

# 焊接电流对镁/镀锌钢 TIG 熔—钎焊接头显微组织与力学性能的影响

洪 森, 袁新建<sup>✉</sup>, 梁雪波

重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400045

<sup>✉</sup>通信作者, E-mail: xinjianyuan@cqu.edu.cn

**摘要** 采用 TIG 熔—钎焊焊接方法, 以镁合金焊丝为填充材料, 对镁合金与镀锌钢进行连接实验, 并分析热输入量对接头显微组织和力学性能的影响。热输入量过小会阻碍镁/钢界面反应层的形成而使得焊缝难以焊合, 热输入量过大又会促进焊缝内部脆性第二相的长大, 降低接头力学性能。接头强度随着焊接电流和焊接速度的增大都呈现先上升后下降的趋势, 电流为 70 A 时强度达到最大, 该值接近 AZ31B 母材的 88.7%。此时断裂发生于焊缝熔焊区, 断面出现大量韧窝和撕裂棱, 呈现出塑性断裂特征。

**关键词** 镁合金; 钢; TIG 熔焊; 钎焊; 显微组织; 力学性能

**分类号** TG457

Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of TIG welded-brazed magnesium/steel joints

HONG Miao, YUAN Xin-jian<sup>✉</sup>, LINAG Xue-bo

College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400045, China

<sup>✉</sup> Corresponding author, E-mail: xinjianyuan@cqu.edu.cn

**ABSTRACT** A tungsten inert gas (TIG) welding-brazing technology using an Mg-based filler was developed for joining Mg alloys to steel. The effects of heat input on the microstructure and mechanical properties of Mg/steel joints were investigated. The results indicate that the joining strength of the joints is poor with low heat input, owing to insufficient metallurgical reaction between the Mg alloy and steel. But with excessive heat input, the growth of the brittle second phase in the seam occurs, resulting in the decrease of mechanical properties. The joining strength of the joints increases first and then decreases with the increase of welding current and welding speed. An acceptable joint is obtained with a welding current of 70 A, representing 88.7% joint efficiency relative to AZ31B base material. With this parameter, fracture occurs at the fusion zone and the fracture surface is characterized by equiaxed dimple patterns accompanied with lamellar tearing. The fracture surface embodies the characteristics of plastic fracture.

**KEY WORDS** magnesium alloys; steel; TIG welding; brazing; microstructure; mechanical properties

金属镁及其合金是最轻的金属结构材料, 其密度仅为  $1.74 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ , 且比强度高, 尺寸稳定, 导热导电性好, 易于加工成形<sup>[1]</sup>, 因而被广泛应用于航空航天、军工产业等领域。钢因其良好的力学性能可满足不同的生产要求而成为工业生产中使用最广泛结构材料。作

为异质金属连接的热点问题, 实现镁/钢异质金属的高效连接具有重大工程意义<sup>[2]</sup>。但是, 由于镁和钢之间巨大的物理化学性质差异, 如熔点差异大、共熔性小且冶金不相容, 使得传统的熔焊方法难以实现其可靠连接<sup>[3]</sup>。

目前,镁/钢的焊接主要有扩散焊、搅拌摩擦焊、激光熔—钎焊等<sup>[4-7]</sup>。Elthalabawy 和 Khan<sup>[8-9]</sup>以316L不锈钢和AZ31镁合金为实验对象,采用扩散焊实现了镁和钢的连接,接头强度达到54 MPa;但扩散焊对焊材的表面精度要求高,且效率低,成本高,难于满足大批量生产的需求。Jana等<sup>[10]</sup>采用搅拌摩擦焊对AZ31镁合金和镀锌钢进行焊接,发现在镁和钢之间形成少量镁—锌金属间化合物,其接头强度达到镁合金母材的80%;但搅拌摩擦焊易受工件形状和尺寸的限制,主要适用于大型板材的焊接,小型构件上的应用受限。李俐群等<sup>[11]</sup>采用激光熔—钎焊对AZ31B镁合金与201不锈钢实现有效连接,在接头钎焊侧界面发生冶金反应,界面处生成1~2 μm的反应层,接头强度达到镁合金母材的71%;但激光焊有着设备昂贵、能量转换率低、渗透厚度有限等缺陷,不易于广泛应用。相对于以上几种焊接方法,钨极惰性气体保护(TIG)熔—钎焊有以下优点:焊接成本低,焊接时电弧和熔池可见性好,操作方便;焊缝保护较好,焊缝金属纯度高且性能好;焊

接时热量集中,焊件变形小;电弧稳定性好,焊接过程易于实现机械化和自动化<sup>[12-13]</sup>。另外,Li等<sup>[14]</sup>和Liu等<sup>[15]</sup>的研究发现,镀锌钢表面的锌层能增强液态镁在钢表面的润湿性以及与钢之间的结合作用。

