第 27 卷第 6 期 Volume 27 Number 6 2017年6月 June 2017

DOI: 10.19476/j.ysxb.1004.0609.2017.06.02

Mg/Al 真空扩散焊接头界面的 显微组织和力学性能



马运柱,伍 镭,龙路平,刘文胜,刘 超

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要:对 Mg/Al 异种金属进行真空扩散焊接,采用 SEM 和 XRD 等手段分析接头界面微观结构和相成分,研究 Mg/Al 界面组织结构的演变规律,测试接头的抗弯强度。结果表明:真空扩散焊接能够实现 Mg1/Al1060 的连接; 扩散焊接过程中,界面发生扩散反应生成中间相 Mg2Al3和 Mg17Al12,且 Mg2Al3 相生长速率要快于 Mg17Al12 相; 中间相由初始的岛状组织,经纵向长大相互连接,最后形成均匀平直的扩散反应层;接头最高抗弯强度为 36.3MPa, 断裂发生在扩散反应层,属于准解理断裂。

关键词:真空扩散焊接;Al1060;Mg1;显微组织;抗弯强度 文章编号:1004-0609(2017)-06-1083-08 中图分类号:TG456.9 文献标志码:A

科技进步对材料性能提出新要求,轻质高强材料 日益受到关注。镁及其合金具有密度低、比强高、电 磁屏蔽好等优点,成为理想的绿色工程材料。铝及其 合金作为目前应用最广的轻金属,在航天航空、国防 建设、交通运输等领域都有重要应用^[1-4]。镁/铝异种 金属连接不仅能优化结构质量,还能集成两种材料各 自的性能优势,是镁、铝交叉应用的必然趋势^[5]。然 而镁、铝金属化学性质活泼,且物理性质存在差异, 采用常规熔焊技术进行 Mg/Al 连接易产生气孔、开裂 等缺陷^[6-10]。

扩散焊作为一种有效的异种材料连接方法,凭借 连接温度低,接头变形小等优势,成为国内外学者的 研究热点^[11-13]。MOJTABA等^[14]采用真空扩散焊接技 术成功连接 AZ31 镁合金/6061 铝合金,接头界面处由 Mg₂Al₃ 相和 Mg₁₇Al₁₂ 相组成,断裂强度 42 MPa。 JOSEPH 等^[15]通过建立接头剪切强度(SS)和拉伸强 度(BS)与各工艺参数间的经验公式,结合响应面分析 法(RSM),优化 Mg/Al 扩散焊接工艺。SHANG 等^[16] 研究温度改变对 Mg/Al 接头界面组织结构的影响。 Mg/Al 扩散焊接虽能有效避免气孔、热变形等缺陷^[17-19], 但连接处不可避免地生成脆性金属间化合物是 Mg/Al 接头力学性能不高的主要原因^[20-21]。而关于 Mg/Al 界 面组织结构的研究尚存在争议,尤其是界面组织随保 温时间变化的演变过程,目前报道甚少。 本团队前期主要针对 Mg/Al 接头界面中间相的生 长动力学进行了研究,基于中间相生长速率对组织结 构的演变规律进行推导^[22]。本文作者结合不同工艺条 件下接头显微形貌变化,从实验验证的角度出发研究 界面处组织结构的演变。采用真空扩散焊接技术实现 Mg1/Al1060 的连接,研究界面处的微观组织形貌及相 成分,分析接头弯曲断裂机制,并结合 Mg/Al 扩散界 面的组织结构演变规律,以期揭示 Mg/Al 扩散焊接接 头形成的本质。本研究中对 Mg/Al 扩散连接的过程控 制及接头质量的提高将起到理论及实践指导作用。

1 实验

实验选用工业纯镁(Mg1)和工业纯铝(Al1060)作 为基体,上述材料的化学成分分别见表1和2。

分别将 Mg1 和 Al1060 加工成 15 mm×15 mm× 10 mm 方块。焊接前采用砂纸将待焊面逐级打磨至

表1 Mg1 的化学成分

Table 1 Chemical composition of Mg1(mass fraction,%))
--	---

Mg	Al	Fe	Si	Ca
Bal.	0.2	0.15	0.10	0.05

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2009AA034300)

