

BT25 钛合金 β 相区动态再结晶行为及数值模拟

冯 瑞¹, 王克鲁¹, 鲁世强¹, 李 鑫¹, 欧阳德来², 崔 霞², 周 璇¹, 钟明君¹

(1. 南昌航空大学 航空制造工程学院, 江西 南昌 330063)

(2. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063)

摘 要: 利用 Gleeble-3500 型热模拟试验机对 BT25 钛合金进行单道次等温压缩实验, 分别采用 Najafizadeh-Jonas 加工硬化率模型和 Cingara-McQueen 流变应力模型研究了合金在变形温度 1040~1100 °C, 应变速率 0.001~1 s⁻¹ 和最大压率为 60% 的条件下动态再结晶的临界条件, 分析真应力-真应变曲线, 计算加工硬化率并建立了临界应变模型; 同时通过线性回归法计算材料参数, 构建 JMAK 动态再结晶动力学方程, 并采用该模型模拟了 BT25 钛合金在热变形过程中动态再结晶行为。结果显示: 流动应力表现出对应变速率和变形温度非常敏感; 高温和低应变速率有利于 DRX 发生; 有限元模型对 DRX 体积分数的预测误差在 10% 以内。该模型具有良好的预测能力, 为工业生产中塑性变形和微观结构的预测提供了有效的工具。

关键词: BT25 钛合金; 临界应变模型; DRX 动力学方程; DRX 体积分数; 数值模拟

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)03-0894-08

钛合金以其比强度高、耐高温和耐腐蚀性好等优异的性能, 广泛的应用于航空航天领域^[1]。BT25 钛合金综合性能良好, 在 500 °C 的高温环境下工作寿命高达 6000 h 以上, 目前主要应用于航空发动机的低温区域, 如航空发动机的压气机舱和飞机机匣等重要结构部件^[2,3]。伴随着现在航空发动机对材料性能提出的苛刻要求, BT25 钛合金的锻造工艺和微观组织控制成为重点研究方向。

金属材料的微观结构和相应的力学性能在很大程度上取决于加工工艺参数的优化^[4,5], 而动态再结晶 (DRX) 则有利于晶粒细化和均质化, 因此实际生产领域要想通过热机械加工方式控制微观组织, 晶粒细化的重要手段就是通过动态再结晶, 获得优异的组织形貌和材料特性^[6]。目前随着计算机技术的快速发展, 有限元法 (FE) 的应用越来越广泛, 有限元法作为一种可以在时间和空间尺度上模拟金属材料微观组织演变的方法。迄今为止, 越来越多的国内外学者开始建立 DRX 动力学模型并采用有限元模拟, 用于指导工业生产。早期 Raabe 和 Becker^[7] 采用有限元法研究了铝合金的静态再结晶行为; Tajally 等^[8] 在 JMAK 方程基础上建立了 7075 铝合金的等温再结晶动力学模型; 近年来, Wang 等^[9] 构建 AZ80 镁合金的动态再结晶动力学和运动学模型并通过实验验证, 相对误差小于 11.8%;

Quan 等^[10] 则通过有限元法构建 AlCu4SiMg 合金的 DRX 体积分数模型并采用金相实验验证模型, 实验结果与模型完全吻合。

目前对 BT25 钛合金的研究主要集中在力学性能和工艺优化方面。如赵永庆等^[11] 通过固溶和时效 2 种热处理工艺研究了该合金的力学行为; 曾卫东等^[12] 在合金的两相区进行等温锻造, 用定量金相法研究变形量对显微组织特征参数的影响规律。目前对 BT25 钛合金动态再结晶行为数值模拟的文章鲜有报道。本研究以热压缩试验为基础, 通过研究 BT25 钛合金的 DRX 行为, 建立了有限元模型并模拟材料的 DRX 行为。最后预测合金材料的微观组织演变, 为 BT25 钛合金热变形过程的微观组织控制提供重要的理论依据。

1 实 验

实验材料是 BT25 锻态棒材, 其化学成分 (质量分数, %) 为: 7 Al, 2.2 Mo, 1.1 W, 1 Zr, 0.2 Si, Ti 余量。利用线切割切出规格为 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱体试样, 在 Gleeble-3500 型热模拟试验机进行热压缩实验, 变形温度为 1040、1070 和 1100 °C, 应变速率为 0.001、0.01、0.1 和 1 s⁻¹, 最大高度压下率为 60%。为了减少试样与压头之间的摩擦, 需要在试样两端加上钼片。试验机采用电阻加热, 升温速度 10 °C/s, 实验完成后采用水淬冷却。

收稿日期: 2020-03-20

基金项目: 国家自然科学基金 (51761029, 51864035); 江西省研究生创新专项资金项目 (YC2019-S337)

作者简介: 冯 瑞, 男, 1993 年生, 硕士生, 南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330063, E-mail: 13576076918@163.com

