

# Стадийность деформации микрористаллического алюминий-литиевого сплава в условиях сверхпластичности

© М.М. Мышляев\*, В.В. Шпейзман, М.М. Камалов\*

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

\*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,  
119991 Москва, Россия

E-mail: shpeizm.v@pop.ioffe.rssi.ru

E-mail: myshlyae@issp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 4 апреля 2001 г.)

Рассмотрены деформация с постоянной скоростью растяжения  $V_m$  и ползучесть алюминий-литиевого сплава 1420, имеющего после равноканального углового прессования размер зерна около  $3 \mu\text{m}$  и обладающего сверхпластичностью в интервалах температур  $T = 600\text{--}670 \text{ K}$  и скоростей относительной деформации  $10^{-2}\text{--}10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Показано, что на зависимости истинных напряжений  $\sigma_t$  от истинных деформаций  $\varepsilon_t$  при растяжении с  $V_m = \text{const}$  появляется стационарный участок, который описывается формулой  $\dot{\varepsilon}_t \sim \sigma_t^n \exp(-U/kT)$  с постоянными коэффициентами, причем скорость деформации  $\dot{\varepsilon}_t$  оказывается близкой к скорости ползучести при сопоставимых напряжениях и деформациях. Сделан вывод о том, что при деформации в условиях сверхпластичности образуется равновесная структура, которая остается неизменной в процессе дальнейшего деформирования до наступления (в силу геометрических условий) предразрывного состояния образца.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 00-01-00482 и 01-02-16505) и Научного совета МНТП "Физика твердотельных наноструктур" (проект № 97-3006).

В настоящее время существует много примеров деформационной самоорганизации как на микро-, так и на макроуровнях. Для дислокационных структур это возникновение из хаоса дислокаций структур с модуляцией их плотностей [1,2], фрагментированных и блочных структур с дислокациями, расположенными в основном в границах [3–7], проявление разнообразных коллективных эффектов в дислокационных ансамблях, особенно при больших степенях деформации [8–11]. При анализе макроскопических характеристик деформации самоорганизация и стадийность наиболее отчетливо проявляются в ползучести, т.е. деформации, развивающейся в равновесных внешних условиях, под действием постоянных напряжений  $\sigma$  и температуры  $T$ . У многих материалов в весьма широких интервалах  $\sigma$  и  $T$  после неустановившейся, как правило непродолжительной, первой стадии наступает протяженная стадия установившейся, или стационарной, ползучести с постоянной скоростью  $\dot{\varepsilon}$ , переходящая затем в стадию ускоренной ползучести, завершающуюся разрушением образца. Именно стационарная стадия рассматривается как стадия с неизменной структурой, к которой приводит действие постоянных  $\sigma$  и  $T$ . В противоположность ползучести деформация с постоянными  $T$  и скоростью  $\dot{\varepsilon}$  (активная одноосная деформация) всегда считается нестационарной, протекающей при переменных напряжениях и структуре. Ее стадийность рассматривается обычно в связи с поведением коэффициента упрочнения  $d\sigma/d\varepsilon$ .

В настоящей работе показано, что такое противопоставление ползучести и активного нагружения не всегда справедливо. Существуют условия, при которых разви-

тие деформации при  $\dot{\varepsilon} = \text{const}$  приводит к зависимости скорости истинной деформации  $\dot{\varepsilon}_t$  от истинных напряжений  $\sigma_t$ , идентичной известной степенной зависимости скорости стационарной ползучести от напряжений с параметрами, не зависящими от температуры. Последнее можно трактовать как следствие установления некоторой характерной структуры, которая не меняется с деформацией на определенной ее стадии, несмотря на то что ее скорость и действующие напряжения непрерывно изменяются. Другая проблема, обсуждаемая в работе, — стадийность активной деформации в условиях сверхпластичности (СП). Большая протяженность СП деформации позволяет отчетливо выявить ее закономерности и их изменение при переходе от одной стадии к другой.

