

# 应力状态对纯钛织构演化机制影响研究

李 恒<sup>1,2</sup>, 张鹏飞<sup>2</sup>, 冯靖凯<sup>2</sup>, 张蔚然<sup>2</sup>, 张凌峰<sup>2</sup>, 杨西荣<sup>1</sup>

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710016)

**摘 要:** 采用拉伸、压缩的试验方法, 结合 Schmid 因子计算和晶体塑性模拟计算研究了 TA2 纯钛在不同应力(拉应力、压应力)状态下织构的演化机制。结果表明: 在拉伸变形过程中, 较大的应变变量也难以使织构发生显著变化, 相对而言, 压缩变形过程中织构变化较为显著。在不同应变路径下, 变形初期启动的变形方式有一定的差异。在不同应变变量下, 随着变形程度的增加, 发生基面滑移或锥面滑移或 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生的晶粒数变多是导致形成不同织构的主要原因。

**关键词:** 应力状态; 纯钛; 织构; 变形方式

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)12-4268-08

钛及钛合金性能优异, 具有密度小、比强度高、耐腐蚀性好、无磁、易于制造和生物相容性, 因此被广泛应用于航空航天、船舶、化工、交通运输和医疗植入物等领域<sup>[1-3]</sup>。工业纯钛具有良好的塑性和成形性能。其中, TA2 纯钛性能适中, 在工业上在最常用。TA2 纯钛为密排六方结构(hcp), 室温条件下, 主要是以柱面滑移、基面滑移和锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移以及多种孪晶模式进行形变<sup>[4-5]</sup>。密排六方结构(hcp)金属容易发生柱面滑移和锥面 $\langle a \rangle$ 滑移, 如钛和锆, 在轧制过程中形成典型的 TD 偏转的基面织构<sup>[6]</sup>。与其他 hcp 金属一样, 滑移和孪生在塑性变形过程中起着重要作用。在钛的冷变形和轧制过程中, 孪晶主要发生在 40% 压下量以下, 而压下量在 40% 以上时滑移占主导地位<sup>[7-9]</sup>。然而, TA2 纯钛在不同应力应变状态下的变形机制及织构演变规律还有待研究。

不同的变形手段会启动不同的变形方式, 从而形成不同的形变织构。许多研究者都研究过钛及其合金形变过程中微观组织和织构的演变<sup>[10-11]</sup>。Williams<sup>[12]</sup>最初研究了钛材经轧制后的组织和织构。Chun<sup>[10]</sup>等人研究发现, 冷轧过程中, 在低到中等变形水平下, 材料织构由原始的双峰织构转变为基面织构, 当轧制量为 90% 时, 形成典型的轧制织构, 即冷轧双峰织构, 这一织构的演变过程是不连续的, 这是由于主导变形方式的变化所导致的。对于 TA2 轧板, 沿着 RD 拉伸和 TD 拉伸、以及沿着 RD、TD 和 ND 压缩存在比较

明显的各向异性, 并且在不同变形之后的织构组成上也有明显的差异。Knezevic<sup>[13]</sup>等利用 VPSC 模拟研究了纯钛轧制板沿 RD、TD 和 ND 拉伸和压缩过程中的变形织构, 但在大应变时, 不能良好拟合。因此, 探明不同应力状态(拉应力/压应力)和不同应变变量下的变形机制及织构演化规律是非常必要的。本研究以 TA2 纯钛板材为研究对象, 对其进行不同应力状态及不同应变变量的变形, 结合织构的表征、Schmid 因子计算及粘塑性自洽模型(VPSC)模拟, 系统研究了不同应力应变状态下变形方式对织构演变的影响规律, 研究结果对于理解不同应力应变、变形机制及织构演变之间的定量关系具有重要意义, 可为 TA2 纯钛的织构调控提供理论指导。

## 1 实 验

本研究采用原始板材为热轧退火态的商用 TA2 纯钛板材。对其进行多道次轧制, 每道次变形量为 5%, 总变形量为 30%, 冷轧之后在 650 °C 下进行 1.5 h 的退火处理, 此时退火态的板材作为本试验的初始板材。使用 EBSD 所测得的初始材料的微观组织与织构及用 XRD 测得的宏观织构如图 1 所示, 初始材料的晶粒尺寸为 22  $\mu\text{m}$ 。在应变速率为 0.1  $\text{s}^{-1}$  的变形条件下, 在室温下沿初始板的 RD 和 TD 进行拉伸试验, 拉伸变形量分别为 10%、20%、30%。用于拉伸试验的试样(称为 RD-t 和 TD-t)为狗骨形状, 标距长度为 40 mm, 截

收稿日期: 2022-12-09

基金项目: 西安市科技计划项目(21ZCZZHXJS-QCY6-0009)

作者简介: 李 恒, 男, 1996 年生, 硕士生, 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710016, E-mail: wanzilongyds@163.com

面为 10 mm(宽)×2.2 mm(厚)。每种拉伸和压缩试验重复 3 次，并且用引伸计来校正拉伸应变。在 RD、TD 和 ND 进行压缩试验，标距为 9 mm，截面为 8 mm(宽)×10 mm(长) (称为 RD-c、TD-c 和 ND-c)，每种压缩试验重复 3 次。

