

激光熔覆 NiCrTi/Ni-Ti₂AlC 涂层的摩擦磨损性能

韩珩¹, 蒋雪¹, 于兴福²

(1. 沈阳化工大学 机械与动力工程学院, 沈阳 110142; 2. 沈阳工业大学 机械工程学院, 沈阳 110870)

摘要: 为防止液压支架立柱在矿井苛刻环境下发生摩擦磨损失效, 采用超高速激光熔覆技术在 27SiMn 钢表面分层制备 NiCrTi 和 Ni-Ti₂AlC 涂层, 以增强其表面性能。对比分析基体材料 27SiMn 钢和复合涂层 NiCrTi/Ni-Ti₂AlC 的显微硬度、摩擦系数和体积磨损率, 根据磨损形貌探究其磨损机理。实验结果表明: 基体 27SiMn 钢硬度值为 182.3HV_{0.2}, 复合涂层硬度值达到 549.5HV_{0.2}, 相比基体提高约 3 倍, 实现了显著的表面强化作用; 在 5、10、15 N 载荷下, 复合涂层 NiCrTi/Ni-Ti₂AlC 的摩擦系数分别为 0.84、0.82、0.81, 均低于对应载荷下基体的摩擦系数, 复合涂层的体积磨损率分别为 1.15×10^{-6} 、 2.16×10^{-6} 、 $4.28 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 对应载荷下基体的体积磨损率分别为 9.47×10^{-6} 、 12.66×10^{-6} 、 $20.1 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 约为复合涂层的 4~8 倍, 熔覆后材料的摩擦磨损性能得到了显著提高。

关键词: 激光熔覆技术; 复合涂层; 显微硬度; 摩擦磨损

中图分类号: TH117.1

文献标志码: A DOI:10.3969/j.issn.1003-1251.2025.02.011

Friction and Wear Properties of Laser Melting NiCrTi/Ni-Ti₂AlC Coatings

HAN Heng¹, JIANG Xue¹, YU Xingfu²

(1. School of Mechanical and Power Engineering, Shenyang University of Chemical Technology, Shenyang 110142, China;

2. School of Mechanical Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: To prevent the failure of hydraulic support columns caused by friction and wear in harsh mining environments, ultra-high speed laser cladding technology is used to layer NiCrTi and Ni-Ti₂AlC coatings on the surface of 27SiMn steel to enhance its surface performance. The micro-hardness, friction coefficient, and volumetric wear rate of the matrix material 27SiMn steel and the composite coatings NiCrTi/Ni-Ti₂AlC are compared and analyzed, and their wear mechanism is studied based on the wear morphology. The experimental results show that the hardness value of the 27SiMn steel substrate is 182.3HV_{0.2}, and the hardness value of the composite coating is 549.5HV_{0.2}, which is about three times higher than that of the substrate, achieving significant surface strengthening effect. Under the loads of 5, 10 and 15 N, the friction coefficients of NiCrTi/Ni-Ti₂AlC composite coatings are 0.84, 0.82 and 0.81 respectively, which are lower than the corresponding friction coefficients of the substrate under the same loads. Under the loads of 5, 10 and 15 N, the volume wear rates of the composite coating are 1.15×10^{-6} , 2.16×10^{-6} and $4.28 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ respectively, the volume wear rates of the substrate are 9.47×10^{-6} , 12.66×10^{-6} and $20.1 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ respectively. The volume wear rate of the substrate is about 4~8 times that of the composite coating, indicating a significant improvement in the friction and wear

performance of the material after melting.

