

CuNi 复合中间层对 Mg/Al 扩散焊接接头组织及力学性能的影响

张 建^{1,2}, 罗国强², 沈 强², 张联盟², 黄治军¹

(1. 武汉钢铁(集团)公司研究院, 湖北 武汉 430080)

(2. 武汉理工大学 材料复合新技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430070)

摘 要: 采用真空扩散焊接的方法获得了 Mg/CuNi/Al 扩散焊接接头。采用万能试验机测试焊接接头剪切强度, 通过 SEM, EPMA, XRD 对焊接接头的显微结构和物相组成进行了分析。结果表明, Mg/CuNi/Al 扩散焊接接头剪切强度随焊接温度和保温时间的增加先增加后减小, 焊接温度 440 °C, 保温时间 90 min 时, 接头剪切强度最大值达到 22.4 MPa。焊接接头主要由 Al₃Mg₂ 致密组织层、Al₁₂Mg₁₇ 针状组织层、Al₁₂Mg₁₇ 和 α-Mg 网状组织层组成, Cu、Ni 富集于网状组织层中。Mg/CuNi/Al 扩散焊接接头断口主要由 Al₃Mg₂、Al₁₂Mg₁₇、AlCu₃、Al₂Cu 和 Al₇Cu₂₃Ni 化合物组成, 断裂方式以脆性断裂为主。

关键词: Al; Mg; CuNi 中间层; 真空扩散焊; 剪切强度

中图分类号: TG146

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)06-1413-05

镁合金密度低、比强度高、阻尼减震性好、导热性高、静电屏蔽性高、机械加工性好。铝合金密度低, 具有良好的机械强度和耐蚀性能。将镁、铝及其合金连接起来形成复合结构, 既可以充分发挥两种金属各自的优异性能, 又可以降低结构重量, 可以广泛应用于某些特殊场合对性能的要求^[1-3]。例如, 在汽车结构中用镁合金或铝合金代替钢构件, 可以减轻汽车构件的质量, 降低燃油能耗^[4]。

镁、铝分别属于元素周期表中第二主族和第三主族元素, 化学活泼性高, 极易在表面生成致密的氧化膜, 阻碍原子的扩散, 使得一般的熔焊方法很难焊接镁铝异种金属。真空扩散焊接作为一种固相连接方法, 特别适合于物理化学性能差别大、互不溶解、相互间易产生脆性相的异种材料的连接^[5]。根据文献报道^[6-9], 采用真空扩散焊接能够实现镁铝异种金属的焊接, 但高硬度脆性 Mg-Al 金属间化合物的生成严重影响 Mg-Al 焊接接头性能。通过添加中间层的方法能阻止 Mg-Al 元素的相互扩散, 减少或避免 Mg-Al 金属间化合物的生成, 提高焊接接头强度^[10-12]。然而目前研究集中在采用低熔点金属作为中间层, 扩散焊接过程时低熔点中间层熔化, 元素扩散速率较快, 接头界面过渡层生长过厚。为了解决这一问题, 科研工作者把中间层的选择转向高熔点金属中间层。Gao^[13]

等人添加高熔点金属 Ti 作为中间层, 通过激光焊接实现了 Mg-Al 异种金属的焊接, Shang^[14]等人通过冷金属过渡焊添加高熔点金属 Cu 作中间层成功连接了 Mg 合金与铝合金。Qi^[15]等人也通过添加 Fe 中间层实现了 Mg-Al 的激光焊接。但是添加高熔点中间层的 Mg-Al 扩散焊接报道较少。作者采用高熔点金属 Ni 作为中间层实现了对 Mg-Al 的扩散焊接, 研究结果表明 Ni 能成功阻止 Mg-Al 系金属间化合物的生成, 接头性能得到提高, 由于 Mg-Ni 界面生成较厚的 Mg₂Ni 化合物, 导致接头失效^[16]。因此, 本实验选择 CuNi 作为中间层扩散焊接镁铝异种金属。为了减少焊接界面, 降低焊接难度, 通过在 Mg 基体上磁控溅射 CuNi 复合中间层的方法, 获得 Mg/CuNi/Al 真空扩散焊接接头。主要研究中间层对焊接接头组织结构和力学性能的影响, 为镁铝异种金属扩散焊接提供实验基础。

