

ВОЗДЕЙСТВИЕ ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СКАЧКООБРАЗНУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СПЛАВА Al-3%Mg

*В.И. Дубинко¹, А.Н. Довбня¹, В.А. Кушнир¹, И.В. Ходак¹, В.П. Лебедев²,
В.С. Крыловский², С.В. Лебедев², В.Ф. Клепиков³*

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

²*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина;*

³*Институт электрофизики и радиационных технологий НАНУ, Харьков, Украина*

Изучено влияние электронного облучения (энергия электронов - 0.5 МэВ, поток частиц - $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$) и температуры 20...80 °С на неустойчивость пластического течения (скачкообразную деформацию) промышленного сплава Al-3%Mg. Показано, что электронное облучение подавляет скачкообразную деформацию, снижает уровень деформирующего напряжения, увеличивает ресурс пластичности сплава более эффективно, чем повышение температуры. Рассматриваются возможные механизмы воздействия высокоэнергетичных электронов на дислокационную систему сплава.

1. ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время установлено, что макроскопическая деформация может характеризоваться как устойчивым, так и неустойчивым пластическим течением твердых тел [1, 2]. Неустойчивость пластического течения металлов и сплавов с различным типом кристаллической решетки проявляется в различных температурных интервалах при постоянной скорости деформации в виде аperiодических во времени сбросов деформирующего напряжения переменной амплитуды.

Наиболее характерными проявлениями скачкообразной деформации металлов и сплавов может служить явление Портевена-Ле Шателье и возникновение неустойчивости при низких температурах испытания. Изучение этого явления на различных материалах позволило установить влияние следующих параметров: типа кристаллической структуры, температуры испытания и скорости деформации, степени искаженности кристаллической решетки как структурными, так и примесными дефектами и пр. [3].

Теоретические модели возникновения и развития неустойчивости пластической деформации твердых тел основываются обычно на двух подходах лавинообразного преодоления дислокациями и их скоплениями потенциальных барьеров за счет силового (атермического) воздействия или термического возбуждения кристаллической решетки [4].

В то же время недостаточная полнота исследований этого явления не позволяет отдать предпочтение какому-либо механизму, контролирующему движение дислокаций на микроскопическом уровне.

В связи с этим является целесообразным дальнейшее изучение влияния параметров эксперимента на закономерности неустойчивости пластического течения твердых тел. Одной из таких возможностей является определение воздействия

потока высокоэнергетичных электронов на протекание скачкообразной деформации промышленного сплава Al-3%Mg, для которого в области комнатных температур характерно возникновение макроскопической скачкообразной деформации.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектом исследования являлись поликристаллические образцы промышленного сплава Al-3%Mg в виде плоскопараллельных пластин с размерами рабочей части 0.77x4x30 мм, с уширениями на концах под захваты разрывной машины.

Перед испытаниями образцы проходили термическую обработку при $T = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч с последующей закалкой в воду для создания характерной структуры этого сплава [5] – ГЦК-решетки алюминия с вкраплениями α -фазы.

Деформацию образцов в режиме одноосного активного растяжения проводили со скоростью $\dot{\epsilon} \approx 1.3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при отсутствии и наличии высокоэнергетичного потока электронов. 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, ϵ - 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 сплав Al-3%Mg подвергался электронному облучению. Более подробно эта методика изложена в работе [6]. Остановимся только на основных характеристиках и временной структуре электронного пучка.

Электронный пучок с энергией $E = 0.5 \text{ МэВ}$ и плотностью потока $\varphi = 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ направлялся на поверхность рабочей части образца. При этом электроны имели однородное распределение на площади $\sim 8 \dots 7 \text{ мм}^2$.

Развертка электронного пучка во времени показана на рис. 1.

