

Zr-4 合金压缩形变行为的研究

李洪佳 孙光爱 龚建 陈波 王虹 李建 庞蓓蓓 张莹 彭述明

Deformation behaviors of zircaloy-4 alloy under uniaxial compression

Li Hong-Jia Sun Guang-Ai Gong Jian Chen Bo Wang Hong Li Jian Pang Bei-Bei Zhang Ying Peng Shu-Ming

引用信息 Citation: Acta Physica Sinica 63, 236101 (2014) DOI: 10.7498/aps.63.236101

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.236101>

当期内容 View Table of Contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/volumn/home.shtml>

---

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

数字剪切散斑干涉法研究铝合金中Portevin-Le Chatelier 带的离面变形行为

高越, 符师桦, 蔡玉龙, 程腾, 张青川

2014, 63(6): 066201. 全文: [PDF](#) (18843KB)

多晶银纳米线拉伸变形的分子动力学模拟研究

袁林, 敬鹏, 刘艳华, 徐振海, 单德彬, 郭斌

2014, 63(1): 016201. 全文: [PDF](#) (6881KB)

原位中子衍射研究两相NiTi合金的微力学相互作用和相变机理

孙光爱, 王虹, 汪小琳, 陈波, 常丽丽, 刘耀光, 盛六四, Woo W, Kang MY

2012, 61(22): 226102. 全文: [PDF](#) (1219KB)

中子衍射分析时效处理对镍基单晶高温合金相结构的影响

孙光爱, 陈波, 吴二冬, 李武会, 张功, 汪小琳, V. Ji, T. Pirling, D. Hughes

2011, 60(8): 086102. 全文: [PDF](#) (5202KB)

## Zr-4合金压缩形变行为的研究\*

李洪佳<sup>†</sup> 孙光爱 龚建 陈波 王虹 李建 庞蓓蓓 张莹 彭述明

(中国工程物理研究院核物理与化学研究所, 绵阳 621999)

(2014年4月8日收到; 2014年7月5日收到修改稿)

密排六方结构的Zr呈现弹塑性各向异性, 轧制工艺会使材料内部产生晶间应力. 准确地评估Zr合金内部的晶间应力分布并明确其微观形变机制, 对其服役能力和使用寿命的准确评判具有重要的科学意义和应用价值. 利用中子原位衍射技术结合弹塑性自洽(EPSC)模拟分析了Zr-4合金的压缩形变行为, 加载方式为沿轧板厚度方向压缩. 研究中辅以非原位的背散射电子衍射测试进行织构演化分析及透射电镜(TEM)测试分析缺陷形态. EPSC模拟可以定量地给出不同形变量下的形变机制, 并且计算结果可由TEM实验佐证. 研究表明: 当形变量较小( $< 0.5\%$ )时, 柱面 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle \mathbf{a} \rangle$ 型)滑移起主导作用; 随着塑性形变量的增加, 锥面滑移的作用增强, 且锥面 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3\rangle$  ( $\langle \mathbf{c} + \mathbf{a} \rangle$ 型)滑移的作用大于柱面 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle \mathbf{a} \rangle$ 型)滑移, 少量的锥面 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle \mathbf{a} \rangle$ 型)和 $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle \mathbf{a} \rangle$ 型)滑移也存在.

关键词: 锆合金, 中子原位衍射, 弹塑性自洽模拟, 形变机理

PACS: 61.05.fm, 62.20.F-, 46.05.+b

DOI: 10.7498/aps.63.236101

## 1 引言

Zr及其合金具有热中子俘获截面小、抗核辐照损伤能力强、耐蚀性能优异、导热及机械性能良好等突出优点, 在原子能工业、化工工业等领域具有广泛的应用<sup>[1]</sup>. Zr合金作为结构材料使用时, 其在外部环境(载荷、温度等)作用下的形变行为直接影响材料的使用寿命, 关系到材料的服役安全. 因此, 研究Zr合金在外载作用下内部应力状态的演化及形变机理非常必要. 密排六方(hexagonal close-packed, HCP)结构的Zr在液氮温度(76 K)、室温(room temperature, RT)及较高的温度( $< 500\text{ }^\circ\text{C}$ )均呈现热各向异性和弹塑性各向异性<sup>[2-5]</sup>. 在多晶材料中, 相邻晶粒间的相互作用会导致热各向异性, 轧制工艺会使材料内部产生晶间应力<sup>[6,7]</sup>. 因此, 准确地评估Zr及其合金内部的晶间应力分布并明确其微观形变机理, 对其服役能力和使用寿命的准确评判具有重要的科学意义和应用价值.

