

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.3

Метод прогнозирования сопротивления разрушению материала при циклическом нагружении в условиях вязкоупругопластического деформирования и нейтронного облучения

Б. З. Марголин^а, А. А. Бучатский^а, А. Г. Гуленко^а, В. А. Федорова^а,
В. М. Филатов^б

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

^б ИЦП МАЭ, Москва, Россия

Проанализированы наиболее известные методы прогнозирования сопротивления усталостному разрушению, учитывающие ползучесть материала в цикле деформирования и нейтронное облучение. Выявлены достоинства и недостатки существующих методов. Предложен новый метод прогнозирования сопротивления усталостному разрушению, лишенный недостатков известных методов. Проведена верификация разработанного метода применительно к аустенитным сталям, испытанным при повышенных температурах.

Ключевые слова: сопротивление усталостному разрушению, ползучесть, интенсивность потока нейтронов.

Введение. В реакторной установке (РУ) на быстрых нейтронах (БН) различные элементы работают в широком диапазоне температур (220...580°C). При этом ряд элементов подвергается интенсивному нейтронному облучению. Во время таких переходных процессов, как выход на режим, расхолаживание реактора, режим быстрой аварийной защиты, распределение температуры в элементах конструкций характеризуется значительной неравномерностью, что приводит к возникновению температурных напряжений и деформаций. Многократное повторение переходных процессов может привести к усталостному повреждению. Учитывая, что элементы конструкций работают в области температур, превышающих температурный порог ползучести, необходимо рассматривать повреждение при взаимодействии усталости и ползучести. Проблема усложняется тем, что этот процесс сопровождается интенсивным нейтронным облучением элементов конструкций, что способствует значительному снижению пластичности и длительной прочности материала. Характеристики прочности и пластичности материала при статическом нагружении коррелируют с сопротивлением материала усталостному разрушению, поэтому нейтронное облучение значительно влияет на циклическую прочность материала.

© Б. З. МАРГОЛИН, А. А. БУЧАТСКИЙ, А. Г. ГУЛЕНКО, В. А. ФЕДОРОВА, В. М. ФИЛАТОВ, 2008

ISSN 0556-171X. Проблемы прочности, 2008, № 6

Цель настоящей работы заключается в анализе имеющихся методов и их развитии для прогнозирования сопротивления разрушению материала при циклическом нагружении в условиях вязкоупругопластического деформирования и нейтронного облучения.

1. Состояние вопроса. Рассмотрим существующие методы прогнозирования усталостного повреждения материала при наличии ползучести и нейтронного облучения.

В работах [1–4] используется так называемый метод разделения размаха деформации, суть которого – разделение повреждения, порождаемого деформацией, зависящей и не зависящей от времени. В общем случае знакопеременная неупругая деформация разделяется на четыре компоненты:

а) пластическая деформация растяжения с последующей пластической деформацией сжатия $\Delta\varepsilon^{pp}$;

б) деформация ползучести при растяжении с последующей пластической деформацией сжатия $\Delta\varepsilon^{cp}$;

в) пластическая деформация растяжения с последующей деформацией ползучести при сжатии $\Delta\varepsilon^{pc}$;

г) деформация ползучести при растяжении с последующей деформацией ползучести при сжатии $\Delta\varepsilon^{cc}$. В простейшем варианте метода разделения размаха деформации расчет числа циклов до разрушения N_f производится исходя из гипотезы линейного суммирования повреждений:

$$\Pi = \Pi_{pp} + \Pi_{cp} + \Pi_{pc} + \Pi_{cc}, \quad (1)$$

где

$$\Pi = \frac{1}{N_f}; \quad \Pi_{pp} = \frac{1}{N_{pp}}; \quad \Pi_{cp} = \frac{1}{N_{cp}} \quad \text{и т.д.}; \quad (2)$$

$$N_{pp} = \left(\frac{c_{pp}}{\Delta\varepsilon_{pp}} \right)^{1/\beta_{pp}}; \quad N_{cp} = \left(\frac{c_{cp}}{\Delta\varepsilon_{cp}} \right)^{1/\beta_{cp}} \quad \text{и т.д.} \quad (3)$$

В уравнении (3): c_{pp} , c_{cp} , c_{pc} , c_{cc} , β_{pp} , β_{cp} , β_{pc} , β_{cc} – константы материала; N_{pp} – долговечность при размахе деформации $\Delta\varepsilon_{pp}$ и т.д.

В усложненных вариантах рассматриваемого метода вводятся весовые функции вклада каждой повреждаемости [5] или же принимается, что коэффициенты c_{pp} , c_{cp} , c_{pc} , c_{cc} являются функциями повреждаемости [2].

Например, $c_{pp} = f(\Pi_{cp}, \Pi_{pc}, \Pi_{cc})$.

Практически во всех вариантах метода используется гипотеза линейного суммирования повреждений. К очевидным недостаткам метода можно отнести неучет влияния скорости деформирования ξ на долговечность, так как известно, что при высокотемпературной усталости и ползучести параметр ξ может оказывать существенное влияние на N_f [5, 6]. Кроме того, данный метод не удовлетворяет базовому принципу построения физической теории: более сложная теория должна описывать частные случаи, описываемые более простой теорией.

Рассмотрим случай, когда размах деформаций в цикле состоит из двух компонент $\Delta\varepsilon^{pp}$ и $\Delta\varepsilon^{cc}$, причем вклад в повреждение этих деформаций одинаков, т.е. $c_{pp} = c_{cc} = c$ и $\beta_{pp} = \beta_{cc} = \beta$. Из уравнения Коффина следует

$$\frac{1}{N_f} = \left(\frac{\Delta\varepsilon^{pp} + \Delta\varepsilon^{cc}}{c} \right)^{1/\beta}. \quad (4)$$

Согласно данному методу из формул (1)–(3) имеем

$$\frac{1}{N_f} = \left(\frac{\Delta\varepsilon^{pp}}{c} \right)^{1/\beta} + \left(\frac{\Delta\varepsilon^{cc}}{c} \right)^{1/\beta}. \quad (5)$$

Ясно, что уравнение (4) совпадает с (5) только при $\beta = 1$. Однако поскольку обычно $\beta \approx 0,5$, метод разделения размаха деформации не дает правильных оценок в предельном случае. Также отметим, что при определении большого количества эмпирических констант использование метода вызывает трудности.

Нейтронное облучение в данном методе можно учитывать, вводя зависимости коэффициентов c_{pp} , c_{cp} , c_{pc} , c_{cc} , β_{pp} , β_{cp} , β_{pc} , β_{cc} от параметров облучения (флаксы и флюенса нейтронов, температура облучения). В этом случае учет облучения является практически нерешаемой задачей.

В работах [6, 7] предложен один из немногих методов, с помощью которого можно учитывать влияние облучения на сопротивление разрушению при циклическом нагружении. Метод базируется на кинетическом критерии, описывающем накопление повреждений в материале. Аналогично работам Л. Качанова [8] и Ю. Работнова [9] вводится скалярный параметр повреждения ω , зависящий от напряжений, температуры, интенсивности потока нейтронов (флаксы нейтронов) и интегрального потока нейтронов (флюенса нейтронов). При этом принимается, что облучение не влияет на критическую величину ω_c . Для учета циклического характера нагружения принимается во внимание влияние знакопеременных напряжений на величину ω , т.е., по сути, рассматривается ползучесть и длительная прочность при переменном нагружении.

Очевидно, что такой метод не позволяет адекватно описать накопление повреждений при реверсивной деформации ползучести в отсутствие ее одностороннего накопления. Кроме того, в методе не определен вид зависимостей, связывающих параметр ω с параметрами нейтронного облучения (флаксы и флюенса нейтронов). Исключение представляет подход [7], в котором учитывается только один фактор облучения – ускорение ползучести под облучением. В этом случае функции, связывающие ω с параметрами нейтронного облучения, определены.

