

细晶 TC4 钛合金的动态再结晶行为及数值模拟

刘莹莹¹, 李嘉懿¹, 郭文虎¹, 张君彦¹, 翟江波²

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 陕西宏远航空锻造有限责任公司, 陕西 咸阳 713800)

摘要: 采用实验和有限元模拟相结合的方法, 研究了经连续变断面循环挤压制备的细晶 TC4 钛合金热加工过程中的动态再结晶 (DRX) 行为。通过实验得到的真应力-真应变曲线, 建立了细晶 TC4 钛合金的临界应变模型和 DRX 动力学模型, 并基于所建立的 DRX 模型, 采用 DEFORM-3D 软件对其热压缩过程进行了模拟。结果表明: 热压缩工艺参数对细晶 TC4 合金的 DRX 行为有显著影响; 随着变形温度的升高和应变速率的降低, 动态再结晶的体积分数 (X_{DRX}) 及其晶粒尺寸均增大; 随着应变的增大, 变形区的等效应变和区域范围均增大; 合金变形时, X_{DRX} 的实验值与其模拟值的相关性为 0.9762, 表明所建立的模型具有较高的精度。

关键词: 连续变断面循环挤压; 细晶 TC4 钛合金; 有限元模拟; 临界应变模型; 动态再结晶模型

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)11-4137-09

TC4 钛合金 (Ti-6Al-4V) 具有比强度高、耐高温、耐腐蚀等优异特性, 广泛应用于航空航天领域, 适合制造飞机结构中的锻件^[1]。随着航空航天工业的发展, 获得等轴、细小、组织均匀的较大规格钛合金坯料对获得高性能钛合金锻件具有至关重要的作用^[2]。

大塑性变形技术 (severe plastic deformation, SPD) 不仅可以有效细化晶粒, 而且能够提高坯料的强度和塑性。目前, 除了高压扭转、等通道转角挤压、累积轧制和多向锻造等方法外^[3], 还开发了其他如连续变断面循环挤压法 (continuous variable cross-section recycled extrusion, CVCE) 等。相较于传统 SPD 工艺, CVCE 具有模具成本低、工艺操作简单、组织均匀、细化效率高等特点^[4,5]。前期研究镁合金和钛合金在 CVCE 过程中的微观组织演变^[6,7]时得出: 变形初期, 晶粒细化依赖挤压和镦粗的机械破坏机制, 之后以动态再结晶 (dynamic recrystallization, DRX) 为主。实际生产中, 为了预测和控制合金的 DRX 过程, 需要对其变形过程中的 DRX 行为进行定量化和模型化分析。目前, 众多学者已经对钛合金的 DRX 行为进行了研究: 文献[8-12]认为钛合金中变形温度的升高和应变速率的降低导致 DRX 晶粒的晶粒尺寸 (D_{DRX}) 和体积分数 (X_{DRX}) 增大, DRX 的变形过程为位错缠结、胞块及密度位错壁的形成, 致密位错壁的交叉以及小

角度晶界的转变; 文献[13-15]认为 DRX 行为的流变应力可用 Estrin-Mecking 方程描述, X_{DRX} 的演变可通过加工硬化率表征。目前, 对 CVCE 法制备的细晶 TC4 钛合金的 DRX 行为研究相对较少。

本工作以连续变断面循环挤压制备的细晶 TC4 钛合金为对象, 通过热模拟压缩试验, 研究该合金在热加工过程中 DRX 的临界条件, 预测其 DRX 行为, 建立其 DRX 临界应变模型和动力学模型, 并采用 DEFORM-3D 预测 DRX 晶粒的 X_{DRX} , 研究结果将为该合金热成形工艺的制定和组织性能的控制提供理论依据和技术参考。

1 实验

实验用材料为经 800 °C、2 mm/s、6 道次的 CVCE+720 °C/1 h, AC 退火处理的 TC4 钛合金棒材 ($\phi 20 \text{ mm} \times 26 \text{ mm}$), 其化学成分及沿径向的显微组织分别如表 1 和图 1 所示。

由图 1 可以看出, 棒材的边部、1/2R 处、心部的显微组织均是由在 β 基体上分布着的等轴状初生 α 相 (α_p) 和条状次生 α 相 (α_s) 组成; 与边部组织相比, 1/2R 处和心部组织的 α_p 晶粒较细小, 平均尺寸均约 4 μm , 这与 CVCE 法制备的棒材心部为大变形区有关。由 IPF 图可以看出, 1/2R 处和心部的 α_s 板条特征

收稿日期: 2022-07-07

基金项目: 陕西省重点研发计划国际合作项目 (2020KW-033); 陕西省教育厅产业化项目 (20JC024); 西安市科技计划项目 (21XJZZ0035)

作者简介: 刘莹莹, 女, 1977 年生, 博士, 副教授, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, 电话: 029-82205097, E-mail: wflly7779@xauat.edu.cn

表 1 TC4 钛合金元素含量

Table 1 Element content of TC4 titanium alloy (ω/%)

Al	V	Si	Fe	C	N	O	Ti
6.3	4.2	0.02	0.06	0.01	0.01	0.14	Bal.

