

D2 车轮钢原始组织对滚动磨损性能的影响

马林^a, 任瑞铭^{a,b}, 刘鹏涛^{a,b}, 潘睿^a, 赵秀娟^{a,b}

(大连交通大学 a.材料科学与工程学院

b.辽宁省轨道交通关键材料重点实验室, 辽宁 大连 116028)

摘要: **目的** 研究原始组织对 D2 车轮钢滚动磨损性能的影响, 探索车轮耐磨性(多边化)的科学控制, 为轨道交通关键材料设计和伤损控制提供理论和试验依据。 **方法** 使用 GPM-30 摩擦磨损试验机对原始组织分别为片状珠光体+先共析铁素体(P+F)和回火索氏体(TS)的 D2 车轮钢试样进行干摩擦风冷滚动磨损试验。通过测量磨损量、观察宏观磨损形貌和测量维氏硬度对磨损性能进行评价, 通过扫描电子显微镜和光学显微镜对磨损形貌、截面组织进行观察分析。 **结果** TS 试样更容易形成多边化现象, 多边化现象的产生会加速试样的磨损。TS 试样的磨损量以及磨损速率均高于 P+F 试样。运行 2×10^5 转后, P+F 试样以及 TS 试样的表面磨损机制均以粘着磨损和氧化磨损为主, TS 试样表面的剥落坑较多且深, 粘着磨损程度更严重, 粗糙程度更高。TS 试样原始硬度较高, 硬化幅度较低, 约 78%。P+F 试样虽然原始硬度较低, 但其硬化幅度可达 95%, 磨损后硬度更高, 硬化层更厚。 **结论** TS 试样内以铁素体变形细化的硬化效果为主, P+F 试样内产生铁素体细化和渗碳体变形共同硬化的效果。在干摩擦滚动磨损条件下, 原始组织为 P+F 的试样在磨损过程中硬化效果更突出, 抗多边化能力和耐磨性能更好。

关键词: D2 车轮钢; 片状珠光体; 回火索氏体; 磨损机理; 磨损性能; 组织演变

中图分类号: TG142.1+1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)11-0275-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.11.030

Influence of Original Microstructure on Rolling Wear Properties of D2 Wheel Steel

MA Lin^a, REN Rui-ming^{a,b}, LIU Peng-tao^{a,b}, PAN Rui^a, ZHAO Xiu-juan^{a,b}

(a.School of Material Science and Engineering, b.Key Laboratory for Key Material of Rail Transit in Liaoning Province, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, China)

ABSTRACT: The work aims to study the influence of original microstructure on rolling wear properties of D2 wheel steel and explore the scientific controlling of wheel wear resistance (polygonization), so as to provide theoretical and experimental basis for the design and the damage control of key materials in rail transit. GPM-30 tester was used to conduct the rolling wear test under dry and air-cooled condition on D2 wheel steel specimens with the original microstructure of lamellar pearlite+proeutectoid ferrite (P+F) and tempered sorbite (TS), respectively. Wear properties were evaluated by measuring wear amounts, observing macro scale morphologies and measuring Vickers hardness. Wear morphologies and section microstructures were observed and analyzed by SEM and OM. It was easier for TS specimens to form polygonization. The generation of

收稿日期: 2019-01-15; 修订日期: 2019-03-26

Received: 2019-01-15; Revised: 2019-03-26

基金项目: 国家重点基础研究发展规划项目(973, 2015CB654802)

Fund: Supported by the National Key Basic Research Program of China (973, 2015CB654802)

作者简介: 马林(1993—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为纳米材料与表面工程。

Biography: MA Lin (1993—), Male, Master, Research focus: nanomaterials and surface engineering.

通讯作者: 赵秀娟(1960—), 女, 博士, 教授, 主要研究方向为纳米材料与表面工程。邮箱: zhaoxj@djtu.edu.cn

Corresponding author: ZHAO Xiu-juan (1960—), Female, Doctor, Professor, Research focus: nanomaterials and surface engineering. E-mail: zhaoxj@djtu.edu.cn

polygonization accelerated the wear of specimens. The amount and rate of wear for TS specimens were higher than those of P+F specimens. After 2×10^5 revolutions, the surface wear mechanisms of both kinds of specimens were dominated by adhesive wear and oxidation wear. There were more and deeper spalling pits on the surface of TS specimens, with more severe adhesive wear situation and higher roughness. TS specimens had higher original hardness and lower hardening amplitude, about 78%. Although P+F specimens had lower original hardness, its hardening amplitude could reach about 95%. After rolling wear, P+F specimens had higher surface hardness and thicker hardening layer. The hardening effect caused by ferrite deformation refinement is dominant in TS specimens, while the combined hardening effects of ferrite refinement and cementite deformation occur in P+F specimens. Under the condition of dry and air-cooled rolling wear, D2 wheel steel specimens with original microstructure of P+F have better hardening effects, polygonization resistance and wear resistance.

KEY WORDS: D2 wheel steel; lamellar pearlite; tempered sorbite; wear mechanism; wear performance; microstructure evolution

