

钢板弹簧断裂失效行为研究

付扬帆, 王长朋, 陈大军, 梅华生, 李忠盛, 张静元

(西南技术工程研究所, 重庆 400039)

摘要: **目的** 研究汽车钢板弹簧断裂失效的原因。**方法** 通过化学成分分析、硬度测试、断口形貌分析、金相组织分析等手段研究汽车钢板弹簧的失效行为。**结果** 由于表面脱碳层过深, 使得表面疲劳强度及耐蚀性降低, 同时因长时间腐蚀作用在表面产生腐蚀坑及腐蚀裂纹, 并且在循环外力作用下, 腐蚀缺陷处产生应力集中, 早期裂纹萌生于表面腐蚀缺陷处并扩展, 最终导致腐蚀疲劳断裂。**结论** 通过控制热处理条件、增加加工余量并去除脱碳层、表面喷丸处理等措施, 钢板弹簧表面耐蚀及抗疲劳性能大幅提高, 可有效避免脱碳引起的腐蚀疲劳断裂。

关键词: 钢板弹簧; 失效; 腐蚀; 疲劳开裂

DOI: 10.7643/issn.1672-9242.2018.04.015

中图分类号: TJ04

文献标识码: A

文章编号: 1672-9242(2018)04-0075-05

Rupture Failure Behavior of Leaf Spring

FU Yang-fan, WANG Chang-peng, CHEN Da-jun, MEI Hua-sheng, LI Zhong-sheng, ZHANG Jing-yuan
(Southwest Technology and Engineering Research Institute, Chongqing 400039, China)

ABSTRACT: **Objective** To research causes for failure of leaf spring. **Methods** The failure behavior of leaf spring was analyzed through chemical component test, fracture morphology analysis, microstructure analysis, etc. **Results** The fatigue strength and corrosion resistance of the leaf spring declined due to deep surface decarburization. Meanwhile, corrosive conditions lead to the corrosion defects on the surface. Under action of cyclic force, early crack appeared and extended in corrosion defects on the surface, resulting in corrosion fatigue fracture. **Conclusion** Methods such as adjusting the temperature of thermal treatment, increasing machining allowance, removing decarburized layer, shot peening treatment on surface, etc. could improve the corrosion resistance and anti-fatigue performance on surface of leaf spring and effectively avoid corrosion fatigue fracture of the leaf spring.

KEY WORDS: leaf spring; failure; corrosion; fatigue fracture

钢板弹簧是汽车悬架系统的关键构件, 其将车轮的力和转矩传递给车架, 对车架起导向、缓冲、减震、支撑等作用, 受成形工艺、安装条件、使用环境等因素影响, 在长期服役过程中, 钢板弹簧在外界循环载荷作用下存在断裂失效的风险^[1-6]。文中汽车钢板弹簧断裂失效为批次失效, 失效率约 5%, 通过化学成分、显微硬度、断口形貌、金相组织等的分析测试,

分别对失效钢板弹簧材质、性能、断裂形式等进行研究。在此基础上判断其失效行为, 进而提出改进措施。

1 试验

1.1 试件

试验件为路试过程失效的汽车钢板弹簧, 材料为

60Si2Mn，热处理工艺为淬火+中温回火。

1.2 试验过程

采用 HCS-140 型高频红外碳硫分析仪，参照 GB/T 20123—2006《钢铁总碳硫含量的测定 高频感应炉燃烧后红外吸收法（常规方法）》分析试件材料 C，S 元素含量，采用 ARCOS 型电感耦合等离子体发射光谱分析仪，参照 GB/T 20125—2006《低合金钢多元素含量的测定 电感耦合等离子体原子发射光谱法》分析试件材料 Si，Mn，P 元素含量；采用 HB-3000B 型布氏硬度计，参照 GB/T 231.1—2009《金属材料 布氏硬度试验 第 1 部分：试验方法》检测试件表层及心部硬度；采用 OLYMPUS-BX60M 型光学金相显微镜观察试件金相组织，并参照 GB/T 10561—2005《钢中非金属夹杂物含量的测定 标准评级图显微检验法》进行非金属夹杂物评级；采用带 INCA OXFORD 能谱仪的 QUANTA 200 型环境扫描电镜分析试件断口形貌及腐蚀产物成分。

