

激光焊接镁/铝异种金属的显微组织与性能

周惦武, 田伟, 徐少华, 刘金水

(湖南大学 汽车车身先进设计制造国家重点实验室, 湖南 长沙 410082)

摘要: 对 1.8 mm 厚 AZ91 镁合金和 1.2 mm 厚 6016 铝合金平板试件进行激光搭接焊试验, 利用体视显微镜、卧式金相显微镜、扫描电镜、X 射线衍射仪、电子显微硬度仪、微机控制电子万能试验机等手段研究镁/铝焊缝的表面成形性、接头区域的金相组织、界面元素分布、断口形貌、主要物相、显微硬度与接头力学性能。结果表明: 激光功率 1900 W, 焊接速度 50 mm/s, 离焦距 f 为 0, Ar 气保护气体流量为 15 L/min 时, 焊缝表面成形性良好, 热影响区窄, 晶粒细化; 焊接接头平均抗拉强度和抗剪强度分别为 13.99 和 12.79 MPa, 镁侧和铝侧焊缝硬度均高于母材; 剪切断口较平坦、光滑, 出现相互平行的疲劳条纹; 拉伸断口存在较多高度不一致的解理台阶, 呈脆性断裂特征; 镁/铝焊缝界面存在 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 主要物相, 其中 $Mg_{17}Al_{12}$ 脆性相高温下比 Mg_2Al_3 延性相结构稳定, 是镁/铝焊接接头呈现脆性特征和较难实现焊接的主要原因。

关键词: 镁/铝异种金属; 激光焊接; 金属间化合物; 力学性能

中图分类号: TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)10-2440-05

铝合金和镁合金具有密度小、比强度高、耐蚀性好、易成形和可回收利用等优点, 广泛应用于航空航天、汽车制造和电子等领域^[1]。镁/铝复合结构件发挥 2 种材料性能优势, 降低重量, 同时减少能源消耗, 利于保护环境, 因此实现镁/铝合金的可靠性焊接成为工业技术领域研究的热点。但镁、铝的相互溶解度、熔点、线膨胀系数不同, 镁、铝焊接易产生裂纹和脆性金属间化合物^[2-10], 因此实现镁/铝焊接十分困难。相对于其他焊接方法, 激光焊接具有能量密度高、热量集中、热源易控制、焊缝深宽比大、热影响区窄及焊接变形小等优点^[11], 是镁/铝合金可供选择的有效连接方法之一。采用光纤激光器对 1.8 mm 厚 AZ91 镁合金和 1.2 mm 厚 6016 铝合金平板试件进行激光搭接焊试验, 利用体视显微镜、卧式金相显微镜、扫描电镜、X 射线衍射仪、电子显微硬度仪、微机控制电子万能试验机等手段研究镁/铝焊缝的表面成形性、接头区域的金相组织、界面元素分布、断口形貌、主要物相、显微硬度与接头力学性能, 研究结果期望为实现镁/铝合金可靠性焊接提供重要理论和实验基础。

