



# Ni 中间层超声辅助瞬间液相 扩散连接镁合金机制

李一楠<sup>1</sup>, 杨乘飞<sup>1</sup>, 闫久春<sup>2</sup>, 彭子龙<sup>1</sup>

(1. 青岛理工大学 机械与汽车工程学院, 青岛 266520;

2. 哈尔滨工业大学 先进焊接及连接国家重点实验室, 哈尔滨 150001)

**摘 要:** 为了研究超声作用时间对镁合金连接接头显微组织与力学性能的影响, 以纯镍中间层对 MB8 镁合金进行超声辅助瞬间液相扩散焊(U-TLP)。结果表明: 在 520 °C 时超声作用 10 s 即可去除母材表面氧化膜。随着超声作用时间的延长, Ni 箔与母材 Mg 发生共晶反应, 并逐渐被消耗,  $\alpha$ -Mg+Mg<sub>2</sub>Ni 共晶产物开始先增多, 而后在超声头压力和声流作用下被逐渐挤出。超声作用 30 s 时, 由于易使接头变脆的 Mg<sub>2</sub>Ni 被挤出, 钎缝主要以  $\alpha$ -Mg(Ni) 为主, 此时接头剪切强度达到最大(107 MPa), 达到母材强度的 102%, 断裂位置为钎缝中反应生成的  $\alpha$ -Mg 固溶体区域。

**关键词:** 镁合金; 超声辅助; 瞬间液相扩散连接; 微观组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2020)-05-1065-08

中图分类号: TG456.9

文献标志码: A

镁合金因其具有高的比强度、比刚度、减震性、导热性、可切削加工性和可回收性而被广泛应用于现代制造业<sup>[1]</sup>, 一些特定的结构不可避免涉及镁合金的连接。目前, 镁合金的连接方法主要有熔焊<sup>[2]</sup>、钎焊<sup>[3]</sup>、搅拌摩擦焊<sup>[4-5]</sup>和瞬间液相扩散焊(TLP)<sup>[6]</sup>。CHOWDHURY 等<sup>[7]</sup>用激光焊连接 AZ31B 镁合金时发现严重的焊接缺陷, 如气孔、裂纹及表面凹陷等, MUNITZ 等<sup>[8]</sup>利用钨极氩弧焊焊接了镁合金 AZ91D, 发现焊后形成了较宽的热影响区, 且接头产生了较多的气孔和疏松缺陷。搅拌摩擦焊具有不会产生焊接缺陷等优势, 但是不易焊接复杂的工件结构, TLP 则存在焊接时间过长且要在真空或保护气氛的环境下完成的问题。

超声辅助瞬间液相扩散连接(U-TLP)是在传统 TLP 的基础上, 通过超声的声流及空化效应破除金属表面的氧化膜<sup>[8-11]</sup>, 以实现在大气环境下的快速有效连接。近年来, U-TLP 方法已被用于连接不同材料。许志武等<sup>[12]</sup>以 Zn 为中间层在超声的辅助下连接 Mg 合金, 钎缝组织以 MgZn 和 MgZn<sub>2</sub> 为主, 剪切强度为 42 MPa。赖志伟等<sup>[13]</sup>将超声作用时间延长至 120 s, 钎缝以  $\alpha$ -Mg(Zn) 为主, 剪切强度达到 106.4 MPa。郭

卫兵等<sup>[14]</sup>以 Zn 为中间层在超声的辅助下连接铝合金, 接头在超声作用 60 s 时形成完全  $\alpha$ (Al) 固溶体连接。

本文采用镍箔为中间层在 30 s 内实现 MB8 镁合金的 U-TLP 高强度连接。Ni 与 Zn、Sn、Al 等金属相比具有较好的抗氧化性和耐腐蚀性。超声的引入可以有效去除镁表面氧化膜、空化及声流效应可以加快原子之间溶解和扩散, 加速共晶反应并且挤出反应生成的脆性金属间化合物, 从而实现以镁基固溶体为主的钎缝, 提升接头的力学性能。本研究首先通过观察不同的超声时间对钎缝微观组织形貌的影响, 然后分析超声作用时间对焊接接头力学性能及断口形貌的影响, 最后建立接头形成的物理模型。

## 1 实验

试验中所用的母材为 MB8 镁合金(Mn: 1.3%~2.2%, Ce: 0.15%~0.35%, Zn: 0.3%, Mg: 余量; 质量分数), 尺寸为 20 mm×20 mm×3 mm。试验中所用的钎料为 50  $\mu$ m 的纯 Ni 箔, 尺寸为 20 mm×20 mm。试验前先使用 400#、800#和 1200#砂纸对母材进行打

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51871128, 51875300); 山东省自然科学基金资助项目(ZR2017MEE012, ZR2018MEE017); 山东省重点研发计划项目(2018GGX103036)

收稿日期: 2019-05-18; 修订日期: 2019-11-20

通信作者: 彭子龙, 副教授, 博士; 电话: 18561813900; E-mail: pengzilong@qut.edu.cn

磨,然后将母材和镍箔分别在丙酮和酒精中超声清洗 15 min。本试验 U-TLP 连接装置如图 1 所示。超声波发生器产生的超声频率为 30 kHz, 超声振幅为 9~12  $\mu\text{m}$ 。焊件由中频感应系统加热, 通过红外测温仪 (MIK-AL-10) 监测接头反应区温度。按 Mg、Ni、Mg 连接顺序将其置于固定夹具中。

