

引文格式:魏守征,饶文姬,段庆阳,等.背面焊缝激光重熔处理对Ti/Al高速FA-MIG焊接头组织性能的影响[J].航空制造技术,2024,67(19):117-124.

WEI Shouzheng, RAO Wenji, DUAN Qingyang, et al. Influence of laser remelting for back weld on microstructure properties of high speed FA-MIG welded Ti/Al joint[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(19): 117-124.

# 背面焊缝激光重熔处理对 Ti/Al 高速 FA-MIG 焊接头组织性能的影响\*

魏守征<sup>1</sup>,饶文姬<sup>1</sup>,段庆阳<sup>2</sup>,李志勇<sup>1</sup>,张英乔<sup>1</sup>

(1. 中北大学,太原 030051;

2. 太原晋西春雷铜业有限公司,太原 030008)

[摘要] 针对钛/铝单面高速超威弧熔化极氩弧焊(FA-MIG)熔钎焊界面组织性能差异大的问题,采用激光对TC4钛/5A06铝FA-MIG焊接头的背面焊缝进行重熔处理,以改善Ti/Al界面显微组织的差异性,提高接头的力学性能。通过不同工艺下接头组织性能的对比分析,研究激光向铝侧偏移量 $d$ 、激光功率 $q$ 和焊接速率 $v$ 对接头组织性能的影响。结果表明, $d$ 、 $q$ 和 $v$ 对接头组织性能具有重要影响;在 $d=2$  mm,  $q=1.3$  kW,  $v=5$  mm·s<sup>-1</sup>条件下,经重熔处理的接头根部TiAl<sub>3</sub>界面反应层明显增厚,接头厚度方向Ti/Al界面显微组织差异明显降低;接头抗拉强度超过280 MPa,比未经处理的接头提高了约20%;拉伸断口呈塑性+脆性混合型断裂。

关键词:钛合金;铝合金;异质焊接;激光重熔;显微组织;力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.19.117



魏守征

副教授,博士,研究方向为异种材料特种焊接及有色金属增材制造技术。

\*基金项目:国家自然科学基金(51805492);山西省自然科学基金面上项目(202303021211159)。

钛/铝复合结构可实现结构轻量化和异种材料的功能一体化,可用于制备航空航天工业结构部件。波音公司采用搅拌摩擦焊成功制备了钛/铝复合飞机发动机前缘端盖<sup>[1]</sup>;空客公司曾尝试采用一种钛/铝复合结构作为座椅导轨,以降低机身重量和制造成本<sup>[2]</sup>;美国YF12型战斗机采用钛/铝蜂窝芯复合结构作为机翼蒙皮,显著提高了机身的推重比<sup>[3]</sup>。实现钛与铝的可靠焊接具有实际意义和战略价值。然而采用钛和铝熔焊时,面临二者冶金结合性差和残余应力大等关键问题,在残余应力作用下,形成的Ti-Al脆性金属间化合物极易开裂,造成接头失效<sup>[4-5]</sup>。因此,钛和铝一度被认为是不可熔焊的异种材料。

为了解决上述问题,熔钎焊

(Welding-brazing)工艺被引入钛与铝的焊接。激光焊(Laser beam welding, LBW)<sup>[6-7]</sup>、钨极氩弧焊(Tungsten inert gas welding, TIG)<sup>[8]</sup>及熔化极氩弧焊(Metal inert gas welding, MIG)<sup>[9]</sup>技术先后被应用于钛与铝的熔钎焊研究,并取得了良好的进展。其中,MIG以其低成本、高焊接效率的特点引起了部分研究人员的重视。2014年MIG焊首次被用于Ti-2Al-Mn/Al 1060异质接头的熔钎焊研究,研究人员分析了焊接热输入对Ti/Al界面显微组织特性的影响规律<sup>[10]</sup>,对接头的焊接区显微组织特性<sup>[11]</sup>和界面结合机制<sup>[9]</sup>进行了探讨,验证了Ti/Al MIG熔钎焊的可行性。为了改善Ti/Al MIG熔钎焊接头的组织性能,Li等<sup>[12]</sup>采用Al-Si5焊丝进行了Ti-TA2/Al 6061-T6异质接头的冷金属过渡(Cold

metal transfer MIG, CMT-MIG) 搭接熔钎焊研究, 获得拉剪强度较高的焊接接头; Sun 等<sup>[13]</sup> 采用 Al-Si5 焊丝进行了 Ti6Al4V/Al 6056 异质接头磁场辅助的 CMT-MIG 搭接熔钎焊研究, 相比单一 MIG 熔钎焊, 该方法所获接头拉剪强度明显提高; Miao 等<sup>[14]</sup> 采用 Al-Si5 焊丝进行了 Ti6Al4V/Al 6061 异质接头的旁路电流 MIG 搭接熔钎焊研究, 所获接头最高拉剪强度可达 190 MPa; 本课题组采用 Al-Mg5 焊丝进行了 Ti6Al4V/Al 5A05 异质接头的冷弧 MIG (Cold arc MIG, CA-MIG) 对接熔钎焊, 改进了接头坡口形式, 所获接头的抗拉强度可达 240 MPa<sup>[15]</sup>。

