

引用格式: 胡友芹, 杨冠军, 雒晓涛, 等. 激光辅助冷喷涂 CuCrZr 组织及力学性能研究[J]. 中国材料进展, 2026, 45(2): 145-154.
HU Y Q, YANG G J, LUO X T, *et al.* Microstructure and Mechanical Properties of CuCrZr Prepared by Laser-Assisted Cold Spraying[J]. Materials China, 2026, 45(2): 145-154.

激光辅助冷喷涂 CuCrZr 组织及力学性能研究

胡友芹, 杨冠军, 雒晓涛, 李长久

(西安交通大学 金属材料强度全国重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘要: 针对铜合金零部件服役损伤失效问题, 采用冷喷涂(CS)对铜合金受损零部件进行修复, 并加入激光辅助。研究了冷喷涂与激光辅助冷喷涂(LACS)参数对 CuCrZr 涂层的显微组织特性与力学性能的影响。采用氮气作为高压气源, 在 3、4 MPa 冷喷涂压力和 400、600 °C 温度以及 1、2 和 3 kW LACS 激光功率参数下制备 CuCrZr 涂层, 通过扫描电镜、光镜、3D 共聚焦显微镜、显微硬度计、万能试验机、摩擦磨损试验机对涂层显微组织和力学性能进行表征。结果表明, LACS 涂层相比于 CS 涂层表面粗糙度更低、孔隙率略高、显微硬度相当, 结合强度提升 243%, 耐摩擦磨损性能得到改善。LACS-3 MPa-600 °C-3 kW 涂层表面粗糙度(Sa)为(14.9±1.2) μm, 孔隙率为(0.7±0.3)%, 显微硬度为(161±13)HV_{0.1}, 结合强度为(34.0±7.2) MPa, 磨损率为(2.8±0.8)×10⁻⁴ mm³·N⁻¹·m⁻¹。LACS 相较于 CS 更易制备性能优异的 CuCrZr 修复涂层, 随激光功率提升, 涂层孔隙率降低, 结合强度显著提高, 涂层耐摩擦性能提高。CuCrZr 涂层结合机制为机械嵌合+部分冶金结合; 摩擦磨损机制以黏着磨损为主, 磨粒磨损为辅。LACS 方法制备 CuCrZr 涂层满足维修 CuCrZr 合金性能需求。

关键词: 铜合金; 冷喷涂; 激光辅助冷喷涂; CuCrZr 涂层; 结合强度; 摩擦磨损性能

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2026)02-0145-10

Microstructure and Mechanical Properties of CuCrZr Prepared by Laser-Assisted Cold Spraying

HU Youqin, YANG Guanjun, LUO Xiaotao, LI Changjiu

(Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: To solve the problem of service damage and failure of copper alloy parts, cold spraying (CS) was used to repair damaged copper alloy parts with the addition of laser assistance. The effects of cold spraying and laser-assisted cold spraying (LACS) parameters on the microstructure and mechanical properties of CuCrZr coatings were investigated. Nitrogen was used as the high-pressure gas source to prepare the CuCrZr coatings under the parameters of cold spraying pressure of 3, 4 MPa and temperature of 400, 600 °C, and laser-assisted cold spraying (LACS) with laser power of 1, 2 and 3 kW, and the microstructure and mechanical properties of the coatings were characterized by scanning electron microscopy, light microscopy, 3D confocal microscopy, microhardness tester, universal testing machine and friction and wear tester. The LACS coating has lower surface roughness, slightly higher porosity, comparable microhardness, 243% higher adhesion strength, and improved friction and wear resistance compared to the CS coating. The surface roughness (Sa) of the LACS-3 MPa-600 °C-3 kW coating is (14.9±1.2) μm, the porosity is (0.7±0.3)%, the microhardness is (161±13)HV_{0.1}, the adhesion strength is (34.0±7.2) MPa, and the wear rate is (2.8±0.8)×10⁻⁴ mm³·N⁻¹·m⁻¹. LACS is easier to prepare excellent CuCrZr repair coatings than CS, and with the increase of the laser power, the porosity of the coatings is reduced, the adhesion strength is increased significantly, and the wear resistance of the coatings is improved. The bonding mechanism of CuCrZr coatings is mechanical embedding and partial metallurgical bonding. The friction wear mechanism is mainly adhesive wear, supplemented by abrasive wear. The CuCrZr coatings prepared by the LACS method can meet the requirements of repairing CuCrZr alloys.

Key words: copper alloy; cold spraying; laser-assisted cold spraying; CuCrZr coating; adhesion strength; friction and wear properties

收稿日期: 2025-06-09 修回日期: 2025-07-10

基金项目: “十四五”装备预研共用技术项目(50904010901)

第一作者: 胡友芹, 男, 2000 年生, 硕士研究生

通讯作者: 杨冠军, 男, 1977 年生, 教授, 博士生导师,

Email: ygj@mail.xjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202506009

1 前言

CuCrZr 合金凭借出色的导热、导电性能, 高强度及耐磨性能, 在先进电子设备、航空航天、核能源生产、钢铁生产及先进机械工业等多个领域备受瞩目, 并展现出巨大的应用前景^[1-3]。然而铜合金零部件在服役过程中常发生损伤失效, 分为腐蚀与机械损伤两类。铜合金由于电位较高, 长期服役于富氧、高温、高盐等环境下会产生严重腐蚀^[4]。液体火箭发动机推力室内壁两侧因温度梯度与压差导致变形, 且因反复承受热冲击、短时超压、水击等交变载荷导致疲劳损伤^[5, 6]。在连铸过程中, 连铸结晶器表面因受磨损导致寿命缩短^[7, 8]。因此, 在工业生产中铜合金零部件常需要修复损伤。目前常用的修复方法有堆焊技术^[9]、粉末床熔融技术^[10-12]、激光熔覆技术^[13]、超音速火焰喷涂技术^[14]、等离子喷涂技术^[15]等。然而堆焊技术存在热变形大、稀释率高的问题; 粉末床熔融技术尺寸受限, 难以加工大型零件; 激光熔覆技术与热喷涂技术热输入较大, 易导致基体变形或相变。

冷喷涂(cold spraying, CS)技术是一种基于气-固两相流体动力学的固态颗粒沉积技术, 通过高压驱动的气体经拉瓦尔喷嘴加速形成高速气流, 将金属粉末颗粒加速至临界速度后撞击基体表面, 高速碰撞产生的剧烈塑性变形使得颗粒与基体间形成机械咬合与冶金结合, 最终实现固态沉积的涂层制备过程^[16-18]。冷喷涂技术凭借其低热输入特性, 可有效避免材料氧化、相变等热损伤问题, 并且冷喷涂制备涂层通常具有高度致密性, 为合金零部件的喷涂修复提供了一种切实可行的方案^[19, 20]。

当前, 国内外学者对于冷喷涂制备铜合金涂层的研究十分丰富。冷喷涂 CuCrZr 涂层^[21, 22]研究表明, 涂层弹性模量为 208 GPa, 显微硬度为 150HV_{0.3}, 涂层在 400~600 °C 温度下表现出比基材更好的耐磨损性能。

