

AZ31B/Cu 异种金属过渡液相扩散焊接头的显微组织及性能

杜双明, 刘 刚, 王明静

(西安科技大学 材料科学与工程学院, 西安 710054)

摘 要: 采用过渡液相扩散焊技术对镁合金 AZ31B 和 Cu 异种金属进行焊接, 利用扫描电镜(SEM)、显微硬度测试及 X 射线衍射(XRD)对 AZ31B/Cu 接头界面附近的显微组织及性能进行研究。结果表明, 在 500 °C、40 min、2.5 MPa 条件下, AZ31B/Cu 接头形成了宽度约为 450 μm 的扩散区。AZ31B/Cu 材料接头的显微组织依次为 α-Mg 和沿其晶界析出相 Mg₁₇(Cu, Al)₁₂ 组成的晶界渗透层/(α-Mg+Mg₂Cu)共晶层/Cu₂Mg 金属间化合物层/(α-Mg+Mg₂Cu)共晶层/Cu(Mg)固溶体。随着保温时间的延长, 界面区宽度增加, 其中 Cu₂Mg 两侧的共晶组织区的增加更为显著。界面区的显微硬度明显高于镁合金和铜基体的显微硬度, 界面区明显存在 4 个不同的硬度分布区; 随着保温时间的延长, 界面区的显微硬度提高。

关键词: AZ31B/Cu 异种金属; 过渡液相扩散焊; 显微组织; 性能

中图分类号: TG115.28

文献标志码: A

Microstructure and properties of transient liquid-phase diffusion bonded joint of AZ31B/Cu dissimilar metal

DU Shuang-ming, LIU Gang, WANG Ming-jing

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

Abstract: Magnesium alloy AZ31B and Cu dissimilar metals were bonded by the transient liquid-phase diffusion bonding(TLP) process. The microstructures and properties of AZ31B/Cu TLP bonded joint were researched by SEM, micro-hardness test and XRD. The results show that under the condition of 500 °C, 40 min and 2.5 MPa, the diffusion interface zone with a width of about 450 μm forms in TLP bonded joint of AZ31B /Cu. The microstructures of AZ31B/Cu TLP bonded joint include the grain boundary penetration layer composed of α-Mg and Mg₁₇(Cu, Al)₁₂ precipitated along the grain boundary of α-Mg solid solution, eutectic of α-Mg and Mg₂Cu, intermetallic compound Cu₂Mg, eutectic of α-Mg and Mg₂Cu, and Cu(Mg) solid solution, respectively. The interfacial width increases with increasing the holding time, and the width of eutectic beside Cu₂Mg layer in interface zone increases obviously. The micro-hardness of the interface zone is much higher than that of magnesium alloy and copper, and there are obvious four hardness distribution areas. The microhardness of the interface increases with increasing the holding time.

Key words: AZ31B/Cu dissimilar metals; transient liquid-phase bonding; microstructure; properties

镁及镁合金具有密度低、比强度和比模量高、散热性和阻尼性好、电磁屏蔽能力强、尺寸稳定性好、易切削加工、储量丰富以及可循环利用等优点, 成为现代工业产品的理想结构材料^[1-4]。铜及其合金是目前应用广泛的金属材料, 具有较优的导热性、导电性、耐腐蚀性及良好的冷、热加工性能^[5-6]。为达到质量减

轻及产品多重性能的目的, 在不久的将来, 在某些领域 Mg/Cu 双金属件将替代钢, 广泛应用于电子、电力、电器、机械及汽车工业中^[7]。这就必然要涉及这两种不同金属的连接, 而焊接是工程材料连接的一种主要方法, 因此, 将镁合金材料与铜合金进行焊接, 在工程应用方面有着重大的意义, 可以充分发挥镁合金和

铜合金材料的性能优势。

由于 Mg 和 Cu 的熔点分别为 650 和 1 083 °C, 相差较大, Mg 和 Cu 的互溶性十分有限, 导热性和线膨胀系数不同, 而且 Mg 和 Cu 表面易生成高熔点氧化膜, 当采用熔焊接方法(如 TIG 焊)焊接 Mg/Cu 异种材料时, 接头处镁侧晶粒长大, 生成氧化物和脆性金属间化合物, 甚至产生裂纹、气孔等冶金缺陷, 这将明显降低材料的连接强度和导电率^[8-9]。真空扩散焊是在真空环境中, 在尽量使母材不出现塑性变形的条件下加压, 使母材紧密接触, 利用界面上原子扩散而实现结合, 得到光洁致密、具有较高结合强度的优质连接接头的先进工艺方法^[10]。但在固态下要实现 Mg/Cu 异种材料的扩散连接也有一定难度, 存在如下主要问题: 1) 镁与氧的亲合力极强, 加热时其表面形成化学性质稳定的 MgO 氧化膜, 同时由于镁的蒸气压较高, 易于蒸发, 不适合在高真空中进行焊接, 因此, 焊接过程中氧化膜难以被破坏和蒸发, 元素的界面扩散受阻^[11]; 2) 由于镁的熔点较低, 为避免镁合金晶粒的过度长大, 扩散焊温度应低于 500 °C, 而阿累尼乌斯公式表明, 大多数固相金属材料在这样的温度下无法得到较高的扩散系数^[12-13]; 3) 固相扩散焊接要求的压力较大, 母材变形严重^[14]。