综上, 采用改进的 MIG 焊接技术或工艺可以提高 Ti/Al 熔钎焊接头的力学性能。然而, 对不同对接形式 Ti/Al MIG 熔钎焊接头的显微组织特性及断裂机理的研究发现<sup>[16]</sup>, 制约接头力学性能的关键在于 Ti/Al 熔钎焊界面显微组织的不均匀性。焊接时 MIG 电弧热源能量在 Ti/Al 结合界面分布不均匀, 接头根部钛与铝冶金反应不充分, 形成的界面反应层厚度太小, 钛与铝焊缝界面结合性能较差; 此外, 焊根处钛母材与铝焊缝润湿不佳, 存在尖角过渡, 应力集中度大的问题, 因此拉伸时焊根 Ti/Al 界面最先开裂, 影响了接头的力学性能。

为了解决 Ti/Al MIG 熔钎焊中 Ti/Al 界面显微组织不均的问题, 可行的方法之一是采用双面复合焊接工艺, 同时保证焊缝正、背面成形。Zhang 等<sup>[17]</sup> 采用 Al-5Si 焊丝进行了 Ti6Al4V/Al 5A06 异质对接接头的 MIG+TIG 双面复合熔钎焊研究, 获得

了界面组织和力学性能俱佳的钛/铝接头; 本课题组采用 Al-Mg5 焊丝进行了 Ti6Al4V/Al 5A06 异质对接接头的双面 CA-MIG 复合熔钎焊研究<sup>[18-19]</sup>, 在不去除焊缝余高的条件下, 接头的平均抗拉强度超过 320 MPa, 接头力学性能得到了显著提升。

解决 Ti/Al 界面显微组织不均的另一种可行方法是直接利用热源对接头背面焊缝进行重熔处理, 促进焊根处界面反应的充分进行, 改善焊根处 Ti/Al 界面显微组织特性, 同时改善钛与铝焊缝的润湿性, 理论上也有利于接头界面结合性能的提高。截至目前, 尚未检索到针对 Ti/Al MIG 熔钎焊接头背面焊缝重熔处理研究的相关文献或报道。本文采用成熟的高速超威弧 MIG (Force arc MIG, FA-MIG) 焊工艺制备了 Ti6Al4V/Al 5A06 单面熔钎焊接头, 然后采用激光对背面焊缝进行重熔处理, 研究激光向铝侧偏移量  $d$ 、激光功率  $q$  和激光焊接速率  $v$  对接头根部 Ti/Al 界面特性及接头力学性能的影响, 以获得合理的  $d$ 、 $q$  和  $v$  参数; 并对优化工艺所获接头的界面结合机制及拉伸断裂机理进行了深入分析。本研究对推动钛/铝复合结构在航空等工业中的应用具有理论意义和实用价值。

## 1 试验及方法

### 1.1 Ti6Al4V/Al 5A06 单面高速

#### FA-MIG 熔钎焊

选用尺寸均为 150 mm × 100 mm × 3 mm 的 Ti6Al4V 和 Al 5A06 板材, 填充直径  $\phi 1.2$  mm 的 SA1 5183 焊丝, 母材及焊丝的名义化学成分如表 1 所

示。焊前先用钢丝刷打磨两种母材表面, 然后再进行化学清理。钛母材用体积分数 40% 的 HNO<sub>3</sub> 水溶液酸洗 3 min, 然后用无水乙醇清洗后晾干待焊; 铝母材先用 40~60℃、质量分数 10% 的 NaOH 水溶液碱洗 3 min, 然后用体积分数 40% 的 HNO<sub>3</sub> 水溶液进行光亮处理, 最后用无水乙醇清洗后晾干待焊。

采用 Alpha Q 351 puls MIG/MAG 多功能数字逆变焊机(德国 EWM 公司)进行 Ti6Al4V/Al 5A06 接头的超威弧焊接(模式 Job 247)。基于前期 Ti/Al 高速 FA-MIG 熔钎焊研究<sup>[20]</sup>, 采用成熟的焊接工艺进行焊接, 焊接过程如图 1 (a) 所示。选用脉冲电流形式的 FA-MIG 焊模式, 平均焊接电流 161 A、平均焊接电压 20.8 V、焊接速率 1.8 m/min、送丝速率 9.7 m/min, 焊丝伸出长度 12 mm。钛和铝板材对接装配, 根部不留间隙。为了增加钛与铝焊缝的结合面积, 促进熔融铝在钛表面的润湿铺展, 钛侧预制 40° 坡口; 为了避免电弧熔化钛母材, 焊丝向铝侧偏移 0.5 mm。焊缝正面用 20 L/min 的 Ar (体积分数 80%) + He (体积分数 20%) 混合气体进行保护, 背面用 15 L/min 的高纯 Ar (体积分数 99.999%) 气体进行保护。

### 1.2 背面焊缝激光重熔处理

FA-MIG 高速焊工艺完成后, 将 Ti/Al 试板翻面, 采用铝的化学清洗方法对背面焊缝进行清理并晾干待焊。采用 YLR-MM-WC 型光纤激光器(德国 IPG)进行背面焊缝重熔处理, 如图 1 (b) 所示, 选择圆形激光光斑, 光斑直径为 4 mm, 其特点是

表 1 母材及焊丝的名义化学成分(质量分数)

Table 1 Nominal chemical compositions of base metals and welding wire (mass fraction)

材料	Al	Ti	V	Fe	Mg	Si	Cu	Zn	Mn
Ti6Al4V	6.43	余量	4.13	0.14	≤ 0.20 (其他总量)				
Al 5A06	余量	—	—	0.50	4.8~5.5	0.50	0.10	0.20	0.30~0.60
SAI5183	余量	—	—	0.40	4.3~5.2	0.40	0.10	0.25	0.5~1.0

