

# Ti-22Al-26Nb 合金热变形本构方程建立及软化行为研究

李萍<sup>1,2</sup>, 左标<sup>2</sup>, 郭威威<sup>1</sup>, 胡勇<sup>1</sup>, 薛克敏<sup>1</sup>

(1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009)

(2. 合肥工业大学 工业与装备技术研究院, 安徽 合肥 230009)

**摘要:** 对热轧态 Ti-22Al-26Nb 合金高温变形中的力学行为和再结晶行为进行研究, 建立其高温本构关系模型, 对其中呈现出的动态再结晶多应力峰值曲线特征(以 1000 °C/0.1 s<sup>-1</sup> 为例)进行拟合分析。结果表明: 基于双曲正弦函数建立 Ti-22Al-26Nb 合金的高温本构关系模型的精度较高, 最大误差为 2.6%, 可以很好地描述合金在高温变形时各热力学参数之间高度非线性的复杂关系。由修正的 Avrami 方程预测得知再结晶体积分数与应变呈现典型的再结晶动力学增长趋势, 揭示了该合金高温变形过程中复杂的软化行为。

**关键词:** Ti-22Al-26Nb 合金; 本构关系; 不连续屈服; 再结晶行为

**中图分类号:** TG379

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)12-3811-05

与传统的 TiAl 基合金和 Ti<sub>3</sub>Al 基合金相比, Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金由于长程有序的超点阵结构减少了位错运动 and 高温扩散, 使其具备更高的比强度、优良的抗蠕变能力和良好的室温塑性<sup>[1-5]</sup>。作为可在 600~800 °C 范围内长期服役的高温结构材料, Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金被认为是高密度镍基高温合金的绝佳替代材料<sup>[6,7]</sup>。

Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金由于添加大量的 Nb 元素, 使有序正交结构的 O 相作为一个平衡相而大量稳定存在, 从高温到低温存在  $\beta$ /B2、 $\alpha_2$ +B2、 $\alpha_2$ +B2+O 和 O+B2 4 个相区, 主要组成相  $\alpha_2$ ,  $\beta$ /B2 和 O 相之间的相互转变比较丰富和复杂<sup>[8-10]</sup>, 结构组织和各项力学性能对变形工艺参数都非常敏感<sup>[11,12]</sup>。国内外研究学者对 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金热变形行为进行了一些有益研究, Ma<sup>[13]</sup>等人根据 Murty 原则建立了 Ti-22Al-25Nb 的加工图并分析了该合金的变形行为, 认为合金在两相区温度低应变速率下的变形机制主要为  $\alpha$  相的球化。马俊林<sup>[14]</sup>等人研究了 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金板材高温超塑性自由胀形时的壁厚分布规律, 并引入温度敏感性系数对预测钛合金壁厚的 E-K 模型进行修正。哈尔滨工业大学的 Lin<sup>[15]</sup>等人通过单轴拉伸实验研究了 Ti-22Al-25Nb 合金在不同温度和应变速率下的热变形行为。但对 Ti-22Al-26Nb 合金高温变形行为方面的研究较少, 因此建立描述其变形行为的本构关系, 研究再结晶软化行为对制定 Ti-22Al-26Nb 合金热加工工艺规范

和参数有重要指导意义。

## 1 实验

试验用材料为热轧态 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金, 成分如表 1 所示, 组织如图 1 所示, 为典型等轴组织, 初生  $\alpha_2$ /O 相分布于连续的 B2 相中, 将其加工成  $\Phi 10$  mm  $\times$  15 mm 的圆柱体。

表 1 Ti<sub>2</sub>AlNb 基合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti<sub>2</sub>AlNb alloy

Element	Ti	Al	Nb	O	N	H
$\omega$ /%	Bal.	10.98	44.20	0.10	0.02	0.01
at%	51.32	22.43	26.24	Negligible		

