

Ti551 钛合金热变形行为及热加工图研究

沈子扬^{1,2}, 邓加东^{1,2,3*}, 钱东升^{1,2,3}, 丁佐军⁴, 刘超⁴

(1. 武汉理工大学高温轻合金及应用技术全国重点实验室, 湖北 武汉 430070; 2. 武汉理工大学现代汽车零部件技术湖北省重点实验室, 湖北 武汉 430070; 3. 武汉理工大学湖北省材料绿色精密成形工程技术研究中心, 湖北 武汉 430070; 4. 无锡派克新材料科技股份有限公司, 江苏 无锡 214100)

摘要:针对 Ti551 钛合金热变形行为, 开展了 800 ~ 950 °C、应变速率 0.01 ~ 1 s⁻¹ 条件下的热压缩试验, 基于真实应力-应变曲线分析了温度与应变速率对流变应力特征的影响。结果表明, Ti551 钛合金流变应力对温度、应变速率变化比较敏感。基于 Arrhenius 型本构关系建立了考虑应变补偿的 Ti551 热变形本构模型, 并对模型预测能力进行了评价。进一步采用 Prasad 判据构建热加工图, 得到功率耗散效率与失稳区随温度-应变速率变化的分布特征, 提出 Ti551 钛合金的优选热加工参数窗口(高温、低-中应变速率区域)并识别潜在失稳加工区(低温、高应变速率区域), 进而研究揭示了不同变形条件下初生 α 相形貌与 α/β 两相比例变化趋势。上述结果可为 Ti551 钛合金热加工工艺参数设计与组织性能调控提供依据。

关键词: Ti551 钛合金; 热模拟压缩试验; 本构方程; 热加工图; 热变形行为

中图分类号: TF823, TG146

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)02-0078-10

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.02.010

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Study on the hot-deformation behavior and hot processing map of Ti551 alloy

SHEN Ziyang^{1,2}, DENG Jiadong^{1,2,3*}, QIAN Dongsheng^{1,2,3}, DING Zuojun⁴, LIU Chao⁴

(1. State Key Laboratory of Light Superalloys, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, Hubei, China; 2. Hubei Key Laboratory of Advanced Technology for Automotive Components, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, Hubei, China; 3. Hubei Engineering Technology Research Center for Green Precision Material Forming, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, Hubei, China; 4. Wuxi Paike New Materials Technology Co., Ltd., Wuxi 214100, Jiangsu, China)

Abstract: To investigate the hot deformation behavior of Ti551 titanium alloy, isothermal compression tests were conducted at temperatures ranging from 800 °C to 950 °C and strain rates between 0.01–1 s⁻¹. Based on the true stress–true strain data, the hot deformation characteristics of Ti551 titanium alloy were systematically analyzed. The results indicate that the flow stress of the Ti551 titanium alloy is highly sensitive to variations in temperature and strain rate. An Arrhenius-type constitutive model incorporating strain compensation was established to describe the hot deformation behavior of the alloy, and the predictive capability of the model was evaluated. Furthermore, processing maps were constructed using the Prasad instability criterion, revealing the distribution characteristics of power dissipation effi-

收稿日期: 2025-01-21; 修回日期: 2026-02-08; 接受日期: 2026-02-27

基金项目: 国家重点研发计划项目(2024YFB3714200); 国家自然科学基金资助项目(52475397); 高等学校学科创新引智计划资助项目(B17034); 教育部创新团队发展计划项目(No. IRT_17R83)。

作者简介: 沈子扬, 2002 年出生, 男, 江苏无锡人, 硕士研究生, 主要研究方向为钛合金成形制造, E-mail: 18114563202@163.com; *通信作者: 邓加东, 1988 年出生, 男, 湖北武汉人, 副教授, 博士, 主要研究方向为环类零件成形制造理论与技术, E-mail: dengjd@whut.edu.cn。

ciency and instability domains as functions of temperature and strain rate. The optimal hot processing window for the Ti551 titanium alloy was identified as the high-temperature and low-to-medium strain rate region, while potential flow instability regions were located in the low-temperature and high strain rate domain. In addition, the evolution of primary α -phase morphology and the variation in the α/β phase fraction under different deformation conditions were investigated. These results provide a theoretical basis for the design of hot working process parameters and the microstructure-property optimization of Ti551 titanium alloy.

Key words: Ti551 titanium alloy; hot compression test; constitutive equation; hot processing map; hot deformation behavior

0 引言

由于钛合金材料高比强度、优异的耐腐蚀性与高温稳定性等综合特性,被广泛用于航空航天、海洋工程等领域的关键承载构件制造中。其中, $\alpha/\alpha+\beta$ 型钛合金在高温服役及热加工领域具有重要工程价值,其热变形过程中流变行为与显微组织演化对成形质量和服役性能具有显著影响。近年来,随着深海装备向大尺寸、高承载方向发展,主体承压结构在深海环境中长期承受巨大静水压力、高过载循环疲劳及强应力腐蚀等极端工况的影响,对材料在强度、韧性及加工性能之间的综合匹配提出了更高要求^[1]。尽管我国已开发出 TC4、Ti80 及 Ti62A 等不同强度级别的深海装备用钛合金,并在小尺寸载人深潜器中获得应用,但面向大型深潜装备的中强高韧性钛合金体系仍显不足,有必要进一步开展系统研究^[2-3]。

围绕 Ti-6Al-4V(TC4)钛合金的高温塑性变形行为,国内外学者已开展了系统研究。PARK 等^[4]基于动态材料模型构建了 TC4 合金的热加工图,明确了不同温度—应变速率条件下稳定变形区与流动失稳区的分布特征。SESHACHARYULU 等^[5]将热加工图分析与显微组织损伤机制相结合,揭示了流动失稳与局部剪切和显微损伤之间的内在联系。HU 等^[6]通过组织验证进一步证实了功率耗散效率与动态再结晶行为之间的对应关系。ZHANG 等^[7]针对全片层初始组织的 TC4 合金,指出初始组织对流变应力水平及加工窗口分布具有显著影响。在流变行为建模方面,XIAO 等^[8]基于热压缩试验建立了 TC4 合金的 Arrhenius 型本构模型,并通过 Zener-Hollomon 参数实现了温度和应变速率效应的统一描述。易宗鑫^[9]进一步引入应变补偿策略,显著提高了模型在宽应变范围内的预测精度,并结合热加工图验证了模型的适用性^[3]。