中子衍射技术是当前准确确定材料结构的关键技术<sup>[8,9]</sup>, 近年来在测定材料内部三维残余应力及大块材料平均应力方面被广泛采用<sup>[10-18]</sup>. 弹塑性自洽(elastic-plastic self-consistent, EPSC)模型可以很好地拟合中子衍射数据, 定量地给出各种形变系统(滑移系、孪生等)对形变量的贡献<sup>[19-23]</sup>. 需要说明的是, EPSC模型中包括数千到数万个晶粒(晶粒尺寸为 $10-25\text{ }\mu\text{m}$ ), 与中子衍射测量区域( $\pi \times 2.5^2 \times 2\text{ mm}^3$ )覆盖的晶粒数目恰好符合. 利用中子原位衍射技术结合EPSC模拟, 可以研究材料内部的应力分布及微结构演化, 定量地给出材料的形变机理. 该方法的优点是: 制样简单(无损测量)、给出研究材料的体信息(晶粒统计性好)、原位分析(研究材料在外载作用下的实时响应).

目前, 关于Zr合金在RT及相对较高的温度( $< 500\text{ }^\circ\text{C}$ )下的拉伸形变行为已开展了比较细致的研究工作<sup>[24,25]</sup>, 而关于Zr合金的压缩形变行为(尤其是原位压缩形变行为)的研究相对较少. 由于标准压缩样品对加载装置(尤其是原位加载

\* 中国博士后科学基金(批准号: 2012M521715)和国家自然科学基金(批准号: 91126001, 11105128, 51231002)资助的课题.

<sup>†</sup> 通讯作者. E-mail: lihongjia\_caep@126.com

装置)的要求很高,因此,相关的研究工作也较难开展.本文以广泛使用的Zr-4合金为研究对象,利用中子原位衍射技术结合EPSC模拟的方法分析其压缩变形行为,加载方式为沿轧板厚度方向压缩(through thickness compression, TTC).利用非原位的背散射电子衍射(electron back-scattered diffraction, EBSD)测试进行织构演化分析及透射电镜(transmission electron microscopy, TEM)测试分析缺陷形态.通过EPSC模型拟合中子原位衍射数据并结合TEM分析,尝试定量地给出Zr-4在RT下的压缩变形机理.

## 2 实验

### 2.1 样品准备

本实验使用的Zr-4轧板购自北京有色金属研究总院,产品执行ASTM-B352标准,热处理工艺为真空退火,真空度为 $5 \times 10^{-3}$  Pa,退火温度为 $580 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ (保温5 h).其化学组分(wt%)为1.38Sn, 0.24Fe, 0.11Cr,质量百分比小于0.05 wt%的Hf, C, Al, N, Nb等元素及主要元素Zr.压缩样品采用线切割技术制备,样品尺寸参照ASTM E8-04标准.样品三维方向的定义:轧板的厚度方向为法向(normal direction, ND),与ND垂直的两个方向分别为轧向(rolling direction, RD)和横向(transverse direction, TD).综合考虑加载装置的加载能力(最大载荷15 kN)及轧板厚度,最终确定圆柱形样品的直径为5 mm,高度为10 mm(图1(a)).

### 2.2 中子原位压缩衍射实验

中子原位压缩衍射实验在残余应力中子衍射谱仪(residual stress neutron diffractometer, RSND)上完成.样品处的最大中子注量率为 $4.7 \times 10^6 \text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$ ,分辨率 $\Delta d/d \leq 0.25\%$ ,配备的样品台承重500 kg、升降0.5 m、平移 $\pm 0.3$  m.中子原位衍射实验沿圆柱轴向(即轧板厚度方向,亦即ND)压缩,样品的中子衍射体积为 $\pi \times 2.5^2 \times 2 \text{ mm}^3$ .在实验过程中,样品衍射体积的长度方向保持在入射束和探测器中间,即保证衍射矢量 $Q$ 平行于加载方向.中子束相对于样品的位置关系示意图及RSND上配备的小型原位加载装置局部图如图1(b)所示.为了更准确地记录变形样品的位移,压缩实验过程中使用了

引伸计(图1(b)下图).RSND的单色器为弯曲的Si(311)单晶片,起飞角为 $58^\circ$ ,对应的中子束波长为 $1.587 \text{ \AA}$ .测量的衍射峰包括基面(0002)、锥面(10 $\bar{1}$ 1)、锥面(10 $\bar{1}$ 2)和锥面(10 $\bar{1}$ 3),共测量了7组形变量下的衍射峰,形变阶段包括 $\varepsilon = 0, 0.26\%, 0.36\%, 0.49\%, 1.72\%, 4.29\%$ 和 $7.94\%$ ,压缩速率为 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

