

硼硅共渗增强激光重熔 Ni 基 WC 喷焊层 耐磨性的研究

杨立军, 代文豪, 党新安

(陕西科技大学, 陕西 西安 710021)

摘 要: 采用氧-乙炔火焰喷焊在 Q235 钢上制备 NiCrBSi-WC 涂层, 使用激光对喷焊层表面改性处理后在电炉中进行固体硼硅共渗。通过 SEM、XRD、EDS 及显微硬度计等对处理前后涂层组织的微观形貌、物相和显微硬度进行分析, 使用摩擦磨损试验机研究对比处理前后各涂层的耐磨性能。结果表明: 喷焊层表面微孔及夹杂在激光扫描处理后变得平整、致密, 涂层主相 $\text{Ni}_{2.9}\text{Cr}_{0.7}\text{Fe}_{0.36}$ 、 FeNi_3 成分未变, 但主相在晶面排列上具有择优取向性且结晶度提高。WC 部分分解为 W_2C 、W 及 C, C 被固溶进 Ni 基中使 Cr_3C_2 等碳化物相增多, 淬硬层深度达 0.25 mm, 显微硬度提高到 9090 MPa, 耐磨性能得到提高。在涂层激光重熔的基础上硼硅共渗能够增加 Ni_3B 、 Ni_2B 、 NiSi 等硼化物及硅化物硬质相, 平均摩擦系数由 0.583 降低为 0.428, 耐磨性较激光处理后提高近 1 倍。

关键词: 热喷焊; Ni 基 WC; 激光改性; 硼硅共渗; 耐磨性

中图分类号: TG178

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)01-0351-06

Ni 基 WC 得益于其低熔点、高耐磨的硬质自熔性复合合金相, 通过热喷焊技术在工件表面制备能与基体冶金结合的增强涂层, 不仅能够对已破坏的零部件表面进行修补再利用, 而且还能够使材料表面具有高耐磨、耐蚀、耐冲击以及耐高温等优秀物理化学的强化涂层, 提高材料的使用寿命并降低生产成本^[1-3]。王群、D. Chaliampalias 等学者研究表明喷焊层主要为 γ -Ni 固溶体中分散着大颗粒 WC 以及 Cr_7C_3 、 Ni_3B 等弥散微小碳化物及硼化物等颗粒^[4,5]。通过在风机表面喷焊硬质合金涂层, 经实际使用寿命可提高 3~5 倍。但喷焊过程中的高温影响不仅会使涂层表面晶粒尺寸粗大、应力开裂以及氧化脱碳, 还会使涂层中的增强相 Ni_3B 、 NiSi 等硼硅化物氧化失效^[6,7], WC 颗粒在喷熔中的团聚可能造成涂层含有气孔和夹杂, 影响喷焊层的微观组织及性能, 降低喷焊层的耐磨和耐蚀性^[8]。

激光具有高能量密度、热影响区域小等特性。C. Navas 等学者通过激光重熔火焰喷涂 NiCrBSi 涂层时发现, 此法能够降低孔隙率, 能够在 γ -Ni 枝晶间析出 CrB 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 等碳化物以及硼化物改善摩擦学性能^[9]。另外激光表面改性还使涂层的晶粒细化并提高致密度, 改善热喷焊中的晶粒粗大、气孔以及夹杂等缺陷, 使热喷焊层的耐磨性进一步提升^[10,11]。硼硅

共渗法能够增加镍基中的硼硅相, 提高复合涂层的摩擦力学性能^[12]。本实验主要将氧乙炔热喷焊及激光表面处理结合起来, 并通过固体硼硅共渗法来研究提升涂层表面摩擦力学性能工艺的方法。

