

下压力对铝/镁搅拌摩擦焊接头组织与性能的影响*

张真¹,付雪松¹,陈吉²,陈科¹

(1. 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240;

2. 上海拓璞数控科技有限公司, 上海 201100)

[摘要] 通过改变铝/镁搅拌摩擦焊接下压力,对6061-T6铝合金和AZ31镁合金板材进行对接焊,表征了接头宏观组织与性能,研究了组织结构与接头性能的关系。研究表明:当下压力为28kN时,得到最高168MPa的接头强度,此时铝/镁界面处金属间化合物层最薄,同时剧烈混合区内未出现无规则形貌的金属间化合物;随着下压力的增大,接头的力学性能呈现降低的趋势;下压力增大,使得搅拌头与待焊材料的摩擦产热升高,提高了焊接过程的热输入,使得铝/镁界面靠近底部金属间化合物层变厚且剧烈混合区内出现多相共存的混杂结构,同时界面偏上部出现形似孔洞的缺陷,降低接头性能。

关键词: 搅拌摩擦焊; 6061 铝合金; AZ31 镁合金; 力学性能; 组织结构

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2019.12.022



张真

硕士研究生,主要研究方向为铝-镁异种合金搅拌摩擦焊接。

铝、镁合金作为重要的轻金属材料在产品轻量化、节能环保等领域得到了广泛的应用。近年来,随着不同领域对材料轻量化要求的提高,铝/镁异种金属的复合结构越来越受到关注。铝/镁异种金属的复合结构既能够满足工业生产的灵活性,也能充分发挥这两种金属的优良性能。

目前,焊接是铝/镁异种金属材料连接的常用方式,主要分为钨极氩弧焊^[1]、激光焊^[2-3]、电阻点焊^[4]和钎焊^[5]。但传统的熔化焊技术在铝/镁连接中极易产生孔洞、热裂纹、氧化物和高残余应力等缺陷,难以获得高质量的铝/镁接头。搅拌摩擦焊接技术是英国焊接研究所(TWI)于1991年发明的一种新型固相焊接方法。相比传统熔焊技术,它具有能源利用率高、无污染、热输入低、接头缺

陷少及焊件变形小等优点^[6]。Prasad等^[7]研究了转速与焊接速度对AZ91镁合金和6063铝合金焊接的影响,认为在转速为1100r/min,焊接速度为25mm/min时,可以获得良好的接头,同时认为转速和焊接速度对焊核区材料的流动机理有深刻的影响。Azizieh等^[8]研究了AA1100铝合金与AZ31镁合金的搅拌摩擦焊,认为AZ31镁合金置于前进侧可获得良好的接头。Liang等^[9]研究了搅拌针转速及偏移量对接头性能的影响,认为相同转速条件下,无偏移时接头性能高于偏铝或偏镁侧,同时随着转速的增大,偏镁侧的接头性能增加幅度高于无偏移及偏铝侧接头。Yamamoto等^[10]认为铝/镁搅拌摩擦焊接过程中的金属间化合物通过铝/镁原子二者互扩散形成。Sato等^[11]持不同的观点,认为在焊接过程中,过高的热

* 基金项目: 国家自然科学基金(51204108); 教育部博士点新教师基金(20120073120120)。

输入使得铝/镁之间发生共晶反应,从而形成金属间化合物。

综上,近年来铝/镁搅拌摩擦焊接的研究多关注于传统焊接参数(焊接速度、旋转速度、偏移量及铝/镁材料相对位置)对接头力学性能的影响以及焊接过程中出现的金属间化合物微观结构演化^[7-12]。同时,也有文献对复合式搅拌摩擦焊接方法进行探究,如超声辅助搅拌摩擦焊^[13-16]及红外热源辅助搅拌摩擦焊^[17]。

