

TA2 拉压力学性能不对称性及应变速率敏感性

陶家辉, 顾伯勤, 陈立立, 周剑锋

(南京工业大学, 江苏 南京 211800)

摘要: 研究了不同应变速率下工业纯钛 TA2 室温拉伸和压缩力学行为。结果发现, TA2 具有明显的拉压屈服不对称性和拉压应变硬化不对称性; 随着应变速率的增加, 拉压不对称性有明显增加。采用电子背散射衍射 (EBSD) 技术分析了拉伸和压缩时 TA2 微观变形机制及微观组织演化规律。结果表明, TA2 压缩时以孪晶变形机制为主, 拉伸时以位错滑移为主; TA2 微观变形行为的载荷敏感性导致了宏观力学性能的不对称性。

关键词: 工业纯钛; 拉压不对称; 微观演化; 应变速率

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)11-3571-06

钛及其合金具有综合力学性能优异、耐腐蚀性良好、质量轻等特点, 被广泛应用于航空、汽车及化工等领域^[1-4], 工业纯钛常作为耐腐蚀密封材料应用于化工设备及其密封结构中。充分了解工业纯钛各项力学性能对钛制设备的设计、应用与安全评估具有重要意义。因此, 国内外研究人员对工业纯钛的力学性能进行大量研究, 包括中低温拉伸行为^[3, 5-7]与高温压缩行为^[8, 9]。在工程计算与模拟中, 常用拉伸测试获得的本构方程预测钛设备的力学行为。但是, 对于密封结构而言, 由于其承受压缩载荷, 因而依据拉伸本构关系对其紧密性进行评价, 其结果往往与实际不符。此外, 密排六方晶体结构 (hcp) 的对称性较差, 导致 hcp 金属塑性变形比立方晶体结构金属复杂得多。工业纯钛具有密排六方晶体结构, 除位错滑移外, 孪晶也是重要的变形方式^[10-12], 且其力学性能具有明显的载荷相关性^[13, 14]。因此, 研究工业纯钛在拉伸和压缩载荷作用下的力学行为的不对称性及应变速率相关性, 建立宏观力学行为与微观组织演化之间的联系, 对于钛制承压设备及密封结构的安全性评估具有重要意义。

本研究对不同应变速率下工业纯钛的拉伸和压缩力学性能进行实验, 研究工业纯钛拉压不对称性及其应变速率敏感性, 结合电子背散射衍射 (EBSD) 技术, 探讨拉压变形过程中的微观变形机制, 建立宏观拉压不对称性与微观组织演化之间的联系。

1 实验

实验材料为厚度 10 mm 的工业纯钛 TA2 轧制板材, 其化学成分见表 1。拉伸试样采用线切割技术沿板

材轧制方向 (RD) 切割成型, 经碳化硅砂纸打磨并抛光, 试样标距部分尺寸为 25 mm×6 mm×3mm。压缩试样为圆柱形试样, 母线沿板材的轧制方向, 尺寸为 $\Phi 8$ mm×10 mm。其拉伸和压缩试样取向示意图见图 1。工业纯钛室温恒应变速率拉伸和压缩实验均在深圳 Reger 公司的 R9030 电液伺服万能材料试验机上进行。拉伸和压缩测试各设定 5 个应变速率等级, 每组试验重复测试 3 次。应变速率等级为: 1×10^{-5} 、 5×10^{-5} 、 5×10^{-4} 、 1×10^{-3} 、 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。为了消除试样端面与压盘之间的摩擦力对压缩测试的影响, 实验过程中采用厚度为 0.03 mm 的 PTFE 薄膜进行润滑。

