

# Ti-62A 合金热变形过程中的流变应力特性及组织演变

王敬忠, 丁凯伦, 杨西荣, 刘晓燕, 杨雨欣

(西安建筑科技大学 冶金工程学院 陕西冶金工程技术研究中心, 陕西 西安 710055)

**摘要:** 通过 Gleeble-3800 热模拟试验机的热压缩实验, 研究了 Ti-62A 合金在 800、850、900 和 950 °C, 应变速率为 0.001、0.01、0.1 和 1 s<sup>-1</sup> 下的热变形行为和动态再结晶 (DRX) 规律。结果表明: Ti-62A 合金的流变应力受应变速率和变形温度的影响显著; 流变应力随着变形温度的升高和应变速率的降低而降低; 在 900~950 °C、应变速率 0.01~1 s<sup>-1</sup> 条件下, Ti-62A 合金的热变形应力-应变曲线属于动态回复型; 该合金的热变形机制主要由位错运动控制, 其动态软化机制包括晶界滑动和位错对消、攀移机制; Ti-62A 合金在热变形过程中, 动态再结晶更有可能发生在较高的温度和较低的应变速率下, 即 950 °C 和 0.001 s<sup>-1</sup>; 基于经典位错密度理论和 DRX 动力学理论, 建立了加工硬化—动态回复和 DRX 软化效应的两阶段本构模型。DEFORM-3D 软件的仿真模拟结果证实, 基于 DRX 软化效应的本构模型对 Ti-62A 合金在动态再结晶阶段的热变形行为的预测具有较高的准确性, 能够为实际生产工艺的制定提供技术参考。

**关键词:** Ti-62A 合金; 热变形; 本构模型; 动态再结晶

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2020)09-3107-08

损伤容限设计准则是现代飞机实现低成本、长寿命安全飞行需要遵守的重要准则, 它在航空航天领域的应用刺激了高强度、断裂韧性和低疲劳裂纹扩展速率的钛合金的需求<sup>[1]</sup>。根据这一概念, 已经设计和开发的属于损伤容限型的钛合金有 Ti-6Al-4V ( $\beta$ -ELI), Ti-62222S 和 TA15ELI<sup>[2-4]</sup>。其中 Ti-6Al-4V ( $\beta$ -ELI) 和 Ti-62222S 合金已大量应用于美国第 4 代战斗机 F-22<sup>[5]</sup>。所研究的 Ti-62A 合金是在 Ti-62222S 合金基础上, 通过优化成分设计, 研究开发的一种新型高强高韧损伤容限型  $\alpha+\beta$  双相钛合金, 其成分体系为 T-Al-Sn-Zr-Mo-Si-X (X 表示一种或多种 VB, VIB 系列元素)<sup>[6,7]</sup>。该合金可制成板材、棒材和各种模锻件, 用于飞机结构件及其他对合金损伤容限性能要求高的领域, 具有广阔的应用前景。

目前, 关于 Ti-62A 合金的高温变形行为尚未见报道, 因此, 深入研究其高温变形行为对于正确设计其变形参数至关重要。如今, 有限元法 (FEM) 作为求解最优变形参数的常用工具, 用作 FEM 代码的输入, 用于模拟材料在特定负载条件下的变形行为<sup>[8]</sup>。因此, 数值模拟结果的准确性在很大程度上取决于本构方程的预测精度<sup>[9]</sup>。近几年, 开发出了很多描述材

料变形行为的本构模型。Laasraoui 等人<sup>[10]</sup>基于高温和应变速率下的位错密度和变形机制, 构建了可用于描述钢的塑性行为的本构方程。周珊等人<sup>[11]</sup>研究了 QT800-6 的本构方程中的材料常数和激活能随应变的变化规律。Wang 等人<sup>[12]</sup>为准确预测合金在热变形条件下的流变应力, 基于位错密度理论和动态再结晶动力学 (DRX) 建立了两阶段本构模型。

通常在材料的热变形过程中流变行为非常复杂, 微观结构的控制对优化最终力学性能也具有重要意义<sup>[13,14]</sup>。热机械加工是一种通过优化温度、应变速率等热变形参数来控制组织和获得优良力学性能的有效技术。目前还未见关于 Ti-62A 合金的热变形行为的报道, 由于 Ti-62A 属于双相钛合金, 而双相钛合金组织对热变形温度、变形速率和变形程度等热加工条件比较敏感<sup>[15,16]</sup>, 本研究通过热压缩实验研究 Ti-62A 合金的热变形行为, 旨在为该合金的热加工工艺提供技术支撑。通过热模拟压缩实验, 研究 Ti-62A 合金的热变形行为。基于经典位错密度理论和 DRX 动力学理论, 分别建立加工硬化—动态回复本构模型和 DRX 软化效应影响下的本构模型来预测合金在热变形条件下的流变应力。比较仿真结果与实验数据吻合程度, 以验证本构模型的准确性。

收稿日期: 2019-12-11

基金项目: 国家自然科学基金 (51474170)

作者简介: 王敬忠, 男, 1974 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, E-mail: wzxjd2003@sina.com

