

材料与成形性能

## TC21 钛合金热变形及动态再结晶行为

姜玉强, 王敏博, 张翼飞, 郭彦伟, 黄志超

(华东交通大学 材料科学与工程学院, 江西 南昌 330013)

**摘要:** 钛合金构件的服役性能受其微观组织的影响, 而热成形工艺决定了合金的微观组织。为获得热成形工艺对钛合金高温变形及微观组织演变的影响机理, 以损伤容限型 TC21 钛合金为研究对象, 对其进行等温热压缩试验, 变形温度为 900 和 940 °C, 应变速率为 0.001、0.01、0.1 和 1 s<sup>-1</sup>, 压下量为 60%。基于实验结果和动态再结晶理论, 获得了该合金的高温变形规律, 并通过构建动力学模型分析了动态再结晶的演变规律。结果表明: TC21 钛合金的热变形行为受到变形温度和应变速率的双重影响, 其动态再结晶过程符合 Avrami 动力学方程; 在相同应变速率下, 高变形温度时的动态再结晶速率更快, 而在相同温度下, 低应变速率则会使动态再结晶速率减小。

**关键词:** TC21 钛合金; 动态再结晶; 微观组织; 热变形; 力学性能

**DOI:** 10.13330/j.issn.1000-3940.2024.12.023

**中图分类号:** TG316

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1000-3940 (2024) 12-0180-08

## Hot deformation and dynamic recrystallization behavior of TC21 titanium alloy

Jiang Yuqiang, Wang Minbo, Zhang Yifei, Guo Yanwei, Huang Zhichao

(School of Materials Science and Engineering, East China Jiaotong University, Nanchang 330013, China)

**Abstract:** The service performance of titanium alloy component is affected by its microstructure, and the microstructure of alloy is determined by the hot forming process. Therefore, in order to obtain the influence mechanisms of forming process on the high-temperature deformation and microstructure evolution of titanium alloy, for damage tolerant TC21 titanium alloy, the isothermal thermal compression tests were carried out at the deformation temperatures of 900 and 940 °C, the strain rates of 0.001, 0.01, 0.1 and 1 s<sup>-1</sup> and the reduction amount of 60%. Then, based on the experimental results and the dynamic recrystallization theory, the high-temperature deformation behaviors of the alloy were obtained, and the evolution laws of dynamic recrystallization were analyzed by constructing a dynamic model. The results show that the thermal deformation behavior of TC21 titanium alloy is influenced by both deformation temperature and strain rate, and its dynamic recrystallization process conforms to the Avrami kinetic equation. At the same strain rate, the dynamic recrystallization rate is faster at higher deformation temperature, while at the same temperature, the dynamic recrystallization rate is smaller at the lower strain rate.

**Key words:** TC21 titanium alloy; dynamic recrystallization; microstructure; hot deformation; mechanical property

钛及其合金具有高比强度、优良的热加工性能、稳定的服役性能和优异的耐腐蚀性, 在航天航空、化学化工、海洋工程和生物医药等领域得到了广泛应用<sup>[1]</sup>。TC21 钛合金为典型的损伤容限型  $\alpha+\beta$  两相钛合金 (名义成分为 Ti-6Al-2Zr-2Sn-3Mo-1Cr-2Nb-0.1Si), 是我国自主研制的高强、高韧、高损伤容限型钛合金<sup>[2]</sup>。目前, TC21 钛合金被广泛应用于

航空航天装备强度要求较高的关键部位, 如航空飞机发动机吊挂接头、机身、起落架、机身和机翼接头等部位, 显著提高了我国飞机的安全性和可靠性<sup>[3]</sup>。

热成形是 TC21 钛合金构件的重要成形方式, 在成形过程中合金会发生明显的动态再结晶 (Dynamic Recrystallization, DRX) 现象。动态再结晶可以细化合金组织, 改善材料的力学性能。因此, 金属及其合金的动态再结晶行为受到众多学者的关注<sup>[4]</sup>。Li J 等<sup>[5]</sup>分析了不同条件下 TC32 钛合金的热变形行为, 发现合金的软化机制与变形温度相关, 高温时合金的变形机制为动态回复, 而低温时则为动态再结晶。周伟等<sup>[6]</sup>研究了 Ti5553 钛合金的动态再结晶行为, 揭示了加工硬化率和临界应变速率的关系, 得到合金动态再结晶的临界应变。Li C 等<sup>[7]</sup>

收稿日期: 2024-10-03; 修订日期: 2024-11-16

基金项目: 江西省自然科学基金资助项目 (20232BAB204054);

江西省教育厅科技项目 (GJJ210670)

作者简介: 姜玉强 (1987-), 男, 博士, 讲师

E-mail: jiangyq2021@126.com

通信作者: 黄志超 (1971-), 男, 博士, 教授

E-mail: hzcosu@163.com

通过等温热压缩试验研究了 Ti-10V-1Fe-3Al 和 Ti-10V-2Cr-3Al 钛合金的变形行为, 研究表明: 合金在  $\alpha+\beta$  相区的变形行为受  $\alpha$  相弯曲或球状化控制,  $\beta$  相区的变形行为主要由动态回复或再结晶决定。Lu L L 等<sup>[8]</sup> 采用电子背散射技术分析了 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 钛合金的微观组织演变, 发现在 900 ℃ 的变形条件下, 动态再结晶是 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 钛合金的主要变形机制, 且提高变形温度会使连续动态再结晶逐渐减弱, 合金的变形机制由连续动态再结晶转化为非连续动态再结晶。

作为一种典型的损伤容限型钛合金, TC21 钛合金的高温变形特点及其微观组织演变机理尚不清晰, 相关实验数据难以支撑 TC21 钛合金的工业化应用。为此, 基于热模拟试验和动态再结晶理论, 本文研

