

Mg-Gd-Y-Zr 合金 TIG 电弧熔覆层 微观组织演变及力学性能研究

王绿原¹, 马佳云¹, 王克鸿¹, 付扬帆², 李忠盛², 张隆平²

(1.南京理工大学 材料科学与工程学院, 南京 210094; 2.西南技术工程研究所, 重庆 400039)

摘要: **目的** 在 AZ91D 镁合金表面熔覆 Mg-Gd-Y-Zr 合金, 分析熔覆层微观组织演变规律及其对熔覆层力学性能的影响。**方法** 采用直流脉冲钨极氩弧焊 (DC PTIG welding), 在不同平均电流下, 将 Mg-Gd-Y-Zr 合金焊丝送入 AZ91D 镁合金熔池, 制备熔覆层。采用金相显微镜、扫描电子显微镜、能谱仪及 X 射线衍射仪, 分析不同平均电流条件下的熔覆层微观组织。基于显微维氏硬度仪与往复滑动摩擦磨损设备, 表征熔覆层硬度及摩擦学性能。**结果** 熔覆层微观组织主要由 α -Mg、 $Mg_{24}(Gd,Y)_5$ 及 $Al_2(Gd,Y)$ 相组成。熔覆层呈现明显分层特征, 主要是由晶界 $Mg_{24}(Gd,Y)_5$ 相分布差异造成。平均电流增大, 熔覆层中心晶粒尺寸先保持不变, 而后快速增大, $Al_2(Gd,Y)$ 相由细小弥散颗粒变为团聚状分布, 晶界 $Mg_{24}(Gd,Y)_5$ 相则由连续网状演变为不连续岛状, 直至变为细小颗粒状。熔覆层硬度随平均电流增加, 呈现略微上升, 随后快速下降的趋势, 其最高硬度达 90.8HV。摩擦磨损测试过程中, 平均电流为 110 A 所得熔覆层失重速率小于 AZ91D 基材。**结论** 采用 DC PTIG 在 AZ91D 基体表面成功制备了耐磨性能优于基体的含 Gd、Y 稀土元素的熔覆层, 稀释率决定熔覆层 $Al_2(Gd,Y)$ 相形貌及分布规律。

关键词: AZ91D 镁合金; Mg-Gd-Y-Zr 合金; TIG 熔覆; 组织演化; 力学性能

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)10-0188-10

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.10.021

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of TIG Cladded Mg-Gd-Y-Zr Alloy

WANG Lyu-yuan¹, MA Jia-yun¹, WANG Ke-hong¹, FU Yang-fan², LI Zhong-sheng², ZHANG Long-ping²

(1.School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China;

2.Southwest Technology and Engineering Research Institute, Chongqing 400039, China)

ABSTRACT: The work aims to deposit Mg-Gd-Y-Zr alloy on surface of AZ91D magnesium alloy and analyze the micros-

收稿日期: 2020-07-20; 修订日期: 2020-09-07

Received: 2020-07-20; Revised: 2020-09-07

基金项目: 国防科工局智能制造专项 (JCKY2018606B003); 中国博士后科学基金 (2020M671405)

Fund: Supported by Intelligent Manufacturing Project of National Defense Science and Technology Industry Burea (JCKY2018606B003); China Postdoctoral Science Foundation (2020M671405)

作者简介: 王绿原 (1986—), 男, 博士, 讲师, 主要研究方向为镁合金焊接与增材制造。邮箱: lyuyuanwang@njust.edu.cn

Biography: WANG Lyu-yuan (1986—), Male, Doctor, Lecturer, Research focus: welding and additive manufacturing of magnesium alloys. E-mail: lyuyuanwang@njust.edu.cn

通讯作者: 王克鸿 (1963—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向焊接自动化与增材制造。邮箱: wkh1602@126.com

Corresponding author: WANG Ke-hong (1963—), Male, Doctor, Professor, Research focus: welding automation and additive manufacturing. E-mail: wkh1602@126.com

引文格式: 王绿原, 马佳云, 王克鸿, 等. Mg-Gd-Y-Zr 合金 TIG 电弧熔覆层微观组织演变及力学性能研究[J]. 表面技术, 2020, 49(10): 188-197.

WANG Lyu-yuan, MA Jia-yun, WANG Ke-hong, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of TIG cladded Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. Surface technology, 2020, 49(10): 188-197.

structure evolution and mechanical properties of cladding layer. DC PTIG welding was used to convey the welding wires of Mg-Gd-Y-Zr alloy to the AZ91D magnesium alloy molten pool at different average current to prepare cladding layer. The microstructure of cladding layers was analyzed by metallographic microscope, scanning electron microscope, energy dispersive spectroscopy and X ray diffraction pattern. The hardness and tribological properties were characterized by Vickers microhardness and reciprocating wear tester. The main phases of cladding layer were composed of α -Mg, $Mg_{24}(Gd,Y)_5$, and $Al_2(Gd,Y)$. The difference in distribution and morphology of $Mg_{24}(Gd,Y)_5$ lead to the layered morphology. With the increase of average current, the central grain size of cladding layer kept unchanged at first and then increased rapidly, and the $Al_2(Gd,Y)$ phase changed from fine dispersed particles to agglomerated distribution and the morphology of $Mg_{24}(Gd,Y)_5$ located at the grain boundary transformed from a continuous network to disconnected and fragmentized islands and then spheroidal particles. The hardness of cladding layer increased slightly and then decreased sharply with the increase of average current, and the maximum hardness reached 90.8HV. The weight loss rate of cladding layer during wear test at the current of 110 A was lower than that of substrate. The cladding layer containing Gd and Y rare earth elements with better wear resistance than AZ91D substrate can be prepared successfully on the surface of AZ91D magnesium alloy by DC-PTIG. The morphology and distribution of the $Al_2(Gd,Y)$ can be determined by the dilution ratio of cladding layers.

KEY WORDS: AZ91D magnesium alloy; Mg-Gd-Y-Zr alloy; TIG cladding; microstructure evolution; mechanical properties

AZ91D 镁合金因其优异的比强度、比刚度、导热、导电、电磁屏蔽和阻尼减震等性能,广泛应用于航空航天与工程车辆等领域的中大型壳体类零件中,然而其耐磨、耐蚀性能不足的缺点制约其优势性能的发[1]。为了改善 AZ91D 镁合金工件服役寿命,国内外学者开展了大量研究工作,如化学镀、阳极氧化、热喷涂及转化膜等工艺方法的研究。但由于上述工艺生产效率低,改性层厚度薄,实际生产中难以广泛应用[2-6]。激光熔覆技术是利用高能激光束为热源,以送粉或铺粉方式,向熔池中添加合金元素生成强化相或直接加入纳米级增强颗粒,实现高质量的 AZ91D 合金表面改性及修复,然而该方法所使用设备昂贵,加工成本高[7-14]。钨极氩弧(TIG)表面熔覆技术作为一种高效低成本表面处理工艺,可广泛应用于大中型镁合金构件表面修复和改性[15]。