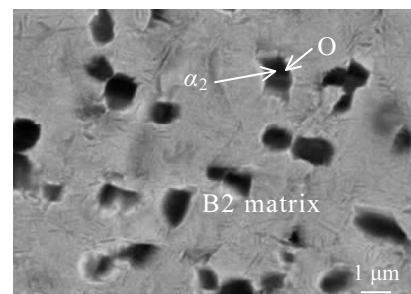


图 1 Ti-22Al-26Nb 合金初始组织

Fig.1 SEM image of Ti-22Al-26Nb alloy before hot deformation

收稿日期: 2017-12-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51175137)

作者简介: 李萍, 女, 1973 年生, 博士, 教授, 合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009, 电话: 0551-62905110, E-mail: cisi\_1314@126.com

在 Gleeble-1500D 热模拟试验机上进行高温热压缩实验, 实验温度为 950、1000、1050 °C, 应变速率为 0.01、0.1、1 s<sup>-1</sup>, 压下量为 60%。试样两端加贴钼片来消除与模具间的摩擦, 压缩结束后立即水冷保留变形组织。

## 2 实验结果

图 2 所示为 Ti-22Al-26Nb 合金在不同应变速率和变形温度下的真应力-应变曲线。随着变形温度的升高或应变速率的降低, 合金的流变应力显著降低, 其属于热敏感型和应变速率敏感型材料。

在给定的应变速率下, 降低变形温度可使材料的流动应力提高, 这是由于压缩变形的温度越低, 材料内部的原子动能越低, 原子间结合力就越大, 从而增大材料的变形抗力。在多种钛合金的高温变形中都存在应力不连续屈服现象<sup>[16]</sup>, 从图 2b、2c 中变形温度为 1050 °C 的曲线处均观察到了不连续屈服现象。部分研究者<sup>[17]</sup>认为材料在高温变形过程中, 峰值应力后出现的应力急剧下降现象是由于动态再结晶机制的出现, 使得位错密度大量降低, 消除了应变硬化的作用。

## 3 本构方程建立

材料高温变形过程受热激活能控制, 其变形难易程度受变形温度和应变速率共同影响。目前已有多个经验公式用于合金热变形激活能和热变形行为的研究中, 但应用最多的是 Sellars 和 Tegart 提出的双曲正弦函数修正的 Arrhenius 公式<sup>[18]</sup>:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

对式 (1) 两边取对数, 可得如下表达式:

$$Q/RT = \ln A - \ln \dot{\epsilon} + n \ln(\sinh(\alpha\sigma)) \quad (2)$$

由上式可知, 材料的表观激活能  $Q$  (kJ/mol) 可由下

式求得:

$$Q = R \left[ \frac{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \left[ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))} \right]_{\dot{\epsilon}} = RQ_1Q_2 \quad (3)$$

式中,  $\dot{\epsilon}$  为应变速率;  $T$  为绝对温度;  $R$  为气体常数 (8.314 J/(mol·K));  $n$  为应力指数 (1/ $m$ );  $\sigma$  为流动应力, 本工作中采用的是应力应变曲线的第 1 个峰的峰值应力  $\sigma_p$ ;  $A$  和  $\alpha$  为材料参数, 其中  $\alpha = \beta/n_1$ 。如图 3a, 3b 用最小二乘法线性回归分别求出  $\beta$  和  $n_1$  值, 利用  $\alpha = \beta/n_1$  算出对应的  $\alpha$  值, 取其平均值得  $\bar{\alpha} = 0.00349$ 。

图 3c, 3d 拟合得  $Q_1$ 、 $Q_2$  的平均值为 20.593 和 3.614, 由式 3 可得其表观激活能和应变速率敏感指数分别为  $Q = 618.74$  kJ/mol 和  $m(1/n) = 0.2767$ 。

有关研究证明, 当流变应力高于 50 MPa 时, 可采用变形影响因子  $Z$  参数来表述变形温度  $T$  与应变速率  $\dot{\epsilon}$  之间的关系:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (4)$$