过渡液相扩散焊(Transient liquid-phase diffusion bonded, TLP)可以有效地降低扩散焊温度, 有利于清除母材表面的氧化膜, 缩短焊接时间^[15]。采用 TLP 能实现对镁合金/铝、镁/钛、镁/钢等异种金属的可靠连接^[16-18]。然而, 对于镁与铜的扩散钎焊, 目前尚未见报道。从 Mg-Cu 二元相图可见^[19], Mg 与 Cu 在 485 °C 可形成低熔点共晶, 满足 Mg/Cu 异种金属扩散钎焊的前提条件。本文作者采用过渡液相扩散焊方法对镁合金 AZ31B 和紫铜进行连接, 利用 SEM、EDS 和显微硬度计对 AZ31B/Cu 界面区的显微结构和硬度分布进行分析, 研究扩散反应层的形成机理。

1 实验

实验材料为变形镁合金 AZ31B 和 T2 工业纯铜, 试板厚度均为 2 mm。AZ31B 和 Cu 的化学成分和热物理性能分别见表 1 和 2。采用线切割法将 AZ31B 和纯铜加工成 60 mm×40 mm 的焊接试板。焊前分别用粒度为 800、1000 及 1200 号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过渡液相扩散焊连接。过渡液相扩散焊设备的加热功率为 45 kW, 均温区为 d 300 mm×300 mm, 加载能力为 100~100 kN, 热态极限真空度为 3×10^{-3} Pa, 最高加热温度 1 200 °C, 温度控制精度为 ± 2 °C。

AZ31B/Cu 扩散连接工艺如下: 当炉腔内真空度达到 1×10^{-2} Pa 时, 开始加热, 加热速度为 10 °C/min, 当温度达到 500 °C 时保温。保温时间分别为 20、40 和 60 min, 保温过程中施加 2.5 MPa 的轴向压力。

表 1 AZ31B 镁合金的化学成分及性能

Table 1 Chemical composition and properties of AZ31B magnesium alloy

Mass fraction/%					Melting point/°C	Density/(g·cm ⁻³)	Shear strength/MPa
Mg	Al	Zn	Mn	Si			
Bal.	3	1	0.35	0.005	660	1.74	140

表 2 Cu 的化学成分及性能

Table 2 Chemical composition and properties of copper

Mass fraction/%					Melting point/°C	Density/(g·cm ⁻³)	Shear strength/MPa
Cu	Fe	O	Ni	Pb			
99.9	0.005	0.06	0.006	0.005	1083	8.96	150

焊后沿横截面剖切试样, 经抛光、试剂(4 mL 草酸, 2 mL HNO₃, 94 mL H₂O)腐蚀 20 s 后, 采用 S-4800 扫描电镜(SEM)观察界面结合区域的组织特征; 采用扫描电镜上配备的 X 射线能谱仪(EDS)对界面结合区元素分布进行测定; 采用 HVS-50 型维氏硬度计测定界面结合区的显微硬度, 实验载荷为 0.25 N, 加载时间为 5 s。

2 结果与分析

2.1 AZ31B/Cu 界面的微观组织

图 1 所示为 500 °C、保温 40 min 下 AZ31B/Cu 扩散焊试样界面处扩散层的 SEM 像。其中, 图 1(a)所示为界面扩散层的整体结构, 镁合金与铜之间形成了明显的扩散层, AZ31B 与 Cu 结合良好, 无界面孔洞或孔隙等微观焊接缺陷。界面层明显由图 1(b)~(e)中所示为 I、II、III、IV 和 V 层组成。

图 1(b)所示为靠近 AZ31B 镁合金一侧 I 层的微

观组织。可以看出, AZ31B 镁合金一侧基体分布着一些白色的第二相颗粒, 这些白色的第二相沿镁合金晶界呈网格状现象非常明显。能谱测试结果表明, I 层中白色析出物(图 1(b)中 A 处)的 Mg 含量为 59.59%(摩尔分数, 下同), Cu 含量为 35.46%, Al 含量为 4.95%。A 处的 $n(\text{Mg}):n(\text{Cu}+\text{Al})$ 十分接近镁基体的增强相 $\beta\text{-Mg}_{17}/\text{Al}_{12}$ 中的 $n(\text{Mg}):n(\text{Al})(17:12)$, 此时 $\beta\text{-Mg}_{17}/\text{Al}_{12}$ 相的化学表达式为 $\text{Mg}_{17}(\text{Cu}, \text{Al})_{12}$ 。由于 Cu、Al 两元素的原子半径比较接近, $\beta\text{-Mg}_{17}(\text{Cu}, \text{Al})_{12}$ 是 $\beta\text{-Mg}_{17}/\text{Al}_{12}$ 在扩散焊过程中一部分 Al 原子被 Cu 原子取代后形成的, 因此, 可将 I 层定义为由 $\alpha\text{-Mg}$ 和沿其晶界析出相 $\text{Mg}_{17}(\text{Cu}, \text{Al})_{12}$ 组成的晶界渗透层。从图 1(b)中 I 层还可以发现, 靠近 I 层内侧区域的第二相均匀分布而致密, 网格状特征基本消失, 说明 Cu、Al 元素在 AZ31B 镁合金中的活性较强, 首先沿晶界产生选择性扩散形成析出相后, 迅速向 AZ31B 镁合金基体中发生体积扩散。

