

激光熔覆灰铸铁制动盘 Fe-Ni-Cr 梯度复合涂层微观组织及高温摩擦磨损性能研究

时晓宇, 温道胜, 王守仁*, 王高琦, 张明远

济南大学机械工程学院, 山东 济南 250022

摘要 激光熔覆是解决灰铸铁制动盘磨损失效的一种可靠办法,但灰铸铁中存在的片状石墨会影响涂层的质量,降低涂层与基体的结合强度。本研究团队在灰铸铁制动盘表面熔覆了 Fe-Ni-Cr 复合涂层,并对涂层的相组成、显微组织、硬度及耐磨性能进行了分析。结果表明:涂层中的物相主要为 Fe_5C_2 和 Fe_3C ,而且这些物相呈阶梯状分布;涂层与基体结合良好,且熔覆区晶体的生长形态由柱状晶逐渐转变为胞状晶、枝状晶和等轴晶;在晶粒细化的作用下,涂层硬度略有波动,其平均硬度为 468 HV0.3;涂层的耐磨性优于基体;随着试验温度由 100 °C 升高到 300 °C,涂层的磨损量逐渐减少,涂层的磨损机理逐渐从以磨粒磨损为主转变为以黏着磨损和氧化磨损为主;当试验温度为 300 °C 时,涂层的磨损量最小。

关键词 激光技术; 激光熔覆; 制动盘; 微观组织; 摩擦磨损

中图分类号 TG174.44

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202149.0202017

1 引言

制动盘是制动系统中的易耗件,使用寿命通常为 50000~80000 km。若制动盘磨损严重,就会造成实际制动距离与预期制动距离差别过大,从而影响驾驶的操纵性及安全性。在连续制动时,制动盘表面的温度远高于制动盘内部,这使得摩擦表面积了大量的摩擦热,会使制动盘软化,对制动性能产生一定的影响。因此,要求制动盘具有较好的高温耐磨性能^[1-3]。

目前,制动盘主要是以灰铸铁为原料整体铸造而成的。然而,灰铸铁在耐磨和耐高温方面的表现皆不尽如人意。激光熔覆作为一种新型的表面改性技术,可以在制动盘表面制备一种与基体呈冶金结合的涂层,而且该技术可以通过调整粉末的成分与比例来改善涂层各方面的性能,以满足具体的使用要求^[4-6]。Fe-Ni-Cr 系合金具有较低的热膨胀系数,能够满足制动盘在高温环境中的使用要求,减轻制动过程中的蠕变效应与金属软化,提高制动盘的强度与冲击韧性;

Cr 元素在熔池凝固过程中可与碳生成高硬度的碳铬化合物,因此可以显著提高涂层的耐磨性。张天驰等^[7]在 45 钢表面熔覆了 Fe-Ni-Cr 合金涂层,并研究了该合金涂层的组织与性能,结果发现涂层中生成了大量的马氏体,显著提高了涂层的硬度与抗黏着磨损性能。蔡擎等^[8]在车轴 EA4T 钢表面制备了 Fe-Ni-Cr 涂层,该涂层的组织主要为 γ -Fe 固溶体,组织形貌以交叉树枝晶为主;由于熔覆过程中形成的组织细小、致密,因此涂层的抗拉强度大大提高。吴鹏等^[9]在 40Cr 轧辊表面熔覆了 Fe-Ni-Cr 涂层,并对其耐磨性进行了系统分析,结果显示,涂层的耐磨性相对于 40Cr 基体提高了 54.4%,FeCr 硬化相是提高硬度的主要增强相。所查资料显示,目前在灰铸铁制动盘表面熔覆 Fe-Ni-Cr 合金涂层的研究还较少,这主要是因为灰铸铁中存在大量片状石墨,增大了灰铸铁表面激光熔覆改性的难度。在高能量激光束作用下,灰铸铁中的石墨受热分解成气体或夹杂物,而且部分石墨相会释放到熔池中,导致热影响区易产生裂纹、气孔等

收稿日期: 2021-06-15; 修回日期: 2021-07-12; 录用日期: 2021-08-03

基金项目: 国家自然科学基金(51872122)、山东省自然科学基金重大基础研究项目(ZR2020ZD06)、山东省自然科学基金重点项目(ZR2020KE062)、泰山学者工程专项资助项目(ts201511040)、济南市自主创新团队资助项目(2019GXRC012)

通信作者: *me_wangsr@ujn.edu.cn

缺陷,从而降低了材料的熔覆特性,影响结合强度^[10-12]。针对上述难题,本课题组设计并优选了激光熔覆工艺参数,在灰铸铁表面制备了 Fe-Ni-Cr 复合涂层,利用灰铸铁中的石墨成分与涂层材料中的粉末成分结合,制备出了具有功能梯度分布的复合涂层,实现了涂层微观组织与性能的形性调控。制备完成后,对涂层不同部分的相组成进行分析,同时对微观组织进行观察,以验证涂层与基体的结合性能;同时对涂层与基体材料分别进行了不同温度下的摩擦磨损试验,分析它们在不同温度环境下的摩擦磨损机理,为激光熔覆技术在灰铸铁制动盘上的应用提供理论和技术支撑。

2 试验过程

2.1 激光熔覆涂层的制备

选择灰铸铁刹车盘作为试验基体。在激光熔覆

试验前,先用砂纸去除基体表面的氧化层,然后用超声清洗仪在酒精环境下清洗 15 min,烘干后保存待用。由于激光熔覆同轴送粉对涂层粉末的流动性与圆整度有着严格的要求,因此本次试验选用粒径为 50~100 μm 的球形与类球形粉,以保证送粉的均匀性和流动性。本次试验中使用的粉末由上海鑫钻合金材料有限公司提供,灰铸铁基体与熔覆粉末的化学成分如表 1 所示。利用电子天平按照比例配制熔覆粉末,并将熔覆粉末放入行星磨机内混粉搅拌 2 h,球料比(质量比)为 2:1,目的是使粉末充分混合均匀;然后将混匀后的粉末放在 120 $^{\circ}\text{C}$ 的烘干箱中进行烘干处理,以去除其中的水分。处理后的激光熔覆粉末的微观形貌如图 1 所示。

激光熔覆试验在 LAM-400S 型光钎激光成型系统中进行。设计并优化的激光熔覆工艺参数如表 2 所示。激光熔覆舱内为真空条件下的氩气环境,

表 1 灰铸铁及熔覆粉末的主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of gray cast iron and cladding powder

Material	Mass fraction/%							
	C	Si	B	W	Mn	Cr	Ni	Fe
Gray cast iron	3.4	2.2	-	-	0.7	-	-	Bal.
Cladding powder	≤ 1.4	1.6-2.4	≤ 1.2	≤ 1.5	-	18-20	30-33	Bal.

