

激光熔覆工艺对 CoCrMo 钴基合金 涂层组织与性能的影响

赵永胜, 葛超, 吴影*, 陈春伦, 刘艳, 陈辉

(西南交通大学 材料科学与工程学院, 成都 610031)

摘要: **目的** 以激光熔覆技术在制动盘表面制备 CoCrMo 钴基涂层, 提高其摩擦面的力学性能。**方法** 以 24CrNiMo 钢为基体, CoCrMo 合金粉末为涂层材料, 研究了工艺参数对熔宽、熔高、熔深和稀释率的影响规律。通过组织和性能测试, 分析不同工艺参数下涂层的组织、拉伸性能和耐磨损性能等。**结果** 稀释率随着激光功率和扫描速度的增加而增大, 但随送粉速度的增加而减小。熔宽和熔高分别随激光功率和送粉速度的增加而增大, 但随扫描速度的增加而减小。涂层物相主要由 γ -Co、Ni-Cr-Co-Mo 和少量的 ϵ -Co 相组成。显微硬度随着激光功率和送粉率的增加而增大, 但随着扫描速度增加而减小, 最大值约为 304HV0.2。抗拉强度和伸长率随着激光功率的增加而增大, 但随送粉速率的增加而减小, 而随扫描速度的增加先增大而减小。抗拉强度和伸长率最大值分别达到了 $(1\ 202\pm60)$ MPa 和 $(17.4\pm1.3)\%$ 。激光功率和送粉率较高或扫描速度较低时, 具有良好的耐磨性, 但耐磨性提高不显著, 磨损机理为磨粒磨损和黏着磨损。**结论** 激光熔覆工艺对熔宽、熔高和稀释率影响显著, 但对涂层微观组织影响不明显。优化激光熔覆工艺参数可以有效提高熔覆层的硬度和拉伸性能, 但对耐磨性的影响较小。

关键词: CoCrMo 钴基合金; 24CrNiMo 钢; 制动盘; 微观组织; 拉伸性能; 耐磨性

中图分类号: TG174 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2024)23-0216-12

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.23.019

Effect of Laser Cladding Process on Microstructure and Mechanical Properties of CoCrMo Cobalt-based Alloy Coating

ZHAO Yongsheng, GE Chao, WU Ying*, CHEN Chunlun, LIU Yan, CHEN Hui

(School of Materials Science & Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

ABSTRACT: As the speed of high-speed trains continues to increase significantly, the 24CrNiMo cast steel material used in brake discs is increasingly found inadequate in meeting the rigorous braking performance requirements necessary for these advanced high-speed trains. This inadequacy necessitates the exploration of alternative materials that can withstand the higher stress and thermal demands placed on brake systems. Cobalt-based alloys, recognized for their exceptional mechanical properties, including superior strength, excellent wear resistance, and high-temperature stability, are now being widely utilized in demanding applications such as rail transportation, aerospace, and other high-performance fields. The work aims to

收稿日期: 2024-01-27; 修订日期: 2024-07-22

Received: 2024-01-27; Revised: 2024-07-22

基金项目: 国家自然科学基金 (52105372, 52375387)

Fund: The National Natural Science Foundation of China (52105372, 52375387)

引文格式: 赵永胜, 葛超, 吴影, 等. 激光熔覆工艺对 CoCrMo 钴基合金涂层组织与性能的影响[J]. 表面技术, 2024, 53(23): 216-227.

ZHAO Yongsheng, GE Chao, WU Ying, et al. Effect of Laser Cladding Process on Microstructure and Mechanical Properties of CoCrMo Cobalt-based Alloy Coating[J]. Surface Technology, 2024, 53(23): 216-227.

*通信作者 (Corresponding author)

investigate the impact of laser cladding technology on the microstructure and mechanical properties of CoCrMo cobalt-based alloy cladding coatings. The primary goal is to enhance the strength, wear resistance, and overall durability of the brake disc friction surface to meet the elevated performance demands of modern high-speed train brake systems. In the experimental setup, 24CrNiMo steel brake discs serve as the substrate material, and CoCrMo cobalt-based alloy powder is used for cladding. The study meticulously examines how variations in single-factor laser cladding process parameters, such as laser power, scanning speed, and powder feeding rate, affect critical aspects including melt width, melt height, melt depth, and dilution rate. Comprehensive evaluations are conducted by various techniques, including optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), microhardness testing, friction and wear testing, and tensile testing, to assess the microstructure and mechanical properties of the cladding coatings under different conditions. The experimental results indicate that both melt width and dilution rate increase as the laser power increases, while melt height and melt depth remain relatively stable across different power settings. The dilution rate also increases with increasing scanning speed, but melt height and melt width decrease with increasing scanning speed. Moreover, the melt height increases as the powder feeding rate rises, whereas the dilution rate decreases as the feeding rate increases. Despite variations in process parameters, the microstructure of the cladding coating exhibits minimal changes, predominantly consisting of γ -Co, Ni-Cr-Co-Mo solid solution, and a small amount of ϵ -Co phase. The microstructure is characterized mainly by columnar and cellular crystals. The microhardness of the cladding coating increases with increasing laser power and powder feeding rates, but decreases with the increasing scanning speed, reaching a peak value of approximately 304HV0.2. The tensile strength and yield strength demonstrate an increasing trend with the increasing laser power but decrease with the increasing scanning speed. After fracture, the elongation increases with laser power, initially rises and then decreases with the increasing scanning speed, and decreases with the increasing powder feeding rates. Under varying process parameters, the maximum tensile strength achieved is $(1\ 202\pm60)$ MPa, with a maximum elongation of $(17.4\pm1.3)\%$. Although laser power does not significantly affect wear resistance, higher laser power and powder feeding rates or lower scanning speed, result in improved wear resistance, with abrasive wear and adhesive wear identified as the primary wear mechanisms. Overall, the laser cladding process has a significant impact on the melt width, melt height, and dilution rate, though its effect on the microstructure of the cladding coating is relatively minor. By optimizing the laser cladding process parameters, it is possible to substantially enhance the hardness and tensile properties of the cladding coating, although the impact on wear resistance remains somewhat limited.

KEY WORDS: CoCrMo cobalt-based alloy; 24CrNiMo steel; brake disc; microstructure; tensile properties; wear resistance

近年来,随着高速列车的快速发展,制动盘^[1-3]作为其重要的安全组成部分而备受关注。24CrNiMo 低合金钢^[4-8]因其具有较高的强度、韧性、耐磨性和热疲劳性能,常被用作制动盘材料,因此受到了广泛学者的研究和应用。24CrNiMo 低合金钢主要由铁素体、马氏体和贝氏体组成^[9],这些物相的比例和分布使其在制动盘中发挥了良好的制动性能。然而随着高速列车的不断提速,目前使用的 24CrNiMo 钢基制动盘很难满足高速列车的力学性能需求,因此对制动盘摩擦面进行摩擦性能改性显得尤为重要。其中,堆焊是一种可选技术,可以在不改变材料整体性能的情况下提升部件的耐磨性等力学性能,包括如激光沉积、等离子转移弧焊和钨极惰性气体保护焊^[10-12]。与其他方法相比,激光熔覆因其效率高、热输入低、变形小、稀释率低以及与基材的结合强度高而受到青睐^[13]。此外,激光熔覆的进料可以是不同的形式,包括粉末、丝材和带材。特别是对于金属粉末,可以通过机械混合和气雾化任意地调节粉体的成分比例,从而达到调节成形试件的能力。因此,在制动盘表面激光熔覆

一层力学性能较好涂层是良好的选择。

此外,针对 Cr-Mo-V 钢和 Cr-Ni-Mo-V 钢,以往的研究已经证明,其高温强度和抗氧化性能较差,从而引起裂纹扩展^[14-15]。因此,对于因具有优异的耐磨性、耐热性、热疲劳性能和高温耐腐蚀性能的钴基合金^[16-18]便成为一种潜在的堆焊材料,可用于制动盘磨损表面涂层的制备^[19-21]。目前,利用激光熔覆技术在钢基制动盘表面制备 CoCrMo 钴基合金涂层的研究较少。虽然钴基具有较高的强度,但是在激光熔覆钴基合金涂层中,塑性不足导致了涂层裂纹的形成和扩展^[22-23]。这主要是强韧性问题,从实际应用的角度来看,如果使用激光熔覆能够提高钴基合金涂层强韧性匹配,将大大提高工程部件的使用寿命。

周梁栋等^[24]采用激光熔覆技术方法,通过向熔覆金属粉末中添加高硬度、高耐磨性的陶瓷颗粒,来提升熔覆层的硬度和耐磨损性能。结果表明,添加 20% (质量分数) WC 的 CoCrMo 合金粉末能够制备无明显缺陷、结合良好、显微硬度较高的熔覆层,但是并未研究其拉伸性能。Zhang 等^[25]研究了激光粉末床熔

