

TA18钛合金的高温变形行为及本构模型

陈 蓬^{1,2}, 李金山¹, 李冲冲³, 鱼祎雯³, 蔡 军³

(1. 西北工业大学 材料学院, 陕西 西安 710072)

(2. 中国航空工业集团公司 第一飞机设计研究院, 陕西 西安 710089)

(3. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

摘 要: 采用 Gleeble-3500 热模拟试验机对 TA18 钛合金进行热压缩试验, 研究其在变形温度 1073~1323 K, 应变速率 0.001~10 s⁻¹ 条件下的高温变形行为, 根据获得的真应力-真应变曲线, 建立了 TA18 钛合金的修正非线性回归本构模型。结果表明: TA18 钛合金流动应力对应变速率和变形温度敏感; 应力-应变曲线在双相区呈现连续动态软化特征, 软化机制以动态再结晶为主, 在单相区呈现稳态流动的特征, 软化机制以动态回复为主; TA18 钛合金在双相区和单相区的热变形激活能分别为 643.2 和 148.1 kJ/mol。所建立的修正非线性回归本构模型相关系数 R 和平均绝对相对误差 $AARE$ 分别为 0.986 和 7.66%, 表明所构建的模型能较为精确地预测出 TA18 钛合金流动应力的变化。此外, 随着应变速率的增加, TA18 钛合金动态再结晶程度先减小后增大, 动态再结晶晶粒尺寸逐渐减小; 随着温度的升高, 合金发生同素异构转变, 合金组织由等轴组织转变为网篮组织。

关键词: TA18 钛合金; 本构模型; 热压缩; 微观结构

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)06-1613-07

1 引言

高强度 TA18 钛合金管由于具有比强度高、耐腐蚀、耐疲劳、焊接性能好等优点, 已越来越多地应用于先进飞机和航天器的液压和燃油管路系统中^[1-4]。TA18 钛合金无缝管材主要通过冷轧工艺制备, 冷轧可以在保持组织致密性的同时, 进一步提高材料的强度和表面光洁度, 并且冷轧管材有更好的尺寸精度, 而冷轧前优良的管坯组织对后续加工和成品性能至关重要。

热加工在 TA18 钛合金冷轧管材的制备中起到了优化前期组织的重要作用, 所得到的坯料质量通常决定了最终产品的质量。热加工通过塑性变形改善合金的微观结构, 消除内应力, 形成均匀稳定的组织, 使得材料在冷轧阶段能够获得更优异的性能^[5-7]。在设计材料的热加工工艺时, 有限元方法因具有优化工艺参数、预测材料行为、减少试验成本、分析温度分布和耦合多物理场等优点被广泛应用^[8-10]。有限元方法的一个重要环节是材料模型的构建, 它是保证有限元模拟结果准确性的基础, 特别是对于温度和应变速率同时作用的复杂耦合条件。

因此, 系统研究 TA18 钛合金在不同变形条件下的高温变形行为并建立准确的本构模型, 是制备高品质 TA18

钛合金冷轧管的前提条件, 具有重要意义。

2 实验

本研究以锻态 TA18 钛合金合金为实验材料, 其化学成分见表 1。通过金相制备后, 采用 5.5% HClO₄+94.5% CH₃COOH 溶液对其晶粒组织进行侵蚀, 并在光学显微镜下观察。图 1 显示了侵蚀后的微观组织, 大量不同方向的层片状 α 集束分布在原始 β 晶粒内部, 原始 β 晶粒尺寸为 1.14~2.29 mm, α 集束尺寸为 142~657 μ m, 如图 1 所示。

采用 Gleeble-3500 热模拟机进行热模拟压缩试验。如图 2 所示, 热模拟试验试样尺寸为 $\Phi 10$ mm $\times$ 15 mm, 热模拟实验以 10 K/s 的升温速率加热至变形温度、保温 3 min 开始试验, 变形完成后立即水冷。通过金相法测得 TA18 钛合金相变点为 (1208 $\pm$ 5) K。因此, 试验选取的变形温度为 1073、1123、1173、1223、1273、1323 K, 应变速率

表 1 TA18 钛合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TA18 titanium alloy (wt%)

Main element			Minor element			
Al	V	Ti	Fe	O	N	C
2.50~3.50	2.00~3.00	Bal.	≤ 0.30	≤ 0.12	0.020	0.05

收稿日期: 2024-06-14

基金项目: 陕西省重点研发计划 (2022JBGS2-01)

作者简介: 陈 蓬, 男, 1982 年生, 博士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, E-mail: chenp052@avic.com