Key words: laser cladding technology; composite coatings; microhardness; friction and wear

随着工业水平的快速发展,金属材料的应用越来越广泛,因金属材料失效带来的经济损失也越来越大,而失效的原因多是材料的摩擦磨损和腐蚀。液压支架立柱是采矿工业的重要设备,长期在地下苛刻环境中服役,极易发生磨损失效,严重影响其使用寿命。为此,研究者们普遍采用具有优异抗磨减摩性能的陶瓷涂层,对金属表面进行改性处理,以提高金属零部件的硬度和耐磨性能^[1-3]。

激光熔覆是一种新兴的表面改性技术^[4],与传统表面改性技术(如堆焊、喷涂、电镀等)相比,具有稀释率低、组织结构紧密、涂层和基体可实现良好的冶金结合等优势,可以很好地改善基体表面性能^[5],在金属材料表面强化方面具有广阔的应用前景^[6-8]。常规激光熔覆方法中激光束能量作用于基体表面,将粉末和基体同时加热,形成熔池,大部分能量用于基体表面熔化形成熔池,造成热影响区大、稀释率较高。超高速激光熔覆技术则采用同步送粉方法,提升激光束焦点与粉末束流的汇聚位置至基体表面上方^[9-10],实现粉末和激光束的最佳耦合,可快速制备不同厚度、具有冶金结合及大面积的涂层,熔覆过程冷却速率快、对基体热影响小,涂层快速凝固,提高了沉积效率和

产量,降低了稀释率^[11-12]。超高速激光熔覆技术不仅经济环保,而且克服了其他一些涂层制备方法的缺点,广泛应用于表面涂层制备和增材制造行业中^[13]。

目前,超高速激光熔覆技术的研究内容主要包括粉体制备、设备改进、工艺优化和涂层性能等方面^[14]。为提高液压支架立柱的使用寿命,本文采用超高速激光熔覆技术,以 NiCrTi 和 Ni-Ti₂AlC 粉末作为熔覆材料,在液压支架立柱常用材料 27SiMn 钢表面分层制备 NiCrTi 和 Ni-Ti₂AlC 涂层,通过实验优化激光熔覆加工参数,并重点对复合涂层的摩擦磨损性能进行研究。

1 实验部分

1.1 样品制备

基体材料选用液压支架立柱常用材料 27SiMn 钢,27SiMn 钢淬透性高、强度高、韧性好,且具有很好的耐磨性,其主要成分如表 1 所示。喷涂基材采用线切割机加工成尺寸为 20 mm × 20 mm × 5 mm 的块状试样,用无水乙醇进行超声清洗 15 min,除去基体表面的油污和锈迹,用于涂层制备及后期其他实验。

表 1 27SiMn 钢化学成分

Table 1 Chemical compositions of 27SiMn steel

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Fe
质量分数	0.24 ~ 0.32	1.1 ~ 1.4	1.1 ~ 1.4	≤0.035	≤0.035	≤0.309	≤0.3	≤0.3	余量

考虑到液压支架立柱的实际工况条件^[15],单一组分材料无法同时满足多种性能要求,故首先采用超高速激光熔覆技术在基体表面制备结合强度高、致密性好、厚度约 100 ~ 200 μm 的 NiCrTi 涂层作为过渡层,以提高材料的抗腐蚀性能,增强涂层与基体的结合强度,有效抑制裂纹的产生,减少缺陷的形成。此外,由于镍基合金热导率高、韧性好、热膨胀系数介于金属和陶瓷之间,有助于减小熔覆时因温度差产生的热应力^[16]。在此基础上进一步采用超高速激光熔覆技术制备厚度约为 300 ~ 400 μm 的 Ni-Ti₂AlC 金属陶瓷涂层,以提升涂层的耐磨、抗疲劳性能。

实验采用天津辉锐激光科技有限公司自主研

发的 MobiMRO-2 型超高速激光熔覆设备。通过前期正交实验优化,选择激光熔覆加工参数为:激光功率 2 700 W,熔覆速度 220 mm/s,搭接率 80%,送粉速率 2.5 r/min,光斑直径 2.3 mm,工作距离 21 mm,保护气流量 12 L/min,送粉气流量 10 L/min(压力约 0.2 MPa)。

涂层制备后,先用线切割机加工成尺寸为 10 mm × 10 mm × 5 mm 的试样,然后依次用 800、1 000、1 200、1 500、2 000 目的砂纸对涂层截面进行打磨,再用金刚石高效喷雾抛光剂对涂层表面进行抛光,最终所得涂层厚度约为 200 ~ 300 μm。所有用于结构表征的样品均用无水乙醇进行超声清洗 15 min,确保样品表面无油污、杂质残留。

