

# Mg-Nd-Zn-Zr 合金表面激光熔覆 Al-Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层研究

张志民<sup>1</sup>, 张可敏<sup>1</sup>, 邹建新<sup>2</sup>, 刁云华<sup>1</sup>

(1. 上海工程技术大学, 上海 201620)

(2. 上海交通大学, 上海 200240)

**摘要:** 采用激光熔覆 Al-Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 粉末来对 Mg-Nd-Zn-Zr 镁稀土合金进行表面改性, 并对熔覆层的形貌、组织、相组成及性能进行了表征。X 射线衍射 (XRD) 分析和扫描电镜 (SEM) 观察显示, 熔覆层主要由  $\alpha$ -Mg、Mg<sub>2</sub>Si、Mg<sub>12</sub>Nd 以及 Al<sub>3.21</sub>Si<sub>0.47</sub> 或 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 几种相组成, 而 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 则大部分聚集在熔覆层和基体之间的界面处。截面硬度测试显示, 熔覆层的显微硬度最高值在 3090 至 4750 MPa 之间, 是基体硬度 (550 MPa) 的 5~8 倍以上, 这主要归结为熔覆层内晶粒细化、固溶强化、增强相的形成以及氧化物颗粒的弥散强化作用。在 3.5% (质量分数) NaCl 水溶液中的电化学测试显示, 激光熔覆后的镁合金腐蚀电位上升, 腐蚀电流密度可由基体的  $1.683 \times 10^{-4} \text{A/cm}^2$  下降至激光熔覆后的  $0.843 \times 10^{-5} \text{A/cm}^2$ , 表明激光熔覆后样品表面的腐蚀性能也得到显著提高。

**关键词:** 激光熔覆; Mg-Nd-Zn-Zr 合金; 复合涂层; 显微硬度; 腐蚀性能

中图分类号: TG146.2<sup>+</sup>2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)09-2594-07

镁及其合金被誉为 21 世纪的绿色金属材料。镁是所有结构材料中最轻的金属之一, 密度为  $1.738 \text{g/cm}^3$ , 比铝合金低约 36%, 比钢低 77%<sup>[1-3]</sup>。同时, 镁合金以其较高的比强度和比刚度、良好的阻尼性、优良的切削加工性、导热性、机械减震性能及电磁屏蔽性能等优点而越来越受到关注与重视, 在航空航天、汽车、电子等领域获得了大量的应用, 然而镁合金较差的耐腐蚀性和较低的硬度制约了其性能优势的发挥<sup>[4-10]</sup>。

因此, 镁合金的一个重要研究方向就是改善其表面的化学和力学性能。近年来迅速发展的激光熔覆技术是一种具有研究和应用价值的材料表面改性技术, 其在镁合金表面改性方面的应用已有很多报道<sup>[11-19]</sup>。例如, 崔泽琴<sup>[20]</sup>等人研究了 AZ31B 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, 熔覆层与基体达到了良好的冶金结合, 显微硬度比基体提高了约 4 倍, 耐磨性能也得到了显著提高。M. Hazra<sup>[21]</sup>等人研究了 MRI 153M 镁合金表面激光熔覆 Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层, 结果表明, 熔覆层的摩擦性能与基体相比至少提高了一个数量级, 但是由于微裂纹和气孔的出现使得熔覆层的腐蚀性能较基体有所下降。

从以往发表的文献来看, 有关镁铝系合金的激光

熔覆研究工作较多, 而高性能镁稀土合金的激光熔覆则研究相对较少。本实验选择一种高性能 Mg-Nd-Zn-Zr 镁稀土合金为基体材料, 用 Al-Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 合金粉末作为涂层材料, 研究和分析经激光熔覆后, 合金表面熔覆层的相组成、显微结构、显微硬度以及抗腐蚀性能。

## 1 实验

选用 Mg-Nd-Zn-Zr 镁稀土合金 (NZ30K) 作为基体材料, 其化学成分见表 1。

用于激光熔覆的试样尺寸为:  $42 \text{mm} \times 15 \text{mm} \times 15 \text{mm}$ 。涂层材料分别为粒径为  $75 \mu\text{m}$  的 Al, Si, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 粉末, 用球磨机将它们按质量比为 6:3:1 的比例混合均匀。将厚度为 0.5 mm 的混合粉末预置于洁净的镁合金表面, 最后在氩气的保护下, 采用 HL-2000 型 4500 W

