

文章编号: 1004-0609(2003)02-0442-06

TiAl 基合金低温超塑性变形的力学行为^①

张俊红^{1, 2}, 黄伯云¹, 贺跃辉¹, 孟力平³

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083; 2. 郑州轻金属研究院, 郑州 450041;

3. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 采用恒变速率法和应变速率递增实验研究了 Ti-48Al-2Cr-0.2Mo (摩尔分数, %) 合金在常压空气中的低温超塑性变形力学行为, 并且探讨了 TiAl 基合金的低温超塑性变形机理。研究表明, TiAl 基合金的变形组织具有良好的空气中低温超塑性变形性能。在 $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ 时, 伸长量 δ 达到最大值为 413%, 即使在较低的温度 ($t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$) 和较高的应变速率 ($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$) 下变形, 伸长量 δ 值仍然超过 300%。在整个变形区间 m 值均大于 0.3, $m_{\max}$ 为 0.78。当 $t > 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 或 $\dot{\epsilon} < 5 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ 时, 剧烈氧化导致超塑性变形性能的恶化和脆性断裂。在 900~950 $^{\circ}\text{C}$ 之间, TiAl 基合金超塑性变形的热激活机制发生转变。实验测得 TiAl 基合金在 800~900 $^{\circ}\text{C}$ 时超塑性变形的热激活能为 $Q_{av} = 178\text{ kJ/mol}$, 这个数值介于 γ -TiAl 的蠕变体积激活能和 TiAl 基合金的空位迁移能之间, 而接近于后者, 因此, TiAl 基合金低温超塑性变形的速率控制机制是晶界扩散。

关键词: TiAl 基合金; 超塑性; 速率控制机制;

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

TiAl 基合金具有高的比强度、比刚度, 以及较好的高温抗蠕变、耐腐蚀性能^[1, 2], 是一种非常有潜力的轻质高温结构材料。但是, 由于 TiAl 基合金具有本征脆性, 难以采用常规工艺进行材料加工, 阻碍了 TiAl 基合金的实用化进程。对于难加工材料, 在超塑性状态下成形是目前最为有效的成形方法之一^[3]。研究表明^[4~8], TiAl 基合金的多种组织形态如: 近 γ 组织、双态组织及变形组织在 $0.7 t_m \sim 0.8 t_m$ ($t_m = 1460\text{ }^{\circ}\text{C}$) 附近均可以表现出超塑性变形能力。然而, TiAl 基合金在 $t > 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的抗氧化力急剧降低, 在此温度长时间变形必须采取真空或其他抗氧化措施。因此, 在实际超塑性成形操作中, 要求 TiAl 基合金的超塑性成形温度应尽可能降低 (目前 Ti 合金的超塑性成形温度为 $t < 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$), 以降低成本和对成形气氛的要求。本文作者通过改进 TiAl 基合金的显微组织, 在较低的温区 (800~950 $^{\circ}\text{C}$) 实现了 TiAl 基合金的超塑性变形, 并对 TiAl 基合金的低温超塑性变形力学行为进行了研究, 探讨了 TiAl 基合金的低温超塑性变形机理。

1 实验

实验用合金名义成分 (摩尔分数, %) 为 Ti-48Al-2Cr-0.2Mo, 合金采用水冷铜坩埚感应熔炼而

成。铸锭在保护气氛下经 1050 $^{\circ}\text{C}$ 、48 h 均匀化退火及 170 MPa、1300 $^{\circ}\text{C}$ 、4 h 热等静压处理。用电火花线切割从上述处理后的铸锭中切取 $d70\text{ mm} \times 120\text{ mm}$ 的圆柱坯料, 按文献[9]的方法进行复合热机械处理。直接从坯料中切取的拉伸试样为试样 A, 其显微组织为变形组织; 复合热机械处理后的坯料经 1260 $^{\circ}\text{C}$ 、4 h 退火后得到双态组织, 从双态组织中切取拉伸试样为试样 B。拉伸试样的标距尺寸为: $8\text{ mm} \times 5\text{ mm} \times 2\text{ mm}$ 。拉伸实验在经过改装的万能实验机上进行, 实验气氛为常压静态空气。实验条件为: 温度在 800~950 $^{\circ}\text{C}$ 之间, 应变速率在 $1 \times 10^{-3} \sim 5 \times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$ 之间。拉伸实验分为恒变速率实验和应变速率递增实验两种, 应变速率递增实验在初始应变速率 $2 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ 条件下进行, 应变达到 0.4 后才开始变应变速率, 以保证得到稳定的流变。显微组织观察采用 Polyvar-Met 型光学显微镜, 浸蚀液为 Kroll 溶液 (1% HF + 2% HNO₃ + 97% H₂O)。采用截线法测量晶粒尺寸。透射电镜观察在 JEM-2000FX II 型透射电镜上进行。

