

Особенности распространения трещин ползучести в жаропрочных никелевых сплавах при статическом нагружении

В. В. Покровский, В. Н. Ежов, В. Г. Сидяченко

Институт проблем прочности НАН Украины, Киев, Украина

На стандартных образцах из сплавов ЭП742 и ЭП962 исследована скорость роста трещин ползучести при температуре 973 К и статической нагрузке. Показано, что сплавы, близкие по химическому составу и механическим свойствам, обладают различными характеристиками сопротивления росту трещин ползучести.

Ключевые слова: скорость роста трещин ползучести, длительная прочность, механика разрушения, инкубационный период.

Обозначения

- $\dot{\varepsilon}_0$ – скорость деформации гладкого образца при ползучести
 σ_0 – напряжение, соответствующее $\dot{\varepsilon}_0$
 $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации
 $\varepsilon_{f_0}^*$ – остаточная деформация ползучести после разрушения
 t – текущее время
 t_p – время до разрушения гладкого образца (длительная прочность)
 t_f – время до разрушения образца с трещиной
 t_T – характеристическое время перехода от локальной ползучести к установившейся ползучести
 t_{in} – время инкубационного периода
 n – показатель степени в уравнении установившейся ползучести
 m – показатель степени в уравнении длительной прочности
 D – константа материала в уравнении длительной прочности
 K – коэффициент интенсивности напряжений
 K_{in} – начальное значение коэффициента интенсивности напряжений
 E – модуль Юнга
 C^* – модифицированный J -интеграл
 ν – коэффициент Пуассона
 P – нагрузка
 P_y – нагрузка при циклическом нагружении образца с трещиной
 a – длина трещины
 a_0 – начальная длина трещины
 B – толщина образца
 W – расстояние от линии действия силы (ЛДС) до тыльной поверхности СТ-образца

- \dot{V} – суммарная скорость смещения по ЛДС
 \dot{V}_c – составляющая ползучести в суммарной скорости смещения по ЛДС
 \dot{V}_e – упругая составляющая скорости смещения по ЛДС
 \dot{V}_p – пластическая составляющая скорости смещения по ЛДС
 \dot{a} – скорость роста трещины ползучести
 k – коэффициент деформационного упрочнения
 J_p – пластическая составляющая J -интеграла
 r_c – размер структурного элемента
 I_n – коэффициент в решении Хатчинсона–Райса–Розенгрена (HRR)

Введение. В настоящее время в мировой практике все более актуальным является принцип эксплуатации авиационных газотурбинных двигателей (АГТД) “по техническому состоянию”. Использование консервативных статистических моделей без учета “живучести” элементов АГТД приводит к преждевременному снятию их с эксплуатации. Диски АГТД исчерпывают проектный ресурс, когда в одном из тысячи ожидается появление трещины длиной 0,1 мм [1], однако многие детали при этом могут отработать не более 10% проектного ресурса. Такой подход экономически необоснован. Кроме того, на стадии изготовления дисков существует вероятность появления микродефектов, которые могут быть не обнаружены средствами дефектоскопического контроля и при эксплуатации в условиях высоких температур и циклических нагрузок вырасти до критических размеров и привести к катастрофическому разрушению двигателя. Таким образом, с целью безопасной и экономичной эксплуатации двигателей необходимо достоверно прогнозировать время развития дефектов от начальных размеров до критических и с учетом этого обоснованно назначать длительность межосмотровых периодов и объемы регламентных работ.

Материал диска турбины АГТД при эксплуатации подвержен воздействию высокой температуры, статическому и циклическому нагружению, однократным и многократным перегрузкам и т.п. Совокупность этих факторов представляет собой реальный полетный цикл. В связи с этим актуальным является вопрос исследования влияния выдержек различной длительности на кинетику зарождения и развития дефектов типа трещин. Рост трещины в двух дисковых материалах при нагружении, имитирующем полетный цикл, изучен ранее [2].

Поскольку полетный цикл включает в себя работу материала при статической нагрузке в условиях высоких температур, остановимся более подробно на закономерностях развития трещин ползучести в жаропрочных сплавах на основе никеля ЭП742 и ЭП962, которые применяются для изготовления дисков турбин АГТД большого ресурса.