但目前缺乏下压力对铝/镁搅拌摩擦焊接接头组织与性能影响的研究。下压力对同种材料搅拌摩擦焊接的研究也相对较少。Kumark等^[18]研究了下压力对7020铝合金搅拌摩擦焊接焊缝成形的影响,发现下压力与焊缝质量密切相关。Rose等^[19]的研究表明下压力对搅拌摩擦焊接AZ61A镁合金接头的缺陷形成、晶粒尺寸以及硬度都有显著影响。Sevvel等^[20]研究了下压力对AZ80A镁合金搅拌摩擦焊接接头力学性能的影响,认为下压力直接影响到下压量及缺陷形成。Srinivasan等^[21]通过研究下压力对铸态A413铝合金搅拌摩擦焊接接头性能的影响,认为过低下压力会带来隧道缺陷,而过高下压力会导致焊核区晶粒尺寸增大,进而降低接头性能。事实上,在搅拌摩擦焊接过程中,若使用下压力控制,由于待焊工件表面平整度的差异及焊接设备的刚性,使得搅拌头在前进过程中,实际下压力偏离设定值,产生误差,导致接头质量不能保证。因此,若能调控焊接过程中的下压力并研究其对接头组织

和性能的影响,对保证接头质量具有重要的实际意义。

本文对3mm厚的6061-T6铝合金板和AZ31镁合金板材进行对焊试验,主要研究了下压力对焊接接头组织形貌及力学性能的影响,给后续铝/镁异种金属搅拌摩擦焊压力控制的研究提供参考,为铝/镁异种金属搅拌摩擦焊接的实际生产应用提供理论指导。

试验材料与方法

试验所用材料为500mm×150mm×3mm的商用6061-T6铝合金板材和实验室制备的AZ31镁合金板材,其化学成分及力学性能如表1所示。

本文焊接试验在上海拓璞数控科技有限公司的焊接车间进行,所用焊机型号为FSW-1370。该焊机采用西门子840D控制系统,在焊接试验中,下压力控制器进行下压力测量值的采集,将计算出的控制量传递给数控单元,数控单元根据接收到的信号,通过自身的同步动作功能,将搅拌头垂直方向位置的调整量发送给伺服驱动器,驱动器根据该信号驱动机床Z轴运动,实现搅拌摩擦焊下压力的实时控制。搅拌头所用的材料为H13钢,轴肩直径为18mm,搅拌针直径为6mm,长度为2.6mm。

焊接前对铝/镁合金板材待焊区进行打磨,去除污染层和氧化层。焊接方式为对焊,焊接时将AZ31镁合金置于前进侧。在课题组的前期研究中,发现大轴肩搅拌头有利于形成良好的铝/镁接头。因此本文使

用了大轴肩搅拌头,使得下压力偏高。焊接过程中采用的工艺参数如表2所示。

焊接完成后,在焊缝稳定区,垂直于焊接方向切取拉伸样进行拉伸性能测试及金相样进行宏观组织表征。在室温下,采用Zwick 20万能材料试验机进行拉伸试验,拉伸速率为1mm/min。金相试样经过磨制、抛光及腐蚀后,进行宏观组织表征。由于铝/镁性质的差异,需要进行两步腐蚀,镁合金部分用含10mL草酸、10mL蒸馏水、100mL酒精和6g苦味酸的溶液腐蚀10s,铝合金部分用20g氢氧化钠和100mL蒸馏水的溶液腐蚀40s。采用光学显微镜和扫描电子显微镜进行宏观组织观察。

结果与讨论

1 拉伸性能

图1为不同下压力条件下接头的抗拉强度。从图1可以看出,随着下压力的增加,接头的抗拉强度呈现下降趋势。当下压力为28kN时,抗拉强度最高,为168MPa,最大抗拉强度是6061-T6铝合金母材强度的68%,AZ31镁合金母材强度的78%。

2 接头宏观组织

图2为不同下压力条件下的焊接接头宏观形貌。从图2可以看出,铝合金主要分布在上部,而镁合金主要分布在下部,并同时可以观察到铝/镁界面均呈现蜿蜒的“之”字形形貌。同时在图2(d)~(e)中靠近