采用 EBSD 对样品的微观组织和晶体学取向进行了标定和分析。充分再结晶态样品选的 2 μm 的步长，变形态样品选用 0.7 μm 的步长，标定面积为 500 μm × 500 μm。用于做 EBSD 试验的试样均使用机械抛光，随后在配制的甲醇(9 mL)和高氯酸(1 mL)混合溶液里进行电解抛光，电压为 20 V，电流约为 0.1 A，温度为 -40 °C 下抛光 150 s。采用 XRD 对试样的宏观织构进行了测试，样品尺寸为 8 mm×10 mm 的方块，测试面为 RD-TD 面。XRD 的型号为 Rigaku D/MAX2500PC，日本生产，Cu 靶，λ=0.154 06 nm，管电压 40 kV，管电流 120 mA，2θ 快速扫描为 4°/min，步长 0.02°，扫描范围为 30°~80°，利用反射法测试出 (0002)、(10 $\bar{1}$ 0)、(10 $\bar{1}$ 1)、(10 $\bar{1}$ 2) 4 个晶面的不全极图，再用 Labotex 软件处理计算得到织构的信息，如极图和反极图。用于模拟的初始织构为从 EBSD 中提取的 1000 个取向。

以前的研究人员已经证明粘塑性自洽模型更适合于预测普遍存在的强应变非均质性的六方结构材料的织构<sup>[14]</sup>。在本研究中，运用粘塑性自洽模型(VPSC)<sup>[15]</sup>与 PTR<sup>[16]</sup>相结合的方法来模拟纯钛的塑性变形行为。为了便于理解，在这里简单的介绍一下 VPSC 模型。在模型中，塑性变形主要为柱面<a>滑移({10 $\bar{1}$ 0}<11 $\bar{2}$ 0>)，基面<a>滑移({0001}<11 $\bar{2}$ 0>)，柱面<c+a>滑移({10 $\bar{1}$ 1}<1 $\bar{1}$ 23>)，同时也有{10 $\bar{1}$ 2}<1 $\bar{0}$ 11>拉伸孪生和{11 $\bar{2}$ 2}<11 $\bar{2}$ 3>压缩孪生。在一些模拟中也包括了柱面<a>滑移({10 $\bar{1}$ 1}<1 $\bar{2}$ 10>)。

应变速率遵循方程为：

$$\dot{\epsilon} = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}_0 p^{\alpha} \left( \frac{p^{\alpha} : \sigma}{\tau_c^{\alpha}} \right)^n \text{sgn}(p^{\alpha} : \sigma) \quad (1)$$

式中， $\dot{\gamma}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$  为参考的剪切应变速率， $\tau^{\alpha} = p^{\alpha} : \sigma$  为变形系统  $\alpha$  的分切应力， $\tau_c^{\alpha}$  为变形系统  $\alpha$  的临界分切应力， $P^{\alpha} = 1/2(n_i^{\alpha} b_j^{\alpha} + n_j^{\alpha} b_i^{\alpha})$  为变形系统  $\alpha$  的 Schmid 张量并且可以用法向量  $n^{\alpha}$  和伯氏矢量  $b^{\alpha}$  来计算。 $n$  为应变速率敏感性指数， $\dot{\epsilon}$  为应变速率张量， $\sigma$  为柯西应力张量。为了确保方案的准应变速率稳定，沿着加载方向  $n=20$ ，并且应变速率张量满足  $\dot{\epsilon} = \dot{\gamma}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$ <sup>[17]</sup>。

对于滑移和孪生，CRSS 在变形过程中的变化可以表示为：

$$\hat{\tau}_c^{\alpha} = \frac{d\hat{\tau}^{\alpha}}{d\Gamma} \sum_{\chi} h^{\alpha\chi} |\dot{\gamma}^{\chi}| \quad (2)$$

式中， $\Gamma = \sum_{\beta} \int |\dot{\gamma}^{\beta}| dt$  是一个晶粒内部的剪切应变， $h^{\alpha\chi}$  是潜在的硬化参数，该参数指的是孪生系  $\chi$  对孪生系  $\alpha$  的硬化作用。 $\hat{\tau}^{\alpha}$  是临界应力，计算公式如下：

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

式中， $\tau_0$ 、 $\theta_0$ 、 $\theta_1$  和  $\tau_1$  分别代表初始的临界剪切应力 CRSS、初始硬化速率、最终硬化率及稳态临界分解剪应力。

在 PTR 模型程序中，一个晶粒内由  $\alpha^h$  孪晶变体承担的剪切应变的大小  $\gamma^{\alpha}$  可以测得，其对应的孪晶体积分数  $f^{\alpha}$  可以通过以下公式计算：

$$f^{\alpha} = \gamma^{\alpha} / \gamma^{\text{tw}} \quad (4)$$

式中， $\gamma^{\text{tw}}$  是孪晶系的特征剪切应变，剪切应变的量 PTR 模型的优点是计算速度很快。

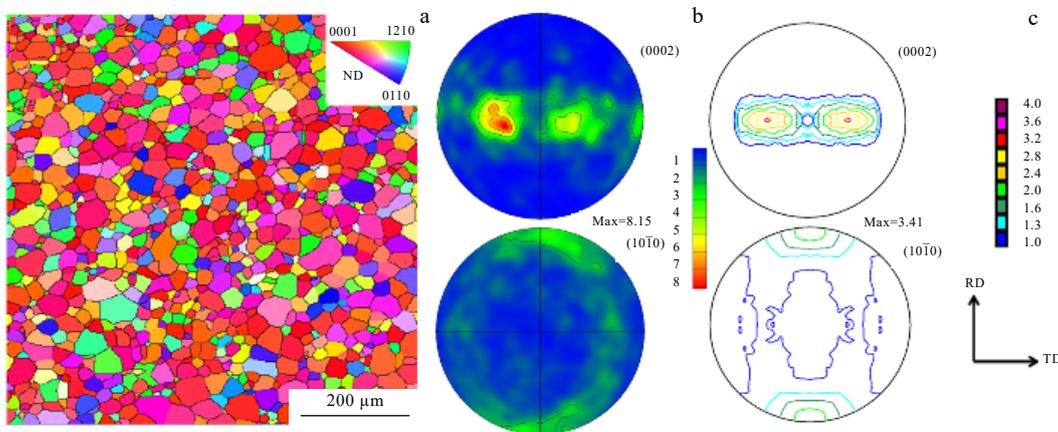


图 1 初始材料的微观组织及微观织构和宏观织构

Fig.1 EBSD microstructure (a), EBSD micro-textures (b), and XRD macro-textures (c) of initial material

