

01;05.1

Прямое наблюдение автоволны пластической деформации в циркониевом сплаве

© В.И. Данилов, С.Ю. Заводчиков, С.А. Баранникова,
И.Ю. Зыков, Л.Б. Зуев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Поступило в Редакцию 2 июня 1997 г.

Исследована эволюция локальных деформаций при растяжении образцов мелкозернистого циркониевого сплава. Установлено, что картины распределений деформации имеют упорядоченный характер, причем типы упорядоченности находятся в тесной связи со стадиями деформационной кривой. Полученные результаты сравниваются с аналогичными данными исследований полей деформации моно- и поликристаллических материалов с другими типами кристаллических структур и микромеханизмов деформации. Отмечается, что вся совокупность подобных результатов, включая и данные настоящей работы, может быть интерпретирована в рамках автоволновых представлений.

Локализация пластической деформации представляет собой серьезную проблему, решение которой возможно только при всестороннем анализе физики процесса. Долгое время считалось, что локализация — это финальный этап процесса деформации, а на начальных стадиях пластическое течение развивается макроскопически однородно. Современное представление о том, что макромасштабная локализация деформации начинает проявляться фактически начиная с предела текучести и существует в том или ином виде на всех стадиях течения, сложилось благодаря целенаправленному исследованию макролокализации все более точными методами. Так, при обобщении результатов исследований моно- и поликристаллов металлов и сплавов [1–5], выполненных с использованием спекл-интерферометрической методики, было установлено существование трех типов особенностей локализации деформации, соответствующих вполне определенным стадиям пластического течения. Оказалось, что площадке текучести отвечает распространение уединенного фронта локализованной деформации, стадии линейного упрочнения — бегущая волна деформации, а этапу параболического

упрочнения — стационарная система локализованных зон течения. Все эти особенности были интерпретированы [2,3] как различные варианты автоволновых процессов по аналогии с хорошо изученными для другого рода систем, например в [6]. Наиболее полно эволюция картин распределения локальных деформаций исследована в монокристаллических объектах. Именно в монокристаллах медно-никелевого сплава Cu–10% Ni–6% Sn [3,5] и аустенитной стали X18Ni12AM2 с содержанием азота более 0.35% [7] удалось наблюдать бегущую автоволну пластической деформации. Для поликристаллических материалов столь полный набор картин макролокализации получить не удавалось, хотя отдельные виды характерных распределений были зафиксированы [1].

Настоящее исследование выполнено на поликристаллическом сплаве Zr–1.3% Sn–1% Nb–0.4% Fe, предназначенном для изготовления ТВЭЛ-ных труб для ядерных реакторов. При комнатной температуре такой сплав представляет собой твердый раствор на основе ГПУ α -циркония с небольшим (менее одного массового процента) содержанием интерметаллидов и оксидов. Размер зерна матрицы был около $5 \mu\text{m}$, а включений — $< 0.3 \mu\text{m}$. Образцы с размером рабочей части $40 \times 6 \times 2 \text{ mm}$, вырезанные из трубной заготовки, растягивались на испытательной машине "Instron-1185" со скоростью $3.5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ при 300 К. Начиная с предела текучести и вплоть до разрыва с периодичностью 50 с (через 0.2% общей деформации) методом спекл-интерферометрии [1] производилась регистрация полей векторов смещений. Далее путем численного дифференцирования по координатам вычислялись распределения продольных, поперечных, сдвиговых и поворотных компонент тензора пластической дисторсии для всех точек наблюдаемой поверхности образца.

На рис. 1 приведены деформационная кривая изучаемого сплава $\sigma(\varepsilon)$ и его коэффициент деформационного упрочнения $d\sigma/d\varepsilon = \theta(\varepsilon)$ по мере роста деформации. В интервале интегральных деформаций 1.6–2.8% при помощи анализа зависимости $\theta(\varepsilon)$ может быть выделена линейная стадия упрочнения ($\theta = \text{const}$).

Распределение компонент тензора дисторсии (показано локальное удлинение ε_{xx} , остальные компоненты ведут себя аналогично) для этой стадии деформации приведено на рис. 2. Наблюдается 6–7 эквидистантных максимумов локальных удлинений. Пространственный период (длина волны) процесса, показанного на рис. 2, $\lambda \approx 5.5 \pm 1 \text{ mm}$ не менялась в течение всей стадии линейного упрочнения. Совокупность локализованных максимумов деформации синхронно перемещалась вдоль

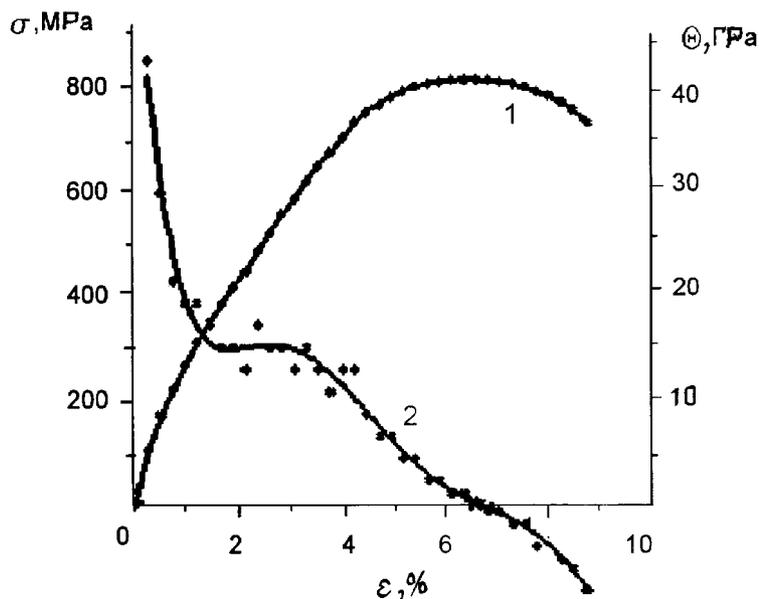


Рис. 1. Диаграмма нагружения (1) и зависимость коэффициента упрочнения от деформации (2) при растяжении циркониевого сплава.

