论文

基于最大 m 值法的 Ti-23Al-17Nb 板材各向异性的超塑性研究

付明杰^{①②③*}, 许慧元^{①②③}, 韩秀全^{①②③}, 王高潮^④

① 北京航空制造工程研究所, 北京 100024;

② 塑性成形技术航空科技重点实验室, 北京 100024;

③ 数字化塑性成形技术与装备北京市重点实验室, 北京 100024;

④ 南昌航空大学航空制造工程学院, 南昌 330063

* E-mail: fumj@bamtri.com

收稿日期: 2016-01-15; 接受日期: 2016-05-22

航空科学基金(编号: 2015ZE25017)资助项目

摘要 最大 m 值法是获得高超塑延伸率的有效方法之一. 本文采用最大 m 值法对 Ti-23Al-17Nb(at.%)合金在温度为 940~1000℃、不同方向的超塑拉伸变形行为进行了研究. 结果表明: 在垂直轧制方向、1000℃条件下进行超塑拉伸, 获得的最高延伸率为 2507.4%, 是至今该类 Ti₃Al 基合金所报道的文献中的最高值. 随着变形温度和变形量的增加, 原始长条 α_2 晶粒重复经历拉长、断裂和球化的过程, 这是获得高延伸率的原因之一, 也是各向异性始终存在的原因. 在一定变形条件下, α_2 晶粒尺寸和体积分数较大时更有利于 Ti₃Al 基合金的超塑性. 1000℃变形时大应变会诱发 O 相析出, 增加了合金抵抗颈缩的能力, 从而获得更高的延伸率.

关键词 Ti₃Al 基合金, 超塑性, 最大 m 值法, 各向异性

1 引言

Ti₃Al 基合金由于其优异的高温比强度, 可作为航空发动机材料在 650℃条件下长时工作, 或作为航天发动机材料在 900℃条件下短时工作^[1]. 目前, 美国已有 2 种 Ti₃Al 基合金 Ti-24Al-11Nb(α_2 合金)和 Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo(Super α_2 合金)开始批量生产. 其中 Ti-24Al-11Nb 合金已经熔铸出了 3200 kg 的铸锭, 其蠕变强度与镍基高温合金 Incone1713 相当, 最高

韧性可达 32 MPa m^{1/2}, 已制成高压压气机机匣、高压涡轮支承环、导弹尾翼和燃烧室喷管密封片等^[2].

超塑成形是其有效成形方法之一. 20 世纪 90 年代, 各国学者对其超塑性开展了大量的研究工作, 研究结果发现 Ti₃Al 基合金具有非常好的超塑性, 如美国开发的普通 α_2 合金和 Super α_2 合金^[3-8]. 影响 Ti₃Al 基合金超塑性的主要有晶粒尺寸、相比、织构、板厚等. Imayev 等人^[6]分别对 8.5 和 0.8 μm 晶粒尺寸的某 Ti₃Al 基合金的超塑拉伸实验发现, 当晶粒尺寸小

引用格式: 付明杰, 许慧元, 韩秀全, 等. 基于最大 m 值法的 Ti-23Al-17Nb 板材各向异性的超塑性研究. 中国科学: 技术科学, 2016, 46: 844-850
Fu M J, Xu H Y, Han X Q, et al. Anisotropic superplasticity research of Ti-23Al-17Nb alloy based on maximum m value method (in Chinese). Sci Sin Tech, 2016, 46: 844-850, doi: 10.1360/N092015-00195

于 1 μm 时, 超塑性大大提高. Dutta 和 Banerjee^[7]对 Ti-24Al-11Nb 合金的不同相比比例的超塑性研究发现, 获得最佳超塑性的 α_2/β 不是 50:50, 而是包含 75% 的 α_2 相, 当在 1020 $^{\circ}\text{C}$ 变形时, α_2 相体积分数增加到 85% 时, 所获得的延伸率也优于 50:50 的. 而其他学者^[3,5]认为 α_2/β 相比比例为 50:50 是获得最佳超塑性的条件. Wu 和 Koo^[8]对 Ti_3Al 基合金组织与超塑性的关系研究认为, 有组织的超塑性优于无组织的, 是因为组织增加了位错可动性. 然而, 经过大变形后, 组织会通过晶界的滑移和晶粒的转动而消除, 不会对超塑性产生更多的影响. Fu 等人^[5]对比了 1 和 2 mm 厚的 Super α_2 合金的超塑性, 发现 2 mm 厚板材的超塑性更加优异. 主要原因是: (1) 1 mm 板的微观组织具有粗大组织和更高的晶粒长大速度; (2) 1 mm 板的表面氧化形成的空洞和异常的表层晶粒长大.

