

DOI: 10.3901/JME.2020.06.033

# 铝-钢异质金属双光束激光焊接 IMC 层迁移行为及对界面性能的影响\*

袁 锐<sup>1,2</sup> 邓胜杰<sup>1,2</sup> 崔海超<sup>1,2</sup> 麻宁绪<sup>1,3</sup> 芦凤桂<sup>1,2</sup>

(1. 上海市激光制造与材料改性重点实验室 上海 200240;

2. 上海交通大学材料科学与工程学院 上海 200240;

3. 大阪大学结合科学研究所 大阪 567-0047 日本)

**摘要:** 利用双光束激光熔-钎焊接方法开展了 AA7075/DP590 异质金属的连接, 通过改变激光功率等焊接工艺发现熔钎焊接头显微组织中存在金属间化合物(Intermetallic compound, IMC)层脱离铝-钢界面整体迁移进入焊缝内部的特殊现象, 迁移现象位于激光直接作用区域, 数值模拟发现激光直接作用下的熔池剧烈流动驱动了 IMC 的迁移。对迁移部分 IMC 层物相表征分析发现, 近铝-钢界面处发生迁移的 IMC 层形貌呈致密平板状, 与铝-钢界面处 IMC 层相似, 由  $\eta$  相组成; 迁移深入焊缝内部的 IMC 层内有裂纹、断裂产生, 由  $\theta$  相组成, 裂纹处存在铝焊缝组织长入, 发生迁移的 IMC 层内部存在  $\eta$  相与  $\theta$  相的过渡区。拉伸结果表明, IMC 层迁移现象的出现会削弱焊接接头铝-钢界面处的强度, 这是因为界面初生的 IMC 层薄弱, 止裂能力差, 所以控制 IMC 层迁移有利于提高接头力学性能。

**关键词:** 铝-钢异质金属; 双光束; 熔-钎焊; 金属间化合物(Intermetallic compound, IMC); 力学性能

**中图分类号:** TG44

## Characterization on IMC Layer Migration and Interface Properties in Dual-beam Laser Welding of AA7075/DP590 Alloys

YUAN Rui<sup>1,2</sup> DENG Shengjie<sup>1,2</sup> CUI Haichao<sup>1,2</sup> MA Ninshu<sup>1,3</sup> LU Fenggui<sup>1,2</sup>

(1. Shanghai Key Laboratory of Materials Laser Processing and Modification, Shanghai 200240;

2. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240;

3. Joining & Welding Research Institute, Osaka University, Osaka 567-0047, Japan)

**Abstract:** The joining of AA7075 aluminum alloy and DP590 steel are successfully conducted by dual beam laser welding brazing method. A unique phenomenon is found that the intermetallic compound (IMC) layer leaves Al/steel interface and migrates into welding seam. The migration of IMC layer only shows in the area where laser beam directly irradiates. Numerical simulation result shows the formation of such phenomenon is driven by the Marangoni Flow inside the welding pool induced by laser. It is found the migrated IMC layer near to Al/steel interface is composed of  $\eta$  phase and shows a compact flat morphology, which is similar to the IMC layer at Al/steel interface. On the contrary, the migrated IMC layer deep in welding seam is composed of  $\theta$  phase and cracks are observed in such IMC layer with welding seam grows into cracks. There is a transition region for the  $\eta$  phase and  $\theta$  phase inside the IMC layer. Tensile test results indicate that the migration of IMC layer will be harmful to the mechanical property of Al/steel interface because of the weak strength of newly-formed IMC layer. As a result, it's better to avoid such phenomenon happening.

**Key words:** Al/steel dissimilar metals; dual beam laser; welding-brazing; intermetallic compound(IMC); mechanical properties

## 0 前言

为实现能源节约及环境保护, 设备轻量化是目

前的一个发展趋势。对于汽车行业, 采用铝及铝合金等轻质材料替换钢铁材料用于汽车车身结构是实现汽车轻量化的一个有效途径<sup>[1-4]</sup>。然而铝合金由于其强度不足在某些承重位置如柱、梁、筋等部件处仍然不能实现对钢的整体取代<sup>[5]</sup>, 因此在铝-钢复合结构的车体中, 必然涉及铝和钢异种金属的连接问

\* 国家自然科学基金资助项目(U1660101, 51675336)。20190816 收到初稿, 20191021 收到修改稿

题。由于两者间的热物理性能及冶金相容性差异较大,其连接接头的可靠性成为影响构件高品质制造的关键问题<sup>[6-8]</sup>,特别是铝钢之间极易生成硬脆相的铁铝金属间化合物(Intermetallic compound, IMC),尽管该物质的形成是实现钢铝连接的必要条件<sup>[9]</sup>,但过厚的 IMC 层会严重影响接头的微观结构和力学性能<sup>[6]</sup>,因此需要对 IMC 层的厚度严格控制。

铁铝金属间化合物层的形成机制多采取热浸法进行研究<sup>[10-15]</sup>,即将钢块浸于铝液中保温一段时间,使铁铝金属间化合物在钢表面生长。采用热浸法获得的铁铝金属间化合物层由两种物相组成:靠近钢基体一侧的为  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  相( $\eta$  相),其形貌呈“舌状”向钢基体内部生长,该相是 IMC 层中的主要成分; $\eta$  相外侧生长着一层极薄的  $\text{FeAl}_3$  相( $\theta$  相),形貌呈多面体针状。BOUCHÉ 等<sup>[13]</sup>指出  $\eta$  相的厚度与保温时间的平方根之间存在线性正相关关系, $\eta$  相的厚度受 Al 元素的扩散控制。由于  $\eta$  相晶体结构属斜方晶系,其 c 轴方向存在的大量空位成为 Al 原子扩散的通道,Al 原子沿[001]方向的定向扩散导致了舌状  $\eta$  相形貌的形成<sup>[16-17]</sup>。DING 等<sup>[15]</sup>通过同步辐射原位观察了热浸试验中 IMC 层的演变过程,指出  $\eta$  相在 Al 液中存在一定溶解度,在降温过程中溶解于 Al 液及  $\eta$  相最外层与 Al 直接接触的  $\eta$  相可与 Al 进一步反应生成  $\theta$  相,形成最终的 IMC 层物相及形貌。

