

文章编号: 1003-7837(2001)02-0129-05

# Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 合金的热压变形特性及塑性流动方程

洪权<sup>1</sup>, 张振祺<sup>1</sup>, 赵永庆<sup>1</sup>, 曲恒磊<sup>1</sup>, 魏寿庸<sup>2</sup>

(1. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016; 2. 宝鸡有色金属加工厂, 陕西 宝鸡 721014)

**摘要:** 在 Gleeble-1500 热模拟机上对 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 钛合金铸态材料进行了恒温 and 恒应变速率下的热压缩变形试验。在试验温度 700~1000 C、应变速率  $5 \times 10^{-3} \sim 50 \text{ s}^{-1}$  条件下, 测试了材料的稳态变形抗力, 并绘制成  $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$  和  $\ln\sigma - 1/T$  关系曲线, 从而确定合金的变形激活能  $Q$  和应力指数  $n$ 。观察热变形后的组织表明: 合金在 800 C 热变形为不完全动态再结晶组织, 变形机制受动态回复与动态再结晶共同影响; 900 C 为完全动态再结晶组织, 变形机制完全受动态再结晶影响。合金在 900 C 以上具有较好的工艺塑性, 并且应力指数  $n$  随变形温度的升高而减小。

**关键词:** 钛合金; 再结晶; 塑性流动

**中图分类号:** TG146.23      **文献标识码:** A

Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 合金是前苏联研制的近  $\alpha$  型钛合金, 其综合性能较好, 并具有较好的焊接性能和工艺塑性, 可制成板材、棒材、锻件及型材等多种规格、品种的材料, 广泛应用于前苏联设计的各类飞机、发动机及导弹的结构件。本研究是在 Gleeble-1500 型热模拟机上对 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 合金铸态材料进行了恒应变速率压缩变形试验, 测试了其真应力-真应变曲线及应力指数, 观察了变形后的组织, 探讨了不同热变形条件下 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 合金铸态材料的变形特性。

## 1 试验材料及方法

试验材料为宝鸡有色金属加工厂提供的 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 合金, 其直径为 290 mm 的铸锭冒口料, 化学成分(质量分数, %)为: Al 6.4, Mo 1.3, Zr 1.9, V 1.8, Fe 0.05, Si < 0.04, C 0.01, N 0.01, H 0.002, O 0.08, Ti 余量, 相变点为 995 C。由铸锭冒口所切下的坯料经机加工制成直径 8 mm、高 12 mm 的圆柱形压缩试样, 通过 Gleeble-1500 试验机自动控制系统在预设的温度及变形速率下进行压缩试验。试验方案如下: 变形温度为 700, 800, 900,

收稿日期: 2001-03-19

作者简介: 洪权 (1968-), 男, 安徽歙县人, 高级工程师, 学士。

1000℃;应变速率为  $5 \times 10^{-3}$ ,  $5 \times 10^{-2}$ , 0.5, 5,  $50 \text{ s}^{-1}$ .

试样加热到设定温度后,保温 3 min, 然后进行压缩. 将实验机给出的载荷—位移曲线换算成真应力—应变曲线. 真应力  $\sigma = P/S_i = P/(S_0 e^{\epsilon})$ , 真应变  $\epsilon = -\ln(h_i/h_0)$ , 其中  $S_0$  和  $S_i$  分别为试样变形前后的面积,  $h_0$  和  $h_i$  分别为试样变形前后的高度,  $P$  为载荷.

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 真应力—真应变曲线

通过对实验结果的计算处理, 分别得到不同温度及应变速率下压缩的真应力—应变曲线(见图 1), 由图 1 可以看出曲线形状可分为三种类型. 第一类是合金经过一定程度的变形后加

