

不同初始取向TA1工业纯钛的各向异性力学行为及其塑性变形机制研究

马超¹, 沈露², 杨曙东², 王悦悦^{1,2}, 李之昂², 郭颖², 郭晓倩², 张春^{2,3}

(1. 徐州工程学院 物理与新能源学院, 江苏 徐州 221000)

(2. 中国矿业大学 力学与土木工程学院, 江苏 徐州 221116)

(3. 尚德科技(安徽)有限公司, 安徽 合肥 238014)

摘要: 以2种不同初始取向集中程度(双峰织构、分散织构)的TA1工业纯钛轧制板材为研究对象,综合运用宏观力学性能测试、微观组织表征和晶体塑性模拟等手段,系统研究了单轴加载下2种板材的应力应变曲线、拉压屈服不对称性、应变硬化、塑性应变比(r 值)及织构演化等各向异性力学行为。基于考虑主导孪生系旋转的粘塑性自洽(VPSC-PTR)模型的数值模拟结果与实验结果印证性较高。双峰织构板材较分散织构板材的各向异性和拉压不对称性更为突出,且双峰织构板材在变形过程中呈现更显著的 r 值变化和更剧烈的织构演化。结合施密特因子分布、滑移/孪生系活性、临界分解剪切应力,阐明了初始织构对变形过程中滑移及孪生竞争协调关系的影响规律,揭示了初始取向对工业纯钛轧制板材各向异性的影响机制:柱面滑移是工业纯钛塑性变形的主导机制;双峰织构板材的拉伸孪生更易被激活,而分散织构板材的基面滑移及锥面滑移活性较高,导致2种板材呈现不同的各向异性特征;变形过程中,双峰织构板材的 r 值始终高于分散织构板材,柱面滑移活性降低、拉伸孪生活性增加是该现象的主导诱因。

关键词: 初始取向; 工业纯钛; 各向异性; r 值; 晶体塑性; 施密特因子

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)08-2050-15

1 引言

钛合金由于比强度高、耐高温、耐腐蚀性和生物相容性等优异性能,已在航天航空、国防军工、舰艇制造、海洋工程、石油化工等领域取得了广泛应用^[1-4]。工业纯钛属于典型的密排六方结构金属,室温下需要多种塑性变形模式共同作用才能实现其任意方向的塑性变形^[5],而不同的塑性变形模式会引起各向异性,从而影响金属材料的性能。因此研究各向异性行为对提高钛合金力学性能具有重要意义。

纯钛晶体的轴比 $c/a \approx 1.587$ 小于理想值,需要位错滑移和孪生共同协调塑性变形,导致其屈服强度、极限强度、硬化率等力学行为呈现显著的各向异性特征。目前,针对工业纯钛各向异性的力学行为,国内外学者已开展了大量深入研究^[6-12]。Roth等^[13]对工业纯钛进行了不同方向的拉伸试验,发现其在应变硬化和率敏感性上存在明显各向异性。Chang等^[14]基于晶体塑性模型研究了工业纯钛的拉伸各向异性力学行为及其变形机制,发现材

料力学性能差异的原因是激活的滑移系比例不同,即沿板材横向(transverse direction, TD)拉伸激活的基面滑移较沿轧制方向(rolling direction, RD)拉伸更多,导致TD拉伸具有较低应变硬化。Ma等^[15]借助考虑主导孪生系旋转模型(predominant twin reorientation, PTR)和孪生-退孪生模型(twinning and de-twinning, TDT)的弹粘塑性自洽(visco-plastic self-consistent, VPSC)模型,分析了工业纯钛轧制板材沿3个不同方向(RD、TD、法向(normal direction, ND))加载下的孪生行为,揭示了孪生诱发晶格旋转对各向异性力学行为的强化作用。Li等^[16]研究了工业纯钛的面内各向异性,发现RD拉伸屈服机制是柱面滑移,而45°方向和TD拉伸屈服机制是2个或多个滑移系统共同作用的结果,同时,孪生诱导的晶粒细化强化、织构软化和应变软化共同影响着材料的软化行为。由此可见,滑移和孪生是引起纯钛各向异性行为的重要塑性变形机制。

晶粒初始取向即织构,对钛合金力学性能^[17-18]、疲劳性能^[19-20]和应力腐蚀性能^[21]有重要影响。钛合金的

收稿日期: 2025-08-29

基金项目: 国家自然科学基金(52271123, 52101154); 江苏省基础研究计划(BK20231496); 江苏省高等学校基础科学(自然科学)研究重大项目(23KJA130001); 合肥市关键技术研发“揭榜挂帅”项目(2023SGJ027)

作者简介: 马超, 男, 1988年生, 博士, 副教授, 徐州工程学院物理与新能源学院, 江苏 徐州 221000, E-mail: machao@xzit.edu.cn

特定晶粒取向直接影响着滑移和孪生的开启,从而引起钛合金表现出不同的流动应力特征和应变硬化行为^[22-24]。Lee等^[25]研究了TA2板材不同变形织构对拉伸力学行为的影响,认为力学性能的差异与位错滑移相关变形机制的转变有关。同时,施密特因子(Schmid factor, SF)可以用于预测不同滑移系的激活情况^[26]。此外,许多学者研究了孪晶与纯钛硬化行为的关联^[27-29]。Sinha等^[28]的研究表明不同初始织构纯钛拉伸时呈现出的硬化行为差异与孪晶有关,孪生的激活增强了材料的应变硬化。Ye等^[29]研究了压缩过程中初始织构对纯钛孪晶变体选择行为的影响,发现当一个晶粒内产生多种孪晶时,孪生的激活表现出较强的取向依赖性。综上所述,晶粒取向分布或织构类型对工业纯钛的塑性变形机制有着重要影响,是引起工业纯钛各向异性的重要因素。

目前对工业纯钛各向异性的研究主要集中在不同方向或面内,针对具有不同初始织构类型的工业纯钛各向异性行为的研究成果相对较少。本研究对具有不同初始取向的工业纯钛板材进行单调加载试验和晶体塑性模拟计算,从应力应变曲线、拉压不对称性、加工硬化率、 r 值及微观结构等方面对具有不同初始取向工业纯钛的各向异性力学行为进行系统研究,并结合滑移/孪生系相对开启率和施密特因子,分析不同初始取向工业纯钛的塑性变形机制,揭示初始取向对工业纯钛各向异性行为的影响作用。

2 实验

实验采用2种厚度(5和16 mm)的热轧TA1板材(GB/T3620-2017),其化学成分为0.025-Fe、0.01-C、0.03-N、0.0015-H、0.14-O及其余量的Ti(wt%)。为了消除残余应力,将轧制态TA1板材进行650 °C/1.5 h退火处理。2种纯钛板材退火后的初始晶体取向信息如图1所示。初始板材由等轴晶粒组成,退火后2种厚度板初始微观结构中均无孪晶。根据截线法,统计得到5 mm板与16 mm板材的平均晶粒尺寸分别为32和23 μm。5 mm板材中大量晶粒的 c 轴分布在ND与TD组成的平面内,且与ND方向呈40°~60°夹角,为“Basal Tilt”($\langle 0001 \rangle$ /ND-TD(20°~60°))织构类型^[30],是典型的“双峰织构”,对应的板材称为双峰织构板材(bimodal-texture plate, BP)。而16 mm板材中大部分晶粒的 c 轴在ND-TD面内均匀分布,存在“Basal ND”($\langle 0001 \rangle$ //ND±20°)、“Basal Tilt”、和“Basal TD”($\langle 0001 \rangle$ //TD±30°)^[30]多种织构组分,称为“分散织构”,对应的板材称为分散织构板材(dispersed-texture plate, DP)。

采用线切割工艺,分别沿板材RD、TD和ND进行取样,试样尺寸及取样方向如图2所示。压缩试样均采用“长方体”试样,拉伸试样均采用“哑铃形”试样。图2a为16 mm板材ND方向的拉伸试样尺寸,图2b为RD和TD方向的拉伸试样尺寸,而5 mm板材ND方向因材料尺寸限制未开展单轴拉伸测试。拉伸和压缩试验分别借助

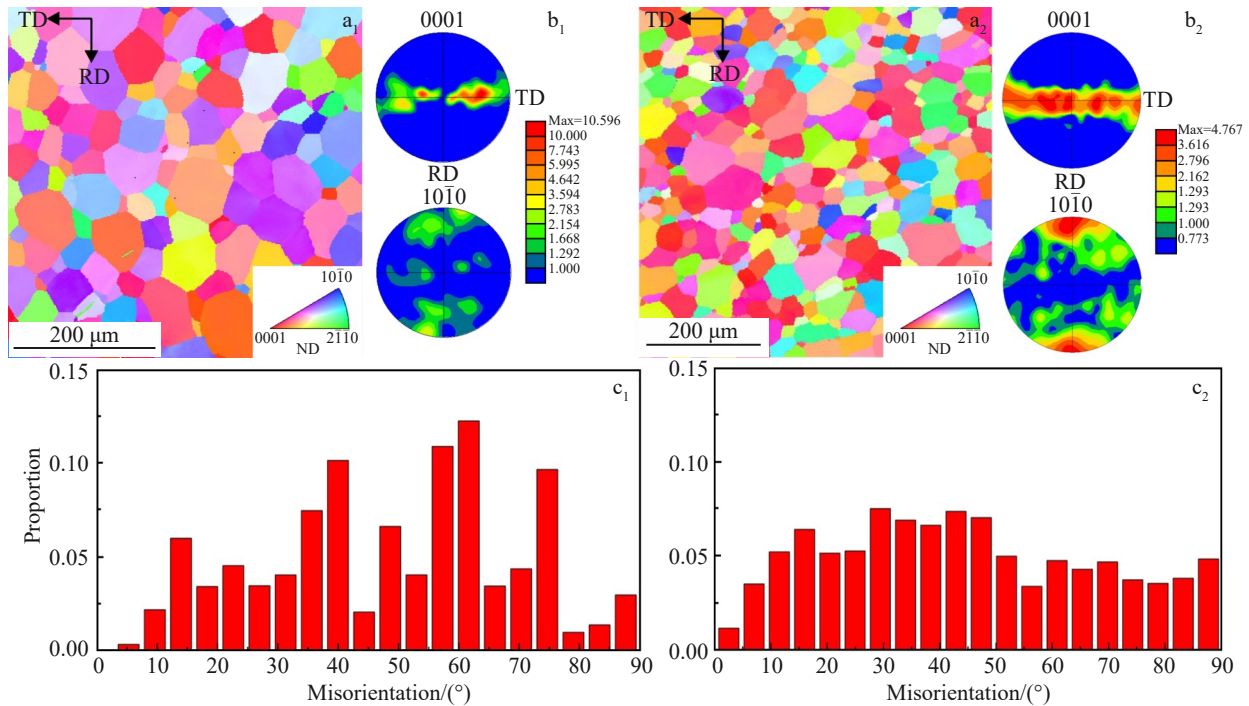


图1 2种纯钛板材退火后的反极图、极图及 c 轴方向分布图

Fig.1 Inverse pole figures (a₁-a₂), pole figures (b₁-b₂), and c -axis direction distributions (c₁-c₂) of two types of CP-Ti plates after annealing: (a₁-c₁) 5 mm and (a₂-c₂) 16 mm

