

载荷对 D2 车轮钢滑动磨损表层 微观组织和性能影响

刘春鹏¹, 张关震², 李传维³, 顾剑锋³, 索忠源¹, 任瑞铭^{4*}

(1.吉林化工学院 机电工程学院, 吉林 吉林 132022; 2.中国铁道科学研究院集团有限公司
金属及化学研究所, 北京 100081; 3.上海交通大学 材料科学与工程学院,
上海 200240; 4.大连交通大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116028)

摘要: **目的** 研究滑动磨损条件下, 载荷变化对 D2 车轮钢表层微观组织和磨损性能的影响。**方法** 利用 MRH-30 (环块) 滑动摩擦磨损试验机进行滑动磨损试验。使用金相显微镜 (OM)、场发射扫描电镜 (SEM)、X 射线衍射仪 (XRD) 和场发射透射电镜 (TEM) 等设备, 分析滑动磨损后表层微观组织、表面磨损形貌和硬度变化。**结果** 不同载荷条件下, 随着磨损时间的增加, 轮轨试样磨损量逐渐增加。200 N 载荷条件下, (环状) 车轮试样的磨损量大于 100 N 车轮试样磨损量, 但 200 N 钢轨 (块状) 试样的磨损量却低于 100 N 钢轨试样。滑动磨损后, 在不同载荷条件下, 车轮试样表面主要形成长条状白层和不连续的月牙状白层。在 200 N 载荷条件下, 由于车轮试样的磨损量较高, 其白层厚度和表面白层硬度都小于 100 N 载荷条件下的车轮试样。在 200 N 载荷条件下, 车轮试样表面更易形成不连续的月牙状白层。由于轮轨试样表面存在微凸体, 高载荷会加速车轮试样表面局部微凸体发生严重塑性变形, 导致月牙状白层的形成。在白层内片状渗碳体发生明显溶解和铁素体晶粒显著细化。**结论** 车轮表面白层对磨损性能有明显影响。滑动磨损过程中, 高载荷条件下, 月牙状白层和周边微观组织界面易形成裂纹, 裂纹会逐渐沿着界面向内部扩展, 导致不连续月牙状白层发生剥落, 降低车轮试样表面的硬度, 加速车轮试样磨损。另一方面, 高载荷会加速无白层区域塑性变形, 导致其形成棘轮失效, 从而加速磨损。

关键词: 轮轨关系; D2/U71Mn 轮轨材料; 滑动磨损; 白层; 磨损机制

中图分类号: TH117 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2024)11-0150-10

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.11.013

Effect of Load on Surface Microstructure and Property of D2 Wheel Steel under Sliding Wear

LIU Chunpeng¹, ZHANG Guanzhen², LI Chuanwei³, GU Jianfeng³,
SUO Zhongyuan¹, REN Ruiming^{4*}

收稿日期: 2023-06-03; 修订日期: 2023-12-06

Received: 2023-06-03; Revised: 2023-12-06

基金项目: 国家重点基础研究发展规划项目 (2015CB654802); 国铁集团科研课题 (K2021J007)

Fund: The National Key Basic Research Program of China (2015CB654802); The Development Project of China Railway Corporation (K2021J007)

引文格式: 刘春鹏, 张关震, 李传维, 等. 载荷对 D2 车轮钢滑动磨损表层微观组织和性能影响[J]. 表面技术, 2024, 53(11): 150-159.

LIU Chunpeng, ZHANG Guanzhen, LI Chuanwei, et al. Effect of Load on Surface Microstructure and Property of D2 Wheel Steel under Sliding Wear[J]. Surface Technology, 2024, 53(11): 150-159.

*通信作者 (Corresponding author)

- (1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Jilin Institute of Chemical Technology, Jilin Jilin 132022, China;
2. Metals and Chemistry Research Institute, China Academy of Railway Sciences Corporation Limited, Beijing 100081, China;
3. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;
4. School of Materials Science and Engineering, Dalian Jiaotong University, Liaoning Dalian 116028, China)

ABSTRACT: The work aims to investigate the effect of load on surface microstructure and property of D2 wheel steel under sliding wear. The sliding wear tests were conducted on the MRH-30 sliding wear machine. The microstructure evolution, surface wear morphology and micro-hardness at different depth from surface after sliding wear under different load conditions were analyzed with an optical microscope, a field emission scanning electron microscopy, an X-ray diffractometer and a field emission transmission electron microscopy.

The weight loss of the wheel and rail samples increased gradually with the increase of sliding wear time. After certain sliding wear time, the weight loss of the wheel sample under 200 N condition was higher than that of the wheel sample under 100 N condition. On the contrary, the rail sample under 200 N condition exhibited better wear resistance. After sliding wear, the rod-like white etching layer (WEL) and the discontinuous crescent-shaped WEL were formed at the wheel sample surface under different load conditions. In WEL, the lamellar cementite was dissolved obviously and ferrite grains were refined, whose size was about 100 nm. The thickness of the WEL of the wheel samples increased with sliding wear time increasing under different load conditions. However, the thickness of WEL under 200 N condition was thinner than that under 100 N condition after different sliding wear time owing to high weight loss. The micro-hardness of the WEL was high due to the dissolution of a large amount of cementite and the formation of nano-ferrite grains. The surface hardness of the WEL under 200 N condition was lower than that under 100 N condition. In WEL, the hardness showed a gradient from the surface to the plastic deformed layer. High weight loss reduced the thickness of the WEL, thus resulting in the decrease of surface hardness in WEL under 200 N condition.

The discontinuous crescent-shaped WEL was more likely to form at the wheel sample surface under 200 N condition. Due to the existence of asperity on the wheel and rail sample surface, high load could accelerate the severe plastic deformation of local asperity on the wheel and rail sample surface, resulting in the formation of discontinuous crescent-shaped WEL. The discontinuous crescent-shaped WEL signification affected the wear property of the wheel sample. During sliding wear process, under 200 N condition, the cracks were easy initiated at the interface of discontinuous crescent-shaped WEL and the microstructure surrounding discontinuous crescent-shaped WEL. Moreover, the cracks also were easy to propagate at the interface of crescent-shaped WEL and the microstructure surrounding crescent-shaped WEL gradually, causing the flaking of discontinuous crescent-shaped WEL. The flaking of discontinuous crescent-shaped WEL could increase the wear loss of the wheel sample. When the discontinuous crescent-shaped WEL was flaked, the difference of hardness between the wheel sample and the rail sample further was expanded. The wheel sample wear was further accelerated during sliding wear process. On the other hand, high load could accelerate plastic deformation in no WEL area to cause the ratcheting failure and then accelerate the wear failure of the wheel sample.

