

铝铜异种材料线性摩擦焊接头的 微观组织与力学性能

周楠, 戚文军, 宋东福

(广东省材料与加工研究所, 广东 广州 510650)

摘要: 采用不同的顶锻力对 AA5083-H112 铝合金和 T2 纯铜进行了线性摩擦焊接, 获得了无明显缺陷的焊接头, 并通过扫描电镜、硬度、力学性能试验等方法研究了线性摩擦焊铝铜接头的微观组织和力学性能。结果表明, 随着顶锻力的减小, 摩擦效应增加, 更多的铜颗粒渗入铝基体中; 而随着顶锻力的增加, 拉伸力学性能明显下降, 这是由于较大的顶锻力会使摩擦过程的热输入量增大, 从而在铝铜结合处生成层状的第二相 Al_2CuMg , 使焊接头的力学性能降低。

关键词: 线性摩擦焊; 铝-铜接头; 顶锻压力; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG453

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)05-1255-05

线性摩擦焊是一种利用被焊工件接触面在压力作用下相对往复运动摩擦产生热量, 从而实现焊接的固态连接方法。采用线性摩擦焊接的方法将异种钛合金的航空发动机轮盘与叶片焊接制成整体叶盘, 是目前线性摩擦焊最为成功的应用实例^[1,2]。近年来, 随着线性摩擦焊研究的不断深入, 焊接材料正逐步扩展到铝合金、镍合金、钢铁、铜等同种或异种金属^[3-8]。

铝与铜都具有优良的导电性能, 采用线性摩擦焊制备铝铜接头既能保持焊件的导电性能, 又能充分发挥铝合金轻质的特性, 在电力行业具有广阔的应用前景。加拿大 Wanjara 等人^[9]对铝合金 AA6063 与铜合金 C101 进行了线性摩擦焊实验并与传统的爆炸焊工艺制备的接头试样进行了组织与性能的对比研究, 结果表明爆炸焊接头组织中可观察到微裂纹, 而线性摩擦焊接头组织更为致密, 且导电性能也优于爆炸焊。英国 Bhamji 等人^[7]对铝合金 AA1050 与铜合金 C101 的线性摩擦焊的研究表明, 两种合金在较宽的工艺参数窗口下可以获得无缺陷的接头, 且具有良好的力学性能和导电性能。然而, 目前国内外对铝-铜线性摩擦焊研究的报道很有限, 有关工艺参数对铝-铜合金线性摩擦焊接头组织与性能的影响以及焊接头的断裂机理等方面更是鲜有报道。因此, 本实验通过对 AA5083-H112 铝合金与 T2 纯铜的线性摩擦焊连接, 重点研究顶锻力对线性摩擦焊接头组织与力学性能的影响, 进而为

优化铝铜合金线性摩擦焊的工艺参数, 提高接头的质量与性能提供一定的理论基础。

1 实验

线性摩擦焊的材料分别为 AA5083-H112 铝合金与 T2 纯铜。材料均机加工成 550 mm × 300 mm × 150 mm 的长方体。铝合金与铜合金母材的化学成分如表 1 所示。

线性摩擦焊实验在西北工业大学研制的 XMH-160 型线性摩擦焊机上进行。焊接前, 接触面用砂纸打磨后用丙酮去除油污。在大量工艺实验的基础上选择了 3 种不同的顶锻压力(分别为 110, 80 和 60 MPa)进行焊接, 其他工艺参数为: 焊接时间 5 s, 振动频率 35 Hz, 振幅 2.5 mm, 铜作为振动端(线性摩擦焊示意图如图 1 所示)。焊后沿着垂直于摩擦面方向截取扫描电镜试样和拉伸力学性能试样, 试样经打磨、抛光后进行扫描电镜观察, 对拉伸试验后的断口立即进行扫描电镜观察和 EDX 分析。

表 1 待焊铝合金与铜合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of aluminium alloys and copper for welding (wt%)

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Others	Al
AA5083	0.4	0.1	0.1	0.6	4.0	0.2	0.15	0.1	≤0.15	Bal.
T2-Cu	-	-	≥99.9	-	-	-	-	-	<0.1	-

收稿日期: 2016-05-06

基金项目: 广东省科技计划项目(2013B091601001, 2013B091601002, 2013B091602002, 2014B030301012); 广州市科技计划项目(2013J4500066, 201509010003)

作者简介: 周楠, 男, 1982 年生, 博士生, 广东省材料与加工研究所, 广东 广州 510650, 电话: 020-37238039, E-mail: zhounan2206@126.com

