DOI: 10.3901/JME.2020.20.066

BT25钛合金动态再结晶行为的元胞自动机模拟*

冯瑞¹ 王克鲁¹ 鲁世强¹ 李鑫¹ 欧阳德来² 周璇¹ 钟明君¹

(1. 南昌航空大学航空制造工程学院 南昌 330063;

2. 南昌航空大学材料科学与工程学院 南昌 330063)

摘要: 为研究热加工工艺参数对钛合金塑性成形过程中微观组织的影响,利用 Gleeble-3500 型热模拟试验机对 BT25 钛合金进行单道次等温恒应变速率压缩试验。分析真应力-应变曲线,建立 JMAK 动态再结晶动力学方程;通过对热变形行为的分析,推导出钛合金的位错密度模型、再结晶形核和晶粒长大模型;结合元胞自动机的算法,建立元胞自动机(Cellular automata, CA)模型并利用该模型模拟和验证了 BT25 钛合金热变形过程中动态再结晶行为。结果表明, BT25 钛合金的流动应力对应变速率和变形温度非常敏感;提高变形温度或降低应变速率均有利于材料发生动态再结晶; CA 模型模拟晶粒尺寸误差约为 3%,预测 DRX 体积分数误差在 10% 以内。该模型具有良好的预测精度,为合金材料在塑性加工过程中优化工艺参数和控制锻件微观组织演变提供了可靠性依据。

关键词: BT25 钛合金; 热变形; 动态再结晶; 元胞自动机; 数值模拟

中图分类号: TG146

Cellular Automaton Simulation of Dynamic Recrystallization Behavior in BT25 Titanium Alloy

FENG Rui¹ WANG Kelu¹ LU Shiqiang¹ LI Xin¹ OUYANG Delai²
ZHOU Xuan¹ ZHONG Mingjun¹

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

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

Abstract: In order to study the effect of thermal processing parameters on microstructure of titanium alloy during plastic forming, the single-pass isothermal constant strain compression test of BT25 titanium alloy is carried out by Gleeble-3500 thermal simulation machine. The true stress-strain curves are analyzed and the dynamic equation of JMAK recrystallization is established. Based on analysis of thermal deformation behavior, dislocation density model, recrystallization nucleation model and grain growth model are derived. A cellular automata (CA) model is established through the algorithm to simulate and verify the dynamic recrystallization(DRX) behavior of BT25 titanium alloy during thermal deformation. The results show that the flow stress of BT25 titanium alloy is very sensitive to the strain rate and deformation temperature. Increasing deformation temperature or decreasing strain rate is beneficial to dynamic recrystallization of materials. The CA model simulated the grain size about the error is 3%, and predicted the DRX volume fraction about error within 10%. This model has good prediction accuracy. A reliable basis is provided for optimizing technological parameters and controlling microstructure evolution of forging in the process of plastic machining.

Key words: BT25 titanium alloy; thermal deformation; dynamic recrystallization; cellular automata; numerical simulation

0 前言

在航空航天领域,钛合金以其比强度高、耐高温和耐腐蚀性好等优点,得到了广泛的应用^[1]。BT25

钛合金综合性能良好,在 550 ℃ 的高温环境下工作寿命高达 3 000 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机匣等重要部件^[2-3]。工艺决定组织,而组织决定性能,锻件的最终性能与具体的锻造成形工艺和微观组织密切相关。故 BT25 钛合金的锻造成形工艺和微观组织控制成为重点研究方向。

* 国家自然科学基金(51761029, 51864035)和江西省研究生创新专项资金(YC2019-S337)资助项目。20191226 收到初稿,20200510 收到修改稿

实际生产领域主要通过热机械加工方式控制微观组织, 来获得优异的组织形貌和材料性能^[4], 动态再结晶(Dynamic recrystallization, DRX)是晶粒细化的重要手段。因此, 揭示金属材料在塑性变形过程中的微观结构演变, 对预测金属材料的微观结构表征和力学性能具有重要意义。若采用传统试验对热变形工艺参数进行优化, 周期长且试验成本高。而目前随着计算机技术的发展, 计算材料学的应用越来越广泛, 元胞自动机(Cellular automata, CA)方法^[5]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。早期 DING 等^[6]开发了元胞自动机 DRX 模型来模拟纯铜在高温变形过程中的 DRX 行为, 成功地模拟了塑性流动行为和应力-应变关系; 近年来, LI 等^[7]利用晶粒的拓扑变形原理建立 CA 模型来模拟 TA15 钛合金的 DRX 过程; 师先哲等^[8]通过元胞自动机模型对 LZ50 钢的静态再结晶行为进行预测。模拟结果与试验结果均吻合较好。