在海洋工程相关的高强和近 α 型钛合金方面,Ti80 合金的热变形行为亦受到关注。XU 等^[10]研究

了 Ti80 合金在单相区和两相区内的热压缩行为,指出变形机制及显微组织演化对温度和应变速率高度敏感,并与工程成形稳定性密切相关^[11]。相关研究表明,尽管 TC4 和 Ti80 等成熟合金体系的热变形行为和加工窗口已较为清晰,但针对兼顾强度与韧性的中强钛合金体系,其热变形流动特征、本构关系及热加工安全窗口仍缺乏系统研究^[12-14]。

Ti551 钛合金是在 TC4 与 Ti80 合金体系基础上优化发展而来的 $\alpha+\beta$ 型中强高韧性钛合金,在保持较高强度水平的同时兼顾良好塑性和断裂韧性,具有作为大型深潜装备承压结构材料的潜在应用前景。然而,其在宽温度—应变速率范围内的热变形行为、本构模型及热加工稳定性尚不明确。基于此,以 Ti551 钛合金为研究对象,在 800~950 °C 应变速率 0.01~1 s⁻¹ 条件下开展等温热压缩试验,系统分析其高温流变行为;建立考虑应变补偿效应的 Arrhenius 型本构模型,并对模型预测能力进行评估;进一步基于 Prasad 判据构建热加工图,识别稳定变形区与潜在失稳区。结合光学显微镜(OM)对典型变形条件下显微组织进行分析,揭示热变形参数对流动行为及组织演化的影响规律,为 Ti551 钛合金热加工工艺优化及工程应用提供理论依据。

1 试验材料与方法

试验采用 Ti551 合金锻态棒材,该合金是典型的 $\alpha+\beta$ 型两相钛合金,其组织如图 1 所示,其中 α 相为光学显微镜下白色部分, β 相为黑色部分。

所用试样为沿着棒料方向获取的 $\varnothing 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 圆柱形标准试样。该试样经过加工后,两端端面平整,保证表面无氧化物附着。热模拟试验采用 Gleeble3500 热力模拟试验机,具体工艺如图 2 所示。

对热模拟压缩试验后的试样采用电火花线切割设备沿压缩方向将其对半剖开。随后,依次使用 400[#]、600[#]、800[#]、1 000[#]、1 500[#]、2000[#]的碳化硅(SiC)

砂纸对剖面进行逐级打磨,直至表面划痕方向完全一致且呈现均匀光亮的状态。完成打磨的试样经抛光布进行机械抛光后,立即采用 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:3:5$ 的腐蚀溶液进行化学腐蚀处理,最后借助蔡司光学显微镜对金相组织进行观测与分析。

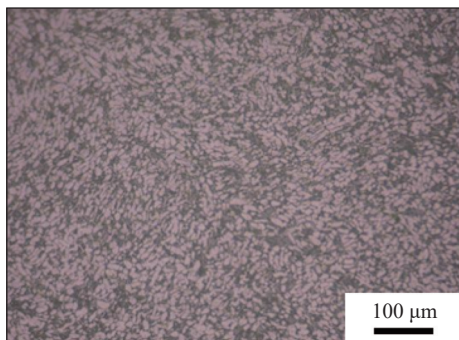


图1 Ti551合金棒材显微组织

Fig. 1 Microstructure of Ti551 alloy billets

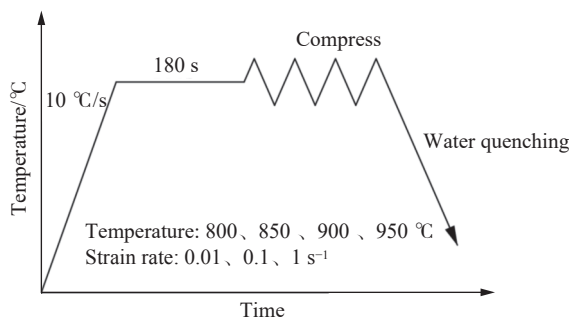


图2 热压缩试验的操作流程示意

Fig. 2 Schematic diagram of the hot compression test procedure

2 试验结果及讨论

2.1 真应力-应变曲线

图3展示了Ti551钛合金在800、850、900、950℃下、应变速率0.01、0.1、 1 s^{-1} 条件下的真应力-真应变响应。Ti551在各温度下均表现出典型的“快速加工硬化—峰值/准峰值—随应变软化并趋于稳定”的流变特征:在变形初期($\varepsilon \approx 0 \sim 0.05$)应力迅速上升并达到峰值,随后进入不同程度的应变软化阶段,至较大应变($\varepsilon \approx 0.6 \sim 0.8$)后应力逐渐趋于平稳。随着温度由800℃升高至950℃,曲线整体水平显著降低,说明材料热软化效应增强、变形抗力减小;而在同一温度下,应变速率从 0.01 s^{-1} 提高到 1 s^{-1} ,流动应力整体升高,体现出明显的应变速率敏感性(高应变速率下加工硬化更强且峰值更高)。此外,在低温(800~850℃)条件下峰后软化幅度更为明显,表明硬化与软化竞争更为剧烈,可能与动态回复/局部化软化及两相协调变形有关;在高温

(900~950℃)条件下软化过程更为平缓,曲线更接近稳定流动状态,提示动态回复作用占主导,组织演化趋于均匀化。值得注意的是,在部分工况(尤其高应变速率条件)下,曲线在较大应变阶段仍保持较高应力水平并缓慢下降,反映出在该参数范围内Ti551的动态软化虽能显著降低流动应力,但尚未完全消除加工硬化贡献,整体呈现“温度主导的热软化+应变速率主导的强化”的耦合特征。

基于试验数据绘制的图4(a)与图4(b)分别给出了Ti551钛合金峰值应力与工艺参数之间的关系。由图4(a)可见,在三种应变速率(0.01、0.1、 1 s^{-1})条件下,峰值应力 σ_p 随变形温度升高呈显著降低趋势,表明温度升高引起的热软化效应能够有效削弱材料的变形抗力。对比可见,较高应变速率下峰值应力的温度敏感性更强,即温度对 σ_p 的调控作用在中高应变速率条件下更为显著。

图4(b)进一步以 $\lg\sigma_p$ - $\lg\varepsilon$ 关系表征峰值应力对速率的响应规律。在各温度下 $\lg\sigma_p$ 随 $\lg\varepsilon$ 升高而近似线性增大,说明Ti551在该参数区间内具有明确的应变速率敏感性;且不同温度下曲线斜率存在差异,意味着速率敏感性随温度变化而变化。依据热变形本构中常用的速率敏感性定义如式(1)所示。

