

具有层片状 α 相组织的 TB8 钛合金 热变形行为及本构方程

Hot deformation behavior and constitutive
equation of TB8 titanium alloy with a
lamellar structure of α phase

周亚利^{1,2}, 杨秋月^{1,2}, 张文玮^{1,2}, 刘田文^{1,2}, 何 威^{1,2},
吴 珍^{1,2}, 伍 铭^{1,2}, 谭元标^{1,2}

(1 贵州大学 材料与冶金学院, 贵阳 550025; 2 贵州大学
贵州省材料结构与强度重点实验室, 贵阳 550025)

ZHOU Ya-li^{1,2}, YANG Qiu-yue^{1,2}, ZHANG Wen-wei^{1,2}, LIU Tian-wen^{1,2},
HE Wei^{1,2}, WU Zhen^{1,2}, WU Ming^{1,2}, TAN Yuan-biao^{1,2}

(1 College of Materials and Metallurgy, Guizhou University,
Guiyang 550025, China; 2 Guizhou Key Laboratory of
Materials Mechanical Behaviour and Microstructure,
Guizhou University, Guiyang 550025, China)

摘要: 主要研究具有层片状 α 相组织的 TB8 钛合金在 $\alpha+\beta$ 双相区的热变形行为。结果表明, 在应变速率为 1 s^{-1} 时, 变形温度为 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的流变曲线展现出连续的流变软化, 当温度高于 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 流变曲线呈现出不连续屈服现象。不连续屈服现象随变形温度的增加和应变速率的降低而消失。当应变速率为 0.001 s^{-1} 时, $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的流变曲线呈现出典型的动态再结晶特征。峰值应力 σ_p , 温度 T 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 三者之间的关系已通过 Arrhenius-type 本构方程进行表征, 建立了材料常数 α , A , n 和 Q 值与真应变之间的关系模型, 并分析了应变对 α , A , n 和 Q 值的影响。 α 值随真应变的增加而增加, 而 A , n 和 Q 的值随真应变的增加而逐渐降低。实验应力值和预测应力值之间的相关系数和平均相对误差参数分别为 0.945 和 9.08% 。这表明本工作建立的应变补偿的热变形本构方程能够很好地预测具有层片状 α 相组织的 TB8 钛合金在 $\alpha+\beta$ 双相区热变形过程中的流变应力。

关键词: TB8 钛合金; 热变形; 流变行为; 本构方程

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2020.000307

中图分类号: TG146.2⁺3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2021)01-0075-07

Abstract: The hot deformation behavior of TB8 titanium alloy with a lamellar α structure in the $\alpha+\beta$ duplex phase region was investigated. The results show that at the strain rate of 1 s^{-1} , a continuous flow softening phenomenon is observed in the curve of the samples deformed at $650\text{ }^{\circ}\text{C}$, while a discontinuous yield phenomenon is visual in the curve of the samples when the deformation temperature is higher than $650\text{ }^{\circ}\text{C}$. The discontinuous yield phenomenon is gradually disappeared with increasing deformation temperature and strain rate. When the strain rate is 0.001 s^{-1} and the deformation temperature is $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ as well as $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, typical characteristics of dynamic recrystallization is presented in the curve of the samples. The relationship among peak stress σ_p , temperature T and strain rate $\dot{\epsilon}$ and is characterized by Arrhenius-type constitutive equation. The equation between the material constants (α , Q , n and $\ln A$) and strain is constructed. The effect of strain on the material constants (α , Q , n and $\ln A$) of the Arrhenius-type constitutive equation is analyzed. The value of α is increased with true strain, while the values of Q , n and $\ln A$ are gradually decreased. The correlation coefficient (R^2) and the AARE value between the experimental and the predicted stress are 0.945 and 9.08% , respectively. This indicates that the strain-compensates Arrhenius type constitutive equation can better predict the flow stress value under different deformation conditions for the TB8 titanium alloy

with a lamellar α structure deformed in the $\alpha+\beta$ duplex phase region.