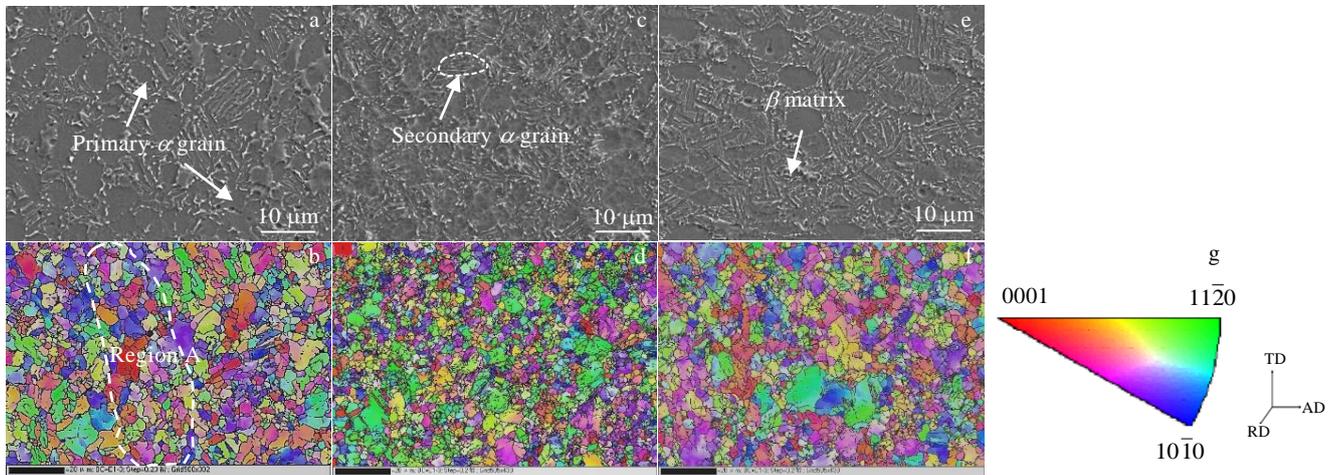


图 1 细晶 TC4 合金棒材的原始组织

Fig.1 Primary microstructure of fine-grain TC4 alloy: (a, b) edge, (c, d) 1/2R, and (e, f) center; (g) IPF color code (AD represents CVCE extrusion direction, RD represents radial direction and TD represents tangential direction)

消失，仅在边部可看到 α_s 板条沿挤压方向分布（区域 A），不同于 ECAP 制备的钛及钛合金中以剪切带滑移为主的微结构特征^[16,17]。此外，由图 2 中的极图可知，经 CVCE 制备的棒材，其 1/2R 处和心部的 α_s 板条结构中的晶粒在 {0001} 和 {11 $\bar{2}$ 0} 晶面具有紧密的取向且其取向差小于 2°，棒材沿径向无明显择优取向，极密度差值为 2.5 (4.52~7.05)，以上均表明棒材沿径向的组织均匀性较好。

图 3 为 CVCE 的工艺流程图。挤压时，先将图 3a 所示圆柱体试样置于挤压模具内，受挤压杆压力作用，试样在模腔内变形为圆台体（图 3b），然后将试样在模具内镦粗成圆柱体（图 3c），再将试样端面与原始挤压时换向置于挤压模具内，即转向 180° 进行挤压（图 3d）和镦粗（图 3a），4 个工序（挤压-镦粗-挤压-镦粗）完成 1 个循环道次。CVCE 变形过程是在 YJ32-160B1 型四柱液压机上完成。

采用线切割将细晶 TC4 钛合金切割成 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱体试样，随后在 Gleeble-3500 型热模拟压缩试验机上进行热模拟实验，具体实验参数见表 2。对压缩后的试样沿轴向切割，试样经研磨、抛光后用 10% 高氯酸+90% 冰醋酸溶液电解抛光（参数为电压 45 V，电流 0.85 A，时间 50 s）。使用具有 EBSD 探头的

GeminiSEM 300 型扫描电子显微镜进行显微组织观察。通过 HKL Channel 5 和 Image Pro Plus 6.0 金相图像分析软件完成数据分析。

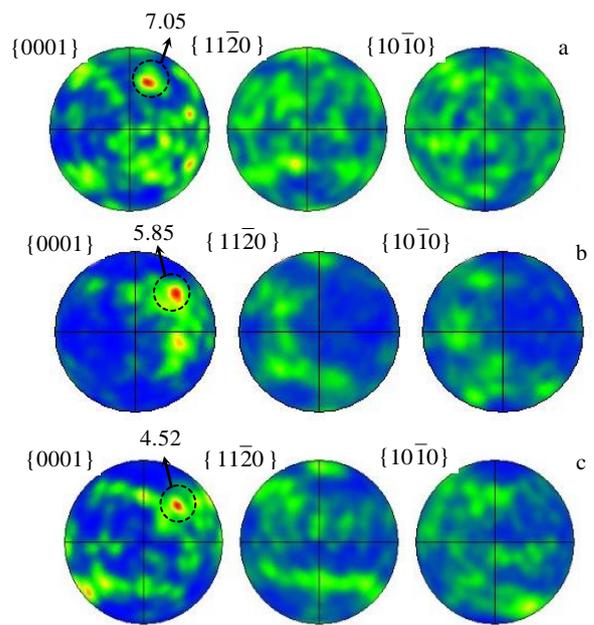


图 2 细晶 TC4 合金棒材的极图

Fig.2 Pole figures of fine-grain TC4 alloy: (a) edge, (c) 1/2R, and (c) center

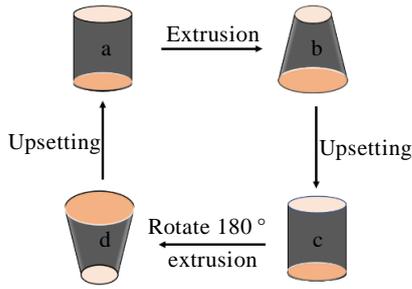


图 3 连续变断面循环挤压工艺示意图

Fig.3 Schematic diagram of continuous variable cross-section recycled extrusion process

表 2 细晶 TC4 合金的热模拟压缩实验参数

Table 2 Experimental parameters of thermal simulation compression of fine-grain TC4 alloy

Parameter	Value
$T/^\circ\text{C}$	750, 800, 850, 900, 950
$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	0.001, 0.01, 0.1, 1
ϵ	0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6

