

车轮辐板辊轴早期疲劳断裂： 失效原因与机理剖析

Early Fatigue Fracture of Wheel Spoke Plate Rollers: Causes and Mechanism Analysis

供稿|胡青凤¹, 朱祖元¹, 段泉强², 谢卫², 陈刚¹, 于文坛¹ / HU Qingfeng¹, ZHU Zuyuan¹, DUAN Quanqiang², XIE Wei², CHEN Gang¹, YU Wentan¹

内容 导 读

辊轴是车轮辗轧成型过程中的核心装备之一，其表面在辗轧工况下承受高频交变应力，对抗疲劳性能与表面强化质量提出严苛要求。本文针对某 5CrNiMo 材质车轮辐板辊轴的早期轴头断裂失效问题，采用化学成分检测、显微组织分析、渗氮层深度与成分表征、硬度梯度测试及断口扫描电镜（SEM）等多维度表征手段，系统探究辊轴失效机理。结果表明，该辊轴早期疲劳断裂的核心原因是气体渗氮工艺未有效执行，导致表面未形成合格渗氮硬化层与残余压应力层，硬度与抗疲劳性能未达设计要求；而基体组织中存在的碳偏析条带虽在设计允许范围内，但对渗氮原子渗入速率存在一定影响，这为潜在的工艺优化方向。本研究通过渗氮工艺参数验证、对照组实验及多维度微观表征，明确失效主因并提出针对性改进措施，为同类轧制装备的质量控制与工艺优化提供技术支撑。

辐板辊轴作为车轮轧制成型的关键工装^[1-3]，其表面硬度、耐磨性与抗疲劳性能直接决定车轮生产的尺寸精度、轧制效率及设备运行稳定性。在轨道交通装备向高速、重载、轻量化发展的背景下，车轮产品对辐板辊轴的可靠性与使用寿命提出了更高标准，要求辊轴在复杂交变应力工况下具备长期服役能力。然而，在实际生产中辐板辊轴常因表面强化工艺缺陷、基体组织偏析等问题出现早期失效，尤其是轴头与轴身过盈配合区域^[4-10]，一旦材料或工艺存在隐患，极易在服役早期发生断裂，引发非计

划停机、产品报废甚至安全事故，严重制约生产连续性，增加成本控制难度^[11-13]。

针对某辐板辊轴服役早期轴头平整断裂的典型案例，本文突破单一检测手段的局限性，通过全流程系统性表征：包括化学成分验证、基体组织与偏析分析、渗氮层成分与深度检测、硬度梯度对比、断口微观特征解析，深入剖析失效机理。同时，增设渗氮合格试样对照组，明确渗氮层缺失的核心作用^[14-16]；结合 5CrNiMo 材质渗氮工艺标准，量化分析表面硬度不达标问题；探讨碳偏析条带对渗氮过

程的影响及潜在风险，最终提出可落地的改进措施。研究不仅为解决该类辊轴早期失效提供具体技术路径，也为行业辊轴材料选型、渗氮工艺优化及质量管控提供理论依据，对提升轧制装备技术水平、保障生产稳定具有重要工程价值。

实验分析

辊轴工艺概述

失效辊轴如图 1 所示。材质为 5CrNiMo 热作模具钢，采用真空感应炉冶炼，精锭重量 1.5 t，按 JB/T 5000.5—2019 标准锻造（锻件当量缺陷不大于 $\phi 2\text{ mm}$ ），锻造后经正火+高温回火预处理以均匀组织、消除内应力。为提升辊轴轴头表面的强硬度与抗疲劳性能，设计采用气体渗氮工艺进行表面强化，预设渗层深度为 $(0.5\pm 0.1)\text{ mm}$ ，标准工艺参数范围：渗氮温度 $480\sim 520\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、保温时间 $8\sim 12\text{ h}$ 、

氮分解率 $25\%\sim 35\%$ ；失效辊轴实际渗氮过程无有效参数记录，则判定为工艺执行失控。



图 1 辊轴实物图

失效件宏观形貌检查

图 2 所示为失效辊轴整体宏观形貌，失效辊轴断口表面光滑平整，呈现典型疲劳断口的贝纹线特征，贝纹线呈同心弧线向外辐射，为裂纹稳态扩展的宏观标志。失效试样轴头断裂表面平整，内侧齿面齿根处为应力集中核心区域，内侧面齿间产生约 35 mm 的轴向裂纹，裂纹起源于齿根并向基体扩展。