焊接过程中形成的 IMC 层与热浸试验中获得的 IMC 层在形貌上存在较大差异。在铝-钢熔钎焊接头中,铁铝金属间化合物层生长于铝-钢钎焊缝界面,IMC 层中共有两种物相<sup>[18-24]</sup>:靠近钢基体一侧的为  $\eta$  相,其形貌呈平板状向焊缝内生长,是 IMC 层中的主要成分;靠近焊缝一侧的为  $\theta$  相,形貌呈多面体针状。由于焊接过程相较热浸试验反应时间短,过程热循环剧烈,因此 IMC 层的形成机制与热浸试验中有所不同。MATHIEU 等<sup>[18]</sup>指出焊接过程中 IMC 层的形成受铁铝间的扩散-反应机制控制,焊接过程具有高速性、瞬时性,因此必须考虑铁铝间的反应速率对 IMC 层形成的影响。CHEN 等<sup>[25]</sup>指出当熔池温度高于 900 °C 时,需要考虑  $\eta$  相在铝熔池中的溶解,溶解作用对最终获得的 IMC 层的形貌及厚度有显著影响。焊接接头的力学性能与 IMC 层的厚度密切相关,尽管最优 IMC 层厚度尚无明确定论,但许多学者认为应将 IMC 层厚度控制在 10  $\mu\text{m}$  以内<sup>[18, 26]</sup>。

激光焊接由于其高速性、精确性、灵活性在金属连接领域有着广泛的应用。对于异质金属的连接,双光束激光熔-钎焊相较单光束具有更大优势<sup>[23, 27-29]</sup>。LAUKANT 等<sup>[29]</sup>分别采用 Nd:YAG 单光束和双激

光束进行了 DX56D+Z 镀锌钢板和 6061 铝合金的焊接。对比发现第二束激光提高了填充材料在钢板上的润湿性,钎焊缝有效宽度增大。TAN 等<sup>[28]</sup>分别采用单光束与双光束实现了 DP980 钢与 AZ31 镁合金的焊接。研究发现双光束提升了熔池在钢表面的润湿性和焊接过程稳定性,并且第二束光的存在可以调控远离主光源的焊缝头部处的 IMC 层形成,双光束所得焊接接头力学性能优于单光束焊接接头。

铝-钢焊接接头中界面处的 IMC 层对钢铝连接构件的性能有至关重要的影响,因此有必要对焊接过程中 IMC 层的形成机制、生长过程、物相形貌等进行研究。然而目前 IMC 层形成机制多通过热浸试验研究,但热浸试验所获 IMC 层与焊接过程所得 IMC 层差异较大,且焊接过程中 IMC 层形貌对焊接接头力学性能的影响尚无人研究。本文通过双光束激光熔-钎焊试验,研究焊接过程中 IMC 层的形成机制并阐释其生长过程,针对试验中出现的特殊的 IMC 形貌特征阐释其形成原因并分析其对焊接接头力学性能的影响。

## 1 试验材料和方法

### 1.1 试验材料

试验材料为 1.0 mm 厚的 AA7075 铝合金板和 1.2 mm 厚的 DP590 高强度钢板,其中,钢板母材经热镀锌工艺表面获得了一层厚度约为 10  $\mu\text{m}$  的镀锌层,二者分别被加工成 150 mm×50 mm×1.2 mm 及 150 mm×40 mm×1.0 mm 尺寸的试板,两种板材的化学成分及抗拉强度  $\sigma_m$  如表 1 所示。在焊接试验前,钢板及铝板母材表面均使用丙酮擦洗以去除表面油污,除此之外铝板母材还使用 400 号金相砂纸打磨以去除表面氧化层,焊接过程中无焊丝填充。

表 1 DP590 及 AA7075 的主要成分及强度 %

成分及强度	C	Mn	Si	S	P	Fe	$\sigma_m$
DP590	0.068	1.61	0.447	0.002	0.04	余量	590
成分及强度	Mg	Zn	Cu	Mg	Mn	Si	$\sigma_m$
AA7075	2.1~2.9	5.1~6.1	1.2~2.0	2.1~2.9	0.3	0.4	525

### 1.2 焊接试验

采用 IPG 公司的 YLS-10000 型激光器进行焊接,激光器最大输出功率为 10 kW,输出的激光由直径为 300  $\mu\text{m}$  的光纤导出至 High-YAG 双光束焊接激光头,激光头与六轴 Motoman 工业机器人相连接。焊接试验中所使用的激光头通过内部光路设

