

# 热变形中 TC18 钛合金本构关系 及第二类再结晶全图研究

雷雨<sup>1,2</sup>, 徐念澳<sup>1</sup>, 张晨洁<sup>1</sup>, 赵耀<sup>1</sup>, 杨洋<sup>1</sup>, 安泽豪<sup>1</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083)

(2. 中铝洛阳铜业有限公司, 河南 洛阳 471039)

**摘要:** 分别反映金属流变应力特征和组织-变形关系的本构关系和第二类再结晶全图是 TC18 钛合金热加工工艺制定的关键数据。在 Gleeble-3800 热模拟试验机上, 对 TC18 钛合金进行系列热压缩变形, 其中, 变形温度为 790~900 °C, 应变速率为 0.01~10 s<sup>-1</sup>, 应变量为 0.1~0.5。通过拟合 Arrhenius 式中  $\alpha$ ,  $n$ ,  $Q$ ,  $\ln A$  与  $\varepsilon$  的六次多项式, 建立了材料高温热压缩本构方程, 热压缩流变应力预测值与实验值吻合良好; 通过组织观察及  $\alpha$  晶粒尺寸测算绘制出其各应变速率下的第二类再结晶全图。

**关键词:** TC18 钛合金; 动态再结晶; 本构方程; 第二类再结晶全图

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)12-4192-07

TC18 钛合金是一种高强韧  $\alpha+\beta$  双相钛合金, 具有良好的机械综合性能, 如锻透性、淬透性、退火后焊接性等, 最大截面淬透厚度可达 250 mm, 强化后最大抗拉强度可达 1300 MPa 以上, 同时可采用模锻、热模锻、等温锻造等多种工艺生产<sup>[1,2]</sup>。因此, 其锻件广泛应用于民航客机及大型运输机等航空飞行器的承载结构件, 如飞机起落架。

随着钛合金在航空领域的广泛应用, 一部分学者针对钛合金的热变形行为及高温本构关系开展了广泛的研究。王佳骏<sup>[3]</sup>等人利用 BP (back propagation) 神经网络分析 TC18 热加工工艺参数对其显微组织影响; 黄大荣<sup>[4]</sup>等人基于位错密度演化建立 TC18 钛合金大变形条件下的本构关系, 模型平均误差不超过 10%; 贾宝华<sup>[5]</sup>等人通过改进的 Arrhenius 方程构建 TC18 钛合金本构方程, 对高温流变应力有很好预测性; 门正兴<sup>[6]</sup>等人研究了 TC18 钛合金在相变点附近热加工时  $\beta$  晶粒的动态再结晶行为。但上述研究主要实现表现观数据预测, 不能达到应力变化趋势与显微组织相结合的目的; 组织研究多倾向于  $\beta$  晶粒, 对  $\alpha$  晶粒涉及甚少, 而  $\alpha$  晶粒的尺寸、形态对于合金性能又有着至关重要的作用<sup>[7]</sup>; 且对其组织与性能关系研究方面多属定性分析<sup>[8]</sup>, 对实际加工指导意义明显不足。

本研究通过热压缩模拟和显微组织观察, 构建塑

性加工本构方程并绘制出 TC18 钛合金在不同应变速率下热加工过程  $\alpha$  晶粒的第二类再结晶全图, 将研究重点放在起强化作用的  $\alpha$  晶粒上。第二类再结晶全图是描述晶粒大小与变形程度以及变形温度之间关系的三维立体图<sup>[9]</sup>, 根据其可确定为获得均匀组织及一定尺寸大小的晶粒所需保持的加工终了温度和应施加的变形程度。本研究旨在明确热加工过程中流变应力及组织的演变趋势, 为实际生产过程中重要变形参数的选定提供一定价值的参考。

## 1 实验

实验材料为 TC18 合金, 化学成分为 5.16Al-4.92Mo-4.96V-1.1Cr-0.98Fe-(Bal.)Ti (质量分数)。合金组织如图 1 所示。

以钼片、石墨乳为高温润滑剂, 使用 Gleeble-3800 热模拟机将尺寸为  $\Phi 8$  mm $\times$ 12 mm 的试样进行不同加工参数下的热压缩变形。加工温度为 790, 820, 850, 880 和 900 °C, 应变速率为 0.01, 0.1, 1 和 10 s<sup>-1</sup>, 应变量为 0.1、0.2、0.3、0.4、0.5。变形完成后迅速水淬以保留高温变形组织。将压缩试样沿轴向切开, 抛光后, 配置 HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O=1:3:50 (体积比) 的溶液对试样表面进行腐蚀。采用 POLYVAR-MET 光学显微镜观察试样金相组织并使用 Image pro plus 软件测量  $\alpha$  晶粒

