

镁/铝异种金属焊接的研究现状与展望

刘英宗, 李远星, 郑向博, 姚淑一, 白玉杰, 朱宗涛, 陈 辉

(西南交通大学 材料先进技术教育部重点实验室 材料科学与工程学院, 四川 成都 610031)

摘 要: 镁合金和铝合金 (Mg 合金和 Al 合金) 都具有很多优良的特性, 在现代工业中占有越来越重要的地位, 实现 Mg/Al 异种金属的可靠焊接对于轻量化发展具有重要意义。然而, 在 Mg/Al 异种金属焊接过程中存在一些亟待解决的问题, 例如 Mg 合金和 Al 合金易氧化、易形成气孔和连续分布的金属间化合物 (IMCs) 等严重影响接头性能。本文分析了 Mg/Al 异种金属的焊接性, 回顾了 Mg/Al 异种金属焊接技术的研究进展, 阐述了 Mg-Al IMCs 的改善和消除, 并对 Mg/Al 异种金属焊接提出了展望。

关键词: 轻量化; Mg/Al 异种金属焊接; 接头性能; 金属间化合物(IMCs)

中图分类号: TG457

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)12-4757-16

随着碳达峰、碳中和目标升级为国家战略, “双碳”目标纳入生态文明建设整体布局, 能源结构、产业结构和交通结构等将面临深刻的低碳转型, 节能减排, 合理开采, 高效利用好各类资源至关重要。作为最轻质的 2 种材料, Mg 合金和 Al 合金首当其冲被拿来讨论。Mg 合金的密度为 1.75~1.85 g/cm³, 约为 Al 合金的 66%, 钢的 25%, 是现有的工程金属中密度最小的材料。同时 Mg 合金具有较高的比强度、比刚度和比弹性模量, 良好的尺寸稳定性、导热导电性, 优异的铸造、切削加工性能, 高阻尼、电磁屏蔽、资源丰富、易回收利用等优良性能^[1-3], 因此被广泛应用于工业生产。例如, 在汽车行业, Mg 合金用于汽车零部件的制造, 能大大减轻汽车质量, 节约燃油的消耗, 减少废气排放。研究表明^[4], 车重减少 10%, 汽车里程可能会增加 5%~10%, 当用 Mg 代替钢时, 最多可以减轻 62% 的质量。汽车整车的质量每减轻 10%, 汽油的消耗量就减少 6%~8%^[5]。当油耗减少时, 二氧化碳排放量自然而然地也会减少, 若每辆车上使用的 Mg 合金能够达到 70 kg, 那么每年的二氧化碳排放量就能降低 30%, 达到环保要求^[6]。很多零部件都可以用 Mg 合金构件, 例如在汽车领域 Mg 合金被用来做汽车轮毂、变速箱外壳和汽车座椅支架、方向盘、转向柱支架等^[6,7]。

Al 合金是工业中使用的第二大金属材料, 密度虽然小, 但是强度却较高, 部分 Al 合金的强度甚至优于性能优异的钢材。同时它 also 具有良好的塑性, 能被制造出不同形状的构件。此外, Al 合金的耐腐蚀、导电

和导热等性能也很好, 因此被广泛应用于汽车、铁路和航空航天等领域^[8-10]。Al 合金的广泛使用也是实现轻量化的重要途径, 例如 6005A Al 已经被用作汽车的热门材料之一^[11]。在汽车行业中, Al 合金已经成为主要用材, 占车身很大的比例, 而且其使用量在不断提高, 尤其在汽车非承重件^[8]。Al 合金不仅可以应用在汽车上大幅减轻车子的质量, 而且比钢更易于回收, 可以重复利用, 减少材料的损失, 减少废弃的污染, 因此 Al 合金及其复合材料也被广泛用在高铁和航天航空等重要领域。例如, A6N01S-T5 Al, 因其优异的强度, 良好的成型性和可焊性, 被广泛应用于高速列车车体生产中^[12], Al 合金的广泛使用也大大促进了各个领域的进步和发展^[13]。

Mg 合金和 Al 合金都具有密度低、比强度高、机械加工性好和可回收性好等优良特性, 被用来替代较重的钢材, 以提高燃料效率和减少环境破坏^[14]。因此, 随着 Mg 合金和 Al 合金更广泛的使用, Mg 合金和 Al 合金之间的连接不可避免。实现 Mg/Al 异种金属的可靠连接, 不仅可以结合两者的优势, 还可以互相补充不足, 既可以进一步拓宽材料的使用范围, 又可以为轻量化制造走出一条更为可观的道路, 尤其对于汽车工业和航天航空工业的发展显得尤为重要。因此, 越来越多的注意力集中在 Mg/Al 之间的连接上, 以进一步实现轻量化发展^[15,16], 而实现 Mg/Al 异种金属的可靠焊接是重要一环^[17]。

本文分析了 Mg/Al 异种金属焊接性, 回顾了 Mg/Al 异种金属焊接技术的研究进展, 阐述了 Mg/Al

收稿日期: 2021-12-05

作者简介: 刘英宗, 男, 1994 年生, 博士生, 西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610031, 电话: 028-87600722, E-mail: yingzongliu123@163.com

表 1 Mg 和 Al 的物理性质

Table 1 Physical properties of Mg and Al^[18]

Material	Density/g.cm ⁻³	Melting point/°C	Coefficient of thermal expansion/ $\times 10^{-6} K^{-1}$	Thermal conductivity/ $W \cdot (m \cdot K)^{-1}$	Specific heat capacity/ $J \cdot (kg \cdot K)^{-1}$
Mg	1.59	650	25	78	1360
Al	2.385	660	24	94.03	1080
Fe	7.015	1536	10	38	795

IMCs 的改善和消除, 并对 Mg/Al 异种金属焊接提出了展望, 希望进一步拓宽 Mg 合金和 Al 合金的应用范围, 为轻量化发展做出贡献。

1 Mg/Al 异种金属的焊接性分析

因 Mg 合金和 Al 合金的物理和化学性质的特殊性, 使得 Mg/Al 异种金属焊接过程中存在很多的问题, 主要表现如下。

1.1 Mg-Al 焊接时易产生变形和元素烧损

表 1 列出了 Mg 和 Al 2 种金属的部分物理性质^[18]。由表 1 可知, 首先 Mg 和 Al 导热率和比热容都比较大, 在焊接过程中必须采用能量集中、功率大的热源才能弥补热量的损失, 以获得高质量的接头; 其次, Mg 和 Al 的热膨胀系数都较大, 焊接过程中易产生变形, 焊后接头热应力较大, 容易产生应力集中, 导致产生热裂纹倾向大。再者, 二者的熔点都较低, 所以在焊接过程中容易产生蒸发或者合金元素的烧损, 从而使得焊缝金属的化学成分改变, 降低焊接接头的性能。

1.2 Mg 和 Al 焊接时易氧化

Mg 和 Al 均属于活泼金属, 很容易与氧结合形成 MgO 和 Al₂O₃ 氧化膜, Al₂O₃ 结构致密且熔点较高可达 2050 °C, 很难将其去除。Mg 的氧化性也极强, 在焊接过程中易形成氧化膜 MgO, MgO 熔点高达 2500 °C 以上, 氧化膜的产生会严重阻碍金属之间的良好结合, 焊接后易在接头区产生夹杂、裂纹等缺陷, 使接头结合性能变差。

1.3 Mg 和 Al 焊接时易产生气孔

Mg 和 Al 在高温时均能溶解一定量的气体 (氢气和氧气等), 而在冷却时随着焊缝的快速凝固, 气体的溶解度急剧下降, 来不及逸出的气体便留在焊缝中形成气孔, 气孔往往会导致应力集中, 从而使焊缝熔合区的塑韧性降低, 接头性能变差。

1.4 Mg 和 Al 焊接时易形成金属间化合物 (IMCs)

由于 Mg 是密排六方结构 (hcp), Al 是面心立方结构 (bcc), 两者晶体结构的不同使两者之间相互溶解度变差。图 1 为 Mg-Al 二元合金相图^[19], 如图所知, 共晶温度 (437 °C) 时 Al 在 Mg 中的饱和溶解度约为 11.6% (原子分数), 平衡结晶时发生共晶反应:

$L \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \beta\text{-Al}_{12}\text{Mg}_{17}$, 随着温度的下降, Al 在 Mg 中的溶解度会不断下降, Mg-Al 只能形成有限固溶体, 且较易形成硬脆的 Mg-Al IMCs (Al₁₂Mg₁₇ 和 Al₃Mg₂), Mg-Al IMCs 的形成会大大增加接头的脆性, 降低了接头强度。

2 Mg/Al 异种金属焊接的研究现状

实现 Mg/Al 异种金属的焊接具有重要意义, 然而, 由于 Mg 合金和 Al 合金的物理和化学性质特殊性, 使得 Mg/Al 异种金属焊接时存在较多问题。因此, 国内外学者使用不同的焊接方法对于 Mg/Al 异种金属焊接进行了研究, 以期得到性能良好的接头来满足生产需求。

2.1 熔化焊

2.1.1 TIG 焊和 MIG 焊

非熔化极惰性气体钨极保护 (tungsten inert gas welding, TIG) 焊, 是一种传统的熔化焊方法, 按照焊接时使用电流方式可分为直流 TIG 焊和交流 TIG 焊。交流 TIG, 在焊接过程中可以自动清除母材表面的氧化膜, 因此在焊接 Mg 合金和 Al 合金等活泼金属时, 一般采用这种方法。例如, Liu^[20]等人使用 TIG 焊进行了 Mg 1/1060 Al 的焊接。研究发现, 得到的 Mg-Al

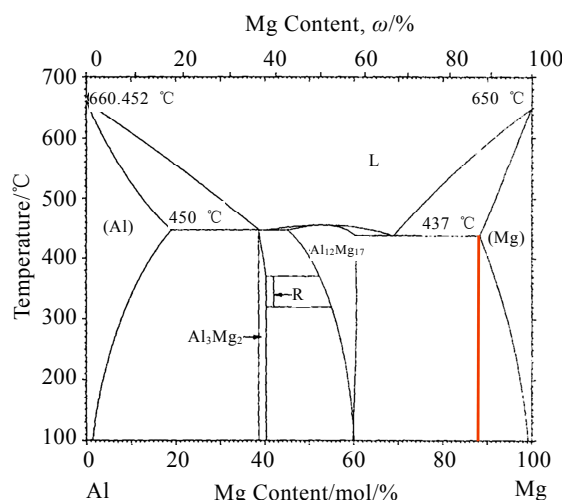


图 1 Mg-Al 二元合金相图

Fig.1 Mg-Al binary alloy phase diagram^[19]

接头中靠近 Mg 母材侧熔合区组织的显微硬度(HM)最高,为 275~300,远高于 Mg 母材的硬度(HM) 20,原因是在 Mg 母材侧熔合区附近形成了具有高硬度的脆性相 (Mg-Al IMCs),断裂发生在此区域,呈解理断裂特征,同时在 Mg 侧断口处发现存在一些氢气孔。王恒等人^[21]采用 TIG 交流焊的方法进行了 AZ31B Mg/6061 Al 的搭接焊试验。结果表明,在 Mg-Al 直接焊接时,接头中很容易形成了 Mg-Al IMCs ($Mg_{17}Al_{12}$ 和 β -AlMg IMCs 等),而当接头中 IMCs 较厚且呈连续分布时,接头极易在 IMCs 处开裂,造成接头强度较低,学者们在后期研究中发现使用熔焊、固相焊和钎焊进行 Mg-Al 异种金属焊接时都存在此问题。

