

DOI: 10.11973/jxgccl250250

高铬双金属耐磨板堆焊层的组织与滑动摩擦磨损性能

刘添君¹, 李铎铜¹, 王庆良^{2*}

(1. 河北钢铁集团矿业有限公司, 唐山 064400; 2. 中国矿业大学材料与物理学院, 徐州 221116)

摘要: 在不同载荷(200, 600 N)、不同环境(干摩擦、石英砂摩擦)下对高铬双金属耐磨板堆焊层进行滑动摩擦磨损试验, 研究了堆焊层的组织和显微硬度, 通过与常用马氏体耐磨钢板对比研究了滑动摩擦磨损性能。结果表明: 堆焊层主要由 Cr_7C_3 碳化物、 $\alpha\text{-Fe}$ 和少量 Cr_{23}C_6 碳化物组成。从基体钢向堆焊层方向, 熔合区的显微硬度呈梯度增大趋势。堆焊层在滑动干摩擦时的摩擦因数与马氏体耐磨钢板处于同一水平, 在滑动干摩擦和石英砂摩擦时的磨损质量损失和体积磨损率均低于马氏体耐磨钢板, 耐滑动磨损能力更优。堆焊层在干摩擦和石英砂摩擦环境下的滑动磨损机制均主要为磨粒磨损, 干摩擦环境下以微凸体切削为主, 石英砂摩擦环境下则为微凸体切削与硬质石英砂微切削共同作用, 两种环境下均伴随疲劳剥落磨损。

关键词: 堆焊层; 耐磨板; 滑动磨损; 体积磨损率

中图分类号: TH117.1

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2026)05-0079-07

0 引言

刮板输送机中部槽是煤矿开采中的关键部件, 其质量占刮板输送机总质量的 80% 以上。在输送煤和矸石过程中, 中部槽长期承受物料、刮板和刮板链的滑动磨料磨损, 其严重磨损已成为引发设备失效及停产事故的主要原因^[1-2]。目前, 刮板输送机中部槽多采用马氏体耐磨钢板。这类钢板属于低合金耐磨钢, 其耐磨性能与服役工况有关。在常温、常湿、低矸石含量的矿井工况下过煤量不足 800 万 t, 基本能满足常规服役要求; 但在高温、高湿、高矸石含量的矿井工况下, 其过煤量不足 500 万 t, 耐磨性能明显不足, 难以满足大型化、集约化煤矿机械装备对长寿命服役的要求。

高铬双金属耐磨板是利用堆焊技术将高硬度高铬堆焊层与 Q235 基体钢板进行冶金结合而制备的新型耐磨材料。该耐磨板可以通过高硬度堆焊层与韧性基板的协同强化作用, 在提升 Q235 碳素钢耐磨性能的同时, 减轻冲击磨损造成的断裂损伤。高铬堆焊层中含有铬碳化物等硬质强化相, 这些强化相

的类型、形态和分布特征直接影响着堆焊层的硬度及耐磨、耐腐蚀和耐高温等性能^[3-4]。研究^[5-6]表明, 此类硬质强化相可细化晶粒、促进碳化物析出, 进而提升堆焊层的综合力学性能。堆焊层基体则起到黏合增强相、传递应力的作用, 对堆焊层与基体的结合状态及堆焊层质量具有重要影响^[7]。目前, 镍基、钴基和铁基等自熔性合金^[8-12]被广泛用作堆焊层基体材料。镍基和钴基合金虽可改善堆焊层的力学性能, 但成本高且属于稀缺合金^[13-14]; 铁基合金的性价比高, 其中 Fe-Cr-C 合金因性能可控、耐磨性能优异及经济性良好, 被广泛用于耐磨堆焊层制备和磨损结构件的设计与制造^[15-16]。

目前, 关于高铬双金属耐磨板堆焊层摩擦磨损性能的研究尚不充分, 尤其是与马氏体耐磨钢板在耐磨性能方面的对比研究更为欠缺。为此, 作者对高铬双金属耐磨板进行不同载荷及环境条件下的滑动摩擦磨损试验, 研究了耐磨板堆焊层的滑动摩擦磨损性能和磨损机理, 并与马氏体耐磨钢板进行对比, 探究了高铬双金属耐磨板应用于刮板输送机中部槽的可行性, 以期煤矿机械装备关键耐磨构件的选材与设计提供试验依据。