2 结果与分析

2.1 真应力-真应变曲线

经 CVCE 制备的细晶 TC4 钛合金在 750~950 °C，以应变速率 0.001~1 s⁻¹ 变形时经摩擦和温升修正后的

真应力-真应变曲线如图 4 所示。可以看出，TC4 合金在不同应变速率下的应力-应变曲线具有相似的特征，即随着应变的增加，流变应力上升到峰值后逐渐下降，最终趋于平稳；当应变速率一定时，随着变形温度的升高材料的流变应力降低，而当变形温度一定时，随着应变速率的增大，材料的流变应力增大。这是因为随着应变速率的降低或者变形温度的升高，材料的热激活作用和原子平均动能增大，晶体滑移所需的临界分切应力减小，动态再结晶容易进行，因而促使了流变应力的降低^[18,19]。

2.2 动态再结晶临界应变模型

采用 Arrhenius 方程描述了细晶 TC4 钛合金在高温下，动态再结晶的临界应变 ϵ_c 和峰值应变 ϵ_p 的关系表达式^[20,21]：

$$\epsilon_c = \alpha \epsilon_p \tag{1}$$

其中， $\alpha=0.83$ ，即

$$\epsilon_c = 0.83 \epsilon_p \tag{2}$$

由图 4 可知不同压缩条件下对应的峰值应力 σ_p 和 ϵ_p 的值，随后将 ϵ_p 代入式 (2) 即可求得 ϵ_c 。整理后的计算数据见表 3。

峰值应变的模型用 $\epsilon_p = \alpha_1 d_0^{n_1} \dot{\epsilon}^{m_1} \exp(Q_1 / RT)$ 表示，式中 α_1 、 n_1 、 m_1 为常数， d_0 为初始晶粒尺寸 ($d_0=4 \mu\text{m}$)， $\dot{\epsilon}$ 为应变速率， Q_1 为变形激活能， R 为气体常数， T 为绝对变形温度。为简化计算，忽略 d_0 对 ϵ_c 的影响，则 ϵ_p 可表示为：

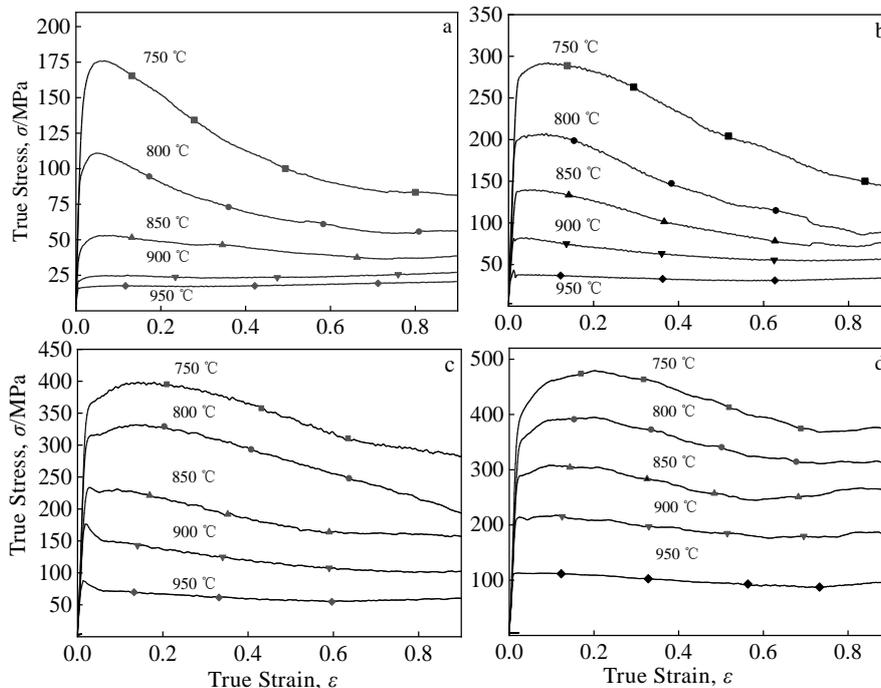


图 4 细晶 TC4 合金的真应力-真应变曲线

Fig.4 True stress-true strain curves of fine-grain TC4 alloys: (a) $\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, and (d) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$

表 3 不同变形条件下的临界应变 ϵ_c

Table 3 Critical values ϵ_c under different conditions				
$T/^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	σ_p/MPa	ϵ_p	ϵ_c
750	0.001	163.708	0.0291	0.024153
	0.01	278.82	0.0368	0.030544
	0.1	370.476	0.0489	0.040587
	1	425.79	0.0653	0.054199
800	0.001	106.04	0.0241	0.020003
	0.01	202.95	0.0287	0.023821
	0.1	313.76	0.0382	0.031706
850	0.001	48.31	0.0225	0.018675
	0.01	140.91	0.0268	0.022244
	0.1	235.61	0.0363	0.030129
900	0.001	23.63	0.0193	0.016019
	0.01	83.29	0.0248	0.020584
	0.1	164.898	0.0329	0.027307
950	0.001	17.561	0.0176	0.014608
	0.01	38.435	0.0229	0.019007
	0.1	80.566	0.02853	0.02368
	1	112.545	0.0348	0.028884

$$\epsilon_p = \alpha_1 \dot{\epsilon}^{m_1} \exp(Q_1 / RT) \quad (3)$$

对式 (3) 两边取自然对数, 则有:

$$\ln \epsilon_p = \ln \alpha_1 + m_1 \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q_1}{RT} \quad (4)$$

