

退火态 Ti_2AlNb 合金板材的超塑性变形行为

王 新¹, 卢 斌², 王娟华¹, 王 俭¹, 王红武¹, 陈永辉¹

(1. 宝鸡钛业股份有限公司, 宝鸡 721014; 2. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要: 研究退火态 Ti_2AlNb 合金热轧板材在温度为 940~980 °C 和初始应变速率为 $8.33 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 时的超塑性变形行为。结果表明: 该合金具有良好的超塑性; 在本实验范围内, 其最高伸长率可达 400%, 最佳超塑条件为 960 °C 和 $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 可用作超塑性成形工艺制作复杂构件。

关键词: Ti_2AlNb 合金; 超塑性; 显微组织; 变形行为

中图分类号: TG 146.2

文献标志码: A

Superplastic deformation behavior of annealed Ti_2AlNb alloy sheet

WANG Xin¹, LU Bin², WANG Juan-hua¹, WANG Jian¹, WANG Hong-wu¹, CHEN Yong-hui¹

(1. Baoji Titanium Industry Co., Ltd., Baoji 721014, China;

2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The superplastic behavior of annealed Ti_2AlNb based alloy sheets was investigated at temperature range of 940~980 °C and initiate strain rate range of $8.33 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. The results show that the alloy exhibits good superplasticity. The maximum tensile elongation can reach up 400% at the temperature of 960 °C and the initiate strain rate of $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Some complex parts will be formed by superplastic forming technology.

Key words: Ti_2AlNb alloy; superplasticity; microstructure; deformation behavior

Ti_2AlNb 基合金是 20 世纪 90 年代发展起来的一种新型金属间化合物结构材料, 它具有室温塑性高、比高温抗拉强度和疲劳强度高、较好的室温断裂韧性和裂纹扩展行为、良好的抗蠕变性、中等抗氧化性、低热膨胀系数和较高的导热性、无磁性和优良阻燃性能等优点, 被认为是具有开发潜力的损伤容限性能良好的轻质高温材料^[1], 在航空航天领域具有广阔的应用前景。

由于 Ti_2AlNb 基合金材料的室温成形性能较差, 制造复杂形状构件, 尤其是厚度在 1 mm 以下的复杂零件, 采用冷成型工艺时有较大困难。因而超塑成形成为该种材料形成制件的关键工艺之一^[2-4]。

本文作者对一种 2 mm 厚热轧退火态 Ti_2AlNb 基合金板材(编号为 TAN-2)的超塑性进行初步研究, 以期为该合金的超塑成形工艺提供实验依据。

1 实验

试验用 Ti_2AlNb 合金为编号 TAN-2 的 2 mm 厚热轧退火态板材, 其主要化学成分为 11.4Al、40.7Nb、1.7Mo、0.1O、0.03N、0.02H、余量 Ti(质量分数,%)。板材原始组织和相组成如图 1 所示, 为等轴 α 相均匀分布于基体 β_2 相上构成的双相细晶组织。

试样沿板材轧制方向制取, 工作部分宽度为 4 mm, 标距长 10 mm。超塑试验在 DSC-25T 试验机上进行。试验时, 在试样表面涂覆高温防护涂层以防止氧化, 在试验温度的保温时间为 5 min, 十字头位移速度为 0.05~6 mm/min(初始应变速率为 $8.33 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)。采用 ZEISS-AXIOVER200MAT 型金相显