能量在轴向呈高斯分布,光束离焦量为0;为了增加Al对激光的吸收率,焊缝表面进行涂黑处理;为了防止反射激光损害加工头,设定激光束倾向铝侧并与焊缝中心垂线呈 $10^\circ$ 夹角入射;为了防止激光过度熔化钛母材,设定激光束对中或向铝侧偏移;采用流量15 L/min的高纯Ar(体积分数99.999%)进行气体保护。激光重熔工艺中的主要工艺参数为激光束向铝侧的偏移量 $d$ 、激光功率 $q$ 和焊接速率 $v$ 。为了研究工艺参数对焊根处Ti/Al界面特性及接头力学性能的影响,设计了如表2所示的工艺参数对照组,其中激光对中时设定 $d$ 为0。

激光重熔处理后,垂直于焊接方向截取试样,观察背面焊缝成形形貌;采用JSM-7900F型场发射扫描电子显微镜(Field emission scanning electron microscope, FE-SEM)对焊根处Ti/Al界面特性进行分析;采用Instron-5569型万能力学试验机对接头进行拉伸力学性能测试,研究激光重熔处理工艺对背面焊缝成形、

焊根处Ti/Al界面特性及接头力学性能的影响,以获得合理的激光重熔工艺参数。采用RIGAKU D/max-RB型X射线衍射仪(X-ray diffraction, XRD)、FE-SEM及OXFORD X-MAX<sup>N</sup>型电制冷能谱仪(Energy dispersive spectrometer, EDS)对优化工艺下所获接头的Ti/Al界面结构进行深入分析,研究Ti/Al界面结合机制;利用FE-SEM、EDS对接头拉伸断口进行分析,研究接头的断裂机理。

## 2 结果与讨论

### 2.1 Ti6Al4V/Al 5A06 单面焊缝组织性能

图2为FA-MIG单面焊获得的Ti6Al4V/Al 5A06接头焊缝成形形貌,焊缝正、背两侧均匀连续,正面焊缝平均宽度约7.0 mm,背面焊缝平均宽度约3.0 mm,焊缝表面未发现气孔或裂纹。焊缝横截面形貌显示焊根处钛与铝焊缝存在明显的尖角过渡。在横截面上选A、B两区进行Ti/Al界面显微组织分析,结果如图3

所示;接头中上部A区焊接热输入相对较大,钛与铝焊缝之间通过形成一个平均厚度约 $4\ \mu\text{m}$ 的胞状界面反应层以实现冶金结合;接头根部B区焊接热输入相对较小,界面反应不够充分,形成的界面反应层平均厚度尚不足 $0.5\ \mu\text{m}$ 。接头厚度方向Ti/Al界面显微组织差异较大。

利用祥龙数控DK7735型线切割机沿垂直于焊接方向切取非标准拉伸试样,试样尺寸为 $200\ \text{mm} \times 10\ \text{mm} \times 3\ \text{mm}$ 。经拉伸力学性能测试,FA-MIG单面焊所获接头的平均抗拉强度约230 MPa。分析认为,上述Ti/Al焊缝存在的尖角过渡及Ti/Al界面显微组织差异大等问题直接影响了接头的力学性能,有必要进行背面焊缝激光重熔处理,以改善接头的组织性能。

### 2.2 激光向铝侧偏移量对接头组织性能的影响

不同激光向铝侧偏移量 $d$ 下,接头形貌及根部Ti/Al界面显微组织如图4所示,激光重熔深度0.5~1.0 mm。当 $d \leq 1\ \text{mm}$ 时,只要有激光作用于钛母材,则必然发生图4(a)中显示的钛局部熔化,熔化的钛与液态铝发生混合反应,形成由脆性Ti-Al金属间化合物组成的熔合区,在焊接应力作用下,Ti-Al金属间化合物很容易发生开裂,形成大量裂纹缺陷。当 $d=2\ \text{mm}$ 时,受激光束的加热作用,背面焊缝余高明显减小(图4(b));重熔的铝焊缝与钛润湿良好,消除了焊根处的尖角过渡;此外,显微组织观察发现该区Ti/Al界

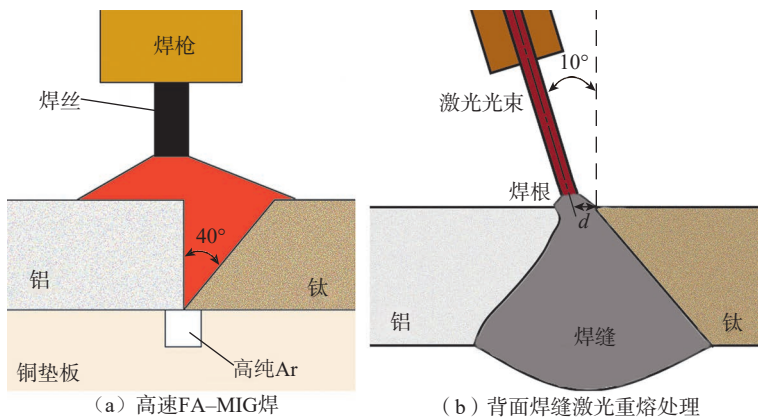


图1 Ti/Al高速FA-MIG焊接示意图

Fig.1 Diagram for the Ti/Al high-speed FA-MIG welding

表2 激光重熔主要工艺参数

Table 2 Main process parameters for laser remelting

组号	激光向铝侧偏移量 $d/\text{mm}$	激光功率 $q/\text{kW}$	焊接速率 $v/(\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$
1	0~4 (步长1)	1.3	5
2	2	1.0~1.5 (步长0.1)	5
3	2	1.3	3~9 (步长1)

