

钎料元素 Al+Zn 对镁合金钎焊接头 显微组织和抗剪强度的影响

马 力, 龙伟民, 裴黄崑, 张建源, 丁天然, 于新泉, 孙华为
(郑州机械研究所 新型钎焊材料与技术国家重点实验室, 郑州 450001)

摘 要: 为了研究钎料元素 Al+Zn 对镁合金钎焊接头显微组织与抗剪强度的影响, 以两种 Al-Mg-Zn 镁合金钎料对变形镁合金 AZ31B 进行了高频感应钎焊, 研究两种 Al-Mg-Zn 镁合金钎料的显微组织、钎焊接头的显微组织及力学性能。结果表明: 随着钎料中 Al+Zn 元素含量(质量分数)的增加, 钎料的固相线和液相线温度也随之增加; 在钎焊过程中两种 Al-Mg-Zn 镁合金钎料与母材 AZ31B 均发生强烈合金化作用, 在钎缝中均生成 α -Mg+ β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 离异共晶组织, 钎料的原始显微组织消失, 且随着钎料中 Al+Zn 元素含量的增加, 钎焊接头中的金属间化合物相 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 的体积分数和显微硬度也随之增加, 同时钎焊接头力学性能随之降低。钎焊接头的断裂形式均为沿晶脆性断裂, 断裂均产生在金属间化合物相 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 处。

关键词: 镁合金; 钎料; 钎焊; 离异共晶组织; 抗剪强度

中图分类号: TG454

文献标志码: A

Effect of Al+Zn elements of filler metal on microstructures and shear strength of magnesium alloy AZ31B brazed joint

MA Li, LONG Wei-min, PEI Yin-yin, ZHANG Jian-yuan, DING Tian-ran, YU Xin-quan, SUN Hua-wei

(State Key Laboratory of Advanced Brazing Filler Metals and Technology,
Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering, Zhengzhou 450001)

Abstract: In order to research effect of Al+Zn elements of the filler metal on microstructures and mechanical properties of magnesium alloy brazed joint, the wrought magnesium alloy AZ31B was joined using two kinds of Al-Mg-Zn filler metals by high-frequency induction brazing mode. The microscopic structure of the filler metal, microscopic structure and the mechanical properties of the brazed joint were studied. The results show that the solidus and liquidus temperatures of the filler metals are light increment when the contents of Al+Zn elements of the filler metals increase. The α -Mg+ β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ divorced eutectoid structure forms in the brazing region due to the intensive alloying between the molten two kinds of Al-Mg-Zn filler metals and the solid base metal AZ31B occurred in the brazing process. The original microscopic structure of the filler metals disappears completely after the brazing process. As contents of Al+Zn elements of the filler metal increase, the volume fraction and microhardness of intermetallic compound β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ increase too, and the shear strength of the brazed joints decreases. The overlapped joints exhibit intergranular fracture mode, the fracture comes from β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ hard brittle phase.

Key words: magnesium alloy; filler metal; brazing; divorced eutectic; shear strength

镁及其镁合金具有密度小、比强度高、比刚度高、
等优点, 被誉为 21 世纪的“绿色”工程材料。因此,
阻尼减震性优良、导热性、可切削加工性和可回收性好
镁及其合金在航空、航天、军事、交通、电子等行业有

基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2012AA040208); 国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB723902)

收稿日期: 2013-06-13; **修订日期:** 2013-10-11

通信作者: 马 力, 高级工程师, 博士; 电话: 0371-67836828; E-mail: mali2050@sina.com

着重要的应用价值^[1-6]。

目前, 镁及其镁合金的钎焊方法主要有火焰钎焊、炉中钎焊、浸沾钎焊、感应钎焊、超声波钎焊和扩散钎焊等^[6-10]。与其他合金钎焊相比, 镁合金的钎焊显得更加困难, 其主要原因在于镁对氧的亲合力极大, 在镁及其镁合金的表面形成的氧化膜溶化温度达到 2 800 °C 成为镁合金钎焊时的最主要障碍之一^[7]。镁合金钎料的元素设计以及钎料与镁合金母材的相互作用已经有所研究^[8-11], 但是有关于镁合金钎焊过程中钎料元素含量对镁合金钎焊接头的显微组织与力学性能的影响规律的研究还未见到相关报道。为了了解镁合金钎料中 Al+Zn 元素含量对镁合金钎焊接头的显微组织与力学性能的影响规律, 本文作者采用两种 Al-Mg-Zn 镁合金钎料对变形镁合金 AZ31B 进行高频感应钎焊, 分析镁合金钎焊接头的微观组织、钎缝的相组成和钎焊接头的力学性能, 以期解释钎焊接头力学性能的差异与钎缝显微组织中金属间化合物体积分数之间的关系以及钎焊接头断裂的原因。

