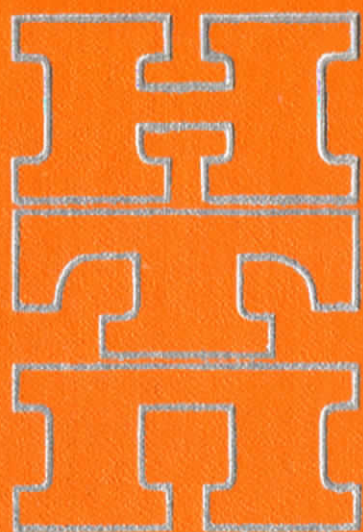




**СОПРОТИВЛЕНИЕ
ЖАРОПРОЧНЫХ
МАТЕРИАЛОВ
НЕСТАЦИОНАРНЫМ
СИЛОВЫМ
И ТЕМПЕРАТУРНЫМ
ВОЗДЕЙСТВИЯМ**

АКАДЕМИЯ
НАУК
УКРАИНСКОЙ ССР

ИНСТИТУТ
ПРОБЛЕМ
ПРОЧНОСТИ

АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНСКОЙ ССР

Г. С. ПИСАРЕНКО

Н. С. МОЖАРОВСКИЙ

Е. А. АНТИПОВ

СОПРОТИВЛЕНИЕ
ЖАРОПРОЧНЫХ
МАТЕРИАЛОВ
НЕСТАЦИОНАРНЫМ
СИЛОВЫМ
И ТЕМПЕРАТУРНЫМ
ВОЗДЕЙСТВИЯМ

ИЗДАТЕЛЬСТВО «НАУКОВА ДУМКА» КИЕВ—1974

НАУКА

И ТЕХНИЧЕСКИЙ

ПРОГРЕСС

Рецензенты доктора техн. наук

Г. Н. Третьяченко и Ю. Н. Шевченко

Редакция технической литературы

П $\frac{30106-125}{M221(04-74)}$ 41-74© Издательство
«Наукова думка»,
1974 г.

ПРЕДИСЛОВИЕ

Многие конструкционные элементы (диски, направляющие и рабочие лопатки газовых турбин, камеры сгорания, поверхностные слои металла штампов, поверхности прокатных валков, тормозных барабанов транспортных машин и др.) работают в условиях нестационарного силового и температурного воздействий. Такие конструкционные элементы, как правило, преждевременно выходят из строя. Поэтому проблема прочности и долговечности конструкционных элементов и материалов, работающих в условиях переменных температур и напряжений, за последние десятилетия приобрела большую актуальность. С появлением новых областей техники, с увеличением мощностей и повышением рабочих параметров растет интерес к вопросам деформирования и сопротивления материалов действию нестационарных температур и напряжений. Процессы деформирования и разрушения материалов и конструкционных элементов в условиях циклически изменяющихся температур и напряжений очень сложны, так как в данных условиях возникают специфические явления, каждое из которых определенным образом влияет на поведение конструкций и материалов. Необходимость правильного объяснения и учета всех этих специфических явлений и определяет научный интерес к поставленной проблеме.

В настоящее время как в СССР, так и за рубежом опубликовано много работ, освещающих те или иные аспекты многогранной проблемы поведения материалов и конструкционных элементов в условиях нестационарного силового и температурного воздействий. Цель данной

книги по возможности обобщить результаты исследований, имеющих практически важное значение при решении вопросов прочности и несущей способности элементов конструкций, работающих в указанных условиях.

Книга состоит из четырех глав, в которых в основном освещаются вопросы упруго-пластического деформирования и разрушения жаропрочных материалов при переменных температурах и напряжениях.

В первой главе излагаются основные закономерности деформирования и разрушения материалов при циклическом изменении напряжений и повышенных температурах. Особое внимание уделено установлению закономерностей сопротивления материалов при программном изменении напряжений и анализу критериев разрушения материалов в зависимости от формы цикла изменения напряжений.

Во второй главе приводятся закономерности накопления пластических деформаций и разрушения материалов при переменных температурах и постоянных механических напряжениях. Анализируются различные гипотезы, позволяющие описывать кривые ползучести при переменных температурах. Большое внимание уделено вопросам пластичности и критериям разрушения материалов при программном изменении температуры.

В третьей главе рассматриваются деформирование и разрушение материалов при одновременном независимом изменении во времени температуры и напряжений по соответствующим программам. Приводятся обобщенные диаграммы пластичности материала при разрушении, а также критерии разрушения материалов при программном изменении температуры и напряжений.

Четвертая глава посвящена анализу особенностей упруго-пластического деформирования и разрушения материалов при циклическом тепловом воздействии. Устанавливаются нелинейные зависимости между напряжениями и деформациями при знакопеременном термоциклическом нагружении. Приводятся основные закономерности деформирования и разрушения материалов при многократном температурном нагружении в зависимости от различных параметров температурного режима и граничных условий. Обобщаются критерии выносливости жаропрочных материалов при термоциклическом нагружении.

Книга в основном построена на материалах исследований авторов с использованием некоторых данных, опубликованных в работах отечественных и зарубежных ученых.

ГЛАВА I

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАЛОМ ЧИСЛЕ ЦИКЛОВ ИЗМЕНЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И ПОСТОЯННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Рассмотрим закономерности деформирования и разрушения материалов при условии, когда со временем напряжения изменяются от $\sigma_{\min}$ до $\sigma_{\max}$ по любому циклическому закону (рис. 1), а температура остается постоянной. Форма цикла изменения напряжений при данных среднем напряжении $\sigma_{\text{ср}} = \frac{\sigma_{\min} + \sigma_{\max}}{2}$, асимметрии цикла $r = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$, а также при данном интервале изменения напряжений ($\Delta\sigma = \text{const}$) может быть охарактеризована уравнением

$$\bar{\gamma}_{\sigma} + \bar{\gamma}_{\sigma} + \bar{\gamma}_{\sigma} = 1, \quad (I.1)$$

где $\bar{\gamma}_{\sigma} = \frac{\bar{\tau}_{\sigma}}{\tau}$ — относительное время пребывания образца за цикл

при максимальном напряжении цикла; $\bar{\gamma}_{\sigma} = \frac{\bar{\tau}_{\sigma}}{\tau}$ — относительное время пребывания образца за цикл, в течение которого происходит изменение напряжений от $\sigma_{\min}$ до $\sigma_{\max}$ и обратно; $\bar{\gamma}_{\sigma} = \frac{\bar{\tau}_{\sigma}}{\tau}$ — относительное время пребывания образца за цикл при минимальном напряжении цикла (τ — время длительности цикла).

Упруго-пластические деформации в этом случае переменные и при определенных начальных и граничных условиях могут быть достаточно большими. Разрушение происходит после малого числа циклов нагружения и занимает промежуточное положение между статическими и усталостными разрушениями.

Сопротивление деформациям и разрушению при малом числе циклов нагружения зависит от уровня напряжений, формы цикла, по которому изменяются напряжения со временем (I.1), и температуры.

Кинетика деформированного и напряженного состояний в этом случае определяется характером диаграмм циклического деформирования. Основные требования, которым должны отвечать

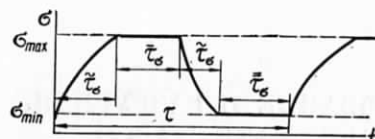


Рис. 1. Изменение напряжений за цикл.

современные методы исследования диаграмм циклического деформирования как при нормальных, так и при повышенных температурах, а также требования, предъявляемые к испытательным машинам, сформулированы в работах [53, 203, 294, 318]. О закономерностях сопротивления материалов циклическому упруго-пластическому деформированию при нормальных температурах говорится в работах [44—56, 237—258, 309—312].

В данной главе рассмотрены в основном закономерности деформирования и разрушения материалов при повышенных температурах и программном изменении напряжений.

1. Упруго-пластические свойства материалов при многократном нагружении за пределами упругости

Материал при многократном нагружении как при нормальных, так и повышенных температурах и малом числе циклов до разрушения характеризуется наличием достаточно больших упруго-пластических деформаций, а также перераспределением деформаций и напряжений от цикла к циклу. Поэтому при расчете на прочность элементов конструкций ограниченной долговечности необходимо учитывать изменение упруго-пластических свойств материала от цикла к циклу. Исследования [61] показывают изменение предела пропорциональности алюминиевого сплава Д16-Т (рис. 2, кривая 1) и низколегированной стали 30ХГСА (кривая 2) при циклическом изменении напряжений с амплитудой напряжений, равной пределу текучести. Разрушение при действии повторно-статических нагрузок, характеризующееся небольшим числом циклов до разрушения и низкой частотой приложения нагрузки, обычно называют малоциклового усталостью. Пластические деформации при этом образуют зоны пластичности

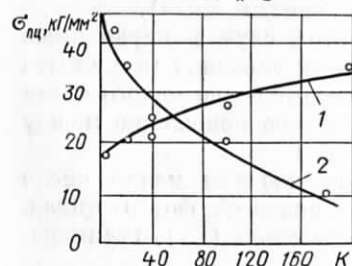


Рис. 2. Изменение циклического предела пропорциональности $\sigma_{цк}$ в зависимости от числа полуциклов нагружения K .

не отдельных зерен или кристаллов, как это имеет место при обычной усталости, а в пределах микрообъема. Некоторыми исследователями [309] данный процесс разрушения был представлен как результат двух процессов: изменения сопротивления разрушению в зависимости от числа циклов приложения нагрузки и изменения напряженного состояния в процессе повторного нагружения (рис. 3). Разрушение наступает в результате образования и развития

трещин или в результате необратимого формоизменения конструкции. Для установления закономерностей деформирования и разрушения материалов при многократном нагружении необходимо знать законы изменения механических характеристик материала от цикла к циклу. Наиболее важными характеристиками материала, которые изменяются от цикла к циклу при циклическом деформировании, являются те, что связаны с изменением петли гистерезиса во время испытаний. Поэтому для исследования кинетики деформированного и напряженного состояний на всем протяжении многократного упруго-пластического нагружения необходимо строить диаграммы деформирования (петли гистерезиса). Такие диаграммы деформирования для некоторых материалов после нескольких десятков, сотен циклов нагружения при сохранении постоянной амплитуды напряжений (мягкое нагружение) и постоянной амплитуды деформаций (жесткое нагружение) показаны соответственно на рис. 4 и 5 [92]. Пользуясь этими диаграммами, при мягком нагружении можно изучить кинетику деформаций, которая необходима для исследования деформационных свойств материала при циклическом нагружении, а при жестком — кинетику напряжений при циклическом упруго-пластическом деформировании. Мягкое и жесткое нагружения дают предельные случаи кинетики напряженного состояния при циклическом упруго-пластическом деформировании.

По характеру изменения свойств при многократном упруго-пластическом деформировании материалы могут быть разделены на три основных типа: циклически стабильные, циклически упрочняющиеся и циклически разупрочняющиеся.

Циклически стабильными называются материалы, сопротивление которых многократному упруго-пластическому деформированию не зависит от числа нагружений. Это означает, что модуль упругости, предел пропорциональности и текучести, модуль пластического упрочнения, секущий и касательный модули не зависят от числа нагружений. У циклически упрочняющихся материалов сопротивление упруго-пластическому деформированию возрастает с ростом числа нагружений, а у циклически разупрочняющихся — уменьшается. Однако циклическая стабильность упрочнения или разупрочнения

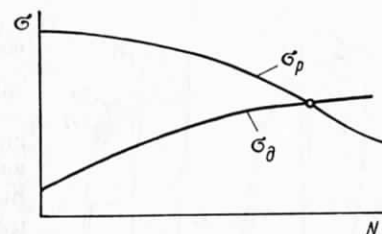


Рис. 3. Схема изменения разрушающих σ_p и действительных σ_d напряжений в зависимости от числа циклов нагружения.

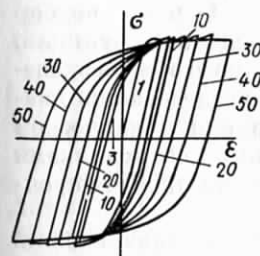


Рис. 4. Диаграмма циклического деформирования при мягком нагружении для теплоустойчивой стали (цифры — число циклов нагружения).

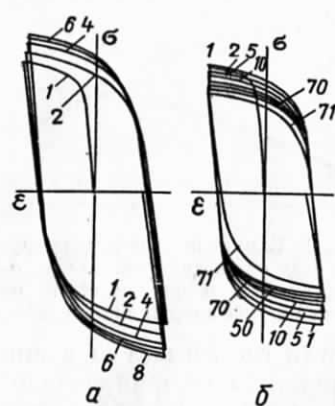


Рис. 5. Диаграммы циклического деформирования при жестком нагружении: а — сталь В-96, б — теплоустойчивая сталь (цифры — число циклов нагружения).

скорее является этапами деформирования, а не характеристикой материала в целом. На характер процесса циклического деформирования существенное влияние оказывают состояние материала, скорость деформирования, температура, форма цикла изменения напряжений и другие факторы. Для установления закономерностей изменения напряжений и деформаций при циклическом упруго-

пластическом нагружении необходимо знать зависимость между напряжениями и деформациями.

Результаты исследований свойств циклического деформирования материала, приведенные в работах [61, 226, 235, 274, 328, 329, 330, 331, 434, 465], позволяют получить необходимые сведения об особенностях и закономерностях циклического упруго-пластического деформирования. Однако они не дают возможности сформулировать зависимость между циклическими напряжениями и деформациями. Диаграммы циклического деформирования, приведенные в работах Мэнсона [398] и Орована [418], позволяют дать только предельные изменения напряженного состояния при циклическом упруго-пластическом деформировании.

Зависимости, предложенные в работах Мазинга [401], Вулли [412] и других авторов, по установлению связи между напряжениями и деформациями пока не могут быть распространены на все материалы и различные условия нагружения.

В работах [9, 274, 332, 471] приведено описание моделей тела, меняющего в процессе упруго-пластического нагружения геометрию диаграмм циклического деформирования. Однако подбор параметров, входящих в статически распределенные функции, может быть выполнен только на основе определенного объема экспериментальных данных. Большого внимания по исследованию диаграмм деформирования различных материалов при циклическом нагружении заслуживают работы, проведенные сотрудниками московского Института машиноведения и Института проблем прочности АН УССР.

Прежде чем перейти непосредственно к рассмотрению свойств материалов при многократном деформировании, для сравнения коротко коснемся вопроса о свойствах материалов при однократном нагружении.

Самый простой случай однократного нагружения за пределами упругости — реверсивное нагружение (рис. 6). Диаграмма исходного деформирования OAC . При разгрузке после достижения

в исходном нагружении деформации $\epsilon^{(0)}$ и последующем реверсивном нагружении диаграмма деформирования описывается кривой $OCQDL$. После разгрузки из какого-либо состояния L появляется обычно незамкнутая петля гистерезиса $OACQDLM$. Оказывается, что CQD — линия разгрузки — не является прямой линией. Модуль разгрузки как тангенс угла наклона прямой, соединяющей точки начала и конца разгрузки, уменьшается по сравнению с модулем упругости в исходном состоянии.

Деформирование после разгрузки в противоположном направлении, как правило, вызывает уменьшение предела пропорциональности. Причем чем большей была первоначальная деформация при нагружении, тем сильнее уменьшалась величина предела пропорциональности. Дальнейшие исследования подтвердили наличие такого изменения пределов пропорциональности для большинства материалов. Само это явление получило название эффекта Баушингера.

Исследования Мазинга [401] показали, что сумма напряжений, с которых производилась разгрузка $\sigma^{(0)}$, и нового предела пропорциональности $\sigma_T^{(1)}$ (рис. 6) при реверсивном нагружении является величиной постоянной и равной удвоенному пределу пропорциональности в исходном нагружении:

$$\sigma^{(0)} + \sigma_T^{(1)} = S_T^{(1)} = 2\sigma_T^{(0)}. \quad (I.2)$$

Тогда диаграмма деформирования в первом полуцикле (считая исходное деформирование за нулевой полуцикл) описывается уравнением

$$\frac{S}{2} = f\left(\frac{\epsilon}{2}\right). \quad (I.3)$$

Функция $f\left(\frac{\epsilon}{2}\right)$ определяется из диаграммы исходного нагружения.

Экспериментальная проверка, проведенная рядом исследователей [434, 472], показала, что уравнения (I.2) и (I.3) выполняются не для всех материалов, а кривые, соответствующие данным уравнениям, проходят существенно выше, ниже или пересекают расчетную диаграмму. В работе [472] показано, что в первом реверсивном полуцикле нагружения при симметричном цикле напряжений кривые деформирования описываются зависимостью вида

$$\frac{\epsilon}{\sigma_0} = F\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right). \quad (I.4)$$

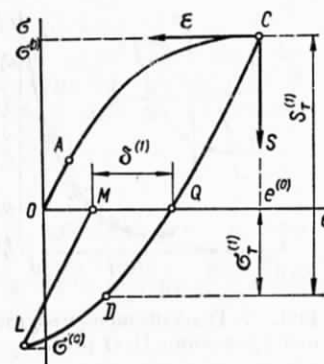


Рис. 6. Гистерезис при реверсивном нагружении за пределом упругости [52].

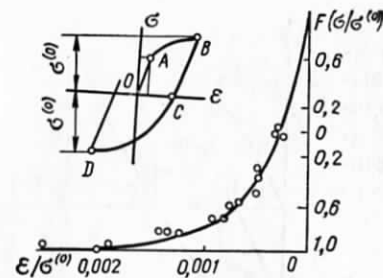


Рис. 7. Графическое представление уравнения (1.4) [52].

формировании. В работах [9, 332, 471] приведены теории, позволяющие описать диаграммы циклического деформирования, которые были получены авторами на основании отдельных допущений о характере деформирования и структуре материала. Некоторыми авторами [71—73] были предложены модели, описывающие поведение материалов при неизоотермическом нагружении с учетом пластичности и ползучести. В исследованиях, проведенных Орованом [418], показано, что в процессе циклического деформирования материал переходит в упругое состояние. Схема Орована, согласно которой материал, нагруженный за пределами пропорциональности, при разгрузке и последующем нагружении обратного знака ведет себя упруго вплоть до напряжения, соответствующего по абсолютной величине максимальному напряжению предыдущего нагружения NB , показана на рис. 8. Нагружение за B' происходит по кривой $B'C'$, которая соответствует участку BC диаграммы однократного нагружения. Последующая разгрузка и соответственно нагружение протекают по кривой $C'L'C'D'$, а напряжения пропорциональности равно по абсолютной величине максимальному напряжению KC' , достигнутому в предшествующем нагружении. Участок $C'D'$ соответствует отрезку CD кривой первоначального деформирования. Многократное повторение нагружения приводит к упругому состоянию, которое характеризуется на диаграмме прямой xx' . Недостатком гипотезы Орована является то, что она не учитывает эффекта Баушингера и разнообразия свойств материала. Использование этой гипотезы при решении задач позволяет получить одну из крайних оценок возможного изменения напряженного состояния при циклическом

Функция $F\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)$ определяется на основании эксперимента. Экспериментальное представление зависимости (1.4) иллюстрируется рис. 7.

Если рассматривать процесс многократного нагружения, то с увеличением числа циклов происходит изменение формы и размеров петли гистерезиса. Это связано с непостоянством механических характеристик металла при многократном упруго-пластическом де-

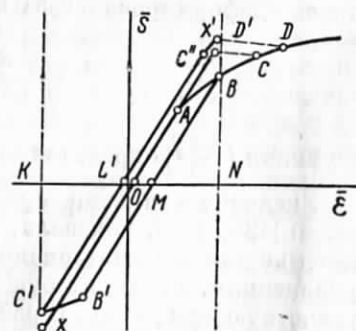


Рис. 8. Схема Орована изменения диаграммы циклического деформирования при циклическом нагружении [52].

упруго-пластическом деформировании. В работе Мэнсона [395] была предложена иная крайняя оценка в случае, когда материал считался идеально пластичным. Другие авторы [190—192] обосновывают возможность описания кривых многократного циклического деформирования уравнением вида

$$\bar{S} = \varphi(\bar{\epsilon}), \quad (1.5)$$

где $\bar{S} = \frac{S^{(k)}}{S_T^{(k)}}$; $\bar{\epsilon} = \frac{\epsilon^{(k)}}{\epsilon_T^{(k)}}$ — напряжения и деформации, отнесенные к деформациям и напряжениям $\epsilon_T^{(k)}$ и $S_T^{(k)}$, соответствующим пределу текучести в том же k -м полуцикле. Функция $\varphi(\bar{\epsilon})$ в явном виде определяется экспериментально.

Зависимость (1.5), подтвержденная экспериментально [191], позволяет решать задачи о циклическом упруго-пластическом деформировании при известном решении для исходного нагружения.

При симметричном цикле напряжений кривые многократного циклического деформирования описываются зависимостью [44]

$$\frac{\epsilon_{пл}^{(k)}}{\delta_k} = \Phi\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right), \quad (1.6)$$

где $\Phi\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)$ определяется экспериментально; δ_k — остаточная пластическая деформация в k -м полуцикле нагружения; σ_0 — амплитуда напряжений.

Отсюда следует, что при известной форме кривой деформирования для некоторой амплитуды напряжений и некоторого полуцикла может быть определена кривая деформирования при известной амплитуде σ_0 и ширине петли δ_k в каком-либо другом полуцикле.

В работах С. В. Серенсена и его учеников [51, 52, 249, 252, 309] экспериментально обоснована возможность разделения эффекта уровня напряжений, времени и числа циклов. Уравнение обобщенной диаграммы циклического деформирования, описывающей особенности деформирования внутри каждого k -го полуцикла, может быть представлено в виде

$$\bar{\epsilon} = \bar{S} + f_1(k) f_2(\bar{S}) f_3(t), \quad (1.7)$$

где t — время деформирования; функции $f_1(k)$ и $f_3(t)$ находятся экспериментально, функция $f_2(\bar{S})$ определяется уравнением исходной кривой деформирования.

Для симметричного цикла нагружения в работе А. П. Гусенкова и Р. М. Шнейдеровича [56] обосновано существование кривой циклического деформирования. В основу положен экспериментально установленный факт равенства текущей и пластической деформации для одинаковых значений исходных напряжений. Кривая деформирования в некотором полуцикле (рис. 9) для исходного уровня напряжений $\sigma^{(0)}$ строится в относительных координатах

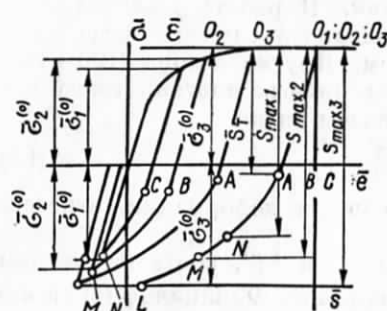


Рис. 9. Схема обобщенной диаграммы циклического деформирования при симметричном цикле нагружения [130].

место точек, соответствующих концу деформирования при данном напряжении $\bar{S}_{\max} = 2\sigma^{(0)}$. Вследствие равенства текущей и остаточной деформаций кривые деформирования для каждого из исходных уровней напряжений совпадают с обобщенной кривой, если совместить их начальные точки.

Для ряда полуциклов нагружения на рис. 10 показаны обобщенные диаграммы стали 1X18H9T и теплоустойчивой стали.

Полученные в работах [130, 131] зависимости при симметричном цикле нагружения были обобщены на случай асимметричного цикла. Схема кривых циклического деформирования при $r = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} > -1$ приведена на рис. 11, где $\bar{S}'_{T,r}$, $\bar{S}''_{T,r}$, $\bar{S}'''_{T,r}$ и $\bar{\sigma}'_a$, $\bar{\sigma}''_a$, $\bar{\sigma}'''_a$ — соответственно предел текучести при заданной асимметрии цикла r изменения напряжений за 1, 2, 3-й циклы.

Разность пластических деформаций за цикл в четном и нечетном полуциклах при циклическом упруго-пластическом деформировании может существенно отличаться, причем данная величина зависит от исходной деформации $\bar{\epsilon}^{(0)}$ в нулевом полуцикле (исходного напряжения) и числа полуциклов k .

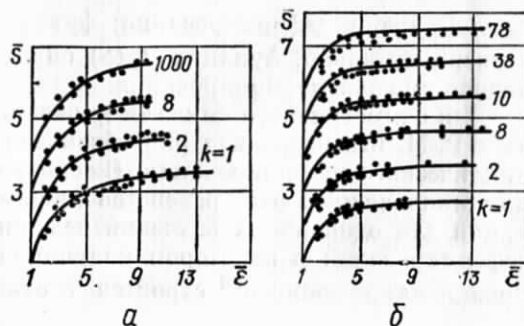
Для аналитической интерпретации данная зависимость представляется в виде произведения двух функций:

$$\delta_k = \psi(\bar{\epsilon}^{(0)}) f_1(k). \quad (I.8)$$

Функция $\psi(\bar{\epsilon}^{(0)})$ определяется следующим

Рис. 10. Обобщенные диаграммы $\bar{S} - \bar{\epsilon}$ деформирования для ряда полуциклов нагружения:

a — сталь 1X18H9T, б — теплоустойчивая сталь [52].



$\bar{S} - \bar{\epsilon}$. За начало координат в каждом полуцикле принимается момент начала разгрузки. На рис. 9 приняты следующие координатные оси: $\bar{S} = \frac{S}{S_T}$; $\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{\sigma_T}$; $\bar{\epsilon} = \frac{\epsilon}{\epsilon_T}$; $\bar{e} = \frac{e}{e_T}$, где S_T , σ_T , ϵ_T , e_T — напряжения и деформации, соответствующие пределу текучести. Точки A, B, C соответствуют началу течения материала.

Обобщенная кривая для симметричного цикла нагружения представляет собой геометрическое место точек, соответствующих концу деформирования при данном напряжении $\bar{S}_{\max} = 2\sigma^{(0)}$. Вследствие равенства текущей и остаточной деформаций кривые деформирования для каждого из исходных уровней напряжений совпадают с обобщенной кривой, если совместить их начальные точки.

Для ряда полуциклов нагружения на рис. 10 показаны обобщенные диаграммы стали 1X18H9T и теплоустойчивой стали.

Полученные в работах [130, 131] зависимости при симметричном цикле нагружения были обобщены на случай асимметричного цикла. Схема кривых циклического деформирования при $r = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} > -1$ приведена на рис. 11, где $\bar{S}'_{T,r}$, $\bar{S}''_{T,r}$, $\bar{S}'''_{T,r}$ и $\bar{\sigma}'_a$, $\bar{\sigma}''_a$, $\bar{\sigma}'''_a$ — соответственно предел текучести при заданной асимметрии цикла r изменения напряжений за 1, 2, 3-й циклы.

Разность пластических деформаций за цикл в четном и нечетном полуциклах при циклическом упруго-пластическом деформировании может существенно отличаться, причем данная величина зависит от исходной деформации $\bar{\epsilon}^{(0)}$ в нулевом полуцикле (исходного напряжения) и числа полуциклов k .

Для аналитической интерпретации данная зависимость представляется в виде произведения двух функций:

$$\delta_k = \psi(\bar{\epsilon}^{(0)}) f_1(k). \quad (I.8)$$

Функция $\psi(\bar{\epsilon}^{(0)})$ определяется следующим

Рис. 10. Обобщенные диаграммы $\bar{S} - \bar{\epsilon}$ деформирования для ряда полуциклов нагружения:

a — сталь 1X18H9T, б — теплоустойчивая сталь [52].

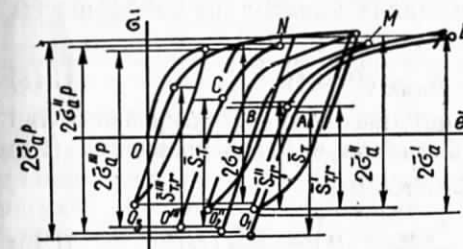


Рис. 11. Схема кривых циклического деформирования при асимметричном цикле нагружения [130].

Деформация $\bar{\epsilon}_{\text{пр}}^{(0)}$ соответствует приведенному напряжению

$$(\bar{\sigma}_{\text{пр}})_{1,2} = \bar{\sigma}_a P_{1,2}. \quad (I.10)$$

Здесь $P_{1,2} = 1 + \chi_{1,2} (1 + r) (1 - r)$ — коэффициент приведения, $\chi = \chi_1$ — нечетные полуциклы, $\chi = \chi_2$ — четные полуциклы; постоянные C_1 и C_2 характеризуют циклическую анизотропию свойств материала.

Функция числа полуциклов имеет следующий вид: для разупрочняющихся материалов

$$f_1(k) = \exp[\beta(k-1)]; \quad (I.11)$$

для упрочняющихся материалов

$$f_1(k) = k^{-\alpha}. \quad (I.12)$$

Поскольку параметры α и β и предел текучести $\bar{S}_T$ слабо зависят от исходной деформации даже для симметричного цикла, то выражение (I.8) является приближенным.

Результаты некоторых экспериментов при асимметричном цикле показали, что для одинаковых значений приведенных напряжений наблюдается равенство остаточной деформации и текущей пластической деформации, т. е. $\bar{\delta} = \bar{\epsilon}_{\text{пл}}$. Это указывает на то, что для некоторого полуцикла участки кривых деформирования в пластической области совпадают, если совместить точки, соответствующие пределу текучести (точки A, B, C на рис. 11 и 12). Такое совмещение (рис. 12) возможно только для приведенных напряжений $\bar{S}_{\text{пр}} = 2\bar{\sigma}_a P$. Для напряжений $\bar{S}_{\text{пр}} = 2\bar{\sigma}_a P$ начало координат (момент начала нагрузки) не совмещается, так как предел

Рис. 12. Совмещенные в пластической области кривые циклического деформирования при асимметричном нагружении и различной предварительной деформации [130].

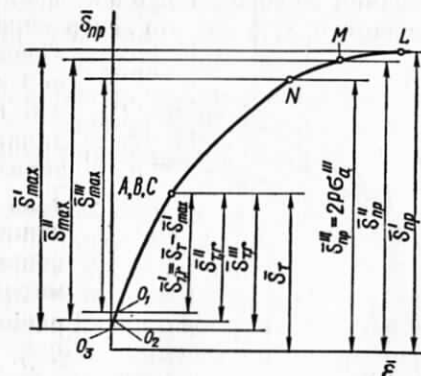


Рис. 12. Совмещенные в пластической области кривые циклического деформирования при асимметричном нагружении и различной предварительной деформации [130].

текучести для асимметричного цикла зависит от коэффициента приведения P и величины размаха напряжений $S_{\max}$:

$$\bar{S}_{T,r} = \bar{S}_T - S_{\max} (P - 1). \quad (I.13)$$

Уравнение обобщенной кривой циклического деформирования при асимметричном цикле может быть получено из уравнения (I.8) при условии, что $\bar{\delta} = \bar{\varepsilon}_{\text{пл}}$ и $\bar{S} > \bar{S}_{T,r}$,

$$\bar{\varepsilon} = \bar{S} + C_{1,2} \left[f^* \left(\frac{\bar{S}_{\max}}{2}, P \right) - \frac{S_T}{2} \right] f_1(k). \quad (I.14)$$

Здесь $f^* \left(\frac{S_{\max}}{2}, P \right) = \bar{\varepsilon}_{\text{пр}}^{(0)}$ определяется по диаграмме исходного деформирования. Схема построения обобщенных кривых деформирования, приведенная в работе [130], показана на рис. 13. Если совместить начальные точки кривых деформирования (с момента начала разгрузки) при разных P и $\bar{S}_{\max}$, то кривая на рис. 12 развернется в семейство кривых, различающихся только упругой частью.

По данным кривым для различных уровней размахов напряжений $\bar{S}_{\max}$ и одинаковых значений коэффициента P можно построить кривую зависимости размахов напряжений от деформации. Такая кривая, представляющая геометрическое место точек, соответствующих концу деформирования при данном напряжении $\bar{S}_{\max}$, называется обобщенной кривой циклического деформирования; при асимметричном цикле она описывается так:

$$\bar{\varepsilon} = \bar{S}_{\max} + C_{1,2} \left[f^* \left(\frac{\bar{S}_{\max}}{2}, P \right) - \frac{S_T}{2} \right] f_1(k). \quad (I.15)$$

В отличие от симметричного цикла текущие кривые деформирования не совпадают с обобщенными. Следует отметить, что для первого полуцикла это построение несправедливо. При $P = 0$ текущие кривые совпадают с обобщенной кривой при симметричном цикле, что соответствует $r = -1$, $\chi = 0$ и характерно для упрочняющихся материалов. Для заданных напряжений $\bar{\sigma}_{\min}$, $\bar{\sigma}_{\max}$ в k -м полуцикле при заданной асимметрии цикла деформирование протекает по кривой деформирования асимметричного цикла с размахом $\bar{S}_{\max}$ и пределом текучести $\bar{S}_{T,r}$. Совокупность конечных точек этих кривых для различных $\bar{S}_{\max}$ образует кривую циклического деформирования с пределом текучести $\bar{S}_{T\text{пр}} = \bar{S}_T/P$, выражающую связь

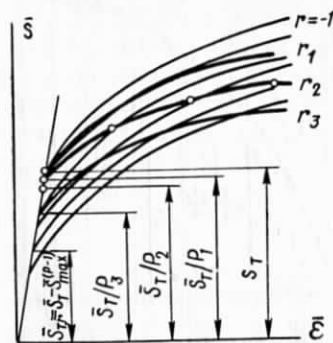
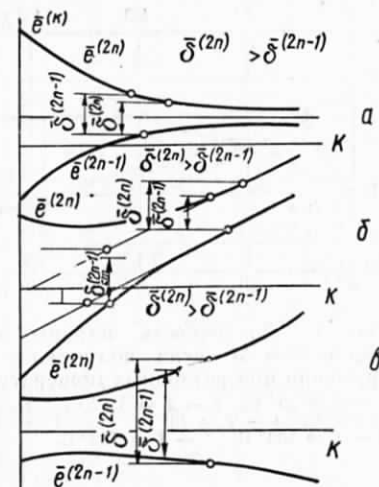


Рис. 13. Схема построения обобщенных кривых деформирования при асимметричном цикле нагружения [130].

между напряжениями и деформациями при заданной степени асимметрии. Семейство обобщенных кривых деформирования при различных асимметрии и числах циклов образует диаграмму циклического деформирования. Исследования циклического упруго-пластического деформирования показали, что после определенного числа циклов у циклически упрочняющихся материалов (а иногда и у циклически разупрочняющихся) наступает стационарное состояние, при котором при последующих циклах будет повторяться соответствующих диаграмм деформирования.

Рис. 14. Схема изменения деформации в зависимости от числа циклов:

а — циклически упрочняющийся материал;
б — циклически стабилизирующийся материал;
в — циклически разупрочняющийся материал.



между напряжениями и деформациями при заданной степени асимметрии. Семейство обобщенных кривых деформирования при различных асимметрии и числах циклов образует диаграмму циклического деформирования. Исследования циклического упруго-пластического деформирования показали, что после определенного числа циклов у циклически упрочняющихся материалов (а иногда и у циклически разупрочняющихся) наступает стационарное состояние, при котором при последующих циклах будет повторяться соответствующих диаграмм деформирования.

Схемы возможных вариантов изменения деформаций в процессе циклического нагружения в зависимости от числа полуциклов, приведенные в работе [252], показаны на рис. 14. Деформация, накопленная в процессе циклического деформирования, стремится к некоторой предельной величине, которая остается постоянной вплоть до образования трещины, после чего возможно некоторое ее увеличение. Для циклически стабильных материалов ширина петли гистерезиса в каждом полуцикле остается неизменной.

Если в четном и нечетном полуциклах ширины петель отличаются, то наблюдается непрерывное одностороннее накопление деформаций и интенсивность процесса перед разрушением возрастает. Процесс деформирования при этом зависит от степени асимметрии цикла.

Циклически разупрочняющиеся материалы характеризуются возрастанием ширины петли и увеличением полной деформации, причем накопление деформаций может происходить в обе стороны действия нагрузки.

Для характеристики деформационных свойств наиболее удобно использовать величину остаточной деформации за полуцикл, которая характеризует пластические свойства внутри каждого цикла, а знакопеременная сумма — пластические свойства за соответствующее количество циклов. При исследовании взаимосвязи между шириной петли гистерезиса и числом симметричных полуциклов при заданной амплитуде напряжений была установлена следующая зависимость [309]:

$$\delta_k = \varepsilon_{\text{пл}}^{(k)} - \varepsilon_{\text{пл}}^{(k-1)} = \frac{A}{(k-1)^\alpha} (\varepsilon^1 - \varepsilon_S), \quad (I.16)$$

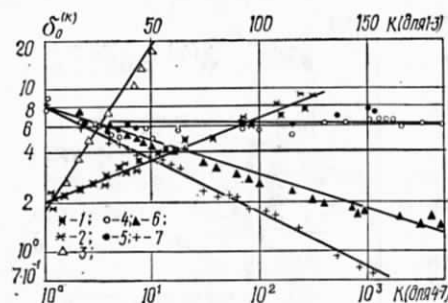


Рис. 15. Зависимость ширины петли гистерезиса от числа полуциклов нагружения при различных температурах: 1 — $T = 20^\circ \text{C}$; 2 — $T = 350^\circ \text{C}$; 3 — $T = 550^\circ \text{C}$; 4 — $T = 20^\circ \text{C}$; 5 — $T = 250^\circ \text{C}$; 6 — $T = 500^\circ \text{C}$; 7 — $T = 700^\circ \text{C}$.

упруго-пластическое деформирование при повышенных температурах, как и при нормальных, сопровождается изменением механических характеристик и свойств материала.

Изменение ширины петли гистерезиса в зависимости от полуциклов нагружения для аустенитной 1X18H9T и теплоустойчивой стали при различных температурах показано на рис. 15. Из рисунка видно, что аустенитная сталь 1X18H9T упрочнялась (кривые 4—7), а теплоустойчивая разупрочнялась (кривые 1—3). Интенсивность упрочнения и разупрочнения стали существенно зависит от степени исходного деформирования, при увеличении которой эти процессы ускоряются.

Как следует из рис. 15, участок установившейся ширины петли гистерезиса δ_k , суще-

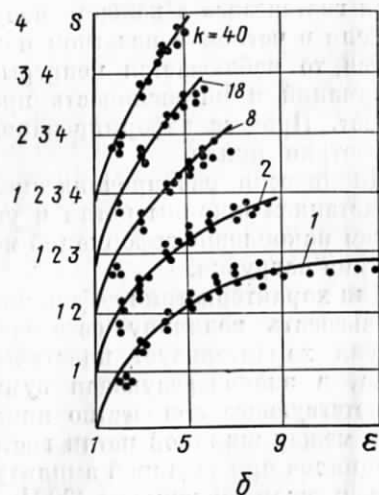
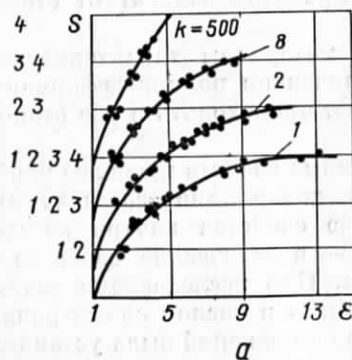


Рис. 16. Обобщенные диаграммы циклического деформирования ряда полуциклов стали 1X18H9T при $T = 700^\circ \text{C}$ и скорости деформирования $0,18 \text{ мин}^{-1}$ (а) и $0,0018 \text{ мин}^{-1}$ (б) [48].

где ε^1 — деформация при первом нагружении, A, α — постоянные материала. Для циклически упрочняющихся материалов $\alpha > 0$, для материалов, упрочнение которых с ростом числа циклов уменьшается, $\alpha < 0$.

Данные о сопротивлении материалов многократному упруго-пластическому деформированию при повышенных температурах [48] показывают, что с повышением температуры сопротивление деформированию материалов изменяется. Циклическое

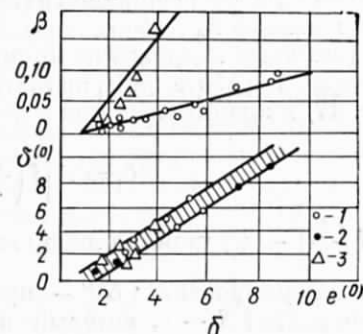
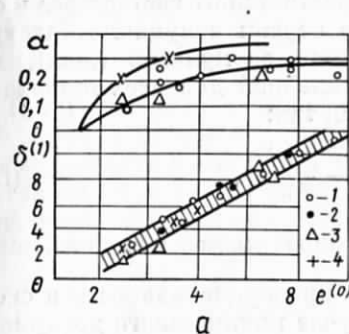


Рис. 17. Зависимость ширины петли гистерезиса и параметров циклического деформирования α и β от степени исходного деформирования:

α — сталь 1X18H9T (1 — $T = 20^\circ \text{C}$, 2 — $T = 250^\circ \text{C}$, 3 — $T = 500^\circ \text{C}$, 4 — $T = 700^\circ \text{C}$); 6 — теплоустойчивая сталь (1 — $T = 20^\circ \text{C}$, 2 — $T = 350^\circ \text{C}$, 3 — $T = 550^\circ \text{C}$) [48].

ствующий после нескольких полуциклов изменения напряжений для стали 1X18H9T при $T = 20^\circ \text{C}$ и $T = 250^\circ \text{C}$, исчезает с повышением температуры. Уменьшение ширины петли гистерезиса в процессе циклического деформирования приводит к такому состоянию, когда петля упруго-пластического гистерезиса соизмерима с петлей упругого гистерезиса (при $T = 300 \div 700^\circ \text{C}$). У теплоустойчивой стали при повышении температуры с ростом числа полуциклов наблюдается накопление пластической деформации.

На основании эксперимента было установлено, что диаграммы циклического упруго-пластического деформирования при повышенных температурах, как и при нормальных температурах, в каждом полуцикле нагружения в координатах $S - \varepsilon$ представляют обобщенную диаграмму деформирования, причем связь между напряжением и деформацией в данном полуцикле не зависит от уровня исходной деформации (напряжения). Экспериментально полученные обобщенные диаграммы деформирования при повышенной температуре в координатах $S - \varepsilon$ для аустенитной стали 1X18H9T показаны на рис. 16.

Аналитическая интерпретация обобщенной диаграммы циклического деформирования при повышенной температуре может быть осуществлена по аналогии с ранее предложенными [50] зависимостями.

Таблица 1

Материал	$T, ^\circ \text{C}$	s_T^1
Сталь 1X18H9T	20	1,66
	250	1,78
	500	1,84
	600	1,90
	700	1,95
Теплоустойчивая сталь	20	1,52
	350	1,70
	550	2,02

Зависимость между шириной петли пластического гистерезиса и степенью исходного деформирования в первом полуцикле нагружения (исходное нагружение принимается за нулевой цикл), как показано в работе [48], является линейной для всех температур (рис. 17) и аналитически описывается так:

$$\delta_1 = A \left[f\left(\frac{S}{2}\right) - \frac{S_T^{(1)}}{2} \right], \quad (I.17)$$

где $f\left(\frac{S}{2}\right)$ — функция, в явном виде определяемая по кривой исходного деформирования; $S_T^{(1)}$ — предел пропорциональности в системе координат $S - \varepsilon$, который в случае циклического деформирования с повышением температуры увеличивается (табл. 1); A — параметр обобщенной диаграммы циклического деформирования, практически не изменяющийся с повышением температуры.

Интенсивность изменения ширины петли гистерезиса с ростом числа полуциклов нагружения может определяться по формуле (I.8) с учетом (I.11) и (I.12). Так, например, экспериментально было показано [48], что ширина петли гистерезиса при любом k -м полуцикле определяется следующим образом:

для аустенитной стали 1X18H9T

$$\delta_k = A \left[f\left(\frac{S}{2}\right) - \frac{S_T^{(1)}}{2} \right] \frac{1}{k^\alpha}; \quad (I.18)$$

для теплоустойчивой стали

$$\delta_k = A \left[f\left(\frac{S}{2}\right) - \frac{S_T^{(1)}}{2} \right] \exp [\beta (k - 1)], \quad (I.19)$$

где $S_T^{(1)}$, α , β — параметры обобщенной диаграммы циклического деформирования.

Проведенные эксперименты при повышенных температурах (до 400° С) показали, что параметры обобщенной диаграммы циклического деформирования A , α , β в данных диапазонах температур для исследованных сталей практически не изменяются. При дальнейшем повышении температур для исследуемых материалов происходит возрастание параметров α и β . Параметры α и β обобщенной диаграммы циклического деформирования зависят от степени исходного деформирования (рис. 17) и аналитически могут быть выражены в виде

$$\alpha = B \left(\frac{S}{2} - \frac{S_T^{(1)}}{2} \right); \quad (I.20)$$

$$\beta = C \left[f\left(\frac{S}{2}\right) - \frac{S_T^{(1)}}{2} \right], \quad (I.21)$$

где B , C — коэффициенты, определяющиеся экспериментально и следующим образом зависящие от температуры:

$T, ^\circ\text{C}$	20	250	350	500	550	600	700
B	0,273	0,240	—	0,20	—	0,30	0,335
C	0,0095	—	0,0095	—	0,05	—	—

Таким образом, при повышенных температурах обобщенная диаграмма циклического упруго-пластического деформирования описывается зависимостями, аналогичными уравнению обобщенной диаграммы при нормальных температурах: для упрочняющейся в процессе циклического деформирования стали 1X18H9T

$$\varepsilon_k = S + A \left[f\left(\frac{S}{2}\right) - \frac{S_T^{(1)}}{2} \right] k^B \left(\frac{S}{2} - \frac{S_T^{(1)}}{2} \right); \quad (I.22)$$

для разупрочняющейся в процессе циклического деформирования теплоустойчивой стали

$$\varepsilon_k = S + A \left[f\left(\frac{S}{2}\right) - \frac{S_T^{(1)}}{2} \right] \exp \left\{ C \left[f\left(\frac{S}{2}\right) - \frac{S_T^{(1)}}{2} \right] \right\} (k - 1). \quad (I.23)$$

Сопоставление экспериментальных обобщенных диаграмм и диаграмм, полученных по формулам (I.22) и (I.23), показано на рис. 16. Особенности изменения параметров обобщенной диаграммы циклического деформирования A , α и β с повышением температуры объясняются проявлением временных процессов. Экспериментальное изучение влияния скорости деформирования на изменение диаграммы исходного деформирования показало, что для исследуемых материалов и исследуемых диапазонов изменения скорости деформирования (0,18—0,0018 мин⁻¹) скорость деформирования существенно не влияет на изменение исходной диаграммы деформирования. Ширина петли гистерезиса в первом полуцикле нагружения при различных степенях исходного деформирования $\varepsilon^{(0)}$ также практически не зависит от скорости деформирования (рис. 18). При повышенных температурах скорость деформирования оказывает некоторое влияние на интенсивность протекания процессов циклического упрочнения и разупрочнения. Так, например, при переходе от скорости деформирования 0,18 к 0,0018 мин⁻¹ и температуре 500°С для стали 1X18H9T

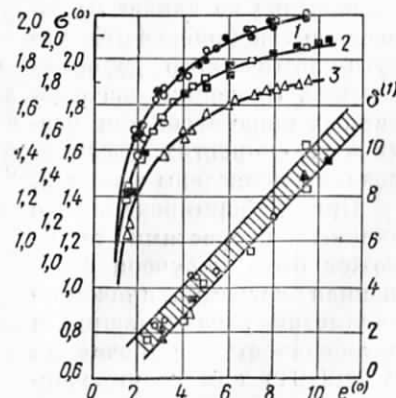


Рис. 18. Диаграммы деформирования стали 1X18H9T и зависимость ширины петли гистерезиса $\delta^{(1)}$ от степени исходного деформирования $\varepsilon^{(0)}$ при скорости 0,18 мин⁻¹ (темные точки) и 0,0018 мин⁻¹ (светлые точки): 1 — $T = 700^\circ\text{C}$; 2 — $T = 600^\circ\text{C}$; 3 — $T = 500^\circ\text{C}$ [48].

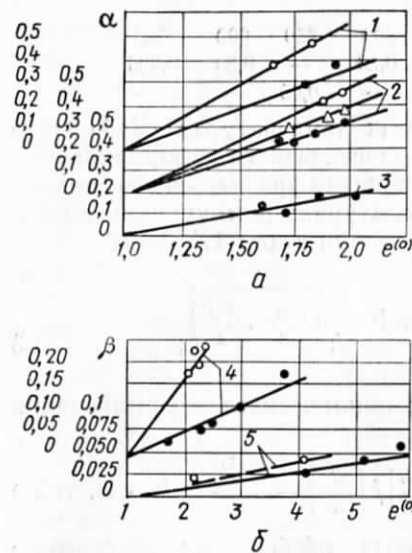


Рис. 19. График изменения параметров циклического деформирования α и β при скорости $0,18 \text{ мин}^{-1}$ (темные точки), $0,008 \text{ мин}^{-1}$ (треугольные точки) и $0,0018 \text{ мин}^{-1}$ (светлые точки) для стали 1X18H9T (а) и теплоустойчивой стали (б): 1 — $T = 700^\circ \text{C}$; 2 — $T = 600^\circ \text{C}$; 3 — $T = 500^\circ \text{C}$; 4 — $T = 550^\circ \text{C}$; 5 — $T = 350^\circ \text{C}$ [48].

и 350°C для теплоустойчивой стали наблюдалась лишь незначительная интенсификация процессов циклического упрочнения и разупрочнения (соответственно).

На рис. 19 [48] показано, что с повышением температуры влияние скорости на параметры обобщенной диаграммы циклического деформирования усиливается. Из-

менение ширины петлей гистерезиса в зависимости от количества полуциклов нагружения для стали 1X18H9T (700°C) при различных скоростях показано на рис. 20 [48]. Исследования при промежуточных скоростях нагружения показывают, что по мере уменьшения скорости деформирования эффект усиливается. Однако для теплоустойчивой стали при $T = 550^\circ \text{C}$ различия изменения δ по числу полуциклов при скорости деформирования $n = 0,008$ и $0,0018 \text{ мин}^{-1}$ (рис. 19) не наблюдалось. Это свидетельствует о том, что при некоторых значениях скорости деформации дальнейшее ее уменьшение не влияет на изменение закономерностей упруго-пластического деформирования. Значения исследованных параметров при различных скоростях деформирования приведены в табл. 2.

При деформировании с низкими скоростями также может быть получена обобщенная диаграмма, причем ее параметры увеличиваются, а интенсивность упрочнения (1X18H9T) или разупрочне-

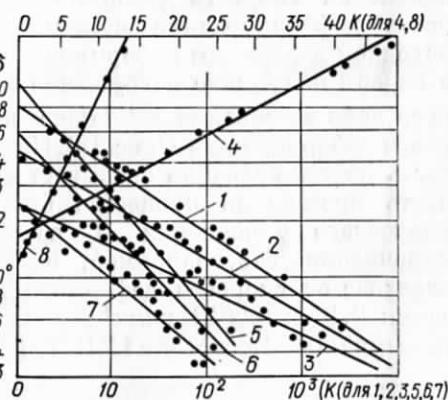


Рис. 20. Зависимость ширины петли гистерезиса от числа полуциклов нагружения при различных скоростях деформирования [48]:

1 — 3 — $T = 700^\circ \text{C}$, $n = 0,18 \text{ мин}^{-1}$; 4 — $T = 550^\circ \text{C}$, $n = 0,8 \text{ мин}^{-1}$; 5 — 7 — $T = 700^\circ \text{C}$, $n = 0,0018 \text{ мин}^{-1}$; 8 — $T = 550^\circ \text{C}$, $n = 0,0018 \text{ мин}^{-1}$.

ния (теплоустойчивая сталь) возрастает с понижением скорости. Возникающие при этом особенности циклического упруго-пластического деформирования при различных скоростях деформирования так же, как при исследованиях с повышенными температурами, но постоянной скоростью, объясняются проявлением временных процессов. При нормальной температуре и длительности, соответствующей времени деформирования, принятому в экспериментах [48], влиянием временных процессов можно пренебречь. С повышением температуры факторы, ответственные за проявление временных процессов, интенсифицируются, а следовательно, увеличивается влияние скорости деформирования, что выражается увеличением параметров α и β обобщенной диаграммы циклического деформирования с уменьшением скорости. Повышение температур усиливает влияние скорости деформирования.

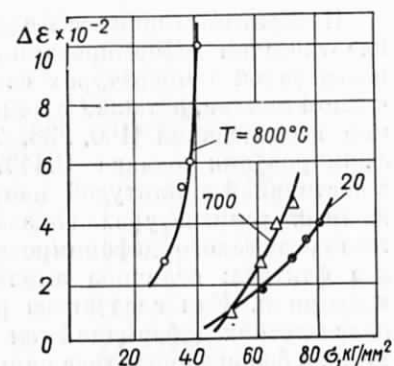


Рис. 21. Влияние амплитуды напряжения и температуры испытания на интенсивность накопления пластических деформаций [100].

Таблица 2

Материал	$T, ^\circ \text{C}$	$n, \text{мин}^{-1}$	B	C
Сталь 1X18H9T	500	0,18	0,20	—
		0,018	0,223	—
	600	0,18	0,300	—
		0,018	0,362	—
		0,0018	0,430	—
	700	0,18	0,335	—
Теплоустойчивая сталь	350	0,18	—	0,0095
		0,0018	—	0,010
	550	0,18	—	0,050
		0,018	—	0,200
		0,0018	—	0,200

Необратимые процессы пластической деформации при упруго-пластическом деформировании как при нормальной, так и при повышенной температурах связаны с амплитудой напряжений и числом циклов, а также с температурными условиями. Проведенные исследования [100, 238, 241, 250] упруго-пластического деформирования сплава ЭИ437Б при циклическом нагружении с постоянной амплитудой напряжения и при постоянных повышенных температурах показали, что на закономерности упруго-пластического деформирования большое влияние оказывают два фактора: величина амплитуды напряжения и температура испытания. Как следует из рис. 21, интенсивность накопления пластических деформаций тем выше, чем выше температура испытания и больше амплитуда напряжения. Во всех случаях при упруго-пластическом деформировании после небольшого числа циклов происходит разрушение материала.

2. Разрушение материалов при циклическом изменении напряжений и повышенных температурах

Разрушение материалов при циклическом упруго-пластическом деформировании в условиях повышенных температур происходит после сравнительно небольшого (10^3 — 10^4) числа циклов нагружения. В общем случае разрушение материалов при циклическом нагружении в упруго-пластической области представляет собой сложный физико-механический процесс, зависящий от многих факторов: физико-механических характеристик материала, скорости их изменения от температуры, вида напряженного состояния, жесткости нагружения и других.

Для большей наглядности и выявления основных закономерностей механизма деформирования и разрушения при повышенных температурах и упруго-пластическом циклическом деформировании рассмотрим случай, когда материал находится в условиях однородного напряженного состояния (мягкое и жесткое нагружение). При повторном упруго-пластическом деформировании возможны два основных вида разрушения: квазистатическое и усталостное. Квазистатическому разрушению предшествует процесс накопления деформаций и образование шейки. По виду оно не отличается от разрушения при статическом однократном нагружении. Разрушению усталостного типа предшествует процесс образования трещин, пластические же деформации накапливаются менее интенсивно. При весьма высоких уровнях нагрузки появление трещин сразу же приводит к разрушению. Во всех случаях вид разрушения связан с характером изменения сопротивления материалов упруго-пластическому деформированию. Квазистатическое разрушение характерно как для циклически разупрочняющихся, так и для циклически стабильных материалов, особенно при асимметричных

циклах нагружения, дающих наиболее интенсивное накопление деформаций.

В некоторых работах [251, 274, 329] отмечалось одностороннее накопление деформаций при мягком нагружении растяжением — сжатием. Прогрессирующее накопление деформаций происходило в сторону растяжения, что объясняется отличием диаграмм растяжения от диаграмм сжатия как в исходном состоянии, так и в процессе циклического деформирования. Одностороннее накопление деформаций наблюдалось также при пульсирующем нагружении растяжением [274, 329, 359].

Накопление деформаций при том или ином виде нагружения зависит от степени жесткости нагружения. При нагружении с постоянными экстремальными значениями деформаций накопление пластических деформаций, естественно, ограничено. Поэтому разрушение всех материалов в этом случае имело усталостный характер и происходило в результате накопления повреждений. В общем случае нагружения может происходить как усталостное, так и квазистатическое разрушение, а также промежуточное в зависимости от соотношения между процессами накопления деформаций и повреждений.

С. В. Серенсен и Р. М. Шнейдерович, основываясь на экспериментальных данных [249], полученных при испытаниях материалов с выраженным накоплением пластических деформаций, предложили схему предельных деформаций и напряжений при однородном напряженном состоянии и различных асимметриях цикла (рис. 22). Участок AB соответствует преимущественно квазистатическому разрушению. Предельная накопленная пластическая деформация в этом случае очень слабо зависит от числа циклов до разрушения. При растяжении — сжатии она равна деформации разрыва однократным статическим растяжением. Предельное напряжение мало зависит от асимметрии цикла $-r$, так как интенсивность накопления деформаций определяется главным образом наибольшим по абсолютной величине напряжением цикла $\sigma_{\max}$. При симметричном цикле нагружения ($r = -1$) процесс накопления деформаций может не происходить. При этом участок квазистатического разрушения отсутствует. Участок BB' кривых предельных напряжений и деформаций является переходным. Здесь процессы накопления деформаций и усталостных повреждений сопоставимы по интенсивности. Протяженность переходного участка

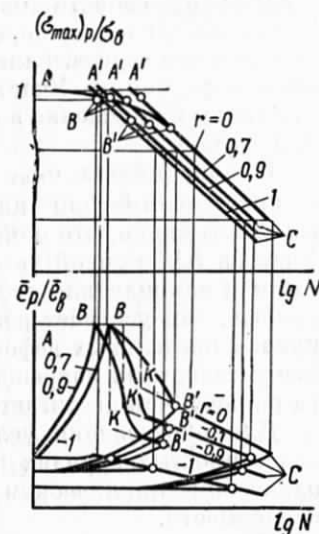


Рис. 22. Схема предельных деформаций $\bar{\epsilon}_p$ и напряжений $(\sigma_{\max})_p$ при однородном напряженном состоянии [249].

зависит от свойств материала и степени асимметрии цикла. Предполагается, что переход от квазистатического к усталостному разрушению осуществляется в точке K и сопровождается уменьшением деформации. Участок $B'C$ соответствует усталостному разрушению. Разрушение в основном зависит от амплитуды напряжений σ_a .

В координатах $\sigma_{\max} - N$ предельные напряжения для различных асимметрий цикла даются семейством $\sigma_a N^n = \text{const}$. Из схемы видно, что накопленные деформации при этом невелики. Участка BB' кривой усталости при мягком нагружении не будет, так как накопленная деформация достигает предельного значения раньше, чем успевает развиться трещина усталости. Участка BB' кривой предельных деформаций также не будет, так как накопление усталостных повреждений приводит к разрушению от усталости раньше, чем достигается предельная деформация.

Для определения условий разрушения материалов при наиболее простых случаях нагружения и особенно при реверсивном одноосном циклическом нагружении получены аналитические зависимости.

Мэнсоном, а несколько позднее Коффиным была предложена зависимость между пластической деформацией за цикл и числом циклов до разрушения в виде

$$\varepsilon_{\text{пл}} N^a = M, \quad (1.24)$$

где $\varepsilon_{\text{пл}}$ — пластическая деформация за цикл, N — число циклов до разрушения, a , M — константы материала.

Уравнение (1.24) позднее было использовано многими исследователями и в настоящее время рассматривается как основное для определения долговечности при малом числе циклов нагружения. При этом предполагается, что пластическая деформация не меняется от цикла к циклу, однако это справедливо лишь для циклически стабильных материалов, а в общем случае с увеличением числа циклов она уменьшается или увеличивается (см. рис. 15).

На основании экспериментальных исследований [209, 210] было установлено, что весь период нагружения по характеру изменения $\varepsilon_{\text{пл}}$ можно разбить на три периода: первый — заметное уменьшение или увеличение $\varepsilon_{\text{пл}}$; второй — слабое изменение $\varepsilon_{\text{пл}}$; третий — увеличение $\varepsilon_{\text{пл}}$, заканчивающееся разрушением. Поэтому обычно берется величина $\varepsilon_{\text{пл}}$, соответствующая второму периоду.

По данным Мэнсона, для большинства материалов стабилизация наступает при достижении половины общего числа циклов до разрушения. Единого определения понятия разрушения нет. Одни исследователи считают разрушением появление первой трещины, другие — трещины определенной глубины, а некоторые — фактическое разрушение.

Для определения долговечности при малом числе циклов на-

гружения, особенно в области промежуточных долговечностей, кроме формулы (1.24) пользуются формулой

$$\varepsilon_{\text{уп}} = \frac{G}{E} N^\gamma, \quad (1.25)$$

где $\varepsilon_{\text{уп}}$ — упругая деформация за цикл; G , γ — постоянные; E — модуль упругости материала.

Зависимость (1.25) была экспериментально подтверждена для большого числа материалов при долговечности $10-10^6$ циклов [393—397].

В общем виде целесообразно применять зависимость, которая получается при суммировании выражений (1.24) и (1.25):

$$\varepsilon = MN^{-a} + \frac{G}{E} N^\gamma, \quad (1.26)$$

где $\varepsilon = \varepsilon_{\text{уп}} + \varepsilon_{\text{пл}}$.

Зависимость (1.26) в логарифмических координатах не является линейной. Для определения постоянных γ , G , a , M надо провести минимум два испытания при жестком нагружении. Тогда

$$\gamma = \frac{\log(\Delta\sigma_1) - \log(\Delta\sigma_2)}{\log N_1 - \log N_2}; \quad (1.27)$$

$$G = \Delta\sigma_1 N_1^{-\gamma} \text{ или } G = \Delta\sigma_2 N_2^{-\gamma};$$

$$a = \frac{\log\left[\varepsilon_1 - \frac{\Delta\sigma_1}{E}\right] - \log\left[\varepsilon_2 - \frac{\Delta\sigma_2}{E}\right]}{\log N_1 - \log N_2}; \quad (1.28)$$

$$M = \left(\varepsilon_1 - \frac{\Delta\sigma_1}{E}\right) N_1^a \text{ или } M = \left(\varepsilon_2 - \frac{\Delta\sigma_2}{E}\right) N_2^a.$$

Здесь $\Delta\sigma_1$; $\Delta\sigma_2$ — размах напряжений в цикле на участке стабилизации, соответственно при первом и втором испытаниях; N_1 , N_2 — число циклов до разрушения соответственно при первом и втором испытаниях; ε_1 ; ε_2 — деформация за цикл при стабилизации.

Среднее значение γ , по данным Мэнсона, 0,12. В общем диапазон изменения $\gamma = 0,06 \div 0,16$.

При практических проектировочных расчетах могут быть использованы зависимости, полученные Мэнсоном:

$$\varepsilon = \frac{1}{2} \ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right) N^{-\frac{1}{2}} + \frac{2\sigma_T}{E}; \quad (1.29)$$

$$M = 0,827 \ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right) \left[1 - 82\left(\frac{\sigma_B}{E}\right)^{0,179}\right];$$

$$a = 0,52 + 0,25 \log\left[\ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right)\right] - \frac{1}{3} \log\left[1 - 82\left(\frac{\sigma_B}{E}\right)\left(\frac{\sigma_{B.л}}{\sigma_B}\right)^{0,179}\right]; \quad (1.30)$$

$$\left. \begin{aligned}
 G &= 2,25\sigma_v \left(\frac{\sigma_{в.д}}{\sigma_v} \right)^{0,9}; \quad \gamma = -0,083 - 0,166 \log \left(\frac{\sigma_{в.д}}{\sigma_v} \right); \\
 M &= 0,827 \ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right) \left[1 - 166 \left(\frac{\sigma_r}{E} \right) \left(\frac{\sigma_{в.д}}{\sigma_r} \right)^{0,394} \right]^{-\frac{1}{3}}; \\
 a &= 0,52 + \\
 &+ 0,25 \log \left[\ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right) \right] - \frac{1}{3} \log \left[1 - 166 \left(\frac{\sigma_r}{E} \right) \left(\frac{\sigma_{в.д}}{\sigma_r} \right)^{0,394} \right]; \\
 G &= 2,5\sigma_r \left(\frac{\sigma_{в.д}}{\sigma_r} \right)^{0,92}; \\
 \gamma &= -0,013 - 0,13 \log \left(\frac{\sigma_{в.д}}{\sigma_r} \right),
 \end{aligned} \right\} \quad (I.31)$$

где $\sigma_{в.д}$ — действительное временное сопротивление материалов.

В настоящее время большое внимание уделяется вопросам малоцикловому разрушению при повышенных температурах, находящихся в непосредственной связи с явлением термической усталости. Пластичность и разрушение материалов в этом случае необходимо рассматривать в температурно-временной зависимости, так как характер нагружения во времени приобретает важное значение. Поэтому в ранее полученные зависимости малоцикловому разрушению необходимо вводить параметры, учитывающие частоту и форму цикла нагружения.

