

超声振动钢/铝对接接头激光-MIG 复合熔钎焊工艺研究

张佳琪, 刘云祺, 何绍雄, 刘犇, 朱宗涛*

西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610031

摘要 针对钢/铝熔钎焊过程中焊接头金属间化合物(IMCs)厚度较厚、接头抗拉强度较低的问题,采用超声波辅助激光-MIG 复合熔钎焊(MIG 焊, 熔化极惰性气体保护焊)的方法,获得了不同超声功率下的钢/铝熔钎焊接头。研究了超声功率的变化对钢/铝熔钎焊接头的焊缝组织和界面 IMCs 的影响。结果表明,随着施加的超声功率的增加,超声对熔池的搅拌作用增强,焊缝晶粒明显细化。超声作用下熔池的最高温度降低,温度梯度减小,这使得焊接接头界面处的 IMCs 的厚度减小,并且 FeAl_3 相的含量降低;当超声功率增加到 200~210 W 时,IMCs 中仅含 $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ 相。当功率为 130~140 W 时,去余高接头的抗拉强度可达 172 MPa,相较于未施超声时增加了 12%。

关键词 激光技术; 异种金属; 超声波; 激光-MIG 复合焊; 熔钎焊; 金属间化合物

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1602013

1 引言

在国家大力倡导节能减排,实现生态环保的大环境下,轻量化结构在汽车制造、轨道交通、航空航天等领域中得到了充分的发展^[1]。钢/铝是一种应用广泛的轻量化复合材料,但由于两种金属的物理化学性能有较大的差异,焊后应力集中导致极易出现裂纹,且接头界面连接处存在脆硬的 Fe-Al 金属间化合物(IMCs),而焊接接头的力学性能严重受制于 IMCs 厚度和其晶粒尺寸,这使得基于钢/铝异种金属连接得到优质、稳定焊接接头的难度较大^[2],因此,获得优质的钢/铝焊接接头是社会的普遍需求。近年来,随着超声波在焊接领域中的广泛应用,各国研究人员将超声波引入到不同的焊接方法中,超声波辅助焊接成为一种新型的焊接方法。其中,超声与电弧的结合得到了广泛的研究。电弧与超声的结合主要有两种方式:1)在熔滴过渡过程中施加超声场以改变熔滴过渡^[3];2)在焊件上直接施加超声产生机械振动^[4]以改善焊接接头性能。研究发现,将超声直接施加在被焊工件上,能够明显改变焊接接头的温度场和流场,使得熔池温度梯度更加均匀,熔池流动性增强^[5]。杨春利课题组在铝合金的非熔化极惰性气体保护电弧焊(TIG)过程中施加周期超声冲击,对比未施加超声的焊接接头,发现超声能够很明显破碎接头中的树枝晶,增加形核,使组织更加均匀,接头的抗拉强度得到提高^[6-8]。超声产生的搅拌作用使得接头中的气孔发生聚集长大,易于溢出,

降低了接头的气孔率。Wu 等^[9]在钢/铝搭接 TIG 熔钎焊中施加不同功率的超声,发现超声对焊接接头性能的改善存在一个最佳值:当超声功率为 0.8 kW 时,超声的施加能够使得钢/铝界面处的 IMC ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$) 厚度由未施加超声时的 10 μm 变为 5 μm ,并且在超声作用下 IMC ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$) 相的平均尺寸由 60 μm 减小到 20 μm ;较未施加超声的焊接接头,施加 0.8 kW 超声后接头的抗拉强度提高了 27%。研究表明,在电弧焊中施加超声能够明显提高焊接接头的性能。

钢/铝对接接头通常应用于轨道交通领域,可以采用激光-MIG 复合熔钎焊(MIG 焊, 熔化极惰性气体保护焊)进行焊接^[10],但是焊后的接头依旧存在界面处 IMCs 厚度大、 FeAl_3 相含量较多的问题,这种硬脆的金属间化合物在很大程度上降低了接头的性能。

本文采用激光-MIG 复合焊以实现 2 mm 厚的 6061 铝与 304 钢的对接,并在焊接过程中引入超声,旨在降低界面处金属间化合物的厚度并改善其组成。实验通过改变施加超声的功率大小,观测钢/铝熔钎焊焊接接头的晶粒大小和界面处 IMC 的厚度和成分的变化情况,探究超声施加对钢/铝熔钎焊焊接接头的影响。

2 实验

实验材料采用尺寸为 60 mm × 120 mm × 2 mm 的 6061-T6 铝合金和 304 不锈钢平板(SUS),焊丝采用直径为 1.2 mm 的 ER4043 铝合金焊丝。实验材料和焊丝化学成分如表 1 所示。在施焊前,先将 304 不

收稿日期: 2021-11-24; 修回日期: 2021-12-13; 录用日期: 2021-12-22

基金项目: 四川省重点研发计划(22ZDYF3060)、四川省重点研发计划重大科技专项(2022YFG0086)

通信作者: *zongtaozhu@163.com

表 1 母材及焊丝的化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of base metal and welding wire (mass fraction, %)

Material	Al	Fe	Si	Cr	Ni	Mg	Mn	C
304	-	Bal	≤0.1	17.0-20.0	8.0-10.5	-	≤0.2	≤0.08
6061-T6	Bal.	0.7	0.4-0.8	0.10-0.35	-	1.0	0.15	-
ER4043	81.83	-	16.96	-	-	1.31	-	-

锈钢和 6061-T6 铝合金表面的油污和锈迹用砂轮机打磨干净,再用乙醇擦拭,304 不锈钢一侧涂敷有宽度约为 10 mm 的 Nocolok 钎剂,以增加铝在钢上的润湿铺展宽度,提高接头性能。

实验用的复合焊接系统由最大输出功率为 4000 W 的光纤激光器、焊机和机器人组成,激光波长为 1060 nm,聚焦光斑直径为 200 μm, MIG 焊枪与试板

之间的夹角(θ)为 60°左右,为了减少母材对激光的反射^[11],激光器轴线与实验台平面法线间的夹角(α)为 10°。用于实验的超声波焊接仪的超声头为 310 mm×22 mm 矩形头,可覆盖待焊焊缝的全长。超声波频率为 20 kHz,可根据工件实现自动频率跟踪。换能器的最大振幅为 20 μm,最大输出功率为 2 kW,超声波辅助激光-MIG 复合焊接示意图如图 1 所示。

