



TA7 钛合金拉伸和压缩加载时的孪生变形行为

张 斌^{1,2}, 郭玲梅^{1,2}, 汪 洋³, 李子然³

(1. 中国工程物理研究院 总体工程研究所, 绵阳 621999;

2. 工程材料与结构冲击振动四川省重点实验室, 绵阳 621999;

3. 中国科学技术大学 中科院材料力学行为与设计重点实验室, 近代力学系, 合肥 230027)

摘 要: 在低温和常温下, 使用准静态试验机和分离式霍普金森杆试验设备对具有较弱织构特征的 TA7 钛合金棒材进行准静态和动态的单向拉伸和压缩加载试验, 并对加载后的试样进行 EBSD 观察和分析, 考察了材料在加载时的孪生行为。结果表明: TA7 钛合金的力学行为具有显著的应变率相关性和温度相关性, 且其宏观力学行为表现出拉压不对称性。加载过程中, 在低温和高应变率条件下孪晶更容易形成, 这种温度和应变率相关性在压缩加载时更加显著。相对于多晶纯钛, TA7 钛合金中的孪晶密度较小, 这是由于铝原子的加入使得孪晶的形成较为困难。TA7 钛合金孪晶形成的难易程度和种类具有拉压不对称性, 孪晶更易于在压缩加载时形成。低温拉伸加载下形成的主要为 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶, 常温拉伸变形中形成的主要为 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶; 高应变率压缩加载下形成的主要为 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶, 而低应变率压缩变形中形成的主要为 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶, 这与材料的织构是密切相关的。

关键词: TA7 钛合金; 孪晶; 温度; 应变率; 拉压不对称

文章编号: 1004-0609(2021)-09-2427-09

中图分类号: O762

文献标志码: A

引文格式: 张 斌, 郭玲梅, 汪 洋, 等. TA7 钛合金拉伸和压缩加载时的孪生变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(9): 2427–2435. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-39781

ZHANG Bin, GUO Ling-mei, WANG Yang, et al. Deformation twinning behavior of TA7 titanium alloy under tension and compression[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(9): 2427–2435. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-39781

TA7 钛合金(Ti-5Al-2.5Sn 合金)是使用最为广泛的 α 钛合金之一, 具有比强度高、耐腐蚀性好及低温下仍能保持较好的断裂韧性等优异性能, 常应用于航空航天和低温工程领域^[1-4]。孪生是钛合金的主要塑性变形机制之一, 对其力学性能和加工制造过程具有重要影响。钛合金加工制造困难, 加工成本高昂, 限制了其大规模应用^[5-6]。TA7 钛合金在其加工制造和服役过程中可能会在不同环境温度下承受不同应变率载荷的作用, 因此了解该合金在不同温度和应变率加载条件下的孪生行为对其应用扩展和加工工艺改良具有重要意义。

α 钛合金晶格结构为密排六方(HCP)结构, 主要塑性变形形式为 a 方向滑移, 其中柱面 a 滑移是 α 钛合金中最易于启动的滑移系。 a 方向滑移仅能协调 HCP 晶体沿 a 方向的塑性变形, 为协调晶体沿 c 方向的塑性变形, 锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移和孪生也是 α 结构钛的重要塑性变形形式, 由于锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移较难发生, 因此孪晶在 α 结构钛的塑性变形中普遍存在^[7-8]。 α 结构钛中常见的孪晶种类包括 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶、 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶、 $\{10\bar{1}1\}$ 孪晶、 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶、 $\{11\bar{2}3\}$ 孪晶和 $\{11\bar{2}4\}$ 孪晶^[9]。加载条件对 α 结构钛中孪晶的形成具有较大影响, 其中 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶、 $\{11\bar{2}1\}$ 孪

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(11872359)

收稿日期: 2020-09-22; **修订日期:** 2021-06-30

通信作者: 张 斌, 助理研究员, 博士; 电话: 0816-2488428; E-mail: zhb1005@mail.ustc.edu.cn

汪 洋, 教授, 博士; 电话: 0551-63601236; E-mail: yangwang@ustc.edu.cn

晶和 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶是室温下常见的孪晶类型^[10], 而 $\{10\bar{1}1\}$ 孪晶需要在一定压力载荷、且温度超过 673 K 后才能出现^[11], $\{11\bar{2}4\}$ 和 $\{11\bar{2}3\}$ 孪晶需要低温和高应变率($(4.5\sim 5.0)\times 10^2\text{ s}^{-1}$)加载条件^[12]。合金原子和杂质原子的加入会对 α 钛合金的晶格结构产生较大影响, 进而对其塑性变形产生影响, 例如铝(Al)原子的加入会抑制 α 钛合金中孪晶的形成^[13-14]。

