

DOI: 10.11973/jxgccl202210017

WC-Cr₇C₃ 复合增强铁基激光熔覆层的组织与性能王皓民¹, 汪国庆¹, 熊杨凯¹, 江昊¹, 赵远涛², 方志强¹, 李文戈²

(1. 海南大学材料科学与工程学院, 海口 570228; 2. 上海海事大学商船学院, 上海 201306)

摘要: 以铬粉、钨粉、石墨粉和铁粉为熔覆层原料, Ni60 合金粉为黏结层原料, 采用激光熔覆技术在 45 钢基体表面制备了 WC-Cr₇C₃ 复合增强铁基熔覆层, 研究了不同激光功率(2 500~3 500 W)和扫描速度(2~5 mm·s⁻¹)下熔覆层的宏观形貌, 得到最优工艺参数, 分析最优工艺下熔覆层的显微组织和性能。结果表明: 最优激光熔覆工艺参数为激光功率 3 500 W 和扫描速度 2 mm·s⁻¹; 熔覆层中原位自生了网络结构的 WC-Cr₇C₃ 复合碳化物, 由熔覆层表面到内部其组织逐渐由等轴晶和树枝晶向柱状晶和平面晶转变; 熔覆层的平均硬度为 507.6 HV, 较基体提高约 63.8%, 平均稳定摩擦因数为 0.128, 仅为基体的 1/4, 磨损率为 4.9×10⁵ cm³·N⁻¹·m⁻¹, 仅为基体的 1/9, 磨损形式为轻微的磨粒磨损和轻微的黏着磨损。

关键词: WC-Cr₇C₃ 复合增强铁基激光熔覆层; 原位反应; 显微组织; 摩擦磨损性能**中图分类号:** TG174.4**文献标志码:** A**文章编号:** 1000-3738(2022)10-0098-08Microstructure and Properties of WC-Cr₇C₃ Composite Reinforced Iron-Based Laser Cladding LayerWANG Haomin¹, WANG Guoqing¹, XIONG Yangkai¹, JIANG Hao¹, ZHAO Yuantao²,
FANG Zhiqiang¹, LI Wenge²

(1. School of Materials Science and Engineering, Hainan University, Haikou 570228, China;

2. School of Merchant Marine, Shanghai Maritime University, Shanghai 201306, China)

Abstract: Taking chromium powder, tungsten powder, graphite powder and iron powder as cladding layer raw materials, and Ni60 alloy powder as bonding layer raw material, WC-Cr₇C₃ composite reinforced iron-based cladding layer was prepared on the surface of 45 steel substrate by laser cladding technique. The macroscopic morphology of the cladding layer under different laser power (2 500—3 500 W) and scanning speed (2—5 mm·s⁻¹) was studied to determine the optimal process parameters, and the microstructure and properties of the cladding layer under the optimal process were analyzed. The results show that the optimal laser cladding process parameters were the laser power of 3 500 W and the scanning speed of 2 mm·s⁻¹. The WC-Cr₇C₃ composite carbides with network structure were in situ spontaneously generated in the cladding layer. From the surface to the interior of the cladding layer, the microstructure gradually changed from equiaxed and dendrite to columnar and plane crystal. The average hardness of the cladding layer was 507.6 HV, which was about 63.8% higher than that of the matrix. The average stable friction coefficient was 0.128, which was only one forth of the matrix, and the wear rate was 4.9×10⁵ cm³·N⁻¹·m⁻¹, which was only one ninth of the matrix; the wear form was slight abrasive wear and slight adhesive wear.

Key words: WC-Cr₇C₃ composite reinforced iron-based laser cladding layer; in situ reaction; microstructure; friction and wear property

0 引言

45 钢因具有较好的强度、塑韧性与焊接性而广泛应用于关键机械零部件的制造; 这些关键零部件在服役过程中常面对严重摩擦磨损的工况, 给其服

收稿日期: 2022-06-07; **修订日期:** 2022-09-15**基金项目:** 海南省自然科学基金资助项目(512115)**作者简介:** 王皓民(1996—), 男, 江西九江人, 硕士研究生**通信作者(导师):** 汪国庆教授

役性能与寿命带来了巨大挑战,因此有必要对其表面进行改性处理。激光熔覆技术是指采用高能激光束照射基体表面粉末,使粉末熔化、凝固而形成涂层的一种技术^[1-2]。激光熔覆技术制备的金属陶瓷复合涂层已广泛应用于机械零件表面以提高零件表面硬度、耐磨性能和耐腐蚀性能^[3-6]。在金属陶瓷复合激光熔覆层中,TiC、VC、Cr₇C₃、WC等碳化物因具有硬度高、稳定性好、耐腐蚀性能佳等优势而广泛用作硬质强化相^[7-10]。研究^[11]表明,激光熔覆原位合成的强化相与铁基相有着良好的界面行为,可解决强化相与基体相界面相容性与润湿性差的问题。同时,激光熔覆技术制备的碳化物增强熔覆层成形质量较好,碳化物对熔覆层的性能提升有较好的效果^[9]。但是单一碳化物相的强化作用也易使改性熔覆层的性能分布不均衡,导致其应用受到一定程度的限制^[12]。