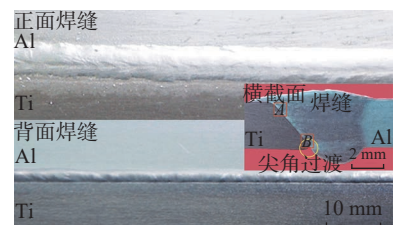
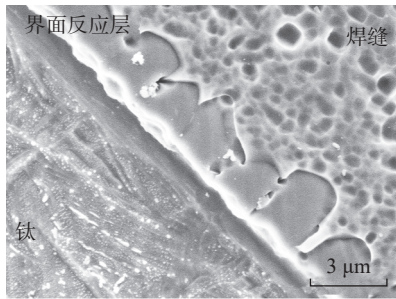
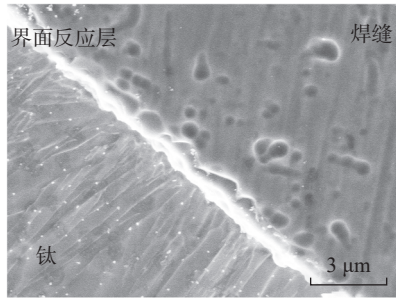


图2 单面焊缝成形形貌

Fig.2 Macroscopic morphology of the weld metal for single-side welding



(a) A区



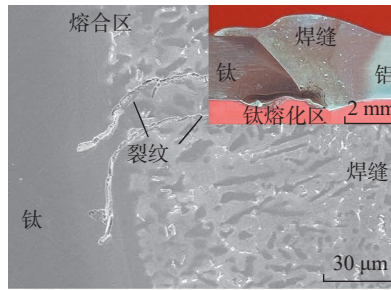
(b) B区

图3 Ti/Al界面显微组织

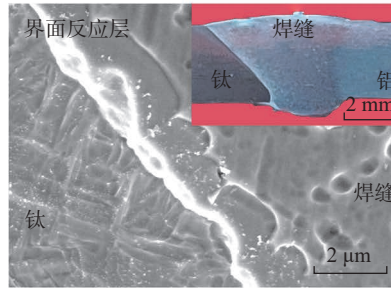
Fig.3 Microstructure of the Ti/Al interface

面处界面反应层平均厚度增大至约  $2\ \mu\text{m}$ , 接头厚度方向的Ti/Al界面特性差异明显减小。当  $d \geq 3\ \text{mm}$  时, 在激光束加热作用下, 背面焊缝发生局部熔化, 根部余高有所减小(图4(c)); 然而由于激光束加热位置距离Ti/Al界面太远, 钛与铝焊缝的尖角过渡仍存在, Ti/Al界面显微组织也未发生明显变化。

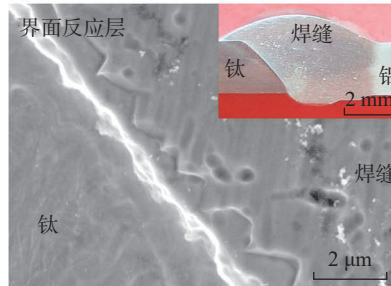
图5为激光向铝侧偏移量  $d$  对接头平均抗拉强度的影响, 可知随着  $d$  的增大, 接头抗拉强度呈先增加后减小的趋势, 当  $d=2\ \text{mm}$  时, 接头抗拉强度达到峰值, 约  $280\ \text{MPa}$ 。分析认为, 当  $d \leq 1\ \text{mm}$  时, 由于钛被局部熔化, 熔合区Ti-Al金属间化合物内存在大量的焊接裂纹, 降低了接头的力学性能。当  $d \geq 3\ \text{mm}$  时, 钛与铝焊缝未能良好润湿, 尖角过渡处应力集中程度高; 焊根处Ti/Al界面组织特性也未能获得改善, 接头厚度方向Ti/Al界面组织差异仍然较大, 两个因素共同影响了接头的力学性能。因此, 后续试验均设定激光向铝侧偏移量  $d=2\ \text{mm}$ 。



(a)  $d \leq 1\ \text{mm}$



(b)  $d = 2\ \text{mm}$



(c)  $d \geq 3\ \text{mm}$

图4 激光束偏移量  $d$  对背面焊缝成形及根部Ti/Al界面显微组织的影响

Fig.4 Influence of laser offset  $d$  on the root morphology and microstructure of Ti/Al interface

### 2.3 激光功率对接头组织性能的影响

激光功率  $q$  对所获接头背面焊缝形貌及根部Ti/Al界面显微组织的影响如图6所示。当  $q$  为  $1.2\sim 1.3\ \text{kW}$  时, 接头背面焊缝成形形貌及焊根处Ti/Al界面特性已在前文中讨论(图4(b)), 此处不再赘述。当  $q \leq 1.1\ \text{kW}$  时(图6(a)), 激光热输入相对较小, 背面焊缝虽然发生了局部熔化, 但由于重熔深度小 ( $< 0.1\ \text{mm}$ ), 冷凝速率快, 背面焊缝形貌未发生明显变化, 钛与铝焊缝之间仍存在尖角过渡; 由于焊接热输入相对较低, 激光能量对钛与铝界面作用较小, 界面反