为了提高冷喷涂层结合性能, 研究者提出了一些措施来解决这一问题。其中, 激光辅助冷喷涂(laser-assisted cold spraying, LACS)技术是近年来发展起来的新型冷喷涂技术, 通过激光加热软化基体与颗粒, 可以降低颗粒的临界速度, 提升沉积效率。LACS 在具备冷喷涂优点的同时还改善了冷喷涂制备涂层结合强度低的缺点^[23-25]。采用激光辅助低压冷喷涂制备铜涂层^[26], 热处理能够提高涂层的显微硬度与热导率。通过高功率 LACS 技术制备的 CuCrZr 涂层^[27], 涂层孔隙率仅为 0.49%, 晶粒尺寸为 1.06 μm, 显微硬度为 200HV_{0.3}, 结合强度为 205 MPa, 并在 650 °C 温度下的热循环次数大于 120 次。邹永鸣等^[28]提出冷喷涂与选区激光熔化(selective laser

melting, SLM)复合处理提升 Cu 涂层性能的概念, 通过对冷喷 Cu 涂层表面进行选区激光熔化提升试样的结合强度至 62 MPa, 相较于纯冷喷涂提升了 38%。Yu 等^[29]对冷喷涂 CuCrZr 涂层进行退火热处理, 结果表明退火热处理通过超细晶粒的恢复和生长重建了颗粒界面, 降低了孔隙率, 增强了剪切强度和韧性; Cr 氧化物与 Cu_xZr_y 相的再结晶与析出强化, 提高了涂层硬度, 补偿了热处理降低硬度效应, 表现出良好的热稳定性。

冷喷涂 CuCrZr 涂层与 CuCrZr 基体结合强度较低, LACS 解决了这一问题, 然而较高功率的激光辅助加热对基体热影响大, 是否可能采用低功率 LACS 制备 CuCrZr 修复层, 还有待于深入研究。本研究采用低功率激光辅助喷涂技术沉积制备 CuCrZr 涂层, 旨在与冷喷涂对比探究涂层的微观组织结构及力学性能特征, 并验证该技术在修复铜合金零部件方面的可行性与有效性。

2 实验

2.1 粉末材料与涂层制备方法

采用商用 CuCrZr 合金粉末(上海增采金属材料有限公司)进行涂层的喷涂制备, 粉末成分及含量如表 1 所示。该粉末采用气雾化法制备, 粉末流动性为 16.5 s/50 g, 具有较好的流动性, 松装密度为 4.50 g·cm⁻³。采用扫描电镜(TESCAN MIRA3 LMH, 捷克)对粉末形貌进行表征, 如图 1a 所示, 粉末球形度高, 大颗粒表面附着有卫星球。使用激光粒度仪(Mastersizer 2000, Malvern Instruments Ltd, 英国)对该粉末的粒径大小和分布情况进行了统计, 结果如图 1b 所示, 粉末粒径主要分布在 15~53 μm 之间, 平均粒径为 34.3 μm, 中位粒径为 29.8 μm, 粒度分布接近正态分布, 比较符合冷喷涂工艺对粉末粒度的要求。基体材料选用 CuCrZr 合金, 使用无水乙醇擦拭样品表面进行除油处理后, 使用喷砂机对基体表面进行喷砂处理, 保持喷砂角度为 90°, 喷砂距离为 100 mm, 喷砂气体压力为 0.5 MPa, 每个样品喷砂时间为 60 s, 完成喷砂的样品目测无平面反射。

表 1 CuCrZr 粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of CuCrZr powder(w/%)

Elements	Cu	Cr	Zr	Fe	Si	O
Content	Bal.	1.123	0.501	0.009	0.137	0.029

采用高压冷喷涂系统(PCS-1000, Plasma Giken, 日本)进行喷涂沉积, 喷涂粉斑直径为 10 mm。激光器使用 RFL-C3300(武汉锐科光纤激光技术股份有限公司), 功率上限为 3.3 kW, 波长为 900~1200 nm, 激光光斑为 7 mm×10 mm 矩形。喷涂过程中, 基体位置保持不动, 机械臂

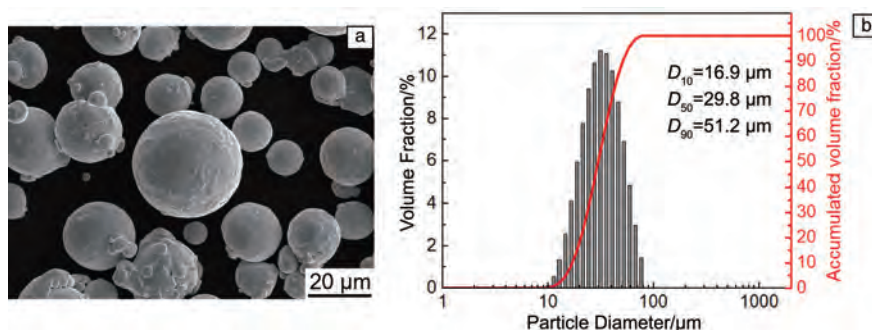


图 1 CuCrZr 合金粉末形貌(a)与粒径分布(b)

Fig. 1 Morphology (a) and particle size distribution (b) of CuCrZr alloy powder

带动喷枪与激光器同步移动，粉斑与光斑中心重合。喷涂工艺参数如表 2 所示，使用 N_2 作为冷喷涂主气源，喷涂距离为 30 mm，送粉率为 $3.5 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ 。喷枪移动速率为 $300 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ，喷涂道间距为 2 mm。

表 2 喷涂工艺参数

Table 2 Spraying process parameters

Samples	Gas pressure/ MPa	Gas temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Laser power/ kW
CS-3-400	3	400	—
CS-3-600	3	600	—
CS-4-600	4	600	—
LACS-3-600-1 kW	3	600	1
LACS-3-600-2 kW	3	600	2
LACS-3-600-3 kW	3	600	3

2.2 涂层表征方法

使用扫描电镜 (TESCAN MIRA3 LMH, 捷克) 和光学显微镜 (GX-SPC, SOIF, 中国) 对涂层进行微观结构表征分析。使用 X 射线衍射仪 (Bruker D8 Advance, 德国) 对样品进行物相表征，通过分析衍射图谱，得出材料成分与晶体结构等信息。入射线采用 Cu-K α 射线，常规 X 射线衍射的衍射角 2θ 取值范围为 $30^{\circ} \sim 110^{\circ}$ ，扫描速度为 $10 (^{\circ}) \cdot \text{min}^{-1}$ ；对涂层进行微区 X 射线衍射，扫描衍射角 2θ 取值范围为 $40^{\circ} \sim 50^{\circ}$ ，扫描速度为 $1 (^{\circ}) \cdot \text{min}^{-1}$ 。使用 3D 共聚焦激光显微镜 (Ols5100, Olympus, 日本) 对涂层表面 3D 形貌进行表征，在 5 倍放大倍数下选择合适的区域进行测量，选择 3 个区域取平均值测得涂层的表面粗糙度。涂层的显微硬度使用显微维氏硬度计 (BUHLER MICROMET5104, Akashi Corporation, 日本) 进行表征，设定载荷为 100 gf，加载时间为 10 s。

涂层的结合强度采用“拉伸法”进行表征，参照 ASTM C-633《热喷涂层的粘附力或粘结强度的标准试验方法》进行结合强度测试。将 CuCrZr 涂层制备在直径为

25.4 mm、厚度为 3 mm 的圆片端面，使用环氧树脂胶将沉积体粘在两个直径为 25.4 mm 的对偶件端面上，并在 100°C 下保存 3 h 进行粘接固化。使用万能试验机 (Instron 5582, INSTRON, 美国) 进行拉伸测试，为了保证数据的准确性，每组参数取 5 个样品进行测试并取平均值。