EBSD 实验设备为美国 FEI 公司的场发射扫描电镜 (Quanta 200 FEG-SEM) 配以 HKL 公司生产的背散射电子衍射 (EBSD, CHANNEL5) 仪。EBSD 观察面为垂直于板材法向 (ND) 的横截面, 实验样品为变形后的拉伸和压缩试样, 应变速率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 应变分别为 0.03、0.08、0.18、0.26。采用线切割方法将试样切成 5 mm×5 mm×3 mm 的小块, 经碳化硅砂纸由粗到细逐级打磨后, 用金刚砂悬浮液作为抛光剂进行精磨。将抛光后的样品进行电解抛光, 电解液为 340 mL 正丁醇, 600 mL 甲醇和 60 mL 高氯酸的混合液, 电压为 30 V, 温度为 -30 ℃。

2 结果与讨论

表 1 工业纯钛 TA2 化学成分

Table 1 Chemical composition of CP-Ti used in present study ($\omega/\%$)

O	N	C	H	Fe	Residuals	Ti
0.15	0.018	0.018	0.001	0.05	<0.4	Balance

收稿日期: 2018-11-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51375223); 国家重点研发计划 (2017YFF0210405)

作者简介: 陶家辉, 男, 1990 年生, 博士, 南京工业大学机械与动力工程学院, 江苏 南京 211800, 电话: 025-58139956, E-mail: taojiahui@njtech.edu.cn

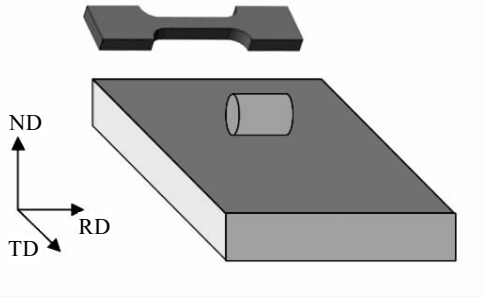


图 1 拉伸和压缩试样取向示意图

Fig.1 Illustration of the processing direction of tensile and compressive samples

2.1 拉伸压缩力学行为

通过不同应变速率下的拉伸和压缩实验，得到真应力-应变曲线如图 2a 所示。图中压缩真应力-应变曲线以绝对值表示。由图可知，TA2 拉伸真应力-应变曲线为下凹形曲线，而压缩真应力-应变曲线具有典型的上凹曲线特征，反映出工业纯钛 TA2 沿轧制方向的拉伸和压缩行为具有不对称性。当应变较小时，拉伸应力大于压缩应力，而随着应变的增大，压缩曲线迅速上升，压缩应力显著大于拉伸应力。此外，对比不同应变速率下的拉伸及压缩曲线，可以发现，随着应变速率的增加，TA2 拉伸应力和压缩应力明显增加，即工业纯钛 TA2 具有应变速率敏感性。

为进一步研究 TA2 塑性变形行为，需要对其拉伸及压缩应变硬化行为进行讨论。通常根据式(1)由应力应变曲线计算得到应变硬化速率曲线，即 θ - ϵ 曲线^[15]。图 2b 给出了工业纯钛在不同应变速率下的拉伸和压缩 θ - ϵ 曲线。

$$\theta = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \right)_{\epsilon, T} \quad (1)$$

由图 2b 可知，工业纯钛室温拉伸和室温压缩条件下具有不同的应变硬化行为。随着应变的增加，拉伸和压缩应变硬化曲线均表现出明显的 3 阶段特征。阶段 I，拉伸和压缩应变硬化速率迅速下降；阶段 II，拉伸应变硬化速率曲线的下降趋势逐渐减小并趋于稳定，而压缩应变硬化速率逐渐增大，并达到 1 个峰值；阶段 III，拉伸应变硬化速率继续快速下降，而压缩应变硬化速率缓慢降低并趋于稳定。由此可见，载荷方向对工业纯钛的应变硬化行为有重要影响。事实上，三阶段应变硬化现象普遍存在于在立方系金属的塑性变形过程中，并且一般认为该过程主要与位错的堆积和湮灭有关^[16, 17]。然而，由于钛合金的密排六方结构的对称性较差，滑移系更为复杂，因此，其应变硬化机制更为复杂。

