

GCr15 钢接触表面塑性形变强化与裂纹萌生机制

朱春莉, 赵凤平, 苏云帅

(宁波大学 机械工程与力学学院, 浙江 宁波 315211)

摘要: 对轴承钢 GCr15 在油润滑条件下开展滚动接触疲劳试验, 利用扫描电镜和透射电镜对疲劳样品亚表面微观组织进行观察, 并分析塑性变形层微观结构变化引起的形变强化和裂纹萌生机制. 结果表明: 在摩擦力作用下, 接触表面组织发生塑性流动是由于晶界处的位错滑移使晶粒产生滑移变形, 越接近表面组织滑移变形越严重, 硬度也越高; 塑性变形层内有纳米晶产生, 并有部分碳化物溶解, 无相变发生; 由于在塑性变形层的晶界处产生孔洞而出现层状纤维组织, 孔洞在循环应力的作用下形成裂纹; 塑性变形层的厚度随着接触应力和循环次数的增加而增加.

关键词: GCr15 轴承钢; 滚动接触疲劳; 塑性变形; 晶粒细化; 裂纹

中图分类号: TG113

文献标志码: A

文章编号: 1001-5132 (2019) 06-0061-06

动轴承常在重载、高速、高温等特殊工况下服役, 这种恶劣工况很容易使轴承产生疲劳失效使其寿命缩减, 而塑性变形是疲劳失效的形式之一, 因此国内外学者对滚动轴承中出现的塑性变形展开了研究.

由摩擦学理论可知, 滚动和滑动时均会产生摩擦力. 摩擦使两接触面发生磨损, 这种磨损在滚动轴承和列车轮轨的接触面均有出现^[1-3]. 接触表面磨损属于宏观上的疲劳失效现象, 同时磨损伴随着接触亚表面产生塑性变形层. 滚动接触失效后的轴承材料内部还出现白色蚀刻裂纹(White Etching Cracks, WECs)^[4-5]以及蝴蝶状形变区^[6]. 在接触表面发现了晶粒细化的白层组织(White Layer, WL)^[7-8]. 表面白层是一种塑性变形层, 由于碳化物溶解晶粒细化而不易被腐蚀^[9]. Zhou 等^[10]研究了轮轨材料中载荷和滑差率对接触表面产生塑性变形层的影响, 并利用 Abaqus 软件模拟不同的载荷和循环周次下材料内部的应力分布. 程晓娟等^[11]认为塑性变形是材料在循环载荷下循环累积的结果, 称其为棘轮效应, 发现单轴非对称应力循环下 304 不锈钢发生相变. 另外, Tyfour 等^[12]提出用剪切应变的方法来描述塑性变形程度. Lansler^[13]研究

了塑性变形对亚表面滚动接触疲劳裂纹扩展的影响. 郑逊昭等^[14]认为亚表面最大应力夹杂处形成微孔洞, 微孔洞扩散连接形成剥落坑. Seo 等^[15]对不同材料的滚动接触亚表面塑性变形区的演化做了相关研究, 得出亚表面塑性变形区的硬度相对基体材料有大幅度增加, 但没有给出材料发生塑性变形内裂纹扩展的内在机理. 上述研究是关于塑性变形对疲劳失效的影响以及表面材料的累积变形使表面硬度增加, 由于缺乏对塑性变形微观机理的认识, 导致塑性累积到何种程度才能使表面材料发生形变强化至最佳值, 达到抵抗磨损的效果还没有证据. 因此, 有必要开展对塑性变形层微观结构的分析, 以研究其本质.

本文对 GCr15 轴承钢在不同条件下开展滚动接触疲劳试验, 分析塑性变形层内部微观组织和硬度变化, 探索塑性变形与疲劳失效之间的联系; 并讨论了塑性变形区边界的裂纹萌生机理, 以期为进一步研究接触表面塑性强化提供理论依据.