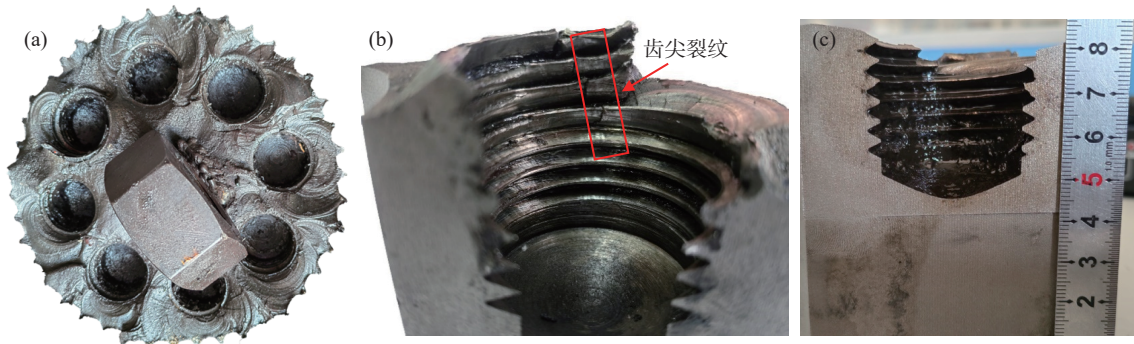


图 2 辊轴宏观形貌：(a) 轴头断裂表面；(b) 轴头断裂内侧面；(c) 断裂内侧尺寸图

化学成分检测

在断裂轴头位置切取 $20\text{ mm}\times 20\text{ mm}\times 20\text{ mm}$ 试样，依据 GB/T 11170—2008《不锈钢 多元素含量的测定 火花放电原子发射光谱法（常规法）》及

GB/T 1299—2025《工模具钢》中 5CrNiMo 牌号要求，采用电感耦合等离子体发射光谱仪（ICP-OES）进行化学成分分析。如表 1 所示，各元素实测值均处于标准规定范围内，排除因化学成分偏差导致材料性能劣化的可能性。

表 1 化学成分（质量分数）

项目	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
实测值	0.55	0.27	0.60	0.015	0.004	0.71	1.54	0.12	0.20
标准要求	0.50~0.60	≤ 0.40	0.50~0.80	≤ 0.030	≤ 0.030	0.50~0.80	1.40~1.80	≤ 0.30	0.15~0.30

显微组织形貌

光镜分析

在辊轴轴头断裂部位（1#试样，失效区）与正常

部位（2#试样，未失效区）分别取样，如图 3 所示，经体积分数 4% 的硝酸酒精腐蚀后观察显微组织。

图 4 为试样边部显微组织，图 5 为试样心部显

微组织；白色条带区域为铁素体（F）+贝氏体（B），灰黑色条带区域为回火索氏体（S_回）。1[#]、2[#]试样的边部与心部均存在碳元素分布不均引发的偏析条带，两组试样的组织形态、偏析范围、条带分布无明显差异。

结合 JB/T 5000.8—2019《重型机械通用技术条件 第8部分：锻件》及 GB/T 13299—2022《钢的游离渗碳体、珠光体和魏氏组织的评定方法》关于带状偏析的评级要求，该程度组织偏析（宽度占比8%~12%）处于设计允许范围（≤15%）内。进一步分析偏析对渗氮过程的影响：碳富集区域会小幅降低氮原子渗入速率，碳贫化区域渗入速率略高，但

本次两组试样偏析程度一致，未造成局部渗层厚薄不均，因此组织偏析并非本次辊轴失效的主导原因；相关研究^[17-18]指出，碳分布不均会导致表面抗疲劳性能存在微小差异，属于长期服役的潜在风险，后续生产需持续监控锻件偏析等级。

