

PETK-AI 72-0839

АКАДЕМИЯ НАУК СССР

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ
И
МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

ТОМ 34

1

ОТДЕЛЬНЫЙ ОТТИСК

1972

AUG 7 1973

УДК 669.1 : 539.375

ВРЕМЕННЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ И ПОЛЗУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В УСЛОВИЯХ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ

A. I. Petrov, V. I. Betekhtin
А. И. Петров, В. И. Бетехтин

Показано, что основные закономерности разрушения и ползучести металлов при растяжении в условиях давления до 15 000 атм такие же, как при атмосферном давлении. Наблюдаемые под давлением рост долговечности, напряжения разрыва и уменьшение скорости ползучести объясняются увеличением величины энергетического барьера, который необходимо преодолеть для термофлуктуационного процесса распада межатомных связей.

Изучение закономерностей разрушения твердых тел показало, что влияние на прочность времени нахождения под нагрузкой свойственно всем телам при различных температурах и является следствием необратимого, термофлуктуационного по своей природе процесса разрушения (распада межатомных связей). Установлено, что процесс разрушения тесно связан с процессом деформирования при ползучести, который носит также термофлуктуационный характер.

Отмеченные факты лежат в основе кинетической концепции разрушения [1], сформулированной при изучении зависимости долговечности и скорости стационарной ползучести от напряжения и температуры в условиях атмосферного и пониженного (10^{-7} тор) давления [2—10].

Представляло интерес изучение временной зависимости прочности и ползучести в условиях высокого гидростатического давления, поскольку давление, как и температура, является важным фактором, существенно влияющим на свойства твердых тел. Изучение закономерностей разрушения и ползучести в условиях гидростатического давления интересно и с другой точки зрения. Как известно, испытание в условиях всестороннего сжатия приводит к повышению прочностных свойств твердых тел [11—16], что стимулирует, в частности, использование давления для упрочнения (например, при гидроэкструзии). Однако природа упрочняющего влияния давления остается пока неясной. В этом смысле изучение воздействия давления на прочность с позиций кинетической концепции (обычно исследовалось влияние давления на статистические характеристики прочности) может способствовать также и выяснению физической природы упрочняющего действия давления.

МЕТОДИКА ИСПЫТАНИЙ

Влияние гидростатического давления (до 15 кбар) на долговечность и ползучесть металлов изучалось в канале бомбы высокого давления, которая имела пять электровыводов на обратных конусах; средой, передающей давление, служило силиконовое масло. Проверка показала, что данная среда инертна по отношению к испытываемым на долговечность металлам. Исследовались плоские образцы в форме двойной лопасти с длиной рабочей части 22 мм, шириной 3 мм и толщиной 0,1 мм.

Измерение долговечности проводилось в условиях одноосного растяжения при постоянном напряжении и комнатной температуре. Для нагружения образцов и поддержания постоянного напряжения применялась сжатая стальная пружина. Анализ показал, что при деформациях, не превышающих $\approx 20\%$, напряжение в образце будет поддерживаться постоянным, если первоначальное поджатие пружины выбирается примерно равным исходной длине образца [17]. Действительно, проверка подтвердила полное

совпадение результатов, полученных при испытании металлов с помощью пружины и фигурного рычага со специально рассчитанным профилем, который обычно используется для поддержания постоянства напряжения при испытании на долговечность [18].

Образцы нагружались только после того, как в бомбе создавалось требуемое давление, которое затем поддерживалось постоянным в течение всего испытания на долговечность (постоянство давления контролировалось манганиновым манометром с точностью до 1%). При этом фиксация сжатой пружины в положении, в котором образец оставался ненагруженным, и нагружение после создания рабочего давления проводилось с помощью специального устройства [17]. Момент разрыва образца определялся по замыканию электрической цепи контактом, жестко связанным с подвижным контактом образца.

