

β21S 钛合金高温变形行为研究

Hot Deformation Behavior of β21S Alloy at
Elevated Temperature

薛克敏, 张 青, 李 萍, 段园培

(合肥工业大学 材料学院, 合肥 230009)

XUE Ke-min, ZHANG Qing, LI Ping, DU AN Yuan-pei

(Institute of Material Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

摘要: 在 Gleeble-1500 热模拟试验机上对 β21S 钛合金进行了高温恒应变速率压缩实验, 研究其在变形温度为 750~1100℃, 应变速率为 0.01~1 s⁻¹ 条件下的流变应力及微观组织变化规律, 计算了变形激活能及应力指数, 并给出了流变应力的计算模型。结果表明: 合金的流变应力随应变速率的增大而增大, 在恒应变速率下, 其应力水平随温度的升高而降低; 在较低温度和高应变速率变形时, 合金仅发生回复现象, 随着温度的升高和应变速率的降低, 有部分再结晶发生且再结晶程度逐渐增大; 计算得出实验条件下的变形激活能和应力指数分别为 211.04 kJ/mol 和 4.0129。

关键词: β21S 钛合金; 高温变形; 流变应力; 微观组织; 变形激活能

中图分类号: TG146 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2008)04-0001-04

Abstract: Hot compression tests of β21S alloy were performed on Gleeble-1500 tester at strain rates ranged in 0.01-1 s⁻¹ and deformation temperature 750-1100℃. The effect of deformation conditions on flow stress and microstructure of the tested alloy was studied. The deformation activation energy and corresponding stress exponent under hot-compression evaluated quantitatively, the model of flow stress was obtained. The results show that the flow stress is obviously affected by strain rate and deformation temperature. The flow stress becomes higher with increase of strain rate at constant temperature, and lower with increase of deformation temperature at constant strain rate. The recovery only occurs at higher strain rate and on lower temperature, par recrystallize occurs and the degree of recrystallize increases with decrease of strain rate and increase of temperature. The deformation activation energy 211.04 kJ/mol and corresponding stress exponent 4.0129 were obtained respectively.

Key words: β21S alloy; hot deformation; flow stress; microstructure; deformation activation energy

近年来随着材料科学的发展以及能源危机的冲击, 航空航天工业对高强度、高弹性模量、低密度、耐高温的新型结构材料的需要越来越迫切。因此, 新型钛合金便成为近年来世界各国的研究热点^[1-3]。

β21S 钛合金是一种具有很高的比强度、优异的冷成形性、高抗氧化性能和良好抗腐蚀能力的新型亚稳 β 钛合金, 可用于制作有温度要求的飞机结构件或发动机结构件、蜂窝、紧固件和液压管材等^[4,5]。由于该合金在航空领域具有广泛的应用前景, 人们对它进行了广泛的研究, 但合金的成形加工研究大多数集中在板料成形方面^[6-8], 对 β21S 合金的高温变形行为研究则很少涉及。且由于 β21S 合金低温时的变形抗力很大, 对于复杂零件的成形还需要热成形, 为了能够生产出组织和性能都符合设计要求的产品, 需要考虑到变形工艺、组织特点等重要因素。本工作通过热压缩实

验研究了热变形参数对 β21S 合金流变应力和微观组织的影响, 这对于制定该合金合理的高温成形工艺, 获得组织和性能良好的产品以及对 β21S 合金的推广应用具有重要意义。

1 实验

实验用 β21S 钛合金的主要化学成分(质量分数/%) 为: Ti-15.3Mo-2.9Nb-2.9Al-0.18Si-0.08Fe-0.10G-0.03C-0.011N-0.01H。

用线切割加工出 φ8mm×15mm 的圆柱形热模拟试样, 并在圆柱两端面粘上钼片以减小压头与试样之间的摩擦作用。热模拟实验在 Gleeble-1500 试验机上进行, 通过其自动控制系统在预设的温度和变形速率下进行恒温恒应变速率的压缩实验。具体过程如图 1