Mg-Gd-Y 系稀土合金是当前最常见的高强耐热镁合金,拥有极强的室温、高温时效强化和抗蠕变性能[16]。其强化机制之一是,镁基体中的 Gd、Y 原子与 Mg 原子半径差值大且在镁基体内固溶度大,使得镁合金呈现较好的固溶强化效果[17-18]。由于 Mg-Gd-Y 系稀土镁合金成本较高,利用 TIG 电弧热源在 AZ91D 基体表面制备包含 Gd、Y 元素的熔覆层,可有效降低成本,是改善中大型镁合金构件服役寿命的方式之一。然而 Al 与 Gd、Y 合金元素会发生冶金反应生成脆性相,影响熔覆层力学性能,因此有必要开展 Gd、

Y 元素对 AZ91D 微观组织及力学性能影响的研究。陈庆强等[19]制备了含少量 Y 元素的 AZ91 焊丝,采用 TIG 电弧热源在 AZ91 基材上制备熔覆层,发现稀土 Y 元素可减小粗大 β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相的尺寸和数量,同时减小亚表层中变形层的厚度及剥层磨损的程度,提高熔覆层的耐磨性。CHEN 等[20]通过激光熔覆在 Mg-Gd-Y-Zr 合金表面添加 Al-Si 粉末,利用 Gd、Y 与少量 Al 元素产生冶金反应,其产物强化了合金表面力学性能。熔覆过程中,在大温度梯度和高冷却速度条件下,Gd/Y-Al 冶金行为存在一定复杂性,Gd/Y-Al 相属于脆性相,如何有效控制 Gd/Y-Al 冶金反应产物还有待深入研究,特别是同时加入高含量的 Gd、Y 两种稀土元素的还未见相关报道。本文通过改变热输入调节母材稀释率,进而调节 Al 与 Gd、Y 元素冶金反应过程,系统地研究熔覆层微观组织演变规律及其对熔覆层力学性能的影响,为 AZ91D 合金表面改性及修复提供新的思路。

1 试验

1.1 试验材料

所用基材为 AZ91D,使用状态为铸造态,尺寸为 120 mm×60 mm×10 mm,化学成分如表 1 所示。所用 Mg-Gd-Y-Zr 合金焊丝直径为 1.2 mm,化学成分如表 2 所示。

表 1 AZ91D 基材成分表
Tab.1 Chemical composition of AZ91D substrate

Mg	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe
Balance	8.5~9.5	0.45~0.90	0.17~0.40	≤0.05	≤0.025	≤0.001	≤0.004

wt. %

表2 Mg-Gd-Y-Zr 焊丝成分
Tab.2 Chemical composition of welding wire of Mg-Gd-Y-Zr alloy

	Mg	Gd	Y	Zr	Si	Fe	Cu	Ni
	Balance	8.5~9.5	2.8~3.5	0.4~0.6	≤0.05	≤0.05	≤0.05	≤0.01

1.2 工艺参数

试验采用电源 (PI 350 AC/DC, 米加尼克) 来调节焊接电流 (基值电流与峰值电流), 保持熔覆速度及送丝速度不变, 在 AZ91D 基体上制备熔覆层。工艺参数见表 3, 采用高纯氩气为保护气, 气体流量

15 L/min, 脉冲电流峰值时间 (t_p) 固定为 1.5 s, 基值时间 (t_b) 固定为 0.5 s, 其中平均电流按照如下公式计算:

$$I = \frac{I_b \times t_b + I_p \times t_p}{t_b + t_p}$$

表3 熔覆试验工艺参数

Tab.3 Parameters used in cladding experiment

No.	I_b (Base current)	I_p (Peak current)	I (Average current)
	/A	/A	/A
1	80	100	95
2	80	120	110
3	80	140	125
4	90	160	143
5	90	180	158
6	90	200	173

1.3 组织表征与性能测试

通过线切割, 从单层单道试样截取尺寸为 15 mm × 15 mm 的样品(熔宽方向与熔覆方向分别截取 15 mm), 并用 4% (体积分数) 的硝酸酒精作为腐蚀液制备金相样, 使用光学金相显微镜 (Observer Axio, Carl Zeiss) 观察熔覆层横截面微观组织。其中, 熔覆层的层高 (h)、熔宽 (B)、熔深 (H) 及表面交角 (α) 测量方式见图 1, 稀释率可表示为 $S_1/(S_1+S_2)$ 。

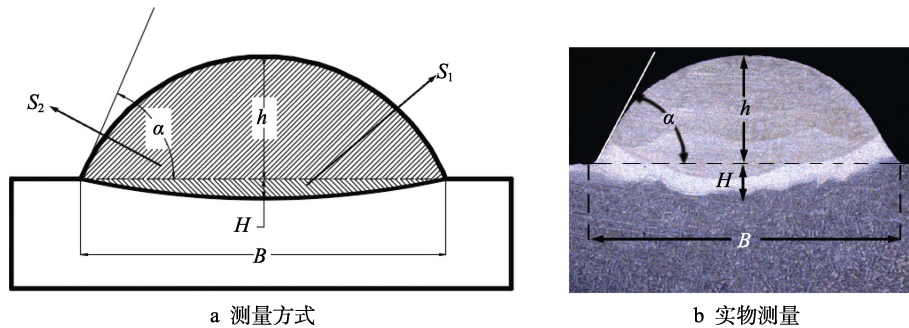


图1 熔覆层宏观测量方式及实物测量示意图

Fig.1 Schematic diagram of macroscopic measurement mode and physical measurement of cladding layer: a) measurement mode; b) physical measurement

采用维氏硬度计 (HV-1000Z, 展鹏电子仪器) 对熔覆层横截面进行硬度测试, 测试点选取方式见图 2。测试点横向及纵向距离皆为 200 μm, 载荷 200 g, 保压时间 15 s。利用往复滑动摩擦磨损测试仪 (UMT-3, CETR) 对熔覆层表面及基材进行磨损性

能测试, 摩擦副选用直径 9 mm 的 GCr15 钢球, 载荷 3 N, 往复速度 5 mm/s, 时长 50 min。

采用扫描电镜 (MIRA3, TESCAN BRNO; S-3400N, Hitachi)、转盘共聚焦显微镜 (Smatr proof 5, ZEISS) 及能谱分析仪 (X-Max 80, OXFORD INSTRUMENTS) 分别表征熔覆层横截面及磨损表面的微观组织形貌特征与元素分布。采用 X 射线衍射仪 (Ultima IV, 日本理学株式会社) 对熔覆层表面相组成进行分析, 其中试验电压 40 kV, Cu Kα 靶, 扫描范围 5°~100°, 扫描速度 1 (°)/min。

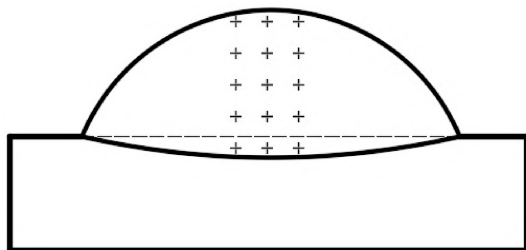


图2 熔覆层平均显微硬度测试点选取方式

Fig.2 Schematic diagram of measuring points from cladding layer in the micro-hardness test