## 1. Методика эксперимента

Опыты проводились на поликристаллическом сплаве Al с 5.5% Mg, 2.1% Li и 0.1% Zr, разработанном недавно в России и известном как алюминий-литиевый сплав 1420 [12–14]. СП этого сплава в температурном интервале 600–800 K известна по работам [15–17], а для сплава с ультрамелкозернистой структурой — по [18–22]. Ультрамелкозернистая структура была получена методом многократного равноканального углового (РКУ) прессования с поворотом прутка на  $90^\circ$  после каждого прохода [23,24]. Прутки-заготовки для РКУ-прессования были вырезаны из горячекатаной плиты с рекристаллизованной структурой с зернами размером около  $20 \mu\text{m}$ . Заготовки были

закалены от 743 К в воду и затем подвергнуты десятикратному РКУ-прессованию на воздухе при 643 К. В результате были получены прутки диаметром 20 мм и длиной 70–80 мм. Закалка и РКУ-прессование были проведены в Уфимском государственном авиационном институте (УГАТУ). Структурное состояние прутков оказалось качественно аналогичным наблюдавшемуся в прутках в [21,22]. Ему соответствовали зерна со средним размером порядка  $3 \mu\text{m}$  (изредка встречались более крупные зерна — до  $10\text{--}15 \mu\text{m}$ ) и развитой субструктурой: субзернами, дислокационными ячейками и сплетениями, отдельными дислокациями, а также выделениями фазы  $\text{Al}_2\text{LiMg}$  и частицами фаз  $\delta(\text{Al}_3\text{Zr})$  и  $\delta'(\text{Al}_3\text{Li})$ .

Из РКУ-прессованных прутков изготавливались плоские образцы в виде двойной лопатки для механических испытаний. Образцы имели сечение  $2 \times 0.85 \text{ mm}$  и длину рабочей части 5 мм. Фронтальные и боковые поверхности образцов были тщательно отполированы. Слой материала с привнесенными при изготовлении образцов изменениями в структуре были удалены. Различия как по толщине, так и по ширине вдоль оси рабочей части образцов не превышали 0.01 мм. Ось симметрии образца, расположенная вдоль его длинной стороны, была задана параллельной оси прутков. В результате рентгеноструктурного анализа образцов было установлено, что вклад в уширение линий вносят как малая величина областей когерентного рассеяния (ОКР) — 210 нм, так и искажения решетки, причем относительное изменение параметра решетки  $\Delta a/a$ , вызванное внутренними напряжениями, составляет  $1.3 \cdot 10^{-3}$ .

Деформирование образцов осуществлялось на испытательной машине Instron в условиях одноосного растяжения с постоянной скоростью вдоль их оси  $0.5\text{--}50 \text{ mm/min}$  при заданной температуре в интервале 593–668 К. Ошибки измерений прилагаемой к образцу нагрузки и удлинения образца были не более 0.25 и 1% соответственно. В ходе испытания температура поддерживалась постоянной с погрешностью  $\pm 3 \text{ K}$ . Для определения деформации и скорости ползучести использовалась установка, описанная в [25]. Отличительной особенностью ее конструкции является наличие фигурного рычага для поддержания постоянными напряжений при удлинении образца. Способы его расчета описаны в [25,26] и основаны на двух допущениях: равномерности деформации по длине и постоянстве объема при пластической деформации. Заметим, что для испытания образцов в условиях СП подобная методика ранее не использовалась. Большие удлинения образца (вплоть до 1800–1900%, что соответствует почти 20-кратному уменьшению нагрузки на образце в процессе испытания) предъявляли высокие требования как к точности выполнения упомянутых выше условий построения рычага, так и к учету всех факторов, которые могли бы оказать влияние на деформацию образца (например, его формы, градиента температуры и пр.). Ошибка в определении скорости деформации при значительных деформациях в случае ползучести, очевидно, больше, чем в опытах с постоянной скоростью растяжения, из-за влияния на нее

неточности в задании напряжений с помощью фигурного рычага. Это затрудняет традиционный анализ ползучести по известным зависимостям ее скорости от напряжения и температуры.

