

05;12

## Влияние промежуточной пластической деформации на высокотемпературную ползучесть и долговечность алюминия

© А.И. Петров, М.В. Разуваева

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,  
194021 Санкт-Петербург, Россия  
e-mail: an.petrov@mail.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 28 июня 2007 г.)

Изучены закономерности влияния различных видов промежуточной пластической деформации на высокотемпературную ползучесть поликристаллического алюминия. Промежуточную деформацию проводили после испытания в течение 0.44 от времени до момента разрушения и осуществляли однократным или многократным воздействием на пористость всесторонним давлением 1000 МПа, либо растяжением или сжатием образцов при атмосферном давлении. Показано, что промежуточная деформация ведет к уменьшению скорости ползучести, увеличению времени до разрушения и увеличению размера зерна. Максимальный эффект изменения скорости ползучести получен при циклическом, через равные промежутки времени испытания, воздействии давления. Обнаружена связь скорости ползучести с изменением размера зерна. Высказано предположение, что наблюдаемое уменьшение скорости ползучести обусловлено уменьшением (вследствие рекристаллизации) плотности подвижных дислокаций.

PACS: 81.40.Lm

Известно [1–5], что отжиг при повышенных температурах или воздействие всестороннего давления ведет к залечиванию микроскопических пор и трещин, образующихся по границам зерен при испытании металлов и сплавов в условиях высокотемпературной ползучести. В кристаллических материалах залечивание пор под действием давления осуществляется за счет формирования вблизи пор стационарного дислокационного ансамбля [6]. Стабилизация размера поры происходит при условии, что сдвиговые напряжения, созданные внешним давлением, компенсируются встречным напряжением от испущенных дислокаций. Деформационное упрочнение вблизи пор может быть снято за счет нагрева материала до температуры, при которой происходит полигонизация или отжиг дислокаций [7]. Такой отжиг приводит к тому, что материал с порами, подвергнутый действию давления, восстанавливает способность залечиваться при меньших давлениях. Отметим, что такой отжиг практически не влияет на размер пор и величину разуплотнения, обусловленную порами. Показано также, что степень залечивания пор может быть заметно повышена за счет многократного воздействия давления и последующего отжига [4].

Залечивание пористости обуславливает различные механические эффекты: происходит восстановление упругих [8] и прочностных [9] характеристик металлов, уменьшается скорость ползучести и увеличивается время до разрушения при испытании металлов и сплавов в режиме высокотемпературной ползучести [4,10]. Во всех случаях для улучшения механических характеристик использовалось однократное воздействие всестороннего давления. Исходя из данных об увеличении степени залечивания при многократном воздействии давления можно ожидать, что такое воздействие приведет к более заметному улучшению механических характеристик, в

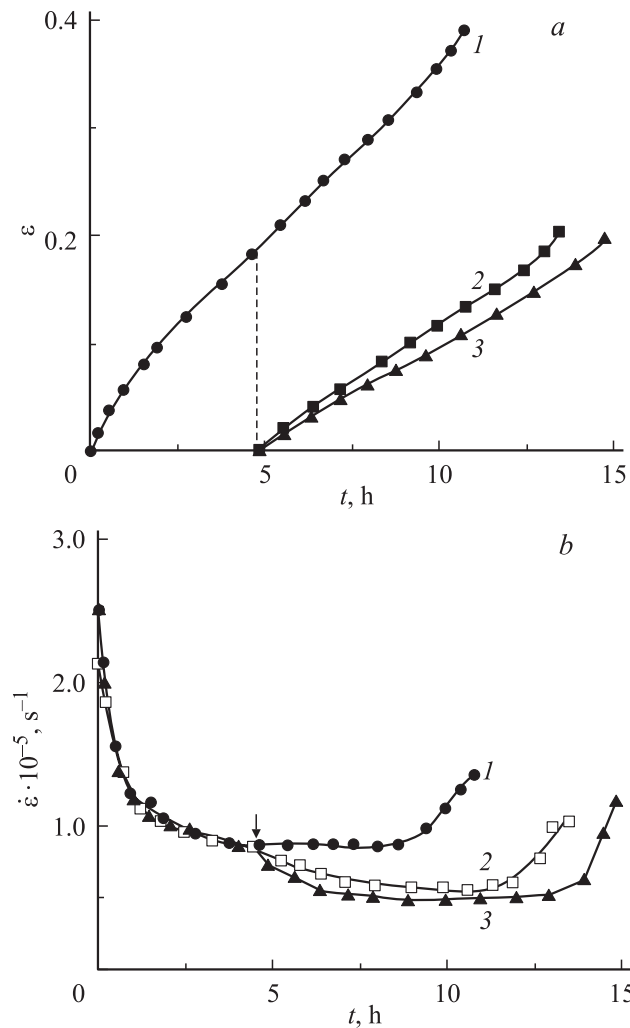
частности к большему изменению скорости ползучести и времени до разрушения.

