

Академик Викт. И. СПИЦЫН, О. А. ТРОИЦКИЙ, П. Я. ГЛАЗУНОВ

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛА
ПЕРЕД ХРУПКИМ РАЗРУШЕНИЕМ

При пропускании импульсов тока во время растяжения (сжатия) металлических кристаллов процесс деформации из естественного спорадического и неравномерного превращался в упорядоченно дискретный^(1, 2). Такое действие тока сопряжено со сдвигом границы хладноломкости металла в сторону более низких температур. Проверке этого предположения посвящена настоящая работа.

Для проведения экспериментов использовались монокристаллы цинка чистоты 99,998% Zn диаметром ~1 мм и длиной 15 мм. Деформация осу-

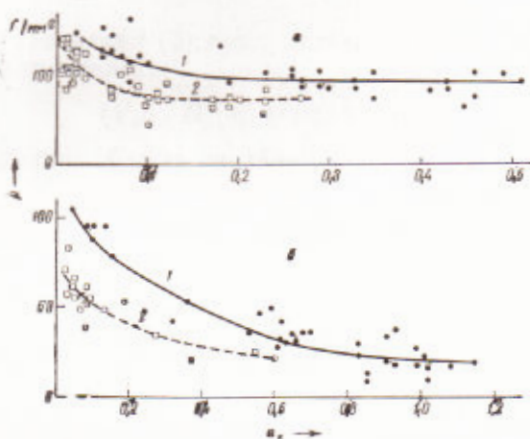


Рис. 1. Зависимость нормальных напряжений на плоскости базиса от удельного кристаллографического сдвига, испытанных при -196°C (а) и при 20° (б) кристаллов цинка с импульсами тока (1) и без тока (2)

ществлялась одноосным растяжением со скоростью 0,025—1,6 мм в мин. Во время деформации через образцы пропускались импульсы тока величиной $\sim 10^3$ а/мм² от разрядного устройства в виде батареи электролитических конденсаторов емкостью 10^3 мф. Импульсы тока указанной величины не вызывают нагрев металла. Перед опытом образцы отжигались в течение 2 час. при 350°C и травились в 10% азотной кислоте для удаления окисной пленки. Опыты проводились при -196°C с хрупким состоянием цинка, а также при 20°C с вынужденно хрупким состоянием цинка после нанесения на него пленки ртути⁽³⁾.

Пленка из ртути толщиной примерно 5 м наносилась на образцы контактным способом из азотнокислого закисного раствора.

«Истинные» напряжения, действующие во время деформации образцов, определялись в предположении однородной деформации как $P_n = P_0(1 + \epsilon)$ (ϵ — степень деформации и P_0 — напряжения, отнесенные к начальному сечению кристалла). Нормальные и скалывающие напряжения находились, следуя⁽⁴⁾, в предположении, что при небольшой степени деформации угол λ между направлением скольжения и осью образца не сильно отличался от угла χ между плоскостью скольжения и осью образца: $p = P_n \sin^2 \chi$; $\tau = P_n \sin \chi \cdot \cos \chi$. Изменение ориентации плоскости скольжения при данной степени деформации ϵ , т. е. новые значения угла χ , определялись как $\sin \chi = \sin \chi_0 / (1 + \epsilon)$. Для построения так называемых кривых упрочнения $\tau = f(a_n)$ определялись также величины удельных кристаллографических сдвигов a_n по формуле $a_n = \text{ctg } \chi - \text{ctg } \chi_0$.

Закономерности хрупкого разрушения монокристаллов цинка при низких температурах изучались в⁽¹⁻³⁾. Хрупкому разрушению всегда пред-

существует та или иная степень пластической деформации, большей частью по плоскости базиса (0001). Закономерности вынужденно хрупкого состояния цинка, возникающего при комнатных температурах после нанесения пленки ртути или галлия, были исследованы в (3). В присутствии ртути происходит резкое падение прочности и пластичности цинка, что объясняется адсорбционным эффектом понижения прочности Ребиндера. В предварительных опытах было найдено, что присутствие ртути на поверхности деформируемых кристаллов приводит к увеличению пиков электропластического эффекта примерно на 45% и к снижению предела текучести образцов на 25—30%.

На рис. 1 по результатам испытания 150 кристаллов при -196° (а) и примерно 100 амальгамированных кристаллов при 20° (б) представлена зависимость нор-

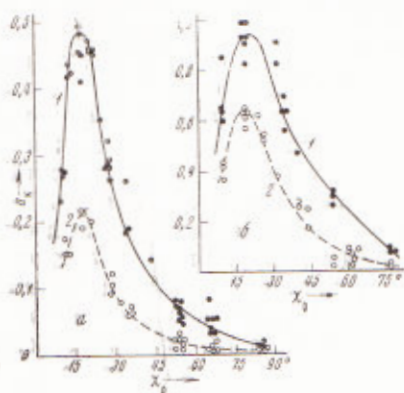


Рис. 2. Зависимость удельных кристаллографических сдвигов от исходной ориентации кристаллов при -196° (а) и при 20° (б) (для амальгамированного цинка); χ_0 — угол между плоскостью базиса и осью образца

