

冷喷涂辅助原位合成高铝青铜涂层的组织与性能

冯 力^{1,2}, 王贵平¹, 李洞亭¹, 安国升^{1,2}, 李文生^{1,2}

(1 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

(2. 有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘 要: 提出了一种冷喷涂辅助原位合成高铝青铜合金涂层的方法, 使用该方法在 45# 钢基体上制备了高铝青铜涂层。通过 SEM、EDS、XRD 分析涂层微观形貌和物相组织; 采用销-盘式摩擦磨损试验机测试涂层的摩擦磨损性能; 用 CHI660D 电化学测试系统测合金涂层耐腐蚀性能。结果表明: 冷喷涂辅助原位合成高铝青铜合金涂层的组织是以 β 相、 α 相、 γ_2 相和 k 相为主的典型高铝青铜合金组织。原位合成的高铝青铜合金涂层结构致密、孔隙率低, 具有良好的机械性能和耐磨、耐腐蚀性能, 与铸态块体高铝青铜合金的性能接近。涂层的硬度 (HV) 为 3570 MPa, 与氧化铝的干摩擦系数为 0.320。在 3.5% NaCl 和 5.0% H₂SO₄ (质量分数) 腐蚀介质中的稳定电压分别为 -366 和 -387 mV。

关键词: 冷喷涂; 原位合成; 高铝青铜; 摩擦

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)05-1720-07

高铝青铜合金因具有较高的硬度、强度、耐磨性以及耐腐蚀性被广泛应用于航空航天、海洋工程等领域, 同时还因具有良好的导热系数、稳定刚度等优异性能而被作为一种新型的模具材料^[1-3]。但是液态高铝青铜流动性差, 铸造时容易产生气孔、缩孔、冷隔和浇不足等缺陷^[4,5], 所以人们把高铝青铜做成粉末, 将其喷涂到其他金属基体表面上形成涂层, 利用其强度高、耐磨性能好、耐腐蚀性能好的特点, 用以提高零件的使用性能与寿命^[6,7]。

目前制备铝青铜涂层的主流技术是热喷涂技术, 其中包括等离子喷涂技术、超音速火焰喷涂技术、电弧喷涂及冷喷涂技术等。杨效田等^[8-10]研制了一种高铝青铜合金粉体, 使用超音速离子喷涂技术制备高铝青铜涂层, 其具有优异的减摩性和一定的耐磨、耐腐蚀性能, 是一种很好的工件保护涂层材料, 可应用于金属模具、轴类、管类、船舶等工件的表面防护。李文生等^[11]采用爆炸喷涂在 45# 钢基体上分别制备高铝青铜涂层和掺有 SrAl₂O₄:Eu²⁺, Dy³⁺ 的高铝青铜磷光自敏发光复合涂层。制备的涂层不仅可以保护基体修复零件还可以通过采用手持紫外灯激发进行检测, 若经过激发后的涂层一些区域发光现象消失说明该部分涂层已经失效, 可采取补救措施及时对涂层进行修补。X. P. Tao 等^[12]用激光熔覆在 316 不锈钢上成功制备了铝青铜涂层, 涂层均匀、致密、与基体结合良好; 并

研究了 Fe 和 Ni 对涂层结构的影响, 随着 Fe 和 Ni 的加入, Cr-Fe 相的数量增加, 导致异质成核位点的增加和涂层微观结构致密。S. Krebs 等^[13]采用雾化法制备的 CuAl₁₀Fe₅Ni₅ 高铝青铜粉末, 用冷喷涂法在 GL-A 船板钢成功制备高铝青铜涂层, 得到涂层孔隙率低, 结合强度高, 涂层比船用材料钢 GL-A 具有更好的抗气蚀性能。他们研究发现, 在硬质钢基体上冷喷涂 CuAl₁₀Fe₅Ni₅ 是有一定难度的, 需要对该粉末通过最低 7 h、600 °C 的退火改性, 使其适用于冷喷涂技术。

上述关于高铝青铜涂层的制备, 都需要使用预制铝青铜粉末。由于液态高铝青铜的流动性差, 造成雾化法制备的高铝青铜粉体成粉率低, 粉末制备的成本高, 根据某工厂的生产实践, 雾化法制备高铝青铜合金粉末的成粉效率在 30% 左右。粉末制备成本高, 间接造成了高铝青铜涂层的制备成本增加, 限制了其在工业上的广泛应用。