Для проверки данного предположения в работе исследовалось влияние многократного или циклического (через равные промежутки времени испытания) наложения давления и последующего отжига на высокотемпературную ползучесть поликристаллического алюминия.

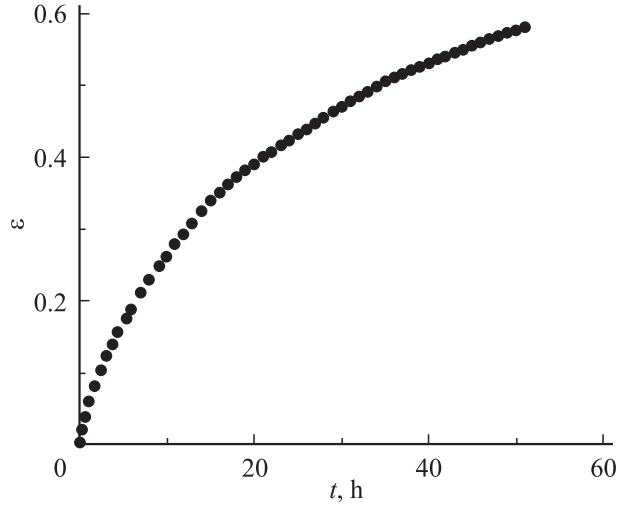
Испытания проводились на образцах Al (99.95%), предварительно отожженных при температуре 500°C в течение 1 h. Размер зерна после отжига составил 26  $\mu\text{m}$ . Образцы имели форму двойной лопатки с объемом рабочей части  $22 \times 3 \times 1 \text{ mm}$ . Механические испытания осуществлялись в режиме ползучести при температуре 460°C и постоянном напряжении 6.6 МПа. Измерения степени пористости образцов, относительного разуплотнения  $\Delta\rho/\rho$ , проводились методом гидростатического взвешивания (точность  $10^{-4}$ ). Всестороннее давление величиной 1000 МПа создавалось в канале бомбы высокого давления; средой, передающей давление, служило силиконовое масло, разбавленное наполовину бензином В-70. Для изучения влияния давления на долговечность и ползучесть образцы испытывались в течение определенного времени и после разгрузки и охлаждения подвергались однократному или многократному воздействию давления при комнатной температуре. Во втором случае давление прикладывалось три раза и после каждого обжатия образцы отжигались при температуре 460°C в течение 1 h. Затем образцы медленно нагревались до температуры испытания, нагружались при той же величине растягивающего напряжения и доводились до разрыва. Циклическое наложение давления 1000 МПа осуществлялось через каждые два часа с момента нагружения образца. Часть опытов проводилась на образцах алюминия технической чистоты (99.3%) при температуре 450°C и растягивающем напряжении 5 МПа.

Предварительно образцы отжигались при  $500^\circ$  в течение часа.