Деформация образцов в процессе растяжения под давлением измерялась потенциометрическим методом [17] с точностью до $5 \cdot 10^{-3}$ мм.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ

Влияние давления на временную зависимость прочности. Влияние гидростатического давления до 15 000 атм на долговечность при различных напряжениях изучалось на чистых поликристаллических металлах (Al, Cu, Ag, Mg, Zn, Cd) и на некоторых сплавах алюминия (дюр-

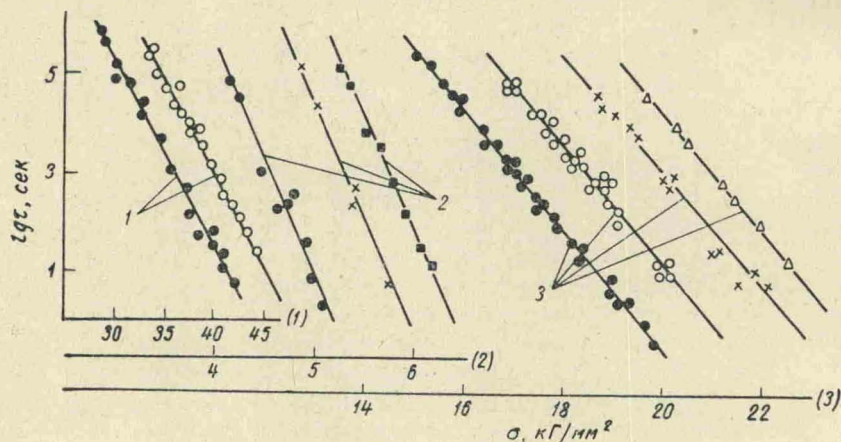


Рис. 1. Зависимость долговечности от напряжения при комнатной температуре и давлениях:

● — 1; ○ — 2 700; × — 5 400; △ — 11 500; ■ — 15 000 атм. 1 — САП-2, прокатка; 2 — Al (99,96%), отжиг 450°С, 1 ч; 3 — Al (99,96%), прокатка.

алюминий и порошковый сплав САП-2). Перед испытанием образцы подвергались разнообразной термической и механической обработке (рис. 1—3).

Рассмотрим результаты измерения долговечности τ как функции растягивающего напряжения σ и давления p . Для примера на рис. 1—3 в координатах $\lg\tau$ — σ представлены временные зависимости прочности ряда металлов и сплавов при различных давлениях. Видно, что общим для всех исследованных металлов и сплавов является существенное повышение долговечности и напряжения разрыва под давлением. При высоких давлениях, так же как и при атмосферном, зависимость долговечности от напряжения в координатах $\lg\tau$ — σ линейна и, следовательно, может быть описана общим для твердых тел экспоненциальным уравнением [1]

$$\tau = Ae_{T, p-\text{const}}^{-\alpha\sigma} \quad (1)$$

где T — температура испытания; A и α — постоянные коэффициенты,

характеризующие тангенс угла наклона прямых (α) и значение $\lg t$ при $\sigma=0$ ($\lg A$).

Рассмотрим, как влияет всестороннее давление на коэффициенты A и α . Для всех исследованных металлов зависимость $\lg t$ от σ при оди-

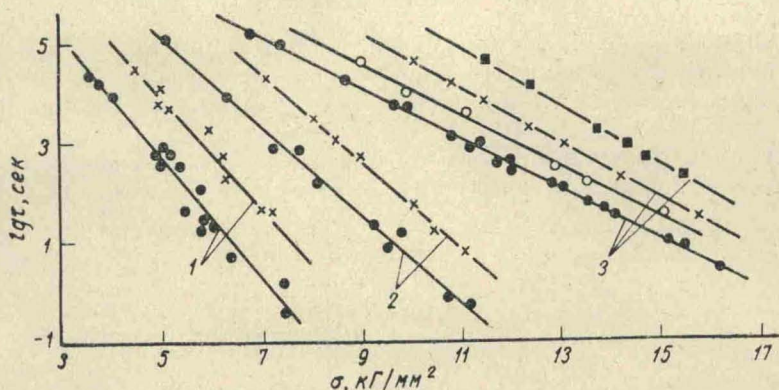


Рис. 2. Зависимость долговечности от напряжения при комнатной температуре и разных давлениях (обозначения те же, что на рис. 1): 1 — Zn (99,99%), отжиг 300°C, 1 ч; 2 — Zn (99,99%), отжиг 200°C, 1 ч; 3 — Zn (99,9%), прокатка.

