

# 低温水冷下 AZ80 镁合金表面激光熔覆 $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{27}\text{Zn}_{10}$ 涂层的组织与性能

朱红梅<sup>1</sup> 谭超林<sup>2</sup> 匡同春<sup>2</sup> 王新林<sup>1</sup>

<sup>1</sup>南华大学机械工程学院, 湖南 衡阳 421001

<sup>2</sup>华南理工大学材料科学与工程学院, 广东 广州 510640

**摘要** 为提高 AZ80 镁合金的表面性能, 在低温流水冷却条件下采用预置粉末激光熔覆法在镁合金表面制备  $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{27}\text{Zn}_{10}$  (原子数分数, %) 涂层。利用 X 射线衍射仪 (XRD)、扫描电子显微镜 (SEM)、显微硬度仪、摩擦磨损试验机、电化学工作站对熔覆层和基体的微观组织与性能进行了表征和分析。结果表明: 熔覆层组织均匀致密, 与基体呈良好冶金结合, 熔覆层主要由  $\alpha\text{-Mg}$ , 二元相  $\text{Al}_{17}\text{Mg}_{12}$ 、 $\text{AlMg}$ 、 $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ , 三元相  $\text{Mg}_{32}\text{Al}_7\text{Cu}_7$ 、 $\text{AlMg}_2\text{Zn}$ 、 $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  和非晶相组成。熔覆层的显微硬度为 375~683 HV, 是基体 (92 HV) 的 4~7 倍, 熔覆层相对耐磨性为基体的 3.2 倍, 电极电位提高了 389.5 mV, 腐蚀电流降低了两个数量级。经激光熔覆  $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{27}\text{Zn}_{10}$  (原子数分数, %) 涂层后, AZ80 镁合金基体的耐磨耐蚀性能得到较大改善。

**关键词** 激光技术; 激光熔覆; AZ80 镁合金;  $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{27}\text{Zn}_{10}$  涂层; 组织性能

中图分类号 TG156.99

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201542.1003005

## Microstructure and Properties of $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{27}\text{Zn}_{10}$ Coating Prepared by Laser Cladding on AZ80 Magnesium Alloy under Low-Temperature Water Cooling Condition

Zhu Hongmei<sup>1</sup> Tan Chaolin<sup>2</sup> Kuang Tongchun<sup>2</sup> Wang Xinlin<sup>1</sup>

<sup>1</sup>School of Mechanical Engineering, University of South China, Hengyang, Hunan 421001, China

<sup>2</sup>School of Materials Science and Engineering, South China University of Technology, Guangzhou, Guangdong 510640, China

**Abstract** To improve the surface properties of AZ80 magnesium alloy, the laser cladding of the preplaced  $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{27}\text{Zn}_{10}$  (atomis fraction, %) powder on magnesium alloy is carried out under low-temperature water cooling condition. The microstructure and properties of the coating are characterized by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM) equipped with energy dispersive spectrometer (EDS), microhardness tester, abrasion tester and electrochemical workstation. The results show that the cladding layers are well bonded with the substrate and are composed of  $\alpha\text{-Mg}$ , binary phases  $\text{Al}_{17}\text{Mg}_{12}$ ,  $\text{AlMg}$ ,  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ , ternary phases  $\text{Mg}_{32}\text{Al}_7\text{Cu}_7$ ,  $\text{AlMg}_2\text{Zn}$ ,  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  and amorphous phase. The microhardness of the cladding layer ranges from 375 to 683 HV, which is 4~7 times higher than that of the AZ80 substrate (92 HV). The relative wear resistance of the cladding layer is 3.2 times than that of the substrate. The corrosion potential ( $E_{\text{corr}}$ ) is increased with 389.5 mV and the corrosion current is decreased by two orders of magnitude. After the laser cladding  $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{27}\text{Zn}_{10}$  (atomic fraction, %) layer, both wear resistance and corrosion resistance of the AZ80 substrate are greatly improved.

**Key words** laser technique; laser cladding; AZ80 magnesium alloy;  $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{27}\text{Zn}_{10}$  coating; microstructure and properties

**OCIS codes** 140.3390; 310.1515; 310.3840

收稿日期: 2015-04-13; 收到修改稿日期: 2015-05-20

基金项目: 国家自然科学基金(51201088)、湖南省自然科学基金(2015JJ3109)、南华大学青年英才支持计划(2014-002)、湖南省重点学科建设项目(湘教发[2011]76号)

