引用格式：丁立红，雷卫宁，陈菊芳．激光熔覆增材制备45/316L/CuSn5梯度层的界面缺陷抑制及性能优化[J]．材料工程，2026，54(1)：139-149.
DING Lihong，LEI Weining，CHEN Jufang. Interface defect suppression and performance optimization of 45/316L/CuSn5 gradient layer prepared by laser cladding additive manufacturing[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(1)：139-149.

激光熔覆增材制备45/316L/CuSn5梯度层的界面缺陷抑制及性能优化

丁立红[1,2*]，雷卫宁[2,3]，陈菊芳[3]
（1 江苏理工学院 工程实训中心，江苏 常州 213001；2 江苏省先进材料设计与增材制造重点实验室，江苏 常州 213001；3 江苏理工学院 机械工程学院，江苏 常州 213001）

摘要：针对45/CuSn5合金熔覆层界面缺陷问题，本研究提出以316L作为过渡层，激光熔覆增材制备45/316L/CuSn5梯度层的界面缺陷抑制及性能优化方法。通过系统对比45/CuSn5单一熔覆层与45/316L/CuSn5梯度熔覆层的界面微观形貌和元素分布，揭示316L过渡层的调控机制，并对基体和梯度熔覆层的性能进行对比研究。结果表明：梯度熔覆层因316L过渡层的引入，形成无缺陷的冶金结合界面，界面发生了明显的元素互扩散，其Cr元素高浓度梯度有效降低了界面能，抑制了裂纹的产生；Cu元素向316L的扩散促进了Cu-Ni固溶体的形成，而316L向CuSn5表面熔覆层过渡，实现了从奥氏体(γ-Fe)向α-Cu固溶体过渡，这种晶体结构的过渡有效抑制了界面脆性相的生成，从而实现了界面的缺陷抑制。摩擦磨损实验中，在载荷为20 N、往复直线运动30 min的干摩擦条件下，梯度熔覆层的平均摩擦因数为0.1486，较基体(0.4080)显著降低；磨损率为1.723 $mm^3 \cdot N^{-1} \cdot m^{-1}$，较基体(2.469 $mm^3 \cdot N^{-1} \cdot m^{-1}$)降低30.21%，实现了基体的耐磨性能优化。电化学腐蚀测试进一步表明，在3.5%NaCl溶液中，梯度熔覆层的腐蚀电流密度(3.105×10^{-6} $A \cdot cm^{-2}$)较基体(4.839×10^{-5} $A \cdot cm^{-2}$)降低了一个数量级，腐蚀速率减缓93.58%，耐腐蚀性能显著增强。

关键词：激光熔覆；316L；CuSn5；缺陷抑制；性能优化
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000607　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000607
中图分类号：TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)01-0139-11

Interface defect suppression and performance optimization of 45/316L/CuSn5 gradient layer prepared by laser cladding additive manufacturing

DING Lihong[1,2*]，LEI Weining[2,3]，CHEN Jufang[3]
（1 Engineering Training Center，Jiangsu University of Technology，Changzhou 213001，Jiangsu，China；
2 Jiangsu Key Laboratory of Advanced Materials Design and Additive Manufacturing，Changzhou 213001，Jiangsu，China；
3 School of Mechanical Engineering，Jiangsu University of Technology，Changzhou 213001，Jiangsu，China）

Abstract：Aiming at the interface defect issue of 45/CuSn5 alloy cladding layer，this study proposes a method for suppressing interface defects and optimizing the performance of 45/316L/CuSn5 gradient cladding layer prepared by laser cladding additively using 316L as a transition layer. By systematically comparing the microstructure and element distribution of the interface between the 45/CuSn5 single cladding layer and the 45/316L/CuSn5 gradient cladding layer，the control mechanism of the 316L transition layer is revealed，and the properties of the substrate and gradient cladding layer are compared and studied. The results show that the gradient cladding layer forms a defect-free metallurgical bonding interface due to the introduction of 316L transition layer，and the interface exhibits obvious elemental interdiffusion. The high concentration gradient of Cr element effectively reduces the interface energy and suppresses crack initiation. The diffusion of Cu element into 316L promotes the formation of a Cu-Ni solid

solution, while the transition from 316L to the CuSn5 surface cladding layer realizes a transition from austenite (γ-Fe) to an α-Cu solid solution. This crystallographic structure transition effectively suppresses the formation of interfacial brittle phases, thereby achieving interface defect suppression. In the friction and wear test under dry friction conditions with a load of 20 N and reciprocating linear motion for 30 min, the average friction coefficient of the gradient cladding layer is 0.1486, significantly lower than that of the substrate (0.4080); the wear rate is 1.723 $mm^3 \cdot N^{-1} \cdot m^{-1}$, which is 30.21% lower than that of the substrate (2.469 $mm^3 \cdot N^{-1} \cdot m^{-1}$), achieving optimized wear resistance of the substrate. Electrochemical corrosion tests further show that in a 3.5%NaCl solution, the corrosion current density of the gradient cladding layer (3.105×10^{-6} A·cm^{-2}) is one order of magnitude lower than that of the substrate (4.839×10^{-5} A·cm^{-2}), with the corrosion rate reduced by 93.58%, demonstrating significantly enhanced corrosion resistance.

Key words: laser cladding; 316L; CuSn5; defect suppression; performance optimization

在高速摩擦、强冲击及复杂热载荷共同作用的机械系统中，关键部件的服役寿命与运行稳定性主要取决于其表面材料的热管理能力和摩擦学性能[1]。以45钢为代表的中碳结构钢因兼具较高的强度、韧性及可加工性，被广泛应用于轴类、齿轮、导轨及模具等高应力构件[2]。然而，在严苛服役环境下，钢部件表面常受到摩擦磨损、热疲劳及腐蚀介质侵蚀等多场耦合作用。当摩擦产生的热量无法及时扩散时，局部区域易出现组织软化与应力集中，从而诱发裂纹萌生与扩展，最终导致部件失效[3-4]。因此，在保持钢基体承载性能的同时，提高其表面导热性、耐磨性与耐腐蚀性，对于提升机械构件的综合服役性能具有重要意义。

CuSn5（青铜）合金因其优异的导热性、自润滑性和耐腐蚀性，被广泛用于滑动轴承、摩擦副及热交换元件等关键部件的表面强化与再制造[5]。将CuSn5合金熔覆于钢基体表面，可显著降低摩擦热积聚并形成稳定润滑界面，从而提升部件的热稳定性与抗磨蚀性能[6]。然而，CuSn5合金与Fe基钢在热物理及冶金性质上存在显著差异，如热膨胀系数、熔点、导热率及表面能的不匹配，因此直接进行激光熔覆时，界面处容易形成高残余应力、出现润湿性不足并析出脆性相，从而导致裂纹、气孔及冶金结合不良等缺陷，严重损害熔覆层的致密性与结合强度[7-9]。