наковой температуре и разных давлениях представляется системой прямых, близких к параллельным. Это означает, что увеличение долговечности под давлением определяется, в основном, изменением коэффициен-

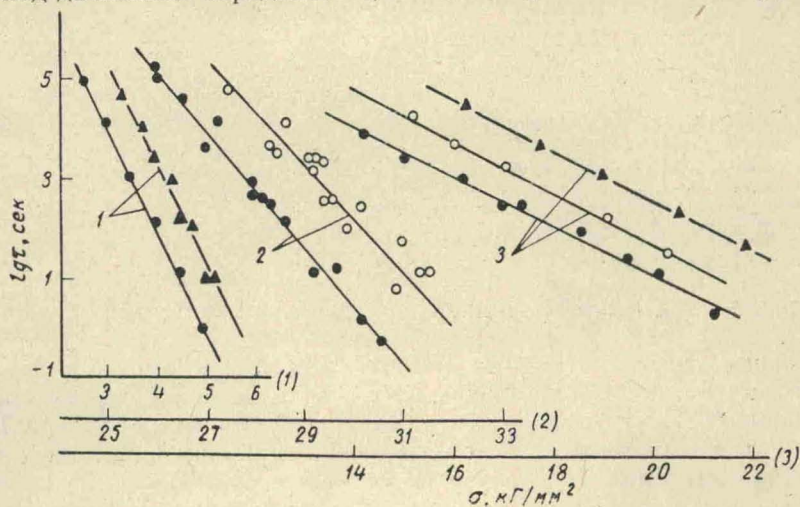


Рис. 3. Зависимость долговечности от напряжения при комнатной температуре и разных давлениях:

▲ — 7 500 атм; остальные обозначения те же, что на рис. 1. 1 — Cd (99,9%), отжиг 200°C, 1 ч; 2 — Ag (99,99%), прокатка; 3 — Mg (99,9%), прокатка.

та A . (Изменение α , если оно и имеет место, лежит в пределах ошибки определения этого коэффициента.) Зависимость коэффициента A от давления в координатах ($\lg A - p$) для алюминия и цинка разных исходных состояний показана на рис. 4. В первом приближении данная зависимость линейна и может быть описана уравнением

$$\lg A = \lg A_0 + \alpha p, \tag{2}$$

где $\lg A_0 \approx \lg A$ при $p=1$; α — тангенс угла наклона прямой.

Таким образом, увеличение под давлением долговечности ($\Delta \lg \tau$) соответствует увеличению под давлением коэффициента A ($\Delta \lg A$). Если $\lg \tau_1$ и $\lg \tau_p$ — долговечности при атмосферном и высоком давлении и одинаковом напряжении, то

$$\Delta \lg A \approx \Delta \lg \tau = \lg \tau_p - \lg \tau_1.$$

Как видно из рис. 4, абсолютная величина прироста под давлением долговечности ($\Delta \lg \tau \approx \Delta \lg A$) практически не зависит от исходного структурного состояния металла (отжига, прокатки, содержания примесей).

Одновременно с долговечностью под давлением также возрастает напряжение разрыва (см. рис. 1—3). Зависимость напряжения разрыва

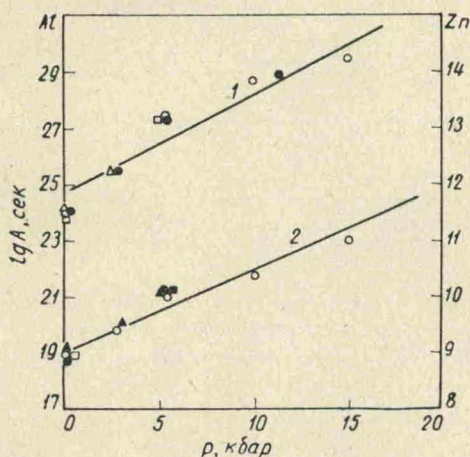


Рис. 4. Зависимость коэффициента A (уравнение (1)) от давления:

1 — \circ — алюминий, отжиг 450°C , 1 ч; \bullet — алюминий, прокатка; \triangle — САП-2, прокатка; \square — дюралюминий, отжиг 600°C , 1 ч; 2 — \circ — Zn (99,9%), прокатка; \blacktriangle — Zn (99,9%), отжиг 150°C , 1 ч; \bullet — Zn (99,99%), отжиг 300°C , 1 ч; \blacksquare — Zn (99,99%), отжиг 200°C , 1 ч.

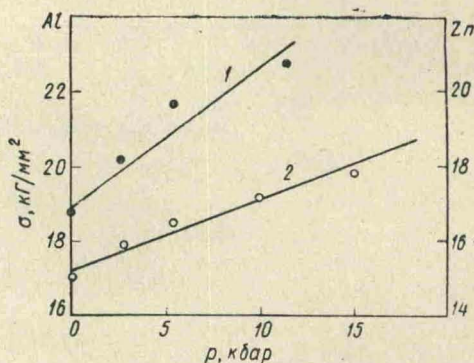


Рис. 5. Влияние давления на напряжение разрыва (при $\lg \tau = 1$):

1 — алюминий, прокатка; 2 — цинк, прокатка.

