

# TC31 钛合金板材高温流变行为及组织演变研究

吴迪鹏<sup>1</sup>, 武 永<sup>1</sup>, 陈明和<sup>1</sup>, 谢兰生<sup>1</sup>, 王 斌<sup>2</sup>

(1. 南京航空航天大学, 江苏 南京 210001)

(2. 北京星航机电装备有限公司, 北京 100074)

**摘 要:** 研究了 TC31 钛合金在 840~960 °C 和 0.0001~0.1 s<sup>-1</sup> 条件下的高温流变行为, 分析了变形温度、应变速率、应变变量对其流变应力和微观组织的影响。结合 Z 参数, 建立了 TC31 钛合金的 Arrhenius 本构方程。结果表明, 当温度低于 880 °C, 应变速率高于 0.01 s<sup>-1</sup>, 材料出现了明显的动态软化现象; 当温度高于 920 °C, 应变速率低于 0.001 s<sup>-1</sup> 时, 晶粒粗大导致宏观流变应力增长; 应变变量、应变速率和变形温度对晶粒尺寸、形状和相含量都有不同程度的影响。此外, 还证实基于应变修正的 Arrhenius 本构方程拥有较高的预测精度, 经计算得其平均方差 MSE 为 4.173, 相关系数 R 值为 0.9698。

**关键词:** TC31 钛合金; 高温流变行为; Arrhenius 本构模型; 金相组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)12-3901-10

钛及钛合金具有比强度高, 耐腐蚀, 耐高温, 焊接性能优异, 高温成形性好等特点, 因此在航空航天等工业领域得到了广泛的应用。

TC31 钛合金是一种多元复合强化的 ( $\alpha+\beta$ ) 型高温钛合金, 由于其中含有各种元素之间的合理匹配, 使得 TC31 钛合金具有良好的综合力学性能和蠕变性能<sup>[1-5]</sup>。近些年来, 我国航空航天事业的迅猛发展, 迫切地需要研制出飞行速度更快, 飞行距离更长, 飞行高度更高的高性能飞行器, 因此在 650 °C 的高温环境有着良好蠕变抗力的 TC31 钛合金在航空航天及尖端飞行器等领域上有着巨大的潜在应用<sup>[6]</sup>。

然而, 由于钛合金的室温变形能力差, 因此急需要发展钛合金高温成形工艺。为了准确地仿真钛合金热成形工艺, 建立其高温本构关系是钛合金高温成形研究的基础。钛合金的高温行为主要表现在高温变形过程的应力应变与变形参数之间的关系, 而 Arrhenius 模型考虑了应力、应变、温度 3 个因素, 在较为广泛的变形范围内准确地描述材料的流变应力。张雪敏、曹福洋等<sup>[7]</sup>在 Arrhenius 本构方程的基础上通过真实应力-应变曲线建立了 TC11 的热变形本构模型; Cui 等人<sup>[8]</sup>提出了一种基于 Arrhenius 型双曲正弦方法的应变立方分段函数, 建立了精度更高的 TC11 钛合金的 Arrhenius 类型的流变应力本构模型; 胡超<sup>[9]</sup>将应变的变化对 Arrhenius 本构方程各个参数的影响考虑在内, 通过数学方法确定这些参量随着应变量的变化而发生

变化的规律, 并将这些参量表示为应变量的函数, 最终可得到包含应变的 Arrhenius 本构模型。

目前为止, 对 TC31 钛合金流动应力行为的研究甚少, 为了制定适合 TC31 钛合金的热成形工艺, 建立 TC31 钛合金精确的本构模型具有重要意义。因此, 本工作通过高温拉伸试验, 探究了温度、应变速率、应变变量对 TC31 钛合金组织的影响, 获得了 TC31 钛合金在高温下的真实应力-应变曲线, 并结合 Z 参数以及应变对参数的影响, 建立了较为精确的 TC31 钛合金的 Arrhenius 本构方程, 并利用 Matlab 对预测结果与实验结果进行了拟合, 证实了该本构方程的准确性。

## 1 实 验

本次研究的试验材料为厚度为 2.0 mm 的 TC31 钛合金轧制板材, 材料的主要化学成分如表 1 所示。

沿板料轧制方向切取原始试样, 电解抛光处理, 电解液配比为 34 vol% 正丁醇+6 vol% 高氯酸+60 vol% 甲醇, 抛光电流电压为 0.9 A 和 30 V, 抛光时间为 50~60 s, 接着采用 Kroll 试剂腐蚀, 最后获得 TC31 钛合金的原始微观组织, 如图 1 所示。

拉伸试验所使用的设备是 UTM5504X 型电子万能试验机, 配有高温炉, 控制精度 $\pm 2$  °C。沿板料轧制方向切割拉伸试样, 试样的尺寸如图 2 所示, 标距段尺寸为 25 mm $\times$ 6 mm $\times$ 2 mm。高温拉伸试样和实验方法符合 ASTM-E21-09 标准。实验前, 仔细打磨试样标

收稿日期: 2018-12-10

作者简介: 吴迪鹏, 男, 1995 生, 博士生, 南京航空航天大学机电学院航空宇航制造工程系, 江苏 南京 210001, E-mail: wudipeng12@qq.com

表 1 试验用 TC31 钛合金的化学成分

Table 1 Composition of the test TC31 Ti alloy (wt%)							
Al	Mo	Sn	Zr	Nb	W	Si	Ti
6.0~7.2	1.0~3.2	2.5~3.5	2.5~3.5	1.0~3.2	0.3~1.5	0.1~0.5	Bal.

