

铰链弹簧磷化后断裂失效分析及改进

张陈仓, 李梅花, 何利, 冯爱民

吉利汽车集团有限公司 浙江宁波 315336

摘要: 去应力回火及磷化是弹簧加工过程的常见工艺。某整车行李舱铰链弹簧发生早期断裂失效, 通过对弹簧材料的理化、力学性能测试及断口宏观、微观形貌观察分析, 确认弹簧断裂形式为氢致延迟脆性断裂。结合弹簧钢特性及弹簧生产工艺过程分析, 确定导致弹簧延迟断裂的主要原因: 一方面卷簧后去应力回火不充分致使弹簧表面残余应力大; 另一方面弹簧磷化电泳过程存在渗氢而后续未做去氢处理。通过优化卷簧后去应力回火工艺参数, 同时增加磷化后去氢回火过程, 有效控制链弹簧延迟开裂问题。

关键词: 延迟断裂; 弹簧; 残余应力; 去应力回火; 去氢回火

DOI:10.16173/j.cnki.ame.2025.07.003

行李舱铰链弹簧连接行李舱盖铰链与车身, 利用在行李舱盖开启与关闭运动过程中其扭转产生的弹性势能, 克服行李舱盖重力, 减轻举升操作力与减缓关闭的冲击力, 并保持开启功能。一旦铰链弹簧断裂, 行李舱盖自动弹起功能失效, 造成客户抱怨, 影响品牌形象^[1]。

某整车下线功能检测时发现行李舱盖无法打开, 拆卸盖体后, 发现行李舱铰链弹簧断裂。车辆装配后, 未出厂销售出现弹簧断裂, 不同批次铰链弹簧多次出现装配后及0千米新车断裂问题, 弹簧生成厂家急需确定弹簧断裂原因、改进工艺过程, 避免故障重复发生。

断裂件检测及失效原因分析

1. 设计技术要求

铰链弹簧材料为SAE9254。调质处理, 硬度49~

54HRC, 弹簧直径3.8mm, 金相组织要求回火屈氏体, 表面要求磷化处理后电泳包覆, 抗拉强度1680~2010MPa。

2. 宏观形貌

断裂铰链弹簧如图1所示, 红圈所示为断裂部位, 箭头所指断裂位置对应未断前的完整形貌。断口正面宏观形貌如图2所示, 弹簧断裂位置在挂钩杆部弯折处, 断口断裂走向明显, 终断区(剪切唇)占外圆一

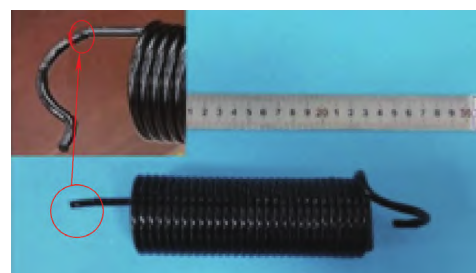


图1 断裂弹簧

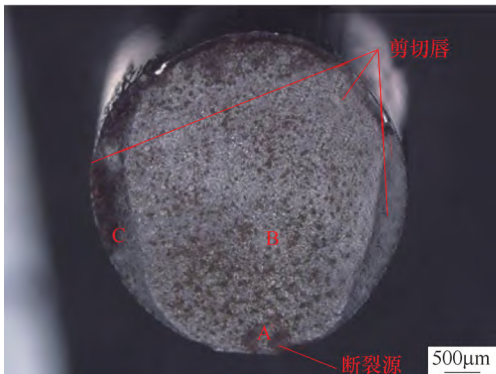


图2 断口正面宏观形貌

周3/4以上，说明在拉应力作用下断裂。断裂源位于弯折处内侧表面，此处堆积锈蚀，断裂源对侧沿圆周1/3的区域，表面红锈堆积，其余断裂扩展区为红锈呈斑点分布。

3.能谱分析

能谱检测断口开裂源红锈堆积处，检测位置及结果如图3所示。检测结果显示，除碳（C）、氧（O）及铁（Fe）元素外，磷（P）元素较多，弹簧表面经磷化处理，说明开裂源处的锈蚀为磷化液渗入导致。