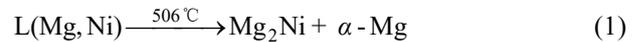
试验在大气环境下进行, 超声工具头施加在焊件顶部的压力为 0.15 MPa。当加热温度达到 520  $^{\circ}\text{C}$  时, 对试样分别施加 10 s、15 s、20 s、25 s、27 s、30 s 的超声作用时间, 而后空冷完成焊接。采用 MERLIN Compact 热场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察显微组织形貌, 用 SEM 自带的能谱仪 (EDS) 分析成分, 采用硬度测试仪 (FM-700) 进行硬度测试, 载荷为 0.98 N, 保持时间为 10 s。使用拉伸机 (WDW-50 kN) 测试剪切强度, 加载速度为 0.2 mm/min, 用 X 射线衍射仪 (D/max 2200VPC) 分析断口的物相组成。

## 2 结果与分析

### 2.1 Mg/Ni/Mg 接头的微观组织

图 2 所示为 520  $^{\circ}\text{C}$  时不同超声作用时间的钎缝微观组织形貌。表 1 所列为钎缝中不同点的 EDS 分析结果。根据 MCINTYRE 等<sup>[15]</sup>的研究, 镁合金母材在大气条件下放置 10 s 就会出现 2  $\mu\text{m}$  的氧化膜, 进而阻止 Mg、Ni 之间的反应, 然而从图 2(a) 可以看出, 当超声作用 10 s 时, 界面生成了一层连续的灰白色物质层 (L3)。结合 Mg-Ni 二元合金相图和表 1 的元素组成及摩尔比可以推测出, 图 2(a) 中 A 点为  $\text{Mg}_2\text{Ni}$ 。表明由于超声波的声塑性效应, 母材 Mg 表面的氧化膜不

能随着基体发生相同幅度变形<sup>[16-17]</sup>, 从而使氧化膜开裂继而使新鲜 Mg、Ni 元素接触互扩散和溶解, 生成了  $\text{Mg}_2\text{Ni}$  金属间化合物层, 平均宽度为 2.3  $\mu\text{m}$ 。此时, 钎缝宽度为 51.3  $\mu\text{m}$ 。超声作用 15 s 时 (见图 2(b)), 可以观察到钎缝由大块灰白色物质 ( $\text{Mg}_2\text{Ni}$ ) 和黑色物质 ( $\alpha\text{-Mg}$ ) 组成, 这是由于发生了共晶反应:



此时中间层 Ni 箔宽度降至 37.8  $\mu\text{m}$ , 接头宽度为 66.2  $\mu\text{m}$ 。超声作用 20 s 时, 中间层 Ni 箔被大量溶解, 宽度已减少至 15.3  $\mu\text{m}$ , 接头宽度增加至 102.9  $\mu\text{m}$ 。超声作用 25 s 时, 中间层 Ni 箔几乎完全消失, 接头宽度为 79.9  $\mu\text{m}$ , 并在连接面产生黑色物质。当超声作用 27 s 时, 接头已完全由共晶液相组成, 此时接头宽度为 110.0  $\mu\text{m}$ 。而后随着超声时间延长至 30 s, 接头反应区宽度急剧下降, 此时接头主要由  $\alpha\text{-Mg}(\text{Ni})$  固溶体和少量共晶组织 ( $\text{Mg}_2\text{Ni} + \alpha\text{-Mg}$ ) 组成, 并且连接面处产生的黑色物质最多。说明在超声作用 27 s 到 30 s 的这段时间内, 超声的声流效应和超声头压力的共同作用加速了共晶液相在接头界面处的挤出。图 3 所示为不同超声时间各个区域宽度变化示意图。如图 3 所示, 钎缝宽度 ( $L1$ ) = Ni 中间层 ( $L2$ ) + Ni 中间层右侧区域 ( $L3$ ) + Ni 中间层左侧区域 ( $L4$ )。可以看出,  $L3$  区域宽度明显大于  $L4$  区域宽度, 这是因为超声工具头施加在  $L3$  侧, 由于声在固相与液相中存在衰减, 所以  $L3$  区域内声场作用效果比  $L4$  区域的明显,  $L3$  区域内的原子扩散溶解速度比  $L4$  区域的快。

图 4 所示为分别对超声作用 20 s、27 s 和 30 s 的接头进行线扫描分析。可以看到, 在超声作用 20 s 时, 接头内 Ni 元素含量在 20%~40% 之间, 分布宽度是

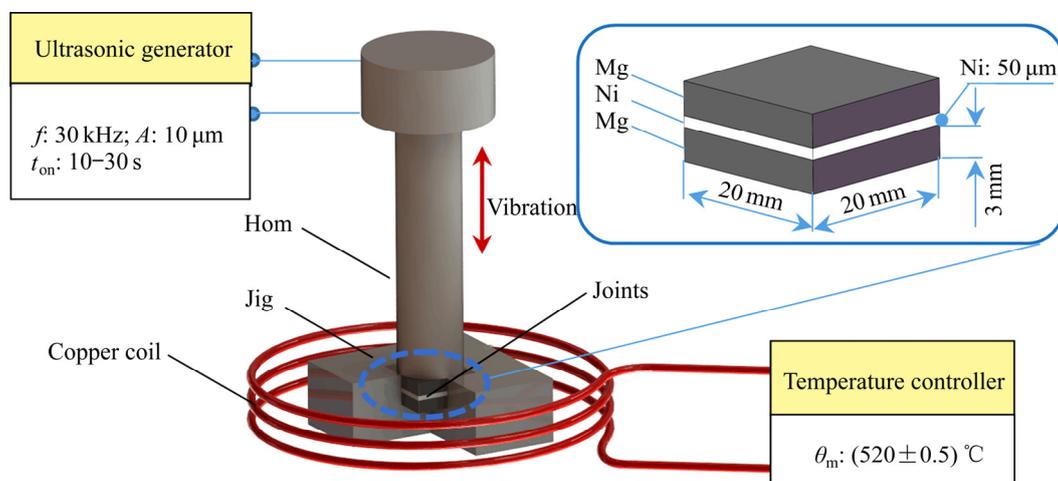


图 1 U-TLP 连接装置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of U-TLP bonding process

