

50CrVA 弹簧断裂机理及预防

王 影 马兆庆 袁建宇 逢锦程 韩 露

(航天材料及工艺研究所, 北京 100076)

文 摘 以两个批次断裂 50CrVA 弹簧为研究对象,通过对弹簧的断口分析、化学成分分析、微观组织分析和硬度测试的方法,揭示了两个批次弹簧的断裂模式和断裂机理,并提出有效的改进措施。结果表明:两批弹簧的断裂模式均为延迟脆性断裂,第一批弹簧的断裂机理为氢脆,可通过提高材料的回火温度和减少酸洗时间降低弹簧发生氢脆的风险;第二批弹簧的断裂机理为镉脆,可采用镀锌工艺替代镀镉工艺,提高弹簧镀层的耐热温度,降低弹簧出现低熔点金属致脆风险。

关键词 弹簧, 50CrVA, 镀镉, 氢脆, 镉脆

中图分类号:TB31

DOI:10.12044/j.issn.1007-2330.2024.06.012

Failure Analysis of 50CrVA Spring and Precautions

WANG Ying MA Zhaoqing YUAN Jianyu PANG Jincheng HAN Lu

(Aerospace Research Institute of Materials & Processing Technology, Beijing 100076)

Abstract Two batches of cracked 50CrVA springs are analyzed by means of fracture analysis, chemical composition analysis, microstructure analysis and hardness test. The fracture mode and mechanism are revealed as well as the effective improvement measures. The results indicate that the fracture mode of the two batches of springs are both delayed brittle fracture. The fracture mechanism of the first batch is attributed to hydrogen embrittlement. The risk of hydrogen embrittlement can be reduced by increasing the tempering temperature and reducing the pickling time. The fracture mechanism of the second batch of springs is cadmium embrittlement. Zinc plating process can be used to enhance the heat resistance temperature of the springs coating and decrease the risk of embrittlement caused by low melting point metal.

Key words Springs, 50CrVA, Cadmium plating, Hydrogen embrittlement, Cadmium embrittlement

0 引言

弹簧在使用过程中具有存储能量、缓冲、回位定位等功能,被广泛应用于各种机械结构中,如减速装置、舵翼内部锁紧结构、底盘总成等。弹簧具有高的抗松弛和疲劳破坏的能力,必然要求其抗拉强度高、硬度高,对于低合金钢弹簧钢(如 60Si2Mn、50CrVA)其热处理后的组织为回火马氏体组织,该类组织为氢脆敏感性组织。由于低合金钢的耐蚀性差,因此通常对弹簧进行表面防腐蚀处理,如镀锌、镀镉等。在电镀前反复酸洗除油或氧化皮,会造成弹簧渗氢量加大;在任何电镀溶液中,由于水分子的离解,或多或少地存在一定数量的氢气的析出;电镀后要

及时除氢(最好在电镀后 1 h 内),因为镀层中的氢和表层金属氢不断地向基体内部扩散,扩散时间越长越不易去除,会导致弹簧内部残留氢含量较高,诱发低合金弹簧在使用过程中发生氢损伤甚至氢脆断裂^[1-3]。

国内外对于表面镀锌、镀镉的 60Si2Mn、50CrVA 低合金钢弹簧氢脆断裂有较多的研究,分析其原因主要集中在电镀工艺前的酸洗吸氢和后续的除氢不充分造成材料内部氢含量高所致,采用的措施一般是减少酸洗次数和延长除氢时间来降低弹簧的氢含量,也有部分研究表明由于弹簧使用环境不当,导致弹簧发生腐蚀吸氢而发生环境氢脆,采取措施避免

收稿日期:2023--2-24

第一作者简介:王影,1978 年出生,高级工程师,主要从事机械产品失效分析研究工作。E-mail:zhuchg@163.com

产品腐蚀吸氢。文献中未涉及到氢含量不高依然发生氢脆断裂的原因研究。对于镀镉50CrVA弹簧发生镉脆的研究较少,文献给出的镉脆原因主要集中在除氢温度不合理导致隔脆现象,文献中未涉及在使用过程中由于气动加热而引发镉脆的研究。本文主要针对两个批次表面镀镉的50CrVA弹簧的断裂机理及原因进行分析,针对不同的断裂机理及原因采取了有效的工艺改进和验证试验,取得良好的效果。

