

# 不同功率下激光重熔对 Mg-Zn-Y-Zr 合金性能的影响研究

刘月洋, 高士友\*, 周英才, 刘迪, 韦亚南

燕山大学机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004

**摘要** 由于镁合金耐磨及硬度性能较差,应用激光重熔技术进行表面改性就显得尤为必要,其中激光功率因素所产生的影响十分显著。为了探究激光重熔中功率因素对稀土镁合金的微观组织结构,硬度以及摩擦磨损性能的影响。通过使用 3 kW 的 DILAS 半导体激光器对 Mg-1.85Y-7.91Zn-0.75Zr(质量分数,%)合金进行不同功率下的激光重熔实验。采用光学显微镜(OM),电子扫描显微镜(SEM),X 射线衍射仪(XRD)和能谱仪(EDS)观察所制得试样的组织,形貌,相成分及分布;使用显微硬度计测量维氏硬度;使用摩擦磨损试验机测试样品的摩擦磨损性能,从而得出不同激光功率对组织,性能的影响。研究表明,经过重熔处理的合金宏观凝固组织明显细化,且随着功率升高,晶粒变大,第二相分布愈加弥散。由于细晶强化,固溶强化以及弥散强化的影响导致了硬度和耐磨性提高,其中 800,1000,1200,2000 W 激光功率作用下重熔细晶区的维氏硬度平均值分别为 90.97,93.47,94.20,95.53 HV,而粗晶基材区的维氏硬度平均值仅为 63.90 HV,2000 W 功率作用下的硬度照比基材提升了 49.50%。随着功率的升高,耐磨性越高且逐渐从以黏着磨损为主过渡到以磨粒磨损为主。可见,激光重熔技术可以明显强化该稀土镁合金,激光功率的增大可以显著增加该合金的硬度以及抗摩擦磨损性能。

**关键词** 激光光学; Mg-Zn-Y-Zr 合金; 硬度; 摩擦磨损; 耐磨性

**中图分类号** TN249; TG146.2+2

**文献标志码** A

**doi:** 10.3788/AOS202040.0614002

## Effect of Laser Remelting on Properties of Mg-Zn-Y-Zr Alloy at Different Powers

Liu Yueyang, Gao Shiyou\*, Zhou Yingcai, Liu Di, Wei Yanan

College of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066004, China

**Abstract** Because of the poor wear resistance and low hardness of magnesium alloys, the modification of their surface using laser remelting technology is particularly beneficial, especially, the influence of the laser power factor is important. To investigate the influence of the power factor in laser remelting on the microstructure, hardness, and friction and wear properties of rare-earth magnesium alloys, the laser remelting experiments with Mg-1.85Y-7.91Zn-0.75Zr (mass fraction,%) alloy were conducted under different laser powers using a 3 kW DILAS semiconductor laser. The structure, morphology, phase composition, and distribution of the samples were observed by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), and energy-dispersive spectroscopy (EDS). Microhardness tests were conducted to measure the Vickers hardness and elucidate the effects of different laser powers on the structure and mechanical properties of the alloy. The results show that the macrostructure of the alloy after the remelting process becomes finer and with increasing laser power, the grain increases and the second phase becomes more dispersed. Hardness and wear resistance are enhanced because of fine-grained strengthening, solid solution strengthening, and dispersion strengthening. Among the changes, under laser powers of 800, 1000, 1200, and 2000 W, the average Vickers hardness values of the remelted fine crystal region are 90.97, 93.47, 94.20, and 95.53, respectively, whereas the average Vickers hardness value of the coarse crystal base material is only 63.90. When the alloy is laser-remelted under a power of 2000 W, it exhibits a hardness 49.50% greater than that of the base material. As the power is increased, the wear resistance is enhanced and the wear gradually transitions from adhesive to abrasive wear. The laser remelting technology substantially strengthens the rare-earth magnesium alloy, and increasing the laser power can dramatically increase the hardness, antifricition,

收稿日期: 2019-12-02; 修回日期: 2019-12-03; 录用日期: 2019-12-05

基金项目: 国家自然科学基金(51375425)

\* E-mail: gao58@sina.com

and antiwear properties of the alloy.

**Key words** laser optics; Mg-Zn-Y-Zr alloy; hardness; friction and wear; wear resistance

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3850

## 1 引 言

激光表面处理因其具有操作简便、无污染、可选择性地对零件局部表面进行改性等优势,在金属材料表面改性方面已有许多成功的应用实例<sup>[1]</sup>。激光重熔工艺便是激光表面处理过程中具有代表性的工艺之一。激光重熔可以细化其表面晶粒,通过熔化金属表面之后的快速冷却来重新分布析出相并且可以改变其尺寸大小<sup>[2]</sup>。镁和镁合金由于其质量轻,具有高比强度,广泛用于航空航天、汽车、电子等领域。自 20 世纪 90 年代 Mg-Zn-RE 系发现准晶以来, Mg-Zn-Y-Zr 合金一直是快速凝固领域研究的热点材料之一<sup>[3-5]</sup>。其中, Zn 可以提高强度,提高耐腐蚀性; Zr 和 Mg 晶格相似,易形成共格相界,促进非均质成核从而细化晶粒,降低显微疏松倾向; Y 元素的加入可以提升基材合金的室温以及高温强度可以提升合金的延伸率,并且会形成很多三元合金相,这些合金相非常复杂并且具有不同的形状,对合金的组织 and 性能有很大影响。由 Mg-Zn-Y 三元相图<sup>[6]</sup>可知,在不同的温度截面可产生 6 种类型的三元相,如具有二十面体的准晶相 I-Mg<sub>3</sub>YZn<sub>6</sub>、面心立方 W-Mg<sub>3</sub>Y<sub>2</sub>Zn<sub>3</sub>、18R 长周期调制结构的 S-Mg<sub>43</sub>ZnY 以及 YMg<sub>x</sub>Zn<sub>1-x</sub>、Y<sub>9</sub>Mg<sub>85</sub>Zn<sub>6</sub>、Y<sub>7</sub>Mg<sub>27</sub>Zn<sub>66</sub>。在适宜的温度、成分及压力条件下,这些复杂析出相如 I-Mg<sub>3</sub>YZn<sub>6</sub>、S-Mg<sub>43</sub>ZnY 的产生会直接影响合金性能。由于镁合金耐磨和耐蚀等性能较差,在一定程度上限制了其应用范围。因此,为了拓展和开发镁合金的潜力,本文将激光重熔工艺和稀土镁合金进行有机结合从而改善镁合金的表面性能,该研究具有重要的现实意义。Khalfaoui 等<sup>[7]</sup>对 ZE41 镁合金进行了脉冲激光表面重熔实验,结果表明,经过激光重熔试验后所得到的合金硬度比原合金的硬度提升了约 70%,这被认为是由于细晶强化、固溶强化以及弥散强化造成的。陈菊芳等<sup>[8]</sup>使用 CO<sub>2</sub> 连续激光器对 AM50A 镁合金进行了表面重熔处理,结果表明,重熔层晶粒显著减小,固溶度增加导致 β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相减少,但其分布更加弥散,显微硬度最高提升约 87.5%。目前虽然开展了很多镁合金激光重熔的工作,但在一些关键技术方面还需进一步攻关,比如常规牌号的镁合金普遍熔点较低,激光重熔