1 实验

试验在氩气保护条件下执行, 采用高频感应钎焊方式加热, 加热源采用 SP-35AB 高频感应设备加热, 加热功率为 30 kW, 加热频率为 50 kHz, 氩气流量为 0.6 L/min。母材采用热轧 AZ31B 变形镁合金板材, 板厚 3.0 mm。试验中的 AZ31B 母材的固相线温度为 566 °C, 液相线温度为 627 °C。AZ31B 的标准化学成分如表 1 所列。经 X 射线衍射仪测定母材镁合金 AZ31B 的组成相是均一的 α -Mg 固溶体。钎焊接头试样尺寸按照中国国家标准 GB 11363—2008 执行, 试样尺寸为 80 mm×24 mm×3 mm。钎焊时采用 QJ201 作为钎焊时的钎剂, 钎剂 QJ201 的标准化学成分为 KCl-32LiCl-10NaF-8ZnCl₂(质量分数, %), 钎剂 QJ201 的熔化温度范围为 460~620 °C。本试验钎焊温度为 490~520 °C, 钎焊时间为 90 s, 钎焊后焊件持续通氩气保护并冷却至室温, 取出焊件后用清水冲洗并用钢丝刷去除钎焊接头上残留的钎剂。钎焊时钎焊试样的搭接长度是 3 mm, 搭接间隙是 0.3 mm。用 HV-1000 显微硬度计测试镁合金钎焊接头组织的显微硬度。用 MAGIX-PW2403 型 X 荧光光谱分析仪分析钎缝的化学成分。用 STA449F3 型综合热分析仪测试钎料的熔化温度区间。用 AXIOSCOPEA1 型光学显微镜观察钎料的显微组织形貌。用 JEOLJSM6500F 型扫描电子显微镜(配 EDS)和 D8ADVANCE 型旋转阳极 X 射线衍射分析仪对钎焊接

头界面显微组织及钎缝物相进行分析, 钎焊接头的力学性能测试用 MTS-810 材料测试系统。

表 1 AZ31B 镁合金化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ31B magnesium alloy (mass fraction, %)

Al	Zn	Mn	Si	Ni	Fe	Mg
2.5-3.5	0.5-1.5	0.2-0.5	0.10	0.005	0.005	Bal.

2 结果与分析

2.1 钎料显微组织及物相

两种自行设计的 Al-Mg-Zn 钎料被分别编号为 1 号和 2 号钎料。两种钎料经 X 荧光光谱分析仪测得的化学成分如表 2 所列。由表 2 可以看出, 1 号钎料的 Al+Zn 元素的含量为 63.4%, 2 号钎料的 Al+Zn 元素的含量为 69.8%。经综合热分析仪测得 1 号钎料的固相线温度为 444 °C, 液相线温度为 458 °C; 测得 2 号钎料的固相线温度为 447 °C, 液相线温度为 462 °C。由此可见, 随着钎料中 Al+Zn 元素含量的增加, 钎料的固相线和液相线温度也随之有所增加。因为母材 AZ31B 变形镁合金的固相线温度为 579 °C, 液相线温度为 635 °C, 所以两种钎料均已达到钎焊母材镁合金的温度基本要求。X 射线衍射分析仪的分析结果显示, 两种钎料均含有均一的组成相 Mg₃₂(Al,Zn)₄₉ 相, 两种钎料的 XRD 分析测试结果如图 1 所示。两种钎料的金相显微组织形貌如图 2 所示。从图 2(a)中可以看出 1 号钎料由相对比较均匀的十字架状 Mg₃₂(Al,Zn)₄₉ 相组成。从图 2(b)中可以看出 2 号钎料由大小和形状不均的片状 Mg₃₂(Al,Zn)₄₉ 相组成。

2.2 钎焊接头显微组织

用两种 Al-Mg-Zn 钎料钎焊 AZ31B 变形镁合金搭接接头的宏观形貌如图 3 所示。从图 3 可以看出, 钎焊接头的外观形貌较好, 没有扭曲、塌陷、弯曲等不良缺陷现象出现。两种钎料钎焊 AZ31B 镁合金母材钎

表 2 两种钎料的化学成分

Table 2 Chemical composition of two kinds of filler metals (mass fraction, %)

Sample No.	Mg	Zn	Al
1	36.6	10.2	Bal.
2	30.2	13.5	Bal.

