

TA32 钛合金超塑性变形行为及本构模型

刘 杨^{1,2}, 李志强³, 赵 冰³, 杨 涛^{1,2,4}, 孙朝阳^{1,2,4}

(1. 北京科技大学 机械工程学院, 北京 100083)

(2. 北京科技大学 金属轻量化成形制造北京市重点实验室, 北京 100083)

(3. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

(4. 北京科技大学 顺德研究生院, 广东 佛山 528000)

摘 要: 通过单向拉伸实验研究了 TA32 钛合金在温度 880~940 °C、初始应变速率 $5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下的超塑性变形行为和微观组织演变, 构建了修正 Johnson-Cook 本构模型和 BP 神经网络本构模型。结果表明, TA32 钛合金的流动应力与断后伸长率对温度和应变速率敏感, 应变速率敏感性指数随应变变量增加而减小, 随温度升高而增大。温度升高和变形程度增大促进了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变和两相晶粒长大, 应变速率降低使得两相晶粒有所长大。 β 相晶粒形貌随变形条件改变有显著变化, α 相晶粒则保持等轴状。TA32 钛合金的超塑性断裂模式为孔洞生长扩展导致的微孔聚集性断裂。相较于修正 Johnson-Cook 本构模型, BP 神经网络本构模型在大范围变形条件下的预测精度更高。

关键词: TA32 钛合金; 超塑性; 微观组织; 本构模型

中图分类号: TG146.23; TG115.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)10-3752-10

钛合金是一种具有优良综合力学性能的金属结构材料, 兼具质轻、耐热、耐蚀和生物相容性良好等特点, 广泛应用于军工、医疗器械和航空航天等领域^[1-3]。然而高超音速飞行器的机体结构和发动机零部件对材料的高温抗蠕变能力提出了更高要求, 传统钛合金已不能满足航空航天领域对高温钛合金的强烈需求。TA32 钛合金在 TA12 钛合金的基础上去除了稀土元素 Nd 并改变 Nb 等热强元素含量, β 相稳定元素含量低, 在 550 °C 下具备良好热强性与热稳定性, 是一种新型近 α 型耐高温钛合金^[4,5]。但变形抗力大、导热系数低等特性使得 TA32 钛合金在室温下难以加工出具有复杂几何形状的零件; 而高温下钛合金具有的优越超塑性变形能力为钛合金零部件的成形提供了可行的技术途径。因此, 研究 TA32 钛合金在不同变形条件下的超塑性变形宏观特性和本构模型对其超塑性成形工艺的选择具有重要意义。

目前, 各国学者已对不同钛合金的超塑性变形行为开展了研究, 刁仲驰等^[6]研究了 TC18 钛合金在温度 720~950 °C、初始应变速率 $6.7 \times 10^{-5} \sim 3.3 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 下的超塑性拉伸行为和微观组织演化, 阐明了 TC18 钛合金在两相区和单相区的超塑性变形机制。Yasmeen 等^[7]研究了 TA15 钛合金超塑性变形后不同应变变量下的微

观组织, 揭示了几何必须位错在超塑性变形过程中的重要作用, 从织构演化等角度讨论了超塑性变形机制。刘章光等^[8]通过 TA12 钛合金在温度 885~935 °C、应变速率 $8.3 \times 10^{-4} \sim 1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下的超塑性拉伸实验, 探讨了温度、应变速率和变形程度对两相晶粒尺寸和形貌演化的影响。Roy 等^[9]在相同变形条件下对 TC4 钛合金和 B 元素改性 TC4 钛合金进行了对比研究, 分析了 B 对 TC4 钛合金超塑性断裂机理的影响。Ma 等^[10]进行了 Ti-15Mo-3Al-2.7Nb-0.2Si 钛合金的高温拉伸实验, 构建了耦合应变量的 Arrhenius 本构模型及热加工图, 分析了不同变形条件下的微观组织和断口形貌。Mosleh 等^[11]分析了 TC4 钛合金在温度 800~900 °C、应变速率 $3 \times 10^{-4} \sim 3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下的超塑性单轴拉伸实验结果, 讨论了不同应变变量下的微观组织演化, 建立了幂函数形式和双曲正弦函数形式的 Arrhenius 本构模型。但当前国内对于新型 TA32 钛合金超塑性变形的研究仍较少, 国外研究几近没有。

本工作通过超塑性单向拉伸实验研究 TA32 钛合金在不同温度、不同初始应变速率下的力学行为, 采用扫描电子显微 (SEM) 等手段分析微观组织和断裂特点, 建立热变形过程的本构模型, 为 TA32 钛合金零件的超塑性成形工艺参数选取和工艺优化提供理论依据。

收稿日期: 2021-10-08

基金项目: 中央高校基本科研业务费 (FRF-BD-20-08A, FRF-TP-20-009A2); 北京科技大学顺德研究生院科技创新专项资金 (BK19CE008)

作者简介: 刘 杨, 男, 1997 年生, 硕士生, 北京科技大学机械工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332261, E-mail: yliu_ustb@126.com

1 实验

实验材料为厚度 2 mm 的 TA32 钛合金板材, β 相转变温度约 1005 °C。TA32 钛合金原始组织的金相显微镜 (OM) 图像如图 1a 所示, 黑色 β 相晶粒呈等轴或长条状, 沿灰白色等轴 α 相晶粒边界分布, 两相晶粒沿板材轧制方向 (RD) 有所伸长, 初生 α 相约占 85%。此外, α 相基体与 α/β 相边界弥散分布着大量细小的圆点状 $(\text{TiZr})_6\text{Si}_3$ 硅化物^[12]。TA32 钛合金原始组织的电子背散射衍射 (EBSD) 图像及晶粒尺寸分布如图 1b, 1c 所示, 可以看出多数晶粒呈等轴状, 部分晶粒呈块状, 大尺寸晶粒间分布着小尺寸晶粒, 晶粒尺寸分布不均匀。TA32 钛合金原始组织的能谱仪 (EDS) 分析结果如图 1d 所示, C 元素的谱峰为试样的喷碳处理所致, La 元素的谱峰为噪音峰, 重叠峰处的元素应为 Sn 和 Mo。进一步采用化学试剂法测得 TA32 钛合金具体化学成分 (质量分数, %) 为: Al 5.5, Sn 3.5, Zr 3.0, Mo 0.7, Si 0.3, Nb 0.4, Ta 0.4, 其余为 Ti。利用线切割方式沿板材轧向加工超塑性拉伸试样, 标距段尺寸 15 mm×7 mm×2 mm。用 400#~1500# 砂纸打磨试样表面以去除划痕与毛刺, 试样表面喷涂 LRA-15 氮化硼耐高温润滑离型涂料作为抗氧化剂, 以减小实验过程中试样表层氧化速率, 降低富氧 α 层的硬化对试样超塑性变形造成的影响。

