

摩擦学学报

TRIBOLOGY



原始组织对ER9车轮钢滚动接触疲劳性能的影响

刘旭东, 刘鹏涛, 赵秀娟, 任瑞铭

Influence of Original Microstructure on Rolling Contact Fatigue Properties of ER9 Wheel Steel

LIU Xudong, LIU Pengtao, ZHAO Xiujuan, REN Ruiming

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2020213>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

不均匀组织ER8车轮滚动接触疲劳性能研究

Rolling Contact Fatigue Performance of ER8 Wheel Steel with Non-Uniform Microstructure

摩擦学学报. 2021, 41(4): 553 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2020154>

D2车轮钢原始组织对滑动磨损性能的影响

Influences of Microstructure on Sliding Wear Performance of D2 Wheel Steel

摩擦学学报. 2019, 39(4): 479 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018196>

列车车轮滚动接触疲劳裂纹评价研究

Evaluation of Rolling Contact Fatigue Crack of Train Wheels

摩擦学学报. 2020, 40(3): 305 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2019210>

接触应力对FCB车轮钢组织演变与性能的影响

Effect of Contact Stress on the Evolution and Properties of FCB Wheel Steel

摩擦学学报. 2021, 41(5): 749 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2020150>

球化退火态重载车轮钢CL70磨损性能及组织演化

Wear Behavior and Microstructure Evolution of Spheroidized Annealed Heavy Load Wheel Steel CL70

摩擦学学报. 2019, 39(3): 357 <https://doi.org/10.16078/j.tribology.2018182>



关注微信公众号, 获得更多资讯信息

DOI: 10.16078/j.tribology.2020213

原始组织对ER9车轮钢滚动接触疲劳性能的影响

刘旭东¹, 刘鹏涛^{1,2}, 赵秀娟^{1,2}, 任瑞铭^{1,2*}

(1. 大连交通大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116028;

2. 大连交通大学 辽宁省轨道交通关键材料重点实验室, 辽宁 大连 116028)

摘要: 利用双盘滚动接触疲劳试验机对原始组织分别为片状珠光体+先共析铁素体(P+PF)和回火索氏体(TS)的ER9车轮钢试样进行滚动接触疲劳试验, 并对结果进行了分析。结果表明: 在油润滑条件下, 原始P+PF试样的滚动接触疲劳寿命是TS试样的2.8倍。其原因是原始的P+PF的试样表面存在厚约1 μm 的机加工细晶层, 而TS试样无明显细晶层, 在疲劳过程中, P+PF试样会优先在细晶层内萌生浅层裂纹并平行于表面扩展形成浅层剥落, 而后在细晶层剥落的区域萌生疲劳裂纹, 而TS试样则直接在试样表面萌生疲劳裂纹。经过 1×10^5 周次在空气中的预磨损后, 两种不同原始组织的试样表面均被强化, 滚动接触疲劳寿命均有大幅度的提升。但由于P+PF试样预磨损过程中机加工细晶层的剥落以及产生了少量的疲劳磨损, 部分疲劳磨损裂纹成为滚动接触疲劳裂纹的裂纹源, 而预磨损后的TS试样的表层形成分布更为均匀的细晶层, 故预磨损后的TS试样的滚动接触疲劳寿命远高于P+PF试样。

关键词: ER9车轮钢; 片状珠光体; 回火索氏体; 裂纹; 细晶层; 预磨损

中图分类号: TG142.21

文献标志码: A

文章编号: 1004-0595(2021)06-0902-11

Influence of Original Microstructure on Rolling Contact Fatigue Properties of ER9 Wheel Steel

LIU Xudong¹, LIU Pengtao^{1,2}, ZHAO Xiujuan^{1,2}, REN Ruiming^{1,2*}

(1. School of Material Science and Engineering, Dalian JiaoTong University, Liaoning Dalian 116028, China

2. Key Laboratory of Key Material of Rail Transit in Liaoning Province, Dalian JiaoTong University, Liaoning Dalian 116028, China)

Abstract: In recent years, with the continuous development of railway transportation, the speed of passenger trains has continued to increase. Rolling contact fatigue failure has become the main failure form of wheel-rail materials. In order to improve the rolling contact fatigue life of train wheels, the influence of original microstructure on rolling contact fatigue life of ER9 high speed wheel steel was analyzed. It provided theoretical and experimental basis for the design and damage control of key materials of rail transit. The ER9 wheel steel with the original microstructure of lamellar pearlite + proeutectoid ferrite (P+PF) was quenched and tempered to obtain the ER9 wheel steel with the original microstructure of tempered sorbite (TS). GPM-40 rolling contact fatigue testing machine was used for rolling contact fatigue test. Because the actual wheel-rail running process is the rolling contact fatigue phenomenon after a certain dry friction operation, in order to be closer to the engineering reality, the pre-wear of the ER9 wheel steels with two different original microstructures, and then the rolling contact fatigue test is performed. In this test, ER9 wheel steel is the main sample, and U71Mn rail steel is used as the accompanying sample. Use FM-700 microhardness tester for hardness measurement, use USB digital microscope, Zeiss Supra 55 field emission scanning electron microscope with electron

Received 11 October 2020, revised 9 January 2021, accepted 18 January 2021, available online 28 November 2021.

*Corresponding author. E-mail: rmren@djtu.edu.cn, Tel: +86-411-84106863.

The project was supported by the National Key Basic Research Program of China (2015CB654802).

国家重点基础研究发展规划项目(2015CB654802)资助。

backscatter diffraction (EBSD) to observe and analyze the surface morphology, surface microstructure and cross-sectional microstructure of two different original microstructure samples. Analyze the reasons for the difference in fatigue life of the two samples before and after pre-wear. **Results:** According to the principle of colloidal equilibrium, lamellar cementite is easier to dissolve. During machining, due to the interaction of cutting force and cutting heat, The original P+PF sample will form a machined fine-grain layer, which is unevenly distributed on the surface of the sample, the maximum thickness is about 1 μm , while the original TS sample has no obvious fine-grain layer. Due to the existence of the machined fine-grain layer, the rolling contact fatigue life of the two different original microstructure samples is quite different. Rolling contact fatigue life of original P+PF sample and original TS sample are 1.6×10^6 cycles and 5.6×10^5 cycles, respectively. Observe the cross-sectional microstructure and cracks of the two samples after the same cycle of rolling contact fatigue test. The P+PF sample will preferentially form shallow spalling, and rolling contact fatigue cracks will be induced on the basis of shallow spalling, while the TS sample will Rolling contact fatigue cracks with an angle of 45° to the surface are directly formed. As the number of operating cycles increases, the length of fatigue cracks continues to grow. When pre-wearing two samples with different original microstructures for 1×10^5 cycles, the surface of the P+PF sample was dominated by adhesive wear, and there was a slight fatigue wear characterized by scaly skin. While TS sample the form of wear is adhesive wear. Observing the cross-sectional microstructure of the sample at this time, both the P+PF sample and the TS sample showed a fine-grained layer due to the plastic deformation of the sample surface under the action of the contact stress. The surface hardness of the two samples has been greatly improved. The P+PF sample has a better surface hardening ability. Pre-wear causes the surface of the sample to be strengthened, which improves the rolling contact fatigue life under oil lubrication conditions. In the subsequent rolling contact fatigue test, two different original microstructure ER9 wheel steel samples all showed the shallow exfoliation of the fine-grained layer. After pre-wear, the rolling contact fatigue life of the P+PF sample and TS sample was 2.7×10^6 cycles and 8.3×10^6 cycles, respectively. **Conclusion:** During the fatigue test, the original P+PF sample will preferentially initiate shallow cracks on the surface, shallow cracks propagate in the fine-grained layer to form shallow spalling, and fatigue cracks are induced in the area where the fine-grained layer spalls. On the other hand, rolling contact fatigue cracks initiated directly after short cycles of operation of the original TS sample. Therefore, the original P+PF sample has better resistance to fatigue crack initiation. After pre-wear 1×10^5 cycles, a small amount of fatigue wear cracks were formed on the surface of the P+PF sample, and some of the fatigue wear cracks became the crack source of rolling contact fatigue cracks. In addition, the surface hardness of the pre-wear P+PF sample is higher and more fragile, and the initiation of fatigue cracks are easy to propagate. However, due to the refinement of the surface layer of the sample, which effectively resists the initiation of cracks, the fatigue life is increased by 1.7 times compared with the original P+PF sample. After pre-wear 1×10^5 cycles, the TS sample did not show fatigue wear cracks. At the same time, due to the surface strengthening caused by the pre-wear, the fatigue life of the TS sample was 15 times longer than that of the original TS sample, and was higher than the same cycle of pre-wear 3 times of P+PF sample.