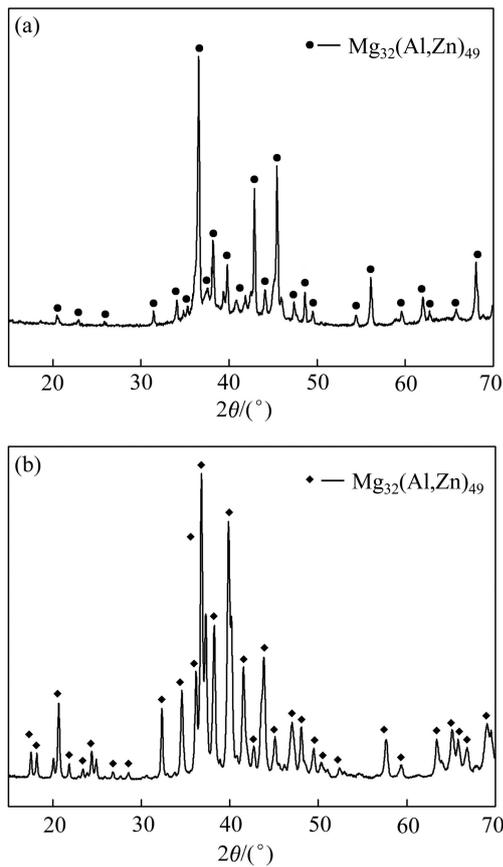


图 1 钎料的 XRD 谱
Fig. 1 XRD patterns of filler metals: (a) No.1; (b) No.2

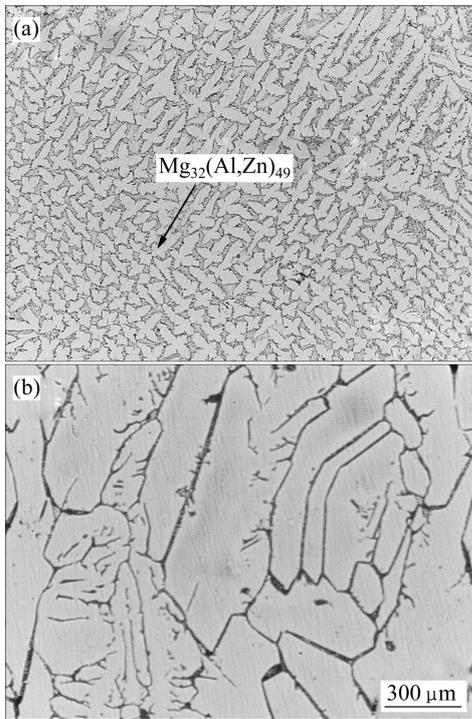


图 2 钎料金相显微组织形貌
Fig. 2 Optical microscope microstructures of filler metals: (a) No.1; (b) No.2

焊接接头的扫描电子显微镜界面显微组织形貌如图 4 所示。从图 4 可以看出, 钎焊接头界面显微组织中没有发现显微裂纹和显微气孔。1 号钎料钎焊镁合金母材的扩散层宽度约为 20 μm, 2 号钎料钎焊镁合金母材的扩散层宽度约为 15 μm。同时, 可以看到两种钎料钎焊镁合金接头界面区域钎缝侧中都生成了灰色粗大骨骼状金属间化合物和黑色的基体, 两种原始 Al-Mg-Zn 钎料中的 $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ 相的形貌在各自的界面显微组织形貌中没有显现。两者在钎缝中生成的粗大骨骼状金属间化合物的体积分数不同, 1 号钎料在钎缝中生成的金属间化合物的体积分数要明显小于

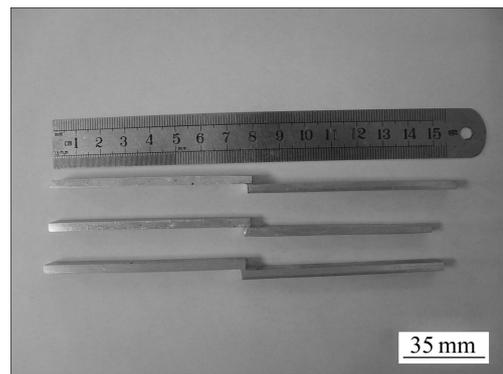


图 3 钎焊接接头的宏观形貌
Fig. 3 Macro photograph of overlap joints

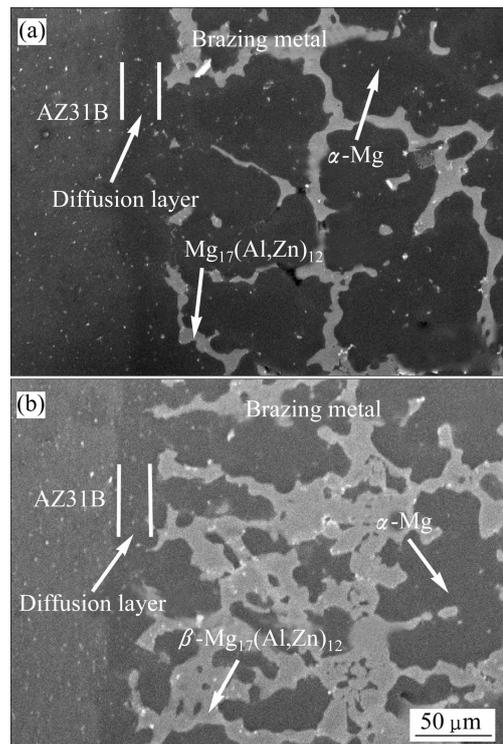


图 4 钎焊界面的 SEM 像
Fig. 4 Interface SEM image of brazed joints: (a) No.1; (b) No.2

2号钎料在钎缝中生成的金属间化合物的体积分数。也就是说,随着钎料中 Al+Zn 元素含量的增加,钎焊接头中界面附近的金属间化合物相的体积分数也随之增加。

两种钎料钎焊镁合金搭接接头界面处的元素化学成分扫描像如图 5 所示。从图 5 可以看出,两种钎料钎焊镁合金搭接接头界面区母材一侧的 Mg 元素含量较高,Al、Zn 元素含量较低;在界面区域钎缝侧灰