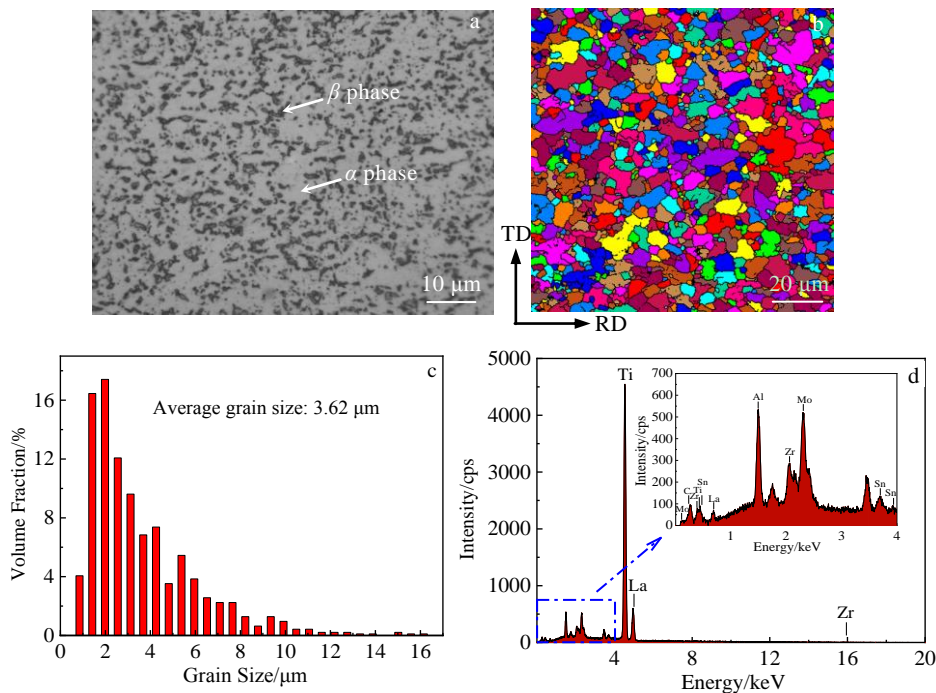


图 1 TA32 钛合金原始组织的 OM、EBSD 和 EDS 分析

Fig.1 Original microstructure of TA32 titanium alloy: (a) OM image, (b) EBSD image, (c) grain size distribution, and (d) EDS spectrum

超塑性拉伸实验在配备加热炉的 SHIMAZDU AGS-X 电子万能试验机上进行, 变形温度分别为 880、900、920 和 940 °C, 以平均升温速率 20 °C/min 加热, 在目标温度保温 5 min 后进行拉伸, 试样拉断后立即取样水淬。其中初始应变速率分别为 5×10^{-4} 、 1×10^{-3} 、 5×10^{-3} 和 1×10^{-2} s^{-1} 。将断后试样在距断口约 6 mm 处截断, 用于断口形貌观察; 在距断口约 14 mm 处截断, 用于微观组织观察。利用金属镶嵌料制样, 以 400#~5000# 砂纸逐步打磨, 再以金刚石研磨膏抛光, 配置 Kroll 试剂 ($\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:3:10$) 腐蚀试样 10 s 左右。采用 MV6000 金相显微镜和 JEOL JSM-6510A 扫描电子显微镜观察超塑性变形后的微观组织和断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 超塑性变形行为

图 2 为 TA32 钛合金在不同变形条件下的真应力-真应变曲线。可知, 拉伸初期的流动应力随应变增大而迅速升高, 这是因为材料内部急剧增殖的位错导致了显著的应变硬化效应。同时由于变形温度较高 ($T>0.5T_m$), 拉伸初期也发生了少量的动态回复和动态再结晶, 但应变硬化保持主导地位。而在应变约 0.1 时, 流动应力曲线开始趋于水平, 这是因为畸变能的积聚增大驱动了动态再结晶的发生, 无畸变的细小晶粒逐渐形核而成, 同时与动态回复共同作用, 使得位

错密度降低，材料中的软化效应开始增强，流动应力的增幅开始降低。随着应变的进一步增大，流动应力曲线依据超塑性流变特征的不同可分为 3 类^[13]。在温度 880~920 °C、初始应变速率 $5 \times 10^{-3} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下，材料在动态回复、动态再结晶的作用下不断软化，流动应力下降；在温度 880~900 °C、初始应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 和温度 940 °C、初始应变速率 $5 \times 10^{-3} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下，材料中位错塞积、晶粒长大诱发的应变硬化和位错湮灭、动态回复导致的应变软化达到了动态平衡，流动应力曲线趋于水平；在温度 880~940 °C、初始应变速率 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 和温度 920~940 °C、初始应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下，初始应变速率较低，材料处于高温环境的时间过长，会使晶粒的长大速率高于动态再结晶使得晶粒细化的速率，两相晶粒充分粗化，晶界滑动和晶粒转动减少，以致合金的持续硬化，流动应力随应变增大而不断增大，直至试样断裂前夕达到应力峰值。

此外，图 2 中相同应变下的流动应力随温度的升高而降低，这是由于温度的升高使得位错运动更为活跃，位错增殖速率与位错密度相对降低，流动应力下降；相同应变下的流动应力随应变速率的升高而增大，这是因为应变速率较高时，位错迅速增殖而塞

