

УДК 660.539.382.2

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ В СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ С ГЕКСАГОНАЛЬНО ПЛТНОУПАКОВАННОЙ РЕШЕТКОЙ НА МАКРО- И МИКРОУРОВНЯХ

Т.М. Полетика, Г.Н. Нариманова*, С.В. Колосов

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН. г. Томск

*Томский политехнический университет, филиал в г. Юрге

E-mail: rin@ftf.tsu.ru

Проведено экспериментальное исследование характера локализации деформации на параболической стадии пластического течения и стадии предразрушения в образцах из промышленных сплавов циркония. Проведены электронно-микроскопические исследования микроструктуры деформированных образцов. Установлена связь между параметрами макродеформации и дислокационной структуры.

Известно, что пластическое деформирование материалов протекает макроскопически неоднородно на всех стадиях нагружения [1, 2]. Существует однозначное соответствие между режимом пластического течения на некотором участке деформационной кривой и типом пространственно-временного распределения компонент тензора дисторсии. Однако, отсутствие прямых экспериментальных данных не позволяет установить связь между макролокализацией пластической деформации и дислокационными характеристиками деформируемой среды.

В данной работе исследуется характер локализации деформации на параболической стадии пластического течения и стадии предразрушения в образцах из промышленных сплавов циркония Э110 и Э635, применяемых для изготовления труб тепловыделяющих элементов ядерных реакторов [3]. Для этих сплавов характерны продолжительная параболическая стадия и долгая деформация на стадии предразрушения. Интерес к сплавам Zr с гексагонально плотноупакованной (ГПУ) решеткой обусловлен также тем, что не существует единого представления о природе пластической деформации и механизмах деформационного упрочнения даже для чистого циркония [4]. Поэтому изучение процессов локализации пластического течения, соответствующих различным стадиям деформационной кривой вплоть до разрушения, и взаимосвязи их с изменением микроструктуры очень актуально. Эти данные необходимы для выяснения закономерностей эволюции микроструктуры, ведущих к локализации деформации на макроуровне и образованию очага разрушения материала, в частности для оценки запаса технологической пластичности сплавов Э110 и Э635.

Плоские образцы с размерами рабочей части 42×5×2 мм растягивались на испытательной машине Instron-1185 при скорости перемещения подвижного захвата 0,1 мм/мин. Одновременно методом спеклинтерферометрии [2, 5] фиксировалось поле векторов смещений точек на поверхности образцов $r(x,y)$. Путем численного дифференцирования этого поля могут быть получены все компоненты тензора пластической дисторсии $\beta_{ij} = \nabla r$. Далее для простоты приводятся данные лишь о компоненте локального удлинения ϵ_{xx} .

Электронно-микроскопические исследования проводились на электронном микроскопе ЭМВ-125К при ускоряющем напряжении, равном 125 кВ, на тонких фольгах, приготовленных электрополировкой в электролите 90 % $\text{CH}_3\text{OH} + 10\% \text{HClO}_4$ при температуре -50°C .

Анализ кривых нагружения исследуемых сплавов показал, что они в целом подобны: на них имеется переходная стадия упрочнения, следующая непосредственно за пределом текучести, и выполняется параболический закон упрочнения. Параболическая стадия упрочнения для обоих сплавов начинается при $\epsilon \approx 2\%$ и характеризуется постоянно уменьшающимся коэффициентом деформационного упрочнения θ . Начиная с $\epsilon \approx 5\%$ коэффициент θ становится очень малым, а затем близким к нулю, что соответствует четвертой стадии деформационного упрочнения [6].

Далее с использованием величины приложенного напряжения и деформации были введены логарифмические координаты $\ln(S - S_0) - \ln e$, где $S = \sigma(1 + \epsilon)$, $S_0 = \sigma_0(1 + \epsilon_0)$, $e = \ln(1 + \epsilon)$, а величина σ_0 определена путем экстраполяции зависимости $\sigma(\epsilon)$, перестроенной в координатах $S - \sqrt{e}$, на нулевую деформацию [4]. Это позволило разбить каждую параболическую деформационную кривую на ряд прямолинейных участков с постоянно уменьшающимся показателем параболическости n (рис. 1). Кривая пластического течения заканчивается участком с $n \approx 0$, соответствующим стадии развития видимой шейки (на рис. 1 не показан).