计可将一束激光分成两束大小、形状完全相同的激光束,通过调节激光头外的螺旋旋钮可以实现两束激光的能量配比及光斑间距的调整,其中副光斑的能量可在总输入能量的 0~70% 调节。图 1 为焊接试验的工装摆放示意图,试验采取搭接的焊接方式,铝板被安放在钢板上方,搭接部分宽度为 10 mm。焊接过程中激光采取前倾的入射方式,入射角设为  $7^{\circ}$  以防止铝板对激光的高反射率将激光反射回激光器从而导致设备损坏。试验中激光的离焦量设定为 +10 mm,在此离焦量下所得光斑大小约为 0.8 mm,试验中焊接速度固定为 0.7 m/min,改变不同的激光功率进行试验。试验中使用了双光束对钢铝异种金属进行熔-钎焊焊接,两束光的能量分配比为 4:1,光斑间距为 1.2 mm,主光斑完全位于铝板之上以提供足够的能量使铝母材熔化,副光斑位于钢板之上,其直接辐照钢板表面提升钢板表面的温度场从而减小熔融铝在钢板上的表面张力、促进熔融铝在钢板表面的润湿及铺展,副光斑边缘与铝母材相切。试验中采用纯 Ar 对熔池进行保护,保护气体流量固定为 20 L/min。具体试验参数如表 2 所示。

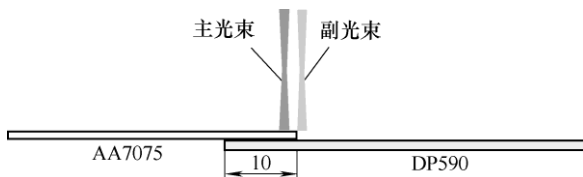


图 1 铝-钢双光束激光焊接示意图(mm)

表 2 钢铝双光束激光熔-钎焊试验工艺参数

工艺参数	数值
激光功率/kW	1.1, 1.2, 1.3, 1.4, 1.6
焊接速度/(m/min)	0.7
离焦量/mm	10
光斑间距/mm	1.2
能量分配比	4:1
保护气体流量/(L/min)	20

### 1.3 拉伸试验及组织表征方法

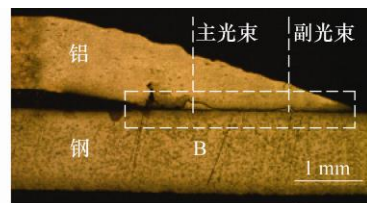
拉伸试验参照 GB 228.1-2010 标准对焊缝切取拉伸试样,每组焊接参数取 3 根拉伸试样,试样长度为 80 mm,宽度为 10 mm,使用 Zwick 万能试验机进行拉伸性能测试,拉伸试验中拉伸速率设定为 0.2 mm/min,拉力方向垂直于焊缝,拉伸强度由峰值拉力除以试样宽度计算所得,单位为 N/mm。采用常规的金相试样制备方法(金相砂纸磨制+金刚石研磨膏抛光)制备焊缝截面的金相试样,并选取 Keller 试剂作为腐蚀剂完成金相试样的制备。用 Axio Imager 2 金相显微镜及配备能谱仪和 EBSD 探

头的 Mira3 分析型高分辨扫描电镜观察和表征焊缝接头组织及断口形貌,进行 EBSD 表征的试样还需经过振动抛光或三离子束抛光处理。

## 2 铝/钢焊接接头形貌分析

### 2.1 铝/钢连接界面组织形貌

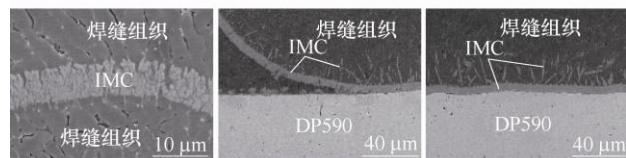
图 2 展示了 1.1 kW 激光功率下焊缝的截面形貌,除铝-钢界面处可以观察到金属间化合物(IMC)层以外,还可以发现 IMC 层脱离铝-钢界面整体迁移进入焊缝内部的现象,该现象此前并未有其他学者发现报道。同时发现,IMC 层整体迁移的出现与两束光斑的位置密切相关,均出现在两束光斑直接作用的区域,由此可以看出激光作用位置是决定该现象是否能够出现的关键因素。



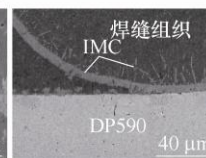
(a) 焊缝截面宏观形貌



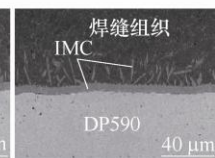
(b) 铝-钢界面 IMC 迁移现象



(c) 远离铝-钢界面的 IMC 层形貌



(d) 起始迁移入焊缝的 IMC 层形貌

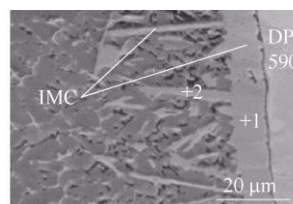


(e) 沿界面生长的 IMC 层形貌

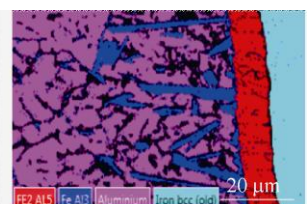
图 2 激光功率 1.1 kW 下焊缝截面形貌

### 2.2 界面组织及物相分析

图 3 展示了焊缝中部沿界面生长的 IMC 层的组织形貌,共有两种形貌的 IMC 出现,一种是钢界面一侧的平板状 IMC 层组织,另一种是焊缝内部的针状 IMC 层组织。对图 3a 中 1、2 点进行 EDS 点扫描分析(表 3),发现 1 点位置处为  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ( $\eta$  相),2 点位置处为  $\text{FeAl}_3$ ( $\theta$  相)。图 3 中 EBSD 的结果及各元素 EDS 面分布是对物相辨别的进一步佐证。