积严重，需要更大的拉伸载荷以克服材料内部的临界切应力。

表 1 为 TA32 钛合金在不同变形条件下的断后伸长率，其中在温度 940 °C、初始应变速率 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下有最大断后伸长率 949%。可知，断后伸长率随温度升高而增大，这是因为更高的温度下原子动能增大，空位扩散与原子扩散效应增强，晶界滑动增多，断后伸长率得以提高^[8]。断后伸长率随应变速率改变而呈现出复杂的变化趋势，这是由于高应变速率促进位错纠缠而阻碍位错攀移、交滑移，应变硬化难以消除，应力集中不能及时松弛，材料塑性变形能力下降或波动；低应变速率下微孔洞有充足的时间聚集连接、扩散长大，易在某处集中发展而致使材料过早断裂，且晶粒的持续合并长大相对减小了晶界面积，阻碍了剪切应力作用下发生的晶粒间相对滑动，这也使得材料塑性变形困难、延展性降低。

基于工程意义的应变速率敏感性指数 m 是表征材料超塑性变形时抗颈缩能力的重要特征参数。 m 值范围为 0 到 1 时，一般认为 m 值越大，材料的抗颈缩能力、超塑性变形能力越好。利用三次多项式拟合不同变形条件下的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 散点数据，再求取微分即可得到如表 2 所示的 TA32 钛合金在不同变形条件下的 m

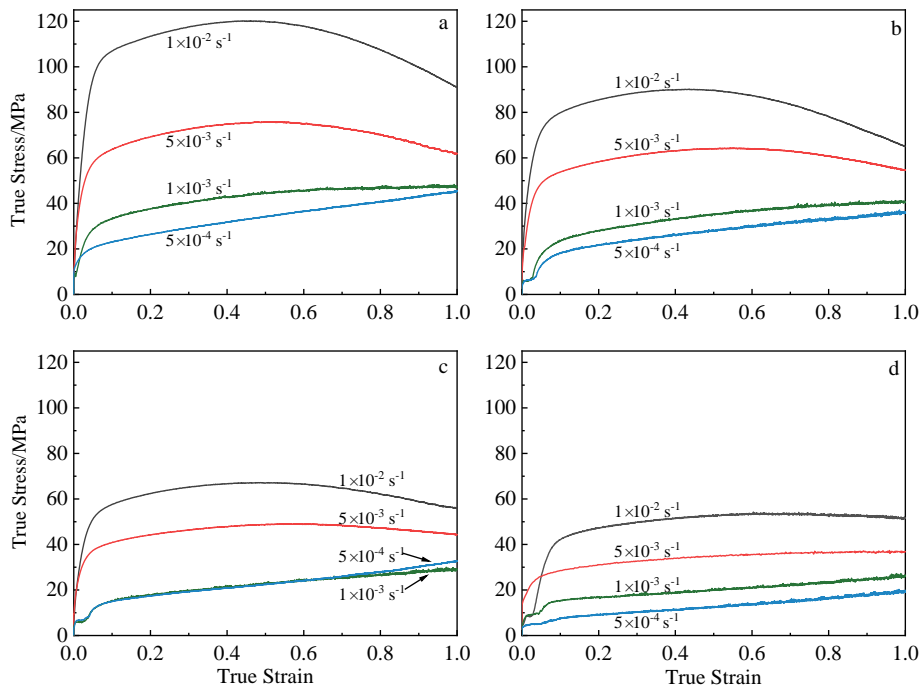


图 2 TA32 钛合金在不同温度和初始应变速率下的真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of TA32 titanium alloy at different temperatures and initial strain rates: (a) 880 °C, (b) 900 °C, (c) 920 °C, and (d) 940 °C

表 1 TA32 钛合金不同变形条件下的断后伸长率

Table 1 Elongation (%) of TA32 titanium alloy under different deformation conditions

$\dot{\epsilon} / s^{-1}$	880 °C	900 °C	920 °C	940 °C
5×10^{-4}	610	654	882	894
1×10^{-3}	585	676	774	769
5×10^{-3}	322	331	331	949
1×10^{-2}	328	309	352	662

值。可知, m 值随应变增大而减小, 一方面是因为变形量的增加促进了 β 相体积分数的增大, 材料内部原有的变形协调过程难以持续, β 相变形时晶内位错滑移增多, β 相得以承担部分塑性变形, 材料晶界滑动减少, m 值

减小; 另一方面, 变形过程中不断萌生、长大的微孔洞也会降低材料塑性变形能力, 继而 m 值减小^[14]。而在温度 900 °C、初始应变速率 $5 \times 10^{-4} s^{-1}$ 等条件下, m 值随应变增加而减小的量相对较小, TA32 钛合金变形的难易程度波动较小, 能够具有更好的可加工性并在随后的变形过程中呈现出更高的伸长率。 m 值整体上随温度升高而增大, 其中 940 °C 下的 m 值均值最大, 达到 0.47, 这与 TA32 钛合金在高温下呈现出更高断后伸长率的现象相吻合, 即高温下更利于晶界滑动机制的进行, 促使了 m 值增大。有研究表明^[10], 当 m 大于 0.3 时, 意味着明显的动态再结晶效应, 同时晶界滑动机制占据重要地位; m 为 0.2~0.3 时, 对应着动态回复效应。

表 2 TA32 钛合金不同变形条件下的应变速率敏感性指数 (m)

Table 2 Strain rate sensitivity exponent (m) of TA32 titanium alloy under different deformation conditions

