

预扭转及退火热处理对 TA2 拉伸力学性能的影响

韩 轲, 周昌玉, 常 乐, 李 建

(南京工业大学, 江苏 南京 211800)

摘 要: 研究了预扭转和退火热处理对 TA2 拉伸力学性能的影响。结果表明, 预扭转可显著增强 TA2 的拉伸屈服强度和极限强度, 在一定范围内屈服强度随预扭转角增加而增大, 当预扭转角超过一定值(6π)时, 屈服强度急剧下降; 极限强度随预扭转角增大一直呈上升趋势; 延伸率随预扭转角的增加逐渐降低。预扭转后 TA2 不同温度 (350~750 °C) 下的退火热处理试验表明, 随着退火温度的提高, TA2 强度逐渐降低, 650 °C 时其强度已降低至母材初始值; 延伸率随退火温度的升高而逐渐升高, 但不能完全恢复至母材初始值。观察断口发现, 随着预扭转角增加断口韧窝逐渐变小、变浅, 预扭转为 8π 时出现了河流状散发的解理条纹。金相组织表明, 预扭转后产生的大量孪晶和形变组织是导致 TA2 强度增大的主要原因。

关键词: TA2; 预扭转; 退火热处理; 强度

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)04-1231-08

工业纯钛具有密度低、强度高、塑性好、易于焊接等优点, 对热处理及组织类型不敏感, 同时具有良好的抗腐蚀性能, 可用于制造高温和腐蚀环境下的各种零件或锻件。目前工业纯钛已成为了航天、海洋、石油、化工等行业中不可缺少的工程材料。其中 TA2 的耐蚀性能和综合机械性能适中, 应用较为普遍^[1]。

金属在冷态塑性变形中, 晶格扭曲、畸变, 晶粒产生剪切、位错滑移和孪晶, 晶粒被拉长, 金属的强度和硬度增加, 塑性降低, 这种现象称为预应变强化或冷作硬化。目前预应变对金属材料影响的研究, 主要集中在碳钢、钛合金、镁合金和铝合金等方面, 且大多为预拉伸。研究发现, 预拉伸能显著提高金属材料的强度, 但对塑韧性的破坏较大^[2,3]; 预扭转能有效地提高金属材料力学性能, 同时降低塑性, 且存在一个强化效果最优的预扭转值, 当预扭转量超过这个值, 屈服强度急剧降低^[4,5], 原因是预扭转过大时, 金属材料内部会出现裂纹损伤, 这种损伤会随着扭转的增加而增大^[6]。对比分析预拉伸强化和预扭转强化, 发现预扭转强化主要有以下优势: (1) 强度提高幅度更大^[7]; (2) 对材料的形状和尺寸影响较小^[8]; (3) 塑性损伤不明显、断裂塑性损失较小^[9,10]。

研究发现退火热处理对工业纯钛主要有以下影响: 增加工业纯钛塑韧性, 降低硬度, 改善切削加工性; 消除残余应力, 稳定尺寸, 减少变形与裂纹倾向;

调整组织, 消除组织缺陷^[11-14]。

TA2 具有显著的应变速率敏感性, 随着应变速率增加, TA2 强度增加, 塑性降低; 综合考虑预应变和应变速率的影响, 对 TA2 室温拉伸本构方程进行改进, 能够更好地反应 TA2 拉伸力学性能^[15,16]。

本工作选择了不同的预扭转量和不同退火温度, 研究预扭转及退火热处理对 TA2 力学性能的影响, 从而进一步优化其力学性能, 使 TA2 在工业中得到更好的应用。

1 实 验

实验采用冷轧态 TA2 板材, 成分 (质量分数) 为: 0.05%Fe, 0.008%N, 0.0014%H, 0.03%C, 0.14%O, 其余为 Ti。沿轧制方向将板材加工成圆棒试样, 尺寸如图 1 所示。预扭转实验设备为 NDW-1 微机控制扭转试验机, 拉伸实验设备为 MTS-809 拉扭试验机。为了研究预扭转和退火热处理对 TA2 的影响机理, 实验采用 JSM-6360LV 扫描电镜和 JVC-4XC 金相显微镜观察分析了不同预扭转量、热处理前后试样的断口形貌和微观组织。

2 结果与分析

2.1 预扭转对 TA2 拉伸力学性能的影响

图 2 为不同预扭转试样的拉伸应力-应变曲线。随

收稿日期: 2018-04-18

基金项目: 国家自然科学基金 (51475223, 51675260)

作者简介: 韩轲, 男, 1991 年生, 硕士, 南京工业大学机械与动力工程学院, 江苏 南京 211800, E-mail: aojiehan@outlook.com