使用摩擦磨损试验机 (MFT-5000, RTEC instruments, 美国) 表征不同沉积体的摩擦磨损行为。依照 ASTM G99-04《用针盘仪进行磨损试验的标准试验方法》，试验中使用球/盘旋转接触方式，将直径为 6 mm 的 GCr15 钢球与 $\Phi 25.4 \text{ mm}$ 的涂层进行摩擦磨损实验，加载载荷选择 5 N，试样的旋转速度为 $300 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ ，回旋直径为 6 mm。试验开始前先将喷涂试样涂层表面打磨抛光，试验结束后将试样充分清洁以计算磨损损失重，使用扫描电镜观察磨痕形貌。

3 结果与讨论

3.1 微观组织结构

图 2 为采用 CS 和 LACS 制备的 CuCrZr 涂层的表面形貌。涂层表面由变形颗粒堆叠构成，颗粒的尺寸、形貌、扁平化程度存在差异，部分颗粒“继承”了粉末特征^[30]。以算术平均高度 (Sa) 表示涂层表面粗糙度，CS 涂层的表面粗糙度随冷喷涂主气压力提高与温度增大而降低，从 (19.5 ± 1.0) 降低至 $(17.4 \pm 1.8) \mu\text{m}$ ，表明冷喷涂气体压力与温度的提升有利于颗粒的塑性变形，从而降低涂层的表面粗糙度^[31]。LACS 涂层表面粗糙度随激光功率增大而降低，从 (16.3 ± 1.0) 降低至 $(14.9 \pm 1.2) \mu\text{m}$ ，这是因为激光辅助加热功率的增加强化了颗粒的软化效果，颗粒发生更为剧烈的塑性变形，使得涂层表面粗糙度降低。

图 3 为采用 CS 和 LACS 制备的 CuCrZr 涂层的截面形貌，CS 涂层厚度分别为 (221 ± 26) ， (369 ± 32) 和 $(445 \pm 7) \mu\text{m}$ ，LACS 涂层厚度分别为 (596 ± 27) ， (633 ± 24) 和 $(665 \pm 33) \mu\text{m}$ 。此外，LACS-3-600-3 kW 相较于 CS-3-600 沉积效率提升 80%。结果表明在冷喷涂中，更

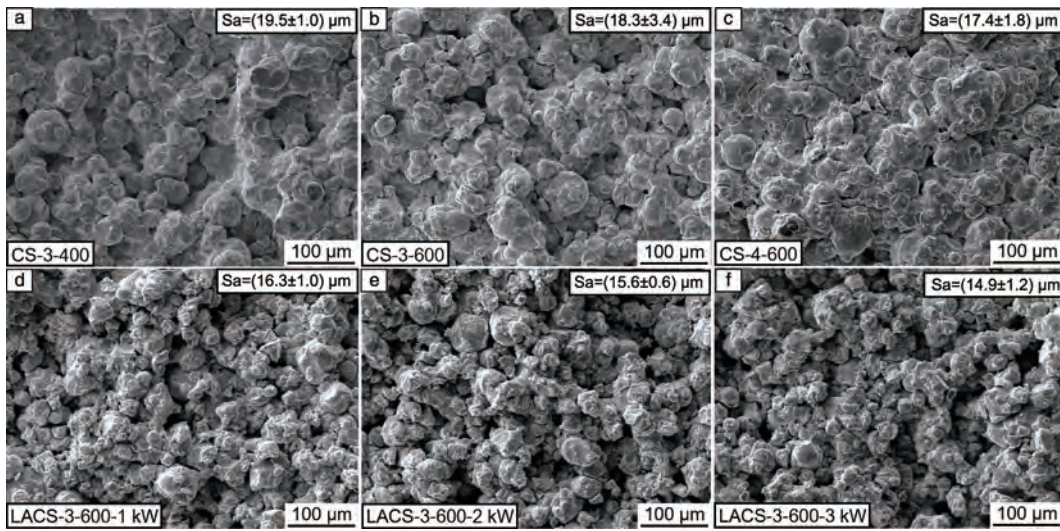


图 2 CuCrZr 涂层表面形貌
Fig. 2 Surface topography of CuCrZr coating

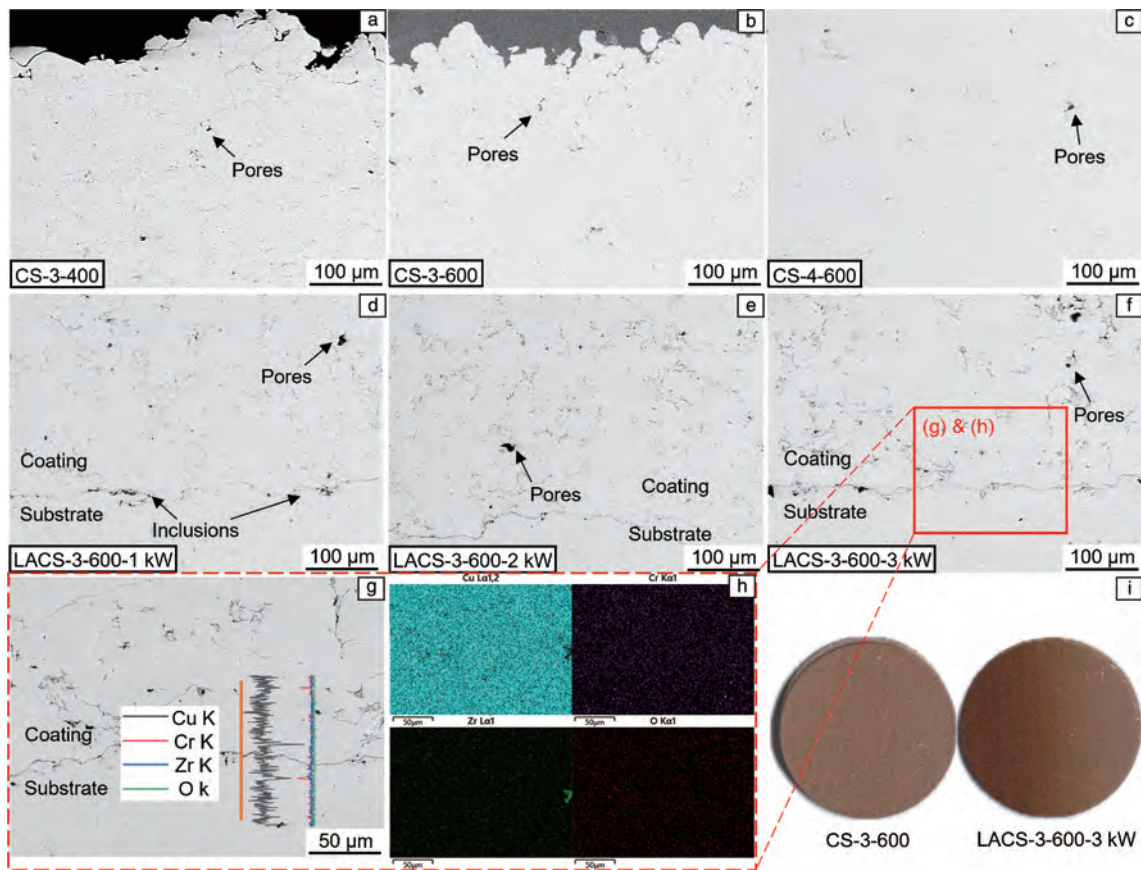


图 3 CuCrZr 涂层截面形貌(a~f)、EDS 扫描(g, h)及表面宏观形貌(i)
Fig. 3 Cross-sectional morphology(a~f), EDS scanning (g, h) and macroscopic surface morphology (i) of CuCrZr coating