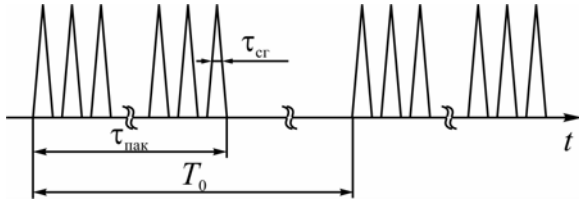


Рис. 1. Распределение плотности потока электронов во времени

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

Изменение температуры образца в результате внешнего нагрева или же в процессе электронного облучения определялось по величине электросопротивления, которое измерялось потенциометрическим способом. Повышение температуры находилось по соотношению $\Delta T = (R_T - R_K) / R_K \beta$, где R_T и R_K - сопротивления образца при температурах T и 20°C соответственно, $\beta = 4.45 \text{ К}^{-1}$ - температурный коэффициент электросопротивления. Погрешность в определении ΔT составляла $\pm 1^\circ \text{C}$.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Характерным для деформации сплава Al-3\%Mg при комнатной температуре является неустойчивость пластического течения в виде аperiodических сбросов действующей нагрузки переменной амплитуды на фоне общего деформационного упрочнения кристаллической решетки. Наиболее вероятным механизмом, контролирующим этот процесс на микроскопическом уровне, является термоактивируемое или атермическое преодоление отдельными дислокациями и их скоплениями потенциальных барьеров в виде примесных атомов, их кластеров, выделений другой фазы и др. [1].

Воздействие потока электронов на протекание скачкообразной деформации сплава Al-3\%Mg изучалось в двух режимах: дифференциальном (циклическая смена состояний с $\varphi=0$ и $\varphi \neq 0$ с временным интервалом в пределах $50 \dots 100 \text{ с}$) и непрерывном (облучение в процессе нагружения от предела текучести σ_0 до предела прочности σ_b).

Рассмотрим различные режимы воздействия потока высокоэнергетичных электронов на протекание пластической деформации металла.

3.1. ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫЙ РЕЖИМ ОБЛУЧЕНИЯ

На рис. 2 показана диаграмма деформирования в координатах: нагрузка (P)–время (t) поликристаллического сплава Al-3\%Mg при

периодическом включении-выключении электронного облучения с временем экспозиции в каждом состоянии $\sim 50 \dots 100 \text{ с}$. При отсутствии внешнего воздействия ($\varphi=0$) на фоне однородного пластического течения с коэффициентом деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\varepsilon > 0$ наблюдаются аperiodические скачки деформирующего напряжения переменной амплитуды. Включение электронного облучения ($\varphi \neq 0$) приводит, прежде всего, к качественному изменению диаграммы деформирования за счет полного подавления скачкообразной деформации, что сопровождается снижением уровня действующей нагрузки на ΔP_φ и снижением коэффициента деформационного упрочнения $\theta_\varphi < \theta$.

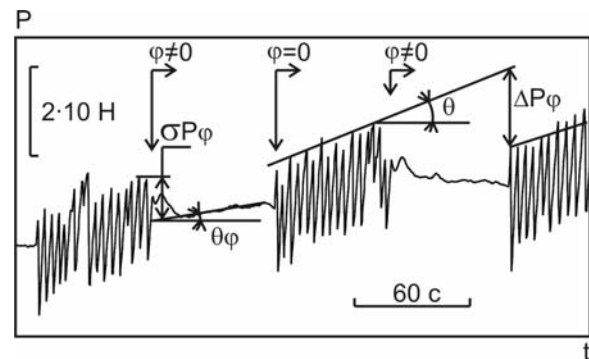


Рис. 2. Участок кривой нагружения сплава Al-3\%Mg при дифференциальном воздействии потока электронов ($\varphi=0$ и $\varphi \neq 0$)

Выключение электронного облучения ($\varphi=0$) сразу же восстанавливает скачкообразную деформацию, но ход кривой $P(t)$ продолжается на более низком уровне действующей нагрузки (невозврат составляет ΔP_φ).

Снижение интенсивности деформационного упрочнения ($\theta_\varphi < \theta$) и невозврат деформирующего напряжения ΔP_φ указывают на протекание необратимых процессов в формировании дефектной структуры металла в результате действия электронного облучения.

При толщине поглощающего слоя $0.5 \dots 0.6 \text{ мм}$ для электронов с энергией $E = 0.5 \text{ МэВ}$ и размерах образца Al-3\%Mg в направлении падающего пучка 0.77 мм происходит полное неупругое рассеяние электронов. Поэтому для идентификации механизмов подавления скачкообразной деформации необходимо определение вклада термического разогрева кристаллической решетки.

Изменение температуры сплава Al-3\%Mg в режиме дифференциального облучения показано на рис. 3,а. Включение и выключение электронного пучка через равные промежутки времени приводит к циклическому изменению температуры образца. При таком воздействии на металл верхняя ($T_v = 50^\circ \text{C}$) и нижняя ($T_n = 30^\circ \text{C}$) температуры остаются практически неизменными, а их разность составляет $\Delta T \approx 20^\circ \text{C}$ (см. рис. 3,б).