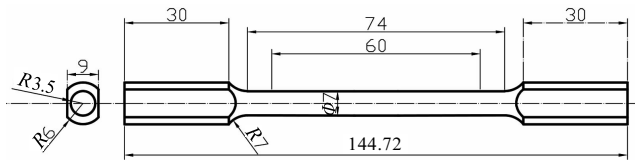


图 1 实验试样尺寸

Fig.1 Dimension of test sample

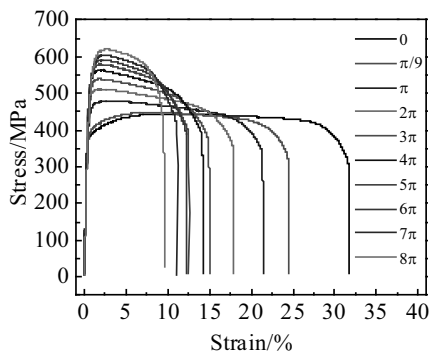


图 2 不同预扭转试样的应力-应变曲线

Fig.2 Stress-strain curves of samples after different pre-torsion

随着预扭转角的增加, TA2 应力-应变曲线的 3 个阶段均发生明显变化: (1) 弹性阶段增长, 屈服强度增大; (2) 强化阶段缩短, 屈服点和应力极大值点逐渐靠近, 且强化阶段的缩短主要发生在预扭转角为 $0 \sim \pi$ 过程中, 预扭转角超过 3π 后, 强化阶段进一步缩短的趋势不再明显; (3) 颈缩阶段随着预扭转角增大逐渐缩短, 这与实验过程中颈缩现象逐渐不明显相符合。强化阶段和颈缩阶段的缩短是 TA2 扭转强化过程中塑性降低的主要原因。

图 3 和图 4 分别为 TA2 强度和延伸率随预扭转角的变化。随着预扭转角的增加, 极限强度持续增大, 屈服强度先增大后减小, 屈服强度的增大分为 2 个阶段, $0 \sim 2\pi$ 阶段增速较大 (增速 $42.85 \text{ MPa}/\pi$), $2\pi \sim 6\pi$

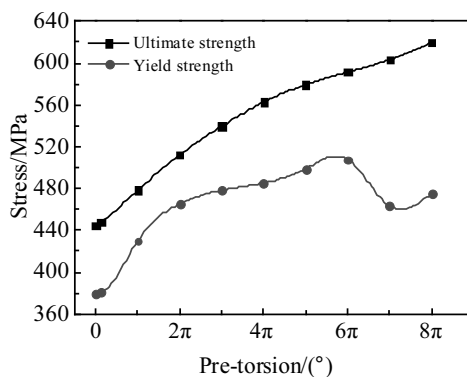


图 3 TA2 的强度-预扭转角关系

Fig.3 Relationship between strength and pre-torsion angle of TA2

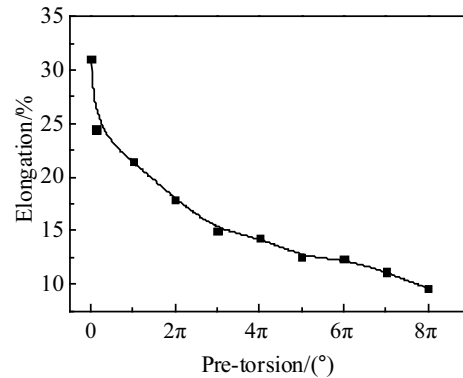


图 4 TA2 的延伸率-预扭转角关系

Fig.4 Relationship between elongation and pre-torsion angle of TA2

阶段增速较小 (增速 $10.5 \text{ MPa}/\pi$), 预扭转为 6π 时屈服强度达到最大值, 后急剧降低; 延伸率随着预扭转角增大逐渐减小, 分为 3 个阶段: $0 \sim 3\pi$ 阶段急剧下降 (降速 $5.34\%/ \pi$); $3\pi \sim 6\pi$ 阶段下降趋势平缓 (降速 $0.9\%/ \pi$), 此阶段屈服强度强化效果最好; $6\pi \sim 8\pi$ 阶段延伸率继续下降 (降速 $1.37\%/ \pi$)。

2.2 退火温度对预扭转后的 TA2 拉伸力学性能的影响

选取部分 TA2 试样预扭转至 6π , 随后进行不同温度的退火热处理 (保温 1 h, 升降温速率 $10 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$), 然后进行拉伸实验, 图 5 为拉伸应力-应变曲线。随着退火温度的升高, 应力-应变曲线的 3 个阶段发生了明显的变化: (1) 弹性阶段缩短, 屈服强度减小; (2) 强化阶段随着退火温度升高逐渐增长, 并且出现了明显的屈服平台, 研究发现, 冷轧态 TA2 退火后位错的密度大幅下降, 位错相互交割引起的硬化和强化被削弱, 位错能较轻松地由内部移动到表面形成滑移台阶和塑性变形, 在一定的变形过程中其屈服应力基本不变, 导致了屈服平台明显^[17]; (3) 颈缩阶段随着退