1 试样制备与试验方法

试验材料为高铬双金属耐磨板, 由河北钢铁集团矿业有限公司提供, 总厚度为 20 mm, 硬度在 58~

收稿日期: 2025-06-03; 修订日期: 2026-04-09

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(2019XKQYMS38)

作者简介: 刘添君, 男, 1984 年生, 高级工程师, 硕士, 主要从事耐磨钢材料研究, 454927466@qq.com

*通信作者: 王庆良, 男, 1966 年生, 教授, 博士, 主要从事耐磨材料设计及摩擦学研究, wql889@cumt.edu.cn

62 HRC, 其中基板为 Q235 钢板, 厚度约为 12 mm, Fe-Cr-C 合金堆焊层密度为 $7.65 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 。该耐磨板的制备流程如下: 对基板表面进行喷砂粗化处理, 以提高界面冶金结合质量; 将基板预热至 $200 \sim 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 采用埋弧堆焊工艺, 将混合均匀的高铬合金粉体铺设于基板表面并进行堆焊; 堆焊后进行缓冷处理以减少裂纹萌生。选取刮板输送机中部槽常用的两种马氏体耐磨钢板作为对比材料, 分别为进口 HD450 耐磨钢板和国产 NM450 耐磨钢板, 厚度均为 20 mm, 硬度在 $40 \sim 45 \text{ HRC}$, 密度为 $7.85 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 。高铬双金属耐磨板堆焊层与对比材料的化学成分见表 1。

表 1 高铬双金属耐磨板堆焊层和对比材料的化学成分
Table 1 Chemical composition of surfacing layer of high chromium bimetallic wear-resistant plate and reference materials

材料	质量分数/%				
	C	Cr	Si	Mn	Ni
高铬双金属耐磨板堆焊层	3.56	25.71	0.56	1.17	0.15
HD450耐磨钢板	≤ 0.25	≤ 0.50	≤ 0.70	≤ 1.60	≤ 0.25
NM450耐磨钢板	≤ 0.26	≤ 1.00	≤ 0.70	≤ 1.60	≤ 0.80

采用线切割法在堆焊层上取样, 经砂纸打磨、抛光, 用体积分数 4.0% 的硝酸乙醇溶液腐蚀 $20 \sim 30 \text{ s}$ 后, 采用 Olympus PMG3 型光学显微镜(OM)观察堆焊层显微组织。采用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪(XRD)分析堆焊层物相, 铜靶, K_{α} 射线, 扫描范围为 $30^{\circ} \sim 85^{\circ}$, 扫描速率为 $2 (^{\circ}) \cdot \text{min}^{-1}$ 。按照 GB/T 4340.1—2024《金属材料 维氏硬度试验 第 1 部分: 试验方法》, 采用 MHVD-10AT 型维氏硬度计测定熔合区显微硬度, 载荷为 0.98 N, 保载时间为 10 s, 从堆焊层向基板方向每隔 $50 \text{ }\mu\text{m}$ 取点进行测试, 相同距离测 3 个点取平均值。

采用线切割在耐磨板上加工出尺寸为 $19 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的块体试样。对于高铬双金属耐磨板, 加工时保留 $3 \sim 4 \text{ mm}$ 厚的基体钢, 并将堆焊层工作面铣削去除约 1 mm 厚的粗糙表层。试样经砂纸打磨至表面粗糙度 R_a 约为 $0.10 \text{ }\mu\text{m}$, 按照 GB/T 12444—2006《金属材料 磨损试验方法 试环-试块滑动磨损试验》, 在 M2000 型多功能磨损试验机上进行滑动摩擦磨损试验, 试验过程中实时记录摩擦因数, 对摩擦 2000 s 后的稳定阶段摩擦因数取平均值; 对磨件为硬度 $60 \sim 62 \text{ HRC}$ 的 GCr15 轴承钢钢环, 内径为 16 mm , 外径为 50 mm , 厚度为 10 mm , 钢环外