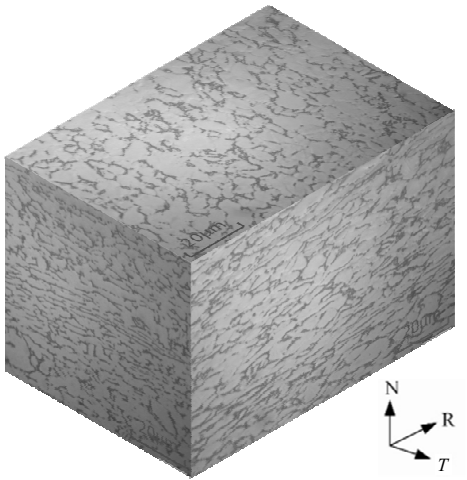


图 1 TC31 钛合金的原始微观组织  
Fig.1 Original microstructure of TC31 Ti alloy

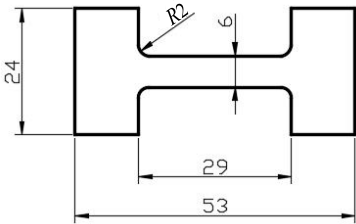


图 2 拉伸试样尺寸  
Fig.2 Dimensions of tensile sample

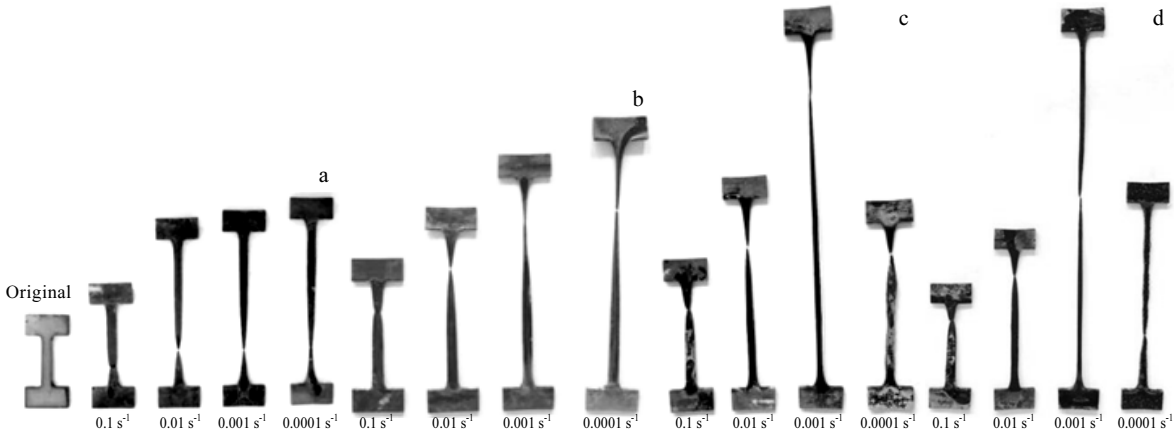


图 3 TC31 钛合金板材在 840, 880, 920, 960 °C 下的拉伸试样  
Fig.3 Tested specimens of TC31 Ti alloy sheet at 840 °C (a), 880 °C (b), 920 °C (c), and 960 °C (d)

距段，避免试样表面的毛刺、划痕对实验产生影响；为防止拉伸试样在高温变形过程发生氧化，在试样表面涂抹玻璃防护润滑剂。

在 840, 880, 920, 960 °C 温度下，分别以恒定应变速率为 0.0001, 0.001, 0.01, 0.1 s<sup>-1</sup> 情况下进行高温拉伸实验。高温拉伸实验前，将试样保温 15 min，高温拉伸结束后迅速取出试样并水冷，保留高温组织。

使用 DM3000 型 Leica 金相显微镜对试验后试样组织进行观察，并利用 image pro plus6.0 对 TC31 钛合金中的  $\alpha$  相与  $\beta$  相的含量以及  $\beta$  相的平均晶粒尺寸进行测量，为金相图的分析提供依据。

2 高温流动应力分析

图 3 所示为 TC31 钛合金板材在不同温度和应变速率下的拉伸试样。图 4 所示为不同试验条件下的材料真实应力-应变曲线。在弹性变形阶段，流动应力随着应变的增加迅速增加；当应变超过一定值时，材料进入屈服阶段，产生位错不断堆积，位错密度增加，导致材料的强度呈现出上升的趋势；当流动应力达到峰值应力后，材料发生稳定变形，流动应力保持相对稳定或缓慢变化，材料内部可能存在动态回复、再结晶等组织演变；随着变形过程的继续进行，试样局部位置出现颈缩，直至断裂。

当温度一定时，随着应变速率的减小，峰值应力也逐渐减小，延伸率先增大后减小。当应变速率一定时，随着温度的升高，峰值应力逐渐减小，延伸率先增大后减小；并且，当应变速率为 0.001 s<sup>-1</sup> 时，材料的延伸率可达 650%。当温度高于 880 °C，应变速率低于 0.001 s<sup>-1</sup> 时，软化现象逐渐消失，材料流变应力保持稳定，甚至有所提升。

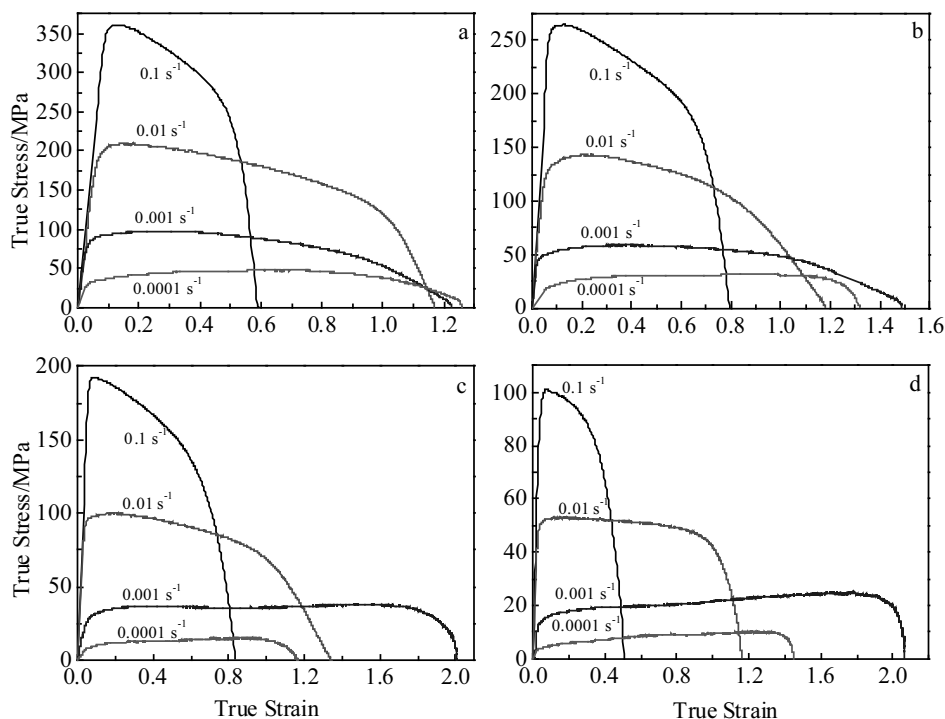


图 4 TC31 钛合金板材在变形温度为 840, 880, 920, 960 °C 下的高温拉伸真实应力-应变曲线

Fig.4 True stress-strain curves of TC31 titanium alloy at different deformation temperatures:

(a) 840 °C, (b) 880 °C, (c) 920 °C, and (d) 960 °C

### 3 TC31 钛合金高温变形组织演变规律

#### 3.1 应变量对组织演变的影响

从材料真实应力应变曲线结果可得, TC31 钛合金在变形温度为 920 °C、应变速率为  $0.001 \text{ s}^{-1}$  的条件下拥有高延伸率以及长时间的稳态流变应力, 因此选择在该条件下研究应变量对组织演变的影响。图 5 为 TC31 钛合金在变形温度为 920 °C、应变速率为  $0.001 \text{ s}^{-1}$  的情况下, 应变量为 0, 0.15, 0.3, 0.45, 0.6, 0.9 的拉伸试样。图 6 为对应的显微组织照片。图 7 为利用 image pro plus 6.0 测量的不同应变量下的 TC31 钛合金中相含量及平均晶粒尺寸。从图 6a~6c 结果表明, 变形前期, 晶粒呈现长大趋势, 这主要因为原始板材为不完全退火轧制板材, 材料内部具有大量的细小晶粒, 在拉伸变形及加热的作用下, 能量快速释放, 晶粒缓慢长大, 材料的流动应力缓慢增加至高温塑性变形的峰值应力。图 6d~6f 是应变量 0.45、0.6 和 0.9 的金相组织, 在高温作用下, 当变形量继续增加时, 晶粒细化, 这主要因为持续的材料变形产生了大量的错位, 使位错密度升高, 材料发生明显的再结晶, 在动态再结晶/动态回复和塑性变形的共同作用下, 才使得材料的流动应力保持稳定。图 7 结果表明, 材料在变

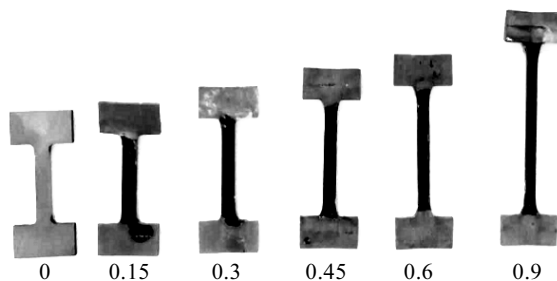


图 5 不同应变量下的 TC31 钛合金拉伸试样

Fig.5 Tested specimens of TC31 titanium alloy at different strains

形过程中,  $\alpha$  相与  $\beta$  相的含量未有明显变化,  $\beta$  相的平均晶粒尺寸有增有减。这是因为当应变量很小时, 储存能小, 不足以引起再结晶; 当应变量达到 0.3 左右时, 由于应变量小, 形成的再结晶核心少, 而生长速度快, 使得再结晶的晶粒粗大; 随着变形过程的进行, 晶粒细化, 如图 6d 所示, 这是由于材料内存储能的增加, 导致再结晶形核率和长大速度都有所增加, 但形核率大于长大速度, 故使再结晶后的晶粒变细; 当应变达到 0.6 以上时, 再结晶晶粒大小基本不变<sup>[10-12]</sup>。

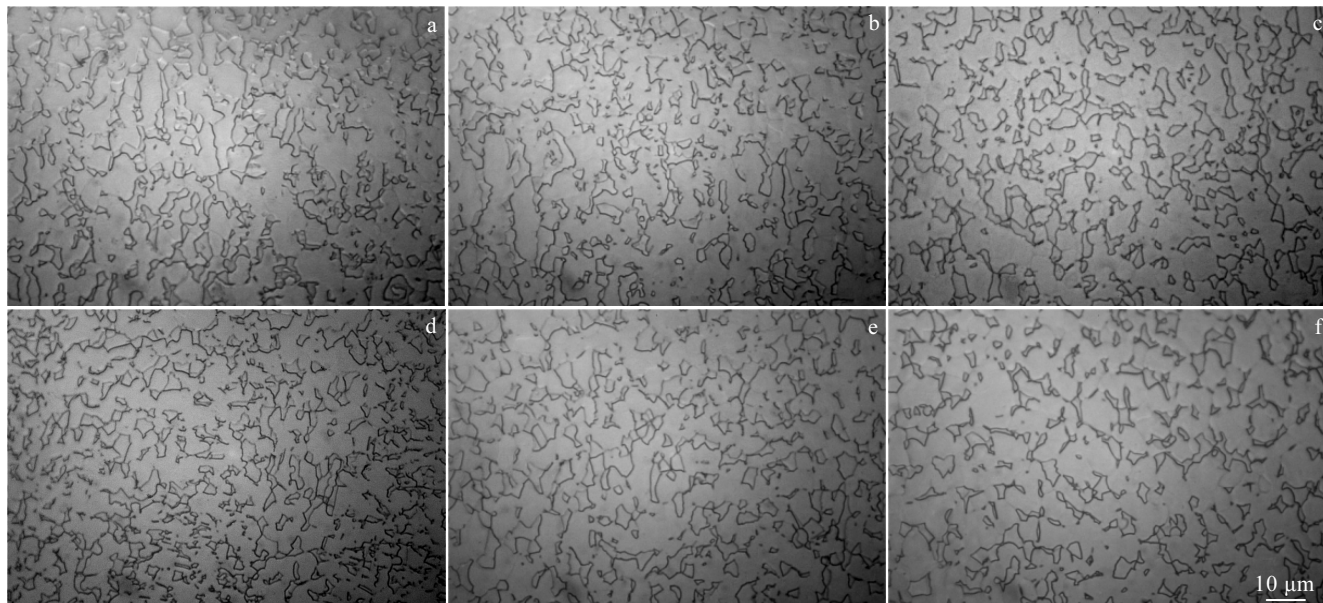


图 6 不同应变量下的 TC31 钛合金显微组织

Fig.6 Microstructures of TC31 titanium alloy at different strains: (a) 0, (b) 0.15, (c) 0.3, (d) 0.45, (e) 0.6, and (f) 0.9