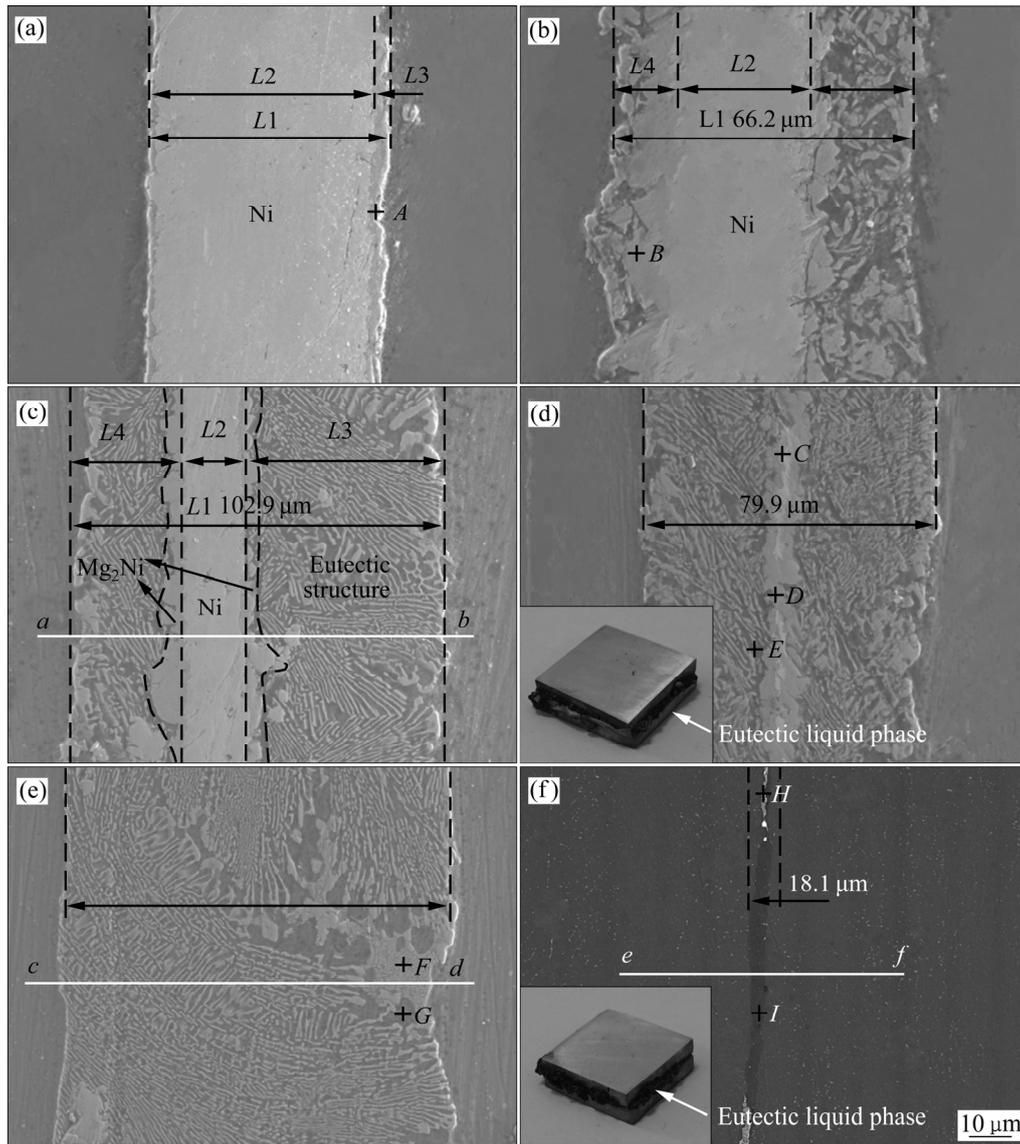


图 2 不同超声作用时间下接头微观组织形貌

Fig. 2 Microstructures of joints at different ultrasonic processing time: (a) 10 s; (b) 15 s; (c) 20 s; (d) 25 s; (e) 27 s; (f) 30 s

表 1 图 2 中不同点的化学成分

Table 1 Chemical composition at different points shown in Fig. 2

Point	Mole fraction/%		Phase
	Mg	Ni	
A	68.23	31.77	Mg <sub>2</sub> Ni
B	66.89	33.11	Mg <sub>2</sub> Ni
C	4.10	95.90	Ni
D	66.92	33.08	Mg <sub>2</sub> Ni
E	98.85	1.15	α-Mg(Ni)
F	67.04	32.96	Mg <sub>2</sub> Ni
G	97.80	2.20	α-Mg(Ni)
H	78.76	21.24	Mg <sub>2</sub> Ni+α-Mg(Ni)
I	98.90	1.10	α-Mg(Ni)