圆摩擦面经磨床加工至表面粗糙度为 $0.3 \sim 0.4 \text{ }\mu\text{m}$ 。考虑到刮板输送机中部槽的实际运行工况, 滑动摩擦磨损试验分别设置干摩擦和石英砂摩擦两种环境。参考 SGZ760 型刮板输送机的技术参数, 依据赫兹接触应力核算磨损载荷。中部槽负载运行时的接触应力约为 102.5 MPa , 因此选择载荷 600 N (对应接触应力约 104.1 MPa) 作为负载状态下的磨损载荷; 中部槽空载运行时与刮板、链条的接触应力较低, 因此选择 200 N 载荷作为空载状态下的磨损载荷。滑动磨损试验机的转速为 $200 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, 对应线速度为 $0.53 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, 与刮板输送机刮板链的运行速度 ($0.60 \sim 0.80 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$) 接近。每种工况下各做 6 组平行试验, 每次试验均更换新钢环; 试验数据剔除异常值后取平均值, 若数据偏差较大则补充试验, 确保有效数据不少于 6 组。采用 Archard 理论模型计算体积磨损率, 计算公式如下:

$$k_v = \Delta m / (\rho N L) \quad (1)$$

式中: k_v 为体积磨损率; Δm 为待测试样的磨损质量损失; ρ 为待测试样的密度; N 为滑动磨损载荷; L 为滑动磨损总行程, 3768 m 。

采用 VW-9000 型高速度数码显微系统观察磨损形貌。

2 试验结果与讨论

2.1 显微组织及物相组成

由图 1 可见, 高铬双金属耐磨板堆焊层中弥散分布着大量随机取向的碳化物, 形态主要呈六方形块状和长棒状。这两种形态本质上均为同一碳化物在不同截面方向的呈现。堆焊层组织中还出现变态莱氏体。该组织是 Fe-Cr-C 合金降温到共析反应温度时, 由共晶 γ 奥氏体析出的 α -Fe 铁素体和二次颗粒状碳化物, 并与共晶碳化物共同形成的室温组织^[17]。

由图 2 可见, 高铬双金属耐磨板堆焊层的主要物相为 Cr_7C_3 碳化物和 α -Fe, 并含有少量 Cr_{23}C_6 碳化物相。三者均为 Fe-Cr-C 合金的室温平衡相^[18]。 α -Fe 基体相主要起黏结硬质碳化物相、保证堆焊层韧性的作用; Cr_7C_3 和 Cr_{23}C_6 碳化物分别为六方晶系和复杂面心立方结构, 显微硬度分别在 $1300 \sim 1800$, $1800 \sim 2000 \text{ HV}$, 均有利于提高堆焊层的硬度和耐磨性能。在 Fe-Cr-C 合金凝固过程中局部区域的碳原子发生偏聚, 当该区域铬原子含量充足导致铬和碳的原子比升高时, 会诱导碳化物由 Cr_7C_3 向 Cr_{23}C_6 转变。

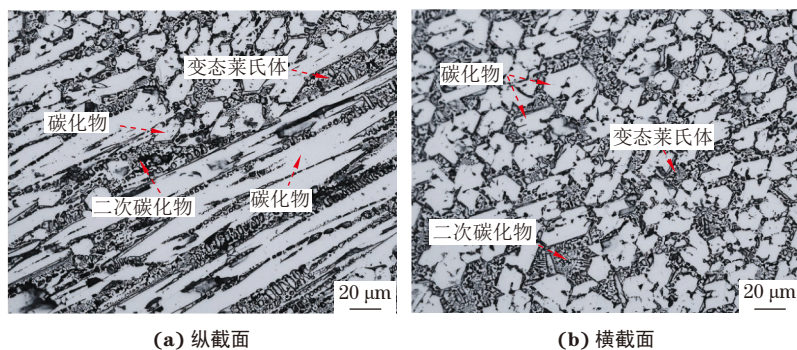


图1 高铬双金属耐磨板堆焊层纵截面和横截面的OM形貌

Fig. 1 OM morphology of longitudinal section (a) and cross section (b) of surfacing layer of high chromium bimetallic wear-resistant plate

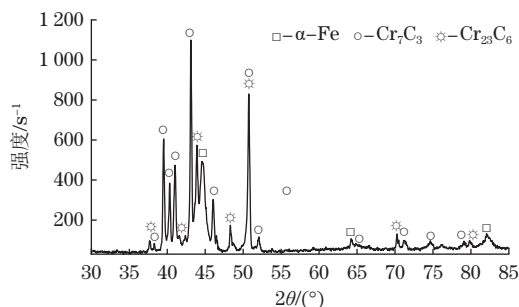


图2 高铬双金属耐磨板堆焊层的XRD谱

Fig. 2 XRD pattern of surfacing layer of high chromium bimetallic wear-resistant plate

2.2 显微硬度分布

由图3可以看到,从基体钢向堆焊层方向,熔合区显微硬度呈梯度增大趋势。基体钢的显微硬度最低,为 (140.1 ± 11.8) HV,熔合中心区的显微硬度约 (437.1 ± 13.6) HV,堆焊层的显微硬度最高,约为 (696.1 ± 18.1) HV。