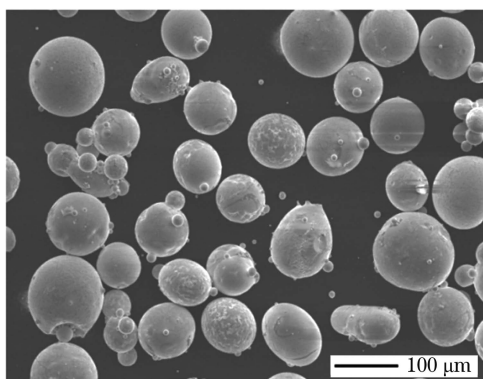


图 1 激光熔覆粉末的微观形貌

Fig. 1 Micro-morphology of cladding powder

以保证试验过程中无氧化还原反应发生。激光熔覆设备与原理如图 2 所示。激光熔覆后制动盘的整体示意图如图 3 所示,红色部分代表涂层,熔覆厚度控制在 2 mm 左右。利用线切割机在制动盘上按照要求加工试样,以进行后续的力学性能和摩擦磨损试验。

2.2 显微组织观察与物相表征

采用 Ultima IV 型 X 射线衍射仪(XRD)对熔覆涂层的各部分进行物相分析,XRD 测试前将带有热

表 2 激光熔覆试验工艺参数

Table 2 Technological parameters of laser cladding test

Parameter	Value
Laser power /W	900
Sweep speed /($\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$)	300
Powder feed rate /($\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$)	6.5
Gas flow /($\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$)	9
Spot diameter /mm	1
Overlap rate /%	75

影响区的涂层部分进行切割,并根据其厚度均分成三份,切割后的试样分别进行打磨、抛光。测试过程中,辐射源为 $\text{K}\alpha$,采用铜靶作为靶材($\lambda=0.15418 \text{ nm}$),管电压为 40 kV,管电流为 40 mA,衍射范围为 $20^{\circ}\sim 90^{\circ}$,扫描速率为 $4 (^{\circ})/\text{min}$ 。

采用 4XC 金相显微镜(OM)对涂层纵截面的各部分进行微观组织观察。观察前,将试样放在腐蚀液(王水)中腐蚀 15 s。使用 JEM-2100 型高分辨率透射电子显微镜(HRTEM)对涂层的相结构进行标定,在 200 kV 的加速电压下操作。采用 JSM 6610LV 扫描电子显微镜(SEM)附带的能谱仪

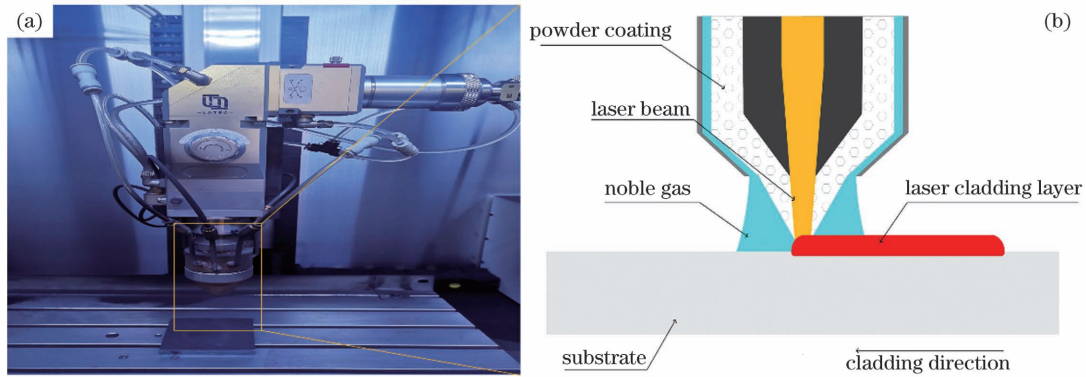


图 2 激光熔覆试验。(a)激光熔覆成型系统设备;(b)激光熔覆原理

Fig. 2 Laser cladding experiment. (a) Laser cladding equipment; (b) laser cladding principle

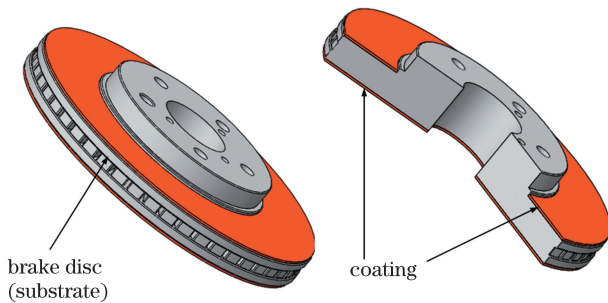


图 3 制动盘熔覆涂层示意图

Fig. 3 Diagram of brake disc cladding layer

(EDS)扫描涂层的横截面,测试各区域元素的分布与变化。

2.3 硬度测试及摩擦磨损试验

采用 402MVD 型数字显微硬度计对基体与涂层的硬度进行测试,在试样截面上自上而下均匀选取 10 个区域,利用四边压痕法对每个区域进行多次测量后记录硬度的平均值。硬度测试时的加载载荷为 3 N,保持 15 s 后卸载。

滑动摩擦磨损试验在 RTEC MFT-50 型摩擦磨损试验机上进行,分别测试基体与涂层在室温 (RT)以及 100,200,300 °C 下的摩擦磨损性能。试验参数的设置以普通乘用车为预设条件,对磨球材料为 GCr15 钢,其硬度为 750 HV,具体的试验参数如表 3 所示。试验结束后在 SEM 下观察磨痕的表面形貌,并对磨痕进行 EDS 分析。

表 3 摩擦磨损试验参数

Table 3 Friction and wear test parameters

Parameter	Value
Load force /N	75
Rotating speed /($r \cdot \text{min}^{-1}$)	860
Resolution ratio /mN	30
Test duration /s	1800
Temperature /°C	RT,100,200,300

3 结果与讨论

3.1 物相表征与分析

涂层不同区域的 XRD 图谱如图 4 所示。涂层的主要物相为 γ -(Fe,Ni)和碳化物(Fe_5C_2 、 Fe_3C 和 Cr_7C_3)。 γ -(Fe,Ni)的 4 个衍射峰的晶面指数分别为(111)、(200)、(311)和(222), γ -(Fe,Ni)为面心立方(FCC)结构,该结构紧凑,不易发生原子扩散^[13]。 γ -(Fe,Ni)作为涂层的主要组成部分,具有较小的膨胀系数和较好的耐高温性能,有利于产生低膨胀效应。