基于上述研究背景, 本研究提出冷喷涂辅助原位合成高铝青铜涂层的方法, 这种方法不需要预制铝青铜粉末, 使用低压冷喷涂技术制备预制混合金属涂层, 然后将预制涂层感应重熔, 原位合成高铝青铜合金涂层。这种方法可以通过低压冷喷涂工艺调整涂层元素成分含量, 通过感应重熔工艺调整涂层组织结构, 来改善涂层的性能。冷喷涂辅助原位合成涂层的机械性能好, 生产成本低、效率高, 适合大面积生产。本实

收稿日期: 2020-06-09

基金项目: 国家重点研发计划 (2016YFE0111400); 甘肃省重点研发项目 (17YF1WA159); 中国博士后科学基金 (2018-63-200618-34)

作者简介: 冯 力, 男, 1981 年生, 博士, 教授, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, E-mail: fengli@lut.edu.cn

验对冷喷涂原位合成高铝青铜涂层的微观组织结构与机械性能进行测试,与铸态块体高铝青铜合金的机械性能进行比较。

1 实验

本实验使用的冷喷涂原料是由以下单质粉末配备而成: Al 粉 20%, Fe 粉 5%, Al₂O₃ 粉 10%, Mn 粉 4%, Zn 粉 2%, Ni 粉 2%, Cu 粉余量(质量分数)。以上粉末的粒度均为 10~50 μm。将上述金属与 Al₂O₃ 粉末,按照比例要求配好后机械混合 4 h, 低压冷喷涂原料的形貌如图 1 所示。基体材料选用 45# 钢,其成分为 C0.42%~0.50%, Si0.17%~0.37%, Mn0.50%~0.80%, Cr≤0.25%, Fe 余量,喷涂前对基体喷砂粗化处理。

采用白俄罗斯国立技术大学开发的低压冷喷涂设备(GDU-3-15)在 45# 钢基体上制备混合金属涂层,具体参数见表 1。对混合粉金属涂层进行感应重熔处理,原位合成高铝青铜合金涂层。涂层感应重熔采用平面加热的方法,线圈与工件的间隙为 3~4 mm,加热温度为 800~1000 °C,加热功率选用 1.2~2.2 kW,加热时间为 10~20 s。

采用 Quanta FEG450 场发射扫描电子显微镜和附带 EDS 能谱观察分析涂层摩擦实验前后高铝青铜合

金涂层表面形貌、显微组织及微区成分;采用德国 Bruker 公司生产的 D/MAX2500PC 型 X 射线衍射仪对冷喷涂混合金属涂层与原位合成高铝青铜合金涂层表面进行物相分析;采用 HV-1000 型显微硬度计测定涂层和粉末显微硬度,载荷为 2.94 N,保压时间为 15 s;采用 HT-1000 销盘式高温摩擦实验机测试涂层的摩擦学性能,擦拭样品尺寸为 20 mm×20 mm×5 mm,对偶件为氧化铝球(Φ6 mm),实验载荷为 7.5 N,速度为 0.25 m/s,测试时间为 20 min。采用 MFT-4000 多功能材料表面性能实验仪测量磨痕的磨损体积,磨损率的计算公式为: $W=V/(FS)$,其中 W 是磨损率,单位为 mm³/(N·m); V 为材料的磨损体积(mm³); F 为加载载荷(N), S 为滑动距离(m)。

2 结果与讨论

2.1 高铝青铜合金涂层微观组织及相组成

图 2 为冷喷涂混合金属涂层截面及 XRD 图谱,图 3 为预制冷喷涂混合粉体涂层截面 EDS 面扫描,结合图 2a 和图 3 可以看到,涂层中黑色相为 Al₂O₃ 相,冷喷涂涂层较致密,涂层中存在少量的孔隙,涂层中金属粉末颗粒发生塑性变形,单质金属粉末颗粒分布均匀。涂层与基体界线明显且不平整,结合方式为典型的机械咬合。由图 2b 可以看出,涂层的相均为单质金属相,未见明显相变的现象。

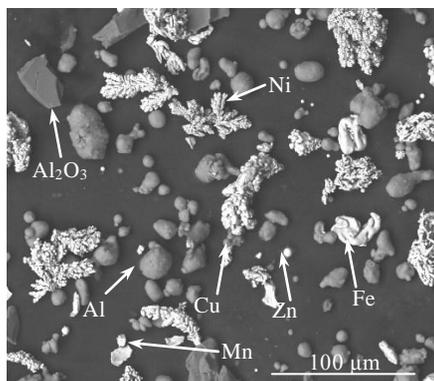


图 1 冷喷涂粉末 SEM 照片

Fig.1 SEM morphology of cold spray powder

表 1 冷喷涂参数

Table 1 Main parameters of cold spray

Parameters	Value
Pressure/MPa	0.6
Temperature/°C	500
Spraying distance/mm	15
Gun traverse speed/m s ⁻¹	10
Accelerating gas	Compressed air

