

Ti551 两相区变形本构模型及热加工图

程志诚¹, 姜欢¹, 吴佳丽¹, 邓清华¹, 祝学丽¹, 张宏岭^{1*}, 马英杰²

(1. 江苏翔云钛合金新材料有限公司, 江苏 无锡 214105; 2. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

摘要:作为构筑成型的基元材料,以新型 $\alpha+\beta$ 钛合金 Ti551(以下简称为 Ti551)为研究对象,采用 Gleeble 3500 热模拟试验机,研究其在 $0.001 \sim 10 \text{ s}^{-1}$, $700 \sim 900 \text{ }^\circ\text{C}$ 范围内的流变行为,并分别采用应变补偿 Arrhenius 与神经网络模型进行曲线拟合。结果表明,在两相区变形时, Ti551 钛合金的流变应力在中低温及高应变速率条件下表现出典型的峰后软化特征。相比于应变补偿模型,神经网络模型在低温高应变速率条件下具有更高的预测精度与更低的平均绝对相对误差,其相关系数 R 为 0.992 2,平均绝对相对误差为 6.3%。基于构建的 Ti551 钛合金两相区热加工图,明确了不同应变条件下的塑性失稳区。确定两相区锻造过程中的等效应变速率下限不低于 0.01 s^{-1} ,对应实际锻造速度不小于 10 mm/s ,终锻温度不低于 $750 \text{ }^\circ\text{C}$,可为 Ti551 钛合金实际两相区锻造工艺参数的制定与数值模拟提供可靠依据。

关键词: Ti551 钛合金; 构筑成形; 流变应力; 本构模型; 热加工图

中图分类号: TG314.3, TG146.2

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)02-0018-11

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.02.003

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



与作者互动
听语音
聊科研

Constitutive modeling and hot processing map of Ti551 alloy in the $\alpha+\beta$ two-phase region

CHENG Zhicheng¹, JIANG Huan¹, WU Jiali¹, DENG Qinghua¹,
ZHU Xueli¹, ZHANG Hongling^{1*}, MA Yingjie²

(1. Jiangsu Flying Cloud Titanium Alloy Material Co., Ltd., Wuxi 214105, Jiangsu, China; 2. Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China)

Abstract: As a base material for additive forging processes, a novel titanium alloy Ti551 had been used to conduct hot compression via a Gleeble 3500 thermo-mechanical simulator, and then flow stress curves were obtained over a strain rate range of $0.001 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ and a temperature range of $700 \sim 900 \text{ }^\circ\text{C}$ in this study. The flow stress curves were fitted using a strain-compensated Arrhenius model and an artificial neural network model, respectively. The strain-stress curves indicate that during deformation in the two-phase region, the flow stress of the Ti551 alloy exhibits a typical post-peak softening behavior under medium-to-low temperatures and high strain rates. Compared with predicated results from the strain-compensated model, the artificial neural network model gives higher prediction accuracy and lower average absolute relative error under low-temperature and high strain-rate conditions, with a correlation coefficient R of 0.992 2 and a mean average absolute relative error of 6.3%. Based on the constructed hot processing map of the Ti551 alloy deformed in the two-phase region, the plastic instability

收稿日期: 2026-01-23; 修回日期: 2026-02-27; 接受日期: 2026-03-19

基金项目: 国家重点研发计划(2024YFB3714200)。

作者简介: 程志诚, 1995 年出生, 男, 安徽宣城人, 博士, 从事钢、钛钢复合及钛合金材料研究工作, E-mail: czc_ustb@163.com; *通信作者: 张宏岭, 1986 年出生, 男, 江苏无锡人, 博士, 长期从事钛合金材料研究工作, E-mail: henry.zhang@flyingcloud-js.com。

domains under different strain conditions were identified. The lower limit of equivalent strain rate during forging in the $\alpha+\beta$ two-phase region should be no less than 0.01 s^{-1} , corresponding to an actual forging speed of not less than 10 mm/s , and that the final forging temperature should be no lower than $750 \text{ }^\circ\text{C}$. These finds can help design practical forging parameters and numerical simulation of Ti551 alloy in the $\alpha+\beta$ two-phase region.

Key words: Ti551 alloy; additive forging; flow stress; constitutive model; hot-processing map

0 引言

大型锻件, 诸如深海载人耐压球壳^[1]、百吨级重型燃气轮机的壳体材料等, 是国家重大项目中的关键部件, 其一般采用 $\alpha+\beta$ 型钛合金构建。作为一种新研发的钛合金成分, Ti551 钛合金是在 Ti80 钛合金的设计思路, 通过降低 α 稳定元素含量并引入 Cr、V 等 β 稳定元素, 提高 β 相稳定性与合金可加工性, 从而形成的一种兼具较高强度和良好热加工性能的 $\alpha+\beta$ 型钛合金^[2]。其冲击吸收能力较 Ti80 显著提升, 并兼具优异的抗应力腐蚀性能, 以满足深海耐压构件的性能要求。

随着海洋装备向大型化方向发展, 对大尺寸高性能锻件的需求不断增加^[3]。然而, 传统大规格铸锭在凝固过程中容易产生宏观偏析和组织不均等问题, 其缺陷控制难度随尺寸增大而显著提高。如何制备组织均匀的大尺寸锻坯成为大型锻件制造中的关键技术难题。在此背景下, 构筑成形工艺^[4-5]被提出以解决大尺寸铸锭的均质化问题。基于该工艺, 白小龙等人^[6]实现了 2 t 级别的 GH4169 试制。伊莱特公司的银伟等人^[7]实现了百吨级 28Mn6 的锻造轮带制备。Ti551 被认为是该工艺中用于制备大型均质化坯料的重要候选材料之一。

传统的钛合金生产流程包括多次 VAR 熔炼、高温区开坯锻造与再结晶锻造, 以及两相区锻造工艺。尤其是在两相区的锻粗和拔长工艺, 受到变形抗力、钛合金绝热温升^[8]等多方面影响, 容易发生变形不均匀, 出现材料开裂、组织不均等问题^[9]。Ti551 钛合金作为一种新型钛合金, 有必要系统研究其在不同温度与应变速率条件下的变形行为, 以实现工艺参数的合理设计。

为建立材料的本构关系并指导热加工工艺设计, 研究人员分别针对单相区、双相区钛合金在高温变形条件下的流变行为开展了大量研究, 采用了 Arrhenius^[10-14]、神经网络本构(Artificial Neural Network, ANN)^[15]等多种模型进行了研究。张书铭等人^[16]针对 Ti-1500 合金在单相区与两相区的热变形行为开展了系统研究, 采用 Arrhenius 本构模型分析了该合金在 $750 \sim 910 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $0.001 \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 应变速率范围内的流变特征。周晓峰等^[17]也采用了相同的模型, 研究了 Ti80 钛合金两相区变形行为。冯瑞等人^[18]分别对比了神经网络与应变补偿本构模型对 BT25 钛合金在两相区变形行为的预测精度。黄拓等^[19]与周晓峰等^[17]基于热加工图确定了 Ti80 钛合金两相区的最佳工艺窗口。目前针对 Ti551 钛合金两相区热变形行为的研究仍较为缺乏, 其高温流变特性及热加工参数尚未得到系统研究。因此, 为了准确描述该过程, 采用热压缩试验对 Ti551 钛合金在实际两相区变形温度下的变形行为进行了研究。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验用样品采用江苏翔云钛合金有限公司生产的 Ti551 钛合金, 具体成分如表 1 所示。其中, 各元素检测标准如下: Cr, Cu, Si, Y: ASTM E2371-2021a; V: GB/T 4698.12-2017; Zr: GB/T 4698.13-2017; C: GB/T 4698.14-2011; H: GB/T 4698.15-2011; Fe: GB/T 4698.2-2011; Ni: GB/T 4698.24-2017; Mn: GB/T 4698.4-2017; Mo: GB/T 4698.5-2017; N, O: GB/T 4698.7-2011; Al: GB/T 4698.8-2017; Sn: GB/T 4698.9-2017。其 β 转变温度依据 GB/T 23605-2020 测定为 $962 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