1 实验

1.1 原材料及制备工艺

弹簧所用原材料为50CrVA冷拉钢丝,化学成分详见表1。弹簧绕制后进行了热处理(非真空热处理炉),热处理后硬度为HRC45-50,弹簧结构图如图1所示。

表1 弹簧的化学成分

项目	C	Si	Mn	Cr	V
弹簧	0.51	0.28	0.71	1.02	0.15
GB/T 3077-1999	0.47~0.54	0.17~0.37	0.50~0.80	0.8~1.10	0.10~0.20

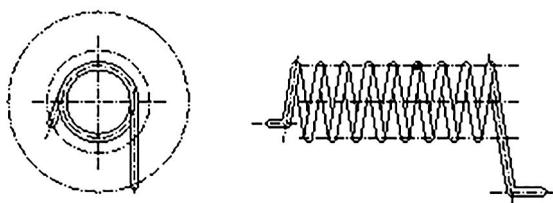


图1 弹簧结构图

Fig. 1 Structure diagram of spring

1.2 表面处理

由于弹簧热处理后表面存在高温氧化,采用酸洗的方法去除表面氧化物,酸洗后再次进行清洗→电解除油→酸蚀→电镀镉→除氢。第一批次弹簧装配到减速装置上放置的过程中多个弹簧出现断裂现象,装配后弹簧处于受压状态,放置到断裂的时间从十几分钟到几个小时不等。

第二批次弹簧采用相同批次的原材料,提高热处理回火温度,减少表面酸洗时间,采取相同的镀镉工艺对弹簧进行镀镉处理。第二批次弹簧装配到减速装置上放置一段时间未见异常,产品试飞成功,但在检查残骸时发现减速装置的多个弹簧出现断裂失效。

1.3 测试

采用日本基恩士显微镜(VHX1000)及场发射扫描电镜(FEI Quanta650)分析两个批次弹簧断口的宏

观形貌及微观形貌;采用牛津X射线能谱分析仪,按照GB/T 17359-2012对断面成分进行能谱分析;采用LEICA DM4000金相显微镜对弹簧基体组织进行观察;采用德国ATM显微硬度测试系统,按照GB/T 4340.1-2009标准对弹簧基体进行显微硬度测试。

2 结果与讨论

2.1 装配后放置过程断裂弹簧分析

图2给出的是两个装配后放置过程断裂弹簧的宏观形貌,1#弹簧断裂成三段,2#弹簧断裂成两段。弹簧断口(1-A#、1-B#、2#)的宏观形貌相似,断口凹凸不平,有金属光泽,未见腐蚀痕迹,源区位于表面,源区及扩展区可见许多反光的小刻面,终断区可见明显的剪切唇,终断区面积较大,从终断区面积来看弹簧装配后受应力水平较高,如图3所示。

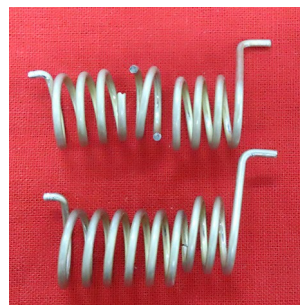
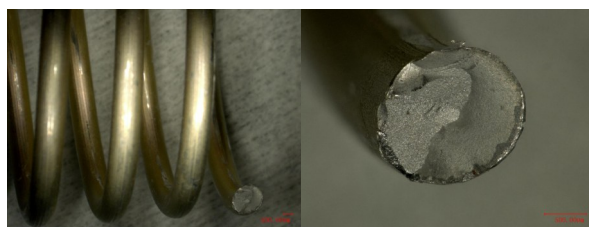


图2 断裂弹簧宏观形貌

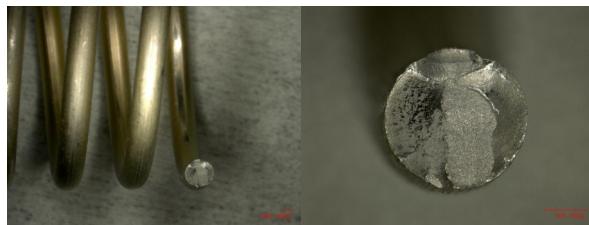
Fig. 2 Macro morphology of the broken spring