KEY WORDS: wheel-rail relationship; D2/U71Mn wheel-rail materials; sliding wear; white etching layer; wear mechanism

近些年,随着列车速度和轴重的逐渐增加,列车的接触疲劳和磨损越来越严重。车轮表面严重磨损和接触疲劳不仅会造成经济损失,也会增加交通事故的风险。列车在运行过程中,车轮表面微观组织改变是造成车轮表面磨损和疲劳裂纹形成的主要原因^[1-3]。因此,研究车轮表面微观组织演变对提高车轮寿命有重大意义。

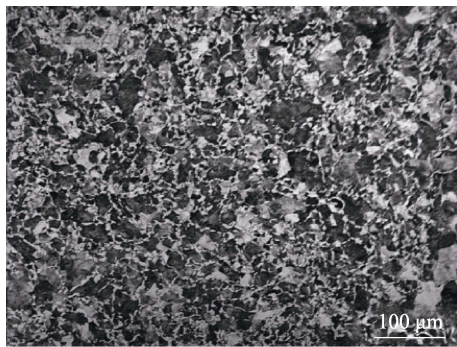
关于车轮材料在纯滚动条件下载荷对磨损性能的研究是比较系统的。Liu 等^[4]的研究结果表明,在滚动磨损条件下,随着接触应力的逐渐增加,轮轨试样的磨损量逐渐增加,表面磨损机制由黏着磨损转变

为疲劳磨损。朱文涛^[5]探究了在不同滑差率条件下,接触应力变化对 CL60 车轮材料磨损性能的影响。结果表明,在中小滑差率条件下(滑差率 $\leq 18\%$),随着接触应力逐渐增加,车轮的磨损速率逐渐增加;在大滑差率条件下(滑差率 $=25\%$),随着接触应力增加,车轮磨损率先增加、后降低。王文健等^[6]研究了接触应力对轮轨材料滚动摩擦磨损性能的影响,结果表明,随着接触应力的增加,摩擦因数逐渐增加,车轮材料的磨损机制由犁沟和轻微剥落转变为严重剥落,而钢轨材料的磨损表面主要是犁沟。巩友飞等^[7]研究了滑动磨损条件中速度和接触应力对车轮材料磨损

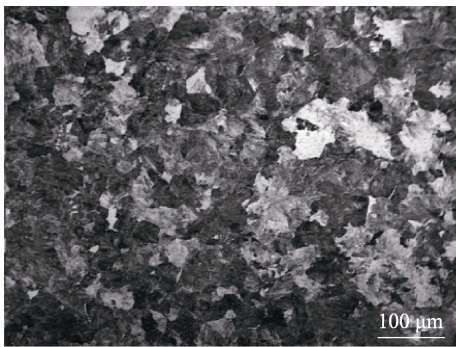
性能的影响,随着滑动速度和接触应力的增加,轮轨磨损速率逐渐减小,并趋于稳定。辛悦等^[8]探究了原始组织变化对 D2 车轮材料磨损性能的影响,结果表明,在滑动磨损条件下,珠光体组织的磨损性能比调质组织更差。陶贵闯等^[9]探究了在滑动磨损过程中,D2 车轮材料表面白层的形成和剥落规律。

关于轮轨材料表面白层的形成机理研究是比较系统的^[10-11]。高硬度白层会提高磨损性能,但是由于白层的硬脆性能,其易发生剥落加速磨损失效^[12-13]。在滑动磨损过程中,载荷改变不仅会改变轮轨试样表面的剪切应力,也会改变车轮材料白层的形成。但是关于滑动磨损过程中,载荷对车轮材料表面白层的形成以及磨损性能影响的研究较少。

本文利用 MRH-30 滑动摩擦磨损试验机探究载荷对 D2/U71Mn 轮轨材料微观组织和滑动磨损性能的影响。通过光镜、扫描电镜、透射电镜等设备,系统分析不同载荷条件下 D2 车轮钢表层微观组织变化及其与磨损机制的关系。



a D2车轮试样



b U71Mn钢轨试样

图 1 车轮试样和钢轨试样原始微观组织

Fig.1 Original microstructure of wheel and rail samples: a) D2 wheel sample; b) U71Mn rail samples

试样尺寸和接触方式如图 2 所示。试验参数:试验载荷为 100 N 和 200 N,转速为 400 r/min,滑动磨损时间为 30 min,试验运行工况为干摩擦纯滑动条件,试验过程用风扇冷却,每 10 s 停机冷却 1 次。

试验后,使用 Lecia 光学显微镜对不同载荷试样

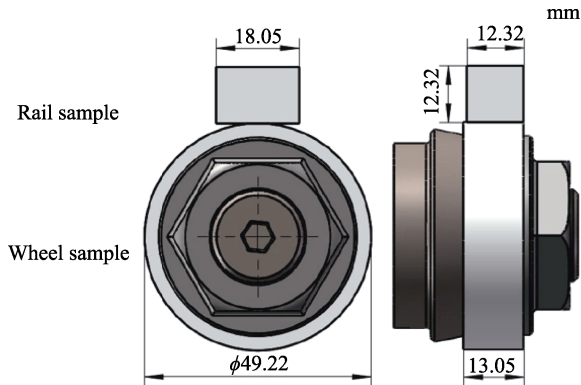


图 2 试样尺寸和接触方式

Fig.2 Sample dimension and contact mode

1 试验

本文选用试验材料为 D2 车轮钢和 U71Mn 钢轨钢,其化学成分见表 1。D2 车轮钢原始组织由珠光体和大量先共析铁素体组成(如图 1a 所示),原始显微硬度约为 320HV,屈服强度和抗拉强度分别为 615、955 MPa。U71 Mn 钢轨试样的原始组织由珠光体和少量先共析铁素体组成(如图 1b 所示),其原始显微硬度约为 360HV,屈服强度和抗拉强度分别为 880、900 MPa。

表 1 轮轨试样化学成分

Tab.1 Chemical components of the wheel-rail samples
wt. %

Samples	C	Si	Mn	S	P
D2	0.50-0.56	0.90-1.10	0.90-1.10	≤0.010	≤0.015
U71Mn	0.65-0.77	0.15-0.35	1.00-1.40	≤0.03	≤0.03

的纵截面微观组织进行分析。利用 Zeiss Supra 55 场发射扫描电镜对试样从表面到心部微观组织和磨损形成进行分析,扫描电镜的加速电压为 5 kV。利用 JSM-2100 场发射透射电镜对纵截面微观组织进行分析,加速电压为 200 kV。纵截面透射试样制备过程为切割,利用砂纸磨到厚度大约 30 μm,然后利用 Gatan 离子减薄仪进行离子减薄,最后得到厚度大约为 100 nm 的薄区。采用 Empyrean (锐影) X 射线衍射仪对原始试样和磨损后试样进行分析。使用 FM-700 显微硬度计(载荷为 0.001 kg,保压时间为 15 s)测量不同载荷试样从表面到心部的显微硬度。在滑动磨损过程中,利用 AX523ZH/E 电子天平每 2 min 测量 1 次试样的磨损量。

