

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2015.04.015

ZM5 镁合金 TIG 焊再制造熔敷层组织与力学性能^{*}

姚巨坤¹, 王之千¹, 王晓明¹, 殷凤良¹, 韩冰源²

(1. 装甲兵工程学院 再制造技术重点实验室, 北京 100072; 2. 江苏理工学院 汽车与交通工程学院, 江苏 常州 213001)

摘 要: 采用手工钨极氩弧焊(TIG 焊)在 ZM5 合金上制备镁合金单道、多道熔敷层, 研究熔敷层的组织和力学性能。微观组织和物相分析表明, 熔敷层由 α -Mg 相和 β -Mg₁₇Al₁₂ 相组成, 其晶粒较母材明显细化, 热影响区晶粒较粗大; 硬度分析表明单道熔敷层硬度达到 80 HV_{0.05} 以上, 而多道熔敷层的硬度约为 77 HV_{0.05}, 均优于母材, 热影响区的硬度与母材相当; 摩擦磨损性能分析表明, 熔敷层以磨粒磨损为主, 平均摩擦因数为 0.48, 母材以粘着磨损为主, 平均摩擦因数为 0.42。试验验证了镁合金熔敷成形再制造的可行性, 为 ZM5 镁合金多样性损伤的修复提供数据支撑。

关键词: TIG 焊; ZM5 镁合金; 熔敷层; 成形再制造; 力学性能

中图分类号: TG445.74; TH16 **文献标志码:** A **文章编号:** 1007-9289(2015)04-0113-08

Microstructure and Mechanical Properties of Remanufacturing Depositing Layers of TIG Welding on ZM5 Magnesium Alloy

YAO Ju-kun¹, WANG Zhi-qian¹, WANG Xiao-ming¹, YIN Feng-liang¹, HAN Bing-yuan²

(1. Science and Technology on Remanufacturing Laboratory, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072; 2. School of Automotive and Traffic Engineering, Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, Jiangsu)

Abstract: Single and multi-pass depositing layers on ZM5 magnesium alloy were welded by manual tungsten arc inert-gas (TIG) welding, and the microstructure and mechanical properties of the depositing layers were analyzed. The microstructure and element analysis shows that the depositing layer consisting of α -Mg phases and β -Mg₁₇Al₁₂ phases is finer than the base metal; however the grains of heat affected zone are coarse. The hardness analysis shows that the hardness of single depositing layer is beyond 80 HV_{0.05}, and the hardness of multi-pass depositing layer is about 77 HV_{0.05}, both of them are superior to the substrate. However, the hardness of heat affected zone matches the substrate. Then wear friction analysis shows that depositing layer is mainly abrasive wear, and its average friction coefficient is 0.48, however the substrate wear is mainly adhered wear, therefore, its average friction coefficient is 0.42. These data can provide a support for surface and volume damage on ZM5 repairing, and also gives the feasibility of the depositing formation of magnesium alloy remanufacturing.

Keywords: TIG welding; ZM5 magnesium alloy; depositing layer; formable remanufacturing; mechanical property

0 引 言

镁合金是典型的轻质结构金属, 具有比强度、比刚度高, 导热性、电磁屏蔽性强, 抗震、抗阻

尼性能良好, 可以直接回收再利用等优点, 在汽车业、航空航天业、3C 产业中运用广泛, 被誉为“21 世纪绿色工程材料”^[1]。

收稿日期: 2015-02-04; **修回日期:** 2015-05-06; **基金项目:** * 装备“十二五”预研基金(51327040301); 全军军事科研“十二五”计划(13QJJ003-041)

通讯作者: 姚巨坤(1974-), 男(汉), 副教授, 博士; **研究方向:** 装备再制造; **Tel:** (010) 6671 9248; **E-mail:** yaojk@sohu.com

网络出版日期: 2015-07-06 11:12; **网络出版地址:** <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20150706.1112.001.html>

引文格式: 姚巨坤, 王之千, 王晓明, 等. ZM5 镁合金 TIG 焊再制造熔敷层组织与力学性能 [J]. 中国表面工程, 2015, 28(4): 113-120. Yao J K, Wang Z Q, Wang X M, et al. Microstructure and mechanical properties of remanufacturing depositing layers of TiG welding on ZM5 magnesium alloy [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(4): 113-120.

虽然镁合金在各行各业运用广泛,但由于其电极电位(-2.36 V)和莫氏硬度(2.0)低、化学性质活泼等独特的理/化特性,容易在使役过程中出现划伤、磨损、掉块等表面或体积损伤问题。当前解决这类问题的办法主要是新件替换或重新制造,然而这些方法使零部件在制造过程中的劳动价值、能源价值等附加值全部丢失,造成资源的浪费。

为了解决上述问题,提出通过成形再制造的方法,研究采用焊接技术在零部件损伤表面堆焊组织细化、性能优异的再制造熔敷成形层以恢复零部件尺寸,延长零部件寿命,达到镁合金零部件成形再制造的目的。镁合金的焊接方法很多,国内外学者在 TIG 焊、搅拌摩擦焊^[2]、激光焊^[3]、激光复合焊^[4]等方面均展开了广泛研究。