(a) 1-A#断口宏观形貌



(b) 1-B#断口宏观形貌



(c) 2#断口宏观形貌

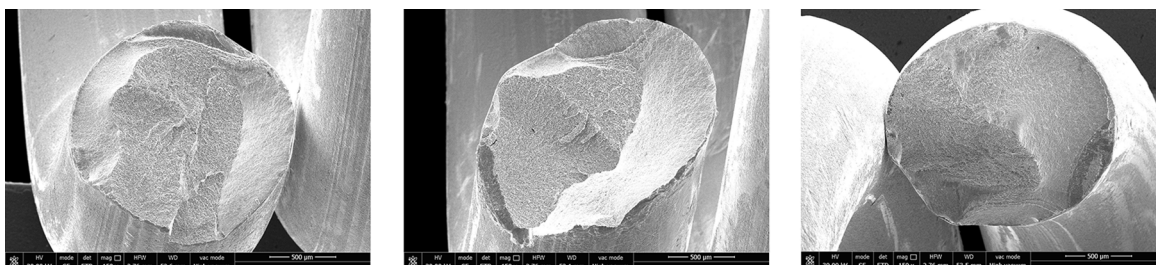
图3 弹簧断口宏观形貌

Fig. 3 Macro morphology of spring fracture

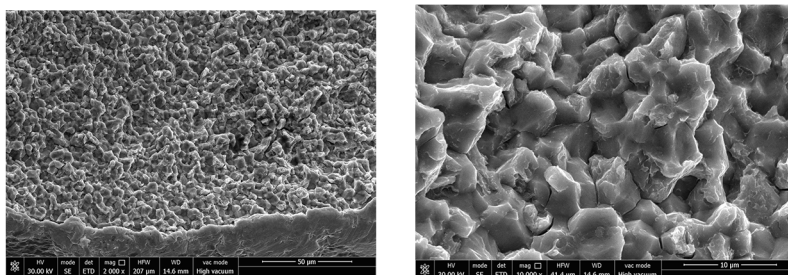
采用扫描电镜对弹簧断口微观形貌进行观察,并对特征区域成分进行分析。3个断口微观形貌相似,首先开裂位置(断口源区)均位于表面,首先开裂区呈沿晶形貌,局部存在二次机械损伤,扩展区呈沿晶形貌,源区及扩展区沿晶的晶面上可见较多撕裂棱线(“鸡爪”纹),局部可见微孔,终断区呈韧窝形貌,断面未见材料缺陷和腐蚀痕迹,典型形貌如图4

所示。从断口上的沿晶、晶面上“鸡爪”纹和微孔等特征判断,两个弹簧的断裂模式均为延迟脆性断裂,具有氢脆断口典型特征^[4-5]。

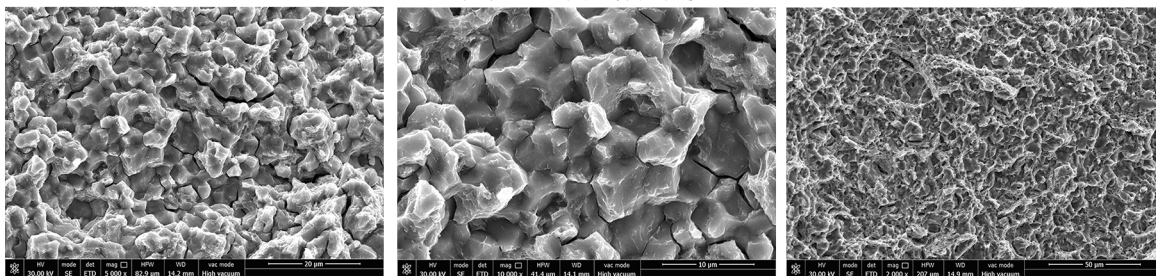
从1#断裂弹簧中取一段进行基体微观组织分析。弹簧的组织为回火马氏体组织,未见明显的组织缺陷,回火马氏体组织属于氢脆敏感性组织,如图5所示。