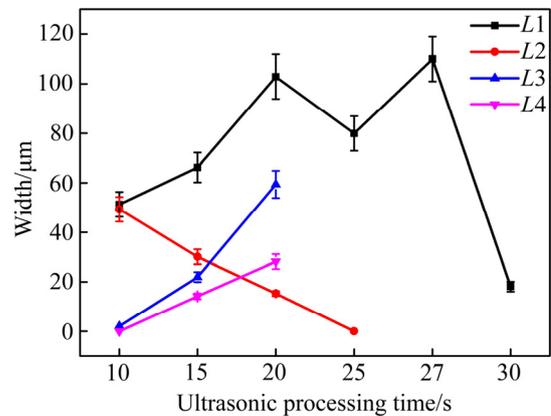


图 3 图 2 所示钎缝中不同区域宽度变化

Fig. 3 Variation of width at different regions in joints shown in Fig. 2

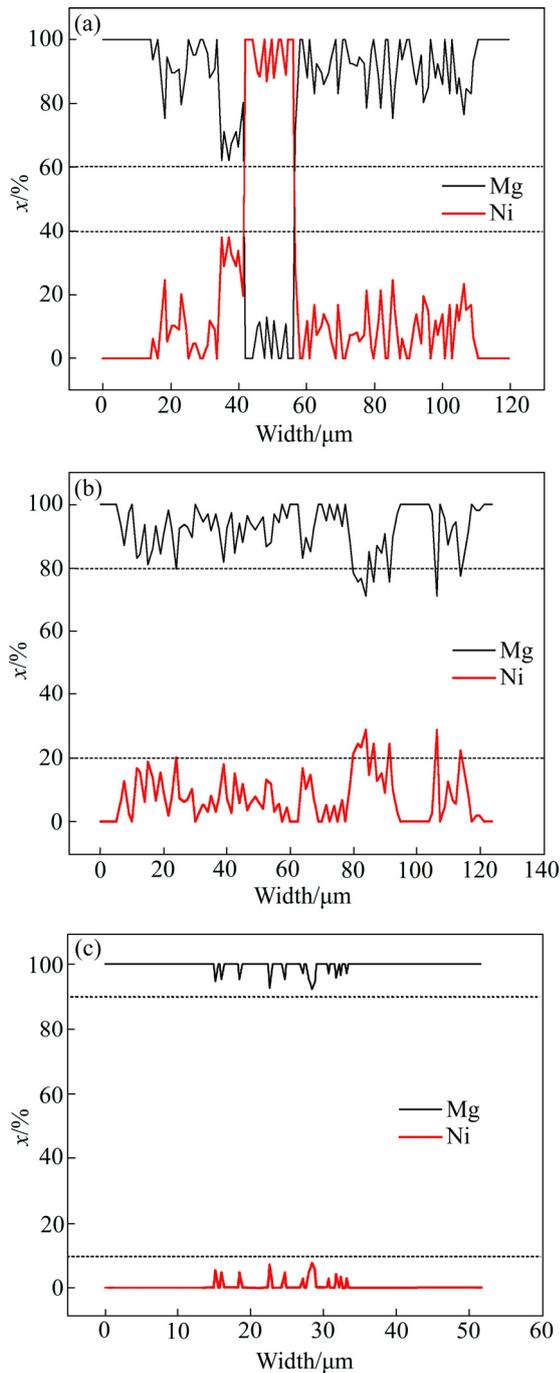


图4 沿图2中 *ab*、*cd* 和 *ef* 线段的元素分布

Fig. 4 Distribution of elements across joint shown in Fig. 2:

(a) Along line *ab*; (b) Along line *cd*; (c) Along line *ef*

102.9  $\mu\text{m}$ ; 当超声作用 27 s 时, Ni 元素含量则在 20% 以下, 分布宽度为 110.0  $\mu\text{m}$ ; 当超声作用 30 s 时, 接头内 Ni 元素含量降低至 10% 以下, 分布宽度也降至最小, 为 18.1  $\mu\text{m}$ 。结果表明, 随着超声作用时间的增加, Ni 箔与 Mg 不断发生扩散及共晶反应, 其生成的 Mg-Ni 共晶液相在超声头压力和超声的声流作用下逐渐挤出直至完全消失, 最后实现以  $\alpha\text{-Mg}(\text{Ni})$  固溶体

为主的钎缝。

## 2.2 Mg/Ni/Mg 接头的力学性能分析

图 5 所示为母材分别在常温和在 520  $^{\circ}\text{C}$  超声作用 30 s 以及接头在不同超声作用时间对应的剪切强度。母材 MB8 镁合金为 Mg-Mn 系变形镁合金, 常温下镁合金组织由细小的等轴晶构成, 且晶粒大小比较均匀, 平均晶粒尺寸约为 70  $\mu\text{m}$ 。同时可观察到有细小的第二相粒子 ( $\text{MnAl}_2$ ) 出现在等轴晶粒的晶界上, 母材在常温下的强度为 105 MPa; 在 520  $^{\circ}\text{C}$  超声作用 30 s 后, 看到镁合金晶粒沿横向长大, 横向平均长度为约为 200  $\mu\text{m}$ , 呈现扁平状, 说明在声场和热场复合作用下, 母材发生了一定的软化发生了变形<sup>[18-20]</sup>, 此外第二相粒子明显减少, 这是因为第二相粒子在高温及超声作用固溶到  $\alpha\text{-Mg}$  基体中。此时, 母材强度为 96 MPa, 强度仅下降 8.6%, 这是由于加热时间及超声作用时间较短, 母材强度下降不明显, 并不影响结构件的使用。从图 5 中还可以看出, 接头随着超声作用时间的延长, 剪切强度呈现先增强再降低的规律。当超声作用 10 s 时, 接头强度为 19 MPa, 说明由于在界面上出现了  $\text{Mg}_2\text{Ni}$ , 实现了连接; 当超声作用 20 s 时, 剪切强度为 32 MPa, 断裂路径如图 6(a) 所示, 接头断裂在 Ni 箔生成的  $\text{Mg}_2\text{Ni}$  脆性金属间化合物层上, 结合图 7 硬度结果: 接头中  $\text{Mg}_2\text{Ni}$  化合物的硬度最大, 为 142.0HV, 表明连续分布的  $\text{Mg}_2\text{Ni}$  是整个接头的最脆弱点。