图1 试样初始微观组织

Fig.1 Initial microstructure of the sample

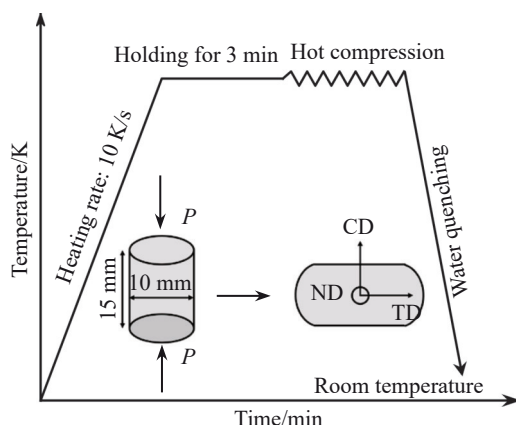


图2 热变形过程示意图

Fig.2 Schematic diagram of thermal deformation process (CD-compression direction; TD-transverse direction; ND-normal direction)

为0.001、0.01、0.1、1、10 s⁻¹,变形量为60%。

3 结果与分析

3.1 流动应力

图3显示了TA18钛合金变形温度在1073~1323 K的真应力-真应变曲线。结果表明,不同变形温度及应变速率下的流动应力峰值相差较大,流动应力对应变速率和温度敏感,与应变速率呈正相关,与变形温度呈负相关。变形温度处于1073~1173 K($\alpha+\beta$ 双相区)时流动应力观测到明显的峰值特征,应力应变曲线为动态再结晶型,变形温度处于1223~1323 K(β 单相区)时流动应力上达到峰值后基本保持不变,应力应变曲线为动态回复型。在变形初期,由于加工硬化效应,流动应力因应变的增加而急剧增加,并在很低的应变下达到峰值。在 $\alpha+\beta$ 双相区(图3a~3c),TA18钛合金的流动应力达到峰值后流动软化占据主导地位,流动应力随着应变的增加持续减小,呈现出连续动态软化特征,软化机制以动态再结晶为主。而在 β 单相区(图3d~3f),流动应力呈现出一个最初的快

速增长,达到峰值后趋于稳定,表现出稳态流动的特征,且应变速率越低,材料越早进入稳态流动阶段,软化机制以动态回复为主。这些现象是加工硬化和动态软化共同作用的结果^[11-12]。

在一定的变形温度下,流动应力随应变速率的增大而增大。这主要是由于较低的应变速率提供了较长的位错湮灭时间,从而降低了流动应力^[13]。此外,在一定应变速率下,流动应力随着温度的降低而增大,这可能是由于以下原因^[14-17]:(1)密排六方结构的 α 强化相含量增加,具有硬质颗粒的作用,位错运动受到阻碍;(2)热激活能的不足使得位错滑移和晶界对位错湮灭的扩散能力降低;(3)体心立方结构 β 相含量降低,滑移系的数量减少,金属滑移的可能性减小。

3.2 本构模型

在金属热变形过程中,流动应力受到温度、应变速率、应变、材料的微观结构和化学成分等多种因素的影响。但在实际热变形过程中,材料的化学成分是固定的,且材料的微观结构又受到变形温度、变形速度和变形量影响。因此,可由式(1)表示本研究所构建的修正非线性回归本构模型^[18-19],其方程式如下:

$$\sigma = \sigma_0 f_{\epsilon} f_{\dot{\epsilon}} f_T \quad (1)$$

式中, σ_0 为初始流动应力, f_{ϵ} 、 $f_{\dot{\epsilon}}$ 和 f_T 分别为关于应变、应变速率和变形温度的关系式。将方程两边取对数得:

$$\ln \sigma = \ln \sigma_0 + \ln f_{\epsilon} + \ln f_{\dot{\epsilon}} + \ln f_T \quad (2)$$

为了提高方程准确性,考虑变形温度、变形速度和变形量之间交互作用的影响,引入权重因子 ω 可得到下式:

$$\ln \sigma = \ln \sigma_0 + \omega_{\epsilon} \ln f_{\epsilon} + \omega_{\dot{\epsilon}} \ln f_{\dot{\epsilon}} + \omega_T \ln f_T \quad (3)$$

因此,TA18钛合金修正非线性回归本构模型为:

$$\sigma = \sigma_0 f_{\epsilon}^{\omega_{\epsilon}} f_{\dot{\epsilon}}^{\omega_{\dot{\epsilon}}} f_T^{\omega_T} \quad (4)$$

流动应力 σ 可利用平均应力得到,如式(5)所示:

$$\begin{cases} \bar{\sigma}_{\epsilon} = \sum \sigma / (H_{\epsilon} \cdot H_T) \\ \bar{\sigma}_{\dot{\epsilon}} = \sum \sigma / (H_T \cdot H_{\epsilon}) \\ \bar{\sigma}_T = \sum \sigma / (H_{\epsilon} \cdot H_{\dot{\epsilon}}) \end{cases} \quad (5)$$