上述研究表明, Mg/Al 异种金属的焊接时,接头难免会形成脆性相 Mg-Al IMCs。然而 Mg-Al IMCs 的硬度(HV) (1489.6~2165.8 MPa) 远高于纯 Al 和纯 Mg 的硬度(HV)(245~588 MPa)^[22],当受到外力作用时,硬脆性较高的 Mg-Al IMCs 难以与硬度较低的母材 (Mg 合金和 Al 合金) 一起协调变形,导致接头较易因应力集中产生开裂。同时 IMC 通常具有低延展性和高脆性,当接头承受外力时,裂纹很容易在 IMC 内部产生和扩展^[23],使接头的力学性能恶化。因此,为获得高性能的 Mg-Al 接头,在 Mg-Al 异种焊接时必须有效的防止 IMC 的形成。在 Mg-Al 熔化焊接过程中学者们试图通过引入中间层和优化工艺参数等方法改善 Mg-Al 接头性能。例如,王恒^[21]等人采用锡 (Sn) 作为中间层,用 TIG 焊进行了 Mg/Al 搭接焊接试验研究。结果表明,Sn 中间层对 Mg-Al 之间的扩散起到一定的阻碍作用,有利于改善焊接接头的性能。Liu^[24]等人对 AZ31B Mg/6061 Al 进行 TIG 焊时,并选用纯锌 (Zn) 作为填充金属,如图 2 所示。研究表明,Zn 的加入也可以抑制 Mg-Al 之间的扩散,较好控制 Mg-Al IMCs 的形成。添加 Zn 的焊接接头熔合区主要由 $MgZn_2$ 、混合的 Zn 基固溶体和 Al 基固溶体 (MZAS) 组成,

接头平均抗拉强度可达 93 MPa,与 Mg/Al 直接熔焊得到的接头强度 (28 MPa) 相比明显提高,但是发现在靠近 Mg 母材的熔合区 (FZ) 中 MZAS 的含量比焊缝中心和靠近 Al 母材的熔合区中 MZAS 的含量少,使得靠近 Mg 母材的 FZ 成为接头最薄弱的区域。为了进一步改善接头性能,Liu 等^[25]进一步研究了添加不同厚度 (0.1、0.2、0.3 和 0.4 mm) 的 Al 箔对于 AZ31B Mg/6061 Al 的接头性能的影响。研究表明,适量的 Al 的加入(厚度为 0.1 和 0.2 mm) 时增加了靠近 Mg 母材侧熔合区的 Al 基固溶体含量,固溶体的增加可以消除应力集中,阻碍裂纹扩展,从而使得接头的抗拉强度进一步提高,最高可达到 104 MPa,然而添加过量的 Al (厚度为 0.3 和 0.4 mm) 时则会导致富 Al 区的形成,反而会使接头的抗拉强度降低。Liu^[26]等人对 AZ31B Mg/6061Al 进行 TIG 焊时,采用 Zn-30Al-xCe 作为填充金属。研究表明,适量的稀土元素 Ce 加入 Zn 基填充金属中有利于进一步改善接头的显微组织和性能。当 Zn 基填充金属中加入 0.05 (质量分数, %) Ce 后,接头熔合区粗大的 Al 基固溶体晶粒被细化,接头平均抗拉强度可以提高到 132 MPa,然而当 Zn 基填充金属中添加 0.08 (质量分数, %) Ce 后,熔合区的微观结构由 α -Al 枝晶、粒状 $MgZn_2$ 和 MAZS 组成,粒状 $MgZn_2$ 和 MAZS 对接头的性能有不利影响,接头的抗拉强度反而降低。与 TIG 焊相比,熔化极惰性气体保护焊 (MIG 焊) 效率较高,且在施焊过程中不会出现电极烧损。Zhang 等人^[27]使用 MIG 焊对 1 mm 的 2B50 Al/AZ31 Mg 进行了焊接,并以 0.2 mm 的 Zn 箔作为中间层。研究表明,Zn 中间层的加入抑制了 Mg 和 Al 之间的反应,避免了 Mg-Al IMCs 产生,得到的接头熔合区组织主要有 Al-Zn 固溶体 (靠近 Al 母材侧), Al-Si 共晶组织和 Mg-Zn IMCs (靠近 Mg 母材层),断裂发生在熔合区靠近 Mg 母材侧的界面结合处,抗拉强度为 64 MPa。

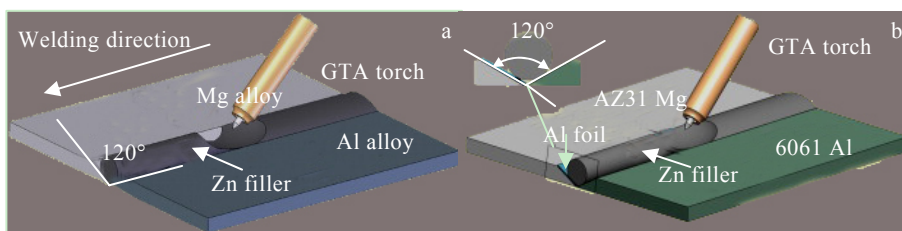


图 2 TIG 对接焊示意图

Fig.2 Schematic illustrations of TIG butt welding^[24,25]

2.1.2 激光焊

激光焊接的能量密度高、热输入小、热影响区窄^[28,29]，有利于改善焊接接头性能和 IMCs 的分布，因而也被学者们用于 Mg/Al 异种金属的焊接。例如，Borrisutthekul^[30]和周愆武^[31]等人采用激光焊焊接 Mg-Al 异种金属时，也发现接头中存在脆性相 (Mg-Al IMCs)，例如 Mg₁₇Al₁₂ 和 Mg₂Al₃ 等。研究表明，Mg-Al IMCs 的存在严重降低了接头强度，接头呈现脆性断裂特征。为分析 Mg-Al 焊接接头呈现脆性特征和较难实现焊接的主要原因，周愆武等人^[31]对焊缝界面处 Mg₁₇Al₁₂ 和 Mg₂Al₃ 在不同温度下的热力学性质进行了计算，计算发现在 225~1000 K 范围内，Mg₁₇Al₁₂ 脆性相的 Gibbs 自由能小于 Mg₂Al₃ 延性相，如图 3 所示，即在此温度范围内 Mg₁₇Al₁₂ 的稳定性高于 Mg₂Al₃，Mg₁₇Al₁₂ 是 Mg/Al 焊接接头呈现脆性特征和较难实现焊接的主要原因。Borrisutthekul 等人^[30]基于有限元分析法，研究了抑制 Mg-Al IMCs 形成的可能性。研究发现，在 Mg-Al 搭接接头的边缘进行焊接可以使熔化后的金属液向下板渗透深度变浅，这将有效减少 Mg-Al 之间的反应，从而使得生成的 Mg-Al IMCs 减少。进一步研究发现，焊接速度对于金属液向下板渗透深度、IMCs 的形成和接头性能^[32]也有较大的影响，在一定范围内（焊接速度小于 5 m/min），焊接速度越快，熔融金属进入下板的渗透深度越浅，同时生成的 IMCs 厚度也越薄，得到的 Mg-Al 接头抗剪切强度也越高，抗接头剪切强度最高可达 48 MPa。

激光焊对接头装配要求较高，且 Mg-Al 直接进行激光焊接时，也很容易产生脆性的 Mg-Al IMCs，使得接头性能恶化。为进一步改善接头性能，柳绪静^[29]等人采用激光-TIG 复合热源和 TIG 焊接对 AZ31B Mg/6061Al 进行了焊接。结果表明，采用 TIG 焊接得

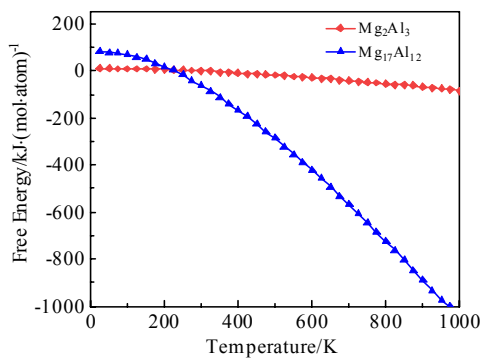


图 3 Mg₁₇Al₁₂ 和 Mg₂Al₃ 相在不同温度下的吉布斯自由能
Fig.3 Gibbs free energy of Mg₁₇Al₁₂ and Mg₂Al₃ phases at different temperatures^[31]

到的 Mg-Al 接头中形成连续的 IMC 层，导致 Mg-Al 接触的界面开裂，不能实现有效的连接。而使用激光-TIG 复合热源得到的 Mg-Al 接头中 IMCs 由连续的层状变成弥散的状态，这是由于激光-TIG 复合热源焊接速度快，且对熔池有快速搅拌作用，使 Mg-Al IMCs 形成较少且呈弥散分布。

学者们也通过采用添加中间层控制 Mg/Al 激光焊接过程中 IMCs 的产生。例如 Gao^[33]等人用不同厚度 (0.03、0.06、0.09、0.12 和 0.15 mm) 的纯钛 (Ti) 箔作为中间层，使用激光焊对 6061Al-T6/AZ31B Mg 进行了焊接，如图 4 所示。研究表明，使用厚度为 1.2 mm 的 Ti 层可以得到抗剪切强度最高 (78.2 MPa) 的接头，同时 Mg-Al IMCs 的形成可以被完全抑制，得到的接头组织由 Al₃Ti 和少量 Al₁₈Ti₂Mg₃ 组成。然而，当 Ti 箔的厚度小于 0.12 mm 时，由于在界面层和熔合区有裂纹和大量脆性相 (Al₁₂Mg₁₇ 和 Al₃Mg₂) 形成，接头变得非常脆弱。当 Ti 箔的厚度为 0.15 mm 时，因为焊接热输入不够，无法形成良好的接头。Shah^[34]等人使用纯镍 (Ni) 箔作为中间层，采用激光焊进行了 AZ31B Mg/AA6022 Al 的连接。为分析中间层选择的合理性，提出了“三步法”，首先分析了可能形成的化合物的生成焓 (ΔH)，证明了使用 Ni 层的可行性，并通过计算吉布斯能 (ΔG) 预测了 Ni 层使用后接头存在的主要相。其次对将可能形成的 Al-Ni IMCs 的力学性能与 Mg-Al IMCs 进行了比较，同时兼顾可行性和成本等因素的考虑。最后使用 0.1 mm 的纯 Ni 层成功地减少了 Al-Mg IMCs 的形成，初生相界面形成的 α-Mg+NiAl 化合物提高了接头塑性。然而，由于次生相界面由脆性的 Ni₂Al₃ 和 Al-Mg 基化合物组成，因此脆性界面无法完全被阻止。