收稿日期: 2015-11-01; 修订日期: 2017-04-27

通信作者: 马运柱, 教授, 博士; 电话: 0731-8887825; E-mail: zhuzipm@csu.edu.cn

1084

表 2	Al1060	的化学成分	

Table 2	Chemical	composition	of A11060	(mass	fraction,%)
---------	----------	-------------	-----------	-------	------------	---

Al	Mg	Fe	Si	Zn
Bal.	0.03	0.35	0.10	0.05

2000 号并抛光,再依次用丙酮、酒精对基体进行超声 波清洗。将处理后的 Mg、Al 基体上下叠合装入专用 夹具,再放入真空加热炉(科晶 GSL-1400X 型)中进 行扩散焊接。试验温度为 445 ℃,保温时间为 10~120 min,真空度小于 10⁻³ Pa。

采用线切割技术对 Mg1/Al1060 接头界面取样。 采用扫描电镜(Novatm Nano SEM230 型,背散射电子) 及配备的 EDS 能谱研究接头界面的微观组织结构,采 用微区 XRD(RIGAKU RAPID II R 型)分析接头反应层 的相组成。采用万能力学试验机(Material Test System 810 型)测试接头抗弯强度,三点弯曲试验示意图如图 1 所示。其中 F 是最大载荷, L 为支点间跨距, L=24 mm。试样宽度 b=15 mm,厚度 h=10 mm,压头加载 速率 1 mm/min,抗弯强度按 $\sigma = 3FL/(2bh^2)$ 计算,



图 1 三点弯曲试验示意图 Fig. 1 Schematic illustration of three-point bend test

2 结果与分析

2.1 Mg/Al 接头界面的微观组织

图 2 所示为利用真空扩散焊接技术在 445 ℃、焊接 90 min 条件下制备的 Mg1/Al1060 接头界面显微组 织 SEM 像。从图 2 可以看出, Mg/Al 界面组织形貌良 好,无气孔、开裂等缺陷。Mg、Al 基体间的初始界 面消失,相应位置处形成约 80 µm 宽的扩散反应层。 反应层由靠近 Al 基体侧的层 1 和靠近 Mg 基体侧的层 2 组成,其中前者厚度明显大于后者(见图 2(b))。采用 EDS 线扫描分析界面元素浓度分布,结果如图 2(b)所

示。能谱峰在对应的扩散反应层位置呈现出两个平

台,表明反应层由两种物相组成。



图 2 445 ℃,保温 90 min 条件下 Mg1/Al1060 接头界面显 微观组织

Fig. 2 Microstructures near interface of Mg1/Al1060 joint at 445 °C for 90 min: (a) Interface; (b) EDS results

采用 EDS 区域扫描对层 1 的方框 A 和层 2 的方框 B 中化学成分进行分析(见图 2(b)中红色小方框),结果 如表 3 所列。A 框的 Al、Mg 质量分数比接近 3:2,而 B 框的 Al、Mg 质量分数比约为 2:3。

表3 图 2(b)特征区域 EDS 结果

Table 3 I	EDS results	of positions	shown in	Fig.2(b)
-------------	-------------	--------------	----------	----------

Position	Mole fra	ction/%
	Al	Mg
A	60.26	39.74
В	39.86	60.14

为进一步确定界面反应层的物相组成,采用微区 XRD 对图 2(b)中大方框内的特征区域进行检测,结果 如图 3 所示。



图 3 图 2(b)接头界面特征区域 XRD 谱



结合 EDS 能谱检测结果,Al 侧反应层 1 为金属 间化合物 β-Mg₂Al₃相,Mg 侧反应层 2 为金属间化合 物 γ-Mg₁₇Al₁₂相。这种由界面反应形成的层状结构金 属间化合物弱化了接头连接,因此有必要对 Mg/Al 接 头的界面组织演变行为进行研究^[23]。

2.2 扩散焊接 Mg/Al 界面组织演变

由焊接后的界面组织结构分析可知,真空扩散焊接过程中,Mg/Al 连接的初始界面消失,相应位置处形成均匀平直的扩散反应层。为研究 Mg/Al 界面组织结构的演变规律,对焊接温度 445 ℃、保温时间分别为 10、30、60、90 及 120 min 条件下 Mg/Al 界面组织生长进行分析,对应的接头显微组织如图 4 所示。