2 试验结果

2.1 断口宏观形貌

图 1 为试件断裂位置及断口宏观形貌。由图 1 可见，断口平齐，无明显塑性变形，裂纹在棱边表面萌生，断面有明显的扇形疲劳扩展区域，断口及其附近

区域表面存在明显锈蚀。

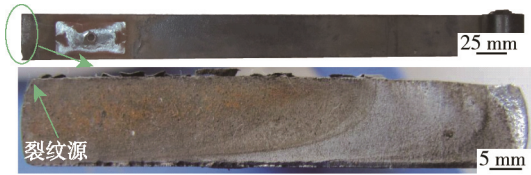


图 1 试件断裂位置及断口宏观形貌

2.2 化学成分

表 1 为试件材料化学成分分析结果，可以看出，试件材料化学成分符合 60Si2Mn 材料的技术要求。

表 1 化学成分分析结果						%
元素	C	S	Si	Mn	P	
技术要求	0.56~0.64	≤0.035	1.50~2.00	0.60~0.90	≤0.035	
实测值	0.58	0.005	1.77	0.88	0.015	

2.3 非金属夹杂物

表 2 为试件材料非金属夹杂物评定结果。由表 2 可见，试件材料非金属夹杂物符合 60Si2Mn 材料的技术要求。

表 2 非金属夹杂物评定结果					
种类	A 类（细系）	B 类（细系）	C 类（细系）	D 类（细系）	DS 类（细系）
技术要求	0.5 级	0.5 级	0.5 级	0.5 级	1 级
实测等级	0.5 级	0.5 级	0.5 级	0.5 级	1 级

2.4 布氏硬度

表 3 为试件表层及心部硬度测试结果，可见，试件表层硬度明显低于心部硬度，且表层硬度已低于技术要求。

表 3 布氏硬度测试结果						
测试位置	表层/HB			心部/HB		
技术要求	375~400			400~420		
实测值	302	315	319	409	410	406

2.5 断口微观形貌

图 2 为试件的断口微观形貌，由图 2a，b 可见，裂纹源处表层存在腐蚀坑，腐蚀坑附近区域断口被腐蚀产物覆盖，已无明显断口形貌特征。裂纹自腐蚀坑底部萌生并扩展，裂纹扩展区域呈扇形。由图 2c，d

可见，裂纹扩展区呈现准解理断裂特征，疲劳贝壳线较细密，局部存在二次微裂纹，裂纹扩展区约占整个断口面积的 70%。由图 2e，f 可见，瞬断区有明显的韧窝及撕裂岭，呈现韧性断裂特征^[7]。

2.6 金相组织

图 3 为试件心部的金相组织。由图 3 可见，组织为回火屈氏体+少量铁素体，为正常淬火后中温回火组织。

图 4 为试件表层的金相组织，可以看出，表层凹凸不平，存在较多腐蚀坑，部分腐蚀坑底部可见腐蚀裂纹垂直表面向心部扩展，腐蚀裂纹外宽内窄，呈喇叭状，腐蚀坑及腐蚀裂纹内部充满腐蚀产物。试件表面有脱碳现象，腐蚀较轻的区域脱碳层深度约为 0.15 mm，脱碳区域以部分脱碳组织为主，最表层可看到长大的块状铁素体，出现全脱碳组织形态。

