

文章编号: 0258-7025(2007)07-1019-06

# 高功率激光熔凝 AZ91HP 镁合金组织和性能

高亚丽<sup>1</sup>, 王存山<sup>1</sup>, 刘红宾<sup>1</sup>, 姚 曼<sup>2</sup>

(大连理工大学<sup>1</sup> 三束材料改性国家重点实验室, <sup>2</sup> 材料学院, 辽宁 大连 116023)

**摘要** 在真空条件下对 AZ91HP 镁合金进行了高功率激光熔凝处理。研究表明,在高功率激光快速扫描下,熔凝层主要由分布于  $\alpha$ -Mg 枝晶间的板条状  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 构成,硬质相  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 含量较原始镁合金有所增加。随激光功率增加,熔凝层树枝晶尺寸逐渐增大,且长度方向上的增加幅度约为宽度方向上增加幅度的 10 倍。由于枝晶细化和  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 的强化作用,与原始镁合金相比,熔凝层的硬度约提高 90% 左右,耐磨性提高 78%,耐蚀性显著提高。

**关键词** 激光技术; 镁合金; 激光熔凝; 组织; 性能

中图分类号 TG 156.99 文献标识码 A

## Microstructure and Properties of AZ91HP Magnesium Alloy Treated by High Power Laser Melting

GAO Ya-li<sup>1</sup>, WANG Cun-shan<sup>1</sup>, LIU Hong-bin<sup>1</sup>, YAO Man<sup>2</sup>

(<sup>1</sup> State Key Laboratory for Materials Modification, <sup>2</sup> School of Materials Science and Engineering, )  
Dalian University of Technology, Dalian, Liaoning 116023, China

**Abstract** AZ91HP magnesium alloy was treated by laser melting in vacuum. The results showed that with high power laser and rapidly scanning speed, the melted layers mainly consisted of  $\alpha$ -Mg dendrite and lath-shaped  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> distributing in the inter-dendrite, and the melted layer contained more  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> than that of as-received Mg alloy. With the increase of laser powers, the grain dimension of the melted layer increased, and the increased amplitude along the long direction was 10 times of that along the width direction. Because of the grain refinement and the enhancement of the hard phase  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>, the microhardness of the melted layer was increased by 90%, the wear resistance was increased by 78%, and the corrosion resistance was significantly improved compared with as-received Mg alloy.

**Key words** laser technique; magnesium alloy; laser melting; microstructure; property

## 1 引言

镁合金具有比重小,比强度、比刚度、阻尼性能好等优点,在汽车、通信电子和航天航空等领域正得到日益广泛的应用<sup>[1,2]</sup>。但镁合金低的力学性能和较差的耐蚀性制约了其性能优势的发挥,因此,采用表面改性技术以增强镁合金的表面性能具有重要的现实意义。镁合金激光表面熔凝作为一项重要的表面改性措施正受到国内外学者的广泛关注<sup>[3~7]</sup>,研究表明激光熔凝处理所导致的熔凝层晶粒细化和 Al 固溶度的增加可使镁合金的耐磨蚀性明显提高。目前,对 AZ91 系列镁合金多采用准分子激光

器和 Nd:YAG 脉冲激光器进行熔凝处理,如 Majumdar 等<sup>[8]</sup>利用准分子激光器对 AZ91 镁合金表面进行了熔凝处理,研究了激光工艺参数对熔凝层的表面结构、熔化深度和表面粗糙度的影响,但对熔凝层的性能没有深入研究。D. Dube 等<sup>[9]</sup>采用脉冲激光器对 AZ91D 和 AM60B 进行熔凝处理,研究显示熔凝层中二次相  $\beta$  含量均较原始镁合金有所增加,但熔凝层耐蚀性提高不显著,而且在某些参数条件下耐蚀性还有所降低。准分子激光器和脉冲激光器的激光功率较低,对熔凝层中  $\beta$  相的分布形式及熔凝层性能的改善并不十分明显。为了使熔凝层晶粒显著细化,使熔凝层中  $\beta$  相的分布形式得到改变,