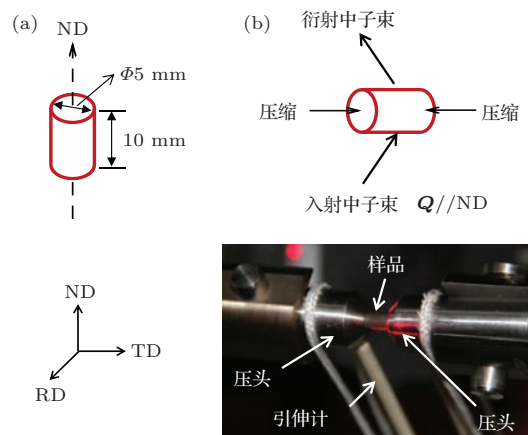


图1 (a)样品尺寸及坐标系;(b)中子原位压缩衍射实验中子束、外载和样品的相对位置关系示意图及RSND上配备的小型原位加载装置局部图

需要说明的是,本文利用原位中子衍射技术测量Zr-4合金的压缩变形性能时,整个实验过程中样品吸收的中子个数为:测试时间 $\times$ 样品处中子注量率 $\times$ 样品的衍射体积 $\times$ Zr的中子吸收截面 $= 2 h \times (4 \times 10^6 \text{ n}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}) \times (\pi \times 2.5^2 \times 2 \text{ mm}^3) \times 0.00795 \text{ cm}^{-1} = 9.0 \times 10^6 \text{ n}$ ,即在测试时间内,Zr-4合金吸收 $9.0 \times 10^6$ 个中子(中子能量为32.5 meV),并且Zr-4合金的缺陷回复能较低<sup>[26]</sup>,因此,中子衍射测量引起的辐照损伤效应可以不计.

## 3 EPSC模型及单晶体参数

EPSC模型基于Hill-Hutchinson自洽方法<sup>[20,27]</sup>.模型中包括2025个晶粒,每个晶粒有不同的取向及质量百分比,即织构信息.本研究中材料的初始织构信息由EBSD测得,测得的极图(pole figure, PF)如图2所示,作为EPSC模拟的输入参数.Zr-4合金的初始织构为:HCP晶胞的 $c$ 轴沿ND排布,并向TD有 $\pm(20^\circ-40^\circ)$ 偏转.在EPSC模型中,晶粒为椭球体夹杂在无限大的均匀基体介质中,每个晶粒的弹性常数及变形特征呈现各向异性.晶粒与无限大的均匀基体介质的

相互作用以弹塑性 Eshelby 自洽方法表示 [19]. 基体介质的基本性质为各个晶粒的平均值. 本研究中用到的 EPSC 模型的程序代码基于 Turner 等 [28] 开发的 Fortran-77 版本, 程序中用到的公式及算法基于 Hutchinson [27] 的工作. Zr 单晶的弹性模量矩阵通过拟合 Fisher 和 Renken [2] 的工作得到, RT 下为  $C_{11} = 143.5$  GPa,  $C_{12} = 72.5$  GPa,  $C_{13} = 65.4$  GPa,  $C_{33} = 164.9$  GPa,  $C_{44} = 32.1$  GPa. 每个形变系统的硬化模式由 Voce 定律描述, 即由每个形变系统的临界分切应力  $\tau^s$  与晶粒内的累计剪切应变  $\Gamma$  间的关系描述, 如下式所示:

$$\tau^s = \tau_0^s + (\tau_1^s + \theta_1^s \Gamma) \left( 1 - \exp\left(-\frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \Gamma\right) \right), \quad (1)$$

式中,  $\tau_0^s$ ,  $\theta_0^s$ ,  $\theta_1^s$  和  $\tau_0^s + \tau_1^s$  分别是初始临界分切应力、初始硬化速率、渐近硬化速率和后推临界分切应力. EPSC 模型中形变系统的选择通过对中子原位衍射数据的定性分析及已有的 Zr 合金的变形理论综合确定 (详细讨论见 4.2 节), 每个形变系统的  $\tau_0^s$ ,  $\tau_1^s$ ,  $\theta_0^s$ ,  $\theta_1^s$  的具体数值通过拟合中子原位衍射数据得到.