目前对 BT25 钛合金研究的文章主要集中在力学性能和工艺优化方面。如辛社伟等^[9]研究了该合金的热处理对焊接组织和力学性能的影响; 王杨等^[10]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。但目前利用数值模拟对 BT25 钛合金微观组织演变的研究鲜有报道。本文以热压缩试验为基础, 通过研究 BT25 钛合金的热变形行为, 建立 CA 模型并预测了合金的微观组织演变, 包括动态再结晶的晶粒形状、平均尺寸和体积分数, 研究结果为 BT25 钛合金热变形过程的微观组织控制提供了理论依据, 也为实际工业生产提供指导性意见。

1 试验材料及方法

试验材料是 BT25 锻态棒材, 其化学成分如表 1 所示。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试验, 变形温度分别为 1 040、1 070 和 1 100 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.001 s^{-1} 、0.01 s^{-1} 、0.1 s^{-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 $^{\circ}\text{C/s}$, 加热至试验温度先保温 3 min 来保证试样内部受热均匀, 结束后用水淬冷却。

表 1 BT25 的化学成分(质量分数) %

元素	Al	Mo	W	Zr	Si	Ti
质量分数	7	2.2	1.1	1	0.2	余量

试验完成后, 将试样沿着轴向剖开并镶嵌, 然后用砂纸打磨并抛光, 再用腐蚀液(HNO_3 : HF : H_2O =1:2:5)进行腐蚀, 最后在光学显微镜下对试样组织进行观察。图 1 为锻态 BT25 钛合金在变形温度 1 100 $^{\circ}\text{C}$ 时, 未变形的原始组织图。通过线性截距法测得 β 晶粒初始尺寸约为 1 180 μm 。

图 1 BT25 钛合金在变形温度 1 100 $^{\circ}\text{C}$ 时未变形的初始微观组织

2 试验结果

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。在试验的初始阶段流动应力迅速达到峰值, 然后缓慢下降, 当达到一定的真应变后其流变应力基本保持稳定。从图 2 可以看出, 在变形温度恒定情况下, 流动应力随着应变速率的升高而升高; 在应变速率为定值时, 流动应力随着变形温度的降低而升高。前者是因为较低的应变速率提供了更多的时间来促进动态回复和动态再结晶, 导致材料的软化效应大于加工硬化效应^[11]; 而后者主要是在较高的变形温度下, 加快动态再结晶的晶界迁移率。同时高温有利于降低位错滑移阻力, 产生更多滑移体系, 加强了软化效应, 故变形温度越高, 流动应力越小^[12]。

(a) 变形温度为 1 070 $^{\circ}\text{C}$

图2 BT25 钛合金在不同变形条件下真应力-真应变曲线

3 CA 模型的建立

3.1 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足够的位错畸变能,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^[13-15],如式(1)所示

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

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^[15]

$$\varepsilon_{0.5} = A \dot{\varepsilon}^B \exp(Q_1/RT) \quad (2)$$

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(1)两边同时取对数,可得

$$\ln(1 - X_{\text{DRX}}) = -\beta_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{k_d} \quad \varepsilon \geq \varepsilon_c \quad (3)$$

对式(3)两边在此取对数,得

$$\ln[-\ln(1 - X_{\text{DRX}})] = \ln(\beta_d) + k_d \ln \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}} \right) \quad \varepsilon \geq \varepsilon_c \quad (4)$$

先求解 $\varepsilon_{0.5}$, 此处以变形温度 1040~1100 °C, 高度压下率 60%, 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 3 所示。对图 3 中再结晶体积分数进行 Avrami 模型拟合,即

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp[-B \times t^n] \quad (5)$$

拟合方程中 B 和 n 为常数, t 为变形时间。图 3

可将其中 DRX 体积分数值取 $X_{\text{DRX}}=0.5$, 得 $\varepsilon_{0.5}$ 的值分别为 0.83、0.92 和 1.03。继续建立 $\ln[-\ln(1 - X_{\text{DRX}})]$ 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 $A=0.5432$, $B=0.3578$, $Q_1=336000 \text{ J/mol}^{-1}$ 。故锻态 BT25 钛合金的再结晶动力学模型为

