

TA32 新型钛合金高温流变行为及本构模型研究

陈 灿, 陈明和, 谢兰生, 龚宗辉

(南京航空航天大学, 江苏 南京 210001)

摘 要: 为了研究 TA32 钛合金的高温流变行为, 建立该材料本构模型, 对 TA32 钛合金进行了温度范围为 650~850 °C, 应变速率为 $10^{-1} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下的高温拉伸试验。结果表明, TA32 型钛合金较高的温度依然能保持较好的综合性能, 在 650~750 °C 区间内应变速率为 $10^{-1} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下, 变形呈现出明显的加工硬化和再结晶现象, 当温度升至 800 °C 及以上时其塑性延伸率显著提高而强度下降, 同时出现了稳态流动应力。随后, 基于统计学和正则化原理, 提出一种修正本构模型参数的方法, 并建立了 TA32 新型钛合金的 Arrhenius-type 型应力流变本构模型。通过对比验证实验结果可知, 相对于传统的最小二乘法得到的模型, 该修正方法得到的模型能有效地提高模型的精度。

关键词: TA32 钛合金; 本构模型; 高温流变行为; 正则化

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)03-0827-08

TA32 合金是一种改良后的新型高温钛合金, 在航空发动机中具有广泛的应用前景。然而, 其良好高温性能也意味着该型钛合金加工变形流变应力较为复杂。为了确定其合适的工艺参数, 需要对 TA32 合金高温变形的流动应力行为及其影响因素进行充分的研究, 建立起精确的本构模型。此外, 为了降低零件的研发时间和制造成本, 目前的制造业广泛采用仿真技术来辅助研发工艺, 而仿真结果是否能真实反映实际情况也在很大程度上取决于对材料的力学行为的描述, 即本构方程的准确性。

国内外的许多学者已经对不同种类的钛合金本构模型及其影响因素作了许多有意义的研究, 并研究发展了许多种类型的本构模型及其适用范围。在最近的研究中, Hajiari、Morakabati 等人进行了 Ti-6242S 钛合金的不同温度及速率下的高温压缩实验, 建立了基于 Arrhenius 模型的双正弦公式高温 Ti-6242S 钛合金的高温流动应力本构模型并将其与动态软化模型进行了对比^[1]。由于 Arrhenius-type 模型充分地将应力、应变和变形温度考虑在内, 所以该模型相对于动态软化模型能在较广的变形范围内准确地预测流变应力。然而, 深入的研究表明, 本构模型的材料常数往往会随着应变、温度的改变而发生更为复杂的变化, 文献[2]的研究结果认为, 7075 铝合金在 500 °C 附近的微观组织发生了变化, 合金当中的 CuAgAl₂ 等的融化会对合金强度产生重要的影响。此外, 在低温下这些溶质分子能阻止变形过程中位错的扩散, 因此为了持续的变形, 需要更高的

变形能量。基于以上 2 个原因的影响, Rokni 等人以溶质分子融化附近的温度为分界, 建立了固态和半固态下的 2 组参数的本构模型, 以适应 7075 铝合金在高温时微观组织发生的变化产生的影响。为了获得更为精确的本构模型, 针对不同应变阶段下材料参数的改变, 西北工业大学的崔军辉、杨合等人提出了基于应变分段的 Arrhenius 双曲正弦的 TC11 本构模型^[3]。他们设计并实施了一组正交的钛合金高温压缩实验, 从实验数据获得在不同应变下的各材料常数的值, 然后依据实验数据的变化趋势选择恰当的分界点, 建立了分段函数式的 Arrhenius 双曲正弦模型。

目前为止, 对于 TA32 高温钛合金应力流动行为的本构模型研究甚少, 为了制定适合 TA32 的热成形工艺参数, 建立 TA32 的精确本构模型具有重要的意义。本工作研究了 TA32 高温拉伸下的流变应力行为, 在获得的真实应力-真实应变曲线基础上, 建立了精确的 TA32 的 Arrhenius 型本构模型。随后, 基于学者们提出的 Z-H 参数模型, 引入统计学习的思想使得建立的模型精度更高, 其预测结果更为可靠。

1 拉伸实验及结果

实验采用的 TA32 名义含量如表 1 所示, 为热处理态钛合金板材。实验采用的板厚为 1.5 mm, 平台为采用深圳三思纵横的 UTM5504X 型万能试验机配合三段式高温加热炉。加热温度的精度 $\pm 3 \text{ }^\circ\text{C}$, 力传感器量程 0~10 000 N。由计算机收集变形过程的位移与

收稿日期: 2018-03-08

作者简介: 陈灿, 男, 1994 年生, 硕士生, 南京航空航天大学机电学院, 江苏 南京 210001, E-mail: 18850543751@163.com

载荷。实验参数设置为 650、700、750、800 和 850 °C，应变速率为 10^{-4} 、 10^{-3} 、 10^{-2} 、 10^{-1} s^{-1} 。随后进行 3 组实验（分别为： $725\text{ °C}/0.05\text{ s}^{-1}$ ， $775\text{ °C}/0.005\text{ s}^{-1}$ 和 $825\text{ °C}/0.0005\text{ s}^{-1}$ ）作为模型的验证实验组。以上每组实验方案进行了 3 次实验，以保证实验数据的可靠性。试样到温后保温 15 min 进行实验，以保证试样温度均匀分布。实验完成后取出试样进行水冷。将拉伸试样后沿拉伸方向切割并镶嵌，用氢氟酸腐蚀试样，用于观察试样的微观组织。