Key words: TB8 titanium alloy; hot deformation; flow behaviour; constitutive equation

钛合金因优异的室温和高温力学性能、良好的焊接性能和耐腐蚀性能被广泛用作航空领域的钣金零件、大型锻件、焊接件以及紧固件^[1-2]。钛合金构件的力学性能取决于热成形加工后所形成的微观组织。采用合适的热成形加工工艺可获得力学性能优异的微观组织^[3]。目前,对于钛合金的热锻成形加工方法,主要在 $\alpha+\beta$ 双相区加工、近 β 相区加工和单 β 相区加工^[4-6]。但是,在不同温度区间进行热加工,合金构件的组织会有所区别,这会导致其力学性能也呈现出较大差异。

TB8 钛合金是一种亚稳态 β 型钛合金,因超高的强度以及高的合金含量,导致其热加工范围较窄。为了控制合金构件的微观组织和改善合金的力学性能,需要深入研究该合金的热变形行为。近年来,关于 TB8 钛合金热变形行为的研究仅有少量文献报道^[7-9]。Duan 等^[7]和 Tang 等^[8]研究了锻态具有少量 α 相组织的 TB8 钛合金的热变形行为,构建了该合金的热变形本构方程。前期工作中,本课题组已研究了具有不同初始 β 晶粒尺寸的 TB8 钛合金单 β 相区的热变形行为,分析了不同晶粒尺寸和热加工参数对该合金热加工行为的作用机理,构建了热变形本构模型。基于热加工图分析,获得了具有不同晶粒尺寸的 TB8 钛合金的最优热加工参数^[9]。TB8 钛合金的热变形行为是显著依赖于合金的初始组织和热加工参数。根据文献报道^[10-12],对于具有层片状 α 相组织的钛合金在 $\alpha+\beta$ 双相区进行热加工,可获得球状 α 相和 β 相的双相组织。这种组织表现出高的塑性和室温强度以及优异的疲劳性能^[2]。然而,具有层片状 α 相组织的 TB8 钛合金在 $\alpha+\beta$ 双相区的热变形行为鲜见报道。

为了改善 TB8 钛合金的疲劳性能,本工作将深入研究具有层片状 α 相组织的 TB8 钛合金在 $\alpha+\beta$ 双相区的热变形行为,分析具有层片状 α 相组织的 TB8 钛合金的流变行为,建立热加工参数与流变应力之间的本构模型,并预测不同变形条件下的流变应力。

1 实验材料与方法

本工作采用 TB8 钛合金为锻造棒材, T_{β} 转变温度为 815 $^{\circ}\text{C}$ ^[9],该合金的成分如表 1 所示。将初始态合金进行 1200 $^{\circ}\text{C}$,保温 1 h 的退火热处理,随后炉冷至室温。合金经热处理后的初始组织如图 1 所示,粗

大的 β 相晶粒内部包含大量层片状 α 相。将经热处理的样品加工成 $\phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的热变形试样。为了研究具有初始层片状 α 相组织的 TB8 钛合金的热变形行为及本构模型,采用 Gleeble 3500 热模拟压缩机对合金进行热变形实验。变形温度为 650~800 $^{\circ}\text{C}$,温度间隔为 50 $^{\circ}\text{C}$,应变速率为 0.001~1 s^{-1} ,真应变为 0.7。将试样以 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率直接加热到实验设定的变形温度,保温 5 min 以消除试样内外的温度梯度。变形后立即水冷到室温。

表 1 TB8 钛合金的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of the TB8 titanium alloys (mass fraction/%)

Mo	Al	Nb	Si	Fe	C	N	O	H	Ti
14.5	2.9	2.85	0.19	0.07	0.02	0.02	0.09	0.002	Bal

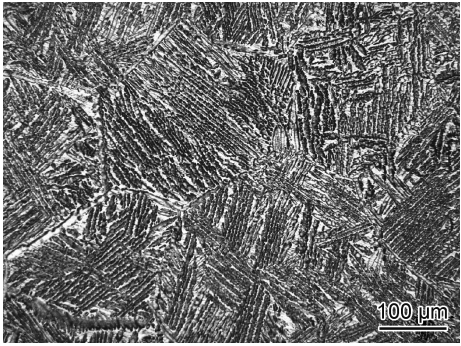


图 1 TB8 钛合金在 1200 $^{\circ}\text{C}$,保温 1 h 退火处理后的金相组织

Fig. 1 Microstructure of the TB8 titanium alloy after annealing treatment at 1200 $^{\circ}\text{C}$ for 1 h

2 实验结果与讨论

2.1 流变曲线

图 2 为 TB8 钛合金在不同变形条件下的真应力-应变曲线,在变形条件为 650 $^{\circ}\text{C}/1\text{ s}^{-1}$ 时,如图 2(a)所示,流变应力随真应变增加快速增加,并达到一个峰值,随后随真应变的增加缓慢降低,呈现一个连续屈服现象。类似的现象也曾在具有初始层片状 α 相组织的 47Zr-45Ti-5Al-3V 合金中观察到^[12]。这种连续的屈服现象主要与流变局部带的形成、变形热、层状 α 相的球化等微观组织变化有关。随着变形温度从 700 $^{\circ}\text{C}$ 升高到 800 $^{\circ}\text{C}$,变形初期阶段的流变曲线可观察到一个显著的不连续屈服现象。对于钛合金,这种不连续屈服现象主要发生在 β 相区的热变形过程中或者是具有单 β 相组织的钛合金在 β 相区的热变形过程中。

