

01;05

Локализация пластического течения при растяжении сплава Zr–1%Nb

© Т.М. Полетика, В.И. Данилов, Г.Н. Нариманова, О.В. Гимранова, Л.Б. Зуев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634021 Томск, Россия

(Поступило в Редакцию 26 ноября 2001 г.)

Рассмотрены стадийность кривых пластического течения и формы локализации пластической деформации при растяжении образцов из сплава Zr–1%Nb. Установлена и обсуждена связь картин локализации с законом деформационного упрочнения при пластическом течении. Приведены данные о дислокационной структуре деформированного сплава в областях локализации деформации.

Введение

Предпринятые в последнее время детальные исследования процесса макродеформации методом спеклинтерферометрии позволили установить, что он развивается макроскопически неоднородно на всех стадиях нагружения [1,2]. Было обнаружено однозначное соответствие между режимом пластического течения на данном участке деформационной кривой и типом пространственно-временного распределения компонент тензора дисторсии. Оказалось, что макрокартина локализации деформации может быть использована как характеристика способности материала к пластическому формоизменению, например при обработке давлением [3].

В данной работе в развитие наших исследований [3,4] предполагается изучить характер локализации деформации в сплаве Zr–1%Nb [5]. Характер деформации сплавов системы Zr–Nb с гексагональной с плотной упаковкой (ГПУ) решеткой и ее стадийность изучены недостаточно. Даже относительно природы пластической деформации и механизмов деформационного упрочнения чистого циркония среди исследователей нет единого мнения [6]. Стадийность кривых пластического течения сплавов Zr–1%Nb и связь ее с эволюцией локализации деформации и изменением микроструктуры ранее почти не изучались. Тем не менее эти данные необходимы для выяснения тех закономерностей эволюции микроструктуры, которые ведут к локализации деформации на макроуровне и образованию очага разрушения материала, а в итоге для оценки запаса технологической пластичности сплава Zr–1%Nb.

Материалы и методика эксперимента

В работе исследован сплав Zr–1%Nb, структурное состояние которого — рекристаллизованная структура зерен α -циркония (средний размер $5\ \mu\text{m}$) с равномерно распределенными с теле зерна выделениями β -ниобия размерами до $0.1\ \mu\text{m}$ достигалось последовательностью деформационно-термических обработок: 1) горячая обработка давлением в α -области; 2) закалка из β -области при температуре 1050°C в воду; 3) отжиг при темпе-

ратуре 580°C , три часа; 4) три холодных прокатки с промежуточными отжигами при 580°C , три часа.

Плоские образцы с размерами рабочей части $42 \times 5 \times 2\ \text{mm}$ растягивали на испытательной машине „Instron-1185“ при скорости перемещения подвижного захвата $0.1\ \text{mm/min}$. Одновременно с записью диаграммы деформации методом лазерной спеклинтерферометрии фиксировались поля векторов смещений точек на поверхности образцов $\mathbf{r}(x, y)$ [1], по которым вычислялись компоненты тензора пластической дисторсии $\beta = \nabla \mathbf{r}(x, y)$. Далее для простоты приводятся сведения только об одной компоненте — локальном удлинении $\varepsilon_{xx} = \partial u / \partial x$ (u — компонента \mathbf{r} вдоль оси растяжения x). Электронно-микроскопические исследования проводились на микроскопе ЭМВ-125; тонкие фольги для них готовились электрополировкой в электролите $90\% \text{CH}_3\text{OH} + 10\% \text{HClO}_4$ при температуре -30°C .

Деформационные кривые

Для повышения информативности анализа деформационных кривых $\sigma - \varepsilon$ дополнительно использовались истинные напряжения и деформации $s - e$ [7], а также зависимости от деформации коэффициентов деформационного упрочнения $d\sigma/d\varepsilon(\varepsilon)$ и $ds/de(e)$. Для исследуемого сплава характерны три стадии упрочнения: переходная, линейная и параболическая. На рис. 1, где представлены деформационная кривая сплава и зависимость коэффициента деформационного упрочнения от деформации в координатах $s - e$, выделяется участок $1.2 < e < 1.8\%$ с коэффициентом упрочнения $ds/de \approx 600\ \text{MPa}$ (линейная стадия). Далее следует параболическая стадия с постоянно уменьшающимся коэффициентом упрочнения. Начиная примерно с 4% общей деформации, коэффициент упрочнения становится очень малым, а затем и близким к нулю, что свидетельствует, согласно литературным данным [8], четвертой стадии деформационного упрочнения.