综上所述,为了达到操作简单、成本低、应用广且性能好的目的,本文选用AZ31B镁合金焊丝,采用TIG熔—钎焊的方法对AZ31B镁合金与镀锌钢进行操作,利用电弧产生的热量熔化形成熔池,并且保持钢在焊接过程中不熔化,与熔池作用形成钎焊接头。本文在镁/钢TIG熔钎焊的工艺实验基础上研究接头的微观组织及力学性能,以及实验热输入量对接头质量的影响。

## 1 实验材料及内容

实验用焊丝为AZ31B镁合金、母材为AZ31B镁合金板和HSLA350镀锌双相钢,其中焊丝直径为1 mm,镁合金板尺寸为50 mm×80 mm×1 mm,不锈钢板尺寸规格为50 mm×80 mm×1.5 mm。镁合金板与镀锌双相钢板的化学组分分别见表1。

表1 镁合金与双相钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of the AZ31B magnesium alloy and dual-phase steel (wt-%)

元素	Al	Zn	Mn	Fe	Mg	C	Ca	P	Mo	Si	Cr	Ni
AZ31B	2.5~3.5	0.6~1.4	0.2~1.0	0.003	余量	—	0.04	—	—	0.10	—	0.001
HSLA350	—	—	0.62	余量	—	0.05	—	0.03	0.005	0.05	0.04	0.010

焊前将镁板和镀锌钢进行清洗去油污处理,并对镁板进行机械打磨及抛光以消除表面氧化层。TIG熔—钎焊机型号为YC-300WP5HGN,保护气为氩气。焊接过程如图1(a)所示。因镁的熔点远小于钢,故将镁板搭接在钢板之下,搭接部分宽度为18 mm。焊接电流依次为50、60、70、80和90 A,焊机的脉冲频率为1 Hz,焊枪行驶速度0.2 m·min<sup>-1</sup>,送丝速度0.6 m·min<sup>-1</sup>。当焊接电流为70 A时改变焊接速率(焊枪行驶速率)进行对照实验,焊接速率分别为0.15 m·min<sup>-1</sup>和0.25 m·min<sup>-1</sup>,控制其余参数不变。焊后将每块焊件切割为宽约15 mm的拉伸试样,并在两端分别粘上一小块金属片(图2(b))。利用万能材料试验机进行拉剪试验,拉伸速率为1.5 mm·min<sup>-1</sup>。每项参数下选取五

块试样测试强度后取平均值。利用金相显微镜(OM)和扫描电镜(SEM, TESCAN VEGAII)、能谱分析(EDS)、X射线衍射(XRD)等手段对接头的微观组织和成分进行观察和分析。

## 2 结果与分析

### 2.1 焊缝宏观形貌

图2(a)~(c)分别为50、70与90 A下的TIG熔—钎焊焊缝表面形貌宏观图。由图可见,焊缝形貌均匀整齐,熔池呈鱼鳞状排列。对比三组实验发现焊缝宽度随着焊接电流增大而变大,说明焊接电流越大,焊缝所获得的能量越高,母材熔化量越多,故熔池面积越大,焊缝越宽。

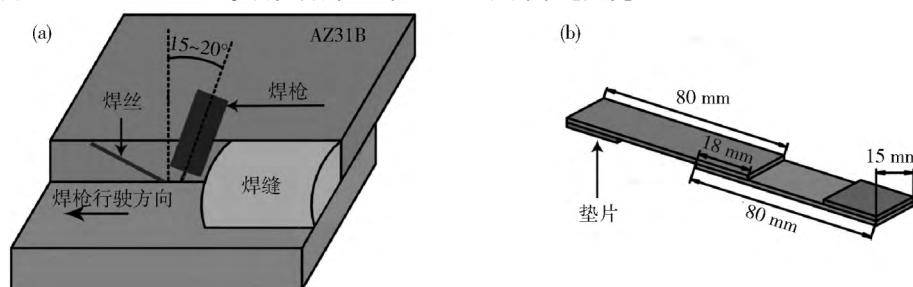


图1 TIG熔—钎焊示意图。(a)焊接过程;(b)拉剪试验

Fig. 1 Schematic diagram of TIG welding-brazing: (a) joining process; (b) tensile-shear test