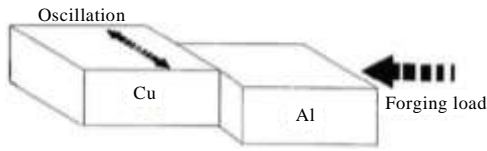


图 1 线性摩擦焊示意图

Fig.1 Schematic diagram of LFW process

2 实验结果

2.1 焊接头的宏观形貌

图 2 所示为铝合金 AA5083-H112 与 T2 纯铜线性摩擦焊的宏观照片，从图中可以看出，在 3 种实验顶锻力的条件下均可获得外观较好的线性摩擦焊接头。如图 2 所示，对 3 种工艺成形的铝铜接头而言，飞边均出现在铝合金一侧，铜合金一侧未出现飞边，仅在铝铜界面的附近发生了塑性变形。这是因为在线性摩擦焊过程中，摩擦产生的热量足以使铝合金达到热塑性状态，而未能使铜达到热塑性状态。线性摩擦焊铝铜界面处铝合金一侧产生飞边的宏观照片如图 3 所示。图中铝合金产生的飞边均成“钩”状，此外，随着顶锻

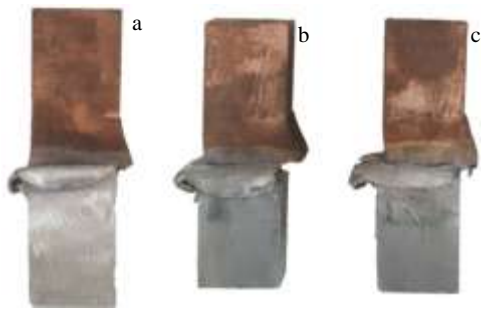


图 2 AA5083-H112 与 T2 纯铜在不同顶锻力作用下的线性摩擦焊的宏观照片

Fig.2 Digital photographs of the LFW joints between 5083-H112 aluminium alloy and pure copper under different forging pressures: (a) 110 MPa, (b) 80 MPa, and (c) 60 MPa

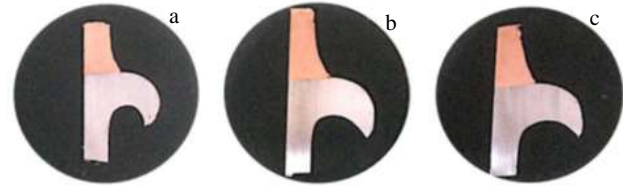


图 3 AA5083-H112 与 T2 纯铜在不同顶锻力作用下的线性摩擦焊接头的飞边

Fig.3 Flash in aluminium part of each LFW joint between 5083-H112 aluminium alloy and pure copper under different forging pressures: (a) 110 MPa, (b) 80 MPa, and (c) 60 MPa

力的增加，“钩”的弯度逐渐增加。这是因为顶锻力增加，线性摩擦焊过程中产生的热输入量增大，使得铝合金材料的流动性增加，加之较大的顶锻力作用，从而“钩”的弯度增加。

2.2 焊接头的微观组织

图 4 所示为在不同顶锻压力条件下线性摩擦焊接头的铝铜界面处背散射电子照片。在 3 种条件下，下层的铝与上层的铜实现了紧密结合，并未出现明显的未焊合缺陷。在组织中可观察到铜颗粒渗入到铝基体中（如图 4b 所示），尤其是在顶锻力较低的条件更为显著，然而铜颗粒的渗透效应随着顶锻力的增大反而减弱，在顶锻力为 110 MPa 时（如图 4a 所示），在铝基体中几乎观察不到铜颗粒的存在。

从图 4 可以看到，除铜颗粒外，在铝铜界面中可以观察到 3 种形态的第二相存在，如图 4a、4b 所示，分别是存在于铝基体中的较大颗粒 1，存在于铝铜界面附近并弥散在铝基体中的细小颗粒 2，以及存在于铝铜之间的层状第二相 3。其中铝基体中的较大颗粒为铝合金 AA5083-H112 母材自身存在的第二相颗粒，后两者为焊接过程中生成。随着顶锻力的降低，当顶锻力为 80 MPa 时，存在于铝铜界面附近并弥散在铝

