

05.1

Макролокализация пластического течения в монокристаллах цинка, ориентированных для базисного скольжения

© В.И. Данилов, К.В. Гончиков, Л.Б. Зуев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
E-mail: dvi@ms.tsc.ru

Поступило в Редакцию 20 августа 2003 г.

Представлены результаты исследования макролокализации пластической деформации при активном нагружении монокристаллов цинка. Показано, что характер локализации закономерно меняется в соответствии со стадийностью деформационной кривой. Проведено сравнение полученных результатов с аналогичными для монокристаллов с гранецентрированной решеткой. Отмечены общие закономерности и особенности эволюции картин локализации пластического течения материалов с различной кристаллической структурой.

Количественные исследования макролокализации пластической деформации в металлических монокристаллах, предпринятые с середины 90-х гг. предыдущего столетия [1–4], позволили определить пространственно-кинетические параметры данного процесса и установить обусловленность его типом деформационной кривой соответствующего материала. В цитируемых работах показано, что картины макролокализации всегда имеют упорядоченный характер. На площадках текучести, где деформация осуществляется путем распространения полосы Чернова–Людерса, вдоль нагружаемого объекта перемещается с постоянной скоростью одиночный фронт локализации. На стадиях легкого скольжения таких фронтов бывает несколько; они могут двигаться однонаправленно или встречно, но каждый элемент образца при их движении заматывается всего один раз. На стадиях линейного упрочнения происходит синхронное движение серий эквидистантных деформационных фронтов, а пространство образца последовательно проходит ими несколько раз. На параболических стадиях после хаотизации

полей деформаций возникает система стационарных пространственно-периодических зон локализации.

Описанная систематизация была установлена на монокристаллах чистых гранецентрированных кубических (ГЦК) металлов и легированных ГЦК-сплавов, а затем подтверждена на объемноцентрированных кубических (ОЦК) материалах. Гексагональные с плотной упаковкой (ГПУ) монокристаллы в этом отношении ранее исследованы не были. В то же время при внешнем подобии чередования стадий деформационных кривых микромеханизмы пластического течения в ГПУ-материалах коренным образом отличаются от аналогичных в ГЦК- и ОЦК-монокристаллах [5–7].

В качестве объекта для исследований были использованы монокристаллические пластины цинка с чистотой 99.997%. Размеры рабочей части составляли $25 \times 4 \times 2.5$ mm. Продольная ось имела направление $[\bar{1}2\bar{1}4]$, а широкая грань являлась плоскостью (0443). Такие кристаллографические параметры обеспечивают базисное скольжение по системам (0001) $[\bar{1}2\bar{1}0]$ и (0001) $[\bar{1}2\bar{1}0]$. Факторы Шмида для них ± 0.48 соответственно. Эти системы дают следы скольжения на рабочей грани образца с ориентацией $[\bar{2}110]$, которые составляют с осью растяжения угол 90° .

Подготовленные образцы подвергались активному растяжению со скоростью $\dot{\varepsilon} = 6.7 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ при комнатной температуре. Как и следовало ожидать [5], была получена деформационная кривая, на которой ясно выделяются все три стадии базисного скольжения ГПУ-монокристаллов: *A*, *B* и *C*. Критическое напряжение сдвига составило $\tau_0 = 2.4$ МПа, общая линейная деформация до разрушения — $\varepsilon_{tot} = 270\%$, продолжительность стадии *A* $\gamma_A = 0.48$, стадии *B* $\gamma_B = 0.6$ и стадии *C* γ_C от 1.6 до разрушения. Перед началом стадии *A* и между стадиями *A* и *B* наблюдались продолжительные переходные участки $\gamma_{e-A} = 0.28$ и $\gamma_{A-B} = 0.24$. Переход от стадии *B* к стадии *C* осуществлялся плавно. Стадии *A* и *B* прямолинейные с коэффициентами упрочнения $\theta_A = 3.26$ МПа и $\theta_B = 3.74$ МПа соответственно. (Здесь $\theta = d\tau/d\gamma$). На стадии *C* коэффициент упрочнения монотонно снижается, что позволило определить ее как параболическую.