针对上述问题，国内外学者开展了大量研究。Vahedi Nemani等[10]系统综述了铜基合金的增材制造研究进展，指出采用低热导率的合金钢作为中间层可显著缓解Cu/Fe体系的热应力集中；李亚敏等[11]通过数值模拟与超声辅助激光熔覆实验研究CuSn18Ti9体系，发现316L层的引入可有效促进温度场均匀化、抑制裂纹萌生并使熔覆层致密度提升约23%。Khodamoradi等[12]研究了定向能量沉积（directed energy deposition，DED）技术对金属微观结构演变的影响。Zhang等[13]进一步指出，多层桥接区结构有助于改善金属基复合体系的界面结合力与抗裂性能。Zhang等[14]以45钢为基体，制备Cu-TiBN-MoS_2复合涂层，发现适量陶瓷相的引入可改善熔池对流并降低界面残余应力，为铜基熔覆层的应力调控提供了实验依据。Zhang等[15]基于热应力场模拟比较了不同过渡层材料，结果表明，316L层能显著降低冷却阶段的残余应力峰值约30%，优化了Cu-Sn-Ti体系的界面结合。何启浪等[16]在梯度结构熔覆实验中研究发现，当316L层厚度控制在0.3～0.5 mm时，界面组织最为致密且抗裂性能最佳。上述研究结果从实验和理论两方面验证了过渡层在异种金属冶金结合中的关键作用，为解决45/CuSn5缺陷抑制提供了参考依据。

尽管上述研究取得了一定成果，但是仍存在不足：目前研究主要集中于Ti基或Ni基体系，针对Cu/钢体系界面结合的研究仍然有限；316L过渡层在快速凝固条件下的元素扩散和微观组织演化机制尚不清晰。针对上述问题，本工作提出采用316L不锈钢作为激光熔覆过渡层的界面调控策略。316L不锈钢作为钢和铜合金之间的过渡层材料具有显著优势，一方面316L的激光熔覆工艺窗口较宽，通过调控激光功率与扫描速度可精确控制熔池形貌，抑制气孔、裂纹等缺陷的形成；另一方面，316L作为过渡层可以兼顾冶金相容性和热膨胀匹配性。通过在45钢与CuSn5合金熔覆层之间构建过渡熔覆层316L，旨在通过316L中的合金元素互扩散改善界面结合，为验证该策略的可行性，本工作系统研究了45/316L/CuSn5梯度熔覆层的界面显微组织与元素扩散，并结合显微硬度、摩擦磨损及电化学测试评估了梯度熔覆层的综合性能。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验基体选用规格为100 mm×100 mm×10 mm

的45钢板以及Φ40 mm的45钢光轴。激光熔覆所采用的青铜合金粉末为上海合金粉末科学研究中心制备的高纯青铜CuSn5合金粉末和航钡金属材料制备的316L不锈钢合金粉末，粉末颗粒呈球形，平均粒度为45～105 μm，松装密度为2.6 g/cm^3，压缩性＞6.6 g/cm^3，粉末流动性为28 s/50 g，纯度高于99.9%，以商家提供的元素成分作为参考依据，采用光谱法测量了化学成分，元素成分含量如表1所示。

表1　基材与合金粉末的元素成分与含量(质量分数/%)

Table 1　Elemental compositions and content of the substrate and alloy powders(mass fraction/%)

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe	Sn	Cu
45	0.43	0.3	0.6	0.25	0.25	1.23	Bal.		
316L	0.02	0.8	2	18	12	2.5	Bal.		
CuSn5	0.01			0.5	0.5	0.5		5	Bal.

1.2　实验方法

采用YLS-4000光纤激光器四路同步同轴送粉进行多道、单层激光熔覆实验。316L熔覆层的激光功率为1.3 kW，光斑直径为3 mm，扫描速度为10 mm/s，送粉速率为8 g/min，氩气保护，流量为10 L/min。CuSn5熔覆层的激光功率为1.5 kW，光斑直径为3 mm，扫描速度为16 mm/s，送粉速率为6 g/min，氩气保护，流量为15 L/min。激光熔覆后，采用Primotech正置金相显微镜与SIGMA 500场发射扫描电子显微镜(SEM)对激光熔覆层微观组织进行观察与分析。采用HD-XpertPRO型X射线衍射仪(XRD)分析熔覆层截面物相。使用HXD-1000TMS数显显微硬度计，加载载荷为1.96 N，保压时间为10 s，从熔覆层顶部开始，沿垂直方向每间隔200 μm取一点，同一水平线取三点计算平均值，绘制硬度分布曲线。采用MDW-02摩擦磨损试验机，在室温无润滑条件下测试，选用Φ6 mm G5-G100氮化硅陶瓷球，加载载荷为20 N，往复行程为5 mm，测试时间为30 min；采用CHI600E电化学工作站，在3.5%NaCl溶液中进行测试。在耐磨性和耐腐蚀实验后，采用SEM观察熔覆层的表面形貌。

2　实验结果

2.1　宏观形貌

激光熔覆后，将试样沿着激光熔覆方向进行垂直线切割，并对横截面进行研磨抛光，在低倍显微镜下观察激光熔覆后45/CuSn5单一熔覆层横截面宏观形貌以及45/316L/CuSn5梯度熔覆层横截面宏观形貌，如图1(a)，(b)所示。实验选用Φ40 mm的45钢光轴，在光轴表面激光熔覆梯度熔覆层，熔覆后使用外圆磨床进行打磨，观察熔覆层表面的宏观形貌，如图1(c)所示。从图1(a)，(b)截面形貌可以发现，单一熔覆层的横截面有明显的气孔和裂纹等熔覆缺陷，而梯度熔覆层的横截面无明显熔覆缺陷。观察激光熔覆45/316L/CuSn5梯度熔覆层后的45钢光轴表面形貌可以发现，熔覆层与基体结合的表面经外圆磨床磨削后表面光滑无缺陷。由此可见，梯度熔覆层中316L过渡层的加入可以有效减少熔覆缺陷。

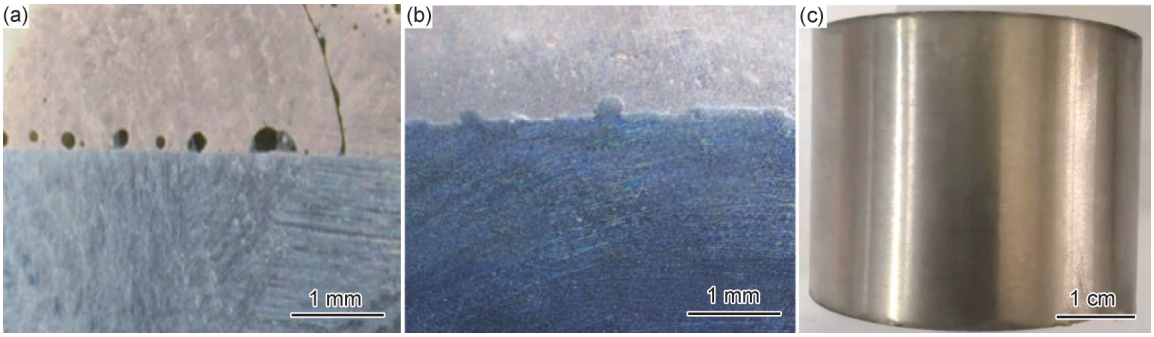


图1　熔覆层的宏观形貌

(a)单一熔覆层的横截面形貌；(b)梯度熔覆层的横截面形貌；(c)激光熔覆梯度层后的45钢光轴表面形貌

Fig.1　Macroscopic morphologies of cladding layer

(a)cross-sectional morphology of a single cladding layer；(b)cross-sectional morphology of gradient cladding layer；(c)surface morphology of 45 steel optical axis after laser cladding gradient layer

