

## Ti60 钛合金超塑变形行为及本构模型

廖子颖<sup>1</sup>, 李保永<sup>1</sup>, 刘伟<sup>1</sup>, 秦中环<sup>1</sup>, 吴迪鹏<sup>2</sup>, 武永<sup>2</sup>

(1. 北京航星机器制造有限公司, 北京 100013; 2. 南京航空航天大学 机电学院, 江苏 南京 210016)

**摘要:** 为确定 Ti60 钛合金的超塑变形行为, 促进 Ti60 钛合金工程化应用, 进行了 Ti60 钛合金在变形温度为 880~960 °C 和应变速率为 0.0001~0.01 s<sup>-1</sup> 条件下的超塑拉伸试验。结果表明: Ti60 钛合金在 960 °C、0.001 s<sup>-1</sup> 条件下的伸长率达到最大值, 为 365%; 在较低应变速率 (0.001 和 0.0001 s<sup>-1</sup>) 条件下, 材料呈现明显的应变硬化, 在较低变形温度 (880 °C)、较高应变速率 (0.01 s<sup>-1</sup>) 条件下, 材料出现应力软化; 当变形温度一定时, 随着应变速率的降低, 峰值应力降低。基于 Arrhenius 方程构建了本构模型, 并提出不区分流动应力水平直接求解 Arrhenius 方程的方法, 引入应变变化修正 Arrhenius 方程。修正 Arrhenius 方程的理论计算值与试验值的相关系数  $R$  为 0.9914, 平均相对误差为 6.62%, 计算结果与试验结果误差在可接受范围内, 为采用 Ti60 钛合金进行复杂构件超塑成形提供数据支撑。

**关键词:** Ti60 钛合金; 高温钛合金; 超塑性; 本构模型; Arrhenius 方程

**DOI:** 10.13330/j.issn.1000-3940.2024.08.033

**中图分类号:** TG131

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1000-3940 (2024) 08-0249-06

## Superplastic deformation behavior and constitutive model on Ti60 titanium alloy

Liao Ziyang<sup>1</sup>, Li Baoyong<sup>1</sup>, Liu Wei<sup>1</sup>, Qin Zhonghuan<sup>1</sup>, Wu Dipeng<sup>2</sup>, Wu Yong<sup>2</sup>

(1. Beijing Hangxing Machine Manufacturing Co., Ltd., Beijing 100013, China;

2. College of Mechanical and Electrical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

**Abstract:** To determine the superplastic deformation behavior of Ti60 titanium alloy and promote its engineering application, superplastic tensile tests were conducted on Ti60 titanium alloy at the deformation temperatures of 880~960 °C and the strain rates of 0.0001~0.01 s<sup>-1</sup>. The results show that the elongation of Ti60 titanium alloy reaches its maximum value in the condition of 960 °C and 0.001 s<sup>-1</sup>, which is 365%. At lower strain rates (0.001 and 0.0001 s<sup>-1</sup>), the material exhibits significant strain hardening, while at lower deformation temperature (880 °C) and higher strain rate (0.01 s<sup>-1</sup>), the material exhibits stress softening. When the deformation temperature is constant, the peak stress decreases with the decreasing of strain rate. Based on the Arrhenius equation, a constitutive model is constructed, and a method for directly solving the Arrhenius equation without distinguishing the flow stress level is proposed. The strain change is introduced to modify the Arrhenius equation. The correlation coefficient  $R$  between the theoretical calculation value of the modified Arrhenius equation and the test value is 0.9914, with an average relative error of 6.62%. The error between the calculated and test results is within an acceptable range, which provides the data support for the use of Ti60 titanium alloy in complex component superplastic forming.

**Key words:** Ti60 titanium alloy; high temperature titanium alloy; superplasticity; constitutive model; Arrhenius equation

高温钛合金具备高比强度和良好的热稳定性, 随着航空航天技术的发展, 其在航空航天装备上的应用越发广泛<sup>[1-2]</sup>。Ti60 钛合金是在 IMI834 合金的基础上开发的近  $\alpha$  型高温钛合金, 加入了更多的 Si

元素和少量的 Ta 元素以改善高温蠕变和持久性能, 能在 600 °C 下长时间服役<sup>[3]</sup>, 已在飞机发动机压气机叶片、轮盘、鼓筒以及整体叶盘等关键零部件上得到应用<sup>[4-5]</sup>。

