

【航空材料】

Ti-6Al-4V 钛合金超塑性修正 Arrhenius 本构模型研究

郭瑞超^{1,2,3}, 赵海臻^{1,2,3}, 张 深⁴, 郭绍唱⁵, 孙梓淳^{1,2,3}, 秦 静^{1,2,3}, 邢鸿熙^{2,3}

(1. 山东航空学院 无人机研究院, 山东 滨州 256603;

2. 山东航空学院 航空工程学院, 山东 滨州 256603;

3. 山东航空学院 山东省航空材料与器件工程技术研究中心, 山东 滨州 256603;

4. 国家国防科技工业局军工项目审核中心, 北京 100001;

5. 中国航发商用航空发动机有限责任公司, 上海 200241)

摘 要:基于钛合金超塑性晶界滑动机制,建立了考虑材料参数和热激活能的变形温度以及应变率补偿的 Ti-6Al-4V 钛合金超塑性 Arrhenius 本构方程。基于 Ti-6Al-4V 钛合金超塑性流变曲线,通过应变率敏感系数 m ,分析了 Ti-6Al-4V 钛合金在温度 700~950 °C、应变率 $10^{-5} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下的超塑性流变行为。研究发现,不同变形温度和应变率下影响钛合金超塑性流变行为的机理不同。随后,根据上述所得结论考虑变形温度对材料参数 α 、 η 的影响,以及变形温度和应变率对材料参数 A_0 和激活能 Q 的影响,建立了考虑变形温度以及应变率补偿的 Ti-6Al-4V 钛合金的修正 Arrhenius 本构模型。最后,将修正 Arrhenius 本构模型的预测结果与文献中的实验结果以及物理本构模型的预测结果进行了比较,结果表明,修正 Arrhenius 本构模型具有更好的预测精度,预测的最小误差为 0.04%。

关键词: Ti-6Al-4V 钛合金;超塑性;流变行为;修正 Arrhenius 本构模型;补偿

中图分类号: TG 13 **文献标识码:** A DOI:10.13486/j.issn.2097-4973.2026.04.003

Ti-6Al-4V 钛合金具有高强度、低密度、良好的耐腐蚀性以及优越的高温成形性等优点,广泛应用于航空航天、生物医学和石油化工等领域^[1-3]。然而,钛合金在室温条件下变形抗力较高,且回弹效应显著,易导致零件在成形过程中开裂,所以结构复杂的钛合金部件通常采用热成形工艺进行制造^[4]。超塑成形作为当前公认的先进成形技术之一^[5],为钛合金等难变形材料的塑性加工提供了一种高效可靠的工艺方案^[6-7]。因此,深入研究 Ti-6Al-4V 钛合金高温变形行为,建立准确的本构模型具有重要意义。

近年来,许多表征金属材料高温流变行为的本构模型被相继提出,包括宏观唯象学模型、物理模型以及神经网络模型。其中,物理模型需涉及更多材料参数,而这些参数的确定依赖精密仪器,因此仪器精度往往是影响该模型预测准确性的关键因素,限制了该类模型在商用有限元软件中的使用^[8]。虽然神经网络被广泛用于表征材料的本构关系^[9],且预测准确性可能高于其他类型本构方程,但是神经网络模型在应用上存在很多局限,如数据不充分时,神经网络难以正常工作,此外即使计算出最优解,也无法解释其推理

收稿日期:2026-03-23

基金项目:国家自然科学基金项目(52205332);山东省高等学校青创团队计划项目(2023KJ275)

第一作者简介:郭瑞超(1989—),男,山东泰安人,副教授,博士,主要从事航空金属合金成形性研究。

E-mail: ytgrc@163.com

过程和推理依据^[10]。宏观唯象学模型虽不能直接反映金属材料的微观变形机理,但能够反映流变应力与热变形参数的相关性,成为被广泛采用的一类本构模型。

宏观唯象学模型种类繁多,其中以 Arrhenius 本构模型的应用最为广泛^[11]。该模型常用于描述材料在高温下的流变行为,其能够有效地描述材料高温合金变形过程中真实应力、真实应变和变形温度之间的关系^[12]。目前,很多国内外学者针对钛合金高温/超塑性流变行为的预测进行了大量的研究,并建立了相关 Arrhenius 本构方程^[13]。刘建军等^[14]研究了 Ti-25Nb 合金的高温变形行为,基于 Arrhenius 模型构建了应变补偿型的本构方程,结果表明,所构建的本构模型能够较好地预测其流变行为。刘超^[15]在温度 750 °C、800 °C 和 850 °C,应变率为 0.005~0.03 s⁻¹ 条件下对 TC4 钛合金进行了低温超塑性拉伸试验,并建立了 Arrhenius 本构方程。王赛行等^[16]研究了网篮态 TC18 钛合金在变形温度 780~860 °C、应变率 0.001~0.1 s⁻¹ 条件下的热变形行为,建立了基于应变补偿的 Arrhenius 本构模型。该模型具有较高的精度,能够较准确地预测网篮态 TC18 钛合金在热变形过程中的流动应力。Mosleh 等^[17]建立了一个 Arrhenius 本构模型,用于预测多种钛合金(Ti-2.5Al-1.8Mn 和 Ti-4Al-1V-3Mo)在高温下的流动行为,结果表明,该模型预测的流变应力与实验测得的流变应力较为吻合。Zhu 等^[18]提出了一种基于 Arrhenius 方程的 TC4 新型流应力模型,并对该模型、传统模型以及现有基于物理的 TC4 模型的可预测性和效率进行了对比评估,研究表明,新模型能够通过单一表达式同时描述 TC4 的硬化与软化行为。然而,在建立钛合金的 Arrhenius 本构方程时,鲜少有研究同时考虑对材料参数和热激活能进行应变、温度和应变率补偿。本文以 Ti-6Al-4V 钛合金为研究对象,从理论上推导了热激活状态下受温度、应变率等影响的 Arrhenius 方程参数,给出了考虑温度、应变率补偿的修正 Arrhenius 方程式。随后,通过对应变率敏感系数 m 进行分析,探讨变形温度 700~950 °C,应变率 10⁻⁵~10⁻⁴ s⁻¹ 下合金的超塑性流变行为,并将修正后的 Arrhenius 本构模型预测结果与文献[19]中的实验结果以及物理本构模型的预测结果进行比较,以证明修正模型的预测准确性。

1 Arrhenius 方程理论分析

在金属高温塑性变形中,其变形机制主要包括位错运动、扩散与晶界滑动,这些机制本质上均为受热激活控制的速率过程。双曲正弦 Arrhenius 方程由热激活位错运动框架衍生。而钛合金在超塑成形变形区间(通常 0.5 T_m 以上,应变率低于 10⁻³ s⁻¹)的主要机制为扩散协调的晶界滑动^[20],这与经典 Arrhenius 方程所基于的位错热激活模型有本质区别。为建立物理上自洽的本构模型,本文从描述晶界滑动的基本速率方程出发。考虑由原子扩散过程协调的晶界滑动,其宏观应变率可表示为如下唯象形式^[21-22]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{AD_{GB}Gb}{kT} \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \left(\frac{b}{d} \right)^p. \quad (1)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为由晶界滑动贡献的应变率, σ 为应力, G 为剪切模量, b 为伯氏矢量, d 为晶粒尺寸, G_{GB} 为扩散系数, n 、 p 与 A 分别为指数与系数。

