

УДК 669.539.382.2

НЕОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ С ПАРАБОЛИЧЕСКИМ ЗАКОНОМ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск

Рассмотрены особенности макролокализации пластической деформации на стадии параболического закона деформационного упрочнения в образцах из промышленных сплавов на основе циркония. Установлено, что в предварительно деформированных заготовках образуются зоны с разным характером локализации пластической деформации. Показано, что макрокартина локализации деформации может быть использована как характеристика способности материала к дальнейшему пластическому формоизменению, например при прокатке труб. Выявлен признак разрушения сплавов при пластической деформации. Обнаружен и исследован масштабный эффект при образовании локализованных зон пластического течения.

Введение. При производстве изделий из промышленных сплавов методами обработки металлов давлением возникает проблема оценки и прогноза запаса пластичности, обеспечивающего продолжение процесса без разрушения полуфабриката или готового изделия. Это особенно важно при холодной прокатке, когда практически невозможны рекристаллизационные процессы. Традиционные способы прогнозирования по показателям пластичности, определяемым из диаграмм напряжение — деформация (σ – ε), не отражают общей тенденции к локализации деформации на протяжении всего процесса формоизменения [1]. Как показано в работах [1–3], по виду зависимости коэффициента деформационного упрочнения $\theta \equiv d\sigma/d\varepsilon$ от деформации $\theta(\varepsilon)$ можно судить о закономерностях распределения зон локализованной деформации при растяжении.

Среди возможных форм зависимостей $\theta(\varepsilon)$ случаи $\theta \approx 0$ (легкое скольжение или площадка текучести) и $\theta = \text{const}$ (стадия линейного упрочнения) наблюдаются сравнительно редко, главным образом, в монокристаллах [4]. В поликристаллических материалах чаще реализуется параболический закон деформационного упрочнения $\sigma \sim \varepsilon^{1/2}$, т. е. $\theta \sim \varepsilon^n$ ($n < 0$). В этом случае (см. [1–3]) в растягиваемом образце образуется упорядоченная система эквидистантно расположенных неподвижных очагов пластической деформации, т. е. имеет место самопроизвольное разделение материала на деформируемые и недеформируемые слои. (В случае $\theta = \text{const}$ такие слои подвижны [1–3].) В [5] отмечается, что расслоение среды является результатом процесса самоорганизации в открытых термодинамически неравновесных системах. В настоящей работе исследуются картины локализации деформации, позволяющие судить о дальнейшем пластическом формоизменении и оценить запас технологической пластичности сплавов на основе циркония (Zr), широко используемых в ядерной энергетике.

1. Методика и материалы. Материалом для исследования послужили промышленные циркониевые сплавы Э125 и Э635, применяемые для изготовления деталей активной зоны ядерных реакторов [6]. Массовая доля элементов, входящих в состав сплавов на основе Zr, приведена в табл. 1. Сплав Э635 предназначен для тонкостенных холоднокатаных оболочечных труб для тепловыделяющих элементов; из сплава Э125, произ-

Таблица 1

Массовая доля элементов, входящих
в состав сплавов на основе Zr [6]

Сплав	Nb	Sn	Fe
Э635	0,95–1,05	1,20–1,30	0,34–0,40
Э125	2,45–2,55	—	0,006–0,012

водимого, главным образом, в виде листового проката, методом сварки изготавливаются трубы большего диаметра и другие детали. Холодная прокатка труб сопровождается большими деформациями, а необходимая технологическая пластичность достигается промежуточными термическими обработками, включающими закалку и отпуск [6]. Выбор оптимального температурно-временного режима термообработки определяется жесткими условиями деформации и осложняется тем, что Zr и его промышленные сплавы претерпевают полиморфное превращение низкотемпературная ГПУ α -фаза — высокотемпературная ОЦК β -фаза.

Для выявления зон локализованной деформации удобен метод спеклинтерферометрии [7], позволяющий получать количественные характеристики деформации, т. е. определять поле векторов смещения в плоском образце при растяжении и рассчитывать компоненты тензора пластической дисторсии (локальные удлинение ε_{xx} , сдвиг ε_{xy} и поворот ω_z [3]). Использование этой методики при анализе пластичности в процессе нагружения образца позволяет определить полную картину эволюции деформации и характер ее локализации в деформируемом образце на разных стадиях процесса [1–3].