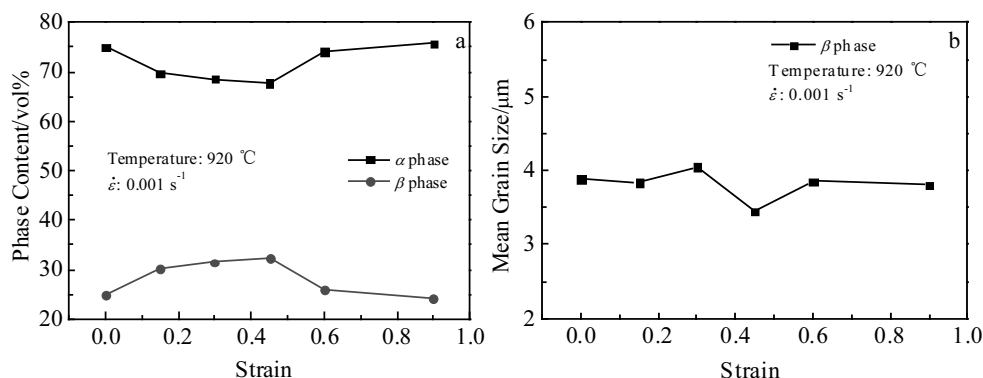


图 7 不同应变量下的 TC31 钛合金中相含量及平均晶粒尺寸

Fig.7 Phase content (a) and mean grain size of  $\beta$  phase (b) of TC31 titanium alloy at different strains

### 3.2 应变速率对组织演变的影响

为了避免应变对组织的影响,结合图 6 各应变下的金相组织,发现当应变为 0.45 时,材料动态再结晶现象明显,因此,在之后的试验中皆拉伸至应变 0.45 就取出试样,并在水冷后观察组织。图 8 为 TC31 钛合金在变形温度为 920 °C、应变量为 0.45 的情况下,应变速率为 0.1, 0.01, 0.001, 0.0001 s<sup>-1</sup> 的显微组织照片;图 9 为利用 image pro plus6.0 测量的不同应变速率下的 TC31 钛合金中相含量及平均晶粒尺寸。从图 8 与图 9 中可以看出,变形速率对显微组织中初生  $\alpha$  相与  $\beta$  相的含量影响不大,分别为 70% 和 30%,但对其尺寸形貌有一定的影响。如图 8a 所示,当应变速

率为 0.1 s<sup>-1</sup> 时,尽管形变储能较大,但形变时间较短,原子扩散不充分,无明显再结晶晶粒产生;由于拉伸变形作用,材料组织都呈现出明显的取向性,等轴的  $\alpha$  相与  $\beta$  相沿拉伸方向被拉长,当被拉伸的晶粒受阻时则发生弯曲或扭折。如图 8c, 8d 所示,当应变速率为 0.0001 s<sup>-1</sup> 时,由于变形速率较慢,因此在变形过程中材料发生动态再结晶与长大,当材料在该温度的停留时间足够长,那么再结晶形成的相就有足够的时间长大,此时的再结晶及长大现象比应变速率为 0.001 s<sup>-1</sup> 时更加明显,最终形成大量等轴的  $\alpha$  相与  $\beta$  相<sup>[13,14]</sup>。

### 3.3 变形温度对组织演变的影响

图 10 为 TC31 钛合金在应变速率为 0.001 s<sup>-1</sup>、应

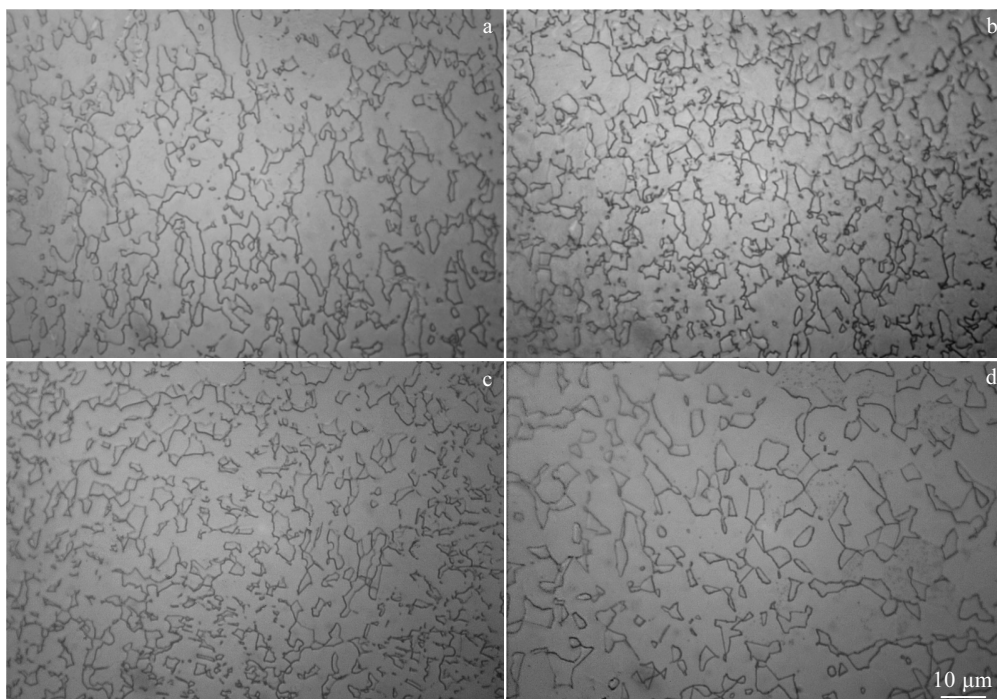


图 8 不同应变速率下的 TC31 钛合金显微组织

Fig.8 Microstructures of TC31 titanium alloy at different strain rates: (a)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $0.001 \text{ s}^{-1}$ , and (d)  $0.0001 \text{ s}^{-1}$

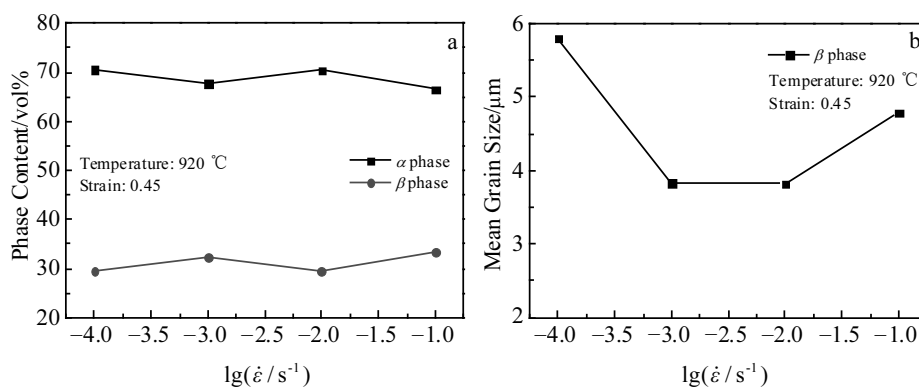


图 9 不同应变速率下的 TC31 钛合金中相含量及平均晶粒尺寸

Fig.9 Phase content (a) and mean grain size of  $\beta$  phase (b) of TC31 titanium alloy at different strain rates