ϵ	900 °C				$1 \times 10^{-3} s^{-1}$			
	$5 \times 10^{-4} s^{-1}$	$1 \times 10^{-3} s^{-1}$	$5 \times 10^{-3} s^{-1}$	$1 \times 10^{-2} s^{-1}$	880 °C	900 °C	920 °C	940 °C
0.1	0.30	0.43	0.57	0.56	0.42	0.43	0.32	0.70
0.2	0.35	0.39	0.52	0.59	0.40	0.39	0.29	0.62
0.3	0.37	0.38	0.48	0.57	0.37	0.38	0.27	0.56
0.4	0.34	0.35	0.47	0.56	0.34	0.35	0.26	0.53
0.5	0.34	0.33	0.44	0.54	0.30	0.33	0.23	0.48
0.6	0.33	0.31	0.40	0.50	0.26	0.31	0.20	0.42
0.7	0.23	0.27	0.38	0.44	0.21	0.27	0.17	0.42
0.8	0.29	0.25	0.32	0.41	0.17	0.25	0.12	0.36
0.9	0.26	0.22	0.27	0.36	0.10	0.22	0.07	0.32
1.0	0.17	0.16	0.23	0.30	0.05	0.16	0.02	0.28

通过求取不同变形条件下的拟合 $\ln \epsilon - \ln \sigma$ 散点数据的四次多项式的微分, 可得表达 TA32 钛合金均匀变形能力的应变硬化指数 n , 如图 3 所示。由图 3a 可知, 900 °C 下 n 值随应变速率的升高而减小。其中初始应变速率 $5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-3} s^{-1}$ 条件下的 n 值随应变增大而波动较小, 说明 TA32 钛合金始终具有良好的均匀变形能力, 这与图 2 中真应力-真应变曲线和表 2 中 m 值的变化趋势相吻合; 而 $5 \times 10^{-3} \sim 1 \times 10^{-2} s^{-1}$ 条件下的 n 值随应变量的增大而大幅下降以致多为负数, 说明变形过程以动态软化机制为主。由图 3b 可知, 初始应变速率 $1 \times 10^{-3} s^{-1}$ 条件下高温 (920 °C 左右及以上) 时的 n 值整体上较低温 (900 °C 及以下) 时更高, 且高温时的 n 值随应变增加而明显增大, 佐证了 TA32 钛合金在高温、低应变速率下变形时的应变硬化现象。结合表 2 与图 3 可以看出, 变化趋势平稳且取值范围均为 0.1~0.5 的 m 、 n 值往往意味着良好的合金塑性变形能力。

2.2 变形参数对微观组织的影响

图 4 为 TA32 钛合金在初始应变速率 $1 \times 10^{-3} s^{-1}$ 、

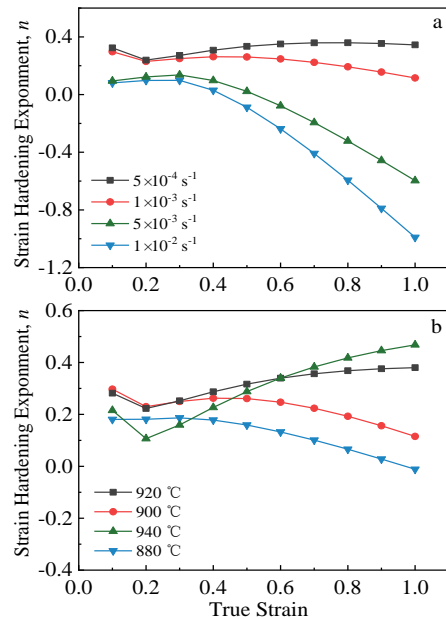


图 3 TA32 钛合金不同变形条件下的应变硬化指数 (n)
Fig.3 Strain hardening exponent (n) of TA32 titanium alloy under different deformation conditions: (a) 900 °C and (b) $1 \times 10^{-3} s^{-1}$

温度880~940 °C条件下的微观组织。可知，880 °C下 α 相基体的晶间和 α/β 相的相间出现细小 β 相晶粒，发生少量 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变，试样的微观组织形貌和原始组织相差较小，如图4a所示。随着温度进一步升高， α 相晶粒有所长大，形貌维持等轴状； β 相晶粒显著增大，形貌由长条状转变为等轴状。这是因为 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变随温度升高而增多， α 相体积分数降低， β 相则在原始 β 相基础上生长， β 相晶粒不断合并长大，非等轴晶粒在动态再结晶作用下破碎并重新形核长大为等轴晶粒， β 相由破碎转变为连续，而初始应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下保温时间相对较长，原子扩散迁移、晶界移动效应更强，也促进了两相晶粒长大。此外，高温下 β 相所拥有的高于 α 相的晶界扩散速率又使得 β 相晶粒相对快速地长大。值得注意的是，超塑性变形过程中 α 相和 β 相会同时变形并且二者间发生竞争性的动态再结晶^[15]。

结合表 1 与图 4 可知，920~940 °C下的断后伸长率相对较高，尤其在 920 °C下，相对适宜的两相比例使得两相相互抑制晶粒长大，利于超塑性变形，此时断后伸长率有极大值 774%^[6,16]。

图 5 为 TA32 钛合金在温度 900 °C、初始应变速率 $5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下的微观组织。可知，两相晶粒尺寸随应变速率的降低而增大，这是因为较低初始应变速率 ($5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 下充分进行的动态再结晶使得更多无畸变的细小等轴晶粒在晶界附近形核，但长时间的高温变形又促使了原子运动和晶界移动，继而使得动

态再结晶晶粒不断聚合长大；较高初始应变速率 ($5 \times 10^{-3} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) 下储能的积聚能够促使动态再结晶形核速率提高，但较快的变形速度又使得动态再结晶晶粒未能充分合并长大。 β 相占比随应变速率的降低而略有增大，说明应变速率变化并非 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变的主要诱因。此外，对比图 4 与图 5 可以看出，相较于温度，应变速率对 β 相晶粒形貌和尺寸的影响更小。

图 6 为 TA32 钛合金在温度 940 °C、初始应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下超塑性拉伸后，试样的夹持区域（未变形区域）、中间区域（变形区域）和断口附近（大变形区域）的微观组织。可知，夹持区域相较原始组织仅经历了加热、保温和水淬的过程，以静态再结晶效应为主， β 相占比增加较少，条状 β 相晶粒略有粗化、长大，形貌开始趋于等轴状，如图 6a 所示。当变形程度进一步增大时， β 相晶粒转为等轴状， β 相占比以及两相晶粒尺寸不断增大，说明变形程度的增大促进了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变和两相晶粒的合并长大。结合图 4 与图 6 可知， $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变受温度与变形程度的共同影响，温度越高、变形程度越大， $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变越显著^[17]。 α 相晶粒尺寸随变形程度变化而有明显改变，但形貌始终保持等轴状，这是由于密排六方结构的 α 相相较体心立方结构的 β 相具有更少的滑移系， α 相相较 β 相更加难以变形， β 相则更易在拉伸载荷的作用下沿拉伸方向伸长变形，这也是图 4、图 5 中 α 相晶粒始终保持等轴状的原因之一。

