

# 基于晶体塑性理论的 Zr-4 合金板 冷轧变形织构演变

刘欢<sup>1,2</sup>, 邓偲瀛<sup>1</sup>, 宋鸿武<sup>1</sup>, 张士宏<sup>1</sup>, 郭文斌<sup>1,2</sup>

(1. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:** 选取厚度为 3.6 mm 具有典型双峰织构的 Zr-4 合金板材, 利用电子背散射衍射 (EBSD) 技术对板材冷轧后的织构进行表征, 利用粘塑性自洽 (VPSC) 模型对板材冷轧后的变形机理进行分析。用 VPSC 模型预测了轧制总变形量、轧制道次数以及单道次压下量对冷轧织构以及变形机理的影响规律。结果表明, Zr-4 合金板材在冷轧后, 织构保持典型的基面双峰织构; 轧制总变形量对冷轧后的织构有明显影响, 随着轧制总变形量减小, 大部分晶粒的  $c$  轴由法向 (ND) 向宽向 (TD) 转动; 当变形量低于临界变形量 39% 时, 法向科恩系数 ( $F_n$ ) 随着变形量的增大而快速增大, 柱面滑移开启快速降低, 当变形量超过 39% 时, 法向科恩系数的增长趋于平缓, 柱面滑移的开启趋于稳定; 但轧制总变形量相同时, 轧制道次数、单道次压下量对冷轧后的织构以及变形机理无明显影响。

**关键词:** Zr-4 合金; 冷轧; 织构; VPSC

中图分类号: TG146.4<sup>+</sup>14

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)10-3591-09

锆合金具有较低的热中子吸收截面, 良好的抗腐蚀性能和力学性能, 因而被广泛地用作核反应堆的包壳材料和结构材料。定位格架是核燃料组件的核心结构件, 由锆合金板材冲制而成<sup>[1]</sup>。锆合金板材在加工成形时必然会形成织构, 织构是影响锆合金的塑性变形与服役性能一个重要的因素, 所以了解锆合金在加工过程中的织构演变以及控制锆合金在变形过程中的织构显得尤为重要。锆合金在室温下为密排六方 (hexagonal closed-pack, hcp) 结构的  $\alpha$ -Zr, 由于 hcp 结构的对称性较差, 独立滑移系较少, 易发生孪生变形, 室温下的形变通常是由滑移和孪生共同完成的<sup>[2]</sup>。

陈建伟等人<sup>[3]</sup>利用 Taylor-RC 模型模拟了 2 种不同初始取向的 Zr-Sn-Nb 合金板材在冷轧过程中的织构演变, 并结合实验结果对冷轧织构的形成进行分析, 结果表明不同的初始取向的锆合金板材由于内部变形机制不同导致冷轧后的织构演变不同。赵林科等人<sup>[4]</sup>通过对 Zr-Sn-Nb-Fe 合金管材冷轧变形过程中的织构演变进行研究, 发现随着冷轧变形量的增加,  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  轧向的织构含量急剧减少,  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  轧向的织构明显增强,  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  轧向的晶粒逐渐转向  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  轧向。近年来, 很多研究学者通过模拟的方法对锆合金变形

过程的织构演变进行研究。Tomé 和 Lebensohn 等<sup>[5]</sup>在 20 世纪 90 年代将 Taylor 模型应用到对锆合金轧制、单轴拉伸和单轴压缩变形行为的模拟中, 通过实验的织构结果与模拟计算的织构结果相结合, 对变形过程中的变形机制进行分析。Lebensohn 和 Tomé 等<sup>[6,7]</sup>采用粘塑性自洽 (visco-plastic self-consistent, VPSC) 模型模拟了锆合金轧制过程中的织构演变并计算了变形过程中的屈服强度和 Lankford 系数, 将滑移及孪生的相对开启情况与 Taylor 模型模拟获得的结果进行对比, 对比结果表明, VPSC 模型的预测结果更接近于实验结果。

锆合金板材在加工成形时形成的织构会引起材料辐照伸长的各向异性, 进而导致定位格架尺寸的变化, 影响格架对燃料棒的夹持力。目前, 针对锆合金的腐蚀性能已经做了大量的研究<sup>[8-11]</sup>, 但是变形工艺的改变对合金织构的影响及其机制尚不明确。为了更好地降低板材的各向异性, 提供合理的成品板材织构, 提高服役过程中的使用寿命, 本研究采用电子背散射衍射 (electron backscattering diffraction, EBSD) 方法测试了冷轧前后 Zr-4 合金板材的织构变化, 讨论了冷轧织构的形成原因, 确定了 VPSC 模型中的相关参数。进

收稿日期: 2020-10-29

基金项目: 能源局核能重大专项 (2019ZX06002001); 国家自然科学基金 (51875547)

作者简介: 刘欢, 女, 1991 年生, 博士生, 中国科学院金属研究所, 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016, E-mail: hliu186@imr.ac.cn

而利用 VPSC 模型预测了轧制道次数量、单道次压下量以及轧制总变形量 3 个因素对冷轧变形织构的影响,研究了不同轧制工艺对板材冷轧织构演变的影响规律,为锆合金板材冷轧工艺全流程的优化设计提供了基础和方向。