扫描电镜与能谱分析

选取 1[#]失效试样断裂源区附近的轴头最外表层（距原始表面 <5 μm 范围内），经离子减薄抛光后，在扫描电镜下选取无氧化皮、无明显划痕的平坦区域（避开碳偏析富碳/贫碳条带交界处，防止氮吸附差异干扰）进行能谱仪点扫描与线扫描分析（加速电压 20 kV，采集时间 60 s）。如图 6 所示，1[#]试样最外层整体为回火索氏体、铁素体和贝氏体，左侧区域（最靠近表面）主要为铁素体+贝氏体。如图 7 所示，能谱扫描结果在 0~2 keV 轻元素区间未发现显著的 N 元素特征峰（约 0.392 keV）。为排除取样深度过深（进入基体）导致漏测的可能性，本次特意控制了电子束激发体积（加速电压 20 kV 下激发直径约 2~3 μm，远小于预设渗氮层深度 0.5 mm，理论上应捕获表层 N 信号）；同时增设未发生失效的同材质正常辊轴作为对照组，在与失效试样相同



图3 显微组织取样示意图

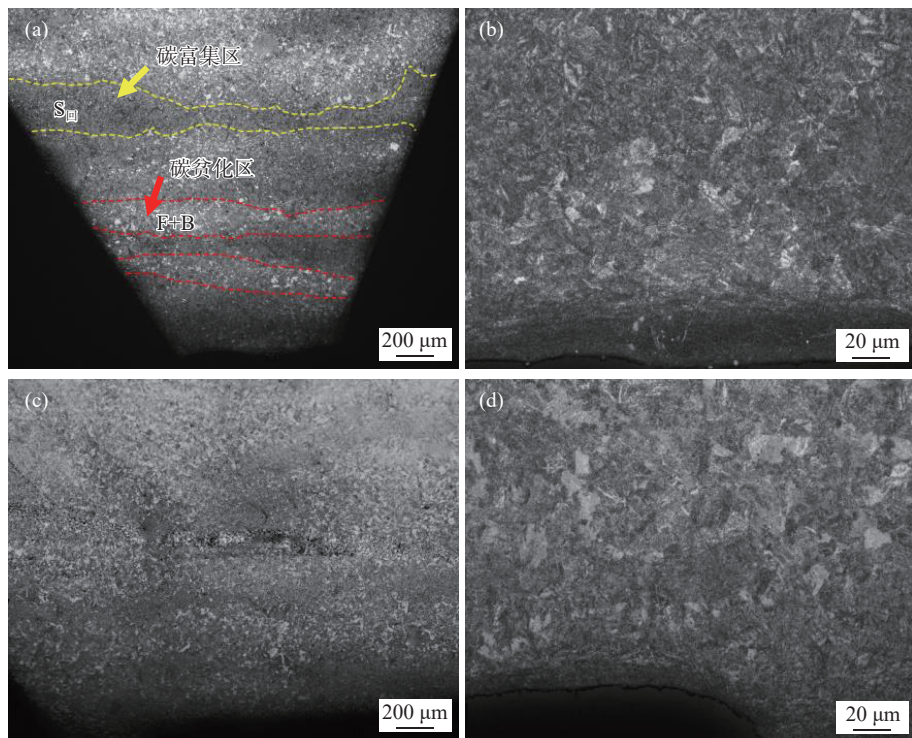


图4 断裂试样和正常试样边部不同放大倍数下显微组织形貌：(a, b) 1[#]试样边部组织；(c, d) 2[#]试样边部组织