Далее остановимся на процессе структурной самоорганизации в результате деформации и на сравнении двух наиболее распространенных режимов нагружения (растяжения с постоянной скоростью и ползучести); само явление СП микрокристаллического алюминиевого сплава, его характеристики и возможные механизмы описаны в [22].

## 2. Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 1, а приведена типичная диаграмма растяжения в координатах нагрузка  $P$ –удлинение  $\Delta l$ , полученная при  $T = 643 \text{ K}$  и скорости перемещения подвижно-

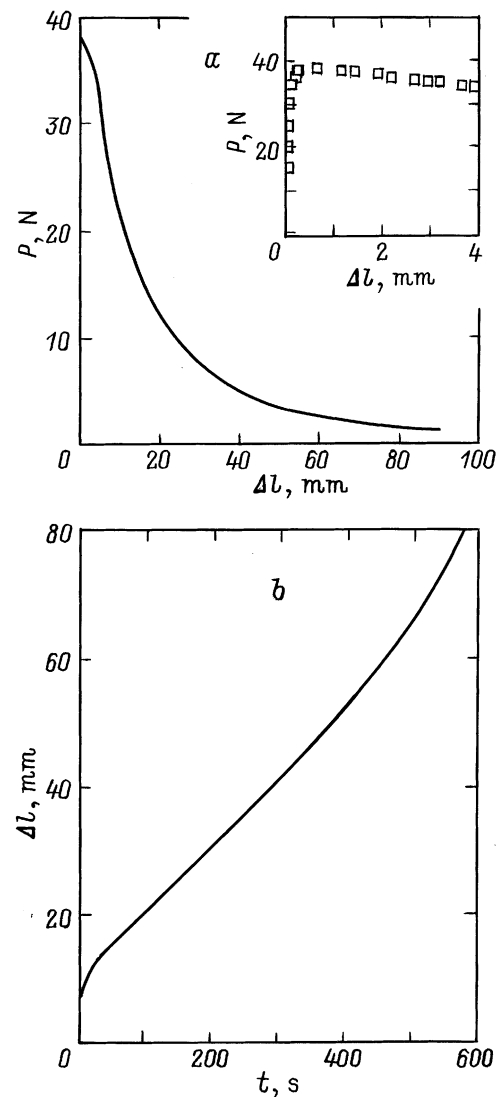


Рис. 1. Кривая нагрузка–удлинение при растяжении с постоянной скоростью  $1.7 \cdot 10^{-2} \text{ mm/s}$  (а) и кривая ползучести при  $\sigma = 19 \text{ MPa}$  (б) алюминий-литиевого сплава.  $T = 643 \text{ K}$ .

го захвата испытательной машины  $V_m = 5 \text{ mm/min}$ , что соответствует скорости относительной деформации образца  $1.7 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , а на рис. 1, *b* показана кривая ползучести, снятая при близкой к этой величине средней скорости деформации. Напряжения ползучести при этом составили  $\sigma = 19 \text{ МПа}$ . Начальный участок диаграммы (первые 80% деформации) показан отдельно на вставке к рис. 1, *a*. Видно, что после  $\sim 20\%$  деформации начинается падение нагрузки. В случае ползучести обычно наблюдаемый начальный участок переходной ползучести с уменьшающейся со временем скоростью занимает в координатах удлинение  $\Delta l$  — время  $t$  не более 10% общего времени ползучести (рис. 1, *b*). Как следует из рис. 1, *a*, длинная нисходящая ветвь кривой растяжения продолжается до момента разделения образца на две половины, т.е. почти до 2000%. При таких больших деформациях отчетливо проявляются несовершенство испытаний с постоянной скоростью  $V_m$  и низкая информативность зависимости  $P(\Delta l)$  и отличающейся от нее только масштабом зависимости  $\sigma(\varepsilon)$ , где  $\sigma = P/s_0$  и  $\varepsilon = \Delta l/l_0$  — условные напряжения и деформация