式中, $\bar{\sigma}_{\epsilon}$ 为给定应变下的流动应力平均值, $\bar{\sigma}_{\dot{\epsilon}}$ 为给定应变速率下的流动应力平均值, $\bar{\sigma}_T$ 为给定变形温度下的流动应力平均值, H_{ϵ} 、 $H_{\dot{\epsilon}}$ 、 H_{T1} 、 H_{T2} 分别为应变、应变速率及双相区和单相区变形温度水平值。选取应变0.1~0.9,应变间隔为0.05,应变速率为0.001、0.01、0.1、1、10 s⁻¹,变形温度为1073、1123、1173、1223、1273、1323 K。因此, $H_{\epsilon} = 17$, $H_{\dot{\epsilon}} = 5$, $H_{T1} = 3$, $H_{T2} = 3$ 。 $\alpha+\beta$ 双相区本构模型如下:

$\bar{\sigma}_{\epsilon}$ 与 ϵ 之间的关系如图4a所示,采用四阶多项式进行拟合,关系式如(6)所示:

$$\bar{\sigma}_{\epsilon} = 114.1 - 32.7\epsilon - 101.5\epsilon^2 + 164.9\epsilon^3 - 67.8\epsilon^4 \quad (6)$$

图4b为 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \bar{\sigma}_{\dot{\epsilon}}$ 关系曲线,采用线性拟合 $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln \bar{\sigma}_{\dot{\epsilon}}$,如式(7)所示,斜率为TA18钛合金的平均应变速率

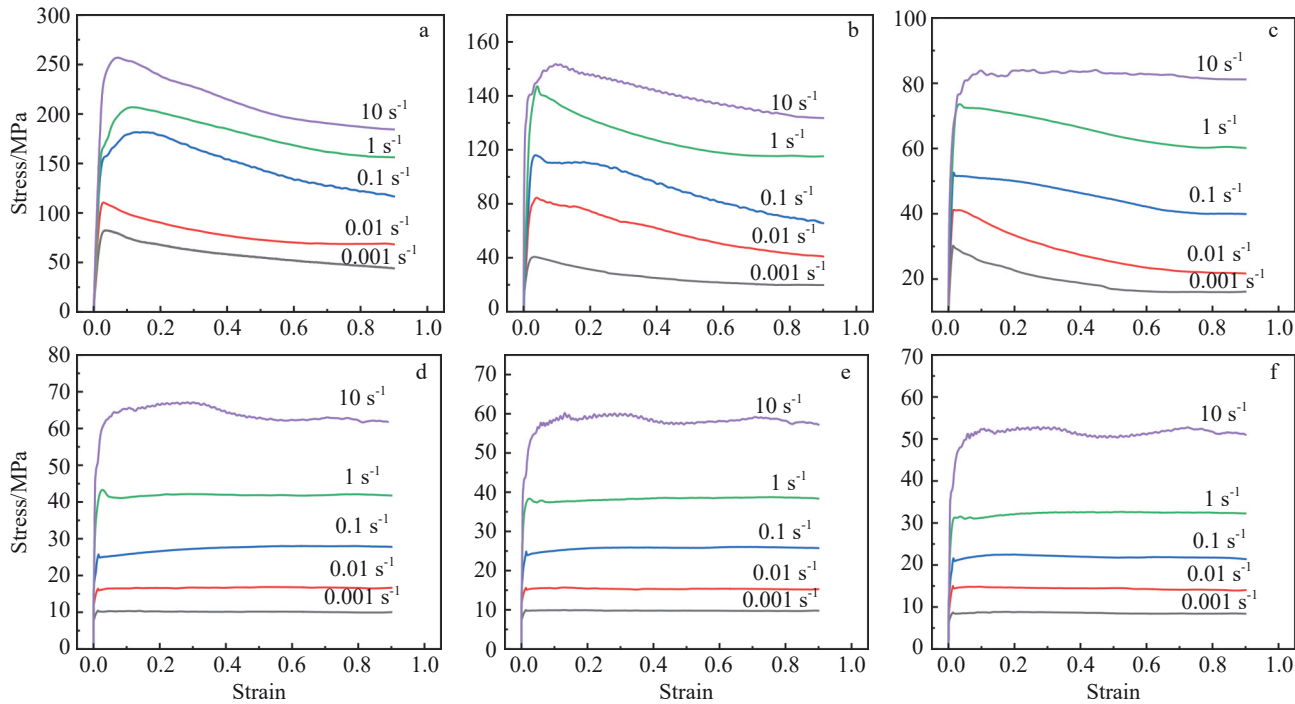


图3 不同变形条件下TA18钛合金真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of TA18 titanium alloy under different deformation conditions: (a) 1073 K, (b) 1123 K, (c) 1173 K, (d) 1223 K, (e) 1273 K, and (f) 1323 K