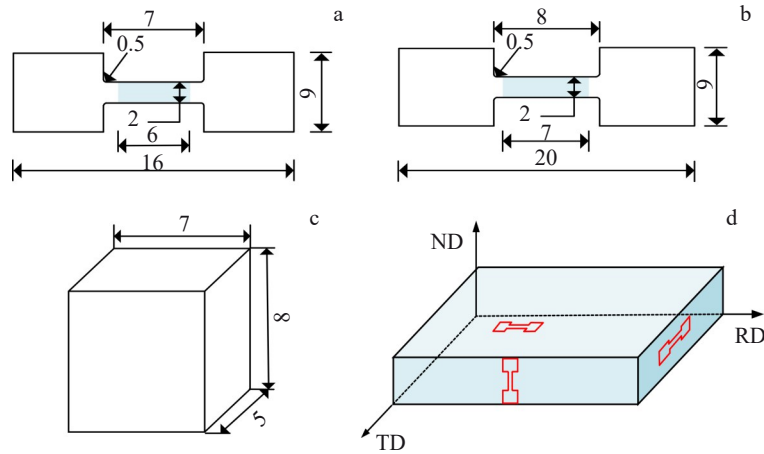


图2 试样尺寸

Fig.2 Schematic diagrams of dimension of different samples: (a) ND tensile sample with a plate thickness of 16 mm; (b) other tensile samples; (c) compressive samples; (d) sampling position

IBTC-5000 原位力学试验系统及 CSS-44100 电子万能试验机开展。为保证准静态加载，试验加载速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，每种实验重复 3 次，确保实验数据的可重复性。力学性能测试中，同步采用基于 IX-CAMERAS 高速摄像机的数字散斑 (digital image correlation, DIC) 技术，获取试样的实时应变。为方便描述，将不同加载方式简称为“BP/DP-方向+加载方式”(C 为压缩, T 为拉伸)，例如：“BP-RDC”表示沿双峰织构板材 RD 压缩，“DP-TDT”表示沿分散织构板材 TD 拉伸。

采用 TESCAN MIRA3 场发射扫描电子显微镜开展电子背散射衍射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 试验。样品预处理采用电解抛光工艺：首先配制高氯酸-甲醇电解液，其中高氯酸体积分数为 10% (45 mL 甲醇 + 5 mL 高氯酸)，通过液氮辅助将电解液温度控制在 $-30 \text{ }^\circ\text{C}$ 左右；电解抛光参数设定为恒压 30 V、电流 0.3 A，抛光样品时间为 50 s，期间保持样品表面完全置于电解液面以下；最终抛光后试样依次经无水乙醇清洗并吹干以完成制备。EBSD 测试采用在 $500 \mu\text{m} \times 500 \mu\text{m}$ 扫描区域内以 $1.6 \mu\text{m}$ 步长进行全自动数据采集。通过 TSL OIM

Analysis 6 软件后处理获取微观试验数据，开展对反极图、极图及晶向特征分布等微观组织信息的分析。

3 计算模型

采用考虑主导孪生系旋转的粘塑性自洽 (VPSC-PTR) 模型，对具有不同初始取向的工业纯钛单调加载力学行为进行模拟。VPSC-PTR 模型的理论及数值方法详见文献 [31]。基于 EBSD 测试获得退火后 2 种工业纯钛轧制板材的初始结构，综合考虑计算精度和效率，从 EBSD 数据中选取 1000 个晶粒的取向作为数值计算的初始结构 (图 3)。室温下钛单晶的弹性常数为^[32]： $C_{11}=162.4 \text{ GPa}$ 、 $C_{12}=90 \text{ GPa}$ 、 $C_{13}=69 \text{ GPa}$ 、 $C_{22}=162.4 \text{ GPa}$ 、 $C_{33}=180.7 \text{ GPa}$ 、 $C_{44}=46.7 \text{ GPa}$ 。模型中使用的参考剪切应变率 $\dot{\gamma}_0=0.001 \text{ s}^{-1}$ ，对于所有的滑移/孪生系，取率敏感系数 $m=0.05$ ^[15,33]。沿 RD 加载的条件为：

$$\mathbf{L} = \begin{bmatrix} \dot{\epsilon}_{11} & \dot{\epsilon}_{12} & \dot{\epsilon}_{13} \\ \dot{\epsilon}_{21} & \dot{\epsilon}_{22} & \dot{\epsilon}_{23} \\ \dot{\epsilon}_{31} & \dot{\epsilon}_{32} & \dot{\epsilon}_{33} \end{bmatrix} \quad \boldsymbol{\Sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (1)$$

式中， \mathbf{L} 为宏观应变率张量， $\dot{\epsilon}_{11}$ 为 RD 方向的应变率，与试验保持一致，拉伸时取 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，压缩时取 $-1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，其

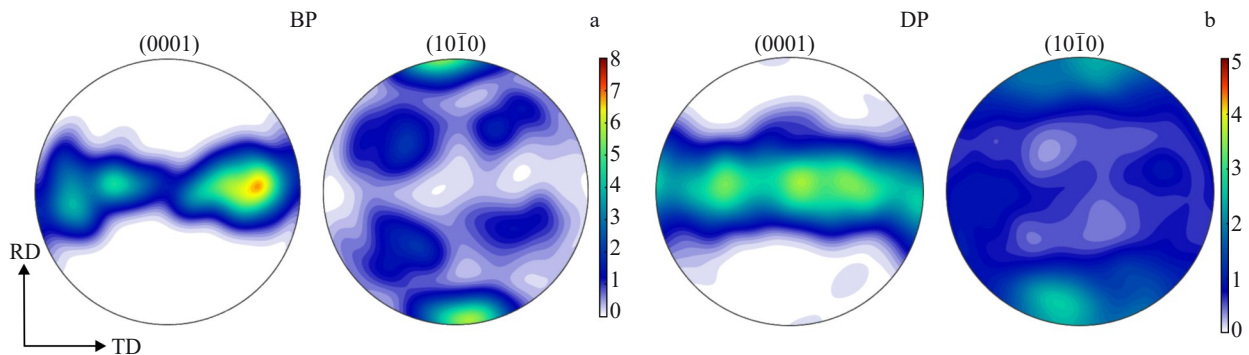


图3 模拟中采用的初始织构

Fig.3 Initial texture used in simulations: (a) BP and (b) DP

他应变率分量均为未知量； Σ 为宏观应力张量，RD方向的应力 σ_{11} 为未知量，其余应力分量均取0。TD和ND方向的加载条件设置与RD方向加载相似，宏观应变率张量 L 中仅加载方向对应的应变率为已知量，并与试验结果一致；宏观应力张量 Σ 中加载方向对应的应力分量为未知量，其余分量均取0。

模型所采用的滑移/孪生系包括：柱面滑移(prismatic, $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$)、基面滑移(basal, $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$)、一阶锥面 $\langle c+a\rangle$ 滑移(pyramidal, $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3\rangle$)、拉伸孪生(extension twinning, $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$)和压缩孪生(contraction twinning, $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$)^[33]。已有研究表明，激活不同滑移/孪生系所需的临界剪切应力(critical resolved shear stress, CRSS)差异较大，其中，柱面滑移的CRSS最小，最易被激活，其次为基面滑移和拉伸孪生，而锥面 $\langle c+a\rangle$ 滑移和压缩孪生具有更高的CRSS^[34]。模拟所采用的VOCE硬化模型^[15]中需要确定的参数包括：初始CRSS τ_0 、初始硬化率 θ_0 、渐近硬化率 θ_1 、稳态CRSS τ_1 、潜在硬化系数 $h^{\alpha\beta}$ (α 滑移或孪生系对 β 滑移或孪生系的硬化系数)及孪晶常数 A_1 、 A_2 。各滑移/孪生系的硬化参数通过拟合试验应力-应变曲线获得，其中，基面和柱面滑移系的硬化参数通过拟合TDT试验的应力应变曲线得到，而通过拟合RDC试验的应力应变曲线确定锥面 $\langle c+a\rangle$ 滑移和 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生的硬化参数。Yi等^[35]在研究不同加载方式下的孪晶类型中发现沿RD拉伸和ND压缩时会导致压缩孪生的开启，因此， $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪生的参数通过拟合RDT试验的应力应变曲线确定。拟合得到的钛合金各滑移/孪生系的硬化参数如表1所示。其中，拉伸孪生/压缩孪生与滑移之间的潜在硬化参数 $h^{\alpha\beta}$ 大于1.0，表明孪生和滑移之间存在较强的相互作用，这与Zhang等^[36]的工作相互印证。文中涉及的数值计算均采用表1的参数，并进一步将数值计算结果(包括宏观力学行为与微观结构演化)与实验测量结果进行对比，验证

模型的适用性。

4 结果与分析

4.1 力学行为

图4给出了2种织构板材沿不同方向单调加载的应力-应变曲线及滑移/孪生相对开启率变化规律，其中，相对开启率表示某个滑移系或孪生系的剪切应变率占有所有激活滑移及孪生系总剪切应变率的比例。从图4a₁~4f₁可以看出，VPSC-PTR模型能够较好地模拟和预测2种织构工业纯钛板材的宏观力学行为特征，仅BP-NDC和DP-TDC的应力-应变曲线在后期硬化阶段的预测值低于实验值。随着加载方向的改变，工业纯钛板材的屈服行为表现出显著的各向异性，2种织构板材的拉伸屈服应力 σ_t 和压缩屈服应力 σ_c 均表现出ND>TD>RD的规律，与Li等^[16]研究得到的规律一致。双峰织构板材RDC的应力-应变曲线呈现出“凹”形(图4a₁)，而分散织构板材RDC的曲线并未表现出这一特征，该现象可能与拉伸孪生的开启程度有关。分散织构板材TD和ND加载的应力-应变曲线差异并不明显。