В исследованиях [237, 253, 297, 338, 358, 362, 363, 464], результаты которых были обобщены в работе [237], предложены формулы для определения числа циклов и времени до разрушения в зависимости от частоты нагружения [237]:

$$N = \left(\frac{M}{\varepsilon_{пл}} \right)^{\frac{1}{a}} \frac{1}{v^{k^*-1}}; \quad (I.32)$$

$$t_v = \frac{N}{v} = \left(\frac{M}{\varepsilon_{пл}} \right)^{\frac{1}{a}} \frac{1}{v^{k^*}}, \quad (I.33)$$

где a — показатель степени в уравнении малоциклового усталости для металлов при нормальных температурах, k^* — показатель степени в уравнении типа $v^{k^*}t = C_v$, при этом C_v зависит от исходной пластичности металла и амплитуды пластической деформации.

Из приведенных уравнений как частные случаи вытекают известные зависимости $\varepsilon_{пл} N_v^a = M$ для кривой малоциклового усталости во вневременной трактовке и $\varepsilon_{пл} t^a = M$ для кривой длительной прочности во временной трактовке ($k^* \approx 0$).

Зависимости (I.32), (I.33) могут использоваться для интерполяционной оценки влияния частоты нагружения на число циклов до разрушения и время при циклическом деформировании с заданной амплитудой пластической деформации ($\varepsilon_{пл}$).

Исследования, приведенные в работах [338, 362, 363], показали соответствие такой интерполяции опытным данным. Отмечалось, что для исследуемых материалов показатель степени k^* не зависит от амплитуды деформации, а показатель степени $\frac{1}{a}$ не зависит от частоты. Также было показано, что для ряда теплоустойчивых сталей в интервале температур 500—800° С показатель степени k^* был близок к единице (0,8—0,9), что свидетельствует о преимущественной роли усталостного повреждения при непрерывном циклическом деформировании в широком интервале значения частот. При $v = \frac{1}{\tau}$ зависимость (I.32) может быть переписана:

$$N_v = \left(\frac{M}{\varepsilon_{пл}} \right)^{\frac{1}{a}} \left(\frac{1}{\tau} \right)^{1-k^*}, \quad (I.34)$$

где τ — период цикла, который может также рассматриваться как длительность выдержки.

Данная зависимость была проанализирована экспериментально [10] при исследовании стали 1X18H9T, причем показано существенное влияние длительности цикла τ на показатель степени a . Так, например, при температуре 700° С увеличение τ от 1,25 до 12 мин привело к увеличению a от 0,53 до 7,35.

В работе [297] приведены исследования теплоустойчивой циклически упрочняющейся стали ЭИ847 с жестким нагружением при различных выдержках и температуре 600° С. Данные представлены в форме семейства кривых малоциклового усталости (рис. 23, а) в амплитудах суммарной деформации по параметру длительности цикла. Здесь же показаны кривые малоциклового усталости, рассчитанные по уравнению Мэнсона [394]

$$\varepsilon = 0,5 \left(\frac{\varepsilon_n}{N} \right)^{\bar{\alpha}} + \frac{1,75\sigma_v}{E} \left(\frac{1}{N} \right)^{\bar{\beta}}, \quad (I.35)$$

описывающему сопротивление материала разрушению при непрерывном циклическом жестком деформировании.

Предел прочности σ_v , истинное удлинение в шейке при разрыве ε_v , показатели степени $\bar{\alpha}$ и $\bar{\beta}$ зависят от температуры. Уравнение (I.35) при данной температуре характеризует в основном проявление накопления усталостного повреждения при незначительном наложении длительного статического повреждения. При увеличении длительности цикла (выдержки) число циклов до разрушения при данной амплитуде деформаций будет уменьшаться за счет замещения усталостного повреждения длительным статическим и, естественно, кривая малоциклового усталости будет смещаться влево

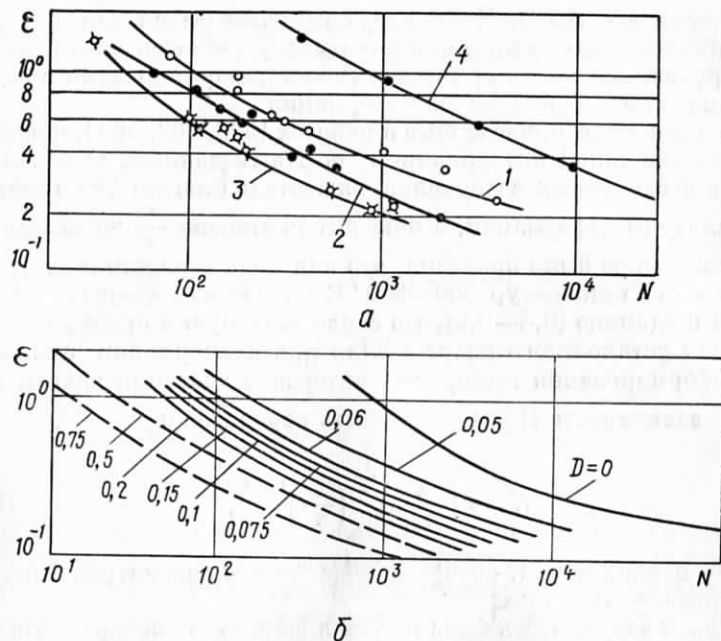


Рис. 23. Кривые малоциклового усталости для стали ЭИ847 в зависимости от длительности цикла (а) и по параметру длительного статического повреждения [297] (б):
1 — $\tau = 0,5$ мин; 2 — $\tau = 4$ мин; 3 — $\tau = 50$ мин; 4 — кривая, рассчитанная по уравнению Менсона.

(рис. 23, б). В связи с этим в работе [297] уравнение (I.35) представлено в следующей форме:

$$\varepsilon = 0,5 \left(\frac{\varepsilon_b}{DN} \right)^{\bar{\alpha}} + \frac{1,75\sigma_b}{E} \left(\frac{1}{DN} \right)^{\bar{\beta}}. \quad (I.36)$$

Здесь N — абсциссы исходной кривой малоциклового усталости; D — накопленное длительное статическое повреждение, которое определяется так [297, 359]:

$$D = \frac{N(\tau)_{\text{экр}}}{t_{\text{ст}}} \quad (I.37)$$

или

$$D = \frac{N_v \tau}{(t_{\text{ст}})_{\text{экр}}}, \quad (I.38)$$

где $t_{\text{ст}}$ — время до разрушения при непрерывном действии напряжения σ_0 ; $(t_{\text{ст}})_{\text{экр}}$ — величина, определяемая по средней за цикл скорости накопления деформаций при релаксации

$$\dot{\varepsilon}_{\text{ср}} = \frac{\sum \dot{\varepsilon}(\sigma) \delta t}{\tau}. \quad (I.39)$$

По значению $\dot{\varepsilon}_{\text{ср}}$ из результатов обычных испытаний на ползучесть определяется соответствующее эквивалентное напряжение $(\bar{\sigma})_{\text{экр}}$ и по данным длительных статических испытаний находится соответствующее время до разрушения $(t_{\text{ст}})_{\text{экр}}$ (τ)_{экр}:

$$\tau_{\text{экр}} = \frac{\sum \dot{\varepsilon}(\sigma) \delta t}{\dot{\varepsilon}(\sigma_0)}. \quad (I.40)$$

Здесь $\dot{\varepsilon}(\sigma_0)$ — скорость ползучести при начале выдержки; $\dot{\varepsilon}(\sigma)$ — скорость ползучести как функция от напряжения на данной стадии релаксации при выдержке в условиях нагружения с заданной деформацией; δt — отрезки времени релаксации, в пределах которых σ_i принималось постоянным.

На рис. 23, б показано, как кривые малоциклового усталости (ЭИ847) при $T = 600^\circ \text{C}$ в зависимости от параметра D смещаются влево. Аналогично по параметру длительного статического повреждения можно построить кривые длительной прочности по параметру усталостного повреждения.

Если температура испытания повышается, то при наличии достаточно больших выдержек при максимальных напряжениях, по-видимому, возможно рассматривать малоциклового разрушения на основе характеристик длительной статической прочности [253]:

$$t_v = N_v \Delta t = \left(\frac{M}{\varepsilon_{\text{пл}}} \right)^{\frac{1}{a}} (\tau)^{h*}. \quad (I.41)$$

При данной деформации $\varepsilon_{\text{пл}}$ с увеличением выдержки τ t_v стремится к t_b , т. е. ко времени, необходимому для длительного статического разрушения материала. Как видно из рис. 24, с уменьшением τ усиливается относительное влияние усталостного повреждения и время t_v уменьшается. В этом случае отношение потерянной долговечности b^* к полному времени разрушения от длительного статического разрушения $b^* + b$ для данного τ слабо зависит от величины $\varepsilon_{\text{пл}}$. Зависимость $\lambda = \frac{b^*}{b^* + b}$ от τ для сплава

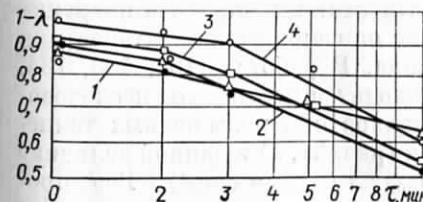


Рис. 25. Зависимость λ от τ :
1 — 1Х18Н9Т ($T = 700^\circ \text{C}$); 2, 3 и 4 — ЭИ437Б ($T = 750, 800$ и 850°C соответственно) [253].

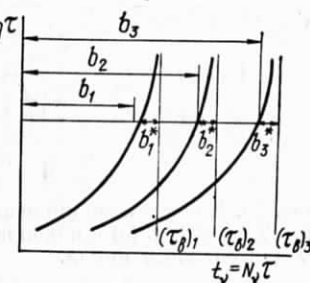


Рис. 24. Зависимость усталостного повреждения от t_v [253] ($(\varepsilon_a)_1 > (\varepsilon_a)_2 > (\varepsilon_a)_3$).

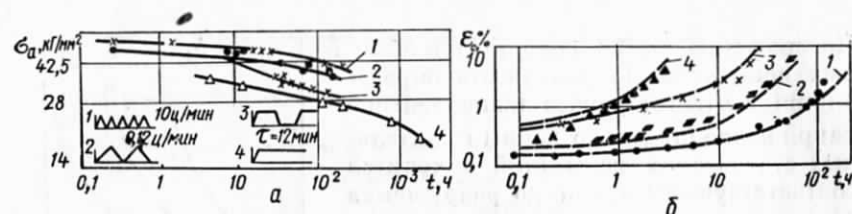


Рис. 26. Кривые малоциклового сопротивления для хромистой стали (11% Cr) при $T = 600^\circ \text{C}$ (а) и накопления пластических деформаций (б) в зависимости от длительности цикла.

деформаций ползучести. Время до разрушения материала с понижением частоты и увеличением длительности выдержки при данной амплитуде напряжений σ_a уменьшается. Кривые малоциклового сопротивления для хромистой стали (11% Cr) при температуре 600°C , построенные в зависимости от времени, приближаются к кривой длительной статической прочности (рис. 26, а) [466]. При этом имеет место ускорение накопления деформаций ползучести $\varepsilon_{пл}$, которая менее интенсивно накапливается при циклическом нагружении с более высокой частотой без выдержек, а очень быстрое ее накопление происходит при длительном статическом нагружении. В работе [466] (рис. 26, б) показано, что значение накопленной деформации ползучести на стадии разрушения для данного уровня напряжений ($\sigma_{max} = 39 \text{ кг/мм}^2$), несмотря на то что время до разрушения может быть различным, является относительно устойчивым. Это указывает на преимущественную роль односторонне накапливающейся деформации как критерия разрушения. Однако в зависимости от температуры, длительности выдержки и асимметрии цикла относительное влияние статического и усталостного повреждения меняется.

3. Пластичность и разрушение материалов при повышенных температурах и программном изменении напряжений

Проведенные исследования поведения материалов при повышенных температурах и нестационарном нагружении свидетельствуют о том, что нестационарность нагружения оказывает значительное влияние на основные характеристики прочности и долговечности материала. В работах [161, 183, 184, 200], в отличие от предыдущих, приводятся результаты исследования поведения жаропрочных материалов при повышенных температурах и программном нагружении (рис. 27, а) и данной величине изменения напряжения ($\Delta\sigma = \sigma_{min} \leq \sigma_{max} = \text{const}$). Все программы нестационарного нагружения при данном интервале изменения напряжений могут быть охарактеризованы уравнением (I.1). Скорость нагрузки и разгрузки во всех программах оставалась

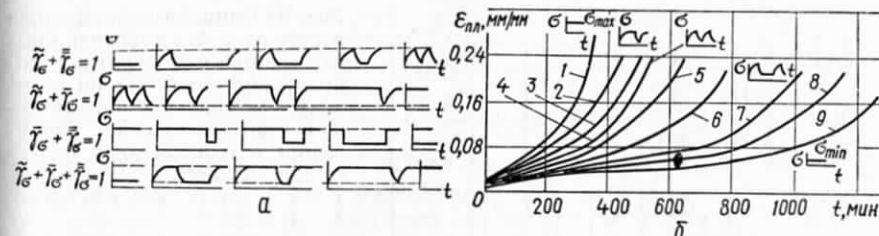


Рис. 27. Программы нестационарного нагружения при данном интервале изменения напряжений (а), кривые ползучести стали 1X18H9T при $T = 670^\circ \text{C}$ и некоторых программах нестационарного нагружения ($18,4 \leq \sigma \leq 22,4 \text{ кг/мм}^2$) (б):

1 — $\bar{\sigma} = 1$; 2 — $\bar{\sigma} = 0,25$; 3 — $\bar{\sigma} = 0,75$; 4 — $\bar{\sigma} = 1$; 5 — $\bar{\sigma} = 0,75$; 6 — $\bar{\sigma} = 0,50$; 7 — $\bar{\sigma} = 0,25$; 8 — $\bar{\sigma} = 0,144$; 9 — $\bar{\sigma} = 1$.

постоянной. Результаты исследований (рис. 27, б) показали, что скорость ползучести, величина накопленной пластической деформации, интенсивность изменения пластической деформации от цикла к циклу, а также время до разрушения при данной температуре и данном интервале изменения напряжений ($\Delta\sigma = \text{const}$) зависят от формы цикла нагружения. На рис. 28 для стали 1X18H9T показано изменение величины пластической деформации от цикла к циклу при изменении напряжений по программе $\bar{\sigma} + \bar{\sigma}_0 = 1$ и $T = 670^\circ \text{C}$. Видно, что скорость изменения пластической деформации от цикла к циклу, а также величина установившейся пластической деформации за цикл зависят от формы цикла нагружения.

Величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при любой программе нагружения при данном интервале изменения напряжений и данной температуре определялась как

$$S = \varepsilon_0 + \sum_{N=1}^{N_1} (\Delta\varepsilon_{пл}^{(\sigma)})_N + \sum_{N_1}^{N_2} (\Delta\varepsilon_{пл}^{(\sigma)})_N + \sum_{N_2}^{N_p} (\Delta\varepsilon_{пл}^{(\sigma)})_N \quad (\text{I.42})$$

где ε_0 — начальная пластическая деформация; $(\Delta\varepsilon_{пл}^{(\sigma)})_N$ — пластическая деформация за N -й цикл; N_1 — число циклов, при котором наступают процессы стабилизации; N_2 — число циклов, при котором начинают протекать процессы разупрочнения материала.

Как показали исследования, величина накопленной

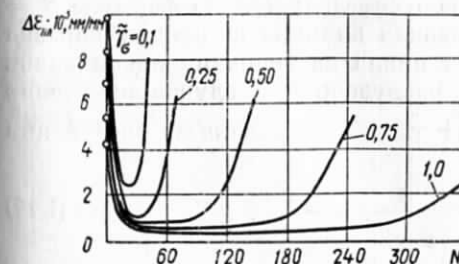


Рис. 28. Изменение пластических деформаций от цикла к циклу изменения напряжений ($18,4 \leq \sigma \leq 22,4 \text{ кг/мм}^2$).

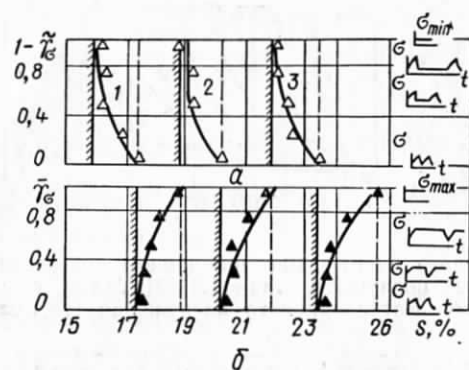


Рис. 29. Влияние частоты пиков перегрузок (а) и времени выдержки при максимальном напряжении цикла (б) на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала ($\sigma = 18,4 \div 22,4 \text{ кг/мм}^2$):
1 — $T = 680^\circ \text{C}$; 2 — $T = 700^\circ \text{C}$; 3 — $T = 720^\circ \text{C}$.

пластической деформации до разрушения материала при данном интервале изменения напряжений и данной температуре зависит от

формы цикла нагружения. Такая зависимость для стали 1X18H9T в случае изменения напряжений по программам $\bar{\gamma}_{\sigma} + \tilde{\gamma}_{\sigma} = 1$ и $\bar{\gamma}_{\sigma} + \tilde{\gamma}_{\sigma} = 1$ показана соответственно на рис. 29, а и 29, б. Используя экспериментальные данные исследования, можно дать количественную оценку влияния относительной частоты пиков перегрузок на величину накопленной пластической деформации до разрушения при данном $\Delta\sigma$ и данной температуре в случае программного нагружения ($\bar{\gamma}_{\sigma} + \tilde{\gamma}_{\sigma} = 1$) по формуле $S = S_2 \alpha_{\sigma}$. Здесь S_2 — величина накопленной пластической деформации до разрушения в условиях изотермической ползучести при минимальном напряжении цикла и данной температуре; α_{σ} — функция, учитывающая влияние цикличности нагружения на величину накопленной пластической деформации до разрушения,

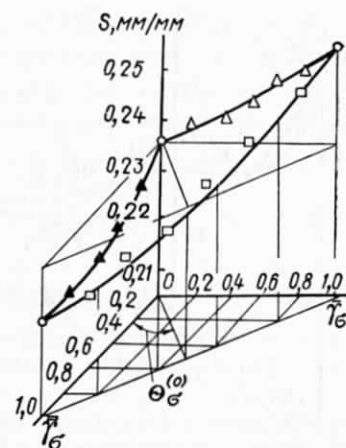
$$\alpha_{\sigma} = \frac{1}{1 - (1 - \varphi_2) \tilde{\gamma}_{\sigma}}, \quad (\text{I.43})$$

где $\varphi_2 = \frac{S_2}{S_3}$; S_3 — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях малоциклового усталости при $r = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ и данной температуре.

Как видно из рис. 29, б, величина накопленной пластической деформации до разрушения при нестационарном нагружении и любой выдержке образца при максимальном напряжении цикла аналогично предыдущему случаю определяется по формуле $S = S_3 \varphi_{\sigma}$. Функция φ_{σ} , учитывающая влияние выдержки образца при максимальном напряжении цикла на величину накопленной пластической деформации до разрушения, в случае изменения напряжений по программе $\bar{\gamma}_{\sigma} + \tilde{\gamma}_{\sigma} = 1$ определяется следующим образом:

$$\varphi_{\sigma} = \frac{1}{1 - \left(1 - \frac{1}{\varphi_1}\right) \bar{\gamma}_{\sigma}}, \quad (\text{I.44})$$

Рис. 30. Зависимость накопленной пластической деформации до разрушения стали 1X18H9T от характера цикла нестационарного нагружения.



где $\varphi_1 = S_1/S_3$; S_1 — величина накопленной пластической деформации до разрушения в условиях изотермической ползучести при максимальном напряжении цикла и данной температуре (выдержка образца при максимальном напряжении цикла равна бесконечности). Отклонение кривых на рис. 29 от заштрихованных вертикальных линий показывает влияние выдержки образца при минимальном (а) и максимальном (б) напряжениях цикла на величину накопленной пластической деформации до разрушения.

Накопленная пластическая деформация до разрушения при данном интервале изменения напряжений по любой программе нагружения ($\bar{\gamma}_{\sigma} + \tilde{\gamma}_{\sigma} = 1$) и данной температуре зависит от программы цикла нестационарного нагружения. Такая зависимость для стали 1X18H9T при $T = 720^\circ \text{C}$ и $\sigma = 18,4 \div 22,4 \text{ кг/мм}^2$ показана на рис. 30. В этом случае функция φ_{σ} , учитывающая влияние формы цикла нагружения по программе $\bar{\gamma}_{\sigma} + \tilde{\gamma}_{\sigma} = 1$ при данном $\Delta\sigma$ и данной температуре, определяется так:

$$\varphi_{\sigma} = \frac{1}{1 + \left(\frac{1 - \varphi_2}{\varphi_2}\right) \bar{\gamma}_{\sigma} - \left(1 - \frac{1}{\varphi_1}\right) \tilde{\gamma}_{\sigma}}. \quad (\text{I.45})$$

Если $\varphi_{\sigma} = 1$, то величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях нестационарного нагружения при данном интервале изменения напряжений и данной температуре будет постоянной. Из формулы (I.45) найдем те значения $\bar{\gamma}_{\sigma} = \tilde{\gamma}_{\sigma}$ и $\tilde{\gamma}_{\sigma} = \bar{\gamma}_{\sigma}$, при которых $\varphi_{\sigma} = 1$:

$$\frac{\tilde{\gamma}_{\sigma}}{\bar{\gamma}_{\sigma}} = \text{tg } \theta_{\sigma}^{(0)} = \frac{1 - \varphi_2}{\varphi_2 (1 - \varphi_1)}. \quad (\text{I.46})$$

Для любой программы нестационарного нагружения, при которой выполняются условия

$$\begin{aligned} \bar{\gamma}_{\sigma} + \tilde{\gamma}_{\sigma} &= 1, \\ \frac{\tilde{\gamma}_{\sigma}}{\bar{\gamma}_{\sigma}} &= \text{tg } \theta_{\sigma} \quad (\theta_{\sigma} = \theta_{\sigma}^{(0)}), \end{aligned} \quad (\text{I.47})$$

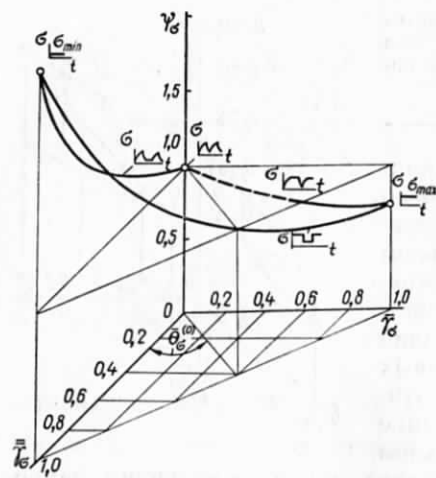


Рис. 31. Зависимость коэффициента ψ_σ от формы цикла изменения напряжения ($\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$) при $\sigma = 18,4 \div 22,4$ кг/мм² и $T = 670^\circ\text{C}$ для стали 1X18H9T.

накопленная пластическая деформация до разрушения материала при данном интервале изменения напряжений и данной температуре остается постоянной и равной пластической деформации до разрушения в условиях циклического изменения напряжений при данной асимметрии цикла $r = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$

и $\sigma_{\text{ср}} = \frac{\sigma_{\min} + \sigma_{\max}}{2}$. Если $\theta_\sigma^{(0)} \leq \theta_\sigma \leq \pi/2$, то $\psi_\sigma > 1$ и разрушение в этих условиях программного нагружения при данном интервале изменения напряжений и данной температуре наступает при значительно большей накопленной пластической деформации до разрушения, чем в условиях циклического изменения напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$).

Если $0 \leq \theta_\sigma \leq \theta_\sigma^{(0)}$, то $\psi_\sigma < 1$ и разрушение в этих условиях нестационарного нагружения при данном интервале изменения напряжений и данной температуре наступает при меньшей накопленной пластической деформации до разрушения, чем в условиях циклического изменения напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$).

Из приведенного анализа следует, что накопленная пластическая деформация до разрушения материала в условиях программного нагружения при данном $\Delta\sigma$ и данной температуре не может служить критерием разрушения при нестационарном нагружении. Она может быть принята за критерий разрушения при нестационарном нагружении только в том случае, если выполняются условия (I.47). Причем $\theta_\sigma^{(0)}$ для данного материала зависит от интервала изменения напряжений, величины максимального (минимального) напряжения цикла и температуры, а при данном $\Delta\sigma$ и данной температуре $\theta_\sigma^{(0)}$ — величина постоянная.

Исследования показали, что время до разрушения в условиях программного нагружения при данном интервале изменения напряжений и данной температуре зависит от формы цикла нагружения (рис. 31). Эти исследования позволили определить время до разрушения при любой программе нестационарного нагружения при данном интервале изменения напряжений и данной температуре по формуле $t_p = t_3\psi_\sigma$, где t_3 — время до разрушения при

циклическом изменении напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$); ψ_σ — функция, учитывающая влияние формы цикла нестационарного нагружения по программе $\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$ при данном $\Delta\sigma = \text{const}$ на величину времени до разрушения по сравнению с величиной времени до разрушения при малоцикловой усталости ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$):

$$\psi_\sigma = \frac{1}{1 - \left(1 - \frac{1}{\psi_2}\right)\bar{\gamma}_\sigma + \left(\frac{1}{\psi_1} - 1\right)\bar{\gamma}_\sigma}, \quad (\text{I.48})$$

$$\psi_2 = t_2/t_3; \quad \psi_1 = t_1/t_3; \quad (\text{I.49})$$

t_1 и t_2 — время до разрушения в условиях изотермической ползучести соответственно при максимальном и минимальном напряжениях цикла и данной температуре.

Если $\psi_\sigma = 1$, то время до разрушения данного материала при данной температуре и данном интервале изменения напряжений по любой программе остается постоянным и равным времени до разрушения (t_3) при циклическом изменении напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$). Исследования показали, что в случае программного нагружения ($\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$) при данном $\Delta\sigma$ и данной температуре $\psi_\sigma = 1$ при условиях

$$\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1; \quad (\text{I.50})$$

$$\frac{\bar{\gamma}_\sigma}{\bar{\gamma}_\sigma} = \text{tg } \bar{\theta}_\sigma, \quad \bar{\theta}_\sigma = \bar{\theta}_\sigma^{(0)}. \quad (\text{I.51})$$

Величина $\bar{\theta}_\sigma^{(0)}$ определяется по формуле

$$\bar{\theta}_\sigma^{(0)} = \text{arctg } \frac{(\psi_2 - 1)\psi_1}{\psi_2(1 - \psi_1)}. \quad (\text{I.52})$$

При изменении напряжений по любой программе и данном $\Delta\sigma$

$$\psi_\sigma > 1, \text{ если } 0 \leq \bar{\theta}_\sigma < \bar{\theta}_\sigma^{(0)};$$

$$\psi_\sigma < 1, \text{ если } \bar{\theta}_\sigma^{(0)} < \bar{\theta}_\sigma \leq \pi/2.$$

Функция ψ_σ , учитывающая влияние формы цикла нестационарного нагружения при данном $\Delta\sigma$ и данной температуре на величину времени до разрушения, зависит от свойств материала, а для данного материала — от температуры, интервала изменения напряжений и величины максимальных (минимальных) напряжений цикла.

Все предыдущие зависимости были получены при данном интервале изменения напряжений и данной температуре. Проведенные эксперименты при программном нагружении при данном $\Delta\sigma$ и постоянных, но разных температурах в интервале $T_1 - T_2$ показали, что время до разрушения зависит от температуры. На рис. 32 показана зависимость между временем до разрушения стали 1X18H9T при данном интервале изменения напряжений

($\Delta\sigma = \text{const}$) по программам $\bar{\gamma}_\sigma + \tilde{\gamma}_\sigma = 1$; $\bar{\gamma}_\sigma + \tilde{\gamma}_\sigma = 1$ и формой цикла напряжений $\tilde{\gamma}_\sigma$ для температур в интервале 670—720° С. Результаты исследований позволили получить формулу для определения времени до разрушения при любой форме цикла нагружения при данном $\Delta\sigma$:

в случае программы $\bar{\gamma}_\sigma + \tilde{\gamma}_\sigma = 1$

$$t_p = \frac{t'_1 \exp\left(-\frac{T-T_1}{T_2-T_1} \ln \frac{t'_1}{t''_1}\right)}{1 - \left[1 - \psi'_1 \exp\left(\frac{T-T_1}{T_2-T_1} \ln \frac{\psi'_1}{\psi''_1}\right)\right] \tilde{\gamma}_\sigma}; \quad (I.53)$$

в случае программы $\bar{\gamma}_\sigma + \tilde{\gamma}_\sigma = 1$

$$t_p = \frac{t'_2 \exp\left(-\frac{T-T_1}{T_2-T_1} \ln \frac{t'_2}{t''_2}\right)}{1 - \left[1 - \psi'_2 \exp\left(\frac{T-T_1}{T_2-T_1} \ln \frac{\psi'_2}{\psi''_2}\right)\right] \tilde{\gamma}_\sigma}, \quad (I.54)$$

где t'_2 ; t'_1 — время до разрушения в условиях изотермической ползучести соответственно при минимальном и максимальном напряжениях цикла и $T_1 = 670^\circ \text{C}$ (точки 1, 2); t'_2 ; t'_1 — время до разрушения в условиях изотермической ползучести соответственно при максимальном и минимальном напряжениях цикла и $T_2 = 720^\circ \text{C}$ (точки 5, 6); t'_3 ; t'_3 — время до разрушения в условиях малоцикло-

вой усталости ($\tilde{\gamma}_T = 1$) при данных $r = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ и $\Delta\sigma$ соответственно при $T_1 = 670$ и $T_2 = 720^\circ \text{C}$ (точки 3, 4); функции ψ'_1 ; ψ'_1 ; ψ'_2 ; ψ'_2 определяются по формулам (I.49) при температурах T_1 и T_2 соответственно.

Таким образом, зная время до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при минимальном и максимальном напряжениях цикла и температурах T_1 и T_2 , а также время до разрушения в условиях циклического изменения напряжений ($\tilde{\gamma}_\sigma = 1$) при тех же температурах, можно определить время до разрушения при любой форме цикла изменения напряжений и любой постоянной температуре в случае нестационар-

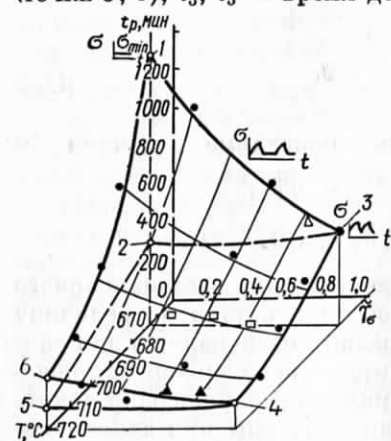


Рис. 32. Зависимость времени до разрушения стали 1X18H9T от формы цикла изменения напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma + \tilde{\gamma}_\sigma = 1$) при $\sigma = 18,4 \pm 22,4 \text{ кг/мм}^2$ и разных температурах.

ного нагружения при данном интервале изменения напряжений. Приведенные зависимости подтвердились и для других материалов — они справедливы при температурах, при которых не протекают структурные изменения в материале.

Полученные на основании результатов экспериментальных исследований аналитические зависимости позволяют с определенной точностью количественно оценить влияние формы цикла программного нагружения при данном интервале изменения напряжений и данной температуре на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала, а также на величину времени до разрушения.

4. Критерии разрушения материалов

В работе [248] отмечалось, что разрушение материалов после определенного числа циклов изменения напряжений связано с процессами накопления деформаций и истощением пластичности. Известно, что в процессе накопления повреждений при статическом нагружении высокими напряжениями и малом времени, необходимом для разрушения, накапливаемая перед разрушением деформация больше, чем при большом времени. Когда процесс накопления повреждения протекает при изменяющейся статической напряженности, то достигаемая при разрушении деформация обычно уменьшается и это проявляется в ускоренном снижении сопротивления разрушению, характеризуемом суммой относительных времен [248]:

$$a_\sigma = \sum_1^i \left(\frac{t}{t_p} \right)_{\sigma_i}, \quad (I.55)$$

где t — время пребывания под напряжением σ_j .

Интенсивность изменения пластичности в процессе нагружения характеризует сопротивление разрушению в нестационарных условиях.

В исследованиях, приведенных в работе [261], показано, что между величинами ψ_p (относительное сужение шейки при разрушении) и a_σ для многих жаропрочных сплавов при общей длительности испытания до 100 ч и числе циклов изменения напряжений до 200 существует некоторая зависимость:

$\psi_p, \%$	10,0	6,0	4,0	3,0
a_σ	1,0	0,85	0,60	0,40

Однако основной задачей исследования материалов при малом числе циклов изменения напряжений в условиях нормальной и повышенной температур является установление критериев разрушения материалов. В исследованиях [237—253, 338—345, 393—

399] в качестве критерия разрушения материала при малом числе циклов изменения напряжений как при нормальных, так и при повышенных температурах рекомендуется пользоваться величиной пластической деформации за цикл. В этом случае из уравнения (I.24) долговечность материала определяется через пластическую деформацию:

$$N = \left(\frac{M}{\varepsilon_{пл}} \right)^{\frac{1}{a}}. \quad (I.56)$$

Данное уравнение экспериментально подтвердилось многими исследователями для широкого класса материалов при нормальных и повышенных температурах. Для определения числа циклов до разрушения материала в зависимости от частоты нагружения формулу (I.56) рекомендуется [237] представить в виде

$$N = \left(\frac{M}{\varepsilon_{пл}} \right)^{\frac{1}{a}} v^{1-k*}. \quad (I.57)$$

Исследования, приведенные в работе [383], показали, что при изотермическом нагружении коэффициент a изменяется от 0,58 до 4,0. Мэнсон [399] считает, что лучше всего согласуется с экспериментом значение $a = 0,6$. Согласно исследованиям Коффина, $a = 0,5$; $M = \varepsilon_v/2$. Дальнейшие исследования показали, что a , M , k^* могут изменяться в широких пределах. При малоцикловом нагружении с заданной амплитудой напряжений и различными выдержками в области максимальных напряжений при повышенных температурах, как показали исследования [464] (см. рис. 26, б), значения накопленной деформации ползучести при разрушении является относительно устойчивым, что указывает на преимущественную роль влияния односторонне накапливающейся деформации при разрушении. Поэтому предполагалось, что данная величина в этом случае может быть принята в качестве критерия разрушения материала. Однако, как показано в исследованиях [183—185, 443—454], величина односторонне накопленной пластической деформации до разрушения материала при заданном интервале изменения напряжений и заданной температуре не постоянная (см. рис. 30), а зависит от формы цикла нагружения и поэтому не может быть принята за критерий разрушения материала при нестационарном нагружении. Величина односторонне накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях программного изменения напряжений при данной амплитуде напряжений и данной температуре остается постоянной, а следовательно, может быть принята за критерий разрушения только в том случае, если выполняются условия (I.47). В этом случае величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при данном интервале изменения напряжений ($\Delta\sigma = \text{const}$) по любой программе $\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$ и данной температуре остается постоянной и равной пластической деформации

до разрушения в условиях циклического изменения напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$).

Ряд исследователей пытались установить связь между энергией гистерезиса и долговечностью. Однако исследования не всегда приводили к желаемому результату. В дальнейших исследованиях считалось, что с усталостным повреждением при малом числе циклов изменения напряжений связана только часть энергии гистерезиса, а именно энергия, накопленная за счет пластического деформирования. При ограниченной долговечности энергия, накопленная за счет пластической деформации, может быть приравнена полной энергии гистерезиса, так как при очень больших деформациях неупругая составляющая пренебрежимо мала. Фелтнер и Мороу [360] предложили гипотезу, согласно которой разрушение наступает тогда, когда суммарная энергия, рассеиваемая в единице объема материала, вследствие наличия необратимых пластических деформаций достигает определенной критической величины:

$$\sum_{N=1}^{N_p} W_N = W_{кр}, \quad (I.58)$$

где N_p — число циклов до разрушения; W_N — энергия, рассеиваемая в единице объема материала при N -м цикле; $W_{кр}$ — критическая величина энергии, которая равна энергии разрушения при статическом разрыве.

Энергия пластической деформации при симметричном цикле определялась (рис. 33) так:

$$W_N = 2 \int_0^{\varepsilon_{пл}} \sigma d\varepsilon. \quad (I.59)$$

Суммарная энергия пластического деформирования за N циклов

$$\sum_1^N W_N = 2N \int_0^{\varepsilon_{пл}} \sigma d\varepsilon. \quad (I.60)$$

В данной работе изменение ширины петли гистерезиса с увеличением числа циклов не учитывалось.

Если принять, $\varepsilon_{пл} = \bar{k}\sigma^{\frac{1}{m}}$, $\varepsilon_{пл} = \Delta\varepsilon_{пл}$, $\sigma = \sigma_a$ и проинтегрировать, а также предположить, что суммарная работа пластической деформации достигает критического значения, то можно получить зависимость между амплитудой напряжений и числом

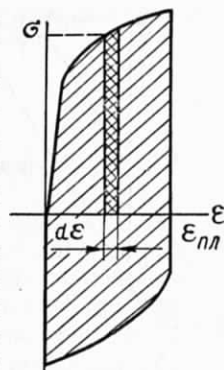


Рис. 33. Энергия пластической деформации за цикл (заштрихованная площадь — петля гистерезиса).

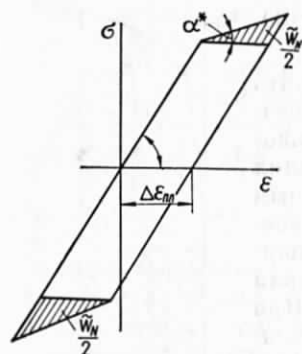


Рис. 34. Энергия пластической деформации, связанная с процессами упрочнения (заштрихованные площади).

при ограниченной долговечности значительно превышает энергию, поглощаемую при статическом испытании на растяжение, и поэтому не может быть принята в качестве критерия разрушения материала при многократном упруго-пластическом деформировании.

В дальнейшем Мартин [126] предложил энергетический критерий разрушения материалов при ограниченной долговечности. Он предполагал, что мерой усталостных повреждений является только энергия, связанная с процессами упрочнения.

Часть пластической работы, связанная с упрочнением (при линейном законе упрочнения), показана на рис. 34 (заштрихованная площадь). Работа повреждения за цикл [126] определялась как

$$\tilde{W} = 2 \left(\frac{1}{2} E^* \Delta\epsilon_{пл} \Delta\epsilon_{пл} \right) = E^* \Delta\epsilon_{пл}^2, \quad (I.63)$$

где E^* — тангенс угла наклона линии упрочнения (α^*). Работа повреждения за N циклов может быть подсчитана так:

$$\sum_1^N \tilde{W}_N = N E^* \Delta\epsilon_{пл}^2. \quad (I.64)$$

Если принять, что разрушение наступает тогда, когда достигается некоторая критическая величина повреждения, циклическая долговечность может быть определена из формулы (1.64):

$$N_p E^* \Delta\epsilon_{пл}^2 = W_{кр}. \quad (I.65)$$

Критическую энергию можно определить, если предположить, что полная работа повреждения равна работе, затраченной при статическом растяжении ($N = \frac{1}{2}$, $\Delta\epsilon_{пл} = \epsilon_v$). На основании

циклов до разрушения:

$$\lg \sigma_a = k_1 - \frac{m}{m+1} \lg N, \quad (I.61)$$

где

$$k_1 = \lg \left[\frac{W_{кр} (1+m)}{2k} \right]^{\frac{m}{m+1}}. \quad (I.62)$$

Уравнение, полученное на основании критерия (1.58), было подтверждено авторами экспериментально. Однако, как показали дальнейшие исследования [204—208], полная пластическая работа, необходимая для разрушения, не постоянна, а увеличивается с уменьшением напряжения. Кроме того, суммарная энергия, рассеиваемая в единице объема материала до разрушения, даже

энергетического критерия разрушения (I.65) получаем формулу для определения долговечности материала:

$$N_p^{\frac{1}{2}} \Delta\epsilon_{пл} = \frac{\epsilon_v}{\sqrt{2}}, \quad (I.66)$$

которая отличается от формулы Мэнсона — Коффина (I.24) только правой частью на постоянную величину.

Таким образом, предложенный критерий разрушения материалов при малом числе циклов изменения напряжений, принимающий для оценки повреждения материала ту часть энергии необратимого пластического деформирования, которая связана с процессами упрочнения, дает теоретическое обоснование уравнению Мэнсона — Коффина, полученному ранее экспериментально.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАЛОМ ЧИСЛЕ ЦИКЛОВ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И ПОСТОЯННЫХ НАПРЯЖЕНИЯХ

Многие исследования [10—13, 63—65, 98, 118—120, 172, 301, 444] показывают, что процессы деформирования и условия разрушения материала при переменных температурах зависят от формы цикла изменения температуры.

Нагрев с циклически меняющейся температурой влияет на механические характеристики материала (предел длительной прочности, ползучести, пластичности и др.) независимо от того, возникают или не возникают в этих материалах напряжения за счет неравномерного распределения температуры. Так, например, в ряде работ [62, 115, 196, 230, 259] по исследованию ползучести и длительной прочности показано, что циклически меняющиеся температуры существенно ускоряют процессы разрушения, причем эффект колебания температуры зависит от физико-механических характеристик исследуемого материала, величины максимальной и минимальной температуры цикла, а также формы температурного цикла.

Исследования, описанные в работе [259], показали, что предел длительной прочности на базе 100 ч для сплава ЭИ437 при циклическом изменении температуры $700 \pm 900^\circ\text{C}$ понижается на 40% по сравнению с пределом длительной прочности при постоянной средней температуре цикла $T_m = 800^\circ\text{C}$. В работе [240] показано снижение предела усталости материала с изменением уровня температуры. Доказательством влияния циклического изменения температуры на усталостное повреждение могут служить данные сравнительных опытов, проведенных Коффиным [345] на нержавеющей стали, когда в одном случае испытывались образцы при циклическом изменении температуры в интервале $20 \pm 600^\circ\text{C}$ и соответствующем циклическом изменении деформаций, а в другом — испытания проводились при циклическом изменении деформаций той же амплитуды, но при постоянной температуре, равной средней ($T_m = 310^\circ\text{C}$). Исследования показали резкое снижение числа теплосмен до разрушения при циклическом изменении температуры, несмотря на то что величина деформации за цикл в обоих случаях была одинакова и равнялась 0,25 м.м.

Исследования по влиянию повторных циклов нагрева — охлаждения на изменение деформации стали 30ХГСА в вакууме [118, 119] свидетельствуют о том, что при испытании образцов в условиях циклического изменения температуры обнаруживается резкое возрастание ползучести. Результаты исследований [195, 196] по изучению влияния циклических колебаний температуры на критерии релаксации, ползучести и длительной прочности аустенитной стали ЭА-1Т показали, что скорость ползучести при колеблющейся температуре значительно выше скорости ползучести при максимальной температуре цикла. Причинами, вызывающими понижение сопротивления ползучести и длительной прочности при циклических колебаниях температуры, являются не только температурные напряжения, которые могут возникнуть из-за более быстрого изменения температуры поверхности по сравнению с его сердцевинной, но и ускорение диффузионных процессов при нагреве, лежащих в основе изменения микроструктуры, а также ряда других явлений, протекающих в материале.

Таким образом, повышение температуры элемента тела влияет на термическую прочность непосредственно (вследствие изменения механических свойств материала) и косвенно (вследствие возникновения термонапряжений от теплового расширения, которому препятствуют смежные элементы или части тела с другой температурой). На термическую прочность материалов влияет анизотропия их свойств.

В данной главе приводятся результаты исследований закономерностей деформирования и разрушения жаропрочных материалов за счет непосредственного влияния циклического изменения температуры во времени от $T_{\min}$ до $T_{\max}$ и обратно по любому циклическому закону при постоянных механических напряжениях (рис. 35). Форма цикла изменения температуры при данной средней температуре цикла ($T_m = \frac{T_{\min} + T_{\max}}{2}$), а также при данном интервале изменения температуры ($\Delta T = \text{const}$) по аналогии с циклическим изменением напряжений при постоянной температуре может быть охарактеризована уравнением

$$\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1, \quad (\text{II.1})$$

где $\bar{\gamma}_T = \frac{\bar{\tau}_T}{\tau}$, $\bar{\gamma}_T = \frac{\bar{\tau}_T}{\tau}$ и $\bar{\gamma}_T = \frac{\bar{\tau}_T}{\tau}$ — относительное время пребывания образца за цикл при постоянной температуре, равной соответственно $T_{\max}$, $T_{\min}$ и T_m ; τ — время цикла.

В случае, когда $\frac{dT}{dt}$ больше, равно или меньше нуля, $\sigma = \text{const}$, тепловые и упруго-пластические деформации — переменные и

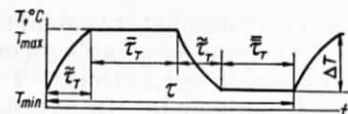


Рис. 35. Изменение температуры за цикл.

при определенных условиях могут быть достаточно большими. При этом развиваются деформации ползучести, разрушение происходит от исчерпания длительной прочности.

Принципиальные требования, предъявляемые к испытательным машинам при исследовании материалов с циклическим нагревом и механическим нагружением, заключаются в том, чтобы дополнительные температурные напряжения, возникающие при изменении температуры образца, были пренебрежимо малы по сравнению с напряжениями от внешней нагрузки.

Здесь приведены в основном закономерности деформирования и разрушения жаропрочных материалов при переменных температурах, которые во времени изменяются по определенной программе.

1. Длительная прочность и ползучесть материалов при переменных температурах

Проведенные исследования длительной прочности и ползучести при нестационарных температурах [18, 127, 196, 407] показывают, что повторные нагревы от $T_{\min}$ до $T_{\max}$ и обратно при постоянных напряжениях сдвигают кривую длительной прочности, полученную при температуре $T_{\max} = \text{const}$, причем прочность может как понижаться, так и повышаться, а скорость ползучести при перегревах (рис. 36) возрастает [348, 441], что свидетельствует о значительном влиянии переходных процессов. Длительная прочность и долговечность сплава ЖС6К при изменении температуры $T = 900 \rightleftharpoons 800^\circ\text{C}$ с выдержками при максимальной и минимальной температурах цикла 0,5 ч оказались такими же, как и при $T_{\max} = 900^\circ\text{C} = \text{const}$, в то время как долговечность при режиме $T = 1000 \rightleftharpoons 900^\circ\text{C}$ оказалась вдвое меньше, чем при $T_{\max} = 1000^\circ\text{C}$.

Многие исследования проводились при сложных циклах нагрева с целью создания различных методов расчета оценки долговечности по данным испытания

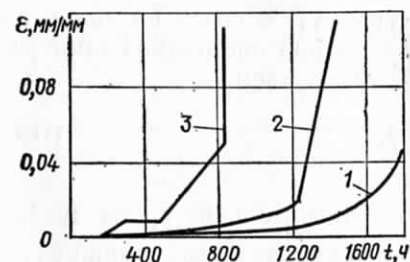


Рис. 36. Характеристики ползучести при нестационарном нагреве (материал инконель, $T = 925 \pm 980^\circ\text{C}$) [348]: 1 — без перегревов; 2 — три перегрева по 140 ч; 3 — четыре перегрева по 48 ч.

по данным испытания в условиях постоянных температур. Эти методы основываются на принципе линейного закона суммирования повреждаемости. На основе этого принципа было получено ряд расчетных формул. Так, например, метод вычисления времени до разрушения металлов в условиях циклически изменяющейся температуры был предложен Робинзоном [426] и упрощен Мил-

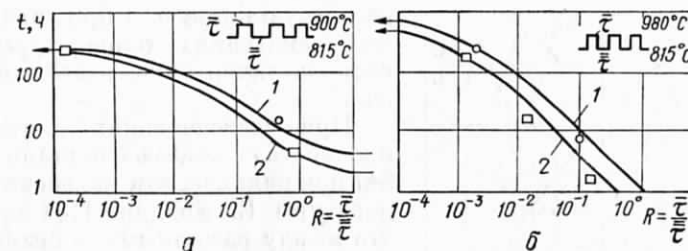


Рис. 37. Расчетные кривые долговечности для сплавов S-816 (1) и M-252 (2) при прямоугольном температурном цикле [405].

лером [405]. При этом расчеты производились для двух видов цикла:

прямоугольный цикл

$$t_p = \frac{t'_p (R + 1) t''_p}{R t'_p + t''_p}; \quad (\text{II.2})$$

треугольный пилообразный цикл

$$t_p = \frac{t_{cp}^{2,3P} \frac{\Delta T}{T^2}}{\text{sh} \left(2,3P \frac{\Delta T}{T^2} \right)}, \quad (\text{II.3})$$

где t_p — время до разрушения при циклическом изменении температуры; t'_p ; t''_p ; t_{cp} — время до разрушения при постоянной температуре, равной соответственно максимальной, минимальной и средней температурам цикла; ΔT — разность между максимальной и средней температурой цикла; P — параметр Ларсона — Миллера, равный $T (20 + \lg t)$ (T — температура, $^\circ\text{K}$, t — время до разрушения при температуре T); $R = \frac{\bar{t}}{t}$ — отношение времени

пребывания образца при высокой температуре ко времени его пребывания при низкой температуре.

Расчетные кривые, полученные по формулам (II.2) для сплава S-816 и M-252 применительно к испытаниям в условиях прямоугольного температурного цикла $815 \rightleftharpoons 900^\circ\text{C}$ при напряжении 14 кг/мм^2 , приведены на рис. 37, а, а для температурного цикла $815 \rightleftharpoons 980^\circ\text{C}$ при напряжении $10,5 \text{ кг/мм}^2$ — на рис. 37, б. Экспериментальные точки с достаточной степенью точности ложатся на расчетные кривые. Данные долговечности, рассчитанные по формуле (II.3) для сплавов S-816 и M-252, подвергавшихся изменению температуры по пилообразному циклу, имеющему среднюю температуру 815°C , в зависимости от амплитуды изменения температуры при напряжении 14 кг/мм^2 , приведены на рис. 38. Экспериментальные точки здесь, представляющие действительные долговечности для сплава M-252 при небольших ΔT , ложатся на

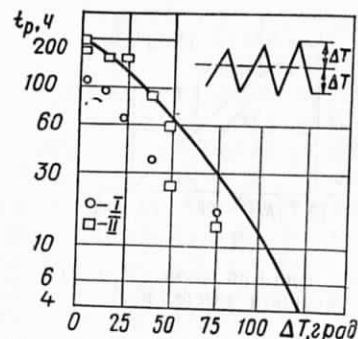


Рис. 38. Расчетная кривая долговечности для сплавов S-816 (I) и M-252 (II) при напряжении $\sigma = 14 \text{ кг/мм}^2$ и пилообразном температурном цикле [405].

Вопрос о деформации ползучести при переменных температурах рассмотрен в работе [115]. При исследовании ползучести в условиях переменных температур необходимо такое решение задачи, которое давало бы возможность, пользуясь кривыми ползучести, снятыми при постоянной температуре, построить кривые ползучести для температуры, меняющейся по любому наперед заданному закону. Математически данная задача сводится к нахождению аналитической связи между уравнением, описывающим обычную изотермическую ползучесть

$$\varepsilon = \varphi(T, t), \quad (\text{II.4})$$

где t — время; T — температура, имеющая смысл некоторого постоянного параметра; φ — функция, определяемая по данным эксперимента, и уравнением ползучести для случая, когда температура является заданной функцией времени:

$$\varepsilon = \Phi[T(t), t]. \quad (\text{II.5})$$

В действительности, если бы нам удалось вместо (II.4) найти уравнение типа уравнения кинетического процесса, то данная задача, по-видимому, была бы решена, так как любой конкретный процесс можно было бы рассчитать тривиально. Однако, к сожалению, уравнение (II.4) не имеет смысла уравнения кинетического процесса, а поэтому взаимосвязь между уравнениями (II.4) и (II.5) не всегда очевидна.

В настоящее время определены две основные концепции, которыми пользуются при описании уравнения (II.5) с помощью уравнения (II.4). Это — гипотеза трансформированного времени и гипотеза температурного последействия.

Согласно гипотезе трансформированного времени скорость ползучести при непрерывно меняющейся температуре в любой момент

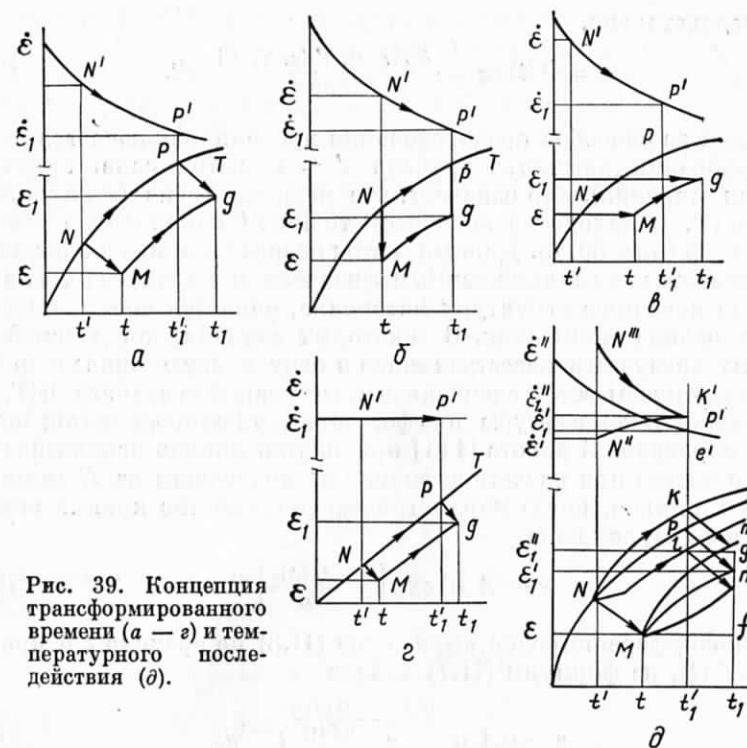


Рис. 39. Концепция трансформированного времени (а — е) и температурного последействия (δ).

времени и для каждой температуры T совпадает со скоростью ползучести при постоянной температуре T в момент времени t' , где t' — преобразованное трансформированное время, зависящее от всей температурной и временной предыстории. При этом предполагается, что с момента времени t температура поддерживается на уровне T и процесс ползучести в точности соответствует уравнению (II.4), начиная от точки M . Графически эта гипотеза представлена на рис. 39, а [115].

Если к моменту времени t деформация составляла ε (точка M), а температура приняла значение T и оставалась таковой на протяжении времени $\Delta t = t_1 - t$, то за указанное время деформация нарастала от ε до ε_1 по кривой Mg , построенной параллельным (вдоль линии MN) переносом отрезка кривой NP , отвечающей ползучести при $T = \text{const}$. Скорость ползучести изменяется по кривой $N'P'$. Искомая точка N , соответствующая моменту времени t' (и точка P , взятая в момент времени $t'_1 = t' + \Delta t$), находится с учетом всей предыстории.

В гипотезе трансформированного времени в аналитической форме предполагается, что

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\partial \Phi}{\partial t} = \frac{\partial \Phi [T(t), t'(t, T, t)]}{\partial t} \quad (\text{II.6})$$

и, следовательно,

$$\varepsilon = \Phi(t) = \int_0^{\tau} \frac{\partial \Phi [T(t), t'(\varepsilon, T, t)]}{\partial t} dt. \quad (II.7)$$

Один из способов преобразования времени заключается в постулировании равенства времени $t' = t$ (метод равных времен, теория старения). Это означает, что искомая точка N на кривой $\varepsilon = \Phi(T, t)$ находится переносом точки M параллельно оси деформации (рис. 39, б). Данный метод основан на предположении, что единственным независимым физическим параметром, влияющим на конечную структуру материала, является время, прошедшее с начала испытания. В некоторых случаях, когда семейство кривых ползучести перестраивается в одну кривую, причем по вертикали откладывается специально подобранный параметр $\delta(T, \varepsilon)$, зависящий от температуры и деформации, указанный метод может быть оправдан. В работе [115] приводится пример использования такого метода при расчете деформации ползучести за N температурных циклов, когда параметрическое семейство кривых описывается формулой вида

$$\varepsilon = A(\sigma) \exp \left[-\frac{Q(\sigma)}{kT} \right] t^{\alpha}. \quad (II.8)$$

Продифференцировав выражение (II.8) по времени t и приняв $T = T(t)$, из формулы (II.7) найдем

$$\varepsilon = \alpha A(\sigma) \int_0^{N_0 \tau} e^{-\frac{Q(\sigma)}{kT(t)}} t^{\alpha-1} dt, \quad (II.9)$$

где τ — период цикла.

Если учесть, что при периодическом тепловом воздействии $T(t) = T(t + n\tau)$ (n — любое целое число) и $t' = t - (n-1)\tau$, то формулу (II.9) можно переписать:

$$\varepsilon = \alpha A(\sigma) \sum_{n=1}^{N_0} \int_0^{\tau} e^{-\frac{Q(\sigma)}{kT(t)}} [t + (n-1)\tau]^{\alpha-1} dt. \quad (II.10)$$

В данной формуле каждый член суммы соответствует деформации за один цикл, а окончательный результат зависит от формы температурного цикла.

Другая особенность метода трансформированного времени заключается в предположении, что структура материала зависит только от величины накопленной деформации и не зависит от способа ее получения. Этот метод носит название метода равных деформаций (теория пластического течения, теория упрочнения). Здесь графический метод нахождения t' сводится к переносу точки M в точку N на кривой $\varepsilon = \Phi(T, t)$ параллельным перемещением оси времени (рис. 39, в). На основании данной гипотезы семейство кривых ползучести можно перестроить в одну кривую $\varepsilon = \chi(\theta)$. Для этого необходимо заменить время некоторым подобранным

параметром $\theta(T, t)$, зависящим от температуры и времени. Данный метод был разработан Дорном и его сотрудниками [353, 357]. Он сводится к тому, что, зная параметрическую зависимость $\theta(T, t) = g(T, t)$ (где T имеет смысл параметра) и найдя ее приращение $d\theta = \frac{\partial g(T, t)}{\partial t}$, а также принимая, что температура есть функция времени, получаем формулу для определения $\theta(T, t)$ при переменном температурном режиме:

$$\theta [T(t), t] = \int_0^t \frac{\partial g [T(t), t]}{\partial t} dt. \quad (II.11)$$

Если (II.11) подставить в выражение $\varepsilon = \chi(\theta)$, то можно найти деформацию. В качестве примера рассчитаем деформацию ползучести при циклическом тепловом воздействии, когда исходное параметрическое уравнение задано с помощью формулы (II.8). Найдем из формулы (II.8) преобразованное время

$$t' = \left\{ \varepsilon A(\sigma)^{-1} \exp \left[\frac{Q(\sigma)}{kT} \right] \right\}^{\frac{1}{\alpha}}$$

и, подставив его в выражение (II.9), положив $T = T(t)$, получим дифференциальное уравнение

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \alpha \varepsilon^{\frac{\alpha-1}{\alpha}} [A(\sigma) e^{-\frac{Q(\sigma)}{kT(t)}}]^{\frac{1}{\alpha}}. \quad (II.12)$$

Интегрируя уравнение (II.12), находим

$$\varepsilon = A(\sigma) N_0^{\alpha} \left[\int_0^{\tau} e^{-\frac{Q(\sigma)}{\alpha kT(t)}} dt \right]^{\alpha}. \quad (II.13)$$

Из приведенного следует, что решение уравнения (II.12), как и следовало ожидать, не совпадает с решением уравнений (II.9) и (II.10).

Однако эксперименты на ползучесть при синусоидальном изменении температуры на хромоникелевом сплаве ЭИ437Б, приведенные в работе [75], достаточно хорошо описываются с помощью



Рис. 40. Кривые ползучести:

а — сплав ЭИ437Б (1 — $T = 700^\circ \text{C}$; 2 — $T = 650^\circ \text{C}$; 3 — $T = 650 \rightleftharpoons 700^\circ \text{C}$ с периодом 2 ч; 4 — $T = 650 \rightleftharpoons 700^\circ \text{C}$ с периодом 1 ч; 5 — расчетная кривая [75]); б — сталь AISI-304Н при $T = 20 \rightleftharpoons 650^\circ \text{C}$ ($A_0 = 3,0 \cdot 10^4$; $K = 3,0 \cdot 10^4$; $n = 0,54$; $m/m' = 0,53$; $B = 1$ [442]).

дифференциального уравнения (II.12). Расчетная кривая ползучести при переменной температуре совпадает с экспериментальной (рис. 40, а). В работе Таира и Онами [442] приведены данные по исследованию нержавеющей стали при переменных температурах с различной длительностью цикла при $\sigma = 8 \text{ кг/мм}^2$ (рис. 40, б). Из рисунка видно, что экспериментальные (сплошные) и расчетные (штриховые) кривые ползучести сравнительно хорошо совпадают.

Используя метод θ -параметра, формулу (II.8) для определения деформаций можно записать так:

$$\varepsilon = A(\sigma) \theta^\alpha(T, t), \quad (\text{II.14})$$

где

$$\theta(T, t) = te^{-\frac{Q(\sigma)}{akT}}. \quad (\text{II.14a})$$

Если выражение (II.14a) продифференцируем по времени, а затем примем, что $T = T(t)$, то после интегрирования получим

$$\theta(N_0) = N_0 \int_0^{\tau} e^{-\frac{Q(\sigma)}{akT(t)}} dt. \quad (\text{II.15})$$

Подставляя $\theta(N_0)$ из формулы (II.15) в формулу (II.14), приходим к формуле (II.13). Как показали результаты исследований чистого алюминия, приведенные в работе [358], результаты расчета ползучести для сложного температурного режима в интервале $130 \pm 210^\circ \text{C}$ хорошо согласуются с экспериментальными данными. Однако Даниель, Мазуда и Дорн [353, 354] показали, что для алюминиевого сплава типа 7075-T6 метод θ -параметра дает расчетные данные, которые не совсем согласуются с экспериментальными. Поэтому ошибочно думать, что если введением параметров θ , δ удастся свести к одной кривой все семейство кривых ползучести, то это является строгим обоснованием указанных методов. Об этом свидетельствует тот факт, что результаты расчета, соответствующие таким двум методам, не согласуются также между собой. Гипотеза трансформированного времени для расчета ползучести на втором участке при циклическом изменении температуры впервые была применена Робинзоном [427]. В том случае, когда скорость ползучести при изотермическом режиме не зависит от времени (второй участок на кривых ползучести),

$$\dot{\varepsilon} = \varphi(T, t) = \dot{\varepsilon}_{\text{ср}}(T) t. \quad (\text{II.16})$$

Гипотеза трансформированного времени в этом случае имеет единственное математическое и физическое истолкование. Так как t' не входит в выражение (II.6), то при любом законе преобразования t в t' из уравнения (II.7) получим

$$\varepsilon = \int_0^{\tau} \frac{\partial \varphi[T(t), t']}{\partial t} dt = \int_0^{\tau} \dot{\varepsilon}[T(t)] dt = \int_0^{\tau} \frac{\dot{\varepsilon}(T)}{\frac{dT}{dt}} dT. \quad (\text{II.17})$$

Ползучесть в этом случае при переменном температурном режиме зависит только от скорости установившейся ползучести $\dot{\varepsilon}_{\text{ср}}$

и характера изменения температуры $T = T(t)$. Это видно на рис. 39, г. Отрезок прямой Mg имеет единственное начертание независимо от расположения точки T на прямой, отвечающей ползучести при выбранной температуре T . В работах [426, 427] формула (II.17) была использована при расчете ползучести при переменных температурах. Сопоставление экспериментальных и теоретических данных, рассчитанных непосредственно по формуле (II.17), не всегда удобно, поэтому пользуются сравнением экспериментально наблюдаемой скорости ползучести за цикл ($\dot{\varepsilon}_{\text{ср}}^{\text{эксп}}$) с расчетной

$$\dot{\varepsilon}^{\text{расч}} = \frac{1}{\tau} \int_0^{\tau} \dot{\varepsilon}_{\text{ср}}[T(t)] dt = \frac{1}{T(\tau) - T_0} \int_{T_0}^{T(\tau)} \frac{\dot{\varepsilon}_{\text{ср}}(T)}{\dot{T}} dT \quad (\text{II.18})$$

или сравнением эффективной $T_{\text{эф}}$ и эквивалентной $T_{\text{экв}}$ температур. Если $\dot{\varepsilon}_{\text{ср}}^{\text{расч}}$ больше, равно или меньше $\dot{\varepsilon}_{\text{ср}}^{\text{эксп}}$ или $T_{\text{экв}}$ больше, равно или меньше $T_{\text{эф}}$, то имеет место ускорение или замедление ползучести при циклическом изменении температуры. Совпадение этих критериев свидетельствует о справедливости гипотезы трансформирования времени.