1 试样制备与试验方法

试验材料为 GCr15 轴承钢, 其热处理工艺是在 860 °C 下保温 2 h, 待其全部奥氏体化后油淬至

室温,然后在 160℃保温 1 h 得到回火马氏体组织,其化学成分见表 1. 试验前测得基体材料的硬度(630±10)HV. 试验在 MJP-30 型滚动接触疲劳试验机上进行,2 个轴承试样尺寸根据 GB10622-89 设计,均用同种材料加工,接触宽度 5 mm,试样尺寸如图 1 所示.

表 1 GCr15 钢化学成分

元素	C	Cr	Si	Mn	P	S	Fe
质量分数	0.90	1.87	0.31	0.32	≤0.027	≤0.020	bal.

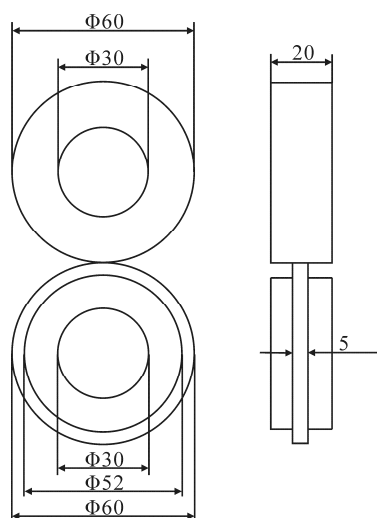


图 1 试验样品尺寸示意图(单位 mm)

2 组试验均在室温、油润滑环境下进行,试验条件见表 2. 2 组轴承试样经过不同的循环周次后发生疲劳失效,试验后沿圆周和轴向方向将试样切割,将切割好的样品分别在 240#、320#、500#、800#、1000#、3000#进行研磨,然后用金相抛光机进行机械抛光,抛光后用 4%硝酸酒精溶液腐蚀.使用日立 SU5000 型扫描电子显微镜(SEM)观察疲劳后的轴承试样亚表面组织形貌变化,透射试样使用集成于 Helios G4 CX 型扫描电镜上的聚焦离子束(FIB)制备,FEI Talos-F200X 型透射电子显微镜(TEM)用于对塑性变形层内部的微观结构进行分析观察,Hysitron TI Premier 纳米压痕仪表征变形区域不同深度的载荷位移曲线.

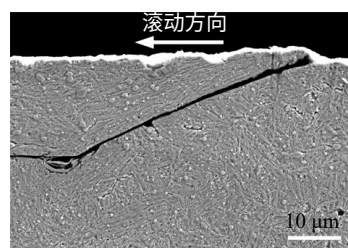
表 2 试验参数

试验编号	接触压力/GPa	滑差率/%	循环周次
A0	2.6	10	2.8×10^4
A1	1.2	10	2.1×10^6

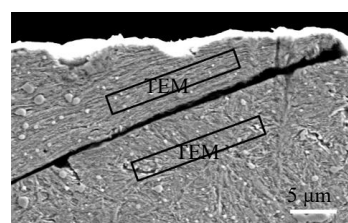
2 试验结果

2.1 塑性变形

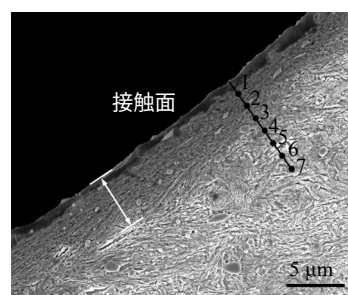
图 2 为试件在不同区域的塑性变形区的 SEM 形貌. 从图 2 可知,越是靠近接触面,塑性变形越严重,在稍微远离接触表面的区域则变形轻微. 图 2(a)近表面有明显的塑性流动,并在磨损表面点蚀坑处萌生裂纹,裂纹沿着塑性变形线扩展,当裂纹扩展到一定深度后改为平行于接触表面扩展. 通过局部放大(图 2(b))可以看到仅在裂纹一侧发生塑性变形,裂纹沿着塑性变形区边界向材料内部扩展,并且扩展方向与接触表面呈锐角. 图 2(c)中变形层的厚度约 5 μm,在最近表层材料中变形最严重,晶粒沿着运动方向被拉长,变形层内碳化物的数量明显减少. 借助纳米压痕仪从接触表面开始每间隔 1 μm(图 2(c))做一次压痕测试,得出塑性区和基体的载荷位移曲线,从中可看出载荷位移曲线从表面向内部呈梯度变化,塑性区的硬度明显高于基体(图 3).