表 1 Mg-Nd-Zn-Zr 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the Mg-Nd-Zn-Zr alloy (wt%)

Element	Chemical composition				The rest elements
	Nd	Zn	Zr	Mg	Single $\leq 0.1$
NZK30	2.5	0.5	0.4	Balances	Total=0.4

收稿日期: 2016-09-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51271121; 51471109)

作者简介: 张志民, 男, 1991 年生, 硕士生, 上海工程技术大学材料工程学院, 上海 201620, 电话: 021-67791198, E-mail: 360357418@qq.com

CW CO<sub>2</sub> 激光器进行激光单道熔覆, 样品表面的扫描光斑直径为 4 mm, 采用的激光处理工艺参数如表 2 所示。

将激光熔覆后的样品表面用砂纸磨平, 再利用 Shimadzu D-6000 型 X 射线衍射仪分析样品熔覆层的物相组成。将熔覆后样品的截面用砂纸磨平并抛光至镜面, 然后配置浓度为 4% 的 HF 腐蚀剂进行腐蚀, 时间为 6~7 s, 之后用乙醇洗净烘干, 再利用 AS-3400 扫描电子显微镜 (SEM) 观察熔覆层试样横截面的显微组织。用 HX-1000 显微硬度计测量熔覆层截面显微硬度值, 载荷为 50 g, 加载时间为 30 s。取距离表面同一深度 5~6 个点的平均值作为测量值, 最后画出硬度梯度曲线。处理前后样品的极化曲线测量在 CHI660E 电化学工作站上进行, 参比电极为饱和甘汞电极。首先进行样品表面抛光处理, 然后将样品浸泡在 3.5% (质量分数) NaCl 水溶液中大约 1 h, 待开路电压至稳定数值后再开始测量极化曲线。开始电压为 -250 mV, 结束电压为 -1.3 V, 扫描速率为 0.001 V/s。

## 2 结果及讨论

### 2.1 激光熔覆 Mg-Nd-Zn-Zr 合金表层的 XRD 分析

图 1 为 Mg-Nd-Zn-Zr 试样基体以及在激光功率 1000 W 下熔覆层表面的 X 射线衍射图谱。从图 1 的

表 2 激光熔覆工艺参数

Table 2 Treatment parameters for laser cladding

Laser scanning power/W	Scanning rate/mm s <sup>-1</sup>	Defocusing amount/mm
1000	5	200
1000	8	200
1500	5	200
1500	8	200

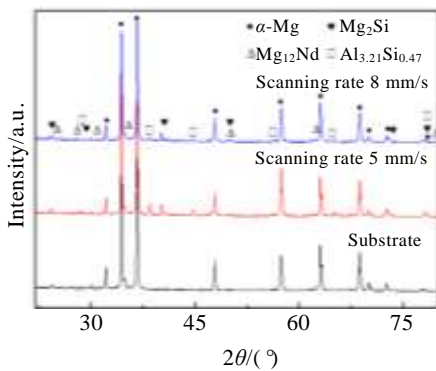


图 1 Mg-Nd-Zn-Zr 合金在激光参数为 1000 W 时熔覆层表层 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of the cladding layer on the Mg-Nd-Zn-Zr alloy when the laser scanning power is 1000 W

XRD 结果和夏长清<sup>[22]</sup>等人所做的实验可知基体由 Mg 和 Mg<sub>12</sub>Nd 两相组成。在两种不同的扫描速率下, 熔覆层的组织同样都是主要由 α-Mg、Mg<sub>2</sub>Si、Mg<sub>12</sub>Nd 以及 Al<sub>3.21</sub>Si<sub>0.47</sub> 相构成, 但是它们的含量却有所不同。不难发现, 当扫描速率较小时熔覆层中产生的新相 Mg<sub>2</sub>Si 和 Al<sub>3.21</sub>Si<sub>0.47</sub> 的含量相对比较高, 反之, 这两种相的含量相对较低。这是因为, 扫描速率小时熔覆的合金粉末会吸收更多的能量并有充足的时间与基体发生反应, 从而生产更多的新相。从图中还可以看出, XRD 结果中未发现 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 说明熔覆层表层的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量较少, 可能较多的分布在次表层中。