形成的合金层较薄,缺乏硬质准晶相,并且性能提升较低;没有详细的激光功率影响性能的指标等。从而显示出镁合金的化学成分选材以及所用激光功率的高低等变量控制的重要性,为了探究激光功率对稀土镁合金组织及性能的影响,本文以铸造 Mg-1.85Y-7.91Zn-0.75Zr(质量分数,%)合金为研究对象,研究在不同功率的激光重熔工艺下所产生的组织和形貌特征,如第二相分布、数量、大小等对于材料硬度和摩擦磨损性能的影响与联系。

## 2 实 验

### 2.1 合金的熔炼及重熔制备工艺

实验中 Mg-1.85Y-7.91Zn-0.75Zr 合金的所用原材料为 99.99% 的纯 Mg 锭, Mg-Y 中间合金 [ $w(Y) = 50\%$ ], 99.99% 的纯 Zn 块以及 Mg-Zr 中间合金 [ $w(Zr) = 30\%$ ], 采用 2RRL-M8 型真空电阻熔炼炉熔炼, 熔化温度为 740℃, 将熔化好的合金液体浇注到金属型中, 制得铸造实验合金。采用 ICAP6300 等离子体光谱分析实验合金的最终成分(质量分数,%)为: 7.91% Zn, 1.85% Y, 0.75% Zr, 余量为 Mg。将铸态合金充分退火后, 运用线切割机制成直径为 60 mm、高为 12 mm 的四个圆柱体。用肥皂水, 自来水对试样多次清洗后, 将其置于乙醇中使用超声波清洗机清洗 5~10 min, 直至表面洁净后烘干。依次使用 600, 1000 # 砂纸将表面氧化皮打磨干净, 使之显露出金属光泽并且表面大致平整, 并对其表面进行均匀的黑化处理。分别将四个圆柱体固定在保护箱内, 为了防止激光扫描过程中镁合金的氧化和燃烧, 采用与试样表面呈 45° 角的侧吹氩气(气流量 10 L/min)对熔池进行保护。使用光学输出为 3 kW 的半导体激光器(E15.4B3-980-IS27.5, DILAS, 德国), 焦距为 370 mm, 波长为 980 nm±10 nm, 标准电流为 78 A, 标准电压为 78 V, 进行激光重熔处理, 激光能量连续, 工艺参数见表 1。

### 2.2 检测手段

沿激光扫描的垂直方向截取制备成金相试样, 并使用徕卡 DMI5000M 型光学显微镜进行金相组织观察, 使用 FEI SCIOS 型电子扫描显微镜进行形貌观察并使用其搭载的牛津 X-max20 型能谱仪(EDS)探头进行特定位置区域的元素及含量的测

表 1 激光重熔工艺参数

Table 1 Machining parameters of laser remelting

Serial number	Laser power	Scanning speed	Spot diameter	Lap rate $\eta / \%$
	$P / \text{kW}$	$V / (\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	$D / \text{mm}$	
A1	0.8	30	3	50
A2	1.0	30	3	50
A3	1.2	30	3	50
A4	2.0	30	3	50

试。采用 Bruker d8 advance 型 X 射线衍射仪进行物相分析及点阵常数的测试, Cu 靶  $K\alpha$  辐射, 扫描步长为  $3(^{\circ})/\text{min}$ 。采用 Innovatest Observer A3M 型显微硬度计测试硬度, 压头以不超过  $0.2 \text{ mm/s}$  的速度下降到试样上, 达到设置的试验力, 整个加载过程时间不超过  $10 \text{ s}$ , 再保持设置的试验力  $10 \text{ s}$  后, 撤去试验力, 再测量留下压痕的对角线长度。其中, 维氏压头是顶角  $136^{\circ}$  的正四棱锥体, 加载力为  $0.1 \text{ kgf}$  ( $1 \text{ kgf} = 9.80665 \text{ N}$ )。采用 HT-600 高温摩擦磨损试验机测试合金表面摩擦系数以及总的磨损失重量, 对磨材料 45 钢, 时间为  $20 \text{ min}$ , 转速为  $200 \text{ r/min}$ , 载荷为  $200 \text{ N}$ 。

### 3 结果与分析

#### 3.1 物相、显微组织、形貌及能谱分析

图 1 所示为不同激光功率重熔后的实验合金的 X 射线衍射仪 (XRD) 对比谱图。表 2 为根据 XRD 数据多次计算取平均值所得的晶面间距与晶格常数等数据。由图 1 可知, 在不同激光功率重熔后下的四个实验合金的相组成并无较大的变化, 实验合金均由  $\alpha\text{-Mg}$  相、准晶  $\text{I-Mg}_3\text{YZn}_6$  相和  $\text{W-Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3$  相组成。检测中并未出现明显的与 Zr 相关的衍射峰, 分析原因是 Zr 的成分只有  $0.75\%$ , 超出了 XRD 的检测下限。但是, 等离子光谱分析结果表明, 实验合金中确实含有  $0.75\%$  Zr。此外结合文献[9-10], 试样中的 Zr 以固溶体或者单质的形态存在于合金中。

Mg-Zn-Y-Zr 系合金中, W 相的熔点较高, 在凝固过程中会先结晶, 在  $527^{\circ}\text{C}$  时发生的反应是:  $\text{L} + \alpha_1\text{Mg} \rightarrow \text{W} + \alpha_2\text{Mg}$ 。随后, I 相将会以这些 W 相为核心进行非均质形核。伴随凝固过程的继续, W 相在  $448^{\circ}\text{C}$  会发生包晶反应:  $\text{L} + \text{W} \rightarrow \text{I} + \alpha\text{-Mg}$ , 包晶完成后, 若富余剩余的液相, 则将会直接凝固成镁和 I 相。

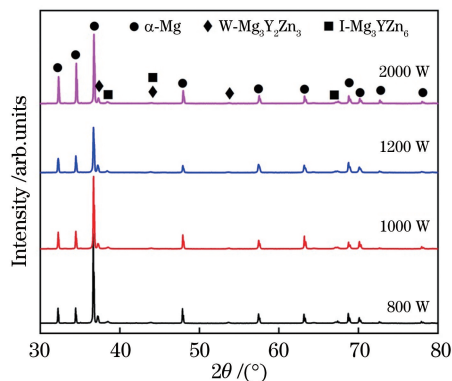


图 1 不同激光功率照射下的 Mg-Zn-Y-Zr 合金的 XRD 衍射图谱

Fig. 1 XRD patterns of Mg-Zn-Y-Zr alloy solidified under different laser powers

虽然激光重熔过程属于快热快冷过程, 但是并不能达到水冷的冷却速度, 所以凝固过程相对水冷较慢, 在完成共晶反应生成 W 相以后, 剩余的富含锌的液相将会停留存在一段时间, 伴随晶粒的长大, 剩余液相便受到挤压使其远离刚刚结晶的 W 相; Zn 元素在镁中的扩散系数远大于 Y, 在相对较慢的凝固过程中, Zn 元素会扩散到镁基体中, 造成 Zn 元素的缺少, 富锌液相的缺失会阻碍随后的包晶反应, 从而导致合金凝固后依然有 W 相的剩余。所以该合金的相组成并不是简单的  $\alpha\text{-Mg} + \text{I}$  相, 其中还掺杂 W 相。