融 (LPBF) CoCrMo 合金的特征组织和力学性能。虽然通过两步固溶和时效处理,获得了优异的强度和延展性组合,但是沉积态 CoCrMo 合金的延展性较低。商鹏等^[26]针对钛合金材料表面硬度与耐磨性较差的问题,尝试采用激光熔覆技术在纯钛板上制备 CoCrMo 新型高硬度耐磨熔覆层。结果表明,通过对 3 种不同扫描路径下激光熔覆样件的宏/微观显微组织的对比分析,发现单向搭接方式得到的样件表面质量最佳,且熔覆层显微组织形态最优。此外,发现熔覆层与基材相比,熔覆层硬度有显著提高,为基材的 5~6 倍,耐磨性也获得明显提高。Chen 等^[27]为了提高塑钢 718H 的表面性能,采用激光表面熔覆技术获得了耐磨 CoCrMo 合金熔覆层。结果表明,与基体相比,熔覆层的显微硬度显著提高,耐磨性得到显著增强。虽然目前一些钴基合金具备良好的耐磨性和热疲劳性能^[28-30],但强度和塑性不匹配是急需解决的问题^[15]。

在此背景下,本文参考 Wu 等^[15]的研究,在 Stellite 6 涂层中添加钛和镍,主要是改善合金的强塑性匹配度。在前人的研究中,钴基合金的研究大多数主要集中磨损性能上^[31-35],目前针对钢基制动盘研究激光熔覆 CoCrMo 钴基合金涂层还比较少,特别是关于激光熔覆工艺参数对 CoCrMo 合金涂层组织和力学性能的研究鲜有报道。因此,在本文中,通过向 CoCrMo 钴基加入 Ni 和 Al 元素,并探究激光熔覆工艺参数对 CoCrMo 微观组织和力学性能的影响。希望通过这一研究能够提高制动盘材料的力学性能,并对后续研究激光熔覆 CoCrMo 合金打下理论基础。

1 试验

1.1 材料与涂层制备

本研究所使用的球形雾化合金粉末材料包括商业 CoCrMo 合金粉末(由北京中航迈特公司提供)以及纯 Al 和 Ni 粉末(纯度均为 99.9%,由中国长沙天久金属材料有限公司提供),粉末粒径为 45~150 μm 。由于纯 CoCrMo 合金的抗拉强度较低(低于 1 050 MPa,如图 1a 所示),因此需要提高 CoCrMo 合金的强度。根据前期的大量试验探究发现,纯 Al 和 Ni 粉末按照质量分数为 7%和 14.5%与 CoCrMo 进行混合具有较高的抗拉强度和塑性,其中 CoCrMo 合金粉末的 SEM 形貌如图 1b 所示。3 种不同合金粉末在行星式球磨机(YXQM-2L)中以 200 r/min 的转速机械混合 3 h,混合后粉末的等效化学组成见表 1。激光熔覆在 IPG YLS-6000 激光系统上进行,该系统配备了光纤传输的 6.0 kW 光纤激光器和焦距为 11.6 mm 的同轴激光熔覆头,光斑直径选择为 3 mm。使用 99.999%氩气作为粉末载体和保护气体,其中保护气流量为 25 L/h,载粉气流量 5 L/h。采用 24CrNiMo 钢作为基体,其化学成分见表 1。为了满足样品的尺寸要求,熔覆层分为 3 层(涂层厚度约 4 mm,搭接率为 40%)。根据前期试验探索,激光熔覆工艺参数总结于表 2 和表 3,设备及成形情况如图 2 所示。

1.2 性能测试及组织观察

采用光学显微镜和场发射扫描电子显微镜(FE-SEM;

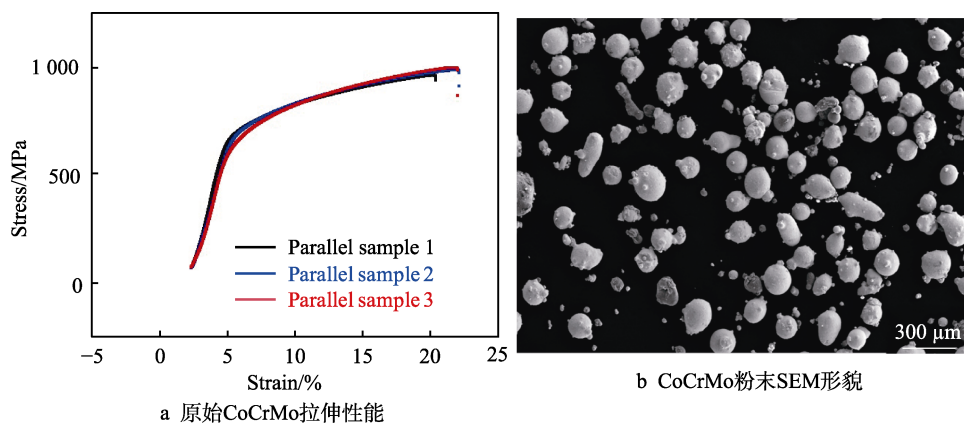


图 1 CoCrMo 粉末拉伸性能和形貌

Fig.1 Tensile properties and morphology of CoCrMo powder: a) tensile properties of original CoCrMo; b) SEM morphology of CoCrMo powder

表 1 CoCrMo 粉末及基体的化学成分

Tab.1 Chemical composition of CoCrMo powder and substrate

Material	wt.%								
	C	Fe	Mn	Ni	Mo	Si	Al	Cr	Co
CoCrMo	0.078 5	0.216	0.149	14.5	4.78	0.559	7	22.18	Bal.
24CrNiMo	0.230	Bal.	0.72	1.81	0.47	0.21	—	1.12	—

表 2 单道激光沉积工艺参数
Tab.2 Process parameters for single-track laser deposition

Laser power/W	Scanning speed/(mm·min ⁻¹)	Powder flow rate/(g·min ⁻¹)
1 500	200	6
1 800	250	10
2 100	300	14
2 400	350	18
2 700	400	22

表 3 多道激光沉积工艺参数
Tab.3 Process parameters for multi-track laser deposition

No.	Laser power/W	Scanning speed/(mm·min ⁻¹)	Powder flow rate/(g·min ⁻¹)
1	1 800	300	14
2	2 100	300	14
3	2 400	300	14
4	2 100	250	14
5	2 100	300	14
6	2 100	350	14
7	2 100	300	10
8	2 100	300	14
9	2 100	300	18

FEI, XL30S-FEG) 观察沉积试样的微观结构。使用 Pert-Pro MPD 衍射仪进行 X 射线衍射 (XRD), 以确定熔覆层的相组成。在进行 XRD、SEM 和 EDS 检查之前, 对样品进行机械研磨和镜面抛光。用于 SEM 检查的样品在王水溶液进行腐蚀。硬度测试采用 FM-700 显微硬度计进行, 同一平行位置测试 3 个点,

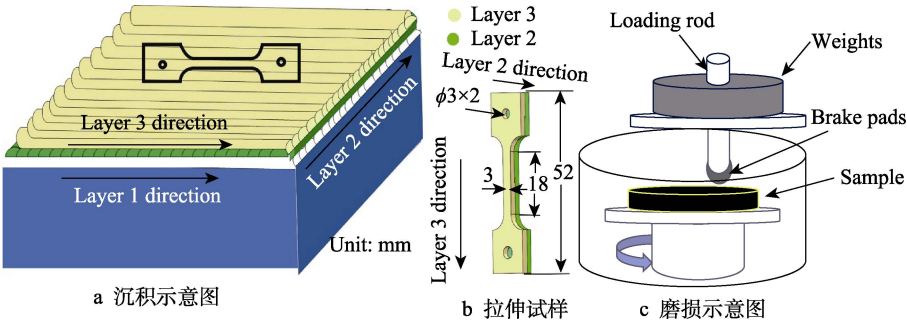


图 3 沉积试样及测试试样
Fig.3 Deposition sample and test specimens: a) schematic diagram of deposition;
b) tensile specimen; c) schematic diagram of wear

2 结果及分析

2.1 激光熔覆工艺参数对单道成形的影响

采用式 (1) 计算稀释率^[36], 其中 ε 为稀释率, h 为熔高, H 为熔深。
$$\varepsilon=h/(h+H)$$
 (1)
使用光学显微镜对不同激光工艺参数下的单道

取其平均值。施加载荷为 200 g, 加载时间为 15 s。通过线切割加工从涂层的顶部两层切下拉伸样品, 加载方向平行于第 3 层的沉积方向并垂直于第 2 层的沉积方向 (如图 3a 所示), 并在室温下对图 3b 所示几何形状的样品进行单轴拉伸试验, 拉伸速度为 0.8 mm/min。采用 HT-1000 高温磨损试验机对沉积试样的耐磨性进行测试, 试样为直径 $\phi 30$ mm、厚 3 mm 的圆片, 磨损示意图如图 3c 所示。磨损试验加载力为 20 N, 摩擦时间为 60 min, 摩擦半径为 5 mm, 试样转速为 400 r/min。采用精度为 0.1 mg 的电子秤称量每个平行试样与对磨闸片在试验前后的质量, 并计算磨损质量损失, 每种试样进行 3 组平行试验。其中, 拉伸断口和磨损形貌分别采用 FE-SEM 设备观察其形貌。