将扩散系数 $D_{GB} = D_0 \exp(-Q/RT)$ 代入式(1),合并与应力和晶粒结构无关的项,可得

$$\dot{\epsilon} = \left[A \left(\frac{b}{d} \right)^p \frac{D_0 G b}{kT} \right] \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \exp \left(\frac{-Q}{RT} \right). \quad (2)$$

由式(2)可得,超塑性应变率与温度 T 呈现指数型 Arrhenius 关系($\exp(-Q/RT)$),而与应力 σ 呈现幂率关系($(\sigma/G)^n$)。幂律形式在低应力区可能存在局限性^[23],为构建一个在宽应力范围内普适的本构模型,引入双曲正弦函数 $\sinh(\alpha\sigma)$ 对幂律项进行替代与推广。式(2)的通用表达式为

$$\dot{\epsilon} = A_0 \left(\frac{b}{d} \right)^p \frac{Gb}{kT} [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp \left(\frac{-Q}{RT} \right). \quad (3)$$

式(3)中的参数(n , Q , α)在经典理论中常被视为常数。然而,钛合金的超塑性变形涉及晶界滑动、扩

散蠕变与可能的位错调节等多种机制的复杂竞争与耦合,其主导机制会随温度与应变率动态转变。这导致表观应力指数(n)和表观激活能(Q)并非常数,而是变形条件的函数。其中, Q 在晶界扩散激活能与提扩散激活能之间变化^[24],反映了扩散路径随温度、应变率的改变; n 值变化与速率控制步骤转变有关^[25]; α 与剪切模量有关且随温度变化; $A_0 \left(\frac{b}{d}\right)^p \frac{Gb}{kT}$ 与晶粒尺寸在变形中的长大及剪切模量均有关。

为精确描述钛合金超塑性应力的真实行为,根据前述分析,将式(3)修正为与温度及应变率有关的函数:

$$\dot{\epsilon} = A_3(T, \dot{\epsilon}) [\sinh(\alpha(T)\sigma)]^{n(T)} \exp\left(\frac{-Q(T, \dot{\epsilon})}{RT}\right) \quad (4)$$

2 Ti-6Al-4V 超塑性流变行为分析

文献[19]给出了 Ti-6Al-4V 钛合金在不同应变率和变形温度下的应力-应变曲线,如图 1 所示。由图 1 可以看出,在低应变率(10^{-5} s^{-1})下,当温度为 700°C 时,材料流变应力随应变的增加而上升,之后流变应力略有下降;然而,温度为 $750\sim 950^\circ\text{C}$ 时,流变应力随应变的增加而上升至峰值,之后趋向于稳定;在高应变率($10^{-4} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)下,温度为 $700\sim 800^\circ\text{C}$ 时,材料流变应力随应变的增加而下降,存在软化现象。此外还可以看出,随着应变率的增大,应力达到稳定状态所对应的温度逐渐上升,当应变率为 10^{-4} s^{-1} 时,流变应力达到相对稳定状态的温度为 800°C ;当应变率为 10^{-3} s^{-1} 时,流变应力-应变曲线趋于稳定状态的温度为 950°C ;当应变率为 10^{-2} s^{-1} 时,直至温度为 950°C ,流变应力也尚未达到稳定状态。

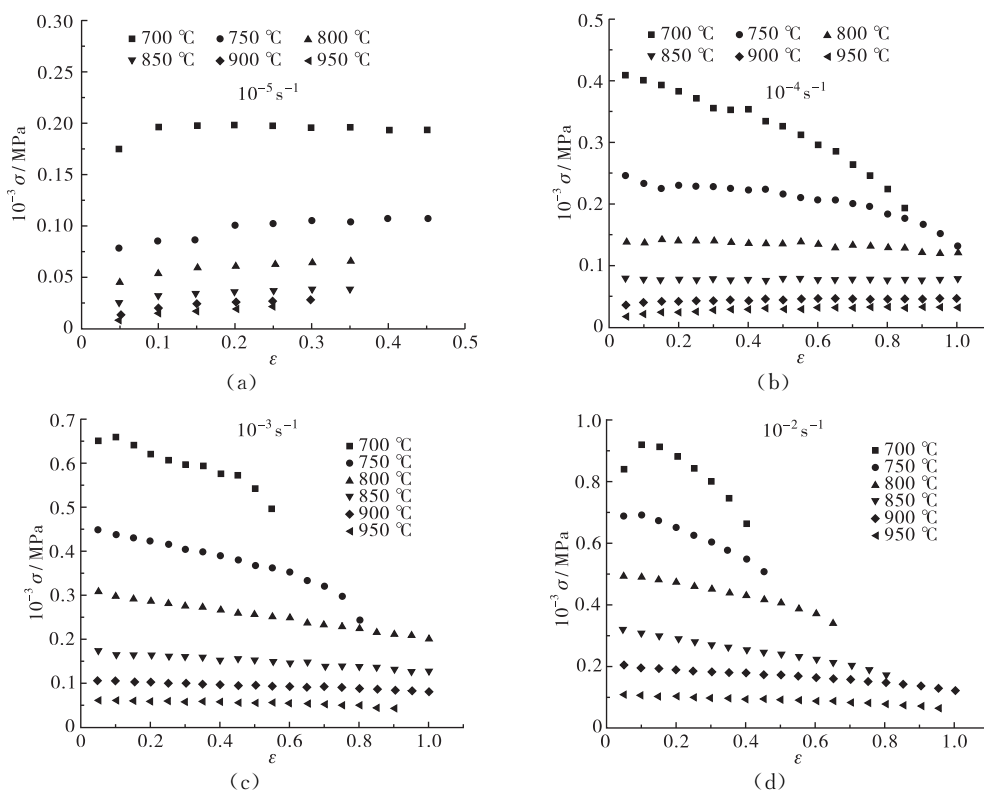


图 1 不同应变率和变形温度下的应力-应变曲线^[19]

为衡量 Ti-6Al-4V 钛合金的超塑性性能,通过对超塑性本构方程^[26] $\sigma = K \dot{\epsilon}^m$ 两边分别取对数并微分,可计算 Ti-6Al-4V 钛合金在不同应变率和变形温度下对应的应变率敏感系数,表达式为

$$m = \left[\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right]_T \quad (5)$$

