

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2026.02.08

爆炸喷涂氧燃比对铁基非晶涂层性能的影响

景 瑞^{1,2}, 俞伟元^{1,2*}, 王明康^{1,2}

1. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050

2. 兰州理工大学 省部共建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: 为优化爆炸喷涂铁基非晶涂层的综合性能, 以FeCrMoCBSi非晶粉末为原料, 采用爆炸喷涂技术, 通过改变氧燃比参数(2.4, 2.0, 1.7, 1.5)在316L不锈钢基板上沉积了铁基非晶涂层。通过X射线衍射仪(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)、维氏显微硬度计、球盘式摩擦磨损试验机 and 电化学工作站等测试方法, 系统探究了氧燃比对涂层显微组织、非晶相含量、力学性能、耐磨性及耐蚀性的影响。结果表明: 随着氧燃比的降低, 涂层的非晶相含量先增后降, 孔隙率和表面粗糙度先降后增。氧燃比过高会降低喷涂过程中颗粒的熔化程度, 增加孔隙率; 氧燃比过低会导致粒子飞行速率低, 从而涂层致密性和力学性能下降, 颗粒发生氧化并积聚热量, 涂层易晶化; 当氧燃比为1.7时, 铁基非晶涂层的耐蚀性和耐磨性最好, 涂层的综合性能最佳。本研究为爆炸喷涂制备铁基非晶涂层技术在海洋、机械等耐磨耐蚀领域的工程应用提供了理论支撑与技术参考。

关键词: Fe基非晶涂层; 氧燃比; 非晶相含量; 耐磨性; 耐蚀性

中图分类号: TG17 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2026)02-0073-10

Effect of Oxygen to Fuel Ratio by Explosive Spraying on Properties of Iron-based Amorphous Coatings

JING Rui^{1,2}, YU Weiyan^{1,2*}, WANG Mingkan^{1,2}

1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Reuse of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

Abstract: FeCrMoCBSi powder was selected as the raw material, and iron-based amorphous coatings were deposited on 316 L stainless steel substrates using explosion spraying technology. The oxygen-fuel ratio parameters were systematically varied (2.4, 2.0, 1.7, 1.5) to investigate their effects on the microstructure, wear resistance, and corrosion resistance of the coatings. Characterization techniques included X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), Vickers microhardness testing, ball-on-disk friction and wear testing, and electrochemical workstation analysis. The results indicate that as the oxygen-fuel ratio decreases, the amorphous content of the coating initially increases and subsequently decreases, while porosity and surface roughness exhibit an inverse trend. An excessively high oxygen-fuel ratio reduces the degree of particle melting during spraying, thereby increasing porosity. Conversely, an overly low oxygen-fuel ratio leads to reduced particle flight speed, resulting in decreased coating density and mechanical properties. Additionally, under such conditions, particles may become oxidized and accumulate heat, promoting crystallization of the coating. Optimal performance was achieved when the oxygen-fuel ratio was set to 1.7, at which point the iron-based amorphous coating exhibited superior corrosion and wear resistance, along with the best overall comprehensive properties.

Keywords: Fe-based amorphous coating; Oxygen-fuel ratio; amorphous phase content; wear resistance; corrosion resistance

收稿日期: 2024-12-29 修回日期: 2025-04-21

基金项目: 甘肃省重点研发项目(20YF8GA053)

作者简介: 景 瑞(1999—), 男, 硕士研究生, 主要从事材料表面改性研究。

通讯作者: 俞伟元(1973—), 男, 博士, 教授, 主要从事先进材料制备连接研究。E-mail: weiyuanyu2018@163.com。

引用格式:景瑞,俞伟元,王明康. 爆炸喷涂氧燃比对铁基非晶涂层性能的影响[J]. 电焊机, 2026, 56(2): 73-82.

Citation: JING Rui, YU Weiyuan, WANG Mingkang. Effect of Oxygen to Fuel Ratio by Explosive Spraying on Properties of Iron-based Amorphous Coatings[J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(2): 73-82.

0 引言

非晶合金又称金属玻璃,因其特殊的结构特点,表现出独特的物理、化学和机械性能,在海洋、航空航天等领域有广阔的应用前景^[1]。其中,铁基非晶合金因兼具超高的强度与硬度、优异的耐磨耐蚀性和较低廉的成本受到广泛应用。利用热喷涂技术将铁基非晶合金以粉末的形式喷涂到基板上,不仅克服了大块非晶合金室温脆性等缺陷造成的制造限制问题,还提高了基板的耐磨耐蚀性等,展现出高质量涂层的潜力^[2]。爆炸喷涂是一种热喷涂技术,利用控制系统将粉末颗粒加速至 1 200 m/s,高动能使得喷涂粉末对基体产生快速撞击,形成极高的冷却速度,涂层致密性好、孔隙率低,与基体结合强度更高。冲击波作用下可释放涂层中的残余应力,适合制备高硬度、耐磨损的涂层^[3-4]。爆炸喷涂非常适用于沉积高质量的 Fe 基非晶态涂层,增加涂层非晶相含量,其工艺参数对铁基非晶涂层性能有较大的影响。目前,关于爆炸喷涂工艺参数对铁基非晶涂层性能影响的研究相对有限,结合爆炸喷涂工艺参数的现有研究进展,这一问题仍有待进一步深入探讨。

Zhai 等^[5]探究了不同氧燃比条件下单次爆轰喷涂熔滴的扩散形貌和沉积行为,结果表明,低的氧燃比参数导致燃烧效率变低,涂层颗粒以类似冷喷涂的形式沉积,涂层结构不均匀;合适的氧燃比参数使得非晶颗粒可以形成完全熔化的液滴,在基体上扩散,与基体产生良好的冶金结合。Li 等^[6]探究了基底材料对爆炸喷涂铁基非晶涂层沉积行为和性能的影响,发现铁基非晶涂层与基体之间的界面结合机制主要表现为物理结合和机械结合,展现出良好的结合强度;然而,涂层中未熔颗粒与基体之间存在孔隙和微间隙,导致局部结合强度降低,形成弱结合区域,裂纹沿着涂层内部的弱结合点产生和扩展。Xie 等^[7]改变爆炸喷涂氧燃比和喷涂距离工艺参数制备出铁基非晶涂层,研究发现,涂层非