1 实 验

试验材料为纯镁 Mg1 和纯铝 1060, 试验材料的化学成分见表 1。CuNi 合金靶材规格为 φ25 mm × 5 mm, 质量分数 Cu50%, Ni50%。采用线切割方法将 Mg、Al 加工成 φ25 mm × 5 mm 规格圆片。焊接前使用金相砂纸打磨以除去焊接表面的氧化膜, 用丙酮超声

收稿日期: 2014-06-20

基金项目: 国家自然科学基金 (51202175)

作者简介: 张 建, 男, 1984 年生, 博士后, 武汉钢铁(集团)公司研究院, 湖北 武汉 430080, 电话: 027-86487649, E-mail: isaiah178@hotmail.com

表 1 焊接材料的化学成分

Table 1 Chemical compositions of the welding materials

(wt%)						
Materials	Mg	Al	Cu	Fe	Si	Zn
Mg1	Bal.	0.0056	0.0007	0.0025	0.012	0.003
1060Al	0.02	Bal.	0.03	0.05	0.10	0.02

清洗焊接表面。采用磁控溅射 (Jzck350A, 沈阳聚智真空设备有限公司) 在清洁 Mg 表面沉积 CuNi 薄膜, 溅射工艺为: 真空度优于 10^{-4} Pa, 基片加热温度 200 °C, 溅射功率 100 W, 溅射气压 1.0 Pa, 溅射时间 30 min。中间层厚度约 2 μm。将试样装配好放入真空焊接炉 (ZRY-50, 锦州航星真空设备厂) 在不同焊接温度和保温时间下进行真空扩散焊接, 焊接温度 440~460 °C, 保温时间 30~150 min, 焊接压力 1 MPa。

采用万能试验机 (MTS-810) 检测样品的剪切强度, 剪切试样尺寸为 8 mm×8 mm×4 mm, 如图 1 所示。采用扫描电镜 (S-3400) 观察焊接接头显微组织和剪切断口形貌; 采用电子探针 (JXA-8230) 分析焊接接头界面元素分布; 利用 X 射线衍射分析仪 (Rigaku-Ultima III) 检测焊接试样剪切断口物相组成。

2 结果与讨论

2.1 CuNi 薄膜表征

图 2 为 Mg 基体表面上磁控溅射 CuNi 薄膜原子力显微镜扫描图, 从图中可以看出薄膜表面光滑, 颗粒大小均匀, 表面粗糙度约为 15 nm。Mg 表面溅射 CuNi 薄膜后, 降低了 Mg 表面粗糙度, 提高表面原子活性, 有利于原子接触面积的增加和原子扩散的进行。同时, 以薄膜方式添加中间层可以减少焊接时接触界面, 降低焊接难度。

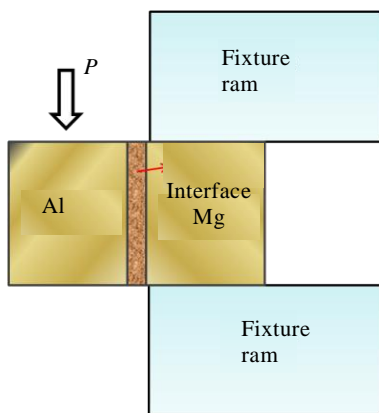


图 1 焊接接头剪切试验试样装配图

Fig.1 Mechanical arrangement for shear test of the joints

2.2 Mg/CuNi/Al 焊接接头剪切强度

图 3 为保温时间 90 min, 焊接压力 1 MPa 下, Mg/CuNi/Al 焊接接头的剪切强度与焊接温度的关系曲线。由图可知, Mg/CuNi/Al 焊接接头剪切强度随着焊接温度的升高呈现先增大后减小的趋势, 焊接温度 440 °C 时, 达到最大剪切强度 22.4 MPa。当焊接温度为 400 °C 时, Mg、Al 母材及中间层塑性变形能力较低, 界面处原子扩散很不充分, 接头还未形成广泛的原子间结合, 没有达到形成牢固接头的扩散要求, 因此 Mg/CuNi/Al 焊接接头的剪切强度较低。随着焊接温度的升高, 母材表面塑性变形能力增强, 界面处原子扩散速率提高, 扩散充分, 原子相互扩散数量增多, 接头处形成紧密结合, 使焊接接头剪切强度显著提高。焊接温度 440 °C 时, 剪切强度达到最大值。进一步升高焊接温度接头剪切强度反而下降, 这是由于随着温度的继续升高, 界面扩散区金属间化合物层厚度增加, 且界面扩散区组织粗大, 导致接头性能降低。

