

钛合金腹鳍装配区裂纹失效分析

Failure Analysis on Assembly Area Crack of Titanium Alloy Ventral

中航工业北京航空制造工程研究所 黄春 陈福龙 廖金华
驻西安飞机工业公司军事代表室 郭敏骁
空军飞行事故和失效分析中心 李权

[摘要] 某型飞机钛合金腹鳍使用 700 余小时后,装配区发现纵向及横向裂纹。利用扫描电镜对裂纹断口进行宏微观观察,并采用能谱仪对其成分进行检测。结果表明:腹鳍纵向裂纹与横向裂纹均为疲劳裂纹。横向疲劳裂纹萌生于铆钉孔孔壁粗糙处或蒙皮表面划伤部位,局部表面完整性较差是出现横向裂纹的关键原因。提高钛合金零件表面完整性,可以有效降低零件疲劳裂纹的产生。

关键词: 钛合金 疲劳裂纹 表面完整性

[ABSTRACT] After more than 700 hours of operation, longitudinal and transverse cracks are found on assembly area of the aircraft titanium alloy ventral. In order to find out the failure mode and case, crack and fracture surface observation and energy spectrum analysis are carried out. The results show that the titanium alloy ventral longitudinal and transverse cracks are fatigue crack, the partial differential surface integrity is the key reason of transverse cracks, which is originated in the scratch position of skin surface or the rough wall of rivet hole. The fatigue cracks can be effectively reduced by increasing the surface integrity of titanium alloy parts.

Keywords: Titanium alloy Fatigue crack Surface integrity

钛合金(Ti-6Al-4V)是典型的 $\alpha + \beta$ 型合金,由于其比重小、强度高、耐高温而被广泛应用于航空发动机压气机叶片、机身承力结构件等关键部位。飞机在运行过程中所承受的载荷是复杂多变的,周期性的交变载荷更是普遍存在,如飞机起飞和降落时起落架承受的冲击交变载荷,机身、机翼飞行过程中的振动都会使一些构件承受交变应力,疲劳断裂是零部件在交变载荷(应力或应变)反复作用下产生的累积损伤,是金属材料零部件断裂中最主要的失效形式^[1]。在对发动机压气机叶片意外失效的分析中,疲劳作用下钛合金小裂纹的“反常”扩展行为导致的寿命预测偏高,被认为是压气机叶片事故的主要原因之一^[2]。

某型钛合金腹鳍位于飞机后机身,主要作用是增加

飞机飞行稳定性。受交变气动载荷影响,某腹鳍在外场使用 681 架次/769 小时 47 分后,机务检查发现左腹鳍装配区内侧出现纵向及横向裂纹。本研究利用扫描电镜对腹鳍裂纹断口进行宏微观观察,并采用能谱仪对成分进行检测,通过综合分析,以确定裂纹性质及失效原因,为避免产生类似故障提供借鉴,并为产品结构设计 with 优化提供参考。

1 试验过程与试验结果

1.1 外观观察

钛合金腹鳍位于飞机后机身,为钛合金薄壁空心结构,采用纵向立筋加强,壁厚约为 1.2~1.6mm,装配区采用铆接形式。裂纹源位于左腹鳍内侧装配区 17 号立筋位置上,如图 1 及图 2 所示,该处为飞行过程中腹鳍自重与交变载荷合力矩最大位置。

腹鳍表面蒙皮裂纹按照裂纹方向可分为如下两种形式:

(1) 垂直于航向的表面蒙皮裂纹(以下称纵向裂纹);

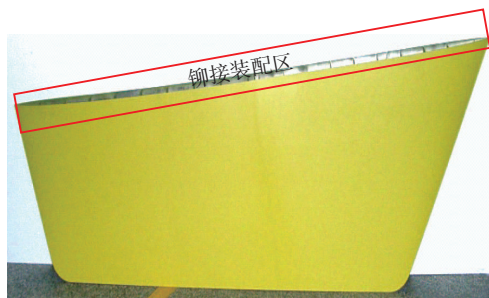


图1 钛合金腹鳍外观

Fig.1 Profile of titanium alloy ventral



图2 钛合金腹鳍裂纹

Fig.2 Crack of titanium alloy ventral

(2) 平行于航向的表面蒙皮裂纹(以下称横向裂纹)。

17号立筋位置两条横向裂纹基本平行,分别长约110mm(左侧)和98mm(右侧),已经穿透蒙皮厚度,两条横向裂纹均与纵向裂纹相交,且在纵向裂纹处截断。纵向裂纹长约13mm未穿透蒙皮厚度,也未贯穿腹鳍上缘,只存在于和机身对接的局部位置。