图4a₂~4f₂、图4a₃~4f₃分别给出了沿2种织构板材不同方向压缩和拉伸过程中的滑移/孪生相对开启率变化曲线。在双峰织构板材中，柱面滑移和拉伸孪生在RDC变形初期起主导作用，但随着应变的增加开启率逐渐降低，拉伸孪生在应变为7%时开启率达到峰值(36%)。同时，基面滑移和压缩孪生在应变约5%时开启且其开启率逐步增加，在应变达到17%时成为主导变形机制，表明两者是后期协调变形的的主要机制。RDT中柱面滑移在整个变形过程中占据主导地位，其开启率高达87%，基面滑移、锥面滑移和压缩孪生少量开启，开启率均小于5%。NDT和TDT的滑移/孪生开启率变化曲线相近：变形初期由基面、柱面滑移和拉伸孪生共同协调；柱面滑移仍占据主导地位，基面滑移的开启率次之，而拉伸孪生的

表1 模拟中2种织构钛合金各滑移系和孪生系的硬化参数

Table 1 Hardening parameters of slip/twinning mode used in the VPSC-PTR model for BP and DP

Plate	Slip/twinning mode	τ_0 /MPa	τ_1 /MPa	θ_0 /MPa	θ_1 /MPa	Latent hardening coefficient					A_1	A_2
						h^{sPr}	h^{sBa}	h^{sPy}	h^{s-Tw1}	h^{s-Cw1}		
BP	Prismatic	20	30	300	30	1	1	1	9	1	-	-
	Basal	73	40	1600	10	1	1	1	9	1	-	-
	Pyramidal	150	45	1000	210	1	1	1	1	1	-	-
	Extension twinning	110	0	0	0	1	1	1	1	1	0.05	0.65
	Contraction twinning	170	60	800	200	1	1	1	1	1	0.3	0.7
DP	Prismatic	105	35	700	10	1	1	1	8	9	-	-
	Basal	175	50	800	0	1	1	1	1	1	-	-
	Pyramidal	285	60	1600	320	1	1	1	5	9	-	-
	Extension twinning	260	0	0	0	1	1	1	1	1	0.05	0.1
	Contraction twinning	290	220	3500	1200	1	1	1	1	1	0.3	0.7

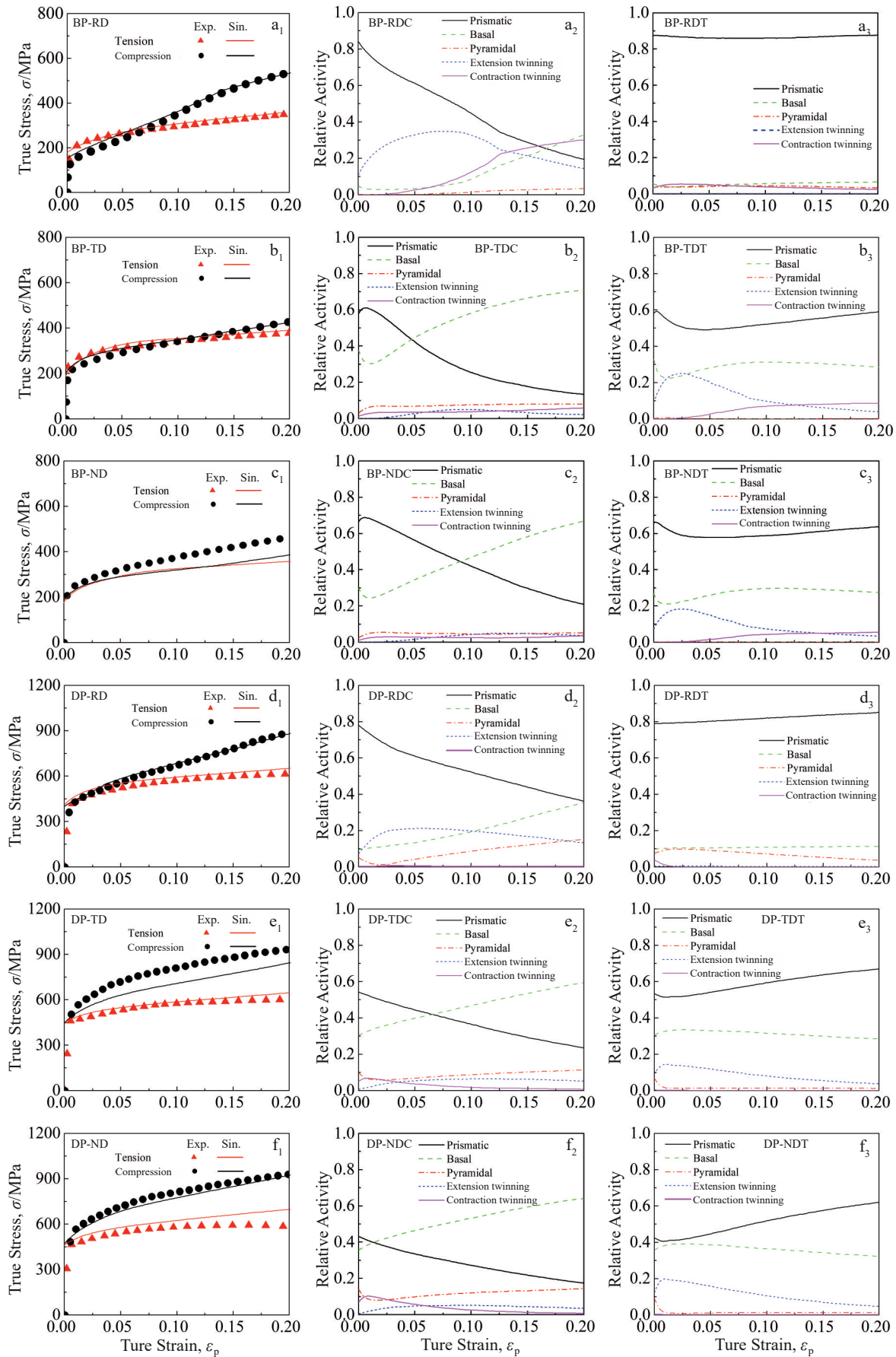


图4 沿2种结构板材单调加载时的应力-应变曲线及滑移/孪生相对开启率

Fig.4 Experimental (symbols) and simulated (lines) true stress-ture strain curves (a₁-f₁) as well as the relative activity (a₂-f₂, a₃-f₃) of slip/twinning systems for two plates during monotonic loading

开启率在应变为2.5%时达到峰值(25%);变形后期压缩孪生少量开启,应变为0.2时开启率为6%,表明压缩孪生在大变形下协调c轴方向的变形。NDC和TDC中,基面和柱面滑移在变形过程中为竞争关系,主导滑移系分别在应变为5%和9%时从柱面滑移变为基面滑移。

分散织构板材中,沿RD压缩(图4d₂)变形初期的主导变形机制为柱面滑移和拉伸孪生,拉伸孪生在应变为3.5%时的开启率达到了最高值21%,但比双峰织构板材的拉伸孪生开启率低15%。随着应变的增加,柱面滑移和拉伸孪生开启率逐渐下降,而基面和锥面滑移系的开启率分别增加至40%和19%。与双峰织构板材不同,分散织构板材在RDC变形后期有锥面滑移参与协调塑性变形。RDT中,柱面滑移仍为主导地位,其开启率为78%,比双峰织构板材低9%。基面和锥面滑移系的开启率均在10%,而2种孪生几乎不开启。沿ND和TD加载时,开启机制与双峰织构板材相差较小,但在开启率上有明显不同。基面滑移和锥面滑移的开启率在分散织构板材中更高,而拉伸孪生在双峰织构板材中开启得更多。结果表明,孪生开启的差异导致双峰织构板材的拉压屈服应力不对称性更为显著,而基面滑移和柱面滑移开启的比例及锥面滑移开启的差异是影响拉压应变硬化不对称的主要因素。

表2列出了沿2种织构板材3个方向拉伸和压缩的

屈服应力(名义屈服强度 $\sigma_{0.02}$)以及拉压屈服比 σ_t/σ_c 。同时,定义 $|\sigma_t - \sigma_c|/\sigma_c$ 代表拉压屈服不对称性, $|\sigma_t - \sigma_c|/\sigma_c$ 的大小反映了材料拉压屈服不对称性的强弱,其值越大表明拉压屈服不对称性越明显。图5给出了2种织构板材3个方向的拉压屈服比 σ_t/σ_c 和 $|\sigma_t - \sigma_c|/\sigma_c$,可以发现双峰织构板材中TD较RD的拉压不对称性更明显,且2个方向的 σ_t/σ_c 都大于1,表明拉伸屈服应力均高于压缩屈服应力。沿分散织构板材RD加载的 σ_t/σ_c 为1.03,拉伸屈服应力与压缩屈服应力相近,而ND和TD拉压屈服比小于1,说明分散织构板材的拉压屈服不对称性具有明显的各向异性。分散织构板材3个方向的 $|\sigma_t - \sigma_c|/\sigma_c$ 关系为:ND>TD>RD,表明ND和TD拉压屈服不对称性较为明显,RD屈服拉压不对称性并不显著。同时,对比2种织构的 $|\sigma_t - \sigma_c|/\sigma_c$ 值发现双峰织构板材的值普遍大于分散织构板材,可以推断双峰织构板材的拉压屈服不对称性较分散织构板材更为明显。

图6为2种织构板材沿3个方向拉伸和压缩的归一化加工硬化率曲线,其中纵坐标为硬化率($d\sigma/d\varepsilon$)与剪切模量($G=46.7\text{ GPa}$)的比值,横坐标为应变。可以发现,所有加载情况中单向压缩时的应变硬化均高于拉伸时的应变硬化。沿双峰织构板材TD拉伸和压缩时的硬化不对称性并不明显(图6b),而沿RD加载时的压缩硬化率与拉伸硬化率有显著差异(图6a),表现出明显的拉压硬化

表2 2种织构板材的拉压缩屈服应力及屈服应力比

Table 2 Tensile/compressive yield stresses and tensile-compressive yield stress ratio of two plates under monotonic loading

Plate	Loading direction	Tensile yield stress/MPa	Compressive yield stress/MPa	Tensile-compressive yield stress ratio
BP	RD	167	142	1.17
	TD	252	213	1.183
	ND	-	226	-
DP	RD	412	400	1.03
	TD	464	533	0.9
	ND	471	543	0.842