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp \left[-0.62 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{1.57} \right] \quad \varepsilon \geq \varepsilon_c \quad (6)$$

当 DRX 体积分数为 50% 时

$$\varepsilon_{0.5} = 0.5432 \dot{\varepsilon}^{0.3578} \exp(33600/RT) \quad (7)$$

图3 BT25 钛合金预测 DRX 体积分数与真应变关系曲线

3.2 位错密度模型

热变形过程中位错密度的湮没和增值是随着加工硬化和软化效应共同作用的,为了更详细描述位错与加工硬化和软化的关系,MECKING 等^[16]提出了 KM 唯象模型,具体公式如下

$$d\rho/d\varepsilon = k_1 \sqrt{\rho} - k_2 \rho \quad (8)$$

式中, $k_1 \sqrt{\rho}$ 表示加工硬化; $k_2 \rho$ 表示动态软化; 参数 k_1 和 k_2 可通过式(9)、(10)表示。

$$k_1 = 2\theta/\alpha Gb \quad (9)$$

$$k_2 = 2\theta/\sigma_s \quad (10)$$

式中, G 表示切变模量; σ_s 表示稳态应力; α 为位错密度相关的系数,金属材料一般取值 $\alpha=0.5$; θ 表示加工硬化指数,取值 $\theta=0.69$; b 为柏氏矢量; 故真应力与位错密度的关系^[7]可用式(11)表示

$$\sigma = \alpha Gb \sqrt{\rho} \quad (11)$$

$$\bar{\rho} = \sum_{i=1}^N \rho_i \quad (12)$$

式中, $\bar{\rho}$ 表示平均位错密度, N 为元胞空间的晶粒数, ρ_i 表示第 i 个晶粒的位错密度。

3.3 再结晶形核和晶粒长大模型

当位错密度达到或超过临界位错密度时, 再结晶晶粒在晶界处会按照一定的速率形核, 发生动态再结晶。根据 KURTZ 等^[17]的研究, 形核速率是应变速率和变形温度有关的函数, 可以描述为

$$\dot{n}(\dot{\epsilon}, \dot{T}) = C \dot{\epsilon}^m \exp(-Q_{\text{act}}/RT) \quad (13)$$

式中, C 为常数; m 在此模拟中取 1; Q_{act} 表示形核激活能。

本文利用 ROBERTS^[18]提出的临界位错密度, 公式如下

$$\rho_c = \left(\frac{20\gamma\dot{\epsilon}}{3blM\tau^2} \right)^{1/3} \quad (14)$$

式中, M 表示晶界迁移率; γ 为界面能; l 是平均位错自由程; τ 为线位错能。

在材料热变形过程中, 位错密度随着应变的增加而不断增加, 直到临界位错密度发生再结晶。新晶粒的初始位错密度假设为零, 随着应变量的持续而不断增加。但是新晶粒的位错密度与母晶粒之间有差值, 致使低位错密度晶粒的晶界往高位错区域迁移, 故迁移的趋势为晶粒的长大提供了驱动力。晶粒长大驱动力的公式为

$$V = MF/4\pi r^2 \quad (15)$$

式中, V 表示晶粒长大速度; F 为驱动力; 其晶界迁移率^[19]可表示为

$$M = (\delta D_b b / KT) \exp(Q_b / RT) \quad (16)$$

式中, δ 表示晶界的厚度; D_b 是晶界扩散系数, 此处取值 $\delta D_b = 5.4 \times 10^{-17} \text{ m}^3/\text{s}$; K 为波尔兹曼系数, 值为 $1.38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$; Q_b 为晶界扩散能, 取值 $Q_b = 153 \text{ kJ/mol}$ ^[20]。

再结晶驱动力可以用位错密度^[21]来表示

$$F = \tau(\rho_m - \rho_i) - 4\gamma_i/d_i \quad (17)$$

式中, ρ_m 表示母相中的位错密度; ρ_i 为新晶粒的位错密度; d_i 是新晶粒的直径; $\tau = 0.5Gb^2 = 1.022 \times 10^{-15}$; γ_i 表示大角度晶界, 可用下式表达

$$\gamma_i = \begin{cases} \gamma_m \theta_i / \theta_m [1 - \ln(\theta_i / \theta_m)] & \theta_i < \theta_m \\ \gamma_m & \theta_i \geq \theta_m \end{cases} \quad (18)$$