1.2 断口分析

(1) 纵向裂纹断口观察。

将17号立筋位置上长约13mm的纵向裂纹打开,对其断口进行观察。

从断口上看纵向裂纹区为近表面的黑色区域,如图3所示,其他大部分区域呈现银白金属色,为人为打开断口。

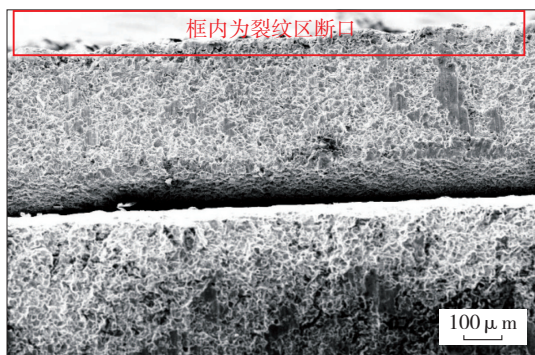


图3 纵向裂纹断口
Fig.3 Fracture of longitudinal crack

纵向裂纹区典型形貌如图4所示,局部区域可见与局部裂纹相垂直且基本相互平行略带弯曲的典型疲劳条带特征,经检测该区域为浅表裂纹,由多个深度约为40~60 μm的小疲劳区组成。疲劳区微观形貌如图5所示,可见细密的疲劳条带特征,疲劳条带为与裂纹扩展方向基本垂直的弧形线,疲劳源区未见明显的材质或冶金缺陷。由此确定,疲劳多源起始于蒙皮外表面,见图6。

