

# Zr-Sn-Nb合金异步轧制过程中初始取向对微观组织演变的影响

王尚安<sup>1</sup>, 张聪惠<sup>1</sup>, 周军<sup>2</sup>, 朱文光<sup>1</sup>, 刘帅洋<sup>1</sup>, 张津<sup>1</sup>, 李瑞<sup>1</sup>, 何晓梅<sup>1</sup>

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 西安西部新铝科技股份有限公司, 陕西 西安 710299)

**摘要:** 异步轧制通过搓轧效应降低了轧制力, 能够显著影响锆合金的塑性变形行为, 是一种优化Zr-Sn-Nb合金组织特性的有效途径。本研究在异速比1.13下对Zr-Sn-Nb合金板材分别沿RD-TD (0°样品)和RD-ND (90°样品)方向进行异步轧制, 结合电子背散射衍射技术和晶粒内部取向差轴(IGMA)分析, 深入探究了初始取向、变形量对异步轧制过程中显微组织演变、滑移系激活规律及变形机制的影响。结果表明, 随着变形量的增加, 2种取向样品的晶粒显著细化, 小角度晶界比例逐渐升高。轧制过程中0°样品始终保持双峰织构, 而90°样品织构由<0001>//TD转变为双峰织构。IGMA分析显示, 轧制初期2种试样均以柱面<a>滑移主导滑移变形, 随着变形量增加, 柱面<a>滑移与基面<a>滑移发生竞争。0°样品整个变形过程中由柱面<a>滑移主导, 其他变形方式并不显著; 而90°样品的塑性变形由{10 $\bar{1}$ 2}孪晶、柱面<a>滑移、基面<a>滑移和锥面<a>滑移共同主导。

**关键词:** Zr-Sn-Nb合金; 异步轧制; IGMA; 组织演化; 织构演变

中图分类号: TG146.4<sup>+</sup>14

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)08-1943-08

## 1 引言

锆及锆合金具有优异的耐腐蚀性能、良好的加工性能和较低的热中子吸收截面, 目前广泛应用于核反应堆中的燃料包壳管以及定位格架等核燃料组件<sup>[1-3]</sup>。锆合金的加工方法对其晶粒取向、尺寸等显微组织性能具有显著影响, 进而可能影响到燃料组件的服役性能。锆合金板材通常经过多道次轧制获得<sup>[4]</sup>, 在实际的轧制生产尤其是冷轧后期, 较高的轧制力不仅需要投入较高的设备成本, 还可能导致板材开裂等材料损伤<sup>[5]</sup>。异步轧制是一种特殊的轧制工艺, 其特点是上下轧辊的线速度不同(即速度比 $\neq 1$ ), 从而在材料内部引入强烈的剪切变形, 产生搓轧从而降低轧制力。异步轧制能够有效地削弱轧板中存在的沿厚度的织构梯度, 显著影响锆合金的微观组织、织构演变及加工性能<sup>[6]</sup>, 在立方金属铝、铁及密排六方金属镁中已被广泛应用。

国内外对于锆合金的变形机制已取得一定研究进展, 刘欢等<sup>[7]</sup>研究了锆合金在多道次冷轧过程中的变形行为, 结果表明在低道次下孪生是主要的变形机制, 尤其是{10 $\bar{1}$ 2}拉伸孪晶和{11 $\bar{2}$ 2}压缩孪晶能快速适应初始应

变并引起晶格旋转。Knezevic等<sup>[8]</sup>研究了中断轧制实验对锆合金在滑移和孪生在轧制过程中的动态交互, 结果表明, 在低应变率下柱面滑移占主导地位, 孪晶仅在局部应力集中区域激活, 在高应变速率下{10 $\bar{1}$ 2}拉伸孪晶比例显著增加, 孪晶会改变晶体取向, 从而影响后续滑移系统的激活, 导致织构的非均匀演变。目前关于锆合金轧制变形的研究着重探讨常规轧制过程中变形量或应变速率对于锆合金组织性能的影响, 很少从减少轧制力的角度探究异步轧制对于锆合金塑性变形的影响。铝板的异步轧制研究已经表明<sup>[9-11]</sup>, 由于剪切应力的引入, 常规轧制中常见的立方织构会被削弱, 而剪切织构{111}<110>的成分显著增强, 织构的演变提高了铝板的各向异性和成型性。在本研究中, RD、TD、ND分别指代轧制方向、横向方向、法向。镁合金在异步轧制过程中<sup>[12-14]</sup>通过剪切作用使基面取向偏转, 从而弱化{0001}//RD这种强织构, 显著提高了镁合金的室温成型性。基于铝和镁的已有研究, 异步轧制过程中剪切应力的方向变化也可能对锆合金的织构产生特殊影响, 然而目前关于其组织演变及相应的变形机制鲜有研究。

本工作将异步轧制工艺应用到锆合金中, 研究了异

收稿日期: 2025-08-13

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52275161); 陕西省国际科技合作计划项目(2024GH-ZDXM-01); 陕西省创新人才推进计划-科技创新团队(2023-CX-TD-50); 陕西省秦创原队伍建设项目(2022KXJ-145)

作者简介: 王尚安, 男, 2000年生, 硕士生, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: 2648023086@qq.com

步轧制对不同初始取向 Zr-Sn-Nb 合金组织演化的影响。通过对比不同初始取向锆合金的组织演变,定量分析了异步轧制过程中板材各个方向上织构组分并讨论了相应的变形机制,为拓宽锆合金的加工方式并提高其加工性能提供新的研究思路。

## 2 实验

本研究使用的 Zr-Sn-Nb 合金化学成分见表 1。对 5 mm 的原始板材进行异步轧制,上下轧辊直径分别为 175 和 155 mm,转动线速度的比值为 1.13。本实验选择 2 种不同初始取向的锆合金板材进行异步轧制,轧制示意图如图 1 所示。其中,将沿 RD-TD 面轧制的初始板材

表 1 Zr-Sn-Nb 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Zr-Sn-Nb alloy (wt%)

Sn	Nb	Fe	Cr	O	Zr
1.0	1.0	0.1	<0.005	0.14	Bal.