究了 TC21 钛合金的热变形和组织演变规律, 并建立了该合金的动态再结晶动力学模型, 预测了合金高温变形的组织演变规律, 相关研究成果为 TC21 钛合金的工业化大规模应用提供了参考。

1 材料与方法

本文采用的 TC21 钛合金是一种高强韧、高损伤容限的 ( $\alpha+\beta$ ) 两相钛合金, 其化学成分如表 1 所示。采用冶金方法测定, 该合金的  $\alpha+\beta \rightarrow \beta$  的转变温度为 970 ℃。利用电火花线切割机将该合金加工为  $\Phi 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$  的圆柱试样。试验用 TC21 钛合金的原始显微组织如图 1 所示, 其原始组织主要由等轴和层片  $\alpha$  相、转变  $\beta$  相组织组成, 为典型的双态组织。

表 1 TC21 钛合金的主要成分 (%, 质量分数)  
Table 1 Chemical components of TC21 titanium alloy (%, mass fraction)

Al	Mo	Zr	Sn	Nb	Cr	Fe	C	N	H	O	Ti
6.4	3.0	2.1	2.1	1.9	1.5	0.02	≤0.08	≤0.05	≤0.015	≤0.15	余量

将试样在 Gleeble-3500 热模拟机上进行热压缩试验。试验前, 在试样中部连接热电偶, 用来实时测量和控制试样温度, 并在试样和模具之间放置涂有玻璃润滑剂的钽片以减少摩擦。试验变形温度为 900 和 940 ℃, 应变速率为 0.001、0.01、0.1 和 1.0 s<sup>-1</sup>, 压下量为 60% (真应变为 0.92)。试验开始后, 以 10 ℃·s<sup>-1</sup> 的速度将试样加热到变形温度, 并保温 360 s 以实现温度的均匀分布, 然后进行压缩试验。变形结束后, 对试样水冷, 保留其高温变形组织。然后利用电火花线切割机将热变形试样沿轴向对半剖开, 并进行研磨和抛光, 再用 HF : HCl : HNO<sub>3</sub> : H<sub>2</sub>O=1 : 1.5 : 2.5 : 95 (体积百分数) 的 Keller 试剂腐蚀 5~10 s, 以获得该合金的金相组织。

2 结果与讨论

2.1 TC21 钛合金高温变形行为

2.1.1 变形温度的影响

图 2 为 TC21 钛合金在不同变形条件下的真应力-真应变曲线。由图 2 可知, 随着应变的增加, 该合金的真应力-真应变曲线可以分为 3 个阶段: (1) 变形伊始, 随着应变的增加, 合金内部产生大量位错, 并不断攀移和堆积纠缠, 使应力急剧增大, 发生显著的加工硬化, 流变应力迅速达到峰值<sup>[9]</sup>; (2) 随着真应变的增加, 真应力逐渐减小, 进入软

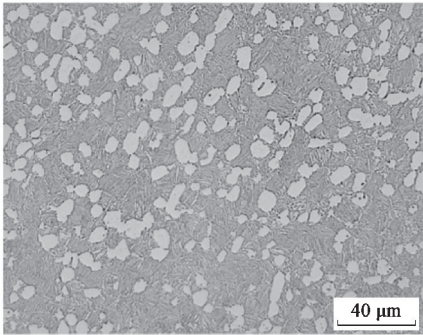


图 1 TC21 钛合金的原始微观组织  
Fig. 1 Initial microstructure of TC21 titanium alloy

化阶段, 该阶段合金内部发生动态回复和动态再结晶等现象, 这一方面降低了位错密度, 减弱了加工硬化<sup>[10]</sup>, 另一方面合金内部发生动态再结晶, 细化了晶粒, 且较小的晶粒尺寸更利于晶界滑移, 故流变应力逐渐降低<sup>[11]</sup>; (3) 最后, 由于加工硬化和动态回复/动态再结晶的软化效果达到平衡, 曲线呈现出稳态阶段。此外, 在应变较大时, 部分试样出现了流变应力随着应变增加而缓慢增加的现象, 其可能的原因: 在大应变塑性变形时, 试样与压头的接触面积逐渐增大, 导致接触面润滑不足, 摩擦力上升, 合金变形需要克服这些摩擦力, 从而增加变形抗力; 另外, 由于热传导和对流换热, 试样表面温度偏低, 试样表面加工硬化效应大于动态再结晶的软化作用, 导致流变应力曲线上升。

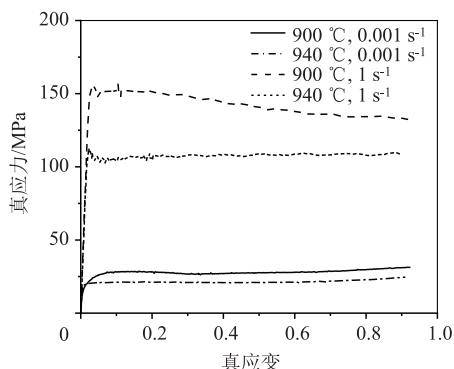


图2 不同工况下 TC21 钛合金的真应力-真应变曲线

Fig. 2 True stress-true strain curves of TC21 titanium alloy under different conditions

变形工艺参数会影响合金的流变行为<sup>[12]</sup>。在应变速率和应变相同的条件下,流变应力随着变形温度的升高而降低,以应变速率为  $1 \text{ s}^{-1}$  为例,当变形温度从  $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$  上升至  $940 \text{ }^{\circ}\text{C}$  时,相应的峰值应力从  $155.2 \text{ MPa}$  降低至  $112.6 \text{ MPa}$ ,表明 TC21 钛合金具有温度负相关的敏感性,这是因为随着变形温度的升高,合金元素的热激活作用增强<sup>[13-14]</sup>。热激活作用会加速原子的运动,提高晶界迁移能力和位错滑移能力,增加滑移系数,降低位错运动阻力,从而引起 TC21 钛合金流变应力下降<sup>[15]</sup>。其次,提高变形温度会加速微观组织演变。在热变形过程中,由于加工硬化效应,位错相互缠结,形成位错塞积,引起局部应力集中。为了减小应力集中,材料内部形成了位错亚结构。随着应变的增加,这些亚结构逐渐转变为高角度晶界,最终形成新的动态再结晶晶粒<sup>[16]</sup>。提高变形温度,加快了晶界迁移速率和亚结构的演变,促进了再结晶行为的发生,同时热激活作用突出,位错滑移阻力进一步减小,流动软化机制作用更加明显,加工硬化效应减弱,降低了峰