1.2 性能测试

采用迈格仪器(苏州)有限公司 DigiVicker 1000A 型单点全自动维氏硬度仪沿熔覆层的纵截面对涂层的微观硬度进行测定。测定时载荷太小无法穿透涂层表面,得不到准确的硬度值;载荷太大则损坏涂层或使测量结果失真。加载时间太短,涂层材料在短时间内不能充分响应载荷的施加,硬度测量不准确;加载时间太长则增加测量过程中的不确定因素,如温度变化和机械振动等,也会导致测量结果不准确。为得到稳定且可靠的硬度测量值,根据经验和实测数据情况,选择载荷为 2 N、加载时间为 15 s。为避免实验过程中可能出现的误差,在涂层纵截面中部区域随机选择 10 个点进行测量,取平均值作为涂层的硬度。

采用布鲁克 UMT-5 型摩擦磨损试验机进行耐磨性能测试,摩擦方式为往复干滑动摩擦,对摩擦副选用直径为 6 mm 的 Si₃N₄ 陶瓷球,滑动频率为 4 Hz,载荷为 5、10、15 N,行程为 5 mm,室温下摩擦 30 min,测量并分析不同载荷下基体和涂层的摩擦系数变化。利用 ZYGO 公司 NewView 9000 型白光干涉仪对摩擦后基体和复合涂层的磨痕进行三维扫描分析,并计算体积磨损率。

2 结果与分析

2.1 复合涂层显微硬度

图 1 所示为复合涂层到基体的纵截面上显微硬度分布曲线。

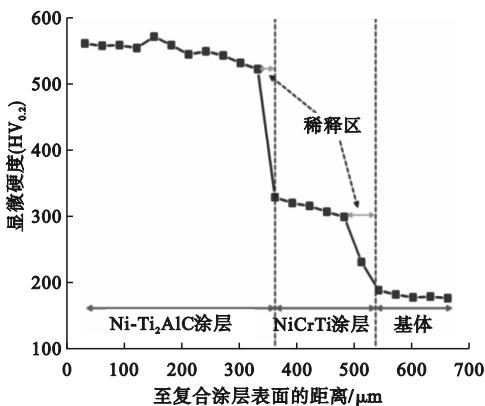


图 1 复合涂层到基体的纵截面上显微硬度分布

Fig. 1 Microhardness of longitudinal section from the composite coating to substrate

由图 1 可见,与基体相比,涂层的显微硬度显著提升。计算得到涂层的平均显微硬度为 549.5HV_{0.2},约为基体 27SiMn 钢显微硬度

(182.3HV_{0.2})的 3 倍。复合涂层的高硬度归因于三个方面:复合涂层中生成的硬质相 TiC、Al₂O₃ 以及金属间化合物均匀分布于其中,这是复合涂层硬度高的根本原因;超高速激光熔覆时材料快速熔化和凝固,对涂层晶粒长大具有抑制作用,形成超细晶组织,提升了晶粒细化强化效果;材料快速冷却使得大量的 Ni、Fe、Cr 原子不能完全析出,最终溶解形成固溶强化,复合硬度得到明显提升。

此外,由 Ni-Ti₂AlC 涂层向 NiCrTi 涂层过渡、由 NiCrTi 涂层向基体过渡的界面结合处,硬度均大幅下降。超高速激光熔覆由于热输入大,形成熔池时会造成界面结合区域的喷涂粉末稀释,涂层之间发生元素偏析,故在临近界面结合处硬度会发生大幅下降。