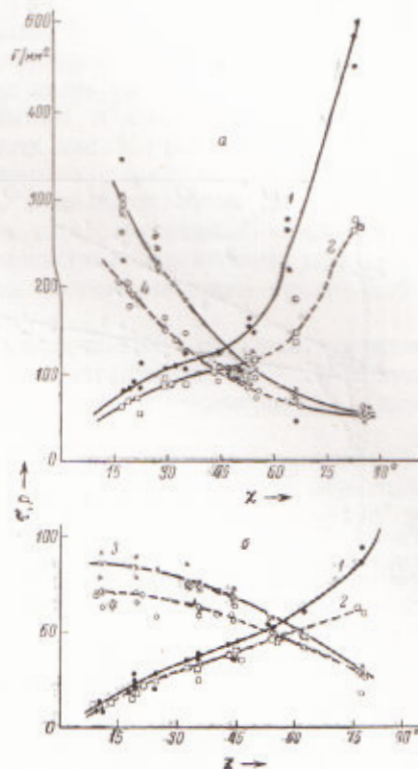


Рис. 3. Зависимость нормальных (1, 3) и скалывающих (2, 4) истинных напряжений от исходных ориентаций кристаллов для случая деформации с током (1, 2) и без тока (3, 4)

мальных напряжений от предельного кристаллографического сдвига. Кривые 1 характеризуют поведение кристаллов с током, кривые 2 — без тока. Из этого графика следует, что критические нормальные напряжения, определяющие момент хрупкого отрыва кристаллов, в процессе электропластической деформации повышаются. На рис. 2 приведена зависимость удельных кристаллографических сдвигов кристаллов, деформируемых с током (1) и без тока (2), от исходной ориентации кристаллов. Как видно из приведенных графиков, импульсы тока увеличивают предшествующую хрупкому отрыву пластическую деформацию металла на 100—120% при низких температурах и на 50—60% при комнатной температуре. На рис. 3 приведена зависимость нормальных и скалывающих напряжений от исходной ориентации кристаллов при -196° (а) и 20° (б). С увеличением угла наклона плоскости базиса кристаллов к оси растяжения нормальные напряжения возрастают, а скалывающие, напротив, падают. В связи с действием импульсов тока предельные значения напряжений на плоскости базиса в момент отрыва существенно повышаются.

Из графиков (рис. 3) следует, что нормальная компонента действующих на плоскости базиса напряжений p_n изменяется очень резко с изменением угла χ_0 . Следовательно, закон Зонке о постоянстве разрывных нормальных напряжений не имеет место для монокристаллов цинка, как полагалось в (4). Этот вывод, сделанный еще в (3), подтверждается нашими экспериментами тем более надежно, что деформация металла в импульсах тока носит упорядоченно дискретный характер и дает более правильную информацию о кристаллографических зависимостях нормальных и скальвающих напряжений.

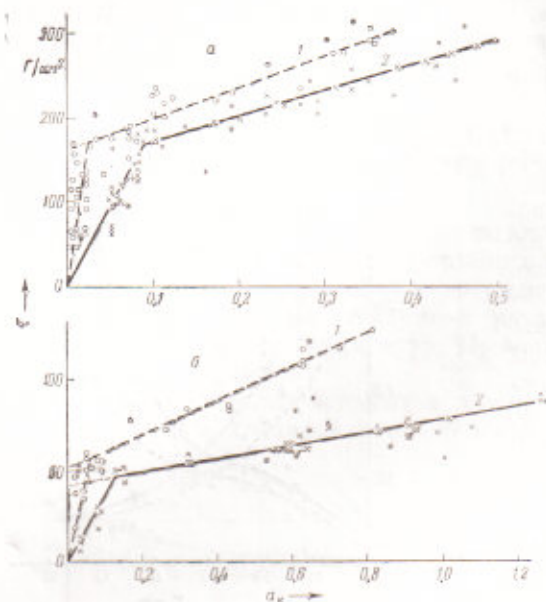


Рис. 4. Кривые упрочнения для чистых (а) и амальгамированных (б) кристаллов цинка, деформируемых при -196° (а) и 20° (б) с импульсами тока (2) и без тока (1)

На рис. 4 приведены зависимости скальвающих напряжений τ от удельного кристаллографического сдвига a_k — так называемые кривые упрочнения. Верхние кривые 1 относятся к деформации без тока, нижние кривые 2 — с током. Как видно из приведенных данных, электропластическая деформация металла

характеризуется уменьшением коэффициента упрочнения (что можно заключить по изменению наклона кривых упрочнения) и критических скальвающих напряжений на 12—15% (что определяется экстраполяцией основных участков кривых упрочнения до пересечения с осью ординат). В связи с приведенными данными естественно ожидать, что напряжения P_n , отвечающие началу появления пиков электропластического эффекта, и сама величина пиков ΔP проявят резкую зависимость от исходной ориентации кристаллов. В специальных опытах было найдено, что минимальные значения P_n и максимальные значения ΔP действительно отвечают средним наиболее сдвигоспособным ориентациям $\chi_0 = 45-60^\circ$.