表 1 Ti551 钛合金的化学成分
Table 1 Chemical composition of Ti551 alloy

Al	Cr	Fe	Mo	Si	Sn	V	Zr	C	O	N	H	Cu	Y	Mn	Ni	%
5.33	0.97	0.15	1.55	<0.01	1.04	0.94	0.91					<0.005 0	<0.001 0	<0.005	<0.010	

1.2 两相区热压缩试验测试

为模拟 Ti551 钛合金两相区锻造过程中材料的变形行为, 根据两相区锻粗与拔长工艺可能的

工艺范围, 制定了样品加热及变形制度, 如图 1(a) 所示, 具体测试过程如下: 在 Gleeble 3500 试验机上将 Ti551 钛合金加热至两相区锻造保温温度

(920 °C) 并进行 5 min 的保温, 确保样品心表温度一致后, 分别在设定的温度及应变速率参数下进行 9 mm 压缩变形, 之后快速冷却。从 $\text{Ø}270$ mm 的锻态棒材上切取直径为 10 mm, 高 15 mm 的圆

柱样品, 其轴向平行于锻棒轴向。在试验期间连接热电偶进行温度监控, 如图 1(b) 所示。为了降低试验过程中的摩擦影响, 在样品与压缩砧具间添加石墨片。

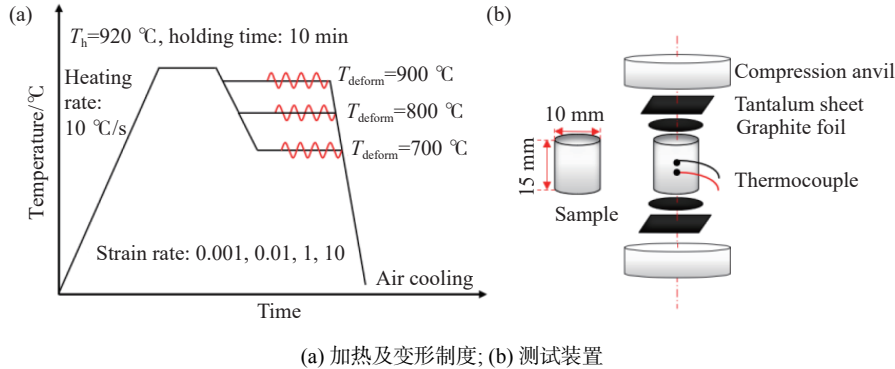


图 1 Ti551 钛合金两相区流变应力测试方案及装置

Fig. 1 Schematic diagram of Ti551 alloy flow stress test in the $\alpha+\beta$ two-phase region and experimental configuration

2 高温流变应力曲线

图 2 是 Ti551 钛合金高温流变曲线。Ti551 钛合金在不同温度与应变速率条件下表现出显著的热变形敏感性。升高温度可显著降低材料变形抗力, 在相同应变速率下, 随温度由 700 °C 升高至 900 °C, 峰值应力显著降低; 以应变速率 1 s^{-1} 为例, 峰值应力由 700 °C 时的 424 MPa 降至 800 °C 时的 161 MPa, 在 900 °C 时进一步降至 85 MPa。

在 900 °C 条件下, 流变曲线与单相区流变曲线特征相似, 呈现较典型的“加工硬化-动态软化-稳态流动”特征^[20]; 而当变形温度降低至 800 °C 及以下时, 流变应力在达到峰值后随应变增加持

续下降, 表现出明显的峰后软化现象。该现象是钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区热变形过程中的典型特征^[21]。以峰值应力与真应变 0.65 处的应力变化为例, 在 700 °C 下, 0.001 、 0.01 、 1 s^{-1} 和 10 s^{-1} 条件下的峰值应力分别降低了 115、134、191 MPa 和 179 MPa。相比之下, 在 800 °C 下各条件的降幅分别为 36、42、39 MPa 和 59 MPa; 在 900 °C 下则进一步减小为 3、9、16 MPa 和 14 MPa。结果表明, Ti551 钛合金在 800 °C 及以下温度条件下具有更显著的峰后软化特征, 且 700 °C 下软化程度最为明显。其可能原因是低温高应变速率条件下的回复与再结晶软化行为, 塑性功快速转化为热能所引起的绝热温升和局部软化^[22]。

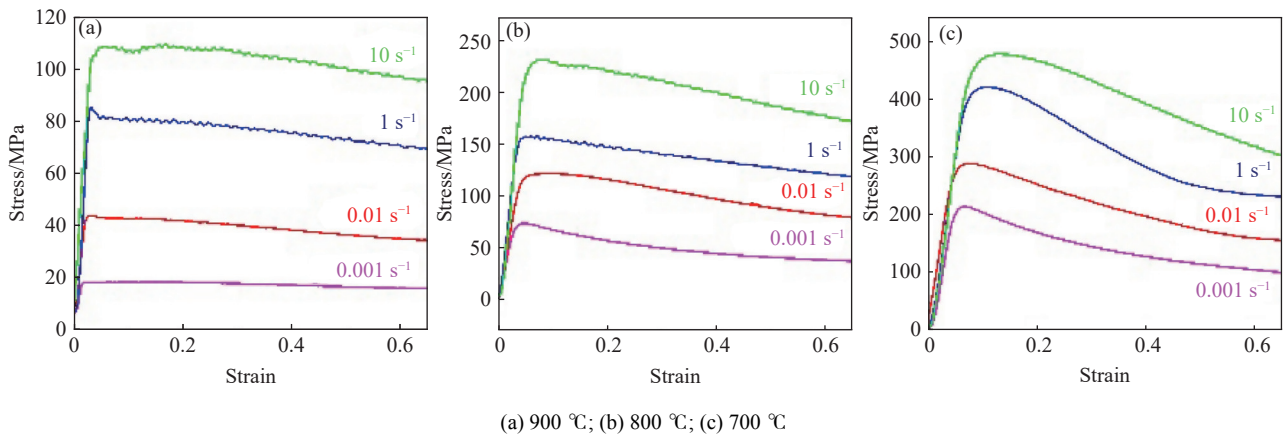


图 2 Ti551 钛合金高温流变曲线

Fig. 2 The flow curves of Ti551 alloy at high temperatures

3 应变补偿本构方程的建立

3.1 单应变下材料参数求解

以真应变 0.35 为例, 对 Ti551 钛合金两相区单

应变 Arrhenius 本构模型的参数进行推导。Arrhenius 本构模型是基于 Z 参数的数学推导与相关参数斜率拟合实现的, Z 参数定义如公式 (1) (2) 所示^[23]。通过对 Z 参数公式两侧取对数处理后,

再对各参量进行斜率拟合回归求解, 其拟合过程如图 3, 拟合结果如图 4 所示。对 0.35 应变条件下, 不同温度条件下的参数取平均值, 得到 $n_1 = 6.90$ 、 $\beta = 0.068$ 、 $\alpha = 0.0099 \text{ MPa}^{-1}$ 、 $n = 4.383$, 热变形激活能 $Q = 5.43 \times 10^5 \text{ J/mol}$ 。将求解后的材料参数带入公式 (1) ~ (2) 可获得 0.35 应变下的 Arrhenius 本构方程, 其预测结果与拟合结果对比图见图 5。其拟合相关系数 R 值为 0.903 6, 平均绝对相对误差值 (Mean Absolute Relative Error, MARE) 为 54.44%。基于 0.35 应变拟合的 Arrhenius 型本构模型在 900 °C 时具有较好的预测精度, 而在 700 ~

800 °C 下偏差较大。其原因在于该模型仅基于单一应变点建立, 难以准确描述流变应力随应变演化的软化行为。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

$$Z = \begin{cases} B\sigma^{n_1} & \alpha\sigma < 0.8 \\ C \exp(\beta\sigma) & \alpha\sigma > 1.2 \\ A[\sinh(\alpha\sigma)]^n & \text{for all } \sigma \end{cases} \quad (2)$$