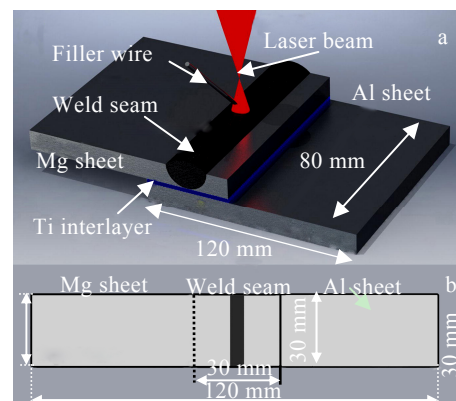


图 4 激光焊接示意图
Fig.4 Schematic diagrams of experimental set-up (a) and shear test specimen (b)^[33]

Dai^[35]等学者使用 0.2 mm 的纯 Cu 作为中间层,采用 Nd-YAG 激光焊进行了 Mg/Al 焊接。研究发现,使用 Cu 层得到的 Mg/Al 接头没有明显的气孔和裂纹,得到的接头显微组织中 IMCs 主要为 $Al_{12}Mg_{17}$ 、 Al_3Mg_2 和 $(Al_6Cu)Mg_4$ 。通过第一性原理计算知, $(Al_6Cu)Mg_4$ 的塑性优于 $Al_{12}Mg_{17}$ 、 Al_3Mg_2 。Cu 层抑制了 Mg、Al 的反应,减少了 Mg-Al IMCs 的数量,接头剪切强度大大提高,无 Cu 层得到的接头的剪切抗拉强度为 13 MPa,熔合区缺陷较多,含有 Cu 层的接头的剪切抗拉强度可达 48 MPa。

激光胶接焊(LWB)是一种将激光连续熔化焊接与胶接相互复合的新技术,较适用于连接薄板。采用 LWB 既可以利用激光焊和胶接各自的优势,又能弥补单独使用时的不足,因此也被学者们用于 Mg-Al 的焊接。例如,Liu^[36]等人进行了 AZ31 Mg/6061 Al 的 LWB 研究。研究表明,胶粘剂的加入会改变 Al 合金的表面张力,提高 Al 合金的激光功率吸收率,降低了 Mg-Al 共晶相和 IMCs 之间的温度差异,使得采用 LWB 得到的接头熔合区温度分布比激光焊接的更均匀,同时释放了 Mg-Al 共晶相和 IMCs 界面处的应力集中,使得用 LWB 得到的 Mg-Al 接头形成微裂纹的趋势明显低于激光焊接接头。Wang^[37]等人研究了胶粘剂对激光焊接接头的影响。研究表明,胶粘剂对焊接过程和焊接接头的性能具有显著的影响,焊接过程中胶粘剂会在热影响区部分分解,胶粘剂分解的面积(损伤面积)随激光功率增大而增大,而接头强度随着激光功率的增大先增大后减少。这个因为当激光功率较小(260 W)时,焊接熔深较小,也同样不利于接头性能;而当激光功率较大(450 W)时,得到的 LWB 接头熔合区中会含有较多的 Mg-Al IMCs,同样不利于接头性能,只有在合适的功率下才能获得强度较高的接头。进一步研究表明,胶粘剂的厚度对 LWB 接头性能也有影响。当胶粘剂厚度大于 0.1 mm 时,得到的 LWB

接头熔合区会有气孔和残余的固态胶粘剂存在使得裂纹容易产生,因此在 LWB 过程中需要严格控制胶粘剂的厚度。作者还在 AZ31 Mg/6061 Al 的 LWB 中采用镀锌铁箔(Fe)作为中间层,如图 5 所示。研究发现,使用 Fe 作为中间层得到的 LWB 接头只在熔合区底部发现少量的 Al-Fe IMCs,接头平均剪切强度达 101 MPa,比无 Fe 层的 LWB 接头大大提高。Wang 等人^[38]还研究了 Ni 和胶粘剂复合中间层对于激光-电弧复合焊接 AZ31 Mg/6061 Al 接头性能的影响。研究表明,胶粘剂和 Ni 复合中间层共同作用很好的抑制了 Mg 和 Al 之间的反应,Mg-Al 之间的过渡区由 Mg-Mg₂Ni 共晶和 Al-Al₃Ni 包晶组成。胶粘剂的加入提高了 Al 合金对激光的吸收率,增强了 Ni 层的作用,使得通过激光-电弧-胶粘剂复合焊接得到的 Mg-Al 接头的抗剪切强度达到 118 MPa。

综上所述,Mg-Al 异种金属焊接时,Mg-Al IMCs 的形成是造成接头强度低的主要原因,为避免熔化焊接过程中 Mg-Al IMCs 的形成,学者们通过在 Mg-Al 之间加入不同填充金属(Sn、Zn、Zn-Al、Ti、Cu、Fe、Ni 等)阻隔 Mg 和 Al 之间的直接接触,抑制了 Mg-Al 的反应,同时稀土元素 Ce 的加入进一步改善了接头性能;再者,学者们采用焊接速度较高的激光焊和激光电弧复合焊进行了 Mg/Al 的连接,通过加快焊接速度,增大对于熔池的搅拌,减小了 Mg-Al IMCs 的生成,实现对于 Mg-Al IMCs 的控制;另外,学者们采用 LWB 也得到了性能良好的 Mg-Al 接头,胶粘剂的加入改变了母材的表面状态,增加了母材对于激光吸收率,从而在相对较低的激光功率下获得性能良好的焊缝,同时在焊接过程中胶粘剂会分解成气体,分解后的气体会在熔合区上浮,对熔合区的成分也产生一定的混合作用,通过使用激光-电弧-胶接复合焊接可以进一步提高接头强度,改善接头性能。

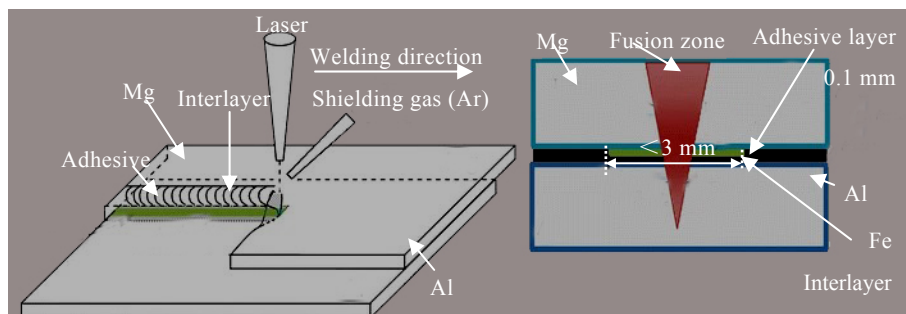


图5 使用镀锌铁作为中间层得到的 Mg-Al 激光焊焊接接头

Fig.5 Configuration of the laser weld bonding of Mg to Al joint with galvanized iron^[37]

但上述研究也存在一些问题,例如在熔化焊过程中较易产生难以消除的气孔^[39],不利于接头性能;界面连接处产生了新的 IMCs,虽然硬脆性不如 Mg-Al IMCs 高,但是当 IMCs 层厚度无法合理控制时,也会在 IMCs 处产生较大的应力集中导致接头易断裂^[40];采用激光焊接或者激光电弧复合焊接的成本相对较高,激光胶接焊过程中使用的胶粘剂和中间层的成分和厚度难以很好的控制等。

2.2 固相焊

上述研究表明,在熔化焊过程中学者们为了改善 Mg-Al 异种金属焊接接头性能,进行了大量的改进,主要是通过添加中间层和优化工艺参数来消除或减少 Mg-Al IMCs,得到了性能良好的 Mg-Al 异种金属焊接接头。但是熔化焊也存在明显的不足,焊接热输入较大,这不仅不利于接头性能,而且对母材有较大影响。固相焊相比熔化焊,焊接温度较低,理论上使用固相焊进行 Mg-Al 异种金属的焊接时,会生成较少的脆性相,因此也被学者们认为是一种 Mg-Al 异种金属焊接的较好方法,使用固相焊进行 Mg-Al 异种金属焊接的主要有搅拌摩擦焊(FSW)、扩散焊和超声点焊。

2.2.1 FSW

FSW 具有很多优点,例如在焊接过程中没有烟尘、焊缝不会形成气孔和凝固裂纹等缺陷,形成的接头残余应力通常会比熔化焊小,设备成本相对较低,操作简单,焊缝的机械性能相对较好,接头可靠性高等^[41,42]。因此,也被学者们广泛应用于 Mg-Al 之间的焊接。例如,Hirano^[41]进行了 1050 Al/AZ31 Mg 的 FSW 研究。研究发现,Mg/Al 接头形成了良好的机械互锁,但 Mg-Al 之间会通过扩散形成 Mg-Al IMCs,接头靠近 Mg 母材侧形成 $Al_{12}Mg_{17}$,靠近 Al 侧形成其他化合

物,断裂发生在 IMCs 处,提出在 Mg/Al 异种金属 FSW 过程中,应合理控制搅拌速度,避免母材的熔化,同时使 IMCs 尽可能分散。Jagadeesha^[42]使用搅拌摩擦焊在低转速($300 \text{ r}\cdot\text{min}^{-1}$)下实现了 2024-T3 Al/AZ31B-O Mg 的连接。研究表明,得到的接头焊缝中仍然存在 Mg-Al IMCs,通过调整界面偏移量后,可以实现 IMCs 层的减薄,当界面从中心位置向后退侧(Mg 侧)偏移 0.66 mm 时,得到的接头 IMCs 层厚度降低到最薄,约为 $1.2 \mu\text{m}$,此时得到的接头强度达到最高为 106.86 MPa。由此可见,减薄 IMCs 可以提高接头的强度。Mofid^[43]等人研究了在大气和水中 FSW 后得到的 Mg-Al 接头性能。研究表明,在大气中 FSW 后得到的接头中含有 Mg-Al IMCs, Al_3Mg_2 、 $Al_{12}Mg_{17}$ 和 Al_2Mg_3 ,然而在水下焊接得到的 FSW 接头熔合区未发现 Al_3Mg_2 和 $Al_{12}Mg_{17}$,焊接时峰值温度从 $403 \text{ }^\circ\text{C}$ (空气中)降低到 $378 \text{ }^\circ\text{C}$ (水下)。图 6 为在空气和水中进行 FSW 后得到的 Mg/Al 接头的界面微观组织形貌。由图可知,通过水下 FSW 得到的 Al/Mg 接头界面 IMCs 层厚度明显减小,焊接过程中峰值温度的降低可以大大减少 IMCs 的形成。Chen^[44]等人试图通过减少 IMCs 来提高 Mg-Al 接头的抗拉强度,分别在空气中及 60、15 和 $0 \text{ }^\circ\text{C}$ 水中进行了 AZ31B Mg/6061 Al 的 FSW。研究表明,随着制冷量的增加(环境温度下降),在高温区($>100 \text{ }^\circ\text{C}$)停留时间缩短、焊接时峰值温度降低和冷却速率加快,熔合区的宽度减少,接头强度和伸长率增大。在水温为 $0 \text{ }^\circ\text{C}$ 下得到的 Mg-Al 接头具有最高的强度 168 MPa 和最大的延伸率 5%,接头中 IMCs 的尺寸更小且分散更均匀,这将导致接头因应力集中导致开裂的几率大大降低,接头在断裂前能够承受较大的变形,从而使得强度和延展性大大增加。