(a) 钢铝界面处 IMC 层扫描电镜形貌



(b) EBSD 相分析结果



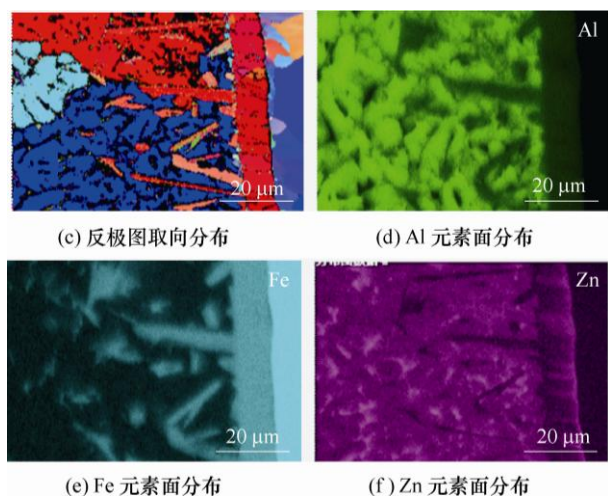


图3 铝-钢界面处 IMC 层形貌

表3 EDS 点扫描结果

点	原子分数(%)					物相
	Mg	Al	Fe	Cu	Zn	
1	0.2	71.0	27.6	0.1	1.1	$\eta$ -相 ( $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ )
2	0.3	77.5	21.0	0.0	1.2	$\theta$ -相 ( $\text{FeAl}_3$ )
3	0.7	70.6	27.6	0.0	1.0	$\eta$ -相 ( $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ )
4	0.7	72.1	26.1	0	1.2	$\eta$ -相 ( $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ )
5	1.1	73.2	24.5	0.0	1.0	$\theta$ -相 ( $\text{FeAl}_3$ )
6	1.7	81.1	14.4	0.6	2.3	$\theta$ -相 ( $\text{FeAl}_3$ ) + Al
7	1.3	80.5	15.5	0.4	2.4	$\theta$ -相 ( $\text{FeAl}_3$ ) + Al
8	0.2	71.0	27.1	0	1.8	$\eta$ -相 ( $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ )

图4所示的是起始迁移入焊缝内部的 IMC 层形貌,可以发现迁移入焊缝内部的 IMC 层形貌上与铝-钢界面处的 IMC 层类似,同样存在平板状

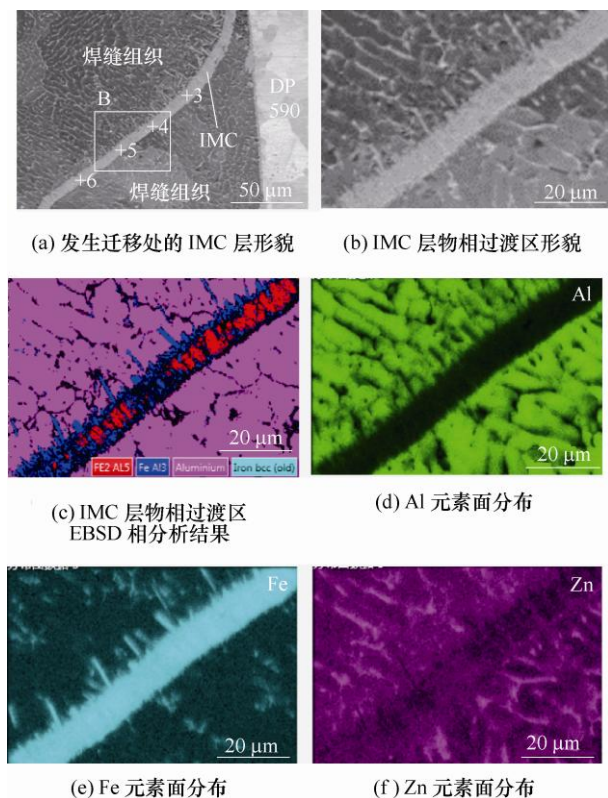


图4 迁移处 IMC 层形貌及物相成分分布

IMC 层与针状 IMC 层。对其进行 EDS 点扫描分析,发现迁移进入焊缝内部的 IMC 层存在元素成分的变化:在接近铝-钢界面处的 IMC 层(图 4a 中点 3、点 4 处)Fe 与 Al 的原子比例约为 2:5,随着 IMC 层深入焊缝内部(图 4a 中点 5、点 6 处),Fe 元素占比下降而 Al 元素占比提升。对成分变化区进行 EBSD 分析,发现迁移入焊缝内部的 IMC 层存在物相的改变,在近铝-钢界面处的 IMC 层为  $\eta$  相,随着 IMC 层的逐渐深入转变为  $\theta$  相。

图5展示了远离铝-钢界面迁移入焊缝内部最远处的 IMC 层,形貌观察发现,此处 IMC 层与界面处 IMC 层有所不同,IMC 层内部形貌疏松,出现裂纹甚至发生断裂,IMC 层疏松处有焊缝晶粒长入。对此处(图 5a 中点 7)进行 EDS 点扫描成分分析,发现此处 Al 元素与 Fe 元素的比例远高于 3:1,这是由于焊缝组织长入 IMC 层内部,焊缝成分的高铝含量影响导致的结果。EBSD 分析结果显示此处 IMC 层为  $\theta$  相,但由于 IMC 层内部存在大量的焊缝组织长入导致 EBSD 结果的解析率相对较低。在发生迁移的 IMC 层下方的铝-钢界面处,存在厚度较薄、形貌分布不均的 IMC 层如图 5f 所示,EDS 点扫描结果显示,图 5f 中点 8 处的 IMC 为  $\eta$  相。

