

Исследование развития трещины в аустенитных сталях при ползучести с учетом влияния предварительного термического старения

А. Г. Гуленко, А. А. Бучатский, Б. З. Марголин, А. Д. Каштанов,
В. А. Федорова

ФГУП ЦНИИ КМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

На основании обработки большого объема экспериментальных данных, полученных для сталей аустенитного класса 304 и 316, определены коэффициенты в уравнении, описывающем скорость роста трещины при ползучести в зависимости от C^ -интеграла. С целью анализа применимости этого уравнения к отечественным аустенитным сталям исследовали скорость роста трещины в основном металле, сварном шве и зоне термического влияния сталей 10X18H9 и 08X16H11M3 в исходном (аустенизированном) состоянии и после длительного теплового старения. Предложен способ учета теплового старения при расчете скорости роста трещины в условиях ползучести.*

Ключевые слова: ползучесть, скорость роста трещины, C^* -интеграл, основной металл, сварной шов, зона термического влияния, тепловое старение.

Введение. Наиболее подходящим параметром для описания скорости роста трещины в аустенитных материалах в условиях ползучести является C^* -интеграл [1, 2]. На основе данных многочисленных экспериментов была установлена зависимость, определяющая развитие трещин в необлученном материале, которая вошла в нормативные документы [3, 4], в следующем виде:

$$\frac{da}{dt} = A_r (C^*)^{n_r}, \quad (1)$$

где a – длина трещины; t – время; A_r , n_r – константы материала, зависящие в общем случае от нейтронного облучения [5].

В настоящее время при проведении экспериментов по оценке роста трещины в аустенитных материалах в основном использовались зарубежные стали 304 и 316 (аналоги отечественных сталей 10X18H9 и 08X16H11M3 соответственно). Испытания проводились на образцах различного типа: цилиндрические с круговым надрезом и компактные СТ образцы [6]. Анализ выполненных исследований показал, что тип образцов не оказывает существенного влияния на зависимость скорости роста трещины от C^* -интеграла. Аналогичные результаты были получены в исследованиях [7, 8].

В некоторых экспериментальных исследованиях основное внимание уделялось изучению влияния размеров образцов на скорость роста трещины при ползучести. Так, в [9] исследовались образцы на внецентренное растяжение, толщина которых варьировалась в пределах 6...25 мм, а в [7] представлены результаты испытаний, выполненных на плоских образцах с центральным

надрезом, ширина которых изменялась от 12 до 57 мм. Результаты проведенных исследований свидетельствуют об отсутствии значимого влияния этих факторов, так как в обоих случаях данные по скорости роста трещины при одном и том же значении C^* имели небольшой разброс.

Таким образом, экспериментальные результаты по определению влияния типа и размеров образцов являются хорошим обоснованием для использования C^* -интеграла при описании скорости роста трещины в аустенитных материалах.

Известно, что температура влияет на скорость ползучести и соответственно на C^* -интеграл. При одной и той же нагрузке с повышением температуры увеличиваются значения C^* -интеграла, вследствие чего возрастает скорость роста трещины, однако в координатах $da/dt = f(C^*)$ это будет выражаться кривой, инвариантной к температуре. В ряде исследований изучалось влияние температуры на вид зависимости $da/dt = f(C^*)$. Согласно полученным результатам [6, 7, 10–12] температура не оказывает влияния на коэффициенты, входящие в уравнение (1). Оценка подрастания трещины в аустенитных нержавеющей сталях может проводиться по единой кривой $da/dt = f(C^*)$ во всем температурном диапазоне ползучести.

На основании обобщения экспериментальных данных, полученных для сталей 304 и 316 [6, 7, 9, 10, 13–17], была установлена расчетная зависимость как верхняя огибающая (на рис. 1 линия) массива экспериментальных результатов для аустенитных нержавеющей сталей в следующем виде:

$$\frac{da}{dt} = 4,5 \cdot 10^{-2} (C^*)^{0,81} \text{ (мм/ч)}, \quad (2)$$

где размерность $C^* = [\text{кДж}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})]$.

Уравнение (2) было предложено [18] для оценки скорости роста трещины в элементах реакторных установок на быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем.

Расчет C^* -интеграла в элементах конструкций требует применения достаточно сложных вычислительных методов. С целью упрощения был предложен метод на основе C_s^* -параметра, который используется в инженерных расчетах для оценки развития трещин в элементах конструкций, работающих как при установившейся, так и неуставившейся ползучести. Согласно [3] данный параметр определяется по формуле

$$C_s^* = J_e \frac{E \xi_{ref}^c}{\sigma_{ref}}. \quad (3)$$

Здесь

$$\sigma_{ref} = \frac{P}{P_{lim}} \sigma_{0,2}, \quad (4)$$

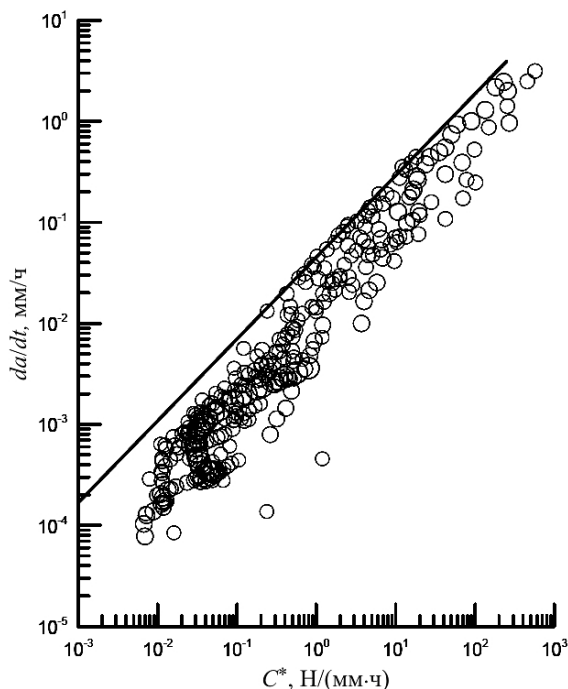


Рис. 1. Экспериментальные данные (точки) и расчетная зависимость (линия) скорости роста трещины при ползучести аустенитных сталей типа 304 и 316 [6, 7, 9, 10, 13–17].

где J_e – упругая составляющая J -интеграла; E – модуль Юнга; P – нагрузка, действующая на элемент конструкции; P_{lim} – нагрузка, отвечающая предельной несущей способности элемента с трещиной; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести; σ_{ref} – эталонное (ссылочное) напряжение, характеризующее уровень нагруженности образца с трещиной [19]; ξ_{ref}^c – скорость деформации, определяемая из уравнения установившейся или неустойчивой ползучести при напряжении, равном σ_{ref} .

Экспериментальные [13–15] и численные [20] исследования показали, что C_s^* -параметр, являясь достаточно эффективным параметром для оценки скорости роста трещины как в области установившейся, так и неустойчивой ползучести, может быть использован вместо C^* -интеграла.

Ранее [21] исследовалось влияние предварительного теплового старения на длительную прочность и пластичность материала. Установлено, что старение не приводит к снижению длительной прочности, а длительная пластичность состаренного материала выше, чем материала в исходном состоянии после аустенизации. Исходя из этого следует ожидать, что в результате старения скорость развития трещины при ползучести не увеличивается.