2.2 微观变形机制

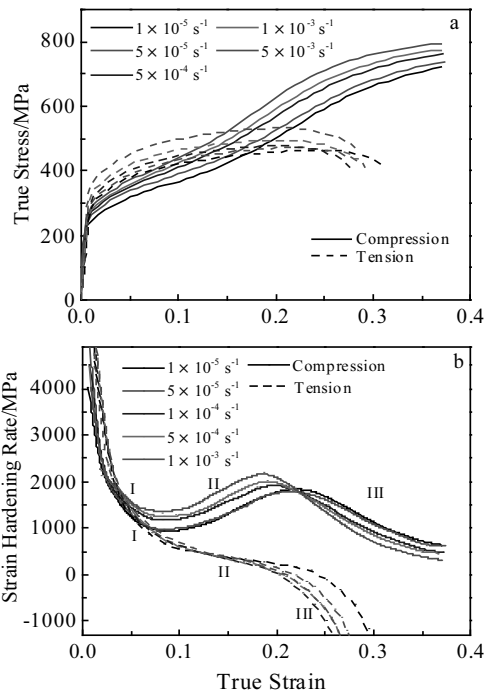


图 2 工业纯钛不同应变速率下室温拉伸和压缩力学性能
Fig.2 Tensile and compressive responses of CP-Ti at different strain rates and room temperature: (a) true stress-strain curves and (b) strain hardening rate curves

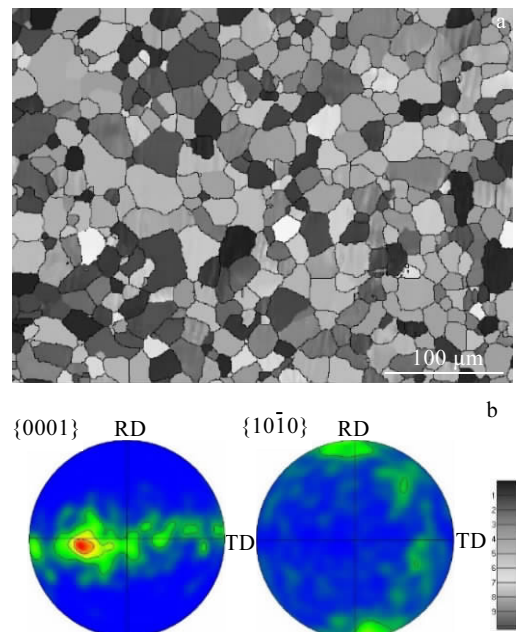


图 3 工业纯钛初始微观结构

Fig.3 Initial texture of the as-received CP-Ti sheet: (a) grain morphology distribution and (b) pole figures

为了研究 TA2 试样在拉伸、压缩过程中微观结构变化, 对不同应变下的 TA2 拉伸和压缩试样进行了 EBSD 分析。图 3 展示了 TA2 轧制板初始晶粒分布及微观组织。由图 3a 可知, TA2 平均晶粒直径为 $18.7 \mu\text{m}$, 平均长径比小于 2, 可视为等轴 α 晶粒^[18]。由图 3b 可见, 工业纯钛板材初始微观组织为典型的轧制织构, 即 c 轴主要分布在 ND-TD 平面内, 且 $\{0001\}$ 极图的极值点与 ND 方向的夹角为 $30^\circ\sim 40^\circ$, 同时, $\{10\bar{1}0\}$ 极

图表明 a 轴取向主要分布在 RD-TD 平面内, 且无明显极值点, 接近随机分布。

图 4 为工业纯钛 TA2 在不同应变下沿轧制方向的压缩、拉伸晶粒形貌及反极图。由图可见, 在压缩过程中, 随着应变的增加, 工业纯钛沿轧制方向晶体取向发生明显变化, 部分晶粒取向由 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 、 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 方向逐渐变成 $\langle 0001 \rangle$ 方向。这是由于在压缩过程中, 产生了形变孪晶, 部分晶粒发生了转动, 使