作者简介: 朱红梅(1982—), 女, 博士, 副教授, 主要从事金属材料激光表面改性方面的研究。E-mail: meizhong999@126.com

## 1 引言

镁合金被誉为21世纪的“绿色工程材料”,具有比强度高、导热导电性好、阻尼减振和电磁屏蔽性能优异、易于加工成形等一系列特性,在一些国民经济重要领域具有广阔的应用前景。然而,由于镁合金强度相对较低、化学活性高,导致耐磨耐蚀性能较差而使其应用受限。表面处理是提高镁合金耐磨耐蚀性最简单有效的办法<sup>[1-2]</sup>,其中激光熔覆技术在镁合金表面改性应用上具有良好的发展前景<sup>[3]</sup>。

Mg、Al两种元素之间有良好的相容性,通过在镁合金表面激光熔覆铝合金层来提高其耐磨耐蚀性能得到了国内外研究者的广泛关注<sup>[3-9]</sup>。目前在镁合金表面已应用的Al基强化层主要有:单质Al粉末熔覆体系<sup>[4]</sup>,二元合金熔覆体系如Al-Cu<sup>[5-6]</sup>、Al-Si<sup>[7]</sup>等,以及金属+陶瓷相复合熔覆体系如Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>[8]</sup>、Al-Si+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub><sup>[9]</sup>等。然而,利用Al-Cu-Zn三元Al基合金粉末提高镁合金表面性能的研究尚未见报导。

非晶材料由于其优异的机械、物理及化学性能而成为材料研究领域的一大热点,利用激光熔覆技术制备非晶涂层或者非晶-纳米晶复合涂层改善材料的表面性能得到了广泛研究<sup>[10-13]</sup>。近年在镁合金基体上通过激光熔覆制备的非晶涂层体系主要有:Zr基非晶Zr<sub>65</sub>Al<sub>7.5</sub>Ni<sub>10</sub>Cu<sub>17.5</sub><sup>[10]</sup>、Ni基非晶Ni<sub>60.2</sub>Zr<sub>33.8</sub>Al<sub>6</sub><sup>[11]</sup>、Cu基非晶Cu<sub>47</sub>Ti<sub>34</sub>Zr<sub>11</sub>Ni<sub>8</sub><sup>[12]</sup>和Cu<sub>58.1</sub>Zr<sub>35.9</sub>Al<sub>6</sub><sup>[13]</sup>,但这些非晶涂层体系的熔点较镁合金基体仍偏高。因此,本文采用文献[14]报导的有一定非晶形成能力的低熔点Al<sub>63</sub>Cu<sub>27</sub>Zn<sub>10</sub>(原子数分数,%)三元合金作为熔覆粉末体系,对工程应用较广泛的AZ80镁合金进行激光熔覆处理以改善其表面综合性能,为镁合金表面改性提供一些参考和依据。

## 2 实验过程

实验基体材料为市售压铸AZ80镁合金(Mg-8.81Al-0.27Zn-0.19Mn,质量分数,%),在激光熔覆处理前,先用600#SiC砂纸打磨基体表面,用乙醇清洗去除油污。为降低镁合金基体对激光的反射率以及提高基体与熔覆层之间的结合力,对试样表面进行喷砂粗化处理。

激光熔覆实验选用Al、Cu、Zn混合金属粉末,纯度均大于等于99.5%,粒度为200~300目(1目=48~78 μm),按Al<sub>63</sub>Cu<sub>27</sub>Zn<sub>10</sub>(原子数分数,%)比例将上述粉末进行球磨混合后,加入易挥发的液态粘接剂进一步搅拌混合,然后进行干燥、破碎、过80目(1目=180 μm)筛待用。采用预置法将上述混合好的粉末均匀涂覆在AZ80试样上,涂层厚度约为0.8 mm。利用TJ-HL-T5000型CO<sub>2</sub>激光器进行镁合金表面激光熔覆处理,经优化后的工艺参数为:激光功率为1.8 kW,光斑直径为3 mm,扫描速率为5 mm/s,搭接率为50%。

为了尽量减少激光处理过程中镁合金基体表面氧化和加快其冷却速度而提高熔覆层的非晶形成能力,实验在自制装置中进行(如图1所示),充纯氩气作为保护气氛,气流量为10 L/min。通入去浮冰的低温流水对基材底部进行快速冷却,可控水温为0℃~5℃;通过进出水管阀门控制水位高度和水流量,水位接触试样底部为宜,水流量控制为1.5 L/min。