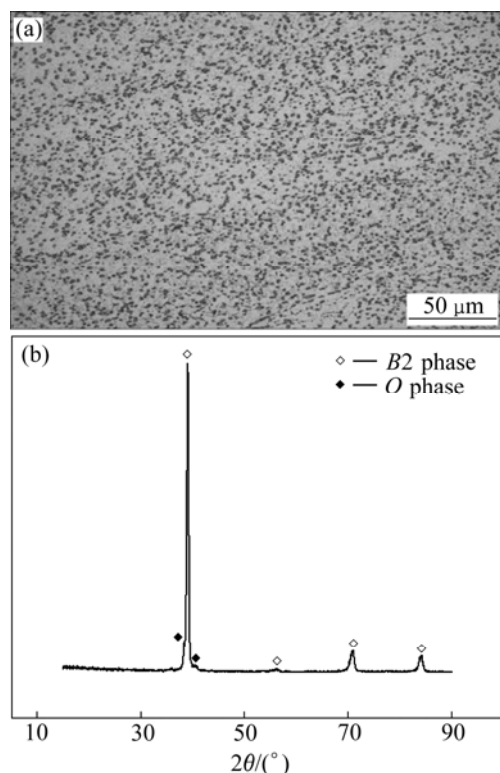


图 1 TAN-2 合金退火态的显微组织和 XRD 谱

Fig.1 Microstructure(a) and XRD pattern (b) of annealing TAN-2 titanium alloy

显微镜观察合金的显微组织。利用 D/max2500PC 型 X 射线衍射仪观察合金的相组成。

2 结果与讨论

2.1 温度对超塑性的影响

图 2 所示为 TAN-2 合金在 940~980 °C 范围内以 $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的初始应变速率拉伸时的伸长率。由图 2 可以看出,在试验温度范围内,TAN-2 合金均具有超塑性,在 960 °C 拉伸时,伸长率达到最大值。图 3 所示为试样经超塑变形后工作部分的显微组织。从图 3 中可看出,TAN-2 合金在试验过程中发生 $B2 \leftrightarrow O$ 相的转变,随着试验温度的升高,O 相的含量明显减少。

结合图 2 和 3 可以看出,合金显微组织中含有一定比例的 O 相是 TAN-2 合金获得最大超塑性的重要条件。这是由于一般在超塑变形过程中,基体会发生回复再结晶,而一定量第二相的存在会在基体再结晶的过程中起到钉扎作用,抑制基体晶粒的长大,从而有利于试样均匀变形,这在其他两相钛合金的结构超

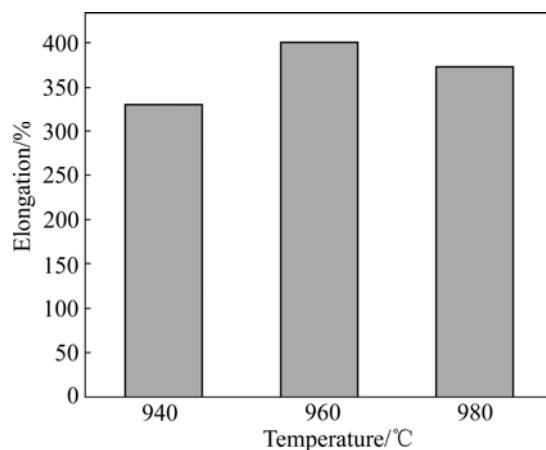


图 2 初始应变速率为 $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时不同拉伸温度下 TAN-2 合金的伸长率

Fig.2 Elongation of TAN-2 alloy at different temperatures and initiate strain rate of $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