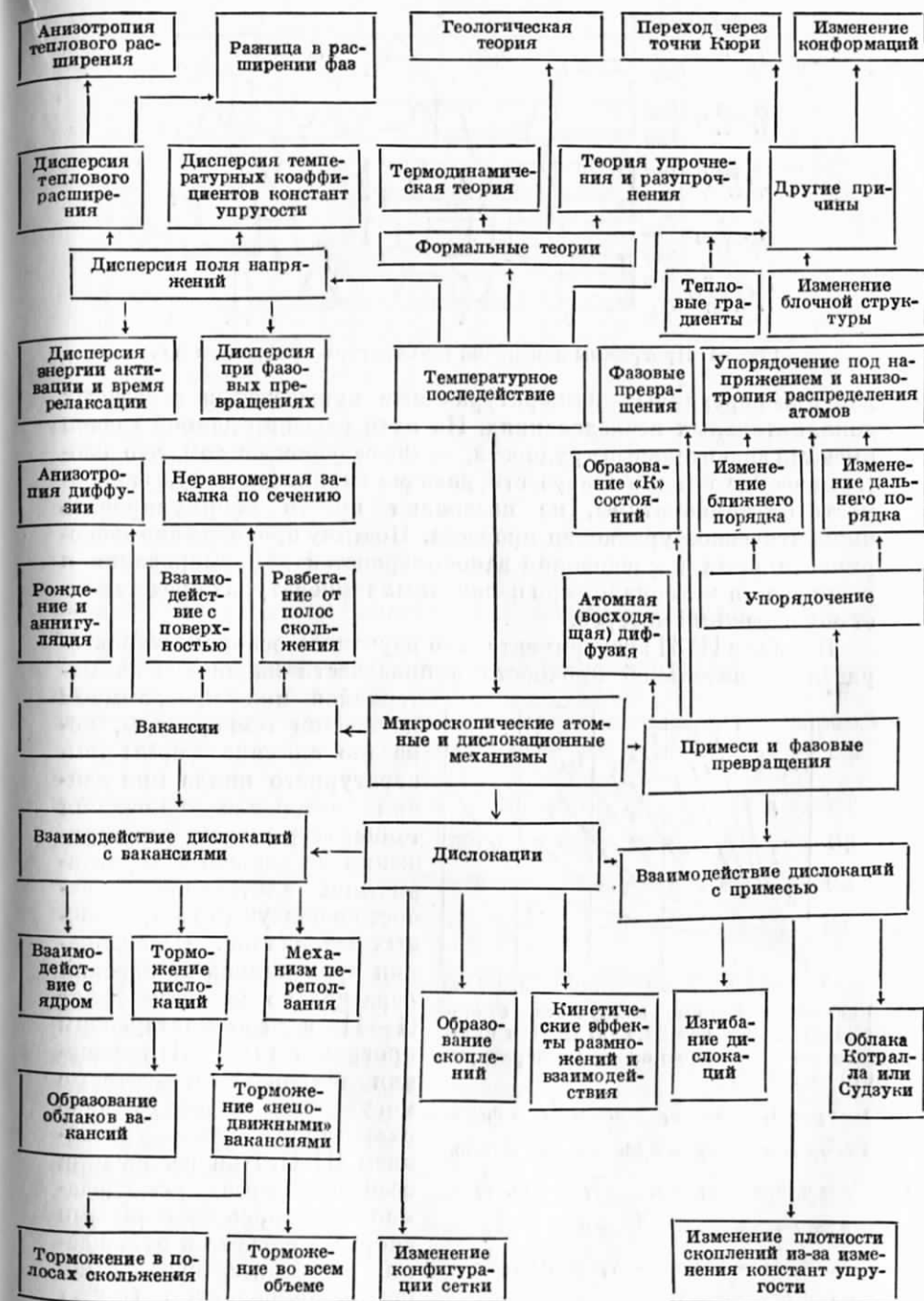
Удовлетворительное соответствие расчетных и экспериментальных данных отмечалось также японскими исследователями [450, 451]. Однако исследования, приведенные в работе [440], показывают, что для хромомолибденовой стали при $T = 540 \pm 25^\circ \text{C}$, $\sigma = 7,03 \text{ кг/мм}^2$ по скорости ползучести наблюдалось некоторое несоответствие между расчетными и экспериментальными данными. Согласно исследованиям [378] для сплавов нимоник 90 и нимоник 80А за первые 300—400 ч при $T = 640 \pm 780^\circ \text{C}$ не обнаруживалось резкого изменения скорости ползучести, а в исследованиях [365] для стали, содержащей 0,32% С, 0,46% Мн, 0,45% Si, 4,5% Ni, 25,9% Cr, 0,16% N, при испытании по режиму $985 \pm 5^\circ \text{C}$ было обнаружено шестикратное увеличение скорости ползучести по сравнению с ползучестью при постоянной верхней температуре.

В работах [75, 76] было показано, что в ограниченной области изменения температур и напряжений некоторые аустенитные сложнелегированные сплавы почти нечувствительны к колебаниям температуры. Тем не менее большинство исследований [378, 379, 385, 403, 411, 413, 427—431, 440, 443—447, 474, 475] убедительно свидетельствует о том, что ползучесть металлов и сплавов при циклическом изменении температуры нельзя предсказать тривиальным усреднением по форме цикла. Поведение материалов настолько отличается от ожидаемого, что гипотеза трансформированного времени не в состоянии объяснить наблюдаемые эффекты, и прежде всего потому, что она предназначена для учета нелинейности кривых ползучести. Многие исследователи объясняли несоответствие между экспериментальной и ожидаемой скоростями ползучести наличием температурных напряжений, возникающих при температурном изменении, а также перераспределением напряжений, при-

водящих к своеобразной нестационарности на кривых ползучести, повторяющейся от цикла к циклу. Дальнейшим шагом для понимания проблемы ползучести при переменной температуре явилась гипотеза температурного последствия. Идея температурного последствия первоначально была дана в работе Брофи и Фурмана [335] и окончательно сформулирована в работе [115]. Данная гипотеза сводится к предположению, что всякое реальное твердое тело наследственно по температуре, т. е. обладает своеобразной «памятью» в отношении температурной предыстории. Это означает, что при любом изменении температуры скорость ползучести, соответствующая новой температуре, устанавливается не сразу, а в течение некоторого промежутка времени, необходимого для того, чтобы «память» о прежней температуре была полностью снята. Если добавочная скорость деформации, обусловленная температурным последствием, характеризуется величиной $\epsilon_n = f(T, t)$, то за время τ образец получит дополнительную деформацию последствия:

$$\epsilon_n = \int_0^{\tau} \dot{\epsilon}_n [T(t), t] dt. \quad (II.19)$$

Этим можно объяснить как ускорение ползучести ($\epsilon_n > 0$), так и ее замедление ($\epsilon_n < 0$). Гипотеза температурного последствия графически представлена на рис. 39, д. Если по методу трансформированного времени ползучесть развивается по кривой Mg , полученной параллельным переносом кривой NP , то согласно гипотезе температурного последствия материал, начиная от точки M , будет деформироваться (в зависимости от его свойств, температурной предыстории, величины приложенного напряжения и т. д.) в соответствии с одной из кривых Nl, Nk и т. д., т. е. по кривым Mn, Mm и т. д., полученным параллельным переносом отрезков $Nl = Nk$ и т. д. вдоль отрезка NM . При этом также предполагается, что по истечении достаточного времени кривые Nl, Nk и т. д. становятся параллельными основной кривой NP . Появление добавочной деформации $ng (< 0)$ или $mg (> 0)$ объясняется расхождением между расчетной (fg) и экспериментально наблюдаемой (f_n, f_m) деформациями ползучести. Температурное последствие основано на теоретических и экспериментальных предпосылках. Поскольку скорость ползучести зависит от структурного состояния материала, а также температуры при прочих равных условиях, то с изменением температуры новое состояние устанавливается постепенно во времени, а следовательно, и скорость ползучести, соответствующая новой температуре, будет приобретена не сразу, что означает последствие. В работах [114, 116, 117] показана природа температурного последствия. Приведем перечень известных к настоящему времени механизмов температурного последствия. Имеется ряд экспериментальных работ [116, 385, 449], в которых объясняются процессы температурного последствия. Однако решение проблемы деформационного поведения материа-



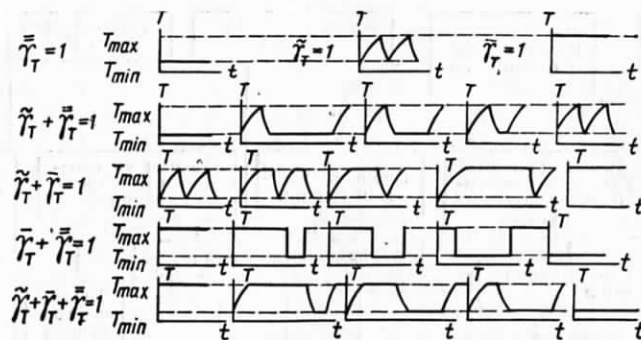


Рис. 41. Программы изменения температуры при данном ΔT .

лов при переменных температурах еще нуждается в серьезных дополнительных исследованиях. На пути решения данной задачи имеются значительные трудности, заключающиеся в том, что изотермические кривые ползучести, дающие параметрическую зависимость от температуры, не позволяют просто сформулировать кинематическое уравнение процесса. Поэтому продолжение экспериментальных исследований закономерностей деформирования и разрушения материалов при переменных температурах представляет определенный интерес.

В работе [183] экспериментально изучались основные характеристики длительной прочности и ползучести жаропрочных материалов при программном изменении температуры, показано влияние формы температурного цикла при данном интервале изменения температуры и данном напряжении на основные характеристики длительной прочности и ползучести жаропрочных материалов. Исследования проводились на плоских образцах по методике работ [1—4] и соответствующим программам (рис. 41) изменения температуры, которые могут быть в общем виде охарактеризованы уравнением (II.4). При реализации всей программы исследования оставались постоянными скорость нагрева и охлаждения образца, интервал изменения температуры ($\Delta T =$

Рис. 42. Кривые ползучести стали 1X18H9T при $\sigma = 22,4 \text{ кг/мм}^2$ и циклическом изменении температуры $670 \leq T \leq 720^\circ \text{C}$:

1 — $\bar{\gamma}_T = 1$; 2 — $\bar{\gamma}_T = 0,375$, $\bar{\gamma}_T = 0,625$; 3 — $\bar{\gamma}_T = 0,48$, $\bar{\gamma}_T = 0,52$; 4 — $\bar{\gamma}_T = 0,70$, $\bar{\gamma}_T = 0,30$; 5 — $\bar{\gamma}_T = 1$; 6 — $\bar{\gamma}_T = 0,70$, $\bar{\gamma}_T = 0,30$; 7 — $\bar{\gamma}_T = 0,48$, $\bar{\gamma}_T = 0,52$; 8 — $\bar{\gamma}_T = 0,375$, $\bar{\gamma}_T = 0,625$; 9 — $\bar{\gamma}_T = 0,144$, $\bar{\gamma}_T = 0,856$; 10 — $\bar{\gamma}_T = 1$.

Таблица 3

Программа	$\bar{\gamma}_T$	β	α	K
$\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$	0	$1,20 \cdot 10^{-2}$	0,51	$2,00 \cdot 10^{-3}$
	0,144	$1,15 \cdot 10^{-2}$	0,51	$1,60 \cdot 10^{-3}$
	0,375	$1,06 \cdot 10^{-2}$	0,51	$1,25 \cdot 10^{-3}$
	0,480	$1,02 \cdot 10^{-2}$	0,51	$1,17 \cdot 10^{-3}$
	0,700	$9,65 \cdot 10^{-3}$	0,52	$1,00 \cdot 10^{-3}$
	1,00	$9,00 \cdot 10^{-3}$	0,52	$8,00 \cdot 10^{-4}$
$\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$	1,00	$9,00 \cdot 10^{-3}$	0,52	$8,00 \cdot 10^{-4}$
	0,700	$6,25 \cdot 10^{-3}$	0,52	$4,93 \cdot 10^{-4}$
	0,480	$4,75 \cdot 10^{-3}$	0,52	$3,45 \cdot 10^{-4}$
	0,375	$4,15 \cdot 10^{-3}$	0,52	$3,00 \cdot 10^{-4}$
	0,144	$3,15 \cdot 10^{-3}$	0,53	$1,98 \cdot 10^{-4}$
	0,00	$2,80 \cdot 10^{-3}$	0,53	$1,68 \cdot 10^{-4}$

$= \text{const}$), максимальная (минимальная) температура цикла, а также напряжения.

Для установления закономерностей процессов деформирования и разрушения жаропрочных материалов в условиях ползучести при данном интервале изменения температуры в зависимости от формы температурного цикла строились кривые ползучести. На рис. 42 показаны некоторые кривые ползучести для стали 1X18H9T при напряжении $\sigma = 22,4 \text{ кг/мм}^2$ и циклическом изменении температуры ($T_{\min} = 670^\circ \text{C}$, $T_{\max} = 720^\circ \text{C}$) по программам $\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$ и $\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$. Кривые ползучести, показанные на рис. 42, описываются уравнением

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \beta t^\alpha + Kt, \quad (\text{II.20})$$

где ε_0 — начальная деформация, возникающая при приложении постоянного напряжения и данной температуре; t — время; β , α , K — параметры ползучести материала, которые в условиях изотермической ползучести при данной температуре зависят от напряжений, а при данном напряжении зависят от температуры.

Параметры β , α , K при данном напряжении и данном интервале изменения температуры, как видно из табл. 3, зависят от формы температурного цикла.

Обработка экспериментальных данных для стали 1X18H9T позволила для параметра β установить следующую зависимость:

в случае программы $\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$

$$\beta = C \exp[-D\bar{\gamma}_T], \quad (\text{II.21})$$

в случае программы $\bar{\gamma}_T + \tilde{\gamma}_T = 1$

$$\beta = C_1 \exp [D_1 \tilde{\gamma}_T], \quad (\text{II.22})$$

где C, D, C_1, D_1 — постоянные, $C = \beta', C_1 = \beta''$ при $\tilde{\gamma}_T = 0$; $D = \ln \frac{\beta'}{\beta''}, D_1 = \ln \frac{\beta'''}{\beta''}$ при $\tilde{\gamma}_T = 1$; $\beta', \beta'', \beta'''$ — соответственно постоянные, полученные из уравнений кривых ползучести при данном напряжении, постоянной температуре, равной максимальной (кривая 1), минимальной (кривая 10) температурам цикла, и циклической ползучести ($\tilde{\gamma}_T = 1$) при том же напряжении (кривая 5).

Параметр α , как видно из табл. 3, для исследуемого материала при данном интервале циклического изменения температуры ($\Delta T = \text{const}$) и данном напряжении ($\sigma = \text{const}$) изменяется незначительно и может быть принят постоянным и равным 0,52. Тогда уравнение (II.20) для неустановившейся ползучести можно записать в следующем виде:

в случае программы $\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \beta'' \exp \left[\ln \frac{\beta'}{\beta''} \tilde{\gamma}_T \right] t^{0,52}; \quad (\text{II.23})$$

в случае программы $\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \beta' \exp \left[- \ln \frac{\beta''}{\beta'} \tilde{\gamma}_T \right] t^{0,52}. \quad (\text{II.24})$$

Как видно из рис. 43, построенные теоретические кривые неустановившегося участка ползучести, вычисленные по формулам (II.23) и (II.24) для стали 1X18H9T (при программном изменении температуры), дают хорошее совпадение с экспериментальными точками.

Таким образом, проведенные исследования позволили дать количественную оценку влияния формы температурного цикла на

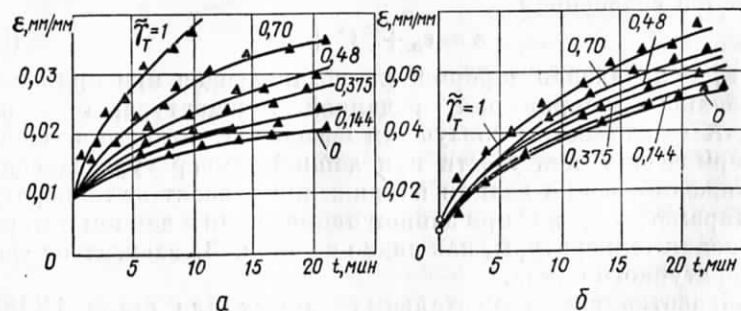


Рис. 43. Кривые неустановившегося участка ползучести стали 1X18H9T при $\sigma = 22,4 \text{ кГ/мм}^2$ в зависимости от программы изменения температуры:

a — $\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$; б — $\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$.

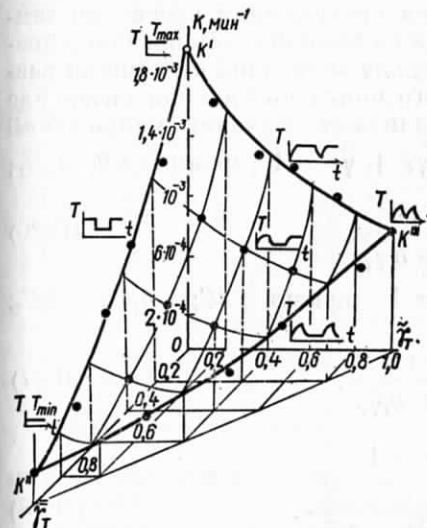


Рис. 44. Изменение скорости установившейся ползучести стали 1X18H9T при $\sigma = 22,4 \text{ кГ/мм}^2$ в зависимости от программы изменения температуры при данном $T = 670 \pm 720^\circ \text{C}$.

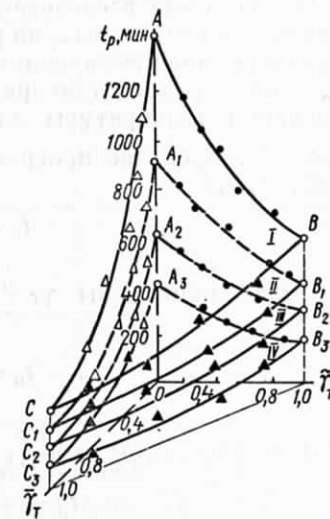


Рис. 45. Зависимость между величиной времени до разрушения и параметрами $\tilde{\gamma}_T$ и $\bar{\gamma}_T$ для различных значений $\sigma, \text{кГ/мм}^2$: I — 18,4; II — 20; III — 21; IV — 22,4.

параметры β, α , а следовательно, и на величину накопленной пластической деформации при неустановившейся ползучести.

Анализ приведенных исследований ползучести при данном напряжении и данном интервале изменения температуры показал, что скорость установившейся ползучести материала в значительной степени зависит от формы температурного цикла. Такая зависимость для стали 1X18H9T при $\sigma = 22,4 \text{ кГ/мм}^2$ и данном интервале изменения температуры ($670 \pm 720^\circ \text{C}$) показана на рис. 44. Обработка полученных данных позволила определить параметр K при любой программе изменения температуры при данном напряжении и данном ΔT по формуле

$$K = K' \exp \left[- \left(\ln \frac{K'}{K''} \tilde{\gamma}_T + \ln \frac{K'}{K''} \bar{\gamma}_T \right) \right], \quad (\text{II.25})$$

где K', K'', K''' — соответственно скорости установившейся ползучести, полученные из кривых ползучести (см. рис. 42) при данном напряжении и постоянной температуре, равной максимальной (кривая 1), минимальной (кривая 10) температурам цикла и циклической ползучести при том же напряжении (кривая 5).

Анализ полученных результатов позволяет установить количественную оценку влияния формы цикла изменения температуры при данном ΔT и данном напряжении на процессы деформирования и разрушения материала.

Проведенные исследования при программном изменении температуры и постоянных, но разных по величине напряжениях позволили установить зависимость между величиной времени до разрушения и формой температурного цикла при данном интервале изменения температуры для различных значений напряжений (рис. 45). В случае программы $\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$ (кривые AB ; A_1B_1 ; A_2B_2 ; A_3B_3)

$$t_p = \frac{1}{A + B \tilde{\gamma}_T}; \quad (\text{II.26})$$

в случае программы $\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$ (кривые AC ; A_1C_1 ; A_2C_2 ; A_3C_3)

$$t_p = \frac{1}{A + B_1 \tilde{\gamma}_T}; \quad (\text{II.27})$$

в случае программы $\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$

$$t_p = \frac{1}{A + B \tilde{\gamma}_T + B_1 \bar{\gamma}_T}. \quad (\text{II.28})$$

Параметры A , B , B_1 определяются из следующих условий:

при $\tilde{\gamma}_T = 0$; $\bar{\gamma}_T = 0$; $\bar{\gamma}_T = 1$

$$A = \left(\frac{\sigma}{M'} \right)^{\frac{1}{N'}}; \quad (\text{II.29})$$

при $\tilde{\gamma}_T = 0$; $\bar{\gamma}_T = 0$; $\tilde{\gamma}_T = 1$

$$B = \left(\frac{\sigma}{M''} \right)^{\frac{1}{N''}} - \left(\frac{\sigma}{M'} \right)^{\frac{1}{N'}}; \quad (\text{II.30})$$

при $\tilde{\gamma}_T = 0$; $\bar{\gamma}_T = 0$; $\bar{\gamma}_T = 1$

$$B_1 = \left(\frac{\sigma}{M'} \right)^{\frac{1}{N'}} - \left(\frac{\sigma}{M''} \right)^{\frac{1}{N''}}, \quad (\text{II.31})$$

где σ — напряжение, M' , N' ; M'' , N'' и M''' , N''' — постоянные материала, которые определяются по кривым длительной прочности (рис. 46), построенным соответственно при

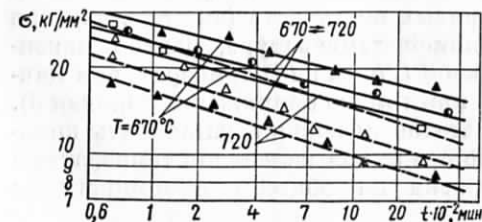


Рис. 46. Кривые длительной прочности стали 1Х18Н9Т (сплошные) и ЭИ435 (штриховые) при $T_{\min} = 670^\circ \text{C}$, $T_{\max} = 720^\circ \text{C}$ и при циклическом изменении температуры $670 \rightleftharpoons 720^\circ \text{C}$.

Таблица 4

Программа	Постоянные	1Х18Н9Т ($T = 670 \rightleftharpoons 720^\circ \text{C}$)	ЭИ435 ($T = 700 \rightleftharpoons 750^\circ \text{C}$)
$\tilde{\gamma}_T = 1$	M' N'	78 0,203	68 0,217
$\bar{\gamma}_T = 1$	M'' N''	58 0,203	48 0,217
$\tilde{\gamma}_T = 1$	M''' N'''	66 0,203	56 0,217

постоянной температуре, равной минимальной, максимальной, а также при циклическом изменении температуры ($T_{\min} \rightleftharpoons T_{\max}$) по формуле $\lg \sigma = \lg M - N \lg t_p$. Их значения для отдельных материалов и некоторых температурных режимов приведены в табл. 4.

Используя значения постоянных M' ; N' ; M'' ; N'' ; M''' ; N''' , определяемых по кривым длительной прочности, а также зависимости (II.26) — (II.28), можно получить формулы для определения времени до разрушения материала при программном изменении температуры в случае различных, но постоянных напряжений:

для программы с выдержками при минимальной температуре цикла ($\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$)

$$t_p = \frac{1}{\left(\frac{\sigma}{M''} \right)^{\frac{1}{N''}} + \left[\left(\frac{\sigma}{M''} \right)^{\frac{1}{N''}} - \left(\frac{\sigma}{M'} \right)^{\frac{1}{N'}} \right] \tilde{\gamma}_T}; \quad (\text{II.32})$$

для программы с изменением температуры по прямоугольному циклу ($\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$)

$$t_p = \frac{1}{\left(\frac{\sigma}{M''} \right)^{\frac{1}{N''}} + \left[\left(\frac{\sigma}{M'} \right)^{\frac{1}{N'}} - \left(\frac{\sigma}{M''} \right)^{\frac{1}{N''}} \right] \bar{\gamma}_T}; \quad (\text{II.33})$$

для программы с выдержками при максимальной температуре цикла ($\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$)

$$t_p = \frac{1}{\left(\frac{\sigma}{M'} \right)^{\frac{1}{N'}} + \left[\left(\frac{\sigma}{M'} \right)^{\frac{1}{N'}} - \left(\frac{\sigma}{M''} \right)^{\frac{1}{N''}} \right] \tilde{\gamma}_T}; \quad (\text{II.34})$$

для программы с выдержками при минимальной и максимальной температурах цикла ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$)

$$t_p = \frac{1}{\left(\frac{\sigma}{M''}\right)^{\frac{1}{N''}} + \left[\left(\frac{\sigma}{M'''}\right)^{\frac{1}{N'''}} - \left(\frac{\sigma}{M''}\right)^{\frac{1}{N''}}\right] \bar{\gamma}_T + \left[\left(\frac{\sigma}{M'''}\right)^{\frac{1}{N'''}} - \left(\frac{\sigma}{M''}\right)^{\frac{1}{N''}}\right] \bar{\gamma}_T} \quad (\text{II.35})$$

Приведенные формулы, полученные на основе результатов экспериментальных исследований, позволяют построить обобщенные кривые длительной прочности для данного материала в рассматриваемом диапазоне напряжений при данном интервале изменения температуры ($\Delta T = \text{const}$) и для любой формы температурного цикла. Такие обобщенные диаграммы для некоторых программ изменения температуры для стали 1X18H9T, построенные по формулам (II.32) и (II.34) в рассматриваемом диапазоне напряжений и данном интервале изменения температуры, приведены на рис. 47 (точки — экспериментальные данные, линии — теоретические). Эти диаграммы свидетельствуют о сравнительно хорошем соответствии расчетных и экспериментальных данных.

Если в формулах (II.32) и (II.34) $\bar{\gamma}_T$ принять за параметр, а σ за переменную, то приведенные формулы опишут кривые длительной прочности при данной программе изменения температуры (штриховые линии). Если же σ принять за параметр, а $\bar{\gamma}_T$ за переменную, то приведенные формулы опишут кривые (сплошные линии), показывающие влияние формы температурного цикла при данном интервале изменения температуры и данном напряжении на величину времени до разрушения.

Проведенные эксперименты в рассматриваемом диапазоне напряжений при данных программах изменения температуры в данном интервале показали, что экспериментальные значения по длительной прочности хорошо укладываются на обобщенных диаграммах (рис. 47). Зависимости (II.32) — (II.35) были экспериментально подтверждены и для сплава ЭИ435 ($T = 700 \rightleftharpoons 750^\circ \text{C}$).

Таким образом, на основании полученных зависимостей, зная длительную прочность материала в данном диапазоне напряжений при мини-

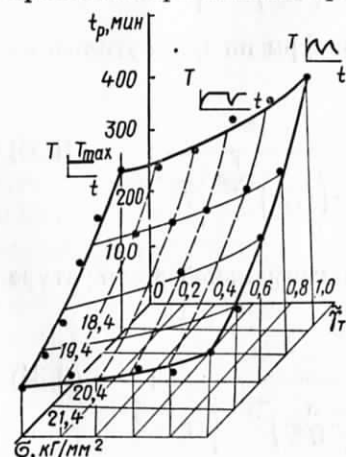


Рис. 47. Зависимость времени до разрушения стали 1X18H9T от формы цикла изменения температуры при данном $T = 670 \rightleftharpoons 720^\circ \text{C}$ и различных постоянных значениях σ .

мальной и максимальной температурах, а также при циклическом изменении температуры (рис. 46) в данном интервале ($\Delta T = \text{const}$), можно определить длительную прочность материала в случае любой программы изменения температуры с различными по форме температурными циклами. Полученные закономерности, вероятно, справедливы не для всех материалов и не для всех температурных режимов, так как длительная прочность при переменных режимах не имеет простой корреляции с деформацией. Исследование длительной прочности при переменных температурах усложняется тем, что приходится учитывать дополнительные факторы.

2. Пластичность и разрушение материалов при программном изменении температуры

Разрушение материалов при программном изменении температуры и постоянных механических напряжениях происходит после исчерпания пластичности материала. В работах [183, 200] показано, что величина односторонне накопленной пластической деформации материала до разрушения, а также время до разрушения при данном механическом напряжении и данном интервале изменения температуры ($\Delta T = T_{\min} \rightleftharpoons T_{\max}$) зависят от формы температурного цикла. Как показали исследования, имеются три участка изменения пластических деформаций от цикла к циклу при данных интервалах циклического изменения температуры ($\Delta T = \text{const}$) и данных напряжениях: участок циклического деформационного упрочнения материала, участок установившейся пластической деформации и участок, связанный с разупрочнением материала. На рис. 48 для стали 1X18H9T показаны кривые изменения пластических деформаций от цикла к циклу изменения температуры ($T = 670 \rightleftharpoons 720^\circ \text{C}$) в зависимости от формы температурного цикла при $\sigma = 22,4 \text{ кг/мм}^2$. Как видно из рис. 48, интенсивность процесса упрочнения (разупрочнения) и величина

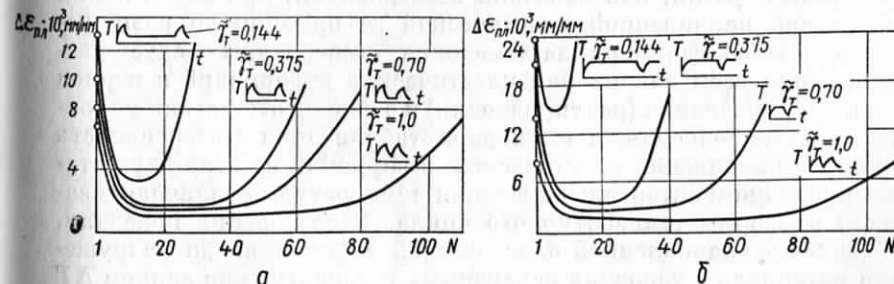


Рис. 48. Изменение пластических деформаций от цикла к циклу изменения температуры по программам $\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$ (а) и $\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$ (б) в зависимости от $\bar{\gamma}_T$ для стали 1X18H9T при $\sigma = 22,4 \text{ кг/мм}^2$.

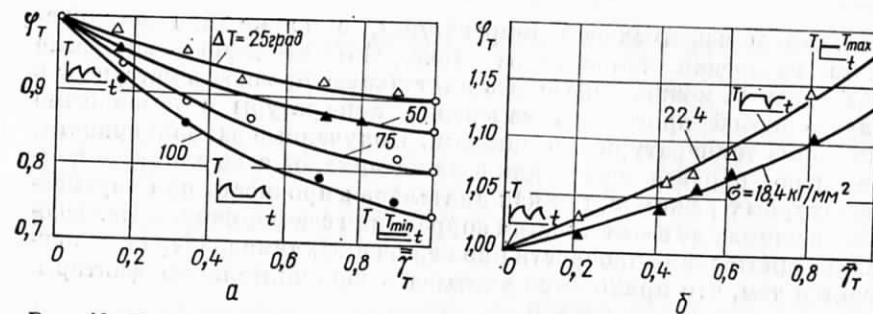


Рис. 49. Зависимость коэффициента φ_T от характера цикла изменения температуры для стали 1X18H9T:

а — $\bar{\gamma}_T + \gamma_T = 1$ при $\sigma = 18,4$ кг/мм²; б — $\bar{\gamma}_T + \gamma_T = 1$ при $T = 670 \div 720$ C.

установившейся пластической деформации за цикл зависят от напряжения и параметра γ_T .

Величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при любой программе изменения температуры определялась как

$$S_{пл} = \varepsilon_0 + \sum_{N=1}^{N_1} (\Delta \varepsilon_{пл}^{(T)})_N + \sum_{N_1}^{N_2} (\Delta \varepsilon_{пл}^{(T)})_N + \sum_{N_2}^{N_p} (\Delta \varepsilon_{пл}^{(T)})_N$$

где ε_0 — начальная пластическая деформация при данном напряжении и постоянной температуре, равной минимальной; $(\Delta \varepsilon_{пл}^{(T)})_N$ — накопленная пластическая деформация за N -й цикл изменения температуры; N_1 — число циклов, соответствующее началу второго участка (установившееся состояние) кривой пластических деформаций от цикла к циклу; N_2 — число циклов, соответствующее началу третьего участка кривой изменения пластических деформаций от цикла к циклу; N_p — число циклов изменения температуры до разрушения.

Таким образом, как показали исследования, при определении суммарной накопленной пластической деформации до разрушения при любой форме цикла изменения температуры следует различать процессы накопления пластических деформаций в период наличия упрочнения (разупрочнения) и в период отсутствия упрочнения (разупрочнения), т. е. в период стабилизации. Интенсивность процесса накопления пластических деформаций на этих двух этапах при данном интервале изменения температуры различная и зависит от формы температурного цикла. Исследования показали, что величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях переменных температур при данном ΔT и данном напряжении зависит от формы температурного цикла. Величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в случае изменения температуры по любой программе при данном ΔT и данном напряжении может быть определена по

формуле $S = S''' \varphi_T$, где S''' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$) при данном ΔT и напряжении σ ; φ_T — функция, учитывающая влияние формы температурного цикла при данном постоянном напряжении на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала. Исследования при циклическом изменении температуры по программе $\bar{\gamma}_T + \gamma_T = 1$ при данном интервале ($\Delta T = \text{const}$) и данных напряжениях показали, что величина накопленной пластической деформации до разрушения материала зависит от параметра, характеризующего частоту пиков перегрева $\bar{\gamma}_T$. Такая зависимость в относительных координатах для некоторых значений напряжений и ΔT (рис. 49, а) может быть описана уравнением

$$\varphi_T = \frac{1}{1 + L(\sigma, \Delta T)(1 - \bar{\gamma}_T)}. \quad (\text{II.36})$$

Значения параметра $L(\sigma, \Delta T)$, зависящего от напряжения и интервала изменения температуры, для исследуемых материалов и некоторых значений σ и ΔT приведены в табл. 5.

Анализ экспериментальных данных позволил установить зависимость

$$L(\sigma, \Delta T) = \frac{1}{\varphi''} - 1, \quad (\text{II.37})$$

где $\varphi'' = S''/S'''$ (S'' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при минимальной температуре цикла и данном напряжении). Данные исследования позволили количественно оценить влияние частоты пиков перегрева на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала. В случае изменения температуры по программе $\bar{\gamma}_T + \gamma_T = 1$ при данном ΔT и данных напряжениях зависимость между величиной накопленной пластической деформации до разрушения и временем выдержки образца при максимальной температуре цикла (сталь 1X18H9T) в относительных координатах (рис. 49, б), может быть описана уравнением

$$\varphi_T = \frac{1}{1 - L_1(\sigma) \bar{\gamma}_T}. \quad (\text{II.38})$$

Значения параметра $L_1(\sigma)$, который в данных условиях

Таблица 5

Материал	ΔT , град	σ , кг/мм ²	$L(\sigma, \Delta T)$
1X18H9T	50	18,4	0,101
	25	22,4	0,090
	50	22,4	0,129
	75	22,4	0,168
	100	22,4	0,220
ЭИ435	50	11,5	0,120
	50	17,0	0,136

зависит от напряжения, для некоторых материалов приведены в табл. 6.

Анализ экспериментальных данных показал, что

$$L_1(\sigma) = 1 - \frac{1}{\varphi'}, \quad (\text{II.39})$$

где $\varphi' = S'/S''$ (S' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при максимальной температуре цикла и данном напряжении). Полученные закономерности позволяют дать оценку влияния времени выдержки образца при максимальной температуре цикла на величину накопленной пластической деформации до разрушения при данном напряжении ($\sigma = \text{const}$) и данном интервале изменения температуры ($\Delta T = \text{const}$) с любой выдержкой образца при максимальной температуре цикла, если известны S' и S'' .

В случае изменения температуры по любой программе ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$) при данном $\Delta T = T_{\min} \rightleftharpoons T_{\max}$ и данном напряжении функция φ_T , учитывающая влияние формы температурного цикла на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала (рис. 50), определяется как

$$\varphi_T = \frac{1}{1 + \left(\frac{1}{\varphi''} - 1 \right) \bar{\gamma}_T - \left(1 - \frac{1}{\varphi'} \right) \bar{\gamma}_T}. \quad (\text{II.40})$$

Таким образом, обобщенная зависимость (II.40) позволяет определять накопленную пластическую деформацию до разрушения материала при данном напряжении, данном ΔT и любой форме цикла изменения температуры, если известны величина накопленной пластической деформации до разрушения при том же напряжении

в условиях изотермической ползучести при максимальной ($\bar{\gamma}_T = 1$) и минимальной ($\bar{\gamma}_T = 1$) температурах цикла, а также в условиях циклической ползучести ($\bar{\gamma}_T = 1$). Данная зависимость

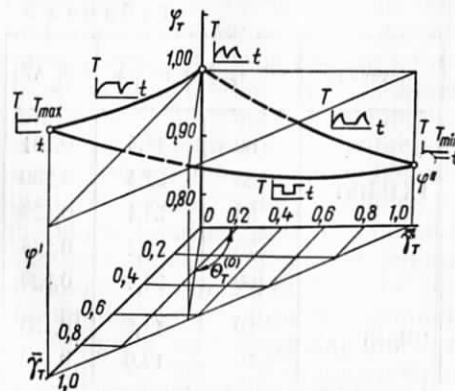


Рис. 50. Зависимость коэффициента φ_T от формы цикла изменения температуры при данном $T = 670 \rightleftharpoons 720^\circ\text{C}$ и данном напряжении $\sigma = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ для стали 1X18H9T.

Таблица 6

Материал	$\sigma, \text{кг/мм}^2$	$L_1(\sigma)$
1X18H9T	18,4	0,142
	22,4	0,173
ЭИ435	11,5	0,162
	17,0	0,203

справедлива и для сплава ЭИ435. Из приведенного анализа видно, что величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при данном напряжении и данном интервале изменения температуры не постоянная, а зависит от формы температурного цикла.

Анализ приведенных исследований в случае программного изменения температуры при данном ΔT и данном напряжении показал, что время до разрушения зависит от формы температурного цикла и в общем случае определяется как

$$t_D = t''' \psi_T, \quad (\text{II.41})$$

где t''' — время до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$) при данном ΔT и данном напряжении; ψ_T — функция, учитывающая влияние формы температурного цикла при данном ΔT на величину времени до разрушения материала, определяемая экспериментально. В случае изменения температуры ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$) при данном ΔT функция ψ_T (рис. 51, а) определяется так:

$$\psi_T = \frac{1}{1 - \bar{B}(\sigma, \Delta T) \bar{\gamma}_T}. \quad (\text{II.42})$$

Значения параметра $\bar{B}(\sigma, \Delta T)$, зависящего от напряжения и интервала изменения температуры, для некоторых жаропрочных материалов приведены в табл. 7.

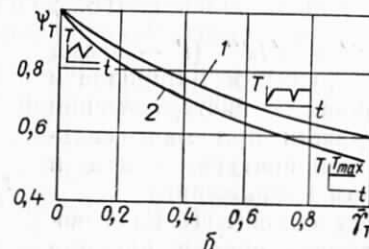
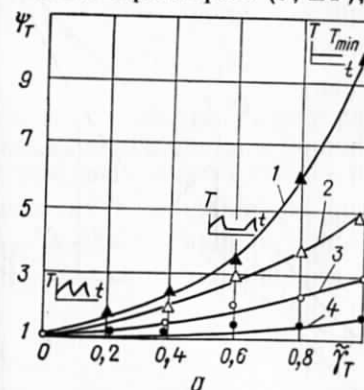


Рис. 51. Зависимость коэффициента ψ_T от формы цикла изменения температуры ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$) для стали 1X18H9T:

а — при $\sigma = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ и различных значениях ΔT (1 — $\Delta T = 100 \text{ град}$, 2 — $\Delta T = 75 \text{ град}$, 3 — $\Delta T = 50 \text{ град}$, 4 — $\Delta T = 25 \text{ град}$); б — при данном $T = 670 \rightleftharpoons 720^\circ\text{C}$ и различных напряжениях σ (1 — $\sigma = 22,4 \text{ кг/мм}^2$, 2 — $\sigma = 18,4 \text{ кг/мм}^2$).

Таблица 7

Материал	$\Delta T, \text{град}$	$\sigma, \text{кг/мм}^2$	$\bar{B}(\Delta T, \sigma)$
1X18H9T	50	18,4	0,686
	25	22,4	0,375
	50	22,4	0,608
	75	22,4	0,800
ЭИ435	100	22,4	0,900
	50	11,5	0,642
	50	17,0	0,667

Таблица 8

Материал	T, °C	σ , кг/мм ²	$\bar{B}_1(\sigma, \Delta T)$
1X18H9T	670 $\pm$ 720	18,4	0,850
		22,4	0,670
ЭИ435	700 $\pm$ 750	11,5	0,500
		17,0	0,655

Анализ экспериментальных данных позволил установить следующую зависимость:

$$\bar{B}(\sigma, \Delta T) = 1 - \frac{1}{\psi''}, \quad (\text{II.43})$$

где $\psi'' = t''/t'''$ (t'' — время до разрушения материала в условиях изо-

термической ползучести при минимальной температуре цикла и данном напряжении). Зависимость (II.41) позволяет оценить влияние частоты пиков перегрева на долговечность материала и количественно определить величину времени до разрушения с любой частотой пиков перегрева, если известны время до разрушения в условиях изотермической ползучести при данном напряжении и минимальной температуре цикла и время до разрушения в условиях циклической ползучести ($\bar{\gamma}_T = 1$) при том же напряжении. В случае программы изменения температуры $\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$ при данном $\Delta T = \text{const}$ и постоянных механических напряжениях (рис. 51, б) функция ψ_T определяется как

$$\psi_T = \frac{1}{1 + \bar{B}_1(\sigma, \Delta T) \bar{\gamma}_T}. \quad (\text{II.44})$$

Значения параметра $\bar{B}_1(\sigma, \Delta T)$ для некоторых жаропрочных материалов приведены в табл. 8.

Анализ экспериментальных данных показал, что

$$\bar{B}_1(\sigma, \Delta T) = \frac{1}{\psi'} - 1, \quad (\text{II.45})$$

где $\psi' = t'/t'''$ (t' — время до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при максимальной температуре цикла и данном напряжении).

Зависимость (II.44) позволяет дать оценку влияния величины времени выдержки образца при максимальной температуре цикла на долговечность материала и количественно определить время

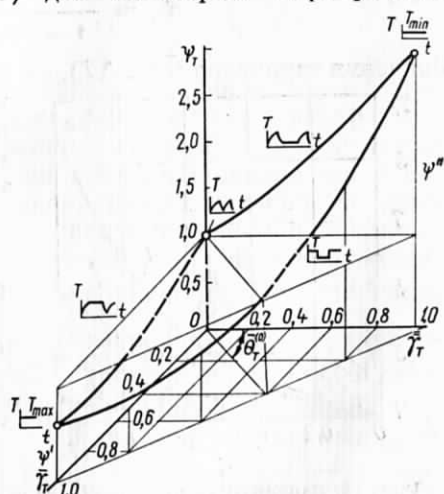


Рис. 52. Зависимость коэффициента ψ_T от формы цикла изменения температуры при данном $T = 670 \pm 720^\circ \text{C}$ и данном напряжении $\sigma = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ для стали 1X18H9T.

до разрушения при данном напряжении и данном интервале изменения температуры с любой выдержкой образца при максимальной температуре цикла, если известны время до разрушения в условиях изотермической ползучести при максимальной температуре цикла и данном напряжении, а также время до разрушения в условиях циклической ползучести ($\bar{\gamma}_T = 1$) при том же напряжении. В случае любой программы изменения температуры ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$) при данном ΔT функция $\psi(t)$ (рис. 52) определяется следующим образом:

$$\psi_T = \frac{1}{1 - \left(1 - \frac{1}{\psi''}\right) \bar{\gamma}_T + \left(\frac{1}{\psi'} - 1\right) \bar{\gamma}_T}. \quad (\text{II.46})$$

Полученная на основе результатов экспериментальных исследований зависимость (II.41) дает возможность определить время до разрушения материала в условиях нестационарных температур, изменяющихся по любой программе при данном ΔT и данном напряжении, если известны время до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при максимальной и минимальной температурах цикла и данном напряжении, а также время до разрушения в условиях циклической ползучести при том же напряжении.

Исследования жаропрочных материалов при программном изменении температуры показали, что величина накопленной пластической деформации до разрушения, а также время до разрушения материалов при данном механическом напряжении и данном интервале изменения температуры ($\Delta T = \text{const}$) существенно зависят от формы температурного цикла.

3. Критерии разрушения материалов

Разрушение материалов при переменных температурах, как и при переменных напряжениях, связано с процессами накопления деформаций и исчерпанием пластичности [248]. О том, что деформационные процессы играют существенную роль в накоплении повреждения при нестационарном нагреве $a_i^{(T)}$ так же, как и при нестационарном нагружении $a_i^{(\sigma)}$, свидетельствует корреляция между величинами $a_i^{(\sigma)}$ и $a_i^{(T)}$:

$$\begin{array}{cccc} a_i^{(\sigma)} & 1,0 & 0,82-0,98 & 0,50 & 0,42 \\ a_i^{(T)} & 1,0 & 0,98-1,10 & 0,40-0,45 & 0,40-0,66 \end{array}$$

$$a_i^{(\sigma)} = \sum_{j=1}^j \left(\frac{t}{t_h} \right)_{\sigma_j}; \quad (\text{II.47})$$

$$a_i^{(T)} = \sum_{j=1}^j \left(\frac{t}{t_h} \right)_{T_j}, \quad (\text{II.48})$$

где t — время пребывания под напряжением σ_j (при данной температуре) или при температуре T_j (при данном напряжении); t_h — время до разрушения при непрерывном действии напряжений σ_j (при данной температуре) или при температуре T_j (при данном напряжении) соответственно. Приведенные данные были получены при исследовании жаропрочных сплавов при температурах 800—900° С [261].

Величина $a_i^{(T)}$, как и $a_i^{(\sigma)}$, уменьшалась с увеличением числа циклов. Отсюда видно, что роль деформационных процессов в накоплении повреждения при нестационарном нагреве и постоянных напряжениях, характеризуемых суммой отношений времен (II.48), такова же, как и при накоплении повреждения при нестационарном нагружении и постоянных температурах, характеризуемых суммой отношений времен (II.47).

Такое подобие накопления процессов повреждения при нестационарном нагреве и постоянных механических напряжениях и нестационарном нагружении при постоянных температурах, вытекающее из деформационной природы, позволило высказать следующее предположение [260, 261] об эквивалентности повреждения при повторных нагрузках и постоянной температуре и при повторных нагревах и постоянных напряжениях: если один процесс протекает при заданном напряжении σ_1 с циклически меняющимся нагревом от T_1 до T_2 и время до разрушения составляет соответственно t_{T_1} и t_{T_2} , а другой процесс протекает при заданной температуре T_1 с циклически меняющимся напряжением от σ_1 до σ_2 и время до разрушения составляет $t_{\sigma_1} = t_{T_1}$, $t_{\sigma_2} = t_{T_2}$, то эквивалентность перегрузок и перегревов достигается в случае одинакового уменьшения времен до разрушения от нестационарности обоих процессов: $t_{T_1} - t_{T_2} = t_{\sigma_1} - t_{\sigma_2}$, или $t_{T_2} = t_{\sigma_2}$, т. е. длительность пребывания при перегреве от T_1 до T_2 и при перегрузке до σ_2 одинакова, откуда определяется величина σ_2 при заданном перегреве от T_1 до T_2 или T_2 при заданном σ_2 .

Предполагается, что число циклов одного и другого процессов отличается незначительно. В пользу эквивалентности повреждения материалов при многократных перегрузках и постоянной температуре и многократных перегревах и постоянных напряжениях свидетельствует идентичность закономерностей по накоплению пластических деформаций до разрушения [158—161, 172, 178, 179] для ряда жаропрочных материалов при программном изменении напряжений и постоянных температурах, а также при программном изменении температуры и постоянных напряжениях. Исследования показали, что как в случае программного изменения напряжений при постоянной температуре, так и в случае программного изменения температуры при постоянном напряжении величина накопленной пластической деформации является не постоянной, а следовательно, не может быть принята за критерий разрушения материала. Величина накопленной пластической деформации до разрушения может быть принята за критерий разрушения толь-

ко в том случае, когда функция φ_T , учитывающая влияние формы цикла изменения температуры на величину накопленной пластической деформации, принимает значение, равное единице. Это выполняется при условии

$$\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1; \quad (\text{II.49})$$

$$\frac{\bar{\gamma}_T}{\gamma_T} = \operatorname{tg} \theta_T, \quad \theta = \theta_T^{(0)},$$

где

$$\theta_T^{(0)} = \operatorname{arctg} \frac{(\varphi' - 1) \varphi''}{\varphi' (1 - \varphi'')}. \quad (\text{II.50})$$

В этом случае (см. рис. 50) величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при данном интервале изменения температуры ($\Delta T = \text{const}$) и данном напряжении остается постоянной и равной величине накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$).

Если температура изменяется по любой программе, при которой выполняется условие $0 \leq \theta_T \leq \theta_T^{(0)}$, то $\varphi_T < 1$ и разрушение наступает при меньшей величине накопленной пластической деформации, чем в условиях циклического изменения температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$). Если $\theta_T^{(0)} < \theta_T \leq \pi/2$, то $\varphi_T > 1$ и разрушение наступает при большей величине накопленной пластической деформации, чем в условиях циклического изменения температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$).

Из приведенного анализа (рис. 52) следует, что $\psi_T = 1$ только тогда, когда выполняются условия

$$\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1; \quad (\text{II.51})$$

$$\frac{\bar{\gamma}_T}{\gamma_T} = \operatorname{tg} \bar{\theta}_T, \quad \bar{\theta}_T = \bar{\theta}_T^{(0)},$$

где

$$\bar{\theta}_T^{(0)} = \operatorname{arctg} \frac{(\psi'' - 1) \psi'}{\psi'' (1 - \psi')}. \quad (\text{II.52})$$

В этом случае время до разрушения при данном σ и данном ΔT не зависит от характера цикла изменения температуры и $t_p = t''' = \text{const}$. Если программа изменения температуры при данном интервале ($\Delta T = \text{const}$) такова, что $\bar{\theta}_T^{(0)} < \bar{\theta}_T \leq \pi/2$, то $\psi_T < 1$ и время до разрушения материала при данном ΔT зависит от формы цикла изменения температуры. Причем оно значительно уменьшается по сравнению со временем до разрушения в условиях циклической ползучести ($\bar{\gamma}_T = 1$).

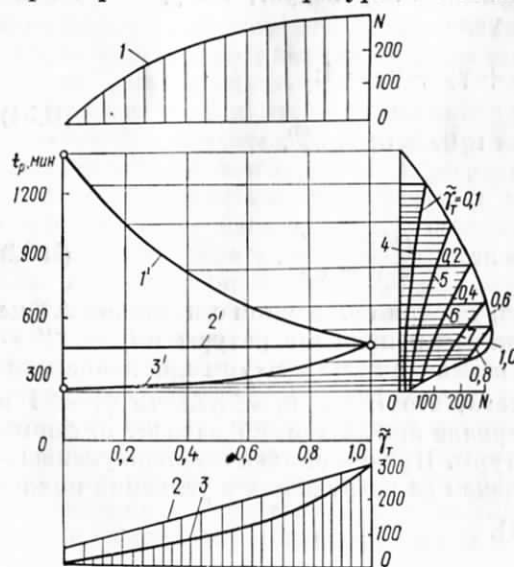
Рис. 53. Зависимость между коэффициентами ψ_T и φ_T для стали 1X18H9T при $T = 670 \pm 720^\circ\text{C}$ и $\sigma = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ при различных значениях $\tilde{\gamma}_T$.

Если программа изменения температуры при данном интервале такова, что $0 \leq \bar{\theta}_T < \bar{\theta}_T^{(0)}$, то $\psi_T > 1$ и разрушение материала наступает позже, чем в условиях циклического изменения температуры ($\tilde{\gamma}_T = 1$) при том же напряжении.

Обработка результатов показала, что между ψ_T и φ_T существует определенная зависимость (рис. 53).

Проведенные исследования позволили дать количественную оценку влияния формы температурного цикла при данном интервале изменения температуры и данном напряжении на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала, а также найти зависимость между величиной пластической деформации до разрушения и величиной времени до разрушения исследуемого материала.

Анализ результатов исследований жаропрочных материалов при переменных температурах показал, что число циклов до разрушения



материалов при данном ΔT и данном θ_T зависит от формы цикла изменения температуры, а при данной форме цикла изменения температуры при данном ΔT — от θ_T . Для каждого значения θ_T можно построить диаграммы числа циклов изменения температуры до разрушения материала в зависимости от фор-

Рис. 54. Диаграмма разрушения материала по числу циклов и по времени до разрушения при различных значениях θ_T .

мы температурного цикла (рис. 54, кривые 1—3 — по числу циклов и 1'—3' — по времени), а для каждого γ_T можно построить диаграммы изменения числа циклов до разрушения материала в зависимости от θ_T (рис. 54, кривые 4—8). Из приведенного анализа следует, что в случае циклического изменения температуры по любой программе при данном ΔT число циклов изменения температуры до разрушения материала нелинейно зависит от продолжительности температурного цикла. Только в случае, когда выполняется условие (II.51), число циклов до разрушения материала линейно зависит от продолжительности цикла, т. е. $\tilde{N}\tau = N\tau = \text{const}$. На основании результатов проведенных исследований жаропрочных материалов при программном изменении температуры установлено: суммарная пластическая деформация, накопленная до разрушения материала, в условиях программного изменения температуры при данном ΔT и данном напряжении — величина не постоянная, а зависит от формы цикла изменения температуры. Накопленная пластическая деформация до разрушения материала — величина постоянная только в том случае, когда $\theta_T = \theta_T^{(0)}$, и тогда она может быть принята за критерий разрушения материала.

ГЛАВА III

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НЕЗАВИСИМО ИЗМЕНЯЮЩИХСЯ ВО ВРЕМЕНИ ТЕМПЕРАТУРАХ И МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЯХ

При эксплуатации многие элементы конструкций работают в условиях одновременного изменения температуры и напряжений. Разрушение таких элементов происходит после незначительного числа циклов. Для расчета на прочность и долговечность указанных элементов необходимо знать поведение материалов при любом характере цикла одновременного изменения температуры и нагрузки. Исследования показывают, что циклическое изменение температуры и нагрузки существенно влияет на характеристики длительной прочности и ползучести материала.

В данной главе приводятся закономерности, свидетельствующие о влиянии формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений на величину накопленной пластической деформации и величину времени до разрушения материала. Исследования [1, 2, 158, 161] проводились при постоянных интервалах изменения температуры и напряжений ($\Delta T = \text{const}$; $\Delta \sigma = \text{const}$). Для исследования разработана комплексная программа [186] изменения температуры и напряжений. Для ее реализации была создана автоматически действующая установка и разработана методика исследования [7, 6, 8], позволившая изучить влияние формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений на величину накопленной пластической деформации и время до разрушения материала, а также установить взаимосвязь между различными случаями термомеханического нагружения.

Программа исследования материалов при переменных температурах и напряжениях, когда они являются независимыми функциями времени при данном ΔT и $\Delta \sigma$ (см. рис. 1 и 35), может быть охарактеризована уравнениями (I.1) и (II.1). Во всех исследованиях оставались постоянными скорость нагрева и охлаждения образца, скорость нагрузки и разгрузки, а также интервал изменения температуры и напряжений. На рис. 55 показаны некоторые программы изменения напряжений и температуры при данном ΔT и $\Delta \sigma$, где в соответствующей клетке первая цифра отражает характер изменения напряжений, а вторая — характер изменения темпера-

туры. Каждая горизонтальная строка представляет программы изменения температуры ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_\sigma = 1$; $\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_\sigma = 1$) при данной форме цикла изменения напряжений, а каждый вертикальный столбец представляет программы изменения напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_T = 1$; $\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_T = 1$) при данной форме температурного цикла.

Диагональ по направлению стрелки A — одновременное изменение температуры и напряжений, находящихся в фазах с одинаковыми частотами, а по направлению стрелки B — одновременное изменение температуры и напряжений с одинаковыми частотами, которые находятся в противофазах. Подобные программы могут быть представлены для случая изменения температуры и напряжений при данном ΔT и $\Delta \sigma$ по прямоугольному циклу ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_\sigma = 1$; $\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_T = 1$), а также для случая, когда циклы изменения температуры и напряжений характеризуются уравнениями (I.1) и (I.2).

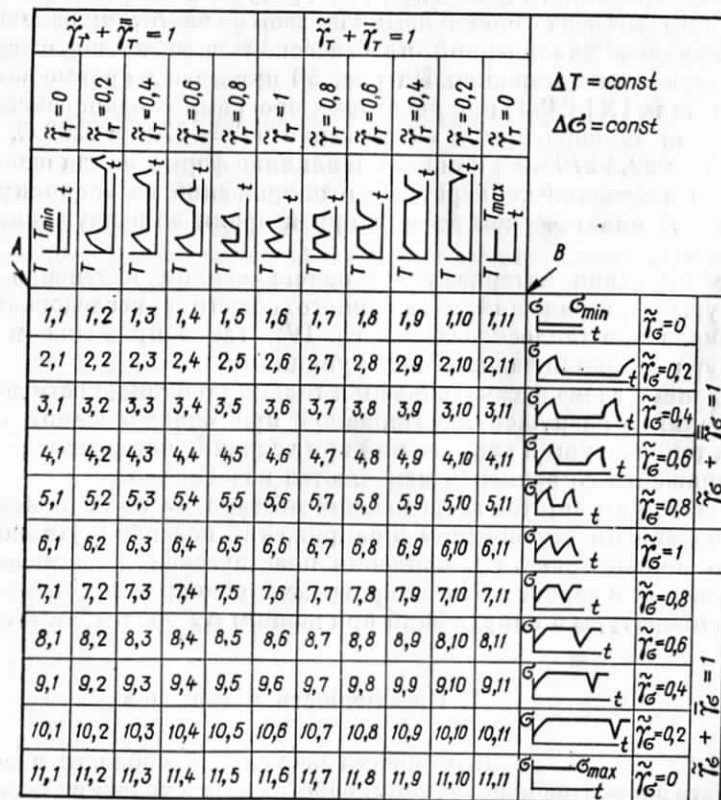


Рис. 55. Программы изменения температуры и напряжений при данном $\Delta T = \text{const}$ и $\Delta \sigma = \text{const}$.

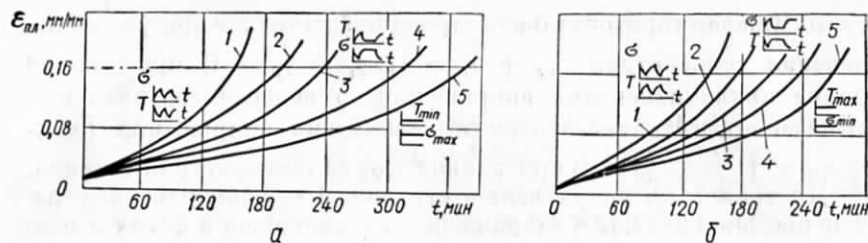


Рис. 56. Кривые ползучести стали 1X18H9T при одновременном изменении температуры ($T = 670 \rightleftharpoons 720^\circ \text{C}$) и напряжений ($\sigma = 18,4 \rightleftharpoons 22,4 \text{ кг/мм}^2$), находящихся в противофазах:

а — $\gamma_{T,\sigma} + \gamma_{\sigma,T} = 1$ ($1 - \gamma_{T,\sigma} = 1$, $2 - \gamma_{T,\sigma} = 0,70$, $3 - \gamma_{T,\sigma} = 0,375$, $4 - \gamma_{T,\sigma} = 0,10$, $5 - \gamma_{T,\sigma} = 0$); б — $\gamma_{T,\sigma} + \gamma_{\sigma,T} = 1$ ($1 - \gamma_{T,\sigma} = 1$, $2 - \gamma_{T,\sigma} = 0,70$, $3 - \gamma_{T,\sigma} = 0,375$, $4 - \gamma_{T,\sigma} = 0,10$, $5 - \gamma_{T,\sigma} = 0$).

Данная программа исследования [186] позволила изучить влияние одновременного изменения температуры и напряжений в фазах и противофазах с одинаковыми и разными частотами изменения на величину накопленной пластической деформации и время до разрушения материала. На рис. 56 приведены кривые ползучести (сталь 1X18H9T) при некоторых программах одновременного изменения температуры и напряжения ($T = 670 \rightleftharpoons 720^\circ \text{C}$, $\sigma = 18,4 \rightleftharpoons 22,4 \text{ кг/мм}^2$) и показано влияние формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений на величину накопленной пластической деформации и время до разрушения материала.

Исследования материала при одновременном изменении температуры и напряжений имеют много общего с исследованиями материала при теплосменах (см. гл. IV), где напряжение и температура являются зависимыми функциями.

В данной главе рассматриваются только закономерности деформирования и разрушения материалов при одновременном изменении температуры и напряжений при условии, когда температура и напряжение со временем изменяются независимо.

Анализ результатов исследований материалов при одновременном изменении температуры и напряжений позволил установить общие закономерности накопления пластических деформаций до разрушения в зависимости от программы одновременного изменения температуры и напряжений при данном $\Delta T = \text{const}$; $\Delta \sigma = \text{const}$.

1. Пластичность материалов

Для оценки несущей способности и долговечности элементов конструкций, работающих в условиях переменных температур и напряжений, независимо изменяющихся во времени по любой программе, необходимо знать законы накопления

пластических деформаций до разрушения материала [186]. Результаты исследования материалов при одновременном изменении температуры и напряжений показывают, что разрушение наступает после исчерпания пластичности материала, причем величина односторонне накопленной пластической деформации до разрушения при заданных интервалах изменения температуры ($\Delta T = \text{const}$) и напряжений ($\Delta \sigma = \text{const}$) зависит от программы их изменения. Исследования пластичности материалов при одновременном изменении температуры и напряжений проводились при постоянной скорости нагружения и разгрузки, постоянном интервале $\Delta \sigma = \text{const}$, постоянной скорости нагрева и охлаждения при данном интервале изменения температуры ($T_{\min} = \text{const}$; $T_{\max} = \text{const}$). Условия эксперимента подобраны таким образом, что термические напряжения, возникающие при изменении температуры, были ничтожно малы. Полученные результаты позволили построить обобщенные диаграммы пластичности (рис. 57). В результате обработки полученных данных определена величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при любой программе изменения температуры и напряжений: $S = S_3 \varphi_{T,\sigma}$, где S_3 — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры ($\gamma_T = 1$) и напряжений ($\gamma_\sigma = 1$), совпадающих по фазам при данном $\Delta T = \text{const}$ и $\Delta \sigma = \text{const}$; $\varphi_{T,\sigma}$ — функция, учитывающая влияние формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала, эта функция устанавли-

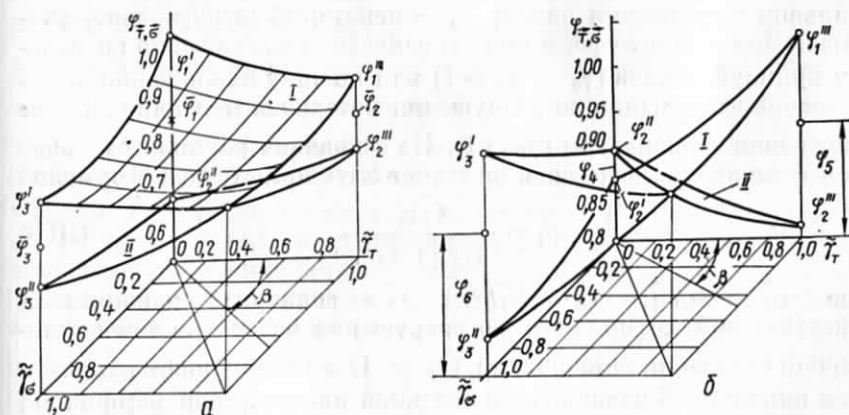


Рис. 57. Диаграммы изменения коэффициента $\varphi_{T,\sigma}$ для стали 1X18H9T при одновременном изменении температуры ($670 \rightleftharpoons 720^\circ \text{C}$) и напряжений ($18,4 \rightleftharpoons 22,4 \text{ кг/мм}^2$):

а — совпадающие по фазам; б — находящиеся в противофазах.