与以上两种典型合金相比, Ti-23Al-17Nb(at.%) (TAC-1B) 由于添加更多的稳定 β 相的合金元素 Nb, 通过特殊热机械处理可使合金常规组织由 $\alpha_2+\text{B2}$ 两相变为 $\alpha_2+\text{B2}+\text{O}$ 三相, 具有更加优异的综合性能^[1]. 最大 m 值法是通过控制超塑拉伸过程中的应变速率始终在与最大 m 值相对应的最佳应变速率附近循环变化, 可有效获得材料的最高延伸率^[9], 本文通过最大 m 值法和恒应变速率法研究 TAC-1B 合金板材的超塑性, 为其工程应用奠定理论基础和工艺参考.

2 实验材料及方法

2.1 实验材料

实验材料是由钢铁研究总院提供的 1 mm 厚的退火态 Ti-23Al-17Nb(TAC-1B) 合金, 实测化学成分(质

量分数, %)为: Al 12.50, Nb 31.87, $\text{O} \leq 0.068$, $\text{N} \leq 0.01$, $\text{H} \leq 0.00043$, Ti 余量. 板材轧制的加热温度在 $\alpha_2+\text{B2}$ 两相区的 980 $^{\circ}\text{C}$, 采用每次加热间隔只进行一道次轧制, 轧制完成后在 960 $^{\circ}\text{C}$ 进行退火. 沿轧制方向(L 向)、垂直轧制方向(T 向)和轧制面(ST 向)的微观组织的二次电子像如图 1 所示, 由 α_2 (深色相)和 B2(亮色相)两相组成. 沿 L 和 T 向的组织中 α_2 晶粒均呈纤维状, 而 ST 向由大小不一、近似等轴的 α_2 晶粒组成, 采用 ImageTool 软件对相体积分数进行统计, α_2 和 B2 两相的体积百分比约为 60%:40%.

2.2 实验方法

2.2.1 最大 m 值超塑拉伸方法的原理

应变速率敏感性指数 m 值是材料超塑性能的重要特征参数, 它反映了材料在拉伸变形过程中的抗缩颈能力, 通常 m 值越大则超塑性越好. 而 m 值又与一定的应变速率相对应, 与最大 m 值相对应的有一个最佳的应变速率. 这个应变速率往往是人们所追求的一个最佳工艺参数. 但最大 m 值及其对应的最佳应变速率在变形过程中不是一成不变的, 它们会随着材料变形过程中所发生的各种动态变化而发生波动. 最大 m 值法超塑拉伸控制方法可以动态测得瞬时的 m 值, 根据追求 m 值最大的原则, 通过计算机闭环控制系统对变形过程 m 值进行监控, 实时调整横梁移动速度, 当横梁移动速度在增速的过程中, 如果 $m_i > m_{i-1}$, 则继续增速, 如果 $m_i < m_{i-1}$, 但是 $m_i > 3$ 仍然继续增速, 如果 $m_i < 3$ 则减速. 当横梁移动速度在减速的过程中, 如果 $m_i > m_{i-1}$, 则继续减速, 如果 $m_i < m_{i-1}$, 则增速. 使整个变形过程始终在接近最佳应变速率的状态下进行, 从而获得更好的超塑性, 进而

图1 TAC-1B 合金板材原始组织
(a) L 向; (b) T 向; (c) ST 向

探求材料的最佳变形模式. 本试验最大 m 值法的拉伸速度增量 ΔV 为 0.09 mm/min, 时间间隔 Δt 为 6 s.

2.2.2 拉伸试验方法

利用电火花线切割方法沿 3 个方向平行轧制方向(L 向)、垂直轧制方向(T 向)和与轧制方向成 45° 方向分别加工拉伸试样, 试样标距为 10 mm $\times$ 6 mm $\times$ 1 mm. 用 SiC 水磨砂纸对试样进行研磨, 确保试样标距范围内各表面无横向划痕. 在变形温度为 940~1000 $^\circ$ C 范围内进行最大 m 值法超塑拉伸. 拉伸前试样表面涂 Ti-1200 玻璃防护润滑剂防止拉伸过程氧化, 待炉温达到试验设定的温度, 保温 5 min 后进行拉伸. 将试样取出后立即水淬, 以保留高温变形组织. 考虑到超塑拉伸失效是由于材料抵抗颈缩的能力降低所致, 所以微观组织观察的位置取自靠近断口附近. 超塑拉伸实验在 SANS-CMT4104 型微机控制电子万能实验机上进行, 均热带长度为 300 mm, 横梁移动速度在 0.0001~500 mm/min 之间连续可调. 最大 m 值法的拉伸速度增量 ΔV 为 0.09 mm/min, 时间间隔 Δt 为 6 s. 在 OLYMPUS BX41M 金相显微镜和美国 FEI 的 Quanta250 FEG 场发射环境扫描电子显微镜进行显微组织观察分析.