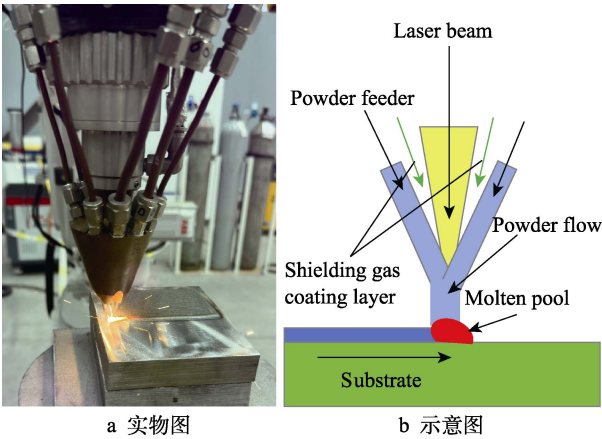


图 2 激光熔覆沉积过程
Fig.2 Laser cladding deposition process:
a) photograph; b) schematic diagram

成形进行拍摄和测量, 如图 4 所示。在固定扫描速度 (300 mm/min) 和送粉速率 (14 g/min) 不变的情况下, 可以明显看到单道熔宽和稀释率随着激光功率的增加而增大, 如图 5a 所示。但激光功率对熔深和熔高的影响不明显, 这是由于在单位时间内, 扫描速度和送粉速率不变, 激光作用时间相同的情况下, 熔化更多的粉末导致熔宽增大, 从而导致稀释率增大 (如图 5b 所示)。然而, 在固定激光功率 (2 100 W) 和

送粉速率（14 g/min）不变的情况下，熔宽和熔高随着扫描速度的增加而减小（如图 5c 所示）。这是因为激光功率和送粉率不变，随着扫描速度的增大，激光作用在粉末上时间逐渐减少，从而熔化粉末的量减少导致熔宽和熔高降低。虽然扫描速度增加，激光能量密度降低，但由于扫描速度增加导致粉末量降低，

因此基板吸收的能量变化不大，导致熔深变化很小，进而导致稀释率增大（如图 5d 所示）。当激光功率（2 100 W）和扫描速度（300 mm/min）不变时，稀释率随送粉速度增大而减小（如图 5f 所示）。这主要是在激光功率和扫描速度不变的情况下，随着粉末的增加，熔化的粉末量增加，从而导致熔高变大（如

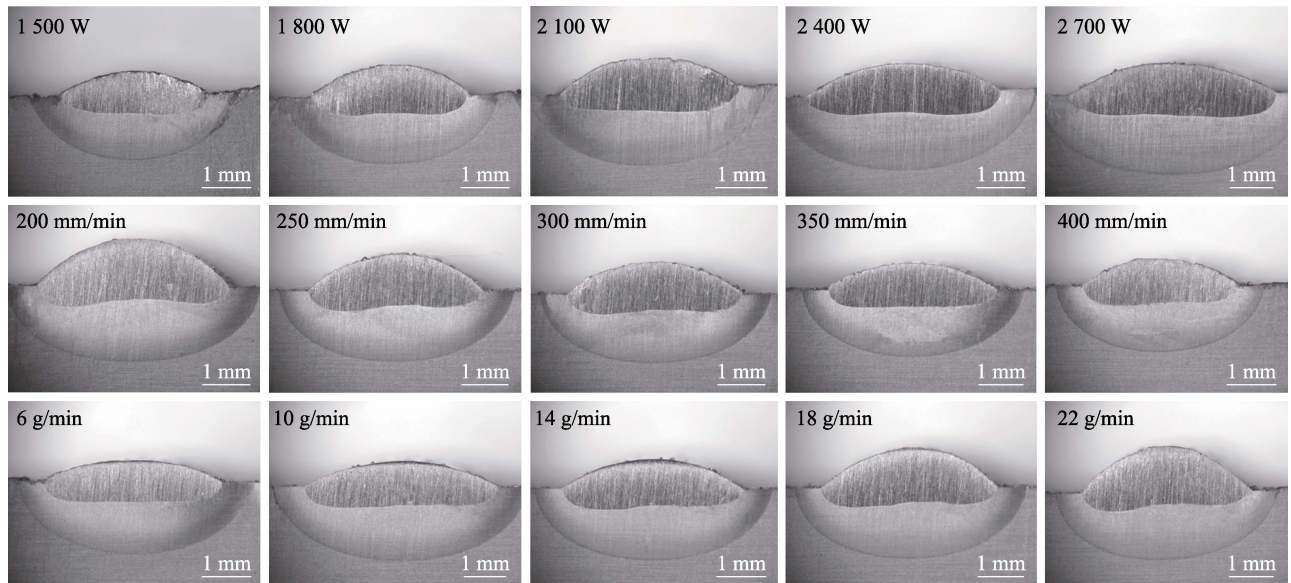


图 4 单道熔覆成形形貌
Fig.4 Morphology of single-track laser cladding formation

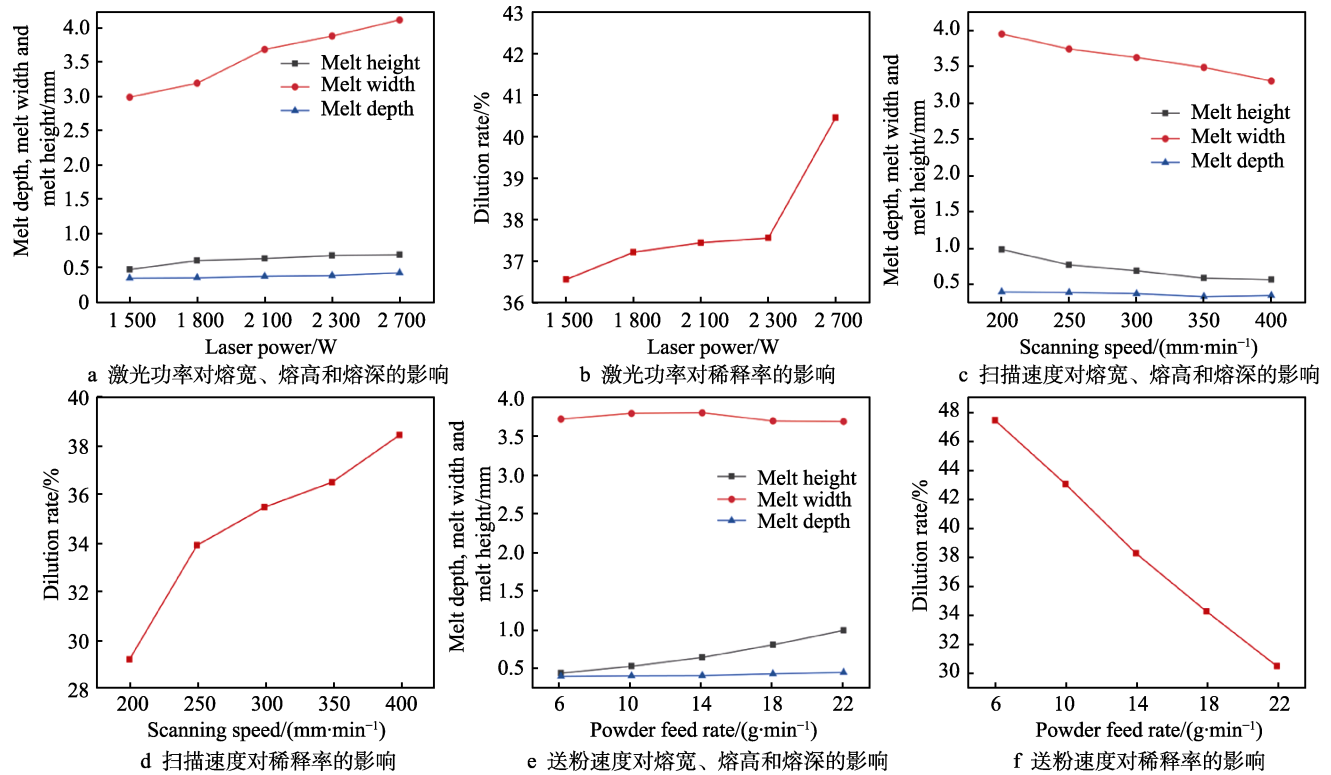


图 5 激光熔覆工艺对熔宽、熔高、熔深和稀释率的影响

Fig. 5 Effect of laser cladding process on melt width, melt height, melt depth, and dilution rate: a) effect of laser power on melt width, melt height, and melt depth; b) effect of laser power on dilution rate; c) effect of scanning speed on melt width, melt height, and melt depth; d) effect of scanning speed on dilution rate; e) effect of powder feed rate on melt width, melt height, and melt depth; f) effect of powder feed rate on dilution rate