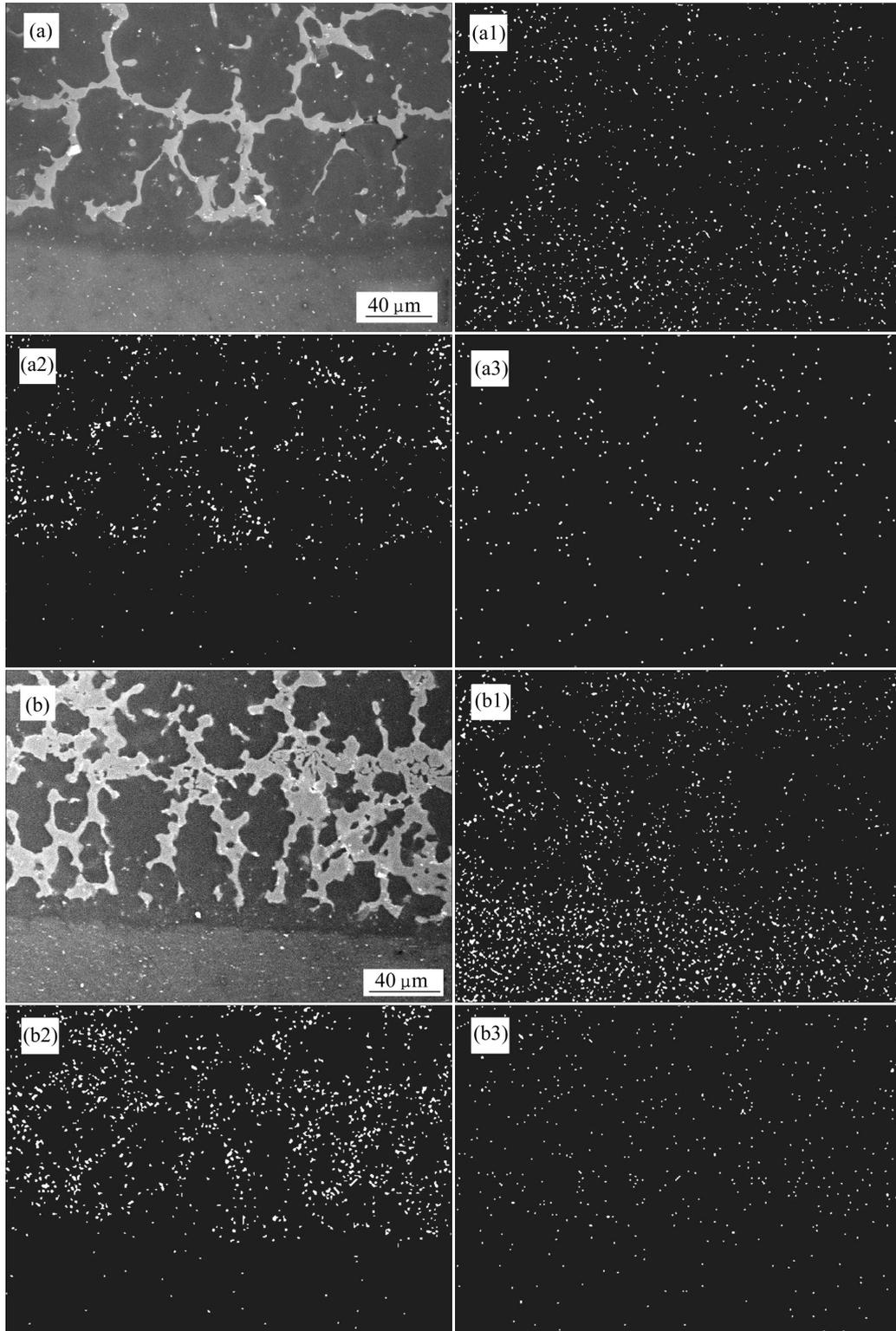


图 5 钎焊界面的 SEM 像及元素面扫描结果

Fig. 5 SEM images of brazing interfaces and element surface scanning results: (a) No.1 microstructure; (a1) Mg element; (a2) Al element; (a3) Zn element; (b) No.2 microstructure; (b1) Mg element; (b2) Al element; (b3) Zn element