根据式(5)作屈服状态下 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 曲线,如图 2 所示。在温度一定时,对实验数据进行线性拟合,求 Ti-6Al-4V 钛合金斜率可得在不同温度下的应变率敏感系数,其随温度变化的曲线如图 3 所示,进一步可得不同应变状态下应变率敏感系数随温度的变化规律,如图 4 所示。

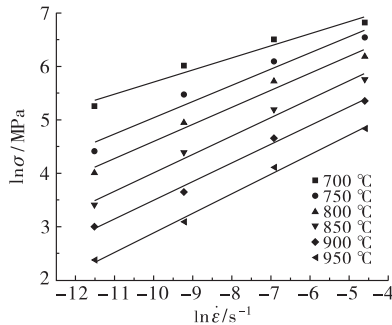


图 2 不同温度下的 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 曲线

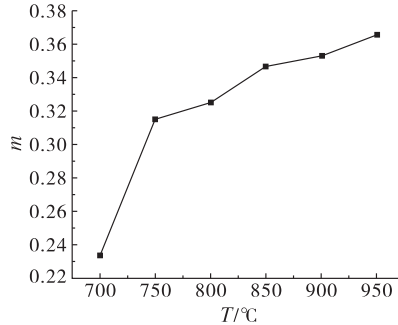


图 3 屈服状态下应变率敏感系数 m 变化规律

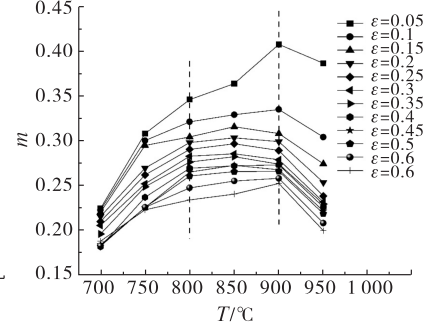


图 4 不同应变状态下应变率敏感系数 m 变化规律

由图 3 和图 4 可知,在不同的应变状态下,应变率敏感系数随温度变化的规律略有不同。在屈服状态下,应变率敏感系数随着温度的升高而逐渐增大,且增长趋势先大后小。在 $\epsilon = 0.05 \sim 0.7$ 时,应变率敏感系数在 $700 \sim 900$ °C 时随温度升高而逐渐增大,且增长趋势先大后小;在 $900 \sim 950$ °C 时,应变率敏感系数随温度的升高而减小,且应变越大,其变化趋势越陡。因此,在描述材料的流变行为时,需要划分温度段与应变状态段来建立本构模型。

然而,上述应变率敏感系数 m 的计算,只考虑了温度对于应变率敏感系数的影响。进一步的以屈服状态为例,确定不同应变率和变形温度下 m 的分布,如图 5 所示。

由图 5 可知, m 值在 $700 \sim 850$ °C 时较大,在 $900 \sim 950$ °C 时较小。原因是低应变率(10^{-5} s^{-1})下,材料变形时间延长,当变形温度为 $700 \sim 800$ °C 时,塑性变形初期,位错密度逐渐增大,材料发生应变硬化,流变应力逐渐增大,之后随着变形程度的增加,材料同时发生扩散蠕变和动态再结晶^[19],使晶粒形状发生改变,而且晶粒尺寸减小,有利于晶界滑移,应变率敏感系数较大。此外,当变形温度为 900 °C,晶粒长大^[19],进而阻碍晶间滑移,应变率敏感系数较小。

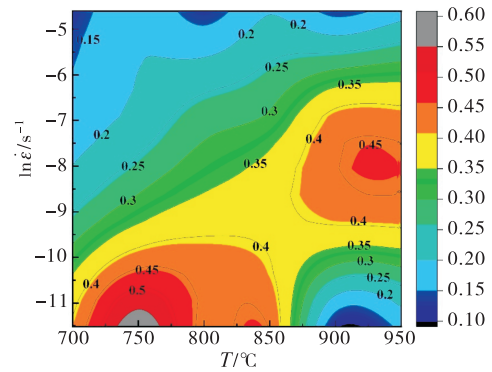


图 5 不同应变率和变形温度下 m 的分布

由图 1(b)~(d)可知,应变率在 $10^{-4} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 时,Ti-6Al-4V 钛合金随着变形程度的增大,发生明显的动态软化效应。由图 5 可得,在温度为 $700 \sim 800$ °C 时,应变率敏感系数随着温度的升高而增大,这是由于应变率过大,合金在热拉伸过程中产生空洞,且空洞随应变和应变率的增大而逐渐增大,有助于晶界滑移,但会使合金试样过早的断裂,降低了材料的塑性^[19]。在温度为 $800 \sim 900$ °C 时,应变率敏感系数随着温度的升高而增大,这是由于 Ti-6Al-4V 钛合金因动态再结晶产生大量的晶间 β 相^[19],晶粒细化,有助于晶间滑移。在温度为 $900 \sim 950$ °C 时,不同应变状态下的应变率敏感系数均减小,其主要原因是温度升高,致使晶粒长大^[19],而且由于应变率较大,合金热拉伸产生的空洞不可忽略。

综上所述,低应变率下,温度为 $700 \sim 800$ °C 时,扩散蠕变和动态再结晶是影响流变行为的主要机制;温度为 $900 \sim 950$ °C 时,扩散蠕变和晶粒生长是影响流变行为的主要机制。高应变率下,温度为 $700 \sim 800$ °C 时,空洞是影响流变行为的主要机制;温度为 $800 \sim 900$ °C 时,动态再结晶和空洞是影响流变行为的主要机制;温度为 $900 \sim 950$ °C 时,晶粒生长和空洞是影响流变行为的主要机制。因此,在描述 Ti-6Al-4V 钛合金超塑性流变行为时,需要划分三个温度区间,分别为 $700 \sim 800$ °C、 $800 \sim 900$ °C 和 $900 \sim 950$ °C。

3 修正 Arrhenius 本构模型

3.1 修正 Arrhenius 本构模型参数求解

以屈服状态为例给出修正 Arrhenius 本构模型的计算过程。对传统 Arrhenius 本构方程表达式两侧求对数可得

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n \ln \sigma - \frac{Q}{RT}, \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT}, \quad (7)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_3 + \eta \ln [\sinh(\alpha \sigma)] - \frac{Q}{RT}. \quad (8)$$

当材料的变形温度不变时,对式(6)求偏微分可得材料参数 n ,其式可表达为 $n = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \right]_T$ 。对式(7)求偏

微分可得材料参数 β ,其式可表达为 $\beta = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \right]_T$ 。

初始屈服状态时,不同温度下的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 以及 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 的关系曲线,如图 6、图 7 所示,分别求不同温度下材料参数 n 和 β 的值,由 $\alpha = \beta/n$ 计算可得不同温度下的 α 值。