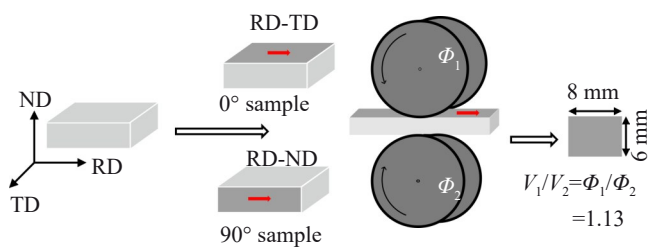


图 1 0°样品和 90°样品轧制示意图

Fig.1 Schematic diagram of rolling for 0° and 90° samples

命名为 0°样品,将沿 RD-ND 面轧制的初始板材命名为 90°样品。由于异步轧制上下轧辊线速度不同,与轧辊接触的上下表面的“中性点”位置不同,导致样品厚度层形成“搓轧区”<sup>[15]</sup>,引起组织和织构的不对称,因此本实验中每道次轧制前上下翻转样品以校直板材,保证样品组织沿厚度方向对称分布,最终获得变形量为 10%、30% 和 50% 的样品。

轧制后的板材在 450 °C 下保温 2 h,采用线切割沿板材 RD 方向切取长宽为 8 mm×6 mm 的样品,用砂纸机械磨抛至 2000#后采用配比为乳酸:硝酸:氢氟酸=9:9:2 的腐蚀液腐蚀试样,使用配备电子背散射衍射(EBSD)探头的 Gemini 500 型号扫描电镜进行微观结构的表征,并运用 AZtecCrystal 软件进行数据的处理与分析。

## 3 结果与讨论

### 3.1 原始样品的显微组织与织构

图 2 为 0°和 90°样品的原始组织,样品取自同一退火板材,均由等轴晶组成,平均晶粒尺寸为 3.55 μm。如图 2a 及 2b 所示,2 种样品的取向差异明显,0°样品以 {0001} 取向晶粒为主,而 90°样品中 {1120} 和 {1010} 取向晶粒更多。图 2c 和 2d 分别显示了 0°和 90°样品中的晶界分布。为了便于统计晶界,定义取向角大于 2°且小于 15°的晶界为小角度晶界(LAGB),取向角大于 15°的晶界为大角度晶界(HAGB)<sup>[16]</sup>。2 种样品中的 LAGB 所占的比例均低于 16%,说明其组织形态为再结晶组织。图 2e 和 2f 反映了 0°和 90°样品中的晶粒取向分布。0°样品中大多数

