

# 焊接能量对 Mg/Ti 超声波焊接接头 微观组织与力学性能的影响

谷晓燕, 孟政宇, 刘 婧, 隋成龙, 朱开轩, 狄 星

(吉林大学, 吉林 长春 130022)

**摘 要:** 采用超声波焊接技术对 Mg/Ti 异种金属进行了焊接, 研究了不同焊接能量对接头界面峰值温度、界面形貌、界面原子扩散程度以及力学性能的影响规律。研究发现: Mg/Ti 超声波焊接接头整体界面较平直, 局部界面有较小起伏, 未发现裂纹、未熔合等缺陷, 也未看到明显的反应层; 随着焊接能量的增大, 界面峰值温度升高, 原子扩散层厚度增大, 连接区面积逐渐增大, 接头力学性能得到提高, 而能量达到 2000 J 时镁侧母材出现裂纹; 接头断裂模式分为界面断裂和纽扣断裂, 界面断裂时断裂发生在镁侧扩散层区域和镁侧非扩散层区域。扫描电子显微镜和 X 射线衍射仪分析表明, Mg/Ti 连接界面区域无明显的金属间化合物生成。

**关键词:** 超声波焊接; Mg/Ti 异种金属; 焊接能量; 力学性能

中图分类号: TG453<sup>+</sup>.9

文献标识码: A

文章编号: 1002-182X(2020)06-2139-08

镁合金由于比强度、比刚度高, 减震性能好, 资源丰富, 易加工制造, 成本较低, 故广泛地应用于航空、航天、汽车等工业领域。但镁合金的耐蚀性, 高温下的力学、热力学稳定性等不足<sup>[1-3]</sup>。钛合金具有高的比强度、耐热与耐蚀性好、断裂韧性强等特点<sup>[4,5]</sup>。因此将钛合金与镁合金连接起来, 综合其优良性能获得高强度焊接接头, 将其应用在高新技术领域中<sup>[6]</sup>具有十分重要的现实意义。钛和镁都具有密排六方结构, 钛在镁中的溶解度小于 0.1%, 无冶金反应, 不生成金属间化合物, 并且 Ti 及其合金的熔点(1477~1682 °C)高于 Mg 的沸点(1363 °C)。因此, 通过熔化焊接方法很难将二者直接连接, 通常选用附加合金元素的熔焊方法或者固相焊接方法将其连接<sup>[7-9]</sup>。目前, Mg/Ti 异种金属连接常用的焊接方法是激光焊、扩散焊、电阻点焊、搅拌摩擦焊以及超声波焊接<sup>[10-12]</sup>。其中超声波焊接作为一种新型的绿色焊接技术, 在焊接过程中无电流通过, 具有固态成形、低压、低能耗、生产效率高等优点, 使得该技术不仅仅用在同种金属薄板的连接, 而且可以在异种金属间进行连接<sup>[13-15]</sup>。但是, 目前对于 Mg/Ti 异种金属超声波焊接接头成形机制认识不足, 因此, 有必要深入研究其界面成形机理。

本实验以 AZ31B 镁合金和 TC4 钛合金为研究对象, 采用超声波焊接技术将二者进行焊接。分析了界

面成形机制, 研究了焊接能量对接头微观组织和力学性能的影响规律, 以期为超声波焊接 Mg/Ti 异种金属的生产应用提供必要的的数据参考和理论支持。

## 1 实 验

图 1 为超声波金属焊接系统及焊头压齿形貌及尺寸。焊机为美国 Tech-sonic 公司生产的 Viper-20 超声波金属焊接机, 最大功率 3 kW, 焊机工作频率 20.11 kHz, 焊接时间 0.005~9.999 s, 振幅 6~10 μm, 最大焊接压力为 0.65 MPa。焊接压头面积为 7.8 mm×5.2 mm, 齿深为 1.2 mm。

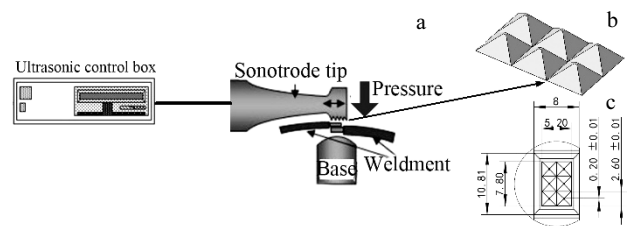


图 1 超声波金属焊接系统

Fig.1 Ultrasonic metal welding system: (a) ultrasonic metal welding machine, (b) detailed knurl pattern of the sonotrode tip, and (c) dimension of the sonotrode tip