图 1(c)所示为扩散层 II 的微观组织。其组织特征为片层状组织, 片层厚度约为 $1\text{ }\mu\text{m}$ 。EDS 能谱测试结

果表明, 片层组织(图 1(c)中 C 处)中 Mg 含量为 68.94%, Cu 含量为 31.06%。根据 Mg-Cu 二元相图, II 层片层状组织应为扩散连接过程中 Mg 与 Cu 发生共晶反应生成的共晶体组织, 黑色片层为 $\text{Mg}(\text{Cu})$ 固溶体, 白色片层为 Mg_2Cu 金属间化合物。

扩散层 III 的微观组织如图 1(d)所示。EDS 能谱测试结果表明, 图 1(d)中 D 处 Cu 含量为 68.96%, Mg 含量为 30.02%, Al 含量为 1.02%。结合 Mg-Cu 相图, 可以确定 III 层为 Cu_2Mg 金属间化合物。

图 1(e)所示为扩散层 IV 的微观组织。其组织形貌呈现片层状共晶组织特征, 但片层厚度比 II 层共晶体的片层厚度略大, 为 $2\sim 3\text{ }\mu\text{m}$ 。EDS 能谱测试结果表明, 片层组织中(图 1(c)中 E 处)Mg 含量为 66.32%, Cu 含量为 33.68%。因此, IV 层组织应为扩散连接过程中 Mg 与 Cu 发生共晶反应生成的共晶体。

扩散层 V 的微观组织如图 1(e)中下方浅灰色所示。EDS 能谱结果表明, 图 1(e)中 F 处 Mg 含量为 98.07%, Cu 含量为 1.05%, Al 含量为 0.23%, 可以判断该区域组织为 $\text{Cu}(\text{Mg})$ 单相固溶体。