ливаются на основании эксперимента (рис. 57, а) и в явном виде может быть записана так:

$$\varphi_{T,\sigma}^{\pm} = \frac{1}{\left(\frac{1}{\varphi_1} - \frac{\bar{\varphi}_3 - \bar{\varphi}_1}{\bar{\varphi}_3 \bar{\varphi}_1} \bar{\gamma}_\sigma\right) + \left[\left(\frac{1}{\varphi_2} - \frac{1 - \bar{\varphi}_2}{\bar{\varphi}_2} \bar{\gamma}_\sigma\right) - \left(\frac{1}{\varphi_1} - \frac{\bar{\varphi}_3 - \bar{\varphi}_1}{\bar{\varphi}_1 \bar{\varphi}_3} \bar{\gamma}_\sigma\right)\right] \bar{\gamma}_T} \times \bar{\gamma}_T \quad (\text{III.1})$$

Здесь $\bar{\varphi}_1$ — некоторый коэффициент, учитывающий влияние длительности выдержки при максимальном (минимальном) напряжении цикла, а также при максимальной (минимальной) температуре цикла при условии, что температура и напряжения в данных интервалах изменяются по прямоугольному циклу ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$; $\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$) на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала. Этот коэффициент зависит от характера цикла изменения температуры и напряжений:

$$\bar{\varphi}_1 = \frac{1}{1 + \left(\frac{1}{\varphi_1} - 1\right) \bar{\gamma}_T \bar{\gamma}_\sigma - \left(1 - \frac{1}{\varphi_2}\right) \bar{\gamma}_T \bar{\gamma}_\sigma}, \quad (\text{III.2})$$

где $\varphi_2' = S_2'/S_3''$; $\varphi_1' = S_1'/S_3''$; S_1' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при максимальной температуре и максимальном напряжении цикла; S_2' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при минимальной температуре и минимальном напряжении цикла; $\bar{\varphi}_2$ — некоторый коэффициент, учитывающий влияние формы цикла изменения напряжения по закону прямоугольника ($\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$) на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала при циклическом изменении температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$). На основании результатов экспериментальных исследований он может быть представлен формулой

$$\bar{\varphi}_2 = \frac{\varphi_2'' \varphi_1''}{\varphi_1'' \bar{\gamma}_\sigma + \varphi_2'' \bar{\gamma}_\sigma}, \quad (\text{III.3})$$

где $\varphi_1'' = S_1''/S_3''$; $\varphi_2'' = S_2''/S_3''$; S_2'' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при циклическом изменении температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$) и минимальном напряжении цикла; S_1'' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при циклическом изменении температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$) и максимальном напряжении цикла; $\bar{\varphi}_3$ — коэффициент, учитывающий влияние формы цикла изменения температуры по закону прямоугольника ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$) на величину на-

копленной пластической деформации до разрушения материала при циклическом изменении напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$). На основании данных эксперимента

$$\bar{\varphi}_3 = \frac{\varphi_3' \varphi_3''}{\varphi_3' \bar{\gamma}_T + \varphi_3'' \bar{\gamma}_T}, \quad (\text{III.4})$$

где $\varphi_3' = S_3'/S_3''$; $\varphi_3'' = S_3''/S_3''$; S_3' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при циклическом изменении напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$) и минимальной температуре цикла; S_3'' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при циклическом изменении напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$) и минимальном напряжении цикла.

Если $\bar{\varphi}_1 = \varphi_1$; $\bar{\varphi}_2 = \varphi_2$; $\bar{\varphi}_3 = \varphi_3$, то формула (III.1) описывает поверхность I (рис. 57, а), где видно, как изменяется пластичность материала до разрушения при одновременном изменении температуры и напряжений с выдержками при максимальном напряжении и максимальной температуре цикла.

Если $\bar{\varphi}_1 = \varphi_2$; $\bar{\varphi}_2 = \varphi_2$; $\bar{\varphi}_3 = \varphi_3$, то формула (III.1) описывает поверхность II (рис. 57, а), где видно, как изменяется пластичность материала до разрушения при одновременном изменении температуры и напряжений при $\Delta T = \text{const}$ и $\Delta \sigma = \text{const}$ с выдержками при минимальной температуре и минимальном напряжении цикла. Данная зависимость, как показали авторы, справедлива и для сплава ЭИ435.

В случае одновременного изменения температуры и напряжений, находящихся в противофазах, величина накопленной пластической деформации до разрушения материала $S = \bar{S}_3' \varphi_{T,\sigma}^{\pm}$, где $\bar{S}_3'$ — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$) и напряжения ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$), находящихся в противофазах, при данном $\Delta T = \text{const}$; $\Delta \sigma = \text{const}$; $\varphi_{T,\sigma}^{\pm}$ — функция, учитывающая влияние формы цикла изменения напряжений (I.1) и температуры (II.1), находящихся в противофазах, на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала.

Эта функция определяется экспериментально и в явном виде может быть представлена формулой

$$\varphi_{T,\sigma}^{\pm} = \frac{1}{\left(\frac{1}{\varphi_4} - \frac{\varphi_6 - \varphi_4}{\varphi_4 \varphi_6} \bar{\gamma}_\sigma\right) + \left[\left(\frac{1}{\varphi_5} - \frac{1 - \varphi_5}{\varphi_5} \bar{\gamma}_\sigma\right) - \left(\frac{1}{\varphi_4} - \frac{\varphi_6 - \varphi_4}{\varphi_4 \varphi_6} \bar{\gamma}_\sigma\right)\right] \bar{\gamma}_T} \cdot \quad (\text{III.5})$$

Здесь φ_4 — некоторый коэффициент, учитывающий влияние изменения температуры и напряжений по прямоугольному циклу, находящихся в противофазах, на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала; коэффициент φ_4 определяется экспериментально:

$$\varphi_4 = \frac{1}{1 + \left(\frac{1}{\varphi_1} - 1 \right) \bar{\gamma}_\sigma \bar{\gamma}_T - \left(1 - \frac{1}{\varphi_2} \right) \bar{\gamma}_T \bar{\gamma}_\sigma}, \quad (\text{III.6})$$

где $\varphi_1 = S_1''/S_3''$; $\varphi_2 = S_2''/S_3''$; S_1'' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при максимальном напряжении и минимальной температуре цикла; S_2'' — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при минимальном напряжении и максимальной температуре цикла; φ_3 — коэффициент, учитывающий влияние изменения напряжений по прямоугольному циклу на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$). На основании данных эксперимента

$$\varphi_5 = \frac{\varphi_2'' \varphi_1''}{\bar{\gamma}_\sigma \varphi_1'' + \bar{\gamma}_\sigma \varphi_2''}, \quad (\text{III.7})$$

где $\varphi_2'' = S_2'''/S_3'''$; $\varphi_1'' = S_1'''/S_3'''$; φ_6 — коэффициент, учитывающий влияние изменения температуры по прямоугольному циклу ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$) на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях циклического изменения напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$). На основании экспериментальных данных

$$\varphi_6 = \frac{\varphi_3' \varphi_3''}{\bar{\gamma}_T \varphi_3' + \bar{\gamma}_T \varphi_3''}, \quad (\text{III.8})$$

где $\varphi_3' = S_3'/S_3''$; $\varphi_3'' = S_3''/S_3''$.

Если $\varphi_4 = \varphi_2$; $\varphi_5 = \varphi_1$; $\varphi_6 = \varphi_3$, то формула (III.5) описывает поверхность I (рис. 57, б), где видно, как изменяется пластичность материала до разрушения при одновременном изменении температуры и напряжений с выдержками при максимальном напряжении и минимальной температуре цикла. Если $\varphi_4 = \varphi_2$; $\varphi_5 = \varphi_2$; $\varphi_6 = \varphi_3$, то формула (III.5) описывает поверхность II (рис. 57, б) и показывает, как изменяется пластичность материала до разрушения при одновременном изменении температуры и напряжений при данном ΔT и $\Delta \sigma$ с выдержками при минимальном напряжении и максимальной температуре цикла. Данная зависимость справедлива и для сплава ЭИ435.

2. Разрушение материалов

Исследования [186] поведения жаропрочных материалов в условиях одновременного изменения температуры и напряжений (совпадающие по фазам) при данном ΔT и $\Delta \sigma$ позволили определить время до разрушения материала по формуле $t_p = t_3''' \psi_{T,\sigma}$, где t_3''' — время до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$) и напряжений ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$), совпадающих по фазам; $\psi_{T,\sigma}$ — функция, учитывающая влияние формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений, совпадающих по фазам, на величину времени до разрушения материала. На основании эксперимента в явном виде

$$\psi_{T,\sigma} = \frac{\bar{\psi}_{T,\sigma}}{1 + \frac{\bar{\psi}_{T,\sigma} - \bar{\psi}_{T,\sigma}}{\bar{\psi}_{T,\sigma}} \bar{\gamma}_T}, \quad (\text{III.9})$$

где $\bar{\psi}_{T,\sigma}$, $\bar{\psi}_{T,\sigma}$ — коэффициенты, зависящие от $\bar{\gamma}_\sigma$.

В случае одновременного изменения температуры и напряжений с выдержками при максимальном напряжении и максимальной температуре цикла (рис. 58, а, поверхность I)

$$\bar{\psi}_{T,\sigma} = \frac{1}{\frac{1}{\psi_1'} - \frac{\psi_3' - \psi_1'}{\psi_1' \psi_3'} \bar{\gamma}_\sigma}; \quad (\text{III.10})$$

$$\bar{\psi}_{T,\sigma} = \frac{1}{\frac{1}{\psi_1''} - \frac{\psi_1'' - 1}{\psi_1''} \bar{\gamma}_\sigma};$$

в случае одновременного изменения температуры и напряжений с выдержками при минимальном напряжении и минимальной температуре цикла (рис. 58, а, поверхность II)

$$\bar{\psi}_{T,\sigma} = \frac{1}{\frac{1}{\psi_2''} + \frac{\psi_2'' - \psi_3''}{\psi_2'' \psi_3''} \bar{\gamma}_\sigma}, \quad (\text{III.11})$$

$$\bar{\psi}_{T,\sigma} = \frac{1}{\frac{1}{\psi_2''} + \frac{\psi_2'' - 1}{\psi_2''} \bar{\gamma}_\sigma}.$$

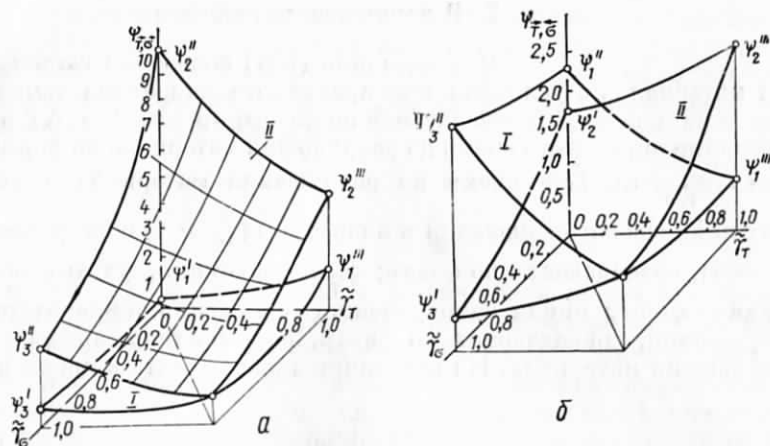


Рис. 58. Диаграммы изменения коэффициента $\psi_{T,\sigma}$ для стали 1X18H9T при одновременном изменении температуры ($T = 670 \pm 720^\circ \text{C}$) и напряжений ($\sigma = 18,4 \pm 22,4 \text{ кг/мм}^2$):

a — совпадающие по фазам; б — находящиеся в противофазах.

Здесь

$$\left. \begin{aligned} \psi_1' &= \frac{t_1'}{t_3'}; & \psi_2'' &= \frac{t_2''}{t_3''}; \\ \psi_1''' &= \frac{t_1'''}{t_3'''}; & \psi_2''' &= \frac{t_2'''}{t_3'''}; \\ \psi_3' &= \frac{t_3'}{t_3'}; & \psi_3'' &= \frac{t_3''}{t_3''} \end{aligned} \right\} \quad (\text{III.12})$$

где t_1' — время до разрушения в условиях изотермической ползучести при максимальном напряжении и максимальной температуре цикла; t_1'' — время до разрушения в условиях циклического изменения температуры при максимальном напряжении цикла; t_3' — время до разрушения материала при циклическом изменении напряжений и максимальной температуре цикла; t_3'' — время до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры и напряжений при данном ΔT и $\Delta \sigma$; t_2'' — время до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при минимальном напряжении и минимальной температуре цикла; t_2''' — время до разрушения материала при циклическом изменении температуры и минимальном напряжении цикла; t_3''' — время до разрушения в условиях циклического изменения напряжений при минимальной температуре цикла.

Таким образом, результаты исследований материалов при одновременном изменении температуры и напряжений, совпадающих

по фазам, позволили дать количественную оценку влияния формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений на величину времени до разрушения материала. Зависимость (III.9) справедлива и для сплава ЭИ435.

Время до разрушения материала в зависимости от характера цикла одновременного изменения температуры и напряжений, находящихся в противофазах, при данном ΔT и $\Delta \sigma$ определяется по формуле $t_p = \bar{t}_3 \psi_{T,\sigma}''$, где $\bar{t}_3$ — время до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры и напряжений, находящихся в противофазах; $\psi_{T,\sigma}''$ — функция, учитывающая влияние формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений, находящихся в противофазах, на время до разрушения. На основании эксперимента в явном виде эта функция записывается следующим образом:

в случае одновременного изменения температуры и напряжений, находящихся в противофазах, с выдержками при максимальном напряжении и минимальной температуре цикла (рис. 58, б, поверхность I)

$$\psi_{T,\sigma}'' = \frac{1}{\left(\frac{1}{\psi_1''} - \frac{\psi_3'' - \psi_1''}{\psi_1'' \psi_3''} \tilde{\gamma}_\sigma \right) \left\{ 1 + \left[\frac{\frac{1}{\psi_1''} - \frac{1 - \psi_1''}{\psi_1''} \tilde{\gamma}_\sigma}{\frac{1}{\psi_1''} - \frac{\psi_3'' - \psi_1''}{\psi_1'' \psi_3''} \tilde{\gamma}_\sigma} - 1 \right] \tilde{\gamma}_T \right\}}; \quad (\text{III.13})$$

в случае циклического изменения температуры и напряжений, находящихся в противофазах, с выдержками при минимальном напряжении и максимальной температуре цикла (рис. 58, б, поверхность II)

$$\psi_{T,\sigma}' = \frac{1}{\left(\frac{1}{\psi_2'} - \frac{\psi_3' - \psi_2'}{\psi_2' \psi_3'} \tilde{\gamma}_\sigma \right) \left\{ 1 + \left[\frac{\frac{1}{\psi_2'} - \frac{1 - \psi_2'}{\psi_2'} \tilde{\gamma}_\sigma}{\frac{1}{\psi_2'} - \frac{\psi_3' - \psi_2'}{\psi_2' \psi_3'} \tilde{\gamma}_\sigma} - 1 \right] \tilde{\gamma}_T \right\}}. \quad (\text{III.14})$$

Здесь

$$\left. \begin{aligned} \psi_1'' &= \frac{t_1''}{t_3''}; & \psi_2' &= \frac{t_2'}{t_3'}; \\ \psi_1''' &= \frac{t_1'''}{t_3'''}; & \psi_2''' &= \frac{t_2'''}{t_3'''}; \\ \psi_3'' &= \frac{t_3''}{t_3''}; & \psi_3' &= \frac{t_3'}{t_3'} \end{aligned} \right\} \quad (\text{III.15})$$

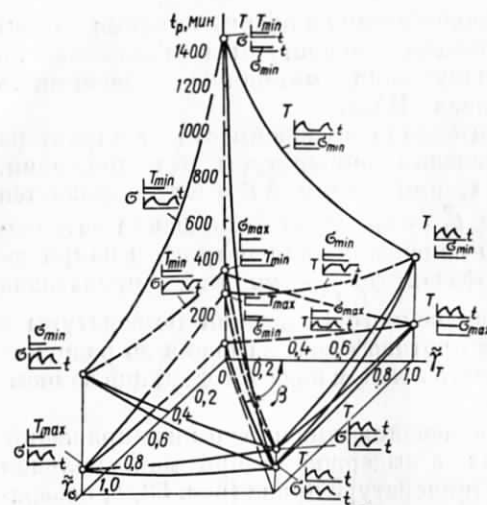


Рис. 59. Обобщенная диаграмма разрушения стали 1X18H9T при одновременном изменении температуры $T = 670 \pm 720^\circ \text{C}$ и напряжений $\sigma = 18,4 \pm 22,4 \text{ кг/мм}^2$.

t''' — время до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры и напряжений, находящихся в противофазах.

Проведенные исследования при одновременном изменении температуры и напряжений, находящихся в противофазах, при дан-

ном ΔT и $\Delta \sigma$ позволили дать количественную оценку влияния формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений на величину времени до разрушения материала. Данные зависимости, установленные для стали 1X18H9T, справедливы и для сплава ЭИ435.

Обобщение проведенных исследований разрушения материалов при любой форме цикла одновременного изменения температуры и напряжений при данном ΔT и $\Delta \sigma$ позволили для каждого исследуемого материала построить обобщенную диаграмму разрушения (рис. 59), с помощью которой можно дать относительную оценку влияния формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений на долговечность материала.

3. Критерии разрушения материалов

Как показывают эксперименты [158, 159, 160, 161, 186], разрушение материалов при одновременно независимо изменяющихся во времени температурах и механических напряжениях при данном $\Delta T = \text{const}$ и $\Delta \sigma = \text{const}$, характеризующихся уравнениями (I.2) и (II.4), происходит после накопления определенной величины пластической деформации, т. е. после исчерпания пластичности материала. Величина накопленной пластической деформации до разрушения в этом случае, как и в случаях программного изменения температуры ($\Delta T = \text{const}$) и постоянных напряжениях ($\sigma = \text{const}$), а также программного изменения напряжений при $\Delta \sigma = \sigma_{\min} \pm \sigma_{\max} = \text{const}$ и постоянной температуре ($T = \text{const}$), является величиной не постоянной, а зависящей при данном $\Delta T = \text{const}$ и $\Delta \sigma = \text{const}$ от формы цикла изменения температуры и напряжений (см. рис. 57).

Величина накопленной пластической деформации до разрушения была бы постоянной величиной, а следовательно, могла бы быть принята за критерий разрушения только в том случае, если $\varphi_{T,\sigma}^+ = 1$; $\varphi_{T,\sigma}^- = 1$.

Однако функции $\varphi_{T,\sigma}^+$; $\varphi_{T,\sigma}^-$ при программном изменении температуры при данном $\Delta T = T_{\min} \pm T_{\max} = \text{const}$ и программном изменении напряжений при данном $\Delta \sigma = \sigma_{\min} \pm \sigma_{\max} = \text{const}$ могут принимать значение, не только равное единице, но и больше или меньше единицы. По-видимому, для данного $\Delta T = \text{const}$ и $\Delta \sigma = \text{const}$ будут иметь место такие программы одновременного изменения напряжений и температуры, при которых величина накопленной пластической деформации до разрушения материала ($\varphi_{T,\sigma}^+ = 1$; $\varphi_{T,\sigma}^- = 1$) будет оставаться постоянной. В этом случае протекающие процессы упрочнения и разупрочнения материала взаимно будут компенсироваться.

В общем случае величина накопленной пластической деформации до разрушения при программном изменении напряжений, данном $\Delta \sigma = \text{const}$, и температуры при данном $\Delta T = \text{const}$ зависит от формы цикла изменения температуры и напряжений. Это наглядно видно из относительных диаграмм пластичности материала (см. рис. 57). Приведенные диаграммы пластичности материала при разрушении позволяют дать количественную оценку влияния формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений на величину накопленной пластической деформации до разрушения.

Если ввести обозначения

$$\text{tg } \beta = \frac{\bar{\gamma}_\sigma}{\bar{\gamma}_T}; \quad \text{tg } \theta_T = \frac{\bar{\gamma}_T}{\bar{\gamma}_\sigma}; \quad \text{tg } \theta_\sigma = \frac{\bar{\gamma}_\sigma}{\bar{\gamma}_T}, \quad (\text{III.16})$$

то для любого значения β можно построить диаграммы пластичности материала при разрушении для данного $\Delta T = \text{const}$ и $\Delta \sigma = \text{const}$ в зависимости от θ_T и θ_σ .

Для $\beta = 0$ такая диаграмма пластичности материала при разрушении в развернутом виде в относительных координатах в условиях переменной температуры, изменяющейся по любой программе ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$) при данном $\Delta T = T_{\min} \pm T_{\max} = \text{const}$ и переменных напряжениях, изменяющихся по закону прямоугольного цикла ($\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$) при данном $\Delta \sigma = \sigma_{\min} \pm \sigma_{\max} = \text{const}$, показана на рис. 60, а.

Функция $\bar{\varphi}_{T,\sigma}$, характеризующая изменение пластичности материала при его разрушении в условиях переменных температур, изменяющихся по любой программе ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$) и данной программе изменения напряжений по прямоугольному циклу ($\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$), по сравнению с его пластичностью при разру-

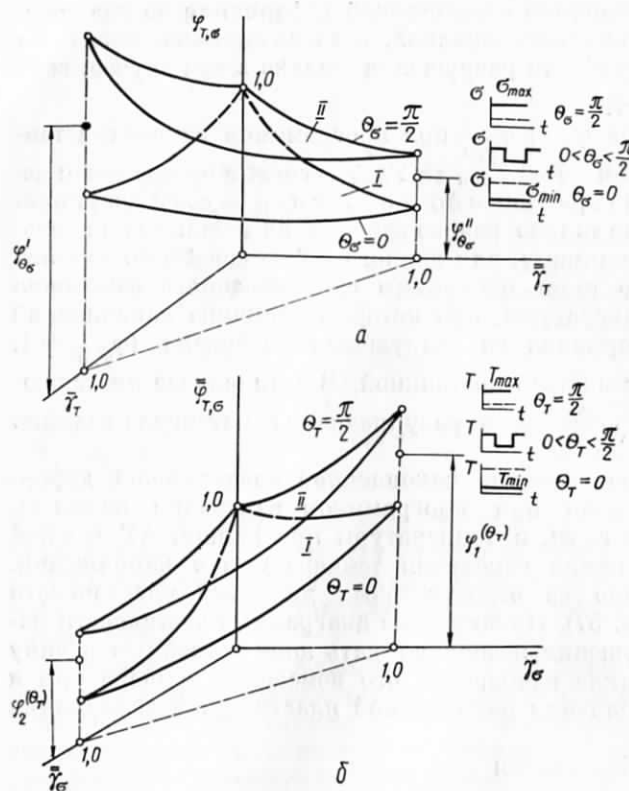


Рис. 60. Диаграмма изменения $\varphi_{T,\sigma}$ в зависимости от формы цикла изменения температуры при различных значениях $\theta_\sigma(a)$ и $\varphi_{T,\sigma}$ от формы цикла изменения напряжений при различных значениях $\theta_T(b)$.

шении при той же программе изменения напряжений и циклическом изменении температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$), определяется экспериментально:

$$\bar{\varphi}_{T,\sigma} = \frac{1}{1 + \left(\frac{1}{\varphi_{\theta_\sigma}} - 1 \right) \bar{\gamma}_T - \left(1 - \frac{1}{\varphi_{\theta_\sigma}} \right) \bar{\gamma}_T}. \quad (\text{III.17})$$

Здесь $\varphi'_{\theta_\sigma} = S'_{\theta_\sigma}/S'''_{\theta_\sigma}$; $\varphi''_{\theta_\sigma} = S''_{\theta_\sigma}/S'''_{\theta_\sigma}$, где S'_{θ_σ} ; S''_{θ_σ} — величины накопленной пластической деформации до разрушения при данном интервале ($\Delta\sigma = \text{const}$) изменения напряжений по прямоугольному циклу, данному значении θ_σ и постоянных температурах, соответственно равных минимальной и максимальной температурам цикла; S'''_{θ_σ} — величина накопленной пластической деформации до разрушения при данном интервале изменения напряжений ($\Delta\sigma = \text{const}$), при данном θ_σ и переменной температуре, изменяющейся в данном интервале ($\Delta T = \text{const}$) по циклическому закону ($\bar{\gamma}_T = 1$).

Функция $\bar{\varphi}_{T,\sigma} = 1$ при условии, что $\theta_T(0_\sigma) = \theta_T^{(0)}(\theta_\sigma)$, где

$$\theta_T^{(0)}(\theta_\sigma) = \arctg \frac{(1 - \varphi''_{\theta_\sigma}) \varphi'_{\theta_\sigma}}{\varphi_{\theta_\sigma}(\varphi'_{\theta_\sigma} - 1)}. \quad (\text{III.18})$$

При $\theta_\sigma = 0$ и $\theta_\sigma = \pi/2$ функция $\bar{\varphi}_{T,\sigma}$ характеризует влияние формы цикла изменения температуры при данном $\Delta T = \text{const}$ на пластичность материала при его разрушении в условиях постоянных напряжений $\sigma = \sigma_{\min} = \text{const}$ (рис. 60, а, поверхность I) и $\sigma = \sigma_{\max} = \text{const}$ (рис. 60, а, поверхность II). При $0 < \theta_\sigma < \pi/2$ функция $\bar{\varphi}_{T,\sigma}$ характеризует влияние формы цикла изменения температуры при данном $\Delta T = \text{const}$ по любой программе ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$) на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала в зависимости от формы цикла изменения напряжений при данном $\Delta\sigma$ по программе ($\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$).

Для $\beta = \pi/2$ (см. рис. 57, а) диаграмма пластичности материала при разрушении в развернутом виде в относительных координатах в условиях переменных напряжений, изменяющихся по любой программе ($\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$) при данном $\Delta\sigma = \sigma_{\min} \rightleftharpoons \sigma_{\max} = \text{const}$, и переменных температур, изменяющихся по прямоугольному циклу ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$) при данном $\Delta T = T_{\min} \rightleftharpoons T_{\max}$, показана на рис. 60, б. Функция $\bar{\varphi}_{T,\sigma}$, характеризующая изменение пластичности материала в условиях переменных напряжений, изменяющихся по любой программе ($\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$) при $\Delta\sigma = \text{const}$ и данной программе изменения температуры по прямоугольному циклу ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$), по сравнению с его пластичностью при разрушении при той же программе изменения температуры и циклическом изменении напряжения ($\bar{\gamma}_\sigma = 1$), определяется экспериментально:

$$\bar{\varphi}_{T,\sigma} = \frac{1}{1 + \left(\frac{1}{\varphi_2^{(\theta_T)}} - 1 \right) \bar{\gamma}_\sigma - \left(1 - \frac{1}{\varphi_1^{(\theta_T)}} \right) \bar{\gamma}_\sigma}. \quad (\text{III.19})$$

Здесь $\varphi_2^{(\theta_T)} = S_2^{(\theta_T)}/S_3^{(\theta_T)}$; $\varphi_1^{(\theta_T)} = S_1^{(\theta_T)}/S_3^{(\theta_T)}$, где $S_2^{(\theta_T)}$; $S_3^{(\theta_T)}$ — величины накопленной пластической деформации до разрушения при данном интервале ($\Delta T = \text{const}$) изменения температуры по прямоугольному циклу и данному значении θ_T и постоянном напряжении, равно соответственно минимальному и максимальному напряжениям цикла; $S_3^{(\theta_T)}$ — величина накопленной пластической деформации до разрушения при данном интервале ($\Delta T = \text{const}$) изменения температуры и данном θ_T и переменном напряжении, изменяющемся в данном интервале ($\Delta\sigma = \text{const}$) по циклическому закону ($\bar{\gamma}_T = 1$).

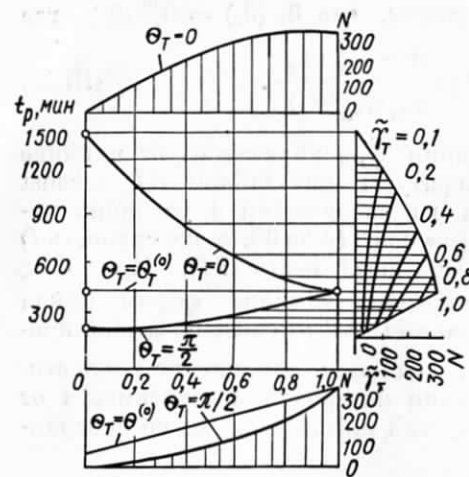


Рис. 61. Диаграмма разрушения по числу циклов стали 1X18H9T при $\sigma = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ и температуре, изменяющейся по любой программе при $T = 670 \div 720^\circ \text{C}$.

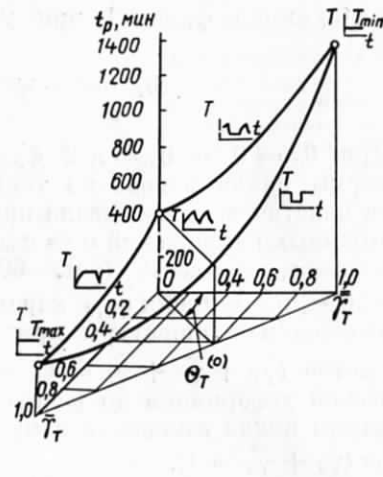


Рис. 62. Диаграмма разрушения по времени стали 1X18H9T при $\sigma = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ и температуре, изменяющейся по любой программе при $T = 670 \div 720^\circ \text{C}$.

Функция $\bar{\varphi}_{T,\sigma} = 1$ при условии, что $\theta_\sigma(\theta_T) = \theta_\sigma^{(0)}(\theta_T)$, где

$$\theta_\sigma^{(0)}(\theta_T) = \arctg \frac{(1 - \varphi_2^{(\theta_T)}) \varphi_1^{(\theta_T)}}{\varphi_2^{(\theta_T)} (\varphi_1^{(\theta_T)} - 1)}. \quad (\text{III.20})$$

В случае $\theta_T = 0$ и $\theta_T = \pi/2$ функция $\bar{\varphi}_{T,\sigma}$ характеризует влияние цикла изменения напряжений при данном $\Delta\sigma = \text{const}$ на пластичность материала при его разрушении в условиях постоянных температур $T = T_{\min} = \text{const}$ (рис. 60, б, поверхность I) и $T = T_{\max} = \text{const}$ (рис. 60, б, поверхность II). Если $0 < \theta_T < \pi/2$, функция $\bar{\varphi}_{T,\sigma}$ характеризует влияние формы цикла изменения напряжений по любой программе ($\bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma + \bar{\gamma}_\sigma = 1$) при данном $\Delta\sigma$ на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала в зависимости от формы цикла изменения температуры при данном $\Delta T = \text{const}$ по программе $\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$.

В случае $\beta = \pi/4$ можно построить диаграммы пластичности материала при разрушении в условиях программного изменения температуры и напряжений при данном $\Delta T = \text{const}$ и $\Delta\sigma = \text{const}$, находящихся в фазе и в противофазе с одинаковыми частотами.

Из общей диаграммы разрушения материала (см. рис. 59) можно построить серию диаграмм разрушения материалов для различных значений β в зависимости от θ_σ и θ_T . Такая диаграмма разрушения при $\beta = 0$ и $\theta_\sigma = 0$ для стали 1X18H9T при $T = 670 \div 720^\circ \text{C}$ и $\sigma = \sigma_{\min} = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ для различных значений θ_T

Рис. 63. Диаграмма разрушения стали 1X18H9T при одновременном изменении температуры $T = 670 \div 720^\circ \text{C}$ и напряжений $\sigma = 18,4 \div 22,4 \text{ кг/мм}^2$ с одинаковыми частотами.

и γ_T показана на рис. 61. В развернутом виде такая диаграмма показана на рис. 62.

Из приведенных диаграмм видно, что величина времени до разрушения остается постоянной только в том случае, когда программа изменения температуры такова, что $\theta_T = \theta_T^{(0)}$.

Для каждого значения θ_T можно построить диаграммы изменения числа циклов до разрушения материала в зависимости от формы цикла (см. рис. 61), а также для данной формы цикла изменения температуры в зависимости от $\bar{\gamma}_T$. Из диаграммы, приведенной на рис. 61, следует, что число циклов до разрушения нелинейно зависит при данном θ_T от $\bar{\gamma}_T$, а при заданном $\bar{\gamma}_T$ от $-\theta_T$. Число циклов до разрушения линейно зависит от длительности цикла только для $\theta_T = \theta_T^{(0)}$. В этом случае $\bar{N}_p \bar{\tau} = N_p \tau = \text{const}$.

Если $\beta = \pi/2$, диаграмма (см. рис. 59) позволяет определить долговечность материала в условиях одновременного изменения температуры при данном ΔT и напряжений при данном $\Delta\sigma$ с одинаковыми частотами, находящимися как в фазе, так и в противофазах. Зависимость времени до разрушения от формы цикла одновременного изменения температуры и напряжения при данном ΔT и $\Delta\sigma$ с одинаковыми частотами показана на рис. 63. В этом случае время до разрушения определяется ординатами точек поверхности I (когда изменение напряжений совпадает по фазе с изменением температуры) и поверхности II (когда изменение напряжений и температуры находится в противофазах).

Если частота и фаза цикла изменения температуры и напряжений совпадают (рис. 63), то время до разрушения на основании результатов экспериментальных исследований определяется по формуле

$$t_p = \frac{t_2''}{1 + \frac{t_2'' - t_3''}{t_3''} \gamma_{T,\sigma} + \frac{t_2'' - t_1''}{t_1''} \gamma_{T,\sigma}}. \quad (\text{III.21})$$

В случае, когда частоты изменения температуры и напряжений совпадают, но находятся в противофазах, время до разрушения может быть найдено по формуле

$$t_p = \frac{t_1''}{1 + \frac{t_1'' - t_3''}{t_3''} \gamma_{T, \sigma} + \frac{t_1'' - t_2'}{t_2'} \gamma_{T, \bar{\sigma}}} \quad (\text{III.22})$$

Закономерности (III.21) и (III.22) позволяют найти долговечность материала в зависимости от формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений при данном ΔT и $\Delta \sigma$ с одинаковыми частотами, находящимися как в фазах, так и в противофазах.

В случае $\beta = \pi/2$ данная диаграмма позволяет определить долговечность материала при программном изменении напряжений и изменении температуры по прямоугольному циклу, на основании которой можно построить диаграммы разрушения при различных значениях θ_T в зависимости от θ_σ . Таким образом, пока нет общего закона или группы законов, определяющих все явления при разрушении материалов при переменных температурах и напряжениях, однако приведенные закономерности имеют много общего с закономерностями разрушения материалов при теплосменах, которые будут рассмотрены в гл. IV.

ГЛАВА IV

СОПРОТИВЛЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НЕСТАЦИОНАРНЫМ ТЕМПЕРАТУРНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ

В связи с развитием новых областей техники потребовалось изучение сопротивления материалов действию резких теплосмен, при которых имеют место следующие явления: необратимое формоизменение металлов, происходящее в связи с нарастающей в одну сторону пластической деформацией, вызванной релаксацией, возникающей при каждой теплосмене макро- или микронапряжений; разрушение малопластичных материалов при относительно высоких напряжениях, появившихся в результате резкого изменения температуры (термоудар); разрушение металла вследствие многократных знакопеременных тепловых напряжений, вызывающих знакопеременные пластические деформации (термоусталость); изменение скорости ползучести и длительной прочности и др.

Во всех случаях при теплосменах механизмы разрушения материалов и конструкционных элементов сложны. Их понимание невозможно без знания процессов деформирования, протекающих при теплосменах. Многие исследования [40—43, 57—59, 113—117] показывают, что сложность понимания процессов деформирования, а следовательно, и процессов разрушения материалов при теплосменах, заключается в том, что при теплосменах возникает ряд специфических взаимосвязанных и взаимообусловленных явлений. Взаимосвязь и взаимообусловленность различных факторов, влияющих на поведение материалов, может быть представлена схемой [115].

Необходимость правильного объяснения и учета всех этих специфических явлений требует создания более современных методов аналитического и экспериментального исследования.

При решении задач о прочности элементов машин, работающих в условиях теплосмен, необходимо различать случаи как однократного, так и многократного теплового нагружения. Последнее возникает в результате изменения температурного поля ввиду статической неопределимости системы в условиях неравномерного нагрева (охлаждения) тела, не связанного с другими телами, и в



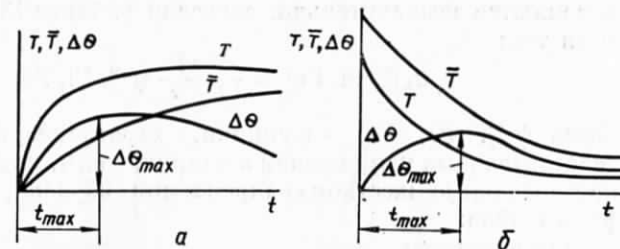
условиях равномерного нагрева (охлаждения) тела, на которое наложены внешние связи, а также в условиях равномерного нагрева (охлаждения) неоднородного тела вследствие статической неопределенности микрообъемов.

В данной главе рассмотрены закономерности деформирования и разрушения материалов при переменных температурах и напряжениях, когда они являются зависимыми функциями.

1. Деформирование и разрушение материалов при однократном тепловом нагружении

При однократном тепловом воздействии необходимо различать постепенные и резкие тепловые нагружения. Постепенное однократное тепловое нагружение возникает вследствие медленного изменения температуры тела при нагреве

Рис. 64. Изменение температуры во времени при нагреве (а) и охлаждении (б).



и охлаждения (рис. 64), которое приводит к возникновению стационарного температурного поля и статических напряжений. В результате этого могут возникнуть кратковременные и длительные тепловые нагружения.

Кратковременное тепловое нагружение вызывает монотонно возрастающие до определенной величины упругие или упруго-пластические деформации и соответствующие напряжения, определяемые методами термоупругости [17, 88, 198, 213, 277] и термопластичности [77, 80, 219, 308]. Разрушение в этом случае можно ожидать в результате кратковременного статического повреждения.

Длительное тепловое нагружение вызывает монотонно возрастающие до определенной величины упругие или упруго-пластические деформации и напряжения, действующие длительное время. Разрушение в этом случае может наступить в результате длительного статического повреждения (ползучесть или релаксация напряжений) [38, 79, 81, 311].

Резкое однократное тепловое нагружение происходит в результате мгновенного нагрева (охлаждения), приводящего к возникновению температурного поля с большим градиентом температур. В данном случае возникают тепловые нагружения, приводящие к быстрому нарастанию значительных напряжений, а также приводящие к быстрому нарастанию значительных напряжений и больших пластических деформаций.

Тепловое нагружение, приводящее к быстрому нарастанию значительных напряжений, которые могут превзойти предел прочности и вызвать хрупкое разрушение вследствие динамического характера нагружения, получило в литературе [16, 279—284, 299—304, 393—396] название теплового удара.

В работах [393—396] дана методика расчета тепловых напряжений при тепловом ударе, основанная на результатах испытания равномерно нагретой плоской плиты, погруженной внезапно в среду с более низкой температурой. Поскольку плита подвергается однократному охлаждению через поверхность, то согласно работе [124] температура в этом случае определяется рядом Фурье:

$$\Delta\theta(\xi, Bi, Fo) = \Delta T \sum_{n=1}^{\infty} A_n U_n \exp(-\beta_n^2 Fo). \quad (IV.1)$$

Тогда напряжение в каждой точке тела при условии, что механические характеристики материала с изменением температуры

изменяются незначительно, согласно работам [31, 277] определяются так:

$$\sigma_t(\xi, Bi, Fo) = \frac{\alpha E \Delta T}{1-\nu} \psi(\xi, Bi, Fo). \quad (IV.2)$$

Здесь $\psi(\xi, Bi, Fo)$ — функция, характеризующая отношение действительных напряжений к напряжениям, которые возникли бы при абсолютно жестком закреплении образца, и зависящая от формы тела:

для пластины

$$\psi(\xi, Bi, Fo) = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left[\frac{\sin \beta_n}{\beta_n} - \cos \beta_n \xi \right] \exp(-\beta_n^2 Fo); \quad (IV.3)$$

для цилиндра

$$\psi(\xi, Bi, Fo) = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left[\frac{2I_1(\beta_n)}{\beta_n} - I_0(Fo, \beta_n, \xi) \right] \exp(-\beta_n^2 Fo); \quad (IV.4)$$

для шара

$$\psi(\xi, Bi, Fo) = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \left[\frac{3}{\beta_n^3} \left(\frac{\sin \beta_n}{\beta_n} - \cos \beta_n \right) - \frac{\sin \beta_n}{\beta_n \xi} \right] \exp(-\beta_n^2 Fo); \quad (IV.5)$$

ΔT — начальное превышение температуры тела над температурой окружающей среды; $Fo = \frac{\alpha t}{L^2}$ — критерий Фурье; $Bi = \frac{\alpha^* L}{\lambda_T} = hL$ — критерий Био (α^* — коэффициент теплоотдачи, λ_T — коэффициент теплопроводности); $\xi = \frac{x}{L}$ — относительная координата (половина толщины пластины, а для цилиндра и шара — радиус); E — модуль упругости материала; α — коэффициент расширения; ν — коэффициент Пуассона.

Изменение относительной величины напряжений ψ для охлаждаемой пластины с поверхности при различных значениях Bi показано на рис. 65, а изменение относительных максимальных напряжений $\psi_{\max}$ в зависимости от критерия Bi показано на рис. 66. Последняя зависимость с некоторой степенью точности описывается следующим уравнением [393—396]:

$$\frac{1}{\psi_{\max}} = 1,5 + \frac{3,25}{Bi} - 0,5 \exp\left(-\frac{16}{Bi}\right). \quad (IV.6)$$

Используя выражение (IV.2) и учитывая, что разрушение наступит тогда, когда максимальные напряжения достигнут предела прочности σ_b , запишем формулу для определения интервала колебаний температуры, при котором произойдет разрушение пластины: при малых значениях Bi

$$\Delta T = \frac{\sigma_b(1-\nu)}{E\alpha} \cdot \frac{3,25\lambda_T}{\alpha^* L}; \quad (IV.7)$$

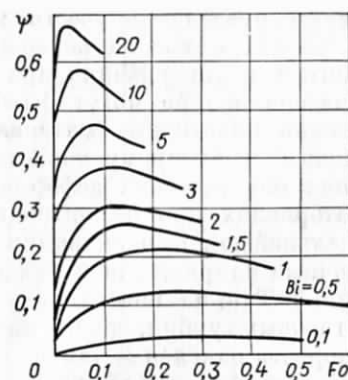


Рис. 65. Зависимость ψ от величины Fo при различных значениях критерия Bi .



Рис. 66. Зависимость $\psi_{\max}$ от критерия Bi .

при больших значениях Bi

$$\Delta T = \frac{\sigma_b(1-\nu)}{E\alpha}. \quad (IV.8)$$

Поскольку величина коэффициента ν для всех материалов почти одинакова, критерием сопротивления материалов тепловому удару могут служить следующие величины:

для малого значения Bi

$$R_1 = \frac{\lambda_T \sigma_b}{\alpha E}; \quad (IV.9)$$

для большого значения Bi

$$R_2 = \frac{\sigma_b}{E\alpha}. \quad (IV.10)$$

Используя выражения (IV.9) и (IV.10), а также (IV.6), получаем более общую формулу для определения температурного колебания, приводящего к разрушению пластины:

$$\Delta T = (1-\nu) \left[1,5R_2 + \frac{3,25}{hL} R_1 - 0,5R_2 \exp\left(-\frac{16R_1}{hL R_2}\right) \right]. \quad (IV.11)$$

Недостатком существующих критериев разрушения при тепловом ударе является то, что они получены без учета зависимости физических свойств материала от температуры, которая меняется по сечению тела в широких пределах, а также без учета динамических эффектов, которые при определенных условиях могут быть достаточно велики [17, 61, 88].

В настоящее время не представляется возможным выбрать простой параметр для оценки сопротивления материалов резкому однократному тепловому нагружению.

Для материалов, обладающих достаточно высокой пластичностью, резкое однократное нагружение практически не представляет

опасности, так как при достижении предела текучести материала действие тепловых напряжений вследствие их перераспределения смягчается. Поэтому принятые предположения при рассмотрении разрушения хрупких материалов не могут быть рекомендованы для анализа разрушения пластичных материалов.

Тепловое нагружение, приводящее к быстрому нарастанию значительных напряжений и больших пластических деформаций, возникает в высокопластичных материалах при резком нагреве (охлаждении) тела, которое при дальнейшем выравнивании температуры вызывает большие остаточные напряжения и как следствие этого — релаксацию напряжений. Так, на поверхности элементов с острыми краями (лопатки газовых турбин, диски конического профиля и др.), в которых скорость изменения температуры поверхности значительно больше скорости изменения средней температуры тела, а также время нагрева цикла значительно превышает время, необходимое для появления максимальной разности температур $(T_n - \bar{T})_{\max}$, могут возникнуть достаточно большие остаточные растягивающие напряжения. Если эти напряжения не вызывают течения материала в обратном направлении, то при повторных нагревах могут выполняться условия приспособляемости. Однако при данных напряжениях материал может находиться в условиях высокой температуры длительное время. Тогда вследствие ползучести могут появиться пластические деформации обратного знака, а следовательно, повторные тепловые нагрузки могут привести к знакопеременным пластическим деформациям. Представляет большой интерес определение максимальной величины остаточных напряжений в условиях нагрева, а также времени до их наступления. В этом случае полная деформация при растяжении является функцией времени и зависит от максимальной величины пластической деформации при сжатии и скорости деформирования (скорости нагрева):

$$\varepsilon_{i\text{пл}}(t^*) = \varphi[(\varepsilon_{i\text{пл}})_{\max}, t^*, \gamma], \quad (\text{IV.12})$$

где $\bar{\varepsilon}_{i\text{пл}}$ — пластическая деформация при сжатии; $\varepsilon_{i\text{пл}}$ — пластическая деформация ползучести при растяжении; $\varphi[(\varepsilon_{i\text{пл}})_{\max}, t^*, \gamma]$ — функция, определяемая экспериментально; $t^* = t - t_{\max}$; γ — скорость деформации.

Учитывая, что для сложного напряженного состояния скорость ползучести

$$\frac{d\bar{\varepsilon}_{i\text{пл}}(t^*)}{dt^*} = B(T) \bar{\sigma}_i^m, \quad (\text{IV.13})$$

где $B(T) = 3^{\frac{m+1}{2}} B$, и согласно экспериментальным данным [378] для конических дисков

$$\varphi[(\varepsilon_{i\text{пл}})_{\max}, t^*, \gamma] = (\varepsilon_{i\text{пл}})_{\max} [1 - \exp(-\gamma t^*)], \quad (\text{IV.14})$$

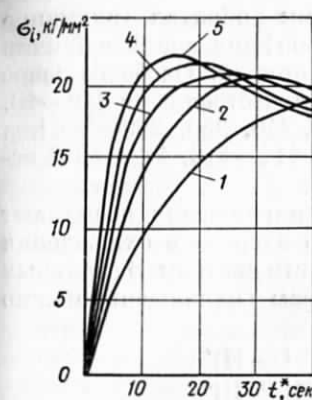


Рис. 67. Изменение σ_i при нагреве в зависимости от γ при $(\bar{\varepsilon}_{i\text{пл}})_{\max} = 0,004$:

1 — $\gamma = 0,04$; 2 — $\gamma = 0,07$;
3 — $\gamma = 0,10$; 4 — $\gamma = 0,13$;
5 — $\gamma = 0,16$.

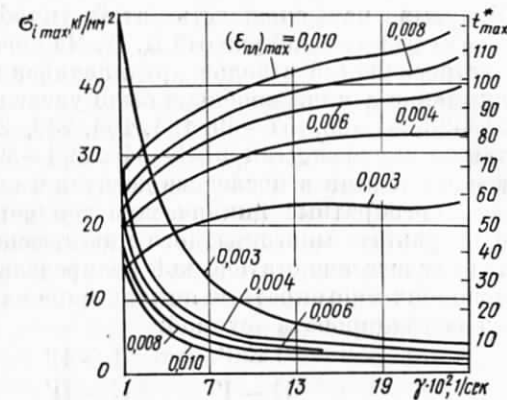


Рис. 68. Зависимость $\sigma_{i\text{max}}$ и $t_{\max}^*$ от γ для различных значений $(\bar{\varepsilon}_{i\text{пл}})_{\max}$.

уравнение (IV.12) после дифференцирования примет вид

$$\frac{d\bar{\sigma}_i}{dt^*} + EB(T) \bar{\sigma}_i^m - E(\bar{\varepsilon}_{i\text{пл}})_{\max} \gamma \exp(-\gamma t^*) = 0, \quad (\text{IV.15})$$

где B и m — постоянные ползучести материала, определяемые экспериментально.

Если использовать данные для постоянных B и m , приведенные в работе [38] для стали 1X13H16Б при $T_{\max} = 700^\circ \text{C}$, и решить численно уравнение (IV.15), то можно получить изменение интенсивности остаточных напряжений на поверхности в зависимости от параметров γ и $(\bar{\varepsilon}_{i\text{пл}})_{\max}$.

Из рис. 67 и 68 видно, что в опасных точках появляются достаточно большие остаточные напряжения, которые могут вызвать пластические деформации обратного знака вследствие ползучести. При этом возникает специфический цикл, в течение которого пластическая и вязкая деформации чередуются в противоположных направлениях. Другие сочетания параметров ползучести могут способствовать возникновению односторонней деформации, нарастающей с каждым циклом, которая после определенного числа циклов приводит элемент (деталь) к разрушению.

2. Деформирование и разрушение материалов при термоциклическом нагружении

Проблема деформирования и разрушения материалов при многократных циклических тепловых нагружениях является более сложной по сравнению с проблемой деформирования и разрушения материалов при однократных тепловых нагружениях.

Впервые на сложность этой проблемы обратил внимание известный русский ученый Д. К. Чернов [305] при анализе причин растрескивания стволов артиллерийских орудий. Особо большое внимание данной проблеме было уделено отечественными [10—13, 21—23, 33—35, 57—59, 134, 193, 238, 241, 246, 250, 299—304], а также зарубежными [338—345, 393—399, 414—416, 442—460] исследователями в последнее десятилетие.

Многочисленные циклические тепловые нагружения возникают в результате многократного циклического нагрева и охлаждения тела вследствие статической неопределенности системы. В реальных условиях многократные циклические нагревы и охлаждения можно классифицировать схемой:

$$\begin{array}{ccc} \text{I} - \text{I}' & \text{I} - \text{II}' & \text{I} - \text{III}' \\ \text{II} - \text{I}' & \text{II} - \text{II}' & \text{II} - \text{III}' \\ \text{III} - \text{I}' & \text{III} - \text{II}' & \text{III} - \text{III}', \end{array}$$

где I—I' — соответственно мгновенный нагрев и мгновенное охлаждение; II—II' — соответственно относительно быстрый нагрев и относительно быстрое охлаждение; III—III' — соответственно медленный нагрев и медленное охлаждение.

Что следует понимать под термином мгновенный нагрев (охлаждение), относительно быстрый нагрев (охлаждение), медленный нагрев (охлаждение)? В литературе четких определений нет, хотя термины мгновенный, быстрый, медленный режимы нагрева и охлаждения встречаются очень часто. В нашем случае под мгновенным нагревом (охлаждением) понимаются такие условия нагрева (охлаждения) тела, при которых в опасных точках избыточная температура (см. рис. 64) достигает своего максимального значения за бесконечно малый промежуток времени по сравнению с продолжительностью цикла нагрева и охлаждения. Под относительно быстрым нагревом и охлаждением понимаются такие условия нагрева (охлаждения) тела, при которых в опасных точках избыточная температура достигает своего максимального значения при конечной величине времени, но значительно меньшей по сравнению с продолжительностью цикла нагрева и охлаждения. Под медленным нагревом (охлаждением) будем понимать такой случай нагрева (охлаждения), при котором максимальная избыточная температура в опасной точке бесконечно мала, т. е. практически отсутствует градиент температуры.

Процессы пластического деформирования, а следовательно, и процессы разрушения металла при различных условиях нагрева и охлаждения, указанных в схеме, протекают по-разному, а поэтому подходить к исследованию проблемы деформирования и разрушения металла при многократных нагревах и охлаждениях необходимо с большой осторожностью.

Во всех указанных случаях многократного нагрева и охлаждения будут возникать многократные тепловые напряжения, за исключением случая медленного нагрева и охлаждения (III—III'),

не вызывающего температурного градиента (предполагается, что тело без внешних механических связей). Этот случай опасности не представляет, так как температурный градиент практически отсутствует. Однако циклическое изменение температуры при отсутствии температурного градиента оказывает влияние на механические характеристики (предел длительной прочности, ползучести, пластичности и др.). В телах с различной текстурой циклическое изменение температуры при отсутствии температурного градиента вызывают термодинамические напряжения второго рода (термоструктурные), которые после большого числа теплосмен могут привести к разрушению материала в результате «чистой» термической усталости. В этом случае ни внешние условия, ни геометрия тела не могут быть определяющими, так как температурный градиент отсутствует. Предполагается и отсутствие внешних механических связей. Определяющими в этом случае являются свойства материала, особенно микроструктурная анизотропия и микроструктурная неоднородность. Приближенная оценка величины напряжений, возникающих при нагреве и охлаждении между зернами металлов с коэффициентами линейного расширения α_1 и α_2 и модулями упругости E_1 и E_2 , может быть, как показано в работе [325], подсчитана по формуле

$$\sigma = (\alpha_1 - \alpha_2) \Delta T \frac{E_1 E_2}{E_1 + E_2}. \quad (\text{IV.16})$$

Напряжения второго рода, как показали опыты [326], проведенные с чистыми металлами (цинк, олово, кадмий) и их сплавами в интервале температур $100 \geq 300^\circ \text{C}$ при медленном нагреве и охлаждении, в отдельных зернах приводят после определенного числа циклов к появлению пластических деформаций, которые интенсивно возрастают от цикла к циклу. Исследования [7, 8, 197], проведенные на алюминии и уране, показали, что при многократных циклических нагревах и охлаждениях наблюдается полигонизация (появление субструктуры в зернах) и по границам зерен (для урана) появляется пористость. В работах [57—59] указывается, что субструктура зерен может явиться одной из причин появления пластических деформаций.

В основе явлений внутризеренной деформации и изменения границ зерен при многократных циклических нагревах и охлаждениях, как указывается в работах [197, 306], лежат напряжения второго рода. В исследованиях [113—118] изучалось влияние термоструктурных напряжений на необратимое формоизменение. Для этого были проведены исследования с кадмием (гексагональная решетка) и с оловом (тетрагональная решетка). Методика исследований предусматривала отсутствие градиента температуры по сечению. Результаты исследований показали, что при наличии текстуры действие циклических термоструктурных напряжений проявляется в изменении размеров образцов в результате релаксации напряжений в микрообъемах.

При достаточно большом числе циклов температурного воздействия накопление повреждений, происходящих под действием термоструктурных напряжений, приводит, в конечном счете, к появлению трещин в отдельных зернах или по их границам, а затем к полному разрушению. Разрушения в этом случае можно ожидать после очень большого числа теплосмен (более миллионов), что очень редко случается на практике. Такого рода исследования требуют очень длительного времени, однако они необходимы, так как дают возможность глубже проникнуть в физику явлений, происходящих при многократных нагревах и охлаждениях.

Поскольку практически избавиться от заметного градиента температуры невозможно, при нагревах и охлаждениях возникают напряжения, порождаемые неравномерностью температурного поля. В этом случае необходимо рассматривать общее поле напряжений. Задача о совместном воздействии указанных напряжений на процесс деформирования и разрушения металла чрезвычайно сложна. В настоящее время теоретические и экспериментальные методы количественной оценки воздействия суммарного поля напряжений на процесс деформирования и разрушения металла отсутствуют.

Процессы необратимого формоизменения твердых тел, вызванные многократными циклическими тепловыми нагрузками, связаны с наращиванием в одну сторону пластической деформации. Н. Н. Давиденков и В. А. Лихачев [57] на основании своих исследований, а также исследований других авторов дали обобщение точек зрения на сложное явление формоизменения твердых тел при циклическом тепловом воздействии, определив его как результат релаксации напряжений, созданных неодинаковым расширением микро- и макрообластей материала. Они исходили из того, что релаксация сопровождается пластической деформацией, которая и приводит к изменению размеров тела. Очевидно, наличие больших по величине температурных напряжений и вызванных ими релаксационных явлений есть лишь необходимое, но недостаточное условие необратимого формоизменения. Релаксационная концепция хорошо экспериментально обоснована, но не является единственно возможной, ибо подобрав надлежащим образом внешнее условие опыта и материал, можно, вероятно, получить формоизменение и при отсутствии тепловых напряжений. Отсюда ясно, что если существует несколько механизмов необратимого формоизменения, то желательно найти общий подход к решению этой проблемы. Это, по-видимому, возможно сделать, если основываться на термодинамических представлениях, т. е. рассматривать явление формоизменения как следствие термодинамики необратимых процессов.

В данной монографии идет речь о многократных циклических тепловых нагрузках, возникающих в телах при многократных циклических нагревах и охлаждениях в результате изменения температурного поля в силу статической неопределимости при неравномерных нагревах и охлаждениях тела, не связанного с дру-

гими телами, и равномерных нагревах и охлаждениях тел, на которые наложены внешние механические связи.

В условиях многократного теплового нагружения критерии предельного состояния пластичных материалов должны быть выбраны с учетом знания законов изменения циклических напряжений, деформаций и необратимо поглощаемой энергии в материале на протяжении каждого цикла, а также от цикла к циклу. При многократном тепловом нагружении необходимо различать следующие случаи:

1. Начальные и граничные условия нагрева и охлаждения таковы, что в опасных точках тела возникают тепловые напряжения в упругой области. В этом случае многократные тепловые нагрузки при ограниченном числе теплосмен (десятки сотен или десятки тысяч) не приводят к разрушению материала. Разрушение происходит вследствие «упругой усталости» после теплосмен, равных миллиону циклов и более. Как показывают приближенные расчеты [298], при определенных граничных условиях теплообмена даже незначительные колебания температуры вызывают первичные пластические деформации, вследствие которых после снятия температурного градиента возникает поле остаточных напряжений. В работах [120—122] был проведен расчет по определению остаточных напряжений в телах простейших форм (цилиндр, пластина, шар). Остаточные напряжения определялись на основе малых упруго-пластических деформаций [77] с использованием теоремы о разгрузке. Расчеты показывают, что на поверхности цилиндра ($R = 25$ мм), нагретого до температуры $T = 850^\circ \text{C}$ и охлажденного в воде до температуры $T_0 = 20^\circ \text{C}$, возникают остаточные напряжения (σ_z ; σ_θ), составляющие примерно 50% предела текучести.

2. Условия нагрева и охлаждения таковы, что в опасных точках или в отдельных областях тела в какой-то момент времени нарушается условие пластичности

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \gg 2\sigma_T, \quad (\text{IV.17})$$

но выполняется условие Мелана $\sigma_i(xyzt) < \sigma_T$, где $\sigma_i(xyzt)$ — интенсивность напряжений суммарного тензора напряжений $T_\sigma(xyzt) = T_\sigma^*(xyzt) + T_\sigma^0(xyzt)$, $T_\sigma^*(x, y, z, t)$ — тензор фиктивных термоупругих напряжений; $T_\sigma^0(x, y, z, t)$ — тензор остаточных напряжений; σ_T — предел текучести.

В этом случае при разгрузке ни в одной точке тела не будут возникать вторичные пластические деформации, при повторных циклах теплового нагружения материал будет подвергаться упругим циклам нагружения и разгрузки. Задача о термоциклической прочности таких элементов конструкций на современном этапе решается на основании теории приспособляемости [40—43, 95, 229, 232—234].

Современная теория приспособляемости является развитием теории предельного равновесия на случай повторно-переменного

нагружения. Основные теоремы для общего случая нагружения были сформулированы Меланом [407] (статическая), а затем Койтером [95] (кинематическая). Большой вклад в развитие теории приспособляемости внес А. Р. Ржаницын [229], исследования которого были связаны с геометрической интерпретацией статической теоремы. Вопросы о приспособляемости конструкций, испытывающих циклическое воздействие температурного поля, были впервые рассмотрены в работах В. Прагера [214], а затем В. И. Розенблюма [231—234]. В этих работах дано обобщение теоремы Мелана на случай тепловых нагружений.

В работах В. И. Розенблюма [231—234] и Д. А. Гохфельда [40—43] предложены варианты обобщения обеих фундаментальных теорем Мелана и Койтера и рассмотрены условия приспособляемости некоторых неравномерно нагретых конструктивных элементов (толстостенные сосуды давления, вращающиеся диски, пластины и тонкие оболочки). Не безынтересно отметить, например, задачу, которая рассмотрена в работе [233] о прочности биметаллического турбинного диска, обод которого, находясь под действием центробежных сил, подвергается еще и циклическому тепловому нагружению. Условие пластичности в этом случае запишется как $\sigma_\theta^0 + \sigma_\theta^w + \sigma_\theta^T = \sigma_T$, где σ_θ^w ; σ_θ^T — напряжения, возникшие в результате соответствующих центробежных сил и температурного воздействия; σ_θ^0 — остаточные напряжения.

Если ввести безразмерные параметры

$$\frac{\sigma_\theta^w}{\sigma_T} = f; \quad \frac{\sigma_\theta^T + \sigma_\theta^0}{\sigma_T} = l, \quad (IV.18)$$

то условие пластичности примет вид $f + l = 1$. Это условие пластичности на плоскости f и l может быть представлено в виде двух прямых диаграммы (рис. 69, а), которые ограничивают область допустимых состояний. Пользуясь диаграммой, можно указать различные режимы работы обода диска. При нагреве на поверхности обода диска возникают сжимающие напряжения. При этом точка А движется по оси ординат вниз, и при какой-то температуре

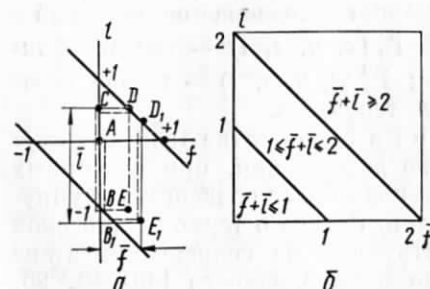


Рис. 69. Пластический цикл в случае произвольного воздействия температуры и центробежных сил [233].

окружные напряжения достигают предела текучести — материал начинает течь. При охлаждении точка А снова поднимается, и при полном выравнивании температуры возникает поле остаточных напряжений, т. е. точка А будет выше начала координат на величину

$$l = \frac{\sigma_\theta^T}{\sigma_T} - 1. \quad (IV.19)$$

Если $l = 1$, то $|\sigma_\theta^T| = 2\sigma_T$ и материал начинает течь в обрат-

ном направлении, т. е. появляются вторичные пластические деформации. При $|\sigma_\theta^T| > 2\sigma_T$ на поверхности в обод при многократных нагревах и охлаждениях появляются знакопеременные пластические деформации. В случаях произвольного воздействия температуры и центробежных сил возможен пластический цикл, представленный на рис. 69, а в виде срезанного многоугольника $ABB_1E_1D_1DC$. Длины сторон $\bar{l}$ и $\bar{f}$ этого многоугольника характеризуют амплитудные значения параметров (тепловой и центробежный), при которых в опасных точках тела возникают знакопеременные пластические деформации. На плоскости $\bar{f}$ и $\bar{l}$ получаем прямые линии (рис. 69, б), которые ограничивают три области: область упругих циклических тепловых нагрузок; область знакопеременных циклических тепловых нагрузок, которые вначале вызывают первичные пластические деформации, а затем приспособляются к упругому циклическому знакопеременному тепловому нагружению; область знакопеременных пластических деформаций.

В случае только температурного воздействия минимальный температурный интервал, при котором на поверхности цилиндра, шара и пластины будут появляться вторичные пластические деформации при заданных граничных условиях теплообмена, можно найти по формуле

$$\Delta T = \frac{\sigma_T (1 - \nu) (l + 1)}{E \alpha \psi(\xi, Bi, Fo_{\max})}, \quad (IV.20)$$

где $\psi(\xi, Bi, Fo_{\max})$ — функция, зависящая от формы тела; ν — безразмерный параметр, изменяющийся в пределах 0 — 1, при этом необходимо принять $l = 1$.

При $l = 0$ определяется минимальный интервал колебаний температуры, при котором в опасных точках появляются первичные пластические деформации, а последующие температурные циклы вызывают только упругую деформацию.

Если максимальная температура цикла выходит за пределы значений, при которых имеет место приспособляемость, циклическое действие тепловых напряжений может привести к знакопеременной пластичности или к одностороннему нарастанию пластической деформации с каждым циклом (возможно также сочетание того и другого). В обоих случаях неминуемо разрушение, которое явится следствием рассеяния энергии или истощения пластических свойств.

Определением интервалов изменения теплового воздействия, соответствующих условиям знакопеременной пластичности или нарастающей в одну сторону пластической деформации от цикла к циклу, завершается решение задачи о приспособляемости. Ограничением теории приспособляемости является предположение, что упруго-пластические свойства материала не изменяются от цикла к циклу и описываются идеализированной диаграммой

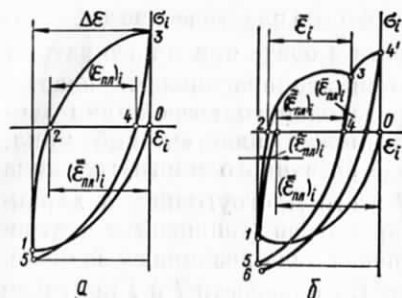


Рис. 70. Диаграммы деформирования при теплосменах [98].

деформаций, которые допускаются до того как система приспособится к упругому состоянию, а это значит, что после каждого цикла нагружения кривые, характеризующие зависимости между интенсивностями напряжений и деформаций, остаются теми же, что и при первом цикле тепловой нагрузки. Однако известно, что после каждого цикла теплового нагружения, при котором происходит циклическое изменение пластических деформаций, для большинства материалов наблюдается изменение соответствующих кривых, связывающих интенсивности напряжений и деформаций. Это обстоятельство наводит на мысль о необходимости изменить соответствующим образом условия, которые принимаются за основу при определении приспособляющихся тепловых нагрузок. Поэтому для понимания условий приспособляемости необходимо исследование закономерностей деформирования при многократных тепловых нагрузках.

