

工艺探讨

镁锂合金冷喷铝防护涂层的喷丸
强化及耐腐蚀性能

鲁飞飞, 康思远, 李长久, 李成新

(西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘 要 为提高镁锂合金表面冷喷涂纯铝涂层的腐蚀防护性能,在镁锂合金 LA43M 表面先利用冷喷涂技术制备薄纯铝涂层,再进行喷丸强化处理得到高耐蚀的纯铝涂层。研究了在不同喷丸入口压力下,喷丸撞击基体时动能的变化规律以及单位面积作用喷丸密度对涂层组织形貌的影响。结果表明:在入口压力为 1 MPa、喷丸密度为 5.00×10^3 个/cm² 的条件下,可获得均匀致密且结合良好的纯铝涂层。喷丸强化后的纯铝涂层具有更高的开路电位、更低的腐蚀电流密度,在中性盐雾试验 600 h 后,表面未发生腐蚀,说明喷丸强化冷喷涂纯铝涂层能够有效保护基体不被腐蚀。

关键词 镁锂合金; 冷喷涂; 纯铝涂层; 喷丸强化; 耐蚀性

中图分类号 U472.44

文献标识码 A

文章编号 1001-1560(2021)03-0086-08

DOI:10.16577/j.cnki.42-1215/tb.2021.03.015

Shot Peening and Corrosion Resistance of Magnesium-Lithium
Alloy with Cold Spray Aluminum Protective Coating

LU Fei-fei, KANG Si-yuan, LI Chang-jiu, LI Cheng-xin

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

Abstract: In order to improve the corrosion protection performance of cold sprayed pure aluminum coating on the surface of magnesium-lithium alloy, a thin pure aluminum coating was first prepared on the surface of Mg-Li alloy LA43M by cold spraying technology, and then post shot peening treatment was employed to obtain a highly corrosion-resistant pure aluminum coating. Moreover, the variation of kinetic energy of shot peening impact on matrix and the effect of shot peening density per unit area on the microstructure of the coating were investigated under different shot peening inlet pressures. Results showed that a completely dense, uniform and well-bonded pure aluminum coating could be obtained under the conditions of inlet pressure of 1 MPa and the peening density of 5×10^3 per square centimeter. The pure aluminum coating after shot peening had higher open circuit potential and lower corrosion current density. After 600 hours neutral salt spray corrosion test, no corrosion occurs on the surface, indicating that shot peening cold sprayed pure aluminum coating could effectively protect the substrate from corrosion.

Key words: Mg-Li alloy; cold spraying; coating; shot peening; corrosion resistance

0 前 言

典型乘用车的车身总重量减轻 10%后可以节约 20%~30%的燃料,在节能减排的同时还能减少有害气体的排放,因此采用轻质材料是汽车行业的发展趋势^[1]。镁锂合金是当今世界上最轻的金属结构材料,具有比强度高,阻尼高以及抗辐射等优异性能^[1-4],但

是由于锂元素具有较高的化学活性,导致镁锂合金的耐蚀性比普通镁合金更差^[5],这大大地限制了镁锂合金在工程中的广泛应用,因此提高镁锂合金的耐蚀性成为急需解决的关键问题。

冷喷涂是一项固态材料沉积技术,该技术将微米级尺寸的粉末颗粒加速到超音速,当粉末粒子撞击基体时,发生适当的变形从而牢固结合在基体表面,并依

收稿日期 2020-09-22

基金项目 国家自然科学基金项目(51761145108)资助

通信作者 李成新(1974-),教授,博士,研究方向为防护与功能涂层, E-mail: licx@mail.xjtu.edu.cn

次沉积形成涂层^[5-7]。该方法在涂层制备过程中温度较低,不会发生氧化、相变等转变^[8]。目前国内外已经有很多关于在轻质合金上制备冷喷涂防腐涂层方面的研究^[9-11],Deforce等^[12]用氦气作为工作气体在镁合金上沉积了Al-5%Mg涂层,经过1 000 h盐雾试验后基体无明显变化。Dzhurinskiy等^[13]在铝合金上制备了Al-Al₂O₃复合涂层,发现随着涂层中Al含量的上升,涂层的耐腐蚀性能不断提高。冷喷涂过程中采用氮气或空气作为工作气体时,很难制备出致密的冷喷涂铝涂层,但用氦气作为工作气体则会提高成本,因此需要一种经济且能使冷喷涂涂层致密的涂层强化手段。

喷丸强化处理是一种目前广泛应用于金属表面的强化方法,该方法具有成本低、生产率高、样品种类多的特点。通过喷丸处理,在金属表面引入压应力,能使表层金属发生高塑性应变及晶粒细化,从而提高基体金属的疲劳性能及耐腐蚀性能^[14-18]。钱昂等^[19]研究了喷丸强化处理对23Co14Ni12Cr3Mo超高强度钢表面性能的影响,发现喷丸处理后,试样表面产生明显塑性变形,残余应力明显增大,喷丸形成的残余压应力层深度约为134 μm。Tian等^[20]研究了不同喷丸处理次数对等离子喷涂NiCr-Mo涂层微观形貌及耐蚀性的影响,发现喷丸强化的NiCr-20Mo涂层,可以形成有效的屏障,可以防止腐蚀性介质的渗透并有效地保护基体免受腐蚀,同时还发现随着喷丸强化次数增加,涂层致密层厚度增加。Liu等^[21]在AZ31和AZ91镁合金表面进行了喷丸处理,发现在喷丸处理后,镁合金表面形成了纳米级的塑性变形层,2种合金的近表面区域显微硬度明显增加,由于喷丸处理对β相几乎没有影响,所以AZ31合金的耐蚀性明显提升而AZ91合金耐蚀性无明显变化。