高温钛合金的室温成形性差, 通常在高温下变形以发挥其优越的超塑变形能力<sup>[6]</sup>。高温钛合金超塑变形行为受到多种因素影响, 主要有材料晶粒大小、织构强度、位错密度<sup>[7-8]</sup>和变形温度、应变速率、应变量<sup>[9-10]</sup>等。对试验数据进行处理并建立本构模型, 能够预测不同条件下高温钛合金的变形行为, 结合有限元仿真技术可分析复杂零件成形。

收稿日期: 2023-12-20; 修订日期: 2024-03-27

基金项目: 国家重点研发计划资助项目 (2023YFB3407000);

国防基础科研计划 (JCKY2021204A004)

作者简介: 廖子颖 (1998-), 男, 硕士研究生

E-mail: 1821946291@qq.com

通信作者: 李保永 (1984-), 男, 博士, 正高级工程师

E-mail: libaoyonght239@163.com

Mosleha A O 等<sup>[11]</sup>对 Ti-6Al-4V 合金采用不同的方法构建本构模型,结果表明利用神经网络算法构建的模型优于修正 Johnson-Cook 模型。叶玉刚等<sup>[2]</sup>进行了不同应变速率下 Ti60 钛合金的热压缩试验,基于 Arrhenius 本构方程并引入应变补偿建立本构模型,模型计算结果与试验结果一致。

随着航空航天技术的发展,耐高温性能和轻量化要求越发严苛,采用高温钛合金板材成形轻质高强复杂中空构件已有相关应用<sup>[12]</sup>,但将更耐高温的 Ti60 钛合金应用于复杂中空构件制造少见报道。因此,研究 Ti60 钛合金的超塑性变形行为和本构模型对其工程化应用具有重要意义。

1 试验材料及方法

本文采用厚度为 2.0 mm 的 Ti60 钛合金热轧退火态板材,主要化学成分如表 1 所示,原始板材微观组织如图 1 所示。设计如图 2 所示的超塑拉伸试样,其中, RD 为板材轧制方向, TD 为垂直板材轧制方向,沿板材轧制方向 (RD) 线切割得到试样,对试样进行仔细打磨,为避免试样在高温时发生氧化,在试样表面涂抹玻璃防护润滑剂。试验在配有高温炉的三思纵横 UTM5504X 型电子万能试验机上进行。在 880~960 ℃ 范围内,以  $1\times 10^{-4}\sim 1\times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$  的恒定应变速率进行超塑拉伸试验。高温炉预热至试验温度后放入试样,待高温炉回温至试验温度后保温 5 min,然后按预先设定的程序进行恒应变速率拉伸。

表 1 Ti60 钛合金的主要化学成分 (%, 质量分数)

Table 1 Main chemical compositions of Ti60 titanium alloy  
(%, mass fraction)

Al	Sn	Zr	Mo	Si	Nb	Ta	C	Ti
5.2~	3.0~	2.5~	0.2~	0.2~	0.2~	0.7~	0.04~	余量
6.5	4.5	4.0	1.2	0.6	0.7	1.5	0.08	

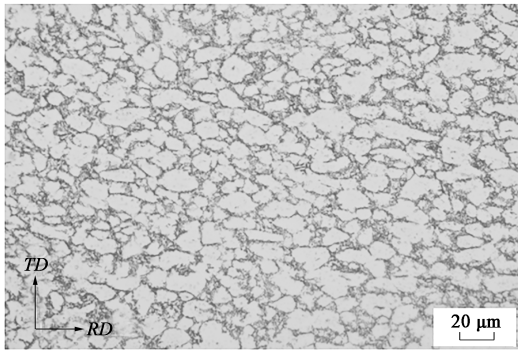


图 1 原始板材微观组织

Fig. 1 Microstructure of original sheet

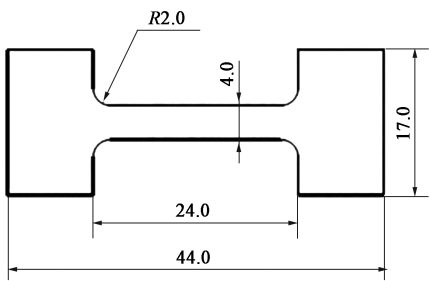


图 2 试样尺寸示意图

Fig. 2 Schematics diagram of specimen dimensions

2 结果与讨论

2.1 超塑变形行为

Ti60 钛合金在变形温度为 880~960 ℃、应变速率为  $0.0001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$  条件下超塑性拉伸后的真应力-真应变曲线如图 3 所示。可以看出,不同变形条件下的真应力-真应变曲线虽然有所差异,但整个变形过程可大致分为 3 个阶段<sup>[13]</sup>,以 940 ℃、 $0.01\text{ s}^{-1}$  条件下的曲线为例,如图 3f 所示,主要包括 I 稳定变形阶段 (忽略弹性变形阶段)、II 准稳定变形阶段和 III 集中性失稳阶段。

