

01;05

Макролокализация пластической деформации при ползучести мелкокристаллического алюминия

© В.И. Данилов,¹ С.В. Коновалов,² С.В. Журавлева,² Л.Б. Зуев,¹ В.Е. Громов²¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск, Россия² Сибирский государственный индустриальный университет, 654080 Новокузнецк, Россия
e-mail: dvi@ispms.tsc.ru

(Поступило в Редакцию 28 мая 2004 г. В окончательной редакции 20 июля 2004 г.)

Приводятся результаты исследования эволюции картин макролокализации при низкотемпературной ползучести технически чистого алюминия. Обнаружено, что характер локализации определяется стадией кривой ползучести. На стадии установившейся ползучести очаги локализации образуют бегущую волну, скорость которой пропорциональна скорости нарастания общей деформации. Оценены активационные объемы процесса ползучести и процесса распространения волн локализации деформации, установлено совпадение обеих величин. На основании этих оценок показано, что скорость распространения волн локализации пластической деформации определяется термически активируемым процессом перемещения дислокаций.

Введение

Макроскопическая локализация пластического течения, которая наблюдается на всем протяжении этого процесса от предела текучести до разрушения, может развиваться в виде фазовой автоволны [1–4]. В этом случае эквидистантно расположенные очаги пластического течения движутся с постоянной скоростью вдоль нагружаемого объекта. Названный тип локализации впервые был обнаружен на стадии линейного упрочнения [1] при растяжении монокристаллов сплава на основе меди (Cu–Ni–Sn) в состоянии пересыщенного твердого раствора. Позднее на моно- и поликристаллических образцах чистых металлов и сплавов с разными кристаллическими структурами существование фазовых автоволн макролокализации деформации на стадиях линейного упрочнения при активном нагружении было не только подтверждено, но и дополнено установлением для них дисперсионного соотношения и зависимости скорости от коэффициента деформационного упрочнения [2–4]. Однако локализация деформации при других режимах испытания, например при ползучести, не исследовалась, исключая нашу работу [5]. Поскольку данные, получаемые при таком виде испытаний, более информативны и позволяют определять тип и активационные параметры микромеханизмов, контролирующих пластическое течение по результатам макроскопических измерений [6], в настоящем исследовании предпринята попытка изучить характер макролокализации деформации при ползучести.

Материал для исследования и методики испытаний

Настоящие исследования выполнены на рекристаллизованных образцах технически чистого алюминия А85,

химический состав которого представлен в таблице. Плоские образцы в форме „двойной лопатки“ с размерами рабочей части $40 \times 6 \times 1.8$ mm отштамповывались из пластин после холодной прокатки и подвергались рекристаллизационному отжигу при 775 К в течение 2.5 h. После такой обработки размер зерна был $D = 75 \pm 8 \mu\text{m}$, а условный предел текучести образцов $\sigma_{0.2} = 53 \pm 7$ МПа.

Испытания на ползучесть проводились при 300 К на универсальной испытательной машине „Instron-1185“ при различных уровнях напряжения σ . В процессе деформации с момента приложения нагрузки непрерывно фиксировалась общая деформация удлинения образца как функция времени $\varepsilon(t)$. Параллельно с регистрацией этой зависимости методом спекл-интерферометрии [7] регистрировалось поле векторов смещений \mathbf{r} точек на поверхности деформируемого образца. Прирост общей деформации при записи каждой спеклограммы составлял 0.2%.

Численным дифференцированием поля смещений $\mathbf{r}(x, y)$ по координатам можно получить все компоненты тензора пластической дилатации при плоском напряженном состоянии, как это описано, например, в [3]. В настоящей работе выбрана наиболее информативная и удобная для исследования распределений очагов макролокализации пластического течения компонента — локальное удлинение в направлении оси растяжения образца ε_{xx} . Распределения других физических существенных компонент (сдвига ε_{xy} и поворота ω_z) имеют более сложный вид.