变量为 0.45 的情况下, 变形温度为 840, 880, 920, 960  $^{\circ}\text{C}$  的显微组织照片; 图 11 为利用 image pro plus6.0 测量的不同变形温度下的 TC31 钛合金中相含量及平均晶粒尺寸。从图 10 与图 11 中可以看出, 变形温度对显微组织的影响主要表现在初生  $\alpha$  相与  $\beta$  相组织含量的不同。随着变形温度的提高,  $\alpha$  相的含量从 77% 下降至 58%,  $\beta$  相的含量从 23% 上升至 42%,  $\beta$  相的平均晶粒由 2.4  $\mu\text{m}$  长大至 5.5  $\mu\text{m}$ ; 从 840  $^{\circ}\text{C}$  到 920  $^{\circ}\text{C}$

的变形组织看出等轴  $\alpha$  相和  $\beta$  相都发生了不同程度的变形拉长; 如图 10d 所示, 当温度达到 960  $^{\circ}\text{C}$  时部分  $\beta$  相内析出很少量的细针状马氏体  $\alpha'$  相, 这是因为在这一温度下变形, 变形过程中累积的畸变能促进了  $\alpha$  相向  $\beta$  相的转变, 使得等轴的  $\alpha$  相大量减少,  $\beta$  相产生过饱和, 由于水冷的冷却速度很快, 过饱和的  $\beta$  相来不及析出片状的  $\alpha$  相, 而是直接以无扩散切变的形式直接析出 Mo 和 Si 过饱和的马氏体  $\alpha'$  相<sup>[15,16]</sup>。

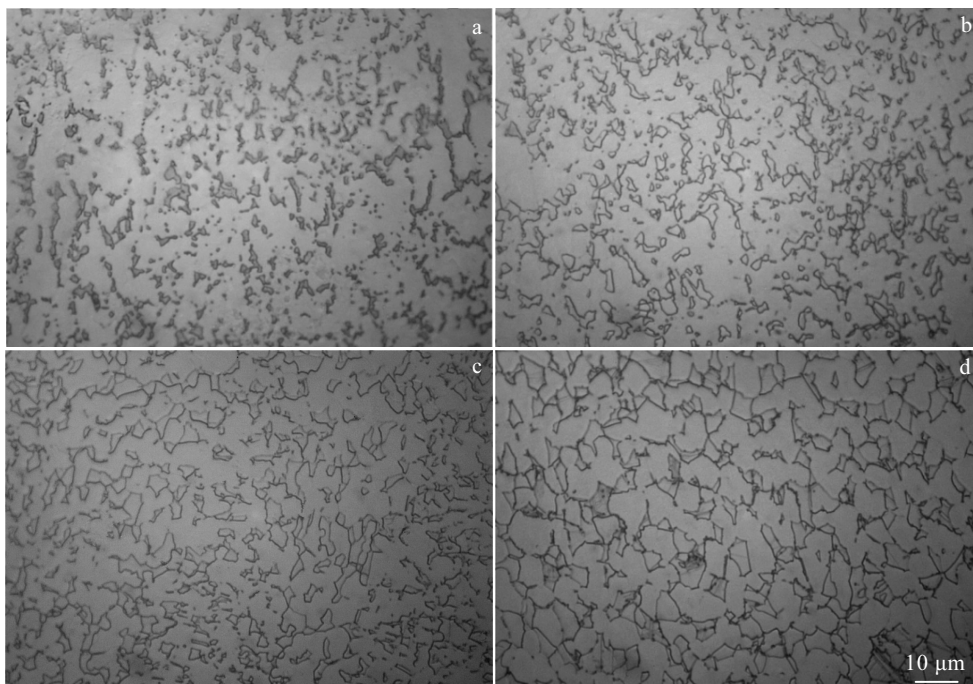


图 10 不同变形温度下的 TC31 钛合金显微组织

Fig.10 Microstructures of TC31 titanium alloy at different deformation temperatures: (a) 840 °C, (b) 880 °C, (c) 920 °C, and (d) 960 °C

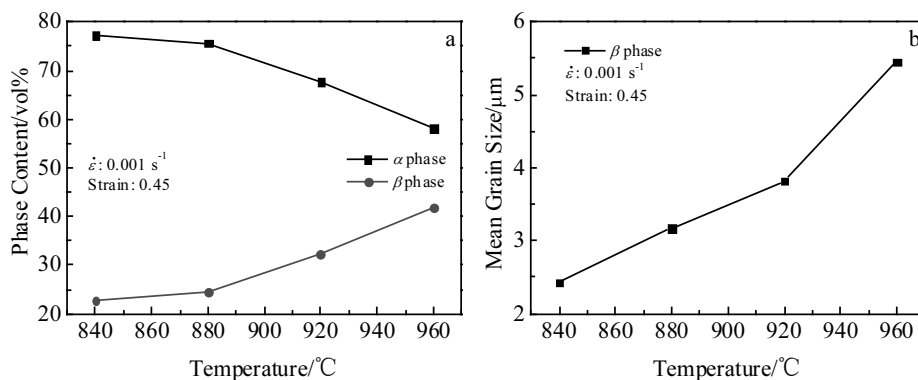


图 11 不同变形温度下的 TC31 钛合金中相含量及平均晶粒尺寸

Fig.11 Phase content (a) and mean grain size of β phase (b) of TC31 titanium alloy at different deformation temperatures

## 4 TC31 钛合金修正本构模型的建立

### 4.1 Arrhenius 类型本构模型的建立

经典的 Arrhenius 型方程难以准确地来反映流变应力的变化。为了描述材料的热变形行为，将应变引入到函数的材料参数中，通过建立及修正 Arrhenius 本构模型，并结合 Zener-Holloman 参数来精确描述热变形行为<sup>[17]</sup>。目前常用 Arrhenius 方程的形式为：

$$\dot{\varepsilon} = A F(\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

其中：

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

式中， $\dot{\varepsilon}$  为应变速率( $\text{s}^{-1}$ )； $\sigma$  为流动应力(MPa)； $A$ ， $\alpha$ ， $\beta$  为材料常数，其中  $\alpha = \beta/n$ ； $Q$  为激活能(kJ/mol)； $R$  为气体常数( $8.31 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ )； $T$  为绝对温度(K)； $n$  为应力指数，是应变速率指数的倒数( $1/m$ )。