Материалы и методика проведения эксперимента. Химический состав сплавов ЭП742 и ЭП962 приведен в табл. 1 и соответствует ТУ 14-1-3998-85 и СТУ 14-1-2345-78. Для определения средних размеров зерен сплавов изготавливали металлографические шлифы из исходного материала. Подготовленную поверхность травили реактивом Васильева: $500 \text{ см}^3 \text{ HCl}$,

25 см³ H₂SO₄, 100 см³ CuSO₄, 325 см³ H₂O. Средний размер зерна определяли в соответствии с рекомендациями работы [3] на оптической части прибора ПМТ-3 (табл. 2).

Т а б л и ц а 1

Химический состав (%) исследуемых сплавов

Сплав	Ni	Cr	Al	Ti	Co	Mo	W	Nb	V	Fe
ЭП742	64,2	13,1	1,9	2,5	10,1	4,3	–	2,5	0,01	0,7
ЭП962	61,0	11,2	3,0	2,6	9,5	4,0	2,7	3,7	0,45	0,3

Исследование характеристик ползучести и длительной прочности указанных сплавов проводили на плоских образцах прямоугольного сечения (3×5 мм) с длиной рабочей части 100 мм в соответствии с требованиями ГОСТ 10145-81 и 3248-81 на установке АИМА-5-11.

После обработки полученных результатов строили первичные кривые ползучести, имеющие типичный S-образный вид. Для описания минимальной скорости ползучести и времени до разрушения при стационарном температурно-силовом нагружении использовали известные феноменологические зависимости:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n ; \quad (1)$$

$$t_p = D(\sigma)^{-m} , \quad (2)$$

где $\dot{\varepsilon}_0$, σ_0 , n , D и m – характеристики материала, численные значения которых представлены в табл. 2. После разрушения образцов определяли остаточные деформации $\varepsilon_{f_0}^*$ (рис. 1).

Т а б л и ц а 2

Характеристики длительной прочности, ползучести и средний размер зерна для исследуемых сплавов

Сплав	$\dot{\varepsilon}_0, \text{ч}^{-1}$	$\sigma_0, \text{МПа}$	n	D	m	$d_{cp} \cdot 10^6, \text{м}$
ЭП742	1	1518	9,02	$8,168 \cdot 10^{27}$	9,00	45
ЭП962	1	1588	11,60	$1,515 \cdot 10^{32}$	10,29	22

Кинетические диаграммы роста трещин ползучести (РТП) получали при испытании стандартных СТ-образцов. Использовали два типа образцов с размерами в плане 60×62,5 и 45×50мм и одинаковой толщиной 10 мм.

Исходная трещина размером 0,5W инициировалась в образцах путем усталостного нагружения на сервогидравлической установке SHM 100/50, а затем на установке МП-4М исследовали рост трещин ползучести при температуре 973 К. Начальные значения приложенной нагрузки P на образец с трещиной при испытаниях на ползучесть определяли из условия

$0,25K_Q < K_{in} < 0,6K_Q$, где K_Q – критическое значение коэффициента интенсивности напряжений (КИН) для исследуемых сплавов [4]. Для сплавов ЭП742 и ЭП962 принималось значение $K_{in} = 40...60 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и $K_{in} = 20...30 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ соответственно, при этом длительность экспериментов изменялась от 4000 до 100 ч до разрушения образцов. За длиной трещины и смещением по линии действия силы наблюдали через окно в печке с помощью модернизированного катетометра КМ-6. В случае изменения податливости образца и невозможности обнаружения подрастания трещины по боковой поверхности его снимали с испытаний и подращивали трещину при частоте 20 Гц и $P_y = 0,6P$ в условиях комнатной температуры. Затем продолжали исследования роста трещины при ползучести. Таким образом можно зафиксировать положение фронта трещины и после разрушения по излому на инструментальном микроскопе уточнить ее подрастание в результате ползучести.

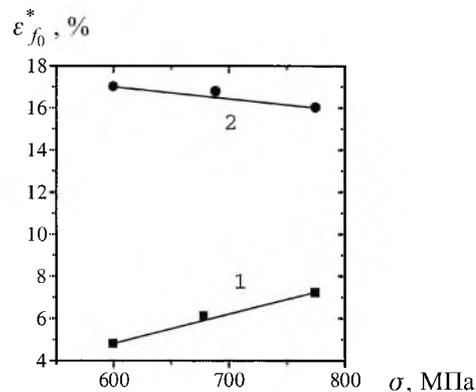


Рис. 1. Изменение остаточной деформации гладких образцов из сплавов ЭП962 (1) и ЭП742 (2).