Необходимо отметить, что наиболее интенсивное повышение (снижение) температуры образца наблюдается в течение первых 30 с после включения (выключения) электронного облучения.

В дальнейшем температура изменяется приблизительно по линейному закону во времени.

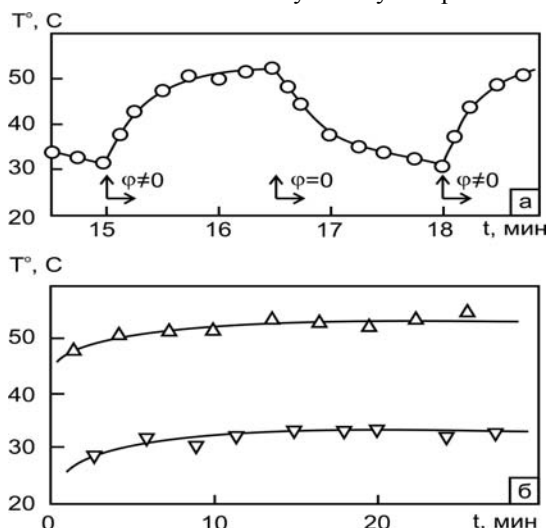


Рис. 3. Циклы нагрева и охлаждения сплава Al-3%Mg при дифференциальном режиме облучения (а). Временной ход верхней и нижней температур нагрева (б)

3.2. НЕПРЕРЫВНЫЙ РЕЖИМ ОБЛУЧЕНИЯ

Воздействие высокоэнергетичного потока электронов в дифференциальном режиме облучения на протекание пластической деформации сплава Al-3%Mg вызывает следующие качественные изменения: полное подавление скачкообразной деформации, достаточно быстрое снижение деформирующей нагрузки на начальном этапе облучения, снижение коэффициента деформационного упрочнения и невозврат уровня действующей нагрузки после выключения потока электронов. Такие изменения на диаграмме нагружения в процессе развития деформации свидетельствуют о формировании менее прочного структурного состояния в сплаве, которое обусловлено потоком высокоэнергетичных электронов.

Поскольку дифференциальный режим облучения (кратковременное воздействие на кристаллическую решетку) дает в основном качественное представление о влиянии высокоэнергетичных электронов на дефектную структуру, то далее был рассмотрен непрерывный режим воздействия на деформацию металла.

Приведенные на рис. 4,а диаграммы растяжения сплава Al-3%Mg в координатах нагрузка (P)–время (t) указывают на то, что в результате электронного облучения в диапазоне удлинений от предела текучести до предела прочности наблюдаются: подавление скачкообразной деформации, снижение уровня деформирующего напряжения, уменьшение интенсивности деформационного упрочнения, возрастание времени деформирования (повышение ресурса пластичности) при постоянной скорости удлинения образца.

Возрастание ресурса пластичности металла согласуется с пионерскими исследованиями [7], в которых было обнаружено влияние потока

высокоэнергетичных электронов и γ -квантов на деформацию монокристаллического цинка при температурах жидкого азота.

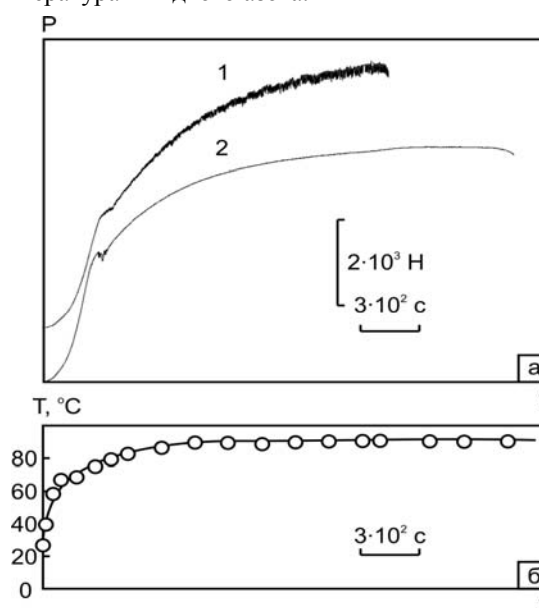


Рис. 4. Кривые нагружения сплава Al-3%Mg в координатах нагрузка (P)–время (t) при отсутствии (1) и наличии (2) электронного облучения (а). Возрастание температуры в процессе непрерывного электронного облучения (б)

Повышение температуры образца в зависимости от времени электронного облучения показано на рис. 4,б. Обращает внимание, что нагрев образца происходит не по линейному временному закону, а характеризуется резким увеличением температуры в первую минуту облучения (до ~ 60 °C) с дальнейшим (в течение ~ 10 мин) выходом на насыщение. Таким образом, за счет устанавливается равновесная температура ($T \sim 80$ °C) в результате динамического равновесия между процессами поглощения (переход в тепло доли энергии электронного пучка) и рассеяния (теплоотвод на массивную систему крепления образца, тепловое излучение) энергии.