拉伸试验获得的真应变-真应力曲线如图 1 所示。图 1 显示不同的实验因素和水平下获得的流动应力曲线相差较大。在高应变速率及低温度下，拉伸曲线随着应变的增加首先达到 1 个峰值，随后出现流动软化直至材料失稳断裂的发生。随着应变速率的降低和温度的不断上升时，材料的峰值点将趋于不明显直至几乎消失，流动应力在温度为 850 °C 和应变速率 10^{-4} s^{-1} 下产生了稳态应力。原因是材料在高温拉伸时会同时发生加工硬化现象和动态再结晶现象^[2]。当在较低的温度和较高的应变速率下，外载荷的加载速度远大于缓慢再结晶过程，因此加工硬化现象明显，几乎没有稳态流动阶段。相反，随着温度的不断升高和应变速率的降低，材料发生动态结晶和软化现象的速度远高于材料发生加工硬化的速度。因此，材料能保持很长时间的软化流动阶段，随着应变的增加，应力也就呈

现出一个几乎大小不变的稳定平台^[4,5]。

实验曲线显示，TA32 合金在 650 °C 时，强度随应变速率的变化较小，表现为应变速率不敏感，只有应变速率降至 10^{-4} s^{-1} 后才发生明显的下降，而 TA32 合金在高于 800 °C 后其塑性延展性开始发生明显的增加并且强度也随之发生明显的降低。但当环境温度高于 800 °C 时，呈现出较好的高温塑性加工性能，因而有利于该合金在工业生产中的应用^[6]。由于不同的实验环境下材料的延伸率并不一样，考虑到模型的适用范围和简化建模过程，取应变范围为拉伸过程中材料发生均匀塑性变形至失稳前的实验数据作为分析对象。

2 TA32 合金塑性流变行为及分析

2.1 Arrhenius-type 本构模型的建立及修正

Arrhenius 方程是一种综合考虑温度与材料活化能对反应影响的经验公式^[7,8]。其整个本构模型用以下经验公式表示：

表 1 TA32 钛合金元素的名义成分

Table 1 Chemical composition of the TA32 titanium alloy ($\omega/\%$)

Al	Sn	Zr	Mo	Si	Nb	Ta
5.5	3.5	3.0	0.7	0.3	0.4	0.4

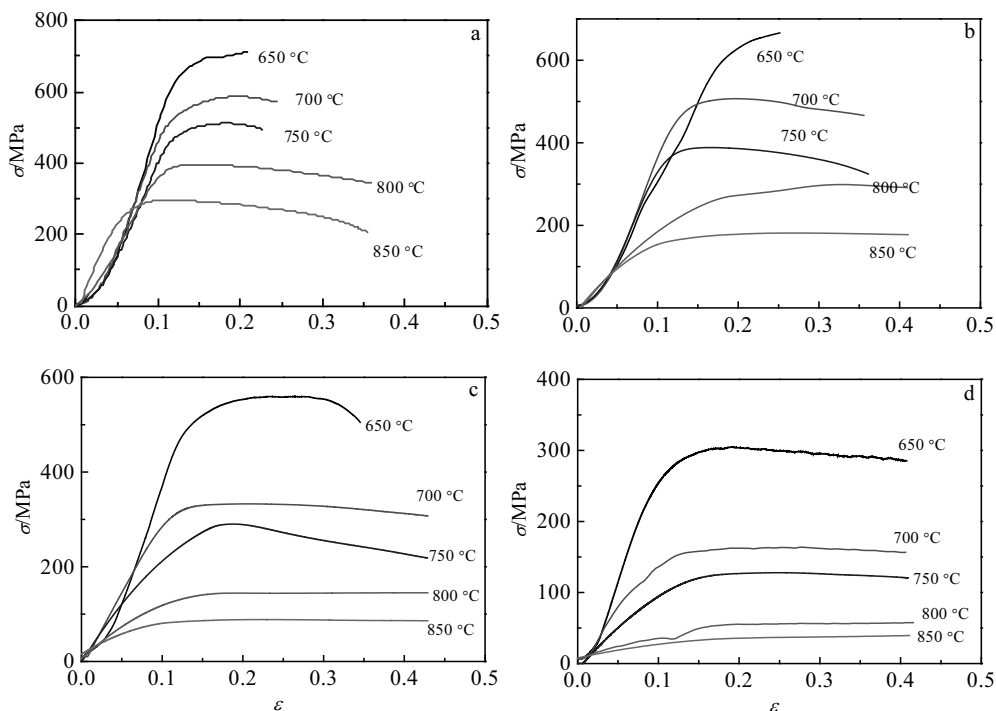


图 1 不同应变速率下温度范围为 650~850 °C 的真实应力-应变曲线

Fig.1 Stress-strain curves under the strain rates of 0.1 s^{-1} (a), 0.01 s^{-1} (b), 0.001 s^{-1} (c), and 0.0001 s^{-1} (d) at 650~850 °C