Теоретические представления. В настоящее время накоплены многочисленные экспериментальные и теоретические сведения о проведении испытаний и представлении результатов по кинетике РТП. Одним из основных документов, регламентирующих эти исследования, является американский стандарт ASTM E 1457-92, который имеет ряд ограничений. Он определяет условия проведения испытаний и представление результатов по исследованию скорости роста трещин в материалах, которые разрушаются пластично при постоянной нагрузке. Однако разрушение многих сплавов при определенных температурах может иметь хрупкий характер, и в этом случае рекомендации стандарта не корректны. В связи с этим в работе [5] на основе большого количества исследований, проведенных на материалах с низкой пластичностью (creep brittle) или материалах, которые разрушаются в условиях ограниченной ползучести у вершины трещины, принято ряд поправок и рекомендаций к вышеуказанному стандарту.

Первичной информацией при исследовании РТП в режиме $P = \text{const}$ является зависимость изменения длины трещины от абсолютного t или относительного t/t_f времени. При нанесении этих данных на график полу-

чена типичная S-образная кривая, которая может иметь два или три участка подрастания трещины [5–9]. Причем наличие первого участка зависит от способа инициирования трещины [5, 7]. В случае зарождения исходной усталостной трещины на диаграмме РТП, представленной в координатах $\Delta a - t$, первый участок присутствовал, что обусловлено сменой механизма разрушения при переходе от усталостной трещины к трещине ползучести. А при исследовании РТП непосредственно из надреза определенной геометрии трещина развивалась с постоянной скоростью, т.е. по закономерностям второго участка с преобладанием межзеренного механизма разрушения.

После приложения нагрузки к образцу с трещиной при высокой температуре у ее вершины происходят как процессы перераспределения напряжений (релаксации) и затухания вершины трещины, так и накопления повреждения в результате ползучести (порообразование, межзеренное растрескивание и т.д.) [10, 11].

Напряженно-деформированное состояние у вершины трещины характеризуется переходом от маломасштабной ползучести, контролируемой величиной K , к установившейся ползучести, контролируемой модифицированным J -интегралом C^* [12]. Время перехода t_T определяет, какой из параметров K или C^* доминирует и, следовательно, контролирует процесс повреждения. Ределем и Райсом [13] при изучении изменения амплитуды асимптотического поля напряжений у вершины стационарной трещины в зависимости от времени получено соотношение для t_T :

$$t_T = \frac{K(1 - \nu^2)}{E(n + 1)C^*}. \quad (3)$$

Коэффициент интенсивности напряжений находили по известной зависимости [14]

$$K = \frac{P}{BW} F(a/W). \quad (4)$$

Параметр C^* характеризует РТП при установившемся состоянии и определяется по формуле [15]

$$C^* = \frac{P\dot{V}_c}{B(W - a)} \frac{n}{n + 1} \eta(a/W). \quad (5)$$

В общем случае скорость смещения по ЛДС при росте трещины состоит из компонент упругости, пластичности и ползучести:

$$\dot{V} = \dot{V}_e + \dot{V}_p + \dot{V}_c, \quad (6)$$

где

$$\dot{V}_e = \frac{\dot{a}B}{P} \left(\frac{2K^2}{E} \right); \quad (7)$$

$$\dot{V}_p = \frac{\dot{a}B}{P}(k+1)J_p. \quad (8)$$

Поскольку размер пластической зоны $r^* = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K}{\sigma_{0,2}} \right)^2$ мал по сравнению с характерными размерами образца, слагаемым \dot{V}_p в уравнении (6) можно пренебречь.

Следовательно,

$$\dot{V}_c = \dot{V} - \frac{\dot{a}B}{P} \left(\frac{2K^2}{E} \right). \quad (9)$$

При выборе параметра, отвечающего за рост трещин ползучести, большое значение имеет анализ отношения между скоростью накопления деформации у вершины трещины и скоростью роста трещины. Это отношение характеризуется зависимостью \dot{V}_c / \dot{V} . В случае если выполняются условия

$$\dot{V}_c / \dot{V} \leq 0,33 \quad (10)$$

и изменения $\dot{V}_c / \dot{V} \leq 50\%$ при подрастании трещины на 0,5 мм, то скорость распространения последней соизмерима со скоростью накопления деформации ползучести у вершины трещины, и КИН применяется для корреляции данных по скорости РТП. Если же текущее время t больше времени перехода t_T и выполняется условие

$$\dot{V}_c / \dot{V} \geq 0,5, \quad (11)$$

то скорость накопления деформации ползучести превышает скорость распространения трещины, и параметр C^* контролирует РТП.