Таким образом, целью настоящей работы является:

экспериментальное исследование скорости роста трещины в российских сталях 08X16H11M3 и 10X18H9 и их сварных швах;

исследование влияния теплового старения на скорость роста трещины;

анализ применимости формулы (2) к консервативному описанию скорости роста трещины в рассматриваемых сталях;

сопоставление оценки скорости роста трещины в координатах $da/dt = f(C_s^*)$ и $da/dt = f(C_s^*)$.

1. Экспериментальные исследования скорости роста трещины в основном металле, зоне термического влияния и сварном шве аустенитных сталей 10X18H9 и 08X16H11M3.

1.1. *Исследуемые материалы и используемые образцы.* При проведении экспериментов использовали компактные СТ-1 образцы на внецентренное растяжение с 20%-ными боковыми канавками и номинальной толщиной $B = 25$ мм. Одну часть образцов изготавливали из обечайки (сталь 10X18H9) промежуточного теплообменника (ПТО), входящего в состав реакторной установки БН-600. Длительность эксплуатации элементов ПТО составляла ~ 170 тыс. ч, температура эксплуатации $T_{\text{эсп}} = 550^\circ\text{C}$. Для получения исходного состояния стали 10X18H9 образцы аустенизировали по режиму: нагрев в печи до 1050°C , выдержка в течение 30 мин и охлаждение на воздухе. Другую часть СТ-1 образцов изготавливали из трубной заготовки (сталь 08X16H11M3), аустенизированной в начальном состоянии. Для получения состаренного состояния стали 08X16H11M3 проводили термическую обработку по режиму: выдержка при температуре 700°C в течение 2000 ч, что эквивалентно выдержке 70000 ч при температуре 550°C при использовании уравнения Холломона [22]. Химический состав исследуемых материалов приведен в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

Химический состав (мас.%) основного металла исследуемых сталей

Материал	C	Si	S	P	Mn	Cr	Ni	Ti	Mo
10X18H9	0,08	0,56	0,007	0,016	1,48	17,7	9,5	0,09	0,17
08X16H11M3	$\leq 0,08$	0,60	0,006	0,001	1,48	15,6	10,6	–	2,46

Для определения скорости роста трещины в металле сварного шва (МШ), зоне термического влияния (ЗТВ) и основном металле (ОМ) кроме СТ-1 образцов со стандартной толщиной использовали такие же образцы толщиной $B = 16$ мм без боковых канавок. Исследованию подвергали материал обечайки блока защиты ПТО (сталь 10X18H9), эксплуатировавшегося в течение ~ 170 тыс. ч. Нестандартная толщина образцов была связана с малой толщиной шва и основного металла, примыкающего к последнему.

1.2. *Определение условий нагружения.* Условия проведения экспериментов определяли с учетом того, чтобы подрост трещины в компактных образцах составлял примерно 5 мм за 2000 ч, что соответствует средней скорости роста трещины 0,06 мм/сут. По известной скорости роста трещины согласно формуле (2) вычисляли значение C_s^* -интеграла и по (3) и (4) определяли нагрузку, которую необходимо приложить к образцу.

Уравнение (3) можно записать в виде

$$C_s^* = K_I^2 \frac{\xi_{ref}^c}{\sigma_{ref}}, \quad (5)$$

где K_I – коэффициент интенсивности напряжений (КИН), $K_I = \sqrt{J_e/E^*}$; $E^* = E/(1-\nu^2)$; ν – коэффициент Пуассона.

Для компактного образца согласно [3] расчет K_I выполняется по формуле

$$K_I = \frac{P}{(BB_N w)^{0,5}} f_1(x), \quad (6)$$

где P – нагрузка; B – толщина образца; B_N – толщина образца за вычетом боковых канавок; w – расстояние от места приложения силы до края образца; a – длина трещины; $x = a/w$;

$$f_1(x) = \frac{[2+x][0,886 + 4,64x - 13,32x^2 + 14,72x^3 - 5,6x^4]}{[1-x]^{3/2}}. \quad (7)$$

Эталонные напряжения σ_{ref} для компактного образца рассчитывались по формуле [3]

$$\sigma_{ref} = \frac{P}{w(BB_N)^{0,5}} \frac{1}{f_2(x)}, \quad (8)$$

где

$$f_2(x) = 1,115[-(1+1,702x) + (2,702 + 4,599x^2)^{1/2}].$$

Скорость установившейся ползучести ξ_{ref}^c определялась с учетом эталонных напряжений по формуле [18]

$$\xi_{ref}^c = a_c \left(\frac{\sigma_{ref}}{\sigma_0} \right)^{n_c} (\kappa_{tr})^{m_c}, \quad (9)$$

где a_c , n_c , m_c , κ_{tr} – константы, зависящие от температуры; $\sigma_0 = 100$ МПа.

Подставляя уравнения (6), (8) и (9) в (5), получаем следующую формулу для расчета нагрузки:

$$P = \left(\frac{C_s^* B^{n_c+1} w^{n_c} (f_2(x))^{n_c-1} \sigma_0^{n_c}}{(f_1(x))^2 a_c (\kappa_{tr})^{m_c}} \right)^{1/(n_c+1)}. \quad (10)$$

Как видно из формулы (10), нагрузка P зависит от параметров ползучести, которые являются функцией температуры. Кроме того, при определении P следует учитывать предельно допустимую нагрузку P_{lim} , которая отвечает за потерю несущей способности образца с трещиной. Для обеспечения несущей способности исследуемого образца необходимо выполнение условия $P < P_{lim}$.

Исходя из теории линий скольжений предельная нагрузка P_{lim} для СТ образца при плоской деформации определяется по формуле [23]

$$P_{lim} = B_N \beta (w - a) \sigma'_{0,2}, \quad (11)$$

где при использовании критерия Треска имеем $\sigma'_{0,2} = \sigma_{0,2}$; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести, рассчитываемый для сталей 10X18H9 и 08X16H11M3 соответственно по следующим уравнениям [18]:

$$\sigma_{0,2} = 115 + 239 \exp(-2,2 \cdot 10^{-3} (T + 273)), \text{ МПа}, \quad (12)$$

$$\sigma_{0,2} = 125 + 239 \exp(-2,2 \cdot 10^{-3} (T + 273)), \text{ МПа}, \quad (13)$$

где T – температура в °С.

Параметр β в (11) определяется из уравнения [23]

$$1,26 \sqrt{\beta^2 + \frac{2w}{w-a} \beta} - \beta = 1. \quad (14)$$

В соответствии с (11)–(14) были выполнены расчеты для СТ-1 образцов толщиной 25 и 16 мм при температурах 550, 600 и 650°С. Размер трещины для расчета предельной нагрузки P_{lim} в уравнении (11) принимался равным $a = a_0 + 5$ мм, где a_0 – начальный размер трещины, определяемый из соотношения $a_0/w = 0,4$.

После сравнительного анализа данных расчетов, проведенных при различных условиях нагружения, была определена оптимальная температура испытаний, равная 650°С, и по формулам (10) и (11) получены значения нагрузок P и P_{lim} для образцов толщиной 25 и 16 мм соответственно. На основании расчетной величины P задавались значения нагрузок, принятые в эксперименте (табл. 2). Значения параметров ползучести, использованные в расчетах, представлены в табл. 3.