$$\dot{\epsilon} = AF(\sigma)\exp(-Q/RT) \quad (1)$$

其中:

$$F(\sigma) = \sinh(\alpha\sigma)^n \quad (2)$$

式中, R 为气体常数 $8.314 \text{ J}\cdot(\text{mol}\cdot\text{K})^{-1}$, A 、 α 、 n 为材料常数, Q 为活化能 ($\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$), $\dot{\epsilon}$ 和 T 分别代表实验采用的应变速率 (s^{-1}) 和绝对温度 (K)。为了求得式(1)和式(2)中各材料常数, 研究者们对该本构模型做了近似处理^[9], 当应力较小时:

$$\sinh(\alpha\sigma) \approx \alpha\sigma \quad (3)$$

当应力水平较大时:

$$\sinh(\alpha\sigma) \approx \frac{e^{\alpha\sigma}}{2} \quad (4)$$

因此, 可得关于应力的函数表达式:

$$F(\sigma) = \begin{cases} A_1\sigma^n, & \alpha\sigma < 0.8 \\ A_2 \exp(\beta\sigma), & \beta\sigma > 1.2 \\ \sinh(\alpha\sigma), & \text{任意 } \alpha\sigma \end{cases} \quad (5)$$

式中, $A_1 = \alpha^n$, $A_2 = A2^n$, 和 $\beta = n\alpha$ ^[1,4]。为了得到 α 的值需要首先求得低应力水平下的表达式的 n 和高应力水平表达式里的 β 。由公式(5)的前 2 个表达式取对数可得:

$$\ln \sigma = \frac{1}{n} \ln \dot{\epsilon} + \frac{1}{n} \ln B \quad (6)$$

$$\sigma = \frac{1}{\beta} \ln(\dot{\epsilon}) + \frac{1}{\beta} \ln(B') \quad (7)$$

式中, $B = A_1 \exp(Q/RT)$, $B' = A_2 \exp(Q/RT)$ 。由多组实验数据获得的 σ - $\ln \dot{\epsilon}$ 图和 $\ln \sigma$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 图的斜率即为 $1/n$ 和 $1/\beta$ 。在特定的应变下, 以 $\epsilon = 0.175$ 的实验数据为例, 由实验获得的 σ - $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 如图 2 所示。

由数据的线性回归结果可以看出, 在不同的温度下得到的斜率一般不相等, 取平均的方法即可以计算出 $1/n$ 和 $1/\beta$, 进而计算出 $\alpha = 0.0042 \text{ MPa}^{-1}$ 。然而该拟合方法求 α 是存在较大的计算误差的, 因为式(6)和式(7)是 2 种极限下的近似公式。而某个实验条件下所得应力值的大小量级并不能明显区分, 即由于本身的 α 未知, 难以区分某个实验所得的某个条件下应力是属于“较小”($\alpha\sigma < 0.8$) 还是“较大”($\alpha\sigma > 1.2$) 的量级。因此只能统一将所有的实验数据分别代入式(6)、式(7)计算 n 和 β , 故一般得到的 $\alpha = \beta/n$ 只能作为初始估计值, 必须在之后对其进行大小的修正。由原始公式(5)两边取对数可得:

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{\ln \dot{\epsilon}}{n} + \frac{Q}{nRT} - \frac{\ln A}{n} \quad (8)$$

在 T 一定的情况下, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ 线性相关, 其中在不同的温度获得的斜率应该相等。同样的, 由图 3a 可知实验数据显示不同 T 得到的直线并不平行,

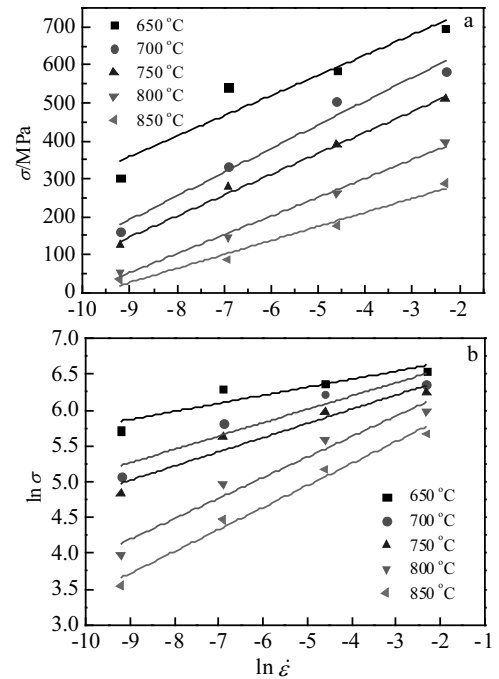


图 2 $\epsilon = 0.175$ 时 σ - $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 拟合直线

Fig.2 Fitting lines of σ - $\ln \dot{\epsilon}$ (a) and $\ln \sigma$ - $\ln \dot{\epsilon}$ (b) at $\epsilon = 0.175$