Метод, учитывающий влияние облучения при циклическом неупругом деформировании материала, предложен только для случая, когда деформация ползучести отсутствует [6]. Учет облучения сводится к введению эффек-

тивной величины $\Delta\varepsilon_{eff}^P = f(\Delta\varepsilon^P, F)$, где $\Delta\varepsilon^P$ – размах пластической деформации; F – флюенс нейтронов [10, 11].

Наиболее простой метод прогнозирования сопротивления разрушению при циклическом нагружении представлен в [12, 13]. Его суть заключается в использовании уравнения Коффина–Мэнсона и определении коэффициентов, входящих в это уравнение, на основании данных по длительной прочности и пластичности.

Рассмотрим основную идею метода на примере использования уравнения Коффина–Мэнсона в виде

$$\Delta\varepsilon^{cp} N_f^{0,5} = 0,5\varepsilon_f, \quad (6)$$

где $\Delta\varepsilon^{cp}$ – размах неупругой деформации в цикле (пластической деформации или деформации ползучести, или той и другой деформации); под ε_f согласно [12, 13] понимается длительная пластичность, соответствующая времени нагружения материала t . Под временем t понимается интервал времени от нуля до момента окончания циклического нагружения.

Данный подход является чрезмерно консервативным, так как повреждение от каждого цикла независимо от его продолжительности определяется только длительной пластичностью, соответствующей времени окончания цикла t . Проиллюстрируем консервативность нормативного подхода на следующем примере. Предположим, что первый цикл нагружения происходит в начале эксплуатации конструкции, второй – в конце эксплуатации. Время эксплуатации конструкции составляет, например, $2 \cdot 10^5$ ч. Размах неупругой деформации в циклах один и тот же. В соответствии с работами [14–16] получим $\varepsilon_f(t \rightarrow 0) / \varepsilon_f(t = 2 \cdot 10^5 \text{ ч}) \approx 10$. Следовательно, согласно уравнению (6) повреждение, измеряемое как $1/N_f$, во втором цикле будет в 100 раз больше, чем в первом. В то же время ясно, что при отсутствии процессов старения повреждение в обоих циклах должно быть одинаковым. Снижение консервативности по отношению к рассмотренному варианту предусмотрено в [13], где вместо $\varepsilon_f(t)$ используется зависимость $\varepsilon_f(t_{eff})$, где $t_{eff} = D_\tau t$; D_τ – повреждение, обусловленное длительным статическим нагружением при ползучести. При такой корректировке в отсутствие длительного нагружения между первым и вторым циклами t_{eff} будет равно нулю для обоих циклов. Следовательно, повреждение от этих циклов будет одинаковым и равным повреждению от первого цикла. Таким образом, предусмотренное в [13] уточнение расчета повреждений приводит к значительному увеличению адекватности прогнозов долговечности при циклическом нагружении. В то же время даже такой уточненный расчет не позволяет учитывать влияние скорости деформирования ξ на долговечность. Согласно подходу независимо от ξ повреждение при циклическом деформировании будет одинаковым при заданной величине t_{eff} . Этот вывод противоречит имеющимся экспериментальным данным [2, 6, 17–20].

Таким образом, представленный в [13] метод в общем позволяет учитывать временной фактор, а также влияние облучения на повреждение при

циклическом нагружении. Это возможно, так как в уравнение, описывающее циклическое повреждение, входят параметры (длительная пластичность и прочность), в общем случае зависящие от времени и облучения (флаксы и флюенсы нейтронов). В то же время метод не позволяет учитывать влияние ξ на долговечность, отсутствуют также процедуры по учету деградации сопротивления материала разрушению при циклическом нагружении при облучении.

2. Предлагаемый метод.

2.1. **Общие принципы построения кривых усталости.** В настоящем разделе в рассматриваемом инженерном методе в качестве входных параметров используются механические характеристики, получаемые при стандартных кратковременных и длительных статических испытаниях или прогнозируемые на основании тех или иных физико-механических моделей.

Заметим, что в общем случае пластичность материала ε_f должна быть определена при скорости деформирования ξ , равной скорости деформирования материала при циклическом нагружении. Кроме того, предполагается, что состояние материала при циклическом и статическом нагружениях идентично.

В диапазоне умеренных температур, когда эффектами ползучести можно пренебречь, в инертной среде ε_f практически не зависит от ξ . При нагружении материала в области ползучести (при повышенных температурах) величина ε_f весьма чувствительна к ξ , по крайней мере при интеркристаллитном разрушении [17, 21, 22]. Кроме того, как в области умеренных, так и повышенных температур при определении ε_f необходимо учитывать деградацию свойств материала вследствие нейтронного облучения.

Опираясь на изложенные предпосылки, используем уравнение (6) для построения усталостной кривой $\Delta\varepsilon^{cp}(N_f)$ для материала, подвергаемого нейтронному облучению с флаксом Φ при температуре облучения $T_{обл}$. При этом изучим ситуацию, когда циклическое нагружение материала начинается не с начала эксплуатации конструкции, а спустя некоторое время t_1 при флюенсе нейтронов F (рис. 1).

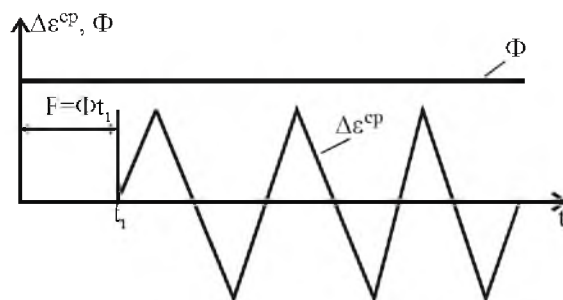


Рис. 1. Схема нагружения элемента конструкции во время эксплуатации (t – время с начала эксплуатации конструкции).

Рассмотрим два случая: в первом эффектами термической ползучести можно пренебречь, во втором – нельзя. Пограничная температура, разделяющая эти случаи, для аустенитных сталей может быть принята равной

450°C [13, 23]. Отметим, что радиационная ползучесть может протекать и при $T < 450^\circ\text{C}$ [24].

Первый случай: $T_{\text{обл}} \leq 450^\circ\text{C}$. В этом случае ε_f не зависит от ξ и зависит только от флюенса нейтронов F и $T_{\text{обл}}$ [24], размах неупругой деформации $\Delta\varepsilon^{cp} = \Delta\varepsilon^p$. Тогда при произвольной ξ зависимость $\Delta\varepsilon^p(N_f)$ может быть построена по уравнению (6), где $\varepsilon_f = f(F, T_{\text{обл}})$. Зависимость $\varepsilon_f = f(F, T_{\text{обл}})$ может быть определена на основании обработки экспериментальных данных, полученных при испытании облученных стандартных образцов на растяжение. Результаты такой обработки для стали X18H9 представлены в работе [25]. Анализ применения уравнения типа Коффина–Мэнсона для расчета кривых усталости предварительно облученных аустенитных сталей при $T < 450^\circ\text{C}$ приведен в работе [26].

Второй случай: $T > 450^\circ\text{C}$. Здесь необходимо учитывать влияние как нейтронного облучения, так и скорости деформирования ξ на величину ε_f . Такую зависимость можно получить, располагая данными по длительной пластичности материала, облучаемого флаксом нейтронов Φ и предварительно облученного флюенсом нейтронов F [14–16].

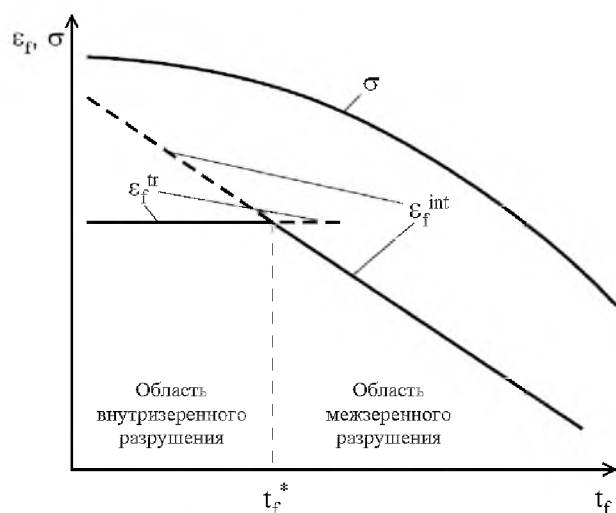


Рис. 2. Зависимость предела длительной прочности σ и длительной пластичности ε_f от времени до разрушения t_f : ε_f^{tr} — деформация (пластичность) при внутриверенном разрушении; ε_f^{int} — деформация (пластичность) при межзеренном разрушении; t_f^* — время, соответствующее переходу от внутриверенного к межзеренному разрушению.