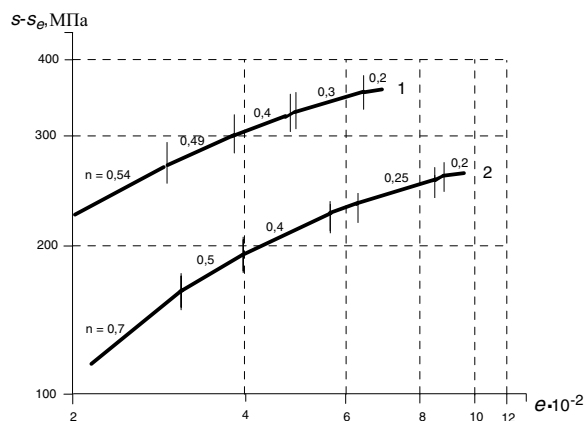


Рис. 1. Кривые пластического течения для сплавов: 1) Э635, 2) Э110

Использование метода лазерной спеклинтерферометрии позволило проследить эволюцию картины макролокализации деформации ε_{xx} на всех стадиях деформационной кривой. Так, при $\varepsilon \approx 2\%$ в пространстве образца устанавливается стационарная (неподвижная) система максимумов локализации деформации, соответствующая параболической стадии пластического течения [1, 2]. На рис. 2 показано распределение локальной деформации для исследуемых сплавов на параболической стадии деформационного упрочнения при $n \geq 0,5$ (а) и на стадии предразрушения при $n \rightarrow 0$ соответственно (б). При $n < 0,5$ начинается движение очагов локализации деформации, которое продолжается на участках с меньшими значениями показателя параболичности вплоть до образования шейки.

На рис. 3 приведена зависимость положения максимумов локализации (x – абсцисса очага локализованной деформации на оси образца) от общей деформации образца ε , типичная для этих сплавов. Между параболическими участками деформационной кривой с показателями $n \approx 0,4$ и $n \approx 0,3$ наблюдается почти горизонтальный участок, на котором деформация увеличивается на $0,002\varepsilon$. Этот участок соответствует моменту образования первичной шейки (рис. 2, б). На участке параболической стадии деформационного упрочнения с $n \approx 0,2$ практически завершается формирование очага предразрушения, и далее при $n \rightarrow 0$ происходит образование шейки, которая к этому моменту уже наблюдается визуально.

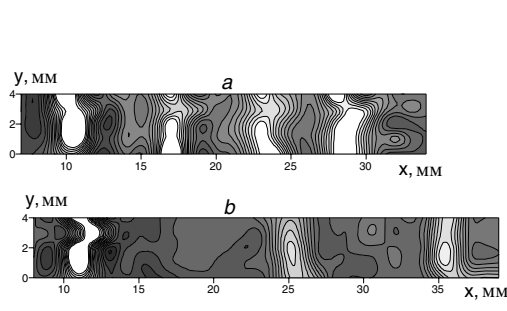


Рис. 2. Пространственное распределение очагов локализованной деформации

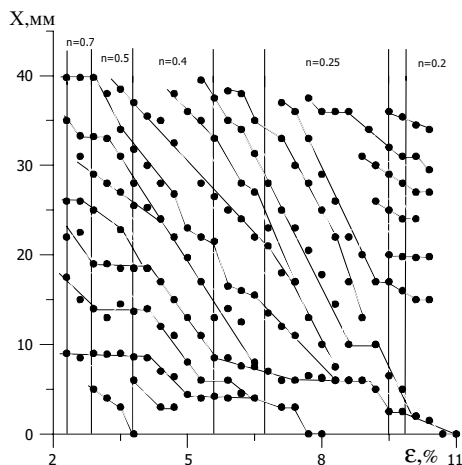


Рис. 3. Положение максимумов очагов локализации деформации

На рис. 4 представлены зависимости скорости движения фронтов V локализованной деформации на параболической стадии упрочнения от показателя параболичности n .

