

# Ti-1300 合金的热变形行为研究

赵映辉<sup>1,2</sup>, 葛 鹏<sup>2</sup>, 赵永庆<sup>2</sup>, 杨冠军<sup>2</sup>, 汶建宏<sup>2</sup>

(1. 东北大学, 辽宁 沈阳 110004)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘 要:** 采用 Gleeble-1500 型热模拟试验机对 Ti-1300 近  $\beta$  钛合金进行了等温恒应变速率压缩试验。变形温度范围为: 920~1010  $^{\circ}\text{C}$ , 应变速率范围为: 0.01~10  $\text{s}^{-1}$ , 最大变形量为 80%。根据试验数据建立了 Ti-1300 合金高温热变形行为的流变应力模型, 得出该合金的变形激活能为 177.59 kJ/mol。结合样品的显微组织分析可知, 该合金在低应变速率下发生了动态再结晶, 且随着温度的升高, 再结晶晶粒呈现长大的趋势; 在高应变速率下以动态回复为主。结果表明, 为获得细小的再结晶组织, Ti-1300 钛合金宜在相变点以上 50~150  $^{\circ}\text{C}$  的温度范围内采用较低的变形速率进行锻造。

**关键词:** 钛合金; 高温压缩; 流变应力模型; 变形激活能

中图法分类号: TG 146.2<sup>+</sup>3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)01-0046-04

Ti-1300 合金是西北有色金属研究院自主开发的一种新型高强近  $\beta$  钛合金, 该合金具有良好的可锻性和高淬透性, 在 1300 MPa 强度级别下具有良好的塑性和韧性匹配。该合金同近  $\beta$  钛合金 BT22 和 Ti-1023 相比具有更加优良的力学性能, 可以应用于高强度航空结构中<sup>[1,2]</sup>。

本工作以 Ti-1300 合金的热模拟压缩试验结果为基础, 研究了变形工艺参数对 Ti-1300 合金高温变形时流动应力的影响, 建立了该合金流变应力同应变速率、变形温度以及变形程度之间的关系, 分析了不同变形条件下该合金的组织演化规律, 为该合金加工工艺的研究和优化提供了理论基础。

## 1 实验材料及方法

将所用材料经 3 次真空自耗炉熔炼制备出的  $\Phi 160$  mm 的 Ti-1300 钛合金铸锭, 开坯锻造成  $\Phi 50$  mm 的棒材, 沿轴向截取  $\Phi 8$  mm $\times$ 12 mm 的热模拟试样。该合金的相变点为 875  $^{\circ}\text{C}$ 。热模拟压缩试验在 Gleeble-1500 热模拟机上进行, 试验温度为 920、950、980、1010  $^{\circ}\text{C}$ ; 应变速率为 0.01、0.1、1、10  $\text{s}^{-1}$ ; 最大变形程度为 80%。压缩完毕后立即水淬以保留高温变形后的组织。然后沿与压缩轴平行的方向将试样对半剖开, 制备成金相试样。在 OLMPUS PMG 光学显微镜上进行金相组织观察。

## 2 实验结果

### 2.1 真应力-真应变曲线

图 1 为 Ti-1300 合金的在 920~1010  $^{\circ}\text{C}$  下, 不同应变速率下的真应力-应变曲线。可知, 在变形初期(达到峰值前), 应力应变曲线几乎成直线, 且斜率很大, 这是因为材料在变形初期, 应变速率从零开始, 一直增大到试验所采用的应变速率为止。在这个阶段, 材料的位错密度不断增大, 应力增加很快, 几乎成直线上升。当应力达到峰值后随应变增加逐步减小, 当应变超过一定值后, 流变应力不再随着应变的变化而发生明显的变化, 这是由于动态回复和动态再结晶引起的流变软化与应变硬化达到动态平衡, 从而使变形进入稳态流变阶段。

当应变速率为 1  $\text{s}^{-1}$  和 10  $\text{s}^{-1}$  时, 在真应变量为 0.01~0.03 的范围内出现一个明显的应力峰值, 随后突然下降, 出现应力不连续屈服现象<sup>[3~5]</sup>。动态理论认为这种现象是由于在变形初期, 大量可动位错从晶界产生并增殖, 引起变形抗力迅速上升, 随后位错从晶界迁移至晶内, 从而引起流变应力迅速下降。研究表明, 这种不连续屈服现象存在于许多  $\beta$  钛合金中, 如 Ti-9.4Mn、Ti-13Mn 中。但在工业纯钛合金, Ti-5Al-2.5Sn( $\alpha$  钛合金)以及 Ti-6Al-4V( $\alpha+\beta$  钛合金)却没有发现类似的现象<sup>[5,6]</sup>, M.Long<sup>[4]</sup>认为是否出现这种不连续屈服现象取决于  $\beta$  稳定元素的种类和成分。