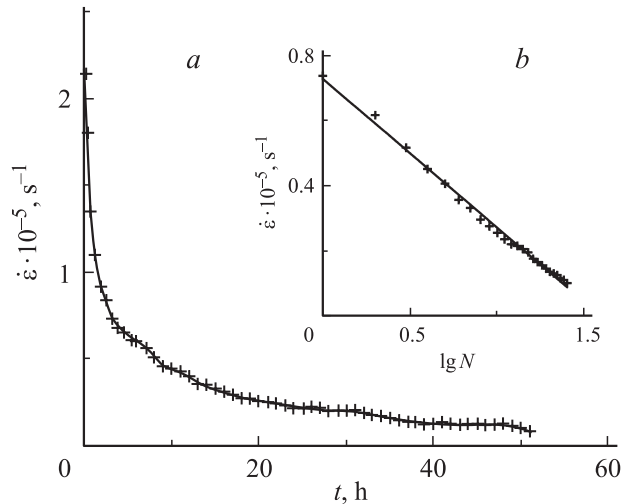
На рис. 1 приведены данные по влиянию однократного (кривая 2) и многократного (кривая 3) воздействия давления на образцы алюминия после их испытания в течение 4.8 h (0.44 от времени до момента разрушения  $t_f$ ). Видно, что промежуточное наложение давления увеличивает время до разрушения и снижает скорость стационарной ползучести  $\dot{\epsilon}$ . Величина разрывной деформации  $\epsilon_f$  практически не изменилась. Изменение величин  $t_f$  и  $\dot{\epsilon}$  коррелирует с увеличением степени залечивания пористости. Так, если при однократном воздействии давления величина разуплотнения уменьшилась с  $1.2 \cdot 10^{-2}$  до  $4 \cdot 10^{-4}$ , то после многократного наложения давления, с учетом погрешности, она уменьшилась практически до нулевого значения. Отметим, что



**Рис. 1.** *a* — кривые ползучести образцов Al (99.95%) при температуре  $460^\circ\text{C}$  и напряжении 6.6 МПа при различных промежуточных обработках: 1 — исходный образец, 2 — после однократного воздействия давления 1000 МПа, 3 — после многократного воздействия давления  $P = 1000$  МПа и отжига при температуре  $460^\circ\text{C}$ . *b* — зависимость скорости ползучести Al (99.95%) от времени испытания. Обозначения кривых те же, что и на рис. 1, *a*.



**Рис. 2.** Кривая деформации Al (99.95%) при циклическом (каждые 2 h) наложении давления 1000 МПа при растягивающем напряжении 6.6 МПа и температуре  $460^\circ\text{C}$ .



**Рис. 3.** Зависимость скорости ползучести Al (99.95%) от времени испытания (*a*) и числа циклов ( $N$ ) воздействия давления (*b*).

при наложении давления на более поздних стадиях стационарной ползучести при времени испытания  $t = 0.7t_f$  эффект изменения  $\dot{\epsilon}$  и  $t_f$  оказался таким же, как и на более ранних стадиях испытания. Изучение влияния давления на третьей стадии ползучести оказалось невозможным в связи с образованием на этой стадии шейки.

На рис. 2 и 3 представлены данные по влиянию циклического наложения давления на ползучесть алюминия при постоянных ( $\sigma$  и  $T$ ) условиях испытания. Из приведенных данных следует, что периодическое залечивание пор увеличивает пластичность алюминия: достигнутая на опыте величина деформации в 1.5 раза превосходит разрывную деформацию  $\epsilon_f$  исходного образца. Видно также, что с ростом числа циклов залечивания кривая деформации выполаживается и скорость деформации

уменьшается более чем на порядок. Обработка данных показала, что скорость деформации уменьшается с ростом числа циклов залечивания по логарифмическому закону (рис. 3, *b*).

Таким образом, полученные данные показывают, что залечивание пористости, возникающей в процессе высокотемпературной ползучести алюминия, под действием давления увеличивает время до разрушения и снижает скорость стационарной ползучести. С увеличением степени залечивания в результате многократного наложения давления и последующего отжига величины  $t_f$  и  $\dot{\epsilon}$  изменяются более интенсивно. Наиболее существенное изменение скорости ползучести возникает при циклическом воздействии давления.

Наблюдаемое после промежуточного воздействия давления изменение долговечности и скорости ползучести в общем случае может быть связано как с залечиванием пористости, так и со структурными изменениями, обусловленными воздействием давления. В отсутствие структурных изменений при полном залечивании пористости материал переходит в состояние, близкое к исходному, при этом значения  $t_f$  и  $\dot{\epsilon}$  восстанавливаются до исходных. Очевидно, что уменьшение скорости ползучести, которое имеет место в алюминии при всех режимах обработки давлением, может быть обусловлено только структурными изменениями. Такие изменения вызваны ростом под давлением плотности испущенных порами дислокаций и последующим отжигом или медленным нагревом образца до температуры испытания. Рассмотрим структурные изменения, возможные при указанных промежуточных обработках.