对比不同激光功率 XRD 图谱分析可知, 较高功率下  $\alpha\text{-Mg}$  相的主 X 射线衍射峰均略微向右偏移, 且随着功率的提升其偏移程度也随之增大, 考虑是因为功率过高, 导致温度剧烈升高, 较多量的 Zn 融入镁中造成置换固溶体的固溶率提升从而导

表 2 不同激光功率下凝固合金的 X 射线衍射分析

Table 2 XRD analysis of the alloy solidified under different laser powers

Laser power /W	$(102)_a$		$(110)_a$		Lattice constant		
	$2\theta /(^{\circ})$	$d / \text{nm}$	$2\theta /(^{\circ})$	$d / \text{nm}$	$a / \text{nm}$	$c / \text{nm}$	$c/a$
800	47.870	1.8986	57.443	1.6029	3.2058	5.2046	1.623494915
1000	47.917	1.8969	57.462	1.6024	3.2048	5.1970	1.621630055
1200	47.919	1.8968	57.444	1.6029	3.2058	5.1953	1.620593924
2000	47.961	1.8953	57.519	1.6010	3.2019	5.1929	1.621818295

致的晶格畸变,为了证明推测,使用快速傅里叶变换滤波对不同激光功率下的  $\alpha$ -Mg 相(102)与(110)两个晶面的衍射曲线进行平滑取点测量  $2\theta$  角,利用布拉格方程  $2d\sin\theta=\lambda$ ,式中  $d$  为晶面间距(nm),  $\theta$  为衍射角( $^{\circ}$ ),  $\lambda$  为入射线的波长(nm),计算不同激光功率作用下  $\alpha$ -Mg 相(102)和(110)的晶面间距,并求得不同激光功率作用下的点阵常数,其结果如表 2 所示。而标准  $\alpha$ -Mg(PDF # 35-0821)晶格常数  $a=3.209$ ,  $c=5.211$ ,  $c/a=1.624$ 。由此可见,推测结果与实验结果相一致。

图 2 为未经过处理基材的电子扫描显微镜(SEM)形貌图以及在此区域内三个特征点的 EDS 分析结果图。由图 2 可知,在晶内弥散分布的白色絮状部分为 I-Mg<sub>3</sub>YZn<sub>6</sub> 相[图 2(c)];晶界处能够观察到两相交替生长分布的共晶组织特征,通过

EDS 的 Zn/Y 的数值与 XRD 的相分析以及 Mg-Zn-Y-Zr 合金在 527  $^{\circ}$ C 发生共晶反应的方程式可以推断出此共晶组织和晶内的黑色部分为  $\alpha$ -Mg [图 2(d)],在晶界发灰白的部分为 W-Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>Y<sub>2</sub> 相 [图 2(b)]。也可看出,Zn、Y 元素在晶间偏聚的程度比晶内高。分析其原因,在 Mg-Zn-Y-Zr 三元合金凝固线上,钇和锌的固溶度随着 Y/Zn 比率的增加而显著减少。此外,Y 是高熔点元素,在较高温度下是形核的核心,故  $\alpha$ -Mg 固溶体可以在过冷度并不大的情况下结晶。当 Zn 的质量分数为 7.91% 时,结晶点约为 630  $^{\circ}$ C;当 Y 的质量分数为 1.85% 时, $\alpha$ -Mg 固溶体的结晶点高于 630  $^{\circ}$ C,也就是说, $\alpha$ -Mg 的固相点不会因为这两种合金元素而降低,于是向晶界推动了足量的锌和钇。

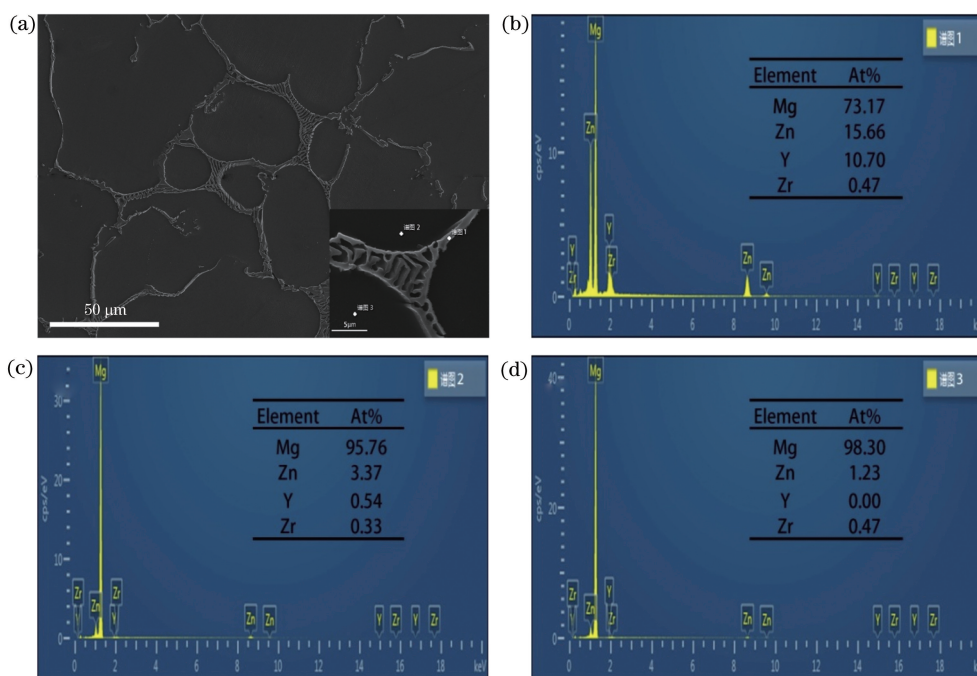


图 2 (a)基材组织 EDS 元素分析位置;(b)~(d)不同位置处的微观偏析定量分析结果

Fig. 2 (a) EDS analysis positions of substrate organization; (b)~(d) analysis results of micro segregation in different positions

图 3 所示为其他工艺条件参数不变,在不同激光功率重熔条件下获得的圆柱体金属块的纵截面组织图(OM)及区域分类。区域分为重熔细晶区(FGR)、热影响区(HAZ)及基材粗晶区(CGZ)。其中图 3(a)~(d)所对应的激光功率分别为 800, 1000, 1200, 2000 W。根据宏观观察,重熔细晶区与热影响区随着功率的提升而逐渐增厚,这是功率增大、热输入提高导致的。由图 3 也可以看出,经过激光重熔后,晶粒大小显著减小,其中 800 W 重熔细晶区的二次臂间距仅为 0.1  $\mu$ m。分析其原因是以下两