Результаты эксперимента и их обсуждение

В работе были проанализированы представленные на рис. 1 кривые ползучести, полученные при напряже-

Химический состав исследованного алюминия (mass %)

Si	Fe	Pb	Ga	Zn	V	Ti	Ni	Mn	Mg	Cu	Al
0.15	0.07	0.016	0.01	0.008	0.005	0.0035	0.0035	0.0025	0.002	0.0014	Ост

ниях 64.8, 62.5, 60.2 МПа. Они содержат три характерные стадии [7], причем обработка кривых (рис. 1, кривая *a*, $\sigma = 64.8$ МПа) показывает, что $\varepsilon(t)$ имеет вид $\varepsilon = 2 \cdot 10^{-2} \ln t + 0.2$ для неустановившейся и $\varepsilon = 5 \cdot 10^{-4} t + 0.25$ для установившейся стадии. Это совпадает с обычными представлениями о характере ползучести [8]. Основное внимание в дальнейшем анализе уделялось стадии установившейся ползучести, скорость которой $\dot{\varepsilon} = \text{const}$ удобно сопоставлять с параметрами эволюции распределений локальных деформаций.

На стадиях установившейся ползучести распределения ε_{xx} -компоненты тензора пластической дисторсии по образцу оказались периодическими при всех использованных напряжениях. Они подобны картинкам, характерным для стадий линейного деформационного упрочнения при активном нагружении, описанным в [1–4] (рис. 2). Можно видеть, что пластическая деформация

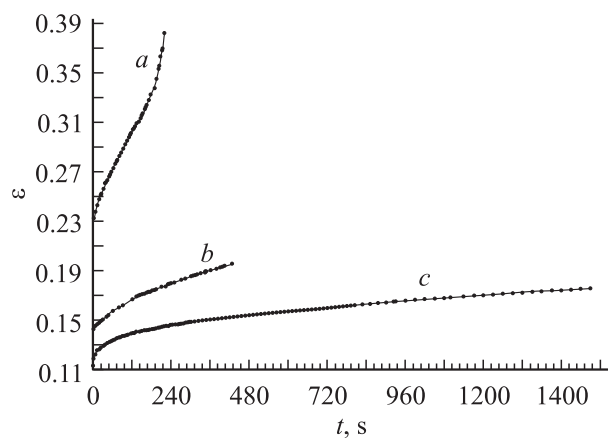


Рис. 1. Кривые ползучести при напряжении 64.8 (*a*), 62.5 (*b*), 60.2 МПа (*c*).

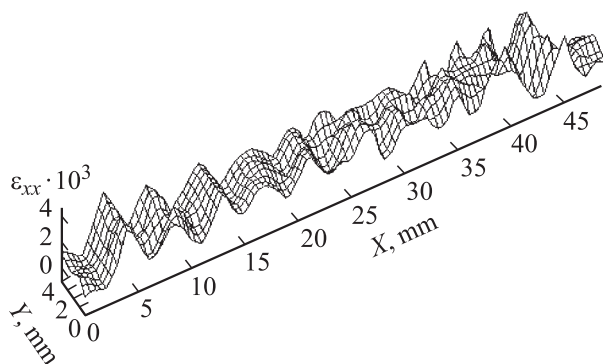


Рис. 2. Распределение локальных удлинений по образцу в процессе ползучести на установившейся стадии. $\sigma = 62.5$ МПа, $\varepsilon = 0.172$.

в каждый момент локализована в определенных эквидистантно расположенных зонах образца. Соседние зоны при этом практически не деформируются. Пространственный период (длина автоволны λ_{aw}) системы очагов локализации оставался постоянным в течение всего процесса установившейся ползучести, составляя 3.5 ± 0.5 мм. Он не менялся также при изменении величины деформирующего напряжения. Такая же ситуация наблюдалась ранее в [5], но установленная в этой работе длина автоволны составляла 6 ± 1.0 мм.

Анализ последовательно зафиксированных полей распределения локальных удлинений показал, что на стадии установившейся ползучести максимумы локализации равномерно перемещаются вдоль образца. Скорости перемещения очагов локализации для каждого из трех напряжений ползучести были определены с помощью методики, описанной в [3]. Она состоит в построении зависимостей положений очагов локализации (x) от времени деформирования (рис. 3). Для каждого максимума ε_{xx} такая зависимость представляется прямой, причем коэффициенты корреляции между x и t оказались не менее 0.99. Наклон соответствующих прямых позволил определить скорость перемещения зон локализации макродеформации (скорость распространения автоволны), а расстояния между ними — измерить длину автоволны λ_{aw} . Стало ясно, что на установившихся стадиях ползучести алюминия возникают бегущие автоволны локализации макродеформации, аналогичные наблюдавшимся на стадиях линейного упрочнения при активном нагружении.