两边取对数, 可得:

$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + Q/RT = \ln A + n \ln(\sinh(\alpha\sigma)) \quad (5)$$

令  $\ln(\sinh(\alpha\sigma)) = B$ , 如图 4a,  $\ln Z$  和  $B$  之间线性系数为 97.37, 表明通过热激活过程可以控制 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金的热压缩变形。通过拟合直线获得  $A$  和  $n$  值分别为 55.56 和 3.5021, 则热轧态 Ti-22Al-26Nb 合金的本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = e^{55.56} [\sinh(0.0035\sigma)]^{3.502} \exp(-618700/RT) \quad (6)$$

将  $\sigma$  表示为 Zener-Hollomon 参数  $Z$  值的函数:

$$\sigma = 285.7 \ln \{ (Z/e^{55.56})^{0.29} + [(Z/e^{55.56})^{0.57} + 1]^{0.5} \} \quad (7)$$

其中  $Z = \dot{\epsilon} \exp(618.7 \times 10^3 / RT)$ 。

从图 4b 中看出不同温度和应变速率下, 预测流变应力和实测值拟合度为 97.4%, 吻合度较高, 采用  $Z$  参数的双曲正弦函数形式能够较为精确地描述 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金高温变形时的峰值应力变化趋势。

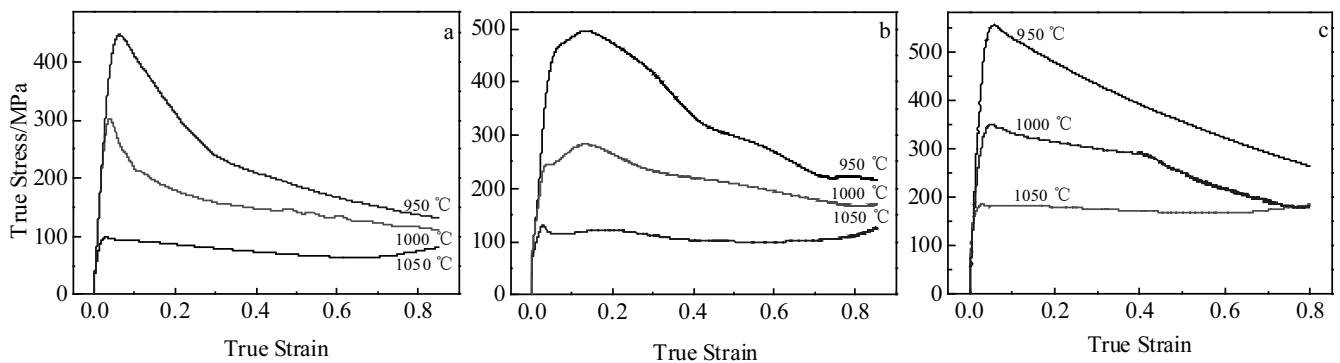


图 2 Ti-22Al-26Nb 合金在不同应变速率下的高温压缩变形真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of Ti-22Al-26Nb alloy at different strain rates under high temperature compression deformation: (a) 0.01 s<sup>-1</sup>, (b) 0.1 s<sup>-1</sup>, and (c) 1 s<sup>-1</sup>