孪晶的形成会造成 HCP 结构晶体的 c 轴伸长或者缩短, 使 c 轴伸长的孪晶称为拉伸孪晶, 而使 c 轴缩短的孪晶称为压缩孪晶, 其中 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶、 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶和 $\{11\bar{2}3\}$ 孪晶为拉伸孪晶, 而 $\{10\bar{1}1\}$ 孪晶、 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶和 $\{11\bar{2}4\}$ 孪晶为压缩孪晶^[9]。塑性加工后的 α 钛合金常表现出择优取向的特征, 因此对 α 钛合金进行拉伸和压缩加载时, 形成的孪晶种类会表现出差异^[15-16], 研究发现, 多晶纯钛 c 轴为拉应力状态时, 易于形成 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶, 而 c 轴为压应力状态时易于形成 $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪晶^[17-18]。同时锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移和不同种类孪晶形成的相对难易程度也常表现出非常大的差别, 因此 α 结构钛在拉伸和压缩加载下, 形成的孪晶密度可能会表现出差异^[19-20]。

目前, 对 α 结构钛的研究多集中于多晶纯钛, 由于合金原子的加入, α 钛合金的力学行为和塑性变形机制与多晶纯钛具有较大差异。对 TA7 钛合金力学行为的研究主要集中于高温条件^[6, 21], 对其在低温和高应变率条件下的力学行为和塑性变形的研究较少。本文对 α 结构的 TA7 钛合金在低温和常温下以不同应变率进行拉伸和压缩加载试验, 并对加载后的试样进行 EBSD 观测, 分析 TA7 钛合金在拉伸和压缩塑性变形时的孪生行为, 讨论加载条件(加载方式、加载应变率、环境温度)和合金原子对 TA7 钛合金孪生行为的影响。

1 实验

本研究使用的 TA7 钛合金为热轧态的棒材, 棒材直径 30 mm, 初始材料中各化学成分的质量分数如表 1 所示。为使材料组织均匀、力学性能稳定, 对原始棒材进行等温退火处理, 将棒材在 800 °C 环境下保温 3 h, 然后取出在空气中自然冷却至室温。图 1(a)所示为退火后的 TA7 钛合金棒材纵向剖面上的显微组织。由图 1(a)可以看出, 退火后的棒材中

表 1 TA7 钛合金化学成分
Table 1 Chemical composition of TA7 titanium alloy (mass fraction, %)

Al	Sn	Fe	C	N	H	O	Ti
4.96	2.56	0.08	0.013	0.011	0.001	0.14	Bal.

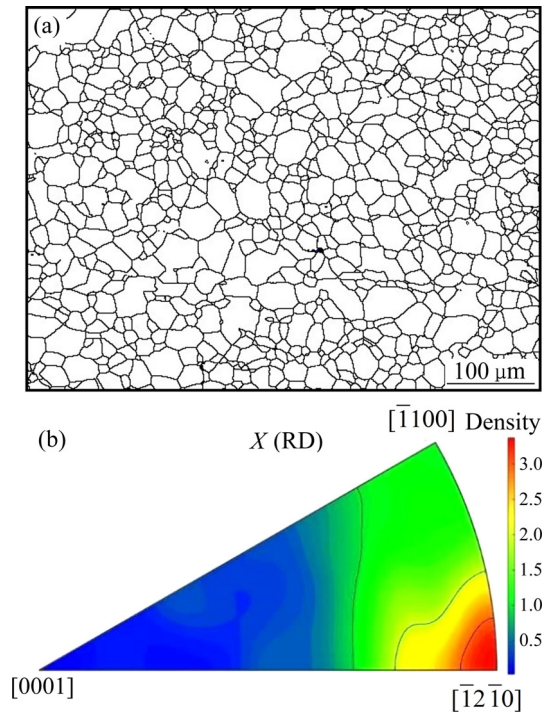


图 1 退火 TA7 钛合金棒材的显微形貌与反极图
Fig. 1 Microstructure morphology and inverse pole figure of annealed TA7 titanium alloy: (a) Microstructure morphology; (b) Inverse pole figure

全部为 α 相等轴晶, 并且没有任何初始孪晶形貌。图 1(b)所示为退火后 TA7 钛合金棒材沿轴向上的反极图。其中 X 方向表示棒材的轧制方向(RD), 也即棒材轴向。由图 1(b)可见, 该 TA7 钛合金棒材具有较弱的 $\langle 1\bar{2}10 \rangle // \text{RD}$ 丝织构特征, 晶粒的 c 方向更接近于棒材径向, 而 a 方向更接近于棒材轴向。

准静态拉伸(应变率 0.001 s^{-1})和动态拉伸(应变率 180 s^{-1} 和 1050 s^{-1})试验分别在准静态试验机 and 旋转盘式间接杆杆型冲击拉伸试验系统(霍普金森拉杆, SHTB)上进行, 准静态拉伸时夹头以恒定速度 (0.03 mm/s)移动以实现恒应变率加载; 动态拉伸的试验设备和原理可参考文献[22-23], 试验时通过改变金属铝杆的直径, 实现不同应变率加载。准静态压缩(应变率 0.001 s^{-1})和动态压缩(应变率 300 s^{-1})试验分别在准静态试验机和分离式霍普金森压杆 (SHPB)装置上进行, 准静态压缩时压头以恒定速度

(0.012 mm/s)移动以实现恒应变率加载;动态压缩时通过控制撞击杆的速度,对加载应变率进行控制。准静态拉伸和压缩加载时使用引伸计测量试样标距段的应变,使用试验机配备的力传感器测量载荷;动态拉伸和压缩试验时通过粘贴在入射杆和透射杆上的应变片测量杆中的波形,然后计算得到试样的应变和应力,具体原理和计算方法可参考相关文献^[24]。