随着轨道交通向高速重载方向发展, 轮轨之间的作用力越来越大, 接触要求也更加苛刻, 对轮轨材料的要求越来越高, 如需要提高轮轨材料的耐磨性、抗接触疲劳性和整体的强度和韧性等, 因此, 研究轮轨材料的磨损性能意义重大。近几十年来, 轮轨材料的磨损机理得到了深入的研究^[1-5]。影响车轮材料磨损性能的因素有很多。Ding 等人^[6]认为, 车轮的磨损程度随着列车速度的上升而降低。同时, 切向力和磨损程度也有着定性的关系, 随着切向力的增加, 磨损量随之上升^[7]。除了运行环境的物理因素, 车轮材料的微观组织对其耐磨性也有着一定的影响。Kalousek 等^[8]认为珠光体组织具有更高的加工硬化能力, 因而具有比贝氏体钢更高的耐磨性。Clayton 等人^[9]进行了一系列对比实验, 发现珠光体钢的耐磨性高于贝氏体钢。Jha^[10]关注于微观组织对材料耐磨性能的影响, 并提出铁素体+马氏体的组合将提升耐磨性。此外, 轮轨运行中的滑差率也将对磨损性能造成一定的影响^[11]。目前, 国内的 D2 车轮钢在生产过程中由于采用了喷水冷却, 使得踏面表层出现几毫米的马氏体层, 虽然经过高温回火后其硬度明显降低, 但仍高于次表层的片状珠光体加先共析铁素体组织。尽管硬度高, 但实际使用时其耐磨性并不好, 这与通常的耐磨性与硬度的关系相矛盾。因此有必要研究车轮在磨损过程中表层组织和性能的演化规律, 探讨这一矛盾的原因。文中对原始组织为片状珠光体+先共析铁素体的 D2 车轮钢进行调质处理, 获得硬度有明显升高的回火索氏体组织。对两种组织的 D2 车轮钢进行滚动磨损试验, 探究 D2 车轮钢原始组织对滚动磨损性能的影响, 为轨道交通关键材料设计和伤损控制提供理论和试验依据。

1 试验

试验使用两种成分相同、原始组织不同的 D2 车轮钢作为主试样, 与其配对的陪试样为 U71Mn 钢轨钢。D2 车轮钢化学成分(质量分数)为: C 0.50%~0.56%, Si 0.90%~1.10%, Mn 0.90%~1.10%。U71Mn 钢轨钢化学成分为: C 0.65%~0.77%, Si 0.15%~0.35%, Mn 1.00%~1.40%。两种主试样原始组织如图

1 所示。原始 D2 车轮钢的微观组织为典型的片状珠光体加少量的先共析铁素体(P+F), 硬度约 325HV。为了得到原始组织为回火索氏体(TS)的 D2 车轮钢, 将原始 D2 车轮钢于 850 °C 保持 30 min 后, 用水进行淬火处理, 随后于 600 °C 保持 1.5 h, 最后置于空气中冷却, 其硬度约 345HV。

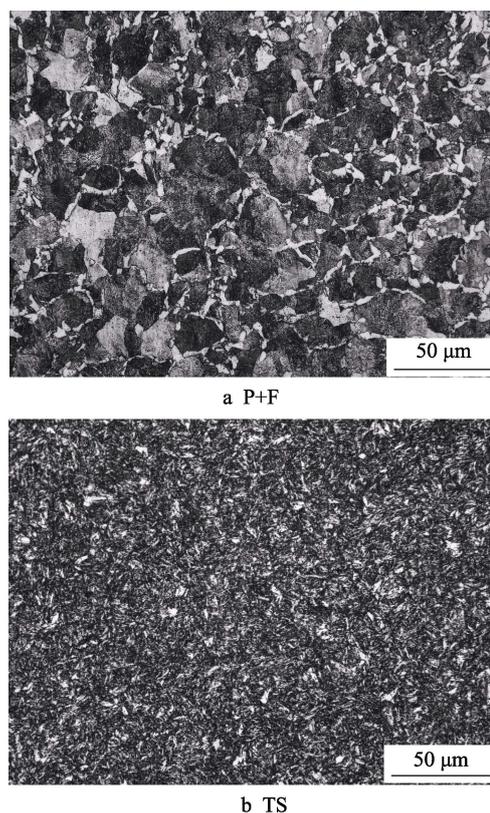


图1 原始组织 OM

Fig.1 OM pictures of original microstructures

使用 GPM-30 试验机进行磨损试验, 试验采用双轮对滚接触方式进行, 试样的主要尺寸和装配如图 2 所示。根据试验要求, 对实际机车运行的角速度进行换算得到试验转速 $N=1440$ r/min。基于赫兹接触理论计算, 在轴重为 17 t 的情况下, 实际轮轨运行中的最大接触应力为 1147 MPa。试验滑差率为 0, 在干摩擦、风冷状态下进行。

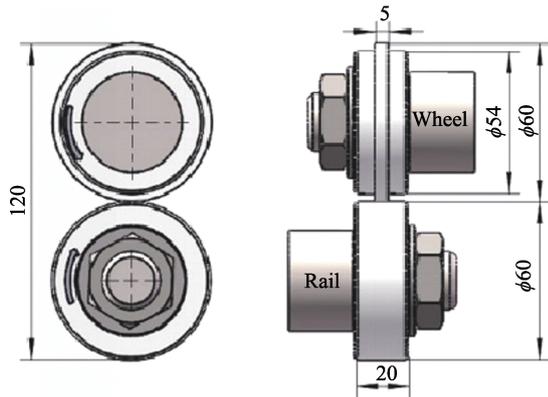


图 2 试样尺寸以及装配图
Fig.2 Specimen dimension and assembly drawing

磨损试验后对主试样进行酒精清洗，干燥，使用精度为 0.01 g 的 AX523ZH/E 型精密电子天平对试样进行称量，统计磨损量的变化。同一参数进行 3 组实验，绘制磨损量变化图。使用 USB 数码电子显微镜以及扫描电镜对磨损后的主试样表面磨损形貌进行观察。使用 Leica DMI8 A 倒置金相显微镜以及 SUPRA 55 型场发射扫描电镜观察主试样的截面组织。使用 4%硝酸酒精对用于 OM 观察的试样截面进行腐蚀处理，采用硅溶胶机械化学联合抛光腐蚀^[12]制得用于 SEM 观察的试样。使用 FM-700 型硬度仪对截面以及表面进行硬度测量，得到试样从表面至心部的硬度趋势。测试前对截面进行打磨抛光处理，测试载荷为 25 g，保荷时间为 15 s。根据 GB/T 4340.1—2009 中的规定，任一压痕中心到试样边缘距离，对于钢、铜及铜合金，至少应为压痕对角线长度的 2.5 倍。对于本试验中的两种试样，其压痕对角线长度大约为 10 μm，因此距离表面最近的压痕应保证其距表面距离至少为 25 μm。为了精确测量最表层塑性变形层的硬度，采用图 3 方法进行取样，对所取试样的 30、40、50 μm 处的硬度进行测量，利用角度换算得