2 结果与讨论

2.1 磨损性能

100 N 和 200 N 载荷条件下, D2 车轮试样和

U71Mn 钢轨试样磨损量的变化曲线如图 3 所示。由图 3 可知,随着磨损时间的增加,车轮试样和钢轨试样的磨损量逐渐增加。在载荷条件下,车轮试样的磨损量要远大于钢轨试样的磨损量。由于车轮材料的含碳量要远低于钢轨材料,所以车轮材料的原始硬度比钢轨材料的硬度低,因此在相同载荷条件下,车轮试样的磨损量要远大于钢轨试样。从图 3a 中可以看出,在 0~5 min,2 种载荷条件下,车轮试样的磨损量相近。当磨损时间超过 5 min,200 N 条件下车轮试样的磨损量明显高于 100 N 条件下车轮试样的磨损量。随着磨损时间的增加,两者之间的差距越来越大。由图 3b 可知,

当磨损时间超过 5 min,100 N 载荷条件下,钢轨试样的磨损量明显大于 200 N 条件下钢轨试样的磨损量。随着磨损时间增加,两者之间的差距越来越大。

2 种载荷条件下,滑动磨损 30 min 后,车轮试样表面的宏观形貌如图 4 所示。滑动磨损后,2 种应力条件下,车轮试样的表面宏观形貌相似(见图 4a),表面的黑色物质为氧化物。在 100 N 条件下,车轮试样表面的氧化物少于 200 N 条件下。在 200 N 条件下,滑动磨损过程中,车轮试样表面会产生更高温度,导致车轮试样表面氧化。由 2 种载荷条件下滑动磨损后钢轨试样表面的宏观形貌可以看出,在 100 N 条

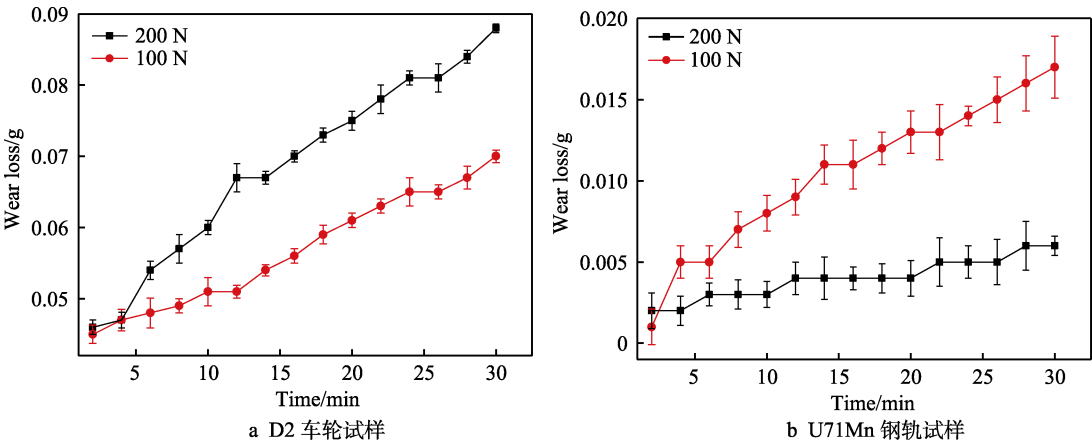


图 3 不同载荷条件下 D2 车轮钢和 U71Mn 钢轨磨损量的变化曲线
Fig.3 Variation of wear loss of D2 wheel steel and U71Mn rail:
a) D2 wheel samples; b) U71Mn rail samples

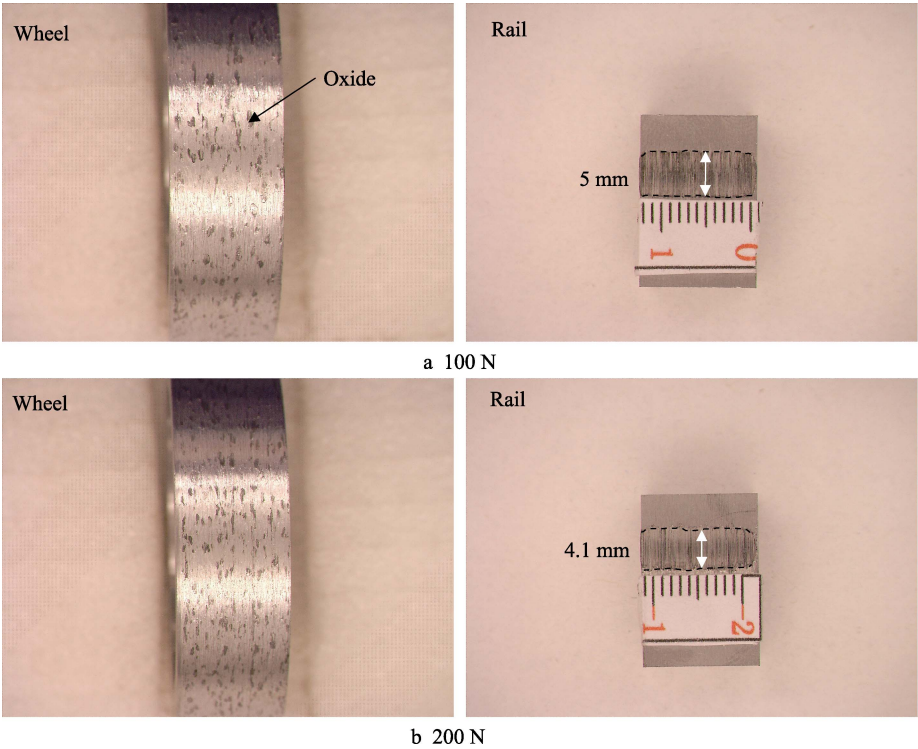


图 4 2 种载荷条件下滑动磨损 30 min 后 D2 车轮试样和 U71Mn 钢轨试样表面的宏观磨损形貌
Fig.4 Surface macro-morphology of D2 wheel samples and U71Mn rail samples after sliding wear for 30 min under different loads

件下，钢轨试样的表面磨痕的宽度为 5 mm，而在 200 N 条件下，钢轨试样表面磨痕的宽度为 4.1 mm，明显小于前者的磨痕宽度。由钢轨试样磨损量的变化曲线可以看出，在 100 N 条件下，钢轨试样的磨损量较大，高磨损量导致试样表面形成较大磨痕宽度。