钨极氩弧焊作为镁合金最常用的焊接方法,它是钨极作为非消耗性电极,利用电弧产生热量使母材和填充金属熔化完成焊接的方式,具有灵活性和结构适应性强,价格低廉且极易操作等优点^[5],受到国内外学者的广泛关注。重庆大学游国强^[6]等人采用 TIG 焊技术焊接 AZ71 镁合金,接头强度达到母材的 89.58%,力学性能较优;大连理工大学王欣^[7]等人利用 TIG 焊技术实现了 ZM6 镁合金的补焊,但补焊件存在结晶裂纹的缺陷;兰州理工大学徐仰涛^[8]等人采用 TIG 焊制备 Co-9Al-7.5W 合金堆焊层,发现 7.5W 合金在高温下耐磨性较好。

因此,文中采用手工 TIG 焊接技术,针对 ZM5 镁合金铸件进行堆焊熔敷试验,制备出组织致密、无明显缺陷的熔敷层,通过分析熔敷层的力学性能和摩擦学性能,比较熔敷层与母材的组织性能的差异,验证镁合金 TIG 焊熔敷成形再制造的可行性,为镁合金零部件的表面损伤修复提供数据依据。

1 熔敷试验

1.1 试验材料

母材采用 ZM5 镁合金铸件板材,焊丝采用 WE-33M 型 3.2 mm 镁合金焊丝,其化学成分见表 1 所示。

1.2 熔敷层制备

熔敷层的制备采用 Miller 公司生产的 Dynasty 350 TIG 手工焊机,试验过程中采用纯度为 99.99% 的氩气对试样和焊枪进行保护。将母材加工成直径为 300 mm,厚度为 5 mm 的圆板。焊接前用丙酮去除母材与焊丝表面油脂,干燥后用砂布、钢刷打磨等机械方法去除表面氧化膜备用,处理后至使用前的时间不超过 12 h^[9]。为防止板材在焊接熔敷过程中变形,采用辅助夹具夹紧试验板材,并用简易的加热板对焊板进行预热,以减小受热变形。

试验分为单道熔敷和多道熔敷,焊接工艺如表 2 所示。

表 1 母材与焊丝的化学成分

Table 1 Chemical components of the base metal and wire

(w/%)

Element	Al	Mn	Zn	Cu	Fe	Ni	Si	Impurity	Mg
ZM5	7.2-8.5	0.17-0.40	0.45-0.90	<0.025	<0.004	<0.001	<0.05	<0.3	Bal.
Welding wire	6.65	0.394 4	0.755 3	0.002 1	0.000 6	0.000 5	0.002 4	0.3	Bal.

表 2 TIG 焊接工艺参数

Table 2 TIG welding process parameters

Parameters	Values
Electrode diameter/mm	2.4
Diameter of welding wire/mm	3.2
Current/A	120
Argon flow rate/(L · min ⁻¹)	15

1.3 试验方法

切取试样,经粗磨、细磨、粗抛、细抛后,待无划痕时进行腐蚀,腐蚀溶液^[10]为冰醋酸(20 mL) + 乙二醇(50 g) + 硝酸(1 mL) + 水(17 mL)组成,腐蚀时间为 5 s,随后经水洗、酒精清洗,然后吹干备用。采用奥林巴斯金相显微镜观察母材、热影响区、熔敷区微观组织。采用 D8 型 X 射线衍射仪(布鲁克公司)分析熔敷层的衍射能谱。

采用手动转塔显微硬度仪对单道、多道熔敷层硬度进行测试,对比熔敷层与母材的硬度差别,及单道、多道熔敷层硬度差异。测试单道熔敷层硬度时采用纵向测量的方法,载荷选取50 g,试样经抛光后,自熔敷层表层向内每隔0.3 mm测试一次硬度值,同样深度测试3个点取平均值。测试多道熔敷层硬度时采用横向测量的方法,试验载荷为50 g,在熔敷层同一高度上由左至右每隔0.3 mm测试一次硬度值,同样深度测试3个点取平均值。

摩擦磨损试验在 CETR-3 型多功能往复摩擦磨损试验机上进行,摩擦副为 $\Phi 4$ mm 的 GCr15 圆球,硬度为 770 HV;下试样为 ZM5 镁合金母材块体和镁合金多道熔敷层试样。在频率保持 5 Hz 的情况下,选定载荷分别为 5、10 和 15 N,预载时间 30 s,摩擦时间为 10 min,研究熔敷层和母材在不同载荷下摩擦因数的变化情况。

采用能谱仪(EDS)测量摩擦产物的化学成分,观测各元素的质量分数;采用扫描电镜(美国 FEI 公司)观察磨痕的微观形貌;采用 OLS 激光 3D 显微镜测量 ZM5 合金母材和熔敷层磨痕三维尺寸与磨损体积,对比分析熔敷层与母材的摩擦学性能及差异。

2 结果与分析

2.1 熔敷层宏观形貌

图1所示为单道和多道镁合金熔敷层的宏观形貌,可见两类熔敷层成形良好,外观均匀光滑,为重叠鱼鳞状波纹,表面无气孔、夹渣、咬边等明显缺陷存在。

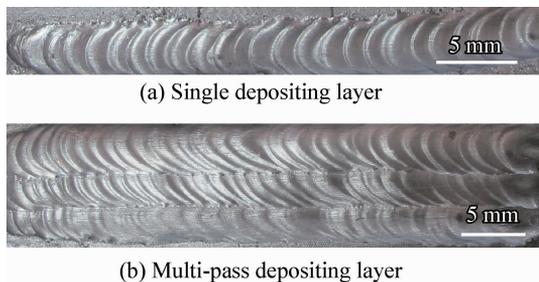


图1 镁合金再制造熔敷层宏观形貌

Fig. 1 Macroscopic morphologies of remanufacturing depositing layer of magnesium alloy