При изучении скоростной зависимости эффекта было найдено, что увеличение скорости растяжения в интервале 0,025—1,6 мм в мин. приводит к уменьшению удельного кристаллографического сдвига a_k в 2,5—3 раза. Наименьшие изменения претерпевает нормальная компонента напряжений. При -196° ее рост в исследованном скоростном интервале составлял примерно 10%, тогда как скальвающая компонента увеличилась на 40—50%. При изучении влияния величины импульсов тока было найдено, что в интервале 10^2-10^3 а/мм² происходит рост удельного кристаллографического сдвига примерно на 100% и некоторый рост предельной прочности металла, выражающийся в 30% увеличении скальвающих напряжений (при -196°). С увеличением частоты повторения импульсов от $5 \cdot 10^{-3}$ до $4 \cdot 10^{-1}$ сек⁻¹ происходит увеличение удельного кристаллографического сдвига на 100—150%, а также уменьшение скальвающих напряжений на 25—40% и нормальных напряжений на 35—80%. С увеличением частоты повторения импульсов уменьшалась также величина единичного скачка ΔP , что связано с истощением дислокационной структуры в предыдущих импульсах тока.

Касаясь объяснения полученных результатов, следует отметить, что увеличение пластической деформации металла перед хрупким отрывом и снижение критических скальвающих напряжений связано с уменьшением стартовых напряжений для движения дислокаций и ускорением движения и взаимодействия дислокаций. Каждый импульс тока способствует выходу на поверхность кристалла по расчетам десятков и сотен тысяч дислокаций, что разряжает опасные скопления дислокаций, которые могут привести к возникновению трещин разрушения. В этом заключается действие тока на первую стадию хрупкого отрыва, когда происходит подготовка разрушения и деформация протекает неоднородно (локализуется в узких полосах скольжения, распространяется лишь на часть сечения кристалла, образует блоки и фрагменты, двойники и смешанные участки). На второй стадии после слияния нескольких дислокаций может действовать механизм развития полого дислокационного ядра (⁷). Во время импульсов тока в развивающееся полое ядро вливаются новые дислокации, и это приводит к возникновению и развитию микротрещины. Последующее развитие трещины до макроскопических масштабов происходит при достижении ими критических размеров и при соответствующем уровне нормальных напряжений.

Таким образом, 1) импульсы тока увеличивают предшествующую хрупкому отрыву пластическую деформацию металла на 100—120% при низких температурах и на 50—60% при комнатной температуре (для амальгамированного цинка);

2) в связи с увеличением предельной пластической деформации образцов увеличиваются истинные (с учетом уменьшения сечения образца) значения нормальных и скальвающих напряжений на 30% при -196° и на 35% при 20° ;

3) в результате действия тока увеличиваются критические нормальные напряжения на 50—60%, снижаются критические скальвающие напряжения на 12—15%, а также уменьшаются коэффициенты упрочнения испытываемых образцов;

4) при низких температурах с уменьшением скорости растяжения, увеличением силы тока и частоты повторения импульсов возрастает предельное значение удельного кристаллографического сдвига. Нормальные и скальвающие напряжения с уменьшением скорости растяжения падают, а в зависимости от силы тока и частоты повторения импульсов изменяются так же, как удельный кристаллографический сдвиг;

5) напряжения, отвечающие появлению пиков электропластического эффекта P_n , и величина единичного пика ΔP показывают соответственно минимальные и максимальные значения для средних наиболее сдвиго-способных ориентаций $\chi_0 = 45-60^\circ$, что подтверждает дислокационный механизм явления;

6) совокупность приведенных данных позволяет сделать вывод, что импульсы тока величиной $\sim 10^3$ а/мм² отодвигают процесс хрупкого разрушения металла на более поздние стадии деформации, способствуя тем самым сдвигу границы хладноломкости в сторону более низких температур. Это открывает новый путь в увеличении прочности металла и повышении надежности металлических конструкций в условиях низких и сверхнизких температур.

Поступило
22 II 1971

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ О. А. Троицкий, Письма ЖЭТФ, 10, 18 (1969). ² О. А. Троицкий, А. Г. Розно, ФТТ, 12, 203 (1970). ³ В. И. Лихтман, Е. Д. Щукин, П. А. Ребиндер, Физико-химическая механика металлов, Изд. АН СССР, 1962. ⁴ Е. Шмид, В. Боас, Пластичность кристаллов, М., 1938. ⁵ В. И. Лихтман, Л. А. Кочанова, Л. С. Брюханова, ДАН, 120, 757 (1958). ⁶ Л. С. Брюханова, Л. С. Кочанова, В. И. Лихтман, ФТТ, 1, 1448 (1959). ⁷ J. D. Eshelby, F. C. Frank, F. R. N. Nabarro, Phil. Mag., 42, 351 (1951).