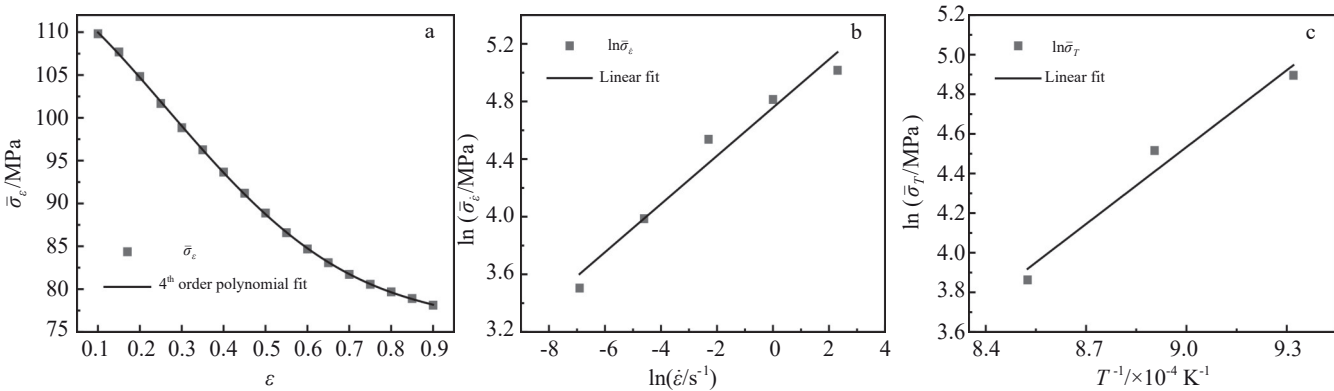


图4 $\bar{\sigma}_\varepsilon - \varepsilon$ 、 $\ln \bar{\sigma}_\varepsilon - \ln \dot{\varepsilon}$ 和 $\ln \bar{\sigma}_T - 1/T$ 的关系曲线

Fig.4 Relationships curves of $\bar{\sigma}_\varepsilon - \varepsilon$ (a), $\ln \bar{\sigma}_\varepsilon - \ln \dot{\varepsilon}$ (b) and $\ln \bar{\sigma}_T - 1/T$ (c)

敏感指数 m , 其值为 0.1673。

$$\ln \bar{\sigma}_\varepsilon = 4.7572 + 0.1673 \ln \dot{\varepsilon} \quad (7)$$

图 4c 为 $\ln \bar{\sigma}_T$ 与 $1/T$ 的关系曲线, 式 (8) 为其线性关系式, 其中气体常数 R 为 8.314 J/(mol·K)。

$$\ln \bar{\sigma}_T = -7.1163 + \frac{12943.9}{T} = -7.1163 + \frac{107615.6}{RT} \quad (8)$$

变形激活能可以由式 (9) 表示, 结合式 (7) 与式 (8) 可以得到 TA18 钛合金的 $\alpha+\beta$ 双相区高温变形激活能 Q 为 643.2 kJ/mol。

$$Q = \frac{R}{1000m} \cdot \frac{d \ln \bar{\sigma}_T}{d(1/T)} \quad (9)$$

将式 (1) 改写为:

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = f_\varepsilon f_{\dot{\varepsilon}} f_T \quad (10)$$

式中, $f_\varepsilon = \bar{\sigma}_\varepsilon / \bar{\sigma}_0$, $f_{\dot{\varepsilon}} = \bar{\sigma}_\varepsilon / \bar{\sigma}_0$, $f_T = \bar{\sigma}_T / \bar{\sigma}_0$, 其中 $\bar{\sigma}_0$ 为温度、应变速率和应变在最低水平下的 $\bar{\sigma}$ 值, $\bar{\sigma}_\varepsilon$ 、 $\bar{\sigma}_{\dot{\varepsilon}}$ 和 $\bar{\sigma}_T$ 可从式 (6)~式 (8) 得到。

基于表 2 计算结果, 得到 $f_\varepsilon - \varepsilon$ 的关系曲线, 如图 5a 所示, 采用四次多项式拟合, 如下式所示:

$$f_\varepsilon = 1.036 - 0.298\varepsilon - 0.923\varepsilon^2 + 1.499\varepsilon^3 - 0.617\varepsilon^4 \quad (11)$$

基于表 3 计算结果, 对 $\ln f_{\dot{\varepsilon}} - \ln \dot{\varepsilon}$ 线性拟合, 如图 5b 所示, 得到 $f_{\dot{\varepsilon}}$ 如下式所示:

$$f_{\dot{\varepsilon}} = \exp(1.1555 + 0.1673 \ln \dot{\varepsilon}) \quad (12)$$

表2 f_ε 计算值Table 2 Calculated values of f_ε

ε	$\bar{\sigma}_\varepsilon/\text{MPa}$	$f_\varepsilon = \bar{\sigma}_\varepsilon/\bar{\sigma}_0$
0.10	109.97	1.000
0.15	107.43	0.977
0.20	104.71	0.952
0.25	101.89	0.927
0.30	99.06	0.901
0.35	96.27	0.875
0.40	93.60	0.851
0.45	91.08	0.828
0.50	88.75	0.807
0.55	86.64	0.788
0.60	84.77	0.771
0.65	83.14	0.756
0.70	81.76	0.743
0.75	80.59	0.733
0.80	79.63	0.724
0.85	78.84	0.717
0.90	78.18	0.711