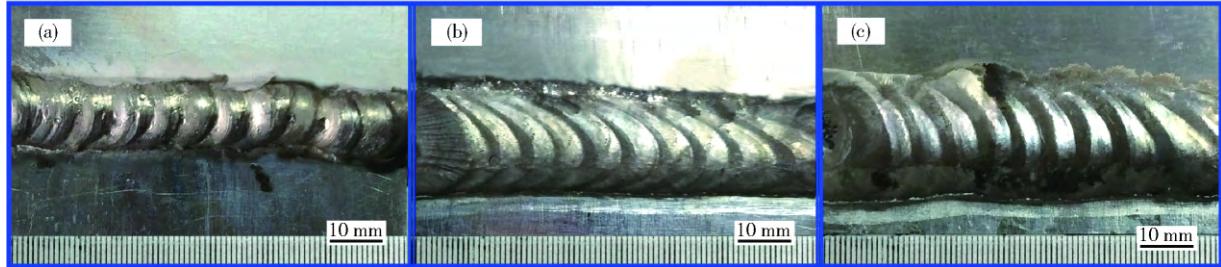


图 2 焊缝宏观形貌. (a) 焊接电流 50 A; (b) 焊接电流 70 A; (c) 焊接电流 90 A

Fig. 2 Surface appearances of Mg/steel lap joints: (a) current of 50 A; (b) current of 70 A; (c) current of 90 A

为了直观地了解焊缝形貌, 图3给出具有代表性的焊接电流为70A时接头焊缝剖面形貌。其中上层为AZ31B镁板, 下层为镀锌钢板。从图中可以看出在焊接过程中仅镁侧熔化, 钢侧几乎不熔化且保持原有形貌。图中A区域为镁/钢界面, B区域为熔焊区, C区域为热影响区, D区域为镁合金母材。



图 3 70 A 时接头剖面宏观形貌

Fig. 3 Cross-section macrostructure of the joint with a current of 70 A

## 2.2 接头微观形貌及组织

焊接电流为70A的接头剖面形貌如图4所示, 其中图(a)为镁/钢界面, 图(b)为熔焊区, (c)为热影响区(镁合金侧)。图4(a)中在镁层与钢层之间有一层中间层。对该区域进行能谱扫描检测出该层主要元素为镁、铝和锌, 初步判断这是焊接过程中钢板表面的镀锌层一并熔化后与熔化的AZ31B结合形成的金属间化合物。图4(b)为图3中B区域部分放大图。在熔焊区基体中分布着若干第二相组织(图中白点), 能谱测试发现其中锌和铝元素含量远超母材, 说明在焊接过

程中高温使一部分钢板表面的镀锌挥发并与熔融的镁合金结合形成金属间化合物。图4(c)为图3中C区域部分放大图, 其中热影响区部分的第二相极少, 零散地分布在镁合金基体上, 几乎可以忽略。

图5为焊接电流为50A与90A的接头界面微观形貌对比。电流为50A时(图5a), 在镁/钢结合界面上存在大量未被焊合上的缝隙, 镁与钢之间的结合极不紧密。并且从箭头所指位置的局部放大图来看, 钢表面的镀锌层也仅仅熔化很少一部分进入到熔池中与镁结合形成化合物。这说明即便锌的熔点比镁低, 但在电流很小的情况下, 电弧提供的热量仅能够熔化镁合金形成熔池, 而不能够保证镁板下的锌层完全熔化。因此镁与钢之间的结合不够紧密, 难以形成致密的钎焊层; 然而电流为90A时(图5b), 镁与钢之间有着明显且比电流为70A时更均匀的中间层, 说明在较大热量的影响下镀锌层能够完全熔化并与镁结合形成中间层, 提高了镁与钢之间的结合程度。电流强度通过影响镀锌层的熔化程度而最终决定了镁/钢接头中间层的产生量。

表2为焊接电流70A时的接头剖面点能谱分析结果, 图6为同一接头剖面的X射线衍射分析结果。结合图3, 靠近钢板一侧的点I处Fe原子数分数为71.05%, 而其余少量原子种类分别为Mg、Al和Zn。在该处锌原子含量极少, 说明其在熔融状态下与铁发生固溶反应而形成铁-锌化合物, 其基体为Fe, 通过几种