进一步制作试样,对熔敷层的截面宏观形貌进行观察研究,如图2所示。两类熔敷层的成形

光滑且比母材有明显晶粒细化,无裂纹和夹杂,但存在少量体积较小的气孔(如图2(a)中箭头所指位置)。产生气孔的原因有两种,一是氢在镁中的溶解度会随着温度的降低而急剧减小^[11],由于镁合金凝固速度过快且密度较低,在焊缝迅速固化过程中,焊接保护气体中的氢气或母材中含氢元素的杂质经高温析出的氢气来不及溢出形成氢气孔;另一原因是 ZM5 镁合金母材在铸造过程中受到工艺技术等影响,本身会存在气孔,在焊接过程中这些气孔随着焊接热输入的增加受热膨胀或相互结合形成了焊缝气孔。上述两种气孔在焊接时随着热输入和内部压力的变化,不断地聚集、扩展、受热膨胀或相互结合,最终形成了可见的焊缝气孔。另外,镁合金中存在部分低熔点、高蒸气压合金元素,比较典型的有锌和镁,这些元素由于熔点相比电弧温度较低,在焊接过程中容易受热蒸发逸出熔池或发生烧损造成焊缝金属不足而形成气孔。

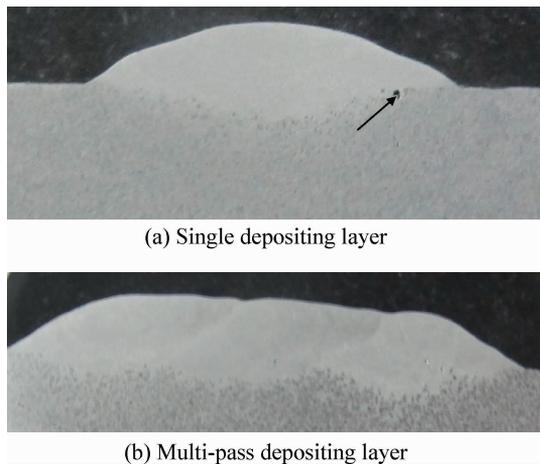


图2 镁合金再制造熔敷层截面形貌

Fig. 2 Cross section morphologies of remanufacturing depositing layer of magnesium alloy

2.2 熔敷层微观组织

图3为镁合金母材的微观组织,可见 ZM5 镁合金的铸态显微组织不存在明显缺陷,是由白色的 α -Mg 相与灰黑色呈连续网状分布的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相组成, β 相在室温下属于硬脆相,会降低合金的塑性。

图4为单道与多道镁合金熔敷层的微观组织,可以看出熔敷层和热影响区的分界十分明显。热影响区的组织较熔敷层晶粒明显粗化,为典型的过热组织,而熔敷层晶粒相对非常细小。

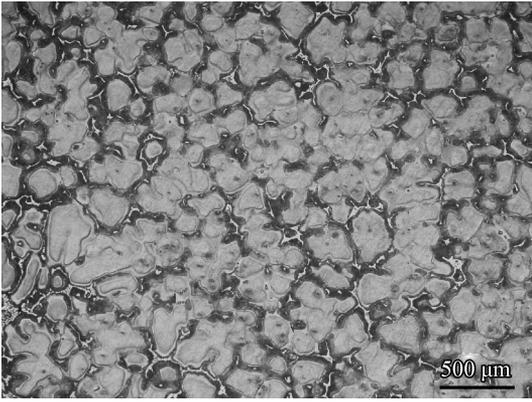
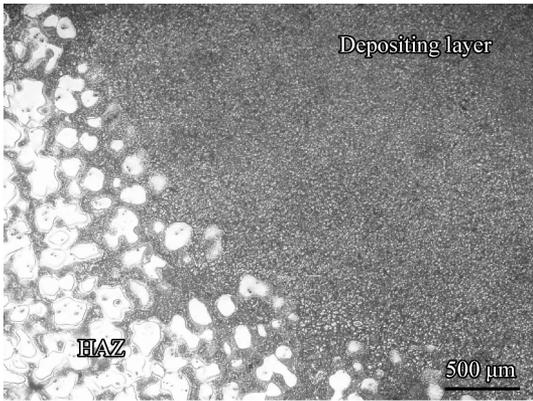


图3 ZM5 镁合金母材的微观组织

Fig. 3 Microstructure of ZM5 magnesium alloy base metal



(a) Single depositing layer



(b) Multi-pass depositing layer

图4 镁合金再制造熔敷层微观组织

Fig. 4 Microstructure of remanufacturing depositing layer of magnesium alloy

这是因为,在焊接时,距离熔敷层近的母材受热但未熔化,易发生晶粒粗化、长大,形成热影响区;而熔敷层的金属在焊接过程中受高温熔化,镁合金导热系数大、散热快,熔池冷却速度快,在熔敷层凝固过程中,金属快速凝固结晶,导致了