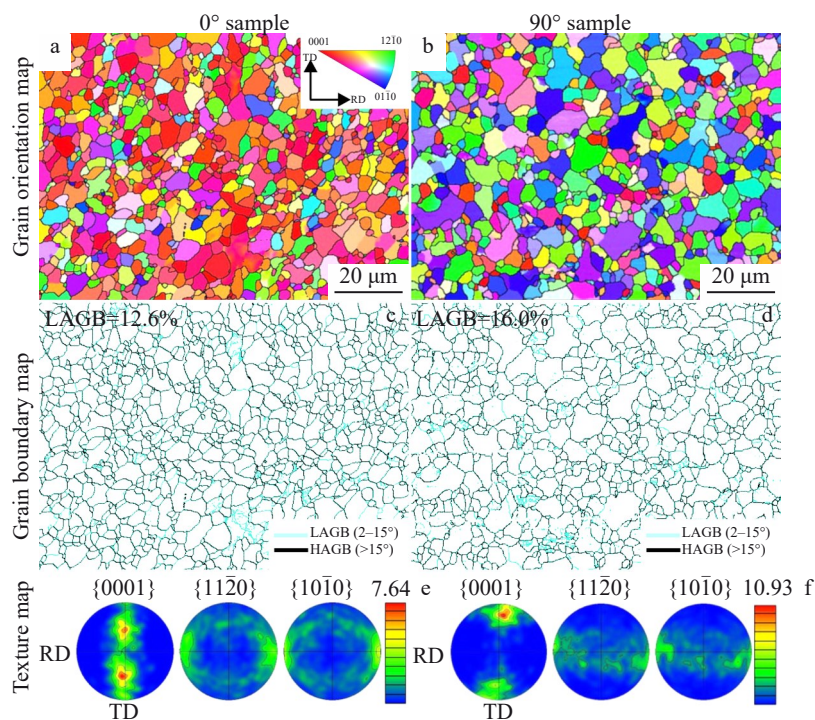


图 2 原始样品的微观组织和织构

Fig.2 Microstructures and textures of the as-received sample

晶粒 $c$ 轴沿ND分布,向TD偏转 $40^\circ$ ,为典型的基面双峰结构,而 $90^\circ$ 样品中绝大多数晶粒 $c$ 轴几乎平行于TD。

### 3.2 轧制样品的微观组织

图3为 $0^\circ$ 和 $90^\circ$ 样品异步轧制不同变形量下的IPF图。 $0^\circ$ 样品在10%变形量(图3a)时,组织形貌与轧制前相比变化不大。然而由于一些晶粒的滑移面及滑移方向与此时应力状态下 $\sigma_{\max}$ (最大主应力方向)比较接近,内部产生了明显的取向梯度。然而大部分晶粒的滑移面和滑移方向与 $\sigma_{\max}$ 相差较大,不容易发生变形。30%变形量(图3b)下多晶体的变形协调性导致局部应力和位错密度增加,因而更多晶粒内部出现了取向梯度。当变形量增加到50%(图3c)时,晶粒尺寸得到明显细化。整体来看,随着轧下量的增加, $0^\circ$ 样品始终以 $\{0001\}$ 取向为主。图3d~3f为 $90^\circ$ 样品异步轧制不同变形量下的反极图(IPF)。在10%变形量(图3d)时,部分晶粒内的取向呈现不均匀分布,随着变形量增加至30%(图3e),在外加轧制力的作用下部分晶粒发生了明显的取向转变,少量具有 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // ND$ 取向的晶粒内出现少量蓝色,表明这些晶粒内的取向刚刚开始发生转变。在某些取向梯度较大的晶粒内有极少量绿色,说明这些晶粒已发生了较大的取向转变,部分红色晶粒可能由其它取向晶粒转变而来。如图3f所示,随着变形量进一步增加, $90^\circ$ 样品中具有 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // ND$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // ND$ 取向的晶粒数量减少, $\langle 0001 \rangle // ND$ 取向的晶粒增多。整体来看,随着轧下量的增加, $90^\circ$ 样品发生了明显的取向变化。

图4a~4c为 $0^\circ$ 样品在不同变形量下的晶界图及对应的取向差角统计。变形量10%下LAGB占比达到63.4%,随着变形量的增加,大量位错的引入导致LAGB

的进一步增加。变形量为50%时LAGB的占比增加到82.9%。 $0^\circ$ 样品异步轧制过程中孪晶很少被激活,说明位错滑移主导了轧制变形。 $90^\circ$ 样品在不同变形量下的晶界图及对应的取向差角统计图如图4d~4f所示。10%变形量样品中LAGB占比虽然仅有49%,但在样品中观察到了大量 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶。随着变形量的增加,LAGB的占比逐渐增加到78.7%,但孪晶占比显著降低。 $0^\circ$ 样品异步轧制初期,孪生和滑移共同主导变形,随着轧制的进行位错滑移逐渐主导了轧制过程中的塑性变形。

### 3.3 织构演变

图5a~5c为 $0^\circ$ 样品异步轧制不同变形量下的极图。 $0^\circ$ 样品轧制后的织构类型没有明显改变,仍为 $\langle 0001 \rangle // ND$ 并向TD方向分布的双峰织构转变,织构强度在轧制过程中几乎不变。图5d~5f为 $90^\circ$ 样品在不同变形量下的极图。与 $0^\circ$ 样品相比, $90^\circ$ 样品在轧制过程中取向发生了明显转变。随着轧制的进行, $90^\circ$ 样品的织构由 $\langle 0001 \rangle // TD$ 向双峰织构转变。由于基面组分的增强,取向集中导致样品的织构强度也逐渐增强。

柯林斯系数通常用于定量表征金属材料的晶粒取向分布。图6统计了 $0^\circ$ 和 $90^\circ$ 样品在不同变形量下的柯林斯系数。其中 $F_{RD}$ 、 $F_{TD}$ 、 $F_{ND}$ 分别表示沿轧制横向、纵向和法向的柯林斯系数。 $0^\circ$ 样品轧制前的 $F_{RD}$ 、 $F_{TD}$ 、 $F_{ND}$ 分别为0.048、0.419和0.532。随着变形量增加到50%,样品的 $F_{RD}$ 基本维持稳定。然而,由于轧制过程中基面与柱面滑移的竞争,50%变形量下 $F_{TD}$ 逐渐减小到0.256,而 $F_{ND}$ 增加到0.689。与 $0^\circ$ 样品相比, $90^\circ$ 样品在轧制过程中的柯林斯系数变化更加明显。轧制前 $90^\circ$ 样品的柯林斯系数在3个方向上分别0.075、0.705和0.219。经过50%