高的主气温度、气压及激光辅助功率可促进颗粒塑性变形, 实现有效沉积^[32]。然而 LACS 却降低了涂层的致密度, CS 涂层孔隙率分别为(0.7±0.3)%, (0.6±0.4)%和(0.5±0.1)%, LACS 涂层孔隙率分别为(1.5±0.3)%、

(1.2±0.4)%和(0.7±0.3)%。原因是激光辅助加热软化作用降低了颗粒的临界速度, 改变了颗粒间结合方式, 大量本应反弹的颗粒达到临界速度实现了有效沉积, 然而颗粒的总动能并没有发生变化, 本应施加冲击夯实作

用并完成反弹的颗粒将动能大部分用于其自身沉积，对先沉积颗粒的塑性变形贡献减弱。因此可以观察到 LACS 涂层内部存在大量塑性变形较低的颗粒(图 4)，颗粒间微孔隙、微裂纹等缺陷也显著增加。将采用 CS 与 LACS 制备的 CuCrZr 涂层掰断观察断面(图 5)，CS 涂层掰断面呈光滑形貌，仅存在微量撕裂，颗粒间的结合方式以机械嵌合为主；LACS 涂层掰断面形貌复杂，可以观察到明

显的撕裂痕与切窝，颗粒间结合方式为机械嵌合加冶金结合。对图 3f 中红线框区域进行线扫描与面扫描，结果如图 3g 和 3h 所示，Cr 和 Zr 元素在 α -Cu 相中析出，且 LACS 涂层内部并无氧化。图 3i 显示了涂层的表面宏观形貌，可以看出，无论是否施加激光，涂层均呈现红色，表明未发生显著的氧化，与图 3d~3g 未发现涂层内部氧化物夹杂的结果一致。

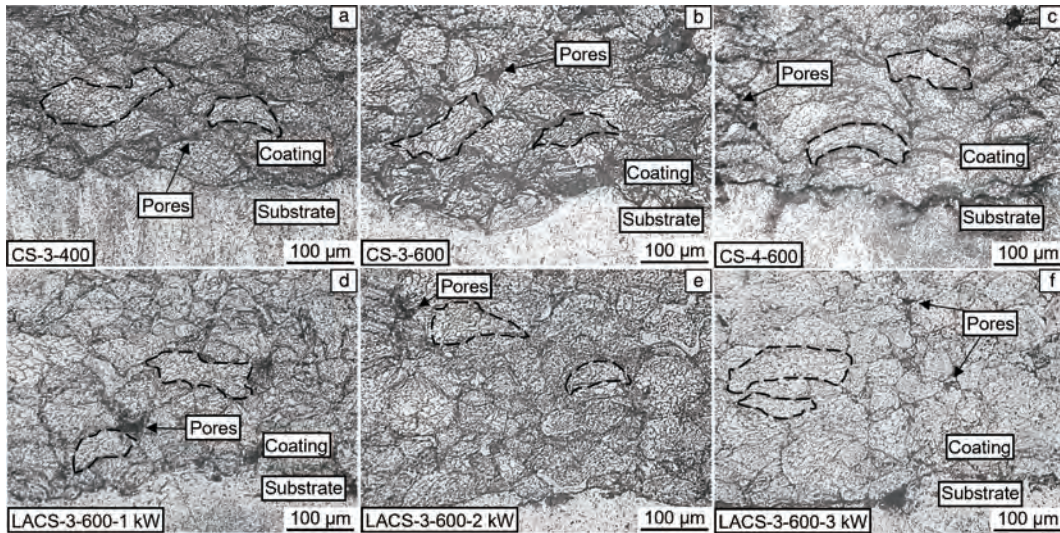


图 4 CuCrZr 涂层截面腐蚀金相

Fig. 4 Cross-section corroded metallographic of CuCrZr coating

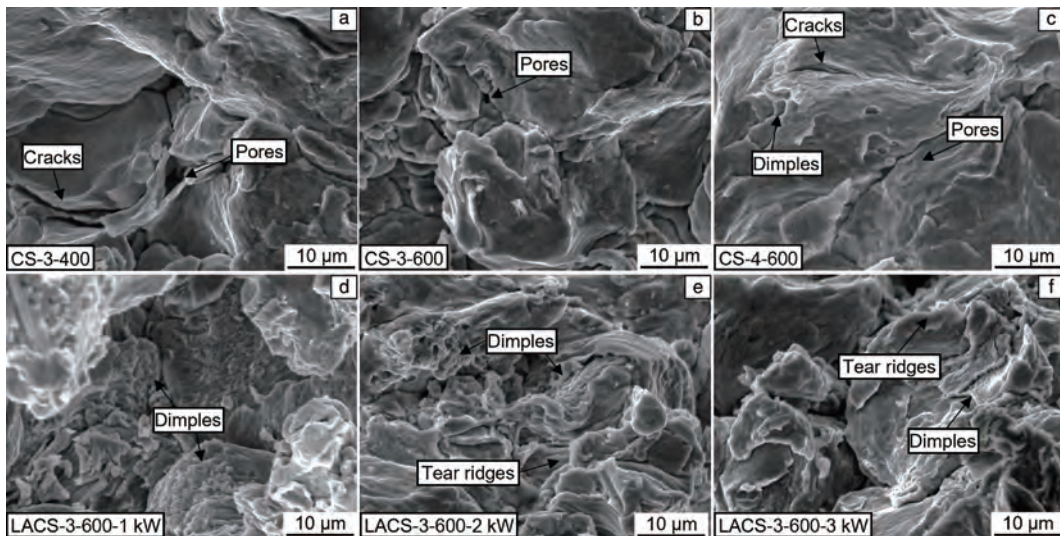


图 5 CuCrZr 涂层掰断面形貌

Fig. 5 Fracture section morphology of CuCrZr coating

采用 XRD 分析确定了涂层的物相，结果如图 6a 所示，CS 和 LACS 涂层物相均为 α -Cu 相，析出 Cr 相和 Cu_2Zr 相，与粉末保持一致，证明 CS 与 LACS 均不会造

成相变。对涂层进行微区扫描，结果如图 6b 所示，衍射峰的偏移说明，塑性变形导致涂层内晶格畸变与残余应力，改变了晶面间距。

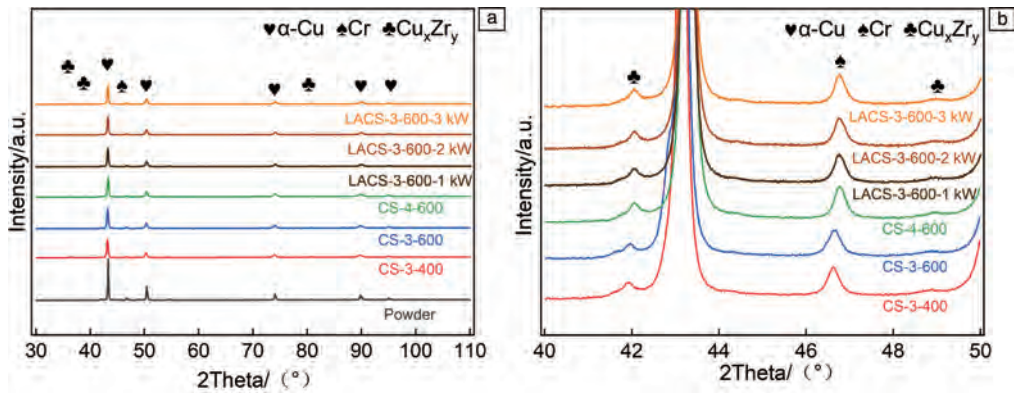


图 6 CuCrZr 涂层的 XRD 图谱

Fig. 6 XRD patterns of CuCrZr coating

3.2 涂层力学性能

CuCrZr 基体的硬度约为 $156\text{HV}_{0.1}$ ，CuCrZr 粉末硬度约为 $65\text{HV}_{0.025}$ ，CS 和 LACS 制备的 CuCrZr 涂层显微硬度如图 7 所示。CS 涂层的平均硬度随气体压力和温度提升而升高，从 $(148\pm 11)\text{HV}_{0.1}$ 提升至 $(177\pm 10)\text{HV}_{0.1}$ ；LACS 涂层的平均硬度略低于 CS 涂层，随激光功率增大略微增

