

## ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АЛЮМИНИЯ В РЕЖИМЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

*В.И. Дубинко<sup>1</sup>, А.Н. Довбня<sup>1</sup>, В.А. Кушнир<sup>1</sup>, В.В. Митроченко<sup>1</sup>, И.В. Ходак<sup>1</sup>,  
В.П. Лебедев<sup>2</sup>, В.С. Крыловский<sup>2</sup>, С.В. Лебедев<sup>2</sup>, В.Ф. Клепиков<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,  
Харьков, Украина;*

<sup>2</sup>*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина;*

<sup>3</sup>*Институт электрофизики и радиационных технологий НАНУ, Харьков, Украина*

Изучена деформация поликристаллического алюминия (99.5%) при отсутствии и наличии потока высокоэнергетичных электронов ( $E = 0.5 \text{ МэВ}$ ,  $\varphi = (0.5 \dots 5) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ). В режиме непрерывного облучения определено снижение уровня деформирующего напряжения, коэффициента упрочнения как функции относительного удлинения, толщины образца и плотности потока. Установлено возрастание пластичности металла в результате воздействия электронного пучка. Измерение температуры в процессе деформирования позволило выделить вклад радиационно-индуцированного воздействия на изменение механических характеристик алюминия. Обсуждаются возможные механизмы явления.

### 1. ВВЕДЕНИЕ

Как известно, пластическое течение и деформационное упрочнение металлов и сплавов в диапазоне от комнатной до низких температур обусловлены движением дислокаций и их взаимодействием со структурными и примесными дефектами кристаллического строения. Однако в ряде случаев следует учитывать также взаимодействие носителей деформации с элементарными возбуждениями (фононы, электроны проводимости, магны и др.) кристаллической решетки [1].

Рассеяние энергии движущейся дислокации на электронах проводимости металла экспериментально возможно зафиксировать при переходе из нормального в сверхпроводящее состояние [2]. Кинетика дислокаций изменяется также в сильном магнитном поле [3], при электронном и гамма-облучении [4] и под действием импульсов электрического тока большой плотности [5]. Для последних двух методов обработки был введен термин «электропластическая деформация материала» [5].

Выполненные в 60-70 гг. прошлого столетия работы по обнаружению воздействия коротких импульсов электронного потока на деформацию некоторых ГПУ-кристаллов [4] позволили установить скачкообразное снижение деформирующего напряжения и повышение пластичности. В дальнейшем, в режиме дифференциального воздействия электронного облучения на пластическое течение металлов с ГЦК кристаллической решеткой (алюминий, медь) были изучены зависимости величины разупрочнения от времени облучения, степени деформации, толщины образца и др. [6].

Поскольку в дифференциальном режиме действия электронного пучка изменения деформационных характеристик проявляются в неполной мере и присутствуют переходные процессы, то необходимо изучение деформации металла в непрерывном режиме облучения. Кроме

того, из-за значительной мощности высокоэнергетичного пучка требуется измерение и учет степени разогрева кристаллической решетки.

Такого рода эксперименты позволяют достаточно полно исследовать широкий спектр изменений механических характеристик, а также получить данные для анализа и определения контролирующих механизмов радиационно-индуцированного воздействия на металл.

### 2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектом исследования являлись поликристаллические образцы алюминия промышленной чистоты (99.5) в виде плоскопараллельных пластин с размерами рабочей части  $(0.3 \dots 2.5) \times 4 \times 30 \text{ мм}$  и уширениями на концах под захваты разрывной машины.

Перед испытаниями образцы проходили термическую обработку при  $T = 400 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 1 ч. Размер зерна поликристаллической структуры составлял  $\sim 0.3 \text{ мкм}$ .

Диаграмму нагружения образца регистрировали в координатах нагрузка (P)–время (t) с разрешением 1 с (электронный самопишущий потенциометр ЭПП-09) и 0.3 с (запоминающий цифровой мультиметр Sanwa PC-520M). Чувствительность регистрации составляла 0.5 Н. Затем нагрузка P пересчитывалась в деформирующее напряжение по соотношению  $\sigma = P(1+\epsilon)/S$  (S - начальное сечение образца,  $\epsilon$  - его относительное удлинение).

При равномерном перемещении штока разрывной машины относительную деформацию образца определяли как  $\epsilon = v_{\text{шт.}} \cdot t / L$  ( $v_{\text{шт.}} = 4 \text{ мкм} \cdot \text{с}^{-1}$  - скорость перемещения штока, L - начальная длина рабочей части образца) с погрешностью  $\pm 0.1\%$ .

В процессе деформирования поликристаллы алюминия подвергались электронному облучению по методике, изложенной ранее [7]. Остановимся только на характеристиках и временной структуре электронного пучка.

Электронный пучок с энергией  $E = 0.5 \text{ МэВ}$  и плотностью потока  $\varphi = (0.5 \dots 5) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$

(мощность излучения  $\sim 3$  Вт) от линейного ускорителя "Резонанс" направлялся на поверхность рабочей части образца. При этом электроны имели однородное распределения на площади  $\sim 7 \dots 8$  мм<sup>2</sup>.

Микросгустки электронов длительностью  $\tau_{сг} = 4 \cdot 10^{-11}$  с следовали с частотой  $3 \cdot 10^9$  Гц в пакете длительностью  $\tau_{пак} = (2 \dots 4) \cdot 10^{-6}$  с. Частота следования пакетов  $1/T_0$  составляла 25 Гц.