本研究选择母材尺寸为 25 mm×25 mm×1 mm 的 AZ31B 镁合金和 TC4 钛合金（化学成分见表 1）。试样搭接顺序及尺寸如图 2 所示。为软材料在上，即镁合金在上，钛合金在下，搭接范围为 25 mm×20 mm。超声波金属焊接模式是焊接过程的控制方式，主要分为能量模式和时间模式，这两种模式可以在超声波焊机控制箱屏幕上直接设定。在这两种模式下焊接时主要的焊接参数为焊接压力  $N$ ，焊接振幅  $A$ ，焊接频率  $f$ ，焊接能量  $E$ ，焊接时间  $t$ 。其中焊接能量和焊接时间的大小对接头区域摩擦功和塑性变形有显著影响，进而影响接头性能，而焊接时间对接头性能影响的本质是焊接能量对接头性能的影响<sup>[16]</sup>。因此本实验仅研究焊接能量的变化对超声波焊接接头界面成形、微观组织、界面原子扩散程度和力学性能的影响。在实验中采用单一变量法，保持焊接压力为 0.4 MPa，焊接振幅  $A$  为 9.5  $\mu\text{m}$ ，焊接频率  $f$  为 20.11 kHz。

焊接前用 600#砂纸对 AZ31B 镁合金和 TC4 钛合金上下表面进行打磨去除氧化膜，直到露出金属光泽为止。用丙酮擦拭去除油污，再放入乙醇中用 H6005 型超声波清洗仪进行清洗。焊接前进行干燥处理。为了测量焊接过程中的热循环，在 AZ31B 镁合金和 TC4 钛合金之间的搭接区域插入直径为 0.5 mm 的热电偶丝如图 2 所示。

通过切割、研磨和抛光制备用于研究微观结构的样品。采用 Scope Axio ZEISS 型光学显微镜分析接头压痕深度，以及观察接头金相组织；采用 S-3400N 型扫描电子显微镜观察接头微观组织以及断口形貌；采用 EDAX 型能量分散谱仪分析结合区原子扩散情况。采用 X'pert3 型 X 射线衍射仪对断口处进行物相分

析。将焊接好的试样放在剪切夹具中用 WAW-300B 型万能试验机进行剪切拉伸测试如图 3 所示。接头的拉伸速度设定为 1 mm/min，且每个接头进行 3 次拉剪，取其平均值作为接头的最大剪切力。

## 2 结果与讨论

### 2.1 镁钛超声波焊接热循环特点分析

超声波焊接的热源(摩擦热)是接头形成的基础，热循环描述了超声波焊接的热源特点，因此首先研究焊接能量对接头热循环的影响。图 4 为不同焊接能量下焊接热循环曲线。可以看出，随着焊接能量的升高，Mg/Ti 界面处的峰值温度逐渐升高。焊接能量为 500 J 时峰值温度为 176.4  $^{\circ}\text{C}$ ，焊接能量为 1700 J 时峰值温度到达最高，为 494.5  $^{\circ}\text{C}$ ，未超过母材的熔化温度（AZ31B 650  $^{\circ}\text{C}$ ，TC4 1668  $^{\circ}\text{C}$ ），这表明 Mg/Ti 超声波焊接接头界面的成形机制为基于原子扩散的固态连接。而且 Mg/Ti 界面热循环具有升温和降温速度快、高温停留时间短的特点，这主要与超声波焊接特点有关。在超声波焊接初期，工件在静压力和高频超声振动作用下，产生的高频摩擦振动导致工件接触面瞬间产生大量摩擦热，工件接触面温度迅速升高。但是超声波焊接时间较短。摩擦作用时间较短，产生的摩擦热量有限，高温停留时间较短，当摩擦振动停止时，焊头停留在焊件上保压 0.3 s，在此期间冷却气体继续吹送，接触面热量迅速扩散，工件接触面温度迅速下降。

另外，由图 4 还可以看到，随着焊接能量的增加，焊接时间和高温停留时间均会有所增加，这将对母材的塑性变形和原子扩散有较大的影响，从而对接头界面微观组织和力学性能产生较大影响。

表 1 母材的化学成分

Table 1 Chemical composition of the base metal (wt%)

Base metal	Al	Zn	Mn	Si	Mg	V	Fe	O	Ti
AZ31B	2.5~3.5	0.6~1.4	0.2~1.0	0.3	Bal.	-	-	-	-
TC4	5.5~6.8	-	-	-	-	3.5~4.5	0.3	0.2	Bal.