收稿日期:2006-08-09; 收到修改稿日期:2006-12-06

作者简介:高亚丽(1978—),女,吉林人,博士研究生,主要从事镁合金激光表面改性研究。E-mail:dehuigyl@126.com

导师简介:王存山(1963—),男,吉林人,主要从事激光加工技术研究。E-mail:laser@dlut.edu.cn

从而有效地改善镁合金表面耐磨及耐蚀性,本文对 AZ91HP 镁合金进行高功率激光快速扫描熔凝处理,系统研究了熔凝层的显微组织,  $\beta$  相的析出形式,熔凝层的硬度、耐磨及耐蚀性的变化特征。

## 2 实验材料及方法

实验材料为 AZ91HP 镁合金,原始组织为  $\alpha$ -Mg +  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>, 试样尺寸为 15 mm × 15 mm × 10 mm,表 1 给出了它的具体化学成分。

表 1 AZ91HP 合金的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of AZ91HP magnesium alloy (mass fraction, %)

Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Be	Mg
8.89	0.562	0.2041	0.0443	0.0030	0.0034	0.0009	0.0012	90.2911

将试样置于真空容器中(真空度为  $10^{-3}$  Pa),通氩气保护,然后采用横流 CO<sub>2</sub> 激光器对试样进行熔凝处理。激光熔凝工艺参数为:扫描速度 50 mm/s,激光功率 2~5 kW,光斑直径 3 mm。

采用 XRD-6000 型 X 射线衍射仪, JSM-5600LV 型扫描电镜, JEOL 100CX 型透射电子显微镜, EPMA-1600 型电子探针对熔凝层的物相、组织结构、成分进行分析。利用 DMH-2LS 型努氏硬度计测试熔凝试样的显微硬度,载荷 5 g,加载时间 10 s。沿激光硬化区由表及里每隔 0.05 mm 测试三次,取其算术平均值。摩擦磨损实验在 CETR UMT-2 磨损实验机上进行,采用球盘往复磨损方式。上试样为直径 5 mm 的 GCr15 钢球(HRC55),下试样为激光熔凝样品。实验时,上试样所加法向载荷为 5 N,往复滑移距离为 5 mm,磨损时间为 30 min。腐蚀实验在 Potentiostat/Gaivanostat Model 273 上进行,参比电极为甘汞电极,腐蚀液是质量分数为 3.5% 的 NaCl (pH=7) 溶液。

## 3 实验结果与分析

### 3.1 熔凝层组织分析

图 1(a) 所示为原始镁合金和熔凝层 ( $P = 3$  kW) 的 X 射线衍射图谱。可见,熔凝层和原始镁合金相组成均为  $\alpha$ -Mg 和  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>, 图 1(a) 所示的 X 射线衍射图谱  $30^\circ \sim 50^\circ$  放大如图 1(b) 所示,半定量分析表明,熔凝层中  $\beta$  相和  $\alpha$  相主强峰的强度比  $I_\beta/I_\alpha$  较原始镁合金约增加 125%。熔凝区线成分分析(图 2)表明,在激光熔凝过程中,由于熔凝层中元素 Mg 发生烧蚀,使熔凝区铝元素的相对含量显著升高,合金成分点向富铝区偏移。另外,由于激光熔凝冷却速度快,改变了  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 在平衡相图中的位置,即由于熔凝过程中的非平衡转变而导致  $\beta$ -

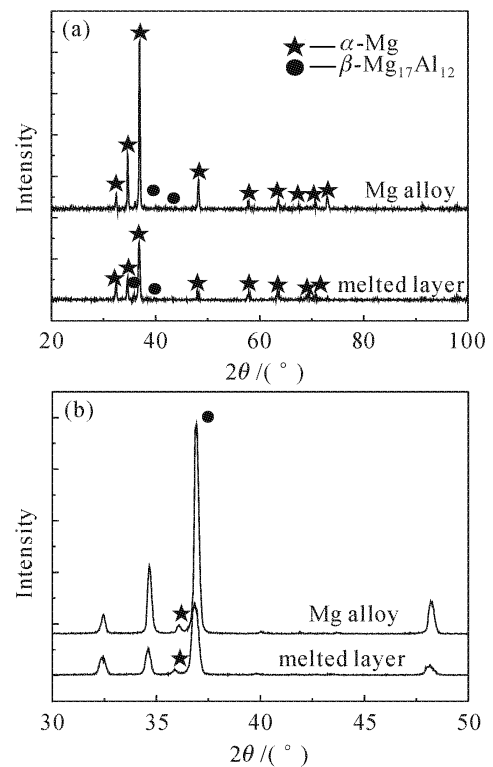


图 1 熔凝层和原始镁合金 X 射线分析谱(a)及  $30^\circ \sim 50^\circ$  的放大图谱(b)