Многочисленные данные показывают, что на стационарной стадии ползучести алюминия при  $T \geq 0.7T_m$  ( $T_m$  — температура плавления) в отсутствие ячеистой структуры возникает субзеренная структура, размер которой определяет величину стационарной скорости ползучести [11,12]. Однако в последнее время появились экспериментальные данные, свидетельствующие о том, что скорость ползучести поликристаллического алюминия не зависит однозначно от размера субзерен (или их разориентации), а контролируется плотностью дислокаций, не связанных с границами субзерен. Данные получены для нержавеющей стали AISI 304 [13] и алюминия [14] и в области температур и напряжений, где выполняется уравнение  $\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma^n$  при  $n = 5$ . Для случая алюминия предложено выражение, связывающее скорость стационарной ползучести с плотностью дислокаций на стационарной стадии  $\rho_s$ :

$$\dot{\epsilon} = f_m [k_l b / M] \rho_s \sigma, \quad (1)$$

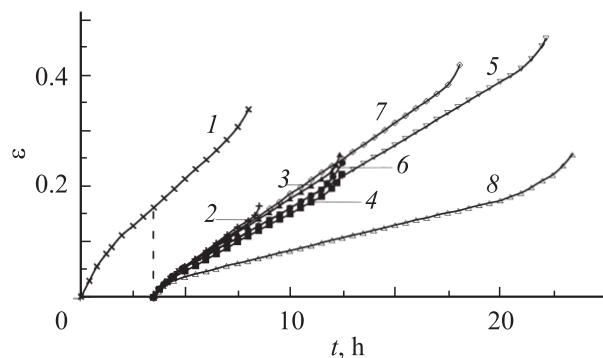
где  $f_m$  — доля подвижных дислокаций, составляющая для алюминия приблизительно 1/3 от  $\rho_s$ ,  $b$  — вектор Бюргерса,  $M = 3.06$  — фактор Тейлора для поликристаллов,  $k_l$  — постоянная в выражении  $\dot{\nu} = k_l \sigma$  для зависимости скорости движения дислокаций от приложенного напряжения. Отметим, что выражение (1) получено в предположении линейной зависимости  $\dot{\nu}$  от  $\sigma$ .

Исходя из данных [14] и выражения (1) можно полагать, что наблюдаемое в алюминии после воздействия давления уменьшение скорости стационарной ползучести при постоянных условиях испытания связано с уменьшением плотности подвижных дислокаций  $\rho_m = f_m \rho_s$ .

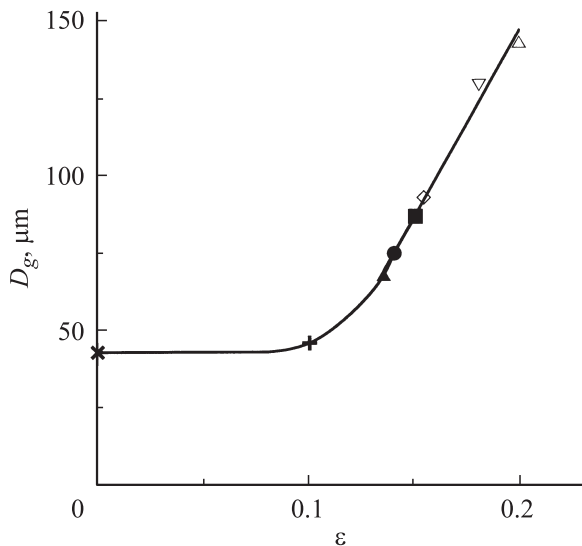
Уменьшение плотности дислокаций на стационарной стадии высокотемпературной ползучести может быть достигнуто также за счет промежуточной пластической деформации при пониженной, например комнатной, температуре. При степенях деформации, больших некоторой критической величины, в процессе нагрева до высокой температуры происходит вторичная рекристаллизация, приводящая к укрупнению зерен, образованию субзеренной структуры и уменьшению плотности дислокаций внутри субзерен [11]. Поскольку плотность дислокаций после рекристаллизации обратно пропорциональна размеру зерна [15], то в случае справедливости (1) скорость ползучести при последующем высокотемпературном испытании преддеформированных образцов должна быть обратно пропорциональна размеру выросшего зерна.

