

道岔尖轨表面的激光熔覆铁基耐磨涂层及其性能

李英男¹, 李铸国^{2*}, 王晓翔³, 徐翔³

¹ 中国铁路沈阳局集团有限公司科学技术研究所, 辽宁 沈阳 110013;

² 上海交通大学上海市激光制造与材料改性重点实验室, 上海 200240;

³ 上海岳乾激光有限公司, 上海 200240

摘要 尖轨作为道岔的重要部件, 工作环境恶劣, 易出现表面磨损、剥离掉块等缺陷。激光熔覆技术可以显著提高尖轨表面的硬度, 从而提高其表面耐磨性, 减少表面损伤, 延长尖轨的使用寿命。采用半导体激光熔覆工艺, 在 U71Mn 道岔尖轨表面制备了 Fe-W-Cr 铁基复合激光熔覆层, 对熔覆层的组织形貌、物相组成及元素分布进行了检测, 并对其硬度、冲击性能与摩擦磨损性能进行了分析。结果表明: 铁基熔覆层无明显缺陷, 且与道岔尖轨形成了冶金结合, 熔覆层内大部分区域为树枝晶, 在晶界处分布着网状碳化物; 熔覆层的平均硬度为 876.8 HV(道岔尖轨用钢为 252.3 HV), 冲击韧度为 2.30 J/cm², 平均摩擦系数为 0.31(道岔尖轨用钢为 0.63); 在同等的摩擦磨损条件下, 铁基熔覆层的磨损量为 0.0043 g, 仅为道岔尖轨用钢(0.0408 g)的 10.54%。半导体激光熔覆工艺使得道岔尖轨表面的硬度及耐磨性能得到了显著提高, 从而使其服役性能得到了明显改善。

关键词 激光技术; 铁基熔覆层; 激光熔覆; 道岔尖轨; 摩擦磨损

中图分类号 TG174.44

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202047.0402009

Fe-Based Wear-Resistant Coating on Railroad Switch Prepared Using Laser Cladding Technology and Its Properties

Li Yingnan¹, Li Zhuguo^{2*}, Wang Xiaoxiang³, Xu Xiang³

¹ Science and Technology Institute of China Railway Shenyang Company, Shenyang, Liaoning 110013, China;

² Shanghai Key Laboratory of Laser Processing and Materials Modification, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

³ Shanghai Yueqian Laser Company, Ltd., Shanghai 200240, China

Abstract The railroad switch is an important part of turnouts. The surface of the switch rail could be easily worn and peeled because of its poor working condition. Laser cladding technology can significantly improve the surface hardness of the railroad switch, and the wear and surface damage resistance as well as service life are accordingly improved. A Fe-W-Cr composite coating was successfully prepared on the surface of U71Mn railroad switch using high-power semiconductor laser cladding technology. The microstructures, phase formation and elemental distribution of the coating were tested, and the hardness, impact toughness, and friction and wear properties of the coating were analyzed. Results show that there is no pore, crack or other defect in the coatings, and the metallurgical bonding between the coatings and the substrates are effectively established. The dendrite structures exist in most of the region on the coating, and networks of carbides are distributed around the grain boundaries. The average hardness of the coatings is 876.8 HV (the hardness of railroad switch rail is 252.3 HV), the impact toughness is 2.30 J/cm², and the friction coefficient is 0.31 (the friction coefficient of railroad switch rail is 0.63). Under the same friction and wear condition, the wear loss of the coating is 0.0043 g, which is only 10.54% of the substrate (the wear loss of substrate is 0.0408 g). The hardness and wear resistance of the railroad switch are significantly enhanced using laser cladding, effectively improving its service life.

Key words laser technique; Fe-based coating; laser cladding; railroad switch; friction and wear

OCIS codes 160.3900; 140.3390; 350.3390

收稿日期: 2019-07-16; 修回日期: 2019-10-02; 录用日期: 2019-11-19

* E-mail: lizg@sjtu.edu.cn

1 引 言

道岔作为铁路轨道的一个重要组成部分,其作用是引导机车车辆由一条线路转向或跨越过另一条线路,是轨道三大薄弱环节之一^[1]。道岔构造复杂,其技术性能和质量关系到列车的行车速度、平稳性和运输安全。尖轨作为道岔的重要部件,工作环境特别恶劣,在高速、重载的条件下,承受的车轮侧向力较大,磨损十分严重,易出现表面磨损、剥离、掉块等缺陷,影响了道岔的使用寿命^[2-4]。更换尖轨需耗费大量时间,而且频繁更换会直接影响运输效率,同时也会造成材料及人工成本的浪费。当前,提高尖轨使用寿命的方法有限,其中的强化研究还主要停留在提高母材强度和整体淬火热处理层面,效果不够理想。因此,如何提高道岔尖轨的表面强度和耐磨性,延长尖轨的使用寿命,是一个亟待解决的工程问题。

激光熔覆技术是近几年发展起来的一种先进的制造技术,它不同于一般的表面渗碳、热喷涂等传统的表面强化技术,在处理过程中能大幅改变基体的表面成分,从而得到一种组织和性能完全不同于基体的表面强化层^[5-8]。因此,采用激光熔覆技术在尖轨表面形成一层激光熔覆层,可以在不影响尖轨整体力学性能的前提下,改变尖轨表层的力学性能,提高尖轨表层的硬度和耐磨性;同时,激光熔覆层具有较高的韧性和抗开裂能力,可以有效延长尖轨的使用寿命,具有良好的社会效益和经济效益^[9]。激光熔覆时必须保证激光能量密度(即激光功率除以焦点面积)足够大,以确保激光熔覆层和尖轨表面形成冶金结合,避免激光熔覆层的整体剥落。Lewis等^[10]在轮轨表面激光熔覆了Hadfield、Stellite 6、马氏体时效钢、316 不锈钢等熔覆层,并分别对它们的滚动接触疲劳性能与磨损性能进行了评估,结果发现,

激光熔覆材料的硬度越大,对滚动接触疲劳与磨损性能的改善作用就越大。胡杰等^[11]分别在铁道轮与轨表面激光熔覆了钴基合金,熔覆后,轮与轨的硬度分别提高了 52.98%和 43.44%。王晓荣等^[12]研究了硼元素对激光熔覆 Fe-Ti-V-C 涂层的性能,结果发现:随着硼铁加入量的增多,涂层的硬度随之上升,涂层的平均硬度可达 800 HV 以上;但当硼铁加入量超过 25%(质量分数)时,涂层中会出现纵向裂纹。

本文以两种铁基合金为熔覆材料,采用高功率半导体激光熔覆技术,在目前广泛使用的 U71Mn 道岔尖轨表面制备熔覆层,研究了熔覆层的组织形貌、微观结构、力学性能和摩擦学性能,探讨了利用激光熔覆技术提升道岔尖轨服役性能并有效延长其使用寿命的可行性。