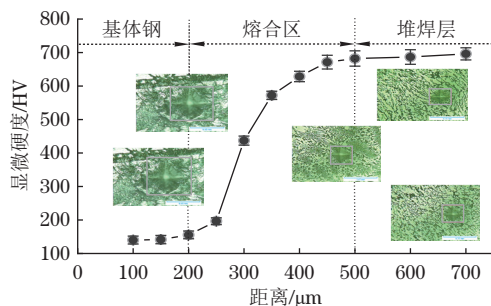


图3 高铬双金属耐磨板堆焊层的显微硬度分布

Fig. 3 Microhardness distribution of surfacing layer of high chromium bimetallic wear-resistant plate

2.3 摩擦因数

由图4可见,高铬双金属耐磨板堆焊层在200, 600 N载荷下滑动干摩擦时,其摩擦因数在滑动磨损初期先快速上升(I区),达到峰值后下降,随后在一定范围内上下波动(II区),约2 000 s后趋于平稳(III区)。在磨损初期,摩擦副接触以表面微凸体为

主,实际接触面积远小于名义接触面积,微凸体间的黏着和犁切作用导致摩擦因数快速升高;随着磨损持续,表面微凸体被逐渐磨平,实际接触面积增大,同时摩擦生热使接触面局部软化,弱化了微凸体的犁切阻力,摩擦因数下降并进入平稳波动期;磨损后期,接触面的实际接触面积基本稳定,摩擦力小幅波动,摩擦因数趋于平稳。

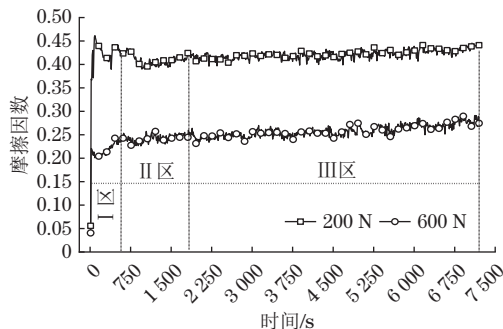


图4 200, 600 N载荷下高铬双金属耐磨板堆焊层的滑动干摩擦因数曲线

Fig. 4 Sliding dry friction coefficient curves of surfacing layer of high chromium bimetallic wear-resistant plate under 200 N and 600 N loads

由表2可见,高铬双金属耐磨板堆焊层在低载荷(200 N)和高载荷(600 N)条件下的平均摩擦因数均略低于两种马氏体耐磨钢板。考虑到试验误差和摩擦因数波动范围,认为三者的摩擦因数水平相当。随着载荷增大,平均摩擦因数均下降。这是因为在磨损过程中,当接触面材料弹性变形达到饱和时,载荷提升会导致摩擦接触面积增大,实际接触面积的增速大于载荷的增速,接触微凸体数量增多,剪切摩擦力减小;同时,载荷提高还会导致摩擦生热加剧,摩擦接触面温度升高,进一步降低摩擦阻力,引起摩擦因数下降。

2.4 磨损质量损失和体积磨损率

由图5可见:高铬双金属耐磨板堆焊层在200,

表 2 200, 600 N 载荷下滑动干摩擦时高铬双金属耐磨板堆焊层与对比材料的平均摩擦因数

Table 2 Average friction coefficients of surfacing layer of high chromium bimetallic wear-resistant plate and reference materials during sliding dry friction under 200 N and 600 N loads

材料	载荷/N	平均摩擦因数
高铬双金属耐磨板堆焊层	200	0.421 ± 0.009
	600	0.261 ± 0.012
HD450耐磨钢板	200	0.455 ± 0.084
	600	0.285 ± 0.010
NM450耐磨钢板	200	0.447 ± 0.009
	600	0.281 ± 0.010

600 N 载荷下滑动干摩擦时的磨损质量损失比 HD450 耐磨钢板的磨损质量损失减少了 77%, 66%, 比 NM450 耐磨钢板减少了 79%, 70%; 在滑动石英砂摩擦时的磨损质量损失比 HD450 耐磨钢板减少了 74%, 71%, 比 NM450 耐磨钢板减少了 75%, 73%;