分别假设温度和应变速率一定, 可以得到 m_1 和 Q_1 。图 5 是 $\ln \epsilon_p - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \epsilon_p - 1/T$ 的函数关系曲线。可以看出, 在不同温度下, ϵ_p 和 $\dot{\epsilon}$ 的线性关系吻合较好, 且由各直线斜率均值可知 $m_1=0.1092$ (图 5a); 在不同应变速率下, ϵ_p 和 $1/T$ 的线性关系吻合也较好, 且由各斜率均值计算出 $Q_1=264.248 \text{ kJ mol}^{-1}$ (图 5b)。此外, 由式 (2) 可知, ϵ_c 与 ϵ_p 呈线性相关, 故 ϵ_c 对 $\dot{\epsilon}$ 和 $1/T$ 分别存在线性关系。将求出的 m_1 和 Q_1 的值代入到式 (3) 中, 经计算可知 $\alpha_1=2.722 \times 10^{-3}$ 。

细晶 TC4 合金的峰值应变模型为:

$$\epsilon_p = 0.002722 \dot{\epsilon}^{0.1092} \exp(264241.8/RT) \quad (5)$$

图 6 为临界应变 ϵ_c 随温度的变化规律曲线。可以看出, 当温度不变时, 随着应变速率的增大, 临界应变相应增大, 进而使得动态再结晶行为延迟; 当应变速率一定时, 温度的升高使得临界应变减小, 其中在低于 800°C 时, 随着温度的升高曲线下降较快, 而在高于 800°C 的温度范围内升温时曲线下降较为平缓。其原因是温度较高时位错演化和晶界迁移的驱动力较强, 有利于动态再结晶的发生, 而过高的温度和过低

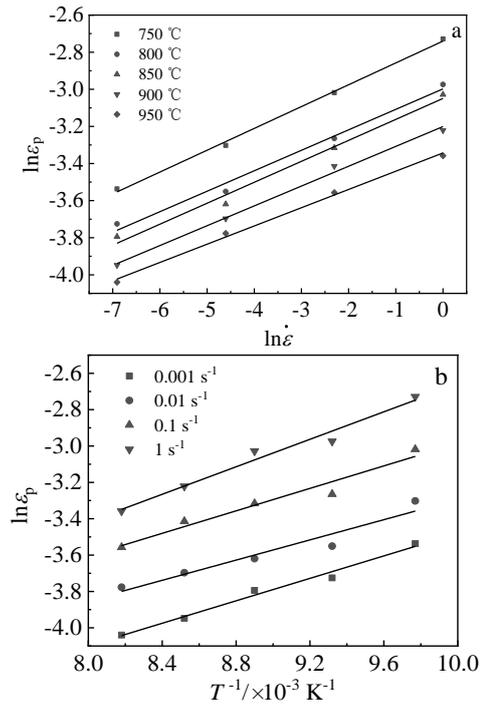


图 5 峰值应变方程线性回归分析结果

Fig.5 Linear regression analysis of peak strain equation:

(a) $\ln \epsilon_p - \ln \dot{\epsilon}$ and (b) $\ln \epsilon_p - 1/T$

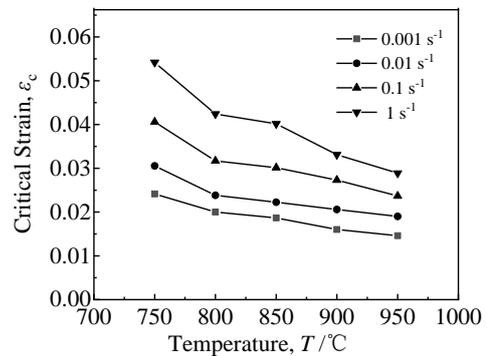


图 6 临界应变随温度和应变速率的变化

Fig.6 Changes of critical strain value with temperature and strain rate

的变形速率会使晶粒粗化 (950°C 、 0.001 s^{-1}) [20]。

2.3 动态再结晶动力学模型

在热塑性变形过程中, 动态再结晶发生的条件是材料内部有位错畸变能, 动态再结晶体积分数与临界应变、应变速率和变形温度有关, 可采用 Avami 方程预测再结晶体积分数的演变 [21,22]:

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp[-\beta_d (\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}})^{k_d}] \quad (6)$$

$$\epsilon_{0.5} = \alpha_2 d_0^{n_2} \dot{\epsilon}^{m_2} \exp(Q_2 / RT) \quad (7)$$

式中, β_d 、 k_d 、 α_2 、 n_2 、 m_2 均为常数, X_{DRX} 为动态再

结晶体积分数， Q_2 为发生再结晶的激活能， $\epsilon_{0.5}$ 表示动态再结晶比例达到 50% 时的应变值， R 为气体常数， T 为绝对温度。

Sellars 提出了一种通过数学模型获得动态再结晶体积分数的方法，其表达式为^[19-23]：

$$X_{\text{DRX}} = \frac{\sigma_c - \sigma}{\sigma_c - \sigma_s} \quad (8)$$

式中， σ_c 为临界应力值， σ_s 为稳态应力值， σ 为动态再结晶发生后的任意应力值。

根据线性回归原理，分别对式 (6)、式 (7) 两边求自然对数：

$$\ln[-\ln(1 - X_{\text{DRX}})] = \ln \beta_d + k_d \ln \frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}} \quad (9)$$

$$\ln \epsilon_{0.5} = \ln \alpha_2 + n_2 \ln d_0 + m_2 \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q_2}{RT} \quad (10)$$

将表 (3) 中的数据代入式 (8)，得出不同温度或不同应变速率下的 X_{DRX} 及 $\epsilon_{0.5}$ 的值，接着代入式 (9) 中，求出对应条件下的 β_d 、 k_d ，并求其平均值。

经计算得知 $\beta_d=1.356$ 、 $k_d=1.401$ ，则细晶 TC4 钛合金的 X_{DRX} 表达式为：

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp \left[-1.356 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}} \right)^{1.401} \right] \quad (11)$$