式中, $\dot{\epsilon}$ 是应变速率, s^{-1} ; T 是温度, K; Q 是变形激活能, J/mol; $R = 8.314 \text{ J/(mol}\cdot\text{K)}$; A 、 B 、 C 、 α 、 β 、 n_1 、 n 为材料参数; σ 为应力, MPa。

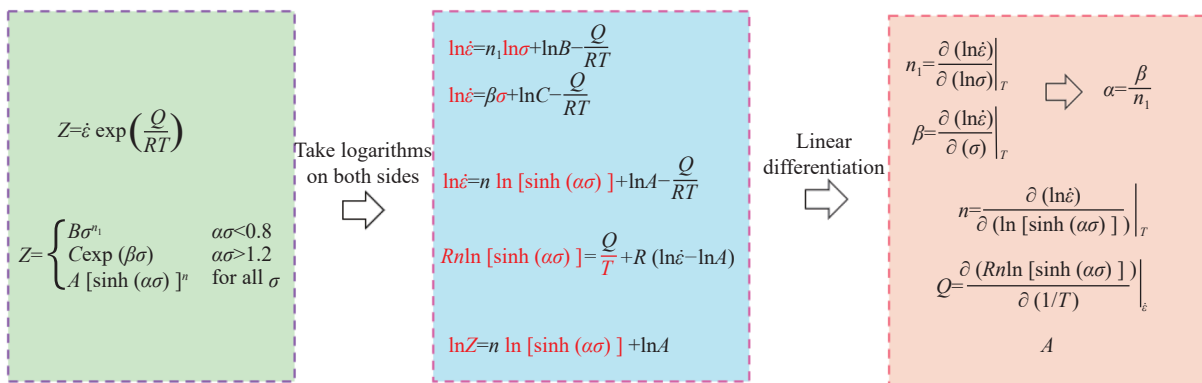
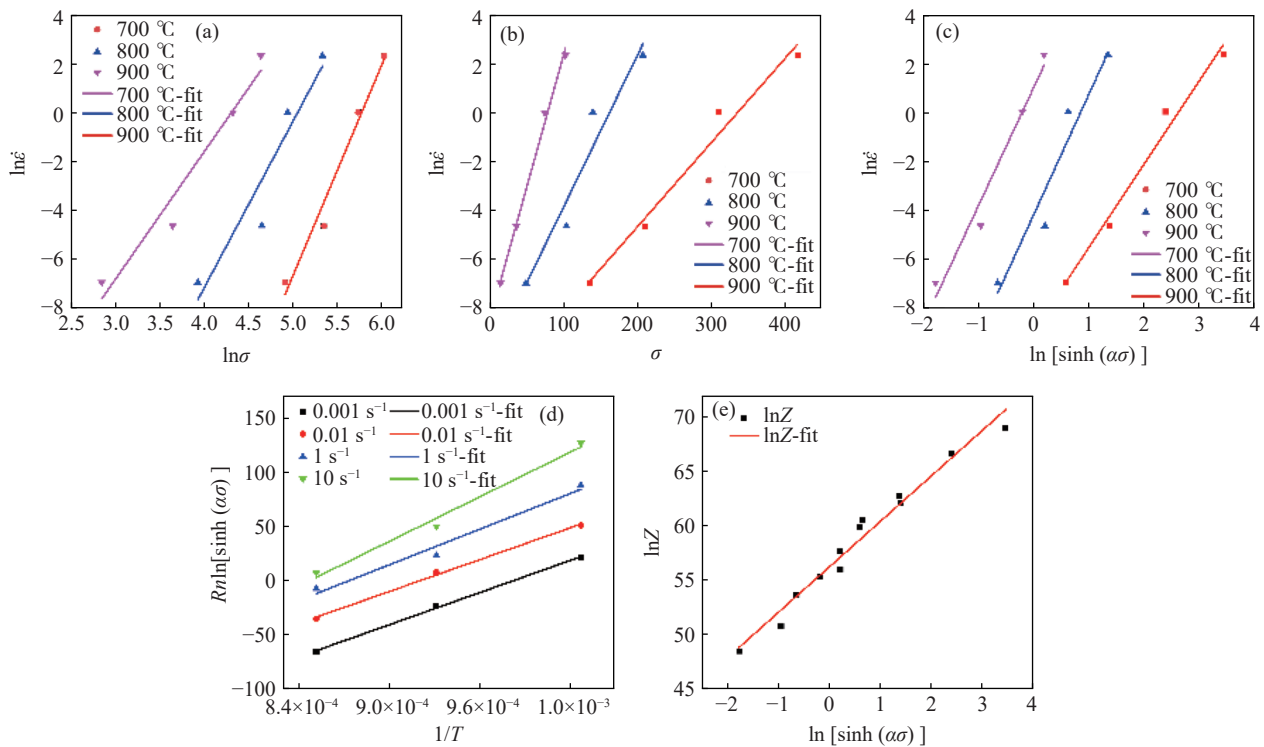


图 3 Ti551 钛合金的 Arrhenius 两相区流变应力参数推导过程

Fig. 3 Derivation procedure of Arrhenius constitutive parameters for Ti551 alloy deformed in the dual-phase temperature region



(a) n_1 ; (b) β ; (c) n ; (d) Q ; (e) $\ln A$

图 4 Ti551 钛合金在 0.35 应变的各参数线性拟合结果

Fig. 4 Linear fitting results of characteristic parameters for Ti551 alloy at a strain of 0.35

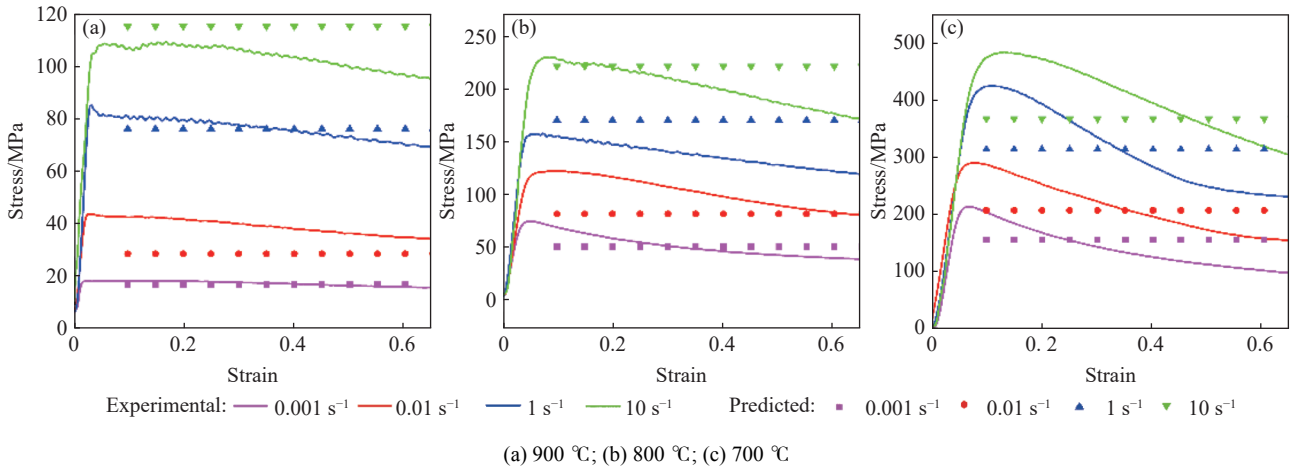


图5 Ti551 钛合金 0.35 应变下拟合的 Arrhenius 型本构模型预测值与试验值对比

Fig. 5 Comparison between experimental values and fitted results predicted by Arrhenius constitutive model for Ti551 alloy at a strain of 0.35