个方面:1)形核率方面。因为能量起伏需要一定的准备时间,再加上冷却速度较快,所以实际结晶温度要显著低于理论结晶温度,这样产生了极大的过冷度。根据固相和液相自由能随温度变化的关系图可知,在一定温度下,过冷度越大,固液两相的自由能差异越大,即相变驱动力越大。因此临界晶核半径越小,最大相起伏尺寸越大,形核功越低,都会导致形核率的提升。2)生长时间方面。因为激光重熔具有能量密度大、热加工的作用时间短的特征,所以在光斑移走后冷却速度很快,晶粒生长时间缩短,晶粒得到细化。

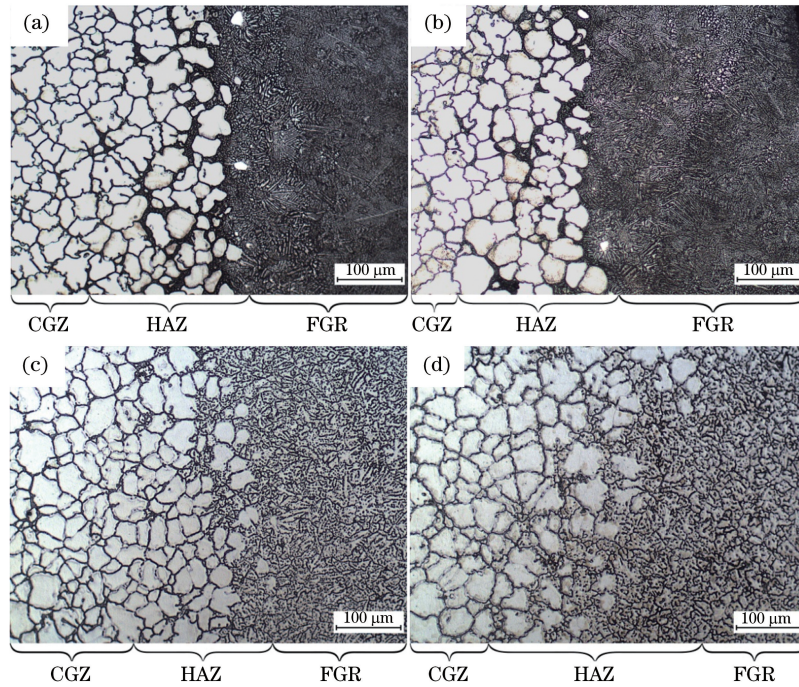


图 3 不同激光功率下的纵截面显微组织图及区域分类。(a) 800 W;(b) 1000 W;(c) 1200 W;(d) 2000 W  
Fig. 3 Microstructure and area classification of longitudinal section under different laser powers.

(a) 800 W; (b) 1000 W; (c) 1200 W; (d) 2000 W

图 4 为不同功率下重熔细晶区显微组织图。从图 4(a)~(d)可以明显看出,随着功率增大,晶粒由柱状的树枝晶逐渐变为等轴的树枝晶。这是因为 800 W 和 1000 W 重熔功率作用下试样的表面温度低于 1200 W 和 2000 W 功率,并且散热速

度极快、散热方向性显著,导致晶粒生长速度较慢,晶粒更细小,生长方向性更强。从图 4 还可以看出,第二相从低功率的基本沿晶界或枝晶间呈连续网状析出逐渐向晶内或枝晶干呈絮/点/球状不连续析出过渡。

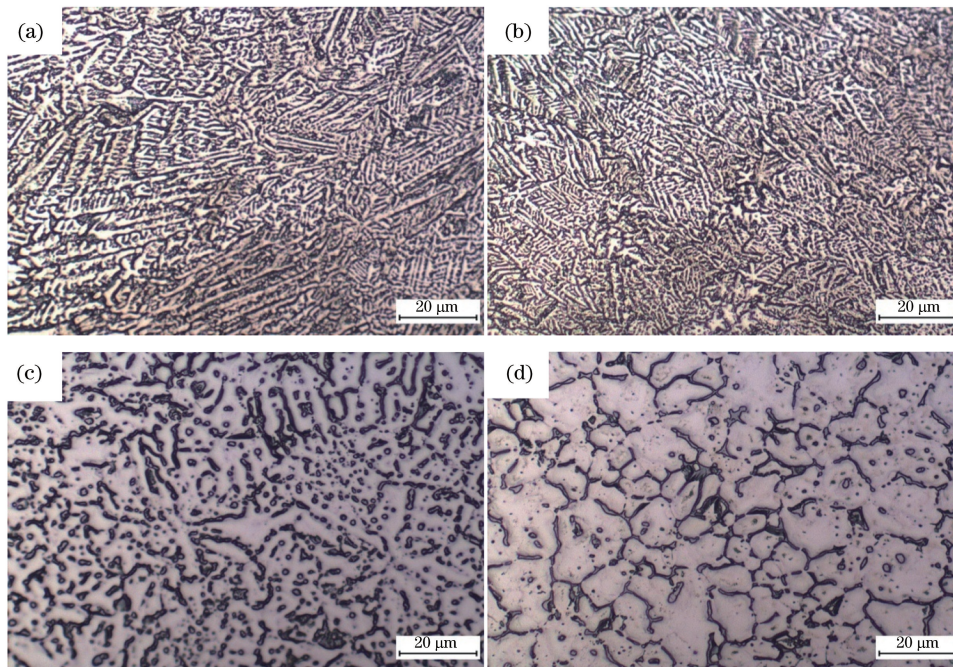


图 4 FGR 显微组织图。(a) 800 W;(b) 1000 W;(c) 1200 W;(d) 2000 W  
Fig. 4 Optical micrograph of FGR. (a) 800 W; (b) 1000 W; (c) 1200 W; (d) 2000 W

图 5 为不同功率下重熔细晶区 SEM 形貌图以及 EDS 测试位置图。可以看出,在激光重熔的实验条件下,实验合金发生快冷导致了非平衡相变,产生了离异共晶,因此共晶组织特点不是很明显,第二相被留在了枝晶间。由图 4 和图 5 的 SEM 形貌图可以分析组织与形貌的产生原因:800 W 功率重熔处理下热输入相对较低,散热速度大于高功率重熔下的合金,散热快导致过冷度较大,形核率得到提升,晶粒生长时间较短,散热的方向性相对稳定而且特征性较强,故产生了细小的生长方向较均一的柱状树枝晶。由于热输入较低,在  $\alpha$ -Mg 基体中产生过饱和固溶体的机会较小,晶界处原子排列较为杂乱且疏松,第二相易于在枝晶间富集并析出,故呈现出沿枝晶间呈连续网状析出的形态特征,如图 5(a)所示。而随着功率的提升,在 1000 W 的热功率作用下,可以明显看到,除了枝晶间,在枝晶干上也有少量的第二相分布如图 5(b)所示的 D 区域。这是因为在较高功率下 Zn、Y 与 Mg 形成过饱和固溶体的机会较大,在合金液中存在元素起伏,虽然钇相对

