

# 镁合金与不锈钢的瞬间液相扩散连接

杜双明, 高 阳, 胡 结

(西安科技大学, 陕西 西安 710054)

**摘 要:** 以 Cu 箔为中间夹层对 AZ31B 镁合金与 304 不锈钢进行瞬间液相扩散连接, 研究了焊接接头的微观结构和连接强度。结果表明, 在 510 °C/30 min、530 °C/10 min 下进行扩散连接时, 接头界面区没有出现共晶液相, 界面结合较弱; 520 °C/30 min、530 °C/20 min 时, 接头界面区形成 Mg-Cu 共晶液相, 焊缝宽度显著增加, 界面结合强度提高; 530 °C/30 min 时, 镁基体一侧形成 350 μm 的层状扩散区, 接头显微组织依次是 Mg-Cu 共晶组织层、富 Mg 固溶体层、弥散分布于镁合金基体的  $Mg_{17}(Cu,Al)_{12}$  相和分布于镁合金晶界的 Mg-Cu-Al 三元化合物所组成的镁合金基体渗透区, 其剪切强度达到最大(52 MPa); 540 °C/30 min、530 °C/40 min 时, 界面扩散区的共晶液相发生等温凝固, 镁合金基体晶界处 Mg-Cu-Al 三元金属间化合物呈连续网状分布, 接头的剪切强度降低。AZ31B 基体发生了再结晶及晶粒长大。

**关键词:** AZ31B 镁合金; 304 不锈钢; 瞬间液相扩散连接; 微观结构; 连接强度

**中图分类号:** TG457

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)08-2064-07

镁合金具有密度低, 比强度、比模量高, 阻尼性、导热性好, 电磁屏蔽能力强, 尺寸稳定性好, 资源丰富以及可循环利用等优点, 成为汽车、飞行器、LED 散热器等现代工业产品的理想材料<sup>[1-4]</sup>。不锈钢以其优异的耐腐蚀性、塑性成形性和良好的强韧性在石油化工、交通运输和军工等领域得到广泛的应用。实现镁合金与不锈钢的可靠连接, 使两者形成复合结构件, 既可以充分利用各自材料的性能优势, 减轻产品质量且具有多重性能, 也可以降低成本, 拓宽镁合金的应用领域<sup>[5-7]</sup>。

由于镁合金极易氧化, 与不锈钢的熔点、导热性和线膨胀系数等相差较大, 因此用熔焊和固相扩散焊方法焊接镁合金与不锈钢存在诸多困难。瞬间液相扩散连接(transient liquid-phase diffusion bonded, TLP)工艺能够有效降低连接温度, 有利于清除母材表面的氧化膜, 缩短焊接时间, 适合易氧化以及化学相容性差异大的异种金属的连接<sup>[8]</sup>。文献[7,9,10]采用 TLP 实现了镁合金/铝、镁/钛、镁/铜等异种金属的可靠连接。镁与不锈钢的瞬间液相扩散连接, 目前鲜有报道。

Cu 与 Mg 的共晶温度为 485 °C, 且 Cu 属于非碳化物形成元素, 与 Fe、Cr、Ni 能形成固溶体<sup>[11,12]</sup>。基于此, 本实验以铜箔作为中间层对 AZ31B 镁合金和 304 不锈钢进行瞬间液相扩散连接, 研究瞬间液相扩散连接工艺对焊接接头的微观结构和接头强度的影响。

## 1 实 验

实验材料采用冷轧态 AZ31B 镁合金、304 不锈钢和 T2 工业纯 Cu 箔, AZ31B 和 304 不锈钢试板厚度均为 2 mm。采用线切割法将 AZ31B 和 304 不锈钢加工成 60 mm×40 mm 的焊接试板。焊前分别用 800#、1000#及 1200#的碳化硅砂纸打磨试板的待焊面, 用丙酮擦拭以除去表面油污后, 使用超声波在乙醇中清洗 5 min, 然后叠合在一起并置于自制模具中, 采用 ZR-45 型真空扩散焊设备进行瞬间液相扩散连接。

扩散连接的工艺参数: 当炉腔内真空度达到  $1 \times 10^{-2}$  Pa 时, 开始加热, 温度范围为 510~540 °C, 保温时间为 10~40 min, 焊接过程中施加 2.5 MPa 的轴向压力。