3.2 应变补偿 Arrhenius 本构方程

在单应变求解基础上,引入应变对于应力的影响。对原始应力应变数据,每隔 0.05 应变取一组应力值,将每个应变下的材料参数求解后,再基于高次多项式进行拟合,如公式(3)及图 6 所示,从而表征本构模型中应变的作用^[24]。综上,由公式(1)~(3)可建立 Ti551 的应变补偿 Arrhenius 型本构模型,如公式(4)所示。由图 7 预测结果与实测曲线对比所示,与基于单一应变($\varepsilon=0.35$)拟合的 Arrhenius 模型相比,应变补偿模型在预测精度上显著提高,其相关系数 R 达到 0.986 7, MARE 为 10.62%,表明模型具有较强的拟合能力与稳定性。单一应变模型虽在高温条件下能够较好匹配试验数据,但在低温及大应变阶段误差较大,且难以反映流动应力随应变演化的软化行为。应变补偿模型通过引入应变对材料参数的影响,实现了对加工硬化、动态回复及动态再结晶等不同变形阶段的连续描述。由此,在全应变范围内均表现出更优的预测性能。因此,应变补偿 Arrhenius 模型在预测精度方面优于单一应变模型,更适用于描述复杂热变形过程中的流变行为。在 700 ~ 0 °C 及 0.001 ~ 10 s⁻¹ 速率范围内,该模型整体上能够较好地预测 Ti551 钛合金在两相区的流变行为。对于 800 °C 和 900 °C 条件,各应变速率下的预测曲线与试验数据在整个应变区间内基本一致,尤其是在加工硬化阶段及中低应变速率条件下拟合精度较高,表明该模型能够有效表征以动态回复和动态再结晶为主导的稳定热变形行为。相比之下,在 700 °C 条件下,随着应变的增加,尤其在 1 s⁻¹ 和

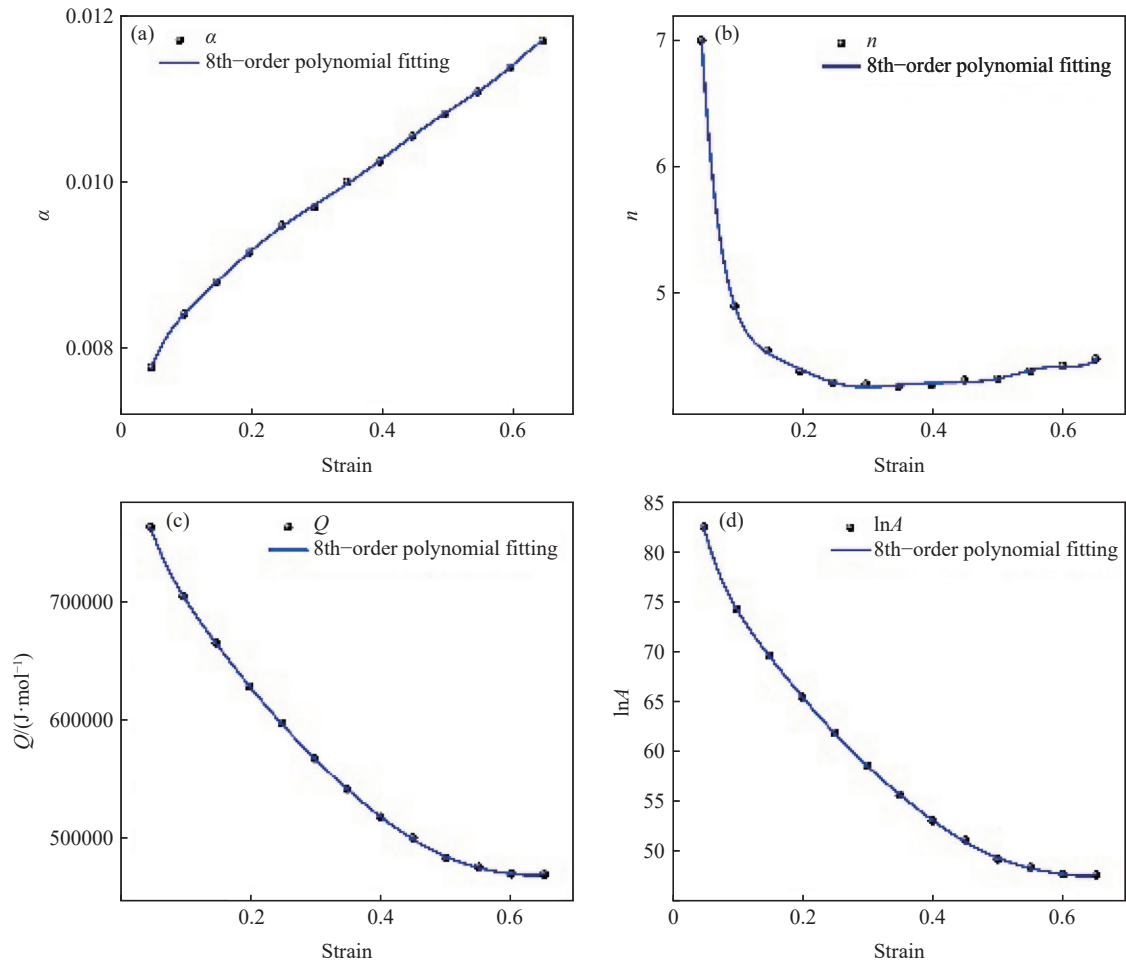
10 s⁻¹ 等较高应变速率下,试验数据在峰值应力之后呈现出更为显著的软化趋势,而模型预测结果对峰后应力下降幅度存在一定高估。该偏差主要归因于低温高应变速率条件下塑性功转化引起的绝热温升、热软化增强及局部变形不稳定。该类非均匀变形效应难以被传统 Arrhenius 型本构关系完全描述。

$$P(\varepsilon) = P_0 + P_1\varepsilon^1 + P_2\varepsilon^2 + P_3\varepsilon^3 + \dots + P_m\varepsilon^m, \\ P \in \{\alpha, n, Q, A\} \quad (3)$$

$$\sigma = \frac{1}{\alpha(\varepsilon)} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A(\varepsilon)} \right)^{\frac{1}{n(\varepsilon)}} + \left[\left(\frac{Z}{A(\varepsilon)} \right)^{\frac{2}{n(\varepsilon)}} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (4)$$

4 神经网络本构方程的建立

为提高流变应力预测精度,并弥补传统 Arrhenius 型本构模型在强非线性变形区间内的不足,构建了一种神经网络模型。该模型以真实应变 ε 、变形温度 T 以及应变速率的对数形式 $\log_{10}(\dot{\varepsilon})$ 作为输入参数,以对应的流变应力 σ 作为输出。ANN 模型采用三层前馈结构,包括一个含 3 个节点的输入层、两个各含 20 个神经元的隐含层以及一个输出层。隐含层激活函数选用 ReLU,以提高收敛速度并增强非线性拟合能力,输出层采用线性激活函数以满足连续应力预测需求。对所有输入变量均采用基于训练集统计量的 Z-score 标准化处理,测试集使用相同归一化参数,见公式(5)。模型训练过程中采用 Adam 优化算法和均方误差(MSE)作为损失函数,见公式(6),数据集按 80% 和 20% 随机划分为训练集和测试集,用于网络学习和泛化性能评估。



