

УДК 639.3

Л. М. МУРАДЯН, В. А. ВАРДАНЯН

О ПОЛЗУЧЕСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ  
ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

На основе анализа результатов работ, посвященных ползучести углеродистых сталей при высоких температурах, предложено общее уравнение состояния, описывающее реологические свойства углеродистых сталей в зависимости от концентрации углерода. Параметры функции влияния концентрации углерода в стали на величину скорости ползучести определены при помощи аппроксимации конкретной кривой ползучести, полученной на основе экспериментов. Приведенные реологические зависимости, а также графики и таблицы можно использовать в инженерных расчетах напряженно-деформированного состояния углеродистых сталей при высоких температурах.

Илл. 3. Табл. 1. Библиогр.: 11 назв.

Հիմնում ունենալով բարձր ջերմաստիճանային պայմաններում ածխածնային պողպատե և քարայրի ուսումնասիրմանը նվիրված աշխատանքների արդյունքները՝ առաջարկվում է ածխածնային պողպատների ուղղորդական հատկությունները բնութագրող ընդհանուր հավասարում կախված ածխածնի պարունակությունից: Պողպատում ածխածնի պարունակության ազդեցությունը երա սուղրի արագության վրա արտահայտող ֆունկցիայի պարամետրերը որոշված են որպես կիսափոփոխական մոտարկման միջոցով, զորմնական հետապոստությունների արդյունքների հիման վրա: Բերված ուղղորդական առնչությունները, ինչպես նաև աղյուսակներն ու գրաֆիկները կարելի է օգտագործել բարձր ջերմաստիճանային պայմաններում ածխածնային պողպատների լարվածային-դեֆորմացիոն վիճակներին վերաբերող ինժեներական հաշվարկներում:

В существующей методике решения инженерных задач высоко-температурной ползучести углеродистых сталей используются реологические зависимости, полученные аппроксимацией экспериментальных кривых ползучести для конкретных марок сталей, что существенно сужает возможности применения полученных теоретических решений этих задач.

В работе предлагается принимать содержание углерода в стали структурным параметром, который должен войти в выражение общего уравнения состояния для разных марок углеродистых сталей, что позволит одновременно задачи ползучести для разных марок углеродистых сталей свести к решению одного разрешающего уравнения.

В общем виде, если существует единственная и не зависящая от времени связь между деформацией и структурой (структурно-устойчивые материалы), скорость ползучести можно представить следующим общим уравнением состояния [1]:

$$\dot{\epsilon} = f(\alpha, T, q_1) \exp \left[ \frac{U(\alpha, T, q_1)}{RT} \right]. \quad (1)$$



где  $U(\cdot)$  — эффективная энергия активации процесса ползучести,  $q_i$  — структурные параметры (гипотетические или реально наблюдаемые),  $T$  — температура,  $R$  — газовая постоянная.

Величина энергии активации может быть определена экспериментально. Согласно Дорну [2, 3], если для данного материала при постоянном напряжении и неизменных структурных параметрах в данном интервале изменения температуры энергия активации процесса ползучести остается неизменной, можно с уверенностью сказать, что преобладает один конкретный механизм ползучести.

Для описания зависимости скорости ползучести от напряжения и температуры при высокотемпературной ползучести ( $T > T_{пл}$ , где  $T_{пл}$  — температура плавления сплава) Дорном [2, 3] была предложена формула

$$\dot{\epsilon} = C_1 \cdot \sigma^{n_1} \exp \left[ -\frac{Q}{T} \right], \quad (2)$$

где

$$n_1(\sigma) = \begin{cases} C_2 \exp(n_1 \sigma) & \text{— при высоких напряжениях,} \\ C_3 \sigma^2 & \text{— при низких напряжениях.} \end{cases} \quad (3)$$

а  $Q$ ,  $C_1$ ,  $n_1$  — постоянные для данного материала.

При определении постоянных  $Q$ ,  $C_1$ ,  $n_1$  на основе экспериментов получаются существенные разногласия. В таблице приведены эти постоянные, предложенные в [4–6], которые показывают существенно разные уровни энергии активации процесса ползучести.

