

05.1

## **Структурно-ориентационная неустойчивость пластического течения в сплаве Zr–1% Nb**

© Т.М. Полетика, А.П. Пшеничников, С.Л. Гирсова

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

Поступило в Редакцию 8 ноября 2010 г.

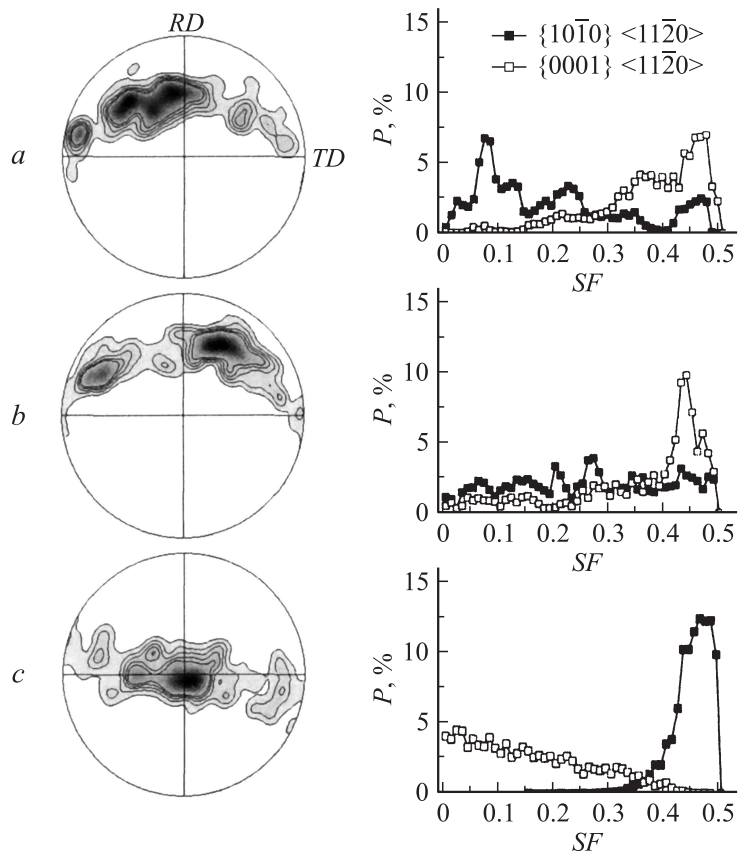
Установлено, что неустойчивость пластического течения в режиме „упрочнение–разупрочнение“, обнаруженная на параболической стадии кривой деформационного упрочнения сплава Zr–1% Nb, независимо от дислокационного, сопровождается геометрическим упрочнением (разупрочнением) в результате переориентации плоскостей скольжения относительно оси нагружения, обуславливающей периодическое изменение факторов Шмида для призматической и сопряженной базисной системы скольжения.

Ранее в работах [1,2] показано, что сплавам циркония с гексагональной плотно упакованной (ГПУ) решеткой присуща колебательная неустойчивость пластического течения, которая проявляется на макроуровне на параболической стадии деформационной кривой растяжения при показателе параболичности  $n < 0.5$  и сопровождается периодическим изменением локальной скорости деформации в интервале неустойчивости (при  $0.5 > n > 0.2$ ) в ряде очагов макролокализации. Согласно [2], данное явление связано с началом локального неоднородного изменения геометрии деформируемого образца с дальнейшим периодически прогрессирующим уменьшением его поперечного сечения в процессе формирования шейки. Установлена взаимосвязь наблюдаемого колебательного изменения локальных скоростей деформации удлинения и сужения в очаге макролокализации в режиме упрочнение–разупрочнение с цикличностью дислокационных превращений [3]. Известно [4], что для материалов с выраженной анизотропией упругих и пластических свойств изменение геометрии образца, сопряженное с изменением напряженно-деформированного состояния и локализацией течения, неизбежно порождает текстурную неоднородность. Это требует установления взаимосвязи неустойчивости

пластического течения ГПУ-сплавов циркония с кинетикой и механизмами их текстурообразования в очаге макролокализации деформации, а также выяснения зависимости эволюции микроструктуры от кристаллографической ориентации локального деформированного микрообъема материала.