1.3. Методика эксперимента. Испытания СТ-1 образцов с целью определения скорости роста трещины при длительном статическом нагружении проводили на испытательной машине УМЭ-10Т при температуре 650°С, контроль которой осуществлялся непрерывно двумя термодарами (одна – измерительная, другая – управляющая).

К тегам испытательной машины прикручены серьги, которые соединяются с образцом посредством пальцев (рис. 2). В результате приложения нагрузки к тегам усилие от них через серьги передается на пальцы, что приводит к внецентренному растяжению образца. Длина трещины определялась с помощью катетометра, точность которого составляет 0,01 мм. При замере длины трещины печь приподнималась, при этом падение температуры образца не превышало 20°С. Кроме замера длины трещины определялось перемещение в месте приложения нагрузки на образце стрелочным индикатором (далее – индикатор), измеряющим перемещение тяг.

Т а б л и ц а 2

Нагрузки P и P_{lim} для исследования скорости роста трещин в основном металле, сварном шве и ЗТВ

№ образца	Маркировка образца	Материал	Состояние	P , кН	P_{lim} , кН
$B = 25$ мм					
1	1	10X18H9 (ОМ)	После эксплуатации	15,5	16,7
2	3			13,5	
3	4А		Аустенизированное	13,5	
4	5		После эксплуатации	13,5	
5	1 (X16)	08X16H11M3 (ОМ)	Аустенизированное	15,5	17,8
6	2 (X16)			13,5	
7	C22 (X16)		Старение при $T = 700^{\circ}\text{C}$ в течение 2000 ч	15,5	
$B = 16$ мм					
8	СВ (X18)	10X18H9 (МШ)	После эксплуатации	12,5	14,3
9	ОМ (X18)	10X18H9 (ОМ)		12,5	
10	ЗТВ (X18)	10X18H9 (ЗТВ)		12,5	

Т а б л и ц а 3

Константы уравнения скорости ползучести для исследуемых сталей при температуре $T = 650^{\circ}\text{C}$

Материал	$a_c, \text{ч}^{-1}$	n_c	m_c	κ_{tr}
10X18H9	$5,590 \cdot 10^{-6}$	8,0000	-0,5300	0,04
08X16H11M3	$1,392 \cdot 10^{-6}$	8,2176	-0,7637	0,04

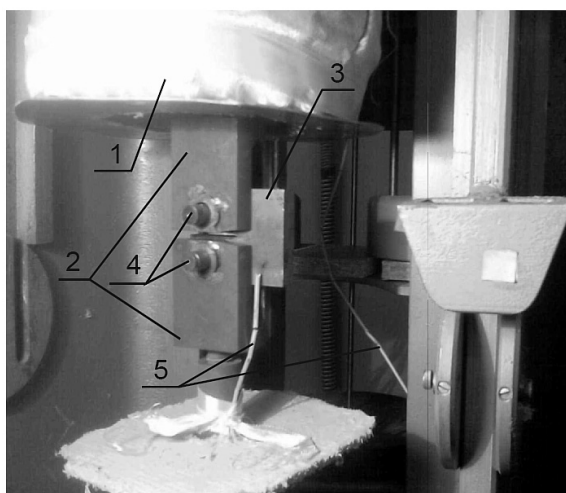


Рис. 2. Компактный СТ-1 образец с термопарами в испытательной машине УМЭ-10Т: 1 – печь; 2 – серьги; 3 – компактный образец; 4 – пальцы; 5 – термопары.

Отметим, что индикатор перемещений контролирует не только перемещение образца, но и упругое деформирование тяг и, возможно, их ползучесть. Чтобы проверить влияние деформирования тяг на результаты измерений, перемещение пальцев определялось также с помощью микрометра. Сравнение результатов показывает, что разность между показаниями, снятыми через одинаковые промежутки времени индикатором и микрометром, остается постоянной. Таким образом, влиянием ползучести в тягах при расчете C^* -интеграла можно пренебречь. Упругое перемещение тяг не влияет на результат, так как при расчете C^* -интеграла необходимо знать скорость перемещений. При дифференцировании перемещений по времени производная упругой деформации при постоянной нагрузке равна нулю.

1.4. **Результаты испытаний.** Для удобства выполнения расчетов экспериментальные данные по росту трещин и перемещению захватов были обработаны и представлены в виде временных зависимостей (табл. 4).

Т а б л и ц а 4

Зависимости перемещения захватов и длины трещины от времени t (ч)

№ образца	Перемещения v в точке приложения нагрузки, мм	Длина трещины a , мм	Δt_{corr} , ч
1	$2,57 + 4,07 \cdot 10^{-2} t^{0,6799}$	$20,89 + 1,039 \cdot 10^{-2} t$	49...595
2	$2,31 + 1,039 \cdot 10^{-3} t + 4,81 \cdot 10^{-7} t^2$	$24,26 + 2,769 \cdot 10^{-2} t$	68...1795
3	$1,62 + 2,33 \cdot 10^{-2} t^{0,7192}$	$21,86 + 1,39 \cdot 10^{-2} t$	80...356
4	$0,509 + 1,24 \cdot 10^{-2} t^{0,702}$	$22,66 + 5,16 \cdot 10^{-3} t$	77...1015
5	$2,31 + 2,33 \cdot 10^{-3} t + 6,67 \cdot 10^{-7} t^2$	$21,08 + 9,15 \cdot 10^{-4} t$	71...1305
6	$1,74 + 1,69 \cdot 10^{-1} t^{0,385}$	$19,66 + 7,87 \cdot 10^{-3} t^{0,807}$	71...1134
7	$2,01 + 5,06 \cdot 10^{-3} t + 3,42 \cdot 10^{-6} t^2$	$20,32 + 1,45 \cdot 10^{-3} t$	90...440
8	$3,03 \cdot 10^{-3} t$	$19,97 + 1,41 \cdot 10^{-3} t$	182...1053
9	$6,0 - 1,51 \cdot 10^{-2} t + 1,95 \cdot 10^{-5} t^2$	$18,36 + 4,31 \cdot 10^{-3} t$	482...825
10	$0,279 + 1,51 \cdot 10^{-3} t + 1,71 \cdot 10^{-6} t^2$	$20 + 0,6(1 - \exp(-0,015t)) + 1,2 \cdot 10^{-3} t$	202...1098

Зависимости скорости роста трещины $\dot{a}(t)$ и скорости перемещения захватов $\dot{v}(t)$ получены путем дифференцирования уравнений, приведенных в табл. 4.

2. Обработка результатов испытаний и построение зависимостей скорости роста трещины от C^* -интеграла и C_s^* -параметра.

2.1. **Расчет C^* -интеграла.** С целью сопоставления экспериментальных данных с расчетной кривой (2) были выполнены расчеты C^* -интеграла и C_s^* -параметра для сталей 10X18H9 и 08X16H11M3.

