

Н. В. ПЕРЦОВ, Е. Д. ЩУКИН, Н. И. ИВАНОВА, Ю. В. ГОРЮНОВ

ИССЛЕДОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕХОДА ОТ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ К ПЛАСТИЧЕСКОМУ

(Представлено академиком П. А. Ребиндером 30 III 1972)

У многих металлов в контакте с металлическими расплавами обнаруживается резкое понижение прочности, обусловленное снижением поверхностной энергии твердого тела на границе его с жидкой средой (¹). Вместе с тем при повышении температуры (или при понижении скорости деформации ϵ) до некоторого критического значения T_c (соответственно ϵ_c) хрупкость, вызванная действием поверхностно-активного расплава, может исчезнуть и материал приобретает способность к пластическому течению (²). Подобный переход от хрупкого разрушения к пластическому может, в частности, наблюдаться в условиях испытаний на долговечность (³).

Нами были проведены опыты с образцами поликристаллического цинка (марка ЦО, 99,6% цинка, размер зерна 40 м), покрытыми пленкой жидкого металла (ртути, галлия, растворов олова и индия в ртути). Образцы подвергались действию постоянной нагрузки; при помощи катетометра снималась кривая ползучести до полного разрушения.

По результатам испытаний оказалось возможным выделить три характерных вида разрушения (рис. 1). При напряжениях вблизи некоторого критического значения P_c имеет место своеобразный «порог прочности», описанный ранее в работе (⁴): в этом случае образцы либо рвутся мгновенно при нагружении, либо не разрушаются в течение длительного времени (вертикальный участок I на рис. 1). Такого рода нарушения плавной зависимости времени разрушения образца от приложенного напряжения могут проявляться и в том случае, когда материал находится в хрупком состоянии при температурах ниже порога естественной хладноломкости (⁵). В широком интервале температур ниже T_c величина критического напряжения P_c практически не зависит от температуры; это позволяет считать хрупкое разрушение в данных условиях термически неактивируемым процессом (¹).

При нагрузках, меньших порога прочности, в некотором интервале температур может наблюдаться участок аномально резкой зависимости времени разрушения от приложенного напряжения (участок II на рис. 1). В этой промежуточной области существенную роль играет увеличение предельной деформации образцов до разрыва (ϵ_m) с уменьшением нагрузки и соответственно скорости деформации (рис. 2). Вместе с тем с увеличением времени до разрушения большое значение приобретает проникновение расплава по границам зерен, что приводит к усилению влияния среды. Впрочем, участок II может отсутствовать, если межзеренная диффузия поверхностно-активного расплава проходит полностью уже при подготовке образцов к растяжению (высокая температура опыта) или, напротив, за время испытания не успевает пройти сколько-нибудь заметным образом (низкие температуры).

Наконец, при еще меньших нагрузках параметры долговечности чистых образцов и находящихся в контакте с расплавом почти совпадают и различия в их механических свойствах постепенно сглаживаются (участок III).

Таким образом, в проведенных нами опытах оказалось возможным наблюдать постепенный переход от хрупкого разрушения к пластическому

течению при уменьшении скорости деформирования в процессе течения под действием постоянной нагрузки. Этому переходу соответствует увеличение предельной деформации до разрушения от исчезающе малой (при напряжениях, равных порогу прочности) до весьма значительной при малых напряжениях (и соответственно малых скоростях деформирования, рис. 2).

Полученные данные позволяют провести анализ влияния деформации до разрыва на характер временной зависимости прочности. В соответствии с представлениями Эйрига ⁽⁶⁾ установившаяся скорость деформиро-

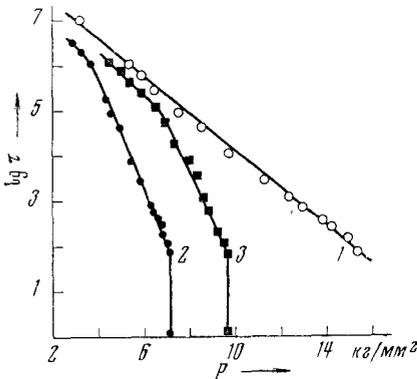


Рис. 1

Рис. 1. Зависимость времени τ до разрушения от приложенного напряжения P : 1 — исходного цинка; 2 — цинка в присутствии ртути; 3 — цинка в присутствии раствора индия в ртути

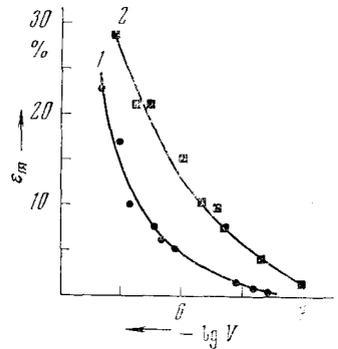


Рис. 2

Рис. 2. Зависимость предельной деформации до разрыва от скорости ползучести для цинка: 1 — покрытого ртутью, 2 — покрытого раствором индия в ртути

ванная $\dot{\epsilon}$ определяется величиной энергии активации процесса вязкого течения U , температурой T и частотой тепловых колебаний атомов ν :

$$\dot{\epsilon} = \nu e^{-U/(kT)}. \quad (1)$$

Для твердых тел, в которых возможно образование локальных микродвухфазностей пластической деформации и связанных с ними концентраций напряжения, энергия активации пластического течения существенно зависит от приложенного напряжения $U = U(p)$.