Fig.1 X-ray diffraction spectra (a) and  $30^\circ \sim 50^\circ$  magnified diffraction spectra (b) of the melted layer and as-received Mg alloy

Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 的含量较原始镁合金显著增加。

熔凝层低倍形貌如图 3(a) 所示。由图可见熔凝层与基体界面呈不平整结合状态,晶粒较原始镁合金显著细化。熔凝层靠近界面处的组织为与界面近似垂直的树枝晶(图 3(b))。随着与界面距离的增加,熔凝层组织逐渐细化,而且由于合金熔体流动的干扰,使组织失去明显的散热方向,因而形核后的树枝晶更加细小且以无约束方式自由生长(图 3(c))。对图 3(c) 中枝晶间距进行测量,得到熔凝层平均枝晶间距约为  $1 \sim 5 \mu\text{m}$ 。能谱分析表明,树枝晶

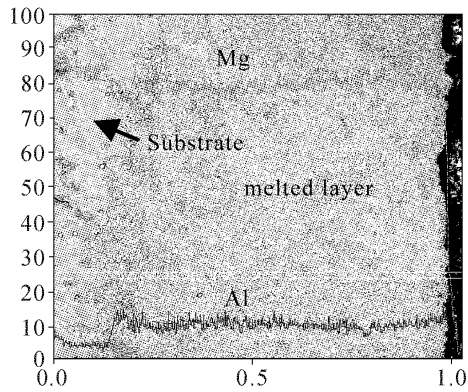


图 2 熔凝层元素分布

Fig. 2 Element distributions of the melted layer

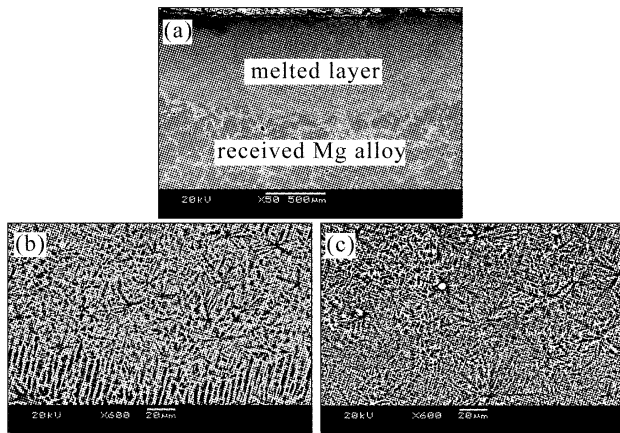


图 3 熔凝层组织

(a) 低倍形貌; (b) 界面; (c) 上部

Fig. 3 Structures of the melted layer

(a) low magnification; (b) interface; (c) top

约含有 90% 的 Mg, 由此可知在激光的快速加热和冷却作用下, 熔体中的  $\alpha$ -Mg 主要以树枝晶形态结晶。

熔凝层组织明场像及其选区电子衍射 (SADP) 如图 4 所示。由图 4(a) 可见, 熔凝层主要由明亮区 (A) 和暗区 (B) 组成, 其中明亮区 (A) 的典型选区电子衍射花样如图 4(b) 所示。经标定表明此区为具有密排六方晶体结构的  $\alpha$ -Mg 固溶体。对暗区 (B) 进一步放大如图 4(c) 所示, 为基体相上沿一定方向平行排列的板条状析出相。该析出相与基体的复合电子衍射花样如图 4(d) 所示, 其中黑色框为基体区电子衍射花样, 白色框为板条状析出相的电子衍射花样。经标定表明基体区的电子衍射花样与图 4(b) 所示的衍射花样一致, 仍是晶带轴为  $[12\bar{3}2]_{\alpha}$  的  $\alpha$ -Mg 固溶体, 但由于其晶带轴偏离中心从而使图 4(d) 所示的电子衍射花样不完整。而板条状析出相则是晶带轴为  $[111]_{\beta}$  的  $\alpha$ -Mn 型 Bcc 结构的  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>。