(a) 塑性变形层



(b) 塑性变形层局部放大



(c) 变形严重的接触表面

图 2 不同区域塑性变形区 SEM 形貌

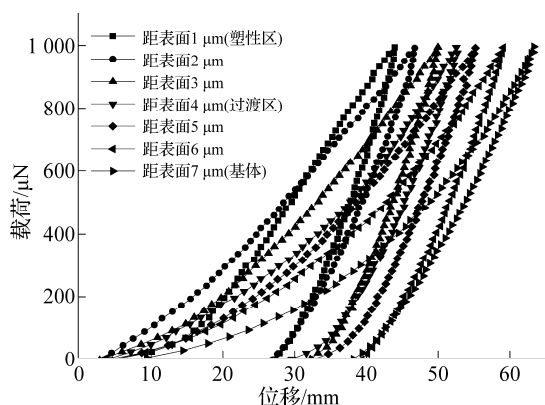
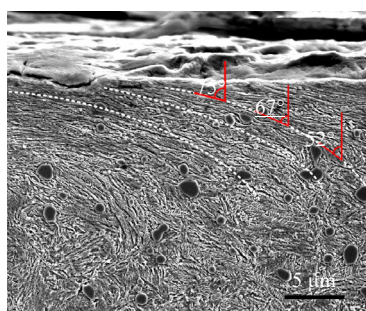
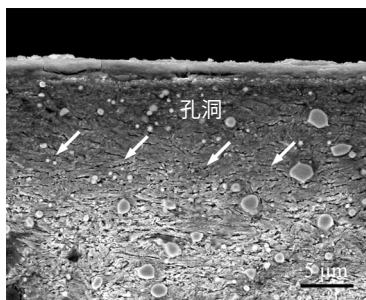


图3 表面塑性应变到材料内部的载荷位移曲线

图 4(a)和(b)分别是沿着周向及轴向剖面方向观察的塑性变形层形貌。图 4(a)有明显的塑性变形线, 并与接触面呈锐角; 图 4(b)从横剖面观察塑性变形层的组织已经分层, 并且层与层之间存在孔洞, 这些孔洞使塑性变形区变成了一层一层的片状组织。



(a) 沿滚动方向塑性变形层

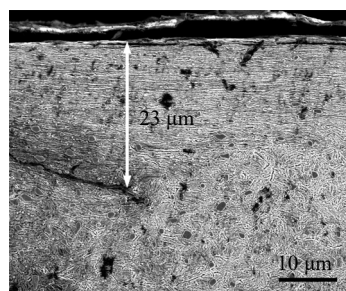


(b) 轴向塑性变形层

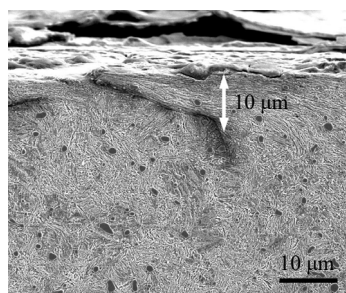
图4 不同方向的塑性变形区形貌

图 5 为不同的接触应力和循环周次下的疲劳试样表面塑性变形层形貌, 其中图 5(a)塑性层的厚度约为 $23\ \mu\text{m}$, 图 5(b)塑性层厚度约为 $10\ \mu\text{m}$, 图 5(a)的样品循环周次比图 5(b)样品的循环周次少了 2 个数量级。图 5 中疲劳裂纹均沿着塑性变形线扩展, 其中图 5(b)的裂纹在交变应力作用下裂纹扩展方向发生变化, 改向材料内部扩展, 这种类型的裂