2 试样制备与试验方法

2.1 试验材料

本次试验的母材为 U71Mn 道岔尖轨,其化学成分如表 1 所示。为提高 U71Mn 道岔尖轨轮轨接触表面的耐磨性、抗开裂性和抗冲击性,拟采用两种铁基粉末 M1 和 M2 制备高硬度的耐磨涂层。由 M1 铁基粉末制备的涂层的硬度可达 800 HV 以上,该涂层具有良好的抗冲击性和耐磨性^[13]。在 U71Mn 道岔尖轨表面制备该涂层可以显著提高尖轨表面的硬度,从而延长其服役寿命。M2 粉末的成分与 M2 高速钢成分一致,采用该粉末制备的熔覆层具有高的硬度以及良好的耐磨性、热硬度和韧性。该粉末常被用于耐磨涂层的表面强化^[14]。因此,本文选用这两种粉末作为 U71Mn 道岔尖轨表面强化的粉末,其中, M2 粉末作为研究的对比对象。这两种粉末的具体化学成分如表 2 所示。两种铁基粉末均采用雾化方法制备,球形颗粒的粒径范围为 53~150 μm 。

表 1 U71Mn 道岔尖轨的化学成分

Table 1 Chemical composition of U71Mn switch

Element	C	Si	Mn	P	S
Mass fraction /%	0.65~0.76	0.15~0.35	1.10~1.40	≤0.03	≤0.03

表 2 两种铁基粉末的化学成分

Table 2 Chemical composition of two kinds of Fe-based powders

Powder	Mass fraction /%									
	C	Si	Cr	Mn	Mo	V	W	Nb	B	Fe
M1	0.8	1.2	4.0	1.2	—	0.5	9.5	2.0	0.4	Bal.
M2	1.0	0.3	4.0	0.3	5.0	2.0	6.0	—	—	Bal.

2.2 试验方法

本文采用 8 kW 高功率半导体激光熔覆系统, 在道岔尖轨表面进行激光熔覆铁基耐磨熔覆层试验, 如图 1 所示。该系统的送粉方式为同轴送粉, 焦平面上激光光斑的直径为 7.4 mm。优化后的工艺参数如下: 扫描速度为 4 mm/s, 激光功率为 1800 W, 送粉速率约为 10 g/min。整个激光熔覆过程在氩气保护下进行。

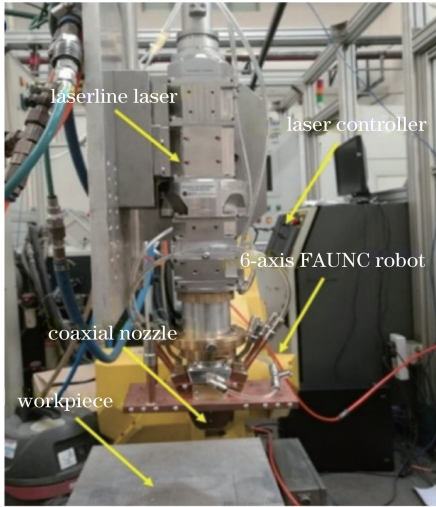


图 1 高功率半导体激光熔覆控制系统及机器人

Fig. 1 High power semiconductor laser cladding control system and robot

激光熔覆层横截面样品经磨平抛光后, 采用 4% 硝酸酒精溶液 (溶液中 HNO_3 的体积分数为 4%, 酒精的体积分数为 96%) 进行腐蚀, 然后采用 AxioCam MRc5 光学显微镜及 NOVA Nano-SEM

230 扫描电子显微镜对微观组织进行观察, 采用 D8 ADVANCE Da Vinci X 射线衍射仪及 JEM-2100F 透射电镜进行对熔覆层的物相组成进行分析。

在进行力学性能测试之前, 采用砂纸对样品表面进行打磨。使用 Zwick/Roell ZH μ 维氏硬度计进行硬度测试, 所用载荷为 4.9 N, 保压时间为 15 s。使用 PTM2000 金属摆锤式冲击试验机对熔覆层进行室温冲击测试, 冲击试验采用 2.5 mm \times 10 mm \times 55 mm 的非标小试样, 试样取自纯熔覆层区域, 垂直于激光扫描方向开 V 型缺口, 摆锤冲击能量为 300 J, 每种熔覆层试样进行 3 次冲击测试。使用 MMW-1A 环块式摩擦磨损试验机在室温下进行摩擦磨损测试, 摩擦副试样的尺寸为 7 mm \times 7 mm \times 15 mm, 其中熔覆层试样厚度为 1 mm, 摩擦副配偶件为刚玉陶瓷。在进行摩擦磨损试验之前利用电子分析天平称量摩擦副试样的质量, 然后在 50 N 载荷、200 r/m 转速下进行 60 min 的摩擦磨损试验。试验结束后将摩擦副试样洗净、烘干, 然后再次用分析天平称量摩擦副试样的质量。试验前后摩擦副试样的质量差即为摩擦磨损测试中的磨损量。

3 试验结果与讨论

3.1 熔覆层的形貌

采用激光熔覆技术制备的铁基 M1 与 M2 熔覆层的宏观形貌如图 2 所示, 可见: M1 熔覆层表面成形良好, 没有裂纹; M2 熔覆层表面出现了明显的横向与纵向裂纹, 说明该熔覆层不适合用于对抗冲击性和耐磨性等要求较高的苛刻的服役环境中。

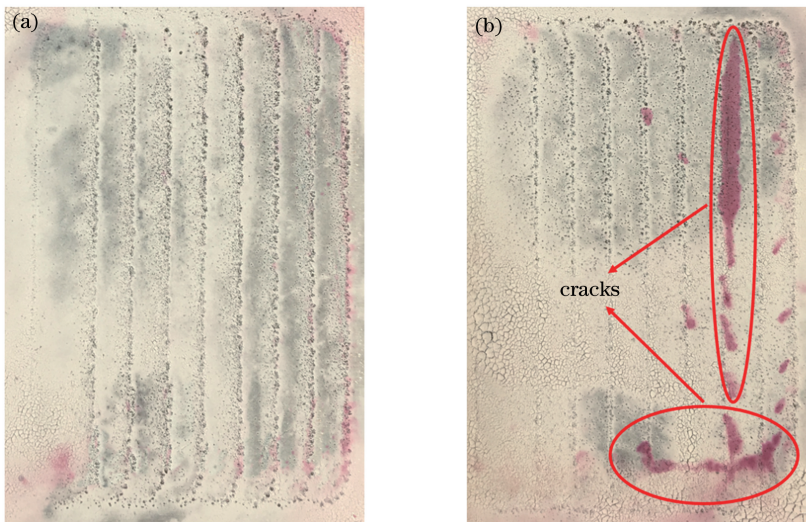


图 2 熔覆层的宏观图。(a) M1 熔覆层; (b) M2 熔覆层

Fig. 2 Macrographs of cladding coatings. (a) M1 cladding coating; (b) M2 cladding coating

图 3 为 M1、M2 熔覆层与基体结合界面处的形貌。由图 3(a) 可以看到, M1 熔覆层与 U71Mn 基体之间的结合界面狭窄而清晰, 实现了良好的冶金结合^[15], 结合界面处没有出现气孔、裂纹及夹杂等缺陷, 且稀释率较低。在熔覆层与基体结合处的显微组织主要为树枝晶, 几乎没有发现平面晶, 如图 3

(b) 所示; 而在 M2 熔覆层与基体结合处存在明显的平面晶组织, 如图 3(d) 所示。而且, 在 M2 熔覆层与基体结合处存在显微裂纹, 由图 3(c) 图可以看到熔覆层中的显微裂纹沿晶开裂, 为典型的冷裂纹。该裂纹的存在会影响 M2 熔覆层与基体的结合性能, 导致该熔覆层在使用过程中存在剥落的风险。