Как показали исследования ^(7, 8) для различных материалов в широком диапазоне температур и напряжений, эта зависимость может быть линейной:

$$U = U_0 - \gamma P, \quad (2)$$

где U_0 — величина потенциального барьера, определяемая энергией межатомных взаимодействий в данном конкретном процессе и γ — структурный фактор, имеющий смысл активационного объема и учитывающий реальное распределение напряжений в объеме твердого тела ⁽⁸⁾.

Если разрыву твердого тела предшествует течение с постоянной скоростью $\dot{\epsilon}$ (в пренебрежении стадиями установившейся ползучести) и предельная деформация до разрыва достигает величины ϵ_m , то «продолжительность жизни» образца под нагрузкой составляет

$$\tau_m = \frac{\epsilon_m}{\dot{\epsilon}} = \epsilon_m \tau_0 \exp \frac{U_0 - \gamma P}{kT} = \epsilon_m \tau_0 \exp \frac{U_0 - \gamma P}{kT}, \quad (3)$$

где $\tau_0 = 1/\nu$ — период собственных колебаний атомов.

Предлагаемый нами подход к выводу $\tau = \tau(P, T)$ отличается тем, что долговечность пластического материала определяется скоростью пластического течения, предшествующего разрушению, и той предельной деформа-

цией, которую данный образец может выдержать, прежде чем в нем произойдут необратимые изменения, приводящие к разрыву. Величина предельной деформации до разрыва зависит как от свойств материала — от его структуры, наличия примесей, — так и от условий растяжения, но может оставаться и постоянной в широком диапазоне условий испытаний ⁽⁹⁾ *.

Из уравнения (3) следует, что результаты испытания материалов на долговечность целесообразно представлять в координатах $\lg(\tau_m / \epsilon_m) - P$;

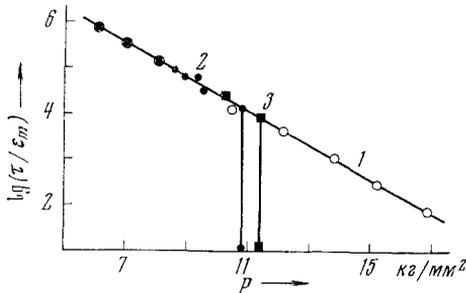


Рис. 3

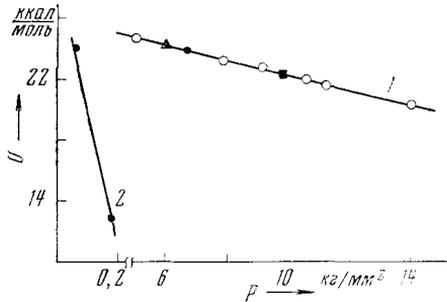


Рис. 4

Рис. 3. Зависимость прочности цинка от времени: 1 — чистого; 2 — покрытого ртутью; 3 — покрытого раствором индия в ртути. Для создания стабильной структуры исходный цинк был предварительно, до нанесения расплава, деформирован на 16%

Рис. 4. Зависимость энергии активации процесса, вызывающего переход от хрупкого разрушения к пластическому течению, от напряжения для цинка в присутствии различных адсорбционно-активных расплавов: 1 — поликристаллический цинк; 2 — монокристаллы цинка по данным ⁽¹⁾

особенно важно учитывать величину удлинения до разрыва при испытаниях материала вблизи порога хладноломкости — естественной или имеющей место в результате действия поверхностно-активных сред. Представление в этих координатах результатов исследования длительной прочности поликристаллического цинка (рис. 3) показывает, что графики долговечности чистого цинка и с нанесенной пленкой поверхностно-активного расплава практически совпадают вплоть до напряжения P_c , соответствующего порогу прочности.

Приведенное выше относится к анализу разрушения как следствию термически активируемой пластической деформации (участок III и распространение этого описания на участок II рис. 1). Для анализа порога прочности требуются дополнительные соотношения, характеризующие как хрупкое разрушение, так и постепенный переход от хрупкости к пластичности. Энергия активации пластического течения в критических условиях перехода от хрупкого разрушения к пластическому может быть приближенно оценена на основании дислокационных представлений ^(11, 12):

$$U \approx 3,3kT_c^2 / \Delta T \quad \text{или} \quad U = kT_c \ln(\tau / \tau_0), \quad (4)$$

где ΔT — ширина температурного интервала перехода хрупкость — пластичность вблизи T_c , $\tau = 1 / \dot{\epsilon}$ — время деформации образца, обнаруживающего вблизи P_c большую пластичность.