纹会对轴承类零部件造成致命的疲劳损伤。



(a) 接触应力 2.6 GPa, 循环周次 2.75×10^4



(b) 接触应力 1.2 GPa, 循环周次 2.14×10^6

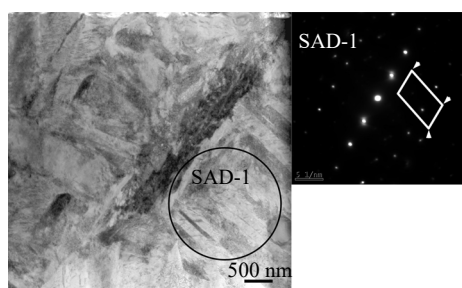
图5 不同参数下试样表面塑性变形层的厚度

2.2 塑性变形层内微观结构变化

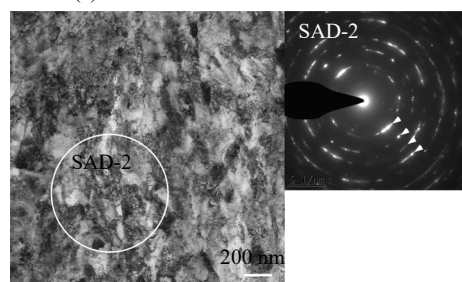
聚焦离子束(FIB)制取 TEM 样品位置(图 2(b)). 将制取的样品放置于透射电子显微镜中观察, 从图 6(a)和(b)中可看出, 塑性区晶粒尺寸相对于基材的晶粒发生明显细化及变形, 基材的晶粒尺寸在 $0.5 \sim 1\ \mu\text{m}$ 之间, 晶粒清晰完整, 且没有变形和缺陷。图 6(c)和(d)为塑性变形区的组织, 晶粒间没有明显的边界, 晶粒发生细化, 尺寸达到纳米量级, 且几乎是小于 $100\ \text{nm}$ 的纳米晶。经过仔细观察发现, 塑性变形区除了晶粒细化变形外还有大量的位错簇以及部分碳化物发生溶解(图 6(d)).

从图 6(a)和(b)中基材和塑性变形区的选区衍射图可以发现, 基材的衍射图(SAD-1)是排列有序的二维点阵衍射斑点, 说明晶粒没有发生变形, 晶粒比较粗大, 且在此区域内参与衍射的晶粒比较少。塑性层组织的衍射图(SAD-2)衍射斑点被拉长变细, 有成环趋势, 这些拉长的衍射斑是由变形的晶粒参与衍射形成, 细小的衍射斑点由小晶粒参与衍射形成。在这个区域内晶体取向发生了变化, 且有大量的细晶。图 6(b)中的多晶环是典型的纳米晶衍射特征。另外, 小倍数下的衍射斑点(SAD-2)数量比大倍数下衍射斑点(SAD-1)更密集, 说明在小区域内含有更多的纳米晶。从选区衍射结果看,

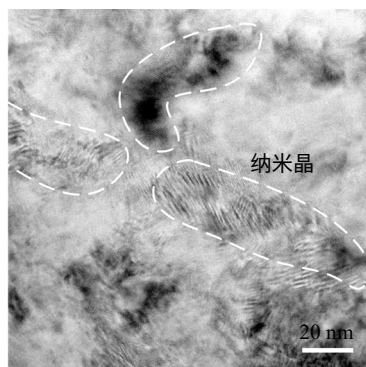
所有的纳米晶粒都是 bcc 结构, 无相变发生.