## 1 实验

本试验的材料是 100 mm 厚热轧 Ti-62A 合金板材,其主要化学成分(质量分数,%): Al 5.5, Cr 1.95、Zn 2.0、Zr 2.05、Mo 2.0, Si 0.23, 其余为 Ti。其微观组织由网篮状组织、魏氏组织以及晶间  $\alpha$  相组成(见图1)。Ti-62A 合金的  $\beta$  相转变温度约为 965 °C。压缩试样的尺寸为  $\Phi 8$  mm $\times$ 12 mm。通过 Gleeble-3800 热模拟试验机在 800~950 °C 和 0.001~1 s<sup>-1</sup> 条件下进行等温压缩试验,其试验路线如图2 所示。在压缩之前,为了减小试样两端与模具之间的摩擦,在试样两端面各加厚度为 0.05 mm 的石墨垫片,将试样以 10 °C/s 的速度加热至变形温度,保温 120 s 以确保温度分布均匀,随后,将每个样品压缩至最终应变 60% (真应变 0.9),并迅速将试样水冷至室温以保留变形的微观结构。将变形后的试样沿轴线进行线切割,取一半作为金相试样。所有样品经过机械研磨抛光,然后在室温下用腐蚀剂 (5 mL HF+10 mL HNO<sub>3</sub>+85 mL H<sub>2</sub>O) 擦腐 15 s,通过 GX-51 型金相显微镜对变形试样进行显微组织观察。

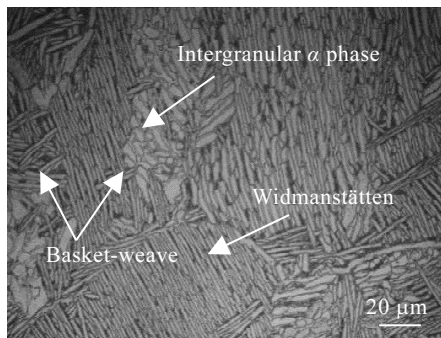


图 1 试验用 Ti-62A 钛合金原始组织

Fig.1 Micrograph of the as received Ti-62A alloy

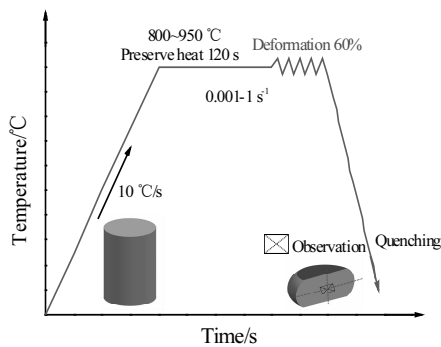


图 2 热压缩试验温度-时间示意图

Fig.2 Schematic diagram of temperature-time illustrating the hot compression tests

## 2 结果与讨论

### 2.1 流变应力特征与微观结构演变

Ti-62A 合金在不同热变形条件下的真应力-应变曲线如图3 所示。可以看出,由于压缩变形初始阶段发生了加工硬化现象,流变应力随应变的增加而急剧增大,在经历很小的应变后即达到峰值。在变形温度为 800 °C、应变速率为 0.001 s<sup>-1</sup> 和变形温度为 900、950 °C、应变速率为 0.1 s<sup>-1</sup> 条件下,流变应力达到峰值后,加工硬化和动态回复软化很快达到平衡,曲线趋于平稳(与图6 中 a 曲线相符),文献[17]对这种现象的解释是变形过程中克服了位错缠结和堆积。然而,在变形温度为800 °C、应变速率为 0.01~1 s<sup>-1</sup> 和变形温度为 850 °C、应变率为 0.1 s<sup>-1</sup> 条件下,流变应力达到峰值应力后,曲线却处于一个缓慢降低的过程,逐渐趋于平缓(与图6 中 b 曲线基本相符)。

热压缩过程可分为3个阶段:加工硬化阶段,软化阶段和稳定阶段<sup>[18]</sup>。在加工硬化阶段,位错等内部缺陷的密度随应变增大迅速增大,单位时间内推动更多的位错运动,需要更大外加应力,使宏观的变形抗力急剧增加;当位错密度达到一定程度,材料的内部畸变能较高,含畸变能较高的晶粒会自发的发生回复

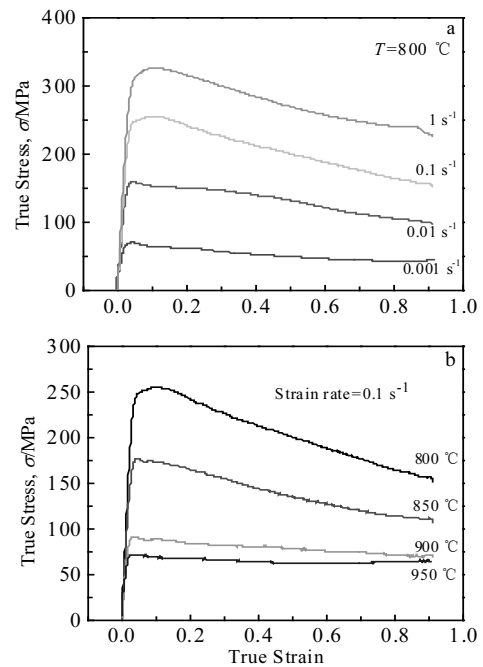


图 3 Ti-62A 合金在不同条件下的真实应力应变曲线

Fig.3 True stress-strain curves of Ti-62A under different conditions: (a) temperature of 800 °C and (b) strain rate of 0.1 s<sup>-1</sup>