基于表4的计算结果,得到 $\ln f_T - 1/T$ 关系曲线,如图5c所示,进行线性拟合,得到 f_T 表达式如式(13)所示:

$$f_T = \exp(-12.0633 + 12943.9 \frac{1}{T}) \quad (13)$$

通过多元线性回归得到权重因子 ω 及 σ_0 的值,结果

表3 $f_{\dot{\varepsilon}}$ 计算值Table 3 Calculated values of $f_{\dot{\varepsilon}}$

$\dot{\varepsilon}$	$\bar{\sigma}_{\dot{\varepsilon}}/\text{MPa}$	$f_{\dot{\varepsilon}} = \bar{\sigma}_{\dot{\varepsilon}}/\bar{\sigma}_0$
0.001	36.6609	1.0000
0.01	53.8856	1.4698
0.1	79.2032	2.1604
1	116.4160	3.1755
10	171.1129	4.6675

表4 f_T 计算值Table 4 Calculated values of f_T

T/K	$\bar{\sigma}_T/\text{MPa}$	$f_T = \bar{\sigma}_T/\bar{\sigma}_0$
1073	140.74879	1.0000
1123	82.259314	0.5844
1173	50.328181	0.3576

见表5。如式(14)所示,得到TA18钛合金的修正非线性回归本构模型。

$$\begin{cases} \sigma = \sigma_0 f_\varepsilon^{1.1148} f_{\dot{\varepsilon}}^{1.0349} f_T^{1.0254} \\ \sigma_0 = 68.4 \\ f_\varepsilon = 1.0375 - 0.2975\varepsilon - 0.9226\varepsilon^2 \\ \quad + 1.4993\varepsilon^3 - 0.6167\varepsilon^4 \\ f_{\dot{\varepsilon}} = \exp(1.1555 + 0.1673 \ln \dot{\varepsilon}) \\ f_T = \exp(-12.0633 + 12943.9 \frac{1}{T}) \end{cases} \quad (14)$$

对单相区使用相同方法进行求解,得到单相区热激

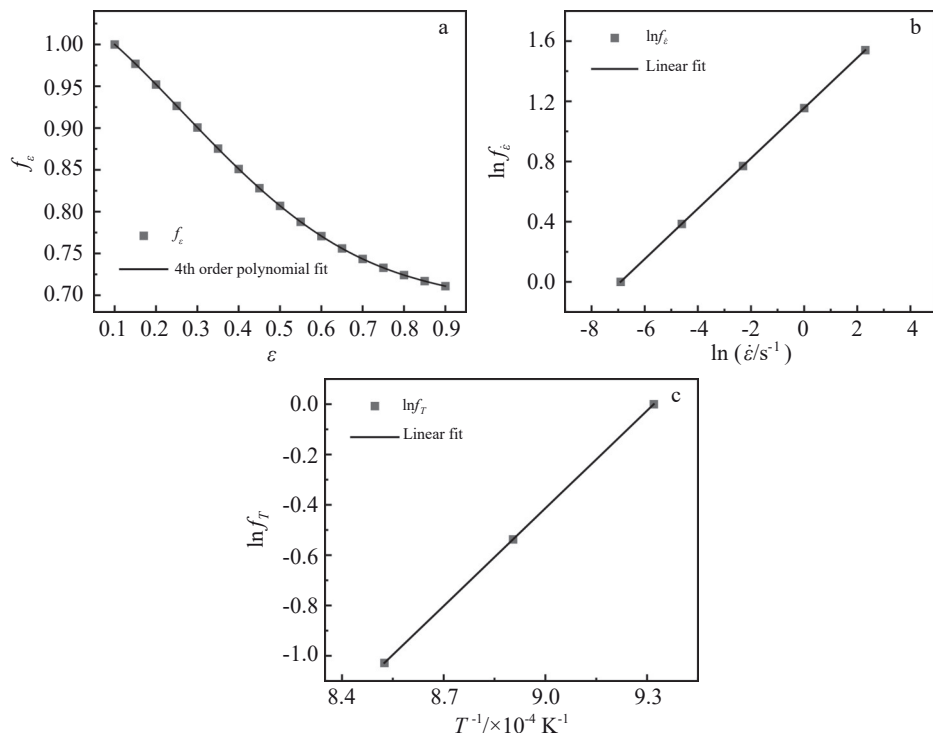
图5 $f_\varepsilon - \varepsilon$ 、 $\ln f_\varepsilon - \ln \dot{\varepsilon}$ 、 $\ln f_T - 1/T$ 的关系曲线Fig.5 Relationship curves of $f_\varepsilon - \varepsilon$ (a), $\ln f_\varepsilon - \ln \dot{\varepsilon}$ (b) and $\ln f_T - 1/T$ (c)