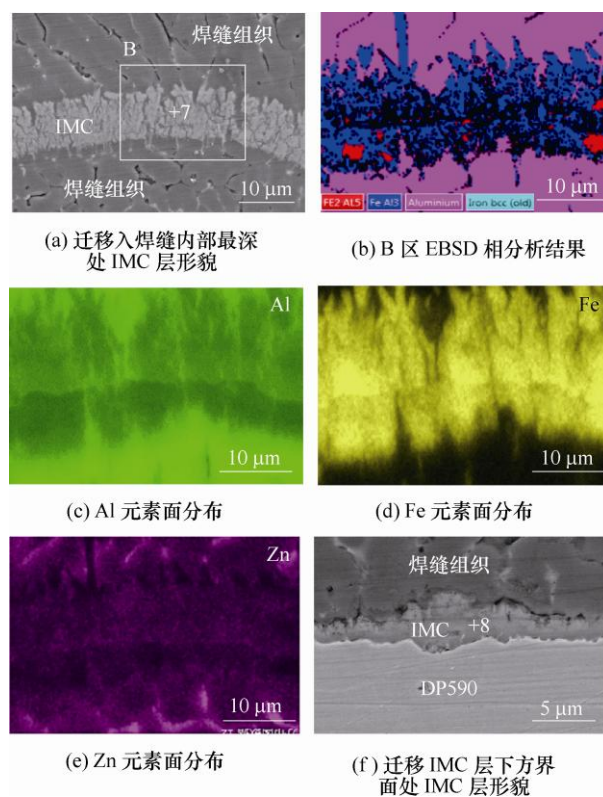


图5 迁移最远处 IMC 层及迁移 IMC 层下方界面处 IMC 层形貌、物相、成分分布

## 2.3 IMC 迁移现象分析

在铝-钢异种金属熔-钎焊的过程中,铝-钢界

面处的 IMC 层是由铁铝之间的扩散-反应机制控制的<sup>[18]</sup>, 即铁原子向铝液态熔池中扩散以及铝原子向固相的钢中扩散, 二者相遇并反应生成铁铝金属间化合物。对于铝-钢界面处的 IMC 层形成过程, YUAN 等<sup>[19]</sup>在之前的研究成果中已对该过程进行了描述: 首先铝-钢界面处发生铁铝元素的互扩散, 但由于铁向液态铝熔池中的扩散速度( $D_{\text{Fe} \rightarrow \text{Al}} = 53 \times 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$ , 793~922 K)远大于铝向固相钢中( $D_{\text{Al} \rightarrow \text{Fe}} = 1.8 \times 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$ , 1 003~1 673 K)的扩散速度<sup>[30]</sup>, 相对较多的铁原子进入熔池, 而仅有少量的铝原子进入钢中, 受扩散速率限制, 铝原子积聚于铝-钢界面附近; 随后铁铝原子相遇, 反应开始, 铁铝金属间化合物中自由能最低的  $\eta$  相率先形成, 并且由于铝元素积聚于铝-钢界面附近, 钢界面一侧能够发生反应的区域受限造成了 IMC 层平板状形貌的出现, 当熔池温度较高时, 靠近熔池的  $\eta$  相部分溶解于铝熔池中; 最后在熔池的冷却凝固过程中, 由于熔池温度的下降,  $\eta$  相在熔池中的溶解度降低致使其过饱和析出, 当熔池的冷却较慢时,  $\eta$  相可与熔池中的铝元素进一步反应生成  $\theta$  相, 即形成最终所观察到的针状金属间化合物的形貌。

对于迁移进入焊缝内部的 IMC 层, 由于其形貌完整, 且与其附近的熔池间存在元素成分的突变, 因此该迁移现象的出现是 IMC 层先形成而后整体迁移, 并非由铁铝元素直接扩散至相应位置而后反应形成。

铝-钢异种金属的熔-钎焊接过程中能量输入较低, 焊接以热传导焊的机制进行, 过程中没有小孔产生, 因此 Al 熔池的流动主要受马兰戈尼流驱动。在焊接过程中, 熔池流场分布如图 6 所示: 熔池从表面热源中心的高温区向低温区流动, 这是由于温度升高导致液体表面张力减小所造成。相应的熔池内部会产生一个由下向上的流动补充熔池表面的液体流, 而熔池内部这种由下向上的流体流动就是 IMC 向上迁移入熔池内部的驱动力。

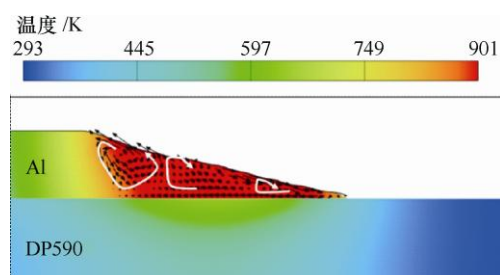


图 6 铝-钢双光束激光熔-钎焊熔池流场分布

IMC 层迁移的过程如下: 首先 IMC 层在铝-钢界面处形成, 其形成过程与前述在界面处形成的由

铁、铝扩散-反应机制控制的 IMC 层完全相同; 随后, 铝-钢界面处平板状 IMC 层在激光及流体的冲击以及熔池流动的作用下迁移进入熔池内部, IMC 层由于变形导致出现裂纹甚至断裂, 形成了迁移入焊缝内部的 IMC 层的外观形貌; 最后, 迁移进入焊缝中的 IMC 层与焊缝中的铝发生反应完成物相转变, 由于与铝-钢界面相距越远的熔池内部有着更低的冷却速率, 并且迁移进入熔池内部的 IMC 层由于变形产生裂纹甚至断裂增加了其与 Al 接触的机会, 这些因素导致了远离界面的平板状 IMC 层与 Al 进一步反应由  $\eta$  相转变为  $\theta$  相, 而与铝-钢界面相距较近的 IMC 层熔池的冷却速度相对较快, 并且其形貌更为致密不易与铝接触, 因此依然保持  $\eta$  相不变。IMC 层的迁移现象鲜有文章报导, 为支持上述分析仍需要对此现象进行更为深入的研究。