Схематично зависимости длительной прочности σ и длительной пластичности ε_f от времени до разрушения t_f , а также области внутриверенного и межзеренного разрушения представлены на рис. 2. На рис. 3,а схематично приведена зависимость длительной пластичности ε_f от времени до разрушения t_f для материала при облучении одним флаксом Φ , после предварительного облучения различными дозами (флюенсами) нейтронов F_1, F_2, F_3 . Зависимость $\varepsilon_f(t_f)$ — рис. 3,а можно перестроить в виде билинейной зависимости — рис. 3,б:

$$\varepsilon_f = \begin{cases} \varepsilon_f^{int}(\xi) & \text{при } \xi < \xi^*; \\ \varepsilon_f^{tr} & \text{при } \xi \geq \xi^*, \end{cases} \quad (7)$$

где $\xi = \varepsilon_f^{int} / t_f$; ε_f^{tr} , ε_f^{int} – деформации при транскристаллитном и интеркристаллитном разрушении соответственно; ε_f^{tr} – деформация, зависящая только от F и $T_{обл}$, т.е. $\varepsilon_f^{tr} = \varepsilon_f^{tr}(F, T_{обл})$; $\varepsilon_f^{int}(\xi)$ – функция, на которую влияют F , $T_{обл}$ и Φ , т.е. $\varepsilon_f^{int} = \varepsilon_f^{int}(\xi, F, T_{обл}, \Phi)$.

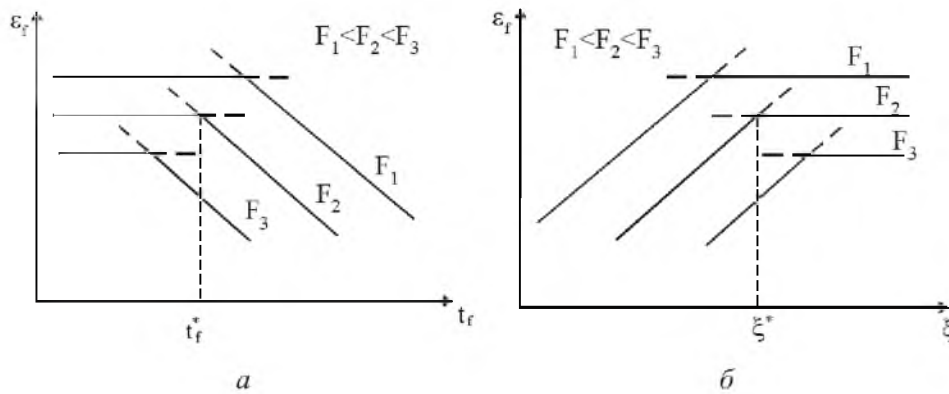


Рис. 3. Схематичное представление зависимости длительной пластичности ε_f от времени до разрушения t_f (а) и скорости деформирования ξ (б) для материала при облучении одним флюксом Φ , после облучения различными дозами (флюенсами) нейтронов F_1, F_2, F_3 .

На рис. 3,б величина ξ^* отвечает переходу от транскристаллитного разрушения (меньшие времена, большие скорости деформирования) к интеркристаллитному (большие времена, малые скорости деформирования). При $\xi > \xi^*$ величина ε_f практически равна деформации разрушения при стандартных испытаниях на растяжение; $\xi^* = \varepsilon_f^{tr} / t_f^*$.

Таким образом, при $T > 450^\circ\text{C}$ для определения долговечности при циклическом нагружении кроме определения $\Delta\varepsilon^{cp}$ необходимо располагать информацией о параметрах облучения F , $T_{обл}$ и Φ , а также рассчитывать среднюю скорость деформации за цикл нагружения. Для более адекватного описания долговечности при циклическом нагружении под ξ следует понимать скорость деформирования в полуцикле растяжения, т.е. в той области деформирования, где повреждения развиваются наиболее интенсивно. Следовательно, долговечность элемента конструкции может быть рассчитана по уравнению Коффина–Мэнсона, где ε_f вычисляется по формуле (7). Зависимость $\varepsilon_f^{tr} = f(F, T_{обл})$ может быть определена аналогично первому рассмотренному случаю, например, на основании зависимостей, представленных в [25]. Зависимость $\varepsilon_f^{int} = f(\xi, \Phi, T_{обл}, F)$ может быть определена по зависимостям $\varepsilon_f(t_f)$, полученным с помощью физико-механической модели межзеренного разрушения [14–16].

Рассмотрим прогнозирование кривых усталости по уравнению Коф-фина–Мэнсона [12, 13]:

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_f (4N_f)^{-m} + \frac{2R_c}{E \left((4N_f)^{m_e} + \frac{1+R}{1-R} \right)}, \quad (8)$$

где $\Delta\varepsilon$ – размах деформации; R_c – характеристика прочности материала образца; R – коэффициент асимметрии цикла напряжений; m , m_e – константы материала; E – модуль Юнга.

В общем случае под параметром R_c следует понимать истинное напряжение в момент разрушения образца. При кратковременном растяжении образца имеем $R_c = S_f$, где S_f – истинное напряжение, полученное по данным стандартных испытаний на растяжение при разрушении. При отсутствии эффектов ползучести используется корреляционная зависимость между пределом прочности σ_b и S_f в виде $S_f = \sigma_b(1 + 1,4\psi)$ [13], где ψ – относительное сужение поперечного сечения образца при разрушении. Учитывая известное соотношение $\varepsilon_f = -\ln(1 - \psi)$, при отсутствии эффектов ползучести получаем

$$S_f = \sigma_b \{1 + 1,4[1 - \exp(-\varepsilon_f)]\}. \quad (9)$$

В условиях ползучести под R_c будем понимать истинное разрушающее напряжение при длительном статическом нагружении образца σ_{cr} (длительная прочность, выраженная в терминах истинных напряжений). Аналогично нахождению параметра ε_f величина σ_{cr} определяется по кривым длительной прочности, построенным в координатах истинное напряжение–время до разрушения, и представляется в виде зависимости $\sigma_{cr} = \sigma_{cr}(\xi, \Phi, T_{обл}, F)$. Следует отметить, что $\sigma_{cr}(\xi)$ является монотонно возрастающей функцией, приближающейся с увеличением ξ к истинному разрушающему напряжению при кратковременных испытаниях. При высоких значениях ξ прогноз $\sigma_{cr}(\xi)$ на основании физико-механической модели межзеренного разрушения может быть недостаточно корректным, так как в этой области разрушение происходит по внутризеренному механизму. Поэтому с целью обеспечения надежной оценки R_c предлагается использовать билинейную аппроксимацию $R_c(\xi)$ (при заданных значениях Φ , $T_{обл}$, F) в виде (рис. 4)

$$R_c = \begin{cases} \sigma_{cr}(\xi), & \text{если } \sigma_{cr}(\xi) < S_f; \\ S_f, & \text{если } \sigma_{cr}(\xi) \geq S_f. \end{cases} \quad (10)$$

Таким образом, уравнение (8) совместно с (9), (10) и (7) позволяет прогнозировать сопротивление усталостному разрушению с учетом эффектов ползучести и скорости деформирования материала при циклическом нагружении в условиях облучения.

При расчете S_f по уравнению (9) следует учитывать, что ε_f зависит от F и $T_{обл}$, а σ_b – от F , $T_{обл}$ и температуры испытаний $T_{исп}$ [24]. Поскольку S_f используется в качестве предельной величины σ_{cr} , при расчете σ_b следует принимать $T_{исп} = T_{обл}$.

