

doi: 10.3969/j.issn.1007-9289.2012.01.008

# 不同激光功率下镁合金表面激光熔覆 Ni60 合金涂层的显微组织和磨损性能<sup>\*</sup>

葛亚琼<sup>1</sup>, 王文先<sup>2</sup>

(1. 太原科技大学 材料科学与工程学院, 太原 030024; 2. 太原理工大学 材料科学与工程学院, 太原 030024)

**摘 要:** 为提高镁合金表面的耐磨性, 利用 5 kW 横流连续 CO<sub>2</sub> 激光器在 AZ31B 镁合金表面熔覆 Ni60 合金粉末, 制备了无裂纹、气孔等缺陷的熔覆层。分析讨论了不同激光功率下熔覆层的显微组织和磨损性能。结果表明: 熔覆层的显微组织为典型的枝晶状态, 且随着激光功率的增加, 枝晶尺寸增加; 不同的激光功率下, 熔覆层都由 Mg、MgNi<sub>2</sub>、Mg<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>Si、Mg<sub>2</sub>Ni、Mg<sub>2</sub>Si 和 FeNi 组成, 但当激光功率增加时, Mg 相含量逐渐减小, 其它相含量逐渐增多。在枝晶细化和各种金属间化合物的共同作用下, 熔覆层的显微硬度和耐磨性能都得到提高, 且激光功率  $P=3\ 000\ \text{W}$  时, 提高程度最大, 即显微硬度提高了 840%~1 102%, 磨损失量是原始 AZ31B 镁合金的 8.57%。

**关键词:** AZ31B 镁合金; 激光熔覆; Ni60 合金; 显微组织; 磨损性能

**中图分类号:** TG174.4; TG146 **文献标识码:** A **文章编号:** 1007-9289(2012)01-0045-06

## Microstructure and Wear Resistance of Laser Clad Ni60 Alloy on AZ31B Magnesium Alloy in Different Laser Power

GE Ya-qiong<sup>1</sup>, WANG Wen-xian<sup>2</sup>

(1. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024; 2. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024)

**Abstract:** In order to improve the wear resistance of AZ31B magnesium alloy, clad layer which has no crack and hole was created by a 5 kW continuous wave CO<sub>2</sub> laser clad Ni60 alloy powder on AZ31B magnesium. The microstructure and the wear resistance of the clad layer in different laser power is investigated. It is shown that the microstructure of clad layer is typical dendrite. With the increase of laser power, the dendrite size of the clad layer increases gradually. With different laser power, the clad layer is formed by Mg, MgNi<sub>2</sub>, Mg<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>Si, Mg<sub>2</sub>Ni, Mg<sub>2</sub>Si and FeNi, but when laser power increases, Mg decreases relatively to the other phase gradually increases. Because of the recombination action of fined dendritic grain and intermetallic compounds, the microhardness and wear resistance of clad layer are both improved, and with the power of 3kW, the increase is the greatest. That microhardness increases 840% to 1 102%, the wear mass is 8.57% of as-received magnesium alloy.

**Key words:** AZ31B magnesium; laser clad; Ni60 alloy; microstructure; wear resistance

## 0 引 言

在能源、资源和环境问题特别突出的今天, 镁及镁合金材料已成为继钢铁和铝之后的第三

大金属工程材料, 被誉为“21 世纪绿色工程材料”<sup>[1-2]</sup>。然而, 镁合金的硬度较低、耐磨性较差等<sup>[3-4]</sup>, 在一定程度上制约了它的广泛应用。因

**收稿日期:** 2011-09-30; **修回日期:** 2011-12-19; **基金项目:** \* 国家自然科学基金(51075293); 太原科技大学校青年基金(20103008); 太原科技大学 UIT(XJ20100021)

**作者简介:** 葛亚琼(1982—), 女(汉), 山西大同人, 助教, 博士生; **研究方向:** 激光加工

**引文格式:** 葛亚琼, 王文先. 不同激光功率下镁合金表面激光熔覆 Ni60 合金涂层的显微组织和磨损性能 [J]. 中国表面工程, 2012, 25 (1): 45-50.

此,如何提高镁合金表面的硬度、耐磨性等综合性能,已成为当今材料发展的重要课题。

近些年,激光熔覆技术为镁合金的表面改性提供了有效手段,该方面的研究取得了很大的进展<sup>[3,5]</sup>。激光熔覆层的形成是一个复杂的物理化学和快速凝固过程,熔覆层的组织及性能受激光功率、扫描速度、熔覆材料、基体材料等因素的影响。其中,激光功率作为热输入的直接表征物理量,是决定熔覆层组织和性能的一个主要因素。另外,镁合金激光熔覆具有一定的特殊性,由于镁合金的导热系数大,对CO<sub>2</sub>激光能量的反射率高于一般材料<sup>[6]</sup>,因而激光能量的选取是激光表面改性的关键因素。