高铬双金属耐磨板堆焊层在 200, 600 N 载荷下滑动干摩擦时的体积磨损率比马氏体耐磨钢板平均减少了约 77%, 67%, 在滑动石英砂摩擦时分别减少了 74%, 71%。可见高铬双金属耐磨板堆焊层比马氏体耐磨钢板表现出更好的耐磨性能, 可应用于刮板输送机中部槽等磨损构件。较大磨损载荷下, 磨损质量损失增大。这是因为载荷增大会同步提升接触面真实接触面积与磨料承载压应力, 扩大黏着磨损和犁沟切削的作用范围; 同时载荷增大会提高接触面温度, 局部弱化磨损表面的材料性能; 并且磨损过程中脱落的颗粒可能会充当二次磨料, 加剧磨料磨粒对磨损接触面的微切削损伤^[8]。对比可知, 石英砂摩擦环境下的磨损质量损失和体积磨损率均高于干摩擦环境下。由于石英砂磨料的硬度较高, 在滑动磨损过程中, 摩擦接触正应力使石英砂颗粒压入材料的磨损表层, 而摩擦切应力进一步驱动石英砂颗粒发生揉搓和切割磨损运动, 这种微切削和犁沟磨损作用加剧了材料的磨损损耗^[19]。

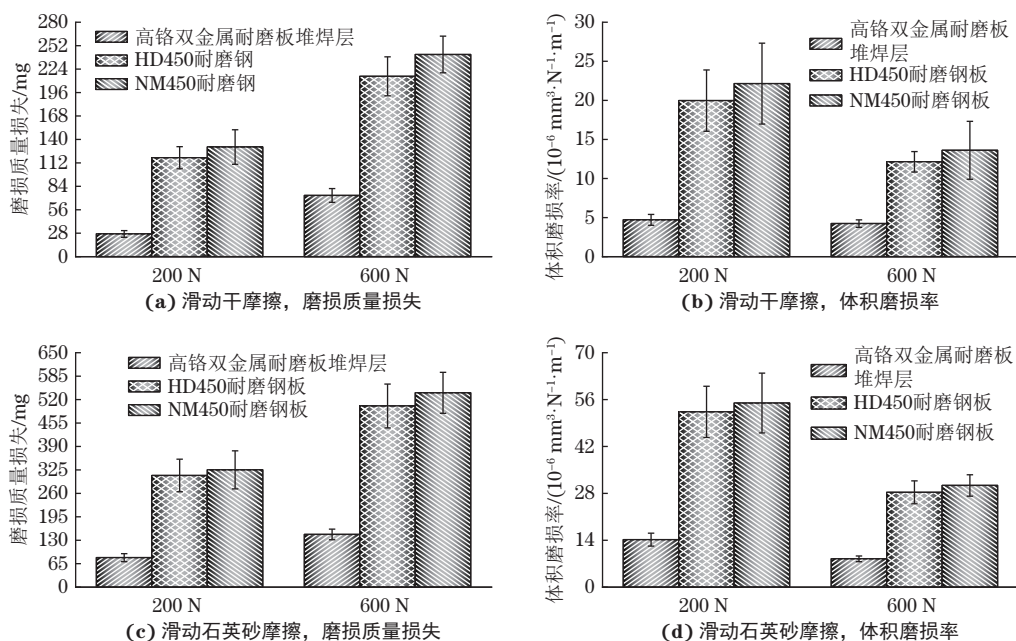


图 5 高铬双金属耐磨板堆焊层与对比材料在不同载荷下滑动干摩擦与滑动石英砂摩擦后的磨损质量损失和体积磨损率

Fig. 5 Wear mass loss (a, c) and volume wear rate (b, d) of surfacing layer of high chromium bimetallic wear-resistant plate and reference materials after sliding dry friction (a-b) and sliding quartz sand friction (c-d) under different loads

2.5 磨损形貌

由图 6 可见, 在不同载荷、不同摩擦环境下, 高铬双金属耐磨板堆焊层的磨损表面均存在深浅、粗细不均的犁沟, 200 N 载荷下的犁沟较浅且较细, 600 N 载荷下的犁沟较深且粗。其中, 在石英砂摩擦环境下, 部分犁沟穿过碳化物时形成明显的切削痕, 受石

英砂颗粒尺寸、边缘棱角差异影响, 犁沟切削形态各异; 碳化物周围的 α -Fe 铁素体区域出现因塑性变形而形成的面积大小不一的磨损剥落区。与干摩擦环境下相比, 石英砂摩擦环境下的犁沟更深, 这是硬质石英砂颗粒切入磨损表面造成的。