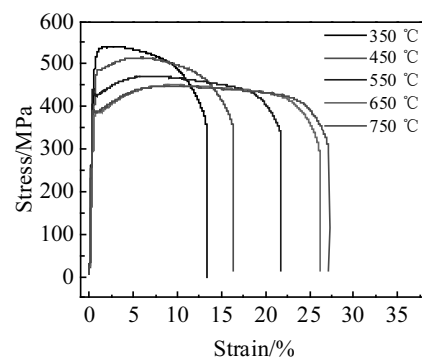


图 5 不同退火温度试样的应力-应变曲线

Fig.5 Stress-strain curves of samples treated at different annealing temperatures

火温度升高逐渐伸长, 这与实验过程中颈缩现象逐渐明显相符合。强化阶段和颈缩阶段的生长是 TA2 工业纯钛退火过程中塑性增加的主要原因。

图 6 与图 7 分别为预扭转后 TA2 的强度和延伸率 (Z) 随退火温度的变化。随着退火温度的升高, TA2 的屈服强度、极限强度逐渐减小, 在 650 °C 后趋于平缓, 并恢复至母材初始值; 延伸率逐渐升高, 750 °C 退火后的延伸率(27.21%)仍低于母材初始值(31.03%), 这说明 350~750 °C 范围内的退火热处理能完全消除预扭转 (6π) 对 TA2 强度的强化作用, 但不能使 TA2 延伸率恢复至母材初始值。

2.3 断口分析

图 8 为不同预扭转角 ($0, 3\pi, 6\pi, 8\pi$) 试样的断口图, 4 组试样的断口直径分别为 3.932、4.304、4.623

和 5.511 mm, TA2 工业纯钛断裂形式由塑性断裂逐渐向脆性断裂转变。图 8a~8c 可以观察到断口边缘区域是带浅韧窝和微孔的剪切唇区, 中心区域是有大而深韧窝的裂纹扩展区, 中心区域塑性特征比边缘区域更明显, 因为扭转变形过程中, 越靠近边缘的位置剪切变形越大, 强化效果越好, 塑性损失越大^[18]。图 8d 没有明显的剪切唇区, 颈缩现象不明显。

观察分析 4 组试样断口边缘位置处的 SEM 图, 如图 9 所示。发现随着预扭转角增大, 韧窝数量逐渐变少, 韧窝尺寸也逐渐变小、变浅, TA2 断裂形式由塑性断裂逐渐转变为脆性断裂, 当预扭转为 8π 时, 在断口边缘位置出现了河流发散状的解理条纹, 如图 10 所示, TA2 表现为脆性解理断裂。这与实验得到的 TA2 延伸率随预扭转角增加而逐渐减小的规律相符合。