晶相含量不同,对应的磨损机制不同;非晶相含量增加,涂层孔隙率变低,硬度高,磨损率低。Li 等^[8]在殷瓦钢基板上沉积了四种不同厚度的铁基非晶涂层,发现涂层的结合性能与耐腐蚀性与涂层厚度变化趋势相反。

虽然已有的研究报道了爆炸喷涂工艺参数对铁基非晶涂层性能的影响,但关于爆炸喷涂氧燃比变化对涂层耐磨耐蚀及相关机理研究较少。本研究采用爆炸喷涂技术,以 Fe-Cr-Mo-C-B-Si 非晶粉末为原料,在 316L 不锈钢上沉积了四种氧燃比参数的涂层,系统研究氧燃比对涂层微观组织、非晶相含量、力学性能及耐磨性和耐蚀性的影响,深入剖析涂层的耐蚀及耐磨机理,为爆炸喷涂制备铁基非晶涂层的工艺优化与工业应用提供理论支撑和技术指导。

1 试验材料和方法

1.1 试验材料

采用水雾化法自制 FeCrMoCBSi 非晶粉末作为喷涂原料,其名义化学成分如表 1 所示。粉末粒径为 30~60 μm 。选用 100 mm×100 mm×8 mm 的 316L 不锈钢作为基板,喷涂完成后通过线切割加工成尺寸 15 mm×15 mm×8 mm(用于显微结构与硬度测试)与 10 mm×10 mm×8 mm(用于摩擦磨损与电化学测试)的标准试样。为提升涂层与基体的结合强度,对基板进行预处理:机械打磨去除表面氧化膜和杂质,依次用酒精、丙酮超声清洗干净后,用 40# 白刚玉砂喷砂处理,使基板表面相对干净和粗糙,增强基板与涂层的结合性能。

采用 ADS1000A 型爆炸喷涂设备进行涂层制备,如图 1 所示。喷涂过程中,工作气体为氧气与乙炔的混合气体,送粉气体为氮气;通过固定氧气流

表 1 粉末的名义化学成分(质量分数,%)

Cr	Mo	C	Si	B	Fe
25~27	16~18	2.0~2.5	1	2.0~2.5	余量

量、调节乙炔流量的方式,设置4组氧燃比参数(2.4、2.0、1.7、1.5),对应制备的涂层分别标记为A、B、C、D。具体喷涂工艺参数如表2所示。

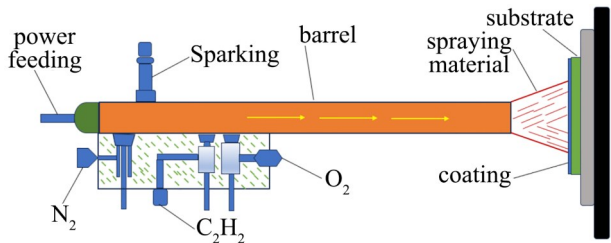


图1 爆炸喷涂装置示意

Fig. 1 Schematic diagram of the explosive spraying device

表2 爆炸喷涂工艺参数

Table 2 Parameters of the detonation spraying process					
工作 气体	氧气流量 /(m ³ ·h ⁻¹)	乙炔流量 /(m ³ ·h ⁻¹)	氮气流量 /(m ³ ·h ⁻¹)	工作频率 /Hz	喷涂距离 /mm
O ₂ +C ₂ H ₂	0.60	0.25/0.3/ 0.35/0.4	0.05	4.0	150

1.2 性能测试

采用马尔文 Mastersizer 3000 型激光粒度分析仪测量Fe基非晶粉末的粒径分布。采用X射线衍射仪(XRD, D8 Advance, Bruker AXS, Karlsruhe, Germany)对粉末和涂层的物相组成进行表征,扫描速度为10°/min,扫描范围为10°~100°。利用Origin软件对涂层XRD图谱进行平滑处理,选取30°~60°扫描范围的衍射峰进行拟合,通过手工标点、构建基线的方式,分别积分基线以下峰面积与该扫描范围总峰面积,以两者比值计算涂层的非晶相含量。采用装有能谱仪(EDS)的扫描电子显微镜(Quanta 450 FEG, FEI, USA)观察粉末及涂层的微观组织,并对特殊区域进行成分分析。利用Image分析软件计算喷涂后涂层截面孔隙率,每个涂层选取3个相同倍数下的不同截面区域,测量3次后取平均值。采用Zeiss LSM 880型激光共聚焦扫描显微镜测量涂层表面粗糙度Ra,每一参数涂层测量3次后取平均值。采用HV-1000型维式显微硬度计测试试样截面显微硬度,施加载荷为100 g,加载时间为10 s,测试路径从涂层表面至基体,间隔50 μm取一个测试点,涂层和基体各打5个点,每个试样测量3次后取平均值,测试示意图如图2所示。采用球盘式摩擦磨损试验机(TRB3, Anton Paar)对试样进行往复式摩擦磨损试验,摩擦副选择硬度HRC 75~80的

Si₃N₄陶瓷小球,试验参数如表3所示。采用Miro XAM-800型非接触式光学轮廓仪对磨痕尺寸积分,计算磨损体积 V (单位mm³),并根据公式 $W=V/(S \times F)$ 计算涂层的磨损率(S 是总滑动路程,单位m; F 是施加载荷,单位N)。采用三电极电化学工作站(CHI 760E)在室温下对涂层和不锈钢基板进行动电位极化测试,测试溶液为模拟海水溶液(3.5 wt.% NaCl),铂片为对电极,饱和甘汞电极(SCE)为参比电极,样品为工作电极。工作面积控制在1 cm²。

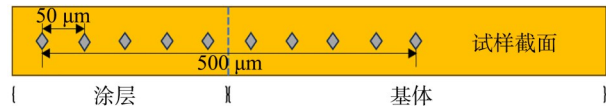


图2 试样截面硬度取点示意

Fig. 2 Sample section hardness sampling point diagram

表3 摩擦磨损试验参数

Tab. 3 Experimental parameters of friction and wear			
载荷/N	滑动速度/(cm·s ⁻¹)	磨痕长度/mm	摩擦时间/s
5	5	6	3 600

