

钛合金螺钉脆性断裂原因分析

张卫方, 刘德林, 刘昌奎, 范金娟, 李春光

(北京航空材料研究院, 中国航空工业失效分析中心, 北京 100095)

[摘要] 钛合金螺钉在装配过程中发生断裂失效, 对装配和模拟扭转试验过程中断裂的钛合金螺钉断口进行了宏微观观察和能谱成分分析, 对同批次螺钉进行了应力持久试验, 对失效钛合金螺钉的金相组织进行了检查。结果表明, 螺钉的断裂性质相同, 均为脆性断裂; 螺钉断裂的主要原因是存在内部缺陷, 而与氢致脆性断裂的关系不大; 螺钉的内部缺陷可能是在锻造过程后期由于某种偶然因素造成了原始 β 晶界开裂所致。

[关键词] 钛合金; 螺钉; 脆性断裂; 缺陷

[中图分类号] O346.1+1 **[文献标识码]** A **[文章编号]** 1673-6214(2007)02-0029-05

Brittle Fracture Analysis for Titanium Alloy Screw

ZHANG Wei-fang, LIU De-lin, LIU Chang-kui, FAN Jin-juan, LI Chun-guang

(Failure Analysis Center of Aviation Industries of China, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: Several titanium alloy screws of two different sizes fractured during assembling. Fracture characteristics observations and of chemical composition analysis were performed for the fractured screws happened during assembling and simulated torsion experiments. Stress endurance tests were performed for titanium alloy screws which were the same batch with failed ones. Micro-structure of the failed screws was observed. The results showed that screw fracturing was brittle fracture. The main cause of screw fracturing was the existence of inner defects, and there was no obvious relation to hydrogen-induced brittle. The inner defects of screws were probably resulted from original grain boundary of β phase cracking caused by certain occasional factor during the later stage of forging.

Key words: titanium alloy; screw; brittle fracture; defect

1 引言

钛合金具有高的比强度、较宽的工作温度范围和优异的腐蚀抗力, 在航空航天领域中广泛用作压气机叶片、盘、机匣以及紧固类零件。随着钛合金的广泛应用, 钛合金及其零部件的失效也不可避免^[1,2]。某型螺钉采用钛合金制造, 在装配过程中发生多次断裂, 其中 M4 × 10mm 螺钉先后断裂 3 个, M4 × 14mm 螺钉先后断裂 2 个。两种钛合金螺钉属同一炉批, 但生产批次不同。对钛合金螺钉进行模拟扭转试验, 又先后断裂了 2 个 M4 × 14mm 螺钉和 1 个 M4 × 10mm 螺钉。该批螺钉共 9 万余个, 部分螺钉已装配使用, 这些螺钉的断裂既涉及到同批次螺钉是否可用, 又涉及到

已装配螺钉是否需要拆卸进行更换, 影响很大, 因此需首先对其进行断裂失效分析, 找出其断裂原因, 进而采取相应措施。

两种规格的螺钉均采用 TB3 钛合金制造。钛丝生产工艺过程为: 真空冶炼→锻造→轧制→冷拉→真空退火除氢检验。螺钉的生产工艺流程为: 钛丝→冷镦→车(钻孔)→冲方→去底屑→喷砂→除氢(当原材料氢含量超过内控指标)→制扣→荧光探伤→涂覆 MoS₂→测氢→试验→验收→包装。

本文对装配和模拟扭转试验过程中断裂的钛合金螺钉断口进行了断口宏微观观察和能谱成分分析, 对同批次螺钉进行了应力持久氢脆敏感性试验, 对断裂钛合金螺钉的金相组织进行了检查, 在以上试验结果的基础上, 确定了螺钉断裂的性

质,并对螺钉断裂的原因进行了综合分析。

2 试验过程及结果

2.1 断口宏观检查

将装配过程中断裂的3个M4×10mm和2个M4×14mm钛合金螺钉分别命名为1#、2#、3#螺钉和4#、5#螺钉,将模拟扭转试验过程中断裂的3个螺钉命名为6#、7#、8#螺钉。