2 实验结果

2.1 原始组织

图 1 所示为超塑性变形前 TiAl 基合金的原始

① 基金项目: 国家 863 计划资助项目 (715-005-0040)

收稿日期: 2002-05-28; 修订日期: 2002-08-30

作者简介: 张俊红 (1970-), 女, 博士研究生

通讯联系人: 张俊红, 女, Tel: +86-731-8877391. E-mail: jhzhangcao@hotmail.com



图 1 超塑性变形前 TiAl 基合金变形组织的金相(a)和透射电镜照片(b), 双态组织的金相照片(c)

Fig. 1 Optical (a) and TEM (b) micrographs of initial microstructure of TiAl alloy with deformed microstructure , and optical micrograph (c) of initial microstructure with duplex microstructure

组织。其中变形组织(试样 A)由 γ 相和 α_2 相组成, 其中 α_2 相含量(体积分数)约为 10%, 显微组织中存在细小的再结晶晶粒, 晶粒尺寸约为 0.6 μm 。双态组织(试样 B)由等轴状的层片晶团和 γ 晶粒组成, 两者的体积比约为 1: 1, 平均晶粒尺寸约为 20 μm 。在双态组织中存在着大量的退火孪晶。

2.2 超塑性变形试样的宏观形貌和伸长量

TiAl 基合金(试样 A)在空气中恒应变速率拉伸后试样的宏观形貌如图 2 所示。在 $t < 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 或 $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon} > 1 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ 条件下变形后的试样表面微微发黑, 氧化不严重, 断口收缩率 $\varphi < 95\%$, 断口呈现类似金属断裂式的韧性断裂。然而, 当 $t >$

900 $^{\circ}\text{C}$ 或 $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$ 时, 试样表面氧化严重, 断口呈现类似陶瓷断裂式的脆性断裂, 断口收缩率 $\varphi < 65\%$ 。表 1 列出了两种 TiAl 基合金试样在空气中超塑性拉伸的伸长量 δ 值。可见, 在相同的变形条件下, 试样 A 的超塑性伸长量远远高于试样 B, 变形组织 TiAl 基合金表现出了良好的低温超塑性变形性能。在本实验中, 当 $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ 时, 伸长量达到最大值, 为 413%, 当变形在较高的应变速率 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ (当 $t = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时)和较低的温度 $t = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (当 $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ 时)下进行时, 伸长量仍然超过了 300%。

表 1 TiAl 基合金试样在空气中超塑性拉伸的伸长量 δ 值

Table 1 Tensile elongations of TiAl-based alloy tested at different conditions in air

Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Strain rate/ s^{-1}	Elongation/ %
900	1×10^{-3}	350
900	5×10^{-4}	413
900	1×10^{-4}	313
900	5×10^{-5}	280
850	2×10^{-4}	300
850	5×10^{-4}	313
800	1×10^{-4}	263
800	5×10^{-4}	313
950	5×10^{-4}	380
950	1×10^{-4}	270
950	5×10^{-5}	215
900*	5×10^{-4}	170
900**	5×10^{-4}	125