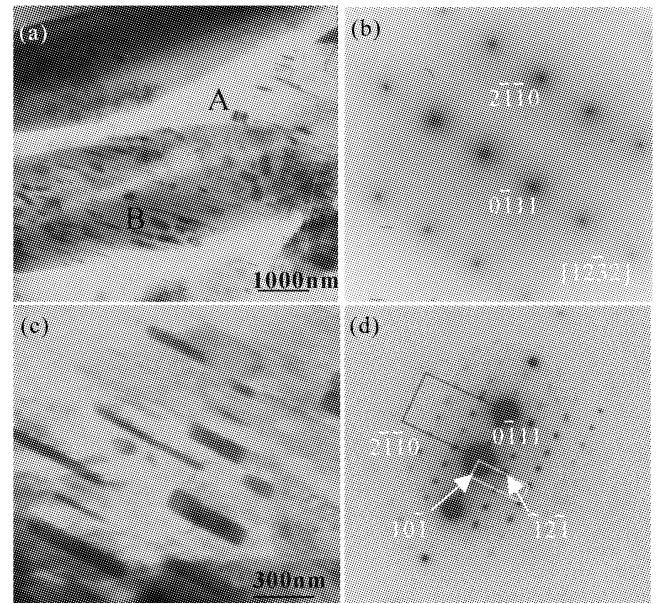


图 4 熔凝层明场相及其选区电子衍射花样

(a) 熔凝层明场相; (b)  $\alpha$ -Mg 的电子衍射花样; (c)  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 的明场相; (d)  $\alpha$ -Mg 和  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 的复合电子衍射花样

Fig. 4 Bright-field electron micrographs and SADPs of the melted layer

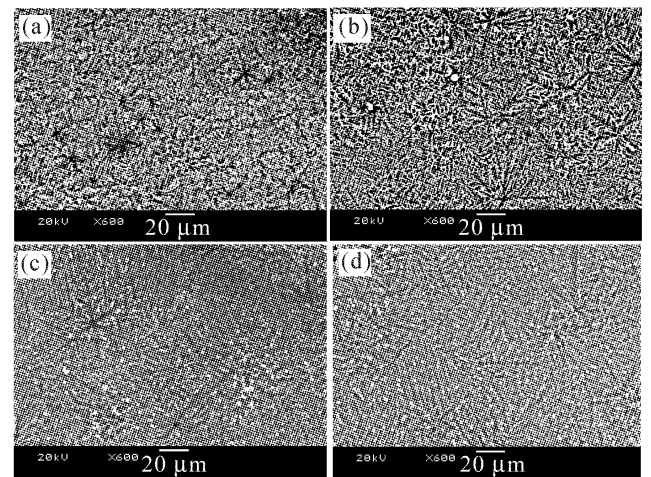
(a) bright-field electron micrograph of the melted layer; (b) SADP of  $\alpha$ -Mg; (c) bright-field electron micrograph of  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>; (d) composite SADP of  $\alpha$ -Mg and  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>

图 5 不同功率下熔凝层组织

Fig. 5 Microstructures of the melted layers with different powers

(a) 2 kW; (b) 3 kW; (c) 4 kW; (d) 5 kW

另外, 在扫描速度和光斑直径固定情况下, 不同激光功率下熔凝层表层显微组织有所差别。图 5 所示为不同激光功率下熔凝层的显微组织形貌, 可见, 随着激光功率增加, 熔凝层表层树枝晶尺寸增加。这是由激光熔凝的快速加热和冷却特性决定的: 当激光功率较小时, 形成的熔池较浅, 周围基体散热条件较好, 使得随后凝固过程中晶核在长度和宽度方

向都没有充分时间长,冷却速度较大,形成的枝晶尺寸较细小;而随着激光功率增大,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。