忽略初始晶粒尺寸 d_0 的影响，则式 (10) 中 $n_2=0$ 。当温度一定时， $m_2 = (\partial \ln \epsilon_{0.5} / \partial \ln \dot{\epsilon})$ ；当应变速率一定

时， $Q_1 = R[\partial \ln \epsilon_{0.5} / \partial (1/T)]$ 。由临界应变模型中 m_1 、 Q_1 的求解过程，同理可得 $m_2=0.0834$ ， $Q_2=398.45 \text{ kJ/mol}$ ， $\alpha_2=0.0045$ ，因此，

$$\epsilon_{0.5} = 0.0045 \dot{\epsilon}^{0.0834} \exp\left(\frac{398452}{RT}\right) \quad (12)$$

图 7 是在不同温度与应变速率下动态再结晶体积分数的变化情况。可以看出，在热变形过程中，随着应变的增加，动态再结晶体积分数呈现 S 型的演变。当应变达到临界值时动态再结晶才会发生，随后随着应变量的不断增加，动态再结晶的体积分数将趋近 100%。在不同应变下，随变形温度的升高或应变速率的降低， X_{DRX} 均呈增大的趋势。其中， X_{DRX} 曲线与 x 轴的交点即为临界应变。在同一变形温度或应变速率下，该交点随着应变速率的增加或变形温度的降低而增加，这与图 6 中临界应变随变形温度和应变速率的变化规律一致。

2.4 热压缩过程的有限元分析及组织验证

结合热压缩试验得到的真应力-应变数据、临界应变模型和 DRX 动力学模型重新定义细晶 TC4 钛合金的材料属性，采用 DEFORM 3D 软件模拟细晶 TC4 钛合金的热压缩过程。

图 8 是细晶 TC4 钛合金在不同应变条件下的等效应变分布。可以看出，大变形区的等效应变值随着应变的增加而增大，该区的范围也随着应变的增加向其他两个区域扩展，且当 $\epsilon=0.6$ 时，大变形区处等效应

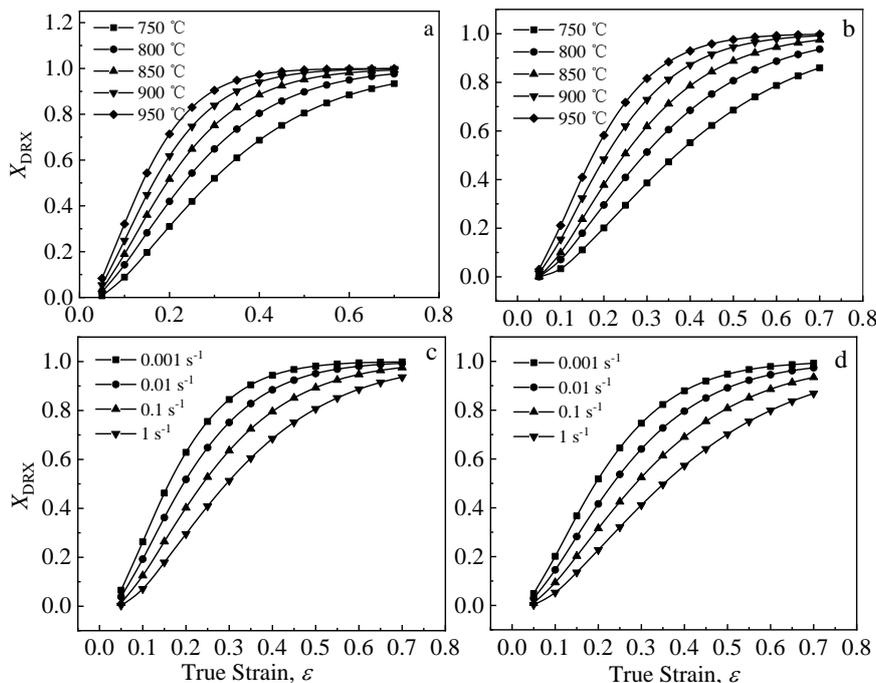


图 7 不同温度与应变速率下动态再结晶动力学曲线

Fig.7 Dynamic recrystallization kinetics curves at different temperatures and strain rates: (a) 0.1 s^{-1} , (b) 1 s^{-1} , (c) $750 \text{ }^\circ\text{C}$, and (d) $850 \text{ }^\circ\text{C}$

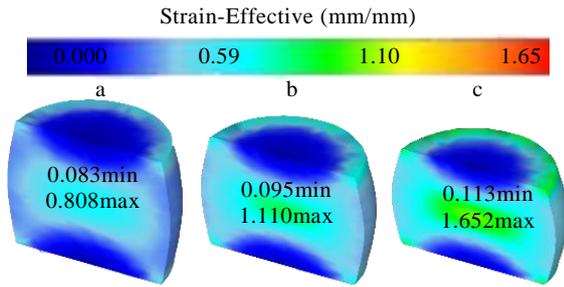


图 8 在 900 °C, 0.1 s⁻¹ 不同应变下的等效应变

Fig.8 Equivalent strain at strain rate of 0.1 s⁻¹ and temperature of 900 °C and different strains: (a) $\epsilon=0.4$, (b) $\epsilon=0.5$, and (c) $\epsilon=0.6$