通过在环境箱中喷入细化的液氮产生低温环境,低温试验过程中试样始终置于环境箱中,试验前将试样在试验温度下恒温保温 15 min,以获得均匀温度场,加载前试件标距段的温度与目标温度的偏差均保持在 $\pm 5^\circ\text{C}$ 以内。

本研究中的拉伸试样和压缩试样分别为平板状哑铃状和圆柱状,试样尺寸如图 2 所示。准静态试验中,为减小端面效应以确保标距段应力均匀,标距段的尺寸较长;动态试验中,为使标距段的应力场能尽快达到平衡状态以及保证恒应变率加载,试样标距段的长细比小于准静态试样^[25]。试样的加载(拉伸和压缩)方向均沿棒材轴线方向,即轧制方向。试验所用试样通过电火花线切割取自退火后的棒材。

EBS D 测量所用的拉伸试样取自拉伸塑性变形后的试样标距段,压缩加载后的试样则沿轴线方向切割以获得 EBS D 测量试样。对加工后的试样分别

使用粗砂纸和细砂纸进行打磨,然后使用聚焦离子束(FIB)进行抛光,将抛光后的试样置于扫描电子显微镜下,使用 EBS D 测试模块进行测试,测试时扫描步长为 $0.5\ \mu\text{m}$,扫描区域面积为 $236\ \mu\text{m}\times 167\ \mu\text{m}$ 。

2 结果与讨论

图 3 所示为该 TA7 钛合金在不同应变率和温度条件下拉伸和压缩加载时的应力-应变曲线。由图 3 可以看出,TA7 钛合金的力学行为表现出了显著的应变率相关性和温度相关性,在拉伸和压缩加载时,屈服应力都随着应变率的增大而显著增大,随着温度的升高而显著减小,即屈服应力具有正的应变率相关性和负的温度相关性。此外,TA7 钛合金动态加载时的应变硬化低于准静态加载时的应变硬化,而温度对应变硬化没有显著的影响。对比图 3(a)和图 3(b)可以看到,TA7 钛合金的宏观力学响应应具有拉压不对称性,压缩加载时的屈服应力和应变硬化分别高于拉伸加载时的屈服应力和应变硬化。

图 4 所示为 TA7 钛合金在低温和常温环境下拉伸加载后试样的 EBS D 测量结果。图中水平方向为拉伸加载方向。可以看到,晶粒沿水平方向的尺寸大于沿垂直方向的尺寸,表明晶粒在拉伸加载过程中发生了沿水平方向伸长的塑性变形。在拉伸加载

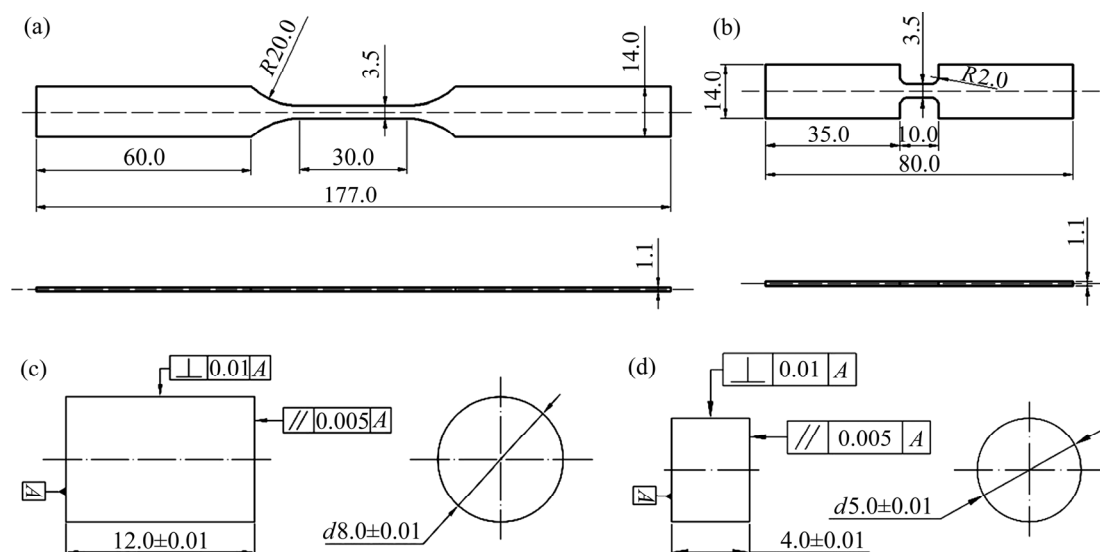


图 2 试样形状与尺寸

Fig. 2 Shape and size of samples (Unit: mm): (a) Quasi-static tension sample; (b) Dynamic tension sample; (c) Quasi-static compression sample; (d) Dynamic compression sample