от давления при фиксированной долговечности близка к линейной (рис. 5).

В связи с этим отметим, что анализ данных Бриджмена по влиянию давления на истинное напряжение разрыва $\sigma_{ист}$ различных по составу и термообработке сталей [11] показывает, что в диапазоне давлений 1—25 000 атм зависимость $\sigma_{ист}$ от p в первом приближении линейна.

Влияние давления на ползучесть металлов. Влияние давления на ползучесть изучалось при различных напряжениях и давлениях до ≈ 6000 атм на алюминии, цинке, висмуте.

На рис. 6 показаны кривые ползучести алюминия и цинка при одинаковых напряжениях и разных давлениях. Видно, что испытание в условиях всестороннего сжатия приводит к значительному уменьшению скорости стационарной ползучести (исключение составляет висмут, данные для которого будут рассмотрены позднее). При этом общая деформация до разрыва, а также деформация на втором участке ползучести $\Delta \epsilon$ меняются незначительно. Полученные данные хорошо согласуются с результатами работ, в которых отмечалось, что в условиях гидростатического давления наблюдается существенное уменьшение скорости стационарной ползучести [19—23], а также указывалось на

независимость от давления наибольшей равномерной деформации при растяжении [11]. (В нашем случае деформация остается равномерной вплоть до разрыва образца.)

Исследование зависимости скорости стационарной ползучести $\dot{\epsilon}$ от напряжения показало, что во всем изученном диапазоне давлений и напряжений (16—21 кг/мм² для алюминия и 7—14 кг/мм² для цинка) эта зависимость экспоненциальна и может быть описана уравнением

$$\dot{\epsilon} = B e^{\beta \sigma}, \quad (3)$$

причем увеличение давления приводит к росту предэкспоненциального множителя B (аналогично рассмотренным выше данным для долговеч-

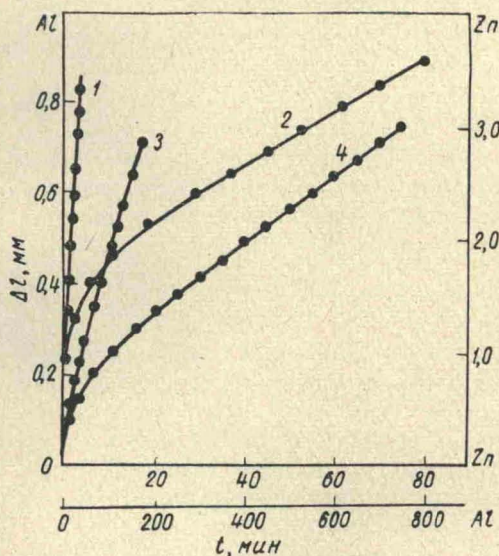


Рис. 6. Кривые ползучести алюминия (1, 2) при $\sigma = 17$ кг/мм² и цинка (3, 4) при $\sigma = 11,4$ кг/мм²:
1, 3, — 1; 2 — 2 700; 4 — 5 400 атм.

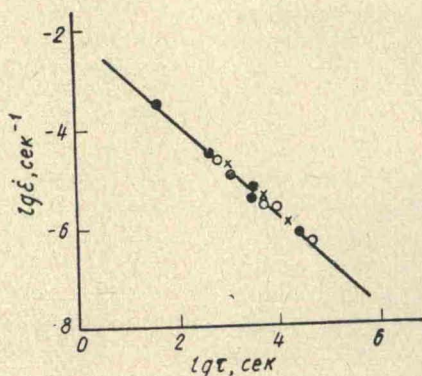


Рис. 7. Связь между долговечностью и скоростью стационарной ползучести для прокатанного алюминия при давлениях:
● — 1; ○ — 2 700; × — 5 400 атм.

ности). Уравнение (3) проверялось в интервале изменения скорости ползучести около четырех порядков.

