

УДК 669.15.728:539.37

Б.С. Семухин¹, В.И. Данилов¹, Н.А. Плосков¹, Г.В. Шляхова^{1,2}¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск)² Северский технологический институт НИЯУ «МИФИ»

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЭВОЛЮЦИЯ БЛОЧНОЙ СТРУКТУРЫ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ТИТАНЕ

Аннотация. Рассмотрен процесс пластического деформирования субмикроструктурного титана. С помощью методов спекл-фотографии и рентгеновской дифрактометрии изучены распределения локальных деформаций и упругих искажений по рабочей части образцов. Установлено, что на стадии предразрушения в образце формируется очаг локализации деформации, где значения компонент тензора дисторсии максимальны. На границах этого очага упругие искажения достигают максимума, а затем снижаются. В очаге локализации деформации происходит измельчение блоков-кристаллитов.

Ключевые слова: субмикроструктурный титан, локализация деформации, автоволны локализации, упругие искажения, блочная структура.

THE PLASTIC DEFORMATION LOCALIZATION AND THE BLOCK STRUCTURE EVOLUTION IN SUBMICROCRYSTALLINE TITANIUM

Abstract. The plastic deformation process of submicrocrystalline titanium has been investigated. Using speckle-photography and X-ray diffractometry techniques, the local strain distributions and elastic lattice distortions for the work part of the specimen surface have been examined. It is established that in the sample at the pre-fracture stage a site of localized deformation is formed where the plastic distortion tensor components have maximal values. The elastic lattice distortions occurring on the site boundaries will also achieve maximal values; however, within the site the same values are found to decrease. Moreover, a reduction in the size of blocks occurs within the area of localized plasticity zone.

Keywords: submicrocrystalline titanium, deformation localization, localized deformation autowave, elastic distortions, block structure.

В настоящее время локализация макроскопической пластической деформации при нагружении кристаллических твердых тел является надежно установленным фактом, она развивается в виде автоволн локализованной деформации, причем тип автоволны задается стадийностью деформационной диаграммы материала [1, 2]. В работе [2] Л.Б. Зуев подчеркивает, что автоволна локализованной деформации представляет собой единый процесс, протекающий и в фоновой подсистеме, и в подсистеме деформационных дефектов. С этой точки зрения эффективными представляются эксперименты, в которых одновременно анализируются распределения локальных деформаций и локальных упругих искажений, как это выполнено, например, в работе [3].

С другой стороны в ряде работ было указано [4 – 6], что в нанокристаллических и субмикроструктурных материалах эволюция картин локализации деформации, подчиняясь общим закономерностям, отличается определенным своеобразием. Например, в таких материалах никогда не наблюдаются фазовые автоволны локализованной деформации, а коллапс автоволн, развивающийся на стадии предразрушения, имеет наиболее отчетливый, ярко выраженный характер и происходит в течение большого промежутка времени. В этих условиях анализ напряженного и деформированного состояний в локальных зонах можно провести более корректно.

В настоящей работе использованы плоские образцы субмикроструктурного титана ВТ1-0, полученно-

го интенсивной пластической деформацией комбинированным методом *abc*-прессования в пресс-форме и прокаткой с последующим дорекристаллизационным отжигом [7]. Структура таких образцов представлена равноосными зернами размерами 0,2 – 0,6 мкм, их объемная доля составляет около 65 %. Остальной объем занимают структурные элементы размерами менее 0,2 мкм. Форма образцов (двойная лопатка с рабочей частью 40×6×1,5 мм) определялась видом механического нагружения – одноосное растяжение с постоянной скоростью $8,33 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Растяжение образца проводили с одновременной регистрацией полей деформаций методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [1]. Особенность деформационной кривой титана в субмикроструктурном состоянии в том, что после достижения максимального напряжения σ_v спад нагрузки происходит очень медленно, и на нисходящей ветви накапливается в 1,5 раза большая деформация, чем на восходящей ветви. При этом стадия предразрушения, которая согласно автоволновой теории пластической деформации [1] соответствует коллапсу автоволны, расположена на кривой нагружения практически полностью после достижения максимального напряжения σ_v , то есть глобальная и локальная потери устойчивости пластического течения происходят одновременно. Однако и в этом случае деформация происходит в нескольких макроскопических очагах, а видимая шейка разрушения появляется значительно позднее. В настоящем случае нагружение образца было остановлено при

интегральной деформации $\varepsilon_{tot} = 0,064$, то есть на стадии предразрушения, но до появления шейки.