色粗大骨骼状金属间化合物处, Mg 元素含量较低, Al、Zn 元素含量较高。在黑色基体处, Mg 元素含量较高, Al、Zn 元素含量较低。

2.3 钎焊接头钎缝物相

钎焊后用 X 荧光光谱分析仪测得 1 号和 2 号钎缝的平均化学成分分别为 Mg81.8、Al15.5、Zn2.7(质量分数, %, 下同)和 Mg77.9、Al18.2、Zn3.9。与两种原始 Al-Mg-Zn 钎料化学成分相比, 两种钎料钎焊接头的钎缝中 Mg 元素含量大量增加。两种钎料原始合金成分均为铝基钎料成分, 但钎焊后钎缝合金的成分都转变为镁基合金成分。根据钎焊原理^[12-14], 合金成分的剧烈改变说明两种钎料在钎焊过程中, 固态镁合金母材大量溶解进液态铝基钎料形成钎缝组织时, 导致钎缝中的 Mg 元素含量急剧上升; Mg 元素含量上升的同时对钎缝中的 Al、Zn 元素产生了较强的稀释作用, 从而导致 Al、Zn 元素相对含量下降。两种钎料钎焊镁合金接头钎缝的 XRD 分析结果如图 6 所示, 从图 6(a)和(b)可以看出, 两种钎缝的显微组织均由 α -Mg 相和 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相组成。由 Mg-Al 二元合金相图可知^[15], 当钎缝合金的温度低于液相线温度时, 合金开始发生凝固, 首先发生的是匀晶反应 $L \leftrightarrow \alpha$ -Mg, 初生的 α -Mg 相优先析出并长大, 先析出的 α -Mg 相溶解的 Al 原子含量低。随着凝固的继续进行, 由于 Al 原子在固相中的扩散缓慢, 析出的 α -Mg 相的平均成分将偏离平衡固相线, 多余的 Al 原子被推向液体中。随着温度的降低, 合金熔液在 437 °C 时将发生由液相转变为 α -Mg 相和 β -Mg₁₇Al₁₂ 相的共晶反应 $L \leftrightarrow \alpha$ -Mg + β -Mg₁₇Al₁₂。在 437 °C 时 Al 原子在 Mg 原子中的溶解度最大, 达到 12.7%, 共晶点成分含 32.3% 的 Al 原子。当温度低于 437 °C 的固相线时, 凝固并没有结束。由于 Al、Zn 两元素的原子半径比较接近, 在冷却凝固过程中一部分 Al 原子的位置会被 Zn 原子取代, 也就是 β -Mg₁₇Al₁₂ 相转变为了 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相。实际上, β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 是 β -Mg₁₇Al₁₂ 的扩展相^[16-20], 两者的晶体结构完全相同。在共晶转变过程中 α -Mg 相将依附于先析出的 α -Mg 相生长, 使共晶体组织中的 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相在 α -Mg 晶粒边界处独立长大, 从而形成 α -Mg + β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 的离异共晶组织。

两种钎料钎焊镁合金搭接接头钎缝的 SEM 像如图 7 所示。从图 7 可以看出, 两种钎缝中都生成了灰色粗大骨骼状金属间化合物和黑色基体, 与钎焊接头界面区域中钎缝侧显微组织形貌相同, 没有发现两种原始 Al-Mg-Zn 钎料中的 Mg₃₂(Al,Zn)₄₉ 相的显微组织