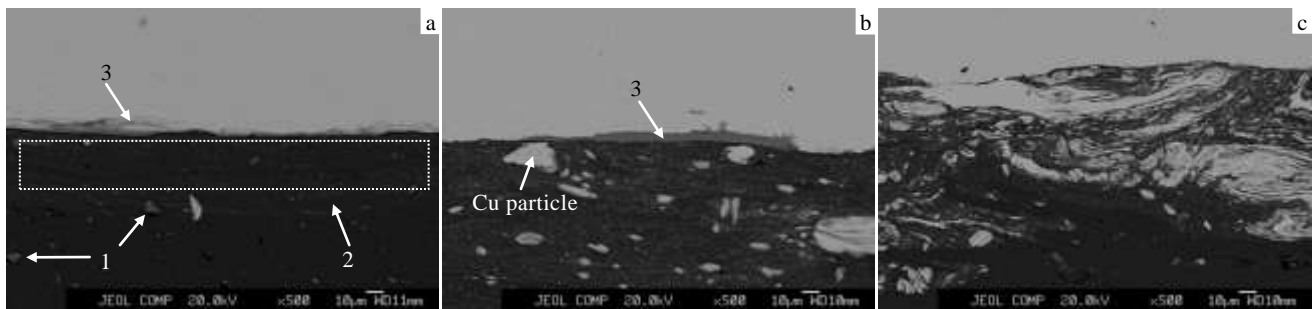


图 4 不同顶锻压力下 AA5053-H112 与 T2 纯铜线性摩擦焊接头的背散射电子电镜扫描照片

Fig.4 SEM backscattered electron images of aluminium (bottom) to copper (top) welds under different forging pressures: (a) 110 MPa, (b) 80 MPa, and (c) 60 MPa

基体中的细小颗粒明显增多，颗粒层亦明显增厚，同时，存在于铝铜之间的层状第二相呈现出间断的特点。相反，当顶锻力进一步降低至 60 MPa 时，由于大量的铜颗粒渗入到铝基体中，并无明显的铝铜界面，因此层状第二相并不明显。

2.3 硬度与拉伸力学性能

线性摩擦焊接头附近的显微硬度实验结果如图 5 所示。由图可知，在铝铜界面附近的区域，材料的硬度值均有不同程度的提高，且硬度最高值均为界面附近最靠近铝的一侧。而在界面与母材之间，材料的硬度并未出现明显的下降。这说明 AA5083-H112 与 T2 纯铜线性摩擦焊接头不存在明显的热影响区。当顶锻力为 110 MPa 时，靠近铝铜界面的铝基体硬度约为 870 MPa，略高于铝合金母材，这是因为其中弥散的第二相粒子较少，所以硬度较低。当顶锻力为 80 MPa 时，靠近铝铜界面的铝基体硬度明显增加，约为 1370 MPa，这是由于组织中（图 4b 所示）大量弥散的第二相颗粒使得其硬度提高。当顶锻力为 60 MPa 时，靠近铝铜界面的铝基体硬度为 1070 MPa，较前者略有降低。这是因为组织中大量的铜颗粒渗入到铝基体中，虽然组织中也存在大量的弥散第二相颗粒，但是由于铜颗粒的硬度与铝基体相当，所以铝铜界面附近的整体硬度受到了影响。

表 2 为 AA5083-H112 与 T2 纯铜线性摩擦焊接头的力学性能实验结果，结果表明，随着顶锻力的降低，线性摩擦焊接头的抗拉强度逐渐提高，在最低顶锻力为 60 MPa 的条件下，所形成的线性摩擦焊接头的抗拉强度可达 161 MPa，约为铝合金母材强度的 50%。此外，每组试样的断裂位置均为铝铜界面处，可见铝铜界面处为 AA5083-H112 与 T2 纯铜线性摩擦焊接头的最薄弱环节。

图 6 所示为 AA5083 与 T2 纯铜线性摩擦焊接头拉伸断口的背散射电子像，当顶锻力为 110 MPa 时，如

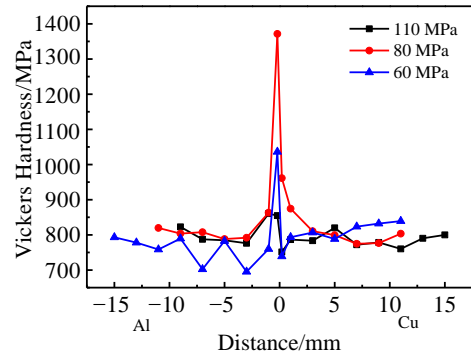


图 5 不同顶锻力作用下线性摩擦焊铝铜界面附近的显微硬度
Fig.5 Microhardness near the Al-Cu boundary of LFW joints under different forging pressures

表 2 AA5083-H112 与 T2 纯铜线性摩擦焊接头的力学性能
Table 2 Tensile test results for LFW of AA5053-H112 aluminium alloy and pure copper