进一步分析发现,随着功率增加,枝晶尺寸在长度上增加幅度远大于宽度上的增加幅度。据测定,激光功率由2 kW增加到5 kW时,枝晶长度方向的增加幅度约为宽度方向上增加幅度的10倍。这是由于在激光加热过程中,熔池中散热主要依靠基体反向向外排出,熔池具有定向凝固的特征,使得枝晶长度方向生长远远大于宽度方向生长。

### 3.2 熔凝层硬度分析

熔凝层硬度分布如图6所示,硬度曲线呈台阶型,即在熔凝层表层,由于元素烧损及枝晶略微粗化使其硬度比次表面低。次表层由于晶粒尺寸最小而具有最高的硬度,过渡到界面处硬度降低,直到基体硬度降为80 HK左右。与原始镁合金相比,熔凝层硬度提高幅度约为90%左右。

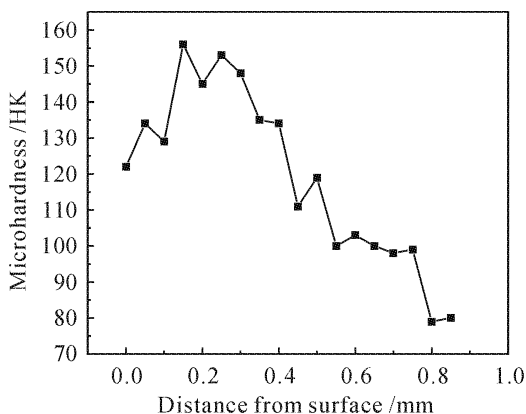


图6 熔凝层硬度分布

Fig. 6 Microhardness distribution of the melted layer

激光熔凝镁合金硬度的提高主要与激光熔凝过程中的快速凝固对镁合金所产生的强化作用有关。激光熔凝可导致熔凝层产生细晶强化,由Hall-Petch公式 $\sigma_{\text{yield}} = \sigma_0 + \kappa d^{-1/2}$ ,其中 $\sigma_{\text{yield}}$ 为屈服强度, $\sigma_0$ 为单晶屈服强度,镁合金的Hall-Petch因子 $\kappa$ 约为200~300 MPa· $\mu\text{m}^{1/2}$ [10]。假设 $\kappa = 200 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ ,对于铸态AZ91HP镁合金,晶粒尺寸约为150~250  $\mu\text{m}$ ,而激光熔凝处理后晶粒尺寸只有1~5  $\mu\text{m}$ ,按上述公式计算则得激光熔凝镁合金( $d = 3 \mu\text{m}$ )和相应的铸造镁合金( $d = 200 \mu\text{m}$ )的 $\kappa d^{-1/2}$ 分别为115 MPa和14 MPa,可见前者的强度比后者高很多。因此,细晶强化可以使激光熔凝镁合金硬度显著提高。

对熔凝层硬度提高起着另一重要作用的为熔凝层中硬质相 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 所产生的沉淀强化作用。由于熔凝层中基体 $\alpha\text{-Mg}$ 与硬质相 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 之间的界面存在点阵畸变和应力场,在外加应力作用下将成为基体 $\alpha\text{-Mg}$ 中位错运动的障碍,宏观表现为熔凝层的显著强化。

### 3.3 熔凝层耐磨性分析

图7为激光熔凝层和原始镁合金磨损形貌。可见,在原始镁合金和熔凝层表面均出现了作为磨粒磨损特征的犁沟,且在磨损表面分布着一些因材料转移与黏着而形成的细小颗粒。但原始镁合金磨损表面的犁沟深且宽,而激光熔凝层磨损表面的犁沟浅且窄。

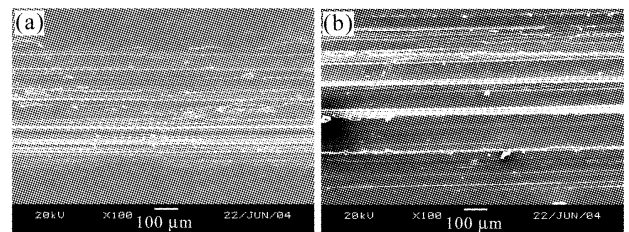


图7 熔凝层(a)和原始镁合金(b)磨损形貌

Fig. 7 Worn morphologies of the melted layer (a) and as-received Mg alloy (b)

