

doi: 10.3969/j.issn.1001-3849.2023.12.001

汽车用 AZ91 镁合金的表面改性与性能研究

和豪涛¹, 吴笑伟¹, 李金辉²

(1. 河南交通职业技术学院 汽车学院, 河南 郑州, 450005; 2. 河南科技大学 车辆与交通工程学院, 河南 洛阳, 471003)

摘要: 为了提升汽车用 AZ91 镁合金的表面耐磨性和耐蚀性, 采用激光熔覆的方法在 AZ91 镁合金基体表面制备了 $\text{Al} + x \text{ wt.}\%(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 熔覆层 ($x=8, 16$ 和 24), 研究了 $(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 含量对熔覆层物相组成、显微形貌、硬度、耐磨和耐蚀性能的影响。结果表明, $\text{Al} + 8 \text{ wt.}\%(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 熔覆层由 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 、 Al_3Mg_2 、 $\text{Al}_{9.83}\text{Zr}_{0.17}$ 、 ZrC 和 AlB_2 组成, 提升 $(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 含量至 16% 和 24% 时, 熔覆层中还形成了 Al_3Zr 相, 且 $(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 含量越大熔覆层中 ZrC 相含量更高。3 种激光熔覆层和过渡区的硬度都高于 AZ91 镁合金基体; 在距离熔覆层表面相同距离时, $\text{Al} + 16 \text{ wt.}\%(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 熔覆层的硬度要高于 $\text{Al} + 8 \text{ wt.}\%(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 熔覆层。3 种激光熔覆层的最大摩擦系数和平均摩擦系数都小于 AZ91 镁合金基体, 且磨损率都小于 AZ91 镁合金基体; 3 种熔覆层的耐腐蚀性能都优于 AZ91 镁合金基体, $(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 含量为 16% 和 24% 时熔覆层的耐腐蚀性能相当, 且优于 $(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 含量为 8% 的熔覆层。 $\text{Al} + x \text{ wt.}\%(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 熔覆层中适宜的 $(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ 含量为 16%, 此时熔覆层具有较高的硬度、耐磨性和耐腐蚀性能。

关键词: AZ91 镁合金; 激光熔覆; $\text{Zr} + \text{B}_4\text{C}$ 含量; 显微形貌; 性能

中图分类号: TG665

文献标识码: A

Study on surface modification and properties of AZ91 magnesium alloy for automotive applications

He Haotao¹, Wu Xiaowei¹, Li Jinhui²

(1. School of Automobile, Henan College of Transportation, Zhengzhou 450005, China;

2. School of Vehicle and Traffic Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471003, China)

Abstract: In order to improve the surface wear resistance and corrosion resistance of AZ91 magnesium alloy for automobiles, $\text{Al} + x \text{ wt.}\%(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ cladding layers ($x=8, 16$, and 24) were prepared on the surface of AZ91 magnesium alloy substrate using laser cladding. The effects of $(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ content on the phase composition, microstructure, hardness, wear resistance, and corrosion resistance of the cladding layer were studied. The results show that the $\text{Al} + 8 \text{ wt.}\%(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ cladding layer consists of $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$, Al_3Mg_2 , $\text{Al}_{9.83}\text{Zr}_{0.17}$, ZrC , and AlB_2 , when the $(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ content is increased to 16% and 24%, Al_3Zr phase is also formed in the cladding layer, and the higher the $(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ content, the higher the ZrC phase content in the cladding layer. The hardness of the three laser cladding layers and transition zones is higher than that of the AZ91 magnesium alloy matrix. At the same distance from the surface of the cladding layer, the hardness of $\text{Al} + 16 \text{ wt.}\%(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ cladding layer is higher than that of $\text{Al} + 8 \text{ wt.}\%(\text{Zr} + \text{B}_4\text{C})$ cladding layer. The maximum and average friction coefficients of the three laser cladding lay-

收稿日期: 2023-06-01

修回日期: 2023-07-05

作者简介: 和豪涛(1982—), 男, 硕士, 副教授, 研究方向: 汽车材料、表面工程等, email: hnjyhe@163.com

基金项目: 河南省科技攻关计划项目(2102210237)

ers are lower than those of the AZ91 magnesium alloy matrix, and the wear rate is smaller than that of the AZ91 magnesium alloy matrix. The corrosion resistance of the three types of cladding layers are better than that of the AZ91 magnesium alloy matrix, when the content of $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ is 16% and 24%, the corrosion resistance of the cladding layer is equivalent, and better than that of the cladding layer with a content of $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ of 8%. The appropriate content of $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ in the $\text{Al}+x \text{ wt.}\% (\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ cladding layer is 16%, when the cladding layer has high hardness, wear resistance, and corrosion resistance.