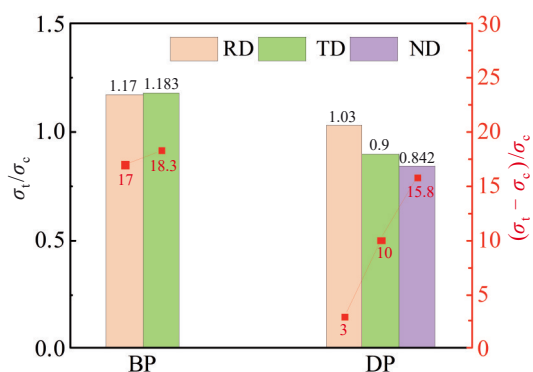


图5 2种织构板材的拉压屈服不对称性

Fig.5 Tension-compression yield asymmetry of two plates

不对称性。沿RD压缩时,硬化率演化曲线表现出3个阶段:第1阶段(A)快速下降,第2阶段(B)缓慢上升且在应变为0.1时达到峰值,第3阶段(C)逐渐下降,模拟计算结果很好地捕捉到了这一变化特征。而其他加载方式的硬化率演化只有2个阶段,表现出先下降后趋于稳定的变化趋势。沿分散织构板材3个方向拉伸和压缩的硬化率均具有明显的差异(图6d~6f),其中RD拉压硬化率的差异最为明显。TDT中(图6e),试验的硬化率演化曲线也呈现出3个阶段,即先快速下降(阶段A),当应变为0.06时略微上升(阶段B),后缓慢下降(阶段C)。综上所述,沿RD加载时,双峰织构板材的拉压硬化不对称性更明显,而沿TD和ND加载时分散织构板材的拉压硬化不对

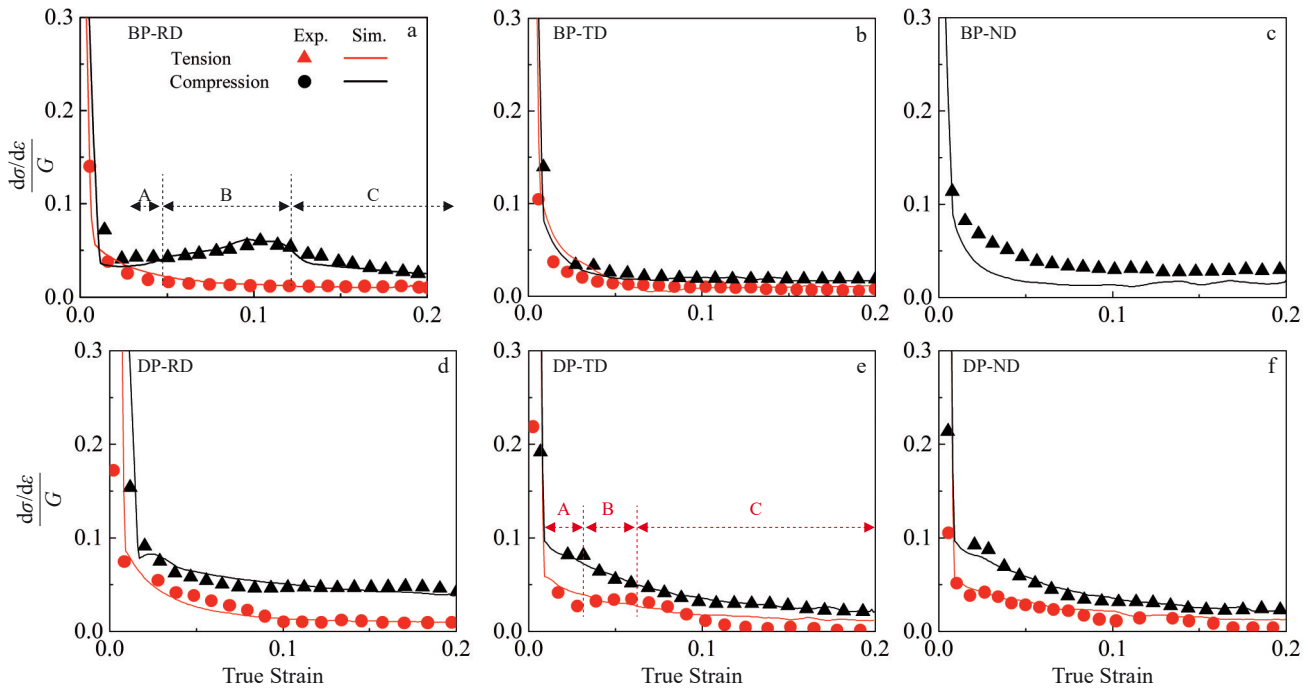


图 6 沿 2 种织构板材 3 个方向拉伸和压缩的加工硬化率曲线

Fig.6 Experimental (symbols) and simulated (lines) curves of the normalized strain hardening rate as a function of true strain under tension and compression along three directions of two plates: (a–c) BP and (d–f) DP

称性更明显。

r 值(塑性应变比),即试样拉伸时试样宽度方向应变 ϵ_b 与厚度方向应变 ϵ_t 之比,是塑性应变各向异性的度量,其表达式为^[37]:

$$r = \frac{\epsilon_b}{\epsilon_t} = \frac{\ln\left(\frac{b}{b_0}\right)}{\ln\left(\frac{Lb}{L_0b_0}\right)} = -\frac{\epsilon_b}{\epsilon_b + \epsilon_t} \quad (2)$$

其中, b_0 表示试样标距内原始宽度, b 表示试样变形后的宽度, L_0 表示原始标距, L 表示试样变形后的标距长度, ϵ_t 表示长度方向的真实塑性应变。

对于沿 RD、TD 和 ND 方向加载时的 r 值,可利用数值计算的结果分别定义为^[36]:

$$r_{RD} = \frac{\epsilon_{TD}}{\epsilon_{ND}}, r_{TD} = \frac{\epsilon_{RD}}{\epsilon_{ND}}, r_{ND} = \frac{\epsilon_{RD}}{\epsilon_{TD}} \quad (3)$$

由于 r 值大小反映的是金属材料在受荷载时抵抗变厚或变薄的能力, r 值越大意味着材料在厚度方向越容易发生变形。图 7 给出了 2 种织构板材单调拉伸时试验与预测的 r 值随应变的变化曲线及不同应变值下 DIC 测量的应变云图。从图 7 中可以看出,预测的 r 值曲线与试验值都能较好地吻合,再次验证了模型的适用性,仅 DP-ND 的预测值较试验值偏低,这可能与沿 ND 拉伸试验中出现了较为明显的颈缩现象而引起试样 ϵ_b 较大有关。双峰织构板材中的 r_{TD} 大于 r_{RD} (图 7a),而分散织构板材 r 值表现出: $r_{TD} > r_{ND} > r_{RD}$ (图 7b),即 TD 的深冲性能

最好, RD 的较差。2 种织构板材的 r_{RD} 在变形过程中均接近于 1, 而 TD 和 ND 的 r 值随着塑性应变的增加逐渐降低, 表明 r 值在沿 TD 和 ND 加载时更为敏感。对比 2 种织构板材的结果, 发现双峰织构板材 3 个方向的 r 值均大于分散织构板材, 且在塑性变形初期, 沿 TD 加载时双峰织构板材的 r 值较分散织构的 r 值下降速率更快。结合试验的真实应变云图(图 7c 和 7d) 可以看出, 在同一塑性应变下, 长度方向应变 ϵ_t 的云图差别较小, 而宽度方向应变 ϵ_b 云图颜色差异明显, 且 TD 的 ϵ_b 大于 RD 的 ϵ_b , ND 的 ϵ_b 介于 RD 和 TD 之间。塑性应变越大, 应变云图颜色差异越明显, 表明试样在较大应变下存在变形不均匀, 尤其是沿分散织构板材 ND 拉伸至应变 15% 的云图中出现了明显的颈缩现象。对比不同织构板材的 ϵ_b 发现, 在 RD 加载时双峰织构板材的 ϵ_b 与分散织构的 ϵ_b 相接近, 但沿 TD 加载时双峰织构板材的 ϵ_b 略大于分散织构的 ϵ_b 。由式(2)可知, ϵ_b 越大其 r 值越大, 由此表明双峰织构板材的 r 值大于分散织构板材, 且双峰织构板材 r 值的各向异性较分散织构板材更为明显。

研究表明具有密排六方(hexagonal close-packed, hcp)结构的材料在单轴拉伸加载条件下的 r 值与 CRSS 密切相关^[38], 而 CRSS 的大小影响着滑移和孪生开启的难易程度。2 种织构板材的 TDT 和 NDT 中均由柱面滑移、基面滑移和拉伸孪生共同协调变形(图 4), 而 RDT 时柱面滑移一直占据变形主导地位, 表明柱面滑移的开启可能是导致 r_{RD} 小于 r_{TD} 和 r_{ND} 的原因。对比 2 种织构板材

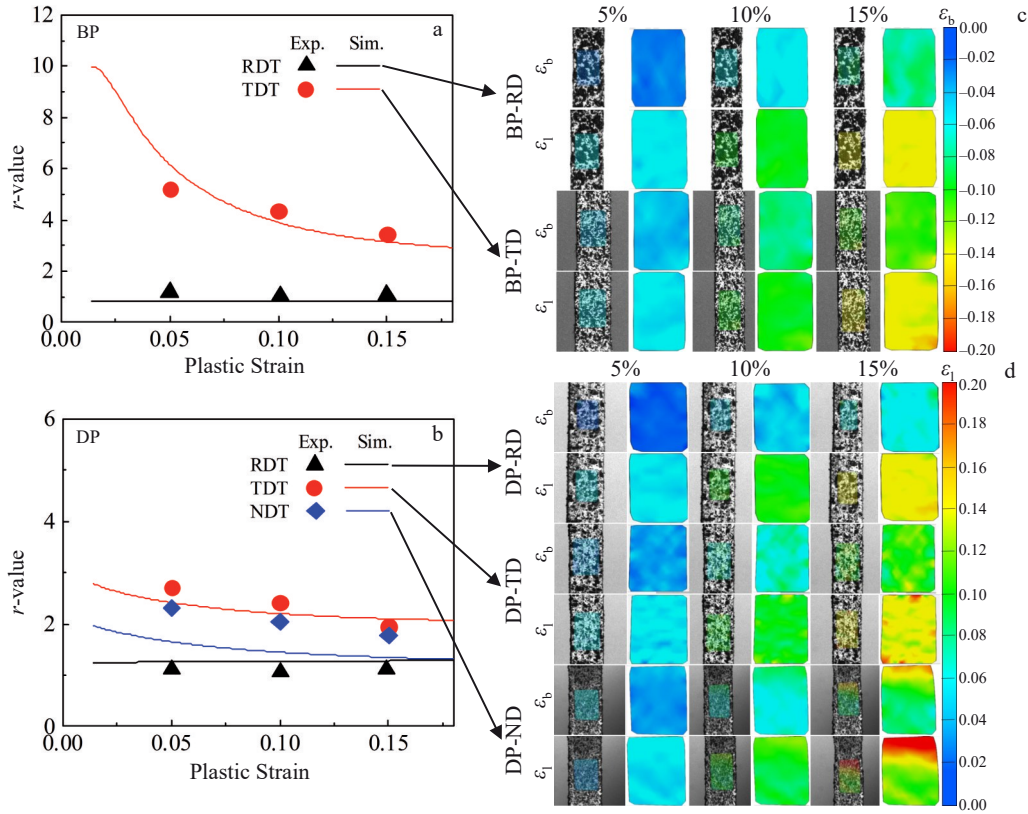


图7 2种织构板材单调拉伸下试验与预测的r值及应变云图

Fig.7 Experimental (symbols) and predicted (lines) curves of r-value during uniaxial tension (a–b) and strain contour maps (c–d) for two plates: (a, c) BP and (b, d) DP

