

УДК 539.4.019.3

ФИЗИЧЕСКАЯ ХИМИЯ

О. А. ТРОИЦКИЙ, академик В. И. СПИЦЫН

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ И РАДИАЦИОННО-ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛА

В работе исследовалась ползучесть кристаллов цинка при температуре жидкого азота при одновременном электронном воздействии током и облучением. Для проведения экспериментов использовались кристаллы цинка (99,998% Zn) диаметром ~ 1 мм и длиной 16 мм различных исходных ориентаций. К концам кристаллов приваривались поводки из меди для подведения тока. Перед опытом образцы проходили отжиг при 350°C в течение 2 час. и травились в 10% азотной кислоты для удаления окисной пленки. При облучении образцы ориентировались элементами скольжения вдоль пучка частиц. При этом могло увеличиться взаимодействие электронов с подвижными дислокациями.

Применялась методика ползучести под постоянным приложенным напряжением со ступенями нагружения 25 г. Время ползучести 10 мин. Деформация ползучести фиксировалась электронно-механическим преобразователем с точностью 0,2%. Деформация за первые 3 сек. после приложения нагрузки характеризовала скорость неустановившейся ползучести $v_{\text{ну}}$. Скорость установившейся ползучести v_y определялась как средняя величина за последние 9 мин. деформации. Деформация образцов при одновременном электронном воздействии осуществлялась в проточном жидком азоте. Выделяемая тепловая энергия не превышала 1–1,5 Вт/см³.

При облучении использовались электроны с энергией $E = 0,55$ Мэв, что находится ниже пороговой энергии выбивания атомов в цинке ($E_{\text{п}} \approx 0,7$ Мэв). Вместе с тем энергии $E = 0,55$ Мэв было достаточно для объемного действия облучения. Ток луча ускорителя был равен $I = 20$ мА, чему отвечала интенсивность потока частиц $\phi = 1,16 \cdot 10^{13}$ эл/см²·сек. Частота посылок электронов составляла $\nu_0 = 400$ гц, продолжительность одной посылки $t_0 \approx 3 \cdot 10^{-8}$ сек. Ток пронизывающих образцы электронов был равен примерно $i_0 = 0,28$ –0,6 мА. Во время опыта количество затормозившихся в металле электронов контролировалось по току, стекающему с образца, который был равен $\epsilon_s \approx 0,15$ –0,2 мА. К части образцов приваривались дифференциальные хромель-копелевые термпары для контроля температуры во время облучения или действия тока. Использованные режимы облучения и тока не вызывали нагрева образцов.

В случае воздействия электрическим током через деформируемые образцы периодически разряжалась батарея электролитических конденсаторов емкостью $C \approx 10^3$ мкф. Длительность импульса составляла $t_{\text{т}} \approx 10^{-4}$ сек. Частота посылок тока $\nu_{\text{т}} = 0,3$ –0,4 гц. Напряжение тока 100 в. За один импульс пропусклось в среднем $\sim 0,1$ кул. количества электричества.

На рис. 1 представлена зависимость скорости установившейся ползучести v_y от скалывающих напряжений τ на плоскости базиса (0001) кристаллов цинка для облучаемых (кривая 2) и необлучаемых (кривая 1) образцов. Как видно из этих данных, в результате облучения скорость ползучести возрастает.

На рис. 2 приведена зависимость удельного кристаллографического сдвига облучаемых (2) и необлучаемых (1) кристаллов цинка от исходных значений угла χ_0 между плоскостью базиса и осью образца. Как вид-

но из этого графика, построенного по данным деформации при скалывающих напряжениях на базисе $\tau = 100-120 \text{ г/мм}^2$, приложение к кристаллам напряжений выше критических величин $\tau_{кр}$ ($\tau_{кр} = 90-95 \text{ г/мм}^2$) приводит к существенной пластической деформации кристаллов. Для облучаемых образцов эффект был в два раза больший, чем для необлучаемых.

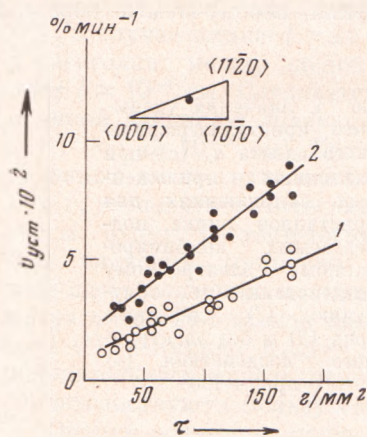


Рис. 1

Рис. 1. Зависимость скорости установившейся ползучести кристаллов цинка от скалывающих напряжений на плоскости базиса для необлучаемых (1) и облучаемых (2) образцов при -196°C , $I = 10 \text{ мкА}$, $E = 0,55 \text{ МэВ}$