图 2 为 Mg-Nd-Zn-Zr 试样基体以及在激光功率为 1500 W 下熔覆层表面的 X 射线衍射图谱。对比分析 XRD 结果可以发现, 在不同的扫描速率下, 熔覆层由不同的相组成。在激光参数为 1500 W, 8 mm/s 时, 熔覆层主要由 α-Mg, Mg<sub>2</sub>Si、Mg<sub>12</sub>Nd 以及 Al<sub>3.21</sub>Si<sub>0.47</sub> 相构成; 在激光参数为 1500 W, 5 mm/s 时, 熔覆层主要由 α-Mg, Mg<sub>2</sub>Si、Mg<sub>12</sub>Nd 以及 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相组成, 并含有少量 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。这是因为扫描速率为 5 mm/s 时, 基体中更多的 Mg 到达表层, 与 Si 反应生成 Mg<sub>2</sub>Si, 其余 Mg 和 Al 充分混合, 达到了 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 形成的条件。

### 2.2 Mg-Nd-Zn-Zr 试样的 SEM 分析

#### 2.2.1 Mg-Nd-Zn-Zr 试样在激光参数 1000 W, 5 mm/s

#### 和 1000 W, 8 mm/s 下的组织形貌

图 3 和图 4 分别为 Mg-Nd-Zn-Zr 试样在激光参数 1000 W, 5 mm/s 和 1000 W, 8 mm/s 时熔覆层的 SEM 形貌。图 3a、4a 为熔覆层近表面处的形貌, 主要由黑色树枝晶和灰色基体部分组成, 树枝晶大小均匀分布且排列十分密集, 方向没有规则性。与图 3b 的熔覆层中部形貌相比, 熔覆层近表面的树枝晶较为细小, 这是由于凝固过程中近表面的温度梯度大 (即过冷度

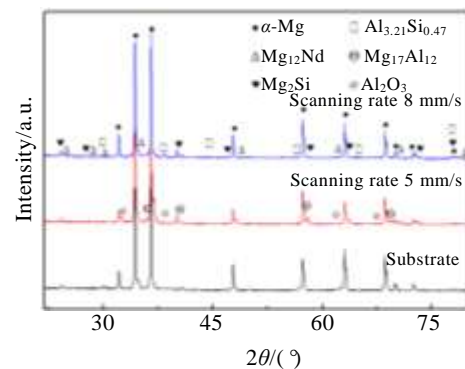


图 2 Mg-Nd-Zn-Zr 合金在激光参数为 1500 W 时熔覆层表面 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the cladding layer on the Mg-Nd-Zn-Zr

alloy when the laser scanning power is 1500 W

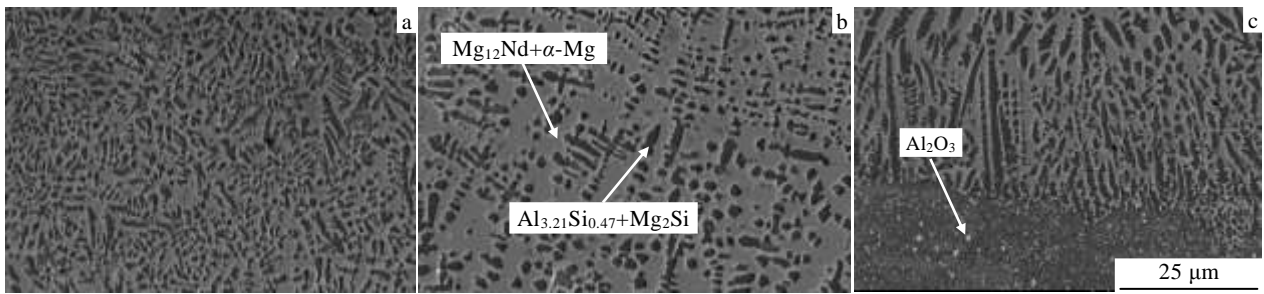


图 3 激光参数 1000 W, 5 mm/s 时熔覆层中部及界面形貌

Fig.3 SEM images of the cladding layer when the laser parameter is 1000 W, 5 mm/s: (a) near the surface e, (b) middle, and (c) bottom