Изменение температуры образца за счет внешнего нагревательного устройства или же в процессе электронного облучения определяли при помощи термпары медь-константан и по величине электросопротивления образца (термометр сопротивления). Во втором случае повышение температуры находили по соотношению  $\Delta T = (R_T - R_K)/R_K \beta$ , где  $R_T$  и  $R_K$  - электросопротивления образца соответственно при температурах  $T$  и  $20^\circ\text{C}$  (потенциометрический метод измерения  $R$ ),  $\beta = 4.45 \text{ K}^{-1}$  - температурный коэффициент электросопротивления алюминия. Погрешность в определении  $\Delta T$  составляла  $\pm 1^\circ\text{C}$ .

### 3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Ранее было рассмотрено [6] воздействие электронного пучка высокой энергии на пластическое течение алюминия при комнатной температуре в режиме циклической смены (с периодом  $\sim 50 \dots 100$  с) деформирования в отсутствие ( $\varphi=0$ ) и при наличии электронного облучения ( $\varphi \neq 0$ ) (дифференциальный режим). Было установлено, что включение электронного пучка приводит к достаточно быстрому снижению уровня деформирующего напряжения  $\sigma$ , затем следует стадия пластического течения с пониженным коэффициентом деформационного упрочнения. Кроме того, наблюдается невозврат величины  $\sigma$  на прежний уровень после выключения потока электронов. Такие изменения на диаграмме деформирования  $\sigma(\varepsilon)$  металла могут свидетельствовать о возникновении менее прочного структурного состояния, которое формируется при наличии потока электронов высокой энергии.

Поскольку при дифференциальном режиме используется ограниченное время воздействия электронного пучка, в данной работе проводилось деформирование металла в непрерывном режиме с реализацией состояний  $\varphi=0$  или  $\varphi \neq 0$ .

На рис. 1, а приведены кривые деформационного упрочнения  $\sigma(\varepsilon)$  ( $\sigma$  - деформирующее напряжение,  $\varepsilon$  - относительное удлинение) образцов поликристаллического алюминия разной толщины при отсутствии ( $\varphi=0$ ) и наличии ( $\varphi \neq 0$ ) электронного облучения.

В результате электронного облучения в непрерывном режиме происходит снижение уровня деформирующего напряжения во всем диапазоне деформаций от предела текучести до разрушения образца, а также увеличение ресурса пластичности металла (см. рис. 1, а). Различие в приведенных характеристиках нарастает с увеличением толщины образца.

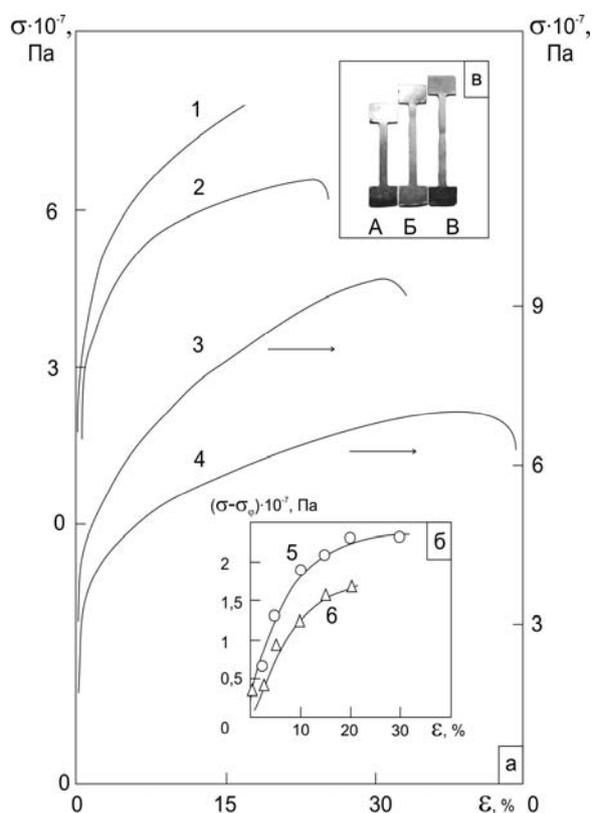


Рис. 1. Диаграммы деформирования  $\sigma(\varepsilon)$  образцов поликристаллического алюминия толщиной  $h$ : 0,36 мм (1 -  $\varphi=0$ ; 2 -  $\varphi \neq 0$ ) и 2.5 мм (3 -  $\varphi=0$ ; 4 -  $\varphi \neq 0$ ) ( $\varphi = 4 \cdot 10^{-13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ) (а). Различие в уровнях деформирующего напряжения ( $\sigma - \sigma_0$ ) как функция  $\varepsilon$  для  $h$ : 5 - 0,36 мм и 6 - 2,5 мм (б). Фотография образцов алюминия ( $h=2.5$  мм) в исходном состоянии (А), после деформации при отсутствии (Б) и наличии электронного облучения (В) (в)

Разница в уровнях деформирующего напряжения ( $\sigma - \sigma_0$ ) повышается с разной интенсивностью с увеличением  $\varepsilon$  для разных толщин образца  $h$  (см. рис. 1, б). Относительное изменение  $(\sigma - \sigma_0)/\sigma$  ( $\varepsilon = 15\%$ ) лежит в пределах  $20 \dots 25\%$ .