原因也是由于初始 α 值存在误差导致的。一些研究采用试错法来调整 α 值获得平行的结果, 通过该方法得到的 α 作为材料的常数^[1,2]。然而, 这种处理方法无法衡量 α 的误差范围, 试错的次数也难以公式化估计。不利于实验数据的规范处理和评估对比。基于统计学理论, 给出如下修正 α 的计算方法: 为了使几条不同的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 曲线能最大程度的平行, 即使下式成立:

$$\min \sum_{i=1}^5 (k_i - \bar{k})^2 \quad (9)$$

式中, k_i 为第 i 条直线的斜率, \bar{k} 为所有直线的斜率均值。上式的统计学意义是使得各组直线数据得到的斜率的离散程度最小, 故各直线之间就越“平行”。因此, 可用方差式(9)衡量直线之间的平行程度, 而使式(9)取最小值时的 α 为修正后结果:

$$\alpha = \arg \min \sum_{i=1}^5 (k_i - \bar{k})^2 \quad (10)$$

k_i 的表达式推导如下:

对于第 i 条直线, 实验获得了 4 个点, 用矩阵形式表示则为:

$$Y = [\ln[\sinh(\alpha\sigma_1)], \dots, \ln[\sinh(\alpha\sigma_m)]]_{1 \times 4} \quad (11)$$

$$X = \begin{bmatrix} 1 & \ln \dot{\epsilon}_1 \\ \vdots & \vdots \\ 1 & \ln \dot{\epsilon}_m \end{bmatrix}_{4 \times 2} \quad (12)$$

则由回归方程理论可得:

$$b_i = (X^T X)^{-1} X^T Y \quad (13)$$

斜率的计算公式为 $k_i=b_{i2}$, 为一个包含 α 的表达式:

$$k_i = y_i(\alpha) \quad (14)$$

代入式(9)得:

$$f(\alpha) = \sum_{i=1}^5 [y_i(\alpha) - \bar{y}(\alpha)]^2 \quad (15)$$

将所有的 k_i 求出并代入公式(15), 求得 $f(\alpha)$ 取最小值时的 $\alpha=0.0064 \text{ MPa}^{-1}$, 该方法取代了试错法的修正过程, 对比文献[1], 其研究得到的高温钛合金 $\alpha=0.008 \text{ MPa}^{-1}$, 故可以认为本研究得到的 α 能较好与先前研究相符合, 修正前后得到的斜率值如图 3 和表 2 所示。

由表 2 和图 3 可知修正前的斜率方差为 0.002, 而修正后的斜率方差减小为 0.000 892。因此, 修改后的 α 值使得总体的直线斜率的方差值大小减少 50%左右。

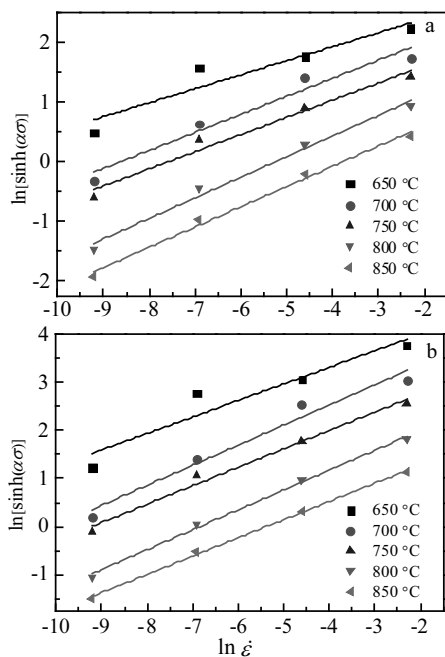


图 3 $\alpha=0.0042$ 与 $\alpha=0.0064$ 时的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln \dot{\epsilon}$ 拟合直线
Fig.3 Fitting lines of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln \dot{\epsilon}$ when $\alpha=0.0042$ (a) and $\alpha=0.0064$ (b)

表 2 修正前后 α 计算得各温度下拟合直线斜率

Table 2 Slopes of fitting lines between initial and modified α values at each temperature

$T/^\circ\text{C}$	650	700	750	800	850
Initial	0.2348	0.3028	0.2883	0.3459	0.3396
Modified	0.3446	0.4183	0.3825	0.4136	0.3793

最后计算模型其余的各个材料常数, 由式(8)求偏导:

$$\frac{Q}{nR} = \left. \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\epsilon}} \quad (16)$$

$$\ln A = \frac{Q}{RT} - n \text{intercept} \quad (17)$$

式中, intercept 代表各直线斜率。因此 Q 的值为 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$ 斜率乘以 nR 即可求得。如图 4 所示, 由拟合数据获得的各直线斜率, 然后计算出 $Q=313.5587 \text{ kJ/mol}$ 。有研究表明, α 相和 β 相的活化能大致为 169 和 153 kJ/mol。TA32 为近 α 态的钛合金, 其活化能要比单相的钛合金高^[1,10], 许多的研究也得出同样的结果。一些研究中观点认为动态再结晶现象能有效地提高钛合金的活化能, 其影响的机理尚待研究^[9,11,12]。求解 $\ln A$ 采用图 3b 的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln \dot{\epsilon}$ 的截距和斜率, 使用不同应变速率下计算得到的数值再取平均。