### 2.2 流变应力模型的建立

对于一般的钛合金材料, 为了准确地反映其流变应力同变形温度、变形速率和变形程度的关系, 一般

收稿日期: 2008-01-27

基金项目: 国家“973”项目(2007CB613805)

作者简介: 赵映辉, 女, 1981 年生, 硕士, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110004, E-mail: yinhui-08@163.com

在 Arrhenius 方程的基础上进行修正获得材料的流变应力模型<sup>[7-9]</sup>。对 Arrhenius 流变应力模型两边取对数后, 可得到统一的表达式:

$$f(\sigma) = A + B \ln \dot{\epsilon} + C / T \quad (1)$$

式中  $\sigma$  为流变应力(MPa),  $\dot{\epsilon}$  为应变速率( $s^{-1}$ ),  $T$  为绝对温度(K),  $A$ 、 $B$  和  $C$  均为材料参数。

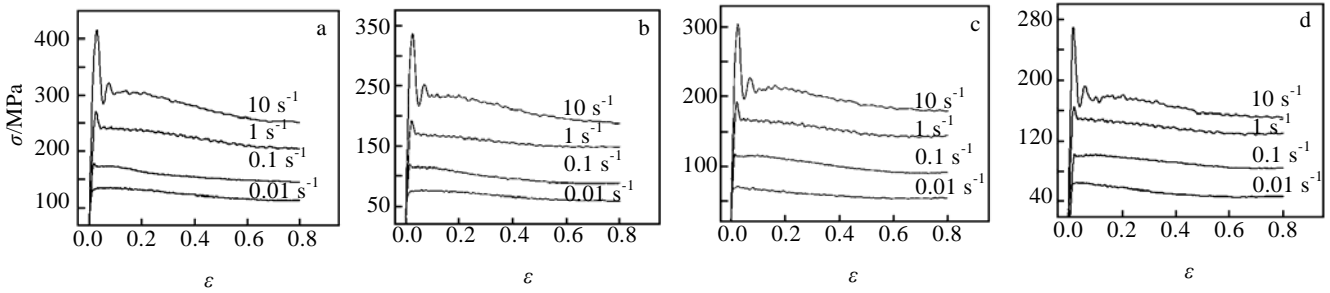


图 1 Ti-1300 合金在不同温度下的真应力-真应变曲线

Fig.1 Flow stress-strain curves for Ti-1300 alloy at different temperatures: (a)920 °C, (b)950 °C, (c)980 °C, and (d)1010 °C

由 Ti-1300 合金的高温压缩试验数据获得的峰值应力的对数同应变速率的对数与变形温度的倒数之间的关系分别如图 2 所示。可见, Ti-1300 合金中  $\ln \sigma$  同  $\ln \dot{\epsilon}$ ,  $\ln \sigma$  同  $1000/T$  之间呈线性关系。因此, 本研究采用 Arrhenius 流变应力模型中的幂函数方程构造 Ti-1300 合金流变应力模型。该幂函数方程即:

$$\dot{\epsilon} \exp(Q / RT) = A_1 \sigma^n \quad (2)$$

同时考虑变形程度  $\epsilon$  对流变应力的影响, 故在式(2)基础上改进的流变应力模型为:

$$\epsilon^{n_1} \dot{\epsilon} \exp(Q / RT) = A_1 \sigma^{n_2} \quad (3)$$

式中:  $Q$  为变形激活能(kJ/mol),  $R$  为普适气体常数(8.314 kJ/mol),  $A_1$ 、 $n$ 、 $n_1$  和  $n_2$  为材料参数。将式(3)两边取对数得到下式:

$$\ln \sigma = -\frac{\ln A_1}{n_2} + \frac{1}{n_2} \left( \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} \right) + \frac{n_1}{n_2} \ln \epsilon \quad (4)$$