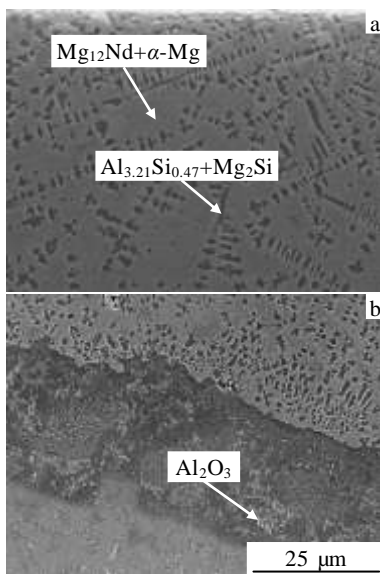


图 4 激光参数 1000 W, 8 mm/s 时熔覆层表面界面处 SEM 形貌

Fig.4 SEM images of the cladding layer when the laser parameter is 1000 W, 8 mm/s: (a) near the surface and (b) bottom

大), 有利于形核, 因此晶粒更为细小。熔覆层中部晶粒较熔覆层底部晶粒小也是这个原因。但是中部和底部的晶粒具有一定的方向性, 都是沿着温度传导和扩散的方向。对比图 3a 和 4a 不难发现, 激光参数 1000 W, 5 mm/s 时树枝晶的晶粒较为细小。这是因为在相同输出功率下, 扫描速率越小, 熔覆层的温度就越高, 从而温度梯度越大, 就越有利于形核。在图 3c 和 4b 中可以发现, 一些细小的白色颗粒分布在熔覆层和基体的界面之间, 这些是被部分熔化了了的  $Al_2O_3$  颗粒。 $Al_2O_3$  颗粒出现在界面的原因是  $Al_2O_3$  的熔点比 Mg、Al 和 Si 高很多且其密度高于 Mg、Al, 所以最开始熔化的是 Mg、Al 和 Si,  $Al_2O_3$  颗粒则下沉至熔体底部,

而且只发生了部分熔化。根据 XRD 结果和 SEM 观察可知, 黑色树枝晶为  $Al_{3.21}Si_{0.47}$  和  $Mg_2Si$  相, 灰色组织则是由  $\alpha-Mg$  及  $Mg_{12}Nd$  相组成。

### 2.2.2 Mg-Nd-Zn-Zr 试样在激光参数 1500 W, 8 mm/s 和 1500 W, 5 mm/s 下的组织形貌

图 5 为 Mg-Nd-Zn-Zr 合金在激光参数 1500 W, 8 mm/s 时熔覆层表面和界面处的 SEM 形貌。从图中可以看出熔覆层和基体之间形成了很好的冶金结合。而且, 它们的组织同样都是由  $Al_{3.21}Si_{0.47}$  和  $Mg_2Si$  相组成黑色树枝晶以及由  $\alpha-Mg$  及  $Mg_{12}Nd$  相组成的灰色组织所构成。同样的,  $Al_2O_3$  颗粒不均匀的聚集在熔覆层与基体界面处。

图 6 为 Mg-Nd-Zn-Zr 合金在激光参数为 1500 W, 5 mm/s 下熔覆层的 SEM 形貌以及近表面处的元素分布图。可以看到, 熔覆层表面有黑色枝晶状组织和白