(a) 断口整体形貌及源区位置



(b) 源区沿晶断裂形貌



(c) 扩展区沿晶断裂形貌

(d) 终断区韧窝形貌

图4 弹簧断口微观形貌

Fig. 4 Micro morphology of spring fracture

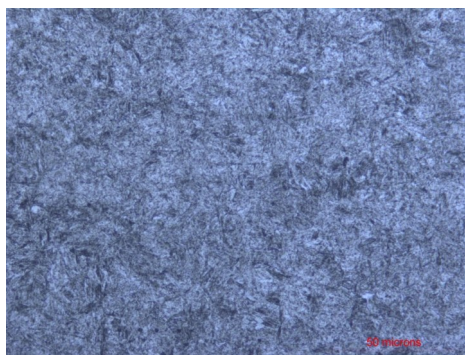


图5 第一批弹簧的组织形貌

Fig. 5 Microstructure of the spring

2.2 飞行过程中断裂弹簧

图6是飞行过程中收集到的部分弹簧,有如下特征:(1)多个弹簧出现断裂现象,断裂位置各不相同,个别弹簧断裂成四段;(2)个别弹簧发生永久变形;

(3)弹簧表面局部区域可见熔融特征,熔融区域位置相同、程度相当,表明弹簧表面所受高温达到了镉的熔点(约327℃),弹簧表面高温是减速器工作过程中受气动加热所致。

弹簧的断口的宏观形态相似,断口凹凸不平、大部分区域呈亮黄色,与表面镀镉层颜色接近,断面上可见大量的反光小刻面,从断口的形态判断,首先开裂位置(断口源区)位于外表面,为多源起裂,终断区位于心部,典型形貌如图7所示。

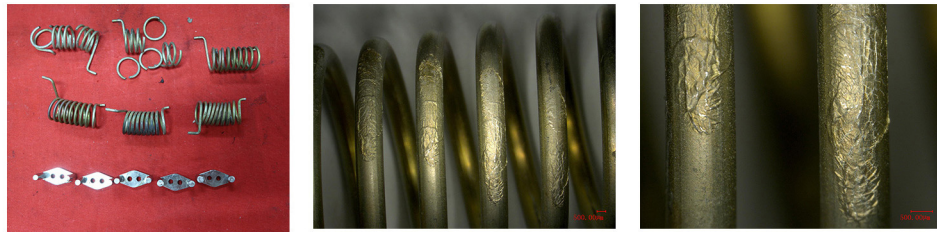
采用扫描电镜和能谱分析仪对断口的微观形貌及断面成分进行观察与分析。分析结果表明弹簧断口的微观形貌相似:源区位于表面,源区及附近扩展区晶面上附着一层较厚的熔融态的物质,能谱分析熔融态物质为金属镉(Cd);扩展区呈沿晶形貌,可见

明显的沿晶二次裂纹,晶面上附着较薄一层熔融态镉;仅断口中部终断区呈韧窝形貌,典型形貌见图8。

金相分析结果表明弹簧断口沿晶扩展,断面上可见明显的熔融态金属镉附着,此外断口附近存在多条沿晶分叉裂纹,沿晶裂纹内部充满金属元素镉;弹簧基体的组织为回火马氏体组织,从500×显微组

织上看比第一批弹簧组织内部的小颗粒的碳化物略少,马氏体针略粗大,如图9所示。

综合断口形貌及显微组织特征分析,弹簧的断裂模式为脆性断裂,从断面上镉的形态及分布来看,弹簧的断裂机理应为镉脆,属于低熔点金属致脆,应与其使用过程中受高温作用有关。