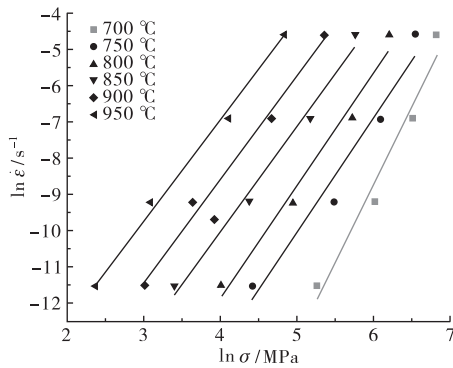


图 6 不同温度下 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 关系曲线

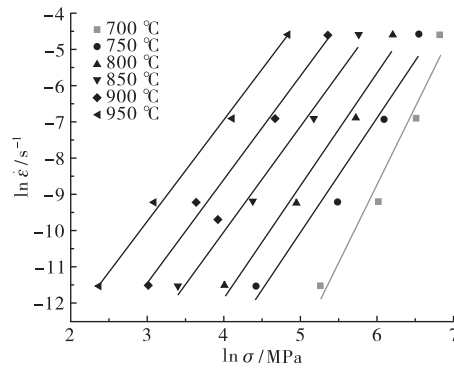


图 7 不同温度下 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 关系曲线

绘制 $\alpha - T$ 的曲线图,可以得到 α 随温度的变化规律,对于 $\alpha - T$ 曲线在各个温度区间内采用直线拟合,如图 8 所示。可以看出, α 随温度变化较为显著,变形温度越高, α 值越大,材料参数 α 的表达式可以表示为

$$\alpha(T) = \begin{cases} 2.744 \ 24 \times 10^{-5} T - 0.024 \ 518 \ 404, & 973 < T \leq 1 \ 073, \\ 6.544 \ 59 \times 10^{-5} T - 0.065 \ 3720 \ 88, & 1 \ 073 < T \leq 1 \ 173, \\ 0.000 \ 167 \ 468 T - 0.184 \ 955 \ 68, & 1 \ 173 < T \leq 1 \ 223. \end{cases}$$

当材料的变形温度不变时,假设变形激活能不变,对式(8)的 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 求偏微分,可得材料参数 η 表达式为 $\eta = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \{\ln [\sinh(\alpha \sigma)]\}} \right]_T$ 。不同变形温度时的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 的关系曲线,如图 9 所示。当温

度一定时,采用直线拟合 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 关系曲线,拟合直线的斜率即为材料参数 η 值,作 $\eta - T$ 曲线,如图 10 所示。对于材料参数 η 而言,在三个温度区间内,分别对材料参数进行线性拟合,可得出在不同温度区间 η 的表达式。材料参数 η 的函数表达式为

$$\eta(T) = \begin{cases} -0.009 \ 369 \ 945 T + 12.200 \ 153 \ 6, & 973 < T \leq 1 \ 073, \\ -0.001 \ 858 \ 083 T + 4.253 \ 420 \ 292, & 1 \ 073 < T \leq 1 \ 173, \\ -0.001 \ 540 \ 505 T + 3.899 \ 297 \ 856, & 1 \ 173 < T \leq 1 \ 223. \end{cases}$$

根据 α 和 η 变化趋势可得,在描述 Ti-6Al-14V 钛合金超塑性流变行为时可划分为三个温度区间:

700~800 °C、800~900 °C和 900~950 °C,这与章节 2 中得出的结论一致,也证明了 η 和 Q 都不能视为常数。

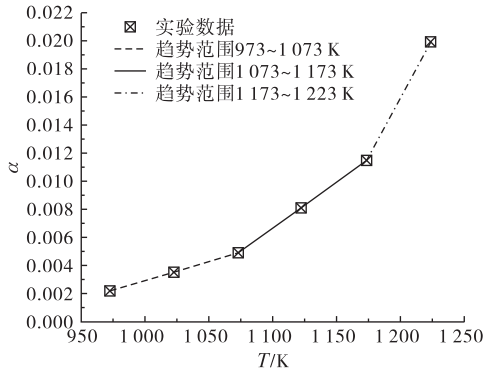


图 8 材料参数 α 随温度变化的规律

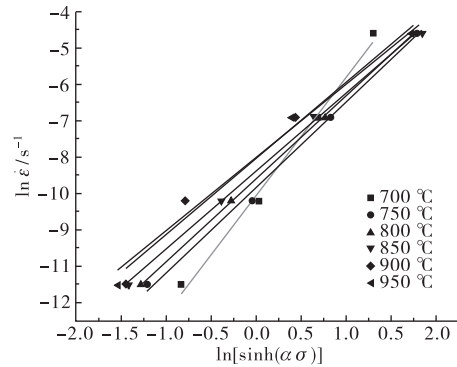


图 9 不同温度下 $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线

对修正方程(4)两边求对数可得

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_3(\dot{\epsilon}, T) + \eta(T) \ln\{\sinh[\alpha(T)\sigma]\} - \frac{Q(\dot{\epsilon}, T)}{RT}. \quad (9)$$

当应变率不变时,式(9)对 $1/T$ 求偏微分,整理变换可得 $Q(\dot{\epsilon}, T) = R\eta(T)K(T, \dot{\epsilon}) + I(\dot{\epsilon}, T)$ 。式中, $K(T, \dot{\epsilon})$ 和截距 $I(\dot{\epsilon}, T)$ 的表达式为

$$K(T, \dot{\epsilon}) = \left[\frac{\partial \ln\{\sinh[\alpha(T)\sigma]\}}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}}, I(\dot{\epsilon}, T) = R \left[\frac{\partial \ln A_3(\dot{\epsilon}, T)}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} + R \left[\frac{\partial [\eta(T)]}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} - \frac{1}{T} \left[\frac{\partial [Q(\dot{\epsilon}, T)]}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}}.$$

作不同温度区间、不同应变率下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - (1/T)$ 的变化曲线,如图 11 所示。经计算得出 $I(\dot{\epsilon}, T)$ 的值很小,相对于 $R\eta(T)K(T, \dot{\epsilon})$ 可以忽略不计,因此, Q 的表达式为 $Q(\dot{\epsilon}, T) = R\eta(T)K(T, \dot{\epsilon})$ 。

通过图 11 可获得各拟合直线的斜率,进而得到不同应变率时对应的 $K(T, \dot{\epsilon})$ 的值。作 $K(T, \dot{\epsilon})$ 随应变率变化的曲线,如图 12 所示,可得 $K(T, \dot{\epsilon})$ 在低应变率区间($10^{-5} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)和高应变率区间($10^{-4} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)具有不同的变化规律,因此对应变率划分区间,然后通过线性拟合,可以得出不同应变率区间。