近年来,多元硬质相复合强化的激光熔覆层因多元硬质相差异化的物理化学性能,而赋予熔覆层更加优异的组织稳定性、力学性能与化学稳定性等^[12];其中WC与Cr₇C₃复合增强激光熔覆层在组织稳定性、硬度、耐磨性与抗高温氧化性能等诸多方面展现了良好的协同增强效果,这与WC具有比Cr₇C₃更高的硬化效果,而Cr₇C₃可提升WC相的高温稳定性有关^[13]。目前,有关WC-Cr₇C₃复合增强激光熔覆层的研究很少,且主要集中在强化效果分析等方面^[7],未见有关激光熔覆工艺优化及工艺参数对熔覆层组织和性能影响等方面的研究报道,而激光功率和扫描速度会显著影响熔覆层的显微组织和力学性能^[14]。基于此,作者以铬粉、钨粉、石墨粉与铁粉为熔覆层原料,Ni60合金粉为黏结层原料,采用激光熔覆技术在45钢基体表面制备了WC-Cr₇C₃复合增强铁基熔覆层,研究了不同激光功率和扫描速度下熔覆层的宏观形貌,得到最优的激光熔覆工艺参数,分析了最优工艺下熔覆层的显微组织、物相组成、硬度、摩擦磨损性能。

1 试样制备与试验方法

试验所用基体材料为尺寸60 mm×60 mm×5 mm的45钢,对其进行喷砂处理使表面粗糙度R_a为2.5 μm,用丙酮超声清洗后烘干。熔覆材料包括钨粉(平均粒径48 μm,纯度不低于99.95%,北京化学试剂公司生产)、铬粉(平均粒径75 μm,纯度

不低于99.9%,北京化学试剂公司生产)、Ni60自熔合金粉(粒径48~106 μm,纯度不低于99.9%,北京化学试剂公司生产)、铁粉(平均粒径48 μm,纯度不低于99.9%,天津化学试剂三厂生产)与石墨粉(平均粒径75 μm,纯度不低于99%,北京有色金属研究院生产)。将Ni60合金粉与质量分数10%聚乙烯醇黏结剂均匀混合,涂敷在45钢基体表面形成黏结层,厚度为0.2 mm。根据前期研究结果,确定熔覆层中铬粉、石墨粉、钨粉的原料配比如表1所示。按照表1的原料配比称取熔覆材料,采用球磨机机械球磨2 h后,置于70℃的烘箱内烘干1 h。将烘干后的混合粉体与质量分数10%聚乙烯醇黏结剂混合,并均匀涂覆在Ni60合金粉黏结层表面,涂覆厚度约为0.7 mm,烘干。采用HL-5000型CW二氧化碳激光器进行激光熔覆试验,激光光斑直径为8 mm,离焦量为270 mm,搭接率为10%,激光功率分别为2 500,3 000,3 500 W,扫描速度分别为2,3,5 mm·s⁻¹,保护气体为氩气。

表1 激光熔覆层的原料配方

Table 1 Raw material formula of laser cladding layer

原料	铬粉	钨粉	石墨粉	铁粉
质量分数/%	30.15	10.35	51.15	8.35

采用Leica DM2700M型光学显微镜对熔覆层的宏观形貌进行观察。用线切割加工出尺寸为10 mm×5 mm×5 mm的试样,经超声清洗、镶嵌、打磨、抛光、王水腐蚀后,采用Hitachi S-3400N型扫描电镜(SEM)对熔覆层的截面微观形貌进行观察,采用SEM附带的JXA-8100型能谱仪(EDS)进行微区成分分析。采用X'Pert Pro MDP型X射线衍射仪(XRD)分析熔覆层的物相组成,采用铜靶,K_α射线,管电压为40 kV,管电流为40 mA,扫描范围为20°~90°,扫描速率为10(°)·min⁻¹,步长为0.02°。采用热震试验研究熔覆层与基体的结合性能,将熔覆层试样置于500℃的马弗炉中保温2 min,随后立即水淬3 min,反复操作50次后,采用SEM观察熔覆层与基体界面处的截面形貌。采用HXD-1000TMC型显微硬度计测熔覆层和基体截面的维氏硬度,测试间隔为0.1 mm,载荷为1.96 N,保载时间为15 s。采用Optimal SRV型摩擦磨损试验机对熔覆层试样和基体试样进行摩擦磨损试验,对磨件为Si₃N₄球(硬度1 800 HV,直径10 mm),法向载荷为90 N,行程为1 mm,往复频率为30 Hz,试验时间为60 min;摩擦磨损试验后,以未磨损表面为基准

面,磨损表面上垂直于磨痕方向为 x 轴,磨损表面法向为 y 轴,采用 TL-1 型探针式粗糙度测试仪绘制磨痕轮廓;采用 Talysurf 5P-120 型表面形貌仪测定磨损表面的形貌曲线,计算磨损体积。

2 试验结果与讨论

2.1 宏观形貌

由图 1 可以看出,在 $5\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 扫描速度下,不同激光功率制备熔覆层中均出现了明显的宽度约 6.5 mm 的窄条状熔覆区域(非搭接区)以及窄条状

熔覆区域之间的搭接区。 $2\,500\text{ W}$ 激光功率下制备的熔覆层单道宽度较窄,原料粉末仍保持原状,熔覆层几乎未实现成形,且搭接区域存在较多未熔化的粉体颗粒与球化熔粒,整体成形质量较差。当激光功率增加到 $3\,000\text{ W}$ 时,熔覆层部分成形,搭接区出现金属熔合形貌且未熔颗粒数量明显减少,但仍存在较多的球化熔粒。当激光功率为 $3\,500\text{ W}$ 时,熔覆层表面平整度良好,搭接区存在少量球化熔粒且未出现明显未熔颗粒,说明 $3\,500\text{ W}$ 的激光功率对该熔覆材料具有较好的熔覆效果。

