

BTi-62421S 高温钛合金超塑性能及应用

史科¹ 郭晓琳¹ 王猛团¹ 姚为¹ 马鸿海²

(1 北京航星机器制造公司, 北京 100013)

(2 宝鸡钛业股份有限公司, 宝鸡 721014)

文 摘 对 BTi-62421S 高温钛合金进行了高温超塑性拉伸实验, 通过研究超塑条件下的力学性能、金相组织及拉伸断口形貌, 确定了该合金高温拉伸条件下的断裂机制及超塑成形最佳变形工艺参数, 在此基础上进行了 BTi-62421S 钛合金框架零件的超塑性成形实验。结果表明: BTi-62421S 钛合金在 920℃, 应变速率 $10^{-3}/s$ 时具有最佳超塑性能, 伸长率达到 448.5%; 该合金拉伸断裂机制以韧性断裂为主, 但在不同变形参数下伴随着不同程度的脆性断裂; 在超塑条件下可以成形出满足使用要求的航天用钛合金框架零件。

关键词 BTi-62421S, 断裂机制, 超塑成形

Superplasticity and Application of High-Temperature Titanium Alloy BTi-62421S

Shi Ke¹ Guo Xiaolin¹ Wang Mengtuan¹ Yao Wei¹ Ma Honghai²

(1 Beijing Hangxing Machinery Manufacturing Co. of China Aerospace Corporation, Beijing 100013)

(2 Baoji Titanium Industry Co., Ltd., Baoji 721014)

Abstract The tensile tests under superplastic temperature of BTi-62421S titanium alloy were carried out. Mechanical property, metallurgical structure and morphology of failure surface were investigated to determine the fracture mechanism and the optimum parameter of superplastic forming. Based on these researches, a BTi-62421S titanium alloy frame was superplasticly formed. The results show BTi-62421S titanium alloy has the optimal superplastic performance with an extensibility of 448.5% when deformed at the temperature of 920℃ and the strain rate of $1 \times 10^{-3}/s$. The gliding fracture is the main mode during the fracture procedure, accompanied with the character of brittle fracture on some conditions. A BTi-62421S titanium alloy frame satisfying the operating requirement can be formed successfully at the optimal superplastic condition.

Key words BTi-62421S, Fracture mechanism, Superplastic forming

1 引言

航空航天领域产品发展趋势是轻量化、复杂化及整体化, 并且要求耐高温, 对使用材料及其加工工艺提出更高的要求。钛合金密度小、强度高, 并具有良好的耐热、抗腐蚀性能, 但在普通成形条件下的变形抗力大、弹性模量小、回弹严重, 冷成形加工十分困难, 这在一定程度上限制了钛合金的扩大应用^[1-2]。而超塑性技术的发展, 改善了上述状况, 可以一次成形出形状复杂的零件, 并可减少加工工序, 降低装配成本, 减轻零件结构质量, 该技术的应用拓宽了钛合金的应用范围。目前, 国内外对多种常用

钛合金的超塑性能及超塑工艺进行了大量研究, 取得很多实用性成果^[3-6]。而 BTi-62421S 合金是一种新型高温钛合金, 使用温度比常规钛合金高, 达到 550℃ 甚至更高, 在航空航天领域有很大的应用潜力。目前对该材料的性能尤其是超塑性能尚未见报道。

本文以 BTi-62421S 钛合金为研究对象, 通过高温拉伸力学实验研究在高温下的超塑拉伸性能。获得了该合金的最佳超塑变形工艺参数, 并在该条件下成形出满足设计要求的钛合金框架零件。