Стадийность кривой пластического течения становится очевидной после перестроения ее в координатах $\ln(s - s_0) - \ln e$, где $s_0 = \sigma_{0.2}(1 + \varepsilon_{0.2})$ (рис. 2). Начальный участок деформационной кривой в этих координатах не спрямляется и соответствует следующей за пределом

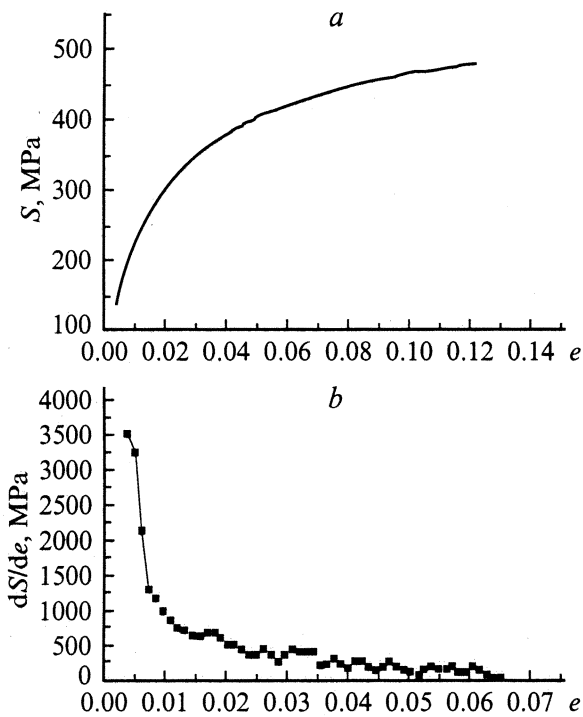


Рис. 1. Кривая пластического течения сплава Zr-1%Nb в истинных напряжениях и деформациях (а) и зависимость коэффициента деформационного упрочнения от деформации (b).

текучести и обычно называемой переходной [8] стадии. Она не является параболической, хотя и демонстрирует уменьшение коэффициента деформационного упрочнения. Далее на кривой выделяется участок (1.2...1.8%), где $s \sim e$ — линейная стадия деформационного упрочнения.

Важно отметить, что собственно параболическая часть деформационной кривой разбивается на ряд участков с последовательно уменьшающимися показателями параболы $s \sim e^n$. Таких участков пять; они имеют показатели $n = 0.7, 0.5, 0.4, 0.3, 0.2$. Последний участок параболической кривой с $n \rightarrow 0$ соответствует началу образования шейки, что и наблюдается визуально.

Согласно [6,9], монокристаллы циркония деформируются за счет призматического скольжения, и их кривая деформации состоит из трех участков подобно тому, как это имеет место в более изученных ГПУ монокристаллах Zn и Cd, не ориентированных для базисного скольжения [10]. При этом первая стадия призматического скольжения характеризуется движением винтовых дислокаций с вектором Бюргера $1/3\langle\bar{1}2\bar{1}0\rangle$. Вторая стадия упрочнения Zr контролируется взаимодействием винтовых дислокаций в двух системах призматических плоскостей, а третья является результатом динамического возврата, связанного с поперечным скольжением из призматической плоскости в базисную. Авторы [9] также описали деформационное упрочнение поликристаллов циркония параболической функцией. По их данным,

после перестройки деформационных кривых в координатах $\sigma - \sqrt{\epsilon}$ кривая разделяется на три прямолинейных отрезка с разным наклоном.

В исследуемом случае деформации сплава Zr-1%Nb картина аналогична описанной выше. Однако количество подстадий деформационной кривой увеличилось до пяти. Можно полагать, что в отличие от чистого Zr основными факторами, контролирующими механизм пластической деформации сплава Zr-1%Nb, являются: наличие упрочняющих дисперсных частиц β -Nb, некогерентных с матрицей [5]; наличие примесей, в частности кислорода, неизбежно присутствующих в сплавах циркония [11,5].