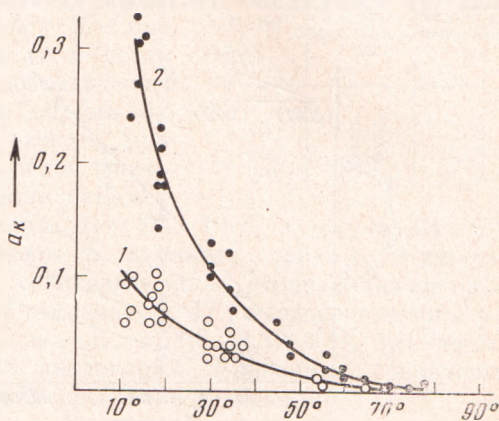


Рис. 2

Рис. 2. Зависимость удельного кристаллографического сдвига a_k необлучаемых (1) и облучаемых (2) кристаллов цинка от исходных значений угла χ_0 между плоскостью базиса и осью образца при -196°C , $I = 20 \text{ мкА}$, $\tau = 100-120 \text{ г/мм}^2$

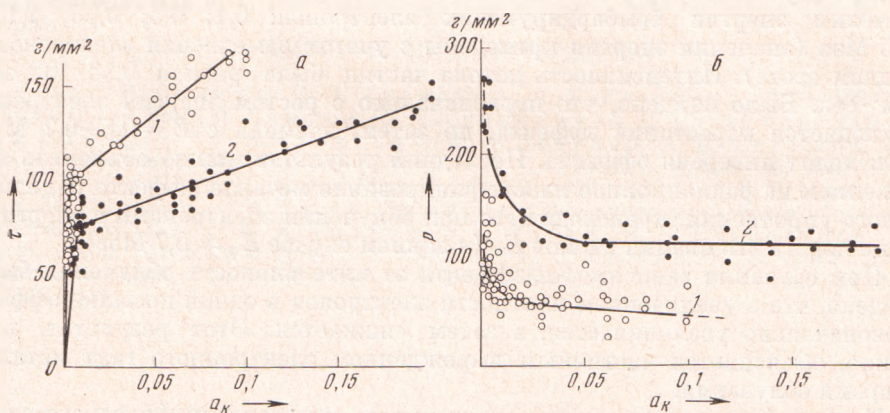


Рис. 3. Зависимость скалывающих τ (а) и нормальных напряжений p (б) от удельного кристаллографического сдвига a_k для необлучаемых (1) и облучаемых (2) кристаллов при -196° , $I = 20 \text{ мкА}$, $E = 0,55 \text{ МэВ}$

На рис. 3а приведена зависимость скалывающих напряжений τ от удельного кристаллографического сдвига a_k или так называемые кривые упрочнения. В этом случае важны два результата. Во-первых, в полном соответствии с данными по активной деформации образцов (¹⁻³), критические скалывающие напряжения на базисе $\tau_{кр}$ (определяемые экстраполяцией кривых упрочнения до пересечения с осью ординат) уменьшаются примерно на 30% по сравнению с необлучаемыми образцами. Таким образом, при ползучести также происходит снижение критических напряжений

сдвига, что можно связать с уменьшением стартовых напряжений для начала массового движения дислокаций. Во-вторых, в результате облучения происходит уменьшение коэффициента упрочнения металла h (изменение наклона кривых упрочнения).

На рис. 3б приведена зависимость нормальных напряжений p от удельных кристаллографических сдвигов a_k для облучаемых (2) и необлучаемых (1) кристаллов. Как видно из этого графика, необлучаемые образцы

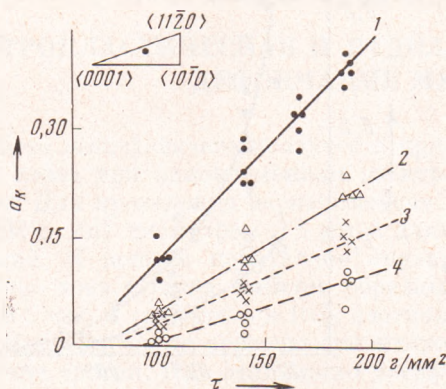


Рис. 4. Значения удельного кристаллографического сдвига a_k (а) при различных приложенных напряжениях для кристаллов цинка, подвергавшихся комбинированному электронному воздействию (1), облучению (2), действию тока (3) и без электронного воздействия (4) при -196°

дают удельный кристаллографический сдвиг не более чем $a_k = 0,08-0,1$, тогда как облучаемые кристаллы — вдвое больше. Кроме того, то обстоятельство, что кривая для облучаемых образцов расположилась выше кривой для необлучаемых кристаллов, свидетельствует об уменьшении вероятности хрупкого разрушения образцов, поскольку процесс хрупкого разрушения кристаллов наступает после достижения нормальными напряжениями критических величин.

При изучении энергетической зависимости эффекта использовались пять значений энергии бомбардирующих электронов: 0,1; 0,3; 0,55; 1,1 и 1,65 Мэв (значения энергии приведены с учетом замедления электронов в жидком азоте). Интенсивность потока частиц была равной $0,58 \cdot 10^{13}$ эл./см²·сек. Было найдено, что первоначально с ростом энергии электронов наблюдается нарастание эффекта, но затем, начиная с $E = 0,5-0,7$ Мэв, происходит инверсия эффекта. Последний результат можно объяснить наложением на радиационное пластифицирование металла эффекта радиационного упрочнения, происходящего при облучении электронами с энергией выше порога выбивания атомов E_n (в данном случае $E_n \approx 0,7$ Мэв).