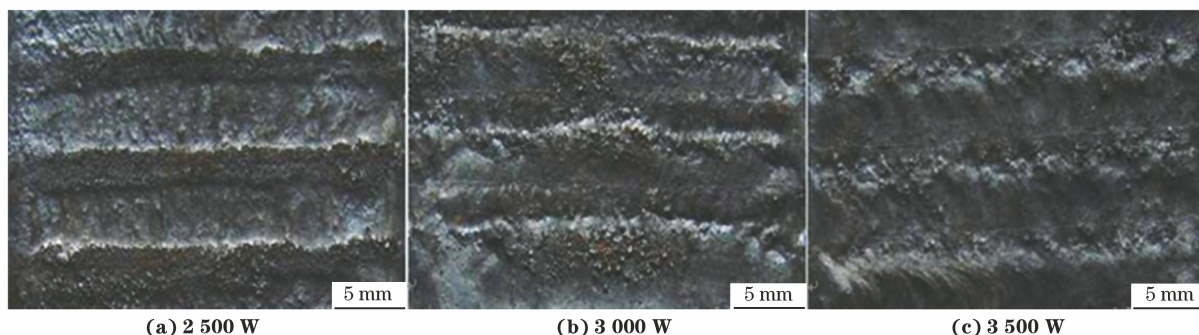


图 1 不同激光功率制备熔覆层的表面宏观形貌(扫描速度 $5\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$)

Fig.1 Surface macromorphology of cladding layer prepared with different laser powers (scanning speed of $5\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$)

由图 2 结合图 1(c)可知,在 $3\,500\text{ W}$ 激光功率下,随着扫描速度由 $5\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 下降到 $2\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$,熔覆层成形质量逐渐变好。 $5\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 扫描速度制备得到熔覆层搭接区存在一些球化熔粒,部分熔覆层成形良好,但整体成形质量一般。 $3\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 扫描速度下制备得到熔覆层平整度较好,搭接区的球化熔粒较少。当扫描速度为 $2\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,熔覆层表面球化熔粒完全消失,熔覆层有明显金属光泽且均匀度与平整度良好。对比可知,在高激光

能量下,随着扫描速度的降低,原料粉末有足够的时间充分熔融从而形成均匀平整的表面形貌。熔覆层表面出现的黑色物质可能来源于激光熔池中聚乙烯醇的焦化、混合粉体中合金元素的氧化或高含量石墨的上浮脱碳,该黑色物质可被清除。综上可知,在 $3\,500\text{ W}$ 激光功率、 $2\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 扫描速度下制备得到的熔覆层具有较好的成形质量,因此后面对该工艺下熔覆层的微观形貌与性能进行研究。

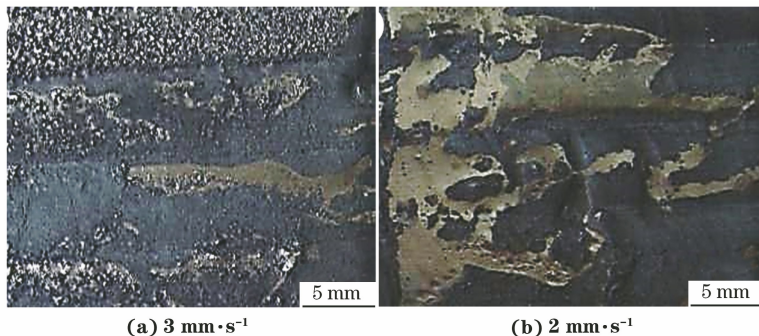


图 2 不同扫描速度制备熔覆层的表面宏观形貌(激光功率 $3\,500\text{ W}$)

Fig.2 Surface macromorphology of cladding layer prepared with different scanning speeds (laser power of $3\,500\text{ W}$)

2.2 微观形貌与物相组成

由图 3 可知,在激光功率 $3\,500\text{ W}$ 、扫描速度 $2\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 条件下,非搭接区熔覆层试样截面由熔覆层、熔合层与基体组成,其中熔覆层厚度约为

$500\text{ }\mu\text{m}$,熔合层厚度约为 $10\text{ }\mu\text{m}$ 。熔覆层组织主要由碳化物强化相与马氏体相组成,碳化物相呈现三维网络结构,同时该网络结构还存在由合金基体相凝固成分偏析产生的共晶组织或伪共晶组织。熔覆层组

组织细小致密,且无明显裂纹。由熔覆层表面到内部,其组织逐渐由等轴晶(区域 A 和 B)、树枝晶(区域 C)向柱状晶与平面晶(区域 D)转变,该晶粒形貌的演变是由凝固形状控制因子 K (温度梯度与凝固结晶速率的比值)决定的^[15]。在靠近熔合层处 K 值较大,导致平面晶产生;随着距熔合层距离的增大,形核率下降,在正的凝固温度梯度作用下,熔覆层晶粒沿着热量传

递方向呈柱状晶生长;随着距熔合层距离的继续增大,此时熔体快速达到过冷状态,熔体凝固释放的相变潜热导致正凝固温度梯度的产生,进而引发树枝晶的生成;在熔覆层表面处,较大的过冷度促进大量晶粒形核,从而形成等轴晶。熔合层为一条白亮带,其晶粒为熔覆层熔体在较大过冷度下所形成的细小晶粒,组织中无明显杂质及缺陷。