### 1 实 验

本实验采用退火态 Zr-4 (Zr-1.2Sn-0.2Fe-0.1Cr) (质量分数,%)合金薄板进行研究,其厚度为 3.6 mm。冷轧工艺采用某特定的轧制工艺,共 19 个道次,入口厚度为 3.6 mm,出口厚度为 2.2 mm。在初始和轧制后板材的轧面中部取样进行 EBSD 试验,取样如图 1 所示。试样尺寸为 10 mm×8 mm×2.2 mm (RD×TD×ND)。RD 代表板材的轧向,TD 代表板材的宽向,ND 代表板材的法向,图中红色区域为 EBSD 观测面。利用 Tescan Mira3-XMU 场发射扫描电镜对变形前后样品进行 EBSD 试验,数据采集软件为 AZtec (牛津仪器)。EBSD 样品采用电解抛光方法制备,电解液中乙醇和高氯酸的体积配比为 9:1,电解温度为-40 ℃,电解时间为 3 min,步长选为 0.5 μm。采用 Channel5 软件对 EBSD 数据进行处理分析。

由图 2 退火态 Zr-4 合金板的实验织构可见,初始板材的组织为再结晶的等轴晶粒,织构为典型的基面双峰织构,即晶粒的 c 轴与轧板的法向成倾斜的近似 30° 夹角。一般采用科恩系数表征 hcp 结构材料的晶粒取向,科恩系数表示特定晶面沿着参考方向所占的比例,由公式(1)计算:

$$F = \frac{\int_0^{\frac{\pi}{2}} I_{\varphi} \sin\varphi \cos^2\varphi d\varphi}{\int_0^{\frac{\pi}{2}} I_{\varphi} \sin\varphi d\varphi} \quad (1)$$

式中, F 为科恩系数, φ 为倾斜角度, I<sub>φ</sub> 为倾斜角度 φ 时的平均强度。

初始板材的科恩系数为 F<sub>r</sub>=0.061, F<sub>t</sub>=0.261, F<sub>n</sub>=0.678。其中, F<sub>r</sub> 表示板材轧向的科恩系数, F<sub>t</sub> 表示板材宽向的科恩系数, F<sub>n</sub> 表示板材法向的科恩系数。

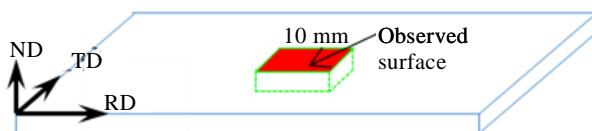


图 1 EBSD 取样示意图

Fig.1 Sampling schematic illustration of cold-rolled specimen for EBSD test

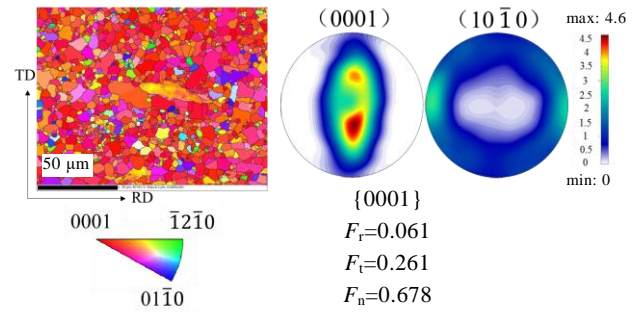


图 2 退火态 Zr-4 合金板(δ=3.6 mm)的织构

Fig.2 Texture of annealed Zr-4 alloy plate (δ=3.6 mm)

### 2 VPSC 模型及 Zr-4 合金板冷轧变形参数确定

在粘塑性自洽模型 (VPSC) 中,每个晶粒都被看作是一个粘塑性椭球体,嵌入均匀的有效介质中,并与介质相互作用,有效介质则被看作是多晶聚集体<sup>[6,7]</sup>。局部水平(给定晶粒)的粘塑性本构行为用非线性速率-灵敏度方程来描述:

$$\begin{cases} \varepsilon_{ij}(\bar{x}) = \sum_s m_{ij}^s \gamma^s(\bar{x}) \\ \gamma^s(\bar{x}) = \gamma_0 \left( \frac{m_{kl}^s \sigma_{kl}(\bar{x})}{\tau_0^s} \right)^n \end{cases} \quad (2)$$

式中, ε<sub>ij</sub>(x̄) 是偏应变比, m<sub>ij</sub><sup>s</sup> 是滑移系(或者孪晶)的 Schmid 因子, γ<sup>s</sup>(x̄) 是滑移系中局部剪切比, γ<sub>0</sub> 是归一化因子, σ<sub>kl</sub>(x̄) 是偏应力, τ<sub>0</sub><sup>s</sup> 是临界剪切应力(critical resolved shear stress, CRSS), n 是率敏感性指数。

Voce 硬化被用于单个变形系统的硬化,单个变形系统的硬化特征随着每个晶粒累积的剪切应变的临界应力而演变。对于滑移系和孪晶系,在变形过程中临界分解剪切应力 τ<sup>s</sup> 的变化规律可以用 Voce 硬化模型表示:

$$\tau^s = \tau_0^s + \left( \tau_1^s + \theta_1^s \Gamma \right) \left( 1 - \exp \left( -\Gamma \left| \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \right| \right) \right) \quad (3)$$

式中, Γ 是晶粒内的累积剪切, τ<sub>0</sub><sup>s</sup>、τ<sub>1</sub><sup>s</sup> 和 θ<sub>0</sub><sup>s</sup>、θ<sub>1</sub><sup>s</sup> 分别为滑移系或孪晶系的初始临界分解剪切应力、稳态临界分解剪切应力、初始硬化率和最终硬化率, s 代表整个系统。

目前,在 α-Zr 中被报道<sup>[12-15]</sup>的变形机制包括柱面 <a> 滑移、基面 <a> 滑移、锥面 <a> 滑移、锥面 <c+a> 滑移,以及拉伸孪生与压缩孪生。Tom é 和 Lebensohn 等人<sup>[5]</sup>选取柱面 <a> 滑移、锥面 <a> 滑移、锥面 <c+a> 滑移以及拉伸孪生的 CRSS 比例为 1:2:4:2,对拉伸和单轴压缩变形行为进行 VPSC 预测; Lebensohn 和