熔敷层晶粒的细化。

图5所示的熔敷层XRD衍射可知,熔敷层主要以 α -Mg相和金属间化合物 β - $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相组成,且 β - $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 金属间化合物衍射峰要弱。从Mg-Al相图可知,焊接熔池快速冷却造成非平衡凝固条件。焊丝与母材中铝的含量较少,焊接过程中高温环境下,大部分铝元素溶入 α -Mg中;而当熔池快速冷却时,液相快冷条件下,少量铝元素存在于 β - $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 中,并与 α -Mg形成(α + $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$)共晶体以颗粒状形式析出在晶界上。

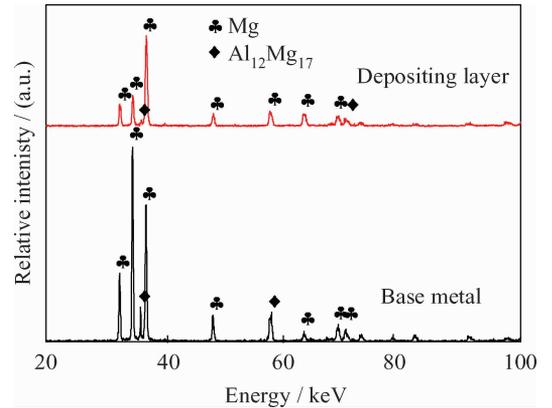


图5 母材与熔敷层XRD衍射图谱

Fig. 5 XRD patterns of base metal and depositing layer

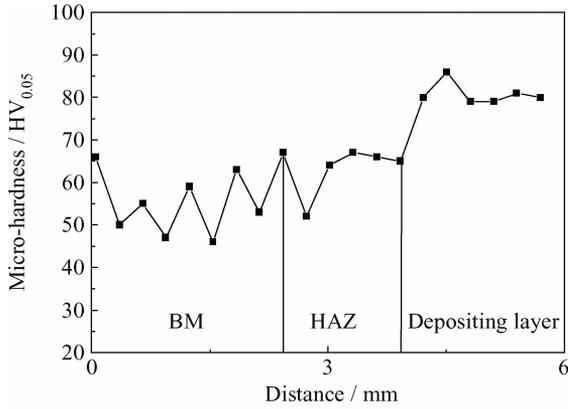
2.3 熔敷层硬度

图6(a)为单道熔敷层的纵向显微硬度,熔敷层区的硬度约为 $80 \text{HV}_{0.05}$,而母材与热影响区硬度相当,约为 $55 \text{HV}_{0.05}$,明显低于熔敷区的硬度。根据Hall-Petch方程^[12],晶粒尺寸越小,显微硬度值越大,熔敷层晶粒细小,所以熔敷区域硬度较高,而热影响区在焊接过程中晶粒受热长大,该区域显微硬度值明显较小。图6(b)为多道熔敷层的横向显微硬度,其平均显微硬度与单道熔敷层相差不大,约为 $77 \text{HV}_{0.05}$,稍低于单道熔敷层,但也明显高于母材和热影响区的硬度。

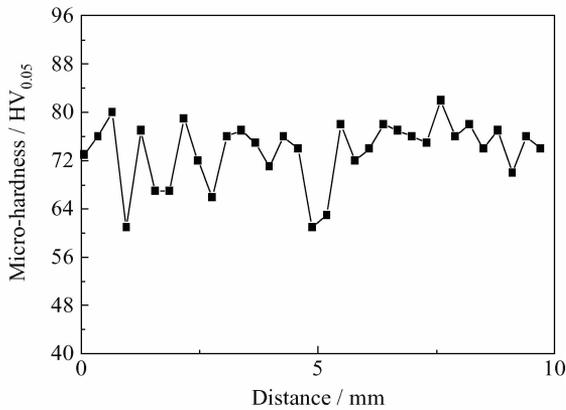
2.4 熔敷层摩擦磨损性能

2.4.1 摩擦因数

为确定熔敷层的表面摩擦学性能,对ZM5镁合金熔敷层和母材的摩擦学性能开展了对比试验研究。图7所示为不同载荷条件下多道熔敷层与母材摩擦因数的对比,可以看出,母材的摩擦因数随摩擦时间的递增迅速增加到一个峰值,随后逐渐降低进入稳定摩擦阶段;而熔敷层的起始摩擦因数高于母材,并随摩擦时间的变