С целью уменьшения разброса экспериментальных данных по скорости РТП в координатах $da / dt - K$ (или C^*) согласно стандарту ASTM E 1457-92 данные, получаемые на первом участке, рекомендуется исключить.

Для определения времени (на рис. 2 кривая 1), в течение которого скорость РТП уменьшается до выхода на второй участок либо трещина растет с малой скоростью вследствие постоянного накопления деформаций ползучести (кривая 2), находят инкубационное время t_{in} [5, 8, 16, 17].

Авторы работ [5, 16] t_{in} определяют как время, за которое трещина подрастает на величину $\Delta a \approx 0,2...0,5$ мм, что соответствует разрешающей способности оборудования и величине подрастания трещины при построении R -кривых по аналогии с упругопластической механикой разрушения [5, 16]. В этом случае t_{in} зависит от уровня приложенной нагрузки P , и при $t_{in} > t_T$ существует возможность построения эмпирической зависимости вида

$$t_{in} = g \left[\frac{C_0^*}{C^*} \right]^{n/(n+1)}, \quad (12)$$

где g, C_0^* – константы, определяемые из эксперимента на РТП.

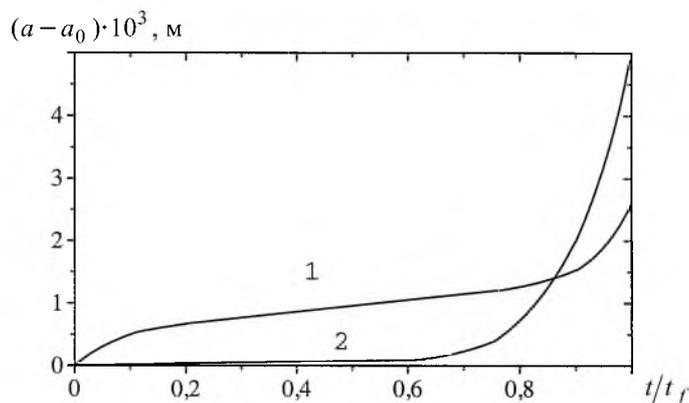


Рис. 2. Типичные диаграммы подрастания трещин при исследовании РТП.

В работах [8, 17] инкубационное время определено как время подрастания трещины на величину “зоны повреждения”, которая обычно принимается равной размеру зерна. Анализ времени прораствания трещиной вышеописанной зоны с использованием модели Никбина–Смита–Вебстера (NSW) [18] дал возможность авторам получить нижнюю и верхнюю оценку t_{in} по характеристикам материала:

$$t_{in} = \left[\frac{n+1-m}{n+1} \right] \frac{\varepsilon_{f_0}^*}{\dot{\varepsilon}_0} \left[\frac{I_n \sigma_0 \dot{\varepsilon}_0 r_c}{C^*} \right]^{m/(n+1)}; \quad (13)$$

$$t_{in} = \frac{\varepsilon_{f_0}^*}{\dot{\varepsilon}_0} \left[\frac{I_n \sigma_0 \dot{\varepsilon}_0 r_c}{C^*} \right]^{m/(n+1)}. \quad (14)$$

Однако при $t_{in} < t_T$ зависимости (12)–(14) не корректны, поскольку за время инкубационного периода у вершины трещины не реализуется условие установившейся ползучести, и применение C^* -интеграла неоправданно.

В этом случае корреляция t_{in} осуществляется по K [16]:

$$t_{in} = \frac{C}{K^p}, \quad (15)$$

где C и p – эмпирические коэффициенты.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Диаграммы РТП исследуемых сплавов, полученные при начальных условиях (K_{in}, a_0), имели типичный S-образный вид (рис. 3). Анализ данных свидетельствует о наличии трех характерных участков подрастания трещины. Для исследуемых сплавов подрастание трещины от момента нагружения до ее лавинообразного роста при всех выбранных значениях K_{in} составляет примерно 2,5...4,5 мм. Первый участок характеризуется временем t_{in} , при котором происходит начальное подрастание трещины на 0,2...0,5 мм. Длительность участка невелика и составляет 15...20% общего времени до разрушения.