值应力<sup>[17]</sup>。此外,晶界的扩散作用随着温度的升高而提高,缓解了晶粒之间形成的应力集中,也会降低 TC21 钛合金的流变应力<sup>[18]</sup>。

图3为 TC21 钛合金在应变速率为  $1 \text{ s}^{-1}$  时,不同变形温度下的显微组织。当变形温度为  $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$  时,其显微组织主要由等轴  $\alpha$  相和层片  $\alpha$  相组成,还可以发现一些不完整的  $\beta$  晶界。合金在  $940 \text{ }^{\circ}\text{C}$  变形时,其显微组织主要由均匀分布的等轴  $\alpha$  相和  $\beta$  晶粒组成。随着变形温度的升高,变形过程中产生的位错形成缠结和塞积,为  $\alpha$  相和  $\beta$  相的动态再结晶的启动提供了更多的激活能,且层片  $\alpha$  相内部的亚结构的能量较高,具有发生原子扩散及相变的驱动力,从而使层片  $\alpha$  相转变为  $\beta$  相<sup>[19]</sup>。此外,温度的升高有效加速了元素的扩散,促进了  $\alpha$  相和  $\beta$  相的相变。因此,较高温度下,片层  $\alpha$  相较少,且出现了部分细小的等轴  $\alpha$  相。

### 2.1.2 应变速率的影响

应变速率同样也会对合金流变应力产生影响,如图2所示。一般情况,应力-应变曲线对变形温度和应变速率非常敏感<sup>[20]</sup>。从图2可以看出,相同温度时,随着应变速率的升高,相应的流变应力增大,以变形温度为  $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$  为例,应变速率从  $0.001 \text{ s}^{-1}$  增加到  $1 \text{ s}^{-1}$ ,相应的峰值应力从  $28.7 \text{ MPa}$  增加至  $155.2 \text{ MPa}$ ,表明 TC21 钛合金的流变应力与应变速率呈正相关。钛合金的塑性变形是通过位错运动来实现的,由于高应变速率下的变形时间较短,单位时间内合金的变形程度更大,合金产生大量位错,而压缩过程中动态再结晶和动态回复可能会受到限制,导致位错难以抵消,产生显著的加工硬化,进而使合金的流变应力增加。在较低应变速率下,变形时间长,软化作用能够长时间进行,使得位错密度降低,宏观表现为流变应力下降。

TC21 钛合金在不同应变速率下的微观组织如图

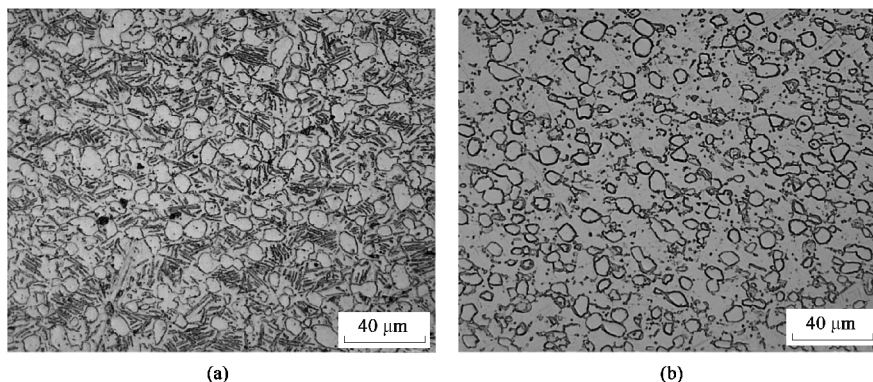


图3 不同变形温度下 TC21 钛合金的显微组织

(a)  $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$  (b)  $940 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 

Fig. 3 Microstructures of TC21 titanium alloy under different deformation temperatures



4 所示。900 ℃ 变形时, 钛合金的显微组织均由等轴  $\alpha$  相和层片  $\alpha$  相组成, 应变速率对等轴  $\alpha$  相尺寸的影响较小, 而对层片  $\alpha$  相有较大的影响。当应变速率为  $0.001 \text{ s}^{-1}$  时, 片层  $\alpha$  相发生了明显地长大。因

为其应变速率较低, 变形时间较长, 溶质原子的扩散较为充分,  $\alpha$  相的粗化较为明显。提高应变速率, 动态回复的软化作用不能完全消除位错塞积导致的硬化, 动态再结晶的形核点增多, 晶粒直径减小<sup>[21]</sup>。

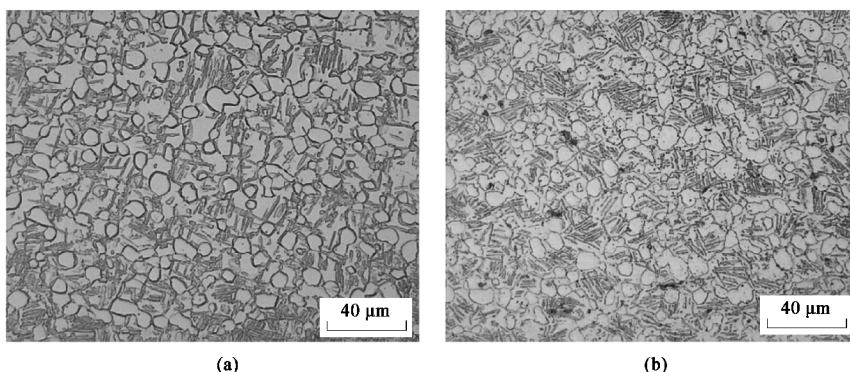


图 4 900 ℃ 时不同应变速率下 TC21 钛合金的显微组织  
(a)  $0.001 \text{ s}^{-1}$  (b)  $1 \text{ s}^{-1}$