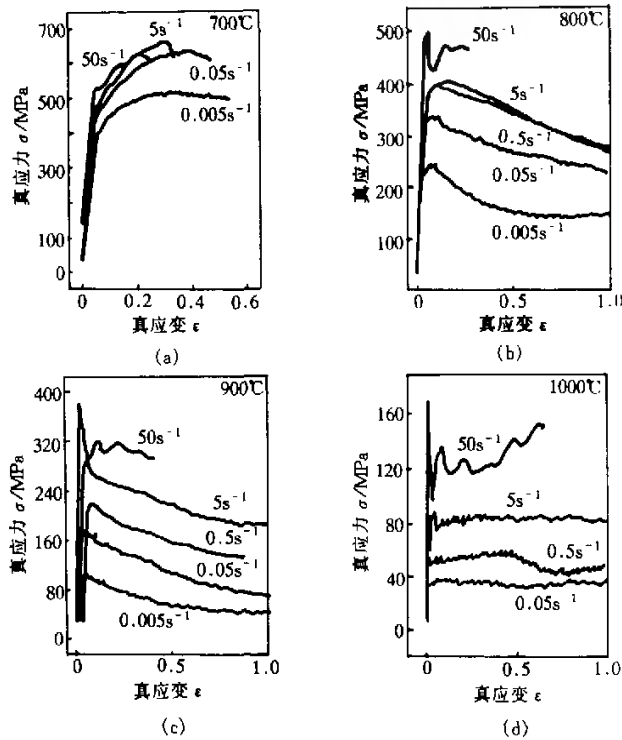


图 1 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 合金热压缩时的真应力—真应变曲线

Fig. 1 True stress-true strain curves of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy compressively deformed at (a) 700°C (b) 800°C (c) 900°C (d) 1000°C

工硬化与软化趋于相对平衡, 应力则保持不变. 属于这一类曲线的分两种情况: 一种是在合金再结晶温度以下, 即 700℃时, 合金在变形过程中不发生动态再结晶, 动态回复是主要的软化机制, 变形产生的位错塞积通过位错攀移和交滑移松弛局部的应力集中(见图 1a); 另一种情况是在 1000℃时, 由于已超过合金再结晶终了温度, 因此在变形过程中也不发生动态再结晶, 但温度较高, 原子易于扩散, 也容易发生动态回复软化过程, 这种软化过程与合金的粘滞阻力及相变阻力相平衡, 使合金表现出相对稳定的流变应力(见图 1d). 第二类是合金经过一定程

度的变形后,软化机制占主导地位,应力逐渐下降,是属于动态再结晶型曲线.属于这类的包括800℃时应变速率 $\dot{\epsilon}$ 小于 $50\text{ s}^{-1}$ 的情况,以及900℃时 $\dot{\epsilon}$ 小于 $50\text{ s}^{-1}$ 的情况.在这些情况下主要的软化机制是动态再结晶.第三类则是呈剧烈起伏的波浪形.由于应变速率较大( $\dot{\epsilon}=50\text{ s}^{-1}$ ),原子扩散受阻,变形产生的位错塞积来不及通过动态回复松弛,所以随着变形量的增加,位错蓄积越来越严重.在一定情况下产生孪晶变形,改变晶粒取向,使合金在有利的方向上继续变形<sup>[1]</sup>.如此反复形成应力的上下波动.

2.2 塑性流动方程的建立

应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和温度 $T$ 对变形抗力 $\sigma$ 的影响在高温变形过程中是至关重要的,一般利用蠕变理论来描述它们之间的关系<sup>[2,3]</sup>:

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp(-Q/RT) \tag{1}$$

式中: $n$ 为应力指数, $A$ 为材料常数, $Q$ 为变形激活能, $R$ 为气体常数.根据不同应变条件下的试验结果作出 $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 和 $\ln\sigma - 1/T$ 曲线(图2),利用直线回归可以求得热变形激活能 $Q$ 与应

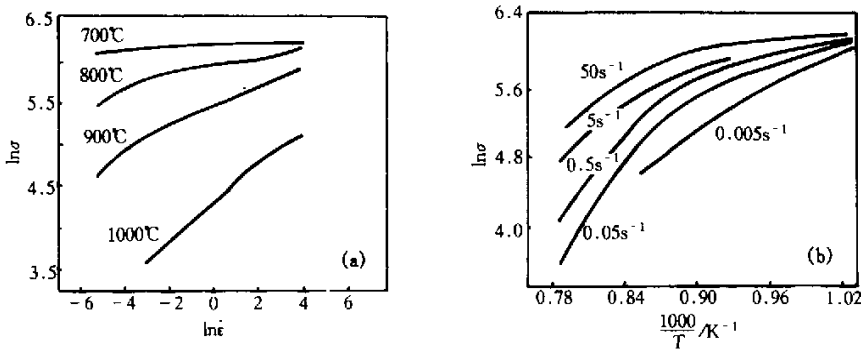


图2 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 合金的热压变形  $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$  和  $\ln\sigma - 1/T$  曲线  
Fig. 2 The  $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$  curves and  $\ln\sigma - 1/T$  curves of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy

力指数 $n$ ,得到材料常数 $A$ ,从而建立合金在一定变形温度、应变速率条件下的塑性流动方程.根据合金的 $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 直线回归求得在700,800,900,1000℃时,材料常数的 $\ln A$ 分别为-8.831,-7.11,-3.579和0.5018.表1列出了根据合金的 $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 直线回归而求得的不同温度下的变形激活能 $Q$ 和应力指数 $n$ .

从图2(a)可以看出,在同一变形温度下,随应变速率增加,合金 $\ln\sigma$ 与 $\ln\dot{\epsilon}$ 的关系基本可以回归到一条直线上,即 $\ln\sigma$ 与 $\ln\dot{\epsilon}$ 成正比.图2(b)中反映出5种变形速率下的 $\ln\sigma - 1/T$ 变化趋势基本相同.在700~800℃下,合金的变形抗力 $\sigma$ 下降较慢;当温度超过900℃以后,变形抗力 $\sigma$ 下降较快,合金的工艺塑性较好.从表1可看出应力指数 $n$ 随温度的升高而降低,该合金在 $\beta$ 相区的应力指数与TC4合金相当<sup>[4]</sup>.

将表1所得结果代入公式(1),即可得到不同温度下的塑性流动方程:

$$700\text{ C}; \dot{\epsilon} = e^{-8.831} \sigma^{20} \exp(-952.0/RT); 800\text{ C}; \dot{\epsilon} = e^{-7.11} \sigma^{16.7} \exp(-511/RT);$$

$$900\text{ C}; \dot{\epsilon} = e^{-3.579} \sigma^{7.7} \exp(-367.9/RT); 1000\text{ C}; \dot{\epsilon} = e^{0.5018} \sigma^{4.8} \exp(-222.1/RT)$$

表 1 BT20 钛合金的变形激活能  $Q$  和应力指数  $n$ Table 1 Deformation activation energy ( $Q$ ) and stress index ( $n$ ) of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy

应变速率 $\dot{\epsilon}/s^{-1}$	700°C		800°C		900°C		1000°C	
	$Q$ /(kJ·mol <sup>-1</sup> )	$n$	$Q$ /(kJ·mol <sup>-1</sup> )	$n$	$Q$ /(kJ·mol <sup>-1</sup> )	$n$	$Q$ /(kJ·mol <sup>-1</sup> )	$n$
0.005	939.3		342.2		169.4		—	
0.05	950		362.8		218.9		171.5	
0.5	956.2	20	702.7	10.7	505.6	7.7	195.7	4.8
5	—		—		470		172.4	
50	962.3		636.1		475.8		348.8	
	952.0*		511.0*		367.9*		222.1*	

注：\* 为  $Q$  的平均值

### 2.3 显微组织特征

不同条件下压缩后的组织形貌如图 3 所示。700°C 时压缩后的组织呈扭曲状变形，无再结晶现象，处于动态回复阶段；800°C 时组织已发生了动态再结晶；900°C 时再结晶更加充分，说明这时合金在变形过程中的主要软化机制是动态再结晶；当变形温度达到 1000°C 时，已超过合金的相变点，组织变为细针状。