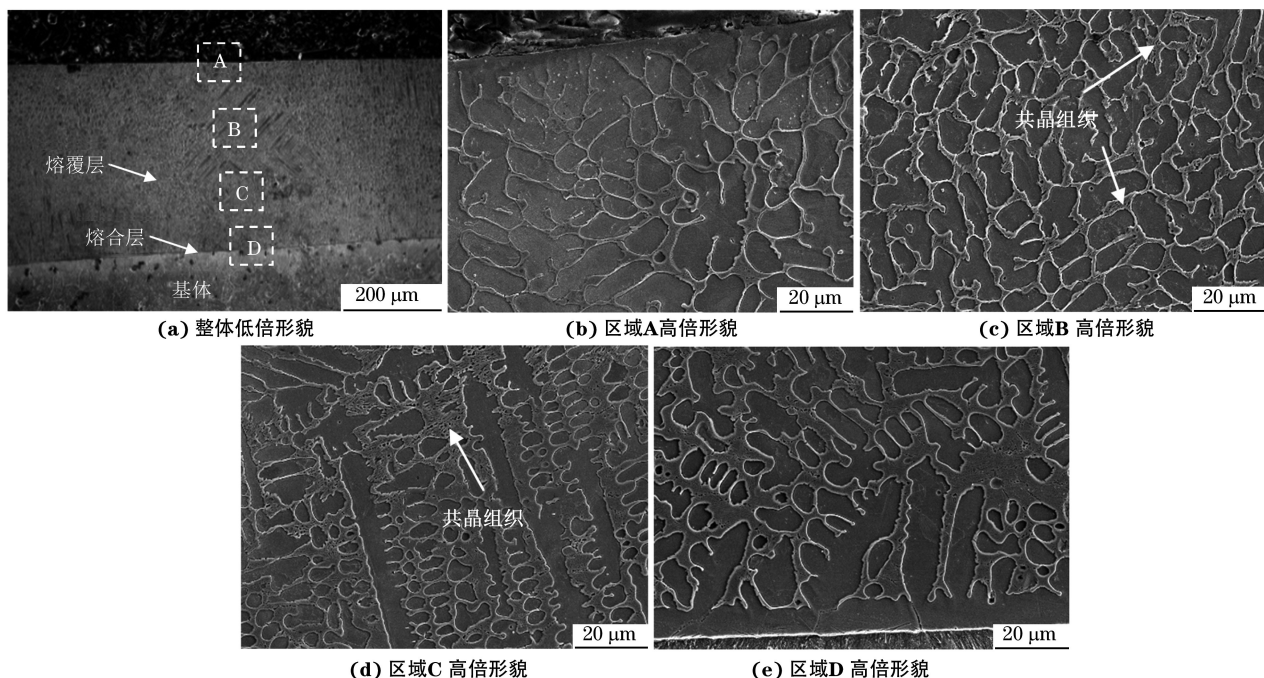


图3 非搭接区熔覆层试样的截面 SEM 形貌(激光功率 3 500 W,扫描速度 2 mm·s⁻¹)

Fig.3 Section SEM morphology of cladding layer sample of non-overlapping area (laser power of 3 500 W and scanning speed of 2 mm·s⁻¹): (a) overall morphology at low magnification; (b) morphology of area A at high magnification; (c) morphology of area B at high magnification; (d) morphology of area C at high magnification and (e) morphology of area D at high magnification

由图 4 可知,搭接区熔覆层试样截面由熔覆层、熔合层与基体组成,其中熔覆层厚度约为 550 μm,熔合层厚度约为 8 μm。相较非搭接区,搭接区熔覆层中的网络结构更明显,共晶组织更均匀、规则且致密;由熔覆层表面到内部,其组织逐渐由均匀等轴晶和不明晰的树枝晶(区域 E、F、G)向平面晶与少量柱状晶(区域 H)转变。与非搭接区相比,激光重熔作用及熔池的对流使得搭接区内成分更加均匀,熔池凝固过程中合金相周围更易形成共晶组织网络,同时晶粒尺寸略有减小。

由图 5 可知:搭接区和非搭接区熔覆层中白亮相和灰质相的化学成分相似,均含有铁、钨、铬、碳、镍 5 种元素,主要元素均为铁元素和碳元素,其中灰质相中含有相对较少的钨、铬及较多的镍元素,说明灰质相主要为铁基合金相及部分碳富集相,白亮相含有相对较多的钨、铬及较少的镍元

素,说明白亮相主要为合金碳化物相,其中镍元素来源于黏结层。

由图 6 可知,熔覆层的主要物相为 Cr₇C₃、WC、Fe₃C 与 FeM 固溶体(M 代表 Ni、W、Cr、C),说明激光熔覆可原位合成 Cr₇C₃ 与 WC 碳化物强化相。结合图 5 可知,熔覆层中的灰质相为 FeM 固溶体与碳富集区,而白亮相为 Cr₇C₃、WC、Fe₃C 富集区。其中,FeM 固溶体是由于镍基合金粉黏结层在激光熔池对流作用下对表面熔覆层的熔融稀释形成的。在表面激光熔覆过程中,黏结层粉末发生熔融、对流、扩散,使其与表面熔覆层形成合金化的复合熔覆层,结合熔合层的白亮带,可知熔覆层与基体形成了冶金结合。