2 结果及分析

2.1 熔覆层宏观成形分析

图 3 为不同平均电流条件下熔覆层的几何尺寸

变化。当平均电流由 95 A 增加到 173 A, 熔深平均增加 1.50 mm, 层高平均减小 0.84 mm, 熔宽则随电流增大而大幅增加 4.20 mm。

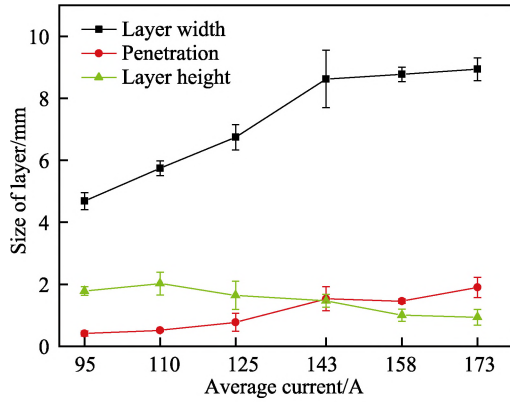


图 3 平均电流对熔覆层几何尺寸的影响规律

Fig.3 Influence of average current on geometric parameters of cladding layer

图 4 是不同平均电流条件下熔覆层表面交角及稀释率曲线。当电流为 95 A 时, 表面交角约为 90°, 稀释率约为 18%, 焊丝熔化后与基材融合不太充分。当电流增到 110 A 时, 表面交角下降至 65°, 熔覆层与基材能较好融合。当电流高于 143 A 时, 由于热输入过大导致焊道变宽, 层高减小, 稀释率可高达 61%。

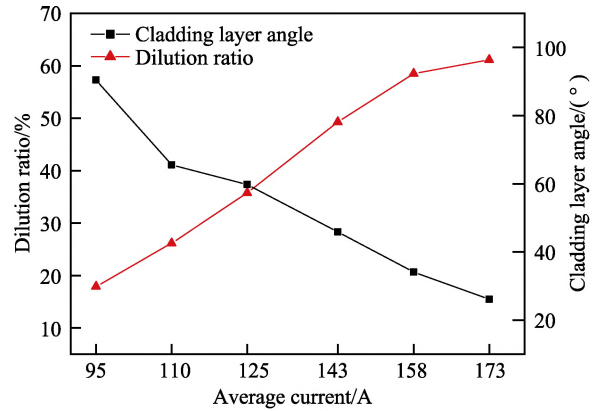


图 4 平均电流对熔覆层表面交角及稀释率的影响规律

Fig.4 Influence of average current on cladding layer angle and dilution ratio

2.2 熔覆层微观组织分析

2.2.1 典型工艺参数下熔覆层微观组织特征

图 5 是平均电流为 110 A 的熔覆层宏观及微观组织照片。观察熔覆层宏观体视照片 (图 5d) 可知, 熔覆层有明显亮暗分层现象。由图 5a 可知, 熔覆层中心暗区以细小等轴晶为主, 晶粒尺寸远小于 AZ91D 基体 (图 5c), 同时晶界清晰且被连续网状离异共晶组织包围。熔覆层底部亮区 (图 5b) 晶界可见度明显下降, 同时晶界离异共晶相数量大幅减少且呈不连续分布。

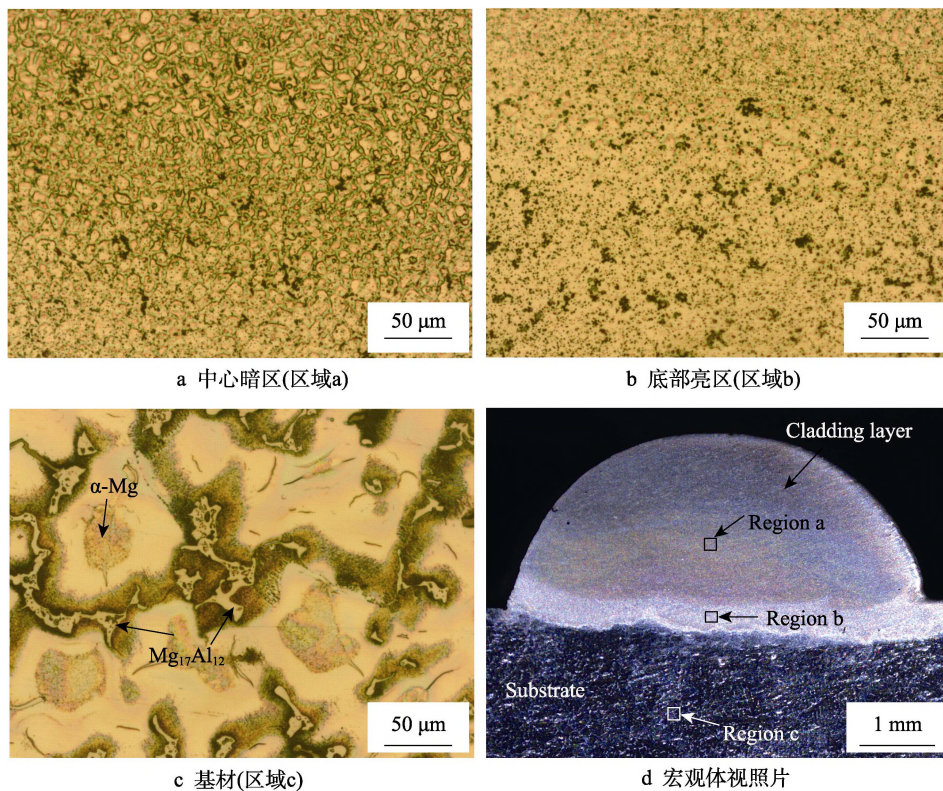


图 5 平均电流为 110 A 的熔覆层光学显微照片

Fig.5 Optical micrographs of cladding layer of current of 110 A: a) dark zone (region a); b) bright zone (region b); c) substrate (region c); d) macroscopic stereoscopic photograph

2.2.2 典型工艺参数下熔覆层元素分布

图6为平均电流为110 A的熔覆层及基材的EDS面扫描结果。从元素分布看,熔覆层内存在少量的Al元素,基材中的Mg元素含量略高于熔覆层。对比Mg-Gd-Y-Zr合金焊丝与AZ91D合金基体的元素成分

可知,基材与熔覆层存在明显的元素分界线,熔覆层微观组织主要是Mg-Gd-Y-Zr合金快速凝固组织。结合Mg-Gd-Y-Zr合金凝固组织相关文献,可确定图5a中熔覆层中心暗区晶界分布的连续离异共晶组织为 $Mg_{24}(Gd,Y)_5$ ^[21]。