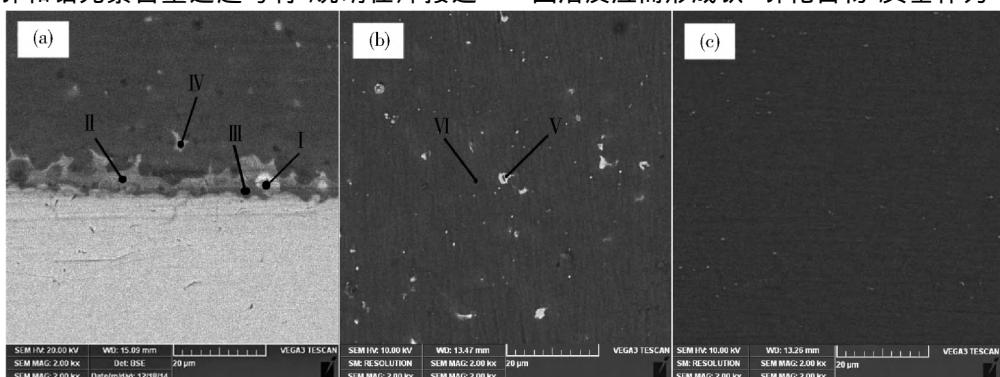


图 4 70 A 时接头微观形貌. (a) 图 3 中 A 区域; (b) 图 3 中 B 区域; (c) 图 3 中 C 区域

Fig. 4 Microstructures of the joint with a current of 70 A: (a) Zone A in Fig. 3; (b) Zone B in Fig. 3; (c) Zone C in Fig. 3

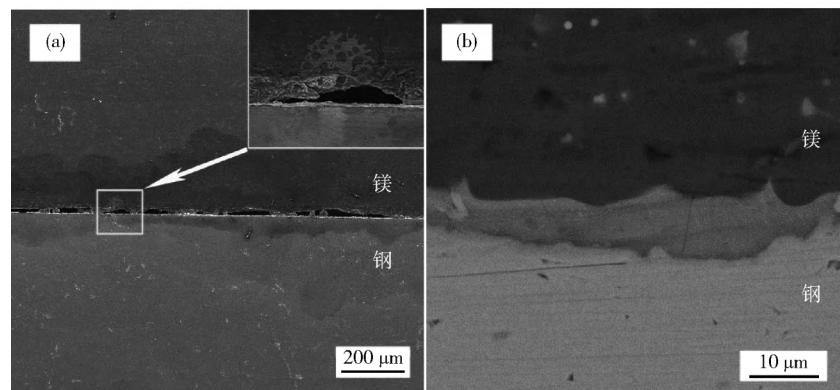


图 5 50 A 与 90 A 时接头界面微观形貌. (a) 电流 50 A; (b) 电流 90 A

Fig. 5 Interface microstructures of the joints: (a) current of 50 A; (b) current of 90 A

元素含量再对照图 6 推测该处存在的相有 Fe、 $\alpha$ -Mg 和  $\text{Al}_2\text{Mg}$ , 该点紧靠钢层而大部分为铁元素, 说明镁与钢形成钎焊层, 焊接时镁合金熔化而钢几乎不熔化。点 II 和点 III 比较相似, 同处于镁和钢之间的中间层。Mg 原子数分数都超过 60%, 但是都未达到母材中 Mg 含量, 而其中 Zn 含量远高于其在母材中的比例, 故该部分的锌主要来自钢表面的镀锌层。锌在焊接过程中熔化并与镁结合形成镁锌化合物, 构成镁和钢之间的中间层。另外, 点 III 比点 II 更加靠近钎焊层, 因此从能谱扫描结果来看, III 中检测出一部分 Fe 而 II 中未检测出 Fe。据能谱和 X 射线衍射结果推测点 II 处物相可能

为  $\alpha$ -Mg 与  $\text{Mg}_{32}(\text{Zn},\text{Al})_{49}$ , 点 III 处的物相可能为  $\alpha$ -Mg、 $\text{Mg}_{32}(\text{Zn},\text{Al})_{49}$  与  $\text{AlFe}_3$ 。点 IV 为反应层中的一部分在焊接过程中发生飞溅进入到熔焊区内部, 其能谱扫描结果与点 II 相比 Zn 含量稍低而 Al 含量略高, 结合 X 射线衍射分析其组成相可能为  $\alpha$ -Mg、 $\text{Al}_2\text{Mg}$  与  $\text{Mg}_{32}(\text{Zn},\text{Al})_{49}$  混合。点 V 为熔焊区中的第二相, 即在熔池凝固过程中的析出相, 以能谱与 X 射线衍射所得结果来判断该处相组分可能为  $\text{Mg}_{32}(\text{Zn},\text{Al})_{49}$ 。点 VI 为熔焊区基体部分, 由能谱检测结果来看其相分为  $\alpha$ -Mg, X 射线衍射结果所显示的单质锌来自接头试样中钢母材表面的镀锌层。

表 2 70 A 电流接头能谱分析结果(原子数分数)