与再结晶,但其软化效应无法平衡加工硬化效应,流动应力仍随着应变的增加而增加。随着热变形量增大,位错密度继续升高,畸变能继续积累,使动态再结晶(DRX)容易发生,使得再结晶软化效应超过了加工硬化效应,流动应力随应变的增加而缓慢减小。应变过程继续进行软化和加工硬化效应之间的达到一个动态平衡,流动应力随着应变量的也就达到了一个稳定的水平,即稳定变形阶段。

Ti-62A 合金的高温变形行为受应变速率和变形温度的影响显著,流变应力随着应变速率的增大而明显增大,随变形温度的升高而显著降低。这表明应变速率的增大,缩短了热变形过程,单位时间产生的位错数量快速增多,晶粒之间没有足够的时间协调使应力松弛,导致合金内部出现应力集中现象,使宏观流变应力增大。温度的上升,合金中各元素原子的自扩散系数显著增大,材料内部参与变形的滑移系数增加,导致流变应力下降。

在组织控制方面,因为难以研究某一个变形瞬间的组织状态,通过应力-应变曲线来反推金属变形过程中微观组织演变的情况较多<sup>[19]</sup>。当然通过技术手段,结合金属学基本原理分析微观组织演变的情况也较普遍。文献[20]通过热形变激活能的大小判断变形温度由 800℃ 升高到 950℃,TC11 合金的主要变形机制由位错滑移控制到孪生控制再过渡到扩散控制。本实验采用的变形温度和应变速率条件与文献[20]的相近,但所计算的 Ti-62A 在各条件下的热形变激活能多数接近于文献[20]提供的最低热激活能(260.74 kJ/mol),按照文献[20]提供的判断,笔者认为 Ti-62A 合金在 800~950℃、0.001~1 s<sup>-1</sup> 条件下的变形均是由位错滑移控制的,也就是说 Ti-62A 与 TC11 的变形机理存在较大的不同,两者在 950℃ 下的应力-应变曲线的形状说明了这一点。EBSD 的分析认为 TC11 合金的高温软化源自于柱滑移系比例的显著增加<sup>[20]</sup>,由于 Ti-62A 合金与 TC11 合金

在高温(950℃)下的流变曲线属于不同的类型,所以它们的高温软化机理应有所不同。文献[21]则认为,以 950℃ 为界 TC4-DT 合金的热变形受不同变形机制的控制,低于相变温度时以位错运动控制的变形机制为主,而等于或高于 950℃ 时,TC4-DT 钛合金的应力-应变曲线也呈现动态回复型,Ti-62A 合金在 900~950℃ 下的应力-应变曲线则与之相似。李成铭<sup>[22]</sup>利用 EBSD 对 TA15 合金热变形试样的分析认为,变形速率小和变形温度 950℃ 下,TA15 合金动态再结晶比例较高,这与 Ti-62A 合金在 950℃、0.001 s<sup>-1</sup> 应变速率下的变形行为是一致的(见图 4d)。文献[23]以 TB17 合金在 775~905℃ 间的热变形激活能均大于纯  $\alpha$  钛(242 kJ/mol)和纯  $\beta$  钛(153 kJ/mol),判断其在该温度区间的软化机制为晶界滑移机制;Ti-62A 合金的在 800~950℃ 区间的平均热变形激活能为 244.12 kJ/mol(见下文),再结合上面的分析,可以认为其形变软化机理包括晶界滑移机制和位错的对消、攀移机制。

图 4 为经应变速率为 0.001 s<sup>-1</sup>、应变量为 60% 和不同变形温度变形 Ti-62A 合金的微观组织。可以看出,随着变形温度升高,再结晶晶粒出现在  $\beta$  晶粒的晶界位置,而且呈现细小的晶粒长大现象,与 850℃ 相比(图 4b),经 900℃ 热变形后合金的再结晶晶粒尺寸明显增大(图 4c)。变形温度较高和应变速率较低条件下,金属原子有较高的扩散速度和较长的扩散时间,晶界可以充分迁移,促使晶粒发生明显长大、粗化(图 4d)。

图 5 是 Ti-62A 合金在变形温度为 950℃,变形量 60% 和不同应变速率下变形的微观组织。在低应变速率为 0.01 s<sup>-1</sup> 时,在图 5a 可以观察到显微组织中三角晶界处有细小的再结晶  $\beta$  晶粒;在相对较高的应变速率 0.1 和 1 s<sup>-1</sup> 条件下,经 950℃ 热压缩变形后,合金中亦出现较为明显的动态再结晶现象,而且应变速率越高,动态再结晶晶粒越细小,如图 5b 和 5c 所示。这是因为较高的应变速率下,变形时间缩短,位错进