Keywords: AZ91 magnesium alloy; laser cladding; $\text{Zr}+\text{B}_4\text{C}$ content; microscopic morphology; property

AZ91 镁合金作为镁合金中的典型代表,由于具有密度低(约为铝合金的 2/3,钢的 1/4)、比强度高、良好的阻尼性能和导热性等特点,在汽车、交通运输、航空航天和 3C 等领域有着广泛应用。随着汽车轻量化进程的快速发展,用镁合金制造的汽车发动机、车体构件、传动系统、底盘(如轮毂、支架等)不断开发出来,并在汽车零部件中得到成功应用^[1],同时对汽车用镁合金的性能也提出了更高的要求,还需要镁合金具有良好的耐磨和耐腐蚀性能,这就需要对汽车用镁合金进行表面改性处理,以赋予表面新的性能^[2-4]。目前,采用热喷涂、电镀、微弧氧化等方法虽然能够在镁合金基体表面制备涂层,但是同时存在表面涂层与基体结合力差、涂层不够致密等问题^[5-7],影响最终使用性能和服役寿命。随着近年来激光技术的快速发展,激光熔覆作为一种将涂层材料置于基体表面,利用高能密度的激光束将涂层材料和基体表面一薄层同时熔化,快速凝固后形成与基体结合良好、稀释度小、组织致密的熔覆层的方法^[8],在改善镁合金等基体材料表面耐磨、耐蚀性能等方面具有良好应用前景。本文选用与 Mg 熔点相近且耐腐蚀性良好的 Al,以及可发生原位反应形成高硬度高耐磨 ZrC 和 Al_3Zr 的 $\text{Zr}+\text{B}_4\text{C}$ 粉为原料,采用激光熔覆的方法,在汽车用 AZ91 镁合金基体表面制备了 $\text{Al}+x \text{ wt.}\% (\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 熔覆层,考察了 $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 含量对 AZ91 镁合金基体表面熔覆层物相组成、显微形貌、硬度、耐磨和耐蚀性能的影响,结果将有助于高综合性能镁合金表面涂层的开发,并推动其在汽车零部件等领域的应用。

1 材料与方法

1.1 试验原料

试验材料为汽车用 AZ91 镁合金板材,具体化

学成分采用电感耦合等离子体发射光谱法测得,主要元素含量(质量分数)为: 8.99%Al、0.69%Zn、0.26%Mn、0.041%Si、0.005%Ni、0.002%Fe,余量为 Mg;组织由 $\alpha\text{-Mg}$ 和 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相组成。表面激光熔覆改性所用材料为粒度 300 目的 Al 粉和 Zr 粉(99.9 wt.%)、粒度 800 目的 B_4C 粉(99.9 wt.%)。

1.2 试样制备

采用 DECO-PBM-V-0.4L 型行星式高能球磨机进行混粉,首先将质量比 3:1 的 Zr 粉/ B_4C 粉进行充分混合得到 $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 粉,然后在 Al 粉中分别加入质量分数占比 8%、16% 和 24% 的 $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 粉制备得到 $\text{Al}+x \text{ wt.}\% (\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 混合粉末($x=8, 16$ 和 24)。采用体积比 1:1 的水玻璃:水作为黏结剂将 $\text{Al}+x \text{ wt.}\% (\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 混合粉末调制成黏稠状,均匀涂抹在经过预先清洗和吹干的 AZ91 镁合金基体表面,预制熔覆材料的厚度约为 0.5 mm,室温干燥 24 h 后备用。采用 LQ830 型 Nd:YAG 固体脉冲激光器对 AZ91 镁合金表面进行激光熔覆处理,保护气为纯度 99.96% 氩气,流量为 5 L/min,激光功率 350 W、扫描速度 500 mm/min,光斑直径 3 mm。