(a) α ; (b) n ; (c) Q ; (d) A

图 6 材料常数 α 、 n 、 Q 、 A 与应变的关系

Fig. 6 The relationship between strain and material constants α , n , Q , A

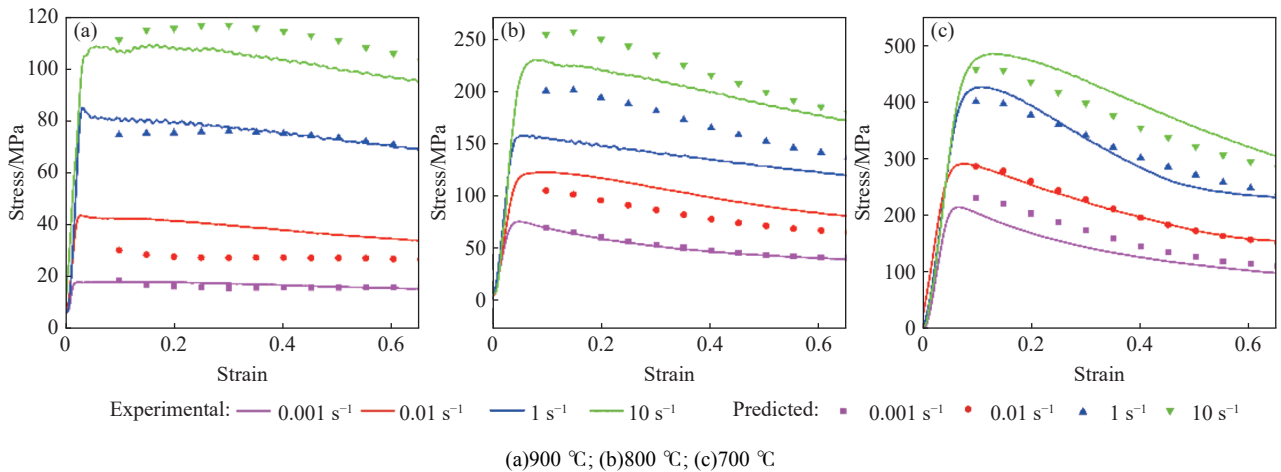


图 7 试验流变应力与应变补偿 Arrhenius 本构模型预测结果的对比

Fig. 7 Comparison of measured flow stress curves and predicted curves based on the strain-compensated Arrhenius model

$$X'_i = \frac{X_i - u_i}{Y_i} \quad (5)$$

Y_i 为第 i 个输入特征在训练集中的标准差。

式中 X_i 为第 i 个输入特征的原始值, X'_i 为归一化后的输入特征, u_i 为第 i 个输入特征在训练集中的均值,

$$L = \frac{1}{N} \sum_{j=1}^N (\sigma_j^{\text{pred}} - \sigma_j^{\text{exp}})^2 \quad (6)$$

式中: N 为训练集中的样本数量, σ_j^{pred} 、 σ_j^{exp} 分别为 ANN 对第 j 个样本预测的流变应力(MPa)与试验测量应力(MPa)。

ANN 模型的预测结果如图 8 所示, ANN 模型在更高应变速率条件下表现出更优的曲线贴合性。经计算, ANN 模型的相关系数 R 为 0.992 2, MARE 为 6.3%。与应变补偿 Arrhenius 本构模型相比, ANN 模型的相关系数提高了约 1%, 平均绝对相对误差降低了约 4%。

5 Ti551 钛合金两相区热加工图

为了制定两相区 Ti551 的锻造工艺, 基于获取的材料数据, 分别对应力与应变插值后进行热加工图的绘制, 结果如图 9 所示。其中应变速率敏感指数 m 、功率耗散因子 η 以及失稳判据的计算过程如公式(7)^[25-26] 所示。在真应变为 0.3、0.45 和 0.65 的条件下, Ti551 钛合金在 700 ~ 900 °C 的 $\alpha+\beta$ 两相区内均表现出明显的应变速率敏感性。当应变速率降

低至约 0.01 s^{-1} 以下时, 三种应变条件下均出现连续分布的塑性失稳区(以蓝色阴影表示), 且该失稳区在不同应变水平下呈现出高度一致分布特征。与此同时, 低应变速率区对应的功率耗散因子 η 值整体偏低, 说明此时变形机制以动态回复和扩散控制变形为主, 不利于动态再结晶的发生及组织细化^[27], 易导致 α 相粗化和组织不均匀^[17]。

$$\left\{ \begin{aligned} P &= \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\epsilon} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \\ m &= \frac{dJ}{dG} = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \dot{\epsilon})} \\ \eta &= \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \\ \xi(\dot{\epsilon}) &= \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \end{aligned} \right. \quad (7)$$

式中: P 为总功率耗散率, W/m^3 ; G 为塑性变形耗散功, W/m^3 ; J 为组织演化耗散功, W/m^3 ; J_{\max} : 理论最大组织耗散功率, W/m^3 ; ξ 是流动失稳判据。

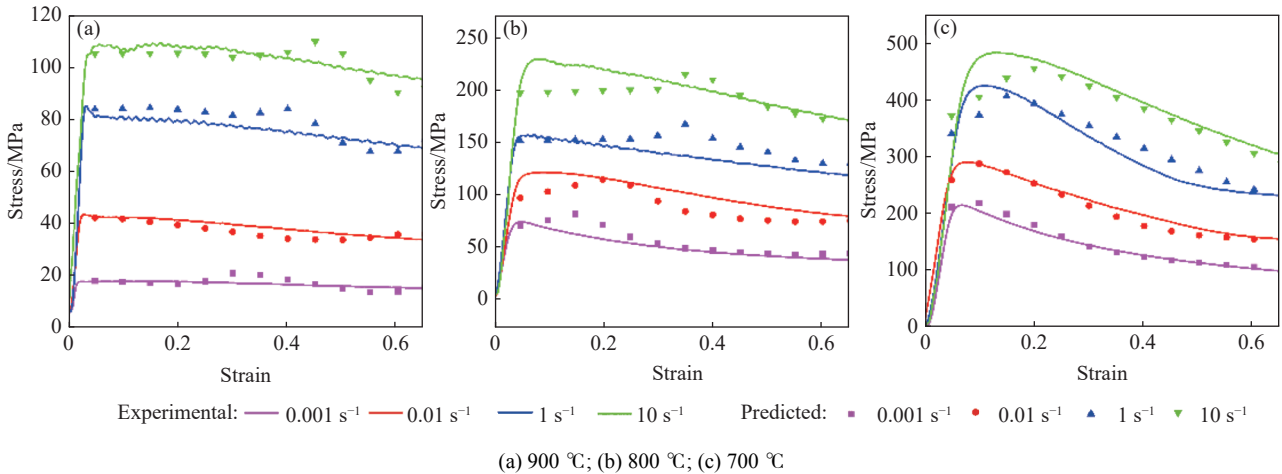
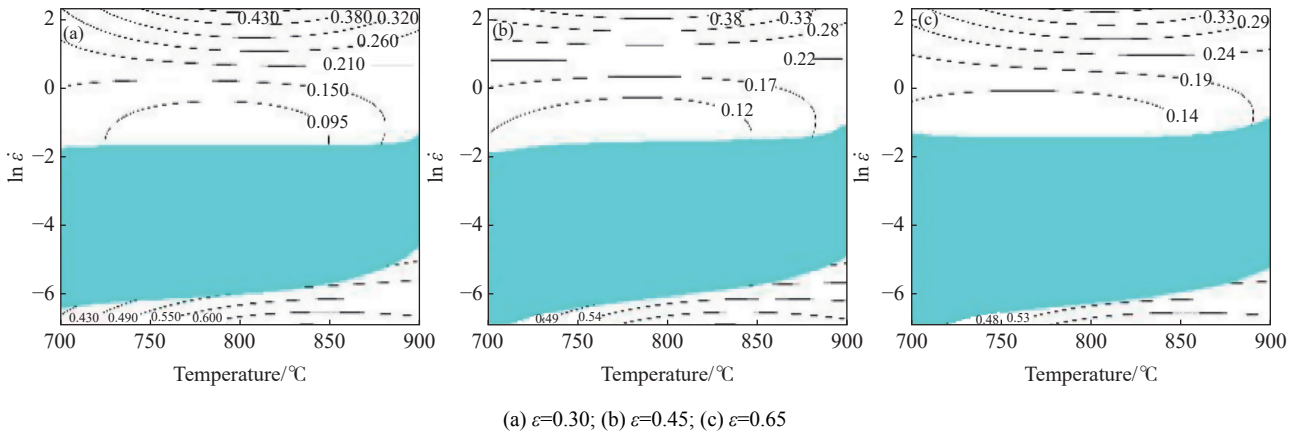


图 8 神经网络预测值与试验值对比

Fig. 8 Comparison between measured strain values and predicted value by artificial neural network constitutive model