Опыты с промежуточной деформацией проводились на образцах Al (99.3%). (Промежуточная деформация чистого Al (99.95%) приводила при нагреве до температуры испытания  $T = 460^\circ\text{C}$  к неравномерному по сечению образца увеличению размера зерна). Промежуточная деформация образцов проводилась после испытания в течение  $t = 0.44t_f$  ( $t_f = 8$  h), варьировалась от 8 до 20% и осуществлялась либо растяжением при  $180^\circ\text{C}$ , либо сжатием при  $18^\circ\text{C}$ .

На рис. 4 приведены кривые ползучести образцов технического чистого алюминия после различных степеней деформаций. Из приведенных данных следует, что промежуточная пластическая деформация ведет к заметному изменению скорости ползучести и времени до разрушения. Получены также зависимость среднего размера зерна в испытанных до разрыва образцах алюминия от величины промежуточной пластической деформации (рис. 5) и зависимость скорости стационар-



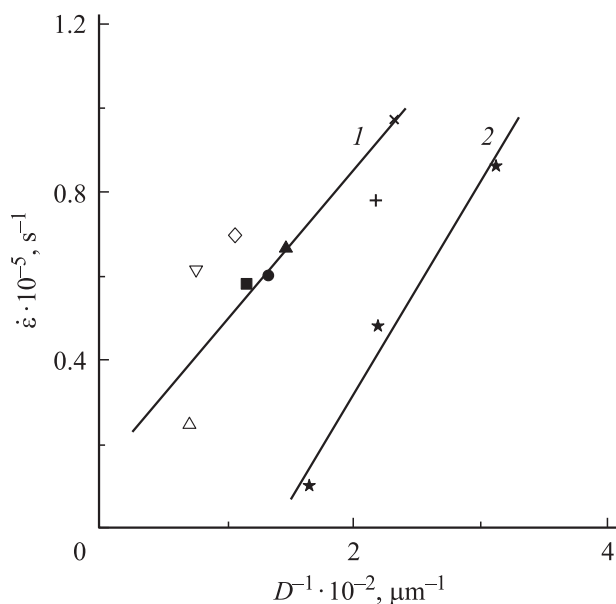
**Рис. 4.** Кривые ползучести образцов Al (99.3%) при температуре  $450^\circ\text{C}$  и напряжении 5 МПа при различных промежуточных обработках: 1 — (×) исходный образец, 2 — (+) сжатие 10% при  $18^\circ\text{C}$ , 3 — (▲) 13.5% при  $18^\circ\text{C}$ , 4 — (■) 15% при  $18^\circ\text{C}$ , 5 — (▽) 18% при  $18^\circ\text{C}$ , 6 — (●) 14% при  $180^\circ\text{C}$ , 7 — (○) 15.4% при  $180^\circ\text{C}$ , 8 — (△) 19.9% при  $180^\circ\text{C}$ .



**Рис. 5.** Зависимость размера зерна в испытанных до разрыва образцах Al (99,3%) от величины промежуточной деформации. Обозначения те же, что и на рис. 4.

ной ползучести от размера зерна  $D$  (рис. 6, кривая 1). Как следует из данных рис. 6, скорость ползучести деформированных образцов обратно пропорциональна размеру зерна, т. е. пропорциональна плотности дислокаций:  $\dot{\epsilon} \sim D^{-1} \sim \rho_s$ . Следовательно, полученные данные подтверждают сделанный в [14] вывод о связи скорости стационарной ползучести с плотностью дислокаций.

Оценки показали, что полученная зависимость между скоростью ползучести и размером зерна выполняется и для чистого (99,95%) алюминия. Металлографический



**Рис. 6.** Зависимость скорости высокотемпературной ползучести от размера зерна для алюминия различной частоты: 1 — 99,3, 2 — 99,95%.