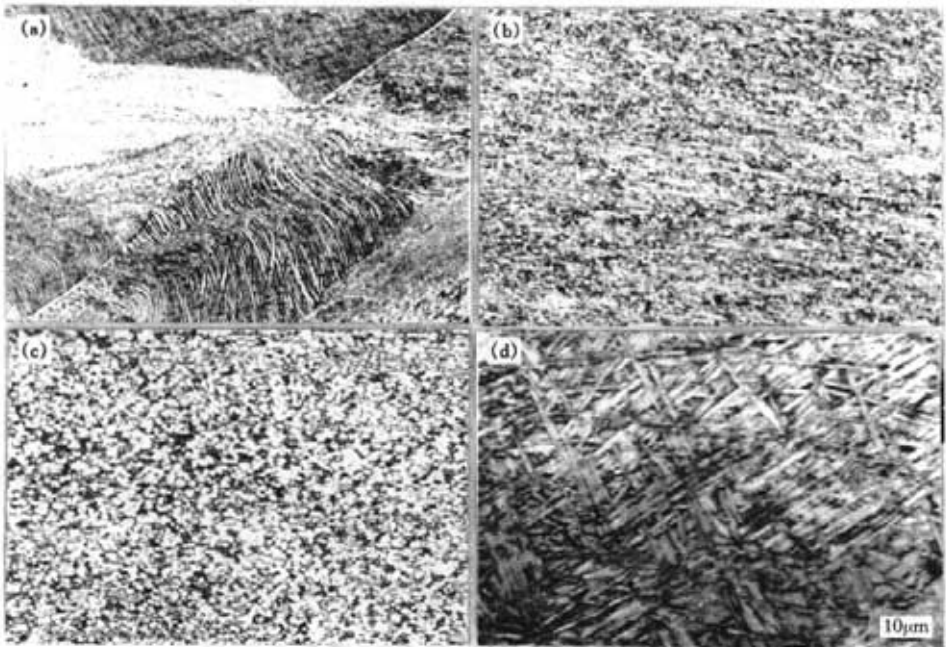


图 3 热变形后的组织形貌 ( $\dot{\epsilon}=0.005 s^{-1}$ )

Fig. 3 Microstructures of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy after compressive deformation at (a) 700°C (b) 800°C (c) 900°C (d) 1000°C

### 3 结 论

(1) Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V 合金在 900 C 以下变形时,变形激活能高,变形抗力较大;在 900 C 以上变形时,变形抗力下降较快,合金的工艺塑性较好。

(2) 合金在 700 C 及 1000 C 热压缩时,其主要软化机制为动态回复;800 C 和 900 C 变形时,其主要软化机制为动态再结晶。

(3) 在试验温度范围,随变形温度的提高,合金的应力指数  $n$  呈下降的趋势。

#### 参考文献:

- [1] Pohler J P. 晶体的高温塑性变形[M]. 大连:大连理工大学出版社,1989. 95—100.
- [2] Sellars C M. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Met, 1966, 14: 1136—1138.
- [3] Cifkins R C. The influence of thallium on the creep of lead[J]. J Inst Metals, 1953, 81: 417—420.
- [4] Sastry S M L. High temperature deformation of Ti-6Al-4V[A]. H Kimura. Proceedings of the Fourth International Conference on Titanium[C]. Japan: A Publication of the Metallurgical Society of AIME, 1980. 873—886.

### Hot compressive deformation behaviors of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy and its plastic flow equation

HONG Quan<sup>1</sup>, ZHANG Zhen-qi<sup>1</sup>, ZHAO Yong-qing<sup>1</sup>, QU Heng-lei<sup>1</sup>, WEI Shou-yong<sup>2</sup>

(1. Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, China;

2. Baoji Non-ferrous Metals Works, Baoji 721014, China)

**Abstract:** A hot compressive deformation test on as-cast Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy was carried out in Gleeble-1500 Formaster Press Simulator at constant temperatures from 700 C to 1000 C and constant strain rates between  $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  and  $50 \text{ s}^{-1}$ . Under those conditions, the alloy's resistance of steady-state deformation was measured, the  $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$  and  $\ln \sigma - 1/T$  curves were plotted, thus the alloy's deformation activation energy  $Q$  and stress index  $n$  were determined. The observation of the microstructure of the alloy after hot deformation showed that when the hot deformation occurred at 800 C, the alloy had an incompletely dynamic recrystallized structure with a deformation mechanism influenced by dynamic restoration and dynamic recrystallization; when the hot deformation occurred at 900 C, the alloy had a completely dynamic recrystallized structure with a deformation mechanism completely influenced by dynamic recrystallization. At temperatures over 900 C, the alloy demonstrated good processing plasticity and its stress index  $n$  decreased with the increase of the deformation temperature.

**Key words:** titanium alloy; recrystallization; plastic flow