Zener 和 Holloman 提出并证实了高温变形应力与应变速率间具有一定的关系, 因此用  $Z$  参数来表示温度补偿的应变速率参数:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (3)$$

当流变应力较小时, Arrhenius 方程可表示为:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad (4)$$

当流变应力较大时, Arrhenius 方程可表示为:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta \sigma) \exp(-Q/RT) \quad (5)$$

由于双曲正弦方程在任意大小流变应力的情况下都能有较好的适用性, 因此本研究拟采用 Arrhenius 方程来描述高温变形过程中流动应力、应变速率及变形温度之间的关系:

$$\dot{\epsilon} = A_3 [\sinh(\alpha \sigma)]^{n^*} \exp(-Q/RT) \quad (6)$$

对式 (4)、(5) 移项并且两边取对数后可得:

$$\ln \sigma = \frac{1}{n_1} \ln \dot{\epsilon} - \frac{1}{n_1} \ln A_1 + \frac{1}{n_1} \cdot \frac{Q}{RT} \quad (7)$$

$$\sigma = \frac{1}{\beta} \ln(\dot{\epsilon}) - \frac{1}{\beta} \ln A_2 + \frac{1}{\beta} \cdot \frac{Q}{RT} \quad (8)$$

因此由实验数据获得的  $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$  拟合直线的斜率为  $1/n_1$ ,  $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$  拟合直线的斜率为  $1/\beta$ ,  $\alpha = \beta/n_1$ 。

对式(6)移项并且两边取对数后可得:

$$\ln[\sinh(\alpha \sigma)] = \frac{1}{n^*} \ln \dot{\epsilon} - \frac{1}{n^*} \ln A_3 + \frac{1}{n^*} \cdot \frac{Q}{RT} \quad (9)$$

因此由实验数据获得的  $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$  拟合直线的斜率为  $1/n^*$ 。

根据变形热激活能计算公式有:

$$Q = R v n^* \quad (10)$$

其中  $v$  可由式 (9) 求偏导可得, 即:

$$v = \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \quad (11)$$

因此由实验数据获得的  $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - (1/T)$  拟合直线的斜率为  $v$ 。

现以真应变为 0.1 为例简要说明求解过程, 并计算出真应变为 0.1 时的真实应力与应变速率和成形温度的表达式。根据图 12a 和 12b 并结合公式(7)、(8) 分别求出不同温度下的  $n_1$  以及  $\beta$  的值, 如表 2 所示, 进而计算出  $\alpha$  的平均值为 0.016。从数据的线性回归性可以看出, 在不同温度下, 数据的线性回归所得到的  $n_1$  和  $\beta$  的值存在一定的差异, 这使得  $\alpha$  也存在较大的计算误差; 根据图 12c 和 12d 并结合公式(9)、(11) 分别求出  $n^*$  以及  $v$  的值, 如表 2 所示, 最后得到  $n^*$  的平均值约为 1.58,  $v$  的平均值约为 26.69; 再根据公式(10),

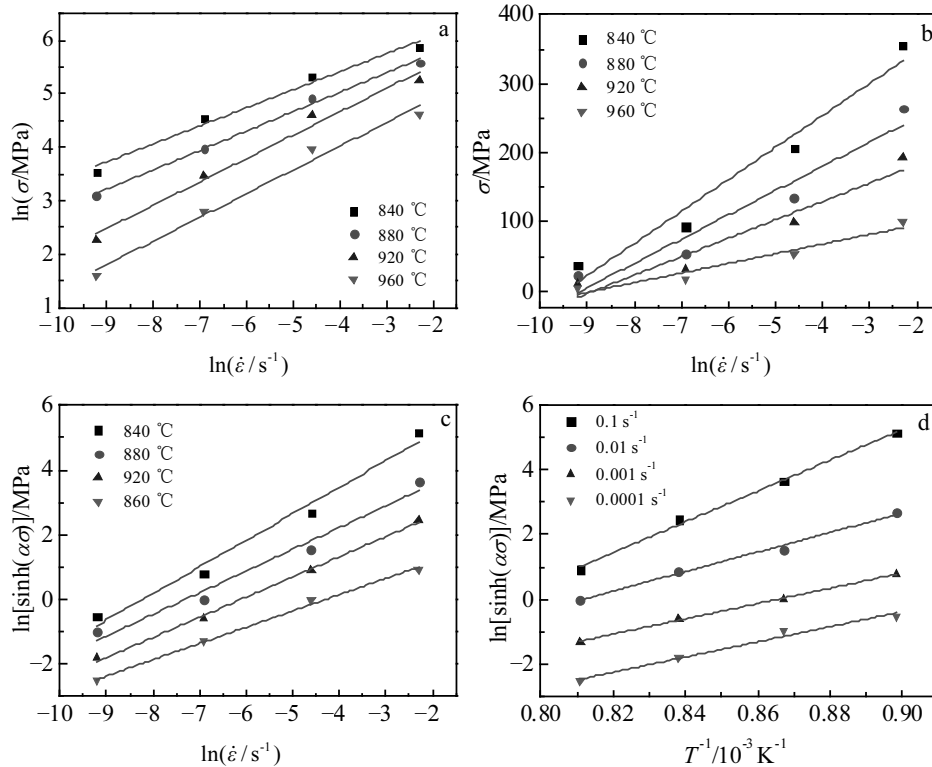


图 12 Arrhenius 方程求解

Fig.12 Relationship curves of  $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$  (a),  $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$  (b),  $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$  (c), and  $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$  (d)

表 2 应变为 0.1 的各求解参数值

Table 2 Solving parameters when the strain is 0.1

Parameter	Temperature/°C				Mean value
	840	880	920	960	
$n_1$	2.955	2.748	2.284	2.253	-
$\beta$	0.021 4	0.028 5	0.037 5	0.071 6	-
$\alpha$	0.007 24	0.010 37	0.016 42	0.031 78	0.016 45
$n^*$	1.218 7	1.489 7	1.602 4	1.989 0	1.575 0
$\nu$	40.695 49	25.805 06	20.206 03	20.041 20	26.686 945