所示。试样以 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 升温到 $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 保温 300 s , 然后以 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的速度冷却到变形温度 ($750, 800, 900, 1000, 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$), 保温 2 s 以消除试样内部的温度梯度, 接着分别以 $0.01, 0.1\text{ s}^{-1}$ 和 1 s^{-1} 的应变速率变形, 变形程度为 40% , 卸载后立即淬火以保留其高温变形组织。变形后试样沿轴线方向剖开, 磨制、腐蚀后用金相显微镜观察其微观组织。

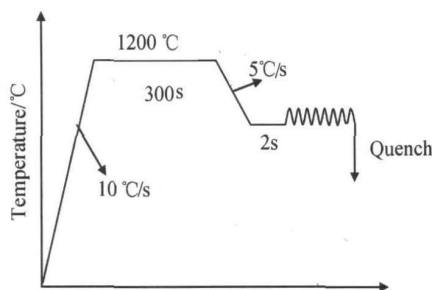


图 1 实验方案

Fig. 1 Experiment scheme

2 结果与分析

2.1 流变应力分析

$\beta 21\text{ S}$ 钛合金在不同变形条件下的应力-应变曲线如图 2 所示。从图 2a, b 可以看出, 同一应变速率下, 随温度升高流变应力明显降低。这可能是由以下原因造成: 一方面, 随着变形温度的升高, 金属原子动能增加, 原子热震动的振幅增大, 使位错活动性提高, 滑移系增多, 从而改善晶粒间的变形协调性, 同时扩散蠕变和晶粒方向的改变都对流变应力的降低产生一定的影响。另一方面, 高温下发生的动态回复和动态再结晶等动态软化程度的增大也在一定程度上降低了临界应力。同时, 随着温度升高, 部分相的溶解度增大, 使起强化作用的第二相质点数量减少, 也会降低其合金强度。但不同温度段流变应力降低的幅度有所不同, 低温阶段降低幅度大, 高温阶段幅度小, 如图中 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 合金的应力值在很长的一段应变范围内非常接近, 这可能是因为溶质原子的存在使发生动态再结晶的临界流变应力增大。

此外, 低温时 ($750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$) 合金的流变应力在变形初期出现与再结晶曲线相类似的“峰值”现象, 而后又快速下降, 到一定程度后趋于稳定。由于 $\beta 21\text{ S}$ 钛合金属于高层错能金属, 在低温时不易甚至不可能发生动态再结晶, 因而此峰值并非再结晶引起, 而是因为在这一阶段所发生的滑移变形过程中, 位错塞积, 出现大量的位错缠结和胞状亚组织, 变形时的位错增殖以

及位错间的相互作用导致硬化。且由于该合金是一种近 β 型钛合金, 图 3 所示为未经任何处理的初始组织, 其中除主要成分 β 相外, 在晶界处还含有少量的 α 相, 因此, 其变形机制不仅与基体晶粒中位错的运动有关, 而且还可能与第二相的存在有关。在其相变点以下 ($750, 800\text{ }^{\circ}\text{C}$) 变形时, α 相对位错的钉扎作用较强, 需要较高的能量来启动位错, 因而真应力急剧上升。随着变形程度的增加, 位错通过攀移或交滑移并在热激活和外加应力作用下发生合并、重组使材料发生回复而软化。当加工硬化和软化两个矛盾的过程达到平衡时曲线便趋于稳定。

当合金在 β 相区变形时 ($900\sim 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$), 组织中的 α 相发生了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相的转变, 使得材料的变形抗力大幅降低。结合后面所给出的微观组织图片, 可以看出此时已发生了部分再结晶, 由于再结晶产生的细小的新晶粒随着变形的进行又引发新的加工硬化, 软化-硬化-软化交替进行的结果便形成了如图所示波浪状的流变应力曲线。但总体上看这些曲线却稍有上扬, 这可能是由合金元素的析出引起的, 具体原因还有待进一步分析。