(a) 弹簧断裂、变形宏观形貌 (b) 弹簧表面镀镉层熔融宏观形貌

图6 弹簧断裂、变形及表面镀镉层熔融宏观形貌

Fig. 6 Macro morphology of spring fracture and Cadmium melt

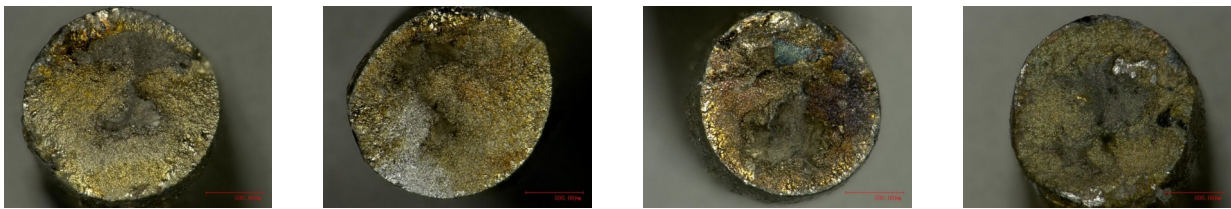
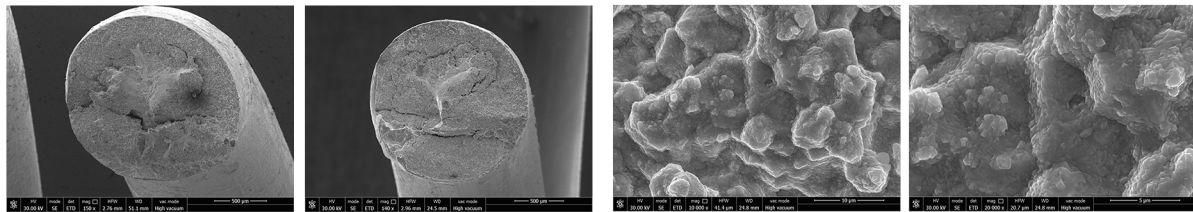


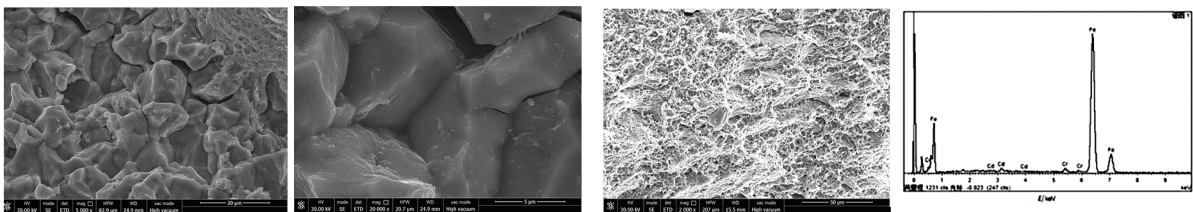
图7 弹簧断口典型形貌

Fig. 7 Macro morphology of spring fracture



(a) 断口低倍形貌

(b) 源区及附近扩展区沿晶+熔融态镉形貌



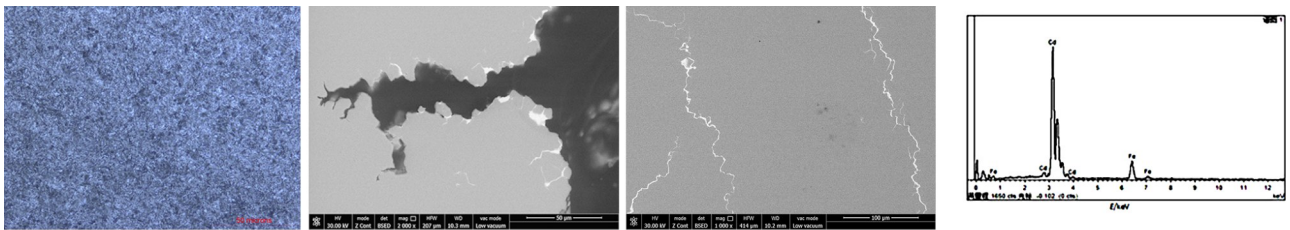
(c) 远离源区沿晶+熔融态镉形貌

(d) 终断区韧窝形貌

(e) 沿晶区域能谱图

图8 弹簧断口微观形貌

Fig. 8 Micro morphology of spring fracture



(a) 基体组织

(b) 断口及沿晶分叉裂纹内部附着镉形貌

(c) 沿晶内部附着镉的能谱图

图9 弹簧组织形貌及能谱分析

Fig. 9 Microstructure and EDS analysis of the spring

2.3 硬度测试

对两个批次弹簧的显微硬度进行测试(每个试样随机测试3个点),测试结果表明第一批弹簧的硬度约为HRC51、第二批弹簧的硬度约为HRC46,由于第二批弹簧热处理回火温度比第一批高,因此硬度比第一批低。对于低合金钢来说,硬度高对应抗拉强度高,导致氢脆敏感性高。

2.4 氢含量测试

从两个批次弹簧中分别取三根弹簧进行氢含量测试,氢含量测试按照GB/T223.82—2018标准进行,样品的制样方法按照GB/T20066—2006标准进行,样品均带有镀层测试。第一批弹簧的氢含量约为 9×10^{-7} ,第二批弹簧的氢含量约为 7×10^{-7} 。测试结果表明第二批弹簧氢含量比第一批弹簧略低,结合酸洗过程分析减少酸洗时间能够降低酸洗过程中氢的吸入,从而减少产品内部的氢含量。