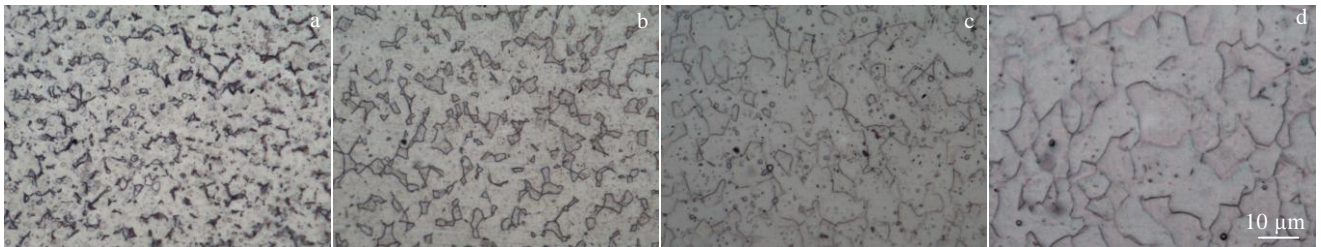


图 4 不同温度下初始应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的 TA32 钛合金微观组织

Fig.4 Microstructures of TA32 titanium alloy at different temperatures and initial strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$: (a) 880 °C, (b) 900 °C, (c) 920 °C, and (d) 940 °C

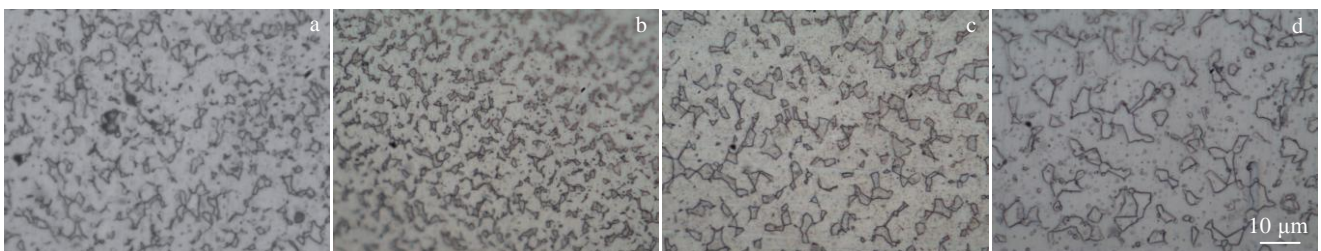


图 5 不同初始应变速率下温度为 900 °C 的 TA32 钛合金微观组织

Fig.5 Microstructures of TA32 titanium alloy at different initial strain rates and temperature of 900 °C: (a) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, (b) $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, (c) $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, and (d) $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

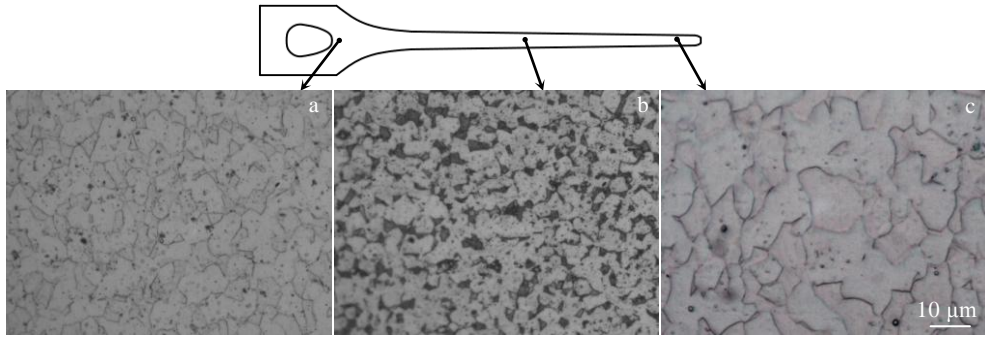


图 6 温度940 ℃、初始应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下不同变形位置的TA32钛合金微观组织

Fig.6 Microstructures of TA32 titanium alloy at different deformation positions under temperature of 940 ℃ and initial strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$: (a) grip, (b) middle, and (c) near fracture

图 7 为 TA32 钛合金在初始应变速率 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、温度 880~920 ℃ 条件下的断口形貌。可以看出，超塑性变形后的断口处密布尺寸不一的孔洞和等轴状韧窝，呈现出韧性断裂特征。图 7a 所示断口为尺寸较小的蜂窝状韧窝且几乎不存在大尺寸孔洞，图 7b、7c 所示断口多为内壁平整、整体浑圆的大尺寸韧窝以及部分大尺寸孔洞，材料的晶界滑动与晶间断裂特征明显^[18]。可知，随着温度的升高，孔洞、韧窝的

数量减少，深度和尺寸增大，说明 TA32 钛合金的塑性变形能力随温度升高而趋好，这与表 1 所示的断后伸长率吻合。图 8 为 TA32 钛合金在温度 880 ℃、初始应变速率 $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下的断口形貌，图 8c 中出现了撕裂状韧窝。可知，随着应变速率的降低，韧窝的尺寸增大而数量减少，部分孔洞显著聚合长大，说明 TA32 钛合金的塑性变形能力随应变速率降低而趋好。