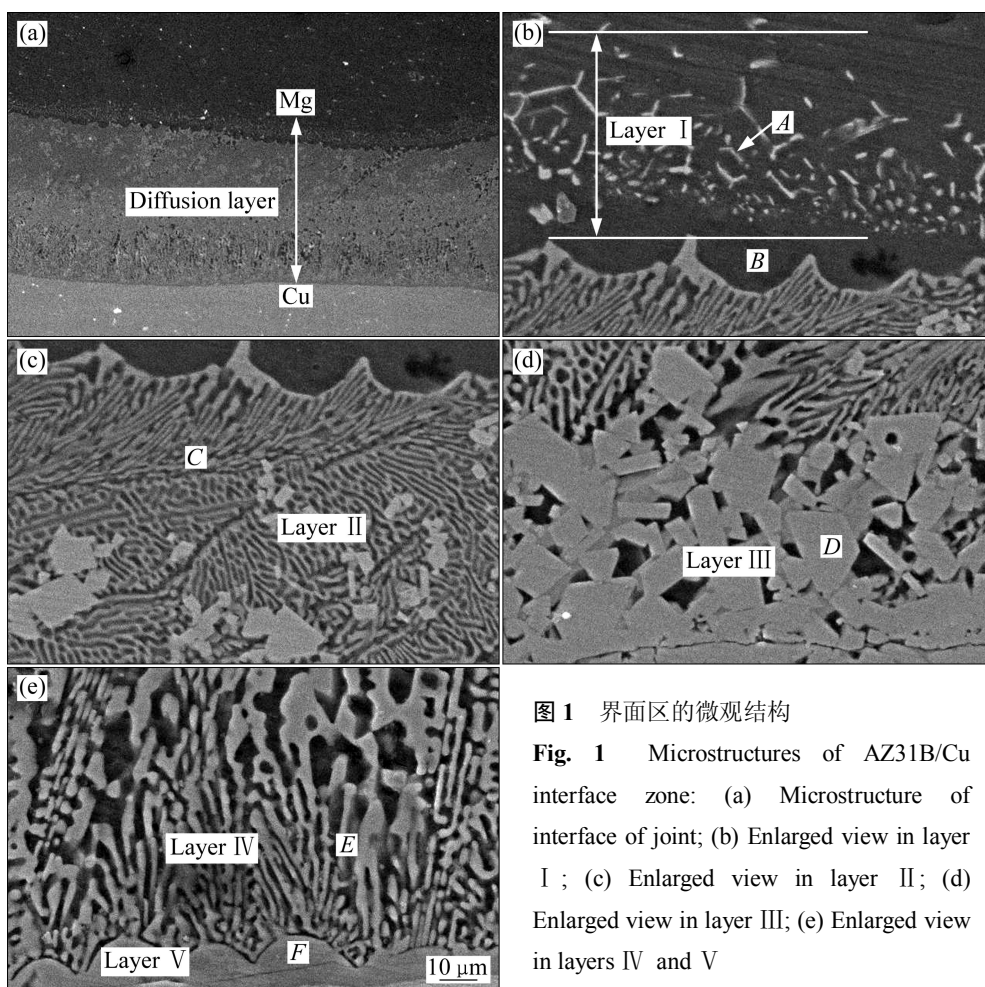


图 1 界面区的微观结构

Fig. 1 Microstructures of AZ31B/Cu interface zone: (a) Microstructure of interface of joint; (b) Enlarged view in layer I; (c) Enlarged view in layer II; (d) Enlarged view in layer III; (e) Enlarged view in layers IV and V

2.2 保温时间对扩散反应层厚度的影响

图 2 所示为 500 °C、2.5 MPa 保温不同时间后接头界面的显微组织。由图 2 可以看出,保温时间 20 min 后(见图 2(a)), 基体 Cu 与 AZ31B 镁合金发生了明显的扩散, 总厚度约为 200 μm , 其中镁合金基体的晶界扩散层厚度达到约 30 μm , 靠近镁合金一侧的共晶区宽度约为 60 μm , 靠铜基体一侧的共晶区宽度约为 30 μm , 浅灰色 Cu_2Mg 反应层厚度约为 70 μm 。

保温时间 40 min 后(见图 2(b)), 扩散层总厚度达到 450 μm 。其中, 镁合金基体的晶界扩散层厚度缓慢增加至 40 μm ; Cu_2Mg 反应层两侧共晶区的宽度迅速增加, 分别为 170 和 120 μm ; Cu_2Mg 反应层厚度缓慢增加至 100 μm 。但在保温过程中, 由于共晶液相的作用, Cu_2Mg 反应层局部熔断而漂移进入镁合金一侧的共晶层内。

保温时间 60 min 后(见图 2(c)), 扩散层总厚度达到 920 μm 。其中, 镁合金基体的晶界扩散层厚度为 50 μm ; 靠近镁合金一侧共晶区的宽度缓慢增加至 200 μm ; 靠铜基体一侧的共晶区宽度迅速增加至 560 μm ; Cu_2Mg 反应层厚度减小至 60 μm , 这是由于 Cu_2Mg 反应层进一步熔断而漂移进入两侧的共晶层内, 导致 Cu_2Mg 反应层的厚度逐渐减小。

2.3 界面扩散区的生长行为

综合不同工艺条件下 AZ31B/Cu 扩散焊接头的微观组织, 根据 Mg-Cu 二元合金相图, 并结合扩散溶解

结晶理论^[20-21], 可将 AZ31B/Cu 过渡液相扩散焊接头的形成概括为固相扩散、接头界面的液相形成及扩展和液相凝固 3 个主要阶段。

1) 固相扩散相变: 在焊接初始阶段, Mg 和 Cu 原子在浓度梯度的驱动下发生互扩散, 由于 Cu 原子沿镁合金基体晶界的扩散系数明显大于沿其晶内的扩散系数, 不断穿过 AZ31B/Cu 界面进入镁合金基体的活性 Cu 原子, 优先沿镁基体的晶界扩散, 然后向镁合金基体中发生体积扩散, 随着扩散时间的延长, 在镁合金表面局部区域出现过饱和固溶体, 并长大而成为新相, 即形成镁基体晶界扩散区。同样, 活性 Mg 原子不断穿过 AZ31B/Cu 界面进入铜中, 在铜表面形成 $\text{Cu}(\text{Mg})$ 扩散层, 见图 3(a)。随着扩散时间的延长, 铜表面局部区域出现过饱和 $\text{Cu}(\text{Mg})$ 固溶体, 并长大成为 Cu_2Mg 金属间化合物, 见图 3(b)。形成镁铜金属间化合物的主要因素是电子浓度和原子尺寸, 随着扩散时间的继续延长, Cu_2Mg 反应层不断增厚。大量研究表明, 界面反应层的厚度与扩散时间的平方根成正比^[22-24]。

2) 共晶液相的形成及扩展: 在共晶温度 485 °C 以上保温时, 当 $\text{Mg}(\text{Cu})/\text{Cu}_2\text{Mg}$ 界面处镁含量达到 33%(摩尔分数, 下同)时, Mg-Cu 发生共晶反应形成共晶液相, 见图 3(c)。由于界面两侧的 Mg 和 Cu 原子存在极大的浓度差, 在扩散驱动力的作用下, 镁合金中的 Mg 原子迅速向 Mg-Cu 共晶液相扩散, 母材铜中的 Cu 原子穿越 Cu_2Mg 反应层也向 Mg-Cu 共晶液相扩