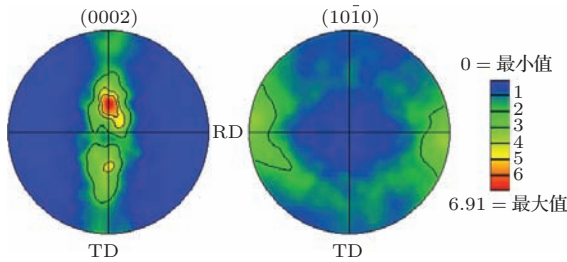


图 2 (网刊彩色) Zr-4 合金样品的初始 EBSD PF (幅值表示晶向的集中程度)

## 4 结果与讨论

### 4.1 压缩性能及织构演化

RT 下, Zr-4 合金在 TTC 加载方式下的宏观应力-应变曲线 ( $\sigma$ - $\epsilon$  曲线) 和硬化速率曲线如图 3 所示, 作图时将压应力/应变变为张应力/应变 (即应力/应变乘以 -1), 屈服强度为 512 MPa. 实验测得的宏观应力-应变曲线上向下的尖峰是在不同塑性形变阶段采集中子衍射图谱时的应力松弛现象, 各个形变阶段的中子原位衍射谱图如图 4 所示, 各个衍射峰的积分强度随塑性形变的变化曲线如图 5 所示. 由图 4 和图 5 可以看到, 基面 (0002) 衍射峰强度基本不变, 说明在 TTC 加载方式下没有孪晶产生, 这也与压缩硬化速率曲线上没有硬化

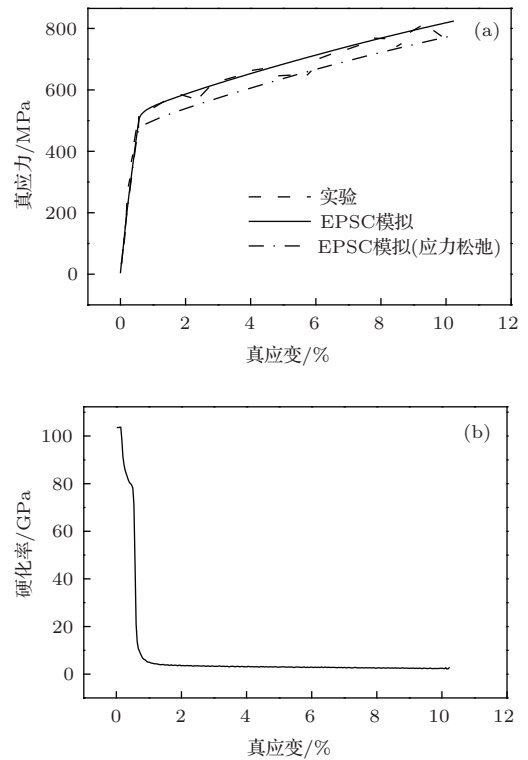


图 3 (a) 实验和 EPSC 模拟得到的 Zr-4 合金在 TTC 加载方式下的真实应力-应变曲线; (b) 硬化速率曲线

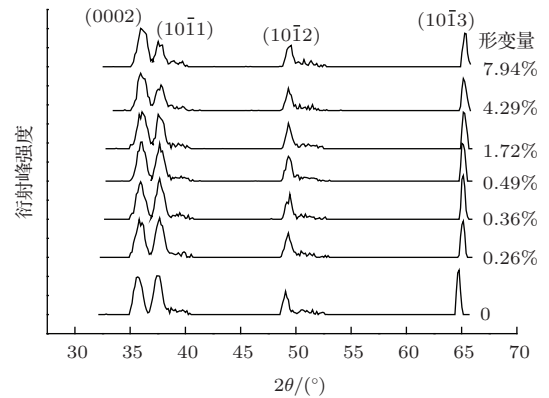


图 4 TTC 加载方式下的中子原位压缩衍射图谱 ( $2\theta$  为衍射角)

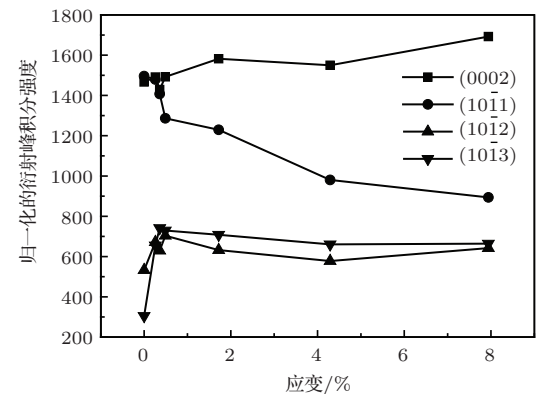


图 5 TTC 加载方式下不同晶面的衍射峰强度随宏观应变的变化

速率回升现象一致(图3(b)). 因此,材料在形变过程中晶粒不会发生大角度偏转,材料组织不会发生明显变化.