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right)_T \quad (1)$$

在以 $\lg\sigma_p$ - $\lg\varepsilon$ 作图时,各温度曲线的斜率可视为 m 的表征量(仅差一个对数底的常数因子,不影响趋势判断)。从图4(b)的线性增幅可以判断:在较低温度下, $\lg\varepsilon$ 每提高一个数量级, $\lg\sigma_p$ 的提升更为明显,表明材料在低温区对速率变化更敏感;而温度升高后曲线整体下移且斜率趋于减小,反映出高温条件下动态软化机制更易激活,从而部分抵消了速率升高带来的加工硬化增强效应,使速率敏感性相对降低。

上述规律可由加工硬化与动态软化的竞争机制解释:在较高应变速率下,单位时间变形量大,位错快速增殖并累积,动态回复/动态再结晶等热激活软化过程因时间尺度不足难以充分展开,从而加工硬化占主导并抬升 σ_p ;随着温度升高,位错攀移与扩散相关过程加速,动态回复及组织演化所引起的软化作用增强,使 σ_p 整体降低,同时削弱了速率强化的幅度。对于Ti551而言, α 相与 β 基体的协同变形及相界约束在低温/高应变速率下更易造成位错塞积与变形抗力提升,而在高温条件下两相协调变形

能力增强、软化过程更充分, 因此表现为峰值应力随温度降低而随应变速率升高的耦合变化特征。因此, Ti551 在 800 ~ 950 °C、0.01 ~ 1 s⁻¹ 范围内表现

出显著的热软化与速率强化耦合特征, 为后续建立应变补偿 Arrhenius 本构模型与构建热加工图提供了试验数据基础。

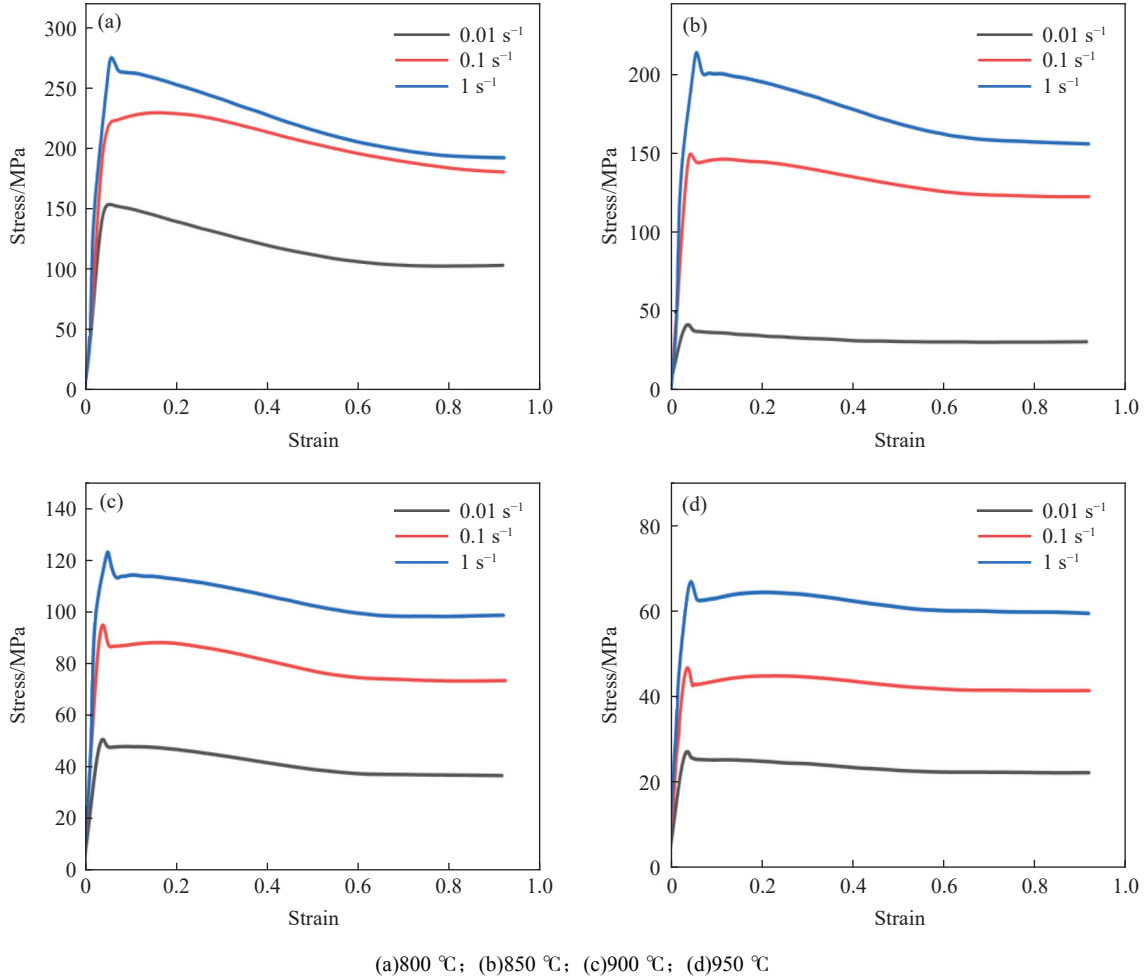


图 3 不同试验温度下 Ti551 钛合金的应力-应变行为
 Fig. 3 Stress-strain behaviors of Ti551 titanium alloy under different thermal deformation temperatures

2.2 本构方程建立

为定量描述 Ti551 钛合金在热压缩过程中的高温流变行为, 采用基于热激活机理的 Arrhenius 型本构关系。通常该模型可根据应力水平分为低应力幂律形式、中高应力指数形式及统一的双曲正弦形式, 分别表示为式(2) ~ (4)。

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 [\exp(\beta\sigma)] \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

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

其中 $\dot{\epsilon}$ 为应变速率 (s⁻¹), σ 为特征应力 (取峰值应力或固定应变流动应力, MPa), T 为绝对温度 (K), R 为气体常数, Q 为热变形表观激活能; $A, A_1, A_2, \alpha, \beta,$

n, n_1 为待定材料参数。

对式 (3) 与式 (4) 两侧取自然对数, 可分别得到式(5)(6)。

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

在给定温度下, 利用试验数据分别拟合 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 与 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 的线性关系, 其斜率的平均值可用于确定 n_1 与 β 。在图 5(a)(b) 中展示的是与峰值应力相对应的 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 变化曲线, 经对两条曲线分别进行线性拟合并计算拟合斜率的平均值, 最终获得参数 n_1 和 β , 进一步可根据经验关系得到式(7)。

$$\alpha = \frac{\beta}{n_1} \quad (7)$$

从而获得双曲正弦项的应力尺度参数 $\alpha = 0.014\ 696\ 323$ 。

将式(4)两侧取自然对数,可表示成式(8)。

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

在恒定温度条件下,以 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 为自变量、 $\ln \dot{\varepsilon}$ 为因变量进行线性拟合,其斜率可近似表征应力指数 n ,如式(9)所示。

$$n = \left(\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right)_T \quad (9)$$