装配和模拟扭转试验过程中断裂的8个螺钉的断裂位置相同,均断裂在螺钉第一扣螺纹的根部(图1)。

8个螺钉断口的宏观特征基本相同,断口中部均可见大量的反光小刻面,断口边缘则无反光小刻面,断口附近无明显塑性变形(图2)。

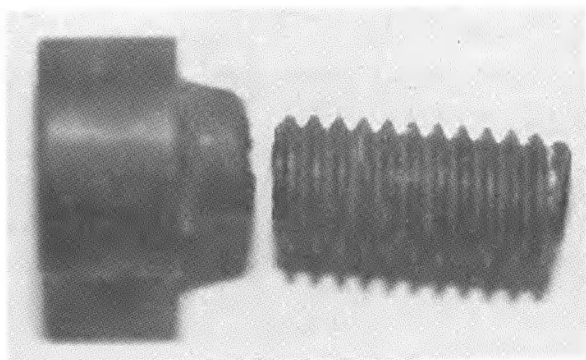


图1 螺钉断裂位置

Fig.1 Fracture position of screw

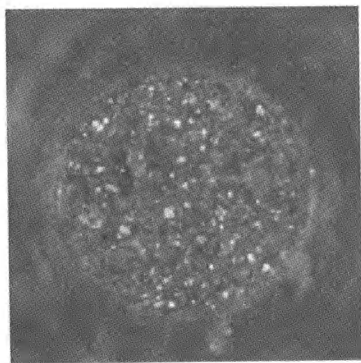


图2 断口宏观形貌

Fig.2 Macro appearance of fracture surface

2.2 断口微观观察

将螺钉断口清洗后在扫描电镜下进行断口微观观察和能谱分析。

除4#螺钉外,其它螺钉断口的微观形貌基本相同,其断口低倍形貌如图3所示,断口中部均存在轴向开裂,轴向开裂周围均呈解理断裂特征(图4),局部可见沿 β 晶界开裂的形貌特征。根据河流的走向判断,断裂起源于断口中部的轴向开裂处。轴向开裂处高倍形貌如图5所示,可见细小韧窝和沿相界开裂的混合形貌特征,该断裂特征明显不同于正常拉伸或扭转断口的韧窝、解理、准解理或沿晶特征。

4#螺钉断口低倍形貌如图6所示,断口中部未见明显的轴向开裂。但在图6中I区可见沿晶微开裂形貌如图7所示。该处沿晶微开裂虽然不在断口中部,但其所处位置比亚表面还要靠中部些。图6中沿晶微开裂周围呈不规则椭圆形的区域为解理为主的断裂形貌特征,断口周边为韧窝形貌特征。

2.3 金相组织检查

在垂直于螺钉轴向方向距断口约3mm处截取金相试样,腐蚀后观察螺钉的金相组织。除4#螺钉外,其它螺钉的金相试样上均可见明显的轴向开裂(图8)。对所有断裂螺钉的金相组织进行观察,无轴向开裂处均为正常的钛合金组织,金相组织均未见明显异常。

值得提出的是,在螺钉生产涂覆 MoS_2 之前的荧光探伤时,发现部分螺钉存在穿透性的轴向空洞缺陷,垂直其轴向进行截面金相组织观察,其形貌与图8中所示轴向开裂形貌一致。

2.4 能谱分析与氢含量测定

对断裂螺钉断口表面及轴向开裂处进行能谱分析,断口表面及轴向开裂处均未发现高熔点杂质元素,也未见明显的成分偏析。轴向开裂附近O含量较高,部分螺钉的轴向开裂处还存在一定N元素。

在断裂螺钉和同批次螺钉上取样进行H含量测定并进行对比,断裂螺钉和同批次螺钉中大多数螺钉的H含量在100ppm以下,符合螺钉H含量的技术要求($<100\text{ppm}$),部分螺钉的H含量在100ppm~150ppm范围内。

2.5 应力持久氢脆敏感性试验

由于对断裂螺钉和同批次螺钉进行H含量测定时发现部分螺钉的H含量高于技术要求,因此进行应力持久氢脆敏感性试验,判断该批螺钉的断裂是否由氢脆所致。依据《紧固件试验方

法:应力持久性》(GJB715.12-90)、《氢脆试验方法》(HB5067-85)和《渗透检验》(HB/Z 61-1998)进行。

对于两种规格的螺钉,各取6个与失效螺钉同批次的螺钉,在体视显微镜下对螺钉表面进行

检验。确认螺钉表面不存在裂纹后,进行应力持久氢脆敏感性试验。在经过200h试验后,12个螺钉均未发生断裂。对12个螺钉进行渗透检测,表面均未萌生表面裂纹,螺钉通过应力持久试验。