2.2 复合涂层摩擦学性能

图 2 所示为 NiCrTi/Ni-Ti₂AlC 复合涂层和基

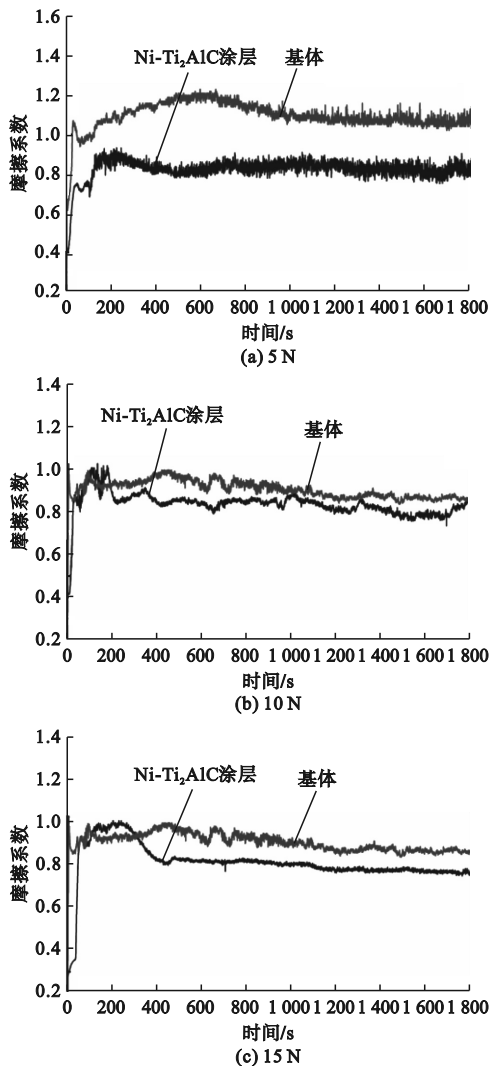


图 2 不同载荷下的摩擦系数

Fig. 2 Friction coefficient under different loads

体的摩擦系数在不同载荷下随时间的变化曲线。由图2可见,基体和复合涂层均经历了由磨合阶段到稳定磨损阶段的变化过程。摩擦实验开始阶段,对磨副 Si_3N_4 陶瓷材料与试样表面实际接触面积较小,接触应力较大,处于不稳定的磨合阶段;随着摩擦实验的进行,接触面积增大,摩擦系数曲线出现比较明显的波动;之后摩擦系数逐渐趋于平缓,试样接触表面逐渐被磨平,接触面积也不再增大,进入稳定磨损阶段。

由图2可知,在5、10和15 N的载荷下基体摩擦系数分别为1.1、0.91和0.88,复合涂层的摩擦系数分别为0.84、0.82和0.81,相同载荷下复合涂层的摩擦系数均比基体摩擦系数低。这是因为:复合涂层的硬质相含量较高,其中 Ti_2AlC 为复合涂层原料中的硬质相, TiC 、 Al_2O_3 为 Ti_2AlC 受热分解过程中分解出来的硬质相,这些硬质相有助于保护磨损表面免受 Si_3N_4 陶瓷球的进一步挤压,使得涂层摩擦变得平缓,故摩擦系数较低;基体表面硬度低,易受到对磨球的犁削作用,故摩擦系数偏高。由图2中的实验结果还可知,随着载荷增大,摩擦系数降低。通常来说,摩擦系数由摩擦面物质性质决定,不随载荷的变化而变化,但载荷较大时,由于摩擦生热,接触面可能达到熔化的临界状态,熔化部分起到润滑作用,使得摩擦系数降低。

图3所示为不同载荷下 $\text{NiCrTi}/\text{Ni-Ti}_2\text{AlC}$ 复合陶瓷涂层和基体的体积磨损率。由图3可知,复合涂层的体积磨损率均明显低于对应载荷下基体的体积磨损率,5、10、15 N 载荷下基体的体积磨损率约为复合涂层的8倍、5倍、4倍,表明 $\text{NiCrTi}/\text{Ni-Ti}_2\text{AlC}$ 复合涂层耐磨性能得到显著提高。耐磨的主要原因在于复合涂层的显微硬度高于27SiMn钢基体,同时复合涂层中存在的大量硬质相(如 TiC 、 Al_2O_3 等)均匀分布在涂层内部,形成弥散强化作用,涂层中也存在大量的固溶体(如 $\gamma\text{-Ni}$)和金属间化合物(Ni_3Al 、 Ni_3Ti 等),其在涂层内部形成固溶强化作用,也是改善涂层耐磨性能的关键因素之一。此外,超高速激光熔覆时材料快速熔化和凝固使涂层中晶粒细化,内部组织更为致密,也使其耐磨性能得到提高。