引入 Z-H 参数<sup>[9]</sup>, 式(4)可以写成:

$$\ln \sigma = A + B \ln Z + C \ln \epsilon \quad (5)$$

式中  $A$ 、 $B$ 、 $C$  均为材料参数。将  $\ln Z$  展开成三次样条曲线, 改进后的 Ti-1300 合金流变应力模型为:

$$\ln \sigma = B_1 + B_2 (\ln Z) + B_3 (\ln Z)^2 + B_4 (\ln Z)^3 + B_5 \ln \epsilon \quad (6)$$

式中  $B_1$ 、 $B_2$ 、 $B_3$ 、 $B_4$  和  $B_5$  均是材料参数。

为确定材料的变形激活能, 对式(2)求偏导即得:

$$Q = R \left[ \frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d \ln(\sigma)} \right]_T \left[ \frac{d [\ln(\sigma)]}{d (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (7)$$

式中  $\left[ \frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d \ln(\sigma)} \right]_T$  及  $\left[ \frac{d [\ln(\sigma)]}{d (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}}$  的值可以由图 2 中曲线的斜率求得。由此求得变形激活能  $Q=177.59$  kJ/mol。

其值大于  $\beta$  相的自扩散激活能(153 kJ/mol)<sup>[10]</sup>, 说明该过程不只是发生了动态回复, 还发生了动态再结晶。利用 ORIGIN7.5 软件对式(6)进行多元线性回归求得式(6)中的材料参数分别为:  $B_1=223.38$ ,  $B_2=-53.17$ ,  $B_3=4.27$ ,  $B_4=-0.11$ ,  $B_5=-0.11$ 。

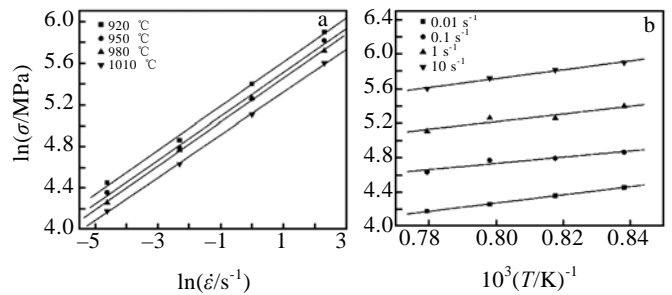


图 2 峰值应力的对数与应变速率对数和变形温度倒数的关系  
Fig.2 Relationship of peak stress and strain rate (a) and relationship of peak stress and deformation temperature (b)

对求得的流变应力模型式(6)进行误差分析<sup>[11]</sup>。本次回归的样本数为  $n=144$ , 自变量  $k=4$ , 自由度为  $n-(k+1)=139$ 。取显著性水平  $\alpha=0.01$ , 其误差结果检验如下: 残差平方和  $RSS=30.251 37$ , 标准差  $SD=0.0650$ , 复相关系数  $R^2=0.980 95$ , 其值接近于 1,  $F=1789.012 04 > F_{0.01}(4,139)=13.6$ 。复相关系数  $R$ 、 $F$  检验都成立, 说明该流变应力模型回归显著。

图 3 为 Ti-1300 钛合金在高温变形时计算结果和试验结果的对照情况。可见, 本研究提出的流变应力模型计算结果与试验数据吻合较好, 平均相对误差为 7.65%。该流变应力模型可以较好地反映 Ti-1300 钛合金高温热变形行为。

### 2.3 组织分析

图 4a~4h 为在 920~1010 °C, 应变速率分别为 0.01、

10 s<sup>-1</sup> 变形条件下试样的金相组织照片。由图 4a, 4c, 4e, 4g 可以看到, 当应变速率为 0.01 s<sup>-1</sup> 时, 原始晶粒沿压应力垂直的方向被拉长, 并且在原始晶界处出现较多的再结晶晶粒。随着变形温度的升高, 再结晶晶粒明显长大并向原始晶粒内部扩展。由此可以认为, 当变形温度在相变点以上, 变形速率较低时, 合金的动态软化机制主要为动态再结晶。相比较而言, 当应变速率为 10 s<sup>-1</sup>, 在相变点以上不同温度热变形时, 合金组织中没有明显的再结晶晶粒出现(如图 4b, 4d, 4f, 4h 所示), 仅是沿压缩垂直方向原始晶粒的拉长。说明在相变点以上以较高速率进行热变形, 合金软化机制主要以回复为主。因此低应变速率有利于发生动态再结晶, 且随着温度的升高, 动态再结晶现象越明显。