稳定变形阶段 I 内,流动应力随应变的增大而迅速升高,呈现出明显的加工硬化;随着应变的增大, Ti60 钛合金进入 II 准稳定变形阶段,出现分散性失稳,但由于应变强化和应变速率敏感性的作用,局部细颈不断扩散、转移,使得流动应力变化缓慢,流动应力曲线趋于水平。此阶段内,不同变形条件下,流动应力随应变增大的变化不同。在 880 ℃、 $0.01\text{ s}^{-1}$  条件下,流动应力随应变的增大而缓慢减小;在 900~960 ℃、 $0.01\text{ s}^{-1}$  条件下,流动应力曲线接近于水平,在 II 阶段的末端曲线逐渐下降;在 880~960 ℃、 $0.0001\sim 0.001\text{ s}^{-1}$  的条件下,流动应力随应变的增大而缓慢上升。流动应力呈现的 3 种变化是微观组织的不同变化竞争的结果<sup>[14]</sup>,在超塑变形过程中,发生动态回复、动态再结晶和位错湮灭等,使得材料发生软化,也存在位错塞积和晶粒长大等现象,导致材料发生应变硬化。当软化作用大于硬化作用时,流动应力随应变的增大而降低;当二者平衡时,则流动应力不随应变的变化而变化;当硬化作用大于软化作用时,则流动应力随应变的增大而增大。当应变增大至一定值时,流动应力随应变的增大而快速下降,材料进入 III 集中性失稳阶段,此时材料内部空洞或裂纹无法得到弥合,局部细颈扩散