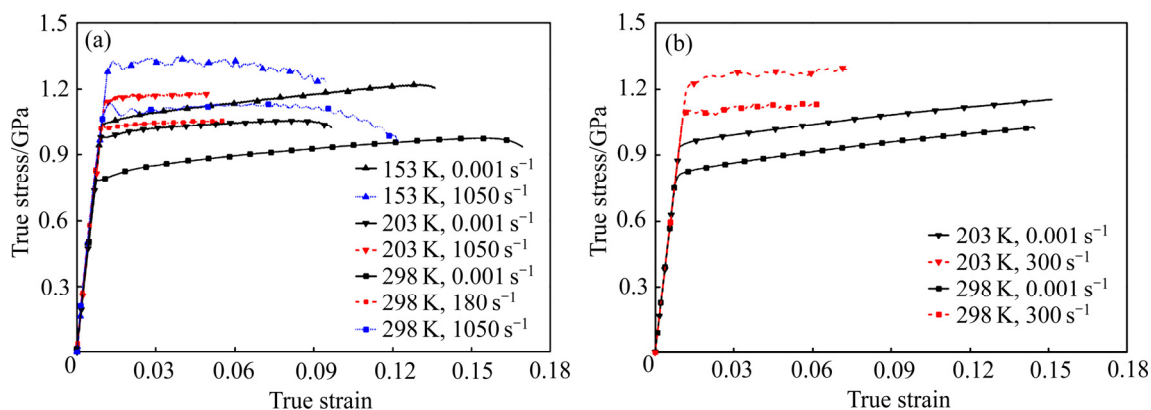


图3 不同应变率和温度条件下 TA7 钛合金拉伸和压缩加载时的应力-应变曲线

Fig. 3 Strain-stress curves of TA7 titanium alloy at different strain rates and temperatures: (a) Tension; (b) Compression

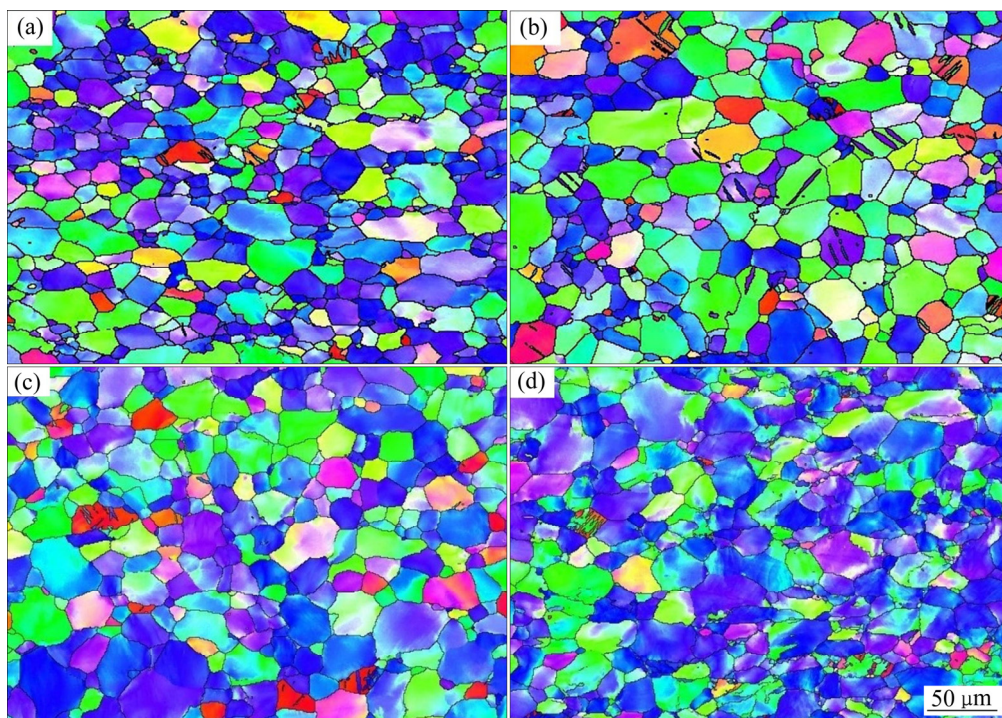


图4 TA7 钛合金不同应变率和温度条件下单向拉伸后试样的显微结构

Fig. 4 Microstructures of TA7 after tension loadings: (a) 153 K, 0.001 s^{-1} ; (b) 153 K, 1050 s^{-1} ; (c) 298 K, 0.001 s^{-1} ; (d) 298 K, 1050 s^{-1}

后, 部分晶粒中出现了孪晶形貌, 但在试验的加载应变率和环境温度下, TA7 钛合金在拉伸塑性变形中形成的孪晶密度很低, 孪晶数量很少。

对比图4中不同加载应变率和环境温度下拉伸变形后试样中的孪晶密度可以发现, TA7 钛合金在拉伸加载时形成的孪晶密度具有一定的温度相关性和应变率相关性。在 153 K 环境温度下, 1050 s^{-1} 加载下形成的孪晶密度高于 0.001 s^{-1} 加载下形成的