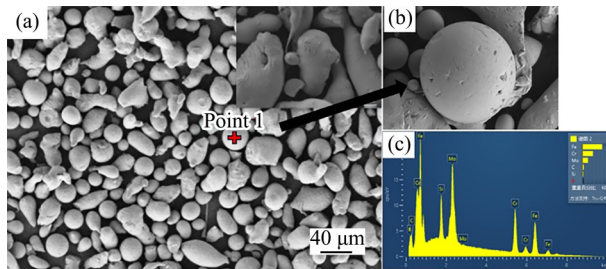
2 试验结果与分析

2.1 粉末微观形貌与成分

图3a、3b分别为FeCrMoCBSi非晶粉末堆和单个粉末颗粒SEM形貌。观察发现,粉末多为圆形或椭圆形的光滑结构,形状并不规则,高倍放大后发现部分小颗粒吸附于大颗粒表面,这是因为水雾化制粉过程中不同粒径颗粒的凝固速度不同,小颗粒优先凝固并吸附在未完全凝固的大颗粒表面。图3c点1的EDS点扫描图谱显示,元素成分与粉末名义化学成分相似。

2.2 铁基非晶涂层显微组织与截面硬度

图4a为铁基非晶粉末和四种不同氧燃比涂层



(a)粉末SEM形貌;(b)单个颗粒放大;(c)点1EDS结果

图3 Fe基非晶粉末

Fig. 3 Fe-based amorphous powder

的XRD图谱。粉末和涂层均呈现出“馒头状”非晶峰特征,没有明显的尖锐单峰的出现,这是典型的非晶物质衍射图谱,说明喷涂过程并未出现明显的结晶行为,粉末和涂层非晶含量高。仅涂层D(氧燃比1.5)有氧化物和碳化物的出现,说明其发生少量结晶。图4b为不同氧燃比涂层的非晶相含量统计结果,可以看出所有涂层的非晶相含量均超过80%,涂层C(氧燃比1.7)非晶相含量最高,达92.7%;涂层B(氧燃比2.0)和涂层A(氧燃比2.4)次之,分别为86.7%和83.3%;涂层D(氧燃比1.5)非晶相含量最低(82%)。氧燃比过高时,喷涂过程中粉末过度熔化并发生氧化结晶,导致非晶含量下降;氧燃比过低则造成燃烧不充分,颗粒热焓不足,易引发晶化,同样降低非晶相含量。图4c、4d为涂层与基体的截面显微硬度测试结果。所有涂层的显微硬度远高于316L不锈钢基板,其中A涂层硬度值最低,D涂层硬度波动较大,这与D涂层中存在大量

未完全熔化的小颗粒有关。涂层B和涂层C的平均硬度值最高,且为基体硬度的2.5倍以上,这与B和C参数涂层非晶相含量高有关。非晶组织中特殊的原子堆积构型有效地抵御了外加载荷引起的塑性变形,且非晶态析出的硬质弥散强化相进一步提升了涂层的硬度^[9]。

图5为C涂层横截面的SEM图像。可以看出,涂层由熔化的颗粒层状堆积而成,涂层与基体结合程度较好,是典型的热喷涂涂层截面形貌,主要由灰色区域(point 1)、深灰色区域(point 2)和一些孔隙构成。对涂层灰色区域和深灰色区域分别进行EDS点扫描,如图5所示,灰色区域的元素含量与铁基非晶粉末基本一致,且氧元素含量接近0,表明该区域由熔融状态良好的粉末颗粒构成,且喷涂过程并未发生明显氧化行为;深灰色区域的氧和碳含量明显偏多,说明在该区域形成了氧化物和碳化物。喷涂过程中颗粒熔滴凝固时发生的氧化反应,会抑

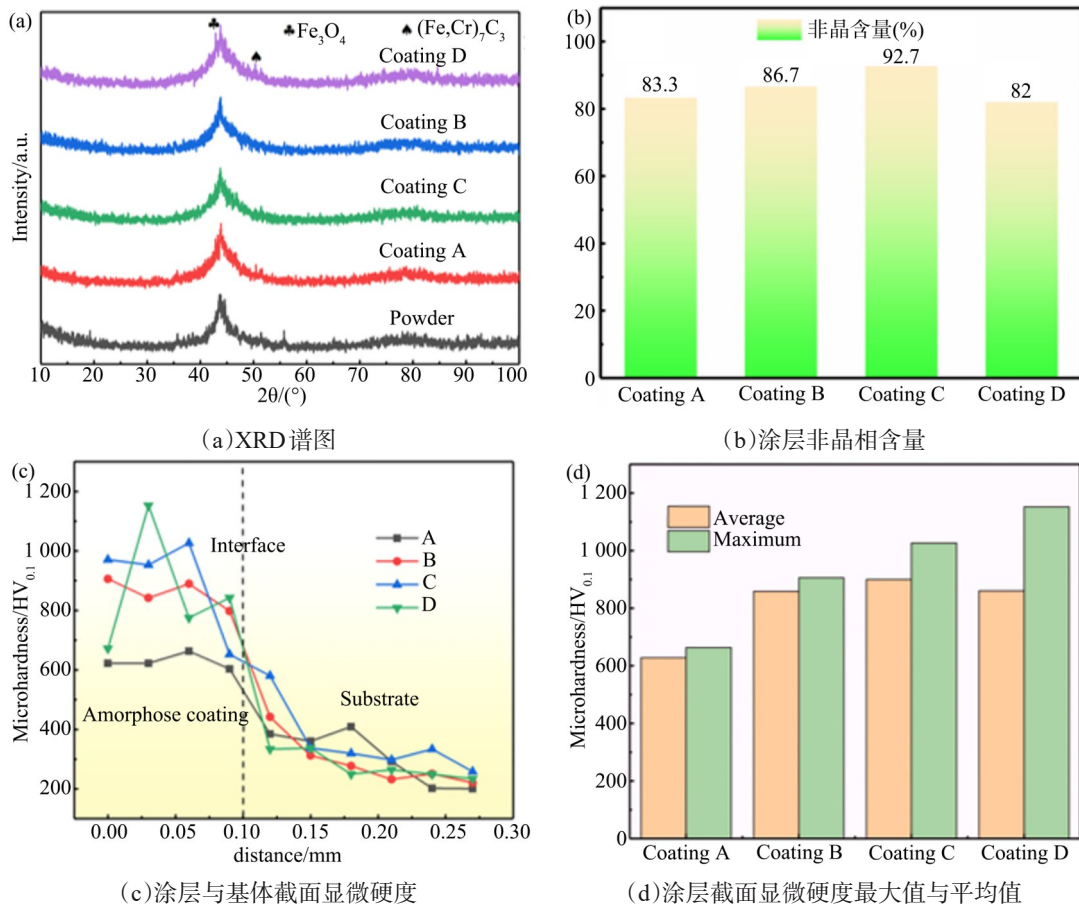
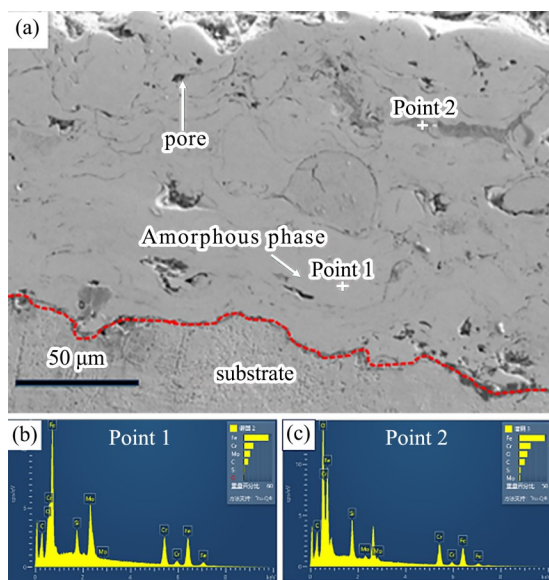