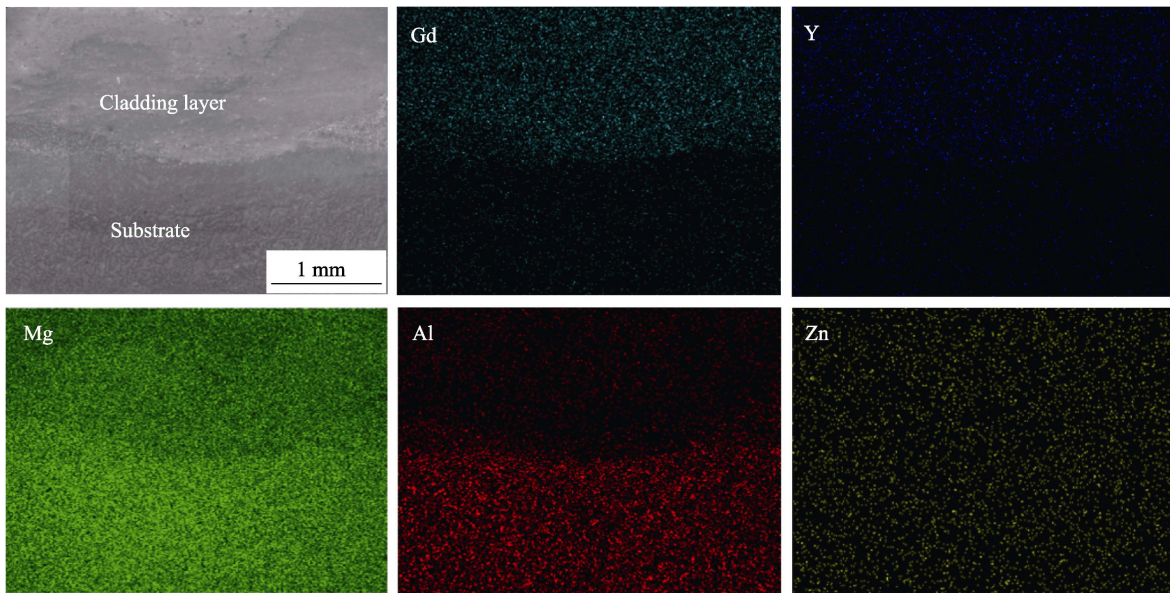


图6 平均电流为110 A的熔覆层试样横截面(含基材)EDS面扫描
Fig.6 EDS mapping results of cross section sample at the average current of 110 A (including substrate)

2.2.3 平均电流对熔覆层微观组织影响规律

图7为95、143、173 A三种平均电流下的熔覆层中心金相组织。电流为95 A时,熔覆层晶粒被大量密集的离异共晶 $Mg_{24}(Gd,Y)_5$ 包围。电流增加到143 A时,熔覆层中心晶粒尺寸变化不大,但晶界离异共晶相呈现非连续岛状分布,同时晶粒内部开始产生细小颗粒状析出物。当电流增加到173 A时,熔覆层中心晶粒明显长大,晶内析出大量不规则颗粒状物质。

白色颗粒物外,主要形成了较大尺寸的不规则块状物(图8c中所示块状物的最大尺寸大于 $2\mu m$)。

图9是平均电流为143 A的熔覆层中心晶粒内部SEM照片及EDS面扫描结果。依据面扫描结果可知,SEM照片中大量白色不规则颗粒物主要为Al、Gd、Y元素富集的产物。

图8为95、143、173 A三种平均电流下的熔覆层中心形貌。电流由95 A增加到143 A时,熔覆层SEM照片中弥散分布的白色颗粒物逐渐增多且尺寸变大(图8b中所示颗粒物的最大尺寸约 500 nm)。当平均电流增大到173 A时,除弥散分布的少量细小

表4为图9所示熔覆层A—D四个区域(红点区域)的EDS点扫描结果。由表可知,部分块状物(区域A)主要为富含Al、Gd、Y的化合物。结合平均电流为143 A的熔覆层XRD图谱(图10),可确定晶粒中心主要为 $Al_2(Gd,Y)$ 相。区域B内块状物包含有 $Mg_{24}(Gd,Y)_5$ 相,同时C区域还包含少量富Zr核心。

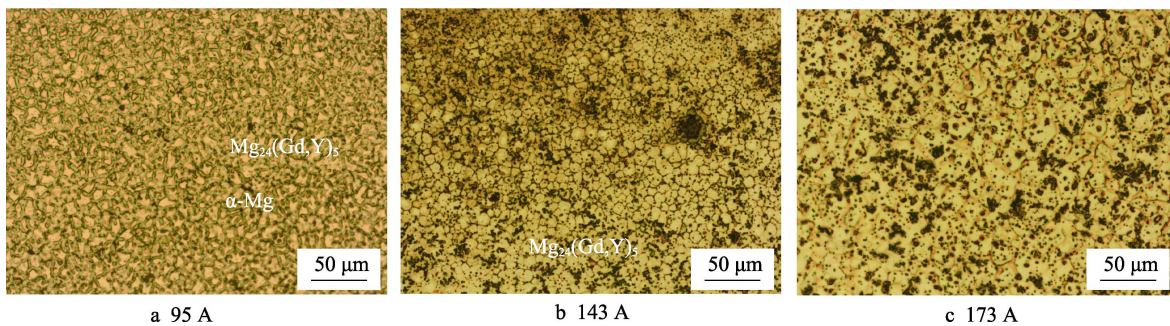


图7 不同平均电流下的熔覆层中心金相组织照片
Fig.7 Optical micrographs of central region in cladding layer at different average current

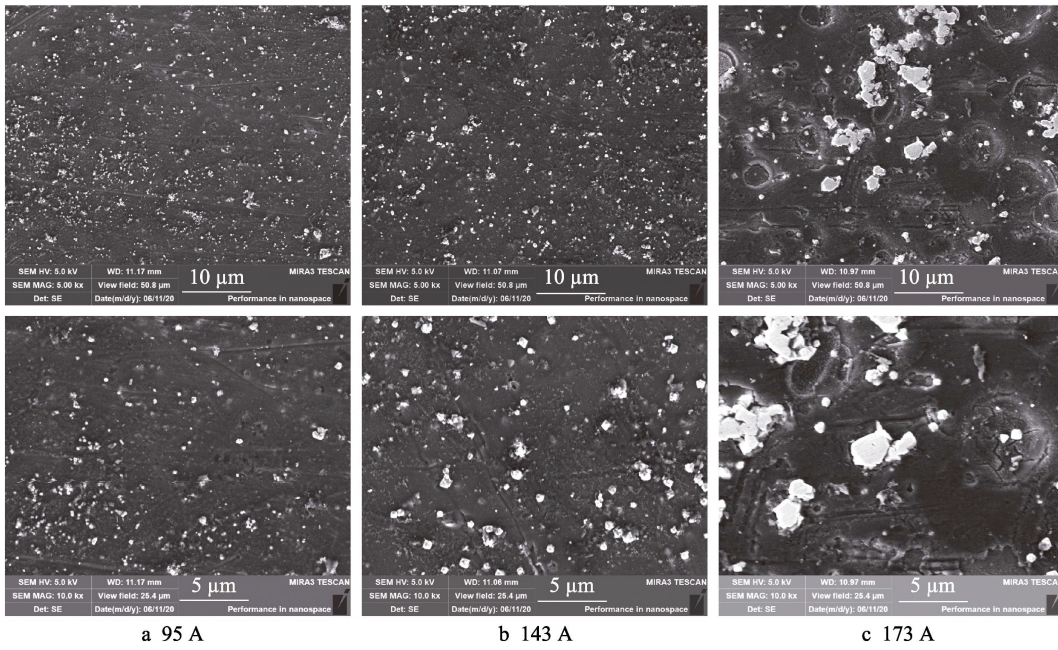


图 8 不同电流条件下熔覆层中心 SEM 形貌

Fig.8 SEM microstructure of central zone in cladding layers at different average current