大，从 $(152\pm 21)\text{HV}_{0.1}$ 提升至 $(161\pm 13)\text{HV}_{0.1}$ 。图 7c 为涂层显微硬度沿涂层厚度方向的变化曲线，涂层底部与基体表面硬度显著高于其余部分，涂层显微硬度由里及表逐渐降低并趋于稳定。这是由于涂层制备过程中涂层底部与基体表面因撞击发生剧烈塑性变形产生加工硬化，并且后沉积颗粒对先沉积颗粒存在夯实作用^[33]。

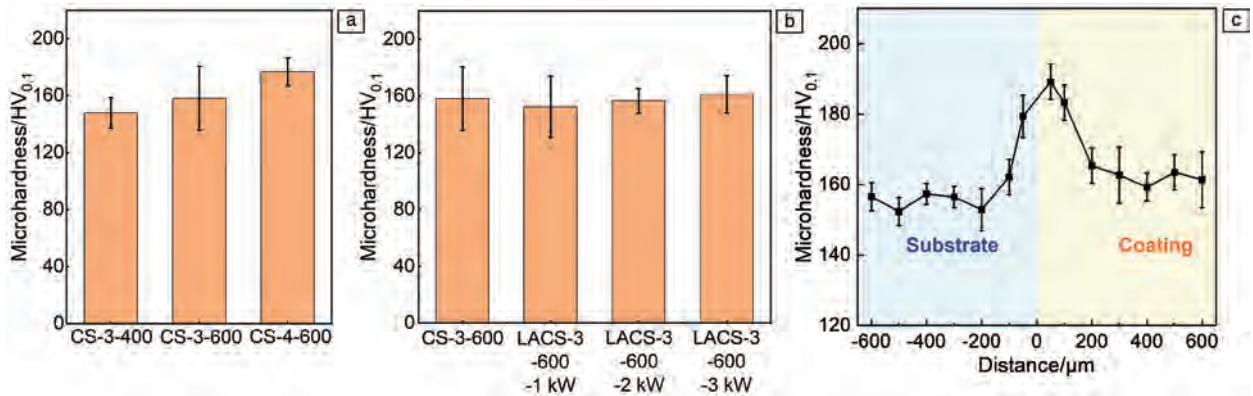


图 7 CuCrZr 涂层的显微硬度：(a) CS 涂层，(b) LACS 涂层，(c) 显微硬度随厚度变化曲线

Fig. 7 Microhardness of CuCrZr coatings: (a) CS coating, (b) LACS coating, (c) the curve of microhardness varying with thickness

图 8 为采用 CS 和 LACS 制备的 CuCrZr 涂层的结合强度，CS 制备 CuCrZr 涂层存在开裂倾向，3 MPa-600 °C 参数下制备 CS 涂层结合强度仅为 (9.9 ± 0.9) MPa；LACS 涂层的结合强度相较于 CS 涂层显著提升，在 3 kW 激光功率下制备的 CuCrZr 涂层的结合强度高达 (34.0 ± 7.2) MPa，提升了 243%。拉伸断口形貌如图 9 所示，其中图 9a~9c 为 CS 涂层断口形貌，涂层断口光滑，随着冷喷涂气体压力与温度参数提升，断口形貌复杂程度提升，存在少量撕裂痕，CS 涂层与基体结合方式为机械嵌合；图 9d~9f 为 LACS 涂层断口形貌，随着激光功率的增加，断口形貌复杂程度显著上升，韧窝结构面积提升，表明激光功率的提升促进了金属键的形成，LACS 涂层与基体的结合方式为机械嵌合+冶金结合。

图 10a 为铸态 CuCrZr 基体、CS 和 LACS 制备 CuCrZr 涂层的摩擦系数随时间演变曲线图，铸态 CuCrZr 合金基体与 CuCrZr 涂层均在约 800 s 时间内处于磨合阶段，随后进入稳定磨损阶段。稳定后铸态 CuCrZr 合金基体的摩擦系数为 0.15，CS 涂层的摩擦系数分别为 0.18，0.17 和 0.15，LACS 涂层的摩擦磨损率分别为 0.21，0.20 和 0.19，可以看出 LACS 涂层的摩擦系数高于 CS 涂层，推测可能是 LACS 涂层的孔隙率较高导致的。

图 10b 和 10c 为铸态 CuCrZr 基体、CS 和 LACS 制备 CuCrZr 涂层的体积磨损率，1 kW 激光功率制备的 CuCrZr 涂层的磨损率最高，为 $(5.4\pm 0.4)\times 10^{-4}\text{mm}^3\cdot\text{N}^{-1}\cdot\text{m}^{-1}$ ，LACS 涂层磨损率随激光功率升高而降低，在 3 kW 时最低，为 $(2.8\pm 0.8)\times 10^{-4}\text{mm}^3\cdot\text{N}^{-1}\cdot\text{m}^{-1}$ ；CS 涂层磨损率随