图4 不同氧燃比参数涂层与基体

Fig. 4 Coatings and substrate with different oxygen-fuel ratios



(a)SEM形貌;(b)点1的EDS结果;(c)点2的EDS结果

图5 C涂层横截面

Fig. 5 The cross-section of the C coating

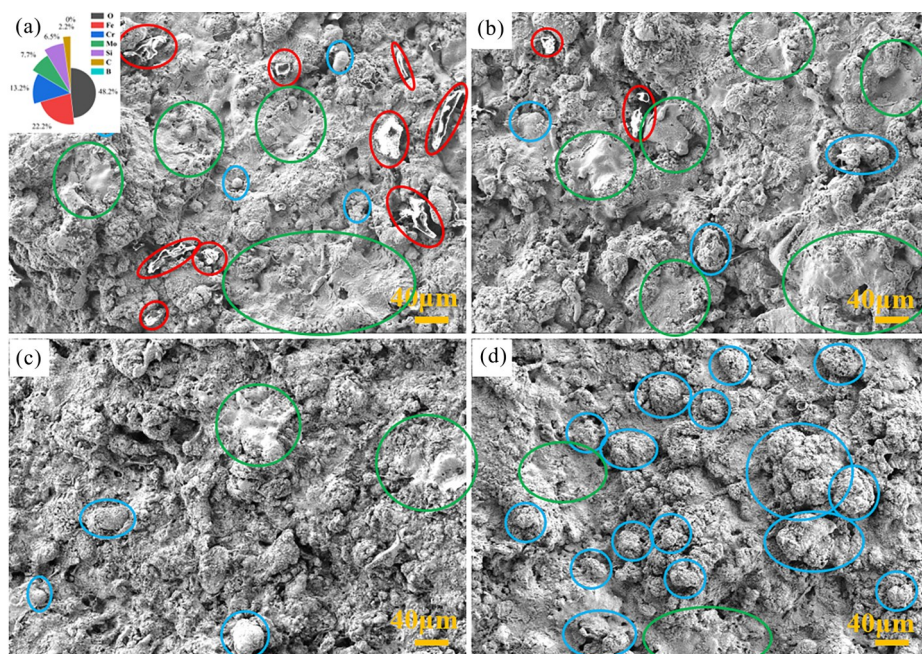
制熔融颗粒间的结合,增大涂层孔隙率,降低非晶含量,甚至改变涂层在磨损过程中的力和传热,产生应力集中导致疲劳裂纹的出现^[10]。

图6为四种不同氧燃比涂层的表面SEM形貌,图中绿色框选区域为颗粒撞击基板后产生的飞溅层,蓝色框选区域为未熔化或半熔化粉末形成的

“半熔核-壳结构”,红色框选区域为氧化粘附层。图6a左上角插图氧化粘附层(红色框选区域)EDS元素成分与含量扇形图。如图6a所示,当涂层氧燃比高(2.4)时,氧气和乙炔充分反应,较小粒径的粉末基本全部熔化,颗粒超高速撞击基板表面,产生较为严重的飞溅,有较大区域的飞溅层产生,只有少量未熔化或半熔化的颗粒^[9]。此外,过量氧气的参与导致喷涂过程中粉末颗粒表面易发生高温氧化反应,产生较多的分散氧化粘附层(红色框选区域)。图6b涂层氧燃比较高(2.0)时也会产生区域飞溅层、少量氧化粘附层和少量熔化不完全颗粒。图6c涂层氧燃比1.7时无氧化粘附层产生,只有少量半熔化颗粒和少量飞溅,沉积效果相对最好。图6d涂层氧燃比1.5时,涂层表面由大量“半熔核-壳结构”颗粒组成,这是因为燃料燃烧不充分,爆炸反应释放的热量不足,没有足够的热焓使粉末完全熔化,仅使颗粒达到表面软化或半熔状态。

2.3 涂层表面粗糙度和孔隙率

涂层表面粗糙度和截面孔隙率如图7所示,结合图4b发现,随着氧燃比的减小,涂层非晶相含量呈现先增大后减小的趋势,其中C涂层非晶相含量最高,达到92.7%。因为在该氧燃比下喷枪给予粉



(a)A涂层,氧燃比2.4;(b)B涂层,氧燃比2.0;(c)C涂层,氧燃比1.7;(d)D涂层,氧燃比1.5

图6 不同氧燃比涂层表面SEM形貌

Fig. 6 Surface morphology of Fe-based amorphous coating

末颗粒高的热量和动能,乙炔和氧气反应最充分,颗粒熔融和铺展程度最高,更有助于非晶相的形成。氧燃比过大时,涂层积攒的热量多,反应氧气偏多,容易发生氧化反应,生成的氧化物会阻碍熔融颗粒粉末之间的结合,从而降低涂层非晶相含量。氧燃比过小时,氧气和乙炔燃烧不够充分,同样会造成非晶含量的降低。