В настоящей работе методом дифракции обратных электронов (ДОЭ) исследовали закономерности эволюции микротекстуры и микроструктуры в сплаве Zr–1%Nb (средний размер зерна  $5\ \mu\text{m}$ ) в очаге макролокализации деформации в процессе его трансформации в шейку. Образцы размером  $46 \times 6 \times 2\ \text{mm}$  подвергали одноосному растяжению на испытательной машине INSTRON 1185 со скоростью деформации  $4 \cdot 10^{-5}\ \text{s}^{-1}$ . Образцы для ДОЭ-исследований вырезали из центральной части деформированного образца вдоль оси нагружения, при этом использовали область минимального поперечного сечения при различных степенях деформации. Характер переориентации кристаллитов рассматривался в трех направлениях: направлении растяжения (НР), поперечном (ПН) и нормальном к поверхности образца (НН). Анализ систем скольжения, активизируемых в процессе деформации, проводили с помощью расчета факторов Шмида ( $SF = \cos \chi_0 \cos \lambda_0$ , где  $\chi_0$  — начальный угол между плоскостью скольжения и осью растяжения,  $\lambda_0$  — начальный угол между направлением скольжения и осью растяжения), которые характеризуют напряжение сдвига по плоскости скольжения, приведенное к направлению скольжения. Проводили анализ изменения размера зерен/субзерен, распределения границ по углам разориентации, параметров и содержания специальных границ.

На рис. 1 приведены прямые полюсные фигуры (ППФ), показывающие распределение нормалей к плоскости  $\{0001\}$  в НН при различных степенях локальной деформации. В исходном состоянии образец имел кристаллографическую текстуру  $CB$ , типичную для промежуточных степеней холодной прокатки [4]. Для нее характерно преимущественное отклонение базисных нормалей от НН к НР на углы  $10\text{--}40^\circ$  так, что они образуют эллипсообразный пояс. Дальнейшая деформация приводит сначала к обострению кристаллографической текстуры (при  $n \geq 0.5$ ), а в интервале деформаций  $5\text{--}15\%$  ( $0.5 > n > 0.2$ ) — к перераспределению полюсной плотности в области эллипсообразного пояса, которое сопровождается изменением симметрии ППФ относительно НР (рис. 1, *a, b*). Это может свидетельствовать о несбалансированности действия различных систем скольжения, обусловленной возникновением



**Рис. 1.** Характер изменения прямой полюсной фигуры  $\{0001\}$  и распределения зерен по факторам Шмида для призматической и базисной плоскостей относительно направления растяжения в зависимости от степени локальной деформации  $e$ :  $a - e \approx 10\%$ ;  $b - e \approx 15\%$ ;  $c - e \approx 20\%$ .  $RD$  — направление растяжки,  $TD$  — поперечное направление,  $P$  — доля зерен,  $SF$  — фактор Шмида.

отличных от нуля недиагональных компонент тензора деформации [5] при формировании сложного напряженно-деформированного состояния в очаге деформации. Согласно [2], данный процесс активизируется с началом неоднородного локального изменения геометрии образца (при

~ 5% деформации) и соответствует моменту потери устойчивости пластического течения. Исследование обратных полюсных фигур показало, что в интервале неустойчивости наблюдается колебательный характер смещения текстурных максимумов в области центра стереографического сектора по дуге между ребрами  $\langle 0001 \rangle \langle 11\bar{2}0 \rangle$  и  $\langle 0001 \rangle \langle 10\bar{1}0 \rangle$ . Подобная ориентационная неустойчивость возможна при действии сопряженных базисного и пирамидального скольжения в условиях градиентов напряжений сжатия и растяжения [5] и может приводить к неравномерному проявлению процессов упрочнения и разупрочнения в локальных областях материала. На стадии устойчивого разупрочнения ( $n < 0.2$ ) наблюдается существенное видоизменение ППФ (рис. 1, *c*) с образованием текстуры типа *C* (нормали к базисной плоскости ориентированы вдоль НН), чему должно способствовать совместное действие базисного скольжения и двойникования [4]. Возрастающая роль геометрического фактора в условиях уменьшения поперечного сечения образца приводит к формированию устойчивой аксиальной текстуры.