В соответствии с формулой стандарта ASTM E1457-02 C^* -интеграл вычисляется по следующему уравнению [24]:

$$C^*(t) = \left(2 + 0,52 \frac{w-a}{w} \right) \frac{n_c}{n_c + 1} \frac{P \dot{v}_c}{(w-a)}, \quad (15)$$

где \dot{v}_c – скорость перемещения в образце по линии действия нагрузки за счет процессов ползучести, $\dot{v}_c = \dot{v} - \dot{v}_e - \dot{v}_p$; \dot{v} – полная скорость перемещения захватов, получаемая при обработке результатов эксперимента; \dot{v}_e , \dot{v}_p – скорости перемещения захватов вследствие упругого и пластического деформирования образца при продвижении трещины соответственно; P – нагрузка, прикладываемая к образцу.

В действительности при нагружении захваты практически всегда будут перемещаться не только за счет процессов ползучести в образце, но и за счет его упругого и пластического деформирования. В то же время необходимо отметить, что C^* -интеграл является параметром, который контролирует напряженно-деформированное состояние у вершины трещины только в условиях ползучести. Поэтому при его расчете из общей скорости перемещения захватов необходимо вычесть скорость только за счет процессов ползучести в образце.

В соответствии с [24] скорость перемещения по линии действия нагрузки вследствие процессов ползучести может быть рассчитана по формуле

$$\dot{v}_c = \dot{v} - \frac{\dot{a} B_N}{P} [2J_e + (n+1)J_p]. \quad (16)$$

Здесь J_e и J_p – упругая и пластическая составляющие J -интеграла; n – константа в степенном законе, связывающем пластическую деформацию с напряжением в виде

$$(\varepsilon_{ref})_p = k(\sigma_{ref})^n; \quad (17)$$

$$J_e = \frac{(K_1)^2}{E^*}; \quad E^* = \frac{E}{(1-\nu^2)}; \quad J_p = \frac{E(\varepsilon_{ref})_p}{\sigma_{ref}},$$

где k – константа.

Для корректного определения \dot{v}_c в соответствии со стандартом RCC-MR необходимо, чтобы отношение скоростей \dot{v}_c/\dot{v} было больше 0,8 [3].

При расчете C^* -интеграла и построении зависимости $da/dt = f(C^*)$ следует учитывать корректность использования опытных данных. На рис. 3 представлена типичная экспериментальная зависимость скорости роста трещины от C^* -интеграла, построенная на основе обработки данных с помощью формулы (15), где точка 0 соответствует старту трещины после некоторого инкубационного периода, сопровождающегося притуплением вершины трещины. По мере развития трещины на участке 0–1 значение C^* -интеграла

в соответствии с уравнением (5) уменьшается за счет снижения скорости ползучести на первой стадии. Одновременно уменьшается также скорость роста трещины. В точке 1 происходит реверс зависимости $C^*(t)$, и на участке 1–2 начинает увеличиваться. На данном участке рост C^* -интеграла связан с увеличением длины трещины, что приводит к повышению КИН K_I . При этом скорость роста трещины на участке 1–2 увеличивается с ростом C^* -интеграла. Для получения консервативных оценок при описании роста трещины в виде зависимости (1) необходимо использовать данные участка 1–2.

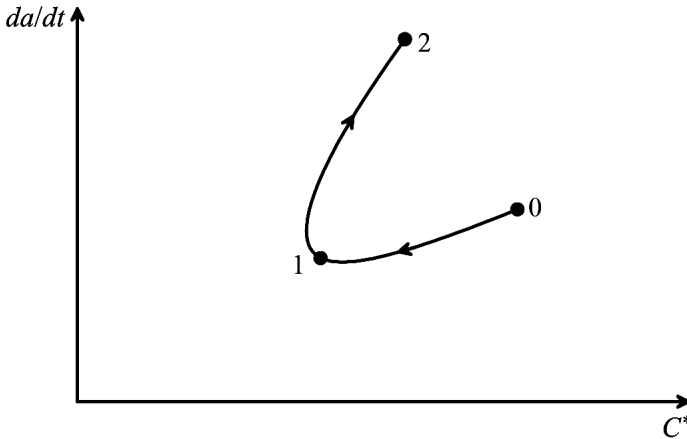


Рис. 3. Схема зависимости скорости роста трещины в условиях ползучести от C^* -интеграла.

В соответствии с уравнением (16) для всех образцов была рассчитана скорость \dot{v}_c , обусловленная ползучестью, и определено предельное время t_{limit} , ниже которого выполняется условие $\dot{v}_c/\dot{v} > 0,8$. В качестве примера на рис. 4 показано изменение отношения \dot{v}_c/\dot{v} в зависимости от времени для образцов № 3 и 5. Временной диапазон Δt_{corr} , в котором испытания корректны, рассчитывается по формуле $\Delta t_{corr} = t_{limit} - t_{revers}$, где t_{revers} определяется как момент времени, соответствующий точке 1 на рис. 3. Значения Δt_{corr} для испытанных образцов приведены в табл. 4.

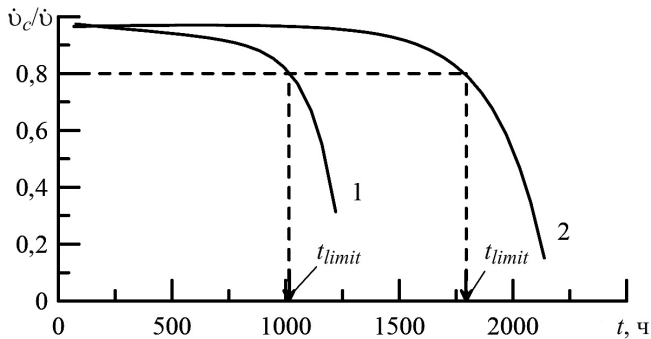


Рис. 4. Зависимость отношения скоростей \dot{v}_c/\dot{v} от времени для образцов № 3 (кривая 2) и № 5 (кривая 1). (Стрелками показано предельное время t_{limit} , ниже которого испытания корректны по условию $\dot{v}_c/\dot{v} > 0,8$.)

2.2. Расчет C_s^* -параметра. C_s^* -параметр рассчитывается по уравнению (5), в которое входят параметры ξ_{ref}^c , K_I , σ_{ref} , K_I – по формуле (6), эталонное напряжение σ_{ref} – по (8). Длина трещины a для каждого образца вычисляется в соответствии с данными, приведенными в табл. 4. Скорость ползучести $\dot{\xi}_{ref}^c$ определяется по формуле [18]

$$\dot{\xi}_{ref}^c = a_c \left(\frac{\sigma_{ref}}{\sigma_0} \right)^{n_c} (\kappa)^{m_c}; \quad (18)$$

$$\begin{aligned} \kappa &= \kappa_c, & \text{если } \kappa_c < \kappa_{tr}; \\ \kappa &= \kappa_{tr}, & \text{если } \kappa_c \geq \kappa_{tr}, \end{aligned} \quad (19)$$

где κ_c – накопленная деформация ползучести (параметр Оджвиста), $\kappa_c = \int d\varepsilon_{eq}^c$; ε_{eq}^c – интенсивность деформации ползучести; κ_{tr} – деформация, при которой начинается вторая стадия ползучести.

