

DOI: 10.20098/j.cnki.1001-5132.2024.1008

滚动接触疲劳下 GCr15 轴承钢 WEB 的形成机理

阜汉林, 陈金华, 蒋港辉, 李淑欣*

(宁波大学 机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211)

摘要: GCr15 轴承钢在滚动接触疲劳下失效的主要原因之一是亚表面显微白色蚀刻带(White Etching Band, WEB)的形成。通过金相光学显微镜、扫描电子显微镜、激光共聚焦显微镜、X 射线衍射对滚道表面和亚表面的组织变化进行研究。结果分析表明, 通过观察内滚道和分析震动信号得到亚表面微观结构变化是轴承震动失效的主要原因。随着应力的增加, 滚动接触疲劳轴承内圈的亚表面 WEB 数量和密度逐渐增加。在无暗蚀区的条件下, 马氏体钢在滚动接触疲劳中转变为铁素体带, 包括单条铁素体带和多条组成的铁素体微带。铁素体带的碎裂、位错重排或动态重结晶形成的等轴和细长晶粒组成了 WEB, 透镜碳化物的形成与基体和球形碳化物的碳迁移有关。WEB 的分布深度、密度与最大剪切应力、最大显微硬度变化所处深度一致, 说明 WEB 的产生主要由局部剪切应力主导。

关键词: 马氏体钢; 白色蚀刻带; 滚动接触疲劳; 马氏体相变

中图分类号: TG113

文献标志码: A

文章编号: 1001-5132 (2025) 03-0001-08

滚动接触疲劳(Rolling Contact Fatigue, RCF)是轴承最常见的失效形式, 表现为材料在循环应力下产生的损伤^[1]。常见的 RCF 失效现象包括早期裂纹、点蚀和剥落等^[2-3]。在高周期应力下, RCF 几乎无法避免, 且会产生不可逆的微观结构变化, 包括暗蚀刻区域(Dark Etching Region, DER)和白色蚀刻带(White Etching Band, WEB)等^[4-8], 其名称源于轴承钢在硝酸蚀刻过程中所展现的特征亮度, 在光学显微镜(Optical Microscope, OM)下呈现出“暗”“亮”对比度^[7]。DER 通常在 WEB 之前形成, 特别是在低温回火的轴承钢中^[9]。在高温回火下维氏硬度(HV)低于 720 时, DER 可能不出现, 而是直接形成 WEB^[6]。WEB 的形成与热处理条件和 RCF 过程中的应力状态有关, 与 DER 无关^[6,10]。WEB 常出现在更高的应力循环次数下, 在滚道的轴向横截面中 WEB 平行于接触面; 而在周向横截面中以 20°~35°角度带倾斜于滚动方向^[9]。根据在轴向和周向上观察的形貌, WEB 被认为是平行的

薄板^[7]。研究表明 WEB 内的微观结构和碳化物在 RCF 条件下不断演化, 但对其内部构造和失效方式的研究较少^[10-11]。笔者使用金相光学显微镜、扫描电子显微镜(SEM)、激光共聚焦显微镜、X 射线衍射等表征, 揭示 WEB 的形成、演化过程和失效机理。

1 试验方法

1.1 试验材料及热处理工艺

试样轴承原材料为 GCr15 马氏体轴承钢, 化学成分(质量分数/%): C(0.90), Cr(1.87), Si(0.31), Mn(0.32), P(≤ 0.027), S(≤ 0.020), 其余为 Fe。试样在 860 °C 下奥氏体化 2 h, 并在油中淬火至室温, 随后在 160 °C 下回火 1 h, HV 达到约 760。如图 1(a)和(b)所示, 基体为典型的板条状马氏体, 其中分布着球状碳化物。通过选定区域对碳化物尺寸进行统计, 发现多数碳化物直径在 0.4~0.8 μm , 最大直径为 1.6 μm , 最小直径 0.17 μm , 平均直径 0.61 μm ,

收稿日期: 2024-10-24

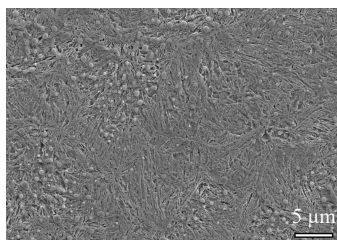
宁波大学学报(理工版)网址: <http://journalg.nbu.edu.cn/>

基金项目: 国家自然科学基金(52075271)

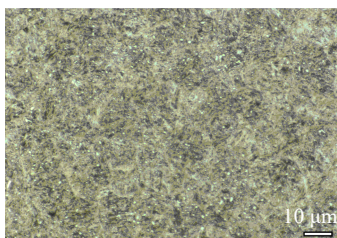
第一作者: 阜汉林, 硕士研究生, 主要研究方向: 接触疲劳。E-mail: ahfuhuanlin@163.com