从图 5(c) 的拟合结果可见,通过对拟合所得直线的斜率取倒数,再对结果进行平均计算即可得到目标值 $n=2.902\ 311\ 066$ 。

引入 Zener-Hollomon 参数 Z ,用于表征温度与应变速率的综合作用,见式(10)。

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (10)$$

由式(10)可知,在恒定应变速率下, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $1/T$ 近似呈线性关系。对式(10)在恒定条件下求导,可得到式(11)。

$$Q = nR \left(\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right)_{\dot{\varepsilon}} \quad (11)$$

分别对不同应变速率下的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 数据进行线性拟合,取其斜率并结合式(11)即可得到 Q 的平均值为 $512.280\ 746\ \text{kJ/mol}$ 。

当 Q 、 n 、 α 已确定后,可由式(9)通过线性回归获得材料常数 A (例如在给定温度下拟合 $\ln \dot{\varepsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的截距,或用 $\ln Z - n \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的平均

值得到 $\ln A$ 。最终得到 Ti551 合金的 Arrhenius 双曲正弦型本构方程,如式(12)所示。

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (12)$$

若需要在给定 T 的条件下反求应力,可由式(9)得到式(13)。

$$\sinh(\alpha\sigma) = \left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} \quad (13)$$

进一步写成显式形式,见式(14)。

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} + \left(\left(\frac{Z}{A}\right)^{2/n} + 1\right)^{1/2} \right] \quad (14)$$

其中 Z 值由式(15)计算。

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (15)$$

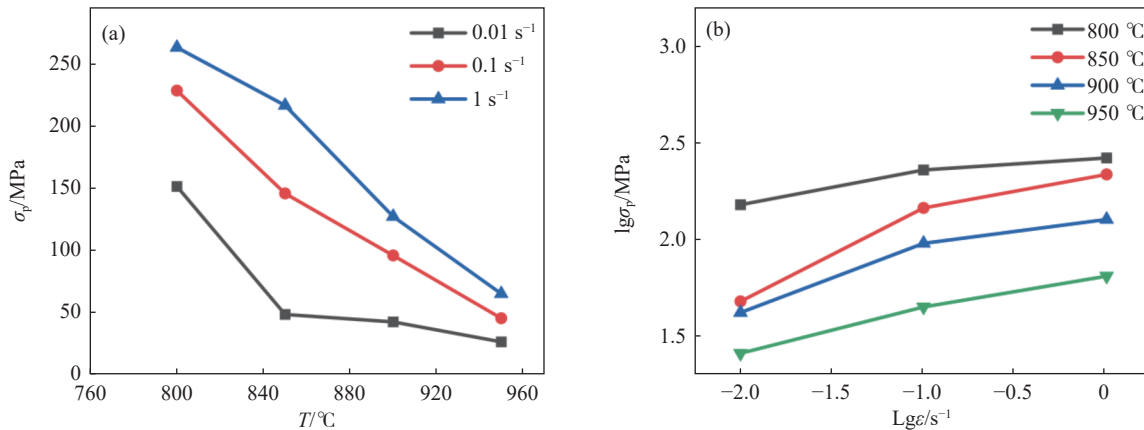
上述参数识别与回归流程参照 Arrhenius 双曲正弦模型的常规处理方法开展,并结合热压缩试验数据完成拟合。

根据前文处理应力的方法,在应变为 $0.1 \sim 0.8$ (以 0.1 为步长)内进行了计算,得到了不同应变水平下的材料参数 α 、 Q 、 $\ln A$ 及 n 数值。材料常数随应变的变化曲线如图 6 所示。随后,对这些参数进行了五次多项式拟合。相应的拟合参数如表 1 所示,计算如式(16)所示。

$$\begin{aligned} \alpha &= a_0 + a_1\varepsilon + a_2\varepsilon^2 + a_3\varepsilon^3 + a_4\varepsilon^4 + a_5\varepsilon^5 \\ n &= b_0 + b_1\varepsilon + b_2\varepsilon^2 + b_3\varepsilon^3 + b_4\varepsilon^4 + b_5\varepsilon^5 \\ Q &= c_0 + c_1\varepsilon + c_2\varepsilon^2 + c_3\varepsilon^3 + c_4\varepsilon^4 + c_5\varepsilon^5 \end{aligned} \quad (16)$$

$$\ln A = d_0 + d_1\varepsilon + d_2\varepsilon^2 + d_3\varepsilon^3 + d_4\varepsilon^4 + d_5\varepsilon^5$$

式(16)中 $a_0 \sim a_5$, $b_0 \sim b_5$, $c_0 \sim c_5$, $d_0 \sim d_5$ 分别为图 6(a)(b)(c)(d) 的五次多项式拟合系数,其中 ε 为真实应变。



(a) 变形温度; (b) 应变速率

图 4 Ti551 钛合金流变应力随变形温度与应变速率的变化特征
Fig. 4 Flow stress dependence of Ti551 alloy on deformation temperature and strain rate