在 445 ℃保温 10 min 时,界面两侧 Mg、Al 原子 受热激活后向另一侧发生扩散迁移,形成固相溶解。 当扩散原子浓度超过固溶度极限时,初始界面处存在 空位、位错及二次相等晶体缺陷的位置会优先形成过 饱和固溶体,过饱和固溶体一旦发生失稳将有新相析 出,表现为 Mg/Al 界面处局部出现的小块岛状组织, 如图 4(a)所示。图 5 所示为将图 4(a)中的岛状组织放 大的形貌图。从图 5 可以看出,岛状组织分为两层,且 靠近 Al 基体侧的层 1 厚度超过 Mg 基体侧的层 2 厚度。



图 5 445 ℃保温 10 min 条件下界面岛状组织显微形貌 Fig. 5 Microstructure of island-like structure at 445 ℃ for 10 min

利用 EDS 区域扫描分别对层 1 的方框 C 和层 2 的方框 D 的化学成分进行分析,结果如表 4 所列。结合上述 XRD 结果以及 Mg-Al 相图可知,岛状组织由方框 C 所在的 Mg₂Al₃相和方框 D 所在的 Mg₁₇Al₁₂相组成。表明在较短的保温时间内(10 min)两种金属间化合物均已生成,但 Mg₂Al₃相的生长速率更快。

表4 图5特征区域EDS分析结果	
------------------	--

Table 4EDS analysis of positions shown in Fig. 5

Desition	Mole fra	ction/%
Position	Al	Mg
С	60.36	39.64
D	48.16	51.84

随保温时间的延长,发生扩散迁移的原子数量增 多,新相不断形核长大,反应层的尺寸和形貌均发生 变化。当保温时间延长至 30 min 时,初始连接界面逐 步消失,前期形成的岛状组织沿着界面纵向生长,相 互连接。界面组织为双层结构,未生成其他新相,如 图 4(b)所示。

当保温时间延长至60 min(见图 4(c)), Mg1/Al1060 界面处形成均匀完整的扩散反应层,反应层与基体的 连接界面也由初期波浪状趋于平直。这是由于扩散初 期反应层的厚度不一致,其中厚度较窄的位置两侧 Mg、Al 原子浓度梯度更高,扩散距离更短,新相能 更快的生成长大。故一定时间后,整个界面的反应层 厚度达到一致,与基体的连接界面也趋于平直。

继续延长保温时间至 90 min(见图 4(d)),与保温 60 min 形成的反应层相比,厚度明显增加,但组织结 构无明显变化。保温 120 min 后,界面反应层的厚度 约为 100 μm,如图 4(e)所示。反应层厚度的增加使两 侧的 Mg、Al 原子浓度梯度随之降低,原子的扩散速 度也相应变缓,中间相的生长速率降低。继续延长保 温时间,界面的组织形貌不再有明显变化。

根据上述 Mg/Al 接头界面组织形貌的变化,建立 Mg/Al 反应层的演变模型如图 6 所示。在扩散焊接初



图 6 Mg/Al 接头界面反应层演变模型

Fig. 6 Evolution model of diffusion layer in Mg/Al joint interface: (a) Island-like structure formed; (b) Connected island-like structures; (c) Uniform diffusion layer; (d) Lateral growth of diffusion layer

期, Mg、Al 原子发生互扩散,在界面晶体缺陷位置 处优先形成过饱和固溶体,达到固溶度极限后析出 Mg₁₇Al₁₂和 Mg₂Al₃相,形成类似于"小岛"状组织(见 图 6(a));随着扩散的继续,岛状组织纵向长大,彼此 连接,此时反应层与基体连接界面呈波浪状(见图 6(b));反应层继续长大,界面趋于平直,形成均匀完 整的扩散反应层(见图 6(c));反应层形貌不再发生显著 变化,随保温时间延长,组织厚度增加,但增加的趋 势减缓(见图 6(d))。

2.3 Mg/Al 接头抗弯强度

焊接接头界面组织的形态、尺寸对接头连接性能 影响显著。采用三点弯曲试验对焊接温度445℃,分 别保温10、20、30、40、60、90和120min的Mg/Al 接头进行抗弯强度测试,每个工艺点测试3个样取平 均值,结果如图7所示。接头断裂强度与保温时间的 关系曲线呈现先升高后降低的变化趋势,保温30min 时达到最高值,为36.3 MPa。