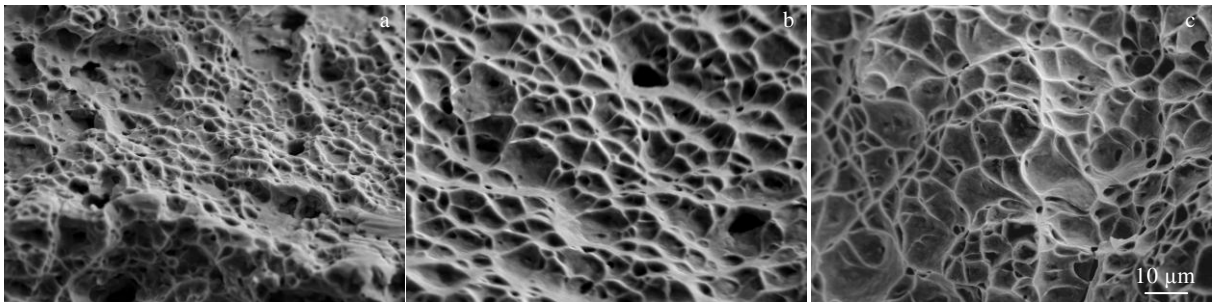


图 7 不同温度下初始应变速率为 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的TA32钛合金断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies of TA32 titanium alloy at different temperatures and initial strain rate of $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$: (a) 880 ℃, (b) 900 ℃, and (c) 920 ℃

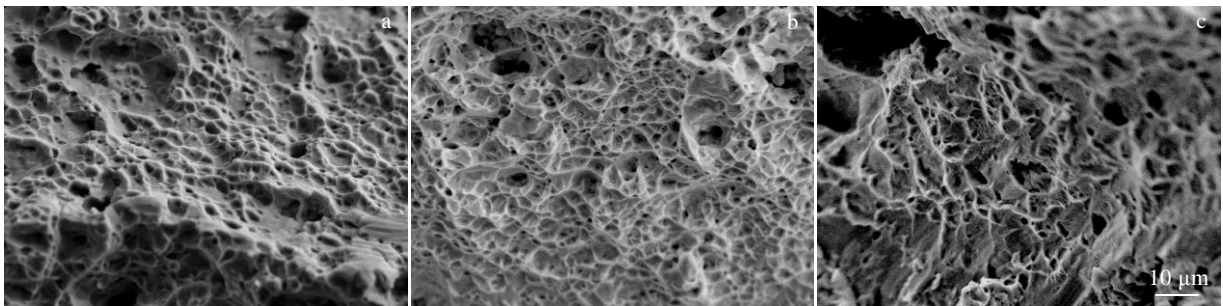


图 8 不同初始应变速率下温度为880 ℃的TA32钛合金断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of TA32 titanium alloy at different initial strain rates and temperature of 880 ℃: (a) $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, (b) $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, and (c) $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

断口处孔洞的形成是因为超塑性变形过程中 α 相的晶间与 α/β 相的相间位错堆积，局部应力高度集中，晶界滑动不协调而界面脱离，晶界滑动、晶粒重排过程中产生的孔隙得不到其余物质的弥合补充，微小孔洞形成并不断长大，且晶界滑动越多、扩散效应越强，孔洞尺寸越大。而大量孔洞与韧窝的相互合并长大最终会使材料某一横截面微孔洞聚合连接到一定比例而发生宏观拉伸断裂。可以推断，TA32钛合金的超塑性断裂机理为微孔洞聚合连接而导致的微孔聚集性断裂。

2.3 本构模型的建立及求解

Lin等^[19]提出了一种修正Johnson-Cook (JC) 本构模型，该模型耦合了温度和应变速率对材料流动动力学行为的影响，利用多项式表达应变硬化效应，模型表达式如下：

$$\sigma = (A + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2 + B_3\varepsilon^3) \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \cdot \exp \left\{ \left[\lambda_1 + \lambda_2 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] (T - T_0) \right\} \quad (1)$$

式中， σ 为真应力，MPa； ε 为真应变； $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率， s^{-1} ； $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变速率， s^{-1} ； T 为变形温度，K； T_0 为参考温度，K； A 、 B_1 、 B_2 、 B_3 、 C 、 λ_1 和 λ_2 为材料参数。

式(1)右侧第1项为多项式表达的应变硬化部分，第2项为应变速率硬化部分，第3项为耦合应变速率硬化和热软化的部分。当前已有学者将该模型用于钛合金高温流变行为的预测^[20,21]。

本研究进行参数拟合与求解时，利用了在各变形条件下的真应力-真应变曲线中选取的应力应变实验数据（应变量范围0.05~1，间隔量0.05），共320组数据。参考应变速率和参考温度分别取 $1 \times 10^{-3} s^{-1}$ 和 1173.15 K（900 °C）。在参考应变速率和参考温度条件下利用三次多项式拟合对应的真应力-真应变曲线，可得 A 、 B_1 、 B_2 和 B_3 的值；在参考温度条件下利用线性拟合方法求取 $\ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0) - \sigma / (A + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2 + B_3\varepsilon^3)$ 的斜率可得 C 值；

在不同初始应变速率条件下利用线性拟合方法求取 $(T - T_0) - \ln \left\{ \sigma / (A + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2 + B_3\varepsilon^3) [1 + C \ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)] \right\}$ 的斜率，再利用线性拟合方法可得 λ_1 和 λ_2 的值。

所建立的修正Johnson-Cook本构模型如下：

$$\sigma = (18.104 + 56.936\varepsilon - 55.502\varepsilon^2 + 21.447\varepsilon^3) \cdot \exp \left\{ \left[-0.0138 + 0.000964 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] (T - T_0) \right\} \cdot \left[1 + 0.555 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \quad (2)$$

误差反向传播网络又称BP神经网络 (BPNN)，其无需复杂数学模型即可建立精确金属材料本构模型，能够反映各种因素对流动应力的影响^[22]。利用MATLAB神经网络工具箱训练、构建BP神经网络本构模型。所构建的BP神经网络结构为3层（输入层、隐含层、输出层），如图9所示。输入层包含3个神经元，分别为温度 T 、初始应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 和真应变 ε ；隐含层包含10个神经元；输出层包含1个神经元，即预测应力 σ 。选取的320组数据中的70%用于训练神经网络，30%用于检验神经网络的训练效果和准确性。输入、输出参数未作归一化处理，经多次测试，神经网络的收敛性与精度未受影响。