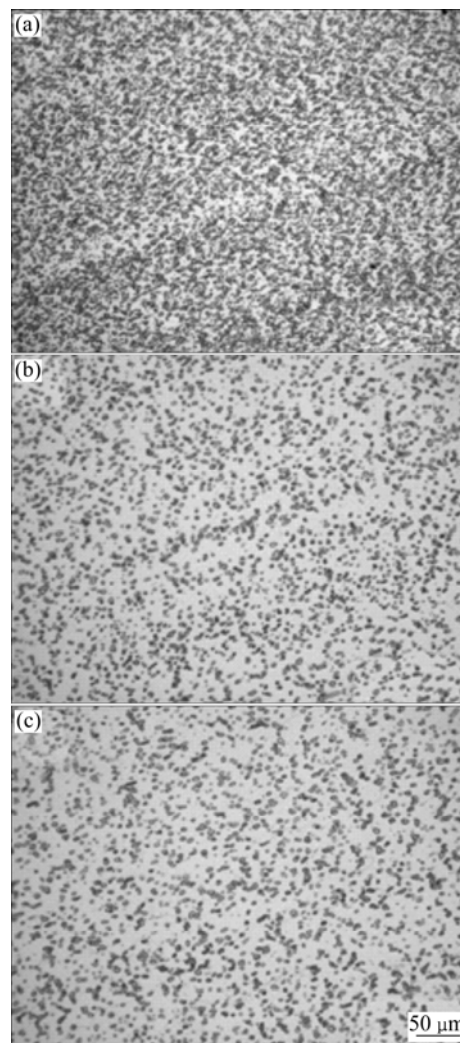


图 3 不同拉伸温度下试样工作部分的显微组织

Fig.3 Microstructures of deformed parts of samples under different tensile temperatures: (a) 940 °C ; (b) 960 °C ; (c) 980 °C

塑性中也有报道^[5-6]。但对于 TAN-2 合金来说, 最有利于合金超塑性的 O 相比例还有待于进一步深入研究。

2.2 应变速率对伸长率的影响

TAN-2 合金在 960 不同应变速率下的宏观形貌如图 4 所示。从图 4 中可以看出, 应变速率对 TAN-2 合金超塑性的影响比较明显, 且初始应变速率为 1.67×10^{-3} 时, 合金的伸长率最大。

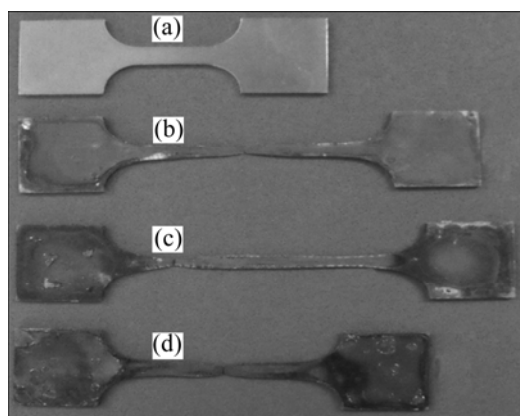


图 4 960 时不同应变速率下该合金试样拉伸变形宏观照片

Fig.4 Macrographs of tensile specimens deformed to failure at 960 and different nominal strain rates: (a) Original specimen, undeformed; (b) $\dot{\epsilon} = 8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\delta = 360\%$; (c) $\dot{\epsilon} = 1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\delta = 400\%$; (d) $\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, $\delta = 280\%$

合金在高温超塑变形过程中, 应变硬化和回复再结晶两个相互竞争的过程往往同时存在: 应变硬化过强时, 位错密度极增, 可动位错减少, 会导致过早断裂; 再结晶过强时, 合金会迅速软化, 局部变形加速, 不利于均匀变形。只有两者达到某种平衡时才能获得更大的塑性^[7]。而应变速率的增加会增大单位时间内的应变量, 加大应变硬化的作用; 同时, 会减少变形时间, 抑制再结晶的进行。应变速率减少时, 会得到相反的结果。所以, 对 TAN-2 合金来说, 在 960 变形时, $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的初始应变速率可能比其它两个速率 ($8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 和 $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) 更能使应变硬化和再结晶达到平衡, 从而提高伸长率。

此外, 从图 4 中还可以看出, 不同拉伸速率变形试样拉伸断裂后均存在不同程度的缩颈。同时, 对试样拉伸断口下方的显微组织观察并未发现明显空洞的试验事实可以推断, TAN-2 合金在 960 下超塑性变形断裂是受流变软化控制的, 这与 NICOLAOU 和

SEMIATIN^[8]观察到的结果相同。由图 3 可以看出, 合金在 960 下的平衡组织中, $B2$ 相占大多数。而 $B2$ 相为有序 BCC 结构, 该种结构晶体变形时应变速率敏感因子偏低^[9]可能是造成这一现象的原因。