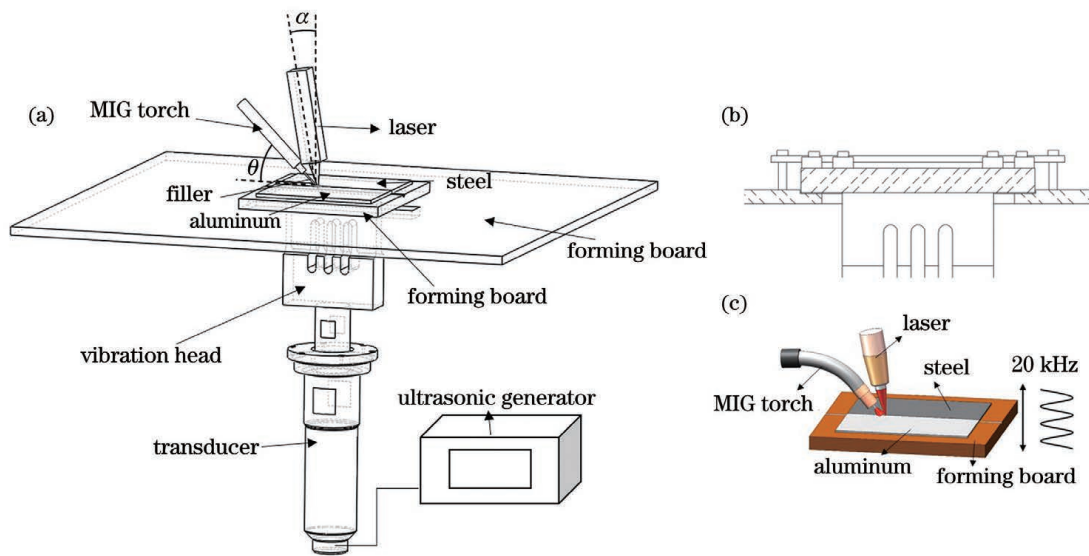


图 1 超声波辅助激光-MIG 复合焊接。(a)设备示意图;(b)局部装配剖视图;(c)焊接示意图

Fig. 1 Ultrasonic-assisted laser-MIG hybrid welding. (a) Schematic of equipment; (b) sectional view of partial assembly; (c) schematic of welding

图 1(a)为超声波辅助激光-MIG 复合焊接设备的示意图,图 1(b)为局部装配剖视图,图 1(c)为焊接示意图。在超声波辅助焊接过程中,为了使得超声的能量更多作用在被焊试件上,实验将被焊试件和背部成形板进行刚性固定,超声波换能器穿过实验台上的通孔,支撑在成形板上,使得被焊试件悬空在实验台上方,这种悬空的方式使得超声作用时只会带动成形板和被焊试件产生振动,防止超声的能量被分流到实验台而造成超声作用的削减。

为了探究超声的施加对钢/铝界面的影响,在超声功率为 0 W(未施加超声)、130~140 W 和 200~210 W 时施焊。实验中的焊接速度均为 8 mm·s⁻¹,送丝速度为 5 m·min⁻¹,采用高纯氩(体积分数为 99.999%)作为保护气。为了防止不锈钢侧受热过多使得焊接接头发生开裂,实验中将激光光斑聚焦在铝侧距离焊缝中心 0.5 mm 处,实验参数如表 2 所示。在施加超声的复合熔钎焊过程中,先开启超声随后施

焊,焊后切取拉伸试样,图 2 为拉伸试样示意图。使用微机控制电子万能拉伸试验机测试去余高接头的抗拉强度,实验切取的金相尺寸为 20 mm×10 mm×2 mm,金相试样经打磨抛光后,利用超景深金相显微镜观测焊接接头的晶粒大小,采用扫描电子显微镜(SEM)和电镜内置的能谱分析仪(EDS)观测其微观界面组织和微区成分。

表 2 超声波辅助激光-MIG 复合焊接参数

Table 2 Parameters for ultrasonic-assisted laser-MIG hybrid welding

Welding parameter	Value
Welding current(I)/A	96
Wire feeding speed (v) / (m·min ⁻¹)	5
Welding speed(v_w) / (mm·s ⁻¹)	8
Flow rate of shielding gas Ar (R) / (L·min ⁻¹)	25
Ultrasonic power /W	0-220

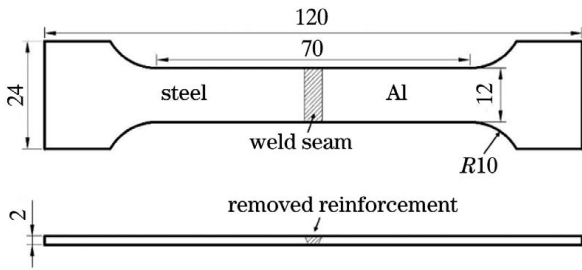


图 2 拉伸试样尺寸示意图 (单位: mm)

Fig. 2 Dimension diagram of tensile specimen (unit: mm)

3 实验结果与分析

3.1 焊接接头外观成形

图 3 为不同超声功率下的焊接接头正面、背面和宏观成形,其中超声功率分别为 0 W, 130~140 W、200~210 W。从宏观表面成形可以看出,在施加超声与未施加超声两种情况下,焊缝正面基本没有很大的区别;但是从焊缝背面可以看出,超声的施加使得背面铝向钢侧的润湿铺展受到影响,熔池在背面积存的铝多于未施加超声时的接头,并且出现不稳定的背面成形,随着施加的超声功率的逐渐增加,这种不稳定情况愈发明显。这是由于超声的施加会影响熔池的流动,被焊试件在超声的振幅方向上发生振动,导致试件背