文中采用激光熔覆技术在AZ31B镁合金表面制备Ni60合金熔覆层,研究激光功率对熔覆层的显微组织、物相的影响,以及熔覆层的硬度和耐磨性随激光功率变化的规律。

## 1 试验材料及方法

### 1.1 试验材料

试验用基体材料为10 mm厚的变形镁合金AZ31B,表1是其化学成分(元素质量分数)。选取38~75 μm(200~400目)的Ni60合金粉末作为熔覆粉末。表2是Ni60合金粉的化学成分。

表1 AZ31B镁合金的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of AZ31B magnesium alloy (ω/%)

Element	Content
Al	2.5~3.5
Mn	0.2~1.0
Zn	0.6~1.4
Ca	0.04
Si	0.10
Cu	0.01
Ni	0.001
Fe	0.005
Other	0.30
Mg	Bal.

表2 Ni60合金粉末化学成分(质量分数/%)

Table 2 Chemical compositions of Ni60 alloy powder (ω/%)

Element	Ni	Cr	B	Si	Fe	C
Content	Bal.	16	3.5	4.5	≤15	0.8

### 1.2 试验方法

试验前,将AZ31B镁合金表面用80号金相砂纸均匀打磨,去除表面的氧化物和油污,并用丙酮清洗干净,晾干。将在100℃的条件下烘干4 h的Ni60合金粉用粘结剂均匀预置于试板表面,预置厚度为1 mm。

利用HUST-JKT5170型5 kW横流CO<sub>2</sub>激光器进行激光熔覆试验,同时采用纯度为99.99%的氩气对熔池进行保护。每一道熔覆结束后,待试件表面温度降至常温,再进行下一道激光熔覆处理。图1是激光熔覆的示意图。表3是激光熔覆的工艺参数。

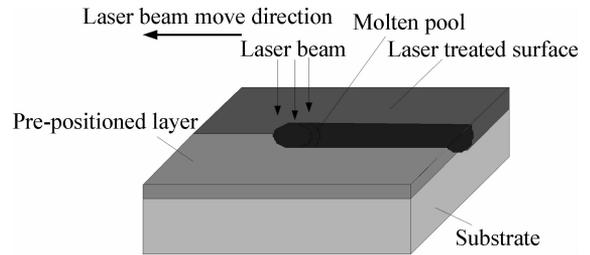


图1 激光熔覆示意图

Fig. 1 Schematic diagram of laser clad

表3 激光熔覆Ni60合金的工艺参数

Table 3 Parameters of the laser clad Ni60 alloy layer

No.	Laser power P/W	Scanning velocity v/(mm·min <sup>-1</sup> )	Spot diameter D/mm	Gas flow Q/(L·min <sup>-1</sup> )
1	1500	180	5	20
2	2000	180	5	20
3	2500	180	5	20
4	3000	180	5	20
5	3500	180	5	20
6	4000	180	5	20
7	4500	180	5	20

采用CMM-20型金相显微镜和JSM-6700F冷场发射电子显微镜(SEM)对熔覆区及基材进行显微组织观察;采用Y-2000型X射线衍射仪对熔覆层进行X射线衍射分析(XRD),对物相结构进行定性和半定量分析;采用HVS-1000A型显微硬度计测试熔覆试样的显微硬度,载荷200 g,加载时间15 s,沿激光熔凝区横截面由表

及里测试;在 MS-T3000 摩擦磨损试验机上进行磨损性能测试,圆盘磨损试样直径为 15 mm,对磨件为 GCr15 球,摩擦时间 10 min,旋转速度 100 r/min,载荷 500 g。