3.3. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ, ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА

Из приведенных на рис. 3 и 4 данных следует, что электронное облучение приводит к нагреву металла в процессе нагружения, а также - к существенному изменению его деформационных характеристик.

Для выделения вклада термической активации на движение дислокаций, упрочнение и возрастание пластичности проводилось деформирование сплава Al-3%Mg в отсутствие электронного облучения при фиксированных температурах в диапазоне $20 \dots 80$ °C, созданных внешним нагревателем.

Из анализа приведенных на рис. 5 диаграмм нагружения P(t) для фиксированных температур испытания следует, что повышение T способствует частичному или полному подавлению скачкообразной деформации. При возрастании температуры от 20 до 70 °C значение пороговой

деформации начала возникновения неустойчивости пластического течения смещается в область больших удлинений, количество скачков уменьшается, а их амплитуда возрастает. Полное подавление скачкообразной деформации имеет место для $T < 80^\circ\text{C}$, одновременно возрастает ресурс пластичности, что может указывать на более однородное протекание пластического течения сплава Al-3%Mg.

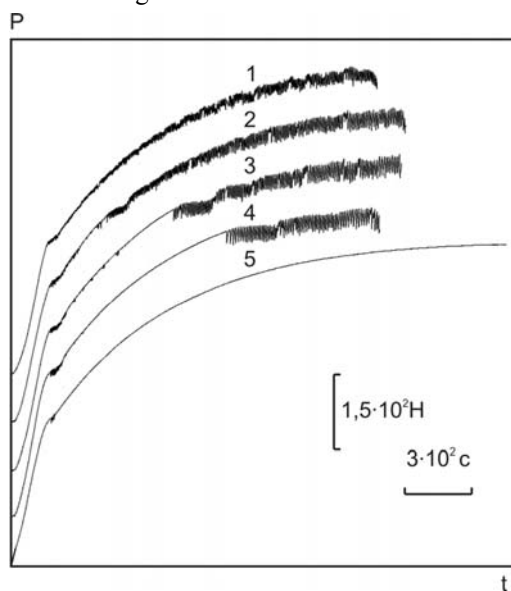


Рис. 5. Кривые нагружения $P(t)$ образцов сплава Al-3%Mg для температуры испытания $T, ^\circ\text{C}$:
1 – 20; 2 – 50; 3 – 60; 4 – 70; 5 – 80

Для корректного сопоставления диаграмм нагружения в координатах P-t (скорость удлинения постоянна), соответствующих различным условиям воздействия на кристаллическую решетку сплава (см. рис. 4 и 5) и учитывающих разброс в начальных геометрических параметрах исследуемых образцов, был произведен пересчет действующей нагрузки P в деформирующее напряжение σ и времени нагружения t в относительное удлинение ϵ (по соотношениям, приведенным в разделе «Методика эксперимента»). В результате были получены кривые деформационного упрочнения $\sigma(\epsilon)$ (для всего интервала пластической деформации, начиная с макроскопического предела текучести металла), соответствующие различным условиям деформирования: $\varphi=0$ (интервал температур $20 \dots 80^\circ\text{C}$) и $\varphi \neq 0$ (начальная температура испытания 20°C , непрерывный и дифференциальный режим облучения) (рис. 6).

Как видно, при отсутствии электронного облучения ($\varphi=0$) повышение температуры деформирования в интервале $20 \dots 80^\circ\text{C}$ не изменяет ход кривой $\sigma(\epsilon)$. При деформации образца с постоянной скоростью и наличии электронного облучения ($\varphi \neq 0$, непрерывный или дифференциальный режим облучения) локальная неустойчивость деформации исчезает и пластическое течение сплава Al-3%Mg становится однородным, уровень деформирующего напряжения снижается и возрастает ресурс пластичности $\epsilon_{\text{пл}}$ (по сравнению с испытаниями при $T=20^\circ\text{C}$).