анализ показал, что в процессе ползучести исходных, не подвергнутых действию давления, образцов размер зерна увеличивается вследствие миграции границ с 26 до 32  $\mu\text{m}$ . Миграцию границ ускоряет промежуточная пластическая деформация под давлением. Так, после многократного наложения давления величина  $D$  в разорванном образце составила  $45 \pm 2 \mu\text{m}$ , а после циклического ( $N = 26$ ) воздействия давления размер зерна увеличился до  $61 \pm 3 \mu\text{m}$ . Зависимость скорости ползучести от размера зерна для чистого алюминия (рис. 6, кривая 2) оказалась такой же, как и для случая больших промежуточных деформаций, т. е.  $\dot{\epsilon} \sim D^{-1}$ .

Увеличение размера зерна в результате промежуточной пластической деформации не только уменьшает скорость ползучести, но также ведет к увеличению продолжительности стационарной стадии крипа. Согласно [16], наступление третьей, ускоренной, стадии ползучести связано с увеличением нормальной компоненты приложенного к границам зерен напряжения вследствие накопления пор и трещин по границам зерен. Уход пор в тело зерна в результате динамической рекристаллизации уменьшает напряжение, приложенное к границе, что затрудняет переход к ускоренной стадии ползучести и образованию шейки. Таким образом, заметный рост однородной деформации, наблюдаемый при циклическом наложении давления (рис. 2) или при больших степенях промежуточной активной деформации (рис. 4, кривые 5, 7, 8), может быть связан с непрерывным уходом пор с границ зерен.

Рассмотренные данные по влиянию промежуточного воздействия давления на ползучесть алюминия показали, что промежуточная пластическая деформация, связанная с залечиванием пор под давлением, оказывает положительное влияние на долговечность и ползучесть. При циклическом наложении давления уменьшение скорости ползучести на порядок превосходит величину, наблюдаемую при однократном воздействии давления. Аналогичное уменьшение скорости ползучести получено также в результате промежуточной пластической деформации растяжением или сжатием образцов при атмосферном давлении. Обнаруженные корреляции скорости стационарной ползучести с размером рекристаллизованных зерен свидетельствует о том, что изменение скорости ползучести обусловлено изменением плотности подвижных дислокаций.

## Список литературы

- [1] *Devis P.W., Dennison J.P. et al.* // J. Inst. Metals. 1967. N 8. P. 231–234.
- [2] *Рыбакова Ю.А., Юдин А.А.* // ФММ. 1969. Т. 28. № 4. С. 747–749.
- [3] *Кутсаар А.Р., Шалимова А.В.* // ФММ. 1972. Т. 33. № 6. С. 1322–1324.
- [4] *Бетехтин В.И., Петров А.И. и др.* // ФММ. 1990. Т. 69. № 5. С. 175–180.
- [5] *Sklenicka V., Kucharova K. et al.* // Scripta Metallurgica. 1991. Vol. 25. P. 2159–2164.

- [6] Гегузин Я.Е., Кононенко В.Г. // ФТТ. 1973. Т. 15. Вып. 12. С. 3550–3557.
- [7] Гегузин Я.Е., Кононенко В.Г. // Физ.-хим. механика материалов. 1982. № 1. С. 60–75.
- [8] Бетехин В.И., Петров А.И. и др. // ФММ. 1989. Т. 67. № 3. С. 564–569.
- [9] Бетехин В.И., Петров А.И. и др. // ФММ. 1989. Т. 67. № 2. С. 318–322.
- [10] Sklenicka V., Kucharova K. et al. // Kovove Materially. Bratislava. 1988. Vol. 5. N 26. P. 515–533.
- [11] McQueen H.J., Hockett J.E. // Metall. Trans. 1970. Vol. 1. P. 2997–3004.
- [12] Young C.M., Robinson S.L. et al. // Acta Metall. 1975. Vol. 23. P. 633–639.
- [13] Kassner M.E. // J. Mater. Sci. 1990. Vol. 166. P. 81.
- [14] Kassner M.E. // Acta Materialia. 2004. Vol. 52. P. 1–9.
- [15] Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Под ред. В.И. Трефилова. Киев: Наук. думка, 1987. 245 с.
- [16] Dyson B.F., Verma A.K. et al. // Acta Metall. 1981. Vol. 29. P. 1573–1580.