На каждой из стадий методом двухэкспозиционной спекл-интерферометрии исследовалась эволюция полей векторов смещений точек поверхности рабочей грани, а затем — распределений локальных удлинений ε_{xx} [1,3].

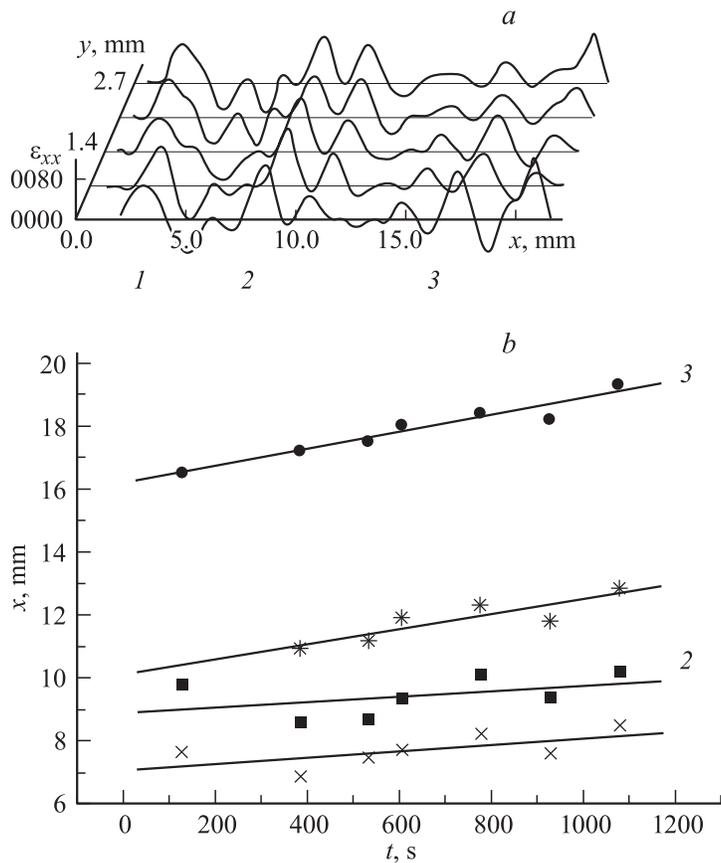


Рис. 1. Очаги локализации деформации на стадии А при общей деформации $\gamma_{tot} = 0.3$ (а). Движение деформационных фронтов на стадии А (b).

После перехода от упругости к развитому пластическому течению (начало стадии А) в образце формируются три зоны локализации, где скорость накопления деформации на порядок превышает прирост $\Delta\epsilon_{tot}$ (рис. 1, а, b). Эти зоны располагаются нормально к оси растяжения образца, т.е. представляют собой места преимущественных выходов на поверхность базисных дислокаций. Такая ситуация отмечалась нами

ранее на стадиях легкого скольжения ГЦК-монокристаллов, например меди и никеля [2], когда зоны локализации были ориентированы вдоль направления следов скольжения первичной системы. Из рис. 1, *a* видно, что рассматриваемые зоны по длине образца располагаются у обоих захватов (1 и 3), а также в середине (2). Обращает на себя внимание сложное строение среднего очага локализации (2). Он состоит из трех связанных максимумов, расстояние между которыми чуть больше 2 мкм. По мере деформирования этот центральный очаг расширяется. Причем перемещается один из трех максимумов, расположенный ближе к подвижному захвату испытательной машины. Перемещается также очаг локализации, находящийся вблизи подвижного захвата. Заметить перемещение зоны локализации у неподвижного захвата не удалось. На рис. 1, *b* положения зон локализации представлены в зависимости от времени нагружения. По этим данным оценены скорости экспансии зон локализации, которые оказались $v_3 = 2.6 \cdot 10^{-6}$ м/с и $v_2 = 2.3 \cdot 10^{-6}$ м/с для очага у подвижного захвата (3) и для центрального очага (2) соответственно. Факт такого движения нельзя объяснить простым удлинением образца, так как скорость перемещения подвижного захвата испытательной машины поддерживалась, как это указано выше, постоянной $v_m = 1.67 \cdot 10^{-6}$ м/с. Истинную скорость перемещения фронтов деформации можно оценить как $v_{fr} = v_n - \varepsilon X_n$, где X_n — положение соответствующего фронта в начале стадии *A*, когда образец можно считать недеформированным, а v_n — полученная из рис. 1, *b* скорость фронта. Тогда скорости перемещения обеих зон оказываются одинаковыми $v_{fr} = 1.5 \cdot 10^{-6}$ м/с. Если учесть, что временная продолжительность стадии *A* ≈ 4500 с, то за это время оба фронта пройдут расстояние ≈ 7 мкм. Это означает, что подвижный край средней зоны 2 к окончанию стадии *A* достигнет начального положения зоны 3, а сама зона 3 дойдет до конца рабочей части образца.