Наибольший интерес представляло сопоставление эффекта воздействия давления на скорость стационарной ползучести и долговечность. При испытании в условиях атмосферного давления между ϵ и τ наблюдается тесная взаимосвязь: $\tau \cdot \dot{\epsilon} = \text{const} \approx \Delta \epsilon$ [3]. Уже то обстоятельство, что величина $\Delta \epsilon$ почти не зависит от давления, свидетельствует в пользу постоянства данного произведения в изученном интервале давлений. Действительно, измерения показали, что уменьшение скорости стационарной ползучести под давлением происходит строго пропорционально увеличению долговечности. При этом тесная взаимосвязь долговечности и ползучести проявляется в том, что все точки, относящиеся к разным давлениям в координатах $\lg \tau - \lg \dot{\epsilon}$, фактически без разброса укладываются на общую прямую (рис. 7). Последнее возможно лишь в том случае, если показатели экспоненты в уравнениях, связывающих τ и $\dot{\epsilon}$ с напряжением (уравнения (1), (3)), одинаковы.

Таким образом, гидростатическое давление вызывает существенное уменьшение скорости ползучести, которое пропорционально увеличению под давлением долговечности. Тесная взаимосвязь долговечности и ползучести сохраняется и при высоких (до ≈ 6000 атм) давлениях.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные данные свидетельствуют о справедливости основных закономерностей разрушения и деформации при ползучести в широком диапазоне внешних давлений до 15000 атм. Так, в изученном диапазоне давлений сохраняется экспоненциальный характер зависимости долговечности от напряжения, подчиняющийся уравнению (1). Согласно кинетической концепции разрушения, это уравнение является частным случаем общей зависимости долговечности от напряжения разрыва и температуры испытания

$$\tau = \tau_0 \exp(U_0 - \gamma\sigma/kT). \quad (4)$$

Здесь k — постоянная Больцмана; U_0 , τ_0 , γ — коэффициенты, имеющие определенный физический смысл. При постоянной температуре испытания (этот случай и был нами рассмотрен) коэффициент A в уравнении (1) связан с параметрами τ_0 и U_0 зависимости (4) соотношением

$$A = \tau_0 \exp(U_0/kT). \quad (5)$$

Изменение в условиях гидростатического давления коэффициента A означает, что параметры τ_0 и U_0 (либо один из них) могут меняться при действии на растягиваемый образец внешнего гидростатического давления.

Проанализируем, исходя из независимых данных, возможность изменения указанных параметров в условиях всестороннего давления.

Для широкого круга изученных ранее материалов параметр τ_0 с точностью до порядка совпадает с периодом тепловых колебаний атомов в твердых телах (1), определяемым максимальной дебаевской частотой ν_{\max} . Величина ν_{\max} связана с характеристической дебаевской температурой Θ

$$1/\tau_0 \approx \nu_{\max} = \frac{k\Theta}{h}, \quad (6)$$

где h — постоянная Планка; k — постоянная Больцмана.

Зная зависимость Θ от давления [25], можно оценить изменение под давлением величины τ_0 . Оценка, проведенная для алюминия, показала, что τ_0 при переходе от 1 к 10000 атм должна меняться от $1,22 \cdot 10^{-13}$ до $1,16 \cdot 10^{-13}$, то есть на 4% . Близкие значения получаются и для других металлов. Следовательно, величина τ_0 может изменяться лишь на несколько процентов, причем знак этого изменения противоположен знаку наблюдаемого под давлением изменения долговечности. К аналогичному выводу можно прийти и на основании данных о влиянии давления на частотный спектр колебаний кристаллов [26] и данных о влиянии давления на скорость продольных и поперечных упругих волн, связанных с ν_{\max} [25].

Таким образом, в изученном интервале давлений наблюдаемое упрочнение не может быть объяснено столь малым изменением предэкспоненциального множителя τ_0 . Последнее, кстати, относится и к случаям усложненных трактовок предэкспоненты, в которую входит ряд других параметров (σ , T и т. д.) [27].

Рассмотрим теперь влияние давления на параметр U_0 . Для моно- и поликристаллических металлов величина U_0 , определенная из механических испытаний, совпадает с теплотами сублимации соответствующих металлов [3, 6]. Прямые количественные данные о влиянии давления на теплоты сублимации металлов отсутствуют. Однако оценить изменение теплоты сублимации можно по изменению под давлением температуры плавления металлов.