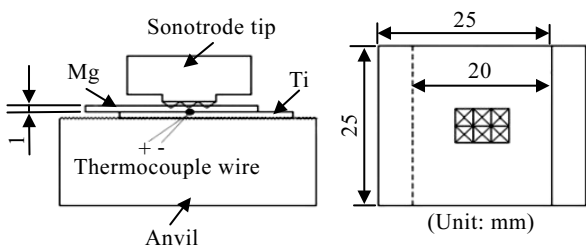


图 2 工件装配示意图

Fig.2 Schematic diagram of welding assembly

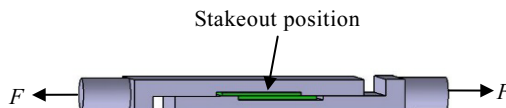


图 3 剪切夹具示意图

Fig.3 Schematic diagram of shear fixture

### 2.2 焊接能量对压痕深度的影响

Mg/Ti 超声波焊接接头的上表面形貌如图 5 所示。焊接过程中，焊头与底座分别在镁合金上表面和钛合

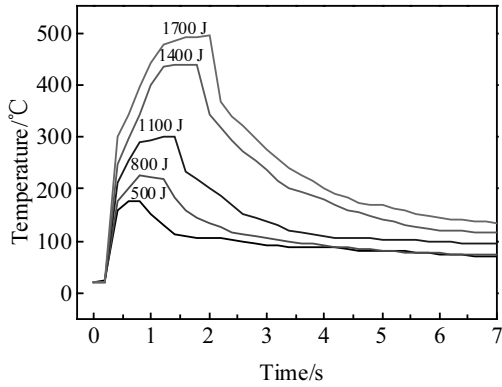


图 4 不同焊接能量下接头界面处焊接热循环曲线

Fig.4 Welding thermal cycling curves of joints in the interface at different welding energy

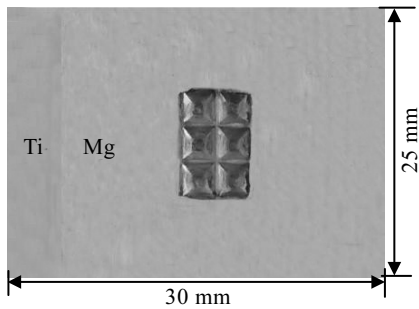


图 5 超声波焊接接头外观形貌

Fig.5 Appearance of ultrasonic welded joints

金下表面留下锯齿状凹痕。由于钛合金硬度较高，焊接过程中在钛合金下表面留下的锯齿状凹痕深度变化不明显，本实验仅研究镁合金上表面压痕深度的变化。图 6 是不同焊接能量下镁合金上表面压痕的宏观形貌。在 500~1700 J 的焊接能量时，上板未出现塌陷与裂纹。当焊接能量达到 2000 J 时，上板出现明显的裂纹缺陷。随着焊接能量的增加，压齿正下方的镁合金板厚不断减小，母材上的压痕深度不断增加，能量达到 2000 J 时压齿下方镁合金在压齿压力作用下变得很薄。焊接时，在高频振动产生剪切力的作用下，在板的较薄处产生裂纹。由此可知，随着焊接能量的增加，上板的压痕深度逐渐增加，过大的焊接能量导致上板母材局部变薄，强度降低，在焊接剪切力作用下，母材处产生裂纹，这将会影响接头的力学性能。

### 2.3 焊接能量对接头界面形貌的影响

图 7a、7b 和 7c 显示了焊接能量为 500、1100 和 1700 J 时的界面成形情况。从图中可以看出，整体界面较平直，局部界面有较小起伏，未发现裂纹、未熔合等缺陷，也看到明显的反应层。图 7d、7e 分别为焊接能量为 1700 J 时，镁原子和钛原子的分布情况。从图中虚线区内可以看出，镁、钛原子分布相比远离界面母材处的原子分布有些松散，且虚线区的宽度约 4.7 μm。这主要是因为镁侧界面附近镁原子向钛侧发生一定程度扩散，以及钛侧界面附近钛原子向镁侧发生一定程度扩散，从而出现了虚线区内原子分布相对松散的情况。