面的熔池在惯性作用下产生了下坠的作用力,使得铺展到背面钢侧的铝减少。

对比不同超声功率下的焊接接头气孔分布及大小时发现,未施加超声时[图 3(a)],气孔较小,主要分布于钢/铝接头中间区域,靠近钢/铝界面处。当超声功率为 130~140 W 时[图 3(b)],气孔较未施加超声时有长大的情况,且主要分布于接头余高处,少量存在于铝侧母材处。当超声功率增加到 200~210 W 时[图 3(c)],气孔大小进一步增大,气孔量减小,且主要分布于接头下部区域。超声的施加使得已存在的气孔发生聚集长大并上浮溢出,但是由于较大的超声功率,超声的空化作用产生了大量空化泡并也在聚集长大,当熔池凝固后这些后生成的气泡来不及溢出而留存在焊接接头中,使得接头的气孔率增加。在焊缝纵截面上切取长度为 10 mm 的接头,使用 Image-pro 进行二值化处理以测定焊缝的气孔率。未施加超声和超声功率为 130~140 W 时的气孔率分别为 0.25% 和 0.21%,施加超声后气孔率有所降低,但是当超声功率为 200~210 W 时,气孔率达到了 0.93%。对比发现,当超声功率为 130~140 W 时,超声能够促进已存在的气孔聚集长大,但此时空化作用产生的空化泡没有导致气孔的产生,130~140 W 是个较为理想的超声功率参数。

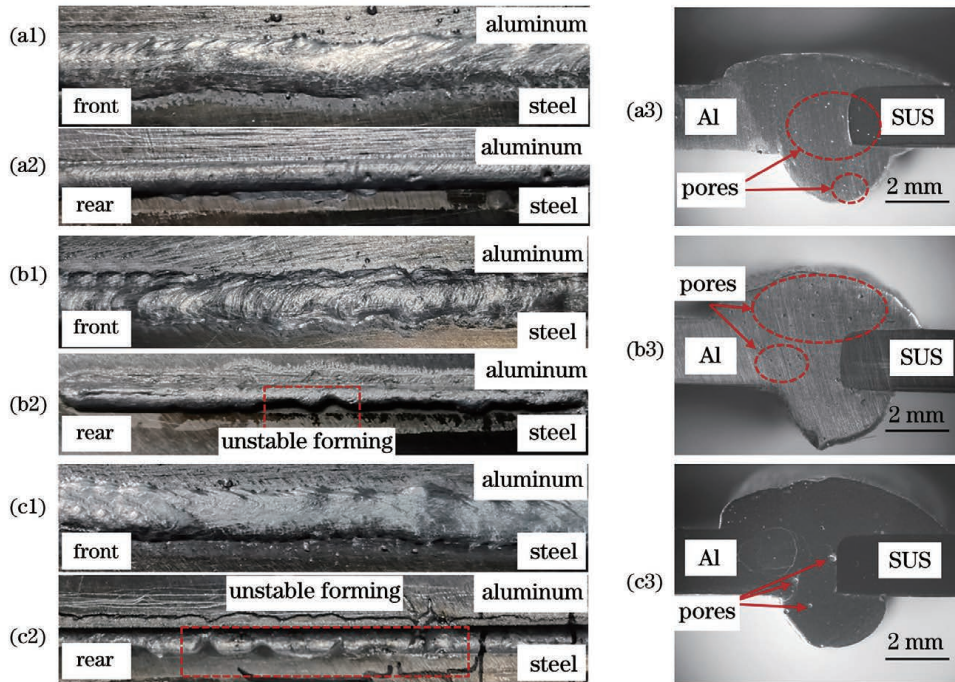


图 3 不同超声功率下的焊接接头正面和背面(左)及焊接接头宏观成形(右)。(a1)~(a3) 0 W;(b1)~(b3) 130~140 W;

(c1)~(c3) 200~210 W

Fig. 3 Front and back sides (left) and macro-forming (right) of welded joints under different ultrasonic powers.

(a1)~(a3) 0 W; (b1)~(b3) 130~140 W; (c1)~(c3) 200~210 W

3.2 焊缝显微组织

图 4 为不同超声功率下的焊接接头焊缝中间区域和靠近铝侧熔合线附近的焊缝组织。使用 Image-Pro 图像处理软件,统计相同尺寸下金相图片中的晶粒个

数并计算晶粒大小,进而测得不同超声功率下焊缝中间区域的晶粒平均直径。当未施加超声时,晶粒平均直径为 5.2 μm ;当超声功率为 130~140 W 时,晶粒平均直径为 4.1 μm ;当超声功率达到 200~210 W

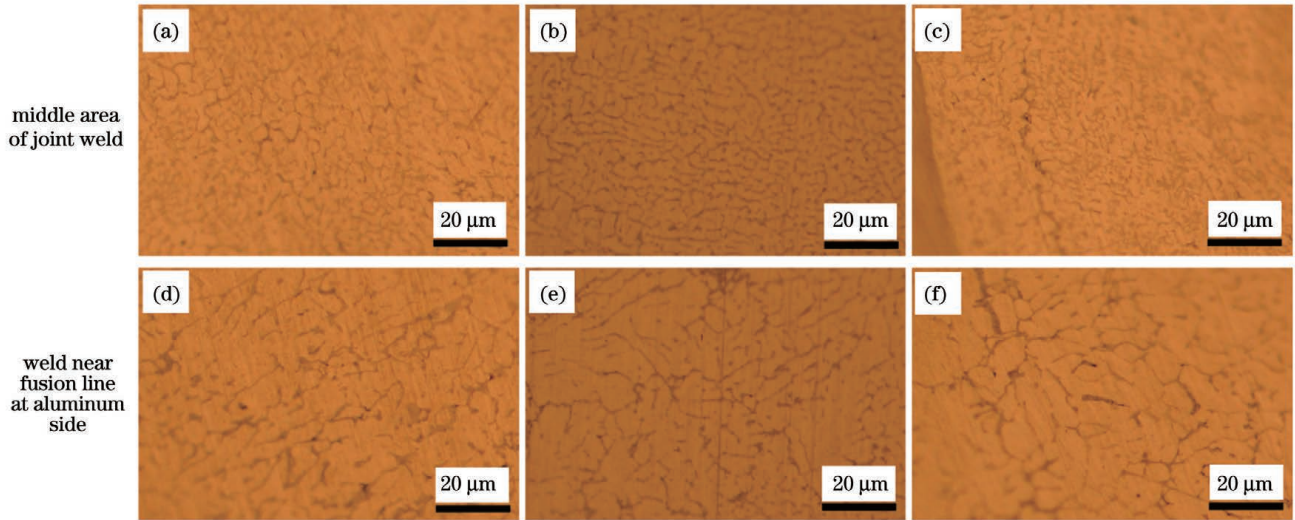


图 4 不同超声功率下的接头焊缝中间区域和靠近铝侧熔合线附近的焊缝组织。(a)(d)0 W;(b)(e)130~140 W;(c)(f)200~210 W
Fig. 4 Structures of middle areas of joint welds and welds near fusion line at aluminum side under different ultrasonic powers.

