

**Механика материалов:
прочность, ресурс, безопасность****Materials mechanics: strength,
durability, safety**DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2019-85-4-42-49>**ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПАРОПРОВОДНЫХ
ЦЕНТРОБЕЖНО-ЛИТЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 15Х1М1Ф****© Евгений Алексеевич Гринь, Татьяна Васильевна Перевезенцева,
Вардан Аветикович Саркисян**Всероссийский теплотехнический научно-исследовательский институт, Москва, Россия;
e-mail: E.A.Grin@vti.ru; TVPerevesentseva@vti.ru; VASarkisyan@vti.ru*Статья поступила 13 марта 2018 г. Поступила после доработки 14 июня 2018 г.
Принята к публикации 15 ноября 2018 г.*

Обоснована актуальность оценки характеристик трещиностойкости металла центробежно-литых (ЦБЛ) труб из стали 15Х1М1Ф. Отмечены характерные особенности исследуемого металла и приведена методика проведения испытаний на трещиностойкость. Исследованы три модификации металла ЦБЛ труб в исходном состоянии, отличающиеся степенью развития ликвационной неоднородности, и две модификации металла с примерно одинаковой степенью структурной неоднородности, отличающиеся сроками наработки в составе действующего оборудования. Показано, что уменьшение интенсивности ликвационного повреждения структуры металла практически не влияет на уровень его прочностных характеристик, но сопровождается повышением пластических свойств и ударной вязкости. Представлены результаты исследований трещиностойкости центробежно-литых труб из стали 15Х1М1Ф при статическом и циклическом нагружении, а также при длительном статическом нагружении в условиях высокотемпературной ползучести. Показано, что увеличение степени структурной неоднородности центробежно-литой стали оказывает негативное влияние на характеристики статической трещиностойкости; в меньшей мере это отражается на циклической трещиностойкости ЦБЛ стали и практически не влияет на ее трещиностойкость при ползучести. С увеличением продолжительности наработки металла в составе действующих паропроводов циклическая трещиностойкость незначительно уменьшается, в то время как характеристики длительной статической трещиностойкости существенно снижаются. Установлено, что сварные соединения паропроводов из центробежно-литых труб обладают существенно более низкой трещиностойкостью в условиях ползучести по сравнению с основным металлом. В результате статистической обработки экспериментальных данных получены кинетические диаграммы циклической и длительной статической трещиностойкости при ползучести ЦБЛ стали 15Х1М1Ф. Продемонстрированы результаты практического применения полученных характеристик трещиностойкости металла ЦБЛ труб для решения задач по обеспечению надежной эксплуатации паропроводов тепловых электростанций на стадии выработки остаточного ресурса.

Ключевые слова: паропроводы горячего промперегрева; центробежно-литые трубы; структурная неоднородность; сварные соединения; трещиностойкость; скорость роста трещины; усталость; ползучесть; живучесть.

**CRACK RESISTANCE OF CENTRIFUGAL-CAST STEAM PIPES
MADE OF STEEL 15Kh1M1F****© Evgeny A. Grin, Tatyana V. Perevezentseva, Vardan A. Sarkisyan**All-Russia Thermal Engineering Institute, Moscow, Russia;
e-mail: E.A.Grin@vti.ru; TVPerevesentseva@vti.ru; VASarkisyan@vti.ru*Received March 13, 2018. Revised June 14, 2018. Accepted November 15, 2018.*

Significance of assessing the characteristics of crack resistance of centrifugal-cast (CFC) tubes made of steel 15Kh1M1F is substantiated. The characteristic features of the metal under study are considered along with the methodology of crack resistance tests. Three modifications of the metal of the CFC pipes in the initial state, that differ in the degree of developed segregational heterogeneity, and two modifications