Продеформированный образец был разгружен и помещен на гониометрический столик рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD6000 горизонтально. Рабочую поверхность образца сканировали рентгеновским пучком диам. 1 мм с шагом 3 мм строго вдоль оси нагружения. Целью сканирования было получение распределения блоков-кристаллитов по размерам и определение локальных взаимных ориентаций блоков. Дифрактометр снабжен изогнутым монохроматором из пиролитического графита, поэтому для решения поставленной задачи можно использовать метод сфокусированных по схеме Ламбо-Васамийе рентгеновских лауэграмм [8]. При наличии монохроматора сканирующий пучок лучей от него фокусируется на малом участке образца. Если на этом участке находится монокристалл с идеальной кристаллической структурой, то возникает один дифракционный максимум (основной рефлекс). Если монокристалл состоит из отдельных кристаллитов-блоков, разделенных малоугловыми границами, таких дифракционных максимумов (субрефлексов) будет несколько. Угловое расстояние между основным рефлексом и субрефлексами определяет не только разориентацию, но и размер блоков. Согласно представлениям Уоррена [9] рассчитать размеры блоков в направлении, перпендикулярном плоскости отражения, по угловым положениям субрефлексов, соответствующим индивидуальным кристаллитам, можно по зависимости

$$D = \frac{0,16\lambda}{\Delta \sin \theta}, \quad (1)$$

где D – размер блоков; λ – длина волны рентгеновского излучения; $\Delta \sin \theta$ – разность синусов углов дифракции основного рефлекса и субрефлекса от кристаллита.

Следовательно, чтобы получить распределение блоков-кристаллитов по размерам, необходимо в каждой точке сканирования определить угловые положения и основного рефлекса, и каждого из субрефлексов. Угловое разрешение метода определяется рядом факторов: во-первых, качеством сфокусированного пучка рентгеновских лучей, то есть типом источника и качеством монохроматора; во-вторых, углом отражения; в-третьих, собственно величиной разориентации блоков. Нужно, чтобы профиль основного рефлекса возможно более точно описывался Лауэ-функцией. Поэтому в условиях обычных рентгеновских лабораторий, когда недоступно синхротронное излучение, для сканирования узким пучком применяют K_{α} -излучение, но анализируют дальние линии, на которых хорошо разрешен дублет $K_{\alpha_1} - K_{\alpha_2}$. В настоящей работе анализировали линию (114).

Как и следовало ожидать, согласно правилу соответствия [1, 2] в образце сформировалась высокоамплитудная зона локальной деформации, где компоненты

тензора дисторсии (β_{ij}) принимают наибольшие значения¹. Распределения макроскопических локальных удлинений ε_{xx} и локальных поворотов ω_z на рабочей поверхности образца субмикроструктурного титана для указанного выше значения интегральной деформации 0,064 представлены на рис. 1. Зона локализации деформации наблюдается в интервале $20 \text{ мм} < x < 35 \text{ мм}$. Это место образования будущей шейки разрушения, куда стягивается автоволна локализованной деформации. На микро- и мезоскопическом уровнях в этой зоне происходит сосредоточение деформационных дефектов. Поведение дислокационной субструктуры и микротекстуры в таком очаге локализации описано, например, в работе [10]. В исследовании [5] показано, что на мезоуровне деформация субмикроструктурного титана развивается путем формирования мезополос-складок. Причем распределение и размеры складок коррелируют с распределениями очагов локализации деформации на макроскопическом уровне. В зоне формирования шейки не только повышена плотность складок, не только больше их размеры, но и изменяется ориентация складок относительно оси приложения