表5 TA18钛合金的修正非线性回归系数值
Table 5 Modified nonlinear regression coefficient of TA18 titanium alloy

σ_0	ω_ε	$\omega_{\dot{\varepsilon}}$	ω_T
68.4	1.1148	1.0349	1.0254

活能为148.1 kJ/mol,本构模型见式(15)。

$$\left\{\begin{aligned}\sigma &= \sigma_0 f_\varepsilon^{0.7535} f_{\dot{\varepsilon}}^{0.9986} f_T^{0.9331} \\ \sigma_0 &= 10.71 \\ f_\varepsilon &= 0.9449 + 0.8034\varepsilon - 2.9117\varepsilon^2 \\ &\quad + 4.0667\varepsilon^3 - 1.9519\varepsilon^4 \\ f_{\dot{\varepsilon}} &= \exp(1.3525 + 0.1958\ln\dot{\varepsilon}) \\ f_T &= \exp(-2.8514 + 3487.2\frac{1}{T})\end{aligned}\right. \quad (15)$$

3.3 本构模型验证

图6为预测值与实验值的对比图。从图6中可以看出,本构模型预测的流动应力值与实验结果吻合度较好。

为了进一步探讨所建立的修正非线性本构模型的准确性,通过相关系数R和平均相对误差AARE用以量化该本构模型的预测性。其表达式如下:

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})^2 \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P})^2}} \quad (16)$$

$$\text{AARE}(\%) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i - P_i}{E_i} \right| \times 100\% \quad (17)$$

式中, E_i 为实验应力值(MPa), $\bar{E}$ 为实验应力平均值(MPa), P_i 为计算应力值(MPa), $\bar{P}$ 为计算得到的应力平均值(MPa), N 为本次研究用数据的总数。

由式(16)和式(17)计算可得到修正非线性回归本构模型的R和AARE分别为0.986和7.66%,表明预测流动应力的准确性较高。

3.4 变形工艺参数对微观组织的影响

在未进行等温变形前,TA18钛合金的 α 片层具有随机方向,如图1所示。不同变形条件下TA18钛合金热变形后水冷的显微组织如图7所示。可以看出,经压缩变形后, β 晶粒沿垂直压缩方向被拉长,片层 α 相趋于垂直于压缩方向。如图7b显示,平行于压缩方向的片层 α 相形状发生较大改变,在压缩变形时,片层组织在压应力作用下发生扭折,施加的压应力会在片层 α 相的界面和内部不均匀区域引起应力集中,最终导致片层断裂^[20]。

当变形速率为0.01与0.1 s⁻¹时,显微组织主要由片层 α 相组成,片层之间形成了大量细小的再结晶晶粒,发生了不完全动态再结晶。变形速率为10 s⁻¹时,显微组织为等轴 α 晶粒,发生了较为完全的动态再结晶。随着应变变速率从0.01 s⁻¹增加到10 s⁻¹,动态再结晶晶粒尺寸逐渐减小。在较高的应变速率下(10 s⁻¹),合金完成相同变形量所需时间缩短,抑制了晶界迁移过程,大量动态再结晶晶粒来不及长大,最终组织呈现出再结晶晶粒数量多但尺寸细小的特征。当应变变速率较低(0.001 s⁻¹)时,再结晶晶粒可以进行充分的形核和长大,因此再结晶晶粒的尺寸较大,如图7a所示。

当变形温度超过相变温度1208 K时,如图7f所示,材料原始组织中的片层 α 相完全溶解,转变为 β 相,在变形后的水冷过程中, β 相发生马氏体相变,转变为纵横交错的网篮组织。如图7e显示,变形温度为1173 K时的显微组织与变形温度1273 K时的显微组织形貌相似,但此时变形温度未达到 β 转变温度,因此在热变形过程中,合金可能发生了形变诱导相变,使得 β 转变温度降低^[21-22]。

综上所述,随着应变速率的增加,动态再结晶的程度先减小后增大。当动态再结晶程度较低时,合金内部的组织不均匀,存在较多片层 α 相,流动应力达到稳定状态所需的应变增加,这与应力-应变曲线的特征一致。

