文章编号:1671-7872(2026)05-0497-14



张世宏 二级教授,博士生导师,国家重点研发计划首席科学家,国家高层次人才,安徽工业大学党委常委、副校长,教育部重点实验室主任。主要从事金属材料表界面工程技术研究,主持国家重点研发计划(重点专项、国合专项)、国家自然科学基金(重点、面上、青年)、GF科技基础加强计划技术领域基金等国家级科研项目8项、省部级和重大产学研项目30多项。发表学术论文150余篇;授权发明专利40余项(PCT美国和日本发明专利5项);主导制订国际标准16项(已颁布10项);获安徽省科技进步一等奖3项、中国标准创新成果奖1项、ISO杰出贡献奖(2023年)。兼任ISO总部首席专家、ISO/TC107主席团成员、ISO/TC107/PVD涂层国际标准分委会主席、ISO激光表面处理及涂层工作组负责人,TC57/SC10气相沉积全国标准化分委会副主任委员,中国表面工程协会副理事长兼科技委副主任,中国兵工学会火炮专业委员会理事,《金属学报》《材料导报》编委等。

激光熔覆富铁高熵涂层研究进展

骆国防[1],韩君旭[2],杨 康[2],张腾飞[2],杨 阳[2],张世宏[2]
(1. 国网上海市电力公司电力科学研究院,上海 200437;2. 安徽工业大学 先进金属材料绿色制备与表面技术教育部重点实验室,安徽 马鞍山 243002)

摘要: 富铁高熵涂层由于原料成本显著低于镍基、钴基及钛基高熵合金体系,且可通过成分调控与钢铁、钛合金及铝合金等多种基体实现良好匹配,在表面防护领域展现出显著的工程应用潜力。本文系统综述了激光熔覆富铁高熵涂层的最新研究进展。首先,依据材料设计与相组成特征,将涂层划分为富铁高熵合金涂层、陶瓷增强富铁高熵复合涂层及富铁高熵非晶/纳米晶复合涂层三大体系,并阐述其组织演化规律。其次,探讨激光工艺参数对涂层微观组织与成形质量的影响机制,并梳理裂纹、气孔等典型缺陷的控制策略。进而,剖析涂层在复杂工况下的耐磨性、耐腐蚀性与抗高温氧化性能及其微观机理,并结合服役工况归纳其应用现状。最后,针对跨尺度缺陷控制、多场耦合下的性能设计及智能化制备等挑战,对未来的研究方向进行展望,以期为富铁高熵涂层的工程化应用提供理论参考。

关键词: 激光熔覆;富铁高熵涂层;微观组织;工艺参数;缺陷控制;耐磨性能;耐腐蚀性能;高温氧化
中图分类号: TG 178 **文献标志码:** A **doi:** 10.12415/j.issn.1671-7872.26083

收稿日期: 2026-06-18;**修回日期:** 2026-07-28
基金项目: 安徽省杰出青年基金项目(2408085JX008)
作者简介: 骆国防(1972—),男,重庆人,高级工程师,主要研究方向为电网设备材料检测与研究。
通信作者: 张世宏(1981—),男,甘肃会宁人,博士,二级教授,博士生导师,主要研究方向为表面科学与技术。
引文格式: 骆国防,韩君旭,杨康,等. 激光熔覆富铁高熵涂层研究进展[J]. 安徽工业大学学报(自然科学版),2026,43(5):497-510,550.
Citation: LUO G F, HAN J X, YANG K, et al. Research Progress of Laser Cladding Fe-rich High-entropy Coating[J]. Journal of Anhui University of Technology (Natural Science), 2026, 43(5):497-510, 550.

Research Progress of Laser Cladding Fe-rich High-entropy Coating

LUO Guofang[1], HAN Junxu[2], YANG Kang[2], ZHANG Tengfei[2], YANG Yang[2], ZHANG Shihong[2]

(1. State Grid Electric Power Research Institute, SMEPC, Shanghai 200437, China; 2. Key Laboratory of Green Fabrication and Surface Technology of Advanced Metal Materials, Ministry of Education, Anhui University of Technology, Maanshan 243002, China)

Abstract: Iron-rich high-entropy coatings are endowed with unique engineering application potential in the field of surface protection, owing to their significantly lower raw material cost than that of Ni-based, Co-based and Ti-based high-entropy systems, and their ability to match various substrates including steel, titanium alloys and aluminum alloys through compositional tuning. The recent research progress of laser-clad iron-rich high-entropy coatings was systematically reviewed. First, according to the material design and phase composition characteristics, the coatings were classified into three major systems, namely iron-rich high-entropy alloy coatings, ceramic-reinforced iron-rich high-entropy composite coatings, and iron-rich high-entropy amorphous/nanocrystalline composite coatings, and their microstructural evolution laws were elaborated. Second, the regulation mechanisms of laser process parameters on the coating microstructure and forming quality were investigated, and the control strategies for typical defects such as cracks and pores were systematically summarized. Furthermore, the wear resistance, corrosion resistance and high-temperature oxidation resistance of the coatings under complex service conditions, as well as their underlying micro-mechanisms, were thoroughly analyzed, and their application status in various fields was summarized according to service conditions. Finally, prospects were put forward regarding the challenges of cross-scale defect control, multi-field coupling performance design and intelligent fabrication, in order to provide theoretical reference for promoting the engineering application of iron-rich high-entropy coatings.

Keywords: laser cladding; iron-rich high-entropy coatings; microstructure; process parameters; defect control; wear resistance; corrosion resistance; high-temperature oxidation

高熵合金 (high-entropy alloys, HEA) 是一类多主元合金[1−2], 兼具高强度、高硬度、良好的耐磨性与化学稳定性, 作为防护涂层材料在表面工程领域颇具应用潜力, 可有效提高基体表面的硬度[3]、耐磨性[4]、耐腐蚀性[5] 及高温抗氧化性能[6]。与镍基、钴基等传统高性能合金涂层相比[7], 铁元素地壳丰度高、价格低廉, 使铁基涂层在性价比方面具有突出优势[8]。因此, 富铁高熵涂层在性能与经济性之间实现了良好平衡, 在液压支架立柱、模具和轴类零件等再制造领域具有广阔的工程应用前景[9], 近年来已成为表面防护与再制造领域的研究热点。

激光熔覆 (laser cladding, LC) 是制备高性能富铁高熵涂层的理想技术手段[10−12]。其极端非平衡凝固过程有利于抑制偏析、促进固溶体相及非晶/纳米晶结构的形成; 同时, 通过调节激光功率、扫描速度及送粉速率等工艺参数, 可实现涂层成分的灵活调控。这些优势使其在科学研究与工程应用领域均受到广泛关注[13]。然而, 热裂纹、气孔及元素偏析等缺陷仍是制约其工程应用的关键挑战[14]。基于近年来相关研究成果, 本文对激光熔覆富铁高熵涂层进行综述, 依据材料设计策略与相组成特征, 将其划分为富铁高熵合金涂层、陶瓷颗粒增强富铁高熵复合涂层及富铁高熵非晶/纳米晶复合涂层三大体系; 并按照成分体系、制备工艺、性能特点及应用现状的逻辑主线, 梳理各环节的关键科学问题与技术挑战, 最后展望未来研究方向。

1 激光熔覆富铁高熵涂层体系

富铁高熵涂层可分为富铁高熵合金涂层、陶瓷颗粒增强富铁高熵复合涂层及富铁高熵非晶/纳米晶复合涂层三大体系, 三类体系的相组成、微观组织及服役性能存在显著差异。

1.1 富铁高熵合金涂层

富铁高熵合金涂层以 Fe 为主要组元, 与 Cr, Co, Ni, Al, Mn, Mo 等元素以近等摩尔比设计, 经激光熔覆制备为单相或多相固溶体涂层[15−16]。

1.1.1 Al 元素合金化

Al 原子半径较大, 可引发晶格畸变, 有效提

高涂层硬度与韧性。Mohanty 等[17]研究表明, $Al_{0.3}$CoCrFeNi 为面心立方 (face-centered cubic, FCC) 结构, $Al_{0.7}$CoCrFeNi 转变为 FCC+体心立方 (body-centered cubic, BCC) 结构, Al 通过降低体系价电子浓度, 促进 BCC 相形成, 但 BCC 相比例过高会导致塑韧性下降。Zhu 等[18]发现 Al 的添加通过诱发柱状晶向等轴晶转变及晶粒细化显著改善微观组织, 实现了强度与塑性的协同提升。Li 等[19]发现随 Al 含量增加, Al_xCoCrFeNi 依次形成单一 FCC 相、FCC+BCC/B2 双相及单一 BCC/B2 相, FCC 相的弹性模量和硬度随 Al 含量线性增加, 而 BCC/B2 相则对成分变化不敏感。

1.1.2　Mn 元素合金化

Mn 对 FeCoCrNi 体系具有显著增韧强化作用[20−22]。Yang 等[20]结合实验与分子动力学模拟, 研究了 Mn 含量对 FeCoCrNiMn_x 涂层组织与摩擦学性能的影响, 结果表明: 涂层为单一 FCC 固溶体, Mn 的引入使晶粒尺寸增大, 但显微硬度随 Mn 含量增加而上升, 其中 Mn1 涂层硬度最高, 磨损率较基体和 FeCoCrNi 涂层分别降低 69.34% 和 25.05%。Ye 等[22]制备了等摩尔比 CrMnFeCoNi 高熵合金涂层, 该涂层为单一 FCC 固溶体相, 呈典型的枝晶组织。

1.1.3　Ti 元素合金化

Ti 因熔点高、原子半径大, 常通过固溶强化和析出强化机制提高硬度与强度[23−26]。Liu 等[23]在 45 钢表面制备 FeCoCrNiTi_x(x=0.1,0.3,0.5) 涂层, 发现 Ti 含量增加显著细化组织, 沿晶界和亚晶界析出密排六方相。Ti 偏析于晶界钉扎并抑制迁移与生长, 使晶粒从 62 μm 细化至 23 μm。

Wang 等[25]在 Q235 钢表面制备了 CoCrFeNiTi_x (x=0.1, 0.3, 0.5, 0.7) 高熵合金涂层, 随 Ti 含量增加, 涂层相组成由单一 FCC 相逐渐演变为 FCC+四方 FeCr 相+菱方 NiTi 相+六方 CoTi 相的多相结构; Ti 的固溶强化及第二相析出使显微硬度从 310 HV 提升至 830 HV。Zhang 等[26]研究了 CoCrFeNiTi_x(0≤x≤1.0) 高熵合金涂层的强化设计与成形性能, 发现 Ti 的引入促进第二相析出, 涂层硬度从基体的 190 HV 提升至 CoCrFeNi$Ti_{1.0}$ 的 660 HV。由图 1(a), (b) 可看出, CoCrFeNi 由单一 FCC 相组成。Ti 原子比为 0.3 时, 涂层仍保持单一 FCC 相; Ti 原子比增至 0.7 时, 开始出现第二相。图 1(c), (d) 显示 CoCrFeNi$Ti_{0.7}$ 由 86.7%FCC 相和 13.3% 第二相组成, 而 CoCrFeNi$Ti_{1.0}$ 中二者比例分别为 75.1% 和 24.9%。