В качестве иллюстрации на вставке рис. 1, в показаны фотографии образцов алюминия толщиной 2.5 мм в исходном состоянии (А), после деформирования до образования шейки при отсутствии (Б) и наличии (В) электронного облучения. Как видно, воздействие электронного потока приводит к дополнительному приросту абсолютного удлинения образца.

Далее рассмотрим влияние толщины образца алюминия  $h$  в направлении падающего излучения на различие напряжений течения  $\sigma$  ( $\varepsilon = \text{const}$ ) и коэффициентов деформационного упрочнения  $\theta = d\sigma/d\varepsilon$  в состояниях с  $\varphi=0$  и  $\varphi \neq 0$ .

Поскольку толщина слоя поглощения электронов с энергией  $E = 0.5$  МэВ в алюминии составляет  $\sim 0.5 \dots 0.6$  мм [8], были изучены зависимости таких параметров, как  $(\sigma - \sigma_0)$  и  $\theta$  при толщине образца в направлении падающего излучения в диапазоне  $\sim 0.3 \dots 2.5$  мм.

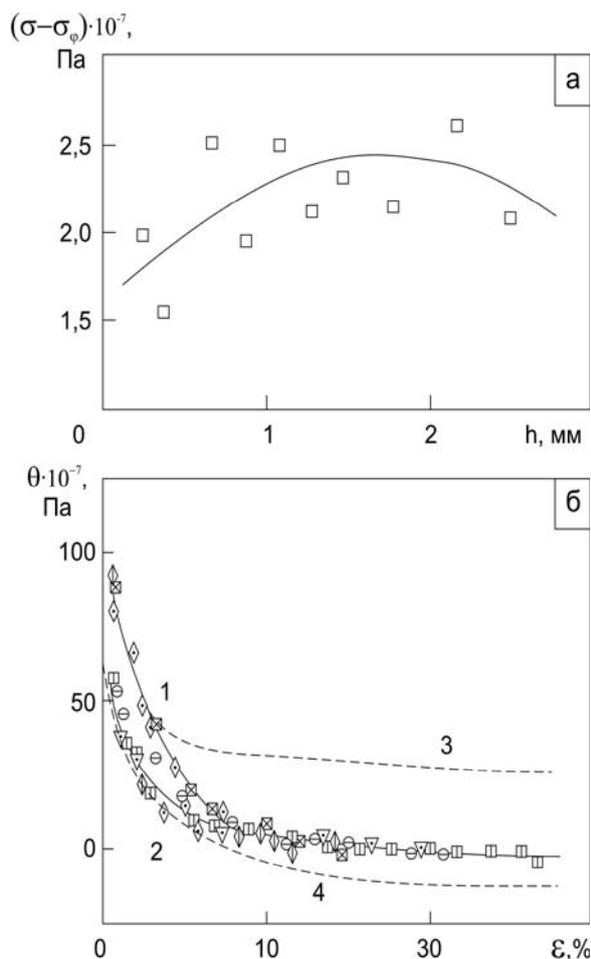


Рис. 2. Величина  $(\sigma - \sigma_\phi)$  ( $\epsilon = 15\%$ ) для разных  $h$  при  $\phi = 4 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$  (а). Изменение  $\theta$  (1 –  $\phi = 0$ , 2 –  $\phi \neq 0$ ) в зависимости от  $\epsilon$  для образцов алюминия толщиной  $h$ , мм: 0.35 – ( $\diamond$  –  $\phi = 0$ ;  $\blacklozenge$  –  $\phi \neq 0$ ); 0.82 – ( $\boxtimes$  –  $\phi = 0$ ;  $\ominus$  –  $\phi \neq 0$ ); 2.15 – ( $\nabla$  –  $\phi = 0$ ;  $\square$  –  $\phi \neq 0$ ). Пунктир соответствует ходу  $\theta(\epsilon)$  для дифференциального режима облучения (3 –  $\phi = 0$  и 4 –  $\phi \neq 0$ ) [6] (б)

Как следует из рис. 1 и 2, на стадии пластического течения облучение электронным потоком приводит к снижению уровня  $\sigma$  во всем диапазоне деформаций.

Величина  $(\sigma - \sigma_\phi)$  для разных  $h$  (см. рис. 2,а) находится в пределах  $(15...25) \cdot 10^7$  Па, а относительное ее изменение составляет  $(\sigma - \sigma_\phi)/\sigma \approx 17...25\%$ . Различие в уровнях  $\sigma$  нарастает в диапазоне толщин 0.35...1.5 мм, при  $h > 1.5$  мм наблюдается тенденция к снижению этого различия.

Другой характеристикой, определяющей ход кривой  $\sigma(\epsilon)$ , может служить коэффициент упрочнения. Изменение  $\theta$  в зависимости от степени относительного удлинения  $\epsilon$  алюминия приведено на рис. 2,б.

Для всех стадий пластического течения  $\theta > 0$ ,  $\theta$  изменяется в диапазоне  $(0...100) \cdot 10^7$  Па,  $\theta_\phi < \theta$  при небольших и средних степенях относительного удлинения, при  $\epsilon > 20\%$  различие в коэффициентах упрочнения практически отсутствует (см. рис. 2,б).