焊后沿焊缝横截面剖切试样, 经抛光、试剂(4 mL 草酸, 2 mL HNO<sub>3</sub>, 94 mL H<sub>2</sub>O)腐蚀 20 s 后, 在 OLYMPUS GX71 倒置金相显微镜下观察材料的微观组织, 采用人工截点法测量晶粒尺寸; 在 HVS-1000 型数显显微硬度计上进行显微硬度测量; 借助 SEM 观察接头扩散区的显微组织, 利用 SEM 上的能谱仪(EDS)分析接头扩散的元素分布。利用 XRD 测定接头扩散区的物相, 利用 CMT5150 型微控电子万能试验机测定焊接接头的剪切强度。

## 2 结果与分析

收稿日期: 2015-08-09

作者简介: 杜双明, 男, 1963 年生, 博士, 教授, 西安科技大学材料与工程学院, 陕西 西安 710054, 电话: 029-85587373, E-mail: shuangmingdu@163.com

2.1 不同焊接温度下AZ31B/304接头AZ31B母材区组织和性能的变化

在焊接过程中, 远离焊接扩散区的镁合金母材经历了一次加热、保温和冷却的热循环, 相当于进行一次退火热处理。图1是AZ31B母材及在510、530、540 °C, 保温30 min条件下AZ31B/304接头AZ31B母材区的光学微观组织照片。由图可见, 冷轧态的镁合金组织主要由细小的 $\alpha$ -Mg固溶体组成, 晶粒平均尺寸10.7  $\mu\text{m}$ , 晶界清晰。镁合金经510 °C保温30 min后, 晶粒明显变大, 平均尺寸为38.2  $\mu\text{m}$ ; 530 °C的晶粒明显细化, 平均粒径为17.3  $\mu\text{m}$ , 孪晶组织特征明显; 当焊接温度升高至540 °C时, 晶粒略有长大, 平均粒径为19.7  $\mu\text{m}$ , 粗大 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 强化相析出明显。由于镁合金本身层错能较低(60~78  $\text{MJ}/\text{m}^2$ ), 退火状态下易发生孪晶, 且不易发生回复而主要发生再结晶<sup>[13,14]</sup>。

图2为AZ31B/304接头AZ31B母材区显微硬度随焊接温度的变化曲线。从图中可以看出, 随着焊接温度的升高, AZ31B母材区的显微硬度呈先增大再减小的变化

规律, 530 °C时的HV硬度为684 MPa, 接近于原始母材724 MPa硬度。焊接过程中AZ31B母材显微硬度的变化是 $\alpha$ -Mg固溶体晶粒大小、孪晶组织、 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 强化相的分布及大小等因素综合影响的结果。

2.2 AZ31B/304接头的微观结构

图3为530 °C/保温30 min条件下AZ31B/304不锈钢瞬间液相扩散焊接头的SEM像与EDS元素线扫描。图3a反映了界面扩散区的整体结构。可以看出, 中间层铜箔消失, 不锈钢与中间层铜形成的扩散区很窄, 但镁合金与中间层铜之间形成了明显扩散区, 镁合金与不锈钢的界面结合良好, 表明Mg-Cu共晶液相在不锈钢表面的润湿和铺展性能良好。

图 3a 中镁合金与中间层铜形成的扩散区由 I、II、III层组成, 其厚度分别为 230、40 和 80  $\mu\text{m}$ 。能谱分析表明, I层中的深灰色球状组织(图 3a 中 B 处)的 Mg 含量为 98.06%(摩尔分数, 下同), Cu 含量为 1.04%, I层中的片层状组织(图 3a 中 A 处)的 Mg 含量为 68.94%, Cu 含量为 31.06%。根据 Cu-Mg 二元相图, 共晶反应过程可用式(1)表达:

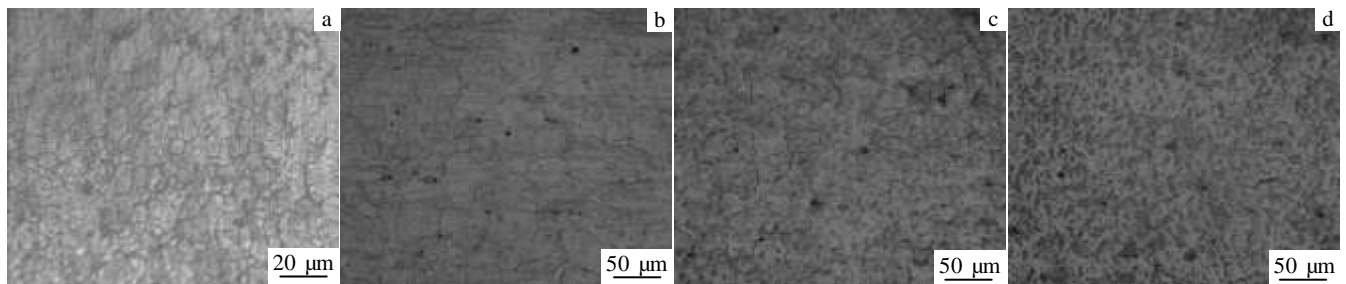


图 1 不同焊接温度保温30 min下AZ31B/304不锈钢接头AZ31B母材区的微观组织照片

Fig.1 Microstructures of AZ31B base alloy of welded joint at different temperatures for 30 min: (a) 25 °C, (b) 510 °C, (c) 530 °C, and (d) 540 °C

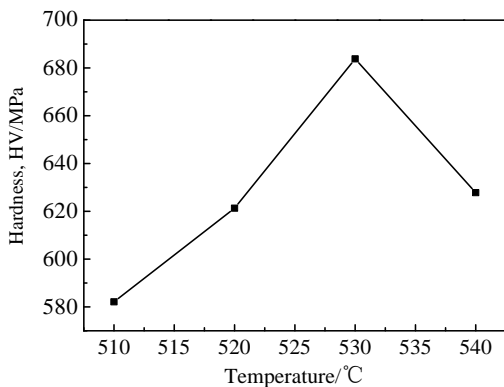


图 2 不同焊接温度保温30 min下AZ31B母材区的显微硬度变化  
Fig.2 Microhardness profile of the AZ31B base alloy after bonding at different temperatures for 30 min



因此, I层的深灰色球状组织和片层状组织分别是焊接过程中Mg与Cu发生共晶反应生成的液相在凝固过程形成的 $\alpha$ -Mg固溶体和( $\alpha$ -Mg+ $\text{Mg}_2\text{Cu}$ )先共晶组织。可将扩散区I层称为共晶组织层。

II层中的深灰色胞状组织(图3a中C处)的Mg含量为99.02%, Cu含量为0.98%,表明该组织为 $\alpha$ -Mg固溶体。这是靠近AZ31B侧的共晶液相在等温凝固过程中依靠AZ31B基体半熔化区的 $\alpha$ -Mg晶体外延生长所致。可将扩散区II层称为富镁固溶体层。

图3b是图3a中III层组织的放大图。可以看出, 镁合金基体上分布着白色颗粒状第二相, 第二相沿镁合金晶界呈不连续网状分布。III层的组织特征与铜原

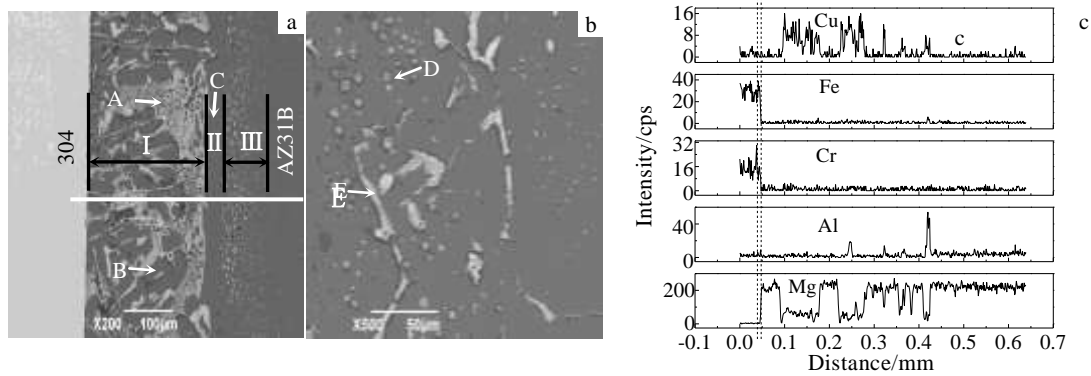
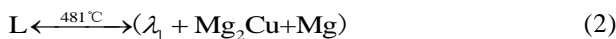


图 3 530 °C/30 min条件下接头的微观形貌与EDS元素线扫描

Fig.3 Microstructure of AZ31B/304 stainless steel joint bonded at 530 °C/30 min and the EDS line scanning of transition zone along the interface: (a) microstructure of AZ31B/304 stainless steel interface of joint, (b) enlarged view in layer III, and (c) EDS element line scanning