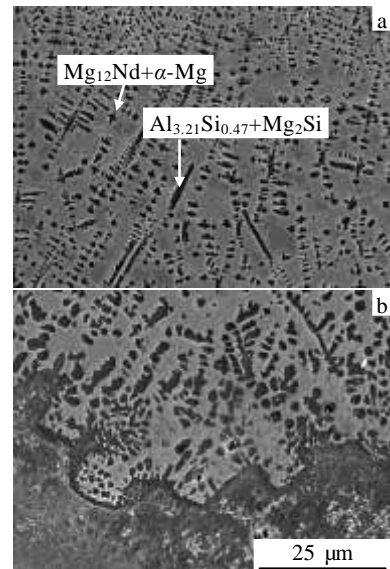


图 5 激光参数 1500 W, 8 mm/s 时熔覆层近表面界面处

SEM 形貌

Fig.5 SEM images of the cladding layer taken at the near

surface (a) and bottom (b) regions when the laser parameter is 1500 W, 8 mm/s

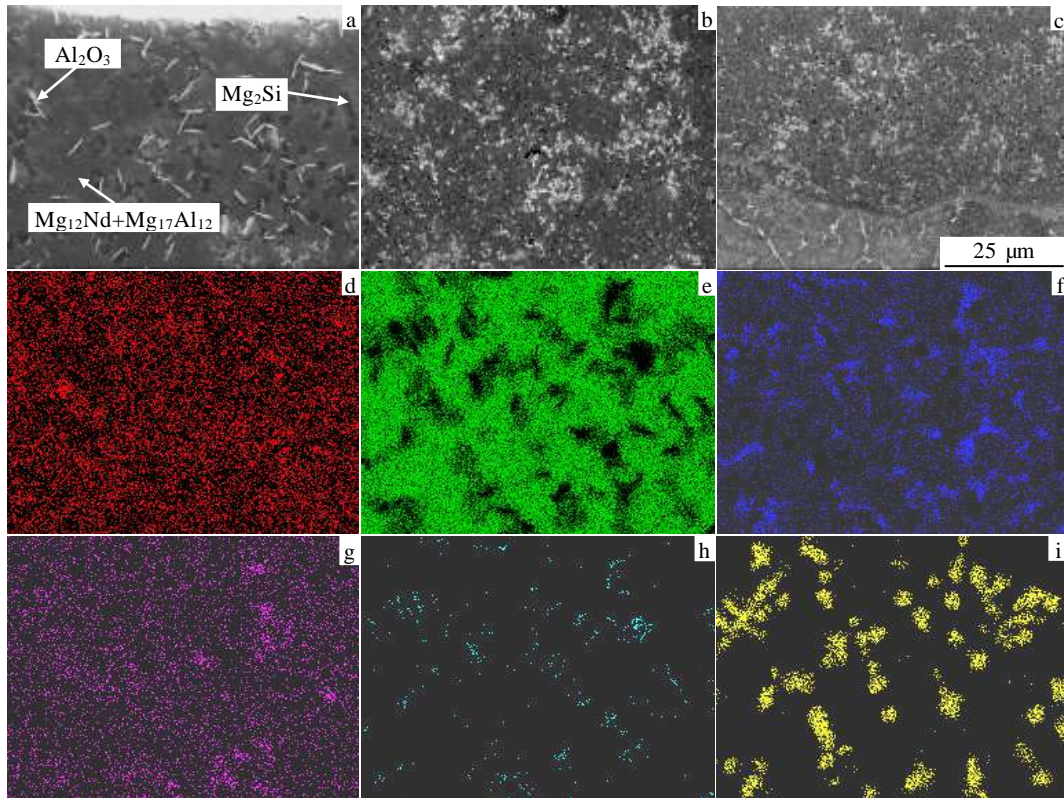


图 6 Mg-Nd-Zn-Zr 合金在激光参数 1500 W, 5 mm/s 下熔覆层近表面、中部及界面处 SEM 形貌及近表面的元素分布图

Fig.6 SEM images of the cladding layer when the laser parameter is 1500 W, 5 mm/s: (a) near the surface, (b) middle, and (c) bottom; the elemental distribution diagrams of Fig.6a: (d) Mg, (e) O, (f) Al, (g) Zr, (h) Nd, and (i) Si

色针状相以及灰色基体，而熔覆层中部和底部有大量白色细小颗粒。通过对比形貌图和元素分布图可以看出，各个元素都有着不同的分布情况。其中，灰色组织为富 Mg, Al, 贫 Si 区域。白色针状晶体为富 Al, 贫 Mg, Si 区域。黑色组织为富 Mg, Si, 贫 Al 区域。O 和 Zr 元素在熔覆层表面分布有局部富集，Nd 元素也在局部略有富集。从元素分布图结合 XRD 的分析结果，不难推测出在熔覆层中黑色组织主要为 Mg<sub>2</sub>Si 相，白色针状组织主要是 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 相，灰色组织则是由 α-Mg、Mg<sub>12</sub>Nd 与 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相组成。

2.3 熔覆后样品的截面显微硬度测试

图 7 是样品在激光参数为 1000 W 时，不同扫描速率下的硬度梯度曲线（虚线处为熔覆层-基体界面）。从图中可以发现，激光熔覆后 1000 W, 5 mm/s 样品和 1000 W, 8 mm/s 样品的硬度最大值分别为 3750 和 3102 MPa，是基体的硬度（550 MPa）的 5~6 倍。由于激光熔覆过程是快速熔化和快速凝固的过程，就造成了晶粒的细化，组织也变得更加均匀，在一定程度上提高了熔覆层的硬度。另外，新相 Mg<sub>2</sub>Si 和 Al<sub>3.21</sub>Si<sub>0.47</sub> 起到了增强相