图 5e 所示)。熔宽变化不大, 熔高增加的情况下就会导致稀释率变小。为了避免稀释率过大而影响基体的性能, 在激光熔覆沉积时需要注意激光工艺参数的选择。

2.2 激光熔覆工艺参数对微观组织的影响

对拍摄光学显微组织和 SEM 组织的样品进行了腐蚀, 不同激光熔覆工艺参数下的熔覆层微观组织如图 6 所示。可以看出, 在不同工艺下, 沉积态试样的微观组织形貌主要由典型的柱状晶和胞状晶组成, 一些小的区域还存在一些枝晶, 与柱状晶交错分布。已知枝晶生长行为受温度梯度 G 和凝固速率 R 的控制^[37]。在较高的 G/R 值下, 当熔池冷却时, 液态金属迅速凝固, 从基体金属向熔池内部生长, 形成沿热流方向排列的柱状晶。这些柱状晶通常具有较高的定向性和优异的力学性能, 有助于提高熔覆层的整体强度。在较高的过冷度和中等冷却速率, 晶体生长时会发生枝晶间的侧向分枝, 形成类似胞状的结构。这些胞状晶具有较高的表面积, 有利于形成均匀的微观组织, 从而提高材料的韧性和耐磨性。枝晶生长趋向于形成柱状结构。由于激光熔覆具有较高的 G/R , 因此在涂层的微观组织枝晶很少, 主要是柱状晶和胞状晶。

柱状晶和胞状晶的 SEM 形貌如图 7a、b 所示,

对涂层的物相进行了 XRD 检测, 如图 7c 所示。熔覆层的物相主要由 γ -Co 组成, 还含有较多的 Ni-Cr-Co-Mo 固溶体。面心立方结构的 γ -Co 相具有优良的延展性和韧性, 能够在机械应力作用下吸收更多的变形能, 减少裂纹的形成和扩展, 提高材料的抗冲击能力。而 Ni-Cr-Co-Mo 固溶体中的 Ni 和 Cr 等元素能够形成坚硬的固溶体相, 提高熔覆层的耐磨性能, 使其在高摩擦环境下具有更长的使用寿命。这对于制动盘的应用尤为重要, 因为制动盘需要频繁承受摩擦和磨损。此外, 涂层中还检测到少量的 ϵ -Co 相。由于激光熔覆的特点, 使得 γ -Co 在高温时就保留了下来^[25]。 γ -Co 相在室温下是亚稳定的, 热处理和施加应力将引发从 γ -Co 到 ϵ -Co 的马氏体转变^[38-40]。由于激光熔覆后续的沉积会对前面沉积的涂层造成热影响, 且激光熔覆涂层具有较大的残余应力^[41], 因此在涂层中会检测到 ϵ -Co 的存在。

2.3 激光熔覆工艺参数对硬度的影响

在不同功率下, 从熔覆层至基体材料的显微硬度变化如图 8a 所示。不同激光功率条件下, 熔覆层的显微硬度变化不大, 不过提高激光功率可以使涂层硬度略微提高, 熔覆层的显微硬度较热影响区 (HAZ) 和基体的低。此外, 热影响区的显微硬度随着功率的

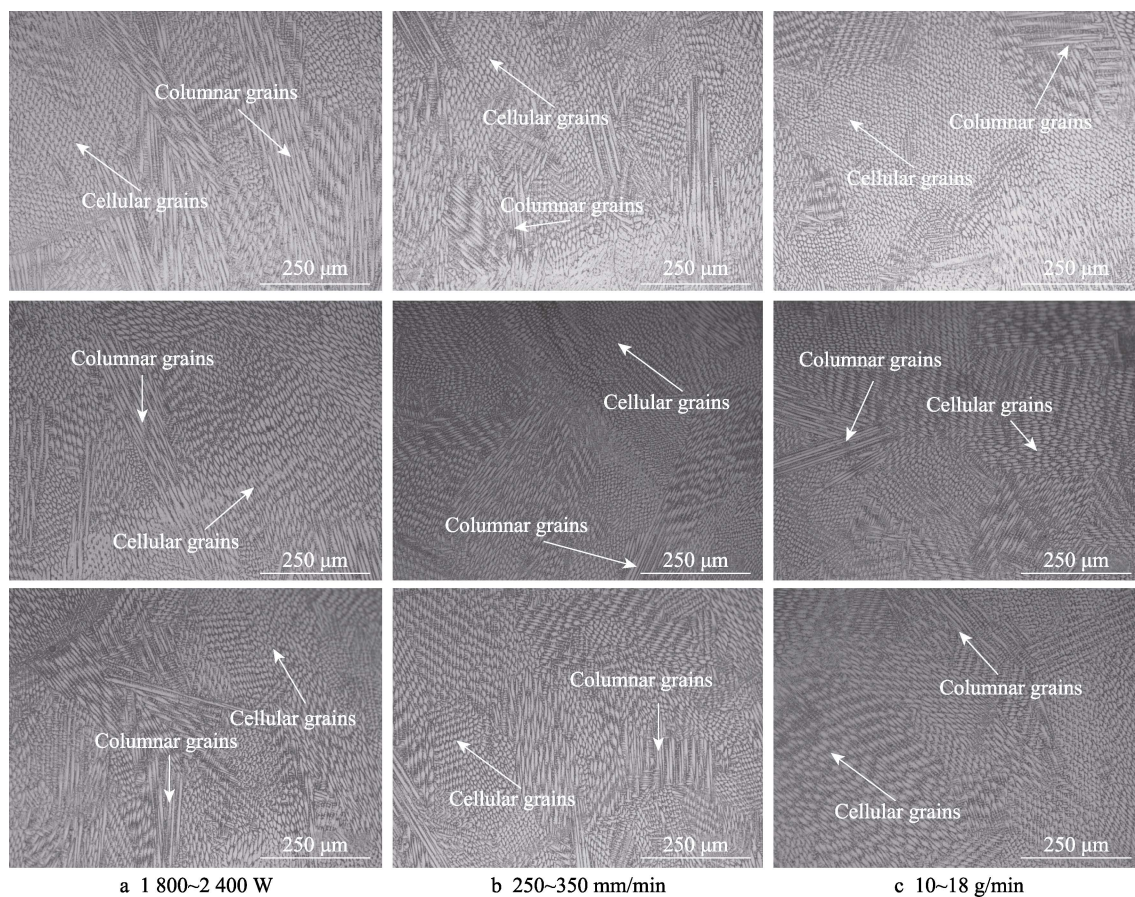


图 6 微观组织形貌
Fig.6 Microstructure morphology



图 7 XRD 测试结果与 SEM 形貌

Fig.7 XRD test results and SEM morphology: a) cellular SEM morphology; b) columnar SEM morphology; a) XRD