Fig. 4 Microstructures of TC21 titanium alloy at 900 °C under different strain rates

此外, 由图 4 可知, 随着应变速率的降低,  $\alpha$  相的体积分数逐渐增加。由于  $\beta$  相分布在  $\alpha$  相的周围,  $\alpha$  相的体积分数增多,  $\alpha$  相和  $\beta$  相的相界面就会增加, 不共格的  $\alpha$  相和  $\beta$  相的界面会阻碍位错的移动, 导致位错塞积, 促进位错亚结构的形成, 最终形成动态再结晶晶粒。因此, 随着应变速率的降低, 动态再结晶程度逐渐增加。虽然, 高应变速率下产生的高密度位错有利于动态再结晶形核前的储能, 但较短的变形时间难以促使动态再结晶形核, 高应变速率下动态再结晶较为困难<sup>[22]</sup>。钛合金在较高温度下进行变形, 可能会发生相变, 影响显微组织。

## 2.2 动态再结晶动行为

### 2.2.1 动态再结晶动力学模型

动态再结晶动力学模型的构建为理解金属材料变形过程中的组织演变提供了重要的依据。钛合金难以通过传统热处理调控晶粒尺寸, 而热变形是调控合金显微组织的重要方式。在动态再结晶的动力学模型构建中, 再结晶体积分数是一个关键指标。测定合金再结晶体积分数的方法有多种, 如能量法、定量金相法和应力-应变曲线法等<sup>[23]</sup>。其中, 能量法因为需要确定储存能, 而确定储存能存在较大困难; 定量金相法需要进行大量的金相分析工作, 且试样冷却过程中也会发生组织变化, 不能准确反映真实结果<sup>[24]</sup>; 相比之下, 应力-应变曲线法更为适用, 通过流变应力曲线的变化规律, 可以得到再结晶体积分数与流变应力之间的关系。

在实际热加工过程中, 为了对合金组织和性能

进行调控, 需要建立相应动力学模型来预测动态再结晶的演变过程。为了探究动态再结晶的动力学行为, William J 等<sup>[25]</sup>提出了 JM 方程:

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp\left(-\frac{f \dot{N} G^3 t^4}{4}\right) \quad (1)$$

式中:  $X_{\text{DRX}}$  为动态再结晶体积分数;  $f$  为形状因子;  $G$  为线性长大速率;  $t$  为发生动态再结晶的时间;  $\dot{N}$  为形核速率。

根据实验结果和相变动力学, Avrami M<sup>[26]</sup> 对 JM 方程进行了修正, 得到:

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp(-kt^n) \quad (2)$$

式中:  $k$  和  $n$  为材料常数, 可通过非线性拟合来获得。

但此方法需要对变形后的显微组织进行定量分析, 精度不高。

根据材料高温变形的应力曲线, 再结晶体积分数与流变应力之间的数学模型也可以表示为<sup>[27]</sup>:

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp\left[-k\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon^*}\right)^n\right] \quad (3)$$

式中:  $\varepsilon$  为真应变;  $\varepsilon^*$  为达到峰值应力时对应的应变;  $\varepsilon_c$  为达到再结晶临界应力时的应变。

Jonas J J 等<sup>[28]</sup>认为真应力-真应变曲线受动态回复和动态再结晶的共同影响, 如图 5 所示, 假设动态回复单独作用下的应力-应变曲线记为  $\sigma_{\text{DRV}}$ , 动态再结晶引起的软化曲线记为  $\sigma_{\text{DRX}}$ 。图 5 中,  $\sigma_p$  和  $\varepsilon_p$  为动态再结晶的峰值应力和峰值应变,  $\sigma_c$  和  $\varepsilon_c$  为动态再结晶的临界应力和临界应变,  $\sigma_{\text{ss}}$  稳态

流变应力,  $\sigma_{\text{sat}}$  为饱和应力。由图 5 可知,  $\sigma_{\text{DRV}}$  接近于饱和应力  $\sigma_{\text{sat}}$ , 故本节以饱和应力作为动态回复单独作用下的最大流变应力,  $\sigma_{\text{DRV}}$  和  $\sigma_{\text{DRX}}$  的差值  $\Delta\sigma_s$  对应动态再结晶软化程度,  $\Delta\sigma'_s$  为最大软化率。根据应力-应变曲线特征, 动态再结晶体积分数  $X_{\text{DRX}}$  与流变应力的关系可以表示为<sup>[29]</sup>:

$$X_{\text{DRX}} = \frac{\sigma_{\text{sat}} - \sigma}{\sigma_{\text{sat}} - \sigma_{\text{ss}}} \quad (4)$$