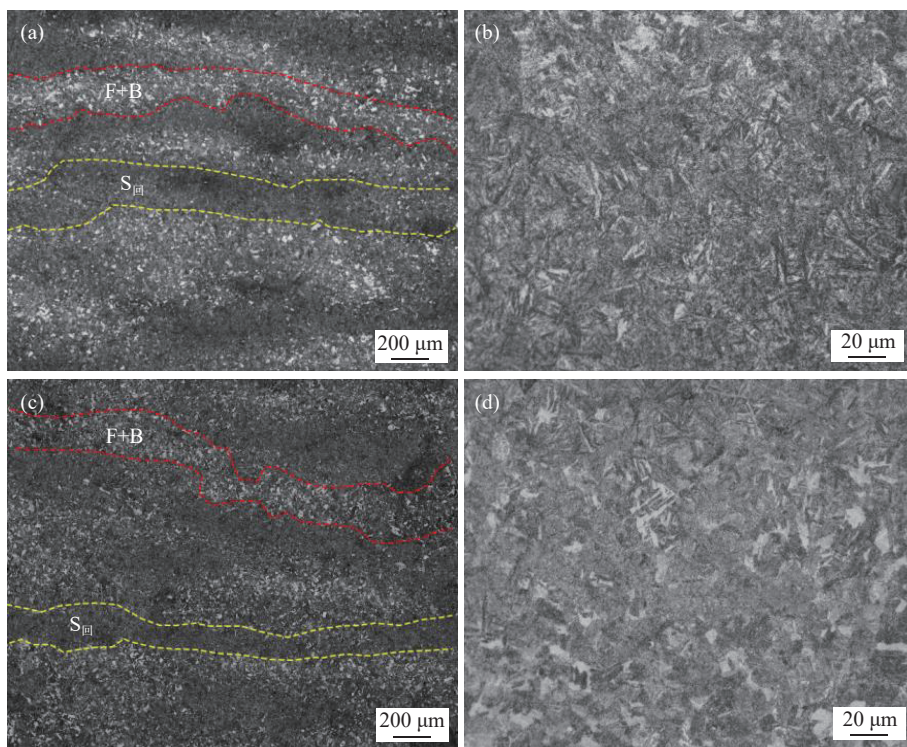


图5 断裂试样和正常试样心部不同放大倍数下显微组织形貌: (a, b) 1#试样心部组织; (c, d) 2#试样心部组织

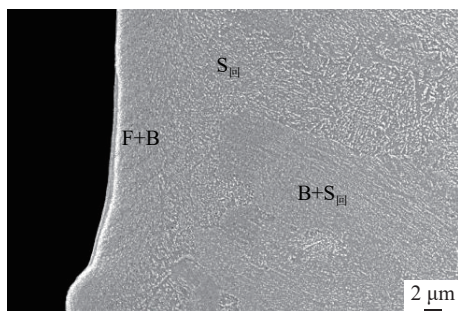


图6 断裂试样边部扫描照片

位置取样进行同参数 EDS 分析, 能谱图中清晰出现 N 元素特征峰。这一对比结果有力排除了取样误差, 证实失效件表面确实未形成有效渗氮层。

硬度均匀性分析

> 洛氏硬度

依据 GB/T 230.1—2018《金属材料 洛氏硬度试验 第1部分: 试验方法》在断裂轴头附近切取一块断面硬度试块进行测试, 结果如图8所示, 整体硬

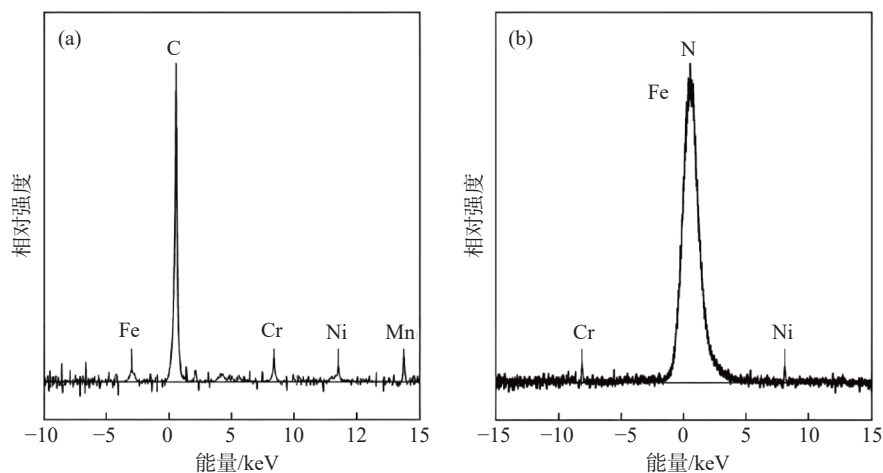


图7 不同试样能谱对比图: (a) 渗氮失败试样; (b) 渗氮成功试样

度区间为 HRC 28.5~31.4, 心部硬度略高于表面, 符合基体热处理后硬度为 HRC 28~32 的技术要求。该硬度分布为基体原始硬度特征, 未出现渗氮层高硬度梯度变化。