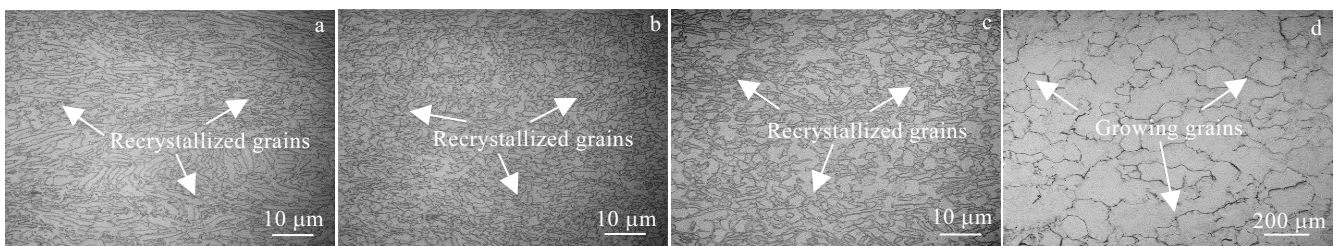


图 4 应变速率 0.001 s<sup>-1</sup>, 变形量 60% 的热压缩试样的金相组织

Fig.4 Optical micrographs of the specimens hot compressed at a strain rate of 0.001 s<sup>-1</sup> with the deformation amount of 60%: (a) 800 °C, (b) 850 °C, (c) 900 °C, and (d) 950 °C

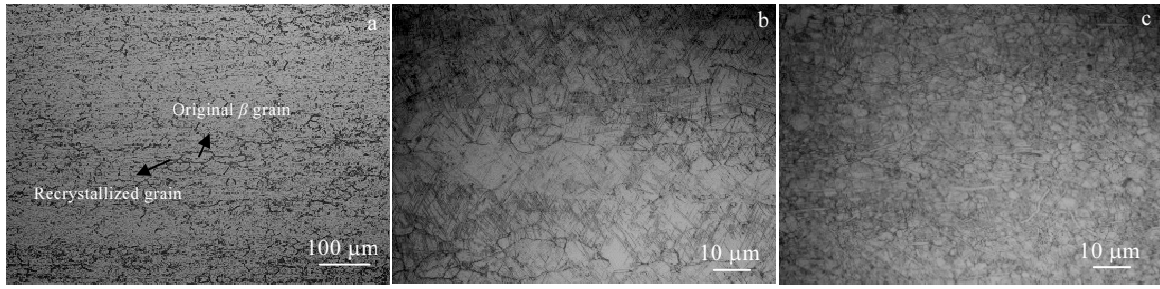


图 5 变形温度 950 °C，变形量 60% 的热压缩试样金相组织

Fig.5 Microstructures of hot-compressed specimens with deformation of 60% and deformation temperature of 950 °C: (a) 0.01 s<sup>-1</sup>, (b) 0.1 s<sup>-1</sup>, and (c) 1 s<sup>-1</sup>

行交滑移和攀移的时间短，不容易相互对消，大量位错在晶界位置积塞，动态再结晶无法充分进行，因此软化机制以动态回复为主。从图5c还可以看出，仍有部分长条状的组织没有发生动态再结晶。

### 2.2 流变应力的本构模型

Ti-62A 合金的真实应力-应变曲线可分为3个阶段：加工硬化阶段（I）、软化阶段（II）和稳定阶段（III）。在第2阶段，随着应变的增加，动态回复和动态再结晶发生，导致应变硬化率降低；同时，晶界的迁移率在高温下得到提高，从而加速了动态再结晶晶粒的形核和长大。图6 是再结晶过程中应力-应变曲线的一般示意图。下面将 Ti-62A 合金流动应力本构模型分为基于加工硬化-动态回复的本构模型和基于动态再结晶的本构模型<sup>[24,25]</sup> 2 个部分。

#### 2.2.1 基于加工硬化和动态回复的本构模型

金属热变形过程中，由加工硬化和软化机制（动态再结晶和动态回复）共同作用使应力应变曲线和显微组织结构发生改变，最终导致合金内部位错密度的改变，本文使用 L-J 位错密度模型<sup>[26]</sup>：

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = h - r\rho \quad (1)$$

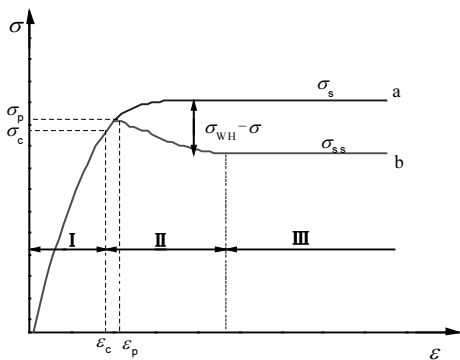


图 6 应力-应变曲线示意图

Fig.6 Schematic of stress-strain curves

其中， $\rho$  表示位错密度； $h$  表示加工硬化系数； $r$  表示动态回复系数。

应力和位错密度之间的关系一般利用公式  $\sigma = \alpha \mu b \sqrt{\rho}$  进行描述，其中  $\alpha$  为材料常数， $\mu$  为剪切模量， $b$  为伯氏矢量<sup>[27]</sup>。将其代入式（1），所研究合金在加工硬化和动态回复阶段的流变应力可表示为：

$$\sigma_{WH} = \sqrt{\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2) \exp(-r\varepsilon)} \quad (\varepsilon < \varepsilon_c) \quad (2)$$

人们普遍认为，利用  $\theta - \sigma$  曲线通过拐点线的水平截距来确定  $\sigma_s$  是可行的，如图7 所示。这里， $\theta$  为加工硬化率，由公式  $\theta = d\sigma/d\varepsilon$  计算获得。

通常，温度和应变率对材料变形行为的影响 Zener-Holloman 参数 ( $Z$ ) 可表示为<sup>[28]</sup>：

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

其中， $\dot{\varepsilon}$  为应变速率 (s<sup>-1</sup>)； $\sigma$  为应力 (MPa)； $Q$  为变形热激活能 (J/mol)； $R$  为气体常数，取 8.314 J/(K·mol)； $T$  为绝对温度 (K)。Ti-62A 合金的  $Q$  值为 244.12 kJ/mol，计算步骤请参阅文献<sup>[29]</sup>。