式中:  $\sigma$  为实验所测得的真应力。

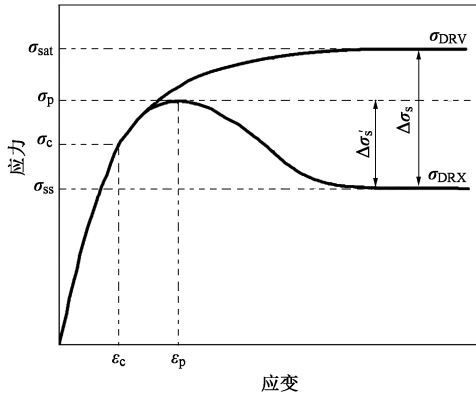


图 5 动态再结晶软化示意图

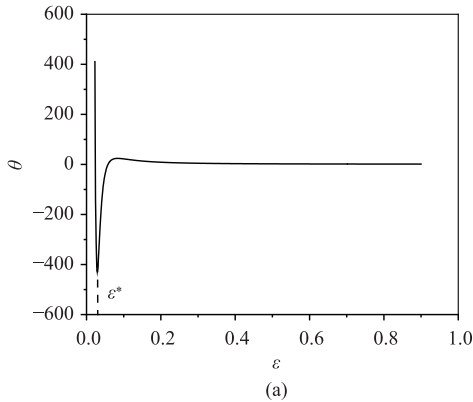
Fig. 5 Schematic diagram of dynamic recrystallization softening

由式 (3) 和式 (4) 可知, 构建动力学模型需要确定  $\varepsilon^*$ 、 $\varepsilon_c$ 、 $\sigma_{\text{sat}}$  以及  $\sigma_{\text{ss}}$  等参数。Poliak E I 等<sup>[30]</sup>提出利用加工硬化率确定动态再结晶临界条件的方法, 即:

$$\frac{\partial}{\partial \sigma} \left( - \frac{\partial \theta}{\partial \sigma} \right) = 0 \quad (5)$$

式中:  $\theta$  为加工硬化率。

因此, 动态再结晶模型的  $\sigma_{\text{sat}}$ 、 $\sigma_{\text{ss}}$  和  $\varepsilon^*$  等参数可通过  $\theta$ - $\sigma$  和  $\theta$ - $\varepsilon$  曲线来确定。



## 2.2.2 临界条件的确定

热变形过程中, 当变形量增大到某个临界应变值时, 材料出现动态再结晶现象, 而确定不同变形条件下的加工硬化率是研究其临界条件的重要内容, 即求解  $\theta$  的值。为此, 以变形温度为 940 °C、应变速率为 1 s<sup>-1</sup> 实验条件为例, 对实验获得的真应力-真应变曲线进行拟合, 本文采用的拟合方程为:

$$\sigma = \frac{A_0 + A_1\varepsilon + A_2\varepsilon^2 + A_3\varepsilon^3 + A_4\varepsilon^4 + A_5\varepsilon^5}{B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2 + B_3\varepsilon^3 + B_4\varepsilon^4 + B_5\varepsilon^5} \quad (6)$$

式中:  $A_0 \sim A_5$ 、 $B_0 \sim B_5$  为常数。

拟合后的曲线如图 6 所示, 由图 6 可知, 拟合后的曲线能够代替真应力-真应变曲线。

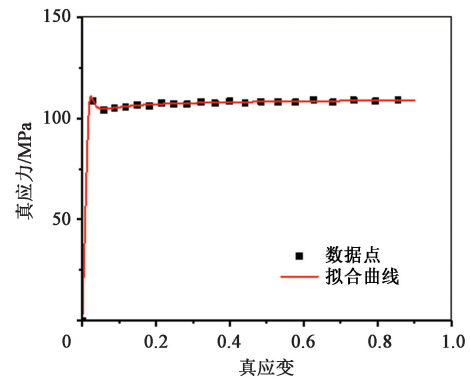


图 6 真应力-真应变拟合曲线

Fig. 6 True stress-true strain fitting curve

对拟合后的曲线进行求导, 得到加工硬化率  $\theta$ 。图 7a 为 940 °C、1 s<sup>-1</sup> 条件下加工硬化率与应变的曲线, 曲线上最小值所对应的应变即为  $\varepsilon^*$ 。

一般情况下, 动态再结晶在峰值应力之前就已经发生<sup>[31]</sup>。临界应力  $\sigma_c$  和临界应变  $\varepsilon_c$  对应的点即为动态再结晶的起始点。峰值应变  $\varepsilon_p$  和临界应变  $\varepsilon_c$  可用 Sellars 模型<sup>[32]</sup>表示:

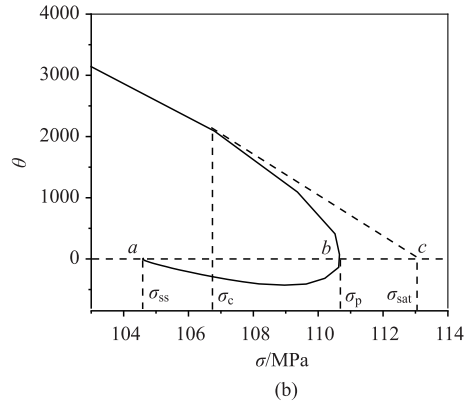


图 7 加工硬化率曲线

(a)  $\theta$ - $\varepsilon$  (b)  $\theta$ - $\sigma$

Fig. 7 Work hardening rate curves

$$\varepsilon_c = \xi \varepsilon_p \quad (7)$$

式中:  $\xi$  为材料参数, 取值在 0.67~0.86 区间, 对于钛合金一般取 0.8<sup>[33]</sup>。

图 7b 为加工硬化率与应力的曲线图, 直线  $\theta=0$  与曲线有两个交点, 其中  $a$  点对应稳态应力  $\sigma_{ss}$ ,  $b$  点对应峰值应力  $\sigma_p$ ,  $a$  和  $b$  点对应的应变分别为稳态应变  $\varepsilon_{ss}$  和峰值应变  $\varepsilon_p$ 。由式 (7) 可以得出临界应变值  $\varepsilon_c$ 。从图 7b 可知, 该条件下, 临界应变对应的临界应力为 106.80 MPa, 即发生动态再结晶的时刻。过点  $(\varepsilon_c, \theta_c)$  做一条切线, 该切线与直线  $\theta=0$  的交点  $c$  即为动态回复的饱和应力  $\sigma_{sat}$ 。通过图 7b 中临界应力可以得到临界应变  $\varepsilon_c$  的值为 0.02。从曲线上可得, 稳态应力  $\sigma_{ss} = 104.59$  MPa, 饱和应力  $\sigma_{sat} = 113.08$  MPa。其他变形条件下的临界参数值, 例如临界应力  $\sigma_c$ 、临界应变  $\varepsilon_c$ 、饱和应力  $\sigma_{sat}$ 、稳态应力  $\sigma_{ss}$  等可采用同样的方法依次求得。