2.2 表层微观组织

不同载荷条件下，磨损 30 min 后，车轮试样的光镜照片如图 5 所示。在 100 N 条件下，白层多以长条状分布于车轮试样表面（见图 5a）。在 200 N 条件下，白层是以长条状和部分月牙状分布在试样表面（见图 5b）。

为了进一步分析不同载荷条件下车轮试样白层厚度的变化，利用 SEM 对不同载荷试样的表层组织进行分析。不同载荷条件下，磨损不同时间车轮试样的低倍 SEM 微观组织形貌如图 6 所示。2 种载荷条件下，随着磨损时间的增加，白层厚度逐渐增加。当磨损 2 min 后，在 100 N 条件下，车轮试样的白层厚度为 9 μm ，略低于 200 N 条件下车轮试样的白层厚度（10 μm ）。随着磨损时间的增加，100 N 条件下

车轮试样表面的白层厚度高于 200 N 条件下车轮试样的白层厚度。当磨损时间增加到 30 min，100 N 条件下车轮试样的白层厚度为 32 μm ，高于 200 条件下车轮试样的白层厚度（25 μm ）。

在 100 N 条件下，滑动磨损 30 min 后，车轮试样白层区的高倍 SEM 微观图像如图 7 所示。在 0~4 μm 区域，观察不到渗碳体的存在，由于最表层受力的作用而发生严重塑性变形，使渗碳体发生溶解。在 4~13 μm 区域，有少量渗碳体。13~17 μm 区域为分界，在距离心部近的一侧，碳化物含量明显多于距离表层近的一侧。在 17~21 μm 区域，渗碳体含量最高，因为此处塑性变形程度较轻。在 200 N 条件下，滑动磨损 30 min 后，车轮试样白层区的高倍 SEM 微观图像如图 8 所示。在 0~4 μm 区域，几乎没有渗碳体的存在，而且看不到等轴晶粒。这是因为最表层受力的作用而发生塑性变形，但由于热作用，使温度达到再结晶温度，发生再结晶，又受力的作用再次发生塑性变形，导致渗碳体发生溶解和晶粒细化。在 4~13 μm 区域，渗碳体含量少，能看到等轴晶粒，这是因为发生塑性变形和再结晶。杨姗洁等^[10]对失效车轮轮缘白

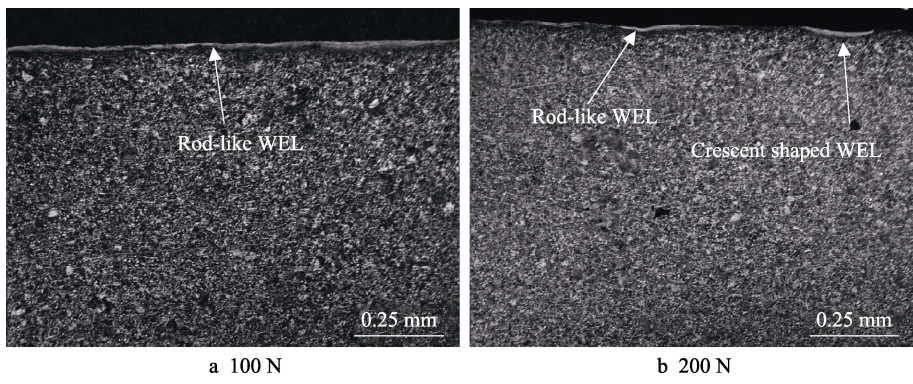


图 5 在不同载荷条件下 D2 车轮试样截面金相形貌
Fig.5 OM micrograph of cross sections of D2 wheel samples under different loads

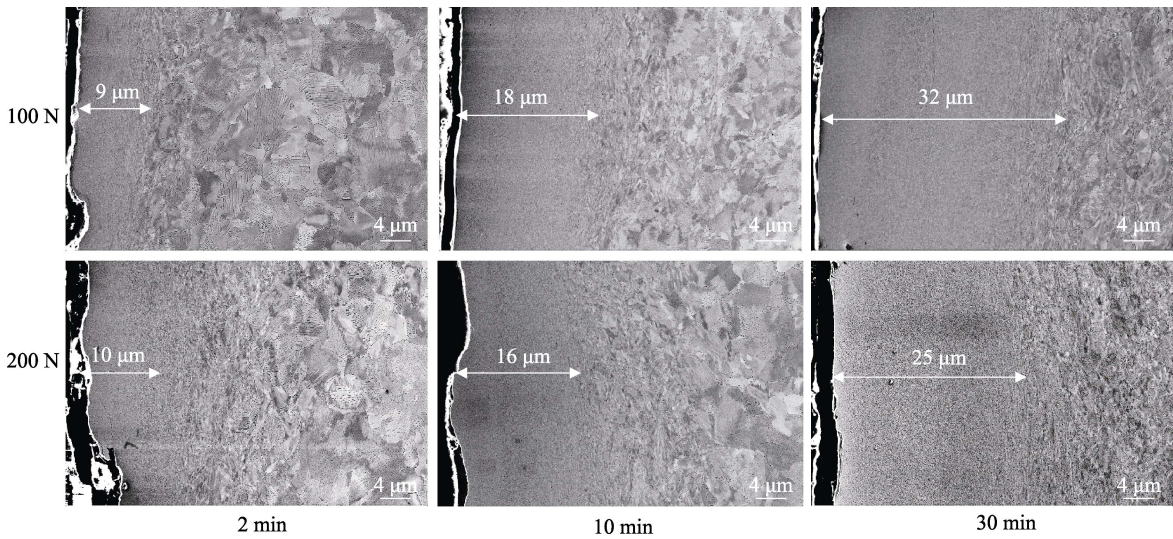


图 6 不同载荷条件下经过不同时间滑动磨损后 D2 车轮试样的低倍 SEM 微观组织
Fig.6 Low magnification SEM micrograph of D2 wheel samples under different loads for different sliding wear time