于锌在镁基体中更易于固溶,但是由于钇对钇有固溶抑制的作用,导致锌原子置换了大量的枝晶干中的镁原子,在一些微区内满足准晶相的元素组成,在足够的热力学驱动力下,这些微区可以直接从液相中形成准晶相 I。在 1200 W,2000 W 的功率作用下,可以看到,枝晶间的第二相逐渐减少,呈断续分布,枝晶干的第二相明显增多且 2000 W 下的同一枝晶干上的白色絮/点状明显多于 1200 W,如图 5(c)、(d)所示。根据 XRD 结果进行分析,在激光重熔的快冷快热作用下,功率越高,形成过饱和固溶体的几率越大,经过一定时间的时效,第二相的析出就越多,而这也导致了枝晶间的 Zn、Y 含量下降,所以晶界处的第二相呈断续分布。表 3 是在图 5 所标注位置进行 EDS 打点测试求得的各原子占比的平均值以及 Zn 与 Y 的比例。根据表 3 和 XRD 结果可以推断,以上处理过的合金枝晶间分布的第二相主要为 I-Mg<sub>3</sub>YZn<sub>6</sub>,也有少量的 W-Mg<sub>3</sub>Y<sub>2</sub>Zn<sub>3</sub>,枝晶干中弥散的白色絮/点状的第二相则为 I-Mg<sub>3</sub>YZn<sub>6</sub>。

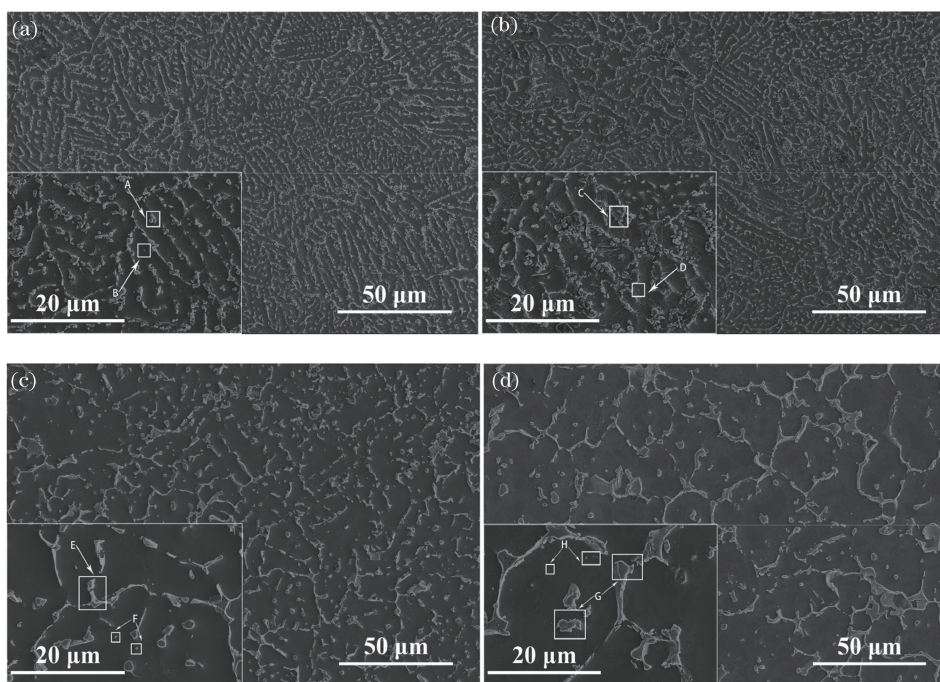


图 5 不同功率下重熔细晶区 SEM 形貌图及 EDS 测试位置图。(a) 800 W;(b) 1000 W;(c) 1200 W;(d) 2000 W  
Fig. 5 Microstructure in FGR and EDS analysis positions of substrate organization under different laser powers.

(a) 800 W; (b) 1000 W; (c) 1200 W; (d) 2000 W

### 3.2 显微硬度分析

以热影响区与母材区分界线作为横坐标,以金相左边界处作为纵坐标,以点与点之间间隔 100  $\mu\text{m}$  进行测试并进行空间上的绘图表征(图 6),将某些坏点去掉后求出平均值进行绘制硬度变化趋势曲线

(图 7、8)。图 7 为相同功率下细晶区、热影响区以及粗晶区维氏硬度(HV)的变化图。图 8 为相同晶区内维氏硬度随功率变化的关系图。根据观察,图 6 中材料的硬度在晶界处,第二相聚集处有着明显的提升,这是晶界处晶格畸变严重、位错塞积、第二

相具有较高硬度导致的;在热影响区及重熔区的过渡区域,硬度呈现陡降趋势,这是晶粒大小不一致导致的。由图 7、8 可知,在 800,1000,1200,2000 W 激光功率作用下的细晶区的 HV 平均值分别为

90.97,93.47,94.20,95.53,而粗晶基材区的 HV 平均值仅为 63.90,可以看到,经过激光重熔后,该种镁合金的硬度得到大幅提高,增长幅度依次为 42.36%,46.28%,47.42%,49.50%。

表 3 第二相 EDS 分析结果(原子数分数,%)

Table 3 Analysis results of EDS in second-phase(atomic fraction, %)

Element	A	B	C	D	E	F	G	H
Mg	81.67	97.37	88.04	95.85	78.49	95.01	67.15	94.78
Zn	14.66	1.84	9.75	3.11	17.37	4.29	27.10	4.13
Y	2.99	0.32	1.63	0.51	3.62	0.70	4.83	0.71
Zr	0.68	0.47	0.58	0.53	0.52	0.00	0.92	0.38
Zn/Y	4.90	5.75	5.98	6.10	4.79	6.13	5.61	5.82