孪晶密度; 1050 s^{-1} 加载应变率下, 153 K 环境温度下形成的孪晶密度高于 298 K 环境温度下形成的孪晶密度。

图5所示为 TA7 钛合金在低温和常温环境下压缩加载后试样的 EBSD 测量结果, 图中的水平方向为压缩加载方向。可以看到, 晶粒沿水平方向的尺寸小于沿垂直方向的尺寸, 表明晶粒发生了沿水平方向缩短的塑性变形。同样地, 晶粒中出现了孪晶

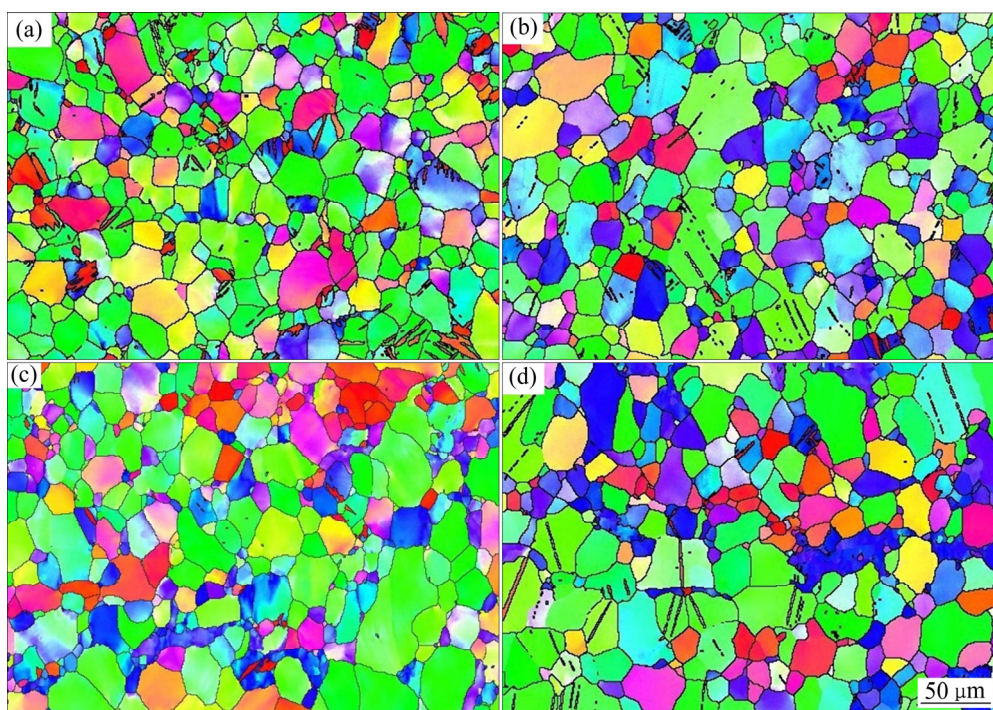


图 5 不同应变率和温度条件下 TA7 钛合金单向压缩后试样的显微结构

Fig. 5 Microstructures of TA7 alloy after compression loadings: (a) 203 K, 0.001 s^{-1} ; (b) 203 K, 300 s^{-1} ; (c) 298 K, 0.001 s^{-1} ; (d) 298 K, 300 s^{-1}

形貌, TA7 钛合金在压缩塑性变形过程中有孪晶形成。

从图 5 也可以明显观察到,在相同温度条件下,高应变率压缩试样中的孪晶密度高于低应变率压缩试样中的孪晶密度,这表明压缩塑性应变中的孪晶更易在高应变率加载时形成。在相同应变率条件下,低温压缩的试样中孪晶密度高于常温压缩试样中的孪晶密度,表明 TA7 钛合金的孪晶在低温条件下更容易形成。与拉伸结果类似,TA7 钛合金的孪晶在低温和高应变率压缩时更容易形成,对比图 4、图 5 和图 6 可以发现,孪晶的这种温度和应变率相关性在压缩加载时更加明显。

黄文等^[11]与许峰等^[26]分别对 α 相的多晶纯钛在不同应变率下进行了拉伸试验和压缩试验,并对加载后的试样进行了显微观察。对比文献[11]中的图 3 与本文图 4 的结果可以看到,拉伸加载时,多晶纯钛中形成的孪晶数量显著高于 TA7 钛合金中形成的孪晶数量;同样地,对比文献[26]中的图 2 与本文图 5 的结果发现,在压缩加载时,多晶纯钛形成的孪晶密度显著高于 TA7 钛合金形成的孪晶

密度。综上,在拉伸和压缩加载时,TA7 钛合金中形成的孪晶密度均远低于多晶纯钛中形成的孪晶密度,这表明在塑性变形过程中 TA7 钛合金比多晶纯钛更难以形成孪晶,LI 等^[14]在 Ti-5Al-2.5Sn 合金和纯钛的拉伸及拉伸蠕变试验中同样发现该现象。研究表明,铝原子的加入会增大 α 钛合金晶格的轴比 c/a ,使得孪晶的形成更加困难,即铝原子的加入会抑制 α 钛中孪晶的形成。相对于多晶纯钛,Ti-5Al-2.5Sn 合金中更难以形成孪晶。