## 2 试验结果分析

### 2.1 熔覆层的宏观形貌及显微组织

试验过程中,当激光功率较小,即  $P=1\ 500\sim 2\ 000\ \text{W}$  时,Ni60 合金熔覆粉末几乎不熔化;当功率较大,即  $P=4\ 500\ \text{W}$  时,熔覆粉末出现严重的烧损;在  $P=2\ 500\sim 4\ 000\ \text{W}$  的激光功率下,熔覆粉末熔化,且均与 AZ31B 镁合金基体形成了良好的冶金结合。图 2 是  $P=3\ 000\ \text{W}$  时(4 号试样),AZ31B 镁合金激光表面熔覆 Ni60 合金形成的熔覆层的宏观形貌。从图中可见,熔覆层与基体形成了良好的冶金结合,且熔覆层分为四个区域:合金熔覆区(I 区)、合金与基体的结合区(II 区)、热影响区(III 区)、基体(IV 区)。其余 3~6 号试样也呈现此宏观形貌。

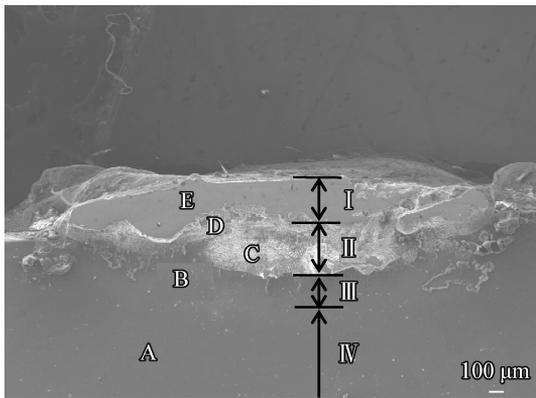


图 2 AZ31B 镁合金激光表面熔覆 Ni60 合金层的宏观形貌  
Fig. 2 Microstructure of laser cladded Ni60 alloy layer on AZ31B

对熔覆层进行 EDS 选区分析,见表 4。镁合金基体中(A 区域)主要为 Mg 元素;热影响区就是基体的自熔凝区(B 区域),仍然以 Mg 元素为主,出现了少量的 O 元素,这是由于试验中存在轻微氧化现象;而结合区(C 区域和 D 区域)只有 Mg 和 Ni 元素,根据 Mg-Ni 二元合金相图可知,形成 Mg/Ni 的化合物;熔覆层(E 区域)主要是 Ni60 合金粉末的自熔化,但是由于熔池的对流作用,基体中熔化的 Mg 也少量的进入了 Ni60 熔化形成的熔池中,从而形成了 Mg/Ni/Fe/Si 的

多种化合物。

表 4 基体和熔覆区的元素质量分数和原子数分数

Table 4 Chemical composition of substrate and cladded layer

Element		Zone				
		A	B	C	D	E
Mg	$\omega / \%$	100	92.53	48.23	8.94	2.59
	$a / \%$	100	89.07	51.66	13.43	3.67
O	$\omega / \%$		7.47	21.43	14.88	
	$a / \%$		10.93	34.88	33.94	
C	$\omega / \%$					15.74
	$a / \%$					45.12
Si	$\omega / \%$				7.24	3.78
	$a / \%$				9.40	4.64
Ni	$\omega / \%$			30.34	57.34	48.02
	$a / \%$			13.46	35.65	28.16
Fe	$\omega / \%$				11.61	29.86
	$a / \%$				7.59	18.40

不同激光功率下熔覆层的显微组织如图 3 所示。不同的激光功率下,熔覆层(I 区)的组织以枝晶为主,而且随着激光功率的增大,枝晶的尺寸逐渐增大。这是由于:热输入量与激光功率成正比,当激光功率较小时,合金粉末接收到的能量也较小,由粉末传递给基体的能量和透过粉末直接入射到基体的能量也较小,这样形成了较浅的熔池,周围基体散热条件较好,使得晶核在随后凝固过程中的长度和宽度方向都没有充分时间长大,冷却速度较大,形成的枝晶尺寸较细小;反之,随激光功率增大,形成的熔池较深,枝晶生长空间增大,冷却速度降低,枝晶的生长更易进行,枝晶尺寸随之增大。