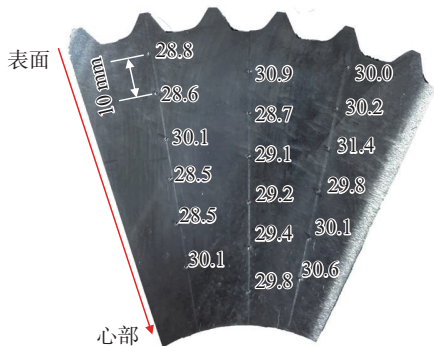


图 8 洛氏硬度值

➤ 维氏硬度

除了洛氏硬度测试, 还在断裂试样和正常试样的齿根和齿尖处进行了维氏硬度测试。如图 9 所示为正常试样和断裂试样热镶后的实物图, 分别在试样的齿根和齿尖处进行显微硬度测试, 试验力为 HV0.5, 从表面向基体方向测试深度为 3 mm, 每 0.3 mm 进行一个硬度点的测试, 观察显微硬度的变化趋势。最后在每个试样的心部进行单点测试, 进一步确认表面硬度和基体的区别。

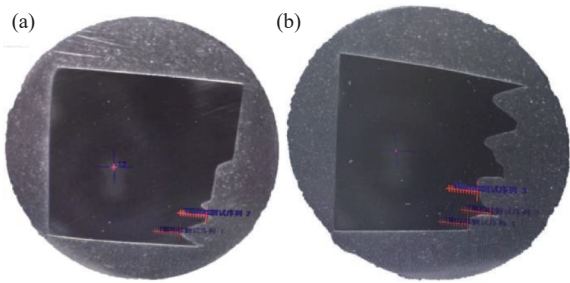


图 9 断裂试样和正常试样实物图: (a) 正常试样; (b) 断裂试样

如图 10(a) 和图 10(b) 分别为断裂位置和正常位置维氏硬度变化趋势图。结果显示, 断裂试样和正常试样表面硬度值均在 HV 260~342.2, 且心部硬度均值明显高于表面, 与洛氏硬度测试结果吻合。在断裂试样和正常试样 (试样如图 9 所示) 上随机选取点位进行基体单点测试, 结果分别为 HV 304.2 和 HV 265.8, 两者均处于 5CrNiMo 基体热处理 HRC 28~32 (约 270HV~304HV) 的技术要求区间内, 差

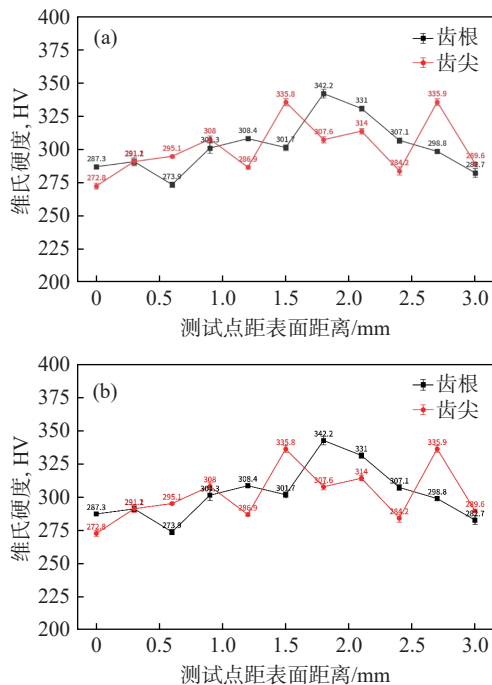


图 10 维氏硬度: (a) 断裂位置; (b) 正常位置

值约 38.4HV, 在基体维氏硬度的正常离散范围 ($\pm 10\% \sim 15\%$) 内。由于本文重点关注表面渗氮层与基体的硬度梯度差异 (需要渗氮层硬度 $\geq HV 700$), 而两者心部基体硬度均未达到渗氮硬化特征, 故从判定渗氮层缺失的角度分析, 断裂试样与正常试样的维氏硬度 (基体区) 无显著差异。

扫描断口

➤ 断口形貌

在轴头断裂处进行断口取样, 超声波清洗仪清洗后对断口扫描分析, 断口形貌如图 11 所示, 图 11(a) 为断口试样, 可以发现断口表面平整, 有一簇整齐的同心弧线向外扩散, 该弧线为贝纹线, 是疲劳断口的典型特征。图 11(b)~(c) 均为扫描电镜下断口形貌, 不难发现, 相邻贝纹线间都存在略呈弯曲且互相平行的沟槽状花样, 且与贝纹线垂直, 这是裂纹扩展时留下的微观痕迹, 即疲劳条带, 为疲劳断口最为典型的微观特征。图 11(d) 为裂纹源, 该区域呈现撕裂的尖棱状, 贝纹线就是从该处向外辐射。