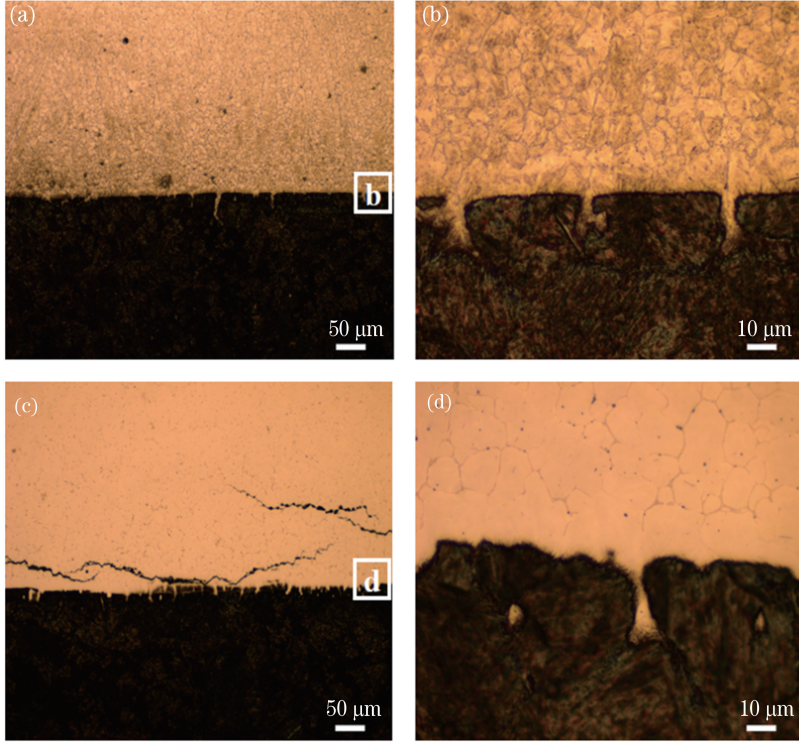


图 3 熔覆层与基体结合界面的形貌。(a) M1 熔覆层与基体的结合界面; (b)图 3(a)的放大图;(c) M2 熔覆层与基体的结合界面;(d)图 3(c)的放大图

Fig. 3 Morphology of interface between cladding coatings and substrate. (a) Interface between M1 cladding coating and substrate; (b) magnification of Fig. 3(a); (c) interface between M2 cladding coating and substrate; (d) magnification of Fig. 3(c)

M1 与 M2 熔覆层中部的微观组织如图 4 所示。由图 4(a)、(c) 可以看到, M1 和 M2 熔覆层的致密性良好, 没有出现气孔和裂纹等缺陷。熔覆层内部大部分区域为树枝晶组织, 产生该现象的原因主要是激光熔覆过程中的冷却速度快, 熔覆层凝固时的温度梯度大, 在相界面上产生的结晶潜热在通过固相散失的同时还会通过液相散失。当部分相界面生长进入界面前沿的液相之中时, 由于液相的温度更低, 因此凸出部分的生长速度增大; 之后, 相界面进一步进入温度更低的液相中, 从而形成了树枝晶^[16]。由图 4(b)、(d) 可以看到, 在 M1 与 M2 熔覆层中都存在析出相, 这些析出相主要以网状结构在晶界处析出, 且在 M1 熔覆层的晶内还弥散分布着细小的析出相颗粒。

3.2 熔覆层的组织

图 5 为 M1 和 M2 激光熔覆层的 X 射线衍射图

谱。由图 5(a) 可知, M1 熔覆层的 X 射线衍射图谱中主要有 α -Fe、 γ -Fe、MC 及 $M_{23}C_6$ 的衍射峰。根据 XRD 结果以及图 4 所示的组织形貌可知该熔覆层的基体主要由 α -Fe、 γ -Fe 组成, 而在基体的晶界处分布着 $M_{23}C_6$ 与 MC 组成的碳化物。Maroli 等^[13] 在其制备的铁基熔覆层中也观察到了类似的组织。根据图 5(b) 可知 M2 熔覆层中主要的物相与 M1 熔覆层相近, 其物相包括由 α -Fe 与 γ -Fe 组成的基体, 以及由 MC 与 M_2C 组成的碳化物, 且碳化物主要分布在晶界上。

为进一步阐明熔覆层的组织特征, 对熔覆层的元素分布进行分析。图 6 和图 7 分别为 M1 和 M2 熔覆层的 EDS (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy) 线扫描结果。由图 6 可以看到, 在 M1 熔覆层中, Fe 元素的含量在晶界处急剧减少, V、W、Nb 和 B 元素的含量在晶界处急剧上升, Cr

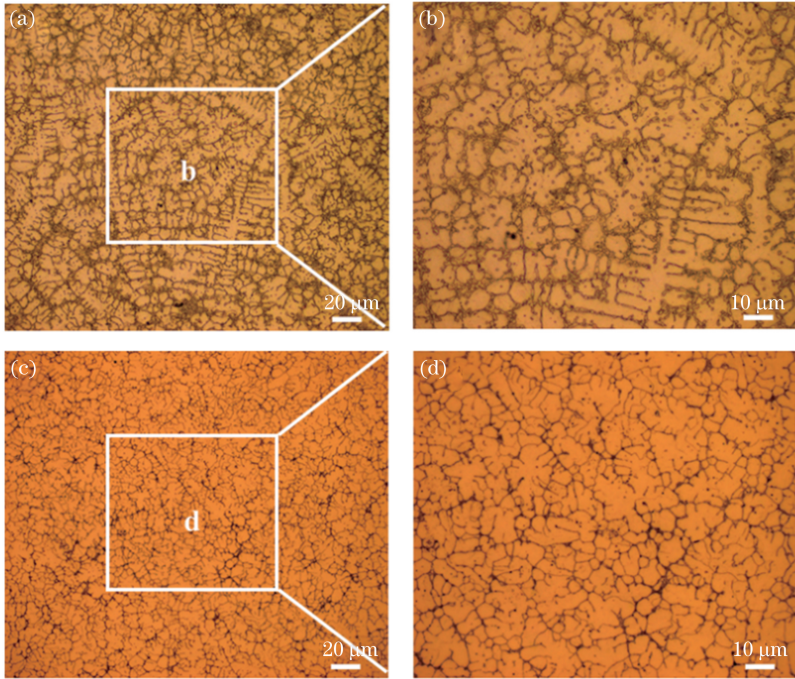


图 4 熔覆层中部的微观组织。(a) M1 熔覆层;(b)图 4(a)的放大图;(c) M2 熔覆层;(d)图 4(c)的放大图
Fig. 4 Microstructures in the middle of cladding coatings. (a) M1 cladding coating; (b) magnification of Fig.4(a); (c) M2 cladding coating; (d) magnification of Fig.4(c)