表1 待焊铝/镁合金板材化学成分及力学性能

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of Al and Mg alloy

参数	化学成分质量分数/%									抗拉强度/ MPa
	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Fe	Al	
6061-T6	0.62	0.28	0.08	0.89	0.19	0.02	0.01	0.52	Bal	248
AZ31	—	—	0.5	余量	—	1.0	—	—	3.0	215

表2 焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters

工艺参数	数值
转速/(r·min ⁻¹)	300
焊接速度/(mm·min ⁻¹)	100
偏移量/mm	0
倾斜角/(°)	3
下压力/kN	28~32

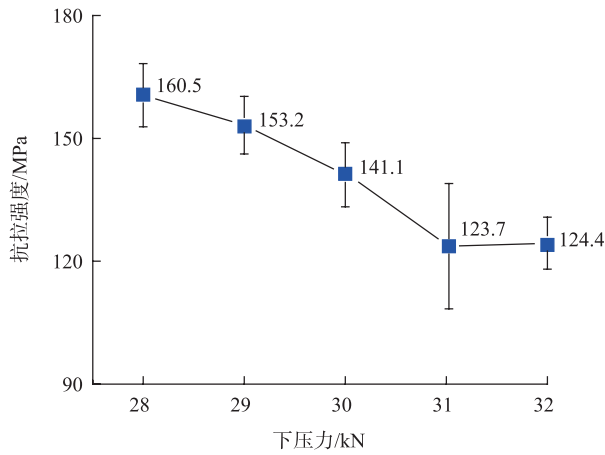


图1 不同下压力下接头的抗拉强度
Fig.1 Tensile strength of joints under different Z-Axial force

上部的铝/镁界面处(白色虚线框), 可以发现形似孔洞的缺陷, 进一步放大, 如图3所示(对应图2中的白色虚线框)。

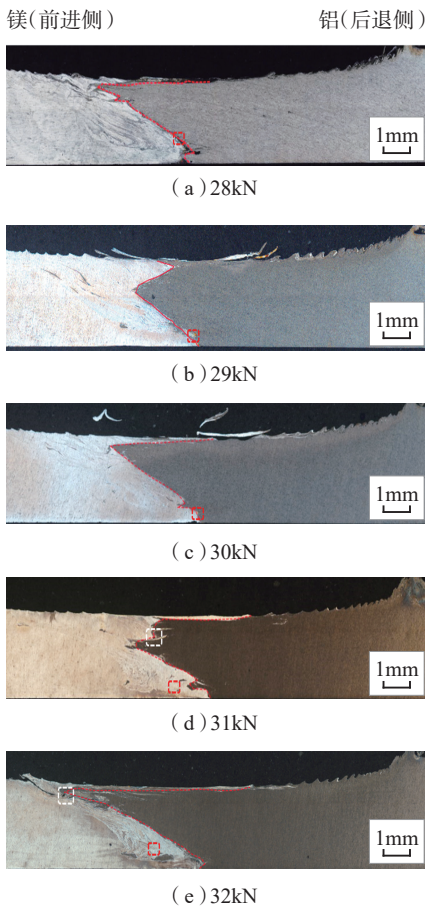


图2 不同下压力下接头横截面宏观形貌
Fig.2 Cross sections of joints welded

Liang^[9] 和 Shi^[12] 等的研究表明焊核区内铝/镁界面底部及材料剧烈混合区是铝/镁焊接接头的薄弱区。因此, 为了进一步分析不同下压力对焊接接头组织结构的影响, 对图2中红色虚线框标注区域进行微观组织表征, 如图4所示。