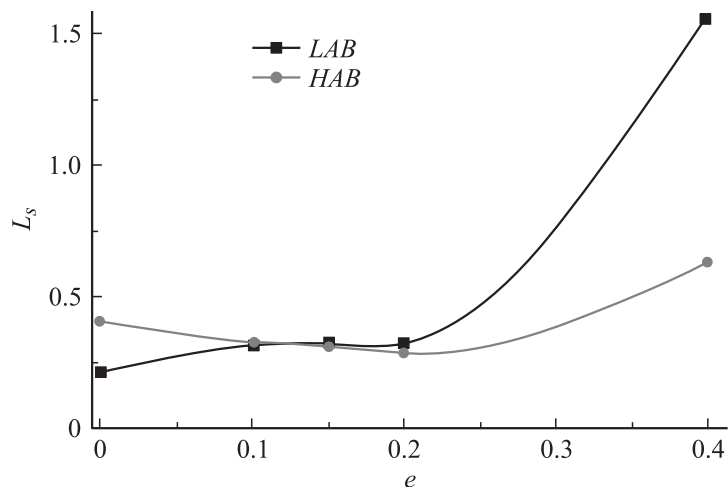
Совместный анализ микротекстуры и распределения факторов Шмида позволил определить действующие системы скольжения и выявить закономерности переориентации зерен (субзерен) на последовательных стадиях развития текстуры в формирующейся шейке. Характер распределения зерен по факторам Шмида для призматического  $\{00\bar{1}0\} \langle 1\bar{2}10 \rangle$  и базисного  $\{0001\} \langle 1\bar{2}10 \rangle$  скольжения относительно НР приведен на рис. 1. Фактор Шмида для  $\langle c + a \rangle$  скольжения всегда благоприятен и в процессе деформации практически не меняется. С самого начала деформации первыми нагружаются зерна, имеющие ориентации, благоприятные для легкого призматического скольжения [3], что приводит к их быстрому деформационному наклепу, переориентации и уменьшению фактора Шмида в действующей призматической системе до ~ 0.1. По мере торможения сдвигов в основной системе осуществляется переход скольжения в сопряженную базисную систему  $\{0001\} \langle 1\bar{2}10 \rangle$ , для которой фактор Шмида повышается до 0.5 (рис. 1, *a*). Активизация в интервале колебательной неустойчивости вторичных систем скольжения с более высоким напряжением сдвига способствует постепенному вовлечению в самосогласованную деформацию целых групп зерен (субзерен), иначе имело бы место рассеяние текстуры. При этом реализация базисного скольжения обеспечивает перераспределение полюсной плотности в центр ППФ  $\{0001\}$ , а фактор Шмида в базисной системе уменьшается от 0.5 до 0 (рис. 1, *c*): возникает

упрочнение и последующий переход к призматическому скольжению с соответствующим изменением фактора Шмида до максимального значения.

Следует отметить, что возможность реализации базисного скольжения в  $\alpha$ -Zr при низкотемпературной деформации до сих пор обсуждается, однако полученные данные свидетельствуют об его активной роли в переориентации элементов структуры в процессе пластического течения. Это согласуется с результатами работ [6,7], подтверждающих необходимость участия базисного скольжения в развитии текстур деформации. В нашем случае по мере переориентации зерен наблюдается последовательное упрочнение–разупрочнение вследствие увеличения или уменьшения действующего напряжения сдвига в первичной призматической и сопряженной базисной системах скольжения.

Показано, что характер изменения кристаллографической ориентации зерен (субзерен) в очаге макролокализации и соответствующие преобразования текстуры деформации связаны с изменением структуры сплава циркония. Установлено, что эволюция спектра разориентации границ деформационного происхождения возможна как в результате формирования новых субграниц, так и путем увеличения угла разориентации уже существующих. Так, на начальном этапе пластического течения ( $n \geq 0.5$ ), когда доминирует основное призматическое скольжение, преобладает интенсивное формирование малоугловых границ (МУГ) с разориентациями менее  $5^\circ$  и преимущественной осью разориентации  $\langle 0001 \rangle$ , что приводит к образованию фрагментированной структуры [3]. На стадии неустойчивости пластического течения ( $0.5 > n > 0.2$ ) в условиях действия вторичных систем скольжения активного образования новых субграниц не происходит, а наблюдается увеличение угла разориентации существующих до  $15\text{--}30^\circ$ . Это сопровождается замедлением роста количества МУГ, что приводит к „выполаживанию“ кривой зависимости удельной протяженности МУГ и большеугловых границ (БУГ) (рис. 2). Следует отметить, что преобладание  $15$  и  $30^\circ$  границ, сформировавшихся посредством больших деформаций, наблюдали также в структуре  $\alpha$ -титана [8]. Наблюдается рост доли специальных границ (до  $\sim 6.6\%$ ), в том числе двойниковых (до  $\sim 4.5\%$ ), в основном за счет двойникового по системам  $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{2}133\rangle$  и  $\{11\bar{2}2\}\langle\bar{1}123\rangle$ .