González<sup>[12]</sup>选取柱面<a>滑移、锥面<c+a>滑移以及拉伸孪生的 CRSS 比例为 1:4:1.5, 对 Zr-4 管材组织进行研究; Akhtar<sup>[16-20]</sup>对单晶锆进行研究, 认为柱面滑移的 CRSS 最小是导致该滑移系大量开启的主要原因; 栾佰峰等<sup>[21]</sup>研究发现<a>位错在基面上开启所需要的能量以及运动过程中所受的点阵阻力, 要高于在柱面上的能量以及所受点阵阻力, 但是在一定的变形条件下 (高温或应力集中区域) 仍可以观察到基面滑移留下的迹线。以上的研究结果均表明, 锆合金变形过程中柱面滑移最容易开启, 锥面滑移和孪生在室温下协调变形, 也有相关文献报道基面滑移在大应变情况下可以开启<sup>[22]</sup>。本研究实测冷轧变形后并没有观察到孪晶的产生, 因而只考虑 3 种滑移机制, 柱面<a>滑移, 基面<a>滑移和锥面<c+a>滑移。首先简单设定 Zr-4 合金的 CRSS 值和硬化参数值, 利用 VPSC 计算获得冷轧过程的模拟组织, 通过对比冷轧的试验组织和预测组织, 更新各滑移系的 CRSS 值和硬化参数值, 直至实验结果与模拟结果吻合良好, 得到最优化的材料模型参数, 如表 1 所示。

EBSD 试验测得的冷轧后的极图如图 3a 所示, 与初始组织相比, 组织仍保持基面双峰结构, 晶粒取向由 ND 向 TD 偏转, 科恩系数为  $F_r=0.055$ ,  $F_t=0.211$ ,  $F_n=0.734$ 。VPSC 预测的冷轧组织如图 3b 所示, 组织仍保持基面双峰结构, 大部分晶粒由 ND 向 TD 偏转, 科恩系数为  $F_r=0.060$ ,  $F_t=0.203$ ,  $F_n=0.737$ , 可以看出 VPSC 的模拟结果与试验结果包括组织类型和科恩系数均吻合较好, VPSC 模型中的 Voce 硬化模型参数选取合理, 可用于后续冷轧组织预测。

### 3 结果与讨论

#### 3.1 Zr-4 板材冷轧过程变形行为分析

IGMA 法即晶内取向差转轴法, 是确定冷轧时滑移系开启的一种方法<sup>[22]</sup>。冷轧变形量为 49% 的 Zr-4 板材组织及 IGMA 分布如图 4 所示。如图 4a 所示, 冷轧变形后晶粒沿轧制方向被拉长, 部分位置的晶粒发生了碎化。图 4b 所示为冷轧后样品的取向差角分布图。由图

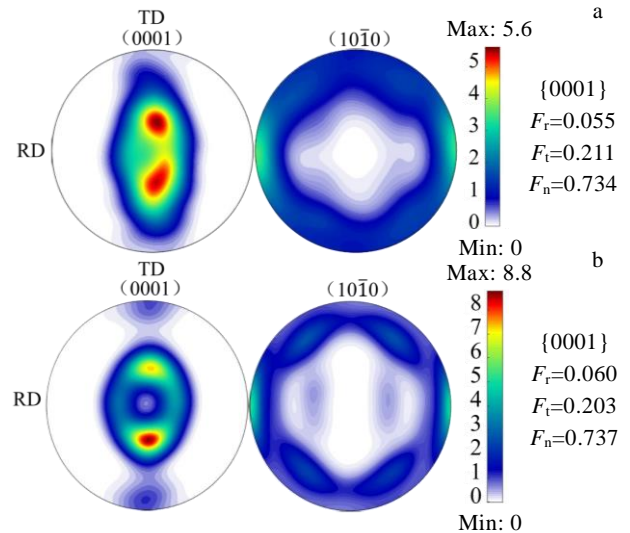


图 3 冷轧态 Zr-4 板( $\delta=2.2$  mm)极图 (EBSD 试验组织和 VPSC 模拟组织) 对比  
Fig.3 Comparison between EBSD tested (a) and VPSC (b) pole figures for cold rolled Zr-4 sheet ( $\delta=2.2$  mm)

可知, 冷轧后, 取向差角分布的峰值主要集中在小角度晶界附近, 是变形组织的主要特点。选取图 4a 中 4 种具有典型取向的晶粒 (晶粒 A、B、C、D), 分析其 IGMA 的分布特征如图 4c 所示。A 晶粒的 IGMA 强度极点主要集中于<0001>轴, 说明其以柱面滑移为主; 随着 c 轴由 ND 偏向 TD, IGMA 的强度极点出现了发散的迹象, 沿<uvf0>的分布强度逐渐升高, 说明柱面滑移的开启量逐渐降低, 基面滑移的开启量逐渐增加。此外, 晶粒 B 的 IGMA 强度极点还集中于<13853>轴附近, 根据文献[23], 说明晶粒 B 中开启了锥面滑移; 晶粒 C 的取向接近 TD, 其 IGMA 强度极点集中于<0001>轴, 说明晶粒 C 中主要开启柱面滑移。晶粒 D 的 IGMA 强度极点主要集中于<0001>轴, 说明主要开启柱面滑移, 另外, 晶粒 D 的 IGMA 极点还集中于<6153>附近, 说明晶粒 D 中还开启了锥面滑移。