从图4(a)中可以看到, 当下压力为28kN时, 靠近底部界面处有金属间化合物薄层生成。该薄层形成

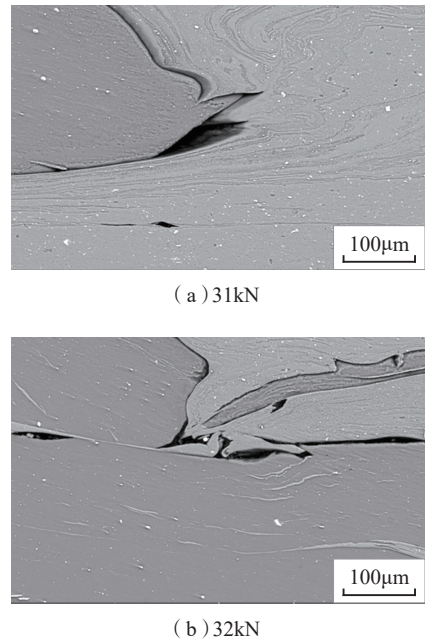


图3 接头靠近上部铝/镁界面处
Fig.3 Near upper Al/Mg interface in welded joints

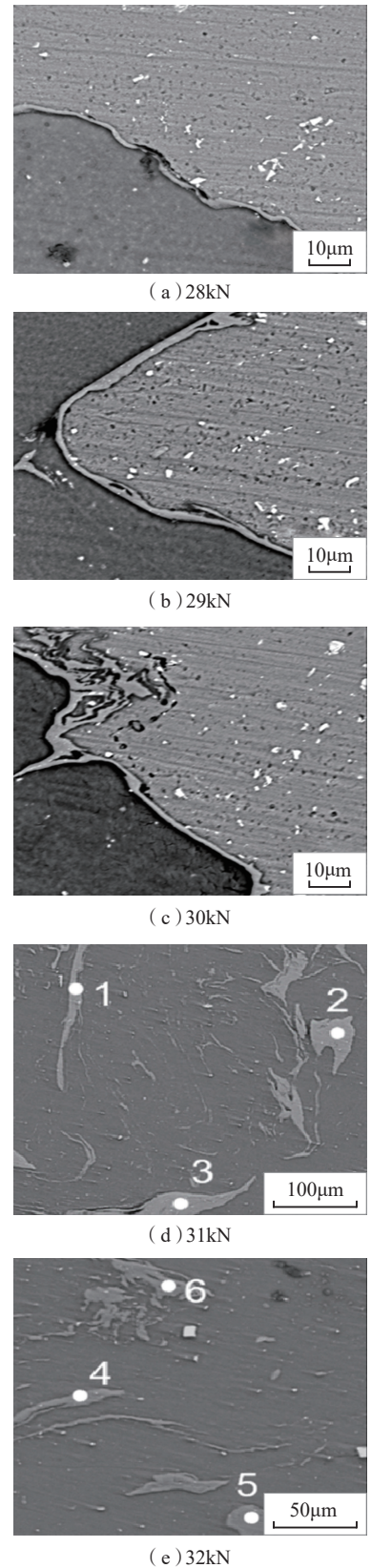


图4 不同下压力下铝/镁界面及附近混合区域的微观结构
Fig.4 Microstructures of Al/Mg interface and stir zone near interface of welded joints

的原因可以理解为下压力较小时,搅拌针扎入待焊板材深度较浅,使得焊接过程中的热输入量较低,导致焊缝底部界面温度没有达到共晶点,铝/镁之间发生互扩散。Yamamoto 等^[10]的研究也表明低热输入时,金属间化合物是由于铝/镁原子的相互扩散形成的。当下压力逐渐增加时,观察底部界面处,如图 4 (b)~(c)所示,可以看到底部界面处的金属间化合物层变厚,并且形貌趋于复杂。结合图 1 的拉伸结果,在下压力为 28~30kN 时,界面处金属间化合物层的厚度可能影响接头力学性能。Yamamoto 等^[10]研究表明,随着金属间化合物层厚度增加,接头的抗拉强度会随之下降。当下压力进一步提高时,如图 4 (d)~(e)所示,结合表 3 中 EDS 结果可以对该区域的相组成有如下推测:其中点 1 和点 3 位置可能是基体为铝的固溶体,从点 2 和点 4 处铝/镁原子比例看,可能为 Al_3Mg_2 与 Al 相的混合组织,点 5 位置处可能是嵌入镁基体中的大块铝颗粒,点 6 位置处有可能是块状 Al_3Mg_2 相。图 5 是下压力为 32kN