2.2　微观形貌

采用扫描电子显微镜观察45/CuSn5单一熔覆层的熔覆层区域以及基体与熔覆层结合界面区域的微观形貌，如图2所示。从图2(a)可以看出，熔覆层区域以及熔覆层与基体结合界面都出现了裂纹，这是因为基体与熔覆层之间的热膨胀系数存在差异，在快速冷却时界面处易产生拉应力集中，导致横向或纵向裂纹产生，同时在锐角或薄壁区域也会因为热传导不

均，出现裂纹。如图2(b)，(c)所示，在熔覆层表面及熔覆层内部都出现了明显的孔隙，这是由于Cu合金粉末中混入气体，熔池凝固前未能逸出，在激光束的热输入影响下形成气泡，在这种情况下氧化性气体与熔融的金属发生反应，从而形成了微气孔[17]。同时，在基体和熔覆层界面熔合区域出现了平行于基体的未熔合黑色间隙缺陷，其原因是基体45钢主要成分Fe与熔覆层主要材料Cu之间的互溶性较差，导致Cu层与45钢基体结合不牢，产生未熔合缺陷[18]。

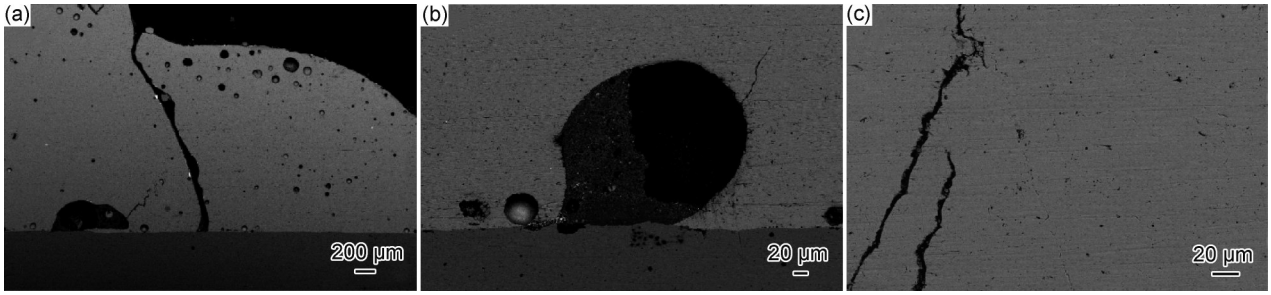


图2 45/CuSn5单一熔覆层的熔覆缺陷

(a)熔覆层裂纹；(b)界面未熔合和裂纹缺陷；(c)界面气孔、未熔合和裂纹缺陷

Fig.2 Cladding defects of single cladding layer 45/CuSn5

(a)cracks in cladding layer；(b)interface lack of fusion and crack defects；(c)interface porosity，lack of fusion，and crack defects

在扫描电子显微镜下观察45/316L/CuSn5梯度熔覆层结合界面区域的微观形貌，如图3所示。可以看出，45/316L/CuSn5梯度熔覆层的横截面显微组织呈现出典型的激光熔覆特征，通过扫描电镜在不同放大倍数下可以观察到，熔覆层与基体之间形成了冶金结合的过渡区域，未发现明显的裂纹、气孔或未熔合等熔覆缺陷。梯度熔覆层45/316L/CuSn5的设计，可以实现逐步过渡，有效降低了热应力集中和成分突变带来的界面脆性。由图3(a)可见，熔覆层厚度均匀，界面呈锯齿状交错结构，表明基体与熔覆层之间界面结合良好[19]；图3(b)，(c)的电子背散射衍射进一步证实了过渡层316L与基体和表面熔覆层CuSn5的连续性。

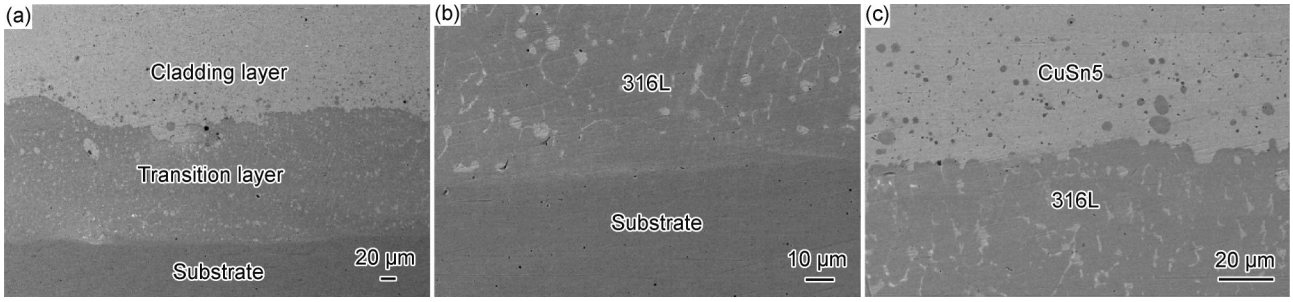


图3 45/316L/CuSn5梯度熔覆层的微观组织

(a)45/316L/CuSn5梯度熔覆层界面；(b)45/316L界面；(c)316L/CuSn5界面

Fig.3 Microstructures of 45/316L/CuSn5 gradient cladding layer

(a)45/316L/CuSn5 gradient cladding layer interface；(b)45/316L interface；(c)316L/CuSn5 interface

2.3 界面元素分析

为进一步分析元素互扩散在改善45/316L/CuSn5梯度熔覆层界面结合中的作用机制，采用扫描电子显微镜观察基体与熔覆层结合界面及其微观组织形貌，并利用扫描电镜自带的INCA OXFORD型能谱仪(EDS)获得该区域的元素分布数据。

图4为单一熔覆层45/CuSn5界面元素分布曲线，可以发现，基体与熔覆层界面区域未形成明显的元素互扩散层。这一现象主要源于Fe-Cu二元体系固有的低互溶性特征，其热力学驱动力不足导致界面原子迁移受限，这种扩散行为缺失是造成界面冶金结合强度不足、易产生气孔与微裂纹等熔覆缺陷的关键因素。

图5为梯度熔覆层45/316L/CuSn5界面的微观形貌和元素分布曲线。可以看出，整个界面梯度分布清晰，线扫描元素分布曲线直观显示元素的互扩散现象，元素分布曲线显示45钢基体以Fe元素为主，316L过渡层的Cr、Ni元素明显高于基体45钢，Fe、Cr、Ni元

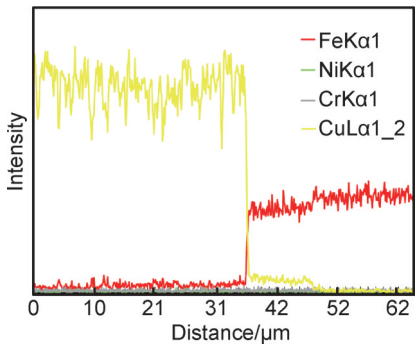


图4　单一熔覆层45/CuSn5界面元素分布曲线

Fig.4　Distribution curves of elements at the 45/CuSn5 interface of a single cladding layer