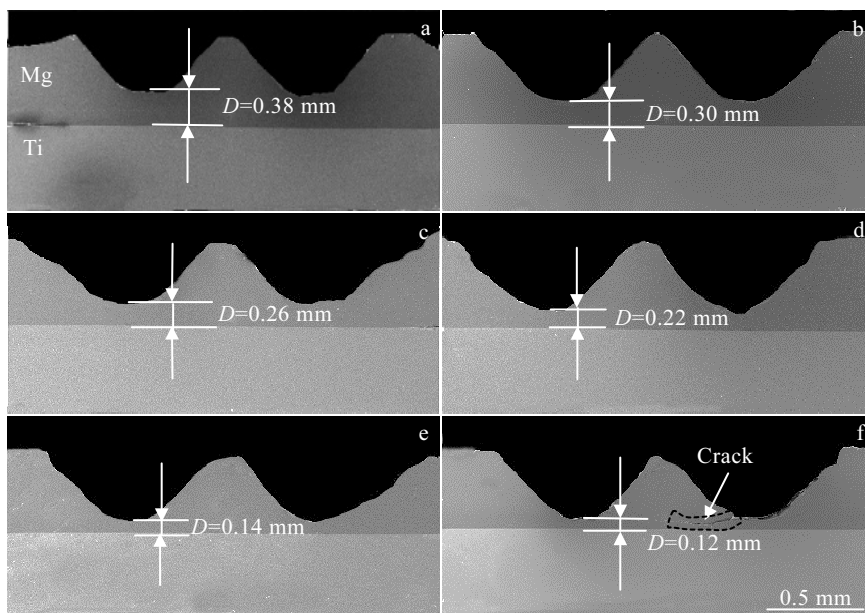


图 6 不同焊接能量下的压痕深度

Fig.6 Indentation depth at different welding energy: (a) 500 J, (b) 800 J, (c) 1100 J, (d) 1400 J, (e) 1700 J, and (f) 2000 J

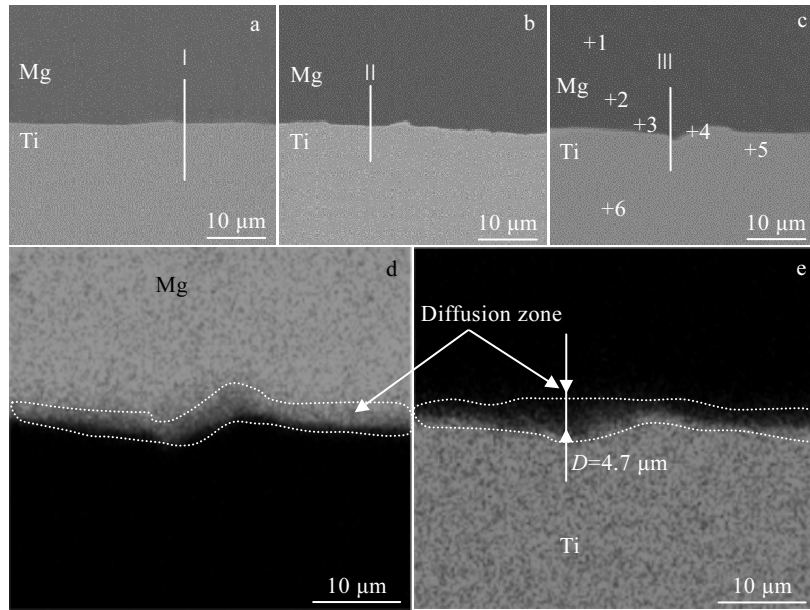


图 7 不同焊接能量下接头微观界面形貌

Fig.7 Micro-interface morphologies (a~c) of joints at different welding energy; Mg (d) and Ti (e) element distribution of correspond to Fig.7c: (a) 500 J, (b) 1100 J, (c) 1700 J

为了进一步探究界面附近原子扩散情况,在界面附近进行能谱线扫描,其结果如图 8 所示。可以看出, Mg、Ti 原子浓度连续、平稳过渡,浓度分布曲线在界面处出现一定角度的斜坡,说明界面附近出现原子互扩散;同时可以看出,相同时间内 Ti 原子向 Mg 侧扩散的距离  $D_1$  要大于 Mg 原子向 Ti 侧扩散的距离  $D_2$ ,从而说明 Ti 原子扩散速度大于 Mg 原子扩散速度;另外发现,随着焊接能量的增加,原子扩散程度增加,焊接能量为 500、1100 和 1700 J 时, Mg/Ti 界面处扩散层的厚度分别约为 4.0、4.4 和 4.7  $\mu\text{m}$ 。两金属界面间的原子在温度和压力的共同作用下发生了扩散。由菲克扩散定

律可知,扩散层的厚度可采用如下经典公式进行分析:

$$x = k_0 \sqrt{t} \left( -\frac{Q}{RT} \right) \quad (1)$$

式中,  $k_0$  为反应常数,  $t$  为反应时间,  $Q$  为扩散激活能,  $R$  为气体常数,  $T$  为反应温度。由上式可知,随着焊接能量的增加,扩散层的厚度增加,这主要有 3 方面原因:第 1,随着焊接能量增加,高温停留时间延长,可扩散的时间变长,原子扩散距离变大;第 2,随着焊接能量增加,峰值温度变大,原子扩散速度增加,导致扩散距离变长;第 3,随着焊接能量增加,塑性变形区变大,原子在变形区内容易扩散<sup>[17,18]</sup>。因此,