Сопоставление ранее полученных результатов (дифференциальный режим облучения) [6] и данных

для непрерывного режима облучения указывает на то, что при качественно одинаковом ходе зависимостей  $\theta(\epsilon)$  существенно различаются абсолютные значения коэффициента упрочнения. Такое различие может быть объяснено в предположении о формировании отличающихся дефектных структур металла в состояниях с  $\phi = 0$  и  $\phi \neq 0$ . Тогда при дифференциальном режиме облучения  $\theta$  будет характеризовать не столько коэффициент упрочнения, сколько скорость перехода от одной структуры к другой при циклической смене разных условий деформирования ( $\phi = 0$  или  $\phi \neq 0$ ).

Таким образом, экспериментальные результаты, приведенные на рис. 2, позволяют сделать вывод о том, что основные различия в  $\sigma$  и  $\theta$  в результате облучения высокоэнергетичным потоком электронов создаются на начальном и среднем этапах деформирования.

Проведенные механические испытания в непрерывном режиме с  $\phi = 0$  и  $\phi \neq 0$  позволяют провести сопоставление основных интегральных параметров деформирования металла.

На рис. 3 показаны предел текучести  $\sigma_0$  (1), предел прочности  $\sigma_b$  (2) и ресурс пластичности  $\epsilon_{пл}$  (3) как функция толщины образца алюминия для  $\phi = 0$  и  $\phi \neq 0$ .

Как следует из рис. 3, при отсутствии электронного облучения пределы текучести и прочности нарастают с увеличением толщины образца. Ресурс пластичности ( $\phi = 0$ ) нарастает в интервале толщины  $h = 0.3...1.3$  мм, а при больших толщинах остается практически неизменным и составляет  $\sim 30...32\%$  (см. рис. 3,б).

При деформации алюминия в режиме непрерывного электронного облучения плотностью  $\phi = (4...5) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$  наблюдается снижение пределов текучести  $\sigma_0$  и прочности  $\sigma_b$ , примерно, на 10% (см. рис. 3,а). Ресурс пластичности при  $\phi \neq 0$  возрастает на 8...10% во всем интервале приведенных толщин (см. рис. 3,б). Такое поведение механических характеристик поликристаллического алюминия можно связать с разупрочняющим действием электронного потока, а также с возможным термическим разогревом кристаллической решетки.

При размере поперечного сечения пучка  $\sim 7...8 \text{ мм}^2$  и выделяемой мощности  $\sim 3$  Вт следует ожидать в начальный момент времени локального повышения температуры облучаемой области, которое в дальнейшем приводит к разогреву всего объема металла.

Измерение поверхностной температуры в режиме дифференциального облучения показало, что повышение составляет  $T \sim 25^\circ\text{C}$  [6]. Использование термопары и образца в качестве термометра электросопротивления позволило установить повышение температуры металла, облучаемого в непрерывном режиме, до  $40...85^\circ\text{C}$ . Размещение термопар в центральной части и на периферии (лопатка) образца показало, что градиент температуры в стационарном режиме облучения составляет не более  $1^\circ\text{C}$ .

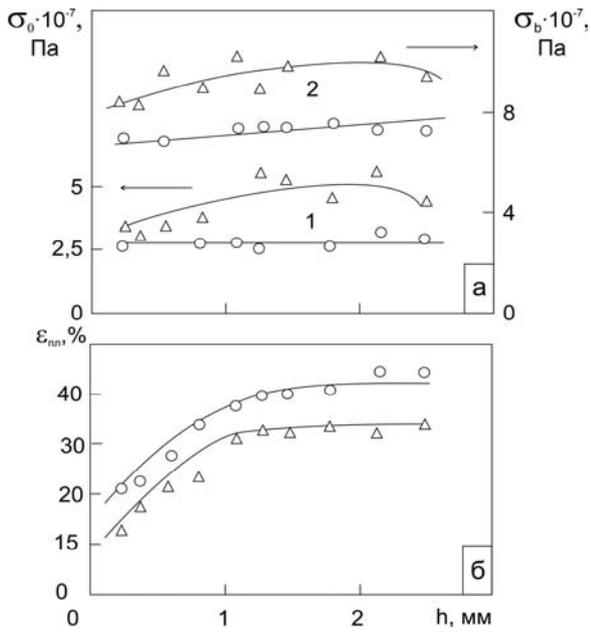


Рис. 3. Прочностные и пластические характеристики образцов алюминия разной толщины: пределы текучести  $\sigma_0$  (1) и прочности  $\sigma_b$  (2) (а), а также ресурс пластичности  $\epsilon_{\text{пл}}$  (б). Условия деформирования обозначены как  $\Delta$  -  $\phi=0$  и  $\circ$  -  $\phi=4 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$

Поскольку измерения  $\sigma_0$ ,  $\sigma_b$  и  $\epsilon_{\text{пл}}$  выполнены в режимах  $\phi=0$  и  $\phi=\text{const}$  (см. рис.3), то для разделения вкладов непосредственного воздействия электронного облучения и вторичного его воздействия (фактор термического разогрева) были определены диаграммы деформационного упрочнения при непрерывном облучении с различной исходной плотностью электронного потока (рис. 4). Как видно, по мере нарастания  $\phi$  наблюдаются все большие отклонения от кривой  $\sigma(\epsilon, \phi=0)$ . Сопоставление  $\sigma_b$  и  $\epsilon_{\text{пл}}$  для разных плотностей электронного потока на образце (см. рис. 4,б) свидетельствует о том, что уровень деформирующего напряжения монотонно понижается с ростом  $\phi$ , а ресурс пластичности уменьшается с понижением  $\phi$  до определенного предела ( $\phi \approx 0.5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ) и далее остается нечувствительным к воздействию электронного потока. Такое поведение  $\sigma_b$  и  $\epsilon_{\text{пл}}$  в зависимости от  $\phi$  возможно при различных механизмах воздействия потока электронов на дефектную структуру деформируемого металла.