Переход к линейной стадии *B* изменяет характер распределения деформаций. Картина распределения деформаций по образцу на стадии *B* состоит из трех отчетливых очагов (зон) локализации деформации (рис. 2, *a*). На протяжении всей рассматриваемой стадии эти зоны локализации деформации неподвижны, однако между ними существуют малоамплитудные максимумы локальных удлинений, которые с течением времени перемещаются со средней скоростью $2.7 \cdot 10^{-5}$ м/с к этим трем основным зонам (рис. 2, *b*). С окончанием стадии *B* такое движение прекращается, а устойчивость стационарных зон теряется.

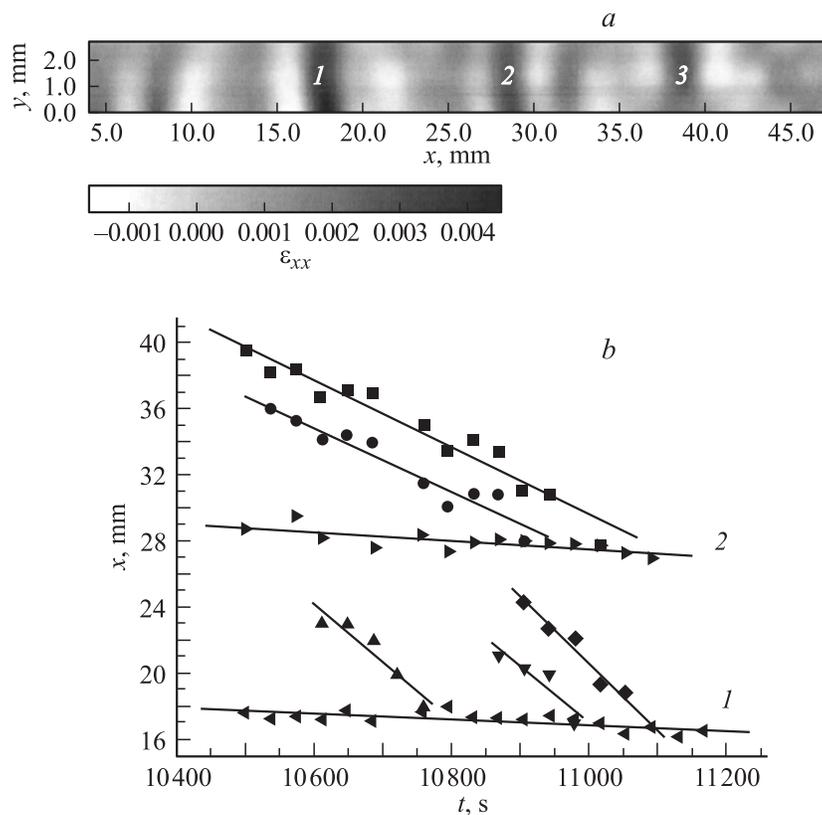


Рис. 2. Стационарные зоны (1, 2, 3) и подвижные очаги локализации деформации монокристалла Zn на стадии B $\gamma_{tot} = 1.168$ (a). Кинетика движения очагов в районе зон 2 и 3 (b).

На параболической стадии C стационарные устойчивые зоны 1, 2 и 3, которые существовали на стадии B , теряют свою пространственную периодичность и постепенно смещаются к подвижному захвату образца. Причем скорости их тем выше, чем дальше они от указанного захвата. Максимальная амплитуда скорости накопления пластической деформации наблюдается в зоне 3. В этой зоне с максимальной амплитудой локального удлинения в дальнейшем через 2 часа произошло разруше-

ние образца. На данную основную тенденцию эволюции локализации деформации накладывается случайное появление очагов локализации небольшой амплитуды в различных областях образца.

