

无碳化物贝氏体高碳钢滚动接触疲劳失效分析

仇立宁, 李淑欣*, 蒋港辉, 余 丰, 鲁思渊

(宁波大学 机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211)

摘要: 对无碳化物贝氏体高碳钢开展滚动接触疲劳试验, 利用扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)、X射线衍射仪(XRD)、三维轮廓仪、显微硬度计和纳米压痕等分析方法, 对比分析低应力和高应力水平下的失效行为, 研究其失效机制。结果表明, 无碳化物贝氏体高碳钢在 1.8 GPa 低接触应力下有更优异的滚动接触疲劳性能, 其失效形式为表面剥落; 在 2.6 GPa 高接触应力水平下, 表面出现严重的塑性变形, 表面粗糙度增加导致最大剪切应力增加, 位置逐渐靠近表面。在 2.6 GPa 接触应力下塑性变形层形成梯度结构, 但是在 1.8 GPa 接触应力下并未发现梯度结构, 在塑性变形层发现大量的孔洞。

关键词: 无碳化物贝氏体高碳钢; 应力; 表面剥落; 梯度结构; 孔洞

中图分类号: TG113

文献标志码: A

文章编号: 1001-5132 (2021) 02-0055-06

滚动接触疲劳(RCF)是轮轨、轴承等零件最主要的失效方式, 它会使钢的组织发生变化, 降低其力学性能, 甚至在接触表面发生点蚀和剥落, 导致机械设备运转不稳定。人们对影响滚动接触疲劳性能的因素进行了广泛研究, 比如接触应力^[1-2]、滑差率^[1,3]、润滑条件^[4]等, 也有一些研究人员将重心放在改善组织上^[5-6]。近年来, 贝氏体钢由于其优异的强度和韧性而备受关注。Granham 等^[7]认为滚动接触疲劳是车轮表面在循环载荷作用下发生塑性变形所致, 当变形程度超过韧性极限时, 在高应变表面萌生疲劳裂纹。窦鹏等^[8]提出中碳贝氏体支承辊在表面萌生裂纹, 进而导致表面损伤, 形成深层剥落。Solano-Alvarez 等^[9]认为无碳化物贝氏体钢的损伤机理不同于传统的轴承钢, 孔洞的形成与连接是损伤演化的一个关键机制。Zheng 等^[10]报道了无碳化物贝氏体中碳钢在 1.7 GPa 的接触应力下疲劳裂纹源一般产生在试样的接触表面, 其滚动接触疲劳失效形式为点蚀和剥落。综上所述, 大多数研究都集中在贝氏体中低碳钢的失效机制上, 而较少对贝氏体高碳钢的失效机制进行深入研究。

因此, 有必要对贝氏体高碳钢进行深入探讨, 研究其失效本质。

以无碳化物贝氏体高碳钢为对象, 通过滚动接触疲劳试验对比分析了不同接触应力条件下的疲劳失效机理。从剥落形貌、裂纹的萌生及扩展和硬化层变化等方面表征了滚动接触疲劳的失效机制, 以为无碳化物贝氏体高碳钢的损伤程度评价提供理论参考。

1 试验方法

试验用贝氏体钢经冶炼与电渣重熔后锻成 $\Phi 70$ mm 的棒材, 其化学成分见表 1。热处理工艺如下: 加热至 930 $^{\circ}\text{C}$, 保温 30 min, 采用炉冷至 250 $^{\circ}\text{C}$ (大约需要 6 min), 然后 200 $^{\circ}\text{C}$ 等温处理 10 d, 最后空冷到室温, 得到无碳化物贝氏体组织, 其硬度为 670 HV, 弹性模量为 206 GPa, 泊松比为 0.3。根据 GB/T 10622-89 制备出轴承试样, 轴承试样分为上、下试样, 上、下试样的最大直径都为 60 mm, 其中上试样的接触宽度是 5 mm, 两试样接触表面的平均粗糙度 R_a 为 0.8 μm 。