2. Локализация деформации в сплавах Zr. На рис. 1 показана эволюция компоненты ε_{xx} при растяжении с постоянной скоростью образца из закаленной и отпущенной после прошивки гильзы (заготовки, из которой далее прокатывается труба) из сплава Э635. В этом случае кривая σ – ε содержит участок линейного деформационного упрочнения и эволюция картины локализации имеет характер волнового процесса. Зоны локализации пластической деформации перемещаются вдоль оси образца со скоростью $V_w \approx 3,5 \cdot 10^{-5}$ м/с [8] при длине волны $\lambda \approx (5,5 \pm 1)$ мм. Результатом последовательного вовлечения в процесс новых объемов материала является достаточно высокая пластичность сплава в этом состоянии.

Для исследования механических свойств и локализации пластического течения использовались образцы, вырезанные из заготовки, полученной при прокатке трубы из исходной цилиндрической гильзы, деформируемость металла которой описана выше. Коническая

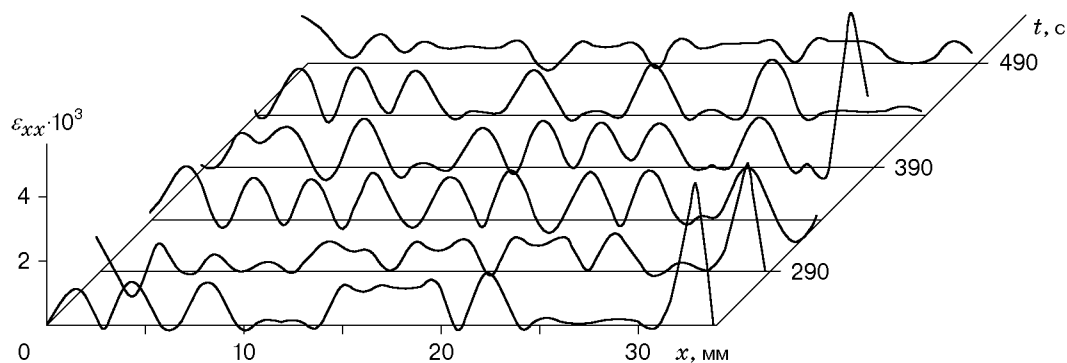


Рис. 1

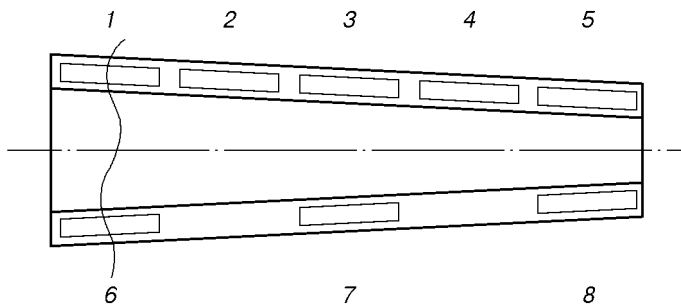


Рис. 2

Таблица 2
Механические свойства образцов,
вырезанных из трубной заготовки (рис. 2)

Номер образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	HV , МПа
1	331	556	8,6	34,0	2100
2	441	659	4,1	26,0	2200
3	398	706	4,0	25,0	2250
4	352	738	4,0	22,5	2270
5	360	683	3,5	22,5	2300

форма заготовки в этом случае определяется увеличением обжатия металла в очаге пластической деформации на стане холодной прокатки труб [6]. На рис. 2 показаны профиль заготовки и места, где вырезались образцы для механических испытаний (1–5) и спеклинтерферометрии (6–8). При механических испытаниях все эти образцы после достижения предела текучести упрочнялись по параболическому закону, так что в них формировалась стационарная эквидистантная система очагов локализованной деформации.

Установлено, что такие механические характеристики, как предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности σ_B , удлинение до разрыва δ , сужение поперечного сечения ψ , определенные из диаграмм деформации для пяти образцов, и твердость HV оказались практически одними и теми же и, следовательно, не позволяют судить о свойствах металла заготовки (табл. 2). Однако различие показанных на рис. 3, а–в картин локализации пластической деформации трех образцов, вырезанных из разных частей заготовки, настолько существенно, что они пригодны для контроля пластических свойств сплава Э635 на разных стадиях технологического процесса. На толстом конце заготовки (малая деформация при прокатке) отчетливо видна зона, где пластическая деформация практически не развивается (рис. 3, а).