(a) Longitudinal hardness of single deposition layer



(b) Lateral hardness of multi-pass depositing layer

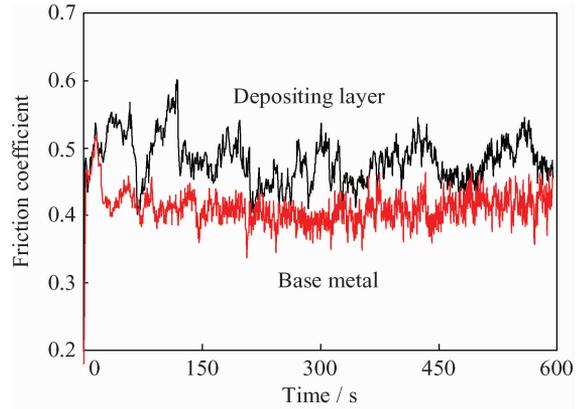
图 6 镁合金再制造熔敷层的显微硬度

Fig. 6 Micro-hardness of remanufacturing depositing layer of magnesium alloy

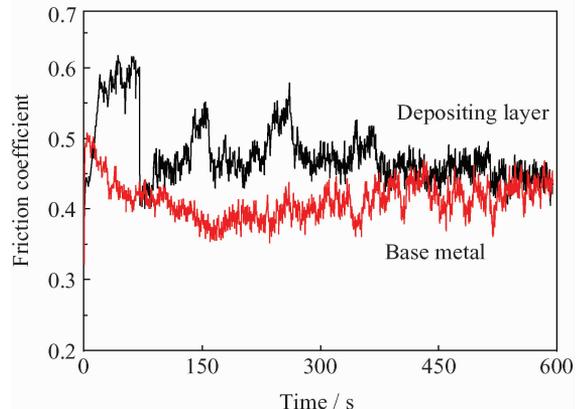
化,相对母材有较大的波动,且到达峰值所消耗时间较长,之后逐渐进入稳定阶段。

摩擦因数曲线均有一定波动,原因是干摩擦的运动不是平稳连续的滑动,而是一个物体相对于另一个物体断续的滑动。按照固体摩擦理论,摩擦过程中的实际接触面积只是很小的一部分。摩擦副相互接触的部分在摩擦过程中产生塑性流动和瞬时高温使被摩擦的母材和熔敷层金属产生有很高粘着力粘着的粘着节点。在摩擦力的作用下,粘着节点被剪切而产生滑动。因此,干摩擦过程成了粘着节点的形成与滑动剪切交替发生的过程,这种过程引起了摩擦相对运动中母材和熔敷层产生不同形变,导致所需的摩擦力的变化,最终引起摩擦因数的波动。

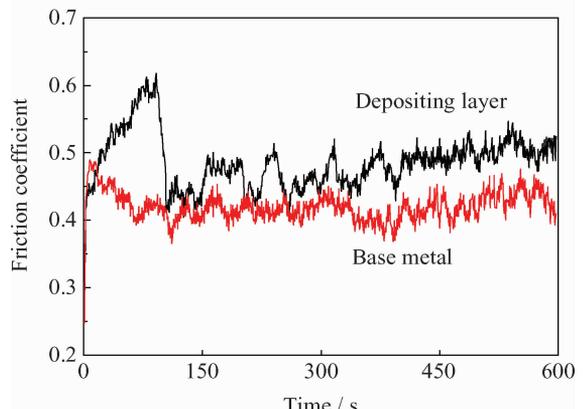
图 8 为不同载荷下母材与熔敷层的平均摩擦因数,可见母材的摩擦因数随载荷的增加略趋于增大,但变化不明显,摩擦因数约为 0.42;熔敷



(a) 5 N



(b) 10 N



(c) 15 N

图 7 不同载荷下母材与熔敷层摩擦因数

Fig. 7 Friction coefficient of the base metal and depositing layer under different loads

层的摩擦因数略有波动,基本维持在 0.48 左右,是母材 1.14 倍。这表明母材基体的摩擦因数略低于熔敷层。

图 9 所示为采用 EDS 对 10 N 载荷下母材与熔敷层的摩擦产物 EDS 分析,可见镁合金熔敷层和母材的磨损产物均由 O、Mg、Al 等元素组成,其中熔敷层中 O 元素质量分数为 39.98%,远小于

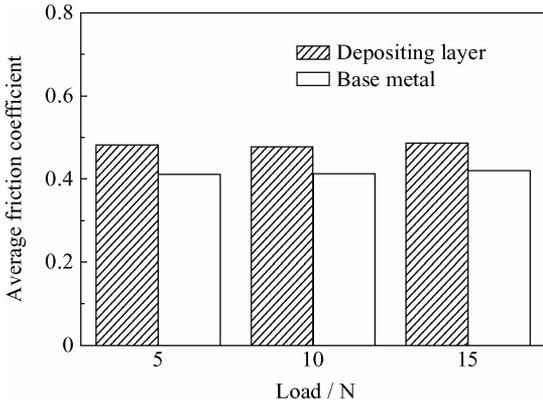


图8 不同载荷下母材与熔敷层平均摩擦因数

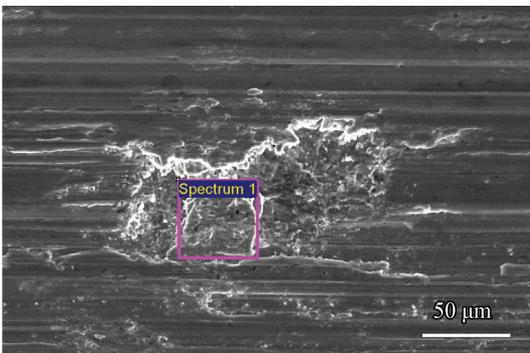
Fig. 8 Average friction coefficient of base metal and depositing layer under different loads

母材 50.05% 的 O 元素含量, 这表明母材较熔敷层发生的氧化作用更明显。这是因为在摩擦磨损过程中, 熔敷层和母材与钢球摩擦产生大量的摩擦热, 镁合金极易氧化, 在大气和高温环境下的试验过程中, 母材和熔敷层的磨损表面会产生一定量的 MgO, 其会对磨损表面起到一定的润滑作用, 从而导致表面 MgO 含量较高的母材的摩擦因数略低于熔敷层。