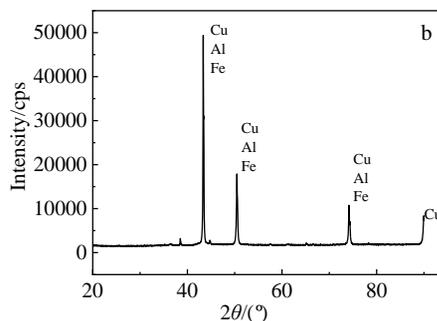
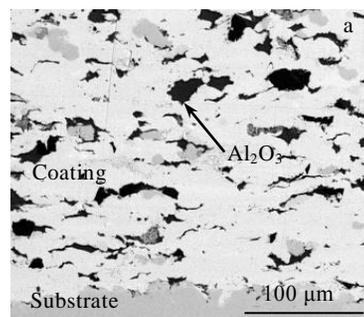


图 2 预制冷喷涂混合粉体涂层截面形貌及 XRD 图谱

Fig 2 Cross section morphology (a) and XRD pattern (b) of pre-cooling spray mixed powder coating

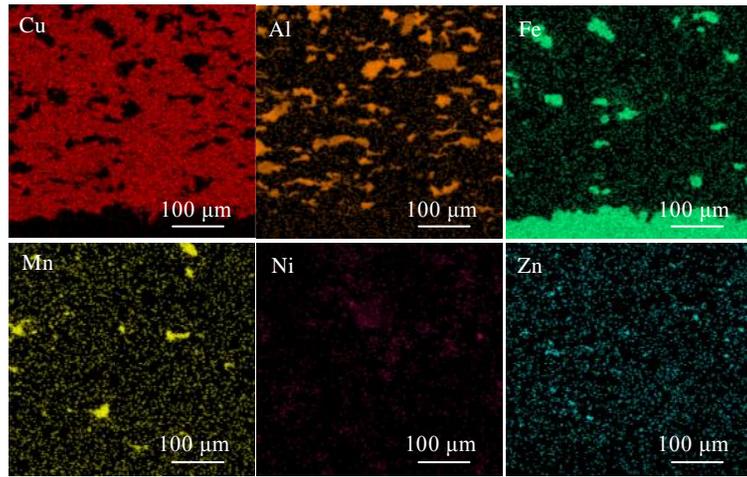


图 3 预制冷喷涂混合粉体涂层截面 EDS 元素面扫描

Fig 3 EDS element mapping of cross section of pre-cooling spray mixed powder coating

图 4 为冷喷涂混合金属涂层感应重熔原位合成高铝青铜合金涂层的截面和表面微观组织形貌及 XRD 图谱。由图 4a 可以看出，感应重熔后形成的高铝青铜涂层整体结构致密，无明显孔隙和缺陷；基体和涂层

间的界面不明显，其结合方式由原来的机械结合转变为冶金结合。图 4b 为高铝青铜涂层的表面放大形貌，高铝青铜涂层组织以灰色相为基，基体上分布着花状相和少量黑色相的微观结构。这与金玉花等人^[14]文献中报道的铸态高铝青铜合金组织形貌相似。图 4c 为高铝青铜涂层的 XRD 图谱，可以看出，重熔后的高铝青铜合金涂层组织由 β 相、 α 相、 γ_2 相和 k 相组成，其中 β 相是基于 $AlCu_3$ 的固溶体； α 相是基于 Cu 的面心立方固溶体，显示出良好的可塑性； γ_2 相是基于化合物 Cu_9Al_4 的中间固溶体（复杂立方结构）；k 相是体心立方结构，主要为金属间化合物，如 $[AlFe]$ 和 $[AlFe_3]$ 。可见通过冷喷涂辅助原位合成的方法成功地制备了高铝青铜合金涂层；由此方法制备的高铝青铜合金涂层缺陷少，组织结构致密，涂层的组织是典型的高铝青铜合金组织。对冷喷涂辅助原位合成的高铝青铜涂层截面进行 EDS 元素面扫描分析，如图 5 所示，涂层中的金属元素分布均匀，冷喷涂混合金属涂层中各种金属元素独立存在的特征完全消失了。