No.	Forging pressure/MPa	Tensile strength/MPa
1	110	56
2	80	91
3	60	161

图 6a 所示，线性摩擦焊接头的断口中出现大量的灰色区域，该区域对应图 4a 中的层状第二相。当顶锻力时，如图 6b 所示，断口中仅发现少量的层状第二相，但在铝断面中发现了大量细小的第二相颗粒，与图 4b 中弥散在铝基体中的第二相颗粒相对应，且硬度实验表明，该颗粒具有极高的硬度。因此在该条件下，在铝铜界面附近的铝基体中的脆性第二相颗粒与铝铜界面的层状第二相的协同作用导致了材料的断裂。当顶锻力为 60 MPa 时，断口中几乎观察不到层状第二相，组织以铜和铝为主，如图 6c 所示，此时焊接头具有较高的抗拉强度。

铝铜焊接头的性能取决于铝铜界面的微观组织结

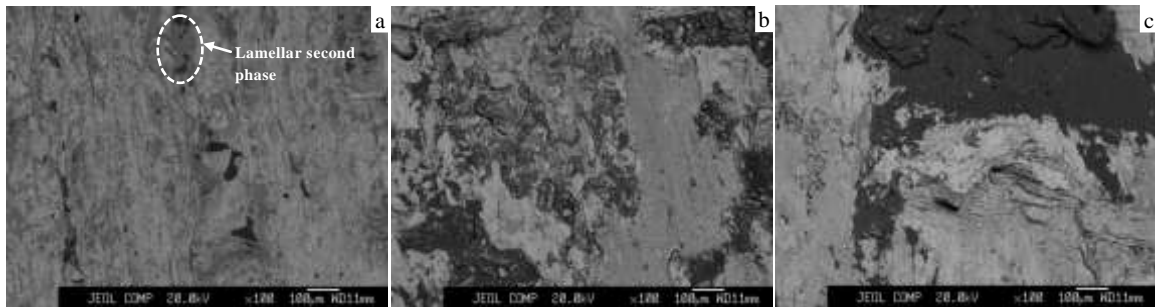


图 6 线性摩擦焊接头拉伸断口的背散射电子像

Fig.6 Backscattered electron images of fracture surface of the welds observed from the copper part under different forging pressures: (a) 110 MPa, (b) 80 MPa, and (c) 60 MPa

构，尤其是第二相的形貌对铝铜焊接头的性能起到决定性的作用。由于铝铜所形成的第二相往往与基体的物理性能差距较大，因此接头在受到力的作用时往往会在第二相与基体的结合处形成裂纹源，从而影响铝铜接头的性能^[10-17]。Wanjara 等人^[9]在 AA6063 铝合金与纯铜的线性摩擦焊接头的组织中发现了 CuAl₂ 相，而 Xue 等人^[16,17]对 Al-Cu 异种材料搅拌摩擦焊的研究表明，焊缝中的层状 CuAl₂ 相是导致焊接件断裂失效的主要因素。由于本实验的材料 AA5083 铝合金中含有 4% 的镁元素，因此 Mg 元素的存在也是 Al、Cu 生成中间相应考虑的因素。图 7 所示为对铝铜过渡区域的层状第二相进行的 EDX 线扫描，由图可见，在层状第二相中不仅含有 Al、Cu 元素，同时在第二相的区域 Mg 元素的含量也有一定程度的上升，由此可以推测该层状第二相为 Al-Mg-Cu 三元相。图 8 对断裂后的 AA5083 与 T2 纯铜线性摩擦焊接头中铝合金一侧进行了扫描电镜观察和 EDX 分析，其中图谱 1 处所示为断裂处的层状第二相。对其进行 EDX 分析可知，导致

焊接头断裂的层状第二相中 Al、Cu、Mg 的比例接近于 Al₂CuMg，其中检测到的 C 和 O 来自镶嵌料的影响。

3 结 论

1) 本实验成功制备了 AA5083-H112 铝合金与 T2 纯铜异种材料线性摩擦焊接头，在本实验条件下，焊缝结合紧密，无明显孔洞、夹杂等缺陷。

2) 在其他实验参数恒定的条件下，随着顶锻力的下降，线性摩擦焊接头的力学性能提高，在本实验条件下，当顶锻力为 110 MPa 时，焊缝的抗拉强度最高可达 161 MPa，约为铝合金母材强度的 50%。