### 3 接头力学性能及影响因素分析

#### 3.1 接头拉伸性能及断口分析

拉伸试验中, 各铝-钢熔-钎焊接接头共有两种形式的断裂出现, 其中断裂于焊缝的接头性能较好, 断裂于铝-钢界面的接头性能较差。图 7 给出了不同激光功率下各接头的拉伸强度及铝-钢界面 IMC 层最厚处的 IMC 层厚度, 其中激光功率不大于 1.4 kW 的试样均断裂于焊缝, 激光功率为 1.6 kW 时, 部分试验断裂于铝-钢界面, 造成了该参数下焊接接头力学性能的波动与降低。本人已有研究成果显示<sup>[19]</sup>, 12  $\mu\text{m}$  是铝-钢熔-钎焊接头 IMC 层厚度的临界值, 对于超过该临界值的接头, 铝-钢界面处过厚的 IMC 层内易因自身脆性产生众多微裂纹, 削弱铝-钢界面强度, 造成接头力学性能下降, DHARMENDRA 等<sup>[31]</sup>的试验结果也与本人结论相符。图 8 是拉伸试样断裂后横截面的形貌, 其中图 8a 与图 8b 中可以观察到 IMC 层迁移的现象, 图 8c 与图 8d 中未出现 IMC 层的迁移现象, 对比以上结果可以发现焊缝截面出现 IMC 层迁移与否的现象并不能完全决定焊接接头的整体力学性能。对断裂位于焊缝的断口截面进一步分析可以发现, 存在 IMC 层迁移的焊缝截面, IMC 层迁移处下方的铝-钢界面存在微裂纹, 裂纹自断口位置产生, 沿铝-钢界面不断扩展但并未贯穿整个界面, 如图 8e、8f 所示, IMC 层迁移下方铝-钢界面处新生成的 IMC 层厚度仅为 2.46  $\mu\text{m}$ ; 不存在 IMC 层迁移的焊缝截面其铝-钢界面处完好, 无微裂纹的产生, 如图 8g、8h 所示, 铝-钢界面处 IMC 层厚度为 10.21  $\mu\text{m}$ 。



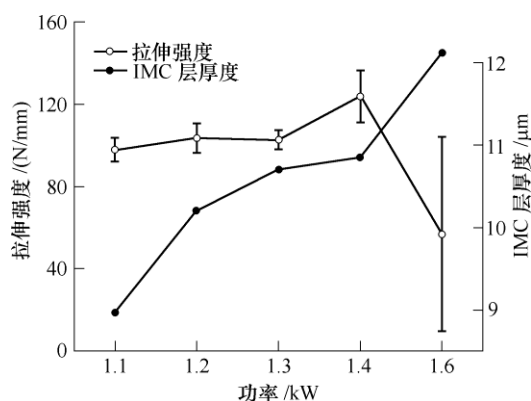
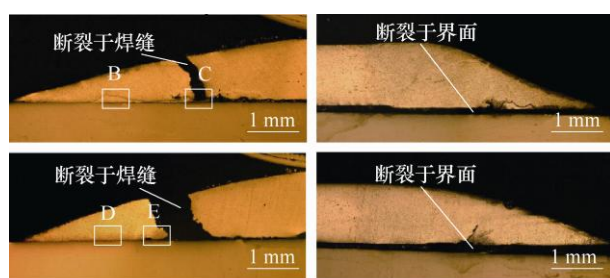
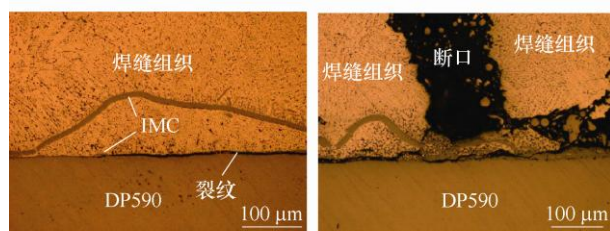


图7 不同激光功率下各焊接接头强度及 IMC 层厚度

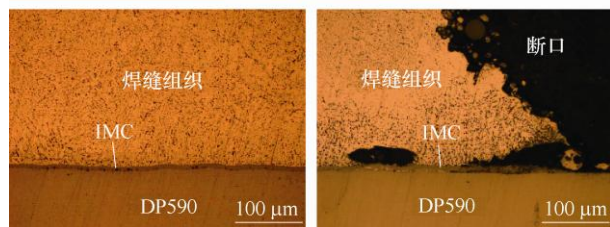


(a) 拉伸试样断口截面形貌



(b) 图 a 中 B 区的放大

(c) 图 a 中 C 区的放大



(d) 图 a 中 D 区的放大

(e) 图 a 中 E 区的放大

图8 各试样拉伸断口截面形貌

### 3.2 IMC 迁移对接头力学性能的影响

本试验中结果显示, IMC 层迁移现象的出现与否与拉伸试验中焊接试样断裂的位置并无明显关联。对断口进一步分析可以发现, 对于断裂出现在焊缝的断口试样, 存在 IMC 层迁移的试样 IMC 层迁移处正下方的铝-钢界面处出现裂纹, 而不存在 IMC 层迁移现象的试样铝-钢界面处完好无裂纹, 由此可以看出 IMC 层迁移现象的出现会削弱钢-铝钎焊界面的强度。有文献指出, 过厚或过薄的 IMC 层都会导致钢-铝界面性能降低<sup>[9]</sup>。由于钢铝之间固溶度极低, 无法依靠形成固溶体实现连接, 因此必需依靠一定的 IMC 层实现二者之间的连接。若 IMC