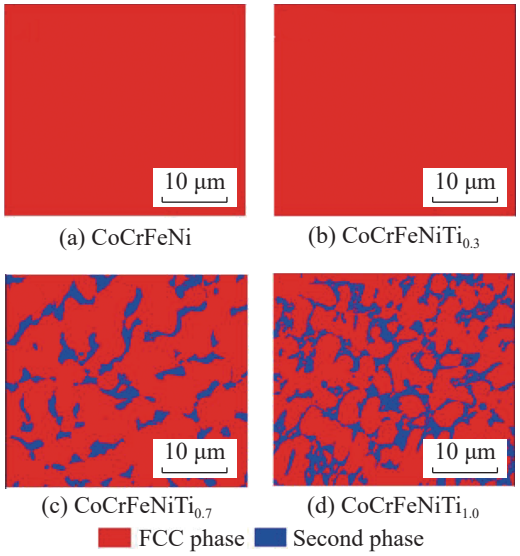


图1　CoCrFeNiTi_x 涂层 EBSD 相图分析结果[26]

Fig. 1　EBSD phase analysis results of CoCrFeNiTi_x coatings[26]

1.1.4　Mo 元素合金化

Mo 为难熔金属元素, 适当添加可改善高熵合金的强度及摩擦性能, 同时促进表面钝化膜生成, 提高耐腐蚀性[27−29]。Jin 等[27]研究了 Mo 对激光熔覆 FeCoCrNiMo_x(x=0.2,0.5) 涂层组织与力学性能的调控作用。结果表明: 随 Mo 含量增加, 晶格畸变程度增大, σ 相含量增加, 晶粒尺寸细化; 涂层峰值硬度从 456 HV 升至 469 HV, 而冲击吸收功从 56 J 降至 16 J, 呈现强度与韧性的此消彼长关系。此外, Mo 的对涂层微观组织具有显著调控作用[29]: 低 Mo 含量 (x≤0.6) 时涂层形成单相 FCC 固溶体, 而高 Mo 含量 (x=1.0) 时晶界处 Cr/Mo 偏析, 促进 σ 相和 μ 相析出, 形成 FCC+σ+μ 多相结构。Mo 的固溶强化机制、显著晶粒细化及第二相协同强化作用, 使 Mo1.0 涂层硬度达到 423 HV, 较基体提升 3.03 倍。

综上所述, 不同合金化元素对 FeCoCrNi 体系的调控机制各异: Al 和 Mo 促进 BCC 或脆性相形成, 提高硬度但降低韧性; Mn 维持 FCC 结构并提升塑性; Ti 主要通过析出强化和晶粒细化提高强度; Cu 促进富 Cu 相析出以改善耐磨性; W 与 Nb 倾向于形成硬质 Laves 相或碳化物, 显著提升高温强度与硬度[30−32]。

1.2　陶瓷颗粒增强富铁高熵复合涂层

富铁高熵合金中添加 Al, Mn, Ti, Mo 等元素虽可提升性能, 但受限于强度与韧性的制衡。为突破这一瓶颈, 原位或外加陶瓷颗粒制备复合涂层, 可显著提高承载能力, 但可能引发界面脆化与裂纹。增强相尺寸、含量及界面结合为性能关键。

1.2.1 碳化物陶瓷颗粒增强

碳化物陶瓷颗粒因具备高熔点、高硬度、高热导率及良好耐腐蚀性，适用于切削工具、磨料及高性能机械部件等领域。常见的碳化物陶瓷颗粒包括 TiC[33−35]、WC[36−38]、SiC[39]、B_4C[40] 和 NbC[41] 等。

1) TiC 增强。Wu 等[33] 对比了直接添加与原位合成 TiC 对激光熔覆 FeCoCrNi 涂层耐磨性与耐蚀性的影响，TiC 细化晶粒、抑制高角度晶界。原位合成因颗粒更细、分散更优而效果更佳。Gao 等[34] 在 Q235 钢表面制备原位合成 TiC 增强的 CoCrFeNi(TiC)$_x$ (x=0, 0.1, 0.2, 0.3) 复合涂层，TiC 和 Cr_7C_3 增强相使平均晶粒尺寸从 88.96 μm 细化至 33.57 μm，硬度随 TiC 含量增加而显著提高，CoCrFeNi(TiC)$_{0.2}$ 涂层耐磨性最优，但过量 TiC 颗粒剥落引发三体磨损，使磨损量回升。Zheng 等[35] 研究了粗颗粒 (50~100 μm) 和细颗粒 (~1 μm)TiC 对 TiCFeCoCrNiTi 涂层的影响。细 TiC 因溶解充分促进 Ti 固溶引发晶格畸变，并作为异质形核位点使晶粒从 38.03 μm 细化至 18.11 μm。而粗 TiC 则偏聚、剥落及界面开裂。TiC 引入使 BCC 相含量逐渐增加，无 TiC、粗 TiC 和细 TiC 涂层中的 BCC 相质量分数分别为 0.067%, 0.147% 和 0.230%(图 2)。细 TiC 涂层硬度达 468 HV (较无 TiC 涂层提升 33.3%)，硬度均匀性显著优于粗 TiC 涂层。

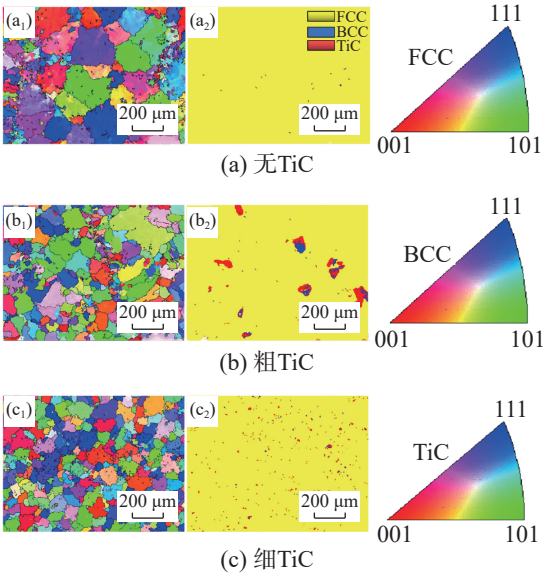


图2 IPF 和不同 TiC 陶瓷颗粒尺寸的 FeCoCrNiTi 涂层相分布[35]

Fig. 2 IPF and phase distribution of FeCoCrNiTi HEA coatings reinforced with different TiC ceramic particle sizes[35]

2) WC 增强。Zhang 等[36] 激光熔覆制备 WC 增强 CoCrFeNiMn 高熵合金涂层，WC 部分分解生成 W_2C, M_3W_3C 及 Cr_7C_3 等界面过渡相，改善了 WC 与基体的冶金结合与载荷传递能力。

Zhang 等[37] 制备了 (CoCrFeNiMn)$_{1-x}$/(WC)$_x$ 复合涂层，研究了不同含量 WC(x=0, 0.2, 0.3, 0.4) 对微观组织和磨损行为的影响。WC 颗粒均匀分布于高熵合金基体中并形成良好冶金结合，其加入使基体硬度提升 120%。Liang 等[38] 在 Q235 钢表面制备了 AlCrFeNiMo$_{0.5-x}$(WC) 不同含量 WC (x=0, 0.05, 0.15, 0.30) 复合涂层，WC 在激光作用下完全溶解，W 和 C 原子扩散至枝晶和枝晶间区域，基于混合焓驱动 C 与 Cr, Mo, W 元素形成碳化物；涂层硬度随 WC 含量增加而显著提高，当 WC 质量分数为 30% 时，涂层硬度达 772 HV，约为基体的 5 倍。

3) 其他碳化物增强。B_4C[40]、NbC[41] 等碳化物也被用于高熵涂层的强化。Sun 等[42] 对比了 TiC, NbC, B_4C 3 种陶瓷颗粒对激光熔覆 CrMnFeCoNi 高熵合金涂层摩擦学性能的影响。B_4C 涂层因与基体反应生成 M_2B 和 $M_{23}C_6$ 等强化相，兼具优异的变形抗力和韧性，耐磨性最佳；而 TiC 和 NbC 涂层因颗粒较大、易剥落，磨损率相对较高。

1.2.2 氮化物陶瓷颗粒增强

氮化物陶瓷颗粒因具备高熔点、高硬度，广泛应用于高温部件等领域。TiN 是其中一种典型的氮化物陶瓷颗粒[43]。Liu 等[44] 在氮气气氛下通过激光熔覆制备了不同 Ti 含量的 FeCoNiCrMnTi$_x$ 高熵合金涂层，发现随 Ti 含量增加，原位生成的 TiN 颗粒数量增多。Ti 适量时，这些弥散分布的硬质颗粒作为第二相增强体，可有效提高耐磨性。然而，当 x>1.0 时，剩余未反应的 Ti 在冷却过程中会促进有害 Laves 相析出，导致涂层抗裂纹能力下降。

1.2.3 稀土氧化物颗粒增强

稀土氧化物 (Y_2O_3[45], CeO_2[46−47] 和 La_2O_3[48]) 具有高熔点、良好的表面活性和高温稳定性，可有效降低涂层裂纹或孔隙率。Zhao 等[45] 制备了含 1%(质量分数)Y_2O_3 纳米颗粒的 AlCoCrFeNi 高熵合金涂层，发现 Y_2O_3 通过异质形核和抑制晶界迁移显著细化晶粒，并有效抑制 Al–Ni 共偏析及 BCC 相的形成。Li 等[46] 在钛合金表面制备了不同粒径 CeO_2(纳米 50 nm、亚微米 0.5 μm、微米 5 μm) 掺杂的 AlCoCrFeNiTi 涂层，探讨 CeO_2 粒径对涂层微观组织与摩擦学性能的影响。结果表明，CeO_2 掺杂抑制了金属间化合物析出，促进组织均匀化和固溶强化；其中亚微米 CeO_2 因分散均匀性最佳，在干摩擦和模拟体液条件下耐磨性提升 55.14% 和 50.69%。纳米 CeO_2 易团聚导致增韧效果有限，而微米 CeO_2 则因应力集中引发

微裂纹。Li 等[48] 在 65Mn 钢表面制备了不同纳米 La_2O_3 掺杂量的 FeCoNiCrMo 高熵合金涂层, 发现适量 La_2O_3 可有效提高硬度与耐磨性。