的作用，这些都有利于硬度的提高。样品的硬度曲线随深度先上升，然后在熔覆层-基体界面处急剧下降，最

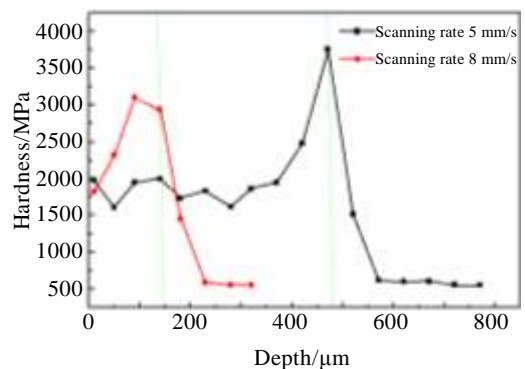


图 7 Mg-Nd-Zn-Zr 合金在激光功率为 1000 W 时熔覆层截面的显微硬度曲线

Fig.7 Microhardness profiles measured on the cross section of the cladding layer of Mg-Nd-Zn-Zr alloy samples when the laser scanning power is 1000 W

后趋于基体的硬度值。硬度最大值出现在熔覆层与基体



之间的界面处,是因为  $Al_2O_3$  颗粒的硬度比较大,大量聚集在界面处造成的,这与 XRD 结果和 SEM 分析结果一致。在低倍扫描电镜下观察发现,1000 W, 5 mm/s 样品和 1000 W, 8 mm/s 样品的熔覆层厚度分别为 480、150  $\mu m$ 。这是因为,在激光的输出功率相同时,扫描速率越小,熔覆层吸收的能量越多,温度越高,就会熔化更多的基体参与反应,形成更多的新相。

图 8 为 Mg-Nd-Zn-Zr 试样在激光参数为 1500 W 时,不同扫描速率下的硬度梯度曲线。通过低倍扫描电镜下的观察发现,激光熔覆后,1500 W, 5 mm/s 样品和 1500 W, 8 mm/s 样品的熔覆层厚度分别为 570 和 180  $\mu m$  且各自的硬度最大值分别为 4750 和 3090 MPa,较基体的硬度(550 MPa)提高到 5~8 倍。1500 W, 5 mm/s 样品中,由于分布在熔覆层近表面处的  $Al_2O_3$  颗粒较分布在熔覆层中下层的多,所以才会有如图 8 所示的硬度变化趋势。从 1500 W, 8 mm/s 样品的硬度曲线的变化趋势来看,熔覆层区域晶粒细化、固溶强化和增强相的出现都有助于硬度的提高。在熔覆层与基体界面处由于  $Al_2O_3$  硬质颗粒的弥散强化作用使得硬度值达到最大,随后硬度值随深度急剧下降并趋于基体硬度。

### 2.4 腐蚀性能测试结果与分析

图 9 为 Mg-Nd-Zn-Zr 合金基体和激光熔覆样品在 3.5%NaCl 水溶液中的极化曲线。从图中可以看出,各个熔覆样品的腐蚀电位较基体都有一定的提高。从表 3 的数据结果来看,经过激光熔覆后的样品的腐蚀电流密度都有所下降。其中 1500 W, 8 mm/s 样品的腐蚀电流密度最低,为  $0.843 \times 10^{-5} A/cm^2$ 。而 1500 W, 5 mm/s 样品的腐蚀电流密度最高,为  $0.427 \times 10^{-4} A/cm^2$ ,这主要是由于该样品熔覆层中没有出现良好的树枝晶组织以及组织的不均匀性,使得它的抗腐蚀性能较其它样品差。另外,从表 3 中可以看到在相同功率处理条件下,