3. Граничные и начальные условия теплообмена таковы, что нарушаются условия приспособляемости. Тогда при многократных циклических тепловых нагрузках возникают знакопеременные пластические деформации, которые, как показывают эксперименты [10, 33, 105, 241, 263, 270, 344, 345], после сравнительно небольшого числа теплосмен (нескольких десятков, а иногда и сотен, тысяч) в опасных точках тела (конструкции) вызывают повреждение металла и в конечном итоге приводят к разрушению. Процесс деформирования металла в опасных точках тела зависит от режимов нагрева и охлаждения, а также от времени нагрева и времени охлаждения (см. рис. 64).

Пусть в опасных точках тела при нагреве будут возникать тепловые нагружения сжатия, вызывающие кратковременное течение материала, причем нагрев закончится тогда, когда в этих точках (см. рис. 64, а) избыточная температура достигнет максимума $\Delta\theta_{\max}$. Если затем начать медленное охлаждение, то процесс деформирования схематически можно изобразить диаграммой (рис. 70, а). В этом случае будут возникать пластические деформации, которые от полуцикла к полуциклу в процессе термоцик-

деформирования. Кроме того, если температуры достаточно высоки и действуют продолжительное время, то на условия приспособляемости оказывает влияние ползучесть.

Теории приспособляемости не дают ответа на вопрос, после какого числа циклов наступит приспособляемость, а также не гарантируют, что разрушение не наступит до наступления приспособляемости. Они не учитывают изменение пластических

лического теплового нагружения будут изменять свою величину и знак. В случае, если в опасных точках тела при нагреве будут возникать тепловые нагрузки сжатия, вызывающие течение материала, и время нагрева $t \gg t_{\max}$ (см. рис. 64, а), то процесс деформирования будет протекать по кривой $O-1$ (рис. 70, б).

Деформирование по кривой $1-2-3$ проходит при дальнейшем нагреве во времени от $t_{\max}$ до t , при этом наблюдается ползучесть сжатия, которая может быть охарактеризована величиной $(\bar{\epsilon}_{пл})_i$. На участке $2-3$ накапливается положительная деформация

ползучести, равная $(\bar{\epsilon}_{пл})_i$. Снижение интенсивности напряжений перед точкой 3 вызвано интенсивной релаксацией за время пребывания металла при высокой температуре. Точка 3 соответствует концу нагрева и началу охлаждения, причем если после этого начать медленное охлаждение, то процесс деформирования будет протекать по кривой $3-4-5$. Однако если в конце нагрева (точка 3) начать быстрое охлаждение, то процесс деформирования будет протекать по кривой $3-4'$ и сопровождаться увеличением растягивающих напряжений, а также появлением дополнительной пластической деформации $(\bar{\epsilon}_{пл})_i$. Растягивающие напряжения будут расти в данной точке до тех пор, пока избыточная температура не достигнет $\Delta\theta_{\max}$ (см. рис. 64, б). При дальнейшем охлаждении температура начнет выравниваться и наступает разгрузка. Перед точками 1, 5 и 6 может быть падение напряжений, которое связано с понижением предела текучести, в результате повышения температуры. Диаграммы деформирования показывают, что процессы деформирования при теплосменах могут быть самыми разнообразными.

Результаты многих исследований [10, 33, 105, 263—270, 344, 345] свидетельствуют о том, что механика деформирования и разрушения металлов при знакопеременных тепловых нагружениях, вызывающих знакопеременную пластичность и знакопеременную ползучесть, представляет собой сложный процесс. Механизм накопления пластических деформаций, а также кинетика накопления пластических деформаций в процессе термоциклического нагружения в условиях знакопеременной пластичности и ползучести изучены недостаточно. Процесс деформирования металла при переменной температуре, где закон изменения циклических напряжений и закон изменения температуры являются зависимыми от времени функциями, характеризуется специфическими особенностями. Действительно, в данном случае имеет место изменение с температурой физико-механических свойств материала (коэффициент линейного расширения, теплопроводность, модуль упругости, характеристики прочности, пластичности и др.). Кроме того, процесс деформирования протекает в одном полуцикле при высоких температурах, в другом при низких. На рис. 71 показаны зависимости поперечного сужения, предела прочности и предела

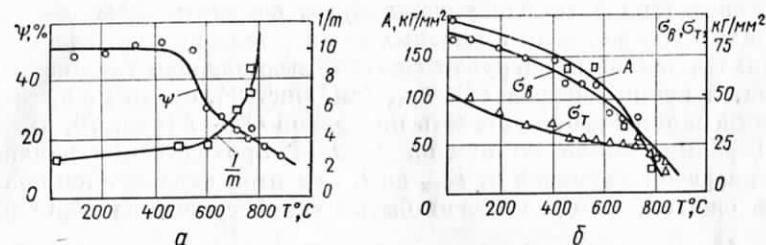


Рис. 71. Зависимость величины ψ и обратной величины степенного показателя деформационного упрочнения $1/m$ (а), σ_B , σ_T и параметра A (б) от температуры.

текучести, а также постоянных, входящих в уравнение, $\sigma = A\epsilon_{пл}^m$ для никелевого сплава от температуры [78]. Значения коэффициента линейного расширения и статического модуля упругости могут быть аппроксимированы линейными функциями от температуры:

$$\alpha = (0,0117T + 10,04) \cdot 10^{-6} [1 \text{ град}^{-1}],$$

$$E = (-0,00152T + 1,91) \cdot 10^6 [\text{кг/см}^2]. \quad (\text{IV.21})$$

Процессы деформирования и разрушения металлов при термоциклических нагрузках зависят от параметров температурного режима (максимальная, минимальная и средняя температуры цикла, температурный интервал, скорость изменения температуры в опасной точке исследуемого объекта при нагреве и охлаждении, время выдержки при максимальной и минимальной температурах цикла, форма температурного цикла) и параметров материала (характеристика прочности и пластичности, модуль упругости материала, коэффициент расширения, твердость материала, коэффициенты теплоотдачи и теплопроводности, удельная теплоемкость и др.). Кроме того, на сопротивление материалов действию многократных тепловых нагрузок оказывают влияние и такие факторы, как коррозионная среда, технология изготовления образца (детали), методы механической и термической обработки исследуемого объекта, наличие концентраторов напряжений и др. Существующие исследования данной проблемы проводились по трем направлениям: сравнивались методы по исследованию сопротивления материалов действию термоциклических нагрузок; исследовалось сопротивление конкретных деталей действию термоциклических нагрузок и сопротивление материалов действию многократных термоциклических напряжений с количественной оценкой основных параметров, приводящих к разрушению.

Основной целью сравнительных методов исследования материалов [36, 70, 97, 125, 215, 287] являлось определение сравнительных данных сопротивления различных материалов действию термоциклических нагрузок. Для этого изготавливались одинаковые образцы из различных жаропрочных материалов и сплавов, которые подвергались многократным нагревам и охлаждениям до первых видимых трещин. Тем самым устанавливалась каче-

ственная оценка сопротивления различных материалов действию повторных тепловых нагрузок.

Для качественной оценки сопротивления различных материалов повторным нагревам и охлаждениям принимались самые различные формы образцов (призматические, цилиндрические, пластинчатые, клиновидные и др.). Нагрев образца был различным: в соляной ванне, печной, газовой горелкой, индукционный, паром и жидким металлом. В качестве охлаждающей среды применялись вода, масло, воздух. Во всех исследованиях свойства различных материалов сопротивляться действию термоциклических нагрузок сравнивались по двум признакам: количеству циклов до появления первых трещин, видимых невооруженным глазом, изменению формы и размеров образца от числа температурных циклов.

Такие исследования не позволяют установить общих закономерностей деформирования и разрушения металлов при многократных циклических тепловых нагрузках и носят лишь качественный характер.

Много работ [5, 13, 50, 52, 75, 98, 103, 135, 136, 140, 168, 169, 182] посвящено исследованию сопротивления действию термоциклических нагрузок конкретных деталей (лопатки газовых турбин различной формы, диски, камеры сгорания и др.). Проведение таких исследований, как известно, затруднительно, но они необходимы, поскольку позволяют выявлять работоспособность исследуемой конструкции при определенных условиях. Однако эти исследования не дают возможности определить общие закономерности сложного физико-механического явления. В связи с этим большой интерес приобретают работы по исследованию сопротивления материалов действию многократных знакопеременных тепловых нагрузок с количественной оценкой напряжений и деформаций, приводящих после определенного числа повторных тепловых нагрузок к разрушению.

3. Одностороннее накопление пластических деформаций при многократном тепловом нагружении и их связь с долговечностью

Для понимания механизма накопления пластических деформаций и условий разрушения жаропрочных материалов при знакопеременном термопластическом нагружении необходимо знать законы накопления пластических деформаций при одностороннем термоциклическом нагружении. Известно много исследований [1—6, 169, 263—265, 416] по одностороннему накоплению пластических деформаций материала при многократном одновременном изменении температуры и напряжений, когда температура и напряжение являются зависимыми функциями.

Исследования проводились по методике, которая позволяла автоматически записывать изменение упруго-пластических деформаций, температуры и напряжений в каждом цикле (рис. 72 и 73) и от цикла к циклу вплоть до разрушения. В этом случае температура и напряжения — зависимые функции: $\sigma = f(t)$; $T = f_1(t)$.

На рис. 72, б видно, что при охлаждении от $T_{\max}$ до $T_{\min}$ в образце возникали растягивающие тепловые напряжения. Максимальные напряжения при наличии постоянных механических напряжений в каждом N -м цикле при $T_{\min}$ определялись как

$$(\Delta\sigma_{\max})_N = \sigma_m + (\Delta\sigma_{\text{тепл}})_N, \quad (\text{IV.22})$$

где σ_m — постоянные напряжения от статически приложенной механической нагрузки; $(\Delta\sigma_{\text{тепл}})_N$ — интервал изменения температуры от $T_{\max}$ до $T_{\min}$.

При нагреве от $T_{\min}$ до $T_{\max}$ тепловые напряжения уменьшаются, при каком-то значении температуры они полностью снимаются и минимальные напряжения цикла становятся равными механическим. Последние остаются постоянными на протяжении некоторого времени τ^* , в течение которого температура повышается от T^* до $T_{\max}$, т. е. за это время возникает дополнительная деформация ползучести. Тепловые напряжения вызывают механическую деформацию образца, которая является скрытой величиной, и для ее определения необходимо знать свободную деформацию ненагруженного образца при данном интервале изменения температуры ($\Delta T = T_{\min} \rightleftharpoons T_{\max}$) и деформацию при действии тепловых напряжений при том же ΔT .

Общая деформация за N -й цикл изменения температуры ($\bar{\gamma}_T = 1$)

$$(\Delta\varepsilon_{\text{пл}})_N = (\Delta\varepsilon'_{\text{пл}})_N + (\Delta\varepsilon''_{\text{пл}})_N, \quad (\text{IV.23})$$

где $(\Delta\varepsilon'_{\text{пл}})_N$ — величина накопленной пластической деформации при N -м цикле вследствие действия переменных тепловых и постоянных механических напряжений; $(\Delta\varepsilon''_{\text{пл}})_N$ — величина накопленной пластической деформации N -го цикла за время действия постоянных механических напряжений и переменных температур.

В случае изменения температуры при данном ΔT по программе $\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$ величина накопленной пластической деформации за N -й цикл определялась так:

$$(\Delta\varepsilon_{\text{пл}})_N = (\Delta\varepsilon'_{\text{пл}})_N + (\Delta\varepsilon''_{\text{пл}})_N + (\Delta\varepsilon'''_{\text{пл}})_N, \quad (\text{IV.24})$$

где $(\Delta\varepsilon'''_{\text{пл}})_N$ — величина накопленной пластической деформации N -го цикла за время выдержки образца при максимальной температуре цикла и данном механическом напряжении.

Данная методика позволила изучить закономерности деформирования и разрушения жаропрочных материалов при пере-

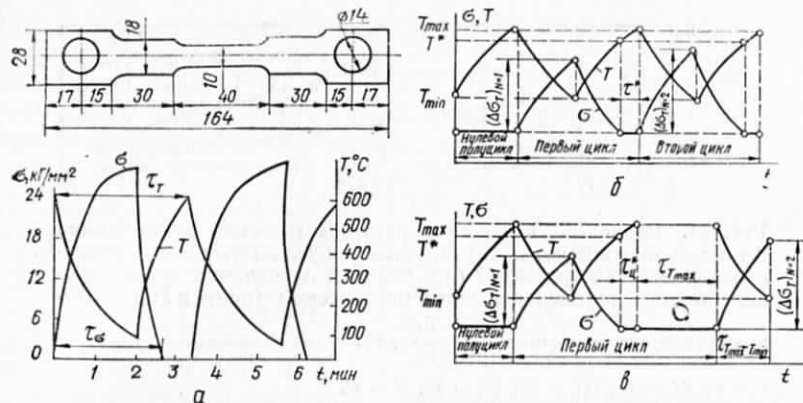


Рис. 72. Изменение температуры и температурных напряжений в зависимости от формы цикла при отсутствии механических напряжений (а); наличии дополнительных механических напряжений (б) и выдержки при $T_{\max}$ (в).

менных температурах и напряжениях, являющихся зависимыми и независимыми функциями времени. На основании полученных результатов установлено, что величина накопленной пластической деформации за цикл изменения температуры, интенсивность процесса накопления пластической деформации, а также величина накопленной пластической деформации до разрушения материала зависят от параметров и формы температурного цикла, граничных условий, величины дополнительных механических напряжений. В исследованиях [169, 263—265, 455] показано, что

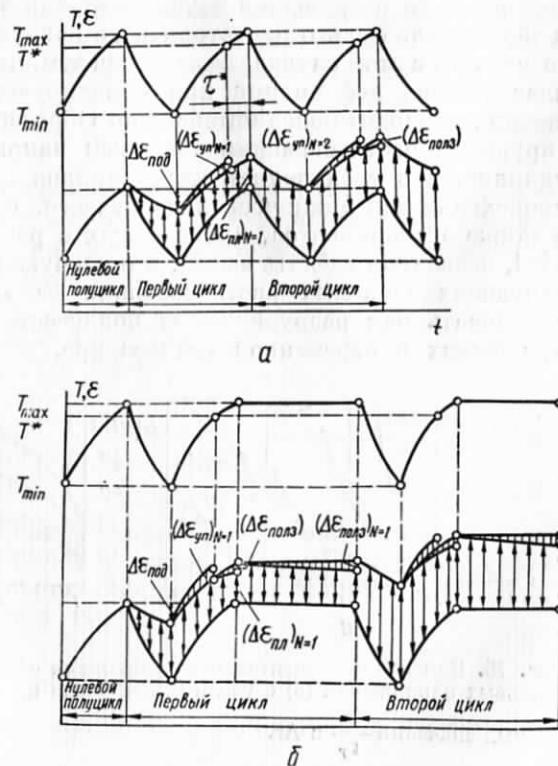


Рис. 73. Изменение упруго-пластических деформаций за цикл при термоциклическом нагружении:

а — $\bar{\gamma}_T = 1$; б — $\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$.

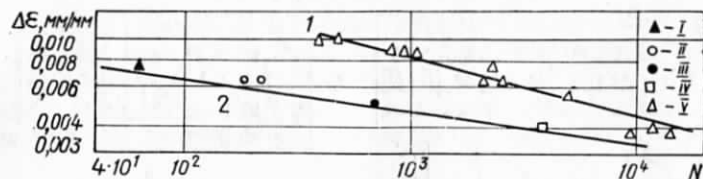


Рис. 74. Зависимость между упруго-пластической деформацией $\Delta \varepsilon$ и числом теплосмен до разрушения в условиях знакопеременных тепловых напряжений (кривая 1) и в условиях пульсирующих тепловых растягивающих напряжений (кривая 2) для следующих значений отношения $\frac{\tau_{\sigma}}{\tau_T}$, %:

I — 60; II — 78; III — 82; IV — 90; V — 92.

долговечность материала при одностороннем накоплении пластических деформаций (пульсирующий цикл) при том же температурном режиме значительно ниже, чем в условиях знакопеременного нагружения.

На рис. 74 для стали 1X18H9T при $T_m = 400^\circ \text{C}$ показана зависимость между упруго-пластической деформацией и числом теплосмен до разрушения в условиях как знакопеременного, так и термоциклического одностороннего нагружения. Снижение долговечности в этом случае объясняется тем, что процесс накопления пластических деформаций при пульсирующих тепловых напряжениях проходит более интенсивно. Образец, подвергаемый пульсирующим растягивающим тепловым напряжениям (рис. 75, а), удлиняется с увеличением числа циклов подобно тому, как это происходит при циклической ползучести. Данные экспериментов, а также экспериментов, приведенных в работах [415—420, 442—449], позволили сделать вывод, что разрушение металла при пульсирующих тепловых растягивающих напряжениях можно рассматривать как разрушение от ползучести при переменных напряжениях и переменной температуре.

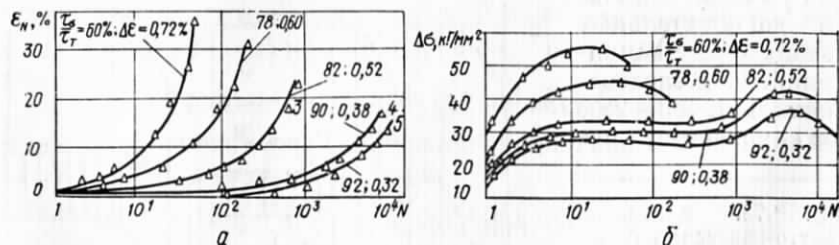


Рис. 75. Изменение относительного удлинения образца (а) и пульсирующих тепловых напряжений (б) с увеличением числа циклов нагружения для различных значений $\frac{\tau_{\sigma}}{\tau_T}$ и $\Delta \varepsilon$.

Известно, что время до разрушения при переменной температуре $T(t)$ и переменных напряжениях определяется по формуле

$$t_p = \frac{C\tau}{\int_0^{\tau} \sigma^n(t) \exp \left[-\frac{Q(\sigma)}{T(t)} \right] dt}, \quad (IV.25)$$

где τ — время температурного цикла; C, n, Q — постоянные материала, которые определяются из уравнения ползучести при постоянном напряжении σ и постоянной температуре

$$t_p = C\sigma^{-n} \exp \left[\frac{Q(\sigma)}{T} \right]. \quad (IV.25a)$$

При этом предполагается, что напряжения изменяются с течением времени, но интервал изменения напряжений остается постоянной величиной. В нашем случае при циклическом изменении температуры интервал изменения тепловых пульсирующих напряжений от цикла к циклу изменяется (рис. 75, б). Тогда время до разрушения материала можно определить по формуле

$$t_p = C\Delta\sigma_{\text{эпв}}^{-n} \exp \left[\frac{Q(\sigma)}{T_{\text{эпв}}} \right]. \quad (IV.256)$$

Зависимость между интервалом изменения пульсирующих тепловых напряжений $\Delta\sigma_N$ и пластической деформацией растяжения, накопленной за N циклов для нержавеющей стали 1X18H9T (рис. 76), описывается формулой

$$\Delta\sigma_N = A \left[\sum_{N=1}^{N_p} (\Delta\varepsilon_{\text{пл}})_N \right]^m. \quad (IV.26)$$

Если допустить, что

$$\sum_{N=1}^{N_p} (\Delta\varepsilon_{\text{пл}})_N \approx N_p \Delta\varepsilon_{\text{пл}}^*, \quad (IV.27)$$

где $\varepsilon_{\text{пл}}^*$ — пластическая деформация для установившегося состояния, и учесть, что время до разрушения при пульсирующих тепловых нагрузках можно определить по формуле $t_p \approx N_p \tau$, то (IV.26) можно записать так:

$$\Delta\sigma(t) = \Delta\sigma_N \approx A (N \Delta\varepsilon_{\text{пл}}^*)^m \approx \Delta\sigma_{N=1} N^m = \Delta\sigma_{N=1} \left(\frac{t_p}{\tau} \right)^m, \quad (IV.28)$$

где A и m — постоянные материала, определяемые экспериментально (рис. 76).

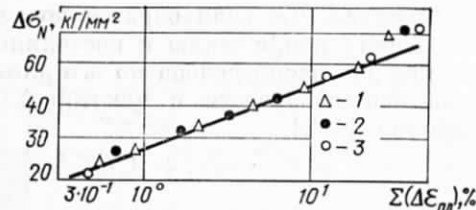


Рис. 76. Зависимость между интервалом изменения пульсирующих тепловых напряжений и деформацией растяжения для стали 1X18H9T ($T_m = 400^\circ \text{C}$):

1 — $\Delta\varepsilon = 0,90\%$; 2 — $\Delta\varepsilon = 0,72\%$; 3 — $\Delta\varepsilon = 0,51\%$.

Известно, что если образец подвергается постоянному растягивающему напряжению и постоянной температуре, которая неравномерно распределена по его длине, то деформация неустановившейся ползучести с некоторой точностью определяется по формуле [452]

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + A_0(\sigma) \exp \left[-\frac{Q(\sigma)}{T^*} \right] t^\alpha, \quad (\text{IV.29})$$

где T^* — усредненная температура, которая может быть определена по формуле

$$T^* = \frac{Q(\sigma)}{\ln \left[\frac{1}{S} \sum_{i=1}^S \exp \left(-\frac{Q(\sigma)}{T_i} \right) \right]}. \quad (\text{IV.30})$$

В случае циклического изменения температуры и неравномерного распределения ее по длине образца деформация неустановившейся ползучести определяется по формуле (IV.29) при замене в ней T^* на $T_{\text{экв}}^*$:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + A_0(\sigma) \exp \left[-\frac{Q(\sigma)}{T_{\text{экв}}^*} \right] t^\alpha. \quad (\text{VI.29a})$$

Для того чтобы определить $T_{\text{экв}}^*$, продифференцируем выражение (IV.29), которое после преобразования примет вид

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = [A_0(\sigma)]^\alpha \alpha \exp \left[-\frac{Q(\sigma)}{\alpha T^*} \right] (\varepsilon - \varepsilon_0)^{\frac{\alpha-1}{\alpha}}. \quad (\text{IV.31})$$

После интегрирования находим

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + A_0(\sigma) \left\{ N \int_0^\tau \exp \left[-\frac{Q(\sigma)}{\alpha T^*(t)} \right] dt \right\}^\alpha. \quad (\text{IV.32})$$

Сравнив данное уравнение с уравнением (IV.29a), находим выражение для определения эквивалентной температуры:

$$T_{\text{экв}}^* = \frac{Q(\sigma)}{\alpha \ln \left\{ \frac{1}{\tau} \int_0^\tau \exp \left[-\frac{Q(\sigma)}{\alpha T^*(t)} \right] dt \right\}}. \quad (\text{IV.33})$$

Если принять условие

$$\int_0^{t_p} \frac{dt}{C \Delta \sigma^{-n}(t) \exp \left[\frac{Q(\sigma)}{T_{\text{экв}}^*} \right]} = 1 \quad (\text{IV.34})$$

и экспериментальную зависимость (IV.28), то после интегрирования можно найти

$$t_p = \left\{ (mn + 1) C \Delta \sigma_{N=1}^{-n} \exp \left[\frac{Q(\sigma)}{T_{\text{экв}}^*} \right] \tau \right\}^{\frac{1}{mn+1}}. \quad (\text{IV.35})$$

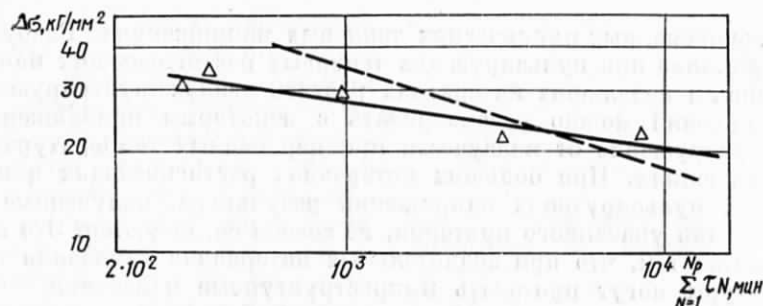


Рис. 77. Зависимость между $\Delta \sigma$ и суммарным временем пребывания образца при пульсирующих циклических тепловых напряжениях до разрушения стали 1X18H9T при $T_m = 400^\circ \text{C}$ и $\frac{\tau_\sigma}{\tau_T} = 80\%$ (штриховая линия — теоретические данные, сплошная — экспериментальные).

Сравнивая (IV.35) и (IV.28), находим формулу для определения эквивалентных напряжений:

$$\Delta \sigma_{\text{экв}} = \frac{C^m \Delta \sigma_{N=1} \exp \left[\frac{nQ(\sigma)}{T_{\text{экв}}^*} \right]^{\frac{1}{mn+1}}}{(mn + 1)^{\frac{1}{n}} \tau^m}. \quad (\text{IV.36})$$

С помощью (IV.33) и (IV.36) из уравнения (IV.256) с учетом того, что $t_p \approx N_p \tau$, находим формулу, которая дает возможность определить число теплосмен до разрушения при пульсирующих тепловых растягивающих напряжениях из условия статической ползучести при эквивалентном напряжении и эквивалентной температуре, т. е.

$$N_p = \left[\frac{(mn + 1) C \Delta \sigma_{N=1}^{-n}}{\tau \exp \left\{ \alpha \ln \left\{ \frac{1}{\tau} \int_0^\tau \exp \left[-\frac{Q(\sigma)}{\alpha T^*(t)} \right] dt \right\} \right\}} \right]^{\frac{1}{mn+1}}, \quad (\text{IV.37})$$

где m — коэффициент деформационного упрочнения, определяемый из диаграммы деформирования.

Расчеты, проведенные по формуле (IV.37) при $n \approx 9,8$, $m \approx 0,35$, $Q = 2,45 \cdot 10^4 \text{ K}$, $C = 1,06 \cdot 10^4 \text{ кГ/мм}^2$, удовлетворительно совпадают в некотором интервале изменения температуры с экспериментальными данными (рис. 77). Это указывает на то, что долговечность металла при пульсирующих растягивающих тепловых напряжениях может быть приближенно оценена из данных испытаний при статической циклической ползучести [452].

Анализ экспериментальных и теоретических данных показывает, что долговечность металла при пульсирующих тепловых растягивающих напряжениях значительно меньше, чем при

знакопеременных циклических тепловых напряжениях. Разрушение металла при пульсирующих тепловых растягивающих напряжениях и небольших интервалах растягивающих пульсирующих напряжений можно рассматривать с некоторым приближением как разрушение от ползучести при переменных температурах и напряжениях. При больших интервалах растягивающих циклических пульсирующих напряжений результаты, полученные на основании указанного критерия, не совсем согласуются. Это объясняется тем, что при значительных интервалах изменения температуры могут протекать микроструктурные изменения.

Известно, что многие детали машин работают в условиях совместного воздействия переменных температурных напряжений, возникающих вследствие изменения температуры во времени по определенному закону, и механических статически приложенных напряжений. Разрушение таких деталей связано с процессами накопления пластических деформаций и истощением пластичности, которая в значительной степени зависит от формы цикла изменения температуры, граничных условий и приложенного механического напряжения. Исследования жаропрочных материалов [1—4, 183—187] позволили установить, что величина накопленной пластической деформации за цикл изменения температуры, интенсивность процесса накопления пластических деформаций, а также величина накопленной пластической деформации до разрушения материала зависят от формы температурного цикла, граничных условий и приложенного механического напряжения. Так, на рис. 78 для сплава ЭИ435 показано изменение температурных напряжений (а) и пластических деформаций (б) от цикла к циклу температурного нагружения по программе $\dot{\gamma}_T + \dot{\gamma}_T = 1$ ($T = 550 \approx 870^\circ \text{C}$) и данной жесткости закрепления образца в зависимости от величины статически приложенного напряжения. Из рисунка видно, что в начальный период накопления пластических деформаций протекают процессы циклического деформационного упрочнения, затем процессы стабилизи-

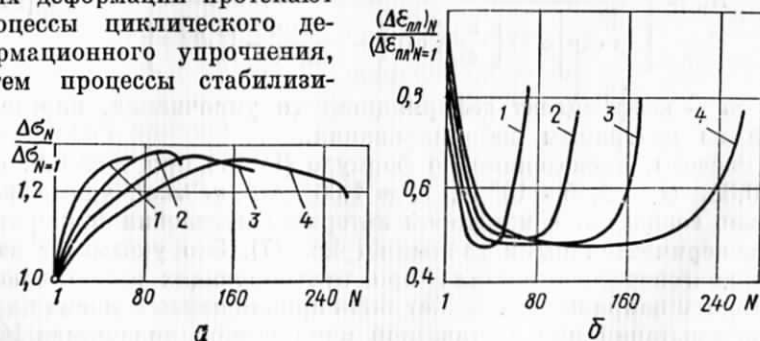


Рис. 78. Относительное изменение от цикла к циклу температурных напряжений (а) и циклических деформаций (б) при различных значениях σ_m , кг/мм^2 : 1 — 11,65; 2 — 10,65; 3 — 10,0; 4 — 9,0.

руются и после накопления определенной величины пластической деформации наступает разупрочнение. Интенсивность протекания процессов деформационного упрочнения (разупрочнения), а также продолжительность стабилизации при данном температурном режиме и данной жесткости закрепления образца зависят от величины приложенного механического напряжения.

В случае циклического изменения температуры ($T = 550 \approx 850^\circ \text{C}$, $\dot{\gamma}_T = 1$) для сплава ЭИ435 при данной жесткости закрепления образца $K \neq 0$ суммарная пластическая деформация, накопленная за определенное число циклов, зависит от величины механических напряжений (рис. 79). Накопленная пластическая деформация до разрушения материала в случае термоциклического нагружения при данном ΔT по программе $\dot{\gamma}_T = 1$ и данной жесткости закрепления образца при $\sigma_m = \text{const}$ определялась так:

$$S = (\Delta \varepsilon_{\text{пл}})_{N=1} \int_{N=1}^{N_p} f(N, \sigma_m) dN, \quad (\text{IV.38})$$

где $f(N, \sigma_m)$ — функция, определяемая из эксперимента (рис. 78),

$$\frac{(\Delta \varepsilon_{\text{пл}})_N}{(\Delta \varepsilon_{\text{пл}})_{N=1}} = f(N, \sigma_m). \quad (\text{IV.39})$$

Здесь $(\Delta \varepsilon_{\text{пл}})_{N=1}$ — величина накопленной пластической деформации за первый цикл при данной программе термомеханического нагружения ($\dot{\gamma}_T = 1$) и данной жесткости закрепления образца:

$$(\Delta \varepsilon_{\text{пл}})_{N=1} = (\Delta \varepsilon_{\text{пл}})_{N=1}^* + (\Delta \varepsilon_{\text{полз}})_{N=1}, \quad (\text{IV.40})$$

где $(\Delta \varepsilon_{\text{пл}})_{N=1}^*$ — величина накопленной пластической деформации за первый цикл действия температурных и механических напряжений за время τ , на протяжении которого действуют постоянные механические и переменные тепловые напряжения, изменяющиеся в пределах от σ_m до σ_{max} ; $(\Delta \varepsilon_{\text{полз}})_{N=1}$ — величина пластической деформации ползучести за первый цикл за время τ , на протяжении которого действуют только механические постоянные напряжения.

Зависимость между накопленной пластической деформацией до разрушения материала ЭИ435 и величиной механических напряжений при данной программе термоциклического нагружения

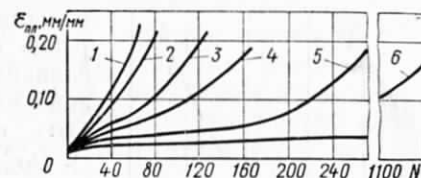


Рис. 79. Накопление пластических деформаций в зависимости от σ_m , кг/мм^2 : 1 — 13,3; 2 — 11,65; 3 — 10,65; 4 — 10,0; 5 — 9,0; 6 — 6.

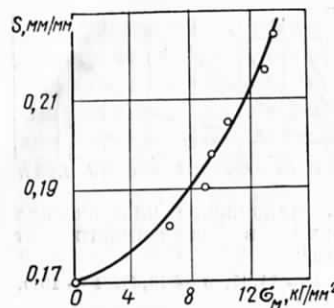


Рис. 80. Зависимость между накопленной пластической деформацией до разрушения и величиной механических напряжений.

и данной жесткости закрепления образца показана на рис. 80. Данная зависимость в рассматриваемом диапазоне механических напряжений может быть описана уравнением $S = S^* + D\sigma_m^b$, где S и S^* — величины пластической деформации, накопленной до разрушения материала в условиях соответственно термомеханического ($\tilde{\gamma}_T = 1$) и термоциклического нагружения при данной жесткости закрепления образца; σ_m — величина механических постоянно приложенных напряжений; $D = 0,00089 \text{ мм}^2/\text{кг}$ и $b = 1,53$ — параметры, зависящие от материала (при $T = 550 \pm 850^\circ \text{C}$).

Таким образом, анализ приведенных результатов позволяет дать количественную оценку влияния механических статически приложенных постоянных напряжений на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях термоциклического нагружения при данной программе и данной жесткости закрепления образца.

Процессы накопления пластических деформаций и исчерпание пластичности материала при данном механическом напряжении и данном интервале изменения температуры зависят от характера температурного цикла и величины температурных напряжений, которые в данном случае зависят от граничных условий закрепления образца, характеризующихся параметром K^* (рис. 81). Из рис. 81 видно, что интенсивность процессов упрочнения (разу-

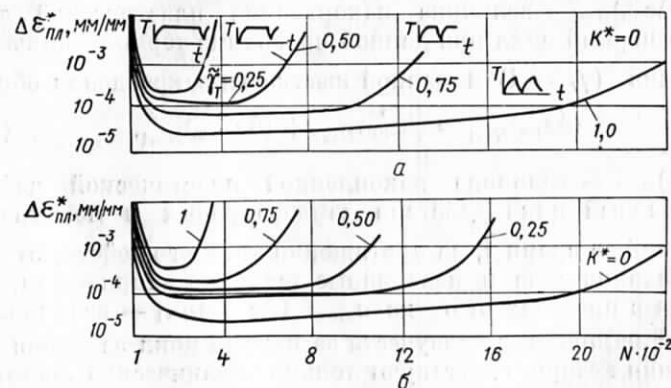


Рис. 81. Изменение пластических деформаций стали 1X18H9T от цикла к циклу при $\sigma_m = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ в зависимости от формы температурного цикла (а) и параметра K^* при $\tilde{\gamma}_T = 1$ (б).

прочнения), а также продолжительность установившегося участка ($\Delta \epsilon_{пл} = \text{const}$) зависят при данном ΔT от формы температурного цикла и граничных условий закрепления образца. Величина накопленной пластической деформации до разрушения образца при данных ΔT и σ_m в зависимости от формы температурного цикла и граничных условий закрепления образца определяется так:

$$S = S'_{K^*=0} \xi(\tilde{\gamma}_T, K^*), \quad (\text{IV.41})$$

где $S'_{K^*=0}$ — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при $\sigma_m = \text{const}$ и максимальной температуре; $\xi(\tilde{\gamma}_T, K^*)$ — функция, учитывающая влияние характера температурного цикла и граничных условий закрепления при данном ΔT и σ_m на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала. Функция $\xi(\tilde{\gamma}_T, K^*)$ для стали 1X18H9T показана на рис. 82. Обработка полученных результатов позволила определить эту функцию в явном виде:

$$\xi(\tilde{\gamma}_T, K^*) = \frac{1}{1 + \frac{1 - \xi_1}{\xi_1} \tilde{\gamma}_T - \frac{\xi_1 - \xi_2}{\xi_1 \xi_2} \tilde{\gamma}_T K^*}, \quad (\text{IV.42})$$

где $\xi_1 = S'''_{K^*=0}/S'_{K^*=0}$; $\xi_2 = S'''_{K^*=1}/S'_{K^*=0}$; $S'_{K^*=0}$ — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях циклического изменения температуры ($\tilde{\gamma}_T = 1$) и постоянном напряжении, равном механическому; $S'''_{K^*=1}$ — величина накопленной пластической деформации до разрушения материала в условиях одновременного действия тепловых ($\tilde{\gamma} = 1$, $K^* \approx 1$) и механических напряжений.

Если в формуле (IV.42) $\tilde{\gamma}_T$ принять за параметр, а K^* за переменную, то данная формула опишет серию кривых, учитывающих влияние термоусталости при данных ΔT и σ_m на циклическую ползучесть. Если в формуле (IV.57) K^* принять за параметр, а $\tilde{\gamma}_T$ за переменную, то данная формула опишет серию кривых, дающих количественную оценку влияния характера температурного цикла на величину накопленной пластической

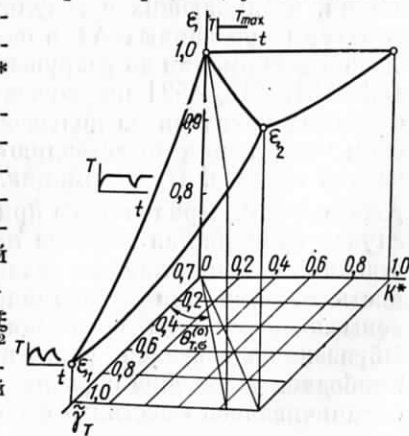


Рис. 82. Зависимость коэффициента ξ для стали 1X18H9T при $\sigma = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ и $T = 400 \pm 670^\circ \text{C}$ от формы температурного цикла и граничных условий закрепления образца.

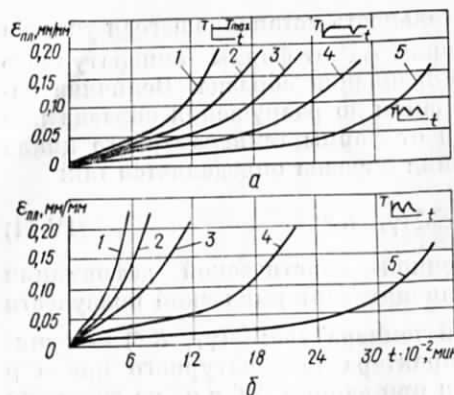


Рис. 83. Кривые ползучести стали 1X18H9T при $\sigma = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ и $T = 400 \pm 670^\circ \text{C}$:

а — в зависимости от формы температурного цикла при $K^* = 0$ (1 — $\tilde{\gamma}_T = 0$; 2 — $\tilde{\gamma}_T = 0,25$; 3 — $\tilde{\gamma}_T = 0,50$; 4 — $\tilde{\gamma}_T = 0,75$; 5 — $\tilde{\gamma}_T = 1$); б — в зависимости от граничных условий закрепления образца при $\tilde{\gamma}_T = 1$ (1 — $K^* = 1$; 2 — $K^* = 0,75$; 3 — $K^* = 0,50$; 4 — $K^* = 0,25$; 5 — $K^* = 0$).

$$\tilde{\gamma}_T + \tilde{\gamma}_T = 1; \quad \frac{K^*}{\tilde{\gamma}_T} = \operatorname{tg} \theta_{T,\sigma}^{(0)}, \quad (\text{IV.43})$$

где $\theta_{T,\sigma}^{(0)}$ — критический угол,

$$\theta_{T,\sigma}^{(0)} = \arctg \frac{(\xi_1 - 1) \xi_2}{\xi_1 - \xi_2}. \quad (\text{IV.44})$$

Таким образом, проведенные исследования позволили дать количественную оценку влияния переменных тепловых напряжений, возникающих в результате циклического изменения температуры при данных ΔT и σ_m на величину накопленной пластической деформации до разрушения материала. Исследования [2, 3, 158—161, 442, 452] по изучению влияния предварительных постоянных нагрузок на долговечность металла при термоциклическом нагружении представляют как теоретический, так и практический интерес. При термоциклическом нагружении петля гистерезиса несимметрична даже при $\tilde{\gamma}_T = 1$, а следовательно, и в этом случае проявляется явление ползучести материала. Для количественной оценки влияния механических напряжений на долговечность металла при термоциклическом нагружении были проведены эксперименты по специальной методике [169, 442, 452]. Образец подвергался растягивающим тепловым напряжениям. Свободное удлинение образца, вызванное температурным циклом, ограничивалось «жестким» фиксатором. Результаты исследования

деформации до разрушения материала при данном σ_m и данном значении параметра K^* .

Анализ проведенных исследований показал, что величина накопленной пластической деформации до разрушения материала при данных σ_m и ΔT есть величина непостоянная, зависящая от формы температурного цикла и граничных условий.

Величина накопленной пластической деформации до разрушения материала остается постоянной в случае изменения температуры по программе $\tilde{\gamma}_T + \tilde{\gamma}_T = 1$ при любой форме изменения температуры и любых граничных условиях только в том случае, если выполняются условия

приведены на рис. 83. Обработка этих результатов дала возможность построить диаграмму, позволяющую определить время до разрушения материала при данных напряжении и интервале колебания температуры в зависимости от граничных условий и формы цикла изменения температуры. Время до разрушения материала при данных ΔT и σ_m в зависимости от формы цикла изменения температуры и граничных условий определяется как

$$t_p = t_{K^*=0} \Phi(\tilde{\gamma}_T, K^*), \quad (\text{IV.45})$$

где $t_{K^*=0}$ — время до разрушения данного материала в условиях изотермической ползучести при максимальной температуре цикла и напряжении σ_m ; $\Phi(\tilde{\gamma}_T, K^*)$ — функция, учитывающая влияние формы цикла изменения температуры и граничных условий закрепления образца на время до разрушения материала при данных напряжении и интервале изменения температуры $\Delta T = \text{const}$. Такая функция устанавливается экспериментально и для стали 1X18H9T она представлена на рис. 84. Обработка приведенных результатов позволила установить данную функцию в явном виде:

$$\Phi(\tilde{\gamma}_T, K^*) = \frac{1}{1 - \left(\frac{\Phi_1 - 1}{\Phi_1} - \frac{\Phi_1 - \Phi_2}{\Phi_1 \Phi_2} K^* \right) \tilde{\gamma}_T}, \quad (\text{IV.46})$$

где $\Phi_1 = t_{K^*=0}''' / t_{K^*=0}$; $\Phi_2 = t_{K^*=1}''' / t_{K^*=0}$; $t_{K^*=0}$ — время до разрушения материала в условиях изотермической ползучести при максимальной температуре цикла и напряжении, равном механическому; $t_{K^*=0}'''$ — время до разрушения материала в условиях циклической ползучести ($\tilde{\gamma}_T = 1$) при $T = 400 \pm 670^\circ \text{C}$ и постоянном напряжении, равном механическому; $t_{K^*=1}'''$ — время до разрушения материала в условиях термоусталости ($\tilde{\gamma}_T = 1$, $K^* = 1$) при данном ΔT и постоянном напряжении, равном механическому.

Если в формуле (IV.46) K^* примем за переменную, а $\tilde{\gamma}_T$ — за параметр, то получим серию кривых, дающих количественную оценку влияния термической усталости при данном ΔT на циклическую ползучесть при любой программе изменения температуры

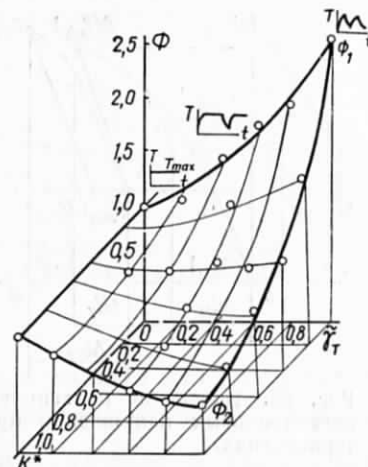


Рис. 84. Зависимость коэффициента Φ для стали 1X18H9T при $\sigma = 18,4 \text{ кг/мм}^2$ и $T = 400 \pm 600^\circ \text{C}$ от формы температурного цикла ($\tilde{\gamma}_T$) и граничных условий закрепления образца (K^*).

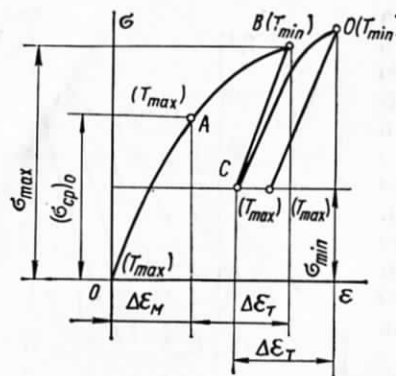


Рис. 85. Изменение пульсирующих тепловых напряжений при теплосменах.

ползучести на изотермическую ползучесть, а также определить время до разрушения материала при данном интервале изменения температуры в зависимости от формы температурного цикла и граничных условий температурного нагружения.

В работах [442, 452, 454] приведены исследования по изучению поведения материала при термоциклическом нагружении при наличии предварительных растягивающих средних напряжений. Было уделено внимание вопросу постоянства отношения $\frac{\Delta\sigma_0}{\sigma_{cp}} = \text{const}$ ($\Delta\sigma_0$ — интервал циклического растягивающего теплового напряжения; σ_{cp} — исходное среднее напряжение). Изменение напряжений при теплосменах приведено на рис. 85. Образец нагревался от температуры T_{min} до T_{max} и поскольку он был свободен от внешних связей, то получал соответствующее удлинение за счет изменения температуры. Вследствие неравномерного распределения температуры удлинение определялось как $\Delta l_{\text{тепл}} = \int_0^l \alpha_m \Delta T(x) dx$.

Затем образец при T_{max} растягивался с помощью механических нагрузок по кривой OA и при $(\sigma_{cp})_0$, получив деформацию $\Delta\epsilon_m$, закреплялся фиксатором. При изменении температуры от T_{max} до T_{min} в образце возникали дополнительные напряжения. В этом случае он деформировался по кривой AB , получив дополнительную деформацию, равную $\Delta\epsilon_{\text{тепл}}$, и общее растягивающее напряжение, при котором общая механическая деформация в случае «жесткого» нагружения равна $\Delta\epsilon_m + \Delta\epsilon_{\text{тепл}}$, а в случае «эластичного» нагружения она меньше на величину деформации системы. Деформация $\Delta\epsilon_{\text{тепл}} \approx \Delta\epsilon_m$ соответствует амплитуде «жесткого» термоциклического нагружения. При нагреве от T_{min} до T_{max} разгрузка шла по кривой BC . Исходные $\Delta\sigma_{N=1}$ и $(\sigma_{cp})_0$ выбирались так, чтобы оставались постоянными $T_m = \frac{T_{min} + T_{max}}{2}$ и $\frac{\Delta\sigma_{N=1}}{(\sigma_{cp})_0}$.

при данном $\dot{\gamma}_T$. Если в данной формуле $\dot{\gamma}_T$ примем за переменную, а K^* за параметр, то получим серию кривых, дающих количественную оценку влияния термической усталости и циклической ползучести на изотермическую ползучесть.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить взаимосвязь между изотермической ползучестью, циклической ползучестью и термоусталостью и тем самым дать количественную оценку влияния термической усталости и циклической

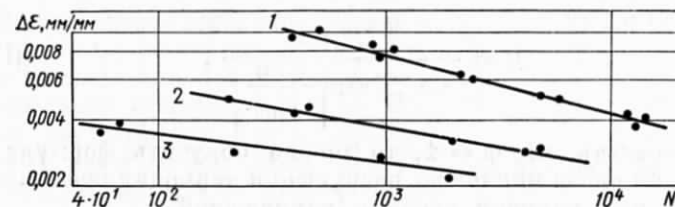


Рис. 86. Зависимость между полной деформацией и числом циклов до разрушения термоциклического нагружения при различной величине σ_m , кг/мм²: 1 — 0; 2 — 13; 3 — 18.

Поскольку $\Delta\sigma_N$ от цикла к циклу увеличивается вследствие упрочнения, то, чтобы сохранить постоянство отношения $\frac{\Delta\sigma_0}{\sigma_{cp}}$, механические средние напряжения следует с течением времени увеличивать.

Влияние предварительных средних напряжений на долговечность нержавеющей стали при термоциклических нагрузках при $T_m = 400^\circ \text{C}$ показано на рис. 86.

Случай, когда $\frac{\Delta\sigma_{N=1}}{(\sigma_{cp})_0} = \infty$, $(\sigma_{cp})_0 = 0$, соответствует знакопеременным термоциклическим напряжениям. На рисунке видно, что долговечность металла, который подвергается термоциклическим напряжениям, при одновременном действии механических нагрузений резко понижается, что объясняется влиянием ползучести на термоусталостное разрушение. Для того чтобы интерпретировать зависимость между сопротивлением материалов термической усталости при совместном действии растягивающих напряжений и разрушением от ползучести, было принято, что данное разрушение соответствует разрушению материала, подвергнутого циклическому изменению температуры и возрастающим с числом температурных циклов напряжениями. Возрастание напряжений с увеличением температурных циклов принималось [452, 454] следующим:

$$\sigma(t) = (\sigma_{cp})_0 \left(\frac{t_p}{\tau} \right)^m = (\sigma_{cp})_0 N_p^m. \quad (\text{IV.47})$$

Используя выражение (IV.34) с учетом (IV.47), находим

$$\sigma_{\text{экр}} = C^{\frac{m}{mn+1}} (mn+1)^{-\frac{1}{n(mn+1)}} \tau^{-\frac{m}{mn+1}} \exp \left[\frac{m}{mn+1} \cdot \frac{Q(\sigma)}{T_{\text{экр}}} \right] (\sigma_{cp})^{\frac{1}{mn+1}}. \quad (\text{IV.48})$$

Если учесть, что

$$\varphi = \frac{N_p \tau}{C \Delta \sigma_{\text{экр}}^{-n} \exp \left[\frac{Q(\sigma)}{T_{\text{экр}}^*} \right]}, \quad (\text{IV.49})$$

и предположить, что $\varphi = 1$, то можно получить формулу для определения числа циклов до разрушения термоциклического нагружения при наличии средних напряжений:

$$N_p = \left\{ (mn + 1) \tau^{-1} C \sigma_{\text{ср}} \exp \left[\frac{Q(\sigma)}{T_{\text{экр}}^*} \right] \right\}^{\frac{1}{mn+1}}. \quad (\text{IV.50})$$

При $m = 0$ получаем

$$N_p = C \sigma_{\text{ср}}^{-n} \exp \left[\frac{Q(\sigma)}{T_{\text{экр}}^*} \right] \tau^{-1}. \quad (\text{IV.51})$$

Уравнение (IV.51) определяет долговечность материала при эквивалентной температуре $T_{\text{экр}}$ и напряжении $\sigma_{\text{ср}}$.

Экспериментальный и теоретический анализ приведенных данных [452, 454] показывает, что долговечность материалов при одновременном воздействии механических растягивающих и температурных напряжений уменьшается и может быть приближенно оценена на основании испытания материалов на ползучесть при эквивалентной температуре и средних напряжениях, растущих с увеличением числа циклов теплового нагружения так же, как и в условиях статического деформирования.

4. Зависимости между напряжениями и деформациями при знакопеременном температурном нагружении упрочняющегося материала

Практика показывает, что тепловые напряжения в опасных точках тела бывают достаточно велики и в случае многократного нагружения в указанных точках тела или в отдельных его объемах могут вызвать знакопеременную пластичность (знакопеременное течение материала), а при соответствующей продолжительности теплового нагружения (в зависимости от формы температурного цикла) и знакопеременную ползучесть. Такое знакопеременное течение металла в условиях знакопеременной пластичности и ползучести приводит к накоплению повреждений в металле и в конечном счете — к разрушению.

Для выяснения основных особенностей механической природы процесса деформирования металла в условиях знакопеременной пластичности и ползучести рассмотрим схематическую модель (рис. 87), состоящую из элемента I (образец) с жесткостью C_1 и последовательно включенного упругого элемента II с жесткостью C_2 , условно характеризующего степень податливости элемента I .

Модель позволяет воспроизвести процесс деформирования металла в условиях знакопеременной пластичности и ползучести при многократных тепловых нагружениях. Пусть образец I подвергается равномерному нагреву и охлаждению, причем температура во времени изменяется по циклическому закону (рис. 88). Если бы элемент I (образец) был свободный, т. е. $C_2 = 0$, то при циклическом изменении температуры точка A (см. рис. 87) совершала бы перемещение по пульсирующему циклу. В этом случае напряжения первого рода в элементе I отсутствуют. Во всех остальных случаях равномерного циклического нагрева и охлаждения, когда $C_2 \neq 0$, в элементе I будут возникать термоциклические напряжения. Величина и форма цикла этих напряжений будет зависеть от параметров теплового режима и от отношения жесткостей C_2/C_1 , а также от физико-механических характеристик материала.

Интервал изменения упруго-пластической деформации $\Delta \varepsilon$ при этом зависит от параметров температурного режима, физико-механических характеристик материала и от граничных условий закрепления образца. Могут быть три различных случая термоциклического нагружения: $0 < \Delta \varepsilon < \varepsilon_T$; $\varepsilon_T < \Delta \varepsilon \leq 2\sigma_T$; $\Delta \varepsilon > 2\varepsilon_T$, где ε_T — величина пластической деформации, соответствующая пределу текучести.

Здесь рассматриваются такие параметры температурного режима и граничные условия, при которых возникают знакопеременные циклические напряжения, вызывающие знакопеременную пластичность и ползучесть. Когда $C_2/C_1 = \infty$; $K \approx 1$ (случай «жесткого» закрепления элемента I), при циклическом изменении температуры ($T_{\min} \rightleftharpoons T_{\max}$) как в случае закрепления образца при $T_{\max}$, так и в случае закрепления образца при $T_{\min}$, вся тепловая деформация переходит в механическую упруго-пластическую деформацию. При этом выполняется условие

$$\Delta l_{\text{тепл}} + \Delta l_{\text{уп}} + \Delta l_{\text{пл}} = 0. \quad (\text{IV.52})$$

Рис. 88. Изменение температуры и температурных напряжений во времени.

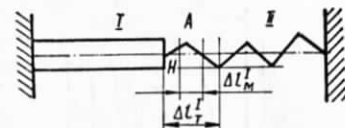
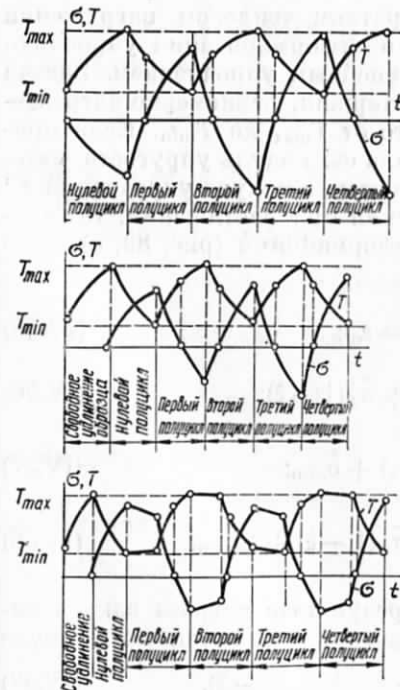


Рис. 87. Схематическая модель.



Суммарная величина пластической деформации при нагреве и охлаждении при любом N -м цикле с учетом (IV.68), (IV.64) и (IV.62a) определяется как

$$\delta_N = \varepsilon_N - \varepsilon_{N-1} = [(\xi)^2]^{N-1} \delta_{N=1}, \quad (\text{IV.69})$$

где

$$\delta_{N=1} = (\xi - 1)^2 \varepsilon_0 + (1 + \xi) (\xi \varepsilon_{\max} + \varepsilon_{\min}) - (1 - \xi)^2 \frac{\sigma_T}{E}. \quad (\text{IV.70})$$

С увеличением числа циклов разница между пластической деформацией при сжатии и растяжении по абсолютной величине уменьшается и при $N = N^*$ в пределе стремится к нулю. Диаграмма деформирования становится замкнутой (рис. 89, б). При дальнейшем знакопеременном тепловом нагружении наступает стационарный процесс деформирования. В этом предельном состоянии величина максимальных и минимальных напряжений и величина остаточной деформации определяются следующим образом:

$$[\bar{\sigma}_{\max}]_{N \rightarrow \infty} = \frac{\xi}{1 + \xi} E (\varepsilon_{\min} - \varepsilon_{\max}) + \frac{1 - \xi}{1 + \xi} \bar{\sigma}_T; \quad (\text{IV.71})$$

$$[\bar{\sigma}_{\min}]_{N \rightarrow \infty} = \frac{\xi}{1 - \xi} E (\varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min}) + \frac{1 - \xi}{1 + \xi} \bar{\sigma}_T; \quad (\text{IV.72})$$

$$\varepsilon_{N \rightarrow \infty} = \frac{1}{1 + \xi} (\xi \varepsilon_{\max} + \varepsilon_{\min}) - \frac{1 - \xi}{1 + \xi} \cdot \frac{\bar{\sigma}_T}{E}. \quad (\text{IV.73})$$

Интервал знакопеременной пластической деформации и интервал знакопеременных напряжений в этом случае определяются так:

$$\pm \Delta \varepsilon_{\text{пл}} = \frac{1 - \xi}{1 + \xi} \left[(\varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min}) - \frac{2\sigma_T}{E} \right]; \quad (\text{IV.74})$$

$$\Delta \sigma^* = \frac{1}{2 - \lambda} [2(1 - \lambda) E \Delta \varepsilon + \lambda 2\sigma_T], \quad (\text{IV.75})$$

где $\lambda = \frac{E - E^*}{E} = 1 - \xi$. Если температурный режим и граничные условия таковы, что выполняется условие $\varepsilon_T < \Delta \varepsilon \leq \sigma_T$, то диаграмма деформирования имеет вид, как на рис. 89, в. Зависимость между напряжениями и деформациями запишется следующим образом:

$$\text{на участке } 1-2 \quad \sigma = E(\varepsilon - \varepsilon_0); \quad (\text{IV.76})$$

$$\text{на участке } 2-3 \quad \sigma = \xi E(\varepsilon - \varepsilon_0) + \bar{\sigma}_T(1 - \xi); \quad (\text{IV.77})$$

$$\text{на участке } 3-4 \quad \sigma = E(\varepsilon - \varepsilon_{\max}) + (\bar{\sigma}_{\min})_{N=1}. \quad (\text{IV.78})$$

Напряжения при нагреве до температуры $T_{\max}$ определяются из (IV.77), если $\varepsilon = \varepsilon_{\max}$:

$$(\bar{\sigma}_{\min})_{N=1} = \xi E (\varepsilon_{\max} - \varepsilon_0) + (1 - \xi) \bar{\sigma}_T. \quad (\text{IV.79})$$

Напряжения при охлаждении определяются из выражения (IV.78), если $\varepsilon = \varepsilon_{\min}$:

$$(\bar{\sigma}_{\max})_{N=1} = E (\varepsilon_{\min} - \varepsilon_{\max}) + (\bar{\sigma}_{\min})_{N=1}. \quad (\text{IV.80})$$

Если положить $\sigma = 0$, то из выражения (IV.78) найдем ε_1 :

$$\varepsilon_1 = (1 - \xi) \varepsilon_{\max} - (1 - \xi) \frac{\sigma_T}{E} + \xi \varepsilon_0. \quad (\text{IV.81})$$

Если обозначить

$$\xi = C; \quad D = (1 - \xi) \varepsilon_{\max} - (1 - \xi) \frac{\sigma_T}{E}, \quad (\text{IV.82})$$

то

$$\varepsilon_1 = D + C \varepsilon_0. \quad (\text{IV.81a})$$

При любом N -м цикле деформация

$$\varepsilon_N = C^N \varepsilon_0 + D \frac{1 - C^N}{1 - C}. \quad (\text{IV.83})$$

В предельном состоянии остаточная деформация, максимальные и минимальные напряжения будут

$$\varepsilon_{N \rightarrow \infty} = -\varepsilon_{\max} + \frac{\sigma_T}{E}; \quad (\text{IV.84})$$

$$(\bar{\sigma}_{\min})_{N \rightarrow \infty} = -\bar{\sigma}_T; \quad (\bar{\sigma}_{\max})_{N \rightarrow \infty} = E (\varepsilon_{\min} - \varepsilon_{\max}) - \bar{\sigma}_T, \quad (\text{IV.85})$$

иными словами, материал после определенного числа циклов приспособился и при таких термоциклических нагрузках знакопеременных пластических деформаций не возникает.

В работах [144, 208, 415, 416] рассматриваются диаграммы деформирования для циклически упрочняющихся материалов с произвольным упрочнением в условиях кратковременной знакопеременной пластичности для случая «жесткого» закрепления при постоянной амплитуде упруго-пластической деформации (рис. 90).

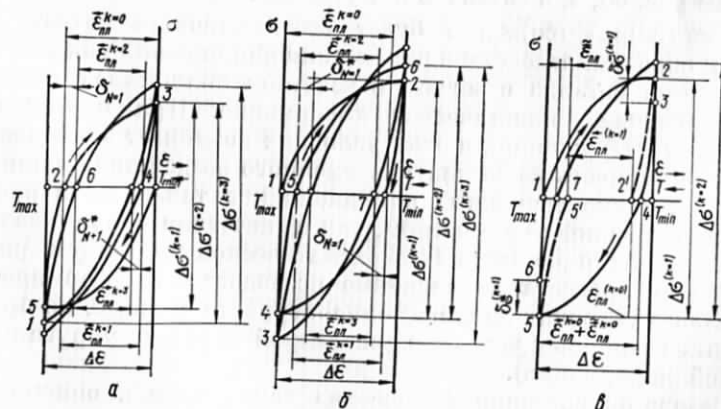


Рис. 90. Диаграммы деформирования закрепленного стержня, изготовленного из упрочняющегося материала при нагревах и охлаждениях.

При нагреве от $T_{\min}$ до $T_{\max}$ образец испытывает сжатие (рис. 90, а) и деформирование протекает по кривой нулевого полуцикла (исходная кривая деформирования). При охлаждении от $T_{\max}$ до T_2 происходит полностью разгрузка и при дальнейшем охлаждении элемент нагружается напряжениями обратного знака вследствие предшествовавшего пластического эффекта. Течение материала в обратном направлении возникает раньше в силу известного эффекта Баушингера. Таким образом, при охлаждении от $T_{\max}$ до $T_{\min}$ деформирование идет по кривой 1—2—3 (восходящая ветвь кривой деформирования, первый полуцикл), при нагреве от $T_{\min}$ до $T_{\max}$ деформирование происходит по кривой 3—4—5 (нисходящая ветвь кривой деформирования, второй полуцикл). Петля гистерезиса 1—2—3—4—5 для случая циклически упрочняющихся (разупрочняющихся) материалов будет разомкнутой, поскольку пластическая деформация по абсолютной величине в четном и нечетном полуциклах неодинакова. Если температура изменяется так, как показано на рис. 88, б, то процесс деформирования будет протекать, как показано на диаграмме рис. 90, б. Поскольку образец закреплен при $T_{\max}$, то исходной точкой кривой напряжение — деформация является точка 1. При охлаждении от $T_{\max}$ до $T_{\min}$ элемент деформируется сначала упруго, а затем пластически (нулевой полуцикл 1—2). При нагреве образца от $T_{\min}$ до $T_{\max}$ деформирование протекает по кривой 2—3—4 — нисходящая ветвь диаграммы, при охлаждении от $T_{\max}$ до $T_{\min}$ деформирование происходит по кривой 4—5—6 — восходящая ветвь диаграммы.

Если температура изменяется так, как показано на рис. 88, в, то процесс будет происходить как изображено на диаграмме рис. 90, в. Вследствие выдержки образца при максимальной (минимальной) температуре цикла напряжение, соответствующее диаграмме рис. 90, в, в точках 2 и 5 уменьшится по абсолютной величине на $(\delta\sigma)_{N=1}$, $(\delta\sigma)_{N=1}$ и будет соответствовать точкам 6, 3. Таким образом, вследствие релаксации напряжений как результат ползучести металла в четном и нечетном полуциклах возникает дополнительная пластическая деформация. При многократных тепловых нагружениях в этих условиях возникает знакопеременная пластичность из-за кратковременного воздействия достаточно больших знакопеременных напряжений, а также из-за релаксации напряжений как в четном, так и нечетном полуциклах. Наличие упругого элемента II в схематической модели (см. рис. 87) позволяет провести аналогичные исследования деформирования металла в условиях данного температурного режима, но при различных граничных условиях (различной величине упруго-пластической деформации).

Задача определения физических зависимостей, описывающих действительное поведение материала в процессе знакопеременной пластичности, возникшей вследствие циклического теплового воздействия, является весьма сложной. Такая сложность объясняет-

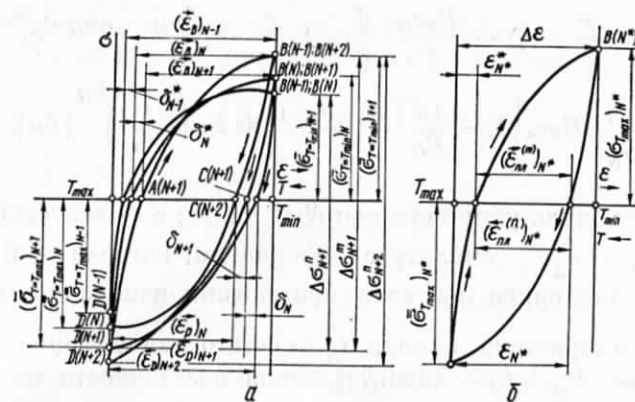


Рис. 91. Диаграммы деформирования при любом цикле термоциклического нагружения (а) и при установившемся цикле (б).