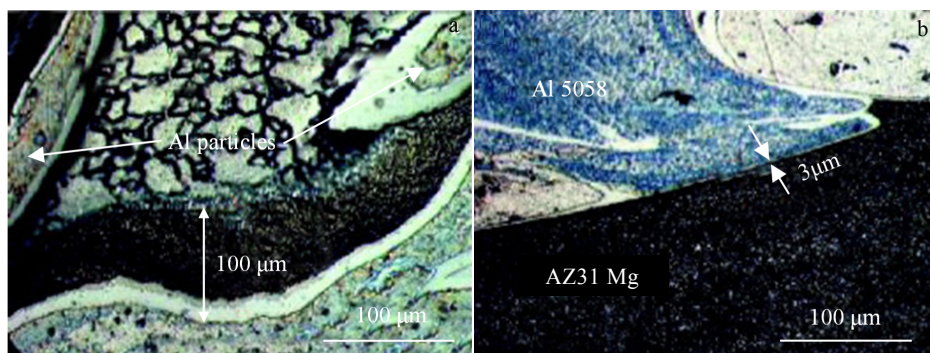


图 6 Al/Mg 界面显微组织形貌

Fig.6 Morphologies of Al/Mg interface for friction stir welded specimen in air (a) and submerged friction stir welded specimen under water (b)^[43]

超声波振动可以细化焊缝区晶粒,提高接头强度,因此也被学者们应用于 Mg-Al 异种金属的焊接中以进一步改善接头性能。例如,一些研究人员在 Mg/Al FSW 过程中引入超声波来控制 IMCs^[45,46]。Ji^[45]等人研究了采用超声波辅助得到的 6061-T6 Al/AZ31B Mg 的 FSW 接头性能。研究表明,超声波的加入改善了 Mg/Al 界面附近的材料流动和混合程度,延长了 Mg/Al 界面的长度,改善了接头机械互锁行为,延缓了裂纹扩展速度,提高了接头的力学性能。超声波辅助下得到的接头的抗拉强度和伸长率分别达到 120 MPa 和 1.5%,远高于无超声作用的 Mg/Al 的 FSW 接头的抗拉强度 (56 MPa) 和伸长率 (0.4%)。Lv^[46]等人研究了超声辅助作用下的 AZ31B-H24 Mg/6061-T4 Al 的 FSW 接头性能。研究发现,无超声作用时得到的 FSW 接头中明显有 IMCs (β -Al₃Mg₂ 和 γ -Al₁₂Mg₁₇) 形成,而且在焊缝区发现有氧化物的存在。然而当施加功率为 160 W 超声时,明显能看到界面 2 层金属间

化合物层(IMCLs)变为单层, γ -Al₁₂Mg₁₇ 消失;当施加功率为 340 W 超声时,没有连续的界面 IMCLs 出现,仅在界面靠近 Mg 母材的局部位置发现了破碎的 IMC。即在较低功率 (160 W) 的超声作用下消除了 Al₃Mg₂,在较高功率 (340 W) 的超声作用下,IMCLs 可以被完全破碎,如图 7 所示。超声波的加入使得接头强度明显提高,从无超声作用时的 80 MPa 提高到 110 MPa (功率为 160 W 超声作用时)。

Zhao^[47]等人系统研究了超声波对于 6061-T6 Al/AZ31B-H24 Mg 的 FSW 接头的抗拉强度、断裂韧性和断裂位置等的影响,并将接头划分为上中下 3 部分,调查了超声波对于接头每一部分的影响。研究发现,超声作用能明显提高接头的强度,采用超声辅助 FSW 得到的接头最大抗拉强度达 196 MPa,无超声作用时 FSW 接头的最大抗拉强度为 175 MPa。同时施加超声振动也增加了接头的韧性,在焊接速度为 30 和 80 mm/min 时,施加超声作用得到的接头在拉伸时的

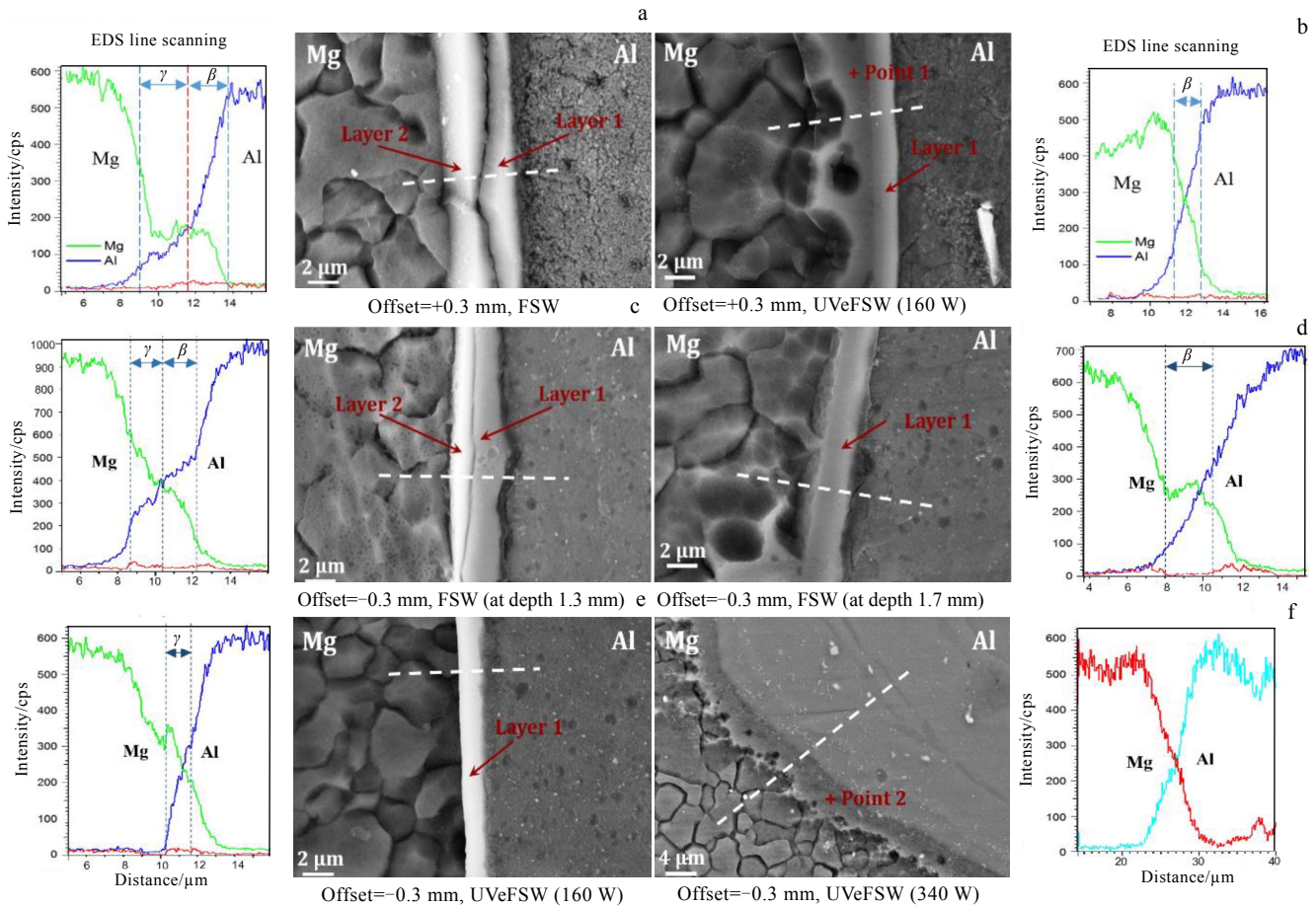


图 7 Al/Mg 焊缝界面的 SEM 形貌及 EDS 元素线扫描

Fig.7 SEM morphologies and EDS element line scanning of Al/Mg weld interfaces: tool offset on Al-side and below top surface of FSW joint (a) and UVeFSW (160 W) joint (b); tool offset on Mg-side at Z=1.3 mm of FSW joint (c) and at Z=1.7 mm of FSW joint (d); below top surface of UVeFSW (160 W) joint (e) and UVeFSW (340 W) joint (f)^[46]

位移量比无超声作用时的接头增加了近 1 倍, 在焊接速度为 50 mm/min 时, 虽然增加值相对较小, 但是也达到了约 26%。进一步研究表明, 焊缝中上部的抗拉强度在整个接头中最高, 下部最低, 这是由于在焊缝下部 Mg/Al 材料的机械互锁性较差, 且在结合界面附近存在大量的 IMC, 导致其成为焊缝中最薄弱的位置, 同时也是裂纹源, 因此提高焊缝下部的强度对于获得高强度的接头至关重要。当施加超声振动后, 焊缝各部位的抗拉强度均提高, 焊缝上中下部位的抗拉强度分别提高了 7.4%、10.6%和 11.3%, 可以看出施加超声振动对于焊缝下部的强度提高最大, 这也促使整个接头的强度提高。超声振动一方面通过强化塑性材料流动来改善 Mg/Al 材料的机械互锁作用, 另一方面也降低了 Mg/Al 界面 IMCs 的厚度, 从而使得接头强度提高。

综上所述, 为了减少和避免 Mg-Al 在 FSW 过程中 IMCs 的形成, 通过降低焊接时峰值温度, 缩短在较高温度的停留时间, 加快冷却速度, 改变了 Mg-Al IMCs 的形成和分布, 合理控制 FSW 参数等来消除或减少了 Mg-Al IMCs, 从而改善接头性能。但是 FSW 对于接头形式要求较高, 一般只能进行平直焊缝的焊接, 对于复杂的接头无法很好的实现连接, 因此采用 FSW 焊也具有一定的局限性。而且在 FSW 过程中, 需要严格控制搅拌头的偏移量和搅拌速度等参数才能在保证焊缝良好成型的同时 IMCs 的数量较少且呈弥散分布。

2.2.2 扩散焊

扩散焊也是一种固相焊接技术, 适用于焊接同种或异种金属材料^[48-50], 尤其是真空扩散焊, 作为一种先进的固态焊接工艺, 它能够避免采用熔化焊时产生的裂纹、变形、偏析等缺陷, 提高接头稳定性和机械性能^[51,53], 被广泛应用于异种金属的连接, 国内外学者们也将扩散焊用于 Mg/Al 异种金属的连接。例如, Mahendrana^[52]等人对 AZ31B Mg/AA2024 Al 的扩散焊接头进行了研究。研究表明, 扩散焊过程中的焊接温度, 施加压力和保温时间对接头性能都有重要的影响。当焊接温度低于 400 °C, Mg-Al 之间不会发生连接; 然而当焊接温度大于 475 °C, 可能导致 Mg 合金发生熔化。当施加压力低于 5 MPa, 则 Mg-Al 接头不会发生接合; 当压力大于 20 MPa, 则母材会发生严重塑性变形。当保温时间少于 5 min, 则 Mg-Al 也不能结合; 当保温时间多于 90 min, 则观察到晶粒过度长大。在温度为 425 °C, 压力为 20 MPa, 保温 45 min 的条件下可以获得最高的接头抗剪切强度, 为 56 MPa, 此时扩散层厚度最为合适, 过薄和过厚的扩散层都不利于