为了更好地揭示冷轧过程中板材的变形机理, 采用施密特因子极图分布来说明变形过程中的滑移系开启。目前所熟知的施密特因子是在正向加载条件下推理得到的, 但并不适用于复杂的多轴加载状态, 本研究采用文献[24]中复杂应力状态下等效施密特因子的定义来计算施密特因子分布极图。冷轧变形时的 4 种滑移系的施密特因子分布极图如图 5 所示。板材初始组织为双峰组织, 大部分晶粒的取向为 ND 向 TD 倾斜。对比施密特因子分布极图与实际板材的双峰组织

表 1 VPSC 模拟中 Voce 硬化参数

Table1 Voce hardening parameters in VPSC model				
Mode	$\tau_0$ /MPa	$\tau_1$ /MPa	$\theta_0$	$\theta_1$
Prismatic<a>	43	1000	15	100
Basal<a>	350	0	0	0
Pyramidal<c+a>	450	25	1000	0

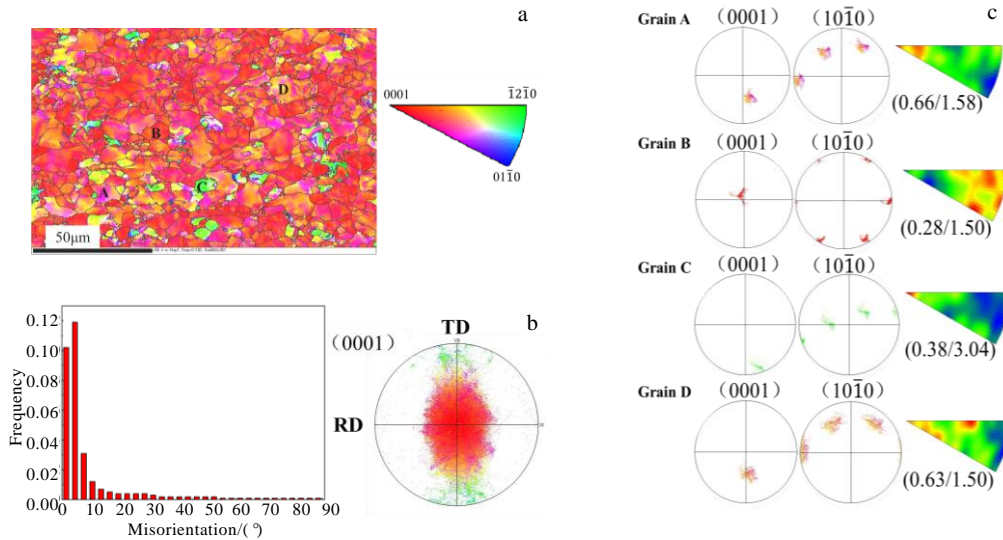


图 4 冷轧变形后 Zr-4 板的 IGMA 分布

Fig.4 IGMA distribution of Zr-4 plate after cold rolling deformation: (a) IPF map, (b) misorientation angle distribution, and (c) IGMA distribution of grain A, B, C, D in Fig.4a

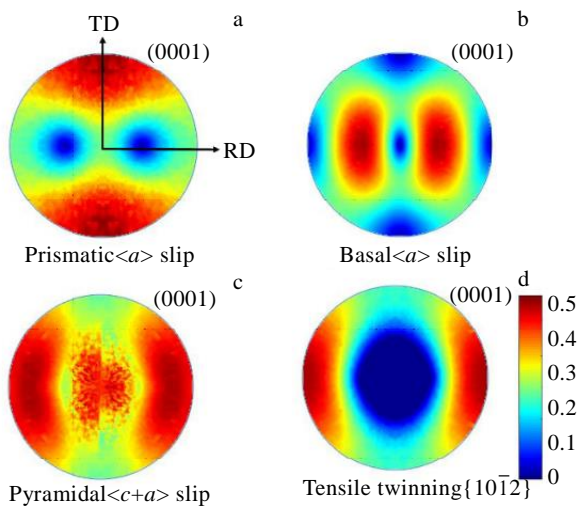


图 5 冷轧变形条件下(0001)面施密特因子分布

Fig.5 (0001) distribution of Schmid factor under cold rolling: (a) prismatic<a> slip, (b) basal<a> slip, (c) pyramidal <c+a> slip, and (d) tensile twinning{ 1012 }

构，可以发现：柱面滑移的施密特因子较高；随着晶粒取向由 TD 偏转向 ND 时，其锥面<c+a>滑移取向因子增大，基面<a>滑移取向因子几乎保持不变；虽然锥面滑移的施密特因子高于基面滑移，但基面滑移的 CRSS 值低于锥面滑移，锥面滑移在室温下仍最难开启；对于{ 1012 }拉伸孪晶，在冷轧过程中，其取向因子几乎为 0，也再次证明，在此种初始织构下，冷轧变形过程中孪生不易开启。因而在冷轧过程中，柱面滑移主导变形，锥面<c+a>滑移与基面<a>滑移协调变

形，孪晶不开启。

冷轧过程中 VPSC 预测的滑移系开启结果如图 6 所示。不难看出，柱面滑移最容易开启，基面<a>滑移与锥面<c+a>滑移协调变形。随着轧制变形量的增大，柱面滑移系开启减少，基面<a>滑移与锥面<c+a>滑移开启增大，基面<a>滑移的开启高于锥面<c+a>滑移。

### 3.2 轧制道次数对冷轧变形织构的影响规律

利用 VPSC 模型预测了在相同变形量下不同轧制道次数对冷轧变形织构演变的影响规律。其中板材初始入口厚度为 3.6 mm，出口厚度为 2.2 mm，真实应变为 0.4925。设计 3 种变形制度，分别为 10 道次、20 道次和 30 道次轧制，每道次等压下量轧制，模拟结果如图 7 所示。