PTR 模型和 TDT 模型引入了 2 个统计变量： $V^{acc}$  和  $V^{eff}$ ，前者代表累计孪晶体积分数，后者代表等效孪晶体积分数，它是发生完全旋转晶粒的体积分数的增加，由此临界体积分数可以定义为：

$$V^{th} = \min \left( 1.0, A_1 + A_2 \frac{V^{eff}}{V^{acc}} \right) \quad (5)$$

式中， $A_1$  和  $A_2$  为 2 个材料参数，在本研究中， $\{10\bar{1}2\}$  孪晶的常数固定为  $A_1=0.5$  和  $A_2=0.2$ ， $\{11\bar{2}2\}$  孪晶的常数固定为  $A_1=0.1$  和  $A_2=0.1$ <sup>[16]</sup>。 $A_1$  控制晶粒通过孪晶或在孪晶变形前的孪晶生长而变形的应变水平。一旦发生孪生衰竭， $A_2$  控制孪生衰竭发生的速率。这些数值可以再现  $\{10\bar{1}2\}$  孪晶主导变形过程中的 s 形曲线。 $\{10\bar{1}1\}$  孪晶的  $A_1$  和  $A_2$  的低值允许对压缩孪晶造成的软化进行建模，压缩孪晶比其余的基体变形更大。在这个研究中，运用了不同的自洽模式，结果证明 Tangent 自洽方案在评估测试中给出了最好的模拟结果，因此，本实验采用了 Tangent 自洽方案来评估测试拉伸压缩曲线及变形机制。表 1 给出了 Tangent 自洽方案测试的材料参数。

## 2 实验结果

### 2.1 不同应力状态下的结构演化

图 2 为初始纯钛板沿着 RD 拉伸 10%、20%、30% 变形量下的 XRD 极图。从图 2 中可以看到，随着变形量的增加，(0002) 极轴分布趋势变化较小，只是略微向 ND 集中。

图 3 为初始纯钛板沿着 TD 拉伸 10%、20%、30% 变形量下的 XRD 极图。从图 3 中可以看到，随着变形量的增加，TD 偏转结构组分朝向缓慢向 ND 转动，一部分 (0002) 极轴转向 RD-ND 方向，偏离 ND 50°~60°，应变增加偏向 RD 的结构组分增加，最终形成明显的 2 种结构组分。

图 4 为初始纯钛板沿着 ND 压缩 10%、20%、30% 变形量下的 XRD 极图。从图 4 中可以看到，随着压缩变形量的增加，结构几乎没有发生显著变化。

表 1 Tangent SCS 的材料参数

Table 1 Material parameters for Tangent SCS

Model	$\tau_0$	$\tau_1$	$\theta_0$	$\theta_1$	$h^s_{\{10\bar{1}2\}}$	$h^s_{\{11\bar{2}2\}}$
Prism	70	35	600	90	6 (2)*	2
Basal	160	10	600	10	20	2
Pyr	175	30	800	10	20	2
$\{10\bar{1}2\}$	130	10	100	20	1	1
$\{11\bar{2}2\}$	195	15	200	20	15	1

Note: the value between brackets (\*) is adopted for the TD tension simulations

图 5 为初始纯钛板沿着 RD 压缩 10%、20%、30% 变形量下的 XRD 极图。从图 5 中可以看到，随着压缩变形量的增加，一部分 (0002) 极轴逐渐向 RD，在 RD 方向上的结构组分偏离 ND 方向为 70°~80°，在 TD 方向上的结构组分偏离 ND 方向为 40°~50°。当达到 30% 变形量时 RD 偏转结构占主导地位

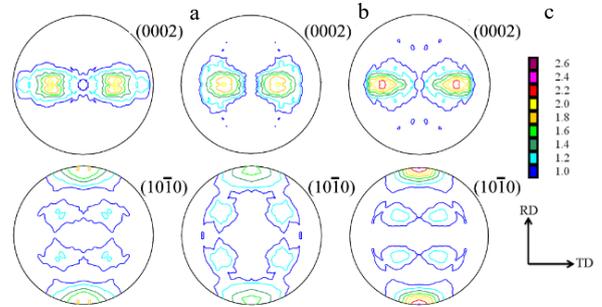


图 2 沿着 RD 拉伸不同变形量下初始纯钛板的 XRD 极图  
Fig.2 XRD pole figures of initial pure titanium plate along RD under different deformation amounts: (a) 10%, (b) 20%, and (c) 30%