Таблица

$C_1$	$Q$	$n_1$	Сталь	Лит источник
$0,14 \cdot 10^4$	34596	5,4	низколег., С — 0,16%	[4]
$0,2454 \cdot 10^4$	24262	3,8	с-железо	[5]
$0,0463 \cdot 10^4$	12374	1,5	низколег., С — 0,15%	[6]

Для углеродистых сталей при температурах выше 1100–1200°C существенную роль играет ползучесть, связанная с процессами пластического течения по границам зерен, где с большой скоростью осуществляется самодиффузия. Если дисперсные частицы, выделившиеся на границах зерен, у жаропрочных легированных сталей являются тугоплавкими и практически полностью устраняют ползучесть по границам зерен, то у углеродистых сталей картина иная. Основные примеси, которые влияют на механические характеристики этих сталей, являются С, Mn, P, S. В разных марках углеродистых сталей содержится марганца, фосфора и серы примерно одинаково, а двухфазные зоны Fe—Mn и Fe—P на диаграммах состояния [7] расположены выше температуры солидуса сплава Fe—С и существенное влияние

на скорость высокотемпературной ползучести эти элементы оказать не могут. Сера не растворима в железе и любое ее количество образует с ним сульфид железа, который входит в состав эвтектики, образующейся при 988°C. Легкоплавкая эвтектика расположена по границам зерен, при температурах выше 988°C плавляется и создает предпосылки для ускорения процесса ползучести по границам зерен. Обособленные округлые включения сульфида железа в процессе деформации при температуре ~ 1200°C тоже поглощаются границами зерен, тем самым увеличивая толщину грани. При выборе выражения состояния для интервала температур 1000-1500°C необходимо учитывать вклад зернограничной ползучести в процесс деформации для всех марок углеродистых сталей.

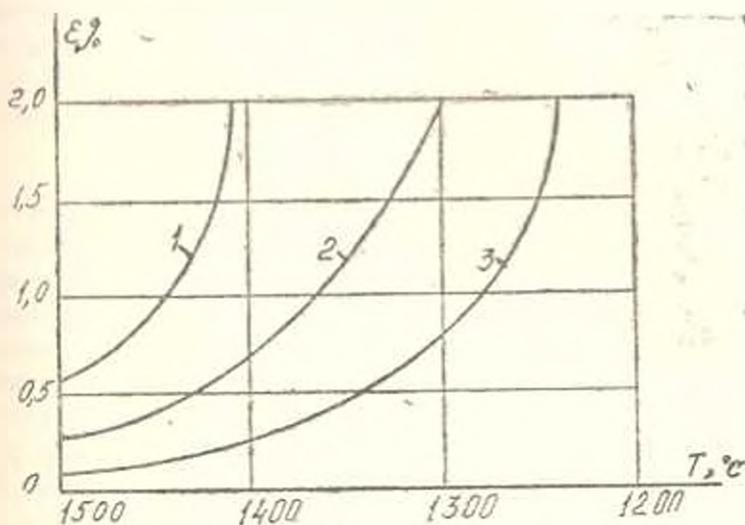


Рис. 1. Зависимость предела деформации от температуры при  $\dot{\epsilon} = 2,5 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$  для сталей: 1 — C=0,13%, Si=0,25%, Mn=0,77%; 2 — C=0,32%, Si=0,2%; 3 — C=0,47%, Si=0,25%, Mn=0,77%.

При кристаллизации выделение углерода происходит неравномерно, внутрикристаллическая и дендритная ликвиации способствуют обогащению межзеренного пространства углеродом, что понижает температуру плавления границ зерен, увеличивая температурный интервал существования двухфазного состояния. Наличие жидкой фазы на границе между зёрнами способствует увеличению скорости диффузии, толщины границы между зёрнами, вязкости грани и преобладанию процесса зернограничной ползучести среди остальных механизмов ползучести. Жидкая фаза оказывает значительное влияние на процессы типа внутренней адсорбции. Перечисленные выше явления служат причиной возникновения и локальных зонах микротрещин, которые понижают пластические свойства стали при высоких температурах, уменьшают предел прочности и максимально допустимую деформацию [8, 9]. На графиках (рис. 1), замеченных на

[8]. четко видно изменение пластических и прочностных свойств стали при температурах в зависимости от содержания углерода.