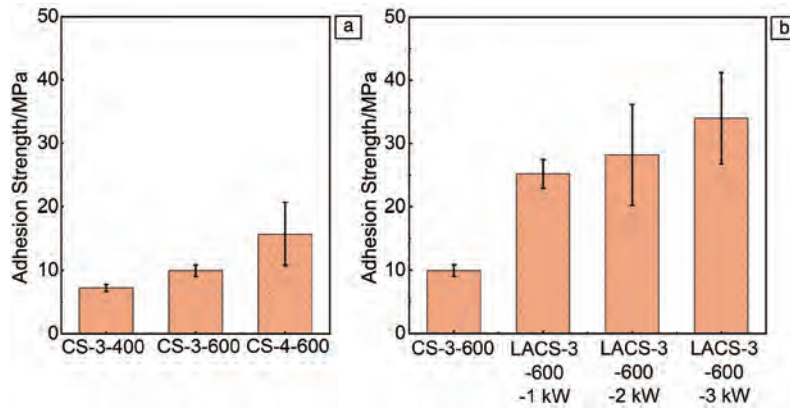


图 8 CuCrZr 涂层的结合强度：(a) CS 涂层，(b) LACS 涂层

Fig. 8 Adhesion strength of CuCrZr coatings: (a) CS coating, (b) LACS coating

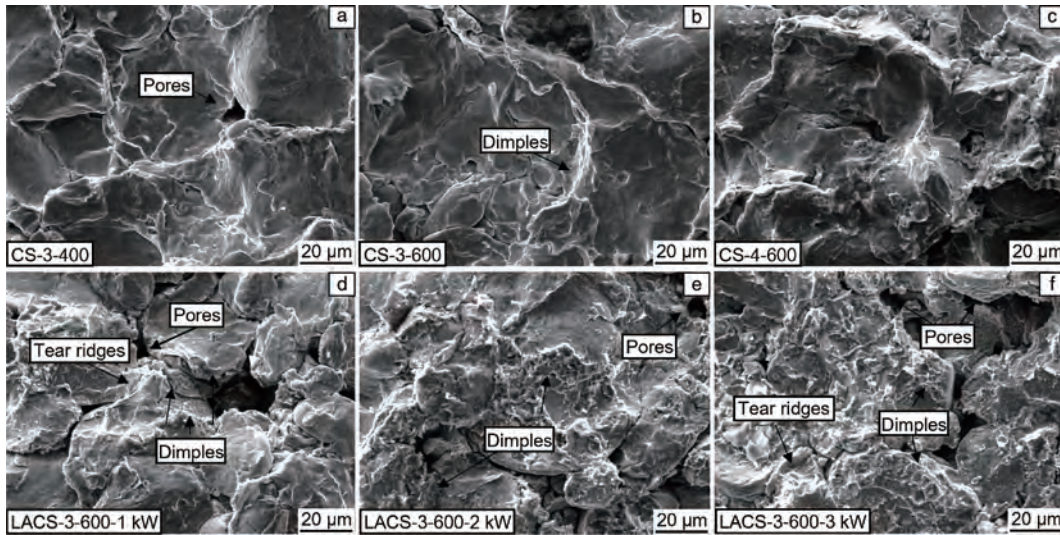


图 9 CuCrZr 涂层拉伸断面形貌

Fig. 9 Topography of tensile section of CuCrZr coating

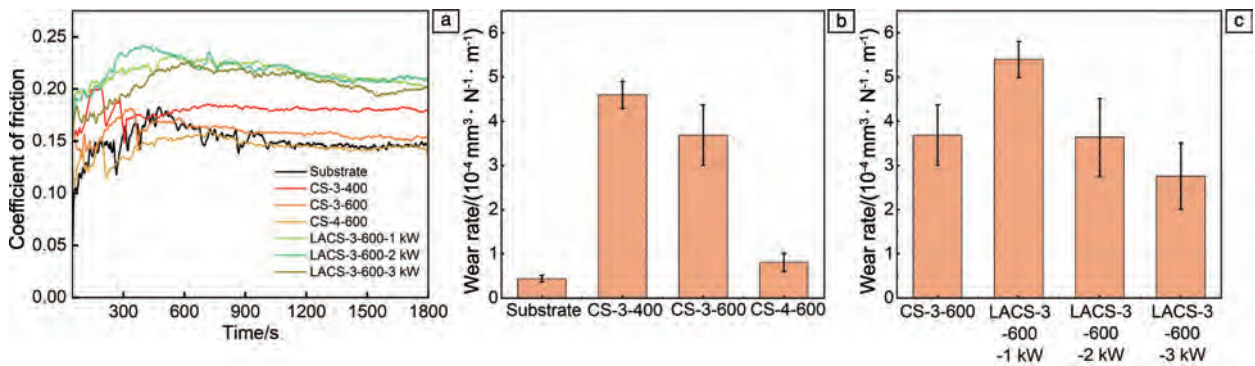


图 10 CuCrZr 涂层的摩擦系数与磨损率：(a) 摩擦系数随时间演变曲线，(b) CS 涂层的磨损率，(c) LACS 涂层的磨损率

Fig. 10 Coefficient of friction and wear rate of CuCrZr coatings: (a) the curves of the coefficient of friction over time, (b) wear rate of CS coating, (c) wear rate of LACS coating

冷喷涂气体压力、温度升高而降低，在 4 MPa-600 °C 下制备 CuCrZr 涂层磨损率为 $(0.8 \pm 0.1) \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ ，最接近

铸态 CuCrZr 合金基体磨损率 $(0.4 \pm 0.1) \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。涂层的磨损率与涂层的硬度、孔隙率有关，较低的硬度

与致密度被认为是磨屑的产生原因。随着冷喷涂气体压力与温度的提升, CS 涂层的孔隙率降低, 显微硬度增加, 因此磨损率降低; 同理, 随着激光功率增加, LACS 涂层的孔隙率降低, 显微硬度增加, 因此磨损率降低。

图 11 为铸态 CuCrZr 基体、CS 和 LACS 制备 CuCrZr 涂层的磨痕形貌及 EDS 面扫描结果, 磨痕形貌不规则, 可见微裂纹、片状剥落、撕裂痕迹、凹坑与鳞片状结构, 结合 EDS 图谱与元素含量分析可知, 基体与涂层磨痕处均仅检测到微量 Fe 元素, 表明磨损过程中磨球材料磨损较少, 铸态 CuCrZr 合金基体与 CuCrZr 涂层表面发生以

擦伤为主的黏着磨损^[34, 35]。并且 EDS 谱图中氧元素的存在证实了磨损表面存在局部氧化现象, 检测到的氧元素含量远超 CuCrZr 粉末颗粒, 表明摩擦生热诱发了氧化反应的发生, 形成 Cu 的氧化物膜。磨损过程中脱落的磨屑经历多重演变: 在循环应力作用下, 磨屑发生塑性变形与氧化反应的耦合作用, 逐渐细化形成微米级颗粒碎屑。由于表面能作用, 这些碎屑在特定区域发生二次团聚, 最终形成具有层状结构的机械混合层^[36]。该混合层在稳定状态下表现出较高的结构致密性, 减摩特性使得其摩擦系数在磨损中后期呈现稳定趋势。