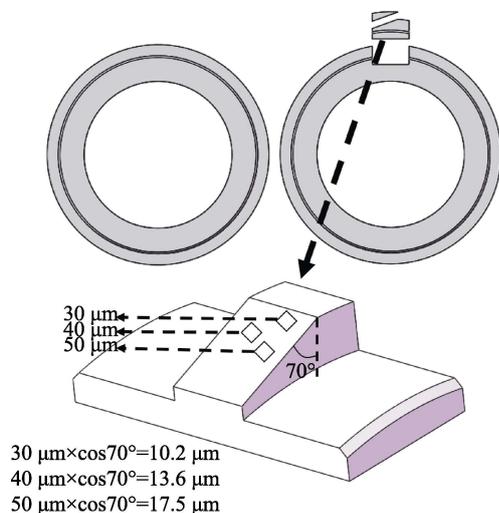


图 3 硬度测试
Fig.3 Hardness tests

出距表面的垂直距离分别为 10.2、13.6、17.5 μm。

2 结果及讨论

2.1 宏观表面磨损形貌

两种试样以 1×10^5 r 为间隔，运行 7×10^5 r，分段观察得到的宏观表面磨损形貌如图 4 所示。运行 2×10^5 r 时，两种试样的磨损表面均较均匀一致。 3×10^5 r 时，TS 试样磨损表面已有多边化的趋势，而 P+F 试样的磨损表面在 4×10^5 r 时才出现轻微的多边化现象。上述多边化现象指的是铁路车轮表面因车轮的偏心运动和车轮转动惯量引起的表面形貌由圆形向非圆形转变的一种磨损形式，往往是在车轮和轨道之间产生垂直/水平振动的条件下形成的^[13]。 5×10^5 r 时，TS 试样磨损表面多边化现象已经形成，而 P+F 试样于 6×10^5 r 才完全形成。对 P+F 试样磨损 5×10^5 r 时的磨损表面进行放大观察（见图 5），可发现形成多边化

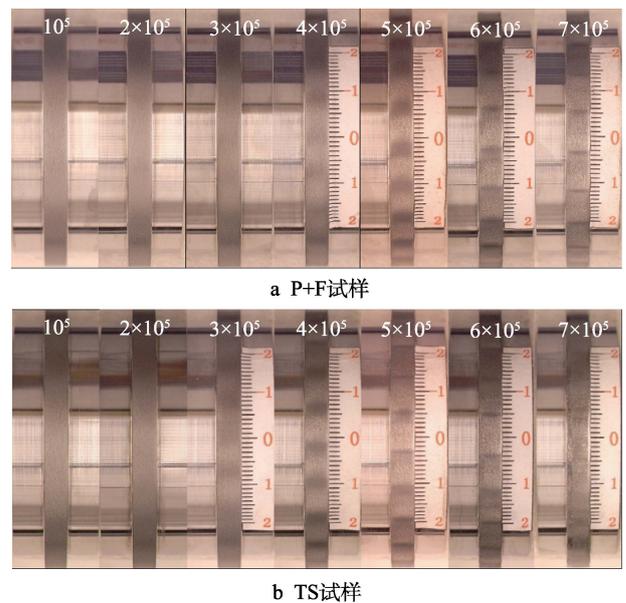


图 4 宏观表面磨损形貌
Fig.4 Wear morphologies of macro surface:
a) P+F specimens; b) TS specimens

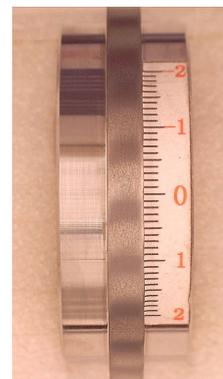


图 5 P+F 试样磨损 5×10^5 r 时的宏观表面磨损形貌
Fig.5 Wear morphology of macro surface of P+F specimen after 5×10^5 r

现象的试样表面出现了明暗相间的区域,表面变得凹凸不平,亮处为凹陷区域,称之为波谷,暗褐色凸起区域则为波峰,且具有一定的周期性。以上现象直接说明 TS 试样更易产生多边化现象。使用标尺对多边化现象的步长进行测量,发现两种试样的步长均约为 8 mm,因此微观组织对多边化现象的步长无明显影响。

2.2 磨损量

磨损量用磨损试验前后试样的质量损失来表示,两种试样的磨损量变化曲线如图 6 所示。随着转数的增加,两种试样的磨损量以及磨损速率(曲线斜率)均在不断上升。磨损初期,两种试样的磨损速率均趋于稳定,磨损量较低。 3×10^5 r 开始,TS 试样表面产生了多边化现象的转变趋势,其磨损量突增,磨损速率产生相应的上升。根据文献[11]可知,主试样在产生多边化现象后,由圆形转变成非圆形,由波峰和波谷组成。其中波谷处的磨损机制由无多边化现象期的氧化磨损+粘着磨损转变为疲劳磨损,疲劳磨损产生的剥落碎屑大小大于无多边化现象期的剥落碎屑。因此,波谷处的磨损速度将大幅上升,导致主试样磨损量的激增。 5×10^5 r 时,多边化现象已经形成,磨损量和磨损速率又一次产生明显上升。P+F 试样的磨损速率分别于 4×10^5 r 以及 6×10^5 r 产生变化,且磨损速率增幅均低于 TS 试样。相同试验条件下,P+F 试样的磨损量以及磨损速率均更低,说明 P+F 试样具有良好的耐磨性。

