

3. Тарасов Б. А. О количественном описании откольных повреждений.— ПМТФ, 1973, № 6.
4. Тарасов Б. А. Сопротивление разрушению пластин при ударном нагружении.— Проблемы прочности, 1974, № 3.
5. Seaman L., Curran D. R., Shockey D. A. Computational models for ductile and brittle fracture.— J. Appl. Phys., 1976, vol. 47, N 11.
6. Златин Н. А., Пугачев Г. С. и др. Временная зависимость прочности металлов при долговечностях микросекундного диапазона.— ФТТ, 1975, № 9.
7. Ахмадеев Н. Х., Нигматулин Р. И. Моделирование откольного разрушения при ударном деформировании. Анализ схемы мгновенного откола.— ПМТФ, 1981, № 3.
8. Carroll M., Holt A. C. Suggested modification of the $p - \alpha$ model for porous material.— J. Appl. Phys., 1972, vol. 43, N 2.
9. Работнов Ю. Н. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука, 1966.
10. Глушко А. И. Исследование откола как процесса образования микропор.— МТТ, 1978, № 5.
11. Davison L., Stevens A. L., Kipp M. E. Theory of spall damage accumulation in ductile metals.— J. Mech. Phys. Solids, 1977, vol. 25, N 1.
12. Канель Г. И., Щербань В. В. Пластическая деформация и откольное разрушение железа Армо в ударной волне.— ФГВ, 1980, № 4.
13. Нигматулин Р. И., Ахмадеев Н. Х., Холин Н. Н. Физико-химические процессы в твердых телах при взрывном нагружении.— Сб. докл. между. симп. «Нелинейные волны деформации». Ч. 2. Таллин, 1977.
14. Нигматулин Р. И. Основы механики гетерогенных сред. М.: Наука, 1978.
15. Ахмадеев Н. Х. Моделирование детонационных волн в твердых ВВ.— ФГВ, 1981, № 1.
16. Жарков В. Н., Калинин В. А. Уравнения состояния твердых тел при высоких давлениях и температурах. М.: Наука, 1968.
17. Клещевников О. А., Софронов В. И. и др. Экспериментальная проверка критериев разрушения в опытах с медными образцами.— ЖТФ, 1977, № 8.
18. Голубев В. К., Новиков С. А. и др. Влияние температуры на критические условия откольного разрушения металлов.— ПМТФ, 1980, № 4.
19. Ахмадеев Н. Х., Ахметова Н. А. Кинетика динамического разрушения в волнах разгрузки.— В кн.: Аннотации докл. V Всесоюз. съезда по теор. и прикл. механике. М.: Наука, 1981.
20. Нигматулин Р. И., Ахмадеев Н. Х., Ахметова Н. А. Разрушение пластин из армо-железа в волнах разгрузки.— В кн.: Детонация. Физические свойства веществ в ударных волнах. Черноголовка, 1981.
21. Рыбаков А. П. Отколы в стали при нагружении с помощью взрыва листового заряда ВВ и удара пластиной.— ПМТФ, 1977, № 1.

УДК 539.375

О ДИССИПАТИВНОМ КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

В. И. Астафьев

(Куйбышев)

Для описания процесса ползучести металлов при высоких температурах наиболее перспективной и широко используемой в настоящее время является гипотеза уравнения состояния Ю. Н. Работнова [1]. Согласно этой гипотезе, тензор скоростей деформаций ползучести \dot{p}_{ij} определяется текущими значениями тензора напряжений σ_{ij} , температуры T и структурных параметров q_1, q_2, \dots, q_n , изменения которых можно описать соответствующими кинетическими уравнениями:

$$\dot{p}_{ij} = \dot{p}_{ij}(\sigma_{kl}, \bar{T}, q_1, q_2, \dots, q_n), \quad \dot{q}_m = \dot{q}_m(\sigma_{kl}, \bar{T}, q_1, q_2, \dots, q_n).$$

Конкретизация этих соотношений и структурных параметров позволяет описать все три стадии процесса ползучести либо некоторые из них.

Ограничимся далее одномерным случаем при постоянной температуре, чтобы не исследовать вопрос о влиянии вида напряженного состояния или переменности температуры на процесс ползучести.