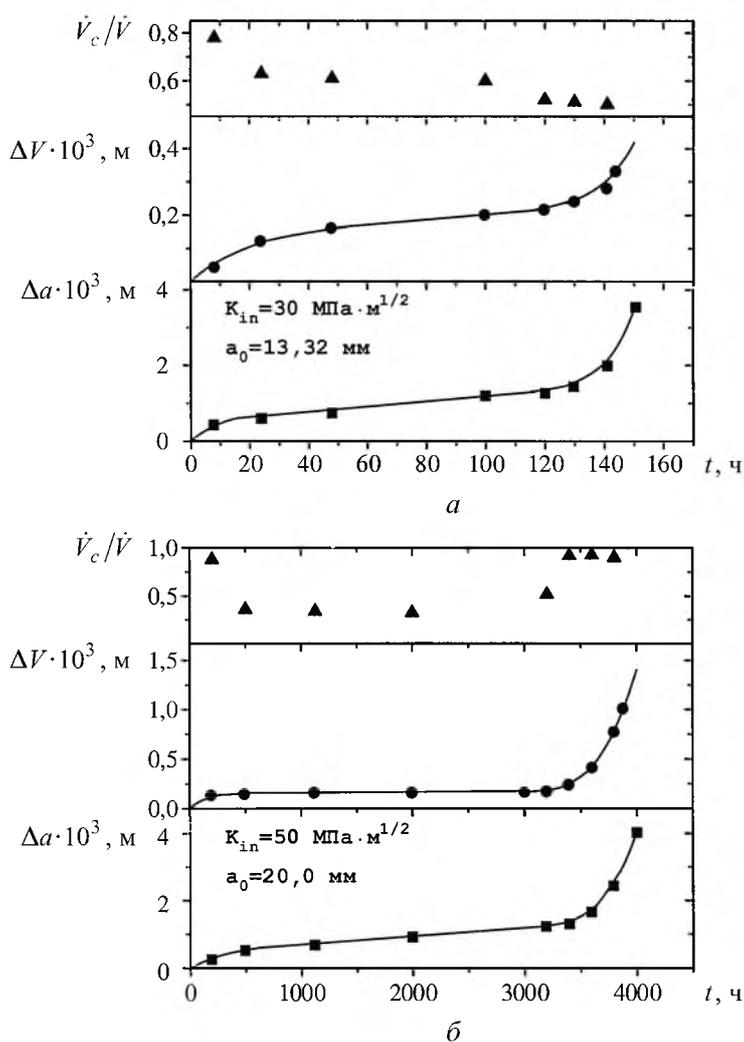


Рис. 3. Изменение длины трещины Δa , смещения по ЛДС ΔV и отношения \dot{V}_c/\dot{V} в зависимости от времени нагружения при $T = 973 \text{ К}$ сплавов ЭП962 (а) и ЭП742 (б).

Для второго участка характерны постоянная скорость роста трещины и продолжительность роста, составляющая 50...70% общей долговечности. Подрастание трещины незначительное и составляет 0,2...0,7 мм.

На третьем участке происходит резкое увеличение скорости роста – от стабильного, свойственного второму участку, до не контролируемого в конце третьего участка. Продолжительность участка составляет 20...30% общей долговечности, и подрастание трещины значительно больше, чем на первых двух.

Заметим, что характер смещения по ЛДС во многом повторяет вид диаграммы роста трещины, однако в момент разрушения образца зафиксировать смещение не представлялось возможным.

По данным, представленным на рис. 3 и полученным при других значениях K_{in} , построены кинетические диаграммы РТП в координатах $da/dt - K$ и $da/dt - C^*$ (рис. 4). Значение параметра K определяли по формуле (4), а C^* – по формуле (5) с использованием (9). Как видно, в координатах $da/dt - K$ (рис. 4,а) для сплава ЭП962 полоса разброса по скорости РТП составляет примерно 80 раз, а для сплава ЭП742 – 20 раз.