При $\kappa_c < \kappa_{tr}$ и $\sigma_{ref} = \text{const}$ в результате интегрирования уравнения (18) получим

$$\kappa_c = \left((1 - m_c) a_c \left(\frac{\sigma_{ref}}{\sigma_0} \right)^{n_c} t \right)^{1/(1-m_c)}. \quad (20)$$

Значения констант a_c , n_c , m_c и κ_{tr} приняты в соответствии с табл. 3.

На основании уравнений (15) и (5) были рассчитаны значения C^* -интеграла и C_s^* -параметра соответственно. Результаты обработки экспериментальных данных приведены на рис. 5–10. На рис. 5–8 и 9, 10 представлены зависимости скорости роста трещины соответственно от C^* -интеграла и C_s^* -параметра для сталей 10X18Н9 и 08X16Н11М3.

3. Обсуждение результатов. Представленные на рис. 5 и 6 данные получены на образцах, изготовленных из сталей 10X18Н9 и 08X16Н11М3 в исходном (аустенизированном) и состаренном состоянии. Видно, что при одинаковых условиях нагружения (одинаковое значение C^* -интеграла) скорость роста трещины в условиях ползучести больше для сталей в исходном состоянии, чем в состаренном.

На рис. 7 приведены результаты обработки экспериментальных данных для основного металла, сварного шва и ЗТВ стали 10X18Н9. Их сравнение показывает, что рост трещины при одинаковых условиях нагружения в основном металле происходит быстрее, чем в сварном шве и ЗТВ.

Сопоставление скоростей роста трещины в сталях 08X16Н11М3 и 10X18Н9 свидетельствует о том, что da/dt для первой стали ниже, чем для второй как в исходном, так и состаренном состоянии (рис. 8).

Выше отмечалось, что для оценки развития трещин в элементах конструкций при ползучести вместо C^* -интеграла используется C_s^* -параметр. При этом необходимо знать зависимость, прогнозирующую скорость ползу-

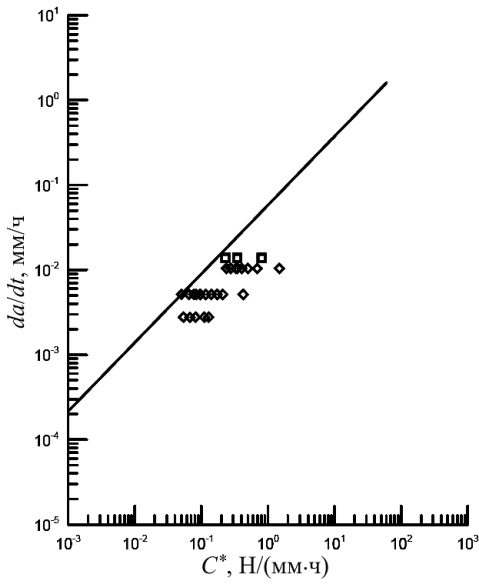


Рис. 5

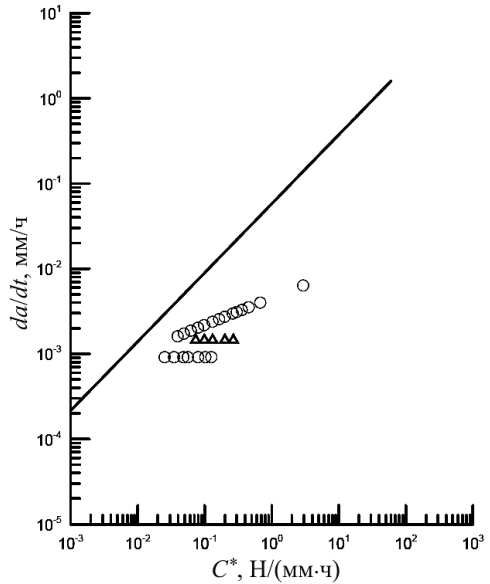


Рис. 6

Рис. 5. Зависимость скорости роста трещины от C^* -интеграла для стали 10X18H9 в исходном (\square) и состаренном (\diamond) состоянии (ОМ, $B = 25$ мм). (Здесь и на рис. 6–8: линии – расчет по уравнению (21).)

Рис. 6. Зависимость скорости роста трещины от C^* -интеграла для стали 08X16H11M3 в исходном (\circ) и состаренном (\triangle) состоянии (ОМ, $B = 25$ мм).

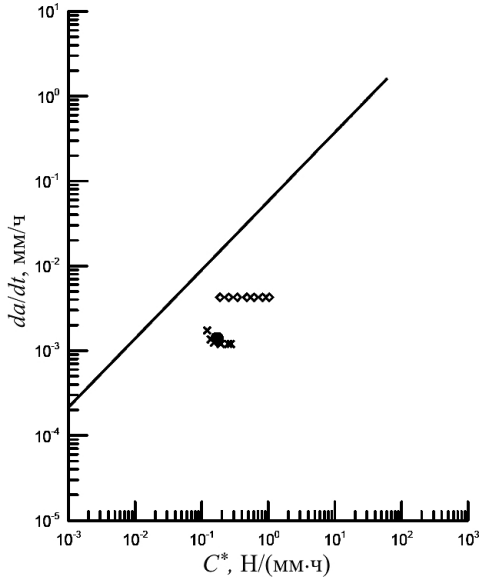


Рис. 7

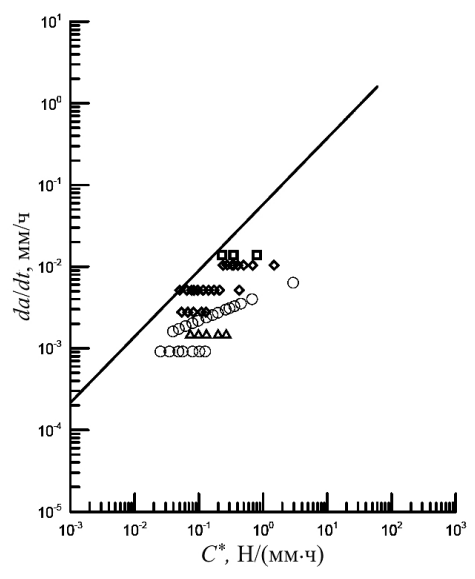


Рис. 8

Рис. 7. Зависимость скорости роста трещины от C^* -интеграла для стали 10X18H9 (\diamond), металла сварного шва (\bullet) и зоны термовлияния (\times) в состаренном состоянии ($B = 16$ мм).

Рис. 8. Зависимость скорости роста трещины от C^* -интеграла для стали 10X18H9 в исходном (\square) и состаренном (\diamond) состоянии, а также для стали 08X16H11M3 в исходном (\circ) и состаренном (\triangle) состоянии (ОМ, $B = 25$ мм).