3 结果与分析

3.1 超塑拉伸延伸率

如图 2 所示为 TAC-1B 合金板材经最大 m 值法超塑拉伸后所获的延伸率. 可见, TAC-1B 合金在各个温度条件下均存在明显的各向异性. L 向的超塑延伸率变化随温度的升高先增加后减小, 在 960 $^\circ$ C 时获得最大值为 1302.74%; 沿 T 向的超塑延伸率随温度的变化呈先增加后减小再增加, 在 1000 $^\circ$ C 时获得最大值为 2507.4%, 此延伸率较该合金公开报道的最高延伸率(1596%^[10])高出 900%, 但低于超细晶(0.3~0.5 μ m) Ti-6Al-4V 钛合金的最高延伸率(9000%)^[9]; 而 45° 方向的超塑延伸率随温度的变化与 T 向的恰好相反, 在 940 $^\circ$ C 时获得最大值为 2184.02%. 对比采用恒应变速率法超塑拉伸所获的延伸率(1447.5%)^[11], 在相同变形温度条件下采用最大 m 值法可以获得更高的延伸率, 与对 Ti-24Al-15Nb-1.5Mo 合金的研究结果一致^[11]. 如图 3 所示为超塑拉伸试样对比.

图 2 (网络版彩图)TAC-1B 合金板材超塑拉伸延伸率

图 3 TAC-1B 合金板材超塑拉伸试样

3.2 超塑拉伸特征曲线

图 4 所示为 TAC-1B 合金在不同拉伸条件下的超塑拉伸应力应变曲线. 根据最大 m 值超塑拉伸方法的原理可知, 采用最大 m 值法超塑拉伸过程中横梁的移动速度是不断变化的, 通过速度的改变, 由计算机程序计算当前时间的 m 值并与上一个 Δt 计算的 m 值进行对比, 从而决定下一个 Δt 内横梁的速度增加或减小, 以便材料始终在较高的 m 值下变形. 由此可见, 在时间 $\Delta t=6$ s 内由拉伸速度的变化会引起材料的抗力、应变速率等均发生改变, 应力随横梁速度的增加而增加, 随横梁的速度降低而减小, 这即是应力-应变曲线和应变速率-应变曲线呈锯齿状的原因. 由图 4 可见, 940 和 960 $^\circ$ C 的 3 个方向的曲线相近, 均随着应变的增加, 应力逐渐减小, 直至断裂. 从宏观的力学曲线上, TAC-1B 合金在 940 和 960 $^\circ$ C 超塑拉伸过程中表现出动态软化, 如图 4(a)和(b), 其软化机制主要是动态再结晶导致的应力降低. 在 980 $^\circ$ C 超塑拉伸过程中, 存在稳态变形阶段, 即动态软化与加工硬化保持平衡, 应力基本不随应变的增加而改变, 如图 4(c). 1000 $^\circ$ C、T 向试样变形时峰值应变较其他条件

图 4 TAC-1B 合金在不同温度条件下的各向异性超塑拉伸应力应变曲线
(a) 940°C; (b) 960°C; (c) 980°C; (d) 1000°C

的大, 且变形后期随着应变的增加, 应力增加明显, 如图 4(d). 超塑变形失效主要是动态硬化软化不平衡导致的, 如果软化效果明显, 就会发生颈缩, 导致断裂. 而硬化效果明显时, 拉伸变形可持续进行, 直至强度过高而导致断裂.