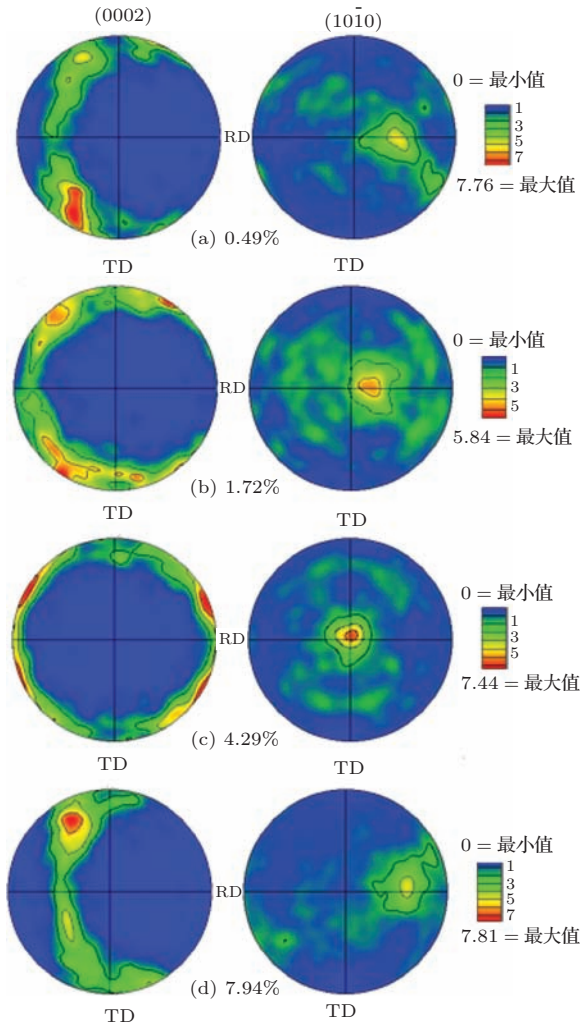


图6 (网刊彩色) TTC加载方式下变形的Zr-4合金样品的EBSD PF (a)  $\epsilon = 0.49\%$ ; (b)  $\epsilon = 1.72\%$ ; (c)  $\epsilon = 4.29\%$ ; (d)  $\epsilon = 7.94\%$

为了直观地观察Zr-4合金在TTC加载方式下的组织演化,我们对不同形变量的样品做了非原位的EBSD表征,测得的PF如图6所示.需要说明的是,在制备发生形变的样品的EBSD试样时,由于样品为圆柱状,当沿圆柱轴线切割样品时,很难严格保证测量面为ND-TD面(参照图1(a)下图),因此,测得的不同形变量下的PF在组织演化分析方面只能做定性的比较(形变量较小和形变量较大时的组织状态最为准确,如图6(a),(d)).由PF可以直观地看到晶粒取向分布的变化:基面(0002)沿法向ND分布并向TD有所偏离;随着形变量的增加,基面(0002)基本保持原始取向,并没有集中转向加载方向(RD).图6(b)和(c)中基面(0002)较大角度的偏转与样品的切割方式及RSND上配备的

小型原位加载系统在水平双向压缩模式下压头很难对中(即外载不是严格沿圆柱样品的轴向,参照图1(b)下图)有关.

### 4.2 压缩形变机理的定量分析

由不同晶面衍射峰积分强度的变化可以定性分析可能存在的形变模式.由图5可以看到:基面(0002)衍射峰强度基本不变,说明在TTC加载方式下没有孪晶产生;锥面(10-11)衍射峰强度下降,说明可能存在锥面 $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移和锥面 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ ( $\langle c+a \rangle$ )型滑移;锥面(10-12)和锥面(10-13)衍射峰强度及变化趋势基本一致,说明锥面 $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移的百分比比较小.根据Zr及Zr合金的形变理论<sup>[29]</sup>及初步的研究结果<sup>[3-5,24,30]</sup>,RT时在TTC加载方式下,柱面 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移容易发生,锥面 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移也会发生,而基面 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移极难发生.综合以上分析,EPSC模型中包含的形变模式为:柱面 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移、锥面 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移、锥面 $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移和锥面 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ ( $\langle c+a \rangle$ )型滑移.通过拟合宏观 $\sigma$ - $\epsilon$ 曲线(图3包括应力未松弛的和应力松弛的情形),可以得到各个形变模式在不同塑性形变量下的百分比(图7),拟合用到的硬化参数如表1所列.由图7可以看到,当形变量较小( $< 0.55\%$ )时,柱面 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移起主导作用;随着塑性形变量的增加,锥面滑移的作用增强,并且锥面 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ ( $\langle c+a \rangle$ )型滑移的作用大于柱面 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移,也存在少量的锥面 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型和锥面 $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ )型滑移.