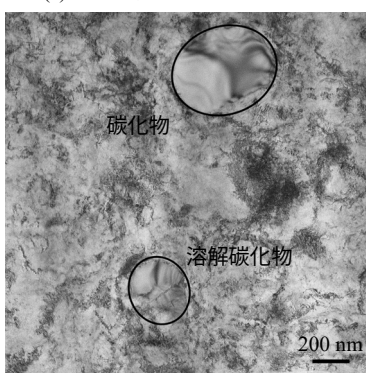
(a) 基材 TEM 形貌及选区衍射花样



(b) 塑性层 TEM 形貌及选区衍射花样



(c) 塑性层内组织碎化和纳米晶



(d) 塑性层中碳化物的溶解

图 6 塑性变形区与基体组织 TEM 形貌

3 结果与讨论

3.1 塑性变形层的产生

塑性变形是材料对循环载荷的动态响应, 当轴承试样上的径向载荷和周向摩擦力大于其屈服

强度时便产生塑性变形, 并以塑性流变的形式从接触表面以一定角度向材料内部延伸. 轴承钢 GCr15 是一种多晶体材料, 晶粒的取向和大小均不同, 所以各个晶粒的变形抗力也不同, 使得晶体内应力与应变的分布不均匀, 晶界的存在阻碍滑移, 也影响塑性变形过程. 当晶体受到外力作用时并不是所有的晶粒同时开始滑移, 而是在取向最有利的晶粒滑移系统上开始发出位错环. 当晶界上正常的原子结构被破坏后, 位错滑动到晶界附近. 由于另一侧的晶粒取向不同, 对接近晶界的位错产生斥力, 原先的位错环在晶界处受阻, 外力使后续的位错也移动到晶界附近产生了位错塞积, 产生应力集中. 应力集中到一定值后就启动相邻晶界的位错源, 位错从一个晶粒移动到另一个晶粒内. 由于晶界两侧取向不同和晶界的畸变使位错滑移受阻, 必须增加外力才能实现这一过程. 每个晶粒被其他晶粒所包围, 相邻的晶粒必须协调变形才能在不破坏晶界连续性的情况下使晶粒产生滑移变形.

在滚动接触过程中, 内部夹杂处出现蝴蝶状的变形组织^[6]就是一种塑性变形, 该变形区的晶粒变细拉长, 和基体组织之间有明显的界限, 部分边界与基体之间有裂纹间隔, 而且这种变形方向与滚动方向呈现 $30^\circ \sim 50^\circ$ 角, 可以推断是径向载荷和摩擦力的作用导致变形的产生. Seo 等^[15]证明了两接触体的滑差率对亚表面塑性变形的影响. 滑差率越高变形越严重. 纯滚动时的滚动体之间没有位移差, 只有径向压缩应力作用使接触表面组织细化. 在塑性变形层内有纳米晶生成, 并伴随着部分碳化物溶解, 没有相变发生, 越接近接触表面晶粒尺寸越小.

3.2 塑性剪切应变

当材料受到剪切作用时产生的相对变形量是剪切应变, 以塑性变形线的切线与接触表面法线之间夹角 δ 的正切值表示^[16-17]. 剪切应变 γ 的计算公式为:

$$\gamma = \tan \delta. \quad (1)$$

通过这一计算方法可反映近表层材料塑性变形的严重程度. 从图 2(a)和图 4(a)可以看到, 塑性变形线之间几乎平行, 总体与接触面呈固定角度. 图 2(c)的塑性变形线平行于接触面. 经统计分析,

接触面与塑性变形线的夹角越大越容易萌生裂纹, 并且裂纹沿着塑性变形线的方向扩展. 此外, 塑性变形线与接触面夹角并非固定不变, 越靠近表面, 塑性变形线与接触面的夹角越小; 随着与表面距离增加, 夹角的角度也逐渐增大. 根据式(1), δ 值越大代表塑性变形线与滚动接触表面夹角越小, 剪切应变越严重; δ 值越小代表塑性变形线与滚动接触表面夹角越大, 剪切应变越小. 在摩擦力的作用下, 近表面组织发生累积塑性变形, 越靠近接触表面塑性应变越严重, 通过纳米压痕试验得出, 变形越严重硬度值越高. 由于变形区内位错密度不断增加, 使得位错运动越来越困难, 所以接触表面发生形变后会产生硬化从而强度提高, 但过度硬化会引起金属脆化而产生缺陷, 因此必然存在一个塑性变形量的临界值, 使材料表面产生形变强化, 而又不会使材料发生脆化, 从而增加其抗疲劳性能, 这为进一步研究 GCr15 钢表面形变强化提供了思路.