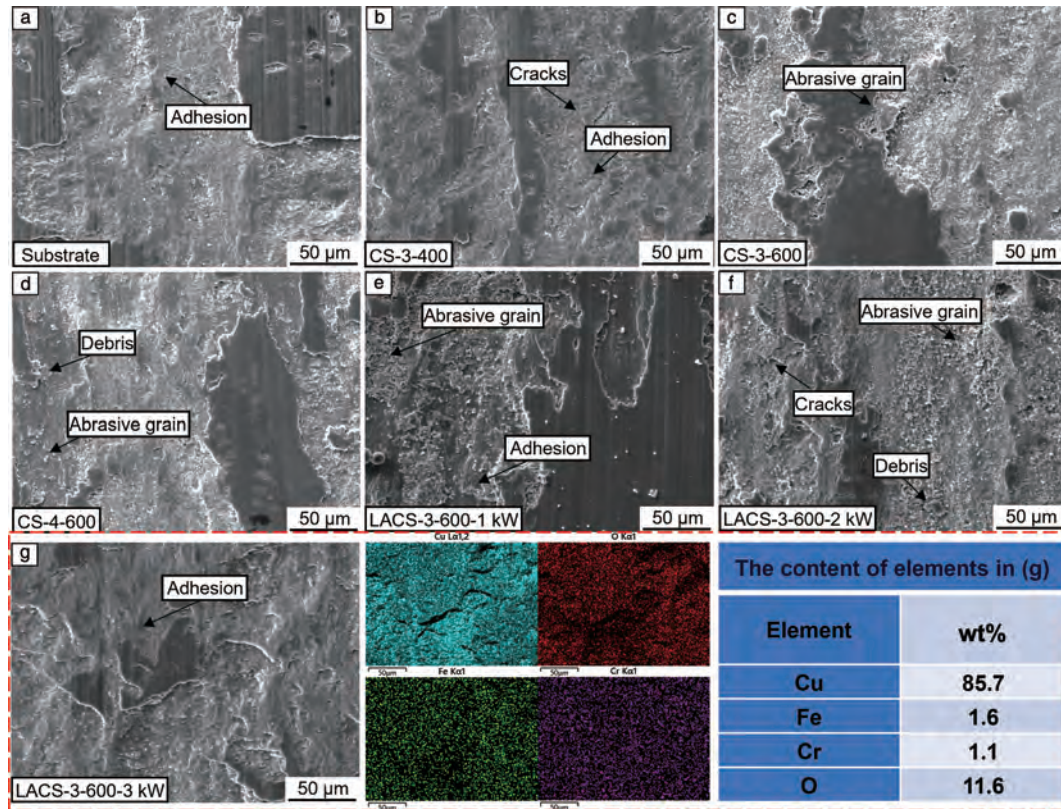


图 11 CuCrZr 涂层磨痕表面形貌及 EDS 面扫描结果

Fig. 11 Surface morphology and EDS surface scanning of CuCrZr coating abrasion marks

图 12 为磨球、磨屑形貌及 EDS 面扫描图, 可以观察到磨球表面分布深浅不一且密集的犁沟, 磨球犁沟间隙存在 Cu 屑残留。这是因为涂层与对磨球相互作用过程中, 结合较弱的颗粒受剪切力作用剥落形成磨屑, 表明磨粒磨损对涂层损耗影响显著^[37]。磨屑由片状剥落 Cu-CrZr 合金磨屑与微米级颗粒组成。磨球压入 CuCrZr 涂层表面, 并在摩擦磨损过程中产生粘附连接, 伴随着摩擦副的持续相对滑动, 这些粘着点因剪切作用裂纹萌生并发生断裂剥离, 因此形成片状磨屑。在摩擦磨损的持续进行中, 大块 CuCrZr 合金磨屑受摩擦副的持续反复机械

作用下逐渐破碎形成微米级磨屑颗粒。通过 EDS 能谱及磨屑元素检测显示, 磨屑内 Fe 元素分布特征与磨痕区域具有一致性。结合磨球表面显微形貌观测结果, 可证实摩擦过程中存在从磨球向接触界面的微量物质迁移现象, 该迁移行为通过犁沟形貌与元素分布关联性分析得到进一步验证。通过氧元素分布及成分含量对比分析发现, 磨屑中氧含量显著大于磨痕区域, 可以推测摩擦磨损过程中因摩擦生热而发生氧化反应, 氧化产物以两种方式存在: 一部分形成氧化膜覆盖于摩擦副接触表面; 一部分分布于磨屑中, 最终受摩擦副挤压堆积在磨痕两侧。

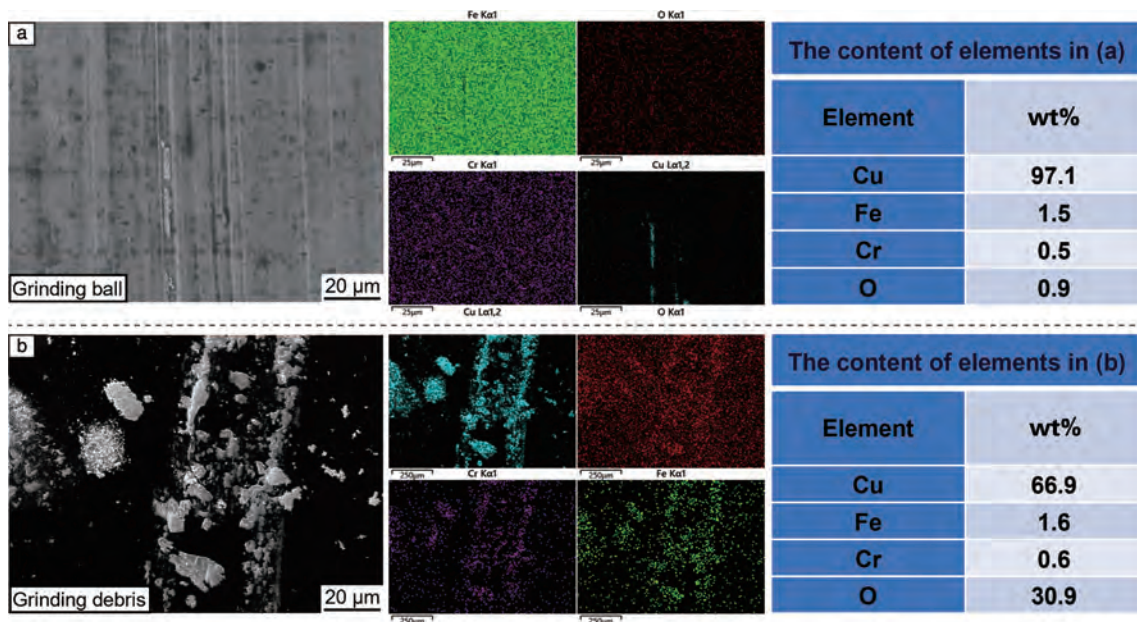


图 12 CuCrZr 涂层磨屑 & 磨球形貌及 EDS 面扫描图

Fig. 12 CuCrZr coating grinding debris & grinding ball morphology and EDS surface scanning

4 结 论

本研究通过冷喷涂 (CS)、激光辅助冷喷涂 (LACS) 在 CuCrZr 合金表面制备了 CuCrZr 涂层, 研究了 CuCrZr 涂层的显微组织特性、显微硬度、结合强度、耐摩擦磨损性能。

(1) LACS 涂层相较于 CS 涂层具有更低的表面粗糙度、略高的孔隙率, 且二者均随激光功率增大而降低; LACS-3-600-3 kW 涂层表面粗糙度 (Sa) 为 (14.9 ± 1.2) μm, 孔隙率为 (0.7 ± 0.3) %。

(2) CS 涂层显微硬度随冷喷涂主气压力与温度升高而增大; LACS 涂层硬度 (LACS-3-600-3 kW 为 (161 ± 13) HV_{0.1}) 相较于 CS 涂层 (CS-3-600) 差异不明显, 且各激光功率参数下差异不明显。

(3) CS 涂层结合机制为机械嵌合, LACS 涂层结合机制为机械嵌合+冶金结合; LACS 涂层结合强度随激光功率提升而显著提升, LACS-3-600-3 kW 涂层结合强度为 (34.0 ± 7.2) MPa, 相较于 CS 涂层提升 243%。

(4) CuCrZr 涂层在 CS 与 LACS 方法下制备均无相变, 涂层摩擦磨损机制是以黏着磨损为主, 磨粒磨损为辅。CS 涂层与 LACS 涂层耐磨损性能均低于铸态 CuCrZr 合金; LACS 涂层磨损率随激光功率增大而减小, LACS-3-600-3 kW 涂层磨损率为 (2.8 ± 0.8) × 10⁻⁴ mm³ · N⁻¹ · m⁻¹。

参考文献 References

[1] FU H D, XU S, LI W, *et al.* Materials Science and Engineering;