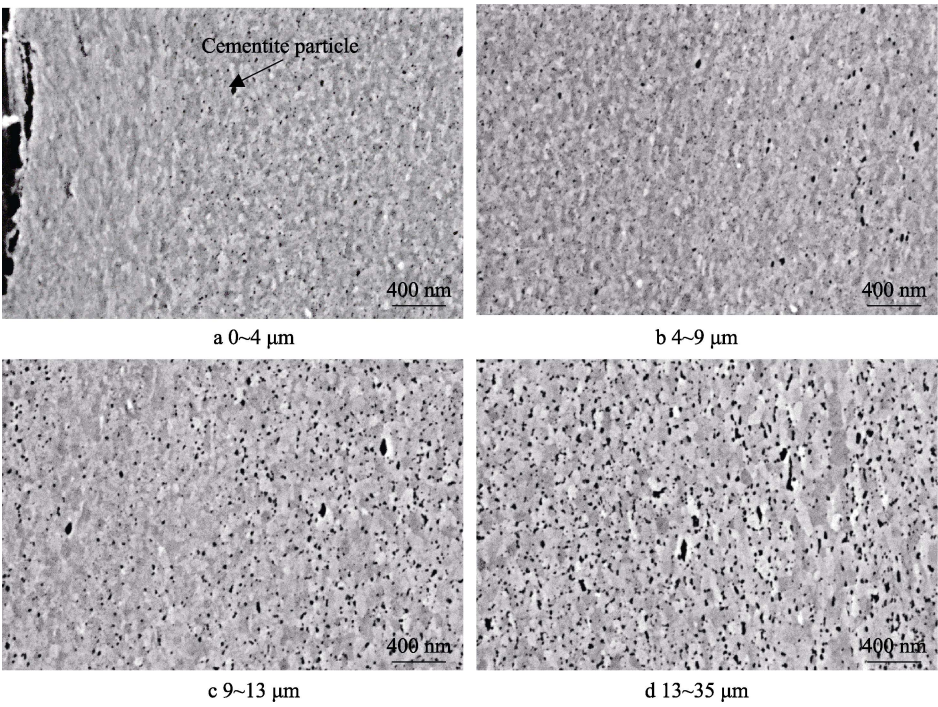


图 7 100 N 载荷条件下滑动磨损 30 min 车轮试样在白层区 SEM 图像
Fig.7 SEM micrograph of the wheel sample in WEL region after sliding wear for 30 min under 100 N

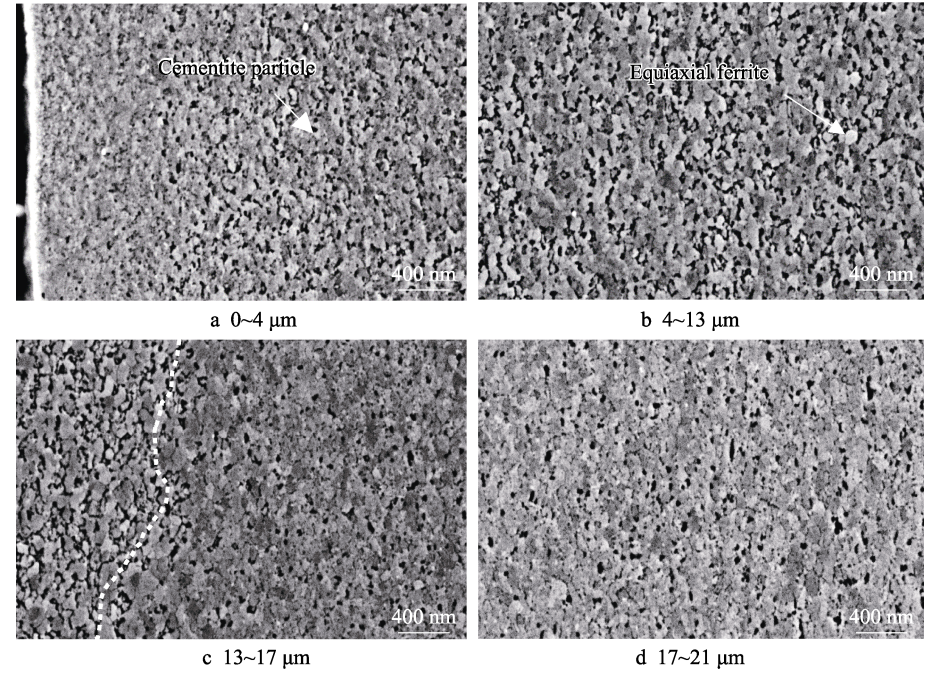


图 8 200 N 载荷条件下滑动磨损 30 min 车轮试样在白层区 SEM 图像
Fig.8 SEM micrograph of the wheel sample in WEL region after sliding wear for 30 min under 200 N

层微观组织进行了分析，在白层内也发现了等轴的再结晶晶粒。13~17 μm 区域为分界，距离表层近的一侧，其渗碳体含量明显多于距离心部近的一侧，没有等轴晶粒。在 17~21 μm 区域，渗碳体含量高，只发生塑性变形，使晶粒细化。

为了进一步分析滑动磨损后车轮试样表层的微

观组织，利用 XRD 和 TEM 对 200 N 条件下磨损 30 min 后车轮试样进行表层微观组织表征，如图 9 和图 10 所示。由图 9 可以看出，经过滑动磨损后，车轮试样的(110)衍射峰发生明显宽化，这说明磨损后试样表层的铁素体晶粒发生明显细化，这与 SEM 结果相似。磨损后车轮试样的(110)衍射峰明显向低角度偏

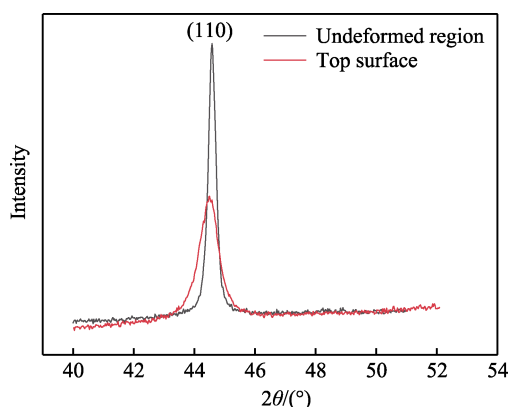
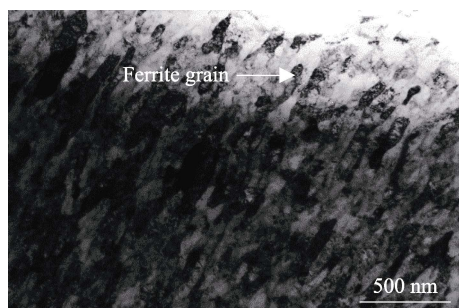
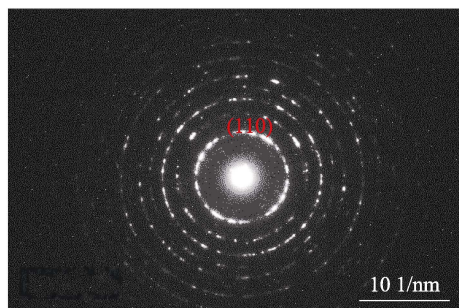