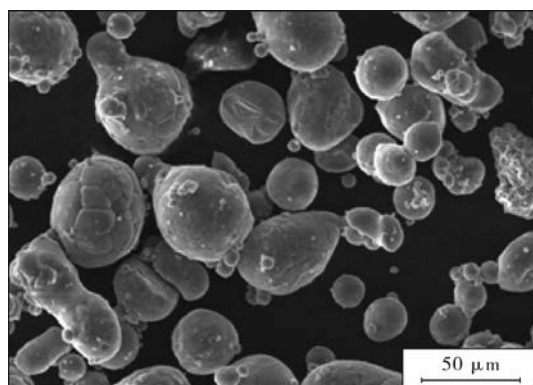
在本研究中,为改善镁锂合金耐蚀性又不削弱其减重优势,首先采用冷喷涂技术在镁锂合金表面制备薄纯铝涂层(<300 μm),然后利用喷丸强化对冷喷涂纯铝涂层进行致密化处理,从而在镁锂合金表面获得了高耐蚀的纯铝涂层,另外,还研究了喷丸入口压力和单位面积喷丸颗粒密度对涂层微观形貌的影响规律,分析了喷丸处理前后试样腐蚀行为的变化规律,结合涂层微观形貌的变化明确了喷丸强化提高纯铝涂层耐蚀性的防腐蚀机理。

1 试验

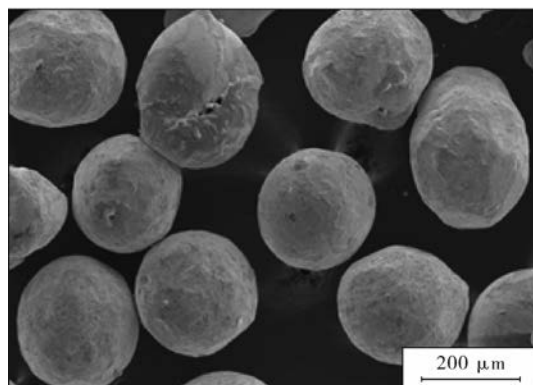
1.1 试验材料

基体选用含4%(质量分数,下同)Li和3%Al超轻

镁锂合金LA43M。为了促进基体与涂层之间的结合,喷涂前使用氧化铝颗粒在0.6 MPa的空气压力下对基体表面进行喷砂处理。喷涂粉末为粒径范围20~50 μm的雾化1050纯铝粉末,喷丸颗粒选用雾化不锈钢颗粒(C≈0.17%,Cr≈18%,Ni≈6~9%,Si≈1%,Mn≈2%,质量分数)经过80目的筛网筛选,直径在200~300 μm之间,在扫描电镜(SEM, MIRA3 LMH, TESCAN)下观察纯铝粉末及喷丸形貌,如图1所示。



(a) 纯铝粉末



(b) 喷丸颗粒

图1 纯铝粉末与喷丸颗粒微观形貌

1.2 铝涂层制备

冷喷涂及喷丸强化设备均为CS-2000型冷喷涂系统。喷涂工作气体及送粉气体均选用氮气。表1为冷喷涂制备纯铝涂层工艺参数。表2为后续喷丸强化纯铝涂层工艺参数。

表1 冷喷涂制备纯铝涂层工艺参数

喷涂参数	数值
气体压力/MPa	3
送粉速率/(g·min ⁻¹)	15
走枪速度/(mm·s ⁻¹)	40
喷涂距离/mm	20
气体温度/℃	300

表2 喷丸强化纯铝涂层工艺参数

喷丸强化参数	数值
气体压力/MPa	0.5~3.0
喷丸颗粒密度/(个·cm ⁻²)	3.75×10 ² , 1.25×10 ³ , 5.00×10 ³
喷涂距离/mm	20
气体温度/℃	200

1.3 数值模拟

通过计算不同工作压力下喷丸撞击基体前喷嘴内部气体及喷丸颗粒的速度变化规律得出撞击时喷丸的动能。压力-动能曲线为确定试验中使用的喷丸参数提供参考。计算模拟采用计算流体力学软件 ANSYS FLUENT 16.1。流体计算域通过网格划分软件 ICEM 16.1 绘制, 网格见图 2, 将模型简化为二维轴对称结构^[21-23]。设计计算模拟方案时, 选取 0.5, 1.0, 2.0, 3.0 MPa 作为入口气体压力。

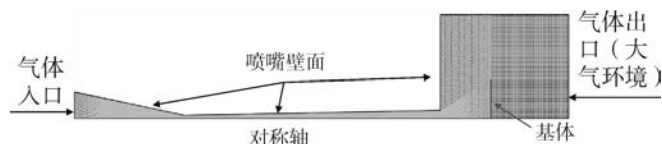


图2 流体计算域网格结构

1.4 涂层的表征

本试验采用 VEGA II-XMM 扫描电子显微镜 (SEM) 观察涂层表面、截面的显微组织。使用 Photo-shop 和 Image J 图像处理软件进行统计不同喷丸强化参数下涂层孔隙率。

涂层的耐腐蚀性能通过 CS310 电化学工作站测试。测试使用三电极系统, 其中参比电极为饱和甘汞电极, 金属铂电极为对电极, 抛光过的涂层作为工作电极, 暴露面积为 1 cm²。电解质是 3.5%NaCl 溶液。为了进行对照, 同时在 LA43M 镁基体和未经喷丸强化的涂层上进行了电化学测试。

为了进一步表征喷丸强化后涂层的耐腐蚀性能, 采用 YWX/Q-250 盐雾腐蚀试验箱进行中性盐雾腐蚀试验研究, 将基体试样与喷丸强化前后涂层保护的试样分别放在 5%NaCl 盐雾试验箱中, 进行 600 h 的盐雾试验, 并对试验后的试样进行表面形貌观察和分析。

