文章编号: 1004-0609(2013)S1-s0277-05

TG6 钛合金的高周疲劳性能

李 娟,蔡建明,段 锐,黄 旭

(北京航空材料研究院,北京 100095)

摘 要:研究 600 ℃不同应力集中系数(K₄)条件下 TG6 钛合金的高周疲劳性能,并用扫描电镜对疲劳断口形貌进行观察。结果表明:应力比(R)为 0.1 时,TG6 合金光滑试样的疲劳极限为 365 MPa,缺口试样的疲劳极限为 220 MPa,表明该合金有敏感的缺口效应;光滑试样的疲劳裂纹源只有一个,出现在试样内部,缺口试样在试样表面 有多个疲劳裂纹源;在疲劳裂纹扩展区可见明显疲劳条带和二次裂纹,随着裂纹扩展长度的增加,裂纹扩展速率 加快,疲劳条带加宽;TG6 合金疲劳断裂呈韧性断裂特征。

关键词: TG6 钛合金; 应力集中系数; 高周疲劳; 疲劳极限; 疲劳断口形貌

中图分类号: TG146.2 文献标志码: A

High cycle fatigue of TG6 alloy

LI Juan, CAI Jian-ming, DUAN Rui, HUANG Xu

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The high cycle fatigue (HCF) of TG6 titanium alloy was investigated under the condition of different stress concentration factor (K_1) at 600 °C. In addition, the fatigue fracture surfaces of the alloy were examined by scanning electron microscopy. The results show that the high cycle fatigue limit strength for the smooth specimens is 365 MPa, and that for the notched specimens is 220 MPa, indicating that the alloy has notch sensitivity. SEM fractography indicates that the smooth specimens have one inner-specimen initiation of fatigue cracks. However, the notched specimens have multiple initiations of fatigue cracks across the surface. In the domain of fatigue crack growth, fatigue striations and secondary cracks are distinctly visible. As the length of crack grows, the width of the fatigue striations increases. The fatigue fracture mode of TG6 titanium alloy shows a feature of ductile fracture.

Key words: TG6 titanium alloy; stress concentrating factor; high cycle fatigue; fatigue limit; fatigue fractography

随着航空发动机推重比的不断提高,对具有轻质、 高强、高韧、耐高温、抗氧化和耐腐蚀等特点的高性 能材料提出了更为迫切的需求和更高的性能要求^[1]。 与钢、铝合金和镍基高温合金等材料相比,高温钛合 金在比强度、比蠕变强度和比疲劳强度方面具有显著 优势,因此被广泛地应用于航空发动机的压气机轮 盘、叶片、整体叶盘和机匣等结构件,可使整个发动 机结构质量减轻 40%左右,显著提高发动机的推重比 和使用性能^[2-4]。目前,高温钛合金的长期使用温度可 达 600 ℃,典型的有英国的 IMI834 合金,已经在多 种发动机上得到了试验和应用^[5]。 TG6 合金是北京航空材料研究院自主研制的能在 600 ℃温度下长期使用的近 a 型高温钛合金,该合金 优异的热强性和良好的加工成形性能是先进高推重比 航空发动机的理想材料,被设计用于发动机压气机整 体叶盘等部件。

发动机转子部件在服役的过程中承受着复杂的 交变载荷,大量研究表明,在复杂的服役条件下,疲 劳失效是诱发材料断裂的主要原因之一^[6]。本文作 者重点分析 TG6 高温钛合金的高温高周疲劳性能 及其断裂机制,对实际工程应用具有重要的指导意 义。

收稿日期: 2013-07-28; 修订日期: 2013-10-10

通信作者: 李 娟, 工程师; 电话: 010-62496624; E-mail: lervly@sina.com

1 实验

1.1 实验材料

实验所用材料为经过 3 次真空自耗电弧熔炼制备 的 TG6 合金工业铸锭, 经 β 相区和 α+β 相区反复墩拔 制备成饼环坯,在两相区通过近等温模锻工艺成形制 备的整体叶盘锻件。采用整体热处理方式对整体叶盘 锻件进行固溶+双重时效处理,获得的显微组织如图 1 所示,锻件拉伸力学性能见表 1。