至此, 在确定应变下的 Arrhenius-type 本构模型及其参数计算公式皆已经确定。然而, 研究表明, 在应变发生变化之后, 这些材料常数也会随之发生改变。研究者们一般采用 3 到 5 阶的多项式拟合的方法来获取常数随应变变化而变化的趋势^[1,7,8]。由于应变对该本构模型的各种参数的影响机制尚不明确, 若简单地采用拟合的方法容易产生欠拟合和过拟合问题。为了获得选择合适的模型, 一般要综合模型的模型空间大小和模型的经验风险函数最小 2 个因素。因此, 本研究引入统计学习中的 Tikhonov 的正则化的最小化策略函数^[13]:

$$L(\omega) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (f(x_i, \omega) - y_i)^2 + \lambda \|\omega\| \quad (18)$$

其中的 m 阶多项式的参数向量为 $\omega=(a_0, a_1, a_2, \dots, a_m)$, $\|\cdot\|$ 为向量 ω 的 $L2$ 范数, λ 为调整 2 项大小的系数。将该拟合策略函数应用至本研究的模型的参数修正及拟合的回归方程当中。最优的模型选择为:

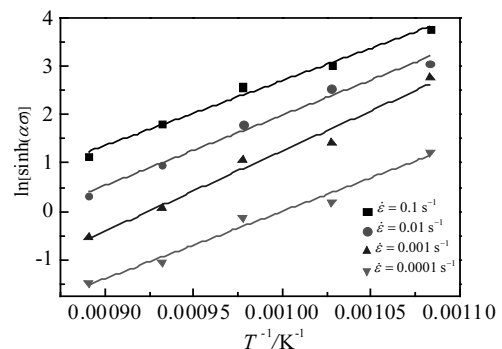


图 4 $\alpha=0.0064$ 时的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$ 拟合直线
Fig.4 Fitting lines of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-T^{-1}$ at $\alpha=0.0064$

$$\omega = \arg \min(L(\omega)) \quad (19)$$

式(18)的 λ 值, 由 L 曲线法求得。 L 曲线法的思想是, 在 $\log \|x\|$ 和 $\log \|Ax-b\|$ 曲线上最大转角处的 λ 为较好的值, 图 5 为数据处理所得的某典型的 L 曲线图^[14]。

由经验可知, 每个参数的拟合阶数不会太大, 这为获得上式的近似最优解提供了可能。使用计算机编程将阶数从 1 开始递增, 计算 $L(\omega)$ 的值, 直至 $L(\omega)$ 降到最小值之后, 其对应的阶数值 m 即为所求模型阶数, 对应的 ω 为模型的参数向量。

通过上述相同方法求得各应变下的 α 、 n 、 Q 和 $\ln A$ 值, 然后通过正则化参数拟合获得的关于应变的拟合方程系数及各参数拟合多项式的最高阶数如表 3 所示, 得到的不同应变下的参数的拟合曲线图如图 6 所示。