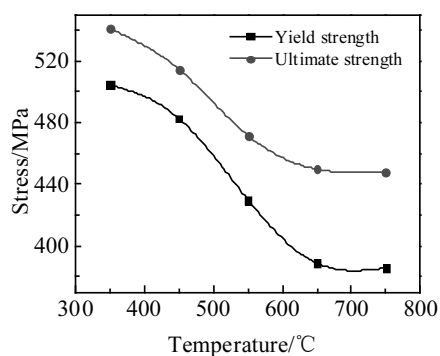


图 6 TA2 的强度-退火温度关系

Fig.6 Relationship between strength and annealing temperature of TA2

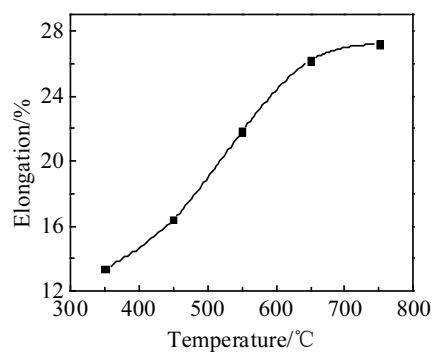


图 7 TA2 的延伸率-退火温度关系

Fig.7 Relationship between elongation and annealing temperature of TA2

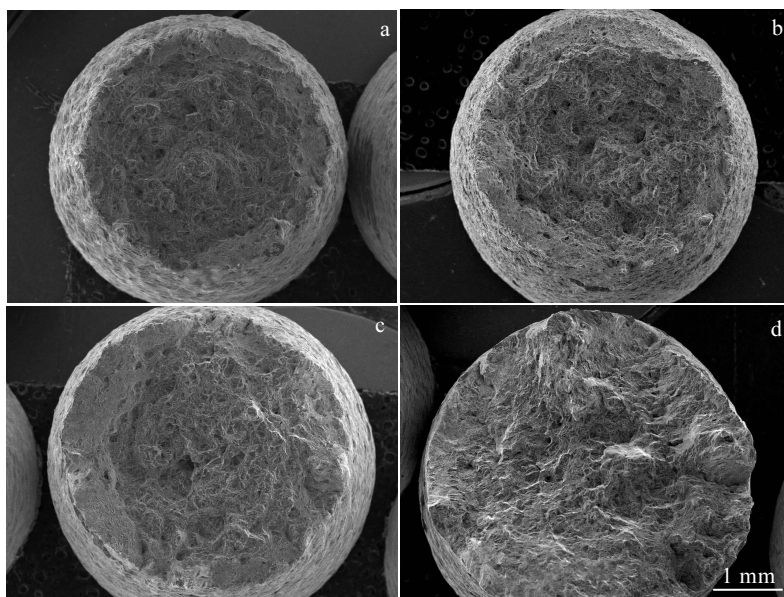


图 8 不同预扭转试样的断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of samples after different pre-torsion: (a) 0π , $Z=68.45\%$; (b) 3π , $Z=62.20\%$; (c) 6π , $Z=56.38\%$; (d) 8π , $Z=38.02\%$

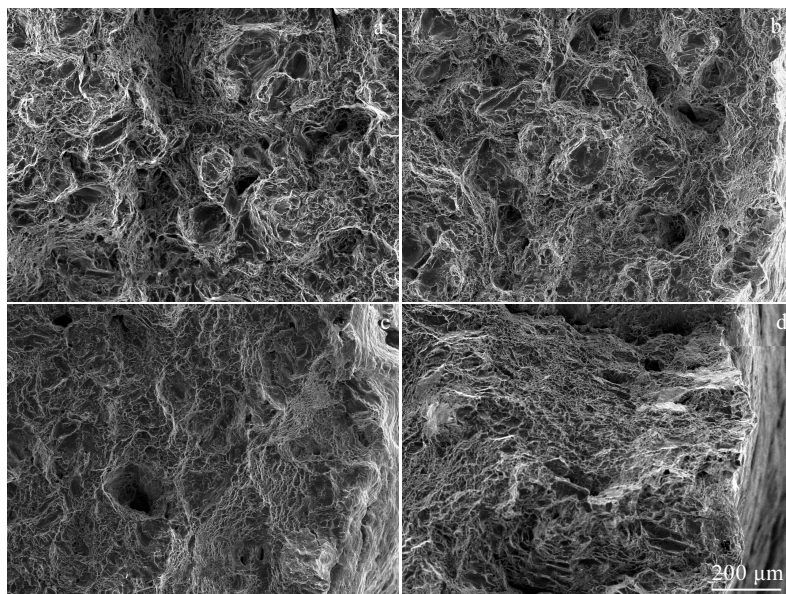


图 9 不同预扭转试样断口边缘位置 SEM 照片

Fig.9 SEM images of the edge of fracture surface of samples after different pre-torsion: (a) 0π , (b) 3π , (c) 6π , and (d) 8π

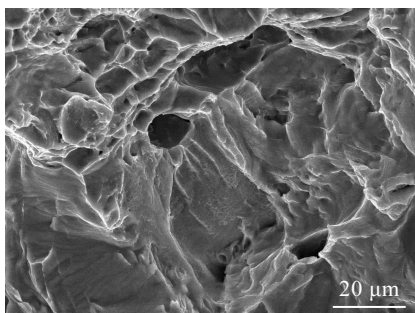


图 10 河流发散状的解理条纹

Fig.10 Cleavage striation characterized by river pattern

图 11 为预扭转 6π 及预扭转 6π 后 450, 550, 650 °C 退火处理后试样的断口。4 组试样的断口直径分别为 4.623、4.327、4.102 和 3.929 mm, 随着退火温度升高, TA2 塑性断裂特征越来越明显。图中可以观察到边缘区域是带浅韧窝和微孔的剪切唇区, 中心区域是有大而深韧窝的裂纹扩展区。

观察对比 4 组试样边缘位置处的 SEM 放大图, 如图 12 所示。随着退火温度的升高, 韧窝逐渐变深、变大, TA2 塑性断裂特征越来越明显。这与实验得到的 TA2 延伸率随退火温度升高而逐渐增大的规律相符合。

2.4 金相分析

为了进一步研究预扭转和退火的作用机理, 观察了母材、预扭转 6π 、预扭转 6π 后 650 °C 热处理 3 组试样

的金相组织, 如图 13 所示。预扭转 6π 后的试样与母材相比, 出现了大量的孪晶(图 13b)和形变组织(图 13c); 预扭转 6π 后再进行 650 °C 退火的试样, 孪晶和形变组织消失。由实验结果可知, 预扭转 6π 后 TA2 的强度大幅度提高, 塑性降低; 再经 650 °C 退火热处理后, 强化效果被消除, 强度恢复至母材初始值, 塑性增加接近至母材初始值。由此可知, 预扭转后产生的形变组织和孪晶, 与 TA2 强度和塑性的变化存在一定的关系。

