

Ti₃Al 金属间化合物超塑性的研究进展

Progress in Studying on Superplasticity of Ti₃Al

Intermetallic Compound

刘莹莹, 姚泽坤, 郭鸿镇

(西北工业大学 材料学院, 西安 710072)

LIU Ying-ying, YAO Ze-kun, GUO Hong-zhen (College of

Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

摘要: 详细的对 Ti₃Al 金属间化合物的超塑性研究进展状况进行了总结和评述。根据现有的研究结果可知, 此类合金的最佳超塑性变形温度为 940~980℃, 最佳超塑性变形的应变速率为 $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 其最大延伸率可达 1500% 左右, 接近于普通钛合金的超塑性水平。Ti₃Al 金属间化合物超塑变形的主要机制是晶界滑动, 失效的主要原因是空洞的形成和连接。针对已取得的研究成果和在目前研究中仍然存在的问题, 提出了一些有关 Ti₃Al 金属间化合物超塑性研究的看法。

关键词: Ti₃Al 金属间化合物; 超塑性; 晶界滑动; 空洞

中图分类号: TG132.3 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2008)04-0065-05

Abstract: The progress in studying on the superplasticity of Ti₃Al intermetallic compound is summarized and evaluated in detail. According to the results that have been obtained, the optimal superplastic deformation temperature as well as strain rate of this kind of alloy are within 940-980℃ and $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, respectively. Its largest elongation is about 1500%, which approaches the superplasticity level of the conventional Ti alloy. Its main mechanism of superplasticity deformation is grain boundary sliding, and the main reason of failure is the formation and conjunction of the voids. In the light of the experimental results and the existing questions, further research and some prospects are proposed.

Key words: Ti₃Al intermetallic compound; superplasticity; grain boundary sliding; void

随着航空、航天等发动机对性能要求的不断提高, 它对高温结构材料的性能也提出了更高的要求: 即“更强、更刚、更耐热和更轻”^[1]。与其他金属间化合物相比, Ti-Al 系金属间化合物由于其密度低、比强度高、弹性模量高以及优异的抗氧化性和耐腐蚀性等, 从而成为航空航天工业中非常有前途的结构材料。目前 Ti-Al 系金属间化合物正在广泛研究和开发的主要有三类, 即 Ti₃Al(α_2), TiAl(γ) 和 TiAl₃(τ)。

Ti₃Al 金属间化合物是一种以 DO₁₉ 超点阵结构的 α_2 相为基的 $\alpha_2 + \beta$ 两相金属间化合物, 可以在 600~750℃ 长期使用, 在新一代航空航天发动机结构中具有广泛的应用前景。但由于其室温塑性差、成形困难及制造成本高^[2,3] 等缺点, 从而限制了它们的广泛应用。

由于超塑性成形具有成形压力小、成形性好、设计自由度大、零件整体性好、无残余应力及材料利用率高等诸多优越性, 因此被认为是解决金属间化合物及其合金、陶瓷等难加工成形问题的最好方法之一, 尤其是

当这些材料的超塑性研究取得突破之后。国内外对 Ti₃Al 金属间化合物的超塑性研究已于 20 世纪 90 年代左右逐步展开, 并已取得了许多的研究成果^[4-19], 因此大大加快了此类合金的广泛应用。

1 Ti₃Al 金属间化合物超塑性性能

较早报道 Ti₃Al 基合金超塑性的文献是 1990 年前后发表的文献[4]。Dutta 等人^[4] 由所做实验得出 Ti-24Al-11Nb(α_2) 合金在 980℃, 以 10^{-5} 左右的应变速率进行超塑性拉伸时, 延伸率获得最大值, 其值为 600% 左右。Yang H S 等人^[5,6] 分别在 1991 年和 1992 年对 Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo(超 α_2 合金) 的超塑性进行研究发现, 此合金在 980℃, $1.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件拉伸时, 延伸率取得最大值 570%。

Ridley 等人^[7] 在 920~1040℃ 以应变速率 $2 \times 10^{-5} \sim 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 对 3mm 厚的超 α_2 合金进行了超塑性拉伸。所用合金的晶粒尺寸大小为 5μm 左右。