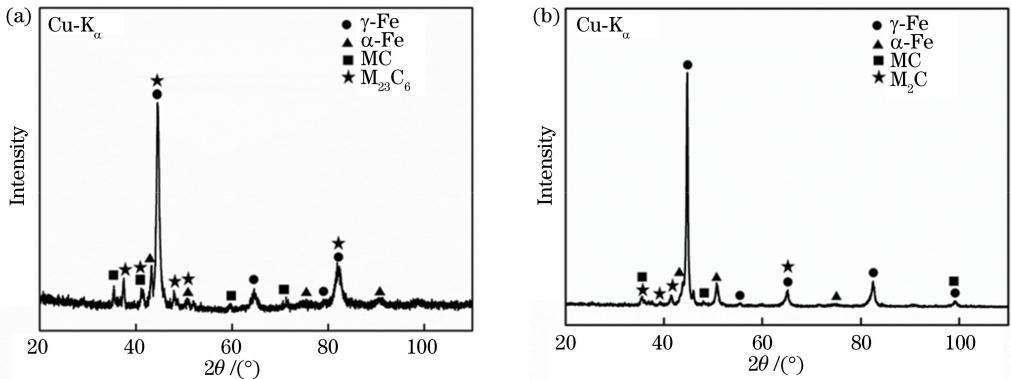


图 5 激光熔覆层的 X 射线衍射图谱。(a) M1 熔覆层; (b) M2 熔覆层

Fig. 5 X-ray diffraction patterns of cladding coatings. (a) M1 cladding coating; (b) M2 cladding coating

元素在晶界处的含量略高于其在晶内的含量。产生这一现象的原因主要是 V、W、Nb 等元素与 C、B 的亲合力比 Fe 的强,因此在晶界处形成的碳化物与硼化物中主要富 V、W、Nb 而贫 Fe。由于 Fe 能与 Cr 无限固溶,基体中会存在 Cr 原子固溶于 α-Fe 内而形成的 (Fe, Cr) 固溶体,因此 Cr 含量在晶界、晶内的变化不明显。由图 7 可以看出,在 M2 熔覆层中,V、Cr、W、Mo 等合金元素的含量在晶界处明显上升,Fe 元素的含量则有所下降,该规律与 M1 熔覆层类似。

图 8 为 M1 和 M2 熔覆层的 SEM 显微组织图,可以看到 M1 熔覆层组织由基体、晶界分布的共晶相、晶内块状相三部分组成,其中,基体呈典型的树

枝晶,而碳化物主要为灰色的连续网状结构及白亮的弯曲杆状。由表 3 可以看到:在晶界网状处,W、Cr、Nb、V 元素含量明显上升,说明灰色网状相主要为富 W、Cr、Nb、V 的共晶碳化物与硼化物;在白亮的弯曲杆状处,W 含量明显升高,说明白亮的弯曲杆状相主要为富 W 的碳化物与硼化物;在晶内块状相处存在 Nb 元素的富集,而 W、Cr、V 等元素含量则明显下降,据此可推测块状相主要为富 Nb 的碳化物与硼化物;M2 熔覆层主要由基体与沿晶界分布的网状碳化物组成。与 M1 熔覆层相比,M2 熔覆层内的碳化物含量明显减少,且碳化物的尺寸也相对较小。由表 3 可知 M2 熔覆层中的碳化物主要为富 W、V、Cr 和 Mo。

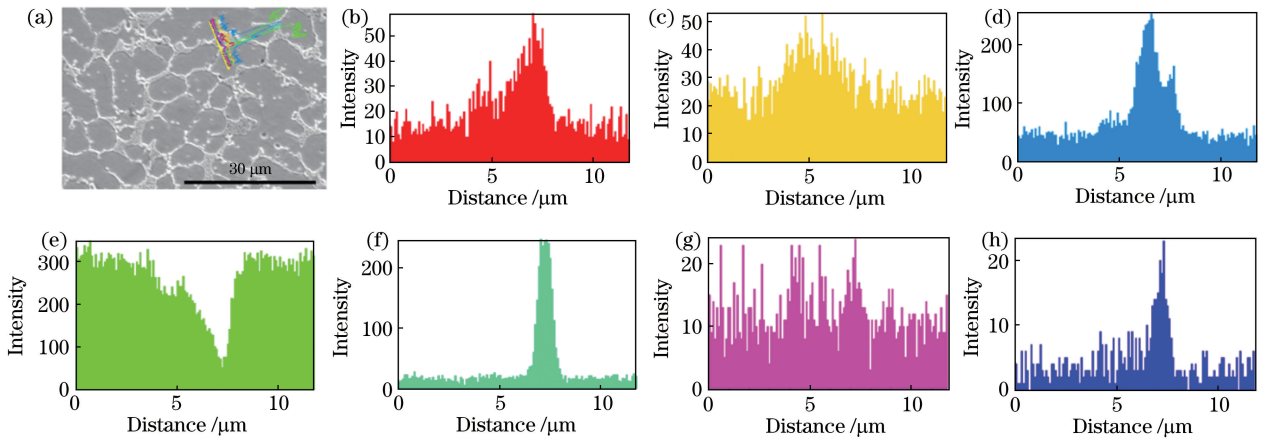


图 6 M1 熔覆层的化学元素分布图。(a)线扫描图;(b) V 元素;(c) Cr 元素;(d) W 元素;(e) Fe 元素;(f) Nb 元素;(g) C 元素;(h) B 元素

Fig. 6 Chemical elements distribution of M1 cladding coating. (a) Line scanning diagram; (b) V element; (c) Cr element; (d) W element; (e) Fe element; (f) Nb element; (g) C element; (h) B element

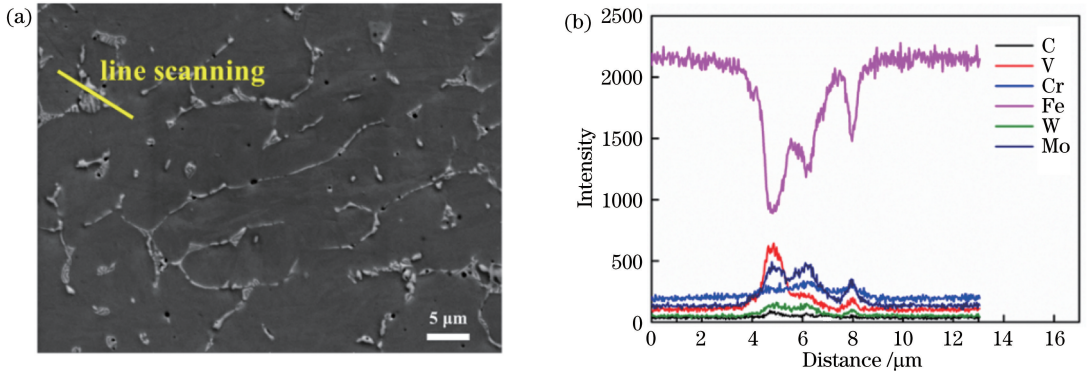


图 7 M2 熔覆层的化学元素分布图。(a)线扫描图;(b)元素分布图

Fig. 7 Chemical elements distribution of M2 cladding coating. (a) Line scanning diagram; (b) element distribution

表 3 激光熔覆层的 EDS 分析

Table 3 EDS analysis of cladding coatings

Point in Fig.8	Mass fraction /%							
	C	W	Nb	V	Cr	Mn	Mo	Fe
1	1.11	11.58	0	1.24	3.15	—	—	81.29
2	1.62	12.08	0	1.02	3.06	—	—	80.87
3	6.08	35.23	11.59	19.43	3.55	—	—	23.36
4	3.04	54.37	0.32	4.91	5.24	—	—	31.44
5	3.52	57.78	0.24	5.34	5.17	—	—	27.13
6	6.96	21.79	42.72	9.57	2.14	—	—	10.5
7	5.49	5.39	—	1.36	3.47	0.28	3.17	80.85
8	5.23	4.35	—	1.35	3.76	0.44	3.18	81.68
9	9.37	13.96	—	3.08	6.99	0.53	14.60	51.47
10	9.98	16.60	—	4.46	6.79	—	15.28	46.90
11	7.24	12.99	—	3.42	6.24	—	11.14	58.96
12	13.69	15.59	—	11.75	4.14	0.36	11.25	43.21