2.3 与基体的结合性能

由图 7 可知,经 500℃反复 50 次的热震试验后,熔覆层内部无明显裂纹等缺陷产生,且熔覆层与基体

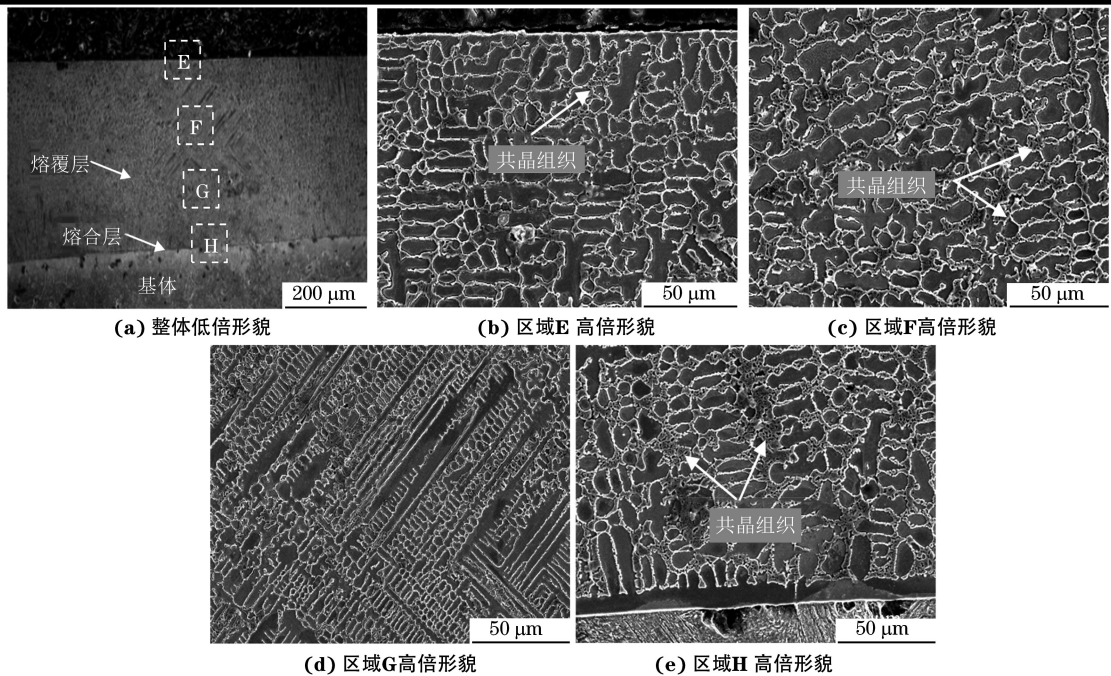


图4 搭接区熔覆层试样的截面 SEM 形貌(激光功率 3 500 W,扫描速度 2 mm·s⁻¹)

Fig.4 Section SEM morphology of cladding layer sample of overlapping area (laser power of 3 500 W and scanning speed of 2 mm·s⁻¹): (a) overall morphology at low magnification; (b) morphology of area E at high magnification; (c) morphology of area F at high magnification; (d) morphology of area G at high magnification and (e) morphology of area H at high magnification

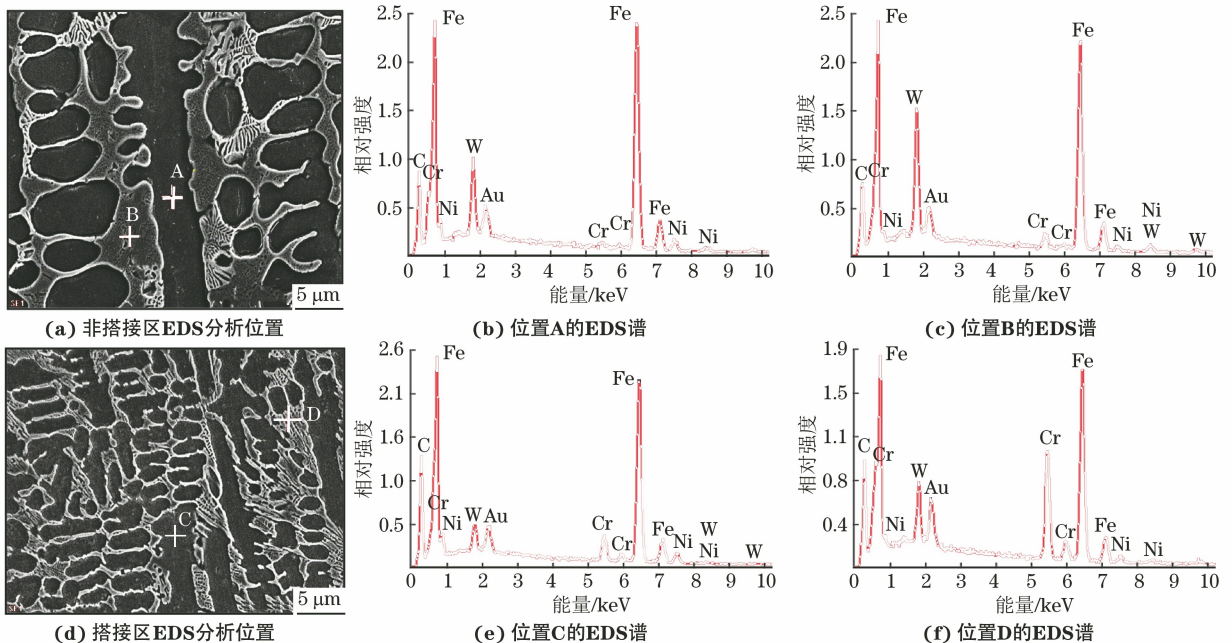


图5 非搭接区与搭接区熔覆层的 EDS 分析位置与 EDS 谱(激光功率 3 500 W,扫描速度 2 mm·s⁻¹)

Fig.5 EDS analysis points (a, d) and EDS spectra (b—e, e—f) of cladding layer of non-overlapping area (a—c) and overlapping area (d—f) (laser power of 3 500 W and scanning speed of 2 mm·s⁻¹): (b) position A; (c) position B; (e) position C and (f) position D