研究发现, 预应变的强化效果主要是因为变形过程中产生的大量位错滑移和孪晶。位错在运动时的相互交割加剧, 产生固定的割阶、位错缠结等障碍, 使位错运动的阻力增大, 引起变形抗力增加, 给后续塑性变形造成困难, 从而提高金属的强度^[19]。预应变施加后, 材料内部位错密度增加至一定值, 位错密度完成了初始积累; 二次加载时, 材料位错密度经过少量的变形便迅速增加至最大值, 即应力迅速增加至极大值, 这被认为是预应变后强化阶段缩短的原因^[20]。在一定范围内, 形变量越大, 孪晶数量和位错密度越大, 强化效果越明显^[21]。此外, 孪晶主要表现在初始变形过程中, 随着形变量的增大, 滑移逐渐代替孪晶成为主导的变形机制^[22,23]。预应变后的退火热处理可以降低金属材料强化后的位错密度, 因为热处理为位错的移动提供能量, 消除了位错的聚集, 使位错数量下降并均匀分布于组织中, 从而使材料强度降低, 塑性升高^[24]。

本次实验中, TA2 工业纯钛经过预扭转后($0\sim 6\pi$), 强度大幅度提升, 塑性降低, 且内部出现了大量孪晶

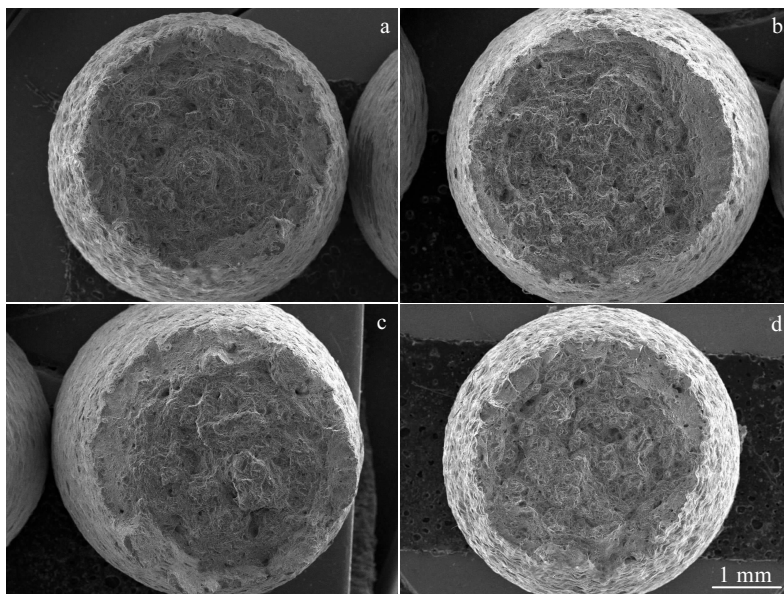


图 11 不同温度退火试样的断口形貌

Fig.11 Fracture morphologies of samples treated at different annealing temperatures: (a) without annealing, $Z=56.38\%$; (b) $450\text{ }^{\circ}\text{C}$, $Z=61.79\%$; (c) $550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $Z=65.66\%$; (d) $650\text{ }^{\circ}\text{C}$, $Z=68.50\%$

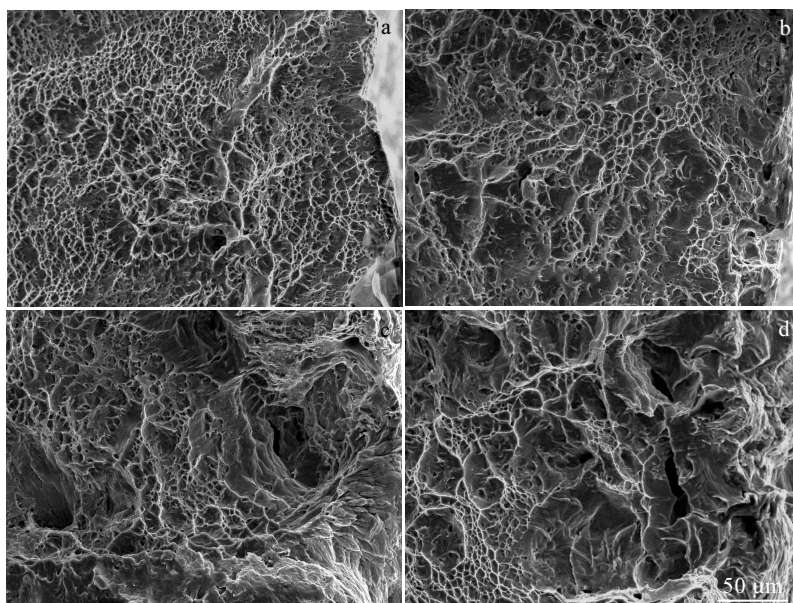


图 12 不同温度退火试样断口边缘位置 SEM 照片

Fig.12 SEM images of the edge of fracture surface of samples treated at different annealing temperatures: (a) without annealing, (b) $450\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $550\text{ }^{\circ}\text{C}$, and (d) $650\text{ }^{\circ}\text{C}$