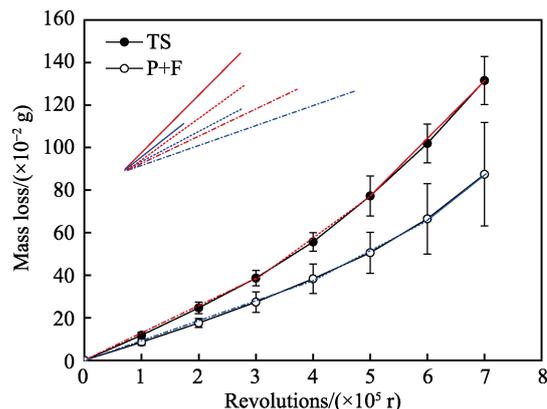


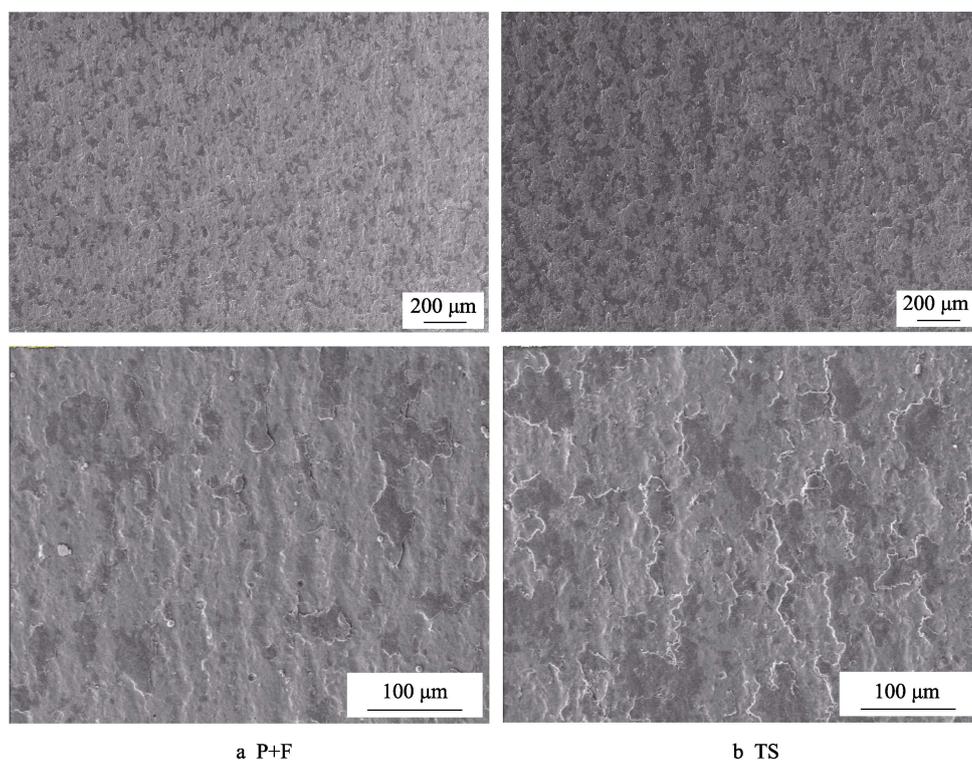
图 6 磨损量变化

Fig.6 Variation of wear loss

无论哪种试样,多边化现象的萌生、形成节点均和磨损速率的突变点有着对应关系,因此,多边化现象的形成将加速磨损。在此运行状态下,影响试样磨损性能的因素增加,为了探究原始组织对 D2 车轮钢滚动磨损的影响,避免除原始组织外的其他因素影响,下文对运行 2×10^5 r 的两种试样进行深入分析。

2.3 微观表面磨损形貌

观察两种试样经 2×10^5 r 摩擦磨损试验后的微观表面磨损形貌(见图 7),可发现两种试样的表面均分布着黑色块状物。经过 EDS(见图 8)分析可知,黑色块状物为氧化物,氧化物的引入将对试样表面起润滑作用,降低表面的磨损程度。在低倍数 SEM 观



a P+F

b TS

图 7 微观表面磨损形貌

Fig.7 Wear morphologies of micro surface

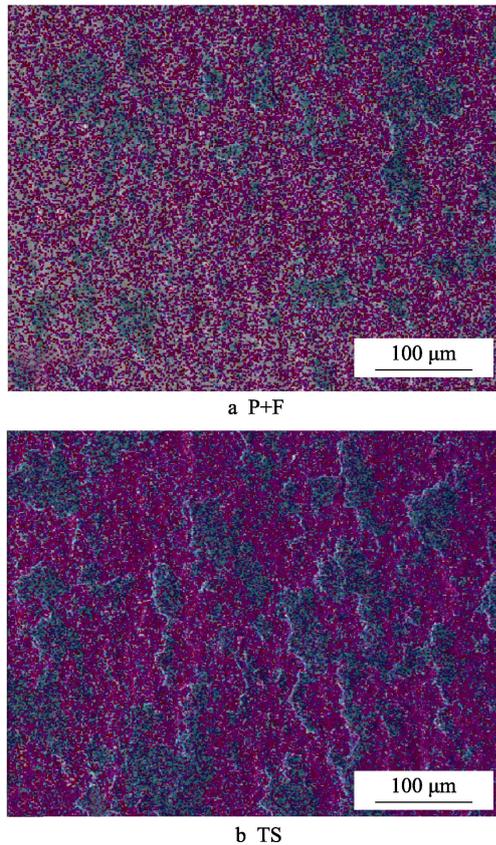


图 8 表面形貌 EDS
Fig.8 EDS of the surface morphology

察下可发现, P+F 试样表面的磨损机制除氧化磨损以外, 以粘着磨损为主。在外力作用下, 试样磨损表面的单位法向载荷很大, 以致接触应力超过实际接触点处材料的屈服强度而产生剥落。对于 TS 试样, 表面的磨损机制同样为粘着磨损以及氧化磨损, 和 P+F 试样有相同的磨损特征, 但其磨损表面的不平整度更高, 剥落坑更深且多, 这证明了从其表面已经脱落掉更多且大块的磨损碎屑。综上所述, TS 试样在相同条件的磨损过后, 表面的粗糙程度更高, 因此磨损程度更严重。在磨损程度更严重的条件下, TS 试样的磨损量更高。

