42CrMo 钢螺栓失效分析

熊　勇[1]　陈昌达[1]　谢向宇[2]　方明伟[2]　陈　岩[1]
（1　贵州黎阳航空动力有限公司,贵阳　550000）
（2　贵州大学机械工程学院,贵阳　550000）

文　摘　某导弹发射架在进行第 3 次动载荷试验过程时,其上的一件 42CrMo 外六角高强度螺栓出现了断裂;通过对断口进行宏微观检查、电镜观察、金相组织检查、硬度检查及化学成分分析,确定了零件的断裂性质和断裂原因。结果表明:螺栓的断裂性质为原始裂纹引起的应力腐蚀断裂。由于螺栓在镀锌前存在原始微裂纹,造成了应力集中,并在随后的镀锌过程中出现了腐蚀现象;在试验过程中,由于弯曲应力和大气环境中氧、硫、氯、钠等腐蚀介质的共同作用,导致了螺栓的断裂。另外零件硬度值偏高,存在轻微的回火脆性,对断裂也有一定的影响。

关键词　外六角螺栓,应力腐蚀,应力集中,回火脆性
中图分类号:U213.5+2　　DOI:10.12044/j.issn.1007-2330.2017.03.016

42CrMo Steel Bolt Failure Analysis

XIONG Yong[1]　CHEN Changda[1]　XIE Xiangyu[2]　FANG Mingwei[2]　CHEN Yan[1]
（1　Guizhou Liyang Aero-Engine Corporation, Guiyang　550000）
（2　School of Mechanical Engineering, Guizhou University, Guiyang　550000）

Abstract　When the missile launcher was carried out during the third test procedure, fracture occurred to the 40CrMo bolt. In this paper, investigations were performed by macroscopic examination, electron microscope observation, metallographic examination and chemical composition analysis in order to get the fracture property and the reason of the fracture. The results suggest that the property of fracture is stress corrosion, as well as the original micro-cracks in the bolt before galvanizing and lead to stress concentration. During the test, the existence of bending stress and atmospheric oxygen, such as sulfur, chlorine, sodium and other interaction, which result in fracture of the bolt. Furthermore, high hardness values and a slight temper brittleness can also have a certain effect on the bolt fracture.

Key words　Bolt, Stress corrosion, Stress concentration, Temper brittleness

0　引言

螺栓广泛用于航空、航天等领域,螺栓失效往往导致十分严重的后果[1-5]。42CrMo 钢具有较好的综合力学性能[6]。尽管该材料具有许多优点,但其在实际生产应用中仍然会出现意外失效的情况[7],在某导弹发射架进行第 3 次动载荷试验过程中 42CrMo 外六角高强度螺栓发生了断裂失效,为了找出其失效的原因,对该螺栓进行了理化检验和分析,并提出相关建议,以防止类似故障的发生。

1　试样制备与试验方法

1.1　试样参数

该导弹发射架上一共有 16 根螺栓,规格为 M42 mm×110 mm,制造工艺:粗加工→墩头→第一次热处理→精加工→第二次热处理→探伤检查→酸洗→表面镀锌→除氢处理。

1.2　分析方法

故障螺栓的宏观形貌通过佳能 EOS 60D 型相机记录;断口的微观形貌用蔡司 EVO 60 型扫描电子显微镜分析;在断裂零件的杆部各取横向和纵向试样一个,分别经过切割、镶嵌、磨抛、腐蚀(4%硝酸酒精溶液),置于徕卡 MM6 型金相显微镜下观察;对两金相试样重新抛光后使用 EM-1000VP 型显微维氏硬度

收稿日期:2016-07-12;修回日期:2017-01-19
第一作者简介:熊勇,1982 年出生,高级工程师,主要研究方向:航空零部件的失效分析。E-mail: xylsj025@163.com

计测试硬度,试验载荷 300 g,保持时间 10 s;对螺栓杆部取样,采用 ICP 进行化学成分分析。

2 理化检测

2.1 宏观检查

零件的外观见图 1,断裂位置发生在螺栓杆部的根部位置。断口整体平坦,在螺杆的表面可见少量的剪切痕迹,断口的多个位置可见磨损痕迹。断口形貌及各区域位置分布见图 2,断口颜色主要分为两部分,其中,A 区呈暗灰色,并伴有网状污染物,对断口清洗后,污染物的形貌及分布范围没有发生明显变化;B 区呈亮灰色,在显微镜下对螺栓断口进行观察,断口特征不明显。对螺栓断口杆部进行观察,局部区域有工作过程中残留的胶状物质。