2 结果与讨论

2.1 不同入口压力下喷嘴内部气体及喷丸颗粒的速度分布

图 3 所示为不同入口压力下喷嘴内部气体的速度分布。可以发现, 在入口压力为 0.5 MPa 时, 气体在喷

嘴中有减速现象发生, 这是由于入口压力过小导致出口处气体无法克服大气压的影响所致。随着压力的增加, 喷嘴中的加速段不断延长, 但是当入口压力大于 2 MPa 时, 再继续增大入口压力, 发现气体的最高速度几乎不变, 证明此时出口处受外界大气压影响已经很小。

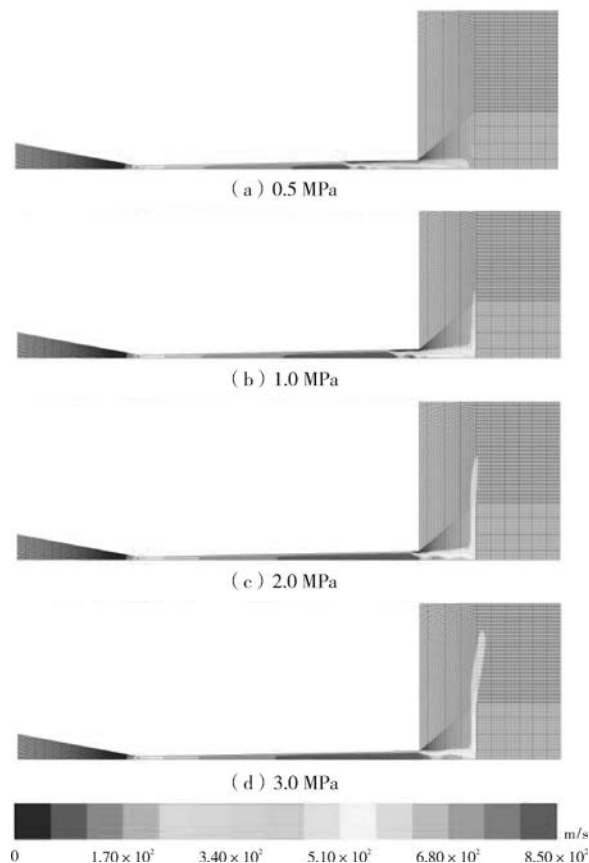


图3 不同入口压力下喷枪内气体速度分布

图 4 所示为不同入口压力下喷嘴内部喷丸颗粒的速度分布。喷丸强化过程中喷丸颗粒在气体的带动下加速。结合图 3 可以看出, 在这 4 组压力参数下, 喷丸颗粒的速度都远低于气体的速度, 而且气体速度在入口压力增加到 2 MPa 时已经接近不变, 但喷丸速度还在随入口压力增加而继续增加。这是因为随着压力的不断增加, 喷嘴内部气体高速区域增长且出口处气体减速放缓而导致的。为探索喷丸撞击涂层时动能的变化规律, 在前面的工作基础上, 又将入口压力步长缩短, 模拟了多组数据, 结果见表 3。

表3 不同入口压力下喷丸撞击基体时的撞击速度

入口压力/MPa	0.5	0.8	1.1	1.4	1.7	2.2	2.3	2.6	3.0
撞击速度/(m·s ⁻¹)	68	90	107	121	134	145	155	164	176

根据表 3 的数据结果, 结合喷丸的尺寸和密度, 计算出了不同入口压力下喷丸颗粒的撞击动能, 并给出不同入口气体压力下气体出口速度的变化, 如图 5 所

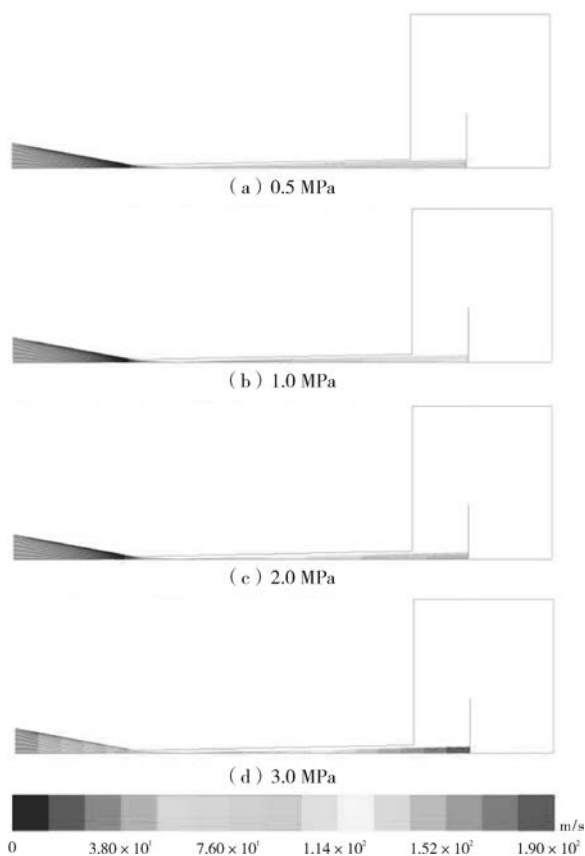


图4 入口压力不同时喷枪内喷丸颗粒速度分布

示。由图5可知,当入口气体压力在0.5~1.5 MPa范围内增加时,气体出口速度明显增大,但是当入口气体压力继续增加时,气体出口速度基本保持不变。另外,气体压力在0.5~3.0 MPa范围内,喷丸强化时的气体压力与喷丸动能之间呈正线性关系。因此,在设计试验喷丸气压时,等步长设置气压梯度可保证喷丸颗粒的动能均匀增加,提高试验效率。