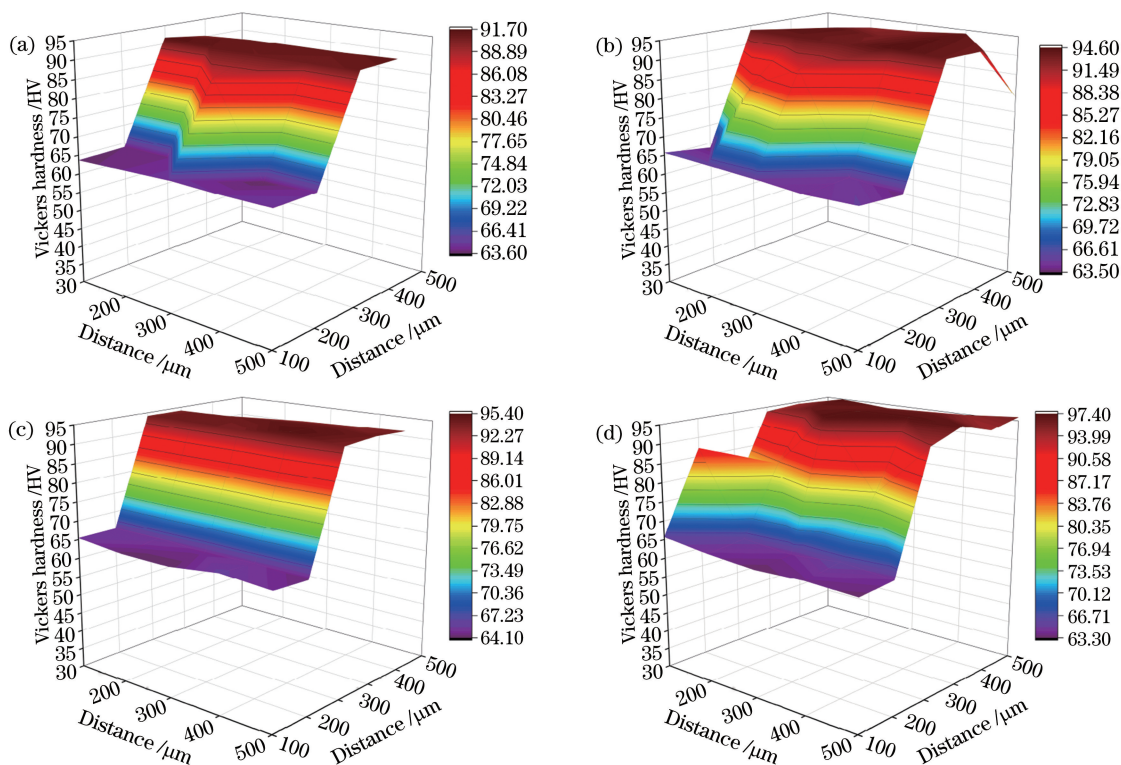


图 6 热影响区以及细晶区硬度平面分布特征。(a) 800 W;(b) 1000 W;(c) 1200 W;(d) 2000 W

Fig. 6 Heat affected zone and fine grain zone hardness distribution characteristics.

(a) 800 W; (b) 1000 W; (c) 1200 W; (d) 2000 W

由图 7 可知,在相同功率下激光重熔之后生成的细晶区、热影响区的维氏硬度要显著高于粗晶基材区,这是晶粒细化的结果。由图 8 可知,热影响区、粗晶区的硬度变化幅度不大,细晶区的硬度随功率的升高而增大。原因是在激光重熔工艺完成后,第二相的数目、形态、分布都已经发生改变(见图 5)。由于准晶 I-相具有非常不错的物化性能,如较高的硬度、较低的摩擦系数、优良的热稳定性以及较好的耐腐蚀性等<sup>[11]</sup>,同时准周期结构较为特殊,准晶和基体间的错配度减少,因而准晶与基体间的界面能比较低,所形成的结合面很稳定,滑移较难进

行,同时其较大的硬度也可以使晶粒细化,滑移也较难进行,镁合金得到强化,性能得到提升<sup>[12-13]</sup>。虽然 W 相也是 Mg-Zn-Y-Zr 合金中常见的三元相,但是 W 相的出现会与基体形成不稳定的界面,受力时容易破裂,形成裂纹源,使得合金的力学性能恶化<sup>[14]</sup>。

综上,主要从研究 I 相的数目、形态、分布的角度来揭示随着功率的增大硬度得到提高的原因: 1)从数目的角度分析。随着功率的提升,固溶度得到提升(见表 2),导致固溶强化。因为冷却速度较快,生成过饱和固溶体,随着一段时间的时效,晶内析出准晶 I 相几率明显增大,导致第二相的沉淀强

化。2)从形态和分布的角度分析。功率越大,晶内的白色絮/点状 I 相的含量越多,合金中基本不存在类似于未处理过的基体那样的粗大及连续网状分布的第二相[如图 5(a)所示],经过重熔处理后的 I-准晶相主要以在枝晶间的不连续网状、枝晶干的絮状或颗粒状的形式存在。准晶相良好的形态及分布在

变形过程中可以有效阻碍位错运动,减轻变形过程中的应力集中,使其能够有效吸收载荷却又不发生断裂,因而获得了良好的硬度和力学性能。综上所述,固溶强化和沉淀强化的联合作用超过了细晶强化的作用,从而导致了维氏硬度随着激光重熔功率的增大而上升。

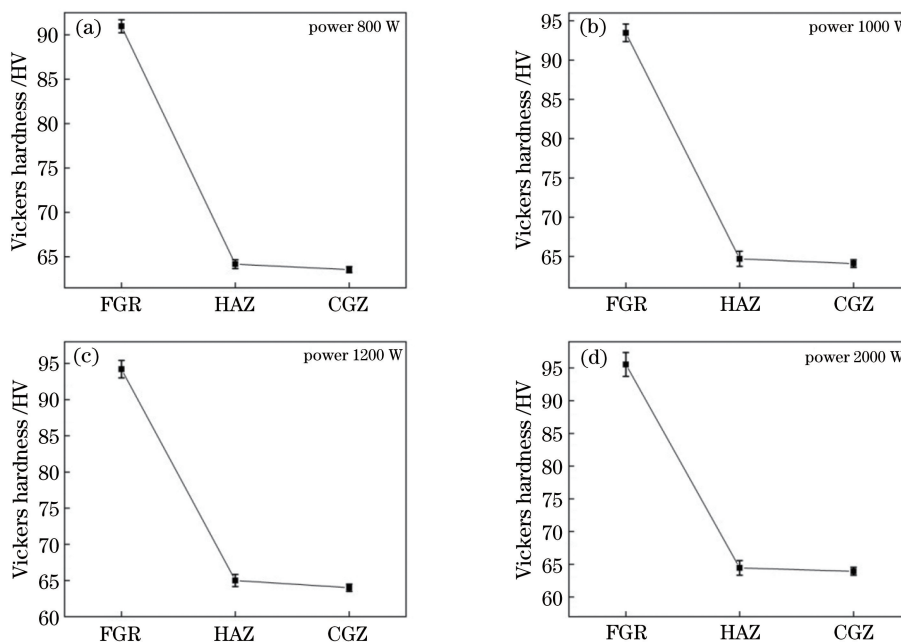


图 7 维氏硬度-晶区曲线图。(a) 800 W;(b) 1000 W;(c) 1200 W;(d) 2000 W

Fig. 7 Vickers hardness-crystal zone curve. (a) 800 W; (b) 1000 W; (c) 1200 W; (d) 2000 W

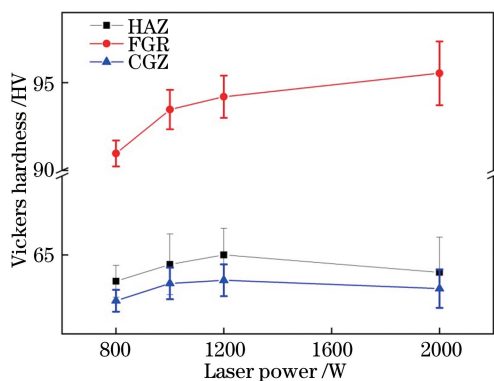


图 8 维氏硬度-激光功率曲线图

Fig. 8 Curves of Vickers hardness and laser power

### 3.3 摩擦磨损性能分析

图 9 所示为在不同激光功率的作用下镁合金表面的摩擦系数随磨损时间的变化曲线,图 9 给出了不同激光功率作用下镁合金经过 20 min 摩擦磨损后的磨损质量。表 4 给出了不同激光功率作用下的镁合金表面稳定阶段的摩擦系数平均值。经分析,重熔后的镁合金表层磨损形式主要是磨粒、黏着、接触疲劳以及氧化磨损。在实验中的普遍磨损过程如下:由于对磨材料是 45 号钢环,硬度高于实验用镁