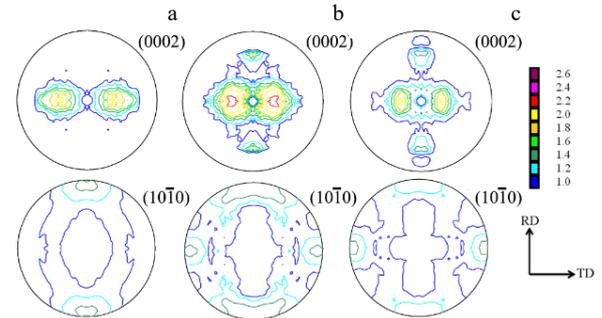


图 3 沿着 TD 方向拉伸不同变形量下初始纯钛板的 XRD 极图  
Fig.3 XRD pole figures of initial pure titanium plate along TD under different deformation amounts: (a) 10%, (b) 20%, and (c) 30%

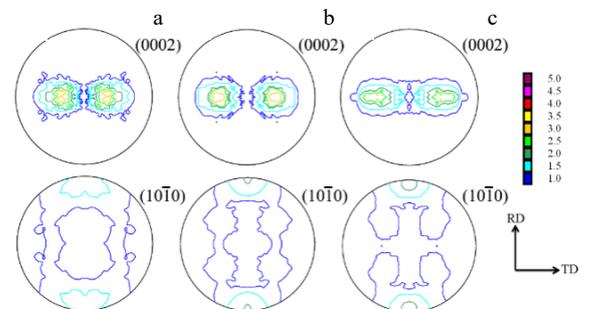


图 4 沿着 ND 方向压缩不同变形量下初始纯钛板的 XRD 极图  
Fig.4 XRD pole figures of initial pure titanium plate compressed along ND under different deformation amounts: (a) 10%, (b) 20%, and (c) 30%

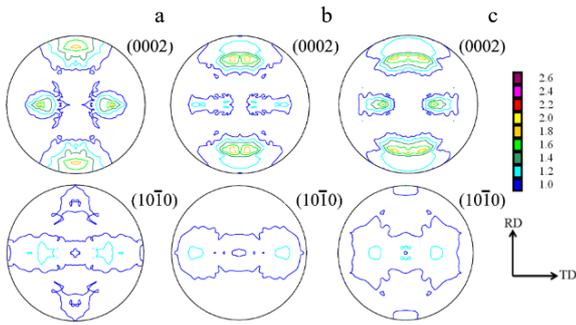


图 5 沿着 RD 压缩不同变形量下初始纯钛板的 XRD 极图  
Fig.5 XRD pole figures of initial pure titanium plate compressed along RD under different deformation amounts: (a) 10%, (b) 20%, and (c) 30%

图 6 为沿着 TD 压缩 10%、20%、30%变形量下初始纯钛板的 XRD 极图。从图 6 中可以看到，在变形量为 10%时，结构向 TD 偏离角度增加，且向 RD 有一定程度的分散。当变形量达到 20%时，原来偏向 TD 的结构向基面扩散。当变形量达到 30%时，形成了完全偏离 ND 的非基面结构，结构密度相对较弱且向 RD 分散。

图 7 为不同应变路径在 30%应变变量下并在 650 °C退火 1.5 h 后的 XRD 结构图。在沿着 ND 压缩后的再结晶结构呈现 (0002) 晶面法向由 ND 方向偏向 TD 方向 30°~40°的“狗骨状”特征。沿着 RD 压缩后的再结晶结构呈现不连续椭圆状结构，且晶粒 c 轴取向主要集中在偏向 RD 60°~70°处。沿着 TD 压缩后的再结晶结构呈现(0002)晶面法向由 ND 偏向 TD 60°~70°的双峰特征。在沿着 RD 拉伸后的再结晶结构呈现 (0002) 晶面法向由 ND 偏向 TD 0°~70°的特

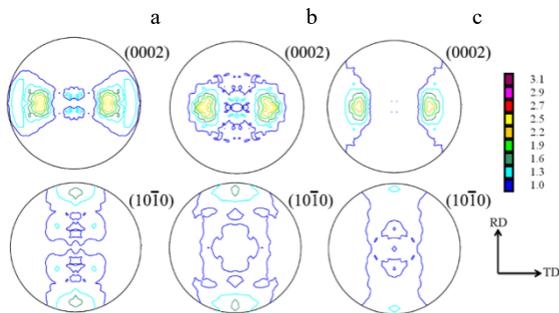


图 6 沿着 TD 方向压缩不同变形量下初始纯钛板的 XRD 极图  
Fig.6 XRD pole figures of initial pure titanium plate compressed along TD under different deformation amounts: (a) 10%, (b) 20%, and (c) 30%

征。在沿着 TD 方向拉伸后的再结晶结构呈现“十字架状”结构，且 (0002) 晶面法向由 ND 偏向 TD 10°~30°的组织组分和偏向 RD 10°~70°组织组分构成。

### 2.2 力学性能

图 8 分别为沿着 RD 和 TD 拉伸及沿着 ND、RD、TD 压缩的真应力-真应变曲线及用 VPSC 模拟的应力-应变曲线。从图 8 中可以看到，用 VPSC 模拟的应力-应变曲线，非常接近试验曲线。因此，此次模拟的变形方式是可靠的。表 2 为各种变形方式下的屈服强度。由表 2 可知，纯钛板材沿 TD 拉伸的屈服强度 (281 MPa) 高于 RD 拉伸 (245 MPa) 约 36 MPa，屈服强度有明显差异。纯钛板材压缩时的屈服强度为 ND(300 MPa) > TD (286 MPa) > RD (224 MPa)，压缩过程中的屈服强度也有明显的差异。