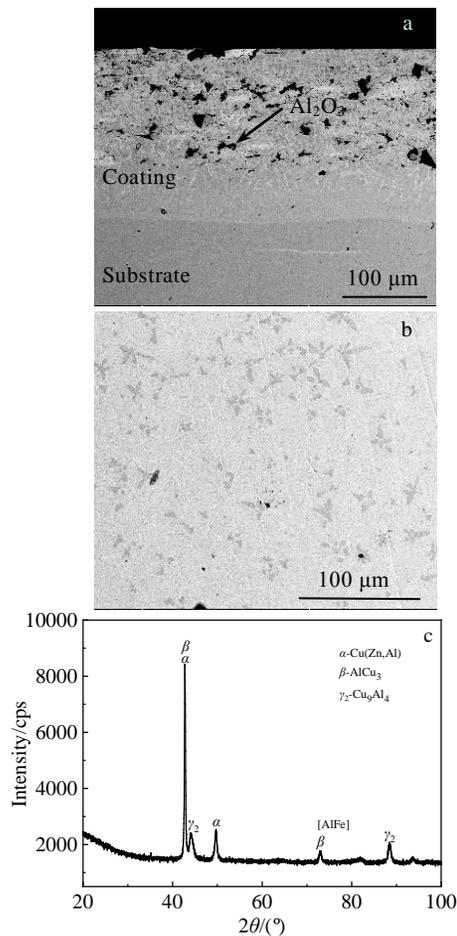


图 4 高铝青铜合金涂层的微观结构及涂层 XRD 图谱

Fig 4 Microstructures of cross section (a), surfaces (b), and XRD pattern (c) for high aluminum bronze alloy coating

图 6 为高铝青铜合金涂层的 EDS 线扫描分析。因为感应重熔过程中的元素扩散，导致涂层中 Cu、Al、Zn 元素沿着基体到涂层表现为上升趋势，而 Fe 元素有一个下降的趋势。涂层中黑色的组织对应着 Al 的峰值变化。对比图 2 和图 5 中的氧化铝形貌，可以发现，感应重熔后，涂层中多了一些细小的氧化铝。这是因为，涂层中除了冷喷涂原料中添加的氧化铝外，在感应重熔过程中还有少量铝发生了内氧化现象。

图 7 为高铝青铜合金涂层微区点扫描位置及 EDS 面扫描。表 2 为对应图 7 中位置点的高铝青铜合金涂层 EDS 分析结果，点 1 和 2 为灰色基体相，点 3 为灰色点状物，点 4 为花状相。通过高倍下的面扫描结果

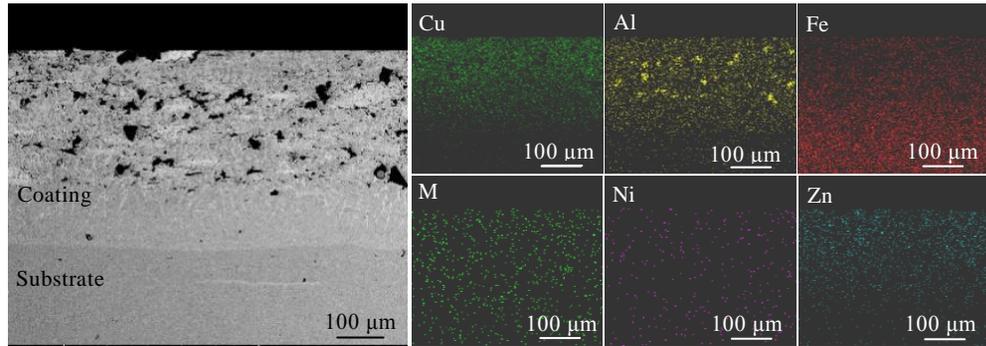


图 5 高铝青铜合金涂层截面的元素面扫描

Fig 5 Cross section and corresponding EDS element mapping of high alumina bronze alloy coating

