

文章编号:1671-6833(2009)01-0010-04

Beta Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金的热压缩 变形行为研究

张效宁, 宋 杰, 范志国

(上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200240)

摘 要: 采用 Gleeble-3500 热模拟机对 Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金进行了室温~800℃范围内的热压缩变形试验, 应变速率 0.1 s^{-1} 。结果显示, 在室温~300℃和 500~800℃范围内, 合金的变形抗力随温度的升高而降低, 但是在 300~500℃出现了异常的变形抗力随温度升高而升高的现象。最后讨论了热压缩变形行为对于试验结果的影响。

关键词: Ti-Mo 合金; 热压缩变形; 析出相

中图分类号: TG 146.2*3

文献标识码: A

0 引言

根据元素成分, 热加工过程和微观组织等因素, 一般钛合金分为 α 、 $\alpha+\beta$ 和 β 3 种钛合金。而添加一些 β 合金元素, 诸如 Mo、Nb、V、Fe、Ta、V 等形成的 β 型钛合金, 既降低了 β 相的转变温度, 又使得 β 钛合金在高温下具有良好的热稳定性^[1]。显示出这类钛合金所具有的高强度、低模量、良好的韧性以及抗疲劳、抗腐蚀等优异性能。本实验采用由美国进口的 Beta Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金作为试验材料, 而目前对于该系列合金相关性能的研究还少见报道。鉴于此, 作者采用先进的 Gleeble-3500 热模拟试验机, 结合金相分析等设备和手段, 对 Beta Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金进行了一系列分析测试和观察, 并初步探讨了其变化机理。

材料在合金化学成分和内部结构一定的情况下, 主要受变形温度、变形程度和应变速率的影响, 这是变形过程中金属内部显微组织演变和性能变化的综合反应^[2]。而金属的热变形过程、变形时的力学性能参数、热塑性、显微组织及相变行为等基础研究工作和生产工艺过程的模拟都可以在热加工模拟试验机上进行^[3]。作者使用 Gleeble-3500 热机模拟试验系统通过对小型金属试样在不同受热、受力条件下变形(或变态)行为的模

拟实验, 为金属材料的物理冶金研究及科研开发提供既揭示微观机理, 又指导实际工艺的分析资料, 从而大大缩短新材料、新工艺的开发周期, 降低开发成本^[4]。

1 试验材料与方法

试验所用材料为美国进口热轧态 Beta Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金, 其平衡化学成分的质量百分数为 Mo9.8, Nb3.9, V2, Al3.1, 其余为 Ti。相变点 $T_{\beta} \approx 870\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。试样在经过随炉升温至 870℃固熔处理 1 h 后取出直接水冷, 用电火花线切割的方法将试样加工成为 $\Phi 8 \times 12\text{ mm}$ 的圆柱体, 且圆柱的轴向与原材料棒料的轴向平行。在 Gleeble-3500 热机模拟试验机上进行等温压缩试验。选取应变速率为 0.1 s^{-1} , 变形温度范围为 RT~800℃, 等温压缩变形时, 利用试样自身电阻进行加热。试样在以 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的加热速度升温到变形温度, 在保温 30 min 后进行真应变约为 0.7 的等温压缩变形, 随后试样立即水冷。为了减少等温压缩时压头与试样上、下端面之间的摩擦, 保证压缩变形的均匀性和稳定性, 防止严重鼓胀出现, 在变形过程中, 试样的两端涂抹石墨润滑剂。整个试验过程中, Gleeble-3500 热模拟系统会自动采集应力、应变、变形速率和变形量等相关试验数据。由 Gleeble-3500 热模拟试验机所给出

收稿日期:2008-09-15; 修订日期:2008-10-30

作者简介:张效宁(1978-)男, 青海人, 上海交通大学博士研究生, 主要从事功能材料方面的研究, E-mail: zxn100@sjtu.edu.cn

的载荷一位移曲线换算成真应力—真应变曲线,其转换由公式(1)和(2)确定。

$$\text{真应力: } \sigma = P/F_i = P/(F_0 e^{\epsilon}) \quad (1)$$

$$\text{真应变: } \epsilon = -\ln(H_i/H_0) \quad (2)$$

式中: P 为载荷; F_0 、 F_i 分别为试样变形前后的横截面积; H_0 、 H_i 分别为试样变形前后的高度。

2 摩擦修正

在等温压缩试验时,由于试样表面与压头接触面存在这摩擦,改变试样的单向压应力状态,会促使试样出现鼓形压缩结果,因此求得的应力与实际单向压缩应力之间存在这一定的误差。因此,最大限度地减少并消除摩擦所带来的误差是求得 Beta Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金准确