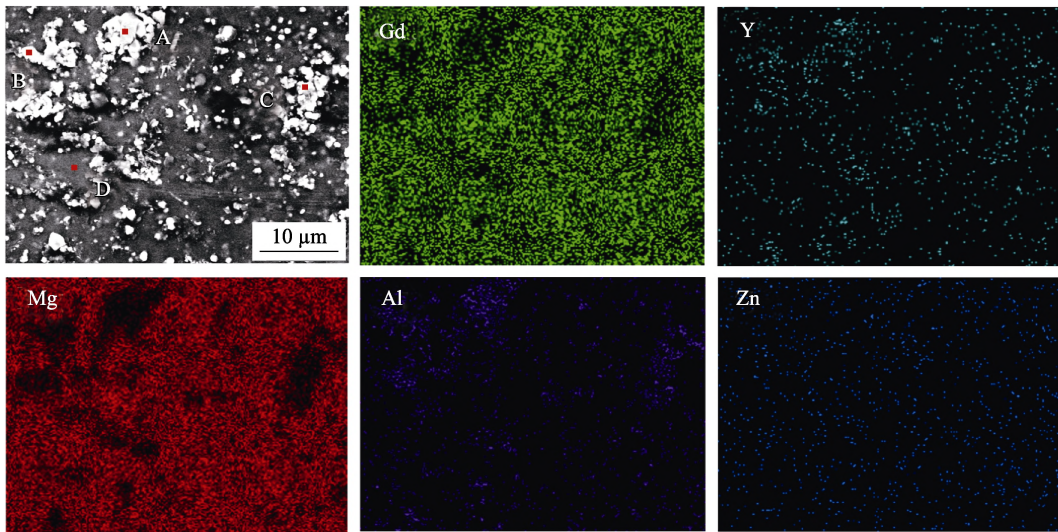


图 9 平均电流为 143 A 的熔覆层中心 EDS 面扫描结果

Fig.9 EDS results of central region in the cladding layer at the average current of 143 A

表 4 图 9 四个区域的 EDS 点扫描结果
Tab.4 EDS spot scanning results in fig.9

Region	Mg	Gd	Y	Al	Zn	Zr	at. %
A	12.23	14.69	14.64	55.15	0.58	0.00	
B	67.38	6.24	3.84	19.15	0.08	0.05	
C	37.18	12.11	8.30	35.16	0.63	4.54	
D	98.73	0.08	0.26	0.71	0.00	0.05	

由于 $Al_2(Gd,Y)$ 相熔点高于 $\alpha(Mg)$ 相，熔池凝固过程中将优先析出，同时 $Al_2(Gd,Y)$ 相为高熔点硬质脆性相（其中 Al_2Gd 熔点为 $1525\text{ }^\circ\text{C}$ ， Al_2Y 熔点为 $1497\text{ }^\circ\text{C}$ ），将在凝固过程中作为异质形核质点而细化晶粒，使得电流增大到 110 A 时，熔覆层中心晶粒尺寸变化不大^[22-25]。

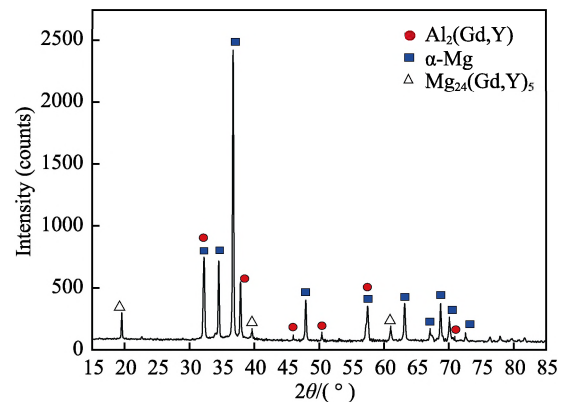


图 10 平均电流为 143 A 所得熔覆层 XRD 图谱

Fig.10 XRD pattern of cladding layer at the average current of 143 A

图 11 为 95、143、173 A 三种平均电流下，熔覆层 Al 元素的 EDS 面扫描结果。对比图 6 可知，随电流增加，熔覆层稀释率增加，基材中更多 Al 元素进

入熔覆层。特别是电流为 173 A 时，熔覆层与基体 Al 元素含量基本接近，从而导致过量团聚状 $Al_2(Gd,Y)$ 相生成。

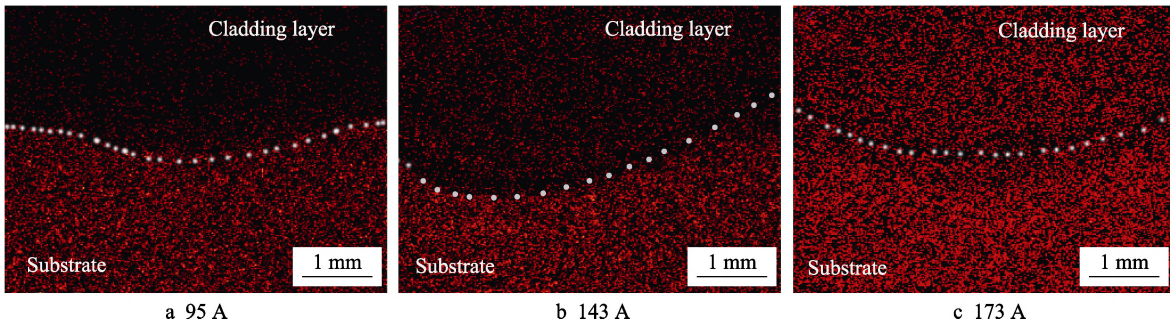


图 11 不同平均电流条件下熔覆层 Al 元素 EDS 面扫描结果
Fig.11 EDS scanning results of Al from cladding layer at different average current

2.3 熔覆层硬度及摩擦学性能

2.3.1 熔覆层硬度

图 12 是不同平均电流条件的熔覆层平均硬度。当平均电流由 95 A 增加到 110 A 时，熔覆层平均硬度由 87.9HV 增加到 90.7HV，这是由于基材中少量 Al 元素进入熔覆层，形成细小的弥散 $Al_2(Gd,Y)$ 相，而晶粒尺寸变化不大，因而熔覆层总体硬度略微上升。当电流大于 143 A 时，熔覆层稀释率增加导致基体中过量的 Al 元素进入熔覆层，从而引起大量粗大且不均匀的 $Al_2(Gd,Y)$ 相生成，同时热输入过大也导致了晶粒尺寸增大，使得熔覆层平均硬度下降。

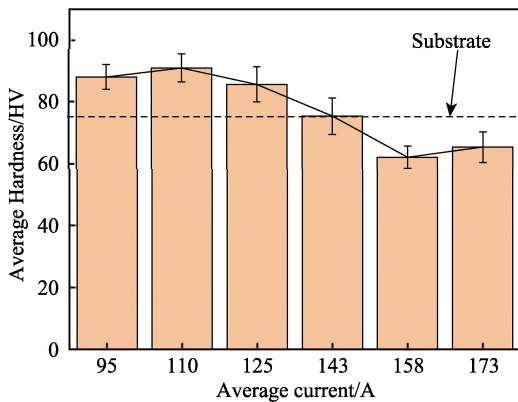


图 12 不同平均电流的熔覆层平均显微硬度
Fig.12 Average microhardness of cladding layer at different average current

2.3.2 典型工艺参数下熔覆层耐磨性能分析

选取平均电流为 95、110 A 所得熔覆层及 AZ91D 基材进行耐磨性能对比分析。图 13 为摩擦磨损测试样品的平均失重情况。由图可知，110 A 对应熔覆层平均失重速率为 $1.33 \times 10^{-4} g/m$ ，耐磨性能优于平均电流 95 A 所得熔覆层及基材，这得益于大量弥散 $Al_2(Gd,Y)$ 相的生成。同时平均电流 95 A 所得熔覆层耐磨性能略差于基材，因此仅依靠 Gd、Y 元素无法改善基材