of the metal with almost the same degree of structural heterogeneity, which differ in the running time as a part of the operating equipment are studied. It is shown that a decrease in the intensity of the segregational damage of the metal structure has almost no effect on the level of the strength characteristics, but is accompanied by an increase in the plastic properties and toughness of the metal. We present the results of studying crack resistance of centrifugal-cast pipes (steel 15Kh1M1F) under static, cyclic and prolonged static loading in conditions of high-temperature creep. It is shown that an increase in the degree of structural heterogeneity of the CFC steel adversely affects the characteristics of static crack resistance and cyclic crack resistance as well, but to a far lesser extent and has little if any effect on the crack resistance of the CFC steel at creep. Cyclic crack resistance slightly decreases with increase of the operating time of the metal in functioning pipelines, whereas the characteristics of the prolonged static crack resistance get worse significantly. It is shown that welded joints of the CFC pipelines have a substantially lower crack resistance under creep conditions compared to the base metal. Statistical processing of the experimental data is used to get kinetic diagrams of cyclic and prolonged static crack resistance of 15X1M1F CFC-steel in creep conditions. The results of practical applications of the obtained crack resistance characteristics of the metal of the CFC pipes are demonstrated with a focus on the problems of ensuring the reliable operation of the steam pipelines of thermal power plants at the end of their service lifetime.

Keywords: hot reheat steam pipelines; centrifugal cast tubes; structural heterogeneity; welded joints; crack resistance; crack growth rate; fatigue; creep; survivability.

Введение

При создании энергоустановок единичной мощностью 300, 500 и 800 МВт тепловых электростанций (ТЭС) возникла потребность в применении труб большого диаметра для сооружения паропроводов горячего промперегрева (ГПП). С этой целью в Советском Союзе в конце 70-х годов прошлого века была разработана и реализована технология изготовления крупно-размерных труб диаметром до 920 мм методом центробежного литья. На ряде ТЭС в составе мощных энергоблоков, введенных в эксплуатацию в конце 80-х – начале 90-х годов, до настоящего времени работают паропроводы ГПП, изготовленные из центробежно-литых (ЦБЛ) труб. В связи с внушительной наработкой этих трубопроводов остро стоит проблема продления сроков их службы сверхнормативного ресурса (100 тыс. ч).

Основным негативным последствием технологии изготовления ЦБЛ труб является наличие в большинстве отливок структурной неоднородности типа ликвационной полосчатости [1]. Ликвационные прослойки локализуются, как правило, по границам дендритных зерен, и в этих зонах при микроструктурном анализе обнаруживаются технологические дефекты в виде участков скопления пор и микротрещин [1]. Поэтому при оценке состояния металла ЦБЛ труб особую актуальность приобретает задача использования, помимо традиционных критериев (длительная прочность, ползучесть), локальных критериев прочности и ресурса материала, характеризующих его работоспособность на стадии длительной эксплуатации. К таким критериям в силу специфики структурного состояния металла ЦБЛ труб должны быть отнесены критерии механики разрушения, т.е. характеристики трещиностойкости материала [2]. На основании данных о характеристиках трещиностойкости материала ЦБЛ

труб открывается возможность объективно анализировать состояние и прогнозировать остаточный ресурс паропроводов ГПП с учетом наличия исходных технологических дефектов и оценки возможности их развития в условиях эксплуатации. В статье изложена методика и представлены результаты исследований характеристик статической, циклической и длительной статической в условиях ползучести трещиностойкости стали 15X1M1Ф в ЦБЛ исполнении с учетом особенностей ее структурного состояния.

Материал и методика исследований

Исследовали центробежно-литые трубы из стали 15X1M1Ф производства завода «Буммаш» (г. Ижевск): две трубы (плавки «А» и «Б») $\varnothing 920 \times 32$ мм в исходном состоянии, включая стыковое сварное соединение, и две трубы $\varnothing 630 \times 25$ мм после эксплуатации в составе паропровода (при температуре 545 °С). Одна из этих труб имела наработку ~56 тыс. ч, другая — около 100 тыс. ч. Технологическая схема производства ЦБЛ труб включает: выплавку стали; центробежную отливку труб на литейных машинах; механическую обработку труб (в размер). Термическая обработка ЦБЛ труб проводится по режиму противоблокального отжига, гомогенизации, нормализации (970 – 1000 °С) и отпуска (730 – 750 °С). Одну из исследуемых в состоянии поставки труб плавки «А» механически обрабатывали на заводе наполовину — только по наружному диаметру (толщина стенки составляла 50 мм), другую трубу (плавки «Б») обтачивали с обеих сторон. Как уже отмечено, микроструктурное состояние металла ЦБЛ труб характеризуется наличием ликвационных зон, содержащих в массовом количестве микропоры, неметаллические включения, микротрещины. В связи с этим