Для моно- и поликристаллического цинка зависимость напряжения от энергии активации процесса, ответственного за переход от хрупкого раз-

* Если в данных условиях $\epsilon_m = \text{const}$, то, пренебрегая участками неустановившегося течения, по введенному нами определению, $\epsilon_m = \text{const}$, что отвечает связи долговечности со скоростью ползучести, обнаруженной ранее в ⁽¹⁰⁾; было установлено, что долговечность и скорость установившейся ползучести описываются сходными соотношениями: $\tau_m = \tau_0 \exp \frac{U_0 - \gamma P}{kT}$ и $\dot{\epsilon} = \epsilon_0 \exp \frac{U_0 - \gamma P}{kT}$. При этом $\dot{\epsilon} \tau_m = \epsilon_0 \tau_0 = \text{const}$ приблизительно равно предельной деформации до разрушения. При таком подходе предэкспоненциальный множитель в выражении для скорости ползучести принимает вид $\epsilon_0 = \epsilon \tau_m / \tau_0 = \epsilon_m / \tau_0 = \epsilon_m \nu$.

рушения к пластическому, может быть описана линейным соотношением (рис. 4): $U = U_0 - \gamma''P$, где U_0 — близко к значению теплоты сублимации цинка, а коэффициент γ'' совпадает с величиной активационного объема, определенной из результатов измерения длительной прочности.

При температуре ниже порога хладноломкости имеет место хрупкое разрушение, которое обычно связано с наличием или появлением в теле опасного дефекта размером c . В случае трещины или аналогичной ей полости коэффициент концентрации напряжений a составляет $a_1 = (c_1/b)^{1/2}$ (b — параметр решетки) и разрушение происходит уже при напряжении $P_c = \alpha\sqrt{G\sigma}/c$ (G — модуль сдвига, σ — поверхностная энергия). При температуре выше порога хладноломкости материал пластически деформируется; источниками деформации служат микрон неоднородности, вызывающие концентрацию напряжений, равную $a_2 = \gamma/b^3$.

Таблица 1

Материал	Вид испытания			
	длительная прочность	скорость установившейся ползучести	переход хрупкость—пластичность	хрупкое разрушение
Монокристаллы цинка	—	—	5000	4500
Поликристаллический цинк	50	50	70	75

Примечание. $a = \gamma/b^3$, кроме хрупкого разрушения, когда $a = (c/b)^{1/2}$.

Сравнение концентрации напряжений a_1 и a_2 , рассчитанных из различных экспериментальных данных (табл. 1), показывает, что они одинаковы по величине, откуда следует, что и хрупкое разрушение, и пластическое течение, обуславливающее пластичное разрушение, вызывается структурными неоднородностями одних и тех же размеров.

Поскольку $\sqrt{c}/b = \gamma/b^3$, то в сочетании с уравнением Гриффитса для перехода от хрупкого разрушения к пластическому, совершающемуся при напряжении $P = P_c$, получаем $U = U_0 - \alpha\sqrt{G\sigma}/bb^3$, где величина $\alpha\sqrt{G\sigma}/bb^3$ представляет собой энергию разрыва связи, которая составляет от трети до половины теплоты сублимации⁽¹³⁾.

Таким образом, уравнение долговечности (3) выполняется лишь в условиях, когда разрушение носит пластический характер и подготавливается предшествующей деформацией до разрыва, т. е. вплоть до напряжения, соответствующего порогу прочности (низкотемпературному или имеющему место в результате действия поверхностно-активного расплава). До критического напряжения P_c (P_c пропорционально корню квадратному из поверхностной энергии⁽¹⁴⁾) адсорбционно-активная среда, относительно мало влияющая на сопротивление пластическому течению, не влияет на параметры долговечности материала; она лишь определяет напряжение, при котором разрушение из термически активируемого переходит в хрупкое, атермическое.

Московский государственный университет
им. М. В. Ломоносова

Поступило
21 III 1972

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ В. И. Лихтман, Е. Д. Щукин, П. А. Ребиндер, Физико-химическая механика материалов, М., 1962. ² Е. Д. Щукин, ДАН, 118, 1105 (1958). ³ Н. И. Иванова, Н. В. Перцов и др., Физ.-хим. мех. матер., 7, 25 (1971). ⁴ В. И. Лихтман, Л. С. Брюханова, И. А. Андреева, ДАН, 139, 359 (1961). ⁵ Г. М. Розенберг, Сборн. Успехи физики металлов, М., 1961, стр. 396. ⁶ Н. Eyring, Chem. Rev., 17, 66 (1935). ⁷ С. Н. Журков, Вестн. АН СССР, № 11, 75 (1957). ⁸ Г. М. Бартенев, Ю. С. Зуев, Прочность и разрушение высокоэластических материалов, 1964. ⁹ E. S. Machlin, J. Met., 8, 106 (1956). ¹⁰ С. Н. Журков, Т. П. Санфирова, ЖТФ, 28, 1719 (1958). ¹¹ В. И. Лихтман, Е. Д. Щукин, УФН, 66, 213 (1958). ¹² A. N. Stroh, Phil. Mag., 46, 968 (1955). ¹³ Б. Я. Пинес, ЖТФ, 22, 1908 (1952); J. W. Taylor, Metallurgica, 50, 161 (1954). ¹⁴ Н. В. Перцов, Е. Д. Щукин, Физика и химия обработки матер., № 1, 60 (1970).