在钛合金中,这种不连续屈服现象目前有两种理论可以解释:静态理论^[13]和动态理论^[14-15]。但 Ankem 等^[16]研究发现 Ti-V 和 Ti-Mn 合金在高温拉伸变形后,在同一温度下再次变形时并未再现不连续屈服现象。因此,他们认为静态理论并不能很好地解释这种现象。对于动态理论,该理论认为不连续屈服现象与大量可动位错突然从晶界增殖有关。在本工作中,具有初始层片状 α 相的 TB8 钛合金的热成形是在 $\alpha+\beta$ 双相区进行,这表明合金在变形过程中发生了 $\alpha\rightarrow\beta$ 相的转变。众所周知,热变形过程中,可动位错密度是依赖于应变速率。两者之间可用如下关系描述^[16]:

$$\dot{\epsilon} = b_{\rho}\bar{v} \quad (1)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 是应变速率; \mathbf{b} 是柏氏矢量; ρ 是位错密度; \bar{v} 是位错运动平均速率。在较低变形温度和高应变速率条件下, 一旦塑性变形开始, 合金内部的可动位错就会快速增殖, 高密度的位错促进了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相的转变^[17]。在给定的变形温度条件下, 随着应变速率的增加, 流变应力逐渐降低 (见图 2(b), (c))。在应变速率为 0.1 s^{-1} 时, 流变曲线呈现出锯齿流变现象, 这种锯齿流变现象可能由于合金热变形过程中发生动态应变时效引起的^[18]。当应变速率降低到 0.001 s^{-1} 时, 变形温度为 750°C 和 800°C 的流变曲线展现出典型的动态再结晶特征 (见图 2(d))。

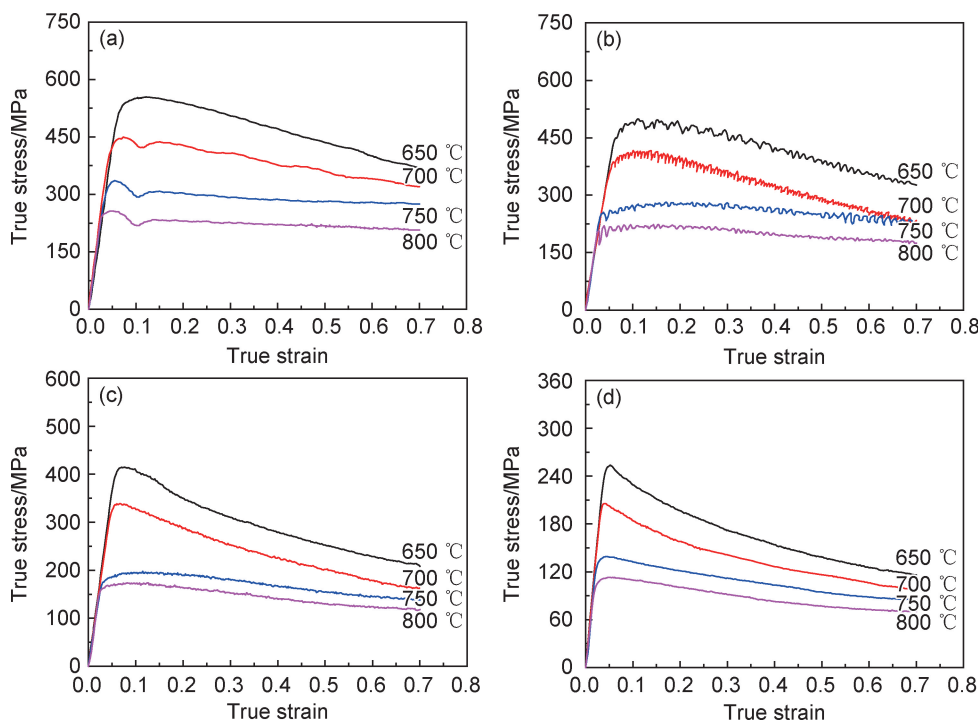


图 2 TB8 钛合金在不同变形条件下的真应力-应变曲线

(a) $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$

Fig. 2 True stress-strain curves for the TB8 titanium alloy deformed under different conditions