был проведен металлографический анализ структуры металла исследуемых труб. Результаты анализа продемонстрировали качественное отличие микроструктуры металла труб плавки «А» и «Б» (обе в исходном состоянии) в части поражения ликвационными зонами. Максимальное количество ликваций наблюдалось в районе внутреннего (необработанного) слоя трубы плавки «А», затем их интенсивность снижалась с переходом к наружному слою (после обработки) этой же трубы, а наименьшая поврежденность ликвациями отмечена в металле трубы плавки «Б». Микроструктура металла труб после наработки (56 и 100 тыс. ч) качественно мало отличалась по степени ликвационной поврежденности от металла исходной трубы плавки «Б». Таким образом, исходный металл был представлен фактически тремя различными состояниями; при этом его качество с точки зрения развитости структурной и механической неоднородности постепенно улучшалось с переходом от внутреннего к наружному слою трубы плавки «А» и далее — к материалу трубы плавки «Б». В дальнейшем будем условно обозначать эти состояния как 1, 2 и 3 соответственно. Кроме того, исследовали металл после наработки 56 и 100 тыс. ч — состояния 4 и 5 соответственно.

Химический состав всех исследованных вырезов металла отвечал требованиям технических условий (ТУ 108-874-79) на трубы из стали 15Х1М1Ф в центробежно-литом исполнении. Механические свойства металла для всех исследованных состояний приведены в таблице. Из нее следует, что уменьшение интенсивности ликвационного повреждения структуры металла (переход от состояния 1 к состоянию 2 и далее — к 3) не оказывает позитивного влияния на уро-

вень прочностных свойств, в то время как пластические свойства при этом повышаются. Одновременно возрастают также характеристики ударной вязкости металла: при комнатной температуре значения KCU (Менаже) 0,45 МДж/м² для состояния 1 увеличиваются до 2,04 МДж/м² для состояния 2 и далее — до 2,30 МДж/м² для состояния 3. Аналогичную тенденцию демонстрирует ударная вязкость по Шарпи. Кроме того, характерна тенденция к снижению прочностных свойств металла ЦБЛ труб с увеличением длительности наработки (см. таблицу), что согласуется с результатами, полученными ранее [1].

Исследование характеристик циклической и длительной статической трещиностойкости проводили также для стыковых сварных соединений ЦБЛ труб в исходном состоянии и после наработки 56 и 100 тыс. ч. Механические свойства исследованных сварных соединений не выходили за рамки требований нормативно-технической документации [3], при этом, как и для металла ЦБЛ труб, имело место снижение прочностных свойств для сварных соединений с наработкой по сравнению с исходным состоянием.

Характеристики трещиностойкости металла ЦБЛ труб исследовали с использованием компактных образцов внецентренного растяжения толщиной 25 мм (стандартный тип СТ-1) [5]. Образцы вырезали таким образом, что для испытаний основного металла плоскость надреза образца была ориентирована в радиально-осевом сечении трубы, а для испытаний сварного соединения — в поперечном сечении, т.е. параллельно линии сплавления. На всех испытываемых образцах выращивали исходные усталостные трещины в соответствии с установленными требованиями [4]. На лицевых гранях образцов, предна-

Механические свойства центробежно-литой стали 15Х1М1Ф

Состояние металла	Условное обозначение	Температура, °С	Механические свойства*					
			σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU , МДж/м ²	KCV , МДж/м ²
Исходное, плавка «А»	1	20	594	405	14,6	46,1	0,45	0,39
		545	387	295	15,8	59,3	0,56	—
	2	20	536	337	22,2	72,8	2,04	0,73
		545	361	281	23,1	81,7	2,01	—
Исходное, плавка «Б»	3	20	512	319	24,9	76,9	2,30	1,51
		545	370	266	24,1	82,8	1,67	—
После наработки 56 тыс. ч	4	20	481	260	24,8	73,4	2,46	—
		545	326	244	34,7	85,1	2,81	—
После наработки 100 тыс. ч	5	20	417	215	26,5	81,8	3,50	—
		545	311	190	28,5	82,5	3,20	—
ТУ 108-874-79	—	20	490 – 686	≥314	≥16	≥45	≥0,4	—

* Приведены усредненные значения свойств по результатам испытаний трех образцов.

значенных для исследования кинетики трещин в условиях ползучести (длительная статическая трещиностойкость), выполняли поверхностные боковые надрезы (пазы) треугольного профиля в продолжении основного надреза образца — для стимулирования развития трещины в фиксированной плоскости боковых надрезов.