(2) 横向裂纹断口观察。

分别对长约110mm(左侧)和98mm(右侧)的横

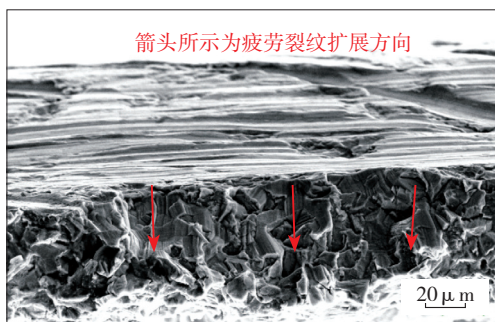


图4 纵向裂纹区典型形貌
Fig.4 Typical morphology of longitudinal crack

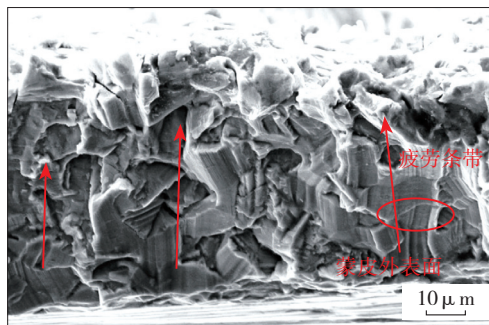


图5 纵向裂纹疲劳断口微观形貌
Fig.5 Microstructure of longitudinal fatigue crack

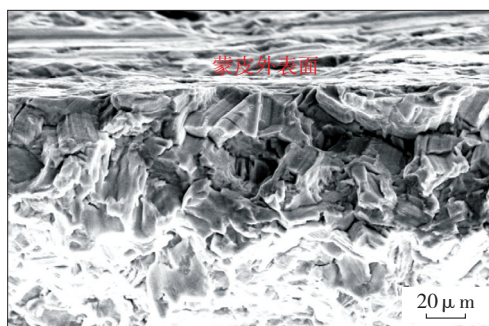


图6 纵向裂纹起始于蒙皮外表面
Fig.6 Longitudinal crack originated in the surface

向裂纹断口进行解剖观察。

右侧横向裂纹断口,其宏观及微观断口形貌分别如图7及图8所示。断口贯穿铆钉孔,较平坦,未见塑性变形区,铆钉孔局部存在飞边,大部分断口区域呈银白色,裂纹边缘局部呈灰黑色,裂纹断口上可见疲劳弧线及起始于铆钉孔的放射棱线等典型的疲劳裂纹特征,横向疲劳裂纹已经穿透蒙皮厚度。由放射棱线和疲劳弧线的方向可以判定,疲劳裂纹起始于铆钉孔壁,如图9所示,铆钉孔壁表面加工粗糙,局部形成了飞边,疲劳裂纹正是起始于孔壁粗糙处,并在气动交变载荷作用下由铆钉孔内壁面向腹鳍外蒙皮呈放射状疲劳扩展。