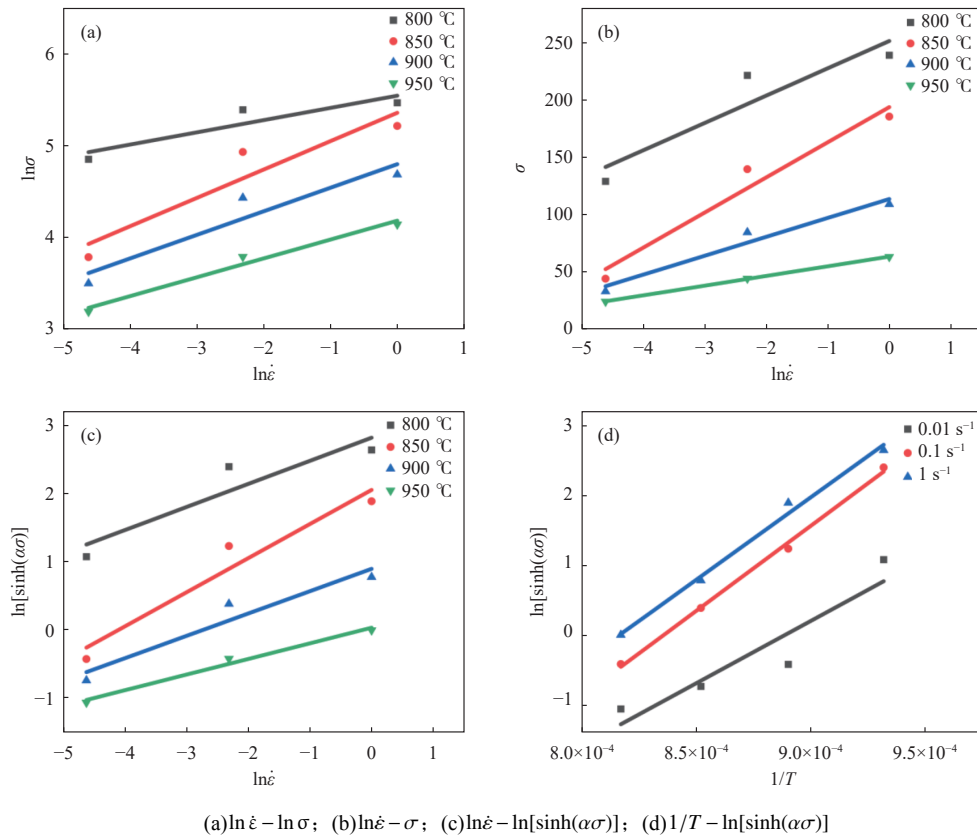


图 5 Ti551 钛合金的 Arrhenius 本构模型的拟合特征
 Fig. 5 Arrhenius constitutive model fitting outputs for Ti551 titanium alloy

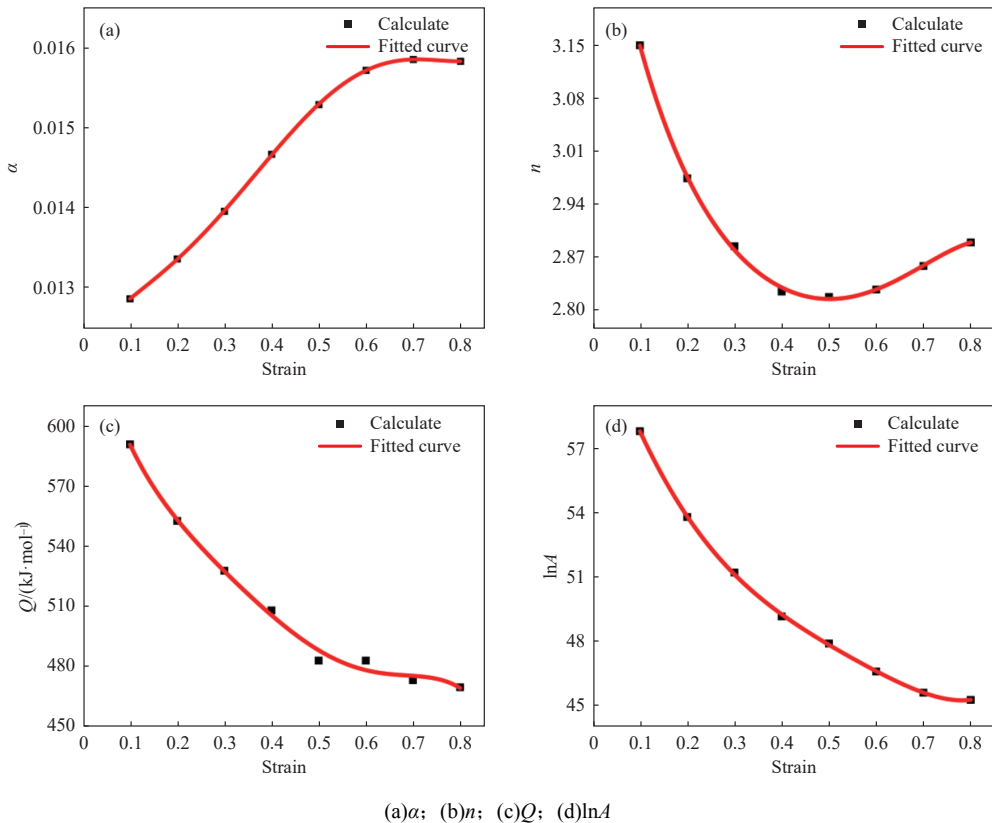


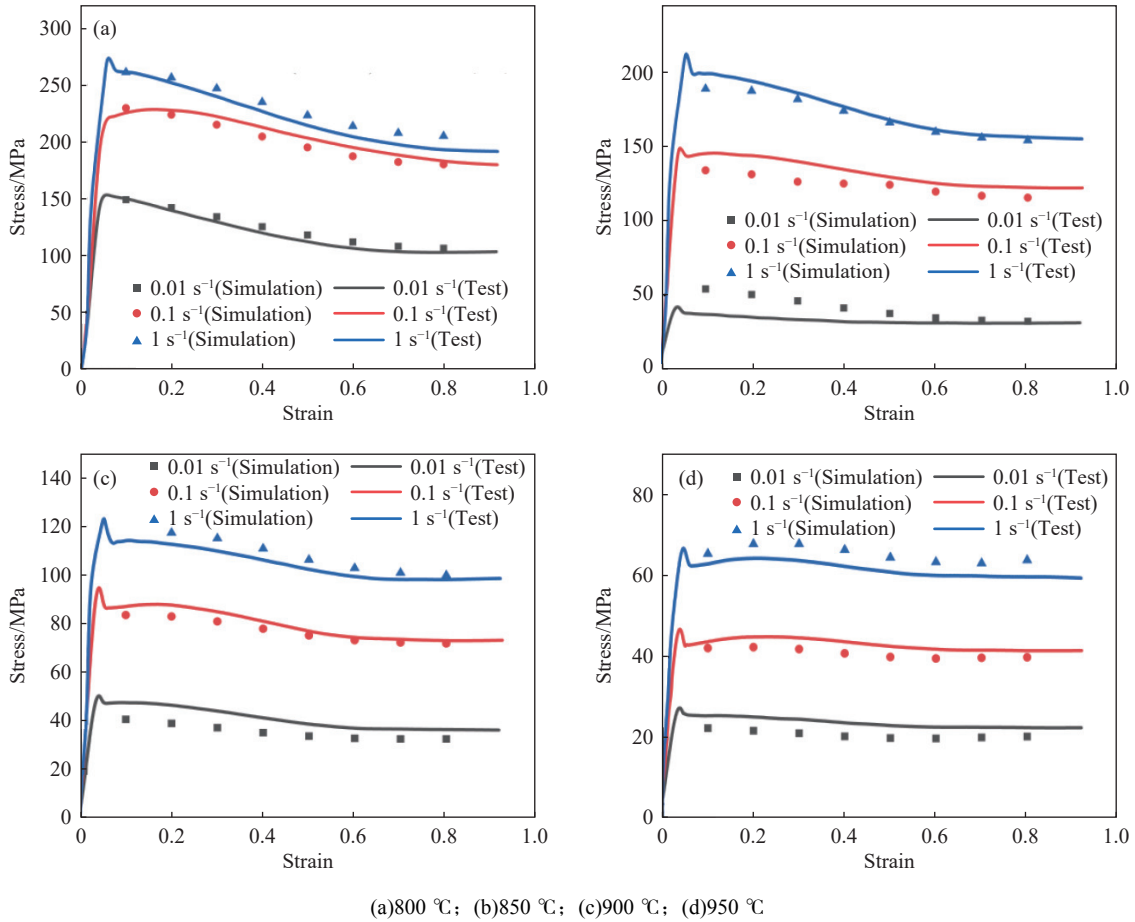
图 6 不同应变下对应的材料常数
 Fig. 6 Material constants corresponding to different strains