接头性能。因此说明, 合适的工艺参数(温度、压力和保温时间等)是获得优异接头性能的关键。Wang 等^[53]用 2.5 μm 的 Ag 箔作为中间层, 进行了 Mg1/1060 Al 真空扩散焊的研究。研究表明, Ag 层的加入成功避免了 Mg-Al IMCs 的形成, 在 Mg/Ag/Al 接头界面处形成了 Mg₃Ag (Mg 侧)、MgAg 和 Ag 基固溶体 (Ag 侧), 得到的 Mg/Ag/Al 接头最大硬度(HV)为 1225 MPa, 与 Mg/Al 接头(最大硬度(HV)为 2205 MPa)相比大大降低。进一步调查发现, 无 Ag 层的得到的 Mg/Al 接头结合强度仅为 3.38 MPa, 然而有 Ag 层的 Mg/Ag/Al 接头的结合强度为 14.5 MPa。同时, Ag 的加入也使得接头断裂形式发生转变, 如图 8 所示, Mg/Ag/Al 接头断口表现为穿晶断裂和塑性变形的特征, 而 Mg/Al 接头表现为解理断裂特征。作者还研究了温度对于 Mg/Ag/Al 接头性能的影响。研究表明, 当使用 Ag 作为中间层时, 只有在温度大于 370 °C 时, Mg-Al 才能形成良好接头, 但是当温度过高 (> 420 °C) 时, 接头中就会又形成 Mg-Al IMCs (Mg₁₇Al₁₂ 和 Mg₂Al₃), 在温度为 380~420 °C 之间, Ag 层的使用才能有效抑制 Mg-Al IMCs 的形成。由此可知, 温度对于接头性能具有较大影响。上述研究表明, Ag 的加入避免了 Mg-Al IMCs 的形成, 得到的 Mg/Ag/Al 接头硬度相比 Mg/Al 接头大大降低, 也使接头的剪切强度有所提高, 然而使用 Ag 作为中间层的成本较高, 总体来看对于接头性能改善较为有限。

Zhang^[54]等人使用高熔点的 Ni 作为中间层, 研究了 Ni 中间层对于 Mg1/1060 Al 扩散焊接头性能的影响。研究表明, 添加 Ni 箔有效阻止了界面处 Mg, Al 原子的相互扩散, 成功避免了 Mg-Al IMCs 的生成, 提高了 Mg-Al 接头的力学性能, 但是在接头生成了新的 IMC (Mg₂Ni), 由于 Mg₂Ni 相的存在, Mg-Ni 反应层的显微硬度(HV)在整个接头中最大为 2499 MPa。随着温度的升高, Al-Ni 和 Mg-Ni 反应层厚度不断增加, 接头的抗剪切强度先增大后减小, 在 713 K 下保温 90 min 时得到的接头最大抗剪切强度为 20.5 MPa, 大于 Mg-Al 直接扩散焊或使用 Ag 中间层得到的扩散焊接头, 接头的断裂发生在 Mg-Ni 界面, 接头的断裂方式为脆性断裂。Varmazyar^[55]等人研究了在 480 °C 下不同应变(0%、30%和 60%)的冷轧铜 (Cu) 中间层对 Mg-Al 扩散结合行为的影响。结果表明, 当无 Cu 中间层时, 随着扩散时间的增加, 扩散层厚度增加, 接头的强度反而降低, 原因是在接头中出现了脆性的 IMCs。然而, 当使用不同应变 Cu 作为中间层时, Cu 层应变值越大, 扩散时间越长, 扩散层的宽度越宽, 接头强度越大。使用冷轧后的 Cu 作为中间层也大大

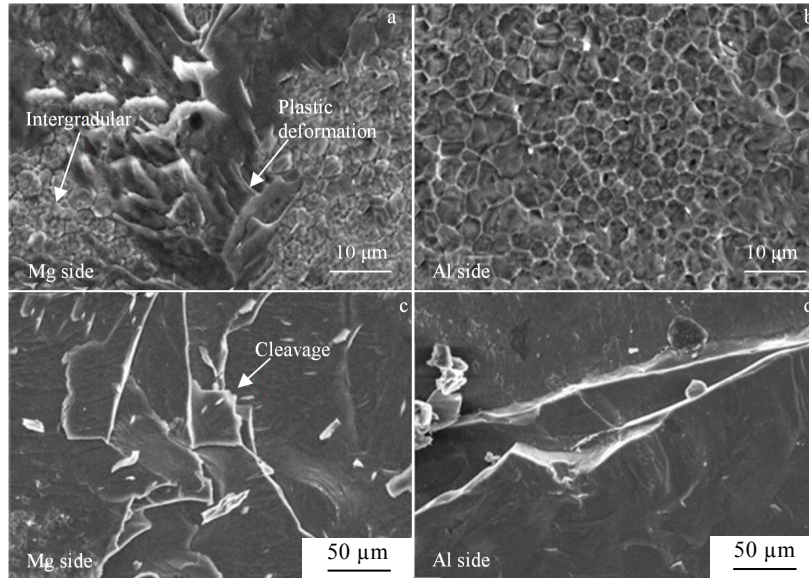


图 8 接头断口 SEM 断口形貌

Fig.8 SEM fracture morphologies of Mg/Ag/Al (a, b) and Mg/Al (c, d) joints^[53]

降低了 Mg-Al 接头的硬度, 通过使用层间应变量为 60% 的 Cu 中间层, 在保温 90 min 时得到最大抗剪切强度 (31.2 MPa) 的接头。上述研究表明, 使用 Ni 中间层也能明显改善 Mg-Al 扩散焊接头性能, 得到的接头强度优于 Mg-Al 直接扩散焊或使用 Ag 中间层得到的扩散焊接头, 使用冷轧后的 Cu 中间层也成功避免了 Mg-Al IMCs 的生成, 得到了强度更高的接头。然而使用高熔点的 Ni 和 Cu 作为中间层时, 都需要在较高的温度, 较长时间的保温 (大约 90 min) 才能成功得到性能良好的扩散焊接头, 一方面效率较低, 另一方面得到的接头中新生成的 Mg-Ni 和 Cu-Al 等化合物也对接头不利。

Guo^[56]等人研究了不同厚度 (0、30、50 和 100 μm) 的 Zn 箔对于 ZK60 Mg/5083 Al 扩散焊接头性能的影响。研究表明, Zn 中间层的使用成功地阻止了 Mg-Al 之间的相互扩散, 抑制了 Mg-Al IMCs 的形成。但是随着 Zn 层厚度的增加, 扩散层的宽度随之增加, 扩散区的相组成也发生转变, 当 Zn 层厚度为 30 μm 时, 接头组织主要由三元化合物 ($Mg_{50}Al_{33}Zn_{17}$), Al-Zn 固溶体, α -Al 和 $MgZn_2$ 相组成; 当 Zn 层厚度为 50 μm 时, 接头组织主要由 $MgZn_2$, Al-Zn 固溶体和 Al-Zn 共晶相组成; 当 Zn 层厚度为 100 μm 时, 接头组织主要由 $MgZn_2$ 、 Mg_2Zn_{11} 、残余 Zn、Al-Zn 固溶体、 α -Al 和 Al-Zn 共晶相组成。Zn 中间层的加入对接头力学性能也有较大的影响, 由于二元或三元 IMCs 的形成, Mg/Al 接头和 Mg/Zn₃₀/Al 接头在扩散反应区的显微硬度值急剧增加, 接头最大硬度 (HV) 的位置分别在 Mg_2Al_3 层 (>2940 MPa) 和 $Mg_{50}Al_{33}Zn_{17}$ 层 (>2744 MPa)。然而, Mg/Zn₅₀/Al

接头和 Mg/Zn₁₀₀/Al 接头的显微硬度 (HV) 值在 $MgZn_2$ 层中最大约为 1715 MPa。使用不同厚度的 Zn 中间层得到的接头抗剪切强度分别为: 17.34 MPa (Mg/Zn₃₀/Al), 22.6 MPa (Mg/Zn₁₀₀/Al) 和 38.56 MPa (Mg/Zn₅₀/Al), Mg/Zn₃₀/Al 和 Mg/Zn₁₀₀/Al 接头的抗剪切强度小于 Mg/Zn₅₀/Al 接头, 这可能是由于 Mg/Zn₃₀/Al 接头中生成 Mg-Al-Zn 三元化合物和 Mg/Zn₁₀₀/Al 接头中存在残余的强度较低的纯 Zn 所致。与高熔点的 Ag、Ni 和 Cu 中间层相比, Zn 中间层可以在较低温度 (335 °C) 下实施扩散焊, 但是仍然需要较长时间 (120 min) 的保温以实现很好的连接, 且接头中形成的连续分布的 Mg-Zn 化合物也对接头不利。

上述研究表明, 在扩散焊过程中焊接温度、施加压力和保温时间等参数对 Mg-Al 扩散焊接头性能都有重要影响, 合理的控制焊接参数对于改善接头性能至关重要。同时通过添加中间层 (Ag、Ni、Cu 和 Zn 等) 可以有效阻止 Mg-Al 之间的相互扩散, 避免 Mg-Al IMCs 的生成。值得注意的是, 虽然引入中间层提高了 Mg-Al 焊接接头强度, 但是得到的 Mg-Al 接头强度仍然不高, 这可能是在扩散焊过程中生成了新的化合物 (Mg-Ni IMCs、Mg-Ag IMCs 和 Mg-Zn IMCs 等), 也具有较大的硬脆性。

2.2.3 超声点焊

超声点焊技术 (USW) 具有能量输入低、焊接时间短、不消耗焊接工具等特点在连接薄板方面具有独特的优势, 也是一种环保的固态连接技术^[57]。Bakavos 和 Prangnell^[58]报道称, 超声点焊具有非常低的焊接能量输

入, 仅为电阻点焊的 2%左右, 约为搅拌摩擦点焊的 30%左右。因此, 学者们也将超声点焊技术用于实现 Mg/Al 异种金属的连接。然而, 有研究表明使用 USW 直接进行 Mg/Al 异种金属时仍然会在焊接界面出现 IMCs^[58-60]。为此学者们采用添加中间层来避免 Mg-Al 之间的直接接触, 防止 Mg-Al IMCs 的产生。例如, Gu^[61]等人在采用 Zn 作为中间层进行了 1.5 mm 的 AZ31B Mg/6082-T6 Al 的 USW。研究表明, Zn 中间层的加入成功地阻止了 Mg 和 Al 原子的相互扩散, 有效地避免了 Mg-Al IMCs 的生成。使用 Zn 层得到的 Mg/Al 接头的最大抗剪切强度为 57.62 MPa, 比无 Zn 层得到的接头抗剪切强度提高 89.6%。He^[62]等人采用 USW 实现了 2 mm 的 ZEK100 Mg/6022 Al 的焊接, 并使用高熔点的 Ag 作为中间层, 成功地消除了不利的 Mg₁₇Al₁₂。研究表明, 使用 Ag 层得到的接头在 Mg/Ag 界面的扩散层主要由 Mg₃Ag 和 Mg₃Ag+Mg 的共晶组织组成, Al/Ag 界面的扩散层主要由 Al₃Ag 组成。在 USW 过程中焊接能量输入对接头组织和性能具有显著的影响, IMCs 和扩散层的厚度随着焊接能量的增加而增加, 而接头抗剪切强度随着焊接能量的增加先增加后减小。当输入能量为 1250 J 时, 得到最大抗剪切强度 (62 MPa) 的接头, 比无中间层的得到的接头增加 31%。作者进一步比较使用 Ag 中间层与 Sn、Zn 等中间层通过 USW 得到的 Mg/Al 异种接头的抗剪切强度, 如图 9 所示, 加入 Ag 中间层得到的接头强度高于使用 Zn、Sn 和 Sn/Zn 作为中间层的接头。