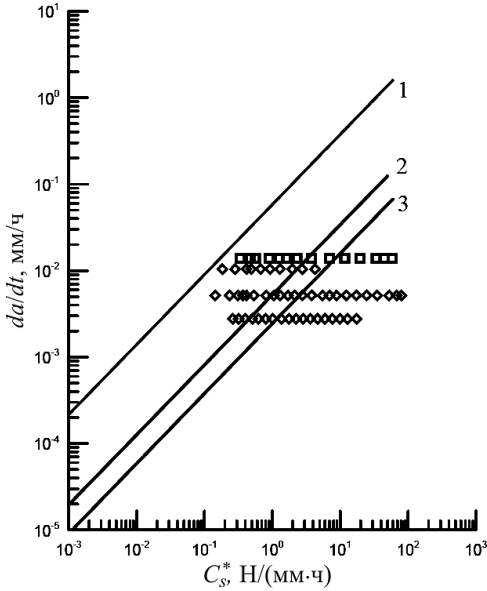


Рис. 9

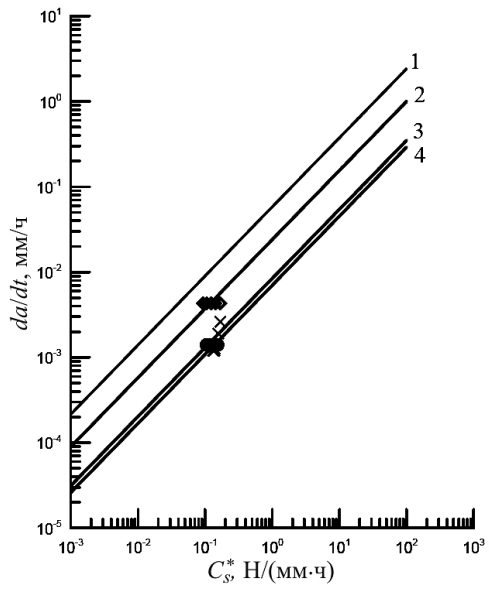


Рис. 10

Рис. 9. Зависимость скорости роста трещины от C_s^* -параметра для стали 10X18N9 в исходном (\square) и состаренном (\diamond) состоянии: 1 – расчет по уравнению (21); 2 – средняя кривая для материала в исходном состоянии, $da/dt = 5,2 \cdot 10^{-3} (C_s^*)^{0,81}$, мм/ч; 3 – средняя кривая для материала в состаренном состоянии, $da/dt = 2,44 \cdot 10^{-3} (C_s^*)^{0,81}$, мм/ч. (ОМ, $B = 25$ мм.)

Рис. 10. Зависимость скорости роста трещины от C_s^* -параметра ($B = 16$ мм) для стали 10X18N9 (\diamond), металла сварного шва (\bullet) и зоны термического влияния (\times) в состаренном состоянии: 1 – расчет по уравнению (21); 2 – средняя кривая для основного металла в состаренном состоянии, $da/dt = 2,4 \cdot 10^{-2} (C_s^*)^{0,81}$, мм/ч; 3 – средняя кривая для ЗТВ в состаренном состоянии, $da/dt = 0,84 \cdot 10^{-2} (C_s^*)^{0,81}$, мм/ч; 4 – средняя кривая для металла сварного шва в состаренном состоянии, $da/dt = 0,7 \cdot 10^{-2} (C_s^*)^{0,81}$, мм/ч.

части для исследуемого материала. Например, если исследуется металл в исходном и состаренном состоянии, следует располагать зависимостями, определяющими скорость ползучести для этих состояний. Заметим, что при экспериментальном определении C^* -интеграла информацию о скорости ползучести получают опосредованно через величину \dot{v}_c (см. уравнение (15)). Единственной дополнительной информацией о ползучести материала в уравнении (15) является степенной показатель n_c , который может быть принят для заданной температуры испытаний не зависящим от состояния материала.

Таким образом, использование C_s^* -параметра в общем случае приводит к необходимости определять ползучесть для всех материалов, из которых состоит элемент конструкции (основной металл, шов, ЗТВ), с учетом возможного различия в их состоянии (исходное или состаренное).

Попробуем упростить задачу использования C_s^* -параметра. Во всех случаях будем применять зависимость, определяющую скорость ползучести основного металла в исходном состоянии. Тогда зависимость $(da/dt)_{\max} = f(C_s^*)$, где $(da/dt)_{\max}$ – наибольшая величина скорости роста трещины для

исследуемых материалов – ОМ, МШ, ЗТВ – с учетом исходного и состаренного состояния, позволит проводить консервативную оценку развития трещины при ползучести в любом из этих материалов.

На рис. 9 приведены экспериментальные зависимости da/dt от C_s^* -параметра для стали 10X18H9 в исходном и состаренном состоянии. При расчете C_s^* -параметра для материала в состаренном состоянии использовалась скорость ползучести, характерная для материала в исходном состоянии. В результате обработки данных по скорости роста трещины da/dt с помощью зависимости вида (1) при фиксированном $n_r = 0,81$ получены следующие значения A_r : для исходного состояния $(A_r)^{исх} = 5,2 \cdot 10^{-3} \text{ (ч/мм)}^{n_r-1} \cdot (\text{МПа})^{-n_r}$ – кривая 2; для состаренного $(A_r)^{сост} = 2,44 \cdot 10^{-3} \text{ (ч/мм)}^{n_r-1} \cdot (\text{МПа})^{-n_r}$ – кривая 3. Из сравнения кривых 2 и 3 следует, что da/dt для материала в состаренном состоянии ниже, чем в исходном.

На рис. 10 представлены результаты экспериментов для основного металла, металла сварного шва и зоны термического влияния, полученные на образцах толщиной $B = 16$ мм. При обработке данных по скорости роста трещины и расчете C_s^* -параметра с использованием скорости ползучести материала в исходном состоянии получены следующие значения A_r при $n_r = 0,81$: $2,4 \cdot 10^{-2}$ для ОМ (кривая 2); $0,7 \cdot 10^{-2}$ для МШ (кривая 3); $0,84 \cdot 10^{-2}$ для ЗТВ (кривая 4). Сравнение кривых 2, 3 и 4 показывает, что скорость роста трещины для основного металла выше, чем для металла шва и зоны термического влияния. Следовательно, использование при расчете C_s^* -параметра скорости ползучести, характерной для материала в исходном состоянии, позволяет проводить консервативные оценки развития трещины в МШ и ЗТВ на основе зависимости $da/dt = f(C_s^*)$ для основного металла.

Рассмотрим возможность применения уравнения (2), полученного на основе обработки данных по зарубежным сталям 304 и 316, для описания скорости роста трещины в сталях 10X18H9 и 08X16H11M3.

Исходя из обобщения результатов испытаний с учетом $n_r = 0,81$ определяем расчетную зависимость da/dt как верхнюю огибающую массива экспериментальных данных, представленных на рис. 5–10:

$$\frac{da}{dt} = 5,8 \cdot 10^{-2} (C^*)^{0,81}, \quad \text{мм/ч.} \quad (21)$$

Здесь вместо C^* -интеграла может быть использован C_s^* -параметр.

Сравнение зависимости (2) с (21) показывает, что da/dt для материалов 10X18H9 и 08X16H11M3 выше, чем для сталей 304 и 316, примерно в 1,3 раза.

Таким образом, на основе анализа развития трещины в основном металле, зоне термического влияния и металле сварного шва сталей 10X18H9 и 08X16H11M3 в исходном и состаренном состоянии скорость ее роста может быть консервативно описана расчетной зависимостью (21).