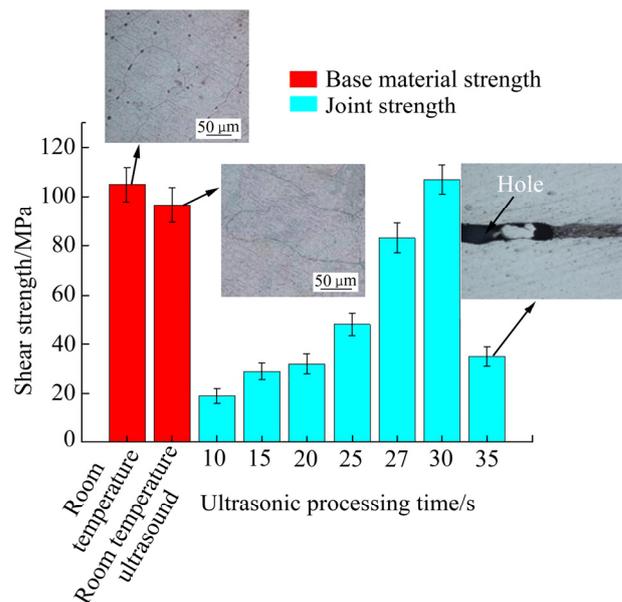


图5 经超声处理后的母材及钎缝的剪切强度

Fig. 5 Shear strength of base materials and joints with the ultrasonic processing

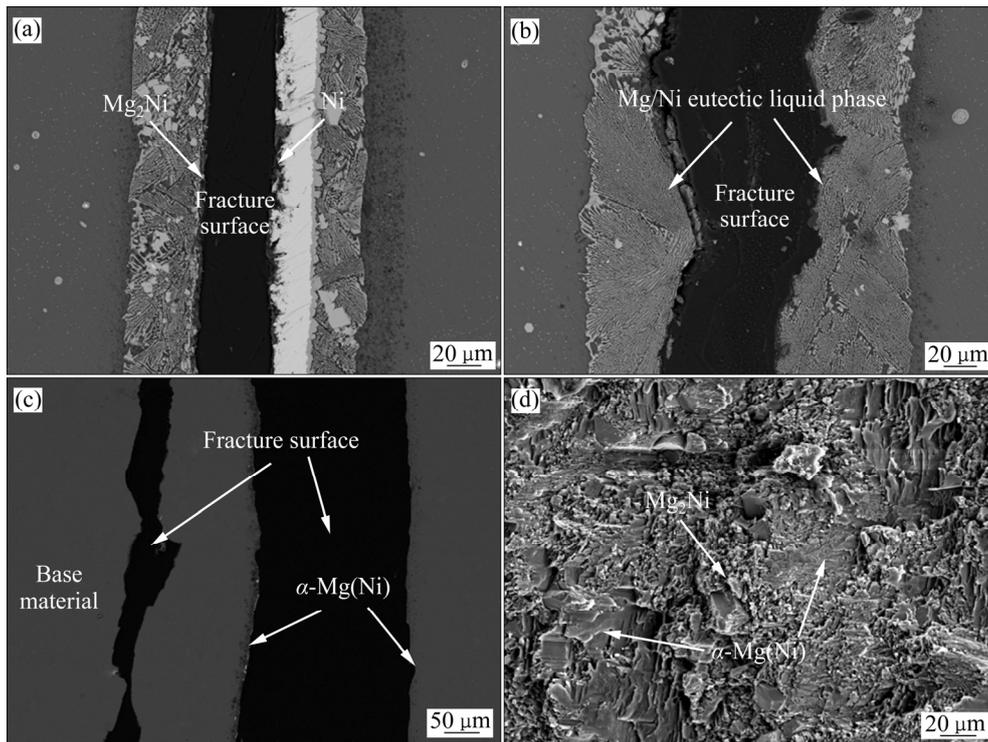


图 6 不同超声时间接头断裂路径及断口形貌

Fig. 6 Fracture path at ultrasonic processing time of 20 s(a), 27 s(b), 30 s(c) and fracture morphology of joint at ultrasonic processing time of 30 s(d)

当超声作用 27 s 时, Ni 箔已完全溶解形成共晶液相, 接头内亦不存在连续的  $Mg_2Ni$  脆性金属间化合物层, 此时接头强度为 83 MPa, 断裂路径如图 6(b)所示, 其断裂在 Mg-Ni 共晶液相中。结合图 7 硬度分析, 共晶相硬度为 130.2HV, 比  $Mg_2Ni$  脆性层有所下降, 因此强度有所提升。

当超声作用 30 s 时, 接头内以  $\alpha-Mg(Ni)$  固溶体为主, 强度达到最高为 107 MPa, 是常温条件下母材强度的 102%和 520 °C 超声 30 s 条件下母材强度的 111%, 高强度的原因是由于脆性金属间化合物  $Mg_2Ni$  的挤出及  $\alpha-Mg(Ni)$  固溶体的固溶强化作用。接头断裂路径如图 6(c)所示, 断裂裂纹有两条, 主裂纹发生钎缝中反应生成的  $\alpha-Mg$  固溶体区域, 次裂纹发生在母材, 这也表明钎缝强度接近母材的。结合图 7 硬度分析,  $\alpha-Mg(Ni)$  固溶体和 Mg 基体的硬度相差不大, 分别为 56.4HV 和 53.4HV,  $\alpha-Mg(Ni)$  固溶体硬度比共晶相相低 56.7%, 相应强度提高 28.9%。断口如图 6(d)所示, 断裂表面主要为平面断口( $\alpha-Mg$ )及少量的韧窝 ( $Mg_2Ni$ ), 可以判断接头断裂方式为脆性断裂或以脆性断裂主导。而 JIN 等<sup>[21]</sup>以 Ni 为中间层的真空 TLP, 其在 515 °C 下保温 60 min, 其得到最高剪切强度仅为 36 MPa。这是因为本研究中共晶液相在超声头压力和