Действительно, между величиной U_0 [3, 6], совпадающей с теплотой сублимации и температурой плавления соответствующих металлов, на-

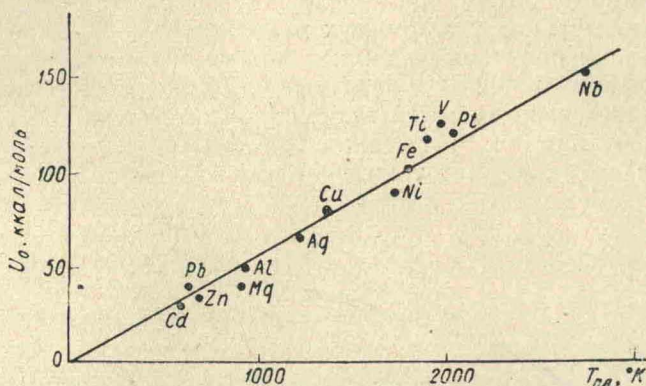


Рис. 8. Зависимость между энергией активации процесса разрушения U_0 и температурой плавления металлов.

блюдается линейная корреляция (рис. 8). С другой стороны, для всех исследованных в настоящей работе металлов имеются надежные данные по влиянию давления на температуру плавления [24].

Значения $\Delta T_{пл}$ приведены в таблице (вычисление проводилось для максимальных давлений, при которых изучалась долговечность соответ-

| Материал | Δp , атм | $\Delta T_{пл}$, °K | ΔU_0 , ккал/моль | |
|----------|------------------|----------------------|----------------------------|------------------------------|
| | | | вычисл. по $\Delta T_{пл}$ | вычисл. по $\Delta \lg \tau$ |
| Al | 15 000 | 95 | $5,0 \pm 1,2$ | $7,5 \pm 3$ |
| Zn | 15 000 | 67 | $3,6 \pm 0,8$ | $2,5 \pm 1$ |
| Mg | 7 500 | 56 | $2,9 \pm 0,7$ | $2,5 \pm 1$ |
| Cd | 7 500 | 68 | $3,6 \pm 0,8$ | $3,0 \pm 2$ |

ствующих металлов). Зная величину $\Delta U_0/\Delta T_{пл}$ (см. рис. 8) и значение $\Delta T_{пл}$, можно оценить предполагаемое изменение под давлением энергии активации разрушения U_0 (см. таблицу). В этой же таблице даны значения ΔU_0 , вычисленные на основании результатов механических испытаний по формуле (5) в предположении, что весь эффект прироста под давлением долговечности ($\Delta \lg \tau = \Delta \lg A$) обусловлен изменением U_0 . При сравнительно больших давлениях (только при таких давлениях величина ΔU_0 достаточно велика и лежит вне пределов погрешности ее оценки) наблюдается достаточно хорошее согласие между значениями ΔU_0 , вычисленными независимыми способами. Это обстоятельство подтверждает возможность изменения в условиях гидростатического давления энергии активации разрушения U_0 .

Достоверность подобного заключения, основанного на корреляции между U_0 и $T_{пл}$, была дополнительно проверена в опытах с висмутом. Известно, что температура плавления висмута не растет с повышением давления как у подавляющего большинства металлов, а уменьшается [24]. Можно ожидать поэтому (см. рис. 8), что U_0 для висмута будет также уменьшаться с ростом давления. Если наблюдаемый эффект воздействия давления на долговечность и ползучесть обусловлен изменением величины U_0 , то висмут в условиях всестороннего сжатия должен разупрочняться. Действительно, скорость стационарной ползучести висмута, как видно из рис. 9, при переходе от высокого давления к атмосферному не растет, как у остальных металлов [20—23], а падает.

На основании полученных данных можно полагать, что увеличение энергии активации процессов разрушения U_0 в условиях всестороннего давления является, по крайней мере, одной из основных причин, вызывающих упрочнение при испытании под давлением¹. Косвенным подтверждением этому служит также следующее соображение. Известно,

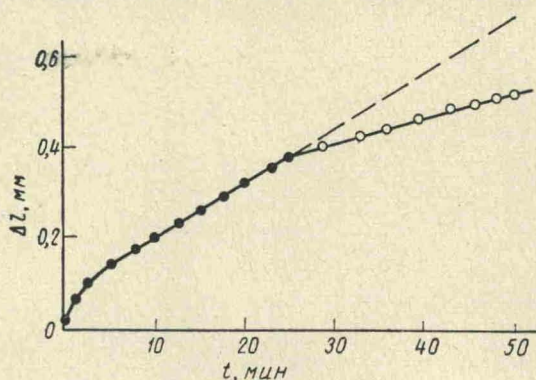


Рис. 9. Влияние смены давления на скорость ползучести висмута (99,99%), отжиг 200°C , 1 ч при $\sigma = 0,8 \text{ кг/мм}^2$:
○ — 1; ● — 5400 атм.