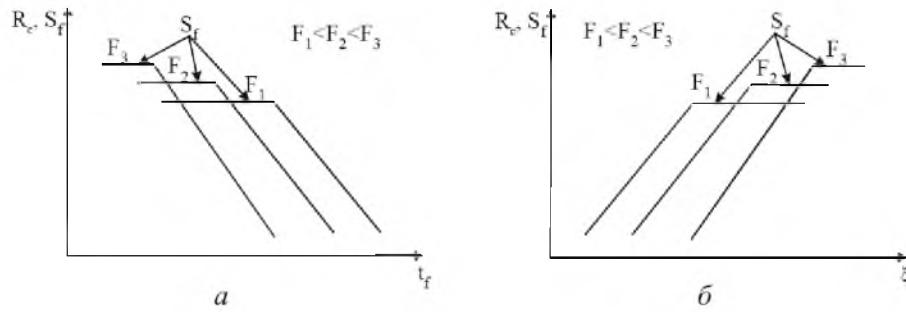


Рис. 4. Схематичное представление зависимости характеристики прочности R_c и истинного напряжения S_f от времени до разрушения t_f (а) и скорости деформирования ξ (б) для материала при облучении одним флюксом Φ , после облучения различными дозами (флюенсами) нейтронов F_1, F_2, F_3 .

2.2. Асимметрия цикла нагружения.

2.2.1. *Учет асимметрии цикла нагружения при отсутствии эффектов ползучести.* Согласно уравнению (8) асимметрия цикла нагружения влияет на долговечность N_f . Поэтому в общем случае для определения N_f при известной величине $\Delta\varepsilon$ необходимо знать коэффициент асимметрии цикла напряжений $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$, где σ_{\min} , σ_{\max} – соответственно минимальное и максимальное напряжение в цикле.

При изотермическом знакопеременном упругопластическом нагружении, когда $E\Delta\varepsilon \geq 2\sigma_{0,2}$ (пластическое деформирование происходит в каждом полупериоде нагружения), имеем $\sigma_{\min} \approx -\sigma_{\max}$ и, следовательно, $R = -1$. Под параметром $\sigma_{0,2}$ понимается предел текучести, зависящий от F , $T_{\text{обл}}$ и $T_{\text{исп}}$.

Для случая $E\Delta\varepsilon < 2\sigma_{0,2}$ асимметрия нагружения будет зависеть не только от характера циклической эксплуатационной нагрузки, но и от статического напряженного состояния конструкции, определяемого такими факторами, как остаточные технологические (в основном сварочные) напряжения и напряжения, вызванные неоднородным “распуханием” материала. Очевидно, что расчет коэффициента асимметрии с учетом указанных факторов весьма затруднителен. Поэтому, проводя консервативную оценку, будем предполагать, что σ_{\max} всегда равно пределу текучести $\sigma_{0,2}$. Тогда $\sigma_{\min} = \sigma_{0,2} - E\Delta\varepsilon$, т.е. имеет место цикл $\sigma_{\min} \rightarrow \sigma_{0,2} \rightarrow \sigma_{\min}$. В этом случае коэффициент асимметрии цикла нагружения будет максимальным в каждом цикле нагружения и его можно рассчитать по формуле

$$R = \frac{\sigma_{0,2} - E\Delta\varepsilon}{\sigma_{0,2}}. \quad (11)$$

Отметим, что в общем случае σ_{\max} может несколько превышать $\sigma_{0,2}$ (в случае упругопластического деформирования в нулевом полупериоде), но незначительно, так как обычно пластическое деформирование в конструктивных элементах не превышает 2...3%.

2.2.2. *Учет асимметрии цикла напряжений при ползучести.* Процессы ползучести при высоких температурах протекают при напряжениях, которые значительно ниже предела текучести. Поэтому при циклическом нагруже-

нии возможны два случая: либо неупругая деформация (пластическая деформация плюс деформация ползучести) растет монотонно, и в этом случае усталостное повреждение отсутствует, либо наблюдается гистерезис неупругой деформации (упругий цикл практически невозможен, так как непрерывно происходит неупругое деформирование вследствие ползучести). При наличии гистерезиса неупругой деформации влияние асимметрии цикла нагружения (по напряжениям) на долговечность, скорее всего, незначительное. С учетом этого при расчете кривых усталости при наличии эффектов ползучести в уравнении (8) необходимо принять $R = -1$.

3. Результаты прогнозирования. На основании физико-механической модели межзеренного разрушения и экспериментальных данных [14–16, 26] были определены зависимости $\varepsilon_f^{tr}(F, T_{обл})$, $\varepsilon_f^{int}(\xi, \Phi, F, T_{обл})$, $\sigma_{cr}(\xi, \Phi, F, T_{обл})$ и $S_f(F, T_{обл})$. Примеры расчета представлены на рис. 5 и 6. Видно, что флакс нейтронов значительно влияет на R_c и ε_f . Предварительное облучение флюенсом нейтронов F в большей степени влияет на ε_f , чем на R_c .

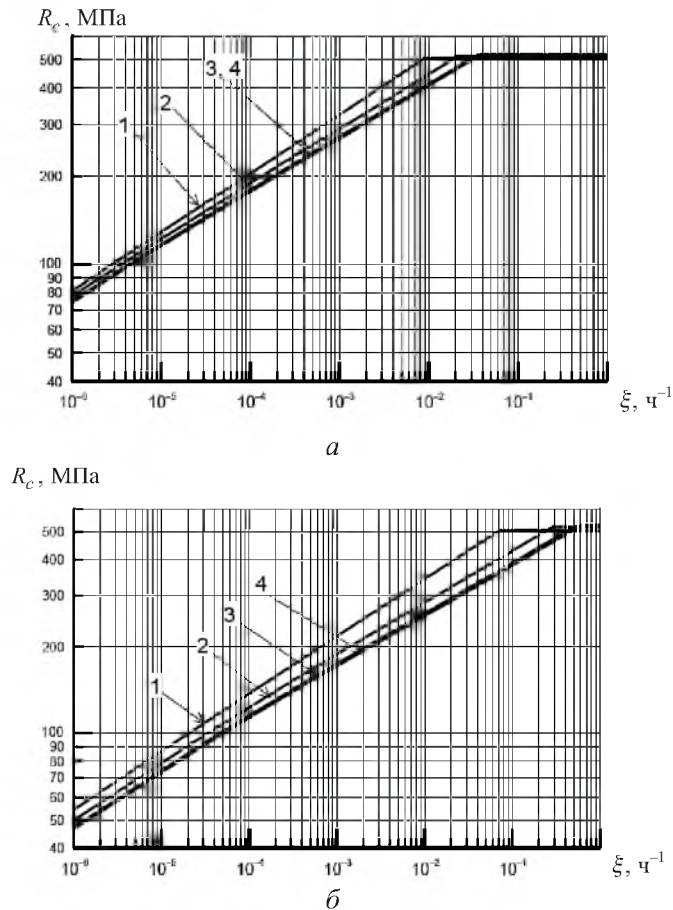


Рис. 5. Зависимость R_c от скорости деформирования ξ при $T_{обл} = 600^\circ\text{C}$, различных уровнях флакса Φ и предварительного флюенса нейтронов F для сталей типа X18H9 и X18H10T: $a - \Phi = 1,0 \cdot 10^{13}$ нейтр/см² · с ($1 - F = 0$; $2 - F = 1,5 \cdot 10^{21}$ нейтр/см²; $3 - F = 1,0 \cdot 10^{22}$ нейтр/см²; $4 - F = 1,5 \cdot 10^{22}$ нейтр/см²); $b - \Phi = 1,0 \cdot 10^{14}$ нейтр/см² · с ($1 - F = 0$; $2 - F = 1,5 \cdot 10^{22}$ нейтр/см²; $3 - F = 1,0 \cdot 10^{23}$ нейтр/см²; $4 - F = 1,5 \cdot 10^{23}$ нейтр/см²).