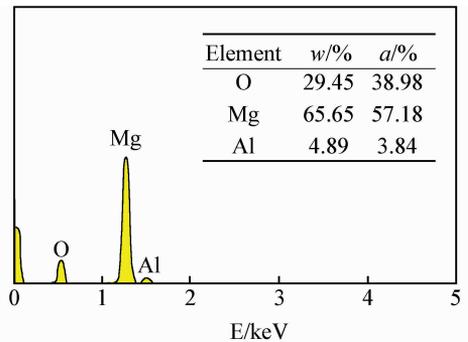
2.4.2 磨痕形貌

图 10 为载荷 10 N 时熔敷层和母材的磨痕形貌, 可见, 在干摩擦条件下, 熔敷层的磨痕表面有明显的犁沟, 犁沟分布平行且连续, 个别犁沟较深, 主要是因为钢球摩擦副上的微凸体挤入熔敷层内, 摩擦时起到犁耕作用产生, 在清晰的犁沟旁边还存在磨屑碎片被堆积、转移的现象; 而母材的磨痕表面虽有犁沟, 但犁沟并不连续, 且出现明显的撕裂、擦伤、卷曲以及粘着磨屑被拉起的现象, 并伴随有严重的氧化现象。

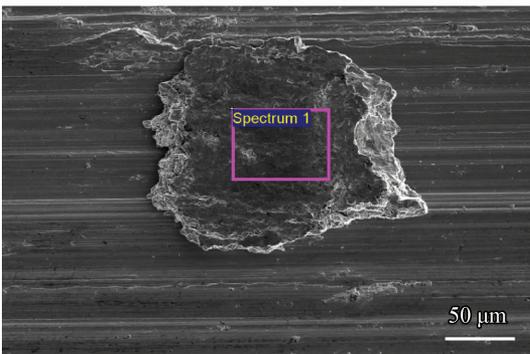
上述现象表明, 熔敷层主要以磨粒磨损为主, 以粘着磨损为辅; 母材主要以粘着磨损为主, 以磨粒磨损为辅。发生此现象, 主要有 3 个方面的原因: 一是由于母材较软, 易发生粘着磨损。母材硬度较熔敷层低约 25 HV_{0.05}, 在磨损过程中塑性变形较大, 更易发生粘着磨损; 相反较硬的熔敷层比母材更易发生磨粒磨损。二是熔敷层中易生成氧化铝等硬质点。熔敷层所含 Al 元素为 3.84%, 高于母材 2.85% 的 Al 元素含量, 而铝元素在高温条件下会氧化生成氧化铝等高硬质氧化物, 这些氧化物在摩擦过程中从磨损表面脱



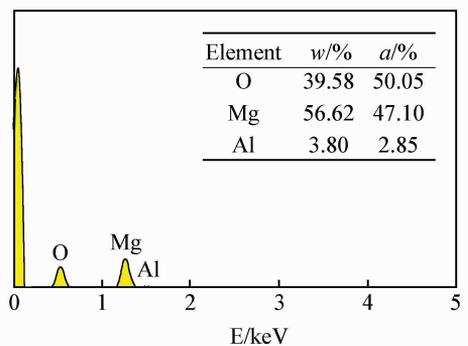
(a) Morphology of depositing layer



(b) EDS analysis of wear debris of depositing layer



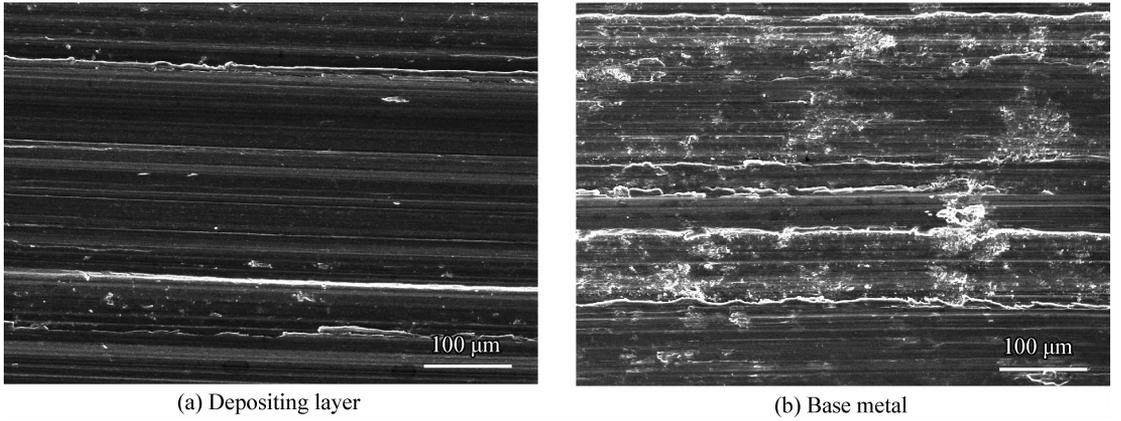
(c) Morphology of base metal



(d) EDS analysis of wear debris of base metal

图9 在 10 N 载荷下母材与熔敷层的摩擦产物 EDS 分析

Fig. 9 EDS analysis of wear debris of base metal and depositing layer under 10N load