В связи с этим в процессе облучения фиксировалось изменение температуры во времени при помощи термопары, закрепленной на образце.

Сопоставление деформирующего напряжения и температуры образца в зависимости от времени показано на рис. 5,а. Как видно, при  $t \geq 15$  мин устанавливается динамическое равновесие между процессами теплоподвода и рассеяния энергии со стационарной температурой  $\sim 85^\circ\text{C}$ . При этом стационарная температура образца толщиной  $h=1.28$  мм не является линейной функцией плотности потока на рабочей поверхности образца  $\phi$  (см. рис. 5,б).

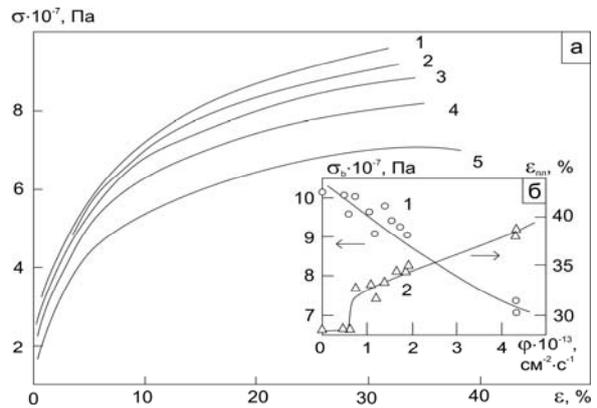


Рис. 4. Ход кривых деформационного упрочнения поликристаллического алюминия при отсутствии и наличии электронного потока  $\phi$ : 1 – 0; 2 – 0.5; 3 – 1.1; 4 – 1.9 и 5 – 4.3 (а). Зависимости величины  $\sigma_b$  (1) и ресурса пластичности  $\epsilon_{\text{пл}}$  (2) от  $\phi$  (б)

Для плотности потока  $\phi=1.5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$  и выдержки под пучком  $t=15$  мин наблюдается снижение температуры разогрева по мере увеличения толщины образца (см. рис. 5,в). Обращает внимание то, что с ростом толщины образца происходит увеличение ресурса пластичности (см. рис. 3,б) при снижении температуры разогрева (см. рис. 5,в).

Поскольку в процессе деформации высокоэнергетичные электроны увеличивают эффективную температуру металла (см. рис. 5), было определено влияние температурного фактора на механические характеристики алюминия в интервале  $20 \dots 140^\circ\text{C}$  и  $\phi=0$ . С этой целью при помощи внешнего нагревателя создавалась необходимая равновесная температура образца, которая во время испытания поддерживалась с точностью  $\pm(1 \dots 3)^\circ\text{C}$ .

Деформационные кривые показаны на рис. 6,а. Влияние температуры испытания на процесс деформационного упрочнения можно установить на основе анализа зависимостей  $\sigma_0(T)$ ,  $\sigma_b(T)$  и  $\epsilon_{\text{пл}}(T)$ .

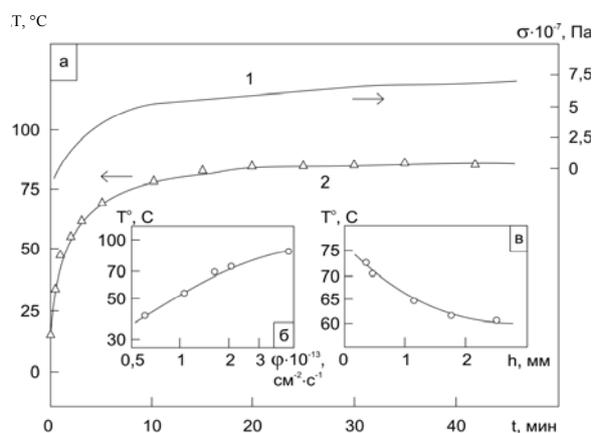


Рис. 5. Ход кривой деформационного упрочнения в координатах  $\sigma$ - $t$  (1) и повышения температуры  $T$ - $t$  (2) при облучении алюминия ( $h=1.28$  мм) электронным потоком  $\phi=4.3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$  (а).

Изменение температуры  $T$  в зависимости от  $\phi$  ( $h=1.28$  мм) (б) и от толщины образца ( $t=15$  мин;  $\phi=1.5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ) (в)

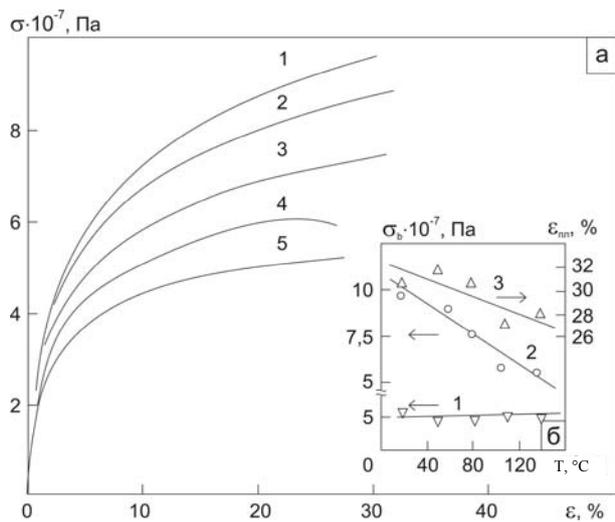


Рис. 6. Кривые деформационного упрочнения  $\sigma(\epsilon)$  алюминия ( $h = 1,28$  мм) при  $T$ , °C: 1 – 20; 2 – 50; 3 – 80; 4 – 110; 5 – 140 (а). Температурные зависимости предела текучести  $\sigma_0$  (1), величины  $\sigma_b$  (2) и  $\epsilon_{nl}$  (3) (б)