由磨损形貌可知, 高铬双金属耐磨板堆焊层在

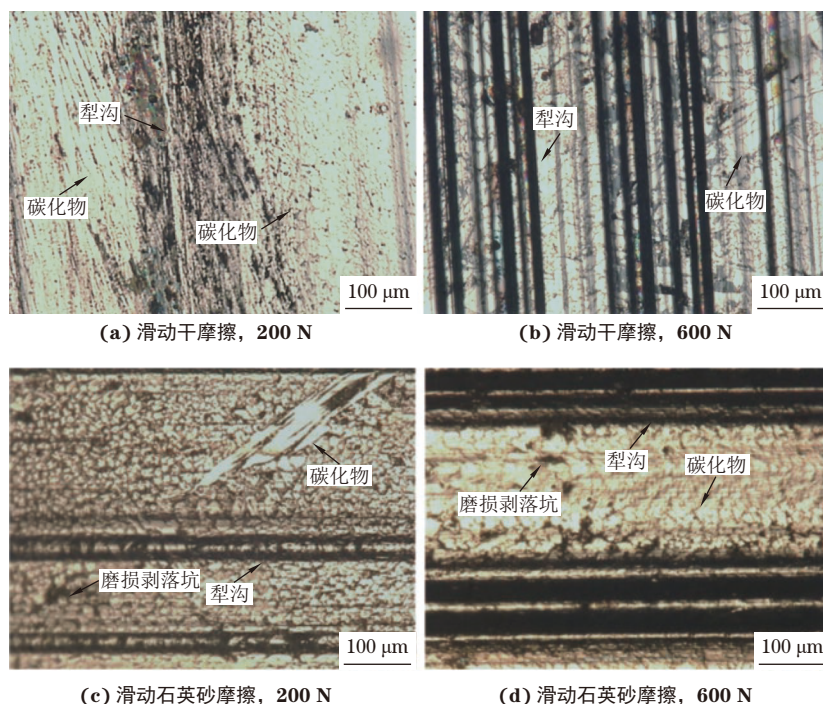


图6 高铬双金属耐磨板堆焊层在不同载荷下滑动干摩擦与滑动石英砂摩擦后的表面磨损形貌

Fig. 6 Wear morphology on surface of surfacing layer of high chromium bimetallic wear-resistant plate after sliding dry friction (a-b) and sliding quartz sand friction (c-d)

干摩擦和石英砂环境下的滑动磨损损伤主要为磨粒磨损和疲劳剥落磨损。磨粒磨损是堆焊层磨损的主导机制,主要表现为干摩擦时微凸体的切削和石英砂摩擦时微凸体的切削与硬质石英砂对堆焊层表面的微切削。在滑动磨损过程中的磨损应力和对偶件的循环碾压作用下,早期形成的犁沟可能被加深,也可能被部分碾平,最终形成连续或断续的犁沟形貌。尽管堆焊层中的硬质碳化物相可在一定程度上减轻犁沟损伤,但无法完全阻止犁沟的磨损进程^[16,20],因此犁沟磨损是主要磨损特征。疲劳剥落是堆焊层中软质铁素体区域发生塑性变形导致的。该变形主要源于摩擦接触应力分布不均导致铁素体性能薄弱区的局部塑性变形,以及犁沟形成过程中亚表面产生的塑性变形。在摩擦运动产生的循环应力和低周疲劳应力作用下,微裂纹在亚表层的塑性变形区域萌生并扩展,相邻微裂纹相互连接后继续扩展到磨损表面,导致材料从裂纹区域剥离并以片层状形态剥落。在接触面碾压和石英砂颗粒揉搓作用下,剥落片破碎呈碎片状,形成二次磨粒,一定程度上加剧磨损接触面材料的损耗^[21-22]。在整个磨损过程中,硬质碳化物承受了主要的磨损载荷,隔离了石英砂与软质铁素体的直接接触,有效减轻了堆焊层的疲劳剥落损伤。

3 结 论

(1)高铬双金属耐磨板堆焊层主要由 Cr_7C_3 碳化物和 $\alpha\text{-Fe}$ 组成,并含有少量 Cr_{23}C_6 碳化物。堆焊熔合区的显微硬度从基体到堆焊层方向呈梯度增大趋势。

(2)在 200 N 低载荷和 600 N 高载荷下滑动干摩擦时,高铬双金属耐磨板堆焊层的摩擦因数与 HD450、NM450 马氏体耐磨钢板处于同一水平,在滑动干摩擦和滑动石英砂摩擦时的磨损质量损失和体积磨损率均低于马氏体耐磨钢板,耐滑动磨损能力更优。