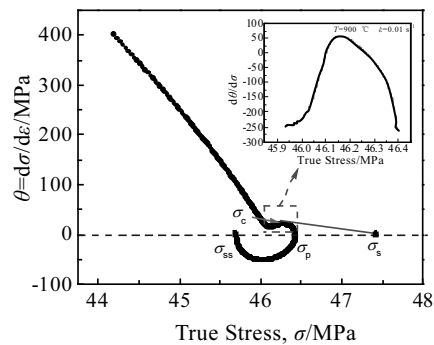


图 7 900 °C 和 0.01 s<sup>-1</sup> 时  $\theta - \sigma$  的曲线

Fig.7 Curve of  $\theta - \sigma$  at 900 °C and 0.01 s<sup>-1</sup>

为计算流变应力,需要确定3个参数: $\sigma_0$ 、 $\sigma_s$  和  $r$ 。如图7所示,动态回复引起的饱和应力  $\sigma_s$  通过  $\theta - \sigma$  图拐点切线的水平截距确定。图8表明,  $\sigma_s$ 和 $\sigma_p$  (峰值应力)之间存在良好的线性关系,可用式(4)表示:

$$\sigma_s = 2.38302 + 1.04632\sigma_p \quad (4)$$

不同变形温度和应变率下的屈服应力 $\sigma_0$ 从真实应力-应变曲线中获得。图9a是 $\sigma_0$ 和Z参数之间的关系曲线,拟合其函数关系,获得方程(5)。通过分析动态回复曲线特性在饱和应变前的真应力-应变数据和DRX曲线特性在临界应变前的真应力-应变数据,计算出  $r$  值<sup>[30]</sup>。从图9b可看出,动态回复系数  $r$  随  $Z$  的减小而增大,  $\ln r$  与  $\ln Z$  之间存在近似线性关系,如式(6)所示的线性方程。

$$\sigma_0 = 711.18011 - 61.70724(\ln Z) + 1.36046(\ln Z)^2 \quad (5)$$

$$\ln r = 3.74517 - 0.04157 \ln Z \quad (6)$$

综上所述, Ti-62A合金在加工硬化和动态回复阶段的热变形本构方程,可表示为方程(7)。

$$\begin{cases} \sigma_{WH} = \sqrt{\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2)\exp(-r\varepsilon)} (\varepsilon < \varepsilon_c) \\ \sigma_s = 2.38302 + 1.04632\sigma_p \\ \sigma_0 = 711.18011 - 61.70724(\ln Z) + 1.36046(\ln Z)^2 \\ \ln r = 3.74517 - 0.04157 \ln Z \\ Z = \dot{\varepsilon} \exp(244.12/RT) \end{cases} \quad (7)$$

### 2.2.2 基于动态再结晶的本构模型

在热变形过程中,随着应变的增加,合金的组织不断发生变化。当应变超过临界应变时,发生DRX的形核、长大。特别是当变形温度较高和应变速率较低时,DRX过程容易进行。要建立动态再结晶阶段的流动应力模型,还需要先确定出材料在该阶段每处的动态再结晶分数,也就是说,需要确定动态再结晶的动力学模型。对于以 DRX 为特征的材料,流变应力可以用式(8)表示:

$$\sigma = \sigma_{WH} - X_{DRX}(\sigma_s - \sigma_{SS}) \quad (8)$$

$X_{DRX}$ 可将式(8)转换为式(9)。

$$X_{DRX} = \frac{\sigma_{WH} - \sigma}{\sigma_s - \sigma_{SS}} \quad (9)$$

式中,  $X_{DRX}$ 是动态再结晶体积分数;  $\sigma_s$ 和 $\sigma_{SS}$ 分别是饱和应力和稳态应力;  $\sigma_{WH}$  是动态回复瞬时应力;  $\sigma$  是DRX发生时的应力。

稳态应力 $\sigma_{SS}$ 与Z参数之间的关系表示为式(10):