从图 2c 可以看出应变速率对流变应力的影响: 应变速率越高, 流变应力越大。这是因为随应变速率的增加, 单位应变的变形时间缩短, 位错产生运动的数目增大, 位错运动速度增大, 位错间交割的几率也增大, 平衡位错密度增高, 从而提高合金变形的临界切应力。同时, 实现由回复、再结晶等提供的软化过程的时间及实现完全塑性变形的时间也相应缩短, 这时只有在更高温度下才可提供足够大的软化速度以平衡因应变速率增加而引起的硬化速率的增大。

2.2 微观组织结果及分析

图 4 为不同变形条件下热压缩后的微观组织照片。由图 4a, b 可以看出, 在两相区变形时, 晶界较为清晰且平直, 晶界附近仍存留有少量 α 相成分。晶粒在垂直于压缩轴方向被显著地拉长, 金相组织中没有发现新晶粒, 说明只发生了回复过程, 在这个过程中, 材料基体内发生螺位错交滑移和刃位错攀移, 造成位错对消, 并多边形化过程。

当变形温度升高到 β 相区后, 变形组织发生了明显的变化。在较低应变速率下 (0.01 s^{-1}), 随着温度的升高, 再结晶程度逐渐增大。变形温度为 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 原组织的晶界处形成了许多细小的锯齿, 在一些局部区域, 非常少量的细小再结晶晶粒开始在晶界上形成, 如图 4d 所示。说明此时变形组织基本上处于再结晶的临界状态, 此时由于局部晶界剪切频繁发生, 同时由

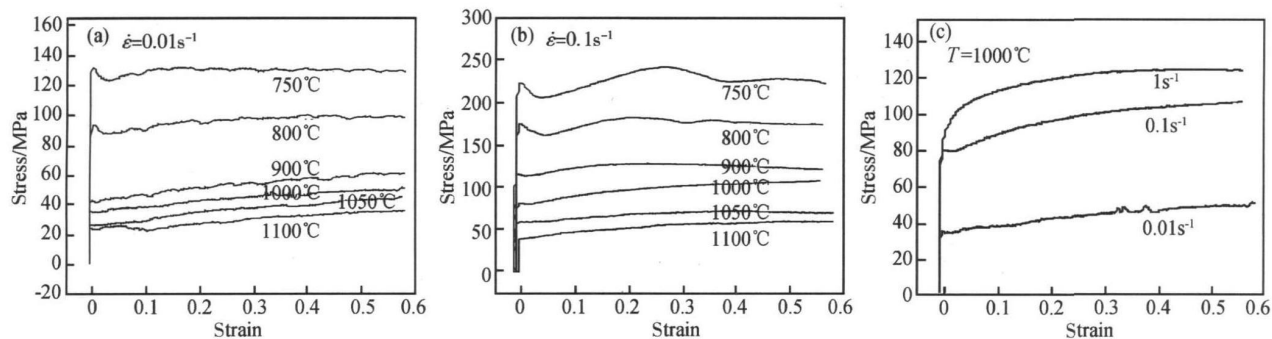


图2 β21S 钛合金在不同变形温度和变形速率下的真应力-应变曲线

(a) $\dot{\varepsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\varepsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $T = 1000^\circ\text{C}$

Fig. 2 True stress-strain curves of β21S alloy at different strain rates and temperatures

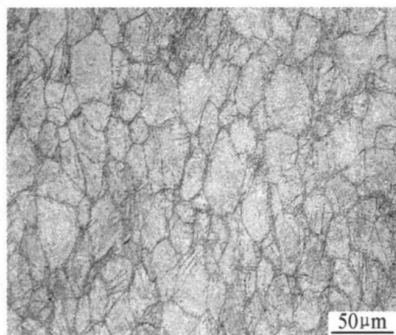
(a) $\dot{\varepsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\varepsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $T = 1000^\circ\text{C}$ 