Следует отметить, что с увеличением предела прочности σ_s исследованных сплавов скорости движения очагов локализованной деформации увеличиваются. Это свидетельствует о том, что скорость движения фронтов локализации деформации к шейке, т.е. скорость формирования шейки, определяется уровнем напряжений в образце при пластическом течении.

Таким образом, при $n < 0,5$ очаги локализованного течения объединяются, что приводит к формированию шейки и переходу пластического течения в пластическое разрушение. При этом очаги локализованной деформации движутся, но движение не является согласованным, аналогично наблюдаемому на стадии линейного упрочнения [1, 2].

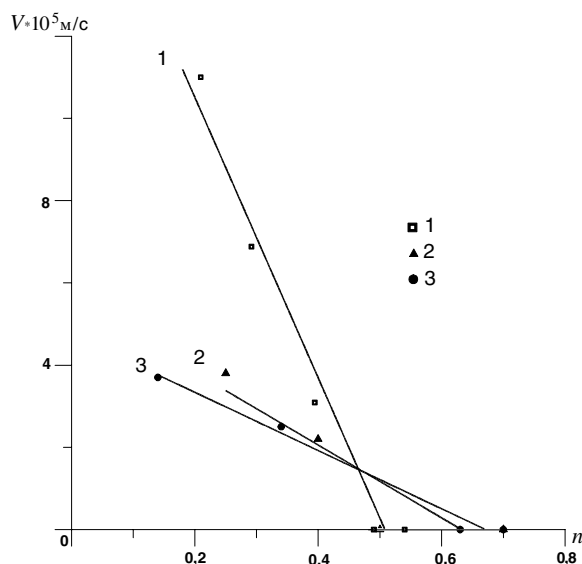


Рис. 4. Зависимости скорости движения фронтов V локализованной деформации от показателя параболичности n : 1) для сплава Э635; 2) для сплавов Э110: 2) в рекристаллизованном состоянии, 3) в закаленном состоянии

В результате электронно-микроскопических исследований микроструктуры деформированных образцов была установлена следующая последовательность превращений дислокационных субструктур: хаотическое распределение дислокаций \rightarrow скопления дислокаций \rightarrow сетчатая субструктура \rightarrow ячеисто-сетчатая субструктура \rightarrow полосовая субструктура \rightarrow субструктура с непрерывными и дискретными разориентировками \rightarrow фрагментированная структура. Причем последние две из них характерны для параболической стадии ($n < 4$), а четвертая стадия пластического течения ($n \rightarrow 0$) обусловлена зарождением очага предразрушения и формированием шейки в материале [6, 7].

Далее была проанализирована связь длины волны локализованной деформации λ , представляющей собой расстояние между активными очагами пластической деформации на стадии параболического упрочнения, и среднего размера элементов дислокаци-

онной структуры \bar{d} при тех же степенях общей деформации. При этом средний характерный размер элементов дислокационной субструктуры \bar{d} для ячеисто-сетчатой дислокационной субструктуры определялся как расстояние между сгущениями дислокаций, для полосовой структуры (рис. 5, а) – как расстояние между субграницами, для фрагментированной (рис. 5, б) – как размер самих фрагментов.