$$Z = A_1 [\sinh(\alpha\sigma_{SS})]^{n_1} \quad (10)$$

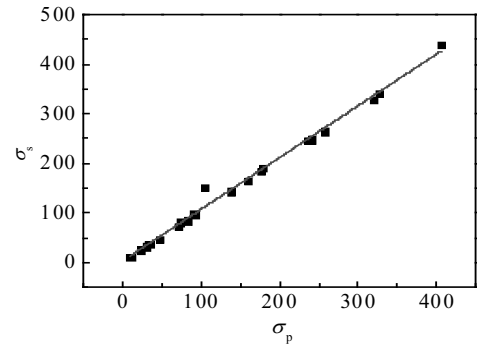


图8  $\sigma_s$ 与 $\sigma_p$ 的关系

Fig.8 Relationship between  $\sigma_s$  and  $\sigma_p$

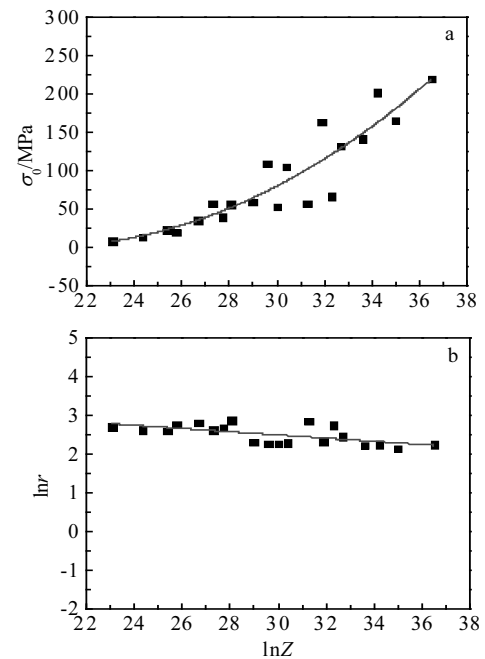


图9 初始应力  $\sigma_0$  和系数  $r$  与  $Z$  参数的关系

Fig.9 Relationship of the initial stress  $\sigma_0$  (a) and the coefficient  $r$  (b) with the  $Z$  parameter

其中  $A_1$ 、 $n_1$  是材料常数,这些值从图10中的曲线处理中获得。

因此,DRX 体积分数可由以下方程式得出:

$$\begin{cases} X_{DRX} = \frac{\sigma_{WH} - \sigma}{\sigma_s - \sigma_{SS}} \\ \sigma_s = 2.38302 + 1.04632\sigma_p \\ \sigma_{SS} = 89.286 \sinh^{-1}(7.979 \times 10^{-5} Z^{0.32662}) \end{cases} \quad (11)$$

动态再结晶模型采用 J. J. Jonas&Hodgson 关系式(12)<sup>[31,32]</sup>表示。

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[ -k_d \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{n_d} \right] (\varepsilon \geq \varepsilon_c) \quad (12)$$

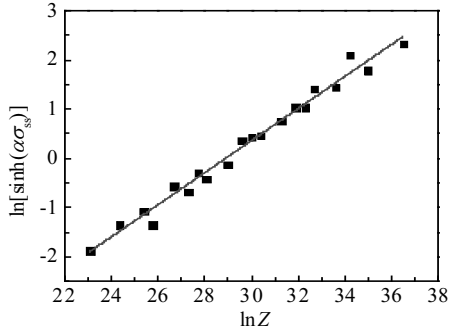


图 10 ln[sinh(alpha\*sigma\_ss)]-lnZ 的关系曲线  
Fig.10 Curve of ln[sinh(alpha\*sigma\_ss)]-lnZ

$$\epsilon_{0.5} = A_2 \dot{\epsilon}^{A_3} \exp(Q_1/RT) \tag{13}$$

其中,  $k_d$ 、 $n_d$ 、 $A_2$  和  $A_3$  是材料常数,  $\epsilon_{0.5}$  为动态再结晶比例达到 50% 时对应的应变值,  $\epsilon_c$  为 DRX 的临界应变。一般临界应变 ( $\epsilon_c$ ) 的值仍然用加工硬化率  $\theta$  ( $d\sigma/d\epsilon$ ) 与  $\sigma$  曲线的拐点, 即  $d\theta/d\sigma$  达到其最大值对应点应力值表示 (参考图 7)。  $\ln\epsilon_p$  对  $\ln Z$  和  $\epsilon_c$  对  $\epsilon_p$  的关系曲线, 如图 11 所示。

为确定材料常数 ( $k_d$  和  $n_d$ ), 将方程 (12) 进行推导得:

$$\ln[-\ln(1 - X_{DRX})] = \ln k_d + n_d \ln\left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}}\right) \tag{14}$$

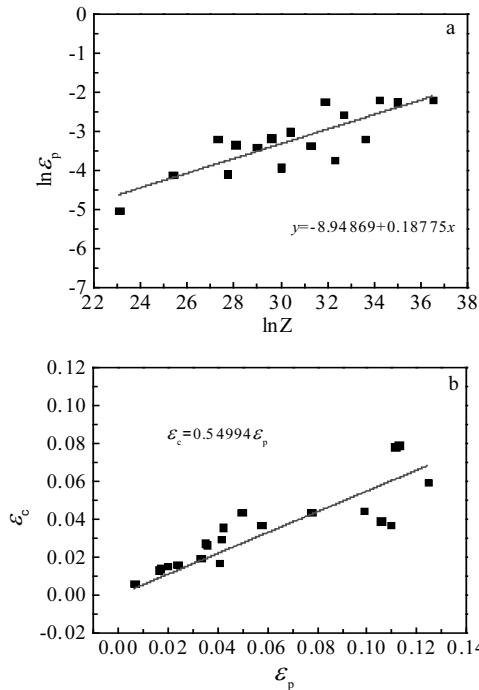


图 11  $\ln\epsilon_p$ - $\ln Z$  和  $\epsilon_c$ - $\epsilon_p$  的关系曲线  
Fig.11 Curves of  $\ln\epsilon_p$ - $\ln Z$  (a) and  $\epsilon_c$ - $\epsilon_p$  (b)

做  $\ln[-\ln(1 - X_{DRX})]$ - $\ln[(\epsilon - \epsilon_c)/\epsilon_{0.5}]$  的关系曲线, 如图 12 所示, 通过线性分析, 很容易从方程 (14) 得到  $X_{DRX}$  与应变  $\epsilon$  之间的关系。