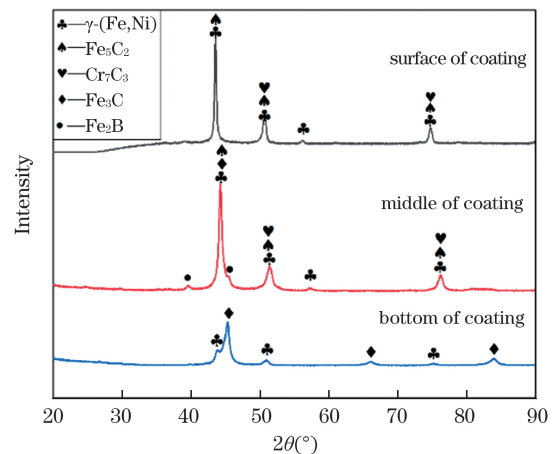


图 4 涂层各部分的 XRD 图谱

Fig. 4 XRD patterns of each part of coating

同时,在涂层中检测到了 Fe_5C_2 和 Fe_3C 。不同的是, Fe_3C 分布在涂层的底部和中部,而 Fe_5C_2 则分布在涂层的中部和顶部。在 Jade 软件中利用 K 值法对顶部、中部、底部这三个部位碳化物的物相进行定量分析。计算依据多晶衍射谱线强度公式^[14]进行,该公式为

$$I_i/I_j = K_j^i \cdot (X_i/X_j), \quad (1)$$

式中: I_i 和 I_j 分别为涂层中第 i 相和第 j 相衍射峰

的强度; X_i 和 X_j 为物相的含量; K_j^i 为两相的衍射峰相关常数。

通过平行试验计算各物相的含量, 计算结果如表 4 所示。可以发现, 平行定量计算结果的相对标准偏差(RSD)均小于 10%, 满足本文中的物相分析要求。碳化物在涂层中的分布如图 5 所示。Fe₃C 在涂层底部富集, 其与基体材料物相的热物性相匹配, 且与涂层中上部的 Fe₅C₂ 结合良好, 有利于增加涂层材料的可焊性, 从而增强涂层与基体的结合强度。熔覆开始后的初期, 基体材料在高能量密度激光的照射下受热熔化, 其中的 C 元素与涂层粉末及基体材料中的 Fe 元素结合生成 Fe₃C; 随着激光能量的持续传输, 基体与熔覆粉

末的熔化量增多, 并持续提供 C 源和 Fe 源, 使得 C、Fe 元素在熔池中富集形成 Fe₅C₂。随着熔池不断凝固, 能量源逐渐远离基体, C 元素供应不足, 故而在涂层上部 Fe₅C₂ 的含量较低。另外, Cr 元素与 C 元素有着较高的亲和力, 先于 Fe 与 C 元素结合, 其形成的 Cr₇C₃ 具有较高的硬度, 是支撑涂层耐磨性的增强相。

由图 4 还可以发现三个不同位置处的衍射峰均出现了不同程度的偏移, 且衍射峰宽度逐渐增加。这是由于靠近热影响区附近的石墨受热扩散, 使得原子间的间距发生变化, 产生晶格畸变^[15]。晶格畸变会在畸变区产生高密度位错, 具体分析将在接下来的章节中阐述。

表 4 物相的平行定量计算结果

Table 4 Parallel quantitative calculation results of phases

Phase	Mass fraction / %	Relative standard deviation / %
Fe ₃ C at the bottom of coating	63.7, 59.2, 56.7	5.9
Fe ₃ C at the middle of coating	20.4, 24.2, 23.1	8.7
Fe ₅ C ₂ at the middle of coating	22.5, 23.1, 19.8	8.0
Fe ₅ C ₂ at the surface of coating	17.5, 15.9, 16.3	5.0
Cr ₇ C ₃ at the middle of coating	12.9, 14.1, 15.2	8.2
Cr ₇ C ₃ at the surface of coating	21.8, 21.1, 18.6	8.2

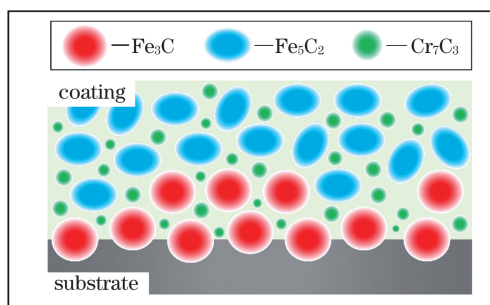


图 5 碳化物梯度分布图

Fig. 5 Carbide gradient distribution schematic

3.2 微观组织观察

梯度涂层横截面各部分的微观组织如图 6 所示, 其中图 6(b)~(d)分别为 A、B、C 三个区域的放大图。从图 6 中可以看出, 热影响区和基体是渗透熔融的, 且在热影响区可以看到明显的白亮带。根据冶金凝固理论, 这种白亮带是材料发生冶金结合的重要标志^[16]。同时结合图 4 中的物相分析可知, 这种白亮带作为涂层主体部分与基体材料的过渡带, 与涂层材料和基体材料均有着较好的相容性, 能够在较大程度上增强涂层与基体的结合强度。涂层沿剖面可见平面晶、柱状晶、胞晶、枝晶和等轴晶。根据快速凝固理论, 过冷度是导致涂层组织形

态转变的重要因素, 且过冷度与温度梯度、凝固速率密切相关。在热影响区附近, 温度梯度较大, 凝固速率较低, 成分不易过冷。随着涂层凝固的继续, 固液层逐渐波动, 过冷度增大, 涂层的微观结构发生转变, 且沿着热流方向生长。同时, Cr、Fe、W 等合金元素在液相中聚集, 形成了共晶组织。

为了解热影响区中物相的结构与分布特征, 对热影响区进行高分辨率 TEM 分析, 结果如图 7 所示。由于激光熔覆是一个快速熔化、冷却及凝固的过程, 所以熔池中的合金元素仅在宏观上呈现为弥散分布, 在微观上可以发现元素存在偏聚现象; 随着凝固过程的过冷度逐渐增大, 偏聚元素会生成不同的组织。此外, 在热影响区除了发现有单晶相以外, 还发现了纳米晶相与非晶相共存的复杂多晶组织结构。在区域 1 的选区电子衍射(SAED)图中可以发现, 该区域的衍射花样中除了有晶体的衍射斑点外, 还存在一圈模糊的光环, 如图 7(c)所示, 证实了非晶相与晶体相共存的现象。图 7(d)为区域 2 的 SAED 图, 所示点阵为典型的奥氏体衍射, 且在基体材料中广泛存在。所以, 涂层中的微观结构表现为晶化相、非晶相以及纳米晶相交分布, 这意味着在熔覆过程中, 熔池中被熔化的液态金属的凝固平衡状态发生