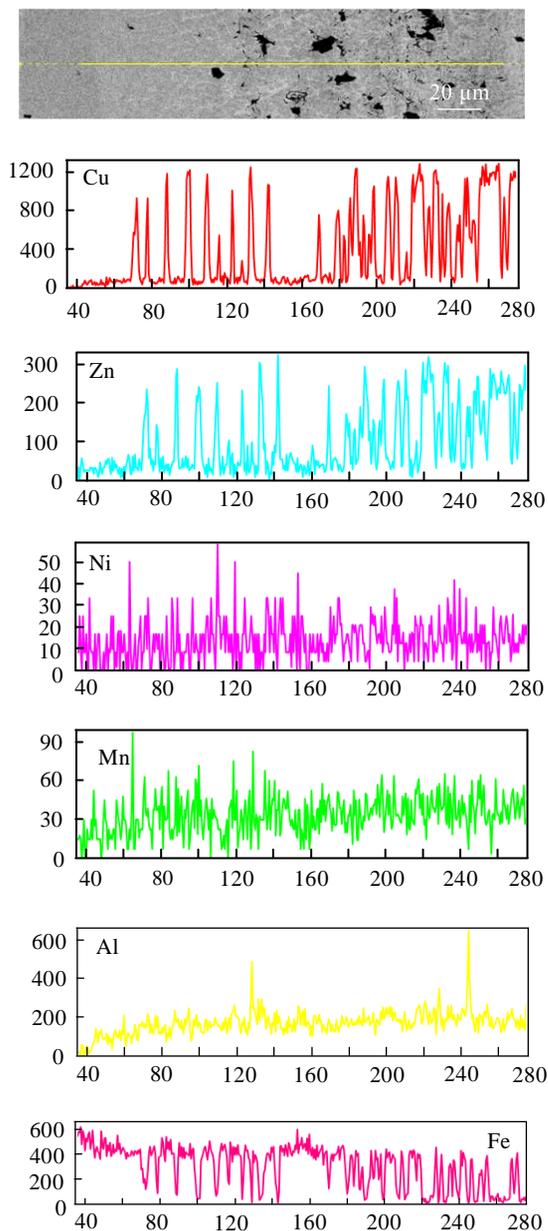


图 6 高铝青铜合金涂层及 EDS 线扫描分析

Fig. 6 Cross section and corresponding EDS line scanning analysis of high alumina bronze alloy coating

分析可知,灰色基体相中以 Cu、Al 元素为主,熔入了少量的其他元素;这些灰色点状析出物和花状相以 Fe、Cu、Al 元素为主,其它元素较均匀地分布在涂层中。

结合图 4c、图 7、表 2 可以确定,花状相为金属间化合物相 k 相,其中 k 相还固溶了 Cu、Mn、Ni 等元素。根据非均质形核理论和界面能理论,由于铝青铜合金中铁的溶解度是非常低的,仅有 0.5%~1.0%。在重熔后凝固的过程中,铁含量若超过此量就会析出含锰的富铁相,该析出物弥散分布在合金中。随着温度降低,这些析出相长大后形成了点状的 k 相组织,而有小部分的析出相在一定的条件下长大后形成了梅花状的 k 相组织。如图 7 所示,这就使得重熔后高铝青铜合金涂层中形成点状和梅花状 k 相的微观组织结构。

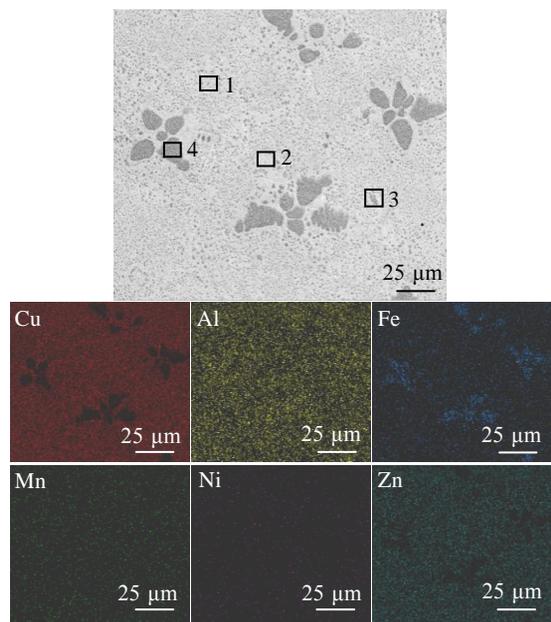


图 7 高铝青铜合金涂层微区的 EDS 点扫描位置及元素面扫描

Fig. 7 EDS analysis spots and EDS element mapping of high alumina bronze alloy coating

表 2 高铝青铜合金涂层点扫描分析

Table 2 EDS spot analysis results of high alumina bronze alloy coating in Fig 7 ($\omega/\%$)

Spot	Element content					
	Cu	Al	Fe	Mn	Ni	Zn
1	84.3	9.4	2.9	1.9	0.5	1.0
2	85.6	9.0	2.7	1.3	0.6	0.8
3	16.7	15.0	64.6	2.1	1.0	0.6
4	18.3	15.4	63.2	2.2	0.5	0.4

2.2 高铝青铜涂层的硬度与摩擦性能

图 8 为高铝青铜合金涂层的微观硬度和在干摩擦条件下的摩擦系数。由图 8a 可知，高铝青铜涂层平均硬度 (HV) 为 3570 MPa，涂层不同区域的硬度差异较小，说明感应重熔后的高铝青铜合金涂层组织均匀化好，合金化效果好。从图 8b 中可以看出，在干摩擦条件下，高铝青铜涂层/氧化铝摩擦副的摩擦系数随摩擦时间增大呈增大后再稳定的过程，随着时间的增大，高铝青铜涂层摩擦系数稳定在 0.320 左右；在同样的条件下，45#钢基体/ Al_2O_3 摩擦副随着时间的增大，摩擦系数稳定在 0.695 左右，远高于高铝青铜涂层。