子在镁基体中的扩散行为有关<sup>[15]</sup>，可将扩散区III层称为Cu原子在镁基体的渗透层。能谱分析表明，AZ31B基体上的白色析出物（图3b中D处）中Mg含量为58.09%，Al含量为5.99%，Cu含量为35.92%。D处的 $n(\text{Mg}):n(\text{Cu}+\text{Al})$ 接近于镁基体的增强相 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 中的 $n(\text{Mg}):n(\text{Cu}+\text{Al})$ ，因此可以认为这些白色颗粒是增强相 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 中的一部分Al原子被Cu置换而形成的合金化合物 $\text{Mg}_{17}(\text{Cu},\text{Al})_{12}$ 。

$\text{Mg}_{17}(\text{Cu},\text{Al})_{12}$ 在镁合金基体（III层）中分布均匀，部分沉淀于晶内，部分沉淀于镁合金基体晶界处。在焊接过程中，Cu原子优先沿AZ31B的晶界扩散，当温度达到481°C时，据Cu-Mg-Al三元共晶相图<sup>[16]</sup>可知，Cu、Mg、Al元素会发生三元共晶反应，具体反应过程如式（2）所示：



能谱分析表明，沿镁合金晶界呈连续网状分布的白色物质（图3b E所示）的Mg含量为49.05%，Al含量为26.42%，Cu含量为24.53%，即E点物质为Cu、Mg、Al三元共晶反应产物。综合以上分析可以认为，Cu、Mg、Al三元共晶反应产物首先沿晶界析出，并沿着镁合金晶界与 $\text{Mg}_{17}(\text{Cu},\text{Al})_{12}$ 一起形成闭合环状，呈网格状分布于镁合金基体中。同时，观察图3a发现，三元金属间化合物的扩散宽度远大于 $\text{Mg}_{17}(\text{Cu},\text{Al})_{12}$ 相。相对于镁合金基体中3%（换算成摩尔分数）的Al含量，Cu-Mg-Al三元共晶反应产物中26.42%的Al含量耗尽了靠近焊接界面镁合金基体中的Al元素，从而导致了如图3a中所示的富镁层（II层）形成。

图3c是图3a的EDS元素线扫描。可以看出，Mg与Cu发生了明显的互扩散，界面扩散区中Mg、Cu的分布与其相结构的类型、形态和分布密切相关。

Al在镁合金基体的晶界富集现象明显，不锈钢中的Fe、Cr元素与Cu、Mg的互扩散能力较弱，不锈钢一侧的界面扩散区宽度仅为3~5 μm。

由以上分析可知，采用瞬间液相扩散连接AZ31B镁合金与304不锈钢，由于Mg与Cu原子发生显著互扩散，在AZ31B镁合金一侧出现较宽的界面扩散区，界面扩散区呈层状特征，从内向外依次是Mg-Cu二元共晶组织区、共晶液相外延生长形成的富Mg固溶体层、由弥散分布于镁合金基体内的 $\text{Mg}_{17}(\text{Cu},\text{Al})_{12}$ 相和呈网状分布于镁合金晶界的Mg-Cu-Al三元化合物组成的镁合金基体渗透区。

### 2.3 保温时间对焊接接头微观组织的影响

图4为530 °C/保温时间为10、20、40 min时的AZ31B镁合金/304不锈钢焊接界面的微观组织形貌。不难看出，保温时间为10 min时，形成了3~5 μm的界面扩散层，但没有共晶组织层产生，如图4a所示。表明焊接界面处于固相扩散阶段。在焊接初始阶段，不锈钢、铜箔及镁合金中的原子在浓度梯度的驱动下发生互扩散，在不锈钢与铜箔表面、铜箔与镁合金表面形成固溶体。随着时间的延长，这些表面出现过饱和固溶体，并长大而成为新相，即形成界面扩散层。已有研究表明，界面反应层的厚度与扩散时间的平方根成正比<sup>[17-19]</sup>。

当保温时间为20 min时，Cu/AZ31B镁合金界面处形成宽度约350 μm的共晶组织层，共晶组织以连续片层状分布于界面扩散区，靠近不锈钢一侧还残留有部分固态扩散阶段所形成的扩散层，如图4b所示。根据Mg-Cu二元相图，在530°C保温期间，当Cu/AZ31B镁合金界面处Cu含量达到12%~24%时，发生共晶反应形成液相，直至铜箔消失。Mg-Cu共晶液相润湿和