Оба эти фактора особенно существенны на начальном участке деформационной кривой, который не описывается параболической функцией и обусловлен скольжением винтовых дислокаций по сопряженным призматическим плоскостям. Так можно ожидать, что на этой стадии образование дислокационных петель, а затем и дислокационных скоплений вокруг частиц β -Nb приводит к деформационному упрочнению по известному механизму Орована [12]. Структуру такого типа, содержащую скопления дислокаций около выделений гидридов циркония, наблюдали в [13] при деформации монокристаллов Zr на линейной стадии деформационной кривой. Подобный процесс, очевидно, развивается на линейной стадии упрочнения сплава в интервале деформаций 1.2...1.8%.

Значительный вклад в упрочнение на начальном участке пластической деформации, вероятно, могут дать примеси. Например, к ранее установленным „эффектам кислорода“ [6] относится закрепление дислокаций атомами кислорода по механизму атмосфер Коттрелла [12] или за счет их торможения парами O-O. Параболическая стадия упрочнения связана, по-видимому, с поперечным скольжением в базисную плоскость Zr (0001), что согласуется с данными авторов [13], которые обнаружили базисное скольжение вблизи частиц гидридов.

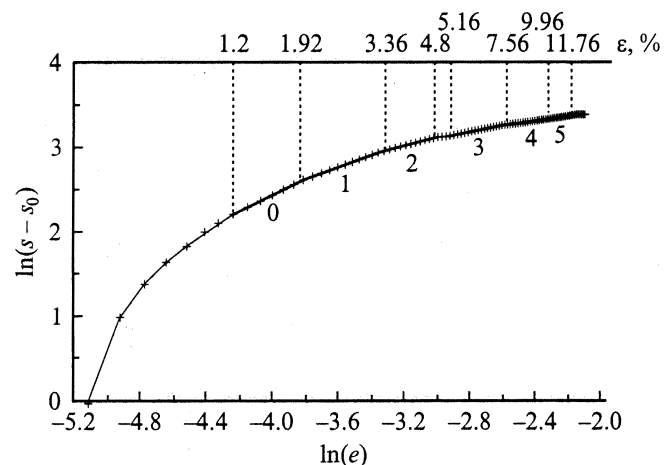


Рис. 2. Выделение стадий на кривой пластического течения.

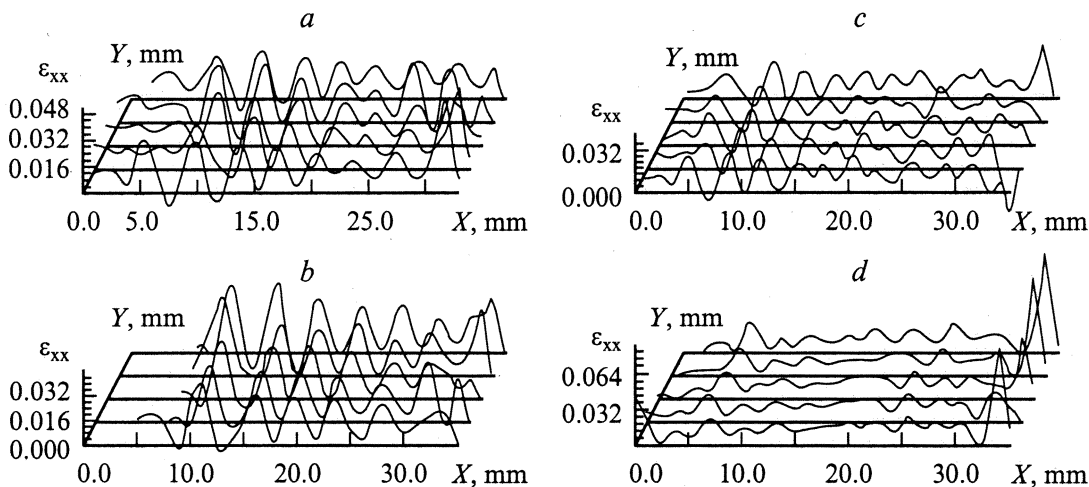


Рис. 3. Эволюция картины локализации деформации в процессе растяжения.