时试样拉伸失效后,铝侧断口表面 XRD 分析结果。从图 5 可以看出,除了铝/镁母材相之外, Al_3Mg_2 和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相也被检测出来。同时还可以发现 Al_3Mg_2 和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相衍射峰的强度远低于铝相的峰强,这可能是由于分析区域大部分是铝基体, Al_3Mg_2 和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 的含量远小于铝的含量。底部靠近前进侧的位置(即 Liang 等^[9]文章中剧烈混合区)产生多相共存的无规则结构,其形成过程可以理解为高下压力条件下,搅拌针扎入深度深,使得搅拌头

与待焊板材摩擦产热增大,导致焊接热输入量大,使得焊缝局部温度可能达到共晶温度,进而出现液相,形成大块的金属间化合物(通常为 Al_3Mg_2 ^[11]),从而铝/镁材料之间会发生更剧烈的反应和相变,形成此结构。

3 断后形貌

为了进一步研究下压力对接头强度的影响,对拉伸失效后的样品镶样表征。图 6 为不同下压力时接头断口横截面宏观形貌。从图 6 可以看出,除了 32kN 样品,其余样品都沿着铝/镁界面断裂。

从图 6 (a)~(d)中可以明显

表3 EDS成分分析(原子百分比)
Table 3 Chemical analyses by EDS %

点	Al/%	Mg/%	相组成
1	77.63	22.37	—
2	63.68	36.32	Al+ Al_3Mg_2
3	76.90	23.10	—
4	62.97	37.03	Al+ Al_3Mg_2
5	98.57	1.43	Al
6	52.58	47.42	Al_3Mg_2