素明显高于表面熔覆层CuSn5，CuSn5表面熔覆层以Cu元素为主。316L过渡层的Cr元素在界面结合处的高浓度梯度，可以减少固液界面张力，使熔池铺展角减小，从而降低界面能，减少应力集中，有效抑制裂纹[20-21]。Cu元素由CuSn5熔覆层向316L过渡层扩散，与316L中的Ni元素结合，可以形成Cu-Ni固溶体，Cu-Ni固溶体通过固溶强化机制，可以有效提升结合强度，而且固溶体在3.5%NaCl溶液中的腐蚀电流密度较纯Cu界面可以降低一个数量级，有效提高熔覆层的耐腐蚀性能[22]。同时，Cu元素的热扩散系数较高，在向316L过渡层快速扩散时，可以促进气体逸出，减少熔覆层表面气孔的产生[23]。其微观形貌（SEM）显示在316L过渡层出现了分布均匀的白色物相，CuSn5表面熔覆层出现点状的灰色物相，经SEM点扫描谱图元素分析测定，结果如表2所示，在过渡层316L区域的白色物相以Fe、Cr、Cu元素为主，含量存在差异，但都是Cu元素扩散形成的新物相；CuSn5熔覆层区域的点状灰色物相含有Fe、Cu、Cr、Ni等元素，这样也验证了316L区域的Fe、Cr、Ni等元素扩散至表面熔覆层。点扫描结果显示出明显的元素互扩散行为，Cu元素向316L过渡层迁移，Fe、Cr、Ni元素向CuSn5表面熔覆层迁移，并在激光熔覆过程中生成了新的物相。综上所述，由于316L中间过渡层的设计，使得CuSn5可以有效熔覆于基体表面，达到了调控界面结合的目的，实现了冶金结合质量的显著提升。

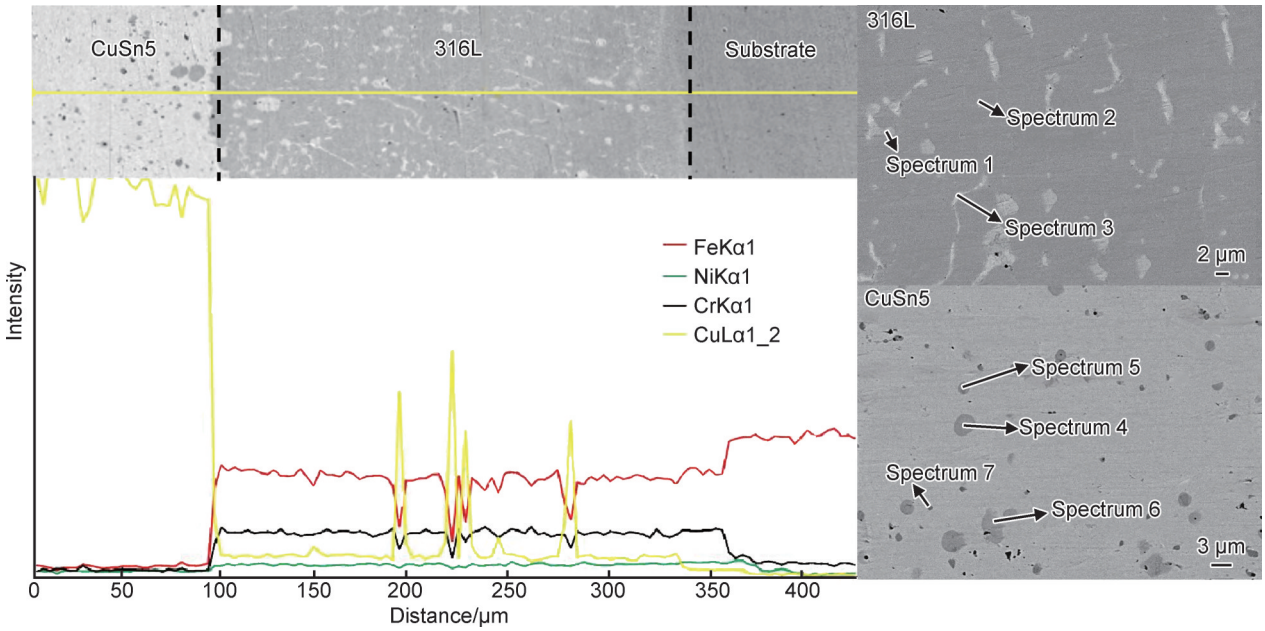


图5　梯度熔覆层45/316L/CuSn5界面的微观形貌和元素分布曲线

Fig.5　Microstructure and element distribution curves of 45/316L/CuSn5 interface in gradient cladding layer

2.4　物相组成

图6所示为CuSn5熔覆层和316L过渡层的物相组成XRD谱图，图中红色折线为CuSn5熔覆层XRD谱图，黑色折线为316L过渡层XRD谱图。由图6可知，CuSn5熔覆层主要以α-Cu（面心立方结构FCC）为主导相，其特征衍射峰出现在43.3°、50.4°和74.1°处，与标准铜卡（JCPDS No. 04-0836）完全吻合。316L过渡层主要以γ-Fe（奥氏体结构FCC）为主导相，特征峰出现在43.4°、50.5°和74.2°处，与标准奥氏体不锈钢卡（JCPDS No.01-089-1111）一致。由于晶格参数存在差异（α-Cu的晶格常数a=0.3615 nm，γ-Fe的晶格常数a=0.3587 nm），两者衍射峰存在约0.1°的微小偏差，符合Bragg定律的预期结果。奥氏体γ-Fe向α-Cu的晶体结构过渡能够有效抑制界面脆性相的生成。

表 2 点扫描谱图元素成分及含量(质量分数/%)

Table 2 Elemental compositions and contents of point scan spectra(mass fraction/%)

Spectrum	Cu	Fe	Cr	C	Ni
1	74.4	12.7	3.6	4.0	3.1
2	44.7	23.2	10.9	4.5	7.1
3	10.5	56.0	14.9	3.9	8.7
4	11.3	62.2	11.1	4.4	7.6
5	40.8	35.0	14.0	4.0	3.3
6	15.9	43.5	22.9	3.9	4.5
7	90.4	2.1	0.4	5.2	1.4

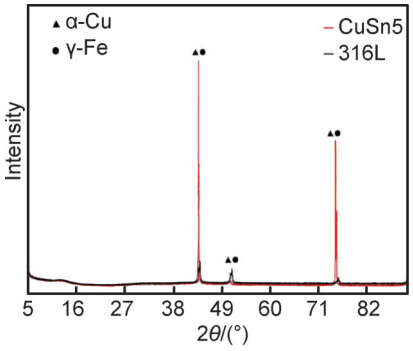


图 6 熔覆层物相组成的 XRD 谱图

Fig.6 XRD patterns of phase compositions of cladding layer

Cu基合金与钢的界面结合中,奥氏体向α-Cu的相变可降低界面能,减少脆性金属间化合物(如CuFe、CuSn等)的析出风险。分子动力学模拟研究发现γ-Fe与α-Cu的晶格匹配度(失配率约1.2%)显著优于其他过渡相,从而提高了界面的结合强度与韧性[24-25]。综上可得,CuSn5熔覆层以α-Cu为主相,316L过渡层以γ-Fe为主相,两者通过晶格匹配实现界面优化,避免了脆性相的形成,为后续的力学性能研究提供了理论依据[26]。