Третья стадия во всех исследованных образцах сплава Zr-1%Nb начиналась при $\sim 2\%$ общей деформации. После включения базисного скольжения коэффициент деформационного упрочнения снижается. Длительное базисное скольжение не приводит к упрочнению [9,10], что, по-видимому, и обеспечивает протяженный участок деформационной кривой ($\sim 4 \dots 12\%$) с низким показателем параболичности.

Картины локализации деформации

Использование метода лазерной спеклинтерферометрии позволило получить данные о распределении максимумов локализации деформации ϵ_{xx} на разных стадиях деформационной кривой. Так, на начальном участке деформационной кривой ($\epsilon < 1.2\%$), соответствующей переходной стадии, а также на линейной стадии ($1.2 < \epsilon < 1.8\%$) наблюдается движение максимумов локальных удлинений. После перехода к подстанции с показателем параболичности ≈ 0.7 возникает стационарная система максимумов локальных удлинений (рис. 3, а) с пространственным периодом $\lambda \approx 4.5$ мм.

Следует обратить особое внимание на переходные участки между стадиями, представляющими собой практически горизонтальные участки на деформационной кривой ($d\sigma/d\epsilon = ds/de = 0$). Для них характерны следующие изменения в картине распределения максимумов локальных удлинений ϵ_{xx} : сначала расстояние между максимумами уменьшается примерно в два раза (рис. 3, б), а затем наблюдается движение максимумов, при этом высота максимумов незначительна (рис. 3, с, д), т.е. локализация деформации практически отсутствует. Подобный характер эволюции локализации деформации на переходных участках кривой течения наблюдался нами в поликристаллах Al с разным размером зерна [14].

На подстанции с $n < 0.5$ начинается перемещение эквидистантных максимумов локализации деформации. Такое движение продолжается до образования шейки, причем расстояние между фронтами локализации постепенно уменьшается. На рис. 4 приведена зависи-

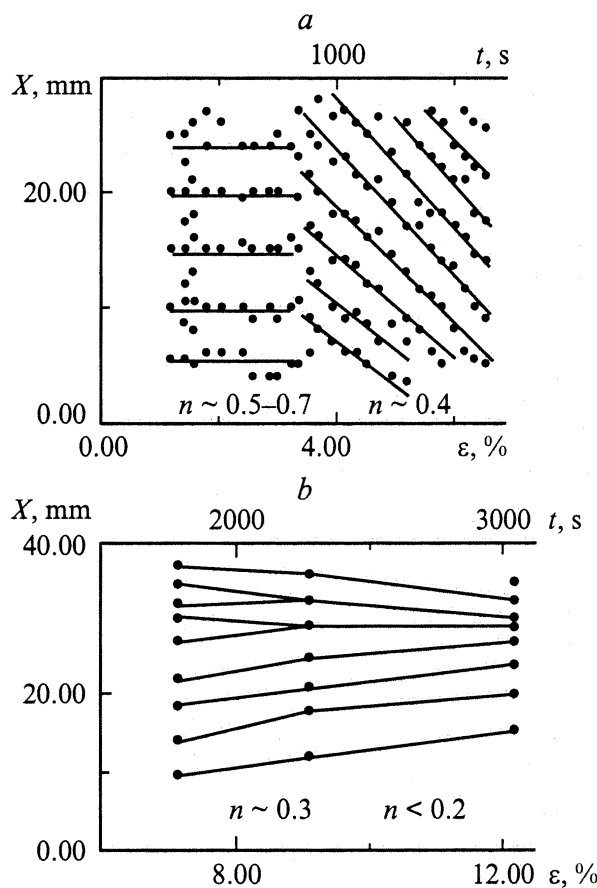


Рис. 4. Кинетика развития зон локализации деформации: а — начало процесса, б — заключительная стадия.