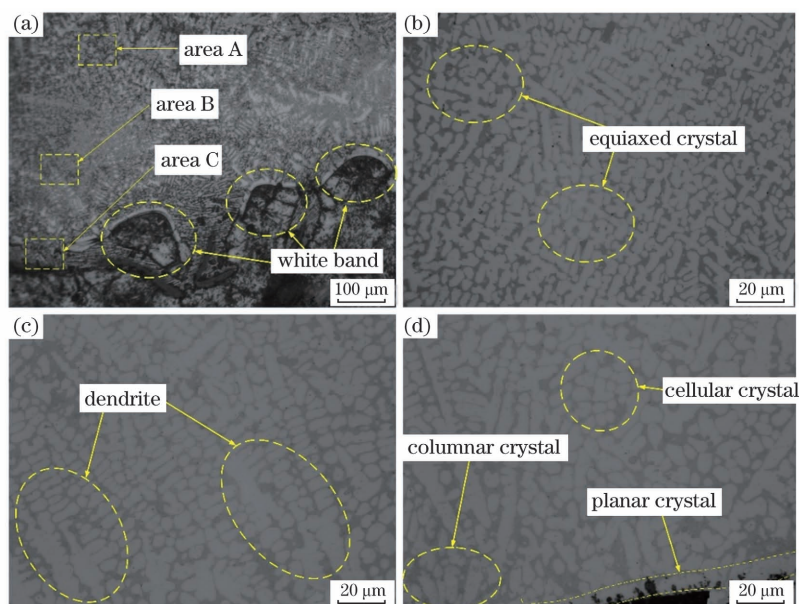


图 6 梯度涂层各部分的微观组织。(a)横截面全貌;(b)A 区放大图;(c)B 区放大图;(d)C 区放大图
Fig. 6 Microstructures of each part of gradient coating. (a) Whole view of cross-section; (b) enlarged area A; (c) enlarged area B; (d) enlarged area C

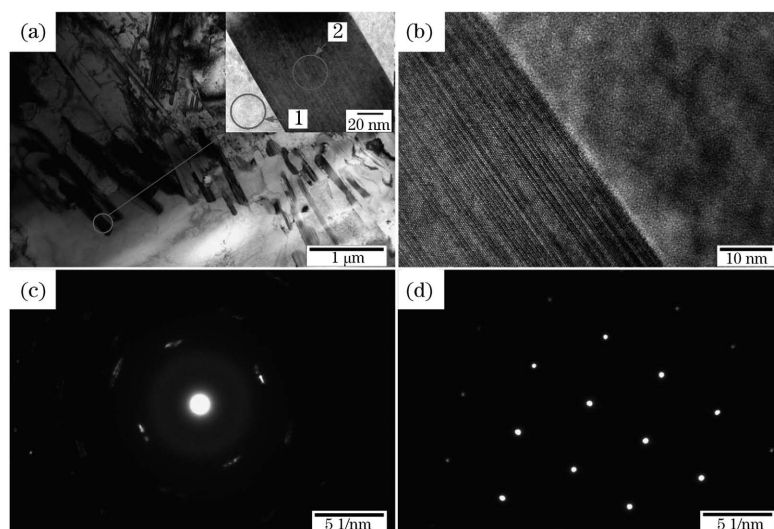


图 7 热影响区的 TEM 形貌。(a)低倍 TEM 形貌;(b)高倍 TEM 形貌;(c)1 号区域的选区电子衍射;(d)2 号区域的选区电子衍射

Fig. 7 TEM morphologies of heat-affected zone. (a) TEM morphology at low magnification; (b) TEM morphology at high magnification; (c) selected area electron diffraction (SAED) of region 1; (d) SAED of region 2

了变化,合金成分不断发生着扩散与重组;同时,激光能量扫过熔覆区域后,冷却速度增大,一些未扩散且已经形核的晶化相便被保存下来,形成纳米晶。这种纳米晶起到了晶粒细化的作用,同时在提高涂层结合强度方面也有着不可或缺的作用。此外,在热影响区中能够观察到不同程度的位错与层错现象。金属材料的塑性变形通常需要通过位错的滑移来实现^[17],当正在滑移的位错通过畸变区域时,位错与位错之间强烈的相互作用会受到高密度位错的阻碍,从而使滑

移受阻,在热影响区中突出表现为增强结合强度。

3.3 截面元素的梯度分布

涂层横截面的能谱图如图 8 所示。涂层中主要含有 Fe、Ni、Cr 元素以及少量 Si、C 元素,这些元素分布得较为均匀,没有发生局部偏析现象。在热影响区向基体材料的方向上,Fe 含量显著增加,Ni 含量和 Cr 含量明显降低。产生这种现象的主要原因是基体中含有较多的 Fe 元素,而不含有 Ni 和 Cr 元素,基体被激光能量熔化后成为熔池的主体,使涂层

中的 Ni 和 Cr 元素被稀释;随着熔池的凝固,涂层粉末中的 Fe、Cr、Ni 等添加元素逐渐成为熔池的主体,并趋于稳定。此外, Si、B 元素作为常见的脱氧剂元素,具有造渣功能^[18]。由于它们的存在,涂层的润湿性得到了改善,涂层中的杂质、裂纹和气孔等缺陷得到了缓解。同时,润湿性的改善也会导致结合强度增大。

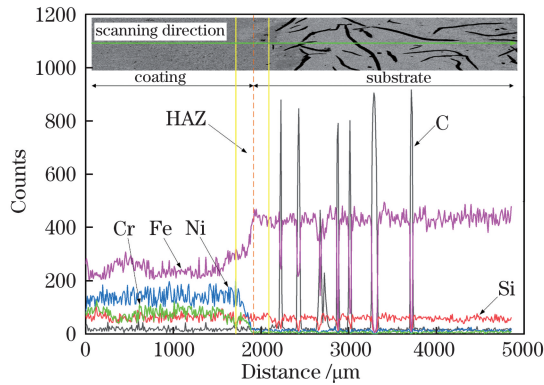


图 8 涂层横截面的线扫元素分布

Fig. 8 Element distribution of coating cross-section by linear sweep

3.4 硬度分析

图 9 为涂层横截面的显微硬度分布,涂层熔合

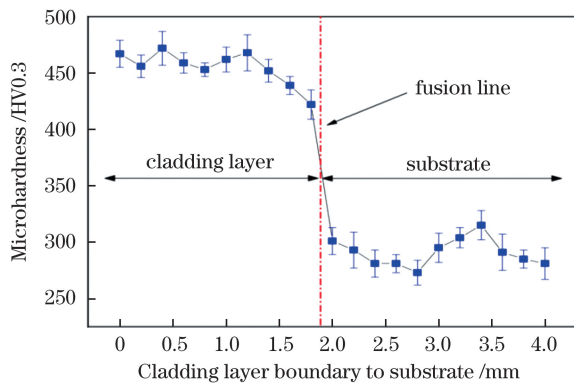


图 9 涂层横截面的显微硬度

Fig. 9 Microhardness of coating cross-section

线在距离涂层表面约 1.7 mm 处,涂层硬度要明显高于热影响区和基体的硬度。激光熔覆较快的扫描速度使得熔池凝固过程加快,晶粒没有足够的时间长大,从而使得组织得以细化;同时,在凝固过程中析出的间隙化合物对涂层起到了强化作用,提高了涂层的硬度。涂层的平均硬度为 468 HV0.3,在其对偶件 1.4 倍的标准硬度区间内,达到了预期的效果,可以保证摩擦副在摩擦磨损过程中不会因硬度差异过大而导致对方严重磨损。