3) 当顶锻力下降时，顶锻效应减弱而摩擦效应增强，更多铜颗粒由于摩擦效应增强而渗入到铝基体中，导致接头强度提高；当顶锻力增加时，线性摩擦焊过程的热输入量增加，从而在铝铜界面产生了更多的层状第二相 Al₂CuMg，从而导致接头强度下降。

参考文献 References

[1] Romero J, Attallah M, Preuss M *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57: 5582

[2] Guo Y, Jung T, Chiu Y *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2013, 562: 17

[3] Song X, Xie M, Hofmann F *et al. Materials & Design*[J], 2013, 50: 360

[4] Li W, Shi S, Wang F *et al. International Journal of Thermal Sciences*[J], 2013, 67: 192

[5] Karadge M, Preuss M, Withers P *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2008, 491: 446

[6] Fratini L, Buffa G, Cammalleri M *et al. CIRP Annals-Manufacturing Technology*[J], 2013, 62: 295

[7] Bhamji I, Moat R, Preuss M *et al. Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2012, 17: 314

[8] Dalgaard E, Wanjara P, Trigo G *et al. Canadian Metallurgical Quarterly*[J], 2011, 50: 360

[9] Wanjara P, Dalgaard E, Trigo G *et al. Canadian Metallurgical Quarterly*[J], 2011, 50: 350

[10] Abdollah-Zadeh A, Saeid T, Sazgari B. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 460: 535

[11] Firouzdoz V, Kou S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 43: 303

[12] Galvao I, Verdera D, Gesto D *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2013, 213: 1920

[13] Kah P, Vimalraj C, Martikainen J *et al. International Journal of Mechanical and Materials Engineering*[J], 2015, 10: 10

[14] Muthu M, Jayabalan V. *Journal of Materials Processing*

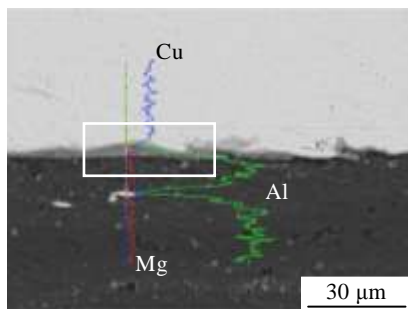
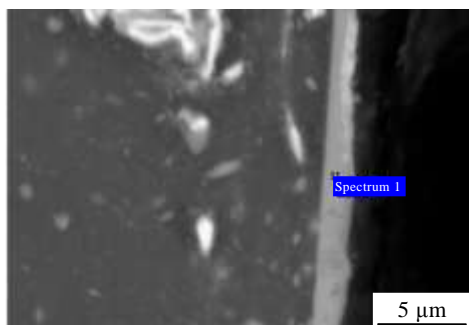


图 7 铝铜过渡区域的 EDX 线扫描

Fig.7 EDX line scan of the Al-Cu transition area



Spectrum	C	O	Mg	Al	Cu	Total (ω/%)
1	19.41	5.57	10.14	30.39	34.49	100.00

图 8 铝铜线性摩擦焊断裂处 SEM 组织及 EDX 分析

Fig.8 SEM image and EDX analysis of the fracture of the Al-Cu LFW joint

Technology[J], 2015, 217: 105

A[J], 2011, 528: 4683

[15] Ouyang J, Yarrapareddy E, Kovacevic R. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 172: 110

[17] Xue P, Xiao B, Ni D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 5723

[16] Xue P, Ni D, Wang D *et al. Materials Science and Engineering*

Microstructure and Mechanical Properties of Linear Friction Welded Dissimilar Al-Cu Joints

Zhou Nan, Qi Wenjun, Song Dongfu

(Guangdong Institute of Materials and Processing, Guangzhou 510650, China)

Abstract: AA5083-H112 aluminium alloy and T2 pure copper were welded by LFW (linear friction welding) under different forging pressures and joints with no obvious defects were obtained. The microstructure and mechanical properties of the LFW joints were investigated by SEM, hardness and tensile tests. The results show that “friction effect” increases with the decrease of the forging pressure so that more Cu particles infiltrate into the Al base metal. However, with the increase of the forging pressure, the tensile property declines significantly because higher forging pressure could supply more heat input; as a result layered Al₂CuMg phase appears which is harmful to the tensile strength of the welds.

Key words: linear friction welding (LFW); Al-Cu joints; forging pressure; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Zhou Nan, Candidate for Ph. D., Guangdong Institute of Materials and Processing, Guangzhou 510650, P. R. China, Tel: 0086-20-37238039, E-mail: zhounan2206@126.com