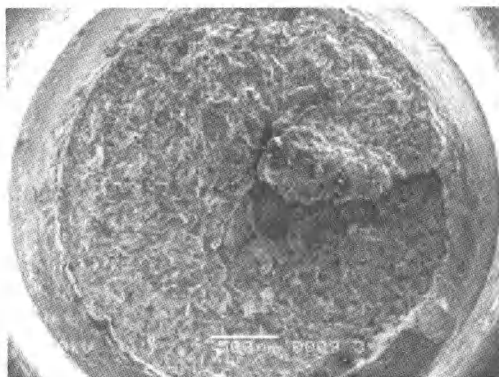


图3 断口低倍形貌

Fig.3 Low magnification of fracture surface

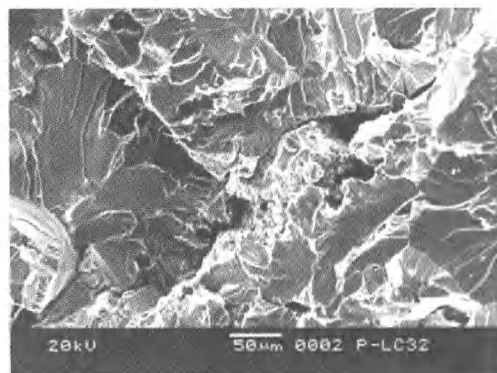


图4 断口中部的轴向开裂及其附近的解理断裂

Fig.4 Axial cracking and cleavage fracture in centre of fracture

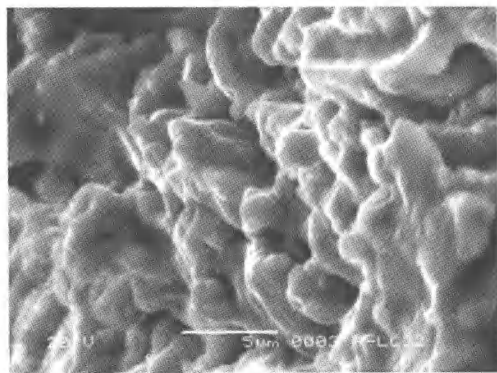


图5 轴向开裂处的高倍形貌

4Fig.5 High magnification of axial cracking

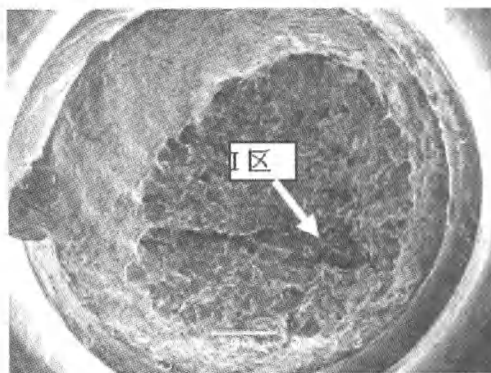


图6 4#螺钉断口低倍形貌

Fig.6 Low magnification of No.4 screw fracture

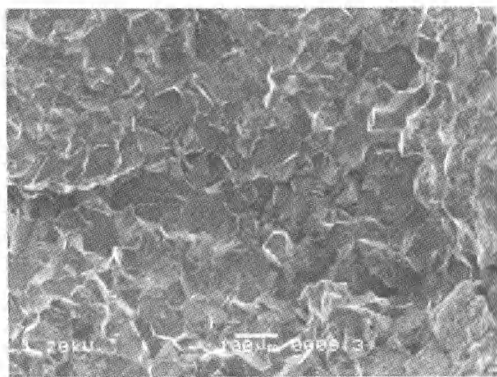


图7 4#螺钉断口I区高倍形貌

Fig.7 High magnification of I zone on No.4 screw fracture

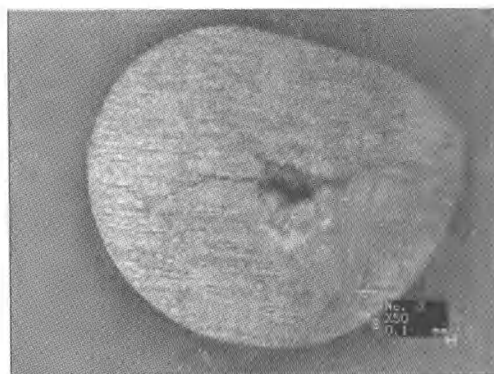


图8 螺钉金相低倍形貌

Fig.8 Low magnification of metallographic of screw

3 分析与讨论

3.1 螺钉断裂性质分析

螺钉均是在装配过程中发生的断裂,未承受循环应力,断面上也未发现疲劳断裂的特征,可排除疲劳断裂的可能性。螺钉在室温下断裂,断裂过程中无高温作用,可排除蠕变断裂的可能性。