图 1 螺栓零件外观

Fig.1 Appearance of the failed bolt

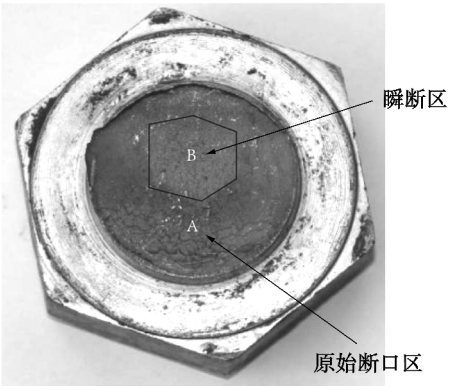
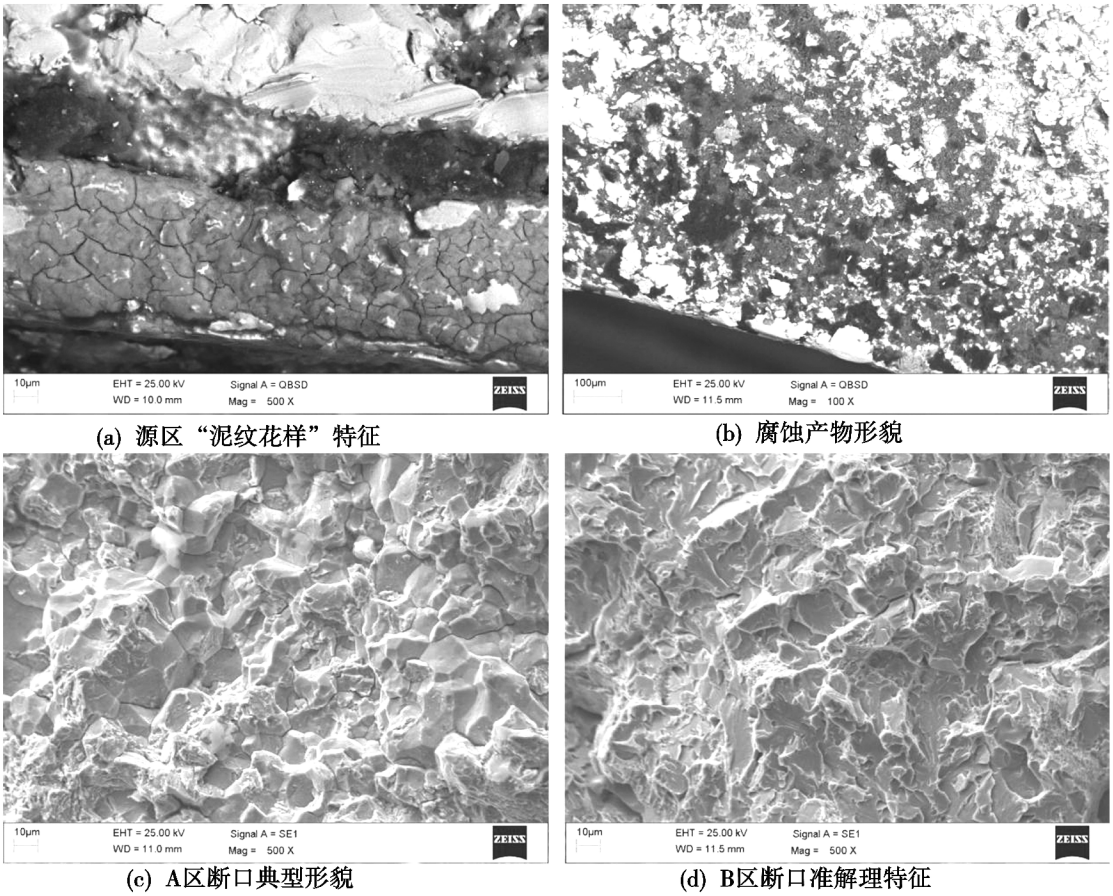