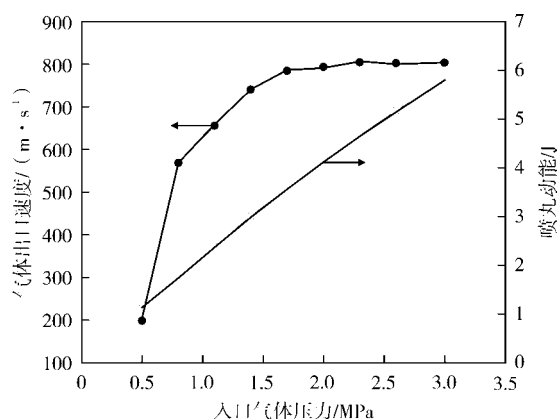


图5 入口气体压力与气体速度和喷丸动能关系曲线

2.2 不同压力下喷丸强化处理后涂层的微观形貌

图6为LA43M合金基体上冷喷涂制备的未经过喷丸强化的纯铝涂层喷涂态形貌,可以发现铝粒子的塑性变形非常有限,大部分粒子基本保持原有形状,导

致涂层截面存在很多微孔及缝隙^[24]。本试验将通过喷丸强化处理来消除孔隙以获得致密的高耐蚀纯铝涂层。由图5可知,喷丸颗粒的动能可在0.5~3.0 MPa内随气压增加呈线性增加,因此本试验在入口压力为1, 2, 3 MPa的情况下研究喷丸强化后涂层的组织形貌变化。图7为不同入口压力下,涂层表面作用喷丸颗粒密度为 5×10^3 个/cm²的涂层截面形貌。从图7可以看出在1 MPa入口压力下,涂层内部的孔隙消失,表层出现喷丸颗粒撞击留下的凹坑弧形,冷喷涂涂层变得完全致密,并且涂层与基体界面处结合良好;入口压力增加至2 MPa时,涂层依然致密,但是界面结合处却出现了明显的缝隙;当入口压力为3 MPa时,可以观察到冷喷涂涂层发生了严重变形,部分涂层发生了剥落。在其他参数相同时,喷丸强化入口压力增加,喷丸粒子的动能就会增大,铝粒子的塑性变形更显著,喷丸影响深度也逐渐增加。但入口压力过大将导致喷丸影响深度到达基体与涂层界面处,不但会使涂层严重变形,还会出现涂层剥落现象。综上所述,对于本试验采用的较薄涂层(<300 μm),选用较小的1 MPa入口压力,既能保证涂层与基体结合良好,又能获得致密的铝涂层。

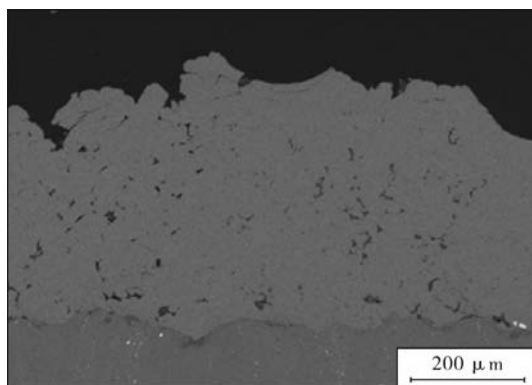


图6 冷喷涂喷涂态纯铝涂层

为了进一步探究1 MPa的入口压力下喷丸颗粒密度对涂层的极限影响深度,制备了较厚的纯铝涂层(>500 μm),在入口压力为1 MPa条件下增加喷丸颗粒密度,当喷丸颗粒密度增加至 5.63×10^4 个/cm²时得到的涂层截面形貌如图8所示。由图8可知,对于较厚的纯铝涂层,经过喷丸强化后涂层明显分为2层,即表层致密层及底层的多孔层,表层致密层的厚度大约为254.9 μm,这与喷丸颗粒密度 5×10^3 个/cm²时得到的致密层厚度基本一致,说明喷丸强化的影响深度主要与入口压力有关,而喷丸颗粒密度对致密层深度影响不大。在入口压力为1 MPa条件下,喷丸强化的影响深度有限,极限影响深度大约为250.0 μm。

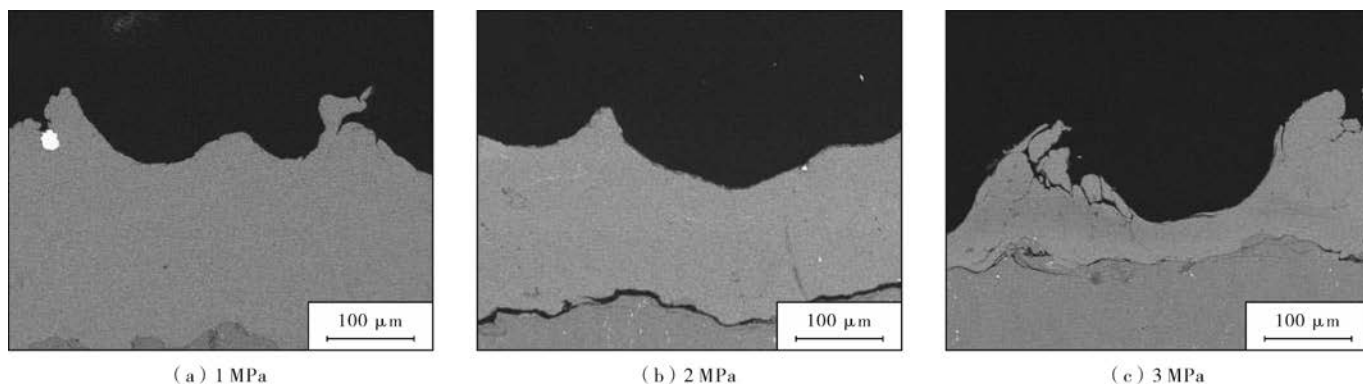
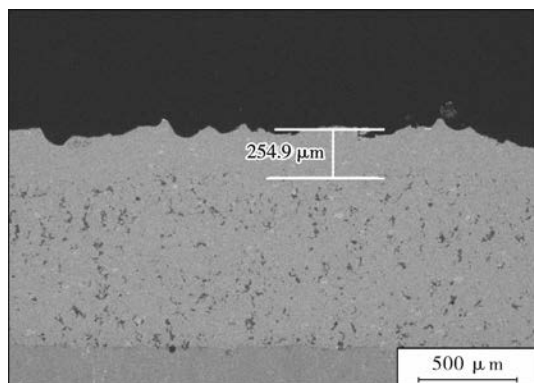