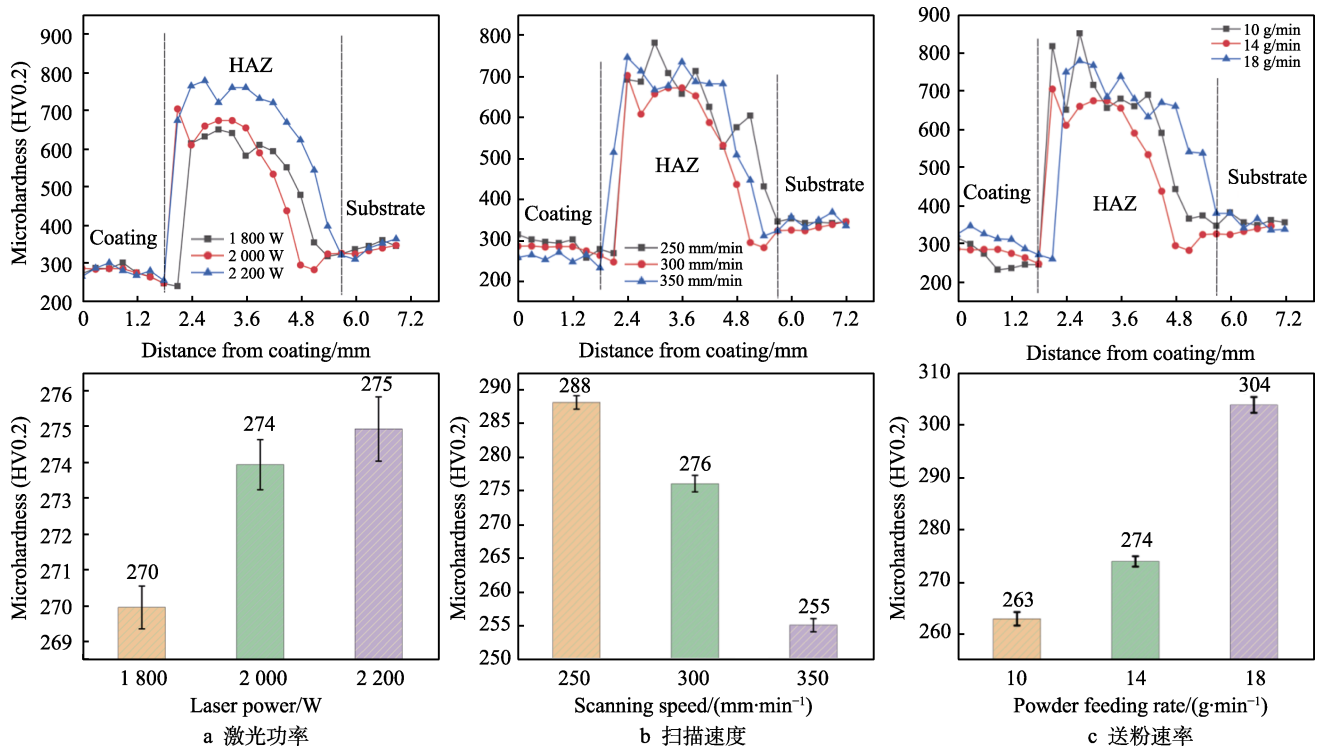


图 8 不同工艺下涂层横截面显微硬度测试

Fig.8 Microhardness test of coating cross section under different processes: a) laser power; b) scanning speed; c) powder feeding rate

增加而增大，并且热影响区宽度也在增大。这主要是因为随着激光功率的增加，激光能量密度在增大，作用在基体上的熔池就更大，使得热影响区组织更为粗大。而且，基体在激光熔覆快速加热和快速冷却的条件下生成了马氏体，导致热影响区的显微硬度高于熔覆层和基体，最大值超过了700HV0.2。不同扫描速度下，沉积态试样横截面显微硬度的变化如图 8b 所示，同样是热影响区的显微硬度最高。熔覆层显微硬度受扫描速度的影响较为明显，随着扫描速度的增加，熔覆层显微硬度呈现下降趋势，最大值为 288HV0.2，最小值仅有 255HV0.2。这是因为在扫描速度较小的时候，单位时间内粉末所吸收的热量较多，使冷却速率变慢，晶粒长大比较充分，从而提高了熔覆层的显微硬度。热影响区显微硬度的变化不明显，但呈现随扫描速度增加而下降的趋势。这是由于单位时间内激

光作用在熔覆过程中的热量降低，使基体受热影响较小。不同送粉速率下沉积态试样显微硬度如图 8c 所示，熔覆层显微硬度随着送粉速率的增加而增大。随着送粉速度的增加，更多的粉末进入熔池，这可能吸收更多的热量，并降低熔池的温度，加快了冷却速率，从而有利于形成更细小的晶粒，进而提高硬度。

2.4 激光熔覆工艺参数对拉伸性能的影响

制动盘不仅充当耐磨件的作用，同时还起到结构件的作用，因此对于熔覆层的强度和塑性测试是必要的。不同激光工艺参数下，熔覆层的应力-应变曲线及强度和伸长率测试结果如图 9 所示。从图 9a 可以看出，熔覆层的在拉伸过程中没有发生明显的缩颈现象，在应力最大处就发生了断裂。激光功率为 1 800、

2 100、2 400 W 时, 熔覆层的平均屈服强度分别为 (811 ± 16) MPa、 (889 ± 23) MPa 和 (914 ± 76) MPa, 平均抗拉强度分别为 $(1\ 162 \pm 7)$ MPa、 $(1\ 125 \pm 17)$ MPa 和 $(1\ 202 \pm 60)$ MPa。随着激光功率的增大, 熔覆层的屈服强度有增加趋势, 但不显著, 而抗拉强度先减小、再增大, 伸长率变化趋势不明显, 整体呈现上升趋势。伸长率的提升趋势不明显可能是因为, 在本文激光功率范围内, 微观组织的进一步改善变得有限, 导致伸长率变化并不明显。从图 9b 可以看出, 在扫描速度为 250、300、350 mm/min 下, 熔覆层的平均抗拉强度分别为 $(1\ 174 \pm 76)$ MPa、 $(1\ 125 \pm 17)$ MPa 和 $(1\ 071 \pm 149)$ MPa, 平均屈服强度分别为 (926 ± 34) MPa、 (889 ± 23) MPa 和 (845 ± 30) MPa。熔覆层的屈服强度和抗拉强度随着扫描速度的增大而增大, 而伸长率随着扫描速度的增大先减小、后增大。扫描速度增加时, 单位时间内的激光能量密度降低, 使得熔覆层的冷却速率变快, 这有利于形成细小的晶粒和均匀的显微组织, 从而提高伸长率。然而, 当扫描速度继续增加, 熔覆层的熔深和熔宽减小, 容易形成不完全熔合或孔

隙等缺陷, 导致伸长率下降。因此, 伸长率随扫描速度的增加呈现先增大、后减小的趋势。从图 9c 可以看出, 在送粉速度为 10、14、18 g/min 下, 熔覆层的平均屈服强度分别为 (888 ± 22) MPa、 (889 ± 23) MPa 和 (875 ± 11) MPa, 平均抗拉强度分别为 $(1\ 130 \pm 28)$ MPa、 $(1\ 125 \pm 17)$ MPa 和 $(1\ 141 \pm 18)$ MPa。随着送粉速度的增加, 熔覆层的平均抗拉强度和平均屈服强度变化不大。表明送粉速度对于熔覆层的拉伸性能影响较小, 而伸长率呈现先减小、后增大的趋势, 其中最大伸长率达到了 $(17.4 \pm 1.3)\%$ 。送粉速度增加时, 进入熔池的粉末量增加, 熔覆层的厚度也随之增加。由于更多的粉末需要吸收相同的激光能量, 单位粉末的熔化程度降低, 可能导致熔覆层中形成不完全熔合或未熔粉末颗粒, 这些缺陷会降低材料的伸长率。综上所述, 激光熔覆工艺参数对熔覆层强度和伸长率的影响复杂, 需要综合考虑能量输入、材料熔化、显微组织形成和缺陷控制等因素。优化这些参数可以在一定程度上提升熔覆层的力学性能, 但过度或不适当的调整可能会产生负面影响。