Различие в уровнях деформирующего напряжения ($\sigma - \sigma_\varphi$), связанное с воздействием электронного облучения, нарастает, примерно, по линейному закону при увеличении ϵ (рис. 7,а). Для $\epsilon = 20\%$ абсолютное различие достигает $4 \cdot 10^7$ Па, что в относительных единицах составляет $(\sigma - \sigma_\varphi) / \sigma \approx 15\%$.

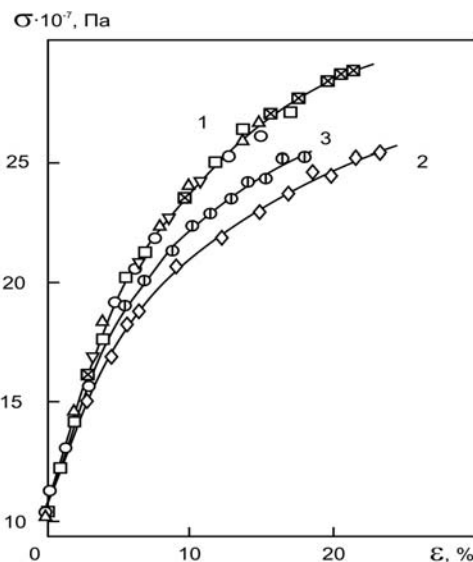


Рис. 6. Кривые деформационного упрочнения $\sigma(\epsilon)$ сплава Al-3%Mg для температур испытания $T, ^\circ\text{C}$:
 \square - 20; \triangle - 50; ∇ - 60; \circ - 70; \boxtimes - 80 (1), а также ход $\sigma(\epsilon)$ для режимов непрерывного (2) дифференциального (3) электронного облучения. Начальная температура окружающей среды $T = 20^\circ\text{C}$

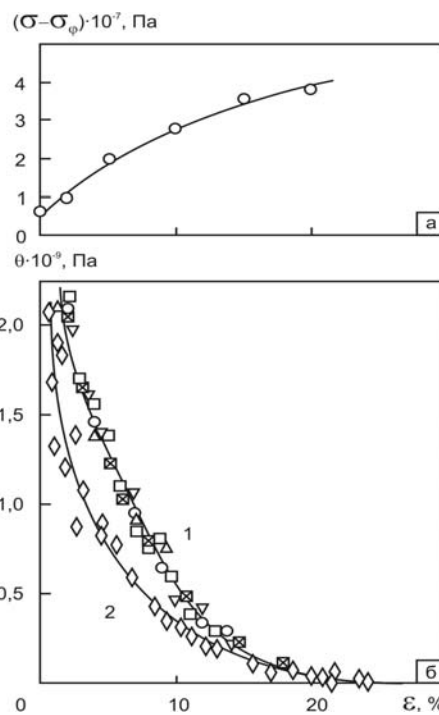


Рис. 7. Различие в уровнях деформирующего напряжения $(\sigma - \sigma_\varphi)$ (а), а также коэффициенты деформационного упрочнения θ (1) и θ_φ (2) (б) для сплава Al-3%Mg. Обозначения те же, что и на рис. 6

Такое отличие в уровнях σ обеспечивается различием в интенсивности процессов генерации и распределения дефектов кристаллической решетки при $\varphi=0$ и $\varphi \neq 0$, что проявляется также и в изменении коэффициента деформационного упрочнения (см. рис. 7,б). Наиболее интенсивно изменение в дефектной структуре металла проявляется на начальном этапе деформирования и при средних степенях относительного удлинения ($\Delta\theta/\theta \approx 40\%$). На третьей стадии пластического течения ($\varepsilon \sim 15\%$) электронное облучение практически не влияет на величину коэффициента упрочнения ($\theta \approx \theta_\varphi$).

Сопоставление кривых деформационного упрочнения сплава Al-3%Mg, полученных в различных условиях испытаний (повышенная температура, отсутствие или наличие электронного облучения), позволяет разделить вклады термической активации и потока высокоэнергетических электронов в изменение параметров скачкообразной деформации и механических характеристик сплава Al-3%Mg.

Для этого проанализируем поведение предела текучести σ_0 , величины деформирующего напряжения σ (на уровне $\varepsilon=15\%$) и ресурса пластичности $\varepsilon_{пл}$ в зависимости от реальной температуры образца. Эта температура создается внешним нагревателем при $\varphi=0$ или электронным потоком (см. рис. 8).