收稿日期: 2019-12-28

基金项目: 湖南省科技创新项目 (2017GK2292); 2019 年度湖南省大学生创新创业训练计划项目 (GS201910533280); 粉末冶金国家重点实验室自主课题 (20181106)

作者简介: 雷雨, 女, 1969 年生, 高级工程师, 中铝洛阳铜业有限公司, 河南 洛阳 471039, E-mail: leiyu207@163.com

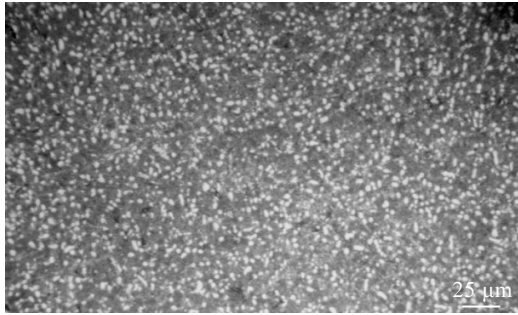


图 1 TC18 合金原始金相组织

Fig.1 Initial microstructure of TC18 alloy

尺寸，最后使用 MATLAB 软件绘制  $\alpha$  晶粒的第二类再结晶全图。

## 2 结果与讨论

### 2.1 高温 Arrhenius 本构方程

Sellars 和 McTegart<sup>[10]</sup>提出的 Arrhenius 方程是本构方程最普遍的模型之一，根据变形温度与应力状态的不同，该方程有 3 种形式，如式(1)~(3)所示。分别称为指数法则方程、幂次法则方程、双曲正弦法则方程。

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \tag{1}$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta \sigma) \tag{2}$$

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp(-Q/RT) \tag{3}$$

式中， $\dot{\epsilon}$  为塑性应变速率， $s^{-1}$ ； $\sigma$  为稳定流变应力，MPa； $T$  为绝对温度，K； $Q$  为变形激活能，J/mol； $R$  为气体常数，8.314 J/mol·K； $A_1, A_2, n, \alpha, \beta$  均为与温度无关的材料常数； $n_1$  为材料硬化指数，其中  $\alpha = \beta/n_1$ 。基于真应变  $\epsilon = 0.2$  时的热压缩数据，求解式中各材料常量。

对式(1)~(3)取对数并求其偏导可得： $\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln \sigma = n_1, \partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \sigma = \beta$ 。根据热压缩真应力-真应变数据分别对不同变形温度下  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  和  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  绘图并进行一元线性回归处理，如图 2a 和 2b 所示。对拟合直线斜率取平均值即可得到  $n_1 = 5.0186, \beta = 0.0348$ 。由公式  $\alpha = \beta/n_1$  计算不同温度下  $\alpha$  并取平均值可得  $\alpha = 0.007034$ 。

国外学者 Zener 和 Hollomon<sup>[11]</sup>提出的 Zener-Hollomon 方程中用  $Z$  参数来表述温度补偿后的应变速率，即  $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ ，与式(3)联立可得  $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A[\sinh(\alpha \sigma)]^n$ 。对该式取对数偏微分有：

$$Q = R \cdot \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial [\sinh(\alpha \sigma)]} \cdot \frac{\partial [\sinh(\alpha \sigma)]}{\partial (1/T)} \tag{4}$$

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] \tag{5}$$

做  $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 、 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$  的图线并采用线性回归处理，如图 2c 和 2d 所示。根据式(4)，可以求得本研究温度范围内  $Q = 285.899$  kJ/mol。

如图 3 所示，做  $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$  图像并进行一元线性回归，由式(5)对应所得直线斜率及截距可得