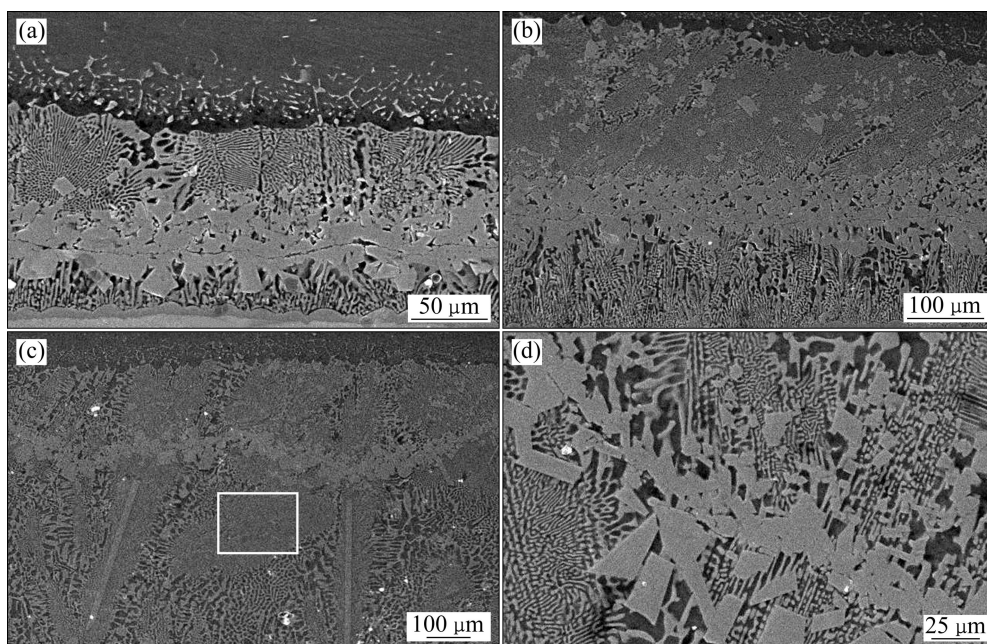


图 2 500 °C 时不同保温时间下 AZ31B/Cu 界面的显微组织

Fig. 2 Microstructures of AZ31B/Cu interface at 500 °C for different holding times: (a) 20 min; (b) 40 min; (c) 60 min; (d) Enlarged view of marked region in Fig. 2(c)

散, 导致镁合金因共晶反应而进一步溶解, 宏观上表现为 AZ31B 与 Cu_2Mg 之间的液相区宽度不断增大; 同时, Mg-Cu 共晶液相中的 Mg 原子穿越 Cu_2Mg 反应层向 $\text{Cu}(\text{Mg})$ 固溶体扩散, 铜中的 Cu 原子向 $\text{Cu}(\text{Mg})$ 固溶体中扩散, 当界面 $\text{Cu}_2\text{Mg}/\text{Cu}(\text{Mg})$ 处的镁含量达到 33% 时, Mg-Cu 发生共晶反应形成液相。同理, 由于液相作用, 母材铜中的 Cu 原子迅速向 Mg-Cu 共晶液相中扩散, AZ31B 镁合金中的 Mg 原子穿越 Cu_2Mg 反应层也向 Mg-Cu 共晶液相中扩散, 导致铜母材因共晶反应而进一步溶解, 宏观上表现为 Cu 与 Cu_2Mg 之间的液相区宽度不断增大, 见图 3(d)。因此, Cu_2Mg 反应层两侧的共晶液相区宽度增加的原因是镁合金中的 Mg 原子和铜中的 Cu 原子源源不断地向共晶液相层溶解, 并穿越 Cu_2Mg 反应层分别扩散至另一侧共晶液相层形成的。因此, 随着加热时间的延长, Cu_2Mg 反应层两侧的 Mg-Cu 共晶液相层均不断增厚, 其生长方向分别指向镁合金和铜母材, 以消耗镁合金中的 Mg 原子、铜母材中的 Cu 原子为代价连续向两侧共晶液相层生长。在此阶段, 尽管 Cu_2Mg 反应层的厚度变化不大, 但由于其两侧的液相在扩展的同时发生互扩散, Cu_2Mg 反应层颗粒逐渐减小。

3) 液相凝固: 在随后的冷却过程中, 靠近 AZ31B 侧的共晶液相在 AZ31B 半熔化区优先形成 $\alpha\text{-Mg}$ 晶核并生长, 靠近铜侧的共晶液相在铜基体的半熔化区优先形成 $\alpha\text{-Cu}$ 晶核并生长, 当温度降低至 $485\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 剩余共晶液相凝固成为片层状的共晶组织

($\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_2\text{Cu}$)。受扩散时间和空间的影响, Cu_2Mg 化合物两侧的 Mg-Cu 共晶液相层为成分呈梯度分布的不均匀体系, 因此, 不同加热温度和保温时间的接头界面区的相变产物及其形态也不相同。