Key words: ER9 wheel steel; lamellar pearlite; tempered sorbite; cracks; fine-grained layer; pre-wear

滚动接触疲劳是列车轮轨的主要失效形式,全球铁路行业的主要问题之一就是滚动接触疲劳所引发的车轮和钢轨的损伤,造成的损坏可能使得轨头剥落或轨道完全失效^[1].近年来,随着铁路运输的发展,客运列车的速度不断提升,使得铁路运营环境更加恶化,伴随来的滚动接触疲劳现象就越发严重^[2-3].

轮轨材料在实际运行过程中,在干摩擦条件下会形成一定深度的梯度变形层,在液体润滑条件下,梯度变形层将不可避免地影响轮轨材料的滚动接触疲劳寿命^[4-5].因此,研究车轮钢在预磨损前后的滚动接触疲劳性能有重要的意义.

珠光体钢由于高强度、良好的加工硬化性能以及

良好的耐磨性一直被广泛应用于车轮材料,但是由于珠光体钢中片层状渗碳体的溶解和断裂增强了表面硬度,加速了棘轮破坏^[6],而且在磨损过程中,珠光体钢易在表面形成白层(WEL),与塑性变形层相比,WEL具有更高的硬度,珠光体钢的WEL也是形成疲劳裂纹的主要部位^[7].且由于珠光体和铁素体之间的应变分配,珠光体车轮钢的疲劳裂纹主要在珠光体与先共析铁素体的界面处萌生并扩展^[8],相关学者的研究结果也表明,微观结构不均匀也会导致滚动接触疲劳裂纹的形成^[9-10].故改善原始微观组织均匀性对于改善轮轨材料的滚动接触疲劳寿命有着重要的作用.

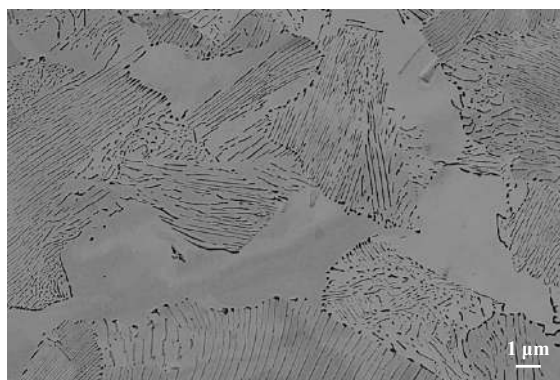
本文作者对片层状珠光体车轮钢采用调质处理,

用以改善珠光体车轮钢原始组织的均匀性,对比两种不同原始组织的车轮钢试样在预磨损前后的滚动接触疲劳性能,讨论不同微观组织的滚动接触疲劳机理。

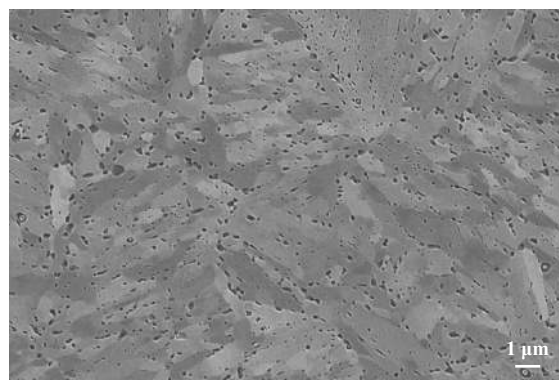
1 材料与方法

试验所选用的材料为原始组织不同的ER9车轮钢,作为主试样,其主要的化学成分(质量分数)为C: 0.57%, Si: 0.26%, Mn: 0.73%。U71Mn钢轨钢作为陪

试样,其主要化学成分(质量分数)为C: 0.65%~0.77%; Si: 0.15%~0.35%; Mn: 1.00%~1.40%。两种不同原始组织的ER9车轮钢,一种是少量先共析铁素体加片层状珠光体,记作P+PF;另一种是粒状渗碳体颗粒分布在铁素体基体上的回火索氏体组织,记作TS。两种主试样的原始组织如图1所示。P+PF试样的硬度约为290~310 HV_{0.025}, TS试样的硬度为300~320 HV_{0.025},与其配对的U71Mn试样的硬度约为345 HV_{0.025}。



(a) P+PF sample



(b) TS sample

Fig. 1 Original microstructures of ER9 wheel steel

图1 ER9车轮钢的原始组织

使用济南益华GPM-40滚动接触疲劳试验机进行预磨损和滚动接触疲劳试验,试样的尺寸和接触方式如图2所示,根据相关学者的研究^[1],滚动接触疲劳试验选择的接触应力为1 450 MPa,根据高速列车250 km/h确定转速为1 440 r/min,滑差率为0.5%,采用20#机油润滑,冷却方式为风冷。预磨损试验根据高速列车的17 t轴重选用的接触应力为1 140 MPa,纯滚动,转速为1 440 r/min,同样采用风冷。使用USB数码显微镜和附带电子背散射衍射(EBSD)的Zeiss Supra 55场发射扫描电镜对两种不同显微组织的试样进行表面形貌、表面组织以及截面组织观察分析。使用FM-700型硬度仪

进行硬度测量,测试载荷为0.25 N,保荷时间为15 s。

2 结果与分析

2.1 疲劳性能

对原始和预磨损后的两种不同原始组织的试样在1 450 MPa接触应力下进行滚动接触疲劳试验,平均疲劳寿命结果如图3所示。原始P+PF试样的平均寿命为 1.6×10^6 周次,原始TS试样的平均寿命为 5.6×10^5 周次。将P+PF试样预磨 1×10^5 周次后,疲劳寿命提升至 2.7×10^6 周次,将TS试样预磨 1×10^5 周次后,疲劳寿命大幅度提升,平均寿命为 8.3×10^6 周次,相比于原始TS试样,疲劳寿命提升15倍,且高于相同预磨周次下P+PF试样3倍。观察试样疲劳失效后的接触表面(图4),疲劳损伤特点基本相同,出现典型的V型剥落坑,剥落由损伤的尖角处起源,沿着试样滚动的方向扩展,同时也伴有形状不规则的剥落,可以观察到接触表面较为细小的麻点损伤和从接触表面中间萌生的疲劳裂纹。

2.2 试样表面形貌

两种不同原始组织的试样未运行时,可以发现二者的表面都有着机加工所带来的不平的凸峰和凹谷,即机加工纹理,两种原始试样的粗糙度值约为0.72。当疲劳试验运行 1×10^5 周次之后,P+PF试样的表面出现