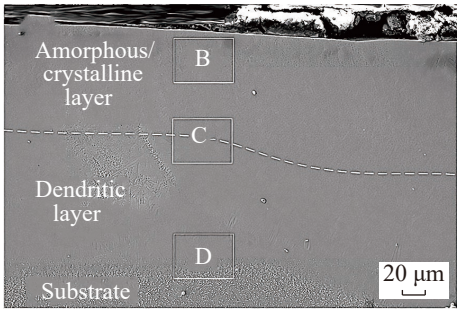
综上所述, 陶瓷颗粒增强高熵复合涂层在单一高熵合金基础上进一步提升了性能, 尤其在硬度和耐磨性方面优势显著, 适合用于高耐磨极端工况。

1.3　富铁高熵非晶/纳米晶复合涂层

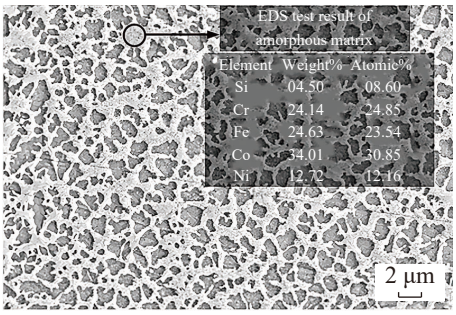
陶瓷增强策略面临界面脆化及热物性失配等问题。为此, 研究者将高熵效应与非晶结构结合, 探索协同增强路径。非晶合金因长程无序结构而缺乏晶界、位错等缺陷, 通常具有优于晶态合金的强韧性及耐蚀性; 高熵合金的多主元效应亦利于非晶相形成。富铁高熵非晶/纳米晶复合涂层通过成分设计与快速凝固控制, 可获得以非晶相为主的涂层, 兼具两类材料优势, 是近年来的新兴方向[49]。典型体系包含 Fe, Cr, Co, Ni 等金属组元, 并添加 C, B, Si, P 等非金属元素, 通过调控元素含量可优化非晶形成能力与最终性能。

1.3.1　典型体系 FeCrCoNiSiB

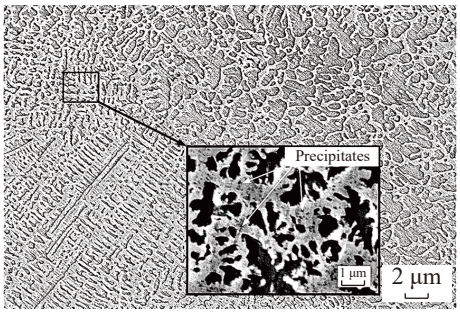
已有研究采用激光熔覆在低碳钢表面制备了 FeCrCoNiSiB 高熵非晶复合涂层[50]。图 3 展示了涂层横截面的扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 图像。如图 3(a) 所示涂层呈现分级微观结构, 大致分为上层非晶/晶体层与下层树枝状层, 尺寸小于 2 μm 的等轴树枝晶 (或晶态相) 嵌入非晶基体, 形成网络状骨架。非晶相主要由 Co, Cr, Fe, Ni 及 Si 组成; 树枝晶由浅灰色相和深灰色相 2 种基体相构成, 如图 3(d) 所示。



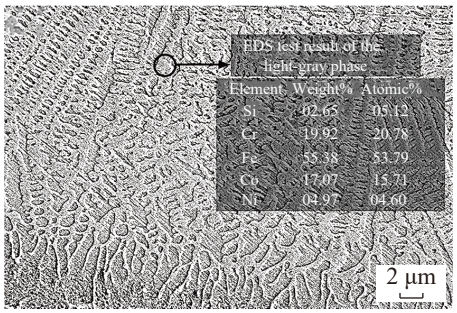
(a) 涂层的横截面形态



(b) 区域B的放大图



(c) 区域C的放大图



(d) 区域D的放大图

图3　涂层的 SEM 图像[50]

Fig. 3　SEM images of the coating[50]

1.3.2　Fe–Co 比例与 Nb 含量的调控作用

Fe–Co 比例对高熵非晶体系玻璃形成能力具有重要影响[51]。针对 FeCoCrBNiSi 体系的研究表明, 涂层主要由非晶相、纳米晶 β–Co 相、γ(Fe,Ni) 和 Co_2B 晶相组成; Fe–Co 比例越低, 玻璃形成能力越强, 非晶相含量越高, 涂层的耐磨性越好。Nb 元素也被广泛用于非晶体系的成分调控。Cheng 等[52] 制备了不同 Nb 原子分数 (x=0, 0.01, 0.02, 0.03, 0.04) 的 $Fe_{25}Co_{25}Ni_{25}(B_{0.7}Si_{0.3})_{25}$ 涂层。研究发现, 随 Nb 含量增加, 组织由 FCC+(Fe,Co,Ni)2B 结构逐渐转变为含非晶相的复合结构; Nb 含量进一步增加则形成 BCC, Laves 及硼化物等完全晶化组织。当 Nb 原子分数为 0.02 时, 涂层具有最佳硬度与耐磨性能, 适量 Nb 有助于提高非晶形成能力并促进组织细化, 过量 Nb 则会诱导脆性金属间化合物析出, 削弱综合性能。

1.3.3　典型体系性能对比

表 1 汇总了代表性激光熔覆高熵涂层体系的相组成及显微硬度。由表 1 可见, 涂层硬度与相组成密切相关: 单一 FCC 结构涂层的硬度普遍较低, 如 FeCoCrNiMn 约 225 HV, 引入第二相后硬度显著提升 ($Al_{0.7}$CoCrFeNi 达 380 HV, $AlCrFe_2Ni_2W_{0.2}Mo_{0.75}$ 达 630 HV); 陶瓷颗粒的添加进一步提高了涂层硬度, 如 $(CrMnFeCoNi)_{100-x}(TiC)_x$ 体系中 TiC 质量分数由 0 增至 20% 时, 硬度从 223 HV 提升至 362 HV。

表 1 激光熔覆高熵涂层体系、相组成及硬度

Tab. 1 Laser cladding high entropy coating system, phase composition and hardness

材料	基体	相组成	硬度/HV	文献
$AlCrFe_2Ni_2W_{0.2}Mo_{0.75}$	Q235	BCC+B2	630	[4]
$(CrMnFeCoNi)_{100-x}(TiC)_x$($x$=0,5,10,15,20)	AISI H13	FCC+TiC	223,282,319,344,362	[6]
$Al_{0.3}CoCrFeNi/Al_{0.7}CoCrFeNi$	Stainless steel	FCC/FCC+BCC	200,380	[17]
$FeCoCrNiMn_x$(x=0,0.5,1.0)	Q235	FCC	170,217,225	[20]
$CoCrFeNiTi_x$(x=0.1, 0.3, 0.5)	45 steel	FCC,FCC,FCC+Laves	180,213,321	[23]
$(FeCoCrNi)_{100-x}(TiAl)_x$($x$=0, 5.0, 7.5, 10.0, 15.0)	SS 316	FCC,FCC,FCC+BCC, FCC+BCC,FCC+BCC	176,213,305,465,514	[24]
$FeCoCrNiMo_x$(x=0.2, 0.5)	EA4T axle steel	FCC+BCC+σ	424,455	[27]
$AlCoCrFeNiCu_x$(x=0, 0.4,1.0)	SS 304	BCC,BCC+FCC,BCC+FCC	744,758,711	[30]
$AlCoCrFeMn_{0.5}Mo_{0.1}Nb_x$($x$=0.40,0.65,0.80)	SS 316L	BCC+Laves	756,847,869	[32]
$CoCrFeNi(TiC)_x$(x=0,0.1,0.2,0.3)	Q235	FCC,FCC,FCC+TiC+Cr_7C_3,FCC+TiC	180,299,352,392	[34]
FeCoCrNiTi+10%粗TiC/10%细TiC	SS 304	FCC+BCC+TiC	449/468	[35]
$(CoCrFeNiMn)_{1-x}(WC)_x$(x=0.1,0.2,0.3,0.4)	SS 316L	FCC+WC+W_2C+M_6C	275,331,369,461	[37]
$AlCrFeNiMo_{0.5}$+x(WC)(x=0,0.05,0.15,0.30)	Q235	BCC1+BCC2/BCC1+BCC2+碳化物	616,772	[38]

综上所述，单一高熵合金涂层主要依赖多主元合金化实现固溶强化与相结构调控；陶瓷颗粒增强复合涂层通过增强相提高硬度、耐磨性与承载能力；非晶/纳米晶复合涂层则依靠非晶结构与纳米晶协同效应提升耐磨和耐蚀性能。三类体系分别适用于不同服役环境，但均面临强度–韧性协同优化、界面稳定性控制及工艺窗口调节等共性关键问题。未来研究应加强成分设计理论、界面调控机制及服役行为评价方法的系统探索，以推动激光熔覆富铁高熵涂层的工程化应用。

2 激光熔覆富铁高熵涂层的制备

激光熔覆工艺参数直接决定涂层的致密度、稀释率、残余应力及服役性能，建立工艺参数、微观组织、性能间的定量关联已成为当前研究重点。

2.1 激光熔覆工艺参数与调控

激光功率、扫描速度、送粉率及搭接率等工艺参数通过耦合作用决定熔池的能量输入与凝固条件，进而影响涂层的几何形貌、稀释率及冶金结合质量。

2.1.1 激光能量密度与冷却速率

降低激光能量密度有利于提高冷却速率并细化晶粒。Zheng 等[53] 通过激光熔覆在 304 不锈钢基体上制备 FeCoCrNiTi 高熵合金涂层，研究了激光能量密度对微观组织与摩擦腐蚀行为的影响。随着激光能量密度从 51 J/mm^2 降至 36 J/mm^2，晶粒尺寸从 57.52 μm 细化至 27.23 μm，硬度从 178 HV 提升至 380 HV。

2.1.2 扫描速度与稀释率

扫描速度通过改变激光与材料的作用时间影响熔池热积累和冷却行为。Zhang 等[54] 分别采用高速激光熔覆和普通激光熔覆在 Q235 钢板表面制备了 CoCrFeMnNi 涂层。2 种涂层均为单相 FCC 结构，但高速激光熔覆涂层枝晶更细小，硬度更高、耐腐蚀性更优。稀释率通过改变基体元素向熔池的混入程度来调控涂层相组成，与热输入共同构成工艺、相组成与性能的双维度调控框架。Wang 等[55] 研究发现，随稀释率降低，Co–Cr–Fe–Ni 涂层由 BCC+FCC 双相逐渐转变为 FCC 单相，硬度先升后降，如图 4 所示。高稀释率下 BCC+FCC 双相组织具有较高位错密度；低稀释率条件下 FCC 单相比例增加。