真实应力—应变曲线的关键。笔者采用如下公式(3)对流变应力进行摩擦修正^[5]。

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 \left(1 + \frac{2m}{3\sqrt{3}} g \frac{r}{h} \right) \quad (3)$$

式中: m 为摩擦因子; r 、 h 为试样的瞬时半径和高度; $\bar{\sigma}$ 为试验机测得的应力值; σ_0 为摩擦修正后的应力值。

3 试验结果及分析

3.1 真应力—真应变曲线

通过对实验结果的进一步分析处理,分别得到了不同温度下的 Beta Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金等温压缩变形时随变形温度所获得的真应力—真应变曲线,如图1所示。

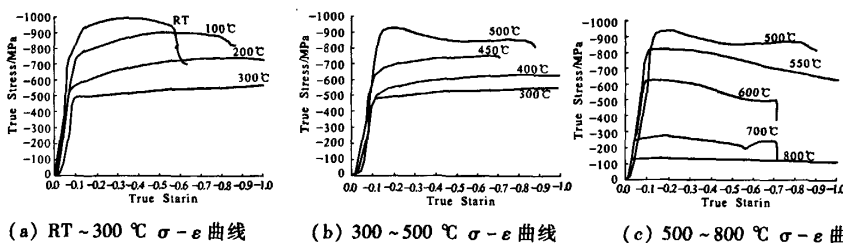


图1 Beta Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金在不同温度下的真应力—真应变曲线(应变速率 0.1 s^{-1})

Fig.1 The true stress-true stress curves of BetaTi-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al at strain rate 0.1 s^{-1}

由图1可见,Beta Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金表现出良好的强度,在室温下的强度近似 1 GPa,远比相同条件下镁合金、铝合金的强度高。而且也表现出良好的塑性。随着变形温度的升高,材料的流变应力先是逐渐降低,随后又有所增大,在 500 °C 后又逐步降低,并且在不同的温度范围内表现出不同的流动特性。根据曲线可以分为 3 种情况:

(1) 如图1(a)所示,在 RT ~ 300 °C 范围内,在同一应变下(例如在 0.2 时),材料的真应力随着温度的上升而下降;在同一热压缩温度条件下,除了在 RT 和 100 °C 时,由于变形温度较低,当达到较大的应变试样发生断裂外,在 200 ~ 300 °C 温度下,随着变形量的增大,材料的流变应力随着应变量的增大而增大,且明显没有应力峰值。可见在此温度范围内材料变形机制主要以加工硬化为主。

(2) 如图1(b)所示,在 300 ~ 500 °C 温度范围内,与以往普通金属变形温度与应力关系所不同的是,在同一应变下(例如在 0.4 时),材料的流变应力随着温度的上升反而增大,500 °C 接近最高值;在同一热压缩温度条件下,总的来说,与

200 ~ 300 °C 相类似,随着变形量的增大,材料的流变应力随之增大,同样没有明显的应力最大值。但是在 300 °C、400 °C 和 450 °C 稳态流动阶段,真应力—真应变曲线上出现了明显的锯齿。在 500 °C 时,当应变达到 0.15 左右时,出现了应力的最大值,之后随着应变量的增大,流变应力开始出现下降,且下降幅度不大。这既显示出该合金在相对较低的变形温度范围内具有良好的弹性和塑性,又说明在此温度范围内主要软化机制可能是加工硬化和动态再结晶同时作用。

(3) 如图1(c)所示,在 500 ~ 800 °C 温度范围内,在同一应变下(例如在 0.3 时),随着温度的上升,与 RT ~ 300 °C 范围内相类似,材料的流变应力随着温度的上升而下降;在同一热压缩温度条件下,随着变形量的增大,合金的流变应力在到达峰值之后则相应的呈下降趋势,且下降幅度较大。说明在此温度范围内主要软化机制可能是动态再结晶。在 800 °C 时,材料的流动应力几乎稳定在一个定值,表现出动态回复的特征。

3.2 分析和讨论

在热压缩变形过程中,是一个变形力和变形抗力同时存在,相互抗争的过程。由于有持续的外

加变形力和变形温度的存在,所以一方面因材料形变使得位错不断增值和积累,变形抗力不断增大;另一方面通过热激活使位错偶对消、胞壁锋锐规整化形成亚晶以及亚晶合并等动态再结晶或者动态回复也在同时进行。