发现,双峰织构材的 r_{RD} 略低于分散织构的 r_{RD} ,而双峰织构板材的柱面滑移开启率比分散织构高出10%,进一步证明柱面滑移的开启影响着r值的大小。当沿TD拉伸时,双峰织构板材的拉伸孪生开启率大于分散织构板材,且双峰织构板材的r值大于分散织构板材,表明拉伸孪生的开启对r值的大小也存在着影响。由此可知,r值的大小与变形过程中柱面滑移和拉伸孪生的开启有关,柱面滑移开启率的减少或拉伸孪生开启率的增加可能引起r值增大。

4.2 微观组织

图8为不同应变值下(5%和10%)2种织构工业纯钛板材的微观组织结构。可以看出,沿RD拉伸时,双峰织构板材中形成了4%的压缩孪晶,随着拉伸应变增加至10%,压缩孪晶量也逐渐增大至7.2%,而拉伸孪生在此种加载方式下几乎不开启。沿分散织构板材RD拉伸至5%和10%时,几乎没有孪晶产生,这与预测的孪生开启规律相符合(图4d₃)。沿RD压缩时,由于多数晶粒c轴受到拉伸作用,2种织构板材均主要激活拉伸孪生,其中随着应变的增加双峰织构板材的拉伸孪晶量从25%增加至51%,但分散织构板材的拉伸孪晶量从1%增加至2.1%,同一应变下双峰织构板材中的孪晶量明显多于分散织构板材。沿TD加载时,双峰织构板材中同时激活

了压缩孪生和拉伸孪生,其中拉伸孪生在TD拉伸时更容易被激活,而压缩孪晶在TD压缩中更容易形成。相较于双峰织构板材,分散织构板材中仅形成少量的拉伸孪晶。沿ND压缩时,2种板材中均出现了压缩孪晶和拉伸孪晶,但孪晶量上双峰织构明显多于分散织构。无论哪种加载方式,双峰织构板材中产生的孪晶量均明显多于分散织构板材。

为进一步研究织构和加载方式对孪生开启的影响,图9给出了VPSC-PTR模型预测的2种织构板材单调加载下 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶(ET)和 $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪晶(CT)体积分数(twin volume fraction, TVF)的变化规律。2种织构板材中 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生均在RDC时开启得最多,对应的TVF值最大。应变为0.2时,双峰织构板材拉伸孪晶的TVF高达80%,分散织构板材的拉伸孪晶TVF为50%,比双峰织构板材低了30%,这与双峰织构板材中拉伸孪生开启率较分散织构板材更高的规律相一致。NDT和TDT的拉伸孪晶TVF较为接近,双峰织构板材TDT(37%)的拉伸孪晶TVF略高于NDT(29%),而分散织构板材TDT(20%)的拉伸孪晶TVF低于NDT(27%)。TDC和NDC的拉伸孪晶TVF均不超过10%,而在RDT中几乎没有拉伸孪生开启,这与图8中的规律一致。如图9c和9d所示,所有加载方式中压缩孪生的开启量都较

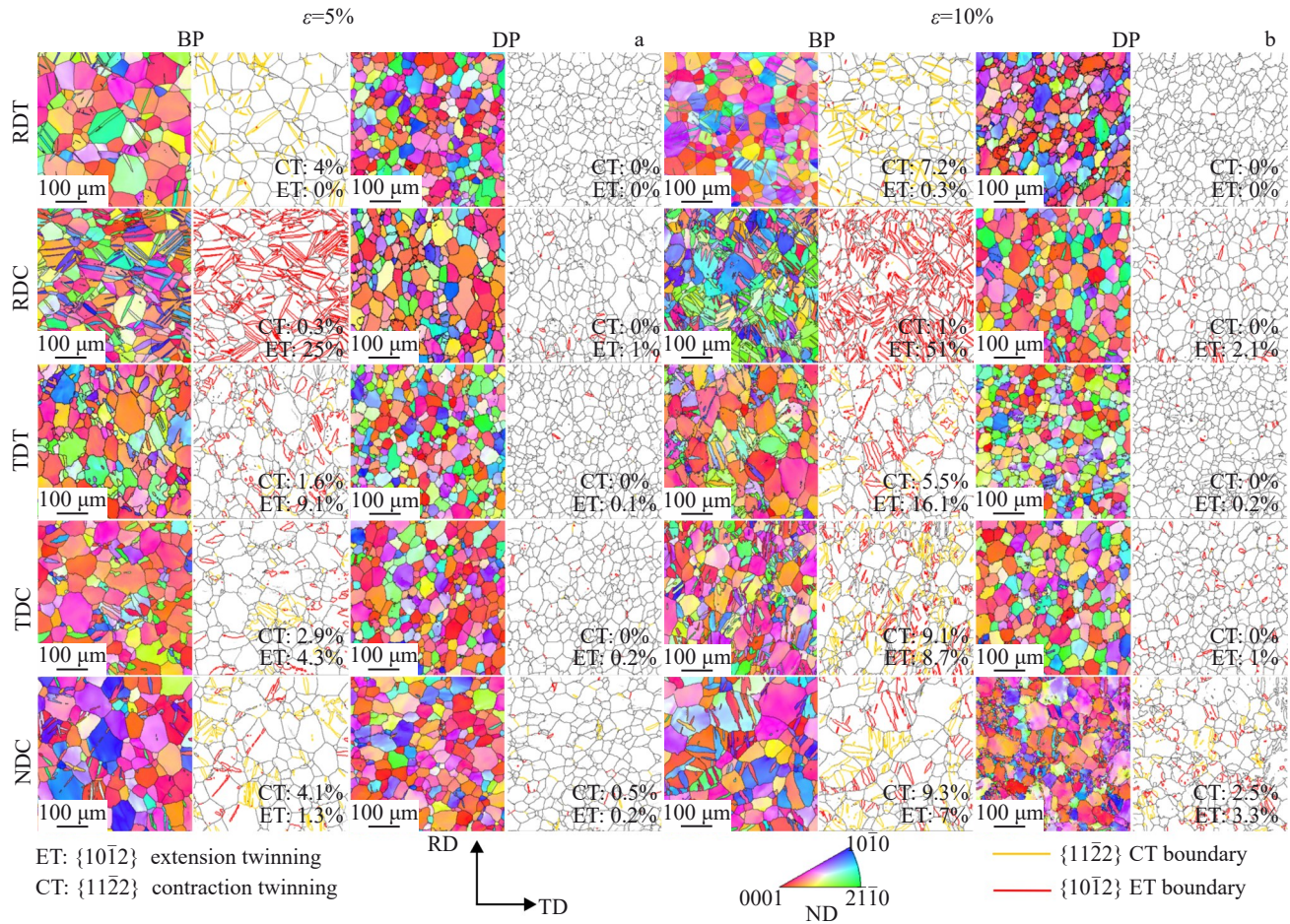


图8 不同应变值下2种结构工业纯钛板材的微观组织结构

Fig.8 Metallographic structures of two CP-Ti plates at strain of 5% (a) and 10% (b)

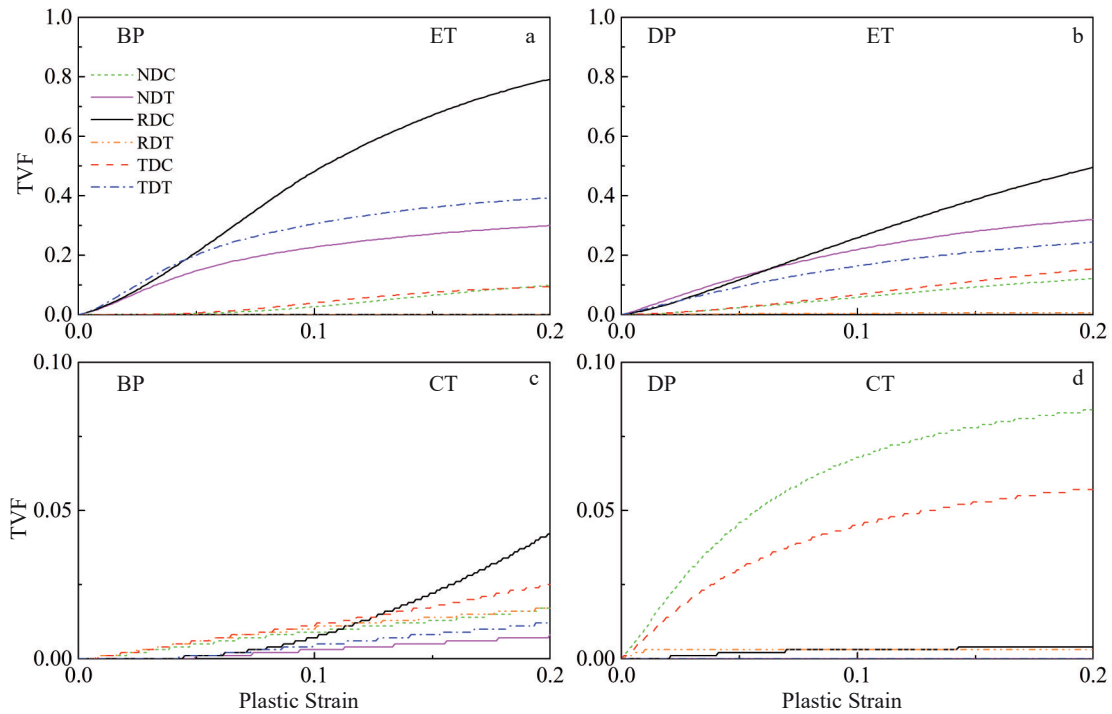


图9 2种结构板材单调加载下{10-12}拉伸孪晶和{11-2}压缩孪晶体积分数变化

Fig.9 Variations of TVFs of {10-12} extension twinning (a-b) and {11-2} contraction twinning (c-d) for two plates with plastic strain: (a, c) BP and (b, d) DP