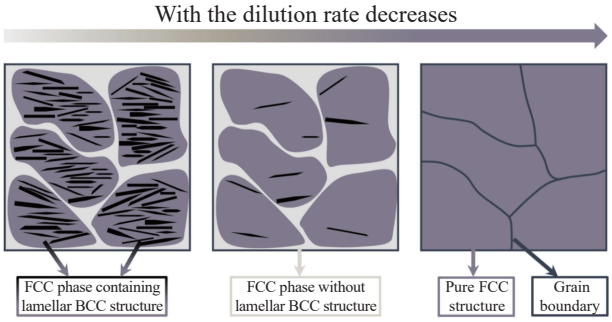


图4 相分布演化的示意图[55]

Fig. 4 Schematic diagram of phase distribution evolution[55]

2.1.3 工艺参数多目标优化

激光熔覆工艺参数众多，通过改变熔池温度场分布、热输入及冷却速率，进而影响涂层的致密度、相组成及力学性能。近年来，多目标优化方法逐渐应用于工艺设计。Feng 等[56] 基于响应面法建立了 $Fe_{50}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}$ 涂层工艺参数与稀释率、孔隙率及显微硬度之间的预测模型，获得了较优工艺窗口。结果表明，扫描速度对孔隙率影响最为显著，激光功率和扫描速度与显微硬度呈正相关。

2.2　典型缺陷与控制策略

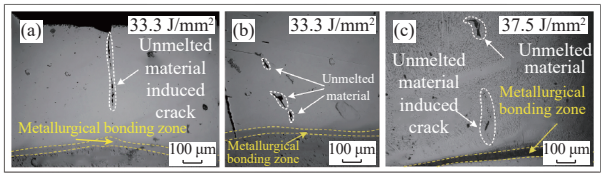
即使采用优化工艺参数, 激光熔覆富铁高熵涂层仍面临热裂纹、冷裂纹、气孔及未熔颗粒等典型缺陷。现有控制策略可归纳为基体匹配设计、工艺热输入优化、外场辅助调控 3 个方面。

2.2.1　基体匹配设计

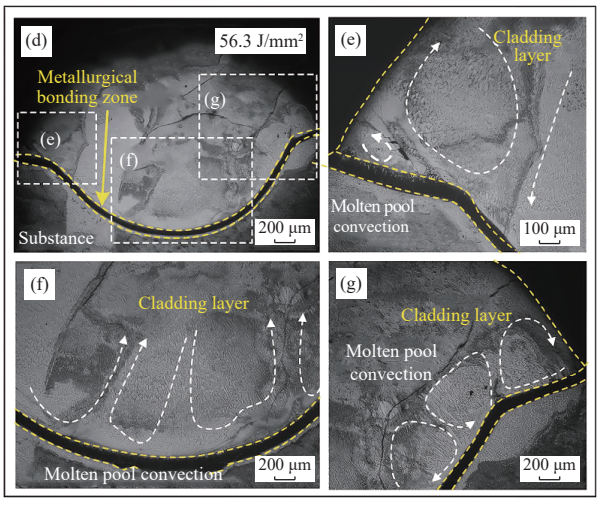
基体热物性与相变行为对裂纹形成具有重要影响, Du 等[57] 采用极端高速激光熔覆在 C45 钢和 304 不锈钢表面制备了 FeCoNiCrAl 涂层, 发现 C45 钢在熔覆过程中发生马氏体转变, 导致热影响区硬度升高并加剧拉伸应力, 从而诱发裂纹; 而 304 不锈钢无马氏体转变, 涂层未出现明显开裂。该研究表明, 涂层成分与相组成固然影响裂纹敏感性, 但基体在热循环下的相变行为同样具有决定性作用。

2.2.2　工艺热输入优化

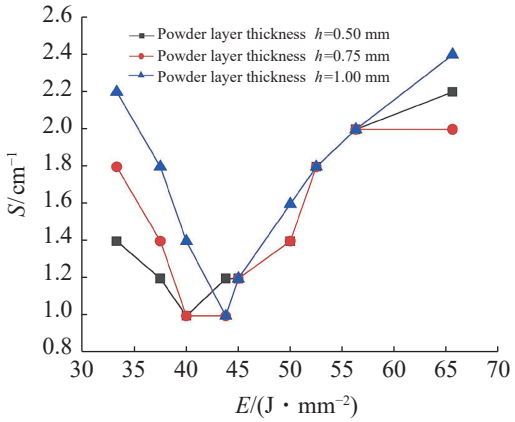
热输入优化仍是当前裂纹控制的主要途径。Gao 等[58] 研究了激光熔覆 FeCoCrNi 涂层在 TC4 钛合金上的裂纹缺陷及其形成机制。图 5 展示了不同激光能量密度 (E) 下涂层的裂纹形态及裂纹率 (S) 变化。当激光能量密度在 40~50 J/mm^2 范围内时, 裂纹率最低; 低于 40 J/mm^2 时, 裂纹率随激光能量密度的增加而减小; 高于 50 J/mm^2 时, 裂纹率随激光能量密度的增加而加剧。该“U”形曲线表明, 工艺优化存在由充分熔化与平稳对流共同约束的最优区间。



(a)~(c) 低热输入下的未熔物料缺陷



(d)~(g) 高热输入下涂层中的对流和裂纹



(h) 涂层裂纹密度随热输入的变化

图5　热输入与裂纹率的关系[58]

Fig. 5　Relationship between heat input and crack rate[58]

2.2.3　外场辅助调控

外场辅助可有效改善熔池凝固行为。Gu 等[59] 利用温度场辅助激光熔覆在 Q345 钢表面制备了 CrMnFeCoNi 涂层, 发现适当提高温度场能降低孔隙率、细化组织并提高耐腐蚀性能。与高速熔覆强调快速冷却不同, 温度场辅助更侧重降低温度梯度与残余应力。磁场辅助激光熔覆通过影响熔池流动和凝固过程, 显著减少裂纹与孔隙[60]。Liang 等[61] 通过磁场辅助制备了 TiN 增强 AlCoCrFeNiTi 涂层, 熔覆层与基体呈冶金结合, 无裂纹、孔隙和夹杂物; 磁场可改变 TiN 形状和排列方式, 形成定向阵列并优化 TiN 与 BCC 相界面, 从而提高耐磨性。超声振动可在熔覆过程中缓解应力, 减少残余应力、裂纹与变形[62~64]。Zhang 等[64] 研究了不同超声振动幅 (V_0,V_1,V_2,V_3=0,10,20,30 μm) 对 AlCoCrFeNi 涂层的影响, 发现孔隙主要出现在 V_0 和 V_1 涂层, 而在 V_2 和 V_3 涂层显著减少, 归因于超声振动引起的充分搅拌和声流效应增强了熔池流动并促进了气泡逸出。

综上所述, 富铁高熵合金激光熔覆过程中组织演化与缺陷形成受热输入、稀释率、基体响应及熔池流动等多因素耦合影响。未来研究需进一步加强实验结果与热力学、凝固动力学及多场耦合模拟的结合, 以实现工艺参数、组织调控与服役性能之间的精准预测与协同优化。

3　性能特征与典型应用

围绕服役需求、材料设计与性能验证的逻辑主线, 按磨损、腐蚀、高温氧化三类典型服役工况, 论述涂层体系的性能特征与对应工程应用。

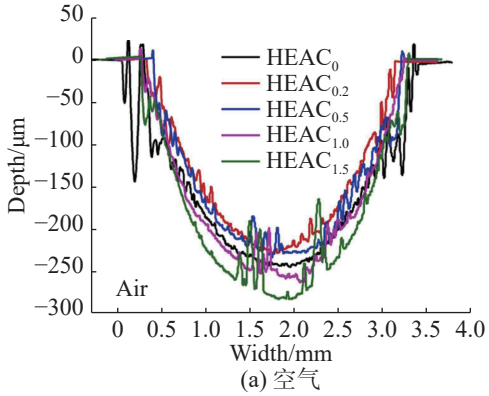
3.1 耐磨损性能与磨损工况应用

富铁高熵涂层在干摩擦、高温摩擦等工况下通常较传统铁基合金耐磨性能更优，其本质在于硬质相强化、组织细化及摩擦过程中形成的保护膜。

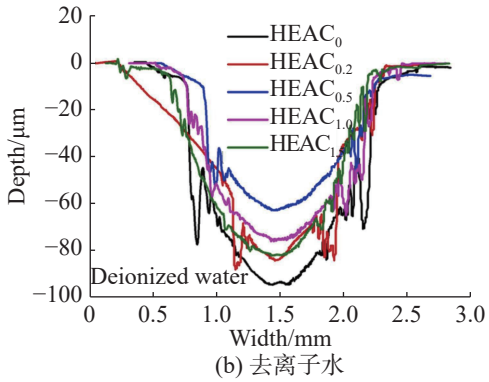
3.1.1 强化机理与耐磨性能

合金化元素选择与相结构设计是调控耐磨性能的基础。以 $FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}$ 涂层为例[65]，其磨损过程中主要受黏着磨损和氧化磨损共同控制。FCC 相比 BCC 相更易变形和剥落，但由于 Al, Ti 和 Cr 在高温下倾向于形成氧化物膜，涂层的磨损率仅为钢基体的 6.53%。增强相同样可显著改善涂层摩擦学行为。Wu 等[66]将 $CoCrFeNiMo_{0.2}Nb_{0.2}$ 粉末与不同比例 WC 混合，在 AISI H13 钢表面制备了复合涂层。涂层由 FCC 固溶体、Laves 相、WC 颗粒和纳米级 (Mo)NbC 相组成，WC/基体界面处形成了富 W 的 Laves 过渡层。600, 800 ℃ 下，磨损率随 WC 含量增加而降低，磨损机理为黏着、氧化与磨粒磨损共同作用。

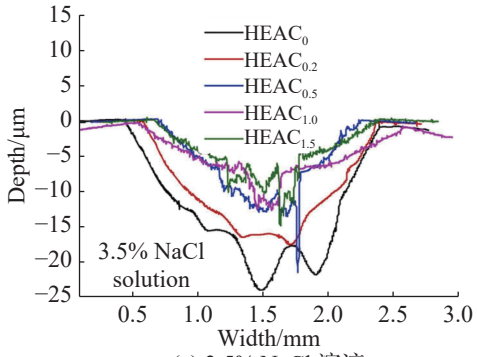
$Fe_2CoNiCrAlTiC_x$ 涂层的研究表明[67]，碳的加入促进 TiC 相析出并诱发 B2→BCC→FCC 相变，组织从等轴晶转变为树枝晶并逐渐细化。$Fe_2CoNiCrAlTiC_{1.5}$ 磨损率最低(1.95×10^{-6} $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$)，归因于 TiC 原位石墨化生成润滑碳膜及摩擦化学反应形成的氧化物/氢氧化物膜。涂层在不同介质中的磨损率遵循：3.5%NaCl 溶液<纯水<空气，如图 6 所示。