层过薄, 则界面的连接强度不足; 若 IMC 层过厚, 则硬脆的 IMC 层内部容易形成微裂纹并成为裂纹扩展的通道, 整体接头性能将急剧恶化。因此 IMC 层的迁移造成铝-钢界面处 IMC 层的减薄使得界面处强度不足, 从而在拉伸试验中受到剪切力而开裂。当裂纹扩展至界面处未发生迁移的 IMC 层处, 若 IMC 层厚度处于临界值以下, 致密的 IMC 层阻止了裂纹进一步扩展从而断裂未从铝-钢界面处发生; 当 IMC 层厚度处于临界值以上时, IMC 层内部的微裂纹导致 IMC 层的薄弱, 进而断裂进一步扩展使得断裂发生于铝-钢界面。综上所述, IMC 层迁移现象的出现会削弱铝-钢界面的强度, 为保证焊接接头的强度, 除应控制 IMC 层厚度处于合理范围之内, 还应避免 IMC 层迁移现象的出现。

## 4 结论

(1) 双光束激光焊接铝-钢异质金属焊接接头存在 IMC 层脱离铝-钢界面迁移进入焊缝中的现象, IMC 层的迁移主要出现在两束激光直接作用的区域, 此现象的出现可能是由于该处 IMC 层在激光及熔池的冲击下脱离界面并在熔池流动的作用下迁移进入焊缝。

(2) IMC 层的迁移会伴随着内部物相的转变。在近铝-钢界面区 IMC 层形貌致密, 物相为  $\eta$  相, 在远离铝-钢界面的区域 IMC 层中存在裂纹甚至断裂, 且裂纹处有焊缝组织存在, IMC 层物相为  $\theta$  相。在发生迁移的 IMC 层中, 存在一个  $\eta$  相与  $\theta$  相的过渡区。

(3) IMC 层迁移会削弱铝-钢界面处的强度, 在剪切力作用下裂纹易沿迁移处下方铝-钢界面上新生成的 IMC 层扩展。为保证焊接接头质量, 除控制 IMC 层厚度处于 12  $\mu\text{m}$  的临界值以下之外, 还应控制 IMC 层迁移。

## 参考文献

- [1] KIM H J, KEOLEIAN G A, SKERLOS S J. Economic assessment of greenhouse gas emissions reduction by vehicle lightweighting using aluminum and high-strength steel[J]. Journal of Industrial Ecology, 2015, 15(1): 64-80.
- [2] KLEINER M, GEIGER M, KLAUS A. Manufacturing of lightweight components by metal forming[J]. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 2003, 52(2): 521-542.
- [3] MESCHUT G, JANZEN V, OLFERMANN T. Innovative and highly productive joining technologies for multi-material lightweight car body structures[J]. Journal

- of Materials Engineering & Performance, 2014, 23(5): 1515-1523.
- [4] LI Yuxuan, LIN Z, JIANG A, et al. Use of high strength steel sheet for lightweight and crashworthy car body[J]. Materials & Design, 2003, 24(3): 177-182.
- [5] 王楠楠, 邱然锋, 崔立虎, 等. 铝合金 / 钢熔钎焊的研究现状[J]. 轻合金加工技术, 2014, 42(1): 13-17.
- WANG Nannan, QIU Ranfeng, CUI Lihu, et al. Research status of welding-brazing between aluminum alloy and steel[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2014, 42(1): 13-17.
- [6] CHEN S, HUANG J, MA K, et al. Microstructures and mechanical properties of laser penetration welding joint with/without Ni-Foil in an overlap steel-on-aluminum configuration[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2014, 45(7): 3064-3073.
- [7] SU Y, HUA X, WU Y. Effect of input current modes on intermetallic layer and mechanical property of aluminum-steel lap joint obtained by gas metal arc welding[J]. Materials Science & Engineering A Structural Materials Properties Microstructure & Processing, 2013, 578(31): 340-345.
- [8] DONG H, LIAO C, YANG L, et al. Effects of post-weld heat treatment on dissimilar metal joint between aluminum alloy and stainless steel[J]. Materials Science & Engineering A, 2012, 550(31): 423-428.
- [9] CHEN J, LI J, AMIRKHIZ B S, et al. Formation of nanometer scale intermetallic phase at interface of aluminum-to-steel spot joint by welding-brazing process[J]. Materials Letters, 2014, 137(8): 120-123.
- [10] SPRINGER H, SZCZEPANIAK A, RAABE D. On the role of zinc on the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between steel and aluminium alloys[J]. Acta Materialia, 2015, 96: 203-211.
- [11] BOUAYAD A, GEROMETTA C, BELKEBIR A, et al. Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium[J]. Materials Science & Engineering A, 2003, 363(1-2): 53-61.
- [12] KOBAYASHI S, YAKOU T. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment[J]. Materials Science & Engineering A, 2002, 338(1): 44-53.
- [13] BOUCHÉ K, BARBIER F, COULET A. Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium[J]. Materials Science & Engineering A, 1998, 249(1-2): 167-175.
- [14] HE H, GOU W, WANG S, et al. Kinetics of intermetallic compound layers during initial period of reaction between mild steel and molten aluminum[J]. International Journal of Materials Research, 2019, 110(3): 194-201.
- [15] DING Z, HU Q, LU W, et al. Microstructural evolution and growth behavior of intermetallic compounds at the liquid Al/solid Fe interface by synchrotron X-ray radiography[J]. Materials Characterization, 2018, 136: 157-164.
- [16] TAKATA N, NISHIMOTO M, KOBAYASHI S, et al. Crystallography of Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> phase at the interface between solid Fe and liquid Al[J]. Intermetallics, 2015, 67: 1-11.
- [17] CHENG W J, WANG C J. Characterization of intermetallic layer formation in aluminide/nickel duplex coating on mild steel[J]. Materials Characterization, 2012, 69(7): 63-70.
- [18] MATHIEU A, SHABADI R, DESCHAMPS A, et al. Dissimilar material joining using laser (aluminum to steel using zinc-based filler wire)[J]. Optics & Laser Technology, 2007, 39(3): 652-661.
- [19] YUAN R, DENG S, CUI H, et al. Interface characterization and mechanical properties of dual beam laser welding-brazing Al/steel dissimilar metals[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 40: 37-45.
- [20] NARSIMHACHARY D, DUTTA K, SHARIFF S, et al. Mechanical and microstructural characterization of laser weld-brazed AA6082-galvanized steel joint[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 263: 21-32.
- [21] LI L, XIA H, TAN C, et al. Influence of laser power on interfacial microstructure and mechanical properties of laser welded-brazed Al/steel dissimilar butted joint[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 32: 160-174.
- [22] FILLIARD G, EL MANSORI M, TIRADO L, et al. Industrial fluxless laser weld-brazing process of steel to aluminium at high brazing speed[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 25: 104-115.
- [23] FRANK S. Flux-free laser joining of aluminum and galvanized steel[J]. Journal of materials processing technology, 2015, 222: 365-372.
- [24] MA H, QIN G, AO Z, et al. Interfacial microstructure and shear properties of aluminum alloy to steel fusion-brazed welded joint[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 252: 595-603.
- [25] CHEN S, YANG D, ZHANG M, et al. Interaction between the growth and dissolution of intermetallic compounds in the interfacial reaction between solid iron and liquid aluminum[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47(10): 5088-5100.
- [26] KREIMEYER M, SEPOLD G. Laser steel joined aluminium-hybrid structures[C/CD]// Proceedings of ICALEO, 2002.