A[J], 2017, 700: 107-115.
 [2] ZHANG K, ERMILE G, MICHAEL G. Fusion Engineering and Design[J], 2019, 144: 148-153.
 [3] WANG J F, CHEN J C, GUO C J, *et al.* International Journal of Fatigue[J], 2020, 137: 105642.
 [4] 睢文杰, 赵文杰, 秦立光, 等. 腐蚀科学与防护技术[J], 2016, 28(1): 88-94.
 SUI W J, ZHAO W J, QIN L G, *et al.* Corrosion Science and Protection Technology[J], 2016, 28(1): 88-94.
 [5] 张凭, 李斌, 高玉闪, 等. 火箭推进[J], 2024, 50(1): 12-27+171.
 ZHANG P, LI B, GAO Y S, *et al.* Journal of Rocket Propulsion [J], 2024, 50(1): 12-27+171.
 [6] 张武昆, 谭永华, 高玉闪, 等. 推进技术[J], 2022, 43(5): 29-44.
 ZHANG W K, TAN Y H, GAO Y S, *et al.* Journal of Propulsion Technology[J], 2022, 43(5): 29-44.
 [7] 张俊宝, 梁永立, 章华兵. 宝钢技术[J], 2011(5): 23-29.
 ZHANG J B, LIANG Y L, ZHANG H B. Baosteel Technology[J], 2011(5): 23-29.
 [8] 张树存, 马茜. 有色金属[J], 2009, 61(4): 36-38.
 ZHANG S C, MA Q. Nonferrous Metals[J], 2009, 61(4): 36-38.
 [9] 王明伍, 张巍, 施慧烈, 等. 焊接技术[J], 2022, 51(5): 70-73+166.
 WANG M W, ZHANG W, SHI H L, *et al.* Welding Technology [J], 2022, 51(5): 70-73+166.
 [10] POPOVICH A, SUFIAROV V, POLOZOV I, *et al.* Materials Letters[J], 2016, 179: 38-41.
 [11] LEE P H, CHANG E, YU S, *et al.* International Journal of Preci-

- sion Engineering and Manufacturing[J], 2013, 4(6): 1079-1086.
- [12] GUSCHLBAUER R, MOMENI S, OSMANLIC F, *et al.* Materials Characterization[J], 2018, 143: 163-170.
- [13] 李浩, 袁根福, 万乐, 等. 应用激光[J], 2022, 42(9): 30-37.
LI H, YUAN G F, WAN L, *et al.* Applied Science and Technology [J], 2022, 42(9): 30-37.
- [14] 史周琨, 徐丽萍, 张吉阜, 等. 表面技术[J], 2021, 50(11): 226-232+278.
SHI Z K, XU L P, ZHANG J F, *et al.* Surface Technology [J], 2021, 50(11): 226-232+278.
- [15] 李俊辰, 罗奎林, 刘瑞, 等. 机械工程师[J], 2024(1): 42-45.
LI J C, LUO K L, LIU R, *et al.* Mechanical Engineer [J], 2024 (1): 42-45.
- [16] ASSADI H, KREYE H, GARTNER F, *et al.* Acta Materialia [J], 2016, 116: 382-407.
- [17] YIN S, CAVALIERE P, ALDWELL B, *et al.* Additive Manufacturing [J], 2018, 21: 628-650.
- [18] 雒晓涛, 谢天, 李长久, 等. 中国表面工程[J], 2020, 33(4): 68-81.
LUO X T, XIE T, LI C J, *et al.* China Surface Engineering [J], 2020, 33(4): 68-81.
- [19] 韩晓辉, 姚小春, 曹金山, 等. 表面技术[J], 2024, 53(5): 194-204.
HAN X H, YAO X C, CAO J S, *et al.* Surface Technology [J], 2024, 53(5): 194-204.
- [20] 彭云辉, 崔新宇, 熊天英, 等. 中国材料进展[J], 2024, 43(4): 290-300.
PENG Y H, CUI X Y, XIONG T Y, *et al.* Materials China [J], 2024, 43(4): 290-300.
- [21] YANG K, JIANG Z, ZHANG S, *et al.* Additive Manufacturing [J], 2024, 92: 104405.
- [22] JIANG Z, YANG K, XIN Y, *et al.* Surface & Coatings Technology [J], 2023, 469: 129810.
- [23] 陶莉晴, 郭伟玲, 王慧鹏, 等. 材料导报[J], 2025, 39(16): 202-215.
TAO L Q, GUO W L, WANG H P, *et al.* Materials Reports [J], 2025, 39(16): 202-215.
- [24] 刁鹏源, 王方, 褚欣, 等. 热加工工艺[J], 2025, 54(22): 10-17.
DIAO P Y, WANG F, CHU X, *et al.* Hot Working Technology [J], 2025, 54(22): 10-17.
- [25] 李波, 胡耀峰, 田凯, 等. 中国材料进展[J], 2024, 43(2): 115-123.
LI B, HU Y F, TIAN K, *et al.* Materials China [J], 2024, 43 (2): 115-123.
- [26] 林钟卫, 王豪, 张城锋, 等. 稀有金属[J], 2025, 49(4): 488-500.
LIN Z W, WANG H, ZHANG C F, *et al.* Chinese Journal of Rare Metals [J], 2025, 49(4): 488-500.
- [27] ZHOU J, DIAO P, QI Z, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2023, 968: 172151.
- [28] 邹永鸣, 薛宝龙, 殷硕, 等. 材料研究与应用[J], 2021, 15(4): 318-325+306.
ZHOU Y M, XUE B L, YIN S, *et al.* Materials Research and Application [J], 2021, 15(4): 318-325+306.
- [29] YU M, ZHANG Y, LV P, *et al.* Applied Surface Science [J], 2025, 683: 161794.
- [30] 袁聪, 李瑞涛, 刘雨芳, 等. 中国表面工程[J/OL], 2025. (2024-04-16) [2025-06-05]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20250416.1516.015.html>.
YUAN C, LI R T, LIU Y F, *et al.* China Surface Engineering [J/OL], 2025. (2024-04-16) [2025-06-05]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20250416.1516.015.html>.
- [31] 刘晨阳, 蒋北平, 黄国胜, 等. 材料保护[J], 2024, 57(11): 139-146.
LIU C Y, JIANG B P, HUANG G S, *et al.* Materials Protection [J], 2024, 57(11): 139-146.
- [32] 李文, 李智勇, 宋超, 等. 中国表面工程[J/OL], 2025. (2024-12-17) [2025-06-05]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20241216.1826.023.html>.
LI W, LI Z Y, SONG C, *et al.* China Surface Engineering [J/OL], 2025. (2024-12-17) [2025-06-05]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20241216.1826.023.html>.
- [33] 何超, 刘灿森, 孙澄川, 等. 材料保护[J], 2024, 57(5): 1-9.
HE C, LIU C S, SUN C C, *et al.* Materials Protection [J], 2024, 57(5): 1-9.
- [34] 葛洁洁, 徐雅欣, 李文亚. 中国材料进展[J], 2024, 43(2): 96-101+123.
GE J J, XU Y X, LI W Y. Materials China [J], 2024, 43(2): 96-101+123.
- [35] 周长壮, 银谱馨, 巩春志, 等. 中国表面工程[J], 2025, 38(3): 306-315.
ZHOU C Z, YIN P X, GONG C Z, *et al.* China Surface Engineering [J], 2025, 38(3): 306-315.
- [36] ALIDOKHT S A, YUE S, CHROMIK R R. Surface & Coatings Technology [J], 2019, 357: 849-863.
- [37] 熊凡奇, 揭晓华, 卢静, 等. 材料保护[J], 2024, 57(6): 1-7.
XIONG F Q, JIE X H, LU J, *et al.* Materials Protection [J], 2024, 57(6): 1-7.