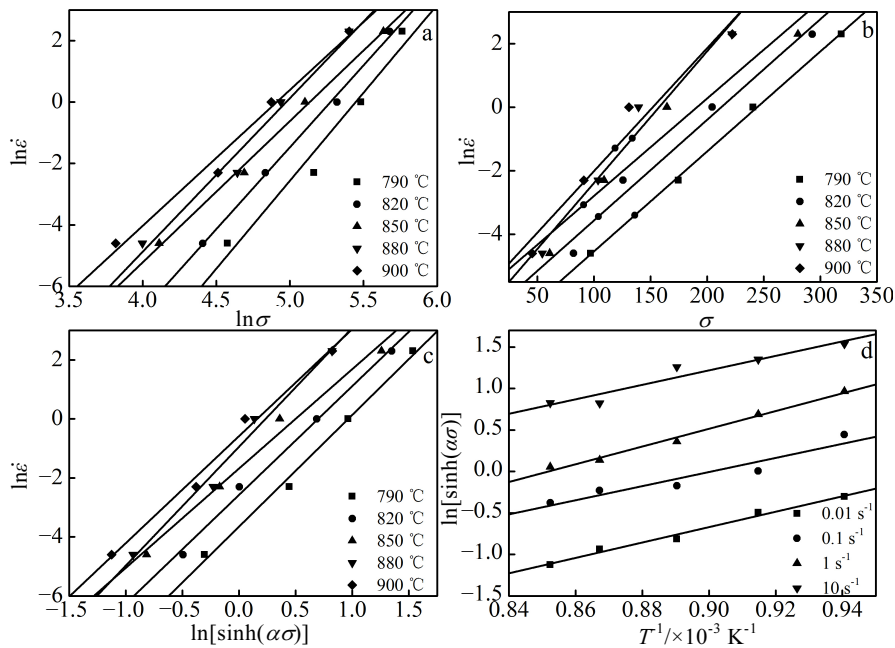


图 2  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  关系， $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  关系， $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$  关系以及  $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$  关系  
Fig.2 Relationships of  $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$  (a),  $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$  (b),  $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$  (c), and  $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1/T$  (d)

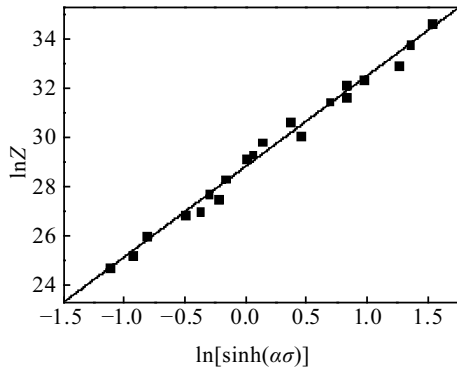


图 3  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系

Fig.3 Relationship of  $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

$n=3.676$ ,  $\ln A=28.824$ , 即  $A=e^{28.824}=3.297 \times 10^{12}$ 。

综上, 可得真应变  $\epsilon=0.2$  时本构方程  $\dot{\epsilon} = e^{28.824} [\sinh(0.007\ 034\sigma)]^{3.676} \exp(-2.858\ 99 \times 10^5 / RT)$ 。

其变式  $\sigma = \frac{1}{\alpha} \operatorname{asinh} \left\{ \left[ \frac{\dot{\epsilon}}{A} \exp(Q/RT) \right]^{1/n} \right\}$  可以预测不同温度、不同应变速率下  $\epsilon=0.2$  时的热压缩流变应力。

### 2.2 应变拟合修正的 Arrhenius 本构方程

上述双曲正弦形式的 Arrhenius 本构方程并不能表示不同加工条件下应变对流变应力的影响。而研发

与应用过程中, 应变对流变应力的影响关系相当重要。有学者在处理该问题时用流变应力峰值或者固定应变下的流变应力来构建本构方程<sup>[12]</sup>, 也有学者通过改变本构方程形式引入应变这一变量<sup>[13]</sup>。本研究采用应变拟合的方式, 确定上述各参数与应变的定量对应关系, 进而得到较大温度范围内适用的 TC18 高温变形本构方程。

取步长为 0.01, 求解应变 0.05~0.29 下  $\alpha$ ,  $n$ ,  $Q$ ,  $\ln A$  等材料参数, 并采用多元回归的方法得到各参数与应变的定量关系。将  $\alpha$ ,  $n$ ,  $Q$ ,  $\ln A$  分别对应变进行六次多项式拟合, 则应变拟合修正后的 Arrhenius 方程可变为:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha(\epsilon)} \operatorname{asinh} \left\{ \left[ \frac{\dot{\epsilon}}{A(\epsilon)} \exp(Q(\epsilon)/RT) \right]^{1/n(\epsilon)} \right\} \quad (6)$$