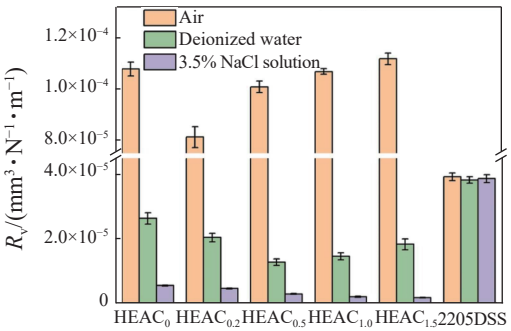
(a) 空气



(b) 去离子水



(c) 3.5% NaCl 溶液



(d) 不同介质下磨损率

图6 $Fe_2CoNiCrAlTiC_x$ 涂层磨损痕迹截面二维剖面图及磨损率[67]

Fig. 6 2D profile of wear scars cross-section and wear rate for $Fe_2CoNiCrAlTiC_x$ coatings[67]

3.1.2 典型应用与性能对比

基于上述耐磨性能优势，富铁高熵涂层在重载摩擦、高温磨损及磨粒磨损等工况下展现出明确的应用前景。在航空航天及能源动力装备领域，Jin 等[68]在 1 045 钢制备 FeNiCoAlCu 涂层，发现随温度升至 800 ℃ 磨损率反而降低，归因于 Fe_2O_3, Fe_3O_4, CuO 和 Al_2O_3 组成的稳定氧化膜。Li 等[69]在 5083 铝合金表面制备 $Al_xCrFeCoNiCu$ 涂层，随 Al 含量增加，相结构从 FCC1 转变为 FCC1+BCC1，再转变为 BCC1+BCC2+FCC2，硬度逐渐提高，磨损率逐渐降低。在精密模具及交通运输领域，Zhou 等[70]在 H13 热作模具钢上制备 AlCoCrFeNi 涂层，B_4C/Y_2O_3 复合强化使 600 ℃ 下磨损率降低 70.2%。WC 增强 FeCoNiCr 涂层[71]实现了 (质量分数为 60%) 高陶瓷含量下的无裂纹制备，硬度达 506 $HV_{0.5}$，磨损率仅 0.041 mm^3。Cheng 等[72]在 304 不锈钢上制备 FeCoCrNiCu 涂层，该涂层因优异韧性在室温下实现了最低摩擦系数和磨损率，高温下表现出动态自修复能力。

表 2 汇总了典型涂层的耐磨性能，RT 表示室温。单一高熵涂层磨损率在 10^{-5} $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$ 量级；添加陶瓷相后显著降低，如 $(CrMnFeCoNi)_{100-x}(TiC)_x$ 体系中 TiC 质量分数从 5% 增至 20% 时，磨损率从

4.30×10^{-5} $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$ 降至 0.16×10^{-5} $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$, 降幅达 96%。高温环境下的磨损率普遍高于室温, 但适量硬质相仍能有效改善高温耐磨性。

表 2　激光熔覆高熵涂层的耐磨性能

Tab. 2　Wear resistance of laser cladding high entropy coating

材料	对磨副	温度/℃	磨损时间/min	载荷/N	磨损率/($mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$)	文献
95%(CrMnFeCoNi)+5%(TiC)	YG6	600	60	30	4.30×10^{-5}	[6]
90%(CrMnFeCoNi)+10%(TiC)					1.67×10^{-5}	[6]
85%(CrMnFeCoNi)+15%(TiC)					0.74×10^{-5}	[6]
80%(CrMnFeCoNi)+20%(TiC)					0.16×10^{-5}	[6]
FeCoCrNi	Si_3N_4	RT	30	5	4.99×10^{-5}	[20]
$FeCoCrNiMn_{0.5}$					4.03×10^{-5}	[20]
FeCoCrNiMn					3.74×10^{-5}	[20]
$CoCrFeNiTi_{0.1}$	Si_3N_4	RT	30	15	42.8×10^{-5}	[23]
$CoCrFeNiTi_{0.3}$					29.8×10^{-5}	[23]
$CoCrFeNiTi_{0.5}$					7.32×10^{-5}	[23]
$AlCoCrFeMn_{0.5}Mo_{0.1}Nb_{0.4}$	Al_2O_3	RT	60	10	0.55×10^{-5}	[32]
$AlCoCrFeMn_{0.5}Mo_{0.1}Nb_{0.65}$					0.53×10^{-5}	[32]
$AlCoCrFeMn_{0.5}Mo_{0.1}Nb_{0.8}$					0.80×10^{-5}	[32]
FeCoCrNiTi+10%粗 TiC	Si_3N_4	RT	60	25	8.17×10^{-5}	[35]
FeCoCrNiTi+10%细 TiC					4.79×10^{-5}	[35]
$CoCrFeNiMo_{0.2}Nb_{0.2}$	Si_3N_4	800	30	5	16.2×10^{-5}	[66]
$CoCrFeNiMo_{0.2}Nb_{0.2}$+10% WC					8.15×10^{-5}	[66]
$CoCrFeNiMo_{0.2}Nb_{0.2}$+30% WC					4.28×10^{-5}	[66]
$CoCrFeNiMo_{0.2}Nb_{0.2}$+50% WC					2.61×10^{-5}	[66]
$CoCrFeNiMo_{0.2}Nb_{0.2}$+60% WC					1.46×10^{-5}	[66]
AlCoCrFeNi	GCr15	600	20	20	7.84×10^{-5}	[70]
$AlCoCrFeNi/B_4C$					7.15×10^{-5}	[70]
$AlCoCrFeNi/B_4C/Y_2O_3$					3.86×10^{-5}	[70]

3.2　耐腐蚀性能与腐蚀工况应用

富铁高熵涂层的耐腐蚀性能主要取决于钝化膜的形成能力、稳定性及微观组织的电化学均匀性。激光熔覆的快速凝固特性可显著细化晶粒、减少元素偏析, 促进钝化膜均匀形成, 赋予富铁高熵涂层在海洋、化工及核电等严苛环境中的应用潜力。

3.2.1　钝化行为与合金化调控

$FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}$ 涂层的腐蚀行为分析表明[73], 均匀的双相结构和耐蚀元素的添加使其腐蚀率仅为 AISI 1045 钢基体的 32.8%。腐蚀过程中形成的致密钝化膜能暂时保护内部结构, 但在侵蚀性离子作用下逐渐溶解, 导致点蚀萌生。可见, 涂层的耐腐蚀优势并不仅体现在初始钝化能力, 更体现在膜层的长期稳定性。合金化调控是提升耐蚀性能的重要途径。Zhang 等[74] 制备了 $Al_xCoCrFeNi$ 涂层, 发现随 Al 含量增加, 基体从 FCC 结构转变为 BCC 结构; Al 摩尔分数达到 10%时, B2 和 A2 相析出, 耐蚀性最佳, 归因于 Cr_2O_3 含量和钝化膜厚度的有利变化。

酸性环境中, Cu–Mo 协同效应显著。$CoCrFeNiCu_{1-x}Mo_x$ 涂层[75] 中, Mo 通过提高钝化膜稳定性改善耐蚀性, Cr_2O_3 和 MoO_3 起关键作用。钝化膜形成机制如图 7 所示: 电化学腐蚀过程中, 金属阳离子与 O^{2-}和 OH^-结合生成金属氧化物和氢氧化物覆盖面; 未氧化 Cu 作为过渡层防止缺陷传递; Mo^{6+}在酸性溶液中极为稳定, 提高了 Cr_2O_3 稳定性并降低点缺陷密度; MoO_4^{2-}吸附于表面, 抵抗侵蚀性离子。最终形成以 Cr_2O_3 和 MoO_3 为主的复杂钝化膜, $CoCrFeNiCu_{0.25}Mo_{0.75}$ 涂层的腐蚀电流密度较基体降低 2 个数量级, 阻抗提高 4.5 倍。

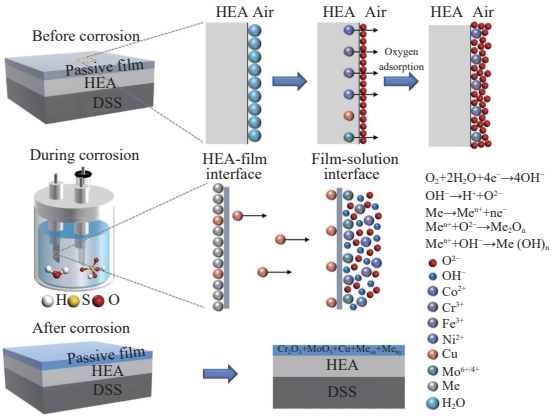


图7　0.5 mol/L H_2SO_4 溶液中涂层钝化膜形成机制的示意图[75]

Fig. 7　Schematic diagram of the passive film formation mechanism for the coating in 0.5 mol/L H_2SO_4 solution[75]

3.2.2 典型应用与性能对比

基于上述耐腐蚀性能特征，富铁高熵涂层在海洋工程、化工装备及核电等强腐蚀环境中具有重要应用价值。海洋装备长期处于 Cl^-富集环境，对材料耐蚀性及服役稳定性提出了更高要求。Li 等[76] 在 Ti6Al4V 基体上制备了 $CoCrFeNiZr_x$ 涂层，Zr 的添加细化了晶粒并提高了硬度，在 3.5%NaCl 溶液中涂层的摩擦系数较基体降低 9.5%~64.5%，磨损率降低 16.5%~45.1%，归因于 Zr 促进了钝化膜的形成与稳定。针对腐蚀–磨损协同作用，B 掺杂 FeCoCrNiCu 涂层[77] 在 Q235 钢上制备后，在 3.5%NaCl 溶液中的磨损率降低了 96.8%，摩擦系数降低了 44.4%；B 添加细化了晶粒并促进了腐蚀过程中致密氧化膜的形成，有效阻止了 Cl^-的渗透。Zhao 等[78] 针对镍铝青铜 (NAB) 等海洋工程材料，通过激光熔覆制备了 NiAl–CoCrFeW 涂层，与 NAB 基体相比，磨损深度降低了 63.70%，质量损失降低了 57.14%，在 3.5% NaCl 溶液中，涂层自腐蚀电位更高、腐蚀电流密度更低，适用于海洋泵阀等关键部件。