(a) $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$

2.2 动力学分析

热变形过程中,应变速率($\dot{\epsilon}$)和变形温度(T)对流变应力(σ)有显著的影响。为了定量描述 σ 、 T 和 $\dot{\epsilon}$ 之间的关系,可选取所有变形条件下应力-应变曲线的峰值应力(σ_p)作为代表应力进行分析。图3和图4为TB8钛合金峰值应力与应变速率及变形温度的关系曲线,由图可知, σ_p 随 T 的降低和 $\dot{\epsilon}$ 的增加而增加,三者之间的关系可用如下方程进行描述^[9]:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma_v)]^n \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

式中: Q 为形变激活能; R 为理想气体常数; A, α, n 为

与温度无关的材料常数。将式(2)取对数,得出以下公式:

$$\ln \sinh(\alpha \sigma_p) = -\frac{1}{n} \ln A + \frac{1}{n} \ln \dot{\epsilon} + \frac{1}{n} \cdot \frac{Q}{RT} \quad (3)$$

将实验数据代入式(3),计算分析可得: $\alpha=0.00344$ MPa $^{-1}$; $Q=415.096$ kJ/mol; $n=6.57$; $A=7.46 \times 10^{19}$ s $^{-1}$ 。

因此, σ_p , T 和 $\dot{\epsilon}$ 三者之间的关系模型如下:

$$\dot{\epsilon} = 7.46 \times 10^{19} [\sinh(0.003445\sigma_p)]^{6.57} \exp(-\frac{415096}{RT}) \quad (4)$$

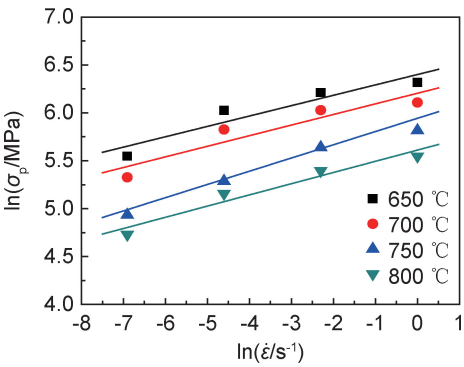


图 3 TB8 钛合金峰值应力与应变速率的关系

Fig.3 Relationship between the peak-stress and strain rate for the TB8 titanium alloy

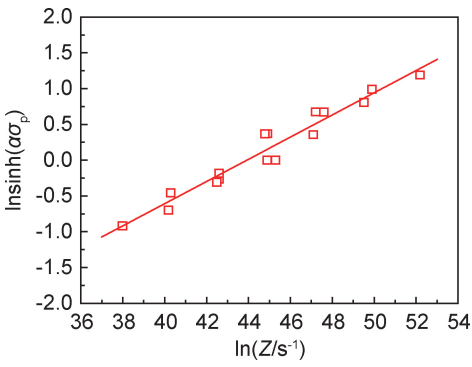


图 5 TB8 钛合金峰值应力(σ_p)与 Z 参数之间的关系

Fig.5 Relationship between the peak-stress (σ_p) and the Z parameter for the TB8 titanium alloy

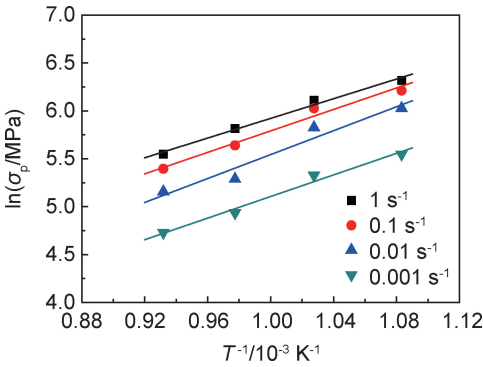


图 4 TB8 钛合金峰值应力与变形温度的关系

Fig.4 Relationship between the peak-stress and deformation temperature for the TB8 titanium alloy

在金属热加工过程中, T 和 $\dot{\epsilon}$ 对合金流变行为的影响可用 Zener-Hollomon ($Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$) 参数进行表征。在获得材料常数之后, 即可计算出不同变形条件下的 Z 参数。图 5 为 TB8 钛合金峰值应力与 Z 参数之间的关系曲线, 由图可知, Z 参数与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 之间呈良好线性关系。这说明本工作建立的本构方程是合理的。当不同变形条件的 Z 参数确定之后, σ_p 可描述为 Z 参数的函数, 如式(5)所示:

$$\sigma_p = \frac{1}{0.00344} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{7.46 \times 10^{19}} \right)^{1/6.57} + \left[\left(\frac{Z}{7.46 \times 10^{19}} \right)^{2/6.57} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (5)$$