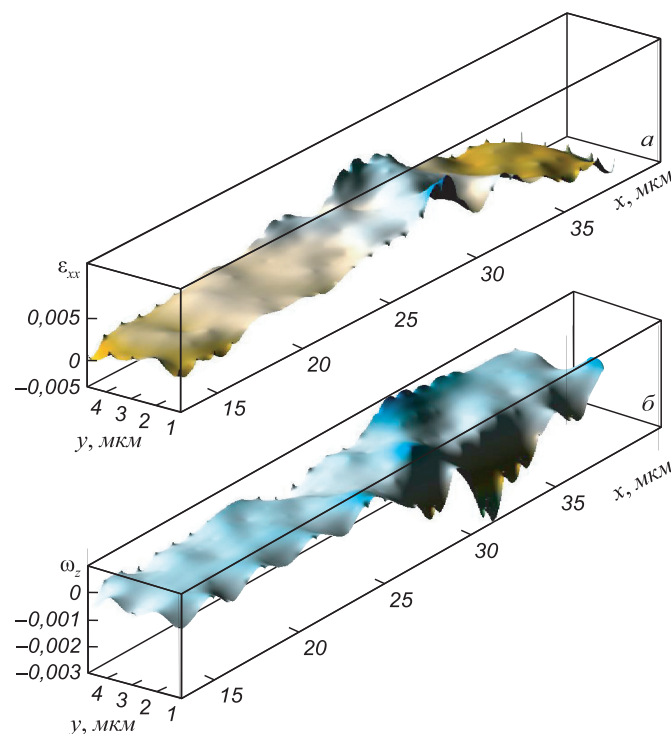


Рис. 1. Распределения локальных удлинений ε_{xx} (а) и локальных поворотов ω_z (б) в деформированном образце субмикроструктурного титана

¹ Тензор дисторсии $\beta_{ij} = \varepsilon_{ij} + \omega$, где ω – несимметричная часть тензора (пластический поворот). Для плоского случая $\varepsilon_{ij} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_{yy} \end{pmatrix}$, $\omega = \omega_z$. Рассчитываются: локальное удлинение как $\varepsilon_{xx} = \frac{\partial U}{\partial x}$, поворот как $\omega_z = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial V}{\partial x} - \frac{\partial U}{\partial y} \right)$, где U и V – компоненты абсолютных перемещений по осям x и y соответственно.

нагрузки. Если в остальной части образца они расположены вдоль направлений максимальных сдвиговых напряжений по критерию Мизеса, то в зоне будущей шейки они параллельны оси растяжения. Все это предполагает, что упругие искажения кристаллической решетки тоже должны быть распределены по рабочему полю образца неоднородно.

При сканировании рабочей поверхности образца рентгеновским пучком в каждой точке по угловым положениям субрефлексов определяли величину разориентировок θ блоков, а затем по формуле (1) рассчитывали размеры блоков, соответствующие каждому субрефлексу. В результате для каждой точки сканирования получается набор разориентировок и набор значений размеров блоков. По этим данным строили гистограммы размеров блоков и гистограммы величин разориентировок. Аппроксимация гистограмм функцией Гаусса позволяет получить среднее значение размеров и среднюю разориентировку блоков в соответствующей точке. Между этими параметрами существует линейная корреляция (рис. 2). Следовательно, чем крупнее блоки, тем больше их разориентация относительно друг друга, тем больше упругие искажения кристаллической решетки в границах блоков. Как утверждают авторы работы [11], эти искажения являются наиболее эффективными источниками локальных напряжений.