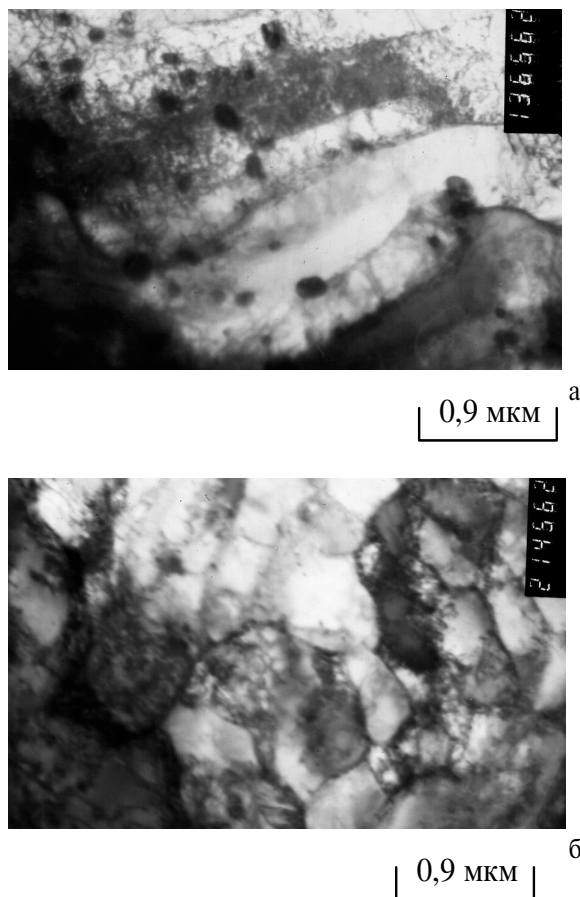


Рис. 5. Эволюция дислокационной структуры

Было установлено, что между величинами λ и \bar{d} существует простая линейная зависимость типа

$\lambda = \lambda_0 + \alpha \bar{d}$ (рис. 6), где безразмерный коэффициент пропорциональности $\alpha = 1,3 \cdot 10^4$, а $\lambda_0 = 4,2$ мм, что указывает на взаимосвязь дислокационной структуры деформированного сплава и периодичности локализации пластической деформации в нем.

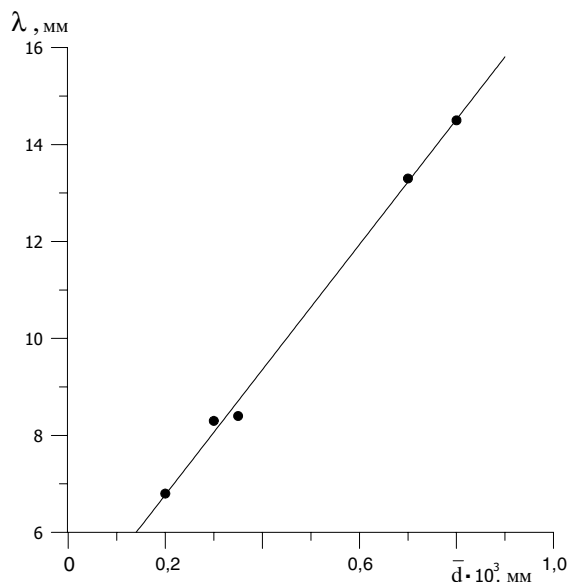


Рис. 6. Зависимость длины волны локализованной деформации λ от характерного размера элементов дислокационной субструктуры \bar{d}

Таким образом, развитие пластической деформации представляет собой сложный процесс самосогласованного зарождения и движения локализованных очагов пластического течения. В результате направленного движения деформационных фронтов к одному очагу локализации и слияния с ним происходит периодическое накопление в нем деформации, что проявляется в более быстрой смене дислокационных субструктур вплоть до образования фрагментированной структуры, наблюдаемой при формировании шейки. Картина и динамика движения очагов локализованной деформации существенно зависят от вида закона деформационного упрочнения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зув Л.Б., Данилов В.И. О природе крупномасштабных корреляций при пластическом течении // Физика твердого тела. — 1997. — Т. 39. — № 8. — С. 1399–1403.
2. Zuev L.B., Danilov V.I. A self-excited wave model of plastic deformation // Philos. Mag. Ser. A. — 1999. — V. 79. — № 1. — P. 43–57.
3. Займовский А.С., Никулина А.В., Решетников Н.Г. Циркониевые сплавы в ядерной энергетике. — М.: Энергоатомиздат, 1994. — 256 с.
4. Папилов И.И., Тихинский Г.Ф. Природа пластической деформации циркония: Харьков, 1976 // Препринт АН УССР. Харьков. физ.-техн. ин-т; № 76-23. — 36 с.
5. Джоунс Р., Уайкс К. Голографическая и спеклинтерферометрия. — М.: Мир, 1986. — 321 с.
6. Козлов Э.В., Старенченко В.А., Конева Н.А. Эволюция дислокационной субструктуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов // Металлы. — 1993. — № 5. — С. 152–161.
7. Рыбин В.В. Физическая модель явления потери механической устойчивости и образования шейки // Физика металлов и металловедение. — 1977. — Т. 44. — № 3. — С. 623–632.