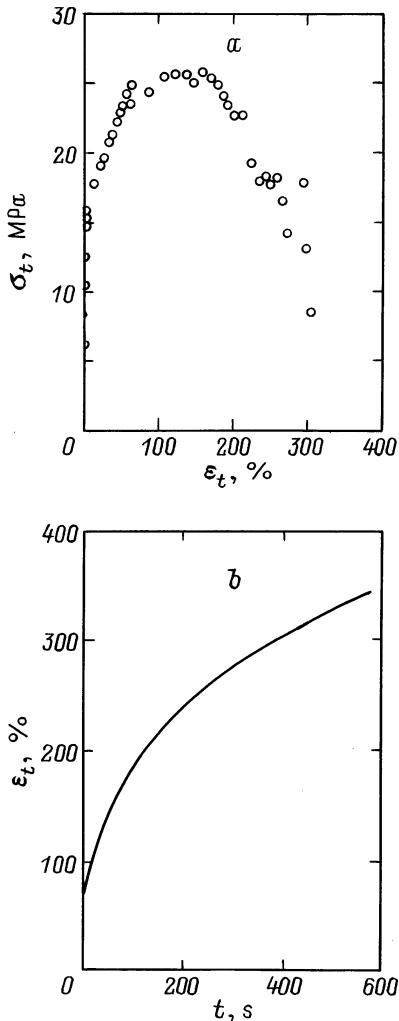


Рис. 2. Те же зависимости, что на рис. 1, перестроенные в истинных напряжениях и деформациях.

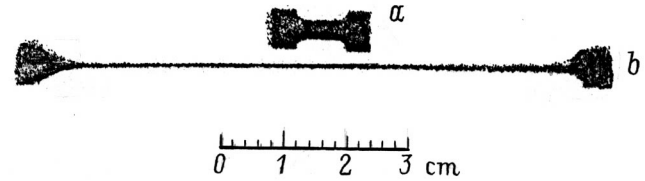


Рис. 3. Вид исходного (*a*) и деформированного на стационарной стадии (*b*) образца.

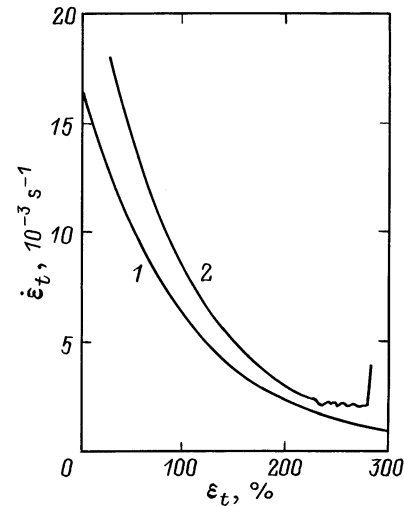
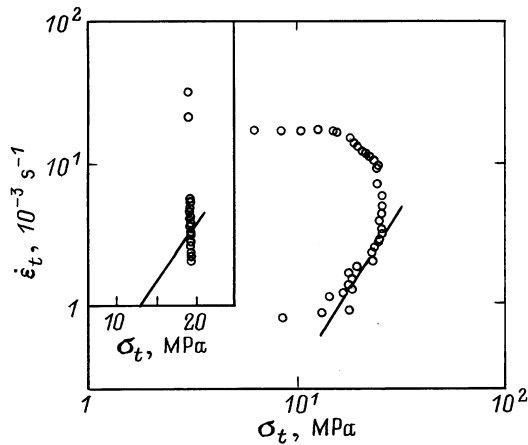


Рис. 4. Зависимости  $\dot{\varepsilon}_t(\varepsilon_t)$  для растяжения с постоянной скоростью  $1.7 \cdot 10^{-2} \text{ mm/s}$  (1) и для ползучести при  $\sigma = 19 \text{ МПа}$  (2).  $T = 643 \text{ К}$ .