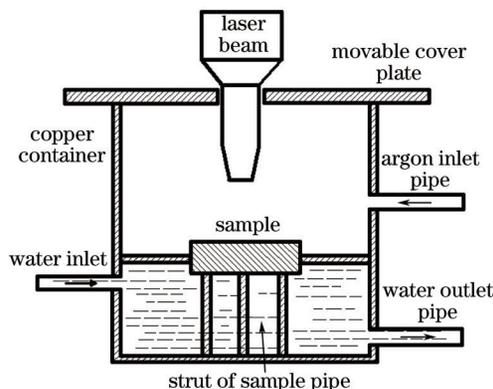


图1 激光熔覆实验装置示意图

Fig.1 Sketch map of laser processing

采用带能谱仪(EDS)的JSM-6490LA型扫描电子显微镜(SEM)对激光熔覆试样进行微区组织和成分分析。物相分析在X-D6型X射线衍射仪(XRD)上进行。采用HXD-1000 B维氏显微硬度计对激光熔覆试样截面进行纵向和横向硬度测量,载荷50 g,保载时间15 s,纵向测量方式为从熔覆层外表面到基体,每隔50 μm

测量三次取其算术平均值。横向测量选取离基底约 0.4 mm 的部位,从第二道熔覆层的外侧开始平行地向后一道熔覆层移动,每隔 250  $\mu\text{m}$  测量三次取其算术平均值。在 MMW-1A 型摩擦磨损试验机上进行耐磨性能测试,对磨材料为 GCr15 钢,载荷 100 N,时间 20 min。采用 CS300 型电化学工作站测量基体和熔覆层的动电位极化曲线,以 pH=7 的质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液为腐蚀介质,以 Pt 作为辅助电极,饱和甘汞电极作为参比电极,采样频率 3 Hz,扫描速度 0.5 mV/s。

### 3 结果与分析

#### 3.1 相组成分析

图 2 为 AZ80 镁合金基体与熔覆层的 XRD 图谱。可见,基体主要由  $\alpha\text{-Mg}$  和  $\beta\text{-Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  组成。由于熔覆金属中的 Al、Zn、Cu 元素与基体中的 Mg 元素发生合金化反应,熔覆层主要由  $\alpha\text{-Mg}$ , 二元相  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 、 $\text{AlMg}$ 、 $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  和三元相  $\text{Mg}_{32}\text{Al}_{47}\text{Cu}_7$ 、 $\text{AlMg}_2\text{Zn}$ 、 $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  组成。此外,在  $2\theta=34^\circ\sim 48^\circ$  范围内出现了表征非晶相的漫散包,其上叠加有表征晶体相的尖峰,这表明在低温流水辅助的激光快速冷却作用下,激光熔覆涂层主要由非晶相和金属间化合物组成,这一结果与文献[14]报导的采用铜模铸造法制备的  $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{27}\text{Zn}_{10}$  三元合金由部分非晶和晶体相组成的结论是一致的。值得一提的是,激光熔覆层较基体的 XRD 图谱中  $\alpha\text{-Mg}$  相的衍射峰出现了一定的右移,这主要是由于在低温水冷加快的激光熔覆快速凝固过程中,部分合金元素来不及完全扩散就被快速移动的固液界面所淹没而固溶于  $\alpha\text{-Mg}$  相中导致其发生晶格畸变引起的。

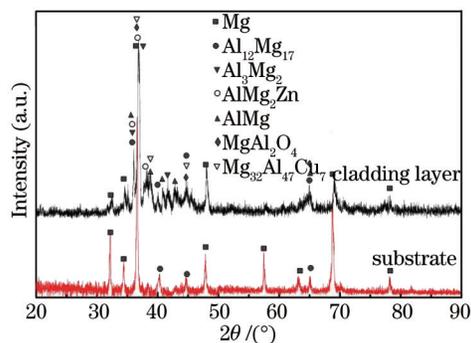


图 2 基体与熔覆层的 XRD 分析

Fig.2 XRD analysis of the substrate and cladding layer

#### 3.2 显微组织分析

图 3(a)为多道搭接激光熔覆过程示意图。因实验采用的激光搭接率为 50%,且在低温流水的辅助作用下,下冷速很快使得熔覆过程中没有出现明显温升,采用的多道搭接激光工艺参数可完全熔化前一道熔覆层而基材熔化深度控制在 20  $\mu\text{m}$  以内,故除首道和末道边界外,可保证整个试样熔覆层组织成分均匀。图 3(b)为典型激光搭接区横截面的金相照片,从图中可以看出,经激光扫描的第 2 道和第 3 道之间的搭接区质量好,无裂纹、空洞等缺陷,组织分布基本均匀。