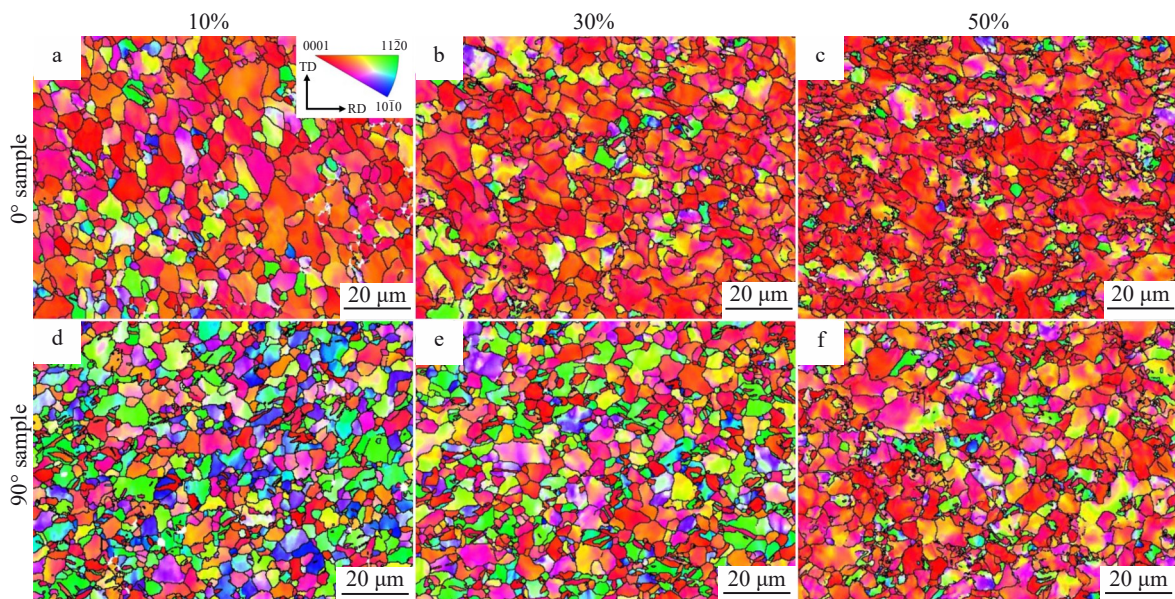


图3  $0^\circ$ 和 $90^\circ$ 样品异步轧制不同变形量的IPF图

Fig.3 IPF of  $0^\circ$  and  $90^\circ$  samples with different deformation amounts under asynchronous rolling

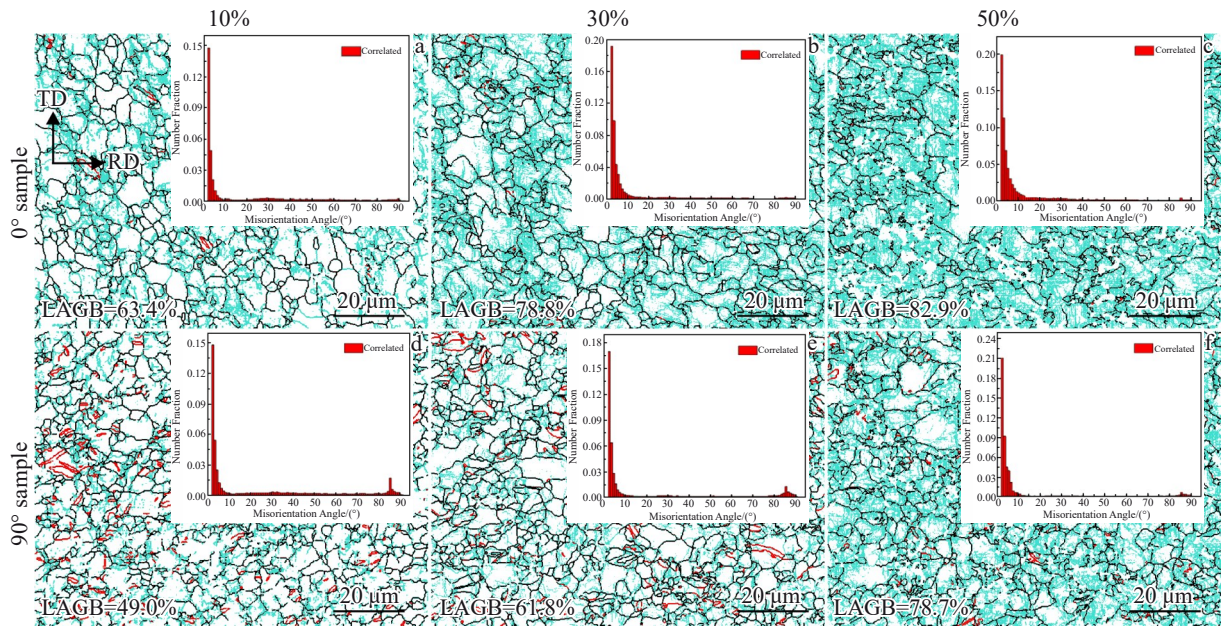


图4 0°和90°样品异步轧制不同变形量的晶界图及对应的取向差角分布

Fig.4 Grain boundary maps and the corresponding misorientation angle distributions of 0° and 90° samples with different deformation amounts under asynchronous rolling