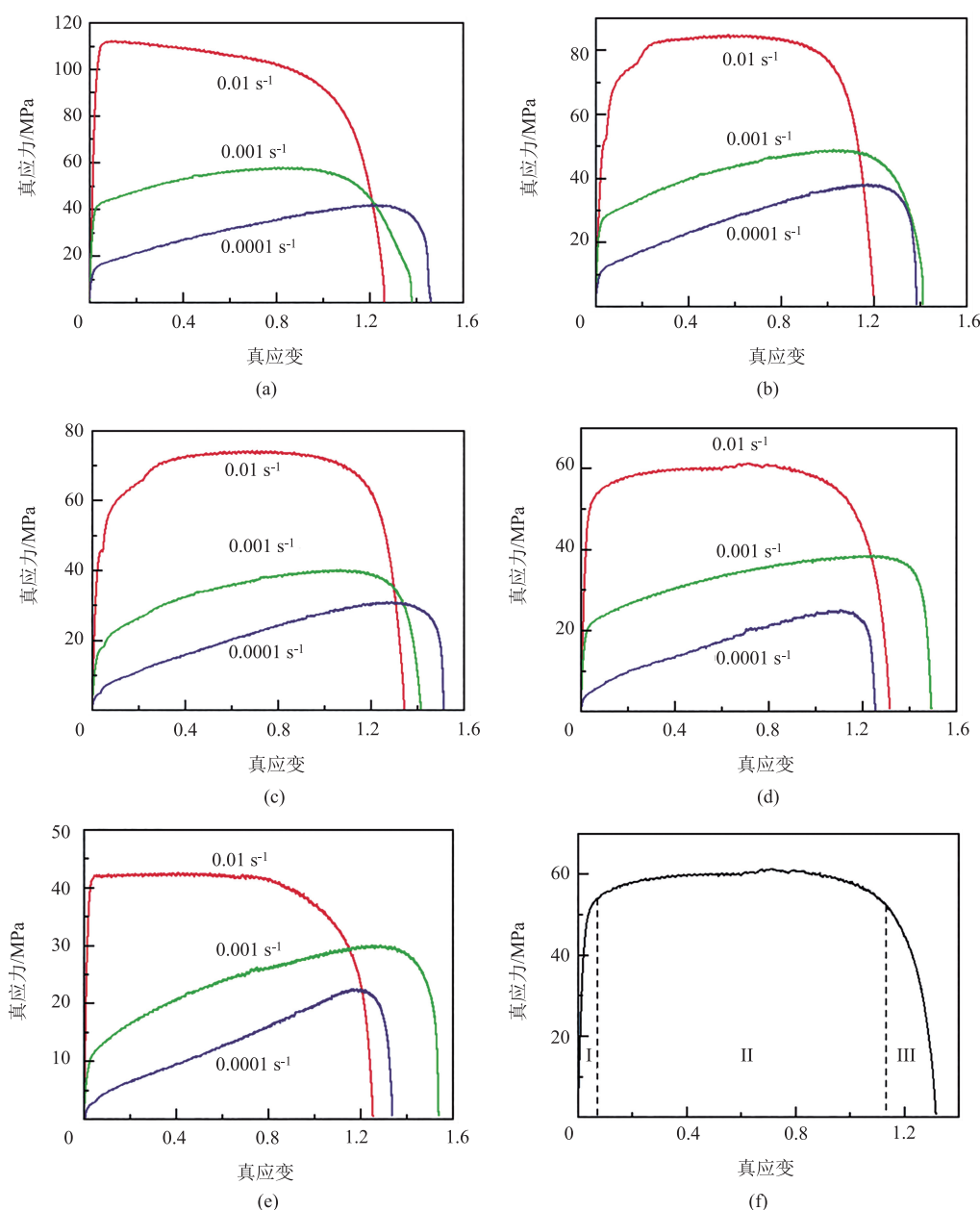


图 3 Ti60 钛合金在不同变形温度和应变速率下的真应力-真应变曲线

(a) 880 °C (b) 900 °C (c) 920 °C (d) 940 °C (e) 960 °C (f) 超塑变形阶段划分

Fig. 3 True stress-true strain curves of Ti60 titanium alloy at different deformation temperatures and strain rates

(a) 880 °C (b) 900 °C (c) 920 °C (d) 940 °C (e) 960 °C (f) Partition of superplastic deformation stage

转移受限, 集中缩颈形成, 试样很快发生断裂。

Ti60 钛合金在不同变形条件下的峰值应力如图 4 所示, 同一应变速率条件下, 随着变形温度的升高, Ti60 钛合金的超塑拉伸峰值应力逐渐下降, 下降趋势逐渐减缓。变形温度升高增大了原子的激活能, 局部细颈更容易通过晶界滑移和原子扩散进行转移, 变形抗力降低, 在宏观上表现为流动应力软化<sup>[15]</sup>。同一变形温度条件下, 流动应力随着应变速率的增大而增大, 变形温度越高, 增大幅度越小。相对低的应变速率条件下, 达到等量应变的时间更

长, 动态再结晶进行得更加充分, 因此, 峰值应力减小。

## 2.2 Ti60 钛合金超塑性变形本构模型的建立

Arrhenius 方程为双曲线方程, 综合了低流动应力水平下幂函数的特点和高流动应力水平下指数函数的特点, 可以适用于更广的应力水平范围<sup>[16]</sup>。其整个本构模型用式 (1) 表示:

$$\dot{\varepsilon} = AF(\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

其中:

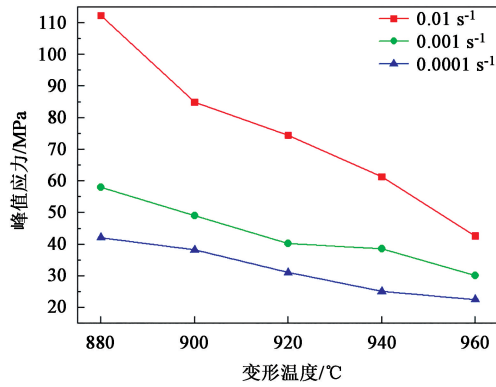


图 4 Ti60 钛合金在不同变形条件下的峰值应力

Fig. 4 Peak stresses of Ti60 titanium alloy under different deformation conditions

$$F(\sigma) = \begin{cases} (\alpha\sigma)^n & \alpha\sigma < 0.8 \\ \exp(n\alpha\sigma)/(2^n) & \alpha\sigma > 1.2 \\ [\sinh(\alpha\sigma)]^n & \text{任意 } \alpha\sigma \end{cases} \quad (2)$$

式中:  $\dot{\varepsilon}$  为应变速率,  $s^{-1}$ ;  $\sigma$  为流动应力, MPa;  $A$ 、 $\alpha$ 、 $n$  与材料有关, 在特定应变下为常数;  $Q$  为激活能,  $(kJ \cdot mol^{-1})$ ;  $R$  为气体常数, 为  $8.31 J \cdot (mol \cdot K^{-1})$ ;  $T$  为变形温度, K。