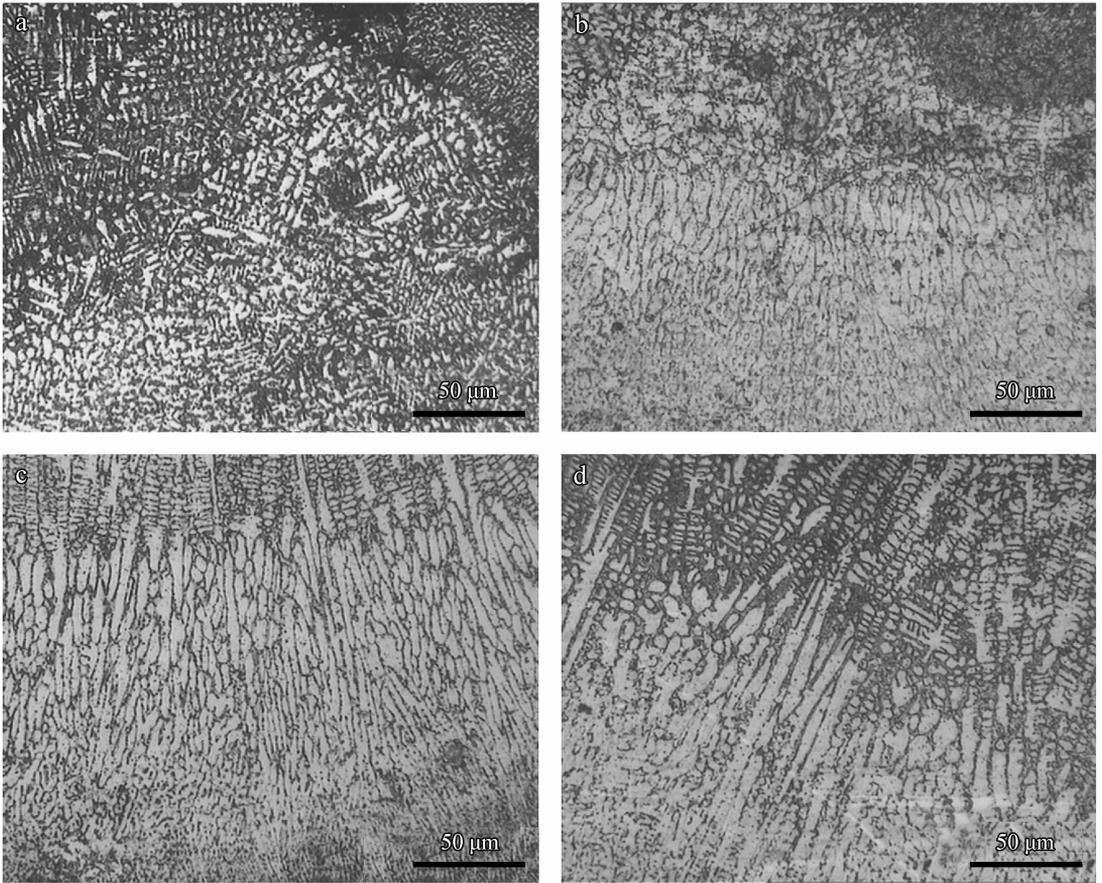
进一步发现,随激光功率增大,枝晶尺寸在长度上增加程度远大于宽度上的增加程度。这是由于在激光加热过程中,熔池中的散热主要依靠基体反方向向外排出,熔池具有定向凝固的特征,使得枝晶长度方向生长远大于宽度方向生长。

### 2.2 熔覆层的物相分析

图 4 为不同激光功率下熔覆层的 X 射线分析结果。在各种不同的激光功率下,熔覆层由

Mg、MgNi<sub>2</sub>、Mg<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>Si、Mg<sub>2</sub>Ni、Mg<sub>2</sub>Si 和 FeNi 组成,但各相的含量不同。可以分析得到,随着激光功率的增大,Mg 相的含量逐渐减小,其它相的含量逐渐增多。这是由于:当激光功率较小时,熔覆材料所吸收的能量较小,被传导到基体中的

能量也较少,从而基体的冷却凝固速度较快,基体中的 Mg 与其它元素的作用时间较少。而激光功率较大时,熔覆材料所吸收的能量较大,Mg 与其它元素有足够的时间进行冶金反应,形成大量的化合物<sup>[7,8]</sup>。



(a)  $P=2\ 500\ \text{W}$  (b)  $P=3\ 000\ \text{W}$  (c)  $P=3\ 500\ \text{W}$  (d)  $P=4\ 000\ \text{W}$