1 实 验

实验选用长宽高尺寸为 50 mm×50 mm×15 mm 的 Q235 碳素结构钢作为基材, 使用丙酮对工件表面进行清洗去除油污, 再用 360#砂纸打磨除去表面氧化层。之后使用粒径为 380~830 μm 的棕刚玉砂对其进行喷砂处理, 直到表面灰暗无光亮为止。喷焊使用陕西荣达电力耐磨设备有限公司喷焊设备, 结合前期调整后的参数对试件完成热喷焊。为提高涂层与基体的结合强度并减少因热应力导致的开裂, 喷焊前使用氧乙炔火焰进行预热处理, 通过红外测温仪测定使预热温度保持在 300~400 $^{\circ}\text{C}$ 之间。合金粉末采用 35% (质量分数) 的粒度为 75 μm 铸造 WC 粉末, 混以 65% 粒度为 48 μm 雾化法的 Ni60A 粉末, 使用球磨机混料均匀。使用型号为 QH-4/h 焊枪采用一步法边喷粉边熔融, 喷粉距离 150 mm, 重熔距离 50 mm, 以看到镜面效应为止, 乙炔气压力为 0.12 MPa, 氧气压力为 0.8 MPa。制备厚度为 1 mm 左右喷焊层。喷焊后材料放

收稿日期: 2017-01-12

基金项目: 国家自然科学基金 (50972086)

作者简介: 杨立军, 男, 1974 年生, 博士, 教授, 陕西科技大学机电工程学院, 陕西 西安 710021, 电话: 029-86168810, E-mail: 595745260@qq.com

进石棉布内缓冷,以防应力开裂。最后用电火花线切割机将样品切成小块。

图 1 为对 NiCrBSi-WC 喷焊涂层进行激光改性的示意简图,通过对其表面激光扫描重熔来改变原有涂层的结构与性质。实验选取试样将其固定在基板上,使用型号为 SPI-redPOWER 波长为 1070 nm 的光纤激光器对喷焊层表面进行激光扫描重熔。设置扫描参数为:激光功率为 100 W,扫描速度 30 mm/s,扫描间隔 0.03 mm。重熔完毕后,等样品自然冷却后再取出。将小块试样沿切割断面分别依次使用 400#到 1200#砂纸打磨,最后使用粒度为 W1.5 金刚石研磨膏打磨。固体硼硅共渗剂选用 12%的 B_4C 作为供硼剂,8%的 KBF_4 作为活化剂,余量的 SiC 作为供硅剂和填充剂。将试样埋入配好的渗剂中并使用不锈钢罐密封,然后放入 KSS-1700 型电热炉中加热至 900 °C 分别保温 4 和 6 h 后随炉冷却取出。

使用 FEI Q45 型扫描电镜 (SEM) 对激光处理前后的断面以及表面层进行观测,并通过能谱 (EDS) 对表面进行点分析,使用 D/max2200PC 型 XRD 仪分别对样块的喷焊层激光处理前后物相构成进行检测。使用 HX-1000TM 型显微硬度计,加载力设为 9.8 N,保荷时间为 15 s,对激光处理前后试件的表面和断面进行显微硬度测试。摩擦力学实验是在 MMW-1 型立式万能摩擦磨损试验机上进行,加载力 30 N,加载时间 1200 s,转速 200 r/min。待测试样被切为 5 mm×6 mm×14 mm 大小,对磨件为直径 44 mm 的 GCr15 圆盘,实验后使用感量为 0.1 mg 的 SQP 型电子天平进行称重。

2 结果与讨论

2.1 喷焊层的微观形貌

图 2 为经线切割并用砂纸打磨后涂层断面的扫描电镜微观显微组织,由图可见,上部分的碳素钢基体

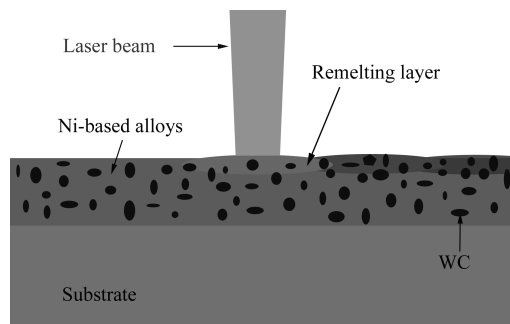


图 1 NiCrBSi-WC 喷焊层激光改性处理示意图

Fig.1 Schematic illustration of laser modification of NiCrBSi-WC spray welding layer