* * —Duplex microstructure

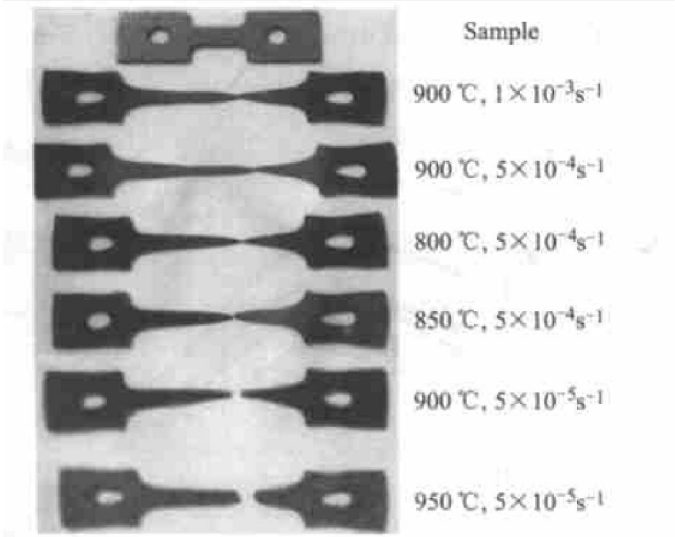


图 2 TiAl 基合金在空气中恒应变速率拉伸后试样的宏观形貌(试样 A)

Fig. 2 Macrographs of alloy deformed at constant strain rate test in air (sample A)

2.3 变形的应变—应力曲线

TiAl 基合金(试样 A)在一定的应变速率($\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)和温度($t = 900^\circ\text{C}$)下进行超塑性拉伸的应力—应变曲线如图 3 所示。在图 3(a)中,当 $t < 900^\circ\text{C}$ 时,变形的流变应力快速上升到极大值,然后又迅速发生流变软化从而变形失稳。当 $t \geq 900^\circ\text{C}$ 时,在达到极大值前,变形存在一个较长期的应变硬化阶段,流变应力达到极大值后可以保持一定阶段的稳定,然后缓慢进入失稳阶段。同样,在图 3(b)中,随着应变速率的降低,应变硬化阶段逐渐增长。可见,应变硬化过程影响着 TiAl 基合金的超塑性变形性能,在应变硬化初期,若应变硬化速率较低(即在应力—应变曲线上存在较长的应变硬化阶段), δ 值较大,反之, δ 值较小。这一现象在他人的研究中同样存在^[5]。在超塑性变形过程中,应变硬化的出现是由于变形过程中处于不利于晶界滑动取向的晶粒的非超塑性变形引起的,当合金发生超塑性变形时,并非所有的晶界都处于有利于滑动的取向,而只有处于有利取向的晶界才能够发生滑动参与变形,其余晶粒仍然发生晶内滑移。当超塑性变形处于最佳变形条件时,晶界滑动的协同机制易于进行,这使得位错的吸收和松弛机制得以开动,所以变形硬化速率降低。

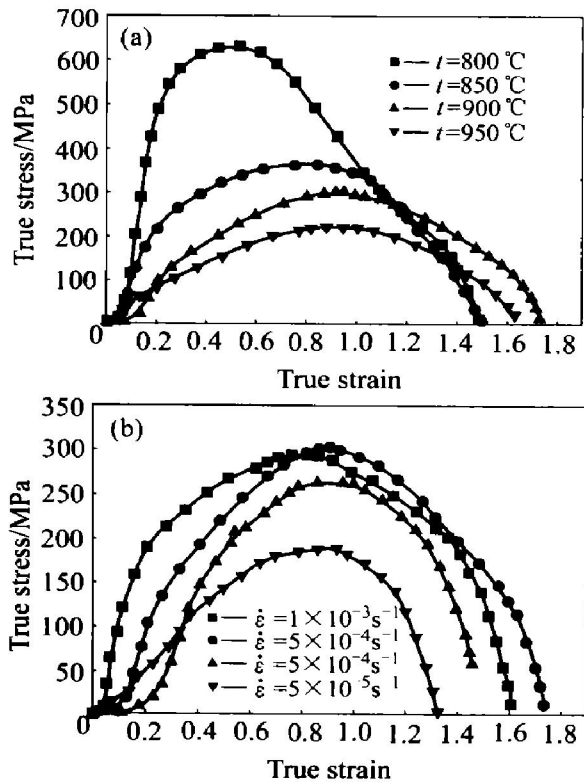


图 3 TiAl 基合金(试样 A)在应变速率

$\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (a) 和温度 $t = 900^\circ\text{C}$ (b) 进行超塑性拉伸的应力—应变曲线