收稿日期: 2020-11-06。

宁波大学学报(理工版)网址: <http://journalg.nbu.edu.cn/>

基金项目: 国家自然科学基金(51675287, 52075271); 宁波大学王宽诚幸福基金。

第一作者: 仇立宁(1995-), 男, 山东青岛人, 在读硕士研究生, 主要研究方向: 接触疲劳。E-mail: qq185939569@163.com

*通信作者: 李淑欣(1975-), 女, 宁夏中卫人, 教授, 主要研究方向: 接触疲劳、摩擦磨损性能。E-mail: lishuxin@nbu.edu.cn

表 1 试验用钢化学成分 %

成分	质量分数	成分	质量分数	成分	质量分数
C	0.22	Al	0.019	V	0.004
Mn	1.05	Cu	0.000 7	Nb	0.007
S	0.377	Cr	0.22	Ti	0.019
P	0.004	Ni	1.05	B	0.000 7
Si	0.007	Mo	0.377		

滚动接触疲劳试验在 MJP-30 型滚动接触疲劳试验机上进行, 试验条件为常温、油润滑, 每个试样都由独立电机驱动, 以设置不同的滑差率, 原理模型如图 1 所示. 两种试验的接触应力分别为 2.6 GPa 和 1.8 GPa, 其中上试样转速设定为 $850 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, 下试样转速设定为 $1000 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$. 使用振动传感器监测试验机状况, 当振动传感器监测的振动值大于设定的振动数值时, 试验机将自动停止.

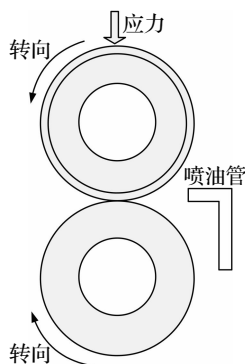


图 1 滚动接触疲劳试验原理模型

滚动接触疲劳试验结束后, 将样品从试验机上卸载下来, 使用电火花线切割机沿着周向和轴向切割疲劳试样, 切割后的样品用丙酮进行超声波清洗, 经过研磨和机械抛光后用 2% 的硝酸酒精溶液进行腐蚀. 使用 VK-X210 激光共聚焦扫描显微镜表征剥落坑形貌; 使用 D8 Discover 型 X 射线衍射仪(XRD)分析计算试样中的相组成及其相对含量, 扫描速度为 $2^\circ \cdot \text{min}^{-1}$, 残余奥氏体含量由 $(200)\alpha$ 、 $(200)\gamma$ 、 $(211)\alpha$ 、 $(220)\gamma$ 、 $(311)\gamma$ 衍射峰计算^[11]; 使用 HV-1000 显微硬度计测量从表面到亚表面的显微硬度变化规律; 使用 SU-5000 扫描电子显微镜(SEM)观察疲劳后试样的亚表面微观组织变化; 使用 Hysitron TI Premier 型纳米压痕仪表征不同变形区域的载荷位移曲线; 使用 FEI Talos-F200X 透射电镜观察塑性变形层微观组织的变化, 其中透射电镜样品由聚焦离子束(FIB)制得.

2 试验结果及分析

不同接触应力下无碳化物贝氏体高碳钢的滚动接触疲劳试验各进行 3 组, 循环次数分别取其 3 组试验结果的平均值, 在 2.6 GPa 和 1.8 GPa 接触应力下分别为 3.4×10^5 和 1.1×10^7 . 结果表明, 随着接触应力的减小, 无碳化物贝氏体高碳钢的循环次数明显增加. 这说明接触应力越大, 接触面的弹性变形相应也会增大, 滚动接触疲劳试样的接触面越容易发生损伤, 最终导致其疲劳寿命的降低.

通过对图 2 中滚动接触疲劳失效试样表面形貌的观察, 可以发现两种试样的失效形式都是剥落. 其中 2.6 GPa 接触应力的疲劳试样剥落坑唯一, 呈深 U 形, 说明剥落主要是由单一裂纹源造成的. 1.8 GPa 接触应力疲劳试样的多个剥落坑互相连接, 呈蝶形, 由于互相在表面不远处萌生裂纹, 然后在循环外力作用下不断扩展并形成连接状态, 最后导致形成复合的剥落坑^[12]. 表面疲劳失效的形貌不同主要是由接触应力大小不同造成的^[8].