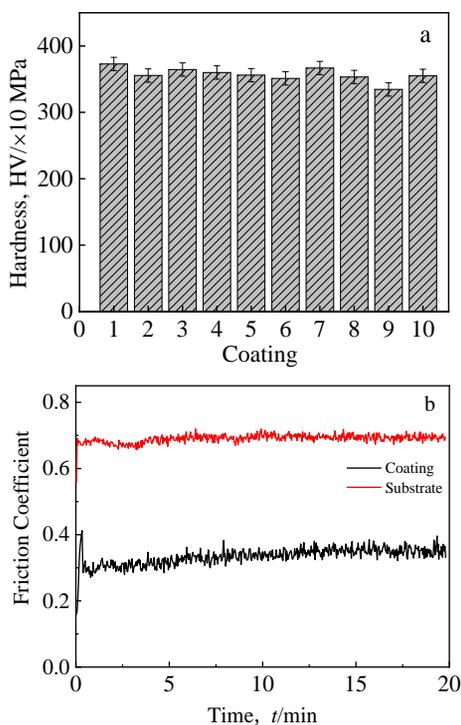


图 8 高铝青铜合金涂层微观硬度及摩擦系数

Fig 8 Microhardness (a) and friction coefficient (b) of high aluminum-bronze alloy coating

通过计算冷喷涂辅助原位合成高铝青铜涂层的磨损率为 $1.709 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。杨效田等人^[10]的研究中，等离子喷涂高铝青铜涂层的硬度是 2322 MPa；X. P. Tao 等人^[12]采用激光熔覆技术制备的高铝青铜涂层的硬度是 2810 MPa；李文生等人^[15]制备的高铝青铜铸态块体材料的硬度是 3300 MPa。通过比较，冷喷涂辅助原位合成高铝青铜合金涂层的硬度与高铝青铜铸态块体材料硬度接近，高于等离子喷涂高铝青铜涂层、激光熔覆高铝青铜涂层的硬度。一般情况下，人们认为相同条件下，硬度越高的材料耐磨性能越好。通过上述硬度的比较，我们可以近似地认为，冷喷涂辅助原位合成方法制备的高铝青铜涂层耐磨性能与铸态高铝青铜块体材料接近，优于等离子喷涂高铝青铜涂层和激光熔覆高铝青铜涂层的耐磨性能。

图 9 为高铝青铜合金涂层在干摩擦条件下涂层表面摩擦形貌。图中冷喷涂辅助原位合成高铝青铜合金涂层磨损形貌的主要特征为：(1) 摩擦表面局部较为光滑，但在边缘存在裂纹，如图 9 中 A 区域所示。(2) 摩擦表面存在磨粒、磨屑及一些凹坑，如图 9 中 B 区域所示。摩擦过程中磨粒的主要来源于以下几个途径：涂层中原本存在片状的氧化铝，摩擦过程中脱落后形成了磨粒；经重熔后的涂层中形成了 k 相，其为硬质相，在摩擦过程中脱落也可形成磨粒。摩擦表面凹坑的形成可能是由于磨屑和高铝青铜涂层中较软的基体组织层片的剥落所致。(3) 磨擦表面沿滑动方向存在细小的犁沟，犁沟上有小颗粒的磨粒，如图 9 中 B 区域所示，表现为明显的磨粒磨损的特征；(4) 在对磨氧化铝小球摩擦表面裸眼可见粘着的铜合金层，涂层摩擦表面存在层片状组织，呈现出断裂的特征，如图 9 中 C 区域所示。