Испытания на статическую и циклическую трещиностойкость проводили на испытательных машинах повторно-статического действия типа УМЭ-10ТМ; образцы имели необходимую оснастку. При испытаниях на статическую трещиностойкость регистрировали диаграмму разрушения согласно ГОСТ 25.506–85 [4]. Частота нагружения при циклических испытаниях составляла около 0,1 Гц. Для нагрева образцов при высокотемпературных испытаниях (статических и циклических) использовали термокамеры (печи) с полуавтоматической регулировкой температуры. При циклических испытаниях длину развивающейся трещины в образце измеряли визуально с помощью катетометра. Для этого в процессе высокотемпературных испытаний периодически отключали питание электропечи и поднимали ее (вертикальное перемещение предусматривалось конструкцией печи), обеспечивая обзор образца.

Испытания на статическую трещиностойкость в условиях ползучести проводили на серийных установках АИМА5-1. Нагревательные печи и система управления нагревом установки были усовершенствованы в целях повышения точности и плавности регулировки температурного режима испытаний. В печи располагалась цепочка из двух образцов, последовательно включенных в силовую цепь машины. Для регистрации раскрытия (перемещения) берегов надреза образца на захватах устанавливали специальную оснастку, обеспечивающую возможность измерения параметра раскрытия за пределами горячей зоны.

При проведении испытаний на трещиностойкость в условиях ползучести перемещения берегов надреза образца измеряли с периодичностью 2–4 ч. На начальном этапе испытаний для фиксации момента страгивания трещины проводили частичную (~10 % от заданной нагрузки) разгрузку образца с последующим догрузением до заданного уровня. Периодичность частичной разгрузки составляла не более двух часов. При отклонении тангенса угла наклона кривой нагрузка — перемещение более чем на 5 % от исходного значения дальнейшую периодическую разгрузку прекращали и данный момент времени считали началом роста трещины в условиях ползучести. Длительность испытаний задавали условием достижения образцом перемещения 1,0–2,0 мм. По достижении этой величины перемещения об-

разец снимали с испытаний и доламывали при комнатной температуре на виброустановке. На изломе образца измеряли с помощью инструментального микроскопа длины исходной — усталостной (l_0) и конечной (l_c) трещин. Измерения выполняли по девяти точкам, равноотстоящим друг от друга по толщине сечения образца. Усредненную величину подраста трещины за время испытаний определяли как $\overline{\Delta l} = \bar{l}_c - \bar{l}_0$, где $\bar{l}_c$ и $\bar{l}_0$ — усредненные значения длин конечной и исходной трещин.

Коэффициент интенсивности напряжений (КИН) для компактного образца с боковыми пазами рассчитывали по формуле [6]

$$K_{1s} = K_{1s}(B/B_N)^{0,68}, \quad (1)$$

где K_{1s} — значение КИН для компактного образца в стандартном исполнении [5]; $(B/B_N)^{0,68}$ — член, учитывающий влияние боковых пазов (B и B_N — толщина образца в брутто и нетто сечениях соответственно).

Результаты исследований и их анализ

Статическая трещиностойкость (вязкость разрушения)

Определяли статическую трещиностойкость исходного металла центробежно-литой стали 15Х1М1Ф в трех различных состояниях: высокого (1), среднего (2) и умеренного (3) уровней ликвационной неоднородности. Для этих трех состояний (трубы плавки «А» и «Б») металл испытывали при комнатной температуре, а образцы из плавки «Б» (состояние 3) — также при 545 °С, соответствующей температуре эксплуатации паропровода. При испытаниях металла всех трех состояний при комнатной температуре получены диаграммы разрушения типа 1 [4] с нулевым подростом трещины, что дало возможность прямого определения величины критического КИН (K_{1c}). В результате обработки данных эксперимента установлено, что по мере снижения ликвационной неоднородности металла с переходом от внутреннего (1) к наружному (2) слою трубы плавки «А», а затем — к материалу трубы плавки «Б» (3) характеристика вязкости разрушения K_{1c} монотонно повышается, принимая значения 60,8; 73,3 и 85,6 МПа · м^{1/2} соответственно. Следовательно, полученный результат демонстрирует чувствительность статической трещиностойкости (K_{1c}) к структурному состоянию металла. Характерно, что определенные по результатам испытаний на ударную вязкость (по Шарпи) значения критической температуры хрупкости (T_K) данного металла также проявляли аналогичную