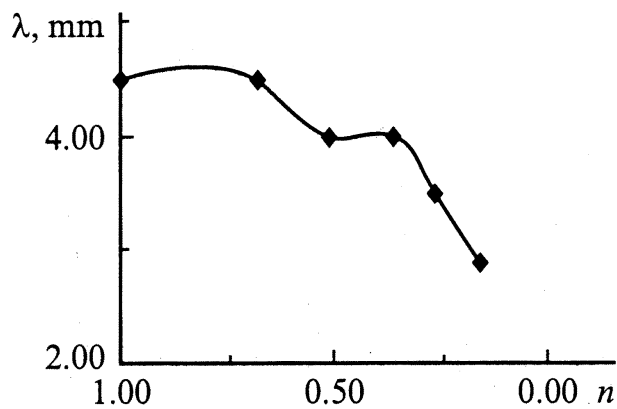


Рис. 5. Зависимость расстояния между очагами локализованной деформации λ от показателя параболы n .

симось положения максимумов локализации (X — абсцисса очага локализованной деформации на оси образца) от общей деформации. Можно видеть детали эволюции картины локализации деформации, обусловленной изменением показателя параболы. На рис. 5 приведена зависимость $\lambda(n)$, из которой следует, что с переходом от линейной стадии к параболической λ несколько уменьшается, затем при $0.3 < n < 0.5$ $\lambda \approx \text{const}$, а, начиная с $n \approx 0.3$, уменьшение λ продолжается.

Таким образом, эволюция локализации деформации при растяжении образца сплава Zr–1%Nb тесно коррелирует со стадиями деформационной кривой. На параболических стадиях с показателем параболы $n \approx 0.7$ и 0.5 наблюдается стационарная система максимумов локализации деформации. При $n < 0.4$ начинается движение фронтов локализации деформации, при этом расстояние между ними уменьшается.

Ранее, в работах [1,2,15], для различных материалов было показано, что фронты локализации деформации на параболической стадии образуют стационарную систему. В данной работе установлено, что для сплава Zr–1%Nb стационарная система фронтов локализации деформации наблюдается только при показателе параболы $n \geq 0.5$. При $n < 0.5$ максимумы локализации деформации движутся сначала синхронно (с постоянным значением λ) до $n \approx 0.3$. При малых значениях показателя параболы ($n < 0.3$) их движение теряет синхронность и максимумы локализации деформации объединяются в один пик локализации, трансформирующийся затем в макроскопическую шейку.

Таким образом, полученные результаты подтверждают и развивают нашу [16] точку зрения, согласно которой различные формы локализации деформации следует рассматривать как результат самоорганизации в дефектной структуре деформируемого материала [17].

Дислокационная структура деформированного материала

Электронно-микроскопические исследования структуры деформированных образцов при общей степени деформации 7 и 12%, т.е. на тех подстадиях параболической деформационной кривой, где наблюдались движение фронтов локализации деформации и уменьшение их пространственного периода. На рис. 6,а представлена полосовая субструктура, типичная для подстадии с показателем параболы $n \approx 0.4$, т.е. при 7% общей степени деформации. Для нее характерно наличие оборванных границ в направлениях сдвига $\langle 12\bar{1}0 \rangle$. Между субграницами полосовой структуры наблюдается ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура. Такая картина деформации наблюдалась в монополикристаллах Zr на третьей стадии деформационного упрочнения [6,13]. Результатом дальнейшего развития полосовой структуры является появление двумерной полосовой структуры (рис. 6,б), что наблюдали при 12% общей деформации. Согласно [8], появление двумерной полосовой структуры определяется количеством локально действующих систем скольжения. Известно, что скольжение в Zr осуществляется главным образом по призматическим плоскостям. При больших степенях деформации, а также при повышенных температурах возможно поперечное скольжение в базисную плоскость [6,9]. В исследуемом циркониевом сплаве, упрочненном дисперсными частицами, процессы поперечного скольжения облегчаются. Это приводит к образованию двумерной полосовой структуры (рис. 6,б).