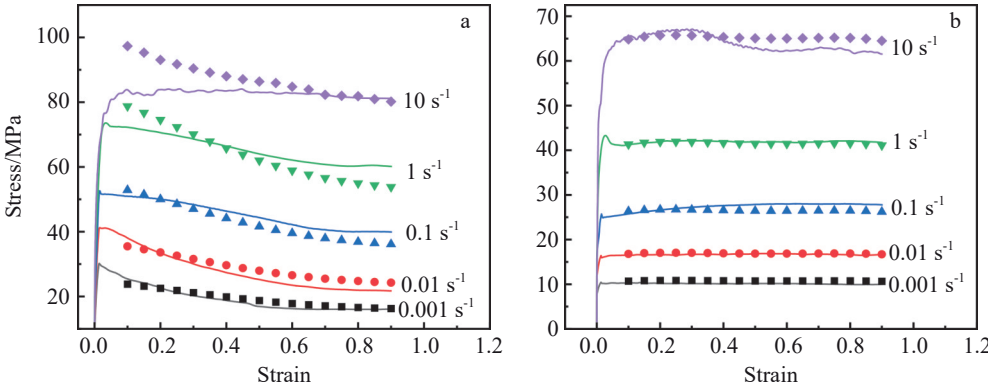


图6 实验流动应力与修正非线性回归本构模型预测流动应力对比
Fig.6 Comparisons of experimental values and calculated values: (a) 1173 K and (b) 1223 K

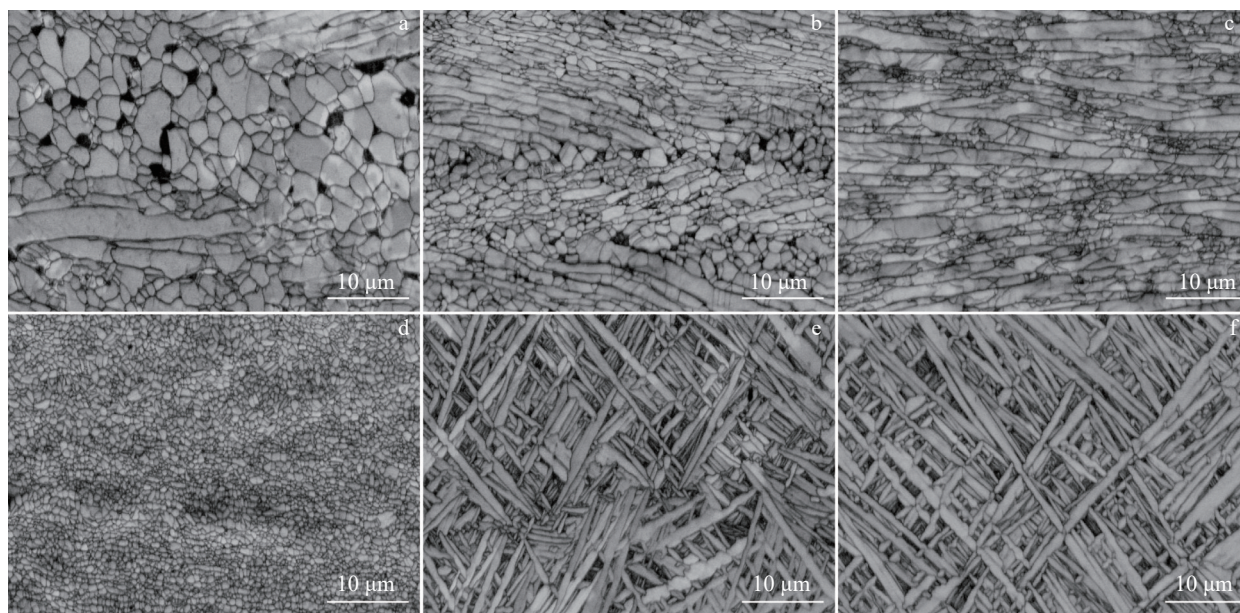


图7 TA18钛合金试样不同变形条件下热压缩变形后的显微组织

Fig.7 Microstructures of TA18 titanium alloy specimens after hot compression under different deformation conditions: (a) 1073 K, 0.001 s⁻¹; (b) 1073 K, 0.01 s⁻¹; (c) 1073 K, 0.1 s⁻¹; (d) 1073 K, 10 s⁻¹; (e) 1173 K, 0.001 s⁻¹; (f) 1273 K, 0.001 s⁻¹

4 结论

1)TA18钛合金热压缩过程中,流动应力对应变速率和变形温度敏感,与应变速率呈正相关,与变形温度呈负相关;应力应变曲线在 $\alpha+\beta$ 双相区(1073~1173 K)呈现连续动态软化特征,软化机制以动态再结晶为主,在 β 单相区(1223~1323 K)呈现稳态流动的特征,软化机制以动态回复为主动态回复型。

2)采用修正非线性本构模型来描述TA18钛合金的高温热变形行为,引入误差分析对本构模型进行验证,通过本构模型计算得到的流动应力与试验结果较为接近,其 R 和AARE分别为0.986和7.66%,能较为精确地预测出TA18钛合金流动应力的变化。

3)随着应变速率的升高,TA18钛合金动态再结晶程度先减小后增大,动态再结晶晶粒尺寸逐渐减小;随着温度的升高,合金发生同素异构转变,合金组织由等轴组织转变为网篮组织。