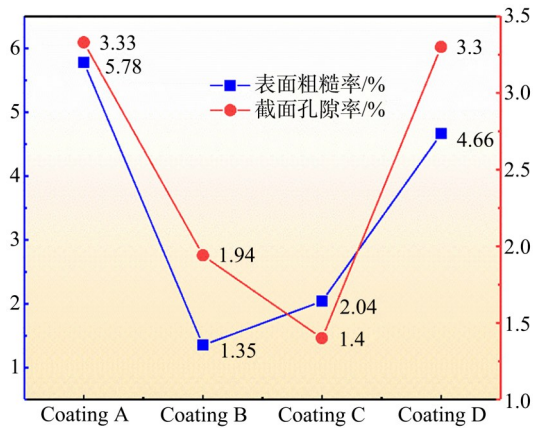


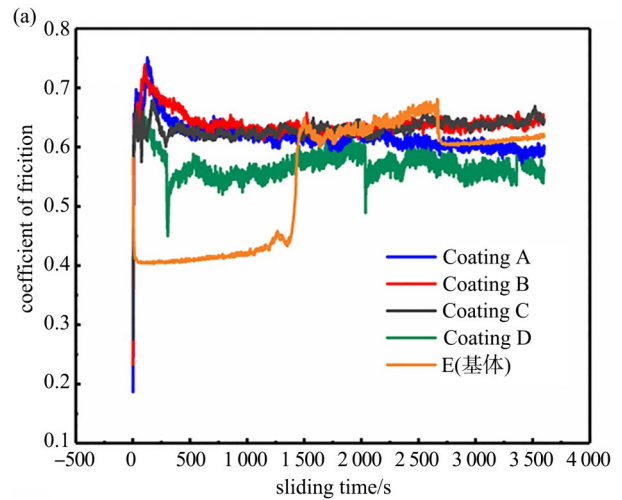
图7 涂层表面粗糙度和截面孔隙率

Fig. 7 Surface roughness and cross-sectional porosity of coatings

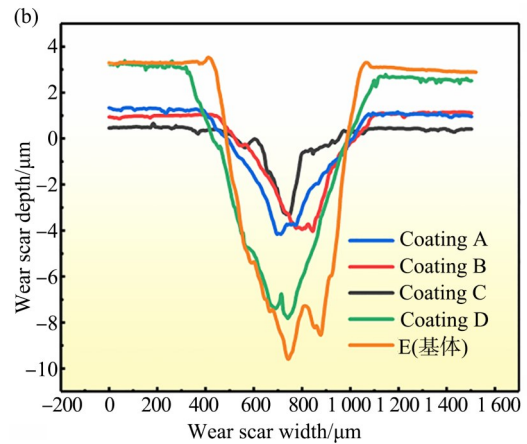
未抛光涂层表面粗糙度和截面孔隙率先减小后增大,其中B涂层和C涂层表面粗糙度和孔隙率均相对更小。原因如下:非晶粉末以极高的速度撞击基板,粉末颗粒大小不同的,其熔融速率也不同,当氧燃比过高时,小颗粒几乎全部熔化,大颗粒在极短的时间内只发生外部熔化,导致喷涂后涂层表面出现“镂空状”球形颗粒,从而导致表面粗糙度和孔隙率变高。氧燃比过低时,氧气与乙炔燃烧不充分,大量未熔或半熔粉末导致涂层表面粗糙度升高,且未熔颗粒边缘及喷涂斑点叠加处易残留微孔,使孔隙率增大。

2.4 铁基非晶涂层的摩擦磨损行为与磨损机理

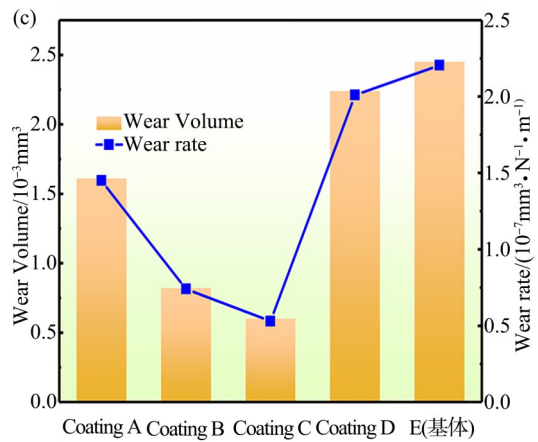
图8为涂层与基体的摩擦学性能测试结果,图9为涂层的三维磨痕形貌。图8a为3 600 s摩擦时间内涂层与基体的摩擦系数COF曲线,曲线分为磨合阶段和稳态两个阶段。磨合阶段(400 s内),摩擦副与涂层表面因粗糙度差异发生微小调整,同时磨屑氧化形成的氧化膜发生动态脱落与再生,导致摩擦系数COF值快速上升并波动。D涂层的摩擦系数最低,这是因为其喷涂过程中生成的 Fe_3O_4 和 $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ 等晶体相,在摩擦热和机械应力作用下填充