Установлено, что в исследованном интервале напряжений скорости распространения автоволн на стадии установившейся ползучести линейно растут с увеличением скорости ползучести (рис. 4). Этот факт отмечался ранее в работе [5] для на порядок более низких скоростей распространения автоволн, так что данные настоящего исследования и работы [5] хорошо согласуются качественно. Количественное различие результатов связано с тем, что эксперименты [5] были выполнены на образцах из Al со средним размером зерна ~ 10 нм. В этом случае величина деформирующих напряжений была в 1.5...2 раза меньше, а скорости ползучести соответственно на порядок ниже. Кроме того, увеличение размера зерна вызывает обычно рост длины автоволн. При активном нагружении зависимость $\lambda_{aw}(D)$ для Al была исследована в широких пределах [3], причем установлено, что при $D > 50 \mu\text{m}$ $\lambda_{aw} \sim \ln D$.

Пропорциональность скорости автоволн и скорости ползучести, по-видимому, указывает на тождественность микромеханизмов, контролирующих оба явления. Как известно [8], ползучесть в металлах определяется термически активированным процессом движения дислокаций

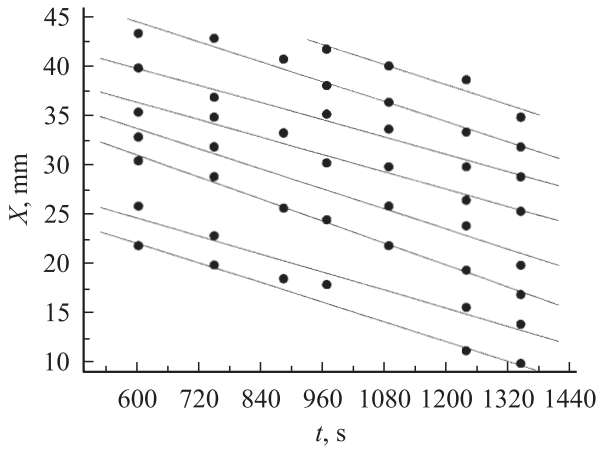


Рис. 3. Кинетика зон локализации деформации на линейной стадии ползучести образцов Al при $\sigma = 60.2$ МПа.

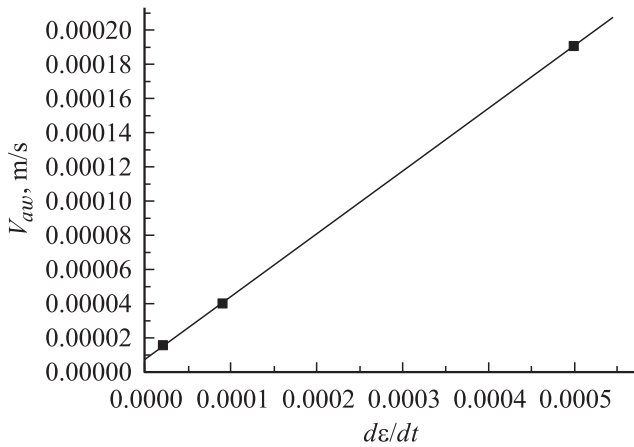


Рис. 4. Зависимость скорости автоволн от скорости ползучести на установившейся стадии.

и ее скорость описывается уравнением вида

$$\dot{\epsilon}_c = \dot{\epsilon}_\infty \exp\left(-\frac{U_c - \gamma_c \sigma}{kT}\right), \quad (1a)$$

где U_c — энергия активации; $\dot{\epsilon}_\infty = \text{const}$; kT имеет обычный смысл; силовая константа процесса γ_c , согласно [9], есть произведение истинного объема активации на коэффициент перенапряжения атомных связей, который позволяет перейти от средних напряжений к локальным, действующим в зоне термофлуктуационного акта.

Действительно, как видно из рис. 5, зависимость $\dot{\epsilon}(\sigma)$ в координатах $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ хорошо аппроксимируется прямой 1. Представленной здесь же зависимости $V_{aw}(\sigma)$ при установившейся ползучести (прямая 2) также соответствует функция

$$V_{aw} = V_0 \exp\left(-\frac{U_{aw} - \gamma_{aw} \sigma}{kT}\right), \quad (1b)$$

где $V_0 = \text{const}$.

По наклону прямых 1 и 2 можно оценить величины γ_c и γ_{aw} для ползучести и для процесса распространения автоволн локализации соответственно

$$\gamma = kT \frac{\partial}{\partial \sigma} (\ln \dot{\epsilon}). \quad (2)$$

Определенные с помощью (2) значения $\gamma_c = 2.9 \cdot 10^{-26} \text{ м}^3$ и $\gamma_{aw} = 2.2 \cdot 10^{-26} \text{ м}^3$ близки друг другу, но отличаются от значений, полученных в [5] для крупнозернистого Al.