2.5 显微硬度

为验证激光熔覆后45/316L/CuSn5梯度熔覆层的性能优化情况,本实验从CuSn5表面熔覆层沿着垂直于熔覆层方向进行了显微硬度检测,加载载荷为1.96 N,保压时间为10 s,记录数据,并绘制显微硬度分布曲线,如图7所示。可以发现,基体与熔覆层之间虽然存在硬度差异,但是由于316L过渡层的加入,使其结合界面无明显应力集中现象产生,有效缓解了Fe/Cu元素之间低互溶性问题。其中,基体的平均显微硬度为165.26$HV_{0.2}$,316L过渡层的平均显微硬度为207.46$HV_{0.2}$,是基体显微硬度的1.26倍,CuSn5熔覆层的平均显微硬度为86.24$HV_{0.2}$。

2.6 摩擦磨损性能

为系统评价45/316L/CuSn5梯度熔覆层的耐磨

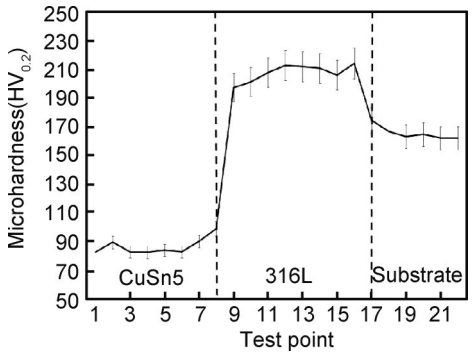


图 7 45/316L/CuSn5梯度熔覆层显微硬度分布

Fig.7 Microhardness distribution of 45/316L/CuSn5 gradient cladding layer

性能,本研究基于Archard磨损理论建立定量分析模型。该模型作为滑动摩擦副材料磨损量预测的经典理论,其核心表达式为:

$$V=kFL/H \tag{1}$$

式中:V为磨损体积,mm^3;k为摩擦因数;F为法向载荷,N;L为总滑动距离,m;H为材料硬度,$HV_{0.2}$。该模型基于磨损体积与接触压力、滑动距离呈正相关,而与材料硬度呈负相关的理论假设[27]。

本实验采用MDW-02摩擦磨损试验机,在室温无润滑条件下对基体45钢与梯度熔覆层进行对比测试。设定法向载荷F=20 N,滑动行程L=5 mm,实时记录摩擦因数随时间演变规律。图8为基体与45/316L/CuSn5梯度熔覆层的摩擦磨损性能对比。如图8(a)所示,两种材料在150 s后摩擦因数波动显著收敛,进入稳定磨损阶段。经统计分析,基体45钢稳定期平均摩擦因数k=0.4080,而梯度熔覆层表面k值显著降低至0.1486。将上述参数代入式(1),计算得到磨损体积如表3所示。

磨损率作为材料摩擦损耗程度的量化指标,其计算核心在于建立材料损失量与摩擦工况的关联模型。根据Archard磨损理论,体积磨损率可用式(2)表述为:

$$W=\frac{V}{LF} \tag{2}$$

式中:W为磨损率,$mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$。由于本研究中$L$与$F$为恒定参数,故磨损率与磨损体积呈正相关。计算得到磨损率值,具体数据如表3所示。

从表3可以看出,梯度熔覆层平均摩擦因数(0.1486)较基体(0.4080)降低63.58%。梯度熔覆层磨损体积(0.1723 mm^3)较基体(0.2469 mm^3)减少30.21%,表明材料损耗显著降低。梯度熔覆层磨损率(1.723 $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$)较基体(2.469 $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$)降低30.21%,验证其耐磨性能提升,与平均摩擦因数

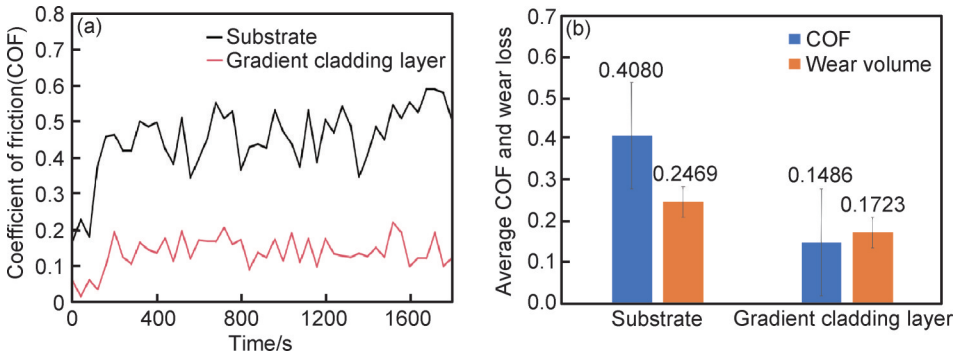


图8　基体与45/316L/CuSn5梯度熔覆层的摩擦磨损性能对比

(a)摩擦因数曲线;(b)平均摩擦因数与磨损量

Fig.8　Comparison of friction and wear properties between substrate and 45/316L/CuSn5 gradient cladding layer

(a)COF curves;(b)average COF and wear amount

表3　摩擦磨损相关参数

Table 3　Friction and wear related parameters

Sample	Average coefficient of friction	Microhardness($HV_{0.2}$)	Wear volume/mm^3	Wear rate/($mm^3 \cdot N^{-1} \cdot m^{-1}$)
45	0.4080	165.26	0.2469	2.469
45/316L/CuSn5	0.1486	86.24	0.1723	1.723

变化趋势一致。图8(b)通过平均摩擦因数与磨损量的对比,直观展示了梯度熔覆层的耐磨性优势。

为深入揭示摩擦磨损行为,本研究采用NANOPS50型三维形貌仪对磨痕进行三维轮廓提取,并通过扫描电子显微镜观察微观形貌特征,结合Archard磨损理论,系统分析磨损机制。图9与图10分别为基体45钢和45/316L/CuSn5梯度熔覆层的磨痕三维轮廓与磨痕SEM微观形貌。

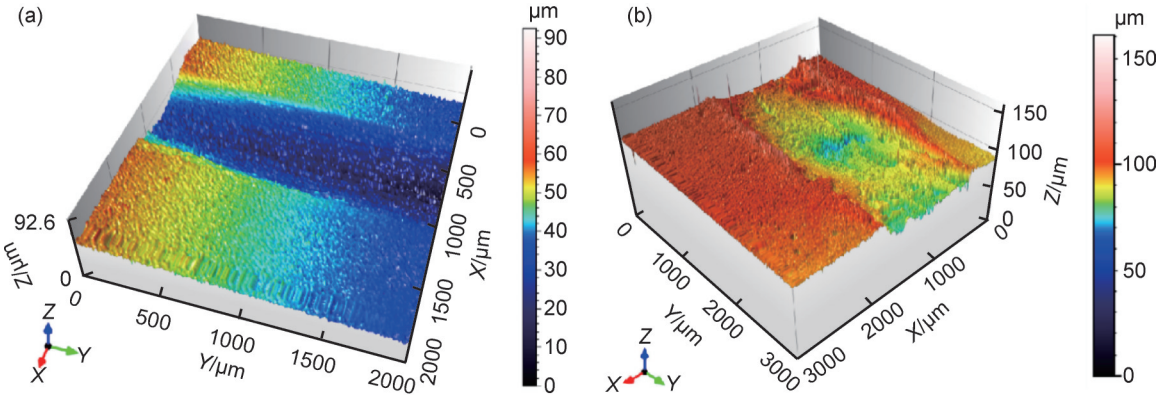


图9　基体(a)与梯度熔覆层(b)磨痕三维轮廓表征

Fig.9　Three dimensional contour characterization of wear marks on substrate(a) and gradient cladding layer(b)