图9 原始试样和 200 N 载荷条件下经过 30 min 滑动磨损后车轮试样 XRD 图像

Fig.9 XRD profile of the original sample and the wheel sample after sliding wear for 30 min under 200 N



a 明场像



b 选区电子衍射图像

图10 200 N 载荷条件下经过 30 min 滑动磨损后 车轮试样表层 TEM 图像

Fig.10 TEM micrograph of the wheel sample after sliding wear for 30 min under 200 N:

a) bright field image; b) selected electron diffraction image

移, 这表明试样表层的渗碳体发生了明显溶解。

从明场像(图10a)中可以看出, 铁素体晶粒发生了明显细化, 铁素体晶粒尺寸在 100 nm 左右。由图10b可以看出, 在(110)晶面形成了衍射环, 说明铁素体晶粒发生明显细化, 形成了大角度晶界。在(110)衍射环中, 没有发现衍射斑点, 同样表明磨损后试样表层渗碳体发生了明显溶解, 这与 SEM 和 XRD 结果相同。

白层的形成过程中, 渗碳体发生溶解, 从而提高了表层的耐腐蚀性, 其在光镜下观察为白色^[14]。温度和塑性变形程度是导致白层形成的主要因素。Zhou

等^[15]在 10%滑差率的条件下对 U71Mn 珠光体钢进行了摩擦磨损试验, 试验结果表明, 在白层中存在马氏体相。因此, 试验过程中接触表面的温度达到了马氏体相变温度, 从而渗碳体发生固溶。Österle 等^[16]和 Takahashi 等^[17]通过对失效钢轨材料中白层的研究, 表明白层是由于高温奥氏体化后, 快速冷却形成的马氏体结构。Wang 等^[18]通过利用 X 射线和同步辐射 X 射线证实了白层中确实存在残余奥氏体。Archard^[19]和 Fischer 等^[20]通过计算得出, 在滑动过程中, 轮轨表面的实际温度可能超过 700 °C。因此, 轮轨材料中的白层可能是由于马氏体相变形成的。

然而, Chen 等^[21]研究发现, 在 0.5% 滑差条件下, Gr15 的表层产生了白层。这种白层是由纳米晶 α -Fe 组成, 渗碳体由于严重的塑性变形被溶解。Lojowski 等^[22]和 Baumann 等^[23-24]也认为白层是由纳米晶 α -Fe 组成, 晶粒尺寸在 15~500 nm。在珠光体钢的冷拔试验^[25]、表面机械摩擦处理 (SMAT) 试验^[26]、高压扭转试验^[27]中, 表层会形成纳米晶, 并且渗碳体由于严重塑性变形而发生溶解。

车轮试样在滑动磨损过程中, 车轮表面会产生剧烈的塑性变形, 如图 8 和图 10 所示。另一方面, 车轮试样和钢轨试样在滑动磨损过程中, 表面会发生微凸体滑动磨损, 从而在试样表面会产生一定热量, 提高表面温度。因此, 在车轮滑动磨损过程中, 塑性变形和温度都会影响车轮试样表面白层的形成。但是在试验过程中, 每 10 s 停机 1 次, 因此温度不是导致车轮试样表面白层形成的主要因素。在滑动磨损过程中, 在切应力的作用下, 表层的剧烈塑性变形是导致车轮试样表面白层形成的主要因素。

2.3 显微硬度变化与微观组织关系

在 100 N 载荷条件下, 车轮试样的低倍 SEM 照片和显微硬度分布如图 11a 所示。白层区内最表面硬度高达 953HV, 随着距表面距离增加, 白层内硬度逐渐降低, 主要是由于渗碳体溶解量减少和铁素体晶粒长大。变形层的硬度为 581HV, 原始组织区的硬度最小, 为 364HV。在 200 N 条件下, 车轮试样的低倍 SEM 微观图像和显微硬度分布如图 11b 所示。可以看出, 试样白层的厚度明显小于 100 N 载荷条件下试样的白层厚度, 其白层区内表面硬度为 866HV。从表面到心部, 硬度值逐渐降低, 变形层区的硬度值最大, 达到 518HV, 原始组织区的硬度为 314HV。白层区域内渗碳体溶解(固溶强化)和铁素体晶粒细化是提高白层硬度的主要原因。在白层区域内, 随着距表面距离增加, 白层硬度的降低主要是由于渗碳体溶解量减少和铁素体晶粒长大。在变形层内, 硬度提高主要是由于大量位错形成和亚晶粒形成, 因此其硬度明显低于白层区域。

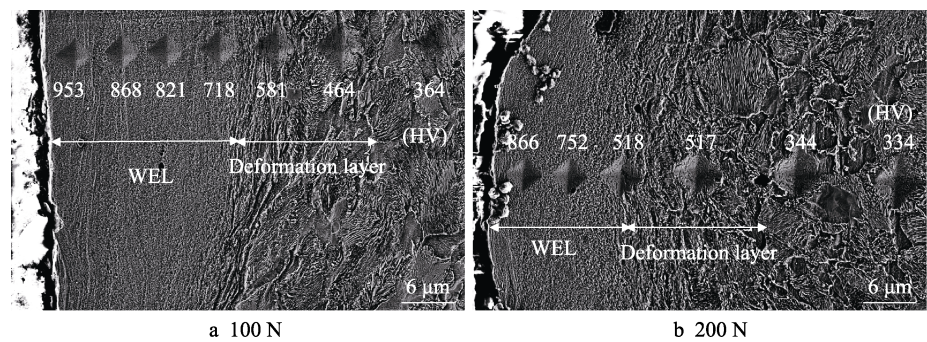


图 11 不同载荷条件经过 30 min 滑动磨损后车轮试样低倍 SEM 图像和显微硬度
Fig.11 Low magnification SEM micrographs and variation of micro-hardness of wheel sample after sliding wear for 30 min under different loads

2.4 磨损机制

在滑动磨损过程中，由于试样表面是不平整的，实际轮轨试样接触表面在微观上是微凸体接触。因此，在高载荷条件下，车轮试样表面局部微凸体位置的表层微观组织会产生严重的塑性变形，导致局部位置形成月牙状白层^[28]，如图 12a 所示。当车轮试样表面形成不连续月牙状白层，在滑动磨损过程中，在月牙状白层边缘，微观组织会发生塑性变形，而高硬度白层不容易发生塑性变形。月牙状白层和其周边微观组织的不协调塑性变形会导致两者界面处形成裂纹，

如图 12b 和图 13a 所示。裂纹会沿着两者界面逐渐向内部扩展（见图 12c），最终表面月牙状白层会发生剥落，如图 12d 所示。Chen 等^[29]通过激光淬火探究了车轮表面形成的月牙状白层对车轮滚动磨损性能的影响，结果表明，磨损过程中裂纹容易在白层和周边微观组织界面形成。裂纹会逐渐沿两者界面扩展，最后导致车轮试样表面白层发生剥落，如图 13b 所示。当车轮试样表面的月牙状白层发生剥落，车轮试样的磨损量会发生明显增加。月牙状白层的剥落会严重降低车轮试样的表面硬度，而在磨损过程中，钢轨试样的硬度明显增加，轮轨之间的硬度差距进一步增