2.4 维氏硬度

两种试样经 2×10^5 r 摩擦磨损试验时的维氏硬度曲线如图 9 所示。其中 $0 \mu\text{m}$ 对应的硬度值为试样磨损表面的硬度值, 其余硬度值均为纵截面对应深度的硬度值。两种试样的最高硬度均出现在表面, 随着距表面距离的减少, 其硬度呈递减趋势。这是因为在滚动磨损过程中, 表层将会发生严重塑性变形, 产生强化效果, 硬度产生大幅上升。随着深度的增加, 变形程度降低, 强化效果逐渐减弱, 硬度趋近于基体硬度。杨兴宽等^[14]提出超过基体 10% 为有效硬化, 按照此规则计算可得出 P+F 试样以及 TS 试样

的有效硬化层分别约为 $125 \mu\text{m}$ 以及 $20 \mu\text{m}$, P+F 试样的有效硬化层深度远大于 TS 试样。除此之外, 对比二者的最大硬度, 也就是表面硬度, 可以发现 P+F 试样的硬化幅度更突出, 可达 95%, 而 TS 试样的硬化幅度约为 78%。

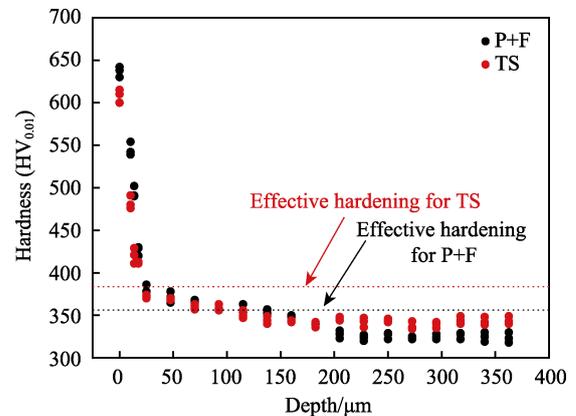


图 9 表面至心部的维氏硬度分布
Fig.9 Vickers microhardness distribution from the surface to the matrix

2.5 表面组织 SEM

未进行磨损时, P+F 试样内部的片状珠光体片层平行清晰, 大块先共析铁素体清晰可见, TS 试样内粒状渗碳体随机分布于等轴状铁素体上(见图 10a、b)。在滚动磨损过程中, 试样表面承受快速重复的应力作用。经 2×10^5 r 磨损时, 试样磨损表面的组织在外力作用下产生明显的应变。对于 P+F 试样, 表面的片状珠光体间距在挤压力影响下明显减小, 部分片状渗碳体受到集中的应力作用, 产生细化、扭曲、断裂以及碎化现象, 而先共析铁素体严重变形细化, 和珠光体的界限不再明显, 二者均匀分布于表面, 如图 10c 所示。对于 TS 试样, 表面在承受压应力时, 表面的渗碳体依旧呈颗粒状均匀分布于表面, 未产生明显的剪切碎化现象, 铁素体受到重复的压力作用, 由大块等轴状转变成细片状, 如图 10d 所示。P+F 试样表面组织的细化程度远远高于 TS 试样, 硬化效果更明显。

2.6 纵截面组织

对经 2×10^5 r 磨损时试样表层的纵截面进行观察可以发现, 摩擦磨损试验后, P+F 试样中的片状珠光体以及先共析铁素体均产生严重的塑性变形, 形成纤维结构, 与表面趋向于平行, 其塑性变形层厚度比较均匀, 约为 $20 \mu\text{m}$, 表层几乎看不到裂纹产生, 如图 11 所示。对于 TS 试样, 很难通过光镜明确辨认出其塑性变形层。因此, 对两种试样进行 SEM 观察, 进一步对比二者塑性变形层的异同点。