Микроструктура сплава, деформированного до 12%, в области пика локализации деформации приведена на рис. 6,с. Наблюдается дальнейшее развитие полосовой структуры. В результате взаимодействия системы субграниц разного направления происходят утрата кристаллографической ориентации полосовой субструктуры и разбиение микрополос на участки с частично фрагментированной структурой и субструктурой с многомерными дискретными и непрерывными разориентировками. Таким образом, для подстадий параболического упрочнения с $n < 0.5$ характерно образование одномерной, а затем и двумерной полосовой структуры при $n \approx 0.4$ и структуры с многомерными разориентировками при $n \leq 0.2$.

Известно, что образование многомерных полосовых структур и структур с многомерными дискретными и непрерывными разориентировками происходит за счет процессов аннигиляции дислокаций противоположных знаков. Согласно [8], это характерно для четвертой стадии деформации гранецентрированных кубических (ГЦК) материалов. Подобная эволюция дислокационных субструктур развивается и в ГПУ материалах, в частности в сплаве Zr–1%Nb, упрочненном дисперсными частицами β -Nb.

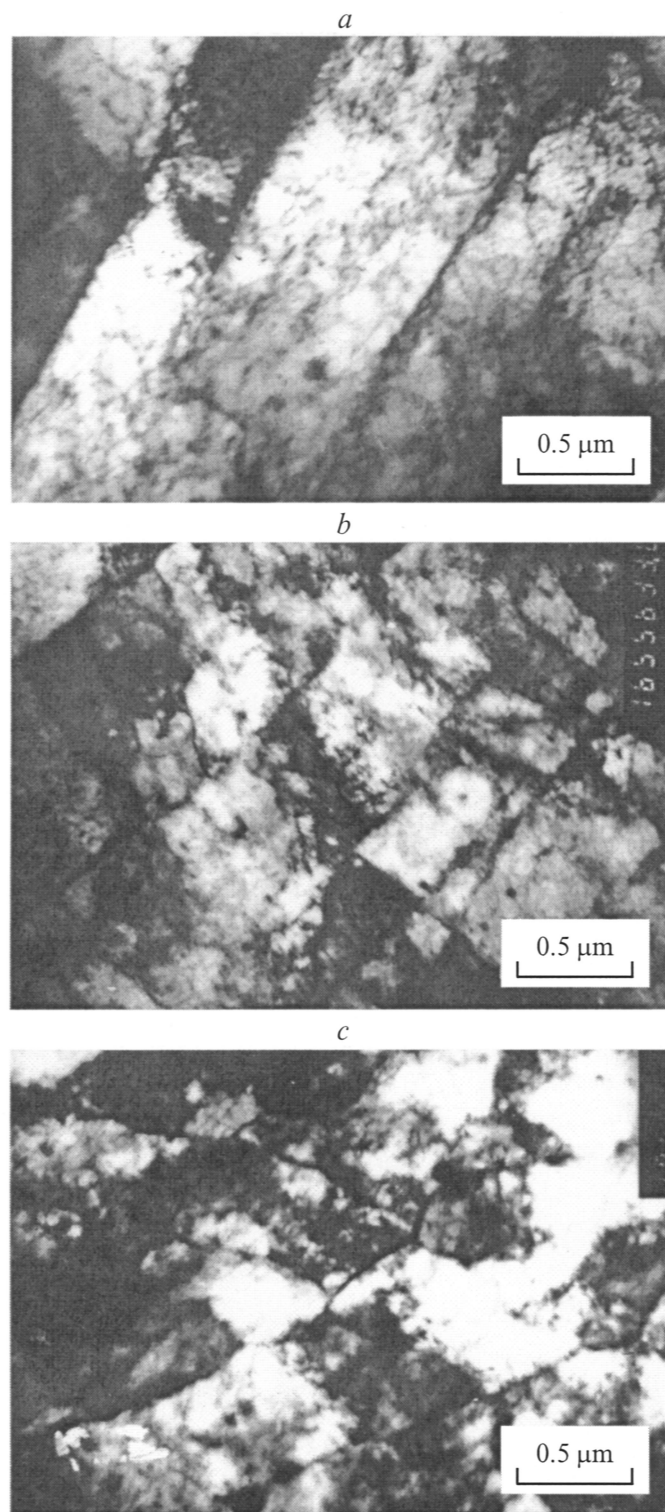


Рис. 6. Микроструктуры деформированного сплава Zr-1%Nb.