图3 β21S 钛合金的初始组织

Fig. 3 Original microstructure of β21S alloy

于回复而形成了具有中、高角错配度的应变诱导亚晶界,在晶界剪切的过程中,局部应变梯度及位错亚结构沿晶界是不均匀的,使得局部晶界向位错密度高的方向移动,即晶界发生突出,从而呈现出锯齿形态。在变形温度为 1000°C 时,晶界附近出现了很多等轴的细小晶粒,说明已经开始发生了部分再结晶现象,当温度升高到 1100°C 时(图 4i 所示),再结晶晶粒明显增多且晶粒尺寸有长大趋势。

而在相同温度条件下,随着变形速率的增大,再结晶程度却明显降低。如图 4c, e, g, 应变速率为 1 s^{-1} 时,尽管温度已达到再结晶温度,但仍并未发生再结晶,这是因为变形过程中的再结晶是一个较为复杂的物理现象,需要一定的时间来完成,当应变速率高时,没有足够的时间进行再结晶,因而变形组织仍为被压扁了的原始晶粒。

2.3 变形激活能及流变应力模型

由以上分析可以看出,变形温度越低,应变速率越高,则稳态流变应力越大,就越不容易发生再结晶。这一关系可用 Z 因子来表示^[9]:

$$Z = \exp[Q/(RT)] \quad (1)$$

式中: Z 为 Zener-hollomon 参数,其物理意义为温度

补偿应变速率因子,它随应变速率的增大和变形温度的降低而增大; Q 为变形激活能,它反映材料热变形的难易程度,也是材料在热变形过程中的重要力学性能参数; T 为变形温度; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; R 为气体常数, $8.31 \text{ J}/(\text{mol}(\text{K}))$ 。

研究表明, Z 因子与 σ 之间服从以下关系:

$$Z = A_1 \exp(A_2 \sigma) \quad (2)$$

式中: A_1, A_2 为常数。

由式(1), (2)可得:

$$\exp[Q/(RT)] A_1 \exp(A_2 \sigma) \quad (3)$$

对式(3)两边取对数得:

$$\ln \dot{\varepsilon} = A_2 \sigma - Q/(RT) + \ln A_1 \quad (4)$$

对式(4)两边求偏微分可得:

$$Q = R \left[\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln \sigma} \right]_T \left[\frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\varepsilon}} \left[\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right]_T = n \quad (5)$$

n 为应力指数。分别作 $\ln \dot{\varepsilon} \sim 1/T$ 与 $\ln \dot{\varepsilon} \sim \ln \sigma$ 的关系曲线如图 5 所示,可以看到它们呈现较好的线性关系,相关系数达到 0.99 以上,且各条直线斜率近似相同,因而可由式(5)得到热变形激活能 $Q = 211.04 \text{ kJ}/\text{mol}$, $n = 4.0129$,再对式(4)进行线性回归,得:

$$A_1 = 1.3799 \times 10^{16} \text{ s}^{-1}, A_2 = 0.0437 (\text{MPa})^{-1}$$

将所求得的 Q, A_1, A_2 代入式(3),得 β21S 钛合金热压缩变形时的流变应力方程为:

$$\dot{\varepsilon} = 1.3799 \times 10^{16} \cdot \exp(0.0437\sigma) \cdot \exp[-211.04 \times 10^3/(RT)]$$

其 Z 参数可表述为:

$$Z = \exp(211.04 \times 10^3/RT)$$

3 结论

(1) 在应变速率为 $0.01 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 、变形温度为 $750 \sim$