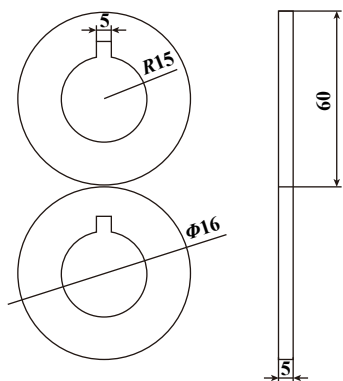


Fig. 2 Sizes of samples and contact mode illustration

图2 试样尺寸和接触方式示意图

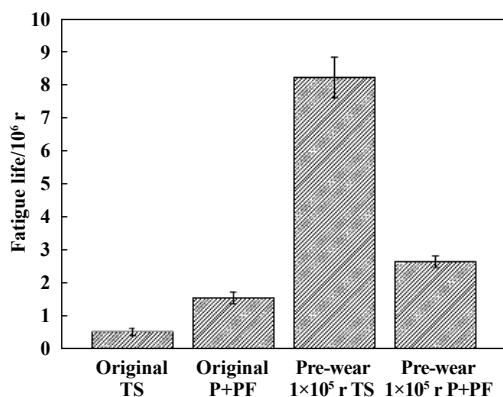


Fig. 3 Rolling contact fatigue life

图3 滚动接触疲劳寿命

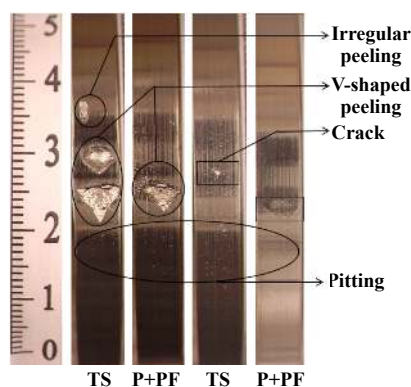


Fig. 4 Surface damage after fatigue failure

图4 疲劳失效后表面损伤形貌

了沿着滚动方向的浅层剥落,且出现了细小的剥落坑。运行了 3×10^5 周次之后, P+PF试样表面的剥落更为严重,能观察到表面明显的凹凸不平,且出现更多的细小的剥落坑,在剥落坑的尖端可以发现沿着滚动方向呈一定角度细小的裂纹。而与P+PF试样相比,疲劳试验运行 1×10^5 周次之后TS试样的表面更为光滑和平整,但已出现细小的裂纹,也有剥落坑的出现,剥落坑的面积和大小均小于同周次下的P+PF试样。疲劳试验运行了 3×10^5 周次的TS试样表面同 1×10^5 周次相差不多,剥落坑的尖角可以观察到细小的裂纹。P+PF试样在经过 1×10^5 周次的预磨损后,试样表面开始出现少量的鱼鳞状起皮,试样表面出现轻微的疲劳磨损,而经过相同周次下预磨损后的TS试样的磨损形式以黏着磨损为主(见图5)。

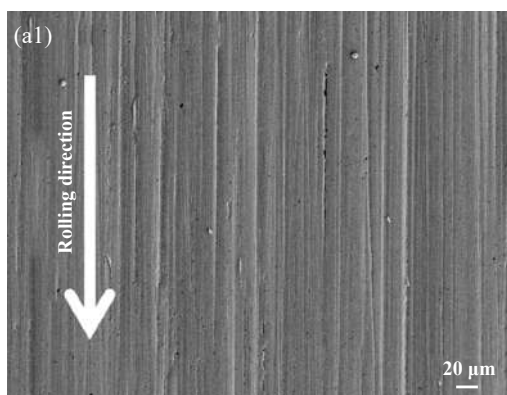
2.3 截面组织与裂纹分析

分别对原始试样以及疲劳试验运行过程中的试样的截面组织和裂纹进行了观察和分析,原始P+PF试样的表面有1层细晶层,细晶层厚度不均匀,最厚约为 $1 \mu\text{m}$ [见图6(a1)]。细晶层内部先共析铁素体和共析铁

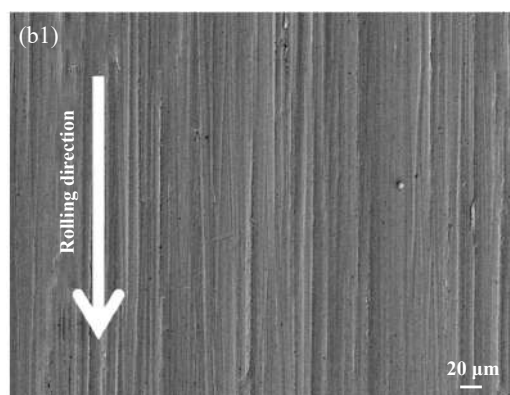
素体已不可分辨,铁素体晶粒细化,片层状渗碳体变形细化呈粒状,与其相邻的组织只有轻微的塑性变形;而原始TS试样没有明显的细晶层,表层的铁素体有一定程度上的变形细化,渗碳体并无明显变形[图6(b1)]。当疲劳试验运行 1×10^5 周次时, P+PF试样出现了浅层裂纹[图6(a2)], P+PF试样的浅层裂纹在细晶层内部或细晶层与相邻轻微塑性变形组织的界面处扩展,最后导致材料浅层剥落。而疲劳试验运行了 1×10^5 周次时的TS试样未出现浅层裂纹,但会萌生滚动接触疲劳裂纹,裂纹均萌生于试样表面,且裂纹的长度很短,为 $1 \sim 2 \mu\text{m}$ [图6(b2)],当疲劳试验运行 3×10^5 周次时, P+PF试样的剥落更多,截面可观察到剥落凹坑,剥落坑的表面已无细晶层的存在,可观察到明显的变形组织,剥落凹坑处萌生疲劳裂纹,裂纹与运行方向约呈 45° ,但裂纹的数量少,长度小,约为 $3 \mu\text{m}$ [图6(a3)]。TS试样由于已经萌生疲劳裂纹,在经过运行后,疲劳裂纹进一步向心部内扩展,长度约为 $5 \mu\text{m}$ [图6(b3)]。综上可知,由于机加工细晶层的存在, P+PF试样更易萌生平行于试样运行表面的浅层裂纹,造成浅层剥落,即细晶层剥落。在剥落凹坑处萌生滚动接触疲劳裂纹,而TS试样由于没有明显的细晶层,在经过短周次的运行之后,在试样表面会萌生滚动接触疲劳裂纹,造成TS试样疲劳寿命低于P+PF试样。

对原始试样和预磨损试样疲劳失效前后的截面组织和裂纹进行了观察和分析。首先对原始试样疲劳失效后的试样进行截面组织的分析,可以观察到两种试样均出现沿表面呈 45° 左右的滚动接触疲劳裂纹。P+PF试样裂纹萌生处表面已没有细晶层,表明疲劳裂纹是在细晶层剥落后的部位萌生,由图7(a)可见,疲劳裂纹源处有长、短两条疲劳裂纹,长裂纹首先沿着先共析铁素体与珠光体的界面扩展,进入先共析铁素体内部向心部扩展,而后裂纹穿过先共析铁素体,进入珠光体团界中,裂纹沿着铁素体与渗碳体的相界扩展;短裂纹形成穿晶裂纹,穿过珠光体,裂纹扩展消耗更多能量,故裂纹长度较短。而TS试样的裂纹在试样表面萌生[见图7(b)],沿着铁素体的晶界扩展。