### 3 分析与讨论

如图 8 所示，对于 TA2 轧板沿着 RD 拉伸和 TD 拉伸、以及沿着 RD、TD 和 ND 压缩存在比较明显的各向异性，并且在不同变形之后的结构组成上也有明

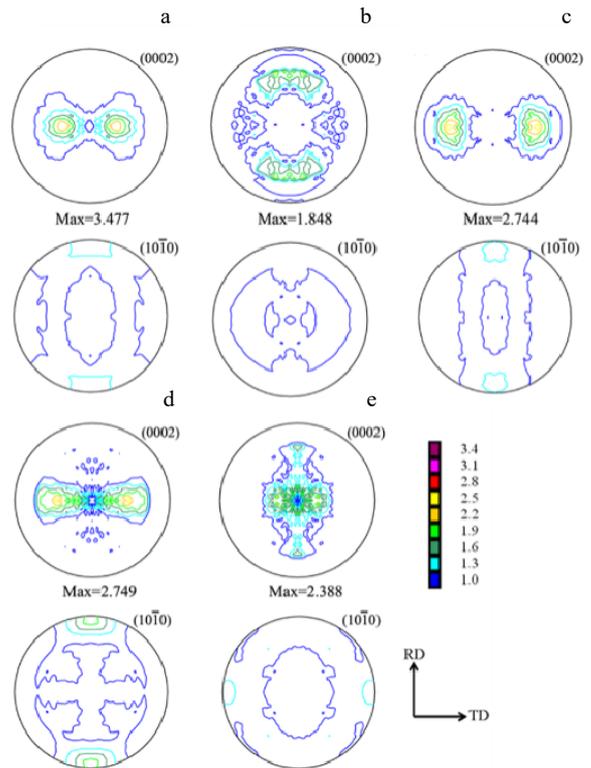


图 7 不同应变路径 30%应变变量下在 650 °C退火 1.5 h 的钛板 XRD 结构图  
Fig.7 Texture figures of titanium plates annealed at 650 °C for 1.5 h under the strain of 30%: (a) ND compression, (b) RD compression, (c) TD compression, (d) RD tension, and (e) TD tension

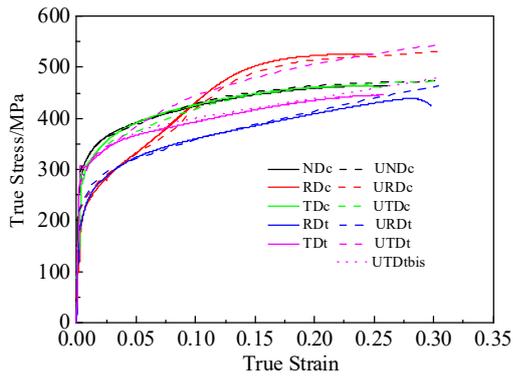


图 8 沿着 RD、TD 拉伸及沿着 ND、RD 和 TD 压缩的真应力-真应变曲线

Fig.8 True stress-true strain curves along RD, TD tension and ND, RD and TD compression (solid lines represent the experimental experiments and dotted lines represent the VPSC simulation)

表 2 不同应变路径下的屈服强度

Table 2 Yield strength under different strain paths

Processing mode	Tension direction	Yield strength/MPa
Tensile test	RD	245±2
	TD	281±3
Compressive test	RD	224±2
	TD	286±2
	ND	300±4

显的差异, 因此研究 TA2 轧板在不同应力状态下的变形方式是非常必要的。众所周知, 屈服强度很大程度上取决于主导变形模式及其 Schmid 因子。因此, 计算了 5 种变形模式下的板材的 Schmid 因子, 其结果如图 9 所示。本次计算统计了超过 500 个晶粒的 Schmid 因子。由于钛合金中的  $\{10\bar{1}2\}$  孪晶和  $\{11\bar{2}2\}$  孪晶只能沿 1 个方向变形, 负的 Schmid 因子表示相反