➤ 能谱分析

如图 12 所示为疲劳断口的裂纹源, 在源区附近的 3 个位置进行能谱扫描, 扫描结果如图 12(b)~(d) 所示, 主要元素均为 Fe、C、O、Ni、Cr、Mn 等,

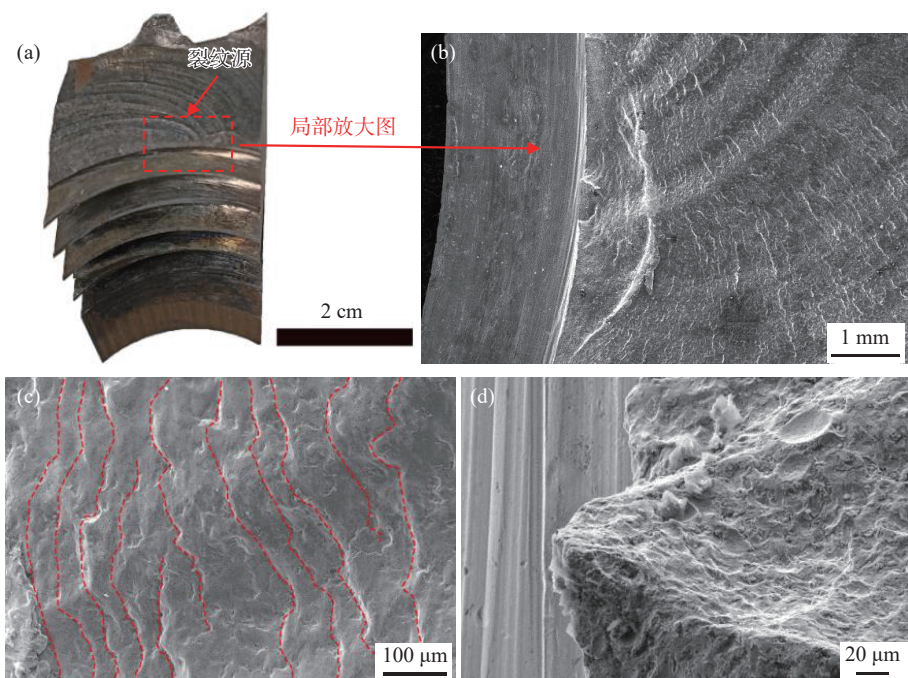


图 11 轴头断裂断口形貌: (a) 宏观断口; (b) 断口低倍形貌; (c) 断口高倍形貌; (d) 裂纹源高倍形貌

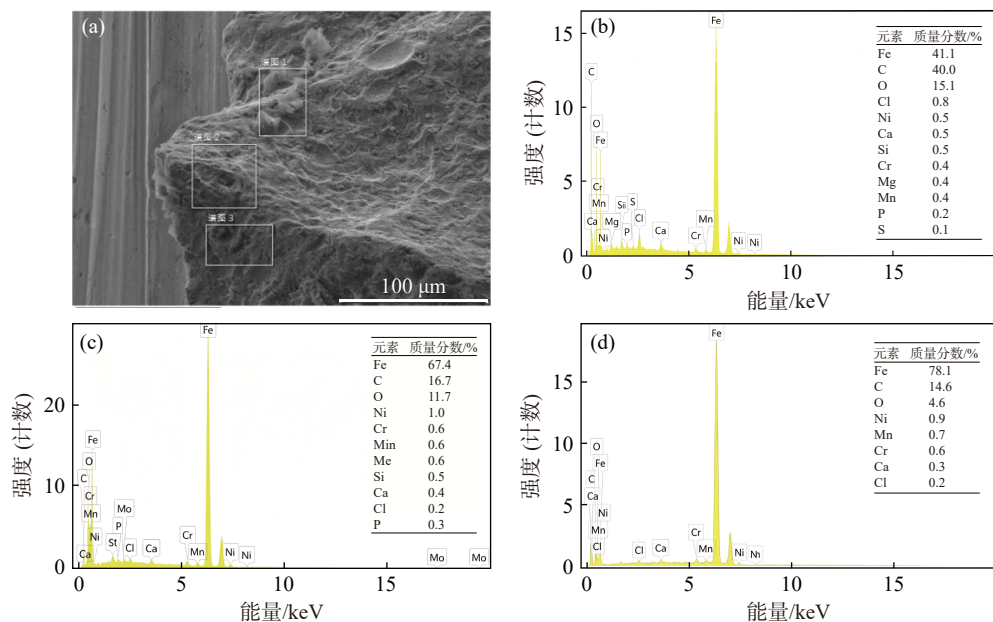


图 12 裂纹源区形貌及能谱分析: (a) 微观形貌; (b) 谱图 1; (c) 谱图 2; (d) 谱图 3

并未发现夹杂。

疲劳断裂。

分析与讨论

失效模式判定

结合宏观贝纹线、微观疲劳条带、裂纹源形貌，可确定本次辊轴失效模式为交变应力下的早期

失效影响因素分析与判定

(1) 基体材料与组织偏析影响

化学成分、基体洛氏硬度均符合 5CrNiMo 材质标准，锻造、正火+高温回火预处理工艺合格，基体材料无质量问题。

两组对照试样均存在碳偏析条带，偏析等级在标准允许范围内；偏析仅会小幅影响氮原子渗入速率，未造成局部性能突变，不是本次失效主因。但碳分布不均会使工件表面抗疲劳性能存在微小差异，属于长期服役的潜在风险，需在锻件来料检验中严格管控偏析等级。

（2）渗氮工艺失效判定

工艺参数排查：调取生产记录，本次气体渗氮温度、保温时间、氨气分解率均处于行业标准区间，排除参数设定错误；结合炉体检修记录，判定失效原因为渗氮炉密封性不足，炉内进入氧化性气氛，氮原子无法有效渗入基体，最终导致渗氮工艺整体失效。