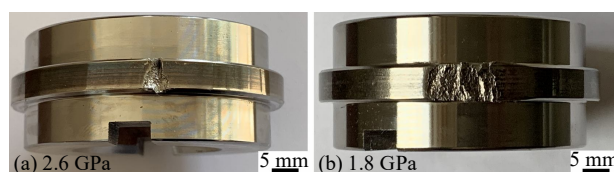
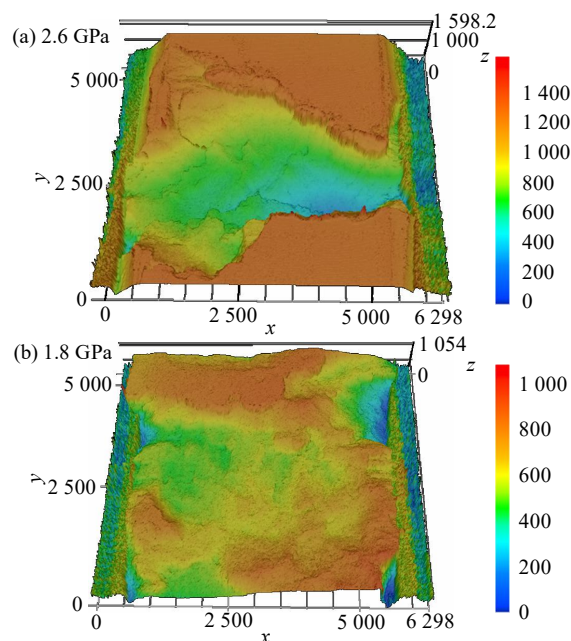


图 2 滚动接触疲劳表面形貌

图 3 为不同接触应力下剥落坑的三维形貌.

图 3 剥落坑三维形貌(单位: μm)

从图3中可以看到,在2.6 GPa接触应力条件下,剥落坑的最大深度约为1000 μm ,在1.8 GPa接触应力条件下,剥落深度约为450 μm ,同时在试样的边缘发生了更深的微小剥落。通过数据对比分析,2.6 GPa接触应力条件下的疲劳样品表面剥落坑深度大于1.8 GPa下的剥落坑深度。剥落坑深度的差异主要是由接触应力大小不同造成的,较大的接触应力使得摩擦增大,进而导致严重的表面疲劳损伤^[13],形成较深的剥落坑。

试验结束后测量两种不同接触应力下疲劳试样的显微硬度梯度,结果如图4所示,硬度都随着深度的增加而降低。2.6 GPa接触应力下疲劳试样的表面硬度约为781 HV,硬化层深度约为400 μm ;1.8 GPa下疲劳试样的表面硬度约为747 HV,硬化层深度也约为400 μm 。在距离表面约300 μm 的深度范围内,2.6 GPa接触应力的疲劳试样硬度始终高于1.8 GPa的疲劳试样硬度。这种显著的硬化是由多个因素影响造成的,在滚动接触疲劳过程中,较大的接触应力会导致严重的晶粒细化,细化的晶粒使得硬度显著提高,尽管亚表面的硬度也增加了,但在样品的更深处,变形可以忽略不计^[14]。

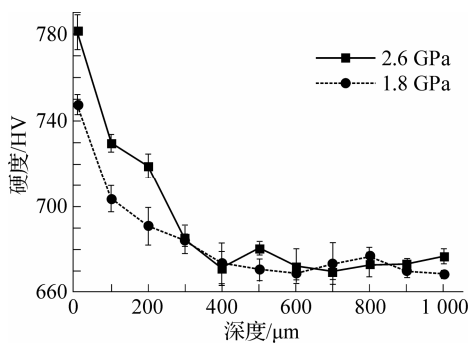


图4 疲劳试样显微硬度梯度

大塑性变形条件下残余奥氏体转变成马氏体的含量更高,如图5所示。

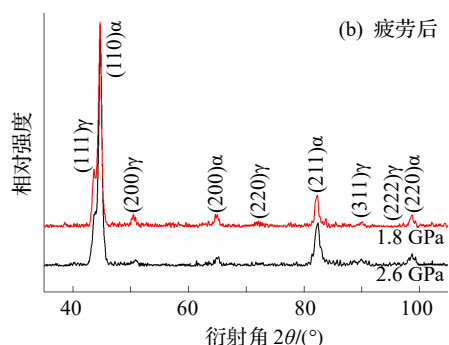
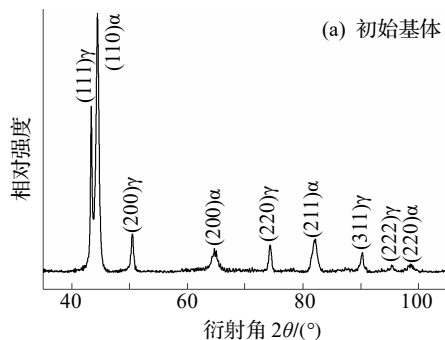