(a) 摩擦系数



(b) 磨痕宽度和深度

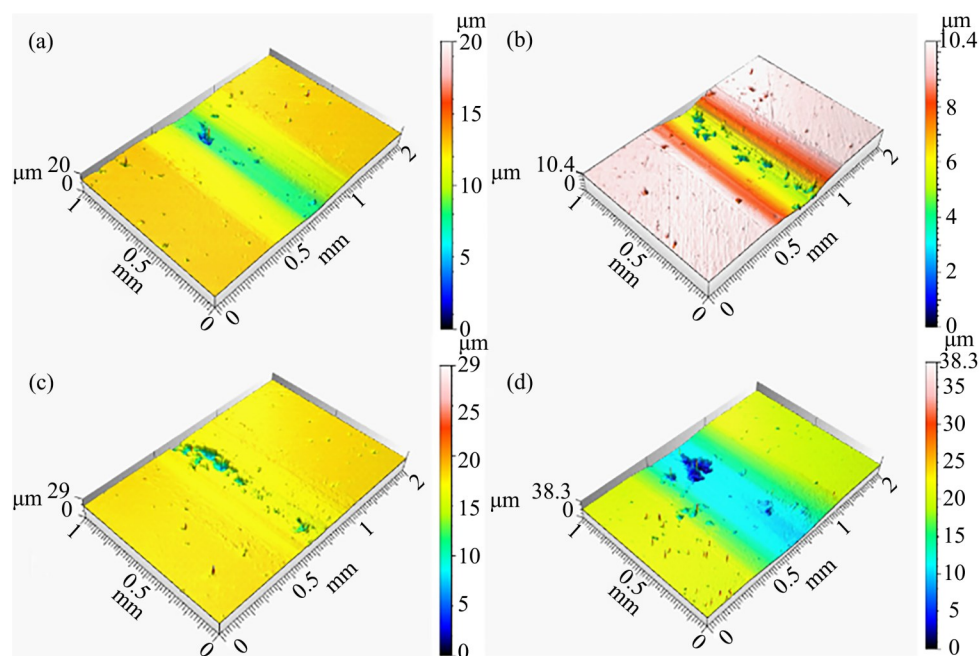


(c) 磨损率和磨损体积

图8 铁基非晶涂层与基体的摩擦学性能(COF)曲线

Fig. 8 Tribological properties of iron-based amorphous coatings and substrate

涂层表面的微裂纹和孔隙,使接触区域更加平滑,降低摩擦阻力。同时,摩擦过程中产生的磨屑被反



(a) A涂层, 氧燃比 2.4; (b) B涂层, 氧燃比 2.0; (c) C涂层, 氧燃比 1.7; (d) D涂层, 氧燃比 1.5

图9 铁基非晶涂层三维摩擦形貌

Fig. 9 3D friction topography of iron based amorphous coating

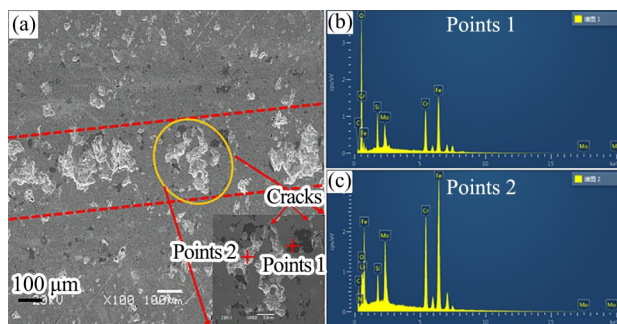
复碾压,进一步填充表面缺陷,形成第三体润滑层,减少摩擦副与涂层的直接接触。这些协同作用使得D涂层在稳态期表现出较低的摩擦系数。但是该涂层在3 600 s的周期内上下浮动较大,可能与涂层中存在较多未充分熔化的颗粒及喷涂过程中形成的少量氧化物有关。B和C涂层的摩擦系数相对稳定,对比2 000 s后涂层摩擦系数可以看出,A涂层摩擦系数呈现缓慢降低,B和C涂层曲线交替平稳延伸,摩擦过程更加平缓且稳定。基体的摩擦系数稳态期基本消失,摩擦系数剧烈波动,具体表现为由低到高再到低的动态变化,氧化膜的动态破裂-愈合行为是导致摩擦系数剧烈波动的核心原因。干滑动摩擦磨损过程首先发生摩擦副与氧化膜的接触,此时摩擦系数在0.4上下浮动,随后基体发生局部破裂,金属基体漏出,摩擦系数跃升至0.65的正常状态,随后摩擦产生热量导致316 L不锈钢基体的奥氏体晶粒被位错墙分割为亚晶,最终演变为纳米晶过渡层,此时摩擦系数下降至0.6左右。

图8b是涂层与基体磨痕的宽度与深度对比图,可以看出D涂层的磨痕宽度约为800 μm 、深度约为11 μm ,远高于其他涂层,对应于图8c(D涂层)有最高的磨损体积和磨损率。C涂层的磨痕宽度和深度

分别为450 μm 和4 μm ,其三维磨痕形貌如图9c所示,呈现出更窄且更浅的磨损特征。此外,涂层的磨损率和磨损体积数据如图8c所示,明显低于其余涂层与基体。E(基体)的磨痕宽度约为600 μm ,深度约为13 μm ,说明没有涂层保护,摩擦副更深的嵌入到了基体内部,相比于涂层有更大的磨损体积与磨损率。如图8c所示,基体(E)磨损体积为 $1.62 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$,磨损率为 $2.23 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。四组涂层的耐磨性都优于基体,且随着氧燃比的减小,涂层磨损率和磨损体积先减小后增大,其中C涂层的磨损率和磨损体积最小,说明C涂层的耐磨性能最好。

为了进一步分析常温下涂层的摩擦磨损机理,对磨损后性能最优的C涂层表面进行形貌观察和元素分析。图10a为其磨损后表面SEM形貌(右下角为局部放大图像),可见磨损表面主要由裂纹、黑色斑块、深灰色光滑区域及大量剥落坑构成,说明发生了剥落磨损。扩展裂纹往往伴随着剥落坑的出现,这是因为在往复摩擦磨损时剪切力持续作用于涂层,引发涂层内部开裂,裂纹瞬态扩展过程时积聚的能量瞬间释放,最终导致涂层局部剥离^[12]。对黑色斑块(point 1)和剥落坑区域(point 2)进行

EDS分析,如表4所示。point 1中Fe、Cr、Mo元素含量较原始喷涂粉末减小,而O元素含量大幅升高至39.58 wt.%。结合Fe、Cr、Mo元素高温易氧化的特性,可推断该区域在摩擦过程中形成了氧化层,氧化层周期性地积聚长大,然后破碎,产生了一定的磨损率。氧化磨损是本试验磨损机制之一,摩擦产生的磨损碎屑一部分粘附于Si₃N₄小球,另一部分会冲出磨损轨迹,残留于涂层表面的磨屑会进一步粉碎细化,最终发生氧化^[13]。Point 2区域的O元素含量较低(5.26 wt.%),但Si和N元素含量偏高,该区域发生轻微的氧化磨损,N元素的出现说明涂层与Si₃N₄小球发生了元素转移。综上所述,此次爆炸喷涂制得的铁基非晶涂层的主要磨损机理是氧化磨损和剥落磨损。



(a)磨痕形貌;(b)点1 EDS结果;(c)点2 EDS结果

图10 C涂层的磨痕形貌与EDS分析

Fig. 10 Wear Track Morphology and EDS Analysis of Coating C

表4 涂层磨损表面点1和点2 EDS分析(质量分数,%)

Table 4 EDS analysis at point 1 and point 2 of the coated wear surface (wt. %)

点位	Fe	Cr	Mo	C	Si	O	N
Point 1	30.12	15.22	8.08	1.81	5.19	39.58	—
Point 2	44.01	19.64	12.86	15.08	2.46	5.26	0.69