2 超塑性拉伸实验

收稿日期: 2010-03-15

作者简介: 史科, 1980 年出生, 博士, 主要从事钛合金等金属材料热成形及超塑成形方面的研究工作。E-mail: shike239@sina.com

由宝钛集团有限公司生产的 BTi-62421S 钛合金热轧板材,其名义成分为 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Nb-1Mo-Si,微观组织形貌如图 1 所示,可见其原始组织晶粒尺寸不是很均匀,既有被拉伸的细长晶粒,又有等轴的晶粒,并且等轴晶粒尺寸差别较大。采用德国 Netzch 公司的 STA-449C 型同步热分析仪测该合金的相转变温度为 975℃。超塑拉伸实验在 INSTRON 5582 型电子万能试验机上进行,所用板材厚度 1.5 mm。对拉伸后试样的金相组织和断口形貌进行观察,金相腐蚀剂为 5% HF+15% HNO₃+80% H₂O。

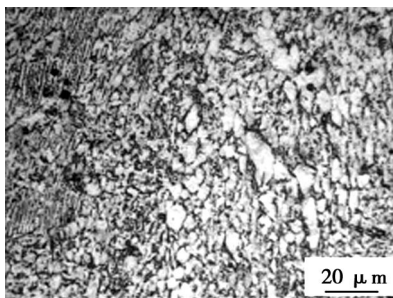


图 1 BTi-62421S 原始组织形貌

Fig. 1 Initial microstructure of BTi-62421S

3 结果与分析

3.1 力学性能分析

高温超塑拉伸实验结果见表 1。在 920℃、应变速率为 10⁻³/s 时 BTi-62421S 合金的伸长率达到最大值 448.5%,且流变应力只有 35 MPa。

表 1 超塑拉伸实验结果

Tab. 1 Results of superplastic tensile forming

温度/℃	初始应变速率/10 ⁻⁴ s ⁻¹	抗拉强度/MPa	伸长率/%
870	10	66	372.0
870	1	31	344.5
920	10	35	448.5
920	1	15	361.5
950	10	24	324.0
950	1	14	195.5

图 2 所示为不同应变速率下抗拉强度与温度的关系,可见 BTi-62421S 钛合金的变形抗力随着变形温度的增加和应变速率的降低而下降,但温度超过 920℃ 变形抗力下降趋势变缓。图 3 所示为不同应变速率下伸长率与温度的关系,可见该合金的伸长率对温度与应变速率都比较敏感,在相同温度条件下,伸长率随应变速率降低而下降,在相同的应变速率下都是在变形温度为 920℃ 时达到峰值。

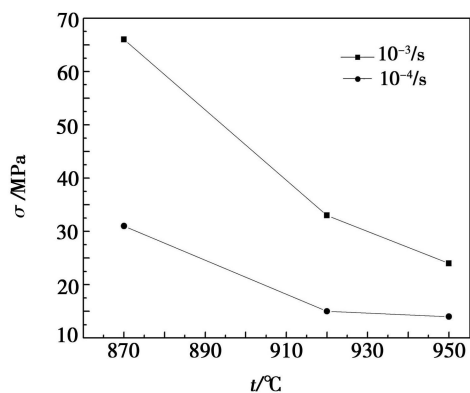


图 2 抗拉强度与温度的关系

Fig. 2 Relationship between tensile strength and temperature

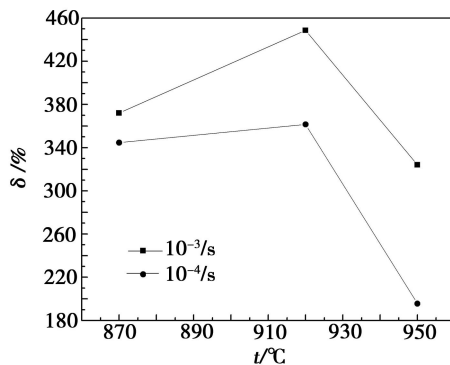
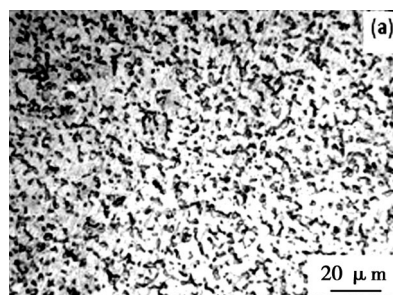