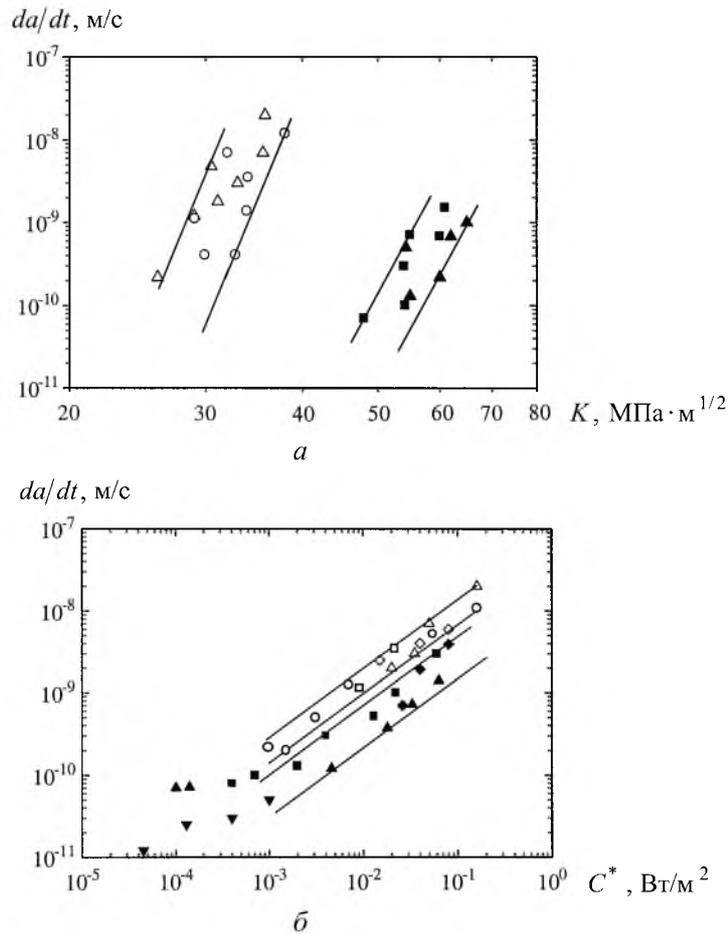


Рис. 4. Кинетические диаграммы скорости РТП в координатах $da/dt - K$ (а) и $da/dt - C^*$ (б) для сплавов ЭП962 (светлые точки) и ЭП742 (темные точки): $\diamond, \triangle - K_{in} = 30 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, $\square, \circ - K_{in} = 25 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, $\diamond, \square - W = 0,05 \text{ м}$, $\circ, \triangle - W = 0,04 \text{ м}$; $\blacklozenge, \blacktriangle - K_{in} = 50 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$; $\blacksquare, \blacktriangledown - K_{in} = 45 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, $\blacklozenge, \blacksquare - W = 0,05 \text{ м}$, $\blacktriangle, \blacktriangledown - W = 0,04 \text{ м}$.

Анализ тех же экспериментальных данных в координатах $da/dt - C^*$ (рис. 4,б) показывает, что для сплава ЭП962 все точки, расположенные на втором и третьем участках, удовлетворительно укладываются в полосу разброса по скорости РТП, равную примерно 3, в то время как для сплава ЭП742 такая закономерность не наблюдается. Следует отметить увеличение разброса при значениях $C^* < 2 \cdot 10^{-3}$ Вт/м², что связано с повышением времени перехода t_T до величины, соизмеримой со временем проведения эксперимента (рис. 5).

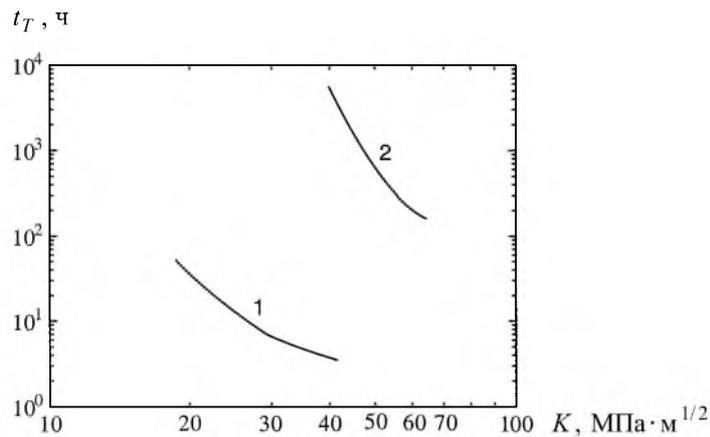


Рис. 5. Изменение времени перехода t_T в зависимости от значений K для сплавов ЭП962 (1) и ЭП742 (2).

Проверка условий (10) и (11) показала, что для сплава ЭП742 выполняется условие (10), для сплава ЭП962 – (11) и, следовательно, представление зависимости скорости РТП правомерно для сплава ЭП742 от параметра K , а для сплава ЭП962 – от C^* . Кроме того, для сплава ЭП742 отношение $\dot{V}_c / \dot{V} > 0,5$ только при выходе на третий участок и, значит, только в этом диапазоне работает параметр C^* (рис. 3,б). Аналогичные данные получены в работе [6] для суперсплава IN100.