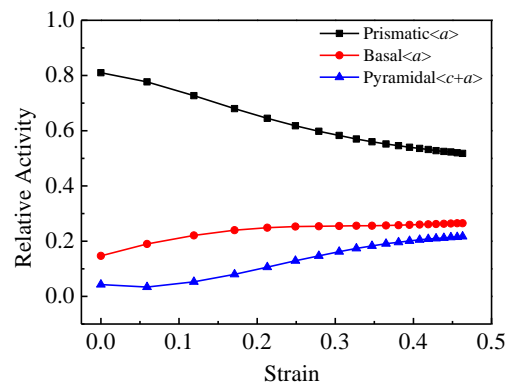


图 6 VPSC 预测冷轧过程中滑移系开启

Fig.6 Relative activity of cold rolling predicted with VPSC method

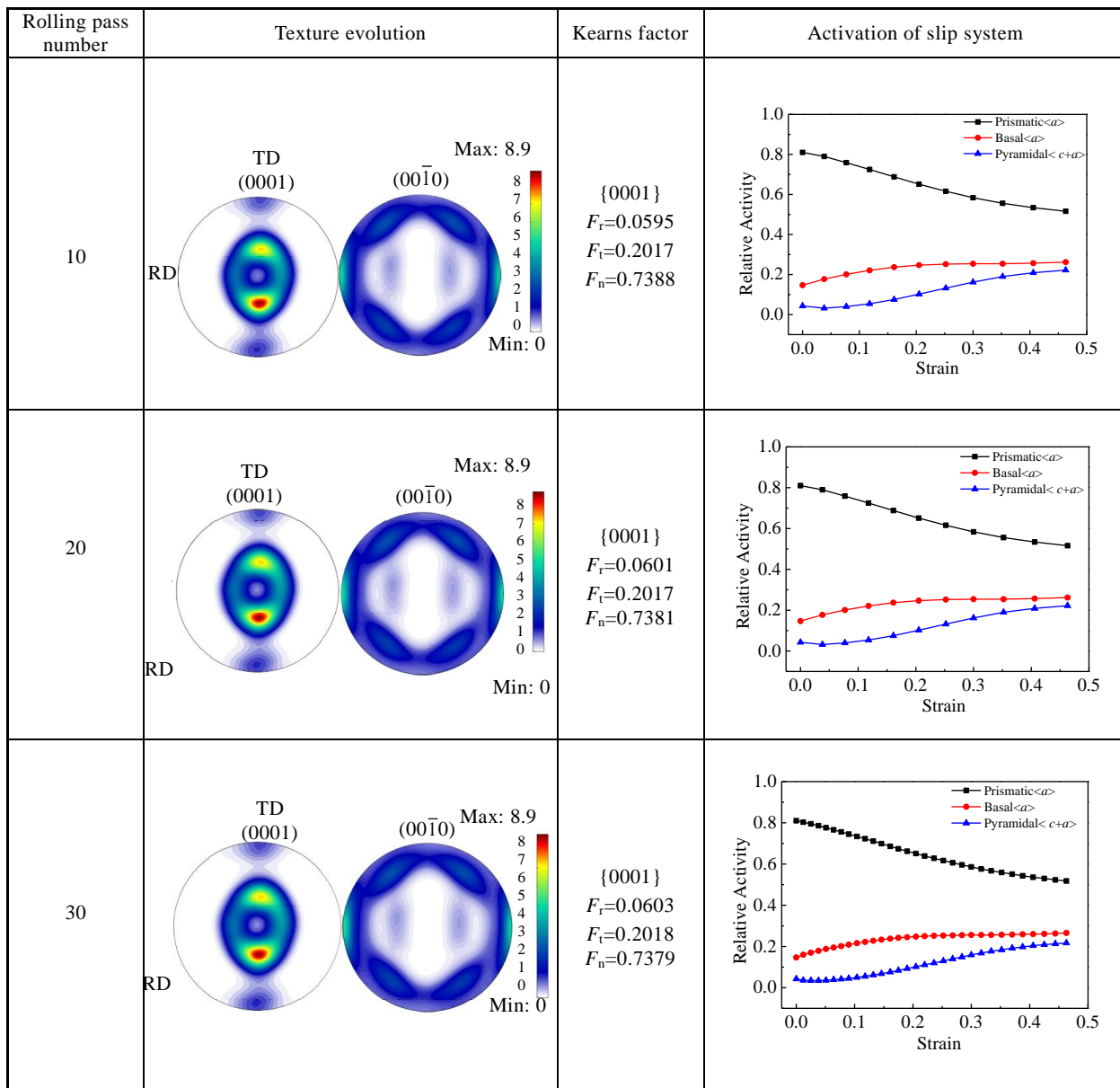


图 7 不同轧制道次变形制度的 VPSC 模拟织构演变

Fig.7 Simulated texture of VPSC model with different rolling pass number

从图 7 可知，相同冷轧变形量情况下，不同的轧制道次数对板材的冷轧织构演变几乎无影响。从预测的滑移系开启结果可知，VPSC 预测的滑移系开启几乎是一致的。

### 3.3 单道次不同压下量对冷轧变形织构的影响规律

利用 VPSC 模型预测了总变形量和轧制道次数相同情况下，改变单道次压下量对板材冷轧织构演变的影响规律。其中板材初始入口厚度为 3.6 mm，出口厚度为 2.2 mm，真实应变为 0.4925，轧制道次固定为 20 个道次，基于轧制力的优化，设计了 3 种变形制度，分别为单道次压下量恒定轧制、单道次压下量恒