Table 2 EDS analysis results of the joint with a current of 70 A

%

点位置	Mg	Al	Fe	Zn	可能的相
I	15.69	9.08	71.05	4.18	$\text{Fe} + \alpha\text{-Mg} + \text{Al}_2\text{Mg}$
II	68.33	18.94	—	12.37	$\alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_{32}(\text{Zn},\text{Al})_{49}$
III	63.78	15.37	4.43	16.42	$\alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_{32}(\text{Zn},\text{Al})_{49} + \text{AlFe}_3$
IV	71.63	20.14	—	8.24	$\alpha\text{-Mg} + \text{Al}_2\text{Mg} + \text{Mg}_{32}(\text{Zn},\text{Al})_{49}$
V	37.94	14.27	—	47.79	$\text{Mg}_{32}(\text{Zn},\text{Al})_{49}$
VI	97.35	2.65	—	—	$\alpha\text{-Mg}$

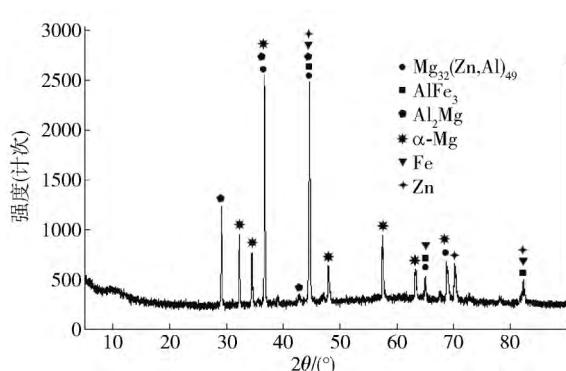


图 6 70 A 时接头剖面 X 射线衍射谱

Fig. 6 XRD pattern of the joint profile with a current of 70 A

### 2.3 熔合区晶粒形貌

图 7 为接头镁合金侧的显微晶相组织。图 7(a) 显示镁合金母材中的晶粒形貌, 即图 3 中的 D 区域; 图 7(b) 展示焊接电流为 70 A 时图 3 中 C 区域(热影响区) 晶粒形貌; 图 7(c) 为焊接电流 70 A 时图 3 中 B 区域即熔焊区晶粒形貌。从图中可看出, 焊后的接头内部晶粒有明显的长大趋势, 热影响区的晶粒尺寸比母材大, 而熔焊区的晶粒尺寸比热影响区大。在熔焊区内部分布着若干第二相, 热影响区中第二相极少。图 7(d) 和(e) 分别为电流为 50 A 和 70 A 时接头熔焊区晶粒形貌。对比不同电流下各接头熔焊区晶粒形貌, 发现不同的电流下熔焊区晶粒尺寸相差很小, 说明热输

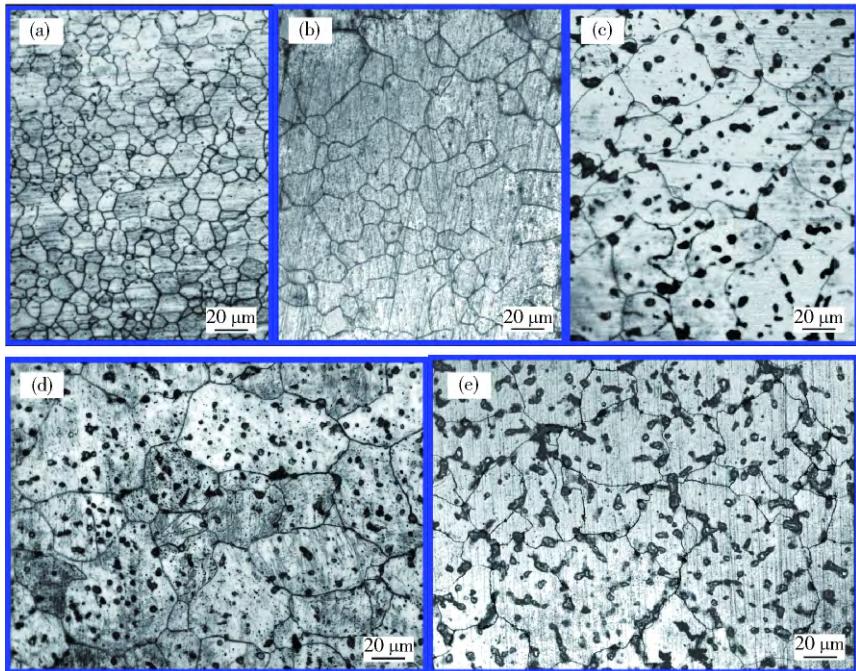


图 7 接头晶粒形貌. ( a ) 母材; ( b ) 70 A 热影响区; ( c ) 70 A 熔焊区; ( d ) 50 A 熔焊区; ( e ) 90 A 熔焊区

**Fig. 7** Grain morphology of the joint. ( a ) Mg base metal; ( b ) heat affected zone with a current of 70 A; ( c ) columnar crystal zone with a current of 70 A; ( d ) columnar crystal zone with a current of 50 A; ( e ) columnar crystal zone with a current of 90 A

入量的大小对晶粒的长大并无明显影响. 然而通过对三种电流参数下焊缝熔焊区内第二相可以发现, 电流为 90 A 的接头中第二相尺寸大于电流为 70 A 和 50 A 的接头, 并且在焊接电流为 90 A 的接头中还出现第二相于晶界附近聚集和连接成线的现象.