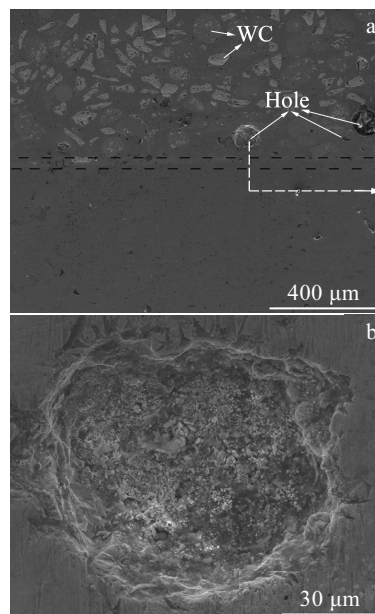


图 2 热喷焊试样断面及局部放大的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of specimen section (a) and local amplification (b) of thermal spray welding

与下部分喷焊层组织结合良好(两虚线间部分)。因为热喷焊涂层与基体达到了冶金结合,所以基本上看不出熔接痕。WC 在扫描电镜下呈现较亮色,从图 2a 中可以看出 WC 在 Ni 基中的分布较为均匀,WC 粒径尺寸在 30~50 μm 之间,WC 完全被 Ni 基金属覆盖的区域,在扫描电镜中呈现局部略暗衬底。图 2a 中圈出的部分为热喷焊中的气孔和夹杂,它们大小不一而且类型也不同。

图 2b 为将图 2a 中气孔部分局部放大的 SEM 显微形貌图,可见此气孔中无大颗粒未熔合金粉末,整体表现为粘熔态聚集体且表面凹凸不平。这是因为喷焊过程中粉末受热不均致使局部温度过低,金属熔融液流动不充分气体无法及时排出。接触气体周围的粉末由于未完全熔融,使其与基体结合强度过低。图 2a 中最右部分孔虽表现与左边部分类似都含有气孔,但是夹杂有完全未熔的金属颗粒(俗称生粉)^[13],大小在 40 μm 左右。应该是粉末出现团聚导致未完全熔化,最后被熔融层所覆盖。中间大小在 5 μm 小孔是金属熔融液在冷却时产生的紧缩孔。这些气孔和夹杂的出现都会使涂层的耐磨及耐蚀性大大降低,还可能导致裂纹的出现及扩展^[14]。

2.2 激光重熔改性处理

图 3a 与 3b 分别为喷焊涂层经激光重熔前后的整体形貌组织,可见在没有激光重熔前,喷焊层的表面分布着大小在 20~60 μm 的小气孔或粉末夹杂(图 3a

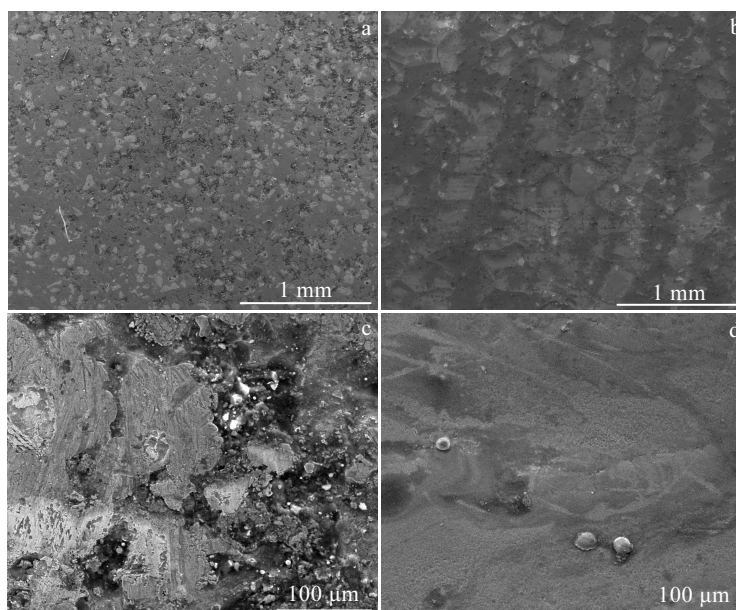


图 3 激光重熔前后涂层表面微观组织形貌的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of the microstructure of the coating surface before and after laser remelting: (a, c) before laser remelting and (b, d) after laser remelting

