

某车桥止推垫片断裂失效分析

王欢锐, 耿昊, 罗沐东, 张兴军

陕西汉德车桥有限公司 陕西西安 710201

摘要: 对不同厂家脆断止推垫片的化学成分、断口金相组织、硬度、断口宏观与微观形貌、垫片断裂模式以及表面渗碳层等方面进行对比分析。结果表明: 该失效止推垫片脆性断裂的主要原因为淬火温度低, 存在隐晶马氏体+块状铁素体的复相组织, 急剧降低了心部的冲击韧度, 在冲击作用下, 止推垫片心部沿着隐晶马氏体迅速扩展。渗碳后将淬火温度提高到840℃左右, 提高了止推垫片心部的冲击韧度, 同时减小垫片有效硬化层深, 降低其表层脆性, 杜绝了垫片脆性断裂的发生。

关键词: 车桥; 止推垫片; 脆断; 冲击韧度

Failure analysis on the stub thrust washer of an electric axle

WANG Huanrui, GENG Hao, LUO Shudong, ZHANG Xingjun

Shaanxi Hande Axle Co., Ltd., Xi'an 710201, Shaanxi, China

Abstract: The chemical composition, fracture microstructure, hardness, fracture morphology, fracture mode and surface carburizing layer of brittle thrust gaskets from different manufacturers are compared and analyzed. The results show that cryptocrystalline martensite and granular ferrite duplex structure appeared at low quenching temperature reduced the toughness of washer core zone, causing crack growth and propagation under impact. To avoid the brittle fracture of thrust washer, impact toughness of core zone is increased by raising the quenching temperature to near +840℃, and the surface brittleness is reduced by decreasing case hardening depth.

Keywords: axle; stub thrust washer; brittle fracture; impact toughness

1 序言

20钢属于优质碳素结构钢, 具有优良的韧性和冷变形塑性, 在汽车及机械制造业中被广泛使用, 为保证其良好塑韧性的同时还具有优异的强度、硬度, 国内外目前主要采用渗碳淬火的方式, 以获得所需的力学性能。20钢 A_{c3} 温度约为840℃, 实际生产过程中根据不同使用性能需求, 渗碳淬火工艺不尽相同^[1]。

某车桥止推垫片采用20钢, 某供方垫片在装配过程中敲击时即发生断裂, 如图1所示, 售后市场

也存在批量断裂现象, 行驶里程均不足1000km。该供方止推垫片渗碳后经 $(780 \pm 20)^\circ\text{C}$ 淬火, 保温



图1 断裂失效止推垫片宏观形貌

15min后盐水冷却，属亚温淬火^[2]。为分析止推垫片的断裂失效原因，取另一供方止推垫片（现场装配及市场使用均无断裂现象），人为破坏进行对比分析。为了便于区分与描述，对断裂失效止推垫片、人为破坏止推垫片进行编号，分别为1[#]、2[#]。

2 理化分析

2.1 宏观形貌分析

止推垫片断口宏观形貌如图2所示。1[#]断裂失效止推垫片断口无明显塑性变形，表面呈暗灰色，心部有金属光泽，呈亮灰色，可看到反光小平面，为脆断特征的结晶状小刻面断口，如图2a所示，表征其脆性较大；2[#]人为破坏的止推垫片断口平整，断口表面整体呈暗灰色，无金属光泽，裂源位于止推垫片表面，如图2b所示，表征其韧性相对较好，不易发生脆断。

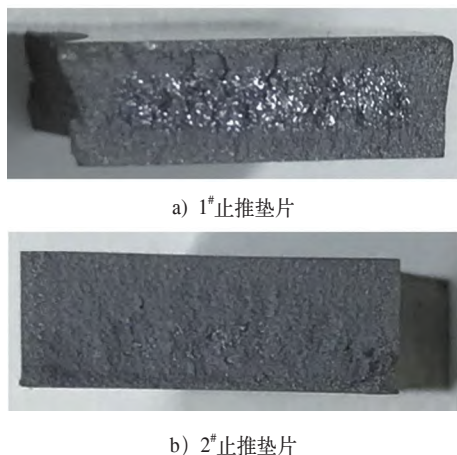


图2 两种热处理状态止推垫片的宏观断口形貌

2.2 化学成分

1[#]、2[#]止推垫片的化学成分见表1，均符合GB/T 699—2015《优质碳素钢》中对20钢的化学成分要求。

表1 20钢止推垫片化学成分（质量分数）（%）

元素	C	Si	Mn	S	P
1 [#] 止推垫片	0.21	0.20	0.37	0.015	0.021
2 [#] 止推垫片	0.23	0.23	0.38	0.012	0.020
标准值	0.17~0.23	0.17~0.37	0.35~0.65	≤0.035	≤0.035