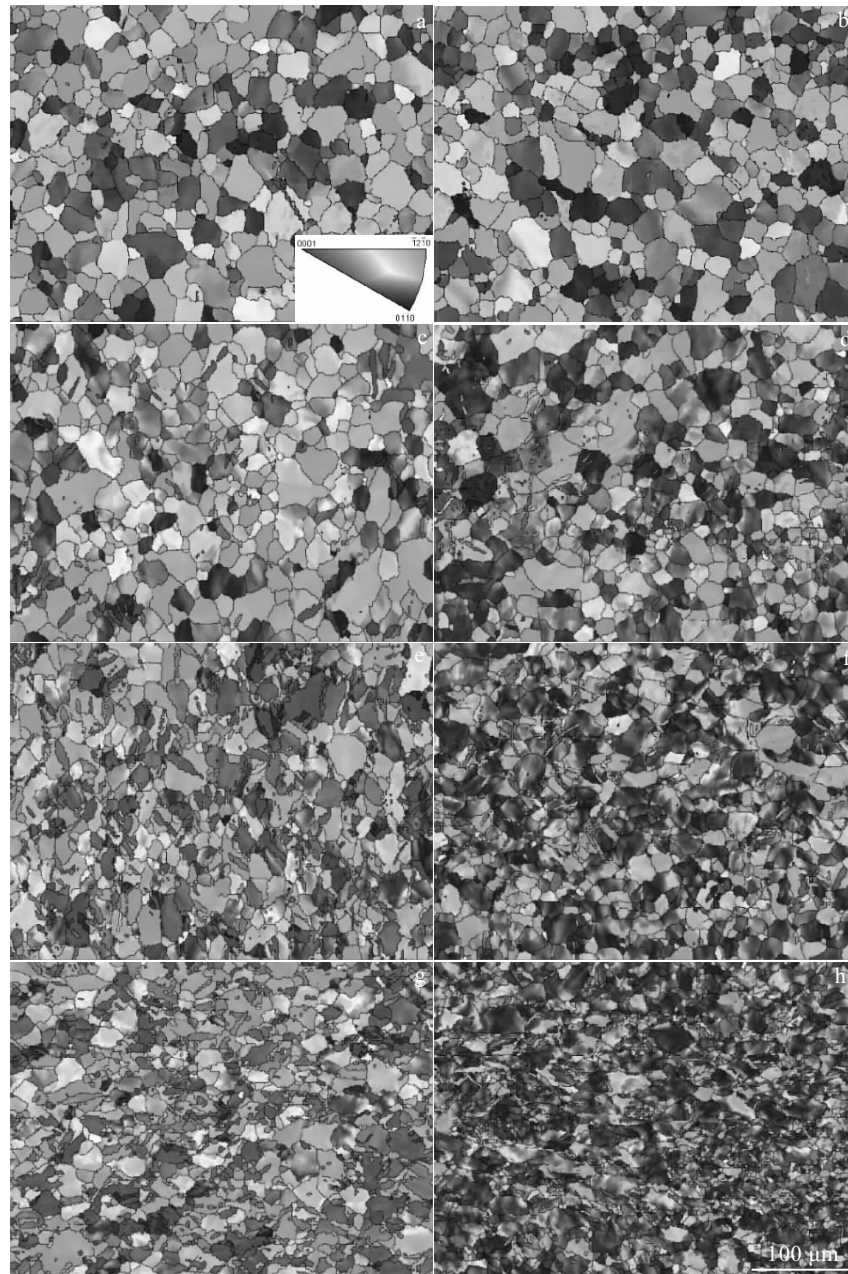


图 4 不同变形条件下工业纯钛晶粒形貌及 EBSD 取向图

Fig.4 EBSD-orientation maps of CP-Ti samples deformed at different true strains: (a) compression, $\varepsilon=0.03$; (b) tension, $\varepsilon=0.03$; (c) compression, $\varepsilon=0.08$; (d) tension, $\varepsilon=0.08$; (e) compression, $\varepsilon=0.18$; (f) tension, $\varepsilon=0.18$; (g) compression, $\varepsilon=0.26$; (h) tension, $\varepsilon=0.26$