耐磨性能。

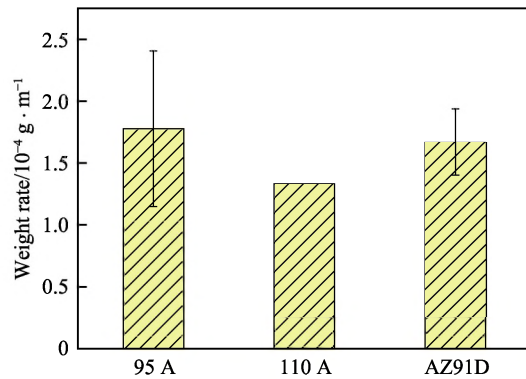


图 13 95 A 及 110 A 平均电流的熔覆层及基材摩擦磨损过程中的质量损失速率

Fig.13 Wight loss rate of cladding layer at the current of 95 A and 110 A and substrate during wear test

图 14 为平均电流为 110 A 所得熔覆层及 AZ91D 基材磨损面的 SEM 及共聚焦显微形貌。由图可知，熔覆层与基体表面都产生了沿磨损方向的明显犁沟状形貌。摩擦磨损过程中，在磨盘表面微观凸起、磨屑的切割和犁削作用下，材料表层金属发生脱落而形成犁沟，呈现出典型的磨粒磨损特征。平均电流 110 A 所得熔覆层磨损形貌（见图 14a）出现了少许形状不规则的带状磨屑，这是磨损过程中表层部分金属发生严重塑性变形被挤出样品边缘所形成。对比图 14a、14b 的共聚焦显微镜形貌可知，熔覆层表面磨损深度的差异大于基材表面，主要原因是塑性较好的熔覆层在磨损过程中发生塑性变形，从而在犁沟边缘形成并挤出“变形薄带”，导致犁沟上下高度差较大。

图 15 为平均电流为 110 A 所得熔覆层及 AZ91D 基材磨损面的 SEM 放大形貌及磨屑 EDS 点扫描结果。由图可知，两种合金磨损表面残留的磨屑主要呈现细小颗粒状形貌。能谱分析显示，除了金属表面本身存在的合金元素外，磨屑中还包含大量 O 元素。由此推断，摩擦滑动过程中两种材料皆发生了氧化磨损。

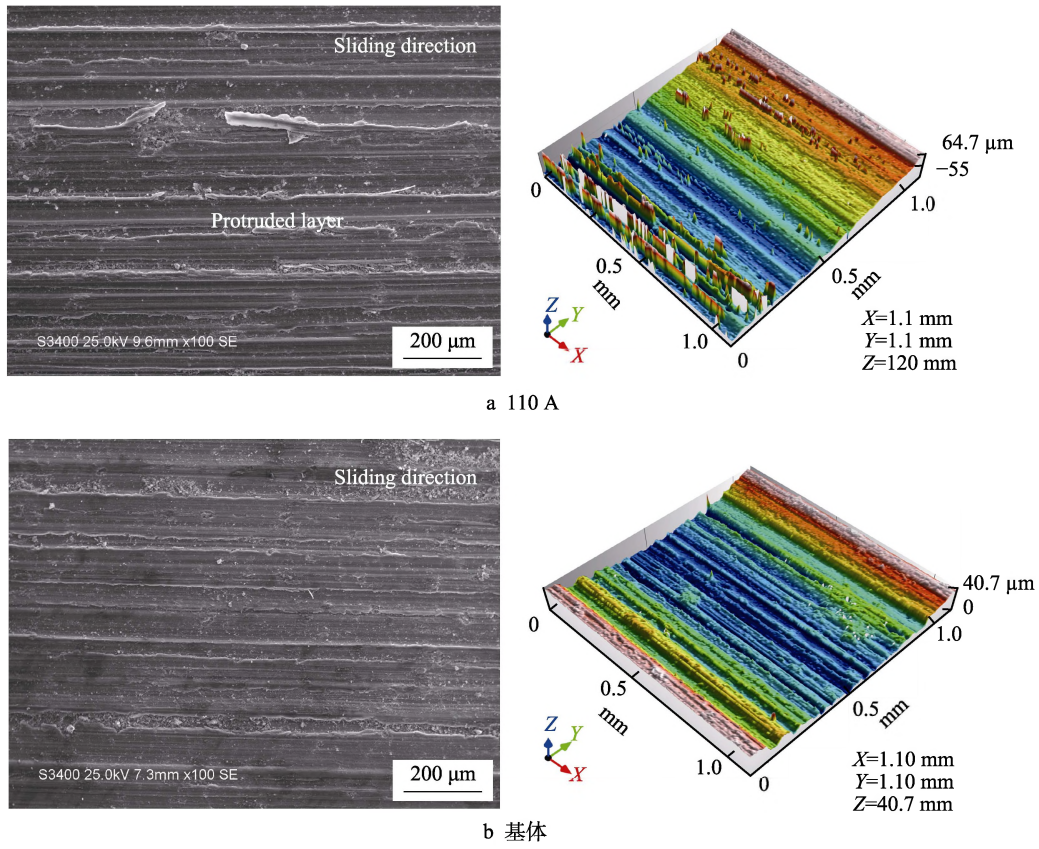


图 14 110 A 电流的熔覆层和基材的磨损面 SEM 形貌与共聚焦显微镜形貌
Fig.14 SEM and confocal morphologies of the worn surface: a) 110 A; b) substrate