变最大可达 1.65。而较大的等效应变容易产生高密度的位错, 更有利于动态再结晶的形核。图 9 是不同温度和应变速率条件下变形时, 细晶 TC4 钛合金 X_{DRX} 的分布图。可以看出, X_{DRX} 的分布与等效应变分布的变化趋势相同。由图 9a 可知, 该应变条件下心部的 X_{DRX} 达到了 80% 左右, 随着应变的增加, 心部的 X_{DRX} 值增加较明显, 当 $\epsilon=0.6$ 时 (图 9c) X_{DRX} 可达到 89%, 这是由于心部金属不直接接触模具, 受模具内壁的接触摩擦较小所致。由图 9d~9h 可以看出, 应变一定时, 温度的升高和应变速率的降低均有利于 X_{DRX} 的增加, 尤其在大变形区表现的更明显, 如 $\epsilon=0.5$ 时, 当应变速率降低至 0.01 s⁻¹ 时, X_{DRX} 增加约 28%。在 9 h 中的

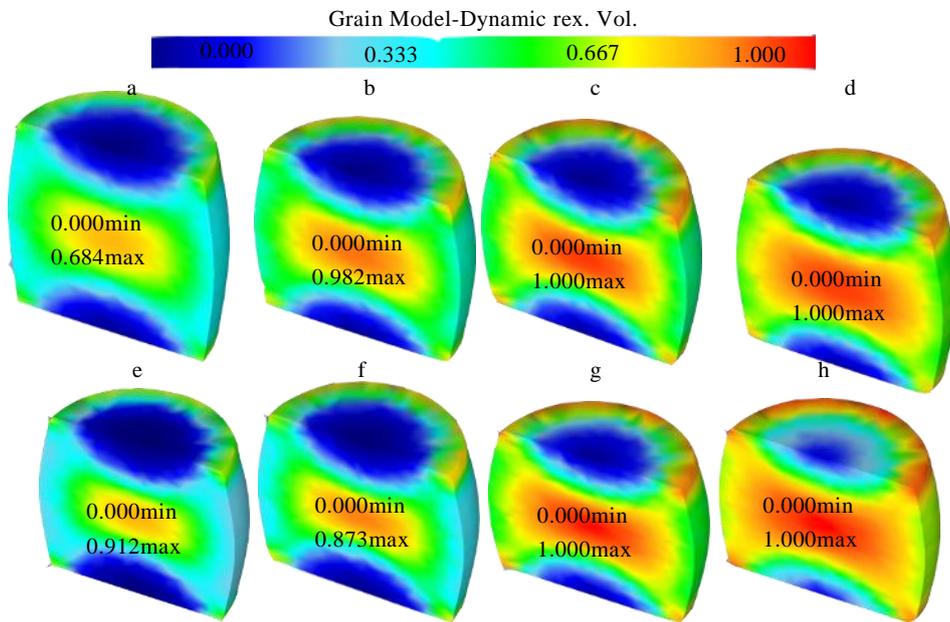


图 9 细晶 TC4 合金 X_{DRX} 云图

Fig.9 X_{DRX} cloud chart of fine-grain TC4 alloy: (a) 800 °C, $\dot{\epsilon}=0.1$ s⁻¹, $\epsilon=0.4$; (b) 800 °C, $\dot{\epsilon}=0.1$ s⁻¹, $\epsilon=0.5$; (c) 800 °C, $\dot{\epsilon}=0.1$ s⁻¹, $\epsilon=0.6$; (d) 800 °C, $\dot{\epsilon}=0.01$ s⁻¹, $\epsilon=0.5$; (e) 800 °C, $\dot{\epsilon}=1$ s⁻¹, $\epsilon=0.5$; (f) 750 °C, $\dot{\epsilon}=0.1$ s⁻¹, $\epsilon=0.6$; (g) 850 °C, $\dot{\epsilon}=0.1$ s⁻¹, $\epsilon=0.6$; (h) 900 °C, $\dot{\epsilon}=0.01$ s⁻¹, $\epsilon=0.6$

大变形区有部分区域发生了完全再结晶, 而其他区域的 X_{DRX} 也达到 92%。

动态回复和动态再结晶是钛合金的重要变形机制, 两者都是由亚晶集合构成, 区别在于 DRX 晶粒内部取向差值低于动态回复晶粒^[24]。因此, 本研究在 EBSD 分析软件 channel 5 中设置晶粒内部相邻微小区域的取向差小于 1 时发生 DRX, 而取向差值为 1~7.5 发生动态回复。

图 10 是细晶 TC4 钛合金在不同热压缩参数变形后的动态再结晶 SEM 照片及对应的 IPF 图。可以看出, 随着温度的升高, DRX 晶粒的体积分数 (蓝色区域)

和尺寸均逐渐增加, 且 α_p 晶粒逐渐趋于等轴化: 在 750 °C 时, α_p 晶粒垂直于压缩方向被压扁、拉长, 局部区域只形成少量细小的 DRX 晶粒, 变形机制主要是动态回复 (黄色区域), 此时 α_p 晶粒尺寸约为 3.8 μm (图 10a); 而当温度升高至 900 °C 时, 许多细小的 DRX 晶粒的晶核在原始晶粒晶界处形成, 并通过消耗原始晶粒的方式逐渐长大, 形成了典型的等轴状组织, 这表明 900 °C 时 DRX 的成核机制为动态回复和不连续动态再结晶, 此时 α_p 晶粒尺寸约为 4.1 μm (图 10b), X_{DRX} 增加了约 13.9%。此外, 对比图 10b 和 10c 可知, 随着应变速率的降低, 再结晶晶粒的体积分数和尺寸