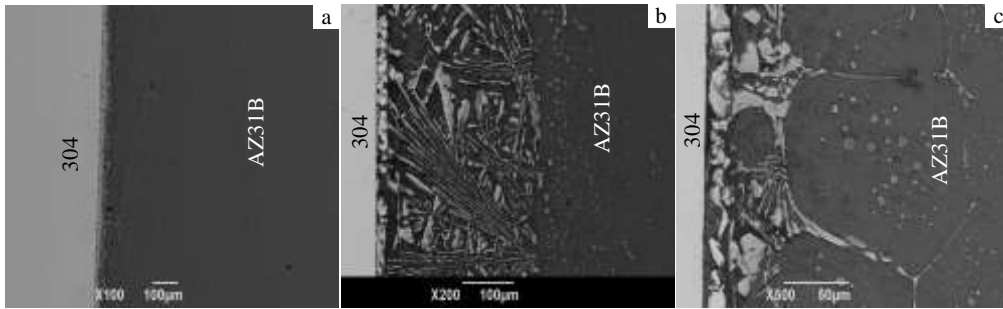


图 4 530 °C 下不同保温时间接头界面扩散区的微观组织形貌

Fig.4 Microstructures of AZ31B/Cu/304 stainless steel interface bonded at 530 °C for different time: (a) 10 min, (b) 20 min, and (c) 40 min

铺展至与铜箔接触的不锈钢表面; 同时, 在扩散驱动力作用下, 镁合金中的 Mg 原子迅速向 Mg-Cu 共晶液相中扩散, 导致镁合金因共晶反应而溶解, 宏观上表现为液相区宽度增大。

结合图 3a 可知, 当保温时间延长至 30 min 时, 铜原子的扩散更为充分, 共晶组织致密, 球状先共晶相  $\alpha$ -Mg 固溶体的相对量增加, 富镁固溶体层明显, 共晶区的宽度约为 230  $\mu\text{m}$ , 与 20 min 的共晶组织区的宽度相比略有减小, 但镁合金基体渗透层增大。这些组织特征表明, Mg-Cu 共晶液相在 30 min 保温过程中发生了等温凝固。这是由于在保温过程中, 共晶液相中的 Cu 原子不断向两侧基体尤其镁合金基体中扩散, 致使 Mg-Cu 共晶液相中的 Cu 含量不断降低, 当共晶液相中的 Cu 含量小于 12% 时, 便发生等温凝固, 即靠近 AZ31B 侧的共晶液相在 AZ31B 半熔化区优先形成  $\alpha$ -Mg 固溶体晶核并生长。随着保温时间的继续延长, 液相中的 Cu 含量不断偏离 12%, 等温凝固过程不断进行, 共晶组织区的宽度减小。

当保温时间延长至 40 min 时, 共晶组织层的宽度进一步减小, 且组织粗大。这是由于凝固过程中的液-固界面推动金属间化合物向不锈钢一侧移动, 使其聚集在不锈钢基体表面, 同时, 第二相沿镁合金晶界呈连续网状分布, 如图 4c 所示。

综合不同时间条件下镁合金/不锈钢瞬间液相扩散连接接头的微观组织, 结合扩散溶解结晶理论<sup>[20,21]</sup>, 可将镁合金/不锈钢瞬间液相扩散连接接头的形成概括为不锈钢/铜界面、铜/镁合金界面的固相扩散, Mg-Cu 共晶液相的形成, 共晶液相在不锈钢表面铺展以及共晶液相的铜原子向镁合金基体中扩散, 共晶液相的等温凝固和冷却凝固等 5 个阶段。

#### 2.4 保温温度对焊接接头微观组织的影响

图 5 为保温时间为 30 min, 不同焊接温度条件下焊接接头的显微组织形貌。从图 5a 看出, 焊接温度为

510 °C 时, 中间层 Cu 箔清晰可见, 没有共晶液相的生成, 接头连接过程处于固态扩散阶段。当温度升高至 520 °C, 中间层 Cu 箔部分溶解, 在 Mg 基体一侧形成了由共晶组织层和镁基体晶间渗透区, 如图 5b。当温度继续增加到 530 °C, 元素之间互扩散更加充分, 镁基体向共晶液相中进一步溶解, 使得共晶液相区增大, Cu 箔完全溶解, 形成了具有针状结构的共晶组织层, 如图 5c, 镁基体晶粒内析出细小的第二相, 同时共晶液相在不锈钢表面充分铺展, 未见缝隙和孔洞产生。当温度达到 540 °C 时, 共晶组织宽度明显减小, 第二相析出物沿镁基体晶粒晶界呈网状连续分布, 如图 5d 所示。这是因为温度升高后, 由于元素互扩散速度急剧升高, 使得形成共晶液相成分所需的时间缩短, 且中间层迅速溶解, 在保温 30 min 时间内, 共晶组织中 Cu 原子不断向镁合金基体里渗透, 使得液相熔点升高, 发生了等温凝固。