当P+PF试样经过 1×10^5 周次的预磨损时,试样表层组织由于接触应力的作用下发生明显的塑性变形,根据塑性变形程度的不同,分为细晶层和塑性变形区,随着与运行表面距离的减小,与运行方向有着一定夹角的片层状渗碳体出现明显的断裂和弯折,渗碳体碎化为点列状[见图8(a)]。如图7(c)所示预磨损后疲劳失效的P+PF试样的裂纹分两种,一种是直接在试样



(a1) Original P+PF



(b1) Original TS

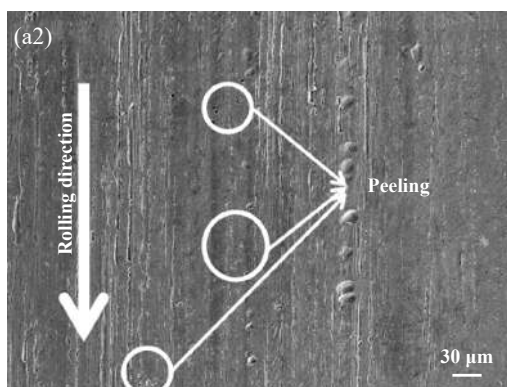
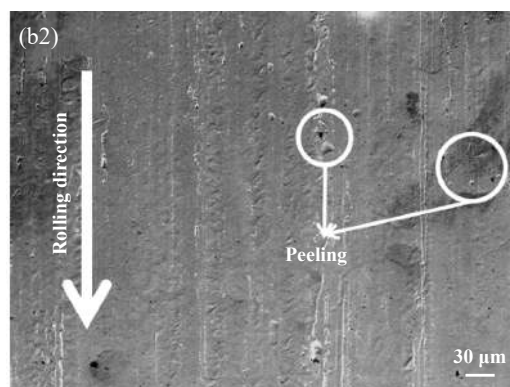
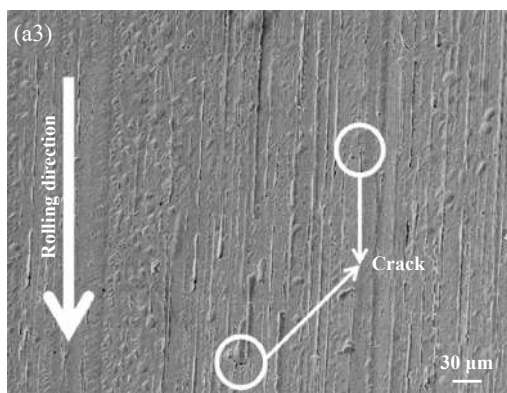
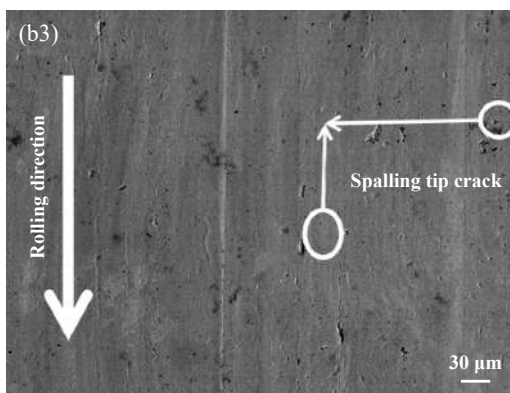
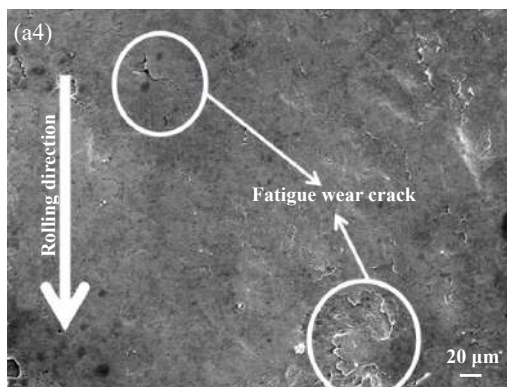
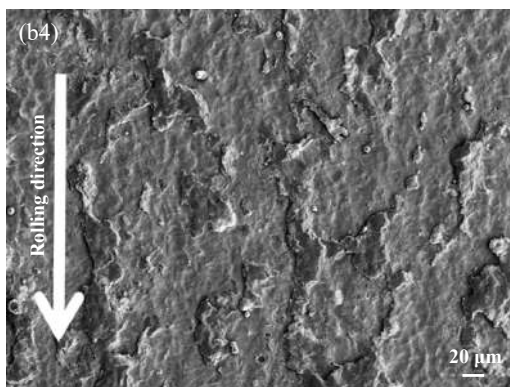
(a2) Fatigue test 1×10^5 cycles of P+PF(b2) Fatigue test 1×10^5 cycles of TS(a3) Fatigue test 3×10^5 cycles of P+PF(b3) Fatigue test 3×10^5 cycles of TS(a4) Pre-wear 1×10^5 cycles of P+PF(b4) Pre-wear 1×10^5 cycles of TS