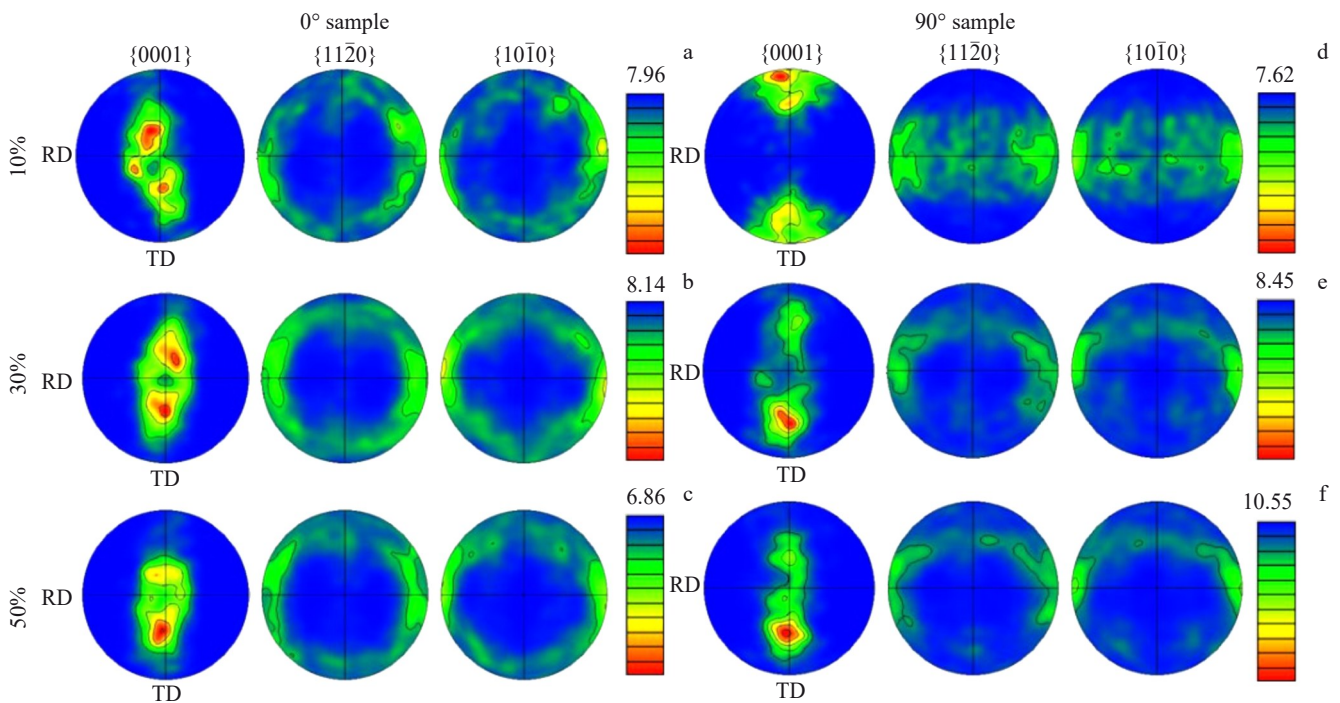


图5 0°和90°样品异步轧制不同变形量的极图

Fig.5 Pole figures of 0° and 90° samples with different deformation amounts under asynchronous rolling

变形量轧制后,  $F_{RD}$  显著减小到0.336,  $F_{ND}$  增加到0.581, 而  $F_{TD}$  则基本不变。

### 3.4 激活滑移系分析

晶粒内部取向差轴 (intra-grain misorientation axis, IGMA) 是确定材料变形过程中滑移系开启的一种方法<sup>[17]</sup>, 通过计算样品中晶粒取向差位于  $1.2^\circ \sim 2^\circ$  范围内相

邻两点的取向差轴, 将取向差轴投影到标准取向三角形中<sup>[18]</sup>, 与铝合金对应的 Taylor 轴在取向差转轴分布图中的位置对比并计算出极点密度, 若极点密度大于2, 则认为存在择优取向, 进而可以确定激活的滑移系类型。图7为铝合金塑性变形过程中可能激活滑移系的 Taylor 轴在取向差转轴分布图中的位置<sup>[19]</sup>。表2为铝合金典型

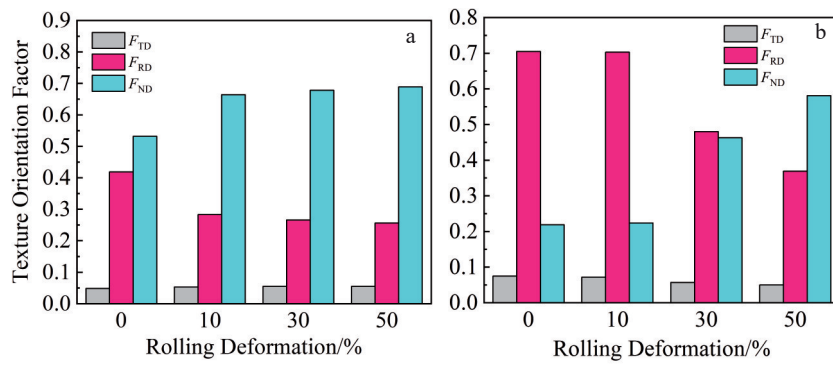


图 6 不同变形量下的织构取向因子

Fig.6 Texture orientation factors under different deformation amounts: (a) 0° sample and (b) 90° sample

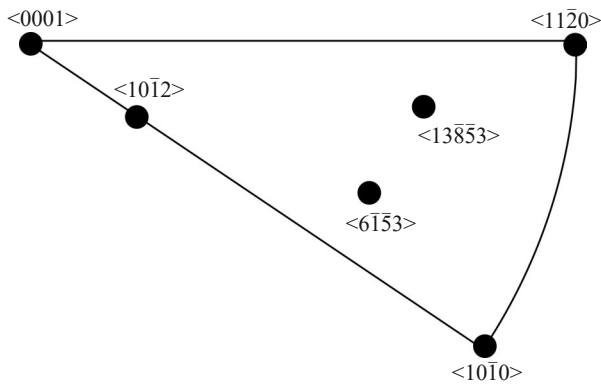


图 7 锆合金滑移系的 Taylor 轴在 IPF 中的分布  
Fig.7 Distribution of the Taylor axis in IPF

表 2 锆合金的滑移系以及对应的 Taylor 轴  
Table 2 Slip mode and corresponding Taylor axis in Zr alloys

Taylor axis	Slip mode
<0001>	Prismatic <a> slip
<10-10>	Basal <a> slip
<10-12>	Pyramidal <a> slip
<13853>	First pyramidal <c+a> slip
<6-153>	Second pyramidal <c+a> slip

的 Taylor 轴与开启滑移系的对照表<sup>[20]</sup>。在本实验中,基于 IGMA 分析获得了 0° 和 90° 样品异步轧制不同阶段激活不同滑移系晶粒的占比。每个变形量下分别选择 100 个典型的晶粒进行 IGMA 分析。

图 8 列举了 0° 样品不同变形量下部分晶粒的 IGMA 分析结果。其中,晶粒 1、3、5、10 的极密度点集中在 <0001> 处,说明这些晶粒内部主要开启柱面 <a> 滑移。晶粒 2、6、9 的极密度点主要集中在 <10-12> 处,开启的滑移系主要是基面 <a> 滑移。晶粒 4 和 11 在 <10-10> 附近具有最高的极密度,说明晶粒内部主要开启基面 <a> 滑移。晶粒 7、8、12 的极密度点分布较分散,晶粒内部可能同时开启了多种滑移系,导致 IGMA 分布结果偏离了理想的 Taylor 轴<sup>[21]</sup>。因此在大变形量下,一些晶粒内部会开启