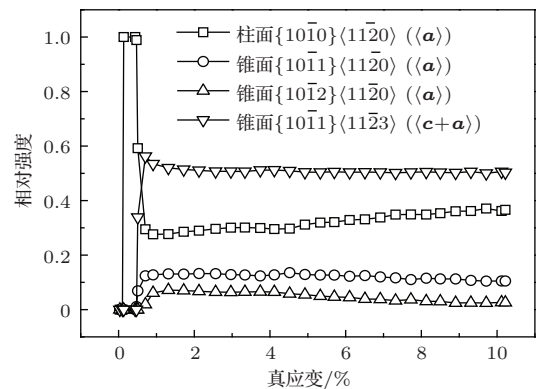


图7 计算得到的在TTC加载方式下Zr-4合金的各个形变系统在不同形变量下的百分比

表1 EPSC拟合得到的各个滑移系统的硬化参数(包括应力未松弛态/应力松弛态的情形)

滑移系统	$\tau_0^s/\text{MPa}$	$\tau_1^s/\text{MPa}$	$\theta_0^s/\text{MPa}$	$\theta_1^s/\text{MPa}$
柱面 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ 型)	50 / 40	10 / 10	5 / 5	0 / 0
锥面 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ 型)	135 / 122	165 / 165	350 / 350	95 / 95
锥面 $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ( $\langle a \rangle$ 型)	197 / 182	170 / 170	600 / 600	260 / 260
锥面 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ ( $\langle c+a \rangle$ 型)	261 / 238	160 / 160	720 / 720	151 / 151

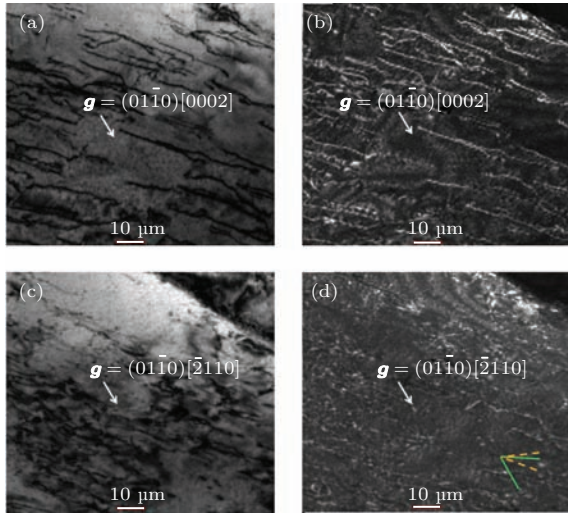


图8 (网刊彩色)形变量为1.72%时,  $g = (01\bar{1}0) [0002]$  和  $(01\bar{1}0) [\bar{2}110]$  下的明场像和中心暗场像 (a)  $g = (01\bar{1}0) [0002]$  下的明场像; (b)  $g = (01\bar{1}0) [0002]$  下的中心暗场像; (c)  $g = (01\bar{1}0) [\bar{2}110]$  下的明场像; (d)  $g = (01\bar{1}0) [\bar{2}110]$  下的中心暗场像(绿色实线代表滑移方向  $\langle 11\bar{2}0\rangle$ , 黄色虚线代表滑移方向  $\langle 11\bar{2}3\rangle$ )

为了对EPSC模拟的结果进行验证,我们对变形的样品进行了TEM测试. 图8为形变量为1.72%时,倒空间矢量  $g = (01\bar{1}0) [0002]$  和  $(01\bar{1}0) [\bar{2}110]$  下的明场像和中心暗场像. 明场像和暗场像的衬度相反(对比图8(a), (b)或(c), (d)),且暗场像能给出更多的关于缺陷的微细结构信息. 在变形的样品中,缺陷以位错为主. 位错类型包括刃型位错、螺型位错及二者混合型位错. 在应力加载研究中,经常观察到的是螺型位错,如面心立方结构的铝<sup>[31]</sup>及HCP结构的钛、锆<sup>[32-34]</sup>等. 不同  $g$  矢量下观察到的位错形态不同(对比图8(b), (d)). 根据  $g \cdot b \neq 0$  时位错线可见判据( $b$ 为Burgers矢量),可以定性判断位错类型. 在  $g = (01\bar{1}0)[0002]$  下,仅锥面  $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3\rangle$  ( $\langle c+a \rangle$ 型)滑移可见,且  $g$  与  $b$  的夹角为  $46.7^\circ$ ,与图8(b)中  $g$  与位错线的夹角相同(即螺型位错),证明该锥面滑移存在. 在  $g = (01\bar{1}0)[\bar{2}110]$  下,柱面  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle a \rangle$ 型)滑移、锥面  $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3\rangle$

( $\langle c+a \rangle$ 型)滑移、锥面  $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle a \rangle$ 型)和锥面  $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle a \rangle$ 型)滑移均应可见. 图8(d)中绿色实线代表滑移方向  $\langle 11\bar{2}0\rangle$ ,黄色虚线代表滑移方向  $\langle 11\bar{2}3\rangle$ ,与图8(b)中的结果对比可得:两类  $b$  矢量的位错线均可能存在.