为了定量地对本构模型的预测能力进行评估，计算了相关系数 R 和平均相对误差绝对值 (AARE)。图10a~10d为2种本构模型的预测值（点）与实验值（曲线）的对比，图10e~10h表示了2种本构模型的预测能力。修正Johnson-Cook本构模型的 R 为0.920，AARE为15.15%；BP神经网络本构模型的 R 为0.998，AARE为4.26%。可知，修正Johnson-Cook本构模型仅能在参考应变速率条件下展现出较好的预测能力，对材料在较高应变速率下的应变硬化和软化现象的预测精度则较差，不同变形条件下的预测应力-应变曲线往往贴近于

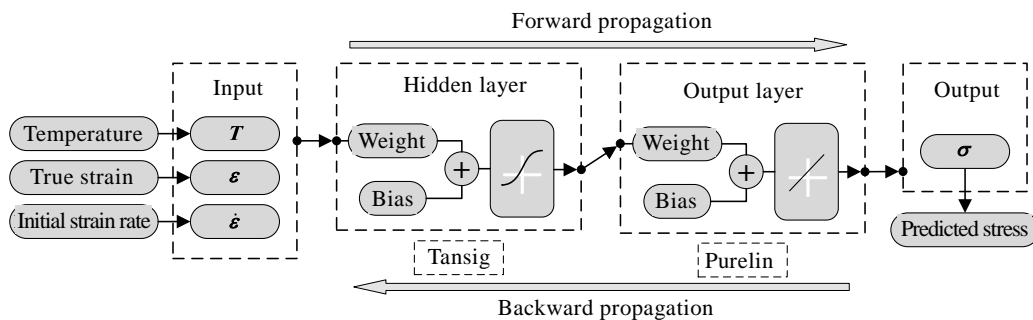


图 9 BP神经网络结构

Fig.9 Structure of BP neural network

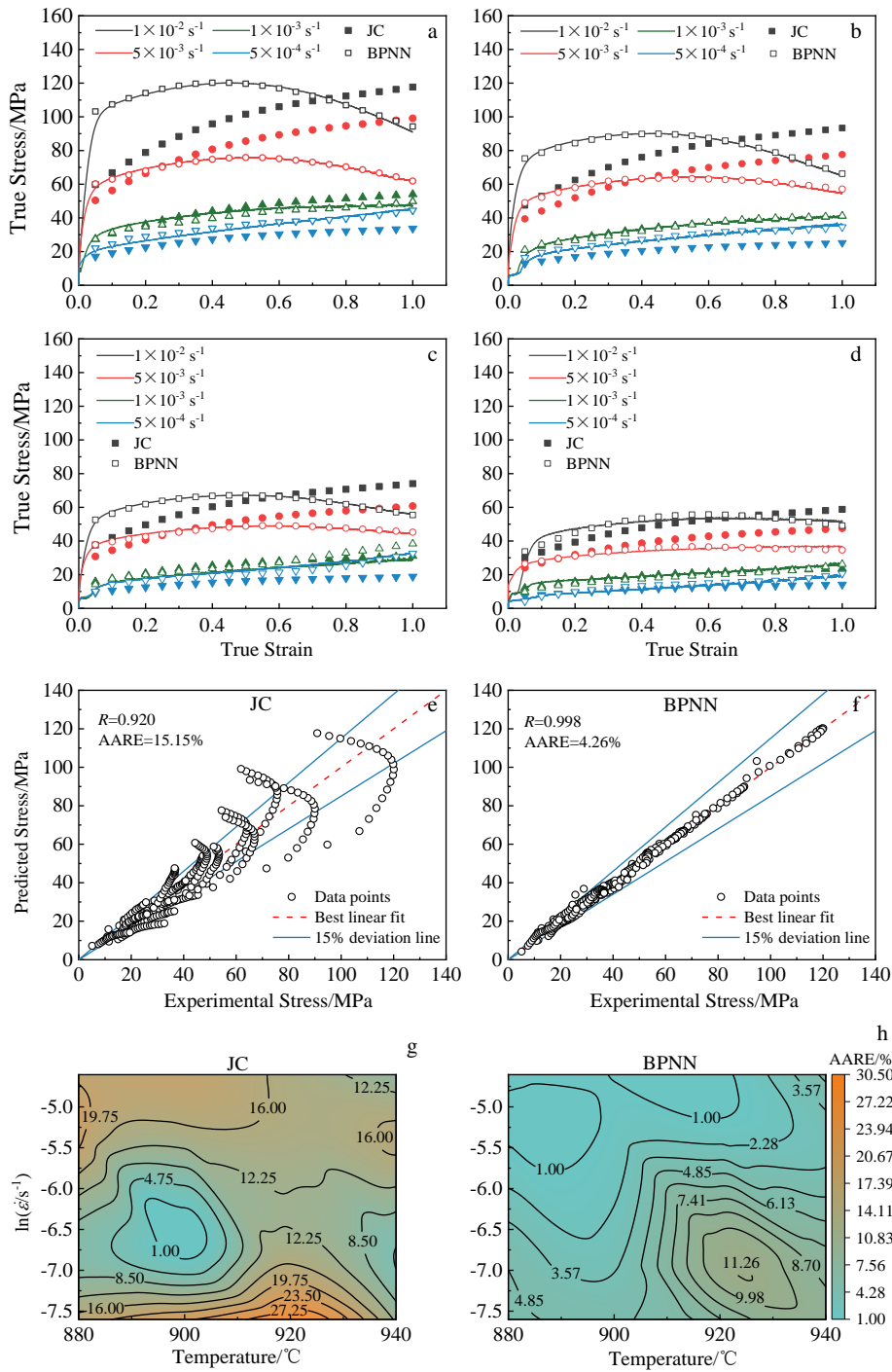


图 10 本构模型预测值(点)与实验值(曲线)的对比及误差

Fig.10 Comparison and error between predicted values (points) of constitutive model and experimental results (curves): (a) 880 °C, (b) 900 °C, (c) 920 °C, and (d) 940 °C; (e, f) correlation between predicted and experimental values; (g, h) error between predicted and experimental values