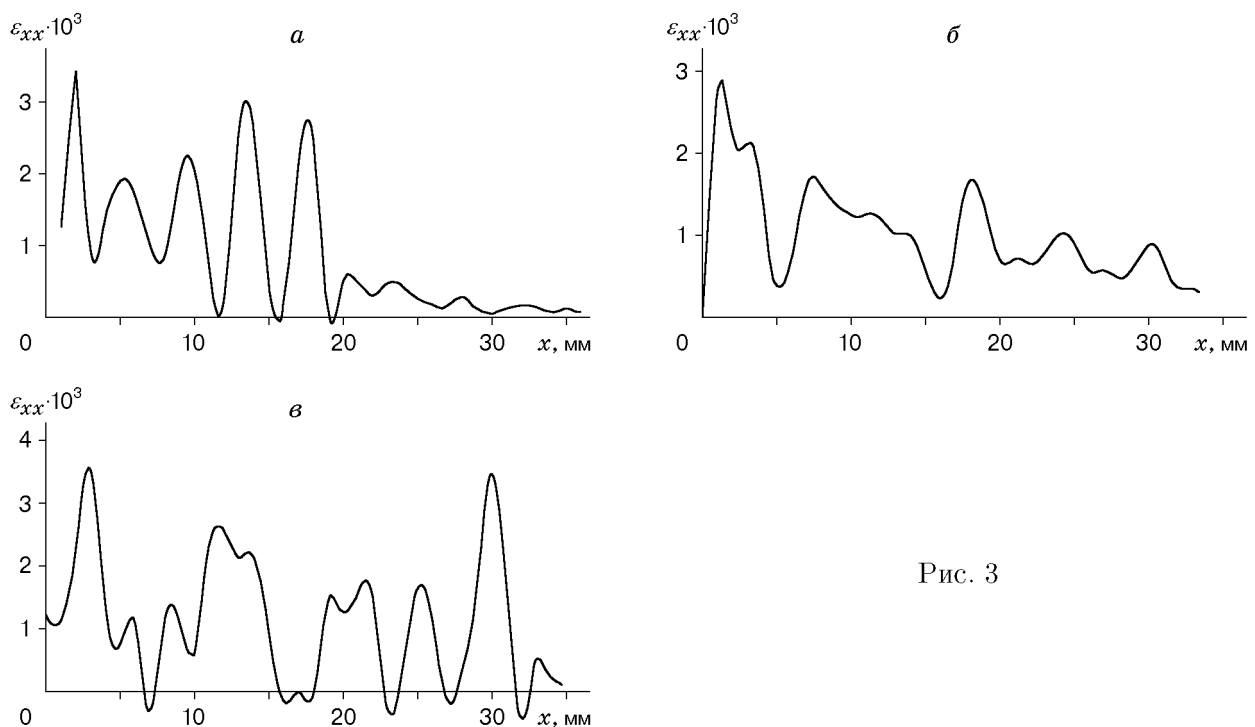


Рис. 3

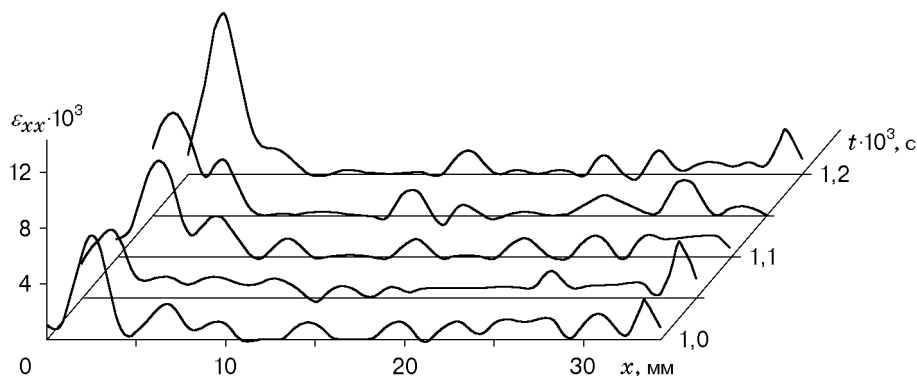


Рис. 4

В этом случае в заготовке имеется опасное сечение (показано волнистой линией на рис. 2), по которому в некоторых случаях происходит разрушение при прокатке. Можно полагать, что на начальной стадии прокатки трубной заготовки в ней возникает резкий скачок механических свойств материала, что проявляется на картинах локализации пластического течения.