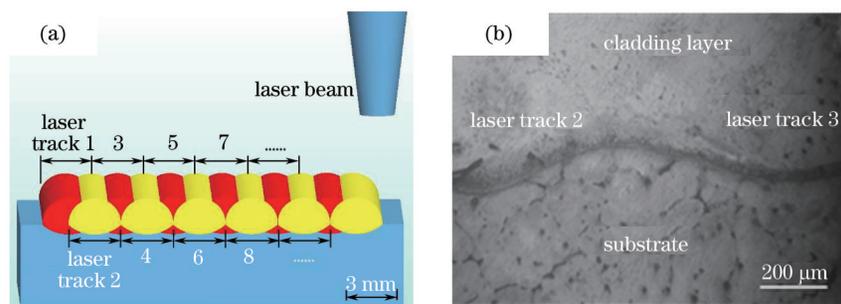


图 3 激光熔覆过程示意图(a)和试样搭接区的显微组织(b)

Fig.3 Schematic diagram of laser cladding process (a) and the cross-sectional microstructure of the laser overlapping zone (b)

图 4 为典型激光熔覆试样横截面的 SEM 形貌。根据图 4(a)低倍图片中组织分布的明显差异,试样截面可分为基体(substrate)、结合区(combined zone)和熔覆层(cladding layer)三个区域。其中, AZ80 基体组织由  $\alpha\text{-}$

Mg固溶体和主要沿晶界分布的 $\beta$ -Al<sub>12</sub>Mg<sub>17</sub>相组成;熔覆层与基体之间的结合区约为40  $\mu$ m,无气孔、裂纹等缺陷,且形成了良好的冶金结合;熔覆层组织均匀致密,与基体相比明显细化。

从图4(b)高倍图片中可见,熔覆层中存在大量弥散分布的第二相组织,这主要为熔覆粉末和基体在激光作用下发生合金化反应生成的金属间化合物,平均尺寸约为5  $\mu$ m。熔覆层与基体之间的结合区组织呈胞状树枝晶结构,垂直于界面生长。这主要是由于在激光熔覆过程中,熔融粉末和基体接触形成了微熔池,结合区较熔覆层温度低,但因与基材接触冷却速率较大,基体的熔融边界作为形核质点而形核结晶成树枝晶组织。在凝固过程中,枝晶上及枝晶间元素的聚集、形核、长大过程不同,这也正说明激光熔覆过程中,在对流传质和扩散的作用下,合金元素之间存在着交互作用,并且贯穿着凝固的全过程,从而使基材和熔覆材料有机的相互融合在一起,形成了良好的冶金结合层<sup>[15]</sup>。

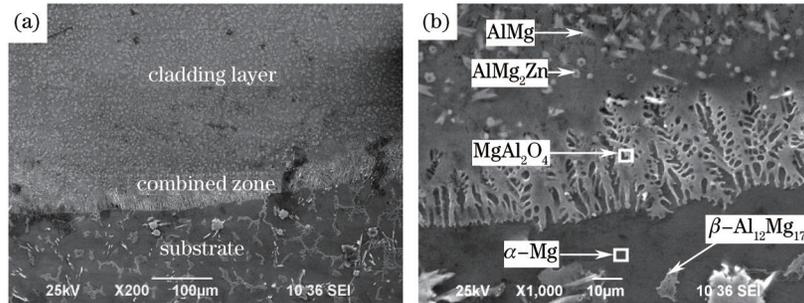


图4 激光熔覆试样横截面的显微组织

Fig.4 Cross-sectional microstructure of the laser cladded specimen

利用能谱仪对熔覆层和结合区组织进行了微区成分分析,如图5所示。可见,熔覆层中颗粒状物质主要由Mg、Al、Zn等元素组成[其成分见图5(b)],Mg:Al:Zn原子质量比近似为2:1:1,结合图2的XRD分析,可以推断出颗粒状物质为AlMg<sub>2</sub>Zn相,其形状与盛绍顶等<sup>[16]</sup>采用双辊雾化法制备快速凝固的AZ91镁合金粉末中得到的近似球形 $\tau$ -AlMg<sub>2</sub>Zn组织形貌一致。如图5(c)所示,熔覆层中“牙齿状”物质Al:Mg原子质量比为1:1,结合图2的XRD分析,可以确定主要由AlMg金属间化合物组成,这与Gao等<sup>[15]</sup>报道的在AZ91HP镁合金表