( $s_0$  и  $l_0$  — начальные площадь сечения и длина рабочей части образца соответственно). На рис. 2 зависимости, изображенные на рис. 1, перестроены в координатах истинные напряжения  $\sigma_t$  — истинные деформации  $\varepsilon_t$  ( $\sigma_t = P/s = Pl/s_0l_0$ ,  $\varepsilon_t = \ln l/l_0$ , где  $l$  и  $s$  — текущие значения длины и площади поперечного сечения образца), и  $\varepsilon_t-t$ . Главное отличие этих кривых от построенных в условных координатах — значительное (более чем десятикратное) расширение участков упрочнения (до  $\varepsilon_t \approx 150-200\%$ , рис. 2, *a*) и переходной ползучести (до  $\varepsilon_t \approx 200-250\%$ , рис. 2, *b*).

Данные рис. 1, *a* и 2, *a* позволяют высказать некоторые соображения о связи отдельных участков кривой растяжения с видом деформируемого в условиях СП образца. В отличие от обычной (не СП) деформации, для которой считается, что максимум диаграммы в условных координатах соответствует моменту потери устойчивости, т.е. началу образования шейки, в нашем случае образец деформируется более или менее равномерно до  $\varepsilon_t \sim 200\%$ , что превышает абсциссу максимума диаграммы не только в условных, но и в истинных координатах (рис. 3). Поэтому можно полагать, что потеря устойчивости формы образца, приводящая к его разрушению, в условиях СП не связана с какой-либо особой точкой на кривой растяжения.



**Рис. 5.** Зависимость  $\dot{\epsilon}_t(\sigma_t)$  для растяжения с постоянной скоростью  $1.7 \cdot 10^{-2} \text{ mm/s}$ . На вставке — та же зависимость для ползучести.

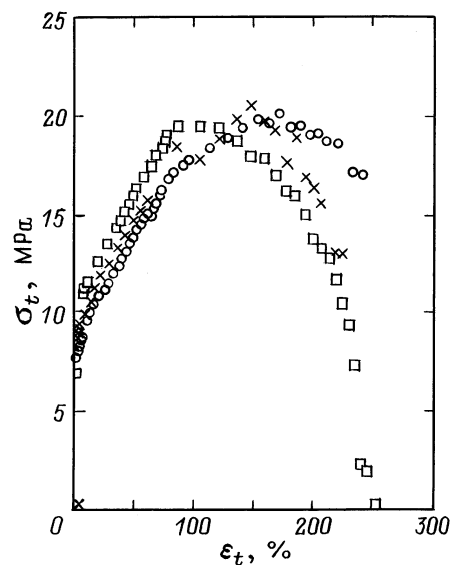
На рис. 4, *a, b* приведены зависимости скорости истинной деформации  $\dot{\epsilon}_t = d\epsilon_t/dt = d(\ln(l/l_0))/dt$  от величины истинной деформации для растяжения с постоянной скоростью и ползучести. Видно, что зависимости  $\dot{\epsilon}_t(\epsilon_t)$  для разных режимов нагружения подобны.<sup>1</sup> Заметим, что, несмотря на постоянство скорости растяжения в процессе испытания (скорости движения подвижного захвата испытательной машины), скорость истинной деформации изменяется в 20 раз. Однако в этом может заключаться и преимущество такой диаграммы: по результатам одного испытания можно построить зависимость скорости деформации от напряжения (рис. 5).