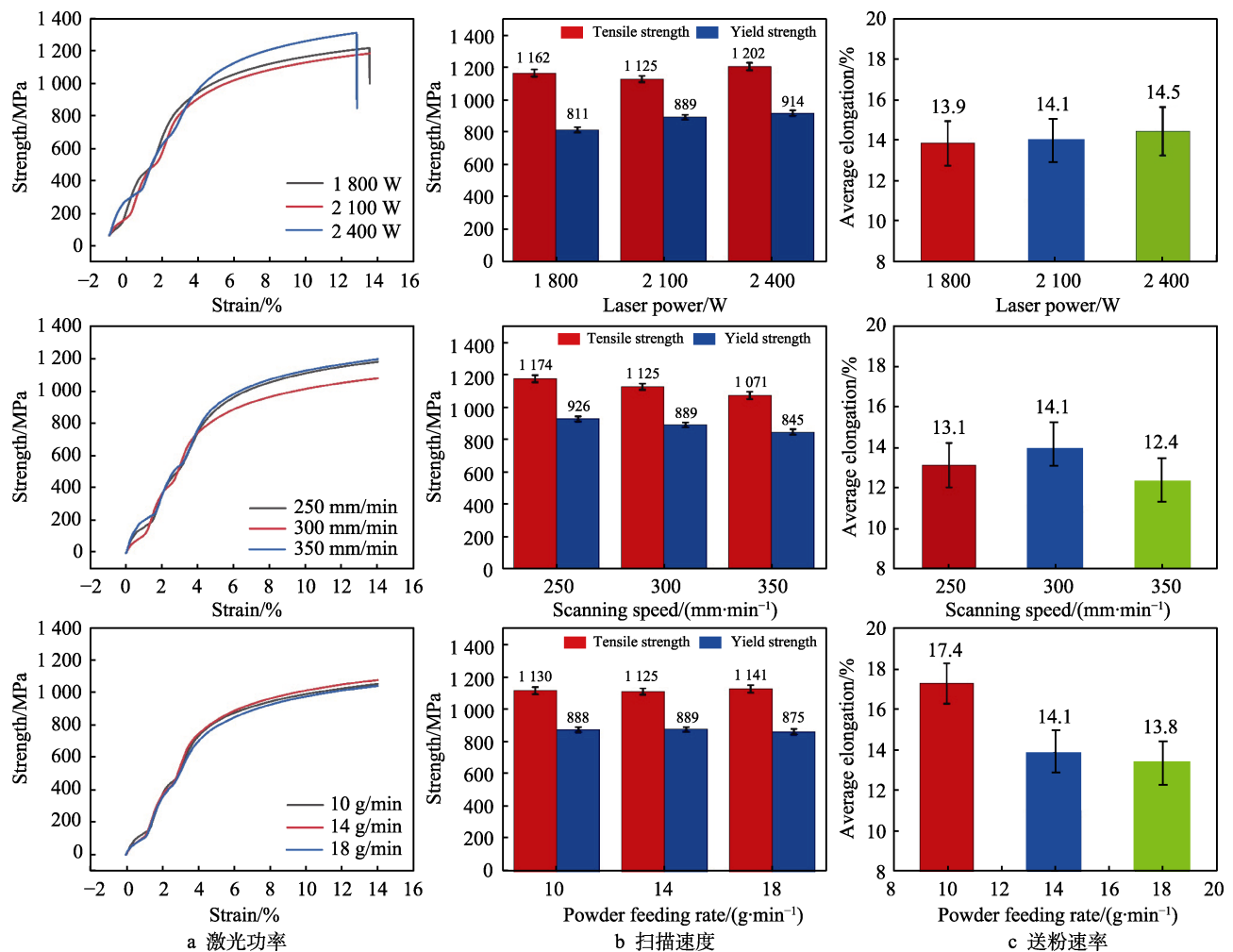


图 9 应力-应变曲线、抗拉强度、屈服强度和伸长率测试结果

Fig.9 Stress-strain curve, tensile strength, yield strength, and elongation test results: a) laser power; b) scanning speed; c) powder feeding rate

在上述拉伸性能分析中,本文对选取的伸长率最小(12.4%)与最大(17.4%)的断口进行了分析,如图10所示。通过对比断口形貌,可以观察到在相同放大倍率下,伸长率较小时,断口中韧窝的数量非常少,且韧窝的深度也较浅。此外,断面比较平整,显示出典型的混合型断裂特征。这表明材料在拉伸过程中具有较低的塑性和韧性,断裂方式主要是脆性断裂与少量韧性断裂的混合。相比之下,伸长率较大的断口展示了大量细小且深度较大的韧窝,同时存在明显的撕裂脊形貌,属于典型的韧性断裂。这种断裂方式表明材料在拉伸过程中经历了更大程度的塑性变形,韧性更好。韧窝的数量和深度通常与材料的伸长率密切相关,韧窝越多且越深,材料的塑性越好,能够在拉伸过程中吸收更多的能量,从而撕裂程度越大^[42]。低伸长率的样品可能存在较大的晶粒或较多的脆性相,这些因素都会降低材料的整体韧性,使其更容易发生脆性断裂。

2.5 激光熔覆工艺参数对磨损性能的影响

磨损是高速列车制动盘中常见的失效形式之一,

因此对于耐磨性的测试至关重要。不同激光工艺参数下,熔覆层摩擦磨损测试结果如图11所示,可见不同工艺下平均磨损体积变化不大。磨损体积随着扫描速度的增加而增大,但随着激光功率和送粉速度的增加而有减小趋势。在图11a中,激光功率为1 800、2 100、2 400 W 时,熔覆层的平均磨损体积分别为 (3.5 ± 0.2) mm³、 (3.4 ± 0.2) mm³、 (2.9 ± 0.1) mm³。在2 400 W 时,平均磨损体积小,说明2 400 W 时熔覆层的耐磨性较佳。在扫描速度为250、300、350 mm/min 时,熔覆层的平均磨损量分别为 (2.9 ± 0.1) mm³、 (3.2 ± 0.2) mm³和 (3.4 ± 0.3) mm³,如图11b所示。在送粉速度为10、14、18 g/min 下,平均磨损体积分别为 (3.4 ± 0.1) mm³、 (3.4 ± 0.1) mm³、 (2.9 ± 0.1) mm³,如图11c所示。由于基体的平均磨损体积为 (3.4 ± 0.1) mm³,仅只有激光功率为1 800 W 时,耐磨性低于基体,其他工艺条件下,耐磨性与基体相当或优于基体。虽然熔覆层显微硬度低于基体,但耐磨性却与基体相当,这主要是因为熔覆层除了存在 Ni-Cr-Co-Mo 固溶体外,由于加入了 Al 和 Ni 元素,因此还可能存在 Al₃Ni,从而提高了涂层的耐磨性^[43-44]。在材料磨损过程中一

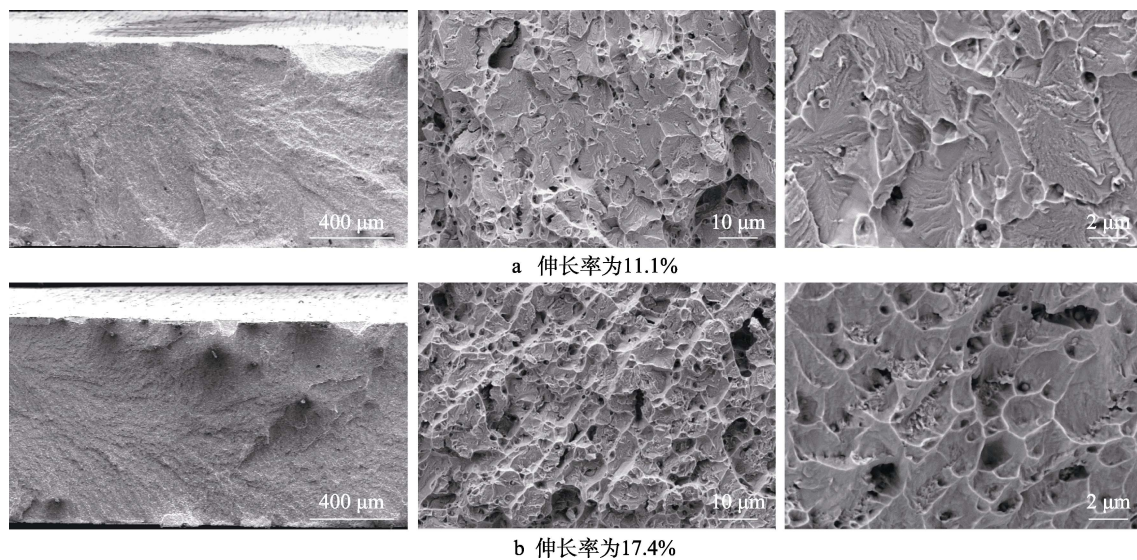


图 10 拉伸断口形貌

Fig.10 Tensile fracture surface morphology: a) elongation of 11.1%; b) elongation of 17.4%

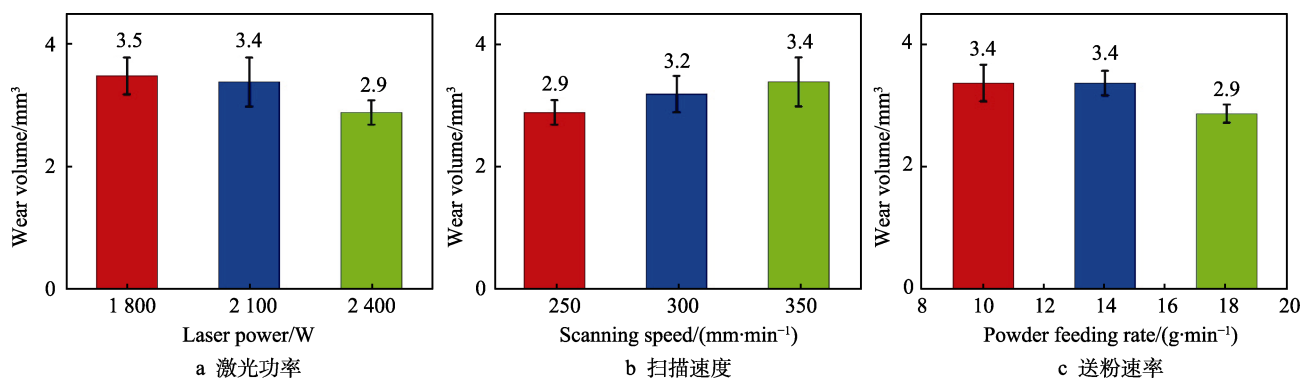


图 11 耐磨性测试结果

Fig.11 Wear resistance test results: a) laser power; b) scanning speed; c) powder feeding rate

般分为 3 个阶段, 在磨合阶段内, 磨损盘与摩擦副的表面都会被相互之间的摩擦磨得变平, 这使得磨损过程中实际的接触面积变大, 磨损速率会降低一些。这一阶段会持续一段时间, 到达稳定磨损阶段, 零部件的服役过程一般在此阶段内。随着时间的增加, 工作接触表面的间隙增大, 表面的质量也会下降, 这将会引起较为剧烈的振动, 磨损过程会加剧, 进入剧烈磨损阶段。磨损过程是个动态的过程, 磨屑的形成需要塑性变形和断裂, 在大量磨屑形成过程中, 会反复发生塑性变形和断裂, 形成磨屑之后会进入下一循环。