(3)高铬双金属耐磨板堆焊层在干摩擦环境下的滑动磨损损伤由微凸体切削作用主导,在石英砂摩擦环境下由微凸体切削与硬质石英砂引起的微切削作用主导,两种环境下均伴随由局部循环塑性变形引发的疲劳剥落。堆焊层中弥散分布的硬质碳化物可承担主要磨损载荷,隔离磨料与软质 $\alpha\text{-Fe}$ 基体的直接接触,有效减轻犁沟与剥落损伤。

参考文献:

- [1] GE S R, WANG Q L, WANG J X. The impact wear-resistance enhancement mechanism of medium manganese steel and its applications in mining machines[J]. *Wear*,

- 2017, 376: 1097-1104.
- [2] 葛世荣, 王军祥, 王庆良, 等. 刮板输送机中锰钢中部槽的自强化抗磨机理及应用 [J]. *煤炭学报*, 2016, 41(9): 2373-2379.
GE S R, WANG J X, WANG Q L, et al. Self-strengthening wear resistant mechanism and application of medium manganese steel applied for the chute of scraper conveyor[J]. *Journal of China Coal Society*, 2016, 41(9): 2373-2379.
 - [3] 杨庆祥, 周野飞, 杨育林, 等. Fe-Cr-C 系耐磨堆焊合金研究进展 [J]. *燕山大学学报*, 2014, 38(3): 189-196.
YANG Q X, ZHOU Y F, YANG Y L, et al. Research progress of wear-resistant Fe-Cr-C hardfacing alloys[J]. *Journal of Yanshan University*, 2014, 38(3): 189-196.
 - [4] LIU D S, LIU R P, WEI Y H, et al. Comparative behaviour of cobalt and iron base hardfacing alloys[J]. *Surface Engineering*, 2012, 28(5): 338-344.
 - [5] BUYTOZ S, ORHAN A, GUR A K, et al. Microstructural development of Fe-Cr-C and B₄C powder alloy coating on stainless steel by plasma-transferred arc weld surfacing[J]. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2013, 38(8): 2197-2204.
 - [6] ZHANG P F, ZHOU Y F, YANG J, et al. Optimization on mechanical properties of Fe_{7-x}Cr_xC₃ carbides by first-principles investigation[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 560: 49-53.
 - [7] OUYANG C J, HUANG M S, LI Z H, et al. Circular nano-indentation in particle-reinforced metal matrix composites: Simply uniformly distributed particles lead to complex nano-indentation response[J]. *Computational Materials Science*, 2010, 47(4): 940-950.
 - [8] CHANG C M, CHEN Y C, WU W T. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe-Cr-C hardfacing alloy[J]. *Tribology International*, 2010, 43(5/6): 929-934.
 - [9] ÇÖMEZ N, YURDDASKAL M, GÜLC, et al. Fe-Cr-C-V hardfacing coatings with molybdenum addition: Wear, corrosion, and cavitation performances[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2024, 482: 130715.
 - [10] ZHI X H, XING J D, FU H G, et al. Effect of niobium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron[J]. *Materials Letters*, 2008, 62(6/7): 857-860.
 - [11] ZIKIN A, HUSSAINOVA I, KATSICH C, et al. Advanced chromium carbide-based hardfacings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2012, 206(19/20): 4270-4278.
 - [12] ZHOU Y F, YANG Y L, YANG J, et al. Wear resistance of hypereutectic Fe-Cr-C hardfacing coatings with in situ formed TiC[J]. *Surface Engineering*, 2013, 29(5): 366-373.
 - [13] LIU D G, LIANG G X, HAO X H, et al. Microstructure and properties of WC/diamond/Co-based gradient composite coatings on high-speed steel fabricated by laser cladding[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 117(9): 3137-3151.
 - [14] LIU T Z, CHANG M, CHENG X D, et al. Characteristics of WC reinforced Ni-based alloy coatings prepared by PTA + PMI method[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 383: 125232.
 - [15] ZHONG L S, YE F X, XU Y H, et al. Microstructure and abrasive wear characteristics of in situ vanadium carbide particulate-reinforced iron matrix composites[J]. *Materials & Design*, 2014, 54: 564-569.
 - [16] CHANG C M, CHEN L H, LIN C M, et al. Microstructure and wear characteristics of hypereutectic Fe-Cr-C cladding with various carbon contents[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2010, 205(2): 245-250.
 - [17] LI D, LIU L G, ZHANG Y K, et al. Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of its chemical composition[J]. *Materials & Design*, 2009, 30(2): 340-345.
 - [18] TABRETT C P, SARE I R, GHOMASHCHI M R. Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys[J]. *International Materials Reviews*, 1996, 41(2): 59-82.
 - [19] PANIN V, KOLUBAEV A, TARASOV S, et al. Subsurface layer formation during sliding friction[J]. *Wear*, 2001, 249(10/11): 860-867.
 - [20] KIM J H, KO K H, NOH S D, et al. The effect of boron on the abrasive wear behavior of austenitic Fe-based hardfacing alloys[J]. *Wear*, 2009, 267(9/10): 1415-1419.
 - [21] VENKATESH B, SRIKER K, PRABHAKAR V S V. Wear characteristics of hardfacing alloys: State-of-the-art[J]. *Procedia Materials Science*, 2015, 10: 527-532.
 - [22] LA P Q, XUE Q J, LIU W M. Effects of boron doping on tribological properties of Ni₃Al-Cr₇C₃ coatings under dry sliding[J]. *Wear*, 2001, 249(1/2): 93-99.