通过式(3)计算出 $Q=415.096$ kJ/mol, 代入 Zener-Hollomon ($Z=\dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$) 参数, 得出以下公式:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left(\frac{415096}{RT} \right) \quad (6)$$

通常, 根据公式(3)计算合金热变形激活能以及材料常数时忽略了应变对流变行为的作用。然而, 一些文献已报道, 热变形过程中的热变形激活能和材料常数会受到应变的影响^[19-20]。为了分析热变形激活能和

材料常数与应变之间的定量关系, 可认为 Q, α, n 和 $\ln A$ 是与应变相关的多项式函数, 在本构方程中考虑应变的影响。 α, A, n 和 Q 与真应变 ϵ 之间可分别用式(7)~(10)的五次多项式表示。

$$\alpha = \alpha_0 + \alpha_1 \epsilon + \alpha_2 \epsilon^2 + \alpha_3 \epsilon^3 + \alpha_4 \epsilon^4 + \alpha_5 \epsilon^5 \quad (7)$$

$$n = n_0 + n_1 \epsilon + n_2 \epsilon^2 + n_3 \epsilon^3 + n_4 \epsilon^4 + n_5 \epsilon^5 \quad (8)$$

$$Q = Q_0 + Q_1 \epsilon + Q_2 \epsilon^2 + Q_3 \epsilon^3 + Q_4 \epsilon^4 + Q_5 \epsilon^5 \quad (9)$$

$$\ln A = A_0 + A_1 \epsilon + A_2 \epsilon^2 + A_3 \epsilon^3 + A_4 \epsilon^4 + A_5 \epsilon^5 \quad (10)$$

先根据式(2),(3)计算出不同应变条件下的 α, A, n 和 Q 值。然后将其带入式(7)~(10)求出方程的各项系数, 即可获得 α, A, n 和 Q 值与 ϵ 之间多项式关系表达式。式(7)~(10)的各项系数如表 2 所示。不同应变条件下 $\alpha, \ln A, n$ 和 Q 值的变化情况如图 6 所示, 表明根据实验数据和多项式函数计算获得的形变激活能和材料常数保持良好的相关性。从图 6 中可以观察到, α 值是随真应变的增加而增加, 而 A, n 和 Q 值是随真应变的增加而逐渐降低。

表 2 TB8 钛合金的 α, n, Q 和 $\ln A$ 的参数拟合结果

Table 2 Polynomial fitting results of α, n, Q and $\ln A$ for the TB8 titanium alloys

α	n	$Q/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	$\ln(A/\text{s}^{-1})$
$\alpha_0 = 0.00653$	$n_0 = 6.36$	$Q_0 = 816.93$	$A_0 = 87.37$
$\alpha_1 = -0.07831$	$n_1 = 35.27$	$Q_1 = -6683.08$	$A_1 = -604.09$
$\alpha_2 = 0.4905$	$n_2 = -330.13$	$Q_2 = -35624.08$	$A_2 = 2994.58$
$\alpha_3 = -1.24693$	$n_3 = -1019.87$	$Q_3 = -92680.42$	$A_3 = -7689.02$
$\alpha_4 = 1.3697$	$n_4 = -1327.65$	$Q_4 = -112958.33$	$A_4 = 9511.36$
$\alpha_5 = -0.525$	$n_5 = 620.83$	$Q_5 = 51991.67$	$A_5 = -4516.67$

当修正的 α, A, n 和 Q 值计算出之后, 可根据如下方程预测不同应变条件下的流变应力值:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (11)$$