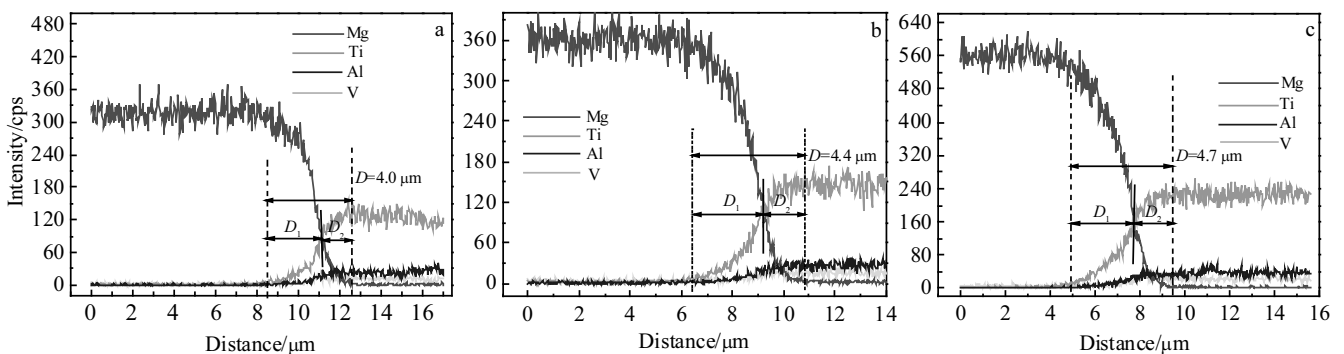


图 8 图 7a~7c 中对应区域的 EDS 线扫描分析结果

Fig.8 EDS line-scan analyses of marked path in Fig.7a~7c: (a) I, (b) II, and (c) III

随着焊接能量的增加，界面扩散层的厚度增加，这将会提高接头的力学性能。

为了探究界面附近的原子分布，对焊接能量为 1700 J 时的接头进行能谱点扫描，其结果如表 2 所示。点 1 处镁原子含量为 97.3%，钛原子含量为 0，可确定为镁侧非扩散区，其组织为  $\alpha$ -Mg 固溶体；点 2 处镁原子含量为 97.24%，钛原子含量为 0.63%，可确定为镁侧扩散区，其组织为  $\alpha$ -Mg 固溶体；点 3、4 在界面上，镁、钛原子含量基本相当，而铝原子含量略高于钛侧和镁侧母材中的含量，但是还不足以证明含有  $Al_{12}Mg_{17}$ ，可推断其组织主要为  $\alpha$ -Mg 固溶体和  $\alpha$ -Ti 固溶体；点 5 处钛原子含量为 90.75%，镁原子含量为 0.43%，可确定为钛侧扩散区，其组织为  $\alpha$ -Ti 固溶体；点 6 处钛原子含量为 92.24%，镁元素原子为 0，可确定为钛侧非扩散区，其组织为  $\alpha$ -Ti 固溶体。

以上结果可以看出，随着焊接能量的增加，扩散层的厚度在增加，扩散层内的组织主要是  $\alpha$ -Mg 固溶体和  $\alpha$ -Ti 固溶体，尽管局部区域存在 Al 原子偏聚的现象，但是在界面处没有发现  $Al_{12}Mg_{17}$  金属间化合物生成。

### 2.4 接头力学性能

不同焊接能量时接头的断裂模式不同，主要有界面断裂和纽扣断裂模式，如图 9 所示。焊接能量为 500~1700 J 时，接头为界面断裂，接头界面的连接区域主要集中在压齿的正下方，且随着焊接能量的增加连接区面积增加。当焊接能量为 2000 J 时，接头为纽扣断裂。图 10 为 Mg/Ti 超声波焊接接头的峰值载荷随着焊接能量的变化趋势。可以看到，随着焊接能量的增加，接头的峰值载荷先增大后减小，当焊接能量为 1700 J 时，峰值载荷达到最大值 1832 N，当焊接能量继续增大到 2000 J 时，峰值载荷降低到 1668 N。

由图 9 可以看到，在焊接能量为 1700 J 之前，随着焊接能量的增加，界面处连接区的面积增大。同时，随着焊接能量的增加，界面处扩散层的厚度增加。这两方面的原因使得峰值载荷逐渐升高。焊接能量超过 1700 J 以后，镁板软化程度增加，焊头的不断压入使