为了在相同加载条件下对比单向压缩和单向拉伸的塑性变形机制,对 TA7 钛合金在 203 K 温度和 180 s^{-1} 应变率条件下实施了单向拉伸试验,并对拉伸后的试样进行了显微观察,结果如图 6 所示。由于在霍普金森杆实验中动态拉伸和动态压缩加载的应变率难以保持完全一致,因此选择将 180 s^{-1} 应变率拉伸变形与 300 s^{-1} 应变率压缩变形试样的 EBSD 测量结果进行对比,一方面是因为这两个应变率的对数($\lg \dot{\epsilon}$)差距不大,另一方面是因为在这两个应变率加载下试样的总体变形量差别较小(见图 3)。

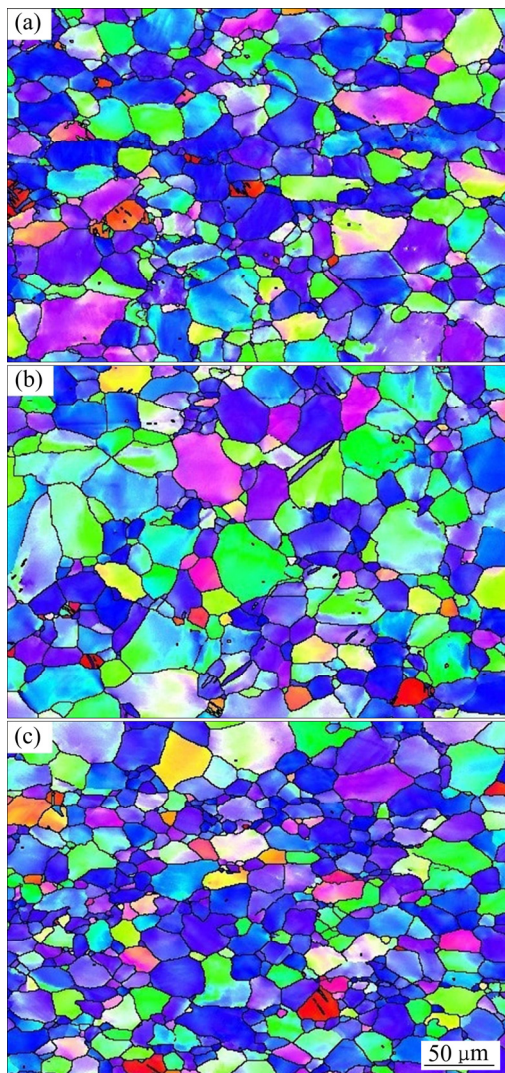


图6 部分工况下TA7钛合金拉伸加载后试样显微结构
Fig. 6 Microstructures of TA7 titanium alloy after tension loadings under some conditions: (a) 203 K, 0.001 s⁻¹; (b) 203 K, 180 s⁻¹; (c) 298 K, 180 s⁻¹

对比图4、图5、图6中相同温度和应变率(动态180 s⁻¹拉伸与动态300 s⁻¹压缩对比)条件下拉伸和压缩加载后的孪晶密度,可以发现,TA7钛合金在拉伸加载下形成的孪晶密度均远低于压缩加载下形成的孪晶密度。从图6可以看到,该合金即使在203 K温度、180 s⁻¹应变率条件下,形成的孪晶数量依然极少,远少于对应温度和应变率条件下压缩变形后试样中的孪晶数量。对比图4(b)和图5(b)可以看到,虽然拉伸温度(153 K)低于压缩温度(203 K),且拉伸应变率(1050 s⁻¹)高于压缩应变率(300 s⁻¹),但是压缩后试样中的孪晶密度仍然远高于拉伸后试样中的孪晶密度。这表明TA7钛合金在拉伸和

压缩加载时形成的孪晶密度具有较大差异,孪晶在压缩加载条件下更容易形成。

对于孪晶系统,孪晶与基体之间保持着确定的取向关系,因此相同孪晶系统的孪晶与基体之间的取向差为确定值。 α 结构钛中,常见孪晶系统及其取向差如表2所示^[27]。可以看到,对于不同孪晶系统,其取向差相差较大,因此可以通过孪晶系统的取向差确定孪晶类型。

表2 α 结构钛中的常见孪晶种类及其取向差
Table 2 Deformation twin types and misorientation angles of α structural titanium

Twinning plane	Misorientation angle/(°)	Rotate axis
$\{10\bar{1}2\}$	85	$\langle\bar{1}2\bar{1}0\rangle$
$\{11\bar{2}1\}$	35	$\langle\bar{1}100\rangle$
$\{11\bar{2}2\}$	64	$\langle\bar{1}100\rangle$

对拉伸和压缩塑性变形后TA7试样中的孪晶取向差进行分析,可以得到不同加载条件下形成的孪晶种类。EBSD测试结果表明,低温拉伸形成的主要为 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶,常温拉伸形成的主要为 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶;高应变率压缩形成的主要为 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶,而低应变率压缩形成的主要为 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶。这表明TA7钛合金在拉伸和压缩加载时形成的孪晶种类具有较大差异,且 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶在低温下更容易形成, $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶在高应变率下更容易形成,而 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形成的条件较为温和。