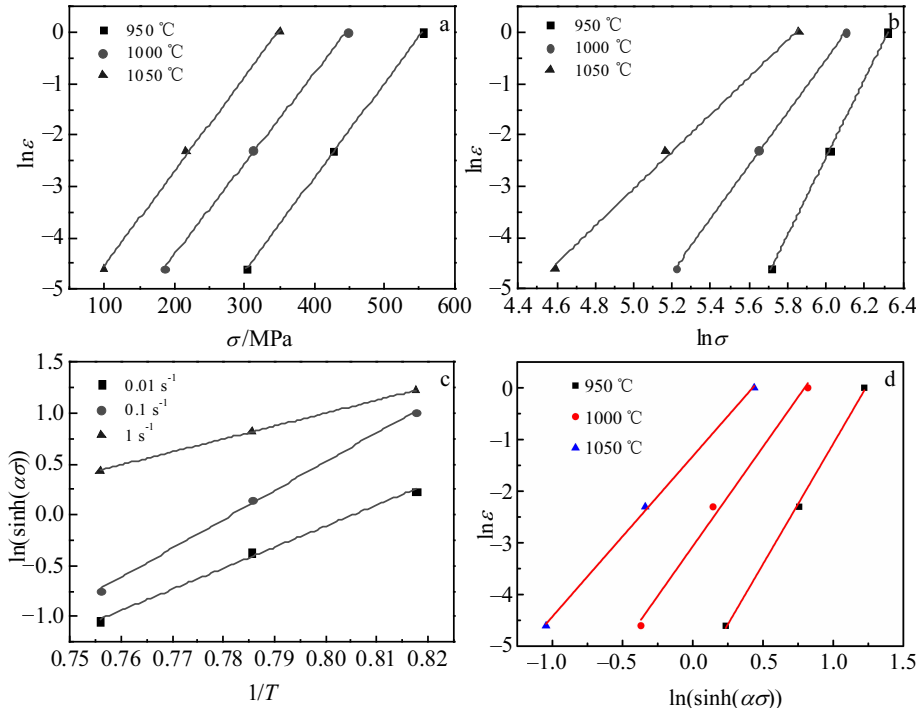


图 3 不同变形条件  $\ln \epsilon - \sigma$ ,  $\ln \epsilon - \ln \sigma$ ,  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  和  $\ln \epsilon - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  的关系图

Fig.3 Relationship between  $\ln \epsilon - \sigma$  (a),  $\ln \epsilon - \ln \sigma$  (b),  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$  (c), and  $\ln \epsilon - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  (d)

### 4 再结晶过程分析

在等温热模拟压缩数据的基础上, 可得到各个变形条件下的加工硬化率 ( $\theta = d\sigma/d\epsilon$ ) 变化曲线, 以 1000 °C / 0.1 s<sup>-1</sup> 条件下的流变应力曲线为例, 如图 5a 所示, 加工硬化率  $\theta$  随应变速率  $\dot{\epsilon}$  的曲线变化阶段可概括为以下过程: 刚开始阶段  $\dot{\epsilon}$  值为正值, 加工硬化相对于动态再结晶软化作用呈主导, 随着加工硬化率数值急剧降低到曲线拐点, 对应数值即为材料开始发生动态再结晶的临界应变  $\epsilon_c = 0.055$ , 随后由于材料达到相变温度转变点开始大量转化 O 相组织, 由立方晶格结构的 O 相部分转化为密排六方结构  $\alpha_2$  相, 组织可开动滑移系减少, 变形抗力增加, 同时板条 O 相组织容易发生球化, 其过程可以通过软化作用提供稳态的塑性变形流动能力, 也被认为是一种动态再结晶行为。综合来看, 球化作用的减弱和  $\alpha_2$  相的增加共同导致了加工硬化率出现瞬时的台阶。紧接着加工硬化率缓慢下降至曲线零点  $\epsilon_p$ , 动态再结晶软化作用逐渐增强, 抑制了加工硬化的影响。随后加工硬化率减小至最小负值, 对应数值为 Ti<sub>2</sub>AlNb 合金的最大软化速率应变点  $\epsilon^* = 0.167$ 。同理在图 5b 的曲线中, 可获得 1000 °C / 0.1 s<sup>-1</sup> 变形条件下的稳态应力  $\sigma_{ss}$ 、临界应力  $\sigma_p$  分别为 221.51、290.85 MPa。

