

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ТИПА «АВИАЛЬ»

*В.Ф.Клепиков¹, В.В.Брюховецкий¹, Р.И.Кузнецова¹, В.П.Пойда²,
Н.И.Базалеев¹, В.Ф.Кившик¹, В.В.Уваров³, Н.И.Гапоненко³*

1.Научно-технический центр электрофизической обработки НАН

г.Харьков, Украина;

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

*3.Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт"
г.Харьков, Украина*

Наведені попередні результати дослідження впливу наджорсткого рентгенівського випромінювання на надпластичну деформацію сплаву на основі алюмінію. Встановлено, що швидкість деформації опромінених зразків майже вдвічі вища, ніж для неопромінених, а оптимальні умови виявлення надпластичності після опромінення зміщуються в область більш низьких напружень стікання.

Приведены предварительные результаты исследования влияния сверхжесткого рентгеновского излучения на сверхпластическую деформацию сплава на основе алюминия. Установлено, что скорость деформации облученных образцов почти в два раза выше, чем для необлученных, а оптимальные условия проявления сверхпластичности после облучения смещаются в область более низких напряжений течения.

The preliminary results of superhard X-radiation effect on the superplastic deformation of aluminium-based alloy are presented. It is determined that the deformation rate of irradiated specimens is twice higher than the deformation rate of non-irradiated specimens; the optimal conditions for the superplasticity after irradiation shifts in the lower stresses region.

1.ВВЕДЕНИЕ

Способность металлов и сплавов деформироваться на сотни и даже тысячи процентов реализуется в условиях сверхпластичности. Показатели сверхпластичности (скорость деформации $\dot{\epsilon}$ и удлинение к моменту разрушения δ) очень чувствительны к степени дефектности кристаллической решетки. Также известно [1], что при воздействии ионизирующего облучения на материалы в них происходят изменения микроструктуры и фазового состава, а облучение α -урана нейтронами приводит к проявлению в нём эффекта сверхпластичности [2]. Поэтому представляют интерес исследования влияния различных видов излучений на показатели сверхпластичности материалов. В настоящем сообщении приведены предварительные результаты исследований воздействия сверхжесткого рентгеновского излучения на показатели сверхпластичности низколегированного алюминиевого сплава типа «авиаль».

2.ОБЪЕКТ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Призматические образцы с размерами рабочей части 4,5×1,6×10,0 мм вырезали из холоднокатанных листов сплава Al 1%Cu -1%Mg-0,6%Si-0,3%Mn-0,1%Zr (% по массе) вдоль направления прокатки. Механические испытания растяжением проведены на воздухе в режиме ползучести при постоянном действующем напряжении течения [3]. Особенности

развития зеренной и пористой структур в ходе сверхпластической деформации исследовали при помощи световой микроскопии, применяя стандартные методы количественной металлографии. Облучение образцов производили на импульсном ускорителе «Старт» с параметрами: энергия пучка $E_n = 1$ МэВ, ток $I_n = 10$ кА, длительность импульса тока $\tau_n = 20$ нс. Образцы, подвергнутые облучению 10-20 импульсами тормозного рентгеновского излучения, деформировались непосредственно после облучения. Результаты исследований облученных образцов сопоставлялись с таковыми для образцов, не подвергнутых облучению.

3.РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Зависимость удлинения до разрушения δ от приложенного напряжения течения σ для образцов, не подвергавшихся предварительному облучению, представлена на рис. 1 кривой 1.

Видно, что максимальное $\delta = 200\%$ реализуется при $\sigma = 4,0$ МПа. Температура деформации $T = 833$ К. Эти условия являются оптимальными для проявления сверхпластичности необлученными образцами. Кривые ползучести при этом состоят из двух стадий течения с отличающимися почти на порядок скоростями деформации (рис.2). Анализ феноменологических параметров показал, что сверхпластичным является течение только на первой стадии ползучести. Истинная скорость деформации на этом этапе составляет $1,4 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Более подробно ре-

зультаты механических испытаний этого сплава об-
суждались в работе [4].

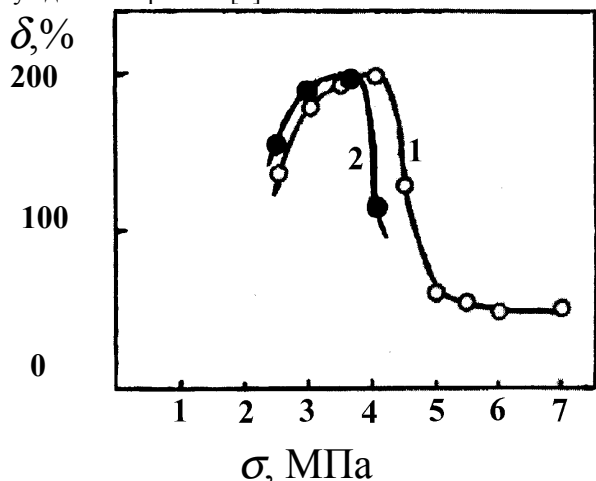


Рис. 1. Зависимости удлинения до разрушения δ от приложенного напряжения σ (1 – для необлучённых образцов, 2 – для облучённых образцов)