2.5 铁基非晶涂层的腐蚀行为

图11为铁基非晶涂层(A、B、C、D)和316 L不锈钢基体在质量分数为3.5 wt.% NaCl溶液中的恒电位极化曲线,由曲线拟合出的自腐蚀电流密度 I_{corr} 和自腐蚀电位 E_{corr} 等参数,根据式(1)计算极化电阻 R_p ,其中 β_a 是阳极塔菲尔斜率, β_c 是阴极塔菲尔斜率,具体数值见表5。

$$I_{\text{corr}}(\text{A}/\text{cm}^2) = \beta_a \cdot \beta_c / [2.3 \times (\beta_a + \beta_c) \cdot R_p]$$

自腐蚀电位反映材料的腐蚀倾向,由低到高排序为:316L不锈钢基体<涂层D<涂层A<涂层B<涂

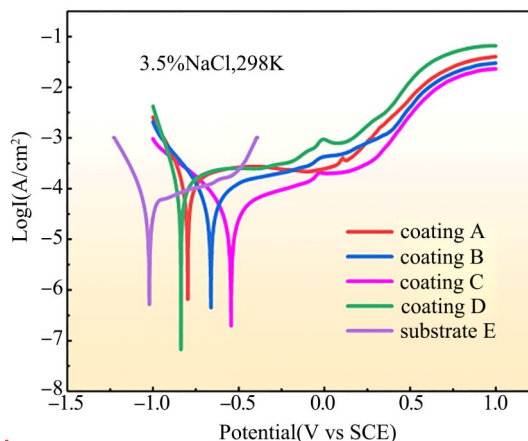


图11 Fe基非晶涂层和基体在3.5 wt.% NaCl溶液中动电位极化曲线

Fig. 11 Potentiodynamic polarization curves of Fe-based amorphous coatings and substrate in 3.5 wt.% NaCl solution

表5 涂层的电化学参数

Table 5 Electrochemical parameters of coatings

涂层	E_{corr}/V	$I_{\text{corr}}/(\text{A} \cdot \text{cm}^{-2})$	$R_p/(\Omega \cdot \text{cm}^{-2})$
A	-0.797	1.308×10^{-4}	327.7
B	-0.662	4.934×10^{-5}	878.7
C	-0.544	2.798×10^{-5}	1 663.7
D	-0.837	9.742×10^{-5}	320.8
E(基板)	-1.021	7.700×10^{-5}	762.3

层C,意味着在相同的腐蚀介质下(3.5 wt.% NaCl溶液),涂层C有最高的自腐蚀电位($E_{\text{corr}} = -0.544 \text{ V}$),腐蚀倾向最小。自腐蚀电流密度直接反映腐蚀速率,涂层C的 I_{corr} 最小($2.798 \times 10^{-5} \text{ A}/\text{cm}^2$),极化电阻 R_p 最大(1 663.7 Ω/cm^2),表明其耐蚀性最优。对比可知,涂层B、C、D的耐蚀性均优于基体,而涂层A的 I_{corr} ($1.308 \times 10^{-4} \text{ A}/\text{cm}^2$)大于基体($7.7 \times 10^{-5} \text{ A}/\text{cm}^2$), E_{corr} (-0.797 V)低于基体(-1.021 V), R_p (327.7 Ω/cm^2)小于基体(762.3 Ω/cm^2),说明涂层A的耐蚀性劣于基体。

图12为涂层与基体在3.5 wt.% NaCl溶液中的腐蚀前后的表面形貌对比,如图12所示。基体E腐蚀最为严重,基体表面出现了大量呈规则圆形和无规则腐蚀坑,如图12e所示;涂层A和D腐蚀较为严重,A涂层表面出现了散乱分布的腐蚀坑点和聚集型腐蚀坑片区,如图12a所示;涂层B和C腐蚀程度较轻。结合前文分析,涂层B和C的非晶含量高,孔隙率低,颗粒熔化程度好,可推断腐蚀主要发生在未熔化的颗粒以及孔隙周围。

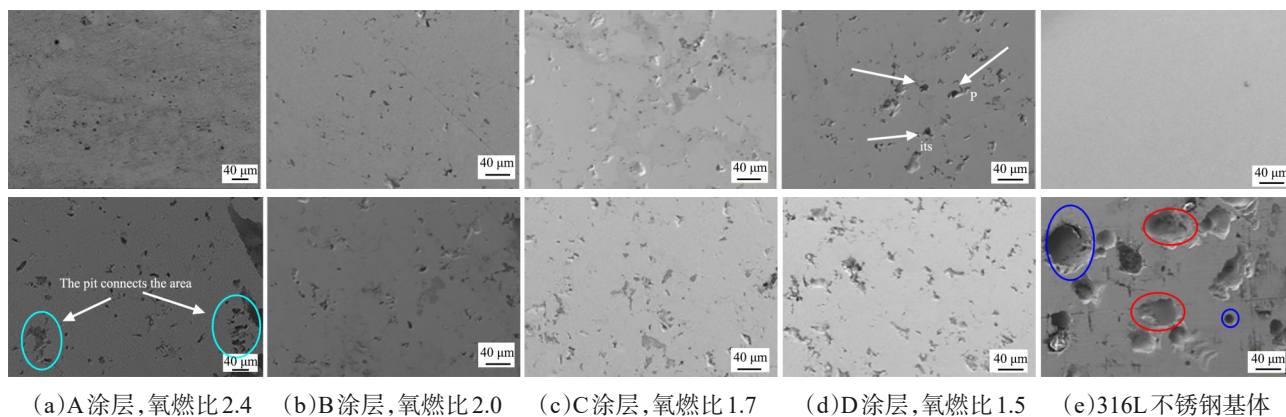


图12 涂层和基体腐蚀前后表面形貌

Fig. 12 Surface morphology of coating and substrate before and after corrosion

3 结论

本研究采用爆炸喷涂技术在不锈钢基板上沉积了不同氧燃比参数的铁基非晶涂层,对不同氧燃比涂层的非晶含量、微观组织、显微硬度及耐磨耐蚀性等进行了研究。主要结论如下:

(1) 利用爆炸喷涂技术可制备出非晶相含量超过80%的铁基非晶涂层,在适合的氧燃比参数下可超过90%。氧燃比为1.7时,涂层的非晶相含量最高,显微硬度最高,孔隙率最低,表面粗糙度相对较小,综合性能最好。氧燃比过高(2.4)时,过量氧气引发颗粒过度氧化与结晶,同时导致小颗粒完全熔化、大颗粒局部熔化,形成“镂空状”结构,增大孔隙率与表面粗糙度;氧燃比过低(1.5)时,燃料燃烧不充分,颗粒热焓与飞行速率不足,仅实现表面软化或半熔状态,涂层中存在大量“半熔核-壳结构”颗粒,致密性与均匀性变差。

(2) 四种涂层的耐磨性均优于基体。磨损机理主要为剥落磨损和氧化磨损。B、C和D涂层的耐蚀性优于基体,C涂层耐蚀性最好,但涂层A(氧燃比2.4)因过度氧化导致耐蚀性劣于基体。

(3) 电解液为3.5wt.% NaCl溶液的动电位极化试验中,四种氧燃比参数涂层均对316 L不锈钢基板均起到保护作用,其中涂层C具有最高的自腐蚀电位与极化电阻,同时还有较长的钝化区,对基体的保护效果最优异。涂层低的孔隙率、致密的结构以及均匀富集Cr元素的钝化膜防止了钝化膜的早期击穿,这些对提高涂层耐蚀性起到关键作用。

参考文献:

- [1] Kuchumova I D, Cherkasova N Y, Batraev I S, et al. Wear-resistant Fe-based metallic glass- Al_2O_3 composite coatings produced by detonation spraying [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2022, 31 (4): 1355-1365.
- [2] 梁秀兵,程江波,冯源,等. 铁基非晶涂层的研究进展 [J]. 材料工程, 2017, 45(9): 1-12.
LIANG X B, CHENG J B, FENG Y, et al. Research Progress on Fe-based Amorphous Coatings [J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(9): 1-12.
- [3] 欧阳晟,储志强,唐求豪,等. 爆炸喷涂铁基非晶涂层的微观结构和纳米压痕行为 [J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2021, 25(6): 480-485.
OUYANG S, CHU Z Q, TANG Q H, et al. Microstructure and nano-indentation behavior of detonation sprayed iron-based amorphous coating [J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2021, 25(6): 480-485.
- [4] 卫旭峰,徐涛,李德元,等. 热处理温度对爆炸喷涂 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{NiCoCrAlYTa}$ 涂层组织性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2020, 39(4): 127-132.
WEI X F, XU T, LI D Y, et al. Effect of heat treatment temperature on $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{NiCoCrAlYTa}$ coating by detonation gun spraying [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2020, 39(4): 127-132.
- [5] Zhai H, Ou M, Cui S, et al. Characterizations the deposition behavior and mechanical properties of detonation sprayed Fe-based amorphous coatings [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 18: 2506-2518.
- [6] Li X, Zhai H, Li W, et al. Effect of Substrate Materials

- on Deposition Behavior and Properties of Fe-Based Amorphous D-Gun Coatings [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2023: 1–15.
- [7] Xie L, Xiong X, Zeng Y, et al. The wear properties and mechanism of detonation sprayed iron-based amorphous coating [J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 366: 146–155.
- [8] 李旭强, 李文生, 翟海民, 等. Fe基非晶涂层厚度与其爆炸喷涂沉积特性及性能[J]. 表面技术, 2023, 52(5): 140–148+162.
- LI X Q, LI W S, ZHAI H M, et al. Effect of Coating Thickness on Fe-based Amorphous Detonation Spraying Deposition Characteristics and Properties [J]. Surface Technology, 2023, 52(5): 140–148+162.
- [9] Sundararajan G, Sen D, Sivakumar G. The tribological behaviour of detonation sprayed coatings: the importance of coating process parameters [J]. Wear, 2005, 258(1–4): 377–391.
- [10] Hong W, Lan X D, Yong L, et al. Fabrication, tribological and corrosion behaviors of detonation gun sprayed Fe-based metallic glass coating [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(6): 1629–1637.
- [11] 欧梦静. 爆炸喷涂 Fe 基非晶涂层的沉积机制与腐蚀行为研究[D]. 甘肃: 兰州理工大学, 2023.
- OU M J. Deposition Mechanism and Corrosion Behavior of Detonation Sprayed Fe-based Amorphous Coatings [D]. Gansu: Lanzhou University of Technology, 2023.
- [12] Xu J J, Kang J J, Yue W, et al. High-temperature tribological property of Fe-based amorphous alloy coating [J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2021, 573: 121136.
- [13] Mahade S, Aranke O, Björklund S, et al. Influence of processing conditions on the microstructure and sliding wear of a promising Fe-based coating deposited by HVAF [J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 409: 126953.

编辑部网址: <http://www.71dhj.com>

☞ 上接第 72 页

- [7] Lewis A M, Michael D H, Lugg M C, et al. Thin-skin electromagnetic fields around surface-breaking cracks in metals [J]. J. Appl. Phys, 1998, 64: 3777–3784.
- [8] Raine A, Lugg M C. Alternating current field measurement inspection technique [J]. Sensor Review, 1999, 19(3): 207–213.
- [9] 中国机械工程学会无损检测学会. 无损检测概论 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1993.
- [10] Zhou J W, Lugg M C, Collins R. A non-uniform model for alternating current field measurement of fatigue cracks in metals [J]. Int. J. of Applied Electromagnetics and Mechanics, 1999(10): 221–235.
- [11] 王宇欣, 高宇, 马迎兵, 等. 核工程薄壁不锈钢焊缝交流电磁场检测模拟验证 [J]. 电焊机, 2023, 53(12): 33–39.
- WANG Y X, GAO Y, MA Y B, et al. Research on Simulation Verification of Alternating Current Field Measurement Testing of Thin-walled Austenitic Stainless Steel Welds in Nuclear Power Plant [J]. Electric Welding Machine, 2023, 53(12): 33–39.
- [12] 王宇欣, 郑岳山, 高宇, 等. 基于 ACFM 的焊缝缺陷检测系统设计和试验 [J]. 电焊机, 2024, 54(5): 135–141.
- WANG Y X, ZHENG Y S, GAO Y, et al. Design and Experiment of Welds Defect Detection System Based on ACFM [J]. Electric Welding Machine, 2024, 54(5): 135–141.

编辑部网址: <http://www.71dhj.com>