为求未知参数  $A$ 、 $\alpha$ 、 $n$  和  $Q$ , 一些研究者<sup>[10]</sup> 通常对式 (1) 中的 3 个等式两边取对数, 得到:

$$\ln \sigma = \frac{\ln \dot{\varepsilon}}{n} + \frac{Q}{nRT} - \frac{\ln A}{n} - \ln \alpha \quad (3)$$

$$\sigma = \frac{\ln \dot{\varepsilon}}{n\alpha} + \frac{Q}{nRT\alpha} - \frac{\ln A}{n\alpha} - \frac{\ln 2}{\alpha} \quad (4)$$

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{\ln \dot{\varepsilon}}{n} + \frac{Q}{nRT} - \frac{\ln A}{n} \quad (5)$$

通过直线拟合  $\ln \sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 、 $\sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 、 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$  以及  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  数据得到  $A$ 、 $\alpha$ 、 $n$  和  $Q$ , 计算过程中多采用平均值进行计算, 存在一定误差。式 (5) 为典型的三维坐标系下的平面方程  $Z = MX + NY + L$ , 其中  $Z = \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ ,  $X = \ln \dot{\varepsilon}$ ,  $Y = 1/T$ ,  $M = 1/n$ ,  $N = Q/(nR)$ ,  $L = -\ln A/n$ , 式 (5) 等式左边的可变参数只有  $\alpha$ , 问题可转化为通过改变  $\alpha$  使得在  $\ln \dot{\varepsilon} - 1/T - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  构成的三维坐标系中的试验数据点最接近位于同一平面, 由得到的平面方程的各个系数可求得  $A$ 、 $n$  和  $Q$ 。

计算方法如图 5 所示, 首先确定  $\alpha$  的范围为  $1 \times 10^{-3} \sim 0.3$ , 从  $1 \times 10^{-3}$  ( $\alpha_0$ ) 开始每隔  $1 \times 10^{-3}$  对  $\alpha$  进行一次赋值, 对于第  $i$  个  $\alpha$  的取值, 即  $\alpha_i$  在不同应变速率和变形温度条件下, 将相同真应变对应的真应力值代入  $Z$ , 即得到  $XYZ$  三维坐标系下的试验数据点, 应用最小二乘法可以求出一个平面, 各个试验数

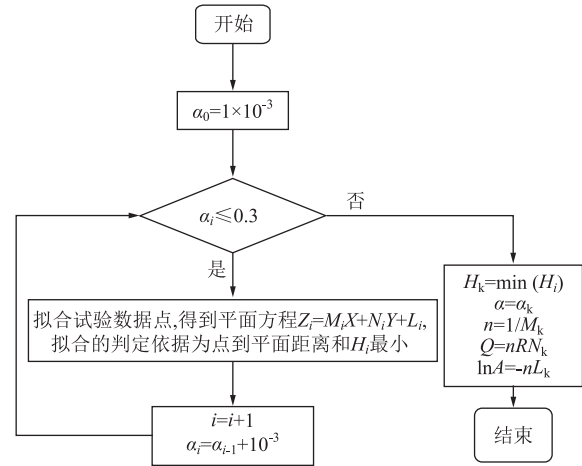
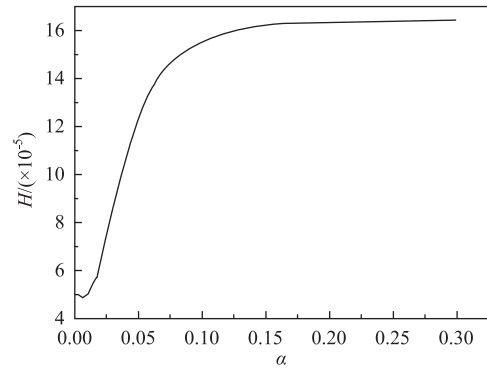


图 5 Arrhenius 方程参数计算流程图

Fig. 5 Flow chart of parameter calculation for Arrhenius equation

据点到这个平面的距离和  $H_i$  最小。将不同的  $\alpha$  取值和对应求得的距离和  $H$  绘成曲线, 图 6 为真应变为 0.4 时由试验变形温度和应变速率条件下的数据点计算得到的  $H-\alpha$  曲线, 当  $\alpha = \alpha_k = 0.01$  时, 距离和  $H = H_k$  最小, 此时  $\alpha = \alpha_k = 0.01$  即为所求, 与采用平均值法计算  $\alpha$  相比较误差更小。由  $\alpha = \alpha_k = 0.01$  时对应的平面的各个系数  $M_k$ 、 $N_k$  和  $L_k$  可求得  $n$ 、 $Q$  和  $\ln A$ 。