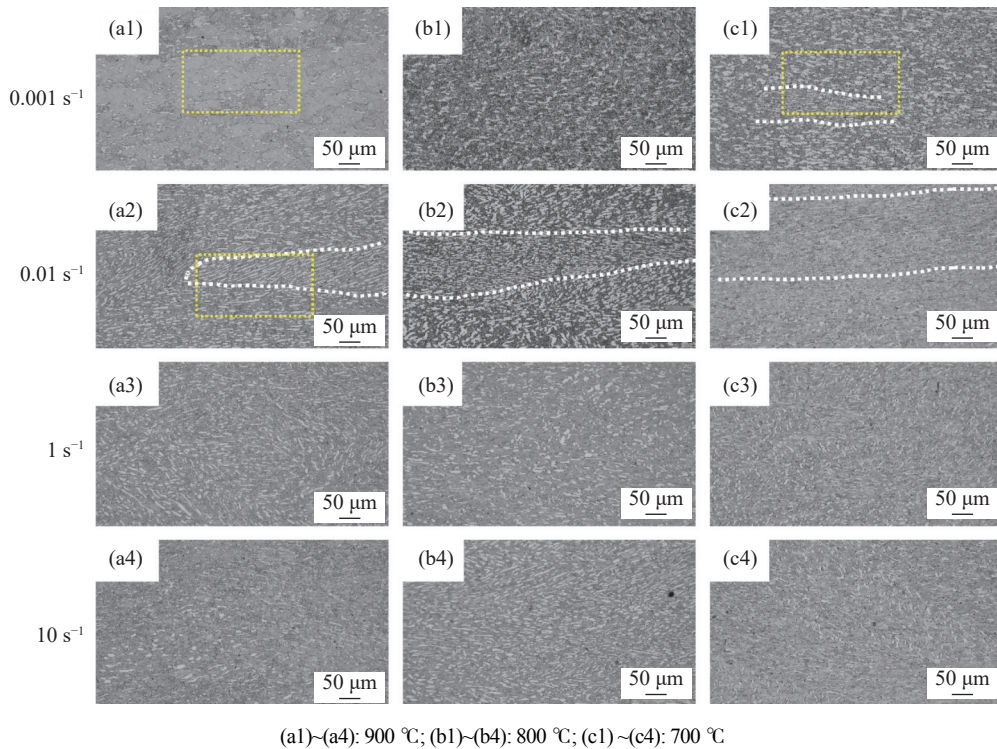
(a) $\epsilon=0.30$; (b) $\epsilon=0.45$; (c) $\epsilon=0.65$

图 9 不同真应变下的热加工图

Fig. 9 Hot processing maps of Ti551 alloy at different true strains

为进一步阐明 Ti551 钛合金在两相区热压缩过程中的变形行为, 选取不同温度与应变速率条件下的典型压缩样品进行了显微组织观察, 如图 10 所示。不同变形条件下样品组织均表现为两相区变形后的典型 $\alpha+\beta$ 组织特征, 在 0.001 s^{-1} 和 0.01 s^{-1} 条件下, 部分样品内部出现了沿局部区域连续分布的组织不均匀带, 如 $700\text{ }^{\circ}\text{C}-0.001\text{ s}^{-1}$ 、 $900\text{ }^{\circ}\text{C}-0.01\text{ s}^{-1}$ 、 $800\text{ }^{\circ}\text{C}-$

0.01 s^{-1} 及 $700\text{ }^{\circ}\text{C}-0.01\text{ s}^{-1}$ 条件下所示虚线标记区域。该区域内部 α 相沿局部塑性流动方向拉长^[28-29]。而当应变速率提高至 1 s^{-1} 和 10 s^{-1} 后, 各温度条件下组织整体均趋于均匀, 局部失稳特征明显减弱。说明 Ti551 钛合金在两相区低应变速率变形时, 更易形成带状失稳区域, 实际两相区锻造过程中应避免采用过低的变形速率, 以降低局部失稳及组织不均匀风险。



(a1)~(a4): $900\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b1)~(b4): $800\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c1)~(c4): $700\text{ }^{\circ}\text{C}$

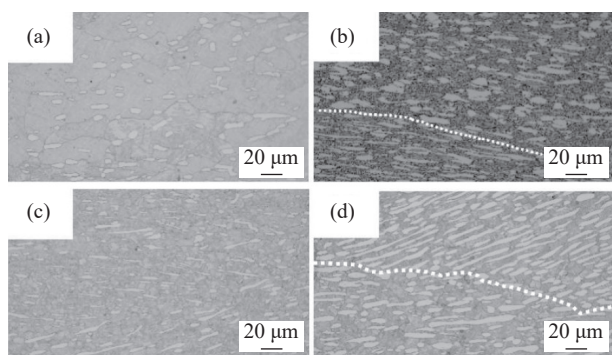
图 10 Ti551 钛合金热压缩样品组织形貌

Fig. 10 Microstructures of the hot-compressed samples of Ti551 alloy

进一步选取典型未失稳区与失稳区组织进行对比, 如图 11 所示, 并对每个工艺参数下统计 100 个 α 晶粒的尺寸。其中失稳区图 11(b) 和 11(d) 分别对应图 10(c1) 和 11(a2) 中黄色虚线放大区域。在相同温度条件下, 应变速率变化会显著影响 α 相的形貌演化及组织均匀性^[30]。较低应变速率条件下更有利于形成沿 β 晶界分布的等轴 α 相; 而随着应变速率提高, 组织会保留一定的变形取向。图 11(a) 中观察到的沿 β 晶界分布的等轴 α 相, 对应的尺寸统计结果显示, α 相平均长度为 $9.0\text{ }\mu\text{m}$, 平均宽度为 $4.5\text{ }\mu\text{m}$, 平均长宽比为 2.0。结合在图 10(a) 中粗细不均的 β 转变组织特征, 细小晶粒区域可能与 β 相局部动态再结晶有关。材料在 $900\text{ }^{\circ}\text{C}-0.001\text{ s}^{-1}$ 热变形过程中发生了较明显的动态软化行为, 以动态回复为主并伴随局部动态再结晶, 且在后续冷却过程中沿 β 晶界优先析出 α 相。由于应变速率较低, 材料在变形过程中具有更长的组织演化时间, 有利

于动态软化及再结晶相关结构的形成, 同时促进晶界处 α 相的析出与长大。图 11(c) 中同样可观察到沿 β 晶界析出的 α 相, 其形貌既包括拉长的棒状 α 相, 也存在细小的等轴 α 相。 α 相平均长度为 $10.9\text{ }\mu\text{m}$, 平均宽度为 $4.7\text{ }\mu\text{m}$, 平均长宽比升高至 3.1。其平均长度变化不大, 但长宽比明显增大。表明 α 相主要沿变形方向择优长大, 组织仍保留一定的变形取向特征。较高应变速率虽会提高位错累积, 从而增加动态软化驱动力, 但由于变形时间缩短, 扩散及界面迁移过程受限, 使得再结晶及晶界 α 析出过程不充分, 因此最终组织呈现出更明显的拉长特征。变形温度主要影响初生 α 相的比例^[20], 在 0.001 s^{-1} 应变速率条件下, $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下 α 相的比例较 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 减少了约 11%, 表明随着温度升高, α 相向 β 相的溶解过程更加充分。相比之下, 在较高应变速率条件下, α 相比例随温度变化差异并不显著。这主要是由于高应变速率下变形时间缩短, 扩散及界面迁移过程

受限,导致 α 相难以充分回溶,从而使不同温度条件下的 α 相体积分数差异被削弱。



未失稳区组织: (a) 900 °C-0.001 s⁻¹, (c) 900 °C-1 s⁻¹;
失稳区组织: (b) 700 °C-0.001 s⁻¹, (d) 900 °C-0.01 s⁻¹