研究表明,超 α_2 合金在 950~1020℃范围内显示出超塑性,在此温度范围内, β 相的体积分数为 40%~60%左右。合金在 960℃以应变速率 1.7×10^{-5} 拉伸时取得最大延伸率 1350%。在超塑性条件下变形时,合金的应变率敏感系数 m 均大于 0.5。

1994 年,北京航空材料研究所的孙福生等人^[8]也研究了 Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo 合金的超塑性变形。在 750~980℃温度范围内,以应变速率 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 进行拉伸时发现,合金在 900~980℃温度范围内显示出良好的超塑性性能,其延伸率范围为 134%~382%,在 980℃获得的延伸率 382% 是实验结果中的最大值,

并且试样变形均匀。试样经 980℃超塑变形后,变形区的组织发生了等轴化,且 α_2 相和 B2 相的体积分数分别为 60%~70% 和 30%~40%。同年,北京钢铁研究院王斌等人^[9]对 Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo 合金的超塑性进行了研究。此合金在不同的温度下,其流动应力 σ 和应变率敏感系数 m 随应变速率的变化情况见图 1 所示。研究结果表明此合金的最佳超塑性变形条件为 980℃, $3.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$,在此条件下拉伸时,延伸率取得最大值 818%,在此条件下拉伸的 m 值(0.69)也为试验结果中的最大值。拉伸后的试样均无颈缩现象,并且其 m 值越大,变形越均匀,延伸率值也越高。

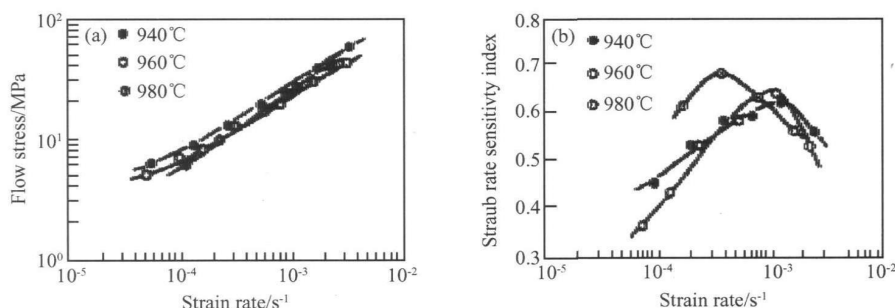


图 1 应变率对合金流动应力及应变率敏感系数的影响 (a) $\lg \sigma - \lg \dot{\epsilon}$; (b) $m - \lg \dot{\epsilon}$

Fig 1 Effect of strain rate on flow stress and strain rate sensitivity index of the alloy

(a) $\lg \sigma - \lg \dot{\epsilon}$ (b) $m - \lg \dot{\epsilon}$

1996 年,法国学者 Jobart 等人^[10]对超 α_2 合金在惰性气氛中进行了超塑性拉伸,拉伸温度范围为 850~1050℃。根据研究结果,实验合金在 930~980℃以应变速率 $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 拉伸时获得最佳的超塑性性能,这与此时 m 值近似为 0.6 及细小、等轴组织的发展与保持有关。

影响两相材料超塑性变形能力的发挥主要有三个因素,即各相所占的体积分数、晶粒尺寸、成分,而这些因素都是变形温度的函数。D. Jobart 等人^[11]研究了一种商业 Ti-3Al 基合金在 890~1070℃退火温度范围的组织变化情况,他采用两种独立的方法得到相体积分数随温度的变化规律,为此合金超塑性性能的合理发挥提供了依据。

俄罗斯学者 Imayev 等人^[12]于 1997 年研究了晶粒尺寸大小对 Ti-3Al 金属间化合物超塑性的影响情况。此实验对铸造 Ti-3Al 进行了形变热处理,以获得具有微米晶与亚微米晶的两种不同晶粒尺寸的合金。实验所用合金的两种晶粒尺寸大小分别为 $d = 8.5 \mu\text{m}$ 和 $d = 0.8 \mu\text{m}$ 。此实验结果表明,合金的初始晶粒尺寸对温度与延伸率的关系有显著影响(图 2)。与 TiAl 类似^[14],亚微米晶的 Ti-3Al 表现出超塑性特征的温度