表 1 五次多项式拟合 α 、 Q 、 n 及 $\ln A$ 的对应参数
Table 1 Corresponding parameters of the 5th degree polynomial fit for α , Q , n , and $\ln A$

Coefficient α		Coefficient n		Coefficient Q		Coefficient $\ln A$	
a_0	0.012 31	b_0	3.152 45	c_0	661.943 34	d_0	63.322 48
a_1	0.007 44	b_1	-3.945 84	c_1	-1 011.224 63	d_1	-63.778 81
a_2	-0.027 62	b_2	10.724 76	c_2	3 763.023 58	d_2	83.737 15
a_3	0.116 3	b_3	-17.877 55	c_3	-9 192.606 19	d_3	13.105 99
a_4	-0.176 56	b_4	18.006 58	c_4	11 173.512 23	d_4	-152.965 76
a_5	0.085 51	b_5	-7.609 18	c_5	-5 073.225 52	d_5	107.700 56

在 800 ~ 950 °C、0.01 ~ 1 s⁻¹ 的热压缩工况下, Ti551 合金不同应变对应的应力可通过式 (14) 获取。对比热模拟试验实测应力与经应变补偿修正的本构方程计算所得的流变应力, 结果如图 7 所示, 二者的应力-应变曲线展现出良好的吻合特性。说明

所建立的流变应力-应变本构方程可准确描述 Ti551 合金在高温高应变速率工况下的力学行为特征, 对阐明合金变形机理、掌握其塑性演化规律具有重要理论价值, 同时为合金后续的性能优化设计奠定理论基础。



(a)800 °C; (b)850 °C; (c)900 °C; (d)950 °C

图 7 试验真实值与本构预测值对比

Fig. 7 Comparison of experimental actual values and constitutive model predicted values

为进一步验证本构模型的预测有效性, 引入统计学分析指标对其预测精度进行量化评估, 选取相关系数 (R^2) 与平均相对误差绝对值 (AARE) 作为评价依据, 二者的计算公式如式 (17)(18) 所示。

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (E_i - \bar{E})^2}{\sum_{i=1}^n (P_i - \bar{P})^2} \quad (17)$$

$$AARE(\%) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{|E_i - P_i|}{E_i} \times 100 \quad (18)$$

式中, E 代表试验实测数据, P 为模型计算输出的预测结果; \bar{E} 、 \bar{P} 依次为实测值与预测值的均值, n 为全部试验样本点数量。 R^2 及 AARE 是评估模型拟合效果的常用统计参数, 能够客观体现实测数据与模型计算结果之间的吻合水平。经数值计算, 两相区

流变应力对应的 $R^2=0.817$ 、AARE=81.72%，上述结果充分说明所建立的本构模型具备良好的预测能力与较高的计算精度。

2.3 热加工图

以 Prasad 提出的动态材料模型 (Dynamic Material Model, DMM) 为理论基础, 材料高温热变形阶段的外界功输入过程可等效为功率耗散过程, 其单位体积下的瞬时功率耗散值可由流变应力与应变速率的乘积表征, 且该耗散值能够进一步拆解为塑性变形引发的耗散项与组织演化带来的耗散项两个部分, 如式(19)所示。

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J \quad (19)$$

其中, P 为总功率耗散, G 表征由塑性变形引起的能量耗散, J 表征与组织演化(如动态回复、动态再结晶、相变等)相关的耗散, 两项计算如式(20)(21)所示。

$$G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} \quad (20)$$

$$J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (21)$$

为定量表征材料对速率变化的响应, 引入应变速率敏感性指数 m , 其定义为在恒温、固定应变条件下应力对速率的对数导数, 如式(22)所示。

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{T, \epsilon} \quad (22)$$

在此基础上可得到功率耗散效率 η , 用于反映组织耗散在总耗散中的占比, 其表达式如(23)所示。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (23)$$

其中 J_{\max} 为理想线性黏塑性材料 ($m=1$) 条件下的最大组织耗散。实际计算中, 为获得连续的 m 值并降低离散数据求导误差, 通常在固定温度与固定应变下对 $\lg \sigma - \lg \dot{\epsilon}$ 关系进行多项式拟合, 例如采用三次函数, 如式(24)所示。

$$\lg \sigma = a + b \lg \dot{\epsilon} + c (\lg \dot{\epsilon})^2 + d (\lg \dot{\epsilon})^3 \quad (24)$$

由拟合式可直接得到速率敏感性指数(斜率)如式(25)所示。

$$m = \frac{\partial (\lg \sigma)}{\partial (\lg \dot{\epsilon})} = b + 2c \lg \dot{\epsilon} + 3d (\lg \dot{\epsilon})^2 \quad (25)$$

除功率耗散能力外, 热加工过程中流动是否稳定同样关键, 因此进一步引入失稳判据参数对不稳定区进行识别, 当 $\xi < 0$ 时通常认为存在流动失稳风险, 其表达式为式(26)。

$$\xi = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \quad (26)$$

表 2, 表 3 为去应变 0.6 时分析得到的对应功率耗散系数与失稳系数数据。

表 2 不同变形工况下 60% 形变量的功率耗散系数
Table 2 Power dissipation coefficients of 60% deformation amount in distinct deformation conditions

$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	η			
	800 °C	850 °C	900 °C	950 °C
0.01	0.417 195 99	0.686 709 565	0.548 743 679	0.419 549 678
0.1	0.248 480 364	0.480 180 821	0.402 200 109	0.348 700 255
1	0.039 505 638	0.196 572 932	0.222 737 388	0.271 200 544

表 3 不同变形工况下 60% 形变量的失稳系数
Table 3 Instability coefficients of 60% deformation amount in distinct deformation conditions