为了进一步对 M1 熔覆层中的物相进行研究,对 M1 熔覆层进行 TEM 表征,其明暗场像与其对应的衍射斑点如图 9 所示。可以看到,熔覆层的基

体主要由马氏体与残余奥氏体两相组成,其暗场像及对应的 SADP 斑点分别如图 9(b)~(c)所示。在图 9(d)中可以看到熔覆层中存在块状碳化物(如图

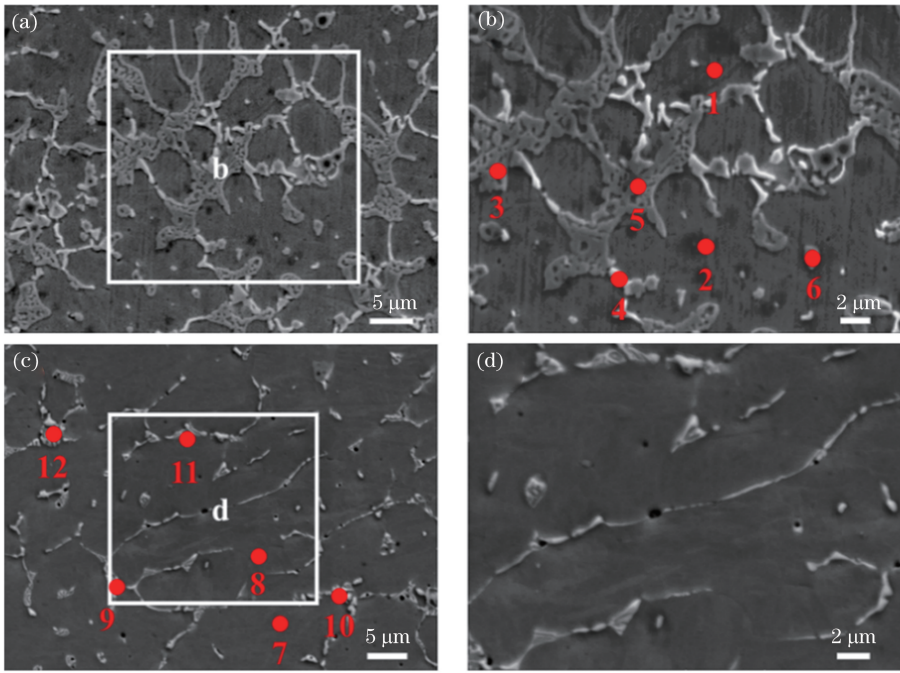


图 8 熔覆层中部的 SEM 形貌。(a) M1 熔覆层;(b)图 8(a)中矩形区域的放大图;
(c) M2 熔覆层;(d)图 8(c)中矩形区域的放大图

Fig. 8 SEM images in the middle of cladding coatings. (a) M1 cladding coating; (b) magnification of rectangle area in Fig. 8(a); (c) M2 cladding coating; (d) magnification of rectangle area in Fig. 8(c)

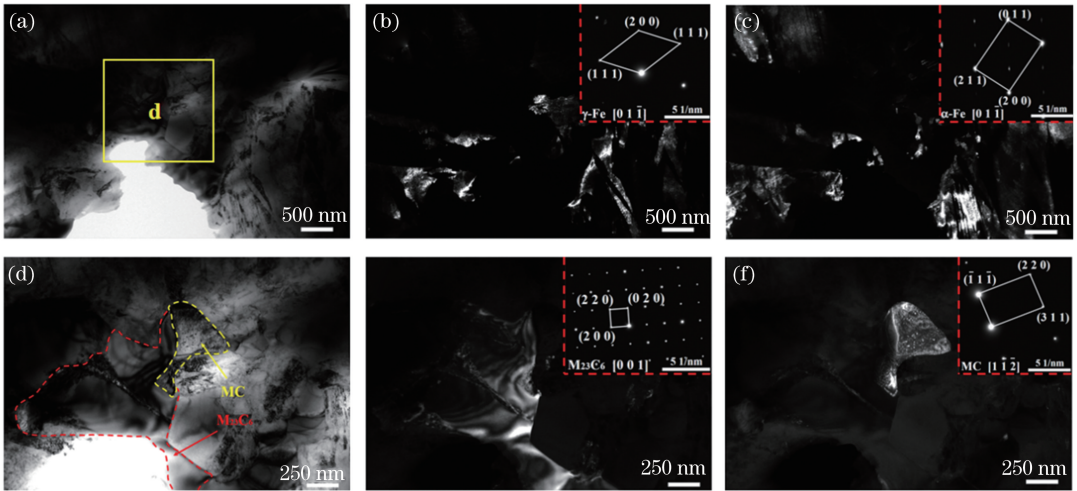


图 9 M1 激光熔覆层的 TEM 图像。(a)熔覆层的明场像;(b)奥氏体暗场像与其对应的衍射斑点;(c)马氏体暗场像与其对应的衍射斑点;(d)图(a)中矩形区域的放大图;(e) $M_{23}C_6$ 碳化物暗场像与其对应的衍射斑点;(f) MC 碳化物暗场像与其对应的衍射斑点

Fig. 9 TEM images of M1 cladding coating. (a) bright-field image of coating; (b) dark-field TEM image and corresponding SADP pattern of austenite; (c) dark-field TEM image and corresponding SADP pattern of martensite; (d) magnification of rectangle are in Fig. 9(a); (e) dark-field TEM image and corresponding SADP pattern of $M_{23}C_6$; (f) dark-field TEM image and corresponding SADP pattern of MC

中虚线所示)。图 9(e)、(f)为图 9(d)中碳化物的暗场像及其对应的衍射斑点,由图可知熔覆层中的碳化物类型主要为 $M_{23}C_6$ 及 MC 型碳化物,该结果与 XRD 测试结果一致。M1 熔覆层中的 MC 碳化物

主要为块状,如图 8(b)所示,这主要是由于在 M1 熔覆层中存在 Nb、V 等强 MC 碳化物形成元素,这些元素的存在导致一次 MC 碳化物直接从液相中析出。晶界上的大块共晶碳化物主要为 $M_{23}C_6$ 型共

晶碳化物,这是由于晶界处存在 B 元素的偏析,因此部分 B 原子会置换 $M_{23}C_6$ 中的 C 原子而形成 $M_{23}(C, B)_6$ 碳化物。

图 10 为 Fe-C-B 相图^[17],图中星形标记为 M1 粉末的成分点。由相图可知,在凝固过程中, γ -Fe 与 Fe_2B 首先从液相中析出,随着温度降低, γ -Fe + Fe_2B 转变为 γ -Fe + $Fe_3(C, B)$ 。同时,由于 B 元素与 C 元素的相互作用系数 $\epsilon_B^C = 0.244$ ^[18],因此 B 元素的加入可以提高 C 在液相中的活度,在 C 含量较低的残余液相中也会发生 γ -Fe + $Fe_3(C, B)$ 共晶反应,析出 $Fe_3(C, B)$ 碳化物。随着温度降低至 700 °C, $Fe_3(C, B)$ 转变为 $Fe_{23}(C, B)_6$ ^[19],从而在室温下形成了 $M_{23}C_6$ 型共晶碳化物。基于上述分析可得 M1 熔覆层的凝固过程如下:凝固开始时,一次 MC 碳化物首先从液相中析出,接着奥氏体开始形