1 实验

焊接实验设备采用 YLR-4000-C-WA 光纤激光器与 ABB 六轴机器人, 光纤激光器的最大输出功率为

4000 W, 连续输出的激光模式为 TEM₀₀, 波长为 1.07 μm , 光束发散半角 $\alpha < 0.15$ mrad, 反射聚焦透镜焦距为 200 mm, 焦斑直径为 0.4 mm。实验材料为 AZ91 镁合金和 6016 铝合金, AZ91 镁合金的化学成分(质量分数, %, 下同)为: Si < 0.1, Fe < 0.05, Zn 0.45~0.9, Mn 0.39, Cu < 0.05, Ni < 0.005, Al 8.5~9.5, Mg 余量。6016 铝合金的化学成分为: Si 1~1.5, Cu < 0.2, Mn < 0.2, Mg 0.25~0.6, Fe < 0.5, Ti < 0.15, Zn < 0.2, Al 余量。镁合金和铝合金的板料尺寸分别为 50 mm × 30 mm × 1.8 mm 和 50 mm × 30 mm × 1.2 mm。焊前用粗砂纸对镁板和铝板的上、下表面进行打磨除去氧化膜, 然后用丙酮对待焊表面进行清洗除去油污。将两种材料组合后用夹具夹紧进行激光搭接焊试验, 考虑到铝反射率高于镁, 试验时将镁板置于铝板上面, 同时为增加镁板表面吸收率和保护激光头, 将激光束偏离垂直方向 30° 入射到镁板表面, 随着光束移动在搭接部位形成连续焊缝。焊接时采用高纯度氩气对熔池区进行保护, 进行焊接试验以获得优良焊缝的表面成形为目标。焊接完成后, 线切割取样、打磨抛光至镜面, 制备金相试样。利用体视显微镜观察试样正面焊缝的表面形貌; 利用卧式金相显微镜观察试样横截面焊缝的微观组织; 采用配能谱仪的 JSM-6700F 扫描电镜和西门子 D500 X 射线衍射仪对镁/铝试样断口形貌、焊缝界面及主要物相进

收稿日期: 2014-10-15

基金项目: 国家高技术研究发展计划(“863”)重点项目(2012AA111802); 湖南大学汽车车身国家重点实验室自主课题(71075003)

作者简介: 周惦武, 男, 1971 年生, 博士, 教授, 湖南大学汽车车身先进设计制造国家重点实验室, 湖南 长沙 410082, E-mail: ZDWe_mail@126.com

行分析；利用微机控制电子万能试验机和电子显微硬度仪分析焊接接头的抗拉、抗剪强度和硬度。

2 结果与分析

2.1 焊缝表面成形性

焊接工艺参数与焊缝表面成形性存在密切关系，研究焊缝表面成形性利于提高焊缝可靠性及焊接质量。以获得优良焊缝表面成形性为目标优化焊接工艺参数，发现激光功率 1900 W，焊接速度 50 mm/s，离焦量 0，Ar 气保护气体流量为 15 L/min 时，焊缝表面成形良好，无明显缺陷(图 1a)。焊接速度保持 50 mm/s 不变，增加激光功率，发现焊缝表面凹陷，氧化严重，如图 1b、1c；而激光功率过低(1500 W)，虽然焊缝窄小，表面平整、连续(图 1d)，但激光能量未使上层镁板熔透，未实现镁/铝有效连接。

2.2 焊缝显微组织

图 2a 为优化焊接工艺条件下焊缝横截面的微观形貌。发现熔池深宽比较大，在铝板中形成一定熔深。图 2b 为上层镁板母材金相组织，发现晶粒大小不均匀，大晶粒周围分布着再结晶的小晶粒。图 2c 为镁侧热影响区组织，可看出焊缝热影响区组织变化不明显。这是因为光纤激光焊接能量密度高，热输入量小，激光与材料作用时间短，使得热影响区窄小。图 2d 为镁侧焊缝区组织，可看出焊缝区晶粒相对母材明显细化，呈细小柱状晶组织。这是因为光纤激光焊接速度快，镁合金热导率大、散热快^[12]，使熔池金属产生快速再结晶，从而导致焊缝区晶粒细化。

2.3 力学性能与断口形貌

镁/铝焊接接头平均抗拉强度为 13.99 MPa，平均抗剪强度为 12.79 MPa。按照 GB/2651-89 线切割制成标准试样，以 1 mm/min 的速度在微机控制电子万能试验机的控制下进行拉剪强度的测量；拉伸断裂位置为镁侧焊缝母材区；剪切剥离位置为焊缝底部镁/铝融合界面处。图 3 为镁/铝焊接接头断口形貌。发现剪切断