表 3 总结了典型涂层的腐蚀性能数据。富铁高熵涂层在腐蚀溶液中的自腐蚀电位 (E_c) 普遍高于基体。在同类涂层中，随 Al 含量增加，$Al_xCrFeCoNiCu$ 的腐蚀电流密度呈先降后升趋势，x=0.8 时达最低值 0.82 μA/cm^2，表明适量 Al 有助于提升耐蚀性。酸性介质 (0.5 mol/L H_2SO_4) 中，Mo 的添加显著改善了耐蚀性能，$CoCrFeNiCu_{0.25}Mo_{0.75}$ 的腐蚀电流密度 (3.95 μA/cm^2) 较未添加 Mo 的 CoCrFeNiCu(66.10 μA/cm^2) 降低约 1 个数量级。

表 3 激光熔覆高熵涂层的耐腐蚀性能

Tab. 3 Corrosion resistance of laser cladding high entropy coating

材料	溶液	基体		涂层		文献
		E_c/V	i_c/(μA/cm^2)	E_c/V	i_c/(μA/cm^2)	
$AlFeNiCoCrTi_{0.2}$	3.5%NaCl	−0.75	3.06	−0.41	2.82	[5]
$AlFeNiCoCrTi_{0.4}$				−0.44	3.35	[5]
$AlFeNiCoCrTi_{0.6}$				−0.45	2.18	[5]
$AlFeNiCoCrTi_{0.8}$				−0.40	2.62	[5]
AlFeNiCoCrTi				−0.47	2.16	[5]
$AlCoCrFeNiCu_{0.4}$	3.5%NaCl	−0.26	0.03	−0.27	0.02	[30]
$AlCoCrFeNiCu_{1.0}$				−0.22	0.07	[30]
$Fe_2CoNiCrAlTi$	3.5%NaCl	−0.29	15.10	−0.23	1.36	[67]
$Fe_2CoNiCrAlTiC_{0.2}$				−0.27	1.38	[67]
$Fe_2CoNiCrAlTiC_{0.5}$				−0.28	1.38	[67]
$Fe_2CoNiCrAlTiC_{1.0}$				−0.26	1.50	[67]
$Fe_2CoNiCrAlTiC_{1.5}$				−0.23	4.34	[67]
$Al_{0.1}CrFeCoNiCu$	3.5%NaCl	−1.32	41.20	−0.44	2.69	[69]
$Al_{0.3}CrFeCoNiCu$				−0.42	1.77	[69]
$Al_{0.5}CrFeCoNiCu$				−0.42	1.23	[69]
$Al_{0.7}CrFeCoNiCu$				−0.36	0.93	[69]
$Al_{0.8}CrFeCoNiCu$				−0.38	0.82	[69]
$Al_{1.0}CrFeCoNiCu$				−0.37	1.12	[69]
AlCoCrFeNi	3.5%NaCl	−0.69	1.10	−0.67	0.60	[70]
$AlCoCrFeNi/B_4C$				−0.34	0.33	[70]
$AlCoCrFeNi/B_4C/Y_2O_3$				−0.35	0.33	[70]
CoCrFeNiCu	0.5 mol/L H_2SO_4	0.98	441.00	−0.44	66.10	[75]
$CoCrFeNiCu_{0.75}Mo_{0.25}$				−0.24	52.70	[75]
$CoCrFeNiCu_{0.50}Mo_{0.50}$				−0.23	41.00	[75]
$CoCrFeNiCu_{0.25}Mo_{0.75}$				−0.27	3.95	[75]
CoCrFeNiMo				−0.29	34.60	[75]
FeCoCrNiCu	3.5%NaCl	−0.59	2.14	−0.38	0.52	[77]
FeCoCrNiCuB				−0.31	0.17	[77]
FeCoCrNiCuTaC				−0.32	0.32	[77]

3.3 抗氧化性能与高温工况应用

富铁高熵涂层的抗高温氧化性能主要取决于保护性氧化膜的生成能力、致密程度及其附着能力。Al, Cr 等元素有利于形成 Al_2O_3, Cr_2O_3 等稳定氧化物，降低氧向内部的扩散速率；Hf, Y, Zr 等微量活性元素可通过改善氧化膜/基体界面结合、净化界面杂

质和抑制膜层剥落, 进一步提升抗氧化性能。

3.3.1　氧化膜形成与合金化调控

以 FeCrNiMnAl 涂层[79] 为例, 其在 550 ℃ 长时氧化条件下表现出较好的抗氧化稳定性, 表面形成由 Al_2O_3 和 Mn_3O_4 构成的梯度氧化膜, 有效阻隔了氧向内扩散, 其抗氧化、力学及热稳定性均优于传统 F/M 钢。针对高温氧化膜的稳定性问题, 共掺杂策略被证明具有重要作用。Liu 等[80] 通过高速激光熔覆制备了 CoAlNiCrFeHfZr, CoAlNiCrFeHfY 和 CoAlNiCrFeZrY 3 种涂层, 并与未掺杂的 CoAlNiCrFe 涂层进行对比, 在 1 100 ℃ 空气中进行不同时间的等温氧化实验。结果表明, 共掺杂涂层的氧化速率显著降低, 其中 Hf–Y 掺杂涂层的氧化速率最低, Hf–Y 和 Zr–Y 掺杂涂层的氧化膜剥落率最低。这主要归因于两方面: 活性元素能够与氧化膜中的杂质元素结合, 净化氧化膜/涂层界面; 共掺杂促使氧化膜形成更为致密且层状分明的结构, 从而增强膜层抗裂和抗剥落能力。

Yang 等[81] 以 Ti6Al4V 为基体, 通过激光熔覆制备 $(AlCrFeTiV)_{100-x}Ni_x$(x=0,10,20,30) 高熵合金涂层。其中 Ni20 涂层在 800 ℃ 下表现出优异的高温氧化性能, 致密 $NiXO_4$ 型尖晶石氧化物层有效阻碍了氧的扩散, 氧化增重为 0.88 mg•mm^{-2}, 仅为基体的 55%。图 8 展示涂层的致密氧化层, 其中 Ni20 涂层的氧化层最薄约为 64 μm。

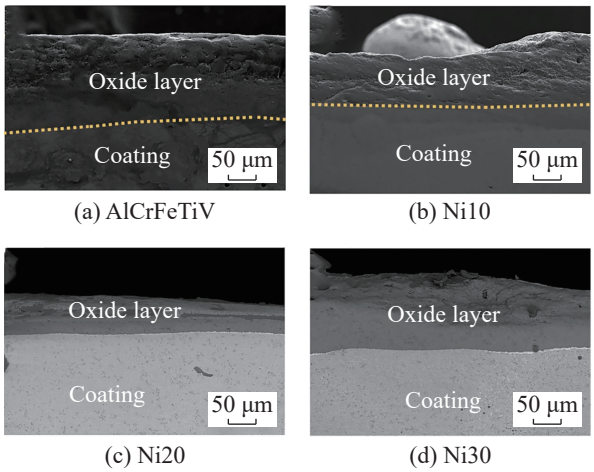


图8　$(AlCrFeTiV)_{100-x}Ni_x$ 涂层氧化层[81]

Fig. 8　Oxide layer morphologies of $(AlCrFeTiV)_{100-x}Ni_x$ HEA coatings [81]

3.3.2　典型应用与性能特征

基于上述抗高温氧化性能优势, 富铁高熵涂层在燃气轮机、航空发动机热端部件及核能装备等高温服役环境中具有重要应用潜力。针对钛合金基体, Xie 等[82] 通过激光熔覆在 TC11 钛合金表面制备了 FeCoNiCrMoBSi 高熵涂层, 形成的致密 Cr_2O_3 钝化层有效抑制了基体在高温下的氧化行为。$AlCoCrFeNiTi_{0.5}$ 涂层在 Ti–6Al–4V 表面制备后[83], 600 ℃ 下形成致密氧化物, 有效阻止氧向涂层内部扩散, 平均氧化速率约为基体的 1/10。在制动装备领域, Zhang 等[84] 通过激光熔覆在 42CrMo 钢表面制备了 $Fe_{20}Co_{20}Ni_{20}Cr_8Mo_{12}B_{10}Si_{10}$ 高熵合金涂层, 在 600 ℃ 氧化 200 h 后, 生成 SiO_2, MoO_3, Cr_2O_3 和 $NiCr_2O_4$。涂层的氧化速率为 1.21×10^{-3} mg•mm^{-2}•h^{-1}, 仅为 42CrMo 钢的 1/5。

4　结论与展望

4.1　结论

激光熔覆富铁高熵涂层近年来在成分设计、组织调控及性能优化等方面取得了显著进展, 已形成富铁高熵合金涂层、陶瓷颗粒增强复合涂层及非晶/纳米晶复合涂层三大典型体系。工艺参数通过调控热输入与冷却条件, 影响涂层的晶粒尺寸、相组成及成分均匀性, 进而决定其使役性能: 耐磨性、耐蚀性与抗高温氧化能力分别由增强相分布、表面钝化特性与氧化膜致密性主导。当前研究正从单一性能优化向多因素协同设计转变, 但距工程化应用仍存在差距。

4.2　展望

展望未来, 应从以下五方面重点突破:

1) 缺陷形成机制与主动调控。结合原位监测、多物理场模拟及数据驱动方法, 揭示成分–工艺–组织–缺陷的内在关联, 实现裂纹与应力的有效控制。

2) 非晶/纳米晶复合涂层可控制备。加强晶化动力学与制备工艺研究, 提高非晶含量稳定性与组织均匀性。

3) 多目标性能协同优化。面向磨损、腐蚀及氧化等耦合服役环境, 构建多性能协同优化体系。

4) 智能化设计与工艺调控。推动数字孪生、机器学习等方法在激光熔覆中的应用, 提高材料设计效率与工艺稳定性;

5) 长期服役评价与标准化建设。完善评价体系与标准规范, 促进富铁高熵涂层从实验室研究向工程化与产业化应用的过渡。

综上所述, 激光熔覆富铁高熵涂层正处于由基础研究向工程应用过渡的关键阶段。随着组织调控、智能化设计及服役评价体系的不断完善, 该类涂层在航空、海洋、能源及高端装备制造等领域将展现出广阔的应用前景。

参考文献:

[1] YEH J W, CHEN S K, LIN S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes[J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(5):299−303.

[2] GUO S, LIU C T. Phase stability in high entropy alloys: formation of solid-solution phase or amorphous phase[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2011, 21(6):433−446.

[3] ZHANG S, WU C L, ZHANG C H, et al. Laser surface alloying of FeCoCrAlNi high-entropy alloy on 304 stainless steel to enhance corrosion and cavitation erosion resistance[J]. Optics & Laser Technology, 2016, 84:23−31.

[4] LIANG H, MIAO J W, GAO B Y, et al. Microstructure and tribological properties of $AlCrFe_2Ni_2W_{0.2}Mo_{0.75}$ high-entropy alloy coating prepared by laser cladding in seawater, NaCl solution and deionized water[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 400:126214.