что величина U_0 , совпадающая с теплотой сублимации, не зависит от структурного состояния металлов. Если наблюдаемое под давлением упрочнение обусловлено изменением величины U_0 , то следовало ожидать, что и эффект упрочнения (прирост $\Delta U_0 \sim \Delta \lg A$) также не зависит от структурного состояния металлов (см. рис. 4).

Сделанный вывод об изменении под давлением величины U_0 имеет, как нам кажется, простое физическое объяснение и подтверждает фундаментальное значение, которое придается в кинетической концепции разрушения энергетической константе U_0 .

Согласно кинетической концепции, исходный энергетический барьер ненапряженного тела U_0 связан с энергией межатомного взаимодействия. Преодоление этого барьера, сниженного приложенными напряжениями на величину σ , происходит вследствие термических флуктуаций и заключается в распаде напряженных связей. С другой стороны, в условиях всестороннего сжатия в твердых телах наблюдаются изменения, свидетельствующие об увеличении межатомного взаимодействия (рост температур плавления, уменьшение межатомных расстояний и т. д.).

Таким образом, если величина U_0 действительно связана с энергией межатомного взаимодействия, то и следовало ожидать ее увеличения (или уменьшения, как в случае с висмутом). Следовательно, полученные данные являются косвенным подтверждением глубокого физического смысла, который придается [1] величине U_0 .

В заключение коснемся вопроса о природе упрочнения при деформации в условиях всестороннего сжатия. Согласно кинетической концепции

¹ Вышесказанное справедливо независимо от конкретных деталей механизма разрушения, которые здесь не рассматриваются.

разрушения, увеличение энергетического барьера U_0 должно уменьшать вероятность термофлуктуационного распада связей, то есть тормозить процесс разрушения (напомним, что τ обратно пропорциональна средней скорости разрушения). Действительно, к настоящему времени уже имеются прямые данные о заметном уменьшении концентрации микротрещин в деформируемых под давлением телах [28, 29]; предположение о том, что увеличение прочности и пластичности материалов объясняется тормозящим влиянием давления на зарождение и рост трещин, было высказано еще Бриджменом [11].

С указанной точки зрения и влияние давления на скорость стационарной ползучести, тесно связанной с долговечностью, можно трактовать как следствие тормозящего влияния давления на разрушение.

Авторы выражают глубокую признательность С. Н. Журкову за постановку работы и полезные замечания при ее обсуждении.

Физико-технический институт
им. А. Ф. Иоффе АН СССР

Поступила в редакцию
10 июля 1971 г.

ЛИТЕРАТУРА

1. Журков С. Н. Изв. АН СССР, сер. Неорг. материалы, 1967, 3, 1767.
2. Журков С. Н., Нарзуллаев Б. Н. ЖТФ, 1953, 23, 1677.
3. Журков С. Н., Санфирова Т. П. ДАН СССР, 1955, 101, 237; ЖТФ, 1958, 28, 1719.
4. Бетехтин В. И., Журков С. Н., Савицкий А. В. ФММ, 1960, 10, 453.
5. Журков С. Н., Абасов С. А. Высокомолекулярные соединения, 1961, 3, 450.
6. Журков С. Н., Бетехтин В. И. ФММ, 1967, 24, 940.
7. Журков С. Н., Бетехтин В. И., Бахтибаев А. Н. ФТТ, 1960, 11, 690.
8. Бетехтин В. И., Бахтибаев А. Н. ДАН СССР, 1969, 188, 799; ФТТ, 1970, 12, 429.
9. Журков С. Н., Бетехтин В. И. Проблемы прочности, 1971, 2, 39.
10. Журков С. Н., Левин Б. Я., Томашевский Э. Е. ФТТ, 1960, 2, 2066.
11. Бриджмен П. В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва, М., ИИЛ, 1955.
12. Береснев Б. Н., Верещагин Л. Ф., Рябинин Ю. Н., Лившиц Л. Д. Некоторые вопросы больших пластических деформаций металлов при высоких давлениях, М., Изд. АН СССР, 1960.
13. Береснев Б. И. и др. Пластичность и прочность твердых тел при высоких давлениях, М., изд. «Наука», 1970.
14. Bridgman P. W. J. Appl. Phys., 1953, 24, 560.
15. Айнбиндер С. Б., Лака М. Г., Маторс И. Ю. ДАН СССР, 1964, 156, 1244; Механика полимеров, 1965, 2, 65.
16. Петров А. И., Бетехтин В. И. ФТТ, 1970, 12, 2587.
17. Петров А. И., Бетехтин В. И. Заводская лаборатория, 1970, № 8, 1004.
18. Томашевский Э. Е., Слуцкер А. И. Заводская лаборатория, 1963, № 8, 994.
19. Ruoff A. L. Bull. Amer. Phys., 1961, 6, 420.
20. De Vries K. L., Gibbs P. J. Appl. Phys., 1963, 34, 3119.
21. Butcher V. M., Hutto N., Ruoff A. L. Appl. Phys. Letters, 1965, 7, 34.
22. Butcher V. M., Ruoff A. L. J. Appl. Phys., 1961, 32, 2036.
23. Chevalier G. T., McCormic P., Ruoff A. L. J. Appl. Phys., 1967, 38, 3695.
24. Пол В., Варшауэр Д. Твердые тела под высоким давлением, М., изд. «Мир», 1966.
25. Воронов Ф. Ф., Верещагин Л. Ф. ФММ, 1961, 13, 443.
26. Mitra S. S., Postmus C., Ferraro I. R. Phys. Rev. Letters, 1967, 18, 455.
27. Пинес Б. Я., Сиренко А. Ф. ДАН СССР, 1960, 134, 4.
28. Зборжил Л. С. и др. Механика полимеров, 1971, 5, 917.
29. Waddington J. C., Williams S. A. Acta Met., 1967, 15, 1563.