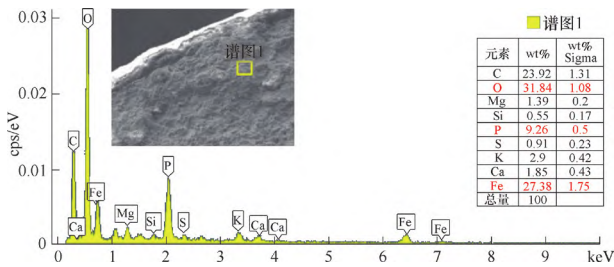
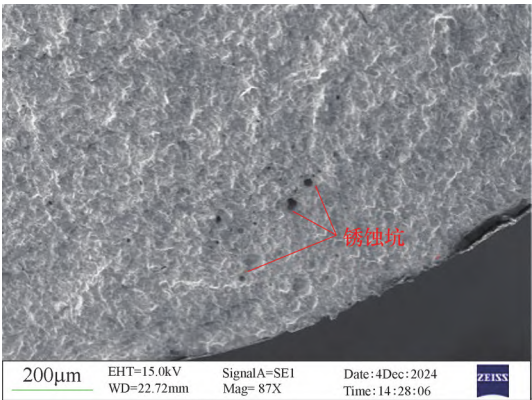


图3 能谱检测位置

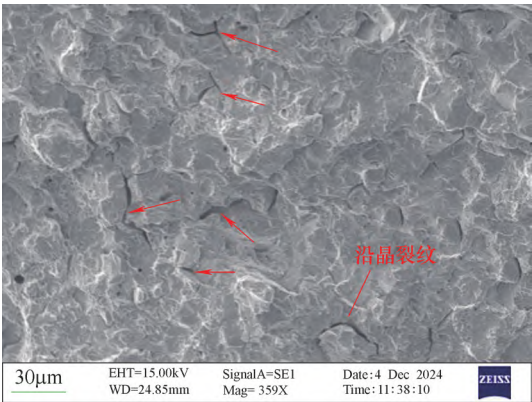
4.微观形貌

断口经过除锈处理及使用无水乙醇超声波清洗，将覆盖在断口上的灰尘及铁锈去除，便于形貌观察，图4a、图4b及图4c，分别是图2断口正面上标记的A、B、C位置的微观形貌。

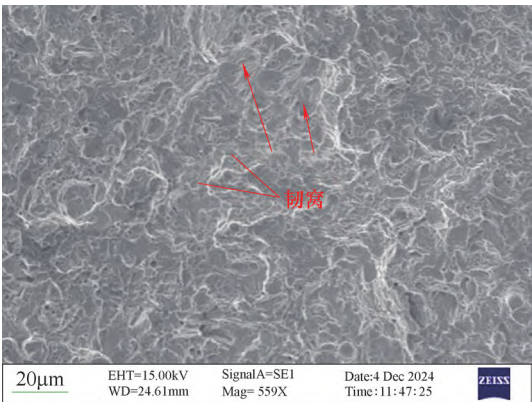
其中，图4a中断裂源区表面锈蚀严重，孔洞及凹坑均为氧化锈蚀坑，部分原始断口形貌造破坏，但能识别出沿晶形貌、撕裂棱及少量韧窝；图4b中扩展区微观形貌为沿晶形貌、撕裂棱及少量韧窝，沿晶裂纹明显；图4c剪切唇形貌主要为韧窝。结合宏观形貌分析，弹簧在拉应力的作用下脆性断裂。



a) 断裂源区（A位置）



b) 断裂扩展区（B位置）



c) 终断区（C位置）

图4 弹簧断口SEM形貌

5.材料化学成分分析

在弹簧直杆部位取样，采用直读光谱仪进行化学成分分析，材料为SAE9254，符合设计材料规定（见表1）。

表1 材料化学成分（质量分数：%）

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr
含量	0.539	1.46	0.71	0.010	0.005	0.656