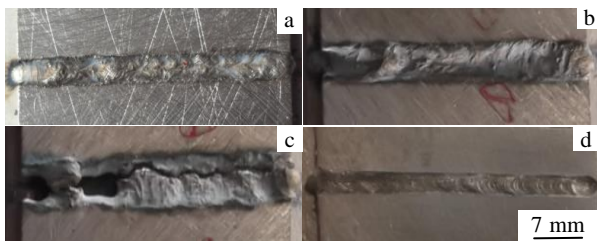


图 1 镁/铝合金焊缝表面形貌

Fig.1 Weld surface morphologies of Mg/Al joint: (a) $P=1900\text{ W}$, $v=50\text{ mm/s}$; (b) $P=2300\text{ W}$, $v=50\text{ mm/s}$; (c) $P=2500\text{ W}$, $v=50\text{ mm/s}$; and (d) $P=1500\text{ W}$, $v=80\text{ mm/s}$

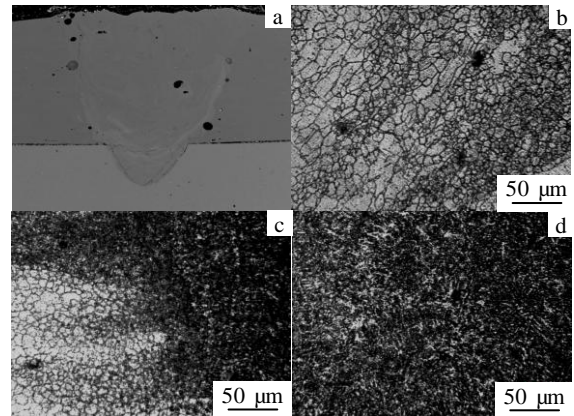


图 2 镁/铝合金焊接接头的金相组织

Fig.2 Microstructure of Mg/Al joint weld shape (a), magnesium based material (b), magnesium side heat affected zone (c), and magnesium side weld zone (d)

口比较平坦、光滑，并出现相互平行的疲劳条纹(图 3a 和图 3b)；而拉伸断口存在较多高度不一致的解理台阶，每个解理面均较光滑且边缘锋利(图 3c 和图 3d)，呈脆性断裂特征。

图 4 为镁/铝焊接接头在 Mg 侧和 Al 侧维氏显微硬度的分布情况。可看出 Mg 侧和 Al 侧，焊缝硬度均高于母材。Mg 侧焊缝区显微硬度波动较大，而 Al 侧焊缝中心→Al 母材显微硬度逐渐减小。

2.4 焊缝界面微观形貌与相结构

图 5 为镁/铝焊接接头界面的 SEM 照片。可看出界面形成了一层连续的柱状晶结构，且生长方向垂直于 Al 基体向焊缝区延伸，并与焊缝区紧密啮合，但柱状晶结构生长之处出现了微观裂纹。图 6 为镁/铝焊接接头界面 Mg、Al 元素的背散射电子像。可看出上层

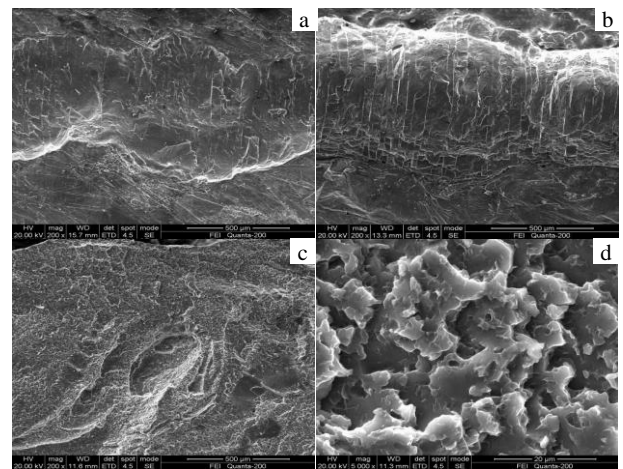


图 3 焊接接头断口形貌

Fig.3 SEM morphologies of Al (a), Mg (b) side shear, tensile (c) and enlarged view (d) of fracture joint