(a)(d) 0 W; (b)(e) 130-140 W; (c)(f) 200-210 W

时,晶粒平均直径为 3.4 μm。相对于未施加超声,施加了超声的焊接接头焊缝区域的晶粒明显被细化了,并且施加的超声功率越大,晶粒细化程度越明显。

对于铝侧熔合线附近的焊缝,未施加超声时晶粒为树枝晶,超声施加后树枝晶有所减少,此区域的晶粒细化相较于熔化区不明显,这是由于熔合线附近的晶粒是在原有晶粒基础上长大的,它区别于熔化区晶粒的形核长大方式。超声在破碎晶粒时,又能增加形核率^[6],这有利于熔化区晶粒的细化^[12],但是熔合线附近的晶粒细化主要是由于超声的破碎作用,因此其晶粒细化作用相较于熔化区较不明显。

3.3 钢/铝界面结构

图 5 是不同超声功率下钢/铝界面处金属间化合物的微观形貌图和 EDS 线扫描结果。通过测量钢/铝界面处 IMCs 的厚度,发现未施加超声时 IMCs 的厚度为 6~10 μm,当超声功率为 130~140 W 时,IMCs 的厚度为 3~5 μm;当超声功率达到 200~210 W 时,IMCs 的厚度减小为 1~3 μm。实验发现,随着超声功率的逐渐增加,IMCs 的厚度明显减薄。此外,熔钎焊

能够提供稳定的热输入和均匀的温度场,使得界面处 IMCs 的分布均匀性良好。从图 5(a)、(c)、(e) 中发现,超声功率的增加使得界面处的 IMCs 粒度和厚度减小,进而使得 IMCs 的分布更加均匀。超声功率的增加能够进一步均匀化温度场,从而在一定程度上使得界面处的 IMCs 分布更加均匀。

表 3 是图 5 中 A~H 点的 EDS 点扫描结果以及依据扫描结果推断出的各个点的 IMCs 类型。当施加超声功率为 0 W 时,如图 5(a)所示,IMCs 中靠近焊缝侧的点 A、C 处的化合物类型为 Al₈Fe₂Si,靠近钢侧的 B 点处的化合物类型为 FeAl₃,IMCs 主要由这两种化合物组成。当施加的超声功率为 130~140 W 时,如图 5(c)所示,点 D、E 处的化合物类型分别是 Al₈Fe₂Si 和 FeAl₃,IMCs 依旧是由 Al₈Fe₂Si 相和 FeAl₃ 相构成。当施加的超声功率为 200~210 W 时,如图 5(e)所示,靠近焊缝的点 F、G 处和靠近钢侧的点 H 处的类型都为 Al₈Fe₂Si,IMCs 主要是由 Al₈Fe₂Si 相组成。结合图 5 右侧的 EDS 线扫描曲线,发现随着施加超声功率的增加,IMCs 中 Al 元素的峰强度逐渐减小。当

表 3 图 5 中 A~H 点处的 EDS 点扫描分析结果

Table 3 EDS point scanning analysis results at locations A-H in Fig. 5

Location	Atomic fraction of Al / %	Atomic fraction of Fe+Cr+Ni / %	Atomic fraction of Si / %	Possible phase
A	76.58	17.44	5.98	Al ₈ Fe ₂ Si
B	70.34	27.03	2.62	FeAl ₃
C	78.40	13.86	7.74	Al ₈ Fe ₂ Si
D	67.97	25.55	6.48	Al ₈ Fe ₂ Si
E	63.00	32.29	4.71	FeAl ₃
F	83.00	10.81	6.19	Al ₈ Fe ₂ Si
G	61.92	27.66	10.43	Al ₈ Fe ₂ Si
H	53.27	38.79	7.96	Al ₈ Fe ₂ Si