求解得变形激活能  $Q$  约为 349.29 kJ/mol。基于以上的求解结果, 原始板材在真应变为 0.1 时的真实应力与应变速率和成形温度的表达式为:

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma &= \frac{1}{0.016} \ln \left\{ \left( Z/e^{29.20} \right)^{1/1.58} + \left[ \left( Z/e^{29.20} \right)^{2/1.58} + 1 \right]^{1/2} \right\} \\ Z &= \dot{\epsilon} \exp(349.29/RT) \end{aligned} \right. \quad (12)$$

#### 4.2 Arrhenius 修正模型预测与实验结果对比

由于原始的 Arrhenius 本构方程忽略了应变对于应力的作用, 通常预测得到的是一条水平应力应变曲线。对于高温及低应变速率下的流变关系预测, 应变作用的忽略影响较小。以 0.02 为间隔对 0~2 范围应变进行上述过程的 Arrhenius 修正模型拟合。获得的 Arrhenius 修正模型相关系数均可以表示为关系与应变的多项式方程, 如下:

$$\alpha_i = \alpha_{i1}\epsilon^6 + \alpha_{i2}\epsilon^5 + \alpha_{i3}\epsilon^4 + \alpha_{i4}\epsilon^3 + \alpha_{i5}\epsilon^2 + \alpha_{i6}\epsilon + \alpha_{i7} \quad (13)$$

$$n_i = n_{i1}\epsilon^6 + n_{i2}\epsilon^5 + n_{i3}\epsilon^4 + n_{i4}\epsilon^3 + n_{i5}\epsilon^2 + n_{i6}\epsilon + n_{i7} \quad (14)$$

$$Q_{ij} = Q_{ij1}\epsilon^6 + Q_{ij2}\epsilon^5 + Q_{ij3}\epsilon^4 + Q_{ij4}\epsilon^3 + Q_{ij5}\epsilon^2 + Q_{ij6}\epsilon + Q_{ij7} \quad (15)$$

$$A_{ij} = A_{ij1}\epsilon^6 + A_{ij2}\epsilon^5 + A_{ij3}\epsilon^4 + A_{ij4}\epsilon^3 + A_{ij5}\epsilon^2 + A_{ij6}\epsilon + A_{ij7} \quad (16)$$

根据上述建立 Arrhenius 修正模型的方法, 编写了 Matlab 算法, 输入不同温度、不同应变速率及真实应变值, 得到了图 13 所示的 TC31 钛合金在塑性稳态流变阶段下的试验测试点与理论拟合曲线的对比图。

为了比较不同温度与不同应变速率下模型预测的塑性稳态流变阶段下的流变应力曲线与实验值的偏差, 将二者在同一坐标系中表示, 如图 14 所示, 然后采用相关系数  $R$  值和平均方差 MSE 来衡量模型的准确性, 其计算公式为:

$$R = \frac{\sum_{i=1}^n (\sigma_i - \bar{\sigma})(\hat{\sigma}_i - \bar{\hat{\sigma}})}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (\sigma_i - \bar{\sigma})^2 \sum_{i=1}^n (\hat{\sigma}_i - \bar{\hat{\sigma}})^2}} \quad (17)$$

$$MSE = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (\sigma_i - \hat{\sigma}_i)^2 \quad (18)$$

式中:  $\sigma$  及  $\hat{\sigma}$  分别为试验真实应力及对应预测的真实应力,  $\bar{\sigma}$  及  $\bar{\hat{\sigma}}$  分别为实验及模型预测真实应力的平均值。

通过 Arrhenius 修正模型对 TC31 钛合金高温流变应力进行预测, 应用公式(17)及(18)计算其所有温度及应变速率范围内的 MSE 为 4.173,  $R$  值为 0.9698; 结

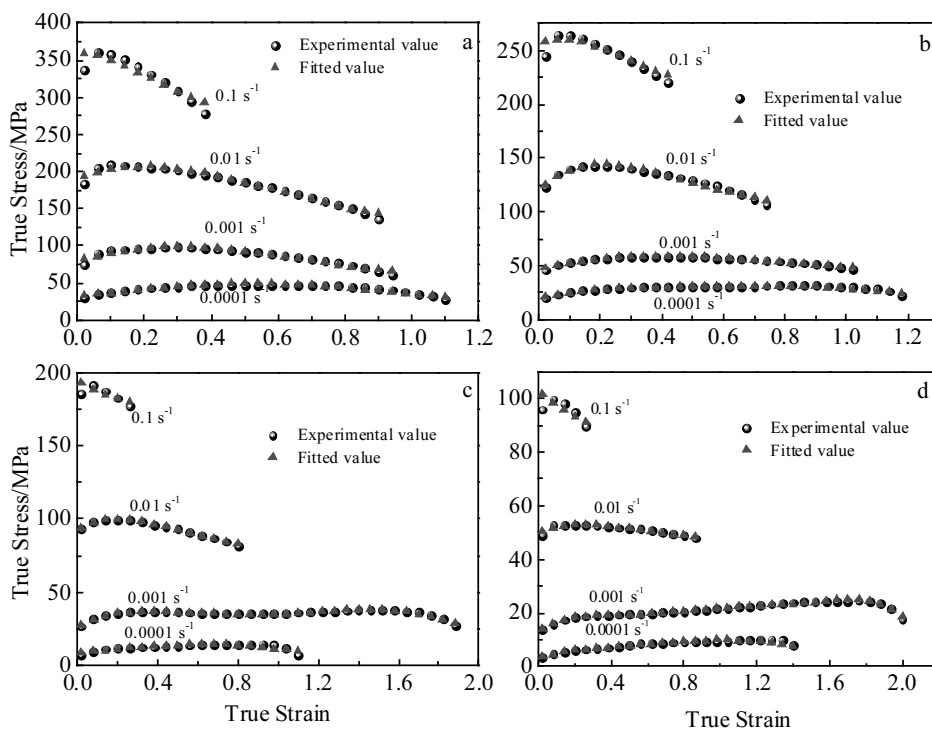


图 13 TC31 钛合金在塑性稳态流变阶段不同变形温度下的试验测试点与理论拟合曲线的对比图

Fig.13 Comparison between experimental test point and theoretical fit curves of TC31 titanium alloy under plastic steady-state stage at different deformation temperatures: (a) 840 °C, (b) 880 °C, (c) 920 °C, and (d) 960 °C