和形变组织，组织形貌变得复杂；退火热处理后（ $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ），强度下降，塑性升高，孪晶和形变组织消失。结合微观组织的变化和实验数据的结果，可以推断：预扭转后出现的孪晶和复杂的形变组织与 TA2 力学性能的强化存在一定关联，并导致了 TA2 工业纯钛变硬、

变脆，延伸率降低；适当温度的退火热处理可以消除孪晶和复杂的形变组织，使材料组织变得均匀，进而使 TA2 工业纯钛力学性能得到恢复。

2.5 本构模型

Hollomon 本构方程 $\sigma = K\varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m$ 常被用来定量描述

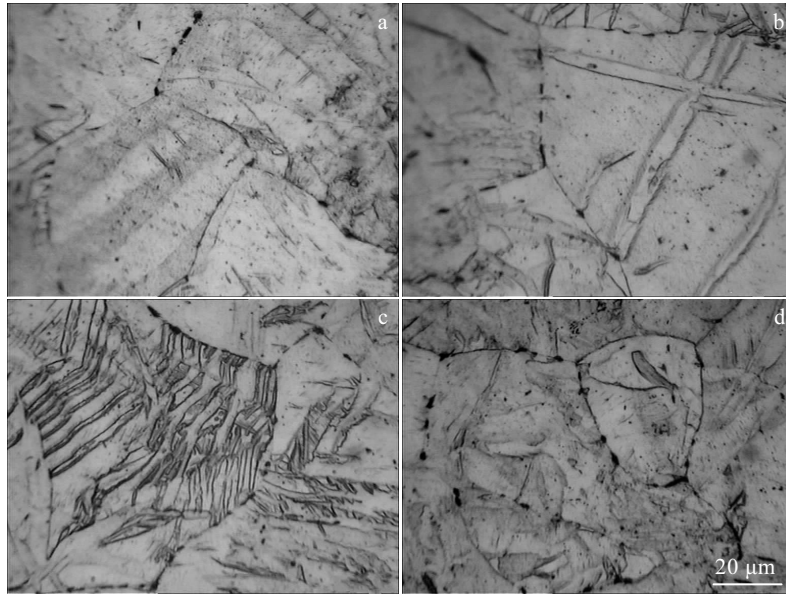


图 13 3 种试样断口边缘位置金相组织

Fig.13 OM images of the edge of fracture surface of samples: (a) parent material, (b, c) 6π pre-torsion, and (d) 6π pre-torsion+650 °C annealing

金属材料应变速率敏感性和应变强化对均匀应变强化区域应力-应变曲线的影响, 其中 K 为强度系数, n 为应变硬化指数, m 为应变速率敏感性指数。根据不同预扭转试样的真实应力-应变曲线, 求出应变硬化指数 n 随单位预扭转角 θ ($^{\circ}/\text{m}$) 的变化规律, 如图 14 所示; 求出应变速率敏感性指数 m 随单位预扭转角 θ 的变化规律, 如图 15 所示。将真实应力-应变数据带入方程, 求出强度系数 K 随单位预扭转角 θ 的变化规律, 如图 16 所示。在实验数据的基础上, 将 m 、 n 和 K 作为 θ 的函数拟合如下:

$$n = 0.00123 + 0.09545e^{\frac{-\theta}{2164.35}} \quad (1)$$

$$m = -4.66 \times 10^{-7} \theta + 0.027 \quad (2)$$

$$K = 657.15 + 98.08e^{\frac{-\theta}{1256.95}} \quad (3)$$

在此基础上, 得到了包含单位预扭转角 θ 的 Hollomon 本构方程:

$$\sigma = (657.15 + 98.08e^{\frac{-\theta}{1256.95}}) \cdot \dot{\epsilon}^{0.00123 + 0.09545e^{\frac{-\theta}{2164.35}}} \cdot \dot{\epsilon}^{-4.66 \times 10^{-7} \theta + 0.027} \quad (4)$$

为了验证改进后的 Hollomon 本构方程的准确性, 用改进后的方程对 TA2 在不同单位预扭转量下的稳定强化区域内的应力-应变曲线进行预测, 并与实验值进行对比, 如图 17 所示。随着预扭转角的增加, TA2 拉伸曲线强化阶段大幅度缩短, 预扭转为 3π 时强化阶