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

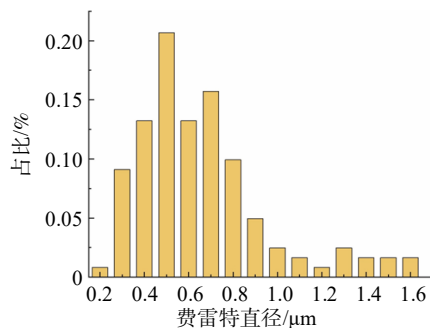
如图 1(c)所示。为确定试样材料物相,进行 X 射线衍射(X-Ray Diffraction, XRD)分析,如图 1(d)所示,衍射峰表明 GCr15 钢主要是马氏体 α -Fe、球形碳化物和少量残余奥氏体;由文献[12]中公式对 XRD 衍射峰进行计算得出残余奥氏体质量分数为 7.3%。残余奥氏体是一种软相,在滚动接触中易转化为马氏体,导致轴承尺寸发生变化。



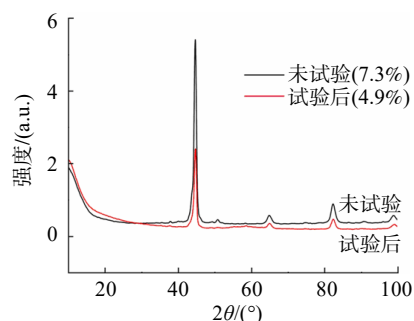
(a) 试样未试验基体 SEM 图



(b) 试样未试验基体 OM 图



(c) 试样未试验局部碳化物费雷特直径统计



(d) 试样 XRD 图谱

图 1 试样 SEM 图、OM 图、局部碳化物费雷特直径统计与 XRD 图谱

1.2 接触疲劳试验

试验对象为采用密封脂润滑^[13]的 6008 深沟球

轴承,在室温下使用 ABLT-1A 轴承寿命强化试验机进行滚动接触疲劳测试。4 个一组同轴进行试验,径向载荷通过传力圆盘加载到轴承上,中间一对轴承承受大小为 $2P_r$ 的径向载荷,左右两个轴承承受大小为 P_r 的反向径向载荷。当震动系数、电流信号或温度超过设定值时可认为试样失效,试验机自动停机。工作温度为 50~60 °C,转速为 6000 $\text{r}\cdot\text{min}^{-1}$,试验载荷为 4800 N 的纯径向载荷^[14]。设置 4 个实验组,在循环 3.6×10^8 、 4.8×10^8 和两组 6.1×10^8 次时均有 WEB 出现,并且选取循环 6.1×10^8 次试样进行后续检测。

试验后将轴承拆卸,取轴承内圈用超声波清洗并干燥。在轴承内圈的斜周向(与中心线夹角 11°)、周向(平行于中心线)和轴向(垂直于中心线)用电火花线切割分别取样,如图 2 所示,获得 3 种不同方向的试样。3 种试样经过机械研磨和粒度 0.5 μm 金刚石悬浮液抛光后,采用体积分数 4% 的硝酸乙醇溶液进行腐蚀。使用 OLYMPUS-GX53 型倒置金相显微镜、扫描电子显微镜和激光共聚焦显微镜分别观察试验前后试样接触表面和亚表面显微组织结构的变化。最终使用 HV-1000 显微硬度计测定试验前后试样周向亚表面显微硬度分布,载荷 1.96 N,保载时间 15 s,测试间距约 40 μm 。

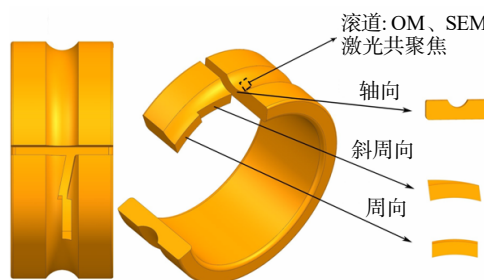


图 2 试样切割示意

2 试验结果与讨论

2.1 滚道的损伤形貌

由图 3 可知,内圈滚道表面的损伤主要为微点蚀^[15-16],其中底部的点蚀尺寸和密度较大,向两侧区域逐渐降低。通过 SEM 观察,点蚀尺寸小于 5 μm ,并且伴有少量宽度小于 2 μm 的犁沟以及灰黑色片状结构。通过激光共聚焦观察,这些灰黑色片状结构呈现突起,表现为附着物,滚道整体未表现出剥落和较大的损伤。