2.3 金相组织、硬度检测

在1[#]、2[#]止推垫片上取样，经研磨抛光，用4%的硝酸酒精溶液侵蚀，采用光学显微镜观察止推垫

片显微组织。1[#]、2[#]止推垫片的表面组织均为针状马氏体，晶粒均较小，评级为2级，如图3所示。由图3可知，1[#]、2[#]止推垫片的硬化层组织无太大差异；止推垫片心部金相显微组织如图4所示。由图4可知，1[#]、2[#]止推垫片的心部组织差异较大，1[#]止推垫片淬火温度为780℃，其显微组织为隐晶马氏体+块状铁素体组织^[3]，铁素体占比约40%（见图4a）；2[#]止推垫片显微组织为板条马氏体+少量未溶铁素体，铁素体占比约5%（见图4b），可知其淬火温度相对较高，在Ac₃温度附近。

采用洛氏硬度计检测止推垫片表面硬度，1[#]止推垫片表面硬度为62.1HRC、62.0HRC、61.8HRC，2[#]止推垫片表面硬度为61.2HRC、62.2HRC、62.8HRC，均符合图样技术要求（59~63 HRC）。采用维氏硬度计检测止推垫片心部硬度和硬化层深，1[#]止推垫片检测片心部硬度为222HV3、硬化层深为0.67mm，2[#]止推垫片心部硬度为411HV3、硬化层深为0.58mm。

在图4a中，块状、细网状、针状铁素体组织（白色），经维氏硬度计检测，硬度为120~130HV，而隐约可见的针状马氏体组织（灰色），硬度为650~690HV，表明两种组织硬度差异较大。

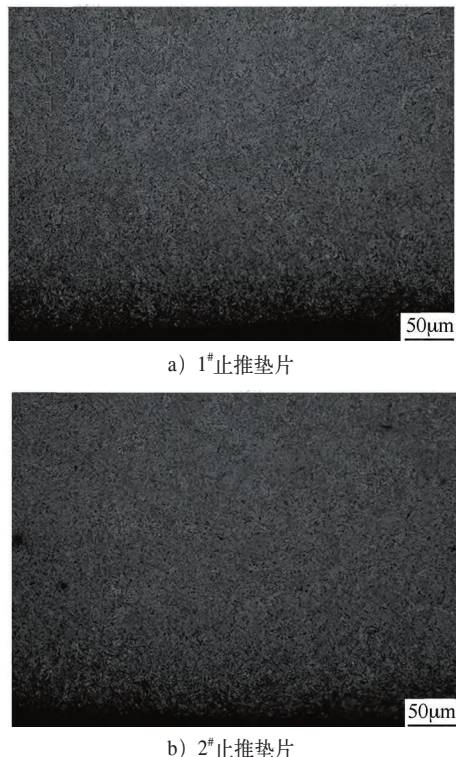


图3 止推垫片表面硬化层显微组织（200×）

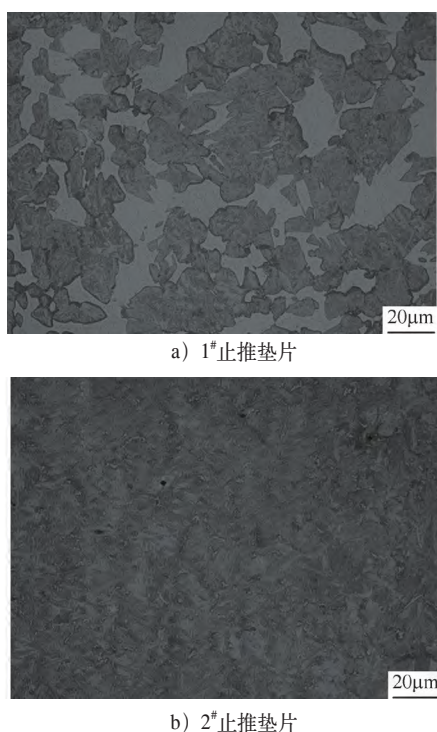


图4 止推垫片心部显微组织 (500×)