В [1—4] для описания процесса разрушения при ползучести принят один скалярный структурный параметр $\omega(t)$. Этот, по существу, «микроструктурный» параметр отражает степень внутренней поврежденности материала и изменяется от нуля в неповрежденном состоянии до единицы в момент разрушения. В [5—7] в качестве такого параметра выбрана величина рассеянной в процессе ползучести энергии $D(t) =$

$= \int \sigma \dot{p} dt$ — «макроструктурный» параметр, отражающий диссипативный характер процесса ползучести и принимающий в момент разрушения свое предельное значение.

1. Будем рассматривать процесс ползучести как единство и взаимосвязь двух необратимых процессов накопления — накопления деформаций ползучести $p(t)$ и накопления поврежденности $\omega(t)$. С термодинамической точки зрения эти два процесса являются элементами одного необратимого процесса рассеяния энергии. Примем, как и в [5—7], что в момент разрушения эта энергия принимает свое предельное значение. Для материалов, которые становятся хрупкими в процессе ползучести, обычно вводят понятие «эффективного» напряжения $\sigma/(1 - \omega)$ [2, 8]. Можно ввести также понятие мощности рассеяния для единицы «эффективного» объема, которая связана с «эффективным» напряжением $\sigma/(1 - \omega)$ соотношением $\dot{D}(t) = \sigma \dot{p}(1 - \omega)$. Тогда кинетические уравнения для $p(t)$, $\omega(t)$, $D(t)$ и критерий разрушения запишутся в виде

$$(1.1) \quad \dot{p} = B \left(\frac{\sigma}{1 - \omega} \right)^n, \quad p(0) = 0;$$

$$(1.2) \quad \dot{\omega} = A \left(\frac{\sigma}{1 - \omega} \right)^m, \quad \omega(0) = 0;$$

$$(1.3) \quad \dot{D} = B \left(\frac{\sigma}{1 - \omega} \right)^{n+1}, \quad D(0) = 0;$$

$$(1.4) \quad \int_0^{t_*} \dot{D} dt = D_* = \text{const.}$$

Здесь A, B, m, n, D_* — параметры материала, зависящие от температуры. Проинтегрируем (1.1)—(1.3) при постоянном σ . Получим

$$(1.5) \quad p(t) = \frac{B}{A} \sigma^{n-m} \frac{1 - (1 - \omega(t))^{m+1-n}}{m+1-n};$$

$$(1.6) \quad \omega(t) = 1 - (1 - A(m+1)\sigma^m t)^{\frac{1}{m+1}};$$

$$(1.7) \quad D(t) = \frac{B}{A} \sigma^{n+1-m} \frac{1 - (1 - \omega(t))^{m-n}}{m-n}.$$

Для значений времени до разрушения $t_*(\sigma)$ и деформации в момент разрушения $p_*(\sigma)$ из (1.5), (1.6) с учетом критерия разрушения (1.4) имеем

$$(1.8) \quad t_* = \frac{1 - (1 - \omega_*(\sigma))^{m+1}}{A(m+1)\sigma^m};$$

$$(1.9) \quad p_* = \frac{B}{A} \sigma^{n-m} \frac{1 - (1 - \omega_*(\sigma))^{m+1-n}}{m+1-n},$$

где $\omega_*(\sigma)$ — величина поврежденности в момент разрушения (выражается через D_*):

$$(1.10) \quad \omega_*(\sigma) = 1 - \left(1 - (m-n) \frac{AD_*}{B} \sigma^{m-n-1} \right)^{\frac{1}{m-n}}.$$

Ограниченность $\omega_*(0 < \omega_* < 1)$ и p_* при любых σ накладывает на m и n следующее ограничение: $m \leq n$. Это условие менее жесткое, чем условие $m \leq n < m+1$, вытекающее из ограниченности p_* при критерии разрушения $\omega_* = 1$ [1].

Зависимость $t_*(\sigma)$ (1.8) в логарифмических координатах $\lg \sigma - \lg t_*$ (кривая длительной прочности) изображается выпуклой кривой с двумя прямолинейными асимптотами, соответствующими зависимостям $t_* = 1/(A(m+1)\sigma^m)$ (хрупкое разрушение) и $t_* = D_*/B\sigma^{n+1}$ (вязкое разрушение). Точка пересечения этих прямых $\sigma_0 = [A(m+1)D_*/B]^{1/(n+1-m)}$ представляет собой некоторое напряжение, являющееся условной границей между вязким и хрупким разрушениями при ползучести. За-