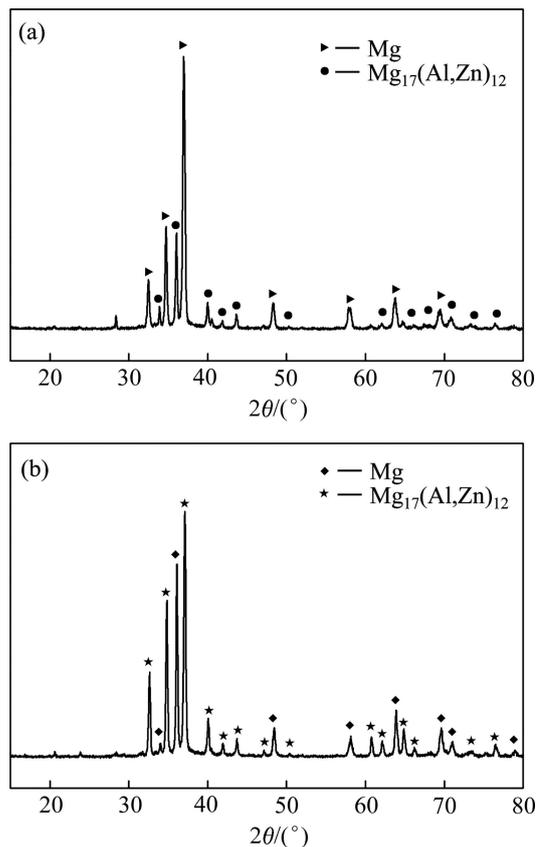


图 6 钎缝的 XRD 谱

Fig. 6 XRD patterns of brazing metals: (a) No.1; (b) No.2

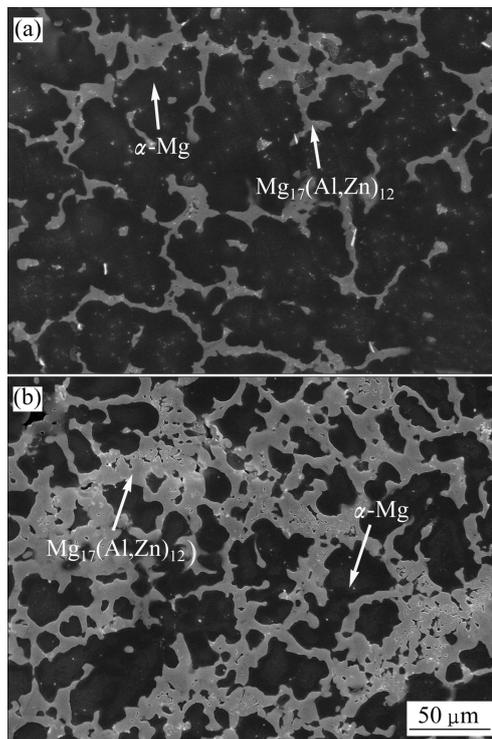


图 7 钎缝 SEM 显微组织形貌

Fig. 7 SEM images of brazing seams: (a) No.1; (b) No.2

形貌。通过 XRD 和 EDS 综合分析可知, 图 7 中黑色基体即为 α -Mg 固溶体, 灰色粗大骨骼状金属间化合物即为 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相。从图 7 明显可以看到, 2 号(见图 7(b))钎缝中的 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相的体积分数高于 1 号(见图 7(a))钎缝的 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相的体积分数。通过 ZEISS-MIAPS 软件测定, 1 号钎缝的 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相的体积分数占钎缝显微组织总体积分数的 22%; 2 号钎缝的 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相的体积分数占钎缝显微组织总体积分数的 59%。也就是说, 随着钎料中 Al+Zn 元素含量的增加, 各自对应的钎焊接头中钎缝的金属间化合物相 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 的体积分数也随着增加。

2.4 钎焊接头力学性能

用显微硬度计测得 1 号和 2 号钎料钎焊镁合金搭接钎焊接头中粗大骨骼状 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相硬度平均值分别为 124HV 和 188HV, α -Mg 固溶体硬度平均值分别为 94HV 和 127HV, 可见 2 号钎料钎焊接头中 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相和 α -Mg 固溶体的显微硬度都高于 1 号钎料钎焊接头中相应两相的显微硬度, 且 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相的显微硬度大于 α -Mg 固溶体的显微硬度。两种钎料钎焊接头的纵剖面断口形貌如图 8 所示。从图 8 可以看出, 两种钎料钎焊搭接接头的断

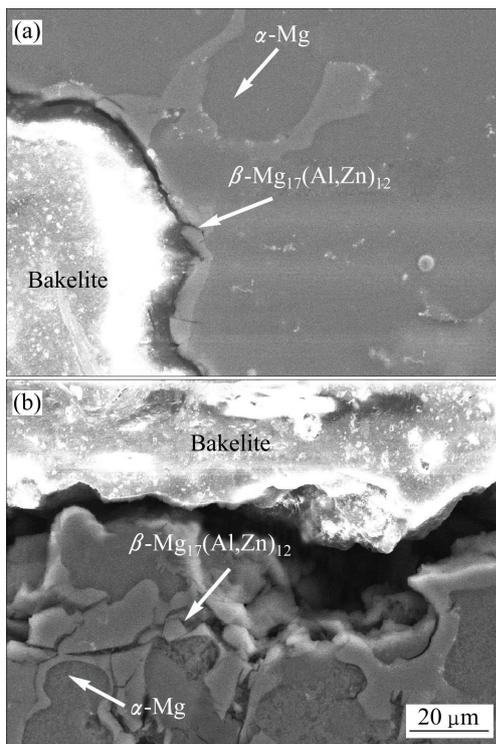


图 8 搭接接头纵剖面断口 SEM 形貌

Fig.8 Fractographic SEM images of longitudinal profiles of overlap joints: (a) No.1; (b) No.2

裂位置都是主要产生在沿 α -Mg 晶界网状分布的粗大 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相处。