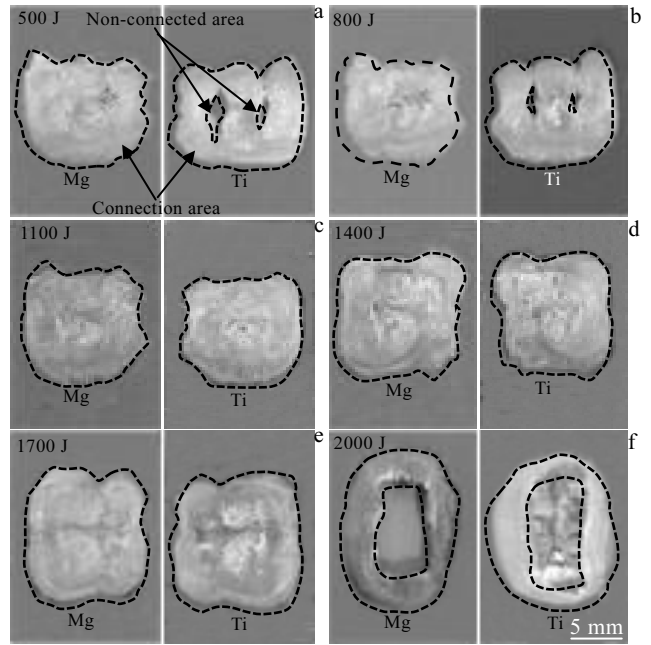


图 9 不同焊接能量下接头断面宏观形貌

Fig.9 Macroscopic fracture surface morphologies of joints at different welding energy: (a) 500 J, (b) 800 J, (c) 1100 J, (d) 1400 J, (e) 1700 J, and (f) 2000 J

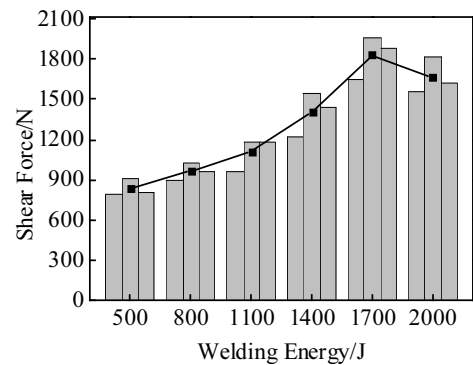


图 10 不同焊接能量下接头剪切力的变化曲线

Fig.10 Shear force change curve of joints at different welding energy

表 2 图 7c 中标识点的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analyses of point marked in Fig.7c (at%)

Point	Mg	Al	Ti	V
1	97.30	2.70	0.00	0.00
2	97.24	2.13	0.63	0.00
3	52.49	8.28	38.65	0.58
4	43.15	7.55	46.97	2.33
5	0.43	5.57	90.75	3.25
6	0.00	4.49	92.24	3.27

得镁板变薄。当焊接能量为 2000 J 时，镁板变薄处在焊接剪切力作用下出现裂纹，而由裂纹产生的应力集中导致峰值载荷降低。

### 2.5 断口分析

对焊接能量为 1700 J 的接头断裂表面形貌进行观察，图 11 为 Mg/Ti 超声波焊接接头剪切断口微观形貌，表 3 为图 11 中所对应区域的 EDS 点分析结果。如图 11a、11b 所示，可以看出断口表面有些凹凸不平，且

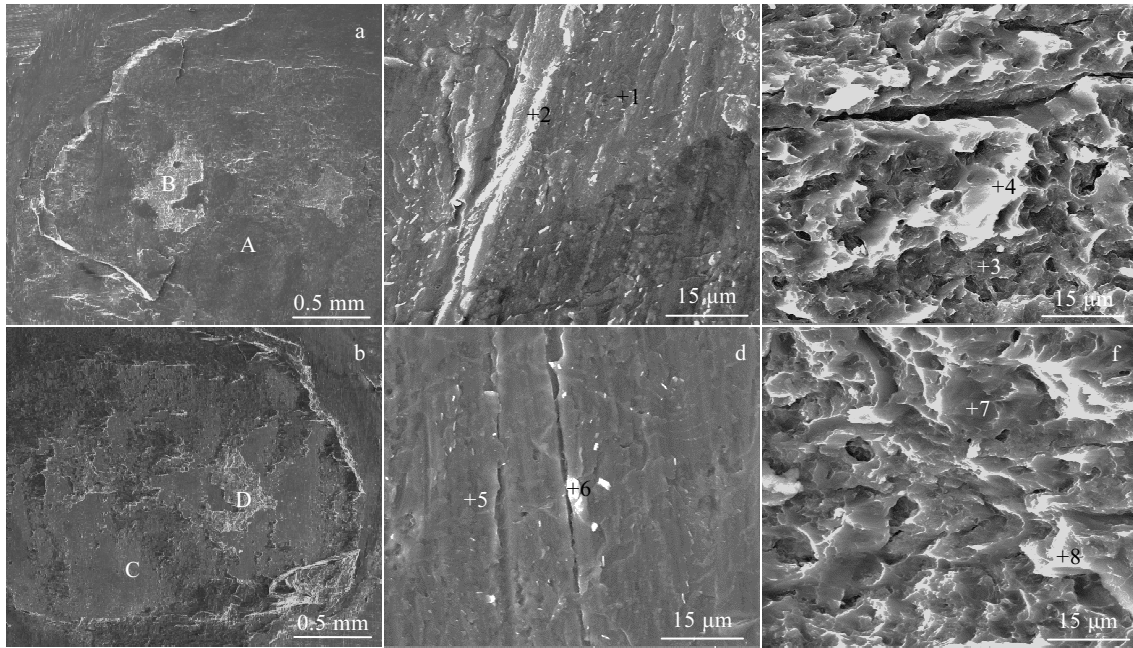


图 11 接头剪切断口微观形貌

Fig.11 Fracture surface morphologies: (a) Mg side, (b) Ti side, (c) region A, (d) region C, (e) region B, and (f) region D