- [27] YANG G, MA J, CARLSON B E, et al. Decreasing the surface roughness of aluminum alloy welds fabricated by a dual beam laser[J]. Materials & Design, 2017, 127: 287-296.
- [28] TAN C W, MEI C X, LI L Q, et al. Single and dual beam laser welding-brazing characteristics of magnesium/zinc-coated steel dissimilar alloys[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(6): 1577-1585.
- [29] LAUKANT H, WALLMANN C, KORTE M, et al. Flux-less joining technique of aluminium with zinc-coated steel sheets by a dual-spot-laser beam[J]. Advanced Materials Research, 2005, 6-8: 163-170.
- [30] LECLAIRE A D, NEUMANN G. 3.2.3 Scandium group and rare earth metals[M]. Berlin: Springer, 1990.
- [31] DHARMENDRA C, RAO K P, WILDEN J, et al. Study on laser welding-brazing of zinc coated steel to aluminum alloy with a zinc based filler[J]. Materials Science & Engineering A, 2011, 528(3): 1497-1503.
- 
- 作者简介: 袁锐, 男, 1995 年出生, 硕士研究生。主要研究方向为铜/铝异质金属双光束激光熔-钎焊。  
E-mail: yr950411@sjtu.edu.cn
- 芦凤桂(通信作者), 女, 1975 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为焊接组织与材料性能关联性及其机理研究、焊接物理冶金过程建模。  
E-mail: lfg119@sjtu.edu.cn

## 第 9 届上银优秀机械博士论文奖——优秀奖

### 扑翼飞行机理与优化

作 者: 赵龙飞

毕业学校: 北京航空航天大学

指导教师: 焦宗夏 尚耀星

扑翼依靠扑打与变形等运动产生气动矢量力实现稳定飞行与机动控制, 在低雷诺数下具有高效性, 同时具备高机动性、强场地与速度适应性、声学及视觉隐身性等独特优势。凭借其独特优势, 扑翼技术在高原边境特种侦查、火星飞行探测器, 以及未来机动空降兵装备等军、民用领域具有重要意义。扑翼技术在上世纪末成为研究热点, 已在数值计算、流场形态分析、高升力机理分析等方面取得了巨大进展。然而相关理论复杂, 计算过程消耗资源大, 耗时长, 难以在扑翼飞行器总体设计与飞行控制设计, 尤其是需要设计域快速收敛的概念设计阶段起到有效指导作用。同时扑翼设计参数众多, 现有理论难以理清其在扑翼飞行性能与控制输出中的复杂耦合作用机理。针对以上需求, 本研究主要对扭转-扑打混合运动扑翼流场形态、力、功率特性进行测量与分析, 并以此为基础尝试寻找一套简洁、有效、可解析的扑翼气动力、功率与效率模型。

在本研究初期发现扑翼尾迹中涡环结构实际上是由扑翼产生的射流所导致, 受此启发进一步对动量原理解决扑翼问题的可行性进行探索, 最终结合 Lighthill 早年提出的水下细长体推进理论, 成功构建了基于动量定理的推进波解析模型, 可对扑翼周期平均气动力、功率与效率进行估算, 以此搭建了扑翼设计参数与气动效能输出的桥梁。核心理论的无量纲推论方法可在整个飞行包线内分析扑翼平衡迎角以及平衡状态下的载重能力, 同时解决扑翼最优工作点设计问题, 不同飞行状态下的最优工作路径跟踪问题, 真正形成了扑翼基于任务约束的正向设计理论体系。研究中通过数值仿真与风洞实验等手段对所提出推进波模型与相关推论进行了误差分析、补偿与验证, 证明了所提出的理论方法在较大参数范围内有效。