Учет влияния междендритной и межкристаллитной ликваций на увеличение концентрации углерода (почти трехкратное) и межзеренных границах показывает, что интервалы резкого снижения допустимой деформации приблизительно совпадают с температурными интервалами существования двухфазной зоны в межзеренных областях. Это и служит причиной резкого снижения допустимой общей деформации образцов. Следовательно, количество содержания углерода в стали является структурным параметром, который должен войти в выражение общего уравнения состояния для разных марок углеродистых сталей.

Основываясь на приведенных рассуждениях, в рамках феноменологической теории ползучести можно предложить уравнение состояния при высоких температурах для углеродистых сталей следующего вида

$$\varepsilon = f(\alpha, T) \psi(C, T) \varphi(T). \quad (4)$$

Выражение для функции  $f(\alpha, T)$  необходимо выбирать таким образом, чтобы можно было учитывать влияние действующего напряжения на скорость ползучести для всего интервала рассматриваемых температур (900—1500°C). Для интервала 900—1200°C преобладает нелинейная связь между скоростью ползучести и напряжением, которая хорошо аппроксимируется экспоненциальной или степенной зависимостью [2, 4, 5, 10]. Для более высоких температур эта связь почти линейна (особенно при низких напряжениях) [1]. Можно удовлетворить приведенным требованиям, выбирая выражение для  $f(\alpha, T)$  в виде

$$f(\alpha, T) = A [\theta z + (1 - \theta) z^n], \quad (5)$$

где

$$\theta = \frac{T}{T_c(kc)}. \quad (6)$$

$T_c$  — температура ликвидуса при заданной концентрации углерода в стали;  $T$  — температурная функция;  $A$ ,  $m$ ,  $n$  — постоянные, которые определяются на основе экспериментов;  $c$  — средняя концентрация углерода в стали;  $k = c/c_s$  — коэффициент распределения углерода в межзеренных границах;  $c_s$  — реальная концентрация углерода в межзеренных границах.

$\psi(C, T)$  является функцией влияния концентрации углерода в стали на величину скорости ползучести, которая определяет начало интенсификации межзеренной ползучести и должна удовлетворять следующим условиям: при  $T \gg T_c(kc)$  существенно увеличивается ползучесть за счет преобразования механизма зернограницной ползучести; при  $T = T_c$  имеем жидкое тело, вязкость которого практически равна нулю. Для этой функции удобно принимать следующее выражение [11]:

$$\varphi(C, T) = \frac{\Delta\theta}{1-\theta}, \quad \Delta\theta = 1 - \frac{T_*(\text{кС})}{T_i(\text{кС})}. \quad (7)$$

Выбор функции  $\varphi(T)$  остается свободным. Конкретное выражение для  $\varphi(T)$  можно выбирать при аппроксимации конкретной кривой ползучести, полученной на основе экспериментов.

Наличие постоянных  $A$ ,  $m$ ,  $n$ ,  $k$  и одной свободной функции  $\varphi(T)$  позволяет с большой точностью для углеродистых сталей представить уравнение состояния при высоких температурах в следующем виде:

$$\varepsilon = A [\theta \alpha + (1-\theta)^m \alpha^n] \frac{\Delta\theta}{1-\theta} \varphi(T). \quad (8)$$

При низких напряжениях для небольших интервалов времени, когда относительная деформация не превосходит 1%, можно принимать [9] -  $m = 0$ ,  $n = 1$  и тогда получаем уравнение для линейно-вязкой среды, чувствительной к действию температуры