式中,  $\alpha$ ,  $n$ ,  $Q$ ,  $\ln A$  与  $\epsilon$  拟合关系如下:

$$\begin{pmatrix} \alpha \\ n \\ Q \\ \ln A \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0.0072 & 4.916 & 318.763 & 32.029 \\ -0.002\ 09 & -43.931 & -346.236 & 1.417 \\ 0.505 & 690.976 & 13\ 451.5 & 421.825 \\ -5.973 & -5916.37 & -237\ 283 & -13\ 037.22 \\ 35.987 & 27\ 987.11 & 1\ 712\ 540 & 10\ 795\ 511 \\ -104.07 & -67\ 878.47 & -5\ 521\ 260 & -370\ 079.2 \\ 114.560 & 65\ 587.323 & 6\ 582\ 240 & 457\ 675.82 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon^0 \\ \epsilon \\ \epsilon^2 \\ \epsilon^3 \\ \epsilon^4 \\ \epsilon^5 \\ \epsilon^6 \end{pmatrix} \quad (7)$$

该本构方程可以定量表示出  $f(\sigma, \epsilon, \dot{\epsilon}, T)$  关系。使用该式对 790~900 °C, 0.01~10 s<sup>-1</sup> 不同加工条件下流变应力进行预测, 其预测结果如图 4 所示。

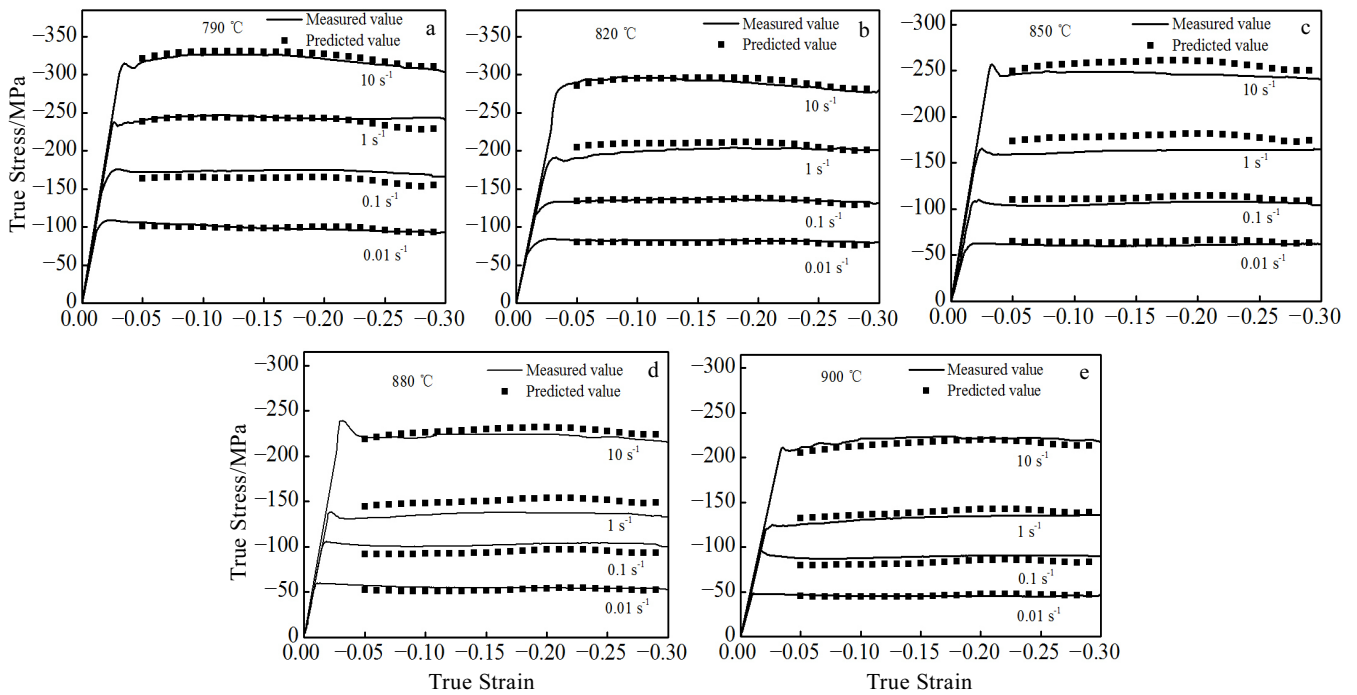


图 4 不同试验条件下流变应力的预测值和实际值

Fig.4 Predicted and measured values of flow stress under different test conditions: (a) 790 °C, (b) 820 °C, (c) 850 °C, (d) 880 °C, and (e) 900 °C

由图 4 可以看出，流变应力预测值与实验值吻合程度高。采用统计学原理中相关性系数  $r$  及平均相对误差 AARE 检验实验数据与预测数据间对应关系。

$$r_{xy} = \frac{\sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x})^2} \sqrt{\sum_{i=1}^N (y_i - \bar{y})^2}} \quad (8)$$

$$AARE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{x_i - y_i}{x_i} \right| \times 100\% \quad (9)$$