Fig. 3 Plots of true stress vs true strain in sample A

(a) —At strain rate of $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (b) —At 900°C

2.4 应变速率敏感性系数 m 值

m 表征材料的超塑性变形能力。本实验采用应变速率递增实验测定应变速率敏感性系数 m 值。由应变速率递增实验得到的试样 A 的真应力—应变速率曲线如图 4 所示。随着应变速率 $\dot{\epsilon}$ 的增加,真应力呈幂指数关系递增,然而,值得注意的是 950°C 的应力曲线位于 900°C 应力曲线的上方。由应变速率递增实验得到的试样 A 的应变速率敏感性系数 m 值随应变速率变化的曲线如图 5 所示。在每一个变形温度,存在一个 $m_{\max}$ 。在整个变形区间 ($t = 800 \sim 950^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon} < 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) m 值都大于 0.3, 其中,当 $t = 950^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时, m 值达到最大为 0.78。当 $t = 900^\circ\text{C}$ 时,在 $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 处具有最大的 m 值。随着变形温度降低, $m_{\max}$ 向右移动,在 800 、 850°C 时, $m_{\max}$ 出现在 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 处。

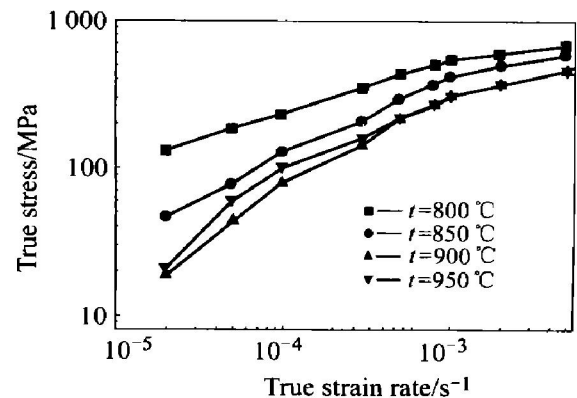


图 4 TiAl 基合金(试样 A)超塑性变形的真应力—应变速率曲线

Fig. 4 Plots of true stress vs true strain rate (in sample A)

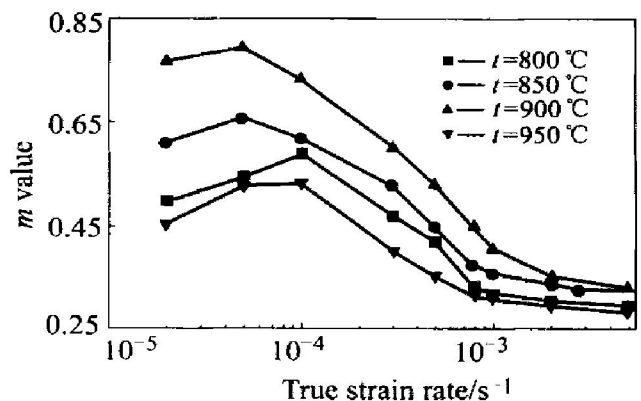


图 5 m 值随应变速率变化变化曲线(试样 A)

Fig. 5 Plots of strain rate sensitivity vs true strain rate (in sample A)

2.5 变形激活能

TiAl 基金合金超塑性变形的本构方程可以表达为^[10]

$$\dot{\epsilon} = A (b/d)^p (\sigma/E)^n \exp(-Q_{app}/RT) \quad (1)$$

式中 A —为材料的结构因子, b —为 Burgers 矢量, d —为晶粒尺寸, p —为晶粒尺寸因子, σ —为流变应力, E —为动态弹性模量, n —应力指数 ($n = 1/m$)。超塑性变形必须在一定的温度下才能发生, 因而, 它显然是一个热激活过程。由式(1)可得

$$Q_{app} = -R \left(\frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d(1/T)} \right)_{\sigma = \text{const}} \quad (2)$$