间界面处未见明显裂纹、剥离等现象,说明二者形成了较好的结合,这主要是因为原位自生碳化物相与 FeM 合金相间具有较好的界面相容性,且镍基合金粉在激光熔覆过程中发生熔融、对流、扩散,使其与熔覆

层形成合金化的复合熔覆层,从而提高了熔覆层的内部结合力,使熔覆层与基体形成了冶金结合^[16]。

2.4 显微硬度

由图8可知,随着距表面距离的增加,熔覆层的

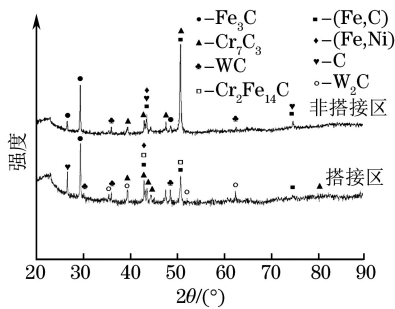


图 6 非搭接区与搭接区熔覆层的 XRD 谱(激光功率 3 500 W, 扫描速度 2 mm·s⁻¹)

Fig.6 XRD patterns of cladding layer of non-overlapping area and overlapping area (laser power of 3 500 W and scanning speed of 2 mm·s⁻¹)

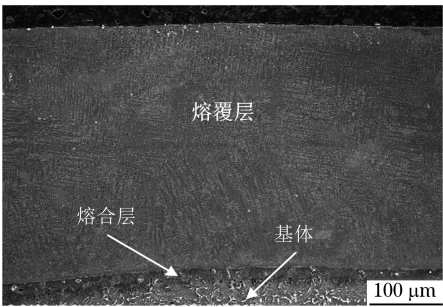
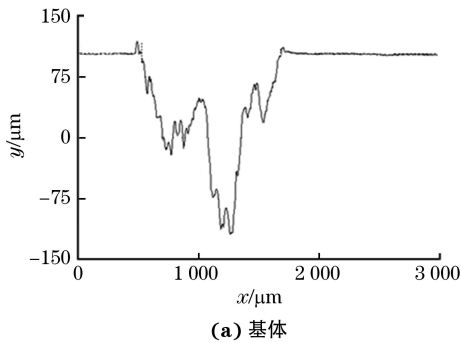


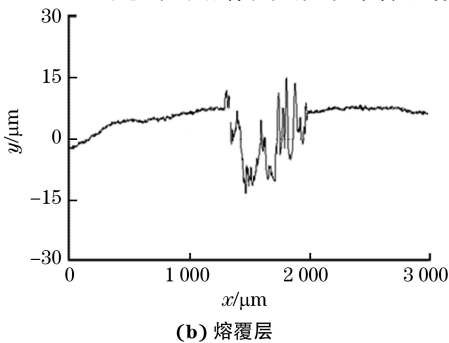
图 7 激光功率 3 500 W、扫描速度 2 mm·s⁻¹下制备得到熔覆层经热震试验后的截面形貌

Fig.7 Section morphology of cladding layer prepared with laser power of 3 500 W and scanning speed of 2 mm·s⁻¹ after thermal shock

硬度先缓慢降低,当距表面距离大于 550 μm 时,硬度急剧降低,说明此时测试的区域已属于硬度较低的熔合层,其中熔覆层的平均硬度为 507.6 HV,而基体的平均硬度为 304.5 HV,熔覆层的硬度较基体提高了约 63.8%。熔覆层硬度与其屈服强度有正相关性。在激光熔覆过程中,熔池由内向外的凝固行为导致低熔点的碳化物(Cr₇C₃、WC 与 Fe₃C)向熔覆层表层区域富集,起到第二相强化作用;激光熔



(a) 基体



(b) 熔覆层

图 9 磨损试验后基体和激光功率 3 500 W、扫描速度 2 mm·s⁻¹下制备得到熔覆层的磨损轮廓

Fig.9 Wear profile of substrate (a) and cladding layer prepared with laser power of 3 500 W and scanning speed of 2 mm·s⁻¹ (b) after wear test

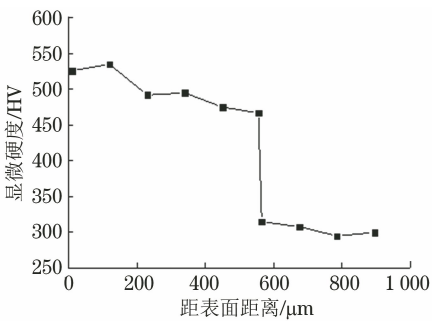


图 8 激光功率 3 500 W、扫描速度 2 mm·s⁻¹下制备得到熔覆层试样的截面硬度分布曲线

Fig.8 Section hardness distribution curve of cladding layer sample prepared with laser power of 3 500 W and scanning speed of 2 mm·s⁻¹

覆过程的快速降温行为导致表层区域具有较大过冷度,引起合金相与碳化物相的结晶率升高,晶粒细化,从而提高了熔覆层表层区域的屈服强度^[17],进而提高了表层的硬度。较多的碳元素与合金元素使熔覆层形成明显的固溶强化效应。3 种强化机制的协同作用使得熔覆层具有很高的硬度,远高于基体。