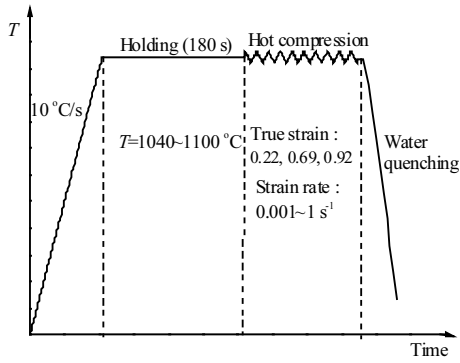


图 1 BT25 钛合金热压缩实验步骤简图

Fig.1 Diagram about experimental procedure of the hot compression of BT25 titanium alloy

2 实验结果

图 2 是 BT25 钛合金在不同变形温度和应变速率下的真应力-真应变曲线。结果表明,应力对应变速率、温度和应变非常敏感。在恒定的变形温度下,流变应力随应变速率的增大而增大,在恒定的应变速率下,流变应力随变形温度的升高而减小。

流变应力随真应变的增加经历了 2 个不同的阶段。在第 1 阶段,流变应力随真应变的增大而迅速增大。在这个阶段,主要的现象是位错的产生和增殖,此时加工硬化占据主导地位^[13]。在第 2 阶段,随着真应变的增大,晶界处逐渐积累的能量逐渐增大,加速晶界迁移,有利于动态回复 (DRV) 和动态再结晶的发生^[14]。随后, DRX 和 DRV 在软化机制中起主要作用,导致流变应力上升趋势减缓。当动态软化速率等于加工硬化速率时,流变应力达到峰值,然后逐渐减小,直至稳定阶段。

峰值应力是实际生产中估算最大变形载荷、模具选型及设备校核的重要依据。图 3 为不同变形条件对峰值应力的影响。从图 3 可以得出,在热变形过程中可以通过降低应变速率或提高变形温度来降低峰值应力。

3 动态再结晶模型

3.1 临界应变模型

确定动态再结晶发生的临界条件,对研究材料热加工工艺具有重要的意义。为建立 BT25 钛合金临界应变模型,本研究采用 Najafizadeh-Jonas 加工硬化率模型^[15]和 Cingara-McQueen 流变应力模型^[16]获得 ϵ_s/ϵ_p 和 σ_s/σ_p 。

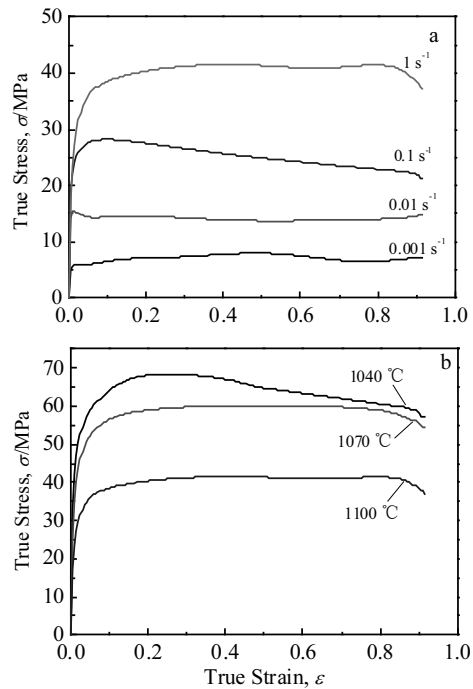


图 2 BT25 钛合金在不同变形条件下真应力-真应变曲线
Fig.2 True stress-true strain curves of BT25 titanium alloy under different deformation conditions: (a) 1100 °C and (b) 1 s⁻¹

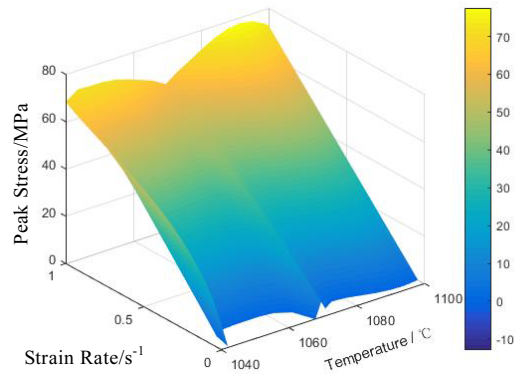


图 3 不同变形条件对 BT25 钛合金峰值应力的影响
Fig.3 Effect of different deformation conditions on peak stress of BT25 titanium alloy

3.1.1 Najafizadeh-Jonas 加工硬化率模型

动态再结晶的临界应变是指动态再结晶发生时刻对应的真应变。通常很多学者会把峰值应变当作再结晶临界应变,但是 Poliak 和 Jonas^[17,18]学者认为热变形过程中动态再结晶行为在达到峰值应变前已经发生了。如果采用金相组织观察来探寻临界应变值,不仅需要大量实验,又由于试样的应变存在间隔误差,所

以本研究采用 Najafizadeh 和 Jonas^[15]提出的 θ - σ 模型。

要确定 BT25 钛合金的加工硬化率 $\theta=d\sigma/d\varepsilon$, 就需要计算真应力-应变曲线上每个应变点所对应的斜率。由于曲线不是光滑的, 需要利用拟合软件以应变差 $\Delta\varepsilon=0.005$ 为间隔点进行拟合。此处以 BT25 钛合金变形温度 1040 °C, 应变速率 0.1 s⁻¹ 和高度压下率 60% 为例, 式 (1) 为其真应力-应变的 6 阶拟合方程, 拟合精度 99.8%。

$$\sigma = \frac{0.298 + 1219780\varepsilon^2 - 26448\varepsilon^4 + 10392\varepsilon^6}{1 + 33490\varepsilon^2 - 520590\varepsilon^4 + 3009850\varepsilon^6} \quad (1)$$