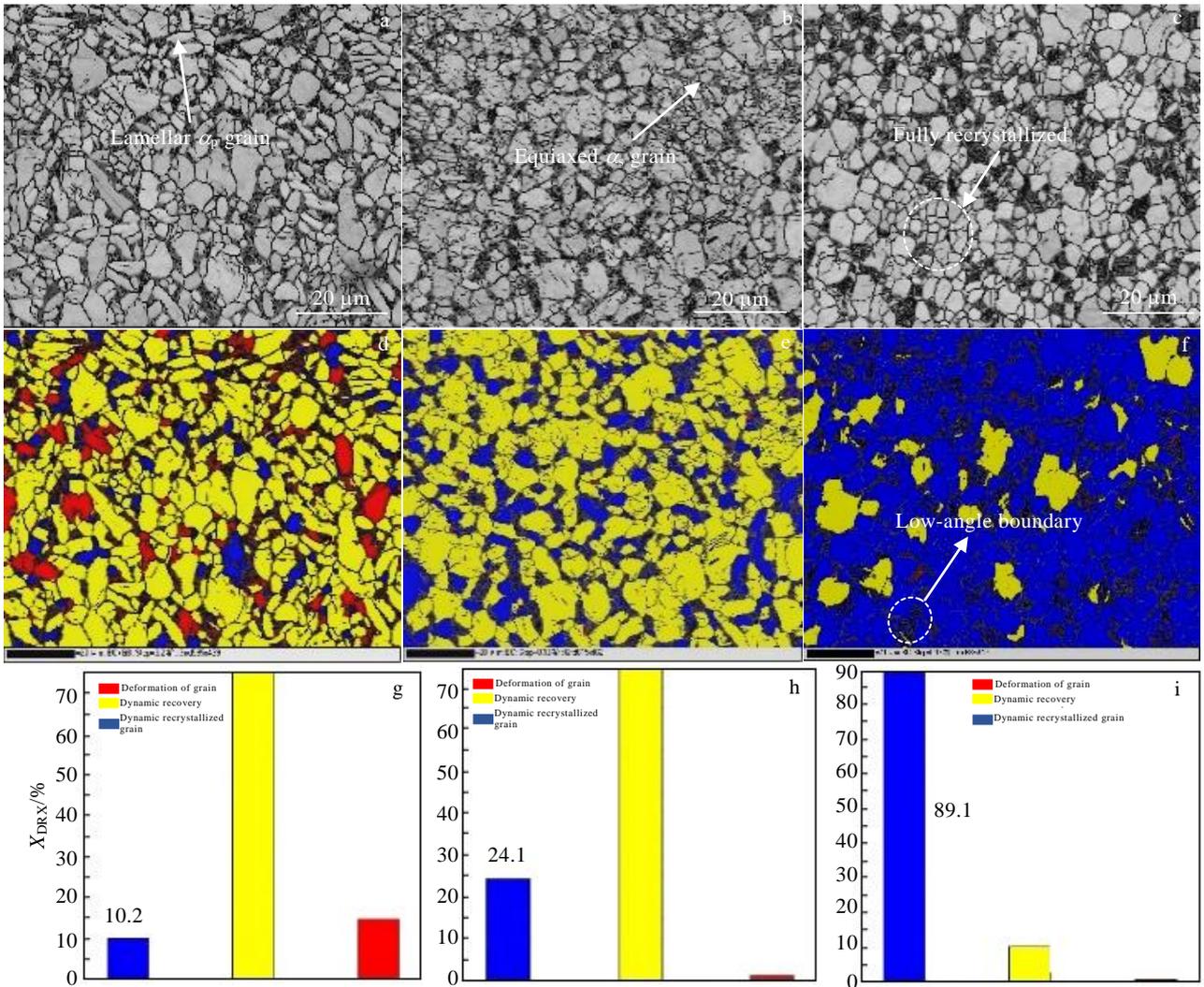


图 10 细晶 TC4 合金在不同热加工变形参数下的微观组织及对应 IPF 图和 X_{DRX}

Fig.10 Microstructures (a-c), IPF diagram (d-f) and X_{DRX} (g-i) of fine-grain TC4 alloy under different deformation hot conditions: (a, d, g) 750 °C, $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.6$; (b, e, h) 900 °C, $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.6$; (c, f, i) 900 °C, $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon=0.6$

均逐渐增加，如在 900 °C、0.01 s⁻¹ 变形时，可以看到近乎完全等轴化的 DRX 晶粒， α_p 晶粒尺寸为 4.2 μm（图 10c）， X_{DRX} 约为 89.1%，略低于数学模型 95% 的计算结果。这是由于在较高温度变形时，晶界和亚晶界容易迁移，而较低的应变速率又为 DRX 晶粒长大提供了充足的时间。

为进一步验证微结构演化模型有限元结果的准确性，引入统计学 Pearson 相关系数 R （见式 13）对模拟结果准确性进行评估。

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})^2 \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P})^2}} \quad (13)$$

式中， E_i 为 DRX 的实际体积分数， p_i 为有限元模拟得

到的 DRX 的模拟体积分数。 \bar{E} 和 \bar{p} 分别为 E_i 和 p_i 的平均值， N 为本研究所使用的数据总量。由图 11 所示

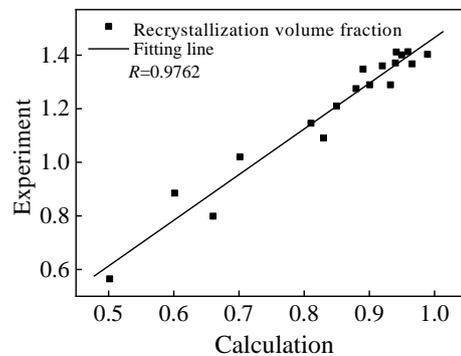


图 11 动态再结晶体积分数的实验值与模拟值关系曲线
Fig.11 Dynamic recrystallization volume fraction of experimental and simulated values

的动态再结晶体积分数的实验值与模拟值关系曲线可以看出, 实验结果和模拟结果具有较好的相关性, X_{DRX} 的 R 值为 0.9762, 表明该模型具有较好的预测精度。