2.5 分析与讨论

2.5.1 失效模式分析

第一批镀镉弹簧在装配后放置的过程中断裂,断口分析结果表明源区及扩展区均呈现沿晶界扩展特征,晶面上可见撕裂棱线,又称“鸡爪”纹,部分晶面上可见微孔。从弹簧的断口形态判断弹簧的断裂模式为延迟脆性断裂,断裂机理为氢脆。

第二批镀镉弹簧装配后放置的过程中未断裂,但在试飞过程中发生断裂,弹簧表面镀镉层存在明显的熔融特征,断口大部分区域呈亮黄色,与表面镀镉层颜色相近。

断口微观形貌呈沿晶断裂特征,晶面上附着熔融态镉。从金相分析结果看,除断口上附着金属镉外,断口附近还存在多条沿晶分叉裂纹,晶界充满熔融态镉。结合断口及金相分析判断弹簧的断裂模式为延迟脆性断裂,断裂机理为镉脆。镉脆属于一种低熔点金属致脆,是在高温及拉应力作用下液态镉沿晶界逐渐扩散到内部,导致材料发生脆性断裂。

2.5.2 失效原因分析

两批弹簧的失效模式均为延迟脆性断裂,但断裂机理存在明显的差异,第一批弹簧的断裂模式为氢脆,而第二批弹簧断裂模式为镉脆,因此导致两批弹簧的断裂原因不同。

氢脆常指氢致延迟断裂,表现为长时间在低于材料屈服强度的应力水平的作用下发生脆性断裂。零件发生氢脆断裂主要与氢脆敏感性组织、一定含量的氢和一定水平的拉应力3个因素有关。钢氢脆敏感性与材料的组织有关,不同的材料组织,其氢扩散能力和聚集程度不同,一般而言,在各种不同的显微组织中,氢脆敏感性从大到小一般顺序为含碳马

氏体、上贝氏体(粗大贝氏体)、下贝氏体(细贝氏体)、索氏体,而材料的抗拉强度及硬度与组织相关,因此对于马氏体钢来说硬度越高、强度高,氢脆敏感性越大^[6-7]。本文中两批弹簧原材料相同,为50CrVA低合金钢,热处理后组织均为马氏体组织、为氢脆敏感组织;弹簧经历了酸洗、热处理和电镀工艺,虽然存在后续的除氢处理,弹簧内部不可避免地残留少量的氢;弹簧装配状态表面受拉应力,因此弹簧具有了发生氢脆的三个必要条件。从弹簧终断区面积来看,弹簧装配后受拉应力较大,较大的拉应力会导致氢的聚集速度快、并在高应力区聚集。氢含量测试结果,第二批弹簧的氢含量比第一批略低,但两批弹簧的氢含量均不高,表明氢含量不是导致弹簧发生氢脆断裂的主要影响因素。硬度测试结果来第一批弹簧硬度约HRC51(抗拉强度约1600MPa),第二批弹簧硬度约HRC46(抗拉强度高1500MPa),导致第一批次弹簧的氢脆敏感性高于第二批次。综合比较两个批次弹簧的氢含量、组织及硬度差异,第一批弹簧发生氢脆断裂的主要因素是由于其抗拉强度高,对应氢脆敏感性较高,而且酸洗时间长,造成内部氢含量比第二批高。

虽然第二批弹簧未发生氢脆,但飞行过程中发生了低熔点金属致脆(镉脆),镉脆是镉元素在高温和拉应力的作用下沿材料晶界向内部逐渐扩散从而导致材料发生脆性断裂。镀镉零件发生镉脆断裂两个必要条件是较高的温度和一定的拉应力^[8-9]。弹簧在装配到减速器上后表面始终处于受拉应力的状态,减速器再入大气层的过程中,由于气动加热导致弹簧温度升高,从表面镀镉层的熔融状态来看,弹簧表面瞬时高温不低于镉的熔点(321℃),镀镉层的镉元素会以液态甚至原子形式渗入到晶界之间,使弹簧基体晶间结合力明显降低而发生沿晶脆性断裂。