图7 不同入口压力下涂层截面形貌

图8 入口压力 1 MPa、喷丸颗粒密度 5.63×10^4 个/ cm^2 时涂层截面形貌

对于本研究中的薄纯铝涂层 ($<300 \mu\text{m}$), 基于以上研究结果, 在入口压力为 1 MPa 的条件下, 继续讨论喷丸颗粒密度对涂层表面形貌的影响, 结果如图 9 所示。可以观察到原始涂层表面粉末颗粒堆积的形貌明显, 部分粒子未充分变形, 是典型的冷喷涂喷涂态涂层特征。当涂层表面作用的喷丸颗粒密度为 3.75×10^2 个/ cm^2 时, 发现涂层表面少量粒子发生二次塑性变形, 利用 Image J 图像处理软件统计涂层表面喷丸颗粒形成的凹坑覆盖率为 13.2%。当喷丸颗粒密度增加至 1.25×10^3 个/ cm^2 时, 夯实坑的数量明显增多, 表面有 40.5% 的面积被喷丸撞击形成的凹坑所覆盖, 说明更多

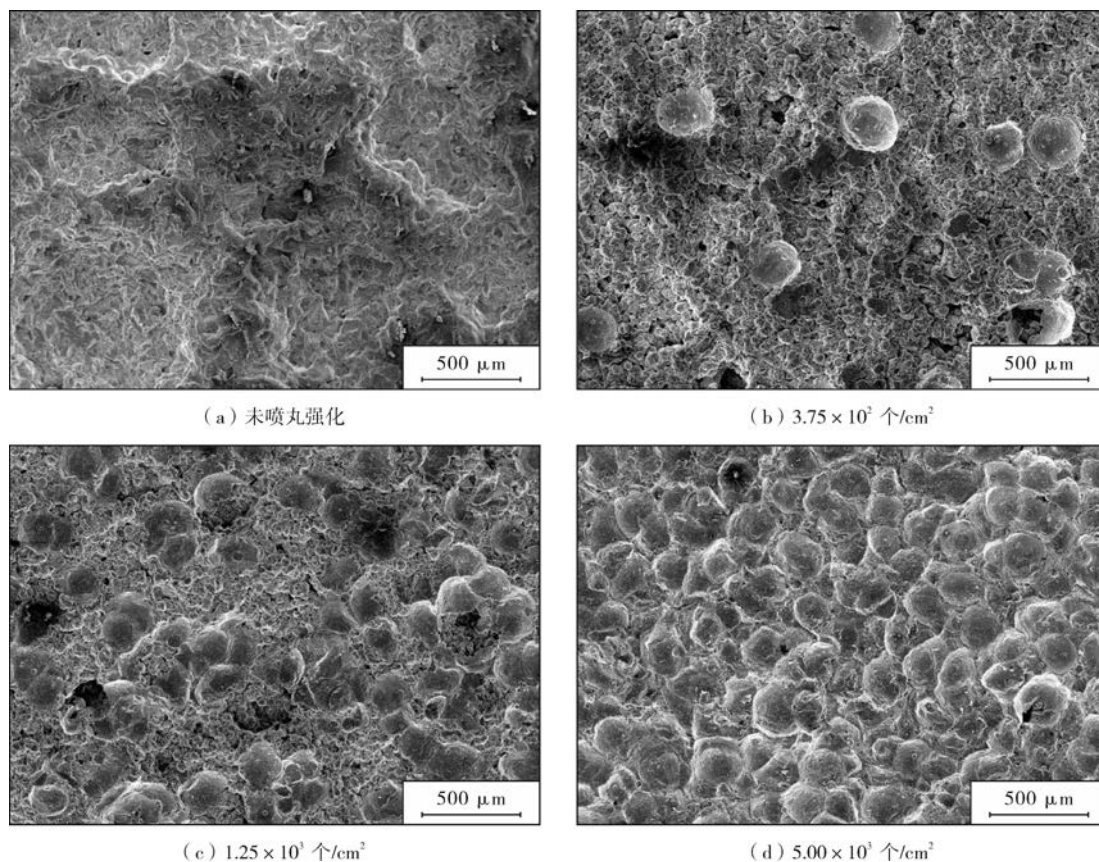
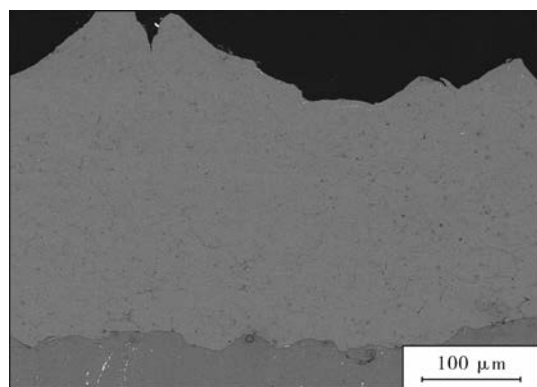