图5 试样不同状态下的XRD图谱

在2.6 GPa接触应力条件下,残余奥氏体体积分数从初始的32%转变为疲劳后的15.3%;而在1.8 GPa接触应力条件下,残余奥氏体体积分数从初始的32%转变为疲劳后的20%,同时亚表面产生更大的残余应力,使得硬度值提升较高。

图6为无碳化物贝氏体高碳钢在不同接触应力下的裂纹形貌。从图中看到两种疲劳试样的裂纹均由表面萌生,裂纹扩展区域都存在塑性变形,这表明两种接触应力下裂纹的疲劳失效机理是相似的^[15]。2.6 GPa接触应力疲劳试样的裂纹扩展深度和扩展角度均大于1.8 GPa接触应力疲劳试样的值,较大的裂纹扩展深度和扩展角度意味着在滚动接触疲劳循环载荷下出现了更为严重的疲劳损伤^[16],进而导致了更深的剥落深度。同时在1.8 GPa接触应力下,裂纹尖端出现了钝化现象,这表明在相对较低的应力条件下裂纹扩展速率较小。

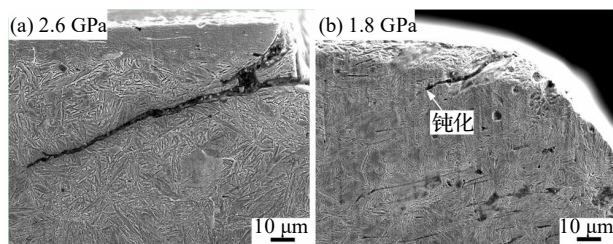


图6 疲劳试样亚表面裂纹形貌

图7为不同接触应力条件下亚表面硬化层的形貌。由于滚动接触疲劳过程不断累积的应变引起亚表面组织变形,使硬化层出现了梯度结构特征^[17-18]。图7(a)中的硬化层由3个区域组成,变形程度随着深度的增加越来越小。其中I区深度约为10 μm ,组织结构发生细化且沿着剪切方向被拉长;II区深度约为12 μm ,板条发生轻微变形;III区没有明显的组织形貌变化,仅仅是硬度得到了提高,

这是由马氏体相变和残余应力引起的. 图 7(b)中的硬化层由两个区域组成, I 区深度约为 $2.5\ \mu\text{m}$, 组织与表面平行并出现分层现象, 层与层之间存在着孔洞; II 区形貌与图 7(a)中的 III 区形貌相似, 无明显差异. 虽然经历了不同的循环次数, 但是接触应力的增加使得塑性变形更加严重^[19].

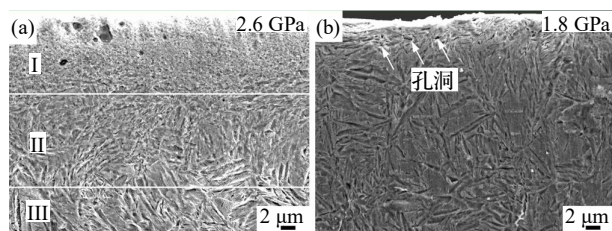


图 7 疲劳试样亚表面组织形貌

为了揭示硬化层组织的变化程度, 分别对图 7(a)的 I 区、II 区和 III 区进行纳米压痕试验. 3 个被标记区域的载荷位移曲线如图 8 所示, 从 I 区到 III 区压入深度呈梯度变化, 表面硬度最高, II 区次之. 图 9 为 I 区和 II 区组织的透射电镜形貌, 从中可以看出, 由于 I 区发生了严重的塑性变形, 贝氏体铁素体片层消失, 晶粒内部产生大量的位错, 形成亚结构; 而在 II 区晶粒被拉长, 边界较为清晰. 这说明在近表层的区域, 硬化层发生更为严重的剪切应变, 导致微观组织累积了更多的位错, 使得晶粒细化更为严重.