上述研究表明, 为了避免 Mg-Al 在 USW 过程产生 Mg-Al IMCs, 学者们通过添加 Zn 和 Ag 中间层等有效阻止了 Mg-Al 原子的相互扩散, 避免 Mg-Al IMCs 的生成。通过 USW 技术可以实现 Mg-Al 的快速焊接^[62], 因此在焊接过程中产生的热量较少, 从而较易实现对于 IMCs 的控制。但是由于超声点焊技术只使用薄板的焊接, 具有一定的局限性, 且使用中间层后也会生成新的 IMCs (MgZn₂ 和 Mg₃Ag 等) 也不利于良好接头的形成。

2.3 钎焊

钎焊, 是指低于母材熔点的钎料和母材同时加热到钎料熔化温度后, 利用液态钎料填充固态母材的缝隙使金属连接的焊接方法。钎焊最重要的特点是温度低, 热输入量小, 因此钎焊过程基本不会破坏母材的组织、成分与性能, 同时焊接残余应力和热变形较小, 工艺过程简单, 在结构复杂、尺寸精度要求高、薄壁件、异种材料的连接应用中具有独特的优势^[63,64]。基于上述优点, 学者们也将钎焊技术应用于 Mg/Al 异种金属的焊接。例如, 屈福^[65]等人报道了一种用于 Mg/Al 异种金属钎焊的 Mg 基钎料(25~35)Mg-(25~35)Al-(20~30)Zn-(20~30)Sn, 报道称该钎料熔点为 420 °C, 可在温度高于钎

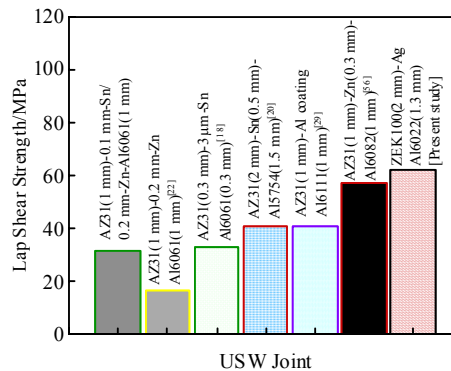


图 9 使用不同中间层得到的不同的 Mg-Al 的 USW 搭接接头的最大抗剪切强度平均值比较

Fig.9 Comparisons of the average maximum tensile lap shear strengths of the dissimilar joints made with different Mg and Al alloys with different interlayers via USW^[62]

料熔点 20~30 °C 之间实施 Mg/Al 的真空钎焊, 然而当连接温度达到 Mg-Al 共晶温度 (437 °C) 时, 接头容易形成 Mg-Al IMCs 恶化接头性能。因此, 为了抑制 IMCs 的生成, 学者们开发了低温钎焊工艺, 采用低熔点钎料来降低反应温度。例如, Liu^[66]等人采用 Sn-xZn (x=3, 9, 15, 30, 40, 50, 质量分数, %) 钎料进行了 AZ31B Mg/6061 Al 低温 (225~360 °C) 钎焊研究。研究表明, Zn 含量的变化对于接头性能具有较大影响, 当 Zn 含量较小 (<30%, 质量分数) 时, 得到的接头抗剪切强度随着 Zn 含量的增加而增加, 当 Zn 含量继续增加时 (大于 30%, 质量分数) 得到的接头抗剪切强度反而下降, 在使用 Sn-30Zn 作为钎料时得到的接头抗剪切强度最大为 70.73 MPa。然而, 当 Mg/Al 异种金属焊接温度超过 437 °C 时易生成多种脆性的 Mg-Al 金属间化合物, 而处于这个温度的中温的钎料较少, 故而现有的研究主要采用接触反应钎焊的方法来降低钎焊温度, 减少 Mg-Al IMCs 的生成。而低温钎焊时又容易生成脆性的 Mg₂Sn IMC^[66], 所以关于直接使用钎料熔化的传统钎焊方法的研究较少, 而主要是使用接触反应钎焊和超声辅助钎焊等特种焊接方法。

2.3.1 接触反应钎焊

接触反应钎焊 (CRB) 是利用共晶反应原理进行钎焊一种先进的材料连接工艺^[67]。因其具有连接温度低, 无需添加钎剂, 对被焊材料表面要求低, 工艺设备简单易操作, 无污染等一系列优点, 已被广泛应用在金属与金属、金属与陶瓷以及金属与石墨等的连接^[68,69], 学者们也将 CRB 用于 Mg-Al 异种金属的焊接。例如, Liu^[70]采用 300 μm 的 Zn 基钎料实现了 AZ31B Mg/6061 Al 的 CRB。实验表明, Zn 基钎料的加入避免了 Mg-Al IMCs

生成, 反应区靠近 Mg 母材处生成了新的化合物 ($MgZn_2$), 靠近 Al 母材处形成了 Al-Zn 过渡层, 但研究也发现在反应区与残余钎料之间的界面处存在少量气孔, 导致得到的接头抗剪切强度较低, 约为 45 MPa。Liu 等^[71]进一步探究了不同厚度 (0~30 μm) 的 Zn 层对焊缝组织的影响。结果表明, 无 Zn 基钎料添加时, 需要较高的温度 (446 $^{\circ}C$) 下才能实现连接, 得到的接头反应层厚度较厚 (>100 μm), 抗剪切强度较低, 约为 12.9 MPa, 然而添加 Zn 基钎料后在较低的温度 (360 $^{\circ}C$) 即可实现连接。当添加较厚的 Zn 基钎料 (10、20、30 μm) 时, 虽然需要经过较长时间的保温 (30 min) 才能实现连接, 得到的接头反应层厚度也较厚 (30~100 μm), 抗剪切强度约为 45 MPa, 但是比未添加钎料时得到的接头大大提升。当添加 3 μm 的 Zn 基钎料时, 得到的接头界面反应层较薄 (3~10 μm), 抗剪切强度进一步提高, 可达 55 MPa。Zhao^[72]等人采用厚度为 30 μm 的含有 Al 和 Ce 元素的 Zn 基钎料进行 Mg/Al 异种金属的 CRB。研究表明, Mg-Al 直接进行 CRB 时, 无法避免 Mg-Al IMCs 的形成, 通过在 Mg-Al 之间添加 Zn 基钎料, 大大改善了接头结合区的组织。虽然在结合区形成新的化合物 ($MgZn_2$), 但是它们呈弥散分布, 可以产生沉淀强化作用, 并且结合区的 IMCs 厚度小于 5 μm , 对接头力学性能没有影响。因此, 采用 Zn 基钎料大大提高了接头的抗剪强度, 添加 Zn 基钎料的 CRB 接头抗剪切强度达 83 MPa, 约为 Mg-Al 直接 CRB 接头的 2 倍。王世宇^[73]研究了 Cu 箔对于 AZ31B Mg/ZL108 Al 的 CRB 接头性能影响。研究表明, Cu 的加入可有效避免 Mg-Al IMCs 的生成, 但是研究发现 Cu 的加入对于 Mg/Cu 侧与 Al/Cu 侧的界面反应有较大差异, 当温度低于 560 $^{\circ}C$ 时 Al/Cu 界面不能形成有效连接; 温度高于 570 $^{\circ}C$ 时 Mg 母材又溶解过多, 钎焊温度区间非常窄, 选用 565 $^{\circ}C$ 得到的接头抗剪切强度仅为 12.6 MPa。作者针对钎焊过程中出现的界面反应不平衡问题建立了动力学模型, 通过计算分析了各界面反应特点得到合适的工艺参数, 在 475 $^{\circ}C$ 保温 60 min, 再升到 560 $^{\circ}C$ 保温 7 min 后得到抗剪切强度相对较高 (31.2 MPa) 的接头。Yang 等人^[74]采用 Ag-Cu-Zn 合金作为钎料, 在未使用钎剂的情况下采用 CRB 进行了 AZ31 Mg/3003 Al 的连接。研究表明, 当保温时间较短 (1 min) 时, 钎料未被完全溶解, 可以有效的阻止 Mg-Al IMCs 在接头形成, 得到的接头抗剪切强度达到最大, 为 90 MPa。然而当钎焊保温时间延长至 10 min, 钎料被完全溶解, 焊缝中发现了大量的 Mg-Al IMCs, 接头脆性增加, 接头的抗剪切强度降低到 30 MPa。由此可见, 在合适的工艺参数下钎料才既能发挥强化接头性能又能阻隔 Mg-Al 之间的直接接触。

综上所述, 在 Mg-Al CRB 过程中, 学者们在 Mg-Al 之间加入 Zn 基, Ag 基和 Cu 箔等钎料, 通过合理控制焊接温度和焊接时间, 阻止了 Mg-Al IMCs 在接头的形成, 提高了接头强度。但是在 Mg-Al 的 CRB 过程中, 也发现存在气孔^[70]和接头易氧化的问题, 仍然不利于形成性能良好的接头。因为焊接过程中未使用钎剂, 即使在钎焊前对母材表面进行机械打磨和化学处理去除了氧化膜, 钎焊时也难免产生新的氧化膜, 学者们在真空环境下进行了 Mg-Al 的 CRB, 很好改善了氧化的问题, 但是由于 Mg 较易产生挥发, 使用真空设备进行 Mg-Al 焊接时, 易损耗设备。

2.3.2 超声波辅助钎焊

超声波辅助钎焊技术, 因其成本较低, 在焊接时不需要添加钎剂而被广泛应用, 且超声波会在熔池中产生空化、声流、过热和共振现象, 通过这些作用可以减少孔隙率和细化晶粒从而提高接头性能, 因此也被学者们用于 Mg-Al 之间的焊接^[75,76]。例如, Li 等人^[75]采用纯 Sn 作为钎料, 并使用超声波辅助瞬态液相 (UATLP) 焊接实现了 1060 Al/AZ31B Mg 的焊接, 如图 10 所示。虽然使用 Sn 钎料成功避免 Al_3Mg_2 和 $Al_{12}Mg_{17}$ 的形成, 但是在接头中形成了一种新的 IMC (Mg_2Sn)。研究发现, 随着温度的升高, Mg_2Sn 的厚度逐渐增加, 当温度高于 235 $^{\circ}C$ 时, Mg_2Sn 中会产生裂纹, 如图 11 所示。进一步研究表明, 超声功率和超声波作用时间对接头性能也具有重要影响。当超声功率较小, 超声作用时间较短时, 母材和钎料的氧化膜难以被完全去除, 形成接头性能较差。然而当超声波作用时间较长, 超声功率较大时, 母材溶蚀较严重, 且钎料被挤出较多, 也不利于形成良好接头。在温度为 220 $^{\circ}C$, 超声功率约为 330 MPa, 超声作用 4 s 时, 得到的接头抗剪切强度最高达到 60 MPa, 此时 Mg_2Sn 的厚度约为接头宽度的 15%。许志武^[76]等人使用 Sn 基钎料 (Sn-3Cu 和 Sn-9Zn) 进行了 AZ31B Mg/纯 Al 的超声波辅助钎焊 (UAW) 研究。研究表明, 使用 2 种 Sn 基钎料也都会在接头中靠近 Mg 母材侧形成 Mg_2Sn , Mg_2Sn 厚度较大时很容易开裂。当使用 Sn-3Cu 作为钎料时, 在 285、300 和 325 $^{\circ}C$ 焊接后得到的接头中的 Mg_2Sn 都存在裂纹, 接头性能较差。进一步降低焊接温度, 在 200、220 和 240 $^{\circ}C$ 下, 使用 Sn-9Zn 作为钎料进行 Mg/Al 的焊接, 发现 Mg_2Sn 的含量显著降低, 接头的强度也明显提高, 在 200 $^{\circ}C$ 下使用 Sn-9Zn 得到的接头中的 Mg_2Sn 层厚度为 17 μm , 且无裂纹存在, 如图 12 所示, 接头的抗剪切强度为 23.4 MPa, 高于使用 Sn-3Cu 得到的接头抗剪切强度 15.1 MPa。