参考文献 References

- [1] Zhang Yafeng(张亚峰), Lu Xiaotong(卢晓通), Liu Hanyuan(刘汉源) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2023, 40(6): 41
- [2] Yang Zekun, Wu Jianjun, Wang Mengyuan et al. *Materials Today Communications*[J], 2023, 37: 107336
- [3] Fang Jun, Liang Chuang, Lu Shiqiang et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(2): 309
- [4] Yang Qi(杨奇), Hui Songxiao(惠松骁), Ye Wenjun(叶文君)

et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 899

- [5] Zhu Yanchun, Huang Zhiqian, Fan Jiaxin et al. *Kovové Materiály-Metallic Materials*[J], 2023, 61(6): 369
- [6] Zhou Aimei, Yu Xinping, Pang Qiaoyu et al. *Special Casting and Nonferrous Alloys*[J], 2022, 42(2): 230
- [7] Fan X G, Yang H, Gao P F. *Materials and Design*[J], 2013, 51: 34
- [8] Zhou Xiaofeng, Fu Wen, Li Chengning et al. *Metals*[J], 2023, 13(11): 1893
- [9] Qiu Qian(邱仟), Wang Kelu(王克鲁), Lu Shiqiang(鲁世强) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(8): 2985
- [10] Zhu Lin(朱琳), Xu Yong(徐勇), Hu Shengshuang(胡生双) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(5): 1819
- [11] Sun Tao, Teng Haihao, Jiang Xiaojuan et al. *Journal of Wuhan University of Technology*[J], 2023, 38(6): 1418
- [12] Zhang Xiaolin(张晓琳), Jiang Chaoping(姜超平), Zhao Dong(赵东) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(1): 174
- [13] Li Lian, Liu Jixiong, Ding Ning et al. *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2023, 36(4): 573
- [14] Wang Yongsheng, Li Zhengdao, Wang Hongyan et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 3863
- [15] Yang Zhijun, Yu Weixin, Lang Shaoting et al. *Materials*[J], 2021, 14(9): 2456
- [16] Yang Xiaokang(杨晓康), Wang Kuaishe(王快社), Shi Jiamin(史佳敏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(9): 2895

- [17] Lv Yaping, Li Shaojun, Zhang Xiaoyong *et al.* *High Temperature Materials and Processes*[J], 2018, 37(5): 445
- [18] Pu Bo, Song Ping, Li Wenbin *et al.* *Materials Research Express*[J], 2022, 9(1): 016517
- [19] Cai Jun, Shi Jiamin, Wang Kuaishe *et al.* *International Journal of Materials Research*[J], 2017, 108(7): 527
- [20] Wang Jingjing, Naglingam Arunprasanth, Saini Abhishek *et al.* *Engineering Failure Analysis*[J], 2023, 154: 107673
- [21] Sun Yangyang, Chen Kai, Alexandrov I V *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2023, 169: 107497
- [22] Jonas J J, Aranas C, Fall A *et al.* *Materials and Design*[J], 2017, 113: 305

Hot Deformation Behavior and Constitutive Model of TA18 Titanium Alloy

Chen Peng^{1,2}, Li Jinshan¹, Li Chongchong³, Yu Yiwen³, Cai Jun³

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. The First Aircraft Institute, Aviation Industry Corporation of China, Xi'an 710089, China)

(3. School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: The hot compression test of TA18 titanium alloy was carried out by Gleeble-3500 thermal simulation testing machine. The hot deformation behavior of TA18 titanium alloy was studied under the deformation temperature of 1073–1323 K and strain rate of 0.001–10 s⁻¹. According to the obtained true stress-true strain curve, a modified nonlinear regression constitutive model of TA18 titanium alloy was established. The results show that the flow stress of TA18 titanium alloy is sensitive to strain rate and deformation temperature. The stress-strain curves show continuous dynamic softening characteristics in the dual-phase region, and the softening mechanism is mainly dynamic recrystallization. In the single-phase region, the characteristics of steady-state flow are presented, and the softening mechanism is mainly dynamic recovery. The hot deformation activation energy of TA18 titanium alloy in dual-phase region and single-phase region is 643.2 and 148.1 kJ/mol, respectively. The correlation coefficient *R* and the average absolute relative error AARE of the modified nonlinear regression constitutive model are 0.986 and 7.66%, respectively, indicating that the model can accurately predict the change of flow stress of TA18 titanium alloy. Additionally, with the increase in strain rate, the dynamic recrystallization degree of TA18 titanium alloy decreases first and then increases, and the dynamic recrystallization grain size decreases gradually. With the increase in temperature, the alloy undergoes isomerism transformation, and the alloy structure changes from equiaxed structure to basketweave structure.

Key words: TA18 titanium alloy; constitutive model; thermal compression; microstructure

Corresponding author: Chen Peng, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, E-mail: chenp052@avic.com