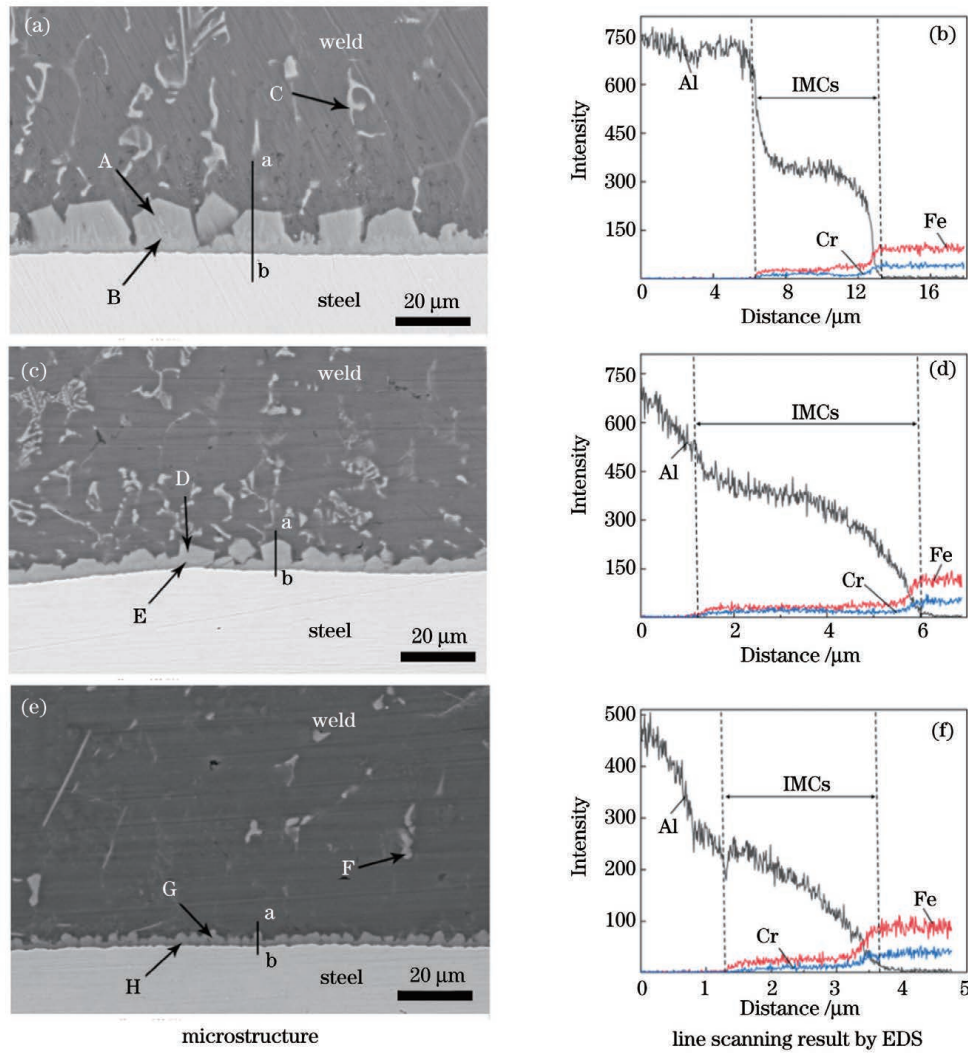


图 5 不同超声功率下钢/铝界面处 IMCs 的微观形貌和 EDS 线扫描分析结果。(a)(b) 0 W;(c)(d) 130~140 W;(e)(f) 200~210 W

Fig. 5 Microstructures of IMCs at steel/ aluminum interface and EDS line scanning results under different ultrasonic powers.

(a)(b) 0 W; (c)(d) 130~140 W; (e)(f) 200~210 W

超声功率为 200~210 W 时,IMCs 初始位置处的 Al 元素的峰强度减小为 220~230,并且对比超声功率为 0 W 和 130~140 W 时 Al 元素的峰强度曲线,发现曲线中的平缓区域消失。结合对上述各点的分析,推断出超声功率的增加能够有效减小 IMCs 的厚度,并且当超声功率施加到 200~210 W 时,IMCs 的主要成分是 Al_8Fe_2Si 相, $FeAl_3$ 相的含量大大减小。研究发现,在焊接过程中,当熔池的最高温度不超过 855 °C 时,钢/铝界面处生成的 IMCs 是 Al_8Fe_2Si ,当温度升高到 1026 °C 时, $FeAl_3$ 开始生成^[13],生成的 $FeAl_3$ 一部分又会与液相结合生成 Al_8Fe_2Si ,当最高温度稍微超过 1026 °C 时,生成的 $FeAl_3$ 会被液相消耗殆尽,使得 IMCs 中只有 Al_8Fe_2Si ^[14],这就说明 IMCs 的相组成主要与熔池的温度场有关。王维等^[5]通过有限元模拟施加超声时焊接熔池的温度场,发现超声能够明显降低熔池中的最高温度,并且使得温度梯度减小,均匀化熔池中的温度。这也就解释了随着施加超声功率的增加,IMCs 中的 $FeAl_3$ 相含量减小的原因。

3.4 焊接接头的硬度分布

对不同超声功率下的焊接接头进行硬度测量实验,测量结果如图 6 所示。不同超声功率下接头各区域的硬度平均值如表 4 所示。从测量结果可以看出,随着超声功率的增加,焊接接头各区域硬度均呈现出

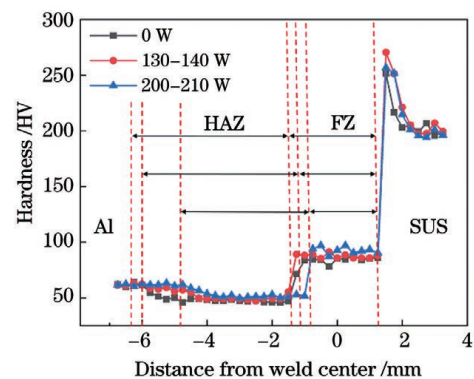


图 6 不同超声功率下焊接接头的硬度分布

Fig. 6 Hardness distributions of welded joints under different ultrasonic powers

表 4 不同超声功率下接头各区域的硬度平均值

Table 4 Average hardness of each area of joints under different ultrasonic powers

Area	Ultrasonic power of 0 W	Ultrasonic power of 130-140 W	Ultrasonic power of 200-210 W
HAZ	47	49	52
FZ	81	83	91

增大的趋势,其硬度增加的原因是超声的晶粒细化作用。另外,超声振动能够改变焊接熔池的温度场,施加超声振动时焊接接头的熔化区(FZ)和热影响区(HAZ)的宽度相较于未施加超声振动时有所减小。

3.5 接头的抗拉强度及断口分析

对不同超声功率下的焊接试样进行去余高的拉伸实验,图 7 为试样的拉伸强度。当超声功率为 0 W 时,试样的抗拉强度为 154 MPa 左右;当施加的超声功率为 130~140 W 时,抗拉强度达到 172 MPa 左右,其值相较于未施加超声时提高了 12%;当超声功率增大到 200~210 W 时,抗拉强度为 132 MPa 左右,接头抗拉强度明显下降,并且抗拉强度的误差范围增大。这是由于超声功率太高,焊接熔池中生成了大量的空化泡,进而形成了气孔并残留于接头中,接头的气孔增大使得试样的抗拉强度大大降低。

图8是不同超声功率下去掉余高的试样的拉伸断

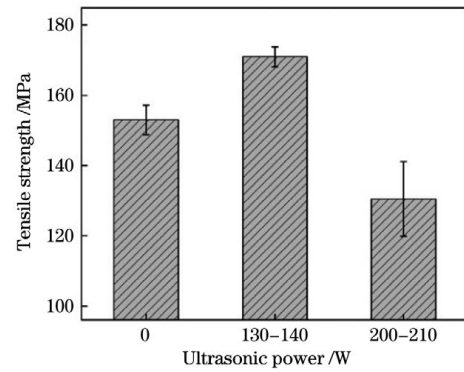


图 7 不同超声功率下去掉余高的接头的抗拉强度

Fig. 7 Tensile strengths of joints after removing reinforcement under different ultrasonic powers