1.3 测试与表征

采用德国 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪对镁合金表面熔覆层进行物相分析,铜靶 $\text{K}\alpha$ 辐射;采用 Olymplus GX51 型光学显微镜和蔡司 SIGMA300 型扫描电镜观察显微形貌,并用附带能谱仪进行成分测试;采用 HV-1000 型显微硬度计对熔覆层和基体进行显微硬度测试,载荷 0.98 N、保持载荷时间 15 s;采用 BOT-3000E 型摩擦磨损试验机对熔覆层和基体进行室温干摩擦磨损试验,载荷 4 N,磨损时间 600 s,对磨材料为 $\Phi 6$ mm GCr15 球,记录摩擦系数并计算磨损率^[9];电化学性能测试采用普林斯顿 P4000A 电化学工作站进行,标准三电极体系(Pt 电

极为辅助电极、饱和甘汞为参比电极、试样为工作电极), 电解液为质量分数 3.5%NaCl 溶液, 测试面积为 10 mm×10 mm, 测试温度为室温, 记录极化曲线并拟合得到腐蚀电位、腐蚀电流密度和极化电阻。

2 结果与分析

图 1 为 AZ91 镁合金表面熔覆层的 X 射线衍射分析结果, 分别列出了 Al + x wt.%(Zr+B₄C) (x=8、16 和 24) 熔覆层的物相组成。对比分析可知, Al + 8 wt.%(Zr+B₄C) 熔覆层中出现了 Al₁₂Mg₁₇、Al₃Mg₂、Al_{9.83}Zr_{0.17}、ZrC 和 AlB₂ 相; 提升 (Zr+B₄C) 含量至 16% 和 24% 时, 除 Al₁₂Mg₁₇、Al₃Mg₂、ZrC 和 AlB₂ 相, Al + 16 wt.%(Zr+B₄C) 熔覆层和 Al + 24 wt.%(Zr+B₄C) 熔覆层中还出现了 Al₃Zr 和 α-Mg 衍射峰, 而 Al_{9.83}Zr_{0.17} 衍射峰消失。这主要是因为, 在激光熔覆过程中, 高热输入作用下熔覆原材料中的 Zr、Al 和 B 等元素会发生如下化学反应^[10]:

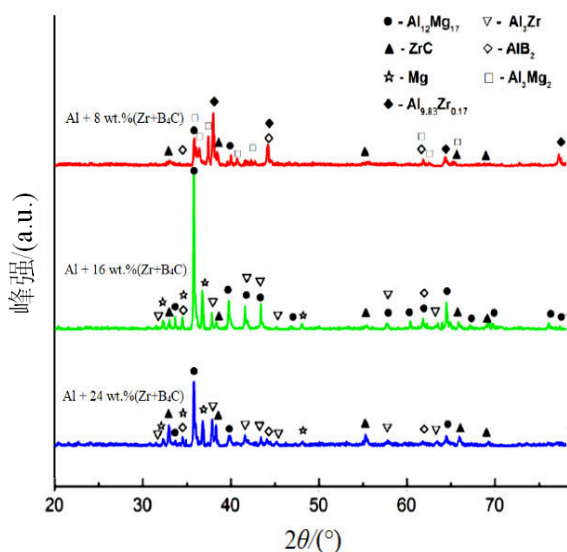
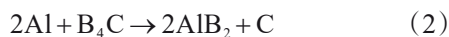


图 1 AZ91 镁合金表面熔覆层的 XRD 谱图

Fig.1 XRD spectrum of AZ91 magnesium alloy surface cladding layer

对于 Al + 8 wt.%(Zr+B₄C) 熔覆层, 由于 (Zr+B₄C) 含量相对较少, 激光熔覆过程中仅形成了 Al_{9.83}Zr_{0.17} 相而未形成 Al₃Zr 相, 这主要是因为 Zr 为强碳化物形成元素, 在熔池中会优先与 C 发生反应而形成 ZrC^[11]; 对于 Al + 16 wt.%(Zr+B₄C) 和 Al +

24 wt.%(Zr+B₄C) 熔覆层, 激光熔池中较多的 Zr 元素除与 C 形成 ZrC 外, 还会与 Al 形成 Al₃Zr 相, 且 ZrC 衍射峰强度会相较 Al + 8 wt.%(Zr+B₄C) 更强, 表明此时熔覆层中 ZrC 相含量更多。

图 2 为熔覆层组分化学反应的吉布斯自由能变化曲线, 根据热力学数据手册^[12]绘制式(1)、式(2)和式(3)所发生的化学反应的吉布斯自由能随熔池温度的变化曲线。