保温时间对扩散焊接接头性能的影响仅次于焊接温度, 其选择主要依赖于焊接温度^[17, 18]。本实验选定焊接温度 440 °C, 研究不同保温时间下获得的 Mg/CuNi/Al 焊接接头的剪切强度, 其结果如图 4 所示。

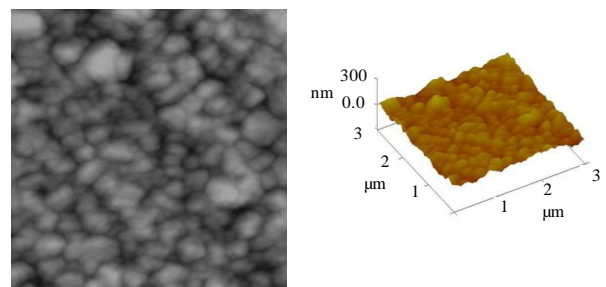


图 2 CuNi 薄膜表面 AFM 图

Fig.2 AFM images of CuNi film

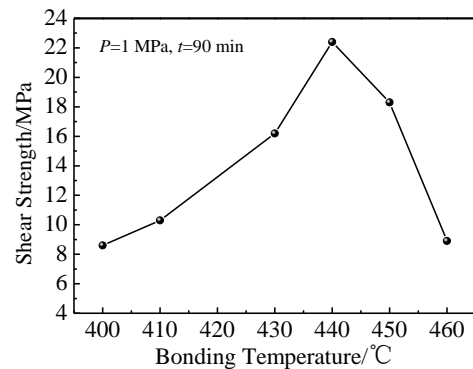


图 3 Mg/CuNi/Al 焊接接头剪切强度与焊接温度的关系

Fig.3 Effect of bonding temperature on the shear strength of the Mg/CuNi/Al joints

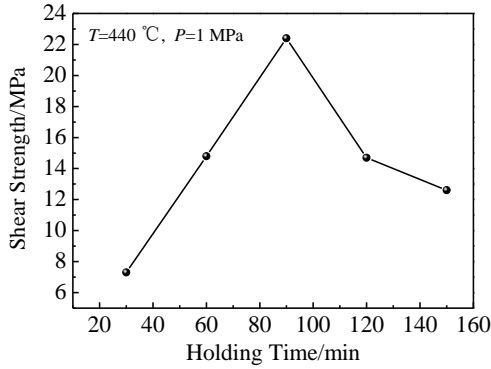


图 4 Mg/CuNi/Al 焊接接头剪切强度与保温时间的关系

Fig.4 Effect of holding time on the shear strength of the Mg/CuNi/Al joints

从图中可以看出, 焊接接头剪切强度随保温时间先增大后减小。保温时间少于 30 min 时, 接头未能形成结合; 保温时间达到 30 min 时, 接头开始形成有效结合, 但界面原子扩散不充分, 还存在未焊合区域, 因此 Mg/CuNi/Al 焊接接头剪切强度较低, 仅为 7.3 MPa; 保温时间达到 90 min 时, 界面处形成充分扩散, 原子相互扩散数量增多, 接头处形成紧密结合, 使焊接接头剪切强度显著提高, 达到 22.4 MPa。进一步延长保温时间, 界面上金属间化合物层厚度增大, 使得 Mg/CuNi/Al 焊接接头剪切强度降低。