左侧横向裂纹断口如图10所示,断口已经穿透蒙皮厚度。疲劳区微观形貌如图11所示,可见典型的疲劳条

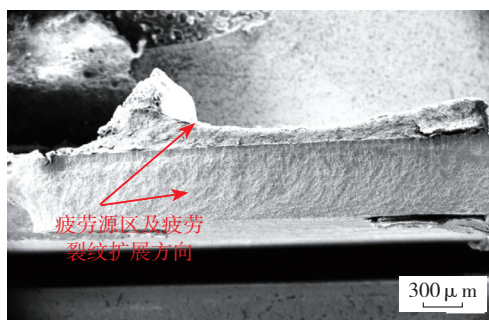


图7 右侧横向裂纹断口
Fig.7 Fracture of right transverse crack

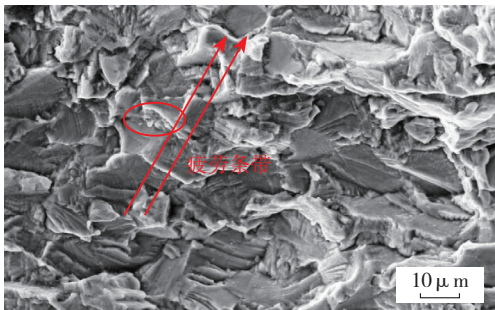


图8 右侧横向裂纹疲劳断口微观形貌

Fig.8 Microstructure of right transverse fatigue crack

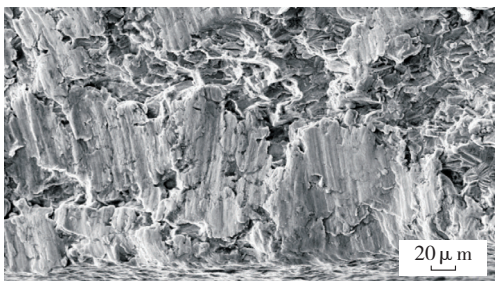


图9 疲劳裂纹起始的铆钉孔壁形貌

Fig.9 Morphology of rivet hole

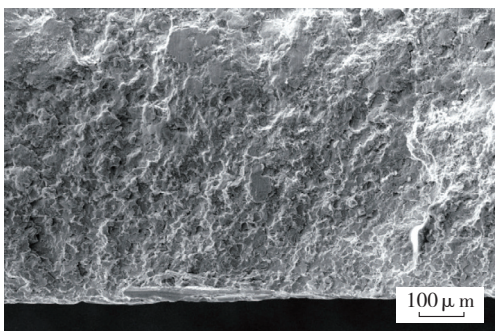


图10 左侧横向裂纹断口

Fig.10 Fracture of left transverse crack

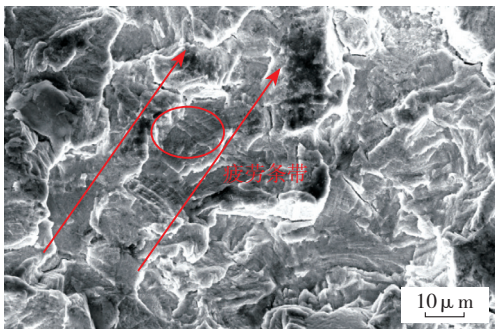


图11 左侧横向裂纹疲劳断口微观形貌

Fig.11 Microstructure of left transverse fatigue crack

带及放射棱线特征。疲劳裂纹起始部位形貌如图 12 所示,蒙皮表面存在一条横向划痕,裂纹即从划痕处起始。

1.3 成分检测

利用 NORAN X 射线能谱仪对腹鳍纵向及横向裂纹

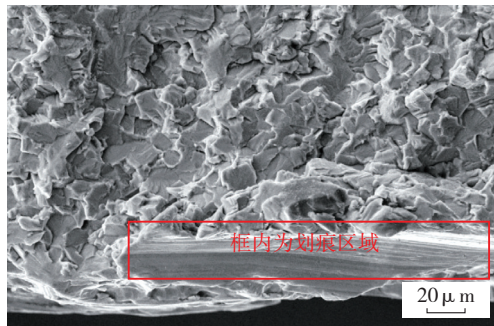


图12 表面划痕

Fig.12 Scratch position of skin surface

部位的断口表面进行成分检测分析。各个断口上均未发现明显的异于 TC4 合金的其他成分,断口能谱分析结果见表 1。

表1 断口能谱分析结果 (质量分数) %

成分	Fe	H	C	O	N
竖向裂纹	0.040	0.011	0.014	0.130	3.920
左横向裂纹	0.038	0.009	0.012	0.138	3.900
右横向裂纹	0.041	0.010	0.014	0.132	3.870

2 分析与讨论

从腹鳍装配区的裂纹外观检查结果来看,存在两种类型裂纹,分别为立筋对应部位,垂直于航向方向的蒙皮裂纹(纵向裂纹),平行于航向方向的蒙皮裂纹(横向裂纹)。

断口观察结果显示,横向裂纹和纵向裂纹性质均为疲劳裂纹,横向裂纹较长,疲劳起源于外表面缺陷部位,疲劳裂纹已经扩展穿透蒙皮厚度;纵向裂纹疲劳起源于外表面,疲劳裂纹扩展较浅,形成非穿透性浅表裂纹。横向裂纹和纵向裂纹均为多源疲劳,疲劳源区各自独立。在局部位置上,横向裂纹与纵向裂纹出现了交叉,两条较长的横向裂纹终止于纵向裂纹部位。由于这两类裂纹性质均为疲劳裂纹,考虑到裂纹扩展需要一定的时间,分析认为,纵向裂纹和横向裂纹萌生并没有直接的先后关系,二者虽然在局部出现交叉现象,但应属于独立出现的疲劳裂纹。

钛合金腹鳍表面纵向裂纹性质为疲劳裂纹,疲劳多源起始于蒙皮外表面,源区无明显冶金或材质缺陷,走向与正应力垂直,裂纹出现分叉,有二次裂纹。由于腹鳍蒙皮纵向裂纹位于立筋部位,纵向疲劳裂纹可能与立筋根部结构及其受力状况有关,见图 13。

腹鳍横向裂纹均位于角材连接装配区部位。就腹鳍本身结构而言,根部通过连接角材与机身相连,角材连接部位存在较大的应力集中,是腹鳍结构上的薄弱环

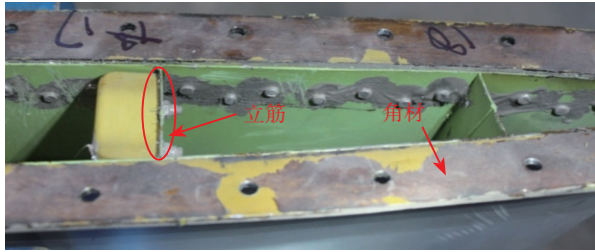


图13 腹鳍结构示意图

Fig.13 Structure of titanium alloy ventral

节。从断口形貌看,横向裂纹的扩展方向与飞行时腹鳍受力方向一致,说明横向裂纹是在飞行交变载荷应力作用下形成的。目前观察到的横向疲劳裂纹的典型疲劳源均位于铆钉孔壁粗糙处及蒙皮表面划伤部位,如图14所示。因此,分析认为当表面存在严重尖角或截面突变等严重的表面缺陷时,疲劳源可能在表面萌生,局部表面完整性较差是腹鳍蒙皮出现横向疲劳裂纹的重要原因。