由以上分析可知, 采用扩散焊连接 AZ31B/Cu, 在 AZ31B 一侧会形成晶界扩散层和($\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_2\text{Cu}$)共晶组织区, 在 Cu 一侧会形成 $\alpha\text{-Cu}$ 区和($\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_2\text{Cu}$)共晶组织区, 中间扩散层为 Cu_2Mg 金属间化合物区。

2.4 界面扩散区的显微硬度

图 4 所示为加热温度 $500\text{ }^\circ\text{C}$ 、保温时间分别为 20、40 和 60 min 条件下 AZ31B/Cu 扩散焊接头界面区的显微硬度测试结果。由图 4 可以看出, 基材 AZ31B 的平均显微硬度约为 60HV, 基材 Cu 的平均显微硬度大约为 110HV。界面扩散区的硬度明显高于两侧基体的硬度, 硬度由 AZ31B、Cu 基体到金属间化合物层的区域内均呈现梯度递增的分布规律。扩散区存在 4 个不同硬度分布区, 这与显微组织观察结果一致, 即该区域中存在界面区中心区域的金属间化合物区及其两侧的 Mg-Cu 共晶组织区、靠近镁合金侧的镁基体晶界扩散区和靠近铜侧的铜基固溶体区。界面区无论产生哪种晶格类型的镁铜金属间化合物, 都会使硬度升高。

随着保温时间的延长, 扩散区的硬度相应提高, 保温时间为 20、40 和 60 min 条件下的最高硬度分别为 230、351 和 385HV; 随着保温时间的延长, 界面

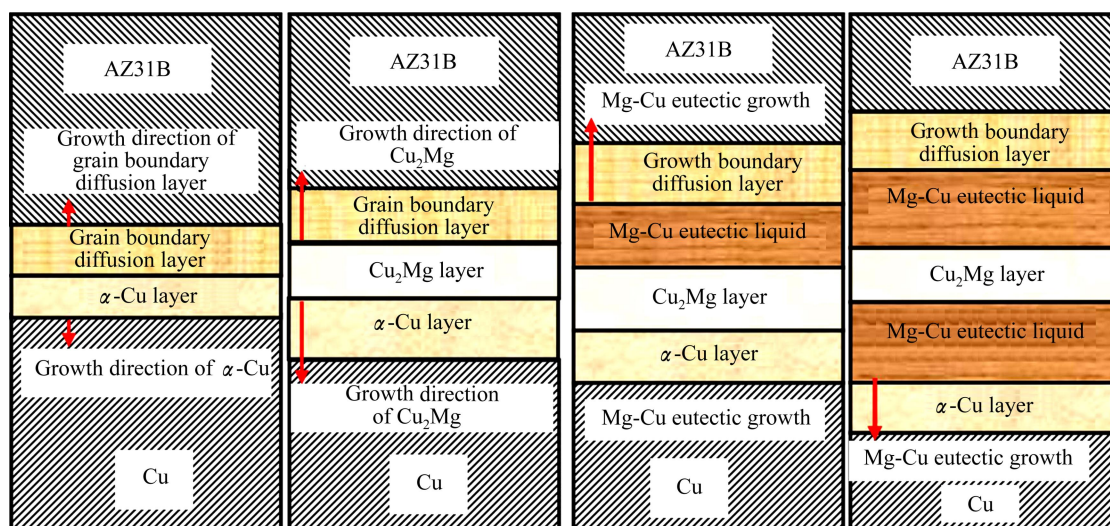


图 3 化合物生成及 Mg-Cu 共晶反应过程示意图

Fig. 3 Schematic diagram of formation process of compound and Mg-Cu eutectic reaction: (a) First stage of diffusion bonding; (b) Intermediate stage of diffusion bonding; (c) Intermediate-final stage of diffusion bonding; (d) Final stage of diffusion bonding