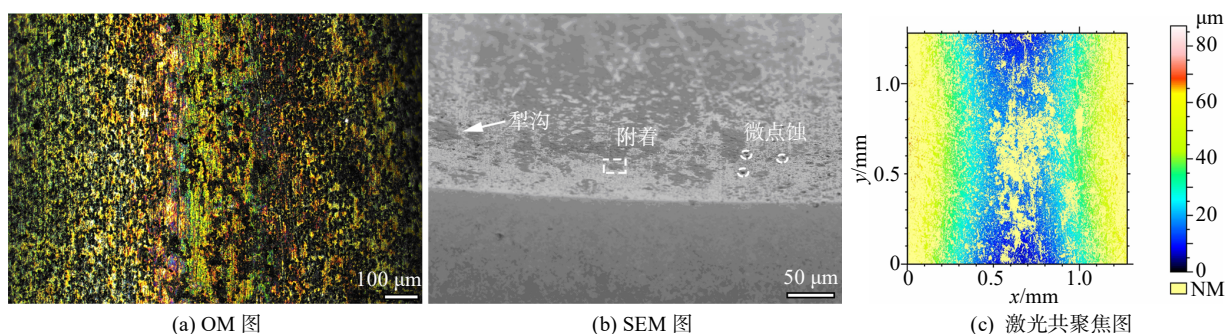


图3 滚道底部的 OM 图、SEM 图与激光共聚焦图

由图 4 可见: RCF 试验中, 试样轴承在 0 至约 1 600 h 内整体运行平稳, 震动系数呈现波动线性增长趋势, 从约 3 ms^{-2} 缓慢增加至 5 ms^{-2} , 波动幅度逐渐增大。大约在失效前 10 h 震动信号开始快速上升, 并在损坏前 3 h 急剧增加, 直至轴承失效。结合滚道损伤表现: 微点蚀坑、无剥落、无润滑不良^[17], 可知末期震动信号的剧烈变化直至疲劳失效并非由滚道表面损伤引起, 而可能是轴承钢亚表面组织损伤的结果。

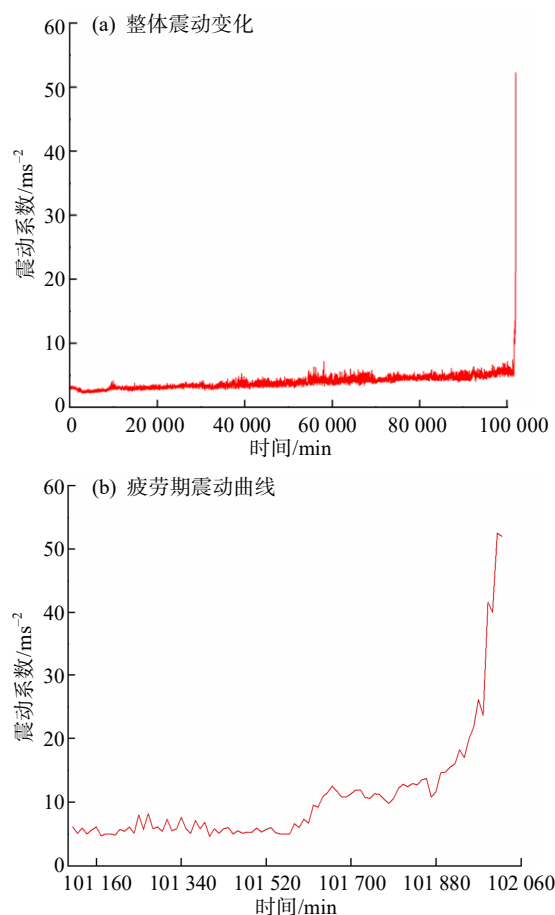
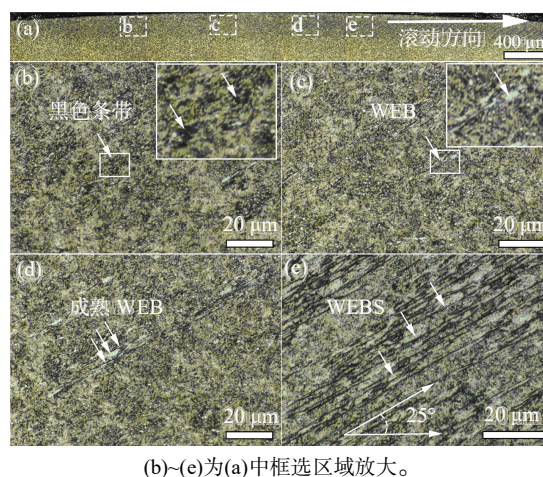


图4 轴承试样运行的震动变化情况

2.2 WEB 的 OM 形貌

通过 OM 观察试样接触亚表面区域, 发现距离接触表面 $75 \sim 200 \mu\text{m}$ 的范围内可以看到 WEB 的萌生和扩展过程, 如图 5 所示。



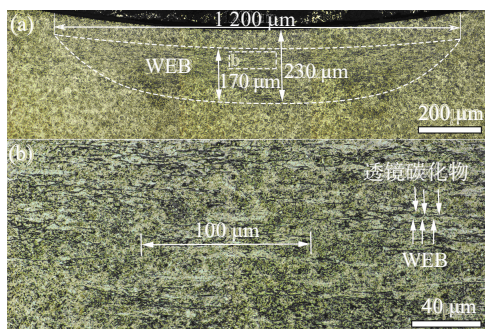
(b)~(e)为(a)中框选区域放大。

图5 斜周向 WEB 4%硝酸乙醇溶液腐蚀 OM 形貌

最初 WEB 以单条微小带状结构出现, 宽度约为 $1 \mu\text{m}$, 长度约为 $10 \mu\text{m}$, 形成角度为 $20^\circ \sim 30^\circ$, 在 4%硝酸乙醇溶液腐蚀下, 这些条带并不明显。随着接近中心应力最大区域, 这些条带逐渐发育为 WEB, 宽度增至约 $2 \mu\text{m}$, 长度约 $20 \mu\text{m}$, 呈现出较为清晰的白色条纹, 但此时 WEB 尚未完全成熟。进一步观察发现 WEB 进入成熟阶段, 宽度增加至 $3 \sim 5 \mu\text{m}$, 长度约 $30 \mu\text{m}$, 且周围区域开始出现新生 WEB, WEB 的密度和大小随着接近中心区域逐渐增加。最终, 图 5(e)展示了 WEB 在高度饱和区域中的表现, 此时 WEB 已完全成熟, 尺寸和密度显著增加, 腐蚀后呈现规律的层状排列, 表明 WEB 具有集中出现的趋势。