核,长大,合金元素从固液界面向液相中扩散,同时 M_2B 型硼化物析出。激光熔覆过程的冷却速度快,导致液相中元素的扩散时间短,从而造成界面两侧元素分布严重不均,进而导致结晶过程为非平衡结晶。随着熔池温度下降,合金元素在液相中的溶解度降低,在晶界处合金元素的浓度升高,同时 M_2B 硼化物转变为 $M_3(C, B)$ 碳化物。当温度达到共晶反应温度时,奥氏体与晶界处的碳化物同时从残余液相中析出,发生共晶反应生成 γ -Fe + $M_3(C, B)$ 型共晶组织,直到液相耗尽。随着温度进一步下降, $M_3(C, B)$ 转变为 $M_{23}(C, B)_6$ 碳化物,大部分奥氏体会转变成马氏体,同时会有少量的残余奥氏体。相关研究表明, M2 熔覆层中的碳化物主要由 M_2C 和 MC 碳化物组成,其中 M_2C 碳化物会在晶界处以共晶形式析出^[20-21]。

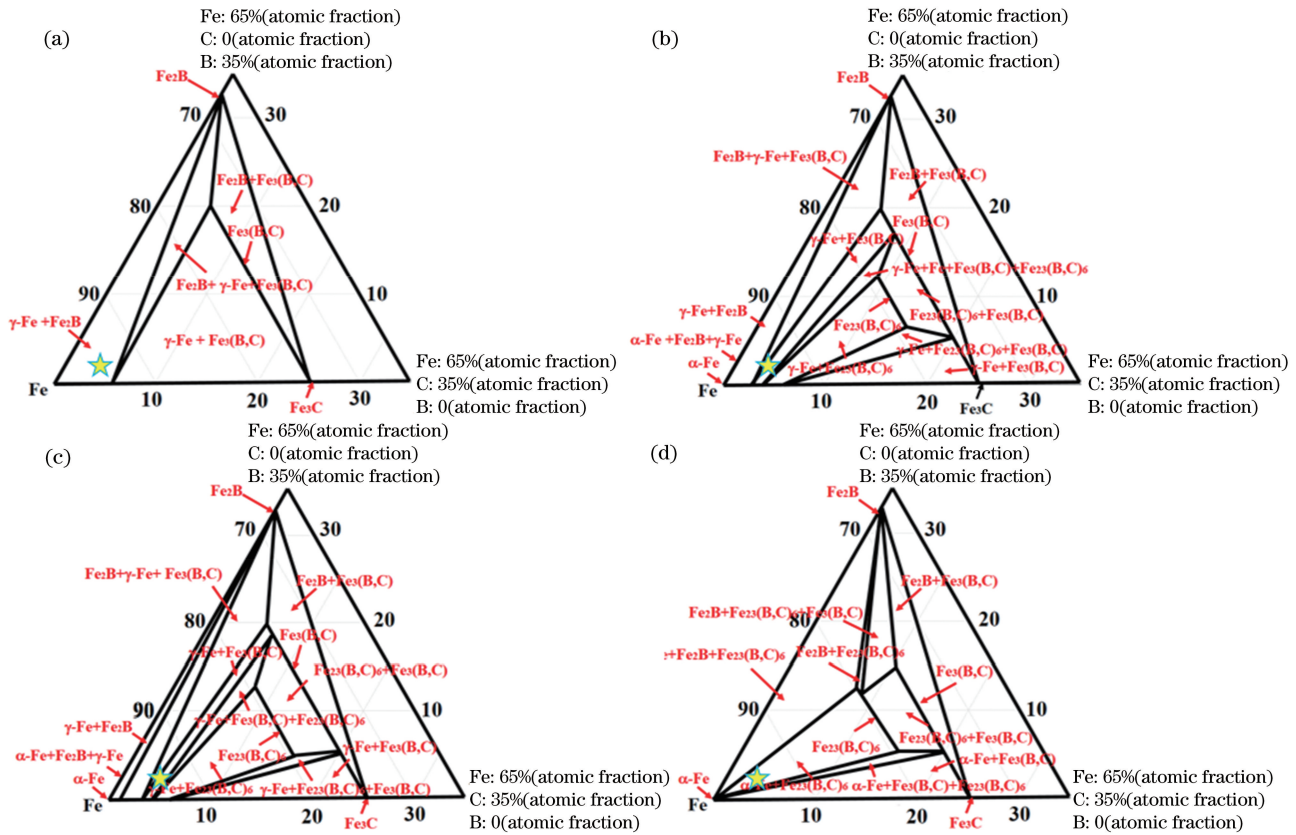


图 10 Fe-C-B 相图^[17]。(a) 1000 °C 等温截面;(b) 900 °C 等温截面;(c) 800 °C 等温截面;(d) 700 °C 等温截面

Fig. 10 Phase diagrams of Fe-C-B^[17]: (a) Partial isothermal section at 1000 °C; (b) partial isothermal section at 900 °C; (c) partial isothermal section at 800 °C; (d) partial isothermal section at 700 °C

3.3 熔覆层的性能

3.3.1 显微硬度

显微硬度测试表明,铁基 M1 激光熔覆层的平均硬度为 876.8 HV,如图 11 所示。同时图 11 中也给出了铁基 M2 激光熔覆层和道岔尖轨用钢的硬

度。M1 熔覆层的平均硬度高于 M2 熔覆层 (684.98 HV),其硬度值是道岔尖轨用钢硬度 (252.34 HV) 的 3 倍以上。产生这一现象的主要原因是 M1 熔覆层的基体为马氏体,并且在晶界存在大量富 W、Nb、V 的共晶碳化物,这些碳化的主要