图 7 为 TB8 钛合金在不同应变速率下实验流变

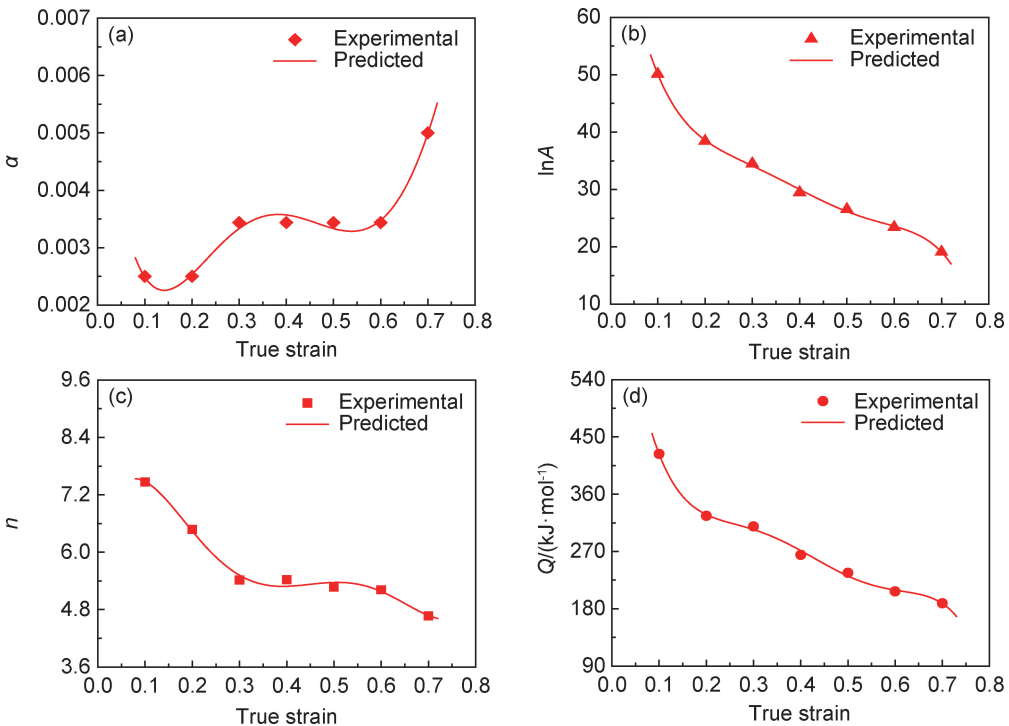


图 6 不同应变条件下 α 、 $\ln A$ 、 n 和 Q 值的变化情况 (a) α ;(b) $\ln A$;(c) n ;(d) Q
Fig. 6 Value of the α , $\ln A$, n and Q under different true strains (a) α ;(b) $\ln A$;(c) n ;(d) Q

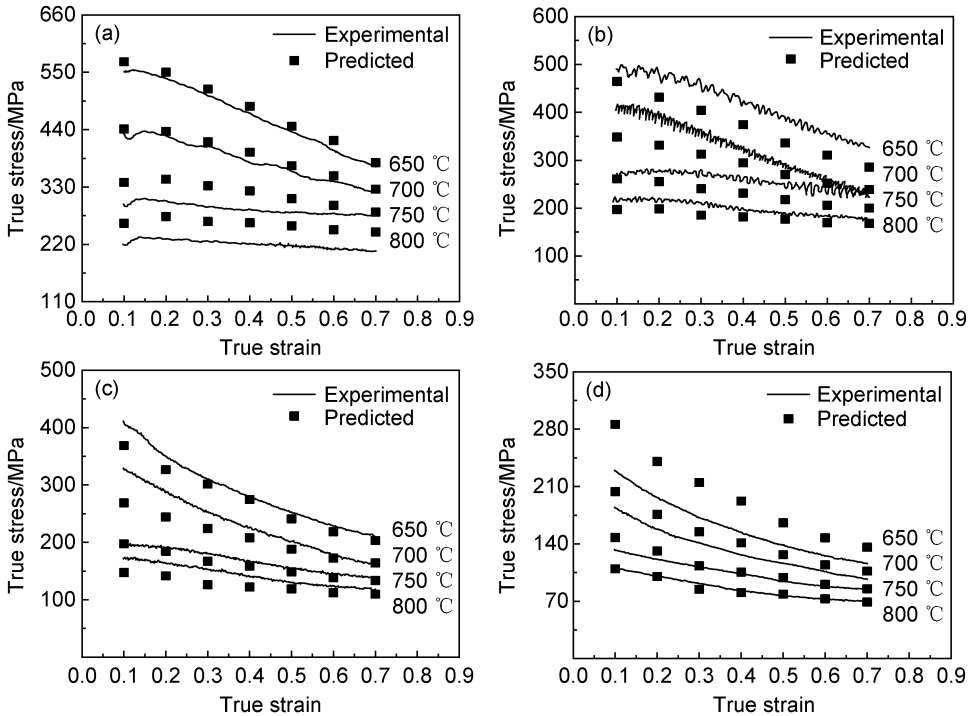


图 7 TB8 钛合金在不同应变速率下实验流变应力与预测流变应力的比较
(a) $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$;(b) $\dot{\epsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$;(c) $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$;(d) $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$
Fig. 7 Comparison of the experimental and predicted flow stress for the TB8 titanium alloy deformed under different conditions
(a) $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$;(b) $\dot{\epsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$;(c) $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$;(d) $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$