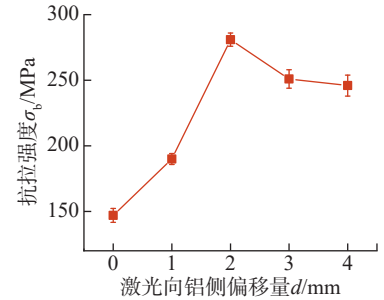


图5 激光向铝侧偏移量  $d$  对接头抗拉强度的影响

Fig.5 Influence of laser offset to the Al side  $d$  on the joint tensile strength

应层厚度未发生明显变化。当  $q \geq 1.4\ \text{kW}$  时(图6(b)), 由于焊接热输入过大, 焊缝重熔深度过大 ( $> 1.5\ \text{mm}$ ), 出现明显的反向塌陷, 成形形貌变差; 受较强激光能量的作用, 焊根处钛与铝焊缝发生充分冶金反应, 界面反应层厚度显著增大 ( $> 5\ \mu\text{m}$ )。随着激光功率  $q$  增大, 背面焊缝形貌呈先变好、后变差的趋势; 界面反应层厚度则呈逐渐增大的趋势, 综合考虑背面焊缝成形与Ti/Al界面特性,  $q$  处于  $1.2\sim 1.3\ \text{kW}$  范围内时, 接头具有相对较好的成形形貌与Ti/Al界面特性。

图7为激光功率  $q$  对接头平均抗拉强度的影响, 随着  $q$  不断增大, 接头抗拉强度呈先增大后减小的趋势, 当  $q=1.3\ \text{kW}$  时接头抗拉强度达到峰值。结合前文背面焊缝成形形貌及Ti/Al界面特性分析, 当  $q \leq 1.1\ \text{kW}$  时, 焊根处钛与铝焊缝仍存在尖角过渡, 且根部界面反应层厚度太小, 接头力学性能未获得明显改善。当  $q \geq 1.4\ \text{kW}$  时, 由于焊缝反向塌陷严重, 接头成形差, 影响了接头的力学性能。

### 2.4 焊接速率对接头组织性能的影响

焊接速率  $v$  对接头组织性能的影响规律与激光功率  $q$  相反, 如图8所示。当  $v$  处于  $5\sim 8\ \text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$  范围内时, 接头背面焊缝成形形貌及焊根处Ti/Al界面特性已在图4(b)中讨论,

此处不再赘述。当  $v \leq 4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时, 由于焊接热输入过大, 焊缝重熔深度超过  $1.5 \text{ mm}$  并出现明显的反向塌陷, 成形效果差; 焊根处钛与铝焊缝之间的冶金反应较为充分, 界面反应层厚度显著增大。当  $v \geq 8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时, 由于焊接热输入过小, 焊缝重熔深度未达到  $0.1 \text{ mm}$  且形貌未发生明显变化, 钛与铝焊缝之间仍存在尖角过渡; 激光能量对焊根处 Ti/Al 界面作用较小, 界面反应层厚度也未发生明显变化。

图 9 为焊接速率  $v$  对接头平均抗拉强度的影响。随着  $v$  不断增大, 接头抗拉强度呈先增大后减小的趋势, 当  $v = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时, 接头抗拉强度达到峰值。结合前文分析, 当  $v \leq 4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时, 钛与铝焊缝成形变差, 影响了接头的力学性能。当  $v \geq 8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  时, 钛与铝焊缝冶金结合较弱, 接头力学性能未获得明显改善。

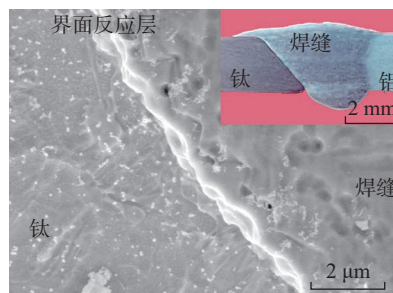
综上, Ti/Al 接头背面焊缝激光熔处理较好的工艺条件为  $d = 2 \text{ mm}$ ,  $q = 1.3 \text{ kW}$ ,  $v = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , 所获接头的抗拉强度超过  $280 \text{ MPa}$ , 相比于 FA-MIG 单面高速焊接头提高了约 20%, 取该工艺下制得的 Ti/Al 接头进行后续研究。

## 2.5 Ti/Al 界面结合机制

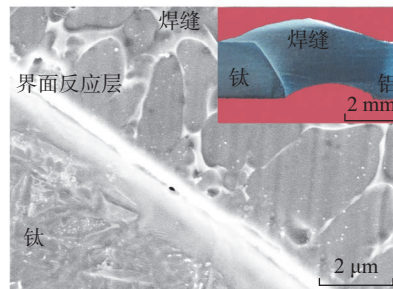
将试样平行于坡口面打磨至 Ti/Al 界面处, 对坡口面进行 XRD 分析, 结果如图 10 所示, 界面附近焊接区仅形成了  $\text{TiAl}_3$  一种新物相。为了进一步确认界面处物相分布, 对 Ti/Al 界面进行 EDS 分析, 选区位置及元素分布分析结果如图 11 所示, 元素分析结果如表 3 所示。钛与铝焊缝之间仅形成一层胞状界面反应层, EDS 元素分析发现反应层 (B 区) 中 Ti 与 Al 的原子比接近 1:3, 结合 XRD 分析结果可知, 该界面反应层为金属间化合物  $\text{TiAl}_3$ 。

分析认为, 无论是前期 FA-MIG 正面焊接, 还是在后续激光重熔处理过程中, Ti/Al 界面处温度虽已达到  $\text{TiAl}_3$  生成的反应温度, 但均未超过钛