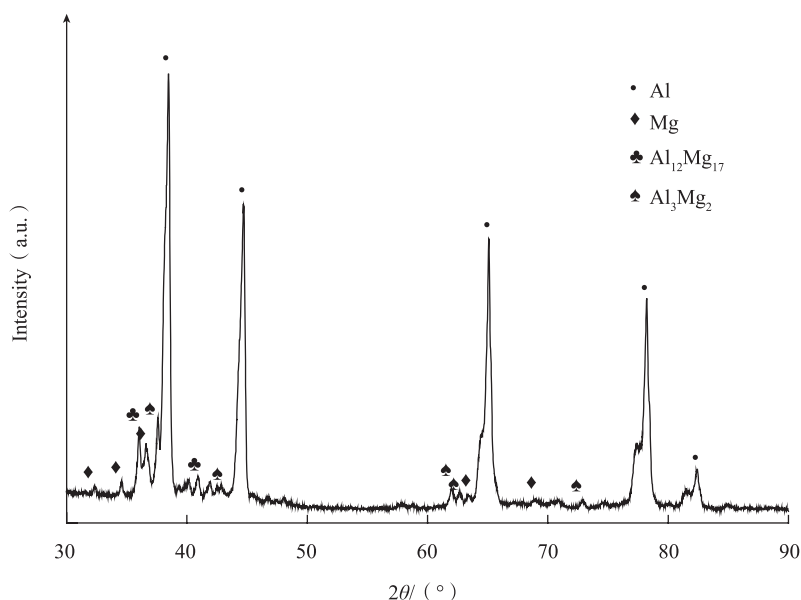


图5 铝侧断口的XRD分析

Fig.5 XRD analysis on fracture surface of Al side

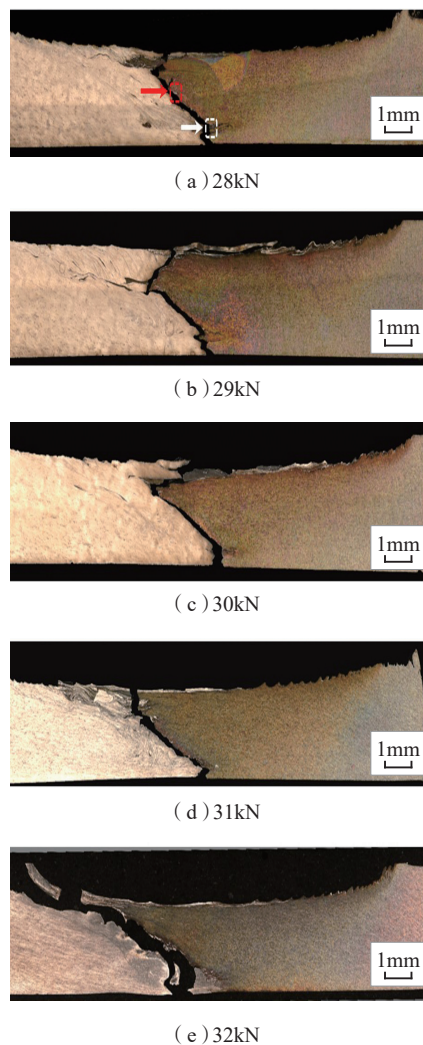
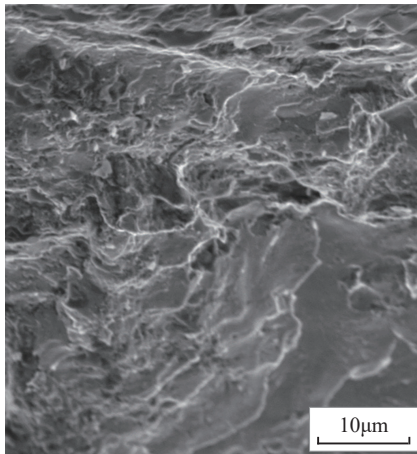


图6 不同下压力下焊缝断口横截面宏观形貌

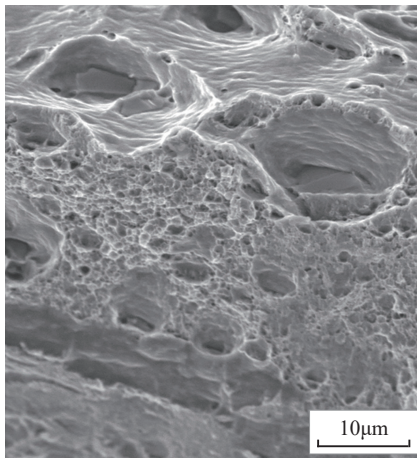
Fig.6 Cross section of fractured joints welded

观察到焊缝横截面顶端铝/镁基体发生断裂,说明铝/镁界面“之”字形上部增加铝/镁界面的机械咬合程度,提高了接头性能。Firouzdor等^[22]的研究认为,高质量的铝/镁接头依赖于铝/镁界面提供的机械咬合能力。而从图6(e)中,可以发现当下压力为32kN时,裂纹穿透底部剧烈混合区。这可能是由于该区域内存在的不同相混杂结构,在拉伸过程中,该区域内 Al_3Mg_2 相内部容易产生微裂纹,该微裂纹很可能在拉应力作用下迅速扩展为主裂纹,进而引起接头断裂^[11]。