因此本实验条件下最佳焊接工艺为: 焊接温度 440 °C, 保温时间 90 min。

2.3 Mg/CuNi/Al 焊接接头显微结构

图 5 为 Mg/CuNi/Al 焊接接头显微结构, 保温时间为 90 min。由图可知, 焊接接头界面扩散区由 3 层过渡层 I、II、III 组成。过渡层 I 靠近 Al 基体侧, 表面较为致密平整, 与 Al 基体之间为平直的界面, 焊接温度分别为 420 和 440 °C 时, 厚度变化不大, 为 50~60 μm, 如图 5a 和 5b 所示。过渡层 II 介于 I 和 III 之间, 呈针状分布, 针状分布向区域 III 生长, 厚度为 10 μm 左右。过渡层 III 靠近 Mg 基体侧, 由针状组织 B 和黑色区域 C 呈网状交替构成, 随着焊接温度增加, 网状结构厚度增加比较明显。其中有白色点状组织不均匀分散在过渡层 III 中。

为了确定 Mg/CuNi/Al 各过渡层成分, 对其不同区域进行 EPMA 元素成分分析, 其结果如表 2 所示。过渡层 I 中 A 点为 61.7% Al, 38.3% Mg, 原子比约为 Al:Mg=3:2, 结合文献报道, A 点物相为 Al₃Mg₂ 相^[16]。过渡层 II 针状组织由 42.0% Al, 58.0% Mg 组成, 应为 Al₁₂Mg₁₇ 相。过渡层 III 黑色区域 C 原子组

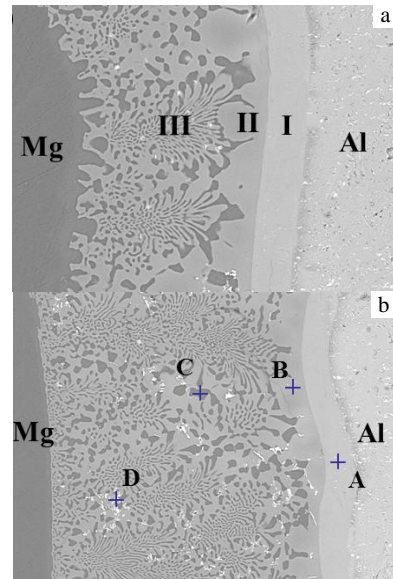


图 5 Mg/CuNi/Al 焊接接头显微结构

Fig.5 Micrographs of the Mg/CuNi/Al joint at 420 °C (a) and 440 °C (b) for 90 min

表 2 图 5b 中 Mg/CuNi/Al 焊接接头扩散区元素点分析

Table 2 Chemical composition of diffusion zone in Fig.5b for

Mg/CuNi/Al joint (at%)

Zone	Al	Mg	Cu	Ni
A	61.7	38.3	-	-
B	42.0	58.0	-	-
C	5.5	94.5	-	-
D	20.3	30.7	23.4	25.6

成为 5.5% Al, 94.5% Mg, 主要为 α-Mg, 网状结构由 Al₁₂Mg₁₇ 和 α-Mg 组成。白色组织主要为 Cu、Ni 元素的富集。

Mg-Al 不加中间层扩散焊接时^[16], 扩散区由 3 层金属间化合物 Al₃Mg₂, AlMg, Al₁₂Mg₁₇ 组成, 且 3 层金属间化合物都呈致密板状结构。加入 CuNi 中间层后, Mg/CuNi/Al 焊接接头出现针状组织和网状结构, CuNi 中间层的加入阻止了 Mg、Al 元素的扩散速度, 避免了高硬度 AlMg 相的生成, 同时, 界面组织结构得到改善, 有利于接头性能的提高。

图 6 为 Mg/CuNi/Al 焊接接头界面主要元素面分布图, 图 6a、6b 分别为 Al、Mg 元素面分布。如图所示, Al 元素从母材向 Mg 侧扩散, Mg 元素从母材向 Al 侧扩散, 随着距离的增加, 元素浓度依次减小。