Как следует из приведенных на рис. 5 данных, можно выделить две области на диаграмме растяжения. Первая — начальный этап растяжения: скорость деформации примерно постоянная (при малых деформациях) или уменьшается с ростом напряжения, но остается достаточно высокой. На рис. 2, *a* этому участку отвечает восходящая ветвь, т. е. область упрочнения материала. Именно изменением структуры при упрочнении можно объяснить кажущуюся аномальной зависимость скорости деформации от напряжения. Второму участку, на котором скорость деформации падает с уменьшением напряжений, соответствует степенная зависимость вида  $\dot{\epsilon}_t \sim \sigma_t^n$ , где  $n = 2.3$ . Значение  $n$  совпадает с полученным в различных работах при исследовании СП [16,27–29], и поэтому можно полагать, что это область равновесной структуры и деформация развивается без упрочнения. Наблюдаемое на рис. 2, *a* падение деформирующих напряжений (“кажущееся разупрочнение”) есть следствие выбранного способа деформирования, параметром которого является постоянная скорость подвижного захвата машины. Чтобы поддержать ее неизменной при сохранении структуры, образцу “приходится” изменять

<sup>1</sup> Выброс скорости в конце ползучести (рис. 4, *b*), очевидно, связан с тем, что удалось зафиксировать короткую стадию ускоренной ползучести.

одновременно и скорость истинной деформации, и напряжение. Начинается этот участок практически сразу за максимумом диаграммы  $\sigma_t - \epsilon_t$  и занимает для некоторых условий испытания до 200% истинной деформации. Сравнение скорости деформации на этом участке со скоростью на близком к стационарному участке ползучести показывает, что эти скорости практически совпадают (вставка на рис. 5). Если не рассматривать точки, соответствующие скорости ползучести на явно нестационарном участке, то остальные расположены вблизи точки кривой растяжения, отвечающей выбранному значению напряжений ползучести  $\sigma = 19 \text{ MPa}$ . Это подтверждает представление о выделенной второй стадии кривой растяжения как о некоторой достаточно протяженной особой стадии, к образованию которой приводит развитие деформации и на которой не происходит существенных структурных перестроек.

Последняя точка на рис. 5 выпадает из закономерности, описанной выше, и соответствует резкому разупрочнению материала, которое завершается разрушением образца. Следует заметить, что иногда эта область была более длинной, в других случаях (особенно при низких температурах и скоростях нагружения) ее не наблюдали совсем. При большой скорости нагружения диаграмма растяжения имела вид, изображенный на рис. 2, *a*, но напряжения и деформации, соответствующие максимуму, а также величина деформации, предшествующей разрушению, могли сильно различаться для одних и тех же условий испытания. При средней скорости деформации разброс максимальных напряжений и деформаций был невелик, но оборваться диаграмма могла при различных деформациях. На рис. 6 приведены диаграммы растяжения трех образцов, испытанных в одинаковых условиях. Диаграммы незначительно различаются наклоном участка упрочнения и величиной напряжений в конце испытания. Эти особенности, очевидно, связаны с тем, что



**Рис. 6.** Сравнение кривых деформирования при растяжении трех образцов со скоростью  $1.7 \cdot 10^{-1} \text{ mm/s}$ .  $T = 668 \text{ K}$ .

при такой протяженной по деформации области упрочнения пути деформации могут несколько различаться (особенно при больших скоростях нагружения и высоких напряжениях), что приведет к образованию подобных, но слегка отличающихся по количественным характеристикам структур. Тем не менее деформация на втором участке для всех испытанных образцов развивается единообразно. Это показано в [22], где приведены данные для шести образцов, испытанных при трех различных температурах и трех скоростях движения подвижного захвата машины, которые в двойных логарифмических координатах  $\ln \dot{\epsilon}_t - \ln \sigma_t$  удовлетворительно описываются тремя параллельными прямыми с параметром  $T$ . Таким образом, экспериментальные данные можно описать с помощью известной формулы

$$\dot{\epsilon}_t = \frac{A}{T} \left( \frac{\sigma_t}{\sigma_0} \right)^n \exp \left( -\frac{U}{kT} \right), \quad (1)$$

где  $U$  — энергия активации процесса деформации,  $k$  — постоянная Больцмана,  $\sigma_0 = 1$  МПа,  $A$  — постоянная величина, определяемая характеристиками процесса на микроуровне.