图1 TG6 钛合金整体叶盘锻件的显微组织

Fig. 1 Microstructure of TG6 titanium alloy blisk forging

 Table 1
 Mechanical properties of TG6 Titanium alloy blisk forging

Temperature/°C	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	$\sigma_{\rm bh}/{ m MPa}$
20	1 010	943	12.9	1 401
600	647	533	13.8	977

1.2 实验方法

对整体叶盘锻件轮缘部位采取弦向取样,加工成 性能测试试样。高周疲劳实验在 QBG-50 kN 高频疲劳 试验机上进行,实验准备和过程严格按照 HB5287— 1996 标准执行。在空气环境下,实验温度为 600 ℃, 应力比 R=0.1,载荷类型为恒幅,应力集中系数分别 取 K_t =1 和 K_t =3,实验频率为 105~115 Hz。采用 Cam Scan 3100 型扫描电镜观察疲劳断裂后的断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 显微组织及力学性能

从图1中可以看出,TG6合金整体叶盘锻件的显

微组织为典型的双态组织,初生α相的含量为15%左 右,其余为转变β组织。双态组织的钛合金塑性较好, 并且具有较高的疲劳强度^[7],为了兼顾蠕变性能和疲 劳性能的良好匹配,通过热处理控制TG6合金整体叶 盘锻件初生α相的含量。

表 1 中列出了 TG6 合金整体叶盘锻件在室温和 600 ℃时的拉伸性能, TG6 合金在 600 ℃时的抗拉强 度为 647 MPa, 伸长率为 13.8%, 说明 TG6 合金在 600 ℃时仍保持较高的强度和较好的伸长率。缺口试样 (*K*_t=3)在 600 ℃时的拉伸强度为 977 MPa, 明显高于光 滑试样的抗拉强度, 这是因为缺口处为三维应力状态, 缺口处的截面难以像光滑试样那样明显颈缩^[8]。一般 对于塑性材料, 缺口使得材料的强度增高而塑性降低, TG6 合金在 600 ℃时缺口的拉伸敏感系数 *q*_t=0.66。

2.2 高周疲劳性能

TG6 合金光滑试样在 600 ℃(*R*=0.1)时高周疲劳 *S*—*N*曲线如图 2 所示。从图 2 中可以看出,在不同应 力水平下,TG6 合金的疲劳分散性比较大,疲劳数据 分散性大的原因可能是由钛合金高温特性决定的,在 600 ℃时表现出应力对寿命的敏感性较差。采用 1× 10⁷循环不被破坏的最大应力作为材料的疲劳极限,通 过计算,获得 TG6 合金 600 ℃时的高周疲劳极限 σ_D= 365 MPa, *S*—*N*(中值)曲线方程:

$\lg N_{\rm f} = 30.744 - 9.410 \cdot \lg \sigma_{\rm max}$ (1)

图 3 所示为 TG6 合金缺口试样在 600 ℃(*R*=0.1) 时的 *S*—*N* 曲线。可以看出,随着应力水平的降低,缺口试样的疲劳寿命提高。在同一应力水平下,缺口试样的疲劳寿命明显低于光滑试样的疲劳寿命。通过



图 2 TG6 合金光滑试样 600 ℃时高周疲劳 *S*—*N* 曲线 **Fig. 2** *S*—*N* curve of TG6 alloy of smooth sample at 600 ℃ and *K*_t=1



图 3 TG6 合金缺口试样 600 ℃时高周疲劳 *S*—*N* 曲线 **Fig. 3** *S*—*N* curve of TG6 alloy of notched sample at 600 ℃ and *K*_i=3