多试验联合佐证：能谱仪结果显示失效试样表面 $<5\mu\text{m}$ 区域内无N元素特征峰，正常对照试样表面化合物层含大量N元素；维氏硬度结果显示失效件表面硬度HV 260~342.2，远低于5CrNiMo气体渗氮 $\geq 700\text{HV}$ 的企业及行业标准。以上多维度试验相互印证，证明辊轴表面未形成设计要求的渗氮硬化层与残余压应力层，表面抗疲劳、耐磨性能大幅下降。

失效机理与过程分析

综合以上分析，可以重构其失效过程：由于关键的表面渗氮工艺未能有效执行，导致轴头表面未形成设计所需的硬化层与残余压应力层。这使得工件表面硬度和耐磨性未能得到提升，更重要的是，抗疲劳性能（尤其对疲劳裂纹萌生的抵抗能力）未得到增强。在服役过程中，轴头承受较大的交变应力，在应力集中部位（如齿根过渡区）萌生疲劳裂纹。裂纹在交变应力作用下持续扩展，最终导致轴头在服役早期发生疲劳断裂。断口上观察到的裂纹源及扩展特征，正是这一过程的直接记录。

改进措施

针对性改进措施

设备前置检查：每批次渗氮作业前，全面检测渗氮炉炉体、管路、密封法兰气密性，杜绝空气混入引发工件表面氧化、阻碍渗氮；每日班前开展炉内气氛抽检。

工艺参数精准管控：严格执行标准参数，渗氮温度 $520\sim 560^\circ\text{C}$ ，保温 $24\sim 36\text{h}$ ，氨气分解率 $25\%\sim 35\%$ ；全程实时记录参数，留存台账可追溯。

过程+成品双重检测：每批次随炉放置同材质工艺试棒，出炉后检测渗层深度、表面硬度、物相；对正式工件采用微损抽检方式，核查表面硬度，判定渗氮效果。

锻件质量管控：加强来料锻件偏析等级检测，控制碳偏析范围，消除潜在服役风险。

改进效果验证

设备制造厂家采纳上述措施，对同材质、同类型的辐板辊轴进行了工艺参数优化和过程控制强化后的渗氮处理。后续经跟踪调查，优化后处理的辊轴在同等服役条件下，未再发生早期断裂失效。此结果有效验证了“渗氮工艺不合格导致表面强化不足，进而引发早期疲劳断裂”的失效结论。