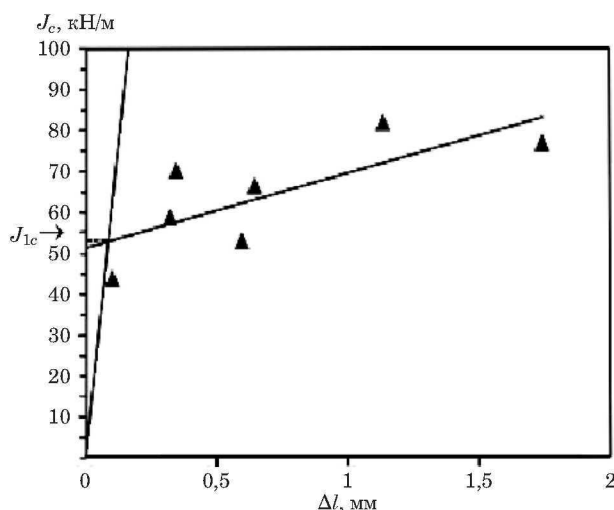


Рис. 1. J_R -кривая для центробежно-литой стали 15X1M1Ф при температуре 545 °С

тенденцию: для трубы плавки «А» величина $T_k = +70 - +60$ °С, а для трубы плавки «Б» — $T_k \approx +40$ °С.

Испытания металла трубы плавки «Б» (состояние 3) при повышенной температуре (545 °С) показали вязкий характер разрушения материала — получены диаграммы разрушения типа IV [5] с подростом трещины. Обработку диаграмм проводили по методу J -интеграла с учетом подраста трещины согласно [4]. Построенная по результатам этой обработки J_R -кривая показана на рис. 1. Для данного состояния металла значение статической вязкости разрушения (K_{1c} получено пересчетом через J_{1c}) при температуре 545 °С составило $K_{1c} \approx 10^6$ МПа · м^{1/2}.

Циклическая трещиностойкость

Кинетику усталостных трещин центробежно-литой стали 15X1M1Ф исследовали для четырех различных состояний металла, три из которых (1, 2, 3) соответствовали состоянию поставки с существенно различной степенью структурной неоднородности, а четвертое состояние (4) — металлу после наработки в составе паропровода ГПП в течение ~56 тыс. ч. Степень ликвационной неоднородности металла с наработкой находится примерно на уровне металла в состоянии 3. Кроме того, испытывали металл шва сварного соединения ЦБЛ труб $\varnothing 920 \times 32$ мм в исходном состоянии. Все испытания проводили при температуре 560 °С; коэффициент асимметрии цикла $R = 0,05 - 0,07$. Результаты исследований представлены на рис. 2 в виде зависимости скорости роста трещины (СРТ) от размаха КИН в цикле.

Видно, что металл с наиболее высокой степенью структурной неоднородности (состояние 1)

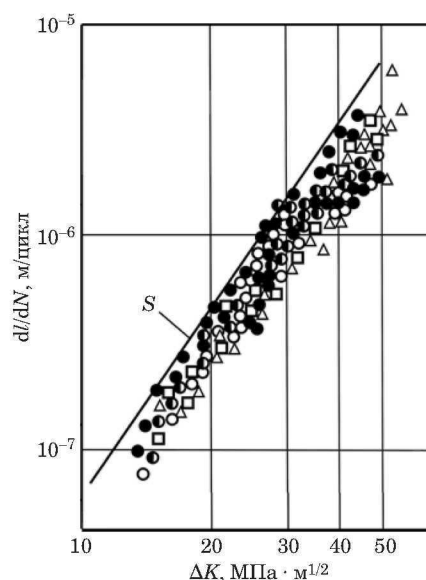


Рис. 2. Характеристики циклической трещиностойкости ЦБЛ стали 15X1M1Ф при 560 °С ($R \approx 0,05 - 0,07$) для различных состояний металла: ●, ○ — основной металл исходный в состоянии: 1 (●), 2 (○), 3 (○); △ — металл сварного шва в исходном состоянии; □ — основной металл после наработки 56 тыс. ч (состояние 4); S — граница 95 %-го доверительного интервала