式中, θ_i 表示再结晶的新晶粒与相邻晶粒之间的取向差; θ_m 值为 15° , 表示大角度晶界取向值; γ_m 为晶界能, 详细求解式如下

$$\gamma_m = Gb\theta_m / 4\pi(1 - \nu) \quad (19)$$

式中, ν 表示泊松比, 其值 $\nu = 0.38$ 。

再结晶晶粒伴随着应变增加而增加的同时, 其与母相的位错差值也在不断减小, 则驱动力也慢慢减小, 当驱动力变成零时, 再结晶的晶粒会停止生长; 如果再结晶晶粒在长大过程中与其他新晶粒发生接触碰撞时, 接触的部位同样会停止生长。

4 元胞自动机模拟结果与分析

4.1 模拟条件

本文利用 Matlab 软件编译元胞自动机算法, 对 BT25 钛合金热变形过程中动态再结晶行为进行预测, 模拟微观组织演变过程。CA 模拟的流程图如图 4 所示。模拟区域采用 300×300 的四边形网格, 边界选择周期边界条件, 邻居类型选用摩尔邻居。每个单元格的实际尺寸大小设置为 $10 \mu\text{m}$, 对应金

图 4 CA 模拟的流程图

相组织区为 $3\ 000\ \mu\text{m} \times 3\ 000\ \mu\text{m}$ 。在本次模拟中, BT25 钛合金再结晶 CA 模拟材料参数如表 2 所示^[20], 每个元胞赋予 6 个状态变量, 详细如下。

表 2 BT25 钛合金的材料参数

形核激活能 $Q_{\text{act}}/(\text{kJ mol}^{-1})$	柏氏矢量 b/m	切变模量 G/MPa	$\delta D_b/$ $(\text{m}^3 \text{s}^{-1})$	取向差 $\theta_m/(\circ)$
153	2.86×10^{-10}	20 500	5.4×10^{-17}	15

(1) 位错密度变量: 模拟过程用位错密度变量记录位错密度随应变的变化, 并假设所有的初生晶粒都是相同且均匀的, 所有元胞的初始位错密度都是相同的。

(2) 元胞取向值: 其数值在 $0 \sim 180$ 范围内, 用随机整数设定母相元胞取向值, 不同的取向值呈现出不同的元胞。此外, 当母相晶粒发生形核, 表示新的晶粒产生, 母相晶粒它会被赋予一个新的元胞取向值。

(3) 晶界变量: 通过晶界变量来区分元胞是否

位于晶界上。

(4) 晶粒颜色变量: 颜色的状态变量设置为 $0 \sim 255$ 。

(5) 晶粒统计变量: 表示在 $0 \sim N$ 范围内用整数来区分不同元胞的变量。

(6) 再结晶次数: 采用再结晶次数变量来跟踪再结晶过程。

4.2 结果分析

变形温度和应变速率等工艺参数对热变形过程中的 DRX 行为有着重要的影响。图 5 为 BT25 钛合金在变形温度 $1\ 040\ ^\circ\text{C}$ 时, 未变形的原始组织图。通过线性截距法测得图 5a 的 β 晶粒初始尺寸为 $780\ \mu\text{m}$, 图 5b 模拟组织晶粒尺寸为 $755\ \mu\text{m}$ 。变形温度越高, 其初始组织晶粒尺寸越大。表 3 为不同变形条件下 BT25 钛合金晶粒尺寸的试验值和模拟值, CA 模拟的相对误差约为 3%。

图 5 BT25 钛合金在变形温度 $1\ 040\ ^\circ\text{C}$ 时, 未变形的初始微观组织

表 3 不同变形条件下晶粒尺寸的试验值和模拟值 μm

变形条件	试验结果	预测结果
$1\ 040\ ^\circ\text{C}$	780	755
$1\ 070\ ^\circ\text{C}$	920	935
$1\ 100\ ^\circ\text{C}$	1 180	1 225

60%和应变速率 $1\ \text{s}^{-1}$ 条件下不同变形区域的金相组织和 CA 模拟结果。通过图 6 可以得出, 大变形区的晶粒尺寸最小, 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。表 4 为其不同变形区的原始晶粒平均尺寸和 CA 模拟对比, 误差约为 10%。