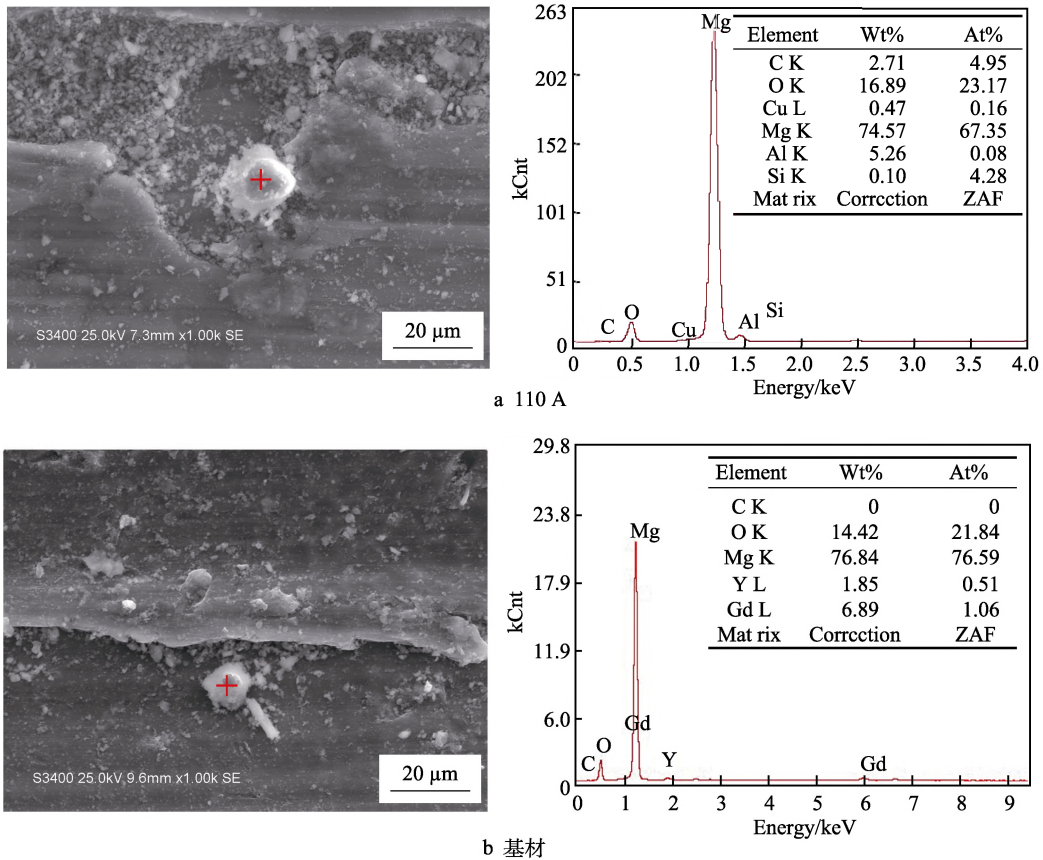


图 15 110 A 电流的熔覆层和基材磨损面 SEM 形貌及磨损颗粒的 EDS 扫描结果
Fig.15 SEM morphologies and EDS scanning results of worn surface and wear particles: a) 110 A; b) substrate

3 结论

本文利用直流脉冲 TIG 在 AZ91D 表面熔覆 Mg-Gd-Y-Zr 合金, 主要得出如下结论:

1) 平均电流由 95 A 增加到 173 A, 单层单道熔覆层熔深平均增加 1.50 mm, 层高平均减小 0.84 mm, 熔宽则增加 4.20 mm。熔覆层稀释率最小为 18%, 最大为 61%。

2) 熔覆层存在明显的分层现象, 主要表现为晶界离异共晶分布差异。熔覆层主要由 α -Mg、 $Mg_{24}(Gd, Y)_5$ 及 $Al_2(Gd, Y)$ 相组成。随平均电流增大, 熔覆层稀释率提高, 更多 Al 元素引入使得 $Al_2(Gd, Y)$ 相由弥散细小颗粒状变化为团聚状分布, 晶界 $Mg_{24}(Gd, Y)_5$ 相则由连续网状演变为不连续岛状, 直至变为细小颗粒状, 而熔覆层中心晶粒尺寸先保持不变, 随后快速增大。

3) 熔覆层硬度随着平均电流增加而呈现略微上升随后快速下降的趋势, 主要原因是 $Al_2(Gd, Y)$ 相分布形态及晶粒尺寸增大。平均电流 110 A 对应工艺参数所得熔覆层耐磨损性能优于 AZ91D 基材, 磨损机制为磨粒磨损和氧化磨损。

参考文献:

- [1] GARCIARODRIGUEZ S, TORRES B, MAROTO A, et al. Dry sliding wear behavior of globular AZ91 magnesium alloy and AZ91/SiC_p composites[J]. *Wear*, 2017, 390-319: 1-10.
- [2] 马颖, 李伟荣. 微弧氧化处理提高 AZ31B 镁合金搅拌摩擦焊焊缝的耐腐蚀性[J]. *兰州理工大学学报*, 2012(4): 5-9.
MA Ying, LI Wei-rong. Improvement in corrosion resistance of friction stir welding joint of AZ31B magnesium alloy with micro-arc oxidation treatment[J]. *Journal of Lanzhou university of technology*, 2012(4): 5-9.
- [3] 李晶, 张丽凤, 王社则. 汽车发动机用 AZ91D 合金的表面喷涂与性能[J]. *金属热处理*, 2020, 45(1): 228-233.
LI Jing, ZHANG Li-feng, WANG She-ze. Surface spraying and properties of AZ91 alloy for automotive engine [J]. *Heat treatment of metals*, 2020, 45(1): 228-233.
- [4] 刘静, 张涛, 张曰涛, 等. AZ91D 镁合金 Ni-W-P 多层化学镀层的摩擦磨损及耐腐蚀性能[J]. *中国表面工程*, 2019, 32(4): 53-62.
LIU Jing, ZHANG Tao, ZHANG Yue-tao. Friction, wear and corrosion resistance of multi-layer electroless Ni-W-P coating on AZ91D magnesium alloy[J]. *China surface engineering*, 2019, 32(4): 53-62.
- [5] YAN W, WEI D, JIE Y, et al. Effects of Al₂O₃ nano-additive on performance of micro-arc oxidation coatings formed on AZ91D Mg alloy[J]. *Journal of materials science & technology*, 2014, 30(10): 984-990.
- [6] 周志彬, 冯毅. 偏钒酸铵对 AZ91D 镁合金表面磷酸盐转化膜的耐腐蚀性能影响的研究[J]. *腐蚀科学与防护技术*, 2019, 31(3): 310-314.
ZHOU Zhi-bin, FENG Yi. Corrosion resistance of ammonium metavanadate modified phosphate conversion coatings on AZ91D Mg-alloy[J]. *Corrosion science and protection technology*, 2019, 31(3): 310-314.
- [7] 靳坤, 张英乔, 张涛, 等. AZ91D 镁合金表面激光熔覆 Al-Ti-Ni/C 涂层的电化学腐蚀行为[J]. *电焊机*, 2019, 49(10): 83-87.
JIN Kun, ZHANG Ying-qiao, ZHANG Tao, et al. Electrochemical corrosion behavior of laser cladding Al-Ti-Ni/C coating on AZ91D magnesium alloy[J]. *Electric welding machine*, 2019, 49(10): 83-87.
- [8] 孙琪, 李志勇, 张英乔, 等. AZ91D 镁合金表面激光熔覆 Al-TiC 涂层组织和性能的研究[J]. *表面技术*, 2017(1): 40-44.
SUN Qi, LI Zhi-yong, ZHANG Ying-qiao, et al. Microstructure and properties of laser cladding Al-TiC coating on AZ91D magnesium alloy[J]. *Surface technology*, 2017(1): 40-44.
- [9] 王小范, 姚建华, 张群莉. 激光表面堆焊技术的应用及展望[J]. *兵器材料科学与工程*, 2005(4): 68-70.
WANG Xiao-fan, YAO Jian-hua, ZHANG Qun-li. Application and prospect of laser surface build-up welding technology[J]. *Ordnance material science and engineering*, 2005(4): 68-70.
- [10] 肖萌, 周伟, 马驰程, 等. AZ91D 镁合金表面 Si 颗粒激光熔覆层的组织与性能研究[J]. *热加工工艺*, 2020, 49(4): 106-109.
XIAO Meng, ZHOU Wei, MA Chi-cheng, et al. Research on microstructure and properties of Si particles laser cladding coating on AZ91D magnesium alloy[J]. *Hot working technology*, 2020, 49(4): 106-109.
- [11] LIN P, ZHANG Z, REN L. The Mechanical properties and microstructures of AZ91D magnesium alloy processed by selective laser cladding with Al powder[J]. *Optics & laser technology*, 2014, 60: 61-68.
- [12] ZHENG B J, CHEN X M, LIAN J S. Microstructure and wear property of laser cladding Al+SiC powders on AZ91D magnesium alloy[J]. *Optics and lasers in engineering*, 2010, 48(5): 526-532.
- [13] JUN Y, SUN G, WANG H, et al. Laser (Nd: YAG) cladding of AZ91D magnesium alloys with Al+Si+Al₂O₃[J]. *Journal of alloys and compounds*, 2006, 407(1): 201-207.
- [14] QIAN Jian-gang, ZHANG Jia-xiang, LI Shu-qing, et al. Study on laser cladding NiAl/Al₂O₃ coating on magnesium alloy[J]. *Rare metal materials and engineering*, 2013, 42(3): 466-469.
- [15] ELAHI M R, SOHI M H, SAFAEIS A. Liquid phase surface alloying of AZ91D magnesium alloy with Al and Ni powders[J]. *Applied surface science*, 2012, 258(15): 5876-5880.
- [16] 李景利. 铸造高强耐热 Mg-Gd-Y-Zr 合金显微组织和力学行为研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2019.
LI Jing-li. Study on microstructures and mechanical behaviors of high strength and heat resistant cast Mg-Gd-Y-Zr