得晶粒 c 轴由 ND-TD 平面转向轧制方向^[19]。在拉伸变形过程中，晶粒基面取向变化并不明显，仅在应变较大时可发现部分晶体 c 轴旋转至轧制方向。在压缩条件下，应变为 0.03 时便可观察到孪晶的存在，且随着压缩应变的增加，形变孪晶迅速增加，当应变达到 0.18 左右时，孪晶达到饱和状态；在拉伸变形过程中，孪晶产生的难度较大，当应变超过 0.08 时，方可观察到少量孪晶，孪晶分数亦随着应变的增加而增加，但孪晶分数较低。这是由于轧制组织中晶粒 c 轴垂直于 RD，沿 RD 压缩时 c 轴处于拉伸状态，有利于孪晶的产生，而拉伸情况则相

反^[20,21]。所以，工业纯钛室温压缩变形的主要机制是孪晶变形，而拉伸变形机制主要是位错滑移，孪晶变形不显著。此结果与前人研究结果一致^[20,22]。

EBSD 技术根据旋转角/旋转轴来表征孪晶特征。工业纯钛常见形变孪晶为 $\{10\bar{1}2\}$ 、 $\{11\bar{2}1\}$ 拉伸孪晶和 $\{11\bar{2}2\}$ 、 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶，对应的旋转角度分别为 85° 、 35° 、 64° 和 57° ^[9, 23]。为了确定工业纯钛在拉伸和压缩过程中产生的孪晶类型，通过 EBSD 技术统计得到相应变形条件下工业纯钛取向差分布，孪晶界取向差以所在区间表示^[24]，如图 5 所示。由图可见，