отличается самым низким уровнем характеристик циклической трещиностойкости и демонстрирует одновременно наибольший разброс экспериментальных данных. Для металла со средней (2) и умеренной (3) степенью ликвационной неоднородности экспериментальные точки зависимости СРТ от размаха КИН располагаются примерно в общей полосе разброса. Представляется, что достаточно большой разброс данных по СРТ центробежно-литой стали обусловлен наличием структурной неоднородности, в связи с чем определенное значение СРТ на диаграмме (экспериментальная точка на рис. 2) будет зависеть от того, какой конкретно локальной зоне соответствует данное значение СРТ, или, иначе говоря, какую локальную зону металла пересекает вершина трещины в рассматриваемый (фиксированный) промежуток времени (в цикловом выражении).

Металл трубы, отработавшей в составе паропровода (состояние 4), имеет характеристики циклической трещиностойкости, близкие к уровню исходного металла с примерно той же степенью ликвационной поврежденности (состояние 3). Циклическая трещиностойкость металла шва сварного соединения ЦБЛ труб в исходном состоянии не хуже, чем у основного металла с достаточно качественной структурой (состояния 2 или 3), за исключением самой верхней части кинетической диаграммы (см. рис. 2).

Обработку экспериментальных данных для получения диаграммы циклической трещиностойкости (по типу уравнения Париса) ЦБЛ стали выполняли в рамках консервативного подхода по принципу построения верхней границы 95 %-го доверительного интервала для всего массива экспериментальных точек (см. рис. 2). В результате получена аппроксимация в виде традиционного соотношения (Париса):

$$dl/dN = 1,23 \cdot 10^{-10} (\Delta K_I)^{2,76}, \quad (2)$$

где dl/dN — СРТ, м/цикл; ΔK_I — размах КИН в цикле, МПа $\cdot$ м^{1/2}.

Трещиностойкость (статическая) при ползучести

Статическую трещиностойкость стали в условиях ползучести исследовали для исходного состояния металла в трех модификациях по степени ликвационной неоднородности (состояния 1, 2, 3) и для металла ЦБЛ труб после наработки, примерно равной 56 тыс. ч (состояние 4) и 100 тыс. ч (состояние 5). Изучали также металл сварных соединений ЦБЛ труб, включая металл шва и зону термического влияния (ЗТВ), в исходном состоянии и после наработки ~100 тыс. ч. Исходный металл в состоянии 1 испытывали при температурах 560 и 594 °С, остальной — при 560 °С.

В результате испытаний получена зависимость скорости роста трещины от величины КИН (K_I) (рис. 3). Очевиден достаточно большой разброс экспериментальных данных, особенно в верхней области кинетической диаграммы, что может объясняться большим количеством модификаций исследуемого металла (в части однородности структуры, времени наработки и др.). Однако характерно, что для исходного металла в трех различных состояниях по степени ликвационной неоднородности (состояния 1, 2 и 3) экспериментальные точки укладываются практически в общую полосу разброса (при температуре испытаний 560 °С). Это свидетельствует о том, что влияние структурной неоднородности стали на процесс развития в ней трещин в значительной степени нивелируется в условиях высокотемпературной ползучести. При этом достаточно явно прослеживается влияние продолжительности наработки металла на его способность сопротивляться росту трещин ползучести. С переходом от исходного к состоянию после наработки 56 тыс. ч и далее — 100 тыс. ч СРТ в металле увеличивается в среднем в 2 – 3 раза. Повышение температуры испытаний приводит к ожидаемому увеличению СРТ в стали для конкретной модификации металла.