在形变开始阶段,形变硬化大于动态再结晶以及动态回复软化,而且二者的差值随变形的进行而增大,所以一开始合金的流变应力随变形量的增大呈现直线快速上升趋势。当应变量达到相当于真应力—真应变曲线的峰值附近时,两个过程趋于相等,合金的流变应力上升幅度和趋势明显减小。随着变形温度的进一步升高,由于热激活的作用,原子的动能增大,原子间的结合力减弱,合金变形时的临界切应力降低;同时,动态回复等引起的软化程度也随着温度的升高而增大,从而导致合金表现出更低的流变应力水平,合金的流变应力呈下降趋势。此外,当应变速率不高时,位错被激活的时间较长,动态回复进行的就较充分,塑性变形得以充分进行,相应地弹性变形量减少,导致流变应力相对降低,从而也有助于应力峰值的降低。当越过应力峰值点后,动态回复或者动态再结晶软化程度超过了形变硬化,流变应力便逐渐降低或者保持动态稳定。

在 100~450℃ 的温度范围内,流动应力随着变形量的增大在较大的范围内增大,且明显没有应力最大峰值。由此可见在此温度范围内合金材料变形机制以加工硬化为主。

在 300℃、400℃ 和 450℃ 稳态流动阶段,试样的真应力—真应变曲线出现了较明显的锯齿,这种应力—应变的上下周期性波动,是加工硬化和再结晶软化过程交替进行不断重复的结果,而且温度越高越明显。这是由于原子扩散受阻,变形产生的位错积塞来不及通过动态回复松弛,随着变形量的增加,位错蓄积越来越严重,在一定的情况下产生孪晶变形,改变晶粒取向,使得合金在较有利的方向上继续变形。如此反复形成应力的上下波动。

值得注意的是,在 300~500℃ 范围内,与一般金属材料所不同的是,在同一应变量下(例如在 0.2 时),Beta Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金的强度随着温度的上升反而增大,在 500℃ 时达到最大值,约为 950 MPa。引起该现象的原因是:首先该合金在这个温度范围内热压缩变形时,处在 β 相变点之下,在 $\alpha + \beta$ 双相组织中大量存在较不易变形的数量不等的 α 相,使得试样变形

需要更大的应力。其次合金的组织为 $\alpha + \beta$ 双相组织,在合金变形时的主要位错运动是螺位错,随着温度的升高螺位错线不断交滑移到另一晶面,然后在二次交滑移回来,因而形成了非螺形扭折,产生钉扎。当温度从 300℃ 逐渐升高到 500℃ 时,钉扎点密度增大,钉扎间距减小,位错运动需要弓出的直径也随之变小,所以需要更大的分切应力才能使位错发生运动。最后由于在 $\alpha + \beta$ 双相组织中合金变形时,超位错的临界分切应力减小,超位错通过热激活更容易分解和钉扎,生成位错偶极子,因而应力在一定的范围内随温度的升高而增大。

而在 500~700℃ 的温度范围内,合金流变应力在到达峰值之后总体呈下降趋势,说明在此温度范围内主要软化机制可能是动态再结晶。特别是在 600℃ 和 700℃ 变形时,由于发生了动态再结晶,从而导致了流变应力的衰减幅度随应变量的增大而急剧增大。这是因为随着变形温度的升高,材料的热激活作用增强,原子的平均动能增大,原子间的临界切应力减弱,因此产生滑移的临界分切应力减小,减少了对材料位错运动和晶面间滑移的阻碍,并且随着温度的升高,动态回复和动态再结晶也更加容易进行,抵消了塑性变形造成的加工硬化,这就促使材料流变应力的减小。而且动态回复和动态再结晶引起的软化程度也随温度的升高而增大,从而导致合金的应力水平降低。此外在两相区变形时,随着温度的升高, $\alpha \rightarrow \beta$ 相的转变导致高塑性的 β 相含量进一步增加,也是促使变形抗力下降的原因之一。