的熔点, 钛始终保持为固态。钛与铝焊缝异质界面处活性元素 Ti 与 Al 在高温下发生了相互扩散, Al 扩散至钛母材中形成一定厚度的  $\alpha\text{-Ti}(\text{Al})$  固溶体, 由于 Al 是  $\alpha\text{-Ti}$  中的稳定元素, 形成的  $\alpha\text{-Ti}(\text{Al})$  固溶体层即使在超过  $882 \text{ }^\circ\text{C}$  高温下也未发生  $\alpha\text{-Ti}(\text{Al})$  向  $\beta\text{-Ti}(\text{Al})$  的转变, 而是一直保留至室温。扩散至焊缝中的 Ti 在 Ti/Al 界面处富集, 与焊缝中的 Al 发生冶金反应 ( $\text{Ti} + 3\text{Al} \rightarrow \text{TiAl}_3$ ), 形成一层胞状  $\text{TiAl}_3$  界面反应层。Ti/Al 焊缝之间正



(a)  $q \leq 1.1 \text{ kW}$



(b)  $q \geq 1.4 \text{ kW}$

图 6 激光功率  $q$  对背面焊缝成形形貌及根部 Ti/Al 界面显微组织的影响

Fig.6 Influence of laser power  $q$  on the back weld morphology and microstructure of Ti/Al interface

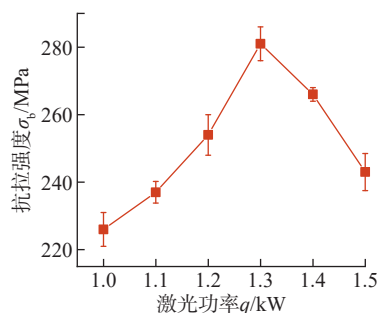
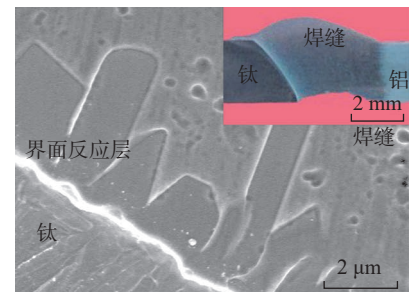
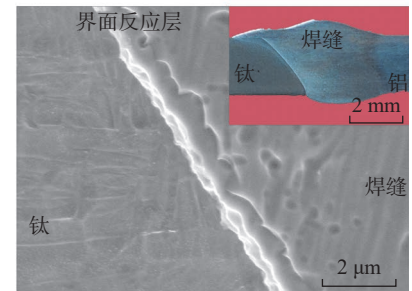


图 7 激光功率  $q$  对接头抗拉强度的影响  
Fig.7 Influence of laser power  $q$  on the joint tensile strength



(a)  $v \leq 4 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$



(b)  $v \geq 8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

图 8 焊接速率  $v$  对背面焊缝成形形貌及根部 Ti/Al 界面显微组织的影响

Fig.8 Influence of welding speed  $v$  on the back weld morphology and microstructure of Ti/Al interface

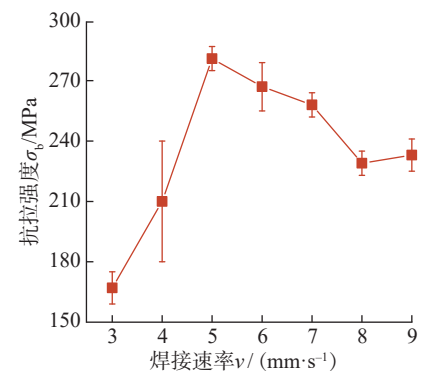


图 9 焊接速率  $v$  对接头抗拉强度的影响

Fig.9 Influence of welding speed  $v$  on the joint tensile strength

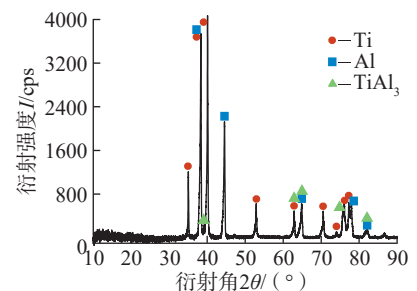


图 10 Ti/Al 界面 XRD 分析

Fig.10 XRD pattern of the Ti/Al interface

是通过形成胞状  $TiAl_3$  层实现界面冶金结合。

### 2.6 Ti/Al 接头的拉伸断裂机理

拉伸测试后 Ti/Al 接头断裂情况如图 12 所示,断口形貌如图 13 所示。接头上部和中部主要断裂在焊缝内部,面积约占断面面积的 85%,呈粗糙的纤维状,主要由大量的撕裂韧窝组成,表现为韧性断裂;断口间存在一定数量的气孔,气孔缺陷的存在导致焊接接头有效结合面积减小,降低

了接头的力学性能。

接头根部区域断裂于 Ti/Al 界面附近,面积约占断面面积的 15%,断口较为平滑,存在大量的河流状花样。此外,显微组织显示断面上存在着大量的胞状凸起。对断面平滑区、胞状凸起进行 EDS 元素分析可知,平滑区内不同元素的原子数分数约为 Ti 74.45%、Al 12.58%、Mg 9.40%、V 3.57%,推测应是  $\alpha-Ti$ ;胞状凸起处内不同元素的原子数分数约为

Ti 25.99%、Al 70.22%、Mg 2.58%、V 1.21%,Ti : Al 原子比约为 1 : 3,推测应是  $TiAl_3$ 。表明裂纹延伸过程中可沿  $\alpha-Ti/TiAl_3$ 、 $TiAl_3$ /铝焊缝之间的异质界面进行扩展。