式 (1) 求导较为复杂, 可以考虑采用两点的斜率近似等于拟合曲线的斜率, 已知:

$$\theta = d\sigma/d\varepsilon \approx \Delta\sigma/\Delta\varepsilon \quad (2)$$

由式 (2) 可计算出加工硬化率, 得到了 $\ln\theta \sim \varepsilon$ 关系曲线, 并对其进行三次方拟合得:

$$\ln\theta = -24001.5\varepsilon^3 + 2817\varepsilon^2 - 178.03\varepsilon + 8.459 \quad (3)$$

对式 (3) 求导并对方程两边同时取负号, 得到 $-\partial\ln\theta/\partial\varepsilon \sim \varepsilon$ 的关系曲线图, 如图 4 所示, 可以得出当曲线最低点所对应的应变即是临界应变, 此时临界应变值为 0.141, BT25 钛合金应变速率为 1 s⁻¹。

动态再结晶临界应变模型可以采用 Sellars 模型^[19]表示:

$$\varepsilon_c = k\varepsilon_p \quad (4)$$

$$\varepsilon_p = a\varepsilon_c^b \quad (5)$$

式中, ε_c 为临界应变; k 、 a 和 b 均是材料与材料有关的系数; ε_p 表示峰值应变。Z 是 Zener-Hollomon 参数^[19], 可通过式 (6) 来表示:

$$Z = \dot{\varepsilon}e^{Q/RT} \quad (6)$$

式 (6) 中: $\dot{\varepsilon}$ 表示应变速率, Q 为变形激活能, 在本次实验计算得 533 kJ/mol, R 是气体常数。计算并绘制出 ε_c - ε_p , σ_c - σ_p 和 $\ln\varepsilon_c$ - $\ln Z$ 的关系曲线并通过最小二乘法得拟合方程如图 5 所示。从图 5 可以看出: 临界应

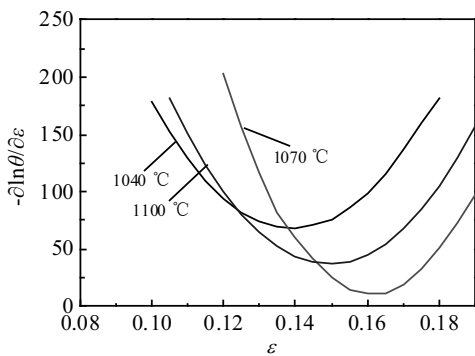


图 4 BT25 钛合金的 $-\partial\ln\theta/\partial\varepsilon$ - ε 关系曲线

Fig.4 Relation curves of BT25 titanium alloy about $-\partial\ln\theta/\partial\varepsilon$ - ε

变和峰值应变及其应力都有固定的比值, $\varepsilon_c=0.63\varepsilon_p$, $\sigma_c=0.984\sigma_p$ 。临界应变值与 Z 参数有着较好的线性吻合, 随着 Z 的增加而缓慢增加, 拟合方程为:

$$\ln\varepsilon_c=0.087\ln Z-4.228, \text{ 即 } \varepsilon_c=1.456 \times 10^{-2}Z^{1.091} \quad (7)$$

3.1.2 Cingara-McQueen 流变应力模型

Cingara-McQueen 流变应力模型可以准确地描述材料在热变形过程中到达峰值应力之前的流动应力行为。具体公式如下^[16,20,21]:

$$\sigma = \sigma_p \left[(\varepsilon/\varepsilon_p) \exp(1 - \varepsilon/\varepsilon_p) \right] \quad (8)$$

式中, σ_p 和 ε_c 分别为峰值应力和临界应变。对式 (8) 等式两边同时取对数, 可得:

$$\ln(\sigma/\sigma_p) = C \left[\ln(\varepsilon/\varepsilon_p) + 1 - \varepsilon/\varepsilon_p \right] \quad (9)$$