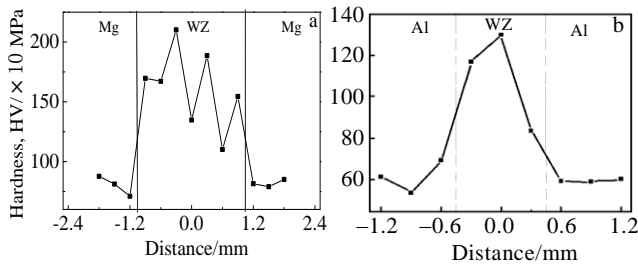


图 4 镁/铝合金焊接接头显微硬度分布

Fig.4 Microhardness distribution of Mg (a) and Al (b) side in Mg/Al joint

镁侧颜色较暗，下层铝侧颜色较亮，而界面处颜色亮暗相间，表明焊接过程中，激光对熔池具有高温搅拌作用，并使界面处 Mg、Al 元素发生了相互扩散和迁移。

对界面处不同位置(图 7)微区 Mg、Al 元素进行能谱分析，结果如表 1。发现不同位置 Mg、Al 元素的相对含量不同，A-1 和 A-4 区域 Mg 和 Al 元素的原子比均接近 17:11，表明 A-1 和 A-4 区域生成了 $Mg_{17}Al_{12}$ 金属间化合物；而 A-2、A-3、A-5 区域 Mg 和 Al 元素的原子比分别为 9:10，2:3，17:8，从 Mg-Al 二元平衡相图推测，A-2 区域为 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Mg_2Al_3 ，A-3 区域为 Mg_2Al_3 ，A-5 区域为 α -Mg 和 $Mg_{17}Al_{12}$ 。

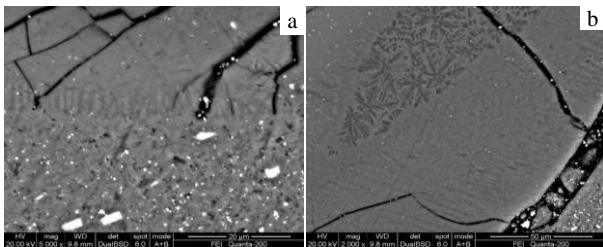


图 5 界面 SEM 照片

Fig.5 SEM images of Mg/Al alloy interface layer (a) and its enlarged view (b)

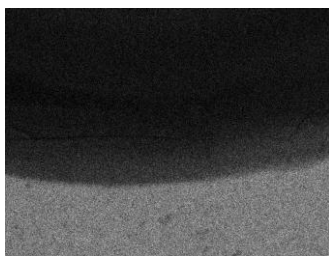


图 6 界面 Mg、Al 元素背散射电子像

Fig.6 Backscattered electron image of Mg and Al elements

图 8 为镁/铝焊接试样 XRD 分析图谱。焊缝界面形成了 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 及少量 $Mg_{0.44}Al_{0.56}$ 金属间化合物。

2.5 力学性质和相结构稳定性

为分析镁/铝焊接接头呈现脆性特征和较难实现焊接的主要原因，本部分基于密度泛函理论的 Castep 和 DMol 程序软件包分别计算了焊缝界面处 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 化合物的弹性常数和不同温度下的热力学性质。计算弹性常数，交换关联函数采用 GGA 中的 PW91 形式；计算热力学性质，选取宏观正则系综 (NVT)，电子波函数采用带 d 轨道的双数值基 (DNP) 函数，采用 Smearing energy 进行能量快速收敛。表 2 为计算的 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Mg_2Al_3 弹性常数 (C_{11} 、 C_{12} 、 C_{13} 、 C_{33} 、

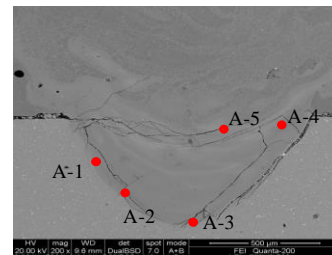


图 7 界面 Mg、Al 元素能谱分析位置

Fig.7 Energy spectrum analysis position for Mg and Al elements

表 1 界面处不同位置镁、铝元素含量

Table 1 Contents of Mg and Al elements in different interface layer positions (at%)