По мере увеличения обжатия (уменьшения диаметра заготовки) распределение зон локализации становится более однородным (рис. 3, б, в). В результате пластической деформации металла при холодной прокатке механические свойства выравниваются по объему. Это сохраняет удовлетворительный уровень технологической пластичности сплава Э635 при заметном росте его прочности за счет наклепа [9, 10].

3. Признак разрушения при одноосном растяжении образцов. При растяжении образцов до предельных степеней деформации распределение зон локализации течения приобретает специфический для этого этапа вид. Система стационарных очагов локализованной деформации, характерная для стадии параболического упрочнения, сменяется одним постепенно растущим стационарным максимумом (пиком) компоненты локального удлинения ε_{xx} тензора пластической дисторсии, который указывает на место будущего вязкого разрушения (рис. 4). С момента появления пика практически вся деформация локализуется в этой узкой зоне образца. Максимум возникает при напряжении $\sigma < \sigma_B$ и предшествует образованию и визуальному обнаружению деформационной шейки. Описанное явление характерно для всех случаев вязкого разрушения, практически не зависит от природы материала [1–3] и может служить признаком приближения разрушения.

4. Масштабный эффект при локализации деформации. Вопрос о возможном влиянии размеров деформируемой системы на параметры локализации пластической деформации (масштабный эффект) важен для понимания природы явления локализации деформации. Зависимость между длиной образца L и пространственным периодом локализации λ (среднее расстояние между очагами локализованной деформации в распределениях, подобных приведенным на рис. 1 и 3) позволяет получить дополнительную информацию о природе таких зон локализации и кинетике их возникновения. Исследования зависимости $\lambda(L)$ проведены на образцах длиной 25, 50, 75, 100 и 125 мм при одинаковой ширине 5 мм, изготовленных из однородного листа сплава Э125 толщиной 1,6 мм. Поскольку механические характеристики сплавов Zr–Nb чувствительны к изменениям структуры и фазового состава [11, 12], использование в этом случае листового материала позволило поддерживать в эксперименте достаточную однородность свойств. Длина пространственного периода локализованной деформации определялась при одинаковой для всех размеров образцов общей деформации $\varepsilon_{tot} \approx 2,5\%$.

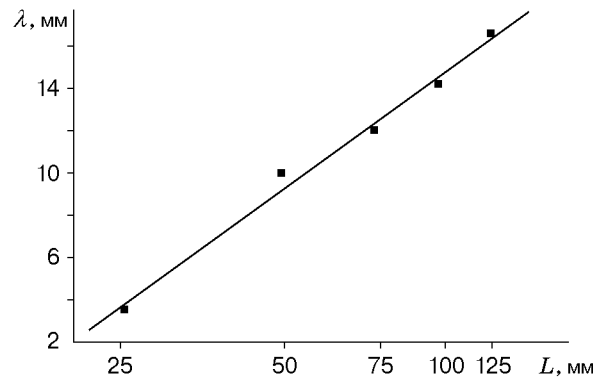


Рис. 5

Оказалось, что при одних и тех же скорости растяжения, ширине образца и температуре

$$\lambda(L) = \lambda_0 + \alpha \ln L, \quad (1)$$

причем $\lambda_0 = -21,4$ мм, $\alpha = 7,8$ мм, а коэффициент корреляции $\rho = 0,99$ (рис. 5). Полученную зависимость можно интерпретировать следующим образом. Допустим, что производная $d\lambda/dL > 0$ обратно пропорциональна вероятности зарождения очага локализации w ; последняя, в свою очередь, пропорциональна длине образца: $d\lambda/dL \sim w^{-1} \sim L^{-1}$. Таким образом, $d\lambda = \alpha dL/L$, что приводит к зависимости (1). Коэффициент пропорциональности α имеет смысл масштабной единицы пространственной неоднородности пластической деформации в образце.

Из (1) следует, что $\lambda = 0$ при $L_0 \approx 2\alpha \approx 15,5$ мм (рис. 5), причем величина L_0 может рассматриваться как минимальный размер образца, в котором еще возможно возникновение периодических картин локализации пластического течения. В образцах длиной $L \leq L_0$ при растяжении следует ожидать однородного распределения деформации. В частности, этим, возможно, объясняется то, что в литературе, посвященной проблемам локализации деформации, редко упоминается о возникновении периодических картин локализации пластической деформации (см., например, [13]). Возможность локализации деформации в больших образцах, видимо, является причиной существования масштабного эффекта (зависимости прочности от размеров [14], играющей важную роль в технике).