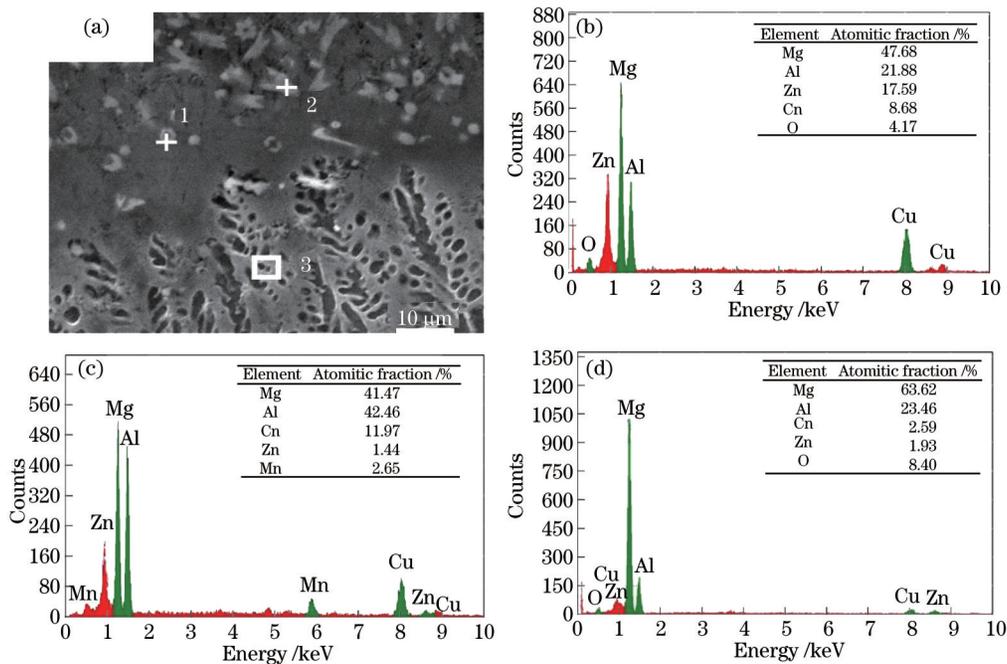


图5 激光熔覆试样的SEM图像和EDS成分分析。(a) SEM图像;(b) 颗粒相1的能谱分析;

(c) “牙齿状”相2的能谱分析;(d) 树枝晶组织3的能谱分析

Fig.5 SEM image and EDS composition analysis of the laser cladded specimen. (a) SEM image; (b) EDS spectra of particle 1;

(c) EDS spectra of tooth-shaped particle 2; (d) EDS spectra of dendritic structure 3

面激光熔覆 Al-Cu 合金粉末中出现的  $AlMg$  相一致。结合区的胞状树枝晶主要由 Mg、Al、Cu、Zn、O 等元素组成[见图 5(d)],根据图 2 的 XRD 结果,可以推断该区域主要形成了  $MgAl_2O_4$ ,该相被称为“镁铝尖晶石”,具有耐高温、耐磨损、耐腐蚀等陶瓷特性<sup>[17]</sup>。同时,由于这几种元素中 Cu、Zn 的原子质量最大,所以在熔覆过程中易沉淀在微熔池底部,与镁合金基体中的 Mg 元素以及熔覆粉末中的 Al 元素发生冶金化合反应,生成  $Mg_{32}Al_{47}Cu_7$ 、 $AlMg_2Zn$  相;由于 Mg 和 Al 有较好的相容性,所以结合区易形成  $Mg_3Al_2$ 、 $Al_{12}Mg_{17}$  等金属间化合物,这些弥散分布的硬质相可改善基体和熔覆层的结合性能。

### 3.3 显微硬度分析

图 6(a)所示为激光熔覆试样横截面的纵向显微硬度分布曲线。可见,显微硬度曲线可分为三段:第一段为熔覆层,该区域显微硬度值比较高,硬度平均值为 492 HV,最高可达 683 HV,这主要是由于在激光作用下该区域的合金粉末呈熔融状态,在激光快热快冷和低温流水冷却的双重作用下,熔融态组织急速冷却,产生了显著的细晶强化作用和一定的固溶强化作用;其次,熔覆层生成了大量的金属间化合物和非晶相,起到第二相强化效应;第二段为结合区,该区域的显微硬度逐渐下降,硬度值变化较大。由于结合区硬度的过渡和缓冲作用,有利于熔覆层和基体的冶金结合;第三段为基体,该区域的硬度值较低,硬度平均值为 92 HV,由于靠近结合区的组织受激光热辐射的作用会发生部分再结晶,所以显微硬度值比远离结合区的基体组织略高。

从图 6(a)可知,试样显微硬度峰值出现在沿熔覆层深度方向的次表层(150~300  $\mu m$ ),而不是最表层,与文献[5-6]报导的研究结果一致。这主要是由于在激光束直接辐照下,表面预置的 Al、Zn、Cu 合金元素不可避免地发生部分烧损或蒸发,同时由于熔渣杂质和气体的上浮导致最表层存在少量夹杂、气孔等缺陷,从而表面硬度相对次表层较低。而在次表层中,由于生成的硬质相含量较高,硬度值对应较高。此外,在熔覆层与结合区交界处硬度值又出现了一个小峰值,其原因是由于 Al 与 Mg 良好的相容性在结合区附近形成大量 Al-Mg 二元相(如  $Al_{12}Mg_{17}$  和  $Al_3Mg_2$ )以及高硬度的  $MgAl_2O_4$  类陶瓷相[见图 4(b)]提高了该区域的硬度。