两种钎料钎焊镁合金搭接接头在抗剪试验后的断口组织形貌如图 9 所示。从图 9 可以看出, 两种接头的断口呈现出许多 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 的撕裂棱, 但并没有看到有韧性断裂时常见的韧窝存在, 初步判定搭接接头断裂是脆性断裂。用材料测试系统测得 1 号和 2 号钎料钎焊接头的抗剪强度分别为 46 和 28 MPa。1 号钎料钎焊接头的抗剪强度明显要高于 2 号钎料钎焊接头的抗剪强度。由于 1 号钎料中的 Al+Zn 元素的含量要小于 2 号钎料 Al+Zn 元素的含量, 因此, 在相同工艺条件下, 两种钎料钎焊接头钎缝中的 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相体积分数不同, 1 号钎料钎焊接头钎缝中 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相的体积分数要小于 2 号钎料钎焊接头钎缝中 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相的体积分数。 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相被认为脆性金属间化合物, 在受到外力作用下, 钎缝中 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相的协调变形能力很低, α -Mg 的协调变形能力较高, 两者很难协调一致地变形, 脆性裂纹很容易在 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相形成与扩展; 同时, β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相与 α -Mg 基体界面处在受到外力作用时易产生应力集中, 在应力集中的作用下, 硬脆的 β -Mg₁₇(Al,Zn)₁₂ 相沿界面被拉开而产生裂纹, 因此, 钎焊搭接接头剪切断口表现为较明显的沿晶脆性断裂特性。综上所述, 2 号钎料钎焊接头

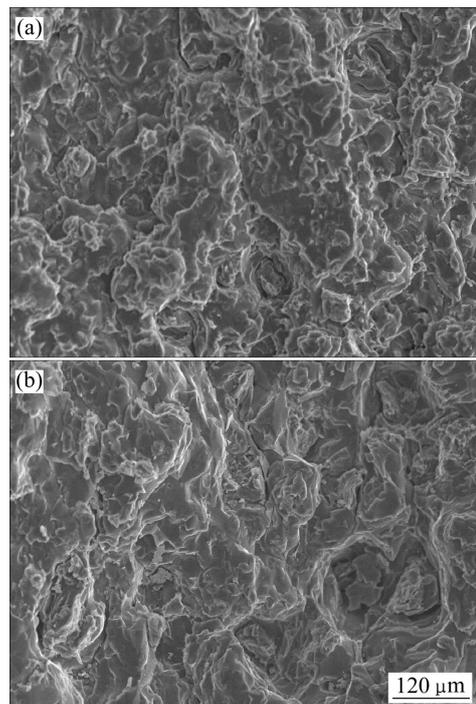


图 9 搭接接头断口 SEM 形貌

Fig.9 Fractographic SEM images of overlap joints: (a) No.1; (b) No.2

钎缝中 $\beta\text{-Mg}_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$ 相的体积分数和显微硬度都更大,其 $\beta\text{-Mg}_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$ 相与 $\alpha\text{-Mg}$ 基体界面处在外力作用下就更容易产生裂纹,这些裂纹沿着硬脆的 $\beta\text{-Mg}_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$ 相延伸开来,并相互接触,最终导致钎焊接头的断裂。这就是1号钎料钎焊镁合金接头抗剪强度要高于2号钎料钎焊镁合金接头抗剪强度的原因。

由于Al、Mg、Zn三种元素组成的钎料合金熔点温度较低,容易与镁合金相互作用形成冶金结合且能够达到钎焊镁合金的温度要求。但以上两种钎料钎焊母材镁合金AZ31B时,钎焊接头的钎缝和界面区均生成了大量的沿 $\alpha\text{-Mg}$ 晶界网状分布的粗大 $\beta\text{-Mg}_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$ 金属间化合物,这会降低钎焊接头的性能。由于镁元素是非常活泼的元素,很容易与钎料中的其他元素发生反应,在钎焊接头钎缝和界面处产生脆性金属间化合物,因此,在钎焊镁合金时,钎料既要和母材镁合金发生冶金反应,在接头中又要不生成脆性金属间化合物。要提高钎焊接头的性能,就要通过改变工艺(时间、温度、热处理等)尽量减少钎焊接头中脆性金属间化合物的体积分数。

3 结论

1) 随着钎料中Al+Zn元素含量的增加,钎料的固相线和液相线温度略有增加。

2) 在钎焊过程中,两种Al-Mg-Zn钎料与母材镁合金AZ31B均发生强烈合金化作用,在钎缝中均生成 $\alpha\text{-Mg}+\beta\text{-Mg}_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$ 离异共晶组织,钎焊后钎料的原始显微组织形貌在钎缝中完全消失。

3) 随着钎料中Al+Zn元素含量的增加,钎焊接头中的硬脆相 $\beta\text{-Mg}_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$ 的体积分数和显微硬度随之增加,钎焊搭接接头的抗剪强度随之降低。

4) 两种钎料钎焊镁合金搭接接头断口的断裂形式均为沿晶脆性断裂模式,断裂均产生自硬脆的金属间化合物 $\beta\text{-Mg}_{17}(\text{Al,Zn})_{12}$ 相与 $\alpha\text{-Mg}$ 基体的界面处。