口形貌,其中图 8(a)~(f)为靠近焊缝侧的断口形貌,图 8(g)~(i)为靠近不锈钢侧的断口形貌。从图 8(a)~(c)中发现,当超声功率从 0 W 增加到 130~140 W 时,断面中的气孔数量减少,但是气孔大小有所增加,当超声功率增加到 200~210 W 时,断面中的气孔数量和气孔大小明显增大。通过对断口中的不同形貌位置进行 EDS 点扫描,分析得出了断口不同位置处的相成分。表 5 是图 8 中的 1~14 点位置处的 EDS 点扫描结果以及推断出的相成分。观测图 8(d)、(g)发现,当施加的超声功率为 0 W 时,断面两侧的相都是 Al_3Fe_2Si 相(点 1, 8)和 $FeAl_3$ 相(点 2, 6, 7),在

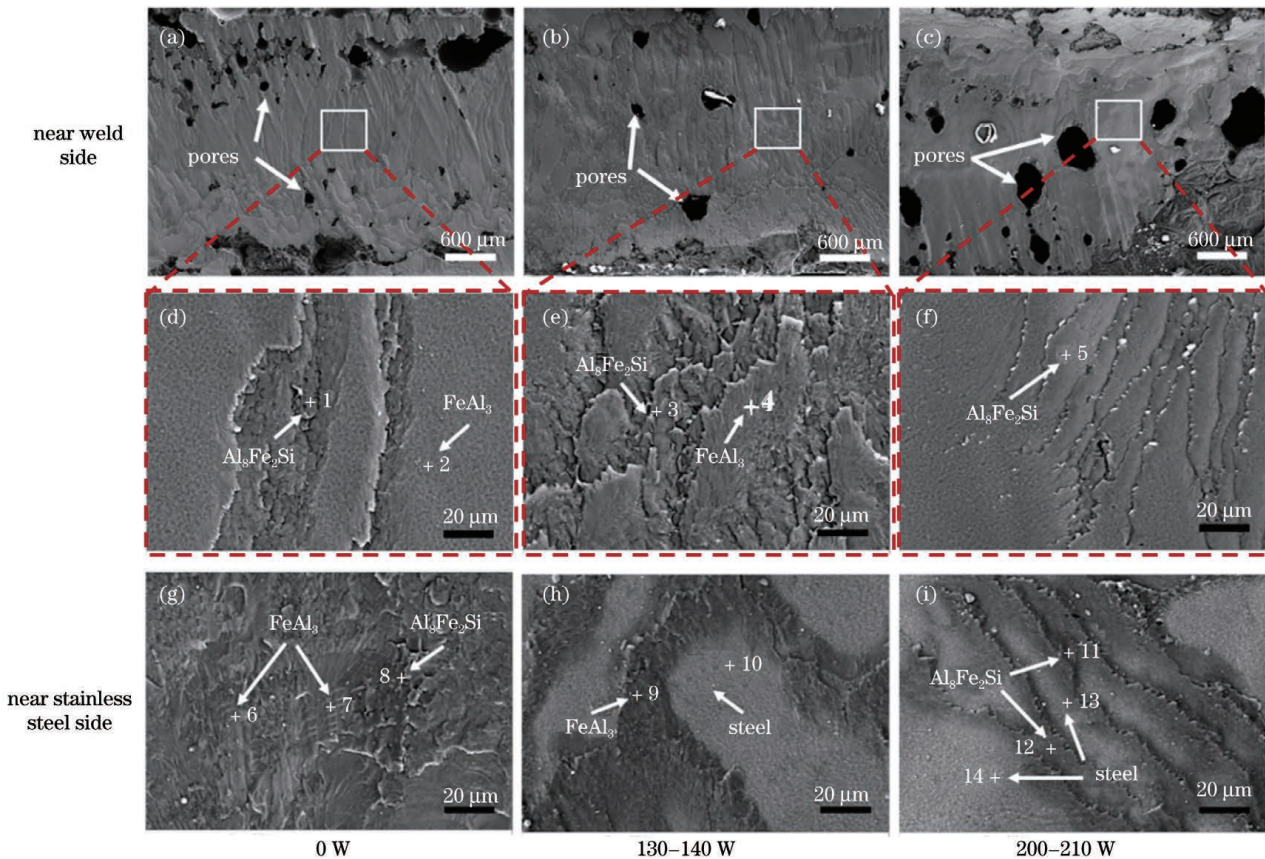


图 8 不同超声功率下去掉余高的试样的拉伸断口形貌

Fig. 8 Tensile fracture morphologies of specimens after removing reinforcement under different ultrasonic powers

表 5 图 8 中 1~14 点处的 EDS 点扫描分析结果
Table 5 EDS point scanning analysis results at locations 1-14 in Fig. 8

Location	Mass fraction of Al / %	Mass fraction of Fe+Cr+Ni / %	Mass fraction of Si / %	Possible phase
1	81.01	11.46	7.53	Al ₈ Fe ₂ Si
2	72.80	22.8	4.39	FeAl ₃
3	75.09	17.88	7.03	Al ₈ Fe ₂ Si
4	73.26	22.46	4.28	Al ₈ Fe ₂ Si
5	72.82	19.9	7.28	FeAl ₃
6	71.78	24.98	3.24	Al ₈ Fe ₂ Si
7	66.83	29.56	3.61	Al ₈ Fe ₂ Si
8	74.85	18.44	6.70	Al ₈ Fe ₂ Si
9	73.27	21.66	5.07	FeAl ₃
10	6.71	92.01	1.28	Steel
11	67.59	26.15	6.26	Al ₈ Fe ₂ Si
12	65.57	25.46	6.96	Al ₈ Fe ₂ Si
13	16.53	82.24	1.24	Steel
14	7.97	90.92	1.11	Steel