Согласно [10], ползучесть при низких температурах (для Al ниже 400 К) протекает за счет дислокационного скольжения в системе локальных препятствий, преодолеваемых термоактивированным способом. При этом [9,10] $\gamma = bdl$. Полагая, что поперечник локального стопора $d \approx b$ (b — вектор Бюргерса), можно считать коэффициент перенапряжения пропорциональным длине дислокационной петли l , освобождающейся в ходе акта термической активации. Так как в алюминии $b = 0.286 \text{ нм}$ [10], то $l \approx \gamma/b^2 \approx 270 \text{ нм}$. Порядок этой величины может определяться средним расстоянием $l \approx \rho^{-1/2}$ между дислокациями „леса“, очевидно, играющими роль центров закрепления, при разумном значении плотности дислокаций $\rho \approx 1.5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Совпадение констант γ_c и γ_{aw} микромеханизмов, контролирующих скорость ползучести и скорость распространения автоволн локализации пластической деформации, представляется не случайным. В ряде наших работ, например [3,11], была исследована зависимость скорости автоволн макролокализации пластического течения от коэффициента линейного деформационного упрочнения при активном нагружении и было показано, что величина этой скорости определяется соотношением между плотностями подвижных и накопленных дислокаций, а также характерным размером формирующейся дислокационной структуры. Таким образом, как при активном нагружении, так и при ползучести подвижность дислокаций играет важную роль, но, по-видимому, при ползучести она проявляется более отчетливо.

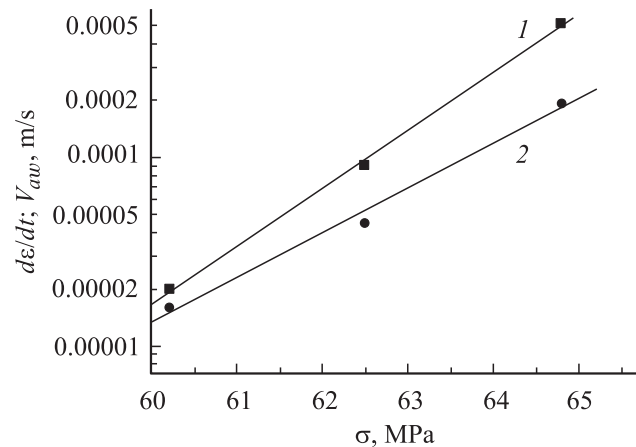


Рис. 5. Скорости ползучести (1) и скорости автоволн локализации деформации (2) при различных напряжениях.

Выводы

1. Макроскопическая локализация пластической деформации возникает и при ползучести. При этом картины локализации деформации на стадиях установившейся ползучести имеют волновой характер, в общих чертах совпадающий с наблюдаемыми на стадиях линейного упрочнения при активном нагружении.

2. Скорость распространения автоволны локализованной пластичности пропорциональна скорости установившейся ползучести.

3. Совпадение активационных объемов, получаемых из зависимостей скорости ползучести и скорости автоволн локализованной деформации от напряжения, свидетельствует о дислокационной природе обоих явлений.

Список литературы

- [1] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Горбатенко В.В. // ЖТФ. 1995. Т. 65. Вып. 5. С. 91–108.
- [2] Баранникова С.А. // ЖТФ. 2000. Т. 70. Вып. 10. С. 138–140.
- [3] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Семухин Б.С. // Успехи физ. мет. 2002. Т. 3. С. 237–304.
- [4] Данилов В.И., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. // ЖТФ. 2003. Т. 73. Вып. 11. С. 69–75.
- [5] Данилов В.И., Яворский А.А., Зуев Л.Б. // Изв. вузов. Физика. 1991. № 4. С. 5–9.
- [6] Кеннеди А.Дж. Ползучесть и усталость в металлах. М.: Металлургия, 1965. 312 с.
- [7] Zuev L.B., Poľakov S.N., Gorbatenko V.V. // Proc. SPIE. Vol. 4900. Pt 2. P. 1197–1208.
- [8] Розенберг В.М. Ползучесть металлов. М.: Металлургия, 1967. 276 с.
- [9] Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974. 560 с.
- [10] Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Металлургия, 1972. 408 с.
- [11] Zuev L.B. // Ann. Phys. 2001. Vol. 10. N 11–12. P. 966–984.