合金,对磨材料上细硬凸起的质点擦过试样表面时,会发生较为强烈的刮擦。由于镁合金具有较低的硬度和较差的塑性变形能力,导致了磨屑的产生。所以,镁合金在磨擦磨损的初阶段以磨粒磨损为主,从图 9(a)、(b)起步阶段都可以看出这一特点。随着摩擦的进行,摩擦表面的局部温度提高,当达到一定温度时,镁合金将缓慢焊接到第 45 号钢圈表面,导致黏合磨损。随后,将新形成的黏合点切割或拉开,剥离产生磨屑,在其他地方形成新的黏合点,从而黏合-断裂-脱落-再黏合循环往复。当镁合金与 45 号钢环周期性接触时,表面因交替应力而疲劳,研磨屑剥落导致接触疲劳磨损。同时,由于镁合金表面很容易形成耐磨性差的氧化镁薄膜,在循环接触应力下很容易脱落,新的氧化镁薄膜将继续产生,从而产生氧化磨损。图 8 中随后的稳定波动过程是该过程的反应。

综合分析图 9、表 4 和图 10 可以发现,随着激光功率的增大,磨损稳定阶段的平均值逐渐下降,磨损量也在逐渐下降。这说明随着功率的增大,实验镁合金越来越耐磨,并且在磨损过程稳定阶段越来



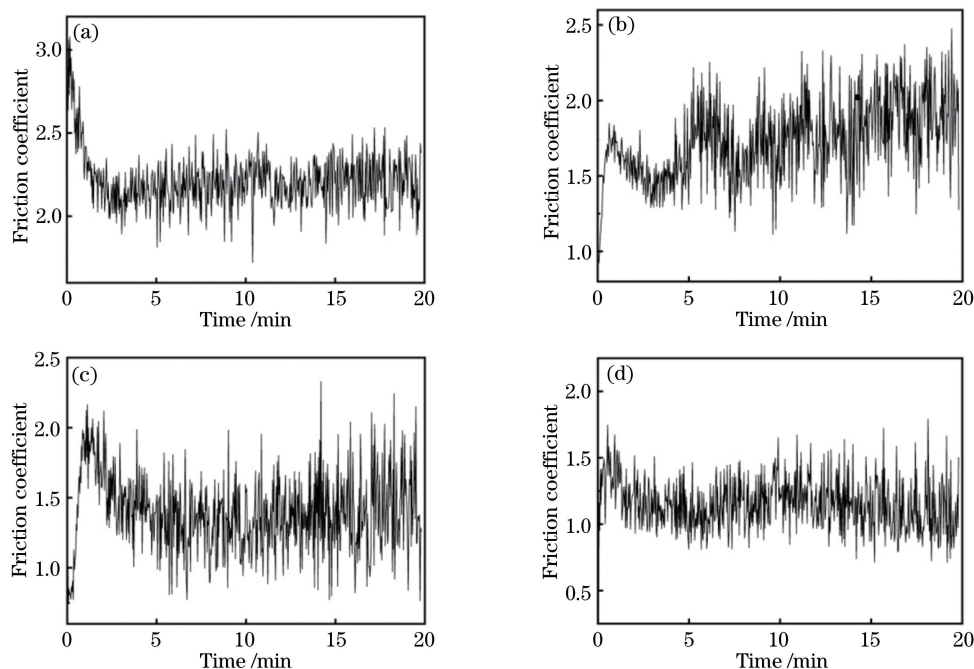


图9 摩擦系数-磨损时间曲线图。(a) 800 W;(b) 1000 W;(c) 1200 W;(d) 2000 W

Fig. 9 Curve of friction coefficients and time. (a) 800 W; (b) 1000 W; (c) 1200 W; (d) 2000 W

表4 磨损稳定阶段的摩擦系数平均值

Table 4 Mean value of friction coefficient in the stage of wear stability

Laser power /W	Mean value of friction coefficient
800	2.234
1000	1.873
1200	1.493
2000	1.174

越光滑。磨损量下降的原因可以从图4、5、8中看出,随着功率的增大,第二硬质相析出越来越多且分布更加弥散,导致硬度提升,金属材料抵抗磨粒磨损的能力与H/E成正比(H为材料硬度,E是杨氏模量)。其中杨氏模量对材料组织不敏感,那么硬度对材料的抗磨损性能至关重要,材料硬度越高,其对磨粒磨损的抗力就越好。随着功率的提升,磨损稳定阶段越来越光滑的原因则是在磨损过程中,I相和W相脱落,在磨损表面上形成润滑膜以隔离金属摩擦表面的直接接触,并且细微颗粒在摩擦过程中充当“微纳米球”,局部的“滑动摩擦”可以被转换进入“滚动摩擦”,摩擦系数和磨损量得到减少<sup>[15]</sup>。从图11可以看出,虽然在摩擦磨损过程中同时发生了上述四种磨损形式,但是不同功率下的主要磨损种类是不同的,在800 W到2000 W的过程中,都有细细的划痕,说明都发生了黏着磨损。其中,从图11(a)

中的划痕形态以及结疤现象可以判断,800 W的磨损形式以黏着磨损为主。随着功率的增大,可以看到,试样表面的擦伤与犁沟越来越多,尤其是2000 W已经密布了犁沟,从此处可以判断2000 W的磨损形式以磨粒磨损为主。

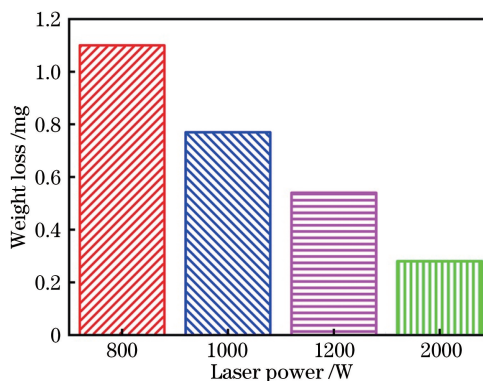


图10 磨损失重对比图

Fig. 10 Comparison chart of weight loss

## 4 结 论

随着激光重熔功率的增大,Mg-1.85Y-7.91Zn-0.75Zr(质量分数,%)合金的相组成并未见明显变化,Mg基体中通过置换固溶的方式固溶Zn的含量增大,晶格畸变更严重。激光重熔工艺可以形成离异共晶,可以改变基体的硬度以及弹性模量。激光重熔工艺可以明显细化晶粒,从而明显提升基材的