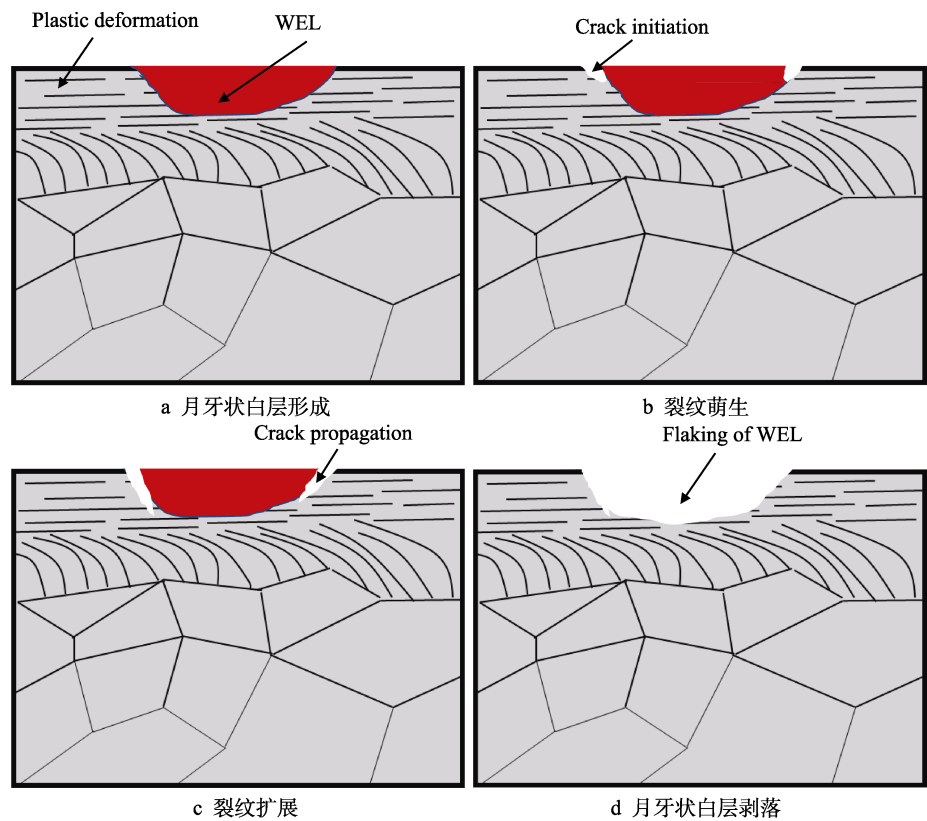
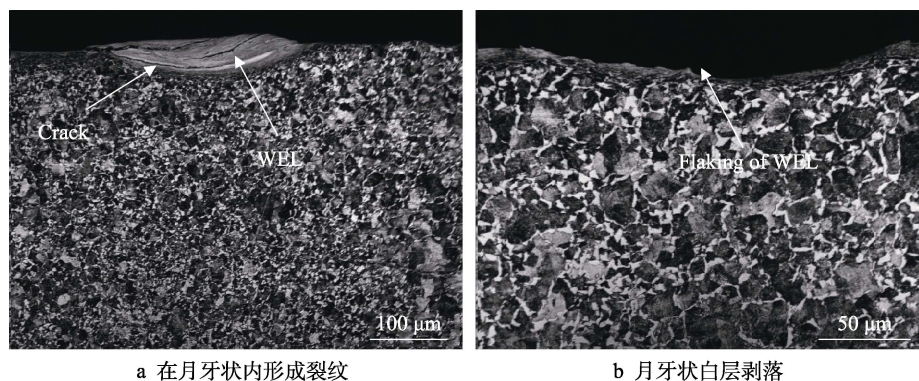


图 12 月牙状白层剥落过程
Fig.12 Process of the flaking of crescent-shaped WEL: a) formation of discontinuous crescent-shaped WEL; b) plastic deformation of the microstructure surrounding WEL; c) formation of cracks; d) flaking of crescent-shaped WEL



a 在月牙状内形成裂纹

b 月牙状白层剥落

图 13 200 N 载荷条件下经过 30 min 磨损后车轮试样白层
Fig.13 WEL of the wheel sample after sliding wear for 30 min under 200 N: a) formation of crack in crescent-shaped WEL; b) flaking of crescent-shaped WEL

大,从而进一步加速车轮试样磨损,降低钢轨试样的磨损量。虽然高载荷会加速无白层区域的塑性变形,提高其表面硬度,但是同时也会导致其形成棘轮失效^[30]。因此,在 100 N 条件下,车轮试样的磨损量小于 200 N 条件车轮试样。200 N 条件下,车轮试样的磨损量增大,降低其表层硬度,所以在 200 N 条件下钢轨试样的磨损性能明显优于 100 N 条件下的钢轨试样。

3 结论

本文利用 MRH-30 滑动摩擦磨损试验机探究了载荷对 D2/U71Mn 轮轨材料微观组织和滑动磨损性能的影响。通过光镜、扫描电镜和透射电镜等设备,系统分析了不同载荷条件下 D2 车轮钢表层微观组织的变化,以及其与磨损机制的关系,得出如下主要结论:

1) 在不同载荷条件下,随着磨损时间的增加,轮轨试样的磨损量逐渐增加。经过一段磨损时间后,高载荷条件下,车轮试样的磨损量大于低载荷条件下车轮试样的磨损量,但高载荷条件下钢轨试样的磨损量低于低载荷条件下钢轨试样的磨损量。

2) 车轮试样表面主要形成长条状和月牙状白层。在白层内,片状渗碳体发生明显溶解和铁素体晶粒显著细化。在高载荷条件下,车轮试样表面更易形成不连续月牙状白层。由于轮轨试样表面存在微凸体,高载荷会加速车轮试样表面局部微凸体发生严重塑性变形,导致月牙状白层的形成。

3) 白层对车轮的磨损性能有显著影响。滑动磨损过程中,在高载荷条件下,月牙状白层和周边微观组织界面易形成裂纹,裂纹沿两者界面扩展,导致不连续月牙状白层发生剥落,加速车轮试样磨损。车轮试样表面长条状白层相比月牙状白层不容易发生剥落,提高了车轮试样耐磨性,但加速了钢轨试样的磨损。

参考文献:

[1] SATO Y, MATSUMOTO A, KNOTHE K. Review on

Rail Corrugation Studies[J]. Wear, 2002, 253: 130-139.

[2] AHLSTRM J, KARLSSON B. Microstructural Evaluation and Interpretation of the Mechanically and Thermally Affected Zone Under Railway Wheel Flats[J]. Wear, 1999, 232(1): 1-14.