Fig. 5 Surface morphology of two samples after working for different cycles

图 5 两种试样运行不同周次的表面形貌

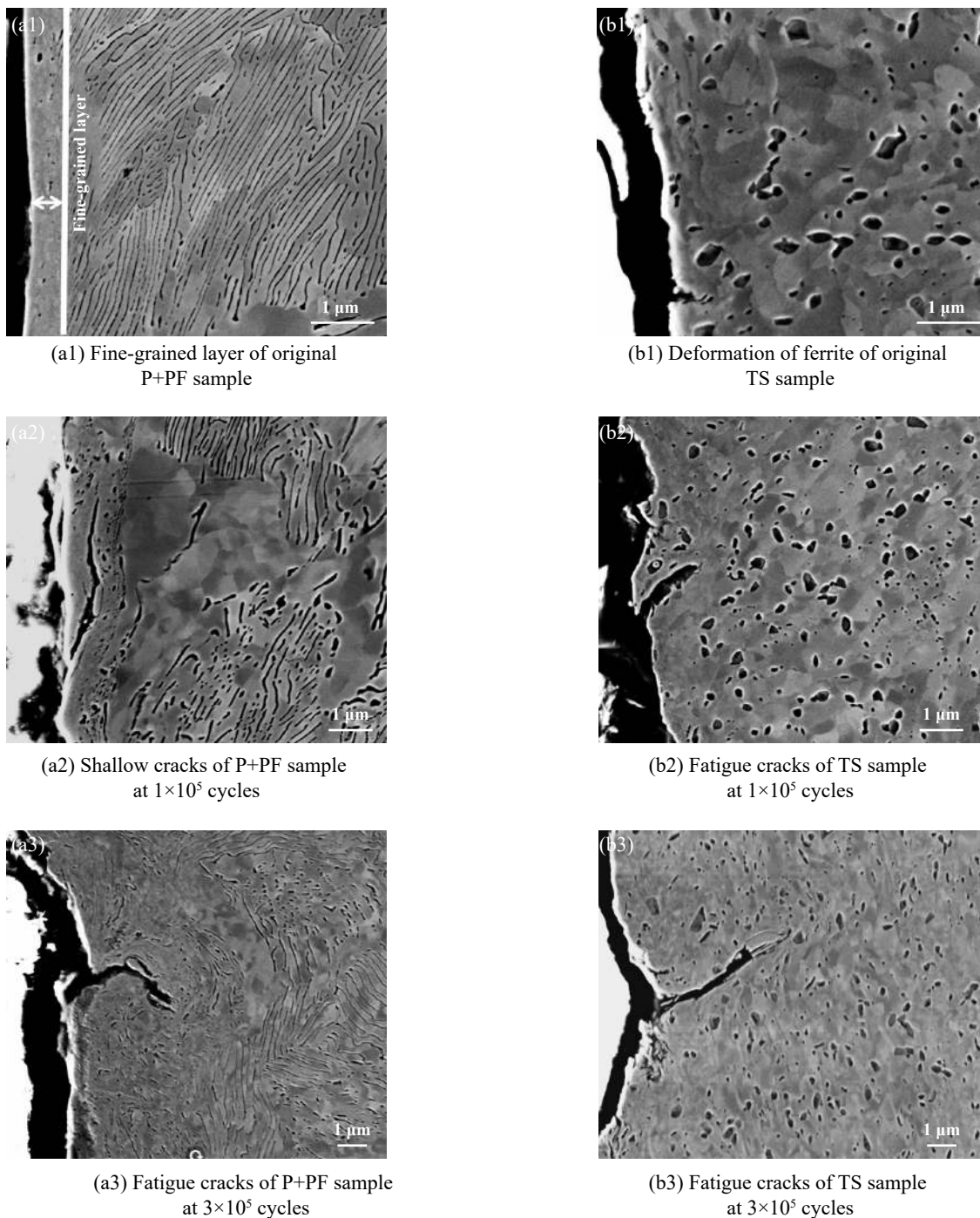


Fig. 6 Cross-sectional microstructure of two samples after working for different cycles

图6 运行不同周次时两种试样的截面微结构

表面形成的滚动接触疲劳裂纹, 裂纹长度约为 $3 \mu\text{m}$, 另一种是在平行于试样表面疲劳磨损裂纹的尖端部位萌生滚动接触疲劳裂纹, 可以观察到浅层裂纹。

当TS试样经过 1×10^5 周次的预磨损时, 表面出现明显的细晶层, 厚度约为 $1 \mu\text{m}$ [图8(b)], 在细晶层内, 等轴的铁素体晶粒平行于试样表面被拉长且细化, 渗碳体颗粒溶解并细化, 造成渗碳体数量的减少, 与原始的回火索氏体组织有明显的差别。故在后续的油润

滑滚动接触疲劳试验中, 运行中产生的裂纹首先倾向于在细晶层内部或细晶层与相邻塑性变形组织的界面扩展, 造成细晶层的剥落 [图7(d)], 进而在材料的剥落处产生滚动接触疲劳裂纹, 在疲劳裂纹的主裂纹分支出二次裂纹, 有扩展至表面的趋势 [图7(d)], 疲劳裂纹沿着一定的角度向心部扩展。

2.4 表面组织与裂纹

对运行不同周次的试样的表面组织与裂纹进行

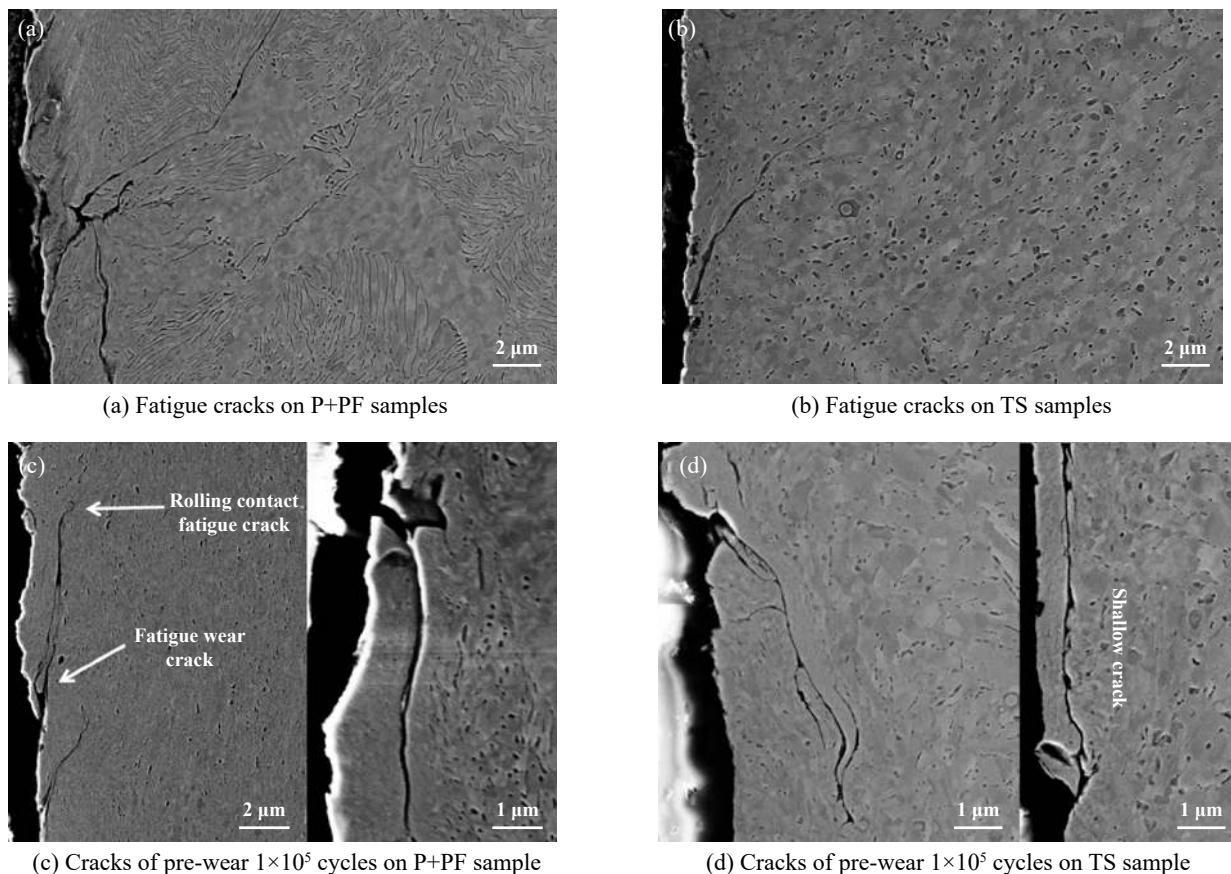


Fig. 7 The cross-sectional microstructures and cracks of the sample after fatigue failure

图7 疲劳失效后试样的截面组织与裂纹

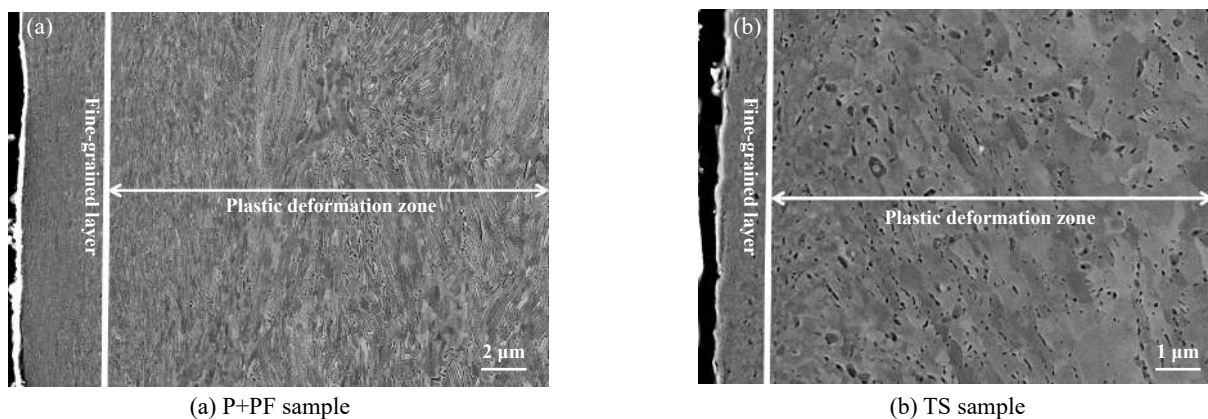


Fig. 8 Cross-sectional structure of the sample after pre-wear for 1×10^5 cycles

图8 预磨损 1×10^5 周次时试样的截面结构

了观察,由图9(a1)可以观察到原始P+PF试样表面有一定数量的细晶区,细晶区内铁素体晶粒细小,片层状的渗碳体颗粒碎化并溶解。而原始TS试样无明显细晶区[见图9(b1)]。当两种不同原始组织的试样经过 1×10^5 周次预磨损后,P+PF和TS试样的表面出现了大量的细晶区,形成表面强化[见图9(a2)和(b2)]。