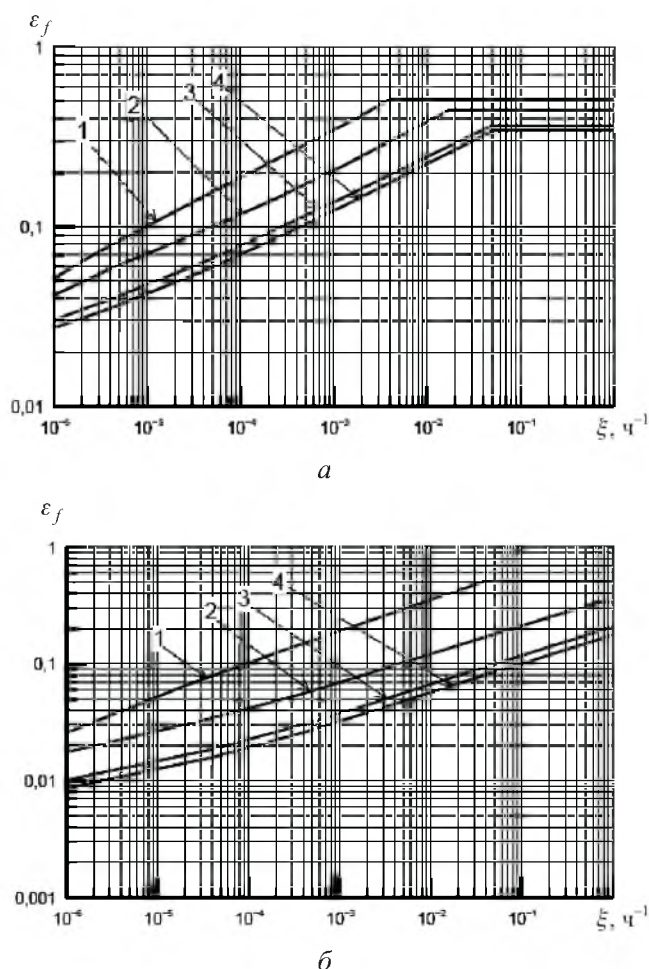
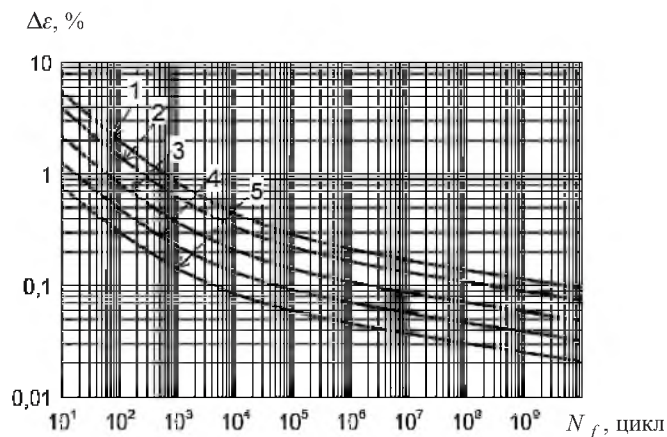
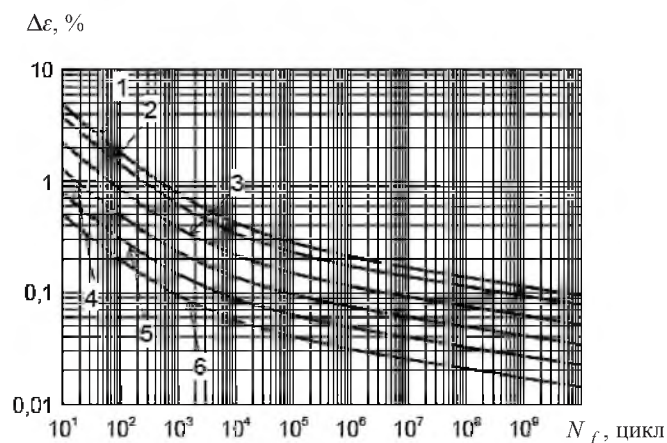


Рис. 6. Зависимость ε_f от скорости деформирования ξ при $T_{\text{обл}} = 600^\circ\text{C}$, различных уровнях флюкса Φ и предварительного флюенса нейтронов F для сталей типа X18H9 и X18H10T: *а* – $\Phi = 1,0 \cdot 10^{13}$ нейтр/см² · с ($1 - F = 0$; $2 - F = 1,5 \cdot 10^{21}$ нейтр/см²; $3 - F = 1,0 \cdot 10^{22}$ нейтр/см²; $4 - F = 1,5 \cdot 10^{22}$ нейтр/см²); *б* – $\Phi = 1,0 \cdot 10^{14}$ нейтр/см² · с ($1 - F = 0$; $2 - F = 1,5 \cdot 10^{22}$ нейтр/см²; $3 - F = 1,0 \cdot 10^{23}$ нейтр/см²; $4 - F = 1,5 \cdot 10^{23}$ нейтр/см²).

На рис. 7 приведены кривые усталости для различных уровней флюкса нейтронов и скорости деформирования. Кривые рассчитаны при условии, когда температура испытания $T_{\text{исп}}$ совпадает с температурой облучения $T_{\text{обл}}$. Видно, что значимое влияние на сопротивление разрушению при циклическом нагружении оказывают как флюкс нейтронов, так и скорость деформирования. При $\xi \geq 5,1 \cdot 10^{-2}$ ч⁻¹ и $\Phi = 1,0 \cdot 10^{13}$ нейтр/см² · с и при $\xi \geq 6,5 \cdot 10^{-1}$ ч⁻¹ и $\Phi = 1,0 \cdot 10^{14}$ нейтр/см² · с кривые усталости практически совпадают друг с другом, т.е. при высоких ξ влияние флюкса пренебрежимо мало. Такой результат связан с тем, что при высоких ξ разрушение происходит по транскристаллитному механизму и в этом случае R_c и ε_f не чувствительны к флюксу нейтронов, а зависят только от повреждающей дозы, а именно: от флюенса нейтронов (рис. 5 и 6).



а



б

Рис. 7. Расчетные кривые усталости, построенные при температуре $T = 600^\circ\text{C}$, флюэнсе нейтронов $F = 1,5 \cdot 10^{22}$ нейтр/см², различных значениях Φ и скоростях деформирования $\xi_{\text{цикл}}$ для сталей типа X18N9 и X18N10T: а – $\Phi = 1,0 \cdot 10^{13}$ нейтр/см² · с ($1 - \xi_{\text{цикл}} \geq 5,1 \cdot 10^{-2}$ ч⁻¹; 2 – $\xi_{\text{цикл}} = 10^{-2}$ ч⁻¹; 3 – $\xi_{\text{цикл}} = 10^{-3}$ ч⁻¹; 4 – $\xi_{\text{цикл}} = 10^{-4}$ ч⁻¹; 5 – $\xi_{\text{цикл}} = 10^{-5}$ ч⁻¹); б – $\Phi = 1,0 \cdot 10^{14}$ нейтр/см² · с ($1 - \xi_{\text{цикл}} \geq 6,5 \cdot 10^{-1}$ ч⁻¹; 2 – $\xi_{\text{цикл}} = 10^{-1}$ ч⁻¹; 3 – $\xi_{\text{цикл}} = 10^{-2}$ ч⁻¹; 4 – $\xi_{\text{цикл}} = 10^{-3}$ ч⁻¹; 5 – $\xi_{\text{цикл}} = 10^{-4}$ ч⁻¹; 6 – $\xi_{\text{цикл}} = 10^{-5}$ ч⁻¹).