图4为复合涂层和基体摩擦实验中表面磨损的三维形貌图像,通过图像中的磨痕情况分析试样的摩擦性能及其磨损机理,通过颜色可判断磨损程度,颜色越深表明试样磨损越严重。

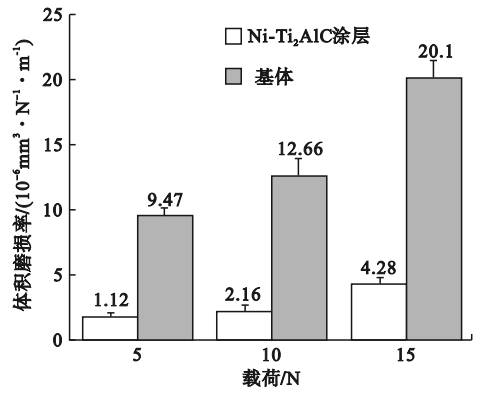


图3 不同载荷下 $\text{NiCrTi}/\text{Ni-Ti}_2\text{AlC}$ 复合涂层和基体的体积磨损率

Fig. 3 Volumetric wear rates of $\text{NiCrTi}/\text{Ni-Ti}_2\text{AlC}$ composite coatings and substrates under different loads

由图4可以看出,与复合涂层相比,基体在相同载荷下的磨痕更宽更深。27SiMn钢基体表面硬度较低,硬度较高的对磨副 Si_3N_4 陶瓷球在摩擦过程中很容易切削基体表面,使得基体表面出现明显的犁沟和剥落坑;随着摩擦的进行,由于基体硬度不高,结合较差的表面首先被剥离掉,整体上看磨痕凹凸不平,表面粗糙度较大,并逐渐形成凹槽。在摩擦过程中,被犁削剥落的材料受到循环往复压力的作用,形成微小的材料颗粒,并与对磨球表面形成紧密接触;在摩擦过程中产生的热量和持续的压力作用下,这些颗粒与对磨球表面的原子开始相互渗透和扩散,在基体和对磨球表面形成“冷焊”并被撕裂。因此,基体的主要磨损机理为磨粒磨损、粘着磨损和疲劳磨损。

相较于基体,复合涂层表面磨痕窄且浅,磨损表面也相对光滑,原因是复合涂层的显微硬度高,涂层组织结构致密,涂层中的硬质相具有很好的抗磨能力;复合涂层的轮廓深浅不一,这是由于复合涂层中较软的部分耐磨性能差,易被削除,硬质相和固溶体比较耐磨而留下,从而形成深浅不一的划痕;随着摩擦的持续进行,涂层的硬质相也相继剥落,作为磨粒形成三体磨损,增加了涂层的磨损率,并将涂层慢慢磨平。因此,复合涂层的磨损机理主要为磨粒磨损、疲劳磨损。

此外,实验测试了磨痕中央的表面粗糙度,在5、10、15 N 载荷下基体的表面粗糙度分别为0.75、1.19、2.82 μm ,复合涂层的表面粗糙度分别为0.141、0.243、0.435 μm ,基体磨痕的表面粗糙度约为复合涂层的4.9~6.5倍,亦可佐证复合涂层的耐磨性能相比基体得到显著改善。