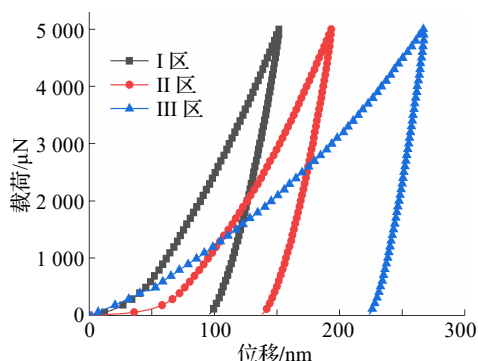


图 8 2.6 GPa 接触应力的疲劳试样硬化层载荷位移曲线

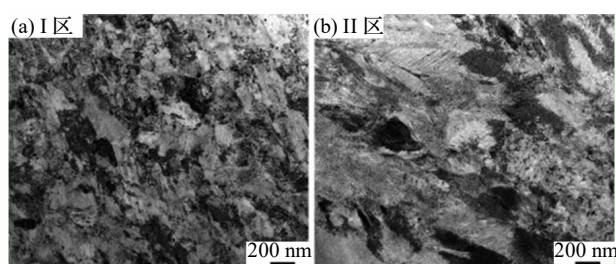


图 9 2.6 GPa 接触应力疲劳试样变形层透射电镜观察

3 讨论

塑性变形使得表面粗糙, 摩擦系数增加, 接触亚表面的剪切应力增大, 同时最大剪切应力由亚表面向表面靠近. 使用 Abaqus 有限元软件模拟了最大应力处的位置, 圆环试样以实际尺寸通过面与面的接触方式进行建模, 应用了平面应变四边形单元, 载荷设置为施加在上试样的、大小为试验值的体力载荷, 约束包括上下试样除 Z 轴方向上移动和绕 X 轴方向上转动的其他自由度. 其中 1.8 GPa 接触应力的平均稳态摩擦系数约为 0.1, 2.6 GPa 接触应力的平均稳态摩擦系数约为 0.5, 接触亚表面剪切应力分布结果如图 10 所示. 1.8 GPa 接触应力条件下, 应力最大处出现在亚表面, 亚表面萌生孔洞; 2.6 GPa 接触应力条件下, 应力最大处出现在表面, 表面萌生裂纹. 在滚动接触疲劳过程中, 由于存在较大的剪切应变, 从而在亚表面形成了梯度结构. 越靠近表面, 剪切应变越大^[20]. 根据 Dautzenberg 等^[21]提出的方法, 使用公式 $\varepsilon = \tan(\theta) / \sqrt{3}$, 通过计算亚表面弯曲板条边界的曲率可以得到等效应变随深度变化的趋势, 其中 ε 为等效应变, θ 为接触表面法线和塑性变形流变线切线的夹角, 如图 11 所示. 在深度 $0 \sim 10\ \mu\text{m}$ 内, 塑性变形流变线由于几乎和接触表面平行, 所以难以估算其剪切应变. 在深度 $10 \sim 22\ \mu\text{m}$ 的等效应变变化中, 可以看出距离表面越近剪切应变越大, 这意味着近表面 I 区的剪切应变远大于 II 区和 III 区的剪切应变, 进而在亚表面形成了梯度结构.