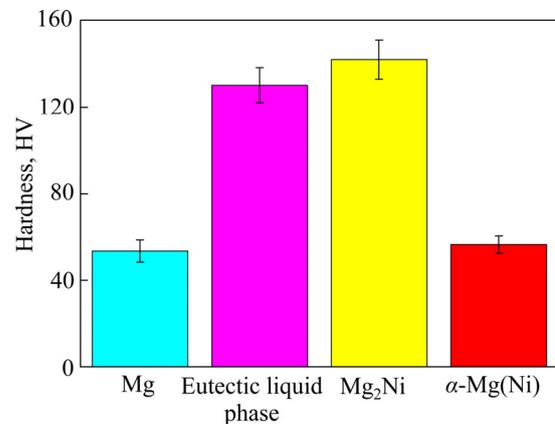


图 7 钎缝内各个相的显微硬度

Fig. 7 Micro-hardness value of phases in joints

超声的声流效应的共同作用下被挤出, 减少了脆性金属间化合物  $Mg_2Ni$  的数量, 接头以镁基固溶体为主, 从而提高了强度。随着超声作用时间增加到 35s, 由于超声的声流效应, 导致反应物过度挤出, 从而引起气孔、液相填充不足等缺陷, 从而导致接头的强度下降。

图 8 所示为超声作用 20 s、30 s 下的断口的 XRD 测试结果。在超声作用 20 s 时, 断口主要由 Ni、 $Mg_2Ni$  组成, 其中以 Ni 居多, 说明 Ni 没有完全反应完且断裂位置在脆性金属间化合物层( $Mg_2Ni$ )上。在超声作用

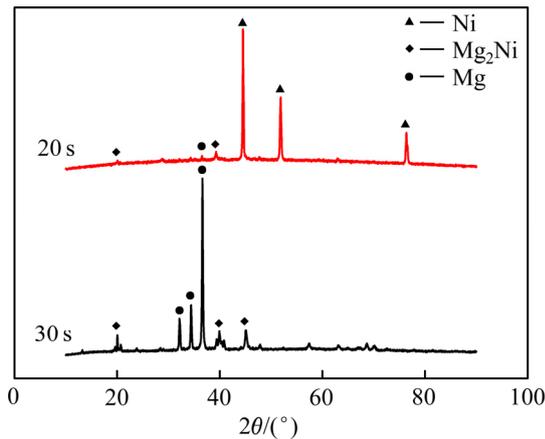


图8 超声作用 20 s 和 30 s 时钎缝断口的 XRD 谱

Fig. 8 XRD patterns of fracture at ultrasonic treatment time of 20 s and 30 s

30 s 时, 断口主要由 Mg, Mg<sub>2</sub>Ni 组成, 说明接头其中以  $\alpha$ -Mg 为主, 少量共晶组织( $\alpha$ -Mg(Ni)+Mg<sub>2</sub>Ni)存在。

### 3 接头形成机制

图 9 所示为 Mg/Ni/Mg 接头形成物理模型。由于本试验是在大气环境下进行, 母材 Mg 在加热过程中

表面会生成氧化膜 MgO(约 2  $\mu\text{m}$ )<sup>[15]</sup>, 从而阻止 Mg、Ni 元素的直接接触(见图 9(a))。镁和镍的熔点分别为 648.8  $^{\circ}\text{C}$  和 1453.0  $^{\circ}\text{C}$ , 在连接温度 520  $^{\circ}\text{C}$  下, 母材和中间层都为固态。当超声在固态金属中传播时能产生一个额外的应力场并引起母材和中间层表面产生瞬时的软化, 即超声波的声塑性效应<sup>[22-25]</sup>。镁表面脆性的氧化膜不能够随着基体金属同时发生变形, 从而使得氧化膜发生开裂(见图 9(b))。由于没有氧化膜的阻隔, Mg 和 Ni 元素直接接触发生扩散溶解反应, 在中间层 Ni 箔表面生成一层厚度约为 4.2  $\mu\text{m}$  的金属间化合物层 Mg<sub>2</sub>Ni(见图 9(c))。随着超声时间的增加, 中间层被大量溶解, 产生 Mg-Ni 共晶液相, 共晶液相的产生加速了 Mg、Ni 元素之间的互相扩散、反应, 未被完全溶解的中间层 Ni 箔表面依然附着一层金属间化合物层 Mg<sub>2</sub>Ni(见图 9(d))。最后 Ni 中间层被完全消耗, Mg-Ni 共晶液相在超声头压力和声流搅拌作用下被逐渐挤出, 接头宽度变窄(见图 9(e)), 当超声作用 30 s 时, 接头实现了以  $\alpha$ -Mg(Ni)固溶体为主、少量共晶组织( $\alpha$ -Mg(Ni)+Mg<sub>2</sub>Ni)的连接(见图 9(f))。