## 2.4 力学性能

(1) 接头强度. 图 8 和图 9 分别为单独改变焊接电流和焊接速度时接头强度对比柱形图. 鉴于试样在拉伸过程中同时受拉伸力和剪切力, 并且试样的焊缝表面形状不均, 断面面积难以确定, 因此接头强度用焊缝的单位宽度上所能承受的最大载荷( $N \cdot mm^{-1}$ )表示<sup>[16]</sup>.

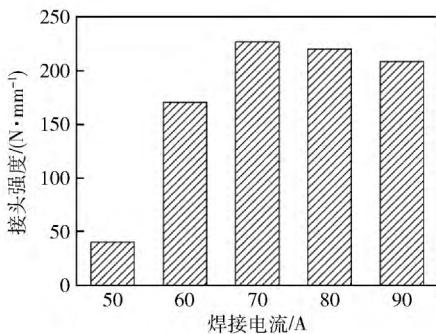


图 8 不同电流强度下接头强度

**Fig. 8** Strength of joints with different currents

结果表明, 母材抗拉强度为  $256.0 N \cdot mm^{-1}$ . 接头强度随着焊接电流的增大先上升后下降, 在 70 A 时达到最大值  $227.0 N \cdot mm^{-1}$ , 该值接近母材抗拉强度的

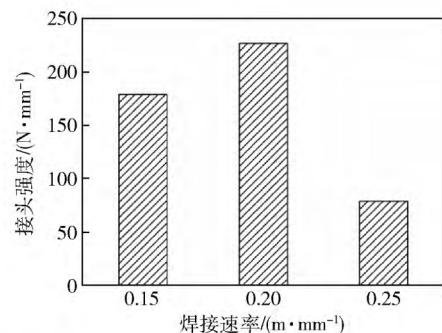


图 9 不同焊接速度下接头强度

**Fig. 9** Strength of joints with different welding speeds

88.7%, 说明镁/钢实现可靠连接. 结合图 5 和图 7 分析, 增大焊接电流一方面可帮助镁与钢之间形成更加明显以及均匀的中间层, 提高镁/钢的结合性, 从而提升接头强度; 但是当电流过大时, 其接头的熔焊区内部析出的第二相会变得粗大, 并且多聚集在晶界附近, 这些脆性的第二相会降低接头的力学性能. 另外, 电流过大时, 过大的热输入量会使镁板在焊接操作过程中产生大量挥发, 导致焊缝形成时厚度减小, 也会减弱接头的载荷能力, 故而其接头强度会随电流不断增强出现先上升后下降的趋势.

另外, 在焊接速率对焊缝接头强度的影响方面, 当速率减小时, 焊缝单位面积上接受的热量增大, 造成母材大量挥发, 最终导致焊缝变薄, 使得接头强度降低; 当速率增大的时候, 其效果相当于在同等速率下降低电流强度, 焊缝单位面积上接受的热量减小, 阻碍了

中间层的形成，故而强度大大降低。

(2) 断裂路径及断口形貌。图10展示了焊接电流为50 A时接头的断裂位置及形貌。从图中可看出，电流为50 A时，试样直接从镁/钢的界面层分离断开，断开后的镁层界面上有大量的气孔和缝隙，镁/钢界面之间的焊合效果极差，印证了该参数下接头的拉伸强度极低的结果。

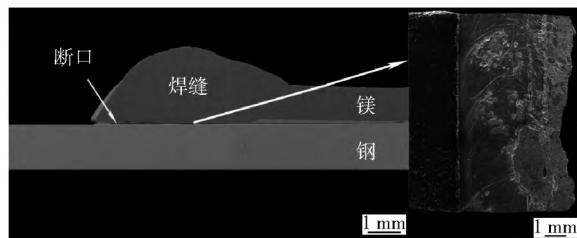


图10 50 A时接头断裂位置及断口形貌

Fig.10 Fracture location and fracture morphology of the joint with a current of 50 A