分别取 $\sigma = 200, 250, 300, 350, 400$ MPa (图 4 中), 作 $\dot{\epsilon}-1/T$ 作图, 如图 6 所示。当 $t = 800, 850, 900$ °C 时, $\lg \dot{\epsilon}$ 与 $1/T$ 满足直线关系, 而当 $t = 950$ °C 时, 在所取的所有 σ 值条件下, 实验点均偏离直线, 因此, 在 $900 \sim 950$ °C 之间 TiAl 基金合金超塑性变形的热激活机制发生了转变。在本实验中, TiAl 基金合金在 $800 \sim 900$ °C 超塑性变形的表观激活能经计算为 $Q_a = 178$ kJ/mol, 这个数值远远低于 TiAl 基金合金中主要相 γ -TiAl 的体积激活能 291 kJ/mol 和次要相 α_2 -Ti₃Al 的体积激活能 297 kJ/mol, 也低于 Lee 等^[8] 和 Bohn 等^[11] 在较高温度变形测得的 TiAl 基金合金超塑性变形激活能, 而与 Imaev 等^[12] 测得的细晶 TiAl 基金合金低温超塑性变形激活能 $Q = 180 \sim 194$ kJ/mol 的结果相符。

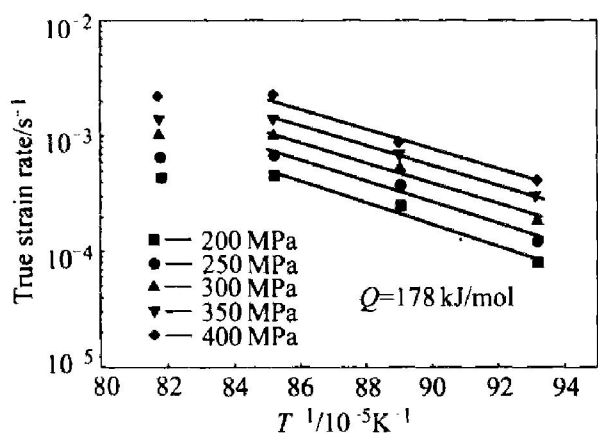


图 6 $\dot{\epsilon}$ 与 $1/T$ 关系图

Fig. 6 Plots of $\dot{\epsilon}$ vs $(1/T)$

3 分析与讨论

以上研究表明, TiAl 基金合金的变形组织具有良好的空气中低温超塑性变形性能。当变形温度高于 900 °C 或应变速率低于 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时, 虽然变形的

应变速率敏感性系数很高, 但是在实际拉伸过程中, 因为试样暴露在空气中的温度过高或时间过长, 使得材料氧化, 因而超塑性性能降低。当 TiAl 基金合金氧化时, 在试样的边缘会形成一层粗大的 γ -TiAl 层, 空洞易于在这层 γ -TiAl 与基体层之间形成和扩展, 导致材料提前破坏。

与变形组织相比, 双态组织的低温超塑性变形性能不高, 原因在于:

1) 晶粒尺寸较大 细晶粒是获得良好超塑性的组织前提, 晶粒细小有利于晶界滑移和转动以及可以使扩散协调过程更容易进行, 尤其是界面扩散得到增强。最佳超塑性变形温度与合金熔点的比值与晶粒大小成正比例关系^[13], 文献[4, 6-8]报道双态组织的最佳超塑性变形温度为 $1200 \sim 1250$ °C。

2) 晶界的结构与状态的影响 晶界滑移是超塑性的变形机制, 因而晶界的结构与状态将严重影响超塑性变形性能。试样 B 是试样 A 经过 1260 °C、 4 h 退火后的组织, 其中存在着大量的退火孪晶。孪晶界面是一种特殊的高角晶界, 位错在此的吸收速度很慢, 因此在孪晶界面易于形成位错塞积^[14], 因而造成局部应力集中。在应力集中处空洞易于形核。