Position	Mg:Al	Mg:Al	Intermetallic compounds
A-1	60.60:39.40	17:11	$Mg_{17}Al_{12}$
A-2	47.37:52.63	9:10	$Mg_{17}Al_{12} + Mg_2Al_3$
A-3	39.05:60.95	2:3	Mg_2Al_3
A-4	64.64:35.36	17:11	$Mg_{17}Al_{12}$
A-5	68.56:31.44	17:8	α -Mg + $Mg_{17}Al_{12}$

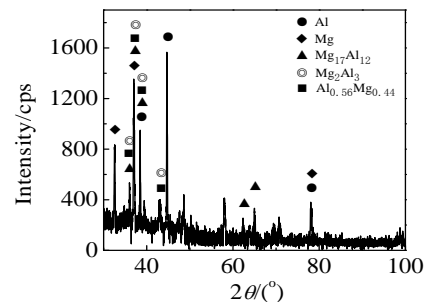


图 8 焊接接头相结构的 X 射线衍射图谱

Fig.8 XRD pattern of weld joint

C_{44} 和 C_{66})。发现本工作中 $Mg_{17}Al_{12}$ 弹性常数的计算值与文献[13,14]的理论计算结果较接近,表明本工作所用计算模型与计算方法合理。在此基础上,采用如下公式^[15]:

$$B = \frac{C_{11} + 2C_{22}}{3} \quad (1)$$

$$G = \frac{C_{11} - C_{12} + 3C_{44}}{5} \quad (2)$$

计算了 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Mg_2Al_3 的体模量(B)、剪切模量(G)以及剪切模量与体模量的比值(G/B),结果如表 3 所示。通常剪切模量与体模量的比值可预测材料的脆性与延性等本征力学性质^[16,17],即当 $G/B < 0.5$ 时,材料呈延性,否则呈脆性,从表 3 所示结果来看, $Mg_{17}Al_{12}$ 的 G/B 值为 0.668,大于 0.5,表明 $Mg_{17}Al_{12}$ 金属间化合物为脆性相;而 Mg_2Al_3 的 G/B 值为 0.362,小于 0.5,表明 Mg_2Al_3 金属间化合物为延性相。

$Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 化合物不同温度下的焓 (H) 与 Gibbs 自由能(G')分别如下公式进行计算:

$$H = U + \int C_p dT \quad (3)$$

$$G' = H - TS \quad (4)$$

式中, T 为温度; C_p 是该温度下的定压比热容; U 为 0 K、 1.01×10^5 Pa 时的形成热; S 为对应温度下的熵。

图 9 给出了 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 化合物的熵、焓与 Gibbs 自由能等热力学性能的计算结果。从图 9a 和 9b 可看出,当温度从 0 K 升高到 1000 K 时, $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 的熵和焓都在增大。从图 9c 看出,随着温度的升高, $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 的 Gibbs 自由能均减小,通常 Gibbs 自由能越低,体系的相结构稳定性越好,

表明 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 两者的结构稳定性随温度的升高均有所增强。在 225 K 以下时, Mg_2Al_3 化合物的 Gibbs 自由能小于 $Mg_{17}Al_{12}$,表明在该温度范围, Mg_2Al_3 的结构稳定性优于 $Mg_{17}Al_{12}$;而在 225~1000 K 范围, $Mg_{17}Al_{12}$ 的 Gibbs 自由能小于 Mg_2Al_3 ,表明 $Mg_{17}Al_{12}$ 的稳定性高于 Mg_2Al_3 。对镁/铝激光焊而言,实际工作温度大于 225 K,由于 $Mg_{17}Al_{12}$ 脆性相高温下比 Mg_2Al_3 延性相结构稳定,因此镁/铝焊接接头呈现脆性特征,并且镁/铝较难实现有效焊接。