中黑色小点), 使得涂层整体组织不够致密。图 3c 为将喷焊表面在图 3a 基础上进一步放大, 可见热喷焊涂层表面有许多密集的小孔并且夹杂着 WC 粉以及部分 B_2O_3 , SiO_2 , 硼硅酸盐熔渣, 导致表面并不平整。

图 3b 和图 3d 所示, 经激光重熔后, 涂层组织中的气孔以及夹杂已基本不见, 微观区域比激光处理前较为致密, 部分硼、硅化物残留在表面。由于 WC 的密度要大于 Ni 基合金密度并在激光的热冲击作用下, 部分表面的 WC 粒子向内层转移且被附着一层较薄的 Ni 基金属。对重熔后的组织进一步观察, 选取一块 WC 颗粒进行区域放大。如图 4 所示, 可见 WC 颗粒与 Ni 基结合良好, WC 表面有少许纹理痕。这是因为 WC 的碳化转变温度在 $1400\sim 1800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 而熔点在 $2720\text{ }^{\circ}\text{C}$, 激光扫描温度已达到碳化转变温度但未达到熔点, 故可能因为部分 WC 脱碳分解转化为 W_2C 。而且在 WC 表面可以发现一些大小在 $1\sim 5\text{ }\mu\text{m}$ 的圆形颗粒。

图 4 为对圆形颗粒进行能谱点扫的 EDS 分析, 可以看出其主要元素为 W、Fe 以及 O。表 1 为点扫 EDS 能谱的定量分析结果。由表 1 中原子分数比, O:W:Fe 约为 10:9:1。能谱分析中未见 C 元素, 可见 WC 应该在激光高温的作用下脱 C 分解生成 W 金属单质。根据金属钨的物理化学特性知在 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 开始被氧化, 氧化产物主要有 WO_3 、 WO_2 , 而且这些氧化产物会在表面形成保护膜, 但在 $740\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时 WO_3 由三斜晶系转变为四方晶系破坏氧化膜^[15]。所以应该是在激光重熔

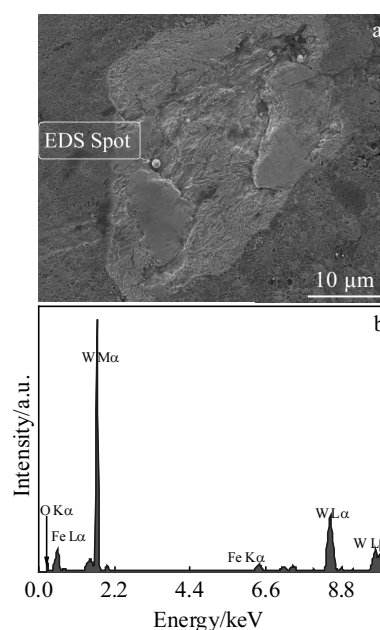


图 4 涂层激光重熔微区颗粒点 EDS 分析

Fig.4 EDS analysis spot (a) and EDS spectrum (b) in the micro area of the coating by laser remelting

表 1 涂层激光重熔微区点扫 EDAX 能谱的定量结果
Table 1 Quantitative results of EDAX energy spectrum in the micro area of the coating by laser remelting

Element	$\omega/\%$	at%	Net intensity	Error/%
O	8.75	50.77	69.16	12.01
Fe	2.72	4.53	69.40	7.34
W	88.53	44.70	667.23	2.31

中, Ni 基上部分因为凸出基体表层的 WC, 失去镍基对表面覆盖所带来的保护, 在高温下造成脱碳形成钨单质。脱碳严重的会形成微小球形颗粒, 并且颗粒的表面会被氧化成 WO_3 、 WO_2 。这些脱碳以及氧化现象的出现最终导致硬质相失效, 降低涂层的硬度及耐磨性能。