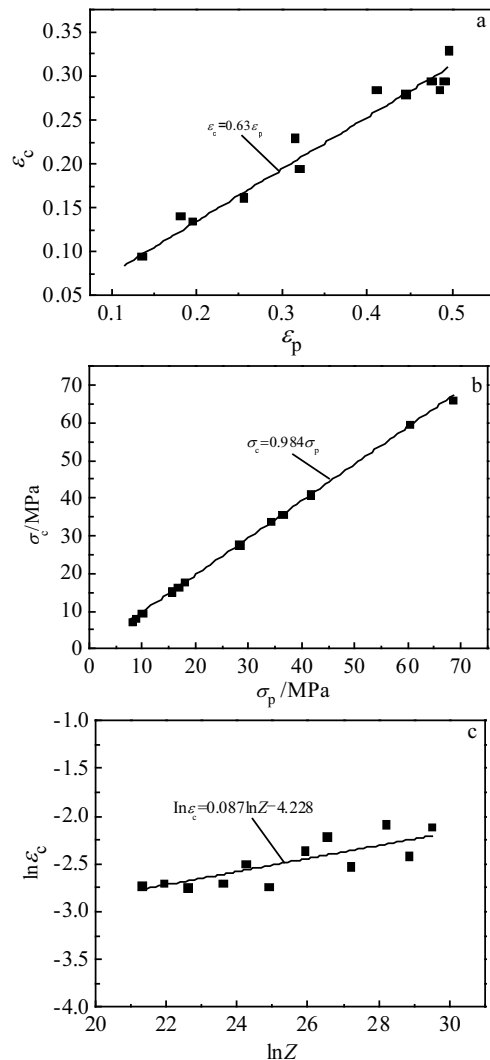


图 5 BT25 钛合金 ε_c - ε_p 、 σ_c - σ_p 及 $\ln\varepsilon_p$ - $\ln Z$ 关系曲线

Fig.5 Relation curves of BT25 titanium alloy: (a) ε_c - ε_p , (b) σ_c - σ_p and (c) $\ln\varepsilon_p$ - $\ln Z$

可以发现 $\ln(\sigma/\sigma_p)$ 与 $[\ln(\varepsilon/\varepsilon_p)+1-\varepsilon/\varepsilon_p]$ 之间呈现线性关系, 其拟合直线的斜率即为 C 值。如图 6 所示, 以变形温度 1040 °C, 应变速率 0.1 s⁻¹ 为例, 得 $C = 0.284$ 。同样, 计算所有变形条件下拟合直线斜率, 取其平均值为 $C = 0.32$ 。

如图 7 所示, BT25 钛合金的 Cingara-McQueen 模型 ($C = 0.32$) 所预测的流动应力结果和实验结果非常吻合, 相关系数 R 为 0.98。可以得出: 该模型所确定的动态再结晶条件符合实验规律。

3.2 动态再结晶动力学模型

在热塑性变形过程中, 动态再结晶发生的前提是材料内部有位错畸变能, 动态再结晶体积分数大都与临界应变、应变速率和变形温度有关, 通过 JMAK 方程可以预测再结晶体积分数的演变^[22,23], 方程如式 (10) 所示。

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-\beta_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{k_d}\right] \quad \varepsilon \geq \varepsilon_c \quad (10)$$

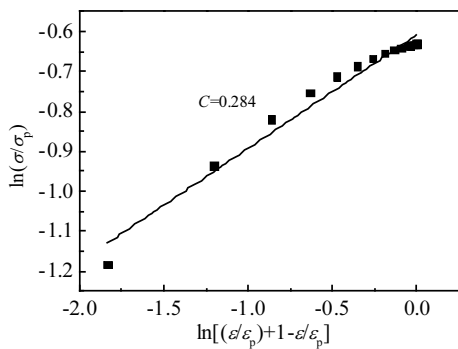


图 6 BT25 钛合金 $\ln(\sigma/\sigma_p) - [\ln(\varepsilon/\varepsilon_p)+1-\varepsilon/\varepsilon_p]$ 关系曲线
Fig.6 $\ln(\sigma/\sigma_p) - [\ln(\varepsilon/\varepsilon_p)+1-\varepsilon/\varepsilon_p]$ curves of BT25 titanium alloy at 1040 °C and the strain rate of 0.1 s⁻¹

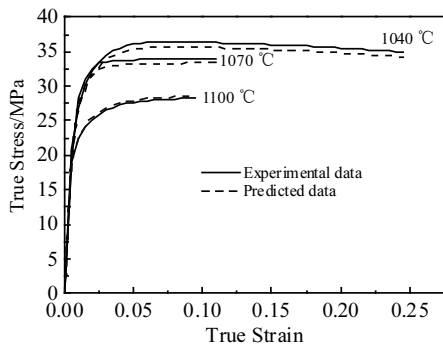


图 7 BT25 钛合金流动应力实验值与预测结果对比
Fig.7 Comparison of experimental values and predicted results of BT25 titanium alloy

式中, X_{DRX} 表示动态再结晶体积分数; β_d 和 k_d 为材料参数; $\varepsilon_{0.5}$ 表示动态再结晶体积分数为 50% 时对应的真应变值, 可用下式表示:

$$\varepsilon_{0.5} = A \dot{\varepsilon}^B \exp(Q_1/RT) \quad (11)$$

式中, R 为气体常数, Q_1 为再结晶激活能, A 和 B 均为材料参数, 可通过线性回归方法求解, 先将式 (10) 两边同时取对数, 可得:

$$\ln(1 - X_{DRX}) = -\beta_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{k_d} \quad \varepsilon \geq \varepsilon_c \quad (12)$$

对式(12)两边在此取对数, 得:

$$\ln[-\ln(1 - X_{DRX})] = \ln(\beta_d) + k_d \ln\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right) \quad \varepsilon \geq \varepsilon_c \quad (13)$$