晶界滑移是超塑性变形的机制, 但是晶界要滑移必然存在协调机制。晶界滑移的协调机制可以分为扩散协调机制和位错变形协调机制两类, 这两类协调机制之间存在内部联系。Kaibyshev^[15] 认为扩散过程通过促进位错的回复和攀移实现塑性变形。虽然超塑性变形是多种变形机理的综合作用, 目前对于各种合金体系难以得到统一的结论, 但是通过分析变形的热激活过程仍然可以给出关于变形机理的一些信息。假设 TiAl 基金合金的超塑性变形存在单一的热激活过程, 显然在 $900 \sim 950$ °C 之间, TiAl 基金合金的超塑性变形机制发生了转变, 但在 $t \geq 950$ °C 时, TiAl 基金合金存在着怎样的变形机制还需作进一步的数据分析。在 $800 \sim 900$ °C, TiAl 基金合金的超塑性变形表观激活能远远低于 γ -TiAl 相和 α_2 -Ti₃Al 相的蠕变体积激活能, 这表明细晶 TiAl 基金合金在超塑性变形时的扩散过程容易进行得多。通常, TiAl 基金合金的扩散过程可以用空位扩散机制解释, 因为在 TiAl 基金合金中空位形核能 $Q_f = 136$ kJ/mol, 空位迁移能 $Q_m = 154$ kJ/mol^[12], 实验测定的 TiAl 基金合金的体积扩散能 $Q_v = 291$ kJ/mol 与按照空位扩散机制计算的体积扩散能 $Q = Q_f + Q_m = 290$ kJ/mol 相符合。在 TiAl 基金合金中, 若扩散过程以晶界扩散为主, 由于晶界是空位的源和壑, 在晶界上会存在丰

富的空位,这时的扩散激活能应该介于 Q_v 与 Q_m 之间,而接近 Q_m 。在本实验中,测得的TiAl基合金在 800~900 °C超塑性变形的表观激活能 $Q_{app} = 178$ kJ/mol,介于 291 kJ/mol 与 154 kJ/mol 之间,并且接近于 154 kJ/mol,因此此时的变形机制与晶界扩散有关。晶界扩散可能是TiAl基合金低温超塑性变形的速率控制机制,借助于晶界扩散使得位错在晶界攀移相消,从而松弛应力集中,协调晶界滑移。图7所示是TiAl基合金在 900 °C超塑性变形时的位错形态,大量的位错和位错缠结分布在晶粒内部,而在靠近晶界区域位错密度较小,并且有单根位错从晶内伸入晶界,这说明晶界是位错的阱,晶界上的扩散过程(或认为是晶界位错反应)对于位错的吸收和松弛具有决定意义。



图7 TiAl基合金在 900 °C超塑性变形时的位错形态

Fig.7 TEM micrograph of dislocations distribution of TiAl alloy during superplastic deformation at 900 °C

4 结论

1) 变形组织 TiAl 基合金具有良好的空气中低温超塑性变形性能。在 $t = 900$ °C、 $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4} s^{-1}$ 变形时,伸长量 δ 达到最大值为 413%,即使在较低的温度($t = 800$ °C)和较高的应变速率($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} s^{-1}$)条件下变形,伸长量 δ 值仍然超过 300%。在整个变形区间 m 值均大于 0.3, m_{max} 为 0.78。当 $t > 900$ °C 或 $\dot{\epsilon} < 5 \times 10^{-4} s^{-1}$ 时,剧烈氧化导致超塑性变形性能的恶化和脆性断裂。

2) 双态组织 TiAl 基合金的低温超塑性变形性能劣于变形组织 TiAl 基合金,归因于前者具有较大的晶粒尺寸和组织内存在大量的孪晶界面。

3) 在 900~950 °C 之间, TiAl 基合金超塑性变形的热激活机制发生转变。TiAl 基合金在 800~900 °C超塑性变形的热激活能为 $Q_a = 178$ kJ/mol,它介于 γ -TiAl 的蠕变体积激活能和 TiAl 基合金的空位迁移能之间,而接近于后者。因此作者认为晶界扩散是 TiAl 基合金低温超塑性变形的速率控制机制。