6.硬度测试

在弹簧直杆部位取样，用洛氏硬度计在圆柱形试样横截面的1/4直径位置测试洛氏硬度，结果见表2。硬度要求49~54HRC，基体硬度符合技术要求。

表2 弹簧直杆部位洛氏硬度

检测位置	检测结果/HRC			
	1	2	3	平均值
弹簧芯部	51.9	52.4	51.5	51.9

7.金相分析

横截面取样为断口往下3cm处，纵截面取样沿开裂源处轴向切开断口。图5a所示为弹簧横截面表面金相组织；图5b所示为断裂源处纵截面未侵蚀金相；图5c所示为弹簧横截面心部金相组织；图5d所示为断裂源处纵截面侵蚀后金相组织。

弹簧金相组织为回火屈氏体 表面未见脱碳及增碳，裂纹源附件外圆表面存在多条与断裂方向平行的微裂纹，微裂纹两侧无氧化脱碳，说明材料脆性大，

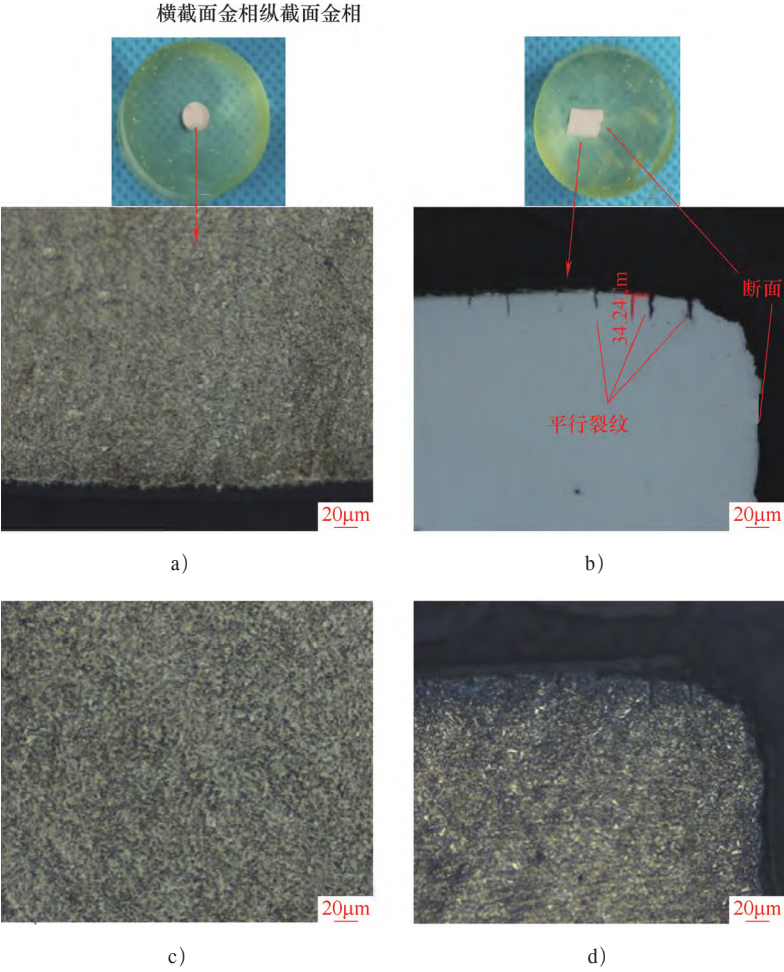


图5 金相分析

有延迟开裂的倾向。

8.分析与讨论

铰链弹簧材料、硬度及金相组织均符合设计要求，弹簧形状及尺寸经设计排除异常。弹簧先脆性开裂后因受力面减小而过载断裂，断裂源位于弹簧弯折处内侧表面，在断裂源同侧附近有多条与断裂方向平

行的微裂纹，说明弹簧脆性较大。结合能谱分析，断裂源处受外力之前已经出现微裂纹，微裂纹形成在弹簧最终回火工艺之后，为延迟裂纹。结合断口有沿晶形貌及沿晶裂纹，断裂形式为延迟断裂。

延迟断裂的原因分析：延迟断裂分为应力腐蚀和高强度钢延迟开裂两种。其中，应力腐蚀是材料、腐蚀介质及应力的共同作用；高强度钢延迟开裂是材料

在静止应力作用下，经过一定时间后突然发生脆性破坏，是材料、环境和应力作用的相互结果。

行李舱铰链弹簧生产工艺流程为：冷拔→淬火回火→卷簧→去应力回火→包塑→表面处理（磷化后电泳）→包装。从弹簧弯折处内外两侧的表面锈蚀堆积情况同时结合能谱结果分析，表面的延迟裂纹应该发生在电泳之前或电泳过程，腐蚀环境存在。而弹簧本身为高强度钢，所以应力腐蚀与高强度的延迟开裂因素均可存在^[2-4]。