При постоянной исходной дефектной структуре алюминия, сформированной отжигом при 400 °C в течение 1 ч, предел текучести остается неизменным в интервале 20...140 °C. Такое поведение  $\sigma_0(T)$  указывает на преодоление скользящими дислокациями потенциального барьера только термической активацией ( $\sigma = \sigma_d + \sigma_T \approx \sigma_d$ , где  $\sigma_d$  и  $\sigma_T$  – соответственно компоненты, связанные со структурными дальнедействующими полями напряжений и термической активацией).

В то же время величина предела прочности деформирующего напряжения  $\sigma_b$  снижается по линейному закону с повышением  $T$ , что может свидетельствовать о формировании структуры с меньшей концентрацией дефектов в объеме деформируемого металла.

С повышением температуры испытания также наблюдается снижение ресурса пластичности, что, в свою очередь, определяется снижением однородности пластического течения металла.

Полученные результаты по деформированию алюминия при различных температурах испытания, которые созданы внешним нагревателем или потоком высокоэнергетических электронов, предоставляют возможность разделения вклада температуры и радиационно-индуцированного воздействия электронного потока на дефектную структуру.

Для этого проведем сопоставление механических характеристик при различных температурах и способах ее создания (рис. 7).

Снижение  $\sigma_b$  при повышении  $T$  происходит по линейному закону независимо от способа разогрева металла (см. рис. 7,а) и свидетельствует о формировании дефектной структуры с меньшей плотностью дефектов кристаллической решетки. На начальной стадии пластического течения (постоянная исходная дефектная структура) наблюдается независимость предела текучести  $\sigma_0$  ( $\phi=0$ ) от температуры испытания (см. рис. 6,б) и его

снижение в результате радиационно-индуцированного воздействия электронного потока на открепление дислокаций от стопоров (см. рис. 3,а).

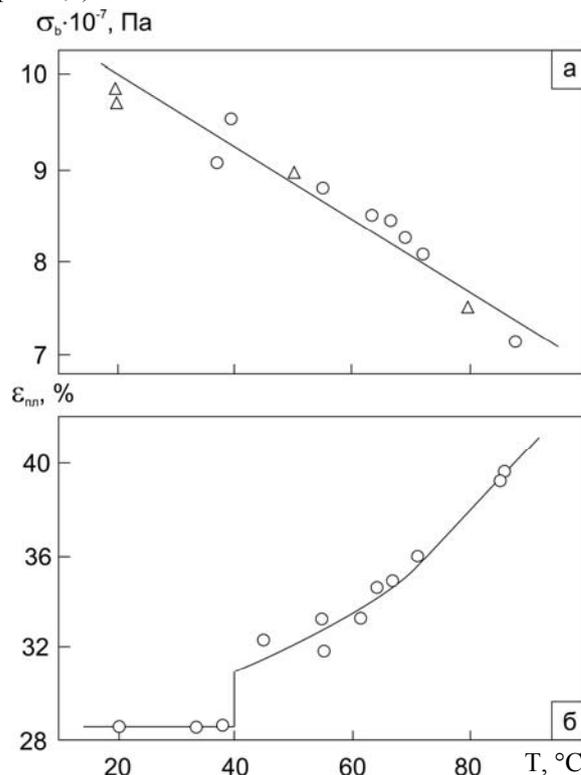


Рис. 7. Изменение предела прочности напряжения  $\sigma_b$  (а) и ресурса пластичности  $\epsilon_{nl}$  поликристаллического алюминия от температуры, созданной внешним нагревателем ( $\nabla$ ) и электронным облучением ( $\circ$ ) (б)

На фоне снижения  $\epsilon_{nl}$  при повышении  $T$  (см. рис. 6,б) облучение электронами способствует увеличению ресурса пластичности (~30%) (см. рис. 7,б). Наблюдаемая при 40 °C ступенька на зависимости  $\epsilon_{nl}(T)$  указывает на исчезновение фактора радиационно-индуцированного воздействия при плотностях электронного пучка меньше, чем  $\phi = 0.5 \cdot 10^{-13}$  см<sup>-2</sup>·с<sup>-1</sup> (см. рис. 4,б).

Таким образом, анализ температурных зависимостей механических характеристик позволяет сделать вывод о непосредственном воздействии потока электронов высокой энергии на движение дислокаций на ранних стадиях пластического течения (при напряжениях  $\sigma \sim \sigma_0$ ) и на возрастание ресурса пластичности металла. На стадии развитой деформации, на фоне существенных изменений в дефектной структуре выделить непосредственное радиационно-индуцированное воздействие на дислокационную систему не предоставляется возможным.