[5] LIU J, LIU H, CHEN P J, et al. Microstructural characterization and corrosion behaviour of $AlCoCrFeNiTi_x$ high-entropy alloy coatings fabricated by laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 361:63−74.

[6] SUN D, CAI Y C, ZHU L S, et al. High-temperature oxidation and wear properties of TiC-reinforced CrMnFeCoNi high entropy alloy composite coatings produced by laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 438:128407.

[7] 王月祥, 潘雄飞, 沈晓辉, 等. 激光熔覆 Stellite6–60WC 复合涂层工艺及高温耐磨性 [J]. 安徽工业大学学报 (自然科学版), 2023, 40(4):394−400.
WANG Y X, PAN X F, SHEN X H, et al. Laser Cladding stellite6–60WC composite coating process and high-temperature wear resistance[J]. Journal of Anhui University of Technology(Natural Science), 2023, 40(4):394−400.

[8] 潘雄飞, 王月祥, 梁怡航, 等. Mo 含量对自熔性铁基合金组织性能的影响 [J]. 安徽工业大学学报 (自然科学版), 2024, 41(1):37−45.
PAN X F, WANG Y X, LIANG Y H, et al. Effect of Mo content on microstructure and properties of self-fusible iron base alloys[J]. Journal of Anhui University of Technology(Natural Science), 2024, 41(1):37−45.

[9] LIU N, WU P H, ZHOU P J, et al. Rapid solidification and liquid-phase separation of undercooled $CoCrCuFe_xNi$ high-entropy alloys[J]. Intermetallics, 2016, 72:44−52.

[10] LIU Y N, DING Y, YANG L J, et al. Research and progress of laser cladding on engineering alloys: a review[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 66:341.

[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] ZHU L D, XUE P S, LAN Q, et al. Recent research and development status of laser cladding: a review[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 138:106915.

[13] 张世宏, 门尚武, 吴旺朋, 等. 轻合金表面技术在武器装备轻量化领域的研究现状与展望 [J]. 安徽工业大学学报 (自然科学版), 2023, 40(3):237−249.
ZHANG S H, MEN S W, WU W P, et al. Research status and prospect of light alloy and surface technology in the field of weaponry light-weight[J]. Journal of Anhui University of Technology(Natural Science), 2023, 40(3):237−249.

[14] LI K Q, LI T, MA M, et al. Laser cladding state recognition and crack defect diagnosis by acoustic emission signal and neural network[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 142:107161.

[15] 黄留飞, 孙耀宁, 王国建. 激光熔覆技术制备高熵合金涂层研究进展 [J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(24):240003
HUANG L F, SUN Y N, WANG G J, et al. Research progress of laser cladding high-entropy alloy coating, 2019, 56(24):240003.

[16] 高绪杰, 郭娜娜, 朱光明, 等. 激光熔覆制备高熵合金涂层的研究进展 [J]. 表面技术, 2019, 48(6):107−117.
GAO X J, GUO N N, ZHU G M, et al. Research status of high-entropy alloys coating prepared by laser cladding[J]. Surface Technology, 2019, 48(6):107−117.

[17] MOHANTY A, SAMPREETH J, BEMBALGE O, et al. High temperature oxidation study of direct laser deposited $Al_xCoCrFeNi$ (x=0.3, 0.7) high entropy alloys[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 380:125028.

[18] ZHU J, LU K, HUI X, et al. Roles of Al on microstructures, mechanical properties and oxidation resistances of FCC $Al_xCoCrNiFe$ high entropy alloy coatings prepared by laser directed energy deposition[J]. Materials Science and Engineering A, 2025, 922:147626.

[19] LI M, GAZQUEZ J, BORISEVICH A, et al. Evaluation of microstructure and mechanical property variations in $Al_xCoCrFeNi$ high entropy alloys produced by a high-throughput laser deposition method[J]. Intermetallics, 2018, 95:110−118.

[20] YANG C M, LIU X B, ZHU Z X, et al. Study of tribological property of laser-cladded $FeCoCrNiMn_x$ high-entropy alloy coatings via experiment and molecular dynamics simulation[J]. Tribology International, 2024, 191:109106.

[21] DU J L, XU X, ZHANG H M, et al. Microstructure and wear resistance of CoCrFeNiMn coatings prepared by extreme-high-speed laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2023, 470:129821.

[22] YE Q, FENG K, LI Z, et al. Microstructure and corrosion properties of CrMnFeCoNi high entropy alloy coating[J]. Applied Surface Science, 2017, 396:1420−1426.

[23] LIU H, LI D, CHEN P, et al. Investigation of the tribological properties of $CoCrFeNiTi_x$ high-entropy alloys coatings prepared by laser cladding based on molecular dynamics simulation and tribological experiments[J]. Tribology International, 2026, 215:111428.

[24] CAO S, XIAO H, QIN X, et al. Laser cladding and characterization of FeCoCrNi-based HEA coatings with BCC/L21 coherent strengthening[J]. Materials Characterization, 2025, 225:115157.

[25] WANG X, LIU Q, HUANG Y, et al. Effect of Ti Content on the microstructure and corrosion resistance of $CoCrFeNiTi_x$ high entropy alloys prepared by laser cladding[J]. Materials, 2020, 13(10):2209.

[26] ZHANG B, MU W, CAI Y. Design, formability, and strengthening mechanism of $CoCrFeNiTi_x$ high-entropy

alloys fabricated using laser directed energy deposition[J]. Intermetallics, 2025, 181:108725.

[27] JIN J, CHEN B, ZHANG Z, et al. Effects of Mo content on the microstructure and mechanical properties of laser cladded $FeCoCrNiMo_x$ (x=0.2, 0.5) high-entropy alloy coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 482:130697.

[28] LI K Y, LIANG J, ZHOU J S. Microstructure and elevated temperature tribological performance of the CoCrFeNiMo high entropy alloy coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 449:128978.

[29] ZHANG T F, CHEN Y H, HAN J X, et al. The role of molybdenum in regulating passivation stability and tribocorrosion resistance of laser-clad $FeCoCrNiMo_x$ high-entropy alloy coatings[J]. Corrosion Science, 2026, 264:113734.

[30] WANG W, XIAO F, WANG D, et al. Microstructural regulation and crack suppression mechanisms of $AlCoCrFeNiCu_x$ high entropy alloy coatings by resistance seam welding assisted electron beam cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1036:181840.

[31] SU J, LI A, RUAN Y, et al. Repair of tungsten heavy alloy die casting molds with laser cladded $CoCrFeNiW_x$ high entropy alloy Coatings: microstructure, wear properties and tempering stability[J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 161:108291.

[32] WEN X, CUI X F, JIN G, et al. Novel nano-lamellar $AlCoCrFeMn_{0.5}Mo_{0.1}Nb_x$ eutectic high-entropy alloy coatings by ultrasonic assisted laser cladding: microstructure and tribological behaviors[J]. Intermetallics, 2023, 156:107851.

[33] WU H, WANG L, ZHANG S, et al. Tribological properties and sulfuric acid corrosion resistance of laser clad CoCrFeNi high entropy alloy coatings with different types of TiC reinforcement[J]. Tribology International, 2023, 188:108870.

[34] GAO Z M, NIU Z M, GAO Z T, et al. Microstructure and wear behavior of in-situ synthesized TiC-reinforced CoCrFeNi high entropy alloy prepared by laser cladding[J]. Applied Surface Science, 2024, 670:160720.

[35] ZHENG K X, WU C L, LIU J L, et al. Effect of TiC ceramic particles size on microstructure and tribo-corrosion behavior of FeCoCrNiTi high-entropy alloy coatings by laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2025, 515:132638.

[36] ZHANG Z Q, QI C Y, SI C R, et al. Interfacial phase evolution and mechanical behavior of WC-reinforced CoCrFeNiMn high entropy alloy coatings fabricated by laser metal deposition[J]. Surface and Coatings Technology, 2025, 513:132543.

[37] . ZHANG Z Q, LI H J, SI C R, et al. Microstructure and wear behavior of $(CoCrFeNiMn)_{1-x}/(WC)_x$ composite coatings fabricated by directed energy deposition[J]. Wear, 2025, 578/579:206205.

[38] LIANG H, HOU J X, LI X C, et al. Micro-structures and dry sliding wear properties of novel $AlCrFeNiMo_{0.5-x}(WC)$ high entropy alloy-ceramic composite coatings[J]. Intermetallics, 2024, 170:108328.

[39] ZHANG H R, GAO Y, YONG Y W, et al. Influence of SiC particle size on microstructure evolution and tribological behavior of CoCrFeNiAl coatings prepared by laser cladding[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 39:6647−6665.

[40] LIU X Y, CHEN Z B, LIU Y L, et al. Enhanced wear resistance of laser cladding $Al_{0.5}CoCrFeNi$ coating via in-situ reaction synthesis between Ti and B_4C particles[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1031:180965.

[41] LI X F, FENG Y H, LIU B, et al. Influence of NbC particles on microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 788:485−494.

[42] SUN D, ZHU L S, CAI Y C, et al. Tribology comparison of laser-cladded CrMnFeCoNi coatings reinforced by three types of ceramic (TiC/NbC/B_4C)[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 450:129013.

[43] ZHAO W, SONG C X, WANG L, et al. Microstructure and properties of in-situ TiN-reinforced $Al_xCoCrFeNiTi$ high-entropy alloy laser cladding layers[J]. Surface and Coatings Technology, 2025, 518:132881.

[44] LIU S S, ZHANG M, ZHAO G L, et al. Microstructure and properties of ceramic particle reinforced FeCoNiCrMnTi high entropy alloy laser cladding coating[J]. Intermetallics, 2022, 140:107402.

[45] ZHAO Y T, LI Y, GUO J L, et al. Role of Y_2O_3 nanoparticles in improving microstructure and cyclic oxidation resistance of AlCoCrFeNi-based high entropy alloy coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2026, 526:133343.

[46] LI S D, LIU D F, LIU G, et al. Study on the preparation of CeO_2-doped AlCoCrFeNiTi high entropy alloy bioinert coatings by laser cladding: The effect of CeO_2 particle size on the tribological properties of the coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2023, 475:130155.

[47] CUI C, WU M P, MIAO X J, et al. Microstructure and corrosion behavior of CeO_2/FeCoNiCrMo high-entropy alloy coating prepared by laser cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 890:161826.

[48] LI Z Y, CHEN W G, LI D Y, et al. Frictional wear properties of different nano La_2O_3 composite FeCoNiCrMo high-entropy alloy coatings under soil conditions[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35:6874−6888.

[49] CHEN H, CUI H Z, JIANG D, et al. Formation and beneficial effects of the amorphous/nanocrystalline phase in laser remelted $(FeCoCrNi)_{75}Nb_{10}B_8Si_7$ high-entropy alloy coatings fabricated by plasma cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 899:163277.