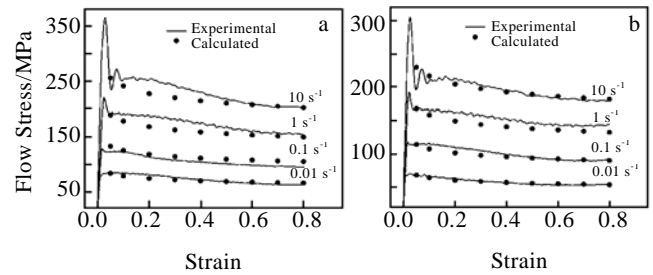


图 3 不同温度下流变应力与应变的关系的计算结果与实际结果

Fig.3 Comparison of the calculated values (dot line) with experimental flow stress(real line): (a) 920 °C and (b) 980 °C

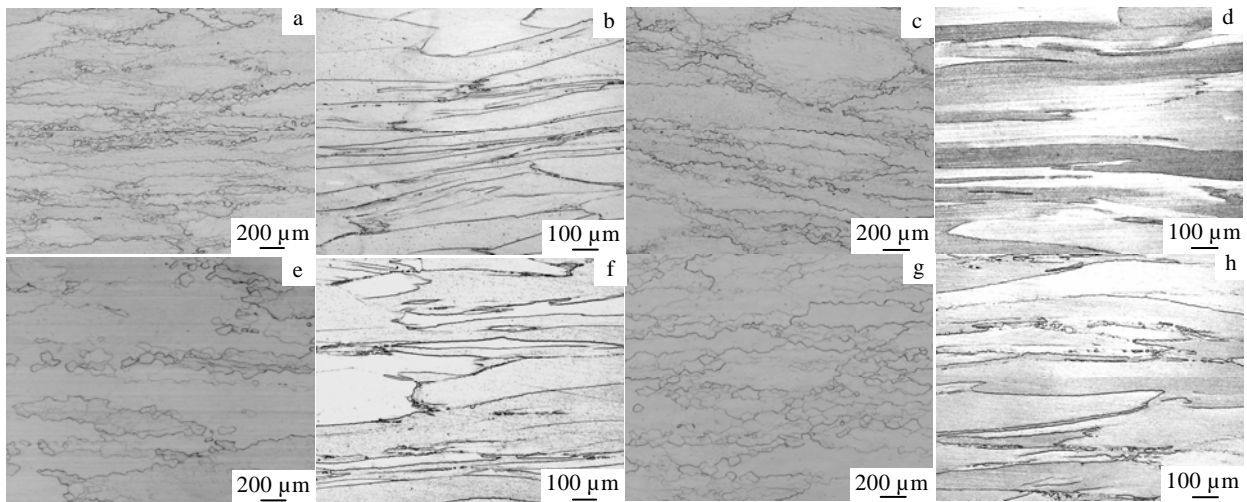


图 4 Ti-1300 合金在不同变形条件下的金相组织照片

Fig.4 Microstructure of Ti-1300 alloy deformed at: (a) 920 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (b) 920 °C, 10 s<sup>-1</sup>; (c) 950 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (d) 950 °C, 10 s<sup>-1</sup>; (e) 980 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (f) 980 °C, 10 s<sup>-1</sup>; (g) 1010 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>; (h) 1010 °C, 10 s<sup>-1</sup>

以上说明形变速率和温度对 Ti-1300 合金动态再结晶存在比较明显的影响<sup>[14]</sup>: Ti-1300 合金属于高层错能合金, 其动态再结晶过程一般认为是以连续动态再结晶的过程进行的, 即通过位错聚集使得位相差增加, 使得低角晶界转变成高角晶界, 从而形成新晶粒的过程。晶界锯齿形即是晶界局部迁移的结果, 当形变速率低时, 有充分的时间来实现大角晶界的迁移, 容易产生动态再结晶。温度对晶界迁移也存在一定的影响, 即温度越高, 晶界迁移率越高, 从而动态再结晶容易发生。因此在高温、低应变速率的情况下, 动态再结晶越容易发生。相反, 当温度较低, 应变速率较高的情况下, 合金以动态回复为主。由此可以推断, 在 Ti-1300 合金的加工过程中, 宜采用高温低变形速率的