断裂均起源于螺钉内部,螺钉断口附近均未见明显的塑性变形,断面上源区附近均可见轴向开裂或微开裂形貌,轴向开裂周围断面上的大部分区域为解理脆性断裂形貌,因此,螺钉的断裂性质应为脆性断裂^[3]。

3.2 螺钉脆性断裂的原因

金属零件发生脆性断裂的原因有很多,包括材料本身较脆、环境致脆(氢脆、应力腐蚀、液态金属脆)等^[4]。

由于零件的表面与环境接触,环境致脆(氢脆、应力腐蚀、液态金属脆)所致的断裂失效易从表面或亚表面起始。一般情况下,氢脆易从亚表面起源^[5-7],而应力腐蚀和液态金属致脆则总是从表面起源。当表面应力集中严重时,如对于螺纹根部的断裂失效,若是由于氢脆所致,则应从表面起源。

螺钉断面上无腐蚀产物,也未发现低熔点金属(汞、镉等),可排除应力腐蚀和液态金属致脆的可能性^[8,9]。

螺钉的断裂位置位于螺纹根部,若为氢脆断裂所致,应从螺纹根部起源,至少也应从螺纹根部的亚表面起源,而目前该批次钛合金螺钉的断裂均从内部起源,因此可排除氢脆断裂的可能性。这一点也可以从螺钉应力持久氢脆敏感性试验结果可以证实,螺钉均通过了应力持久氢脆敏感性试验,表明螺钉断裂应与氢脆无关^[6]。

螺纹根部存在较高的应力集中,即使无环境作用,一般情况下,断裂螺钉也易从螺纹根部的表面或亚表面起源。而该批次螺钉均起源于螺钉内部,这是不正常的,其原因应是存在内部轴向开裂缺陷^[1],内部轴向开裂缺陷周围存在较大的应力集中,从而致使螺钉从内部起源,而非螺纹根部表面或亚表面起源。因此,螺钉断裂的主要原因应与螺钉内部存在缺陷有关。可以说关于这一点根据螺钉断口的宏观特征即可初步判断,其断口微

观观察、断口金相观察、成分分析等试验结果进一步证实了这一结论,即螺钉内部确实存在轴向开裂(或微开裂)缺陷。且这种缺陷基本与螺钉的轴向方向一致,螺钉的拉伸试验对该类缺陷不敏感,而扭转试验或装配(螺钉装配过程中也主要承受扭转应力)则对该类缺陷敏感,在扭转试验或装配过程中易发生断裂。

螺钉内部存在缺陷后,在进行扭转试验或装配过程中,缺陷周围承受三向应力状态,缺陷周围存在严重的应力和应变集中^[10]。当施加的应力超过临界值后,缺陷周围的严重应力集中处来不及协调变形,从而发生快速的脆性断裂。

当然缺陷处存在一定的O元素、N元素,O元素在高温下易沿着钛合金晶界扩散,弱化晶界,而N元素则易与钛形成脆性的氮化钛,这些N、O的存在易使缺陷附近的脆性增大。同时,钛合金中的H易在缺陷周围富集,进一步促进缺陷周围的脆性断裂。但是这种H在缺陷周围的富集以及O、N的促进脆性断裂的产生均是以存在缺陷为前提的。没有内部缺陷的存在,就不会有内部起始的脆性断裂,而周边为韧性断裂特征的失效。

综上所述,螺钉断裂的主要原因是存在内部缺陷,而与氢致脆性断裂的关系不大。

3.3 螺钉内部缺陷产生的原因分析

螺钉内部的轴向开裂缺陷主要为细小韧窝与沿相界开裂的混合形貌特征。这些缺陷均在螺钉内部,缺陷附近O含量较高,部分螺钉的轴向开裂处还存在一定N元素,在冷加工过程中不可能形成,这是因为这些钛合金螺钉主要的冷加工工艺有冷拉、冷镦、滚丝等,若这些冷加工工艺不当而造成开裂等缺陷,应为表面缺陷,也不可能形成与螺钉轴向方向一致的开裂或类似孔洞的缺陷。除氢热处理也不可能造成内部开裂缺陷,且除氢处理前也发现存在这种缺陷的螺钉。因此,这些内部缺陷应是在热加工工艺过程中形成的。

在热加工工艺过程中形成这种缺陷,有几种可能的原因:(1)原材料中疏松未切除干净,在锻造过程中而又未焊合;(2)原材料中存在夹杂;(3)原材料存在偏析;(4)锻造过程中产生的裂纹(或微开裂)。