### 2.2.3 动态再结晶动力学

确定了不同变形条件下的临界参数, 可以由式 (3) 得出各应变下的动态再结晶体积分数。对式 (3) 进行移项, 然后取两次对数, 得:

$$\ln k + n \ln \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon^*} \right) = \ln [ -\ln(1 - X_{DRX}) ] \quad (8)$$

从式 (8) 可以看出,  $\ln [ -\ln(1 - X_{DRX}) ]$  与  $\ln [ (\varepsilon - \varepsilon_c) / \varepsilon^* ]$  之间有明显的线性关系, 通过线性拟合, 可以得到  $k$  和  $n$  的值, 如图 8 所示。

动态再结晶动力学预测曲线如图 9 所示, 由图 9 可知, 动态再结晶体积分数与应变呈正相关。在一定温度下, 较低的应变速率会导致动态再结晶的临界应变增加。这是由于动态再结晶的形核通常依赖原子和空位等扩散及位错的缠结, 当应变速率较低时, 动态软化机制可以充分进行, 材料内部累积的位错密度较低, 动态回复引起的位错密度降低足以平衡加工硬化引起的位错密度增加, 动态再结晶形核长大较为困难, 因此临界应变比较大。通常情况, 在相同应变速率下, 温度的升高会导致动态再结晶的临界应变较早出现。同时, 在高温下获得与低温相同的再结晶体积分数, 需要的应变较小, 在高应变速率下尤为明显。这一现象产生的原因在于高温下原子或空位的扩散增强, 位错运动能力也得到增强, 材料可以在更短时间内达到动态再结晶的临界条件。然

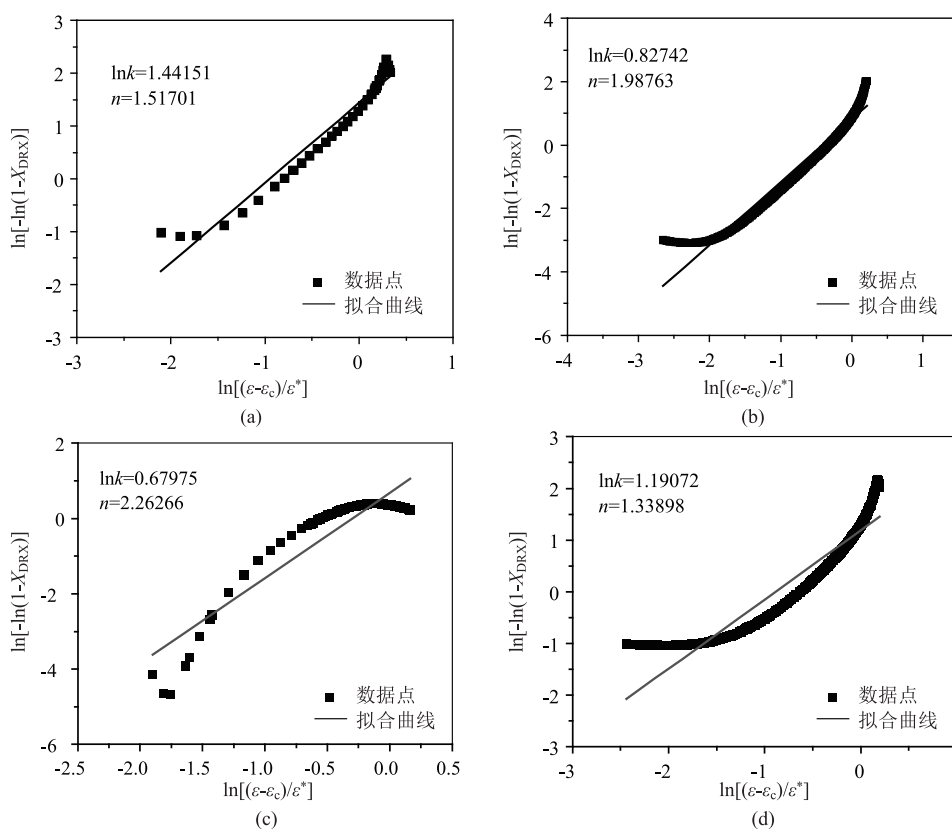


图 8  $\ln [ -\ln(1 - X_{DRX}) ]$  与  $\ln [ (\varepsilon - \varepsilon_c) / \varepsilon^* ]$  的线性关系图

(a) 940 °C, 1 s<sup>-1</sup> (b) 940 °C, 0.001 s<sup>-1</sup> (c) 900 °C, 1 s<sup>-1</sup> (d) 900 °C, 0.001 s<sup>-1</sup>

Fig. 8 Linear relationship diagrams between  $\ln [ -\ln(1 - X_{DRX}) ]$  and  $\ln [ (\varepsilon - \varepsilon_c) / \varepsilon^* ]$

而,在低应变速率时,当温度达到 940 ℃,所需的应变却大于在 900 ℃下所需的临界应变。

动态再结晶速率曲线如图 9b 所示。由图 9b 可知,随着应变的增大,动态再结晶速率呈现出先上

升后下降的趋势;在相同应变速率时,高变形温度下的动态再结晶速率更快,而在相同温度时,低应变速率则会使动态再结晶速率减小,这可能与高温下钛合金的相变有关系,后续需要更深入的分析。