综上可知,背面焊缝虽然经过激光重熔处理,改善了钛与铝焊缝的尖角过渡,然而根部钛母材尖角处应力集中度仍然较大。该区界面反应层为 D022 四方结构的  $TiAl_3$ ,与面心立方结构的  $\alpha-Al$ ,密排六方结构的  $\alpha-Ti$  晶体结构、晶体取向差异大,异质界面处组织突变也容易形成较大的应力集中。此外,  $TiAl_3$  脆性较大,在受外加应力时,  $TiAl_3$  层内产生大量位错,位错向  $\alpha-Ti/TiAl_3$ 、 $TiAl_3/Al$  焊缝界面处迁移、聚集,形成位错塞积,导致进一步的应力集中<sup>[20]</sup>;当拉伸应力超过界面的结合能力时,裂纹将发生在焊根的异质界面处。裂纹沿着异质界面由根部向上扩展,延伸至接头中下部冶金结合强度较高的区域时,扩展受阻并偏转进入焊缝中<sup>[16]</sup>,焊缝主要由  $\alpha-Al$  组成,具有良好的塑性,断裂过程中  $\alpha-Al$  通过塑性变形形成大量撕裂棱和韧窝,因此焊缝主要呈韧性断裂方式。

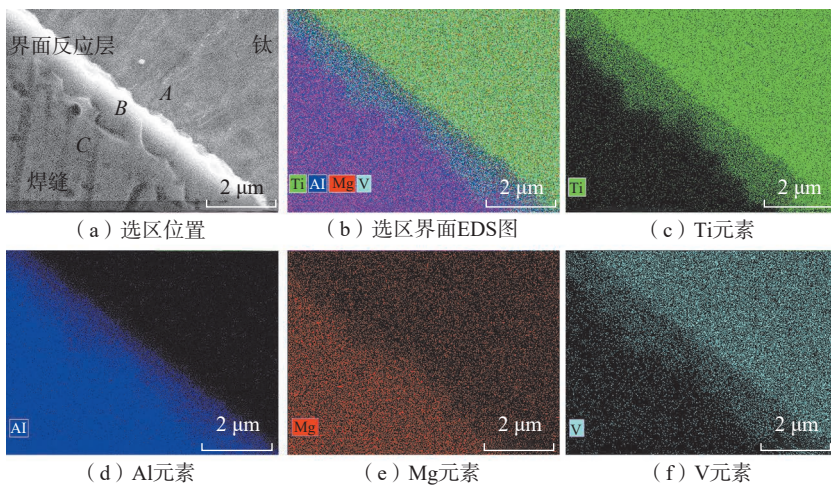


图 11 Ti/Al 界面 EDS 分析

Fig.11 EDS analysis for the Ti/Al interface

表 3 图 11 A~C 区 EDS 分析结果(原子数分数)

Table 3 EDS results for regions A~C in Fig. 11 (atomic fraction) %

区域	Ti	Al	Mg	V
A	86.90	9.62	0.12	3.36
B	26.23	71.32	0.98	1.47
C	0.13	98.98	0.89	0

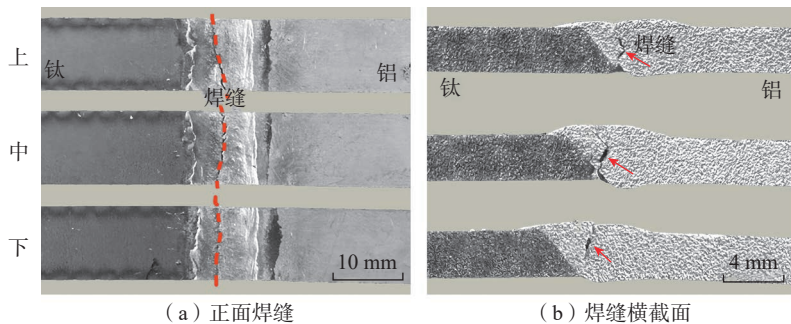


图 12 接头拉伸断裂形貌

Fig.12 Fracture morphologies for the tensile test joint

### 3 结论

(1) 激光向铝侧偏移量  $d$ 、激光功率  $q$  和焊接速率  $v$  对 Ti/Al 接头的组织性能具有重要的影响,在  $d=2\text{ mm}$ ,  $q=1.3\text{ kW}$ ,  $v=5\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  条件下,焊缝重熔深度 0.5~1.0 mm 时,所制接头具有良好的焊缝成形形貌、Ti/Al 界面特性及力学性能。

(2) 在优化工艺条件下, Ti/Al 焊缝之间通过形成一层胞状  $TiAl_3$  金属间化合物实现钎焊结合,接头上部  $TiAl_3$  层厚度约  $4\text{ }\mu\text{m}$ ,接头根部  $TiAl_3$  层厚度约  $2\text{ }\mu\text{m}$ ,接头厚度方向 Ti/Al 界面显微组织差异获得明显改善。