从图 2 可见, 在 800~2000 K 范围内, 式(2)和式(3)的吉布斯自由能都为负值, 而式(1)在 800~1400 K 范围内的吉布斯自由能为负值。即在一定温度范围内, 上述 3 个化学反应都可自发进行, 且式(3)由于具有更负的吉布斯自由能而会优先发生化学反应, 形成 ZrC^[13]。

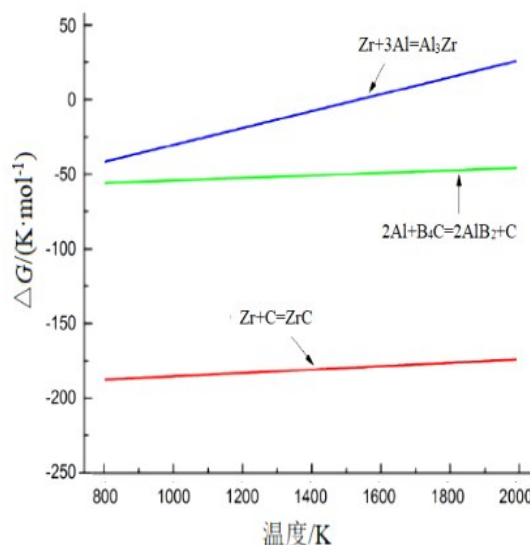


图 2 熔覆层组分化学反应的吉布斯自由能变化曲线

Fig.2 Gibbs free energy change curves of chemical reaction of cladding layer

图 3 为 AZ91 镁合金表面熔覆层顶部和底部的表面形貌。从图 3 可见, 3 种熔覆层的顶部和底部区域初生相形貌和数量相似, 未出现明显梯度分布特征; 在 Al + 8 wt.%(Zr+B₄C) 熔覆层中, 颗粒状、棒状和块状的初生相数量相对较少, 而随着 (Zr+B₄C) 含量增加, 熔覆层中初生相数量和面积分数增加增大, 且在 (Zr+B₄C) 含量达到 16 wt.% 及以上时, 熔覆层中还出现了初生相团聚现象, 尤其是在 (Zr+B₄C) 含量为 24 wt.% 的熔覆层中初生相团聚现象较为明显, 且此时棒状初生相有所粗化。

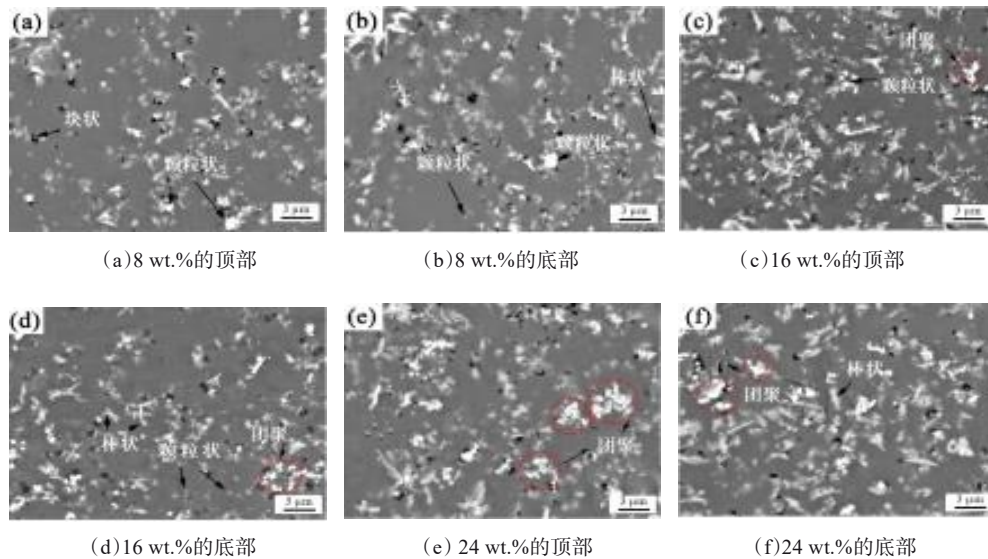


图3 不同 $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 含量的AZ91镁合金表面熔覆层顶部和底部的表面形貌

Fig.3 Surface morphology of the top and bottom of AZ91 magnesium alloy surface cladding layer