ся, с одной стороны, нелинейным характером зависимости между напряжениями и деформациями, с другой — большим числом явлений, возникающих только после того, как данный материал перейдет в пластическое состояние. Для понимания процессов разрушения материалов при термоциклическом нагружении необходимо знать зависимости между напряжениями и деформациями на любом этапе многократного теплового нагружения. Диаграммы деформирования в условиях знакопеременной термопластичности зависят от многих факторов. Наиболее важными из них являются: максимальная и минимальная температуры цикла; скорость нагрева и охлаждения, а следовательно, скорость деформирования; продолжительность выдержки при $T_{\max}$ или $T_{\min}$; упруго-пластические свойства материала и их зависимость от температуры; характеристики ползучести и релаксации и др. Изменение пластических деформаций от полуцикла к полуциклу теплового нагружения ведет к изменению упруго-пластических свойств материала, а следовательно, к изменению зависимости между напряжениями и деформациями. В работах [144, 415, 416] показано, что зависимость между деформациями и напряжениями при любом цикле теплового нагружения (при отсутствии временных факторов и в условиях термоустойчивого состояния) носит параболический характер. Кроме того, диаграммы деформирования на определенном этапе разомкнуты. При этом нисходящая и восходящая ветви петли гистерезиса (рис. 91, а) при N -м цикле могут быть соответственно описаны следующими уравнениями:

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_N = E_N (\bar{\epsilon} - \epsilon_a) + \frac{E_N g_N}{P_N} \{ [\epsilon_a - (\bar{\epsilon} - \epsilon_a)]^{P_N} - 2^{P_N-1} \epsilon_a^{P_N} \} + \\ + \frac{1 + \bar{r}_N}{1 - \bar{r}_N} E_N \epsilon_a \left[1 - \frac{g_N}{P_N} (2\epsilon_a)^{P_N-1} \right]; \end{aligned} \quad (\text{IV.86})$$

$$\vec{\sigma}_N = E_N (\vec{\varepsilon} - \varepsilon_a) - \frac{E_N g_N}{P_N} \left\{ \left[\varepsilon_a + (\vec{\varepsilon} - \varepsilon_a) \right]^{P_N} - 2^{P_N-1} \varepsilon_a^{P_N} \right\} + \\ + \frac{1 + \vec{r}_N}{1 - \vec{r}_N} E_N \varepsilon_a \left[1 - \frac{g_N}{P_N} (2\varepsilon_a)^{P_N-1} \right] \pm E_N \left(\frac{\vec{\varepsilon}}{2\varepsilon_a} \right)^{P_N} |\delta_N|, \quad (\text{IV.87})$$

где E_N — модуль упругости при N -м цикле; $\vec{\varepsilon}$ — текущая деформация; $\varepsilon_a = \frac{\Delta \varepsilon}{2}$ — амплитуда деформации, которая при данных условиях постоянна на всем протяжении испытания образца; $\vec{r}_N$ — характеристика цикла; σ_N — остаточная деформация при N -м цикле; P_N , g_N — характеристики пластичности материала, определяемые из эксперимента, от цикла к циклу они изменяются, зависят от физико-механических характеристик материала и параметров теплового режима.

Интервал изменения напряжений в нечетном и в четном полуциклах N -го цикла соответственно определяется так:

$$\Delta \sigma^{(h=n)} = E_N \Delta \varepsilon \left(1 - \frac{g_N}{P_N} \Delta \varepsilon^{P_N-1} \right); \quad (\text{IV.88})$$

$$\Delta \sigma^{(h=m)} = E_N \Delta \varepsilon \left[1 - \frac{g_N}{P_N} \Delta \varepsilon^{P_N-1} \right] \pm E |\delta_N|. \quad (\text{IV.89})$$

Таким образом, при любом N -м цикле интервалы изменения напряжений в четном и нечетном полуциклах различаются, т. е.

$$\Delta \sigma^{(h=n)} \geq \Delta \sigma^{(h=m)}. \quad (\text{IV.90})$$

Это значит, что вследствие многократного теплового нагружения интервал изменения напряжений от полуцикла к полуциклу может возрастать (материал циклически упрочняющийся), убывать (материал циклически разупрочняющийся) и оставаться постоянным (материал циклически идеальный). Пластическая деформация в нечетном полуцикле отличается от пластической деформации в четном полуцикле N -го цикла не только по знаку, но и по абсолютной величине:

$$(\varepsilon_{пл}^{(n)})_N \geq (\varepsilon_{пл}^{(m)})_N. \quad (\text{IV.90a})$$

Это свидетельствует о том, что амплитуда пластической деформации в условиях знакопеременной термопластичности может уменьшаться, возрастать или стабилизироваться. В том и другом случаях после соответствующего накопления повреждаемости это приводит к разрушению материала. В связи с этим представляет определенный интерес нахождение величин δ_N и δ_N^* (рис. 91, а),

а также их зависимости. Задача рассматривается [415, 416] для циклически упрочняющихся материалов. В этом случае

$$\delta_N^* = \frac{|\bar{\sigma}_{T \max}|_N}{\bar{E}_N} - \frac{|\bar{\sigma}_{T \max}|_{N+1}}{\bar{E}_{N+1}}; \quad (\text{IV.91})$$

$$\delta_N = \frac{|\bar{\sigma}_{T \min}|_{N-1}}{\bar{E}_{N-1}} - \frac{|\bar{\sigma}_{T \min}|_N}{\bar{E}_N}. \quad (\text{IV.92})$$

Принимая во внимание, что напряжения являются функцией деформации, и обозначая

$$\vec{\sigma}_N = \vec{\Phi}_N(\vec{\varepsilon}); \quad [\vec{\sigma}_N]_{\varepsilon=\Delta \varepsilon} = \vec{\Phi}_N[(\varepsilon_B)_N]; \quad (\text{IV.93})$$

$$\vec{\sigma}_N = \vec{\Phi}_N(\vec{\varepsilon}); \quad (\vec{\sigma}_N)_{\varepsilon=0} = \vec{\Phi}[(\varepsilon_D)_N],$$

выражения (IV.91) и (IV.92) можно переписать:

$$\delta_N = \frac{\vec{\Phi}_{N-1}[(\varepsilon_B)_{N-1}]}{\bar{E}_{N-1}} - \frac{\vec{\Phi}_N[(\varepsilon_B)_N]}{\bar{E}_N}; \quad (\text{IV.94})$$

$$\delta_N^* = \frac{\vec{\Phi}_N[(\varepsilon_D)_N]}{\bar{E}_N} - \frac{\vec{\Phi}_{N+1}[(\varepsilon_D)_{N+1}]}{\bar{E}_{N+1}}. \quad (\text{IV.95})$$

Остаточная деформация при $N + 1$ -м цикле может быть определена как

$$\delta_{N+1} = \frac{\vec{\Phi}_N[(\varepsilon_B)_N]}{\bar{E}_N} - \frac{\vec{\Phi}_{N+1}[(\varepsilon_B)_{N+1}]}{\bar{E}_{N+1}}. \quad (\text{IV.96})$$

Учитывая, что $(\varepsilon_B)_{N+1} = (\varepsilon_B)_N - \delta_N^*$; $(\varepsilon_B)_N \gg \delta_N^*$, делая допущения

$$E_{N+1} \approx E_N; \quad \vec{\Phi}_{N+1}[(\varepsilon_B)_{N+1}] \approx \vec{\Phi}[(\varepsilon_B)_N] - \delta_N^*$$

и принимая

$$\vec{\Phi}_{N+1}[(\varepsilon_B)_{N+1} - \delta_N^*] \approx \vec{\Phi}_N[(\varepsilon_B)_N] - \left\{ \frac{d\vec{\Phi}_N[(\varepsilon_B)_N]}{d\varepsilon_N} \right\} \delta_N^*,$$

выражение (IV.96) можно переписать:

$$\delta_N^* = \frac{d\vec{\Phi}_N[(\varepsilon_B)_N]}{\bar{E}_N d\varepsilon_N} \delta_N^*. \quad (\text{IV.97})$$

Из выражения (IV.95) аналогично можно получить зависимость

$$\delta_N^* = \frac{d\vec{\Phi}[(\varepsilon_D)_N]}{d\varepsilon_N \bar{E}_N} \delta_N. \quad (\text{IV.98})$$

Используя зависимость (IV.98), запишем выражение (IV.97):

$$\delta_{N+1} = \frac{d\bar{\Phi}_N[(\bar{\varepsilon}_B)_N]}{d\bar{\varepsilon}_N \bar{E}_N} \cdot \frac{d\bar{\Phi}_N[(\bar{\varepsilon}_D)_N]}{d\bar{\varepsilon}_N \bar{E}_N} \delta_N. \quad (IV.99)$$

Применяя метод математической индукции, получаем формулу для определения величины остаточной деформации при N -м цикле:

$$\begin{aligned} \delta_N = & \frac{d\bar{\Phi}_{N=1}[(\bar{\varepsilon}_B)_{N=1}]}{d\bar{\varepsilon}_{N=1} \bar{E}_{N=1}} \cdot \frac{d\bar{\Phi}_{N=2}[(\bar{\varepsilon}_B)_{N=2}]}{d\bar{\varepsilon}_{N=2} \bar{E}_{N=2}} \dots \frac{d\bar{\Phi}_{N=N-1}[(\bar{\varepsilon}_B)_{N=N-1}]}{d\bar{\varepsilon}_{N=N-1} \bar{E}_{N=N-1}} \times \\ & \times \frac{d\bar{\Phi}_{N=1}[(\bar{\varepsilon}_D)_{N=1}]}{d\bar{\varepsilon}_{N=1} \bar{E}_{N=1}} \cdot \frac{d\bar{\Phi}_{N=2}[(\bar{\varepsilon}_D)_{N=2}]}{d\bar{\varepsilon}_{N=2} \bar{E}_{N=2}} \dots \frac{d\bar{\Phi}_{N=N-1}[(\bar{\varepsilon}_D)_{N=N-1}]}{d\bar{\varepsilon}_{N=N-1} \bar{E}_{N=N-1}} \cdot \delta_{N=1}, \end{aligned} \quad (IV.100)$$

где $\delta_{N=1}$ — остаточная деформация после первого цикла термоциклического нагружения в условиях знакопеременной пластичности.

Если принять допущения

$$\bar{E}_{N=1} = \bar{E}_{N=2} = \dots = \bar{E}_N = E; \quad \bar{E}_{N=1} = \bar{E}_{N=2} = \dots = \bar{E}_N = E; \quad (IV.101)$$

$$\frac{d\bar{\Phi}_{N=1}[(\bar{\varepsilon}_B)_{N=1}]}{d\bar{\varepsilon}_{N=1}} = \dots = \frac{d\bar{\Phi}_N[(\bar{\varepsilon}_B)_N]}{d\bar{\varepsilon}_N} = \frac{d\bar{\Phi}(\bar{\varepsilon}_B)}{d\bar{\varepsilon}}; \quad (IV.102)$$

$$\frac{d\bar{\Phi}_{N=1}[(\bar{\varepsilon}_D)_{N=1}]}{d\bar{\varepsilon}_{N=1}} = \dots = \frac{d\bar{\Phi}_N[(\bar{\varepsilon}_D)_N]}{d\bar{\varepsilon}_N} = \frac{d\bar{\Phi}(\bar{\varepsilon}_D)}{d\bar{\varepsilon}},$$

то формула (IV.100) для определения остаточной деформации за N -й цикл примет вид

$$\delta_N = \left[\frac{d\bar{\Phi}(\bar{\varepsilon}_B)}{d\bar{\varepsilon} E} \cdot \frac{d\bar{\Phi}(\bar{\varepsilon}_D)}{d\bar{\varepsilon} E} \right]^{N-1} \delta_{N=1}. \quad (IV.103)$$

Величина δ_N может быть больше нуля, меньше нуля и равна нулю в зависимости от того, является ли исследуемый материал при данных условиях циклически упрочняющимся, разупрочняющимся или идеальным. Анализ механизма деформирования исследуемых материалов показал, что после определенного числа теплосмен ($N = N^*$) $\delta_{N^*} \rightarrow 0$. В этом случае абсолютная величина пластической деформации в нечетном полуцикле равна таковой в четном полуцикле:

$$|\varepsilon_{пл}^{(m)}|_{N^*} = |\varepsilon_{пл}^{(n)}|_{N^*} = |\pm \Delta \varepsilon_{пл}|_{N^*}. \quad (IV.104)$$

Следовательно, интервал изменения напряжений за цикл — величина постоянная, определяемая как

$$\Delta \sigma_N^{(h)} = E_N \Delta \varepsilon \left[1 - \frac{\varepsilon_{N^*}}{P_{N^*}} \Delta \varepsilon^{P_{N^*}-1} \right]. \quad (IV.105)$$

При этом наступает «внешнее» стационарное состояние, т. е. такое, когда при последующих циклах теплового нагружения диаграммы деформирования будут повторяться (рис. 91, б). Последние представляют замкнутые петли гистерезиса, описываемые уравнениями

$$\begin{aligned} \bar{\sigma} = E \left(\bar{\varepsilon} - \frac{\Delta \varepsilon}{2} \right) \pm \frac{E_g}{P} \left\{ \left[\frac{\Delta \varepsilon}{2} \mp \left(\bar{\varepsilon} - \frac{\Delta \varepsilon}{2} \right) \right]^P - \frac{\Delta \varepsilon}{2} \right\} + \\ + \frac{1+r}{1-r} \cdot \frac{\Delta \varepsilon}{2} \left[1 - \frac{g}{P} \Delta \varepsilon^{P-1} \right]. \end{aligned} \quad (IV.106)$$

Очевидно, что до наступления стабилизированного состояния число циклов зависит от физико-механических характеристик материала, параметров температурного режима и граничных условий закрепления образца. Все приведенные зависимости справедливы при условии, когда отсутствуют ползучесть материала и релаксация напряжений. Необходимо помнить, что при стабилизированном состоянии увеличиваются местные дефекты металла и происходит накопление повреждаемости (вследствие знакопеременного пластического течения) вплоть до появления трещин. Таким образом, наряду с описанной макроскопической стабилизацией напряжений и деформаций в микрообъемах вплоть до разрушения наблюдается увеличение неравномерности распределения деформаций, что не позволяет говорить о стабилизации напряженного состояния.

При многократных тепловых нагружениях металла протекают процессы ползучести и релаксации, которые оказывают влияние на перераспределение напряжений и деформаций от цикла к циклу, характер накопления повреждаемости, а следовательно, и на несущую способность. Рассмотрим элемент I (см. рис. 87), который «жестко» закреплен ($C_2/C_1 = \infty$), подвергается циклическому равномерному нагреву и охлаждению с определенной выдержкой при максимальной температуре цикла. В работах [181, 416] показано, что с увеличением времени выдержки элемента при максимальной температуре цикла долговечность металла резко снижается, что объясняется изменением пластической деформации за полуцикл по отношению к упругой деформации вследствие релаксации напряжений сжатия при нагреве. В этом случае суммарная пластическая деформация с учетом знака при N -м цикле теплового нагружения (рис. 92, а) определяется так:

$$\delta_N = (\varepsilon_{пл}^{(n)})_N + (\varepsilon_{пл}^{(m)})_N, \quad (IV.107)$$

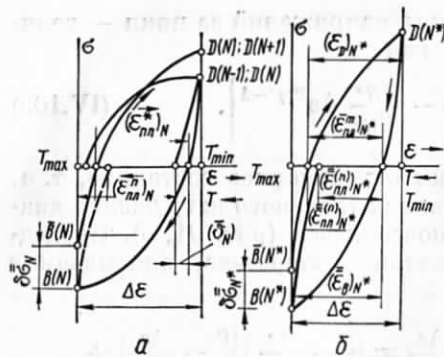


Рис. 92. Диаграммы деформирования при многократных нагревах и охлаждениях «жестко» закрепленного стержня в условиях выдержки при $T_{\max}$: а — неустановившаяся петля гистерезиса; б — установившаяся петля гистерезиса.

где t_b — время выдержки образца при максимальной температуре цикла; $K = \frac{1}{T}$ — величина, обратная времени релаксации. Функция $\tilde{\psi}_N[K(T_{\max}) t_b]$ определяется экспериментально. Известно, что она должна изменяться в пределах

$$0 < \tilde{\psi}_N[K(T_{\max}) t_b] \leq 1. \quad (IV.110)$$

Зависимость между напряжениями и деформациями при произвольном N -м цикле с учетом релаксации напряжений может быть описана следующими уравнениями:

$$\bar{\sigma}_N = E_N \left(\bar{\varepsilon} - \frac{\Delta \varepsilon}{2} \right) + \frac{E_N g_N}{P_N} \left\{ \left[\frac{\Delta \varepsilon}{2} - \left(\bar{\varepsilon} - \frac{\Delta \varepsilon}{2} \right) \right]^{P_N} - \frac{\Delta \varepsilon^{P_N}}{2} \right\} + \frac{1 + \bar{r}_N}{1 - \bar{r}_N} \bar{E}_N \frac{\Delta \varepsilon}{2} \left(1 - \frac{g_N}{P_N} \Delta \varepsilon^{P_N-1} \right); \quad (IV.111)$$

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_N = E_N \left(\bar{\varepsilon} - \frac{\Delta \varepsilon}{2} \right) - \frac{E_N g_N}{P_N} \left\{ \left[\frac{\Delta \varepsilon}{2} - \left(\bar{\varepsilon} - \frac{\Delta \varepsilon}{2} \right) \right]^{P_N} - \frac{\Delta \varepsilon^{P_N}}{2} \right\} + \\ + \frac{1 + \bar{r}_N}{1 - \bar{r}_N} E_N \frac{\Delta \varepsilon}{2} \left(1 - \frac{g_N}{P_N} \Delta \varepsilon^{P_N-1} \right) \pm E_N \left(\frac{\bar{\varepsilon}}{\Delta \varepsilon} \right) \delta_N \pm \\ \pm E_N \left(1 - \frac{\bar{\varepsilon}}{\Delta \varepsilon} \right)^{P_N} (\bar{\varepsilon}_{\text{пл}}^{(n)})_N. \end{aligned} \quad (IV.112)$$

Изменение суммарной пластической деформации (с учетом знака) в данном случае зависит не только от числа циклов и способности материала к упрочнению, но и от релаксационной способ-

причем

$$(\bar{\varepsilon}_{\text{пл}}^{(n)})_N = (\varepsilon_{\text{пл}}^{(n)})_N + (\bar{\varepsilon}_{\text{пл}}^{(n)})_N, \quad (IV.108)$$

где $(\bar{\varepsilon}_{\text{пл}}^{(n)})_N$ — пластическая деформация сжатия, возникшая в результате релаксации напряжения при максимальной температуре N -го цикла,

$$(\bar{\varepsilon}_{\text{пл}}^{(n)})_N = \frac{\bar{\sigma}_{T_{\max}}}{\bar{E}_N} \times$$

$$\times \{1 - \tilde{\psi}_N[K(T_{\max}) t_b]\},$$

$$(IV.109)$$

ности материала, на что было обращено внимание в работах японских исследователей [445—455]. Зависимость между $\bar{\delta}_{N+1}$ и $\bar{\delta}_N$ может быть записана аналогично формуле (IV.99):

$$\bar{\delta}_{N+1} = \frac{d\bar{\Phi}_N[(\bar{\varepsilon}_D)_N]}{d\bar{\varepsilon}_N \bar{E}_N} \cdot \frac{d\bar{\Phi}_N[(\bar{\varepsilon}_B)_N]}{d\bar{\varepsilon}_N \bar{E}_N} \tilde{\psi}[K(T_{\max}) t_b] \bar{\delta}_N. \quad (IV.113)$$

Применяя метод математической индукции, можно получить формулу для определения остаточной деформации при N -м цикле теплового нагружения:

$$\begin{aligned} \delta_N = \frac{d\bar{\Phi}_{N-1}[(\bar{\varepsilon}_D)_{N-1}]}{\bar{E}_{N-1} d\bar{\varepsilon}_{N-1}} \dots \frac{d\bar{\Phi}_{N-1}[(\bar{\varepsilon}_D)_{N-1}]}{\bar{E}_{N-1} d\bar{\varepsilon}_{N-1}} \times \\ \times \frac{d\bar{\Phi}_{N-1}[(\bar{\varepsilon}_B)_{N-1}]}{\bar{E}_{N-1} d\bar{\varepsilon}_{N-1}} \dots \frac{d\bar{\Phi}_{N-1}[(\bar{\varepsilon}_B)_{N-1}]}{\bar{E}_{N-1} d\bar{\varepsilon}_{N-1}} \times \\ \times \tilde{\psi}_{N-1}[K(T_{\max}) t_b] \dots \tilde{\psi}[K(T_{\max}) t_b] \bar{\delta}_{N-1}. \end{aligned} \quad (IV.114)$$

Интервал изменения напряжений за полуцикл будет различным от полуцикла к полуциклу, причем интенсивность изменения этого интервала зависит в значительной степени от продолжительности выдержки элемента при максимальной температуре. Из формулы (IV.114) видно, что $\bar{\delta}_N$ быстро убывает и при каком-то $N = N^*$ $\bar{\delta}_N \rightarrow 0$, т. е. наступает стационарное состояние. При $\bar{\delta}_N = 0$ диаграмма деформирования будет замкнутая (рис. 92, б) и восходящая и нисходящая ветви петли гистерезиса могут быть описаны уравнениями

$$\begin{aligned} \bar{\sigma} = E \left(\bar{\varepsilon} - \frac{\Delta \varepsilon}{2} \right) \mp \frac{E g}{P} \left\{ \left[\frac{\Delta \varepsilon}{2} \pm \left(\bar{\varepsilon} - \frac{\Delta \varepsilon}{2} \right) \right]^P - \frac{\Delta \varepsilon^P}{2} \right\} + \\ + \frac{1 + r}{1 - r} E \frac{\Delta \varepsilon}{2} \left(1 - \frac{g}{P} \Delta \varepsilon^{P-1} \right) \pm E \left[\left(1 - \frac{\bar{\varepsilon}}{\Delta \varepsilon} \right)^P \right] \bar{\varepsilon}_{\text{пл}}. \end{aligned} \quad (IV.115)$$

В этом случае пластическая деформация, состоящая из кратковременной пластической деформации и пластической деформации вследствие релаксации напряжения в одном полуцикле, равна по величине и противоположна по знаку кратковременной пластической деформации во втором полуцикле, т. е.

$$\begin{aligned} |\varepsilon_{\text{пл}}^{(n)}| = |\varepsilon_{\text{пл}}^{(m)}| = |\pm \Delta \varepsilon_{\text{пл}}| = \left| \left(\bar{\varepsilon}_D \right) - \frac{\bar{\Phi}[(\bar{\varepsilon}_D)]}{\bar{E}} \right| = \\ = |\bar{\varepsilon}_B| - \frac{\bar{\Phi}(\bar{\varepsilon}_B)}{\bar{E}} \tilde{\psi}^*[K(T_{\max}) t_b], \end{aligned} \quad (IV.116)$$

или, с другой стороны, интервал изменения пластической деформации за цикл после наступления «внешнего» стационарного

состояния определяется так:

$$|\pm \Delta \varepsilon_{пл}| = |\Delta \varepsilon| - \frac{|\bar{\sigma}_{T_{\min}}|}{E} - \frac{|\bar{\sigma}_{T_{\max}}|}{E} \left[\frac{1}{\psi} K (T_{\max}) t_b \right]. \quad (\text{IV.117})$$

Приведенный анализ свидетельствует о том, что временные факторы при многократных тепловых нагружениях оказывают существенное влияние на процессы деформирования металла, а следовательно, и на процессы разрушения. Все это позволяет сделать вывод о том, что в случае многократного приложения тепловых нагрузок, вызывающих знакопеременную пластичность и ползучесть, должны быть созданы специфические методы расчета, учитывающие повторяемость теплового нагружения.

5. Упруго-пластические свойства материала при знакопеременном термоциклическом нагружении. Предельные состояния материала

Для установления соответствующих закономерностей деформирования необходимо знать зависимости между напряжениями и деформациями на любом этапе многократного теплового нагружения. Чтобы определить экспериментальные зависимости напряжений от деформаций в каждом цикле нагружения, строились диаграммы деформирования, методика построения которых описана в работах [140, 141, 148, 238, 250, 345]. При этом принималось условие, что образец подвергался определенной циклической упруго-пластической деформации ($\Delta \varepsilon$), создаваемой циклическим изменением температуры, которая для данного образца на всем протяжении его испытания, вплоть до разрушения, оста-

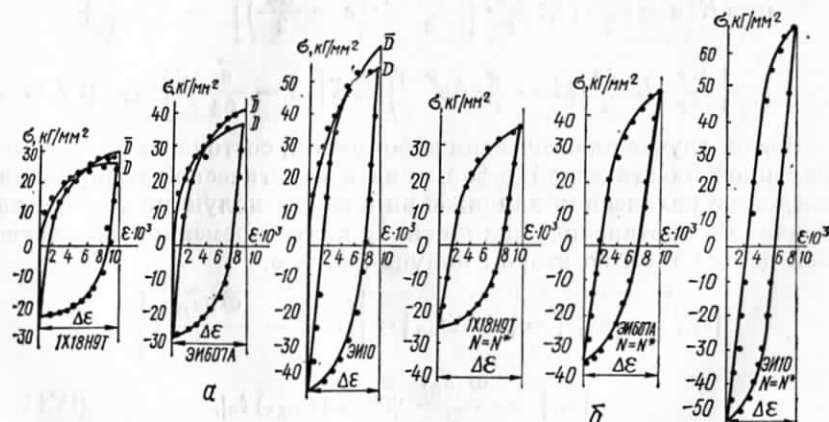


Рис. 93. Диаграммы деформирования стали 1X18H9T и сплавов ЭИ607А и ЭИ10 при $K^* = 0,94$ и $T = 100 \approx 700^\circ \text{C}$ после первого цикла (а) и после определенного числа теплосмен (б).

валась постоянной, т. е.

$$\Delta \varepsilon = -\frac{K}{\Delta T} \int_0^{T_{\max}} \int_{T_{\min}}^T \alpha(T) \Delta T(x) \times \\ \times dx dT = \text{const.} \quad (\text{IV.118})$$

По оси ординат откладывались напряжения, а по оси абсцисс — температура и параллельно температуре — величина упруго-пластической деформации, которая определялась с учетом неравномерного распределения температуры и температурной зависимости коэффициента линейного расширения (рис. 93).

Для всех материалов диаграммы деформирования (петли гистерезиса) различны как по величине, так и по форме. Причем диаграммы деформирования при циклическом тепловом нагружении не имеют прямолинейных участков (нагрузки, разгрузки) в отличие от диаграмм деформирования при циклическом силовом нагружении и постоянной температуре. Для всех исследуемых материалов и на всех режимах термоциклического нагружения диаграммы деформирования до определенного числа циклов являются разомкнутыми и изменяют свою форму и размеры от цикла к циклу знакопеременного теплового нагружения. Это позволило изучить кинетику основных параметров петли гистерезиса в зависимости от числа циклов температурного воздействия.

Диаграммы деформирования для всех исследуемых материалов в рассматриваемом диапазоне температурного воздействия имеют параболический характер и описываются уравнениями (IV.86), (IV.87). Значения параметров P_N и g_N , входящих в эти уравнения, характеризующие зависимость между напряжениями и деформациями материалов при термоциклическом нагружении, определялись из диаграмм циклического деформирования. Некоторые значения этих параметров для $K = 0,94$ и $T = 100 \approx 700^\circ \text{C}$ приведены в табл. 9.

После определенного числа теплосмен ($N = N^*$) наступает «внешнее» стационарное состояние, при котором $\delta N^* \rightarrow 0$, а следовательно, при дальнейших циклах знакопеременного теплового нагружения наблюдается повторяемость диаграмм деформирования. В этом случае параметры P_{N^*} и g_{N^*} от цикла к циклу изменяются незначительно и являются функцией только материала и температурного режима (рис. 92, б). Значения параметров P_{N^*} , g_{N^*} при температурном режиме $100 \approx 700^\circ \text{C}$ и $K = 0,94$ следующие:

Таблица 9

Материал	N	P_N	g_N
1X18H9T	1	1,30	3,90
	10	1,31	4,10
	100	1,32	4,15
ЭИ607А	1	1,42	6,56
	10	1,47	8,05
	100	1,49	8,94
ЭИ10	1	2,15	246
	10	2,47	1170
	100	2,58	1460

Материал	1X18H9T	ЭИ607А	ЭИ10
$P_{N^*} = P$	1,33	1,52	2,86
$g_{N^*} = g$	4,20	9,68	6300

Исследования диаграмм деформирования стали 1X18H9T при различных значениях средней температуры цикла ($T_m = 500, 400, 300^\circ \text{C}$) показали, что значения параметров пластичности зависят от средней температуры цикла:

$T_m, ^\circ \text{C}$	300	400	500
$P_{N^*} = P$	1,39	1,33	1,31
$g_{N^*} = g$	5,85	4,20	3,80

Диаграммы деформирования, как это видно из рис. 94, а, зависят также от продолжительности выдержки образца при максимальной температуре цикла, причем в этом случае диаграммы деформирования (петли гистерезиса) также разомкнуты и изменяются от цикла к циклу. Анализ диаграмм термоциклического нагружения с выдержкой образца при максимальной температуре цикла показывает, что и в этом случае после определенного числа циклов ($N = N^*$) наступает стабильность диаграмм деформирования. Диаграммы деформирования для стационарного состояния (материал 1X18H9T) при различных значениях продолжительности выдержки образца при максимальной температуре цикла показаны на рис. 94, б. В этом случае $\delta_{N^*} \rightarrow 0$, а P_{N^*} , g_{N^*} от цикла к циклу изменяются незначительно, т. е. остаются почти постоянными и для некоторых значений t_b приведены ниже:

$t_b, \text{сек}$	0	120	240
$P_{N^*} = P$	1,33	1,37	1,46
$g_{N^*} = g$	4,20	4,52	6,56

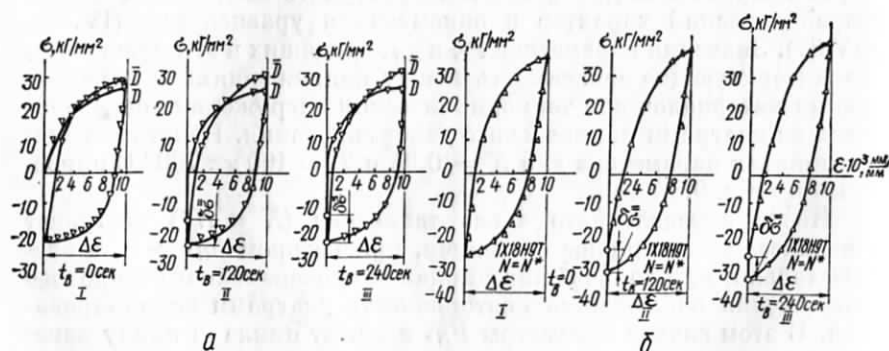


Рис. 94. Диаграммы деформирования стали 1X18H9T при $K \approx 0,94$ и $T = 100 \div 700^\circ \text{C}$ с различными выдержками при $T_{\max}$ для неустановившегося режима (а) и стационарного состояния (б):

I — $t_b = 0$; II — $t_b = 120 \text{ сек}$; III — $t_b = 240 \text{ сек}$.

Диаграммы деформирования, построенные для различных материалов в широком диапазоне изменения параметров температурного цикла и граничных условий, показывают, что они изменяются от цикла к циклу, а следовательно, изменяются все основные параметры петли гистерезиса (интервал напряжений, интервал пластических деформаций, величина необратимой энергии). Анализ результатов исследования диаграмм деформирования металлов при многократном тепловом нагружении позволил установить закономерности изменения напряжений, пластических деформаций и величины рассеиваемой энергии от цикла к циклу. Интервал колебания напряжений в каждом нечетном и четном полуциклах для N -го цикла определяли соответственно по формулам

$$\Delta \sigma_N^{(n)} = E_N \Delta \varepsilon \left(1 - \frac{g_N}{P_N} \Delta \varepsilon^{P_N-1} \right); \quad (\text{IV.119})$$

$$\Delta \sigma_N^{(m)} = E_N \Delta \varepsilon \left(1 - \frac{g_N}{P_N} \Delta \varepsilon^{P_N-1} \right) \pm E_N \bar{\delta}_N. \quad (\text{IV.120})$$

Для циклически упрочняющихся материалов в каждом цикле интервал напряжений от полуцикла к полуциклу монотонно возрастает и интервал напряжений в одном полуцикле (четном) больше интервала напряжений в другом полуцикле (нечетном). Однако при каком-то $N = N^*$ интервал изменения напряжений в четном полуцикле незначительно отличается от интервала изменения напряжений в нечетном полуцикле и, естественно, все кривые (рис. 95) сливаются в одну. При этом $\delta_{N^*} \rightarrow 0$ и $\Delta \sigma_{N^*}^{(m)} = \Delta \sigma_{N^*}^{(n)} = \text{const}$.

Таким образом, упруго-пластические свойства материала при многократном тепловом нагружении изменяются в зависимости от числа циклов. Пластическое деформационное упрочнение существенно зависит от величины деформации. При малых деформациях (0,2—0,3%) оно почти не наблюдается и в этом случае диаграммы деформирования будут повторяться при каждом цикле теплового нагружения. Величина циклического деформационного упрочнения возрастает с увеличением амплитуды деформации. Изменение величины циклического напряжения от полуцикла к по-

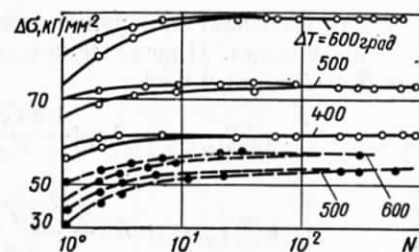


Рис. 95. Закономерности изменения температурных напряжений от полуцикла к полуциклу для сталей ЭИ607А (сплошные линии) и 1X18H9T (штриховые линии). Светлые точки обозначают четный полуцикл, темные — нечетный.

луциклу вызывает изменение пластической деформации для каждого полуцикла. Пластическая деформация в каждом полуцикле для N -го цикла будет

$$(\varepsilon_{\text{пл}}^{(n)})_N = -\Delta\varepsilon + \frac{\Delta\sigma_N^{(n)}}{E_N} = -\frac{\varepsilon_N}{P_N} \Delta\varepsilon^{PN}; \quad (\text{IV.121})$$

$$(\varepsilon_{\text{пл}}^{(m)})_N = +\Delta\varepsilon - \frac{\Delta\sigma_N^{(m)}}{E_N} = \frac{\varepsilon_N}{P_N} \Delta\varepsilon^{PN} - \delta_N.$$

Уменьшение величины циклической пластической деформации связано с некоторым упрочнением материала. Интенсивность изменения пластической деформации зависит от упруго-пластических свойств материала, а также от величины упруго-пластической деформации.

Из экспериментальных данных следует, что кривые, изображающие изменение пластических деформаций $\varepsilon_{\text{пл}}^{(n)}$ в нечетном полуцикле и пластической деформации $\varepsilon_{\text{пл}}^{(m)}$ в четном полуцикле, при каком-то числе циклов теплового нагружения $N = N^*$ сходятся и в общем случае являются функцией величины начальной пластической деформации, физико-механических характеристик материала и температурного режима. Для одного и того же материала при одинаковой величине начальной пластической деформации изменения пластических деформаций в нечетных и четных полуциклах в относительных координатах соответственно могут быть представлены следующим образом:

$$\frac{(\varepsilon_{\text{пл}}^{(n)})_N}{(\varepsilon_{\text{пл}}^{(n)})_{N=1}} = \beta + (1 - \beta) \psi_1(N); \quad (\text{VI.122})$$

$$\frac{(\varepsilon_{\text{пл}}^{(m)})_N}{(\varepsilon_{\text{пл}}^{(m)})_{N=1}} = \gamma + \psi_2(N),$$

причем функции $\psi_1(N)$ и $\psi_2(N)$ удовлетворяют следующим условиям:

при $N = 1$

$$\psi_1(N) = 1, \quad \psi_2(N) + \gamma = 1;$$

при $N = N^*$

$$\psi_1(N) = 0, \quad \psi_2(N) = 0.$$

Величины γ и β — постоянные материала,

$$\beta = \frac{[\varepsilon_{\text{пл}}^{(n)}]_{N=N^*}}{[\varepsilon_{\text{пл}}^{(n)}]_{N=1}}; \quad \gamma = \frac{[\varepsilon_{\text{пл}}^{(m)}]_{N=N^*}}{[\varepsilon_{\text{пл}}^{(m)}]_{N=1}}. \quad (\text{IV.123})$$

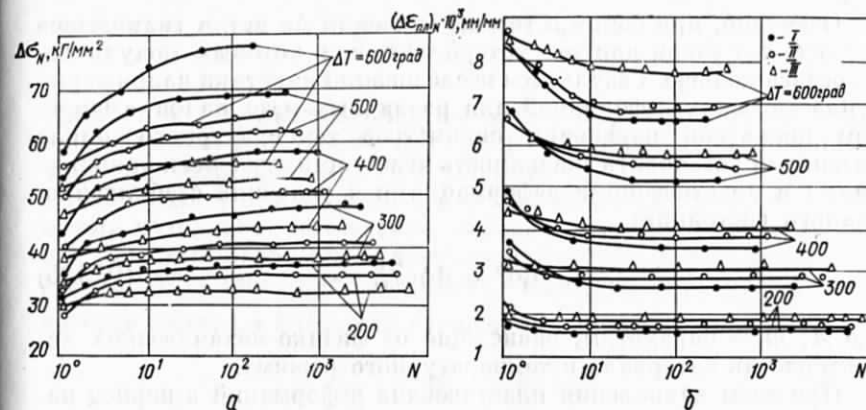


Рис. 96. Изменение напряжений (а) и пластических деформаций (б) от цикла к циклу для стали 1X18H9T при $K = 0,94$ в зависимости от выдержки образца при T_{max} :

I — $t_B = 240$ сек; II — $t_B = 120$ сек; III — $t_B = 0$.

Для циклически упрочняющихся материалов $0 < \beta < 1$; $0 < \gamma < 1$; для циклически идеальных материалов $\gamma = \beta = 1$, а $\psi_1(N) = \psi_2(N) = 0$. Значения параметров γ и β зависят от физико-механических характеристик материала, температурного режима и величины пластической деформации за первый цикл. При каком-то числе циклов теплового нагружения $N = N^*$ абсолютная величина пластической деформации в четном полуцикле равна таковой в нечетном полуцикле. Петля гистерезиса становится замкнутой и наступает стационарное состояние (предельное состояние). Изменение интервала напряжений от полуцикла к полуциклу в значительной степени зависит от формы температурного цикла и, в частности, от продолжительности выдержки образца при максимальной температуре (рис. 96). Результаты исследования кинетики пластических деформаций и напряжений дают возможность построить диаграммы зависимости циклического напряжения от циклической деформации (рис. 97).

Эти диаграммы позволяют определить размеры петли гистерезиса. Если цикл имеет только упругий характер (ширина петли гистерезиса стремится к нулю), то графическое изображение величины $\Delta\sigma$, соответствующей $\Delta\varepsilon$, даст точку, лежащую на штриховой линии. Если существует петля гистерезиса, то величина $E = \Delta\sigma/\Delta\varepsilon$ является численной характеристикой гистерезиса (модуль гистерезиса). Приведенный анализ свидетельствует о том, что характеристику гистерезиса для установившегося состояния (рис. 97) можно определить так:

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} = E \frac{\varepsilon_{N^*}}{P_{N^*}} \Delta\varepsilon^{P_{N^*}-1}. \quad (\text{IV.124})$$

Очевидно, при одном и том же значении $\Delta \varepsilon$ петля гистерезиса будет более узкой для тех материалов, для которых модуль гистерезиса меньше. Результаты исследований кинетики напряжений и пластических деформаций для различных материалов в широком диапазоне изменения параметров температурного цикла позволили установить зависимость между циклическими напряжениями и пластическими деформациями в условиях стабилизированного состояния:

$$\Delta \sigma^* = A \Delta \varepsilon_{\text{пл}}^{*m}, \quad (\text{IV.125})$$

где A, m — параметры, зависящие от физико-механических характеристик материала и температурного режима.

Процессы накопления пластических деформаций в период наличия упрочнения (разупрочнения) и в период его отсутствия, т. е. в период стабилизации, протекают по-разному. Под накопленной или общей пластической деформацией следует понимать сумму пластических деформаций (без учета знака) в четных и нечетных полуциклах за N циклов знакопеременного термопластического нагружения. Суммарная пластическая деформация, накопленная в элементе до разрушения металла в условиях знакопеременной термопластичности, состоит из двух частей:

$$S^* = \sum_{N=1}^{N^*} \{ |\varepsilon_{\text{пл}}^{(n)}|_N + |\varepsilon_{\text{пл}}^{(m)}|_N \}; \quad (\text{IV.126})$$

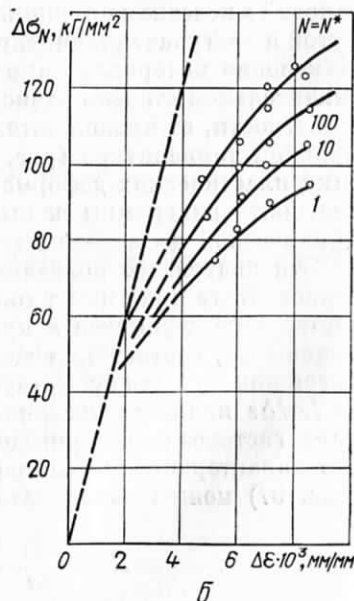
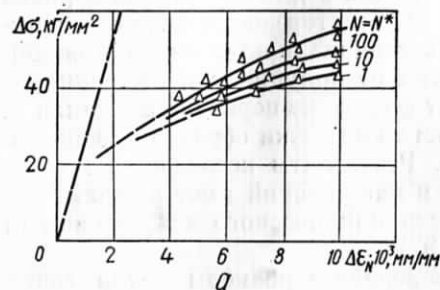


Рис. 97. Диаграммы циклического деформирования для стали 1Х18Н9Т (а) и ЭИ10 (б) при $T_m = 400^\circ \text{C}$ и некоторых циклах деформирования.

$$S = 2 \sum_{N=N^*}^{N_p} |\Delta \varepsilon_{\text{пл}}|_N, \quad (\text{IV.127})$$

где S^* и S — величины пластических деформаций, накопленные в элементе соответственно до наступления «внешнего» стационарного состояния и после его установления.

Как видно, при термоциклических нагрузках условия разрушения материала, естественно, зависят от отношения числа циклов тепловых нагрузок до наступления «стабилизированного» состояния N^* к числу циклов тепловых нагрузок до разрушения N_p , которое является функцией отношения $\frac{S^*}{S}$:

$$\frac{N^*}{N_p} = \Phi \left[\frac{S^*}{S} (\Omega, \omega) \right]. \quad (\text{IV.128})$$

Если условия термоциклического нагружения таковы, что $\Phi \left[\frac{S^*}{S} (\Omega, \omega) \right] = 1$, то это значит, что циклическое деформационное упрочнение не наступает вплоть до разрушения элемента. При этом разрушение происходит после небольшого числа циклов теплового нагружения и будет носить в основном «статический» характер. Если условия таковы, что $\Phi \left[\frac{S^*}{S} (\omega, \Omega) \right] = 0$, то при знакопеременной термопластичности материал приобретает свойства циклически идеального сразу после нескольких циклов теплового нагружения. В этом случае элемент разрушится после большого числа циклов знакопеременных термопластических деформаций вследствие необратимых процессов в микрообъемах. Разрушение здесь носит «усталостный» характер.

Исследования кинетики интервала напряжений и пластических деформаций при многократных тепловых нагружениях, проведенные на различных материалах в широком диапазоне температурного режима и в широком интервале изменения граничных условий, показали, что во всех случаях разрушение является следствием знакопеременных термопластических деформаций и напряжений, величина которых зависит от физико-механических характеристик материала, параметров и формы температурного цикла, а также от граничных условий. Такие исследования позволили количественно оценить те «критические» напряжения и пластические деформации, которые при данных условиях приводят данный материал после определенного числа теплосмен к разрушению.

6. Долговечность материалов при термоциклическом нагружении

Исследования сопротивления материалов действию многократных термоциклических нагружений с количественной оценкой основных параметров, приводящих к разрушению, проводились многими исследователями. Так, например, в работах [223—225] приведены результаты исследований разрушения труб различных диаметров, изготовленных из углеродистой стали 15ХМ, нагреваемых паром под давлением и охлаждаемых водой с количественной оценкой напряжений, приводящих после определенного числа теплосмен к разрушению. В условиях быстрых нагревов и охлаждений А. А. Клыпин [87] исследовались цилиндрические образцы диаметром 10 мм, изготовленные из углеродистой стали и сплава ЭИ437Б, нагреваемые током высокой частоты и охлаждаемые водой, с количественной оценкой тех «критических» деформаций, которые после определенного числа повторных нагружений приводят к разрушению. При этом напряжения и деформации определялись методами теории упругости [17, 31, 88].

Особый интерес по исследованию сопротивления материалов действию многократных тепловых нагружений представляют работы [78, 100, 105, 241, 250, 267—271, 342—349, 397—401, 416—419, 444—462]. В них показано, что число циклов до разрушения материала при термоциклических нагрузках, вызывающих знакопеременные пластические деформации, зависит от многих факторов — как физических, так и механических, т. е.

$$N_p = \psi \left[\Omega, \omega, \Gamma, K \left(\frac{C_2}{C_1} \right) \right], \quad (IV.129)$$

где Ω — функция, характеризующая физико-механические характеристики материала; ω — функция, характеризующая параметры температурного цикла; Γ — функция, характеризующая форму температурного цикла; $K \left(\frac{C_2}{C_1} \right)$ — функция, зависящая от граничных условий закрепления образца и многих других факторов.

На рис. 98 показано влияние параметров температурного режима на долговечность материала при данных граничных условиях (жесткое закрепление образца). При одной и той же величине упруго-пластической деформации и при одном и том же температурном режиме долговечность металла зависит от продолжительности выдержки образца при максимальной температуре цикла, причем интенсивность изменения долговечности металла зависит от величины максимальной температуры, а также величины упруго-пластической деформации. Это объясняется прежде всего тем, что при одной и той же величине упруго-пластической деформации и различных выдержках образца в условиях максимальной температуры цикла будет накладываться различная по величине до-



Рис. 98. Влияние на долговечность материала 1X18H9T интервала изменения температуры за цикл (а), времени выдержки цикла при $T_{\max}$ (б) и граничных условий закрепления образца (материал ЭИ607А) (в).

полнительная составляющая пластической деформации ползучести.

Сопоставление различных материалов по их сопротивлению циклическому тепловому нагружению в условиях «жесткого» нагружения (случай Коффина) не является достаточным, так как получение одинаковой величины циклической деформации в этих условиях нагружения из-за различных физико-механических характеристик материала возможно только при различных температурных режимах. Поэтому представляют интерес исследования с варьируемой «жесткостью» нагружения [100, 140, 245, 250]. Результаты исследований, представленные на рис. 98, в при разных «жесткостях» нагружения, показывают, что с уменьшением «жесткости» нагружения число циклов до разрушения при одном и том же температурном режиме существенно возрастает. Такая зависимость интересна тем, что характеризует в основном механическую природу усталости металла. Данная методика исследования материалов при циклическом тепловом нагружении в условиях одного и того же температурного режима дает возможность построить кривую термической усталости, подобную механической, и тем самым оценить влияние параметров температурного режима и граничных условий на долговечность материала.

Исследования свидетельствуют о том, что при одном и том же температурном режиме долговечность материала зависит от «жесткости» закрепления образца, а при данной «жесткости» — от параметров температурного режима. Поэтому для изучения этого сложного явления и получения более полной информации, необходимой для установления закономерностей деформирования и разрушения металла при циклическом изменении температуры, следует проводить исследования как в условиях «жесткого», так и в условиях «эластичного» теплового нагружения. Варьируя «жесткостью» нагружения, а также параметрами температурного режима в широком диапазоне и используя различные материалы

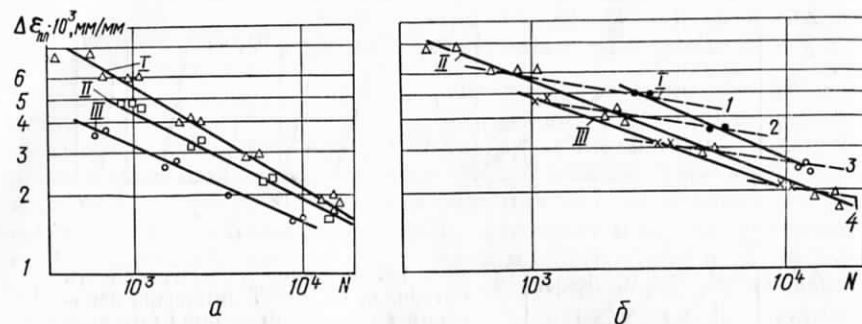


Рис. 99. Зависимость пластической деформации от числа теплосмен до разрушения:

a — для различных материалов (I — 1X18H9T, II — ЭИ607А, III — ЭИ10); *б* — при различных T_m (I — 300° С, II — 400° С, III — 500° С); *в* — при различных граничных условиях закрепления образца (I и II — $T_m = 400^\circ \text{C}$, $\Delta T = 500^\circ \text{град}$; III — $T_m = 400^\circ \text{C}$, $\Delta T = 400^\circ \text{град}$; IV — $T_m = 350^\circ \text{C}$, $\Delta T = 500^\circ \text{град}$; V — $T_m = 300^\circ \text{C}$, $\Delta T = 400^\circ \text{град}$; 1 — $K \approx 0,92$; 2 — $K \approx 0,80$; 3 — $K \approx 0,72$; 4 — $K \approx 0,63$; 5 — $K \approx 0,52$).

для исследования, можно комплексно и полно выявить влияние физико-механических характеристик материала, параметров температурного режима, параметров, обуславливающих граничные условия, и установить общие закономерности деформирования и разрушения металла в условиях знакопеременной пластической деформации и ползучести.

Исследование влияния различных факторов на условия разрушения материала при термоциклическом нагружении показали, что основной величиной, определяющей условия разрушения металла, является знакопеременная пластическая деформация, которая может быть принята за основную характеристику нагруженности металла, подвергаемого многократному циклическому тепловому нагружению. Исходя из этого, для каждого металла, подвергаемого тепловому нагружению, необходимо знать то число температурных циклов, которое приводит этот металл к разрушению при той или иной величине знакопеременной пластической деформации. Зависимость между величиной пластической деформации и числом циклов до разрушения для некоторых жаропрочных материалов показана на рис. 99, *a* и может быть описана известной формулой Мэнсона — Коффина: $N_p \Delta \epsilon_{пл}^* = M$, где N_p — среднее число циклов знакопеременного теплового нагружения до разрушения; $\Delta \epsilon_{пл}^*$ — величина пластической дефор-

мации за полуцикл; *a*, *M* — параметры, зависящие от физико-механических характеристик материала. Величины их для некоторых материалов следующие:

Материал	1X18H9T	ЭИ607А	ЭИ10
<i>a</i>	0,415	0,364	0,309
<i>M</i>	0,1006	0,0565	0,0275

В этом случае величина знакопеременной пластической деформации при «жестком» закреплении образца создавалась различным изменением интервала колебания температуры при постоянной средней температуре цикла $T_m = 400^\circ \text{C}$. Результаты исследований одного и того же материала, но при разных температурных режимах показаны на рис. 99, *б*. Данные исследования позволили найти зависимость между величиной пластической деформации за полуцикл и числом теплосмен до разрушения при различных температурных режимах. Такая зависимость для указанного диапазона изменения средней температуры цикла описывается формулой (IV.129). Значения параметров *a*, *M* в этом случае зависят от средней температуры цикла, их значения для исследуемого диапазона изменения температуры приведены ниже:

$T_m, ^\circ \text{C}$	300	400	500
<i>a</i>	0,469	0,415	0,373
<i>M</i>	0,2010	0,1009	0,0640

Как видно из приведенных результатов исследований, параметры *a* и *M*, входящие в уравнение термической усталости, зависят от физико-механических характеристик материала Ω , параметров температурного режима ω и изменяются в широком диапазоне. Обработка результатов показывает, что между параметрами *a* и *M* существует зависимость

$$M = \frac{\eta}{4^a \Delta T} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT, \quad (\text{IV.130})$$

где η — параметр, учитывающий неравномерность распределения температуры; ΔT — интервал изменения температуры за цикл; $T_{\min}$, $T_{\max}$ — соответственно минимальная и максимальная температуры цикла; $\delta_p(T)$ — характеристика пластичности материала при данной температуре.

Для уяснения влияния различных факторов температурного режима и «жесткости» нагружения на разрушение материала при термоциклическом нагружении многими исследователями проводились испытания при одинаковых температурных режимах, но при разных «жесткостях» теплового нагружения. Результаты некоторых исследований для стали 1X18H9T показаны на рис. 99, *в*. В этом случае параметры *a* и *M* зависят от температурного режима

(при $\Delta T = \text{const}$ от T_m , а при $T_m = \text{const}$ от ΔT). Значения параметров a и M для некоторых диапазонов изменения ΔT и T_m для стали 1X18H9T следующие:

$T_m, ^\circ\text{C}$	400	400	400	350	300
$\Delta T, \text{град}$	600	500	400	500	400
a	0,496	0,497	0,495	0,505	0,498
M	0,152	0,173	0,194	0,220	0,255

Установленные зависимости дали возможность разделить влияние двух факторов, являющихся определяющими при изучении механизма термоусталостного разрушения, — величины циклической упруго-пластической (пластической) деформации и параметров температурного цикла. На основе анализа результатов исследования раздельного влияния механического и теплового воздействий на долговечность жаропрочных материалов при термоциклических нагрузках выявлена механическая природа термоусталостного разрушения и сопоставлена сопротивляемость различных материалов многократным знакопеременным тепловым нагрузкам в идентичных условиях механического и теплового нагружений.

Сопротивление материалов термической усталости зависит как от температурного режима, так и от «жесткости» нагружения. При разных температурных режимах в случае «жесткого» нагружения за основную характеристику нагружения материала следует принимать величину пластической деформации. Однако сопоставление сопротивления термостойкости различных материалов по кривым усталости в координатах пластическая деформация — число циклов до разрушения недостаточно, так как одинаковые деформации разных металлов не равноценны вследствие различия физико-механических характеристик и их зависимости от температуры. Действительно, для того чтобы создать одинаковые деформации (пластические деформации) для исследуемых сплавов в условиях «жесткого» нагружения, необходимо создать различные температурные режимы. Исследования поведения различных металлов в условиях циклического теплового нагружения при одинаковых температурных режимах в зависимости от граничных условий позволили построить серию кривых термической усталости для разных температурных режимов и тем самым оценить долговечность металла с учетом граничных условий. Результаты исследований (рис. 100, а) дают возможность разделить влияние двух основных факторов: величины упруго-пластической (пластической) деформации и параметров температурного цикла. Такое раздельное изучение механического и теплового влияний на условия разрушения металла при многократном тепловом нагружении дает возможность изучить процесс необратимости циклических пластических деформаций от цикла к циклу при одинаковой величине деформации и

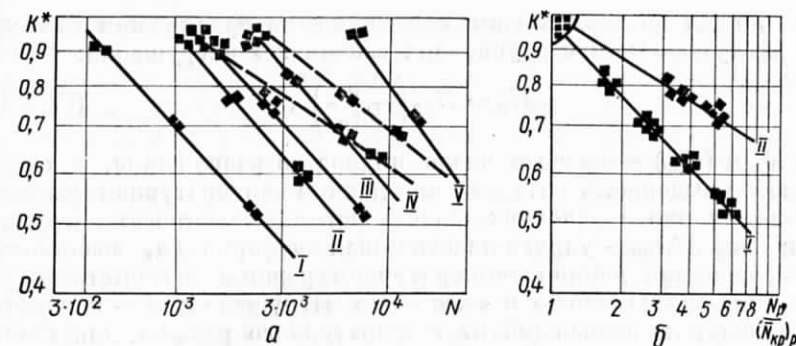


Рис. 100. Зависимость числа циклов до разрушения от граничных условий закрепления образца при различных температурных режимах для сплава ЭИ607А (штриховые линии) и для стали 1X18H9T (сплошные линии) при разных ΔT (I — 600 град, II — 550 град, III — 500 град, IV — 450 град, V — 400 град) (а), а также зависимости между K^* и N в относительных координатах (I — 1X18H9T, II — ЭИ607А) (б).

разных температурных режимах и тем самым оценить влияние каждого из параметров температурного цикла на условия повреждения металла.

Результаты экспериментальных исследований свидетельствуют о том, что для исследуемых материалов (1X18H9T, ЭИ607А) при любой величине механической деформации с увеличением интервала колебания температуры число циклов до разрушения уменьшается, причем тем интенсивнее, чем больше величина интервала колебания температуры. Это объясняется тем, что вследствие наклепа величина циклического напряжения возрастает от цикла к циклу. Интенсивность роста необратимости для данного материала при одинаковой величине упруго-пластической деформации тем больше, чем больший интервал колебания температуры. Стабилизация процесса деформирования при небольших интервалах температуры наступает значительно раньше, чем при больших. В некоторых случаях она не наступает вплоть до разрушения.

Обработка экспериментальных данных исследования раздельного влияния механического и теплового воздействий на долговечность жаропрочных материалов при термоциклических нагрузках позволила выявить механическую природу термоусталостного разрушения и построить «единую» кривую термической усталости в широком диапазоне механических и температурных воздействий. Такая кривая термической усталости, построенная в относительных координатах (рис. 100, б), дает возможность сопоставить сопротивляемость различных материалов многократным знакопеременным тепловым нагрузкам в идентичных условиях механического и теплового нагружения. Кроме того, она позволяет определить долговечность металла при термоциклическом нагружении и заданном температурном цикле в условиях «эластичного»

нагружения по результатам испытания материала при том же температурном цикле в условиях «жесткого» нагружения:

$$N_p = N_{кр} \left(\frac{\Delta \epsilon_{кр}}{\Delta \epsilon_m} \right)^d, \quad (IV.131)$$

где N_p и $(N_{кр})$ — среднее число циклов до разрушения, которое способен выдержать материал при данном температурном режиме соответственно в условиях «эластичного» и «жесткого» нагружения; $\Delta \epsilon_m$, $\Delta \epsilon_{кр}$ — упруго-пластическая деформация, возникающая в образце при данном температурном режиме соответственно в условиях «эластичного» и «жесткого» нагружений; d — параметр материала, не зависящий от температурного режима, для стали 1X18H9T $d = 2,89$, а для стали ЭИ607А $d = 4,89$.

Многочисленные исследования по изучению поведения материалов при многократных тепловых нагрузках в условиях одного и того же температурного режима и разной «жесткости» нагружения позволили изучить влияние формы температурного цикла. Анализ результатов (см. рис. 99, а) показывает, что при одинаковой величине пластической деформации и одинаковой средней температуре цикла число циклов до разрушения уменьшается с увеличением интервала температурного колебания. Данные этих экспериментов позволили выявить влияние колебания температуры на число циклов до разрушения. Обработка результатов показала, что на всех диапазонах механической деформации с увеличением диапазона колебания температуры число циклов до разрушения уменьшается. Из рассмотренных зависимостей следует, что интенсивность уменьшения сопротивления материалов термической усталости при одинаковых механических воздействиях и одинаковой средней температуре цикла тем больше, чем больше величина интервала колебания температуры цикла. Это свидетельствует о том, что само колебание температуры независимо от циклического нагружения влияет на выносливость материала.

Уменьшение сопротивления материала термической усталости с увеличением колебания температуры связано также с повышением интенсивности роста напряжений от цикла к циклу. Процесс стабилизации пластической деформации наступает значительно быстрее при меньших интервалах колебания температуры, и, по-видимому, при циклическом нагружении и постоянной температуре он наступает очень быстро [238, 250].

В исследованиях [178, 183] было показано, что для всех диапазонов колебания температуры с увеличением средней температуры цикла число циклов до разрушения уменьшается. Уменьшение числа циклов до разрушения при более высокой температуре цикла объясняется тем обстоятельством, что с увеличением средней температуры цикла изменение напряжения от цикла к циклу является более интенсивным вследствие более интенсивного упрочнения материала. Такое упрочнение происходит при большей

средней температуре цикла, что, очевидно, связано с некоторыми структурными изменениями, происходящими в материале при циклической деформации. В связи с этим при более высокой средней температуре цикла интенсивно падает величина пластической деформации от цикла к циклу, т. е. процессы циклического деформационного упрочнения протекают интенсивнее, материал становится менее пластичным и разрушение материала наступает раньше. Поэтому основной характеристикой нагруженности материала в условиях циклического теплового нагружения при равных температурных режимах может быть принята величина пластической деформации.

Исследования отдельного влияния механического и теплового воздействий [205, 206] на условия разрушения жаропрочных материалов при термоциклическом нагружении позволили получить обобщенную зависимость между долговечностью и величиной пластической деформации за полцикл:

$$N_p^a \Delta \epsilon_{пл}^* \exp \left[\frac{1}{2} (M_1 \Delta T + M_2 T_m) \right] = C, \quad (IV.132)$$

где C ; M_1 ; M_2 — постоянные материала.

Аналогичная зависимость была получена японскими исследователями [454, 463]. Данный анализ позволяет все результаты исследований привести к единой кривой термической усталости.

Таким образом, экспериментальные данные исследований [205, 206, 414—417, 442—459] свидетельствуют о том, что на термостойкость материала влияют не только механические воздействия, вызванные температурными циклами, но и параметры температурного цикла: максимальная и средняя температуры цикла и интервал температурного колебания. Поэтому, чтобы охарактеризовать способность материала сопротивляться знакопеременному тепловому нагружению, необходимо строить кривые термической усталости в координатах деформация — число циклов до разрушения для каждого температурного режима. Построив серию таких кривых для различных материалов, можно сопоставить их способность сопротивляться циклическому тепловому нагружению в идентичных механических и тепловых условиях.

Результаты исследований поведения материалов при многократных тепловых нагружениях в условиях знакопеременной текучести показывают, что разрушение наступает после накопления определенной величины пластической деформации. Во всех исследованиях накопленная пластическая деформация составляет сотни и десятки тысяч процентов, что намного превышает величину пластической деформации, которая может быть получена при статическом разрыве и соответствующей температуре, равной средней температуре цикла. Установлено, что величина накопленной пластической деформации до разрушения материала зависит от величины изменения интервала пластической деформации и интервала циклического знакопеременного напряжения за полцикл в рас-

смаатриваемом диапазоне теплосмен и аналитически описывается соответственно уравнениями

$$\lg S = \lg D - h \lg \Delta \varepsilon_{\text{пл}}^*; \quad (\text{IV.133})$$

$$\lg S = \lg H - b \lg \Delta \sigma^*, \quad (\text{IV.134})$$

где D, h, H, b — параметры, зависящие от физико-механических характеристик материала.

Обработка результатов исследований позволила установить между указанными параметрами следующие зависимости:

$$D = 0,5 \left(\frac{\eta}{\Delta T} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT \right)^{1+h}; \quad (\text{IV.135})$$

$$H = \frac{2^{1+b} \eta}{4^{1+bm} \Delta T} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT \left(\frac{\eta^*}{\Delta T} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \sigma_p(T) dT \right)^b; \quad (\text{IV.136})$$

$$b = \frac{h}{m}, \quad (\text{IV.137})$$

где m — коэффициент циклического деформационного упрочнения, определяемый из уравнения (IV.134); ΔT — интервал колебания температуры за цикл; $T_{\min}, T_{\max}$ — соответственно минимальная и максимальная температуры цикла; $\delta_p(T), \sigma_p(T)$ — соответственно характеристики пластичности и прочности материала при растяжении и данной температуре; η и η^* — параметры, учитывающие неравномерность распределения температуры вдоль оси образца.

Принимая допущение

$$S \approx 2N_p \Delta \varepsilon_{\text{пл}}^* \quad (\text{IV.138})$$

и используя уравнения (IV.133) и (IV.134), получаем

$$N_p^{\frac{m}{1+bm}} \Delta \varepsilon_{\text{пл}}^* = \left(\frac{D}{2} \right)^{\frac{1}{1+bm}}; \quad (\text{IV.139})$$

$$N_p^{\frac{m}{1+bm}} \Delta \sigma^* = \frac{H^{\frac{1}{b}}}{(2D)^{\frac{m}{1+bm}}}. \quad (\text{IV.140})$$

Выражения (IV.139) и (IV.140) позволили определить механику процесса термической усталости материалов и установить зависимость интервала изменения пластической деформации и напряжения за полуцикл от долговечности для всех пластичных материалов (рис. 101).