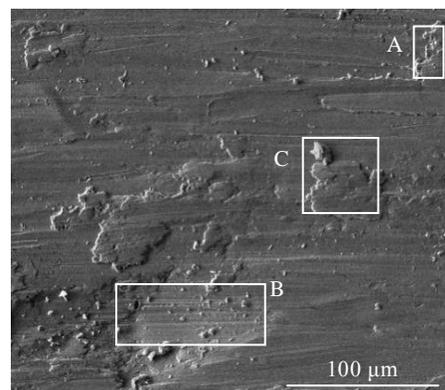


图 9 高铝青铜合金涂层磨损形貌

Fig 9 Wear morphology of high aluminum bronze alloy coating

分析高铝青铜合金涂层的摩擦系数随时间变化的关系曲线(图 8b)。在起始阶段,摩擦系数随时间增长而大幅度上升,到达最高点后又降低,后相对平稳;由于摩擦过程中磨粒的脱落,使得摩擦系数出现上下波动的现象,摩擦系数曲线也表现为锯齿状;随着摩擦时间的推移,合金涂层由于处于疲劳磨损状态,使得摩擦系数有所增加,形成上升的趋势;达到稳定阶段,由于摩擦过程中在摩擦表面上形成了层片状组织,使得摩擦系数趋于稳定^[15]。摩擦表面上形成的层片状组织的形成,是因为高铝青铜合金涂层摩擦时,涂层中 α 相在摩擦过程中受力容易发生撕脱现象,综合其面心立方结构易产生滑移,在摩擦表面上形成层片状组织。这种由 α 相变形产生的层片状组织,在摩擦过程中有一定的减磨和润滑作用^[16,17]。

2.3 高铝青铜涂层的腐蚀性能

用 CHI660D 电化学测试系统测得高铝青铜合金涂层和 45# 钢基体分别在 3.5%NaCl 和 5.0% H_2SO_4 溶液中的极化曲线,如图 10 所示。极化曲线包括阳极极化曲线和阴极极化曲线,电流通过电极以后阳极电位向正方向移动,阴极电位向负方向移动,曲线上出现了明显的活化-钝化转化区。

由极化曲线可得到合金涂层在腐蚀介质中的稳定

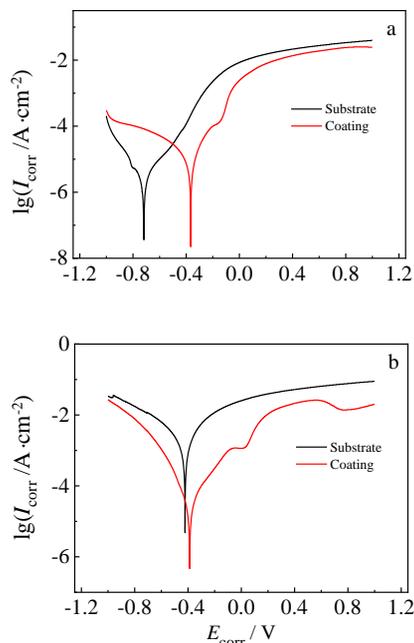


图 10 高铝青铜合金涂层和 45# 钢基体在 3.5%NaCl、5.0% H_2SO_4 2 种介质中的极化曲线

Fig10 Polarization curves of high alumina bronze alloy coating and 45# steel matrix in two media: (a) 3.5%NaCl and (b) 5.0% H_2SO_4

表 3 试样在不同介质中的稳定电压 E_R

Medium	Steel foundation 45#	As-cast high aluminum bronze blocks	High aluminum bronze coating
3.5% NaCl	-718	-378	-366
5.0% H_2SO_4	-422	-347	-387

电位 E_R (自腐蚀电位),表 3 中给出了铸态高铝青铜合金块体材料、冷喷涂辅助原位合成高铝青铜合金涂层和 45# 钢基体的稳定电位。对于金属材料而言,稳定电位越正,自腐蚀电流密度越小,线性极化电阻越大,越容易出现钝化现象,则耐蚀性能越好;反之,耐蚀性较差^[18]。在 3.5%NaCl 和 5.0% H_2SO_4 (质量分数) 腐蚀介质中的稳定电压分别为 -366 和 -387 mV。由于稳定电位越高,合金的耐蚀性能越好,因此可以判断在 3.5%NaCl 腐蚀介质中的耐蚀性能由强到弱依次为:高铝青铜合金涂层、铸态高铝青铜合金块体、45# 钢基体,在 5.0% H_2SO_4 腐蚀介质中的耐蚀性能由强到弱的顺序为:铸态高铝青铜合金块体、高铝青铜合金涂层、45# 钢基体。这个实验结果显示,与高铝青铜合金块体材料相比,冷喷涂辅助原位合成高铝青铜合金涂层的耐蚀性能,在酸性介质中较弱,在卤盐溶液中较强。

3 结 论

1) 冷喷涂辅助原位合成法制备的高铝青铜合金涂层,其微观组织由 β 相、 α 相、 γ_2 相和 k 相组成,与铸态高铝青铜合金块体材料微观组织的相组成类型相同。

2) 冷喷涂辅助原位合成高铝青铜合金涂层具有良好的硬度和耐磨性能,其性能与铸态块体高铝青铜合金的性能接近。冷喷涂辅助原位合成高铝青铜合金涂层硬度为 3570 MPa,高于等离子喷涂高铝青铜涂层、激光熔覆高铝青铜涂层的硬度。涂层不同区域在干摩擦条件下涂层与氧化铝小球的摩擦系数为 0.320,涂层耐磨性较好。