图 6 真应变为 0.4 时的  $H-\alpha$  曲线Fig. 6  $H-\alpha$  curve at true strain of 0.4

Arrhenius 方程并未引入应变, 其流动应力-应变曲线是一条水平的直线, 与实际不符。这是因为在应变发生变化之后, 方程中的材料常数也会随之发生改变。通常采用多项式拟合的方法引入应变对流动应力的影响<sup>[2]</sup>, 将参数  $\alpha$ 、 $n$ 、 $Q$  和  $\ln A$  用真应变  $\varepsilon$  的多项式代替:

$$\alpha = \sum_{j=1}^6 B_j \varepsilon^j \quad (6)$$

$$n = \sum_{j=1}^6 C_j \varepsilon^j \quad (7)$$



$$Q = \sum_{j=1}^6 D_j \varepsilon^j \quad (8)$$

$$\ln A = \sum_{j=1}^6 G_j \varepsilon^j \quad (9)$$

式中:  $B_j$ 、 $C_j$ 、 $D_j$  和  $G_j$  为各参数多项式的系数。

本文以间隔 0.01 选取应变值为 0.05~1 范围内的试验数据进行拟合, 得到 Ti60 钛合金在准稳定变形阶段的修正 Arrhenius 模型的流动应力理论计算值, 与实测值的对比如图 7 所示。图 8 为实测值与计算值的偏差, 采用相关系数  $R$  (式 (10)) 和平均相对误差  $AARE$  (式 (11)) 衡量修正 Arrhenius 模型的准确性。可以看到修正的 Arrhenius 模型能够

较好地预测流动应力的大小。

$$R = \frac{\sum_{m=1}^M (\sigma_{Em} - \bar{\sigma}_E)(\sigma_{Pm} - \bar{\sigma}_P)}{\sqrt{\sum_{m=1}^M (\sigma_{Em} - \bar{\sigma}_E)^2 \cdot \sum_{m=1}^M (\sigma_{Pm} - \bar{\sigma}_P)^2}} \quad (10)$$

$$AARE = \frac{1}{M} \sum_{m=1}^M \left| \frac{\sigma_{Em} - \sigma_{Pm}}{\sigma_{Em}} \right| \times 100\% \quad (11)$$

式中:  $\sigma_{Em}$  为第  $m$  个流动应力实测值;  $\sigma_{Pm}$  为第  $m$  个流动应力计算值;  $\bar{\sigma}_E$  为流动应力实测值的平均值;  $\bar{\sigma}_P$  为流动应力计算值的平均值;  $m$  为数据总数。