2.4 Mg/CuNi/Al 焊接接头断口分析

图 7 为 Mg/CuNi/Al 焊接接头剪切断口 Al 侧(图 7a)和 Mg 侧(图 7b)断口形貌, 焊接温度 440 °C。保温

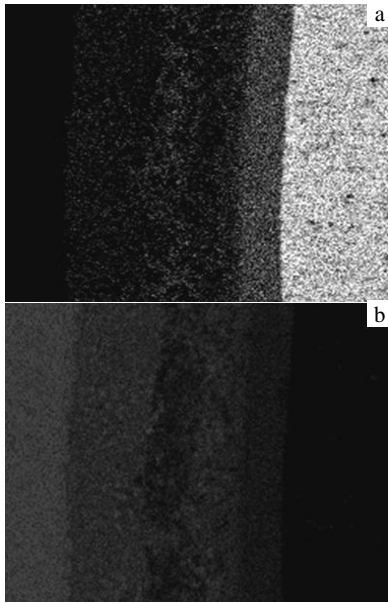


图 6 Mg/CuNi/Al 焊接接头界面元素面分布

Fig.6 Map distribution of element in Mg/CuNi/Al joint: (a) Al and (b) Mg

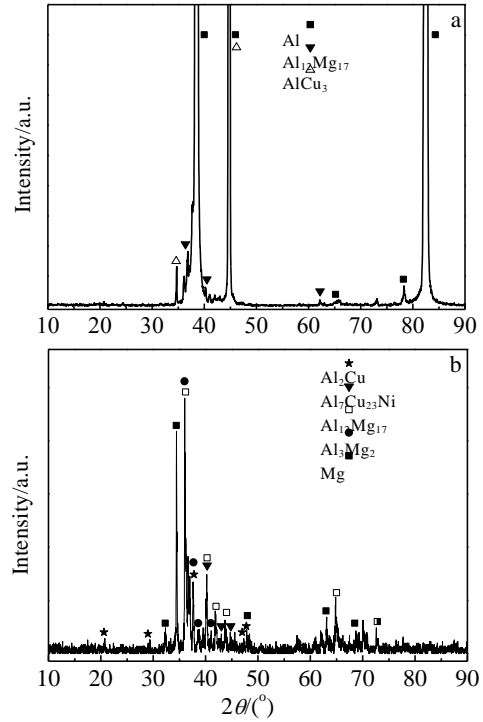


图 8 Mg/CuNi/Al 焊接接头断口物相分析

Fig.8 XRD patterns of the Mg/CuNi/Al fracture interface: (a) Al side and (b) Mg side

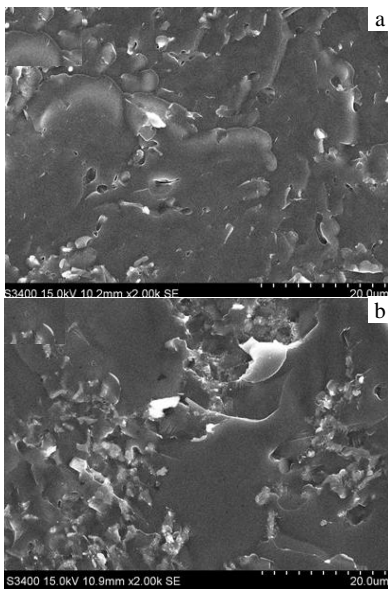


图 7 Mg/CuNi/Al 焊接接头断口形貌

Fig.7 Microstructure on the fracture of Mg/CuNi/Al joint: (a) Al side and (b) Mg side

时间 90 min。由图可知，断口表面呈暗灰色，表面粗糙呈颗粒状，存在少量的塑坑形貌。同时存在的突起物可能为生成的新相化合物，以脆性断裂为主。对断口进行物相分析结果如图 8 所示，8a 和 8b 分别对应 Al 侧和 Mg 侧断口。断口表面除生成 Al_3Mg_2 和 $Al_{12}Mg_{17}$ 相外，Al 侧断口生成了 $AlCu_3$ 相，Mg 侧断