少,其TVF均未超过10%。塑性应变大于0.1后,双峰织构板材RDC中会产生少量压缩孪晶,可能与变形初期织构的变化有关。分散织构板材中,NDC产生的压缩孪晶最多,其次是TDC,其余加载方式中几乎没有压缩孪生被激活。由此可见,双峰织构板材在RDC、TDT、NDT加载方式下更有利于拉伸孪晶的形成,而分散织构板材在TDC、NDC加载方式下更有利于压缩孪生的开启,双峰织构板材RDC中产生的少量压缩孪晶可能与织构变化相关。

单调加载时,随着塑性应变的增加, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生或 $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪生的开启会分别引起晶格转动约 86° 和 64° ,从而导致晶粒 c 轴转动至不同方向,引起织构的变化^[39]。图10给出了沿2种织构板材RD、TD、ND拉伸和压缩时的织构演化。沿双峰织构板材RD拉伸时(图10a),绝大多数晶粒 c 轴仍然分布在ND-TD面内,变形后的织构在(0001)面内与初始织构相比没有明显的变化,但 $(10\bar{1}0)$ 面内的 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // RD$ 织构随着应变的增加明显弱化,这与柱面滑移大量开启有关。RDC中,随着应变值的增加,(0001)面较初始织构发生明显变化, $\langle 0001 \rangle // RD$ 织构组分逐渐增多,Basal ND织构逐渐消失,多数晶粒 c 轴已转向平行于RD,这与 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生开启引起晶粒旋转 86° 密不可分。沿ND和TD压缩时,Basal Tilt织构组分的强度和范围逐渐增大,尤其在TDC中更为明显。沿TD拉伸时, $\langle 0001 \rangle // RD$ 织构组分出现且逐渐增加,而随着变形增加Basal TD织构组分逐渐消失。数值计算结果成功地捕捉到了上述加载方式下织构演化的特征,进一步说明了所选模型的适用性。对ND拉伸时织构演化的模拟预测发现,Basal ND织构组分完全消失, $\langle 0001 \rangle // RD$ 织构组分开始增多,说明有拉伸孪生开启引起晶粒 c 轴向RD转动,这与预测的孪生开启活性规律相符合(图4c₃)。分散织构板材的织构演化趋势与双峰织构板材相似(图10b),但演化程度明显不同。沿RD压缩至应变0.1时,分散织构板材中仅有一部分晶粒 c 轴转向RD,Basal ND织构组分仍存在,与双峰织构板织构材的变化明显不同。沿TD压缩时,(0010)面的织构变化不大,但 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // RD$ 织构组分明显强化。而在NDC中,(0001)面的Basal ND织构组分略微增加。沿TD拉伸至应变0.1时,实验测得的Basal TD织构组分较模拟预测的多,这可能是因为模拟预测中拉伸孪晶体积分数较高。而NDT的预测结果中,Basal ND少量减少, $\langle 0001 \rangle // RD$ 织构组分增加。这不同于双峰织构板材NDT中Basal ND织构组分和TDT中Basal TD织构组分的明显消失,表明沿ND和TD拉伸时分散织构板材仍存在一些晶粒 c 轴未发生转动。由此可见,双峰织构板材较分散织构板材具有更为明显的织构演化。

4.3 变形机制

为了研究不同方向(RD、TD和ND)拉伸下滑移系开启情况,Li等^[6]绘制了拉伸加载下各滑移系的SF- θ 曲线,探究了晶粒倾斜角 θ 与SF值的关系,同时通过综合分析SF和CRSS来确定hcp材料的滑移机制。本研究利用SF与初始晶粒取向相结合的可视化方法^[40],更直观地呈现晶粒SF值的大小关系,进一步从理论上探讨滑移和孪生开启的可能性,分析滑移和孪生变形机制对2种织构工业纯钛板材各向异性行为的作用。

4.3.1 滑移

图11给出了沿2种织构板材3个方向加载下3种滑移模式SF值在(0001)平面上的投影分布及SF统计图。从图11a₁~11a₃可以看出,柱面滑移SF值较高区域(0.3~0.5)主要分布在垂直于加载方向 $75^\circ \sim 90^\circ$ 之间,基面滑移SF值较高区域主要分布在与加载方向成 $30^\circ \pm 5^\circ$ 的范围内,而锥面滑移高SF值分布范围较广。滑移系的激活受SF和CRSS的共同影响^[13,41],因此需要将滑移系SF值的分布与CRSS值的比例关系相结合来探讨主导材料变形的滑移机制。

沿RD加载时,双峰织构板材有78%晶粒的柱面滑移SF值在0.45~0.5范围内(高SF值),71%晶粒的锥面滑移具有高SF值,表明柱面滑移和锥面滑移具有较大的开启潜力,有可能成为沿RD加载时塑性变形的主要机制。然而,基于VPSC-PTR模型确定的硬化参数(表1)中双峰织构板材的 $CRSS_{柱面} : CRSS_{基面} : CRSS_{锥面} = 20 \text{ MPa} : 73 \text{ MPa} : 150 \text{ MPa} \approx 1 : 3.65 : 7.5$,锥面滑移的CRSS远大于柱面滑移,表明柱面滑移是RD加载的主要变形机制。沿TD和ND加载时,锥面滑移具有高SF值的晶粒占比仍最高,分别为58%和43%,基面滑移高SF值占比次之,分别为28%和25%,而柱面滑移高SF值占比仅分别为9%和10%。但由于锥面滑移的CRSS远高于柱面滑移和基面滑移,所以沿TD和ND加载时,锥面滑移仍不易开启,变形主要由柱面滑移和基面滑移共同协调。

分散织构板材沿不同方向加载时,晶粒各滑移系高SF值的占比与双峰织构板材差异较小。其中,沿RD加载时,柱面滑移和锥面滑具有高SF值的晶粒占比分别达61%和68%,均低于双峰织构板材,表明柱面滑移和锥面滑移被激活的可能性小于双峰织构板材。模拟所确定的分散织构板材硬化参数中, $CRSS_{柱面} : CRSS_{基面} : CRSS_{锥面} = 105 \text{ MPa} : 175 \text{ MPa} : 285 \text{ MPa} \approx 1 : 1.67 : 2.71$,表明柱面滑移仍然是分散织构板材沿RD加载时的主要变形机制,但由于分散织构板材的柱面滑移CRSS相对其他滑移系的比值较双峰织构板材更高,因此沿RD加载时柱面滑移在双峰织构板材中更容易开启。沿TD和ND加载时,基面滑移具有高SF值的晶粒占比为24%和26%,柱面滑移具有高SF值的晶粒占比为11%和10%,其占比与双峰织

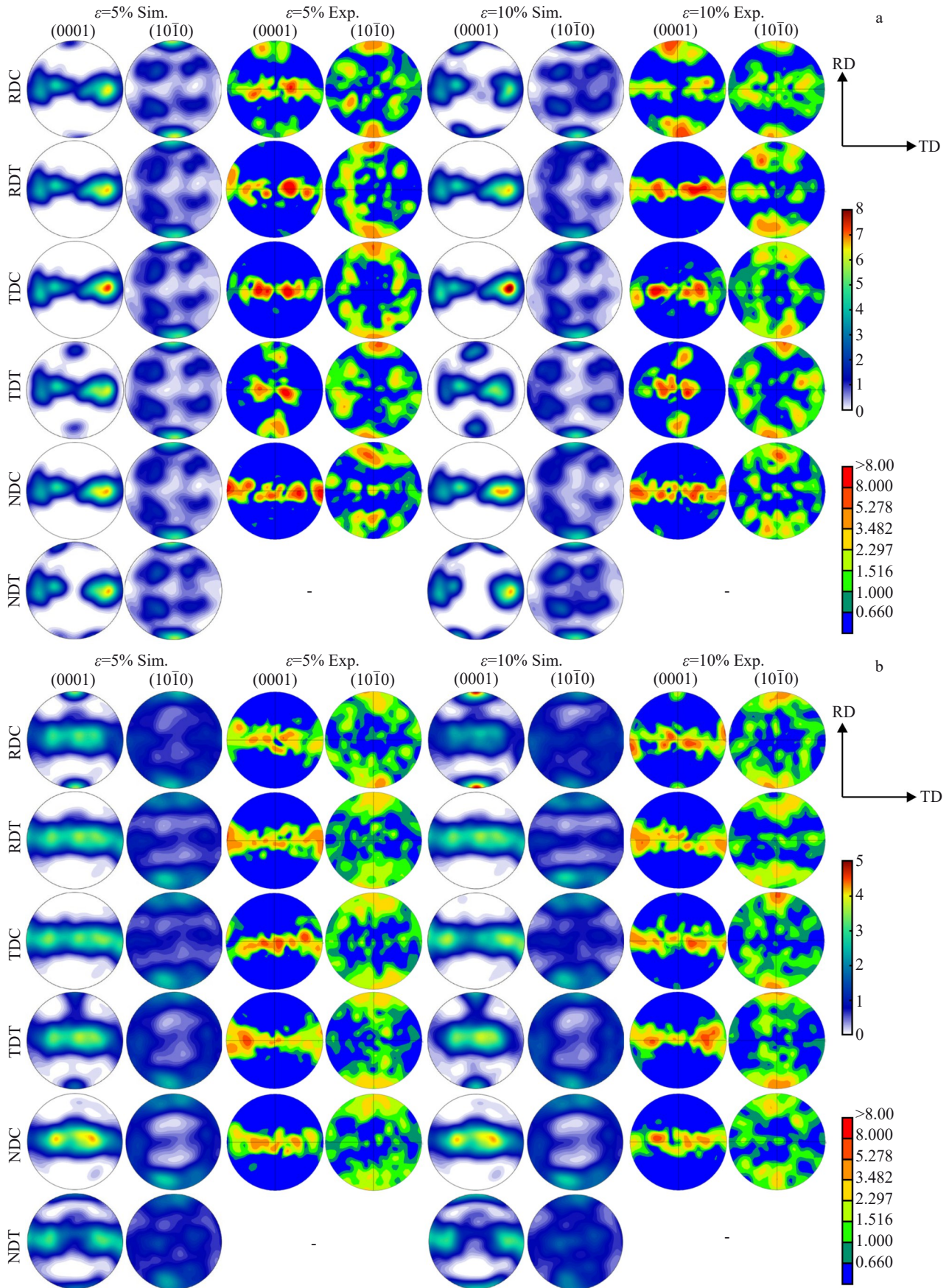


图 10 沿双峰织构和分散织构板材 RD、TD、ND 拉伸和压缩至不同应变值(0.05、0.1)的织构演化

Fig.10 Simulated and experimental texture evolution of plates with bimodal texture (a) and dispersed texture (b) under tension and compression along RD, TD, and ND at the plastic strain of 5% and 10%