先求解 $\varepsilon_{0.5}$, 此处以变形温度 1040~1100 °C, 应变速率 0.001~0.1 s⁻¹ 为例建立真应变与预测动态再结晶体积分数关系图, 如图 8 所示。对图 8 中再结晶体积分数进行 Avrami 模型拟合, 即:

$$X_{DRX} = 1 - \exp[-Bt^n] \quad (14)$$

拟合方程中 B 和 n 为常数, t 为变形时间。在图 8 中可以将再结晶体积分数取 $X_{DRX} = 0.5$, 得 $\varepsilon_{0.5}$ 的值分别为 0.83, 0.92 和 1.03。继续绘制 $\ln[-\ln(1 - X_{DRX})]$ 和 $\ln\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)$ 关系曲线并进行线性拟合可得: $\beta_d = 0.62$, $k_d = 1.57$ 。

进一步利用 MATLAB 软件对 $\varepsilon_{0.5}$ 和 T 、 $\dot{\varepsilon}$ 进行非线性拟合, 得出 $A = 0.5432$, $B = 0.3578$, $Q_1 = 57\ 600$ J/mol⁻¹。故锻态 BT25 钛合金的再结晶动力学模型为:

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-0.62 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{1.57}\right] \quad \varepsilon \geq \varepsilon_c \quad (15)$$

当 DRX 体积分数为 50% 时:

$$\varepsilon_{0.5} = 0.5432 \dot{\varepsilon}^{0.3578} \exp(57\ 600/RT) \quad (16)$$

4 有限元模拟

4.1 模拟条件

结合等温热压缩试验得到的真实应力-应变数据、临界应变模型和 DRX 动力学模型在 DEFORM-3D 平台上进行有限元模拟仿真。在高温条件下工件的塑性变形较大, 弹性变形通常可以忽略不计。因此, 在有限元模拟中, 将坯料设为刚塑性体, 模具的压头设置为刚体。为了提高模拟的精确性, 本研究模拟对模具赋予材料参数。考虑到缩短有限元模拟时间, 采用半对称试件为变形模型。需要注意的是坯料和模具接触

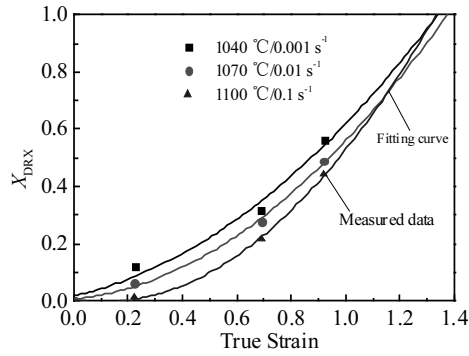


图 8 BT25 钛合金预测 DRX 体积分数与真应变关系曲线
Fig.8 Relation curves of BT25 titanium alloy between predicted DRX volume fractions (X_{DRX}) and true strain

界面的摩擦设置为剪切类型^[24], 取值为 0.3。坯料和空气对流系数设置为 0.02 N/s/mm²/°C, 该模拟符合热压缩实验条件的过程, 揭示了材料在塑性变形过程中 DRX 体积分数的分布规律。

4.2 模拟结果分析

热加工过程中的工艺参数对材料的 DRX 行为有着至关重要的影响。以 BT25 钛合金在变形温度 1040 °C, 应变速率 0.1 s⁻¹, 高度压下率为 60%时为例来研究真应变对 DRX 的影响。如图 9 所示, 在试样的热压缩过程中, 随着真应变的不断增大, DRX 平均体积分数也逐渐增加。DRX 主要出现在坯料的中心区域, 即大变形区, 然后沿对称线增加并延伸。

继续研究变形温度等工艺参数对 BT25 钛合金热压缩过程的组织演变规律。为便于研究, 分别在试样截面的难变形区、自由变形区和大变形区取点作为代表(图 10)。图 11 表示材料在最大高度压下率为 60% 时不同变形温度和应变速率的 DRX 体积分数变化规律。通过图 10 可以得出: P3 点(大变形区) DRX 体积分数最高, P2 其次, P1 最少, 表明大变形区动态再结晶最充分。图 11a 中 P1 点直至真应变达到 0.22 时才发生动态再结晶, 这主要是因为难变形区与模具直接接触传热, 变形温度偏低, 热激活低导致畸变能小^[12]。横向对比图 11a 和 11b, 可发现变形温度越高, 应变速率越低, 其对应的 DRX 体积分数越高。这是因为高温引起热激活作用增加, 晶界迁移能力增强, DRX 行为加剧^[13]。

由上述模拟结果可知, 变形程度越大、降低应变速率或提高变形温度, 均有利于发生动态再结晶。

4.3 微观组织验证

观察变形试样的微观组织结构是检验组织演变的通用方法。继续在试样截面取点作为代表, 如图 12

所示。图 12 为 BT25 钛合金在变形温度 1040 °C, 应变速率 0.001 s⁻¹ 和高度压下率 60%条件下不同变形区域的实验组织。通过图 12 可以得出: 大变形区的晶粒尺寸最小, 晶粒细化更为明显, 动态再结晶最充分, 自由变形区次之。难变形区晶粒尺寸最大, 再结晶现象最不明显, 实验结果与有限元模拟结果一致。图 12b~12d 均存在白色线条状的魏氏组织, 通过对变形温度 1040 °C、应变速率为 1 s⁻¹ 和高度压下率 60%的试样进行 XRD 物相分析, 结合文献^[25]可以得出白色线条为次生 α 组织。