明显低于微米晶的合金。当合金的初始晶粒尺寸为 $d = 8.5 \mu\text{m}$,出现稳态流动特征的温度为 1000℃。而当晶粒尺寸为 $d = 0.8 \mu\text{m}$ 时,出现稳态流动的温度仅为 800℃,与前者相比,出现稳态流动的温度降低幅度高达 20%。随着变形温度的升高,两种不同晶粒尺寸的合金的延伸率都增加。但当温度高于取得最大延伸率的温度时,延伸率度高于取得最大延伸率的温度时,延伸率却急剧下降。晶粒尺寸为 $d = 8.5 \mu\text{m}$ 的合金在

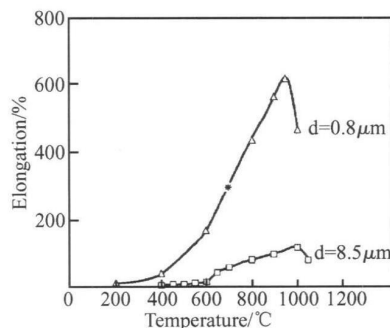


图 2 不同晶粒尺寸的 Ti-3Al 拉伸时延伸率与温度的关系

($\dot{\epsilon} = 6.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)

Fig 2 Temperature dependence of elongation $\delta(T)$ of Ti-3Al in the micro- and submicrocrystalline states ($\dot{\epsilon} = 6.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)

1000℃获得最大延伸率 120%，而晶粒尺寸为 $d = 0.8\mu\text{m}$ 的合金在 950℃超塑性拉伸时，延伸率达到最大值 655%。因此，减小合金的晶粒尺寸能够提高其超塑性性能，并且降低其超塑性成形的温度。

在 1998 年，中国台湾学者 Fu 等人^[15] 研究了具有粗的片状和细的球状的 $\alpha_2 + \beta$ 两相超 α_2 合金板材的超塑性特征。对厚度为 1mm 和 2mm 的两种板材分别在 900~ 1000℃，以应变速率范围为 $8 \times 10^{-5} \sim 2 \times$

10^{-4} s^{-1} 进行拉伸，温度和应变速率对此合金延伸率的影响情况见表 1。当在 960℃， $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 条件下拉伸时，厚度为 1mm 和 2mm 的板材均获得最大延伸率，其值分别为 600% 左右和 1500%，其最佳应变速率在 $2 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 附近。此外还发现，此合金在 960~ 980℃温度范围内拉伸时，其延伸率值都较高，且 α_2 相和 β 相的体积分数各占 50%，这有助于抑制晶粒发生严重长大，因而能够得到最佳的超塑性性能。

表 1 1mm 和 2mm 板材拉伸时的部分超塑性拉伸实验数据^[15]
Table 1 Selected data obtained from the 1mm and 2mm superplastic sheets