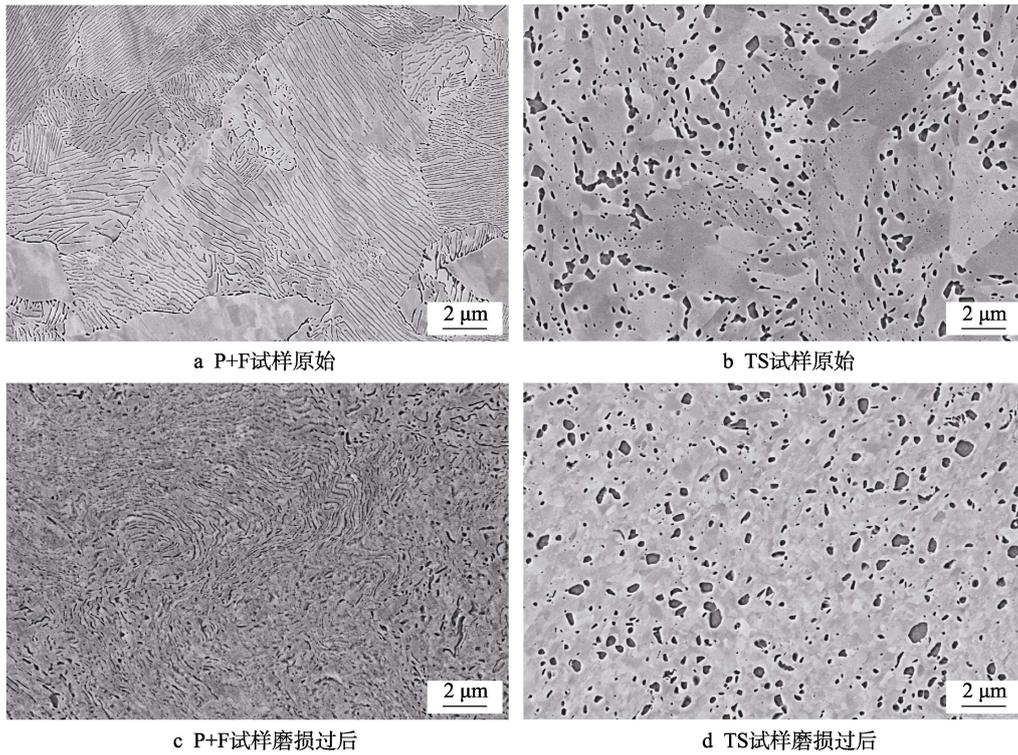


图 10 表面组织 SEM 照片

Fig.10 SEM pictures of surface microstructure: a) original P+F specimen; b) original P+F specimen; c) P+F specimen after rolling wear; d) TS specimen after rolling wear

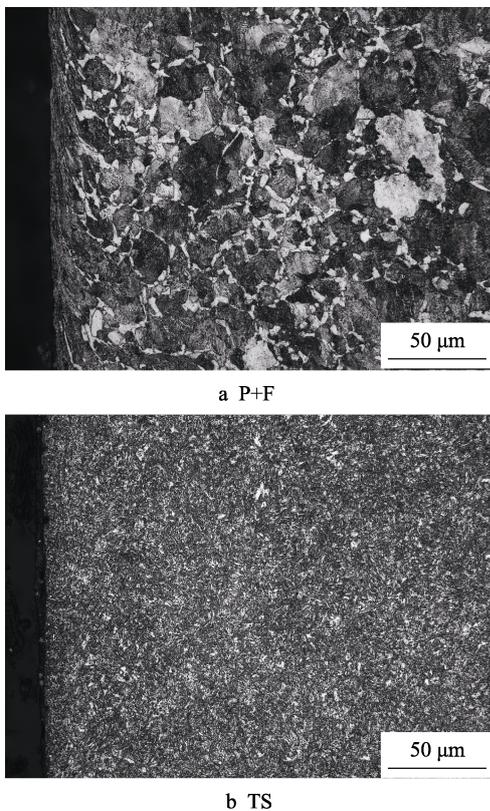


图 11 纵截面 OM 照片

Fig.11 OM pictures of longitudinal section microstructure

P+F 试样和 TS 试样的组织演变如图 12 所示。P+F 试样中距离表面 30 μm 以外的组织为未变形的原始

组织。大块先共析铁素体清晰可见，未变形的层片状珠光体团取向随机。距表面 5~30 μm 以内区域中，先共析铁素体在外力作用下产生塑性变形，不再存在大块先共析铁素体。与运行方向平行的片状珠光体中的铁素体片被挤压，导致片间距减小，硬脆的渗碳体片表现出一定的塑性变形能力。与运行方向呈一定夹角的渗碳体产生了弯曲，少数与运行方向夹角较大的渗碳体片甚至产生了扭折、断裂现象。随着距表面距离的减小，珠光体组织的边界逐渐模糊，珠光体片层取向逐渐平行于运行方向。距表面 5 μm 以内，组织演变为均匀纤维状，珠光体团的铁素体-渗碳体边界已基本消失，原片层状渗碳体断裂、碎化，均匀分布于纤维组织中。TS 试样心部的原始组织为回火索氏体，点粒状的渗碳体弥散均匀地分布于等轴状铁素体基体上。在产生塑性变形的过程中，其表层塑性变形主要靠软相的铁素体变形来实现，随着距表面距离的减

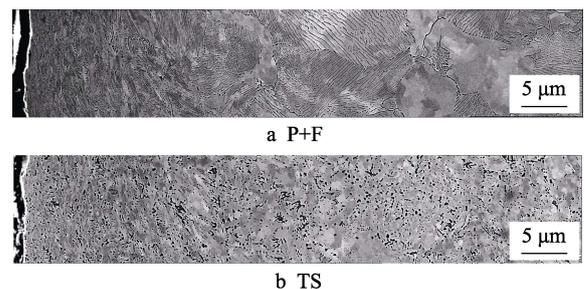


图 12 纵截面 SEM 照片

Fig.12 SEM pictures of longitudinal section microstructure

少, 等轴状铁素体逐渐细化, 于最表面处呈纤维状, 取向倾向于平行运行方向。硬相的粒状渗碳体不会产生明显的塑性变形, 依然呈粒状, 在最表面处粒状渗碳体分布更密集。

2.7 讨论

2.7.1 磨损机理

通过观察运行 2×10^5 r 时的磨损表面形貌以及硬度的测量, 发现在滚动磨损初期, 也就是未产生多边化时期, 无论是 P+F 试样还是 TS 试样, 表面的磨损机制均为粘着磨损和氧化磨损, TS 试样的粘着磨损程度更严重, 表面的微小剥落坑较多且深。TS 试样的硬化能力不及 P+F 试样, 其表面硬度更低。文献[15]中提到材料的硬度与抗粘着能力有着紧密的关系, 高硬度材料比低硬度材料的抗粘着能力要高。因此, 虽然磨损机制相同, 但是磨损过后, 硬度较低的 TS 试样的粘着磨损程度远高于 P+F 试样, 其表面的粗糙度更高。高的表面粗糙度将进一步加重 TS 试样表面的磨损程度导致其磨损速率较高, 磨损量较高。