## 5 结论

本文利用中子原位衍射技术结合EPSC模拟,并辅以非原位的EBSD测试及TEM分析,对Zr-4合金在TTC加载方式下的宏观力学性能、织构演化及形变行为进行了详细的对比研究. 主要结论如下:

1) Zr-4合金在TTC加载方式下的屈服强度为512 MPa,随着压缩形变量的增加,材料的织构没有发生明显的变化.

2) 利用EPSC模型拟合中子原位衍射实验数据,可以定量地给出材料的形变机理. Zr-4合金在TTC加载方式下,当形变量较小( $< 0.55\%$ )时,柱面  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle a \rangle$ 型)滑移起主导作用;随着塑性形变量的增加,锥面滑移的作用增强,并且锥面  $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3\rangle$  ( $\langle c+a \rangle$ 型)滑移的作用大于柱面  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle a \rangle$ 型)滑移,也存在少量的锥面  $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle a \rangle$ 型)和锥面  $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle a \rangle$ 型)滑移.

3) 利用TEM对发生塑性形变的样品采用不同的  $g$  矢量成像,结合位错线的可见与不可见可以判断位错的Burgers矢量  $b$ ,进而对变形的样品中产生的螺型位错网络进行分析. 通过对塑性形变量为1.72%的样品进行  $g = (01\bar{1}0) [0002]$  和  $(01\bar{1}0) [\bar{2}110]$  下的明场像和中心暗场像观测,验证了EPSC模型中包括的形变模式,即在  $g = (01\bar{1}0)[0002]$  下,可以观察到密集排布的  $b$  为  $\langle 11\bar{2}3\rangle$  型的位错;在  $g = (01\bar{1}0) [\bar{2}110]$  下,  $b$  为  $\langle 11\bar{2}0\rangle$  和  $\langle 11\bar{2}3\rangle$  的位错均可观察到.

感谢四川大学材料科学与工程学院的黄雪飞博士在 TEM 实验方面的帮助和指导;感谢清华大学材料学院章丹丹老师在 EBSD 测试方面的讨论.

## 参考文献

- [1] Northwood D O 1985 *Mater. Des.* **6** 58
- [2] Fisher E S, Renken C J 1964 *Phys. Rev.* **135** A482
- [3] Tome C N, Maudlin P J, Lebensohn R A, Kaschner G C 2001 *Acta Mater.* **49** 3085
- [4] McCabe R J, Cerreta E K, Misra A, Kaschner G C, Tome C N 2006 *Philos. Mag.* **86** 3595
- [5] Beyerlein I J, Tome C N 2008 *Int. J. Plast.* **24** 867
- [6] Noyan I C, Cohen J B 1987 *Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation* (New York: Springer)
- [7] Pang J W L, Holden T M, Turner P A, Mason T E 1999 *Acta Mater.* **47** 373
- [8] Gou C, Cheng Y F, Chen D F, Hu B P, Wang Y Z, Liu G C, Yan Q W, Zhang P L, Sun X D, Wei Y N, Sun K 1994 *Chin. Phys.* **3** 764
- [9] Wei B 2013 *Chin. Phys. B* **22** 087405
- [10] Allen A, Andreani C, Hutchings M T, Windsor C G 1981 *NDT Int.* **14** 249
- [11] Withers P J 2007 *Comptes. Rendus. Phys.* **8** 806
- [12] Albertini G, Bruno G, Carrado A, Fiori F, Rogante M, Rustichelli F 1999 *Meas. Sci. Technol.* **10** R56
- [13] Stone H J, Withers P J, Holden T M, Roberts S M, Reed R C 1999 *Metall. Mater. Trans. A* **30** 1797
- [14] Jia N, Peng L R, Brown D W, Clausen B, Wang Y D 2008 *Metall. Mater. Trans. A* **39** 3134
- [15] Muránsky O, Sittner P, Zrník J, Oliver E C 2008 *Metall. Mater. Trans. A* **39** 3097
- [16] Davydov V, Lukas P, Strunz P, Kuzel R 2009 *J. Phys.: Condens. Matter* **21** 095407
- [17] Proust G, Kaschner G C, Beyerlein I J, Clausen B, Brown D W, McCabe R J, Tome C N 2010 *Exp. Mech.* **50** 125
- [18] Ma D, Stoica A D, An K, Yang L, Bei H, Mills R A, Skorpenske H, Wang X L 2011 *Metall. Mater. Trans. A* **42** 1444
- [19] Eshelby J D 1957 *Proc. R. Soc. Lond. A* **241** 376
- [20] Hill R 1965 *J. Mech. Phys. Solids* **13** 89
- [21] Hutchinson J W 1976 *Proc. R. Soc. Lond. A* **348** 101
- [22] Lebensohn R A, Tome C N 1993 *Acta Metall. Mater.* **41** 2611
- [23] Proust G, Tome C N, Kaschner G C 2007 *Acta Mater.* **55** 2137
- [24] Gloaguen D, Berchi T, Girard E, Guillen R 2007 *Acta Mater.* **55** 4369
- [25] Li H J, Sun G A, Woo W, Gong J, Chen B, Wang Y D, Fu Y Q, Huang C Q, Xie L, Peng S M 2014 *J. Nucl. Mater.* **446** 134
- [26] Hao X P, Wang B Y, Yu R S, Wei L 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 6543 (in Chinese) [郝小鹏, 王宝义, 于润升, 魏龙 2007 物理学报 **56** 6543]
- [27] Hutchinson J W 1970 *Proc. R. Soc. Lond. A* **319** 247
- [28] Turner P A, Christodoulou N, Tomé C N 1995 *Int. J. Plast.* **11** 251
- [29] Tenckhoff E 1988 *Deformation Mechanisms, Texture, and Anisotropy in Zirconium and Zircaloy* (Philadelphia: Special Technical Publication) pp19–23
- [30] Holt R A, Causey A R 1987 *J. Nucl. Mater.* **150** 306
- [31] Wei Y L, Godfrey A, Liu W, Liu Q, Huang X, Hansen N, Winther G 2011 *Scripta Mater.* **65** 355
- [32] Caillard D, Couret A 2002 *Mat. Sci. Eng. A* **322** 108
- [33] Bacon D J, Vitek V 2002 *Metall. Mater. Trans. A* **33** 721
- [34] Monnet G, Devincere B, Kubin L P 2004 *Acta Mater.* **52** 4317