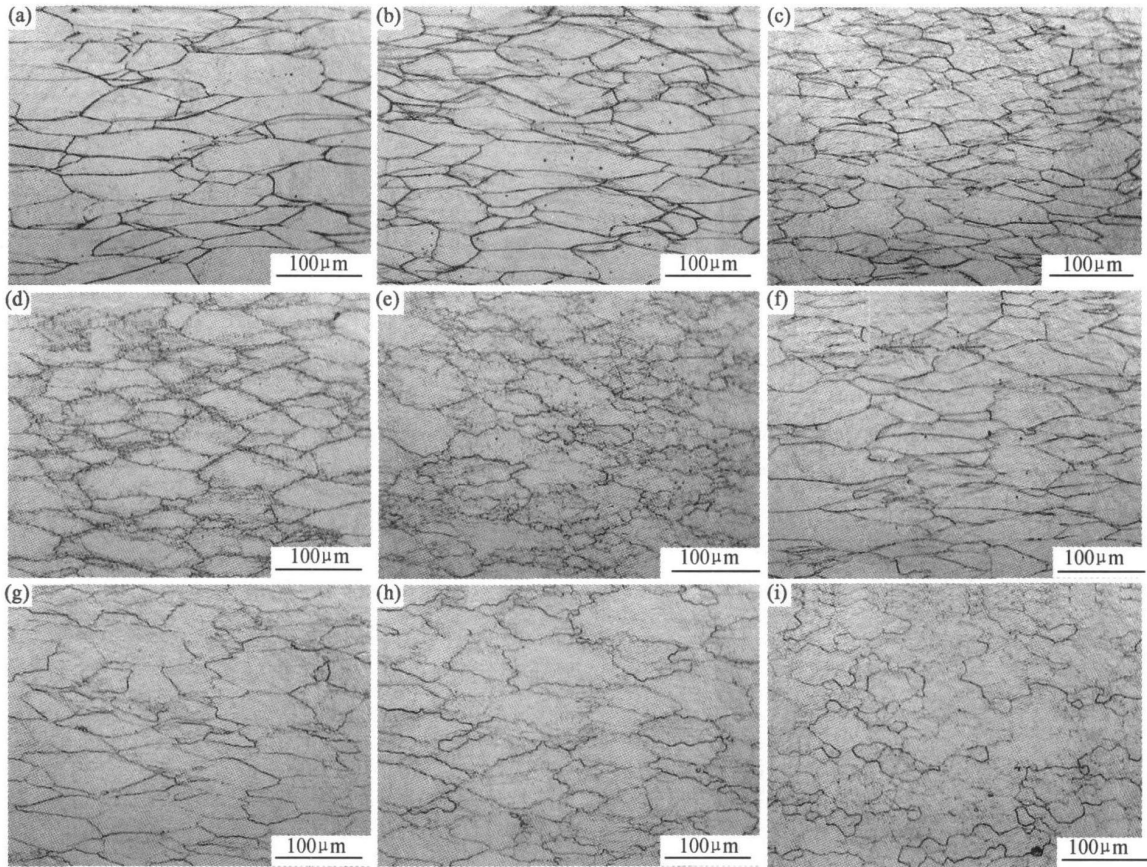


图 4 不同变形条件下的微观组织照片

(a) 750℃, 0.1s⁻¹; (b) 800℃, 0.1s⁻¹; (c) 900℃, 1s⁻¹; (d) 900℃, 0.01s⁻¹; (e) 1000℃, 1s⁻¹; (f) 1000℃, 0.01s⁻¹;
(g) 1100℃, 1s⁻¹; (h) 1100℃, 0.1s⁻¹; (i) 1100℃, 0.01s⁻¹

Fig. 4 Microstructure of TB8 alloy after hot deformation

(a) 750℃, 0.1s⁻¹; (b) 800℃, 0.1s⁻¹; (c) 900℃, 1s⁻¹; (d) 900℃, 0.01s⁻¹; (e) 1000℃, 1s⁻¹; (f) 1000℃, 0.01s⁻¹;
(g) 1100℃, 1s⁻¹; (h) 1100℃, 0.1s⁻¹; (i) 1100℃, 0.01s⁻¹