图7(观察方向如图6箭头所示)是下压力为28kN时试样的拉伸



(a)对应于图6(a)红框



(b)对应于图6(a)白框

图7 拉伸试样断口表面形貌

Fig.7 Fracture morphologies of tensile sample

断口形貌,图7(a)为图6(a)中红框标注区域,图7(b)为图6(a)中白框标注区域。从图7(a)~(b)中可以看出,断口表面由两种形貌组成。一种如图7(a)所示,呈河流花样形貌,同时在河流分支处,可以观察到高度不同的解离台阶,为脆性断裂特征;另一种如图7(b)所示,中间部分区域出现有为 $1\mu\text{m}$ 、 $3\mu\text{m}$ 等大小不均的韧窝,为韧性断裂特征。综合来看,推断铝/镁搅拌摩擦焊接头断裂是脆韧混合型断裂模式。

结论

本文采用了5种不同下压力完成6061-T6铝合金和AZ31镁合金板材搅拌摩擦对焊试验,研究了随着下压力变化铝/镁接头宏观组织的演化及对焊接接头强度的影响,得到如下结论:

(1)不同下压力条件下,铝/镁异种材料焊接接头界面均呈“之”字形线形貌。

(2)下压力增大,导致搅拌头与待焊材料的摩擦热升高,从而热输入量增大,使得焊缝偏上部铝/镁界面处出现类似孔洞状缺陷;靠近底部铝/镁界面处金属间化合物层变厚,同时形貌趋于复杂化;剧烈混合区内出现多相共存的不规则结构。

(3)在本文中,随着下压力的增大,接头的力学性能呈现降低的趋势。当下压力为28kN时,接头抗拉强度最大,达到168MPa,是6061-T6铝合金母材强度的68%,AZ31镁合金母材强度的78%,其断裂模式为脆韧混合型断裂。

参考文献

[1] ISHAK M, ISLAM R. Weldability of A707-T651 and AZ31B dissimilar alloys by MIG welding method based on welding appearances[J]. Journal of Physics: Conference

Series, 2014, 495:1-8

[2] BANNOUR S, AUTRIC M, MASSE J, et al. Microstructure and properties of welds between 5754 Al alloys and AZ31 Mg alloys using a Yb:YAG laser[C]//Proceedings of the 20th International Symposium on High Power Laser Systems & Applications. Chengdu, 2014.

[3] QI X, LIU L. Fusion welding of Fe-added lap joints between AZ31B magnesium alloy and 6061 aluminum alloy by hybrid laser-tungsten inert gas welding technique[J]. Materials & Design, 2012, 33: 436-443.

[4] ZHANG Y, LUO Z, LI Y, et al. Microstructure characterization and tensile properties of Mg/Al dissimilar joints manufactured by thermo-compensated resistance spot welding with Zn interlayer[J]. Materials & Design, 2015, 75: 166-173.

[5] WANG Z, WANG H, LIU L. Study on low temperature brazing of magnesium alloy to aluminum alloy using Sn-xZn solders[J]. Materials & Design, 2012, 39: 14-19.

[6] MISHRA R S, MA Z. Friction stir welding and processing[J]. Materials Science and Engineering, 2005, 50(1): 1-78.

[7] PRASAD B L, NEELAI AH G, KRISHNA M G, et al. Joining of AZ91 Mg alloy and Al6063 alloy sheets by friction stir welding[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2018, 6(1): 71-76.

[8] AZIZIEH M, ALAVIJEH A S, ABBASI M, et al. Mechanical properties and microstructural evaluation of AA1100 to AZ31 dissimilar friction stir welds[J]. Materials Chemistry and Physics, 2016, 170: 251-260.

[9] LIANG Z, CHEN K, WANG X, et al. Effect of tool offset and tool rotational speed on enhancing mechanical property of Al/Mg dissimilar FSW joints[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(8): 3721-3731.

[10] YAMAMOTO N, LIAO J, WATANABE S, et al. Effect of intermetallic compound layer on tensile strength of dissimilar friction-stir weld of a high strength Mg alloy and Al alloy[J]. Materials Transactions, 2009, 50(12):

2833–2838.

[11] SATO Y S, PARK S H C, MICHUUCHI M, et al. Constitutional liquation during dissimilar friction stir welding of Al and Mg alloys[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(9): 1233–1236.