Было установлено, что для данного материала накопленная пластическая деформация до разрушения нелинейно зависит от величины пластической деформации за полуцикл, а для различных материалов при одинаковой величине пластической дефор-

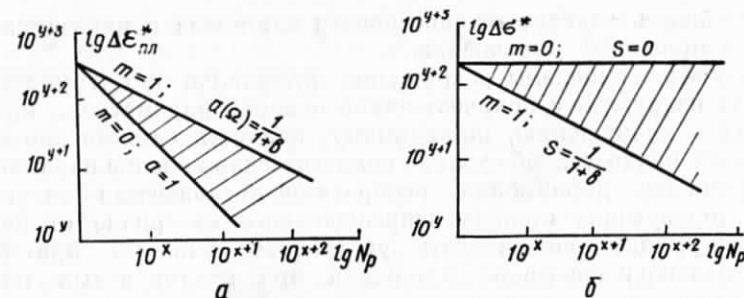


Рис. 101. Зависимость интервала изменения пластической деформации за полуцикл (а) и интервала изменения номинальной величины напряжения за полуцикл (б) от долговечности.

мации — от пластических свойств материала и способности его к упрочнению. Исследования [178, 179, 181] позволили дать относительную оценку сопротивления различных материалов действию многократных тепловых знакопеременных напряжений.

Если обозначить

$$\delta_p^* = \frac{\eta}{\Delta T} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT, \quad (\text{IV.141})$$

то выражение (IV.141) с учетом соотношения (IV.135) можно переписать в виде

$$\frac{\Delta \varepsilon_{\text{пл}}^*}{\delta_p^*} = \frac{1}{(4N)^{\frac{1}{1+bm}}}. \quad (\text{IV.142})$$

Зависимость (IV.142) графически представлена на рис. 102, из которого видно, что в данных условиях испытания ($T_m = 400^\circ \text{C}$) пластическая деформация всех исследуемых материалов находится в рассматриваемом диапазоне (штриховые линии). Результаты исследований

накопления пластических деформаций при многократных тепловых нагружениях, вызывающих знакопеременную текучесть материала, показали, что для упрочняющихся материалов накопленная пластическая деформация до разрушения является нелинейной функцией величины пластической деформации за полуцикл, причем

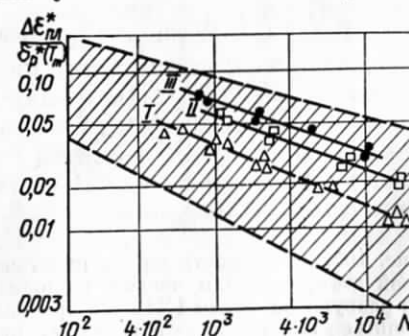


Рис. 102. Зависимость интервала изменения пластической деформации от числа циклов до разрушения для пластичных материалов: I — 1Х18Н9Т, II — ЭИ607А, III — ЭИ10.

нелинейность зависит от способности материала к циклическому деформационному упрочнению.

Изучение проблемы разрушения материалов при термоциклических нагрузках с количественной оценкой параметров, приводящих к разрушению, по-видимому, является единственно правильным подходом, ибо только количественная оценка параметров (напряжение, деформация, необратимо поглощаемая энергия), характеризующих степень повреждаемости материала от цикла к циклу, дает возможность установить основные критерии, определяющие поведение материала при многократных тепловых нагрузках, а также вскрыть физико-механическую природу этого сложного процесса.

7. Влияние временных факторов на число циклов до разрушения материалов при теплосменах

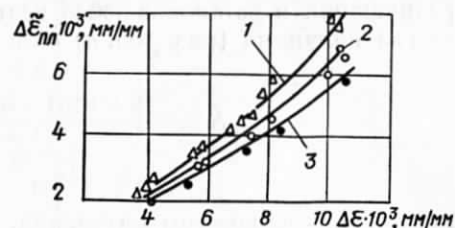
Долговечность металла при многократных нагревах и охлаждениях зависит от величины знакопеременных пластических деформаций, вызванных знакопеременными тепловыми напряжениями. Однако при достаточно высокой температуре цикла и особенно при наличии дополнительных механических нагрузок появляется ползучесть металла, а при достаточно больших выдержках в области максимальных температур наблюдается релаксация напряжений. Проведенные в этой области исследования [10, 64, 98, 181, 253, 416] показывают, что не учитывать влияние временных факторов при оценке долговечности металла в указанных условиях нельзя. Многие исследователи [98, 253] определяли долговечность материала, работающего в условиях термической усталости при наличии ползучести по формуле Коффина $N_p^a \Delta \epsilon_{пл} = M$ при замене $\Delta \epsilon_{пл} = \Delta \epsilon_{пл}$, с учетом того, что



Рис. 103. Зависимость между пластической деформацией и числом теплосмен до разрушения стали 1Х18Н9Т при различных выдержках образца t_B при максимальной температуре и различных интервалах колебания температуры ΔT :

I — $t_B = 0$ сек; II — $t_B = 120$ сек; III — $t_B = 240$ сек; I — $\Delta T = 600$ град; 2 — $\Delta T = 500$ град; 3 — $\Delta T = 400$ град; 4 — $\Delta T = 300$ град; 5 — $\Delta T = 200$ град.

Рис. 104. Зависимость между установившейся пластической деформацией и пластической деформацией за цикл изменения температуры для различных значений выдержки образца при T_{max} в случае установившегося режима: 1 — $t_B = 0$; 2 — $t_B = 120$ сек; 3 — $t_B = 240$ сек.



при максимальной температуре цикла свидетельствует о том, что рекомендованная гипотеза не всегда подтверждается. Даже при незначительных выдержках долговечность металла значительно ниже расчетной. Это объясняется тем, что коэффициенты a и M зависят от формы температурного цикла (рис. 103):

t_B , сек	0	120	240
a	0,415	0,340	0,278
M	0,1106	0,050	0,0265

Исследования проводились по методике, изложенной в [181] где продолжительность цикла варьировалась путем различной выдержки образца при максимальной температуре и данных граничных условиях. Результаты исследований показали, что при одном и том же температурном колебании, а следовательно, при одной и той же величине упруго-пластической деформации чем больше время выдержки образца при максимальной температуре цикла, тем меньше число циклов до разрушения. Это объясняется тем, что в данном случае процессы накопления пластических деформаций, а значит, и процессы циклического деформационного упрочнения протекают более интенсивно. После определенного числа циклов теплового нагружения пластическая деформация за цикл тем меньше (материал становится менее пластичным, рис. 104), чем больше выдержка образца при максимальной температуре цикла. В рассматриваемом диапазоне выдержек образца в случае малых деформаций все кривые (сталь 1Х18Н9Т) сходятся. Это свидетельствует о том, что при малых деформациях выдержка образца в условиях максимальной температуры цикла оказывает меньшее влияние на пластичность материала, а при больших деформациях это влияние может быть существенным. Обработка полученных результатов позволила установить зависимость между долговечностью и пластической деформацией:

$$N^a \left(1 - \frac{a}{a} t_B\right) \Delta \epsilon_{пл} = M \exp(-\bar{M} t_B) \quad (IV.143)$$

при

$$t_B = 0; \Delta \epsilon_{пл} = \Delta \epsilon_{пл}; \Delta \epsilon_{пл} = 0.$$

Эта зависимость совпадает с известной формулой Коффина. Зависимость между накопленной пластической деформацией до

разрушения и установившейся величиной пластической деформации за полуцикл (рис. 105, а) описывается уравнением

$$\tilde{S} = \frac{2 M \exp(-M t_B) \frac{1}{a \psi(t_B)}}{\frac{1 - a \psi(t_B)}{\Delta \varepsilon_{пл} a \psi(t_B)}}, \quad (IV.144)$$

где M , a — параметры материала, входящие в уравнение термической усталости при $t_B = 0$; $\psi(t_B)$ — функция, учитывающая влияние ползучести на процессы накопления пластической деформации при термоциклическом нагружении, в явном виде она определяется из эксперимента.

Согласно рис. 105, а при одном и том же температурном колебании ΔT , а следовательно, при одной и той же величине упруго-пластической деформации $\Delta \varepsilon_{пл}$ значение накопленной пластической деформации до разрушения тем меньше, чем больше величина времени выдержки образца при максимальной температуре цикла. Зависимость накопленной пластической деформации до разрушения от числа теплосмен (рис. 105, б) описывается уравнением

$$\tilde{S} = 2M \exp(-\bar{M} t_B) N_p^{1-a \psi(t_B)}. \quad (IV.145)$$

Приведенные результаты исследований показывают, что накопленная пластическая деформация до разрушения зависит от формы температурного цикла. Пластическая деформация, возникающая вследствие кратковременного воздействия тепловых напряжений, и пластическая деформация ползучести, возникшая вследствие продолжительности выдержки материала при максимальной температуре, оказывают различное влияние на долговечность металла.

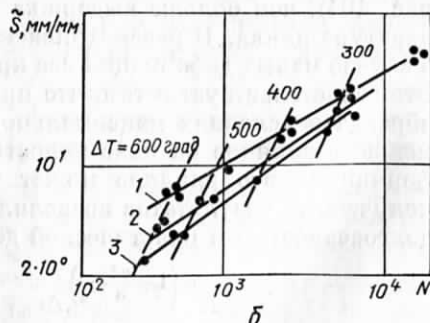
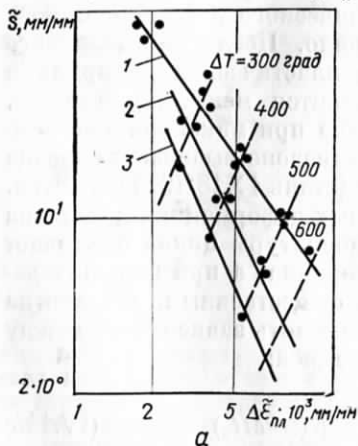


Рис. 105. Зависимость накопленной пластической деформации от величины пластической деформации за полуцикл (а) и от числа теплосмен (б) для стали 1X18H9T в зависимости от различных значений выдержки:

1 — $t_B = 0$; 2 — $t_B = 120$ сек; 3 — $t_B = 240$ сек.

Объясняется это тем, что процессы накопления пластических деформаций до разрушения протекают по-разному. Поэтому более правильно оценивать долговечность материала в условиях термоусталости и ползучести по формуле

$$\frac{\bar{N}_p}{N_p} = \Phi(\tilde{\gamma}_T, \Delta T, T_m, \tau), \quad (IV.146)$$

где N_p — среднее число теплосмен до разрушения при данных граничных условиях и данном температурном режиме без выдержки об-

разца при максимальной температуре цикла ($\tilde{\gamma}_T = 1$, $\bar{\gamma}_T = 0$); $\bar{N}_p$ — среднее число теплосмен до разрушения при том же температурном режиме и тех же граничных условиях с выдержками при максимальной температуре цикла ($\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$); $\Phi(\tilde{\gamma}_T, \Delta T, T_m, \tau)$ — функция, учитывающая влияние ползучести на термоусталость, определяемая экспериментально (рис. 106). Приведенные результаты позволили установить данную функцию в виде

$$\Phi(\tilde{\gamma}_T, \Delta T, T_m, \tau) = \exp[-C(\Delta T) \tau (1 - \tilde{\gamma}_T)], \quad (IV.147)$$

где $C(\Delta T)$ — параметр материала, зависящий от ΔT при данной средней температуре, и для стали 1X18H9T, имеющий следующие значения:

ΔT , град	600	500	400	300
$C(\Delta T)$	3,30	2,54	1,81	1,58

При $\tilde{\gamma}_T = 1$ имеем $\Phi(\tilde{\gamma}_T, \Delta T, T_m, \tau) = 1$ и в этом случае разрушение происходит вследствие повреждаемости от термической усталости. При $\tilde{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$ имеем $0 < \Phi(\tilde{\gamma}_T, \Delta T, T_m, \tau) < 1$, в данном случае разрушение происходит вследствие повреждаемости от термической усталости и ползучести, которые, строго говоря, разделить невозможно. При $\tilde{\gamma}_T \rightarrow 0$; $\tau \rightarrow \infty$ $\Phi(\tilde{\gamma}_T, \Delta T, T_m, \tau) = 0$, в этом случае разрушение следует ожидать вследствие повреждаемости от изотермической ползучести.

Таким образом, долговечность материала, работающего в условиях термической усталости, зависит от температурного режима и граничных условий, а при данном температурном режиме

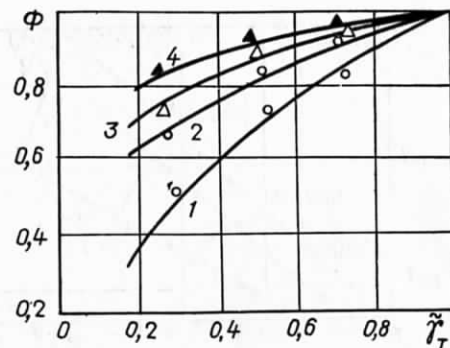


Рис. 106. Влияние ползучести на термическую усталость стали 1X18H9T при $T_m = 400^\circ \text{C}$ и различных значениях ΔT , град:
1 — 600; 2 — 500; 3 — 400; 4 — 300.

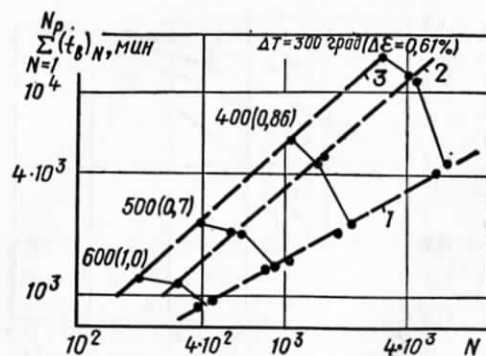


Рис. 107. Зависимость суммарного времени до разрушения от числа циклов:
1 — $t_B = 0$; 2 — $t_B = 120$ сек; 3 — $t_B = 240$ сек.

($T_m = \text{const}$) и данных граничных условиях — от формы цикла изменения температуры ($\bar{\gamma}_T + \bar{\gamma}_T = 1$). Если долговечность определяется не числом циклов, а временем до разрушения,

то необходимо строить диаграммы, характеризующие зависимость суммарного времени до разрушения от числа циклов (рис. 107). Из диаграммы следует, что в рассматриваемом диапазоне выдержек в условиях максимальной температуры цикла с увеличением времени выдержки образца суммарное время до разрушения возрастает, причем увеличение его при постоянной упруго-пластической деформации зависит от продолжительности температурного цикла. В работе [253] на основании экспериментальных данных исследования сопротивления жаропрочных материалов термической усталости при различной длительности цикла предложен способ оценки сопротивления разрушения путем использования характеристик длительной прочности. Действительно, если использовать видоизмененную формулу Коффина путем введения в нее длительности температурного цикла [10] в виде

$$N = \frac{1}{(4\tau)^b} \left(\frac{M}{\Delta\epsilon} \right)^{\frac{1}{a}} \quad (\text{IV.148})$$

и представить данное уравнение следующим образом:

$$N^a \Delta\epsilon = \frac{M}{(4\tau)^{ba}} = A \quad (\text{IV.149})$$

или

$$N\tau^b = \frac{1}{4^b} \left(\frac{M}{\Delta\epsilon} \right)^{\frac{1}{a}} = B, \quad (\text{IV.150})$$

а также согласно исследованиям [10] принять, что величины M и a — постоянные, зависящие лишь от материала и интервала температурного цикла, а b — величина, не зависящая от значения $\Delta\epsilon$, то для различных, но постоянных значений $\Delta\epsilon$ уравнение (IV.150) будет описывать семейство параллельных линий зависимости τN .

Однако экспериментальные данные показывают [253], что такая зависимость выполняется не всегда. Это видно из рис. 108 и 109, на которых приведены результаты испытаний на термоуста-

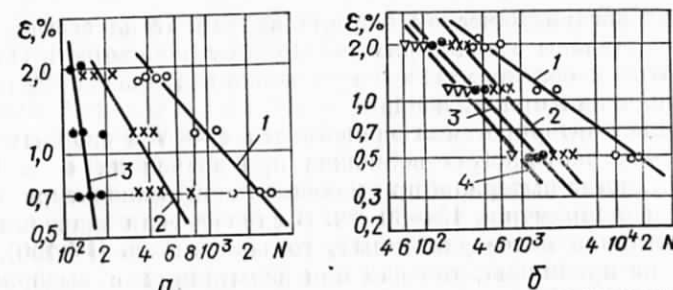


Рис. 108. Кривые термической усталости сталей 1X18H9T (a) и ЭИ481 (б) при $T_{\text{max}} = 700^\circ\text{C}$ и различной продолжительности цикла τ , мин [253]:
1 — 1,3; 2 — 2,8; 3 — 12; 4 — 120.

лость стали 1X18H9T и сплава ЭИ481 при различных значениях длительности цикла при $\Delta\epsilon = \text{var}$, $\tau = \text{const}$ по уравнению (IV.149). Если на рис. 109 кривые заменить прямыми, то соответствующие постоянные показывают, что в уравнении (IV.150) значения коэффициента b для данной температуры изменяются и в значительной степени зависят от деформации $\Delta\epsilon$. В то же время из рис. 108 видно, что для различных значений τ сохраняется линейная зависимость $\epsilon - N$ в двойных логарифмических координатах. Эксперименты показывают, что с увеличением максимальной температуры цикла от 700 до 800°С характер зависимости не изменяется. Данное обстоятельство сохраняется и при увеличении диапазона длительности цикла до 120 мин (рис. 108, б).

Кроме того, из структуры уравнения (IV.148) следует, что для каждого значения $\Delta\epsilon = \text{const}$ зависимость $\tau - N$ принимается в виде формулы (IV.150), где b и a — постоянные. Анализ данных, приведенных в работе [253], показывает, что кривые $\tau - N$

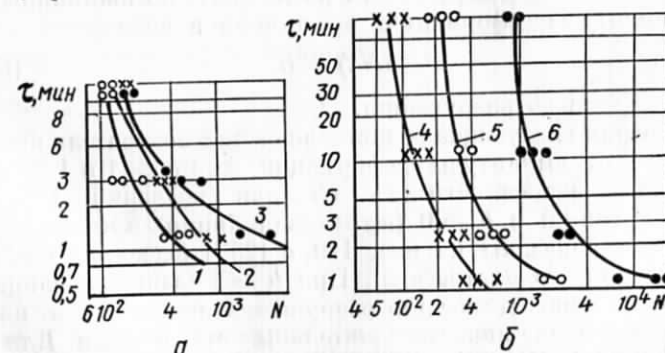


Рис. 109. Влияние длительности температурного цикла на сопротивление термической усталости сталей 1X18H9T (a) и ЭИ481 (б) при $T_{\text{max}} = 700^\circ\text{C}$ и различных значениях $\Delta\epsilon$, % [253]:
1 — 1,9; 2 — 1,18; 3 — 0,70; 4 — 2; 5 — 1,2; 6 — 0,5.

в двойной логарифмической системе координат не всегда могут быть представлены в виде прямых. Поэтому зависимость (IV.150) может быть использована в определенном диапазоне длительности цикла как приближенная.

Линейная интерпретация зависимости $\tau - N$ в двойных логарифмических координатах возможна при значениях $\tau \geq 1,5 \div 2,0$ мин, когда выдержка при максимальной температуре цикла не превышает примерно 15–30 сек. В случае, если значения длительности цикла менее указанных, то зависимость (IV.150), как правило, не приемлема, так как при испытаниях с выдержками при максимальной температуре цикла в образце развиваются значительные деформации ползучести, приводящие к релаксации термических напряжений. Поэтому при испытаниях на термическую усталость с выдержками при максимальной температуре цикла показатель в уравнении Коффина существенно отличается от полученного (0,5) в работах Мэнсона и Коффина. Для оценки влияния длительности цикла на сопротивление термической усталости целесообразно использовать соотношения (IV.143), так как M и a зависят от длительности цикла.

Для определения ресурса работы деталей, подвергаемых действию термоциклических нагрузок, необходимо знать число циклов или время до разрушения. Для расчета запаса прочности по числу циклов до разрушения нужно построить семейство кривых термической усталости материала детали для различных значений длительности температурного цикла в координатах амплитуда деформации — число циклов до разрушения, а для расчета запаса прочности по времени до разрушения следует построить зависимость между длительностью цикла и временем до разрушения материала. Для установления зависимости времени до разрушения материала от длительности температурного цикла уравнение (IV.150), справедливое для различных, но постоянных значений амплитуды деформации, представим в виде

$$\tau^{b-1} (N\tau) = B, \quad (IV.151)$$

где $N\tau$ — время до разрушения.

Рассмотрим следующие области значений показателя степени b , зависящего от амплитуды деформации $\Delta\epsilon$: $b \geq 1$ и $1 > b \geq 0$. Характерные зависимости $\tau - N\tau$ для значений $1 > b > 0$ (сплошная линия) и $b = 0$ (штриховая линия) при $\Delta\epsilon = \text{const}$; $t_{\max} = \text{const}$ показаны на рис. 110, а [253] (здесь α , β — время в минутах или его логарифмы). При $b \geq 1$ (заштрихованная область) время, необходимое для разрушения, не зависит от циклической и разрушение является длительным статическим. Для сплавов Нимоник 90, ЭИ437Б и ВЖ98, сталей 1Х18Н9Т и ЭИ481 такие зависимости показаны на рис. 110, б. Причем для сплава ЭИ437Б с увеличением τ наблюдается даже уменьшение длительности до разрушения, что соответствует значению $b > 1$. При $b < 1$ с увеличением длительности цикла время до разрушения должно воз-

растать, а это указывает на то, что изменение длительности температурного цикла может оказывать различное влияние на время до разрушения в зависимости от характеристик материала, а также формы температурного цикла и уровня температур. В случаях термоциклического нагружения с различной длительностью температурного цикла условия прочности необходимо рассматривать [248] исходя из схемы расположения предельных линий разрушения в координатах $\tau - N\tau$. При оценке длительности статического повреждения приближенно можно учитывать лишь суммарное время выдержки при максимальной температуре цикла. Наиболее это справедливо при увеличении длительности цикла, так как время переходных процессов в этом случае становится все менее существенным. При выдержке в условиях максимальной температуры цикла приближенно величина термического напряжения принимается постоянной в течение выдержки, хотя в действительности это напряжение уменьшается со временем и особенно в условиях «жесткого» нагружения. В этом случае суммарное время пребывания образца под напряжением определяется зависимостью $t = N\tau$.

Предполагается, что реверсирование нагрузки в каждом цикле не увеличивает сопротивление материалов длительному статическому повреждению, а лишь уменьшает, т. е. время до разрушения, определенное как $N\tau$, всегда меньше значения t_p , найденного при длительном статическом разрушении. Если использовать уравнения $t < t_p$ для каждого значения амплитуды деформации, то предельную кривую можно представить по критерию длительного статического разрушения в виде $\tau N = t_p$. Зависимость времени до разрушения от длительности цикла на рис. 110, а показана в виде прямой, которая наклонна вследствие снижения σ с увеличением τ при испытании с жестким нагружением ($\Delta\epsilon = \text{const}$). Кривые, определяющие разрушение, когда проявляется влияние

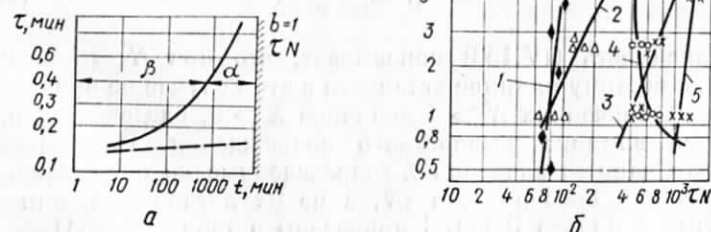


Рис. 110. Схема определения условий разрушения при термоциклической усталости (а) и зависимость времени до разрушения от длительности температурного цикла для различных материалов (б) [253]:

1 — Нимоник 90, $T_{\max} = 920^\circ \text{C}$; 2 — ВЖ98, $T_{\max} = 950^\circ \text{C}$; 3 — ЭИ481, $T_{\max} = 700^\circ \text{C}$; 4 — ЭИ437Б, $T_{\max} = 800^\circ \text{C}$; 5 — 1Х18Н9Т, $T_{\max} = 750^\circ \text{C}$.

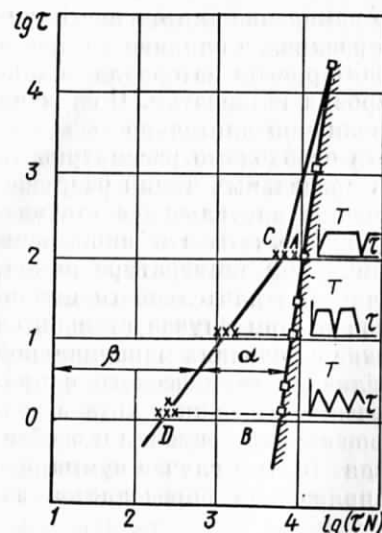


Рис. 111. Кривые термической усталости и длительной прочности для стали ЭИ481 при $T_{\max} = 700^\circ \text{C}$.

уменьшения величины напряжения с ростом длительности цикла в условиях «жесткого» нагружения при данном $\Delta T = T_{\min} \rightleftharpoons T_{\max}$ в цикле является наклонной. Зависимость коэффициента λ от длительности цикла и числа циклов может быть выражена следующим образом:

$$\lambda = 1 - \frac{\lg(\tau N)}{\lg t_p}, \quad (\text{IV.152})$$

откуда

$$N = \frac{t_p^{1-\lambda}}{\tau}. \quad (\text{IV.153})$$

Зависимость (IV.153) показывает, что при $N = 1$ величина $\lambda = 0$, а поэтому влияние усталости в этом случае не проявляется. При всех значениях $N > 1$ величина $\lambda > 0$, следовательно, проявляется влияние усталостного повреждения. Полученные по опытным данным значения λ (определенные по отношению соответствующих времени t_p и τN , а не их логарифмов) для стали 1X18H9T и сплава ЭИ437Б приведены в табл. 10 [253].

Приведенные данные свидетельствуют о слабой зависимости величины λ от амплитуды деформации и значительной ее зависимости от длительности цикла и температуры. Это позволяет сделать вывод, что при действии на материал термоциклической нагрузки в случае выдержки при максимальной температуре цикла условия разрушения материала характеризуются сопротивлением

цикличности ($1 > b \geq 0$), располагаются в области $0 < t < t_p$. Степень удаления по горизонтали точек этих кривых от вертикали $\tau N = t_p$ характеризует влияние усталостного эффекта на сопротивление разрушению. При увеличении длительности цикла уменьшается число циклов до разрушения, а следовательно, влияние усталостного повреждения уменьшается. Влияние усталостного эффекта может быть выражено отношением, зависящим от величины (рис. 110, а) $\lambda = \frac{\alpha}{\alpha + \beta}$.

Для стали ЭИ481 при температуре 700°C с целью уточнения схемы, приведенной на рис. 110, а, на рис. 111 показано расположение кривых длительной прочности АВ и термической усталости СД [253]. Кривая длительной прочности АВ вследствие некоторого

Таблица 10

Материал	$T_{\max}, ^\circ \text{C}$	$\Delta \varepsilon, \%$	$\tau, \text{мин}$				
			1	2	3	5	10
1X18H9T	700	0,7	0,83	0,79	0,76	0,70	0,63
	—	1,0	0,81	0,77	0,71	0,67	0,60
	—	2,0	0,87	0,84	0,75	0,68	0,59
ЭИ437Б	750	—	0,87	0,83	0,72	0,64	0,47
	800	—	0,93	0,87	0,80	0,68	0,51
	850	—	0,96	0,93	0,90	0,80	0,58

длительному статическому разрушению с учетом влияния цикличности нагружения. Влияние усталости в значительной степени обусловлено длительностью цикла: с увеличением длительности цикла и уменьшением числа циклов до разрушения оно уменьшается.

Разрушение жаропрочных материалов при термоциклических нагрузках, вызывающих знакопеременное пластическое течение и ползучесть, связано с процессами накопления пластических деформаций и истощением пластичности, которые в значительной степени зависят от продолжительности температурного цикла и особенно от выдержек образца при максимальной температуре. Разрушение в этих условиях происходит в результате повреждения материала от термоусталости и ползучести, разделить которые, строго говоря, нельзя, так как они взаимосвязаны.

8. Повреждаемость материалов при термоциклическом нагружении

В реальных условиях детали машин, подвергаемые циклическому тепловому воздействию, испытывают спектр циклических термических напряжений, отличных как по величине, так и по продолжительности нагружения. Методика с варьируемой «жесткостью» нагружения [100, 140, 241, 245, 267, 271] позволила авторам провести серию исследований по разрушению материалов в условиях одного и того же температурного режима с различными значениями задаваемых деформаций, а следовательно, и напряжений, т. е. получить спектр термических напряжений (деформаций), отличных по величине и продолжительности нагружения, и тем самым изучить процессы накопления повреждаемости при нестационарных режимах.

Вопросы о накоплении повреждаемости при механической усталости освещены во многих работах, особенно в [240]. Большой интерес представляет также гипотеза Р. Д. Ваганова [26]

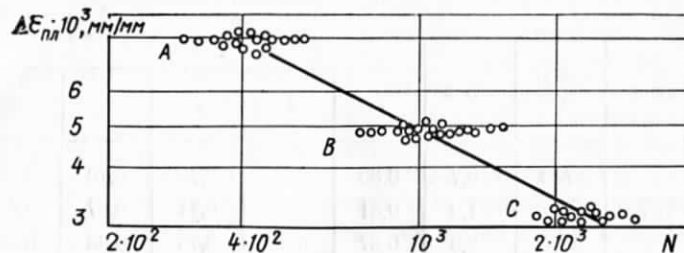


Рис. 112. Зависимость между N и $\Delta\epsilon_{\text{пл}}$ для стали 1X18H9T.

о равной вероятности разрушения равнопрочных образцов при различных режимах механической усталости. Однако условия работы материала при термоциклическом нагружении отличаются от условий, в которых изучалось накопление повреждаемости в указанных исследованиях. Циклические термические напряжения определяются в основном величиной стесненной деформации (постоянная амплитуда деформации), в то время как эксперименты при механической усталости проводились с заданной амплитудой напряжений. Существенным моментом также является влияние циклически меняющейся температуры на процесс накопления повреждаемости при термоциклическом нагружении.

Исследования [66, 67, 68, 267—271] по накоплению повреждаемости при термоциклическом нагружении проводились при одном и том же температурном режиме, но при разных граничных условиях, определяемых различной «жесткостью» нагружения. При этом режимы отличались величиной циклической пластической деформации. Результаты испытаний показаны на рис. 112 (A — $\Delta\epsilon_{\text{пл}} = 0,78\%$; B — $\Delta\epsilon_{\text{пл}} = 0,48\%$; C — $\Delta\epsilon_{\text{пл}} = 0,31\%$). Зависимость между N и $\Delta\epsilon_{\text{пл}}$ после обработки по методу наименьших квадратов может быть описана уравнением

$$N^{0,496} \Delta\epsilon_{\text{пл}} = 0,152, \quad (\text{IV.154})$$

что позволило осуществить переход с более «мягкого» режима на более «жесткий» (с режима B на режим A) и наоборот (с режима B на режим C). Переход осуществлялся на разных ступенях работы в начальном режиме, т. е. при различных отношениях $\frac{n_n}{N_p}$

($\frac{n_n}{N_p} = 0,3; 0,5; 0,7$), где N_p — число циклов до разрушения в начальном режиме, определяемое из кривой термической усталости (рис. 112); n_n — число циклов знакопеременного термоциклического нагружения в начальном режиме.

Результаты исследований [66—68, 182, 267—271] позволили установить зависимость между повреждаемостью $1 - \frac{n_n}{N_p}$ и от-

носительным числом циклов $\frac{n_n}{N_p}$, показанную на рис. 113. Из рисунка видно, что гипотеза Майнера [406] не выполняется, ибо если бы гипотеза Майнера была справедлива, то зависимость $1 - \frac{n_n}{N_p}$ от $\frac{n_n}{N_p}$ описывалась бы прямой линией, проходящей через начало координат под углом 45° . Долговечность зависит от последовательности перехода с одного режима на другой и может быть определена в виде функции усталостного повреждения

$$\frac{n_n}{(N_p)_n} + \frac{n_k}{(N_p)_k} \geq 1, \quad (\text{IV.155})$$

где n_n — среднее число циклов теплового нагружения в начальном режиме (режим B); n_k — среднее число циклов знакопеременного термоциклического нагружения в конечном режиме (режим A или C); $(N_p)_n$ — число циклов до разрушения в начальном режиме (режим B); $(N_p)_k$ — число циклов до разрушения в конечном режиме (режим A или C); $(N_p)_n$ и $(N_p)_k$ определялись по методу наименьших квадратов из кривой термической усталости (см. рис. 112).

При одной и той же вероятности разрушения при переходе с более «жесткого» на менее «жесткий» режим наблюдается более интенсивное повреждение, а при переходе с менее «жесткого» режима на более «жесткий» — менее интенсивное повреждение, чем это следует из линейного закона суммирования повреждаемости. Все исследования показали существование разброса данных в значениях долговечности и особенно при сочетании различных режимов. Кривые накопления повреждаемости, показанные на рис. 113, построены по усредненным значениям. Разброс данных всегда представлял серьезную проблему при сборе сведений о разрушении металлов при циклическом нагружении. Поэтому для полного изучения вопроса о накоплении повреждаемости необходимо проводить статистический анализ результатов испытаний большого числа образцов с определением границ рассеивания.

Оценка экспериментальных результатов [26, 66—68, 140, 182, 240, 245, 267—275] разброса по разрушению образцов, подвергавшихся термоциклическому нагружению, вызывающих знакопеременное

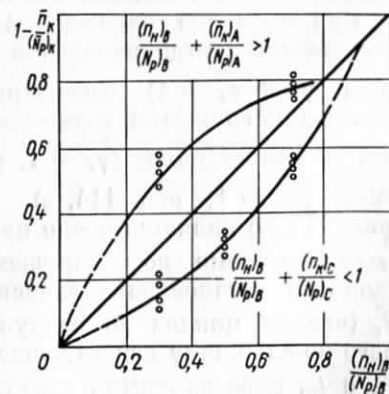


Рис. 113. Накопление повреждаемости при сочетании различных режимов.

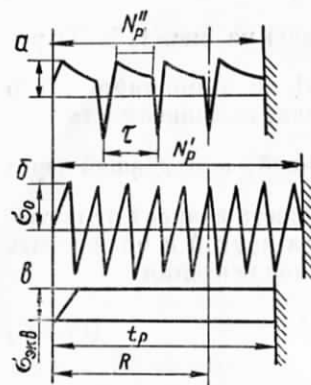


Рис. 114. Схема к выводу уравнения суммирования повреждений при термоциклической нагрузке.

течение каждого температурного цикла. Действие длительного статического повреждения в общем термоусталостном повреждении приводит к тому, что термоусталостные повреждения необходимо рассматривать как некоторую сумму статического и циклического повреждений. В исследованиях [63] приведены закономерности суммирования статических и циклических повреждений. На рис. 114, а показан цикл изменения термических напряжений при наличии выдержки при максимальной температуре цикла в течение времени t_p [63]. В данном случае циклическое повреждение накапливается от цикла к циклу в течение N_p циклов, характеризующих разрушение, а статическое повреждение накапливается в каждом цикле в течение времени t_p .

Суммирование повреждений в общем случае термоциклического нагружения (когда изменение температуры описывается уравнением $\bar{\gamma}_T + \gamma_T = 1$) рассматривалось как суммирование двух простых нагружений термоциклического нагружения без статических повреждений ($\bar{\gamma}_T = 1$, рис. 114, б) и статических повреждений ($\bar{\gamma}_T = 1$, рис. 114, в). Характеристикой режима $\bar{\gamma}_T = 1$ (рис. 114, б) является число циклов до разрушения N_p , а режима $\bar{\gamma}_T = 1$ — время до разрушения t_p . Целью исследований [63] являлось установление зависимости между искомой величиной N_p (числом циклов до разрушения материала детали, работающего по сложному режиму, рис. 114, а) и известными величинами N_p' и t_p , определяемыми заранее из опытов на термоусталость и длительную прочность.

Формула суммирования выводится исходя из предположения об одинаковой максимальной температуре цикла и при соответ-

ствие, показала, что распределение долговечностей образцов имеет верхнюю и нижнюю границу. Экспериментальные точки, соответствующие логарифмам долговечностей, с учетом случайного отклонения удовлетворительно укладываются на кривые, которые характеризуются двусторонним усеченным нормальным распределением. При этом степень усечения растет с увеличением «жесткости» нагружения. Дисперсия в более «жестком» режиме меньше, чем в менее «жестком». Сопротивление материалов термоциклическому нагружению при длительном действии термонапряжений имеет свои особенности, которые выражаются, в первую очередь, в проявлении длительного статического повреждения в

Таблица 11

Материал	T, °C	σ_0 , кг/мм ²	t_b , мин	$\frac{C}{b}$
ЭИ437Б	700—850	12—16	1,5—10,7	$\frac{1/6-1/3}{1/4-1/2}$
1Х18Н9Т	700—800	11—27	1,5—10,7	$\frac{1/3-1}{1/2-1}$
ЭИ617	800—900	19—58	1,5—10,7	$\frac{1/8-1/4}{1/3-1}$
ЭИ481	600—700	14—35	1,5—120	$\frac{1/4-1}{1/2-1}$
ВЖ98	950	17—37	1,5	$\frac{1}{1}$
ЖС6К	900	49—58	1,5—10,7	$\frac{1}{1/3}$
ЭИ867	800—950	45—60	5,7	$\frac{1/5}{1/4}$

ствующих значениях напряжений для трех режимов, схематически изображенных на рис. 114. При этом в режимах а и б напряжения одинаковы, а в режиме в напряжения подсчитываются как эквивалентная величина релаксирующего напряжения за интервал t_b по уравнениям простого линейного суммирования с учетом особенностей циклической релаксации термонапряжений. В этом случае релаксация в стабилизированном цикле характеризуется иными значениями постоянных закона релаксации, чем в первом цикле, поэтому эти постоянные должны быть определены для стабилизированного цикла. Общее повреждение в этом случае имеет вид

$$\left(\frac{\tau_\Sigma}{t_p}\right)^a + \left(\frac{N_p''}{N_p'}\right)^b = 1, \quad (IV.156)$$

где $\frac{\tau_\Sigma}{t_p}$ — доля статического повреждения за время $\tau_\Sigma = t_b N_p''$; $\frac{N_p''}{N_p'}$ — доля термоусталостного повреждения за N_p' циклов.

Из уравнения (IV.156) следует условие, определяющее термоциклическое повреждение в общем случае разрушения [63]:

$$N_p'' = \sqrt{(N_p')^b + \frac{(N_p')^b}{t_p^C} \tau_\Sigma^C}. \quad (IV.157)$$

Коэффициенты b и C находят из эксперимента, их значения для некоторых материалов приведены в табл. 11 [63], откуда видно, что C и b для исследуемых материалов изменяются в ограниченных

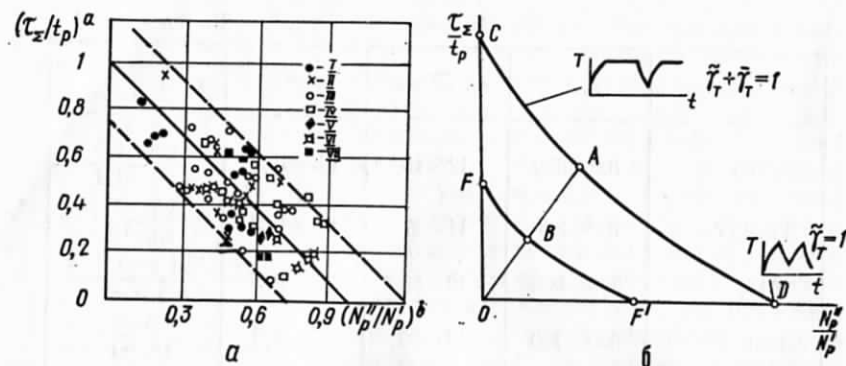


Рис. 115. Сводный график экспериментальных данных по суммированию статических и циклических повреждений (а) и схема к выводу запаса прочности при термоциклическом нагружении (б):
I — ЭИ437Б; II — 1Х18Н9Т; III — ЭИ617; IV — ЭИ481; V — ВЖ98; VI — ЖС6К; VII — ЭИ867.

пределах. Результаты эксперимента, обработанные в соответствии с уравнением (IV.156), показаны на рис. 115, а, где нанесены экспериментальные точки для всех исследуемых материалов [63]. Таким образом, уравнение (IV.157) при известных C и b позволяет определять число циклов до разрушения материала, работающего по сложному циклу термоциклического нагружения. Поскольку в уравнении (IV.156) C и b меньше единицы, диаграмма предельного состояния материала описывается кривой CAD гиперболического типа (рис. 115, б), позволившей авторам работы [63] получить уравнение для расчета запаса прочности при длительном термоциклическом нагружении:

$$\left(\frac{n}{n_t^R}\right)^c + \left(\frac{n}{n_N^R}\right)^b = 1, \quad (IV.158)$$

где n_t^R ; n_N^R — запасы по статической прочности (долговечности) и термоусталости (при $\tilde{\gamma}_T = 1$), определенные для заданного ресурса R . Величина запаса прочности при длительном термоциклическом нагружении может быть определена графически (рис. 115, б) как отношение отрезков OA и OB . Диаграмма допускаемого состояния материала описывается кривой FBF' .

9. Необратимо поглощаемая энергия при циклическом тепловом нагружении металла и ее связь с долговечностью

Для понимания механизма разрушения металлов при многократных тепловых нагружениях необходимо изучать изменения, которые могут произойти в характеристиках материала. К наиболее важным и интересным изменениям следует

Рис. 116. Изменение необратимо поглощаемой энергии от цикла к циклу при термоциклических нагрузках:
I — 1Х18Н9Т; II — ЭИ607А; III — ЭИ10.

отнести те, которые происходят в форме и размерах петли гистерезиса, площадь которой характеризует удельную необратимо поглощаемую энергию, израсходованную в основном на изменение внутренней структуры материала. Величина удельной необратимо поглощаемой энергии металлом при циклических тепловых нагрузках, вызывающих знакопеременную пластичность при произвольном N -м цикле нагружения, может быть подсчитана графически (см. рис. 90) или аналитически:

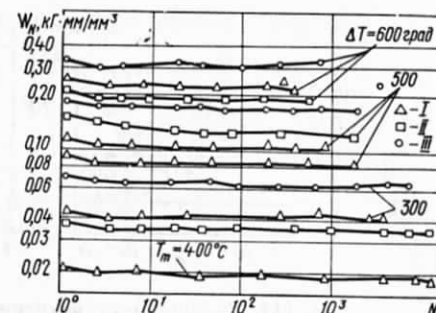
$$W_N = \int_{\Delta \varepsilon}^0 \tilde{\sigma}_N(\varepsilon) d\varepsilon + \int_0^{\Delta \varepsilon} \tilde{\sigma}_N(\varepsilon) d\varepsilon. \quad (IV.159)$$

Используя зависимости (IV.86) и (IV.87), выражение для определения удельной необратимо поглощаемой энергии металлом при N -м цикле теплового нагружения в условиях знакопеременной текучести при постоянной величине упруго-пластической деформации ($\Delta \varepsilon = \text{const}$) запишем так:

$$W_N = \frac{\Delta \varepsilon^{P_N+1}}{P_N+1} \left\{ \frac{P_N-1}{P} g_N \pm |\delta_N| \right\}, \quad (IV.160)$$

где $\Delta \varepsilon$ — интервал упруго-пластической деформации; P_N , g_N — параметры пластичности материала, определяемые из диаграмм циклического деформирования (см. рис. 93). Из приведенных диаграмм деформирования видно, что величина энергии пластической деформации изменяется от цикла к циклу, причем это изменение, как следует из выражения (IV.154), зависит от способности материала к циклическому деформационному упрочнению. Как изменяется удельная необратимо поглощаемая энергия от цикла к циклу для некоторых материалов при различных температурных режимах, показано на рис. 116. Интенсивности изменения величины удельной необратимо поглощаемой энергии от цикла к циклу зависит от физико-механических характеристик материала, а также от параметров теплового режима. Исследования показали, что после определенного числа циклов ($N = N^*$) площадь петли гистерезиса, характеризующая величину удельной необратимо поглощаемой энергии в единице объема, изменяется от цикла к циклу незначительно, так как в этом случае $\delta_{N^*} \rightarrow 0$; $P_{N^*} = P = \text{const}$; $g_{N^*} = g = \text{const}$ для $T_m = 400^\circ \text{C}$:

Материал	1Х18Н9Т	ЭИ607А	ЭИ10
P	1,33	1,52	2,86
g	4,20	9,68	6300



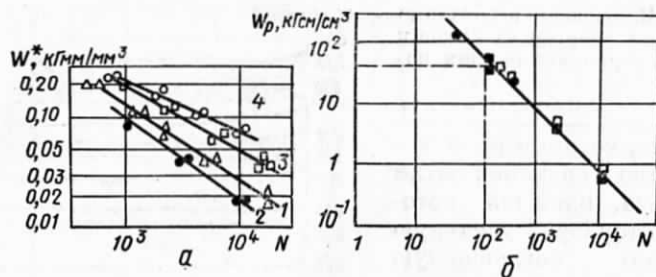


Рис. 117. Зависимость энергии, рассеиваемой в единице объема материала за цикл, от числа циклов до разрушения [78]:

а — материал 1X18H9T (кривые 1 и 2 при T_m соответственно 400 и 500° С), ЭИ607А (кривая 3, $T_m = 400^\circ$ С) и ЭИ10 (кривая 4, $T_m = 400^\circ$ С); б — материал — никелевый сплав, $T_m = 400^\circ$ С.

Величина необратимо поглощаемой энергии в единице материала за цикл в установившемся состоянии определяется по формулам

$$W^* = \frac{P-1}{P+1} \cdot \frac{g}{P} E \Delta \varepsilon^{P+1}; \quad (IV.161)$$

$$W^* = \frac{P-1}{P+1} \left(\frac{P}{g} \right)^{\frac{1}{P}} E \Delta \varepsilon_{\text{пл}}^{\frac{P+1}{P}} \quad (IV.162)$$

или

$$W^* = \frac{P-1}{P+1} \left(\frac{P}{g} \right)^{\frac{1}{P}} E \left(\frac{\Delta \sigma^*}{A} \right)^{\frac{P+1}{Pm}}. \quad (IV.163)$$

В работе [78] показано, что если пластическая деформация происходит за счет текучести, то энергия пластической деформации за цикл может быть представлена следующим соотношением:

$$W^* = \Delta \sigma^* \Delta \varepsilon_{\text{пл}}^* \frac{1}{m+1}. \quad (IV.164)$$

Результаты исследования [168, 208] влияния удельной необратимо поглощаемой энергии на долговечность металла при термоциклическом нагружении позволили установить зависимость числа теплосмен от энергии, рассеиваемой в единице объема материала за цикл (рис. 117, а), описываемой в рассматриваемом диапазоне теплосмен (10^2 — 10^4) формулой

$$N_p^{m^*} W^* = n^*, \quad (IV.165)$$

где N_p — среднее число циклов до разрушения; W^* — удельная необратимо поглощаемая энергия при установившемся состоянии; m^* , n^* — параметры, зависящие от физико-механических характеристик материала и от параметров температурного режима.

Полученные результаты позволили установить следующие зависимости:

$$m^* = \frac{1-m}{1+m}; \quad (IV.166)$$

$$n^* = \frac{P-1}{P+1} \left(\frac{P}{g} \right)^{\frac{1}{P}} E \left[\frac{\eta}{4(1+m)(P+1) \Delta T} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT \right]^{\frac{P+1}{P}} = \frac{W_{\text{кр}}}{4^{m^*}}, \quad (IV.167)$$

где m — коэффициент циклического деформационного упрочнения, определяемый из экспериментальной зависимости $\Delta \sigma^* = A \Delta \varepsilon_{\text{пл}}^{*m}$; $W_{\text{кр}}$ — критическая энергия при разрыве.

В работе А. Е. Кардана [78] по исследованию никелевого сплава параметр $m^* = 1$, а это значит, что полная работа пластической деформации до разрушения есть величина постоянная. Приведенные результаты позволили установить зависимость между энергией пластической деформации за цикл и долговечностью для всех пластических материалов и при всех температурных режимах (рис. 118). Как видно из формулы (IV.60), угол наклона кривой термической усталости зависит от способности материала к упрочнению. Экспериментальное значение коэффициента упрочнения для всех материалов и для всех температурных режимов составляет $0 \leq m \leq 1$, и поэтому предельные значения коэффициента наклона усталостных кривых лежат между нулем (упруго-вязкий материал) и единицей (материал, претерпевший равномерный наклеп), что позволяет производить относительную оценку сопротивления материалов циклическому знакопеременному тепловому нагружению.

В условиях службы детали каждый бесконечно малый элемент деформируется с ограниченной «жесткостью», т. е. подвергается «эластичному» циклическому тепловому нагружению. В этом случае число теплосмен до разрушения N_p^* значительно больше числа теплосмен до разрушения N_p в условиях «жесткого» циклического теплового нагружения при том же температурном режиме. Найти зависимость, которая позволила бы оценить долговечность металла в условиях циклического теплового нагружения с ограниченной

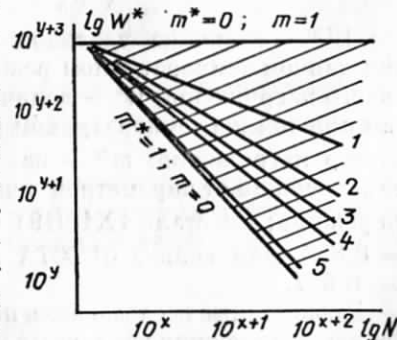


Рис. 118. Зависимость числа теплосмен до разрушения от интервала изменения необратимо поглощаемой энергии за цикл [78]:

1 — ЭИ10, $T_m = 400^\circ$ С; 2 — ЭИ607А, $T_m = 400^\circ$ С; 3 — 1X18H9T, $T_m = 400^\circ$ С; 4 — 1X18H9T, $T_m = 500^\circ$ С; 5 — никелевый сплав, $T_m = 400^\circ$ С.

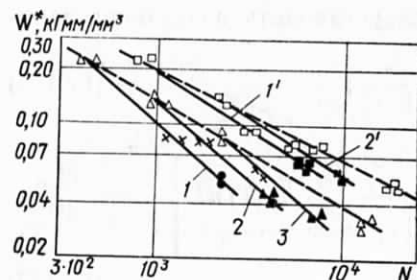


Рис. 119. Зависимость между W^* и N при различных параметрах температурного режима для сплавов ЭИ607А ($1' - \Delta T = 500 \text{ град}$, $2' - \Delta T = 400 \text{ град}$) и 1Х18Н9Т ($1 - \Delta T = 600 \text{ град}$, $2 - \Delta T = 500 \text{ град}$, $3 - \Delta T = 400 \text{ град}$).

температурного режима, оценить долговечность металла в условиях «эластичного» многократного теплового нагружения и разделить влияние механического и теплового воздействия на процессы разрушения материалов при термоциклическом нагружении. Такая оценка раздельного влияния механического и теплового воздействий на процессы разрушения материалов при многократном тепловом нагружении в условиях знакопеременной текучести позволяет для каждого исследуемого материала построить единую кривую термической усталости (рис. 120). Данная зависимость описывается так:

$$\left(\frac{N_p^*}{N_p}\right)^{\bar{m}^*} \left(\frac{W^*}{W}\right) = 1, \quad (\text{IV.168})$$

где W^* — величина удельной необратимо поглощаемой энергии при данном температурном режиме в условиях «эластичного» теплового нагружения; W — величина необратимо поглощаемой энергии при том же температурном режиме в условиях «жесткого» теплового нагружения; $\bar{m}^*$ — параметр, зависящий от материала и не зависящий от параметров теплового режима; для стали 1Х18Н9Т $\bar{m}^* = 0,833$, для сплава ЭИ607А $\bar{m}^* = 0,617$.

Проведенные исследования по изучению разрушения различных металлов при многократных тепловых нагружениях показали, что число теплосмен до разрушения является

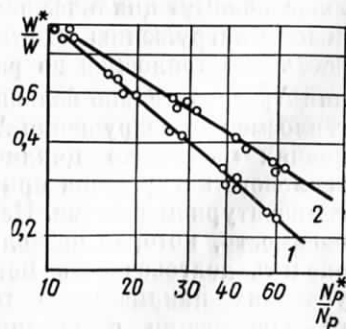


Рис. 120. Кривая термической усталости в относительных координатах: 1 — 1Х18Н9Т; 2 — ЭИ607А.

«жесткостью» по результатам испытаний в условиях «жесткого» циклического теплового нагружения представляет практический интерес.

Обработка результатов экспериментов [178], при которых образцы доводились до разрушения при одном и том же температурном режиме (ΔT , T_m), а различная величина удельной необратимо поглощаемой энергии создавалась за счет различной податливости окружающих элементов, позволила построить серию кривых термической усталости (рис. 119) для каждого

функцией многих переменных. Найти эту функцию в явном виде чрезвычайно трудно и практически невозможно. Однако обработка экспериментов позволила в некоторой мере выявить и оценить влияние основных параметров на долговечность металла при многократном тепловом нагружении. Если за основную характеристику нагруженности металла при термоциклическом нагружении принять величину необратимо поглощаемой энергии, то можно получить обобщенную формулу для определения числа теплосмен до разрушения:

$$N_p = \left\{ \frac{\left[\eta^P \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT \right]^{\frac{P+1}{P}}}{\left[g^4 \frac{1-mP}{(1+m)(1+P)} \Delta T \right]^{\frac{P+1}{P}} (K \alpha_m \Delta T)^{P+1}} \right\}^{\frac{1+m}{1-m}}, \quad (\text{IV.169})$$

где m — коэффициент упрочнения, являющийся функцией физико-механических характеристик материала и параметров температурного режима; P , g — параметры пластичности материала, определяемые из диаграмм термоциклического деформирования при данных температурных условиях; $\delta_p(T)$ — относительная деформация при разрыве, зависящая от температуры; η — коэффициент, учитывающий неравномерность распределения температуры вдоль

образца; $\alpha_m = \frac{\alpha_{T_{\max}} + \alpha_{T_{\min}}}{2}$ — усредненный коэффициент линейного расширения; K — коэффициент, учитывающий «жесткость» нагружения.

Зависимость между энергией, рассеиваемой в единице объема материала вследствие необратимых пластических деформаций течения и ползучести, и долговечностью материала (рис. 121) описывается уравнением

$$N_p^{1+m} W = n^* \exp(-\varphi t_B). \quad (\text{IV.170})$$

Здесь

$$W = W_1 + W_2, \quad (\text{IV.171})$$

где W — установившееся значение энергии, рассеиваемой за цикл, когда одновременно протекают процессы пластического кратковременного течения и ползучести; W_1 — энергия пластической деформации за N -й цикл, возникающей в результате течения; W_2 — энергия пластической деформации за N -й цикл, возникшей

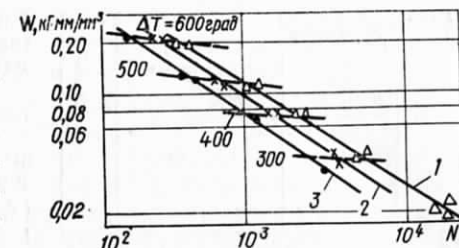


Рис. 121. Зависимость между необратимо поглощаемой энергией и числом теплосмен до разрушения стали 1Х18Н9Т при различных значениях выдержек образца:

1 — $t_B = 0$; 2 — $t_B = 120 \text{ сек}$; 3 — $t_B = 240 \text{ сек}$.

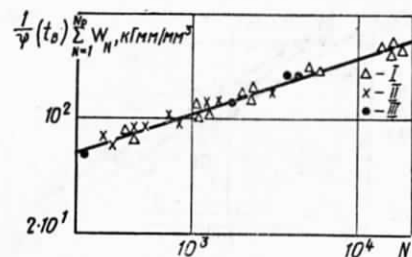


Рис. 122. Зависимость между энергией, рассеиваемой в единице объема материала до разрушения, и числом теплосмен $\frac{1}{\psi(t_b)} \sum_{N=1}^{N_p} W_N$ для различных значений времени выдержки образца при $T_{\max}$ стали 1X18H9T ($T_m = 400^\circ \text{C}$): I — $t_b = 0$; II — $t_b = 120$ сек; III — $t_b = 240$ сек.

в результате релаксации напряжений. Величина энергии пластической деформации, когда одновременно протекают процессы пластического течения и ползучести, определялась графически или аналитически по формулам

$$W = \frac{\bar{P}-1}{\bar{P}+1} \left(\frac{\bar{P}}{g} \right)^{\frac{1}{\bar{P}}} E \left(\frac{\Delta\sigma}{A} \right)^{\frac{\bar{P}+1}{\bar{P}}} + \frac{\Delta\sigma_n^2 - \Delta\sigma_k^2}{2E} \quad (\text{IV.172})$$

или

$$W = \frac{\bar{P}-1}{\bar{P}+1} \left(\frac{\bar{P}}{g} \right)^{\frac{1}{\bar{P}}} E (\Delta\epsilon_{\text{пл}}^*)^{\frac{\bar{P}+1}{\bar{P}}} + \frac{\Delta\sigma_n + \Delta\sigma_k}{2} (\Delta\epsilon_{\text{пл}}^*)_{\text{полз}}, \quad (\text{IV.173})$$

где $\Delta\sigma_n$ — интервал напряжений за полуцикл в момент начала выдержки образца при максимальной температуре цикла; $\Delta\sigma_k$ — интервал напряжений за полуцикл в момент окончания выдержки образца при максимальной температуре цикла; $\Delta\epsilon_{\text{пл}}^*$ — пластическая деформация течения; $(\Delta\epsilon_{\text{пл}}^*)_{\text{полз}}$ — пластическая деформация ползучести; $\bar{P}$, $\bar{g}$ — параметры пластичности, определяемые из диаграмм деформирования при наличии течения и ползучести.

При $t_b = 0$; $(\Delta\epsilon_{\text{пл}}^*)_{\text{полз}} = 0$; $\bar{P} = P$; $\bar{g} = g$ формулы (IV.172) и (IV.173) примут вид выражений (IV.162) и (IV.163), полученных ранее в условиях отсутствия времени выдержки при максимальной температуре цикла. Это указывает на то, что релаксация напряжений существенно влияет на долговечность металла при многократном тепловом нагружении. Если в выражении (IV.170) примем $t_b = 0$, то с учетом (IV.171), (IV.172) получим ранее найденное выражение (IV.165). Зависимость между энергией, рассеиваемой в единице объема материала до разрушения, и числом теплосмен показана на рис. 122. Поскольку угол наклона кривой термической усталости для исследуемого материала в рассматриваемом диапазоне изменения времени выдержки при максимальной температуре цикла изменяется незначительно, то данная зависимость может быть показана одной кривой, которая описывается так:

$$\sum_{N=1}^{N_p} W_N \approx 4^{\frac{1+m}{1-m}} W_{\text{кр}}(\Omega) N_p^{\frac{2m}{1-m}} \psi(t_b). \quad (\text{IV.174})$$

Из выражения (IV.174) видно, что энергия, рассеиваемая в единице объема материала образца до разрушения, зависит не только от физико-механических характеристик материала, температурного режима, но также и от времени выдержки образца при максимальной температуре цикла (формы температурного цикла).

Проведенные экспериментальные исследования жаропрочных материалов при многократном тепловом нагружении позволили авторам получить обобщенные уравнения термической усталости, количественно описывающие влияние различных факторов (физико-механических характеристик материала, параметров температурного режима, формы температурного цикла и граничных условий) на процессы термоусталостного разрушения; установить зависимости между долговечностью и энергией, рассеиваемой в единице объема материала за цикл, определить пределы изменения интервалов необратимо поглощаемой энергии в зависимости от числа теплосмен до разрушения и тем самым дать относительную оценку сопротивляемости различных материалов циклическому тепловому нагружению в идентичных нестационарных механических и тепловых условиях.

10. Критерии разрушения материалов при многократном тепловом нагружении

Основной задачей при исследовании поведения жаропрочных материалов при нагревах и охлаждениях является установление критериев разрушения. Известно, что при циклическом тепловом нагружении так же, как и при циклическом механическом нагружении, причинами разрушения металла являются знакопеременные пластические деформации. Однако процессы деформирования, а следовательно, и процессы разрушения материалов при термоциклических нагрузках протекают в более сложных условиях, чем при циклическом механическом нагружении. Это объясняется тем, что в условиях термоциклического нагружения процесс деформирования протекает при изменяющейся температуре, что вызывает ряд специфических взаимосвязанных и взаимообусловленных явлений, трудно поддающихся математическому анализу. Поэтому до настоящего времени по вопросу о критериях разрушения материалов при термоциклических нагрузках существуют различные мнения. Обычно для оценки поведения пластичных материалов при термоциклическом нагружении принимается число циклов до разрушения. Каждый цикл может быть охарактеризован одной из следующих величин: упруго-пластической или пластической деформацией за полуцикл, напряжением, энергией, рассеиваемой за цикл и определяемой площадью петли гистерезиса.

Окончательный выбор того или иного параметра в качестве основной величины, характеризующей степень нагруженности

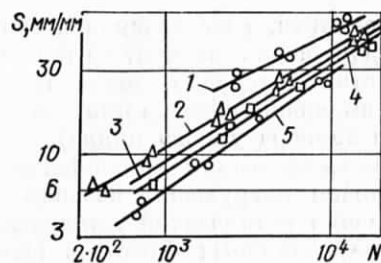


Рис. 123. Зависимость между накопленной пластической деформацией до разрушения и числом теплосмен до разрушения для различных материалов:

1 — 1X18H9T, $T_m = 300^\circ \text{C}$; 2 — 1X18H9T, $T_m = 400^\circ \text{C}$; 3 — 1X18H9T, $T_m = 500^\circ \text{C}$; 4 — ЭИ607А, $T_m = 400^\circ \text{C}$; 5 — ЭИ10, $T_m = 400^\circ \text{C}$.

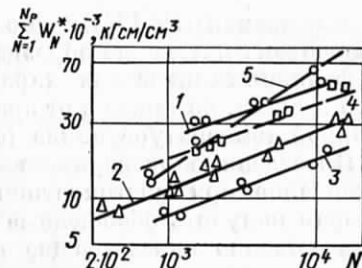


Рис. 124. Зависимость между суммарной энергией, рассеиваемой в единице объема материала до разрушения, и числом знакопеременного теплового нагружения:

1 — 1X18H9T, $T_m = 300^\circ \text{C}$; 2 — 1X18H9T, $T_m = 400^\circ \text{C}$; 3 — 1X18H9T, $T_m = 500^\circ \text{C}$; 4 — ЭИ607А, $T_m = 400^\circ \text{C}$; 5 — ЭИ10, $T_m = 400^\circ \text{C}$.

материала при циклическом тепловом воздействии, пока экспериментально не обоснован. В качестве критерия разрушения металла при термоциклическом нагружении, как и в условиях циклической механической нагрузки, рекомендуется принимать величину пластической деформации за полуцикл $\Delta \varepsilon_{\text{пл}}$, которая с числом циклов N связана зависимостью (IV.130). Соотношение (IV.130) удовлетворительно подтверждается экспериментальными данными для самых разнообразных материалов, особенно при механическом упруго-пластическом нагружении. Гипотеза, согласно которой разрушение материала при циклической деформации наступает тогда, когда суммарная пластическая деформация без учета знака достигает определенной величины, являющейся для данного материала постоянной

$$S = \sum_{N=1}^{2n} (\Delta \varepsilon_{\text{пл}}^*)_n = \text{const} \quad (\text{IV.175})$$

и равной остаточной деформации при статическом растяжении, для многих материалов, подвергаемых термоциклическому нагружению, не подтверждается. Данные экспериментальных исследований критериев разрушения материалов при термоциклических нагружениях в условиях однородного напряженного состояния показывают, что большинство материалов разрушается после накопления пластической деформации, которая связана с числом теплосмен до разрушения зависимостью (рис. 123)

$$S = \frac{2\eta}{4^{1+b_m}} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT N_p^{\frac{b_m}{1+b_m}}, \quad (\text{IV.176})$$

где η — параметр, учитывающий неравномерность распределения температуры вдоль оси образца; N_p — среднее число циклов до

разрушения; b , m — параметры, зависящие от пластических свойств материала и температурного режима.

Формула (IV.176) позволяет оценить влияние суммарной пластической деформации на процессы разрушения материала при термоциклическом нагружении в зависимости от различных параметров температурного режима. Данная зависимость показывает, что для всех случаев величина пластической деформации, накопленной до разрушения, не постоянная, а следовательно, не может быть принята в качестве критерия разрушения металла при термоциклических нагрузках, вызывающих знакопеременные пластические деформации.