2.5 摩擦磨损性能

由图 9 可知,磨损试验后,45 钢基体磨痕宽而深,熔覆层磨痕窄而浅。由图 10 可知:45 钢基体的摩擦因数在 0~120 s 内由 0 增加到 0.48,在摩擦稳定阶段的平均摩擦因数为 0.458;熔覆层的摩擦因数在 0~120 s 内由 0 增加到 0.25,在摩擦稳定阶段的平均摩擦因数为 0.128,仅为基体的 1/4。基体和熔覆层的磨损率分别为 4.9×10⁶,5.4×10⁵ cm³·N⁻¹·m⁻¹,熔覆层的磨损率仅为基体的 1/9。熔覆层中致密的碳化物网络将基体相分割成无数窄小的微观密闭空间,使熔覆层硬度趋近于碳化物组织^[18];在摩擦磨损过程中,碳化物网络结构承受主要载荷,使得熔覆层的磨损量较低,同时熔覆层中的石墨可起到润滑作用,减小摩擦因数。

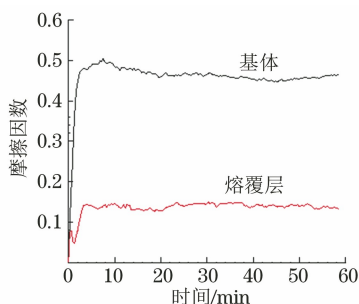
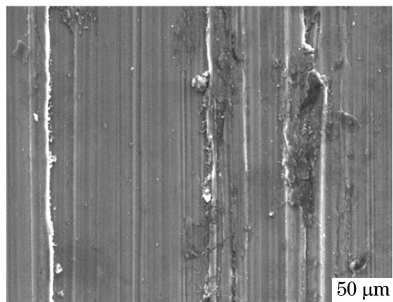


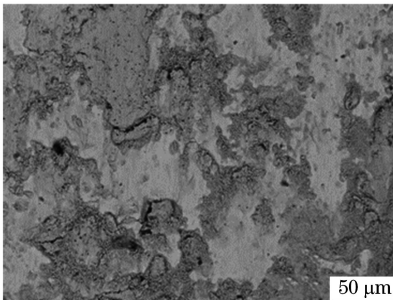
图 10 基体和激光功率 3 500 W、扫描速度 2 mm·s⁻¹下制备得到熔覆层的摩擦因数随时间的变化曲线

Fig.10 Friction coefficient vs time curves of substrate and cladding layer prepared with laser power of 3 500 W and scanning speed of 2 mm·s⁻¹

由图 11 可知:相同条件下磨损试验后 45 钢基体发生较严重的磨损,存在明显犁沟和部分长条鳞片状剥落区域,说明基体发生了磨粒磨损和黏着磨损;熔覆层的磨损程度较为轻微,表面未发现明显犁沟或塑性变形的磨痕,只有少量的轻度磨粒磨损和黏着磨损痕迹。在摩擦磨损过程中,熔覆层中均匀密集分布呈网络结构的碳化物增强相分散了摩擦作用,灰质相与基体相均发生局部剥离而引起轻微黏着磨损,少量凸出碳化物颗粒脱落引起轻微磨粒磨损^[19]。



(a) 基体



(b) 熔覆层

图 11 基体和激光功率 3 500 W、扫描速度 2 mm·s⁻¹下制备得到熔覆层的磨损表面 SEM 形貌

Fig.11 SEM images of wear surface of substrate (a) and cladding layer prepared with laser power of 3 500 W and scanning speed of 2 mm·s⁻¹ (b)

3 结 论

(1) 以铬粉、钨粉、石墨粉与铁粉为熔覆层材料, Ni60 合金粉体为黏结层材料, 在 3 500 W 激光功率与 2 mm·s⁻¹ 扫描速度下在 45 钢基体上制备得到的激光熔覆层具有较好的成形质量。

(2) 熔覆层中原位自生了网络结构的 WC-Cr₇C₃ 复合碳化物, 基体相为合金相 FeM (M 代表 Ni, W, Cr, C), 熔覆层与黏结层发生了元素合金化; 由表面到内部, 熔覆层组织逐渐由等轴晶和树枝晶向柱状晶与平面晶转变。

(3) 热震试验后熔覆层内部无明显裂纹等缺陷产生, 且熔覆层与基体界面处未见明显裂纹、剥离等现象, 说明二者形成了良好的冶金结合; 熔覆层的平均硬度为 507.6 HV, 较基体提高约 63.8%, 高硬度与其第二相强化、细晶强化和固溶强化的协同作用有关; 熔覆层在摩擦稳定阶段的平均摩擦因数为 0.128, 仅为基体的 1/4, 磨损率为 5.4 × 10⁻⁵ cm³·N⁻¹·m⁻¹, 仅为基体的 1/9, 磨损形式为轻微的磨粒磨损和轻微的黏着磨损。

参考文献:

- [1] 柴程, 李新梅, 王松臣, 等. SiC 增强 Ni35 合金激光熔覆层的组织和性能[J]. 机械工程材料, 2021, 45(9): 58-61.
CHAI C, LI X M, WANG S C, et al. Microstructure and properties of laser cladding SiC reinforced Ni35 alloy layer[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2021, 45(9): 58-61.
- [2] 刘全民. 激光熔覆陶瓷增强金属基复合涂层研究现状[J]. 热喷涂技术, 2014, 6(2): 1-5.
LIU Q M. Current status of laser cladding ceramic reinforced metal matrix composite coating [J]. Thermal Spray Technology, 2014, 6(2): 1-5.
- [3] 张松, 张春华, 康煜平, 等. 钛合金表面激光熔覆原位生成 TiC 增强复合涂层[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(6): 1026-1030.
ZHANG S, ZHANG C H, KANG Y P, et al. Mechanism of in situ formation of TiC particle reinforced Ti-based composite coating induced by laser melting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(6): 1026-1030.
- [4] ADESINA O S, POPOOLA A P I, PITYANA S L, et al. Microstructural and tribological behavior of in situ synthesized Ti/Co coatings on Ti-6Al-4V alloy using laser surface cladding technique [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 95(1/2/3/4): 1265-1280.
- [5] ZHAO X Y, ZHANG P, WANG X J, et al. In-situ formation of textured TiN coatings on biomedical titanium alloy by laser irradiation [J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2018, 78: 143-153.