$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	η			
	800 °C	850 °C	900 °C	950 °C
0.01	0.038 532 271	0.367 524 096	0.243 188 959	0.185 130 984
0.1	-0.369 974 932	0.044 321 33	0.055 932 998	0.116 420 729
1	-0.778 482 134	-0.278 881 437	-0.131 322 964	0.047 710 474

Ti551 钛合金在温度-应变速率参数空间内的热加工响应具有明显的分区特征。由图 8 可知, Ti551 钛合金的功率耗散系数 η 在温度-应变速率空间内呈明显的分区特征。整体上, η 随变形温度升高与应变速率降低而增大, 低温/高应变速率区域 η 较低(约 0.5~0.3), 表明该区以加工硬化与局部塑性耗散为主, 组织演化贡献有限; 当应变速率降低至较低水平 ($\ln \dot{\epsilon}$ 更小) 且温度处于中等偏高范围时, η 显著提高, 在约 850~880 °C、低应变速率附近出现 η 的高值区(等值线约 0.26~0.35), 指示此区组织软化机制更易充分启动(如动态回复/动态再结晶或相变相关软化), 材料可获得更稳定的塑性流动与更好的热加工性。除主高值区外, 在较高温度侧(约 900~950 °C) 仍可观察到中等 η 值带(约 0.15~0.2), 说明升温同样有利于提高功率耗散, 但其组织耗散强度弱于主峰区。

图 9 给出了失稳系数 ξ 的分布规律。低温侧(接近 800 °C 附近)存在明显的负值区 ($\xi < 0$), 并且该区域向较高应变速率方向扩展, 提示在低温/较快变形条件下更易发生流动失稳(如局部剪切带、流动局部化或组织不均匀软化等)。将图 8 与图 9 叠加得到热加工图(图 10), 进一步表明, 失稳区主要集中在低温端以及高应变速率端(图 10 左上角以斜线阴影标出), 应在工艺选择时优先规避; 相对而言, 非失稳区内且 η 较高的区域构成了更优的热加工窗口, 推荐的加工参数范围可选在中高温(约 850~900 °C)+较低至中等应变速率(靠近 0.01~0.1 s^{-1} 对应的 $\ln \dot{\epsilon}$ 区间), 其中以约 850~880 °C、低应变速率附近 ($\eta \approx 0.26 \sim 0.35$) 为更优的热加工区

间,可兼顾较高的组织耗散能力与较好的流动稳定性,为后续工艺参数优化提供依据。

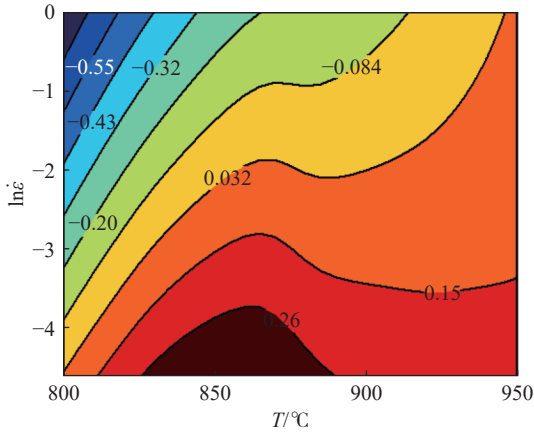


图 8 Ti551 钛合金功率耗散系数的分布特征

Fig. 8 Distribution map of power dissipation coefficients for Ti551 titanium alloy

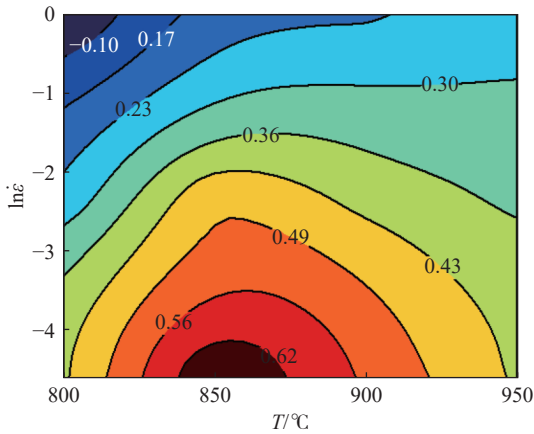


图 9 Ti551 钛合金失稳系数的分布特征

Fig. 9 Distribution map of instability efficiency for Ti551 titanium alloy

在相同应变速率 0.1 s^{-1} 条件下, Ti551 钛合金在失稳工况 ($800 \text{ }^\circ\text{C}$) 与非失稳工况 ($850 \text{ }^\circ\text{C}$) 下的显微组织表现出显著的差异。由图 11 可以发现, 在 $800 \text{ }^\circ\text{C}$ - 0.1 s^{-1} 条件下组织呈现明显的定向拉长与带状分布特征, 亮色 α 相(初生 α /片层 α)沿变形方向发生显著拉伸并出现较强的取向性与不均匀变形痕迹, 局部区域可观察到连续的“流线状/条带状”形貌, 暗色 β 基体在 α 相之间呈现狭长分布, 说明该工况下材料塑性流动更易发生局部化集中, 动态软化过程相对不足, 组织协调变形能力较弱, 从而更容易诱发流动失稳。相比之下, 如图 12 所示, 在 $850 \text{ }^\circ\text{C}$ - 0.1 s^{-1} 条件下组织整体更趋于均匀化, α 相的拉长程度明显减弱, 形貌由条带状向短棒状/近等轴化演变, α/β 相界更为弥散且分布更均衡, 表明升温促进了热激活软化机制的开展(动态回复增强并伴随一定的

等轴化趋势), 从而降低了变形局部化倾向并提升了流动稳定性。上述显微组织特征与热加工图中 $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 附近处于失稳区, 与 $850 \text{ }^\circ\text{C}$ 对应安全加工区的判断相一致, 说明适当提高变形温度有利于抑制局部化变形并改善材料热加工稳定性。

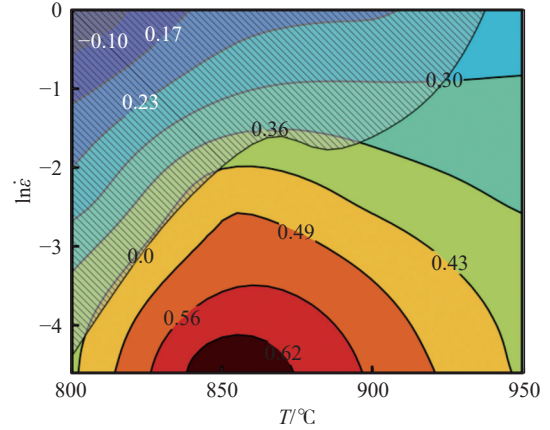


图 10 Ti551 钛合金热加工窗口特征

Fig. 10 Thermomechanical processing map of Ti551 titanium alloy

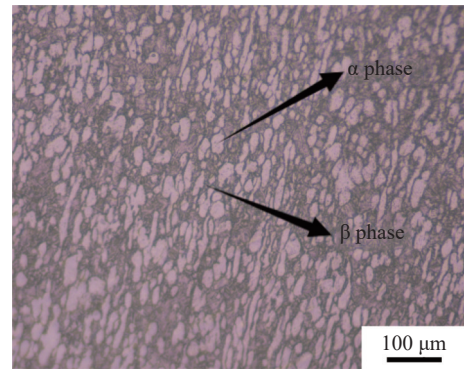


图 11 温度为 $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率 0.1 s^{-1} 下 Ti551 钛合金的显微组织(失稳)