4. Обсуждение результатов. Согласно методу, изложенному в разд. 2, влияние ξ на сопротивление усталостному разрушению начинается при $\xi \leq \xi^*$, т.е. при скоростях деформирования, соответствующих интеркристаллитному механизму разрушения. Из имеющихся экспериментальных данных следует, что для необлученных аустенитных сталей при $T = 600 \dots 650^\circ\text{C}$ сопротивление усталостному разрушению начинает уменьшаться при $\xi \leq 4 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ ($\xi \leq 1,44 \cdot 10^1$ ч⁻¹) [21]. Оценим величину ξ^* на основании предложенного метода и данных, представленных в [14–16]. На рис. 8 приведена расчетная зависимость $\varepsilon_f(\xi)$ при $T = 600^\circ\text{C}$ для сталей типа X18N9 и X18N10T в исходном состоянии ($\Phi = 0$). Видно, что если оценивать

ε_f^{tr} на базе гарантированного значения $\psi = 0,4$, то $\xi^* \approx 5,2 \cdot 10^{-4} \text{ ч}^{-1}$, если использовать среднюю величину $\psi = 0,7$ для данных материалов, то $\xi^* \approx 1,6 \cdot 10^{-2} \text{ ч}^{-1}$. Как видно, оценка ξ^* по предложенному подходу на три порядка ниже, чем по экспериментальным данным [21]. Таким образом, на первый взгляд имеется существенное противоречие между расчетными прогнозами и экспериментальными данными. В действительности такого противоречия не существует. Заметим, что в работе [21] экспериментальные исследования по оценке влияния ξ на сопротивление усталостному разрушению проводились на воздухе, т.е. в кислородсодержащей среде. Прогноз влияния ξ на ε_f осуществлялся при условии деформирования материала в инертной среде (рис. 8). Особенности разрушения материала в инертной среде (в частности, в вакууме) или на воздухе при испытаниях на длительную прочность будут рассмотрены ниже.

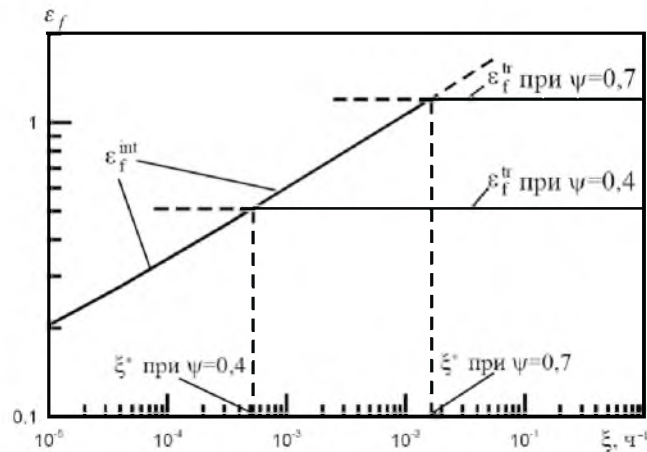


Рис. 8. Зависимость деформации разрушения ε_f от скорости деформирования ξ и изменение порогового значения ξ^* согласно предложенному методу в зависимости от пластичности металла: ε_f^{tr} – деформация при внутризеренном разрушении; ε_f^{mt} – деформация при межзеренном разрушении; ψ – относительное сужение поперечного сечения образца при его разрушении при растяжении.

При высоких температурах даже аустенитные стали подвержены коррозионному воздействию атмосферного кислорода [21]. На рис. 9 представлены кривые усталости при испытании образцов в вакууме и на воздухе [21]. Видно, что при $T = 593^\circ\text{C}$ при испытании в инертной среде (вакууме) в диапазоне частот $f = 0,0045$ ($\Delta\varepsilon^p = 8 \cdot 10^{-2}$)... $5,9$ ($\Delta\varepsilon^p = 3 \cdot 10^{-3}$) цикл/мин влияние частоты не наблюдается. Пересчитывая эти данные на скорость деформирования по формуле $\xi = 2\Delta\varepsilon f$, получаем, что в диапазоне $\xi \approx 4 \cdot 10^{-2}$... $2,0 \text{ ч}^{-1}$ при испытании материала в инертной среде влияние скорости деформирования на долговечность отсутствует. Следовательно, имеющиеся экспериментальные данные [21] вполне удовлетворительно соответствуют расчетной оценке $\xi^* \approx 1,6 \cdot 10^{-2} \text{ ч}^{-1}$. Кроме того, отметим,

что предложенная физическая интерпретация ξ^* как скорости, отвечающей переходу от транскристаллитного разрушения к интеркристаллитному, является достаточно обоснованной при деформировании материала не только в инертной среде, но и в коррозионной [22]. На рис. 10 указаны механизмы усталостного разрушения аустенитной стали 304 при 600°C и различных скоростях деформирования на воздухе [21]. Видно, что при $\xi \geq 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ наблюдается транскристаллитное разрушение, при $\xi \leq 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ – переход от транскристаллитного к интеркристаллитному. Напомним, что согласно экспериментальным данным [21] при $T = 600^\circ\text{C}$ только при скорости деформирования $\xi \leq 4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ проявляется ее влияние на сопротивление усталости. Таким образом, влияние ξ на сопротивление усталости проявляется только при переходе от транскристаллитного разрушения к интеркристаллитному.

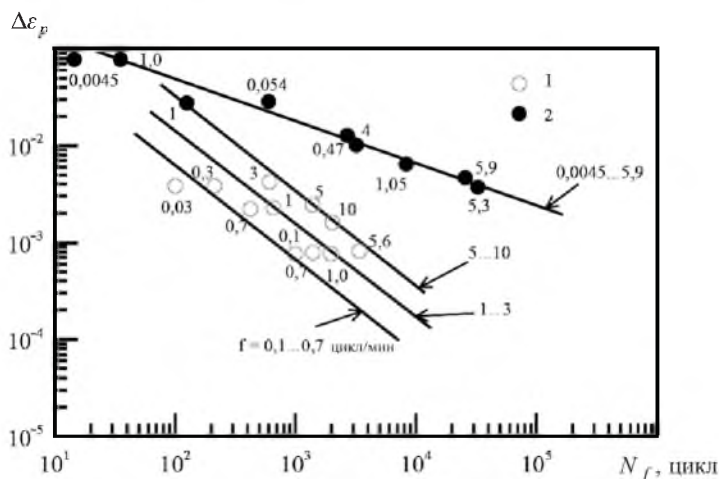


Рис. 9. Влияние среды на высокотемпературную малоцикловую усталость аустенитной хромоникелевой стали при разной частоте f и $T = 593^\circ\text{C}$: 1 – на воздухе; 2 – в вакууме.

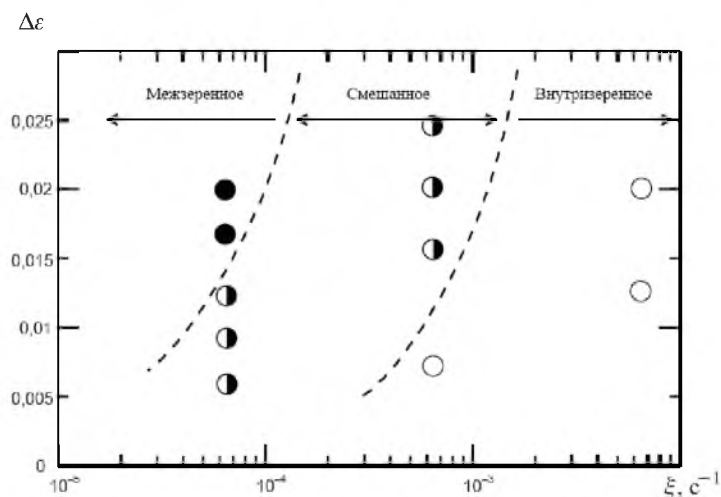


Рис. 10. Тип разрушения стали марки 304 на воздухе в зависимости от скорости деформирования.