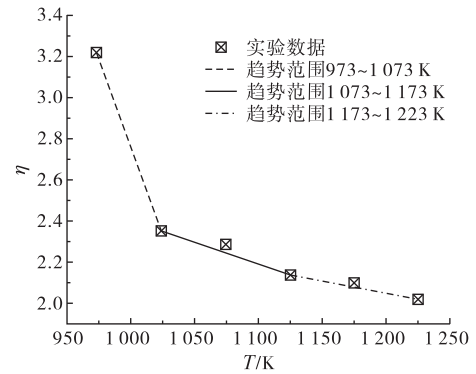


图 10 材料参数 η 随温度变化的规律

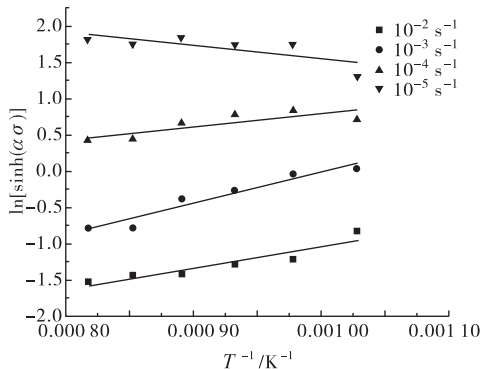


图 11 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - (1/T)$ 的变化曲线

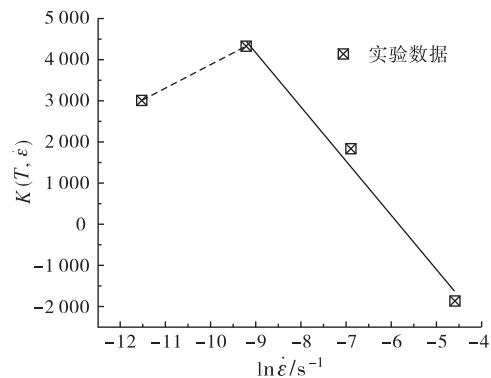


图 12 $K(T, \dot{\epsilon})$ 随应变率变化的规律

$K(T, \dot{\epsilon})$ 与应变率的函数关系:

$$K(T, \dot{\epsilon}) = \begin{cases} 570.393\,241\,1 \ln \dot{\epsilon} + 9\,568.9676\,64, & 10^{-5} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-4}, \\ -1\,314.132\,529 \ln \dot{\epsilon} - 7\,839.557\,935, & 10^{-4} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-2}. \end{cases}$$

将所得的材料参数 η 、 Q 及 α , 代入参数 Z 表达式:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(-Q/RT) = A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^\eta$$

可求得不同变形温度和应变率下对应的材料参数 A_3 值。对于 A_3 值与变形温度、应变率的函数关系采用以下的计算方法。首先作 $\ln A_3$ - T 的关系曲线, 如图 13 所示, 可得

$$\ln A_3(T, \dot{\epsilon}) = B_0(\ln \dot{\epsilon}) + B_1(\ln \dot{\epsilon})T.$$

分别求得不同应变率下对应的 B_0 和 B_1 , 可以得出 B_0 和 B_1 随应变率的变化规律, 进一步求解 $\ln A_3$ - T 时线性拟合的系数 $B_0(\ln \dot{\epsilon})$ 和 $B_1(\ln \dot{\epsilon})$, 可知 $B_0(\ln \dot{\epsilon})$ 和 $B_1(\ln \dot{\epsilon})$ 在低应变率区间 ($10^{-5} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) 和高应变率区间 ($10^{-4} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) 具有不同的变化规律。因此, 对应应变率划分区间, 然后通过线性拟合, 可以得出不同应变率区间。 $B_0(\ln \dot{\epsilon})$ 和 $B_1(\ln \dot{\epsilon})$ 的函数表达式:

$$B_0(T, \dot{\epsilon}) = \begin{cases} -2.779\,412\,041 \ln \dot{\epsilon} - 42.220\,218\,31, & 10^{-5} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-4}, \\ -0.001\,109\,876 \ln \dot{\epsilon} - 0.002\,255\,453, & 10^{-4} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-2}. \end{cases}$$

$$B_1(T, \dot{\epsilon}) = \begin{cases} 0.002\,595\,459 \ln \dot{\epsilon} - 0.031\,378\,749, & 10^{-5} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-4}, \\ 1.183\,462\,784 \ln \dot{\epsilon} - 6.138\,132\,83, & 10^{-4} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-2}. \end{cases}$$

因此, Ti-6Al-4V 钛合金在屈服状态下的修正 Arrhenius 本构模型为

$$\begin{cases} \dot{\epsilon} = A_3(T, \dot{\epsilon}, \epsilon) \{ \sinh[\alpha(T, \sigma)] \}^{\eta(T, \dot{\epsilon})} \exp(-Q(T, \dot{\epsilon}, \epsilon)/RT), \\ \alpha(T, \dot{\epsilon}) = \begin{cases} 2.744\,24 \times 10^{-5} T - 0.024\,518\,404, & 973 \leq T < 1\,073, \\ 6.544\,59 \times 10^{-5} T - 0.065\,372\,088, & 1\,073 \leq T < 1\,173, \\ 0.000\,167\,468 T - 0.184\,955\,68, & 1\,173 \leq T < 1\,223, \end{cases} \\ \eta(T, \dot{\epsilon}) = \begin{cases} -0.009\,369\,945 T - 12.200\,153\,6, & 973 \leq T < 1\,073, \\ -0.001\,858\,083 T + 4.253\,420\,292, & 1\,073 \leq T < 1\,173, \\ -0.001\,540\,505 T + 3.899\,297\,856, & 1\,173 \leq T < 1\,223, \end{cases} \\ Q(\dot{\epsilon}, T, \epsilon) = R\eta(T, \epsilon)K(\dot{\epsilon}, \epsilon), \\ K(\dot{\epsilon}, \epsilon) = \begin{cases} 570.393\,241\,1 \ln \dot{\epsilon} + 9\,568.967\,664, & 10^{-5} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-4}, \\ -1\,314.132\,529 \ln \dot{\epsilon} - 7\,839.557\,935, & 10^{-4} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-2}, \end{cases} \\ \ln A_3(T, \dot{\epsilon}, \epsilon) = B_0(\ln \dot{\epsilon}, \epsilon) + B_1(\ln \dot{\epsilon}, \epsilon)T, \\ B_0(\ln \dot{\epsilon}, \epsilon) = \begin{cases} -2.779\,412\,041 \ln \dot{\epsilon} - 42.220\,218\,31, & 10^{-5} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-4}, \\ -0.001\,098\,76 \ln \dot{\epsilon} - 0.002\,255\,453, & 10^{-4} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-2}, \end{cases} \\ B_1(\ln \dot{\epsilon}, \epsilon) = \begin{cases} 0.002\,595\,459 \ln \dot{\epsilon} - 0.031\,378\,749, & 10^{-5} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-4}, \\ 1.183\,462\,784 \ln \dot{\epsilon} - 6.138\,132\,83, & 10^{-4} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-2}. \end{cases} \end{cases} \quad (10)$$