在断口观察和能谱分析过程中,缺陷处及其附近未发现明显的夹杂,可以排除夹杂导致内部

缺陷的可能性。螺钉缺陷处未发现明显的元素偏析,因此螺钉内部的缺陷由偏析所致可能性不大。

若原材料疏松未切除干净,而在锻造过程中又未焊合,由于承受了多次锻打,缺陷处应为非断裂特征的氧化形貌,这与断口上观察到的轴向开裂处的形貌不符,因此该缺陷由原材料疏松未切除干净的可能性不大。轴向开裂缺陷周围存在明显的沿晶界开裂形貌,无明显轴向开裂的4#螺钉断面上可见晶界微开裂的断裂特征,因此,螺钉的轴向开裂缺陷可能是在锻造过程后期由于某种偶然因素造成了原始 β 晶界开裂所致。上述缺陷形成后,在后续的轧制和冷拉过程中进一步扩展并逐渐与轴向方向一致。

4 结论

1) 螺钉的断裂性质相同,均为脆性断裂,螺钉脆性断裂的主要原因是内部存在轴向开裂缺陷,而与氢致脆性断裂的关系不大;

2) 螺钉内部的轴向开裂缺陷可能是在锻造过程后期由于某种偶然因素造成了原始 β 晶界开裂所致,在后续的轧制和拉拔过程中进一步扩

展并逐渐形成与轴向方向一致的内部缺陷。

参 考 文 献

- [1] 张卫方,刘庆琰,陶春虎等. 钛合金损伤与预防的研究进展[J]. 材料工程,2003,(增刊): 21-24.
- [2] 赵爱国,王庆如. 钛合金自锁螺母裂纹故障分析[J]. 失效分析与预防,2006,1(3):42-45.
- [3] 陈南平,顾守仁,沈万慈. 脆断失效分析[M]. 北京:机械工业出版社,1993:151-155.
- [4] 张栋. 产品失效致因论[J]. 材料工程,2003,(增刊): 7-10.
- [5] Zhang Weifang, Xi Niansheng, Wang Liyan. Low pressure explosion analysis of a spherical gas-bottle made of titanium alloy[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2002, 9(3): 329-334.
- [6] Bache M R, Evans W J, Davies H M. EBSD analysis of quasi-cleavage and hydrogen induced fracture under cyclic and dwell loading in titanium alloy[J]. *J. Mater. Sci.*, 1997,32: 3435-3442.
- [7] Gu J, Hardie D. Effect of hydrogen on the tensile ductility of Ti6Al5V[J]. *J. Mater. Sci.*, 1997, 32: 609-617.
- [8] Nakajima, Shimizu T, Tokaji K. Effect of crack size on dynamic SCC behavior of Ti-6Al-4V alloy in 3% NaCl solution[J]. *Fatig. Fract. Eng. Mater. Struct.*, 1997, 20(6): 839.
- [9] Lu H, Su Y J, Chu W Y. In-situ TEM research of dislocation emission and microstructure nucleation for Ti adsorption by Hg[J]. *Corrosion Sci.*, 1999,41:699.
- [10] 哈宽富. 断裂物理基础[M]. 北京:科学出版社,2000:255.

(上接第64页)

小于标准要求的数值上,这种情况属于正常磨损。另外,初装发动机检验试车后,对润滑油系统中磨合下来的金属屑没有冲洗干净时,也会出现上述现象。若润滑油中的金属含量随着发动机的使用时间的增长一直快速呈上升趋势,此时应缩短取样期,加强监控。

4 结束语

采用油液监控技术能够提前预报装备磨损故障,提高可靠性和完好率;能够降低维修成本,提高维修质量,延长装备及油液的使用寿命。原子

发射光谱分析技术监控润滑油,是实施状态监控的有效技术,是维修决策的重要依据。

参 考 文 献

- [1] 王坚,张英堂. 油液分析技术及其在状态监测中的应用[J]. 润滑与密封,2002,(4):77-88.
- [2] 陶春虎,钟培道,王仁智等. 航空发动机装动部件的失效与预防[M]. 北京:国防工业出版社,2000. 156-157.
- [3] 万耀青. 机械设备油液光谱分析与故障诊断[J]. 机械设计, 1995(9):31-34.
- [4] 姚红宇. 滑油中金属屑分析在航空发动机状态监控中的应用[J]. 失效分析与预防,2006,1(3):60-63.
- [5] 毛美娟,朱子新,王峰等. 机械装备油液监控技术与应用[M]. 北京:国防工业出版社,2006. 260-261.