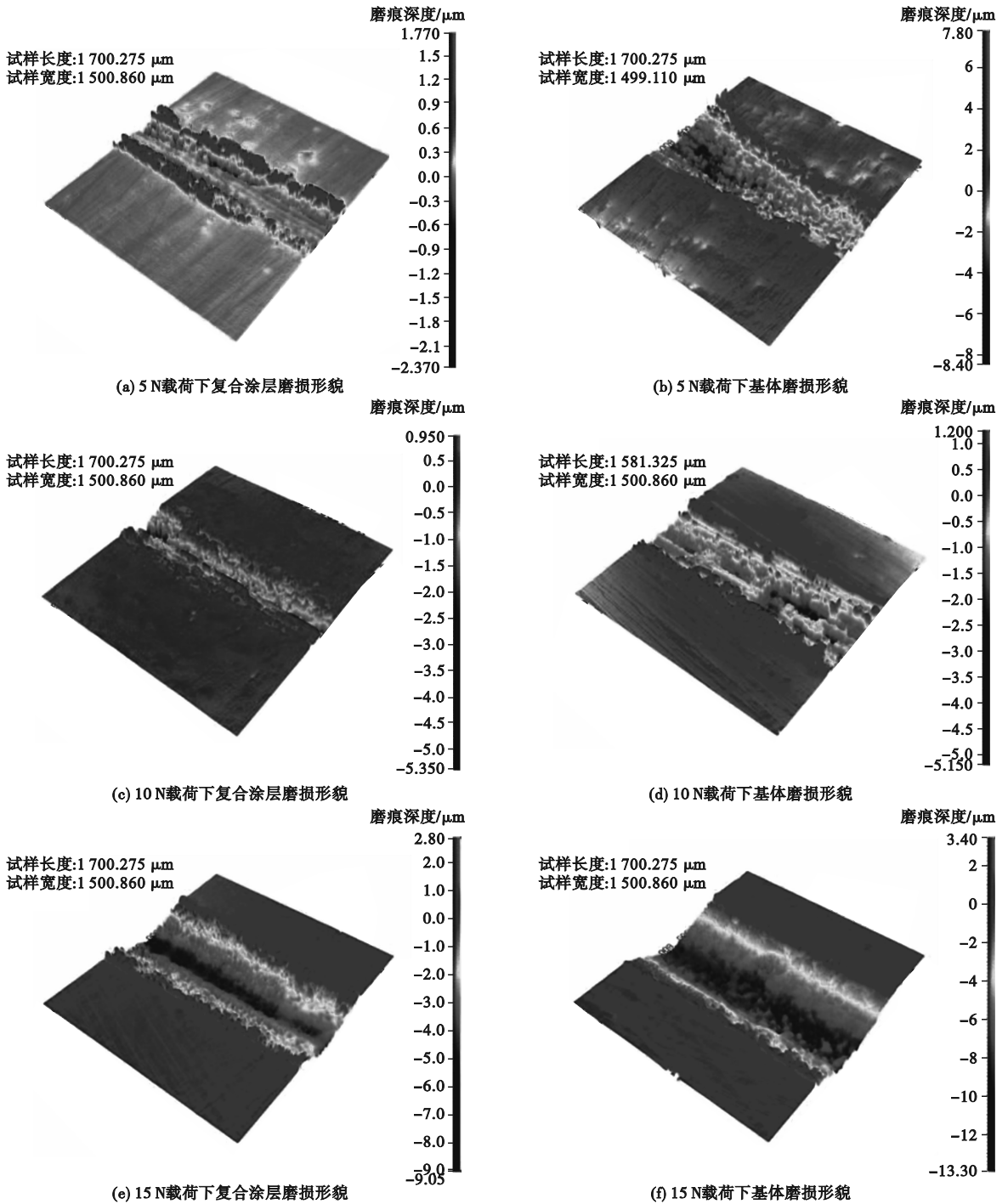


图 4 不同载荷下复合涂层和基体的磨损形貌

Fig. 4 Wear morphology of composite coatings and substrates under different loads

3 结论

采用超高速激光熔覆技术在 27SiMn 钢基体表面分层制备了 NiCrTi 和 Ni-Ti₂AlC 涂层,重点研究了基体和复合涂层的微观组织结构及摩擦磨损性能,得到结论如下。

1) 由于超高速激光熔覆时材料快速熔化和凝固,抑制了晶粒生长,形成细晶粒强化,同时涂层

中的大尺寸固溶粒子未能及时析出,使得复合涂层的平均硬度较高,达到 549.5HV_{0.2},相比基体硬度提升约 3 倍。

2) 在 5、10 和 15 N 的载荷下,27SiMn 钢基体的摩擦系数分别为 1.1、0.19 和 0.88, Ni-Ti₂AlC 复合涂层的摩擦系数分别为 0.84、0.82 和 0.81,复合涂层较基体的摩擦系数更低。