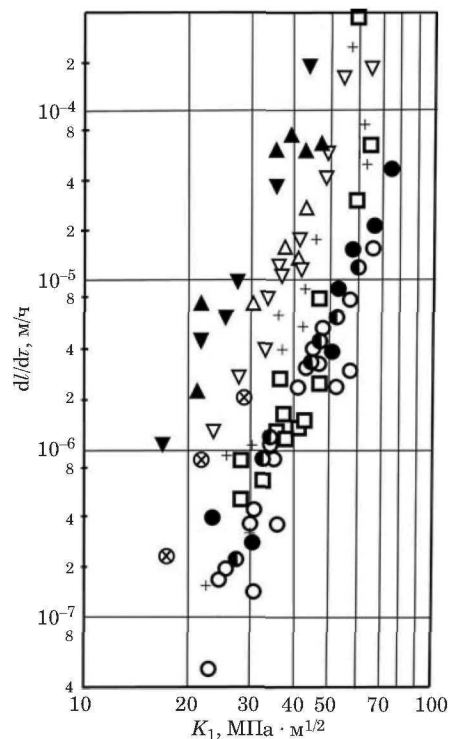


Рис. 3. Зависимость скорости роста трещины от величины КИН для стали 15X1M1Ф и ее сварных соединений при T , равных 594 (⊗) и 560 °С (остальные значки): ○, ●, ⊗ — основной металл исходный — ликвационные состояния: 1 (○, ⊗), 2 (●), 3 (●); △ и ▲ — металл шва и зона сплавления в исходном состоянии; □ и + — основной металл после наработки 56 и ~100 тыс. ч; ▽ и ▼ — металл шва и зона сплавления после наработки ~100 тыс. ч

К наиболее важному фактору следует отнести существенное снижение сопротивляемости металла росту трещин ползучести в сварных соединениях ЦБЛ труб по сравнению с основным металлом (см. рис. 3). Практически во всем исследованном диапазоне коэффициентов интенсивности напряжений СРТ в сварных соединениях существенно выше (максимально почти на порядок), чем в основном металле. Характерно, что наработка значительно меньше влияет на характеристики трещиностойкости сварных соединений при ползучести по сравнению с основным металлом: для сварных соединений в исходном состоянии и после наработки ~100 тыс. ч указанные характеристики по существу слабо отличаются между собой, значительно уступая при этом аналогичным характеристикам основного металла. Следует также отметить, что в составе сварного соединения наиболее низкой трещиностойкостью при ползучести отличается зона термического влияния (вблизи линии сплавления) при том, что и для металла сварного шва сопротивление росту трещин ползучести заметно ниже, чем для основного металла. Последнее косвенно ука-

зывает на то, что наиболее уязвимыми местами в составе паропроводов ГПП из ЦБЛ труб являются сварные соединения (прежде всего ЗТВ) и это подтверждает опыт эксплуатации крупных энергоблоков ТЭС [7].

С учетом характера полученных зависимостей СРТ от КИН в условиях ползучести экспериментальные данные обрабатывали отдельно по массиву экспериментальных точек для основного металла и металла сварных соединений. Регрессионный анализ выполняли построением верхней границы 95 %-го доверительного интервала с получением коэффициентов соответствующих кривых для каждого массива экспериментальных точек. В результате получены следующие зависимости скорости роста трещины при ползучести от величины КИН:

$$dl/dt = 1,95 \cdot 10^{-14} (K_1)^{5,7} \quad (3)$$

для основного металла;

$$dl/dt = 5,02 \cdot 10^{-12} (K_1)^{4,6} \quad (4)$$

для сварного соединения, где dl/dt — СРТ при ползучести, м/ч; K_1 — КИН, МПа $\cdot$ м^{1/2}.

Полученные соотношения могут быть использованы при анализе живучести паропроводов из ЦБЛ труб при наличии в них трещиноподобных дефектов либо после выработки ими своего паркового ресурса.

Выводы

1. Как следует из результатов испытаний на статическую трещиностойкость, вязкость разрушения металла ЦБЛ труб при комнатной температуре составляет не менее 61 МПа $\cdot$ м^{1/2}, а при рабочей температуре паропровода (545 °С) — $\sim 10^6$ МПа $\cdot$ м^{1/2}. Расчетные оценки КИН для зоны стыкового сварного соединения паропровода ГПП из ЦБЛ труб $\varnothing 920 \times 32$ мм, выполненные в достаточно консервативной постановке, показали [6], что в момент выхода поверхностной трещины на противоположную поверхность стенки трубы (т.е. насквозь) значение КИН составит 50 – 52 МПа $\cdot$ м^{1/2}. Следовательно, данному моменту соответствует условие сохранения несущей способности поврежденного участка трубопровода по критерию хрупкой прочности с коэффициентом запаса (по K_{1c}), равным $\sim 1,2$ для комнатной температуры и ~ 2 для рабочей температуры. Это означает, что в начальный момент сквозного повреждения трубопровода отсутствуют условия для его катастрофического разрушения или, иными словами, характер разрушения будет отвечать модели «течь перед разрушением».