从图2可以看到,该退火TA7钛合金棒材具有丝织构特征,棒材中晶粒的 c 方向接近垂直于棒材的轴向,而 a 方向接近平行于棒材的轴向。当沿棒材轴向压缩加载时,试样中更容易出现拉伸孪晶;而沿棒材轴向拉伸加载时,试样中更容易出现压缩孪晶。因此在压缩加载时,TA7钛合金中出现的主要为 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶和 $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶,而低温拉伸加载时,TA7钛合金中出现的主要为 $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪晶。特别地,常温拉伸加载时形成了 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶,分析表明,这是由于部分晶粒的 c 轴与加载方向的夹角较小,在拉伸加载时形成了拉伸孪晶;由于试验使用的TA7钛合金棒材具有丝织构特征, c 轴与加载方向夹角较小的晶粒数量很少,故在常温拉伸加载时形成的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶数量极少。

3 结论

1) TA7 钛合金屈服应力具有正的应变率相关性和负的温度相关性, 动态加载时的应变硬化低于准静态加载时的应变硬化, 温度对应变硬化没有显著影响。

2) 孪晶在低温和高应变率条件下更容易形成, 并且孪晶的这种温度和应变率相关性在压缩加载时更加显著。

3) 相比于多晶纯钛, TA7 钛合金中由于含有较多铝原子, 其孪晶形成更加困难。

4) TA7 钛合金在拉伸和压缩加载时形成的孪晶密度与种类具有拉压不对称性, 压缩加载时形成的孪晶密度比拉伸加载时形成的孪晶密度更高; 拉伸加载时形成的主要为 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶, 压缩加载时形成的主要为 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶, 拉伸和压缩加载时均形成了 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶。

REFERENCES

- [1] TAN M J, CHEN G W, THIRUVARUDCHELVAN S. High temperature deformation in Ti-5Al-2.5Sn alloy[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 192: 434–438.
- [2] LUTJERING G, WILLIAMS J C. *Titanium*[M]. Berlin: Springer, 2007.
- [3] SINGH P, PUNGOTRA H, KALSI N S. On the characteristics of titanium alloys for the aircraft applications[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2017, 4(8): 8971–8982.
- [4] 黄朝文, 葛 鹏, 赵永庆, 等. 低温钛合金的研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2016, 45(1): 254–260.
HUANG Chao-wen, GE Peng, ZHAO Yong-qing, et al. Research progress of low temperature titanium alloys[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, 45(1): 254–260.
- [5] 金和喜, 魏克湘, 李建明, 等. 航空用钛合金研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(2): 280–292.
JIN He-xi, WEI Ke-xiang, LI Jian-ming, et al. Research progress of titanium alloys for aeronautics[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(2): 280–292.
- [6] 张景祺, 林 健, 呼 啸, 等. TA7 钛合金板材高温拉伸变形[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(5): 1019–1026.
ZHANG Jing-qi, LIN Jian, HU Xiao, et al. Tensile deformation of TA7 alloy at high temperature[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(5): 1019–1026.
- [7] GONG J C, WILKINSON A J. Anisotropy in the plastic flow properties of single-crystal α titanium determined from micro-cantilever beams[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(19): 5693–5705.
- [8] TAN X, GU H, LAIRD C, et al. Cyclic deformation behavior of high-purity titanium single crystals: Part I. Orientation dependence of stress-strain response[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, 29(2): 507–512.
- [9] 闫辰侃, 曲寿江, 冯艾寒, 等. 钛及钛合金形变孪晶的研究进展[J]. *稀有金属*, 2019, 43(5): 449–460.
YAN Chen-kan, QU Shou-jiang, FENG Ai-han, et al. Recent advances of deformation twins in titanium and titanium alloys[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2019, 43(5): 449–460.
- [10] HAMA T, NAGAO H, KOBUKI A, et al. Work-hardening and twinning behaviors in a commercially pure titanium sheet under various loading paths[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 620: 390–398.
- [11] 黄 文, 汪 洋, 李子然, 等. 温度和应变率对多晶纯钛孪晶变形的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(8): 1440–1445.
HUANG Wen, WANG Yang, LI Zi-ran, et al. Influences of temperature and strain rate on deformation twinning of polycrystalline titanium[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(8): 1440–1445.
- [12] XU F, ZHANG X, NI H, et al. $\{11\bar{2}4\}$ deformation twinning in pure Ti during dynamic plastic deformation[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 541: 190–195.
- [13] LI H, BOEHLERT C J, BIELER T R, et al. Analysis of slip activity and heterogeneous deformation in tension and tension-creep of Ti-5Al-2.5Sn (wt.%) using in-situ SEM experiments[J]. *Philosophical Magazine*, 2012, 92(23): 2923–2946.
- [14] LI H, MASON D E, YANG Y, et al. Comparison of the deformation behavior of commercially pure titanium and Ti-5Al-2.5Sn (wt.%) at 296 and 728 K[J]. *Philosophical Magazine*, 2013, 93(21): 2875–2895.