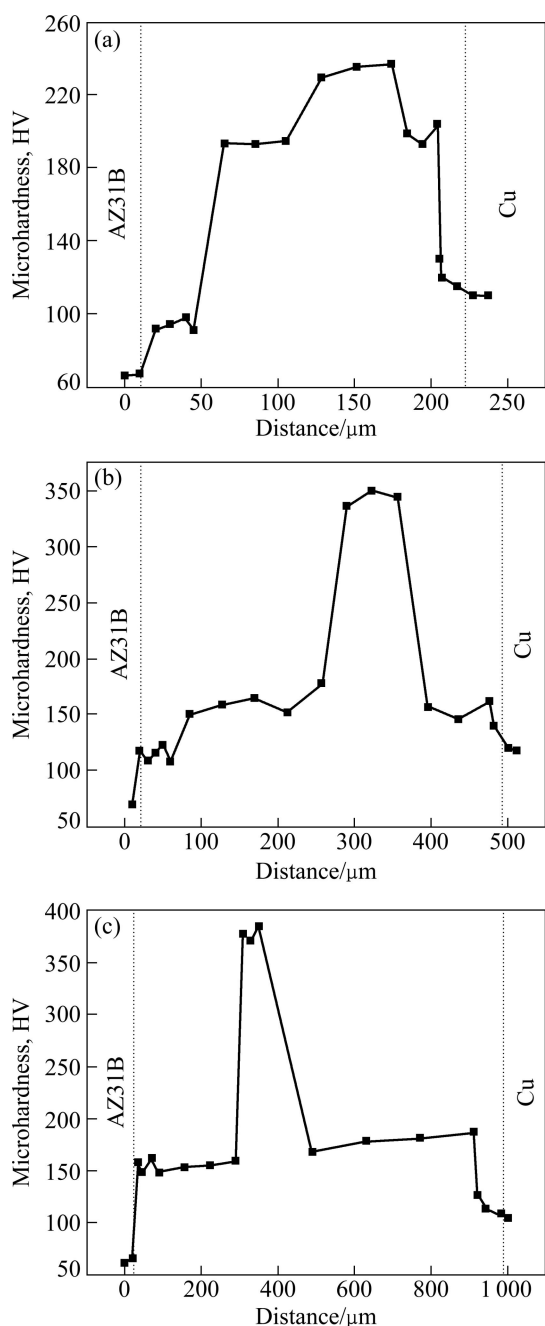


图 4 500 °C 和不同保温时间下 AZ31B/Cu 界面区的显微硬度

Fig. 4 Micro-hardness in interface zone of AZ31B/Cu diffusion bonding at 500 °C for different holding times: (a) 20 min; (b) 40 min; (c) 60 min

扩散区的宽度也得到了提高。

3 结论

1) 在加热温度 500 °C 下保温 40 min 时, 在

AZ31B/Cu 界面处形成明显的扩散层, 其组织依次为: α -Mg 和沿其晶界析出相 $Mg_{17}(Cu,Al)_{12}/\alpha$ -Mg/ $(\alpha$ -Mg+ Mg_2Cu)共晶/ Cu_2Mg 金属间化合物/ $(\alpha$ -Mg+ Mg_2Cu)共晶/ $Cu(Mg)$ 固溶体。Cu 在镁合金晶界富集出现晶界扩散现象。

2) 扩散焊保温过程中, Cu_2Mg 金属间化合物两侧的液相出现具有先后次序, 由于 Mg-Cu 共晶成分和 Mg 原子扩散路径, 首先在靠近 AZ31B 侧产生共晶液相, 然后共晶液相中的 Mg 原子穿越 Cu_2Mg 金属间化合物层扩散至 Cu 侧, 与 Cu 原子生成 Mg-Cu 共晶, 即靠近铜侧的共晶液相的产生具有延迟性。

3) 在加热温度 500 °C 下, 随着保温时间的延长, 界面区的宽度也相应增加, 其中共晶组织区的增加更为显著。

4) 界面扩散区的硬度明显高于两侧基体, 硬度由 AZ31B、Cu 基体到金属间化合物层的区域内均呈现梯度递增的分布规律。随着保温时间的延长, 界面扩散区的显微硬度及扩散区的宽度也相应提高。

REFERENCES

- [1] 丁文江. 镁合金科学与技术[M]. 北京: 科学出版社, 2007: 12-15.
DING Wen-jiang. Science and technology of magnesium alloys[M]. Beijing: Science Press, 2007: 12-15.
- [2] 刘静安. 镁合金加工技术发展趋势与开发应用前景[J]. 轻合金加工技术, 2001, 29(11): 1-7.
LIU Jing-an. Magnesium alloy processing technology development trend and development prospects of application[J]. Light Alloy Processing Technology, 2001, 29(11): 1-7.
- [3] 佟丽红. 汽车制造业使用镁的现状与潜力[J]. 世界有色金属, 2002(8): 16-20.
TONG Li-hong. Auto manufacturing industry and the status of the potential use of magnesium[J]. The World Nonferrous Metal, 2002(8): 16-20.
- [4] 黄少东, 唐全波, 赵祖德, 刘川林, 曹 洋, 赵 军. 用镁合金促进兵器装备轻量化[J]. 金属成型工艺, 2002, 20(5): 8-10.
HUANG Shao-dong, TANG Quan-bo, ZHAO Zu-de, LIU Chuan-lin, CAO Yang, ZHAO Jun. Use lightweight magnesium alloys promote weapon equipment[J]. Metal Forming Technology, 2002, 20(5): 8-10.
- [5] 中国机械工程学会焊接学会. 焊接手册(2): 材料的焊接[M]. 北京: 机械工业出版社, 2001: 608.
Chinese Mechanical Engineering Society Institute of Welding. Welding handbook (2): Welding materials[M]. Beijing: China Machine Press, 2001: 608.
- [6] 美国金属学会. 金属手册(第 6 卷): 焊接、硬钎焊、软钎焊[M]. 9 版. 北京: 机械工业出版社, 1994: 19-22.