Microstructure and Sliding Friction and Wear Properties of Surfacing Layer of High Chromium Bimetallic Wear-Resistant Plate

LIU Tianjun¹, LI Xintong¹, WANG Qingliang^{2*}

(1. Hebei Iron & Steel Group Mining Co., Ltd., Tangshan 064400, China; 2. School of Materials and Physics, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China)

Abstract: Sliding friction and wear tests were conducted on the surfacing layer of high chromium bimetallic wear-resistant plate under different loads (200, 600 N) and different environments (dry friction and quartz sand friction). The microstructure and microhardness of the surfacing layer were investigated. The sliding friction and wear performance was studied by comparison with commonly used martensitic wear-resistant steel plates. The results show that the surfacing layer was mainly composed of Cr_7C_3 carbides, $\alpha\text{-Fe}$ and a small amount of Cr_{23}C_6 carbides. From the matrix steel to surfacing layer, the microhardness of fusion zone exhibited a gradient increase trend. The friction coefficient of surfacing layer under sliding dry friction was at the same level as that of martensitic wear-resistant steel plates. The wear mass loss and volume wear rate of the surfacing layer under both sliding dry friction and sliding quartz sand friction were both lower than those of martensitic wear-resistant steel plates, indicating that the surfacing layer possessed superior sliding wear resistance. The sliding wear mechanism of the surfacing layer under both dry friction and quartz sand friction was mainly attributed to abrasive wear. It was characterized by asperity cutting under dry friction, and by the combined action of asperity cutting and hard quartz sand micro-cutting under quartz sand friction. Fatigue spalling wear induced by local cyclic plastic deformation was observed as an accompanying phenomenon under both environments.

Key words: surfacing layer; wear-resistant plate; sliding wear; volume wear rate

2026 年“金属材料高效计算与智能设计”专题征稿启事

目前,材料研发正从“经验驱动”向“数据驱动、智能引领”加速转型,材料智能化研发、高通量计算筛选等颠覆性新理念与新模式不断涌现并日趋成熟。传统金属材料研发面临周期长、成本高、性能调控精准度不足等瓶颈,而人工智能(AI)技术凭借强大的数据挖掘、模型构建与预测能力,正在与金属材料深度融合,并在成分设计、性能预测、工艺优化等核心环节形成创新突破,成为材料科学领域最具活力的研究方向之一。为系统汇聚“人工智能+金属材料”领域的前沿成果,促进智能化研发理念的传播与应用范式变革,助力金属材料领域从基础研究到产业应用的高效转化,《机械工程材料》杂志拟于2026年12月推出“金属材料高效计算与智能设计”专题,现公开征集相关领域的高水平研究论文及综述。

征稿范围

(1)基于机器学习的材料设计与性能优化

(2)材料高性能计算与智能设计

(3)跨尺度模拟与集成计算

(4)材料科学智能与大模型(AI for Materials)

专题主编

柳文波,西安交通大学教授

谢耀平,上海大学研究员

时间安排

投稿截止时间:2026年9月30日

出版时间:2026年12月

投稿方式:通过期刊网站 <https://jxgccl.mat-test.com/>“投审稿系统”进入投稿页面,选择《机械工程材料》,进入“作者投稿”,按系统要求填写信息,上传稿件,请作者备注所投专题。

联系电话:021-65541496; 021-65556775-368

E-mail: mem@mat-test.com

《机械工程材料》编辑部