Таблица 1

σ , МПа	40	50	60	80
t_* , ч	$\frac{54}{54,1}$	$\frac{23,5}{26,7}$	$\frac{15,5}{14,8}$	$\frac{6}{5,7}$
p_* , %	$\frac{12,6}{13,0}$	$\frac{10,0}{11,5}$	$\frac{8,2}{10,2}$	$\frac{12,4}{8,3}$

Таблица 2

σ , МПа	100	115	130	150	180
t_* , ч	$\frac{444}{348}$	$\frac{211}{211}$	$\frac{141}{136}$	$\frac{65}{81}$	$\frac{38}{42}$
p_* , %	$\frac{71}{69}$	$\frac{51}{65}$	$\frac{69}{62}$	$\frac{60}{58}$	$\frac{47}{52}$

зависимость $p_*(\sigma)$ (1.9) имеет возрастающий участок $p_* \sim \sigma^{n-m}$ при малых σ и убывающий участок $p_* \sim \sigma^{-1}$ при больших σ , т. е. качественно отражает экспериментальную зависимость $p_*(\sigma)$ в достаточно большом диапазоне напряжений [9]. Из выражения (1.9) видно, что σp_* возрастает с ростом σ и приближается к своему предельному значению D_* . Этот эффект (уменьшение рассеянной энергии в момент разрушения с ростом t_* или, что то же самое, с уменьшением σ) наблюдался в ряде экспериментов [7].

2. Поскольку значения m , как правило, достаточно велики, в выражении (1.8) можно пренебречь величиной $(1 - \omega_*)^{m+1}$ по сравнению с единицей. Это упрощение позволяет достаточно просто определить параметры A , B , m , n и D_* . При проведении серии одноосных испытаний на ползучесть вплоть до разрушения экспериментально определяются зависимости $p_{\min}(\sigma)$, $p_*(\sigma)$ и $t_*(\sigma)$. Параметры B и n определяются методом наименьших квадратов по зависимости $p_{\min}(\sigma)$. Аналогично (с учетом предположения о малости $(1 - \omega_*)^{m+1}$ по сравнению с единицей) по зависимости $t_*(\sigma)$ находятся параметры A и m . Выразим в (1.9), (1.10) D_* через p_* и σ :

$$(2.1) \quad D_* = \frac{B}{A} \sigma^{n+1-m} \frac{1 - \left(1 - (m+1-n) \frac{A p_*}{B} \sigma^{m-n}\right)^{\frac{m-n}{m+1-n}}}{m-n}.$$

Соотношение (2.1) позволяет независимо обработать зависимость $p_*(\sigma)$ и определить последний параметр D_* как среднее во всем диапазоне изменения напряжений.

Рассмотрим ряд материалов, для которых приведены экспериментальные зависимости $p_{\min}(\sigma)$, $p_*(\sigma)$, $t_*(\sigma)$ и кривые ползучести.

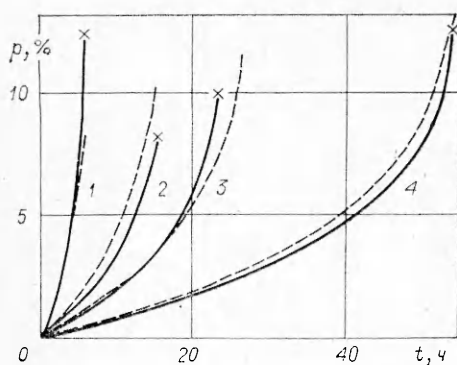
1. Сталь X18H10T при 850°C и $\sigma = 40-80$ МПа ([3]). Для нее $m = 3,07$; $n = 3,2$; $A(m+1) = 0,22 \cdot 10^{-6}$ (МПа) $^{-m}$ ч $^{-1}$; $B = 0,63 \cdot 10^{-8}$ (МПа) $^{-n}$ ч $^{-1}$; $D_* = 8,5$ МПа; $\sigma_0 = 170$ МПа.

2. Титановый сплав ОТ-4 при 500°C и $\sigma = 100-180$ МПа ([7], данные взяты из [4]). Для него $m = n = 3,59$; $A(m+1) = 1,9 \cdot 10^{-10}$ (МПа) $^{-m}$ ч $^{-1}$; $B = 0,33 \cdot 10^{-10}$ (МПа) $^{-n}$ ч $^{-1}$; $D_* = 154$ МПа; $\sigma_0 = 890$ МПа.