Установлено, что и развороты блоков, и их средние размеры в разных точках образца имеют существенно разные значения. На границе высокоамплитудной зоны локализации ($x = 20$ мм) и разориентировки блоков θ (рис. 3, а), и их размеры D (рис. 3, б) достигают максимальных значений, а затем в самой зоне уменьшаются. Измельчение блоков в зоне локализации пластической деформации представляется вполне естественным, а максимум разориентировок на границе этой зоны свидетельствует о высоких локальных напряжениях. Ранее такое предположение о локализации напряжений именно на границах деформационных очагов высказывалось в работе [1].

Выводы. Исследование развития деформационного процесса в субмикроструктурном титане позволило установить, что после достижения наивысшего напряжения на падающем участке деформационной кривой в образце формируется зона локализации, в

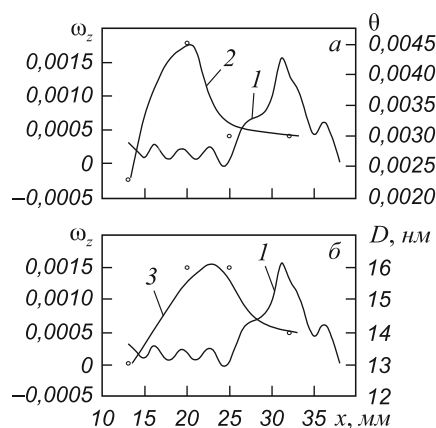


Рис. 3. Взаимосвязь разориентировок блоков (2), их размеров (3) и распределения локальных поворотов (1)

которой все компоненты тензора дисторсии принимают максимальные значения. В дальнейшем эта зона оформляется в шейку разрушения, где и происходит разрыв. В ней сосредотачиваются характерные для субмикроструктурных материалов мезодефекты-складки. В деформированном образце были получены распределения упругих искажений – разориентировок блоков-кристаллитов и размеров этих блоков путем сканирования рабочей поверхности монохроматизированным рентгеновским пучком. Использованы представления Уоррена. Обнаружено, что на границе зоны локализации макродеформации упругие искажения достигают максимальных значений, а внутри зоны происходит измельчение блоков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.
2. Зуев Л.Б. // Металлофиз. новейшие технологии. 2012. Т. 34. № 2. С. 221 – 238.
3. Семухин Б.С., Плосков Н.А., Данилов В.И., Коростелева Е.Н. // Изв. вузов. Физика. 2012. Т. 55. № 5/2. С. 294 – 299.
4. Данилов В.И., Зуев Л.Б., Летахова Е.В. и др. // ПМТФ. 2006. Т. 47. № 2. С. 176 – 184.
5. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Шляхова Г.В., Орлова Д.В. // Изв. вуз. Физика. 2009. Т. 52. № 9/2. С. 48 – 55.
6. Шляхова Г.В., Ерошенко А.Ю., Данилов В.И. и др. // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 9. С. 24 – 28.
7. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. и др. // Перспективные материалы. 2009. Спец. вып. № 7. С. 107 – 112.
8. Lambot H., Vassamillet L., Dejace J. // Acta Met. 1953. Vol. 1. P. 711 – 719.
9. Warren В.Е., Bodenstein P. // Acta Cryst. 1966. Vol. 20. №. 3. P. 602 – 604.
10. Полетика Т.М., Пшеничников А.П., Гирсова С.Л. // ЖТФ. 2011. Т. 81. Вып. 11. С. 82 – 88.
11. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Жданов А.Н. и др. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 3. С. 93 – 101.

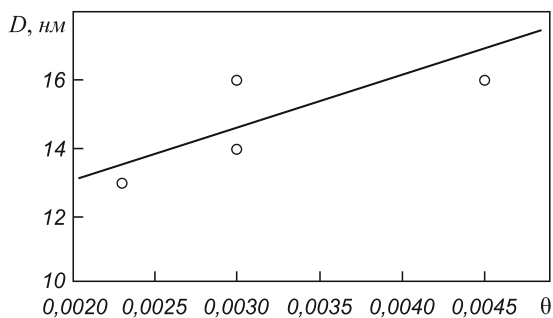


Рис. 2. Линейная корреляция разориентировок блоков и их размеров