如图 6 所示, 轴承内圈亚表面显微组织在轴向上显示出明显的 WEB 区域。该区域呈现典型的“镰

刀型”形貌, 整个WEB区域长度约为1200 μm , 最大宽度为170 μm 。WEB的上边界距离滚动接触表面约65 μm , 下边界距离接触表面约235 μm 。WEB区域与基体的上边界清晰可见, 界线分明, 而下边界则相对模糊, 表明WEB与基体之间存在一定的微观结构过渡现象。相比基体, WEB区域的颜色略微偏暗, 暗示其与基体的组织性质不同。



(b)为(a)中框选区域放大。

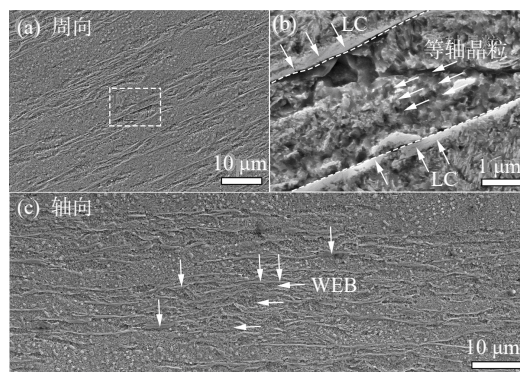
图6 轴向WEB 4%硝酸乙醇溶液腐蚀 OM 形貌

进一步放大观察WEB的细节, WEB内部呈现白色条带结构, 与透镜碳化物(Lenticular Carbide, LC)的黑色区域形成了明显的对比, 构成了夹层状分布模式。每条WEB的宽度为3~5 μm , 长度则在50~100 μm 之间。这些WEB条带基本平行于滚道方向排列, 但具有一定的弯曲性, 说明其在形成过程中受到一定应力或变形的影响。此外, 多个成熟的WEB条带沿轴向层叠堆积, 形成了密集的WEB聚集区域。这种堆叠并非均匀分布, 而是呈现出聚集现象, 已有WEB的区域往往更容易出现新的WEB扩展, 导致这些区域的密集程度逐步增加。

2.3 WEB的SEM形貌

在OM观察后, SEM图像更加清晰地展示了轴承内圈样品中WEB的条带结构及其在不同方向上的分布特征。在该轴承内圈样品的显微结构中, 不同方向的WEB展现出显著差异。在图7(a)中, 周向WEB条带已发展为较长且较粗的结构, 这些条带彼此平行排列并逐渐融合, 形成较大的WEB聚集区。条带宽度为3~5 μm , 长度可达数十微米, 条带整体呈现约25°的倾斜, 表明其在形成过程中受到了方向性应力的影响。图7(b)中WEB与LC平行排列, 形成了明显的层叠结构。基体中的碳化物在WEB区域周围发生局部溶解, 进一步强化了WEB的层叠特性, 而WEB内未观察到球形碳化物,

表明其在应力作用下已完全溶解。图7(c)显示轴向上的WEB层叠结构, 条带整体平行于滚道表面, 但局部区域存在不规则形貌现象。LC呈现出卷曲的情况, 表现出强烈的应力变形。在轴向WEB密集区域, 球形碳化物完全溶解, 生成较大且形状不规则的LC, 部分呈弧形弯曲状, 表明此处经历了更明显的塑性变形。相比之下, WEB较少的区域其形貌更为规则, LC呈平直状。由此可以推断, 在WEB密集的区域, 塑性变形更加明显。这种WEB的聚集和堆叠现象可能与轴承在长期RCF过程中, 材料内部局部应力集中和微观结构的演变相关^[18], 尤其是在接触亚表面附近的区域更容易受到疲劳影响, 从而形成特定的显微组织变化。