基于对试验结果的分析可知, 多边化的形成是一个不断演化发展、由浅到重的过程。随着多边化现象的演化, 两种试样的磨损量以及磨损速率逐渐上升, 且 TS 试样的磨损量以及磨损速率均高于 P+F 试样。这说明多边化现象会加速车轮材料的失效, TS 试样更易失效。文献[13]指出, 在滚动磨损过程中, 由于机械振动的影响, 磨损表面的一些薄弱区域会反复受到额外的周期性冲击压应力, 导致这些区域表面产生裂纹, 形成剥落坑。随着裂纹数量的增多, 剥落坑加深, 试样表面出现明显的波峰波谷, 这就是多边化形成的原因。多边化的萌生与表面的性质有着直接的联系, TS 试样磨损表面的较高粗糙度将导致运行过程中试样磨损表面的薄弱区域增多, 为多边化现象的萌生提供了条件。因此, 在相同的磨损条件下, TS 试样更容易形成多边化, 加速其磨损现象。

2.7.2 组织演变

磨损前, P+F 试样表层的珠光体片层方向是随机的, 片状渗碳体镶嵌在铁素体基体上, 组织片层平直, 每一个独立的区域可以认为是横向同性的, 未变形组织珠光体团的随机取向说明了宏观尺度下力学性能的各向同性。TS 试样内部等轴状铁素体均匀分布, 粒状渗碳体主要集中于等轴铁素体的晶界处。

2×10^5 r 滚动磨损时, 两种试样表层微观组织的演化规律不尽相同。对于 P+F 试样, 磨损过程中的滚动接触引入垂直于接触面的压应力, 铁素体相内引入应变, 同时最表层的片状渗碳体产生扭转、断裂、碎化的现象。碎化成颗粒状的小渗碳体弥散分布在最表层, 产生明显的弥散强化作用。在此应力下, 表层原细片状珠光体中的铁素体被挤压成纤维状, 发生明显的晶粒细化。反复的滚动接触不断增加铁素体相的加

工硬化程度, 产生较强的应力集中现象。当作用于表层的应变超过应变极限时, 超出部分的应变将向试样内部进一步扩散, 因此 P+F 试样的表层组织演化呈一定的梯度性。随着深度的增加, 组织的变化程度越来越低。因此, P+F 试样主要是通过铁素体细化产生细晶强化的作用。对于 TS 试样, 其内部等轴状铁素体同样承受重复的应力作用, 应变不断累积, 铁素体发生晶粒细化, 形成纤维状组织。硬相的粒状渗碳体由于其较高的硬度与抗剪切强度, 几乎不发生剪切变形, 而是随着铁素体的晶粒转动发生协调变形。粒状渗碳体为适应铁素体流变应力的影响逐渐平行于运行方向, 最表面处, 粒状渗碳体的密集程度最高。

由于 P+F 试样和 TS 试样两者原始组织塑性变形能力的不同, 导致 P+F 试样细晶强化、弥散强化、形变强化作用更明显。虽然原始硬度较低, 但是强化作用引入的硬度增幅较大, 使磨损后硬度更高, 有更强的抗变形能力, 所以磨损量更低。

3 结论

对原始组织分别为片状珠光体加先共析铁素体 (P+F) 和回火索氏体 (TS) 的 D2 车轮钢试样进行了干摩擦风冷滚动磨损试验, 研究了 D2 车轮钢原始组织对滚动磨损性能的影响。得出以下结论:

1) 多边化现象的产生会加速试样的磨损。TS 试样更容易形成多边化现象, 其磨损量以及磨损速率均高于 P+F 试样。

2) 运行 2×10^5 r 时, P+F 试样以及 TS 试样的表面磨损机制均以粘着磨损和氧化磨损为主, TS 试样表面的粘着磨损程度更严重, 其粗糙程度更高。两种试样最高硬度均在最表面。TS 试样硬化程度可达 78%, 有效硬化层厚度约为 20 μm 。P+F 试样硬化程度更高, 可达 95%, 有效硬化层更厚, 厚度约 125 μm 。

3) 运行 2×10^5 r 时, TS 试样内以铁素体变形细化的单相强化效果为主, 而 P+F 试样内产生铁素体细化和渗碳体变形两相共同强化的效果。在干摩擦滚动磨损条件下, D2 车轮钢原始组织为 P+F 的试样比 TS 试样在磨损过程中的硬化效果更突出, 抗多边化能力和耐磨性能更好。

参考文献:

- [1] DING H H, HE C G, MA L, et al. Wear mapping and transitions in wheel and rail materials under different contact pressure and sliding velocity conditions[J]. *Wear*, 2016, 352-353: 1-8.
- [2] BOLTON P J, CLAYTON P. Rolling-sliding wear damage in rail and tyre steels[J]. *Wear*, 1984, 93(2): 145-165.
- [3] CORREA N, OYARZABAL O, VADILLO E G, et al. Rail corrugation development in high speed lines[J]. *Wear*,