- [15] CHUN Y B, YU S H, SEMIATIN S L, et al. Effect of deformation twinning on microstructure and texture evolution during cold rolling of CP-titanium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 398(1/2): 209–219.
- [16] ZAEFFERER S. A study of active deformation systems in titanium alloys: Dependence on alloy composition and correlation with deformation texture[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 344(1/2): 20–30.
- [17] 樊梦婷, 杨华斌, 曹继敏. 工业纯钛中的形变孪晶演变及其稳定性研究[J]. *稀有金属*, 2013, 37(2): 192–198.
FAN Meng-ting, YANG Hua-bin, CAO Ji-min. Deformation twinning evolution and stability of commercially pure titanium[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2013, 37(2): 192–198.
- [18] 关新兴. 工业纯钛中退孪晶行为的原位研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2019.
GUAN Xin-xing. In-situ study on detwinning behavior of commercial pure titanium[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2019.
- [19] LI H, MASON D E, BIELER T R, et al. Methodology for estimating the critical resolved shear stress ratios of α -phase Ti using EBSD-based trace analysis[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(20): 7555–7567.
- [20] AHN K, HUH H, YOON J. Rate-dependent hardening model for pure titanium considering the effect of deformation twinning[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2015, 98: 80–92.
- [21] 东赞鹏, 于秋颖, 方 爽, 等. TA7钛合金高温流变行为研究[J]. *航空材料学报*, 2015, 35(1): 13–19.
DONG Yun-peng, YU Qiu-yin, FANG Shuang, et al. Plastic deformation behavior of TA7 titanium alloy[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2014, 35(1): 13–19.
- [22] SONG J Z, XIA Y M. 3-D dynamic elastic-plastic FEA for rotating disk indirect bar-bar tensile impact apparatus: numerical analysis for the generation of mechanically-filtered incident stress pulses[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2006, 32(8): 1313–1338.
- [23] XIA Y M, WANG Y. Dynamic testing of materials with the rotating disk indirect bar-bar tensile impact apparatus[J]. *Journal of Testing and Evaluation*, 2007, 35(1): 31–35.
- [24] 王礼立. 应力波基础[M]. 北京: 国防工业出版社, 2005.
WANG Li-li. Foundation of stress wave[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2005.
- [25] WANG C Y, XIA Y M. Validity of one-dimensional experimental principle for flat specimen in bar-bar tensile impact apparatus[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2000, 37(24): 321–327.
- [26] 许 峰, 张喜燕, 程佑铭. 高应变速率对纯钛塑性变形的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2015, 44(7): 1730–1734.
XU Feng, ZHANG Xi-yan, CHENG You-ming. Effect of high strain rate on deformation mechanism of pure Ti[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2015, 44(7): 1730–1734.
- [27] 宝 磊. 纯钛的变形孪晶演变规律及相关晶体学问题的研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2013.
BAO Lei. Study on the deformation twinning evolution and the relevant crystallography in pure titanium[D]. Shenyang: Northeastern University, 2013.

Deformation twinning behavior of TA7 titanium alloy under tension and compression

ZHANG Bin^{1,2}, GUO Ling-mei^{1,2}, WANG Yang³, LI Zi-ran³

(1. Institute of Systems Engineering, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621999, China;

2. Shock and Vibration of Engineering Materials and Structures Key Laboratory of Sichuan Province, Mianyang 621999, China;

3. CAS Key Laboratory of Mechanical Behavior and Design of Materials, Department of Modern Mechanics, University of Science and Technology of China, Hefei 230027, China)

Abstract: Quasi-static and dynamic uniaxial tension and compression experiments were performed on weakly textured TA7 titanium alloy rod at low temperatures and room temperature by using quasi-static testing machine and Hopkinson bar apparatus, respectively. The EBSD observation and analysis was conducted for the deformed samples. Deformation twinning behavior of the alloy during the plastic deformation was investigated. The experimental results show that the mechanical behavior of TA7 titanium alloy is sensitive to strain rate and temperature, and the mechanical response of TA7 titanium alloy shows tension-compression asymmetry. The deformation twins are easier to form at low temperatures and high strain rates, which is more significant under compression loading. The deformation twin density in TA7 titanium alloy is lower than that in pure titanium, which is attributed to the addition of aluminum atoms inhibiting the deformation twinning. The formation ability and type of the deformation twin show tension-compression asymmetry, and deformation twins are more likely to form in compression. The $\{11\bar{2}2\}$ deformation twin occupies the low temperature tension deformation. The $\{10\bar{1}2\}$ deformation twin is more likely to be activated in tension at room temperature. The $\{11\bar{2}1\}$ deformation twin and the $\{101\bar{2}\}$ deformation twin dominate high strain-rate and quasi-static compression deformations, respectively. The tension-compression asymmetry of deformation twin is closely related to the texture of the alloy.

Key words: TA7 titanium alloy; deformation twinning; temperature; strain rate; tension-compression asymmetry

Foundation item: Project(11872359) supported by the National Nature Science Foundation of China

Received date: 2020-09-22; **Accepted date:** 2021-06-30

Corresponding authors: ZHANG Bin; Tel: +86-816-2488428; E-mail: zhb1005@mail.ustc.edu.cn

WANG Yang; Tel: +86-551-63601236; E-mail: yangwang@ustc.edu.cn

(编辑 龙怀中)