图 13 是材料在变形温度为 1100 °C 条件下不同应变速率的实验组织图。由图 13 可知, 随着应变速率的降低, 原始晶粒尺寸逐渐减小, 形核数量增加, 再结晶晶粒的数量增加, 并且晶粒尺寸变得越来越均匀, 这是由于较低的应变速率为位错滑移和晶界迁移提供了更长的反应时间^[12,13]。对比图 12 和图 13 可以发现: 随着温度的升高, 再结晶晶粒尺寸逐渐增大。采用线性截距法测得 1040 °C 原始组织晶粒平均尺寸为 690 μm , 而 1100 °C 原始晶粒平均尺寸达到了 1180 μm 。图 13a~13d 中,

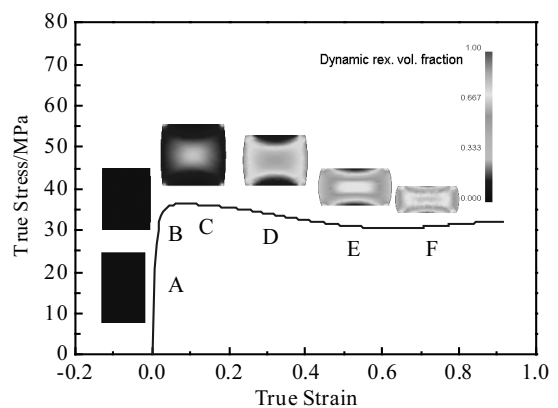


图 9 BT25 钛合金 DRX 体积分数随真应变的演化规律
Fig.9 Evolution of DRX volume fraction with true strain for BT25 titanium alloy

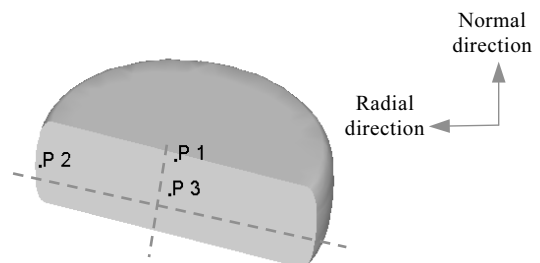


图 10 选择 3 个变形区域 (P1~P3) 用于组织观察和模拟
Fig.10 Three deformation areas (P1~P3) selected for microstructure observation and simulation

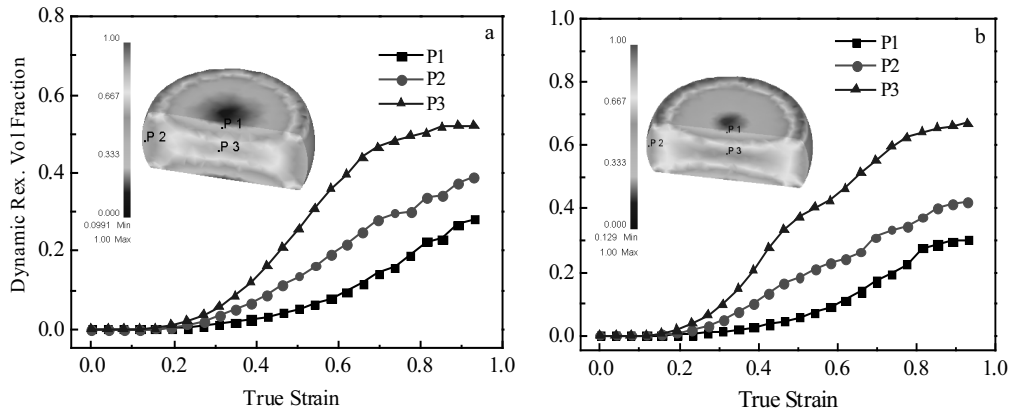


图 11 不同变形条件下 BT25 钛合金 DRX 体积分数演化规律

Fig.11 Evolution of DRX volume fraction for BT25 titanium alloy under different deformations: (a) $T=1040\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$; (b) $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$

伴随应变速率下降, 次生 α 相的体积分数也在不断下降。同时对比图 12d 和图 13d, 可知, 在相同应变速率下, 变形温度越高, 再结晶体积分数越高。

继续采用定量金相法测 DRX 体积分数, 如图 14 所示。图 14 是 BT25 钛合金在应变速率为 0.001 s^{-1}

时 DRX 体积分数与真应变的拟合曲线。可发现金相法测得实验数据与有限元模拟基本吻合, 相对误差在 10% 以内, 证明了该模型的有效性。模拟结果也可以为钛合金在热变形过程中组织和性能控制提供理论依据。