3.3 微观组织分析

3.3.1 变形方向对微观组织的影响

如图 5 所示为 980°C 时不同变形方向的微观组织的二次电子像. L 向的晶粒沿拉伸方向呈纤维状分布, 且晶粒尺寸较大, α_2 晶粒为 10~40 μm , 含量约为 30%; 45° 和 T 向的 α_2 晶粒形貌为等轴状, 且比例较高, 分别为 80% 和 50%, α_2 晶粒平均分别为 20 和 10 μm . 对比原始显微组织, 晶粒尺寸均有所增加, 而 α_2 晶粒含量有增加也有减少. 其应变速率随应变的变化曲线如图 6 所示. 可见采用最大 m 值法超塑拉伸的应变速率随着应变的增加逐渐减小, 晶粒的尺寸的增加是由于应变速率的减小导致. L 向、45° 和 T 向在 980°C 时的延伸率分别为 1229%, 1952% 和 928%. 根据文献报道^[3-9], 对于 Ti_3Al 基合金超塑变形过程中, 原始

长条 α_2 晶粒会经历拉长、断裂和球化的过程形成等轴晶, 而本文中的 L 方向拉伸后的微观组织仍有纤维组织, 对比原始组织形貌, 可以判断这是等轴晶在变形过程中再次被拉长产生的. 根据图 4(c) 可知, L 方向的应力低于其他两个方向的, 说明拉伸方向与纤维取向一致时有利于降低流变应力. 由于轧制过程中的横向变形, T 向也存在明显的纤维取向, 变形过程与 L 向相近, 根据 Wu 和 Koo^[8,12]对 Ti-25Al-10Nb 的超塑拉伸各向异性研究发现, 这种纤维组织对超塑性是有好处的. 认为织构增加了位错的可动性, 超塑性的各向异性是由于位错可动性的差异而引起的. 随着变形温度的升高, 各向异性逐渐减小, 大变形后, 织构会通过晶粒的滑移和转动而被消除, 不会对超塑性产生更多的影响; 并且发现原始组织是等轴的, 超塑变形后仍是等轴的 α_2 晶粒, 但 B2 相体积分数会减少. 影响超塑性的最主要的两个因素分别为 α_2 晶粒尺寸和体积分数. 晶粒尺寸直接影响晶界滑移和晶粒转动两种机制, 晶粒尺寸越小, 晶界越多, 晶界滑移的可动性越好, 晶粒转动也会更加容易, 超塑性越好. 而 α_2 晶粒体积分数对超塑性的影响的结论

图 5 980°C不同变形方向的显微组织
(a) L 向; (b) 45°; (c) T 向

图 6 980°C不同方向拉伸过程中的应变速率变化曲线

较多, 分歧也较大. 根据本文的实验结果可以看出, L 向经超塑变形后微观组织仍具有纤维取向, 但 α_2 晶粒体积分数较少, 具有适中的超塑延伸率, 这表明, 再次被拉长的 α_2 晶粒对超塑性的贡献较大; 45°方向具有最高的超塑延伸率, 综合晶粒尺寸和 α_2 晶粒体积分数对超塑性的贡献, α_2 晶粒尺寸和体积分数较大时, 更有利于 Ti₃Al 基合金的超塑性.

3.3.2 变形温度对微观组织的影响

如图 7 所示为沿 T 向在不同温度变形后的显微组织的二次电子像. 在 940 和 960°C 变形后的微观组织基本相同, 均由 α_2 +B2 相组成, 其中 α_2 相体积分数约为 40%, 对比原始组织有所减少, 而 α_2 晶粒等轴化明显, 平均晶粒尺寸为 12 μm , 如图 7(a)和(b); 变形温度升高至 980°C时, α_2 相体积分数略有增加, 如图 5(c); 变形温度达到 1000°C时, 拉伸断口附近的 α_2 晶粒尺寸增大明显, 且局部有聚合, B2 相尺寸与其他两个温度无明显变化, 但 B2 相内部可能有 O 相析出, 这可能是由于应变诱发相变引起 O 相析出, 这种现象曾在 TNW700 高温钛合金的超塑变形中也发现过^[13], 由于超塑过程中微区化学成分的重新分配导致在相变点温度以下在应变的作用下发生相变. 根据超塑拉伸特征曲线可知, 这种相变导致变形过程中应力的增加, 从而增加抵抗颈缩的能力. 图 8 所示为 L 方向和 45°方向在 1000°C 变形后的显微组织的二次电子像, 可见微观组织中并无 T 向(图 7(c))的短条

图 7 T 向不同变形温度的显微组织
(a) 940°C; (b) 960°C; (c) 1000°C

图 8 1000℃时 L 方向(a)和 45°方向(b)的显微组织

状 B2 转变组织产生. 另外, L 向和 45°方向的 B2 相含量显著增加, α_2 相含量减少, 这种相比比例的变化导致其延伸率较小.

4 结论

(1) 采用最大 m 值法研究了 1 mm 厚 Ti-23Al-17Nb(at.%)合金板材各向异性的超塑性, 在 1000℃、沿垂直轧制方向获得最高延伸率为 2507.4%.