加工工艺, 可以获得细小的动态再结晶组织, 从而使该合金获得较好的综合力学性能。

### 3 结 论

1) Ti-1300 合金在低应变速率条件下发生了动态再结晶; 在高应变速率范围内主要以动态回复为主。Ti-1300 钛合金在相变点以上 50~150 °C 的温度范围内进行锻造时, 宜采用较低的变形速率可以得到细小的再结晶组织。

2) Ti-1300 合金的平均变形激活能  $Q=177.59$  kJ/mol, 其值大于  $\beta$  相的自扩散激活能(153 kJ/mol), 说明该过程不只是发生了动态回复, 还发生了动态再结晶。

3) Ti-1300 合金的流变应力模型为:

$$\ln \sigma = 223.38 - 53.17(\ln Z) + 4.27(\ln Z)^2 - 0.11(\ln Z)^3 - 0.11 \ln \dot{\epsilon}$$

该模型与试验数据吻合较好, 能较精确地反映流变应力与变形速率、变形温度的关系。

#### 参考文献 References

- [1] Ge Peng(葛鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(5): 707
- [2] Quan Hongsheng(全宏声). *Material Engineer*(材料工程)[J], 1994, (10): 46
- [3] Srinivasan R, Weiss I. In: Eylon D, Boyer R R, Koss D A eds. *B Titanium Alloys in the 1990s*[C]. Warrendale: TMS, 1993: 283
- [4] Long M, Rack H J, In: Blenkinsop P A, Evans W J eds. *Titanium '95: Science and Technology*[C]. London: Institute of Metals, 1996: 316
- [5] Srinivasan R. *Scripta Metallurgical*[J], 1992, 27: 925
- [6] Vijayshankar M N, Ankem S, In: Froes F H, Caplan I eds. *Titanium '92: Science and Technology*[C]. Warrendale: TMS, 1993: 1733
- [7] Rao K P, Hawbolt E B. *Journal of Engineering Materials and Technology*[J], 1992, 114(1): 116
- [8] Miaoquan Li, Hongsi Pan, Yingying Li *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 183: 71
- [9] Zener C, Hollom J H. *J Appl Phys*[J], 1994, 15(1): 22
- [10] Montheillet F, Dajno D, Come N *et al.* In: Froes F H, Caplan I eds. *Titanium '92: Science and Technology*[C]. Warrendale: TMS, 1993: 1347
- [11] Zhu Weiyong(朱伟勇), Fu Liankui(傅连魁). *Statistics in Metallurgy Engineering*(冶金工程统计学)[M]. Beijing: The Metallurgy Industry Press, 1991
- [12] Poirier J P. Translated by Guan Delin(关德林). *Hot Deformation of Crystal*(晶体的高温塑性变形)[M]. Dalian: Dalian University of Science and Technology Press, 1989: 78
- [13] Hu Dawei(胡大为), Pan Yaqin(潘雅琴), Wu Yunshu(吴云书). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1987, 23(3): 242
- [14] Gourdet S, Montheillet F. *Acta Mater*[J], 2002, 50(11): 2801

## Hot Deformation Behavior of Ti-1300 Alloy

Zhao Yinghui<sup>1,2</sup>, Ge Peng<sup>2</sup>, Zhao Yongqing<sup>2</sup>, Yang Guanjun<sup>2</sup>, Weng Jianhong<sup>2</sup>

(1. Northeast University, Shenyang 110004, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** The hot deformation behaviors of Ti-1300 alloy in the temperature range of 920~1010 °C and strain rate range of 0.01 s<sup>-1</sup>~10 s<sup>-1</sup> have been studied by hot compressing testing with a Gleeble-1500 simulator. A flow stress model has been build with activation energy of 177.59 according to the experimental results for the Ti-1300 alloy, which is in good agreement with the experimental results of high temperature deformation. By the metallographic analysis of Ti-1300 alloy we can know that the dynamic recrystallization is obvious at low strain rate and the dynamic recovery is obvious at high strain rate. The results indicate that the lower deformation rate should be used when the Ti-1300 alloy is forged in the temperature range of 50~150 °C above the phase transformation temperature in order to produce the fine recrystallization microstructure.

**Key words:** Ti-1300 alloy; hot compression; flow stress model; activation energy

Biography: Zhao Yinghui, Master, School of Materials, Northeast University, Shenyang 110004, P. R. China, E-mail: yinghui-08@163.com