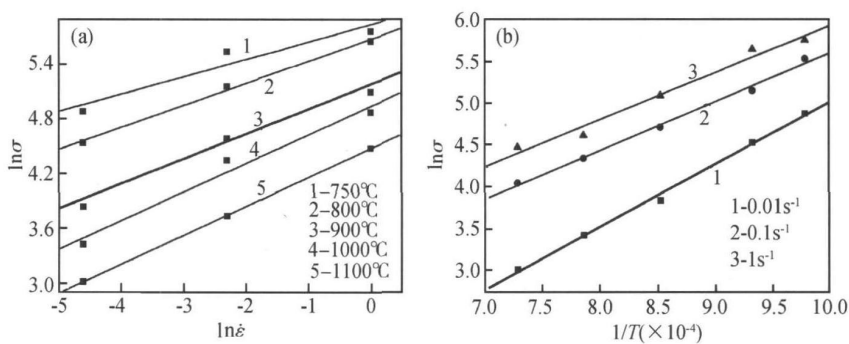


图 5 真应力、应变速率和变形温度的关系曲线

(a) $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$; (b) $\ln \sigma - 1/T$

Fig. 5 True stress, strain rate and temperature curve

(a) $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$; (b) $\ln \sigma - 1/T$

1100℃条件下, $\beta 21S$ 合金的高温变形行为强烈地受变形温度和应变速率地影响。其流变应力随应变速率的增大而增大, 在恒应变速率条件下, 真应力水平随温度的升高而降低。

(2) 由于该合金属于高层错能金属, 因而在温度较

低, 应变速率较高的情况下变形时, 主要发生回复现象, 随着温度的升高和变形速率的降低, 发生了部分再结晶。

(3) 通过回归计算, 得到实验条件下合金的变形激

(下转第 69 页)

制是晶界滑动,其失效的主要原因是空洞的形成和连接。

因此,对 Ti₃Al 金属间化合物而言,采用热机械处理或热处理细化组织,控制 α_2 与 β 两相的体积分数比例、形态及分布,将能够提高合金的超塑性能,进而使其能够广泛应用。

参考文献

- [1] 李世琼,张建伟,程云君,等. Ti₃Al 和 Ti₂AlNb 基金属间化合物结构材料研发现状[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(suppl 3): 104– 109.
- [2] LIPSITT H A. Deformation and fracture of Ti₃Al at elevated temperatures [J]. Met Trans, 1980, 11A(8): 1369– 1375.
- [3] SASTRY S M L. Plastic deformation of TiAl AND Ti₃Al[A]. Processing of the 4th International Conference on Titanium[C]. Kyoto: 1980. 1231– 1242.
- [4] DUTTA A, BANERJEE D. Superplastic behavior in a Ti₃Al+ Nb alloy [J]. Scr Metall Mater, 1990, 24(7): 1319– 1322.
- [5] YANG H S, JIN P. Superplasticity in Ti₃Al+based alloy stabilized by Nb[J]. Scr Metall Mater, 1991, 25: 1223– 1227.
- [6] YANG H S, JIN P, MUKHERJEE A K, et al. Superplastic behavior of regular α_2 and super α_2 titanium aluminides[J]. Materials Science and Engineering, 1992, A153: 457– 464.
- [7] RIDLEY N, ISLAM F, PILING J. Superplasticity and diffusion bonding of microduplex super alpha 2[Al]. Structural Intermetallics[C]. Warrendale: The Minerals, Metals and Materials Science Society, PA, 1993. 63– 68.
- [8] 孙福生, 马济民, 曹春晓. Ti₃Al 基金属超塑形变的微观观察[J]. 金属学报, 1994, 30(10): B465– B470.
- [9] 王斌, 贾天聪, 王跃群, 等. Ti+24Al+14Nb+3V+0.5Mo 合金的超塑性[J]. 金属学报, 1994, 30(7): B309– B313.
- [10] JOBART D, BLANDIN J J. Microstructure and superplasticity

of a Ti+25Al+10Nb+3V+1Mo intermetallic alloy [J]. Mater Sci Eng, 1996, A207: 170– 180.