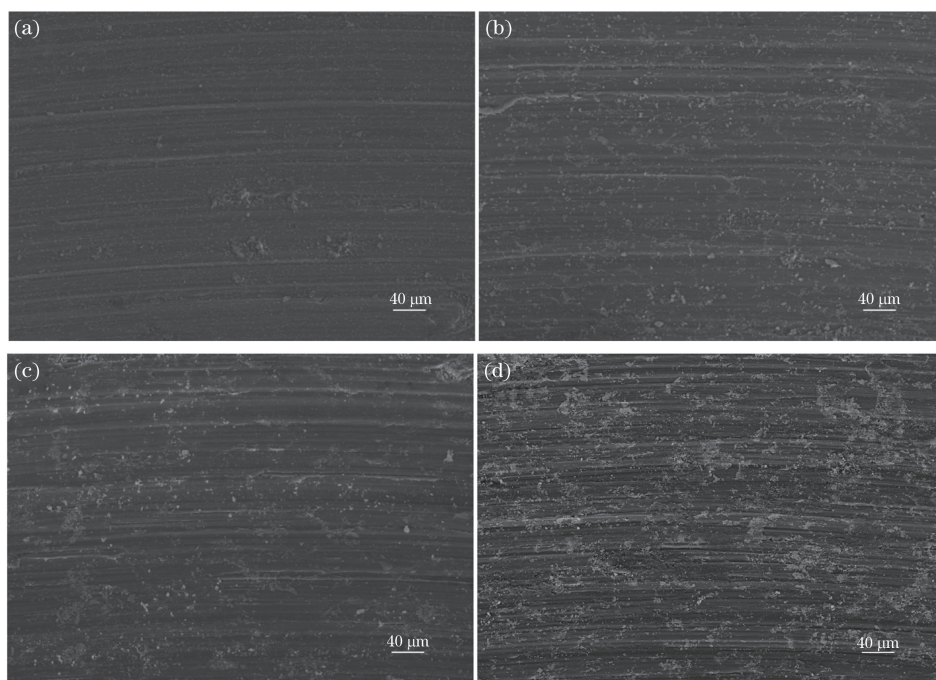


图 11 重熔层磨损表面的 SEM 形貌。(a) 800 W;(b) 1000 W;(c) 1200 W;(d) 2000 W

Fig. 11 SEM morphology of worn surface on remelting layer. (a) 800 W; (b) 1000 W; (c) 1200 W; (d) 2000 W

硬度。激光重熔功率的增大与快冷作用使得生成过饱和固溶体的几率提高,通过时效作用在枝晶干析出更多的絮/颗粒状  $I-Mg_3YZn_6$ ,从而导致了 Zn 的减少,使枝晶间的粗大及连续分布的第二相网状结构变为不连续的网状结构。

由于细晶强化的作用,相同功率下细晶区的硬度高于热影响区高于粗晶区。不同功率下粗晶区和热影响区未见太大变化,细晶区的硬度从大到小的排序依次为:2000 W、1200 W、1000 W、800 W。

800 W 以黏着磨损为主,2000 W 以磨粒磨损为主,1000 W 和 1200 W 属于两者之间过渡,耐磨性、硬度呈正相关关系。功率越大,硬度越高,耐磨性也越高。由此可见,激光重熔工艺作用在 Mg 稀土合金上确实可以显著提高合金的硬度,耐磨性,改善其组织结构。

### 参 考 文 献

- [1] Dubé D, Fiset M, Couture A, et al. Characterization and performance of laser melted AZ91D and AM60B [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 299(1/2): 38-45.
- [2] Chen C J, Zhang M, Zhang S C, et al. Microstructural investigation of laser surface melting on ZM5 magnesium alloy[J]. *Applied Laser*, 2011, 31(4): 317-321.  
陈长军, 张敏, 张诗昌, 等. ZM5 镁合金表面激光重熔的显微结构分析[J]. *应用激光*, 2011, 31(4): 317-321.
- [3] Jiang C Y, Wang C Y, Luo K Y, et al. Effects of laser shock layer number and Cl-concentration on anticorrosion behaviors of AM50 Mg alloys [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(9): 0902004.  
江崇远, 王长雨, 罗开玉, 等. 激光冲击层数和氯离子浓度对 AM50 镁合金耐腐蚀性能的影响[J]. *中国激光*, 2018, 45(9): 0902004.
- [4] Chen G L, Zhu S J, Zhang M, et al. Effects of Zn and Y content on microstructure and properties of Mg-Zn-Y alloys[J]. *Foundry Technology*, 2005, 26(10): 963-965.  
陈贵林, 朱世杰, 张梅, 等. Zn、Y 含量的变化对 Mg-Zn-Y 合金组织和性能的影响[J]. *铸造技术*, 2005, 26(10): 963-965.
- [5] Gao Q, Wang K H, Guo S, et al. Effects of nanosecond laser process parameters on Al/Mg dissimilar metal weld formation[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(1): 0102004.  
高琼, 王克鸿, 郭顺, 等. 纳秒激光工艺参数对铝/镁异种焊缝形成的影响[J]. *中国激光*, 2018, 45(1): 0102004.
- [6] Liu C M, Zhu X R, Zhou H T. Magnesium alloy phase atlas[M]. Changsha: Central South University Press, 2007: 334.  
刘楚明, 朱秀荣, 周海涛. 镁合金相图集[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2007: 334.
- [7] Khalfaoui W, Valerio E, Masse J E, et al. Excimer

- laser treatment of ZE41 magnesium alloy for corrosion resistance and microhardness improvement [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2010, 48(9): 926-931.
- [8] Chen J F, Zhang Y K, Xu R J. Microstructure and corrosion resistant property of laser surface melting layer of AM50 magnesium alloy[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2008, 35(2): 307-310.  
陈菊芳, 张永康, 许仁军. AM50 镁合金表面激光熔凝层的组织与耐蚀性能 [J]. *中国激光*, 2008, 35(2): 307-310.
- [9] Emley E F. Principles of magnesium technology [M]. New York: Pergamon Press, 1966: 126.
- [10] Lee Y C, Dahle A K, StJohn D H. The role of solute in grain refinement of magnesium [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(11): 2895-2906.
- [11] Pierce F S, Poon S J, Guo Q. Electron localization in metallic quasicrystals[J]. *Science*, 1993, 261(5122): 737-739.
- [12] Xu S W, Zheng M Y, Kamado S, et al. Dynamic microstructural changes during hot extrusion and mechanical properties of a Mg-5.0 Zn-0.9 Y-0.16 Zr (wt.%) alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(12): 4055-4067.
- [13] Wang J F, Gao S, Song P F, et al. Effects of phase composition on the mechanical properties and damping capacities of as-extruded Mg-Zn-Y-Zr alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(34): 8567-8572.
- [14] Xu D K, Tang W N, Liu L, et al. Effect of W-phase on the mechanical properties of as-cast Mg-Zn-Y-Zr alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 461(1/2): 248-252.
- [15] Hu C H, Yang C Y, Liu Q C, et al. Mechanism of friction reduction and lubrication of nano- $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{Fe}_3\text{O}_4$ /FeS solid lubrication duplex layer [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2013, 34(6): 130-135.  
胡春华, 杨春燕, 刘庆存, 等. 纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{Fe}_3\text{O}_4$ /FeS 固体润滑复合层减摩润滑机理 [J]. *材料热处理学报*, 2013, 34(6): 130-135.