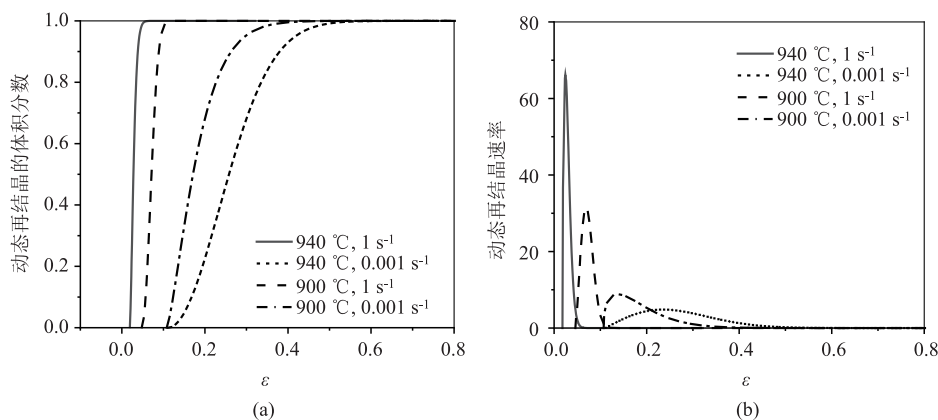


图 9 TC21 钛合金的动态再结晶动力学预测曲线

(a) 动态再结晶体积分数 (b) 动态再结晶速率

Fig. 9 Dynamic recrystallization kinetics prediction curves of TC21 titanium alloy

(a) Volume fraction of DRX (b) DRX rate

### 3 结论

(1) TC21 钛合金的热变形过程可以分为 3 个阶段:以变形温度为 900 ℃、应变速率为 1.0 s<sup>-1</sup> 为例,首先在变形刚开始,随着应变的增加,应力随着应变的增加而急剧增大,峰值应力达到 155.2 MPa;随着应变的增加,该合金发生动态再结晶现象,应力逐渐减小,进入软化阶段;最后曲线趋于稳态,应力稳定在 136.1 MPa。

(2) 当变形温度为 900 ℃时,应变速率对等轴 α 相尺寸的影响较小,而对层片 α 相有较大的影响;当应变速率为 1.0 s<sup>-1</sup> 时,随着变形温度的升高,层片 α 相逐渐转变为 β 相。

(3) TC21 钛合金的热变形行为符合 Avrami 动力学方程。在一定温度下,较低的应变速率会导致动态再结晶的临界应变增加;在相同应变速率下,温度的升高会导致动态再结晶的临界应变较早出现。同时,在高温下获得与低温相同的再结晶体积分,需要的应变较小,在高应变速率下尤为明显。

(4) 在相同应变速率下,高变形温度下的动态再结晶速率更快,而在相同变形温度时,低应变速率则会使动态再结晶速率减小。

#### 参考文献:

- [1] 王国峰,刘永康,刘青,等. Ni-Co 纳米镀层为中间层的 TC4 钛合金低温扩散连接 [J]. 锻压技术, 2022, 47 (11): 239-245.  
Wang G F, Liu Y K, Liu Q, et al. Low temperature diffusion

bonding on TC4 titanium alloy with Ni-Co nano-coating as intermediate layer [J]. Forging & Stamping Technology, 2022, 47 (11): 239-245.

- [2] 雷磊,朱琦玮,赵秦阳,等. TC21 钛合金拉伸和冲击韧性的内在控制机理研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53 (5): 1449-1457.  
Lei L, Zhu Q W, Zhao Q Y, et al. Intrinsic control mechanism of tensile and impact toughness of TC21 titanium alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2024, 53 (5): 1449-1457.
- [3] 仵羽羽. TC21 钛合金 B-Al 复合渗层的制备及其性能研究 [D]. 昆明: 昆明理工大学, 2023.  
Wu Y Y. Study on the Preparation and Properties of TC21 Titanium Alloy B-Al Composite Infiltration Layer [D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2023.
- [4] 张永集,吴光亮,武尚文. Nb-Ti 微合金高强度钢动态再结晶动力学及临界条件 [J]. 材料导报, 2018, 32 (22): 3900-3907.  
Zhang Y J, Wu G L, Wu S W. Kinetics and critical conditions for initiation of dynamic recrystallization of Nb-Ti microalloyed strength steel [J]. Materials Reports, 2018, 32 (22): 3900-3907.
- [5] Li J, Zhu W L, Li B M, et al. Characterization of hot deformation behavior of TC32 titanium alloy [J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019, 474 (1): 012045.
- [6] 周伟,葛鹏,李倩,等. Ti-5553 合金热变形时动态再结晶的临界条件 [J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45 (7): 1732-1735.  
Zhou W, Ge P, Li Q, et al. Critical conditions for dynamic recrystallization of Ti-5553 alloy during hot deformation [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45 (7): 1732-1735.
- [7] Li C, Ding Z L, Zwaag S. The modeling of the flow behavior below and above the two-phase region for two newly developed meta-stable β titanium alloys [J]. Advanced Engineering Materials, 2021, 23 (1): 1901552.