图 6(b)横向比较了从第二道熔覆层的外侧开始至第四道熔覆层为止的显微硬度值。可见,激光熔覆试样横截面的横向显微硬度分布较为均匀,多道搭接区硬度整体变化不大。结合典型搭接区金相照片[图 3(b)]可见,采用本研究的激光熔覆工艺得到的多道搭接熔覆层的组织和硬度分布基本均匀,硬度较镁合金基体有较大提高。

值得一提的是,Qian 等<sup>[8]</sup>在 AZ91D 镁合金表面激光熔覆 Al-Si+ $Al_2O_3$  复合粉末体系的结果表明,熔覆层显微硬度峰值为 221 HV;崔泽琴等<sup>[9]</sup>在 AZ31B 镁合金表面激光熔覆 Al-Si/ $Al_2O_3$ - $TiO_2$  复合涂层的显微硬度峰值为 245 HV,约为基体的 5 倍;而本研究结果表明,熔覆层的显微硬度(375~683 HV)是基体(92 HV)的 4~7 倍。可见,激光熔覆  $Al_{63}Cu_{27}Zn_{10}$  涂层显著提高了 AZ80 镁合金的表面硬度。

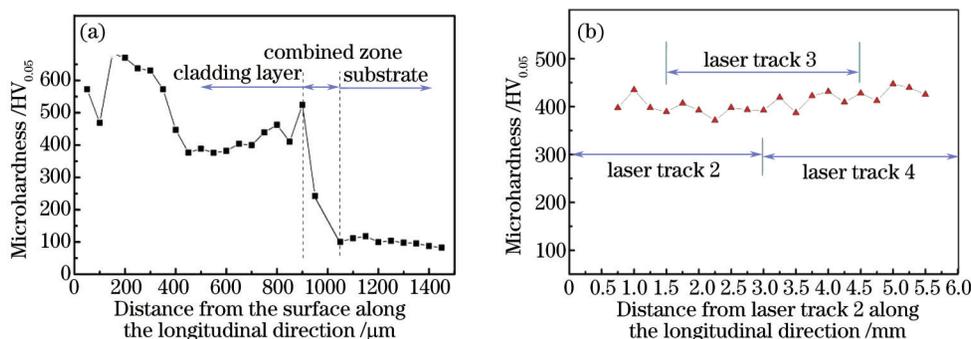


图 6 激光熔覆试样横截面的纵向(a)和横向(b)显微硬度分布图

Fig.6 Microhardness distribution along the longitudinal (a) and transversal (b) direction of the laser-cladded specimen

### 3.4 磨损性能分析

图 7 对比了熔覆层与基体的磨损性能。从图中可见,在相同的摩擦环境下,熔覆层和基体磨损失量分别为 4.3 和 13.7 mg,故熔覆层的相对耐磨性是基体的 3.2 倍。丁阳喜等<sup>[6]</sup>在 AZ31B 镁合金表面进行激光合金化 Al-Cu(10:2,质量比)粉末研究的结果表明,涂层相对耐磨性为基体的 2.5 倍。可见,AZ80 镁合金表面经激光熔覆  $Al_{63}Cu_{27}Zn_{10}$  涂层后耐磨性得到明显改善。分析其耐磨性提高的主要原因有两方面:1)在低温流水辅助

的激光加工快速冷却过程中,熔覆层产生了明显的细晶强化作用和一定的固溶强化作用;2)在熔覆层中新形成的弥散分布的硬质相和部分非晶相在磨损过程中成为了主要的承载体,起到了第二相强化作用。

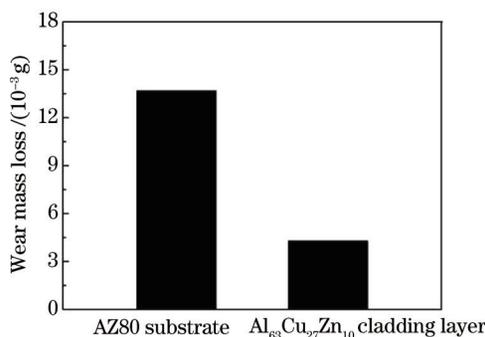


图7 熔覆层与AZ80基体的磨损失量

Fig.7 Wear mass loss of cladding layer and AZ80 substrate

### 3.5 腐蚀性能分析

电化学腐蚀性能结果如图8所示。可见,熔覆层的电极电位(-1134.2 mV)较AZ80基体(-1523.7 mV)提高了389.5 mV,熔覆层的腐蚀电流( $2.61 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$ )比基体( $7.62 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$ )降低了两个数量级。