如图9(a)所示,基体45钢的磨痕深而窄,沟壑分布均匀,这是因为一方面45钢是中碳钢,在摩擦过程中磨料磨损和塑性变形同时发生,导致材料剥落严重,磨痕较深;另一方面45钢的磨损过程中应力分布较一致,所以沟壑形貌规则。图9(b)为梯度熔覆层的磨痕三维轮廓,可见梯度熔覆层的磨痕浅而宽,整个磨痕的沟壑分布不均匀,这是因为316L层硬度较高,而CuSn5熔覆层硬度较低,材料较软,梯度结构导致磨损过程中应力分布不均匀,形成宽而浅的磨痕,此外,CuSn5熔覆层塑性变形未脱落的部分会形成材料堆积,导致磨痕沟壑不规则[28]。

如图10(a)所示,基体45钢的磨痕主要呈现出犁沟状划痕,而且划痕深,分布均匀,材料剥落坑明显。由图10(b)可知,45/316L/CuSn5梯度熔覆层的磨痕以黏着转移为主,表面形成了铜的转移膜,磨痕较宽,且边界模糊,但是犁沟状划痕相比45钢较少且较浅,原因是“胶水效应”,即CuSn5熔覆层中产生α-Cu固溶体,增强润滑性,减少切屑黏附[29]。此外,Cu具有良好的导热性,有助于降低摩擦热,因而对提升耐磨性具有积极作用[30]。

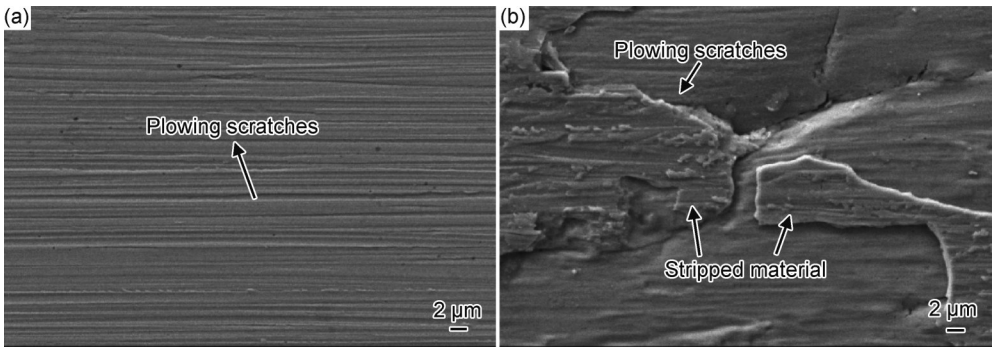


图 10 基体(a)与梯度熔覆层(b)磨痕微观形貌

Fig.10 Microscopic morphologies of wear marks on substrate(a) and gradient cladding layer(b)

从三维轮廓形貌与扫描电镜下的磨痕形貌可以看出,梯度熔覆层能够通过黏着转移形成自润滑膜,从而减少犁沟与划痕;铜的塑性变形中未脱落的部分形成材料堆积,可抑制剥落坑进一步扩展,在实际工况中,腐蚀-磨损的总量会随之降低,且宽而浅的磨痕形貌更适应复杂载荷作用。这表明,45/316L/CuSn5 梯度熔覆层适用于复杂工况下机械设备关键零部件的制造与修复。

2.7 耐腐蚀性能

为系统评估 45/316L/CuSn5 梯度熔覆层的耐腐蚀性能,本研究通过 Tafel 极化曲线、电化学阻抗谱(EIS)及腐蚀形貌观察,揭示其电化学腐蚀行为与耐蚀机制。使用 CHI600E 电化学工作站对表面积为 1 cm^2 平面试样进行电化学腐蚀实验,以银/氯化银电极(Ag/AgCl)作为参比电极,铂片电极作为工作电极,另一片铂片电极作为对电极,以 1 mV/s 的扫描速度和相对于开路电位的−1~1 V 电位范围对动电位极化曲线进行测试,在开路电位下进行电化学阻抗谱测试。EIS 数据通过 Zview 软件进行拟合,获得试样的自腐蚀电位、自腐蚀电流以及相关拟合参数,进而分析其耐腐蚀性能。

图 11 显示了基体与 45/316L/CuSn5 梯度熔覆层在 3.5%NaCl 溶液中的 Tafel 极化曲线,通过电化学工作站集成的分析软件计算可得,基体与梯度熔覆层的自腐蚀电位(E_{corr})分别为−0.972 V 和−0.459 V,腐蚀电流密度(i_{corr})分别为 4.839×10^{-5} A·cm^{-2} 和 3.105×10^{-6} A·cm^{-2},梯度熔覆层的腐蚀电流密度较基体降低一个数量级,自腐蚀电位显著正移,表明其腐蚀速率减缓,耐腐蚀性能显著提升[31]。由腐蚀电流密度计算可知,梯度熔覆层的腐蚀速率较基体减缓 93.58%,且其极化曲线显示明显的钝化区域,平滑的曲线特征表明钝化层具有良好的稳定性,再次验证了梯度熔覆层优异的耐腐蚀性能。

为进一步阐明基体和梯度熔覆层的电化学腐蚀行为特征,对两种材料进行电化学阻抗谱分析。图 12 为基体和 45/316L/CuSn5 梯度熔覆层在 3.5%NaCl 溶液中的电化学阻抗谱图,图 12(a)与图 12(b)分别为基体和梯度熔覆层的 Nyquist 曲线与 Bode 图。由 Nyquist 曲线可见,梯度熔覆层的容抗弧半径显著大于基体,表明其对电极反应的抵抗力更强,腐蚀速率较低[32]。Bode 图进一步显示,梯度熔覆层的阻抗模值|Z|在低频区远高于基体,且相位角稳定区域更宽,这与 Tafel 极化曲线的结果一致,证实梯度熔覆层具有更高的耐腐蚀性能。

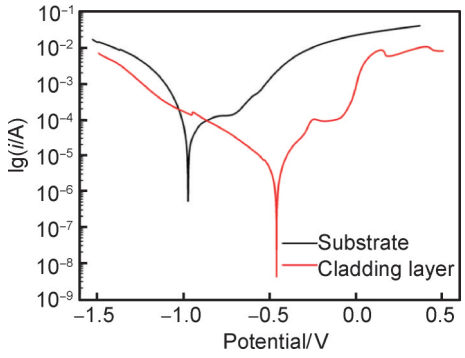


图 11 基体和 45/316L/CuSn5 梯度熔覆层 Tafel 极化曲线

Fig.11 Tafel polarization curves of substrate and 45/316L/CuSn5 gradient cladding layer

图 13 为电化学腐蚀后基体和 45/316L/CuSn5 梯度熔覆层表面微观形貌。由图 13(a)可知,基体表面有明显的点状腐蚀坑,呈现多处腐蚀现象,基体 45 钢中的 Fe 元素含量高,容易被 Cl^- 破坏,在局部存在活化的阳极点,从而导致点蚀发生[33]。如图 13(b)所示,梯度熔覆层腐蚀痕迹明显减少,表面生成了连续且致密的保护性氧化膜,可抑制腐蚀的进一步产生。这一方面是因为 CuSn5 熔覆层本身的耐腐蚀性能较好,另一方面,316L 过渡层中的 Fe、Cr、Ni 元素向 CuSn5 表面熔覆层迁移,增强了表面熔覆层的耐腐蚀性能。对比图 13(a),(b)可以直观看出,45/316L/CuSn5 梯度熔覆层比基体的耐腐蚀性能明显提高。