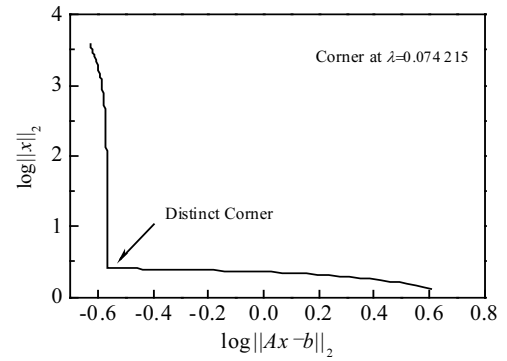


图 5 最大转角处的 L 曲线形状

Fig.5 L-curve at its distinct corner of $\lambda=0.074\ 215$

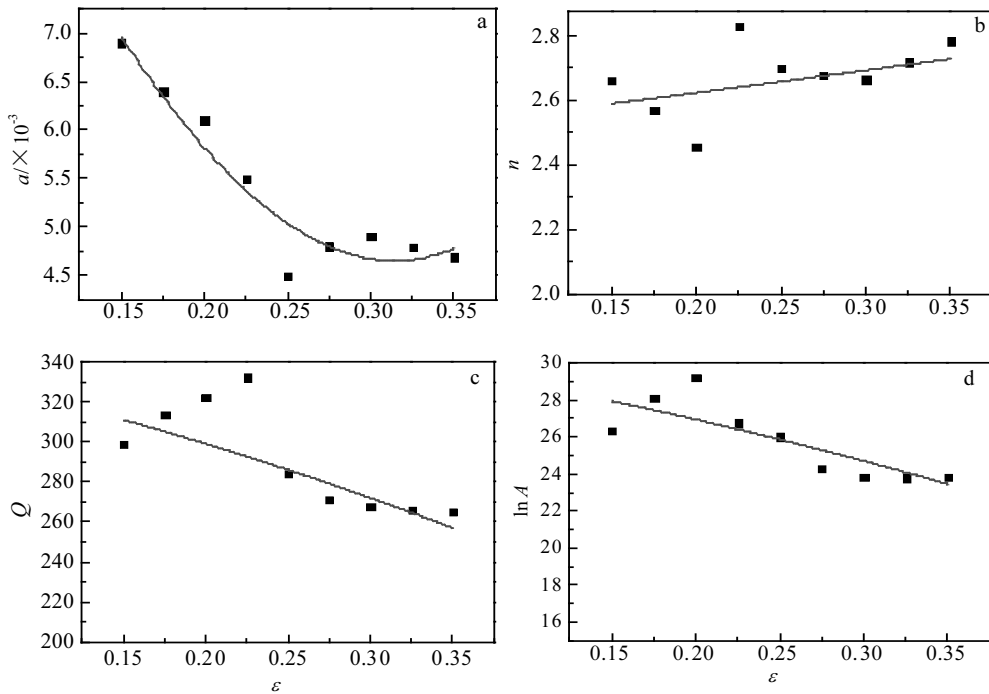


图 6 通过正则化得到的 α 、 n 、 Q 和 $\ln A$ 拟合曲线

Fig.6 Fitting curves of α (a), n (b), Q (c) and $\ln A$ (d) by the regularization method

表 3 通过正则化过程获得的多项式拟合系数 α 、 n 、 Q 和 $\ln A$ 及其最高阶数

Table 3 Polynomial fitting coefficients of α , n , Q and $\ln A$ after regularization and its highest order

Order	α	n	Q	$\ln A$
0	0.0122	2.4884	341.88	30.516
1	-0.0423	0.6683	-181.82	-15.223
2	0.0423	0.0219	-147.20	-12.067
3	0.0433	0.0758	-67.54	-5.284
4	0.0233	0.0270	-25.45	-1.866
5	-	-	-8.67	-0.583
Highest order	4	4	5	5

所有的材料常数确定之后, 本构模型即可以用 Z 参数表示为:

$$\sigma = \frac{1}{n} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (20)$$

2.2 TA32 钛合金热变形组织变化

TA32 合金为一种近 α 态的高温钛合金, 其金相组织如图 7a 所示。已建立的 Arrhenius-type 本构模型显示不同温度下的 TA32 合金流变应力有较大差异, 预示着其温度会对其组织形态产生较明显的影响, 因而需要对其微观组织进行研究。如图所示, 原始状态与

650 °C (图 7b)时,其微观组织仍未发生明显变化,但是 650 °C 晶粒发生了明显变形拉长,表明在该温度下变形强化效应大于再结晶和软化作用。一些研究表明,钛合金中添加 Ta 和 Nb 2 种稀土元素,能有效提高合金的高温抗蠕变能力以及抗氧化能力,因而提高了 TA32 合金在高温下的综合性能^[10],使得其抗拉强度相对于室温时仅仅下降 25%左右。而温度升至 750 °C 时,如图 7c 所示,其原本分散且不规则的 α 相的出现动态再结晶,且出现球化作用^[15]。其宏观表现为延伸率发生显著提高,当温度升至 850 °C 时,晶体发生明显长大,其微观组织在变形过程不发生明显变形拉长,材料发生明显的动态再结晶(图 7d)。微观组织也表

明,在研究的温度范围内, α 相与 β 相并未发生明显的相互转变^[16],因而其本构模型的活化能数值在不同的实验条件下未发生较明显的改变,同时使应力强化指数 n 在变形过程中也几乎保持不变。

2.3 模型预测与实验结果的对比

为了确认本研究建立的 Arrhenius-type 本构模型的可靠性,将模型的预测应力和实验获得的实际拉伸曲线进行对比(图 8 和图 9)。其中图 9 为使用该模型的验证实验的真实应力与预测应力值的对比,在大多数情况下,模型的预测应力能较好地符合实验数据结果。为了整体比较模型预测的流变应力与实验所得的应力大小偏差,如图 10a 所示。并采用相关系数 R^2 [式(21)]

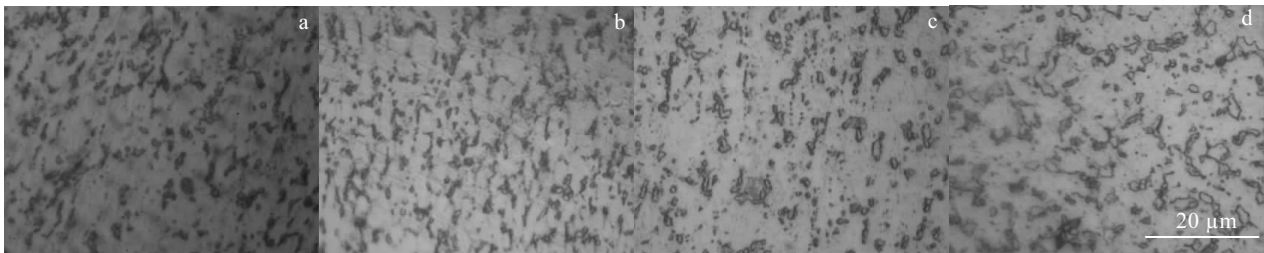


图 7 应变速率 10^{-3} s 时不同温度下 TA32 钛合金组织

Fig.7 Microstructures of TA32 titanium alloy at strain rate of 10^{-3} at different temperatures: (a) 20 °C, (b) 650 °C, (c) 750 °C, and (d) 850 °C