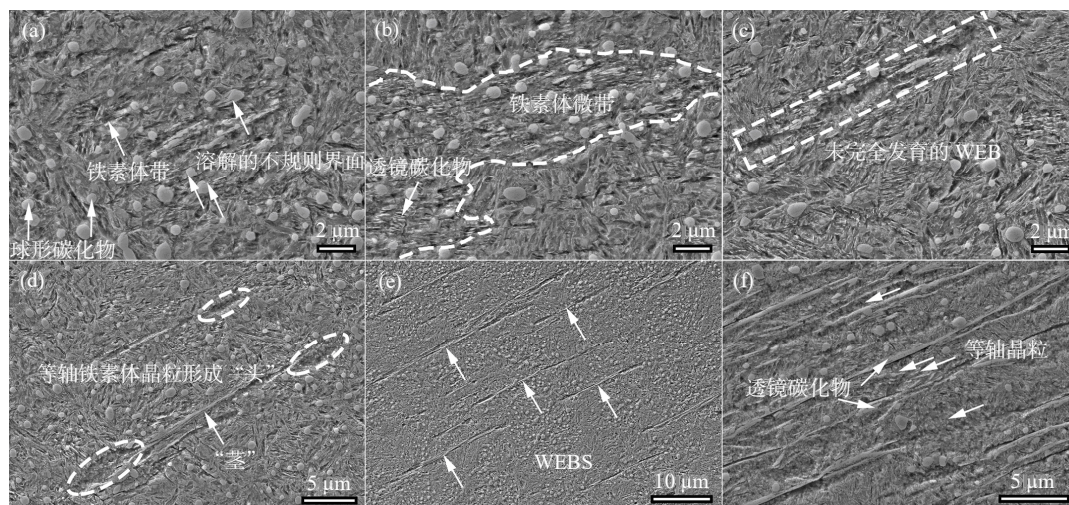


(b)为(a)中框选区域放大。

图7 WEB的SEM形貌

2.4 WEB的形成及原因分析

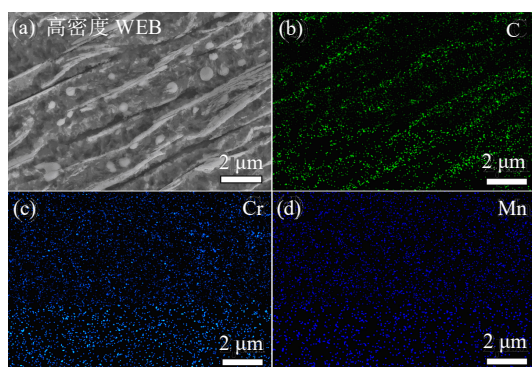
图8为斜周向亚表面SEM图。Loaiza等^[10]研究表明, 在RCF中, 细长铁素体和铁素体微带的形成造成了微观结构组织变化。这里细长铁素体特指独立的铁素体带(Ferrite Band, FB), 而铁素体微带(Ferrite Microbands, FM)则是由多个FB相互聚集而成的结构, 如图8(a)和(b)所示。RCF中, 初始缺陷或位错扩展在特定区域聚集, 进而形成特定取向的小片层或带状结构, 这些结构被认为是FB和FM, 由剪切应变诱导的马氏体向铁素体的相变所产生的^[7-8,10,19]。当FB穿过球形碳化物区域时, 会诱发碳化物的溶解。溶解的迹象表现为渗碳体颗粒呈现出不规则的界面。相比之下, 那些远离球形碳化物区域的FB则因微小塑性变形的累积促使马氏体衰变, 过饱和铁素体中碳化物的溶解与再析出使碳元素向FM两侧迁移, 从而形成LC^[4,10], 如图8(b)所示。



(a).铁素体带和球形碳化物界面不规则溶解; (b).铁素体微带; (c).未完全发展的 WEB; (d).成熟的 WEB; (e).大量 WEB; (f).高密度堆叠的 WEB。

图8 斜周向亚表面 SEM 图

而如图9所示,成熟的透镜碳化物区域明显具有碳元素的富集。LC 特殊结构形成的原因并非已有碳化物形变,而是尺寸远超单一球形渗碳体^[4,8]。LC 与球形渗碳体形貌相异,其特征为薄、细长且密集堆积。故此认为成熟的 LC 的形成源于基体和球形碳化物中碳元素的迁移。

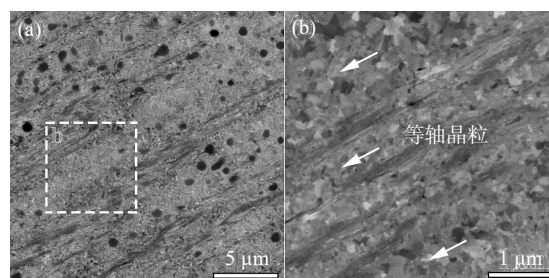


(b)~(d)为对应的 EDS 元素能谱。

图9 高密度 WEB 与对应的 EDS 元素能谱

由 OM 和 SEM 观察可知,形成的铁素体带和微带方向与滚动方向呈 $10^{\circ}\sim 30^{\circ}$ 夹角,与 WEB 方向基本一致。随着循环应力增加,铁素体微带进一步发展,未完全发育的 WEB 开始出现,如图8(c)所示。当局部应力和循环次数增加到一定程度时,铁素体带的碎裂、位错重排或动态重结晶形成等轴和细长晶粒导致了 WEB 的形成^[10]。如图8(d)和图10所示,“头”由等轴晶粒组成,“茎”由晶粒和透镜状碳化物组成。进一步的发展出现图8(e)中较多

数量的 WEB。随着 RCF 的进行,WEB 在其平行方向上萌生与扩展,微观结构发生进一步变化,且伴随碳化物进一步析出。当 WEB 达到一定厚度和长度后,进入饱和阶段,其内部应力分布和微观结构趋于稳定。此时,WEB 与滚动方向成 $20^{\circ}\sim 30^{\circ}$ 角,并维持稳定的厚度和长度。经过多个循环载荷周期后,原始的微观结构会被一系列的 WEB 替代,可能表现为层状或弥散分布,如图8(f)所示。