3.5 摩擦因数

图 10 给出了基体与涂层在不同温度环境下的摩擦因数。在摩擦磨损开始的初期,摩擦接触面较为光滑,表面粗糙度较小,材料的接触方式为点接触^[19];但在 10 min 之内,涂层与基体的摩擦因数显著增大,此时处于磨合阶段;随着时间的推移,对磨件的黏着力逐渐减小,接触方式变为面接触,摩擦因数的变化趋势逐渐平缓,进入稳定磨损阶段。很明显,基体在 RT 条件下的摩擦因数最大,在 300 °C 下的摩擦因数最小,说明温度对基体摩擦磨损性能的影响较大,且随着试验环境温度的升高,摩擦因数逐渐降低。在同一温度下,随着磨损程度的加深,基体摩擦因数的波动增大,这主要是因为基体的耐磨性较涂层差,摩擦产生的磨屑较多,这些磨屑存留在磨痕中,增大了摩擦面的粗糙度。同样,室温环境下涂层的摩擦因数也最大,这是因为室温条件下的摩擦磨损出现了堆焊效应^[20],需要更大的剪切力才能将基体划穿。随着时间的推移,室温下涂层的摩擦因数降低并趋于平稳。总体上,涂层在 100 °C 下的摩擦因数最大,在 300 °C 下的摩擦因数最小,摩擦因数大致稳定在 0.33~0.43 之间。相对于基体材料来说,涂层的摩擦因数对温度的敏感程度更低。

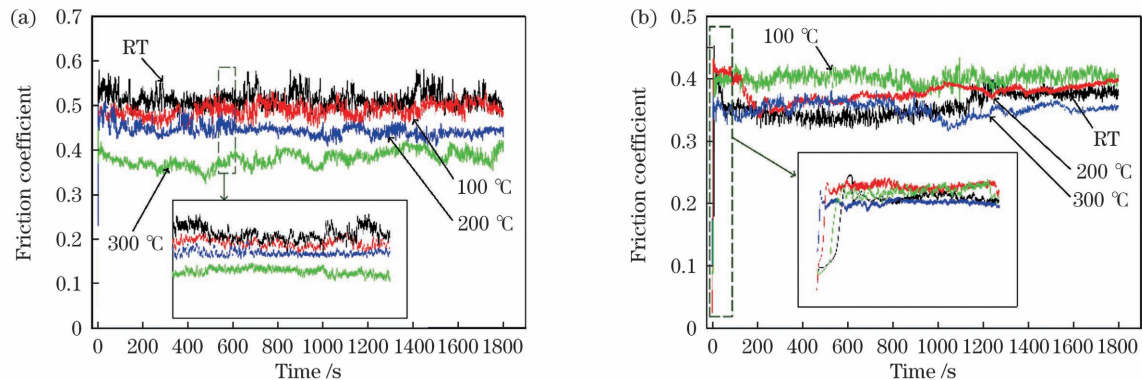


图 10 基体与涂层在不同温度下的摩擦因数。(a)基体;(b)涂层

Fig. 10 Friction coefficient of substrate and coating at different temperatures. (a) Substrate; (b) coating

3.6 磨损量

图 11 为基体与涂层材料在不同温度下的磨损量。可以发现,涂层在不同温度环境下的磨损量都要低于基体材料,说明涂层具有较好的高温耐磨性。基体材料的磨损量随着温度的升高呈现下降趋势,且在 300 °C 下的磨损量下降得最明显;涂层材料的磨损量在 100 °C 出现了“转折点”,发生这种现象的主要原因是随着温度升高,材料逐渐软化,易产生剥落现象,加深了磨损程度;但涂层材料中含有的 Fe 元素会在摩擦过程中产生一种致密的氧化膜,这种

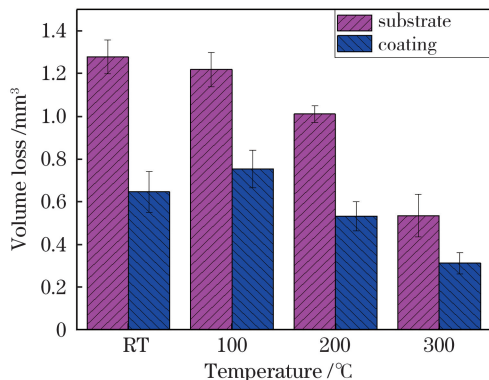


图 11 基体与涂层在不同温度下的磨损量
Fig. 11 Volume loss of substrate and coating at different temperatures

氧化膜可以起到抗摩减磨的作用,阻碍其磨损程度的加深^[21]。同时,温度的升高对黏着磨损的影响较大,所以“转折点”与磨损机理的转变有关,具体将在下一节详细阐述。

3.7 磨损形貌

图 12 显示了不同温度下基体的磨损表面形貌。在室温下,可以观察到基体表面的磨损痕迹分为白色和灰黑色区域,且“沟槽”现象明显。由表 5 所示的 EDS 分析可以看出 A 点(白色区域)的氧含量较高。在磨损过程中,从基体上脱落的颗粒在对偶件剪切力的作用下“犁”入材料表面,其原理如图 13(b)所示。但由于摩擦表面上脱落颗粒分布得不均匀,从而形成了不均匀的“犁沟”。随着试验温度升高,基体材料软化,磨损量增加,同时高温使基体发生热氧化和黏着磨损,使基体的磨损部分得到补充,因此 100 °C 下的磨损量与室温下的相比略有下降,但没有较大差异。另外,在高温下的磨损表面上可以观察到许多亮白色颗粒,这是由脱落的颗粒经过氧化反应和对磨件反复挤压后造成的^[22]。吸附在基体表面的氧化物颗粒的硬度高且分布不均匀,是引起图 10 中摩擦因数曲线波动和图 11 中磨损量下降的另一个因素,其原理如图 13(c)、(d)所示。因此,基体在高温下的磨损机理主要有黏着磨损和氧化磨损。

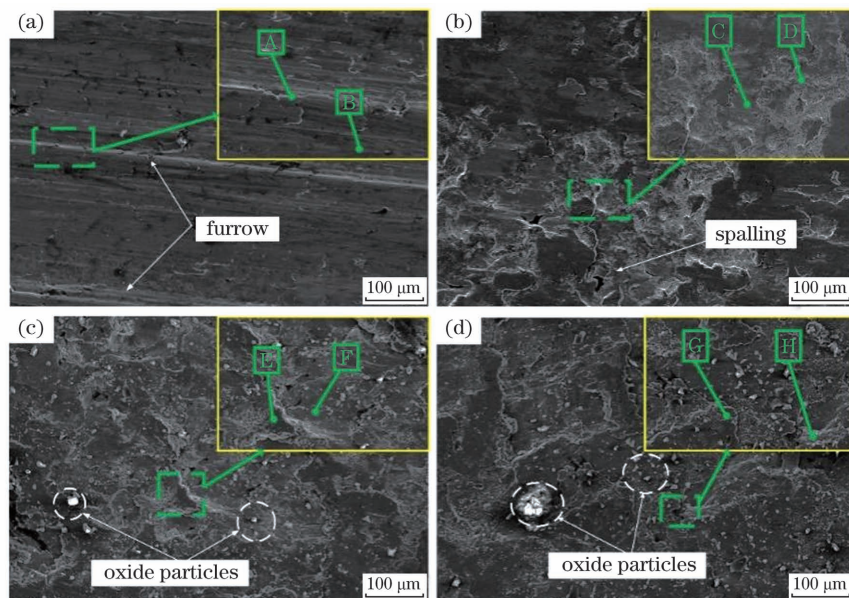


图 12 基体材料在不同温度下的磨损形貌。(a)RT;(b)100 °C;(c)200 °C;(d)300 °C

Fig. 12 Wear appearances of substrate at different temperatures. (a) RT; (b) 100 °C; (c) 200 °C; (d) 300 °C