定-下降-恒定-上升轧制以及单道次压下量恒定-下降-恒定-上升-恒定-下降轧制，模拟结果如图 8 所示。结果表明，总变形量和轧制道次相同时，单道次不同压下量对冷轧织构无明显影响，从滑移系开启分析，改变单道次压下量时，冷轧过程中的滑移系开启无明显差别，这也是造成冷轧织构无明显改变的原因。

### 3.4 轧制总变形量对冷轧变形织构的影响规律

利用 VPSC 模型预测了不同总变形量对冷轧织构的影响规律。选取板材初始入口厚度分别为 3.6、3.46、3.36、3.26、3.16、3.06、2.96、2.76、2.56 和 2.46 mm，出口厚度均为 2.2 mm，分别对应的真实应变为

0.4925、0.4528、0.4235、0.3933、0.3621、0.3300、0.2967、0.2268、0.1515 和 0.1117，轧制道次数均为 10 道次。预测结果如图 9 所示。结果表明，总变形量改变对冷轧织构有很大的影响，随着总变形量的减小， $F_r$  变化不明显， $F_t$  增大， $F_n$  减小。这是因为随着总变形量减小，柱面滑移开启增多，基面 $\langle a \rangle$ 滑移和锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移开启减小，非柱面滑移系的开启量降低，使得  $F_n$  增大的幅度降低，进而得到具有较小  $F_n$  的变形织构。

轧制变形量与  $F_n$  以及滑移系开启量的关系如图 10 所示。从图中可以看出，当变形量增大时， $F_n$  增大，柱面滑移开启降低，基面 $\langle a \rangle$ 滑移和锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移的开启升高，当变形量低于 39% 时， $F_n$  随着变形量的增大而快速增大，柱面滑移开启快速降低，而当变形量超过 39% 时， $F_n$  的增长趋于平缓，柱面滑移的开启趋于稳定。因此在轧制过程中，可以通过控制轧制变形量对铝合金冷轧板材织构进行调控。

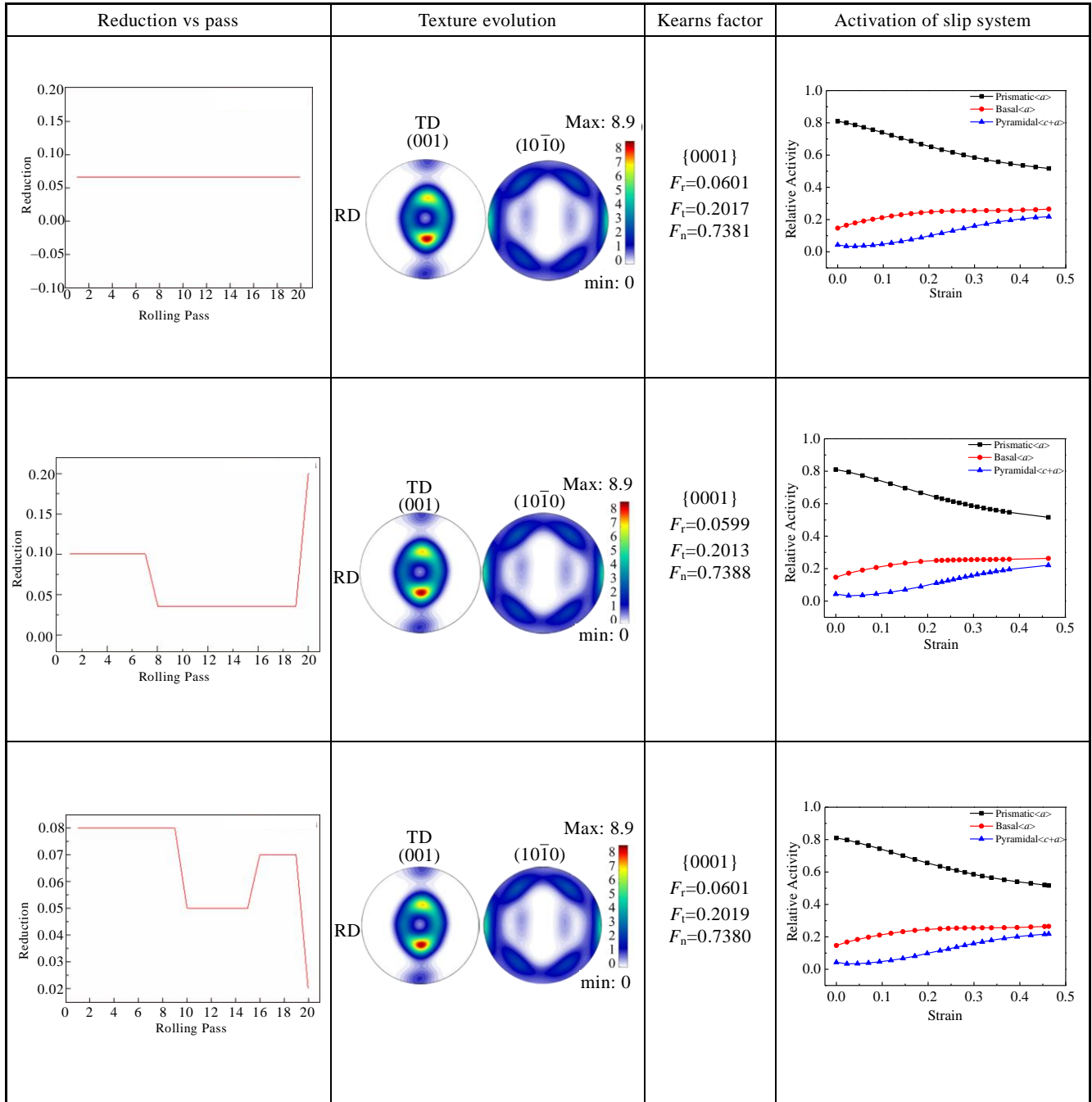


图 8 单道次不同轧制压下量下 VPSC 模拟织构演变

Fig.8 Simulated texture of VPSC model with different rolling reductions for single pass