应力与预测流变应力的比较。如图 7 所示,在所有变形条件下实验获得的流变应力值与式(11)预测的流变应力值之间都保持较高的吻合度。为了进一步分析实验获得的流变应力与本构方程预测的流变应力之间的相关性,可利用两者之间的相关系数(R^2)和平均相对误差(AARE)参数来进行定量分析。两者之间的 R^2

和 AARE 值可通过式(12),(13)进行计算^[20-21]:

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (\sigma_E - \bar{\sigma}_E)(\sigma_p - \bar{\sigma}_p)}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (\sigma_E - \bar{\sigma}_E)^2 (\sigma_p - \bar{\sigma}_p)^2}} \quad (12)$$

$$AARE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{\sigma_E - \sigma_p}{\sigma_E} \right| \times 100\% \quad (13)$$

式中: σ_E 和 σ_p 分别为实验应力和预测应力; $\bar{\sigma}_E$ 和 $\bar{\sigma}_p$ 分别为对应的应力平均值; N 为本工作测试的实验条件总数。图 8 为不同变形条件下预测应力与实验应力的相关性,由图可知,实验应力和本构方程预测的流变应力之间具有良好的相关性。在本工作中, R 和 AARE 值经计算分别为 0.945 和 9.08%,这表明了上述建立的本构方程能够很好地表征 σ_p , T 和 $\dot{\epsilon}$ 三者之间的定量关系,并精良地预测具有初始层片状 α 相的 TB8 钛合金在 $\alpha+\beta$ 双相区热变形过程中不同变形条件下的流变应力值。

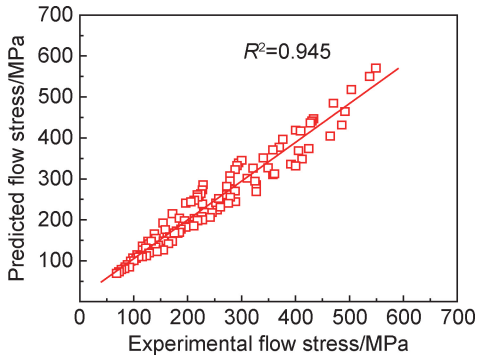


图 8 不同变形条件下预测应力与实验应力的相关性

Fig. 8 Correlation between the predicted and experimental flow stress under different deformation conditions

3 结论

(1)在应变速率为 1 s^{-1} 时, 650°C 变形的流变曲线展现出连续的流变软化,当温度高于 650°C 时,流变曲线展现出一个应力降现象。随应变速率的降低和温度的增加,应力降现象消失。当应变速率为 0.001 s^{-1} 时, 750°C 和 800°C 的流变曲线呈现出动态再结晶特征。

(2) σ_p , T 和 $\dot{\epsilon}$ 三者可通过 Arrhenius-type 本构方程进行描述,具体关系如下:

$$\dot{\epsilon} = 7.46 \times 10^{19} [\sinh(0.003445\sigma_p)]^{6.57} \exp\left(-\frac{415096}{RT}\right)$$

(3) α , A , n 和 Q 值与真应变 ϵ 之间的关系模型已建立。应变对 α , A , n 和 Q 值的影响已分析。 α 值是随真应变的增加而增加,而 A , n 和 Q 值是随应变的增加而逐渐降低。实验应力值和预测应力值之间的相关