2.3 激光重熔前后物相结构变化

图 5 为氧乙炔热喷焊 NiCrBSi-WC 涂层经激光重熔前后的 XRD 图谱, 使用 jade 软件平滑处理并比对标准 PDF 卡片检索发现, 激光处理前喷焊层主要物相为 $\text{Ni}_{2.9}\text{Cr}_{0.7}\text{Fe}_{0.36}$ 、WC、 FeNi_3 、 W_2C , 其中镍基主要以 γ' -Ni 的形式与 Fe 及 Cr 组成合金相。由图 5 中的区域放大图可见, 出现了 C 以及 Cr_3C_2 的峰且较原始喷焊层的峰强。C 及 Cr_3C_2 相的出现, 说明热喷焊涂层中 WC 已经出现的分解, 虽然 W_2C 的硬度要高于 WC, 但是 2 个 WC 才生成 1 个 W_2C , 会使涂层整体硬度降低^[16]。

图 5 中上部谱线为经激光处理后的, 对比标准卡片其主要物相为 γ' -Ni 合金 $\text{Ni}_{2.9}\text{Cr}_{0.7}\text{Fe}_{0.36}$ 、WC 及 W_2C , 还出现了 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 等碳化物峰。Ni 基中原本不含 C, 部分碳化物峰的出现及加强应该是喷焊后 WC 分解的部分 C 单质以及在激光处理中 WC 分解的 C 单质在激光的快速加热和冷却中, 被固溶进合金相中。据文献报道 Ni 基体中弥散分布着 M_6C ($\text{Ni}_3\text{W}_3\text{C}$ 、 $\text{Ni}_2\text{W}_4\text{C}$)、 Cr_7C_3 、 Cr_{23}C_6 等硬质碳化物相, 这些析出的 γ' 强化相由于量比较少并且一些峰位相重合, 使得碳化物的具体种类难以辨识。但是由于激光的类淬火效应使这些固溶的碳化物增多, 故弥散的 γ' 相提高了基体的强度及硬度, 使涂层的整体耐磨性得到增强。

激光重熔一般会改变晶体组织的排列及状态^[17], 从 XRD 的对比图谱中可以看出在 $2\theta=44^\circ$ 附近 $\text{Ni}_{2.9}\text{Cr}_{0.7}\text{Fe}_{0.36}$ 和 FeNi_3 的主峰峰强大大增高, 激光处理后 (111) 晶面上的相位峰有明显的尖锐化, 在 51.4° 和

75.6° 左右的次强峰的强度也出现增大和尖锐化现象。说明涂层的 Ni 基主相晶粒在重熔以后排列生长出现一定的取向性, 晶体生长在合金主相 (111) 面上出现优先生长, 沿激光扫描纵向生成等轴晶区, 另外从主峰强度的变化可知, 涂层的合金相晶体结晶性得到提高。

2.4 激光重熔前后硬度分布变化

图 6 为喷焊涂层经激光处理前后沿断面的显微硬度分布, 可以看出 Q235 碳素钢基板的平均显微硬度在 1630 MPa, 7780 MPa 为 Ni60 基体的平均显微硬度。喷焊层的最高硬度不在表面, 而是在距涂层表面 0.2 mm 左右的区域附近, 根据图 1 涂层断面的 SEM 图判断应该和 WC 在 Ni 基中的分布有关。在基板表面的两边可见, 因喷焊的冶金结合过程元素的扩散造成原位显微硬度的改变。从图 6 中显微硬度变化可以分为 3 部分。第 1 是在喷焊层的表面也是硬度变化最为明显的部分, 厚度在 0.25 mm 左右为激光淬火层, 其平均显微硬度由激光处理前的 8560 MPa 增加到处理后 9090 MPa。一方面因为 Ni 基合金在激光扫描时快速融化和凝固过程中表面的多孔区变得致密, 另外 WC 分解的细小 W_2C 、C 和 B、Si 元素固溶进 Ni 中, 使表面区域的硬度值得到提高。第 2 部分是在淬火层下 0.1 mm 左右区域, 硬度值升高约为 100 MPa, 因为这一部分处在未融化区只受到热影响, 只析出少量硬质相颗粒。第 3 部分是靠近基体区域, 这一部分因受到的热影响较小, 硬度也基本无变化。