图 11 未失稳区与失稳区组织对比

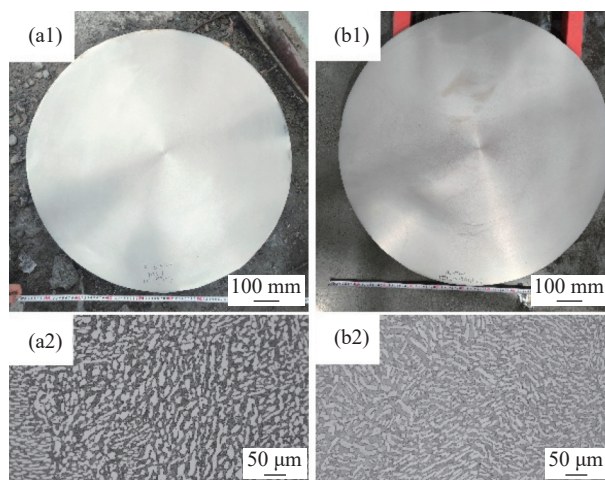
Fig. 11 Microstructural comparison of samples deformed in stable and unstable regions

未失稳区与失稳区组织在 α 相尺寸和形貌上存在更为显著的差异。对 700 °C-0.001 s⁻¹ 参数下(图 11(b)),非失稳区中 α 相平均长度为 13.7 μm,平均宽度为 5.9 μm,平均长宽比为 2.5,整体表现为较均匀的等轴/短棒状与部分拉长 α 相并存;而对应失稳区中 α 相平均长度显著增大至 25.7 μm,平均宽度减小至 2.8 μm,平均长宽比进一步升高至 10.6。对于 900 °C-0.01 s⁻¹ 条件(图 11(d)),非失稳区中 α 相平均长度为 15.5 μm,平均宽度为 4.5 μm,平均长宽比为 3.6;而对应失稳区中 α 相平均长度进一步增至 28.9 μm,平均宽度为 3.80 μm,平均长宽比升高至 8.1。失稳区 α 相的平均长度均明显高于对应的非失稳区,而平均宽度则相对减小,导致平均长宽比由非失稳区的 2.5~3.6 显著升高至失稳区的 8.1~10.6。这表明,失稳区最突出的组织特征并不是简单的晶粒长大,而是 α 相的显著细长化和定向排列增强。相比之下,非失稳区 α 相长宽比较低,组织整体更均匀,说明稳定变形条件更有利于获得协调一致的组织演化过程,而局部失稳则会显著加剧 α 相拉长变形^[31]和组织非均匀性。

在锻造速率控制方面,结合实际锻造工艺条件,Ti551 钛合金经过“高-低-高”开坯工艺后,两相区锻造时的初始坯料为八边形截面,对边距离约为 650 mm,坯料高 1 095 mm。为避免进入热加工图所揭示的低应变速率失稳区,并保证两相区内的稳定塑性变形,锻造过程中的等效应变速率需不低于 0.01 s⁻¹,对应的实际锻造速度应不小于 10 mm/s。因此,最终确定镦粗与拔长过程的锻造速率下限为 10 mm/s,以确保变形过程的组织稳定性和工艺可控性。

在锻造工艺温度控制方面,根据 Ti551 热加工图(图 9)及对应组织结果(图 10)可知,在两相区大应变速率(>0.01 s⁻¹)变形条件下,适宜的热加工温度范围主要集中在 700~900 °C,考虑到现场工艺控制余量,终锻温度控制在 750 °C 及以上。

据此确定了 Ti551 钛合金两相区锻造工艺,如图 12 所示。在相同工艺条件下制备的两批次 Ti551 钛合金棒材经低倍组织观察均未发现裂纹、偏析及其他宏观缺陷,组织均匀性良好;其显微组织特征符合 GJB 2218A—2018 标准要求,表现为在 β 转变组织基体上分布有等轴 α 相和拉长 α 相,且未见完整原始 β 晶界。各批次组织观察结果表明,依据热加工图所确定的温度-速率工艺窗口具有较好的重复性和工程适用性,可为 Ti551 钛合金两相区锻造工艺制定提供参考。



低倍组织: (a1) 1 批次, (b1) 2 批次; 显微组织: (a2) 1 批次, (b2) 2 批次
图 12 不同批次 Ti551 钛合金样品低倍与显微组织

Fig. 12 Macrostructures and microstructures of Ti551 alloy from different batches

6 结论

1) Ti551 钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区热压缩变形过程中,在中低温及较高应变速率条件下,材料在达到峰值应力后出现明显的峰后软化行为,表明热软化及局部变形不稳定的增强。

2) 基于应变补偿 Arrhenius 双曲正弦模型,建立了 Ti551 在 700~900 °C、0.001~10 s⁻¹ 应变速率范围内的本构关系,其数学形式为:

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

该模型能够较好描述中高温及中低应变速率条件下的流变应力演化规律,但在低温高应变速率条件下对峰后软化程度存在一定误差。

3) 构建的神经网络本构模型在整体预测精度上优于应变补偿 Arrhenius 模型,其相关系数达到 0.99 以上,平均相对误差明显降低,尤其在高应变速率和强非线性变形区间内表现出更好的曲线拟合能力,可作为流变应力预测的重要补充模型。

4) 基于试验数据建立的 Ti551 钛合金两相区热加工图表明,在低应变速率($\leq 0.01 \text{ s}^{-1}$)区域内存在连续分布的塑性失稳区,且该失稳特征在不同应变水平下具有较好的继承性。结合实际两相区锻造条件,确定两相区锻造过程中等效应变速率应不低于 0.01 s^{-1} ,对应实际锻造速度不小于 10 mm/s ,终锻温度不低于 $750 \text{ }^\circ\text{C}$,以避免进入塑性失稳区并保证组织与工艺稳定性。

参考文献

- [1] ZHANG A F, LI Y Q, XU Q, *et al.* Application status and prospect of titanium alloys for pressure-resistant structure of deep-sea manned equipment[J]. *Ship & Boat*, 2024(6): 81-91.
(张爱锋,李艳青,徐强,等.深海载人装备耐压结构用钛合金应用现状与展望[J].船舶,2024(6):81-91.)
- [2] China Nonferrous Metals Standards and Quality Information Network. Solicitation of comments on the titanium alloy grade (Ti551)[Z/OL]. (2025-09-09)[2026-01-23]. <http://www.cnsmq.com/index.php?a=show&catid=120&id=4302>.
(中国有色金属标准质量信息网.钛金牌号征求意见(Ti551)[Z/OL].(2025-09-09)[2026-01-23].<http://www.cnsmq.com/index.php?a=show&catid=120&id=4302>.)
- [3] JIA W J, LI S L, MAO C L, *et al.* Research progress of titanium alloys for ships and energy equipment[J]. *Materials China*, 2025, 44(6): 530-539.
(贾蔚菊,李思兰,毛成亮,等.舰船与能源装备用钛合金研究进展[J].中国材料进展,2025,44(6):530-539.)
- [4] SUN M Y, XU B, XIE B J, *et al.* Research advances on homogenization manufacturing of heavy components by metal additive forging[J]. *Chinese Science Bulletin*, 2020, 65: 3043-3058.
(孙明月,徐斌,谢碧君,等.大锻件均质化构筑成形研究进展[J].科学通报,2020,65:3043-3058.)
- [5] SUN M Y, LI D Z, XU B. Homogeneous metal constructing and forming method: CN105522349B[P]. 2019-03-15.
(孙明月,李殿中,徐斌.同质金属构筑成形方法:CN105522349B[P].2019-03-15.)
- [6] BAI X L, DUAN F M, LIU W, *et al.* Research on and trial production of the additive forging process of GH4169 alloy turbine disk with a diameter of 1 200 mm[J]. *Heavy Casting and Forging*, 2024(5): 36-39.
(白小龙,段方苗,刘伟,等.直径 1 200 mm 级 GH4169 合金轮盘构筑成形工艺研究与试制[J].大型铸锻件,2024(5):36-39.)
- [7] YIN W, REN X F, ZHENG Y Q, *et al.* Manufacturing of wheel belt by the construction forming process and rolling process[J]. *Heavy Casting and Forging*, 2022(1): 10-11, 32.
(银伟,任秀凤,郑永强,等.轮带的构筑成形工艺与轧制工艺制造[J].大型铸锻件,2022(1):10-11,32.)
- [8] HAN T, ZHANG J X, LIU D, *et al.* Analysis of features and causes of abnormal structure in TC17 Titanium alloy forgings[J]. *Titanium Industry Progress*, 2025, 42(3): 35-39.
(韩彤,张俊晓,刘娣,等.TC17 钛合金锻件异常组织特征及原因分析[J].钛工业进展,2025,42(3):35-39.)
- [9] WANG S Z, MENG H, WANG F, *et al.* Forging defects and prevention on difficult-to-deform titanium alloy[J]. *Forging & Stamping Technology*, 2024, 49(2): 45-52.
(王绍灼,孟晗,王芬,等.难变形钛合金的锻造缺陷及预防[J].锻压技术,2024,49(2):45-52.)
- [10] LÜ J J, WEI P F, HU Z L, *et al.* Hot deformation behavior and hot stamping process of TC4 titanium alloy[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2025, 32(7): 33-42.
(吕俊锦,魏鹏飞,胡志力.TC4 钛合金热变形行为及热冲压工艺[J].塑性工程学报,2025,32(7):33-42.)
- [11] LI D K, GUO Y, YANG L X, *et al.* Thermal deformation behavior and microstructure of TC4 titanium alloy in two-phase region[J]. *Foundry Technology*, 2022, 43(2): 114-119.
(李东宽,郭岩,杨立新,等.TC4 钛合金两相区的热变形行为及微观组织[J].铸造技术,2022,43(2):114-119.)
- [12] LUAN W, SUN Y, LUO J T, *et al.* Constitutive relationship of 42CrMo steel and forming technology of steering knuckle arm[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2016, 23(5): 173-178.
(栾伟,孙燕,骆俊廷,等.42CrMo 钢的本构关系与转向节臂成形工艺研究[J].塑性工程学报,2016,23(5):173-178.)
- [13] XIAO W J, FU J, CHEN X Y, *et al.* Establishment of constitutive model for as-cast 42CrMo steel during hot compression deformation[J]. *Hot Working Technology*, 2011, 40(9): 105-107.
(肖文近,付甲,陈晓燕.铸态 42CrMo 钢热压缩本构模型的建立[J].热加工工艺,2011,40(9):105-107.)
- [14] JI H, DUAN H, LI Y, *et al.* Optimization the working parameters of as-forged 42CrMo steel by constitutive equation-dynamic recrystallization equation and processing maps[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(4): 7210-7224.