文献[11]指出金属材料对磨粒磨损的抗力与 $H/E$ 成比例, $H$ 为材料硬度, $E$ 为杨氏模量。然而, $E$ 对组织不敏感,金属抵抗磨粒磨损的能力主要与材料硬度成正比,一般情况下,材料硬度越高,其抗磨粒磨损能力也越好。在本研究中,由于熔凝层硬度较原始镁合金显著增加,所以熔凝层抗磨粒磨损能力也相应提高。

由磨痕宽度计算所得熔凝层的磨损体积( $15 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ )为原始镁合金磨损体积( $67 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ )的22%,所以熔凝层的耐磨性提高约78%。耐磨性的提高主要是由于激光熔凝处理所导致的熔凝层组织的细晶强化和沉淀强化。

### 3.4 熔凝层耐蚀性分析

原始镁合金和熔凝层的阳极极化曲线如图8所示,可见,与原始镁合金相比,熔凝层的耐蚀性有所改善。其原因主要为在原始镁合金中 $\alpha\text{-Mg}$ (150~250  $\mu\text{m}$ )晶粒粗大,骨骼状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 以不连续状分布在 $\alpha\text{-Mg}$ 晶界处,在质量分数为3.5%的NaCl溶液中发生由 $\alpha\text{-Mg}$ 和 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 组成的电偶腐蚀, $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的不连续状分布使电偶腐蚀反应剧烈。

而对于激光熔凝处理后的镁合金,其耐蚀性提

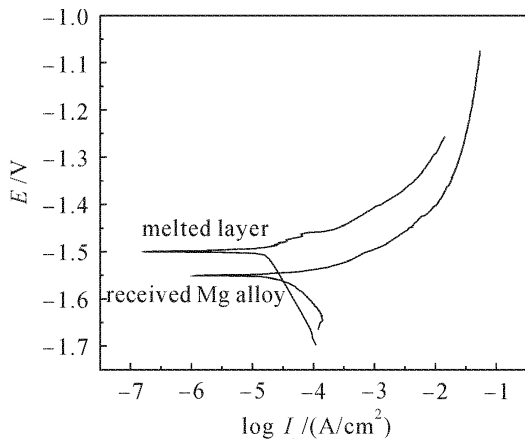


图 8 熔凝层和原始镁合金的极化曲线

Fig. 8 Potentiodynamic polarization curves of melted layer and as-received Mg alloy

高的原因主要有:

1)  $\alpha$ -Mg 晶粒的细化。研究表明 AZ91HP 镁合金的腐蚀一般发生在  $\alpha$ -Mg 晶粒内部, 而晶界处较耐腐蚀。造成  $\alpha$ -Mg 晶粒内部和晶界腐蚀差异的原因与 Al 元素在  $\alpha$ -Mg 晶粒内部和晶界处的偏析程度有关, Al 浓度的偏析越大, 耐蚀性越差<sup>[12,13]</sup>。而粗大的晶粒尺寸将导致 Al 浓度的偏析距离增大, 偏析程度增加。原始镁合金中  $\alpha$  晶粒尺寸约在 150~200  $\mu\text{m}$  之间, 而激光熔凝层中  $\alpha$  晶粒以尺寸较小的树枝晶(1~5  $\mu\text{m}$ )凝固, 晶粒细化减少了 Al 从晶内到晶界的正偏析程度, 从而有利于降低  $\alpha$ -Mg 的腐蚀程度<sup>[14]</sup>。