### 4 结论

1) 超声作用时间对 Mg/Ni/Mg 接头微观组织形貌

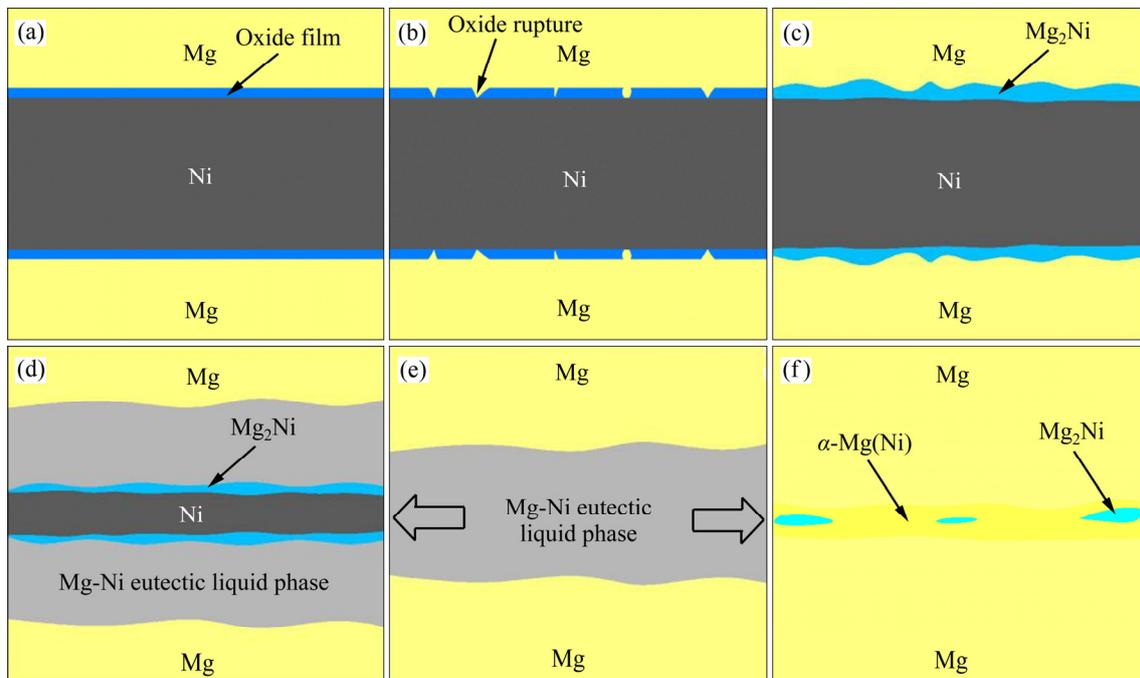


图9 U-TLP 过程中连接接头形成过程示意图

Fig. 9 Joint formation mechanism in this work: (a) Before ultrasonic; (b) Breakage of oxide layer on Mg substrate and Ni interlayer; (c) Formation of Mg-Ni intermetallic compounds; (d) Formation of Mg-Ni eutectic liquid phase; (e) Extrusion of Mg-Ni eutectic liquid phase; (f) Solid solution connection of joints

存在较大影响。在 520 °C 超声作用 10 s 后, 母材 Mg 表面的氧化膜由于超声的声塑性效应被完全去除, 反应界面生成一层 Mg<sub>2</sub>Ni。随着超声作用时间的延长, 中间层 Ni 箔逐渐减少直至消失, 接头也由 Mg-Ni 共晶液相与 Ni 箔共同构成逐渐转变为全部为 Mg-Ni 共晶液相构成, 最后共晶液相在超声波接头压力和超声声流搅拌共同作用下被完全挤出, 从而得到以  $\alpha$ -Mg(Ni) 固溶体为主的钎缝。

2) 随着超声作用时间的延长, 钎缝的剪切强度呈现先增强再降低的规律。在 520 °C 超声作用 30 s 后, 接头的平均剪切强度最高, 为 107 MPa, 并且断裂于钎缝中反应生成的  $\alpha$ -Mg 固溶体区域。接头中 Mg<sub>2</sub>Ni 的硬度最大, 为 142.0HV, 表明连续的 Mg<sub>2</sub>Ni 金属间化合物是整个接头的最脆弱点。Mg 基体和  $\alpha$ -Mg(Ni) 固溶体的硬度相差不大, 分别为 53.4HV 和 56.4HV。

## REFERENCES

- [1] 冯吉才, 王亚荣, 张忠典. 镁合金焊接技术的研究现状及应用[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(2): 165-178.  
FENG Ji-cai, WANG Ya-rong, ZHANG Zhong-dian. Status and expectation of research on welding of magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(2): 165-178.
- [2] 初雅杰, 李晓泉, 吴申庆. 热碾压对 AZ31 镁合金焊接接头组织和性能影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(11): 2039-2043.  
CHU Ya-jie, LI Xiao-quan, WU Shen-qing. Effect of hot rolling on microstructure and mechanical properties of welded joints of AZ31 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(11): 2039-2043.
- [3] 马力, 龙伟民, 裴寅鑫, 张健源, 丁新泉, 孙华为. 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[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(2): 317-324.  
MA Li, LONG Wei-min, PEI Yin-xin, ZHANG Jian-yuan, DING Xin-quan, SUN Hua-wei. Effect of Al+Zn elements of filler metal on microstructures and shear strength of magnesium alloy AZ31B brazed joint[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(2): 317-324.
- [4] 王希靖, 张永红, 张忠科. 异种镁合金 AZ31B 和 AZ61A 的搅拌摩擦焊工艺[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(7): 1199-1204.  
WANG Xi-jing, ZHANG Yong-hong, ZHANG Zhong-ke. Friction stir welding process of AZ31B and AZ61A magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(7): 1199-1204.
- [5] ZHOU L, YU M R, LIU B Y, ZHANG Z L, LIU S W, SONG X G. Microstructure and mechanical properties of Al/steel dissimilar welds fabricated by friction surfacing assisted friction stir lap welding. Journal of Materials Research and Technology[J]. 2020, 9: 212-221.
- [6] SAREMI S G, GHAHRI S, MIRSALEHI A, EHSAN S. Transient liquid phase bonding of AZ31 magnesium alloy: Metallurgical structure and mechanical properties[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 35: 140-148.
- [7] CHOWDHURY S M, CHEN D L, BHOLE S D, ZHOU Y. Microstructure and mechanical properties of fiber-laser-welded and diode-laser-welded AZ31 magnesium[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42(7): 1974-1989.
- [8] MUNITZ A, COTLER C, STERN A, KOHN G. Mechanical properties and microstructure of gas tungsten arc welded magnesium AZ91D plates[J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 302(1): 68-73.
- [9] XU Z W, LI Z W, PENG B, YAN J C. Application of new ultrasonic-assisted semi-solid brazing on dissimilar Al/Mg alloys[J]. Materials Letters, 2018, 228: 72-76.
- [10] WANG Q, FU Y, LANG Q, YAN J C. Microstructure and mechanical properties of magnesium alloy joints with Ag-Cu interlayer by ultrasonic-induced transient liquid phase bonding in air for structure lightweight design[J]. Materials Letters, 2019, 237: 37-40.
- [11] CHEN X G, YAN J C, GAO F. Interaction behaviors at the interface between liquid Al-Si and solid Ti-6Al-4V in ultrasonic-assisted brazing in air[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2013, 20: 144-154.
- [12] XU Z W, LI Z W. Ultra-rapid transient liquid phase bonding of Mg alloys within 1s in air by ultrasonic assistance[J]. Materials and Design, 2019, 161: 72-79.
- [13] LAI Z W, CHEN X G, PAN C, LIU L, ZOU G S. Joining Mg alloys with Zn interlayer by novelty ultrasonic-assisted transient liquid phase bonding method in air. Materials Letters, 2016, 166: 219-222.
- [14] GUO W B, LENG X S, LUAN T M. Ultrasonic-promoted rapid TLP bonding of fine-grained 7034 high strength aluminum alloys[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2017, 36: 354-361.
- [15] MCINTYRE N S, CHEN C. Role of impurities on Mg surfaces under ambient exposure conditions[J]. Corrosion Science, 1998, 40(10): 1697-1709.
- [16] XIE R S, CHEN X G, LAI Z W. Microstructure, mechanical properties and mechanism of ultrasound-assisted rapid transient liquid phase bonding of magnesium alloy in air[J].