(a) Depositing layer

(b) Base metal

图 10 在 10 N 载荷下母材与熔敷层的磨损形貌

Fig. 10 Wear abrasion morphologies of of base metal and depositing layer under the load of 10 N

落后,会在摩擦副间形成高硬质颗粒,并沿着滑动方向对熔敷层摩擦副产生连续的犁沟状划伤,观察到的此现象说明熔敷层的磨损形式主要以硬质点磨粒磨损为主。三是母材中略高的 Si 元素的含量造成其耐磨性较好。熔敷层和母材均存在少量的 Si 元素,而 Mg_2Si 为合金的主要强化相,可以提高合金的耐磨损性能,而母材中的 Si 元素含量较熔敷层略高,这也导致母材磨损性能略好于熔敷层。

2. 4. 3 三维形貌及磨损体积

不同载荷下熔敷层和母材磨痕三维形貌如图 11 所示。由图 11(a)~(f)可以看出,熔敷层和母材的磨痕宽度与磨痕深度都随摩擦载荷增加而增大,且磨痕表面不平,有明显的犁沟和深坑,熔敷层磨痕分布平行且连续,磨屑被拉起而产生的深坑分布分散且较为稀疏;而母材的磨痕表面犁沟分布相对较细且不连续,深坑分布十分密集,进一步证实了熔敷层的磨损机制主要是磨粒磨损,而母材主要以粘着磨损为主。

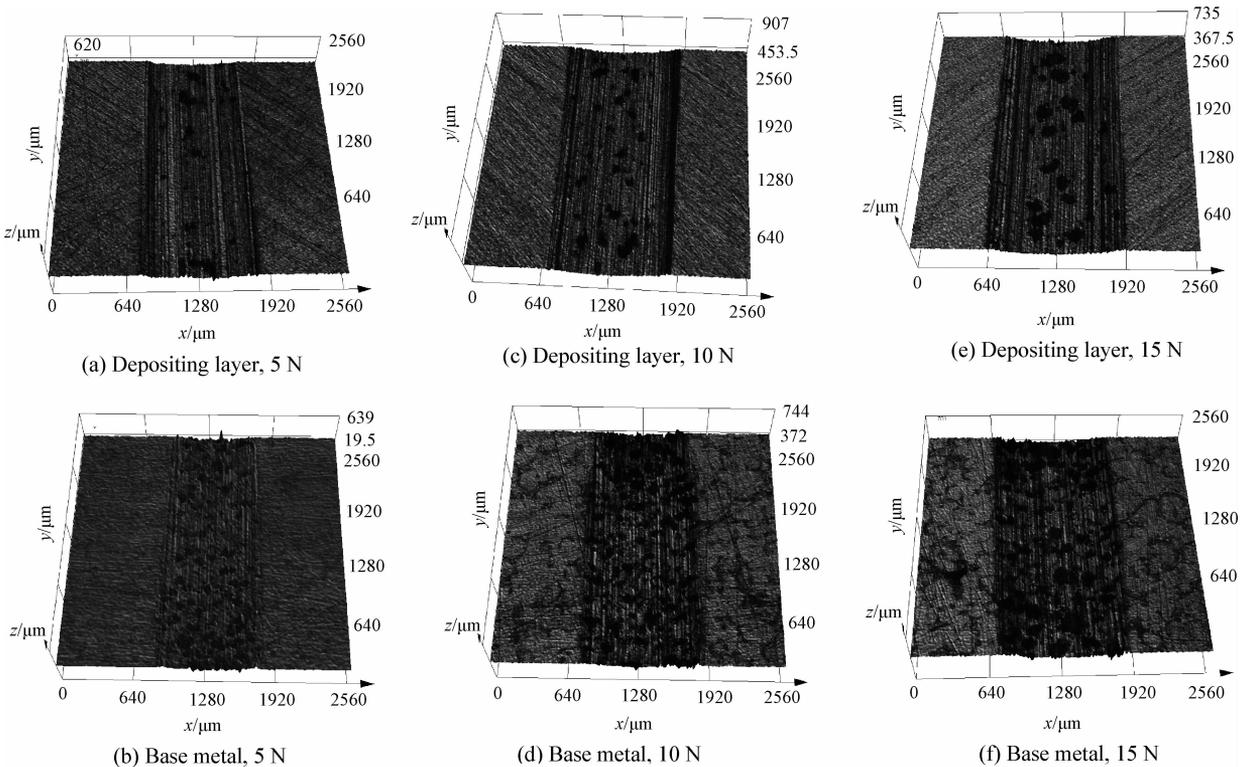


图 11 熔敷层与母材的三维磨痕形貌

Fig. 11 Three-dimensional morphologies of wear abrasion of the base metal and depositing layer

表3所示为熔敷层和母材在不同摩擦载荷下的磨损体积。可以看出,随着载荷的增大,材料的磨损体积增大。通过计算不同载荷下的平均磨损体积可知,熔敷层的磨损体积是母材的1.3倍,比母材磨损性能略低,这与摩擦因数试验结果吻合。熔敷层以磨粒磨损为主,母材以粘着磨损为主,而磨粒磨损的磨损率较粘着磨损大2~3个数量级^[13]。因此,通过磨损体积的比较可知,熔敷层的磨损性能约为母材的77%。由于熔敷层与母材硬度和成分的差异,影响磨损产物不同,造成磨损机制的不同,导致熔敷层摩擦学性能低于母材。然而通过试验也可以发现,熔敷层在高温低载荷下表面不易被氧化,说明熔敷层的抗氧化性能优于母材,抗蚀性能较好。