Fig. 11 Microstructure of Ti551 titanium alloy at $800 \text{ }^\circ\text{C}$ and strain rates of $0.1\text{--}1 \text{ s}^{-1}$ (instability region)

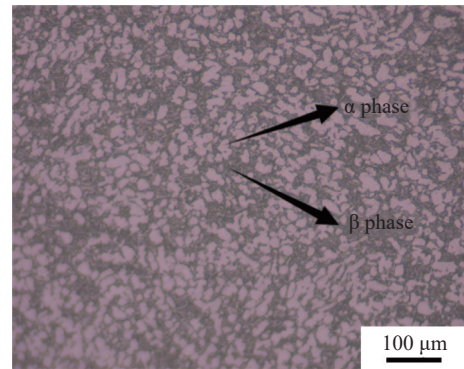


图 12 温度为 $850 \text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率 0.1 s^{-1} 下 Ti551 钛合金的显微组织(未失稳)

Fig. 12 Microstructural characteristics of Ti551 titanium alloy at $850 \text{ }^\circ\text{C}$ with strain rates of $0.1\text{--}1 \text{ s}^{-1}$ (stable deformation zone)

3 结论

1) Ti551 钛合金在 800 ~ 950 °C、0.01 ~ 1 s⁻¹ 热压缩过程中, 流动应力随温度升高而降低、随应变速率增大而升高, 呈现明显的热软化效应与速率敏感性。

2) Ti551 钛合金在 800 ~ 950 °C 变形温度、0.01 ~ 1 s⁻¹ 应变速率下的热变形激活能 $Q=512.280\ 746$ kJ/mol, 应力指数 $n=2.902\ 311\ 066$, 材料常数 $A=1.591\ 61\times 10^{24}$ 。基于应变补偿方法对不同应变水平下的材料参数 α 、 Q 、 $\ln A$ 及 n 进行拟合,

获得了各参数关于应变的五次多项式关联系数。借助上述多项式关系, 可实现 Ti551 合金在任意应变条件下流动应力的精准预测, $R^2=0.817$ 、AARE=81.72%, 表明计算结果与试验实测值具有良好的—致性。

3) 热加工图结果表明, 在应变为 0.6 时, Ti551 合金的功率耗散系数 η 的较高值区主要分布在 850 ~ 900 °C、0.01 ~ 0.1 s⁻¹ 范围内; 失稳区 ($\xi < 0$) 集中出现在 800 °C 附近及较高应变速率端 (约 0.1 ~ 1 s⁻¹), 应优先避开, 因此推荐将热加工参数控制在 850 ~ 900 °C、0.01 ~ 0.1 s⁻¹ 作为较优安全加工窗口。

参考文献

- [1] LYPCHANSKYI I, GIRISH J, GAO S, *et al.* Influence of strain on constitutive modeling and processing maps in Ti-6Al-4V alloy[J]. *Metals*, 2021, 11(6): 928.
- [2] ZHANG Z X, QU S J, ZUO R, *et al.* Hot deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy: Effect of initial microstructure[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 727: 871-885.
- [3] IMRAN S M, LI C, LANG L, *et al.* An investigation into Arrhenius type constitutive models to predict complex hot deformation behavior of TC4 alloy having bimodal microstructure[J]. *Materials Today Communications*, 2022, 31: 103622.
- [4] PARK N K, YEOM J T, NA Y S. Characterization of deformation stability in hot forging of conventional Ti-6Al-4V using processing maps[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 130-131: 540-545.
- [5] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, MORGAN J T, *et al.* Hot deformation and microstructural damage mechanisms in extra-low interstitial (ELI) grade Ti-6Al-4V[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 279(1-2): 289-299.
- [6] HU M, DONG L, ZHANG Z, *et al.* A novel computational method of processing map for Ti-6Al-4V alloy and corresponding microstructure study[J]. *Materials*, 2018, 11(9): 1599.
- [7] ZHANG W J, DING H, ZHAO J W, *et al.* Hot deformation behavior and processing maps of Ti-6Al-4V alloy with starting fully lamellar structure[J]. *Journal of Materials Research*, 2018, 33: 3677-3688.
- [8] XIAO J, LI D S, LI X Q, *et al.* Constitutive modeling and microstructure change of Ti-6Al-4V during the hot tensile deformation[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, 541: 346-352.
- [9] YI Z X, LI X Q, PAN C L, *et al.* Research on strain compensation constitutive equation and hot processing map of equiaxed fine grain TC4 alloy[J]. *Materials Reports*, 2021, 35(18): 18146-18152.
(易宗鑫, 李小强, 潘存良, 等. 等轴细晶 TC4 钛合金应变补偿本构关系及热加工图的研究[J]. *材料导报*, 2021, 35(18): 18146-18152.)
- [10] XU J W, ZENG W D, ZHAO Q Y, *et al.* Analysis of deformation behavior and microstructure of a near-alpha titanium alloy in single phase region[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 803: 140723.
- [11] QU M, LIU Y, LI Z, *et al.* Hot deformation behavior and strain-compensated Arrhenius constitutive model of Ti6Al4V alloy for hot stamping and processing map construction[J]. *Materials*, 2024, 17(11): 2531.
- [12] JIA W, MAO C, ZHOU W. Hot deformation behavior of electron-beam cold-hearth melted Ti-6Al-4V alloy[J]. *Metals*, 2024, 14(12): 1459.
- [13] BAMBACH M, SIZOVA I, SZYNDLER J, *et al.* On the hot deformation behavior of Ti-6Al-4V made by additive manufacturing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 288: 116840.
- [14] LIU C, WANG X, MEN Y, *et al.* Dynamic recrystallization of Ti-6Al-4V alloy during hot compression[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2021, 35(8): 583-590.
(刘超, 王鑫, 门月, 等. Ti-6Al-4V 合金热压缩过程中的动态再结晶[J]. *材料研究学报*, 2021, 35(8): 583-590.)