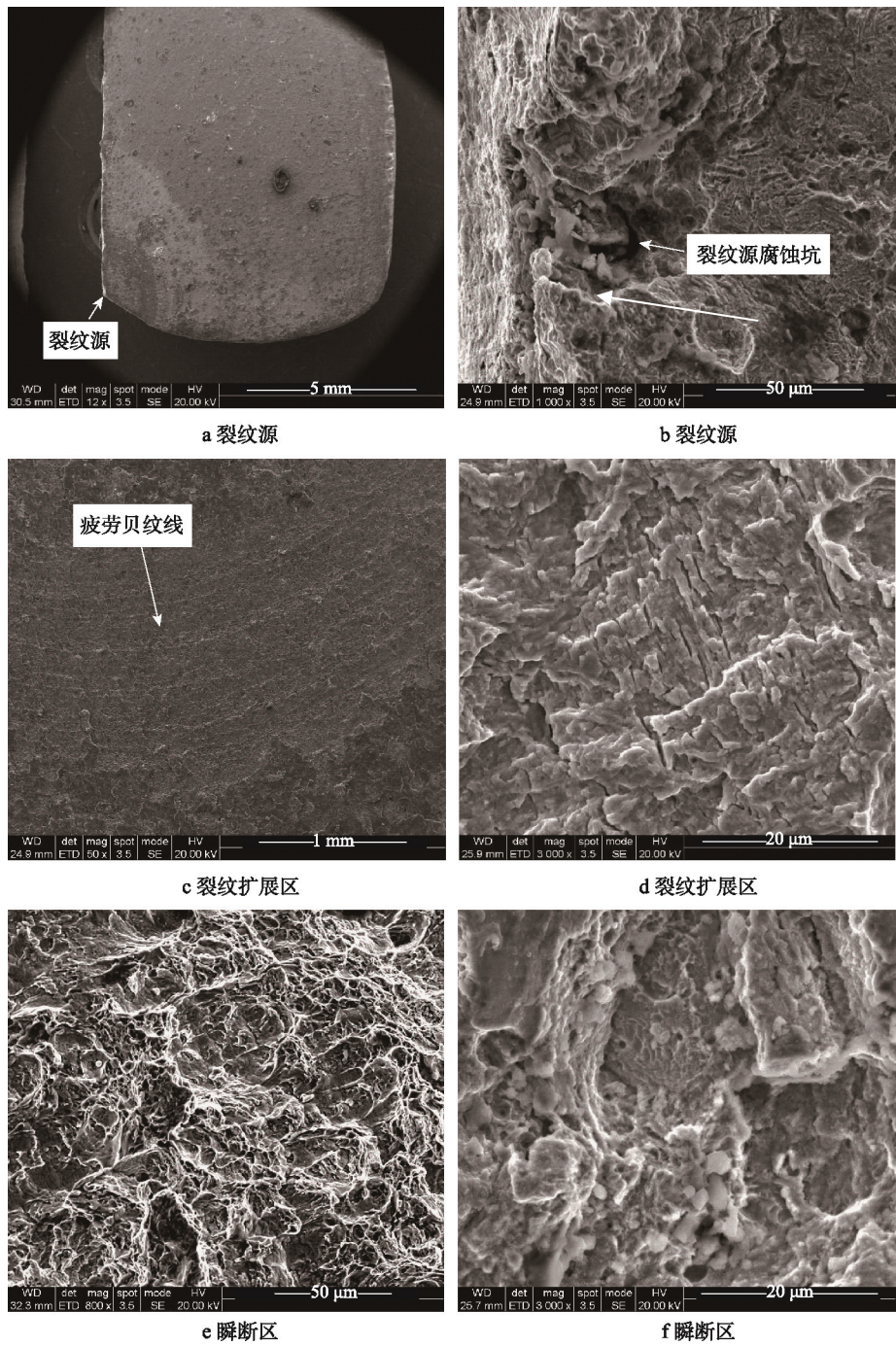


图 2 断口微观形貌

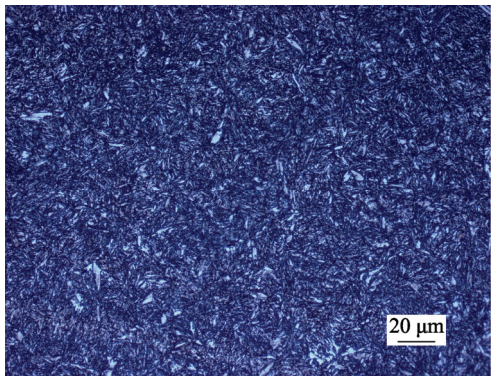
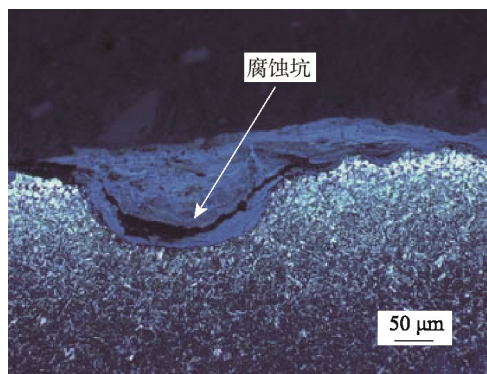


图 3 心部金相组织

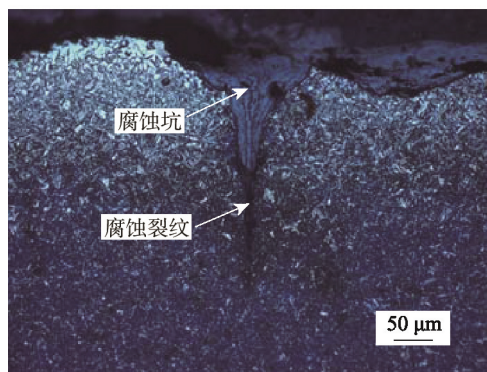
2.7 能谱

图 5 为腐蚀裂纹内部腐蚀产物能谱分析的取样位置，表 4 为能谱分析结果。可以看出，腐蚀裂纹内部腐蚀产物成分主要为 O，Si，Fe，无 S，Cl 等活性

表 4 能谱分析结果			%
元素	O	Si	Fe
位置 1	29.65	3.53	66.82
位置 2	32.57	1.81	65.62
位置 3	38.52	5.11	56.37



a 腐蚀坑



b 腐蚀坑及腐蚀裂纹

图4 表层金相组织

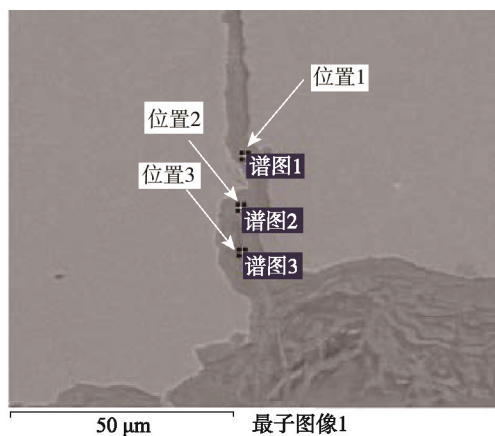


图5 能谱分析取样位置

腐蚀离子。

3 分析与讨论