图9 气压为 1 MPa 时涂层表面不同喷丸颗粒密度下涂层表面形貌

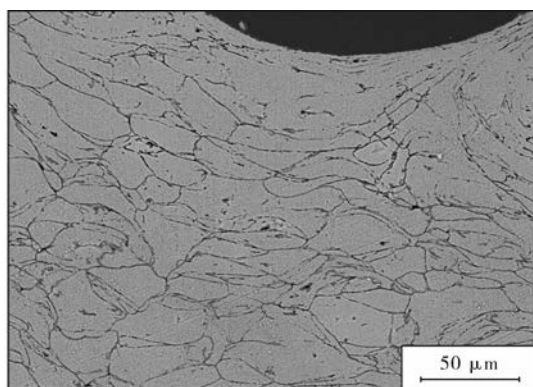
的铝粒子发生了二次塑性变形。当喷丸颗粒密度增加至 5.00×10^3 个/ cm^2 后, 涂层表面全部被凹坑覆盖, 达

到 100% 的表面覆盖率。随着喷丸颗粒密度不断增加,越来越多的铝粒子发生塑性变形,表面凹坑的覆盖率明显增大,说明喷丸颗粒密度主要影响致密层表面的均匀性,当喷丸颗粒密度增加至足够覆盖整个涂层表面,就能够获得均匀致密的纯铝涂层。

由涂层组织形貌的变化规律可以得出,对于本研究中的薄纯铝涂层,后续喷丸强化的最优参数为入口压力 1 MPa,涂层表面喷丸颗粒密度 5.00×10^3 个/cm²。



(a) 截面



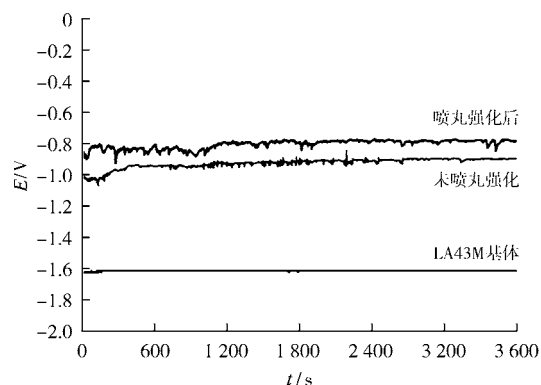
(b) 腐蚀后截面

图 10 入口压力 1 MPa、涂层表面喷丸颗粒密度 5.00×10^3 个/cm² 时涂层截面形貌和腐蚀后涂层截面形貌

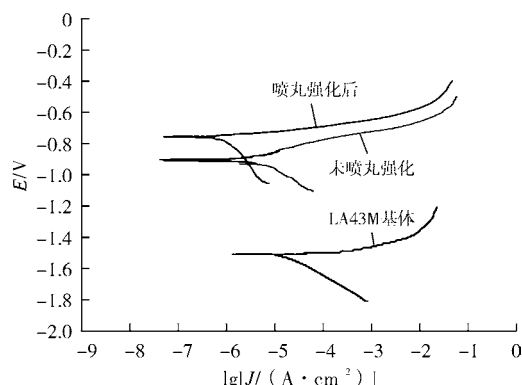
2.3 喷丸强化前后电化学性能

为表征喷丸强化对涂层耐蚀性的影响,对最优参

数下获得的涂层进行了开路电位及动电位极化曲线测试,试验结果如图 11 所示。



(a) 开路电位



(b) 动电位极化曲线

图 11 LA43M 基体及涂层的开路电位及动电位极化曲线

开路电位越高说明试样的耐蚀性越好,由图 11a 可以看出,相比于 LA43M 基体,有冷喷涂涂层的试样开路电位明显提升,而且喷丸强化后涂层的开路电位高于喷丸强化之前。基体的开路电压曲线无明显的波动,一直稳定在 -1.61 V。有涂层的试样开路电位发生小幅度的波动,这是颗粒内部发生界面反应导致氧化物不断地生成和溶解所致^[23]。图 11b 给出了不同试样的动电位极化曲线,涂层的 Tafel 曲线明显比基体试样偏左,说明涂层起到了有效的防腐蚀作用^[26,27]。虽然未经喷丸强化的铝涂层对基体也有保护作用,但是有研究报道^[10,20],如果镁合金表面纯铝保护涂层存在孔

隙,当浸入 NaCl 溶液中时由于涂层与基体之间存在电位差,腐蚀溶液会通过孔隙使腐蚀速率加快,甚至到达基体并产生严重的电偶腐蚀,因此消除冷喷涂铝涂层内部孔隙对镁合金防腐蚀非常关键。腐蚀电流密度结果显示喷丸强化前后涂层的腐蚀电流密度由 1.68×10^{-5} A/cm² 下降至 1.13×10^{-6} A/cm²,说明经过喷丸强化后,涂层的防腐蚀性能得到显著提高,其防腐蚀机理主要包括两个方面:首先,喷丸强化改变了涂层内部微观结构。采用高密度的不锈钢喷丸粒子对冷喷涂铝涂层进行强化处理,在夯实过程中,不锈钢喷丸粒子的动能被沉积的铝粒子吸收并且转化为铝粒子的塑性变形

能,从而使粒子发生二次塑性变形,由原来不规则球形的铝粒子变成长条带状,从而使粒子之间的接触更加紧密,涂层内部的孔隙完全消失,而致密铝涂层可有效阻止腐蚀溶液的进入;其次,喷丸强化会在试样表面产生晶粒细化并引入残余压应力^[14]。喷丸强化处理会使冷喷涂铝涂层表面产生晶粒细化,使涂层上表面产生晶格畸变,研究表明喷丸强化引起的晶粒细化和加工硬化会进一步提高试样的耐腐蚀性能^[21]。

2.4 盐雾腐蚀形貌

中性盐雾试验选用 5%NaCl 溶液作为喷雾液体,试验箱内温度为 35 ℃,连续喷雾 600 h,图 12a 和 12b 分别为 LA43M 基体盐雾试验前后的表面形貌,发现经过 600 h 盐雾试验后,基体表面发生了严重的腐蚀,出现