高强度钢延迟开裂的主要因素有三点：

- 1) 马氏体与其回火组织。
- 2) 应力，残余应力和工作应力。
- 3) 材料中含有一定的氢。

其中马氏体及其回火组织是延迟开裂的必要条件，应力和材料中的氢是延迟开裂的充分条件。钢的强度越高，氢致延迟开裂的风险越大，尤其是强度在1000MPa以上的尤为敏感。

弹簧材料属铬锰硅钢，硬度51.9HRC对应强度1830MPa左右，钢热处理产生的组织应力及卷簧（弯折）过程产生的形变应力，导致弹簧表面残余应力较大。弹簧表面的磷化及电泳过程中都会不可避免的存在析氢与渗氢的过程。使得氢粒子渗入弹簧。而且弯折表面存在应力集中，材料内部的氢会向应力集部位扩散，而这些应力集中的部位往往缺陷较多（原子点阵错位、空穴等），氢粒子结合成原子再汇聚结合成氢分子，使材料内部产生巨大压力。因此避免铰链弹簧延迟开裂问题，需从减少残余应力及控制材料内部氢含量两方面考虑^[5, 6]。

改进工艺

基于断裂原因，提出如下改进工艺过程。

- 1) 因弹簧硬度本身已在技术要求的中值，为了保证零件的强度，高温回火温度不宜变动，建议改进去应力回火工艺，减少残余应力。据悉生产厂家的去应力回火工艺为（360±15）℃保温35min，去应力回火温度偏低，建议调整（390±10）℃保温35min。
- 2) 弹簧表面处理（磷化后电泳）工艺会带入氢，而现行工艺中除了表面中和清洗，没有去氢处理工艺过程，建议表面处理后增加热除氢工艺^[7]。

生产厂家配合整改，优化了去应力回火工艺，增

加热除氢工艺过程，对铰链弹簧弯折处进行残余应力检测，去应力回火工艺优化后表面残余应力降低40%（见表3）。改进后至今该行李舱铰链弹簧装配及0千米新车未发生断裂问题。

表3 工艺优化反馈

样品	残余应力/MPa			
	1	2	3	平均值
断裂样品	338	343	321	334
改进后样品	190	201	198	196

结语

- 1) 行李舱铰链弹簧是在正常工作应力下的氢致延迟断裂，断裂前此处已存在表面裂纹，表面裂纹为去应力回火不充分所致。
- 2) 应力和材料中的氢是延迟断口的充分条件，弹簧弯折处应力集中，残余应力大，材料内部氢容易向此扩散，弹簧表面磷化及电泳过程有渗氢风险，但后续未做去氢处理，两方面因素均增加了弹簧延迟断裂的风险。
- 3) 合理的去应力回火可以有效减少弹簧残余应力，将去应力回火工艺参数由（360±15）℃/35min改为（390±10）℃/35min，同时增加磷化电泳后表面除氢处理工艺，弹簧延迟断裂问题得到有效控制。

参考文献：

[1] 陈贺贺，刘春江，姜涛，等. 60Si2MnA钢弹性挡圈断裂失效分析[J].金属热处理，2024，49（11）：302-307.

[2] 刘明亮，刁法玺，周庆军. 超高强度钢典型环境下扩散氢演变及延迟开裂行为研究[J]. 宝钢技术，2023（5）：23-28.

[3] 王长乐，朱文浩，李明伟，等. 汽车电尾弹簧度电泳后失效分析[J].热处理，2022（11）：58-60.

[4] 李勇峰. 氢在钢中的渗透性特性及镀层阻氢渗透机理的研究[D]. 上海：华东理工大学，2012.

[5] 付雷. 塑性变形对高强度钢氢损伤行为影响研究[D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2014.

[6] 樊东黎，徐跃明，佟晓辉.热处理工程师手册[M]. 北京：机械工业出版社，2005. **AUTO1950**