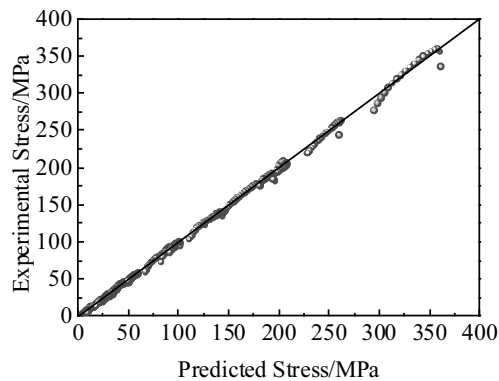


图 14 Arrhenius 修正本构模型预测的塑性稳态流变阶段下的流变应力曲线与实验结果相关性

Fig.14 Correlation between flow stress curves and experimental results in plastic steady-state stage Arrhenius modified constitutive model

果表明建立的 Arrhenius 修正模型能够较好地预测 TC31 钛合金高温流变应力。

## 5 结 论

1) TC31 钛合金热成形工艺的最佳变形温度为 920 °C 左右。当温度一定时, 随着应变速率的减小, 峰值应力也逐渐减小, 延伸率先增大后减小。当应变速率一定时, 随着温度的升高, 峰值应力逐渐减小, 延伸率先增大后减小; 并且, 当变形温度为 920 °C、应变速率为  $0.001 \text{ s}^{-1}$  时, 材料的延伸率可达 650%。当温度低于 880 °C, 应变速率高于  $0.01 \text{ s}^{-1}$  时, 材料出现了明显的软化现象; 当温度高于 920 °C, 应变速率低于  $0.001 \text{ s}^{-1}$  时, 晶粒缓慢粗大, 软化现象逐渐消失, 材料流变应力保持稳定, 甚至有所提升。

2) 在 TC31 钛合金拉伸过程中, 其流变应力的变化与材料动态再结晶的发生有关, 并且由温度、应变速率及应变量共同决定。高温、低应变速率及大应变量, 均能够促进动态再结晶的进行。温度越高,  $\beta$  相组织含量越高, 平均晶粒尺寸也越大; 应变速率对显微组织中初生  $\alpha$  相与  $\beta$  相的含量影响不大, 但对其形貌和尺寸有一定的影响; 随着应变量的增加,  $\beta$  相组织经历了粗化、再结晶及长大三个过程, 当应变量达到 0.3 左右时, 再结晶的晶粒粗大, 材料的流动应力也达到前期的峰值应力; 当应变达到 0.6 以上时, 再结晶晶粒大小基本不变, 流变应力趋于稳定, 与 920 °C,  $0.001 \text{ s}^{-1}$  条件下材料流变应力变化相符。

3) 根据试验数据, 建立了 Arrhenius 本构模型,

并且基于应变影响对模型参数进行修正, 使该模型的预测值与试验值的相关系数  $R$  和平均方差 MSE 为 0.9698 和 4.173, 证实了基于应变修正的 Arrhenius 本构模型能够有效地预测 TC31 钛合金的稳态流变应力。

## 参考文献 References

- [1] Gao Y F, Wang G, Bermingham M J *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 79(9-12): 1949
- [2] Wang X X, Wang W Q, Ma H H. *China Titanium Industry*[J], 2011, 704-705: 57
- [3] Zhang W J, Song X Y, Hui S X *et al.* *Rare Metals*[J], 2018, 37(12): 1064
- [4] Zhang W J, Song X Y, Hui S X *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 595: 159
- [5] Xiao Ningbin(肖宁斌), Chen Minghe(陈明和), Cao Yaqiang (曹亚强). *Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics*(南京航空航天大学学报)[J], 2012, 44(S1): 121
- [6] Song X Y, Zhang W J, Ma T *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2017, 879: 1828
- [7] Zhang Xuemin(张雪敏), Cao Fuyang(曹福洋), Yue Hongyan (岳红彦) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(5): 937
- [8] Cui J H, Yang H, Sun Z C *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2012, 41(3): 397
- [9] Hu Chao(胡超). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015
- [10] Balasubrahmanyam V V, Prasad Y V R K. *Materials Science & Engineering A*[J], 2002, 336(1-2): 150
- [11] Yao Zekun(姚泽坤), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Su Zuwu(苏祖武) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2000, 29(5): 340
- [12] Zhao Z L, Li H, Fu M W *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2014, 617: 525
- [13] Ouyang Delai(欧阳德来), Lu Shiqiang(鲁世强), Cui Xia(崔霞) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(2): 325
- [14] Chichili D R, Ramesh K T, Hemker K J. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(3): 1025
- [15] Cui Xiping(崔喜平). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008
- [16] Robertson D G, McShane H B. *Materials Science and Technology*[J], 1997, 13(6): 459
- [17] Hajari A, Morakabati M, Abbasi S M *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 681: 103

## High Temperature Flow Behavior and Microstructure Evolution of TC31 Titanium Alloy Sheets

Wu Dipeng<sup>1</sup>, Wu Yong<sup>1</sup>, Chen Minghe<sup>1</sup>, Xie Lansheng<sup>1</sup>, Wang Bin<sup>2</sup>

(1. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210001, China)

(2. Beijing Xinghang Electro Mechanical Equipment Co. Ltd, Beijing 100074, China)

**Abstract:** The high temperature flow behavior of TC31 titanium alloy at 840~960 °C and 0.0001~0.1 s<sup>-1</sup> was investigated and the effects of the deformation temperature, strain rate and strain on flow stress and microstructure were studied. The Arrhenius constitutive equation of TC31 titanium alloy was established and verified. The results show that when the temperature is lower than 880 °C and the strain rate is higher than 0.01 s<sup>-1</sup>, the material exhibits obvious dynamic softening. When the temperature is higher than 920 °C and the strain rate is lower than 0.001 s<sup>-1</sup>, the coarse grain increases flow stress. It is indicated that the strain, strain rate and deformation temperature have different effects on grain size, shape and phase content. In addition, it is confirmed that the strain-corrected Arrhenius constitutive equation has higher prediction accuracy, and its MSE is 4.173 and the *R* value is 0.9698.

**Key words:** TC31 titanium alloy; high temperature flow behavior; Arrhenius constitutive model; microstructure

---

Corresponding author: Wu Yong, Ph. D., Lecturer, College of Mechanical and Electrical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210001, P. R. China, E-mail: wuyong@nuaa.com