REFERENCES

- [1] YANG Ming-bo, PAN Fu-sheng, CHENG Ren-ju, TANG Ai-tao. Effects of Al-10Sr master alloys on grain refinement of AZ31 magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18(1): 52-58.
- [2] 杜双明, 刘刚, 王明静. AZ31B/Cu 异种金属过渡液相扩散焊接头的显微组织及性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(5): 1255-1261.
- [3] DU Shuang-ming, LIU Gang, WANG Ming-jing. Microstructure and properties of transient liquid phase diffusion bonded joint of AZ31B/Cu dissimilar metal[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(5): 1255-1261.
- [4] 谭兵, 陈东高, 高明, 冯杰材, 王有祁. AZ31B 变形镁合金激光 MIG 复合焊接组织和性能分析[J]. 航空材料学报, 2008, 28(6): 36-41.
- [5] TAN Bing, CHEN Dong-gao, GAO Ming, FENG Jie-cai, WANG You-qi. Microstructure and properties of welding joints for laser MIG welding of AZ31B transformative magnesium[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2008, 28(6): 36-41.
- [6] 罗君, 刘政军, 苏允海, 田雨. 纵向直流磁场对AZ31镁合金TIG焊焊接头组织及性能的影响[J]. 焊接学报, 2007, 28(7): 53-59.
- [7] LUO Jun, LIU Zheng-jun, SU Yun-hai, TIAN Yu. Influence of longitudinal direct current magnetic field on microstructure and property of AZ31 magnesium alloy TIG welded joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(7): 53-59.
- [8] 冯凯, 黄晓锋, 马颖, 阎峰云, 郝远. ZA74 镁合金非枝晶组织的演变过程及机理[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(3): 635-644.
- [9] FENG Kai, HUANG Xiao-feng, MA Ying, YAN Feng-yun, HAO Yuan. Nondendritic microstructure evolution process and mechanism of ZA74 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(3): 635-644.
- [10] BOBZIN K, LUGSCHEIDER E, ERNST F. A look at the development of magnesium-based filler metals[J]. Welding Journal, 2008, 87(3): 38-40.
- [11] SHAPIRO A E. Brazing magnesium alloys and magnesium matrix composites[J]. Welding Journal, 2005, 84(10): 33-43.
- [12] MA L, QIAO P X, LONG W M, HE D Y, LI X Y. Interface characteristics and mechanical properties of the induction brazed joint of magnesium alloy AZ31B having an Al-based filler metal[J]. Materials and Design, 2012, 37(5): 465-469.
- [13] 马力, 龙伟民, 乔培新, 贺定勇, 李晓延. Zn-Mg 钎料钎焊镁合金AZ31B的显微组织与力学性能[J]. 焊接学报, 2011, 32(7): 59-62.
- [14] MA Li, LONG Wei-min, QIAO Pei-xin, HE Ding-yong, LI Xiao-yan. Microstructure and mechanical properties of magnesium alloy AZ31B solder joint using Zn-Mg filler metal[J]. Transactions of the China Welding, 2011, 32(7): 59-62.
- [15] 马力, 贺定勇, 王立志, 蒋建敏, 李晓延. 镁合金AZ31B钎焊接头钎缝物相及力学性能[J]. 材料工程, 2008(9): 67-70.
- [16] MA Li, HE Ding-yong, WANG Li-zhi, JIAN Jian-min, LI Xiao-yan. Phase of brazing seam and mechanical properties of magnesium alloy AZ31B brazed joint[J]. Journal of Materials Engineering, 2008(9): 67-70.

- [11] MAHENDRAN G, BALASUBRAMANIAN V, SENTHILVELAN T. Developing diffusion bonding windows for joining AZ31B magnesium and copper alloys[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2009, 42(7/8): 689–695.
- [12] HUMPSTONE GILES, JACOBSON DAVID M. *Principles of brazing*[M]. Ohio: American Welding Society, 2005.
- [13] NICHOLAS M G. *Joining processes*[M]. London: Kluwer Academic Publishers, 1998.
- [14] COMMITTEE ON BRAZING AND SOLDERING. *Brazing manual*[M]. Miami: American Welding Society, 1975.
- [15] BAKER H. *Alloy phase diagrams*[M]. Ohio: Materials Park, 2006.
- [16] CZERWINSKI F, ZIELINSKA L A, PINET P J. Correlating the microstructure and tensile properties of a thixomolded AZ91D magnesium[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(7): 1225–1235.
- [17] LI Y, TERENCE G L. Creep behavior of an AZ91 magnesium alloy reinforced with alumina fibers[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30(8): 2059–2066.
- [18] LIU L M, ZHANG Z D, SONG G. Mechanism and microstructure of oxide fluxes for gas tungsten arc welding of magnesium alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(3): 649–658.
- [19] CZERWINSKI F. The microstructural development of Mg-9 Pct Al-1 Pct Zn alloy during injection molding[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, 33(9): 2963–2972.
- [20] TAMURA Y, KIDA Y, TAMEHIRO H, KONO N, SODA H, MCLEAN A. The effect of manganese on the precipitation of $Mg_{17}Al_{12}$ phase in magnesium alloy AZ91[J]. *Journal of Materials Science*, 2008, 43(4): 1249–1258.

(编辑 何学锋)