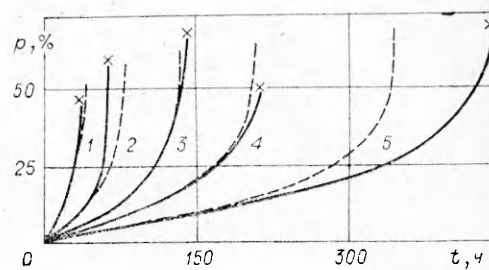
3. Низколегированная сталь при 500°C и $\sigma = 62-217$ МПа ([10]). Для нее $m = 2,69$; $n = 3,2$; $A(m+1) = 0,36 \cdot 10^{-10}$ (МПа) $^{-m}$ ч $^{-1}$; $B = 0,52 \cdot 10^{-13}$ (МПа) $^{-n}$ ч $^{-1}$; $D_* = 2,1 \cdot 10^3$ МПа; $\sigma_0 = 12 \cdot 10^3$ МПа.

Таблица 3

σ , МПа	62	93	124	139	155	186	217
t_* , ч $\cdot 10^3$	$\frac{415}{421}$	$\frac{139}{141}$	$\frac{61,2}{65,2}$	$\frac{46}{47,5}$	$\frac{34,6}{35,8}$	$\frac{21,2}{21,9}$	$\frac{14,1}{14,5}$
p_* , %	$\frac{9,0}{8,9}$	$\frac{11,0}{10,9}$	$\frac{12,2}{12,6}$	$\frac{13,4}{13,4}$	$\frac{14,1}{14,0}$	$\frac{15,5}{15,3}$	$\frac{16,8}{16,5}$



Ф и г. 1



Ф и г. 2

В табл. 1—3 для этих материалов соответственно произведено сравнение экспериментальных значений t_* и p_* (числитель) и определенных по формулам (1.8), (1.9) (знаменатель). На фиг. 1, 2 штриховыми линиями изображены теоретические кривые ползучести (1.5), а сплошными линиями — данные эксперимента. На фиг. 1 (для стали X18N10T при 850°C) кривые 1—4 соответствуют $\sigma = 80; 60; 50; 40$ МПа. На фиг. 2 (для сплава OT-4 при 500°C) кривые 1—5 соответствуют $\sigma = 180; 150; 130; 115; 100$ МПа.

Из приведенных данных видно, что первые два материала находятся в области смешанного разрушения, а третий — в области хрупкого разрушения. Таким образом, можно сделать вывод, что диссипативный критерий разрушения при ползучести применим для металлов, склонных к хрупкости. При этом кривая длительной прочности аппроксимируется в координатах $\lg \sigma - \lg t_*$ двумя прямолинейными прямыми, появляется возможность независимо обработать экспериментальные данные для $p_*(\sigma)$ и указать области хрупкого, смешанного и вязкого разрушения.

Поступила 10 V 1982

ЛИТЕРАТУРА

1. Работнов Ю. Н. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука, 1966.
2. Работнов Ю. Н. О разрушении вследствие ползучести. — ПМТФ, 1963, № 2.
3. Локощенко А. М., Мякотин Е. М., Шестериков С. А. Ползучесть и длительная прочность стали X18N10T в условиях сложного напряженного состояния. — Изв. АН СССР. МТГ, 1979, № 4.
4. Локощенко А. М., Шестериков С. А. Методика описания ползучести и длительной прочности при чистом растяжении. — ПМТФ, 1980, № 3.
5. Соснин О. В. Энергетический вариант теории ползучести и длительной прочности. Ползучесть и разрушение неупрочняющихся материалов. Сообщение I. — Проблемы прочности, 1973, № 5.
6. Соснин О. В., Шокало И. К. Ползучесть и разрушение материалов с начальным упрочнением. — Проблемы прочности, 1974, № 1.
7. Соснин О. В., Торшенин Н. Г. О ползучести и разрушении титанового сплава OT-4 в интервале температур 400—550°C. — Проблемы прочности, 1972, № 7.
8. Работнов Ю. Н. Механика деформируемого твердого тела. М.: Наука, 1979.
9. Ковпак В. И. Прогнозирование жаропрочности металлических материалов. Киев: Наукова думка, 1981.
10. Glen J., Hazra L. K. Some information of creep behaviour of low alloy steels. — In: Proc. of the Symp., The Presentation of Creep Strain Data, 5—6 October 1971, Corporate Laboratories BSC. London, 1972.