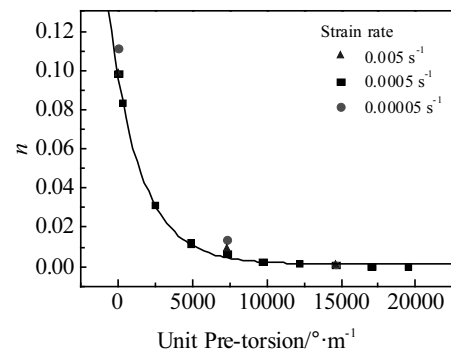


图 14 应变硬化指数-单位预扭转角关系

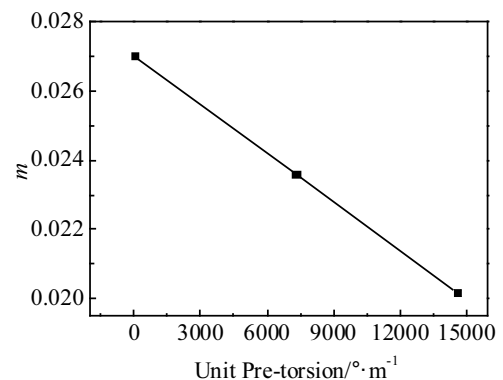
Fig.14 Relationship between n and unit pre-torsion angle

图 15 应变速率敏感性指数-单位预扭转角关系

Fig.15 Relationship between m and unit pre-torsion angle

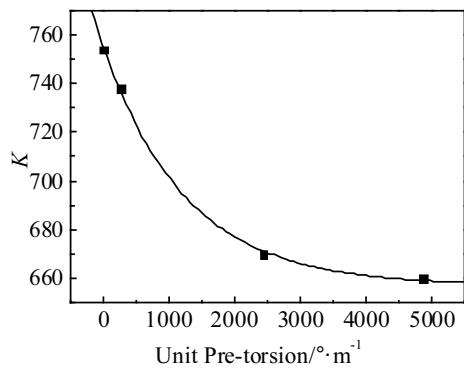


图 16 强度系数-单位预扭转角关系

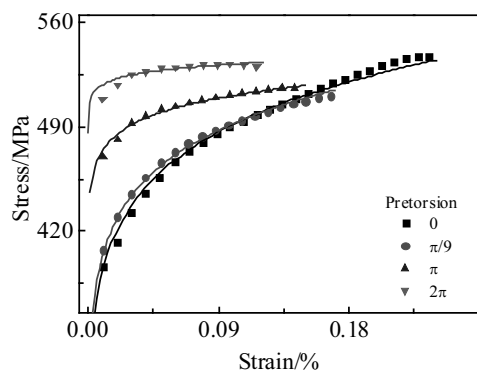
Fig.16 Relationship between K and unit pre-torsion angle

图 17 不同预扭转的模型预测值与实验值对比

Fig.17 Comparison between prediction and experiment results under different pre-torsion angles

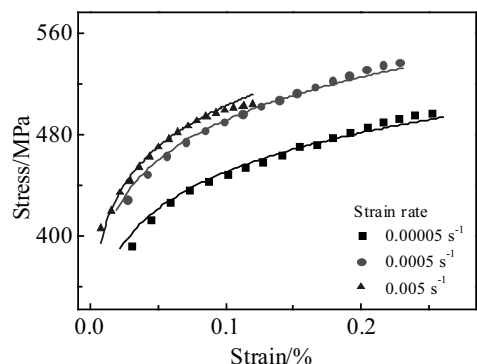


图 18 不同应变速率的模型预测值与实验值对比

Fig.18 Comparison between prediction and experiment results under different strain rates

段应变范围已不足 1%, 本研究只对比分析了预扭转 0, $\pi/9$, π , 2π 4 种情况。由图可知改进后的 Hollomon 本构方程对 TA2 室温拉伸实验的应力-应变曲线 (图 18) 的预测较为准确。

3 结 论

1) 随着预扭转角的增大, TA2 极限强度持续增大, 屈服强度先增大后减小, 当预扭转角为 6π 时屈服强度达到最大值; 断裂延伸率持续降低, 后趋于平稳。

2) 随着退火温度的升高, 预扭转 6π 后 TA2 的屈服强度和极限强度逐渐降低, 延伸率逐渐升高。350~750 °C 的退火能完全消除预扭转对 TA2 强度的强化作用, 但不能使 TA2 延伸率恢复至母材初始值。

3) 随着预扭转角增大, 断口韧窝变浅、变小, 预扭转角为 8π 时出现了河流发散状的解理断裂条纹, TA2 断裂形式由塑性断裂转变为脆性断裂; 随后的退火热处理, 可以使 TA2 塑性得到部分恢复。

4) 预扭转后的 TA2 出现了大量的孪晶和复杂的形变组织, 这与预扭转强化作用存在一定的关联; 650 °C 退火热处理后, 孪晶和形变组织消失, 组织结构变得均匀, 预扭转的强化效果被消除, 塑性部分恢复, 且应力-应变曲线中出现了明显的屈服平台。