- [15] CHENG Z C, LIU H Q, YU W, *et al.* Deformation behavior and constitutive equation of 42CrMo steel at high temperature[C]// Chinese Materials Research Society. In Proceedings of the China Materials Conference 2021. Beijing: China Academic Journal Electronic Publishing House, 2021: 235-245.
(程志诚, 刘宏强, 余伟, 等. 42CrMo 钢的高温流变应力本构方程[C]//中国材料研究学会. 中国材料大会 2021 论文集. 北京: 2021: 235-245.)
- [16] ZHANG S M, LIN B C, XIN S W, *et al.* Hot deformation behavior of metastable β -titanium alloy Ti-1500[J]. Heat Treatment of Metals, 2023, 48(5): 158-165.
(张书铭, 林博超, 辛社伟, 等. 亚稳 β 钛合金 Ti-1500 热变形行为[J]. 金属热处理, 2023, 48(5): 158-165.)
- [17] ZHOU X F, FU W, LI C N, *et al.* Constitutive model and hot processing map of Ti80 titanium alloy during high temperature deformation in two-phase region[J]. Heat Treatment of Metals, 2022, 47(5): 25-30.
(周晓锋, 付文, 利成宁, 等. Ti80 钛合金两相区高温变形本构模型及热加工图[J]. 金属热处理, 2022, 47(5): 25-30.)
- [18] FENG R, WANG K L, LU S Q, *et al.* Constitutive relationship research on BT25 titanium alloy based on strain compensation and BP neural network[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2020, 27(12): 183-190.
(冯瑞, 王克鲁, 鲁世强, 等. 基于应变补偿和 BP 神经网络的 BT25 钛合金本构关系研究[J]. 塑性工程学报, 2020, 27(12): 183-190.)
- [19] HUANG T, CAI M C, MA C L, *et al.* Constitutive equation and hot processing map of TA31 titanium alloy during hot deformation[J]. World Nonferrous Metals, 2025(14): 7-9.
(黄拓, 蔡美超, 马晨璐, 等. TA31 钛合金热变形本构方程与热加工图[J]. 世界有色金属, 2025(14): 7-9.)
- [20] QIN W D, LI H T, CAI S, *et al.* The hot deformation behavior of TA15 titanium alloy in the two-phase region and the microstructure characteristics[J]. Materials Reports, 2026, 40(21): 25090075.
(秦卫东, 李海涛, 蔡森, 等. TA15 钛合金两相区热变形行为及组织特征[J]. 材料导报, 2026, 40(21): 25090075.)
- [21] LUO D, HU B, WANG Z, *et al.* Flow stress analysis and Arrhenius constitutive equation of near β titanium alloy Ti-55511 during thermoplastic deformation[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2023, 28(3): 212-222.
(罗登, 胡斌, 王振, 等. 近 β 钛合金 Ti-55511 热塑性变形的流变应力分析与 Arrhenius 本构方程研究[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2023, 28(3): 212-222.)
- [22] QU S, ZHU X Y, WU X F, *et al.* Study of the flow behavior and soften mechanism of Ti6321 titanium alloy in the $\alpha+\beta$ phase region[J]. Foundry Technology, 2026, 47(3): 295-304.
(曲申, 朱晓宇, 吴晓飞, 等. Ti6321 合金两相区流变行为及软化机制研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(3): 295-304.)
- [23] ZENER C, HOLLomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [24] JING C H, LI J, DENG H, *et al.* Study on the hot-deformation behavior and microstructure evolution of Ti150 alloy[J]. Foundry Technology, 2025, 46(9): 841-854.
(景春红, 李江, 邓浩, 等. Ti150 钛合金热变形行为及显微组织演变研究[J]. 铸造技术, 2025, 46(9): 841-854.)
- [25] PRASAD Y V R K. Author's reply: Dynamic materials model: Basis and principles[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27(1): 235-236.
- [26] PRASAD Y V R K, SESHACHARYULU T. Modelling of hot deformation for microstructural control[J]. International Materials Reviews, 1998, 43(6): 243-258.
- [27] MU P W, LÜ S F, YANG P J, *et al.* Study on thermal deformation behavior and microstructure evolution of Ti-55511 alloy[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2023, 44(5): 61-67.
(牟芑威, 吕书锋, 杨培杰, 等. Ti-55511 合金热变形行为及组织演变研究[J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(5): 61-67.)
- [28] DAI X Y. Research on hot compression deformation behavior and microstructure evolution of Ti60 titanium alloy[D]. Taiyuan: North University of China, 2024.
(代雪妍. Ti60 钛合金热压缩变形行为与组织演变规律研究[D]. 太原: 中北大学, 2024.)
- [29] DONG E T. Research on hot rolling technology and control of microstructure and properties of high-strength $\alpha+\beta$ seamless tube[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2022.
(董恩涛. 高强 $\alpha+\beta$ 钛合金无缝管热轧工艺及组织性能调控研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2022.)
- [30] ZANG J, WANG Z T, FENG W, *et al.* Influence of hot deformation parameters on grain refinement, texture and microtexture evolution of Ti65 titanium alloys[J]. Development and Application of Materials, 2025, 40(6): 44-53,71.
(臧键, 王周田, 冯伟, 等. 热变形参数对 Ti65 钛合金晶粒细化、织构及微织构演化的影响[J]. 材料开发与应用, 2025, 40(6): 44-53,71.)
- [31] LIU J X, YUE X, YANG J, *et al.* Instability behavior and microstructure characteristic of TC17 titanium alloy deformation on two-phase region[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2015, 39(12): 71-74,79.
(刘继雄, 岳旭, 杨军, 等. TC17 钛合金两相区变形时的失稳行为及组织特征[J]. 机械工程材料, 2015, 39(12): 71-74,79.)