表3 不同载荷下熔敷层与母材磨损体积测量值

Table 3 Measured values of friction volumes of the base metal and depositing layer under different loads

Material	(10 ⁷ μm ³)			
	5 N	10 N	15 N	Average
Base metal	5.61	9.25	13.15	9.34
Deposit layer	8.19	12.31	16.01	12.17

3 结论

(1) 采用手工 TIG 焊制备的单道或多道熔敷层组织由 α-Mg 和 β-Al₁₂Mg₁₇ 两相组成,熔敷区的晶粒较母材明显细化,而热影响区晶粒较粗大,熔敷层均形貌光滑,无明显缺陷,表明了 ZM5 合金上制备成形再制造熔敷层具有可行性。

(2) 熔敷层的硬度约为 80 HV_{0.05},明显优于母材,多道熔敷层的硬度约为 77 HV_{0.05},热影响区与母材硬度相当,均约为 55 HV_{0.05}。

(3) 熔敷层的平均摩擦因数为 0.48,主要以磨粒磨损为主,并伴随有粘着磨损,平均磨损体积为 12.17×10⁷ μm³,约为母材的 1.3 倍;母材的平均摩擦因数为 0.42,以粘着磨损为主,以磨粒磨损为辅。

参考文献

- [1] 陈振华. 镁合金 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2004.
Chen Z H. Magnesium alloy [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004 (in Chinese).
- [2] Mofid M A, Abdollah-zadeh A, Malek Ghaini F. The effect of water cooling during dissimilar friction stir welding of Al alloy to

- Mg alloy [J]. Materials and Design, 2012, 36: 161-167.
- [3] Pan L K, Wang C C, Hsiao Y C, et al. Optimization of Nd: YAG laser welding onto magnesium alloy via taguchi analysis [J]. Optics and Laser Technology, 2005, 37(1): 33-42.
- [4] 高志国, 黄坚, 蔡艳, 等. 轻金属的激光复合焊技术 [J]. 焊接, 2006(9): 35-39.
Gao Z G, Huang J, Cai Y, et al. Laser hybrid welding technology of light metals [J]. Welding, 2006(9): 35-39 (in Chinese).
- [5] Kazuhiro N. Weldability of magnesium alloy [J]. Journal of Light Metal Welding & Construction, 2001, 39(12): 26-35.
- [6] 武婧亭, 游国强, 郭强, 等. AZ71 镁合金 TIG 焊焊接接头微观组织与力学性能 [J]. 热加工工艺, 2011, 40(1): 117-118.
Wu J T, You G Q, GUO Qiang, et al. Microstructure and mechanical properties of joints of AZ71 alloy by TIG welding [J]. Hot Working Technology, 2011, 40(1): 117-118 (in Chinese).
- [7] 王欣, 杨闯, 冯吉才. ZM6 镁合金铸件 TIG 焊补焊工艺 [J]. 焊接学报, 2010, 31(9): 33-36.
Wang X, Yang C, Feng J C. Research on TIG repairing technology for ZM6 magnesium alloy casting [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2010, 31(9): 33-36, 114-115 (in Chinese).
- [8] 徐仰涛, 夏天东, 赵文军, 等. TIG 堆焊 Co-9Al-7.5W 合金堆焊层的显微组织和耐磨性能 [J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(4): 1019-26.
Xu Y T, Xia T D, Zhao W J, et al. Microstructure and wear resistance of TIG cladding novel Co-9Al-7.5W superalloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(4): 1019-26 (in Chinese).
- [9] 马孝斌, 朱厚国. 镁合金及其焊接技术 [J]. 上海有色金属, 2008, 29(4): 184-189.
Ma X B, Zhu H G. Magnesium alloys and its welding technique [J]. Shanghai Nonferrous Metals, 2008, 29(4): 184-189 (in Chinese).
- [10] 孙德新. 镁合金(AZ91D、AZ31B)焊接性的研究 [D]. 吉林大学, 2008.
Sun D X. Study on weldability of magnesium alloys (AZ91 D and AZ31 B) [D]. Jilin University, 2008 (in Chinese).
- [11] 宋刚. 镁合金低功率激光-氩弧复合焊接技术的研究 [D]. 大连理工大学, 2006.
Song G. Research on low-power laser-tungsten inert gas (TIG) hybrid welding technology of Mg alloy [D]. Dalian University of Technology, 2006 (in Chinese).
- [12] 黄万群, 谷立娟, 王新. 镁合金焊接技术的研究现状 [J]. 热加工工艺, 2010, 39(17): 183-185.
Huang W Q, Gu L J, Wang X. Research status and prospects of magnesium alloys welding technology [J]. Hot Working Technology, 2010, 39(17): 183-185 (in Chinese).
- [13] 布尚. 摩擦学导论 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2006.
Bharat Bhushan. Introduction to tribology [M]. Beijing: Machinery Industry Press, 2006 (in Chinese).