经过 1×10^5 周次的运行,P+PF试样铁素体晶粒沿

着受力方向被明显拉长,部分片层状渗碳体断裂,出现了明显的 $1 \mu\text{m}^2$ 左右的微型剥落坑,造成浅层剥落,但产生的裂纹数量较少[见图9(a3)]。而TS试样铁素体发生变形[见图9(b3)],出现大量的沿着运行方向的裂纹,裂纹在铁素体内扩展。经过 3×10^5 周次的运行后,P+PF试样出现的剥落坑面积更大,约为 $4 \mu\text{m}^2$,且出现了大量的长裂纹,裂纹大部分出现在细晶区[图9(a4)],

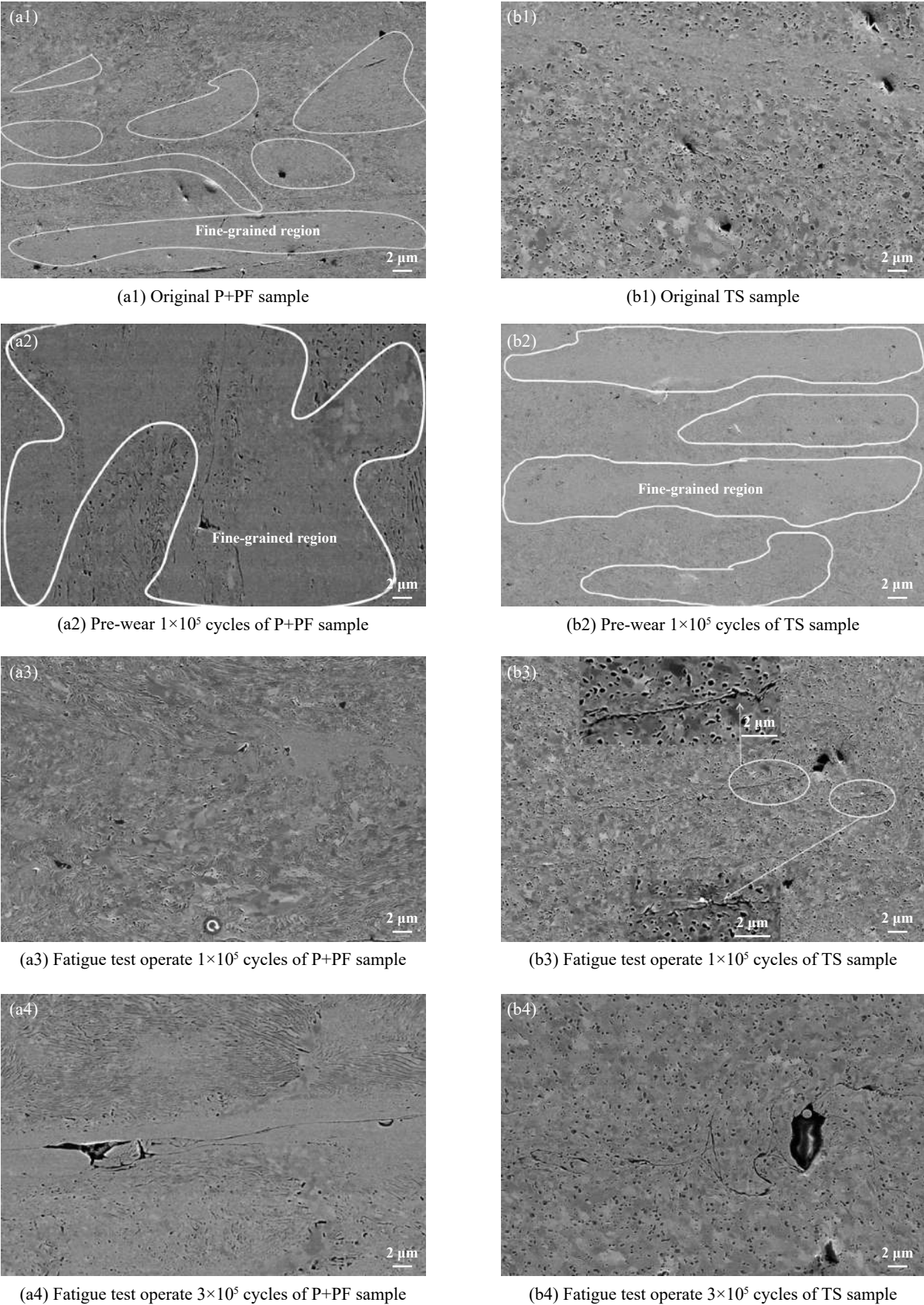


Fig. 9 Surface microstructure of the two samples after working for different cycles

图 9 两种试样运行不同周次的表面组织

TS试样也观察到面积较大的剥落坑[见图9(b4)],并在剥落坑的附近萌生裂纹,裂纹扩展的方式都与 1×10^5 周次时一致。

2.5 硬度分析

对机加工状态下未运行的试样的表面硬度进行测量[图10(a)], P+PF试样的硬度为 $410 \text{ HV}_{0.025}$ 左右,远高于相邻塑性变形组织的硬度,而TS试样的硬度为 $360 \text{ HV}_{0.025}$ 左右,由于P+PF试样机加工导致的表面细晶层的存在,原始P+PF试样的硬度高于TS试样,而TS试样也由于表层的铁素体的塑性变形导致硬度提升,高于原始组织的硬度。经过 1×10^5 周次的疲劳试验运行时,TS试样的表面硬度有所提升,这是因为在短周次的运行之下,铁素体作为软相优先硬化,根据相关学者的研究表明,铁素体的硬化速率比珠光体高50%^[12],导致回火索氏体组织的铁素体基体硬化速率优于片状珠光体;原始的P+PF试样的表面硬度值分散较之原始TS试样的更大,且相比于未运行的P+PF试样,硬度值分散也较大,这是由于P+PF试样的机加工细晶层的硬度远高于其相邻塑性变形组织的硬度,且经过 1×10^5 周次的疲劳试验运行时,机加工细晶层剥落露出相邻的塑性变形的组织导致的。经过 3×10^5 周次