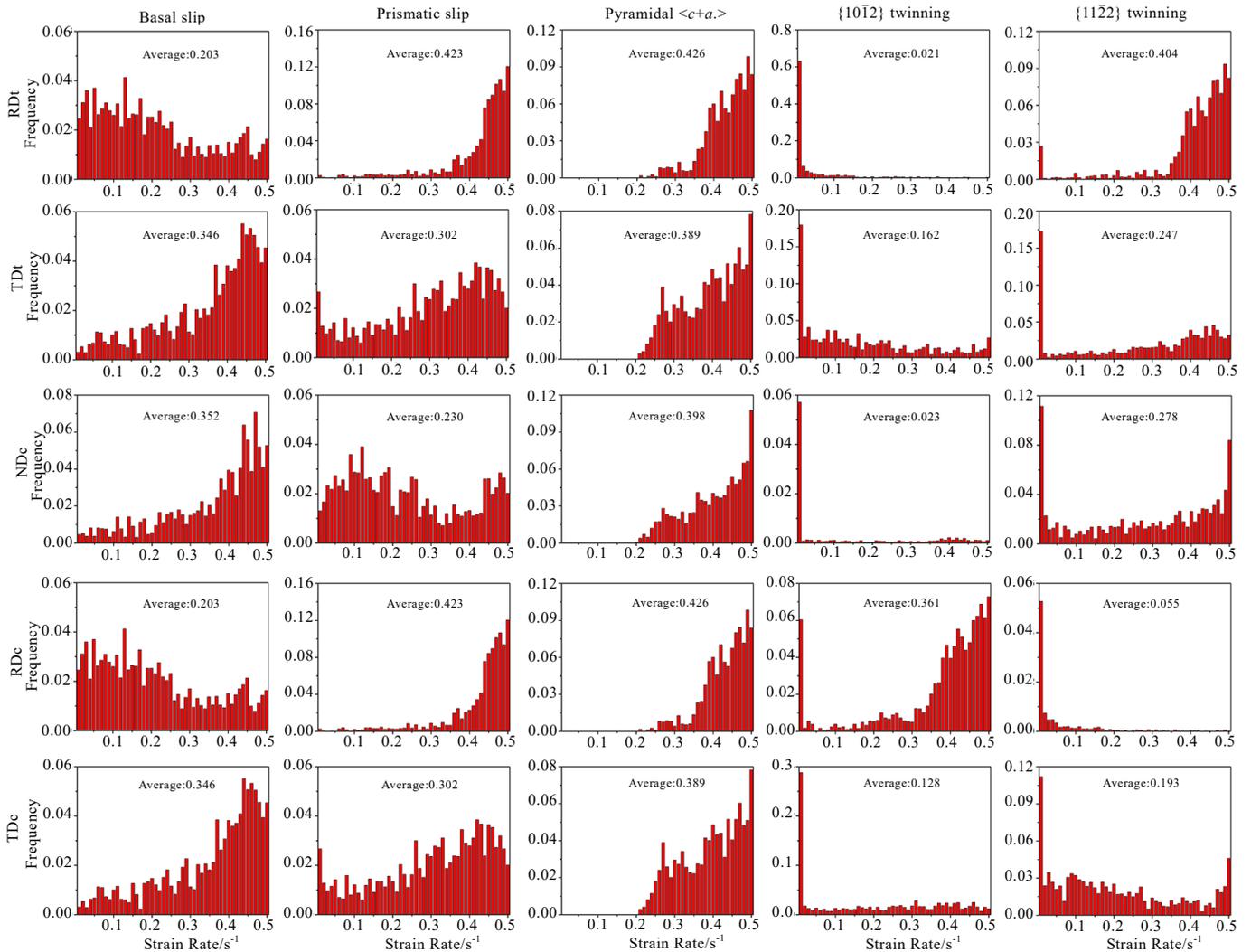


图 9 在不同变形下 5 种样品的 Schmid 因子

Fig.9 Schmid factors for five samples after different deformation modes

方向的变形。也就是说，负的 Schmid 因子表明不可能发生孪生变形。因此，在计算  $\{10\bar{1}2\}$  孪晶时，负的 Schmid 因子算作零。

沿 RD 方向拉伸时的基面滑移的 Schmid 因子比沿着 TD 拉伸时低，柱面滑移、锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移以及  $\{11\bar{2}2\}$  压缩孪晶的 Schmid 因子比沿着 TD 方向拉伸时高，从计算上结果上来看，沿着 RD 拉伸时启动的基面滑移较少，而柱面滑移、锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移及  $\{11\bar{2}2\}$  压缩孪晶较多。沿着 RD 拉伸时的基面滑移的 Schmid 因子分布很宽，而柱面滑移、锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移以及  $\{11\bar{2}2\}$  压缩孪生的大部分 Schmid 因子的值都超过 0.4。 $\{10\bar{1}2\}$  孪晶在 TD 拉伸平均 Schmid 因子 (0.162) 比 RD 拉伸 (0.021) 的高。在沿着 RD/TD 压缩时的基面滑移、柱面滑移、锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移的 Schmid 因子与沿着 RD/TD 相同，这是由于滑移可以沿着同一直线上的 2 个方向进行，施加方向相反的应力，滑移可以沿着同一直线上相反的 2 个方向滑动造成的。沿着 ND 压缩时的基面滑移及锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移的 Schmid 因子较高 (为 0.346, 0.389)，且大部分的 Schmid 因子都超过了 0.4，柱面滑移的 Schmid 因子的分布很宽。虽然，Schmid 因子的计算结果可以解释变形过程中启动的主导变形机制。但是，获得不同变形阶段每种变形机制的晶粒数量占比也是十分必要的。本研究通过 VPSC 模拟系统模拟了不同变形模式下的变形机制。

图 10 为在沿着 RD 拉伸时不同变形程度下的主导变形机制。从图 10 中可以看到，在变形初期主要发生柱面滑移 (大于 70%)。在纯钛中，柱面滑移无疑是最易启动的变形模式，大部分研究报道的纯钛变形临界分切应力(CRSS)为  $\tau_0^{pri} < \tau_0^{bas} < \tau_0^{\langle c+a \rangle}$  [5,18-19]，然而也有一些研究报道的是  $\tau_0^{pri} < \tau_0^{\langle c+a \rangle} < \tau_{bas}$  [13,20-21]，但是柱面滑移都是最容易启动的变形方式。随着变形程度的增加，柱面滑移的比率逐渐降低，锥面  $\langle a \rangle$  滑移和锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移逐渐升高， $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生及  $\{11\bar{2}2\}$  压缩孪生也有一定程度的升高，但时发生孪生的晶粒非常少。总的来说，随着变形程度的增加由柱面滑移主导的变形方式转变为由柱面滑移，锥面  $\langle a \rangle$  滑移和锥面  $\langle c+a \rangle$  共同主导的变形方式。众所周知，锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移会使晶粒的  $c$  轴旋转到伸长的方向。因此随着变形程度的增加织构会向 RD 有一定程度的偏转。