同理得到热轧态 Ti-22Al-26Nb 合金在发生动态再结

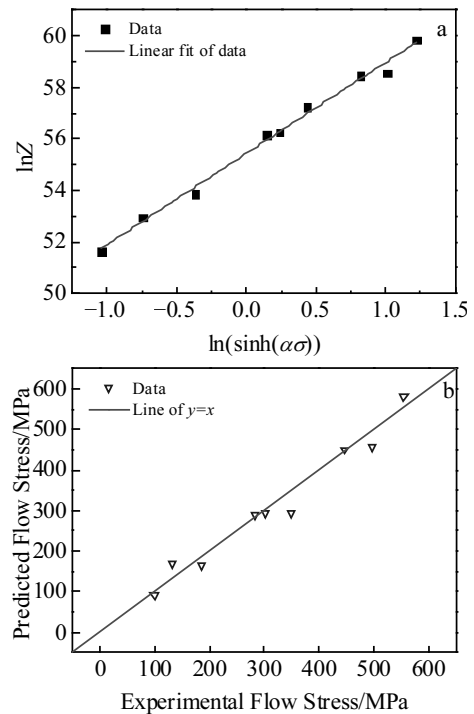


图 4 Z 参数和  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  的关系图和实验与预测结果比较图

Fig.4 Relationship between Z and  $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$  (a) and predicted value vs experimental value (b)

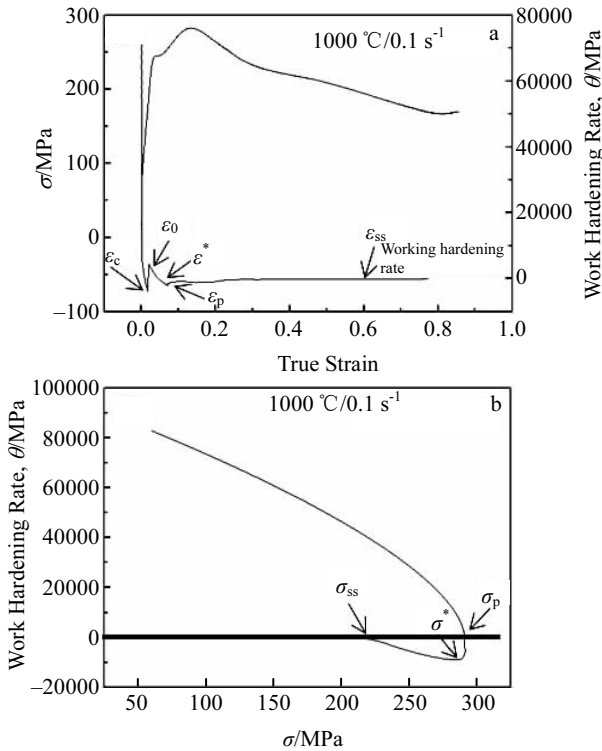


图 5 加工硬化率随应变速率和应力的变化曲线

Fig.5 Variation curves of work hardening rate with strain rate (a) and flow stress (b)

表 2 动态再结晶的相关参数

Table 2 Relevant parameters of dynamic recrystallization					
Temperature/°C	Strain rate/s <sup>-1</sup>	$\epsilon_c$	$\epsilon^*$	$\sigma_p$ /MPa	$\sigma_{ss}$ /MPa
950	0.01	0.037	0.086	302.81	134.46
	0.1	0.044	0.351	496.41	250.85
1000	0.01	0.048	0.192	185.05	142.26
	0.1	0.055	0.167	225.51	290.85

晶的其他变形条件下的加工硬化率随流动应力的曲线,求得的相关参数值见表 2 所示。

在热等温压缩过程中,由持续变形引起的位错增殖和由动态再结晶引起的软化作用同时存在。材料在动态再结晶过程中的软化行为可由修正的 Avrami 方程<sup>[19]</sup>预测:

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-k\left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon^*}\right)^n\right] \quad (8)$$