| Sheet | Mode | Initial rate/ s^{-1} | Temperature/℃ | $\epsilon/\%$ | $\sigma_{\text{Max}}/\text{MPa}$ |
|-------|------------|-------------------------------|---------------|---------------|----------------------------------|
| 1mm | Constant | 8×10^{-5} | 940 | 400 | 34 |
| | | 2×10^{-4} | 940 | 490 | 64 |
| | | 5×10^{-4} | 940 | 300 | 75 |
| | | 8×10^{-5} | 960 | 380 | 29 |
| | | 2×10^{-4} | 960 | 530 | 53 |
| | | 5×10^{-4} | 960 | 340 | 61 |
| | | 8×10^{-5} | 980 | 520 | 22 |
| | | 2×10^{-4} | 980 | 450 | 30 |
| | | 5×10^{-4} | 980 | 400 | 49 |
| | Decreasing | 5×10^{-4} | 940 | 430 | 60 |
| | | 5×10^{-4} | 960 | 600 | 60 |
| | | 5×10^{-4} | 980 | 270 | 52 |
| | | | | | |
| | | | | | |
| 2mm | Constant | 8×10^{-5} | 900 | 640 | 80 |
| | | 2×10^{-4} | 900 | 600 | 108 |
| | | 5×10^{-4} | 900 | 450 | 146 |
| | | 8×10^{-5} | 940 | 870 | 37 |
| | | 2×10^{-4} | 940 | 890 | 65 |
| | | 5×10^{-4} | 940 | 590 | 68 |
| | | 8×10^{-5} | 960 | 690 | 35 |
| | | 2×10^{-4} | 960 | 1420 | 50 |
| | | 5×10^{-4} | 960 | 680 | 55 |
| | | 8×10^{-5} | 980 | 730 | 34 |
| | | 2×10^{-4} | 980 | 730 | 50 |
| | | 5×10^{-4} | 980 | 650 | 50 |
| | | 8×10^{-5} | 1000 | 690 | 28 |
| | | 2×10^{-4} | 1000 | 880 | 43 |
| | | 5×10^{-4} | 1000 | 610 | 44 |
| | Decreasing | 2×10^{-4} | 960 | 1500 | 45 |
| | | 5×10^{-4} | 960 | 1100 | 50 |
| | | | | | |
| | | | | | |

1999 年，韩国学者 Jin Hong Kim 等人^[16] 采用透射电镜对 Ti-24Al-11Nb 的超塑性变形的微观特点进行了研究。合金中的 β 相体积分数为 18% 左右。采用了晶粒尺寸分别为 3.6, 5.3, 7.7 μm 三种情况。由实验结果发现，晶粒尺寸的大小对延伸率有显著影响。当晶粒尺寸从 7.7 μm 减小为 3.6 μm 时，其最大延伸

率值由 440% 急剧增大为 1280%。当合金在 970℃， 10^{-3} s^{-1} 拉伸时，晶粒尺寸为 3.6 μm 的合金获得最大延伸率 1280%。这与文献[12] 的结论是一致的，即随着合金的初始晶粒尺寸的减小最大延伸率增大。
Ding 等人^[17] 采用超塑性压缩和拉伸实验对 β 锻造的 Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo 合金在变形过程中的

超塑性行为进行了研究。在 980°C , 以 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 压缩时, 当应变达到 2 时, 在试样表面也未发现裂纹。在 980°C , 以应变速率为 10^{-4} 拉伸时, 延伸率值仅为 100%。

在王斌等人^[9]与 Ding 等人^[17]对 $\text{Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo}$ 合金的超塑性进行了研究之后, 2001 年, 宋丹^[18]等人与王殿良等人^[19]采用超塑压缩方法对在 B2 基体上分布着条状的 α 相和 α_2 相的这种合金的超塑变形行为进行了研究。合金的最佳超塑压缩温度与拉伸温度一致, 均为 980°C 。在 980°C , $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时, m 获得最大值 0.55, 在 $10^{-4} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率范围内, m 值均大于 0.3。

相比比例是控制变形温度的主要因素。在文献[18]与[19]中, 当合金在 980°C 变形时, 硬相和软相的比例为 35:65, 这说明最佳超塑变形时, 两相的比例并不一定为 50:50, 这与其他几位学者的研究结果是类似的^[8, 13, 16]。此外, 文献[18]与[19]通过研究合金在 980°C , $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 变形时, 变形量及应变速率对组织的影响。由实验结果可知, 随着变形量的增加, α 相和 α_2 相晶粒变得均匀、细小且等轴。此外, 由实验结果可知, 应变速率对合金的组织演变也有显著影响。在 980°C , 以高速压缩时(10^{-1} s^{-1}), 条状的 α 相和 α_2 相晶粒仅表现为转动, 而在低速压缩时($5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), 条状的 α 相和 α_2 相晶粒已呈等轴状。在最佳超塑压缩条件变形时, 条状硬相的等轴化过程较为缓慢, 这有利于材料超塑性的发挥。