#### 2.5 焊接接头剪切强度及断口分析

接头强度取决于接头界面扩散区的显微结构。图 6 为 530 °C, 不同保温时间条件下 AZ31B 镁合金与 304 不锈钢瞬间液相扩散连接接头的剪切强度。从图中可以看出, AZ31B 镁合金/Cu 箔/304 不锈钢焊接接头的剪切强度随时间的延长呈先增大后减小的趋势。在 530 °C/30 min 条件下, AZ31B 镁合金/Cu 箔/304 不锈钢接头的剪切强度最大, 约为 52 MPa。保温时间为 10 min 时, 接头界面依靠不锈钢与中间层铜箔、中间层铜箔与镁合金的固相扩散形成冶金结合, 由于 Cr、Fe 原子扩散较弱, 不锈钢一侧的结合强度较低, 断裂出现在不锈钢一侧; 保温时间为 20 min 时, 接头界面依靠共晶液相在不锈钢基体表面的润湿铺展形成冶金结合, 断裂出现在镁合金一侧; 保温时间为 30 min 时, 界面扩散区的共晶液相进入等温凝固阶段, 形成细小的共晶组织、富镁固溶体组织以及细小的镁合金基体渗透组织对强韧性有利。保温时间为 40 min 时, 剪切

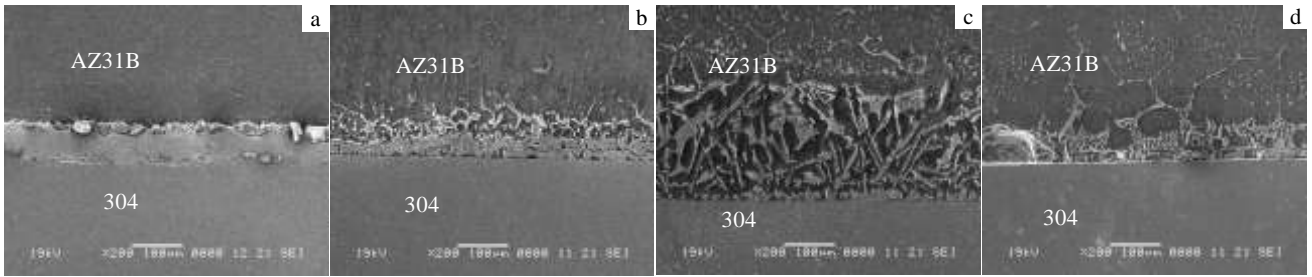


图5 保温时间为30 min，不同焊接温度下接头的微观组织形貌

Fig.5 Microstructures of AZ31B/Cu/304 stainless steel interface bonded at different temperatures for 30 min: (a) 510 °C, (b) 520 °C, (c) 530 °C, and (d) 540 °C

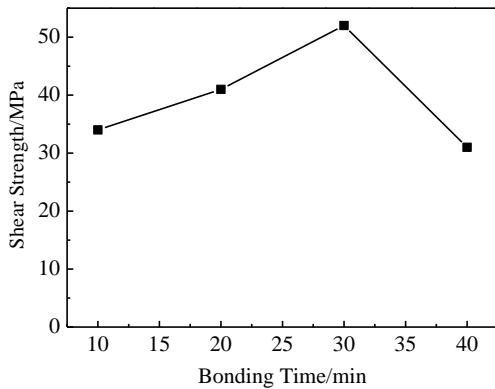


图 6 530 °C，不同保温时间焊接接头的剪切强度

Fig.6 Shear strength of welded joint at 530 °C for different holding time

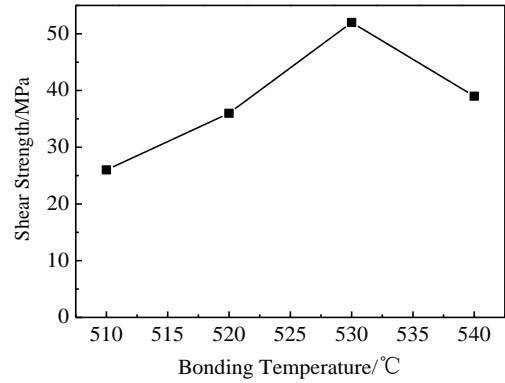


图 7 保温30 min，不同焊接温度焊接接头的剪切强度

Fig.7 Shear strength of welded joint at different bonding temperatures for 30 min