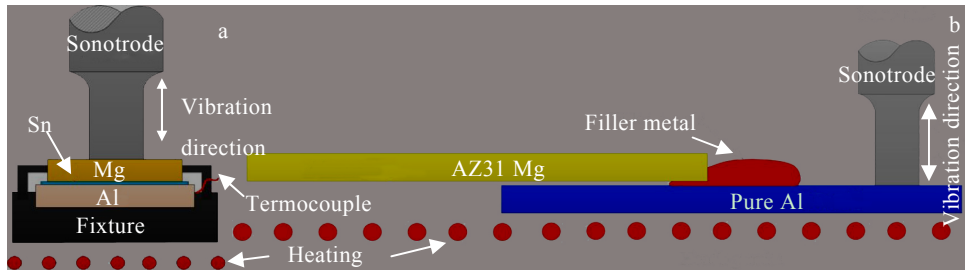


图 10 超声波辅助瞬态液相焊(UATLP)和超声波辅助钎焊(UAW)的示意图

Fig.10 Schematic diagrams of UATLP^[75] (a) and UAW^[76] (b)

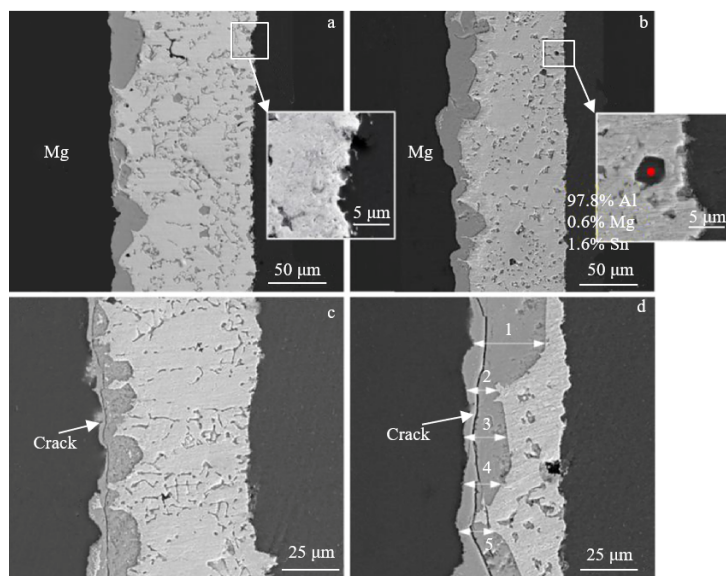


图 11 不同温度下接头界面形貌

Fig.11 Interface morphologies of joint cross-sections at 220 °C (a), 225 °C (b), 235 °C (c), and 245 °C (d)^[73]

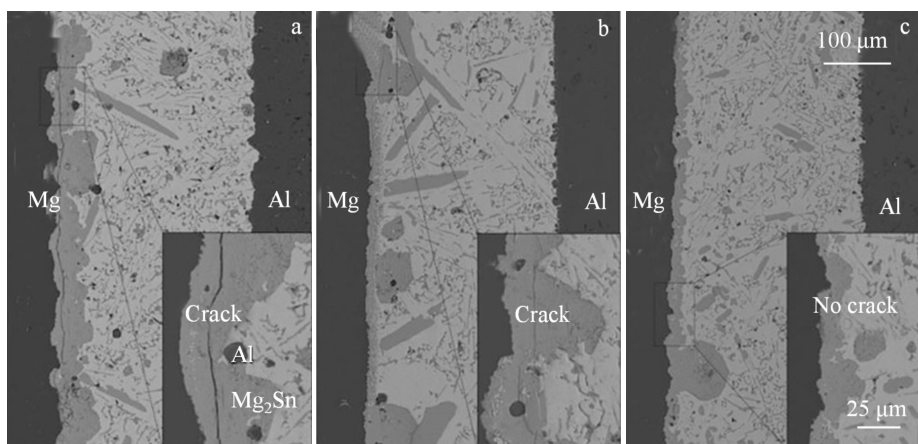


图 12 使用 Sn-9Zn 得到的接头界面

Fig.12 Interface morphologies of joint cross-sections using Sn-9Zn at different temperatures: (a) 240 °C, (b) 220 °C, and (c) 200 °C^[76]

Xu 等人^[77]还系统研究了 Zn 含量的变化对于 AZ31B Mg/纯 Al 使用 UAW 得到的接头性能的影响。研究表明,使用不同 Zn 含量的 Sn-Zn 钎料得到的接头在 Mg 母材侧也形成 Mg_2Sn , 在 Al 侧形成 Al-Zn 固溶体,且 Mg_2Sn 的厚度基本稳定在 20 μm 左右。当使用纯 Sn 钎料时,获得的接头抗剪切强度为 28.5 MPa,裂纹首先从块状 Mg_2Sn 形成,然后向连续的 Mg_2Sn 层扩展。但是当使用 Sn-16Zn 作为钎料时,由于富 Zn 相的存在,裂纹从块状 Mg_2Sn 形成后不能传播到连续的 Mg_2Sn 层中,只有当从连续的 Mg_2Sn 开始产生新裂纹时接头才会失效,连续的 Mg_2Sn 层比块状 Mg_2Sn 承受更高的载荷,所以使用 Sn-16Zn 钎料获得了强度较高(49.0 MPa)的 Mg-Al 焊接接头。因此,在 Sn 基钎料中加入 Zn 可以提高 Mg-Al 的接头强度。Lai^[78]等人使用 Sn-xZn (纯 Sn、Sn-9Zn、Sn-20Zn 和 Sn-30Zn) 钎料在低温下实现了 AZ31B Mg/6061 Al 的 UAW,首先在分别使用纯 Sn、Sn-9Zn、Sn-20Zn 和 Sn-30Zn 钎料在 260、230、300 和 340 $^{\circ}C$ 下,超声作用 5 s 后得到的接头抗剪切强度分别为 44.3、66.8、87.5 和 56.9 MPa,因此,使用 Sn-20Zn 的焊接效果较好。然后使用 Sn-20Zn 钎料在 300 $^{\circ}C$ 下进行了 AZ31B Mg/6061 Al 的 UAW。结果表明,得到的接头靠近 Mg 母材侧形成的 Mg_2Sn 是接头的薄弱区域,随着超声作用时间的增加(1~5 s), Mg_2Sn 形貌由连续层被破碎为分散块状,接头的力学性能被大大提高。然而当超声波作用时间继续增加(5~15 s)时,由于界面 Mg_2Sn 层被破碎,大量的 Mg 原子溶解在钎料中,大量的 Sn 原子扩散向 Mg 母材,使得界面的 Mg_2Sn 厚度反而增加,接头抗剪切强度也随之降低。由此可见, Mg_2Sn IMC 的分布和形态决定了接头的力学性能和断裂行为,连续的 IMC 对应得到的接头具有较低的强度和脆性断裂的特征,而弥散块状分布的 IMC 降低了应力集中,对应得到的接头具有较高的强度和塑性断裂特征。Xu 等人^[79]采用 Zn-20.95Al 作为钎料,在 420、430、440、450 和 460 $^{\circ}C$ 下采用新型超声辅助半固态钎焊进行了 AZ31B Mg/纯 Al 的连接。研究表明,得到的 Mg/Al 接头均在靠近 Al 母材层形成 IMCs, $MgZn$ 、 $Al_{12}Mg_{17}$ 、 $MgZn_2$ 和 $Al_3Mg_{11}Zn_4$, 靠近 Mg 母材侧形成 Mg 基固溶体。随着温度降低(从 460 $^{\circ}C$ 降低到 430 $^{\circ}C$),界面 IMCs 厚度减小(从 12 mm 下降到 8 mm),然而在 420 $^{\circ}C$ 焊接时,由于固相和 IMCs 很难被弱的空化作用破坏,得到的接头中存在未熔化的填充金属和 IMCs。综上所述,学者们通过 UATLP 和 UAW 等技术在较低温度下实现了 Mg-Al 之间的快速连接。可以看出,选择合适的钎料,合理控制焊接温度、超声功率和超声作用时间等参数对于形成性能良好的 Mg-Al 接头具有重要影响。学者也研

究了 Sn 基钎料和 Zn 基钎料对于超声辅助钎焊接头性能的影响,虽然都能有效的避免 Mg-Al IMCs 的形成,但是在接头中会新生成的 IMCs (Mg_2Sn 和 $MgZn_2$ 等)仍然易导致接头发生脆断,新生成的 IMCs 的分布和形态决定了接头的力学性能和断裂行为,因此掌握 IMCs 的形成机制和控制 IMCs 的分布和形态是获得良好性能的接头的关键。

3 结果与展望

Mg 合金和 Al 合金因其优异的性能被广泛应用于各行各业中, Mg/Al 异种金属焊接至关重要,而在 Mg/Al 异种金属焊接过程中,存在的最大困难就是在 Mg/Al 异种金属焊接时易形成具有高硬度的脆性相(Mg-Al IMCs)降低接头强度。为改善和消除 Mg-Al IMCs, 研究者在熔化焊过程中通过添加中间层阻隔了 Mg-Al 的接触,通过使用激光焊接技术、激光电弧复合焊以及激光-电弧-胶接复合焊接技术实现 Mg-Al 的快速焊接,减少了 Mg-Al IMCs 的形成,同时加快对于熔池的搅拌,改变了 Mg-Al IMCs 的分布。在固相焊过程中,学者们通过降低焊接时峰值温度、缩短在高温区(>100 $^{\circ}C$)的停留时间、加快接头冷却速率、加大熔池的搅拌,减少了 Mg-Al IMCs 的形成,通过引入中间层阻止了 Mg-Al IMCs 的形成。在钎焊过程中,通过选用不同的钎料,合理的调控工艺参数以及使用超声辅助等方法实现了对于 Mg-Al IMCs 的控制。上述研究表明,通过添加中间层可以避免 Mg-Al 的接触,从而控制 Mg-Al IMCs 的形成。然而,新的 IMCs 的形成又带来了新的挑战,同时对于中间层的选用原则仍然不清晰,对于不同种类的 Mg-Al 异种金属接头采用比母材熔点低或者等于母材熔点的中间层,还是采用高熔点的中间层效果更好仍然需要进一步研究。事实上,焊接过程是一个动态非平衡的过程,IMCs 的形成不仅受热力学因素(温度和时间等)的影响,还与焊接过程的动力学有关,只有深入了解 IMCs 形成的热力学和动力学过程,才能更好的控制 IMCs。再者,在低温下进行焊接也可以实现对于 Mg-Al IMCs 的控制,但是在较低的温度下原子扩散缓慢,形成的接头强度也较低,因此如何在低温下实现 Mg-Al 之间的可靠连接也是亟待解决的问题。