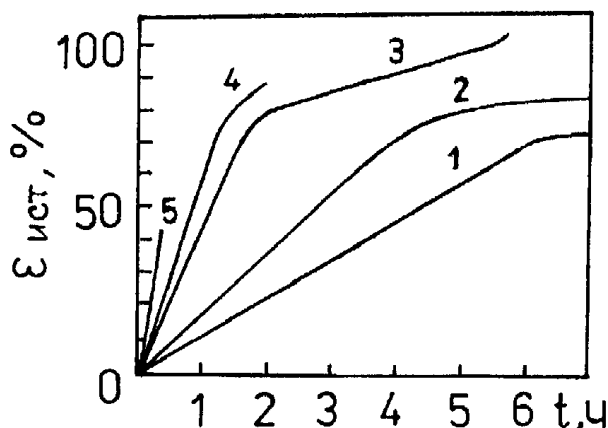
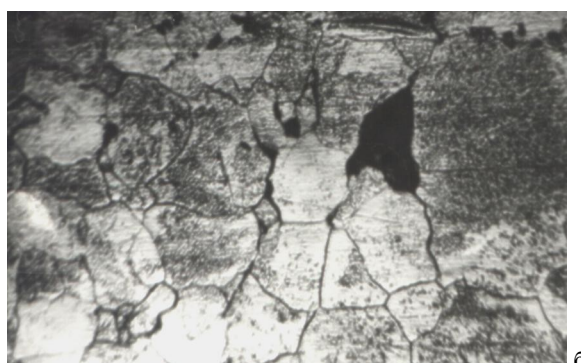


Рис. 2. Истинные кривые ползучести необлучённых образцов сплава Al-Cu-Mg-Si-Mn-Zr при $T = 833\text{ K}$ и σ , МПа: 3,0 (1), 3,5 (2), 4,0 (3), 4,5 (4), 5,0 (5)

Микроструктура исходных образцов сплава при-
ведена на рис. 3,а. Видно, что для неё характерна
разнозернистость. Средний размер зерна составляет
около 40 мкм. В продеформированных образцах зер-
на имеют такие же размеры, как и в исходных
(см.рис. 3,б).

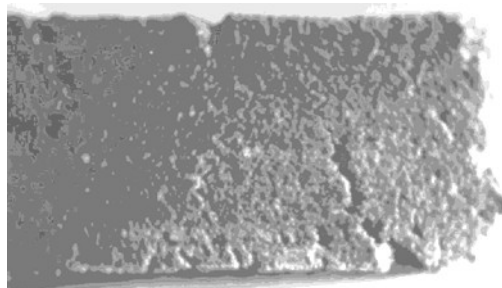
Механические испытания облучённых образцов
проведены при $T = 833\text{ K}$ и $\sigma = 2,5 \dots 4,5\text{ МПа}$, т. е. в
условиях, включающих в себя оптимальные для
проявления сверхпластичности этим сплавом без об-
лучения. Зависимость удлинения до разрушения δ
от приложенного напряжения течения σ для образ-
цов, подвергнутых облучению, представлена на
рис.1 кривой 2. Установлено, что в одинаковых
условиях испытания скорость деформации облучён-
ных образцов почти в два раза выше, чем таковая
для необлучённых. Однако видно, что оптимальные
условия проявления сверхпластичности сместились
в область более низких напряжений течения и реа-

лизовались для облучённых образцов при напряже-
нии 3,5 МПа. Удлинение до разрушения составило
при этом 200%.



— 30 мкм

Рис. 3. Микроструктура образцов сплава Al-Cu-Mg-Si-Mn-Zr: а) - исходного; б) - деформированного до разрушения при $T = 833\text{ K}$, $\sigma = 4,0\text{ МПа}$



— 1 мм

Рис. 4. Фрактограмма разрушенного образца сплава Al-Cu-Mg-Si-Mn-Zr, деформированного при $T = 833\text{ K}$, $\sigma = 4,0\text{ МПа}$

Заметим, что скорость сверхпластического тече-
ния облучённых образцов в этих условиях такая же,
как и для необлучённых при $\sigma = 4,0\text{ МПа}$. Исследо-
вания зёрненной структуры продеформированных об-
лучённых образцов показали, что она аналогична
структуре разрушенных образцов, которые дефор-
мировались в тех же условиях без облучения (см.
рис.3, б). В обоих случаях в образцах интенсивно
развивается деформационная пористость [5]. К мо-
менту разрушения её объём достигает 7...10%. Та-
ким образом, при деформации образцов, подвергну-
тых облучению, микроструктурных изменений на

мезоуровне не происходит. Тип разрушения образцов можно классифицировать как квазихрупкий (рис. 4).

По-видимому, наблюдаемое после облучения увеличение скорости сверхпластической деформации и понижение оптимального напряжения течения могут быть обусловлены увеличением степени неравновесности границ зерен [6] в результате взаимодействия материала со сверхжестким рентгеновским излучением и активизации под воздействием излучения элементарных деформационных процессов, происходящих в условиях сверхпластического течения.

Работа выполнена при частичной поддержке Государственного фонда фундаментальных исследований Украины (грант №2.4/691).

ЛИТЕРАТУРА

1. *Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение* /Под ред. А.М.Паршина, И.М.Неклюдова, Н.В.Камышанченко. Москва-С.Петербург-Белгород, 1998.
2. A.C.Roberts, A.H.Cottrell. Creep of alpha uranium during irradiation with neutrons // *Phil. Mag.* 1956, v.1, N8, p.711-717.
3. Р.И.Кузнецова, Н.Н.Жуков. Сверхпластичность сплава Al - 4 вес.% Ge // *ФММ.* 1977, т.44, вып.6, с.1277-1281.
4. В.В.Брюховецкий, Р.И.Кузнецова, В.М.Андронов, В.М.Пойда, А.А.Телегин. Высокотемпературная сверхпластичность матричных сплавов на основе алюминия. // *Металлофизика и новейшие технологии.* 1999, т.21, №5, с.69-74.
5. Р.И.Кузнецова, В.П.Пойда. Роль пористости в осуществлении зернограничного проскальзывания и разрушения в условиях сверхпластичности. // *УФЖ.* 1985, т.30, №3, с.388-394.
6. О.А.Кайбышев. *Сверхпластичность промышленных сплавов.* М.: "Металлургия", 1984.