- 2011, 271(9-10): 2438-2447.
- [4] 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.
- [5] LEWIS R, OLOFSSON U. Mapping rail wear regimes and transitions[J]. Wear, 2004, 257(7): 721-729.
- [6] DING H H, FU Z K, WANG W J, et al. Investigation on the effect of rotational speed on rolling wear and damage behaviors of wheel/rail materials[J]. Wear, 2015, 330-331: 563-570.
- [7] HE C G, HUANG Y B, MA L, et al. Experimental investigation on the effect of tangential force on wear and rolling contact fatigue behaviors of wheel material[J]. Tribology international, 2015, 92: 307-316.
- [8] KALOUSEK J, FEGREDO D M, LAUFER E E. The wear resistance and worn metallography of pearlite, bainite and tempered martensite rail steel microstructure of high hardness[J]. Wear, 1985, 105: 199-222.
- [9] CLAYTON P, DEVANATHAN R. Rolling-sliding wear behavior of a chromium molybdenum rail steel in pearlitic and bainitic conditions[J]. Wear, 1992, 156: 121-131.
- [10] JHA A K, PRASAD B K, MODI O P, et al. Correlating microstructural features and mechanical properties with abrasion resistance of a high strength low alloy steel[J]. Wear, 2003, 254(1): 120-128.
- [11] MA L, HE C G, ZHAO X J, et al. Study on wear and rolling contact fatigue behaviors of wheel/rail materials under different slip ratio conditions[J]. Wear, 2016, 366-367: 13-26.
- [12] 潘睿, 陈春焕, 任瑞铭. 一种白层组织的扫描电镜样品制备方法: 中国, CN105242075A[P]. 2016-01-13.
- PAN Rui, CHEN Chun-huan, REN Rui-ming. A method of preparing sem specimen including white etching layer: China, CN105242075A[P]. 2016-01-13.
- [13] PAN R, ZHAO X, LIU P T, et al. Micro-mechanism of polygonization wear on railroad wheels[J]. Wear, 2017, 392-393: 213-220.
- [14] 杨兴宽, 刘颖鑫, 武小鹏, 等. 机车车轮复合超声滚压表面强化工艺研究[J]. 铁道技术监督, 2018, 46(8): 36-39.
- YANG Xing-kuan, LIU Ying-xin, WU Xiao-peng, et al. Research on composite ultrasonic rolling surface strengthening technology of locomotive wheels[J]. Railway technical supervision, 2018, 46(8): 36-39.
- [15] 陈冠国. 金属材料的硬度与磨损[J]. 华北理工大学学报(自然科学版), 1990(3): 75-81.
- CHEN Guan-guo. Hardness and wear of metallic materials[J]. Journal of north China University of Science and Technology (Natural science edition), 1990(3): 75-81.

(上接第 265 页)

- [14] ZHANG B S, XU Y, GAO F, et al. Sliding friction and wear behaviors of surface-coated natural serpentine mineral powders as lubricant additive[J]. Applied surface science, 2011, 257(7): 2540-2549.
- [15] HU Z S, DONG J X. Study on antiwear and reducing friction additive of nanometer titanium oxide[J]. Wear, 1998, 31(7): 355-360.
- [16] LEE K, HWANG Y, CHEONG S, et al. Understanding the role of nanoparticles in nano-oil lubrication[J]. Tribology letters, 2009, 35(2): 127-131.
- [17] 高传平. 磁性和粘土纳米颗粒在润滑油中的摩擦学性能研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2014.
- GAO Chuan-ping. Tribological properties of magnetic and clay nanoparticles in lubricating oil[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2014.
- [18] 孙海珍. TiBCN 高温陶瓷的 XPS 分析[J]. 现代技术陶瓷, 2017, 38(2): 136-141.
- SUN Hai-zhen. XPS analysis of TiBCN high-temperature ceramics[J]. Advanced ceramics, 2017, 38(2): 136-141.
- [19] 刘洪喜, 蒋业华, 詹兆麟, 等. PIIIID 复合强化处理轴承钢表面 TiN 膜层的 XPS 表征[J]. 光谱学与光谱分析, 2009, 29(9): 2585-2589.
- LIU Hong-xi, JIANG Ye-hua, ZHAN Zhao-lin, et al. XPS characterization of TiN layer on bearing steel surface treated by plasma immersion ion implantation and deposition technique[J]. Spectroscopy and spectral analysis, 2009, 29(9): 2585-2589.
- [20] PRAKASH A, SUNDARAM K B. Optical and XPS studies of BCN thin films by co-sputtering of B₄C and BN targets[J]. Applied surface science, 2017, 396: 484-491.
- [21] 杜志惠, 崔振铎, 朱胜利, 等. 钛合金阳极氧化膜的 XPS 研究[J]. 宇航材料工艺, 2009, 39(6): 67-70.
- DU Zhi-hui, CUI Zhen-duo, ZHU Sheng-li, et al. XPS study of anodic oxide film on Ti alloy[J]. Aerospace materials & technology, 2009, 39(6): 67-70.
- [22] 徐富春, 王水菊, 林秀华, 等. 多弧离子镀 TiN 与不同金属基材间的接触界面与表面特性[J]. 化学物理学报, 2002, 15(1): 69-74.
- XU Fu-chun, WANG Shui-ju, LIN Xiu-hua, et al. The contact interface and surface characters between multiarc ion plating TiN and different base materials[J]. Chinese journal of chemical physics, 2002, 15(1): 69-74.
- [23] ZHOU Y, CAI Z B, PENG J F, et al. Tribo-chemical behavior of eutectoid steel during rolling contact friction [J]. Applied surface science, 2016, 388: 40-48.
- [24] BABA K, HATADA R. Synthesis and properties of TiO₂ thin films by plasma source ion implantation[J]. Surface & coatings technology, 2001, 136(1): 241-243.
- [25] PANAYIOTATOS Y, LOGOTHETIDIS S, HANDREA M, et al. Homogeneous and amorphous sputtered sp³-bonded BN films at RT: A stress, spectroscopic ellipsometry and XPS study[J]. Diamond and related materials, 2003, 12(3): 1151-1156.
- [26] 许一, 徐滨士, 史佩京, 等. 微纳米减摩自修复技术的研究进展及关键问题[J]. 中国表面工程, 2009, 22(2): 7-14.
- XU Yi, XU Bin-shi, SHI Pei-jing, et al. Progress and key issues of micro-and nanoscale anti-friction self-repairing technology[J]. China surface engineering, 2009, 22(2): 7-14.