3.3 塑性变形附近裂纹萌生与扩展

裂纹是接触疲劳中常见的失效模式, 通常在表面加工缺陷、内部夹杂等应力集中处萌生. 在滚动接触试样剖面图中观察到有裂纹萌生的塑性变形区域, 裂纹沿着塑性区和非塑性区之间的边界扩展, 且塑性层的厚度几乎和裂纹扩展的深度一致. 由于载荷和裂纹面间摩擦力作用, 裂纹面间相对运动导致了较高的剪切应力^[18]. 在裂纹扩展过程中, 裂纹面间的相互摩擦导致裂纹面周围材料发生剪切变形^[19].

图7是塑性变形层及裂纹形成过程示意图. 从图7可知, 当接触表面及近表面晶粒受到切向力作用后发生滑移, 由于相邻的晶粒取向不同, 位错运动在晶界处发生位错塞积而产生应力集中, 当应

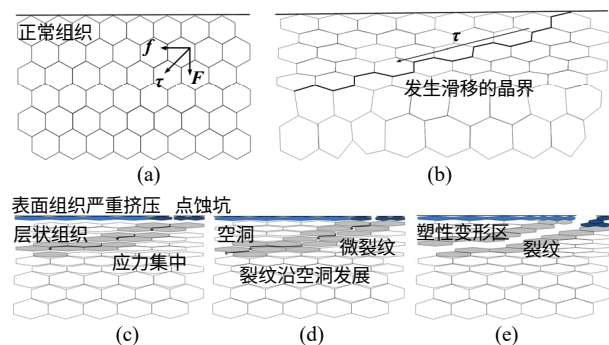


图7 塑性变形及裂纹的形成过程

力集中超过临界值时, 裂纹或孔洞就在晶界处产生(图7(c)). 接触表面晶粒受到法向力作用被挤压变形, 同时微裂纹受周向摩擦力作用而逐渐形成(图7(d)), 最后经过长周期的循环作用形成塑性变形层和裂纹(图7(e)).

根据赫兹接触理论, 材料内部的最大应力在亚表面, 因此在亚表面某处晶界发生位错塞积产生应力集中, 当其超过材料的临界应力值时就在晶界处产生裂纹及孔洞, 孔洞在扩大过程中相连接形成更大的孔洞, 最终形成亚表面的微裂纹. 接触亚表面的塑性变形是在周向摩擦力作用下产生的, 塑性变形层是从裂纹萌生部位开始沿摩擦方向拉长、扭曲, 最终成为纤维状的片层组织^[20].

4 结论

(1)在塑性变形层内有纳米晶生成, 并有部分碳化物溶解, 没有相变发生, 越接近接触表面晶粒越细. (2)在摩擦力作用下, 近表面组织发生累积塑性变形, 越靠近接触表面塑性应变越严重, 且变形越严重硬度值越高, 因此必然存在一个最佳的塑性变形量, 使材料表面产生形变强化, 从而增加其抗疲劳性能. (3)塑性变形区是层状的纤维状组织, 变形区内的晶粒在晶界处发生位错运动而产生应力集中, 当应力集中超过临界值时在晶界处产生孔洞, 孔洞在循环应力的作用下形成裂纹.

参考文献:

- [1] Robert E, Robert B, Rainer E. Investigations of bearing failures associated with white etching areas (WEAs) in wind turbine gearboxes[J]. Tribology Transactions, 2013, 56(6):1069-1076.
- [2] 金学松, 张继业, 温泽峰, 等. 轮轨滚动接触疲劳现象分析[J]. 机械强度, 2002, 24(2):250-257.
- [3] 王文健, 郭俊, 刘启跃. 轮轨磨损与滚动疲劳裂纹损伤关系及预防研究[J]. 中国表面工程, 2010, 23(3):106-109.
- [4] Evans M H, Richardson A D, Wang L, et al. Serial sectioning investigation of butterfly and white etching crack (WEC) formation in wind turbine gearbox bearings[J]. Wear, 2013, 302(S1/2):1573-1582.
- [5] Gould B, Greco A. The influence of sliding and contact severity on the generation of white etching cracks[J]. Tribology Letters, 2015, 60(2):1-13.
- [6] Grabulov A, Petrov R, Zandbergen H W. EBSD