3) 冷喷涂辅助原位合成高铝青铜合金涂层在 5.0% H_2SO_4 溶液中,自腐蚀电位 E_R 低于铸态高铝青铜合金块体材料;在 3.5%NaCl 溶液中,自腐蚀电位 E_R 高于铸态高铝青铜合金块体材料。该方法制备的高铝青铜涂层,具有与高铝青铜合金块体材料同等级的耐蚀性能,能有效提高基体的耐蚀性能。

参考文献 References

- [1] Liang Jin sheng(梁金生), Liang Guangchuan(梁广川), Gao Xinghua (高兴华). *Heat Treatment Metals(金属热处理)*[J], 1995, 20(5): 12
- [2] Li W S, Wang Z P, Lu Y *et al. Wear*[J], 2006, 261(2): 155
- [3] Li Wensheng(李文生), Wang Zhiping(王智平), Lu Yang(路阳). *Journal of Gansu University of Technology(甘肃工业大学学报)*[J], 2002(02): 26
- [4] Blanchet T A, Shaffer S J. *Wear*[J], 2003, 225: 1238
- [5] Feng Yaorong(冯耀荣), Li Helin(李鹤林). *Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 1990, 15(6): 7
- [6] Li Dongqiang(李东强), Zeng Peng(曾鹏), Xie Guangrong(谢光荣) *et al. Electroplating & Finishing(电镀与涂饰)*[J], 2017, 36(14): 781
- [7] Alam S, Sasaki S, Shimura H. *Wear*[J], 2001, 248(2): 75
- [8] Yang Xiaotian(杨效田), Wang Zhiping(王智平), Lu Yang(路阳) *et al. Journal of Harbin Engineering University(哈尔滨工程大学学报)*[J], 2012, 33(7): 906
- [9] Li Wensheng, Wang Zhiping, Lu Yang *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2006, 16(3): 607
- [10] Yang Xiaotian(杨效田), Wang Zhiping(王智平), Lu Yang(路阳) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2012, 22(11): 3100
- [11] Tang Lifang(唐丽芳), Li Wensheng(李文生), He Ling(何玲) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2019, 29(5): 931
- [12] Tao X P, Zhang S, Zhang C H *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2018, 342: 76
- [13] Krebs S, Rtner F G, Klassen T *et al. Thermal Spray Technology*[J], 2015, 7(1): 68, 55
- [14] Jin Yuhua(金玉花), Lu Yang(路阳), Wang Zhiping(王智平) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2004(3): 32, 74
- [15] Li Wensheng(李文生). *Development of a New Type of High Alumina Bronze and Its Mechanism of Friction, Wear, Corrosion and Wear(新型高铝青铜的研制及其摩擦磨损腐蚀磨损机理研究)*[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2006
- [16] Wang Zhiping(王智平), Jin Yuhua(金玉花), Lu Yang(路阳) *et al. Foundry(铸造)*[J], 2003(3): 185
- [17] Tian Guoqing(田国庆), Lu Yang(路阳), Lu Kai(卢凯) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2008, 37(10): 1833
- [18] Kao Y F, Lee T D, Chen S K *et al. Corrosion Science*[J], 2010, 52(3): 1026

Microstructure and Performance of Cold Spray-assisted In-situ Synthesized High Aluminum Bronze Coatings

Feng Li^{1,2}, Wang Guiping¹, Li Dongting¹, An Guosheng^{1,2}, Li Wensheng^{1,2}

(1. College of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou 730050, China)

Abstract: A method of cold-spray-assisted synthesis of high-aluminum bronze alloy coating was proposed, and a high-aluminum bronze coating was prepared on 45 steel matrix. The corrosion resistance of the alloy coating was measured with the CHI660D electrochemical test system by analyzing the micromorphology and phase tissue of the coating by SEM, EDS and XRD. The results show that after induction remelting, the in situ synthesis tissue of cold spray metal mixed coating is a high aluminum bronze alloy coating of β -phase, α -phase, γ_2 -phase and k phase, with dense coating and low porosity. The high aluminum bronze alloy coating in situ has good mechanical properties and wear resistance, corrosion resistance, and the performance of cast block high aluminum bronze alloy is close. The hardness HV of the coating is 3570 MPa and the dry friction coefficient with alumina is 0.320. The stable voltages in 3.5wt%NaCl and 5.0wt%H₂SO₄ corrosion media are -366 and -387 mV, respectively.

Key words: induction remelting; in situ synthesis; high aluminum bronze; friction

Corresponding author: Li Wensheng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: liws@lut.edu.cn