通过确定式 (12) 中的参数, 得到 Ti-62A 合金 DRX 的动力学模型:

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-1.0206\left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}}\right)^{0.6495}\right] \tag{15}$$

由式 (9) 可知不同变形条件下的  $\epsilon_{0.5}$  值, 为了得到表达式  $\epsilon_{0.5}$  中的参数, 利用所得  $\epsilon_{0.5}$  值与式 (13) 通过外推法对  $\epsilon_{0.5}$  与  $\dot{\epsilon}$ 、 $T$  进行非线性拟合, 可得  $A_2=0.00418$ ,  $A_3=0.00386$ ,  $Q_1=40651.439$  J/mol, 最后得出  $\epsilon_{0.5}$  模型表达式为:

$$\epsilon_{0.5} = 0.00418 \dot{\epsilon}^{0.00386} \exp(40651.439/RT) \tag{16}$$

综上所述, Ti-62A 合金的基于动态再结晶阶段的本构模型为式 (17)。

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma &= \sigma_{WH} - (\sigma_s - \sigma_{SS}) \left\{ 1 - \exp\left[-1.0206\left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}}\right)^{0.6495}\right] \right\} \\ \sigma_s &= 2.38302 + 1.04632\sigma_p \\ \sigma_{SS} &= 89.286 \sinh^{-1}\left(7.979 \times 10^{-5} Z^{0.32662}\right) \\ \epsilon_{0.5} &= 0.00418 \dot{\epsilon}^{0.00386} \exp(40651.439/RT) \\ \epsilon_c &= 7.1442 \times 10^{-5} Z^{0.18775} \end{aligned} \right. \tag{17}$$

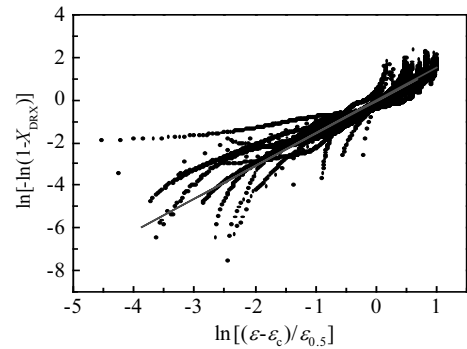


图 12  $\ln[-\ln(1 - X_{DRX})]$  与  $\ln[(\epsilon - \epsilon_c)/\epsilon_{0.5}]$  的关系曲线  
Fig.12 Curves of  $\ln[-\ln(1 - X_{DRX})]$ - $\ln[(\epsilon - \epsilon_c)/\epsilon_{0.5}]$

### 3 有限元模拟

将所得 Ti-62A 合金基于动态再结晶的本构方程 (17) 引入到 DEFORM-3D 系统中, 模拟了稳态下的热变形行为和 DRX 的动力学。图 13a 显示了 900 °C 和 0.01 s<sup>-1</sup> 应变速率下的等效应力分布, 可以看出, 心部的易变形区应力基本是最低的; 图 13b 表明点 A (图 13a 中所示) 的等效应力与实测应力之间吻合较

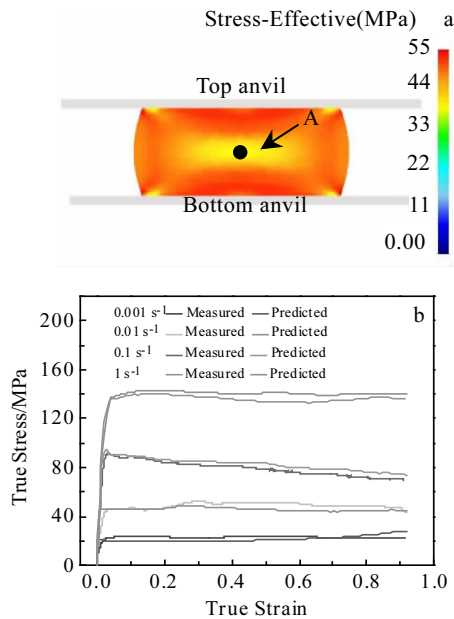


图 13 900 °C和0.01 s<sup>-1</sup>下的等效力分布

Fig.13 Equivalent stress at 900 °C and 0.01 s<sup>-1</sup> (a); comparison of equivalent and experimental stress (point A) at different strain rates and 900 °C (b)

好, 两者之间的平均绝对相对误差 (AARE) 为 7.248%。说明本研究所建立的 Ti-62A 合金的本构方程在有限元分析中有效而可靠。

## 4 结论

1) 在温度 800~950 °C、应变速率为 0.001~1 s<sup>-1</sup> 的条件下, Ti-62A 合金的流变应力受应变速率和变形温度的影响显著, 流变应力随着变形温度的升高和应变速率的降低而降低。同时, 在热变形过程中, 动态再结晶更容易发生在较高的温度和较低的应变速率下, 即 950 °C 和 0.001 s<sup>-1</sup>。

2) Ti-62A 合金在 800~950 °C、0.001~1 s<sup>-1</sup> 条件下的变形主要由位错运动控制, 而其热变形过程的动态软化机制包括晶界滑动、位错对消以及位错攀移等机制。

3) 基于经典位错密度理论和 DRX 动力学理论, 建立了加工硬化-动态回复和 DRX 软化效应2阶段本构模型, 利用 DEFORM-3D 软件仿真结果表明, 基于 DRX 软化效应的本构模型对 Ti-62A 合金在动态再结晶阶段的热变形行为的预测具有较高的准确性, 能够为实际生产工艺的制定提供技术参考。