Время t_T определяли по зависимости (3) – рис. 5. Для сплава ЭП742 характерно значение t_T , которое на несколько порядков больше, чем для сплава ЭП962, во всем диапазоне изменения K_{in} .

Значение параметра t_{in} , определяемое как инкубационное время, т.е. время, в течение которого трещина подрастает на 0,2 мм, определяли экспериментально и сравнивали с результатами расчета, полученными по формулам (13) и (14) – рис. 6. Видно, что для сплава ЭП742 значения t_{in} на несколько порядков больше, чем для сплава ЭП962. Кроме того, для последнего наблюдается удовлетворительное совпадение данных эксперимента и расчета, в то время как для сплава ЭП742 при меньших нагрузках и, следовательно, больших значениях t_{in} экспериментальные данные в координатах $t_{in} - C^*$ выходят за полосу прогноза. Это связано с тем, что при малых

значениях P у вершины трещины в течение времени инкубационного периода не реализуется состояние установившейся ползучести и данные в координатах $t_{in} - C^*$ не отображают реальный процесс накопления повреждений. В этом случае существует возможность разработки модели для прогнозирования t_{in} по характеристикам материала с учетом реального напряженного состояния материала у вершины трещины.

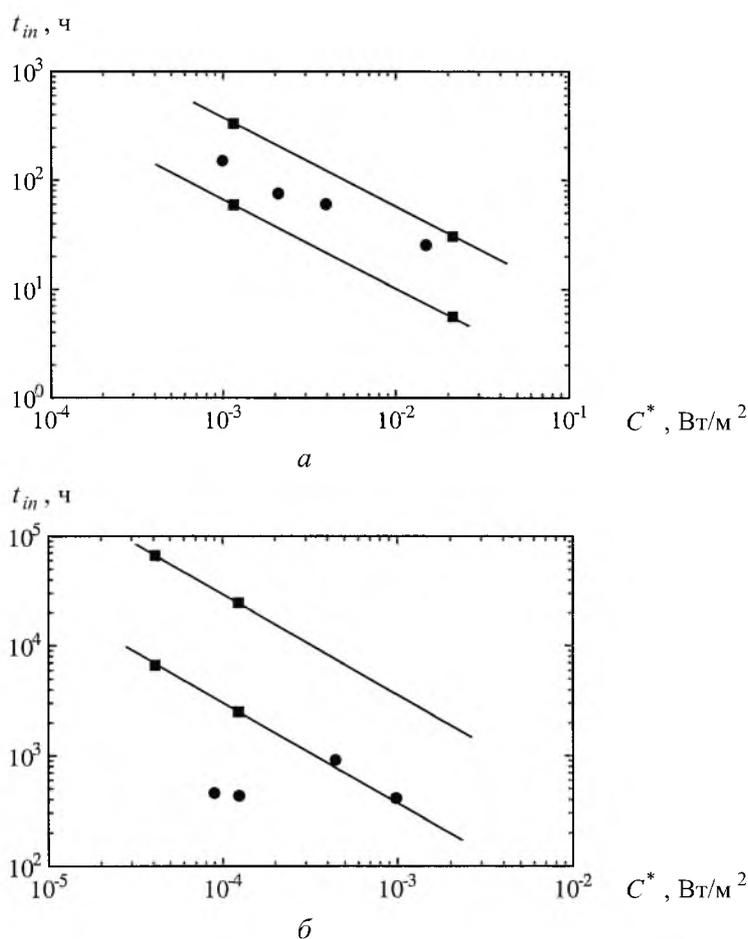


Рис. 6. Изменение инкубационного времени t_{in} в зависимости от параметра C^* для сплавов ЭП962 (а) и ЭП742 (б): ■ – расчет по формулам (13), (14); ● – данные эксперимента.

Выводы

1. Результаты исследования скорости РТП при температуре 973 К и статическом нагружении сплавов ЭП742 и ЭП962, близких по химическому составу и механическим свойствам и создаваемых для одних и тех же целей, существенно различаются.

2. На диаграммах зависимостей подрастания трещины и смещения по линии действия сил от времени действия нагружения имеют место характерные три участка во всем диапазоне приложенной нагрузки.

3. Время t_T – характеристика перехода от локальной к установившейся ползучести в вершине трещины для сплава ЭП742 в 1000 и более раз больше, чем для сплава ЭП962, при равных начальных значениях K_{in} .