磨损试样经扫描电镜观察后的磨损形貌如图 12 所示。磨损后, 试样中心表面显现出明显的弧形磨损痕迹(见图 12a)。由于各试样的磨损形貌差异不大, 选取激光功率为 2 100 W、扫描速度为 300 mm/min、送粉速度为 14 g/min 的磨损试样进行分析。图 12b

显示, 在沿磨损痕迹方向上分布着许多类似平行的沟槽, 这些沟槽是由犁皱作用形成的。进一步放大观察磨痕(见图 12c)发现, 其中存在大量磨粒, 由此可判断熔覆层的磨损方式包含磨粒磨损。在磨损过程中, 熔覆层的金属材料被切削下来, 形成连续的磨屑或断屑。这些磨屑在切向力的作用下沿着磨痕方向移动, 摩擦表面受到剪切和切削作用, 产生新的磨屑。磨粒在剪切力的作用下形成典型的犁沟, 这是磨粒磨损的主要特征。此外, 从图 12d 中可以观察到, 磨痕表面有一层类似“鱼鳞状”的黏着物。这些黏着物是由于试样表面在摩擦过程中发生塑性变形, 在剪切力作用下被切断并转移。随着磨损过程的进行, 不断有新的黏着物被切断和转移, 形成了鱼鳞状小平面, 这正是黏着磨损的主要特征^[45]。黏着磨损的循环过程导致表面不断生成和脱落黏着物, 进一步加剧了磨损。

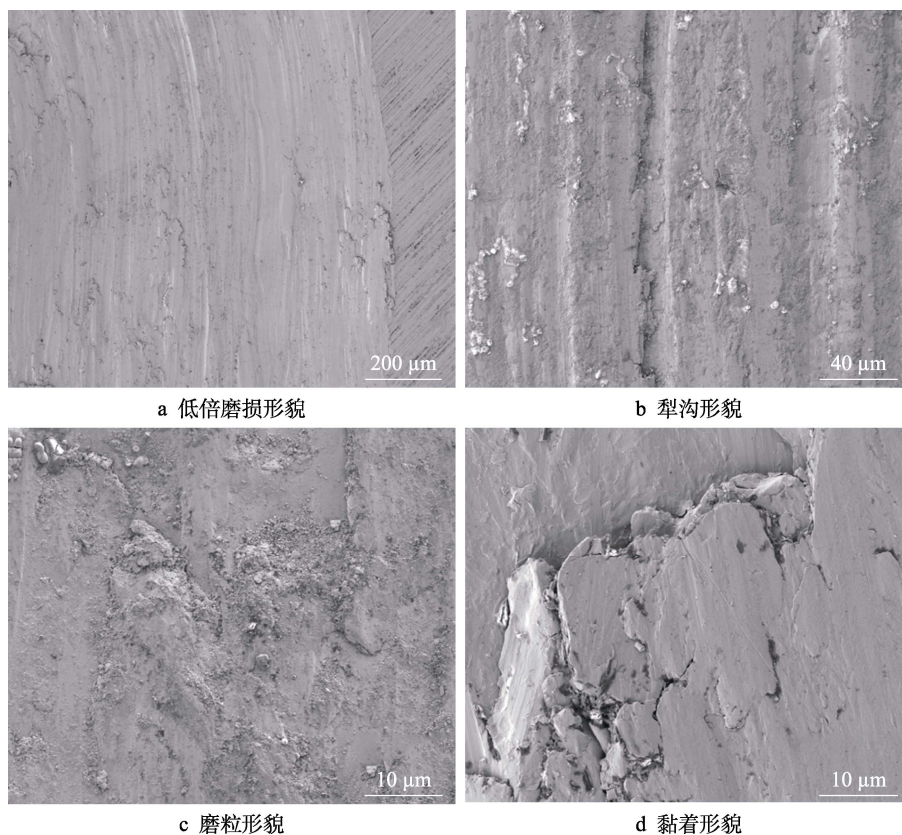


图 12 磨损形貌

Fig.12 Wear morphology: a) wear morphology at low magnification; b) plow groove morphology; c) abrasive morphology; d) adhesive morphology

综上所述, 通过对磨损试样的微观形貌分析, 可以明确 CoCrMo 钴基合金熔覆层的主要磨损方式为磨粒磨损和黏着磨损。这 2 种磨损机制共同作用, 使得材料在实际应用中表现出复杂的磨损行为, 影响其使用寿命和性能。理解这些磨损机制有助于优化熔覆工艺和材料配方, 提高材料的耐磨性能, 满足高性能应用的需求。

3 结论

1) 单因素试验表明, 激光熔覆工艺参数对单道成形的影响较为显著。其中, 熔宽和稀释率随着激光功率的增加而增大, 而熔宽和熔高随着扫描速度的增加而减小, 熔高随送粉速度增大而增大, 但稀释率随送粉速度增大而减小。为了避免稀释率过大而影响

基体的性能,在激光熔覆熔覆时需要注意激光工艺参数的选择。

2) 在多层多道激光熔覆工艺下,熔覆层物相主要 γ -Co 组成,以及 Ni-Cr-Co-Mo 固溶体和少量的 ε -Co 存在。不同工艺参数对显微组织形貌的影响不显著,主要由柱状晶和胞状晶组成。

3) 熔覆层的显微硬度随着激光功率和送粉率的增加而增大,但随着扫描速度增加而减小。由于 CoCrMo 合金中含碳量较低,因此熔覆层显微硬度最大值仅有 304HV0.2,但耐磨性却与基体相当甚至优于基体。这主要归因于 Ni-Cr-Co-Mo 固溶体和 Al_3Ni 强化相的析出,而热影响区硬度较高的原因主要是由于基体受热影响导致生成更高硬度的马氏体。

4) 不同激光熔覆工艺下,加入 Al 和 Ni 后的 CoCrMo 合金熔覆层的抗拉强度均高于 1 050 MPa,伸长率均大于 10%。相比于原始的纯 CoCrMo 合金,说明添加 Al 和 Ni 可以提高 CoCrMo 合金的强韧性。激光工艺对 CoCrMo 合金熔覆层拉伸性能的影响较大,其中最大抗拉强度达到了 $(1\ 202\pm60)$ MPa,伸长率最大达到了 $(17.4\pm1.3)\%$;但对 CoCrMo 合金熔覆层耐磨性的影响不大,熔覆层的磨损机理主要是磨粒磨损和黏着磨损。

参考文献:

- [1] DUFRÉNOY P, BODOVILLÉ G, DEGALLAIX G. Damage Mechanisms and Thermomechanical Loading of Brake Discs[J]. European Structural Integrity Society, 2002, 29: 167-176.
- [2] YANG Z Y, HAN J M, LI W J, et al. Analyzing the Mechanisms of Fatigue Crack Initiation and Propagation in CRH EMU Brake Discs[J]. Engineering Failure Analysis, 2013, 34: 121-128.
- [3] ZHAO Y S, WU Y, LIU Y, et al. Effect of Mn Alloying on the Microstructure and Micro-Shear Properties of Laser Direct Energy Deposition Stellite21 Cobalt-Based Coating and Its Process Research[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 483: 130786.
- [4] ZHAO Y S, WU Y, HU D W, et al. Study of Microstructure and Mechanical Properties and Residual Stresses of 24CrNiMo Steel Prepared by Selective Laser Melting and Laser Melting Deposition[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 4764-4777.
- [5] KANG X L, DONG S Y, WANG H B, et al. Inhomogeneous Microstructure and Its Evolution of Laser Melting Deposited 24CrNiMo Steel: From Single-Track to Bulk Sample[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 772: 138795.
- [6] WANG F Z, ZHANG C H, CUI X, et al. Effect of Energy Density on the Defects, Microstructure, and Mechanical Properties of Selective-Laser-Melted 24CrNiMo Low-Alloy Steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2022, 31(5): 3520-3534.
- [7] WEI M W, CHEN S Y, XI L Y, et al. Selective Laser Melting of 24CrNiMo Steel for Brake Disc: Fabrication Efficiency, Microstructure Evolution, and Properties[J]. Optics & Laser Technology, 2018, 107: 99-109.
- [8] ZHAO Y S, CHEN H, HU D W, et al. Effect of Laser Direct Metal Deposition Process on the Microstructure and Mechanical Properties and Temperature and Stress Fields of 24CrNiMo[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2024, 38(1): 207-220.
- [9] CUI X, ZHANG S, ZHANG C H, et al. A Comparison on Microstructure Features of 24CrNiMo Low Alloy Steel Prepared by Selective Laser Melting and Laser Melting Deposition[J]. Vacuum, 2021, 191: 110394.
- [10] WU D L, WANG X B, ZHANG P P, et al. Defects in the in Situ Synthesized TiB_2/Fe Composite Coatings during PTA Process[J]. Applied Surface Science, 2011, 257(23): 10119-10125.
- [11] JIN G, CAI Z B, GUAN Y J, et al. High Temperature Wear Performance of Laser-Cladded FeNiCoAlCu High-Entropy Alloy Coating[J]. Applied Surface Science, 2018, 445: 113-122.
- [12] BUYTOZ S, ULUTAN M, YILDIRIM M M. Dry Sliding Wear Behavior of TIG Welding Clad WC Composite Coatings[J]. Applied Surface Science, 2005, 252(5): 1313-1323.
- [13] 李嘉宁, 徐连勇. Co800 基激光熔覆/重熔增强多物相复合层组织及耐磨性能[J]. 精密成形工程, 2023, 15(5): 186-192.
- [14] LI Jia-ning, XU Lian-yong. Microstructure and Wear Resistance of Co800 Based Clad/Re-melt Multi-phase Composite Layer[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2023, 15(5): 186-192.
- [14] LI Z Q, HAN J M, LI W J, et al. Low Cycle Fatigue Behavior of Cr-Mo-V Low Alloy Steel Used for Railway Brake Discs[J]. Materials & Design (1980-2015), 2014, 56: 146-157.
- [15] WU Y, LIU Y, CHEN H, et al. Developing the Ductility and Thermal Fatigue Cracking Property of Laser-Deposited Stellite 6 Coatings by Adding Titanium and Nickel[J]. Materials & Design, 2019, 162: 271-284.
- [16] DE ROSSET W S, MONTGOMERY J S. Cobalt-Base Alloy Gun Barrel Study[J]. Wear, 2014, 316(1/2): 119-123.
- [17] YAO M X, WU J B C, XIE Y. Wear, Corrosion and Cracking Resistance of Some W- or Mo-Containing Stellite Hardfacing Alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 407(1/2): 234-244.
- [18] CLARE A T, OYELOLA O, ABIOYE T E, et al. Laser Cladding of Rail Steel with Co-Cr[J]. Surface Engineering, 2013, 29(10): 731-736.
- [19] BIROL Y. A Novel C-Free Co-Based Alloy for High Temperature Tooling Applications[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(3): 1117-1124.
- [20] RADU I, LI D Y. Investigation of the Role of Oxide Scale on Stellite 21 Modified with Yttrium in Resisting Wear at Elevated Temperatures[J]. Wear, 2005, 259(1/2/3/4/5/6):