最近, 本文作者在 $900 \sim 1020^{\circ}\text{C}$, $3.3 \times 10^{-4} \sim 3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下对 $\text{Ti-24Al-15Nb-1.5Mo}$ 合金的超塑性进行了研究。研究结果表明除 900°C , $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 外, 合金都显示了超塑性, 其延伸率范围为 105%~1570%, 最佳变形温度为 980°C , 最佳应变速率为 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 在此条件下拉伸时, 延伸率达到最大值 1570%, 此条件下的 m 值(0.59)也为实验结果中的最大值。此外还发现应变速率对 $\text{Ti-24Al-15Nb-1.5Mo}$ 合金的组织演化有显著影响。在较高应变速率下变形, α_2 相尺寸先随温度的升高至 940°C 有所减小, 之后则随温度的升高有所粗化; 而在较低的应变速率下变形, α_2 相呈粗化且不均匀的趋势。

2 Al 金属间化合物超塑性机理研究

2.1 变形机理

很多研究者都认为晶界滑动是 Ti_3Al 金属间化合物超塑性变形的主要机制^[4, 7-10, 12, 15-17]。在高温变形时, 体积百分比较合适的 α_2 与 β 相晶粒之间可以通过

晶界滑动来调整、变换位置, 转向有利于变形的方向, 使得合金表现出超塑性能, 这与一般的细晶超塑性变形的机理是一致的。有学者^[8]在研究 $\alpha_2 + \beta$ 两相 Ti_3Al 金属间化合物的超塑性变形过程中发现, 扩散、位错、位错环和层错协调晶界滑动(主要为 α_2/α_2 晶界滑动), 使合金的超塑性能得到进一步发挥。 Ti_3Al 金属间化合物在高温超塑性变形时, 随着应变的增加, α_2 相体积分数逐渐减小, 晶界和相界逐渐等轴化, 这都充分说明在变形过程中发生了晶界的迁移和滑动^[12, 15]。

2.2 失效机理

Ti_3Al 金属间化合物在超塑性拉伸变形时发生的断裂是由空洞所引起的^[12, 15]。引起合金断裂的空洞的出现与真实应变有关, 且其分布并不均匀。在应变高的局部区域, 由于动态再结晶的作用, 不易产生空洞。此外还发现^[12, 15], 在超塑性变形过程中, 减小合金的晶粒尺寸能够减少空洞的形成。

综上所述, Ti_3Al 金属间化合物超塑性变形的主要机制是晶界滑动, 失效的主要原因是空洞的形成和连接。因此, 细化晶粒、避免孔洞的形成将是提高 Ti_3Al 金属间化合物超塑性能的根本途径。

3 改善 Ti_3Al 金属间化合物超塑性的可能途径

从很多的研究结果来看, 具有超塑性能的 Ti_3Al 金属间化合物大多具有等轴细晶的双相组织。组织越细小, 超塑性性能也越好。对以晶界滑动为主要变形机制的 Ti_3Al 金属间化合物来说, 要提高超塑性性能就要求数量多且又短的晶粒边界。所以, 只有细小而又等轴的晶粒才易于满足这一点。因此, 通过热机械加工、合金化以及适当的热处理等途径细化合金组织, 控制 α_2 相和 β 相的比例、形态和分布, 将能够提高此类材料的超塑性性能。

4 结束语

Ti_3Al 基金属间化合物由于成形困难而限制了它的广泛应用, 超塑性成形是一种解决此类难加工成形材料的最好方法之一, 因此国内外对 Ti_3Al 基合金超塑性已有相当深入的研究。通过现有的超塑性研究结果, 可以得出以下两点:

(1) 具有等轴组织的两相合金的最佳超塑性变形温度为 $940 \sim 980^{\circ}\text{C}$, 最佳超塑性变形的应变速率为 $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 最大延伸率可达 1500% 左右, 接近于普通钛合金的超塑性水平。

(2) Ti_3Al 金属间化合物超塑变形的的主要变形机

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