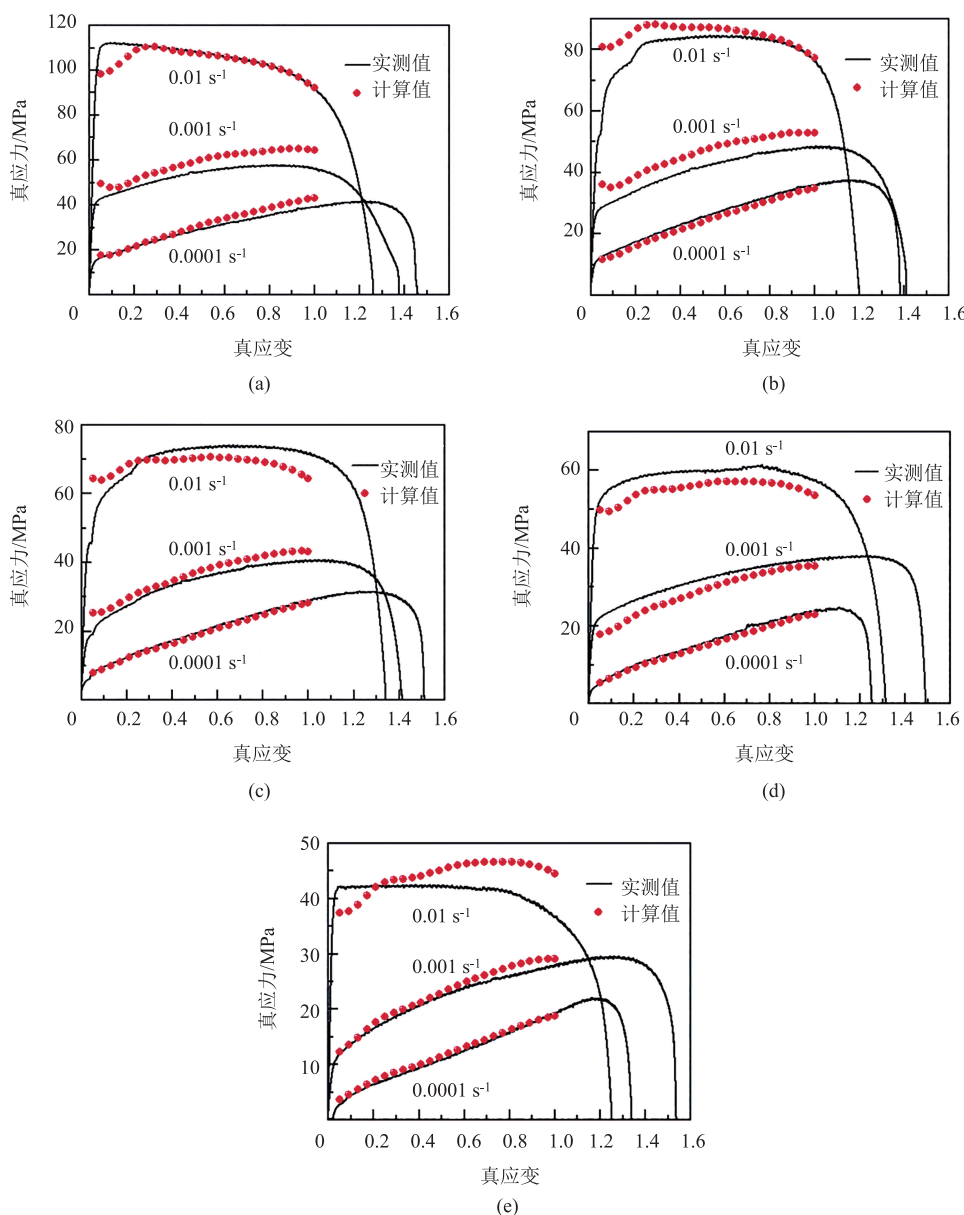


图 7 不同变形温度下 Ti60 钛合金流动应力理论计算值与实测值对比

(a) 880 °C (b) 900 °C (c) 920 °C (d) 940 °C (e) 960 °C

Fig. 7 Comparison between theoretical calculation and measured values for flow stress of Ti60 titanium alloy at different deformation temperatures

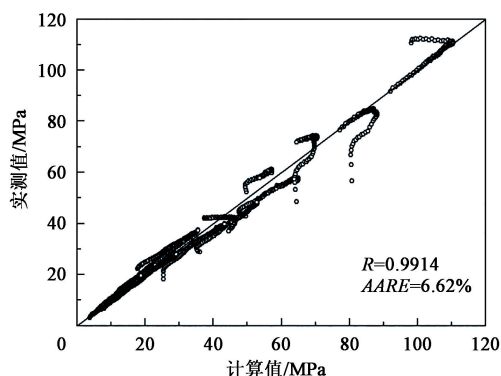


图 8 Ti60 钛合金流动应力理论计算值与实测值的偏差结果

Fig. 8 Deviation result between theoretical calculation and measured values for flow stress of Ti60 titanium alloy

### 3 结论

(1) Ti60 钛合金在变形温度为 960 ℃、应变速率为  $0.001 \text{ s}^{-1}$  的条件下, 伸长率达到 365%, 在变形温度一定的情况下, 随着应变速率的增大, 伸长率先增大后减小。在较低应变速率 ( $0.001$  和  $0.0001 \text{ s}^{-1}$ ) 下, 材料呈现明显的应变硬化, 在  $0.01 \text{ s}^{-1}$  的应变速率下, 材料出现应力软化, 较低变形温度 (880 ℃) 下尤为明显。流动应力随变形温度的升高而降低, 随应变速率的减小而降低。

(2) 不区分流动应力水平直接求解 Arrhenius 方程, 避免了传统计算过程中的均值引起的误差。引入应变变化修正的 Arrhenius 方程, 理论值与试验值的相关系数  $R$  为 0.9914, 平均相对误差  $AARE$  为 6.62%, 验证了修正 Arrhenius 方程的准确性。