(b)为(a)中框选区域放大。

图10 WEB 周向电子通道衬度

2.5 WEB 的分布与演化规律

为研究 WEB 的分布情况,统计了3条路径上的 WEB 数量占比及随深度变化的趋势,如图11所示。WEB 在亚表面 $65\mu\text{m}$ 处开始出现,占比随深度增加逐渐上升,并在 $120\mu\text{m}$ 处达到峰值。之后 WEB 数量占比逐渐降低,最后在 $225\mu\text{m}$ 处完全消失。这一结果表明 WEB 的分布与材料受力变形密切相关,而 WEB 的峰值位置($120\mu\text{m}$ 处)正是变形较大的区域,即显微组织发生显著变化的区域。

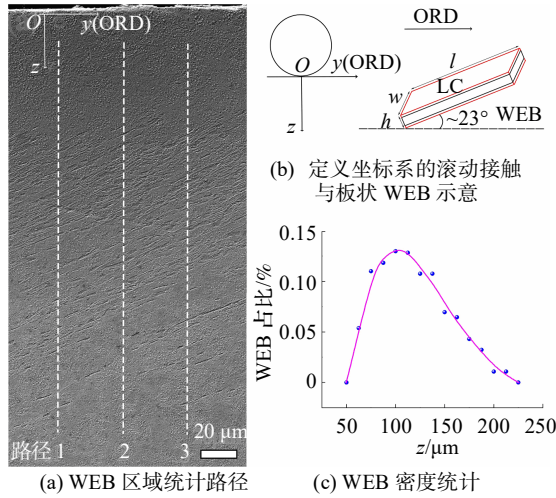


图 11 WEB 的分布情况

为进一步阐明亚表面一定深度范围内 WEB 的形成与材料受力变形的关系,进行了显微硬度测试与应力分析,如图 12 所示。通过有限元软件 ABAQUS 建立了尺寸为 $1\,600\,\mu\text{m} \times 1\,000\,\mu\text{m}$ 的矩形模型,轴承钢的弹性模量(E)为 206 GPa,泊松比(ν)为 0.3;表征为局部微观的单晶模型,模型底端自由度在 z 方向受到限制, y 方向自由度在两侧都受到限制。模拟滚子在内滚道上循环滚动的运动过程。用子程序 DLOAD 和 UTRACLOAD 将表面压力($P_{\max}=1.2\,\text{GPa}$)分布载荷和摩擦力施加在模型表面来模拟整个滚动过程。

首先展示周向亚表面处样品的硬度压痕情况。结果表明,未试验样品的硬度随着深度变化,而已试验样品在 WEB 密集区域的 HV 下降,约减少了 20。这表明在 WEB 密集区域,材料的显微硬度因受力变形而发生了明显的变化,揭示了受力作用下材料局部塑性变形的影响^[6]。同时,通过剪切应力分析,发现最大剪切应力的位置与 WEB 的形成位置以及最大软化区域相吻合。剪切应力分布表明,亚表面 $120\,\mu\text{m}$ 附近剪切应力达到峰值,这与 WEB 的密集分布深度一致。这一发现表明,材料在该深度处受到了较强的剪切应力作用,促使 WEB 的产生和扩展,且随着应力的作用,材料的微观组织发生了显著变化,导致硬度下降。这说明 WEB 的产生由局部剪切应力主导,并伴随显微硬度的降低,反映出材料在高应力区域中的力学性能退化现象。

从应力分布和材料变形机制角度进行分析。首先,在接触疲劳过程中,表面和亚表面区域通常承受较高的剪切应力^[20]。由于外部载荷和接触应力的作用,接触表面下的亚表面区域往往成为应力集中的部位^[21]。接触点附近的应力集中效应使得亚表面区域的剪切应力最大,从而促使该区域发生局部塑性变形或微裂纹的萌生^[22]。其次,最大剪切应力引发局部的塑性变形,形成滑移带、微裂纹和 WEB 等^[23]。随着变形的渐进式累积,亚表面区域