3) 在 5、10 和 15 N 载荷下,27SiMn 钢基体的体积磨损率分别为 9.47×10^{-6} 、 12.66×10^{-6} 、

$20.1 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$, $\text{Ni-Ti}_2\text{AlC}$ 复合涂层的体积磨损率分别为 1.15×10^{-6} 、 2.16×10^{-6} 、 $4.28 \times 10^{-6} \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$, 基体的体积磨损率约为复合涂层的 4 ~ 8 倍, 复合涂层的耐磨性能较基体显著提高。

参考文献 (References):

[1] 杨文斌, 李仕宇, 肖乾, 等. 减摩耐磨激光熔覆涂层的研究现状及发展趋势[J]. 润滑与密封, 2023, 48(4): 171 - 182.
YANG W B, LI S Y, XIAO Q, et al. Research status and development trend of friction-reducing and wear-resistant laser cladding coatings[J]. Lubrication Engineering, 2023, 48(4): 171 - 182. (in Chinese)

[2] 孙勇, 何焕君, 邹石龙, 等. 轨道车辆车轮表面金属陶瓷涂层的制备与性能研究[J]. 热加工工艺, 2023, 52(22): 41 - 45.
SUN Y, HE H J, ZOU S L, et al. Research on preparation and properties of cermet coating on surface of rail vehicle wheels[J]. Hot Working Technology, 2023, 52(22): 41 - 45. (in Chinese)

[3] 张俊. 锌钛复合机械镀层的制备及性能研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2020.

[4] 冯凯, 郭彦兵, 冯育磊, 等. 激光熔覆高强韧铁基涂层精细组织调控与性能研究[J]. 金属学报, 2022, 58(4): 513 - 528.
FENG K, GUO Y B, FENG Y L, et al. Microstructure controlling and properties of laser clad high strength and high toughness Fe-based coatings[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2022, 58(4): 513 - 528. (in Chinese)

[5] 王蕊, 欧阳昌耀, 李启航, 等. 高速激光熔覆 Ni 基合金涂层对球墨铸铁表面改性的研究[J]. 热加工工艺, 2023, 52(10): 73 - 77.
WANG R, OUYANG C Y, LI Q H, et al. Study on surface modification of ductile iron by high-speed laser cladding Ni-based alloy coating[J]. Hot Working Technology, 2023, 52(10): 73 - 77. (in Chinese)

[6] ZHANG H, ZOU Y, ZOU Z D, et al. Microstructure and properties of Fe-based composite coating by laser cladding Fe-Ti-V-Cr-C-CeO₂ powder[J]. Optics & Laser Technology, 2015, 65: 119 - 125.

[7] LIU Y, WANG H M. Microstructure and wear property of la-

ser-clad Co₃Mo₂Si/Co_{ss} wear resistant coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2010, 205(2): 377 - 382.

[8] AHMAD SIDDIQUI A, DUBEY A K. Recent trends in laser cladding and surface alloying[J]. Optics Laser Technology, 2021, 134: 106619.

[9] 黄旭, 张家诚, 练国富, 等. 超高速激光熔覆研究现状及应用[J]. 机床与液压, 2021, 49(6): 151 - 155, 162.
HUANG X, ZHANG J C, LIAN G F, et al. Research status and application of extreme high speed cladding[J]. Machine Tool & Hydraulics, 2021, 49(6): 151 - 155, 162. (in Chinese)

[10] 武飞宇. 镁合金表面激光高速沉积耐磨耐蚀涂层的组织性能研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2020.

[11] 马保山, 姜芙林, 杨发展, 等. 激光能量密度对 Al₂O₃ 颗粒增强 Ni60A 激光熔覆涂层组织及性能的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(5): 364 - 377.
MA B S, JIANG F L, YANG F Z, et al. Effect of laser energy density on microstructure and properties of Al₂O₃ particle reinforced Ni60A laser cladding coating[J]. Surface Technology, 2023, 52(5): 364 - 377. (in Chinese)

[12] 姜明明, 孙树峰, 王津, 等. 激光熔覆制备高熵合金涂层耐磨性研究进展[J]. 材料工程, 2022, 50(3): 18 - 32.
JIANG M M, SUN S F, WANG J, et al. Research progress in wear resistance of high entropy alloy coatings prepared by laser cladding[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(3): 18 - 32. (in Chinese)