2.4 断口分析

(1) 断口扫描电镜分析 对1#、2#止推垫片断裂件进行超声波清洗，采用扫描电镜对断口进行微观形貌观察，图5所示为止推垫片断口的电镜照片，断口均未发现微观缺陷。从图5a、b可看出，1#止推垫片硬化层呈沿晶断裂，部分晶粒的晶面可观察到韧窝，晶界间有很多次生裂纹，断口心部可观察到河流花样特征，局部存在韧窝，呈解理+韧窝形貌；从图5c、d可看出，2#止推垫片硬化层呈解理断裂，局部伴随沿晶断裂和裂纹，断口心部呈韧窝状韧性断口；比较两种状态的止推垫片断口形貌，经780℃加热淬火的1#止推垫片脆性大，而淬火温度提高到 A_{C3} 温度附近的2#止推垫片韧性相对较好。

(2) 断口纵剖面金相分析 为了研究断裂止推垫片心部亮灰色区域断裂模式，将断件沿断口截面纵向剖切并打磨、抛光，经4%硝酸酒精溶液侵蚀后，用金相显微镜观察，如图6所示。由图6可看出，止推垫片心部主要沿着灰、白组织界面，即沿

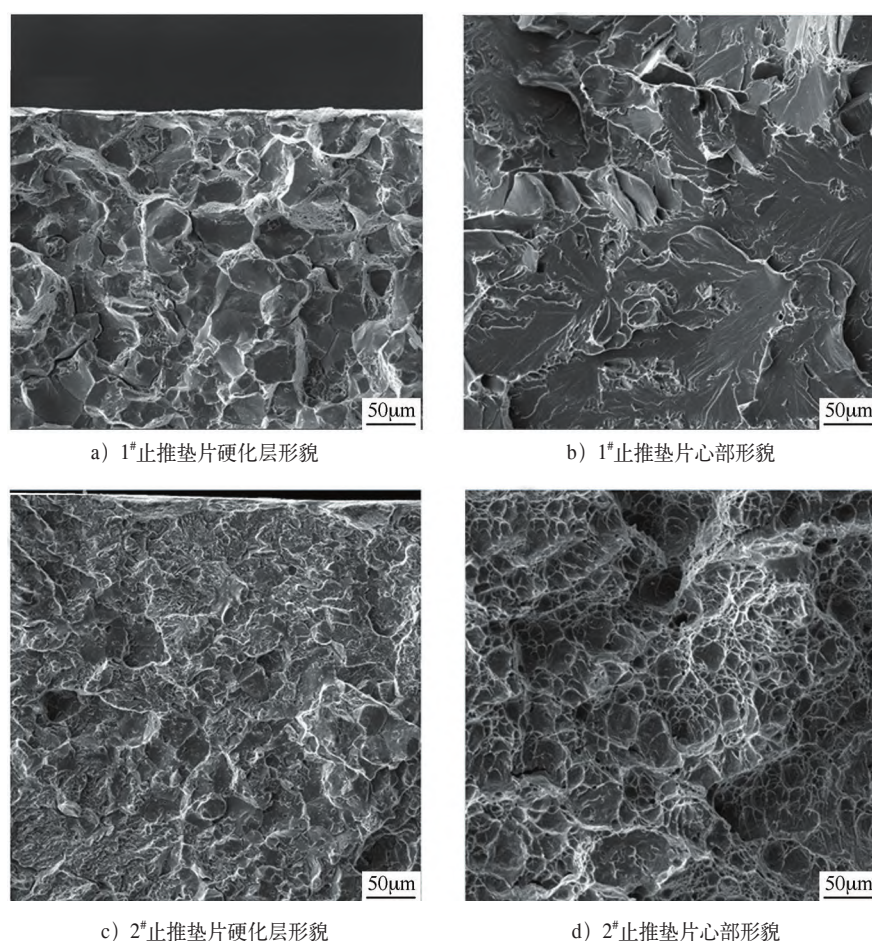


图5 止推垫片断口的SEM照片 (1000×)