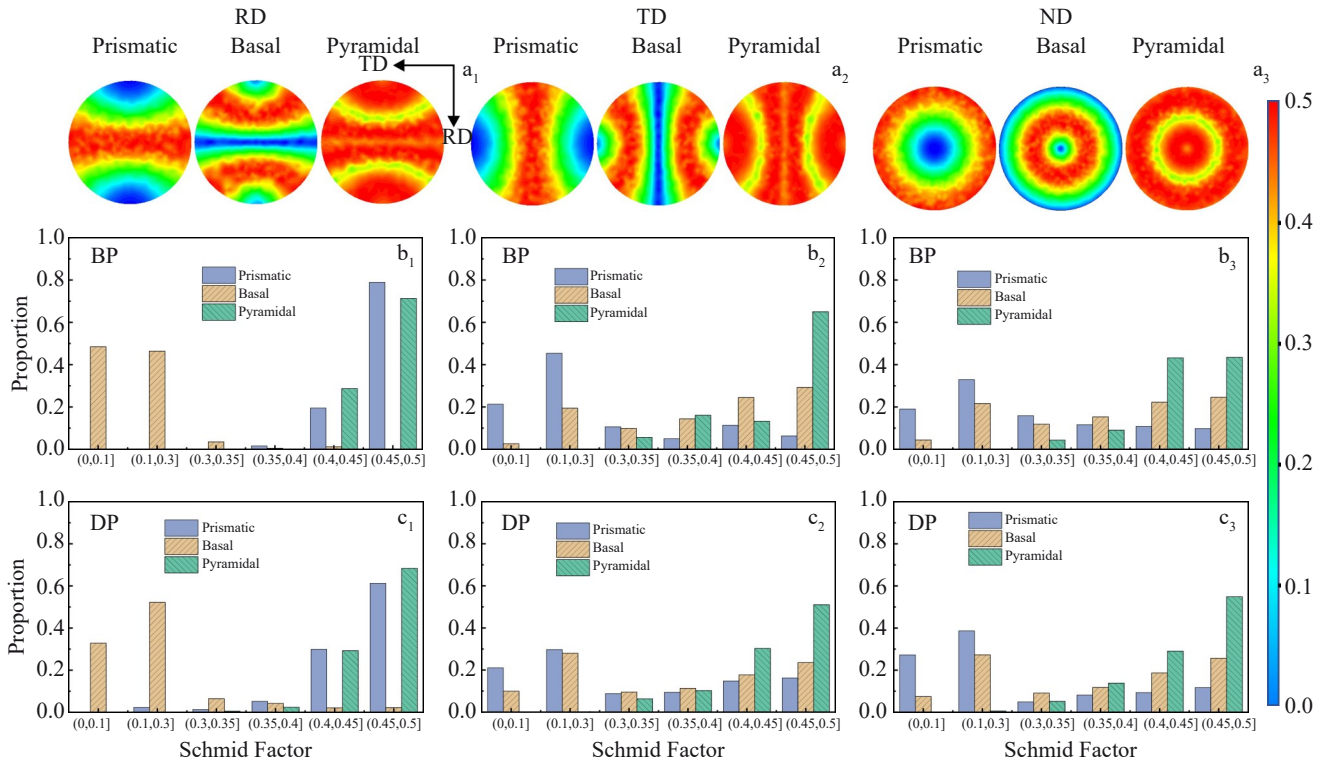


图 11 2 种织构板材沿 RD、TD 及 ND 加载时基面滑移、柱面滑移、锥面滑移 SF 值在(0001)平面上的投影分布图及统计图

Fig.11 SF projection distribution maps (a_1 - a_3) and histograms (b_1 - b_3 , c_1 - c_3) in (0001) of prismatic slip, basal slip, pyramidal slip under loading along RD, TD, ND of BP and DP

构板材相差不大。而锥面滑移具有高 SF 值的晶粒占比为 63% 和 54%，略高于双峰织构板材，且由于双峰织构板材中基面滑移和锥面滑移相对柱面滑移的 CRSS 比例高于分散织构板材，因此基面滑移和锥面滑移在分散织构板材中更容易被激活，与图 4 预测的滑移系相对开启率的演化规律相印证。综上所述，分散织构板材更有利于基面和锥面滑移的开启，而柱面滑移在双峰织构板材中更容易被激活。

4.3.2 孪生

图 12 给出了 2 种织构板材沿 3 个方向加载下 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生和 $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪生的 SF 值投影分布及统计图。从图 12a 中可看出，压缩变形时， c 轴分布在垂直于加载方向约 $75^\circ\sim 90^\circ$ 区域内的晶粒更容易被激活拉伸孪生，而 c 轴平行于加载方向约 $0^\circ\sim 30^\circ$ 区域的晶粒中压缩孪生更容易被激活。拉伸变形时孪生的激活情况正好与之相反。从图 12b₁ 中可以看出，双峰织构板材中，RDC 具有较高拉伸孪生 SF 值(0.3~0.5)的晶粒比例高达 96%，其次 TDT 为 42%，略高于 NDT 的 36%。而 TDC、NDC 和 RDT 中几乎无拉伸孪生开启。压缩孪生较高 SF 值占比最多的加载方式为 RDT (92%)，其次是 TDC (41%) 和 NDC (38%)，其余加载方向的比例极小(图 12b₃)。分散织构板材中，RDC 中拉伸孪生的较高 SF 晶粒比例为 40%，其次是 NDT 和 TDT，分别为 32% 和 28%，其余加载方式的

晶粒比例均较小(图 12b₂)。压缩孪生被激活的可能加载方式则正好相反，激活的可能顺序为：RDT(78%)>NDC(44%)>TDC(43%) (图 12b₄)，这与图 9a 得到的规律一致。对比 2 种织构板材的 SF 分布可以看出，沿 RD 加载时双峰织构板材比分散织构板材更容易激活孪生，该现象在压缩变形中尤为突出：双峰织构板材拉伸孪生具有高 SF 的晶粒比例是分散织构板材的 2.4 倍，进一步证明了 RDC 变形下拉伸孪生大量激活是双峰织构板材应力应变曲线呈现更显著“凹”形的主导诱因。双峰织构板材变形过程中拉伸孪生更易被激活^[42-43]，导致更多的位错滑移在孪晶界堆积，形成了较强的局部应力^[27,44]，引起应变硬化速率增加，导致应变硬化率出现 3 个阶段。沿 TD 和 ND 加载时，拉伸孪生在沿双峰织构板材拉伸时更容易开启，而压缩孪生在沿分散织构板材压缩时更容易被激活，但由于压缩孪生的 CRSS 较高，导致其在塑性变形过程中开启率较低。沿同一方向进行单调拉伸和压缩时同一种滑移系的 SF 相同，但拉伸和压缩过程中孪生开启的难易程度有较大的差异，而拉压不对称性又与孪生类型及孪晶数量密切相关^[45-46]，因此，双峰织构板材比分散织构板材的拉压不对称性更突出。综上所述，TA1 工业纯钛轧制板材塑性变形过程中激活的孪生类型、形成的孪晶数量受初始取向的影响。双峰织构板材在有利于拉伸孪生开启的加载方式(RDC、TDT 和 NDT)下，高 SF 晶