强度降低至 31 MPa。这是因为靠近镁合金基体表面的 Mg-Cu-Al 三元金属间化合物逐渐形成连续分布，形成脆性化合物层，使焊接接头性能降低。

图 7 为保温 30 min，不同焊接温度条件下 AZ31B 镁合金与 304 不锈钢瞬间液相扩散连接接头的剪切强度。从图中可以看出，在 510 °C 时，Cu/Mg 界面和 Cu/不锈钢界面处原子互扩散不充分，没有产生共晶液相，界面结合较弱；520~530 °C，接头界面依靠共晶液相在不锈钢基体表面的润湿铺展形成冶金结合，剪切强度升高。540 °C 时，随着共晶液相中低熔点组元向镁合金基体一侧的不断扩散，镁合金晶粒粗大以及金属间化合物的晶间沉淀使得剪切强度下降。

为了进一步确定焊接接头断裂的位置，对断口形貌及通过 XRD 对界面扩散区的物相进行分析，其结果如图 8 所示。从图 8a 可以看出，断口由剪切韧窝区（图 8 中 A 所示）和光滑平整区（图 8 中 B 所示）组成。按照 X 射线衍射法物相鉴别的三强线原则，对比相应物相的标准 X 射线衍射图谱（图 8b 所示）可以判定：焊接接头界面扩散区的主要物相有：Mg<sub>17</sub>(Cu, Al)<sub>12</sub>、

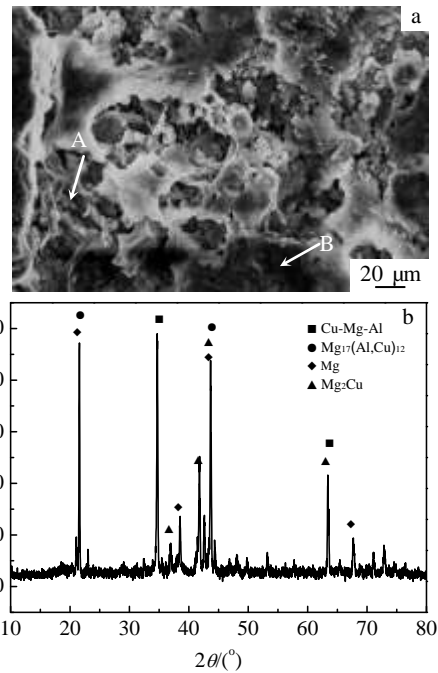


图 8 AZ31B/304 不锈钢焊接接头的断口形貌及 X 射线衍射图谱  
Fig.8 Fracture surface (a) and XRD pattern (b) of AZ31B/Cu/304 stainless steel diffusion bonding joint

$\lambda_1$ 、 $Mg_2Cu$  金属间化合物、 $\alpha-Mg$  相, 说明此时剪切断裂发生在 AZ31B 基体与共晶区的界面上, AZ31B 基体晶间渗透区。

### 3 结 论

1) AZ31B 镁合金/304 不锈钢在 510~540 °C、保温 30 min 条件下扩散焊后, AZ31B 基体发生了再结晶及晶粒长大, 510 °C 的基体晶粒显著粗大, 530 °C 的基体出现孪晶组织, 540 °C 的基体晶粒内析出第二相并显著长大, 基体出现软化。

2) 在 530 °C/30 min 条件下, 界面扩散区呈层状特征, 从内向外依次是共晶组织区、富 Mg 固溶体区、镁合金基体渗透区。

3) 510 °C/30 min、530 °C/10 min 时, 接头界面区没有共晶组织, 界面结合较弱; 520 °C/30 min、530 °C/20 min 时, 界面区形成共晶组织, 界面扩散区宽度显著增加, 界面结合强度提高; 530 °C/30 min 时, 其剪切强度最大, 约为 52 MPa; 540 °C/30 min、530 °C/40 min 时, 界面扩散区的共晶液相发生等温凝固, 镁合金基体晶界处 Mg-Cu-Al 三元金属间化合物呈连续网状分布, 接头的剪切强度降低。