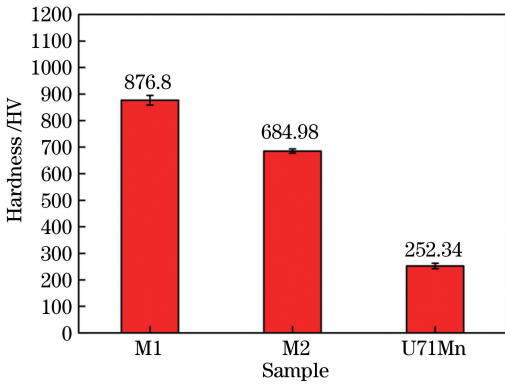


图 11 熔覆层及钢轨的硬度

Fig. 11 Hardness of cladding coatings and switch rail

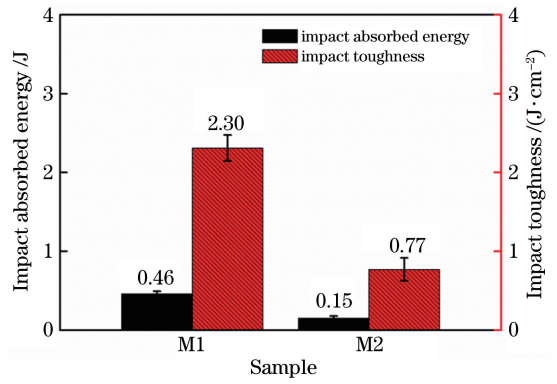


图 12 熔覆层的冲击性能

Fig. 12 Impact properties of cladding coatings

形式为 MC、 $M_{23}C_6$ 等,其中典型的 MC 型碳化物包括 NbC、VC,它们的硬度分别约为 2000 HV^[12] 和 2700 HV^[22];此外,激光熔覆层还含有 $M_{23}C_6$ 型碳化物,其硬度约为 1000 HV^[23]。这些析出相的硬度均远高于基体,硬质析出相在基体变形过程中会与位错发生交互作用,阻碍位错的运动,起到弥散强化的作用。同时,富 Nb 的碳化物及富 W 的碳化物等硬质相可以作为异质形核质点,提高凝固结晶过程中的形核率,促进晶体的形核,阻碍晶粒长大,从而使熔覆层晶粒得到细化。根据 Hall-Petch 效应可知晶粒越小,晶界就越多,对位错运动的阻碍作用就越大,故而表现为细晶强化效应^[24]。由于上述强化机制的综合作用,铁基 M1 激光熔覆层的硬度高达 876.8 HV。这里需要指出的是,尽管 M1 熔覆层的硬度高达 876.8 HV,但其中没有出现明显的裂纹;而作为参照对象的 M2 熔覆层非常容易出现冷裂纹。这进一步表明,铁基 M1 激光熔覆层不仅具有高的硬度,而且具有较高的韧性,是一种高强度熔覆层,适用于对抗冲击、耐磨损等性能有较高要求的环境中。

3.3.2 冲击性能

由图 12 可以看到,M1 熔覆层的平均冲击吸收功和冲击韧度分别为 0.46 J 和 2.30 J/cm²,其冲击性能是 M2 熔覆层的 3 倍。产生这一现象的主要原因在于 M2 熔覆层中存在显微裂纹,而冲击测试对材料内部结构的缺陷很敏感。

M1 与 M2 熔覆层冲击断口的 SEM 图如图 13 所示。由图 13 可以看出:M1 熔覆层的冲击断口为解理断裂与准解理断裂的混合断口,在 M1 熔覆层断口中还存在少许韧窝;M2 熔覆层的冲击断口为典型的解理断裂形貌,在断口中不存在韧窝、撕裂棱等韧性断裂特征,断口表面存在河流花样。

3.3.3 摩擦学性能

M1 和 M2 熔覆层及道岔尖轨用钢的摩擦磨损实验结果如图 14 所示。可以看到:在摩擦初始阶段,道岔尖轨用钢的摩擦因数有轻微的局部波动,这主要是因为样品表面不光滑造成的;随着摩擦时间延长,摩擦因数趋于稳定状态;M1 熔覆层的摩擦因数约为 0.31,与 M2 熔覆层的摩擦因数(0.33)相近,远低于基体的摩擦因数(0.63)。这是因为熔覆层中富 Nb、W、V 的碳化物与硼化物的析出,使得熔覆层的硬度与强度得到显著提高,并且由于硬质相可以作为异质形核质点,因此提高了凝固结晶过程中的形核率,促进了晶体的形核,使熔覆层晶粒得以细化,起到了细晶强化的效果。从图 14(b)中可以看出:M1 熔覆层的磨损量最少,M2 熔覆层的磨损量次之,道岔尖轨用钢的磨损量最多。M1 熔覆层的磨损量仅为道岔尖轨用钢的 10.54%,也就是说,同道岔尖轨用钢相比,M1 熔覆层的抗磨损性能提升了约 10 倍。

4 结 论

本文采用激光熔覆技术在道岔尖轨表面制备了铁基合金熔覆层 M1 与 M2,M1 熔覆层中没有裂纹等缺陷。重点分析了 M1 熔覆层的显微组织与力学性能,结果发现:M1 熔覆层的基体主要为马氏体,在晶间存在共晶碳化物与硼化物;M1 熔覆层的硬度在 876.8 HV 左右,高于目前常用的铁基 M2 熔覆层,是道岔尖轨用钢硬度(252.34 HV)的 3 倍以上;M1 熔覆层的冲击韧度为 2.30 J/cm²,是 M2 熔覆层冲击韧度(0.77 J/cm²)的 3 倍。在同样的摩擦磨损试验条件下,M1 熔覆层的摩擦磨损量仅为道岔尖轨用钢的 10.54%。本研究表明,采用半导体激光熔覆技术在道岔尖轨表面制备铁基 M1 熔覆层,

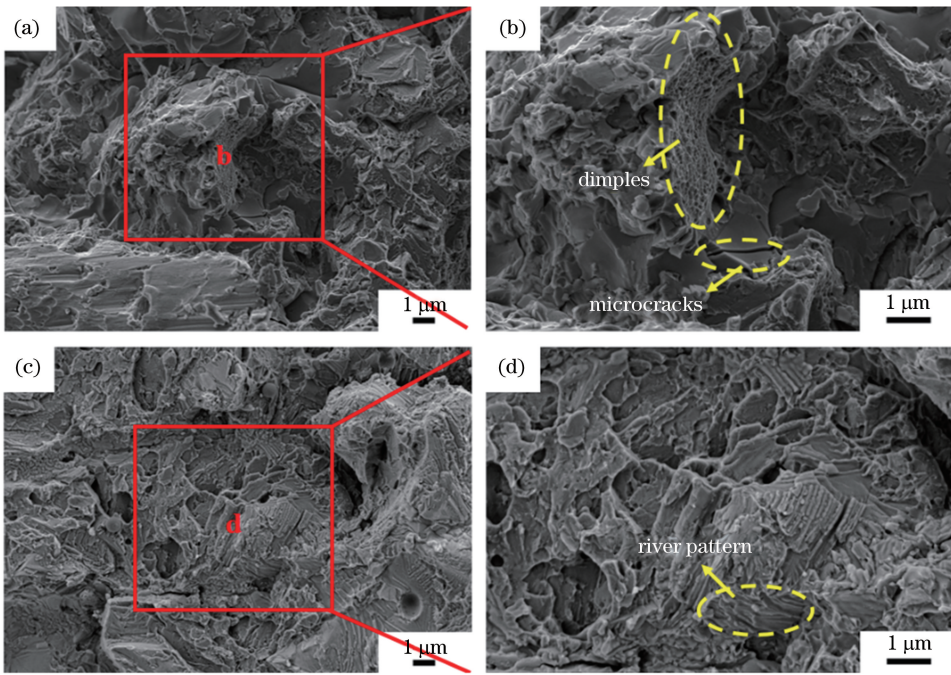


图 13 熔覆层冲击断口的 SEM 图。(a) M1 熔覆层冲击断口放射区;(b)图(a)中矩形区域的放大图;
(c) M2 熔覆层冲击断口放射区;(d) 图(c)中矩形区域的放大图

Fig. 13 SEM images of impact fracture of cladding coatings. (a) Radial region of impact fracture of M1 cladding coating; (b) magnification of rectangle are in Fig. 13(a); (c) radial region of impact fracture of M2 cladding coating; (d) magnification area of rectangle are in Fig.13(c)