Выполненные на основании представленного метода оценки влияния скорости деформирования на сопротивление усталости сопоставим с имеющимися экспериментальными данными, используя при этом результаты работы [27]. В этой работе усталостные испытания проводились на образцах из стали 09Х18Н9 при двух различных уровнях размаха деформаций $\Delta\varepsilon$. Цикл нагружения осуществлялся за счет изменения температуры в диапазоне 50.....600°C, причем растяжение образца происходило при повышении температуры до максимальной. При $T = 600^\circ\text{C}$ проводилась выдержка при растяжении различной продолжительности: 0; 42; 8 или 48 ч. Поскольку выдержка осуществлялась при температуре, когда реализовывалась интенсивная ползучесть материала, можно полагать, что деформирование материала происходило не только при активном нагружении образца, но и при выдержке. Тогда средняя скорость деформирования для неизотермического нагружения может быть приближенно оценена по соотношению $\xi_{cp} = 2\Delta\varepsilon/t_{ц}$, где $t_{ц}$ – время нагружения образца за цикл, включая время активного нагружения и время выдержки. Отметим, что эти испытания осуществлялись на воздухе, а циклическая долговечность определялась по критерию зарождения трещины на поверхности образца. Прогнозирование сопротивления усталостному разрушению при испытаниях на воздухе имеет некоторые особенности по сравнению с таковым при испытаниях в вакууме. В частности, заметим, что кривые длительной прочности и пластичности, построенные по критерию разрушения образца, слабо зависят от среды, в которой проводятся испытания (воздух или вакуум) [28]. В то же время, если в качестве критерия рассматривать зарождение трещины, то указанные кривые становятся чувствительными к среде. В вакууме темп накопления повреждений по сечению образца примерно одинаков, по крайней мере до образования шейки, поэтому зарождение трещины и разрушение образца происходят практически одновременно. При испытании на воздухе атмосферный кислород способствует ускорению накопления повреждений в зоне у поверхности образца, поэтому зарождение трещины происходит раньше, чем разрушение образца в целом [21].

Таким образом, для прогнозирования кривых усталости по критерию зарождения трещины необходимо использовать значения характеристик пластичности и прочности, полученные также по критерию зарождения трещины. Обозначим эти параметры как ε_f^i и R_c^i соответственно. Если прогноз осуществляется при испытании в вакууме, когда ε_f и R_c практически совпадают с ε_f^i и R_c^i , можно использовать параметры ε_f и R_c , при испытании в коррозионной среде (например, на воздухе) – параметры ε_f^i и R_c^i . Отметим, что в большинстве случаев имеющиеся данные по длительной прочности и пластичности получены по критерию разрушения образца.

Для корректировки этих данных воспользуемся результатами, представленными на рис. 11 [21]. Видно, что воздушная среда приводит к сдвигу области межзеренного разрушения в диапазон более высоких скоростей деформирования (в данном случае частот нагружения). Величина сдвига примерно соответствует отношению $\eta = f^{\text{воздух}} / f^{\text{вакуум}} \approx 100$. Приняв, что

$f^{\text{воздух}} / f^{\text{вакуум}} = \eta$, можно получить зависимости $\varepsilon_f^i(\xi)$ и $R_c^i(\xi)$ по критерию зарождения трещины при испытании на воздухе на основании зависимостей $\varepsilon_f(\xi)$ и $R_c(\xi)$. Пример такой корректировки иллюстрирует рис. 12. На рис. 13 приведены результаты сопоставления экспериментальных данных с прогнозными зависимостями, полученными с помощью функций $\varepsilon_f^i(\xi)$ и $R_c^i(\xi)$, определенных при испытаниях на воздухе. Расчетные и экспериментальные результаты представлены в виде зависимостей $N_f(\xi)$ для трех уровней $\Delta\varepsilon$. Видно хорошее совпадение прогнозных результатов с экспериментальными, максимальное расхождение в значениях долговечности N_f не превышает двукратного.

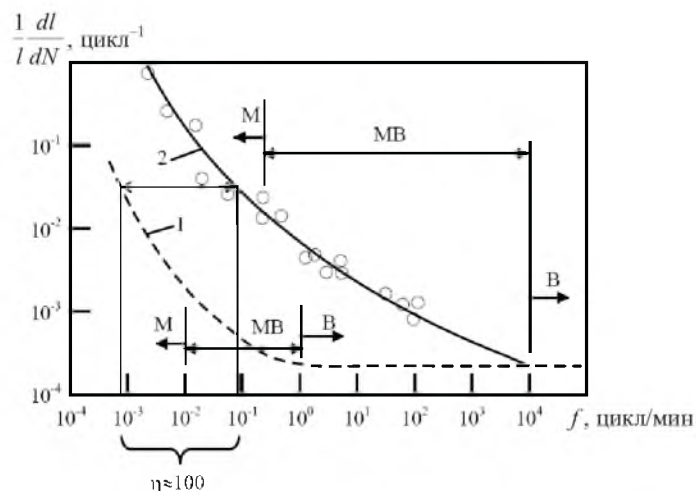


Рис. 11. Влияние частоты нагружения на скорость распространения трещины в аустенитной хромоникелевой стали в вакууме (1) и на воздухе (2) при $T = 593^\circ\text{C}$: B – внутризеренное разрушение; M – межзеренное разрушение; MB – смешанное разрушение; l – длина трещины; dl/dN – скорость роста трещины.

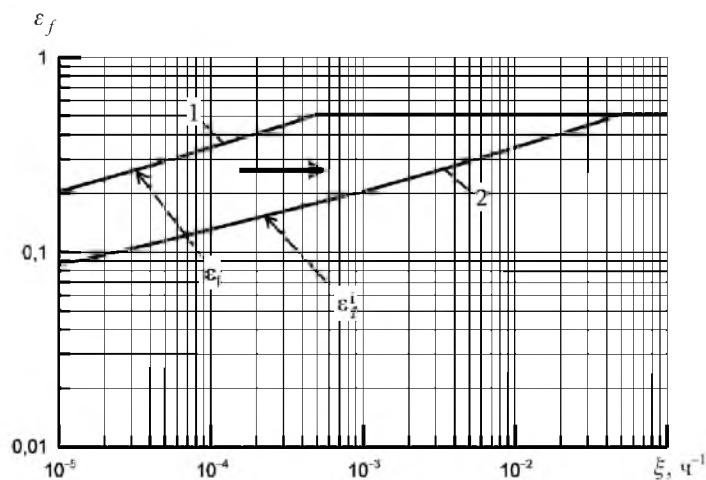


Рис. 12. Зависимость деформации разрушения от скорости деформирования для сталей типа X18H9 и X18H10T в исходном состоянии при $T = 600^\circ\text{C}$: 1 – длительная пластичность по критерию разрушения образца (воздух, вакуум); 2 – длительная пластичность по критерию зарождения трещины (воздух).

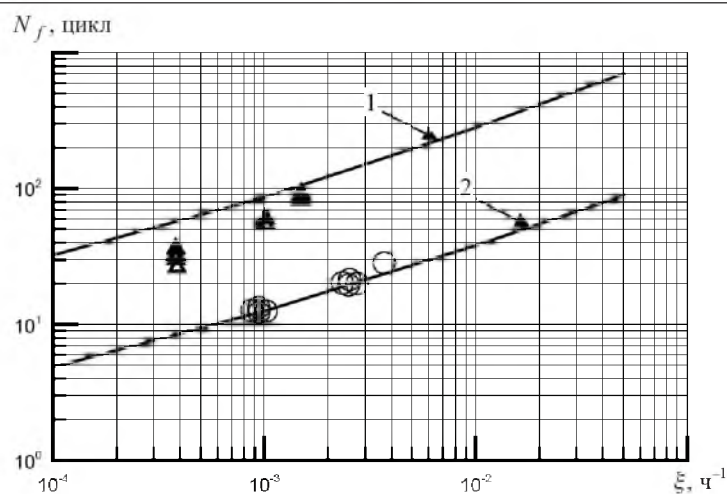


Рис. 13. Сопоставление экспериментальных данных при различных выдержках (точки) с расчетными кривыми (линии) при заданном размахе деформаций $\Delta\varepsilon = 1,23$ (1) и 3% (2) [27].