图11显示焊接电流分别为70 A与90 A时接头的断裂路径与断口形貌。其中图11(c)中断口形貌对应图11(a)中的断裂路径；图11(d)中断口形貌对应图11(b)中的断裂路径。图11(a,b)显示，在电流为70 A和90 A两种参数下接头在拉伸过程中最终都于焊缝中间部位断开，断裂位置相近，但可明显看出电流为90 A的接头厚度小于70 A的接头。该结果由过量热输入迫使镁合金出现烧损和大量挥发造成，同时也印证了2.3中关于焊缝厚度对接头强度影响的分析。

从图11(c)和图11(d)可看出由于接头强度不等

而造成的断口形貌差异。电流为70 A时，断面出现大量韧窝和撕裂棱，而且无明显的孔洞，呈现出良好的塑性断裂特征。相较之下，电流为90 A时断面虽然撕裂棱比较多，但是韧窝数量较70 A时偏少，取而代之的是非常明显的孔洞，孔洞内壁附着有拉伸时残留下来的部分撕裂棱(如图中A和B两处)。结合图7观察还发现这些孔洞在尺寸上与图7(e)中第二相组织非常接近，因此可以认为这些孔洞的产生是由焊缝内部大量的第二相脆性组织在接头断裂时与断面脱离而遗留下来的，说明焊缝内部第二相的增加确实会对接头的力学性能造成负面影响。这点印证了3.3中关于焊缝内部第二相对接头强度影响的分析。

### 3 结论

(1) 采用钨极惰性气体保护熔—钎焊可实现镁合金与钢之间的有效连接，且接头形貌较好，焊缝强度较高。

(2) 镁/钢结合界面之间的中间层通过钢表面熔化的镀锌层与熔融状态的镁合金结合为Mg-Al-Zn金属间化合物形成，而电流强度通过影响镀锌层的熔化程度而最终决定镁/钢接头中间层的产生量。电流强度的改变对焊缝内部的晶粒尺寸无明显影响，但是过大的电流会促进第二相 $Mg_{32}(Zn, Al)_{49}$ 的长大，并使其产生聚集。

(3) 接头强度会随着电弧的热输入量的大小而呈现先增强后减弱的趋势。热输入量过小会阻碍镁/钢中间层的形成，接头强度较低；热输入量过大又会造成

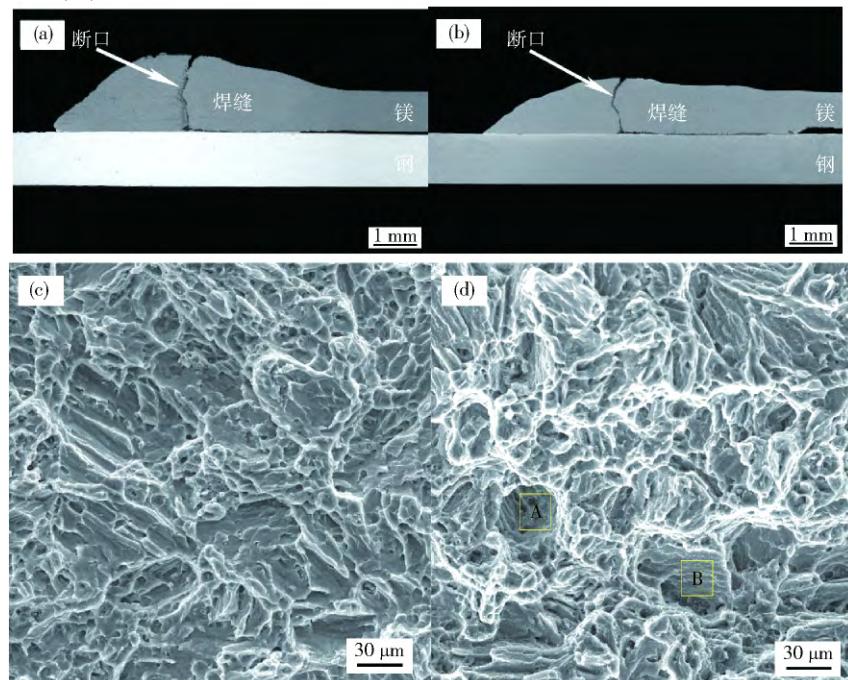


图11 接头断裂路径与断口形貌。(a,c) 电流 70 A; (b,d) 电流 90 A

Fig.11 Fracture location and fracture morphology of the joints: (a, c) current of 70 A; (b, d) current of 90 A

焊缝内的第二相过于粗大, 脆性的第二相能减弱接头强度。过大的热输入量还可能造成镁合金板的大量烧损及挥发, 使得焊缝变薄, 从而降低接头强度。接头强度在电流大小为 70 A 时达到最高值  $227.0 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-1}$ , 接近 AZ31B 镁合金母材强度的 88.7%。