图 3 不同激光功率下熔覆层的显微组织

Fig. 3 Microstructure of cladded layer with different power

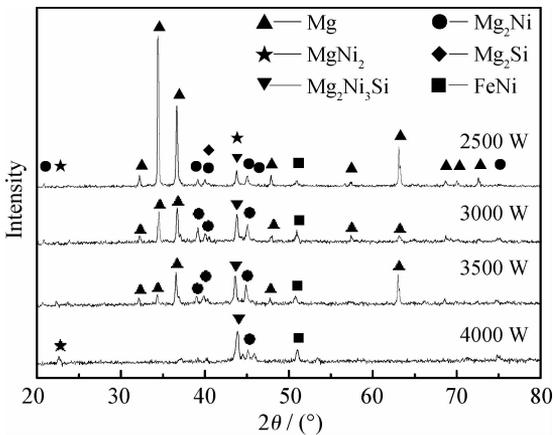


图 4 不同激光功率下熔覆层的 XRD 图

Fig. 4 XRD patterns of cladded layer with different power

### 2.3 显微硬度

图 5 是不同激光功率下 Ni60 合金熔覆层的显微硬度变化曲线。不同的激光功率下,熔覆层的显微硬度都得到了较大的提高。当激光功率  $P=3\ 000\ \text{W}$  时,熔覆层的显微硬度由基体的  $50\ \text{HV}_{0.2}$  提高到  $460\sim 601\ \text{HV}_{0.2}$ ,提高了  $840\%\sim 1\ 102\%$ ,改善程度最高。四个工艺参数下,显微硬度曲线都呈现出先增后降的趋势。即熔覆层的表层由于合金元素的烧损,硬度有所下降;而在亚表层,硬度分布基本均匀;随着距表层距离的进一步增加,Mg 元素含量增多,熔覆层的硬度下降到 AZ31B 镁合金基体的硬度。

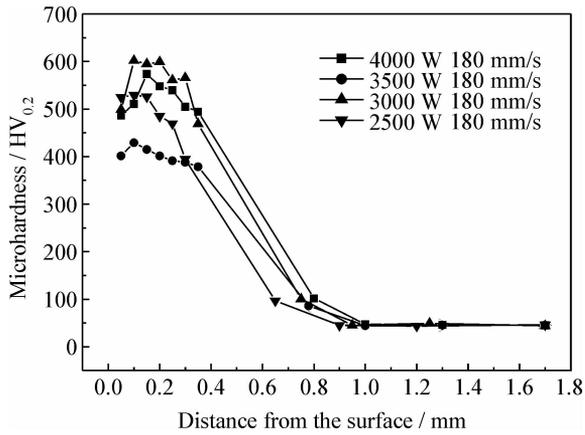


图 5 不同激光功率下熔覆层的显微硬度

Fig. 5 Microhardness of clad layer with different power

分析熔覆层的硬度比基体提高的原因:在熔覆区,组织为细密的枝晶组织,而且存在大量的各种金属间化合物,这都导致熔覆层的显微硬度较高。另外,在熔覆层有 Ni、Cr、B、Si、Fe、Mg 等元素的相互作用,激光熔覆后的快速凝固使晶粒细小所产生的细晶强化,合金元素熔入枝晶形成

过饱和固溶体所产生的固溶强化,以及大量金属间化合物形成所产生的第二相强化,形成的过饱和 Mg 固溶体和 Mg/Ni 共存区,共同导致熔覆层的硬度高于 AZ31B 镁合金的硬度。

此外,图 5 显示出当激光功率  $P=3\ 500\text{ W}$  时,显微硬度值最低。究其原因,一方面,此功率下的晶粒尺寸比低功率下的晶粒尺寸大,故细晶强化作用较弱;另一方面,与高功率下的物相相比,该工艺下仍存在一定量的 Mg 相,它的存在使得其显微硬度比高功率下的低。

## 2.4 磨损性能

不同激光功率下熔覆层的磨损形貌如图 6 所示,可见未经处理的镁合金和不同激光功率下的熔覆层经过摩擦磨损后,都呈现了磨粒磨损特征的犁沟,但是熔覆层的磨损表面的犁沟比原始镁合金的浅且细密,说明熔覆层具有较强的耐磨性。当激光功率  $P=3\ 000\text{ W}$  时,熔覆层的犁沟最浅最窄,说明此工艺下熔覆层的耐磨性最好,这与显微硬度变化趋势一致。