REFERENCES

- [1] Fores F H, Suryanarayana C, Eliezer D. Review synthesis properties and applications of titanium aluminides [J]. J Mater Sci, 1992, 27: 5113 - 5140.
- [2] Bartolotta P, Barret J, Kelly T, et al. The use of cast Ti-48Al-2Cr-2Nb in jet engines [J]. JOM, 1997, 49(5): 48 - 50.
- [3] Bieler T S. Superplasticity in hard-to-machine materials [J]. Annu Rev Mater Sci, 1996, 26: 75 - 106.
- [4] Hang B Y, Deng Z Y, Liu Y, et al. Superplastic behavior of a TiAl-based alloy [J]. Intermetallics, 2000(8): 559 - 562.
- [5] Sun J, Wu J, He Y. Improved superplasticity in a TiAl-based alloy subjected to thermomechanical processing [J]. Z Metallkd, 2000, 91(6): 472 - 476.
- [6] Mukherjee A K, Mishra R S. Superplasticity in intermetallics [J]. Mater Sci Forum, 1997, 243 - 245: 609 - 618.
- [7] Lee W B, Yang H S, Mukherjee A K. Mechanical properties and microstructural characterization of a superplastic TiAl alloy [J]. Mater Sci Eng, 1995, A192/193: 733 - 740.
- [8] Lee W B, Yang H S, Kim K W, et al. Superplastic behavior in a two-phase TiAl alloy [J]. Scripta Mater, 1993, 29: 1403 - 1408.
- [9] 陈伶俐, 黄伯云, 曲选辉, 等. TiAl 基合金的热机械处理[J]. 中国有色金属学报, 1996, 6(1): 120 - 126.
CHENG Ling-hui, Huang Bai-yun, Qu Xuan-hui, et al. The study of a multi-thermo-mechanical process for TiAl-based alloys [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1996, 6(1): 120 - 126.
- [10] Nieh T G, Wadsworth J. Recent advance in superplastic intermetallics with emphases on titanium and iron aluminides [J]. Mater Sci Forum, 1999, 304 - 306: 169 - 176.
- [11] Bohn R, Klassen T, Bormann R. Mechanical behavior of submicrograined γ -TiAl-based alloys at elevated temperatures [J]. Intermetallics, 2001, 9: 559 - 569.
- [12] Imayev R M, Salishchev G A, Senkov O N, et al. Low-temperature superplasticity of titanium aluminides [J]. Mater Sci Eng, 2001, A300: 263 - 277.
- [13] Mishra R S, Mukherjee A K. An analysis of the role of grain size on superplasticity of γ titanium aluminides [J]. Journal of Materials Sciences, 2000, 35: 147 - 151.
- [14] Imayev R M, Kaibyshev O A, Salishchev G A. Mechanical

behavior of fine grained TiAl intermetallic compound [J].

Acta Metall, 1992, 40(3): 581 - 587.

Ceramics [M]. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg,

1992. 61 - 66. (in Germany)

[15] Kaibyshev O A. Superplasticity of Alloy, Intermetallides and

Mechanical behaviors of TiAl alloy during low temperature superplastic deformation

ZHANG Jun hong^{1,2}, HUANG Bai yun¹, HE Yue hui¹, MENG Li ping³

(1. State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China.

2. Zhengzhou Light-Metal Institution, Zhengzhou 450041, China;

3. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Superplastic behaviors of a TiAl based alloy with deformed and duplex microstructure were investigated in air at temperatures ranging from 800 °C to 950 °C and at strain rates ranging from $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ to $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The results show that the TiAl alloy with deformed microstructure exhibits excellent low temperature superplasticity. A maximal elongation of 413% is obtained at 900 °C (at a strain rate of $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), and the elongation values over 300% are obtained at 800 °C (at a strain rate of $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) or at a strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (at 900 °C). The lower superplasticity in duplex microstructure was observed, owing to the larger grain size and the effect of the grain boundary structure and state on the flow. With increased temperatures or decreased strain rates, fracture occurs because of oxidation. The flow softening and the strain hardening are observed in the deformation, a lower rate of strain hardening is corresponding to a larger elongation. The strain rate sensitivity values were examined by incremental strain rate tests. The alloy shows relatively high m value which keeps above 0.3 in the deforming range, the maximal value of m is 0.78. At temperature range from 900 °C to 950 °C, the activation mechanism of the superplastic deformation changes, and the activation energy is calculated to be 178 kJ/mol at temperature range from 800 °C to 900 °C, which is greatly lower than the values of activation energy of volume diffusion in γ -TiAl and in α_2 -Ti₃Al, otherwise closely to the value of activation energy of grain boundary diffusion in γ -TiAl. Therefore, the dominant mechanism during superplastic deformation at temperature range from 800 °C to 900 °C is grain boundary sliding controlled by grain boundary diffusion.

Key words: TiAl based alloy; superplastic deformation; mechanism of rate controlling

(编辑 何学锋)