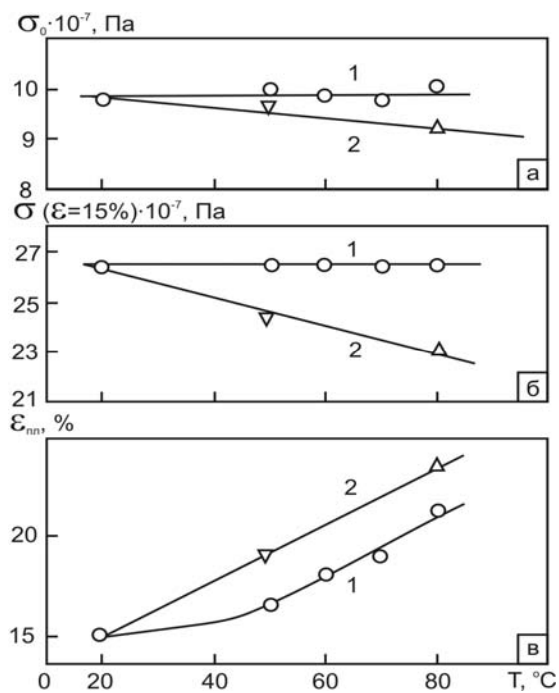


Рис. 8. Температурные зависимости предела текучести σ_0 (а), деформирующего напряжения σ на уровне $\varepsilon = 15\%$ (б) и ресурса пластичности $\varepsilon_{пл}$ (в) сплава Al-3%Mg при отсутствии (1) и наличии электронного облучения (обозначения Δ и ∇ соответствуют непрерывному и дифференциальному режимам) (2)

В соответствии с моделью термоактивированного движения дислокаций деформирующее напряжение сплава Al-3%Mg определяется двумя составляющими: $\sigma(T, \varepsilon) = \sigma_d + \sigma_T$

(σ_d , σ_T - соответственно уровни дальнедействующей и термической компонент напряжения в кристаллической решетке). Для алюминия и сплава Al-3%Mg в исходном состоянии при $T=20^\circ\text{C}$ уровень термической активации столь велик, что $\sigma_T \approx 0$ [1].

Как видно, предел текучести σ_0 (1) является неизменным при температурах испытания 20...80 °C (см. рис. 8,а), что соответствует уровню дальнедействующих напряжений для дефектной структуры, сформированной в результате предварительной обработки сплава: прокатка и отжиг при 450 °C в течение 1 ч с последующей закалкой в воду. Величина σ_0 (2), соответствующая испытаниям в режиме непрерывного облучения ($\varphi \neq 0$), снижается в зависимости от T.

Величина деформирующего напряжения σ (1) ($\varepsilon=15\%$ и $\varphi=0$) остается неизменной с ростом T (см. рис. 8,б). Величина σ (2) ($\varepsilon=15\%$, $\varphi \neq 0$) при деформировании сплава в режимах дифференциального или непрерывного электронного облучения меньше и снижается с увеличением T (см. рис. 8,б).

Более высокий уровень σ после деформации $\varepsilon=15\%$ по сравнению с пределом текучести связан с развитием дислокационной структуры сплава в процессе растяжения металла. Поскольку выделения α -фазы в матрице алюминия являются более мощными потенциальными барьерами (во время деформации их концентрация остается постоянной) на пути движущихся дислокаций по сравнению с отдельными дислокациями и их скоплениями, то уровень σ_d не зависит от температуры и определяется взаимодействием потока подвижных дислокаций с более мощными стопорами.

Более низкие значения σ_0 и σ ($\varepsilon=15\%$) в случае облучения электронным потоком могут быть связаны со снижением уровня внутренних напряжений в кристаллической решетке при одинаковых эффективных температурах испытания.

Повышение температуры деформирования в результате внешнего нагревателя приводит к подавлению скачкообразной деформации и, как следствие, к увеличению ресурса пластичности $\varepsilon_{пл}$ (1) за счет того, что пластическое течение становится более однородным (см. рис. 5,а и 8,в). Однако при одинаковой эффективной температуре деформирования ресурс пластичности $\varepsilon_{пл}$ (2) в случае облучения электронами оказывается более высоким. Так при $T = 80^\circ\text{C}$ $\varepsilon_{пл}(\varphi \neq 0) = 23.5\%$ и $\varepsilon_{пл}(\varphi = 0) = 21.2\%$, а относительный прирост составляет $\Delta\varepsilon_{пл}/\varepsilon_{пл}(\varphi = 0) \approx 10\%$.

4. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные экспериментальные результаты по изучению пластической деформации сплава Al-3%Mg кратко можно сформулировать следующим образом: скачкообразная деформация протекает на фоне общего деформационного упрочнения кристаллической решетки; кратковременное ($\sim 10^2$ с) и длительное электронное облучение подавляет скачкообразную деформацию; одновременно наблюдается снижение уровня

деформирующего напряжения и возрастание ресурса пластичности. Эти изменения происходят на фоне термического разогрева металла потоком высокоэнергетичных электронов.

Возникновение скачкообразной деформации при общем деформационном упрочнении кристаллической решетки (см. рис. 2, 4 и 5) позволяет рассматривать пластическое течение сплава Al-3%Mg как состоящее из двух одновременно протекающих процессов. Первый определяется генерацией, перемещением и взаимодействием дефектов, что создает макроскопически однородное упрочнение металла. Второй, локализованный в пространстве и дискретный во времени, характеризуется специфическим поведением дислокационной системы.

Как было показано ранее [8], стартовым механизмом возникновения скачкообразного снижения деформирующего напряжения алюминия может быть коллективное силовое (атермическое) преодоление потенциального барьера большой группой дислокаций (благодаря высокому уровню внутренних напряжений за счет неоднородного распределения структурных дефектов в объеме локализации деформации).

Для термоактивируемого пластического течения уровень деформирующего напряжения поликристалла можно представить в виде [1]

$$\sigma = \sigma_d + (U_0 - kT \ln \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0) / v = \sigma_d + \sigma_t, \quad (1)$$

где k - постоянная Больцмана; U_0 - высота потенциального барьера; σ , σ_d и σ_t - соответственно уровни деформирующего, внутреннего и термической компоненты напряжений; v - активационный объем движения дислокации; $\dot{\epsilon}_0$ - константа (определяется условиями эксперимента и характеристиками деформируемого объекта).

Независимость предела текучести σ_0 (исходная фиксированная дефектная структура металла $\sigma_d = \text{const}$) и величины деформирующего напряжения $\sigma(\epsilon=15\%)$ от температуры испытания в интервале 20...80 °C в отсутствие электронного облучения ($\varphi=0$) (см. рис. 8,а,б), а также многочисленные литературные данные [1, 2] указывают на то, что в кристаллической решетке сплава движение дислокаций активируется термическими флуктуациями при определенном соотношении $\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0$:

$$\sigma_t = U_0 - kT \ln(\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0) = 0, \quad (2)$$

где $\dot{\epsilon}_0 = bL\rho_d^n v_t$, а L - длина свободного дислокационного сегмента; ρ_d^n - плотность подвижных дислокаций и v_t - частота колебаний дислокационного сегмента.

Тогда уровень деформирующего напряжения задается внутренними напряжениями, которые зависят только от концентрации и распределения собственных, а также примесных дефектов, их комплексов и выделений другой фазы:

$$\sigma = \sigma_d = \alpha Gb(N_d)^{-1/2} + \sigma_{пр}, \quad (3)$$

где $\alpha \approx 0.5$; G - модуль сдвига и N_d - плотность дислокаций, сформированная в процессе деформации; $\sigma_{пр}$ - слагаемое, которое определяет упрочнение вследствие атомов примеси и выделений другой фазы. Вклад второго слагаемого в соотношении (3) в упрочнение поликристалла Al-3%Mg является определяющим.

Возникновение скачков деформирующей нагрузки с резким увеличением скорости пластического течения в локальном объеме ($\dot{\epsilon}_{лок} \sim 10^5 \text{ с}^{-1}$ [8], что в 10^5 раз превышает скорость однородной пластической деформации) связывается с откреплением связок дислокаций от стопоров в виде атомов примеси и выделений другой фазы. Повышение температуры испытания ослабляет эти связи и способствует возрастанию количеству дислокаций в группе, преодолевающих потенциальный барьер (возрастание амплитуды скачка).

В результате действия потока электронов высокой энергии происходит подавление скачкообразной деформации (см. рис. 2 и 4), а также снижение уровня деформирующего напряжения за счет изменений в дефектной структуре и характере взаимодействия отдельных дислокаций и их групп с атомами примеси.