#### 参考文献:

- [1] 朱培亮, 辛社伟, 毛小南, 等. 高温钛合金的热稳定性研究进展 [J]. 钛工业进展, 2023, 40 (1): 42-48.  
Zhu P L, Xin S W, Mao X N, et al. Research progress on thermal stability of high temperature titanium alloys [J]. Titanium Industry Progress, 2023, 40 (1): 42-48.
- [2] 叶玉刚, 信灿尧. Ti60 钛合金热变形行为与应变补偿型本构模型 [J]. 精密成形工程, 2024, 16 (2): 87-95.  
Ye Y G, Xin C Y. Deformation behavior and constitutive model by using strain compensation of Ti60 alloy at elevated temperature [J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2024, 16 (2): 87-95.
- [3] Li P, Yu R H, Yan S L, et al. Study on deformation behavior of Ti60 alloy based on multi-physics coupling [J]. Materials Today Communications, 2024, 38: 107931.
- [4] Wang B N, Zeng W D, Zhao Z B, et al. Effect of micro-texture and orientation incompatibility on the mechanical properties of Ti60 alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 881: 145419.
- [5] 夏春林, 叶俊青, 黎汝栋, 等. Ti60 钛合金整体叶盘用锻坯的

改进 [J]. 锻压技术, 2022, 47 (5): 65-72.

- Xia C L, Ye J Q, Li R D, et al. Improvement of forging billet for Ti60 titanium alloy blisk [J]. Forging & Stamping Technology, 2022, 47 (5): 65-72.
- [6] Sai P A, Mihir O, Kolla L R, et al. A review on superplastic forming of Ti-6Al-4V and other titanium alloys [J]. Materials Today Communications, 2023, 34: 105343.
- [7] Wang B N, Zeng W D, Zhao Z B, et al. Effect of micro-texture and orientation incompatibility on the mechanical properties of Ti60 alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 881: 145419.
- [8] 尹宝琴, 徐帅, 肖纳敏, 等. Ti60 近  $\alpha$  钛合金的热变形行为和组织演化 [J]. 塑性工程学报, 2022, 29 (8): 193-202.  
Yin B Q, Xu S, Xiao N M, et al. Thermal deformation behavior and microstructure evolution of near  $\alpha$  Ti60 titanium alloy [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2022, 29 (8): 193-202.
- [9] 周丽娜, 付明杰, 李晓华, 等. TA32 高温钛合金超塑性性能研究 [J]. 航空制造技术, 2023, 66 (5): 86-90.  
Zhou L N, Fu M J, Li X H, et al. Superplastic behavior of TA32 high temperature titanium alloy [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66 (5): 86-90.
- [10] 吴迪鹏, 武永, 陈明和, 等. TC31 钛合金板材高温流变行为及组织演变研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48 (12): 3901-3909.  
Wu D P, Wu Y, Chen M H, et al. High temperature flow behavior and microstructure evolution of TC31 titanium alloy sheets [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48 (12): 3901-3909.
- [11] Mosleha A O, Mikhaylovskaya A V, Kotov A D, et al. Experimental, modelling and simulation of an approach for optimizing the superplastic forming of Ti-6Al-4V titanium alloy [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 45: 262-272.
- [12] 周凌华, 沈中伟, 许涛. Ti-55 钛合金双层板的超塑成形/扩散连接数值模拟及工艺试验 [J]. 锻压技术, 2022, 47 (8): 76-82.  
Zhou L H, Shen Z W, Xu T. Numerical simulation and process test on superplastic forming/diffusion bonding for Ti-55 titanium alloy double-layer plate [J]. Forging & Stamping Technology, 2022, 47 (8): 76-82.
- [13] 吴诗淳. 金属超塑性变形理论 [M]. 北京: 国防工业出版社, 1997.  
Wu S D. Theories of Superplasticity of Metals [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1997.
- [14] 李志强. 钛合金超塑成形/扩散连接技术及应用 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2022.  
Li Z Q. Superplastic Forming/Diffusion Bonding Technology of Titanium Alloys: Theories and Applications [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2022.
- [15] 屈雅倩, 郭鸿镇, 姚泽坤, 等. Ti60 高温钛合金的超塑性拉伸行为及组织演变 [J]. 热加工工艺, 2014, 43 (14): 50-52, 55.  
Qu Y Q, Guo H Z, Yao Z K, et al. Superplastic behaviour and microstructure evolution of Ti60 alloy [J]. Hot Working Technology, 2014, 43 (14): 50-52, 55.
- [16] Hajari A, Morakabati M, Abbasi S M, et al. Constitutive modeling for high-temperature flow behavior of Ti-6242S alloy [J]. Materials Science & Engineering A, 2017, 681: 103-113.