Заключение. Таким образом, механические характеристики сплавов, получаемые с помощью традиционных механических испытаний, не полностью описывают свойства материалов, особенно при предварительной неравномерной деформации, характерной для технологических процессов, и должны дополняться информацией об эволюции зон локализованной деформации. Важную роль при этом играет размер образца, поскольку, как показано выше, с ним связан пространственный масштаб локализации. Это обстоятельство следует учитывать, например, при оценке механических свойств с помощью образцов малого размера. В лабораторной практике во многих случаях (особенно при проведении исследований на монокристаллах) из соображений экономии материала используются образцы с длиной рабочей части не более $15 \div 20$ мм. Ясно, что при постановке экспериментов, подобных описанным выше, на образцах малого размера, вырезанных из той же конической заготовки, области локализации могли остаться незамеченными. В то же время очаг пластической деформации в технологических процессах обработки давлением обычно имеет значительные размеры, и в нем следует ожидать развития существенной неоднородности течения, определяющей деформируемость металла и степень готовности к разрушению заготовок.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Зуев Л. Б., Данилов В. И., Горбатенко В. В.** Автоволны локализованной пластической деформации // Журн. техн. физики. 1995. Т. 65, № 5. С. 91–103.
2. **Зуев Л. Б., Данилов В. И.** О природе крупномасштабных корреляций при пластическом течении // Физика твердого тела. 1997. Т. 39, № 8. С. 1399–1403.
3. **Zuev L. B., Danilov V. I.** A self-excited wave model of plastic deformation in solids // Philos. Mag. Ser. A. 1999. V. 79, N 1. P. 43–57.
4. **Бернер Р., Кронмюллер Г.** Пластическая деформация монокристаллов. М.: Мир, 1969.
5. **Николис Г., Пригожин И.** Познание сложного. М.: Мир, 1990.
6. **Займовский А. С., Никулина А. В., Решетников Н. Г.** Циркониевые сплавы в ядерной энергетике. М.: Энергоатомиздат, 1994.
7. **Джоунс Р., Уайкс К.** Голографическая и спеклинтерферометрия. М.: Мир, 1986.
8. **Данилов В. И., Заводчиков С. Ю., Баранникова С. А. и др.** Прямое наблюдение автоволн пластической деформации в циркониевых сплавах // Письма в ЖТФ. 1998. Т. 24, № 1. С. 26–30.
9. **Гинзбург И. Э., Жигалкин В. М., Котрехов В. А. и др.** Прочность и деформируемость циркониевого сплава Э110 при простом и сложном нагружении // ПМТФ. 1995. Т. 36, № 5. С. 158–162.
10. **Полетика Т. М., Зыков И. Ю., Карташова Н. В. и др.** Локализация макродеформации в сплавах на основе Zr // Материаловедение. 1999. № 10. С. 32–37.
11. **Winton J., Murgatroyd R. A., Watkins B., Nickols R. W.** The strength of Zr–2,5 % Nb alloy in the annealed and cold worked condition // Proc. of the Intern. conf. on the strength of metals and alloys, Tokyo, Sept. 4–8, 1968. Tokyo: Trans. Japan Inst. Metals, 1968. V. 9. P. 630–636.
12. **Choubey R., Aldridge S. A., Theaker J. R., Cann C. D.** Effect of extrusion-billet preheating on the microstructure and properties of Zr–2,5 % Nb pressure tube materials // Zirconium in the nuclear industry: Proc. of the 11th Intern. symp., Garmisch-Partenkirchen, Germany, Sept. 11–14, 1995. West Conshohocken, USA: ASTM Publ., 1996. P. 657–675.
13. **Барахтин Б. К., Владимиров В. И., Иванов С. А. и др.** Периодичность структурных изменений при ротационной пластической деформации // Физика металлов и металловедение. 1987. Т. 63, № 6. С. 1185–1191.
14. **Чечулин Б. Б.** Масштабный фактор и статистическая теория прочности металлов. М.: Металлургиздат, 1963.

Поступила в редакцию 19/1 2000 г.