[50] SHU F Y, LIU S, ZHAO H Y, et al. Structure and high-temperature property of amorphous composite coating synthesized by laser cladding FeCrCoNiSiB high-entropy alloy powder[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 731:662−666.

[51] . SHU F Y, YANG B , DONG S Y, et al. Effects of Fe- to-Co ratio on microstructure and mechanical properties of laser cladded FeCoCrBNiSi high-entropy alloy coatings[J]. Applied Surface Science, 2018, 450:538−544.

[52] CHENG J B, SUN B, GE Y Y, et al. Nb doping in laser-cladded $Fe_{25}Co_{25}Ni_{25}(B_{0.7}Si_{0.3})_{25}$ high entropy alloy coatings:

Microstructure evolution and wear behavior[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 402:126321.
[53] ZHENG K X, YU D T, LIU J L, et al. Laser cladding of FeCoCrNiTi high-entropy alloy coatings to modulate the microstructure and enhance the tribo-corrosion behavior on 304 stainless steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2025, 505:132114.
[54] ZHANG Q, WANG Q, HAN B, et al. Comparative studies on microstructure and properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy coatings fabricated by high-speed laser cladding and normal laser cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 947:169517.
[55] WANG W J, ZHENG Y F, ZHENG W J, et al. Dilution induced variation of microstructure and mechanical properties on Co−Cr−Fe−Ni high entropy alloy coatings prepared by laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 493(P2):131256.
[56] FENG L T, JIN G, CUI X F, et al. Optimizing laser cladding process parameters for transformation-induced plasticity FeMnCoCr high entropy alloy: a multi-objective approach[J]. Surface and Coatings Technology, 2025, 495:131536.
[57] DU C C, HU L, REN X D, et al. Cracking mechanism of brittle FeCoNiCrAl HEA coating using extreme high-speed laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 424:127617.
[58] GAO Z N, WANG L L, WANG Y N, et al. Crack defects and formation mechanism of FeCoCrNi high entropy alloy coating on TC4 titanium alloy prepared by laser cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 903:163905.
[59] GU B P, ZHANG H X, WANG Y S, et al. Microstructure and corrosion properties of CrMnFeCoNi high entropy alloy coating by temperature field-assisted laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 494(P2):131473.
[60] HU Y, WANG L, YAO J H, et al. Effects of electromagnetic compound field on the escape behavior of pores in molten pool during laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 383:125198.
[61] LIANG G, JIN G, CUI X F, et al. The directional array TiN-reinforced AlCoCrFeNiTi high-entropy alloy synthesized in situ via magnetic field-assisted laser cladding[J]. Applied Surface Science, 2022, 572:151407.
[62] ZHANG S Y, HAN B, LI M Y, et al. Investigation on microstructure and properties of laser cladded AlCoCrCuFeNi high entropy alloy coating by ultrasonic impact treatment[J]. Intermetallics, 2021, 128:107017.
[63] ZHANG M N, WANG Y S, WANG D F, et al. Grain refinement and mechanical properties improvement of AlCuFeCoNi high-entropy alloy coatings fabricated by resonant ultrasonic assisted laser cladding[J]. Optics & Laser Technology, 2025, 182(PB):112233.
[64] ZHANG H X, MENG X, GU B P, et al. Effect of simultaneous ultrasonic vibration assistance on the microstructure and high temperature wear performance of laser clad AlCoCrFeNi high entropy alloy[J]. Tribology International, 2026, 221:111915.
[65] GUO Y F, YANG F, LU B W, et al. Competitive relationship between the FCC+BCC dual phases in the wear mechanism of laser cladding $FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}$ HEAs coating[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 493:131315.
[66] WU T, YANG C, YU L T, et al. Microstructure characterization and high-temperature wear mechanism of high-entropy alloy matrix composite coating fabricated by laser cladding[J]. Applied Surface Science, 2024, 677:161032.
[67] ZHANG L, ZHANG H B, CAO H Z, et al. Enhanced tribocorrosion performance of laser-deposited $Fe_2CoNiCrAlTiC_x$ high-entropy alloy coatings via in-situ graphitization in aqueous medium[J]. Corrosion Science, 2024, 236:112221.
[68] 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.
[69] LI Y Z, SHI Y. Microhardness, wear resistance, and corrosion resistance of $Al_xCrFeCoNiCu$ high-entropy alloy coatings on aluminum by laser cladding[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 134:106632.
[70] ZHOU Y W, BI J, LIU D H, et al. High-temperature wear behavior and mechanical properties of laser-clad AlCoCrFeNi HEA coatings on H13 steel co-strengthened by B_4C/Y_2O_3[J]. Wear, 2026, 587:206481.
[71] MA Q, LU B W, ZHANG Y M, et al. Crack-free 60wt% WC reinforced FeCoNiCr high-entropy alloy composite coating fabricated by laser cladding[J]. Materials Letters, 2022, 324:132667.
[72] CHENG W, ZHOU Y, LIU X B, et al. Microstructural regulation and property enhancement mechanisms of laser cladding FeCoCrNiCu HEA via Ti/Al lightweight element[J]. Tribology International, 2026, 217:111629.
[73] GUO Y F, ZHU J Q, CAO J J, et al. Pitting corrosion mechanism of BCC+FCC dual-phase structured laser cladding $FeCoCrNiAl_{0.5}Ti_{0.5}$ HEAs coating[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 980:173643.
[74] ZHANG C L, HUANG L F, LI S X, et al. Improved corrosion resistance of laser melting deposited CoCrFeNi-series high-entropy alloys by Al addition[J]. Corrosion Science, 2023, 225:111599.
[75] WANG J K, CHEN Y S, ZHANG Y H, et al. Microstructure evolution and acid corrosion behavior of $CoCrFeNiCu_{1-x}Mo_x$ high-entropy alloy coatings fabricated by coaxial direct laser deposition[J]. Corrosion Science, 2022, 198:110108.
[76] LI J L, SU Y, LI J, et al. Microstructure and corrosive-wear properties of $CoCrFeNiZr_x$ high entropy alloy coating fabricated on Ti6Al4V by laser cladding[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1010:177932.
[77] CHEN G D, ZHAO H L, ZHU J P, et al. B induces Cr grain boundary enrichment and the enhanced anti-tribocorrosion property of HEA composite coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2025, 504:132064.
[78] ZHAO Y Y, MIAO Y G, LIU J, et al. Enhanced wear and corrosion resistance via laser cladding of a NiAl–CoCrFeW high-entropy alloy coating on NAB substrate[J]. Surface and Coatings Technology, 2026, 526:133337.

(下转第 550 页)

[73] WANG X, BEI Y, SONG X, et al. Investigation on high-pressure metal hydride hydrogen compressors[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2007, 32(16):4011−4015.
[74] ZHOU P P, CAO Z M, XIAO X Z, et al. Dynamically staged phase transformation mechanism of Co-containing rare earth-based metal hydrides with unexpected hysteresis amelioration[J]. ACS Applied Energy Materials, 2022, 5(3):3783−3792.
[75] YUAN Y B, LIU X F, TANG W K, et al. Honeycomb ZrCo intermetallic for high performance hydrogen and hydrogen isotope storage[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2023, 15(3):3904−3911.
[76] ZHOU P P, SHEN H R, XU N, et al. Ambient-condition hydrogen storage: accelerating the development of high-capacity hydrides via a quantitative interpretable machine learning framework[J]. Energy Storage Materials, 2026, 84:104789.
[77] HALPREN E, YAO X, CHEN Z W, et al. Machine learning assisted design of BCC high entropy alloys for room temperature hydrogen storage[J]. Acta Materialia, 2024, 270:119841.
[78] EDALATI P, ANDRADE G, STROZZI R B, et al. Room temperature hydrogen storage properties of Ti−Zr−Mn−Fe−Co high-entropy alloys designed by semi-empirical descriptors, thermodynamic calculations and machine learning[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1022:180051.
[79] DANGWAL S, KUMAR P, IKEDA Y, et al. Machine learning via artificial neural networks coupled with density functional theory and experiments for thermodynamic optimization of high-entropy alloys for hydrogen storage at room temperature[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2026, 246:155840.
[80] YAO Z D, LIANG Z Q, XIAO X Z, et al. Achieving excellent cycle stability in Zr−Nb−Co−Ni based hydrogen isotope storage alloys by controllable phase transformation reaction[J]. Renewable Energy, 2022, 187:500−507.
[81] LIANG Z Q, YAO Z D, XIAO X Z, et al. Dual-ion substitution-induced unique electronic modulation to stabilize an orthorhombic lattice towards reversible hydrogen isotope storage[J]. ACS Sustainable Chemistry & Engineering, 2021, 9(27):9139−9148.
[82] ZHANG K, WANG F, ZENG X G, et al. First-principles investigation on the role of interstitial site preference on the hydrogen-induced disproportionation of ZrCo and its doped alloys[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2020, 45(16):9877−9891.
[83] KWAK R H, KWAK T, LEE D H, et al. Hydrogen absorption kinetics and microstructural features of $TiFe_{0.8}Mn_{0.2}$ alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 34:2174−2182.

责任编辑:何莉

(上接第 510 页)

[79] HE M Y, KANG H J, LIN S Y, et al. Impressive high-temperature oxidation resistance of FeCrNiMnAl high entropy alloy coating on the ferritic/martensitic steel with primordial Al_2O_3 and Mn_3O_4 gradient films[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 928:167109.
[80] LIU K C, BI Z J, LOU L Y, et al. High temperature oxidation behavior of Hf/Zr/Y co-doped CoAlNiCrFe high entropy coatings fabricated by high-speed laser cladding[J]. Corrosion Science, 2025, 244:112626.
[81] YANG C, LIU H X, LIU Y X, et al. Wear and high-temperature oxidation resistance of $(AlCrFeTiV)_{100-x}Ni_x$ high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding on Ti6Al4V alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 489:131147.
[82] XIE F, ZHAI C S, ZHANG X, et al. Enhanced high-temperature oxidation resistance of TC11 titanium alloys via laser cladding FeCoNiCrMoBSi high-entropy alloy coatings[J]. Materials Chemistry and Physics, 2025, 340:130861.
[83] ZENG X, LIU Z Y, WU G G, et al. Microstructure and high-temperature properties of laser cladded $AlCoCrFeNiTi_{0.5}$ high-entropy coating on Ti 6Al–4V alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 418:127243.
[84] ZHANG G S, ZHANG Z J, XUAN J Y, et al. The elevated temperature oxidation and wear behavior of $Fe_{20}Co_{20}Ni_{20}Cr_8Mo_{12}B_{10}Si_{10}$ high-entropy alloy coating by laser cladding[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 29:4216−4231.

责任编辑:何莉