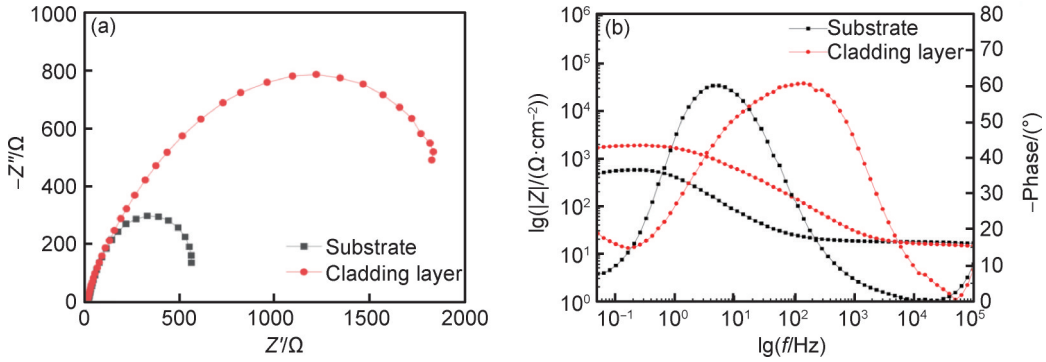


图12　基体和45/316L/CuSn5梯度熔覆层电化学阻抗谱图

(a)Nyquist曲线；(b)Bode图

Fig.12　Electrochemical impedance spectroscopy of substrate and 45/316L/CuSn5 gradient cladding layer

(a)Nyquist curve；(b)Bode diagram

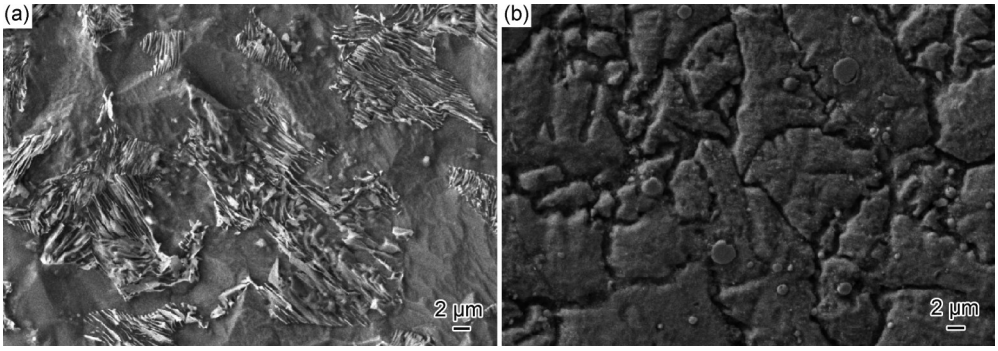


图13　基体(a)和45/316L/CuSn5梯度熔覆层(b)电化学腐蚀微观形貌

Fig.13　Electrochemical corrosion microstructures of substrate(a) and 45/316L/CuSn5 gradient cladding layer(b)

3　结论

(1)单一熔覆层因热膨胀系数差异和气体卷入导致裂纹、气孔及未熔合缺陷，而梯度熔覆层因316L过渡层的引入，显著改善了界面结合质量，形成无缺陷的冶金结合界面。梯度熔覆层中316L/CuSn5界面元素互扩散现象明显，316L过渡层中Cr元素的高浓度梯度降低了界面能，抑制了裂纹生成；Cu元素向316L的扩散促进了Cu-Ni固溶体的形成。CuSn5熔覆层以α-Cu为主相，316L过渡层以γ-Fe为主相，两者晶格匹配度高，有效避免了脆性相析出，实现了Cu/Fe直接熔覆的缺陷抑制。

(2)基体与熔覆层之间存在硬度差异(基体165.26$HV_{0.2}$→316L过渡层207.46$HV_{0.2}$→CuSn5熔覆层86.24$HV_{0.2}$)，但是由于316L过渡层的加入，使其结合界面无明显应力集中现象，有效缓解了Fe/Cu元素之间低互溶性问题。

(3)在载荷为20 N，往复直线运动30 min的干摩擦条件下，45/316L/CuSn5梯度熔覆层的平均摩擦因数为0.1486，小于基体的0.4080，熔覆层磨损率为1.723 $mm^3·N^{-1}·m^{-1}$，较基体2.469 $mm^3·N^{-1}·m^{-1}$降低30.21%，且磨痕形貌以宽而浅的黏着转移为主，这得益于CuSn5层形成的自润滑膜，有效提高了基体的耐磨性能。

(4)在3.5%NaCl溶液中，基体45钢和45/316L/CuSn5梯度熔覆层的E_{corr}值分别为−0.972 V和−0.459 V，i_{corr}值分别为$4.839\times10^{-5}A·cm^{-2}$和$3.105\times10^{-6}A·cm^{-2}$，在相同的腐蚀环境条件下，梯度熔覆层的腐蚀电流密度较基体降低一个数量级，腐蚀速率比基体减缓了93.58%。通过SEM观察梯度熔覆层的表面，发现其生成了连续且致密的保护性氧化膜，进一步抑制表面的腐蚀，耐腐蚀性能显著增强。

参考文献

[1]　胡瑞章，郭纯，营梦，等. 电弧增材制造耐磨钢的组织结构与摩擦学性能[J]. 锻压技术，2023，48(2)：194-202.
HU R Z，GUO C，YING M，et al. Microstructure and tribological properties on wear resistant steel prepared by wire+arc additive manufacturing [J]. Forging & Stamping Technology，2023，48(2)：194-202.

[2]　刘天霞，李靖，卢星，等. 激光表面织构参数对乏油润滑下钢球-钢盘摩擦学性能影响[J]. 润滑与密封，2023，48(7)：74-80.

LIU T X, LI J, LU X, et al. Effect of surface texture parameters on tribological properties of steel ball and steel disk under poor oil lubrication[J]. Lubrication Engineering, 2023, 48(7): 74-80.

[3] ZHANG F, ZHANG J, LU P, et al. Microstructure and tribological properties of WC-12Ni/Cu composite coating prepared by laser cladding on 45 steel surface [J]. Materials Research Express, 2025, 12(1): 016507.

[4] CHEN C, CHEN M, LEE H, et al. A steel surface defect detection method based on lightweight convolution optimization[J]. International Journal of Advanced Computer Science and Applications, 2025, 16(6): 177.

[5] 姚讯杰, 朱言言, 韩曦, 等. 基于铜合金表面预处理的激光增材制造铜/镍异种金属制备研究[J]. 中国激光, 2025, 52(4): 0402301.
YAO X J, ZHU Y Y, HAN X, et al. Preparation of copper/nickel dissimilar metals by laser additive manufacturing based on copper alloy surface pretreatment[J]. Chinese Journal of Lasers, 2025, 52(4): 0402301.

[6] DUBEY P K, BANDOPADHYAY A, MANNA I, et al. Role of melt pool convection in optimising defect free components fabricated *via* laser powder bed fusion of CuSn alloy[J]. Applied Thermal Engineering, 2025, 268: 125876.