式中,  $\epsilon_c$  为动态再结晶发生的临界应变;  $\epsilon^*$  为材料最大软化率所对应的应变;  $k, n$  分别为材料常数;  $X_{DRX}$  为动态再结晶的体积分数, 与应变和变形条件有关, 本研究中表示为:

$$X_{DRX} = \frac{\sigma - \sigma_p}{\sigma_{ss} - \sigma_p} \quad (9)$$

其中,  $\sigma_{ss}, \sigma_p$  分别为材料的稳态应力和峰值应力。

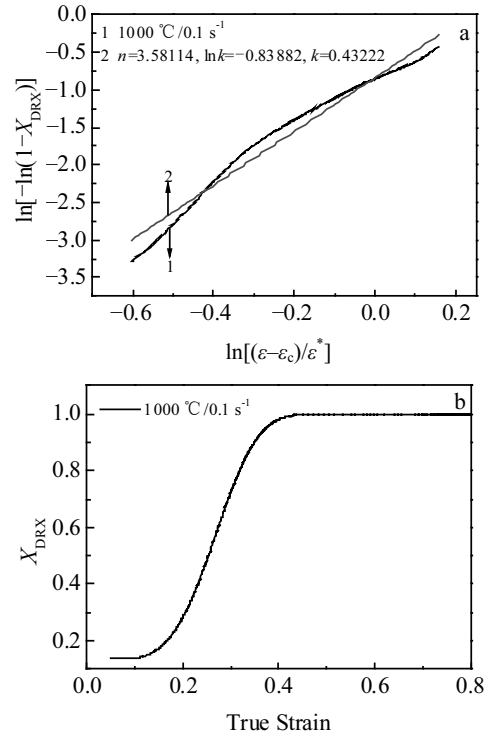


图 6  $\ln[-\ln(1-X_{DRX})]-\ln[(\epsilon-\epsilon_c)/\epsilon^*]$  曲线和动态再结晶曲线

Fig.6 Relationship between  $\ln[-\ln(1-X_{DRX})]$  and  $\ln[(\epsilon-\epsilon_c)/\epsilon^*]$  at 1000 °C and 0.1 s<sup>-1</sup> (a) and curve of dynamic recrystallization (b)

对式 (8) 两边取对数后得:

$$\ln[-\ln(1-X_{DRX})] = n \ln[(\epsilon - \epsilon_c)/\epsilon^*] + \ln k \quad (10)$$

由图 6a 拟合可得  $k, n$  分别为 0.43222, 3.58114。

因此热轧态 Ti-22Al-26Nb 合金的动态再结晶动力学模型:

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-0.43222\left(\frac{\epsilon - 0.048}{0.192}\right)^{3.58114}\right] \quad (11)$$

从图 6b 可以看出, 当应变量低于临界应变  $\epsilon_c$  时, 动态再结晶未在 Ti-22Al-26Nb 合金中发生。再结晶分数与应变之间整体呈正比关系, 并随着应变的增加, 呈现典型的再结晶动力学增长趋势。在给定的应变下, 随变形程度的增加, 晶界的可动性增加, 越易于动态再结晶的发生, 由于动态再结晶过程依赖于位错密度的增殖, 在达到某一数值后呈现缓慢增长趋势。

## 5 结 论

1) 用  $Z$  参数表述的热轧态 Ti-22Al-26Nb 合金的流变应力方程为  $\sigma = 285.7 \ln\{(Z/e^{55.56})^{0.29} + [(Z/e^{55.56})^{0.57} + 1]^{0.5}\}$ , 其中  $Z = \dot{\epsilon} \exp(618.7 \times 10^3 / RT)$ 。

2) 采用修正的 Avrami 方程来分别描述 Ti-22Al-

26Nb 合金的动态再结晶体积分数的演变规律,并建立了相应动力学模型,以  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}/0.1\text{ s}^{-1}$  为例表示如下:

$$X_{\text{DRX}}=1-\exp\left[-0.43222\left(\frac{\varepsilon-0.048}{0.192}\right)^{3.58114}\right]$$