图 7 445 ℃不同保温时间 Mg1/Al1060 接头抗弯强度 Fig. 7 Bending strength of Mg1/Al1060 joints at 445 ℃ for different holding time

图 8 所示为不同保温时间下接头 Al 侧断口形貌, 图中对应各特征区域的 EDS 结果见表 5。由图 8 可知, 保温 10 min 时断口形貌平整,部分位置处有块状凸 起。*E* 处化学成分为 0.92%Mg 和 99.08%Al,属于 Al 基固溶体,而*F* 处化学成分为 41.03% Mg 和 58.97%Al,结合 Mg-Al 二元相图推断为 Mg₂Al₃相。 由于保温时间较短,Mg、Al 原子未充分扩散,在基 体表面部分位置处优先形成块状的金属间化合物。这 与保温 10 min 的接头界面组织特征相吻合,此时的接 头连接程度低,连接强度不高。随着保温时间延长到 30 min 时,Al 侧断口形貌出现疏松状组织,图 8(b) 中 G 处化学成分为 41.09%Mg 和 58.91%Al,说明基体 表面各处的 Mg₂Al₃ 相发生长大并相互连接,接头连接 程度显著提高,但尚未形成均匀致密的层状金属间化 合物,断口面存在微坑和短小的撕裂脊,属于准解理 断裂特征,此时接头连接强度较高。图 8(c)所示为保 温 60min 时的 Al 侧断口形貌,呈现致密的层状组织, H 处的化学成分为 40.17%Mg 和 59.83%Al,可见 Al 侧基体表面形成致密的 Mg₂Al₃ 相层,断口面出现的解 理台阶,属于解理断裂,接头强度迅速降低。





2017年6月

表5 图 8 中断口面不同位置处 EDS 结果

Table 5EDS analysis of different positions on fracturesurface shown in Fig. 8

Desition	Mole fra	ction/%
Position	Mg	Al
Ε	0.92	99.08
F	41.03	58.97
G	41.09	58.91
Н	40.17	59.83

因此, Mg/Al 界面处的金属间化合物的生长状态 是影响接头连接性能的关键因素。当 Mg/Al 界面达到 一定连接程度且金属间化合物尚未形成整体时,接头 连接性能良好; 当界面处的金属间化合物过度生长, 形成连续层状组织将不利于 Mg/Al 连接,应在保证接 头实现冶金结合基础上合理控制金属间化合物形成与 长大。

图 9 所示为在 445 ℃保温 30 min 时接头两侧断口 的 XRD 谱, Al 侧断面由 Mg₂Al₃ 相和 Al 基体相组成,



图9 Mg/Al 接头断口 XRD 谱

Fig. 9 XRD patterns of fracture surface of Mg/Al joints: (a) Al side; (b) Mg side

Mg 侧断面由 Mg₂Al₃相、Mg₁₇Al₁₂相和 Mg 基体相组成,说明 Mg/Al 接头的断裂发生在连接处的扩散反应 层。

3 结论

1) Mg1/Al1060 真空扩散焊接接头形貌良好,充分 扩散后界面处形成连续的扩散反应层。反应层由 Al 侧 Mg₂Al₃相和 Mg 侧 Mg₁₇Al₁₂相组成,其中 Mg₂Al₃ 相的生长速率明显大于 Mg₁₇Al₁₂相。

2)真空扩散焊接过程中,界面两侧的 Mg、Al 原 子受热激活后发生扩散迁移,在界面晶体缺陷处优先 发生新相的析出长大。界面处最初形成由 Mg₂Al₃相和 Mg₁₇Al₁₂ 相组成的岛状组织;随保温时间延长,岛状 组织纵向长大相互连接成整体,其与基体的连接界面 也从波浪状生长趋于平直;最后原始界面消失,相应 位置形成平直均匀的扩散反应层。

3)接头抗弯强度随保温时间延长呈先上升后下降 的变化趋势。当保温 30min 时,接头达到最高抗弯强 度 36.3MPa,断裂发生在接头连接处的扩散反应层, 属于准解理断裂。