多种滑移系进行变形。

90° 样品不同变形量下部分晶粒的 IGMA 分析结果如图 9 所示。对比标准取向三角形可知,晶粒 1、6、11 的极密度主要集中在 <0001> 处,晶粒内部主要开启柱面 <a> 滑移。晶粒 2 和 12 在 <10-10> 附近具有最高的极密度,晶粒内部主要发生基面 <a> 滑移变形。晶粒 3、7、10 的极密度在 <10-12> 处集中,晶粒内部开启的滑移系为锥面 <a> 滑移。而晶粒 4 和 8 的极密度点呈分散状分布,说明晶粒内部开启多种滑移协调变形。此外,晶粒 9 的在 <6-153> 处极密度最高,说明锥面 <c+a> 滑移也参与了部分晶粒的轧制变形。

表 3 统计了每个变形量下样品中随机分布的 100 个晶粒的 IGMA 分析结果。结果表明,在变形的初始阶段,大多数晶粒通过柱面滑移参与变形,这主要由于柱面滑移的临界剪切应力 (CRSS) 较低,在异步轧制中优先被激活。随着变形量的增加,柱面滑移和基面滑移互为竞争,激活柱面滑移的晶粒占比略有降低,而通过激活基面滑移发生塑性变形的晶粒占比有所增加。这是因为异步轧制的剪切应力降低了基面滑移的激活难度,而柱面滑移作为最容易激活的滑移系仍主导了样品的塑性变形。尽管锥面滑移的 CRSS 较高,在常规轧制中需高温或大变形才能激活,但异步轧制的复杂应力能显著降低了其 CRSS,使得 {10-11} <11-23> 或 {11-22} <11-23> 等锥面织构分量得以增强。由于 90° 样品的初始织构为 TD 织构, c 轴平行于横向,与轧制方向和法向垂直。这种取向使基面平行于板材表面,而柱面 {10-10} 和锥面 {10-11} 的取向与加载方向形成特定的几何关系,此时锥面滑移的滑移方向 <11-20> 与 RD 或 ND 方向的夹角使施密特因子较高,易于激活。同时,孪晶在初始 <0001> // TD 取向下, c 轴与 ND 压缩方向近似垂直,孪晶通过约 85° 的晶粒旋转调整 c 轴取向,使部分晶粒的 c 轴更接近 ND-TD 平面,从而增强锥面滑移的几何有利性;孪晶边界引起的局部应力集中进一步促进锥面滑移,而 0° 样品中缺乏该机制。相比于 0° 样品,90° 样品轧制过程中更容易激活基面及锥面滑

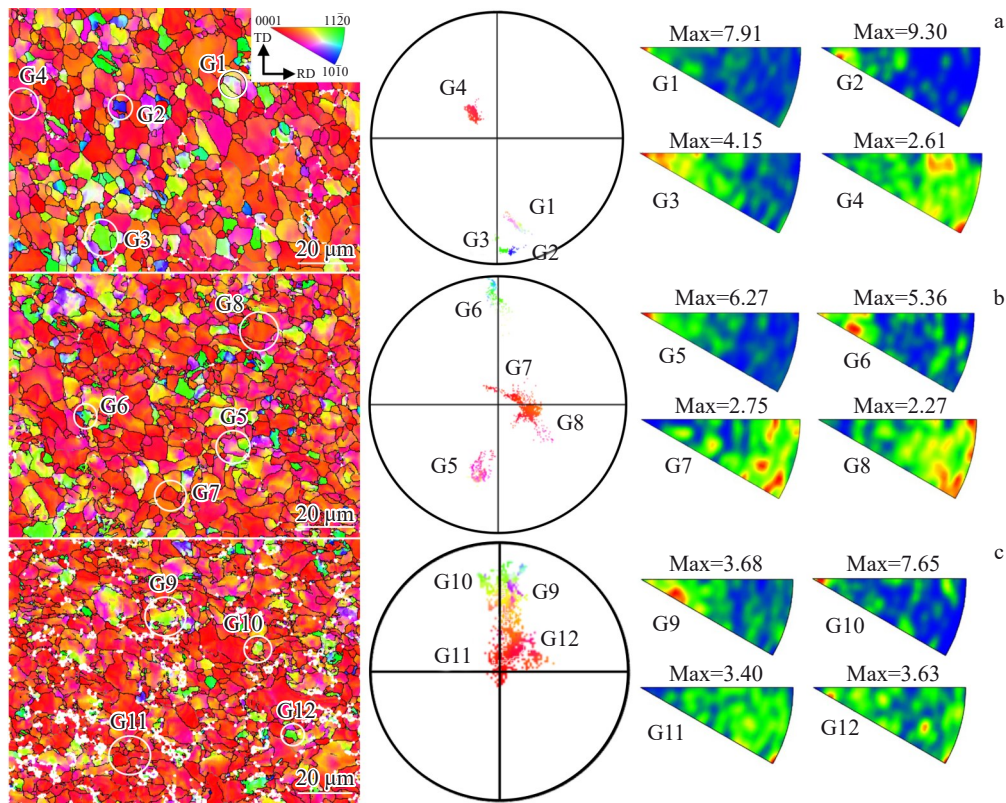


图 8 0°样品不同变形量下部分变形晶粒的IGMA分布

Fig.8 IGMA distributions of partially deformed grains in 0° samples under different deformation amounts: (a) 10%, (b) 30%, and (c) 50%