表面完整性不仅包括表面粗糙度、表面防护层的致密性、完整性,还包括外界因素造成的机械损伤等^[3]。在现实中,很难保证零部件表面绝对无裂纹无缺陷。为此,在生产和维修过程中严格保护钛合金产品表面,严禁野蛮作业,提高构件表面的完整性,可以有效降低零件疲劳裂纹产生的可能。



图14 铆钉孔壁存在飞边

Fig.14 Overlap of rivet hole

3 结论

(1) 腹鳍纵向裂纹性质为疲劳裂纹,疲劳多源起始于蒙皮外表面,源区无明显冶金或材质缺陷,纵向疲劳裂纹与立筋根部结构及其受力状况有关;

(2) 腹鳍横向蒙皮裂纹性质为疲劳裂纹,疲劳裂纹分别起始于铆钉孔壁粗糙处及蒙皮表面划伤部位,局部表面完整性较差是腹鳍出现横向裂纹的关键原因;

(3) 提高钛合金构件表面完整性,可以有效降低零件疲劳裂纹产生的可能。

参考文献

- [1] 黄新跃,胡本润,吴学仁,等. 钛合金 Ti-6Al-4V 两种微观结构裂纹扩展行为研究. 机械强度,2002,24(4):584-587.
- [2] Ritchie R O, Boyce B L. Thresholds for high-cycle fatigue in a turbine engine Ti-6Al-4V alloy. Int. J. Fatigue, 1999, 21:653-662.
- [3] 杨文涛,隆小庆. 飞机上钛合金的特殊腐蚀形式. 全面腐蚀控制,2008,22(2):42-44.

(责编 日午)

(上接第 149 页)

金的流变软化行为明显,具有显著的动态再结晶特征;1000~1050℃区间内变形,表现为动态回复特征。

(2) TC4 合金塑性变形过程中流变应力、应变速率和变形温度之间的关系可以用双曲正弦函数 $A[\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ 表示,800~950℃区间内变形激活能为 602.55kJ/mol,1000~1050℃区间内为 193.72kJ/mol。

(3) 970℃以下锻造成形,合金的显微组织为双态组织,锻件具有较好的强度和塑性匹配,综合力学性能较好;对于精密锻件,950℃下等温成形,变形速率为 $0.1s^{-1}$ 和 $0.02s^{-1}$ 均可获得性能优良的锻件,且应变速率降低有利于提高锻件的塑性。

参考文献

- [1] Lu K. The Future of Metals. Science, 2010, 328: 319-320.
- [2] 张鹏省,毛小南,韩栋. 航空航天用钛合金盘件开发与应用. 钛工业进展,2011,28(3): 6-8.
- [3] 张利军,常辉,薛祥义. 等温锻造技术及其在航空工业中的应用. 热加工工艺,2010,39(21): 21-24.
- [4] 张涛,李琦,何露. TC2 钛合金异形件热成形工艺研究. 航空制造技术,2011(16):57-59.
- [5] 辛社伟,赵永庆. 关于钛合金的热处理和析出相的讨论. 金属热处理,2006(31):39-42.
- [6] 李瑞婷,郭伟,朱颖. Ti-6Al-4V 钛合金超塑成形研究现状及其发展展望. 航空制造技术,2012, 15: 91-99.
- [7] Sellars C M, Tegart W J, Mc G. La relation entre la résistance et la structure dans la déformation à chaud. Memoires Scientific Rev. Métallurg, 1966, 9: 731-746.
- [8] Ma F, Lu W, Qin J J. Microstructure evolution of near- α titanium alloys during thermomechanical processing. Materials Science and Engineering A, 2006, 416: 59-65.
- [9] Salem A A, Semiatin S L. Anisotropy of the hot plastic deformation of Ti-6Al-4V single-colony samples. Materials Science and Engineering: A, 2009, 508: 114-120.
- [10] Sargent G A, Zane A P, Fagin P N, et al. Low-temperature coarsening and plastic flow behavior of an alpha/beta titanium billet material with an ultrafine microstructure. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2008, 39: 2949-2964.
- [11] McQueen H J, Ryan N D. Constitutive analysis in hot working. Materials Science and Engineering A, 2002, 322: 43-63.