进一步对 $\text{Al} + 16 \text{ wt.}\%(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 熔覆层中的初生相进行显微形貌观察和能谱分析,结果如图4和表1。位置A处亮白色颗粒状初生相中Zr与C原子比接近于1:1,结合XRD谱图和文献[14]可知,亮白色颗粒为 ZrC 相;位置B处棒状相中Al与Zr原子比约为3:1,结合XRD谱图可知,棒状相为 Al_3Zr 相;位置C处为细小颗粒状相聚集,能谱分析表明主要含有Al、Zr和C元素,推测为 ZrC 和 Al_3Zr 复合相;位置D处(黑色块状相)的能谱分析表明Al与B原子比接近于1:2,结合XRD谱图可知,为 AlB_2 相。此外,在激光熔覆过程中,由于熔池中元素和温度分布不均,不同区域的初生相的形态和尺寸会有所差异。

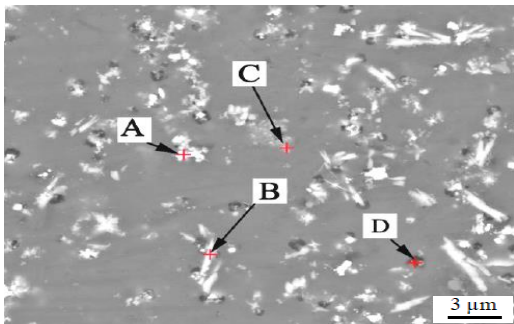


图4 $\text{Al} + 16 \text{ wt.}\%(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 熔覆层的SEM和能谱分析检测区域

Fig.4 SEM and regions of energy spectrum analysis of $\text{Al}+16\text{wt.}\%(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ cladding layer

表1 图4中不同区域的能谱分析结果

Tab.1 Energy spectrum analysis results of different regions in Fig. 4

位置	wt.%				
	C	Mg	Al	Zr	B
区域A	5.29	27.39	27.23	40.08	-
区域B	10.19	16.47	35.51	37.82	-
区域C	9.57	45.53	37.72	7.18	-
区域D	9.70	39.21	37.29	12.60	1.19

图5为AZ91镁合金表面激光熔覆层的截面形貌。对比分析可知,3种熔覆层的截面形貌中清晰可见表层熔覆层与底层AZ91镁合金基体,且在激光热输入作用下,由于镁合金基体的不均匀熔化,熔覆层与基体界面处并不平直。当 $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 含量为8%和16%时,熔覆层中还有少量气孔,而当 $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 含量增加至24%时,熔覆层中气孔数量明显增多,这主要是因为激光熔覆过程中基体和保护气体内水分分解以及空气中的少量O进入熔池会形成气泡^[15],由于熔池冷却速度较快,气泡未能及时排出而在凝固过程中形成气孔,且当 $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 含量增加时,Al与 B_4C 原位反应产生的C与O形成的CO和 CO_2 气体增多,未及时逸出的气体数量增多^[16],因此熔覆层中的气孔数量有随着 $(\text{Zr}+\text{B}_4\text{C})$ 含量增加而增多的趋势。

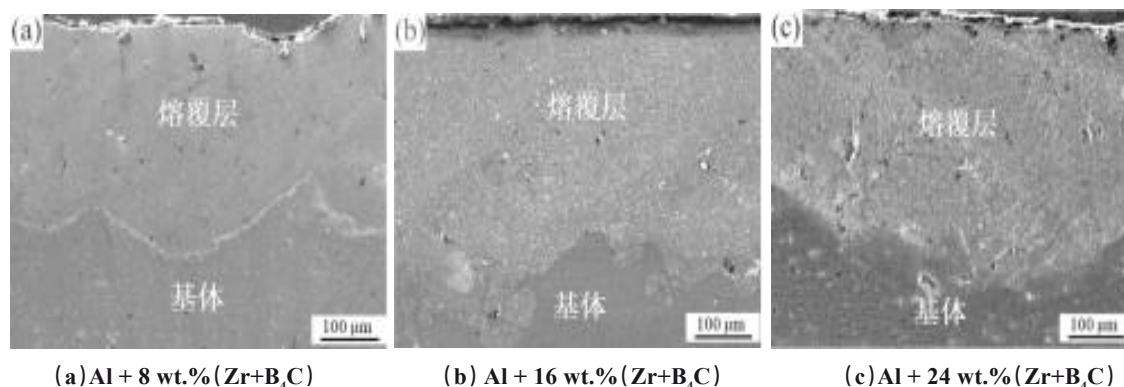


图 5 AZ91 镁合金表面激光熔覆层的截面形貌

Fig.5 Cross section morphology of laser cladding layer on AZ91 magnesium alloy surface