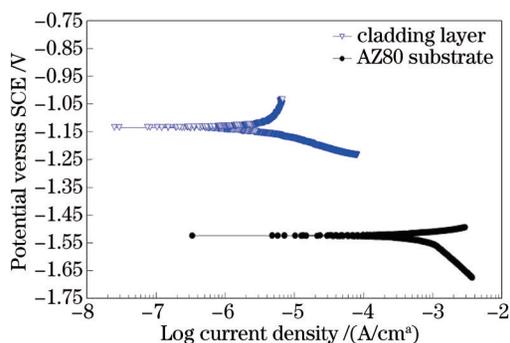


图8 基体和熔覆层的极化曲线图

Fig.8 Potentiodynamic polarization curves of the as-received Mg substrate and cladding layer

AZ80镁合金基体组织为 $\alpha$ -Mg固溶体和 $\beta$ -Al<sub>12</sub>Mg<sub>17</sub>金属间化合物,在NaCl介质中,电势较低的 $\alpha$ -Mg(约-2.73 V)和电势较高的 $\beta$ -Al<sub>12</sub>Mg<sub>17</sub>(约-1.73 V)形成原电池,并且以电势较低的 $\alpha$ -Mg为阳极,所以 $\alpha$ -Mg优先发生腐蚀<sup>[8]</sup>。镁合金在腐蚀过程中主要发生了以下反应<sup>[7]</sup>:



发生电偶腐蚀时,在电势能的作用下,Cl<sup>-</sup>很容易在表面膜有缺陷的地方穿透,为腐蚀的进一步发展开辟通道而产生点蚀。随着腐蚀的进行,腐蚀裂纹不断扩展,同时向内部加深,导致整个镁合金表面不断被腐蚀。然而,由于熔覆层中弥散分布着大量的第二相组织,且晶粒尺寸明显得到细化,新形成的金属间化合物和非晶相可有效提高熔覆层的平均电极电位,晶粒的细化能有效阻止Cl<sup>-</sup>向镁合金内部穿透,从而降低 $\alpha$ -Mg的腐蚀速率。

## 4 结 论

1)在对基体进行低温流水快速冷却条件下,采用预置粉末激光熔覆法在AZ80镁合金表面成功制备了Al<sub>63</sub>Cu<sub>27</sub>Zn<sub>10</sub>非晶复合涂层。熔覆层与基体呈现出良好的冶金结合,晶粒得到明显细化,同时弥散分布着大量的第二相组织。熔覆层主要由 $\alpha$ -Mg,二元相Al<sub>12</sub>Mg<sub>17</sub>、AlMg、Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>,三元相Mg<sub>32</sub>Al<sub>47</sub>Cu<sub>7</sub>、AlMg<sub>2</sub>Zn、MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>和非晶相组成。

2)由于第二相和非晶相的形成以及细晶效应,熔覆层的硬度、耐磨性和耐腐蚀性较基体显著提高。熔覆层的显微硬度(375~683 HV)为基体(92 HV)的4~7倍;熔覆层的相对耐磨性是基体的3.2倍;熔覆层的电极