了较大的腐蚀坑和裂纹等缺陷,大量疏松的腐蚀产物覆盖在涂层表面。图 12c 和 12d 分别是未经喷丸强化冷喷涂铝涂层在盐雾试验前后的表面形貌,发现表面变得更粗糙并出现了一些点蚀,由于粒子变形不充分导致涂层表面本身存在一些孔隙,腐蚀溶液中的氯离子将在涂层表面缺陷位置优先进行破坏^[28-31]。图 12e 和 12f 是喷丸强化后冷喷涂铝涂层盐雾试验前后的表面形貌,发现经过 600 h 盐雾试验之后,涂层表面几乎没有发生任何变化,表面形貌平整均匀,没有腐蚀缺陷,说明喷丸强化对于涂层致密性的提升起到关键作用,并有效提高了冷喷涂铝涂层的耐腐蚀性能,即使在较为苛刻的环境下,喷丸强化冷喷涂纯铝涂层也能长时间保护 LA43M 镁合金基体不被腐蚀。

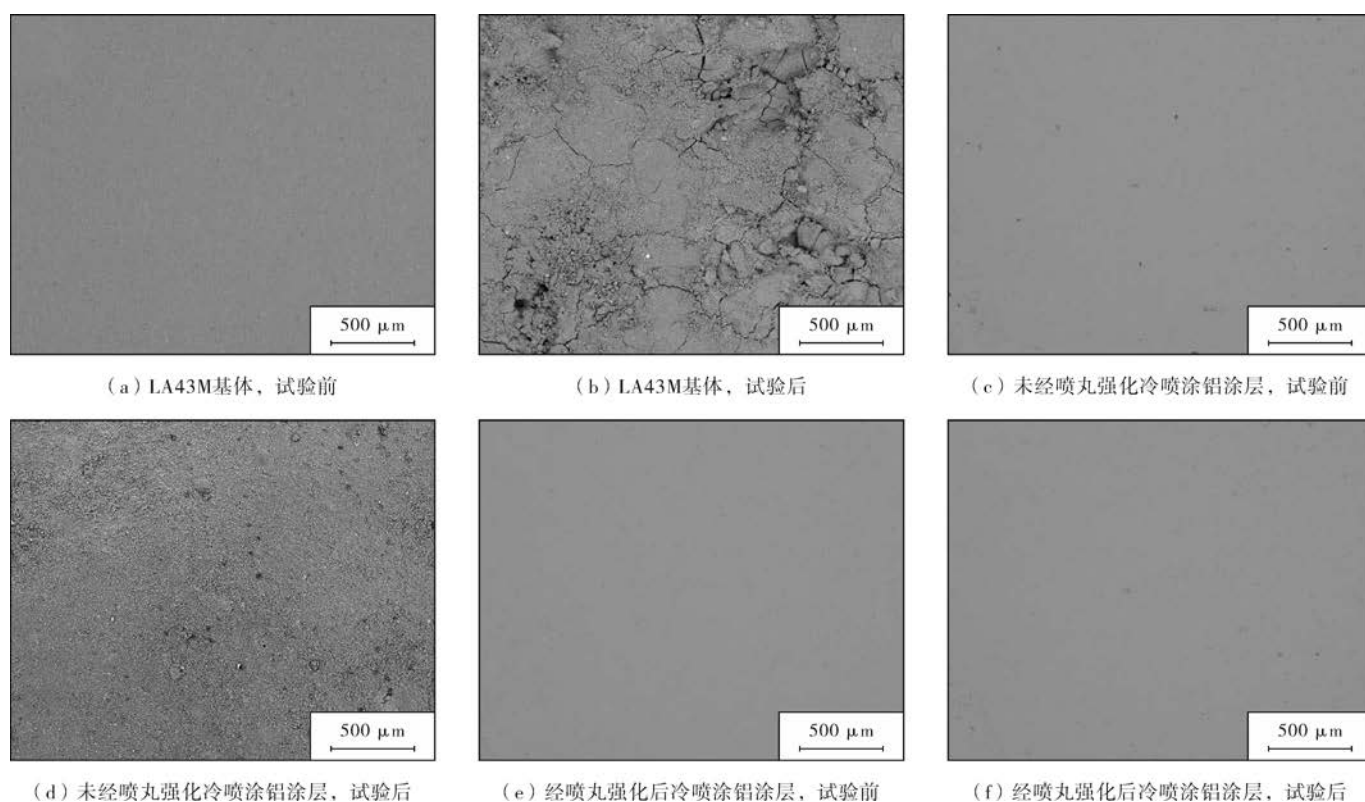


图 12 中性盐雾试验前及 600 h 后基体与喷丸强化前后涂层表面形貌

3 结 论

(1) 喷丸后续强化处理时,喷丸影响深度主要受入口压力影响,喷丸颗粒密度与涂层表面均匀性相关。在入口压力为 1 MPa,涂层表面作用喷丸颗粒密度为 5.00×10^3 个/ cm^2 的条件下,冷喷涂纯铝涂层的孔隙率由 12.0%降低至 0.2%,获得厚度约为 250 μm 的均匀致密且结合良好的铝涂层。

(2) 经喷丸强化处理之后,致密涂层的腐蚀电位提高至 -0.8 V,腐蚀电流密度由 1.68×10^{-5} A/ cm^2 下降至 1.13×10^{-6} A/ cm^2 ,镁合金表面铝涂层耐腐蚀性能得

到显著提高。

(3) 中性盐雾试验 600 h 后,LA43M 基体表面未经喷丸强化的冷喷涂纯铝涂层表面粗糙并发生了点蚀。后续喷丸强化处理对涂层致密性起到关键作用,有效消除了冷喷涂涂层孔隙,进一步提高了涂层的耐腐蚀性能。