图 6 为 AZ91 镁合金基体和熔覆层的硬度分布。从图 6 可见,从熔覆层表面至 AZ91 合金基体,硬度曲线主要分为 3 个部分:(1)熔覆层区域硬度较高且存在一定波动;(2)熔覆层-基体过渡区硬度快速下降;(3)AZ91 镁合金基体硬度相对熔覆层和过渡区较低。在距离熔覆层表面相同距离时,Al + 16 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层的硬度要高于 Al + 8 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层,而 Al + 24 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层的峰值硬度最大,但由于此时熔覆层中存在较多的气孔以及硬质相的随机分布,不同深度下熔覆层的硬度波动较大。此外,熔覆层和过渡区的硬度都高于 AZ91 镁合金基体,这主要是因为这些区域存在 ZrC、Al₃Zr、AlB₂、Al₁₂Mg₁₇ 等硬质相,且 (Zr+B₄C) 含量越高,熔覆层中硬质相含量越高,硬度会越大^[17]。

表 2 为 AZ91 镁合金基体和熔覆层的摩擦系数和磨损率测试结果。对比分析可知,3 种熔覆层的最大摩擦系数和平均摩擦系数都小于 AZ91 镁合金基体,且磨损率都小于 AZ91 镁合金基体,表明熔覆层具有相对 AZ91 镁合金基体更好的耐磨性。随着熔覆层中 (Zr+B₄C) 含量增加,熔覆层的最大摩擦系数、平均摩擦系数和磨损率都逐渐减小,Al + 24 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层的平均摩擦系数和磨损率分别为 0.382 和 $5.8 \times 10^{-7} \text{ m}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ 。这主要是因为材料的耐磨性能与硬度有关,硬度越高,抵抗摩擦磨损的能力相对较强^[18],3 种熔覆层硬度相较 AZ91 镁合金基体更高,且 (Zr+B₄C) 含量越高,硬度越大,耐磨性能相对较好。此外,熔覆层中 ZrC、Al₃Zr、AlB₂、Al₁₂Mg₁₇ 等硬质相还可以抑制熔覆层发生塑性变形,并提升抗磨损能力^[19],因此,3 种熔覆层的平均摩擦系数和磨损率会相对 AZ91 镁合金基体较小。

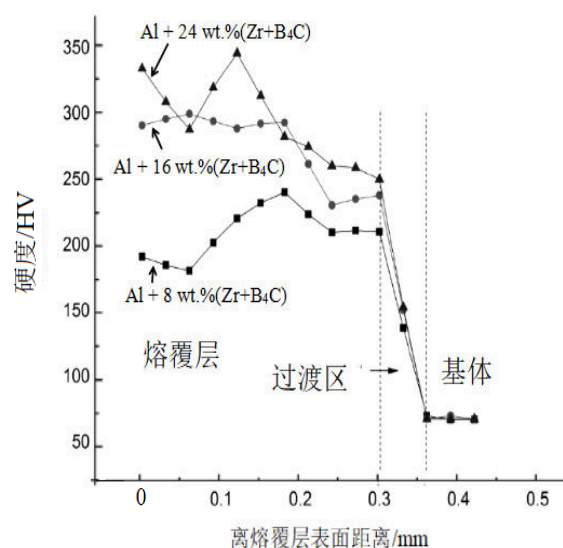


图 6 AZ91 镁合金基体和熔覆层的硬度分布曲线

Fig. 6 Hardness distribution curve of AZ91 magnesium alloy matrix and cladding layer

表 2 AZ91 镁合金基体和熔覆层的摩擦系数和磨损率

Tab.2 Friction coefficient and wear rate of AZ91 magnesium alloy substrate and cladding layer

试样	最大摩擦系数	平均摩擦系数	磨损率/($10^{-7} \text{ m}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$)
AZ91 镁合金基体	0.816	0.843	45.2
Al + 8 wt.%(Zr+B ₄ C)	0.570	0.511	17.6
Al + 16 wt.%(Zr+B ₄ C)	0.496	0.407	6.3
Al + 24 wt.%(Zr+B ₄ C)	0.478	0.382	5.8