电位比基体提高了 389.5 mV, 腐蚀电流降低了两个数量级。

## 参考文献

- 1 Zhang Qinglai, Wang Rong, Zhang Bingxin, *et al.*. Effect of laser shock processing on mechanical properties and mesostructures of AZ31 magnesium alloy[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(3): 0303001.  
张青来, 王荣, 张冰昕, 等. 激光冲击强化对 AZ31 镁合金力学性能和组织结构的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0303001.
- 2 Chen Hong, Li Zhuguo, Yao Chengwu, *et al.*. Effect of Gd on microstructure and properties of laser clad magnesium coatings[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(3): 0306002.  
陈宏, 李铸国, 姚成武, 等. Gd 元素对激光熔覆镁合金涂层组织和性能的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0306002.
- 3 Ashish S, Harimkar S P. Laser surface engineering of magnesium alloys: A review[J]. JOM, 2012, 64(6): 716-733.
- 4 Paital S R, Bhattacharya A, Moncayo M, *et al.*. Improved corrosion and wear resistance of Mg alloys via laser surface modification of Al on AZ31B[J]. Surface & Coatings Technology, 2012, 206(8): 2308-2315.
- 5 Gao Y L, Wang C S, Pang H J, *et al.*. Broad-beam laser cladding of Al-Cu alloy coating on AZ91 HP magnesium alloy[J]. Applied Surface Science, 2007, 253(11): 4917-4922.
- 6 Ding Yangxi, Dong Jie, Sun Xiaolong. Microstructure and properties of laser alloying with Al-Cu powders on AZ31B magnesium alloy[J]. Chinese J Lasers, 2012, 39(12): 1203006.  
丁阳喜, 董杰, 孙晓龙. AZ31B 镁合金表面激光合金化 Al-Cu 涂层制备及其性能研究[J]. 中国激光, 2012, 39(12): 1203006.
- 7 Gao Y L, Wang C S, Lin Q. Broad-beam laser cladding of Al-Si alloy coating on AZ91HP magnesium alloy[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201(6): 2701-2706.
- 8 Qian J Z, Zhang J X, Li S Q, *et al.*. Influences of laser powers on microstructure and properties of the Al-Si/Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating on the AZ91D magnesium alloy[J]. Rare Metal Material and Engineering, 2011, 40(s4): 226-230.
- 9 Cui Zeqin, Wang Wenxian, Wu Hongliang, *et al.*. Microstructure and wear resistance of AZ31B magnesium alloy by laser cladding with Al-Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub> powders[J]. Chinese J Lasers, 2011, 38(6): 0603020.  
崔泽琴, 王文先, 吴宏亮, 等. 镁合金表面激光熔覆 Al-Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub> 复合涂层界面特征及耐磨性[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0603020.
- 10 Huang Kaijin, Lin Xin, Chen Chi, *et al.*. Microstructure and wear behaviour of laser clad Zr-Cu-Ni-Al/TiC composites on AZ91D magnesium alloy[J]. Chinese J Lasers, 2007, 34(4): 549-554.  
黄开金, 林鑫, 陈池, 等. AZ91D 镁合金表面激光熔覆 Zr-Cu-Ni-Al/TiC 复合粉末的组织与磨损[J]. 中国激光, 2007, 34(4): 549-554.
- 11 Chen Yongzhe, Wang Cunshan, Li Ting, *et al.*. Composition design and properties of laser clad Ni-Zr-Al alloy coating on the magnesium surface[J]. Chinese J Lasers, 2009, 36(8): 21389-2191.  
陈永哲, 王存山, 李婷, 等. 镁合金表面激光熔覆 Ni-Zr-Al 合金涂层成分设计与组织性能[J]. 中国激光, 2009, 36(8): 2189-2191.
- 12 Huang K J, Yan L, Wang C S, *et al.*. Wear and corrosion properties of laser clad Cu<sub>7</sub>Ti<sub>3</sub>Zr<sub>11</sub>Ni<sub>8</sub>/SiC amorphous composite coatings on AZ91D magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(7): 1351-1355.
- 13 Gao Y L, Jie M, Zhang H B. Influence of laser scanning speed on Cu-Zr-Al composite coatings on Mg alloys[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2013, 20(6): 568-573.
- 14 Song Bo, Niu Zhongyi, Zhang Milin, *et al.*. Preparation and thermal properties of Al-Cu-Zn system[J]. Chemical Engineer, 2008, 154(7): 1-3.  
宋博, 牛中毅, 张密林, 等. Al-Cu-Zn 系非晶合金的制备及热力学性质[J]. 化学工程师, 2008, 154(7): 1-3.
- 15 Ge Y Q, Wang W X, Wang X, *et al.*. Study on laser surface remelting of plasma-sprayed Al-Si/1wt% nano-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> coating on AZ31B magnesium alloy[J]. Applied Surface Science, 2013, 273: 122-127.
- 16 Sheng Shaoding, Chen Ding, Chen Zhenhua, *et al.*. Phase composition and interface of rapidly solidified/powder metallurgy AZ91/SiCp Mg-based composite material[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, (7): 1185-1190.  
盛绍顶, 陈鼎, 陈振华, 等. 快速凝固/粉末冶金 AZ91/SiCp 镁基复合材料的相组成及界面[J]. 中国有色金属学报, 2008, (7): 1185-1190.
- 17 Ping L R, Azad A M, Dung T W, *et al.*. Magnesium aluminate (MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) spinel produced self-heat-sustained (SHS) technique[J]. Materials Research Bulletin, 2001, 36: 1417-1430.
- 18 Ambat R, Aung N, Zhou W. Evaluation of effects on corrosion behavior of AZ91D magnesium alloy[J]. Corrosion Science, 2000, 42(8): 1433-1455.

栏目编辑: 张浩佳