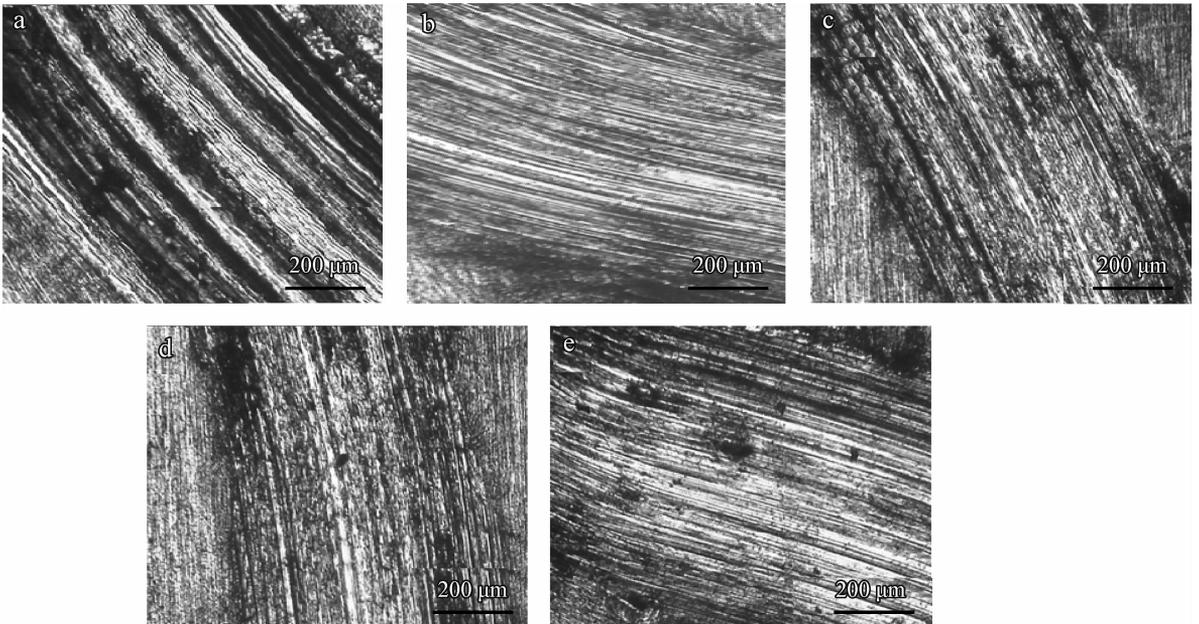
(a) As-received AZ31B (b)  $P=4\ 000\text{ W}$  (c)  $P=3\ 500\text{ W}$  (d)  $P=3\ 000\text{ W}$  (e)  $P=2\ 500\text{ W}$ 

图 6 原始 AZ31B 镁合金和熔覆层的磨损形貌

Fig. 6 Worn morphologies of as-received AZ31B alloy and clad layer

图 7 是原始 AZ31B 镁合金和熔覆层在干摩擦过程中的摩擦因数随时间变化的曲线图。原始镁合金在整个磨损过程中摩擦因数波动较大,说明磨损表面有较多的黏着物存在。熔覆层在

磨损过程中的摩擦因数波动不大,说明熔覆层的耐磨性得到了显著的提高。在不同的激光功率下, $P=3\ 000\text{ W}$ (④曲线)时,摩擦因数最稳定,平均摩擦因数是 0.257,原始镁合金的平均摩擦因

数为 0.578,  $P=4\ 000\ \text{W}$ 、 $3\ 500\ \text{W}$ 、 $2\ 500\ \text{W}$  时的平均摩擦因数分别为 0.320、0.364、0.288。

不同激光功率下的磨损质量如图 8 所示。 $P=4\ 000\ \text{W}$ 、 $3\ 500\ \text{W}$ 、 $3\ 000\ \text{W}$ 、 $2\ 500\ \text{W}$  时,熔覆层的磨损质量分别是原始 AZ31B 镁合金的 22.86%、28.57%、8.57% 和 25.71%,这与显微硬度随激光熔覆工艺改变的趋势一致,即随着显微硬度的增加,磨损的质量会减少,即 AZ31B 镁合金表面熔覆层的硬度值越高耐磨性越好。