图 11 为采用 VPSC 模拟的沿着 TD 拉伸的变形机制的活性。从图 11 中可以看出，在变形初期依然是柱面滑移占主导地位，但是与沿着 RD 相比，在变形初期柱面滑移的比率明显变低 (<65%)，基面滑移和锥面滑移比率明显变高，这也就造成了沿着 RD 拉伸的屈服强度低于沿着 TD 拉伸时的屈服强度。随着变形

量的增加，沿着 TD 拉伸的主导变形方式变为由基面滑移，柱面滑移，锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移及  $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生共同主导。因为基面滑移使晶粒  $c$  轴旋转到压缩的方向，而  $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生使晶粒  $c$  轴旋转 85°。因此，随着变形量的增加，织构逐渐形成转变为向 RD 偏转 50°~60° 的织构组分和向 TD30°~40° 的织构组分。

图 12 为沿着 ND 压缩时的各种变形方式比率的变化曲线。从图 12 中可以看到，变形初期锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移的比率明显高于拉伸。随着变形量的增加柱面滑移所占比率迅速下降，基面滑移和锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移所占比率迅速升高。当变形量达到 20% 左右时，主导变形方式明显发生改变，变为由基面滑移、锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移为主， $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生为辅的变形方式。其中，锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移的比率超过了 50%，基面滑移比率约为 30%， $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生约为 12%。因此，随着变形量的增大，逐渐形成了沿着 TD 偏转且偏转角度较分散的织构，织构密度相对较弱。

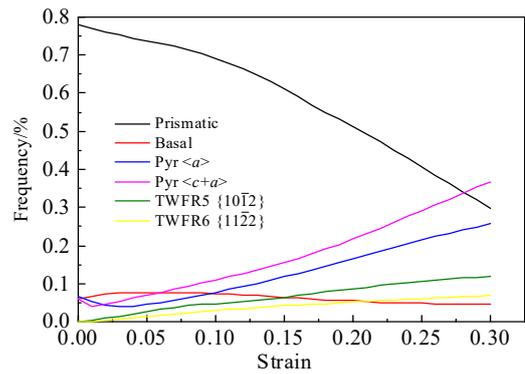


图 10 用 VPSC 模拟的在沿着 RD 拉伸时的各种变形方式占比  
Fig.10 Proportions of different deformation modes simulated by VPSC during RD tension

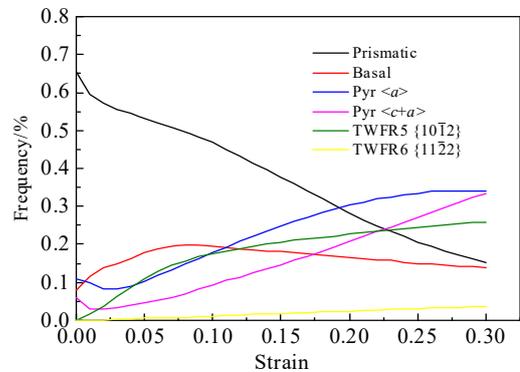


图 11 用 VPSC 模拟的在沿着 TD 拉伸时的各种变形方式占比  
Fig.11 Proportions of different deformation modes simulated by VPSC during TD tension

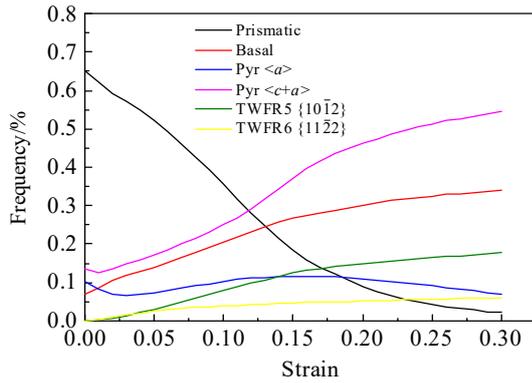


图 12 用 VPSC 模拟的在沿着 ND 方向压缩时的各种变形方式占比  
Fig.12 Proportions of different deformation modes simulated by VPSC during ND compression

图 13 为沿着 RD 压缩时的各种变形方式活性的变化曲线。从图 13 中可以看到，在变形初期，柱面滑移的比率明显比沿着 ND 压缩时的高，约为 77%，这也就造成了 RD 压缩时的屈服强度低于 ND 压缩。随着变形程度的增加，柱面滑移所占比率急速下降，锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移及  $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生迅速增加，逐渐转变为以锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移和  $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生共同为主导的变形。因此，织构逐渐转变为由 ND 偏转向 RD 为  $70^\circ \sim 80^\circ$  和偏转向 TD 约  $30^\circ$  的 2 个织构组分。

图 14 为沿着 TD 压缩时的各种变形方式活性的变化曲线。在变形初期，柱面滑移所占比率约为 68%，这就造成了其屈服强度高于 RD 压缩，低于 ND 压缩。随着变形程度的增加，柱面滑移急速降低，锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移和基面滑移都逐渐升高，且在变形量大于 10% 时， $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生也有一定程度的升高。

综上所述，在纯钛应变路径及应变变量不同时，启动的变形机制差异造成了织构的特征及屈服强度不同。

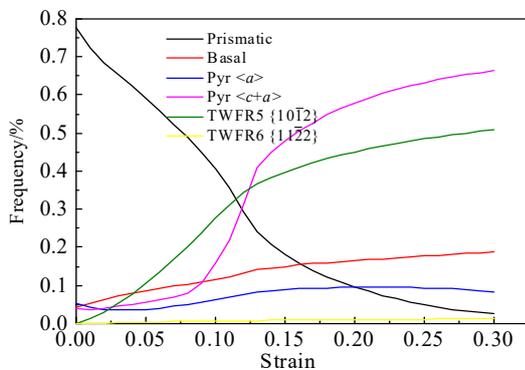


图 13 用 VPSC 模拟的在沿着 RD 压缩时的各种变形方式占比  
Fig.13 Proportions of different deformation modes simulated by VPSC during RD compression