4. Вклад ползучести в общее смещение по ЛДС для сплава ЭП962 составляет 50...60%, для ЭП742 – 30%, поэтому для сплава ЭП962 разброс экспериментальных данных на кинетической диаграмме РТП в координатах $da/dt - C^*$ меньше.

5. Начало роста трещин ползучести для сплава ЭП962 наблюдалось при минимальном значении $K_{in} = 20 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, для сплава ЭП742 – при $K_{in} = 40 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, что составляет 25 и 35% от K_{Ic} соответственно.

Резюме

На стандартних зразках зі сплавів ЕП742 і ЕП962 досліджено швидкість росту тріщин повзучості при температурі 973 К та статичному навантаженні. Показано, що близькі за хімічним складом та механічними властивостями сплави мають різні характеристики опору поширенню тріщин повзучості.

1. *Mall S., Staubs E. A., and Nicholas T.* Investigation of creep/fatigue interaction on crack growth in a titanium aluminide alloy // *J. Eng. Mater. Techn.* – 1990. – **112**. – P. 435 – 441.
2. *Покровский В. В., Троценко В. Т., Цейтлин В. И. и др.* К оценке ресурса дисков АГТД на стадии развития усталостных трещин. Сообщ. 2 // *Пробл. прочности.* – 1994. – № 12. – С. 3 – 16.
3. *Салтыков С. А.* Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 271 с.
4. *Покровский В. В., Троценко В. Т., Цейтлин В. И. и др.* К оценке ресурса дисков АГТД на стадии развития усталостных трещин. Сообщ. 1 // *Пробл. прочности.* – 1994. – № 11. – С. 14 – 20.
5. *Schwalbe K.-H., Ainsworth R. H., Saxena A., and Yokobori T.* Recommendation for a modification of ASTM E1457 to include creep-brittle materials // *Eng. Fract. Mech.* – 1999. – **62**. – P. 123 – 142.
6. *Tabuchi M., Kubo K., Yagi K., et al.* Results of a Japanese round robin on creep crack growth evaluation methods for Ni-base superalloys // *Ibid.* – P. 47 – 60.
7. *Fuji A., Tabuchi M., Yokobori A. T., et al.* Influence of notch shape and geometry during creep crack growth testing of Ti–Al intermetallic compounds // *Ibid.* – P. 23 – 32.
8. *Austin T. S. P. and Webster G. A.* Prediction of creep crack growth incubation periods // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1992. – **15**. – P. 1081 – 1090.

9. *Kwon O., Nikbin K. M., Webster G. A., and Jata K. V.* Crack growth in the presence of limited creep deformation // *Eng. Fract. Mech.* – 1999. – **62**. – P. 33 – 46.
10. *Тайра С., Отани Р.* Теория высокотемпературной прочности материалов: Пер. с япон. / Под. ред. В. В. Киреева. – М.: Металлургия, 1986. – 280 с.
11. *Вайниток В. А., Баумштейн М. В., Маковецкая И. А. и др.* Связь кинетических диаграмм роста трещин ползучести теплоустойчивых сталей с механизмами разрушения. Сообщ. 2 // *Пробл. прочности.* – 1989. – № 5. – С. 22 – 25.
12. *Landes J. D. and Begley J. A.* A fracture mechanics approach to creep crack growth // *ASTM STP 590, Mechanics of Crack Growth.* – 1976. – P. 128 – 148.
13. *Riedel H. and Rice J. R.* Tensile cracks in creeping solids // *Fracture Mechanics: Twelfth Conf., ASTM STP 700.* – 1980. – P. 152 – 163.
14. *Stress Intensity Factors Handbook: In 2 volumes. Vol. 1 / Ed. Y. Murakami.* – New York: Pergamon Press, 1987. – 448 p.
15. *Saxena A. and Landes J. D.* Characterization of creep crack growth in metals // *Proc. ICF6, New Delhi, 1984.* – P. 3977 – 3987.
16. *Вайниток В. А., Баумштейн М. В., Маковецкая И. А., Манько В. Д.* Кинетика и механизмы роста трещин ползучести в жаропрочной стали // *Пробл. прочности.* – 1985. – № 6. – С. 6 – 10.
17. *Piques R., Molinie E., and Pineau A.* Comparison between two assessment methods for defects in the creep range // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1991. – **14**. – P. 871 – 885.
18. *Nikbin K. M., Smith D. J., and Webster G. A.* Prediction of creep crack growth from uniaxial creep data // *Proc. Royal Soc. of London.* – 1984. – **A396**. – P. 183 – 197.

Поступила 08. 06. 2001