При анализе стационарного участка кривой деформации было получено  $U = 0.98$  эВ и  $n = 2.23 \pm 0.10$  при вычислении по наклону зависимости  $T \ln \dot{\epsilon}_t(1/T)$  и  $\ln \dot{\epsilon}_t(\ln \sigma_t)$ , соответственно и  $n = 2.05 \pm 0.05$  при вычислении с использованием метода скачков скорости деформации.

В настоящей работе также использовалась дифференциальная методика для оценки энергии активации ползучести и показателя степени  $n$ . Скачки температуры составляли  $\Delta T = \pm 25$  К, скачки нагрузки  $\Delta P = \pm 1$  Н, что соответствовало приращению истинных напряжений  $\Delta \sigma_t = \pm 3$  МПа. Моменту начала скачка отвечали следующие условия:  $T = 643$  К,  $\sigma_t = 19$  МПа,  $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Оценки  $n$  и  $U$  производились по формулам

$$n = \frac{\ln \dot{\epsilon}_1 - \ln \dot{\epsilon}_2}{\ln \sigma_1 - \ln \sigma_2}, \quad (2)$$

$$U = \frac{k(\ln T_1 \dot{\epsilon}_1 - \ln T_2 \dot{\epsilon}_2)}{1/T_2 - 1/T_1}, \quad (3)$$

где индексы 1 и 2 относятся к значениям соответствующих параметров до и после скачка напряжений или температуры. Проведенные измерения показали, что для выбранной точки кривой ползучести  $n = 2.24$  и  $U = 0.95$  эВ, что близко к величинам, рассчитанным по данным деформации с постоянной скоростью растяжения. Таким образом, можно полагать, что для обоих исследованных режимов нагружения существует близкая к стационарной стадия деформации, которая описывается формулой (1) с одними и теми же параметрами и, следовательно, контролируется, как показано в [22], самодиффузией по границам зерен, что типично для СП-деформации мелкозернистых материалов, обусловленной скольжением по границам зерен.

Что касается участка кривой деформации при постоянной скорости растяжения, предшествующего разрушению, то, очевидно, он коррелирует с аналогичным участком кривой ползучести. Как и в последней, он занимает очень короткое время и для его анализа требуется использовать специальные экспериментальные приемы. Причины же его наступления, вероятно, чисто геометрические: сечение образца становится настолько малым, что дальнейшее его уменьшение приводит к быстрому разделению образца на части со 100% сужением на границе раздела. Попытка связать его с деформационным разупрочнением и описать с помощью (1) привела к крайне малым значениям  $n$  и  $U$  и зависимости коэффициента  $A$  от начальной скорости деформации. При этом оказалось, что основной вклад в изменение скорости деформации вносит изменение предэкспоненты. Это означает, что либо формула (1) несправедлива для описания заключительного участка кривой деформации, либо градиент деформации по длине образца искажает зависимость средней скорости от среднего напряжения и возникает необходимость перехода к локальным напряжениям и деформации.

Выражаем благодарность сотруднику УГАТУ Р.К. Исламгалиеву за предоставление РКУ-прессованных прутков для исследования.