的疲劳试验运行时,TS试样表面继续硬化,而P+PF的硬度分散性变小,这是因为在机加工细晶层剥落后露出的轻微塑性变形组织在接下来的运行过程中进一步硬化,未剥落的细晶层硬度不再提升,导致硬度分散值减小。但当TS试样经过 1×10^5 周次的预磨损后,试样的表面硬化至 $460 \text{ HV}_{0.025}$ 左右,而P+PF试样经过相同周次的预磨损后,试样的表面硬化至 $590 \text{ HV}_{0.025}$,试样表层晶粒细化有效抵抗了疲劳裂纹的萌生。相较于预磨损相同周次下的TS试样, P+PF试样的表面硬度和硬化层深度均高于TS试样,根据图10(b)所示,距离表面 $15 \mu\text{m}$ 处P+PF试样的硬度仍高于TS试样的表面硬度, P+PF试样的硬度提升快,表层脆性相对于TS试样更大,加速了棘轮效应,疲劳裂纹萌生后极易扩展,故预磨损相同周次后TS试样滚动接触疲劳寿命优于P+PF试样。无论运行周次数量多少,各试样的共同特点均为随着距离表面深度的增加,硬度逐渐减小,在距表面 $200 \sim 250 \mu\text{m}$ 左右,硬度出现1个峰值,在 $250 \mu\text{m}$ 后,两种试样的显微硬度又有所降低,在 $400 \mu\text{m}$ 左右接近基体硬度[见图10(b)]。这是由于在滚动接触过程中次表层切应力最大的原因^[13]。

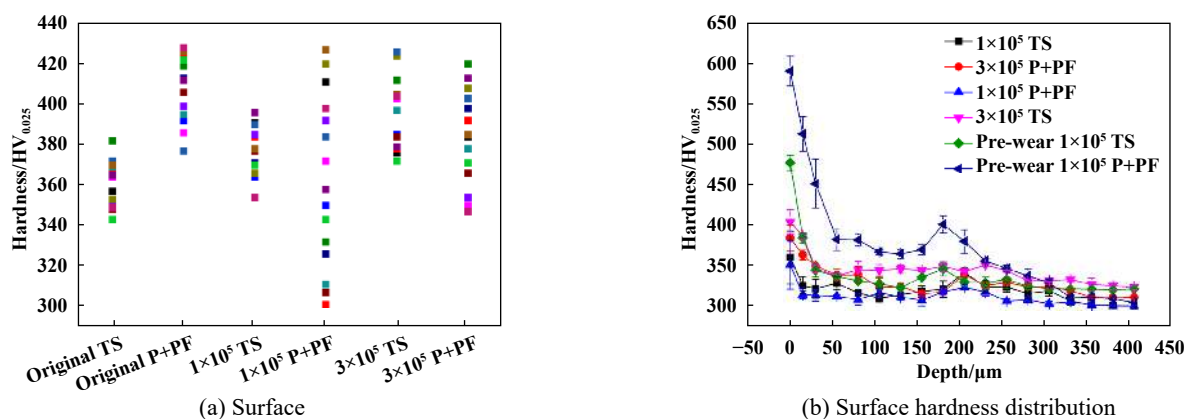


Fig. 10 The hardness distribution of the surface layer of the sample under different conditions

图10 不同状态下试样的硬度

3 讨论

3.1 细晶组织对疲劳寿命的影响

机加工时由于切削力和切削热与材料的相互作用,会在试样表面留下1个变质层^[14],根据胶态平衡原理,片状渗碳体更易溶解,渗碳体溶解会形成固溶强化提高试样表面硬度^[15]。故原始P+PF试样可明显观察到表面最厚约 $1 \mu\text{m}$ 的细晶层,而原始TS试样表层并无明显的细晶组织。细晶层与相邻的轻微塑性变形组织

的形貌和硬度相差较大,正因为有细晶层的存在,在油润滑本身磨损程度就可以忽略的条件下,在短周次的运行之后更硬的细晶层与心部组织差别更大,更易剥落。

原始P+PF试样表层的细晶组织在试样未运行前已经累积了大量的应变,随着运行次数的增加,试样的表层组织会不断累积塑性变形,表面硬度逐渐升高,这表现为棘轮效应,轮轨接触疲劳损伤机制是由于棘轮效应产生的塑性变形累计达到材料的韧性极

限而产生疲劳裂纹. P+PF试样表层的机加工细晶层硬度高脆性大变形能力弱, 且与心部组织存在明显界面, 导致在表层区域产生的微裂纹会优先在细晶层内扩展. 在塑性变形过程中细晶层与其相邻组织的形变不均匀, 先共析铁素体和珠光体的强度和硬化速率明显不同, 导致试样易于在两种组织交界位置萌生裂纹^[8,16], 故P+PF试样产生浅层裂纹之后, 裂纹倾向于在细晶层内或在细晶层与相邻轻微塑性变形组织的界面处扩展, 最后造成材料的浅层剥落. 试样继续运行, 细晶层剥落, 试样的轻微塑性变形组织暴露出来, 低硬度(强度)的次表层成为表层, 试样表面失去细晶层后, 在滚动接触过程中, 原始组织中铁素体内的位错会发生快速增殖, 使位错在晶界处塞积, 当位错塞积到一定程度后会产生接触疲劳裂纹^[17], 由于铁素体比较软, 塑性变形过程中会快速到达疲劳极限形成疲劳裂纹, 且由于珠光体和邻近的先共析铁素体不能同步变形, 故裂纹在铁素体和珠光体的界面处扩展^[16]. 而原始的TS试样没有明显细晶层的存在, 但点粒状渗碳体分布在等轴铁素体基体上, 这一点在表面和心部都是如此, 组织更为均匀, 在滚动接触过程中, 形变均匀的累积^[4], 且相对于渗碳体, 铁素体是软相, 裂纹更易在表层的铁素体处萌生. 经过短周次的运行后, TS试样首先萌生滚动接触疲劳小裂纹, 再经过一段时间的运行后, 裂纹长度不断增长, TS试样的接触疲劳裂纹更倾向于在铁素体晶界处扩展.

3.2 预磨损对疲劳寿命的影响

TS试样在经过 1×10^5 周次的预磨损后, 表层组织得到改变, 出现细晶区, 相比于P+PF试样的机加工细晶层, 预磨损后TS试样的细晶层分布更均匀, 组织均匀连续的转变, 表层硬度更高, 预磨损后形成的表层硬化会明显起到抑制滚动接触疲劳裂纹萌生作用. 在滚动接触疲劳试验过程中, 预磨损后的TS试样类似P+PF试样首先形成浅层裂纹造成浅层剥落, 在浅层剥落的基础上萌生滚动接触疲劳裂纹. 故相较于原始TS试样, 滚动接触疲劳寿命提升15倍.

P+PF试样经过 1×10^5 周次的预磨损后, 由于在预磨损过程中产生了晶粒细化, 表层强度提高, 故滚动接触疲劳寿命相较于原始的P+PF试样有着显著的提升, 由 1.6×10^6 周次提升至 2.8×10^6 周次. 但由于在预磨损的过程中, P+PF试样会产生少量的从表面萌生, 与表面形成大约 10° 夹角的疲劳磨损裂纹. 而P+PF预磨损试样滚动接触疲劳裂纹分为两个部分, 一部分是在表面萌生的与表面呈 45° 角的滚动接触疲劳裂纹, 另一部分是在疲劳磨损裂纹的基础上形成的滚动接触

疲劳裂纹. 在油润滑滚动接触疲劳过程中, 疲劳磨损裂纹会成为滚动接触疲劳裂纹萌生源, 一旦接触疲劳裂纹萌生, 润滑油就会迅速侵入其中, 使裂纹张开, 迫使裂纹向前扩展, 当试样接触到裂纹裂纹的裂口并把它封住, 裂纹中的润滑油受阻其中, 在裂纹内壁产生巨大内应力, 更加促进裂纹的扩展^[18]. 且由于P+PF试样表层硬度提升快, 脆性大, 在表层直接萌生的疲劳裂纹也极易扩展, 故在预磨损 1×10^5 周次时TS试样的滚动接触疲劳寿命高于P+PF试样.