# Deformation behaviors of zircaloy-4 alloy under uniaxial compression\*

Li Hong-Jia<sup>†</sup> Sun Guang-Ai Gong Jian Chen Bo Wang Hong Li Jian Pang Bei-Bei  
Zhang Ying Peng Shu-Ming

(Institute of Nuclear Physics and Chemistry, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621999, China)

( Received 8 April 2014; revised manuscript received 5 July 2014 )

## Abstract

Zirconium (Zr) has a hexagonal close-packed crystal structure, which exhibits elastic and plastic anisotropy. Internal stresses can be easily generated in the rolling process and the subsequent plastic deformation process. It is critical to evaluate the internal stresses and the deformation mechanisms of Zr alloy materials. The deformation behaviors of Zr alloy influence directly its service life and safety. In this work, compression deformation behaviors of zircaloy-4 (Zr-4) alloy have been studied by the *in situ* neutron diffraction technique combined with the elastic-plastic self-consistent (EPSC) simulation. A compressive external load is applied along the thickness direction of the rolled plate, which is called through-thickness compression. Electron back-scattered diffraction is used to analyze the texture evolution during the plastic deformation. Transmission electron microscopy (TEM) is used to measure the distribution of the defects in the deformed sample. The EPSC simulation provides the deformation mechanism quantitatively by fitting the *in situ* neutron diffraction data, and the simulated results is confirmed by the TEM observations. Results show that when the true strain is small (less than 0.55%), prismatic  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle \mathbf{a} \rangle$  type) slip dominates; however, as the plastic strain is increased, the percentage of pyramidal  $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3\rangle$  ( $\langle \mathbf{c} + \mathbf{a} \rangle$  type) slip becomes larger than that of prismatic  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle \mathbf{a} \rangle$  type) slip, and the pyramidal  $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle \mathbf{a} \rangle$  type) slip and pyramidal  $\{10\bar{1}2\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  ( $\langle \mathbf{a} \rangle$  type) slip may exist.

**Keywords:** zirconium alloy, *in situ* neutron diffraction, elastic-plastic self-consistent simulation, deformation mechanism

**PACS:** 61.05.fm, 62.20.F-, 46.05.+b

**DOI:** 10.7498/aps.63.236101

\* Project supported by the China Postdoctoral Science Foundation (Grant No. 2012M521715) and the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 91126001, 11105128, 51231002).

<sup>†</sup> Corresponding author. E-mail: [lihongjia\\_caep@126.com](mailto:lihongjia_caep@126.com)