2.5 硼硅共渗层物相变化

图 7 为原始热喷焊层及经硼硅共渗 4 和 6 h 的 XRD 图谱, 对比发现原始喷焊层中的硼化物及硅化物相的峰强很小, 这是因为 NiCrBSi 中的 B、Si 在喷焊除氧造渣的过程中烧损严重。在 $2\theta=36^\circ$ 附近有较弱的 Ni_3B 相峰, $2\theta=31.5^\circ$ 附近有 NiSi 的弱峰, 随着渗硼硅时间的

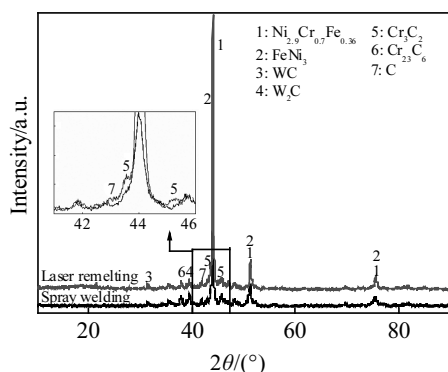


图 5 激光重熔前后 NiCrBSi-WC 涂层的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of NiCrBSi-WC coatings before and after laser remelting

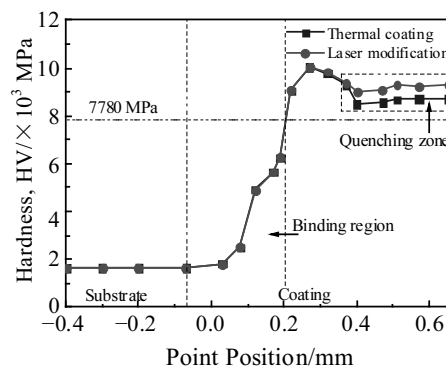


图 6 激光重熔前后涂层断面显微硬度分布变化

Fig.6 Change of microhardness distribution of the coating surface before and after laser remelting

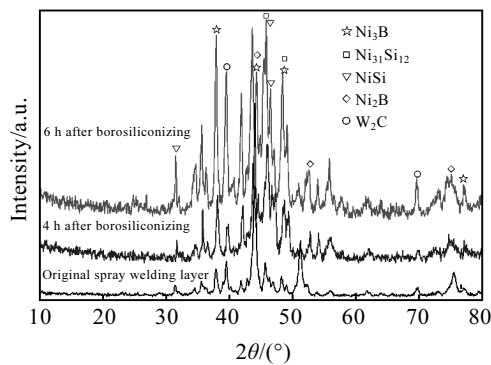


图7 喷焊层及硼硅共渗4和6h后涂层的XRD图谱

Fig.7 XRD patterns of spray welding layer and the coating borosiliconized for 4 and 6 h

延长可以看出这两相峰强都明显加强。而且从图7中还可以看出镍的其他硼硅化物如 $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ 、 Ni_2B 在XRD图谱中出现且较原始涂层峰强增加对比明显。说明硼硅共渗使镍基渗入了B、Si元素,形成了较多的 Ni_3B 、 Ni_2B 、 NiSi 等硼硅化物,而且作为 NiCrBSi 合金中的增强相,硼硅共渗弥补了喷焊热影响中烧蚀的B、Si弥散相,对增强Ni基合金耐磨性有很大帮助。通过对比摩擦磨损实验来验证这一说法。

2.6 摩擦磨损对比实验

图8为原始 NiCrBSi-WC 喷焊层和经激光重熔处理以及经激光重熔加硼硅共渗处理后通过摩擦磨损试验机测得的摩擦系数随时间变化曲线,可以看出磨损刚开始时三者的摩擦系数相差不大,但随着时间的增长原始喷焊层的摩擦系数开始大幅震荡到之后大于1,由影响摩擦系数的因素可知这可能是两对磨材料由滑动摩擦逐渐转变为带有切削阻力成分的摩擦。根据本研究中喷焊层表面SEM照片可以推测,这种切削