钢/铝界面处, FeAl₃ 性能比 Al₈Fe₂Si 的差, 断裂通常发生于 FeAl₃ 相。断面中含有 Al₈Fe₂Si 的原因是拉伸过程中裂纹的走向发生了改变。由图 8 (d) 可以看出, 断口形貌呈现出 Al₈Fe₂Si 相与 FeAl₃ 相交替出现的栅格状分布规律。当裂纹走向发生改变, 进入 Al₈Fe₂Si 层时, 由于 Al₈Fe₂Si 相的性能比 Al₈Fe₂Si 相差, 裂纹走向又会发生改变, 走向 FeAl₃ 层, 这样的逐步交替导致界面出现金属间化合物两相的栅格交替分布规律。从图 8(e)、(h) 可以观测出, 当超声功率为 130~140 W 时, 两侧断面的金属间化合物的相组成有所不同: 靠近焊缝侧的断面依旧有 Al₈Fe₂Si 相(点 3) 和 FeAl₃ 相(点 4, 9), 靠近钢侧的断面出现不锈钢基体(点 10), 这侧断面的 IMCs 只有 FeAl₃ 相(点 9)。这是由于 IMCs 中的 FeAl₃ 相减少, 开裂发生于 FeAl₃ 相, 但是部分区域仅存在 Al₈Fe₂Si 相, 裂纹在扩展过程中逐渐沿着 Al₈Fe₂Si 层断裂, 由于 Al₈Fe₂Si 层良好的性能, 一些裂纹也会在钢基体与 IMCs 的连接处扩展。从图 8(f)、(i) 可以观测出, 当超声功率为 200~210 W 时, 两侧断面的 IMCs 都只有 Al₈Fe₂Si 相(点 5, 11, 12), FeAl₃ 相消失, 说明随着超声功率的增加, IMCs 中的 FeAl₃ 相含量呈下降趋势。

相较于未施加超声, 超声功率为 130~140 W 时, 接头中的气孔率有所降低, 焊缝中的晶粒得以细化, 并且 IMCs 的厚度降低, IMCs 中的 FeAl₃ 相含量降低。但是, 依据上文对焊缝中气孔率的统计发现, 超声功率为 0 W 和 130~140 W 时接头中都存在气孔, 且气孔率的变化不是很大, 这不足以使抗拉强度提升 12%。研究发现, 当 IMCs 的厚度为 1~2 μm 时, 接头的抗拉

强度不会出现减弱的情况, 相反, 由于此时的 IMCs 厚度较薄、Al₈Fe₂Si 相的含量较大, 均匀分布的 Al₈Fe₂Si 能够使抗拉强度增加^[13]。因此, 推断出当超声功率为 130~140 W 时, 接头抗拉强度增加的主要原因是 IMCs 厚度的降低和其中 Al₈Fe₂Si 相含量的增加。但是当超声功率增加到 200~210 W 时, 接头抗拉强度急剧减小, 这主要是由于接头中的气孔含量增加。所以在本次实验中, 130~140 W 的超声功率是一个较为优良参数。

4 结 论

采用超声波辅助激光-MIG 复合熔钎焊, 实现了钢/铝异种金属的连接, 超声波功率大小对焊接接头气孔率有显著的影响。当超声功率从 0 W 增加到 130~140 W 时, 气孔率从 0.25% 降低到 0.21%; 当功率继续增加至 200~210 W 时, 焊缝气孔率反而增大至 0.93%。

未施加超声振动时焊缝晶粒平均直径为 5.2 μm, 当超声功率为 130~140 W 时, 晶粒平均直径降至 4.1 μm, 当超声功率为 200~210 W 时, 平均直径减小到 3.4 μm; 随着超声功率的增大, 超声波的机械搅拌作用逐渐增强, 对焊缝晶粒的细化作用更加明显。

随着超声波功率的增大, IMCs 中的 FeAl₃ 相的含量逐渐减小, 进而焊接接头的抗拉强度增大。当施加的超声功率为 130~140 W 时, 焊接接头的抗拉强度达到 172 MPa, 相较于未施加超声时提升了 12%。

参 考 文 献

- [1] 秦艳利, 孙博慧, 张昊, 等. 选区激光熔化铝合金及其复合材料在航空航天领域的研究进展 [J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402002.
- Qin Y L, Sun B H, Zhang H, et al. Development of selective laser melted aluminum alloys and aluminum matrix composites in aerospace field [J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402002.
- [2] 李军兆, 刘一搏, 孙清洁, 等. 激光摆动模式对铝/钢焊接接头成形特征及组织、强度的影响 [J]. 中国激光, 2020, 47(4): 0402010.
- Li J Z, Liu Y B, Sun Q J, et al. Effects of laser beam wobble on weld formation characteristics, microstructure, and strength of aluminum alloy/steel joints [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(4): 0402010.
- [3] 杨川. 超声辅助铝合金激光-MIG 复合焊接方法研究 [D]. 成都: 西南交通大学, 2019: 16-30.
- Yang C. Research on ultrasound-assisted laser-metal inert gas hybrid welding of aluminum alloy [D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2019: 16-30.
- [4] Dai W L. Effects of high-intensity ultrasonic-wave emission on the weldability of aluminum alloy 7075-T6 [J]. Materials Letters, 2003, 57(16/17): 2447-2454.
- [5] 王维, 岳耀猛, 杨光, 等. 超声振动对激光熔凝熔池影响研究 [J]. 中国激光, 2015, 42(11): 1103007.
- Wang W, Yue Y M, Yang G, et al. Influence of ultrasonic vibration on melt pool in laser melting process [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(11): 1103007.
- [6] 陈琪昊, 林三宝, 杨春利, 等. 超声作用阶段及形式对熔池晶粒结晶的影响 [J]. 焊接学报, 2020, 41(3): 29-32, 44, 98.
- Chen Q H, Lin S B, Yang C L, et al. Effect of different ultrasonic action stages on grain crystallization in TIG weld pool [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(3): 29-32, 44, 98.
- [7] 曲宏韬. 随焊超声冲击设备的研制及超声冲击作用机理研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2014: 32-42.
- Qu H T. Investigation of ultrasonic impact equipment during welding and study on ultrasonic impact effect [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014: 32-42.
- [8] 赵红星, 陈琪昊, 杨春利, 等. 超声冲击对 Al-Cu 合金 TIG 焊缝微观组织演变的影响 [J]. 焊接学报, 2017, 38(2): 4, 79-82.
- Zhao H X, Chen Q H, Yang C L, et al. Effect of ultrasonic impact on Al-Cu alloy TIG weld microstructure evolution [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2017, 38(2): 4, 79-82.
- [9] Wu K L, Yuan X J, Li T, et al. Effect of ultrasonic vibration on TIG welding-brazing joining of aluminum alloy to steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 266: 230-238.
- [10] 朱宗涛, 万占东, 薛珺予. 不锈钢/铝合金异种金属激光-MIG 熔钎焊工艺研究 [J]. 材料导报, 2017, 31(12): 52-55.
- Zhu Z T, Wan Z D, Xue J Y. Research on laser-MIG fusion-brazing welding of stainless steel/aluminum dissimilar metals [J]. Materials Review, 2017, 31(12): 52-55.
- [11] 矫知真, 李纪超, 陈招弟, 等. 激光加工减反射表面研究进展 [J]. 中国激光, 2021, 48(2): 0202011.
- Jiao Z Z, Li J C, Chen Z D, et al. Research progress on laser processing of antireflection surfaces [J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(2): 0202011.
- [12] 李忠, 刘佳, 白陈明, 等. 超声波对铝合金激光-电弧复合焊接影响的研究 [J]. 激光技术, 2019, 43(3): 301-306.
- Li Z, Liu J, Bai C M, et al. Study on effect of ultrasonic on laser-arc hybrid welding of aluminum alloy [J]. Laser Technology, 2019, 43(3): 301-306.
- [13] Xia H B, Li L Q, Ma N S, et al. Influence of energy ratio on dual-spot laser welded-brazed Al/steel butt joint [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 281: 116624.
- [14] Gupta S P. Intermetallic compound formation in Fe-Al-Si ternary system: part I [J]. Materials Characterization, 2002, 49(4): 269-291.