【参 考 文 献】

- [1] ESMAILY M, SVENSSON J E, FAJARDO S, et al. Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion [J]. Progress in Materials Science, 2017, 89: 92-193.
- [2] SUN Y H, WANG R C, PENG C Q, et al. Corrosion behav-

- ior and surface treatment of superlight Mg-Li alloys [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27: 1 455-1 475.
- [3] LI C Q, XU D K, CHEN X B, et al. Composition and microstructure dependent corrosion behaviour of Mg-Li alloys [J]. Electrochimica Acta, 2018, 26: 55-64.
- [4] 王振林, 倪维良, 王李军, 等. 镁合金件有机防护涂层的耐腐蚀性能研究 [J]. 涂料工业, 2012, 42(12): 16-19.
- [5] SONG Y, SHAN D, CHEN R, et al. Corrosion characterization of Mg-8Li alloy in NaCl solution [J]. Corrosion Science, 2009, 51: 1 087-1 094.
- [6] 李长久. 中国冷喷涂研究进展 [J]. 中国表面工程, 2009, 22(4): 9-18.
- [7] 邱善广. 低压冷喷涂铝涂层的防腐性能研究 [D]. 青岛: 中国海洋大学, 2013.
- [8] FU S L, LI C X, WEI Y K, et al. Novel method of aluminum to copper bonding by cold spray [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2018, 27: 624-640.
- [9] 韩文静, 宋进朝, 张晓光. 镁合金冷喷涂防护涂层的研究进展 [J]. 电镀与涂饰, 2017, 36(22): 1 239-1 245.
- [10] WEI Y K, LUO X T, GE Y, et al. Deposition of fully dense Al-based coatings via in-situ micro-forging assisted cold spray for excellent corrosion protection of AZ31B magnesium alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 806: 1 116-1 126.
- [11] 陈东, 李忠盛, 吴护林, 等. 冷喷涂纯铝涂层耐腐蚀性能研究 [J]. 表面技术, 2016, 45(12): 174-179.
- [12] DEFORCE B S, EDEN T J, POTTER J K. Cold spray Al-5%Mg coatings for the corrosion protection of magnesium alloys [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2011, 20(6): 1 352-1 358.
- [13] DZHURINSKIY D, MAEV R G, LESHCHYNSKY V, et al. Corrosion protection of light alloys using low pressure cold spray [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2012, 21(2): 304-313.
- [14] MORIDI A, HASSANI M, Vezzù S, et al. Fatigue behavior of cold spray coatings: The effect of conventional and severe shot peening as pre-/post-treatment [J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 283: 247-254.
- [15] Avilés A, Avilés R, ALBIZURI J, et al. Effect of shot-peening and low-plasticity burnishing on the high-cycle fatigue strength of DIN 34CrNiMo6 alloy steel [J]. International Journal of Fatigue, 2019, 119: 338-354.
- [16] ZHU K, LI Z, JIANG C. Surface mechanical properties of shot-peened CNT Al-Mg-Si alloy composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 773: 1 048-1 053.
- [17] HABI K A, CANO D L, HEREDIA J A, et al. Effect of post-coating technique on microstructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 358: 824-832.
- [18] BAGHERI S, GUAGLIANO M. Review of shot peening processes to obtain nanocrystalline surfaces in metal alloys [J]. Surface Engineering, 2009, 25(1): 3-14.
- [19] 钱昂, 金平, 谭晓明, 等. 喷丸对 23Co14Ni12Cr3Mo 超高强度钢表面性能的影响 [J]. 失效分析与预防, 2019, 14(1): 18-22.
- [20] TIAN J J, WEI Y K, LI C X, et al. Effect of Post-spray Shot Peening Treatment on the Corrosion Behavior of NiCr-Mo Coating by Plasma Spraying of the Shell-Core-Structured Powders [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2018, 27: 232-242.
- [21] LIU C, ZHENG H, GU X, et al. Effect of severe shot peening on corrosion behavior of AZ31 and AZ91 magnesium alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 770: 500-506.
- [22] VARADARAJAN V, MOHANTY P. Design and optimization of rectangular cold spray nozzle: Radial injection angle, expansion ratio and traverse speed [J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 316: 246-254.
- [23] WANG X, ZHANG B, LV J, et al. Investigation on the clogging behavior and additional wall cooling for the axial-injection cold spray nozzle [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2015, 24(4): 1-6.
- [24] LI C J, LI W Y. Deposition characteristics of titanium coating in cold spraying [J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 167: 278-283.
- [25] 蔡毅仁, 王旭东, 刘俊珺, 等. 镁合金化学镀 Ni-Cu-P/Ni-P 复合镀层及腐蚀防护机理研究 [J]. 表面技术, 2019, 48(3): 47-52.
- [26] 杨立山. 镁合金部件冷喷涂纯铝防腐涂层在舰载机上的应用研究 [J]. 科技创新与应用, 2016(33): 28-29.
- [27] 虞思琦, 杨夏炜, 王非凡, 等. 镁合金表面冷喷涂层防护研究进展 [J]. 表面技术, 2018, 47(5): 57-70.
- [28] AMIN M A, ABD EL REHIM S S, MOUSSA S O, et al. Pitting corrosion of Al and Al-Cu alloys by ClO_4^- ions in neutral sulphate solutions [J]. Electrochimica Acta, 2008, 53: 5 644-5 652.
- [29] XIAO J, CHAUDHURI S. Predictive modeling of localized corrosion: An application to aluminum alloys [J]. Electrochimica Acta, 2011, 56: 5 630-5 641.
- [30] LIU Y, MENG G Z, CHENG Y F. Electronic structure and pitting behavior of 3003 aluminum alloy passivated under various conditions [J]. Electrochimica Acta, 2009, 54: 4 155-4 163.

编校: 宋媛