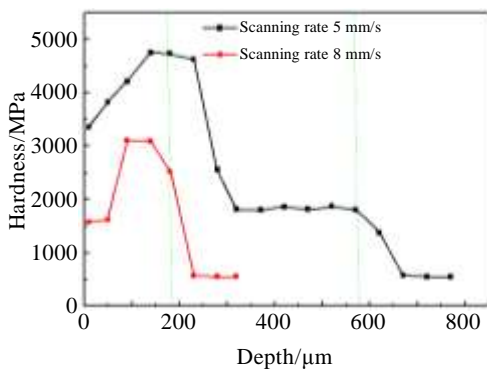


图 8 Mg-Nd-Zn-Zr 合金在激光参数为 1500 W 时截面的

显微硬度曲线

Fig.8 Microhardness profiles measured on the cross section of the cladding layer of Mg-Nd-Zn-Zr alloy samples when the laser scanning power is 1500 W

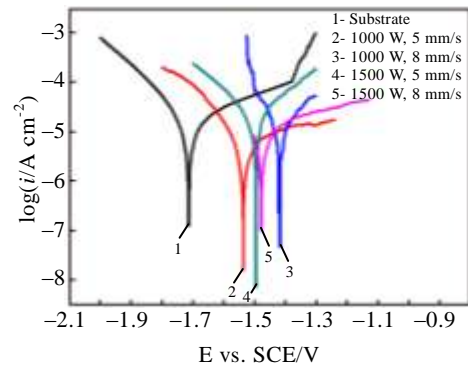


图 9 Mg-Nd-Zn-Zr 基体和激光熔覆样品在 3.5%NaCl 水溶液中的极化曲线

Fig.9 Polarization curves of the Mg-Nd-Zn-Zr alloy matrix and laser clad specimens in the 3.5%NaCl water solution

表 3 Mg-Nd-Zn-Zr 基体和激光熔覆样品在 3.5%NaCl 水溶液中的腐蚀电位和腐蚀电流密度

Table 3 Corrosion potential and the corrosion current density of the Mg-Nd-Zn-Zr alloy matrix and laser clad specimens in the 3.5%NaCl water solution

Sample	Corrosion potential/V	Corrosion current density/ $A\ cm^{-2}$
NZK30	-1.714	$1.683 \times 10^{-4}$
1000 W, 5 mm/s	-1.536	$1.902 \times 10^{-5}$
1000 W, 8 mm/s	-1.418	$0.939 \times 10^{-5}$
1500 W, 5 mm/s	-1.495	$0.427 \times 10^{-4}$
1500 W, 8 mm/s	-1.479	$0.843 \times 10^{-5}$

扫描速度为 8 mm/s 的样品耐蚀性好于扫描速度为 5 mm/s 的样品,这与 A. H. Wang<sup>[23]</sup>等人的实验结果一致。

### 3 结 论

1) 激光熔覆层与基体之间形成了很好的冶金结合,熔覆层主要由  $\alpha$ -Mg、 $Mg_2Si$ 、 $Mg_{12}Nd$  以及  $Al_{3.21}Si_{0.47}$  或  $Mg_{17}Al_{12}$  相组成,其中出现的树枝晶由  $Mg_2Si$  和  $Al_{3.21}Si_{0.47}$  相组成。

2) 在相同激光功率下随着扫描速度的减小,熔覆层深度增加,熔覆层中的组织变得更细小。

3) 激光熔覆层的硬度相对基体有了显著的提高,

激光处理参数为 1500 W, 5 mm/s 时最高达到 4750 MPa, 是基体的 8 倍以上。硬度峰值通常位于熔覆层与基体之间的界面处, 这是由于界面处生成的增强相较多且弥散分布着 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 强化相颗粒。

4) 激光熔覆后样品的抗腐蚀性能都有不同程度的提高。其中, 在激光功率为 1500 W, 扫描速率为 8 mm/s 时得到的样品表面抗腐蚀性能最佳, 腐蚀电流密度可降低至  $0.843 \times 10^{-5}$  A/cm<sup>2</sup>。