图 2 断口整体形貌

Fig.2 Fracture morphology of the bolt

2.2 电镜检查

对螺栓断口进行观察,发现断裂源区位于 A 区的螺栓表面,在源区可见“泥纹花样”特征,宽度约为 0.05 mm[图 3(a)],在靠近源区表面的多个位置均可见大量的腐蚀产物[图 3(b)]。A 区中部的断口微观形貌以沿晶特征为主,沿晶颗粒的晶面较为干净[图 3(c)],B 区断口为准解理特征,其典型形貌见[图 3(d)]。零件正常位置的镀锌层形貌见图 4,镀锌层较为致密,放大后局部可见微裂纹,但在整个断口上均未发现夹杂等材质类缺陷。



(a) 源区“泥纹花样”特征　(b) 腐蚀产物形貌

(c) A区断口典型形貌　(d) B区断口准解理特征

图 3 螺栓断口各位置的微观特征

Fig.3 Microscopic feature of fracture surface

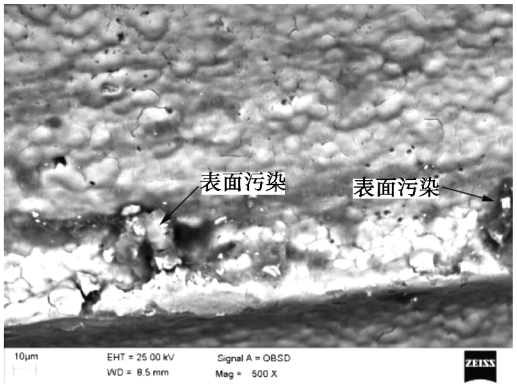


图 4　正常镀锌位置形貌

Fig.4　Topography of normal galvanized position

2.3　能谱分析

对断口上泥纹花样、腐蚀产物及正常镀锌位置进行能谱分析，结果见表 1。

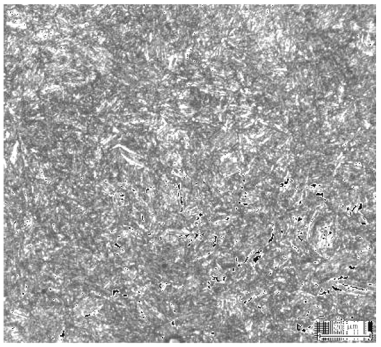
表 1　能谱分析结果

Tab.1　EDX result of different zone　　wt%

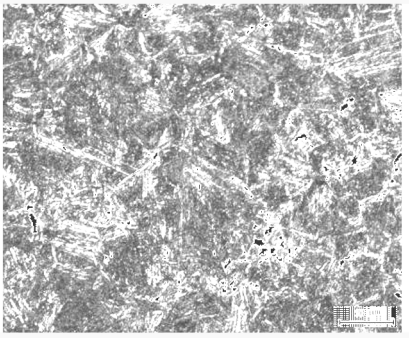
位置	C	O	Na	S	Cl	K	Ca	Fe	Cr	Zn
泥纹花样	–	23.50	–	6.49	1.29	–	–	12.65	0.63	55.43
腐蚀产物	52.64	22.92	5.29	–	3.91	2.47	0.92	9.13	–	–
镀锌位置	–	16.33	–	–	–	–	–	2.20	6.09	75.39

2.4　金相检查

腐蚀后观察，两试样的金相组织均为回火索氏体（图 5）；腐蚀后的纵向试样可见明显的变形流线特征。按照 GB/T 10561—2005 进行非金属夹杂物评级，该螺栓的非金属夹杂物符合要求。