При изучении зависимости эффекта от интенсивности облучения было найдено, что с увеличением плотности электронов в одной порции эффект первоначально увеличивается, а затем снижается. Этот результат, возможно, объясняется частичным вырождением электронного газа металла во время облучения.

На рис. 4 приведены значения удельного кристаллографического сдвига a_k для образцов цинка, подвергавшихся комбинированному электронному воздействию (1), облучению (2), действию тока (3) и без электронного воздействия (4). Как видно из приведенных данных, при комбинированном электронном воздействии эффект по a_k возрастает более чем в два раза по сравнению с действием только облучения или только тока.

Согласно (4-9), ползучесть по механизму пересечения леса дислокаций, наиболее вероятным для низкотемпературной ползучести кристаллов цинка, описывается выражением $\epsilon = \alpha \ln(vt + 1)$, где $\alpha = kT/vh$, v — активационный объем и h — коэффициент упрочнения. Из зависимости удельного кристаллографического сдвига a_k от логарифма времени приложения нагрузки можно определить величину параметра α . Значение найденного таким путем параметра α приведены в табл. 1.

Коэффициент упрочнения, определенный из кривых на рис. 3а, равен $h_0 = 350 \text{ Г/мм}^2$ для облучаемых и $h_{\text{но}} = 760 \text{ Г/мм}^2$ для необлучаемых кристаллов. Произведем теоретическую оценку активационного объема по формуле $v = bdl$, где b — вектор Бюргерса для базисных дислокаций; d — линейный размер, в пределах которого происходит активация и l — расстояние между дислокациями леса. Согласно (¹⁰), в случае цинка $d \simeq 2b$ ($b = 2,664 \cdot 10^{-8} \text{ см}$), а расстояние между дислокациями леса составляет $l \simeq 10^{-4} \text{ см}$. Следовательно, теоретической оценкой величины активационного объема будет $v \simeq 1,42 \cdot 10^{-19} \text{ см}^3$. Если использовать приведенные выше значения h и оценочное значение v , то полутеоретические значения параметра α будут соответственно равны $\alpha_0 = 2,25 \cdot 10^{-3}$ и $\alpha_{\text{но}} = 1,04 \cdot 10^{-4}$. Эти значения примерно совпадают с данными табл. 1. Приводимые здесь значения $\alpha_{\text{но}}$ примерно совпадают также со значениями параметра α для кристаллов цинка при температуре 77° , определенными в работе (⁸), а именно $\alpha_{\text{теор}} = 1,8 \cdot 10^{-3}$ и $\alpha_{\text{эксп}} = (1,6-3,3) \cdot 10^{-3}$, где также использовалась модель пересечения дислокаций. Указанные совпадения свидетельствуют в пользу механизма пересечения дислокаций.

Оценки величины активационного объема v на основании приведенных значений α показывают, что в результате облучения v существенно не изменяется. Следовательно, увеличение скорости ползучести металла при холодном электронном воздействии связано не с параметром v , а с изменением временного фактора процесса термоактивируемого преодоления дислокациями препятствий.

Таким образом, в опытах с ползучестью также наблюдается вклад свободных электронов в пластическую деформацию металла.

Институт физической химии
Академии наук СССР
Москва

Поступило
28 VIII 1972

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Викт. И. Спицын, О. А. Троицкий, П. Я. Глазунов, ДАН, 199, № 4, 810 (1971). ² Викт. И. Спицын, О. А. Троицкий, П. Я. Глазунов, ДАН, 201, № 2, 324 (1971). ³ О. А. Троицкий, И. Л. Скобцов, А. В. Меньших, Физ. мет. и металловед., 33, № 2, 392 (1972). ⁴ Н. Conrad, J. Metals, 16, 582 (1964). ⁵ A. H. Cottrell, J. Mech. and Phys. Sol., 1, 53 (1952—1953). ⁶ N. F. Mott, Phil. Mag., 44, 742 (1953). ⁷ А. Зегер, Дислокации и механические свойства кристаллов, ИЛ, 1960, стр. 179. ⁸ И. А. Гиндин, Н. С. Губин, Я. Д. Стародубов, Изв. высш. учебн. завед., № 6 (109), 110 (1971). ⁹ Е. Д. Щукин, Н. В. Смирнова, Кристаллография, 6, № 5, 787 (1961). ¹⁰ P. R. Thorton, P. V. Hirsch, Phil. Mag., 3, 738 (1958).

Таблица 1

$\tau, \text{мм}^2$	$\alpha \cdot 10^3$	
	облучаемые образцы	необлучаемые образцы
100	5,2	2,9
150	7,8	4,3
200	10,4	5,9