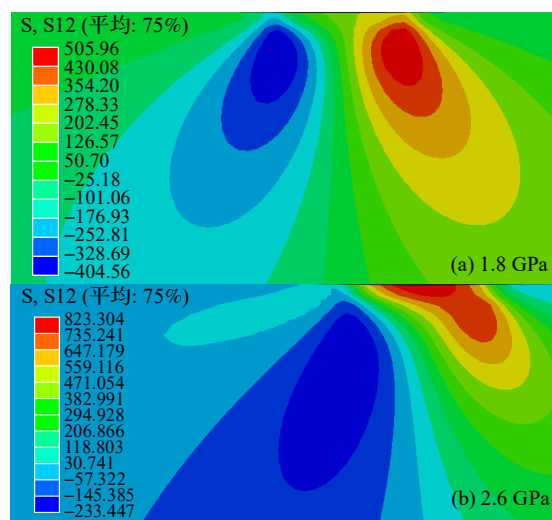


图 10 接触亚表面剪切应力分布

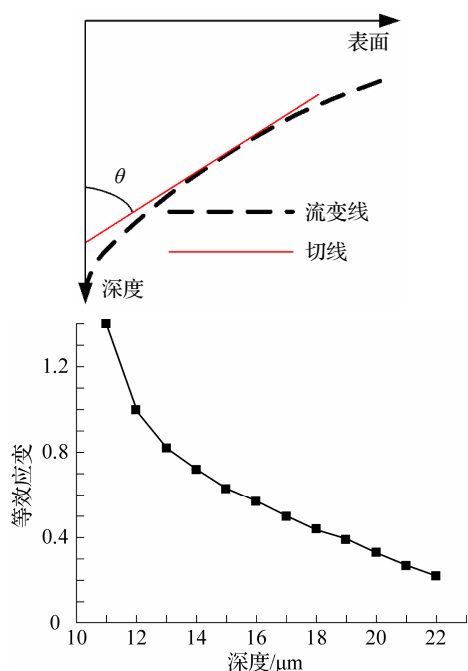


图11 亚表面剪切应变估算示意和剪切应变随深度变化

图12是滚动接触疲劳试样疲劳失效的示意图。接触表面上的微凸体不断受到剪切应力的作用,使接触表面粗糙度增大,持续发生塑性变形,不断累积塑性应变。当应变程度超过临界值时,表面产生微裂纹,微裂纹的扩展引起点蚀^[22]。同时亚表面在塑性变形过程中,残余奥氏体发生相变成为马氏体,硬马氏体和软贝氏体铁素体的边界处形成韧性孔洞^[9](图12(b)),裂纹在循环压应力和剪切应力的作用下从表面沿着一定角度缓慢地向亚表面扩展,不断连接孔洞(图12(c)),快速扩展至亚表面深处,由于没有足够的能量使得裂纹向更深处扩展,裂纹便改变方向,向着与表面平行的方向扩展,扩展一定距离后,朝着试样表面的方向急速扩展,从而导致试样发生剥落(图12(d))。

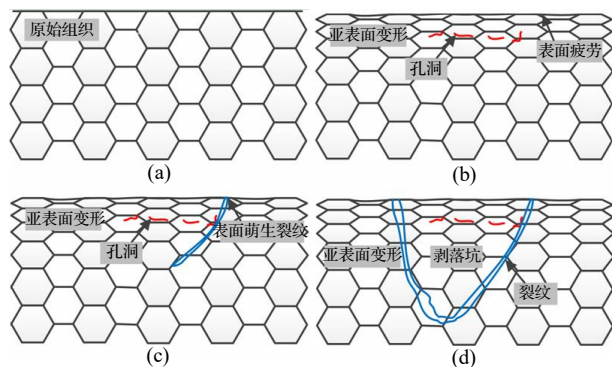


图12 疲劳失效过程示意

4 结论

(1)无碳化物贝氏体高碳钢在相对较低接触应力条件下有更优异的滚动接触疲劳性能,失效形式是剥落。2.6 GPa 高接触应力下,试样形成深而窄的单一剥落坑;1.8 GPa 低接触应力下,形成多个浅而宽的剥落坑。

(2)表面剪切应力和应变梯度导致梯度结构形成。其中2.6 GPa 高接触应力试样由3个区域组成;1.8 GPa 低接触应力试样由2个区域组成,并且近表面区域出现了孔洞特征。

(3)在滚动接触疲劳过程中,表面持续发生塑性变形,塑性变形增加表面粗糙度,引起剪切应力增大,同时最大剪切应力上移至表面。在剪切应力的作用下,表面萌生微裂纹,微裂纹连接孔洞后向着亚表面快速扩展,扩展到一定深处后,发生剥落失效。

参考文献:

- [1] Seo J W, Jun H K, Kwon S J, et al. Rolling contact fatigue and wear of two different rail steels under rolling-sliding contact[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 83:184-194.
- [2] 梅冰, 李友国, 汪长安, 等. 中碳贝氏体钢滚动接触疲劳的裂纹萌生[J]. 清华大学学报(自然科学版), 2002, 42(12):1569-1571; 1575.
- [3] Makino T, Kato T, Hirakawa K. The effect of slip ratio on the rolling contact fatigue property of railway wheel steel [J]. International Journal of Fatigue, 2012, 36(1):68-79.
- [4] Donzella G, Mazzù A, Petrogalli C. Competition between wear and rolling contact fatigue at the wheel-rail interface: Some experimental evidence on rail steel[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit, 2009, 223(1):31-44.
- [5] 李大明, 王福明, 陈曦, 等. Si 含量对无碳化物贝氏体钢组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2018, 43(10):5-9.
- [6] 赵佳莉, 张福成, 于宝东, 等. 70Si3MnCrMo 钢中贝氏体及其回火稳定性[J]. 钢铁, 2017, 52(1):71-80.
- [7] Garnham J E, Davis C L. The role of deformed rail microstructure on rolling contact fatigue initiation[J]. Wear, 2008, 265(9/10):1363-1372.
- [8] 窦鹏, 李友国, 梁开明, 等. 中碳贝氏体钢支承辊的垂直裂纹分析[J]. 金属热处理, 2005(3):13-16.
- [9] Solano-Alvarez W, Pickering E J, Bhadeshia H K D H. Degradation of nanostructured bainitic steel under rolling