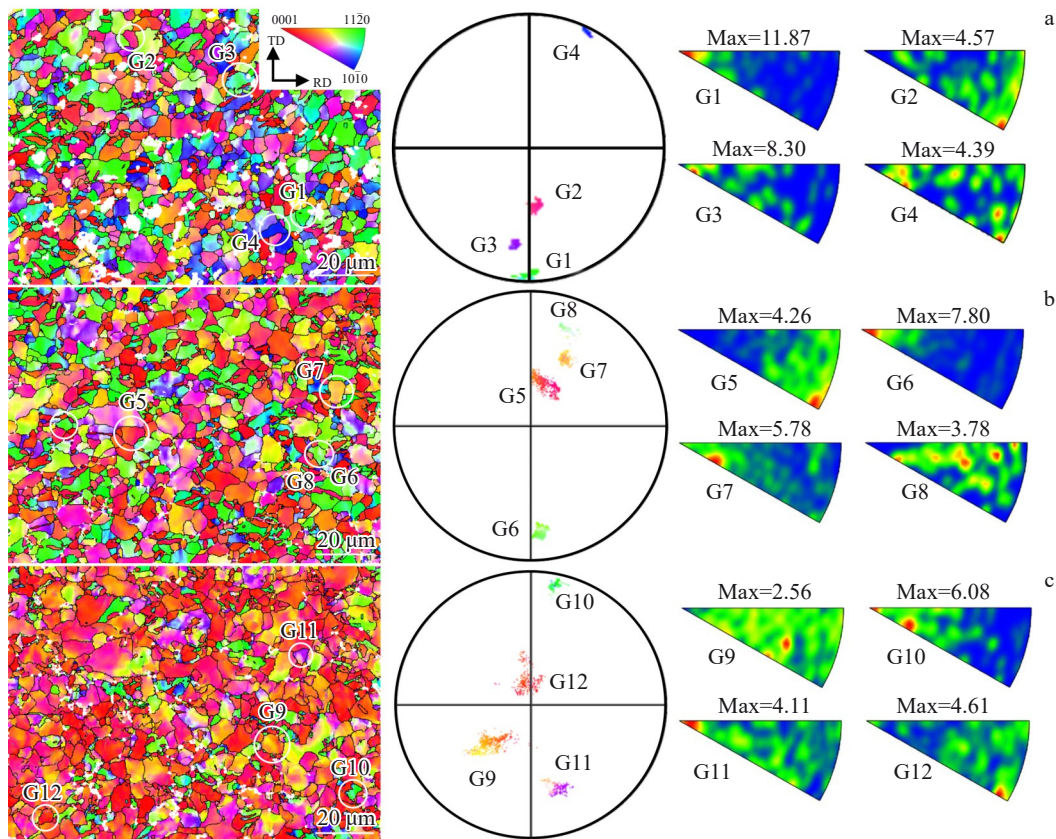


图 9 90°样品不同变形量下部分变形晶粒的IGMA分布

Fig.9 IGMA distributions of partially deformed grains in 90° samples under different deformation amounts: (a) 10%, (b) 30%, and (c) 50%

表3 0°和90°试样异步轧制不同变形量中激活滑移系占比

Table 3 Proportion of active slip systems of asynchronously rolled 0° and 90° samples under different deformation amounts (%)

Sample	Deformation/%	Prismatic <a> slip	Basal <a> slip	Pyramidal <a> slip	Pyramidal <c+a> slip
0°	10	72	16	7	5
	30	64	19	10	7
	50	52	27	14	7
90°	10	58	21	12	9
	30	50	24	12	14
	50	45	26	16	13

表4 0°和90°样品异步轧制不同变形量的孪晶体积分数

Table 4 Volume fraction of twin in 0° and 90° samples after asymmetric rolling with different deformation amounts(%)

Sample	Deformation/%		
	10	30	50
0°	1.62	1.78	2.95
90°	14.3	10.6	4.94

移,基面组分的增强导致样品的织构向ND集中。

### 3.5 微观组织变形机制

由图4可知在异步轧制变形过程中晶粒内部观察到明显的孪晶,通过EBSD取向标定发现产生的孪晶为 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶。 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶可以引起晶粒c轴发生约85°的取向转变,是除滑移外另一种重要的变形方式,位错塞积引发的应力集中可以通过诱导孪晶的产生而得以缓解。表4统计出0°和90°样品异步轧制不同变形量下的孪晶体积分数。尽管0°样品中孪晶的体积分数随着变形量的增加而增加,但最大分数仍少于总晶界长度的3%,说明其轧制变形更多通过滑移进行。90°样品在异步轧制初期即产生了大量 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶,随着异步轧制变形量的增加,孪晶的含量有明显降低。这一统计结果说明孪晶主导了90°样品轧制初期的塑性变形,随着变形量的增加,滑移逐渐取代孪晶成为主要的变形方式。

综上所述,0°样品中大量的 $\langle 0001 \rangle // ND$ 取向的晶粒在变形过程中很难变形,变形产生的应变大多由其它取向晶粒承受,多种滑移的激活增加了样品的塑性变形能力。柱面滑移主导了在整个轧制过程,而 $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$ 拉伸孪晶几乎不参与变形。与0°样品不同,90°样品中大多数晶粒具有TD取向,这些晶粒很容易通过柱面滑移而发生变形。然而由于其他滑移系需要较高的CRSS而难以被激活,因而部分 $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$ 拉伸孪晶参与了协调变形。随着变形量的增加, $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$ 拉伸孪晶导致的取向转变促进了样品的织构演变,部分晶粒开始通过基面和锥面滑移而变形,导致孪晶的激活被抑制,滑移逐渐主导了样品的塑性变形。尽管柱面滑移仍为最主要的变形方式,但基面滑移和锥面滑移也对样品的轧制变形逐渐起到愈加重要的作用。