[12] SHI H, CHEN K, LIANG Z, et al. Intermetallic compounds in the banded structure and their effect on mechanical properties of Al/Mg dissimilar friction stir welding joints[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33(4): 359–366.

[13] LV X Q, WU C S, YANG C, et al. Weld microstructure and mechanical properties in ultrasonic enhanced friction stir welding of Al alloy to Mg alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 254: 145–157

[14] LV X Q, WU C S, PADHY G K. Diminishing intermetallic compound layer in ultrasonic vibration enhanced friction stir welding of aluminum alloy to magnesium alloy[J]. Materials Letters, 2017, 203: 81–84.

[15] JI S, MENG X, LIU Z, et al. Dissimilar friction stir welding of 6061

aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy assisted with ultrasonic[J]. Materials Letters, 2017, 201: 173–176.

[16] SHIN H S, DEL M. Analysis of interface solid-state reaction on dissimilar ultrasonic spot welding of Al-Mg alloys[J]. Metals and Materials International, 2017, 23(3): 554–561.

[17] 陈峥, 刘峥. 厚板铝/镁合金红外热源辅助搅拌摩擦焊力学性能与组织分析[J]. 焊接技术, 2014(9): 9–11.

CHEN Zheng, LIU Zheng. Mechanical properties and microstructure analysis of thick aluminum/magnesium alloy infrared heat source assisted friction stir welding[J]. Welding Technology, 2014(9): 9–11.

[18] KUMAR K, KAILAS S V. On the role of axial load and the effect of interface position on the tensile strength of a friction stir welded aluminium alloy[J]. Materials & Design, 2008, 29(4): 791–797.

[19] ROSE A R, MANISEKAR K, BALASUBRAMANIAN V. Effect of axial force on microstructure and tensile properties of

friction stir welded AZ61A magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(5): 974–984.

[20] SEVVEL P, JAIGANESH V. Effects of axial force on the mechanical properties of AZ80A Mg alloy during friction stir welding[J]. Materials Today: Proceedings, 2017, 4(2): 1312–1320.

[21] SRINIVASAN R, RAMESH A, ATHITHANAMBI A. Effect of axial force on microstructure and mechanical properties of friction stir welded squeeze cast A413 aluminium alloy[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(5): 13486–13494.

[22] FIROUZDOR V, KOU S. Al-to-Mg friction stir welding: Effect of positions of Al and Mg with respect to the welding Tool[J]. Welding Journal, 2009, 88(11): 213–224.

通讯作者: 陈科, 副教授、博士生导师, 研究方向为搅拌摩擦焊接/加工、异种材料连接新方法及连接机制, 以及金属合金热加工过程的组织调控, E-mail: chenke83@sjtu.edu.cn.

Effect of Z-Axial Force on Microstructure and Mechanical Property of Al/Mg Dissimilar Friction Stir Welded Joint

ZHANG Zhen¹, FU Xuesong¹, CHEN Ji², CHEN Ke¹

(1. School of Material Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

2. Shanghai Tuopu Numerical Control Technology Co., Ltd., Shanghai 201100, China)

[ABSTRACT] The influence of microstructure on the mechanical properties of 6061-T6 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy FSW joints was studied by changing Z-axial force. The results show that, when the Z-axial force is 28kN, the ultimate tensile strength of Al/Mg joints can reach 168MPa. The intermetallic compound layer at the interface is the thinnest, and there are no irregular intermetallic compounds in the severely deformed zone; The mechanical properties of the joints decrease with the increase of Z-axial force. With the increase of Z-axial force, the heat input in the welding process increases, resulting in thickening of intermetallic compound layer at the interface, the irregular structure appears in severely deformed zone and the hole-like defect appears at the upper part of the interface, which reduce the strength of the joints.

Keywords: Friction stir welding; 6061 aluminum alloy; AZ31 magnesium alloy; Mechanical property; Microstructure

(责编 古索)