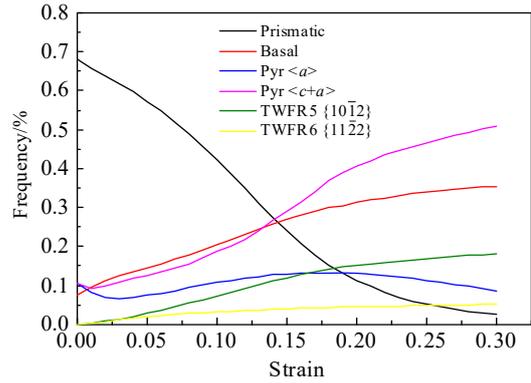


图 14 用 VPSC 模拟的在沿着 TD 方向压缩时的各种变形方式占比  
Fig.14 Proportions of different deformation modes simulated by VPSC during TD compression

### 4 结 论

1) 沿不同方向拉伸变形，较大的应变变量也难以使织构发生显著变化，相对而言，压缩变形过程中织构变化更为显著，经过压缩变形后会形成 2 个织构组分，即初始织构组分和压缩变形织构组分，压缩变形织构组分晶粒  $c$  轴接近平行于压缩方向。

2) 在不同应变路径下，变形初期启动的变形方式（柱面滑移）有一定的差异。沿 RD 拉伸比沿 TD 拉伸所激活的柱面滑移高很多。柱面滑移的 CRSS 明显低于基面及锥面滑移的 CRSS，导致 RD 拉伸的屈服强度低于 TD 拉伸。压缩时柱面滑移启动率  $RD > TD > ND$ ，屈服强度为  $ND > TD > RD$ 。在不同应变变量下，随着变形程度的增加，主导变形方式发生重大改变。发生基面滑移或锥面滑移或  $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生的晶粒数变多是导致了形成不同织构的主要原因。

### 参考文献 References

[1] Boyer R R. *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 213(1-2): 103  
 [2] Jogaib F D, Nelson E, Zufarovich V R. *Materials Research*[J], 2015, 18: 1163  
 [3] Kaur M, Singh K. *Materials Science and Engineering C*[J], 2019, 102: 844  
 [4] Yoo M H. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 1981, 12(3): 409  
 [5] Wang L, Barabash R I, Yang Y et al. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2011, 42: 626  
 [6] Lee H P, Esling C, Bunge H J. *Textures and Microstructures*[J],

- 1988, 7: 317
- [7] Zhong Y, Yin F X, Nagai K. *Journal of Materials Research*[J], 2008, 23: 2954
- [8] Bozzolo N, Dewobroto N, Wenk H R *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2007, 42: 2405
- [9] Kalinur S, Yasuo T, Katsunori I. *Transactions of JWRJ*[J], 1999, 28(1): 15
- [10] Chun Y B, Yu S H, Semiatin S L *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2005, 398: 209
- [11] Ye P, Yao J Y, Wang B S *et al.* *Materials Characterization*[J], 2020, 162: 110 188
- [12] Williams D N, Eppelsheimer D S. *JOM*[J], 1953, 5(10): 1378
- [13] Knezevic M, Lebensohn R A, Cazacu O *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 564: 116
- [14] Lebensohn R A, Canova G R. *Acta Materialia*[J], 1997, 45: 3687
- [15] Lebensohn R A, Tomé C. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 41: 2611
- [16] Tomé C, Lebensohn R A, Kocks U F. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1991, 39: 2667
- [17] Chapuis A, Liu Q. *International Journal of Solids and Structures*[J], 2018, 152-153: 217
- [18] Fundenberger J J, Philippe M J, Wagner F *et al.* *Acta Materialia*[J], 1997, 45: 4041
- [19] Salem A A, Kalidindi S R, Semiatin S L. *Acta Materialia*[J], 2005, 53: 3495
- [20] Wu X P, Kalidindi S R, Necker C *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55: 423
- [21] Zecevic M, Beyerlein I J, Knezevic M. *International Journal of Plasticity*[J], 2017, 93: 187

## Effect of Stress State on Texture Evolution Mechanism of Pure Ti

Li Heng<sup>1,2</sup>, Zhang Pengfei<sup>2</sup>, Feng Jingkai<sup>2</sup>, Zhang Weiran<sup>2</sup>, Zhang Lingfeng<sup>2</sup>, Yang Xirong<sup>1</sup>

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

(2. Xi'an Institute of Rare Metal Material Co., Ltd, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** The texture evolution mechanism of TA2 pure titanium under different stress conditions (tensile stress, compressive stress) was studied by tensile and compressive test methods, Schmid factor calculation, and crystal plasticity simulation calculation. Results show that in the process of tensile deformation, it is difficult to change the texture under large strains. However, in the process of compressive deformation, the texture change is significant. Under different strain paths, there are some differences in the starting deformation mode. Under different strains, with increasing the deformation, the increase in the grain number of base plane slip, conical slip, or  $\{10\bar{1}2\}$  stretched twin is the main reason for the formation of different textures.

**Keyword:** stress state; pure titanium; texture; deformation model

---

Corresponding author: Zhang Pengfei, Ph. D., Xi'an Institute of Rare Metal Material Co., Ltd, Xi'an 710016, P. R. China, E-mail: a335662026@163.com