При обработке экспериментальных данных было сделано допущение, что n_r в уравнении (1) не зависит от рассматриваемого материала. Это допущение имеет вполне основательную теоретическую базу. Отметим, что C^* -интеграл был введен как аналог J -интеграла в случае деформирования материала, описываемого уравнением Нортон в виде $\xi^c = a_c(\sigma)^{n_c}$. Исходя из анализа напряженно-деформированного состояния у вершины трещины можно записать [25]

$$\xi^c(r) \sim \left(\frac{C^*}{r} \right)^{n_c/(n_c+1)}. \quad (22)$$

Согласно уравнению Монкмана–Гранта [26], имеем

$$t_f \xi_{steady}^c = \text{const}, \quad (23)$$

где ξ_{steady}^c – скорость деформации ползучести на установившемся участке.

Подрост трещины можно представить как разрушение элементарной ячейки размером d_g за время t_f . Тогда скорость роста трещины можно рассчитать по следующей формуле:

$$\frac{da}{dt} = \frac{d_g}{t_f}. \quad (24)$$

Подставляя уравнение (24) в (23), получаем

$$\frac{da}{dt} = \frac{d_g \xi_{steady}^c}{\text{const}}. \quad (25)$$

С учетом уравнения (22), принимая, что $\xi^c|_{r=d_g} = \xi_{steady}^c$, из (25) имеем

$$\frac{da}{dt} = k \left(\frac{C^*}{d_g} \right)^{n_c/(n_c+1)}, \quad (26)$$

где k – константа.

Переобозначив константы в зависимости (26), ее можно привести к виду (1), где

$$n_r = \frac{n_c}{n_c + 1}. \quad (27)$$

Поскольку в большинстве случаев $n_c \gg 1$, за исключением диффузионной ползучести, когда значение $n_c \approx 1$, величина $n_r < 1$ или приблизительно равна единице. Видно, что теоретические оценки вполне соответствуют экспе-

риментальным данным, полученным при обработке результатов испытаний сталей 304 и 316. Отметим, что величина n_f не зависит от класса материала и определяется механизмом ползучести. Если n_r не зависит от класса материала, уместно задать вопрос: зависит ли параметр A_r от класса материала. В случае если все свойства, характеризующие da/dt , определяются C^* -интегралом, параметр A_r не должен зависеть от материала. Для ответа на этот вопрос рассмотрим данные, представленные на рис. 11 и взятые из [27]. Как видно, кривые, описывающие $da/dt(C^*)$ для никелевого сплава IN100 и стали 1Cr–Mo–V, расположены параллельно. При этом $n_r \approx 1$. Таким образом, данные результаты подтверждают теоретические оценки.

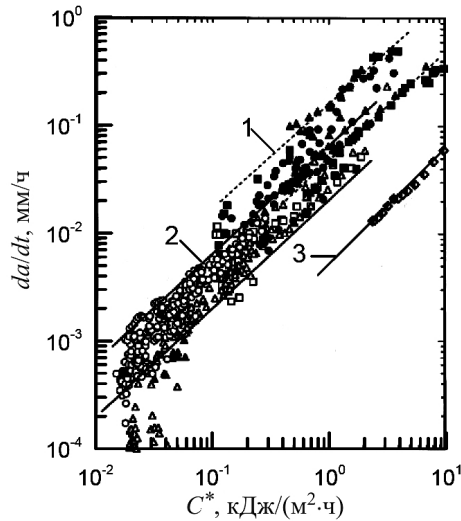


Рис. 11. Скорость роста трещины от C^* -интеграла для никелевого сплава IN100 и стали 1Cr–Mo–V: 1, ●, ▲, ■ – сплав IN100, $T = 732^\circ\text{C}$; 2, ○, △, □ – сплав IN100, $T = 850^\circ\text{C}$; 3, ◇ – сталь 1Cr–Mo–V, $T = 538^\circ\text{C}$.

Верхние огибающие сплава IN100 могут быть аппроксимированы следующими зависимостями:

$$\frac{da}{dt} = 1,6 \cdot 10^{-1} (C^*)^{0,99}, \text{ мм/ч} \quad (T = 732^\circ\text{C}); \quad (28)$$

$$\frac{da}{dt} = 6,7 \cdot 10^{-2} (C^*)^{1,01}, \text{ мм/ч} \quad (T = 850^\circ\text{C}), \quad (29)$$

стали 1Cr–Mo–V:

$$\frac{da}{dt} = 5,2 \cdot 10^{-3} (C^*)^{1,05}, \text{ мм/ч}. \quad (30)$$

Видно, что значение A_r для сплава IN100 при $T = 850^\circ\text{C}$ близко к таковому для аустенитных сталей, при $T = 732^\circ\text{C}$ оно несколько выше, что может быть связано со снижением вклада ползучести в процессе развития

трещины в жаропрочном сплаве при понижении температуры. Значение A_r для стали 1Cr–Mo–V при $T = 538^\circ\text{C}$ ниже, чем для аустенитных сталей. Таким образом, в общем случае A_r зависит от класса материала, что, по-видимому, обусловлено различием константы в уравнении (23). В то же время для материала с одним типом кристаллической решетки (аустенитная сталь и сплав IN100 имеют ГЦК решетку) величины A_r достаточно близки.

Выводы

1. На основании обработки большого объема экспериментальных данных для сталей аустенитного класса 304 и 316 определены коэффициенты в уравнении скорости роста трещины от C^* -интеграла при ползучести.

2. Проведены экспериментальные исследования скорости роста трещины на компактных образцах в условиях ползучести для основного металла, сварного шва и зоны термовлияния сталей 10X18H9 и 08X16H11M3 в исходном (аустенизированном) и состаренном состоянии. При этом одна часть образцов была изготовлена из стали 10X18H9, проработавшей в составе промежуточного теплообменника и после аустенизации, другая – из стали 08X16H11M3 в исходном состоянии и после старения, проведенного в лабораторных условиях.

3. Обработаны экспериментальные данные по скорости роста трещины в основном металле, сварном шве и зоне термовлияния сталей 10X18H9 и 08X16H11M3. Показано, что при одном и том же значении C^* -интеграла скорость роста трещины:

выше для сталей 10X18H9 и 08X16H11M3 в исходном состоянии, чем в состаренном;

выше для основного металла, чем для сварного шва и зоны термического влияния;

меньше для стали 08X16H11M3, чем для стали 10X18H9, как в исходном, так и в состаренном состоянии.

4. Проведено сопоставление скорости роста трещины для материала в исходном и состаренном состоянии на основе C_s^* -параметра. Показано, что для консервативной оценки da/dt как в исходном, так и состаренном состоянии рекомендуется использовать зависимость $da/dt = f(C_s^*)$ для материала в исходном состоянии. При этом C_s^* -параметр рассчитывается с помощью зависимости, описывающей скорость ползучести для материала также в исходном состоянии.

5. Расчетно-экспериментальный анализ свидетельствует, что консервативные оценки развития трещины при ползучести в сварном шве и зоне термовлияния можно проводить по зависимости $da/dt = f(C_s^*)$, полученной для основного металла. При этом расчет C_s^* -параметра выполняется с использованием данных по скорости ползучести, характерной для основного металла в исходном состоянии.

6. Анализ результатов исследования развития трещин в основном металле, зоне термического влияния и сварном шве сталей 10X18H9 и 08X16H11M3 в исходном и состаренном состоянии позволил откорректи-

ровать зависимость для расчета скорости роста трещины, полученную на основе обработки данных для сталей 304 и 316. Откорректированная зависимость описывается уравнением (21).