Ultrasonic Vibration Steel/Aluminum Butt Joints by Laser-MIG Hybrid Fusion-Brazing Welding

Zhang Jiaqi, Liu Yunqi, He Shaoxiong, Liu Ben, Zhu Zongtao*

School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, Sichuan, China

Abstract

Objective Steel/aluminum is a widely used lightweight composite material. However, because the difference in the physical and chemical properties between these two metals is large, cracks are prone to appear after welding due to stress concentration, and there exist brittle and hard Fe-Al intermetallic compounds (IMCs) at the joint interface. The mechanical properties of welded joints are seriously influenced by the thickness and grain size of IMCs. It is difficult to obtain high-quality and stable welded joints for the steel/aluminum dissimilar metal connection. Therefore, to obtain high-quality steel/aluminum welded joints is a general demand of the society. The application of ultrasonic waves can increase the flow performance of the molten pool during the welding process and improve the temperature field and flow field of the molten pool. The formation of IMCs is mainly related to the temperature field during the welding process. Therefore, to regulate the temperature field of the molten pool is a powerful tool to improve the mechanical properties of the joints. This experiment investigates the effect of ultrasonic power on the IMCs at the steel-aluminum interfaces of the weld brazed joints.

Methods Laser and melt inert gas (laser-MIG) hybrid welding is used to perform the butt welding of 2 mm thick 6061 aluminum and 304 steel combined with fusion-brazing welding, and ultrasound is introduced in the welding process. The ultrasonic powers set in the experiment are 0 W, 130–140 W, 200–210 W, and the welded joints under different parameters are obtained. After welding, the metallographic phase is cut, the scanning electron microscope and the built-

in energy dispersive spectroscopy (EDS) are used to observe the micro-interfacial structures and micro-area compositions, and the ultra-depth-of-field metallographic microscope is used to observe the grain sizes of the steel/aluminum welded joints. The microcomputer-controlled electronic universal tensile testing machine is used to test the tensile strengths of joints after removing reinforcement, and the experimental results are compared and analyzed to explore the effect of ultrasonic usage on the steel/aluminum fusion brazed joints.

Results and Discussions Comparing the welded joints under three ultrasonic powers, it can be seen from Fig. 3 that as the ultrasonic power increases, the pores in the welded joints appear to gather, grow, and float, and the porosity value in the weld first decreases and then increases, which is mainly caused by the cavitation effect of ultrasound. The effect of ultrasonic breaking can increase the nucleation rate of the molten pool, which in turn refines the grains in the weld (Fig. 4). It is found that ultrasound can significantly reduce the thickness of the IMCs layer and change the composition contents of the IMCs (Fig. 5). As the ultrasonic power increases, the thickness of the IMCs layer decreases, the content of FeAl_3 with poor mechanical properties in IMCs decreases, and the content of $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ with a better performance increases, which improves the tensile performance of the joints (Fig. 7). The analysis shows that the samples are all broken on the IMCs layer, and as the ultrasonic power increases, the $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ phase in the section increases and the FeAl_3 phase content decreases (Fig. 8). This is because the ultrasound changes the temperature field of the weld pool and subsequently the compositions and thicknesses of IMCs are changed, which improves the performance of joints.

Conclusions The ultrasonic-assisted laser-MIG hybrid welding can realize the connection of steel/aluminum dissimilar metals, and the ultrasonic power has a significant effect on the porosity of the welded joints. When the ultrasonic power increases from 0 W to 130–140 W, the porosity decreases from 0.25% to 0.21%. When the power increases to 200–210 W, the weld porosity increases to 0.93% instead. When the ultrasonic vibration is not applied, the average diameter of weld grains is 5.2 μm . When the ultrasonic power is 130–140 W, the average diameter of crystal grains is reduced to 4.1 μm . When the ultrasonic power is 200–210 W, the average diameter is reduced to 3.4 μm . With the increase of ultrasonic power, the mechanical stirring effect of ultrasound is gradually strengthened, and its effect on the refinement of weld grains is more obvious. With the increase of applied ultrasonic power, the content of FeAl_3 phase in IMCs gradually decreases, which in turn increases the tensile strength of welded joints. When the applied ultrasonic power is 130–140 W, the tensile strength of the welded joint reaches 172 MPa, which is 12% higher than that of the joint without ultrasound.

Key words laser technique; dissimilar metals; ultrasonic wave; laser-MIG hybrid welding; fusion-brazing welding; intermetallic compounds