- investigation of the crack initiation and TEM/FIB analyses of the microstructural changes around the cracks formed under Rolling Contact Fatigue (RCF)[J]. *International Journal of Fatigue*, 2010, 32(3):576-583.
- [7] Hosseini S B, Klement U, Yao Y, et al. Formation mechanisms of white layers induced by hard turning of AISI 52100 steel[J]. *Acta Materialia*, 2015, 89:258-267.
- [8] Zhou Y, Peng J F, Luo Z P, et al. Phase and microstructural evolution in white etching layer of a pearlitic steel during rolling-sliding friction[J]. *Wear*, 2016, 362/363:8-17.
- [9] 杨姗姗, 任瑞铭, 陈春焕, 等. 动车组车轮轮缘塑性变形白层组织分析[J]. *摩擦学学报*, 2016, 36(5):622-628.
- [10] Zhou Y, Peng J F, Wang W J, et al. Slippage effect on rolling contact wear and damage behavior of pearlitic steels[J]. *Wear*, 2016, 362/363:78-86.
- [11] 程晓娟, 王弘, 康国政, 等. 304 不锈钢棘轮变形过程中应变诱发马氏体相变行为研究[J]. *金属学报*, 2009, 45(7):830-834.
- [12] Tyfour W R, Beynon J H, Kapoor A. Deterioration of rolling contact fatigue life of pearlitic rail steel due to dry-wet rolling-sliding line contact[J]. *Wear*, 1996, 197(1): 255-265.
- [13] Lansler E. Influence of plastic deformations on growth of subsurface rolling contact fatigue cracks in railway wheels[J]. *Journal of Rail & Rapid Transit*, 2006, 220(4): 461-473.
- [14] 郑逊昭, 夏玉洲. GCr15 轴承钢接触疲劳亚表面孔洞的形成[J]. *材料科学与工艺*, 1996, 4(3):29-33.
- [15] 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.
- [16] Ringsberg J W, Loo-Morrey M, Josefson B L, et al. Prediction of fatigue crack initiation for rolling contact fatigue[J]. *International Journal of Fatigue*, 2000, 22(3): 205-215.
- [17] Donzella G, Faccoli M, Mazzu A, et al. Progressive damage assessment in the near-surface layer of railway wheel-rail couple under cyclic contact[J]. *Wear*, 2011, 271(1/2):408-416.
- [18] 何成刚. 车轮材料摩擦疲劳损伤机理及微观组织演变行为研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2018.
- [19] Ekberg A, Åkesson B, Kabo E. Wheel/rail rolling contact fatigue: Probe, predict, prevent[J]. *Wear*, 2014, 314(1/2): 2-12.
- [20] 蒋文娟. 钢轨材料对轮轨磨损及微观结构影响的研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2012.

The mechanism of plastic deformation strengthening and crack initiation on GCr15 steel contact surface

ZHU Chunli, ZHAO Fengping, SU Yunshuai

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

Abstract: The rolling contact fatigue test of GCr15 bearing steel was carried out under oil lubrication condition. The subsurface microstructure of the failed samples after rolling contact fatigue test was investigated by using scanning electron microscopy and transmission electron microscope, the deformation strengthening and crack initiation mechanism caused by the change of microstructure of plastic deformation layer was also analyzed. The results showed that the plastic flow in the plastic deformation layer is caused by the dislocation slip at the grain boundary resulting in the slip deformation of the grain under the action of friction. The closer to the contact surface, the more serious the slip deformation is and the higher the hardness value is. There are nanocrystals formed and some carbides dissolved in the plastic deformation layer, with no phase transformation appeared. The appearance of layered fibrous structures is resulted from the formation of holes at the grain boundaries in plastic deformation layer, while the holes form cracks under the effect of cyclic stress. The thickness of plastic deformation layer increased with the increase of contact stress and cycle times.

Key words: GCr15 bearing steel; rolling contact fatigue; plastic deformation; nanocrystalline; crack

(责任编辑 史小丽)