试件化学成分、非金属夹杂物等级符合技术要求,心部硬度满足技术要求,心部金相组织无异常。试件表层硬度较心部下降明显,且已低于技术要求,结合金相组织分析可知,表层有明显脱碳,脱碳层深度约为0.15 mm,脱碳层中可看到长大的块状铁素体,出现完全脱碳组织形态。式(1)为完全脱碳层深度计算模型^[8]:

$$X = \sqrt{\frac{6C_b \times D \times t}{3C_1 - 2C_b}} \quad (1)$$

式中: X 为完全脱碳层深度; C_b 为碳在铁素体的溶解度; C_1 为碳的原始浓度; D 为碳在铁素体中的扩散系数; t 为时间。

根据式(1)可知,出现明显的完全脱碳层要求碳在铁素体具有一定的溶解度。由 60Si2Mn 钢铁碳相图(如图6所示)铁素体中碳的饱和曲线可知^[8],当加热温度小于 950 K 时,碳在铁素体中的溶解度小于 0.01%,此时已很难满足脱碳条件,也不发生铁素体脱碳,即不发生完全脱碳。在单相奥氏体区,无论加热炉气氛中的碳势高低,也不存在完全脱碳^[9]。因此,可推断此试件或材料在此温度上下限区间范围内有较长的保温过程^[10]。