- [11] JOBART D, BLANDIN J J. Effects of heat treatments on the microstructure of a superplastic Ti₃Al based alloy[J]. Mater Sci Eng, 1996, 31(4): 881– 893.
- [12] IMAYEV R, GABDULLIN N, SALISHCHEV G. Effect of grain size on superplasticity of an intermetallic Ti₃Al compound [J]. Intermetallics 1997, 1997(5): 229– 236.
- [13] 王斌, 贾天聪, 李世琼, 等. Ti₃Al 基金属超塑性及其应用的研究[J]. 钢铁研究学报, 1997, (9): 29– 34.
- [14] IMAYEV R M, IMAYEV V M. Mechanical behavior TiAl sub-microcrystalline intermetallic compound at elevated temperatures [J]. Scripta Met, 1991, 25: 2041– 2046.
- [15] FU H C, HUANG J C, WANG T D, et al. Evolution of microstructure and superplastic deformation mechanism in super α_2 Ti₃Al base alloys [J]. Acta Mater, 1998, 46(2): 465– 479.
- [16] JIN HONG KIM, CHAN GYUNG PARK. Microscopic observation of superplastic deformation in α_2 phase Ti₃Al+ Nb alloy [J]. Materials Science and Engineering, 1999, A269: 197– 204.
- [17] DING H, SONG D, ZHANG C B, et al. Superplastic behavior of β -forged Ti₃Al+ Nb alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2000, A281: 248– 252.
- [18] 王殿良, 丁桦, 王秉哲. 锻态 Ti₃Al 基金属超塑压缩的力学行为及组织演变[J]. 稀有金属材料与工程, 2001, 30(6): 444– 447.
- [19] 宋丹, 丁桦, 王殿良. Ti+24Al+14Nb+3V+0.5Mo 合金的压缩超塑性[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2001, 22(6): 660– 663.

收稿日期: 2007-04-23; 修订日期: 2007-07-30

作者简介: 刘莹莹(1977—), 女, 博士生, 主要从事双性能盘的研究. 联系地址: 西安市西北工业大学材料科学与工程学院 1056# (710072). E-mail: liuyingying@mail.nwpu.edu.cn

(上接第 4 页)

活能和应力指数分别为 211.04 kJ/mol 和 4.0129。

参考文献

- [1] 冯亮, 曲恒磊, 赵永庆, 等. TC21 合金的高温变形行为[J]. 航空材料学报, 2004, 24(4): 11– 13.
- [2] 周伟, 杨英丽, 于振涛, 等. 工业纯钛 TA₂ 的高温变形机制研究[J]. 稀有金属, 2003, 27(6): 721– 725.
- [3] LI Ping, XUE Ke-min. Simulation and visualization of recrystallization microstructure after solution treatment[J]. Trans Nonferrous Met Soc, 2005, 15(1): 130– 134.
- [4] 沙爱学, 王庆如, 李兴无. 航空用高强度结构钛合金的研究及应用[J]. 稀有金属, 2004, 28(1): 239– 242.
- [5] 钱九红. 航空航天用新型钛合金的研究发展及应用[J]. 稀有金属, 2004, 24(3): 219– 222.
- [6] 朱知寿, 王庆如. TB8 钛合金板材冷成形工艺及其应用研究[J].

金属学报, 2002, 38(9): 414– 416.

- [7] SHA W, MCKINVEN C J. Experimental study of the effects of hydrogen penetration on gamma titanium aluminide and Beta 21S titanium alloys[J]. Journal of Alloy and Compounds, 2002, 335: L16– L20.
- [8] 叶文君, 金桂彝. TB8 板材的焊接性[J]. 金属学报, 2002, 9(38): 302– 304.
- [9] POIRIER J P. 晶体的高温塑性变形[M]. 关德林译. 大连: 大连理工大学出版社, 1989. 25– 30.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50405020)

收稿日期: 2007-05-31; 修订日期: 2007-11-14

作者简介: 薛克敏(1963—), 男, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为材料成型及仿真, 联系地址: 合肥工业大学材料学院(230009). E-mail: xuekm0721@sina.com