参照初始屈服状态下合金流变应力的计算方法, 可得合金在不同应变状态、变形温度和应变率下的流变应力值。对于后继屈服状态, 为建立统一的本构模型, 需要对模型中的材料参数进行应变补偿, 根据式(10)可计算得到以 0.05 应变为间隔, 应变为 0.05~1.2 时对应的 α 、 n 、 Q 和 $\ln A$ 值。进一步利

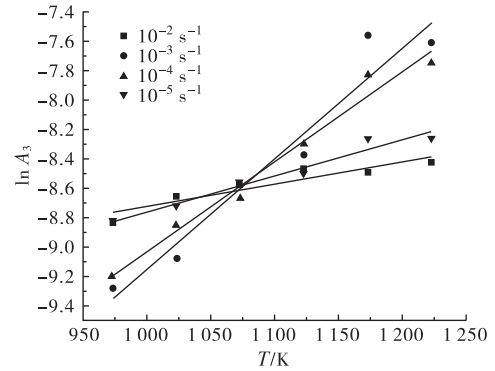


图 13 $\ln A_3$ - T 的关系曲线

用 Origin 软件对获得的四个材料参数进行不同阶数的多项式拟合,结果表明,采用六次多项式拟合时, Ti-6Al-4V 钛合金各材料参数的变化规律最为吻合。最终 Ti-6Al-4V 钛合金修正 Arrhenius 本构模型的表达式为

$$\begin{cases} \dot{\epsilon} = A_3(T, \dot{\epsilon}, \epsilon) \{ \sinh[\alpha(T, \epsilon)\sigma] \}^{\eta(T, \epsilon)} \exp(-Q(T, \dot{\epsilon}, \epsilon)/RT), \\ \alpha(T, \epsilon) = \begin{cases} \alpha_{21}(\epsilon)T - \alpha_{20}(\epsilon), 973 \leq T < 1073, \\ \alpha_{11}(\epsilon)T - \alpha_{10}(\epsilon), 1073 \leq T < 1173, \\ \alpha_{01}(\epsilon)T - \alpha_{00}(\epsilon), 1173 \leq T < 1223, \end{cases} \\ \eta(T, \epsilon) = \begin{cases} \eta_{21}(\epsilon)T - \eta_{20}(\epsilon), 973 \leq T < 1073, \\ \eta_{11}(\epsilon)T - \eta_{10}(\epsilon), 1073 \leq T < 1173, \\ \eta_{01}(\epsilon)T - \eta_{00}(\epsilon), 1173 \leq T < 1223, \end{cases} \\ Q(\dot{\epsilon}, T, \epsilon) = R\eta(T, \epsilon)K(\dot{\epsilon}, \epsilon), \\ K(\dot{\epsilon}, \epsilon) = \begin{cases} K_{11}(\epsilon) \ln \dot{\epsilon} - K_{10}(\epsilon), 10^{-5} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-4}, \\ K_{01}(\epsilon) \ln \dot{\epsilon} - K_{00}(\epsilon), 10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^{-2}, \end{cases} \\ \ln A_3(T, \dot{\epsilon}, \epsilon) = B_0(\ln \dot{\epsilon}, \epsilon) + B_1(\ln \dot{\epsilon}, \epsilon)T, \\ B_0(\ln \dot{\epsilon}, \epsilon) = \begin{cases} B_{111}(\epsilon) \ln \dot{\epsilon} - B_{110}(\epsilon), 10^{-5} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-4}, \\ B_{101}(\epsilon) \ln \dot{\epsilon} - B_{100}(\epsilon), 10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^{-2}, \end{cases} \\ B_1(\ln \dot{\epsilon}, \epsilon) = \begin{cases} B_{011}(\epsilon) \ln \dot{\epsilon} - B_{010}(\epsilon), 10^{-5} \leq \dot{\epsilon} < 10^{-4}, \\ B_{001}(\epsilon) \ln \dot{\epsilon} - B_{000}(\epsilon), 10^{-4} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^{-2}. \end{cases} \end{cases} \quad (11)$$

式中: $\alpha_{21}(\epsilon)$ 、 $\alpha_{20}(\epsilon)$ 、 $\alpha_{11}(\epsilon)$ 、 $\alpha_{10}(\epsilon)$ 、 $\alpha_{01}(\epsilon)$ 、 $\alpha_{00}(\epsilon)$ 、 $\eta_{21}(\epsilon)$ 、 $\eta_{20}(\epsilon)$ 、 $\eta_{11}(\epsilon)$ 、 $\eta_{10}(\epsilon)$ 、 $\eta_{01}(\epsilon)$ 、 $\eta_{00}(\epsilon)$ 、 $K_{11}(\epsilon)$ 、 $K_{10}(\epsilon)$ 、 $K_{01}(\epsilon)$ 、 $K_{00}(\epsilon)$ 、 $B_{111}(\epsilon)$ 、 $B_{110}(\epsilon)$ 、 $B_{101}(\epsilon)$ 、 $B_{100}(\epsilon)$ 、 $B_{011}(\epsilon)$ 、 $B_{010}(\epsilon)$ 、 $B_{001}(\epsilon)$ 、 $B_{000}(\epsilon)$ 是补偿系数。

3.2 修正 Arrhenius 本构模型实验分析

屈服状态下,本构模型流变应力的计算值与实验值、文献[19]值的对比如图 14 所示,为进一步对比实验值与预测值之间的差异,使用表达式

$$E_r = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{\sigma_{\text{cal}} - \sigma_{\text{exp}}}{\sigma_{\text{exp}}} \right| \times 100\% \quad (12)$$

计算误差,计算得平均误差为 4.29%。式中: N 为流变应力的个数,其值为应变率和温度组数的乘积; σ_{cal} 为本构模型预测的流变应力值, σ_{exp} 为实验获得的流变应力值,可以得出该本构模型能够描述合金在屈服状态下的流变行为。

将求出的拟合系数代入统一的本构模型式(11),通过式(12)可计算不同变形温度和应变率下 Ti-6Al-4V 钛合

金流变应力的预测误差,如表 1 所示,本构模型预测值、实验值和文献[19]预测值的对比图如图 15 所示。结合图 15 和表 1 可得,本文中所建立的 Arrhenius 本构模型能够较好地预测 700~950 °C 和 $10^{-5} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的流变应力,只是在个别条件下模型误差较大:(I)温度为 750 °C、应变率为 10^{-5} s^{-1} 和 10^{-2} s^{-1} ; (II)温度为 850 °C、应变率为 10^{-4} s^{-1} ; (III)温度为 900 °C、应变率为 10^{-4} s^{-1} 和 10^{-2} s^{-1} , 温度为 950 °C、应变率为 10^{-4} s^{-1} 。出现误差的原因主要是这些组合往往处于多种变形机制竞争或相互转化的敏感区间,修正的 Arrhenius 模型虽在一定程度上提升了整体拟合精度,但其本质上仍基于单一机制假设,难以准确表征多机制耦合作用的变形行为。因此,在变形机制较为复杂或微观状态发生急剧变化时,该模型的预测结果