REFERENCES

- [1] 黄伯云. 我国有色金属材料现状及发展战略[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(5): 122-127.
 HUANG Bai-yun. Status and developing strategy for China's nonferrous metal materials industry[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(5): 122-127.
- [2] 冯吉才, 王亚荣, 张宗典. 镁合金焊接技术的现状及应用[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(2): 165-178.
 FENG Ji-cai, WANG Ya-rong, ZHANG Zong-dian. Status and expectation of research on welding of magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(2): 165-178.
- [3] 许国栋, 敖 宏, 佘元冠. 可持续发展背景下世界铝工业发展现状、趋势及我国的对策[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(7): 2040-2051.

XU Guo-dong, AO Hong, SHE Yuan-guan. Current status and development trend of aluminum industry in world and strategy suggestions in China under background of sustainable development[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(7): 2040–2051.

[4] LUO A A. Applications: aerospace, automotive and other structural applications of magnesium[J]. Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy, 2013: 266–316.

[5] 陈 影, 沈长斌, 葛继平. Mg/Al 异种金属焊接的研究现状[J].

稀有金属材料与工程, 2012, 41(s2): 109-112.

CHEN Ying, SHEN Chang-bin, GE Ji-ping. Research progress on the welding of Mg/Al dissimilar metals[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(s2): 109–112.

[6] 严 军,高 明,曾晓雁. 激光-MIG复合焊接2A12铝合金工艺和接头性能[J]. 中国有色金属学报,2009,19(12):2112-2118.

YAN Jun, GAO Ming, ZENG Xiao-yan. Welding process and joint properties of 2A12 aluminum alloy by laser-MIG hybrid welding[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(12): 2112–2118.

- [7] YAN Shao-hua, NIE Yuan, ZHU Zong-tao, CHEN Hui, GOU Guo-qing, YU Jing-peng, WANG Gui-guo. Characteristics of microstructure and fatigue resistance of hybrid fiber laser-MIG welded Al-Mg joints[J]. Applied Surface Science, 2014, 298(15): 12–18.
- [8] 刘 飞,张兆栋,刘黎明.TIG填锌丝对接焊接镁铝异种金属[J]. 焊接学报,2011,32(10):49-52.
 LIU Fei, ZHANG Yao-dong, LIU Li-ming. TIG butt welding between Mg alloy and Al alloy filling with Zn wire[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(10): 49-52.
- [9] DAI Xiang-yu, ZHANG Hong-tao, LIU Ji-hou, FENG Ji-cai. Microstructure and properties of Mg/Al joint welded by gas tungsten arc welding-assisted hybrid ultrasonic seam welding[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2015, 77: 65–71.
- [10] 张 燕,杨涛涛. 焊接线能量对汽车用镁-铝 MIG 焊接接头 组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2015, 44(9): 243-245.
 ZHANG Yan, Yang Tao-tao. Effect of welding heat input on microstructure and properties of Mg-Al MIG welded joints[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(9): 243-245.
- [11] 郭夏阳,林建平,孙 博. 扩散焊技术的研究进展[J]. 热加工 工艺, 2014, 43(17): 15-20.
 GUO Xia-yang, LIN Jian-ping, SUN Bo. Research progress of diffusion bonding technology[J]. Hot Working Technology, 2014, 43(17): 15-20.
- [12] LEE KWANG-SEEK, KWON YONG-NAM. Solid-state bonding between Al and Cu by vacuum hot pressing[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(2): 341–346.
- [13] 何康生,曹雄夫.异种金属焊接[M].北京:机械工业出版社, 1986.
 HE Kang-sheng, CAO Xiong-fu. Dissimilar metals welding[M]. Beijing: China Machine Press, 1986.
- [14] JAFARIAN M, KHODABANDEH A, MANAFI S. Evaluation of diffusion welding of 6061 aluminum and AZ31 magnesium alloys without using an interlayer[J]. Materials & Design, 2015,

65: 160-164.