表 2 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Mg_2Al_3 弹性常数计算结果

Table 2 Calculated elastic constants of $Mg_{17}Al_{12}$ and Mg_2Al_3 phases

Phase	C_{11}	C_{12}	C_{13}	C_{33}	C_{44}	C_{66}
$Mg_{17}Al_{12}$	90.32	27.16	—	—	32.74	—
Ref ^[13]	88.38	23.54	—	—	26.95	—
Ref ^[14]	93.3	27.4	—	—	30.7	—
Mg_2Al_3	72.3	48.8	46.6	74.7	20.3	12.1

表 3 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Mg_2Al_3 模量计算结果

Table 3 Moduli of $Mg_{17}Al_{12}$ and Mg_2Al_3 phases (B , bulk modulus; G , shear modulus)

Phase	B /GPa	G /GPa	G/B
$Mg_{17}Al_{12}$	48.21	32.23	0.668
Ref ^[13]	45.15	29.14	0.645
Ref ^[14]	49.4	31.6	0.639
Mg_2Al_3	55.9	14.7	0.362

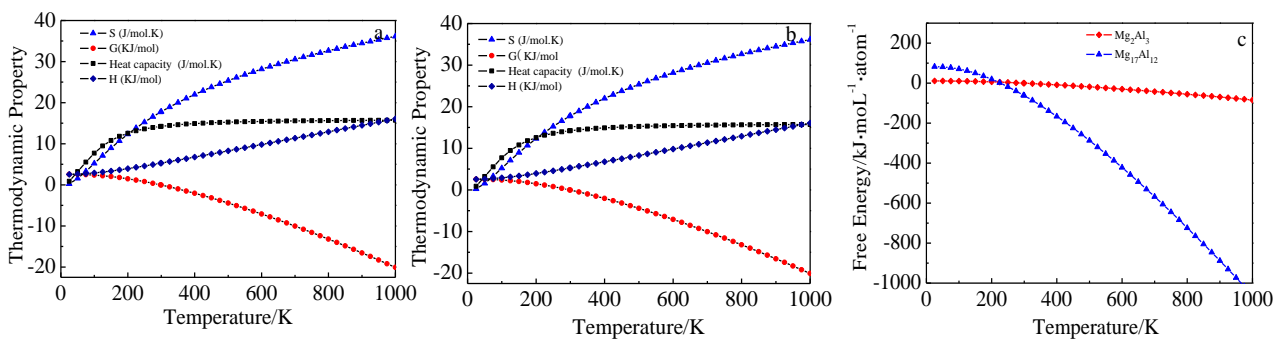


图 9 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 化合物的热力学性能

Fig.9 Thermodynamic properties of $Mg_{17}Al_{12}$ (a), Mg_2Al_3 (b) and Gibbs free energy of $Mg_{17}Al_{12}$ and Mg_2Al_3 phases (c) at different temperatures

3 结 论

1) 激光功率 1900 W,焊接速度 50 mm/s,离焦量为 0, Ar 气保护气体流量为 15 L/min 的焊接工艺条件

下,镁/铝焊缝表面成形性良好,热影响区窄,晶粒细化。

2) 镁/铝焊接接头平均抗拉和抗剪强度分别为 13.99 MPa 和 12.79 MPa,镁侧和铝侧焊缝硬度均高于

母材; 剪切断面较平坦、光滑, 出现相互平行的疲劳条纹; 拉伸断面存在较多高度不一致的解理台阶, 呈现脆性断裂特征。

3) 镁/铝焊缝界面存在 $Mg_{17}Al_{12}$ 、 Mg_2Al_3 主要物相, 其中 $Mg_{17}Al_{12}$ 脆性相高温下比 Mg_2Al_3 延性相结构稳定, 是镁/铝焊接接头呈现脆性特征和较难实现焊接的主要原因。