2.3 力学性能

材料经过超塑成型以后, 还应具有良好的力学性能, 才能用于制造结构零件。本研究模拟超塑成型过程, 在超塑温度附近对 Ti_2AlNb 退火板材进行退火, 其力学性能见表 1。由表 1 可以看出, 合金板材在 940~980 范围内退火后, 炉冷可以获得良好的拉伸强度, 只是伸长率略低, 而根据经验可以通过调整冷却速度进行塑性优化。从而表明 TAN-2 合金具有利用超塑成形工艺制备复杂机构件的能力。

表 1 超塑温度处理的 Ti_2AlNb 合金板材的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of Ti_2AlNb sheets treated at superplastic temperature

Sample state	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	σ_b/MPa	$\delta_5/\%$
Annealing+(980 , 1h, FC)	1 055	1 265	6.0
Annealing+(960 , 1 h, FC)	1 025	1 230	6.5
Annealing+(940 , 1 h, FC)	1 020	1 200	6.5

3 结论

1) Ti_2AlNb 基钛合金在一定的温度和应变速率范围内具有超塑性。在 960 , 初始应变速率 $1.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的条件下, 其伸长率可达 400%。

2) Ti_2AlNb 基钛合金退火态板材在超塑性温度范围内(940~980)退火后, 炉冷的拉伸性能良好, 表明 Ti_2AlNb 基钛合金具有利用超塑成形工艺制备复杂机构件的能力。

REFERENCES

- [1] 莱茵斯 C, 皮特尔斯 M. 钛与钛合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006: 64-75.
LEYENS C, PETERS M. Titanium and titanium alloys [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 64-75.
- [2] 张久久, 陈国清, 周文龙, 郭和平, 李志强. 热轧态 Ti_2AlNb 合金超塑性变形行为的研究[J]. 航空制造技术, 2007(增刊): 449-453.
ZHANG Jiu-jiu, CHEN Guo-qing, ZHOU Wen-long, GUO He-ping, LI Zhi-qiang. Superplastic deformation behavior of hot

- rolled Ti_2AlNb alloy [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2007(Supple): 449–453.
- [3] 郭和平, 曾元松, 李志强. O 相合金 Ti_2AlNb 的超塑性研究进展[J]. 航空制造技术, 2009(10): 64–67.
- GUO He-ping, ZENG Yuan-song, LI Zhi-qiang. Research progress of superplasticity of intermetallic Ti_2AlNb orthorhombic alloys [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2009(10): 64–67.
- [4] GUO H P, LI Z Q. Heat treatment of Ti_2AlNb intermetallic and its superplastic properties [J]. Materials Science Forum, 2007, 551/552: 453–456.
- [5] MALLIKARJUN K, SUWAS S, BHARGAVA S. Effect of prior β processing on superplasticity of $(\alpha+\beta)$ thermo-mechanically treated Ti-632Si alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 134: 35–44.
- [6] YANG K L, HUANG J C, WANG Y N. Phase transformation in the β phase of super α_2 - Ti_3Al base alloys during static annealing and superplastic deformation at 700–1 000 [J]. Acta Materialia, 2003, 51: 2577–2594.
- [7] 姚锦声, 黄礼平, 张立建, 孟笑影. Ti-1023 钛合金的超塑性[J]. 上海钢研, 2000(1): 3–7.
- YAO Jin-sheng, HANG Li-ping, ZHANG Li-jian, MENG Xiao-ying. Superelasticity of Ti-1023 titanium alloy [J]. Shanghai Steel & Iron Research, 2000(1): 3–7.
- [8] NICOLAOU P D, SEMIATIN S L. High-temperature deformation and failure of an orthorhombic titanium aluminide sheet material [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27: 3675–3681.
- [9] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys—An overview [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243: 46–65.
- (编辑 李艳红)