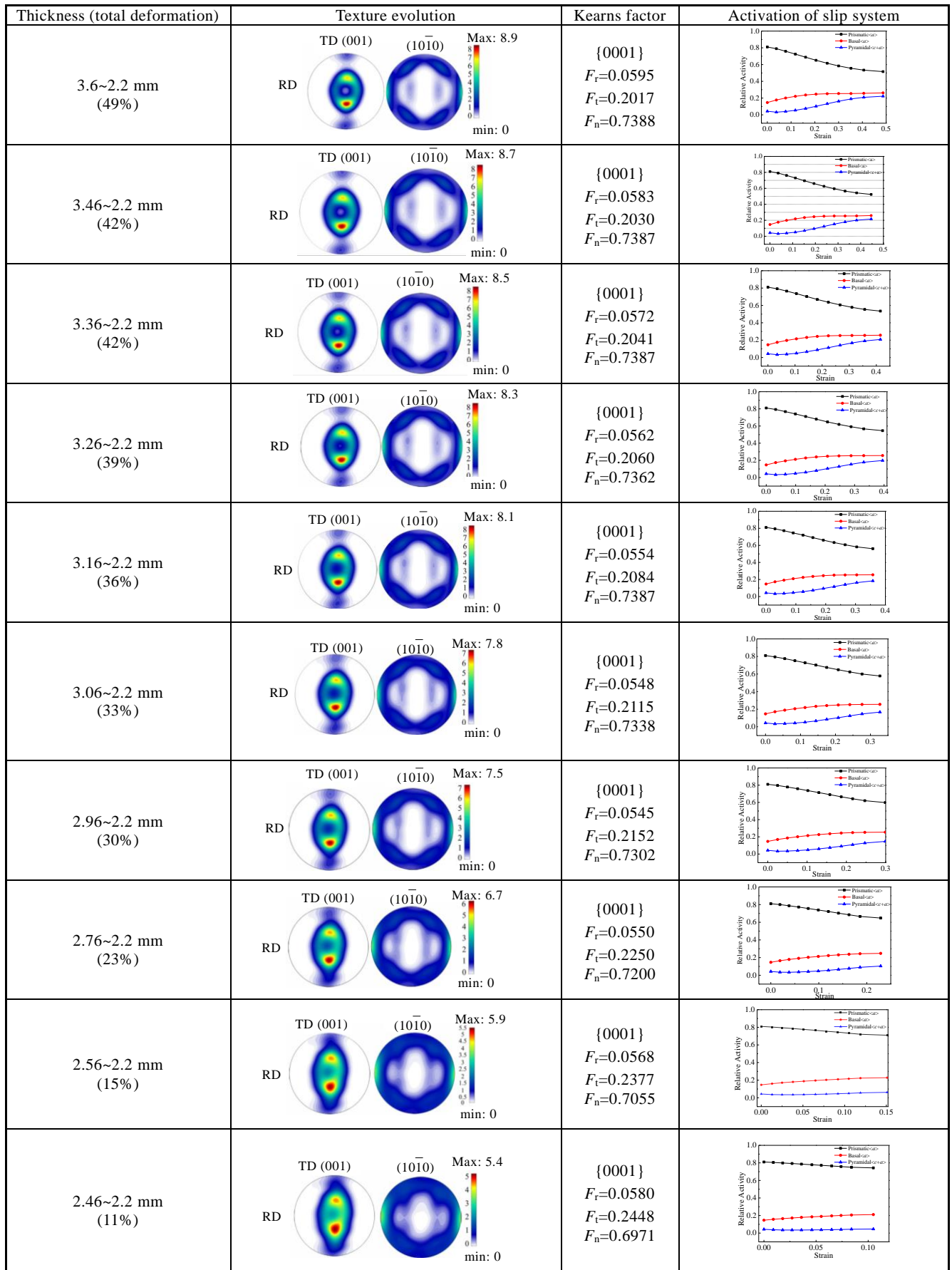


图 9 不同轧制总压下量变形制度的 VPSC 模拟织构演变

Fig.9 Simulated texture of VPSC model with different total rolling reductions

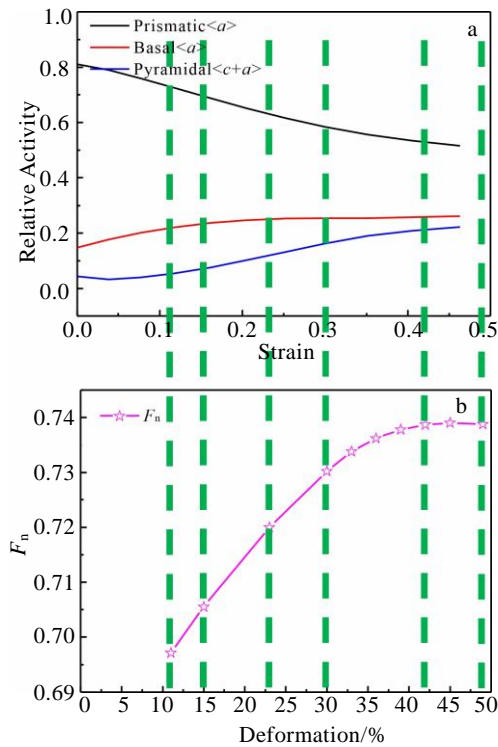


图 10 滑移系开启以及  $F_n$  与轧制变形量的关系

Fig.10 Relative activity vs strain with different slip system (a);  $F_n$  vs deformation (b)