相关性系数  $r$  反映了流变应力实验值和预测值的相关性，AARE 则表示流变应力预测模型的平均相对误差。如图 5 所示，该本构模型下实验数据与预测数据相关性系数  $r=0.9958$ ，平均相对误差  $AARE=4.39\%$ 。说明应变拟合后的本构方程误差较小，可靠性高。该本构关系可以很好地预测不同变形条件 ( $T: 790\sim 900\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}: 0.01\sim 10\text{ s}^{-1}$ ) 下 TC18 钛合金的流变应力演变规律。

### 2.3 金相组织

以应变速率  $10\text{ s}^{-1}$ 、应变量为 0.3 为例，如图 6 所示， $\alpha$  晶粒多呈等轴状，均匀分布于基体中。随着加工温度的升高， $\alpha$  晶粒尺寸减小，形状基本不变。且  $\alpha$  相含量逐渐降低， $880\text{ }^\circ\text{C}$  时已基本不见  $\alpha$  晶粒。

### 2.4 $\alpha$ 晶粒尺寸的测定

本研究中  $\alpha$  晶粒尺寸的测定采用面积法，测量工具为 Image pro plus 软件。对每一实验样品拍摄 3 个部位的金相照片，每张随机选取一定的测量范围，测量出 3 组范围内所有  $\alpha$  晶粒的面积，再取算术平均值，得到该加工条件下  $\alpha$  晶粒的尺寸。结果如表 1~4 所示。

### 2.5 第二类再结晶全图

根据测得数据，用 MATLAB 绘制  $\alpha$  晶粒在不同应变速率 ( $0.01、0.1、1、10\text{ s}^{-1}$ ) 下的第二类再结晶全图，如图 7 所示。

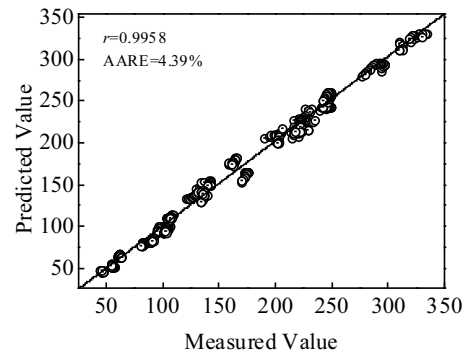


图 5 预测数据与实验数据的关系

Fig.5 Relationship between predicted and measured value

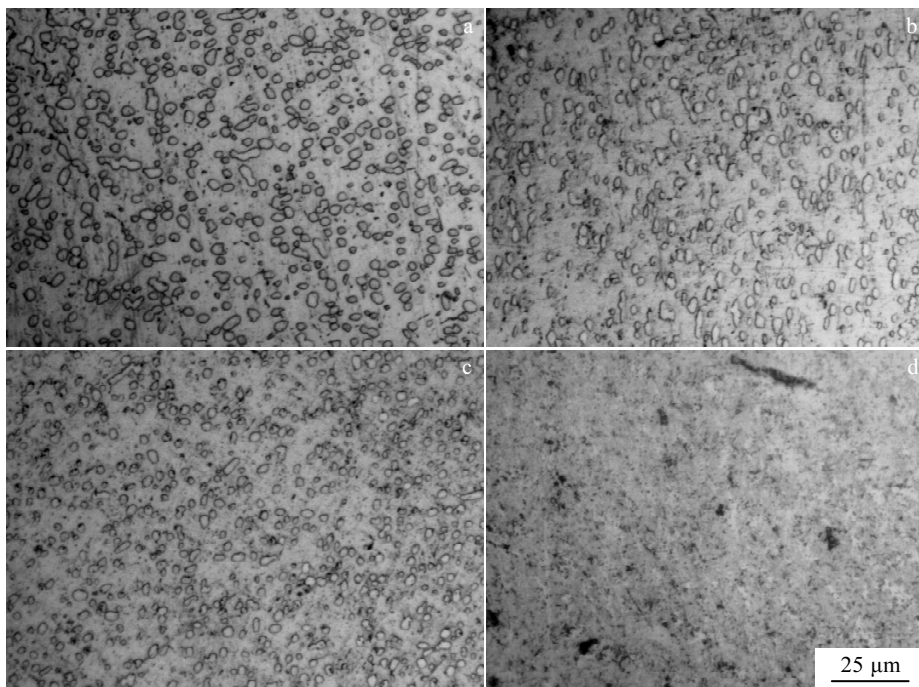


图 6 应变速率  $10\text{ s}^{-1}$ 、应变量为 0.3 条件下不同加工温度的 TC18 合金金相组织

Fig.6 Microstructures of TC18 alloy after deformation at strain rate of  $10\text{ s}^{-1}$ , strain of 0.3 and different temperatures:

(a)  $790\text{ }^\circ\text{C}$ , (b)  $820\text{ }^\circ\text{C}$ , (c)  $850\text{ }^\circ\text{C}$ , and (d)  $880\text{ }^\circ\text{C}$

表 1 应变速率为  $0.01 \text{ s}^{-1}$  时不同加工条件下 TC18 中  $\alpha$  晶粒尺寸

Table 1  $\alpha$  grain size under different conditions of deformation at strain rate of  $0.01 \text{ s}^{-1}$  ( $\mu\text{m}^2$ )

$\epsilon$	790 °C	820 °C	850 °C	880 °C
0.1	9.935	8.446	6.159	4.375
0.2	9.683	8.097	5.359	3.653
0.3	9.086	8.122	4.793	3.125
0.4	8.926	5.526	3.592	2.638
0.5	7.767	4.871	3.782	2.156

表 3 应变速率为  $1 \text{ s}^{-1}$  时不同加工条件下 TC18 中  $\alpha$  晶粒尺寸

Table 3  $\alpha$  grain size under different conditions of deformation at strain rate of  $1 \text{ s}^{-1}$  ( $\mu\text{m}^2$ )

$\epsilon$	790 °C	820 °C	850 °C	880 °C
0.1	7.169	5.736	3.970	3.305
0.2	7.003	5.668	4.014	2.691
0.3	6.632	5.296	4.002	2.083
0.4	6.757	5.070	3.574	2.002
0.5	6.455	4.905	3.840	1.874

表 2 应变速率为  $0.1 \text{ s}^{-1}$  时不同加工条件下 TC18 中  $\alpha$  晶粒尺寸

Table 2  $\alpha$  grain size under different conditions of deformation at strain rate of  $0.1 \text{ s}^{-1}$  ( $\mu\text{m}^2$ )

$\epsilon$	790 °C	820 °C	850 °C	880 °C
0.1	8.072	6.506	5.080	3.600
0.2	7.789	6.294	4.988	3.281
0.3	7.462	5.495	4.334	2.550
0.4	6.942	5.210	3.941	2.390
0.5	6.700	4.952	3.915	2.015

表 4 应变速率为  $10 \text{ s}^{-1}$  时不同加工条件下 TC18 中  $\alpha$  晶粒尺寸

Table 4  $\alpha$  grain size under different conditions of deformation at strain rate of  $10 \text{ s}^{-1}$  ( $\mu\text{m}^2$ )

$\epsilon$	790 °C	820 °C	850 °C	880 °C
0.1	6.822	5.852	4.588	3.113
0.2	6.538	5.644	4.475	2.492
0.3	6.348	5.656	4.506	2.267
0.4	6.147	5.317	4.073	1.835
0.5	5.981	4.979	3.922	1.653