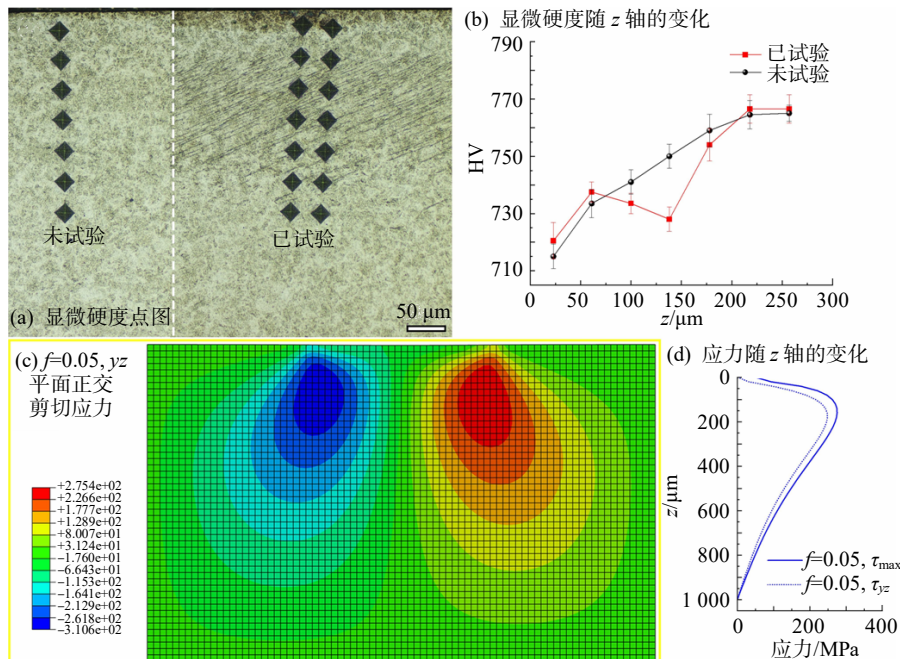


图 12 显微硬度测试与应力分析结果

损伤程度与 WEB 密度同步提升。局部塑性变形不仅限于应力最大区域, 还会逐渐扩展至亚表面一定范围, 从而形成密集的 WEB 区域。最后, 由于该区域的剪切应力高, 材料更容易发生局部失稳, 尤其是在冶金缺陷或应变局部化的影响下, 缺陷区域的应力集中、位错累积和动态再结晶过程可能推动了 WEB 的演化^[22,24-26]。总的来说, 是亚表面处最大剪切应力促进了 WEB 的形成与积累。

滚动接触疲劳过程中, 局部高应力和剪切变形可能引发动态再结晶, 导致晶粒细化并降低硬度^[20,26-27]。同时 WEB 形成中发现了碳化物溶解与再分布。此外试验后试样残余奥氏体质量分数降低 2.4%, 残余奥氏体的相变(如转变为马氏体或铁素体)也会导致局部区域硬度变化^[28-29]。而在剪切应力的作用下, 碳的迁移可能进一步改变材料的化学成分分布, 弱化材料性能。这些因素综合导致 WEB 区域的硬度降低, 从而显现软化特征^[20,30]。WEB 的形成和软化是局部微观缺陷与组织相互作用导致塑性变形局部化的结果。

3 结论

(1) 在试验中, 轴承因为震动过大失效, 但滚道表面未发现明显损伤, 表明轴承失效是亚表面组织损伤导致的力学性能退化。通过光学显微镜和扫描电子显微镜的观察, 清楚地表明随着应力的增加, 轴承内圈亚表面上产生的 WEB 数量和密度都在逐渐增加。

(2) 在滚动接触疲劳下, 马氏体会衰变为铁素体带, 当局部应力和循环次数增加到一定程度时, 铁素体带碎裂、位错重排或动态重结晶形成的等轴和细长晶粒导致了 WEB 的形成。WEB 分布深度与 RCF 最大剪切应力、最大显微硬度变化所处深度一致, 这说明 WEB 的产生主要由局部剪切应力主导, 并伴随显微硬度的降低, 反映出材料在高应力区域中的力学性能退化现象。

参考文献:

[1] 梁华, 郭浩, 王煜哲. 滚动轴承接触疲劳失效的分析方法[J]. 轴承, 2015(9):26-29.
[2] KANG J H, HOSSEINKHANI B, RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO P E J. Rolling contact fatigue in bearings: multiscale overview[J]. Materials science and technology,

2012, 28(1):44-49.

- [3] FU H W, GALINDO-NAVA E, RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO P E J. Modelling and characterisation of stress-induced carbide precipitation in bearing steels under rolling contact fatigue[J]. Acta materialia, 2017, 128:176-187.
[4] EL LAITHY M, WANG L, HARVEY T J, et al. White etching bands formation mechanisms due to rolling contact fatigue[J]. Acta materialia, 2022, 232:117932.
[5] ABDULLAH M U, KHAN Z A, KRUEHOEFFER W, et al. Development of white etching bands under accelerated rolling contact fatigue[J]. Tribology international, 2021, 164:107240.
[6] FU H W, RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO P E J. Evolution of white etching bands in 100Cr6 bearing steel under rolling contact-fatigue[J]. Metals, 2019, 9(5):491.
[7] EL LAITHY M, WANG L, HARVEY T J, et al. Re-investigation of dark etching regions and white etching bands in SAE 52100 bearing steel due to rolling contact fatigue[J]. International journal of fatigue, 2020, 136:105591.
[8] EL LAITHY M, WANG L, HARVEY T J, et al. Mechanistic study of dark etching regions in bearing steels due to rolling contact fatigue[J]. Acta materialia, 2023, 246:118698.
[9] ŠMEĽOVA V, SCHWEDT A, WANG L, et al. Electron microscopy investigations of microstructural alterations due to classical Rolling Contact Fatigue (RCF) in martensitic AISI 52100 bearing steel[J]. International journal of fatigue, 2017, 98:142-154.
[10] LOAIZA T, BABU R P, OOI S, et al. Refining the mechanistic understanding of microstructural decay during rolling contact fatigue in 52100 bearing steel tempered at high temperature[J]. Journal of materials science, 2023, 58(44):17093-17112.
[11] RYCERZ P, OLIVER A, KADIRIC A. Propagation of surface initiated rolling contact fatigue cracks in bearing steel[J]. International journal of fatigue, 2017, 97:29-38.
[12] 蒋港辉, 李淑欣, 蒲吉斌, 等. 马氏体轴承钢碳氮共渗滚动接触疲劳失效机理[J]. 中国表面工程, 2022, 35(2):12-23.
[13] 张帅, 杜学芳, 马纯, 等. 高速脂润滑滚动轴承密封结构优化与漏脂试验[J]. 润滑与密封, 2022, 47(9):111-117.
[14] 冈本纯三. 球轴承的设计计算[M]. 黄志强, 译. 北京: 机械工业出版社, 2003:75-78.
[15] 宋宝玉, 曲建俊, 张锋, 等. 润滑油添加剂对陶瓷球接触疲劳的影响[J]. 中国机械工程, 2004, 15(2):171-174.
[16] 王海斗, 张志强, 李国禄, 等. 等离子喷涂层接触疲劳