- Materials and Design, 2016, 91: 19–27.
- [17] LANGENECKER B. Effects of ultrasound on deformation characteristics of metals[J]. IEEE Transactions on Sonics & Ultrasonics, 1966, 13(1): 1–8.
- [18] SIDDIQ A, TAMER E S. Acoustic softening in metals during ultrasonic assisted deformation via CP-FEM[J]. Materials Letters, 2011, 65: 356–359.
- [19] KELLY G S, ADVANI S G, GILLESPIE J W, BOGETTI T A. A model to characterize acoustic softening during ultrasonic consolidation[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2013, 213: 1835–1845.
- [20] AHMADI F, FARIZN M, MANDEGARI M. Effect of grain size on ultrasonic softening of pure aluminum[J]. Ultrasonics, 2015, 63: 111–117.
- [21] JIN Y J, KHAN T I. Effect of bonding time on microstructure and mechanical properties of transient liquid phase bonded magnesium AZ31 alloy[J]. Materials and Design, 2012, 38: 32–47.
- [22] LAI Z W, CHEN X G, PAN C. Joining Mg alloys with Zn interlayer by novel ultrasonic-assisted transient liquid phase bonding method in air[J]. Materials Letters, 2016, 166: 219–222.
- [23] YAO Z H, KIM G Y, WANG Z H. Acoustic softening and residual hardening in aluminum: Modeling and experiments[J]. International Journal of Plasticity, 2012, 39: 75–87.
- [24] SIDDIQ A, GHASSEMIEH E. Thermomechanical analyses of ultrasonic welding process using thermal and acoustic softening effects[J]. Mechanics of Materials, 2008, 20: 982–1000.
- [25] HU J, SHIMIZU T, YANG M. Investigation on ultrasonic volume effects: stress superposition, acoustic softening and dynamic impact[J]. Ultrasonic Sonochemistry, 2018, 48: 240–248.

## Mechanism of ultrasound-assisted transient liquid phase bonding of magnesium alloy with Ni interlayer

LI Yi-nan<sup>1</sup>, YANG Cheng-fei<sup>1</sup>, YAN Jiu-chun<sup>2</sup>, PENG Zi-long<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, Qingdao University of Technology, Qingdao 266520, China;

2. State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** In order to research the effect of ultrasonic processing time on the microstructures and mechanical properties of magnesium alloy joint, ultrasonic-assisted transient liquid phase bonding (U-TLP) of MB8 magnesium alloy was carried out with a pure nickel interlayer. The results show that the oxide film on the surface of Mg alloy is successfully removed at 520 °C within ultrasonic processing time of 10 s. With the prolongation of the ultrasonic processing time, a eutectic reaction between Ni foil and Mg base metal proceeds and the Ni foil is consumed gradually. The  $\alpha$ -Mg+Mg<sub>2</sub>Ni eutectic products begin to increase at first and then are extruded under the static pressure of sonotrode and ultrasonic sound flow effect. When the ultrasonic processing time is 30 s, as the Mg<sub>2</sub>Ni which is easy to make the joint brittle is extruded, the brazing seam is mainly composed of magnesium-based solid solution. At this time, the joint shear strength increases to the maximum of 107 MPa, reaching 102% of that of the base metal, and the fracture is along the  $\alpha$ -Mg solid solution in brazing seam.

**Key words:** magnesium alloy; ultrasonic assistance; transient liquid phase bonding; microstructure; mechanical property

**Foundation item:** Projects(51871128, 51875300) supported by the National Natural Science Foundation of China; Projects(ZR2017MEE012, ZR2018MEE017) supported by the Natural Science Foundation of Shandong Province, China; Project(2018GGX103036) supported by the Key Program of Research and Development of Shandong Province, China

**Received date:** 2019-05-18; **Accepted date:** 2019-11-20

**Corresponding author:** PENG Zi-long; Tel: +86-18561813900; E-mail: pengzilong@qut.edu.cn

(编辑 龙怀中)