随着应变的增加,再结晶分数与应变呈现典型的再结晶动力学增长趋势。

#### 参考文献 References

- [1] Wang Wei(王伟), Zeng Weidong(曾卫东), Yang Jin(杨锦) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(6): 1605
- [2] Zhu Yanchun, Zeng Weidong, Zhao Yongqing *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 552: 384
- [3] Wu Jie(吴杰), Xu Lei(徐磊), Lu Zhengguan(卢正冠) *et al.* *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2015, 31(12): 1251
- [4] Banerjee D, Gogia A K, Nandi T K *et al.* *Acta Metallurgica*[J], 1988, 36(4): 871
- [5] Song Hui, Wang Zhongjin, He Xiaodong. *Transactions of Non-ferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(1): 32
- [6] Sun Yu(孙宇), Zeng Weidong(曾卫东), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(2): 220
- [7] Feng Aihan(冯艾寒), Li Bobo(李渤渤), Shen Jun(沈军). *Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2011, 10(1): 30
- [8] Zhang Jianwei(张建伟), Liang Xiaobo(梁晓波), Cheng Yunjun(程云君) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(5): 1157
- [9] Wang H J, Dai W D, Hewavitharana L G. *International Journal of Thermal Sciences*[J], 2008, 47(1): 7
- [10] Han Yuanfei(韩远飞), Zeng Weidong(曾卫东), Sun Yu(孙宇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(2): 289
- [11] Zhong Z H, Hinoki T, Nozawa T *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 489(2): 545
- [12] Wu B, Zinkevich M, Aldinger F *et al.* *Intermetallics*[J], 2008, 16(1): 42
- [13] Ma Xiong, Zeng Weidong, Xu Bin *et al.* *Intermetallic*[J], 2012, 20(1): 1
- [14] Ma Junlin(马俊林), Liu Yusheng(刘雨生), Li Ping(李萍) *et al.* *Journal of Harbin Institute of Technology*(哈尔滨工业大学学报)[J], 2016, 48(5): 172
- [15] Lin P, Hao Y G, Zhang B Y *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 710: 336
- [16] Wang Zhejun(王哲君), Qiang Hongfu(强洪夫), Wang Xueren(王学仁). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(7): 1904
- [17] Ankem S, Shyue J G, Vijayshankar M N *et al.* *Materials Science and Engineer A*[J], 1989, 111: 51
- [18] Kong Fantao(孔凡涛), Cui Ning(崔宁), Cheng Yuyong(陈玉勇) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(11): 1363
- [19] Cui Junhui(崔军辉), Yang He(杨合), Sun Zhichao(孙志超). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(7): 1166

## Establishment of Constitutive Equation and Research on Softening Behavior of Ti-22Al-26Nb Alloy During Hot Deformation

Li Ping<sup>1,2</sup>, Zuo Biao<sup>2</sup>, Guo Weiwei<sup>1</sup>, Hu Yong<sup>1</sup>, Xue Kemin<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

(2. School of Industrial and Equipment Technology, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

**Abstract:** The high temperature mechanical behavior and recrystallization behavior of Ti-22Al-26Nb alloy were studied. A high temperature constitutive model of the alloy was established. The dynamic recrystallization multi-stress peak curve was analyzed by fitting the experimental results. The results show that it is feasible to establish the high temperature constitutive model of Ti-22Al-26Nb alloy based on the hyperbolic sine function, which can describe the high nonlinearity of the thermodynamic parameters of Ti-22Al-26Nb alloy at high temperature complex relationship, and the maximum error is 2.6%. From the modified Avrami equation, it is predicted that the recrystallization volume fraction and the strain show a recrystallization kinetic growth trend, and the complex softening behavior of the alloy during high temperature deformation is revealed.

**Key words:** Ti-22Al-26Nb alloy; constitutive model; discontinuous yield; recrystallization behavior

Corresponding author: Xue Kemin, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, Tel: 0086-551-62905110, E-mail: xuekm0721@sian.com