- 失效模式及失效机理的研究[J]. 摩擦学学报, 2012, 32(3):251-257.
- [17] 雷亚国, 韩天宇, 王彪, 等. XJTU-SY 滚动轴承加速寿命试验数据集解读[J]. 机械工程学报, 2019, 55(16):1-6.
- [18] 刘耀中, 张旭, 杨柳. 滚动轴承的接触疲劳微观机理及影响因素[J]. 轴承, 2015(10):53-57.
- [19] SWAHN H, BECKER P C, VINGSBO O. Electron-microscope studies of carbide decay during contact fatigue in ball bearings[J]. Metal science, 1976, 10(1):35-39.
- [20] WANG Y B, LI S X, LU S Y, et al. New microstructure of butterfly white etching area in rolling contact fatigue of bearing steel[J]. Tribology international, 2023, 188:108811.
- [21] SANTUS C, BEGHINI M, BARTILOTTA I, et al. Surface and subsurface rolling contact fatigue characteristic depths and proposal of stress indexes[J]. International journal of fatigue, 2012, 45:71-81.
- [22] LAI J B, STADLER K. Investigation on the mechanisms of white etching crack (WEC) formation in rolling contact fatigue and identification of a root cause for bearing premature failure[J]. Wear, 2016, 364/365:244-256.
- [23] 张欢杰. 基于晶体塑性理论研究滚动接触疲劳亚表面损伤机理[D]. 宁波: 宁波大学, 2022.
- [24] LIU C Y, BARELLA S, PENG Y, et al. Dynamic recrystallization behavior under steady and transient mutation deformation state[J]. Materials science and engineering: A, 2022, 843:143138.
- [25] KANG J H, KIM J, KANG J Y, et al. Multiscale study on the dark-etching region due to rolling contact fatigue of 0.57C-bearing steel[J]. Acta materialia, 2022, 226:117666.
- [26] ZHU M L, JIN L, XUAN F Z. Fatigue life and mechanistic modeling of interior micro-defect induced cracking in high cycle and very high cycle regimes[J]. Acta materialia, 2018, 157:259-275.
- [27] LU X Y, ZHOU L N, LEI C S, et al. Formation mechanism and microstructure evolution of light etched region during rolling contact fatigue in M50 steel[J]. Journal of materials research and technology, 2023, 24: 8955-8966.
- [28] YAN H, WEI P T, SU L H, et al. Rolling-sliding contact fatigue failure and associated evolutions of microstructure, crystallographic orientation and residual stress of AISI 9310 gear steel[J]. International journal of fatigue, 2023, 170:107511.
- [29] 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.
- [30] WALVEKAR A A, SADEGHI F. Rolling contact fatigue of case carburized steels[J]. International journal of fatigue, 2017, 95:264-281.

White etching bands in GCr15 bearing steel due to rolling contact fatigue

FU Hanlin, CHEN Jinhua, JIANG Ganghui, LI Shuxin

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

Abstract: One of the main causes of failure in GCr15 bearing steel due to rolling contact fatigue is the formation of subsurface microstructural white etching bands (WEB). The microstructural changes in the raceway surface and subsurface were investigated using optical microscopy, scanning electron microscopy, laser confocal microscopy, and X-ray diffraction. Analysis of the results shows that subsurface microstructural changes, as observed in the inner raceway and from the vibration signal analysis, are the primary cause of bearing vibration failure. As the stress increases, the number and density of subsurface WEBs in the inner ring of the rolling contact fatigue bearing gradually increase. On the condition without dark etching region, martensitic steel transforms into ferrite bands during rolling contact fatigue, including both single ferrite bands and multiple ferrite microbands. The fragmentation of ferrite bands, dislocation rearrangement, or dynamic recrystallization formulate equiaxed and elongated grains, which constitute the WEB. The carbon for the formation of lenticular carbides comes from both the matrix and the spheroidal carbides. The distribution depth and density of WEB correspond to the depth of maximum shear stress and maximum microhardness changes, indicating that the formation of WEB is primarily driven by localized shear stress.

Keywords: martensitic steel; white etching band; rolling contact fatigue; martensitic phase transformation

(责任编辑 韩 超)