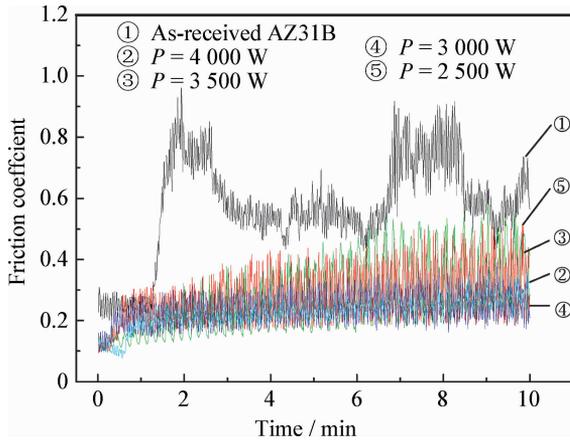


图 7 不同激光功率下的原始 AZ31B 镁合金和熔覆层的摩擦因数曲线

Fig. 7 Friction coefficient of as-received AZ31B and clad layer with different power

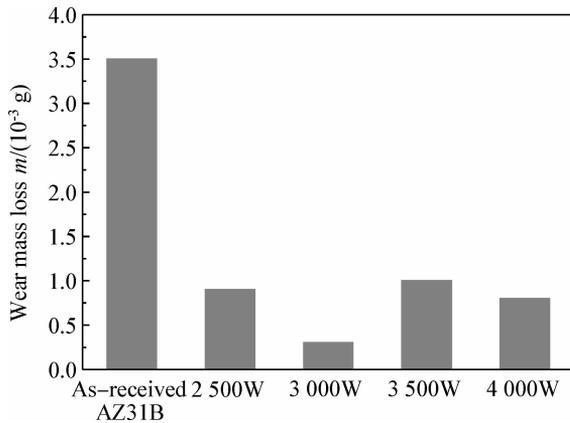


图 8 不同激光功率下的磨损质量

Fig. 8 Wear mass with different laser power

耐磨性的提高,一方面因为犁沟是由摩擦过程中产生的游离磨屑在后续的磨损过程中对磨损表面的犁削而形成的;另一方面,从熔覆的显

微硬度比基体高比起原始镁合金来,熔覆层与对磨块的硬度相差较小,因此,熔覆层就形成了较浅的犁沟。

### 3 结论

(1) 在 AZ31B 镁合金表面激光熔覆了 Ni60 合金粉末,获得了无裂纹、气孔等缺陷的熔覆层。

(2) 熔覆层具有典型细化的枝晶组织,且随激光功率增大,枝晶的尺寸增加。

(3) 熔覆层的物相为 Mg、 $\text{MgNi}_2$ 、 $\text{Mg}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 、 $\text{Mg}_2\text{Ni}$ 、 $\text{Mg}_2\text{Si}$  和 FeNi 等。随激光功率增大,Mg 相的含量逐渐减小,其它相的含量逐渐增多。

(4) 熔覆层的显微硬度和耐磨性相比原始镁合金都得到提高,在枝晶细化和各种金属间化合物的共同作用下,当激光功率  $P=3\ 000\ \text{W}$  时,显微硬度最高,比镁合金基体提高了 840%~1 102%,且摩擦因数最为平稳,磨损量最小。

### 参考文献

- [1] 黎文献. 镁及镁合金 [M]. 长沙: 中南大学出版社, 2005.
- [2] 刘正, 张奎, 曾小勤. 镁基轻质合金理论基础及其应用 [M]. 机械工业出版社, 2002.
- [3] Mondal A K, Kumar A, Blawert C, et al. Effect of laser surface treatment on corrosion and wear resistance of ACM720 Mg alloy [J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202: 3187-3198
- [4] 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): 2187-2191.
- [5] Guan Y C, Zhou W, Li Z L, et al. Study on the solidification microstructure in AZ91D Mg alloy after laser surface melting [J]. Applied Surface Science, 2009, 255: 8235-8238.
- [6] 孙岱, 童彦刚, 贺晓娜. 激光焊接中激光吸收率影响因素的研究 [J]. 热加工工艺, 2010, 39(19): 165-167.
- [7] 周玉. 材料分析方法 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2004.
- [8] Dube D, Fiset M, Couture A, et al. Characterization and performance of laser melted AZ91D and AM60B [J]. Materials Science and Engineering, 2001, 299: 38-45

作者地址: 山西省太原市万柏林区瓦流路 66 号 030024  
太原科技大学 材料学院

Tel: 139 3513 7135

E-mail: joan1028@163.com