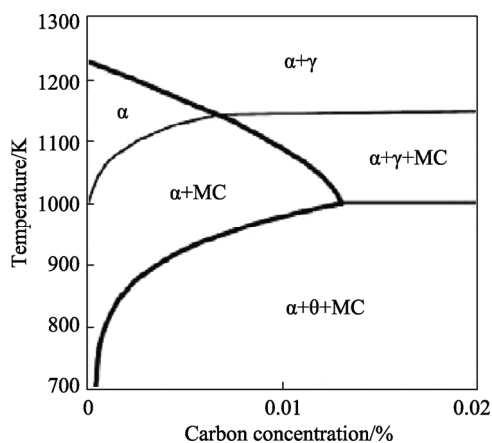


图6 60Si2Mn 钢的铁碳相图(局部)

通过表层金相检测可以清晰看出,表层有腐蚀裂纹萌生于腐蚀坑底部,并垂直表面向心部扩展。推断认为脱碳使得表面疲劳强度及耐蚀性能降低,进而在裂纹源及附近表面产生较多腐蚀坑及垂直表面的腐蚀裂纹,在外力作用下表面腐蚀缺陷处成为早期疲劳源。断口形貌也对上述结论提供了佐证,裂纹起始于表面腐蚀坑处,裂纹扩展区断口为准解理断裂形貌,为典型疲劳断裂特征。此外,裂纹扩展区疲劳贝壳纹分布均匀细小且面积占断口的 70% 左右,说明样品承受的外力平稳,名义应力并不大,非过大应力造成的瞬时或短时破坏。能谱分析结果显示,腐蚀产物主要成分为 O, Si, Fe 元素,而无 S, Cl 等活性腐蚀离子。可以推断试件使用环境均处于正常状态,并不存在盐雾、酸雨等极端腐蚀环境加速失效的状况。

4 结论

由于脱碳使得表面疲劳强度及耐蚀性降低,经过长时间腐蚀及应力作用,在表面产生腐蚀坑及腐蚀裂纹。循环外力作用下,腐蚀缺陷处产生严重的应力集

中现象, 早期裂纹进一步扩展, 进而最终导致腐蚀疲劳断裂。

该批次钢板弹簧失效率较高, 达到约 5%, 应为工艺原因造成。通过适当调整加热温度, 避开脱碳峰值发生的温度区间, 并在加热炉中通入保护气氛, 同时增加加工余量, 在热处理后将表面脱碳层加工掉, 并对表面进行喷丸强化等一系列措施, 表面耐蚀性及抗疲劳性能大幅提高, 可有效避免脱碳引起的腐蚀疲劳断裂。

参考文献:

- [1] 王霄峰. 汽车底盘设计[M]. 北京: 清华大学出版社, 2010.
- [2] 周长城. 车辆悬架设计及理论[M]. 北京: 北京大学出版社, 2011.
- [3] 胥洲. 汽车钢板弹簧喷丸强化处理研究[D]. 长春: 吉林大学, 2016.
- [4] 王仁智, 姜传海. 汽车悬架弹簧早期疲劳断裂原因的试验研究[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(6): 127-135.
- [5] 张宁. 汽车钢板弹簧设计[D]. 长春: 吉林大学, 2007.
- [6] 陈凯. 某平衡悬架少片变截面钢板弹簧结构分析与关键技术研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2013.
- [7] 姜锡山, 赵晗. 钢铁显微断口速查手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 2010.
- [8] 野村正裕, 難波茂信, 家口浩. 鋼の化学成分および加熱条件を考慮したフェライト脱炭深さの計算[J]. 神戸製鋼技報, 2006, 56(3): 26-29.
- [9] 史显波, 赵连玉, 王威, 等. 几种高速列车用弹簧钢的脱碳敏感性[J]. 材料热处理学报, 2013, 34(7): 47-52.
- [10] 陈银莉, 左茂方, 罗兆良, 等. 60Si2Mn 弹簧钢表面脱碳理论及试验研究[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(1): 192-197.