3 结 论

1) 通过热模拟压缩试验得到材料的真应力-真应变曲线, 并在此基础上建立了细晶 TC4 钛合金的临界应变模型和动态再结晶动力学模型:

$$\text{a) } \begin{cases} \varepsilon_c = 0.83\varepsilon_p \\ \varepsilon_p = 0.002722\varepsilon^{0.1092} \exp(264241.8/RT) \end{cases}$$

$$\text{b) } \begin{cases} X_{\text{DRX}} = 1 - \exp\left[-1.356\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{1.401}\right] \\ \varepsilon_{0.5} = 0.0045\varepsilon^{0.0834} \exp\left(\frac{398452}{RT}\right) \end{cases}$$

2) 变形参数对经连续变断面循环挤压制备的细晶 TC4 合金的 DRX 行为具有显著影响: 随着变形温度的升高或应变速率的降低, 发生动态再结晶的体积分数和晶粒尺寸均增大; 随着应变的增大, 大变形区的等效应变和区域范围也随之增大。

3) 当合金在 900 °C、0.01 s⁻¹、 $\varepsilon=0.6$ 变形时, 等效应变的最大值为 1.65, 平均晶粒尺寸约为 4.2 μm, X_{DRX} 的模拟值和实测值分别为 92% 和 89.1%, 其相关系数为 0.9762, 表明该模型具有较高的精度。

参考文献 References

- [1] Jin Hexi(金和喜), Wei Kexiang(魏克湘), Li Jianming(李健明) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(2): 280
- [2] Ruslan Valiev. *Nature*[J], 2002, 419(6910): 887
- [3] Alexei Vinogradov, Yuri Estrin. *Progress in Materials Science*[J], 2018, 95(6): 172
- [4] Liu Changrui(刘长瑞), Wang Kuaishe(王快社), Wang Qingjuan(王庆娟) *et al.* *Chinese Patent*(中国专利), CN200610041960[P], 2016
- [5] Liu Yingying(刘莹莹), Liu Changrui(刘长瑞), Du Zhongze(杜忠泽) *et al.* *Chinese Patent*(中国专利), CN201410299685[P], 2014
- [6] Wu Chen(吴晨), Du Zhongze(杜忠泽), Zhu Xiaoya(朱晓雅) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2018, 42(11): 1227
- [7] Liu Yingying(刘莹莹), Liu Changrui(刘长瑞), Wang Lei(王雷) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(2): 440
- [8] Fan X G, Yang H, Gao P F *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 234(8): 290
- [9] Wu Chuan, Huang Liang. *Vacuum*[J], 2018, 156(6): 384
- [10] Zhang Wenwei, Yang Qiuyue, Tan Yuanbiao *et al.* *Materials*[J], 2020, 13(19): 4429
- [11] Wang X X, Zhan M, Gao P F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 772(1): 138 804
- [12] Tang Qinghui, Li Bolong, Wang Tongbo *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 888(12): 161 577
- [13] Pu Chunlei, Guo Huizhu, Tao Yinglong *et al.* *International Journal of Materials Research*[J], 2015, 106(8): 863
- [14] Zhou Dadi, Zeng Weiong, Xu Jianwei *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2019, 21(7): 1 801 232
- [15] Wang Haoran, Wang Chungeng, Li Muyu *et al.* *Materials*[J], 2020, 13(15): 3424
- [16] Zhao Zhiyong, Wang Guofeng, Zhang Yanling *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2020, 29(2): 905
- [17] Zhao Yan, Guo Hongzhen, Shi Zhifeng *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2011, 211(8): 1364
- [18] Paresh Prakash, Dwayne Toscano, Sugrib Kumar Shaha *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2020, 794: 139 923
- [19] Illgen C, Bohne B, Wagner F X *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 17: 1752
- [20] Afshari E, Serajzadeh S. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2012, 21(8): 1553
- [21] Wang Zhe, Wang Xinnan, Shang Guoqiang *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(3): 810
- [22] Charles Lieou K C, Mourad Hashem M, Bronkhorst Curt A *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2019, 119(8): 171
- [23] Wan Zhipeng, Sun Yu, Hu Lianxi *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(3): 835
- [24] Yang Qiuyue, Ma Min, Tan Yuanbiao *et al.* *Rare Metals*[J], 2021, 40(10): 2917

Dynamic Recrystallization Behavior and Numerical Simulation of Fine Grain TC4 Titanium Alloy

Liu Yingying¹, Li Jiayi¹, Guo Wenhui¹, Zhang Junyan¹, Zhai Jiangbo²

(1. School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture & Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Shaanxi Hong Yuan Aviation Forging Company Ltd, Xianyang 713800, China)

Abstract: The dynamic recrystallization (DRX) behavior of fine-grain TC4 titanium alloy prepared by continuous variable cross-section recycled extrusion during hot working was investigated by combining experiment and finite element simulation. The critical strain and DRX dynamic models of fine-grain TC4 titanium alloy were established based on the true stress-strain curves obtained by the experiment. The material properties were defined based on the DRX models, and the thermal compression process was simulated by DEFORM-3D software. The results show that the DRX behavior of fine grain TC4 is significantly affected by thermal compression processing parameters. The volume fraction of dynamic recrystallization (X_{DRX}) and the grain size are increased with increasing deformation temperature and decreasing strain rate. The equivalent strain and range of the deformation zone are increased simultaneously with increasing strain. The correlation between the experimental value and the simulated value of X_{DRX} is 0.9762, which indicates the high accuracy of the established model.

Key words: continuous variable cross-section recycled extrusion; fine grain TC4 titanium alloy; finite element simulation; critical strain model; dynamic recrystallization model

Corresponding author: Liu Yingying, Ph. D., Associate Professor, School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, Tel: 0086-29-82205097, E-mail: wflly7779@xauat.edu.cn