Гипотеза, предложенная Фелтнером и Морру [360], согласно которой разрушение материала при циклических пластических деформациях наступает тогда, когда энергия, рассеиваемая в единице объема материала вследствие наличия необратимых пластических деформаций, достигает определенной критической величины, была подтверждена экспериментально [78] и для случая термоциклического нагружения. А. Е. Кардан [78] в своих исследованиях по разрушению никелевого сплава при многократных циклических тепловых нагружениях экспериментально показал, что работа пластической деформации до разрушения есть величина постоянная. Однако данная гипотеза о критическом значении энергии, рассеиваемой в единице объема материала до разрушения при термоциклическом нагружении, не всегда подтверждается. Так, например, результаты исследования [204, 207] поведения упрочняющихся материалов при термоциклическом нагружении в условиях знакопеременного пластического течения при различных параметрах температурного режима показали, что для многих материалов (рис. 124) в рассматриваемом диапазоне теплосмен (10^2 — 10^4 циклов) зависимость суммарной поглощаемой энергии в единице объема материала от числа теплосмен до разрушения описывается формулой

$$\sum_{N=1}^{N_p} W_N^* = \frac{P-1}{P+1} \left(\frac{P}{g} \right)^{\frac{1}{P}} E \left[\frac{\eta}{4^{1+m} (1+P) \Delta T} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT \right]^{\frac{P+1}{P}} N_p^{\frac{1+m}{1+P}}, \quad (\text{IV.177})$$

где E — модуль упругости материала; m — коэффициент упрочнения; $\delta_p(T)$ — остаточная пластическая деформация при разрыве; g , P — параметры пластичности материала.

Из (IV.177) следует, что за время испытания образца до разрушения величина энергии, рассеиваемой в единице объема материала, не постоянна и является нелинейной функцией числа теплосмен до разрушения, причем степень нелинейности зависит

от способности материала к циклическому деформационному упрочнению. Поэтому есть основание утверждать, что при термоциклических нагружениях, вызывающих достаточно большие знакопеременные пластические деформации, причиной повреждения упрочняющихся материалов следует считать не всю поглощаемую энергию, а только ту ее часть, которая связана с процессами деформационного упрочнения. На это обращалось внимание при исследовании малоциклового усталости в работах Мартина [400]. Суммарная необратимо поглощаемая энергия до разрушения, связанная с процессами деформационного упрочнения материала, представляет определенную часть всей энергии пластической деформации, рассеиваемой в единице объема материала до разрушения, которая определяется выражением

$$\sum_{N=1}^{N_p} \tilde{W}_N = \sum_{N=1}^{N_p} W_N \gamma, \quad (IV.178)$$

где $\tilde{W}_N$ — работа повреждения материала при N -м цикле, состоящая из работы повреждения материала в четном ($\tilde{W}_N^{(h)}$) и нечетном ($\tilde{W}_N^{(m)}$) полциклах; γ — коэффициент, который определяется из эксперимента.

Работа пластической деформации за цикл, связанная с циклическим деформационным упрочнением материала, для установившегося режима в случае нелинейного упрочнения может быть подсчитана графически (рис. 125, заштрихованная область — площадь петли гистерезиса) или аналитически по формулам

$$\tilde{W}_{N^*} = \frac{\frac{1-m}{4^{1+m}} \frac{P-1}{P+1} \left(\frac{P}{g}\right)^{\frac{1}{P}} E \Delta \varepsilon \frac{(P+1)(1+m)}{P(1-m)}}{2 \left[\frac{\eta}{\frac{1-m}{4^{(1+m)(P+1)}} \Delta T} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT \right]^{\frac{2m(P+1)}{P(1-m)}}} \quad (IV.179)$$

или

$$\tilde{W}^* = \frac{\frac{1-m}{4^{1+m}} W^* \frac{1+m}{1-m}}{\left[\frac{P-1}{P+1} \left(\frac{g}{P}\right)^{\frac{1}{P}} E(M) \right]^{\frac{P+1}{P} \frac{2m}{1-m}}} \quad (IV.180)$$

Из выражений (IV.179) и (IV.180) следует, что работа повреждения за цикл нелинейно зависит от параметров петли гистерезиса, а также от величины полной работы пластических деформаций за цикл, причем степень нелинейности зависит от параметра упрочнения материала. На основании данных эксперимента [207] установлена зависимость между числом теплосмен до разрушения и энергией за цикл, связанной с процессами упрочнения материала (рис. 126): $N_p \tilde{W} = C$.

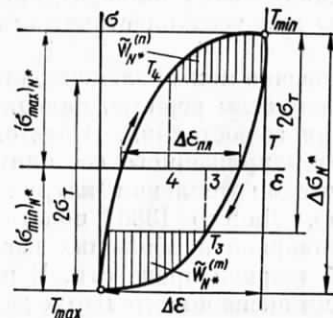


Рис. 125. Диаграмма деформирования после N^* циклов термоциклического деформирования.

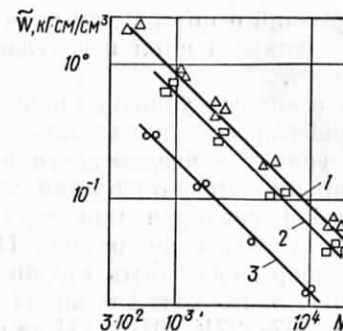


Рис. 126. Зависимость числа циклов до разрушения материала от энергии повреждения при $T_m = 400^\circ \text{C}$ для различных материалов: 1 — 1X18H9T; 2 — ЭИ607А; 3 — ЭИ10.

Для данного материала при данных температурных условиях суммарная энергия повреждения, рассеиваемая в единице объема материала до разрушения, является постоянной величиной:

$$\sum_{N=1}^{N_p} \tilde{W}_{N^*} = \frac{P-1}{P+1} \left(\frac{P}{g}\right)^{\frac{1}{P}} E \left[\frac{\eta}{\Delta T} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT \right]^{\frac{P+1}{P}} = \frac{W_{кр}}{2} = \text{const.} \quad (IV.181)$$

Уравнение (IV.181) позволяет найти полученные ранее экспериментально зависимости числа теплосмен до разрушения от основных величин (пластической деформации за цикл), характеризующих степень нагруженности материала при циклическом тепловом воздействии для всех упрочняющихся материалов, по формуле

$$N_p^{\frac{1-m}{1+m}} W^* = \frac{W_{кр}}{\frac{1-m}{4^{1+m}}} \quad (IV.182)$$

или

$$N_p^{\frac{P(1-m)}{(P+1)(1+m)}} \Delta \varepsilon_{пл} = \frac{\eta}{\frac{1-m}{4^{(1+m)(P+1)}} \Delta T} \int_{T_{\min}}^{T_{\max}} \delta_p(T) dT, \quad (IV.183)$$

и дать относительную оценку сопротивления материалов циклическому знакопеременному тепловому нагружению.

Таким образом, при термоциклических нагружениях, вызывающих знакопеременное пластическое течение, основным критерием разрушения пластичных упрочняющихся материалов следует считать величину необратимо поглощаемой энергии, связанной с процессами деформационного упрочнения. Это позволит найти зависимость между интервалом изменения пластических

деформаций и интервалом изменения циклических температурных напряжений за цикл и долговечностью для всех пластичных материалов.

В реальных условиях каждый бесконечно малый элемент детали, работающей при нестационарном тепловом режиме, находится в условиях не одноосного напряженного состояния. В настоящее время вопрос о влиянии характера напряженного состояния на выбор критерия при термоциклическом тепловом нагружении полностью не решен. Например, Лангер [386] полагал, что выбор может быть сделан между теорией наибольших касательных напряжений и энергетической теорией прочности. В работах [267—271, 301—303] на основании экспериментальных данных, полученных в условиях растяжения — сжатия и при чистом знакопеременном сдвиге, показано, что для оценки опасности разрушения материала при термоциклическом нагружении хорошо подтверждается энергетическая теория (теория энергии формоизменения). Согласно данной теории одноосное сложное напряженное состояние будет эквивалентным при равенстве интенсивностей касательных напряжений ($T_i^0 = T_i^*$) или равенстве интенсивности деформаций ($\epsilon_i^0 = \epsilon_i^*$). В общем виде интенсивность касательных напряжений и интенсивность деформаций записывается так:

$$T_i = \frac{1}{\sqrt{\sigma}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + \sigma(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)}; \quad (IV.184)$$

$$\epsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_x - \epsilon_y)^2 + (\epsilon_y - \epsilon_z)^2 + (\epsilon_z - \epsilon_x)^2 + \frac{3}{2}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)}. \quad (IV.185)$$

В случае одноосного растяжения интенсивность касательных напряжений и интенсивность деформаций $T_i^0 = \frac{1}{\sqrt{3}}\sigma$; $\epsilon_i = \sqrt{3}\epsilon$, при чистом сдвиге $T_i^0 = \tau = \tau_{zx}$; $\epsilon_i^0 = \gamma$. Тогда согласно энергетической теории формоизменения можно записать $\gamma = \sqrt{3}\epsilon$ или $\Delta\gamma = \sqrt{3}\Delta\epsilon$; $\tau = \frac{1}{\sqrt{3}}\sigma$ или $\Delta\tau = \frac{1}{\sqrt{3}}\Delta\sigma$.

В работах [267—271] по исследованию материалов на разрушение при термоциклическом нагружении получены эмпирические зависимости $\frac{\Delta\tau}{\Delta\sigma} = 0,577 = \text{const}$; $\frac{\Delta\gamma}{\Delta\epsilon} = \sqrt{2,6} = \text{const}$, которые показывают, что отношение интервала изменения касательных напряжений при температурном режиме $520 \pm 720^\circ \text{C}$ в условиях знакопеременного кручения (интервала деформации) к интервалу нормальных напряжений при том же температурном режиме в условиях знакопеременного растяжения — сжатия (ин-

тервала деформаций) есть величина постоянная. Это достаточно хорошо согласуется с энергетической теорией формоизменения.

В работе В. Н. Кузнецова [105] была сделана попытка экспериментально обосновать техническую теорию прочности поведения материалов при термоциклическом нагружении. Он предложил прочность материала при термоциклическом нагружении в условиях сложного напряженного состояния определять по следующей обобщенной формуле:

$$N\epsilon_{i\text{пл}} = \frac{b}{(\epsilon_{\text{пл}})_{\text{max}}}, \quad (IV.186)$$

где $\epsilon_{i\text{пл}}$ — интенсивность пластической деформации; $(\epsilon_{\text{пл}})_{\text{max}}$ — максимальная линейная пластическая деформация.

Исследования поведения конических дисков [98] свидетельствуют о том, что в условиях термоциклических нагружений в случае ползучести долговечность материала определяется общей пластической деформацией при кратковременном течении и ползучести из соотношения (IV.130). Однако, как утверждают авторы, при больших выдержках в условиях максимальной температуры цикла реальная долговечность ниже расчетной. Поэтому ими была выдвинута гипотеза, которая предполагает, что при термоциклических нагрузках в случае наличия ползучести степень повреждаемости материала есть однозначная функция от двух величин — степени повреждаемости от кратковременной пластической деформации и от ползучести:

$$\frac{1}{N} = \psi\left(\frac{1}{N_0}, \lambda\right), \quad (IV.187)$$

где $\frac{1}{N}$ — степень общей повреждаемости; $\frac{1}{N_0}$ — степень повреждаемости, обусловленной только кратковременной пластической деформацией; λ — степень повреждаемости за один цикл вследствие ползучести, $\lambda = \int_0^{t_0} \frac{dt}{t_p}$ (t_p — время до разрушения от появления ползучести, t_0 — время одного цикла); N_0 — долговечность, определяемая по формуле (IV.130).

В работе [377] при исследовании долговечности конических дисков в условиях многократных тепловых нагревов выдвинута следующая гипотеза: разрушение наступит при том же числе циклов, что и в условиях механической усталости при пульсирующих напряжениях $0 - \sigma_{\text{max}}$ и максимальной температуре. На основании этого для определения числа теплосмен до разрушения была получена формула

$$N = \frac{C_2}{\Delta t \operatorname{sh} C_1 \sigma_{\text{max}}}, \quad (IV.188)$$

где C_1 и C_2 — постоянные, зависящие от температуры; Δt — время, за которое напряжение при нагреве увеличивается до σ_{max} .

В работах [144, 145] показано, что, принимая энергетическую теорию прочности (теорию формоизменения) и используя эмпирическую зависимость (IV.183), полученную при термоциклическом нагружении в условиях линейного напряженного состояния, можно получить формулу, которая позволит оценить долговечность материала в опасной точке конструкции, находящейся в условиях двухосного или трехосного напряженного состояния:

$$N_p^* = N_p \left(\frac{\varepsilon_a}{\varepsilon_{ai}} \right)^{\frac{(P+1)(1+m)}{P(1-m)}}, \quad (\text{IV.189})$$

где $\varepsilon_a = \frac{\Delta \varepsilon}{a}$ — амплитуда деформации при одноосном напряженном состоянии; $\varepsilon_{ai} = \frac{(\varepsilon_{\max})_i - (\varepsilon_{\min})_i}{2}$ — интенсивность деформации при сложном напряженном состоянии; P, m — параметры пластичности материала; N_p^* — число циклов до разрушения в условиях сложного напряженного состояния; N_p — число циклов до разрушения в условиях линейного напряженного состояния.

Попытка построить техническую теорию прочности для разрушения материалов при термоциклическом нагружении, которая позволила бы вести расчет при любом напряженном состоянии по результатам испытаний в условиях одноосного напряженного состояния, представляет практический интерес. Однако вопросы о выборе критерия разрушения материалов при сложном напряженном состоянии и термоциклическом нагружении и построении технической теории прочности требуют дальнейшего исследования.

* * *

Таким образом, проведенные исследования позволили построить обобщенные диаграммы деформирования материалов в упруго-пластической области при переменных нагружениях как при нормальных, так и при повышенных температурах; диаграммы предельных напряжений и деформаций в зависимости от асимметрии цикла нагружения; диаграммы пластичности материала при разрушении в условиях программного изменения напряжений и повышенных температур, а также в условиях программного изменения температуры и постоянных напряжений. На основе указанных диаграмм установлено, что накопленная пластическая деформация является величиной постоянной только в том случае, когда $\theta_T = \theta_T^{(0)}$, $\theta_\sigma = \theta_\sigma^{(0)}$.

Обобщенные диаграммы разрушения материала позволили дать относительную оценку влияния формы цикла одновременного изменения температуры и напряжений, находящихся как в фазах, так и противофазах, на долговечность материала. С помощью диаграмм деформирования установлена нелинейная зависимость меж-

ду напряжениями и деформациями при термоциклическом нагружении.

Приведенные в работе обобщенные уравнения термической усталости позволили количественно оценить влияние различных факторов на процессы термоусталостного разрушения. Установленные зависимости между энергией, рассеиваемой в единице объема материала за цикл, и долговечностью показали, что разрушение материала при термоциклическом нагружении наступает после рассеяния определенной величины энергии, которая не постоянна, а представляет собой нелинейную функцию числа теплосмен до разрушения. Это позволило утверждать, что ответственной за повреждение упрочняющихся материалов при термоциклическом нагружении является не вся энергия, рассеиваемая в единице объема материала до разрушения, а только определенная ее часть, связанная с процессами деформационного упрочнения и представляющая для всех исследуемых материалов независимую функцию числа теплосмен. Поэтому в качестве основного критерия разрушения пластичных упрочняющихся материалов при термоциклическом нагружении, вызывающем знакопеременные пластические деформации, можно принять величину суммарной необратимо поглощаемой энергии, затраченной на процессы деформационного упрочнения.

Энергетический критерий разрушения материалов при термоциклическом нагружении позволил выявить механическую сущность всех параметров, входящих в обобщенные уравнения термической усталости, и определить пределы изменения интервалов пластических деформаций, необратимо поглощаемой энергии в зависимости от числа теплосмен. Это позволило дать относительную оценку сопротивляемости различных материалов термоциклическому нагружению.

Приведенные закономерности деформирования и разрушения жаропрочных материалов при переменных температурах и нагружениях позволят более правильно подойти к оценке прочности и несущей способности современных элементов конструкций.

ЛИТЕРАТУРА

1. Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1970, 4.
2. Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1970, 5.
3. Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1970, 6.
4. Антипов Е. А.— Вестник КПИ, Машиностроение, 1970, 7.
5. Антипов Е. А.— Вестник КПИ, Машиностроение, 1971, 8.
6. Антипов Е. А.— Вестник КПИ, Машиностроение, 1972, 9.
7. Архаров В. И., Семенова А. К.— ДАН СССР, 1952, 83, 5.
8. Архаров В. И. и др.— ДАН СССР, 1953, 98, 3.
9. Афанасьев Н. Н.— В кн.: Статистическая теория усталостной прочности металлов. Изд-во АН СССР, М., 1953.
10. Баландин Ю. Ф.— Термическая усталость металлов. «Судостроение», Л., 1967.
11. Баландин Ю. Ф., Братухин В. А., Золотухина М. А.— Заводская лаборатория, 1960, 10.
12. Баландин Ю. Ф., Золотухина М. А.— Заводская лаборатория, 1961, 1.
13. Баландин Ю. Ф., Губин А. В.— Заводская лаборатория, 1964, 10.
14. Бекш Т. А., Шнейдерович Р. М.— Заводская лаборатория, 1964, 12.
15. Биргер И. А.— Изв. АН СССР, Механика и машиностроение, 1964, 1.
16. Богдасаров Ю. Е.— Атомная энергия, 1964, 174, 8, 5.
17. Бойли Б., Уйнер Дж.— В кн.: Теория температурных напряжений. «Мир», М., 1964.
18. Болдуин Е.— В кн.: Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях. Госэнергоиздат, М., 1960.
19. Борздыка А. М.— В кн.: Методы горячих испытаний металлов, М., 1960.

20. Борздыка А. М.— Заводская лаборатория, 1949, 6.
21. Бочвар А. А., Бровченко Е. Б.— Изв. АН СССР, 1957, 11.
22. Бочвар А. А., Новик П. К.— ДАН СССР, 1957, 112, 6.
23. Бочвар А. А., Зуйкова А. А.— ДАН СССР, 1958, 121, 1.
24. Брызгалов Г. И.— ПМТФ, 1962, 3.
25. Бурдуский В. В., Одинг И. А.— Изв. АН СССР, ОТН, 1956, 5.
26. Ваганов Р. Д.— Изв. АН СССР, ОТН, 1959, 1.
27. Видаль — В кн.: Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях. Госэнергоиздат, М., 1960.
28. Витман Ф. Ф., Златин Н. А.— ЖТФ, 1949, XIX, 315; 1950, XX, 1267.
29. Владимиров И. А.— Автореферат канд. дис., ГВФ, К., 1961.
30. Гварниери Г.— В кн.: Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях. Госэнергоиздат, М., 1960.
31. Гейтвуд Б. Е. Температурные напряжения применительно к самолетам, снарядам, турбинам и ядерным реакторам. ИЛ, М., 1959.
32. Герберт Б. С., Армстронг Д. И.— В кн.: Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях. Госэнергоиздат, М., 1960.
33. Гецов Л. Б., Таубина М. Г.— В кн.: Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях. Госэнергоиздат, М., 1960.
34. Гецов Л. Б.— Заводская лаборатория, 1958, 10.
35. Гецов Л. Б.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 1967, IV.
36. Гликман П. А.— ЖТФ, 1967, III, 7.
37. Гогоци Г. А.— Автореферат канд. дис. ИПП АН УССР, К., 1967.
38. Гольденблат И. И., Николаенко Н. А.— Расчеты температурных напряжений в ядерных реакторах. Госатомиздат, М., 1962.
39. Горбодей А. Т., Булыгин М. П., Михеев И. Н.— Заводская лаборатория, 1956, 4.
40. Гохфельд Д. А.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах турбомашин, 1. Изд-во АН УССР, К., 1961.
41. Гохфельд Д. А.— В кн.: Расчеты на прочность, 7. Машгиз, М., 1961.
42. Гохфельд Д. А.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах турбомашин, 2. Изд-во АН УССР, К., 1962.
43. Гохфельд Д. А., Кононов К. М.— В кн.: Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении. «Наукова думка», К., 1963.
44. Гусенков А. П., Паршинцева Т. С., Шнейдерович Р. М.— Изв. АН СССР, ОТН. Механика и машиностроение, 1960, 5.
45. Гусенков А. П., Шнейдерович Р. М.— Заводская лаборатория, 1961, 9.
46. Гусенков А. П., Шнейдерович Р. М.— Изв. АН СССР, ОТН, Механика и машиностроение, 1961, 2.
47. Гусенков А. П., Шнейдерович Р. М.— Заводская лаборатория, 1963, 12.
48. Гусенков А. П., Шнейдерович Р. М.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 4. «Наукова думка», К., 1967.
49. Гусенков А. П.— Доклад на III совещании по механическим вопросам усталости. Изд. ИМАШ, М., 1965.
50. Гусенков А. П., Шнейдерович Р. М.— Машиноведение, 1965, 1.
51. Гусенков А. П., Ларионов В. В., Шнейдерович Р. М.— Заводская лаборатория, 1965, 6.
52. Гусенков А. П.— В кн.: Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения. М., 1967.
53. Гусенков А. П., Калугина О. Н., Ларионов В. В.— В кн.: Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения. М., 1967.

54. Гусенков А. П., Калугина О. Н., Простяков Ю. М.— В кн.: Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения. М., 1967.
55. Гусенков А. П., Ларионов В. В.— В кн.: Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения, М., 1967.
56. Гусенков А. П., Шнейдерович Р. М.— В кн.: Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения. М., 1967.
57. Давиденков Н. Н., Лихачев В. А.— В кн.: Необратимое формоизменение металлов при циклическом тепловом воздействии. Машигиз, М., 1962.
58. Давиденков Н. Н., Лихачев В. А., Малыгин Г. Н.— Физика металлов и металловедение, 1960, 10, 3.
59. Давиденков Н. Н., Лихачев В. А.— В кн.: Исследование по жаропрочным сплавам. Изд-во АН СССР, М., 1960, 6.
60. Даниловская В. И.— ПММ, 1952, 3.
61. Данилов Ю. С.— Автореферат канд. дис., М., 1951.
62. Дульнев Р. А., Шор Б. Ф.— Заводская лаборатория, 1964, 3.
63. Дульнев Р. А.— Проблемы прочности, 1971, 10.
64. Дульнев Р. А.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 4. «Наукова думка», 1967.
65. Дульнев Р. А., Сизова Р. Н., Шор Б. Ф.— В кн.: 3-й Всесоюзный съезд по теоретической и прикладной механике. М., 1968.
66. Егоров В. И., Соболев Н. Д.— В кн.: Исследование по жаропрочным сплавам. Изд-во АН СССР, М., 1962, 9.
67. Егоров В. И., Соболев Н. Д.— Изв. вузов, Машиностроение, М., 1963, 6.
68. Егоров В. И., Соболев Н. Д.— Заводская лаборатория, 1963, 6.
69. Журков С. Н., Томашевский Э. Е.— В кн.: Некоторые проблемы прочности твердого тела. Изд-во АН СССР, М., 1959, 1.
70. Залеский В. И., Корнеев Д. М.— Производство и обработка стали, 1954, XXXII.
71. Зарубин В. С., Кузьмин М. А.— Изв. вузов, Машиностроение, М., 1967, 8.
72. Зарубин В. С., Поляков А. А.— В кн.: VIII научное совещание по тепловым напряжениям в элементах конструкций. К., 1967.
73. Зарубин В. С., Поляков А. А.— В кн.: Доклады III Всесоюзного съезда по теоретической и прикладной механике, М., 1968.
74. Захарова Т. П.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов. «Наукова думка», К., 1967, 4.
75. Иванова Г. М.— Изв. АН СССР, ОТН, 1958.
76. Иванова В. С.— Усталостное разрушение металлов. Металлургиздат, М., 1963.
77. Ильшин А. А.— Изв. АН СССР, 1958, 12.
78. Кардан А. Е.— Труды американского общества инженеров, 1965, 1.
79. Качанов Л. М.— В кн.: Теория ползучести. Физматгиз, М., 1960.
80. Качанов Л. М.— Основы теории пластичности. Гостехиздат, М., 1956.
81. Качанов Л. М.— В кн.: Ползучесть и длительная прочность. Изд. СО АН СССР, Новосибирск, 1963.
82. Кеннеди А. Д.— В кн.: Ползучесть и усталость в металлах (перевод с англ.). «Металлургия», М., 1965.
83. Кинашвили Р. С.— Изв. АН СССР, ОТН. Механика и машиностроение, 1959, 3.
84. Киселевский В. Н., Чуприна А. Ф.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 5. «Наукова думка», К., 1969.

85. Киселевский В. Н., Чуприна А. Ф.— Проблемы прочности, 1971, 2.
86. Киселевский В. Н., Чуприна А. Ф.— Заводская лаборатория, 1965, 6.
87. Клыпин А. А.— Теплоэнергетика, 1957, 1.
88. Коваленко А. Д.— В кн.: Введение в термоупругость. «Наукова думка», К., 1965.
89. Ковпак В. И., Кузема Ю. А.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов. «Наукова думка», К., 1969, 5.
90. Ковпак В. И., Кузема Ю. А.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 4. «Наукова думка», К., 1967.
91. Ковпак В. И.— В кн.: Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении. «Наукова думка», К., 1963.
92. Когаев В. П., Кирич В. В.— Заводская лаборатория, 1965, 12.
93. Когаев В. П., Кирич В. В.— В кн.: Механическая усталость в статистическом аспекте. «Наука», М., 1969.
94. Когаев В. П., Серенсен С. В. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность. Машигиз, М., 1963.
95. Койтер Е.— Механика. ИЛ, М., 1967, 3.
96. Компанец А. С.— ЖИФ, 1939, 9, 4.
97. Костенко Д. И.— Автореферат канд. дис. ЦНИИМаш, М., 1957.
98. Костюк А. Г., Трухнин А. Д., Гецов Л. Б.— Теплоэнергетика, 1965, 1.
99. Костюк А. Г.— Прикладная механика и техническая физика, 1967, 3.
100. Котов П. И.— Изв. вузов. Машиностроение, 1960, 7.
101. Кристал М. А., Миркин И. Л. Ползучесть и разрушение сплавов. «Металлургия», М., 1967.
102. Кудрявцев И. В. Внутреннее напряжение, как резерв прочности в машиностроении. Машигиз, М., 1951.
103. Кузема Ю. А.— Автореферат канд. дис. ИПП, АН УССР, К., 1969.
104. Кузема Ю. А., Гецов Л. Б., Ковпак В. И.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов. «Наукова думка», К., 1969.
105. Кузнецов В. Н.— Теплоэнергетика, 1957, 12.
106. Курганов Г. В., Сутина Ю. Ф.— Металловедение и обработка металлов, 1958, 10.
107. Курият Р. И.— Автореферат канд. дис. ИПП АН УССР, К., 1965.
108. Лазарев Г. П.— Заводская лаборатория, 1959, 3.
109. Ларионов В. В., Шнейдерович Р. М.— Вестник машиностроения, 1967, 8.
110. Ларионов В. В., Левин О. А.— В кн.: Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения. М., 1967.
111. Лебедев Т. А., Маринец А. В., Малькевич А. В.— В кн.: «Термопрочность материалов и конструктивных элементов. «Наукова думка», К., 1965.
112. Лейкин А. С.— Проблемы прочности в машиностроении, 1959, 4.
113. Лихачев В. А.— Физика твердого тела, 1961, 10.
114. Лихачев В. А., Владимиров В. И.— Физика металлов и металловедение, 1965, 1, 3.
115. Лихачев В. А., Малыгин Г. А.— Заводская лаборатория, 1966, 1.
116. Лихачев В. А., Малыгин Г. А.— В кн.: Прочность металлов и сплавов, 1. «Металлургия», М., 1964.
117. Лихачев В. А., Владимиров В. И.— Физика металлов и металловедение, 1964, 5.
118. Лозинский М. Г.— Вестник инженеров и техников, 1949, 6.
119. Лозинский М. Г.— Изв. АН СССР, ОТН, 1957, 11.
120. Ломакин В. А.— Автореф. канд. дис., МГУ, 1956.
121. Ломакин В. А.— Инженерный сборник, 1959, XXV.
122. Ломакин В. А.— ЖПМ, 1955, XIX.

123. Луганцов И. Н., Федотова Л. И.— Теплоэнергетика, 1959, 9.
124. Лыков А. В.— В кн.: Теплопроводность нестационарных процессов. Минск, 1958.
125. Львовский М. Я., Смиян И. А.— Заводская лаборатория, 1959, 2.
126. Мартин — Техническая механика, 1961, 4, серия Д.
127. Матвеев С. И., Труссов Л. П.— В кн.: Испытание и свойства жаропрочных материалов. ЦНИИТМаш, М., 1957.
128. Махутов Н. А.— Машиноведение, 1965, 2.
129. Махутов Н. А.— В кн.: Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения. М., 1967.
130. Медекша Г. Г., Шнейдерович Р. М.— Машиноведение, 1967, 3.
131. Медекша Г. Г.— Машиноведение, 1968, 2.
132. Милейко С. Т.— В кн.: Ползучесть и длительная прочность. Изд. СО АН СССР, Новосибирск, 1963.
133. Миллер Дж.— В кн.: Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях. Госэнергоиздат, М., 1960.
134. Мельников В. П.— В кн.: Материалы по металлическим конструкциям, М., 1965, 9.
135. Можаровский Н. С.— В кн.: Научные труды Киевского ордена Ленина политехнического института. К., 1961.
136. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 12. «Наукова думка», К., 1972.
137. Можаровский Н. С., Писаренко Г. С.— В кн.: Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении. «Наукова думка», К., 1961.
138. Можаровский Н. С.— В кн.: Научные труды Киевского ордена Ленина политехнического института. К., 1962.
139. Можаровский Н. С., Писаренко Г. С.— ДАН УССР, 1962, 10.
140. Можаровский Н. С.— Заводская лаборатория, 1963, 6.
141. Можаровский Н. С.— Изв. вузов. Машиностроение, М., 1963, 7.
142. Можаровский Н. С.— Изв. вузов. Машиностроение, М., 1963, 8.
143. Можаровский Н. С.— В кн.: Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении. «Наукова думка», К., 1963.
144. Можаровский Н. С., Василенко Н. В.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 4. «Наукова думка», К., 1964.
145. Можаровский Н. С., Василенко Н. В.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 3. «Наукова думка», К., 1965.
146. Можаровский Н. С.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 3. «Наукова думка», К., 1965.
147. Можаровский Н. С.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 5. «Наукова думка», К., 1965.
148. Можаровский Н. С.— Изв. вузов. Машиностроение, М., 1966, 9.
149. Можаровский Н. С.— В кн.: Сопротивление материалов и теория сооружений, 5. «Будівельник», 1966.
150. Можаровский Н. С.— В кн.: Сопротивление материалов и теория сооружений, 2. «Будівельник», К., 1965.
151. Можаровский Н. С.— ДАН УССР, 1966, 8.
152. Можаровский Н. С.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 4. «Наукова думка», К., 1967.
153. Можаровский Н. С., Ющенко А. А.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 7. «Наукова думка», К., 1967.
154. Можаровский Н. С.— ДАН УССР, серия А, 1967, 9.
155. Можаровский Н. С.— ДАН УССР, серия А, 1967, 7.
156. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Вестник КПИ, Машиностроение, 1968, 5.

157. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Вестник КПИ, Машиностроение, 1970, 7.
158. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1971, 8.
159. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1971, 9.
160. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1971, 4.
161. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1971, 12.
162. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 8. «Наукова думка», К., 1968.
163. Можаровский Н. С., Третьяченко Г. Н., Кравчук Л. В.— Порошковая металлургия, 1961, 4.
164. Можаровский Н. С. и др.— Изв. вузов, Машиностроение, 1963, 2.
165. Можаровский Н. С., Третьяченко Г. Н., Кравчук Л. В.— В кн.: Высокотемпературные прочности в энергомашиностроении, 2. «Наукова думка», К., 1962.
166. Можаровский Н. С., Писаренко Г. С.— ДАН УССР, 1964, 7.
167. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Вестник КПИ, Машиностроение, 1973, 10.
168. Можаровский Н. С.— Порошковая металлургия, 1966, 2.
169. Можаровский Н. С., Солуянов В. Г., Ломашевский В. П.— Вестник КПИ, Машиностроение, К., 1967, 4.
170. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1972, 8.
171. Можаровский Н. С., Писаренко Г. С.— Тезисы на III Всесоюзном съезде по теоретической и прикладной механике. М., 1968.
172. Можаровский Н. С., Писаренко Г. С.— Проблемы прочности, 1969, 6.
173. Можаровский Н. С., Антипов Е. А., Гончаров Т. И.— Вестник КПИ, Машиностроение, 1969, 6.
174. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 4. «Наукова думка», К., 1969.
175. Можаровский Н. С.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 8. «Наукова думка», К., 1969.
176. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 9. «Наукова думка», К., 1970.
177. Можаровский Н. С. и др.— Вестник КПИ. Машиностроение, 1970, 7.
178. Можаровский Н. С.— Проблемы прочности, 1970, 2.
179. Можаровский Н. С.— Проблемы прочности, 1970, 11.
180. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 11. «Наукова думка», К., 1971.
181. Можаровский Н. С.— Проблемы прочности, 1971, 11.
182. Можаровский Н. С., Русановский А. К., Карасевич В. Ф.— Вестник КПИ. Машиностроение, 1971, 8.
183. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1971, 11.
184. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1971, 12.
185. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 12. «Наукова думка», К., 1972.
186. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— Проблемы прочности, 1972, 4.

187. Можаровский Н. С., Антипов Е. А.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 13. «Наукова думка», К., 1973.
188. Молчанов Е. И.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах турбомашин, 1. Изд-во АН УССР, К., 1962.
189. Морозов Е. М., Фридман Я. Б.— В кн.: Прочность и деформация в неравномерных температурных полях. «Атомная энергетика», М., 1962.
190. Москвитин В. В.— Автореф. докторской дис. МГУ, М., 1960.
191. Москвитин В. В.— В кн.: Пластичность при переменных нагрузках. Изд. МГУ, 1965.
192. Москвитин В. В., Таирова Ж. И.— В кн.: III Всесоюзный съезд по теоретической и прикладной механике. Аннотация докладов. М., 1968.
193. Никитина Л. П., Ревякина Н. Н.— Котлотурбостроение, 1965, 53.
194. Никитенко А. Ф.— В кн.: Термопластичность материалов и конструктивных элементов, 5. «Наукова думка», К., 1969.
195. Новожилов В. В.— В кн.: Сборник докладов на Всесоюзном рабочем симпозиуме по вопросам малоциклового усталости. «Высшая школа», Каунас, 1971.
196. Одинг И. А., Волосатова Е. Н., Иванова В. С.— Труды семинара по прочности деталей машин, 1. Изд-во АН СССР, М., 1953.
197. Одинг И. А., Косточкин Ю. В. Металловедение и термическая обработка металлов, 1960, 4.
198. Паркус Г. Неустановившиеся температурные напряжения. Физматгиз, М., 1963.
199. Пирогов Е. И.— Автореферат канд. дис. МИФИ, М., 1967.
200. Писаренко Г. С., Антипов Е. А., Можаровский Н. С.— Проблемы прочности, 1971, 1.
201. Писаренко Г. С. и др. Некоторые вопросы прочности лопаток и дисков газовых турбин. Изд-во АН УССР, К., 1962.
202. Писаренко Г. С.— Проблемы прочности, 1960, 5.
203. Писаренко Г. С. и др.— В кн.: Прочность материалов при высоких температурах. «Наукова думка», К., 1966.
204. Писаренко Г. С., Можаровский Н. С.— Порошковая металлургия, 1966, 2.
205. Писаренко Г. С., Можаровский Н. С.— ДАН УССР, 1964, 7.
206. Писаренко Г. С., Можаровский Н. С.— ДАН УССР, 1967, 8, серия А.
207. Писаренко Г. С., Можаровский Н. С.— Проблемы прочности, 1971, 2.
208. Писаренко Г. С., Можаровский Н. С.— Проблемы прочности, 1969, 1.
209. Писаренко Г. С., Трощенко В. Т., Бугай В. И.— В кн.: Циклическая прочность металлов, 11. Изд-во АН УССР, К., 1962.
210. Писаренко Г. С., Трощенко В. Т., Бугай В. И.— Прикладная механика, 1965, 1.
211. Платонов А. А., Складаров Н. М.— В кн.: Термостойкость жаропрочных сплавов. Оборонгиз, М., 1962.
212. Плоткин Е. Н., Молчанов Е. И.— Теплоэнергетика, 1962, 9.
213. Пляцко Г. В. Нестационарные задачи теплопроводности и термоупругости. Изд-во АН УССР, К., 1960.
214. Прагер В.— Механика. ИЛ, М., 1958, 5.
215. Приданцов М. В., Крылов А. Р.— Заводская лаборатория, 1958, 2.
216. Провирин В. И. и др.— В кн.: Структура и свойства жаропрочных металлических материалов. «Металлургия», М., 1967.
217. Рабинович В. Т.— В кн.: Труды ЦНИИТМАШ. Машгиз, М., 1960, 12.

218. Работнов Ю. Н.— Вестник МГУ, 1948, 10.
219. Работнов Ю. Н.— ПТМ, 1959, XXIII, 1, 1.
220. Работнов Ю. Н.— В кн.: Ползучесть элементов конструкций. «Наука», М., 1966.
221. Работнов Ю. Н., Рабинович В. Т.— Изв. АН СССР, ОТН. Механика и машиностроение, 1959, 4.
222. Работнов Ю. Н.— ПТМ, 1965, 12.
223. Ратнер А. В.— Теплоэнергетика, 1957, 10.
224. Ратнер А. В.— Теплоэнергетика, 1957, 11.
225. Ратнер А. В.— ДАН СССР, 1956, 106, 2.
226. Ратнер А. В., Данилов Ю. С.— Заводская лаборатория, 1950, 4.
227. Ратнер С. И.— ДАН СССР, 1956, 106, 2.
228. Регель В. Р., Лексовский А. М. Прочность металлов при циклических нагрузках. «Наука», М., 1967.
229. Ржаницы А. В.— В кн.: Расчет сооружений с учетом пластических свойств материалов. Л., 1954.
230. Робинзон Е. Л.— В кн.: Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях. Госэнергоиздат, М., 1959.
231. Розенблюм В. И.— Изв. АН СССР, 1957, 7.
232. Розенблюм В. И.— Изв. АН СССР, Машиностроение, 1960, 6.
233. Розенблюм В. И.— Изв. АН СССР, ОТН, 1958, 6.
234. Розенблюм В. И.— ПМТФ, 1965, 5.
235. Ройтман И. М., Фридман Я. Б.— Заводская лаборатория, 1947, 4.
236. Рыбакина О. Г.— В кн.: III Всесоюзный съезд по теоретической и прикладной механике (аннотации докладов). М., 1968.
237. Серенсен С. В.— В кн.: Малоцикловая прочность при повышенных температурах. Каунас, 1971.
238. Серенсен С. В., Котов П. И.— Заводская лаборатория, 1960, 3.
239. Серенсен С. В., Дульнев Р. А.— Заводская лаборатория, 1964, 4.
240. Серенсен С. В.— В кн.: Механические вопросы усталости. «Машиноведение», М., 1964.
241. Серенсен С. В., Котов П. И.— Заводская лаборатория, 1960, 10.
242. Серенсен С. В., Шнейдерович Р. И.— Изв. АН СССР, ОТН, 1966, 4.
243. Серенсен С. В.— Изв. АН СССР, 1938, 5.
244. Серенсен С. В.— В кн.: Прочность при малом числе циклов нагружения. «Наука», М., 1969.
245. Серенсен С. В., Котов П. И.— Заводская лаборатория, 1962, 10.
246. Серенсен С. В., Котов П. И.— Заводская лаборатория, 1958, 9.
247. Серенсен С. В.— В кн.: Накопление усталостного повреждения при нестационарной напряженности. «Машиностроение», М., 1962.
248. Серенсен С. В.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 5. «Наукова думка», К., 1967.
249. Серенсен С. В., Шнейдерович Р. М. Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения. «Наука», М., 1967.
250. Серенсен С. В., Котов П. И.— Заводская лаборатория, 1961, 8.
251. Серенсен С. В., Махутов Н. А.— Заводская лаборатория, 1964, 1.
252. Серенсен С. В., Шнейдерович Р. М. Критерии разрушения при циклическом нагружении в упруго-пластической области. «Машиностроение», М., 1966.

253. Серенсен С. В., Дульнев Р. А., Бычков Н. А.— Проблемы прочности, 1969, 1.
254. Серенсен С. В., Шнейдерович Р. М.— Машиноведение, 1965, 2.
255. Серенсен С. В., Филатов В. М.— Машиноведение, 1967, 2.
256. Серенсен С. В., Филатов В. М.— Машиноведение, 1967, 6.
257. Серенсен С. В.— В кн.: Доклады Сессии АН СССР по отделению механики и процессов управления. М., 1967.
258. Серенсен С. В.— В кн.: III Всесоюзный съезд по теоретической и прикладной механике (аннотации докладов). М., 1968.
259. Сизова Р. Н.— В кн.: Прочность при повышенных температурах. Оборонгиз, М., 1955.
260. Сизова Р. Н.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов. «Наукова думка», К., 1969.
261. Сизова Р. Н.— Автореферат канд. дис. ЦИАМ, М., 1965.
262. Симонс В., Кросс Г.— В кн.: Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях. Госэнергоиздат, М., 1960.
263. Скляров Н. М. Высокотемпературная прочность металлов в машиностроении. Машгиз, М., 1961.
264. Скляров Н. М.— В кн.: Термостойкость жаропрочных сплавов. Оборонгиз, М., 1962.
265. Скляров Н. М., Складнов И. К., Радецкая Э. М.— В кн.: Исследование по жаропрочным сплавам, I. Изд-во АН СССР, М., 1957.
266. Смит Г., Гаустон Е.— В кн.: Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях. Госэнергоиздат, М., 1960.
267. Соболев Н. Д., Егоров В. И.— ДАН СССР, 1962, 147, 2.
268. Соболев Н. Д., Егоров В. И.— В кн.: Прочность и деформация в неравномерных температурных полях. Госатомиздат, М., 1962.
269. Соболев Н. Д., Пирогов Е. Н.— Заводская лаборатория, 1966, 8.
270. Соболев Н. Д.— Автореферат докторской дис. Инженерно-физический институт, М., 1967.
271. Соболев Н. Д., Егоров В. И.— Заводская лаборатория, 1962, 10.
272. Соболев Н. Д., Егоров В. И.— Заводская лаборатория, 1963, 6.
273. Соколов В. С.— В кн.: Труды Московского энергетического института, 47. М., 1963.
274. Софронов Ю. Д.— В кн.: Труды Казанского института, 46. Казань, 1969.
275. Стрижало В. А.— Заводская лаборатория, 1967, 3.
276. Стрижало В. А., Синяевский Д. П.— Заводская лаборатория, 1968, 5.
277. Тайц Н. Ю.— В кн.: Технология нагрева стали. «Теплоэнергетика», Л., 1962.
278. Талыпов Г. Б.— В кн.: III Всесоюзный съезд по теоретической и прикладной механике (аннотации докладов), М., 1968.
279. Третьяченко Г. Н., Кравчук Л. В.— Порошковая металлургия, 1961, 2.
280. Третьяченко Г. Н., Кравчук Л. В.— Энергомашиностроение, 1961, 6.
281. Третьяченко Г. Н.— Автореферат докторской дис., ИПМ АН УССР, К., 1964.
282. Третьяченко Г. Н., Кравчук Л. В., Можаровский Н. С.— Порошковая металлургия, 1961, 4.
283. Третьяченко Г. Н. и др.— Изв. вузов, Машиностроение, 1963, 2.
284. Третьяченко Г. Н., Можаровский Н. С., Кравчук Л. В.— В кн.: Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении, 11. К., 1963.

285. Трощенко В. Т., Усков Е. И.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов. «Наукова думка», К., 1967.
286. Трощенко В. Т., Стрижало В. А., Синяевский Д. П.— В кн.: Термопрочность материалов и конструктивных элементов, 5. «Наукова думка», К., 1969.
287. Троянский Е. А.— Автореферат канд. дис., МЭИ, 1961.
288. Трусов Л. П., Никитина Л. П., Туляков Г. А.— Металловедение и обработка металлов, 1956, 5.
289. Тылкин М. А.— Металлургия, 1965.
290. Туляков Г. А., Плеханов В. А.— Проблемы прочности, 1969, 6.
291. Хазанов М. С., Молчанов Н. С.— В кн.: Вопросы высокотемпературной прочности в машиностроении. Изд-во АН УССР, М., 1963.
292. Хатнер — В кн.: Жаропрочные металлические материалы. ИЛ, М., 1958.
293. Хейвуд Р. Д.— В кн.: Проектирование с учетом усталости. М., 1967.
294. Ходж Ф.— В кн.: Остаточные напряжения в металлах и металлических конструкциях. М., 1957.
295. Филатов М. Я.— Заводская лаборатория, 1968, 3.
296. Филатов В. М.— В кн.: Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения. М., 1967.
297. Филатов В. М., Шнейдерович Р. М.— Проблемы прочности, 1971, 2.
298. Финкельштейн Б. Н.— ЖТФ, 1948, XVIII, 8.
299. Фридман Л. И.— В кн.: Тепловые напряжения в элементах конструкций, 4. «Наукова думка», К., 1964.
300. Фридман Л. И.— В кн.: Прочность и динамика авиационных двигателей, 3. М., 1966.
301. Фридман Я. Б., Егоров В. И.— Металловедение и термическая обработка металлов, 1960, 7.
302. Фридман Я. Б., Соболев Н. Д., Егоров В. И.— Заводская лаборатория, 1960, 4.
303. Фридман Я. Б. и др.— Атомная энергия, 1961, 10, 6.
304. Фридман Я. Б. Прочность и деформация в неравномерных температурных полях. Госатомиздат, М., 1962.
305. Чернов Д. К.— Журнал русского металлургического общества, 1915.
306. Чизуик Х. Х., Кельман П. Р.— В кн.: Металлургия ядерной энергии и действие облучения на материал. «Атомиздат», М., 1967.
307. Чубарев В. Г., Хазанов М. С., Федорова Т. М.— В кн.: Термопрочность материала и конструктивных элементов. «Наукова думка», К., 1965.
308. Шевченко Ю. Н.— В кн.: Термопластичность при переменных нагрузжениях. К., 1970.
309. Шнейдерович Р. М.— В кн.: Вопросы механической усталости. «Машиностроение», М., 1964.
310. Шнейдерович Р. М., Гусенков А. П., Паринцева Г. С.— Изв. АН СССР, ОТН, 1960, 5.
311. Шнейдерович Р. М., Гусенков А. П.— Заводская лаборатория, 1961, 9.
312. Шнейдерович Р. М.— Вестник машиностроения, 1962, 1.
313. Шорр Б. Ф.— Изв. АН СССР, ОТН, Машиностроение, 1959, 1.
314. Шорр Б. Ф., Дульнев Р. А.— Заводская лаборатория, 1964, 3.
315. Шорр Б. Ф., Дульнев Р. А.— В кн.: Прочность и дезинформирование материалов в неравномерных физических полях, 2. Атомиздат, М., 1968.
316. Шорр Б. Ф.— ДАН СССР, М., 1958, 5, 123.
317. Эльтер П. анне — Вестник МГУ, 1965, 6.

318. Яблонко В. Я.— В кн.: Сопротивление деформированию и разрушению при малом числе циклов нагружения. М., 1967.
319. Abberhin M.— Trans. ASME, 1960, S2, 651.
320. Aleru N. S., Mathews N. A., 38, 957, 1947.
321. Andrade E. N. C.— J. Iron and Steel Inst., 171, 217—228, 1952.
322. Avery H. S.— TASM, 1942, 30, 1130.
323. Avery H. S., Mathews N. A.— TASM, 1947, 38, 957.
324. Boley B. A.— JAS, 1956, 23 (2), 179.
325. Boas W. and Manjoine W. R. J. Appl. Mech., 1941, VIII.
326. Boas W. and Honeycombe R. W.— Nature, 1944, 153, 494; 154, 338.
327. Bernhard E. O. and Honemann H., Zs. Metallkunde, 1938, 30, XII, 12, 401—409.
328. Baushinger — Zivilingenieur, 1881, 27.
329. Benham P. P.— Inst. Met., 1962—1963, 91.
330. Benham P. P.— Inst. Met., 1960—1961, 89.
331. Benham P. P., Ford H.— Inst. Mech. Eng. Sci., 1961, 3, 2.
332. Besseling I. E.— J. Appl. Mech., 1958, 25, 4.
333. Blackborn W. S.— J. Nucl. Energy Reaktor Sci. Techn., 1961, 14, 2—3, 107.
334. Blackborn W. S., Harnby C., Stobo J. J.— J. Nucl. Energy, Part. a. Reactor Sci, 1960, 12, 162.
335. Brophy G. R., Furman D. F.— TASM, 1942, 30, 4, 1115.
336. Brown W. F. et al.— ASTM, 1959, STP, 260, Philadelphia, 104.
337. Claren S. W., Best I. W.— SAE, 1964, 843, B.
338. Coffin L. F.— В кн.: Proc. Second Int. conference Fracture paper 65, 1969.
339. Coffin L. F.— Trans. ASME, 1954, 76.
340. Coffin L. F.— Trans. ASME, 1956, 78.
341. Coffin L. F.— Trans. ASME, 1957, 79.
342. Coffin L. F.— J. Basic Engrs., 1960, 82, 3.
343. Coffin L. F.— Exptl Mech., 1968, 5, 218—224.
344. Coffin L. F.— В кн.: Proc. Soc. Exptl Stress Analysis, 2, 1958.
345. Coffin L. F., Wesley R. P.— Trans. ASME, 1954, 76.
346. Coles A.— J. roy acron Soc., 1965, 69, 649.
347. Cox M. and Clenny E.— Engineer, 1960, 210, 5457.
348. Conghey R. H. Hoit W. B.— ASTM, STP, 1954, 165.
349. Cillemot L. F.— В кн.: Int. Conference an Fracture, September, 1965, Japan.
350. Cillemot L. F.— Period Polytechn. Engng., 1966, 10, 2.
351. Cuarnieri G. I.— Proc. ASTM, 1952, 52, 934.
352. Cuarnieri G. J. and Jerkovich L. A.— Pros ASTM, 1952, 52.
353. Faniels N. H. G., Masuda H. B., Dorn J. E.— WADS Techn. Report 53—336, 1956, 4. ASTIA, AD102400.
354. Damels N. H. G., Masuda H. B., Dorn J. E.— WADS, techn. Report 53—336. ASTIA AD101706.
355. Day M. F. and Cummings W. M.— Mech. Engng. Sci, 1968, 10, 1.
356. Davies P. V.— J. Nucl. Materiales, 1966, 18, 2.
357. Dorn J. E.— J. of Mech. and Phys of Solids, 1954, 3, 85.
358. Esstergar E., Ellis J.— В кн.: Int. Conference Thermal stress and thermal Fatigue, 28, 1969.
359. Feltner C. E.— Achta Metall, 1963, 11, 7.
360. Feltner C. E., Morrow J. D.— Trans. ASME, ser. D, 1965, 5.
361. Forrest P. G.— Int. Conference of fatigue of Metals, 1956.
362. Forrest P. G., Armstrong K. B.— В кн.: Paper preanted at Joint Internationale Conference of Creep. Institute of Mech. Engr, London, 1963.
363. Foley F. B.— Metal Progress, 1947, 51, 951.
364. Forrest P. G., Armstrong K. B.— J. Inst. Metals, 1966, 94, 6.

365. Fellows J. A., Cook E., Avery H. S.— Eng. TASME, Iron and Steel Division, 1942, 150, 358.
366. Franson A. E.— В кн.: Proc. Colloy Fatigue 1955, Berlin — Cottingen.
367. Garden A. E.— ASTM, 1963, 63.
368. Garden A. E., Sodergren J. N.— Presented at the ASME, Anual Mechting, 1961, 26, Dec. 1.
369. Clenny E.— Metallurg., 1958, Revs, 6, 24.
370. Glenny E., Taylor T. A.— J. Inst. of Metals, 1960, 7.
371. Glenny E.— Metallurgical Reviews 1961, 6, 24.
372. Hartmann R. I.— J. Appl. Phys., 1965, 56, 6.
373. Haythorne P.— Iron Age, 1946, 9.
374. Henry D. L.— TASME, 1955, 77, 913.
375. Hill J., Thornton D.— J. Inst. Metals, 1964, 93, 65, 1964.
376. Horton K. E., Foley D. D., Hallander J. M.— Trans. ASME, paper NGTR 1965, 13.
377. Howe P. W.— The Aeronautical quarterly, 1962, XII, Nowember, 4.
378. Herbert D. S., Armstrong D. J.— Symp. ASTM Techn. Publ. 1954, 165, 606.
379. Jonson A. E.— Nat. Phys. Lab. 1952, paper NHT 20/52.
380. Jonson A. E.— Nat. Phys. Lab., 1952, paper NHT 20/52.
381. Jves K. D., Kooistra L. F., Tucker J. T.— Trans ASME, 1966, D88, 4.
382. Kowamoto Minoru et al.— J. Mater, 1961, 1, 4.
383. Kempl Erhard — Materialpruf, 1967, 9, N02.
384. Kuyper D. J., Burge H. L.— J. Spacecraft and Rockets, 1967, 4, N01.
385. Kench I. R., Jounq A. G.— J. Nacl. Mater 7, 1962, 2, 165.
386. Langer B.— J. Inst. of Metals, 1958, 9.
387. Large H. Sumposium an Metallis Materials for serviel Metallis Materials for at temperatures above 1600° F, 1955.
388. Larson S. S., Miller I.— Trans. ASME, 1963, 74, 8.
389. Lazan J. W., Demer J.— Proc. ASTM, 1951, 51.
390. Lemcee M. M., Koostra L. F.— Weld. J. 1962, 41, 07.
391. Low A. C. Short Endurance Fatigue. Internationale Conference of Fatigue of Metals, 1956.
392. Majors H.— J. Trans. of Amer. Soc. for Metals, 1959, 51.
393. Manson S. S.— Machihe disigh, 1960, 32.
394. Manson S. S., Haferd A. M. Naca Techn, 1953, Note 2890, 48.
395. Manson S. S.— Machine Design, 1960, 13.
396. Manson S. S.— Machine Design, 1959, 16, 30.
397. Manson S. S.— Meld. J. 1964, 43.
398. Manson S. S. Fatigue Exper. Mech. 1965, 5, 7.
399. Manson S. S.— Int. J. Fracture Mech. 1966, 2, 1.
400. Martin D. E.— Trans. ASME. 1961, Seris. D-84-84.
401. Massing G. Wiss. veroffentlichengn aus dem Silmlus Konzem, 1924, 2, 231; 5, 135.
402. Mehringer F. I.— Trans. ASME, 1960, Series D.
403. Merckx K. R. Wheller R. R.— Papers Amer. Soc. Mech. Eng. WA-279, 1961.
404. Miller K.— Nature, 1967, 213, 5073.
405. Miller K.— ASTM STP 1954, 165.
406. Minner M. A.— J. Appl. Mech., 1945, 12, 159.
407. Melan E. Zur Plastizität des raumlichen kontinuum Ingenierarchiv, 9, 1938.
408. Morrow J. Internal friction, damping and cycling plasticity. Symposium pressented of the Sixty Seventh Meeting ASTM, Chicago, 1964.
409. Morrow J., Tuller F.— Trans. ASME, 1965, Ser. D. 87, 2.
410. Muscatell F., Reynolds E.— Proc. ASTM, 1957, 57.

411. Muehlenkamp G. T., Shober F. R., Schwoppe A. D. Battelle Memorial Inat, 1952.
412. Nippes E. F.—Weld. J. 1967, 46, 8.
413. Nickors R.—Nucl. Eng. 1957, 2, 18, 355.
414. Noritada Katon—Trans. Japan Soc. Mech. Eng. 1964, 30, 209.
415. Noritada Katon—Trans. Japan Soc. Mech. Engr. 1961, 27, 176.
416. Noritada Katon—J. Japan Soc. Mech. Eng 1961, 27.
417. Northeoth L., Baron H. I.—J. Iron and Steel Inst., 1956, 184.
418. Orrowan E.—Wel. J. 1952, 6, 31.
419. Orr R. I., Dorn J. E.—Trans. Amer. Soc. Metals, 1954, 46.
420. Palmgren I. A.—Zs. VDJ, 1924, 68.
421. Paul R. A., Pense A. W.—Weld. J. 1965, 44, 09.
422. Pomey G., Gazand R.—Revue de Metallurgie, 1965, 62, 9.
423. Guass S. T.—J. Inst. Metals, 1967, 95, 5.
424. Rahlfs P., Maasing G.—Zeitschr Metallkunde, 1950, 42, 12.
425. Raumont M. N., Coffin L. F.—Acha Met., 1963, 11, 7.
426. Robinson E. L.—Trans. ASME, 1952, 74, 5, 771.
427. Robinson E. L.—Trans. ASME, 1938, 60, 3, 253.
428. Rose H. S.—J. Inst. Metals, 1957, 86, 3, 122.
429. Robert A. S.—Acha Met., 1960, 8, 11, 817.
430. Robert A. S., Cotrell A. M.—Phil. Mag. 1956, 8, 711.
431. Randall P. N.—TASME, 1962, Ser. D 84, 2, 1962.
432. Serensen S. V., Shneiderovitch R. M.—Proc. Fourth Congress Appl. Mech. Calentta, 1959.
433. Serensen S. V., Shneiderovitch R. M.—Exptl. Mech., 1966, 6, 12, 1966.
434. Scoji H.—Zs. Physik, 1928, 51.
435. Sherby O. D., Dorn J. E.—Trans. AJMME, 1954, 71.
436. Sherby O. D., Dorn J. E.—Trans. AJMME, 1952, 194.
437. Sherby O. D., Dorn J. E.—Trans. AJMME, 1953, 197, 324.
438. Sherby O. D., Dorn J. E.—Trans. AJMME, 1954, 200.
439. Sherby O. D., Lytton J. L., Dorn J. E. Acta Met., 1957, 5, 4, 219.
440. Smith G. V., Houston E. G.—Symp. ASTM Techn. Publ. 1954, 165, 67.
441. Stanford, Hirscheberg, Martin H.—Interdiscipl. Approach. Syracuse Press, 1964.
442. Taira Shuji, Ohnami Masateru—Proc. 3th Japan Congress Test. Mater, 1959.
443. Taira Shuji, Ohnami Masateru—Trans. Japan. SWE, 1961, 26, 167, 387.
444. Taira Shuji, Ohnami Masateru.—Bull. Engng. Research Inst., Kyoto Univ., 1960, 18, 177.
445. Taira Shuji, Tanaka Kichinosuke, Ohnami Masateru—Bull. Ref. Inst. Kyoto Univ., 1959, 15, 24.
446. Taira Shuji, Tanaka Kichinosuke. Ohnami Masateru—Pros. Inst. Japan Congr. Test. Mater, 1957.
447. Taira Shuji, Tanaka Kichinosuke, Ohnami Masateru—Pros. 2nd Japan Congr. Test. Mater. Kyoto Japan Soc. Test. Mat. 1959.
448. Taira Shuji, Ohnami Masateru.—J. Japan Soc. Test. Mater, 1959, 8, 74, 850.
449. Taira Shuji, Ohnami Masateru—Bull. AISME, 5, 17, 1962.
450. Taira Shuji, Ohnami Masateru—Bull. AISME, 5, 17, 1962.
451. Taira Shuji, Ohnami Masateru—Proc. 4th Japan Congress Test. Mater, 1960.

452. Taira Shuji, Ohnami Masateru—Trans. Japan Soc. Mech. Engrs, 1962, 28, 191.
453. Taira Shuji, Ohnami Masateru—Trans. Japan Soc. Mech. Engrs, 1962, 28, 191.
454. Taira Shuji, Ohnami Masateru—Proc. 5th Japan Congress. Test Mater, 1962.
455. Taira Shuji, Ohnami Masateru—Japan Soc. Mech. Engrs, 1963, 6, 22.
456. Taira Shuji—Bull. Japanese Soc. Mech. Eng. 1963, 6, 22.
457. Taira Shuji.—High Temperature Struct and Mater, 1964.
458. Taira Shuji, Ohnami Masateru.—J. Japan Soc. Test. Mater., 1969, 8.
459. Taira Shuji, Ohnami Masateru—Pros. 8th Japan Congress Test Mater., 1964.
460. Taira Shuji, Ohnami Masateru.—J. Soc. Mater. Sci. Japan, 1965, 137.
461. Takamura I.—Acha Met., 1961, 9, 6.
462. Takanaka I.—Bull. Japan Soc. Mech. Engrs, 1960, 3, 12.
463. Taro Ueda, Masao Tanaka.—J. Soc. Japan 1966, 15, 156.
464. Tilly G. Intern. Conference on Thermal and High strain Fatigue, 1957.
465. Tompson N.—J. Inst. Metals, 1956, 84.
466. TERNYOSHI Udoguchi and ZASUhide Asads.—J. Soc. Mater. Sci. Japan, 1965, 14, 137.
467. Vidal—Revue de Metallurgie, 1956, 53, 7.
468. Webster G. A. und Sulliyann—J. Inst. Metals, 1967, 5, 5.
469. Webster G. A., Pilarceu B. I.—Trans. Amer. Metals, 1966, 59, 847.
470. Wiegand H.—Metall 149, Sept., 1960.
471. Whitaman I. R.—J. Appl. Mech., 1958.
472. Wolley R. L.—Phill. Mag., 1953, 44, 353.
473. Iuz Vaclav Vokonn—Lprovodaj VZLU 1965, 4.
474. Young A. G., Gardiner K. M.—J. Nucl. Mater, 1952, 2, 3.
475. Johnson A. E., Frost N. E.—Engng. 1953, I, 175, 4536.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ	5
-----------------------	---

ГЛАВА I. ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАЛОМ ЧИСЛЕ ЦИКЛОВ ИЗМЕНЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И ПОСТОЯННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	7
---	---

1. Упруго-пластические свойства материалов при многократном нагружении за пределами упругости	8
2. Разрушение материалов при циклическом изменении напряжений и повышенных температурах	24
3. Пластичность и разрушение материалов при повышенных температурах и программном изменении напряжений	32
4. Критерии разрушения материалов	39

ГЛАВА II. ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАЛОМ ЧИСЛЕ ЦИКЛОВ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И ПОСТОЯННЫХ НАПРЯЖЕНИЯХ	44
--	----

1. Длительная прочность и ползучесть материалов при переменных температурах	46
2. Пластичность и разрушение материалов при программном изменении температуры	63
3. Критерии разрушения материалов	69

ГЛАВА III. ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НЕЗАВИСИМО ИЗМЕНЯЮЩИХСЯ ВО ВРЕМЕНИ ТЕМПЕРАТУРАХ И МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЯХ	74
--	----

1. Пластичность материалов	76
2. Разрушение материалов	81
3. Критерии разрушения материалов	84

ГЛАВА IV. СОПРОТИВЛЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НЕСТАЦИОНАРНЫМ ТЕМПЕРАТУРНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ	91
--	----

1. Деформирование и разрушение материалов при однократном тепловом нагружении	92
2. Деформирование и разрушение материалов при термоциклическом нагружении	97
3. Одностороннее накопление пластических деформаций при многократном тепловом нагружении и их связь с долговечностью	107
4. Зависимости между напряжениями и деформациями при знакопеременном температурном нагружении упрочняющегося материала	122
5. Упруго-пластические свойства материала при знакопеременном термоциклическом нагружении. Предельные состояния материала	136
6. Долговечность материалов при термоциклическом нагружении	144
7. Влияние временных факторов на число циклов до разрушения материалов при теплосменах	154
8. Повреждаемость материалов при термоциклическом нагружении	163
9. Необратимо поглощаемая энергия при циклическом тепловом нагружении металла и ее связь с долговечностью	168
10. Критерии разрушения материалов при многократном тепловом нагружении	175

ЛИТЕРАТУРА	184
----------------------	-----

**Георгий Степанович
ПИСАРЕНКО**

**Николай Станиславович
МОЖАРОВСКИЙ**

**Евгений Алексеевич
АНТИПОВ**

СОПРОТИВЛЕНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НЕСТАЦИОНАРНЫМ СИЛОВЫМ И ТЕМПЕРАТУРНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ

*Печатается по постановлению
ученого совета Института проблем прочности
АН УССР*

**Редактор Н. З. Лаптева
Художественный редактор И. В. Козий
Оформление художника М. Н. Усова
Технический редактор М. А. Притыкина
Корректор Р. С. Коган**

Сдано в набор 5. IX 1973 г. Подписано к печати 6. III 1974 г. БФ 01205. Зак. № 4-1010. Изд. № 114. Тираж 1550. Бумага № 1, 60x90/16. Усл. печ. листов 12,5. Учетно-изд. листов 13,11. Цена 1 руб. 61 коп.

Издательство «Наукова думка», Киев, Репина, 3.

Отпечатано с матриц Головного предприятия республиканского производственного объединения «Полиграфкинг» Госкомиздата УССР, г. Киев, ул. Довженко, 3 на Харьковской книжной фабрике «Коммунист» республиканского производственного объединения «Полиграфкинг» Госкомиздата УССР, г. Харьков, ул. Энгельса, 11.