图 6 是在变形温度 $1\ 070\ ^\circ\text{C}$ 、高度压下率为

(a) BT25 钛合金在高度压下率为 60% 下的等效应变

图 6 不同变形区域的金相组织和 CA 模拟结果

表 4 不同变形区域的晶粒尺寸的试验值和模拟值 μm

变形区域	试验结果	预测结果
I	730	765
II	840	855
III	625	685

图 7 为 BT25 钛合金在变形温度 $1\ 040\ ^\circ\text{C}$ 和应变速率 $0.1\ \text{s}^{-1}$ 下, 高度压下率分别为 20%、50% 和 60% 时的金相组织和 CA 模拟结果。从模拟结果可得, 随

着真应变量的增加, 动态再结晶发生更加充分, 体积分数逐渐增加。当其压下率为 20% 时, 图 7a 中几乎没有再结晶晶粒, CA 模拟图 7d 中此时仅有少量的形核, 再结晶晶粒并没有长大; 当压下率为 50% 时, 材料内部出现再结晶晶粒组织, 在初始组织晶界处已经发生动态再结晶形核并长大; 当压下率为 60% 时, 位错密度不断增加, 其材料内部的畸变能不断增大, 促进了动态再结晶的形核和长大。

图 7 不同高度压下率下的金相组织和 CA 模拟结果

图 8 为 BT25 钛合金在应变速率 $0.01\ \text{s}^{-1}$ 和高度压下率 50% 时, 不同变形温度的金相组织和 CA 模拟结果。通过图 8, 可以得出, 随着变形温度越来越高, 初始的母相组织的晶粒尺寸越大, 再

结晶越充分, 其 DRX 体积分数越高。图 9 为在应变速率 $0.01\ \text{s}^{-1}$ 时 DRX 体积分数。CA 模拟与试验采用的定量金相法测出的 DRX 体积分数误差在 10% 以内。

图8 不同变形温度下的金相组织和CA模拟结果

图9 BT25 钛合金在应变速率 0.01 s^{-1} 时 DRX 体积分数与真应变的拟合曲线

通过以上试验结果和模拟结果的对比,可以得出本研究建立的元胞自动机模型可以很好地预测材料动态再结晶行为和晶粒尺寸。模拟结果也可以为 BT25 钛合金在热变形过程中组织和性能的控制提供理论参考。

5 结论

(1) BT25 钛合金流动应力对应变速率和变形温度非常敏感。流动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) 变形温度越高,材料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行为;试样不同部位发生 DRX 程度不同,大变形区 DRX 体积分数最高并且晶粒细化效果最为明显,自由变形区其次,难变形区最差。

(3) 构建 JMAK 动态再结晶动力学方程和元胞

自动机模型,利用所建的 CA 模型对不同变形条件下晶粒尺寸、DRX 体积分数等微观组织演变进行定量预测,模拟结果与试验吻合,验证了该模型的准确性。模拟结果也可为 BT25 钛合金热变形过程中组织和性能的控制提供理论参考。

参 考 文 献

- [1] 付艳艳,宋月清,惠松晓,等. 航空用钛合金的研究与应用进展[J]. 稀有金属, 2006, 37(6): 850-856.
FU Yanyan, SONG Yueqing, HUI Songxiao, et al. Research and application of typical aerospace titanium alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2006, 37(6): 850-856.
- [2] 金和喜,魏克湘,李建明,等. 航空用钛合金研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(2): 280-292.
JIN Hexi, WEI Kexiang, LI Jianming, et al. Research development of titanium alloy in aerospace industry[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(2): 280-292.
- [3] 高泽,张德远,李哲,等. 高速超声椭圆振动铣削腹板表面质量研究[J]. 机械工程学报, 2019, 55(7): 249-256.
GAO Ze, ZHANG Deyuan, LI Zhe, et al. Research on surface quality of titanium alloy webs via high-speed ultrasonic elliptical vibration milling[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(7): 249-256.
- [4] ZHOU Guowei, LI Zihan, LI Dayong, et al. A polycrystal plasticity based discontinuous dynamic recrystallization simulation method and its application to copper[J]. International Journal of Plasticity, 2017, 91: 48-76.