两种不同原始组织的试样在预磨损 1×10^5 周次时, 试样表层形成了明显的变形层, 试样截面的塑性变形呈梯度变化, 距离表面越近塑性变形程度越大. 两种不同原始组织的试样均会由于表面强化从而提升其滚动接触疲劳寿命, 这是因为试样表层的晶粒内部会产生高密度位错结构^[17], 并且位错分布不均匀, 排列没有方向性, 位错缠结会阻碍滚动接触疲劳试验中试样表层的位错滑移, 导致晶体内部位错迁移更加困难, 因此, 材料的屈服强度提高, 抗流变能力提高. 且晶界会阻碍裂纹萌生, 因为晶界会阻止位错运动, 晶粒越细晶界就越多, 则对阻碍裂纹萌生和扩展作用越大^[19].

4 结论

a. 原始P+PF试样表层组织存在厚度不均, 最厚可达 $1 \mu\text{m}$ 的细晶层. 而原始TS试样表层组织无明显细晶层. 在疲劳试验过程中原始P+PF试样会优先在表面萌生浅层裂纹并在细晶层内扩展形成浅层剥落, 在细晶层剥落的区域萌生疲劳裂纹. 而原始TS试样经过短周次的运行之后直接萌生滚动接触疲劳裂纹. 故原始P+PF试样具有更好的抵抗疲劳裂纹萌生的能力.

b. P+PF试样经过 1×10^5 周次的预磨损后, 表面形成少量的疲劳磨损裂纹, 部分疲劳磨损裂纹成为滚动接触疲劳裂纹的裂纹源, 且预磨损后的P+PF试样表层硬度更高脆性更大, 萌生的疲劳裂纹极易扩展, 但由于试样表层晶粒细化, 有效抵抗了裂纹的萌生, 从而提升疲劳寿命.

c. TS试样经过 1×10^5 周次的预磨损后, 试样表面形成比原始P+PF试样分布更为均匀的细晶层, 细晶层厚度约为 $1 \mu\text{m}$, 表面硬度为 $460 \text{HV}_{0.025}$. 试样的滚动接触疲劳寿命大幅度提升, 相较于原始TS试样提升15倍, 且高于预磨损相同周次的P+PF试样3倍.

参考文献

- [1] Carroll R I, Beynon J H. Decarburisation and rolling contact fatigue

- of a rail steel[J]. *Wear*, 2006, 206(4-5): 523–537. doi: [10.1016/j.wear.2005.03.005](https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.03.005).
- [2] Ueda M, Uchino K, Kobayashi A. Effects of carbon content on wear property in pearlitic steels[J]. *Wear*, 2002, 253(1-2): 107–113. doi: [10.1016/S0043-1648\(02\)00089-3](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(02)00089-3).
- [3] Yan Guochen, He Qingfu, Gao Yigang. Study of rolling contact fatigue of wheels[J]. *Railway Locomotive & CAR*, 2002, 22(4): 17–20,1 (in Chinese) [阎国臣, 何庆复, 高义刚. 车轮滚动接触疲劳研究[J]. 铁道机车车辆, 2002, 22(4): 17–20,1]. doi: [10.3969/j.issn.1008-7842.2002.04.007](https://doi.org/10.3969/j.issn.1008-7842.2002.04.007).
- [4] Zhou Guiyuan, He Chenggang, Wen Guang, et al. Fatigue damage mechanism of railway wheels under lateral forces[J]. *Tribology International*, 2015, 91: 160–169. doi: [10.1016/j.triboint](https://doi.org/10.1016/j.triboint).
- [5] Taraf M, Zahaf E H, Oussouaddi O, et al. Numerical analysis for predicting the rolling contact fatigue crack initiation in a railway wheel steel[J]. *Tribology International*, 2010, 43(3): 585–593. doi: [10.1016/j.triboint.2009.09.007](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2009.09.007).
- [6] Liu Chunpeng, Zhao Xiujuan, Liu Pengtao, et al. Influence of slip ratio on worn-surface microstructure and fatigue wear behavior of D2 wheel steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2018, 25(12): 1278–1286. doi: [10.1007/s42243-018-0193-1](https://doi.org/10.1007/s42243-018-0193-1).
- [7] Zhang H W, Ohsaki S, Mitao S, et al. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 421(1-2): 191–199. doi: [10.1016/j.msea.2006.01.033](https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.033).
- [8] Eden H C, Garnham J E, Davis C L. Influential microstructural changes on rolling contact fatigue crack initiation in pearlitic rail steels[J]. *Materials Science and Technology*, 2005, 21(6): 623–629. doi: [10.1179/174328405x43207](https://doi.org/10.1179/174328405x43207).
- [9] Gao Bo, Tan Zhunli, Liu Zinan, et al. Influence of non-uniform microstructure on rolling contact fatigue behavior of high-speed wheel steels[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2019, 100: 485–491. doi: [10.1016/j.engfailanal.2019.03.002](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.03.002).
- [10] Li Qian, Guo Jun, Zhao Aimin. Effect of upper bainite on wear behaviour of high-speed wheel steel[J]. *Tribology Letters*, 2019, 67(4): 1–9. doi: [10.1007/s11249-019-1239-7](https://doi.org/10.1007/s11249-019-1239-7).
- [11] Wang Shuaishuai. Research on contact fatigue performance and microstructure evolution of D2 wheel steel[D]. Dalian: Dalian Jiaotong University (in Chinese) [王帅帅. D2车轮钢接触疲劳性能与组织演变的研究[D]. 大连: 大连交通大学, 2017].
- [12] 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. doi: [10.1016/j.wear.2008.02.042](https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.02.042).
- [13] Zhang Dingquan. The effects of residual stresses on the fatigue strength of metal[J]. *Physical Testing and Chemical Analysis Part One (Physics Section)*, 2002, 38(6): 231–235 (in Chinese) [张定铨. 残余应力对金属疲劳强度的影响[J]. 理化检验(物理分册), 2002, 38(6): 231–235].
- [14] Luo Qinghong, Li Chunzhi, Lou Yanzhi, et al. Grinding process effect on surface modificative layer microstructure, property and fatigue behavior of carburized M50NiL steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2012, 48(2): 194–198 (in Chinese) [罗庆洪, 李春志, 娄艳芝, 等. 磨削工艺对渗碳M50NiL钢表面变质层微观结构和性能及疲劳性能影响[J]. 金属学报, 2012, 48(2): 194–198].
- [15] 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. doi: [10.1016/j.wear.2016.05.007](https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.05.007).
- [16] Sangid M D. The physics of fatigue crack initiation[J]. *International Journal of Fatigue*, 2013, 57: 58–72. doi: [10.1016/j.ijfatigue.2012.10.009](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.10.009).
- [17] Minami A, Onuki A. Dislocation formation in two-phase alloys[J]. *Physical Review B*, 2004, 70(18): 184114. doi: [10.1103/physrevb.70.184114](https://doi.org/10.1103/physrevb.70.184114).
- [18] Tanaka K, Mura T. A dislocation model for fatigue crack initiation[J]. *Journal of Applied Mechanics*, 1981, 48(1): 97–103. doi: [10.1115/1.3157599](https://doi.org/10.1115/1.3157599).
- [19] Kulkarni S M, Hahn G T, Rubin C A, et al. Elasto-plastic finite element analysis of repeated three-dimensional, elliptical rolling contact with rail wheel properties[J]. *Journal of Tribology*, 1991, 113(3): 434–441. doi: [10.1115/1.2920643](https://doi.org/10.1115/1.2920643).