УДК 669.017 : 537.311.3

ГАЛЬВАНОМАГНИТНЫЕ ЯВЛЕНИЯ В ТОНКИХ ПЛЕНКАХ
МОЛИБДЕНА, ИТТРИЯ И СКАНДИЯ

З. В. Стасюк, Р. С. Панчишин, Б. Л. Мельничук

Изучено влияние классического размерного эффекта на электропроводность и эффект Холла тонких пленок молибдена, иттрия и скандия. Для объяснения полученных результатов применена двухзонная модель. Размерные явления в пленках исследованных металлов описываются с помощью теории Фукса—Зондгеймера.

Электрические свойства тонких металлических пленок зависят от толщины образца вследствие проявления так называемого масштабного (размерного) эффекта, сущность которого состоит в том, что в области малых толщин происходит уменьшение эффективного свободного пробега носителей тока при рассеянии носителей на стенках. Исследования размерных явлений в образцах ограниченных размеров весьма интересны, так как позволяют получить информацию о кинетических свойствах носителей тока, а также о взаимодействии носителей с поверхностью образца.

Теория явления развита [1, 2] для случая сплошных плоскопараллельных пленок простых одновалентных металлов. Полуклассическая модель металла Зоммерфельда, использованная в [1, 2], может с успехом применяться даже для очень тонких пленок. Наличие квазидискретного спектра электронов (размерное квантование [3]), в случае металлических пленок начинает проявляться при толщинах пленок около 10 \AA [4]. Выводы теории [1, 2] неплохо согласуются с экспериментальными данными и только при толщинах порядка нескольких десятков ангстрем наблюдается отклонение теоретических зависимостей от экспериментальных. Основной причиной упомянутых отклонений является отличие структуры реальной пленки от модели плоскопараллельного слоя.

В настоящей работе исследовано влияние размерного эффекта на электропроводность и постоянную Холла тонких пленок молибдена, иттрия и скандия.

Свойства пленок исследовали при 293°K в условиях сверхвысокого вакуума (давление остаточных газов $p=1-5 \cdot 10^{-9} \text{ тор}$) в отпаянных стеклянных приборах. Пленки напыляли путем термического испарения на охлажденное до 78°K полированное стекло. Для стабилизации свойств пленки отжигали в течение 1 ч при температуре около 370°K .

Для контроля толщины пленок использовали явления сдвига резонансной частоты пьезокварцевых вибраторов. Методика исследования в целом аналогична методике [5, 6], отметим только, что магнитное поле $1-15 \text{ кгс}$ создавалось в соленоиде [7], а измерение электродвижущей силы Холла осуществляли потенциометрическим методом с фотокомпенсационным усилителем в качестве нулевого прибора.

О величине удельного сопротивления ρ и постоянной Холла R пленок молибдена различной толщины можно судить по данным рис. 1. Удельное сопротивление монотонно уменьшается с увеличением толщины и при толщинах порядка 200 \AA достигает примерно постоянной величины. Константа Холла пленок молибдена положительна и также зависит от толщины d .