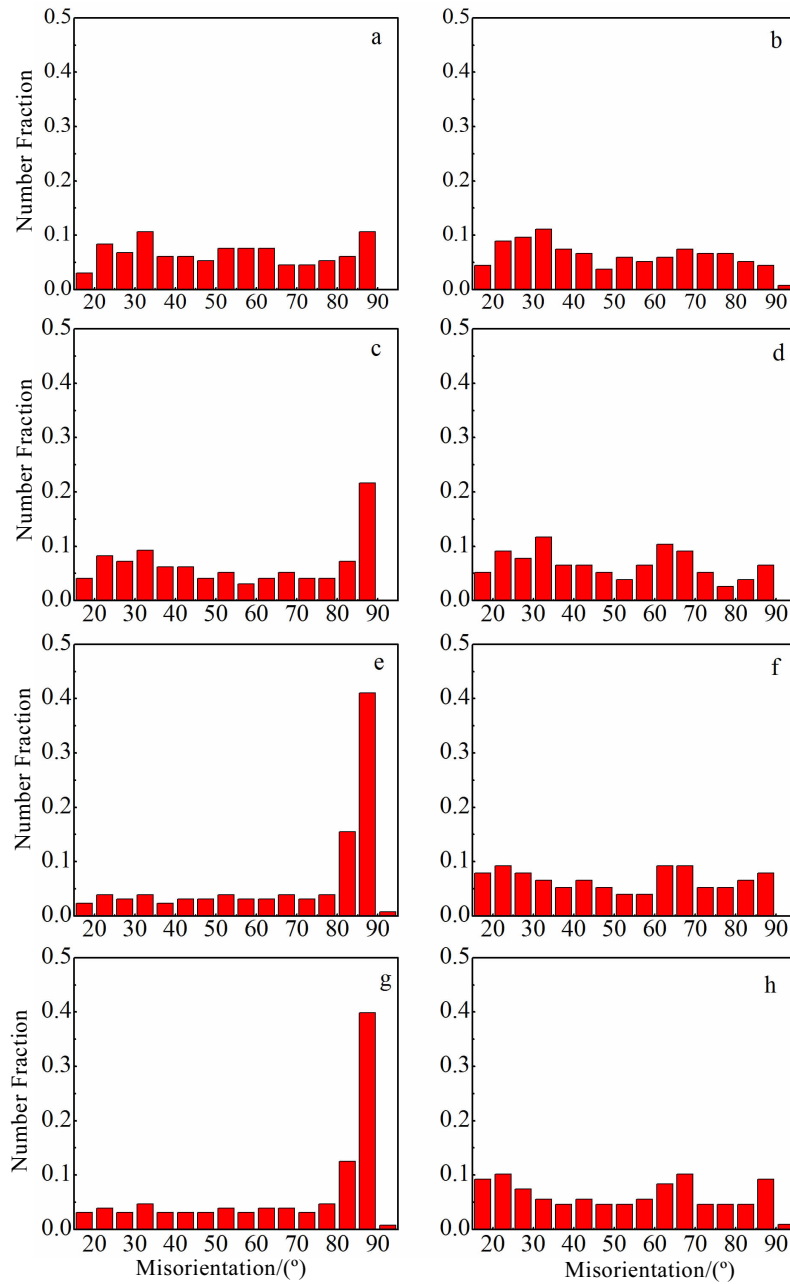


图 5 不同变形条件下晶界取向差分布图

Fig.5 Grain misorientation angle distributions under different strain conditions: (a) compression, $\epsilon=0.03$; (b) tension, $\epsilon=0.03$; (c) compression, $\epsilon=0.08$; (d) tension, $\epsilon=0.08$; (e) compression, $\epsilon=0.18$; (f) tension, $\epsilon=0.18$; (g) compression, $\epsilon=0.26$; (h) tension, $\epsilon=0.26$

压缩条件下取向差分布在 $80^\circ\sim 90^\circ$ 区间内有明显的峰值, 且随着应变的增加, 峰值不断增大, 并在应变达到 0.18 时达到饱和。该区间内的峰值可以说明工业纯钛在压缩条件下有 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶出现, 随着应变的增加, $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶迅速增殖并达到饱和。同时, 压缩过程中未明显发现其他孪晶形式。然而, 拉伸条件下取向差分布与压缩时明显不同, 在应变为 0.03 时在大角度区间并未发现峰值, 当应变为 0.08 时, 可在 $60^\circ\sim 70^\circ$ 和 $80^\circ\sim 90^\circ$ 区间内发现较小的 2 个峰值。结合图 4 分析, 可以发现此时出现了少量 $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪晶和 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶。然而, 随着应变的增加, $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶分数几乎保持不变, $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶分数少量增加。由此可见, 在拉伸过程中孪晶并不能提供主要的塑性变形。此外, 还可发现不同形式的孪晶具有不同的应变敏感性。

2.3 拉压屈服不对称性的应变速率敏感性

由于 TA2 没有明显的屈服现象, 以塑性应变为 0.2% 时拉伸和压缩应力为其拉伸屈服应力 $\sigma_{y,t}$ 和压缩屈服应力 $\sigma_{y,c}$ 。为探究应变速率对 TA2 屈服行为的影响, 图 6 分别给出了 $\sigma_{y,t}$ 、 $\sigma_{y,c}$ 以及二者比值 $\sigma_{y,c}/\sigma_{y,t}$ 随应变速率的变化关系。其中, 拉压屈服应力的比值 $\sigma_{y,t}/\sigma_{y,c}$ 可用于表征 TA2 拉压屈服不对称性。由图 6 可见, TA2 拉伸屈服应力明显大于压缩屈服应力, 随着应变速率的增加, TA2 拉伸和压缩屈服应力均呈对数线性增加。这是由于高应变速率下位错塞积速率增大, 交互作用增强, 导致材料强度提高。此外, 图中直线的斜率代表了应变速率敏感性的大小, 可见应变速率对 TA2 拉伸屈服应力的应变速率敏感性大于压缩屈服应力的应变速率敏感性, 导致拉压屈服不对称性随应变速率的增加而呈对数线性增大。例如, 当应变速率 $\dot{\epsilon}$ 由 $1\times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 增加到 $5\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时, 拉伸屈服应力 $\sigma_{y,t}$ 由 239 MPa 增加到 320 MPa, 压缩屈服应力 $\sigma_{y,c}$ 由 221 MPa 增加到 257 MPa, 拉压屈服不对称性 $\sigma_{y,t}/\sigma_{y,c}$ 由 1.08 增加到 1.22。说明随着应变速率的增加, 其拉伸和压缩屈服应力明显增加, 同时拉压不对称性逐渐加剧。