При этом необходимо обратить внимание на то, что свободный дислокационный сегмент имеет собственную частоту колебаний [1]: $\omega_0 = \pi \cdot v_{зв} L^{-1} \sim 10^{11} \text{ с}^{-1}$ (скорость звука $v_{зв} \approx 3 \cdot 10^3 \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$ и для развитой деформации $L \approx (N_d)^{-1/2} \sim 10^{-7} \text{ м}$).

Поэтому при анализе механизмов взаимодействия ускоренных электронов с дислокационной системой и атомами примеси следует учитывать резонансные явления, связанные с примерным совпадением частот колебаний дислокационного сегмента и частоты посылок сгустков электронного потока (см. рис. 1).

Неупругое рассеяние энергии электрона может происходить через различные каналы: интегральный и локальный термический нагрев металла, возбуждение γ -квантов тормозного и характеристического рентгеновского излучений. С одной стороны, рождение френкелевских пар приводит к возникновению дополнительных стопоров. С другой стороны, колебания частично смещенных атомов (радиационная тряска [9]) и распространение этих колебаний вдоль плотноупакованных направлений кристалла (фокусоны [10]), а также возникновение дискретных бризеров [11] и квидонов [12] помогают дислокациям преодолевать препятствия [13].

Конкретизация механизма взаимодействия высокоэнергетичных электронов со структурными нарушениями кристаллической решетки требует дополнительных экспериментальных данных и более детального теоретического рассмотрения этого механизма на микроскопическом уровне.

Авторы выражают благодарность 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. О.В. Клявин. *Физика пластичности кристаллов при гелиевых температурах*. М.: «Наука», 1975, 275 с.
3. В.В. Пустовалов. Скачкообразная деформация металлов и сплавов при низких температурах // *Физика низких температур*. 2008, т.34, №9, с. 871-913.
4. Г.А. Малыгин. Анализ параметров скачкообразной деформации металлов при низких температурах // *Физика металлов и металловедение*. 1996, т. 81, в. 3, с. 5-21.
5. А.Е. Вол. *Строение и свойства двойных металлических систем*. М.: «Государственное издательство физико-математической литературы», 1959, с. 285-287.
6. 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 // *Вопросы атомной науки и техники*. Серия «Ядерно-физические исследования». 2010, №3, с. 145-149.
7. О.А. Троицкий, В.И. Лахно. Об анизотропии воздействия электронного и γ -излучения на процесс деформации монокристалла цинка в хрупком состоянии // *Доклады АН СССР*. 1963, т. 148, №2, с.332-334.
8. В.П. Лебедев, В.С. Крыловский, С.В. Лебедев, С.В. Савич. Низкотемпературная неустойчивость пластической деформации алюминия // *Физика твердого тела*. 2007, т. 49, в. 11, с.1994-2000.
9. В.Л. Инденбом // *Письма в ЖТФ*. 1979, т. 5, в. 8, с. 489-492.
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.
13. V. Dubinko. Report STCU 4368-T03. *Investigation of the electroplastic effect under sub-threshold electron irradiation*.

Статья поступила в редакцию 24.06.2010 г.

ДІЯ ЕЛЕКТРОННОГО ОПРОМІНЕННЯ НА СТРИБКОПОДІБНУ ДЕФОРМАЦІЮ СПЛАВУ Al-3%Mg

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

Вивчено вплив електронного опромінення (енергія електронів – 0.5 MeV, щільність струму – $5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$) і температури 20...80 °С на нестійкість пластичної течії (стрибкоподібна деформація) промислового сплаву Al-3%Mg. Показано, що електронне опромінення пригнічує стрибкоподібну деформацію, знижує рівень деформуючого напруження, збільшує ресурс пластичності сплаву більш ефективно, ніж підвищення температури. Розглядаються можливі механізми впливу високоенергетичних електронів на дислокаційну систему сплаву.

EFFECT OF ELECTRON IRRADIATION ON JUMPING DEFORMATION OF Al-3%Mg

V.I. Dubinko, A.N. Dovbnya, V.A. Kushnir, I.V. Khodak, V.P. Lebedev, V.S. Krylovskiy, S.V. Lebedev, V.F. Klepikov

The effect of electron irradiation (electron energy 0.5 MeV, the flux $5 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$) and heating above the room temperature 20...80 °C to the instability of plastic flow (jumping deformation) of industrial alloy Al-3%Mg. It is shown that electron irradiation suppresses deformation jumps, reduces the yield stress and increases the resource of plasticity of the alloy more effectively than the increasing temperature without irradiation. The possible mechanisms of the electron irradiation influence on the alloy dislocation system are discussed.