（a）　横向



（b）　纵向

图 5　横、纵向试样金相组织形貌

Fig.5　Metallographic structure of the transverse and longitudinal sample

2.5　显微硬度检查

显微硬度检查的结果见图 6，换算成 HRC，横向试样的平均值为 HRC45.1，纵向试样的平均值为 HRC43.6。

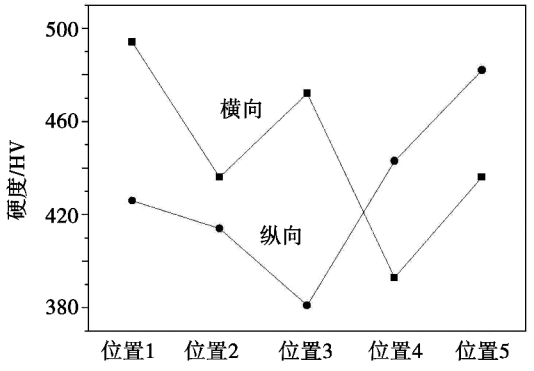


图 6　断口不同部位的硬度

Fig.6　Hardness of the fracture at different positions

2.6　化学成分分析

对故障螺栓进行 ICP 成分分析，结果表明，螺栓的材质符合 GB/T 3077—1999 的要求。

3　分析与讨论

断口宏观可见黄褐色的腐蚀产物，腐蚀产物呈网状分布；电镜观察发现源区存在“泥纹花样”特征，在源区附近的多个位置均发现有腐蚀产物，腐蚀产物含有 O、Cl、K、Na 等元素；泥纹花样所在的断口 A 区主要为沿晶开裂；以上特征均为典型的应力腐蚀（SCC）开裂特征[8-10]。“泥纹花样”宽度约为 0.05 mm，对该区域进行能谱分析，发现其 Zn 含量高达 55.43wt%。这说明在镀锌工序之前，该位置存在原始微裂纹缺陷，导致在镀锌过程中发生“漏锌”和腐蚀现象。

B 区为瞬断区，其断口微观形貌为准解理特征，这也是一种脆性断口特征。通常最后的瞬断区为韧窝特征，但是由于材料存在回火脆性的影响，就有可能形成准解理断口；另外如果最后断裂的应力较大，时间极短，加上裂纹尖端应力集中效应的影响，螺栓来不及在切应力作用下发生屈服和塑性变形，在正应力作用下也会发生瞬时脆断，形成准解理断口，而高强度的零件更容易发生这种情况[11]。

通常情况下，金属构件发生应力腐蚀开裂必须同时满足材料、环境和应力三者的特定条件。螺栓原始缺陷裂纹位置存在应力集中，在工作应力的作用下，其裂纹尖端将开始扩展。新的金属基体在外界环境中氯化物和硫化物的作用下，会形成微电池作用，使金属基体形成正离子；同时，由于裂纹扩展尖端的温度较高，将加快电化学反应的速率和应力腐蚀的倾向。在水和氧的作用下，主要生成氧化物和氢氧化合物，而氯离子、硫离子在腐蚀过程中与基体中的金属元素作用生成氯化物和硫酸化合物，金属氯化物和硫酸化合物又会发生水解作用，如：

$$Fe^{2+} + Cl^- + H_2O \longrightarrow Fe(OH)_3 + H^+ + Cl^-$$

$$Fe^{2+} + S^{2-} + H_2O \longrightarrow Fe(OH)_3 + H^+ + SO_4^{2-}$$

其中金属氢氧化物又易分解成氧化物,如:

$$Fe(OH)_3 \longrightarrow 3H_2O + Fe_2O_3$$

而新生成的氯离子和硫酸根离子将继续与金属元素作用,形成循环腐蚀作用。

由于零件在镀锌前存在开口性缺陷,导致缺陷位置在镀锌过程中存在“泥纹花样”的镀锌层,同时由于镀锌液也具有腐蚀性(镀锌液可为酸性液,也可以为碱性液),在电流的作用下,势必会对缺陷部位的晶界产生腐蚀作用,从而降低晶界强度,形成应力集中。在试验过程中,螺栓零件杆部表面的受力最大,由于原始缺陷的存在,降低了零件的抗拉强度,导致了裂纹的扩展,在这一过程中,断口两边不断挤压磨损,形成了断口上的磨损痕迹;同时在裂纹的扩展前沿,温度较高,大气中的腐蚀介质如 Cl、O 及 Na 的进入,弱化了晶界,形成了沿晶断口。当裂纹扩展到一定程度后,剩余的部分不足以承受零件所属的应力,导致裂纹进入快速失稳扩展,形成了以准解理特征为主的 B 区断口。

金相检查结果表明,零件的显微组织为回火索氏体,非金属夹杂物符合要求,断口上也未见材质类缺陷;这说明螺栓零件的材质正常。有研究表明,42CrMo 钢存在回火脆性,零件的硬度值为 HRC45.1,超过技术要求规定的 HRC40~HRC44[12],由此可以判定该零件在热处理过程中存在轻微的回火脆性。

4 结论

(1)断口微观形貌以沿晶特征和准解理特征为主;

(2)螺栓存在原始微裂纹缺陷,镀锌过程中缺陷位置出现“漏锌”和腐蚀现象,由于工作应力、应力集中及外界环境中 Cl、S 和 O 等腐蚀介质的共同作用,零件在缺陷位置发生了应力腐蚀断裂;

(3)断裂螺栓的硬度值高于技术要求,存在轻微的回火脆性。

5 改进措施

严格防止带裂纹的零件进入镀锌工序,可在零件进行镀锌前增加一道目视检查工序或增加一道磁力探伤检查工序,防止类似故障的发生。

参考文献

[1] 杨力,王滨,王荣.35CrMnSiA 钢高强度螺栓失效分析[C].全国失效分析学术会议,2005.