- [8] Lu L L, Zhang Y M, Zhang Z L, et al. Investigation on microstructure and texture evolution of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy during hot deformation [J]. *Materials Research Express*, 2021, 8 (9): 096520.
- [9] Chai Z, Wang W Y, Ren Y, et al. Hot deformation behavior and microstructure evolution of TC11 dual-phase titanium alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 898: 146331.
- [10] Zhang S, Zhang H Y, Liu X J, et al. Thermal deformation behavior investigation of Ti-10V-5Al-2.5Fe-0.1B titanium alloy based on phenomenological constitutive models and a machine learning method [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 589-608.
- [11] 孙越, 孙勇, 杨勇, 等. TC21 钛合金热压缩本构方程及热加工图 [J]. *锻压技术*, 2023, 48 (4): 242-248.  
Sun Y, Sun Y, Yang Y, et al. Constitutive equation and thermal processing map of thermal compression for TC21 titanium alloy [J]. *Forging & Stamping Technology*, 2023, 48 (4): 242-248.
- [12] Jiang Q Y, Guo W Y, Wang B M, et al. Hot deformation and constitutive modeling of a Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Cr-Nb alloy [J]. *Materials Today Communications*, 2024, 40: 110037-110037.
- [13] 王迎新. Mg-Al 合金的晶粒细化、热变形行为及加工工艺的研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2006.  
Wang Y X. Study of Grain Refinement, Hot Deformation Behavior and Working Technology of Mg-Al Alloys [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2006.
- [14] 朱鸿昌. TB17 钛合金热加工过程显微组织演变研究 [D]. 南昌: 南昌航空大学, 2019.  
Zhu H C. Study on Microstructure Evolution of TB17 Titanium Alloy during Hot Working Process [D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2019.
- [15] 万帆, 运新兵, 毕胜, 等. 铝锆合金高温塑性变形行为及本构方程 [J]. *中国有色金属学报*, 2018, 28 (5): 888-896.  
Wan F, Yun X B, Bi S, et al. Pyroplastic deformation behavior and constitutive equation of Al-Sr alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2018, 28 (5): 888-896.
- [16] 黄剑. TC18 钛合金热变形行为及微观组织/织构演变研究 [D]. 长沙: 中南大学, 2019.  
Huang J. Study on Hot Deformation Behaviour and Microstructure/Texture Evolution of TC18 Titanium Alloy [D]. Changsha: Central South University, 2019.
- [17] 李萍, 许海峰, 孟森, 等. Ti65 钛合金热变形行为及本构方程 [J]. *塑性工程学报*, 2024, 31 (2): 120-128.  
Li P, Xu H F, Meng M, et al. Hot deformation behavior and constitutive equation of Ti65 titanium alloy [J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2024, 31 (2): 120-128.
- [18] Appel F, Lorenz U, Oehring M, et al. Thermally activated deformation mechanisms in micro-alloyed two-phase titanium amminide alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, 233 (1-2): 1-14.
- [19] 陶成, 崔霞, 欧阳德来, 等. TC21 钛合金  $\alpha$  片层静态球化动力学 [J]. *塑性工程学报*, 2023, 30 (9): 112-120.  
Tao C, Cui X, Ouyang D L, et al. Static spheroidization kinetics of  $\alpha$  lamellar of TC21 titanium alloy [J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2023, 30 (9): 112-120.
- [20] Liu Y H, Ning Y Q, Yao Z K, et al. Hot deformation behavior of Ti-6.0Al-7.0Nb biomedical alloy by using processing map [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 587: 183-189.
- [21] 石志峰. TC21 钛合金工艺优化及组织性能关系研究 [D]. 西安: 西北工业大学, 2016.  
Shi Z F. Researches on Processing Optimization and Microstructure-Property Relationship of TC21 Titanium Alloy [D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2016.
- [22] 刘剑箫, 姜超, 翟月雯, 等. FGH4096 高温合金的动态再结晶行为 [J]. *锻压技术*, 2023, 48 (7): 242-248.  
Liu J X, Jiang C, Zhai Y W, et al. Dynamic recrystallization behavior for superalloy FGH4096 [J]. *Forging & Stamping Technology*, 2023, 48 (7): 242-248.
- [23] 李凡. 低碳微合金钢热变形过程奥氏体形变再结晶行为研究 [D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2021.  
Li F. Research on Dynamic Recrystallization Behavior of Austenite in Low Carbon Microalloyed Steel During Hot Deformation [D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2021.
- [24] 白青青, 刘庭耀, 金磊. 航空用 1Cr12Ni3MoVN 耐热钢的动态再结晶行为 [J]. *金属热处理*, 2024, 49 (6): 224-231.  
Bai Q Q, Liu T Y, Jin L. Dynamic recrystallization behavior of 1Cr12Ni3MoVN heat-resistant steel for aviation [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2024, 49 (6): 224-231.
- [25] William J, Mehl R. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth [J]. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 1939, 135: 416-442.
- [26] Avrami M. Kinetics of phase change. I General theory [J]. *The Journal of Chemical Physics*, 1939, 7 (12): 1103-1112.
- [27] Quan G Z, Wu D S, Luo G C, et al. Dynamic recrystallization kinetics in  $\alpha$  phase of as-cast Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy during compression at different temperatures and strain rates [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 589: 23-33.
- [28] Jonas J J, Queleennec X, Jiang L, et al. The Avrami kinetics of dynamic recrystallization [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57 (9): 2748-2756.
- [29] 康颖安, 张俊彦, 谭加才. 相对密度对泡沫铝力学性能和能量吸收性能的影响 [J]. *功能材料*, 2006, 37 (2): 247-249.  
Kang Y A, Zhang J Y, Tan J C. Effect of relative density on the compressive property and energy absorption capacity of aluminum foams [J]. *Journal of Functional Materials*, 2006, 37 (2): 247-249.
- [30] Poliak E I, Jonas J. A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization [J]. *Acta Materialia*, 1996, 44 (1): 127-136.
- [31] 黄天伦. LNG 罐 9Ni 钢大型封头冲压模拟与实验研究 [D]. 常州: 常州大学, 2021.  
Huang T L. Simulation and Experimental Research on Stamping of 9Ni for Steel Large Head of LNG Tank [D]. Changzhou: Changzhou University, 2021.
- [32] Sellars C M. Modelling microstructural development during hot rolling [J]. *Materials Science and Technology*, 1990, 6 (11): 1072-1081.
- [33] Sellars M C, Whiteman A J. Recrystallization and grain growth in hot rolling [J]. *Metal Science*, 1979, 13A (3-4): 187-194.