表 3 图 11c~11f 中所标识点的 EDS 分析结果  
Table 3 EDS analyses of points marked in Fig.11c~11f (at%)

Point	Mg	Al	Ti	V
1	96.02	3.89	0.09	0.00
2	92.47	7.45	0.08	0.00
3	99.46	0.47	0.05	0.02
4	96.21	3.79	0.00	0.00
5	3.00	11.9	82.54	2.57
6	30.47	19.16	48.48	1.89
7	98.13	1.84	0.03	0.00
8	96.93	3.07	0.00	0.00

两侧断口均由 2 种不同形貌的区域组成即平滑区域和粗糙区域，而且 2 种区域面积几乎相等。在图 11a 中选择 A、B 不同区域，在图 11b 中选择 C、D 不同区域且将其放大至图 11c~11f 所示。A、C 区域的形貌特征相似，是由许多高低不一的台阶组成，呈现典型的脆性断裂。由能谱分析结果可知，在镁侧断口点 1、2 处主要是镁原子，钛原子含量几乎为 0。在钛侧断口点 5 处钛原子含量较高，镁原子含量较低。而点 6 处钛原子与镁原子含量基本相当。这说明断裂时部分镁粘附在钛侧；B、D 区域的断口形貌相似，分布着大量的阶梯状层片组织。点 3、4、7、8 处含有大量的镁原子，点 3、7 处含有极少数的钛原子，而点 4、8 处

未检测到钛原子。可以确定钛侧的粗糙区域为镁的粘附物。由此可知 Mg/Ti 合金焊接接头断裂有些发生在镁侧扩散层区域，有些发生在镁侧非扩散层区域。从点 2、5、6 可以看出，铝含量明显高于镁与钛母材中铝含量，这说明在焊接过程中铝在 Mg/Ti 界面处个别区域形成了富集，且点 6 处 Mg/Al 原子比例接近于 17:12，可以推断该处组织为  $Al_{12}Mg_{17}$ 。用 XRD 对断口表面进行相成分鉴定，如图 12 所示。结果并未检测到  $Al_{12}Mg_{17}$  金属间化合物生成，这主要是由于铝含量较少，所形成的新相比较少而无法检测出来，因为  $Al_{12}Mg_{17}$  金属间化合物含量比较少并未发现其对接头的力学性能有明显的影

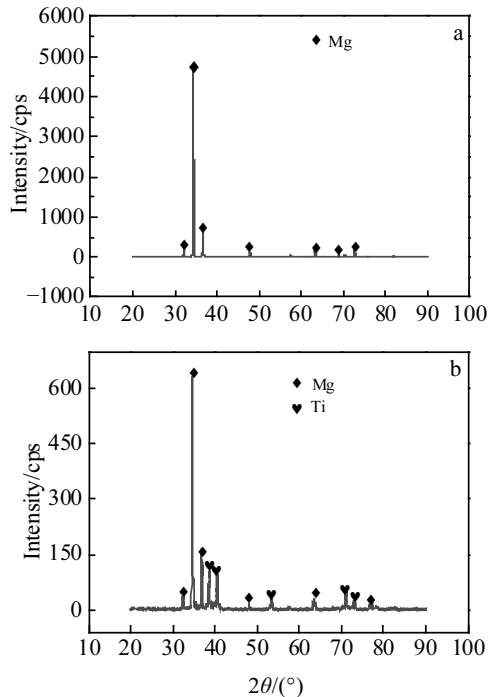


图12 接头剪切断口的 XRD 图谱

Fig.12 XRD patterns of the shear fracture: (a) Mg side and (b) Ti side

### 3 结 论

1) 采用超声波焊接技术可实现 AZ31B 镁合金和 TC4 钛合金的有效连接, 整体界面较平直, 局部界面有较小起伏, 未发现裂纹、未熔合等缺陷, 也未看到明显的反应层。

2) 随着焊接能量的增大, 界面扩散层的厚度逐渐增大, 当焊接能量为 1700 J 时, 界面扩散层厚度达到最大, 为 4.7  $\mu\text{m}$ 。Mg/Ti 超声波焊接接头界面未发现明显的金属间化合物。