[2] LIU C K, ZANG J X, ZHANG B. Failure analysis of 30CrMnSiA bolt fracture[J]. Failure Analysis & Prevention, 2008(2):42-47.

[3] 张海峰,王春芬.高强度螺栓断裂原因分析[J].热加工工艺,2007(20):85-87.

[4] CHUNYAN H U, LIU X, CHEN X. Failure analysis of high strength steel bolt fracture[J]. Heat Treatment of Metals, 2012,37(9):125-127.

[5] 林轻,杨兴林.某型高强度螺栓断裂失效分析[J].热加工工艺,2009(2):128-130.

[6] 蔺永诚,陈明松,钟掘.42CrMo 钢的热压缩流变应力行为[J].中南大学学报:自然科学版,2008,39(3):549-553.

[7] WANG X D, SHI L, PENG W, et al. Analysis of bolt fracture cause for gearbox of cold rolling mill[J]. Advanced Materials Research, 2012,479-481(10):1288-1292.

[8] 刘泽坤.40Cr 钢螺栓断裂分析[J].理化检验:物理分册,2003,39(3):160-161.

[9] 王菲,张鹏.42CrMo 钢螺杆开裂原因分析及改进措施[J].金属热处理,2008,33(4):105-108.

[10] 刘革.42CrMo 钢塑性成形中的损伤开裂研究[D].中南大学,2011.

[11] 钟群鹏,赵子华,张峥.断口学的发展及微观断裂机理研究[J].机械强度,2005(3):358-370.

[12] 惠卫军,董瀚,王毛球,等.耐延迟断裂性能优良的高强度螺栓钢[J].机械工程材料,2001,25(3):28-31.

(上接第 66 页)

[6] JAWORSKE, DONALD A, TUAN GEORGE C, et al. Optical properties of thermal control coatings after weathering, simulated ascent heating, and simulated space radiation exposure[D]. NASA 20080025998, 2008.

[7] FINCKENOR M, VISENTINE J, ADAM S, et al. Contamination, UV radiation, and atomic oxygen effects on ISS thermal control materials[R]. AIAA 2003-1084, 2003:1-10.

[8] DEVER JOYCE, MILLER SHARON, MESSER RUSSELL, et al. Exposure of polymer film thermal control materials on the Materials International Space Station Experiment (MISSE)[R]. AIAA 2001-4924, 2001.

[9] FOGDALL LAWRENCE B, LEET SUE J, WILKINSON MAURICE C, et al. Effects of electrons, protons, and ultraviolet radiation on spacecraft thermal control materials[R]. AIAA Thermophysics Conference, Norfolk, 1999:1-10.

[10] KENNY MIKE, MCNULTY ROBERT, FINCKENOR MIRIA. Further analysis of thermal control coatings on misse for aerospace applications[R]. NASA 20090028808, 2009.

[11] FINCKENOR MIRIA M, ZWIENER JAMES M, ALVIS AMY, et al. Thermal control materials on MISSE-6 with comparison to earlier flight data[R]. NASA, 20100033232, 2010:7-24.

[12] JEAN-CLAUDE GUILLAUMON, ALAIN PAILLOUS. Spacecraft Materials: Comparison Between Flight Results Obtained on LDEF and MIR[R]. NASA, 19940026540, 1994:485-498.

[13] TRIBBLE A C, LUKINS R, WATTS E, et al. Low earth orbit thermal control coatings exposure flight tests: a comparison of u. s. and russian results[R]. NASA Contractor Report 467, 19950016520, 1995:28-52.

[14] FENG Weiquan, DING Yigang, YAN Dekui, et al. Space combined environment simulation test on α_s degradation of GEO satellite thermal control coatings[J]. Spacecraft Environment Engineering, 2007,24(1):27-31.