结束语

（1）辊轴基体化学成分、热处理组织、基体硬度均合格，锻造产生的组织偏析在标准允许范围内，为次要潜在风险，未直接引发本次失效；

（2）失效核心原因为气体渗氮炉密封失效，炉内氧化性气氛导致渗氮工艺完全失效，工件表面未形成合格渗氮层，表面硬度远低于标准要求，在交变应力作用下萌生疲劳裂纹并扩展断裂；

（3）本次失效排除工艺参数设定错误，故障根源为设备密封缺陷；制定的设备巡检、参数管控、随炉试棒检测等措施，经现场验证可有效规避同类问题；

（4）本次研究完善了5CrNiMo辊轴气体渗氮工艺的质量管控体系，补充了该材质渗氮与疲劳失效的试验数据，可为同类热作模具钢工装的表面强化工艺优化、失效分析提供参考。

参考文献

- [1] 陶礼. DRAW1250立式车轮轧机轧制的咬入条件分析. 冶金与材料, 2021, 41(2): 27
- [2] 王旭东. 辐板辊周向裂纹形成原因分析. 金属热处理, 2019, 44(S1): 164
- [3] Chakherlou T N, Mirzajanzadeh M, Vogwell J. Experimental and

- numerical investigations into the effect of an interference fit on the fatigue life of double shear lap joints. *Eng Fail Anal*, 2009, 16(7): 2066
- [4] 操庆春, 方静. 某型乘用车变速箱轴承失效原因分析. 金属世界, 2025(5): 69
- [5] 曾飞. 列车轮对弯曲载荷作用下过盈配合面微动行为研究 [学位论文]. 西南交通大学, 2012
- [6] 曹青松, 郭小兵, 熊国良, 等. 列车关键部件过盈配合面微动损伤研究展望. 铁道科学与工程学报, 2015, 12(3): 663
- [7] 张焱, 章文峰, 闫海. 断口定量分析在评估构件疲劳寿命中的应用. 材料工程, 2000(4): 45
- [8] 赵冬梅. 车辆轴轮过盈配合接触应力分析. 机械, 2012, 39(12): 46
- [9] Lanciotti A, Polese C. The effect of interference-fit fasteners on the fatigue life of central hole specimens. *Fatigue Fract Eng M*, 2005, 28(7): 587
- [10] 孙小娟, 李扬辉, 江连运, 等. 考虑轮轴过盈配合的地铁车轮踏面制动温度场和应力场研究. 太原理工大学学报, 2024, 55(4): 619
- [11] 丁海, 李承斌. 模具的失效分析及热处理工艺的改进. 热加工工艺, 2013, 42(6): 208
- [12] 张敬慧. 某铝合金工件的失效分析与预防. 机械工程师, 2018(11): 150
- [13] Pierce S O, Evans J L. Failure analysis of a metal bellows flexible hose subjected to multiple pressure cycles. *Eng Fail Anal*, 2012, 22: 11
- [14] 中国机械工业联合会. GB/T 37400.8—2019 重型机械通用技术条件 第8部分: 锻件. 北京: 机械工业出版社, 2008
- [15] 刘海鑫. 热作模具钢 5CrNiMo 的热处理及氮碳共渗. 机械工程师, 2011(5): 130
- [16] 彭文屹, 吴晓春, 闵永安, 等. 离子渗氮化合物层对 4Cr5MoSiV1 模具钢热疲劳性能的影响. 上海大学学报 (英文版), 2003, 7(1): 87
- [17] 张瑞杰, 郑春雷, 张佩君, 等. 定量分析贝氏体钢轨钢中的偏析对疲劳磨损性能的影响. 机械工程学报, 2023, 59(12): 253
- [18] 张云飞, 崔毅, 赵英利, 等. 热加工对 GCr4Mo4V 钢显微组织及疲劳性能的影响规律. 热加工工艺, 2024, 53(18): 118

基金项目: 国家科技重大专项资助项目 (2025ZA0122004)。

作者简介: 胡青凤 (1995—), 男, 安徽滁州人, 硕士研究生, 助理工程师, 2022年毕业于北京科技大学材料科学与工程专业, 主要从事轮轴、轧辊类工件热处理工艺、表面强化及失效分析研究; 通信地址: 安徽省马鞍山市雨山区马钢人才公寓; E-mail: 1012546734@qq.com。