2)  $\beta$  相。 $\beta$  相是 AZ91HP 镁合金中的强化相, 在合金的腐蚀中同样起到相当重要的作用, 尤其是  $\beta$  相的含量和分布对合金的腐蚀行为有重要影响。如果  $\beta$  相晶粒尺寸较大, 不均匀、不连续分布, 那么  $\beta$  相对腐蚀的阻碍作用会降低甚至消失。反之, 如果晶粒尺寸细小,  $\beta$  相间距较小, 那么  $\beta$  相和腐蚀产物一起构成合金腐蚀的屏障, 保护  $\alpha$ -Mg 的被侵蚀, 降低合金腐蚀速率<sup>[15]</sup>。激光熔凝使原始镁合金中处于  $\alpha$  晶界处较粗大(9~11.2  $\mu\text{m}$ ), 呈骨骼状不连续分布, 恶化耐蚀性的  $\beta$  相在熔凝后转变为晶粒尺寸约为 0.3~0.5  $\mu\text{m}$ , 以板条状在枝晶间析出的  $\beta$  相(图 4(c)), 使合金的成分和组织均匀化, 充分发挥  $\beta$  相阻碍腐蚀的作用。

3) 激光熔凝过程的快速凝固工艺将镁合金中影响抗蚀性的杂质元素如 Fe, Ni, Cu 等充分固溶到合金基体中, 并实现均匀化, 相应地减少了有效阴极面积, 从而提高耐蚀性。

所以, 在以上因素的综合作用下, 使得激光熔凝

处理后镁合金的耐蚀性得到明显改善。

为了更详细分析熔凝层和原始镁合金腐蚀机制, 原始镁合金和熔凝层的腐蚀形貌示于图 9。对于原始镁合金, 当暴露于含  $\text{Cl}^-$  的非氧化性介质中时, 在自腐蚀电位下发生点蚀, 在质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液中呈现出全面的点蚀特征, 点蚀的发生是由于  $\alpha$ -Mg 易于侵蚀造成的, 随后伴有晶粒的碎裂和脱落, 如图 9(a) 所示。能谱分析表明, 图中白色点蚀坑较黑区含有较多的  $\text{Cl}^-$ , 这说明  $\text{Cl}^-$  具有较强的穿透能力。而经熔凝处理后, 由于细小  $\alpha$ -Mg 树枝晶的生成和 Al 含量的增加, 再加上  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 分布状态的改变, 所以熔凝层只产生极少量的白色点蚀坑, 腐蚀形貌如图 9(b) 所示。

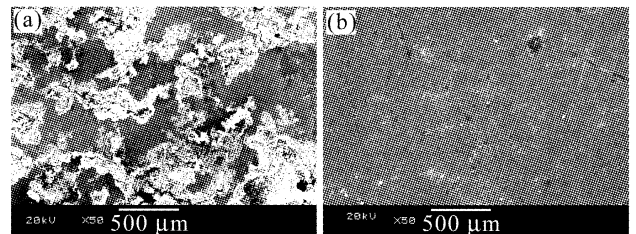


图 9 原始镁合金(a)和熔凝层(b)的腐蚀形貌

Fig. 9 Corroded morphologies of as-received Mg alloy (a) and melted layer (b)

## 4 结 论

1) AZ91HP 镁合金熔凝层相组成为  $\alpha$ -Mg 和  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>,  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 的含量较原始镁合金有所提高。

2) 熔凝层显微组织为树枝晶, 枝晶间距为 1~5  $\mu\text{m}$ , 与原始镁合金粗大的铸态晶粒(150~250  $\mu\text{m}$ )相比, 细化效果显著。透射电镜分析表明, 熔凝层中  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 主要以板条状在熔凝层枝晶间析出。随激光功率增加, 枝晶尺寸沿长度方向的增加幅度约为宽度方向增加幅度的 10 倍。

3) 熔凝层的硬度有较大提高, 提高幅度约为 90% 左右; 熔凝层的磨损体积是原始镁合金的 22%, 耐磨性提高 78%。

4) 由于晶粒细化,  $\beta$  相的重新分布使熔凝层耐蚀性较原始镁合金显著提高。

## 参 考 文 献

- Zhai Chunquan, Zeng Xiaoqin, Ding Wenjiang *et al.*. Development and application of magnesium alloys in China [J]. *Materials of Mechanical Engineering*, 2001, 25(1):6~10  
翟春泉, 曾小勤, 丁文江 等. 镁合金的开发和应用[J]. *机械工程材料*, 2001, 25(1):6~10