- alloys[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019.
- [17] 热焱, 郭雨, 李彦姣, 等. 耐热镁合金及其设计方法[J]. 铸造技术, 2019, 40(2): 170-172.
RE Yan, GUO Yu, LI Yan-jiao, et al. Heat-resistant magnesium alloy and design methods[J]. Foundry technology, 2019, 40(2): 170-172.
- [18] 张娜, 程仁菊, 董含武, 等. Sr 在耐热镁合金中的应用及研究进展[J]. 材料导报, 2019, 33(15): 2565-2571.
ZHANG Na, CHENG Ren-ju, DONG Han-wu, et al. Application and research progress of strontium in heat-resistant magnesium alloy[J]. Materials reports, 2019, 33(15): 2565-2571.
- [19] 陈庆强, 赵志浩, 王高松, 等. Y 含量对 Mg-Al-Zn 堆焊合金摩擦磨损性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(6): 1812-1817.
CHEN Qing-qiang, ZHAO Zhi-hao, WANG Gao-song, et al. Effect of yttrium content on friction and wear resistance of surfacing welding Mg-Al-Zn alloy[J]. Rare metal materials and engineering, 2018, 47(6): 1812-1817.
- [20] CHEN E, ZHANG K, ZOU J. Laser cladding of a Mg based Mg-Gd-Y-Zr alloy with Al-Si powders[J]. Applied surface science, 2016, 367: 11-18.
- [21] GAO Y, WANG Q, GU J, et al. Behavior of Mg-15Gd-5Y-0.5Zr alloy during solution heat treatment from 500 to 540 °C[J]. Materials science and engineering: A, 2007, 459(1-2): 117-123.
- [22] 杨晓敏, 侯华, 赵宇宏, 等. Mg₁₇Al₁₂, Al₂Y and Al₂Ca 相稳定性与弹性性能第一原理研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(4): 875-880.
YANG Xiao-min, HOU Hua, ZHAO Yu-hong, et al. First-principles study of structural stabilities and elastic properties of Mg₁₇Al₁₂, Al₂Y and Al₂Ca phases[J]. Rare metal materials and engineering, 2014, 43(4): 875-880.
- [23] 陈宏. ZM5 铸造镁合金激光表面修复与强化[D]. 上海: 上海交通大学, 2015.
CHEN Hong. Repairing and strengthening of ZM5 magnesium alloy by laser surface welding[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015.
- [24] DAI J, ZHU S, EASTON M A, et al. Heat treatment, microstructure and mechanical properties of a Mg-Gd-Y alloy grain-refined by Al additions[J]. Materials science and engineering: A, 2013, 576: 298-305.
- [25] 高菲, 付彭怀, 李应典, 等. 铸造 Mg-Gd-Y-Al 镁合金的拉伸与阻尼性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2014, 34(4): 440-444.
GAO Fei, FU Peng-huai, LI Ying-dian, et al. Tensile properties and damping capacity of cast Mg-Gd-Y-Zr alloys [J]. Special casting & nonferrous alloys, 2014, 34(4): 440-444.

(上接第 137 页)

- [64] JACKSON J B. Terahertz time-domain reflectometry of multilayered systems[D]. Michigan: The University of Michigan, 2008.
- [65] CHEN C C, LEE D J, POLLOCK T, et al. Terahertz characterization of interfacial oxide layers and voids for health monitoring of ceramic coatings[C]//2009 34th International conference on infrared, millimeter, and terahertz waves. Busan: IEEE, 2009: 1-2.
- [66] CHEN C C, LEE D J, POLLOCK T, et al. Pulsed-terahertz reflectometry for health monitoring of ceramic thermal barrier coatings[J]. Optics express, 2010, 18(4): 3477-3486.
- [67] 王卫泽, 李元军, 叶东东, 等. 一种基于太赫兹光谱技术的热障涂层中 CMAS 的检测方法: 中国, CN110455739A[P]. 2019-11-15.
WANG Wei-ze, LI Yuan-jun, YE Dong-dong, et al. Detection method of CMAS in thermal barrier coating based on terahertz spectroscopy: China, CN110455739A[P]. 2019-11-15.
- [68] 王卫泽, 叶东东, 黄继波, 等. 一种基于太赫兹技术的热障涂层的冲蚀形貌的测试方法: 中国, CN108535212A [P]. 2018-09-14.
WANG Wei-ze, YE Dong-dong, HUANG Ji-bo, et al. Test method for erosion morphology of thermal barrier coating based on terahertz technology: China, CN108535212A[P]. 2018-09-14.
- [69] WATANABE M, KURODA S, YAMAWAKI H, et al. Terahertz dielectric properties of plasma-sprayed thermal-barrier coatings[J]. Surface and coatings technology, 2011, 205(19): 4620-4626.
- [70] WATANABE M, KURODA S, YAMAWAKI H, et al. Electromagnetic properties of plasma sprayed thermal barrier coatings in terahertz range[C]//2009 34th international conference on infrared, millimeter, and terahertz waves. Busan: IEEE, 2009: 1-2.
- [71] YE D, WANG W, ZHOU H, et al. In-situ evaluation of porosity in thermal barrier coatings based on the broadening of terahertz time-domain pulses: Simulation and experimental investigations[J]. Optics express, 2019, 27(20): 28150-28165.
- [72] 王卫泽, 叶东东, 周海婷, 等. 一种基于太赫兹技术的热障涂层平行裂纹监测方法: 中国, CN109490244A[P]. 2019-03-19.
WANG Wei-ze, YE Dong-dong, ZHOU Hai-ting, et al. Method for monitoring parallel crack of thermal barrier coating based on terahertz technology: China, CN109490244A [P]. 2019-03-19.
- [73] SCHEMMEL P, DIEDERICH G, MOORE A J. Measurement of direct strain optic coefficient of YSZ thermal barrier coatings at GHz frequencies[J]. Optics express, 2017, 25(17): 19968-19980.
- [74] SCHEMMEL P, DIEDERICH G, MOORE A J. Direct stress optic coefficients for YTZP ceramic and PTFE at GHz frequencies[J]. Optics express, 2016, 24(8): 8110-8119.