着隐晶马氏体^[4]（红色箭头所指）与铁素体（蓝色箭头所指）界面开裂。

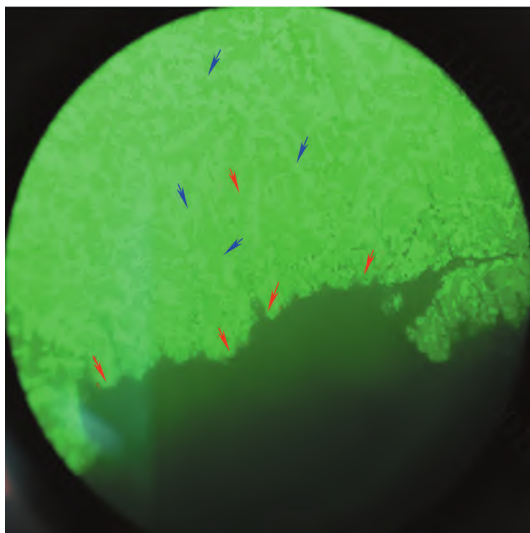


图6 1#止推垫片断口纵剖面金相（200×）

对比图4a与图6可知，白色块状、细网状、针状铁素体与深灰色隐约可见针状的马氏体组织硬度差异较大，导致垫片开裂时裂纹易沿两种组织的界面扩展。

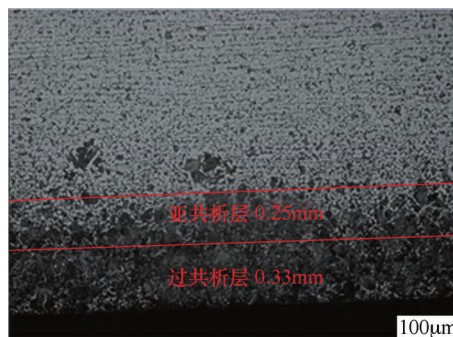
分析认为，1#止推垫片在两相区（铁素体+奥氏体）淬火时，因淬火采用直淬工艺，未长时间保温以确保C的充分扩散，且淬火时已有大量块状、网状铁素体，导致奥氏体C浓度较高且不均匀，在淬火时转化为C含量较大、硬度较高的脆性隐晶马氏体组织（能谱检测该组织 $w_C=0.60\%\sim 0.70\%$ ，2#心部低碳板条马氏体 $w_C=0.18\%\sim 0.23\%$ 。沈莲^[5]介绍， $w_C=0.1\%\sim 0.25\%$ 的低碳板条马氏体， $a_K=60\sim 180\text{J}/\text{cm}^2$ ，而 $w_C=0.8\%$ 的高碳针状马氏体， $a_K=10\text{J}/\text{cm}^2$ 。因此，亚温淬火的1#止推垫片在装配敲击及使用中的冲击力作用下，因表面针状马氏体、心部隐晶马氏体组织整体冲击韧度较低，进而萌生早期裂纹并快速扩展断裂失效。

2.5 渗碳层对比分析

为了分析渗碳层对止推垫片断裂失效的影响，对1#、2#止推垫片进行热处理。入炉前用酒精将止推垫片表面清洗干净，刷2次防渗剂（阴干），防止加热过程中表面脱碳。将垫片置于试验炉中加热至850℃后保温20min，取出空冷至600℃后，再入炉600℃保温30min，取出空冷至室温后采用光学显微镜进行渗碳层组织观察，如图7所示。



a) 1#止推垫片



b) 2#止推垫片

图7 止推垫片渗碳层组织

从图7可看出，1#、2#止推垫片渗碳层过渡都较均匀。根据珠光体、二次渗碳体和铁素体的比例确定止推垫片渗层深度及过共析层与亚共析层的分布，结果见表2。由表2可知，1#止推垫片渗碳层厚度约占垫片厚度的16.7%，2#止推垫片渗碳层厚度约占垫片厚度的14.5%，1#止推垫片的总渗碳层深度相对2#止推垫片略深。

表2 止推垫片渗层组织深度

序号	垫片厚度/mm	过共析层深度/mm	亚共析层深度/mm	总渗碳层深度/mm	渗碳层深占垫片厚度比例（%）
1#	4	0.37	0.30	0.67	16.7
2#	4	0.33	0.25	0.58	14.5

3 结果与分析

通过以上对止推垫片的金相、硬度、断口宏观形貌及微观形貌的分析，以及渗碳层对比分析，得出以下结论。

1) 受表面碳浓度、淬火温度的综合影响，1#、2#止推垫片表面硬化层马氏体组织均较细小，无明显差异，但1#止推垫片渗碳层深占止推垫片厚度达16.7%，根据20钢渗碳层深度设计经验，该渗碳层