2.4 拉压应变硬化不对称性的应变速率敏感性

应变硬化指数 n 综合反映了金属材料塑性变形过程中应变硬化和时效软化效应, 其计算公式为^[25]:

$$n = \left(\frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}} \right)_{\dot{\epsilon}, T} \quad (2)$$

图 7 给出了不同应变速率下工业纯钛拉伸、压缩硬化指数以及二者比值 n_t/n_c 。由图可知, TA2 压缩应变硬化指数大于拉伸应变硬化指数, 表现出明显的拉

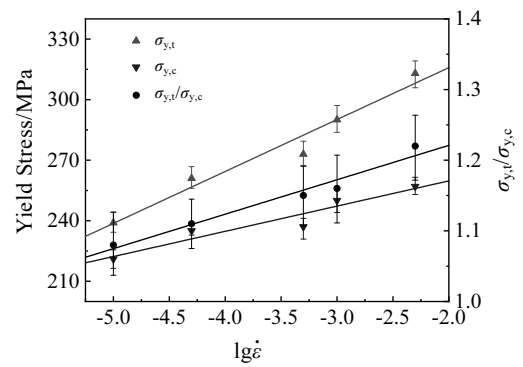


图 6 屈服应力与拉压屈服不对称性的应变速率敏感性
Fig.6 Strain rate sensitivity of yield strength and tension-compression yield asymmetry

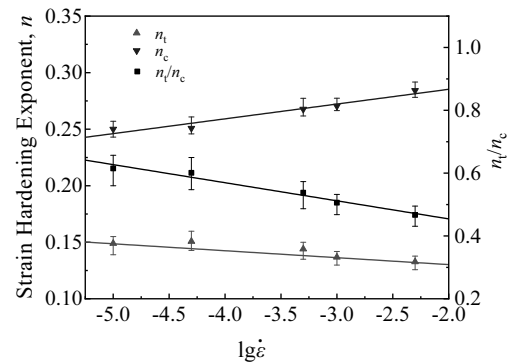


图 7 应变硬化指数与拉压应变硬化不对称性的应变速率敏感性
Fig.7 Strain rate sensitivity of strain hardening exponent and tension-compression asymmetry in strain hardening

压不对称性。当应变速率由 $1\times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 增加到 $5\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时, 压缩硬化指数由 0.250 增加至 0.284, 拉伸硬化指数由 0.149 减小到 0.133, 同时, n_t/n_c 值由 0.615 降至 0.467。即随着应变速率的增加, 工业纯钛压缩硬化指数逐渐增加, 而拉伸硬化指数变化不明显, 导致 n_t/n_c 比值减小。表明随着应变速率的增大, 工业纯钛塑性变形阶段的拉压不对称性随之增大。

3 结论

- 1) 工业纯钛具有明显的拉压屈服不对称性和应变速率敏感性, 拉伸屈服应力大于压缩屈服应力; 随着应变速率的增加, 工业纯钛拉压屈服不对称性增加。
- 2) 工业纯钛具有明显的拉压应变硬化不对称性, 拉伸应变硬化指数小于压缩应变硬化指数; 随着应变速率的增加, 拉压应变硬化不对称性增加。
- 3) 工业纯钛压缩变形主要为孪晶变形机制, 且主