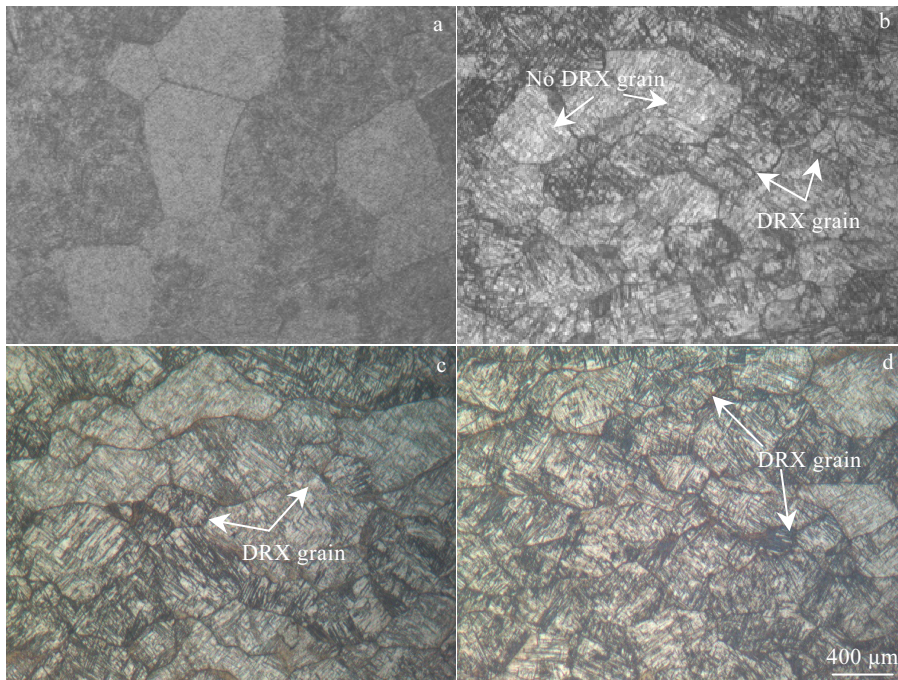


图 12 变形温度 $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下 BT25 钛合金不同变形区域的实验组织图

Fig.12 Original microstructure (a) and experimental microstructures (b~d) of BT25 titanium alloy at strain rate of 0.001 s^{-1} and temperature of $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ in different deformation areas: (b) P1, (c) P2, and (d) P3

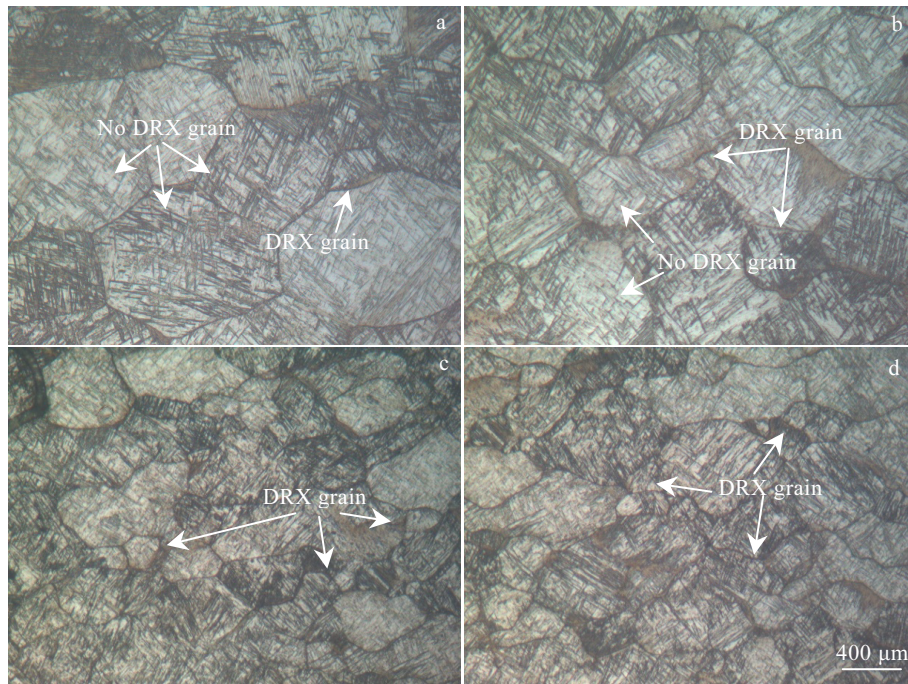


图 13 BT25 钛合金在变形温度为 1100 °C 条件下不同应变速率的实验组织图

Fig.13 Experimental microstructures of BT25 titanium alloy at deformation temperatures of 1100 °C and different strain rates: (a) 1 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, (c) 0.01 s⁻¹, and (d) 0.001 s⁻¹

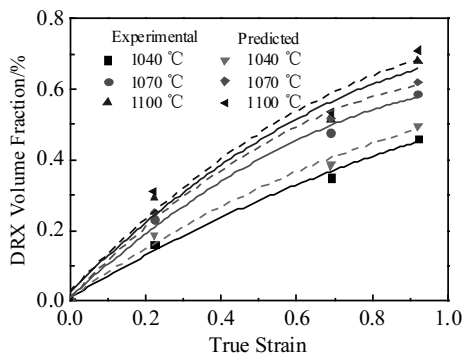


图 14 BT25 钛合金在应变速率 0.001 s⁻¹ 时 DRX 体积分数与真应变的拟合曲线

Fig.14 Fitting curves of DRX volume fraction and true strain of BT25 titanium alloy at the strain rate of 0.001 s⁻¹