## 4 结论

1) 随着异步轧制变形量的增加,晶粒被显著细化。0°样品的织构类型仍维持双峰织构且织构强度基本恒定,而90°样品内部产生大量 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶,织构由 $\langle 0001 \rangle // TD$ 向双峰织构转变,由于基面组分的增强,织构强度逐渐增强。

2) 在变形的初始阶段,大多数晶粒通过柱面滑移参与变形,随着变形量的增加,基面滑移与锥面滑移也参与了板材的塑性变形。相比于0°样品,90°样品轧制过程中更容易激活基面及锥面滑移,基面组分的增强导致样品的织构向ND集中。

3) 0°样品变形主要由柱面滑移完成,锥面和基面滑移起到协调作用,而90°样品虽然也以柱面滑移变形为主,但 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶和其他滑移系对板材的异步轧制过程也发挥了至关重要的作用。

### 参考文献 References

- [1] Joung S, Kim J, Ševeček M et al. *Journal of Nuclear Materials* [J], 2024, 591: 154915
- [2] Liu H, Deng S Y, Chen S F et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 119: 111
- [3] Dong H C, Feng Z H, Liang S H et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(3): 3471
- [4] Cao Y, Cao J G, Gao Y Q et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2024, 130(1): 511
- [5] Longfei L, Wenisi P, Viacheslav T et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 1132
- [6] Jiang Lianyun(江连运), Liang Jiale(梁佳乐), Chen Yafei(陈亚飞) et al. *Journal of Plasticity Engineering(塑性工程学报)*[J], 2023, 30(8): 115
- [7] Liu Huan(刘欢), Deng Siying(邓思盈), Song Hongwu(宋鸿武) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(10): 3591
- [8] Knezevic M, Zecevic M, Beyerlein I J et al. *Acta Materialia*[J], 2015, 88: 55
- [9] Michalee Š, Barbora K, Olexandr G. *Journal of Alloys and Metallurgical Systems*[J], 2023, 2: 100012
- [10] Chang Dongxu, Wang Ping. *Rare Metal Materials and*

- Engineering*[J], 2020, 49(1): 85
- [11] Liu Q W, Wu S W, Tu H B *et al. Metallography, Microstructure, and Analysis*[J], 2025, 14(1): 1
- [12] Niu W Y, Wang D X, Wang G Q *et al. Metals*[J], 2023, 13(9): 1631
- [13] Jiang P, Liu D W, Zou H X *et al. Materials*[J], 2024, 17(7): 1647
- [14] Wang D X, Yi J, Lin B S *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 194: 112444
- [15] Zhen Renhui(郑仁辉), Liu Jianglin(刘江林), Jia Rui(贾睿) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(7): 1928
- [16] Wang Y S, Hou M Y, Huang Z R *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2024, 34(13): 1
- [17] Wei Z, Jun H H, Yang L *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2023, 33(4): 1615
- [18] Chun Y B, Yu S H, Semiatt N S L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 398(1): 209
- [19] Li Rui(李瑞), Zhang Conghui(张聪惠), Zhu Wenguang(朱文光) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2024, 31(3): 134
- [20] Zhang M, Luan B F, Chu L H *et al. Scripta Materialia*[J], 2020, 187: 379
- [21] Cui C X, Wang F, Li Y C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 849: 143472

## Effect of Initial Orientation on Microstructure Evolution of Zr-Sn-Nb Alloy During Asynchronous Rolling

Wang Shang'an<sup>1</sup>, Zhang Conghui<sup>1</sup>, Zhou Jun<sup>2</sup>, Zhu Wenguang<sup>1</sup>, Liu Shuaiyang<sup>1</sup>, Zhang Jin<sup>1</sup>, Li Rui<sup>1</sup>, He Xiaomei<sup>1</sup>

(1. College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Xi'an Western Energy Material Technologies Co., Ltd, Xi'an 710299, China)

**Abstract:** Asynchronous rolling reduces rolling force through the cross-shear effect, significantly influencing the plastic deformation behavior of zirconium alloys, and serves as an effective approach to optimize texture characteristics in Zr-Sn-Nb alloys. In this study, Zr-Sn-Nb alloy sheets were subjected to asynchronous rolling at a speed ratio of 1.13 along the RD-TD (0° sample) and RD-ND (90° sample) directions. By combining electron backscatter diffraction and intra-grain misorientation axis (IGMA) analysis, the effects of initial orientation and deformation amount on microstructure evolution, slip system activation, and deformation mechanisms during asynchronous rolling were investigated. The results demonstrate that with the increase in deformation, both oriented samples exhibit significant grain refinement and a progressive rise in the fraction of low-angle grain boundaries. Throughout rolling, the 0° sample retains a bimodal texture, whereas the 90° sample undergoes a texture transition from  $\langle 0001 \rangle // \text{TD}$  to a bimodal texture. IGMA analysis reveals that prismatic  $\langle a \rangle$  slip dominates the early deformation stage in both samples. As strain accumulates, competition arises between prismatic  $\langle a \rangle$  slip and basal  $\langle a \rangle$  slip. In the 0° sample, prismatic  $\langle a \rangle$  slip remains the predominant deformation mode, with negligible contributions from other mechanisms. In contrast, plastic deformation in the 90° sample is cooperatively accommodated by  $\{10\bar{1}2\}$  twinning, prismatic  $\langle a \rangle$  slip, basal  $\langle a \rangle$  slip, and pyramidal  $\langle a \rangle$  slip.

**Key words:** Zr-Sn-Nb alloy; asynchronous rolling; IGMA; microstructure evolution; texture evolution

---

Corresponding author: Zhang Conghui, Ph. D., Professor, College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: zhangconghui@xauat.edu.cn