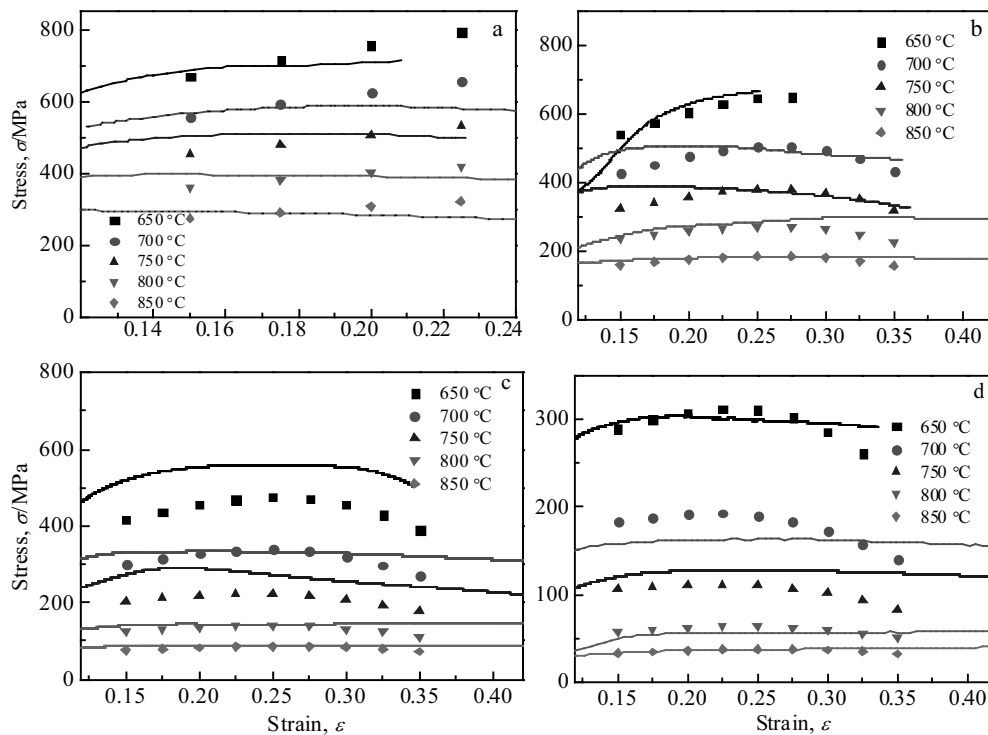


图 8 不同应变速率下的实验数据(曲线)与预测应力值(点)对比

Fig.8 Comparison between the experimental (lines) and predicted stress at strain rates of 0.1 s^{-1} (a), 0.01 s^{-1} (b), 0.001 s^{-1} (c), and 0.0001 s^{-1} (d)

和平均相对误差 AARE[式(22)] 2 个参数来衡量预测模型相对真实实验结果准确性, 其中 E 为实验值, P 为预测值。作为对比, 采用最小二乘法获得的 5 阶多项式模型拟合参数所得的预测应力-实验应力的相关图见图 10b。对比可以看出, 采用正则化方法修正后的模型相关系数 R^2 和 AARE 分别为 0.9481 和 11.61%, 而采用最小二乘法得到的模型相关系数 R^2 和 AARE 为 0.8678 和 31.33%。因此可见, 采用正则化方法得到的模型其预测结果更准确, 模型的泛化能力更强。预测结果相对于传统拟合方法得到的数据更可靠。

$$R = \frac{\sum_{i=1}^n (E_i - \bar{E})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (E_i - \bar{E})^2 (P_i - \bar{P})^2}} \quad (21)$$

$$AARE = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left| \frac{E_i - P_i}{E_i} \right| \times 100\% \quad (22)$$

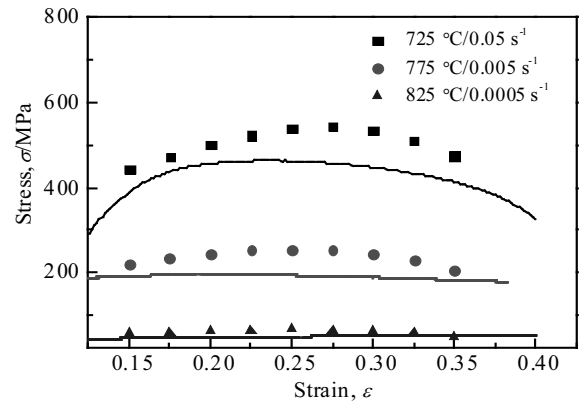


图 9 验证实验的实际曲线与预测应力值的对比

Fig.9 Comparison between experimental and predicted stress of validation experiment