参考变形条件下的实验应力-应变曲线。这是Johnson-Cook本构模型的固有缺陷,会使得模型具有一定的误差,说明该模型还需对应变硬化、应变速率硬化等效应作进一步的耦合与修正,或引入软化效应。基于

MATLAB工具箱的BP神经网络的训练时间小于1 s,模型构建过程更加简单高效,所建立的BP神经网络本构模型泛化能力良好,在大范围变形条件下具有良好的预测精度。

3 结 论

1) TA32钛合金在温度880~940 °C、初始应变速率 $5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下具有超塑性, 最大断后伸长率达949%, 断后伸长率与流动应力对温度和应变速率敏感。TA32钛合金的 m 值随应变变量增加而减小, 材料变形难度增大; 随温度升高而增大, 材料变形难度减小, 温度940 °C下TA32钛合金具有最好的可加工性。 m 、 n 值范围为0.1~0.5时TA32钛合金具有较好的均匀变形能力和更稳定的流变过程。

2) 随着温度升高和变形程度的增大, 促进了TA32钛合金的 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变和两相晶粒长大, β 相晶粒由长条状转变为等轴状。应变速率降低促使动态再结晶后的两相晶粒有所长大, 应变速率对 β 相晶粒的长大和 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变的影响小于温度。随着温度升高和应变速率降低, 断口处韧窝、孔洞的尺寸和深度增大。TA32钛合金超塑性断裂模式为孔洞长大连接导致的微孔聚集性断裂。

3) 建立的TA32钛合金修正Johnson-Cook本构模型和BP神经网络本构模型的相关系数分别为0.920和0.998, 平均相对误差绝对值分别为15.15%和4.26%。修正Johnson-Cook本构模型预测精度高度依赖于模型公式中的应变硬化项, 仅能在参考应变速率条件下展现出较好预测能力, 对较高应变速率下的应变硬化和软化现象的预测能力较差; BP神经网络本构模型能更准确地预测TA32钛合金在大范围变形条件下的流变行为。

参考文献 References

- [1] Jin Hexi(金和喜), Wei Kexiang(魏克湘), Li Jianming(李建国) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(2): 280
- [2] Niu Jingzhe(牛京喆), Sun Zhonggang(孙中刚), Chang Hui(常辉) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1697
- [3] Lin Junhui(林俊辉), Dan Zhenhua(谈振华), Lu Jiafei(陆嘉飞) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 1090
- [4] Liu Z G, Li P J, Geng L L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 699: 71
- [5] Wang Qingjiang(王清江), Liu Jianrong(刘建荣), Yang Rui(杨锐) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4): 1
- [6] Diao Zhongchi(刁仲驰), Yao Zekun(姚泽坤), Shen Jingyuan(申景园) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2017, 45(5): 80
- [7] Yasmeen T, Zhao B, Zheng J H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 788: 139 482
- [8] Liu Zhangguang(刘章光), Li Jianhui(李建辉), Li Peijie(李培杰) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2017, 41(12): 1285
- [9] Roy S, Suwas S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 574: 205
- [10] Ma L X, Wan M, Li W D *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 808: 151 759
- [11] Mosleh A O, Mikhaylovskaya A V, Kotov A D *et al.* *Materials*[J], 2019, 12(11): 1756
- [12] Cheng C, Chen Z Y, Li H E *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 800: 140 362
- [13] Yasmeen T, Shao Z T, Zhao L *et al.* *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2019, 164: 105 178
- [14] Li Bo(李波), Zhang Pei(张沛). *Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2015, 40(6): 108
- [15] Shen J Y, Sun Y, Ning Y Q *et al.* *Materials Characterization* [J], 2019, 153: 304
- [16] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 284(1-2): 184
- [17] Zhang X H, Zhao Y Q, Zeng W D. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(2): 391
- [18] Guo Hongzhen(郭鸿镇), Zhang Wei(张维), Zhao Zhanglong(赵张龙) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(12): 1935
- [19] Lin Y C, Chen X M, Liu G. *Material Science and Engineering A*[J], 2010, 527(26): 6980
- [20] Cai J, Wang K S, Zhai P *et al.* *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2015, 24(1): 32
- [21] Ji H C, Peng Z S, Pei W C *et al.* *Materials Research Express*[J], 2020, 7(4): 46 508
- [22] Wang C H, Sun Z H, Zhao J Q *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(6): 1885

Superplastic Deformation Behavior and Constitutive Model of TA32 Titanium Alloy

Liu Yang^{1,2}, Li Zhiqiang³, Zhao Bing³, Yang Tao^{1,2,4}, Sun Chaoyang^{1,2,4}

(1. School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Beijing Key Laboratory of Lightweight Metal Forming, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(3. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

(4. Shunde Graduate School, University of Science and Technology Beijing, Foshan 528000, China)

Abstract: The mechanical behavior and microstructure evolution of TA32 titanium alloy during superplastic deformation were investigated by uniaxial tensile tests at different temperatures (880~940 °C) and initial strain rates ($5 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). The modified Johnson-Cook constitutive model and BP neural network constitutive model were established. The results indicate that the flow stress and elongation of TA32 titanium alloy are sensitive to temperature and strain rate. The strain rate sensitivity exponent decreases with the increase of strain and increases with the increase of temperature. Increase of temperature and deformation degree promotes the α to β phase transformation and the grain growth of the two phases. Decrease of strain rate moderately increases the grain size of the two phases. The morphology of β phase grains changes significantly with the change of deformation conditions, while α phase grains remains equiaxed. The superplastic fracture mode of TA32 titanium alloy is microporous aggregation fracture caused by the growth and coalesce of cavities. The prediction accuracy of BP neural network constitutive model is higher than that of modified Johnson-Cook constitutive model under large scale deformation condition.

Key words: TA32 titanium alloy; superplasticity; microstructure; constitutive model

Corresponding author: Sun Chaoyang, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332261, E-mail: suncy@ustb.edu.cn