(4) 焊接电流过小时, 接头在拉伸过程中会从镁/钢界面断开, 断面上有大量明显的孔洞和缝隙; 焊接电流为 70 A 时接头在拉伸过程中从焊缝的熔焊区断开, 断面出现大量韧窝和撕裂棱, 呈现出良好的塑性断裂特征; 电流强度过大时, 断面出现由焊缝内部的第二相脱离时残留下来的孔洞。

## 参 考 文 献

- [1] Mei C X. *Research on Laser Welding-Brazing Characteristics of Mg Alloy/Galvanized Steel Dissimilar Materials* [Dissertation]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011: 1  
(梅长兴. 镁合金/镀锌钢异种材料激光熔钎焊特性研究[学位论文]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2011: 1)
- [2] Cao H. *Study on the Laser-TIG-Adhesive Hybrid Welding of Dissimilar Magnesium Alloy and Steel* [Dissertation]. Dalian: Dalian University of Technology, 2013: I  
(曹贺. 镁-钢异质金属激光-TIG 电弧复合热源胶焊研究[学位论文]. 大连: 大连理工大学, 2013: I)
- [3] Tan C W, Mei C X, Li L Q, et al. Single and dual beam laser welding-brazing characteristics of magnesium/zinc-coated steel dissimilar alloys. *Chin J Nonferrous Met*, 2012, 22(6): 1577  
(檀财旺, 梅长兴, 李俐群, 等. 镁/镀锌钢异种合金单、双光束激光熔钎焊特性. 中国有色金属学报, 2012, 22(6): 1577)
- [4] Pierre D, Viala J C, Peronnet M, et al. Interface reactions between mild steel and liquid Mg/Mn alloys. *Mater Sci Eng A*, 2003, 349(1-2): 256
- [5] Chen Y C, Nakata K. Effect of tool geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir lap welded magnesium alloy and steel. *Mater Des*, 2009, 30(9): 3913
- [6] Qi X D, Song G. Interfacial structure of the joints between magnesium alloy and mild steel with nickel as interlayer by hybrid laser TIG welding. *Mater Des*, 2010, 31(1): 605
- [7] Miao Y G, Han D F, Yao J Z, et al. Welding characteristics of laser penetration welding-brazed Mg/steel dissimilar alloys. *Trans China Weld Inst*, 2011, 30(1): 45  
(苗玉刚, 韩端锋, 姚竞争, 等. 镁/钢异种合金激光深熔钎焊工艺特性. 焊接学报, 2011, 32(1): 45)
- [8] Elthalabawy W M, Khan T I. Microstructural development of diffusion-brazed austenitic stainless steel to magnesium alloy using a nickel interlayer. *Mater Charact*, 2010, 61(7): 703
- [9] Elthalabawy W, Khan T I. Diffusion bonding of austenitic stainless steel 316L to a magnesium alloy. *Key Eng Mater*, 2010, 442: 26
- [10] Jana S, Hovanski Y, Grant G J. Friction stir lap welding of magnesium alloy to steel: a preliminary investigation. *Metall Mater Trans A*, 2010, 41(12): 3173
- [11] Li L Q, Guo W, Tan C W. Welding characteristics of AZ31B magnesium alloy/stainless steel dissimilar alloys by dual beam laser welding-brazing process. *Chin J Laser*, 2012, 39(4): 66  
(李俐群, 郭伟, 檀财旺. AZ31B 镁合金/不锈钢异种合金双光束激光熔钎焊特性. 中国激光, 2012, 39(4): 66)
- [12] Lei Z, Qin G L, Lin S Y, et al. Research and development of dissimilar metals welding of aluminum and steel. *Weld Joining*, 2006(4): 16  
(雷振, 秦国梁, 林尚扬, 等. 铝与钢异种金属焊接的研究与发展概况. 焊接, 2006(4): 16)
- [13] Liu L M, Wang S X, Zhu M L. Study on TIG welding of dissimilar Mg alloy and copper with Fe as interlayer. *Sci Technol Weld Joining*, 2006, 11(5): 523
- [14] Li L Q, Tan C W, Chen Y B, et al. Influence of Zn coating on interfacial reactions and mechanical properties during laser welding-brazing of Mg to steel. *Metall Mater Trans A*, 2012, 43(12): 4740
- [15] Liu L, Xiao L, Feng J C, et al. The mechanisms of resistance spot welding of magnesium to steel. *Metall Mater Trans A*, 2010, 41(10): 2651
- [16] Li L Q, Tan C W, Chen Y B, et al. Comparative study on microstructure and mechanical properties of laser welded-brazed Mg/mild steel and Mg/stainless steel joints. *Mater Des*, 2013, 43: 59