образца с постоянной скоростью $\nu \approx 3.5 \cdot 10^{-5}$ m/s. Представленные данные показывают, что пластическая деформация в таких условиях — это волновой процесс, период которого $\tau = \lambda/\nu \approx 1/6 \cdot 10^2$ s.

Дальнейший рост деформации вызывал нарушение регулярности наблюдаемой картины. После перехода к стадии параболического упрочнения в образце устанавливались три широкие стационарные зоны локализации деформации. Далее непосредственно перед разрушением формировался неподвижный локальный максимум величины ε_{xx} . Его положение точно указывало место, где впоследствии зарождалась и развивалась устойчивая макроскопическая шейка, которая предшествовала вязкому разрушению образца. Подобная эволюция распределений компонент тензора пластической дисторсии оказывается достаточно универсальной и часто может быть прослежена на многих материалах [1–5].

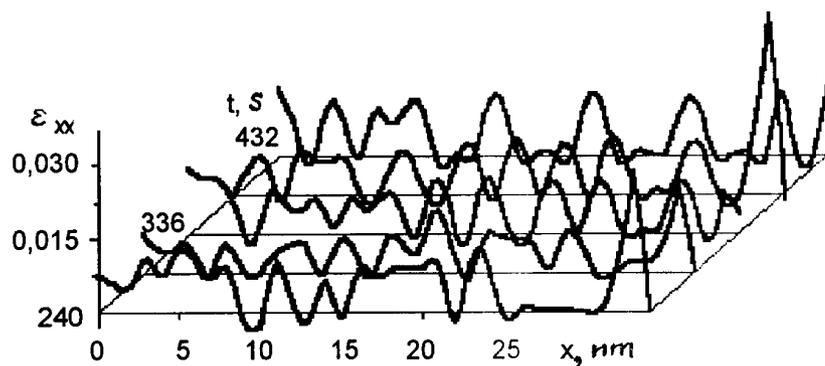


Рис. 2. Пространственно-временное распределение локальных удлинений на линейной стадии деформирования циркониевого сплава.

Наблюдаемые фронты пластической деформации наклонены к оси растяжения образца под углом $\alpha \approx \pi/4$, что, по-видимому, определяется ориентацией площадок максимальных касательных напряжениями при растяжении, аналогично, например, полосе Чернова–Людерса [8]. Видно, что при ширине образца $d = 6 \text{ mm}$ и пространственном периоде распределений $\lambda \approx 5.5 \pm 1 \text{ mm}$, так же как и в случае сплава на основе Cu [5], выполняется геометрическое условие $\lambda = d/\text{tg } \alpha$. Но важно заметить, что в [5] положение фронтов пластического течения задавалось максимальным фактором Шмида для плоскостей скольжения, различно ориентированных относительно оси растяжения использованных монокристаллических образцов.

Таким образом, результаты представленной работы подтверждают сформулированные нами ранее выводы о том, что типы распределений локальных деформаций при нагружении материалов и характер эволюции этих распределений не зависят напрямую от размеров объектов и их внутренней структуры, а определяются поведением коэффициента деформационного упрочнения по мере нарастания уровня общей деформации [2]. Помимо внешнего сходства явлений существенно, что наблюдаемая в сплаве Zr длина волны $\lambda \approx 5.5 \pm 1 \text{ mm}$ близка к тем, какие зафиксированы в монокристаллах сплава на основе Cu [5] и в аустенитной стали [7]. Это заставляет думать, что параметры локализации деформации не определяются напрямую процессами, существенно раз-

лично протекающими на микроскопическом (дислокационном) уровне моно- и поликристаллов [8], а контролируются более крупномасштабными (мезоскопическими) [9] особенностями пластического течения. Можно утверждать, что независимо от моно- или поликристалличности материала одинаковым стадиям диаграммы $\sigma(\varepsilon)$ соответствуют одинаковые типы полей компонент тензора дилатации, что еще раз подтверждает целесообразность отнесения исследуемых явлений [3] к достаточно универсальному классу автоволновых процессов.

Список литературы

- [1] Фролов К.В., Панин В.Е., Зуев Л.Б. и др. // Изв. вузов. Физика. 1990. № 2. С. 19.
- [2] Данилов В.И. Автореф. дис. на соиск. степ. д-ра физ.-мат. наук. Томск: ИФПМ, 1995.
- [3] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Горбатенко В.В. // ЖТФ. 1995. Т. 65. № 5. С. 91.
- [4] Зуев Л.Б., Карташова Н.В., Данилов В.И. и др. // ЖТФ. 1996. Т. 66. № 11. С. 190.
- [5] Данилов В.И., Карташова Н.В., Зуев Л.Б. и др. // ФММ. 1994. Т. 78. № 1. С. 141.
- [6] Васильев В.А., Романовский Ю.М., Яхно В.Г. Автоволновые процессы. М.: Наука, 1987.
- [7] Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. // Proc. of the Conference "Nitrogen Steels". Gliwice, Poland. 1996. P. 293.
- [8] Мак Лин Д. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1965.
- [9] Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. Т. 1 / Под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: Наука, 1995.