Проводя сравнение всей совокупности представленных здесь результатов с аналогичными данными о локализации пластического течения в ГЦК-монокристаллах, можно прийти к следующим заключениям. Стадию *A* ГПУ-монокристаллов следует считать аналогом *I* стадии легкого скольжения ГЦК-материалов, стадию *B* — аналогом *II* (линейной) стадии и стадию *C* — аналогом *III* (параболической) стадии [5]. Тогда можно было бы ожидать подобия эволюции картин локализации макродеформации на соответствующих стадиях. Тем более что для поликристаллических материалов установлено строгое соответствие типа локализации с законом пластического течения независимо от кристаллографического строения, как указано, например, в [1]. Однако для стадии *A* полного соответствия установленным ранее закономерностям не наблюдается. Действительно, к началу этого участка кривой нагружения монокристалла Zn были уже сформированы три очага локализации деформации, которые затем наблюдались в течение всей стадии *A*. Подвижными оказались не целиком зоны локализации, а только их передние фронты. Но движение указанных фронтов, как и в случае других материалов, происходило с постоянными и одинаковыми скоростями, а пространство образца заматалось ими один раз в течение рассматриваемой стадии. Большая протяженность стадии *A* обусловила очень малые скорости движения фронтов, но сопоставимая кинетика картин локализации ранее наблюдалась нами в монокристаллах высокомарганцевистого аустенита, ориентированного для одиночного двойникования [4].

На стадии *B* отличия в эволюции картин локализации деформации монокристаллов цинка еще заметнее. Здесь наблюдаются стационарные очаги деформации, которые разбивают образец на три отдельные части. Но в каждой части образца происходит синхронное движение более мелких максимумов локализованных удлинений с постоянными скоростями. Только перемещаются эти очаги деформации в пределах частей образца, образованных стационарными зонами. Границами этих зон, по-видимому, могут быть полосы сбросов, которые наблюдались при растяжении монокристаллов Zn еще Регелем и Говорковым [8]. При этом скорости подвижных очагов по порядку величин соизмеримы с зарегистрированными в ГЦК-монокристаллах [1–4].

Наконец на параболической стадии C следовало ожидать существования стационарных пространственно-периодических зон локализации [3]. Однако в монокристаллах цинка на этой стадии, наоборот, происходит движение ранее стационарных очагов к месту будущего разрушения. Но, как показано в [9], на параболической стадии кривой нагружения гексагонального поликристаллического сплава $Zr-1\%Nb$ стационарная система фронтов локализации деформации наблюдается только при показателе параболичности $n \geq 0.5$. При $n < 0.5$ максимумы локализации движутся сначала эквидистантно. При малых значениях показателя параболичности ($n < 0.3$) их движение теряет синхронность, и максимумы локализации деформации объединяются в один очаг — место будущего разрушения. Такое поведение, по-видимому, не является особенностью ГПУ-материалов, а связано с величиной показателя параболичности, так как подобная ситуация наблюдалась нами и на параболической стадии ОЦК-образцов.

Список литературы

- [1] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Семухин Б.С. // Успехи физики металлов. 2002. Т. 3. № 3. С. 237–304.
- [2] Данилов В.И., Гончиков К.В., Зуев Л.Б. и др. // Кристаллография. 2002. Т. 47. № 4. С. 730–736.
- [3] Zuev L.B., Danilov V.I. // Philosophical Magazine. A. 1999. V. 79. N 1. P. 43–57.
- [4] Данилов В.И., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. // ЖТФ. 2003. Т. 73. В. 11. С. 69–75.
- [5] Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. М.: Мир, 1969. 272 с.
- [6] Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.
- [7] Старцев В.И., Ильичев В.Я., Пустовалов В.В. Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах. М.: Металлургия, 1975. 328 с.
- [8] Урусовская А.А. // Некоторые вопросы физики пластичности кристаллов. М.: Изд. АН СССР, 1960. С. 75–116.
- [9] Полетика Т.М., Данилов В.И., Зуев Л.Б. и др. // ЖТФ. 2002. Т. 72. В. 9. С. 57–62