[13] 陈观平, 彭如恕, 赵颖超. 激光熔覆制备 Fe-30Mn-xCu 合金的性能研究[J]. 材料保护, 2023, 56(10): 99 - 106, 160.
CHEN G P, PENG R S, ZHAO Y C. Study on properties of Fe-30Mn-xCu alloy prepared by laser cladding[J]. Materials Protection, 2023, 56(10): 99 - 106, 160. (in Chinese)

[14] 郭永明, 叶福兴, 祁航. 超高速激光熔覆技术研究现状及发展趋势[J]. 中国表面工程, 2022, 35(6): 39 - 50.
GUO Y M, YE F X, QI H. Research status and development of ultra-high speed laser cladding[J]. China Surface Engineering, 2022, 35(6): 39 - 50. (in Chinese)

[15] 张志虎. 高速激光熔覆和重熔复合技术制备铁基涂层的组织性能研究[D]. 乌鲁木齐: 新疆大学, 2021.

[16] 王伟志, 马国政, 韩珩, 等. 激光熔覆陶瓷涂层研究现状与展望[J]. 机械工程学报, 2023, 59(7): 92 - 109.
WANG W Z, MA G Z, HAN H, et al. Research status and prospect of laser cladding ceramic coatings[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2023, 59(7): 92 - 109. (in Chinese)

(责任编辑: 宋颖韬)

(上接第 66 页)

[5] LIN M T, WAN C H, WU W T. Enhanced corrosion resistance of SS304 stainless steel and titanium coated with alternate layers of TiN and ZrN in a simulated O₂-rich environment of a unitized regenerative fuel cell[J]. International Journal of Electrochemical Science, 2014, 9(12): 7832 - 7845.

[6] NISHIKIORI T, NOHIRA T, ITO Y. Electrochemical evaluation of high temperature hydrogen impermeability of TiN films and its dependence on film thickness[J]. Thin Solid Films, 2002, 408(1/2): 148 - 154.

[7] LIU J, CHEN F, CHEN Y G, et al. Plasma nitrided titanium as a bipolar plate for proton exchange membrane fuel cell[J]. Journal of Power Sources, 2009, 187(2): 500 - 504.

[8] NIKAM V V, REDDY R G, COLLINS S R, et al. Corrosion resistant low temperature carburized SS316 as bipolar plate material for PEMFC application[J]. Electrochimica Acta, 2008, 53(6): 2743 - 2750.

[9] YANG B B, ZHANG G L, DONG J Y, et al. A Ti₃C₂T_x-carbon black-acrylic epoxy coating for 304SS bipolar plates with enhanced corrosion resistant and conductivity[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2022, 47(80): 34244 - 34256.

[10] YAN W Q, ZHAO Y M, ZHANG Y F, et al. Corrosion-resistant and interfacial conductive AlTiVCrMo high-entropy alloy and (AlTiVCrMo)_{Nx} high-entropy ceramics coatings for surface modification of bipolar plates in proton exchange membrane fuel cells[J]. Journal of Power Sources, 2022, 527: 231217.

[11] FU Y, LI J, LUO H, et al. Recent advances on environmental corrosion behavior and mechanism of high-entropy alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 80: 217 - 233.

[12] SHI X L, LI G, ZHANG M D, et al. Laves phase assisted the passive behaviors of Co-free non-equiatom Cr-Fe-Ni-Nb eutectic high-entropy alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 960: 170905.

[13] LIANG X W, SU Y H, YANG T S, et al. Effect of Ti addition on the microstructure and corrosion resistance of AlCrCuFeNiNb_{0.2} high-entropy alloy[J]. JOM, 2023, 75(2): 428 - 436.

[14] GUO W H, LI J Y, QI M F, et al. Effects of heat treatment on the microstructure, wear behavior and corrosion resistance of AlCoCrFeNiSi high-entropy alloy[J]. Intermetallics, 2021, 138: 107324.

[15] 胡锦康. FeCrNiMnM(M = Mo, Al) 高熵合金的制备与组织性能研究[D]. 广州: 暨南大学, 2020.

(责任编辑: 徐淑姣)