图 7 为 AZ91 镁合金基体和熔覆层的极化曲线,表 3 中列出了 AZ91 镁合金基体和熔覆层的腐蚀电位、腐蚀电流密度和极化电阻拟合结果。图 7 和表 3 可见,相较于 AZ91 镁合金基体,激光熔覆层的腐蚀电位都发生了正向移动、腐蚀电流密度减小、极化电

阻增大。腐蚀电位是热力学参数,其数值越正则表示腐蚀倾向越小;腐蚀电流密度是动力学参数,其值越大则表示腐蚀速率越快;极化电阻作为研究材料电化学性能的重要参数,其值越大则腐蚀越难进行^[20]。由此可见,3种熔覆层的耐腐蚀性能都要优于AZ91镁合金基体,且(Zr+B₄C)含量越高腐蚀电位越正、腐蚀电流密度越小,耐腐蚀性能相对越强,但是Al+16 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层和Al+24 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层的腐蚀电位和腐蚀电流密度相近,表明这两种熔覆层具有相似的耐腐蚀性。这主要是因为一方面熔覆层中的Al自身相对AZ91镁合金基体具有更好的耐蚀性,可以形成具有良好保护作用的致密Al₂O₃氧化膜^[21];另一方面,熔覆层中ZrC、Al₃Zr、AlB₂等强化相有相对AZ91镁合金基体更好的耐腐蚀性能,但是由于(Zr+B₄C)含量越高则熔覆层中气孔等缺陷数量相对较多、致密性下降^[22],因

此,Al+16 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层和Al+24 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层的耐腐蚀性能相当。

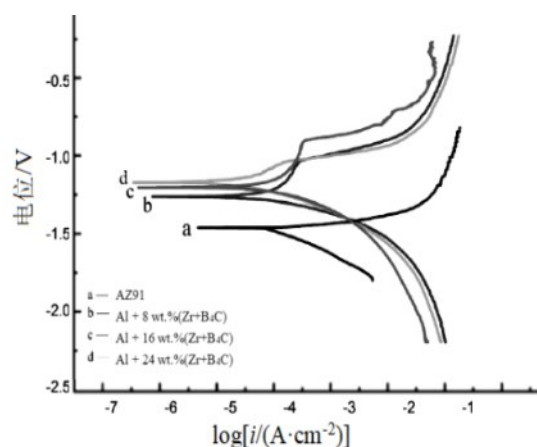


图7 AZ91镁合金基体和熔覆层的极化曲线

Fig.7 Polarization curve of AZ91 magnesium alloy matrix and cladding layer

表3 AZ91镁合金基体和熔覆层的极化曲线拟合结果

Tab.3 Polarization curve fitting results of AZ91 magnesium alloy matrix and cladding layer

试样	腐蚀电位/V	腐蚀电流密度/ (10 ⁻⁵ A·cm ⁻²)	极化电阻/(kΩ·cm ⁻²)
AZ91 镁合金基体	-1.466	14.551	12.675
Al+8 wt.%(Zr+B ₄ C)	-1.264	4.988	20.445
Al+16 wt.%(Zr+B ₄ C)	-1.202	2.736	17.044
Al+24 wt.%(Zr+B ₄ C)	-1.171	1.418	13.285

3 结论

(1) Al+8 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层中出现了Al₁₂Mg₁₇、Al₃Mg₂、Al_{9.83}Zr_{0.17}、ZrC和AlB₂相;提升(Zr+B₄C)含量至16%和24%时,除Al₁₂Mg₁₇、Al₃Mg₂、ZrC和AlB₂相,Al+16 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层和Al+24 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层中还出现了Al₃Zr和α-Mg衍射峰,且(Zr+B₄C)含量越大,熔覆层中ZrC相含量更高。

(2) 3种激光熔覆层和过渡区的硬度都高于AZ91镁合金基体;在距离熔覆层表面相同距离时,Al+16 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层的硬度要高于Al+8 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层,而Al+24 wt.%(Zr+B₄C)熔覆层的峰值硬度最大。

(3) 3种激光熔覆层的最大摩擦系数和平均摩擦系数都小于AZ91镁合金基体,且磨损率都小于AZ91镁合金基体,表明熔覆层具有相对AZ91镁合金基体更好的耐磨性。3种熔覆层的耐腐蚀性能都