[3] KHOURSHID A M, GAN Y X, AGLAN H A. Microstructure Origin of Strength and Toughness of a Premium Rail Steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2001, 10(3): 331-336.

[4] LIU C P, ZHAO X J, LIU P T, et al. Influence of Contact Stress on Surface Microstructure and Wear Property of D2/U71Mn Wheel-Rail Material[J]. Materials, 2019, 12(19): 3268.

[5] 朱文涛. CL60 车轮材料磨损图与磨损转变机制研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2018.
ZHU W T. Study on Wear Mapping and Wear Transition Mechanism of CL60 Wheel Material[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2018.

[6] 王文健, 郭俊, 刘启跃. 接触应力对轮轨材料滚动摩擦磨损性能影响[J]. 摩擦学学报, 2011, 31(4): 352-356.
WANG W J, GUO J, LIU Q Y. Effect of Contact Stress on Rolling Friction and Wear Behavior of Wheel-Rail Materials[J]. Tribology, 2011, 31(4): 352-356.

[7] 巩友飞, 王良璧. 轮轨材料滑动摩擦磨损试验[J]. 河南科技大学学报(自然科学版), 2018, 39(6): 30-34.
GONG Y F, WANG L B. Sliding Friction and Wear Experiment of Wheel-Rail Materials[J]. Journal of Henan University of Science and Technology (Natural Science), 2018, 39(6): 30-34.

[8] 辛悦, 赵秀娟, 潘金芝, 等. D2 车轮钢原始组织对滑动磨损性能的影响[J]. 摩擦学学报, 2019, 39(4): 479-488.
XIN Y, ZHAO X J, PAN J Z, et al. Influences of Microstructure on Sliding Wear Performance of D2 Wheel Steel[J]. Tribology, 2019, 39(4): 479-488.

[9] 陶贵闯, 赵秀娟, 潘金芝, 等. D2 高速车轮钢在滑动磨损下的白层形成与剥落[J]. 摩擦学学报, 2018, 38(4): 437-444.

TAO G C, ZHAO X J, PAN J Z, et al. Formation and Exfoliation of the White Etching Layer of D2 High Speed Wheel Steel under Sliding Wear[J]. Tribology, 2018,

- 38(4): 437-444.
- [10] 杨姗洁, 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.
YANG S J, REN R M, CHEN C H, et al. Microstructure Analysis of Deformed White Etching Layer on Wheel Flange of High Speed Train[J]. Tribology, 2016, 36(5): 622-628.
- [11] 潘睿, 任瑞铭, 陈春焕, 等. 钢中摩擦磨损白层的研究现状[J]. 钢铁研究学报, 2016, 28(7): 1-7.
PAN R, REN R M, CHEN C H, et al. Investigation of White Layer Resulting from Friction and Wear in Steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2016, 28(7): 1-7.
- [12] EYRE T S, BAXTER A. The Formation of White Layers at Rubbing Surfaces[J]. Tribology, 1972, 5(6): 256-261.
- [13] FELLER H G, WALF K. Surface Analysis of Corrugated Rail Treads[J]. Wear, 1991, 144(1/2): 153-161.
- [14] ZHANG H W, OHSAKI S, MITAO S, et al. Microstructural Investigation of White Etching Layer on Pearlitic Steel Rail[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 421(1/2): 191-199.
- [15] ZHOU Y, PENG J Q, WANG W, et al. Slippage Effect on Rolling Contact Wear and Damage Behavior of Pearlitic Steels[J]. Wear, 2016, 362: 78-86.
- [16] ÖSTERLE W, ROOCH H, PYZALLA A, et al. Investigation of White Etching Layers on Rails by Optical Microscopy, Electron Microscopy, X-Ray and Synchrotron X-Ray Diffraction[J]. Materials Science & Engineering A, 2001, 303(1): 150-157.
- [17] TAKAHASHI J, KAWAKAMI K, UEDA M. Atom Probe Tomography Analysis of the White Etching Layer in a Rail Track Surface[J]. Acta Materialia, 2010, 58(10): 3602-3612.
- [18] WANG L, PYZALLA A, STADLBAUER W, et al. Microstructure Features on Rolling Surfaces of Railway Rails Subjected to Heavy Loading[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 359(1/2): 31-43.
- [19] ARCHARD J F. The Temperature of Rubbing Surfaces[J]. Wear, 1959, 2(6): 438-455.
- [20] FISCHER F, DAVES W, WERNER E. On the Temperature in the Wheel-Rail Rolling Contact[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2003, 26: 999-1006.
- [21] LI Q H, ZHANG C, CHEN H, et al. Microstructural Evolution of a Hypoeutectoid Pearlitic Steel under Rolling-Sliding Contact Loading[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2016, 23(10): 1054-1060.
- [22] LOJKOWSKI W, DJAHANBAKHSI M, BÜRKLE G, et al. Nanostructure Formation on the Surface of Railway Tracks[J]. Materials Science & Engineering A, 2001, 303(1): 197-208.
- [23] BAUMANN G, FECHT H, LIEBELT S. Formation of White-Etching Layers on Rail Treads[J]. Wear, 1996, 191(1): 133-140.
- [24] BAUMANN G, KNOTHE K, FECHT H J. Surface Modification, Corrugation and Nanostructure Formation of High Speed Railway Tracks[J]. Nanostructured Materials, 1997, 9(1): 751-754.
- [25] BANG C W, SEOL J B, YANG Y S, et al. Atomically Resolved Cementite Dissolution Governed by the Strain State in Pearlitic Steel Wires[J]. Scripta Materialia, 2015, 108: 151-155.
- [26] ZHOU L, LIU G, MA X L, et al. Strain-Induced Refinement in a Steel with Spheroidal Cementite Subjected to Surface Mechanical Attrition Treatment[J]. Acta Materialia, 2008, 56(1): 78-87.
- [27] IVANISENKO Y, LOJKOWSKI W, VALIEV R Z, et al. The Mechanism of Formation of Nanostructure and Dissolution of Cementite in a Pearlitic Steel during High Pressure Torsion[J]. Acta Materialia, 2003, 51(18): 5555-5570.
- [28] 王晶晶, 李玲, 孙立泰, 等. 耦合基体变形与微凸体相互作用的结合面刚度模型[J]. 机械工程学报, 2022, 58(9): 190-199.
WANG J J, LI L, SUN L T, et al. Stiffness Model of Joint Surface Based on Coupling of Substrate Deformation and Asperity Interaction[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2022, 58(9): 190-199.
- [29] CHEN Y D, ZHAO X J, LIU P T, et al. Influences of Local Laser Quenching on Wear Performance of D1 Wheel Steel[J]. Wear, 2018, 414-415: 243-250.
- [30] KAPPOR A. Wear by Plastic Ratcheting[J]. Wear, 1997, 212: 119-130.