#### 4. ОБСУЖДЕНИЕ

Приведенные экспериментальные данные по деформации поликристаллического алюминия свидетельствуют о разупрочняющем и пластифицирующем действии электронного облучения на кристаллическую решетку. Хотя

наблюдаемые изменения деформационных характеристик происходят на фоне термического разогрева металла, возможно выделение вклада радиационно-индуцированного воздействия на его дефектную структуру.

Так при независимости предела текучести в интервале 20...110 °С от температуры наблюдается его уменьшение в результате электронного облучения.

В то время как ресурс пластичности алюминия уменьшается с повышением температуры, электронное облучение существенно его увеличивает.

Заметим, что при электронном облучении наблюдаются снижение предела текучести  $\sigma_0$  и возрастание ресурса пластичности металла (см. рис.3) в пределах толщины образца 0.35...2.5 мм (при размере слоя поглощения электронов в алюминии ~0.5...0.6 мм [8]).

Поскольку движение высокоэнергетичных электронов в кристаллической решетке сопровождается различными неупругими процессами потерь энергии [8], рассмотрим их воздействие на дислокационную систему.

*Изменение динамики дислокаций.* Так как при используемом потоке электронов  $\varphi=(0.5...5) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$  изменение коэффициента электронной вязкости  $\Delta B \sim n_{\varphi}$  (для нормальных металлов концентрация электронов  $n \sim 10^{22}...10^{23} \text{ см}^{-3} \gg n_{\varphi}$ ) [2], его вклад в различного рода динамические эффекты (следовательно, и в изменение механических характеристик) будет незначительным.

*Рентгеновское излучение.* Прохождение высокоэнергетичных электронов через кристаллическую решетку металла сопровождается генерацией  $\gamma$ -квантов тормозного и характеристического рентгеновского излучения. Вторичное  $\gamma$ -излучение, в свою очередь, способствует возникновению таких каналов потерь энергии, как фотопоглощение, комптоновское рассеяние, образование электрон-позитронных пар [8]. Ввиду того, что только ~1...3 % электронов из начального потока генерируют  $\gamma$ -кванты, влияние этого процесса на дислокационную систему также незначительно.

*Образование структурных дефектов.* При пороговом значении энергии электрона для алюминия  $E_{\text{п}} < E = 0.5 \text{ МэВ}$  возможно образование пар Френкеля (вакансия-межузельный атом) [8]. Однако при низкой скорости создания стабильных дефектов  $\sim 10^{-10}...10^{-9} \text{ сна/с}$  не происходит заметное изменение механических характеристик металла.

*Термическая активация.* Интенсивность пластического течения, генерации и перераспределения дефектов в значительной мере также определяются процессами термической активации дислокационной системы (интегральной и локальной разогревы фононной и электронной подсистем [9]), протекающими в деформируемом металле. Для умеренно низких температур время разогрева электронной подсистемы в  $\sim 10^3$  меньше времени разогрева кристаллической решетки в

целом. Ввиду того, что высокоэнергетичные электронные возбуждения являются относительно более долгоживущими, их взаимодействие с дислокационной подсистемой приводит к локальному повышению энергии тепловых осцилляций дислокационных сегментов с увеличением вероятности преодоления потенциального барьера. Однако, для  $T \geq 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $E = 0.5 \text{ МэВ}$  этот механизм не является эффективным [9].

*Локализованные нелинейные колебания атомов.* При облучении возможно возникновение фокусонных [10], а также - локализованных колебаний кристалла с частотой ниже или выше фононного спектра в виде неподвижных дискретных бризеров [11] и подвижных квудонов [12]. Взаимодействие таких долгоживущих радиационно-индуцированных возбуждений с дислокациями может стимулировать отрыв дислокаций от стопоров и, как следствие, повышение пластичности материала. Численные оценки [10] указывают на определенный вклад в  $\varepsilon$  фокусонного механизма активации дислокаций в условиях ползучести при низких температурах. Повышение температуры испытания существенно снижает вклад этого механизма.

В то же время бризеры и квудоны – термически стабильны, поскольку практически не взаимодействуют с фононной подсистемой металла, что делает бризерно-квудонный механизм весьма перспективным для объяснения радиационно-индуцированной пластификации при повышенных температурах облучения [9].

Как следует из рис. 7,а, уровень  $\sigma_b$  снижается с увеличением температуры образца и одинаков для  $T=\text{const}$  при различных условиях испытания ( $\varphi=0$  и  $\varphi \neq 0$ ), что указывает на идентичность дефектных структур металла, сформированных в отличающихся условиях деформирования. Поэтому можно предположить, что термическая и радиационно-индуцированная активации действуют сходным образом при формировании дефектной структуры в процессе деформации чистого металла.

В то же время анализ диаграмм деформирования  $\sigma(\varepsilon, \varphi=0)$ ,  $\sigma(\varepsilon, \varphi \neq 0)$  и  $\sigma(\varepsilon, T)$  показывает наличие двух противоположных тенденций: повышение температуры испытания снижает, а электронное облучение повышает ресурс пластичности металла (см. рис. 3, 4 и 7). При фиксированной температуре и  $\varphi=0$  генерация дислокаций обеспечивает деформационное упрочнение и удлинение с постоянной скоростью.