- American Society of Metals. Metals Handbook (Volume 6): Welding, brazing, and soft brazing[M]. 9th ed. Beijing: China Machine Press, 1994: 19–22.
- [7] 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.
- [8] LIU Li-ming, WANG Sheng-xi, ZHAO Li-min. Study on the dissimilar magnesium alloy and copper lap joint by TIG welding[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 476(1/2): 206–209.
- [9] LIU Li-ming, WANG Sheng-xi, ZHAO Li-min. Study on TIG welding of dissimilar Mg alloy and Cu with Fe as interlayer[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2006, 11(5): 523–525.
- [10] OWCZARKI W A, PAULONIS D F. Application of diffusion welding in the USA[J]. Welding Journal, 1981, 60(2): 22–23.
- [11] 杜双明, 赵维涛, 刘刚, 郭伟. AZ31 镁合金扩散钎焊界面区域的组织结构及性能[J]. 热加工工艺, 2012, 41(1): 140–143.
- DU Shuang-ming, ZHAO Wei-tao, LIU Gang, GUO Wei. Microstructure and properties of interfacial region of AZ31 alloy by diffusion brazing[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(1): 140–143.
- [12] 余琨, 黎文献. Mg-Al-Zn 系变形镁合金轧制及热处理后的组织和性能[J]. 金属热处理, 2002, 27(5): 8–11.
- YU Kun, LI Wen-xian. Microstructures and properties of Mg-Al-Zn wrought alloys in as-rolling and annealing states[J]. Heat Treatment of Metals, 2002, 27(5): 8–11.
- [13] 杨平, 任学平, 赵祖德. AZ31 镁合金热成形及退火的组织与结构[J]. 材料热处理学报, 2003, 24(4): 11–16.
- YANG Ping, REN Xue-ping, ZHAO Zu-de. Microstructures and textures in hot deformed and annealed AZ31 magnesium alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2003, 24(4): 11–16.
- [14] 邹家生. 材料的连接原理与工艺[M]. 北京: 机械工业出版社, 2005: 34–36.
- ZOU Jia-sheng. Material connection principle and technology [M]. Beijing: China Machine Press, 2005: 34–36.
- [15] WU Ming-fang, SI Nai-chao, CHEN Jian. Contact reactive brazing of Al alloy/Cu/stainless steel joints and dissolution behaviors of interlayer [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21: 1035–1039.
- [16] LIU Peng, LI Ya-jiang, GENG Hao-ran, WANG Juan. A study of phase constitution near the interface of Mg/Al vacuum diffusion bonding[J]. Materials Letters, 2005, 59(16): 2001–2005.
- [17] XIONG Jiang-tao, ZHANG Fu-sheng, LI Jing-long, HUANG Wei-dong. Transient liquid phase bonding of magnesium alloy (AZ31B) and titanium alloy (Ti6Al4V) using aluminum interlayer[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(10): 1677–1680.
- [18] 赵旭, 宋刚, 刘黎明. 镁和钢异种金属熔焊接头的微观组织分析[J]. 焊接学报, 2006, 27(12): 53–57.
- ZHAO Xu, SONG Gang, LIU Li-Ming. Microstructure of dissimilar metal joint with magnesium alloy AZ31B and steel 304 for laser-tungsten inert gas lap welding[J]. Transactions of the China Welding, 2006, 27(12): 53–57.
- [19] 何康生, 孙国俊. 材料的扩散焊接[M]. 北京: 国防工业出版社, 1982: 45–49.
- HE Kang-sheng, SUN Guo-jun. The diffusion welding materials[M]. Beijing: Defense Industry Press, 1982: 45–49.
- [20] 吴铭方. 铝合金与不锈钢低温扩散焊及界面主组元扩散行为研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2011: 35–39.
- WU Ming-fang. Aluminum alloy and stainless steel low temperature diffusion bonding and interface diffusion behaviors of main group element[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2011: 35–39.
- [21] 董占贵, 钱乙余, 石素琴, 吴培莲. Al 合金接触反应钎焊接头力学响应及中间层厚度的确定[J]. 焊接学报, 2002, 23(1): 34–36.
- DONG Zhan-gui, QIAN Yi-yu, SHI Su-qin, WU Pei-lian. Al contact reactive brazing joint mechanical response and the intermediate layer thickness determination[J]. Welding Journal, 2002, 23(1): 34–46.
- [22] PATIL R V, KALE G B, GAWDE P S. Diffusion reaction in titanium/Inconel-600 system[J]. Journal of Nuclear Materials, 2001, 297(2): 153–160.
- [23] ZHOU Fei, LI Zhi-zhang. Interfacial reaction and joint strength of Si_3N_4 partial transient liquid-phase bonded with Ti/Cu/Ti multi-interlayer[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2001, 11(2): 273–278.
- [24] 吴铭方, 司乃潮, 陈健. 铝/镀银层/钢的扩散钎焊及界面化合物的生长行为[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 1209–1213.
- WU Ming-fang, SI Nai-chao, CHEN Jian. Diffusion brazing of Al/Ag plating layer/steel and growth behavior of interface compound[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1209–1213.

(编辑 陈卫萍)