口生成了 Al_2Cu 和 $Al_7Cu_{23}Ni$ 相。金属间化合物出现在剪切断口上，表明断裂发生在焊接接头过渡区。

3 结 论

- 1) 采用磁控溅射在 Mg 基体上沉积 CuNi 薄膜，薄膜表面粗糙度比母材降低，颗粒大小均匀。
- 2) 采用扩散焊接方法成功实现了 Mg/CuNi/Al 的焊接，焊接接头剪切强度随着焊接温度和保温时间的增加先增加后减小，在焊接温度 440 °C，保温时间 90 min 时，最大剪切强度值达到 22.4 MPa。
- 3) Mg/CuNi/Al 焊接接头由 Al_3Mg_2 层、 $Al_{12}Mg_{17}$ 层、 $Al_{12}Mg_{17}$ 和 α -Mg 层构成。 Al_3Mg_2 层致密平整， $Al_{12}Mg_{17}$ 层呈针状分布， $Al_{12}Mg_{17}$ 和 α -Mg 层呈网状分布。
- 4) Mg/CuNi/Al 焊接接头断口以脆性断裂为主。断口表面主要生成了 Al_3Mg_2 、 $Al_{12}Mg_{17}$ 、 $AlCu_3$ 、 Al_2Cu 和 $Al_7Cu_{23}Ni$ 化合物。

参考文献 References

[1] Li X R, Liang W, Zhao X G et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 471(1-2): 408

- [2] Mordike B L, Ebert T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 30(1): 37
- [3] Negendank M, Mueller S, Reimers W. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2012, 212: 1954
- [4] Chen M C, Hsieh C C, Wu W. *Metals and Materials International*[J], 2011, 13(3): 201
- [5] Alhazaa A N, Khan T I. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 494: 351
- [6] Mahendran G, Bahu S, Balasubramanian V. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2010, 19(5): 657
- [7] Dietrich D, Nickel D, Krause M *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2011, 46(2): 357
- [8] Li Y J, Liu P, Wang J *et al.* *Vacuum*[J], 2007, 82(1): 15
- [9] Fernandus M J, Senthikumar T, Balasubramanian V. *Materials and Design*[J], 2011, 32(3): 1651
- [10] Liu L M, Zhao L M, Wu Z H. *Materials Science and Technology*[J], 2011, 27(9): 1372
- [11] Wang Z, Wang H Y, Liu L M. *Materials and Design*[J], 2012, 39: 14
- [12] Liu L M, Tan J H, Zhao L M *et al.* *Materials Characterization*[J], 2008, 59(4): 479
- [13] Gao M, Mei S W, Li X Y *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2012, 67(2): 193
- [14] Shang J, Wang K H, Zhou Q *et al.* *Materials and Design*[J], 2012, 34: 559
- [15] Qi X D, Liu L M. *Materials and Design*[J], 2012, 33: 436
- [16] Zhang J, Luo G Q, Wang Y Y *et al.* *Materials Letters*[J], 2012, 83: 189
- [17] Su Xiaopeng(苏小鹏), Luo Guoqiang(罗国强), Shen Qiang(沈强) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering (稀有金属材料与工程)*[J], 2010, 39(11): 2044
- [18] Liu P, Li Y J, Geng H R *et al.* *Materials Letters*[J], 2005, 59(16): 2001

Effect of CuNi Interlayer on Microstructure and Mechanical Property of Mg/Al Joints Welded by Diffusion Bonding

Zhang Jian^{1,2}, Luo Guoqiang², Shen Qiang², Zhang Lianmeng², Huang Zhijun¹

(1. Wuhan Iron and Steel (Group) Corporation, Wuhan 430080, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Technology for Materials Synthesis and Processing, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China)

Abstract: The vacuum diffusion bonding was used to weld Mg to Al with a CuNi film interlayer. A universal testing machine was used to test the shear strength of the bonded joint. The microstructure of the bonded joints was studied by SEM and the phase composition was analyzed by XRD and EPMA. The results show that the shear strength increases firstly and then decreases with the bonding temperature and holding time increasing, and it exhibits a maximum value of 22.4 MPa at the bonding temperature of 440 °C and holding time of 90 min. The joints are composed of Al₃Mg₂ compact layer, Al₁₂Mg₁₇ acicular layer and Al₁₂Mg₁₇, α -Mg nets layer. The Al₃Mg₂, Al₁₂Mg₁₇, AlCu₃, Al₂Cu and Al₇Cu₂₃Ni compound phases are formed on the fracture surface. The fracture way of the joints is brittle fracture.

Key words: Al; Mg; CuNi interlayer; diffusion bonding; shear strength

Corresponding author: Luo Guoqiang, Associate Professor, State Key Laboratory of Advanced Technology for Materials Synthesis and Processing, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, P. R. China, Tel: 0086-27-87168606, E-mail: luogq@whut.edu.cn