占比相对较大，增加了止推垫片的脆性，但相比2#止推垫片渗碳层（占比约14.5%）差异不大，因此导致1#止推垫片脆性断裂的主要原因不是渗碳层深度问题。

2) 1#止推垫片的淬火温度低（780℃），为典型的亚温双相区淬火，在加热保温过程中，止推垫片心部奥氏体C含量增加，且奥氏体的C浓度不均匀性较大，C含量相似的微观区域尺寸小，淬火时马氏体形成温度差异大，导致马氏体晶体很难长大，在冷却过程中，心部奥氏体转变为隐晶马氏体，大量块状、网状未溶铁素体保留下来，最终形成隐晶马氏体+铁素体组织。金相组织显示，在该淬火温度下，心部马氏体和铁素体占比分别约为60%、40%，且铁素体形态呈粗块状分布，该复相组织的冲击韧度低于全板条马氏体组织，在冲击力作用下，沿着马氏体发生脆性解理断裂；2#止推垫片的淬火温度高，基体完全奥氏体化，且C扩散充分均匀，奥氏体在该C浓度下冷却转变为板条马氏体，其高密度的位错导致冲击韧度高于1#复相组织。

4 结束语

1) 断裂失效止推垫片的脆性断裂主要原因为心

部韧性不足；因淬火温度低，止推垫片心部形成隐晶马氏体+块状铁素体组织，急剧降低了心部的冲击韧度，导致止推垫片在敲击作用下即发生脆断，心部沿着隐晶马氏体与铁素体晶界快速扩展。

2) 将止推垫片的淬火温度由780℃提高到840℃左右，获得全低碳板条马氏体组织及少量未溶铁素体（约5%），提高心部冲击韧度；此外适当减小止推垫片有效渗碳层深，以降低止推垫片表层脆性。

参考文献：

- [1] 崔忠析. 金属学与热处理[M]. 2版. 北京：机械工业出版社，2007.
- [2] 王传雅. 钢的亚温淬火[J]. 金属热处理, 1980 (2) : 1-15.
- [3] 刘和平. 高强塑积热变形淬火碳分配钢的研究[D]. 上海：上海交通大学，2011.
- [4] 计云萍，刘宗昌，任慧平，等. 高碳钢中马氏体的组织结构及形成机制[J]. 机械工程材料, 2013, 37 (3) : 1-4.
- [5] 沈莲. 机械工程材料[M]. 2版. 北京：机械工业出版社，2003.

MW 20240805

（上接第106页）

标准要求，晶粒较粗时会导致材料在晶界处的强度降低，这会减少材料的疲劳寿命，在交变载荷压应力的反复作用下更容易出现疲劳开裂。宏观检测与SEM形貌观察分析，裂纹源位于内腔丝孔处，有较明显的疲劳特征。

2) 泵头体开裂的主要原因是其使用时受到交变载荷压应力的作用，泵头体材料本身抗拉强度低，以及晶粒度超出标准，导致零件的疲劳寿命缩短。内腔丝孔区域的薄弱性引起了应力集中，从而在内腔丝孔处形成了疲劳源。这些疲劳源在交变载荷压应力的作用下，促使裂纹沿着晶界不断扩展，最终导致了疲劳开裂。

3) 为了增强泵头体的性能和耐久性，建议对材料的化学成分进行优化，改进热处理工艺，或调整制造工艺，以实现更细小的晶粒结构，提高抗拉强

度，这样的改进将有助于减少应力集中，提高材料的疲劳抗力，从而延长泵头体的使用寿命。

参考文献：

- [1] 韩栋，修吉平，李佳玲，等. 压裂泵泵头体失效分析[J]. 失效分析与预防, 2012, 7 (2) : 126-131.
- [2] 王长健. 压裂泵泵头体裂纹原因分析及应对措施[J]. 金属热处理, 2014, 39 (9) : 151-154.
- [3] 徐良乐，吴高明，斯庭智. 石油压裂泵阀箱十字孔开裂原因分析及改进措施[J]. 金属热处理, 2018, 43 (3) : 233-236.
- [4] 侯勇俊，唐煌. 钻井泵泵头体疲劳裂纹扩展分析[J]. 塑性工程学报, 2023, 30 (10) : 188-195.
- [5] 曾云，周思柱，李宁，等. 压裂泵泵头体材料的疲劳实验与疲劳寿命预估[J]. 热加工工艺, 2020, 49 (6) : 47-49.

MW 20240507