## 参考文献 References

- [1] Cao Chunxiao (曹春晓). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(S1): 4
- [2] Fu Y Y, Song Y Q, Hui S X *et al. Chinese Journal of Rare Metals* [J], 2006, 30(6): 850
- [3] Shikai L, Baiqing X, Songxiao H. *Rare Metals*[J], 2007, 26(1): 33
- [4] Wood J R, Russo P A, Welter M F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 109
- [5] Arrieta A J. *Dissertation for Master*[D]. Oklahoma: University of Oklahoma Graduate College, 2001
- [6] Yu Yang(于洋), Hui Songxiao(惠松晓), Ye Wenjun(叶文君) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2005, 30(12): 6
- [7] Yu Y, Hui S X, Ye W J *et al. Rare Metals*[J], 2009, 28(4): 346
- [8] Samantaray D, Mandal S, Bhaduri A K. *Materials & Design*[J], 2010, 31(2): 981
- [9] Zhou M, Clode M P. *Mechanics of Materials*[J], 1998, 27(2): 63
- [10] Laasraoui A, Jonas J J. *Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials, Science)*[J], 1991, 22(7): 1545
- [11] Zhou San(周珊), Sun Youping(孙有平), Fu Jing(付静) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2018, 43(7): 49
- [12] Wang L, Liu F, Zuo Q *et al. Materials & Design*[J], 2013, 47: 737
- [13] Chen Gang(陈刚), Chen Wei(陈伟), Ma Li(马力) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(9): 2120
- [14] Zhang D, Yang X, Sun H *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 640: 51
- [15] Dai Jun(戴俊). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D], Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2015
- [16] Peng Meiqi(彭美旗), Cheng Xingwang(程兴旺), Zheng Chao(郑超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 191
- [17] Ghasemi E, Zarei-Hanzaki A, Farabi E *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 1706
- [18] Chen X M, Lin Y C, Wen D X *et al. Materials & Design*[J], 2014, 57: 568
- [19] Meng Fanmao(孟繁茂), Fu Junyan(付俊岩). *Modern Nb Steel Strip* (现代铌钢长条材)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 58
- [20] Jiang Xianglian(江想莲). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2011
- [21] Wang Xiaofang(王小芳). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and

- Astronautics, 2012
- [22] Li Chengming(李成铭). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2014
- [23] Wang Zhe(王哲), Wang Xinnan(王新南), Shang Guoqiang(商国强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 810
- [24] He A, Xie G, Yang X *et al. Computational Materials Science*[J], 2015, 98: 64
- [25] Lin Y C, Chen X M, Wen D X *et al. Computational Materials Science*[J], 2014, 83: 282
- [26] Sarkar A, Chakravartty J K, Samajdar I. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2010, 41(10): 2466
- [27] Wang Enbo(王恩博). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2012, 41(19): 17
- [28] Ravindranadh B, Vemuri M. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2018, 762: 842
- [29] Ji G, Qiang L, Ding K *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2015, 648: 397
- [30] Ji G, Li Q, Li L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 615: 247
- [31] Laasraoui A, Jonas J J. *ISIJ International*[J], 1991, 31(1): 95
- [32] Hodgson P D. *ISIJ International*[J], 1992, 32(12): 1329

## Flow Stress Characteristics and Microstructure Evolution During Hot Compression of Ti-62A Alloy

Wang Jingzhong, Ding Kailun, Yang Xirong, Liu Xiaoyan, Yang Yuxin

(School of Metallurgy and Engineering, Shaanxi Metallurgical Engineering Technology Research Center, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

**Abstract:** The hot deformation behavior and dynamic recrystallization (DRX) of Ti-62A alloy at 800, 850, 900 and 950 °C and strain rates of 0.001, 0.01, 0.1 and 1 s<sup>-1</sup> were studied by hot compression experiments on Gleeble-3800 thermal simulator. The results show that the flow stress of Ti-62A alloy is significantly affected by strain rate and deformation temperature. The flow stress decreases with the increase of temperature and the decrease of strain rate. At 900~950 °C and strain rate of 0.01~1 s<sup>-1</sup>, the thermal deformation stress-strain curve of Ti-62A alloy belongs to dynamic recovery type, and the thermal deformation mechanism of the alloy is mainly controlled by dislocation movement, and its dynamic softening mechanism includes grain boundary sliding, dislocation cancellation and climbing mechanism. During hot deformation of Ti-62A alloy, dynamic recrystallization are more likely to occur at higher temperatures and lower strain rates, i.e. 950 °C and 0.001 s<sup>-1</sup>. Based on the classical dislocation density theory and DRX dynamics theory, a two-stage constitutive model of work hardening-dynamic recovery and DRX softening effect is established. The simulation results of DEFORM-3D software confirm that the constitutive model based on DRX softening effect has high accuracy in predicting the thermal deformation behavior of Ti-62A alloy in the dynamic recrystallization stage, which can provide technical reference for the actual production process.

**Key words:** Ti-62A alloy; thermal deformation; constitutive model; dynamic recrystallization

---

Corresponding author: Wang Jingzhong, Ph. D., Professor, School of Metallurgy and Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: wzjxd2003@sina.com