- 2 Bian Fenggang, Li Guolu, Liu Jinhai *et al.*. Development of surface treatment for magnesium alloys [J]. *Materials Protection*, 2002, **35**(3):1~4  
边风刚,李国禄,刘金海等. 镁合金表面处理的发展现状[J]. 材料保护, 2002, **35**(3):1~4
- 3 J. Dutta Majumdar, R. Galun, B. L. Mordike *et al.*. Effect of laser surface melting on corrosion and wear resistance of a commercial magnesium alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, **361**(1-2):119~129
- 4 G. Abbas, Z. Liu, P. Skeldon. Corrosion behaviour of laser-melted magnesium alloys [J]. *Applied Surface Science*, 2005, **247**(1-4):347~353
- 5 Sorin Ignat, Pierre Sallamand, Dominnique Grevey *et al.*. Magnesium alloys (WE43 and ZE41) characterisation for laser applications [J]. *Applied Surface Science*, 2004, **233**(1-4):382~391
- 6 Ghazanfar Abbas, Lin Li, Uzma Ghazanfar *et al.*. Effect of high power diode laser surface melting on wear resistance of magnesium alloys [J]. *Wear*, 2006, **260**(1-2):175~180
- 7 Liu Hongbin, Wang Cunshan, Gao Yali. Laser cladding amorphous composite coating of Cu-Zr-Al on magnesium alloy surface [J]. *Chinese J. Lasers*, 2006, **33**(5):709~713  
刘红宾,王存山,高亚丽. 镁合金表面激光熔覆 Cu-Zr-Al 非晶复合涂层[J]. 中国激光, 2006, **33**(5):709~713
- 8 D. Dube, M. Fiset, A. Couture *et al.*. Characterization and performance of laser melted AZ91D and AM60B [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, **299**(1-2):38~45
- 9 Chen Zhenhua, Xia Weijun, Yan Hongge *et al.*. Deformed Magnesium [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005. 58  
陈振华,夏伟军,严红革等. 变形镁合金[M]. 北京:化学工业出版社, 2005. 58
- 10 Shu Delin. Metal Mechanical Property 2 [M]. Beijing: China Machine Press, 1999. 171  
束得林. 金属力学性能 2[M]. 北京:机械工业出版社, 1999. 171
- 11 Rajan Ambat, Naing Aung, W. Zhou. Evaluation of microstructural effects on corrosion behavior of AZ91D magnesium alloy [J]. *Corrosion Science*, 2000, **42**:1433~1455
- 12 Guangling Song, Andrej Atrens, Xianliang Wu *et al.*. Corrosion behavior of AZ21, AZ501 and AZ91 in sodium chloride [J]. *Corrosion Science*, 1998, **40**(10):1769~1791
- 13 Xu Ping. Effect of Ce, Nd, Sr on the microstructure and corrosion property of magnesium alloy AZ91 [D]. Wuhan University of Technology, 2005  
徐萍. Ce, Nd, Sr 对 AZ91 镁合金显微组织和腐蚀性能的影响[D]. 武汉理工大学, 2005
- 14 Ma Youping, Lu Xuzhong, Xu Kewei. High-frequency induction for surface alloying of magnesium alloy ZM5 and its corrosion behavior [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2003, **32**(3):191~193  
马幼平,陆旭忠,徐可为. 镁合金 ZM5 高频感应表面合金化改性层的腐蚀行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2003, **32**(3):191~193

## 征 订 启 事

第八届全国激光加工学术论文集——《中国激光》2007年增刊,已于2007年3月出版。论文集较全面地反映了近年来我国激光加工技术研究、应用和产业化的最新成果,包括激光连接(焊接、钎焊),激光去除(切割、打孔、清洗、抛光等),激光强化(合金化、熔覆、沉积等),激光制备新材料,激光快速成形与激光快速制造,激光复合加工技术,激光微纳米技术,激光加工新技术与新应用,激光加工过程检测与控制,新型激光器件与光加工系统等领域,作者来自于国内近40个大专院校、科研机构和企业。是广大激光加工领域工作者的非常有价值的参考资料。

论文集约400页,定价100元,进口雅光纸精印,光盘版定价80元,欢迎读者订阅。

联系人:高先生      电 话:021-69918253