- [5] 陈飞, 崔振山, 董定乾. 微观组织演变元胞自动机模拟研究进展[J]. 机械工程学报, 2015, 51(4): 30-39.
CHEN Fei, CUI Zhenshan, DONG Dingqian. Research progress in cellular automaton simulation of microstructure evolution[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2015, 51(4): 30-39.
- [6] DING R, GUO Z X. Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization[J]. Acta Materialia, 2001, 49: 3163-3175.
- [7] LI Hongwei, SUN Xinxin, YANG He. A three-dimensional cellular automata-crystal plasticity finite element model for predicting the multiscale interaction among heterogeneous deformation, DRX microstructural evolution and mechanical responses in titanium alloys[J]. International Journal of Plasticity, 2016, 87: 154-180.
- [8] 师先哲, 杜诗文. LZ50 钢静态再结晶机理及元胞自动机模拟[J]. 机械工程学报, 2019, 55(14): 43-52.
SHI Xianzhe, DU Shiwen. Static recrystallization mechanism of LZ50 steel and cellular automata simulation[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2019, 55(14): 43-52.
- [9] 辛社伟, 赵永庆, 周伟, 等. 热处理对 BT25Y 合金电子束焊接组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(11): 3422-3427.
XIN Shewei, ZHAO Yongqing, ZHOU Wei, et al. Effect of two typical heat treatments on microstructure and mechanical property of electron beam weldment of BT25Y[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(11): 3422-3427.
- [10] 王杨, 曾卫东, 马雄, 等. BT25 钛合金在两相区变形过程中的显微组织定量分析[J]. 中国有色金属学报, 2015, 23(7): 1861-1865.
WANG Yang, ZENG Weidong, MA Xiong, et al. Quantitative metallography analysis of microstructure of BT25 titanium alloy deformed in two-phase field[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 23(7): 1861-1865.
- [11] ALIREZA H, MARYAM M, SEYED M, et al. Constitutive modeling for high-temperature flow behavior of Ti-6242S alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 681: 103-113.
- [12] 唐泽, 杨合, 孙志超, 等. TA15 钛合金高温变形微观组织演变分析与数值模拟[J]. 中国有色金属学报, 2008(4): 722-727.
TANG Ze, YANG He, SUN Zhichao, et al. Microstructure evolution and numerical simulation of TA15 titanium alloy during hot compressive deformation[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008(4): 722-727.
- [13] HODGSON P D, GIBBS R K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels[J]. ISIJ International, 1992, 32(12): 1329-1338.
- [14] MANOHAR P A, KYUHWAN L, ROLLETT A D, et al. Computational exploration of microstructural evolution in a medium C-Mn steel and applications to rod mill[J]. ISIJ International, 2003, 43(9): 1421-1430.
- [15] QUAN Guozheng, SHI Ruiju, ZHAO Jiang, et al. Modeling of dynamic recrystallization volume fraction evolution for AlCu4SiMg alloy and its application in FEM[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(6): 1138-1151.
- [16] MECKING H, KOCKS U F. Kinetics of flow and strain-hardening[J]. Acta Metall, 1981, 29(11): 1865-1875.
- [17] KURTZ R J, ABE K, CHERNOV V M, et al. Recent progress on development of vanadium alloys for fusion[J]. Journal of Nuclear Materials, 2004, 329-333: 47-55.
- [18] ROBERTS W, AHLBLOM B. A nucleation criterion for dynamic re-crystallization during hot working[J]. Acta Metall, 1978, 26(5): 801-813.
- [19] NING Y Q, WANG T, FU M W, et al. Competition between work hardening effect and dynamic-softening behavior for processing as-cast GH4720Li superalloys with original dendrite microstructure during moderate-speed hot compression[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 642: 187-193.
- [20] 雷霆. 钛及钛合金[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2018.
LEI Ting. Titanium and titanium alloys[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2018.
- [21] CAO Zhuohan, SUN Yu, ZHOU Chen, et al. Cellular automaton simulation of dynamic recrystallization behavior in V-10Cr-5Ti alloy under hot deformation conditions[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(1): 98-111.

作者简介: 冯瑞, 男, 1993 年出生。主要研究方向为钛合金塑性成形。

E-mail: 13576076918@163.com

王克鲁(通信作者), 男, 1968 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。
主要研究方向为金属材料组织与热加工工艺。

E-mail: wangkelu@126.com