### 4 结 论

1) Zr-4 合金板材冷轧变形, 织构保持典型的基面双峰织构, 大部分晶粒的  $c$  轴由 TD 向 ND 转动, 柱面滑移最容易开启, 锥面 < $c+a$ > 滑移与基面 < $a$ > 滑移协调变形, 拉伸孪生不开启。

2) 通过与冷轧实验变形后织构结果相对比, 确定 VPSC 中材料的硬化模型参数, 可以较好地预测冷轧过程中的织构演变。

3) 轧制总变形量对冷轧过程的织构有明显影响, 随着轧制总变形量减小,  $F_r$  变化不明显,  $F_r$  增大,  $F_n$  减小, 大部分晶粒的  $c$  轴由 ND 向 TD 转动; 并且当轧制变形量低于 39% 时,  $F_n$  随着变形量的增大而快速增大, 当变形量超过 39% 时,  $F_n$  的增长趋于平缓。但是轧制道次数、单道次压下量对冷轧过程的织构无明显影响。

#### 参考文献 References

[1] Li Peizhi(李佩志). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1993(4): 7  
 [2] Liu Erwei(刘二伟), Zhang Xiyan(张喜燕), Chen Jianwei(陈建伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(2): 226

[3] Chen Jianwei(陈建伟), Yu Hongbing(余泓冰), Luan Baifeng(栾佰峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(11): 2279  
 [4] Zhao Linke(赵林科), Sun Yangping(孙阳平), Yu Junhui(于军辉). *Metal World*(金属世界)[J], 2018(5): 59  
 [5] Tomé C N, Lebensohn R A, Kocks U F. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1991, 39(11): 2667  
 [6] Lebensohn R A, Tomé C N. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 41(9): 2611  
 [7] Lebensohn R A, Tomé C N. *Materials Science and Engineering A*[J], 1994, 175(1-2): 71  
 [8] Liu Qingdong(刘庆冬), Zhang Hao(张浩), Zeng Qifeng(曾奇峰) et al. *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2019, 55(8): 88  
 [9] Zhou Bangxin(周邦新), Yao Meiyi(姚美意), Li Qiang(李强) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(8): 1317  
 [10] Zhou Bangxin(周邦新). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 1997(3): 10  
 [11] Zhou Bangxin(周邦新), Zhao Wenjin(赵文金), Miao Zhi(苗志) et al. *Chinese Journal of Nuclear Science and Engineering*(核科学与工程)[J], 1995, 15(3): 242  
 [12] Lebensohn R A, González M I, Tomé C N et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1996, 229: 57  
 [13] Molinari A, Canova G R, Ahzi S. *Acta Metallurgica*[J], 1987, 35(12): 2983  
 [14] Peng Qian(彭倩), Liu Yanzhang(刘彦章), Zhao Wenjin(赵文金). *Nuclear Power Engineering*(核动力工程)[J], 2005, 26(1): 67  
 [15] Wang Weiguo(王卫国), Zhou Bangxin(周邦新). *Nuclear Power Engineering*(核动力工程)[J], 1998, 19(1): 37  
 [16] Akhtar A. *Acta Metallurgica*[J], 1973, 21(1): 1  
 [17] Akhtar A. *Metallurgical Transactions A*[J], 1975, 6(6): 1217  
 [18] Akhtar A. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1973, 47(1): 79  
 [19] Akhtar A. *Scripta Metallurgica*[J], 1975, 9(8): 859  
 [20] Akhtar A, Teghtsoonian A. *Acta Metallurgica*[J], 1971, 19(7): 655  
 [21] Luan Baifeng(栾佰峰), Yu Hongbing(余泓冰), Huang Tianlin(黄天林) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(S2): 357  
 [22] Chun Y B, Battaini M, Davies C H J et al. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2010, 41(13): 3473  
 [23] Deng S Y, Song H W, Zheng C et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 764: 138 280  
 [24] Chen S F, Song H W, Zhang S H et al. *Scripta Materialia*[J], 2019, 167: 51



## Texture Evolution of Zr-4 Alloy Sheet During Cold Rolling Based on Crystal Plasticity Theory

Liu Huan<sup>1,2</sup>, Deng Siying<sup>1</sup>, Song Hongwu<sup>1</sup>, Zhang Shihong<sup>1</sup>, Guo Wenbin<sup>1,2</sup>

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences,  
Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** A cold rolled Zr-4 alloy sheet of 3.6 mm thickness with a typical bimodal texture was applied. Texture evolution was characterized by electron backscattering diffraction (EBSD) technique. Deformation mechanism of Zr-4 alloy sheet during cold rolling was analyzed using visco-plastic self-consistent (VPSC) model. Effects of total deformation, rolling pass number and reduction per pass on texture and deformation mechanism were predicted by the VPSC model. Results show that the texture of Zr-4 alloy sheet maintains a typical basal bimodal texture during the cold rolling process. Total rolling deformation have significant effect on the texture evolution. With the decrease of deformation, the *c*-axis of most grains rotates from the normal direction to the transverse direction. When the rolling deformation is less than the critical deformation which is 39%, the Kearns factor ( $F_n$ ) of normal direction rises rapidly with the increase of deformation, and prismatic slip quickly decreases. When the deformation exceeds 39%, only slight increase of Kearns factor is observed, and the opening of prismatic slip becomes stable. However, when total deformation is identical, rolling pass number and reduction per pass have little influence on the texture evolution and deformation mechanism after cold rolling.

**Key words:** Zr-4 alloy; cold rolling; texture; VPSC

---

Corresponding author: Deng Siying, Ph. D., Assistant Researcher, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83970203, E-mail: sydeng@imr.ac.cn