- [6] 吴军,金杰,朱冬冬,等. TiC 添加量对高能激光熔覆 Inconel718 基陶瓷涂层显微组织和摩擦磨损性能的影响[J]. 表面技术,2021,50(9):225-235.
- WU J, JIN J, ZHU D D, et al. Effect of TiC content on microstructure, friction and wear properties of Inconel718 based ceramic coatings prepared by high energy laser cladding [J]. Surface Technology, 2021, 50(9): 225-235.
- [7] 伍天华,李文戈,原位自生 WC-Cr₃C₂ 复相陶瓷增强铁基表面复合材料[J]. 材料科学与工程学报,2009,27(6):924-927.
- WU T H, LI W G. In-situ WC-Cr₃C₂ carbide cermets reinforced surface composites on a ferrous matrix[J]. Journal of Materials Science & Engineering, 2009, 27(6): 924-927.
- [8] 王倩,刘桂武,郑开宏,等. 网络互穿型碳化硅陶瓷/铁基复合材料制备及其耐磨性能[J]. 硅酸盐学报,2012,40(4):493-497.
- WANG Q, LIU G W, ZHENG K H, et al. Preparation and wear resistance of SiC/Fe composites with interpenetrating structure[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2012, 40(4): 493-497.
- [9] 茅美红,吴钢,吴钱林,等. 原位合成 Cr₇C₃ 激光熔覆陶瓷涂层的显微组织及腐蚀性能[J]. 腐蚀与防护,2012,33(6):466-469.
- MAO M H, WU G, WU Q L, et al. Microstructure and corrosion behavior of in situ synthesized Cr₇C₃ ceramic coating prepared by laser cladding[J]. Corrosion & Protection, 2012, 33(6): 466-469.
- [10] 钟文华,刘贵仲,高原,等. WC 对 Ni-Cr₃C₂ 激光熔覆层组织与性能的影响[J]. 热加工工艺,2012,41(10):153-156.
- ZHONG W H, LIU G Z, GAO Y, et al. Effect of WC on microstructure and propertise of Ni-Cr₃C₂ cladding layer[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(10): 153-156.
- [11] 张津超,石世宏,龚燕琪,等. 激光熔覆技术研究进展[J]. 表面技术,2020,49(10):1-11.
- ZHANG J C, SHI S H, GONG Y Q, et al. Research progress of laser cladding technology[J]. Surface Technology, 2020, 49(10): 1-11.
- [12] 翁飞. 钛合金表面陶瓷强化金属基复合激光熔覆层的微观组织与耐磨性能研究[D]. 山东大学,2017.
- WENG F. Microstructure and wear resistance of ceramic reinforced metal matrix composite laser cladding layer on titanium alloy surface[D]. Shandong University, 2017.
- [13] 聂学武,周建忠,徐家乐,等. 超声振幅对激光熔覆 WC/IN718 复合涂层组织及性能的影响[J]. 表面技术,2020,49(9):206-214.
- NIE X W, ZHOU J Z, XU J L, et al. Effect of ultrasound amplitude on microstructure and properties of laser cladding WC/IN718 composite coatings[J]. Surface Technology, 2020, 49(9): 206-214.
- [14] 林冉,舒林森,董月,等. 激光功率和扫描速度对熔覆组织与性能的影响[J]. 激光与光电子学进展,2021,58(19):1914004.
- LIN R, SHU L S, DONG Y, et al. Effect of laser power and scanning speed on microstructure and properties of cladding [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(19): 1914004.
- [15] 胡肇炜,李文戈. 激光熔覆原位合成 Mo₂NiB₂ 涂层工艺研究[J]. 表面技术,2017,46(8):1-6.
- HU Z W, LI W G. Process research of in situ synthesis of Mo₂NiB₂ coating by laser cladding[J]. Surface Technology, 2017, 46(8): 1-6.
- [16] 黄凤晓,江中浩,刘喜明. 激光熔覆工艺参数对横向搭接熔覆层结合界面组织的影响[J]. 光学精密工程,2011,19(2):316-322.
- HUANG F X, JIANG Z H, LIU X M. Effects of parameters on microstructure of bonding interface formed by overlapping laser cladding[J]. Optics and Precision Engineering, 2011, 19(2): 316-322.
- [17] ZHAO Y T, WANG L B, SUN Y L, et al. Influences of Al and Ti particles on microstructure, internal stress and property of Ni composite coatings[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 793: 314-325.
- [18] 王勇刚,刘和剑,回丽,等. 激光熔覆原位自生碳化物增强自润滑耐磨复合涂层的高温摩擦学性能[J]. 材料工程,2019,47(5):72-78.
- WANG Y G, LIU H J, HUI L, et al. High temperature tribological properties of laser cladding in-situ carbide reinforced self-lubricating wear resistant composite coating [J]. Journal of Materials Engineering, 2019, 47(5): 72-78.
- [19] 白峭峰,欧阳昌耀,赵春江,等. 激光熔覆 Fe 基合金涂层不同熔覆区域组织与耐磨性能[J]. 热加工工艺,2022,51(8):94-97.
- BAI Q F, OUYANG C Y, ZHAO C J, et al. Microstructure and wear resistance of laser cladding Fe-based alloy coatings in different cladding areas [J]. Hot Working Technology, 2022, 51(8): 94-97.