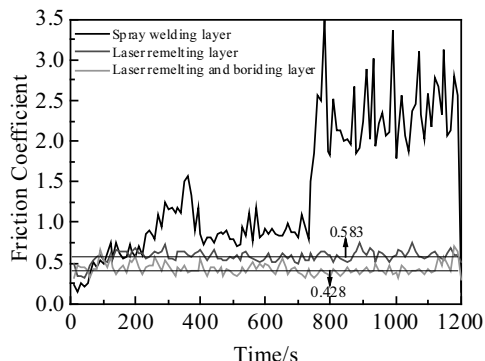


图8 喷焊层、激光重熔处理和激光加渗硼硅处理涂层的摩擦系数

Fig.8 Friction coefficient of spray welding layer, laser remelted coating and laser remelted and borosiliconized coating

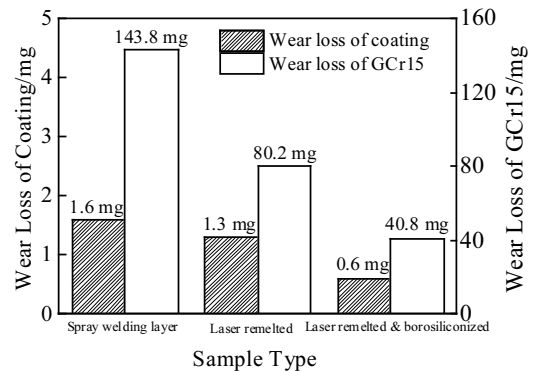


图9 喷焊层、激光重熔处理和激光加渗硼硅处理涂层与

GCr15的磨损量

Fig.9 Wear loss of spray welding layer, laser remelted coating and laser remelted and borosiliconized coating with GCr15

阻力是由于表面不平整的微观结构造成的。经激光重熔处理后可以看见摩擦系数曲线变得比较规整,说明激光处理改善了涂层的微观组织,降低了摩擦的阻力。而且激光处理后与激光加渗硼硅处理曲线较为相似,但平均摩擦系数由0.583降为0.428,通常情况下材料硬度、强度大的金属摩擦系数小,说明硼硅共渗对涂层的力学性能有所改观。

结合图9试样与GCr15摩擦磨损的损失量可以看出,试样磨损量由激光处理前的1.6 mg降低为处理后的1.3 mg,激光加硼硅共渗处理后降为0.6 mg,原始喷焊层对磨的GCr15环的磨损量为143.8 mg,远远大于激光改性以及在此基础上硼硅共渗层对磨的损失量。说明未激光改性的涂层因组织不平整可能在磨中与对磨件发生了切削作用,导致GCr15的磨损量较多。激光重熔处理能够提高涂层的耐磨性,且硼硅共渗能在此基础上提高耐磨性约1倍。

3 结论

1) 氧乙炔热喷焊层经激光表面改性处理后,原来的气孔、紧缩孔和夹杂减少,涂层整体变得平滑致密,表面WC颗粒被重熔后的Ni基合金所覆盖。

2) 无Ni基覆盖的WC表面在激光的热影响下分解成 W_2C 、C,其中一些C因Ni基合金的快速融化和冷却过程中被固溶进Fe、Ni、Cr元素中,使 Cr_3C_2 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 等碳化物相增多,硬度增大。涂层表面的激光淬硬层深度达0.25 mm,平均硬度由8560 MPa增加到9090 MPa,淬硬层下方硬度变化不大。