(2) 基于最大 m 值法的 TAC-1B 合金的超塑变形各向异性明显, 即使变形温度升高, 这种各向异性始终存在. 综合晶粒尺寸和 α_2 晶粒体积分数对超塑性的贡献, α_2 晶粒尺寸和体积分数较大时, 更有利于 Ti_3Al 基合金的超塑性.

(3) 1000℃超塑变形时, 与轧制方向和 45°方向的微观组织不同, 沿垂直轧制方向的微观组织中的 β 相发生转变, 应力增加, 增加了抵抗颈缩的能力, 从而提高超塑性.

参考文献

- 1 张建伟, 李世琼, 梁晓波, 等. Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 基合金的研究与应用. 中国有色金属学报, 2010, 20: s336-s341
- 2 毛小南, 赵永庆, 杨冠军. 国外航空发动机用钛合金的发展现状. 稀有金属, 2007, 26: 1-7
- 3 Yang H S, Jin P, Mukherjee A K. Superplastic behavior of regular α_2 and super α_2 titanium aluminides. Mater Sci Eng, 1992, A153: 457-464
- 4 Pilling J, Ridley N, Islam M F. On the modeling of diffusion bonding in materials: Superplastic Super Alpha-2. Mater Sci Eng, 1996, A205: 72-78
- 5 Fu H C, Huang J C, Wang T D, et al. Evolution of microstructure and superplastic deformation mechanism in super α_2 Ti_3Al base alloys. Acta Mater, 1998, 46: 465-479
- 6 Imaev R, Gabdullin N, Salishchev G. Effect of grain size on superplasticity of an intermetallic Ti_3Al compound. Intermetallics, 1997, 5: 229-236
- 7 Dutta A, Banerjee D. Superplastic behaviour in a Ti_3Al -Nb alloy. Scripta Metall Mater, 1990, 24: 1319-1322
- 8 Wu Y T, Koo C H. Effects of texture on the superplasticity of Ti-25Al-10Nb alloy. Intermetallics, 1997, 5: 29-36
- 9 Yoshimura H, Nakahigashi J. Ultra-fine-grain refinement and superplasticity of titanium alloys obtained through protium treatment. Inter J Hydrogen Energy, 2002, 27:769-774
- 10 付明杰, 许慧元, 刘佳佳, 等. 基于最大 m 值法和恒应变速率法的 Ti_3Al 基合金超塑性研究. 材料工程, 2015, 43: 32-38
- 11 付明杰, 韩秀全, 吴为, 等. Ti-23Al-17Nb 合金板材超塑性研究. 金属学报, 2014, 50: 955-961
- 12 Wu Y T, Koo C H. Effect of temperature on the anisotropic superplasticity of textured Ti-25Al-10Nb alloy. Scripta Mater, 1998, 38: 267-271
- 13 付明杰, 张涛, 韩秀全, 等. TNW700 高温钛合金板材超塑性研究. 稀有金属, 2016, 40: 1-7

Anisotropic superplasticity research of Ti-23Al-17Nb alloy based on maximum m value method

FU MingJie^{1,2,3}, XU HuiYuan^{1,2,3}, HAN XiuQuan^{1,2,3} & WANG GaoChao⁴

¹ Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, China;

² Aeronautical Key Laboratory for Plastic Forming Technology, Beijing 100024, China;

³ Beijing Key Laboratory of Digital Plasticity Forming Technology and Equipment, Beijing 100024, China

⁴ School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Institute of Aeronautical Technology, Nanchang 330063, China

The maximum m value method is one of effective method to obtain better superplastic elongation of materials. The different deformation direction superplasticity of Ti-23Al-17Nb(at.%) alloy sheet at temperature of 940~1000°C were studied in this paper. The results showed the maximum superplastic elongation of 2507.4% is obtained at 1000°C and T deformation direction, this was the best result of ever been reported on Ti₃Al based alloy. The original textured α_2 grains experienced the circle of elongated, fractured and equiaxed proceedings, which were the main reasons of obtaining higher superplastic elongations and the anisotropic of superplasticity was be with all deformation conditions. The coarser and more volume fraction of α_2 grains was benefite to the superplasticity of TAC-1B under certain conditions. O phase transformaiton will be strain induced at 1000°C, which will increase the capability of resistanceof neck-shrink with higher superplastic elongation.

Ti₃Al based alloy, superplasticity, maximum m value method, anisotropic

doi: 10.1360/N092015-00195