要优于AZ91镁合金基体,且(Zr+B₄C)含量越高腐蚀电位越正、腐蚀电流密度越小,耐腐蚀性能相对越强。

参考文献

- [1] 程青鹏, 黄秀玲, 张凡. 超细晶镁合金的腐蚀与防护进展[J]. 表面技术, 2023, 52(4): 112-123.
- [2] 谢贵山, 黄宗斌, 赵肖斌, 等. 汽车车身的轻量化设计探讨[J]. 汽车零部件, 2023, 176(2): 80-84.
- [3] 刘璐超, 娄丽. 镁合金的表面处理[J]. 材料开发与应用, 2022, 37(1): 98-102.
- [4] 李坤, 马锐津, 戴启雷, 等. 高性能镁合金激光制造技术研究现状及展望[J]. 航空制造技术, 2022, 65(Z2): 30-47.
- [5] 鲁飞飞, 康思远, 李长久, 等. 镁铝合金冷喷铝防护涂层的喷丸强化及耐腐蚀性能[J]. 材料保护, 2021, 54(3): 86-93.
- [6] 许满足, 邹忠利. 成膜温度对镁合金铜盐转化膜耐蚀性的影响[J]. 材料保护, 2021, 54(4): 90-93.

- [7] 孙乐, 马颖, 李奇辉, 等. 纯镁表面等离子体电解渗硼改性层的制备及性能[J]. 中国表面工程, 2022, 35(6): 88-97.
- [8] 吕振清, 李蕾蕾, 洪逗莎, 等. 汽车发动机用 AZ91 镁合金表面改性研究[J]. 电镀与环保, 2018, 38(4): 42-46.
- [9] 和豪涛, 王晨, 李金辉, 等. 汽车用 AZ91 镁合金的表面激光改性研究[J]. 电镀与精饰, 2023, 45(5): 41-50.
- [10] 郭昱, 张英乔, 张涛, 等. AZ91D 镁合金表面激光熔覆 Al/Zr+B₄C/Y₂O₃ 复合涂层组织与性能研究[J]. 表面技术, 2018, 47(1): 176-180.
- [11] 何伟丽, 张庆丰, 睢利铭, 等. 镁合金汽车轮毂表面转化膜的致密化与耐蚀性能研究[J]. 材料保护, 2021, 54(3): 113-120.
- [12] 王中平, 王琛琛, 姜乃迁, 等. 物质的应用热力学函数及其数据手册[M]. 郑州: 黄河水利出版社, 2016.
- [13] Kumar S B, Thawre M M, Ratna S B, et al. A review on developing high-performance ZE41 magnesium alloy by using bulk deformation and surface modification methods[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(3): 776-800.
- [14] 孙乐, 马颖, 李奇辉, 等. 纯镁表面等离子体电解渗硼与微弧氧化复合膜的制备及耐蚀性[J]. 表面技术, 2021, 50(6): 64-76.
- [15] 华锋. 体育器械用合金组织与性能的表面改性影响机制研究[J]. 粘接, 2020, 44(10): 68-71.
- [16] 向峻伯, 王从明, 陈凯宾, 等. 汽车用 MB15 镁合金的表面改性与耐腐蚀性能[J]. 金属热处理, 2019, 44(12): 186-192.
- [17] 薛海涛, 刘晓锋, 秦克丽. 镁合金体育器械的表面改性与性能研究[J]. 粉末冶金工业, 2021, 31(3): 55-62.
- [18] 王森, 吕滨江, 郭峰. 表面处理对镁合金摩擦磨损性能影响的研究进展[J]. 轻合金加工技术, 2021, 49(12): 6-13.
- [19] 肖萌, 周伟, 马驰程, 等. AZ91D 镁合金表面 Si 颗粒激光熔覆层的组织与性能研究[J]. 热加工工艺, 2020, 49(4): 106-109.
- [20] Lin S P, Nie Z R, Hui H, et al. Annealing behavior of a modified 5083 aluminum alloy[J]. Materials and Design, 2010, 31(3): 1607-1612.
- [21] Yang J, Mengdie H, Jin Z, et al. Surface modification of WE43 magnesium alloys with dopamine hydrochloride modified GelMA coatings[J]. Coatings, 2022, 12(8): 1074-1081.
- [22] Pandian A S, Ganapathy S R, Palani S, et al. Surface modification on AZ31B Mg alloy for improved corrosion resistance and hardness by thermal spray aluminium coating[J]. Materials Today: Proceedings, 2023, 72(P4): 2586-2592.