3) 硼硅共渗后涂层的 Ni_3B 、 NiSi 等硼化物及硅化物相增多,弥补了 NiCrBSi 在喷焊中热影响中减少的B、Si硬质相。

4) 激光改性喷焊层的摩擦系数降低至 0.583, 涂层的耐磨性得到提高, 在此基础上硼硅共渗摩擦系数进一步降低至 0.428, 并且耐磨性提高 1.17 倍。

参考文献 References

- [1] Qiu Wenping(邱文萍), Zuo Yangchun(左阳春), Ye Fang(叶芳). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2014, 43(5): 223
- [2] González R, Cadenas M, Fernández R *et al.* *Wear*[J], 2007, 262(3): 301
- [3] Liu W H, Shengshieu F, Tienhsiao W. *Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 249(7): 24
- [4] Wang Qun(王群), Chen Zhenhua(陈振华), Ding Zhangxiong(丁彰雄) *et al.* *Journal of Hunan University, Natural Science* (湖南大学学报, 自然科学版)[J], 2007, 60(4): 57
- [5] Chaliampalias D, Vourlias G, Pavlidou E *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2009, 255(6): 3605
- [6] Zhou Liang(周亮), Cui Shan(崔珊), Zhang Yong(张勇) *et al.* *Materials Review*(材料导报)[J], 2015, 29(7): 15
- [7] Li C J, Yang G J. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2013, 39(6): 2
- [8] Zhang Wei(张伟), Guo Yongming(郭永明), Chen Yongxiong(陈永雄). *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2011, 28(6): 1
- [9] Navas C, Colaco R, Damborenea J *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2006, 200(24): 6854
- [10] Wang Dongsheng(王东生), Tian Zongjun(田宗军), Wang Songlin(王松林) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2012, 36(11): 13
- [11] Liang G Y, Wong T T. *Surface and Coatings Technology*[J], 1997, 89(1): 121
- [12] Mu Dong(慕东), Hu Zhihua(胡志华), Shen Baoluo(沈保罗). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(8): 1979
- [13] Zhang X C, Xu B S, Xuan F Z *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 473(1): 145
- [14] Lu Xuping(卢绪平), Wen Zhixun(温志勋), Yue Zhufeng(岳珠峰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1173
- [15] Suo Jinping(索进平), Feng Di(冯涤), Luo Heli(骆合力) *et al.* *Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2003, 45(2): 221
- [16] Hou Shuzeng(侯书增), Bao Chonggao(鲍崇高), Li Yefei(李烨飞). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(7): 2270
- [17] Wu Gang(吴刚), Song Guangming(宋光明), Huang Wanjuan(黄婉娟). *Laser Technology*(激光技术)[J], 2007, 45(2): 163

Wear Resistance of Laser Remelting Ni Based WC Spray Welding Layer Reinforced by Borosiliconizing

Yang Lijun, Dai Wenhao, Dang Xin'an

(Shaanxi University of Science & Technology, Xi'an 710021, China)

Abstract: NiCrBSi-WC coating was prepared on Q235 steel using the oxygen acetylene flame spray welding. Afterwards the surface of the spray welding layer was modified by laser followed by solid boronsiliconizing. The microstructure, phase structure and microhardness of the coatings were analyzed by SEM, XRD, EDS and microhardness tester; and the wear resistance of the coating before and after treatment was compared by the friction and wear testing machine. The results show that the surface of the spray welding layer under the laser scanning process becomes smooth and dense. The main phase $\text{Ni}_{2.9}\text{Cr}_{0.7}\text{Fe}_{0.36}$ and FeNi_3 components of the coating are not changed, but the main phase in the arrangement of crystal plane exhibits the preferred orientation and the crystallinity increases. The WC is partially decomposed into W_2C , W and C. And C is dissolved into the Ni base to increase Cr_3C_2 and other carbides. Thus the hardened layer depth is 0.25 mm and its microhardness increases to 9090 MPa; as a result, the wear resistance of the coating is improved. On the basis of the laser remelting, borosiliconizing can increase boride such as Ni_3B , Ni_2B , and NiSi , and silicide hard phase, the average coefficient of friction decreases from 0.583 to 0.428, and the wear resistance is increased by one time compared with that of the laser treated coating.

Key words: thermal spray welding; Ni-based WC; laser modification; borosiliconizing; wear resistance

Corresponding author: Yang Lijun, Ph. D., Professor, College of Mechanical & Electrical Engineering, Shaanxi University of Science & Technology, Xi'an 710021, P. R. China, Tel: 0086-29-86168810, E-mail: 595745260@qq.com