5) TA2 具有显著的应变速率敏感性, 实验数据表明, 随着应变速率增加, TA2 强度增大, 塑性降低。随着单位预扭转角增大, 应变硬化指数 n 和强度系数 K 呈指数递减趋势, 应变速率敏感性指数 m 线性递减, 改进后的 Hollomon 本构方程的预测结果与实验数据较为贴合, 能很好地表现 TA2 的拉伸力学性能。

参考文献 References

- [1] Wang Guisheng(王桂生). *Application Technology of Titanium* (钛的应用技术)[M]. Changsha: Central South University Press, 2007: 7
- [2] Xing Jian(邢健), Ju Jianhui(巨建辉), Yang Liying(杨英丽) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 1617
- [3] Chang L, Zhou C Y, He X H. *Metals-Open Access Metallurgy Journal*[J], 2017, 7: 99
- [4] Wu Zhiyu(吴志煜). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2012
- [5] Liu Ruitang(刘瑞堂), Zhou Xinping(周欣萍), Yin Jiancheng(尹建成) et al. *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2006, 30(5): 84
- [6] Xia Xingyou(夏兴有). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2007
- [7] He Yunzeng(何蕴增), Zou Guangping(邹广平), Pan Xinji(潘信吉) et al. *Journal of Experimental Mechanics*(实验力学)[J], 1994, 9(3): 262
- [8] Guo N, Li X X, Xiao M et al. *Advanced Engineering*

- Materials*[J], 2016, 18(10): 1738
- [9] Zhou Li(周利). *Acta Mechanica Solida Sinica*(固体力学学报)[J], 1994, 15(2): 185
- [10] Li Z. *Acta Mechanica Solida Sinica*[J], 1994, 107(3): 229
- [11] Jia Xiangya(贾祥亚), Liu Yinqi(刘茵琪), Qu Yinhua(曲银化) *et al. Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2013(5): 22
- [12] Zhou Wei(周伟), Zhou Lian(周廉), Yu Zhentao(于振涛). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(6): 1002
- [13] Lu Yi(卢毅), He Xiaocong(何晓聪), Wang Yifeng(王医锋) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2015, 35(6): 48
- [14] Liu Xiaoyan(刘晓燕), Zhao Xicheng(赵西成), Yang Xirong(杨西荣) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2013, 38(1): 92
- [15] 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
- [16] Chang Le, Zhou Changyu, Peng Jian *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(7): 1803
- [17] Zhao Naiqin(赵乃勤). *Principle and Process of Heat Treatment* (热处理原理与工艺)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 86
- [18] Zhang Guodong(张国栋). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Beijing: Beijing Jiaotong University, 2016
- [19] Wang Cheng(王成), Zhao Xicheng(赵西成), Yang Xirong(杨西荣) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2010, 34(5): 23
- [20] Guo N, Song B, Guo C F *et al. Materials & Design*[J], 2015, 83: 270
- [21] Sun Qiaoyan(孙巧艳), Zhu Ruihua(朱蕊花), Liu Cuiping(刘翠萍) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2006, 16(4): 592
- [22] Zhang X H, Tang B, Zhang X L *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(3): 496
- [23] Zhang Ruoyu(张偌雨). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2011
- [24] Song B, Guo N, Xin R *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 650: 300

Influence of Pre-torsion and Annealing Heat Treatment on the Tensile Mechanical Properties of TA2

Han Aojie, Zhou Changyu, Chang Le, Li Jian
(Nanjing Tech University, Nanjing 211800, China)

Abstract: The effects of pre-torsion and annealing heat treatment on the tensile mechanical properties of TA2 were studied. According to tensile test results, the pre-torsion can significantly enhance the tensile yield strength and ultimate strength of TA2. The yield strength increases with the increase of pre-torsion angle in a certain range, and drops sharply when the pre-torsion angle exceeds a certain value (6π). The ultimate strength increases all the time with the pre-torsion angle increasing. The elongation decreases with the increase of pre-torsion angle. Subsequent annealing heat treatment tests of pre-torsion TA2 at different temperatures ($350\sim 750\text{ }^{\circ}\text{C}$) show that the strength gradually decreases with the increase of annealing temperature. When the temperature is $650\text{ }^{\circ}\text{C}$, the strength has been reduced to the initial value of parent metal. The elongation increases with the increase of temperature, but it cannot recover to its initial value of parent material. The observation of fracture surface shows that dimple gets smaller and shallower with the increase of pre-torsion, and there are lots of cleavage striation characterized by river pattern when pre-torsion angle is 8π . The observation of SEM shows that twins and deformation tissues after the pre-rotation is the main reason for the increase of TA2 strength.

Key words: TA2; pre-torsion; annealing heat treatment; strength

Corresponding author: Zhou Changyu, Ph. D., Professor, School of Mechanical and Power Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211800, P. R. China, Tel: 0086-25-58139951, E-mail: changyu_zhou@163.cm