7. Показано, что параметр n_r в уравнении (1) не зависит от класса материала, а зависит от механизмов ползучести и может быть приближенно рассчитан по формуле (27). Величина n_r для большинства материалов близка к единице.

8. Величина A_r в общем случае зависит от класса материала. Для материалов с одним типом кристаллографической решетки величину A_r в первом приближении можно принимать одинаковой.

Часть исследований выполнена в рамках международного проекта МНТЦ 3973.

Резюме

На основі обробки великого об'єму експериментальних даних, отриманих для сталей аустенітного класу 304 і 316, визначено коефіцієнти в рівнянні швидкості росту тріщини від C^* -інтеграла при повзучості. Із метою застосування цього рівняння для вітчизняних аустенітних сталей досліджували швидкість росту тріщини в основному металі, зварному шві і зоні термічного впливу сталей 10X18H9 і 08X16H11M3 у вихідному (аустенізованому) стані та після тривалого теплового старіння. Запропоновано спосіб урахування теплового старіння при розрахунку швидкості росту тріщини в умовах повзучості.

1. *Landes J. D. and Begley J. A.* A fracture mechanics approach to creep crack growth // *Mechanics of Crack Growth*. – ASTM STP 590, 1976. – P. 128 – 148.
2. *Goldman N. L. and Hutchinson J. W.* Fully-plastic crack problems: The center cracked strip under plane strain // *Int. J. Solids Struct.* – 1975. – **11**. – P. 575 – 592.
3. *RCC-MR: Design and Construction Rules for Mechanical Components of FBR Nuclear Islands*, Appendix A16, Edition 2002, AFCEN, France. – 2002.
4. *Goodall I. W.* An Assessment Procedure for the High Temperature Response of Structures: Assessment Procedure R5, Issue 1, Nuclear Electric Plc. – 1990.
5. *Марголин Б. З., Гуленко А. Г., Бучатский А. А., Балакин С. М.* Прогнозирование скорости роста трещины в аустенитных материалах в условиях ползучести и нейтронного облучения // *Вопр. материаловедения*. – 2005. – **44**, № 4. – С. 59 – 69.
6. *Piques R., Bensussen P., and Pineau A.* Crack initiation and growth under creep fatigue loading of an austenitic stainless steel // *Nucl. Eng. Design*. – 1989. – **116**. – P. 293 – 306.
7. *Тайра С., Отани Р., Китамура Т.* Использование J -интеграла в случае распространения трещины при высоких температурах. Ч. 1. Распространение трещины при ползучести // *Теорет. основы инж. расчетов*. – 1979. – № 2. – С. 52 – 60.

8. *Kanbach H., Detert K., and Rukwied A.* Influence of welding heat (HAZ) and creep strain on the properties of austenitic steels at elevated temperatures // Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures. – London: Institute of Metals, 1987. – P. 705 – 725.
9. *Lee Y. W. and Choi Y. H.* Creep crack initiation and propagation in type 304 stainless steel at 873 K // Mater. Sci. Eng. – 1991. – **131**, No. 1. – P. 39 – 45.
10. *Shibli I. A., Al-Abed B., and Nikbin K.* Scatter bands in creep and fatigue crack growth rates in high temperature plant materials data // J. Mater. High Temper. – 1998. – **15**. – P. 143 – 149.
11. *Curbishley I.* Creep crack growth in type 316 austenitic stainless steel at temperatures of 550 to 625°C // Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures. – London: Institute of Metals, 1987. – P. 533 – 550.
12. *Yokobori A., Jr., Yokobori T., and Nishihara T.* Characterization of high temperature creep crack growth and creep life from high temperature ductile through to high temperature brittle materials // Eng. Fract. Mech. – 1991. – **40**, No. 4-5. – P. 737 – 748.
13. *Polvora J. P., Drubay B., Piques R., et al.* Creep fatigue crack growth on CT25 specimens in an 316L(N) stainless steel at 650°C // Trans. the 14th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 14) (Aug. 17–22, 1997, Lyons). – 1997. – P. 503 – 510.
14. *Smith D. J., Curbishley I., and Huthmann H.* Evaluation of creep-fatigue crack growth in type 316L(N) steel // Trans. the 14th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 14) (Aug. 17–22, 1997, Lyons). – 1997. – P. 511 – 516.
15. *Michel B., Poette C., Albaladejo S., and Martelet B.* Creep-fatigue crack growth assessment under combined mechanical and thermal loading with a simplified approach // Trans. the 14th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 14) (Aug. 17–22, 1997, Lyons). – 1997. – P. 517 – 524.
16. *Marie S. and Delaval C.* Fatigue and creep-fatigue crack growth in 316 stainless steel cracked plates at 650°C // Int. J. Press. Vess. Piping. – 2001. – **78**. – P. 847 – 857.
17. *Tan M., Celard N. J. C., Nikbin K. M., and Webster G. A.* Comparison of creep crack initiation and growth in four steels tested in HIDA // Ibid. – P. 737 – 747.
18. *РД ЭО 1.1.2.09.0714-2007.* Методика расчета прочности основных элементов реакторных установок на быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем. – М.; СПб., 2007. – 181 с.
19. *Ainsworth R. A.* The assessment of defects in structures of strain hardening material // Eng. Fract. Mech. – 1984. – **19**, No. 4. – P. 633 – 642.
20. *Марголин Б. З., Гуленко А. Г., Балакин С. М.* Инженерный метод расчета C^* -интеграла при термосиловом нагружении элементов конструкций // Вопр. материаловедения. – 2008. – **56**, № 4. – С. 76 – 88.

21. Марголин Б. З., Гуленко А. Г., Бучатский А. А. и др. Исследование влияния термического старения на длительную прочность и пластичность стали X18H9 // Там же. – 2010. – **64**, № 4. – С. 118 – 127.
22. Horak J. A., Sikka V. K., and Raske D. T. Review of effects of long-term aging on the mechanical properties and microstructures of types 304 and 316 stainless steel // Proc. Int. Conf. on Nuclear Power Plant Aging, Availability Factor and Reliability Analysis (July 7–12, 1985, San Diego, CA). – 1985. – P. 301 – 313.
23. Хеллан К. Введение в механику разрушения. – М.: Мир, 1972. – 364 с.
24. ASTM E 1457-02. Standard Test Method for Measurement of Creep Growth Rates in Metals // Annual Book of ASTM Standards, 2002. – Vol. 03.01.
25. Rice J. R. and Rosengren G. F. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening materials // J. Mech. Phys. Solids. – 1968. – **16**, No. 1. – P. 1 – 12.
26. Monkman F. C. and Grant N. J. An empirical relationship between rupture life and minimum strain rate in creep-rupture tests // Proc. ASTM. – 1956. – **56**. – P. 593 – 630.
27. Tabuchi M., Kubo K., Yagi K., et al. Results of a Japanese round robin on creep crack growth evaluation methods for Ni-base superalloys // Eng. Fract. Mech. – 1999. – **62**, No. 1. – P. 47 – 60.

Поступила 27. 09. 2011