因此,在未来研究中,仍然有必要对 Mg/Al 异种金属焊接过程进行深入研究。首先,应该调查清楚焊接过程 Mg-Al IMCs 以及新生成的 IMCs 的形成机制、分布规律、形貌特征及其对接头性能的影响;其次,应该结合热力学数据库和动力学数据库进行微观组织预测和分析,探索开发与 Mg 合金和 Al 合金都具有很好连

接效果的过渡层;最后,应该充分利用复合焊接技术(超声搅拌摩擦焊、激光电弧复合焊和激光胶接焊等),发挥 2 种或者多种场的优势互补,实现 Mg/Al 异种金属的高效连接,并结合力学性能和环境服役性能研究,以获得可靠的 Mg/Al 异种金属接头,进一步拓宽 Mg 合金和 Al 合金的应用范围,促进轻量化的发展。

参考文献 References

- [1] Diem W. *AutoTechnology*[J], 2001, 1(1): 40
- [2] Liu S, Guo H J. *Metals-Open Access Metallurgy Journal*[J], 2020, 10(8): 1073
- [3] Sunil B R, Dumpala R. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*[J], 2021, 2: 770
- [4] Kumar D, Phanden R K, Thakur L. *Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 38(1): 359
- [5] Fu Hailong(付海龙). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Beijing: Tsinghua University, 2016
- [6] Ji Hongchao(纪宏超), Li Yiming(李轶明), Long Haiyang(龙海洋) et al. *Foundry Technology(铸造技术)*[J], 2019, 40(1): 122
- [7] Svsp A, Sbp A, Kv B et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2021, 38(1): 359
- [8] Miller W S, Zhuang L, Bottema J et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2000, 280(1): 37
- [9] Gesella G, Czechowski M. *Journal of KONES*[J], 2017, 24(2): 85
- [10] Rambabu P, Prasad N E, Kutumbarao V V et al. *Aerospace Materials and Material Technologies*[M]. Singapore: Springer, 2017: 29
- [11] Sun Wei(孙巍), Jing Yu(静宇), Tong Weiping(佟伟平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(6): 2118
- [12] Liu Z S, Yu Y Y, Zhe Y et al. *Acta Mechanica Sinica*[J], 2019, 35(4): 763
- [13] Vasanthakumar P, Sekar K, Venkatesh K. *Materials Today: Proceedings*[J], 2019, 18: 5400
- [14] Srivyas P D, Charoo M S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2019, 18: 3189
- [15] Raval S K, Judal K. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 22(4): 2665
- [16] Singh V P, Patel S K, Ranjan A et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(3): 6127
- [17] Sameer M D, Birru A K. *Journal of Magnesium & Alloys*[J], 2019, 7(2): 264
- [18] Cao X, Jahazi M, Immarigeon J P et al. *Journal of Materials Processing Tech*[J], 2006, 171(2): 188
- [19] Hao Shiming(郝士明). *Journal of Materials and Metallurgy(材料与冶金学报)*[J], 2002, 1(3): 166
- [20] Liu P, Li Y J, Geng H R et al. *Materials Letters*[J], 2007, 61(6): 1288
- [21] Wang Heng(王恒), Liu Liming(刘黎明), Liu Xujing(柳绪静). *Transactions of The China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2005(7): 14
- [22] Hajjari E, Divandari M, Razavi S H et al. *Journal of Materials Science*[J], 2011, 46(20): 649
- [23] Lee W B, Yeon Y M, Jung S B. *Journal of Materials Science*[J], 2003, 38: 4183
- [24] Liu F, Zhang Z D, Liu L M. *Materials Characterization*[J], 2012, 69: 84
- [25] Liu F, Ren D X, Liu L M. *Materials & Design*[J], 2013, 46: 419
- [26] Liu L M, Liu F. *Science & Technology of Welding & Joining*[J], 2013, 18(5): 414
- [27] Zhang H T, Song J Q. *Materials Letters*[J], 2011, 65(21-22): 3292
- [28] Han Xiaohui(韩晓辉), Ma Yin(马寅), Ma Guolong(马国龙) et al. *The China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2020, 41(2): 93
- [29] Liu Xujing(柳绪静), Liu Liming(刘黎明), Wang Heng(王恒). *Transactions of The China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2005(8): 31
- [30] Borrisutthekul R, Miyashita Y, Mutoh Y. *Science & Technology of Advanced Materials*[J], 2005, 6(2): 199
- [31] Zhou Dianwu(周惦武), Tian Wei(田伟), Xu Shaohua(徐少华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2015, 44(10): 2440
- [32] Chen Y C, Nakata K. *Scripta Materialia*[J], 2008, 58(6): 433
- [33] Gao M, Mei S W, Li X Y et al. *Scripta Materialia*[J], 2012, 67(2): 193
- [34] Shah L H, Gerlich A, Zhou Y. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2018, 94(11): 1
- [35] Dai J, Liu Z, Yu B L et al. *Materials Research Express*[J], 2019, 6(4): 1
- [36] Liu L M, Wang H Y. *Materials Science & Engineering A*[J], 2009, 507(1-2): 22
- [37] Wang H Y, Liu L M. *International Journal of Adhesion & Adhesives*[J], 2014, 52: 77
- [38] Wang H Y, Zhang Z D, Liu L M. *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2013, 22(2): 351
- [39] Wang H Y, Liu L M, Liu F. *Materials and Design*[J], 2013,

- 50: 463
- [40] Shah L H, Khodabakhshi F, Gerlich A. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 37: 212
- [41] Hirano S, Okamoto K, Doi M *et al. Welding International*[J], 2004, 18(9): 702
- [42] Jagadeesha C B. *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 616: 55
- [43] Mofid M A, Abdollah-Zadeh A, Ghaini F M. *Materials and Design*[J], 2012, 36: 161
- [44] Chen W, Wang W X, Liu Z P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 861: 1
- [45] Ji S D, Meng X C, Liu Z L *et al. Materials Letters*[J], 2017, 201: 173
- [46] Lv X Q, Wu C S, Padhy G K. *Materials Letters*[J], 2017, 203: 81
- [47] Zhao J J, Wu C S, Su H. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 65: 328
- [48] Wang Y Y, Luo G Q, Zhang J *et al. Journal of Physics Conference*[J], 2013, 419(1): 2023
- [49] Song T F, Jiang X S, Shao Z Y *et al. Journal of Iron and Steel Research, International*[J], 2017(10): 1023
- [50] Kong W Q, Li X F, Chen B Y *et al. Journal of Adhesion Science and Technology*[J], 2019, 33(17): 1
- [51] Liu W S, Long L P, Ma Y Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 643: 34
- [52] Mahendrana G, Balasubramanianb V, Senthilvelan T. *Materials & Design*[J], 2009, 30(4): 1240
- [53] Wang Y Y, Luo G Q, Zhang J *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2012, 541: 458
- [54] Zhang J, Luo G Q, Shen Q *et al. Rare Metals*[J], 2016, 35(7): 537
- [55] Varmazyar J, Khodaei M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 773: 838
- [56] Guo Y Y, Quan G F, Ren L B *et al. Vacuum*[J], 2019, 161: 353
- [57] Xie J L, Chen Y H, Yin L M *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 64(1): 473
- [58] Bakavos D, Prangnell P B. *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(23): 6320
- [59] He P, Jiang X Q, Bai X F *et al. Metals-Open Access Metallurgy Journal*[J], 2018, 8(4): 229
- [60] Feng M N, Zhen L. *Science and Technology of Welding & Joining*[J], 2018, 24(13): 1
- [61] Gu X Y, Sui C L, Liu J *et al. Materials & Design*[J], 2019, 181: 108 103
- [62] He P, Chen D L, Bai X F *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(2): 552
- [63] Lai Z W, Pan C, Du H Q *et al. Science and Technology of Welding & Joining*[J], 2018, 23(1): 1
- [64] Song X G, Chen Z B, Hu S P *et al. Journal of the American Ceramic Society*[J], 2019, 103(2): 912
- [65] Qu Fu(屈福), Xu Yang(徐扬), Chen Ce(陈策) *et al. Chinese Patent*(中国专利), 105562956A[P]. 2016
- [66] Wang Z, Wang H Y, Liu L M. *Materials and Design*[J], 2012, 39: 14
- [67] Yang T Y, Zhang Y Y, Wang K H *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 68: 683
- [68] Yang T Y, Wang K L, Zhang D K *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 249: 531
- [69] Lin P P, Wang C, He P *et al. Procedia Manufacturing*[J], 2019, 37: 261
- [70] Liu L M, Tan J H, Liu X J. *Materials Letters*[J], 2007, 61(11-12): 2373
- [71] Liu L M, Tan J H, Zhao L M *et al. Materials Characterization*[J], 2008, 59(4): 479
- [72] Zhao L M, Zhang Z D. *Scripta Materialia*[J], 2008, 58(4): 283
- [73] Wang Shiyu(王世宇). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016
- [74] Yang T Y, Wang K H, Zhang D K *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 249: 531
- [75] Li Z W, Xu Z W, Zhu D W *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 255: 524
- [76] Xu Z W, Li Z W, Li J Q *et al. Ultrasonics Sonochemistry*[J], 2018, 46: 79
- [77] Xu Z W, Li Z W, Zhao D G *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 271: 384
- [78] Lai Z W, Huang Z Y, Pan C *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2019, 32(3): 1
- [79] Xu Z W, Li Z W, Bo P *et al. Materials Letters*[J], 2018, 228: 72

Research Status and Prospect of Magnesium/Aluminum Dissimilar Metal Welding

Liu Yingzong, Li Yuanxing, Zheng Xiangbo, Yao Shuyi, Bai Yujie, Zhu Zongtao, Chen Hui

(School of Materials Science and Engineering, Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

Abstract: Magnesium alloy and aluminum alloy (Mg alloy and Al alloy) have excellent properties and play an increasingly important role in modern industry. It is of great significance to realize the reliable welding of Mg/Al dissimilar metals for the development of lightweight. However, there are some urgent problems to be solved in the welding of Mg/Al dissimilar metals, such as the easy oxidation of Mg alloy and Al alloy, the formation of pores and the continuous distribution of intermetallic compounds (IMCs), which significantly affect the joint performance. This paper analyzed the weldability of Mg/Al dissimilar metals, reviewed the research progress of Mg/Al dissimilar metal welding, expounded the improvement and elimination of Mg-Al IMCs, and put forward the prospect of Mg/Al dissimilar metal welding.

Key words: lightweight; Mg/Al dissimilar metal welding; joint performance; IMCs

Corresponding author: Li Yuanxing, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, P. R. China, Tel: 0086-28-87600722, E-mail: yxlc8112@163.com