表 5 基体磨损表面的 EDS 分析

Table 5 EDS analysis of worn substrate surface

Area	Mass fraction of elements/%		
	Fe	C	O
A	79.7	4.6	12.8
B	69.1	7.8	18.7
C	59.9	10.6 </td <td>26.4</td>	26.4
D	33.5	8.6	55.4
E	51.6	2.8	42.6
F	42.3	2.4	52.4
G	37.9	3.1	56.8
H	70.4	4.4	19.9

图 14 为涂层在不同温度下的磨损形貌。在涂层中,由于合金元素的含量较高,材料产生了固溶强化,使得耐磨性得到了提高,从而显著减轻了室温下磨损后的“犁沟”现象。随着试验温度升高,氧化磨损和黏着磨损逐渐成为主要的磨损机理,且材料表面可见明显的塑性剥落。图 15 为涂层在 200 °C 与 300 °C 下磨损后的横截面形貌,可以发现,两者均产生了加工硬化层,且组织均因出现了不同程度的破碎而得以细化,使得材料的表面硬度提高,塑性与韧性降低,进而发生了不同程度的脆性剥落^[23]。在高温磨损表面进行 EDS 检测,检测结果如表 6 所示, A~G 区域均检测到了 Cr 元素的存在。Cr₇C₃ 作为涂层中的增强相在涂层中分散分布, Cr₇C₃ 具有较

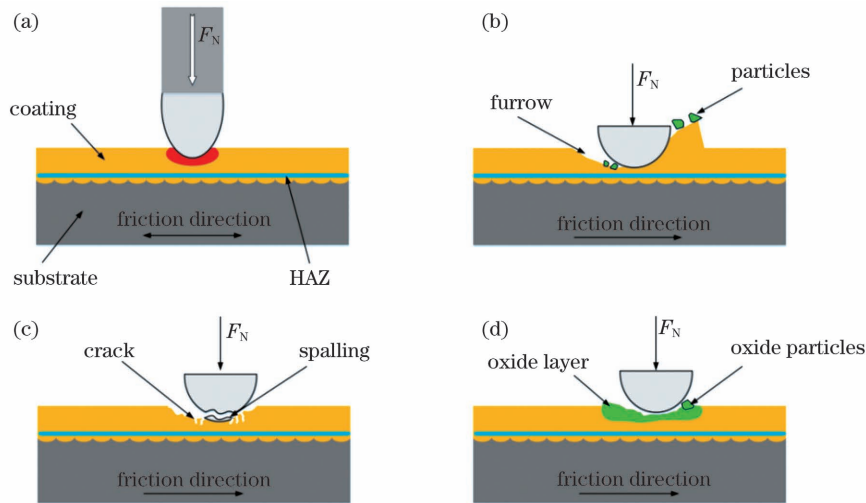


图 13 磨损机理示意图。(a)早期磨损;(b)磨料磨损;(c)黏着磨损;(d)氧化磨损

Fig. 13 Schematics of wear mechanism. (a) Early wear; (b) abrasive wear; (c) adhesive wear; (d) oxidative wear

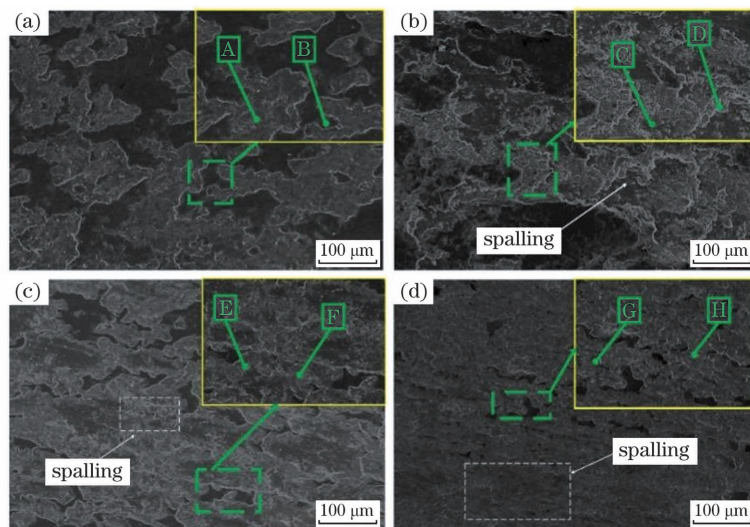


图 14 涂层在不同温度下的磨损形貌。(a)RT;(b)100 °C;(c)200 °C;(d)300 °C

Fig. 14 Wear appearances of coating at different temperatures. (a) RT; (b) 100 °C; (c) 200 °C; (d) 300 °C

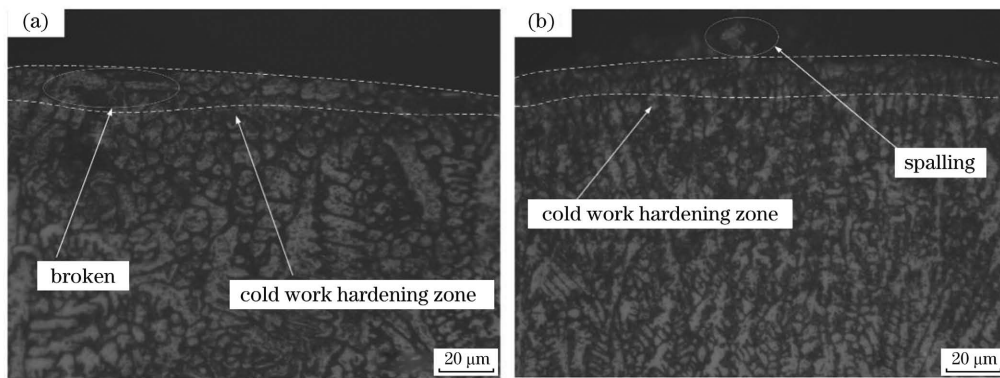


图 15 涂层在高温摩擦磨损后的横截面组织。(a)200 °C;(b)300 °C

Fig. 15 Cross-section microstructures of coating after high temperature friction and wear test. (a) 200 °C; (b) 300 °C

高的耐磨性,有利于抵抗涂层磨损的进一步加深,缓解磨损产生的质量流失。另外,高温会加剧热氧化反应,导致氧化物堆积在磨痕中;在高温和剪切力的作用下,这些氧化物被反复碾磨并烧结成釉质层^[24],这也是磨损量降低的主要原因之一。