#### 参考文献 References

- [1] Zhou Jian(周建), Zhang Tingjie(张廷杰), Zhang Xiaoming(张小明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(6): 580
- [2] Yang Xiaofei(杨晓飞), Lin Wenguang(林文光), Mao Guanglei(毛广雷). *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2007, 4(7): 30
- [3] Li Jiehua(李杰华), Jie Wanqi(介万奇), Yang Guangyu(杨光昱). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(10): 1751
- [4] Carcel B, Sampredo J, Ruescas A *et al. Physics Procedia*[J], 2011, 12(1): 353
- [5] Masse J E, Fabre A, Barrallier L *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 202(20): 4901
- [6] Wang C, Chen Y, Li T *et al. Applied Surface Science*[J], 2009, 256(5): 1609
- [7] Li Baodong(李宝东), Shen Zeji(申泽骥). *Materials Protection*(材料保护)[J], 2002, 35(04): 1
- [8] Wei Chunbei(韦春贝), Zhang Chunxia(张春霞), Tian Xiubo(田修波) *et al. Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2004, 32(06): 6
- [9] Liu Hongbin(刘红宾), Wang Cunshan(王存山), Gao Yali(高亚丽). *China Laser*(中国激光)[J], 2006, 33(5): 709
- [10] Huang Kaijin(黄开金), Lin Xin(林鑫), Chen Chi(陈池) *et al. China Laser*(中国激光)[J], 2007, 34(4): 549
- [11] Cao X, Jahazi M, Fournier J *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 205(1): 322
- [12] Yue T M, Xie H, Lin X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 587: 588
- [13] Chen C J, Wang M C, Wang D S *et al. Materials Science and Technology*[J], 2010, 26(3): 276
- [14] Zheng B J, Chen X M, Lian J S. *Optics & Lasers in Engineering*[J], 2010, 48(5): 526
- [15] Peng S, Gao Z, Sun J *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2010, 204(8): 1222
- [16] Xie Kun(谢鲲), Cui Hongzhi(崔洪芝), Sun Jinquan(孙金全) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(4): 661
- [17] Xu Xinhua(许鑫华), Chen Jing(程静), Zhang Chunhui(张春怀) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(7): 1225
- [18] Paital S R, Bhattacharya A, Moncayo M *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 206(8): 2308
- [19] Mondal A K, Kumar S, Blawert C *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 202(14): 3187
- [20] Cui Zeqin(崔泽琴), Wang Wenxian(王文先), Wu Hongliang(吴宏亮). *China Laser*(中国激光)[J], 2011, 6(6): 38
- [21] Hazra M, Mondal A K, Kumar S *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2009, 203(16): 2292
- [22] Xia Changqing(夏长清), Wu Wenhua(武文花), Wu Anru(吴安如) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2004, 14(11): 1810
- [23] Wang A H, Yue T M. *Composites Science and Technology*[J], 2001, 61(11): 1549

## Laser Cladding of a Mg-Nd-Zn-Zr Alloy with Al-Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Powders

Zhang Zhimin<sup>1</sup>, Zhang Kemin<sup>1</sup>, Zou Jianxin<sup>2</sup>, Diao Yunhua<sup>1</sup>

(1. Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China)

(2. Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

**Abstract:** Laser cladding of Al-Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> powders were applied on Mg-Nd-Zn-Zr magnesium rare earth alloy, and the microstructure, phase components and properties of the clad layers were characterized. X-ray diffraction (XRD) analyses and scanning electron microscope (SEM) observations show that the clad layer is mainly consisted of  $\alpha$ -Mg, Mg<sub>2</sub>Si, Mg<sub>12</sub>Nd and Al<sub>3.21</sub>Si<sub>0.47</sub> or Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phases. However, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles agglomerate at the bottom of the clad layer close to the melt-substrate interface. The cross section microhardness tests reveal that the maximum hardness of the clad layer ranges from 3090 to 4750 MPa, about 5 to 8 times higher than that of the Mg-Nd-Zn-Zr alloy (550 MPa) substrate. Such an increased hardness is attributed to the grain refinement, the solution strengthening, the formation of hardening phases and

the dispersion strengthening from oxide particles. According to the potentiodynamic polarization measurements carried out in the 3.5 wt% NaCl water solution, the corrosion potential of the alloy increases after laser cladding, while the corrosion current density decreases from  $1.683 \times 10^{-4}$  (A/cm<sup>2</sup>) for the Mg alloy substrate to  $0.843 \times 10^{-5}$  (A/cm<sup>2</sup>) for the laser clad alloy. Therefore, the corrosion resistance of Mg-Nd-Zn-Zr alloy can be also significantly improved by laser cladding with Al-Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> powders.

**Key words:** laser cladding; Mg-Nd-Zn-Zr alloy; composite coating; micro-hardness; corrosion property

---

Corresponding author: Zhang Kemin, Ph. D., Professor, School of Materials Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, P. R. China, Tel: 0086-21-67791198, E-mail: zhangkm@sues.edu.cn