2.5.3 预防措施

从弹簧氢脆发生原因来看,一是在满足弹簧性能要求下提高热处理回火温度,降低材料的硬度及抗拉强度,从而降低弹簧的氢脆敏感性;二是生产过程中尽量减少酸洗时间,减少弹簧吸氢量。从弹簧镉脆发生原因来看,减速装置再入大气层的过程弹簧表面由于气动加热导致受高温作用,有文献表明在250℃时就可以诱发镉脆的发生,如不能准确给出气动加热最高温度,避免用镀镉(熔点低)的表面处理工艺,应采用高熔点金属镀层来提高镀层的耐热性能。锌的熔点为471℃,比镉的高,按照第二批的热处理工艺及酸性工艺对弹簧丝进行热处理和酸洗,之后采用镀锌工艺对弹簧表面进行处理,装配后放置的过程中未见异常,飞行后残骸未见断裂现象。

对于高强度的50CrVA弹簧来说,无论是镀锌还是镀镉的表面处理过程中,弹簧均会在酸洗及电镀的过程中引入一定量的氢,造成弹簧存在氢脆的隐患,如果彻底避免氢脆的发生可以选择相同性能等级的不锈钢来代替50CrVA材料。

3 结论

(1)两批弹簧的断裂模式均为延迟脆性断裂,第一批弹簧的断裂机理为氢脆,第二批弹簧的断裂机理为镉脆。

(2)采用提高材料的回火温度,降低材料的抗拉强度从而降低材料的氢脆敏感性;减少酸洗时间,减少弹簧吸氢量从而降低弹簧氢含量。

(3)采用镀锌工艺替代镀镉工艺,提高表面镀层的熔点,提高弹簧的耐热温度,降低弹簧出现低熔点金属致脆风险。

参考文献

[1] 金双峰,程鹏,姜膺,等. 弹簧的失效分析与预防技术[J]. 金属热处理,2010,36:410-144.

JIN SH F, CHEN P, JIANG Y, et al. Spring failure analysis and prevention technology [J]. HEAT TREATMENT OF METALS, 2010, 36: 410-144.

[2] 孙云秋. 弹簧腐蚀失效模式发生机制与预防[J]. 金属制品, 2016, 42(6): 25-33.

SUN Y Q. Corrosion failure mode happening mechanism and prevent of spring[J]. Metal Products, 2016, 42(6): 25-33.

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

ZHONG Q P, ZHAO Z H. Fractography [M]. Beijing: Higher Education Press, 2006.

[4] 张栋,钟培道,陶春虎,等. 失效分析[M]. 北京: 国防工业出版社, 2004.

ZHANG D, ZHONG P D, TAO CH H, et al. FAILURE ANALYSIS [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2004.

[5] 张宝东,侯锐,张兵,等. 履带限位块开裂分析[J]. 失效分析及预防, 2020, 15(4): 255-259.

ZHANG B D, HOU R, ZHANG B, et al. Cracking analysis of stop blocks in caterpillar bands [J]. Failure Analysis and Prevention, 2020, 15(4): 255-259.

[6] 陈桂丰,李浩,周崎,等. 20Mn螺钉氢脆断裂分析[J]. 金属制品, 2021, 47(3): 50-53.

CHEN G F, LI H, ZHOU Q, et al. Analysis of hydrogen embrittlement fracture of 20Mn screw[J]. Metal Products, 2021, 47(3): 50-53.

[7] 李金许,王伟,周耀,等. 汽车用先进高强钢的氢脆研究进展[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 444-458.

LI J X, WANG W, ZHOU Y, et al. A Research status of hydrogen embrittlement for automotive advanced high-strength steels[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(4): 444-458.

[8] 黄晋华,袁春,华小珍,等. 飞机发电机花键轴断裂原因[J]. 腐蚀与防护, 2015, 36(5): 493-496.

HUANG J H, YUAN CH, HUA X ZH, et al. Fracture reason of castellated shaft in electric generator of an aircraft [J]. Corrosion & Protection, 2015, 36(5): 493-496.

[9] 马丽莎,朱媛,刘贵芳. 扭转弹簧镉脆断裂失效分析[J]. 电镀与精饰, 2010, 32(12): 34-35.

MA L SH, ZHU Y, LIU G F. Failure analysis of spiral spring cadmium embrittlement fracture[J]. Plating & Finishing, 2010, 32(12): 34-35.