5 结 论

1) BT25 钛合金流变应力对应变速率和变形温度非常敏感。流变应力随着应变速率的升高而升高，随着变形温度的降低而升高。

2) 建立临界应变模型和 JMAK 动态再结晶动力学方程，并构建有限元模型对材料热加工过程进行组

织模拟，揭示了热变形工艺参数对 DRX 微观组织演化的影响规律。

3) 数值模拟结果与实验结果一致。变形温度越高，其初始组织晶粒尺寸越大；提高变形温度或降低应变速率均有利于发生动态再结晶；有限元模型对 DRX 体积分数的预测误差在 10% 以内，该模型具有良好的预测效果。

参考文献 References

[1] Huang Chaowen(黄朝文), Ge Peng(葛 鹏), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(1): 254

[2] Jin Hexi(金和喜), Wei Kexiang(魏克湘), Li Jianming(李建明) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(2): 280

[3] Kumar J, Rao A V, Raman S G S *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2018, 116: 505

[4] Sakai T, Belyakov A, Kaibitshev R *et al. Progress in Materials Science*[J], 2014, 60(1): 130

[5] Tian Yuxing(田宇兴), Liu Cheng(刘 成). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11): 3764

- [6] Zhou Guowei, Li Zihan, Li Dayong *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2017, 91: 48
- [7] Raabe D, Becker R C. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*[J], 2000, 8(4): 445
- [8] Tajally M, Huda Z. *Metal Science & Heat Treatment*[J], 2011, 53(5-6): 213
- [9] Wang Zhongtang, Jiang Jihao, Liu Xunan. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(7): 2062
- [10] Quan Guozheng, Shi Ruiju, Zhao Jiang *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(6): 1138
- [11] Xin Shewei(辛社伟), Zhao Yongqing(赵永庆), Zhou Wei(周伟) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(11): 3422
- [12] Wang Yang(王 杨), Zeng Weidong(曾卫东), Ma Xiong(马雄) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25 (7): 1861
- [13] Liu Xin, Zhu Xiaoxian, Guo Yanhua *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(11): 3476
- [14] Zhang Zhimin(张治民), Ren Luying(任璐英), Xue Yong(薛勇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 47(3): 820
- [15] Najafizadeh A, Jonas J J. *ISIJ International*[J], 2006, 46(11): 1679
- [16] Cingara A, McQueen H J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1992, 36(1): 31
- [17] Poliak E I, Jonas J J. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(1): 127
- [18] Poliak E I, Jonas J J. *ISIJ International*[J], 2003, 43(5): 684
- [19] Sellars C M, McTegart W J. *Acta Metallurgica*[J], 1966, 14(9): 1136
- [20] Mirzadeh H, Najafizadeh A. *Materials and Design*[J], 2010, 31(3): 1174
- [21] Wan Zhipeng(万志鹏), Sun Yu(孙 宇), Hu Lianxi(胡连喜) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 835
- [22] Hodgson P D, Gibbs R K. *ISIJ International*[J], 1992, 32 (12): 1329
- [23] Manohar P A, Kyuhwan L, Rollett A D *et al.* *ISIJ International*[J], 2003, 43(9): 1421
- [24] Liu Jing(刘 静), Wang Ping(王 平). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(10): 2455
- [25] Cai Gang(蔡 刚), Lei Min(雷 旻), Wan Mingpan(万明攀). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(10): 2578

Dynamic Recrystallization Behavior and Numerical Simulation of β Phase of BT25 Titanium Alloy

Feng Rui¹, Wang Kelu¹, Lu Shiqiang¹, Li Xin¹, Ouyang Delai², Cui Xia², Zhou Xuan¹, Zhong Mingjun¹

(1. School of Aerospace Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: The single-pass isothermal compression test of BT25 titanium alloy was carried out by Gleeble-3500 thermal simulation machine. Najafizadeh-Jonas model of working hardening rate and Cingara-McQueen model of flow stress were used to study the critical conditions of dynamic recrystallization under the conditions of deformation temperature of 1040~1100 °C, strain rate of 0.001~1 s⁻¹ and maximum height reduction of 60%. The true stress-true strain curve was analyzed, and the critical strain model was established. At the same time, JMAK dynamic recrystallization (DRX) kinetic equation was constructed by calculating material parameters and linear regression method. A numerical simulation model was developed to simulate the dynamic recrystallization behavior of BT25 titanium alloy during thermal deformation. The results show that the flow stress is sensitive to the strain rate and deformation temperature. High temperature and low strain rate are favorable for DRX. The prediction error of the finite element model for predicting DRX volume fraction is less than 10%. The model has good prediction ability and provides an effective tool for predicting plastic deformation and microstructure in industrial production.

Key words: BT25 titanium alloy; critical strain model; DRX dynamic equation; DRX volume fraction; numerical simulation

Corresponding author: Wang Kelu, Ph. D., Professor, School of Aerospace Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: wangkelu@126.com