Выводы

1. Выполнен анализ имеющихся методов прогнозирования сопротивления усталости, учитывающих ползучесть материала в цикле деформирования и нейтронное облучение. Показано, что ползучесть может учитываться в методе разделения размаха деформаций [1–5] и в методе, предложенном в [13]. Метод разделения размаха деформаций, суть которого заключается в разделении неупругой деформации, зависящей и не зависящей от времени, не является достаточно обоснованным с физической точки зрения, так как не дает адекватных оценок в предельных случаях. Нейтронное облучение фактически невозможно учитывать с помощью этого метода, так как необходимо экспериментально определять очень большое количество материальных параметров, зависящих от нейтронного облучения.

Нормативный метод [13] принципиально позволяет учитывать ползучесть и нейтронное облучение, но является очень консервативным и, кроме того, не учитывает влияние скорости деформирования в цикле нагружения на сопротивление усталости. Метод, предложенный в [6, 10, 11], позволяет прогнозировать влияние облучения на сопротивление усталостному разрушению, но без учета ползучести в цикле нагружения. Метод [6, 7] учитывает нейтронное облучение и ползучесть только для случая, когда ведущим механизмом повреждения является одностороннее накопление деформации ползучести.

2. Предложен новый метод прогнозирования сопротивления усталостному разрушению, учитывающий нейтронное облучение (флаксы нейтронов, сопутствующий циклическому нагружению, флюенс нейтронов, накопленный до начала циклического нагружения) и скорость деформирования в цикле нагружения. Метод развивает принципы, заложенные в нормативном документе [13], и базируется на уравнении Мэнсона–Коффина. Для определения параметров этого уравнения используются данные, полученные при стандартных испытаниях на растяжение и на длительную прочность.

3. Предложенный метод является менее консервативным и более адекватным, чем нормативный метод [13]. Метод верифицирован применительно к аустенитным сталям. Выполнено сопоставление расчетных данных с экспериментальными и показано их хорошее соответствие. При этом необходимо учитывать влияние среды, в которой проводятся испытания (воздух или вакуум). Воздух, являющийся кислородсодержащей средой, приводит к значительному снижению сопротивления усталостному разрушению аустенитных сталей в области повышенных температур.

Резюме

Проанализовано найбільш відомі методи прогнозування опору втомному руйнуванню, які враховують повзучість матеріалу в циклі деформування і нейтронного опромінення. Виявлено переваги і недоліки існуючих методів. Запропоновано новий метод прогнозування опору втомному руйнуванню, який немає недоліків відомих методів. Проведено верифікацію розробленого методу стосовно аустенітних сталей, які випробовуються за підвищених температур.

1. *Гецов Л. Б.* О критерии разрушения при сложной программе нагружения: Тр. Всесоюз. раб. симп. по вопросам малоциклового усталости. – Каунас, 1971. – С. 51 – 55.
2. *Гецов Л. Б.* Кинетические уравнения разрушения при сложных программах нагружения // Пробл. прочности. – 1978. – № 7. – С. 31 – 37.
3. *Manson S. S.* The challenge to unity treatment of high temperature fatigue. A partisan proposal based on strain range partitioning // Fatigue at Elevated Temperature, ASTM STP 520. – 1973. – P. 744 – 782.
4. *Halford G. R. and Manson S. S.* Life prediction of thermal mechanical fatigue using strain range partitioning // Thermal Fatigue of Material and Components, ASTM STP 612. – Philadelphia, 1976. – P. 239 – 254.
5. *Бейт А. Д.* Прогнозирование долговечности при взаимодействии ползучести и усталости // Усталость материалов при высокой температуре / Под ред. Р. П. Скелтона. – М.: Металлургия, 1988. – С. 273 – 295.
6. *Кривенюк В. В., Киселевский В. Н.* Длительная прочность и ползучесть // Прочность материалов и конструкций. – Киев: Академперіодика, 2005. – С. 266 – 351.
7. *Писаренко Г. С., Киселевский В. Н.* Прочность и пластичность материалов в радиационных потоках. – Киев: Наук. думка, 1979. – 284 с.
8. *Качанов Л. М.* О времени разрушения в условиях ползучести // Изв. АН СССР. От-ние техн. наук. – 1958. – № 8. – С. 3 – 10.
9. *Работнов Ю. Н.* Ползучесть элементов конструкций. – М.: Наука, 1966. – 752 с.
10. *Скрипник Ю. Д., Косов Б. Д.* Уравнение малоциклового усталости облучаемой стали 0X16H15M3B // Пробл. прочности. – 1979. – № 11. – С. 12 – 17.

11. Киселевский В. Н., Харитонов Д. Ф. Экспериментальная проверка кинетического критерия разрушения при совместном малоцикловом и квазистатическом нагружении // Там же. – 1982. – № 4. – С. 33 – 36.
12. Филатов В. М. Предельные состояния по образованию макротрещин при циклическом нагружении // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика и техника ядерных реакторов. – 1978. – Вып. 1 (21), ч. 2. – С. 114 – 123.
13. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-002-86). – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.
14. Марголин Б. З., Гуленко А. Г., Курсевич И. П., Бучатский А. А. Моделирование разрушения материалов при длительном статическом нагружении в условиях ползучести и нейтронного облучения. Сообщ. 1. Физико-механическая модель // Пробл. прочности. – 2006. – № 3. – С. 5 – 22.
15. Марголин Б. З., Гуленко А. Г., Курсевич И. П., Бучатский А. А. Моделирование разрушения материалов при длительном статическом нагружении в условиях ползучести и нейтронного облучения. Сообщ. 2. Прогнозирование длительной прочности // Там же. – № 5. – С. 5 – 16.
16. Марголин Б. З., Гуленко А. Г., Бучатский А. А., Балакин С. М. Моделирование разрушения материалов при длительном статическом нагружении в условиях ползучести и нейтронного облучения. Сообщ. 3. Прогнозирование скорости роста трещины в аустенитных материалах // Там же. – № 6. – С. 5 – 16.
17. Усталость материалов при высокой температуре / Под ред. Р. П. Скелтона. – М.: Металлургия, 1988. – 343 с.
18. Марголин Б. З., Гуленко А. Г. Влияние скорости деформирования на характер разрушения при длительном статическом и циклическом нагружении. Сообщ. 2. Примеры расчета // Пробл. прочности. – 1991. – № 8. – С. 42 – 47.
19. Margolin B. Z. and Gulenko A. G. Lifetime prediction for intercrystalline fracture under cyclic loading with various strain rates // Int. J. Fatigue. – 1999. – 21. – P. 497 – 505.
20. Morishita M., Taguchi K., Asayama, et. al. Application of the overstress concept for creep-fatigue evaluation // ASTM STP 942. – 1988. – P. 487 – 499.
21. Тайра С., Отани Р. Теория высокотемпературной прочности материалов. – М.: Металлургия, 1986. – 280 с.
22. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.
23. RCC-MR, Design and Construction Rules for Mechanical Components of FBR Nuclear Islands, Appendix A16, Ed. 2002, AFCEN, France 2, 2002.
24. Васина Н. К., Марголин Б. З., Гуленко А. Г., Курсевич И. П. Радиационное распухание аустенитных сталей: влияние различных факторов // Вопр. материаловедения. – 2006. – 48, № 4. – С. 69 – 89.

25. *Курсевич И. П., Марголин Б. З., Прокошев О. Ю., Кохонов В. И.* Механические свойства аустенитных сталей при нейтронном облучении: влияние различных факторов // Там же. – С. 55 – 69.
26. *Филатов В. М.* Усталость конструкционных материалов при нейтронном облучении // Там же. – 2007. – **51**, № 3. – С. 253 – 264.
27. *Филатов В. М., Анихимовский Ю. А., Соловьев Д. В., Васютин А. Н.* Испытания на длительную малоцикловую усталость при неизотермическом нагружении // Завод. лаб. – 1975. – 41, № 4. – С. 472 – 475.
28. *Гецов Л. Б.* Материалы и прочность газовых турбин. – М.: Недра, 1996. – 591 с.

Поступила 25. 10. 2007