图 3 伸长率与温度的关系

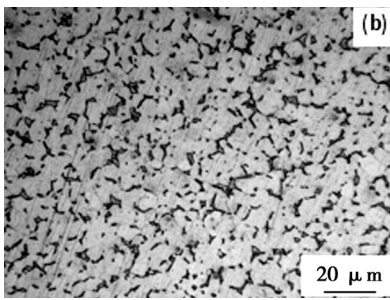
Fig. 3 Relationship between elongation and temperature

3.2 超塑性变形中组织分析

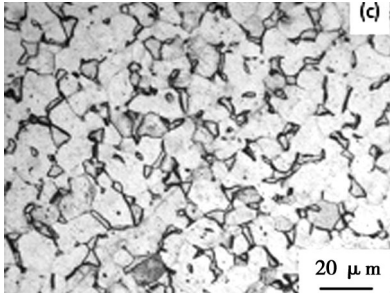
BTi-62421S 合金超塑拉伸变形微观组织见图 4。变形温度 870℃、应变速率 10⁻³/s 变形条件下的组织[图 4(a)]与原始组织比较显示,经过高温变形后,变形组织产生动态再结晶,粗大的长晶粒变为等轴细晶,且晶粒尺寸均匀。新的再结晶晶粒形成时,消耗了应变能并使位错密度降低,为合金超塑变形提供条件^[7],从而有利于材料的超塑性成形的发挥。随着温度的升高,晶粒尺寸有所增大,如图 4(b)所示。当应变速率很低(10⁻⁴/s),变形时间很长时,晶粒尺寸较原始组织明显长大,如图 4(c)所示,该组织不利于钛合金超塑性能的发 挥,这也是应变速率过低(10⁻⁴/s)时合金的伸长率变小的原因。



(a) 870℃, 10⁻³/s



(b) 920°C, $10^{-3}/s$



(c) 920°C, $10^{-4}/s$

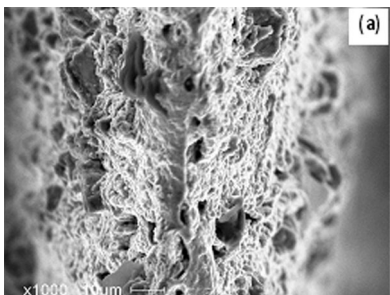
图4 不同拉伸条件下的微观组织

Fig.4 Microstructures at different tensile strain

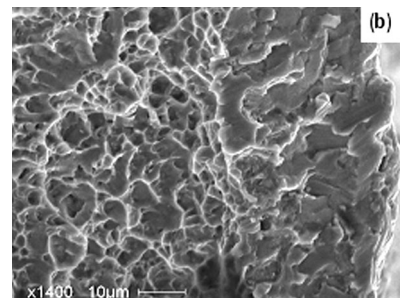
结合力学性能分析与微观组织观察,可确定发挥该合金最佳超塑性能的变形条件是变形温度920°C,应变速率 $10^{-3}/s$ 。

3.3 拉伸断口形貌分析

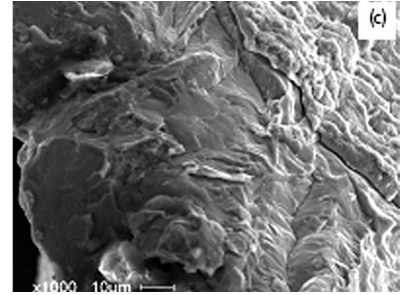
通过断口形貌,可以初步判断断裂的性质和原因^[8]。图5是由扫描电镜观到BTi-62421S钛合金在不同拉伸条件下的断口形貌。显示该合金在920°C,应变速率为 10^{-2} 和 $10^{-3}/s$ 条件下拉伸断裂后均形成大量的韧窝,其中应变速率为 $10^{-2}/s$ [图5(a)]时塑性变形量稍小,断口面积稍大,可以观察到较清晰的韧窝状形态。应变速率为 $10^{-3}/s$ [图5(b)]时塑性变形量最大,面缩很大,断口面积很小,韧窝形态不明显。但在试验温度达到950°C,应变速率为 $10^{-4}/s$ [图5(c)]时由于加热时间长,微观组织中晶粒长大明显,因此塑性较差,其拉伸断口可以看到较大的解理面,而韧窝较少,体现出较为明显的脆性。因此,可以认为实验条件下BTi-62421S钛合金拉伸断裂总体上是以韧性断裂为主,在变形温度过高、加热时间过长时发生脆性断裂。