Для фиксированных  $T$ ,  $\varphi \neq 0$  для возрастания ресурса пластичности на  $\Delta \varepsilon_{\text{пл}} \approx 10\%$  необходимо дополнительное количество дислокаций  $\Delta l/b \sim 10^7$ , что в пересчете на единицу времени соответствует плотности  $\Delta N_{\text{д}} = 10^5 \text{ см}^{-2}$ . Такой прирост  $\Delta N_{\text{д}}$  может быть обеспечен более интенсивной работой дислокационных источников (для алюминия это источник Франка-Рида при преимущественном поперечном скольжении винтовых дислокаций) при наличии электронного облучения.

Авторы выражают благодарность УНТЦ за финансовую поддержку работы по проекту УНТЦ-НАНУ №4962.

## ЛИТЕРАТУРА

1. В.И. Старцев, В.Я. Ильичев, В.В. Пустовалов. *Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах*. М.: «Металлургия», 1975, 328 с.
2. М.И. Каганов, В.Я. Кравченко, В.Д. Нацк. Электронное торможение дислокаций в металлах // *УФН*. 1973, т. 111, №1, с. 655-682.
3. В.П. Лебедев, В.С. Крыловский. Влияние магнитного поля на формирование дефектной структуры при низкотемпературной деформации алюминия // *Письма в ЖЭТФ*. 1982, т. 36, в. 1, с. 3-5.
4. О.А. Троицкий, В.И. Лихтман. Об анизотропии действия электронного и  $\gamma$ -облучения на процесс деформации монокристаллов цинка в хрупком состоянии // *Докл. АН СССР*. 1963, т. 148, №2, с. 332-334.
5. В.И. Спицын, О.А. Троицкий. Исследование электронного воздействия на пластическую деформацию металлов // *Металлофизика*. Киев: «Наукова думка», 1974, в. 51, с. 18-45.
6. В.И. Дубинко, А.Н. Довбня, В.А. Кушнир, В.В. Митроченко, И.В. Ходак, В.П. Лебедев, В.С. Крыловский, С.В. Лебедев, В.Ф. Клепиков. Воздействие высокоэнергетичного пучка электронов на пластическую деформацию металлов // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Ядерно-физические исследования»*. 2010, №3, с. 136-139.
7. Н.И. Айзацкий, А.Н. Довбня, В.И. Дубинко, В.Ф. Жигло, А.И. Косой, В.А. Кушнир, В.В. Митроченко, С.А. Пережогин, Д.Л. Степин, И.В. Ходак, В.П. Лебедев, В.С. Крыловский, С.В. Лебедев. Установка для исследования воздействия потока электронов на деформацию металлов // *Там же*. с. 145-149.
8. М. Томпсон. *Дефекты и радиационные повреждения в металлах*. М.: «Мир», 1971, 367 с.
9. V. Dubinko. Report STCU 4368-T03. *Investigation of the electroplastic effect under sub-threshold electron irradiation*.
10. В.И. Дубинко, В.Ф. Клепиков. Влияние неравновесных флуктуаций на пластичность металлов под облучением // *Вісник Харківського національного університету. Сер. Ядра, частинки, поля*. 2005, № 710, в. 3 /28/, с. 87-92
11. S. Flach, A.V. Gorbach. Discrete breathers. *Advances in theory and applications // Phys. Rep.* 2008, v. 467, p. 1-116.
12. F.M. Russell, J.C. Eilbeck. Evidence for moving breathers in a layered crystal insulator at 300 K // *Europhys. Lett.* 2007, v.78, p. 10004 -100011.

Статья поступила в редакцию 24.06.2010 г.

## ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ АЛЮМІНІЮ В РЕЖИМІ БЕЗПЕРЕРВНОГО ЕЛЕКТРОННОГО ОПРОМІНЕННЯ

*В.І. Дубінко, А.М. Довбня, В.А. Кушнір, В.В. Мітроченко, І.В. Ходак, В.П. Лебедев, В.С. Криловський, С.В. Лебедев, В.Ф. Клепиков*

Вивчено деформація полікристалічного алюмінію (99.5%) при відсутності і наявності потоку високоенергетичних електронів ( $E=0.5$  MeV,  $\varphi = (0.5\dots5)\cdot 10^{13}$  см<sup>-2</sup>·с<sup>-1</sup>). У режимі безперервного опромінення визначено зниження рівня деформуючого напруги, коефіцієнта зміцнення як функції відносного подовження, товщини зразка та щільності потоку. Встановлено зростання пластичності металу за рахунок впливу електронного пучка. Вимірювання температури в процесі деформування дозволило виділити внесок радіаційно-індукованого впливу на зміну механічних характеристик алюмінію. Обговорюються можливі механізми явища.

## PLASTIC DEFORMATION OF ALUMINUM UNDER CONTINUOUS ELECTRON IRRADIATION

*V.I. Dubinko, A.N. Dovbnya, V.A. Kushnir, V.V. Mitrochenko, I.V. Hodak, V.P. Lebedev, V.S. Krylovskiy, S.V. Lebedev, V.F. Klepikov*

Plastic deformation of polycrystalline aluminum (99.5%) was investigated in the absence and presence of a high-energy electron beam ( $E = 0.5$  MeV,  $\varphi = (0.5\dots5)\cdot 10^{13}$  cm<sup>-2</sup>·s<sup>-1</sup>). Reduction of the yield stress and hardening coefficient was determined as a function of deformation, the sample thickness and the beam density. The increase of plasticity of the metal due to the impact of the electron beam has been established. The temperature in the deformation process was measured, which allowed separating the contribution of radiation-induced effects on the mechanical characteristics of aluminum. Possible mechanisms of the phenomenon are discussed.