要为 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶; 拉伸变形时以位错滑移机制为主, 仅有少量孪晶出现。拉伸和压缩的微观变形机制不同引起了工业纯钛拉压不对称行为。

参考文献 References

- [1] Zeng Z, Zhang Y, Jonsson S. *Materials & Design*[J], 2009, 30(8): 3105
- [2] Singh P, Pungotras H, Kalsi N S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2017, 4(8): 8971
- [3] Peng J, Zhou C Y, Dai Q *et al.* *Materials & Design*[J], 2013, 50: 968
- [4] Peng Jian(彭 剑), Zhou Changyu(周昌玉), Dai Qiao(代 巧) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(3): 483
- [5] Bishoyi B D, Sabat R K, Sahu J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 703: 399
- [6] Peng J, Zhou C Y, Dai Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 611: 123
- [7] Peng Jian(彭 剑), Zhou Changyu(周昌玉), Dai Qiao(代 巧) *et al.* *Journal of Nanjing Tech University, Natural Science Edition*(南京工业大学学报, 自然科学报)[J], 2015, 37(4): 50
- [8] Zeng Z, Jonsson S, Zhang Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 505(1-2): 116
- [9] Zeng Z, Jonsson S, Roven H J. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(19): 5822
- [10] Salem A A, Kalidindi S R, Doherty R D *et al.* *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2006, 37(1): 259
- [11] Bishoyi B D, Sabat R K, Sahu J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 703: 399
- [12] Deng X G, Hui S X, Ye W J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 575: 15
- [13] Zachariah Z, Tatiparti S S V, Mishra S K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 572: 8
- [14] Won J W, Kim D, Hong S G *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 683: 92
- [15] Becker H, Pantleon W. *Computational Materials Science*[J], 2013, 76(8): 52
- [16] Ahn K, Huh H, Yoon J. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2015, 98: 80
- [17] Kailas S V, Prasad Y V R K, Biswas S K. *Metallurgical Materials Transactions A*[J], 1994, 25: 1425
- [18] Liu Z, Li P, Xiong L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 680: 259
- [19] Tirry W, Nixon M, Cazacu O *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2011, 64(9): 840
- [20] Ahn K, Huh H, Yoon J. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2015, 98: 80
- [21] Agnew S R, Yoo M H, Tomé C N. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(20): 4277
- [22] Tao Zhijun(陶智君), Li Heng(李 恒), Ma Jun(马 俊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2470
- [23] Xu F, Zhang X, Ni H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 564(3): 22
- [24] Gurao N P, Kapoor R, Suwas S. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(9): 3431
- [25] Luo J, Li M, Yu W *et al.* *Materials & Design*[J], 2010, 31(2): 741

Asymmetry of Tension-Compression Performances and Strain Rate Sensitivity of TA2

Tao Jiahui, Gu Boqin, Chen Lili, Zhou Jianfeng

(Nanjing Tech University, Nanjing 211800, China)

Abstract: The behavior of commercially pure titanium (TA2) under tension and compression was investigated at different strain rates. Significant tension-compression asymmetry in yielding and strain hardening were observed. The results show that with the increase of deformation strain rate, the asymmetry of TA2 increases. The microscopic deformation mechanisms and microstructure evolutions of commercially pure titanium under tension and compression were analyzed by electron backscattered diffraction (EBSD) techniques. The results show that the compressive deformation of commercially pure titanium is dominated by deformation twinning while the tensile deformation is dominated by the dislocations sliding. The macroscopic tension-compression asymmetry of commercially pure titanium is determined by load sensitivity of microscopic deformation behaviors and its strain rate sensitivity is due to the different influences of strain rate on properties of tension and compression.

Key words: commercially pure titanium; tension-compression asymmetry; microstructure evolutions; strain rate

Corresponding author: Gu Boqin, Ph. D., Professor, School of Mechanical and Power Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211800, P. R. China, Tel: 0086-25-58139956, E-mail: bqgu@njtech.edu.cn