系数和平均相对误差参数分别为 0.945 和 9.08%。

参考文献

- [1] LIN Y C, TANG Y, ZHANG X Y, et al. Effects of solution temperature and cooling rate on microstructure and micro-hardness of a hot compressed Ti-6Al-4V alloy[J]. Vacuum, 2019, 159: 191-199.
- [2] AI Y, ZHU S P, LIAO D, et al. Probabilistic modelling of notch fatigue and size effect of components using highly stressed volume approach[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 127: 110-119.
- [3] WU Y, KOU H C, WU Z H, et al. Dynamic recrystallization and texture evolution of Ti-22Al-25Nb alloy during plane-strain compression[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 749: 844-852.
- [4] GHASEMI E, ZAREI-HANZAKI A, FARABI E, et al. Flow softening and dynamic recrystallization behavior of BT9 titanium alloy: a study using process map development[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 1706-1718.
- [5] GAO Y, MA G Q, ZHANG X Y, et al. Microstructure evolution and hot deformation behavior of Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V alloy with starting lamellar structure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 809: 151852.
- [6] LIN Y C, PANG G D, JIANG Y Q, et al. Hot compressive deformation behavior and microstructure evolution of a Ti-55511 alloy with basket-weave microstructures[J]. Vacuum, 2019, 169: 108878.
- [7] DUAN Y P, LI P, XUE K M, et al. Flow behavior and microstructure evolution of TB8 alloy during hot deformation process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17: 1199-1204.
- [8] TANG B, TANG B, HAN F B, et al. Hot deformation behavior of TB8 alloy near the β -Transus[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(9): 1761-1766.
- [9] YANG Q Y, MA M, TAN Y B, et al. Initial β grain size effect on high-temperature flow behavior of TB8 titanium alloys in single β phase field[J]. Metals, 2019, 9(8): 890-909.
- [10] ZHAO Y L, LI B L, ZHU Z S, et al. The high temperature deformation behavior and microstructure of TC21 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527: 5360-5367.
- [11] MA X, ZENG W D, SUN Y, et al. Modeling constitutive relationship of Ti17 titanium alloy with lamellar starting microstructure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 538: 182-189.
- [12] TAN Y B, JI L Y, DUAN J L, et al. A study on the hot deformation behavior of 47Zr-45Ti-5Al-3V alloy with initial lamellar α structure[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47(12): 5974-5984.
- [13] 赖运金, 曾卫东, 张驰, 等. Ti-17 合金高温变形中的不连续屈服与流变软化研究[J]. 机械科学与技术, 2007(9): 1183-1186.
- LAI Y J, ZENG W D, ZHANG C, et al. Study on discontinuous yield and rheological softening of Ti-17 alloy during high temperature deformation[J]. Mechanical Science and Technolo-

- gy, 2007(9):1183-1186.
- [14] PHILIPPART I, RACK H J. High temperature dynamic yielding in metastable Ti-6. 8Mo-4. 5F-1. 5Al[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 243: 196-200.
- [15] ZHOU W, GE P, ZHAO Y Q, et al. Discontinuous yielding in high temperature deformation of Ti-5553 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(10): 2415-2418.
- [16] ANKEM S, SHYUE J G, VIJAYSHANKAR M N, et al. The effect of volume percent of phase on the high temperature tensile deformation of two-phase Ti-Mn alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 1989, 111: 51-61.
- [17] TAN Y B, JI L Y, LIU W C, et al. Effect of hot deformation on $\alpha \rightarrow \beta$ phase transformation in 47Zr-45Ti-5Al-3V alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28: 1947-1957.
- [18] 钱匡武, 彭开萍, 陈文哲. 金属动态应变时效现象中的“锯齿屈服”[J]. 福建工程学院学报, 2003, 1(1): 4-8.
- QIAN K W, PENG K P, CHEN W Z. Features of serrated yielding of dynamic strain aging phenomenon in metals and alloys [J]. Journal of Fujian University of Technology, 2003, 1(1): 4-8.
- [19] RADOVIC N, DROBNJAK D. Effect of interpass time and cooling rate on apparent activation energy for hot working and critical recrystallization temperature of Nb-microalloyed steel[J]. ISIJ International, 1999, 39(6): 575-582.
- [20] ABBASI-BANI A, ZAREI-HANZAKI A, PISHBIN M H, et al. A comparative study on the capability of Johnson-Cook and Arrhenius-type constitutive equations to describe the flow behaviour of Mg-6Al-1Zn alloy[J]. Mechanics of Materials, 2014, 71: 52-61.
- [21] MANDAL S, RAKESH V, SIVAPRASAD P V, et al. Constitutive equations to predict high temperature flow stress in a Ti-modified austenitic stainless steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 500(1/2): 114-121.
-
- 基金项目:**国家自然科学基金资助项目(51804087);贵州省联合基金([2017]7240,[2017]5788);贵州省基础研究计划项目(黔科合基础[2019]1091);贵州省教育厅青年人才成长项目(黔教合 KY 字[2018]107);贵州大学大学生创新创业训练计划资助项目(贵大(国)创字[2019]007)
- 收稿日期:**2020-04-11;**修订日期:**2020-10-12
- 通讯作者:**谭元标(1987—),男,副教授,博士,研究方向:金属材料热加工组织演变与力学性能,联系地址:贵州省贵阳市花溪区贵州大学材料与冶金学院(550025),E-mail:ybtan1@gzu.edu.cn

(本文责编:齐书涵)