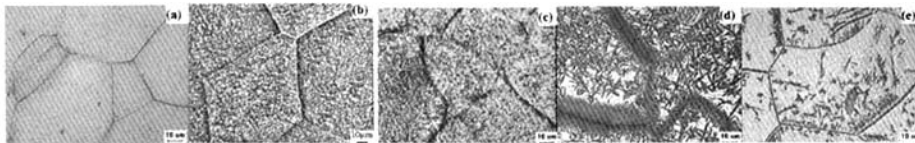
在温度较高的 800℃,材料的流动应力几乎是稳定在一个定值,表现出明显的动态回复的特征。这时由于已经超过了合金动态再结晶终止温度,变形产生的位错塞积通过位错攀移和交滑移松弛局部的应力集中,因此在变形过程中几乎不发生动态再结晶,而且由于温度较高,原子易于扩散,也容易发生动态回复软化过程。这种软化过程与合金的黏滞阻力及相变阻力相平衡,使得合金表现出相对稳定的流变应力。

4 显微组织分析

不同温度下 BetaTi-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al 合金的组织形貌如下图 2 所示。可以看出,在 400~800℃,晶粒的尺寸几乎没有发生变化,但是随着温度的进一步升高,合金组织中 β 相的含量开始逐渐增多(针状马氏体出现,如图 2

(d)),说明随着温度的升高,合金发生了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相的转变,导致高塑性的 β 相出现,使得合金变形抗力下降。 β 相为体心立方结构,具有较高的层错能,位错难以分解为不全位错,由于在变形时较易发生攀移和交滑移,因而较容易发生动态在结晶

和动态回复,在500℃后,合金的流变应力出现下降。在较高的温度下,随着 β 相含量的逐渐增多,合金的动态在结晶受到一定程度上的抑制,因此合金的流变应力曲线下降的趋势逐渐趋于平缓。这和前面的讨论是一致的。



(a) $T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $T=600\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$; (e) $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$

图2 BetaTi-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al合金在不同温度下的纤维组织形貌

Fig.2 The microstructure micrographs of BetaTi-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al at different temperatures

5 结论

(1)在应变速率为 0.1 s^{-1} 下从RT~800℃温度范围内热压缩变形时,BetaTi-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al合金的流变行为表现为三种类型:在RT~450℃温度范围内,流动应力随着应变量的增大在一个较大范围内增大,并明显没有应力最大值,材料的变形机制以加工硬化为主;在500~700℃温度范围内,材料的流变应力在到达最大峰值之后呈现下降趋势,这说明在此温度范围内主要软化机制是动态在结晶;到800℃时,材料的流动应力几乎稳定在一个定值,则表现出动态回复的特征。

(2)在300~500℃范围内合金的强度随着温度的上升反而增大,在500℃是达到最大值,约为950 MPa。一方面是由于在 β 相变点之下,数量不同的硬质 α 相的存在使得变形则需要更大的应力;而另一方面位错运动方式的改变也使得应力随温度的升高在一定的范围内增大。

(3)随着变形温度进一步增高,在 $\alpha + \beta$ 双相区动态再结晶进行的更加充分, β 相有增多趋势。

致谢:动态系统公司——上海交通大学联合实验室提供试验条件和设备。

参考文献:

- [1] ZHOU T, AINDOW M, ALPAY S P, et al. Pseudo-elastic deformation behavior in a Ti/Mo-based alloy [J]. Scripta Materialia 2004, 50(3): 343-348.
- [2] 宗影影, 单德彬, 吕炎. 热压缩Ti-4.5Al-3Mo-1V合金的流变应力行为[J]. 锻压技术: 2005, 3: 50-52.
- [3] 梁皖伦, 方金凤, 曹军. 热模拟试验在金属热变形研究中的应用[J]. 理化检验: 物理分册, 2001, 37(11): 470-473.
- [4] 胡克迈. Gleeble 3500 数控热机模拟试验系统[J]. 物理测试, 2006, 24(5): 34-36.
- [5] 王祖唐, 关廷栋. 金属塑性成型理论[M]. 北京: 机械工业出版社, 1989: 143-147.

Hot Compressive Deformation Behavior of Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al Alloy

ZHANG Xiao-ning, SONG Jie, FAN Zhi-guo

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: Hot compressive deformation behavior of Ti-9.8Mo-3.9Nb-2V-3.1Al alloy has been studied by Gleeble-3500 Thermal Press Simulator at a series of temperatures from room temperature to 800℃ at a strain rate of 0.1 s^{-1} . The results showed that the compressive strength decreased with the increase of temperature between RT~300℃ and 500℃~800℃. However, there is an abnormal increase of the compressive strength with temperature at 300℃~500℃. The effect of precipitates on hot compressive deformation behavior has been investigated.

Key words: Ti-Mo-based alloy; hot compressive deformation; precipitate