(a) 920°C, $10^{-2}/s$



(b) 920°C, $10^{-3}/s$



(c) 950°C, $10^{-4}/s$

图5 不同拉伸条件下的断口形貌

Fig.5 Fracture patterns at different tensile strain

4 实验验证

根据以上研究,确定了钛合金BTi-62421S的超塑成形工艺参数为:920°C, $10^{-3}/s$,在此条件下进行某航天用钛合金框架零件的超塑成形。实验在本厂500吨热/超塑成形机上进行。工艺流程为:下料→酸洗→喷涂防氧化保护涂料→超塑成形→切割零件及余量→碱崩去除涂料和疏松氧化皮→酸洗。实验过程中分阶段对钛板施加气压以保证超塑成形稳定性并尽可能保证成形速率控制在选定的超塑性应变速率范围内。为使模具的拐角处充分贴模,在气压达到1MPa时保压10min,成形时间共30min,设置模具闭合压力3.5MPa。

最终获得的钛合金框架超塑成形件如图6所示,经检测各部分成形完整,尺寸及壁厚分布符合要求。

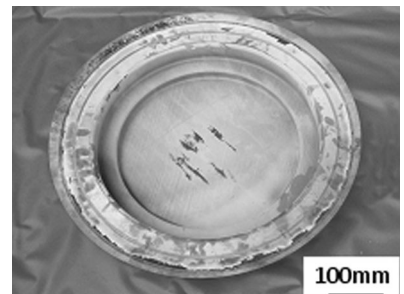


图6 框架超塑成形件

Fig.6 Superplastically formed frame

图7显示框架超塑成形零件金相组织呈均匀等轴状。材料晶粒伴随着成形过程中的动态生长和热曝露中的静态生长,其晶粒尺寸与该合金原始组织

(图1)比较略有长大,但晶粒尺寸大小及晶粒分布都比较均匀,此种组织有利于改善成形后零件的力学性能。研究表明,采用超塑成形工艺制造航天用框架零件十分有效。

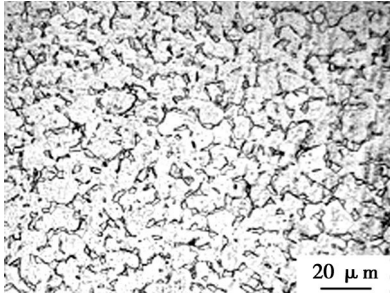


图7 框架超塑成形件金相组织

Fig.7 Microstructure of superplastically formed frame

5 结论

- (1)BTi-62421S 钛合金在 920°C , $10^{-3}/\text{s}$ 时伸长达 448.5%, 具有最佳的超塑性能。
- (2)BTi-62421S 钛合金在实验条件下拉伸断裂时以韧性断裂为主,但在变形温度过高、加热时间长时发生不同程度的脆性断裂。
- (3)在超塑性成形工艺条件下, BTi-62421S 钛