Стадия неустойчивости пластического течения ( $0.5 > n > 0.2$ ) характеризуется неоднородностью микроструктуры: наблюдается разброс зерен (субзерен) по размерам, вытягивание и укрупнение структурных



**Рис. 2.** Влияние деформации на удельную протяженность границ  $L_s$  ( $HAB$  — большеугольная граница,  $LAB$  — малоугольная граница).

элементов. Согласно данным электронной микроскопии [3], это является результатом атермического процесса коалесценции субзерен вследствие рассыпания нестабильных МУГ и ухода дислокаций в ближайшие более стабильные границы, окаймляющие группы коалесцирующих субзерен и лежащие преимущественно в плоскостях типа  $\{10\bar{1}0\}$ , что эквивалентно повороту фрагментов как целого. Можно полагать, что быстро протекающий процесс перераспределения дислокаций обусловлен облегчением поперечного скольжения из призматических в базисные плоскости не только благодаря благоприятной кристаллографической ориентации последних, но и снижению критического напряжения сдвига  $\tau_{basal}$  в условиях повышенной локальной плотности дислокаций ( $\rho \sim 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ) [9], которая формируется в исследуемом материале [3]. В результате образуются протяженные области с одинаковой или переменной ориентацией, которые становятся текстурными компонентами, а границы между ними ( $15 - 30^\circ$ ) являются геометрически необходимыми границами [10].

Процесс образования субструктуры в результате активного действия призматического скольжения ( $n < 0,2$ ) сопровождается существенным

измельчением фрагментированной структуры за счет образования новых границ деформационного происхождения, а увеличение угла разориентации уже существующих субграниц приводит к измельчению зеренной структуры. Важную роль при формировании новых границ играет двойникование.

Таким образом, колебательная неустойчивость в режиме упрочнение—разупрочнение, наблюдаемая в очаге деформации, независимо от дислокационного, сопровождается упрочнением, имеющим геометрическую природу, и определяется ориентацией плоскостей скольжения относительно оси нагружения. При этом кристаллографические условия деформации, определяющие активность тех или иных систем скольжения, обуславливают закономерности эволюции микроструктуры, что позволяет говорить о структурно-ориентационной неустойчивости пластического течения ГПУ-сплавов циркония.

## Список литературы

- [1] Полетика Т.М., Нариманова Г.Н., Колосов С.В. // ЖТФ. 2006. Т. 76. № 3. С. 44–49.
- [2] Полетика Т.М., Пшеничников А.П. // ЖТФ. 2009. Т. 79. № 3. С. 54–58.
- [3] Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П. // Письма в ЖТФ. 2010. Т. 36. № 7. С. 31–37.
- [4] Tenckhoff E. // J. ASTM Int. 2005. V. 2. N 4. P. 25–49.
- [5] Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А., Владимиров С.А., Эгиз И.В. Теория образования текстур в металлах и сплавах. М.: Наука, 1979. 342 с.
- [6] Xu F., Holt R.A., Daymond M.R. // J. Nuclear Materials. 2008. V. 373. P. 217–225.
- [7] Yarıcı G.G., Tomé C.N., Beyerlein I.J. // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 4855–4865.
- [8] Миронов С.Ю., Мышляев М.М. // ФГТ. 2007. Т. 49. В. 5. С. 815–821.
- [9] Hutchinson W.B., Barnett M.R. // Scripta Mater. 2010. V. 63. P. 737–740.
- [10] Hughes D.A., Hansen N. // Acta Mater. 2000. V. 48. P. 2985–3004.