[7] WEI X, BEHM I, WINKLER T, et al. Optimization of extrusion-based additive manufacturing of bronze metal parts using a CuSn10/polylactic acid composite[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 3602-3610.

[8] DONG Q, ZHENG S, AN Y, et al. Effect of copper addition on the microstructure, wear resistance, anti-corrosion and antibacterial behavior of laser cladding CoCrW coatings in marine environment[J]. Surface and Coatings Technology, 2025, 502: 131966.

[9] MAKARENKO K I, DUBININ O N, SHISHKOVSKY I V. Linear thermal expansion and specific heat capacity of Cu-Fe system laser-deposited materials[J]. Metals, 2023, 13(3): 451.

[10] VAHEDI NEMANI A, GHAFFARI M, SABET BOKATI K, et al. Advancements in additive manufacturing for copper-based alloys and composites: a comprehensive review [J]. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2024, 8(2): 54.

[11] 李亚敏, 杨志波, 赵波, 等. CuSn18Ti9合金超声辅助激光熔覆特性的仿真与实验研究[J]. 表面技术, 2025, 54(7): 162-179.
LI Y M, YANG Z B, ZHAO B, et al. Simulation and experimental investigation of the ultrasonic-assisted laser cladding characteristics of the CuSn18Ti9 alloy [J]. Surface Technology, 2025, 54(7): 162-179.

[12] KHODAMORADI Z, JONES A, WALL A, et al. Effect of infill passes on the microstructure evolution of inconel 718 thin walls produced using laser-directed energy deposition[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 134(7): 3575-3585.

[13] ZHANG M, MA D, WANG J, et al. Enhancing interfacial bonding in metal matrix composites: challenges, methods, and future prospects[J]. Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences, 2025, 50(4): 1143-1168.

[14] ZHANG J, ZHANG F, LIU S, et al. Microstructure and properties of Cu-2%TiBN-x%MoS_2 composite coatings prepared by laser cladding[J]. Materials Chemistry and Physics, 2026, 348: 131463.

[15] ZHANG J, LI K, ZHANG Z, et al. Effect of Cu-Sn-Ti solder alloy on morphology, bonding interface, and mechanical properties of cBN grits[J]. Diamond and Related Materials, 2024, 147: 111290.

[16] 何启浪, 张益豪, 师文庆, 等. 铜含量对316L激光熔覆钴基涂层组织与性能影响[J]. 激光技术, 2024, 48(4): 527-533.
HE Q L, ZHANG Y H, SHI W Q, et al. Effect of Cu content on the microstructure and properties of 316L laser cladding cobalt based coatings[J]. Laser Technology, 2024, 48(4): 527-533.

[17] HUANG H, HUANG C, TU J, et al. Enhanced wear resistance of CuSn19Ti10/Ni-coated diamond composite coatings prepared by laser cladding: influence of nickel plating on diamond retention and microstructure[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2025, 128: 107066.

[18] LIU D, LI Y, ZHAO M, et al. Research on typical defects of Cu/Fe dissimilar metals vacuum welding-brazing and improvement measures[J]. Journal of Physics: Conference Series, 2025, 2959(1): 012010.

[19] SUN Q, BI W, YAO S, et al. Effect of gradient transition layer on the cracking behavior of Ni60B (NiCrBSi) coatings by laser cladding[J]. Materials, 2025, 18(2): 419.

[20] OSIPOVICH K, CHUMAEVSKII A, FORTUNA S, et al. Self-organization of the dislocation substructure in heterogeneous γFe(Cr, Ni)-Cu materials of various compositions during double-wire electron beam additive manufacturing[J]. Vacuum, 2025, 233: 114013.

[21] GAO J, HU L, MA N, et al. Effect of Cu-rich phase growth on creep deformation of Fe-Cr-Ni-Cu medium-entropy alloy: a phase field study[J]. Metals, 2023, 13(7): 1219.

[22] WEN F, ZHENG D, LIU J. Improvement of joint strength of TC4/AZ91D bimetal in solid-liquid compound casting process using Cu-Ni composite interlayer[J]. Metals and Materials International, 2025, 31(2): 582-594.

[23] 刘勇, 裴夤崟, 梁赛, 等. 高速列车铜合金管路密封连接绿色感应钎焊技术研究[J]. 电焊机, 2024, 54(9): 63-68.
LIU Y, PEI Y Y, LIANG S, et al. Research on induction brazing technology of integrated composite brazing metal for copper alloy pipeline of high-speed train[J]. Electric Welding Machine, 2024, 54(9): 63-68.

[24] NADERI M, TOROGHINEJAD M R, KERMANPUR A. Investigation of failure mechanism in tensile loading of Cu-AISI4140 steel joints fabricated by spark plasma welding[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 34: 1275-1287.

[25] 王海龙, 王秀喜, 梁海弋. 金属Cu体熔化与表面熔化行为的分子动力学模拟与分析[J]. 金属学报, 2005, 41(6): 568-572.
WANG H L, WANG X X, LIANG H Y. Molecular dynamics simulation and analysis of bulk and surface melting processes for metal Cu[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005, 41(6): 568-572.

[26] JIANG J Z, GENTE C, BORMANN R. Mechanical alloying in the Fe-Cu system [J]. Materials Science and Engineering: A,

1998, 242(1/2): 268-277.

[27] FALANDYS K, KURC K, TUTAK J S. Application and empirical verification of the Archard model in the deburring process [J]. Materials, 2025, 18(10): 2387.

[28] WEI L, DONG Y, ZHAO Y, et al. The influence of Ti and Ni on the microstructure, wear resistance, and thermal fatigue performance of laser cladded stellite 6 coatings[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025, 34(16): 16945-16957.

[29] VIGNESH M, SUJIT M, RADHIKA N, et al. Influence of Cu and Co addition on metallurgical and wear characteristics of AlCrFeNi high entropy alloy [J]. Scientific Reports, 2024, 14: 27398.

[30] LIU J, MEI H, HUA J, et al. High-temperature oxidation and wear resistance of TiAlSiN/AlCrN multilayer coatings prepared by multi-arc ion plating[J]. Nanomaterials, 2025, 15(7): 503.

[31] TAO C, TU M, HUANG H, et al. Tri-modal hierarchical nanoporous copper as hydrogen evolution reaction catalysts with low Tafel slopes *via* stepwise fabrication of surface alloying in molten tin and electrochemical dealloying of copper foams[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1037: 182391.

[32] PENG S, LING Q, YANG M, et al. A high-precision and fast measurement method for Li-ion battery EIS[J]. IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement, 2025, 74: 2005313.

[33] JIANG Q, MIAO Q, TONG F, et al. Electrochemical corrosion behavior of arc sprayed Al-Zn-Si-RE coatings on mild steel in 3.5% NaCl solution [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(8): 2713-2722.

基金项目:国家自然科学基金项目(51975264);江苏省高等学校自然科学研究项目(19KJD430004)

收稿日期:2025-10-30;**录用日期**:2025-11-18

通讯作者:丁立红(1990—),女,实验师,硕士,研究方向为机械制造、增材制造,联系地址:江苏省常州市钟楼区中吴大道1801号江苏理工学院工程实训中心(213001),E-mail:DLH900819@163.com

(本文责编:寇凤梅)