$$\varepsilon = A \frac{\Delta\theta}{1-\theta} \varphi(T). \quad (9)$$

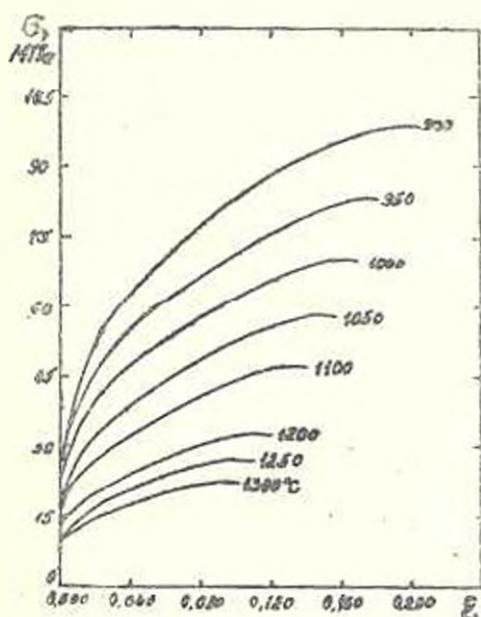


Рис. 2. Кривые температурной зависимости напряжение—деформация, полученные для сталей с  $C = 0,01\%$  при скорости деформации  $2,3 \cdot 10^{-2}$  1/с.

Как следует из приведенных графиков (рис. 2, 3), для небольших деформаций расчетные кривые ползучести, полученные по (9), достаточно хорошо описывают экспериментальные результаты, приведенные в [5]. Следовательно, зависимость (9) можно предложить для

инженерных расчетов напряженно-деформационного состояния углеродистых сталей при высоких температурах.

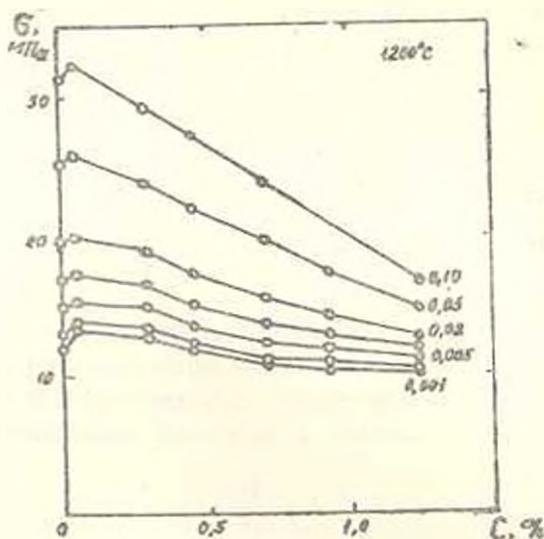


Рис. 3. Изменение напряжения пластического течения в зависимости от содержания углерода при различных уровнях деформации при температуре 1200°C и скорости деформации  $2,3 \cdot 10^{-2}$  Г/с.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Шоук Г. Теория ползучести // «Ползучести и возврат», Металлургия, 1961 — С. 227—259.
2. Dorn J. E. Some fundamental experiments on high temperature creep Journ Mech. Phys. Solids. — 1954. — V. 3, № 2. — P. 37—45.
3. Дорн Дж. Е. Спектр энергии активации ползучести // «Ползучести и возврат», Металлургия, 1961. — С. 291—325.
4. Wray P. J. Effect of carbon content on the plastic flow of Plain carbon Steels at Elevated Temperatures, Metall Trans. — 1976. — 7A. — P. 1621—1627.
5. Palmaers A. „Conduct et solidification de l'acier» Rapport Final 1977 — Liege de Belgium, Annexe 3. Conventions CCE/GRM. — P. 23—1.
6. Birchenall C. E. Volume Diffusion, Atom Movements. — 1951. — С. 15—21.
7. Гуляев А. П. Металловедение. — М.: Металлургия, 1977. — 646 с.
8. Каланцев Е. И., Кобо М. Механические свойства металла стального штыка в автом и катаном состоянии при высоких температурах. — М.: Металлургия, 1976. — 347 с.
9. Лебедева В. И. и др. Исследование процесса деформации стали, отлитой непрерывным способом // Непрерывная разливка стали. — 1974. — № 2 — С. 13—17.
10. Лебедева И. М. К теории диффузионно-вязкого течения кристаллических тел // ЖЭТФ. — 1963. — Т. 44, вып. 4. — С. 21—24.
11. Fuyti H., Ohasht T., Hiromoto T. К вопросу образования внутренних трещин в слбах полученных непрерывным литьем // Trans. Iron and Steel Inst. of Japan. — 1978. — V. 18. — P. 510—518.