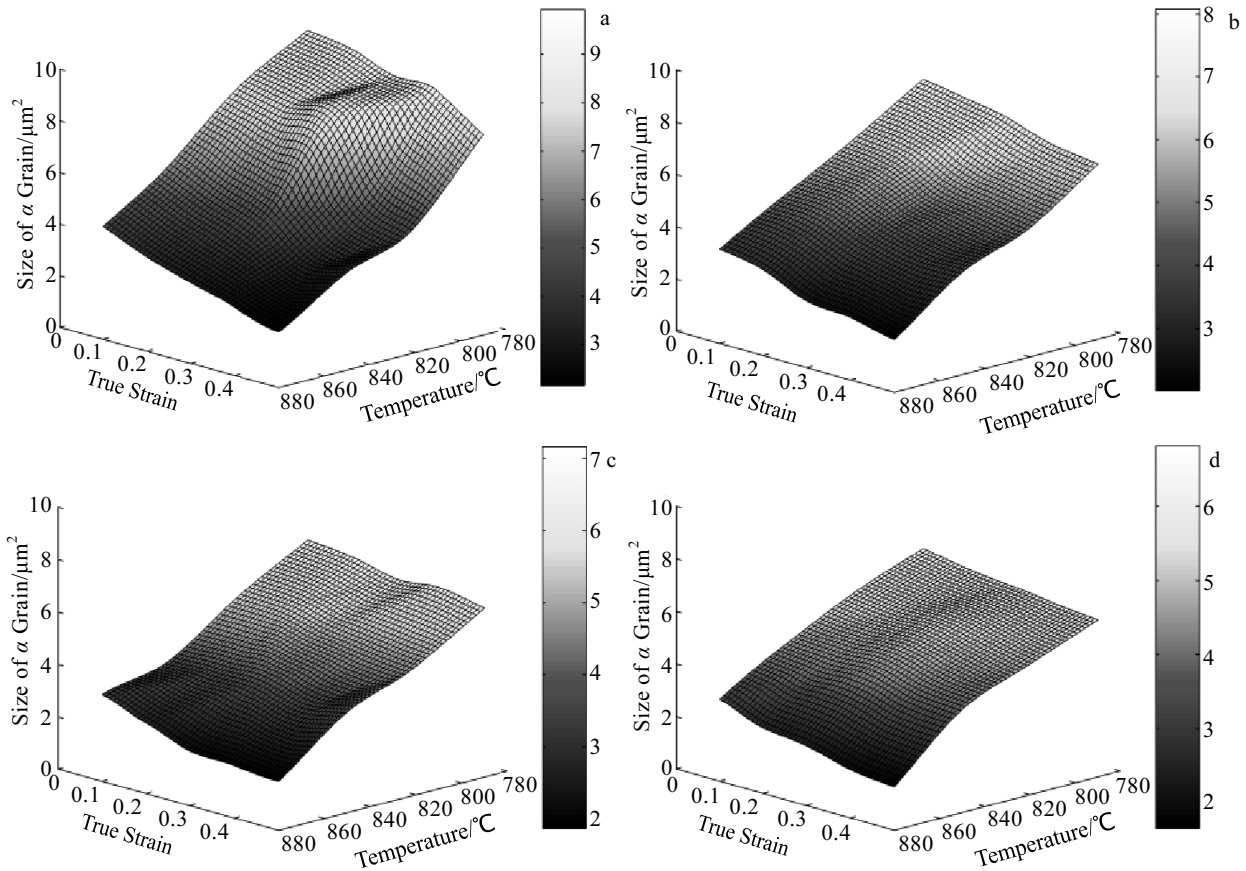


图 7 不同应变速率下 TC18 合金  $\alpha$  晶粒的第二类再结晶全图

Fig.7 Secondary recrystallization maps of  $\alpha$  grain of TC18 alloy at different strain rates: (a)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $1 \text{ s}^{-1}$ , and (d)  $10 \text{ s}^{-1}$

由图 7 可见, 加工温度、应变量一定时, 随着应变速率的提高, TC18 合金中  $\alpha$  晶粒尺寸整体上呈减小趋势。这是由于动态再结晶晶粒尺寸与  $Z$  参数呈负相关<sup>[14]</sup>,  $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ ,  $Z$  参数随着应变速率的增加而增加, 于是  $\alpha$  晶粒尺寸减小; 再者应变速率高时, 位错易缠结, 应变储能升高, 在再结晶完成之前, 晶粒中心的位错密度已经达到了足以激发另一次再结晶的程度, 新的晶核又开始形成, 导致整体再结晶晶粒细小。

应变量、应变速率一定时, 随着加工温度的提高,  $\alpha$  晶粒尺寸呈减小的趋势。虽按照上文描述, 动态再结晶晶粒尺寸与  $Z$  参数呈负相关, 温度升高应导致晶粒尺寸增大。但由于本加工过程中存在相变, 温度升高导致扩散加速以及扩散激活能下降, 相变加速进行<sup>[15]</sup>, 更多  $\alpha$  相转化为  $\beta$  相。两者综合, 相变影响占主导作用, 因此导致  $\alpha$  晶粒尺寸减小。

加工温度、应变速率一定时, 随着应变量的增加,  $\alpha$  晶粒尺寸基本不变。从本构方程预测流变应力结果(图 4)可见,  $\sigma$  随  $\dot{\epsilon}$  的增加基本不变, 而动态再结晶晶粒大小与热加工流变应力存在如下关系<sup>[16]</sup>:  $\sigma \propto d^{-n}$ , 于是动态再结晶  $\alpha$  晶粒尺寸亦基本不变; 但随着应变量增加, 位错密度急剧上升, 导致动态再结晶形核率增加, 于是  $\alpha$  晶粒尺寸减小。

结合本构方程对流变应力的预测以及 TC18 中  $\alpha$  晶粒的第二类再结晶全图, 当加工温度为 820~850 °C、应变速率为  $1 \text{ s}^{-1}$ 、应变量为 0.3~0.4 时, 获得的  $\alpha$  晶粒细小弥散,  $\alpha$  相含量适中, 流变应力在 150~200 MPa。