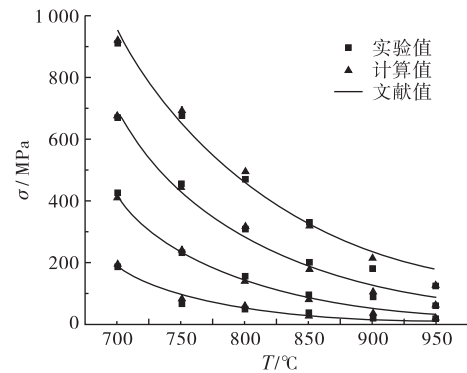


图 14 屈服状态计算值与实验值、文献值对比图

容易出现显著偏差。

表 1 不同变形温度和应变率下,Ti-6Al-4V 钛合金本构模型流变应力的预测误差

应变率/ s^{-1}	误差/%					
	700 °C	750 °C	800 °C	850 °C	900 °C	950 °C
10^{-5}	4.69	13.11	2.11	3.27	1.24	1.81
10^{-4}	3.37	2.94	2.80	8.17	11.69	8.71
10^{-3}	0.88	5.44	0.04	2.22	7.65	1.38
10^{-2}	3.86	7.66	2.73	4.45	0.67	1.97

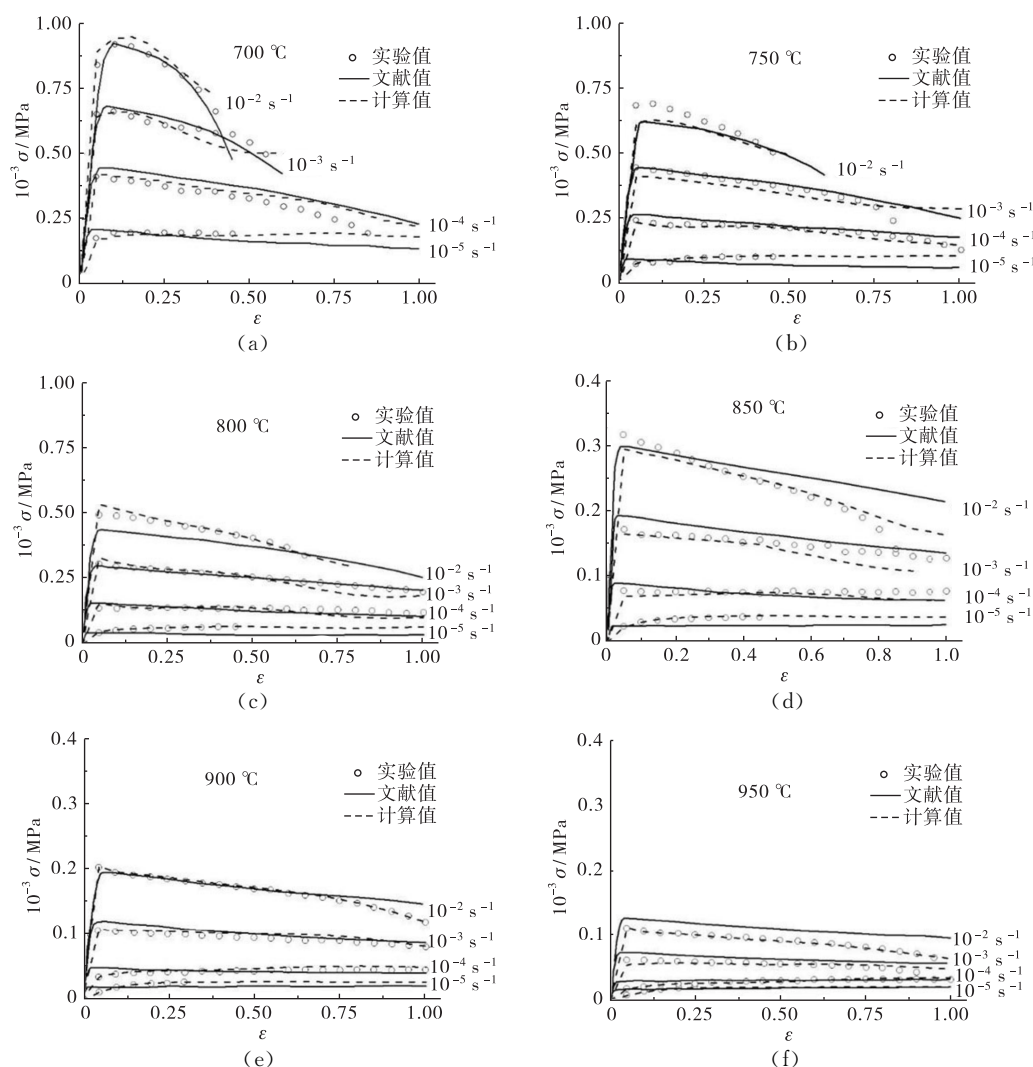


图 15 基于 Arrhenius 本构模型的流变应力计算值与实验值、文献[19]预测值对比图

4 结论

基于应变率敏感系数 m , 结合 Ti-6Al-4V 钛合金微观组织演变, 分析得出在不同应变率以及不同温度范围内对流变行为的影响机制不同。建立考虑对材料参数和热激活能进行应变、温度和应变率补偿的 Arrhenius 本构模型, 修正后的模型中的 Q 以及 α 、 η 和 A_3 满足: 材料参数 α 、 η 是应变和变形温度的函数; A_3 和 Q 是变形温度和应变率的函数。建立了考虑应变、温度和应变率补偿的 Ti-6Al-4V 钛合金修正

Arrhenius 本构方程,模型能够很好地预测 700~950 °C 和 $10^{-5} \sim 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 条件下的流变应力,只是在个别条件下,模型误差较大。在后续的研究工作中,可采取数据驱动与物理规律引导相结合的研究方法,以提升模型在机制转换区域的物理一致性,进而增强其在复杂变形工况下的预测精度与泛化能力。

参考文献:

- [1] 张旻,帅美荣,李海斌,等. 热处理对不同形变工艺钛合金棒材显微组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报,2022,43(3):35-42.
- [2] 王晓亭,乔波,张登峰,等. 医用 TC4 钛合金网篮组织热处理工艺[J]. 材料导报,2022,36(增刊 2):279-281.
- [3] 李弘耀,刘富. TC4 钛合金材料的本构及断裂力学模型[J]. 金属功能材料,2025,32(3):65-73.
- [4] 张海鑫,杨沫,于娟,等. TC4 钛合金高温热拉伸行为及本构方程研究[J]. 机械制造与自动化,2017,46(2):34-36.
- [5] 张晋源,尤鹏宇,李昕童,等. Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe 合金置氢工艺及 0.1wt.% 低氢含量超塑变形研究[J]. 塑性工程学报,2025,32(10):125-135.
- [6] 江莉,刘辉,蒋蓓,等. 超高强度钢高温流变行为及热冲压工艺[J]. 塑性工程学报,2023,30(4):37-45.
- [7] Kopec M, Wang Kehuan, Politis D J, et al. Formability and microstructure evolution mechanisms of Ti6Al4V alloy during a novel hot stamping process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018,719:72-81.
- [8] 杨伟,郑德宇,张森峰,等. GH4706 高温合金本构模型的人工神经网络优化[J]. 热加工工艺,2025,54(22):103-108.
- [9] Quan Li, Jin Zhaoyang. Comparative study of physical-based constitutive model and bp artificial neural network model in predicting high temperature flow stress of AZ80 magnesium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021,50(11):3924-3933.
- [10] Lin Y C, Nong Fuqi, Chen Xiaomin, et al. Microstructural evolution and constitutive models to predict hot deformation behaviors of a nickel-based superalloy[J]. Vacuum, 2017,137:104-114.
- [11] 王锦涛,邵志文,段文超,等. 基于人工神经网络 TC4A 装甲钛合金本构模型[J]. 兵器材料科学与工程,2026,49(3):130-137.
- [12] Rocha E J F, Antonino T S, Guimaraes P B, et al. Modeling of the temperature field generated by the deposition of weld bead on a steel butt joint by FEM techniques and thermographic images [J]. Materials Research, 2018,21(3):e20160796.
- [13] 贾海深,古妮娜,罗文翠,等. 预测 TC4 钛合金高温流动行为的两种本构模型对比研究[J]. 热加工工艺,2025,54(16):104-111.
- [14] 刘建军,王克鲁,鲁世强,等. Ti-25Nb 合金的热变形行为及本构关系模型[J]. 塑性工程学报,2020,27(6):148-154.
- [15] 刘超. TC4 合金低温超塑性变形行为及变形机理研究[D]. 沈阳:沈阳工业大学,2021.
- [16] 王赛行,欧阳德来,崔霞,等. 网篮态 TC18 钛合金的热变形行为及应变补偿的 Arrhenius 本构模型[J]. 兵器材料科学与工程,2025,48(3):49-54.
- [17] Mosleh A O, Mikhaylovskaya A, Kotov A, et al. Arrhenius-type constitutive equation model of superplastic deformation behaviour of different titanium based alloys[J]. Defect and Diffusion Forum, 2018,385:45-52.
- [18] Zhu Fuhui, Xiong Wei, Li Xifeng, et al. A new flow stress model based on Arrhenius equation to

- track hardening and softening behaviors of Ti6Al4V alloy[J]. *Rare Metals*, 2018, 37(12): 1035-1045.
- [19] Alabort E, Putman D, Reed R C. Superplasticity in Ti-6Al-4V: characterisation, modelling and applications[J]. *Acta Materialia*, 2015, 95: 428-442.
- [20] Langdon T G. Seventy-five years of superplasticity: historic developments and new opportunities [J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44(22): 5998-6010.
- [21] Langdon T G. The physics of superplastic deformation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1991, 137: 1-11.
- [22] Kaibyshev O A. Superplasticity of alloys, intermetallides and ceramics[M]. *Superplasticity of Alloys, Intermetallides and Ceramics*. Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1992: 231-255.
- [23] McQueen H J, Ryan N D. Constitutive analysis in hot working[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 322(1/2): 43-63.
- [24] Langdon T G. A unified approach to grain boundary sliding in creep and superplasticity[J]. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 1994, 42(7): 2437-2443.
- [25] Kassner M E, Pérez-Prado M T. Five-power-law creep in single phase metals and alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2000, 45(1): 1-102.
- [26] Backofen W A. Superplasticity in an Al-Zn alloy[J]. *ASME Journal of Heat and Mass Transfer*, 1964, 57: 980-990.

A study on the modified Arrhenius constitutive model for superplasticity of Ti-6Al-4V titanium alloy

GUO Ruichao^{1,2,3}, ZHAO Haizhen^{1,2,3}, ZHANG Shen⁴, GUO Shaochang⁵,

SUN Zichun^{1,2,3}, QIN Jing^{1,2,3}, XING Hongxi^{2,3}

(1. *Unmanned Aerial Vehicle Research Institute, Shandong University of Aeronautics, Binzhou 256603, China;*

2. School of Aeronautical Engineering, Shandong University of Aeronautics, Binzhou 256603, China;

3. Shandong Engineering Technology Research Center for Aeronautical Materials and Devices, Shandong University of Aeronautics, Binzhou 256603, China;

4. Military Project Review Center, National Defense Science and Technology Industry Bureau, Beijing 100001, China;

5. AECC Commercial Aircraft Engine Co., Ltd, Shanghai 200241, China)

Abstract: Based on the superplastic grain boundary sliding mechanism of titanium alloy, an Arrhenius constitutive equation for the superplasticity of Ti-6Al-4V titanium alloy that takes into account the material parameters and thermal activation energy, as well as the compensation of deformation temperature and strain rate was first established in this paper. Based on the superplasticity rheological curve of Ti-6Al-4V titanium alloy and the strain rate sensitivity coefficient m , the superplastic rheological behavior of Ti-6Al-4V titanium alloy under the temperature ranging from 700 ~ 950 and the strain rate conditions ranging from was analyzed. It is found that the mechanisms affecting the superplastic rheological behavior

of the alloy are different under different deformation temperatures and strain rates. Subsequently, based on the above conclusions, the influence of deformation temperature on the material parameters, and the influence of deformation temperature and strain rate on the material parameters and activation energy Q were introduced to establish a modified Arrhenius constitutive model for Ti-6Al-4V titanium alloy considering the compensation of deformation temperature and strain rate. Finally, the outcomes predicted by the modified constitutive model were compared with the experimental results and the prediction results of the physical constitutive model in the literature. The results show that the modified Arrhenius constitutive model established in this paper has better prediction accuracy, with the minimum prediction error being 0.04%.

Keywords: Ti-6Al-4V titanium alloy; superplasticity; rheological behavior; Arrhenius constitutive model; compensate

(责任编辑:唐立平)

引用格式 郭瑞超,赵海臻,张深,等. Ti-6Al-4V 钛合金超塑性修正 Arrhenius 本构模型研究[J]. 山东航空学院学报, 2026, 43(4): 22-33.

Guo Ruichao, Zhao Haizhen, Zhang Shen, et al. A study on the modified Arrhenius constitutive model for superplasticity of Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. Journal of Shandong University of Aeronautics, 2026, 43(4): 22-33.

本 刊 声 明

本刊已许可中国知网(中国学术期刊(光盘版)电子杂志社)、北京万方数据股份有限公司(万方数据电子出版社)、重庆维普资讯有限公司、超星期刊域出版平台等在其各自的系列数据库产品中以数字化方式复制、汇编、发行及在信息网络传播本刊全文。作者著作权使用费和稿酬(即包括印刷版、光盘版和网络版等各种使用方式的报酬)一并支付。如作者对本声明持有异议,请在投稿时说明。