- 453-458.
- [21] TANG N, LI Y P, TUNTHAWIROON P, et al. Thermo-Mechanical Fatigue Test of a Wrought Co-Based Alloy as Potential Tooling Material for Die Casting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 615: 164-168.
 - [22] KATHURIA Y P. Some Aspects of Laser Surface Cladding in the Turbine Industry[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2000, 132(2/3): 262-269.
 - [23] JENDRZEJEWSKI R, ŚLIWIŃSKI G, KRAWCZUK M, et al. Temperature and Stress Fields Induced during Laser Cladding[J]. *Computers & Structures*, 2004, 82(7/8): 653-658.
 - [24] 周梁栋, 张亮, 吴文恒, 等. 添加 WC 颗粒对钴基合金激光熔覆层组织形貌和显微硬度的影响研究[J]. *表面工程与再制造*, 2023, 23(3): 17-23.
 - [25] ZHOU L D, ZHANG L, WU W H, et al. Effect of WC Particles on Microstructure and Microhardness of Laser Cladding Layer of Cobalt-Based Alloy[J]. *Surface Engineering & Remanufacturing*, 2023, 23(3): 17-23.
 - [26] ZHANG Y, LIN W H, ZHAI Z R, et al. Enhancing the Mechanical Property of Laser Powder Bed Fusion CoCrMo Alloy by Tailoring the Microstructure and Phase Constituent[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 862: 144449.
 - [27] 商鹏, 李景曼, 张艺海, 等. 钛合金表面激光熔覆 CoCrMo 强化涂层路径选择与质量分析[J]. *金属热处理*, 2021, 46(5): 207-212.
 - [28] SHANG P, LI J M, ZHANG Y H, et al. Path Selection and Quality Analysis of CoCrMo Reinforced Coating by Laser Cladding on Titanium Alloy Surface[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2021, 46(5): 207-212.
 - [29] CHEN C J, XU X, CAO Q, et al. Laser Surface Cladding of Plastic-Molded Steel 718H by CoCrMo Alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, 21(6): 946-950.
 - [30] RODRÍGUEZ RIPOLL M, OJALA N, KATSICH C, et al. The Role of Niobium in Improving Toughness and Corrosion Resistance of High Speed Steel Laser Hardfacings[J]. *Materials & Design*, 2016, 99: 509-520.
 - [31] HEMMATI I, HUIZENGA R M, OCELÍK V, et al. Microstructural Design of Hardfacing Ni-Cr-B-Si-C Alloys[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(16): 6061-6070.
 - [32] DING Y P, LIU R, YAO J H, et al. Stellite Alloy Mixture Hardfacing *via* Laser Cladding for Control Valve Seat Sealing Surfaces[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 329: 97-108.
 - [33] KISHORE K, JAISWAL N, PRABHAKARAN A, et al. Through-Thickness Microstructure and Wear Resistance of Plasma Transferred Arc Stellite 6 Cladding: Effect of Substrate[J]. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2023, 42: 24-35.
 - [34] SATHEESH KUMAR S, MEIGNANAMOORTHY M, RAVICHANDRAN M. Characterization and Wear Properties of Plasma Sprayed Cr₃C₂ and Stellite Coatings on Inconel 625[J]. *Surface Topography: Metrology and Properties*, 2023, 11(1): 015006.
 - [35] GURRAM A, BARAL S K, RATNA SUNIL B, et al. Temperature Dependent Sliding Wear Behaviour of Stellite 6 Alloy[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2023, 78: 514-519.
 - [36] LI P, KONG D J. Effect of WC Mass Fraction on Friction-Wear Performance of Laser-Cladded Stellite-21-WC Coatings at High Temperature[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2022, 75(12): 3095-3104.
 - [37] ZHU G Y, YAN H, LI Z Y, et al. Evaluation of Wear and Corrosion Resistances of Laser Cladding TaC/TiC/Stellite X-40 Co-Based Composite Coatings on Copper Surface[J]. *Materials Technology*, 2022, 37(9): 980-991.
 - [38] 秦明军, 孙文磊, 管文虎, 等. 304 不锈钢表面激光熔覆 Inconel625 涂层组织与性能分析[J]. *表面技术*, 2024, 53(15): 141-151.
 - [39] QIN M J, SUN W L, GUAN W H, et al. Analysis on Organization and Properties of Laser Clad Inconel625 Coating on 304 Stainless Steel Surface[J]. *Surface Technology*, 2024, 53(15): 141-151.
 - [40] TAKAICHI A, KAJIMA Y, KITTIKUNDECHA N, et al. Effect of Heat Treatment on the Anisotropic Microstructural and Mechanical Properties of Co-Cr-Mo Alloys Produced by Selective Laser Melting[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2020, 102: 103496.
 - [41] MITSUNOBU T, KOIZUMI Y, LEE B S, et al. Role of Strain-Induced Martensitic Transformation on Extrusion and Intrusion Formation during Fatigue Deformation of Biomedical Co-Cr-Mo-N Alloys[J]. *Acta Materialia*, 2014, 81: 377-385.
 - [42] TU J, ZHANG S Q, ZHOU T, et al. Structural Characterization of Island E-Martensitic Plate in Cobalt[J]. *Materials Characterization*, 2016, 119: 34-39.
 - [43] LIU Y N, YANG H, LIU Y, et al. Thermally Induced FCC \leftrightarrow HCP Martensitic Transformation in Co-Ni[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(13): 3625-3634.
 - [44] ZHAO Y S, LIU Y, DING C G, et al. Effect of Microstructure and Residual Stress on the Wear Resistance and Thermal Fatigue of 24CrNiMo Alloy Steel Formed Using Laser Direct Metal Deposition[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024, 33(19): 10095-10103.
 - [45] 孙莹. 先进高强度钢板冲压成形破裂实验研究与表征分析[D]. 上海: 上海交通大学, 2014.
 - [46] SUN Y. Experimental Study and Characterization Analysis of Stamping Fracture of Advanced High Strength Steel Plate[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2014.
 - [47] SILVESTRE J, SILVESTRE N, DE BRITO J. An Overview on the Improvement of Mechanical Properties of Ceramics Nanocomposites[J]. *Journal of Nanomaterials*, 2015, 2015(1): 1-13.
 - [48] BOGDANOFF T. Development of Aluminium-Silicon Alloys with Improved Properties at Elevated Temperature[D]. Jönköping: Jönköping University, 2017.
 - [49] 束德林. 工程材料力学性能[M]. 第 3 版. 北京: 机械工业出版社, 2016.
 - [50] SHU D L. Mechanical Properties of Engineering Materials[M]. 3rd Ed. Beijing: China Machine Press, 2016.