计算得出 TG6 合金缺口试样 600 ℃时(以 1×10⁷ 循环) 的高周疲劳极限 σ_D=220 MPa, *S*—N(中值)曲线方程为

$$\lg N_{\rm f} = 31.898 - 10.795 \lg \sigma_{\rm max} \tag{2}$$

对于 TG6 合金, 缺口的存在大大降低了材料的疲劳寿命, 表现出了敏感的缺口效应。

2.3 疲劳断口分析

典型的疲劳断口由疲劳源区、疲劳裂纹稳定扩展 区和快速扩展区(又称为瞬时断裂区)3 部分组成。疲 劳源区是疲劳裂纹萌生的区域,一般在试样或零部件 的表面或次表面,如果材料内部有严重的不连续性缺陷,疲劳源区也可在材料内部。疲劳源区是最早生成的断口,而且该区域裂纹扩展速率缓慢,裂纹反复张口闭合引起匹配断口表面的摩擦,因此一般比较平整光滑。随着裂纹的扩展疲劳断面逐渐变得粗糙、色泽发暗。裂纹的扩展区存在明显的疲劳条纹,这是疲劳裂纹稳定扩展阶段典型微观形貌特征。通常疲劳条带越宽,裂纹扩展越快;相反地,疲劳条带越细,裂纹的扩展速率越慢,材料的疲劳裂纹扩展抗力越大。瞬断区是疲劳裂纹扩展到临界尺寸后失稳扩展所形成的区域,它出现在疲劳源对面的周边内侧,瞬断区的微观形貌主要表现为静载瞬时特征^[9-10]。

图 4 所示为 TG6 合金光滑试样 600 ℃时(*R*=0.1) 的疲劳断口形貌。从图 4 中可以看出,断口呈现典型 的疲劳断口特征,如图 4(a)所示。图 4(b)所示为疲劳 源区的形貌,疲劳裂纹源区只有一个,起源于试样的 内部,并伴随着明显的放射状花纹。图 4(c)、(d)和(e) 所示为疲劳裂纹扩展的前、中和后 3 个阶段。从图中 可以看出,疲劳裂纹在稳态扩展区可见明显的疲劳条 纹,并且垂直于裂纹的方向形成二次裂纹。在疲劳裂 纹扩展的前期,疲劳条带比较细密,说明在裂纹扩展 的初期,材料抵抗裂纹扩展的抗力较大,裂纹扩展的 速率较慢。疲劳条带一般随着裂纹扩展长度的增加而 增大,在疲劳裂纹扩展至后期接近疲劳裂纹扩展失稳 区域,疲劳条带明显加宽,裂纹扩展速率加快,进入 裂纹高速扩展区,出现呈疲劳条带和瞬时断裂特征的



图 4 TG6 合金光滑试样在 600 ℃时的高周疲劳断口形貌(R=0.1, 380 MPa, N_f=7.068×10⁶)

Fig. 4 Fatigue fractographies of TG6 alloy of smooth specimens at 600 °C (R=0.1, 380 MPa, N_f =7.068×10⁶): (a) Macroscopical fractography; (b) Fatigue crack initial stage; (c), (d), (e) Regions of stable crack growth; (f) Fast fracture zone

混合断口。图 4(f)所示为最终断裂区的微观形貌,断 口表面出现大量韧窝,表明 TG6 合金在 600 ℃时的高 周疲劳断裂为韧性断裂。

图 5 所示为 TG6 合金缺口试样 600 ℃时(*R*=0.1) 的疲劳断口形貌。从图 5(a)可以看出,缺口试样的疲 劳断口出现多个疲劳裂纹源,裂纹起源于试样的表面, 如图 5(b)所示。试样缺口的存在使其在受到外界载荷 作用时,缺口部位出现应力与应变的不均匀分布,钛 合金本身对缺口敏感的特性,导致其在缺口顶端的多 个位置满足裂纹萌生的要求,因此在试样的表面存在 着多个疲劳裂纹源。在疲劳裂纹进入扩展区后,在相 近的循环次数下,缺口试样的应力水平较低,此时缺 口根部的几何条件对疲劳裂纹扩展的影响很弱。缺口 试样疲劳裂纹扩展区表现出与光滑试样相近的断口形 貌,如图 5(c)、(d)和(e)所示,可见清晰的疲劳条带和 萌生的二次裂纹。在 SEM 下观察,缺口试样疲劳瞬 断区域较小,如图 5(f)所示,表现为韧性断裂特征。