## Список литературы

- [1] М.М. Мышляев. ФТТ 7, 2, 591 (1965).
- [2] D.L. Holt. J. Appl. Phys. 8, 3197 (1970).
- [3] М.М. Мышляев. Krist. Techn. 14, 10, 1185 (1979).
- [4] Б.И. Смирнов, Р.С. Чуднова, В.В. Шпейсман. ФТТ 23, 10, 2964 (1981).
- [5] М.М. Мышляев. Автореф. докт. дис. ИФТТ, Черноголовка (1981).
- [6] В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. Металлургия, М. (1986). 224 с.
- [7] М.М. Мышляев. Annual Rev. Mater. Sci. 11, 31 (1981).
- [8] В.Е. Панин, В.А. Лихачев, Ю.В. Гриняев. Структурные уровни деформации твердых тел. Наука, Новосибирск (1985). 229 с.
- [9] В.И. Владимиров. В кн.: Вопросы теории дефектов в кристаллах. Наука, Л. (1987). С. 43.
- [10] М.М. Мышляев, И.И. Ходос, Ш.Х. Ханнанов, З.М. Усманова. Физика и химия обраб. материалов 4, 91 (1977).
- [11] В.А. Лихачев, М.М. Мышляев, О.Н. Сеньков. Закономерности сверхпластического поведения алюминия при кручении. ИФТТ, Черноголовка (1981). С. 36.
- [12] И.Н. Фридляндер. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. Металлургия, М. (1979). 208 с.
- [13] И.Н. Фридляндер, В.С. Сандлер, З.Н. Арчакова. В кн.: Алюминиевые сплавы. Промышленные алюминиевые сплавы. Металлургия, М. (1984). С. 207.
- [14] I.N. Fridlyander. Aluminium-lithium alloys 3, 1359 (1989).
- [15] I.N. Fridlyander, N.L. Kolobnev, L.V. Khokhlatova, E.Yu. Semyonova. Aluminium 5, 11, 21 (1990).
- [16] И.Я. Новиков, В.К. Портной, И.Л. Константинов, Н.И. Колобнев. В кн.: Металловедение алюминиевых сплавов. Наука, М. (1985). С. 84.

- [17] М.Х. Рабинович, О.А. Кайбышев, В.Г. Трифонов. *Металловедение и термическая обработка металлов* (1981) С. 58.
- [18] M.V. Markushev, C.C. Bampton, M.Yu. Murashkin, D.A. Hardwick. *Mater. Sci. Eng.* **A234–236**, 927 (1997).
- [19] P.B. Berbon, N.K. Tsenev, R.Z. Valiev, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon. *Proc. TMS Meeting, Superplasticity and Superplastic Forming* (1998). P. 127.
- [20] P.B. Berbon, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, N.K. Tsenev, R.Z. Valiev, T.G. Langdon. *Proc. Hot. Deformation of Aluminum Alloys II* / Ed. T.R. Bieler, L.A. Lalli and S.R. MacEwen. The Minerals, Metals and Materials Society (1998). P. 111.
- [21] М.М. Мышляев, Л.Д. Григорьева, М.А. Прокунин. *Материалы XVIII Рос. конф. по электронной микроскопии. ИПТМ, Черноголовка* (2000). С. 178.
- [22] М.М. Мышляев, М.А. Прокунин, В.В. Шпейзман. *ФТТ* **43**, 5, 833 (2001).
- [23] V.M. Segal, V.L. Reznikov, A.E. Drobyshevskiy, V.I. Kopylov. *Russian Metallurgy* **1**, 99 (1981).
- [24] V.M. Segal. *Mater. Sci. Eng.* **A197**, 157 (1995).
- [25] С.Н. Журков, Э.Е. Томашевский. *ЖТФ* **25**, 66 (1955).
- [26] В.В. Шпейзман. В сб.: *Машины и приборы для испытания материалов. Металлургия, М.* (1968). С. 7.
- [27] В.А. Лихачев, М.М. Мышляев, О.Н. Сеньков. *Проблемы механики деформируемого твердого тела. Межвуз. сб. № 14. ЛГУ, Л.* (1982). С. 179.
- [28] М.В. Грабский. *Структурная сверхпластичность металлов. Металлургия, М.* (1975). 270 с.
- [29] О.А. Кайбышев. *Пластичность и сверхпластичность металлов. Металлургия, М.* (1975). 279 с.