2. Сопоставление диаграммы циклической трещиностойкости (см. рис. 2) и зависимости КИН от глубины протяженной поверхностной трещины [6] свидетельствует, что влияние циклической нагрузки на темп развития трещин глубиной вплоть до середины стенки трубы ($K_1 \approx 25 - 30$ МПа $\cdot$ м^{1/2}) весьма невелико. При дальнейшем развитии трещины вклад циклической нагрузки в процесс ее роста становится более ощутимым, и для трещин больших размеров разрушение будет определяться не только ползучестью, но и усталостью. Учет переменных нагрузок при анализе живучести паропроводов ГПП становится актуальным применительно к оборудованию, работающему в маневренном режиме.

3. Наиболее критичными участками паропроводов ГПП из ЦБЛ труб являются зоны термического влияния стыковых сварных соединений, поскольку скорость развития трещин ползучести в этих зонах почти на порядок выше, чем в основном металле.

Согласно диаграмме живучести, полученной с использованием уравнения (4), развитие трещины в ЗТВ сварного соединения от исходного поверхностного дефекта глубиной 2 мм до сквозной трещины произойдет примерно за 25 тыс. ч [6], что фактически не превышает межремонтного периода. Следовательно, после выработки паркового ресурса контроль сварных соединений трубопроводов из ЦБЛ труб следует проводить в полном объеме и с периодичностью не реже 25 тыс. ч.

Анализ живучести сварного соединения паропровода $\varnothing 920 \times 32$ мм показал также [6], что время развития трещины на стадии ее сквозного роста до наступления спонтанного разрушения не превышает 1 % от общего времени живучести (для исходной трещины глубиной 2 мм). Это указывает на то, что при появлении пропаривания (свища) в зоне сварного соединения трубопровода из ЦБЛ труб энергоблок должен быть немедленно остановлен.

ЛИТЕРАТУРА

1. Резинских В. Ф., Анохов А. Е., Гринь Е. А., Перевезенцева Т. В. Работоспособность и перспективы замены паропроводов горячего промперегрева из центробежно-литых труб после истощения ими ресурса / Электрические станции. 2011. № 8. С. 7 – 15.
2. Гринь Е. А. Возможности механики разрушения применительно к задачам прочности, ресурса и обоснования безопасной эксплуатации тепломеханического оборудования / Теплоэнергетика. 2013. № 1. С. 25 – 32.
3. РД 153-34.1-003-01 (РТМ-1С). Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте энергетического оборудования. — М.: ПИО ОБТ, 2001.
4. ГОСТ 25.506–85. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости раз-

рушения) при статическом нагружении. — М.: Госстандарт СССР, 1986.

5. **Писаренко Г. С., Наumenко В. П., Волков Г. С.** К определению коэффициента интенсивности напряжений в образце с боковыми пазами / Проблемы прочности. 1977. № 10. С. 5 – 10.
6. **Гринь Е. А., Анохов А. Е.** Анализ процесса развития разрушения стыкового сварного соединения паропровода ГПП блоков 800 МВт / Электрические станции. 2008. № 10. С. 29 – 35.

REFERENCES

1. **Rezinskikh V. F., Anokhov A. E., Grin E. A., Perevezentseva T. V.** The operability and prospects of replacing the hot steam reheater of centrifugally cast tubes after exhausting their resource / Elektr. Stantsii. 2011. N 8. P. 7 – 15 [in Russian].
2. **Grin E. A.** Possibilities of fracture mechanics as applied to problems of strength, resource and justify the safe operation of thermomechanical equipment / Teploénergetika. 2013. N 1. P. 25 – 32 [in Russian].
3. RD 153-34.1-003-01 (RTM-1S). Welding, heat treatment and control of pipe systems of boilers and piping when assembling and repair of power equipment. — Moscow: PIO OBT, 2001 [in Russian].
4. State Standard GOST 25.506–85. Methods of mechanical testing of metals. Characterization of crack resistance (fracture toughness) at static loading. — Moscow: Gosstandart SSSR, 1986 [in Russian].
5. **Pisarenko G. S., Naumenko V. P., Volkov G. S.** To the definition of the stress intensity factor in the specimen with side grooves / Probl. Prochn. 1977. N 10. P. 5 – 10 [in Russian].
6. **Grin E. A., Anokhov A. E.** Analysis of the development process of the destruction of butt weld pipe UPF blocks 800 MW / Elektr. Stantsii. 2008. N 10. P. 29 – 35 [in Russian].