Образование типичных для четвертой стадии деформационного упрочнения субструктур сопровождается движением фронтов локализации деформации и уменьшением расстояния между ними. Такая эволюция компоненты ϵ_{xx} на четвертой стадии деформационной кривой,

при которой зоны локализации пластической деформации перемещаются вдоль образца, а также уменьшение расстояния между ними приводит к более однородной деформации. Именно результатом последовательного вовлечения в процесс новых объектов материала явля-

ется достаточно высокая пластичность сплава в этом состоянии. Это обеспечивает высокий уровень технологической пластичности сплава при холодной обработке давлением.

Выводы

1. Установлено, что кривая пластического течения дисперсно-упрочненного сплава Zr-1%Nb является многостадийной и содержит переходную стадию и стадии линейного и параболического упрочнения. Последняя в свою очередь состоит из пяти подстадий с разными показателями параболы.

2. С помощью метода лазерной спеклинтерферометрии установлено, что наблюдаемым стадиям и подстадиям деформации соответствуют следующие картины распределения локальных удлинений ε_{xx} : а) переходная стадия — рождение и движение очагов локализации деформации; б) линейная стадия — движение фронтов локализации деформации; в) параболическая стадия — при показателе параболы менее $n < 0.5$ — стационарная система фронтов локализации деформации; при $0.5 < n < 0.4$ — синхронное движение фронтов локализации деформации; при $n < 0.5$ — фронты локализации деформации сливаются в один очаг локализации и образуют шейку.

3. Электронно-микроскопическое исследование микроструктуры образцов дисперсно-упрочненного сплава Zr-1%Nb на подстадиях параболической кривой с показателем параболы $n < 0.4$ показало, что дефектная структура представляет собой одномерные и двумерные полосовые субструктуры, а также субструктуры с многомерными дискретными и непрерывными разориентировками. Эта дислокационная субструктура характерна для четвертой стадии деформационного упрочнения.

Список литературы

- [1] Zuev L.B., Danilov V.I. // Philos. Mag. A. 1999. Vol. 79. N 1. P. 43–57.
- [2] Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. // Int. J. Plasticity. 2001. Vol. 17. N 1. P. 47–63.
- [3] Зуев Л.Б., Зыков И.Ю., Данилов В.И., Заводчиков С.Ю. // ПМТФ. 2000. Т. 41. Вып. 6. С. 133–138.
- [4] Полетика Т.М., Зуев Л.Б., Данилов В.И. // ФММ. 2001. Т. 91. Вып. 5. С. 91–96.
- [5] Ривкин Е.Ю., Родченков Б.С., Филатов В.М. Прочность сплавов циркония. М.: Атомиздат, 1974. 168 с.
- [6] Папиров И.И., Тихинский Г.Ф. Природа пластической деформации циркония. Препринт ХФТИ АН УССР. № 76-23. Харьков, 1976. 56 с.
- [7] Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. М.: Оборонгиз, 1952. 555 с.
- [8] Конева Н.А., Козлов Э.В. // Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990. С. 123–186.
- [9] Akhtar A., Teghtsoonian E. // Acta Metallurgica. 1971. Vol. 19. N 3. P. 655–663.
- [10] Бернер Р., Кронмюллер Г. // Пластическая деформация монокристаллов. М.: Мир, 1969.
- [11] Douglass D. The Metallurgy of Zirconium. Vienna: IAEA, 1971. 474 p.
- [12] Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.
- [13] Bailey J.E. // J. Nuclear Materials. 1962. Vol. 7. N 1. P. 300–310.
- [14] Зуев Л.Б., Семухин Б.С., Зариковская Н.В. // ЖТФ. 2001. Т. 71. Вып. 5. С. 57–62.
- [15] Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Заводчиков С.Ю. // ФММ. 1999. Т. 87. Вып. 3. С. 77–79.
- [16] Zuev L.B. // Annalen der Physik. 2001. Vol. 10. N 11–12. P. 965–984.
- [17] Малыгин Г.А. // УФН. 1999. Т. 169. Вып. 9. С. 979–1010.