### 3 结 论

1) 真应变为 0.2 时, TC18 钛合金高温变形热激活能为 285.899 kJ/mol, 本构方程为  $\dot{\epsilon} = e^{28.824} [\sinh(0.007034\sigma)]^{3.676} \exp(-2.85899 \times 10^5/RT)$ 。

2) 构建了应变拟合修正后的 TC18 本构方程并对热压缩流变应力实验值进行预测。预测值和实验值相关性系数  $r=0.9958$ , 平均相对误差 AARE=4.39%, 拟合精度较高。

3) 由 TC18 中  $\alpha$  晶粒的第二类再结晶全图可见,  $\alpha$  晶粒尺寸随加工温度、应变速率、应变量的升高而减小。

4) 加工温度 820~850 °C、应变速率  $1 \text{ s}^{-1}$ 、应变量 0.3~0.4 时, 能获得细小弥散的  $\alpha$  晶粒, 流变应力大小 150~200 MPa。

### 参考文献 References

- [1] Qu Fengsheng(曲凤盛), Zhou Jie(周杰), Liu Xuguang(刘旭光) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(1): 120
- [2] Li Li(李礼). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2013
- [3] Wang Jiajun(王佳骏), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Liang Houquan(梁厚权) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2014, 43(15): 1
- [4] Huang Darong(黄大荣), Wang Min(王敏), Guo Hongzhen(郭鸿镇) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(6): 49
- [5] Jia Baohua(贾宝华). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: Beijing Institute of Technology, 2015: 27
- [6] Men Zhengxing(门正兴), Qu Renchun(屈仁春), Zhou Jie(周杰) *et al. Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2018, 43(10): 162
- [7] Wang Xiaoyan(王晓燕), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Yuan Shichong(袁士翀) *et al. Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2008, 33(3): 8
- [8] Liu Jixiong(刘继雄), Ma Honggang(马宏刚), Li Wei(李巍) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2015, 44(9): 59
- [9] Peng Dashu(彭大暑). *Principles of Metal Forming Processes*(金属塑性加工原理)[M]. Changsha: Central South University Press, 2014
- [10] Sellars C M, McTegart W J. *Acta Metallurgica*[J], 1966, 14(9): 1136
- [11] Zener C, Hollomon J H. *Journal of Applied Physics*[J], 1944, 15(1): 22
- [12] Li Wei(李伟), Song Weidong(宋卫东), Ning Jianguo(宁建国) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(7): 1195
- [13] Jia Baohua(贾宝华), Song Weidong(宋卫东), Tang Huiping(汤慧萍) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(9): 2157
- [14] Yang Yang(杨扬). *Principles of Metal Plastic Working*(金属塑性加工原理)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2016
- [15] Lin Y C, Huang J, He D G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 795: 471
- [16] Zheng Ziqiao(郑子樵). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Changsha: Central South University Press, 2013

## Constitutive Relation and Secondary Recrystallization Maps of the TC18 Titanium Alloy During Hot Deformation

Lei Yu<sup>1,2</sup>, Xu Nianao<sup>1</sup>, Zhang Chenjie<sup>1</sup>, Zhao Yao<sup>1</sup>, Yang Yang<sup>1</sup>, An Zehao<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Chinalco Luoyang Copper Processing Co., Ltd, Luoyang 471039, China)

**Abstract:** The constitutive equation and the secondary recrystallization maps, which reflect the flow stress characteristics and microstructure-deformation relationship of the material, respectively, are the key data for the TC18 titanium alloy during the hot deformation. In the present paper, the hot compression deformation was carried on Gleeble-3800 under the conditions that the deformation temperatures were 790~900 °C, the strain rates 0.01~10 s<sup>-1</sup> and the strains 0.1~0.5. By fitting the  $\sigma^{\text{th}}$  polynomials of  $\varepsilon$  and  $\alpha$ ,  $n$ ,  $Q$ ,  $\ln A$  in the Arrhenius formula, TC18 titanium alloy's constitutive equation of hot compression was established. The predicted values of flow stress of the hot compression are in good agreement with the measured values; the secondary recrystallization maps of each strain rate were drawn by observing the microstructure and measuring  $\alpha$  grains' sizes.

**Key words:** TC18 titanium alloy; dynamic recrystallization; constitutive equation; the secondary recrystallization maps

---

Corresponding author: Zhang Chenjie, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: chenjiezhang@csu.edu.cn