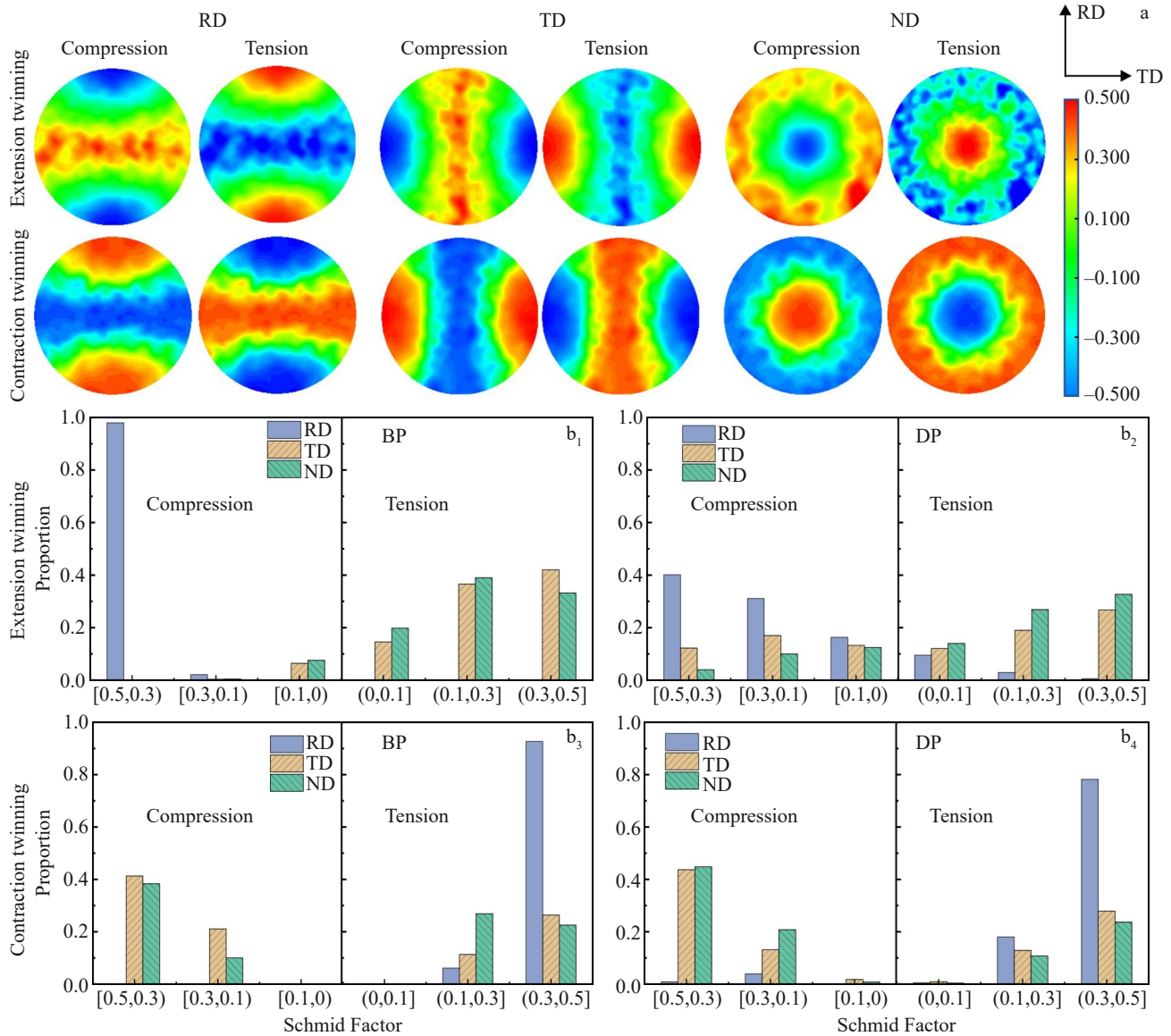


图 12 2 种织构板材 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生及 $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪生的 SF 值在 (0001) 平面上的投影分布图及统计图

Fig.12 SF projection distribution map (a) and histograms (b_1 – b_4) in (0001) of $\{10\bar{1}2\}$ extension twinning and $\{11\bar{2}2\}$ contraction twinning of BP (b_1 , b_3) and DP (b_2 , b_4)

粒占比大于分散织构板材。在双峰织构板材 RDT 及分散织构板材 NDC 和 TDC 中,虽然具有压缩孪生高 SF 的晶粒更多,但由于压缩孪生开启所需的 CRSS 值较大,在整个变形过程中开启率较低。

5 结论

1) 双峰织构板材具有更显著的各向异性及拉压屈服不对称性; 2 种板材的拉压应变硬化与加载方向有关, 双峰织构板材沿 RD 加载时的拉压应变硬化差异最大, 而分散织构板材沿 TD 和 ND 加载时拉压应变硬化差异更为明显; 双峰织构板材在变形过程中呈现更显著的 r 值变化, 即塑性变形初期下降速率更高; 双峰织构板材的 r 值均高于分散织构板材, 表明双峰织构板材具有更好的深冲性能。

2) VPSC-PTR 模型准确反映了不同初始取向的工业纯钛板材在单调加载过程中的力学行为, 揭示了初始取向对其各向异性力学行为的影响机制: 拉伸孪生、压缩孪生开启的差异导致双峰织构板材的拉压屈服不对称性更加显著; 分散织构板材的基面滑移及锥面滑移开启率较高, 导致 2 种板材呈现不同的各向异性特征; 柱面滑移开启率的减小或拉伸孪生开启率的增加是 r 值增大的诱因。

3) 分散织构板材更有利于基面和锥面滑移开启, 而柱面滑移在双峰织构板材中更容易被激活, 与数值模拟结果相互印证; 双峰织构板材在有利于拉伸孪生开启的加载方式下高 SF 晶粒占比大于分散织构板材, 导致其各向异性更为显著。

参考文献

References

- [1] Pushp P, Dasharath S M, Arati C. *Materials Today: Proceedings*[J], 2022, 54: 537
- [2] Li Yanxing(李严星), Zhou Zhe(周哲), Wang Lin(王琳) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 953
- [3] Li Y, Huang W, He Y et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2025, 54(1): 62
- [4] Ji Xiaoyu(纪晓宇), Xu Jianwei(徐建伟), Zhang Yu(张宇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(3): 665
- [5] Yoo M H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1981, 12(3): 409
- [6] Luan Q M, Britton T B, Jun T S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 734: 385
- [7] Sofinowski K, Smid M, Van Petegem S et al. *Acta Materialia*[J], 2019, 181: 87
- [8] Amouzou K E K, Richeton T, Roth A et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2016, 80: 222
- [9] Baral M, Hama T, Knudsen E et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2018, 105: 164
- [10] Lee M S, Hyun Y T, Jun T S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 803: 711
- [11] Nixon M E, Cazacu O, Lebensohn R A. *International Journal of Plasticity*[J], 2010, 26(4): 516
- [12] Dai L S, Song W D. *International Journal of Plasticity*[J], 2022, 154: 103281
- [13] Roth A, Lebyodkin M A, Lebedkina T et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 596: 236
- [14] Chang L, Miao Z H, Zhou B B et al. *Materials Letters*[J], 2023, 339: 134095
- [15] Ma C, Duan X, Guo X Q et al. *Metals and Materials International*[J], 2023, 29(2): 315
- [16] Li W, Li S S, Yu H. *Materials Characterization*[J], 2022, 194: 112483
- [17] Lee M S, Ji M K, Hyun Y T et al. *Materials Characterization*[J], 2021, 172: 110834
- [18] Fan J K, Huang H, Xue X Y et al. *Frontiers in Material*[J], 2020, 7: 110
- [19] Yazar K U, Shanitha M, Suwas S. *Philosophical Magazine*[J], 2021, 101(12): 1443
- [20] Kitahara H, Matsushita S, Tsushida M et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2016, 92: 18
- [21] Conradi M, Kocijan A, Klobcar D et al. *Metals*[J], 2020, 10(11): 1504
- [22] Yang Yiting(杨怡婷), Zhao Qinyang(赵秦阳), Jia Zhiyuan(贾致远) et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*(中国有色金属学报)[J], 2023, 33(8): 2593
- [23] Britton T B, Liang H, Dunne F P E et al. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*[J], 2010, 11: 695
- [24] Guo Haixiao(郭海霞), Li Bobo(李渤渤), Chen Jieming(陈洁明) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2022, 32(4): 1004
- [25] Lee M S, Jo A R, Hwang S K, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 827: 142042
- [26] Bridier F, Villechaise P, Mendez J. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(3): 555
- [27] Tsukamoto G, Kunieda T, Mitsuhara M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 840: 142907
- [28] Sinha S, Ghosh A, Gurao N P. *Philosophical Magazine*[J], 2016, 96(15): 1485
- [29] Ye P, Yao J Y, Wang B S et al. *Materials Characterization*[J], 2020, 162: 110188
- [30] Wang Y, He W J, Liu N et al. *Materials Characterization*[J], 2018, 136: 1
- [31] Lebensohn R A, Tomé C N. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 41: 2611
- [32] Landry N W, Knezevic M. *Materials*[J], 2015, 8(9): 6326
- [33] Ma C, Wang H M, Hama T et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2019, 121: 261
- [34] Warwick J L W, Jones N G, Rahman K M et al. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(19): 6720
- [35] Yi N, Hama T, Kobuki A et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 655: 70
- [36] Zhang P F, Chapuis A, Xin Y C et al. *Materials Today Communications*[J], 2022, 31: 103537
- [37] Fang S Y, Zheng X W, Zheng G et al. *Metals*[J], 2021, 11(9): 1401
- [38] Zhang Bo(张博). *Study on the Plastic Deformation Mechanism of Magnesium Alloy Materials with Viscoplastic Self-Consistent Model*(基于粘塑性自洽模型的镁合金材料塑性变形机制研究)[D]. Beijing: China University of Mining and Technology, 2019
- [39] Gurao N P, Kapoor R, Suwas S. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(9): 3431
- [40] Guo X Q, Yang S D, Bai G Z et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 5724
- [41] Deng X G, Hui S X, Ye W J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 575: 15
- [42] Christodoulou N, Levi M R, Turner P A et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31(2): 409
- [43] Skippon T, Mareau C, Daymond M R. *Journal of Applied Crystallography*[J], 2012, 45: 627
- [44] Wang S Z, Hu Z H, Huang Z W et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2024, 174: 103908
- [45] Salem A A, Kalidindi S R, Doherty R D et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(1): 259
- [46] Becker H, Pantleon W. *Computational Materials Science*[J], 2013, 76: 52

Anisotropic Mechanical Behavior and Plastic Deformation Mechanisms of Commercially Pure Titanium with Different Initial Orientations

Ma Chao¹, Shen Lu², Yang Shudong², Wang Yueyue^{1,2}, Li Zhiang², Guo Ying², Guo Xiaoqian², Zhang Chun^{2,3}

(1. School of Physics and New Energy, Xuzhou University of Technology, Xuzhou 221000, China)

(2. School of Mechanics and Civil Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China)

(3. Anhui Shoulder Technology Co., Ltd, Hefei 238014, China)

Abstract: The anisotropic mechanical behaviors of TA1 commercially pure titanium (CP-Ti) rolled plates with two different initial orientations (bimodal texture and dispersed texture) under uniaxial loading, including stress-strain curves, tension-compression yield asymmetry, strain hardening, plastic strain ratio (r -value), and texture evolution were investigated using macroscopic mechanical property testing, microstructural characterization, and crystal plasticity modeling. The simulation results based on the VPSC-PTR model are well agreement with the experimental data. Compared to the plate with dispersed texture, the plate with bimodal texture presents more prominent anisotropy and tension-compression asymmetry, accompanied by more significant changes in the r -value and more intense texture evolution during deformation. Combining with the Schmid factor distribution, the relative activity of slip/twinning system, and critical resolved shear stress, the effect of initial texture on competition between slip and twinning during the deformation is clarified, revealing the influence mechanism of the initial orientation on the anisotropy of the rolled CP-Ti plates. The prismatic slip is the dominant mechanism of plastic deformation in CP-Ti. And extension twinning is more easily activated in plate with bimodal texture, while basal slip and pyramidal slip are more active in plate with dispersed texture, leading to different anisotropic characteristics. Moreover, the r -value of plate with bimodal texture is higher than that with dispersed texture during deformation, which is related to the decrease in activity of prismatic slip and the increase in activity of extension twinning.

Key words: initial orientation; commercially pure titanium; anisotropy; r -value; crystal plasticity; Schmid factor

Corresponding author: Guo Xiaoqian, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanics and Civil Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, P. R. China, E-mail: guoxq@cumt.edu.cn