- [15] FERNANDUS M J, SENTHILKUMAR T, BALASUBRAMANIAN V, RAJAKUMAR S. Optimizing diffusion bonding parameters to maximize the strength of AA6061 aluminium and AZ31B magnesium alloy joints[J]. Materials & Design, 2012, 33: 31–41.
- [16] SHANG Jing, WANG Ke-hong, ZHOU Qi, ZHANG De-ku, HUANG Jun, GE Jia-qi. Effect of joining temperature on microstructure and properties of diffusion bonded Mg/Al joints[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(8): 1961–1966.
- [17] LIU Peng, LI Ya-jiang, GENG Hao-ran, WANG Juan. Investigation of interfacial structure of Mg/Al vacuum diffusion-bonded joint[J]. Vacuum, 2006, 80(5): 395–399.
- [18] 刘 鹏, 李亚江, 王 娟. Mg/Al 异种材料扩散焊界面组织结构及力学性能[J]. 焊接学报, 2007, 28(6): 45-48. LIU Peng, LI Ya-jiang, WANG Juan. Microstructure and properties near interface zone of diffusion-bonded joint for Mg/Al dissimilar materials[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(6): 45-48.
- [19] 刘蒙恩,盛光敏. Mg/Al 脉冲加压扩散连接接头显微组织及力 学性能[J]. 焊接学报, 2014, 35(5): 39-42.
 LIU Meng-en, SHENG Guang-min. Microstructure and mechanical properties of impact pressure transient liquid phase bonded Mg/Al[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(5): 39-42.
- [20] 宋玉强,李世春, 耿相英. Al/Mg 扩散层的形成规律和机理[J]. 焊接学报, 2011, 32(2): 53-56.
 SONG Yu-qiang, LI Shi-chun, GENG Xiang-ying. Forming rule and mechanism of Al/Mg diffusion layer[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(2): 53-56.
- [21] 刘政军,宫 颖,苏允海,郝雪枫. Mg/Al 固相连接镁铝元素 扩散行为的分析[J]. 热加工工艺, 2014(13): 38-40.
 LIU Zheng-jun, GONG Ying, SU Yun-hai, HAO Xue-feng.
 Analysis on diffusion behavior of solid connected joint of Mg/Al[J]. Hot Working Technology, 2014(13): 38-40.
- [22] LIU Wen-sheng, LONG Lu-ping, MA Yun-zhu, WU Lei. Microstructure evolution and mechanical properties of Mg/Al diffusion bonded joints[J]. Journal of Alloy and Compounds, 2015, 643: 34–39.
- [23] 张 建,罗国强,李美娟,王仪字,沈 强,张联盟.
 MB2-LY12 扩散焊接头界面组织结构及其形成机制[J]. 材料研究学报, 2012, 26(2): 138-142.
 ZHANG Jian, LUO Guo-qiang, LI Mei-juan, WANG Yi-yu, SHEN Qiang, ZHANG Lian-meng. Structure and diffusion mechanism of MB2/LY12 joint by diffusion welding[J]. 2012, 26(2): 138-142.

Microstructure and mechanic property of Mg/Al joints obtained by vacuum diffusion bonding

MA Yun-zhu, WU Lei, LONG Lu-ping, LIU Wen-sheng, LIU Chao

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The dissimilar metals of Mg and Al were welded by vacuum diffusion bonding. The microstructure and phase constitution at the interface of Mg/Al joints were characterized via SEM and XRD, and the evolution rule of interface microstructure was analyzed. The bending strength of the joints was tested. The results indicate that Mg1 and Al1060 can be joined by vacuum diffusion bonding. In the diffusion process, the intermediate phases of Mg₂Al₃ and Mg₁₇Al₁₂ form when the diffusion reaction occurs at the interface, and Mg₂Al₃ phase grows faster than Mg₁₇Al₁₂ phase. The island-like structures formed by intermediate phases gradually links to each other by longitudinal growth and finally forms a uniform and flat diffusion layer. The highest bending strength of the joint is 36.3 MPa and a fracture occurs in the diffusion layer which belongs to quasi-cleavage fracture.

Key words: vacuum diffusion bonding; Al1060; Mg1; microstructure; bending strength

Foundation item: Project(2009AA034300) supported by the National High Research Development Program of China Received date: 2015-11-01; Accepted date: 2017-04-27

Corresponding author: MA Yun-zhu; Tel: +86731-8887825; E-mail: zhuzipm@csu.edu.cn

(编辑 何学锋)