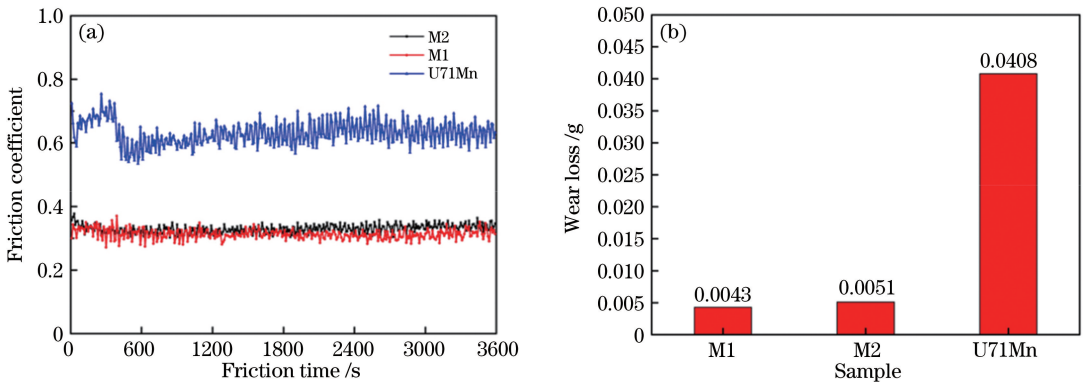


图 14 熔覆层及钢轨的摩擦磨损试验结果。(a)摩擦因数;(b)磨摄入量

Fig. 14 Friction and wear test results of cladding coatings and switch rail. (a) Friction coefficient; (b) wear loss

能够极大地提高道岔尖轨表面的耐磨性能和服役寿命,具有广阔的应用前景。

参 考 文 献

[1] Luo G W. Talking about the cause analysis and remedy of SC330 turnout disease[J]. Management Observer, 2010(12): 154-155.
罗国旺. 浅谈 SC330 道岔病害的原因分析及整治[J]. 管理观察, 2010(12): 154-155.

[2] Lu G J, Yang K. The morphological characteristics and failure mechanism of rail damage[J]. Journal of the China Railway Society, 1996, 18(3): 120-124.

卢观健, 杨克. 钢轨伤损的形态特征及其失效机理[J]. 铁道学报, 1996, 18(3): 120-124.

[3] Li J H, Ding W, Li L, et al. Analysis of common failure modes and characteristics of heavy haul rail welded joint[J]. Welding Technology, 2016, 45(12): 69-73.
李金华, 丁韦, 李力, 等. 重载线钢轨焊接接头常见失效形式及特征分析[J]. 焊接技术, 2016, 45(12): 69-73.

[4] Franklin F J, Weeda G J, Kapoor A, et al. Rolling contact fatigue and wear behaviour of the infrastar two-material rail[J]. Wear, 2005, 258(7/8): 1048-1054.

- [5] Song L P. Laser surface modification and application [J]. *Physics and Engineering*, 2010, 20(4): 42-44.
宋立平. 激光表面改性及其应用[J]. *物理与工程*, 2010, 20(4): 42-44.
- [6] Zhang T G, Zhuang H F, Xiao H Q, et al. Effect of rare earth on microstructure and friction and wear properties of Ti-based laser cladding layer [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(9): 0903001.
张天刚, 庄怀风, 肖海强, 等. 稀土对 Ti 基激光熔覆层组织与摩擦磨损性能的影响[J]. *中国激光*, 2019, 46(9): 0903001.
- [7] Wang D S, Tian Z J, Shen L D, et al. Research status and development of laser cladding technology [J]. *Applied Laser*, 2012, 32(6): 538-544.
王东生, 田宗军, 沈理达, 等. 激光熔覆技术研究现状及其发展[J]. *应用激光*, 2012, 32(6): 538-544.
- [8] Li X W, Zhang C H, Zhang S, et al. Developments of laser cladding technology [J]. *Laser Journal*, 2007, 28(2): 1-2.
李晓薇, 张春华, 张松, 等. 激光熔覆技术的研究进展[J]. *激光杂志*, 2007, 28(2): 1-2.
- [9] Fu Z K, Wang W J, Ding H H, et al. Effect of laser cladding Fe-based alloy on wear performance of wheel and rail steels [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2015, 36(8): 217-222.
付志凯, 王文健, 丁昊昊, 等. 激光熔覆铁基合金对轮轨材料磨损与损伤性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2015, 36(8): 217-222.
- [10] Lewis S R, Lewis R, Fletcher D I. Assessment of laser cladding as an option for repairing/enhancing rails [J]. *Wear*, 2015, 330/331: 581-591.
- [11] Hu J, Guo H M, Wang W J, et al. Effect of laser cladding on friction and wear properties of wheel/rail materials [J]. *Lubrication Engineering*, 2012(9): 51-55.
胡杰, 郭火明, 王文健, 等. 激光熔覆对轮轨材料摩擦磨损性能的影响[J]. *润滑与密封*, 2012(9): 51-55.
- [12] Wang X R, Wang X H, Shi G W, et al. Effect of boron element on the microstructure and property of laser cladding Fe-Ti-V-C alloy system [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2010, 37(7): 1903-1907.
王晓荣, 王新洪, 侍国文, 等. 硼对激光熔覆 Fe-Ti-V-C 合金系组织和性能的影响[J]. *中国激光*, 2010, 37(7): 1903-1907.
- [13] Maroli B, Dizdar S, Bengtsson S. Iron based hardfacing alloys for abrasive and impact wear [C]. *International Thermal Spray Conference*, 2017.
- [14] Darmawan W, Quesada J, Rossi F, et al. Improvement in wear characteristics of the AISI M2 by laser cladding and melting [J]. *Journal of Laser Applications*, 2009, 21(4): 176-182.
- [15] Zhang X H, Chao M J, Liang E J, et al. *In-situ* synthesis of TiC-ZrC particulate reinforced Ni-based composite coatings by laser cladding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2009, 36(4): 998-1004.
张现虎, 晁明举, 梁二军, 等. 激光熔覆原位生成 TiC-ZrC 颗粒增强镍基复合涂层[J]. *中国激光*, 2009, 36(4): 998-1004.
- [16] Cui Z Q. *Metallurgy and heat treatment: professional use of casting and welding* [M]. Beijing: China Machine Press, 1998: 32-59.
崔忠圻. *金属学与热处理: 铸造、焊接专业用* [M]. 北京: 机械工业出版社, 1998: 32-59.
- [17] Günter E, Ilyenko S. *Ternary alloy systems* [M]. [S.l.]: Springer Berlin Heidelberg, 2008: 279-302.
- [18] Dong R J. *Metallurgical principle* [M]. Beijing: Machine Press, 1980.
- [19] Lentz J, Röttger A, Theisen W. Mechanism of the Fe₃(B, C) and Fe₂₃(C, B)₆ solid-state transformation in the hypoeutectic region of the Fe-C-B system [J]. *Acta Materialia*, 2016, 119: 80-91.
- [20] Boccacini M, Goldenstein H. Solidification of high speed steels [J]. *International Materials Reviews*, 2001, 46(2): 92-115.
- [21] Niu H J, Chang I T H. Microstructural evolution during laser cladding of M2 high-speed steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(10): 2615-2625.
- [22] Santhanam A T, Tierney P, Hunt J L. *Cemented carbides* [M] // *Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials*. America: ASM International, 1990, 2: 950-977.
- [23] Gauthier M M. *Crystallography and engineering properties of ceramics* [M] // *Engineered materials handbook desk edition*. America: ASM International, 1995: 922-975.
- [24] Hu G X, Cai X, Rong Y H. *Fundamentals of materials science* [M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2000: 167-223.
胡庚祥, 蔡珣, 戎咏华. *材料科学基础* [M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2000: 167-223.