参考文献 References

- [1] Li Yajiang(李亚江), Wang Juan(王娟), Liu Qiang(刘强). *Nonferrous Metal Welding and Its Application*(有色金属焊接及应用)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 4
- [2] Liu P, Li Y J, Geng H *et al. Materials Letters*[J], 2007, 61(6): 1288
- [3] Liu Fei(刘飞), Zhang Zhaodong(张兆栋), Liu Liming(刘黎明). *Trans China Weld Inst*(焊接学报)[J], 2011, 32(10): 49
- [4] Rattana B, Yukio M, Yoshiharu M. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2005, 6(2): 199
- [5] Liu Peng(刘鹏), Li Yajiang(李亚江), Wang Juan(王娟). *Trans China Weld Inst*(焊接学报)[J], 2007, 28(6): 45
- [6] Chen Y C, Nakata K. *Scripta Materialia*[J], 2008, 58(6): 433
- [7] Wang Dong(王东), Liu Jie(刘杰). *Acta Metall Sin*(金属学报)[J], 2010, 46(5): 589
- [8] Li Da(李达), Sun Minghui(孙明辉), Cui Zhanquan(崔占全). *Trans China Weld Inst*(焊接学报)[J], 2011, 32(8): 97
- [9] Chang W S, Rajesh S R. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2011, 27(3): 199
- [10] Qi X D, Liu L M. *Materials & Design*[J], 2012, 33: 436
- [11] Katayama S, Kawahito Y. *Physics Procedia*[J], 2010, 5: 9
- [12] Li Yajiang(李亚江). *Light Metal Welding Technology*(轻金属焊接技术)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2011: 258
- [13] Huang Z, Zhao Y, Hou H *et al. Journal of Central South University*[J], 2012, 19(6): 1475
- [14] Zhang H, Shang S L, Wang Y *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(11): 4012
- [15] Mehl M J, Osburn J E, Papaconstantopoulos D A *et al. Phys Rev*[J], 1990, 41B: 10 311
- [16] Pugh S F. *Philos Mag*[J], 1954, 45: 823
- [17] Yu W Y, Wang N, Xiao X B *et al. Solid State Sci*[J], 2009, 11(8): 1400

Microstructure and Mechanical Properties of Magnesium/Aluminum Alloy Laser Welding

Zhou Dianwu, Tian Wei, Xu Shaohua, Liu Jinshui

(State Key Laboratory of Advanced Design and Manufacturing for Vehicle Body, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: The laser welding test was carried out on the AZ91 magnesium alloy with thickness of 1.8 mm and the 6016 aluminum alloy with thickness of 1.2 mm. By optical microscopy, horizontal microscope, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, electron micro-hardness and tensile test, the weld surface morphology, microstructure, interface element distribution, fracture morphology, main phase, hardness and mechanical properties of joints were studied. The results indicate that the morphology of welding surface can be improved, the heat affected zone is narrow and grain size is fine when the welding power is 1900 W, welding speed is 50 mm/s, the defocus distance is 0 mm, and Ar gas acts as the protection gas with flow rate 15 L/min. The average tensile and shear strength of the welding sample reaches 13.99 MPa and 12.79 MPa, respectively. The hardness in magnesium and aluminum side is both higher than that of the based material, shear fracture is relatively flat and smooth, and parallel fatigue cracks appear. Tensile fracture has many cleavage steps with brittle fracture characteristics. The main phase, such as $Mg_{17}Al_{12}$ and Mg_2Al_3 , can be found in magnesium and aluminum weld interface, and $Mg_{17}Al_{12}$ brittle phase is more stable than Mg_2Al_3 with ductility at high temperatures, which lead to the brittle welded joints and thus it is difficult to realize the welding between magnesium and aluminum.

Key words: magnesium and aluminum dissimilar metal; laser welding; intermetallic compounds; mechanical properties

Corresponding author: Zhou Dianwu, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Design and Manufacturing for Vehicle Body, Hunan University, Changsha 410082, P. R. China, E-mail: ZDWe_mail@126.com