3 结论

1) 在 600 ℃、R=0.1 的高周疲劳条件下测得了 TG6 合金光滑试样和缺口试样的 S—N 曲线,光滑试 样的疲劳极限为 365 MPa,缺口试样的疲劳极限为 220 MPa,缺口使 TG6 合金疲劳强度降低,表现出该合金 对缺口的敏感性。

2) TG6 合金光滑试样和缺口试样均为典型的疲劳 断口。光滑试样的裂纹源萌生于试样的内部,并且只



图 5 TG6 合金缺口试样在 600 ℃时的高周疲劳断口形貌(*R*=0.1, 250 MPa, *N*_f=9.315×10⁶) **Fig. 5** Fatigue fractographies of TG6 alloy of notched specimens at 600 ℃ (*R*=0.1, 250 MPa, *N*_f=9.315×10⁶): (a) Macroscopical fractography; (b) Fatigue crack initial stage; (c), (d), (e) Regions of stable crack growth; (f) Fast fracture zone

有一个裂纹源;缺口试样的裂纹源萌生于试样的表面, 有多个疲劳裂纹源。

3) 在疲劳裂纹稳定扩展区域,无论是光滑试样还 是缺口试样,均可见明显的疲劳条带和二次裂纹,随 着裂纹扩展长度的增加,疲劳裂纹扩展速率加快,疲 劳条带加宽,在瞬断区表现为韧性断裂特征。

REFERENCES

- LEYENS C, KOCIAN F, HAUSMANN J, KAYSSER W A. Materials and design concepts for high performance compressor components [J]. Aerospace Science and Technology, 2003, 7: 201–210.
- [2] WINSTONE M R, PARTRIDGE A, BROOKS J W. The contribution of advanced high temperature materials to future aeroengine [J]. Proc Inst Mech Engs, 2001, 25(1): 63–73.
- [3] HICKS M A, THOMAS M C. Advances in aeroengine materials [C]// Proceedings of the 6th International Charles Parsons Turbine Conference. Ireland: Trinity College Dublin, 2003: 43–56.
- [4] 蔡建明,张 华,黄 旭,曹春晓. 600 ℃时钛合金高温低循 环疲劳行为及其微观机理[J].中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s342-s347.

CAI Jian-ming, ZHANG Hua, HUANG Xu, CAO Chun-xiao. High temperature low cycle fatigue behavior and its micro-mechanism of titanium alloy at 600 °C [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s342–s347.

[5] 蔡建明,李臻熙,马济民,黄 旭,曹春晓.航空发动机用
 600 ℃高温钛合金的研究与发展[J].材料导报,2005,19(1):

50-53.

CAI Jian-ming, LI Zhen-xi, MA Ji-min, HUANG Xu. Research and development of 600 °C high temperature titanium alloys for aeroengine [J]. Materials Review, 2005, 19(1): 50–53.

- [6] 陶春虎,刘庆瑔,曹春晓. 航空用钛合金的失效及其预防[M]. 北京:国防工业出版社,2002:39.
 TAO Chun-hu, LIU Qing-quan, CAO Chun-xiao. Failure and prevention of aeronautical titanium alloy [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2002: 39.
- [7] 朱知寿. 航空结构用新型高性能钛合金材料技术研究与发展
 [J]. 航空科学技术, 2012(1): 5-9.
 ZHU Zhi-shou. Research and development of advanced new type titanium alloys for aeronautical applications [J]. Aeronautical Science and Technology, 2012(1): 5-9.
- [8] 郑修麟. 材料的力学性能[M]. 西安: 西北工业大学出版社,2000: 60.

ZHENG Xiu-lin. The mechanical properties of materials [M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2000: 60

[9] 钟群鹏, 赵子华. 断口学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2006:
 270-288.

ZHONG Qun-peng, ZHAO Zi-hua. Fractography [M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 270–288.

[10] 曾立英,杨冠军,赵永庆,洪 权. Ti600 合金的高周疲劳性 能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(7): 1202-1205.
ZENG Li-ying, YANG Guan-jun, ZHAO Yong-qing, HONG Quan. High cycle fatigue of Ti-600 alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(7): 1202-1205.

(编辑 陈卫萍)