表 6 涂层磨损表面的 EDS 分析

Table 6 EDS analysis of coating wear surface

Area	Mass fraction of elements/%			
	Fe	C	O	Cr
A	43.6		26.9	8.8
B	53.9	7.2		11.6
C	41.8	2.5	14.6	16.5
D	28.1	1.2	62.9	2.8
E	29.2	1.5	57.5	5.1
F	33.2	1.7	62.1	2.9
G	32.7	2.5	37.6	5.7
H	34.1	1.3	54.6	

4 结 论

本文采用激光熔覆的方法在灰铸铁表面制备了 Fe-Ni-Cr 复合涂层,并对其进行了物相、微观组织分析以及室温、高温条件下的滑动摩擦磨损试验,得到的具体结论如下:

1) 涂层中存在的主要物相为 γ -(Fe, Ni)、 Fe_5C_2 、 F_3C 与 Cr_7C_3 , 其中, F_3C 作为涂层和基体过渡区的主要成分,具有较好的黏结性,使涂层与基体之间呈良好的冶金结合。由于过冷度的原因,涂层热影响区至涂层顶部的微观组织从柱状晶逐渐转变为胞晶、枝晶、等轴晶,起到了细晶强化的作用,因此涂层的硬度与耐磨性得到提升。

2) 基体在室温条件下的磨损机理主要以磨粒磨损为主,在高温下的磨损机理主要表现为氧化磨损与黏着磨损;涂层的耐磨性能优于基体材料,且室温

条件下的磨损机理主要是磨粒磨损,高温下的磨损机理主要是磨粒磨损、氧化磨损和黏着磨损的混合磨损。随着试验环境温度的升高,加工硬化与热氧化反应加重,涂层表面生成了致密的复合氧化膜,缓解了黏着磨损与磨粒磨损现象,这是涂层摩擦因数与磨损量降低的原因之一。

参 考 文 献

- [1] Jian Q F, Shui Y. Numerical and experimental analysis of transient temperature field of ventilated disc brake under the condition of hard braking [J]. International Journal of Thermal Sciences, 2017, 122: 115-123.
- [2] Zhang C, Ma L, Ding H H, et al. Effect of brake parameters on friction properties of brake materials in low temperature environment [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(8): 230-239.
张超, 马蕾, 丁昊昊, 等. 低温环境下制动参数对列车制动材料摩擦性能的影响 [J]. 机械工程学报, 2021, 57(8): 230-239.
- [3] Afkhami S, Dabiri M, Alavi S H, et al. Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting [J]. International Journal of Fatigue, 2019, 122: 72-83.
- [4] Xiang Z Y, Fan Z Y, Liu Q A, et al. Effect of brake pad friction block shape on tribological behavior of brake interface of high-speed train [J]. Tribology, 2021, 41(1): 95-104.
项载毓, 范志勇, 刘启昂, 等. 高速列车制动闸片摩擦块形状对制动界面摩擦学行为的影响 [J]. 摩擦学学报, 2021, 41(1): 95-104.
- [5] Xiao S, Jiang L X, Jiang W, et al. Application and prospect of composite materials in rail transit vehicles [J]. Journal of Traffic and Transportation Engineering, 2021, 21(1): 154-176.
肖守讷, 江兰馨, 蒋维, 等. 复合材料在轨道交通车

- 辆中的应用与展望[J]. 交通运输工程学报, 2021, 21(1): 154-176.
- [6] Sun X, Shi J, Shui G Y, et al. Study on casting process of cast steel brake discs for high speed train [J]. Foundry, 2020, 69(12): 1348-1355.
孙逊, 时坚, 税国彦, 等. 高速列车铸钢制动盘铸造工艺研究[J]. 铸造, 2020, 69(12): 1348-1355.
- [7] Zhang T C, Lin Y, Liu S Y, et al. Microstructure and properties of Fe-Cr-Ni alloy by laser additive manufacturing[J]. Hot Working Technology, 2019, 48(24): 102-106.
张天驰, 林英, 刘双宇, 等. 激光增材制造 Fe-Cr-Ni 合金的组织 and 性能[J]. 热加工工艺, 2019, 48(24): 102-106.
- [8] Cai Q, Chen W J, Chen X N, et al. Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-Ni alloy cladding layer on EA4T steel by laser cladding[J]. Journal of Xihua University (Natural Science Edition), 2017, 36(2): 33-37.
蔡擎, 陈文静, 陈晓男, 等. EA4T 钢表面激光熔覆 Fe-Cr-Ni 涂层的组织与性能[J]. 西华大学学报(自然科学版), 2017, 36(2): 33-37.
- [9] Wu P, Lei S, Li S, et al. Study of microstructure and properties of laser cladding coatings on 40Cr rollers [J]. Journal of Heilongjiang University of Technology (Comprehensive Edition), 2020, 20(8): 47-52.
吴鹏, 雷声, 李帅, 等. 40Cr 轧辊表面激光熔覆涂层的组织及性能研究[J]. 黑龙江工业学院学报(综合版), 2020, 20(8): 47-52.
- [10] Siddiqui A A, Dubey A K. Recent trends in laser cladding and surface alloying [J]. Optics & Laser Technology, 2021, 134: 106619.
- [11] Chen J F, Li X P, Xue Y P. Friction and wear properties of laser cladding Fe901 alloy coating on 45 steel surface[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(5): 0502001.
陈菊芳, 李小平, 薛亚平. 45 钢表面激光熔覆 Fe901 合金的摩擦磨损性能[J]. 中国激光, 2019, 46(5): 0502001.
- [12] Wang Q Y, Pei R, Liu S, et al. Microstructure and corrosion behavior of different clad zones in multi-track Ni-based laser-clad coating [J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 402: 126310.
- [13] Wang Y C, Shi J. Influence of laser scan speed on micro-segregation in selective laser melting of an iron-carbon alloy: a multi-scale simulation study [J]. Procedia Manufacturing, 2018, 26: 941-951.
- [14] Shen C Y, Chu G. A new method for quantitative X-ray diffraction phase analysis [J]. Journal of Instrumental Analysis, 2003, 22(6): 80-83.
- 沈春玉, 储刚. X 射线衍射定量相分析新方法[J]. 分析测试学报, 2003, 22(6): 80-83.
- [15] Hao Y B, Wang J, Yang P, et al. Microstructures and properties of tin-based babbitt metal prepared by laser cladding deposition [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(8): 0802009.
郝云波, 王江, 杨萍, 等. 激光熔覆锡基巴氏合金的微观组织及性能[J]. 中国激光, 2020, 47(8): 0802009.
- [16] Zhou S F, Xu Y B, Liao B Q, et al. Effect of laser remelting on microstructure and properties of WC reinforced Fe-based amorphous composite coatings by laser cladding [J]. Optics & Laser Technology, 2018, 103: 8-16.
- [17] Muvvala G, Karmakar P D, Nath A K. In-process detection of microstructural changes in laser cladding of *in situ* Inconel 718/TiC metal matrix composite coating[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 740: 545-558.
- [18] Juan Y F, Li J, Jiang Y Q, et al. Modified criterions for phase prediction in the multi-component laser-clad coatings and investigations into microstructural evolution/wear resistance of FeCrCoNiAlMo_x laser-clad coatings [J]. Applied Surface Science, 2019, 465: 700-714.
- [19] Sun N, Fang Y, Zhang J Q, et al. Effect of WC⁻¹²Co addition on microstructure and wear resistance of Inconel 625 matrix composites prepared by laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(6): 0602106.
孙宁, 方艳, 张家奇, 等. WC⁻¹²Co 添加量对激光熔覆 Inconel 625 基复合材料微观组织和耐磨性能的影响[J]. 中国激光, 2021, 48(6): 0602106.
- [20] Bartkowski D, Bartkowska A. Wear resistance in the soil of Stellite-6/WC coatings produced using laser cladding method[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2017, 64: 20-26.
- [21] Yu J, Song B, Liu Y C. Microstructure and wear behaviour of Ni-based alloy coated onto grey cast iron using a multi-step induction cladding process [J]. Results in Physics, 2018, 10: 339-345.
- [22] Xie S Y, Li R D, Yuan T C, et al. Laser cladding assisted by friction stir processing for preparation of deformed crack-free Ni-Cr-Fe coating with nanostructure [J]. Optics & Laser Technology, 2018, 99: 374-381.
- [23] Zhang C H, Wang X X, Chang M C, et al. Effects of yield strength of weld metal and material strain hardening on prediction accuracy of welding residual stress and deformation in a Q345 steel joint [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(10):