#### 参考文献 References

- [1] Zeng Ronglv(曾荣吕), Ke Wei(柯伟). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2001, 37(7): 672
- [2] Ma Li(马力), He Dingyong(贺定勇), Li Xiaoyan(李晓延) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(9): 1600
- [3] Tong Lihong(佟丽红). *The World Nonferrous Metal*(世界有色金属)[J], 2002(8): 16
- [4] Sheng Guangmin(盛光敏), Zhang Gongting(张功庭), Yan Chun(阎春). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(4): 615
- [5] Dong Chaofang(董超芳), Xiao Kui(肖葵), Li Jiuqing(李久青). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(12): 1938
- [6] Yu Gang(余刚), Liu Yuelong(刘跃龙), Li Ying(李瑛) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(6): 1087
- [7] Xiong Jiangtao(熊江涛), Zhang Fusheng(张赋生), Li Jinglong(李京龙) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(10): 1677
- [8] Wu Mingfang, Si Naichao, Chen Jian. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(6): 1035
- [9] Liu Peng, Li Yajiang, Geng Haoran *et al. Materials Letters*[J], 2005, 59(16): 2001
- [10] Zhao Xu(赵旭), Song Gang(宋刚), Liu Liming(刘黎明). *Transactions of the China Welding*(焊接学报)[J], 2006, 27(12): 53
- [11] Elthalabawy W M, Khan T I. *J Mater Sci Technol*[J], 2011, 27(1): 22
- [12] Chen Rushu(陈汝淑), Zhang Fenggang(张锋刚), Liu Shicheng(刘世程) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2010, 31(1): 126
- [13] Liang Shujin(梁书锦), Wang Xin(王欣), Liu Zuyan(刘祖岩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(7): 1276
- [14] Xia Cuiqin(夏翠芹), Liu Ping(刘平), Ren Fengzhang(任凤章) *et al. Development and Application of Materials* (材料开发与应用)[J], 2007, 22(1): 1
- [15] Wu Mingfang(吴铭方). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2011: 35
- [16] Elthalabawy W M, Khan T I. *Int J Adv Manuf Technol*[J], 2011, 55: 235
- [17] Patil R V, Kale G B, Gawde P S. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2001, 297(2): 153
- [18] Zhou Fei, Li Zhigang. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2001, 11(2): 237
- [19] Wu Mingfang(吴铭方), Si Naichao(司乃潮), Chen Jian(陈健). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(6): 1209
- [20] Du Shuangming(杜双明), Liu Gang(刘刚), Wang Mingjing(王明静). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(2): 475
- [21] Dong Zhanguai, Qian Yiyu, Shi Suqin *et al. Welding Journal*[J], 2001, 23(1): 34

## Transient Liquid Phase Bonding of Magnesium Alloy AZ31B and 304 Stainless Steel

Du Shuangming, Gao Yang, Hu Jie

(Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710054, China)

**Abstract:** Transient liquid-phase bonding of magnesium alloy (AZ31B) to stainless steel (304) was performed using a copper interlayer. The microstructure and bonding strength of the bonded joint were studied. The results show that when the welding condition is 510 °C/30 min or 530 °C/10 min, no eutectic phase is observed in the welded joint and the metallurgical bond is weak. When the welding condition is 520 °C/30 min or 530 °C/20 min, the joint interface forms Mg-Cu eutectic. The weld width increases significantly and interfacial bonding strength improves. At 530 °C/30 min, a laminar diffusion region with a width of about 350 μm forms at the magnesium side in the welded joint. Microstructures are Mg-Cu eutectic layer, followed by Mg-rich solid solution layer, Mg<sub>17</sub>(Cu,Al)<sub>12</sub> dispersed in magnesium alloy matrix and permeability zones of Mg-Cu-Al ternary compounds distributed in grain boundaries of magnesium alloy. The shear strength of the joint reaches the highest value of 52 MPa. Under the welding condition of 540 °C/30 min or 530 °C/40 min, isothermal solidification occurs in eutectic liquid on the interfacial diffusion zone and the joint shear strength decreases, which is attributed to continuous network distribution of Mg-Cu-Al compound along the magnesium grain boundary. Recrystallization happens and grains grow in the AZ31B matrix.

**Key words:** AZ31B magnesium alloy; 304 stainless steel; transient liquid phase bonding; microstructure; bonding strength

---

Corresponding author: Du Shuangming, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710054, P. R. China, Tel: 0086-29-85587373, E-mail: shuangmingdu@163.com