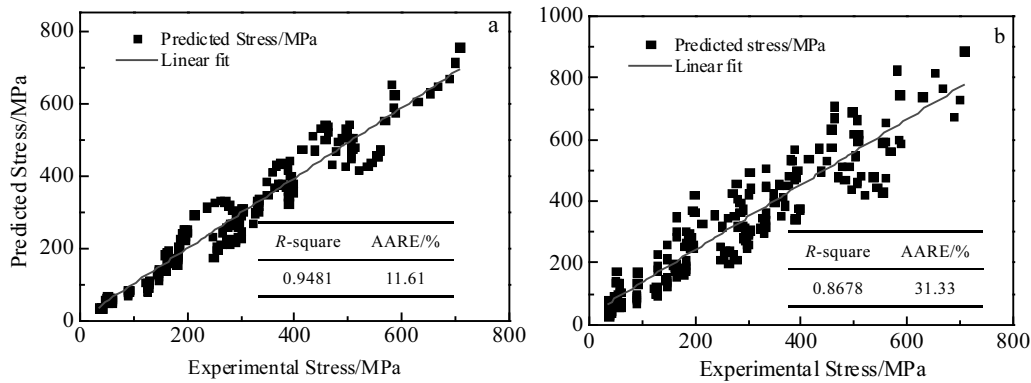


图 10 实验与预测应力的相关图

Fig.10 Correlation between the experimental and predicted stress obtained from modified regularization model (a) and least squares model (b)

3 结 论

1) TA32 钛合金在 650~750 °C 和应变速率 $10^{-1} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下拉伸曲线发生较为明显的加工硬化现象, 随着温度的升高和应变速率的降低, 在 800 °C 以上高温及 10^{-4} s^{-1} 的低应变速率时, 由于材料的软化明显增强, 曲线出现稳态流动应力。

2) 新型高温钛合金 TA32 在较高的环境温度下能保持较好的综合力学性能。当温度高至 750~800 °C 时, 微观组织开始发生明显的再结晶现象, 因而出现较长时期的均匀稳态应力阶段, 表现出良好的塑性加工性能, 延伸率大大增加。

3) 采用基于正则化过程的参数拟合方法获得 TA32 钛合金的 Arrhenius-type 型本构模型并进行实验

验证该经验模型的正确性。采用正则化方法的修正模型平均相对误差为 11.61%, 优于最小二乘法得到的模型结果。因此, 采用该修正方法能有效地提高模型的预测可靠性, 提高模型的预测能力。

参考文献 References

[1] Hajari A, Morakabati M, Abbasi S M *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2017, 681: 103
 [2] Rokni M R, Zarei-Hanzaki A, Roostaei A A *et al. Mater Sci Eng*[J], 2011, 32: 4955
 [3] Cui Junhui(崔军辉), Yang He(杨 合), Sun Zhichao(孙志超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(3): 397
 [4] Lin Y C, Wen D X, Deng J *et al. Materials and Design*[J],

- 2014, 59: 115
- [5] Lin Y C, Li K K, Li H B *et al. Materials and Design*[J], 2015, 74: 108
- [6] Wang Qingjiang(王清江), Liu Jianrong(刘建荣), Yang Rui(杨锐). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4): 1
- [7] Zhang Chao, Li Xiaoqiang, Li Dongsheng *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(2) : s457
- [8] Etaati A, Dehghani K, Ebrahimi G R *et al. Met Mater Int*[J], 2013(1): 5
- [9] Zhao Z L, Li H, Fu M W *et al. Journal of Alloy and Compounds*[J], 2014, 617: 525
- [10] Wang Xueshuang(王学双). *The Effect of Ta and Nb on Microstructure and Properties of High Temperature Titanium Alloy* (Ta 和 Nb 对高温钛合金组织和性能的影响)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011
- [11] Liu B, Li Y P, Matsumoto H *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2011, 528: 2345
- [12] Hansen P C. *Numerical Algorithms*[J], 1994, 6: 1
- [13] Ghavam M H, Morakabati M, Abbasi S M *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(3): 748
- [14] Li Hang(李航). *Statistical Learning Method*(统计学习方法)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2012
- [15] Yuan Wuhua(袁武华), Lu Zheng(卢政), Qi Zhanfu(齐占福) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(17): 33
- [16] Zuo Shupeng(左书鹏), Sun Zhichao(孙志超), Yang He(杨合) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(3): 413

Flow Behavior of TA32 Titanium Alloy at High Temperature and Its Constitutive Model

Chen Can, Chen Minghe, Xie Lansheng, Gong Zonghui

(Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210001, China)

Abstract: In order to study the flow behavior of TA32 titanium alloy, a constitutive model was set up at high temperature. A tensile experiment was carried out at temperatures of 650~850 °C and strain rates of 0.1~0.0001 s⁻¹. The result indicates that the TA32 titanium alloy maintains a relatively good comprehensive performance at high temperature. Work hardening and dynamic recovery are exhibited in the tensile process in the temperature range of 650~750 °C and low strain rate range of 10⁻¹~10⁻³ s⁻¹. However, the elongation of TA32 increases enormously and strength decreases clearly as the temperature rises to 800 °C; at the mean time, a steady stage of stress occurs. The constitutive model of Arrhenius-type was constructed by a specific correction method based on statistics and regularization. The comparison shows a more accurate flow predicted stress through the modified model compared to the conventional least squares model.

Key words: TA32 titanium alloy; constitutive model; high temperature flow behavior; regularization method

Corresponding author: Chen Minghe, Ph. D., Professor, College of Mechanical and Electrical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210001, P. R. China, E-mail: meemhchen@nuaa.edu.cn