160-168.

张超华, 王晓霞, 常茂椿, 等. 焊缝金属的屈服强度和材料的加工硬化对 Q345 钢焊接残余应力与变形计算精度的影响[J]. 机械工程学报, 2021, 57(10): 160-168.

[24] Yu T, Zhang Z X, Rao X X, et al. High-temperature

wear behavior of laser-cladding Stellite 6 coating[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(14): 141403.

余廷, 张子翔, 饶锡新, 等. 激光熔覆 Stellite 6 涂层的高温摩擦行为[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(14): 141403.

Microstructures and High-Temperature Friction and Wear Properties of Laser Cladded Fe-Ni-Cr Gradient Composite Coating for Brake Disc

Shi Xiaoyu, Wen Daosheng, Wang Shouren^{*}, Wang Gaoqi, Zhang Mingyuan

School of Mechanical Engineering, University of Jinan, Jinan, Shandong 250022, China

Abstract

Objective The brake disc, as a consumable component of the braking system, has a typical service life of 50 to 80 thousand kilometers. If the brake disc is severely worn, the difference between the actual and expected braking distances will be too great, affecting driving maneuverability and safety. At present, the brake disc is mainly cast with gray cast iron as raw material. However, gray cast iron performs poorly in terms of wear resistance and high-temperature resistance. Laser cladding, as a new surface modification technology, can be used to create coatings that meet the service requirements of various working conditions. Fe-Ni-Cr alloy has an excellent thermal expansion coefficient, which can meet the needs of the brake disc in a high-temperature environment. Currently, some researchers have used Fe-Ni-Cr alloys, but they did not achieve good results on gray cast iron. The main reason for this is that gray cast iron contains a lot of flocculent graphite, and there are gaps and inclusions between these graphite components and the substrate during the casting process. It is more difficult to modify the surface of laser cladding gray cast iron. In this paper, Fe-Ni-Cr composite coating was prepared on the surface of gray cast iron by laser cladding technology. The graphite component of gray cast iron is combined with the powder component of the coating material to form a phase that matches the properties of the substrate material and displays a gradient distribution in the coating. Consequently, the bonding strength can be increased without affecting the coating's properties.

Methods Gray cast iron was selected as the test substrate. Before the laser cladding test, the oxide layer on the surface of the substrate was sanded and cleaned with an ultrasonic cleaning machine in an alcohol environment for 15 min, then the substrate was dried and stored for testing. Chose powder with diameter of 50–100 μm as cladding powder and mix it in a planetary ball mill for 2 h. Laser cladding tests were carried out in LAM-400S laser brazing molding system. The cladding layer was removed for testing at the end of the experiment. X-ray diffraction, transmission electron microscopy, and optical microscopy were used to examine the coating's microstructure. The friction and wear tests between the layer and the substrate were performed at various temperatures. Finally, the wear quantity, friction coefficient, and wear morphology were characterized by scanning electron microscope.

Results and Discussions The main phases of the coating were γ -(Fe, Ni), Fe_5C_2 , Fe_3C , and Cr_7C_3 . The distribution of Fe_5C_2 and Fe_3C phases was gradient. Among them, Fe_3C was found in the coating's middle and lower layers. Fe_5C_2 was found in the upper central region. The coating's microstructure evolved from columnar to cellular, dendritic, and equiaxed (Fig. 6). And the heat-affected zone was found to be the bright white band, which was a vital sign of metallurgical bonding. Second, in the coating, complex polycrystalline structures with nanocrystalline and amorphous phases were discovered (Fig. 7). The heat-affected zone displayed various degrees of dislocation and stacking. This phenomenon in the heat-affected zone increased the bonding strength. The average hardness of the coating was 468 HV0.3 (Fig. 9), which was 1.65 times that of the substrate. Finally, the friction and wear experiments revealed that the coating's wear resistance was greater than that of the substrate and wear mechanisms of the substrate and the coating at high temperature were abrasive wear, oxidative wear, and adhesive wear.

Conclusions In this study, a Fe-Ni-Cr composite coating was applied to the surface of gray cast iron using the laser cladding method. Its phase and microstructure were investigated, as well as sliding friction and wear tests were performed at room-temperature and high-temperature. The specific conclusions were as follows: the main phases of the coating are γ -(Fe, Ni), Fe_5C_2 , F_3C , and Cr_7C_3 . F_3C had an excellent bonding property and was the main component of the transition zone between the coating and the substrate, resulting in a good metallurgical bonding between the coating and the substrate. Due to the undercooling degree, the microstructure of the coating from the heat-affected zone to the top of the coating gradually changed from columnar crystals to cellular crystals, dendrites, and equiaxed crystals, which had the effect of fine-grain strengthening and improving the coating's hardness and wear resistance. At room temperature, the substrate's wear mechanism was primarily abrasive wear, while at high temperatures, it was oxidation and adhesion wear. The wear mechanisms of the coating and substrate materials at room temperature were mainly abrasive wear. The thermal oxidation reaction became more severe as the test temperature rose, and the composite oxide film formed on the coating's surface and alleviated adhesive wear and abrasive wear, which was one of the reasons for the coating's ability to reduce friction coefficient and wear loss.

Key words laser technique; laser cladding; brake disc; microstructure; friction and wear