3) Mg/Ti 接头剪切性能随着焊接能量的增加呈现先增大后减小的趋势, 当焊接能量为 1700 J, 接头剪切力最大, 为 1832 N。

4) 焊接能量低于 2000 J 时, 接头断裂模式为界面断裂, 焊接能量达到 2000 J 时, 接头断裂模式为纽扣断裂。界面断裂时接头断裂发生在镁侧扩散层区域和镁侧非扩散层区域。

#### 参考文献 References

[1] Zhang Dingfei(张丁非), Zhang Hongju(张红菊), Lan Wei(兰伟) et al. *Journal of Materials Heat Treatment*(材料热处理学

报)[J], 2012, 33(6): 1

[2] Chen Rongshi(陈荣石). *Surface Engineering and Remanufacturing*(表面工程与再制造)[J], 2016, 16(4): 62

[3] Wu Guohua(吴国华), Chen Yushi(陈玉狮), Ding Wenjiang(丁文江). *Manned Space Flight*(载人航天)[J], 2016, 22(3): 281

[4] Jin Hexi(金和喜), Wei Kexiang(魏克湘), Li Jianming(李健明) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(2): 280

[5] Yuan Guoshen(原国森), Yan Lipeng(兗利鹏), Han Yanyan(韩艳艳). *Hot Processing Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(4): 13

[6] Qin Qian(秦倩), Du Shuangming(杜双明), Chen Yingke(陈应科). *Hot Processing Technology*(热加工工艺)[J], 2015, 44(7): 51

[7] Huang Wanqun(黄万群), Ma Lijun(马立军), Wang Xin(王新). *Aerospace Material Technology*(宇航材料工艺)[J], 2010, 40(4): 1

[8] Aonuma M, Nakata K. *Materials Science & Engineering B*[J], 2009, 161(1): 46

[9] Tan Fenfang(谈芬芳), Xie Zhixiong(谢志雄), Du Kang(杜康) et al. *Hot Processing Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(1): 198

[10] Zhao D, Zhao K, Ren D et al. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*[J], 2017, 139(3): 31 019

[11] Ren D, Zhao K, Pan M et al. *Scripta Materialia*[J], 2017, 126(Complete): 58

[12] Chen Jianping(陈建萍), Ge Yun(葛云). *Hot Processing Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 45(21): 246

[13] Kim T H, Yum J, Hu S J et al. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*[J], 2011, 60(1): 17

[14] Prangnell P, Haddadi F, Chen Y C. *Materials Science and Technology*[J], 2011, 27(3): 617

[15] Zhao Yujin(赵玉津), Zhang Huimin(张慧敏), Luo Zhen(罗震) et al. *Journal of Tianjin University*(天津大学学报)[J], 2017(1): 47

[16] Shi Xinhua(石新华), Yin Wanwu(殷万武), Yuan Chengbin(袁承彬) et al. *Science and Technology Innovation*(科学技术创新)[J], 2017, 34: 18

[17] Yu Yandong(于彦东), Zhang Kaifeng(张凯锋), Jiang Daming(蒋大明) et al. *Journal of Welding*(焊接学报)[J], 2003, 24(1): 64

[18] Qi Xiansheng(齐先胜), Xue Xiangyi(薛祥义), Tang Bin(唐斌) et al. *Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2015, 29(5): 353

## Effect of Welding Energy on Microstructure and Mechanical Properties of Mg/Ti Joints Welded by Ultrasonic Welding

Gu Xiaoyan, Meng Zhengyu, Liu Jing, Sui Chenglong, Zhu Kaixuan, Di Xing  
(Jilin University, Changchun 130022, China)

**Abstract:** Mg/Ti dissimilar metals were welded by ultrasonic welding. The effects of different welding energy on the interfacial peak temperature, interfacial morphology, interfacial atom diffusion degree and mechanical properties of the joint were investigated. Results show that the overall interface of Mg/Ti is relatively straight during the welding process and there are no cracks, incomplete fusion and other defects or obvious reaction layer at the local interface. With the increase of welding energy, the interfacial peak temperature increases; the thickness of the atomic diffusion layer increases; the area of the joint increases gradually; the mechanical properties of the joint improve. However, when the energy reaches 2000 J, the welding cracks appear at the base material of the magnesium side. The joint fracture modes include interface fracture and button fracture. The interface fracture occurs at both diffusion layer area and non-diffusion layer area of the magnesium side. The analysis of scanning electron microscopy and X-ray diffraction shows that there is no obvious intermetallic compound at the Mg/Ti interface.

**Key words:** ultrasonic welding; Mg/Ti dissimilar metals; welding energy; mechanical properties

---

Corresponding author: Gu Xiaoyan, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Jilin University, Changchun 130022, P. R. China Tel: 0086-431-85094687, E-mail: guxiaoyan821@sina.com