- contact fatigue[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 617:156-164.
- [10] Zheng C L, Dan R, Zhang F C, et al. Effects of retained austenite and hydrogen on the rolling contact fatigue behaviours of carbide-free bainitic steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 594:364-371.
- [11] 但锐, 张明, 郑春雷, 等. 氢对贝氏体辙叉钢摩擦磨损行为的影响[J]. *机械工程学报*, 2012, 48(20):36-41.
- [12] 陈颜堂, 乔晓星, 白秉哲, 等. 润滑条件下中低碳空冷贝氏体钢的滚动滑动接触疲劳行为[J]. *机械工程材料*, 2001(8):8-12.
- [13] 黄洁. 不同法向载荷下轮轨材料滚动摩擦磨损行为研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2015.
- [14] Yang Z N, Ji Y L, Zhang F C, et al. Microstructural evolution and performance change of a carburized nanostructured bainitic bearing steel during rolling contact fatigue process[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 725:98-107.
- [15] 刘颖宾, 宫彦华, 王强, 等. 列车车轮滚动接触疲劳裂纹评论研究[J]. *摩擦学学报*, 2020, 40(3):305-313.
- [16] Li Q G, Huang X F, Huang W G. Fatigue property and microstructure deformation behavior of multiphase microstructure in a medium-carbon bainite steel under rolling contact condition[J]. *International Journal of Fatigue*, 2019, 125:381-393.
- [17] 高清远, 李淑欣, 苏云帅. 马氏体钢干滑动磨损纳米梯度结构的形成机理研究[J]. *摩擦学学报*, 2019, 39(6): 698-705.
- [18] Su Y S, Li S X, Gao Q Y, et al. Evolution of nano-laminated structure formed by the thermally-assisted plastic deformation in dry sliding wear[J]. *Tribology International*, 2019, 140:105846.
- [19] Huang Y B, Shi L B, Zhao X J, et al. On the formation and damage mechanism of rolling contact fatigue surface cracks of wheel/rail under the dry condition[J]. *Wear*, 2018, 400/401:62-73.
- [20] 卢柯. 梯度纳米结构材料[J]. *金属学报*, 2015, 51(1):1-10.
- [21] Dautzenberg J H, Zaat J H. Quantitative determination of deformation by sliding wear[J]. *Wear*, 1973, 23(1):9-19.
- [22] 付悍巍, 崔一南, 张弛, 等. 轴承钢滚动接触疲劳研究进展[J]. *中国冶金*, 2020, 30(9):11-23.

Failure analysis of carbide-free bainitic high carbon steel under rolling contact fatigue

QIU Lining, LI Shuxin*, JIANG Ganghui, YU Feng, LU Siyuan

(Faculty of Mechanical Engineering & Mechanics, Ningbo University, Ningbo 315211, China)

Abstract: Rolling contact fatigue test was carried out on carbide-free bainitic high carbon steel. The failure behavior and mechanism were studied under low and high stress levels by means of scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope (TEM), nano-indentation, microhardness tester and three-dimensional profilometer. The results showed that carbide-free bainitic high carbon steel showed much longer rolling contact fatigue performance under lower contact stress of 1.8 GPa. Specimens failed in the way of surface spalling. Under high contact stress level of 2.6 GPa, severe plastic deformation was observed on the surface. The increased surface roughness led to the rise in the magnitude of the maximum shear stress and the location shifted close to the surface. Gradient microstructure was generated in the plastic deformation layer under 2.6 GPa, but was not observed under 1.8 GPa, where many voids were presented in the plastic deformation layer.

Key words: carbide-free bainitic high carbon steel; stress; surface spalling; gradient structure; voids

(责任编辑 韩 超)