合金可成形出满足设计要求的航天用框架零件。

参考文献

- [1] 曾立英, 赵永庆, 李丹柯, 等. 超塑性钛合金的研究进展[J]. 金属热处理, 2005, 30(5): 28-33
- [2] 陈伟, 陈明和, 王辉. BTi6431S 高温钛合金盒形件超塑性成型工艺[J]. 机械工程材料, 2008, 32(6): 40-43
- [3] 韩文波, 张凯锋, 王国峰. Ti-6Al-4V 合金多层板结构的超塑成形/扩散连接工艺研究[J]. 航空材料学报, 2005, 25(6): 29-32
- [4] Chumachenko Eugene N., Portnoi Vladimir K., Laurent Paris, et al. Analysis of the SPF of a titanium alloy at lower temperatures[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, (170): 448-456
- [5] Kuniaki Osada. Commercial Applications of Superplastic Forming[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1997(68): 241-245
- [6] 丁新玲, 安孟长. 超塑成形技术研究及其在航空航天上的应用[J]. 航天制造技术, 2009 (1): 1-5
- [7] 曾立英, 赵永庆, 李丹柯, 等. 低温超塑性钛合金的超塑性研究[J]. 航空材料学报, 2006, 26 (5): 6-9
- [8] 熊爱明, 张志清, 李森泉. TC6 钛合金的超塑性变形研究[J]. 航空学报, 2003, 24(5): 477-480

(编辑 任涛)

(上接第 39 页)

- [4] 徐焜, 许希武. 三维五向编织复合材料宏观力学性能分析[J]. 宇航学报, 2008, 29(3): 1053-1058
- [5] 李典森, 刘子仙, 卢子兴. 三维五向编织复合材料弹性性能的数值预报[J]. 北京航空航天大学学报, 2008, 34(8): 891-895
- [6] Sun Huiyu, Qiao Xin. Prediction of the mechanical properties of three dimensionally braided composites [J]. Composites Science and Technology, 1997, 57(6): 623-629
- [7] 庞宝君, 杜善义, 韩杰才, 等. 三维多向编织复合材料非线性行为的细观数值模拟[J]. 复合材料学报, 2000, 17(1): 98-102
- [8] Tang Z X, Postle R. Mechanics of three-dimensional braided structures for composite materials III: Nonlinear finite element deformation analysis [J]. Composite Structures, 2002, 55(3): 307-317
- [9] 卢子兴, 刘振国, 麦汉超, 等. 三维编织复合材料强度的数值预报[J]. 北京航空航天大学学报, 2002, 28(5): 563-565
- [10] 徐焜, 许希武. 三维编织复合材料渐进损伤的非线性数值分析[J]. 力学学报, 2007, 39(3): 398-406
- [11] Li Diansen, Lu Zixing, Chen Li, Li Jialu. Microstructure and mechanical properties of three-dimensional five-direction-

- al braided composites [J]. International Journal of Solids and Structures, 2009, 46(18-19): 3422-3432
- [12] 李金超, 张一帆, 孙菲, 等. 三维五向编织复合材料的力学性能分析 I: 细观结构模型[J]. 复合材料学报, 2009, 26(1): 150-155
- [13] 陈利, 李金超. 三维五向编织复合材料的力学性能分析 II: 细观应力数值模拟[J]. 复合材料学报, 2010, 27(2): 148-153
- [14] 陈利, 徐正亚. 三维五向编织复合材料中纱线排列形态实验分析[J]. 复合材料学报, 2007, 24(4): 128-132
- [15] 陈华辉, 邓海金, 李明, 等. 现代复合材料[M]. 北京: 中国物资出版社, 1998
- [16] 陈利, 梁子青, 马振杰, 等. 三维五向编织复合材料纵向性能的实验研究[J]. 材料工程, 2005(8): 3-6
- [17] 李仲平, 卢子兴, 冯志海, 等. 三维五向碳/酚醛编织复合材料的拉伸性能及破坏机理[J]. 航空学报, 2007, 28(4): 869-873
- [18] 吕恩琳. 复合材料力学[M]. 重庆: 重庆大学出版社, 1990
- [19] 王助成, 邵敏. 有限单元法基本原理和数值方法[M]. 北京: 清华大学出版社, 1995

(编辑 李洪泉)