(3) 拉伸测试中,优化工艺所获 Ti/Al 接头的抗拉强度超过 280 MPa,相比于高速 FA-MIG 单面焊,接头抗拉强度提高了约 20%。

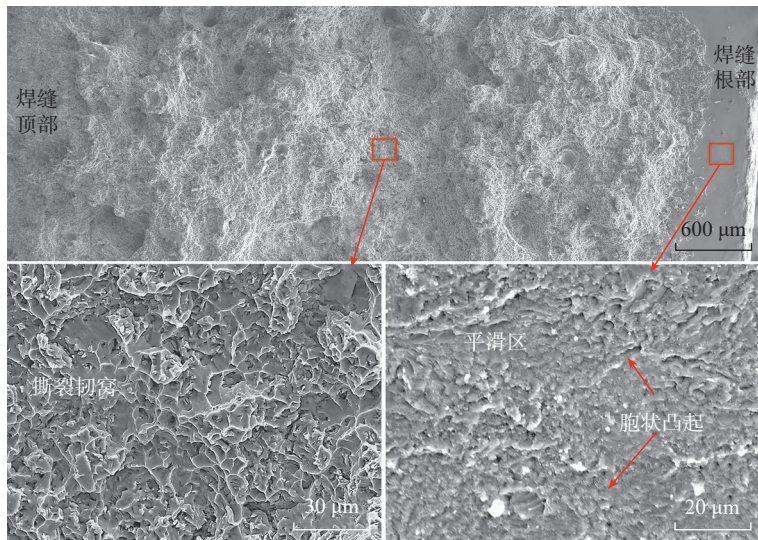


图 13 Ti/Al 接头断口形貌  
Fig.13 Fracture morphologies for Ti/Al joints

### 参考文献

- [1] SANDERS D, EDWARDS P, GRANT G, et al. Superplastically formed friction stir welded tailored aluminum and titanium blanks for aerospace applications[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2010, 19(4): 515–520.
- [2] KOCIK R, KASCHEL S, KREIMEYER M, et al. Development of a new joining technology for hybrid metal aircraft structures[C]// *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*. San Francisco: Laser Institute of America, 2004: 5060292.
- [3] 李晓红, 毛唯, 曹春晓, 等. 钎焊与扩散焊在航空制造业中的应用[J]. *航空制造技术*, 2004, 47(11): 28–32.
- LI Xiaohong, MAO Wei, CAO Chunxiao, et al. Application of brazing and diffusion welding in aviation manufacturing industry[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2004, 47(11): 28–32.
- [4] MAJUMDAR B, GALUN R, WEISHEIT A, et al. Formation of a crack-free joint between Ti alloy and Al alloy by using a high-power CO<sub>2</sub> laser[J]. *Journal of Materials Science*, 1997, 32(23): 6191–6200.
- [5] MA Z P, WANG C W, YU H C, et al. The microstructure and mechanical properties of fluxless gas tungsten arc welding-brazing joints made between titanium and aluminum alloys[J]. *Materials & Design*, 2013, 45: 72–79.
- [6] KREIMEYER M, WAGNER F, VOLLERTSEN F. Laser processing of aluminum-titanium-tailored blanks[J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2005, 43(9): 1021–1035.
- [7] MÖLLER F, GRDEN M, THOMY C, et al. Combined laser beam welding and brazing process for aluminium titanium hybrid structures[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 215–223.
- [8] LV S X, JING X J, HUANG Y X, et al. Investigation on TIG arc welding-brazing of Ti/Al dissimilar alloys with Al based fillers[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2012, 17(7): 519–524.
- [9] WEI S Z, LI Y J, WANG J, et al. Microstructure and joining mechanism of Ti/Al dissimilar joint by pulsed gas metal arc welding[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 70(5): 1137–1142.
- [10] WEI S Z, LI Y J, WANG J, et al. Influence of welding heat input on microstructure of Ti/Al joint during pulsed gas metal arc welding[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2014, 29(8): 954–960.
- [11] WEI S, LI Y, WANG J, et al. Microstructure characteristics of Ti–2Al–Mn/Al 1060 dissimilar joint by pulsed gas metal arc welding-brazing[J]. *Metallic Materials*, 2016, 52(5): 305–311.
- [12] LI J Z, SUN Q J, LIU Y B, et al. Cold metal transfer welding-brazing of pure titanium TA2 to aluminum alloy 6061–T6[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2017, 19(2): 201600494.
- [13] SUN Q J, LI J Z, LIU Y B, et al. Microstructural characterization and mechanical properties of Al/Ti joint welded by CMT method—Assisted hybrid magnetic field[J]. *Materials & Design*, 2017, 116: 316–324.
- [14] MIAO Y G, MA Z W, YANG X S, et al. Experimental study on microstructure and mechanical properties of AA6061/Ti–6Al–4V joints made by bypass-current MIG welding-brazing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 260: 104–111.
- [15] WEI S Z, RAO W J, LI Z Y, et al. Cold arc MIG welding of titanium Ti6Al4V to aluminum 5A05Al using Al–Mg5 filler[J]. *Metals and Materials International*, 2020, 26(10): 1555–1561.
- [16] WEI S, RAO W. Interfacial microstructure and fractography of Ti6Al4V/5A05Al dissimilar joint using the cold arc MIG welding[J]. *Metallic Materials*, 2021, 59(2): 131–139.
- [17] ZHANG Y F, HUANG J H, YE Z, et al. An investigation on butt joints of Ti6Al4V and 5A06 using MIG/TIG double-side arc welding-brazing[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 27: 221–225.
- [18] SONG L L, WEI S Z, RAO W J, et al. Optimization of welding parameters during Ti–TA2/5A06Al dissimilar double-sided cold arc metal inert gas welding[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31(12): 9714–9726.
- [19] 宋琳玲, 魏守征, 李志勇, 等. 钛/铝双面冷弧 MIG 组合熔钎焊接头组织和性能[J]. *焊接学报*, 2021, 42(2): 63–68, 101.
- SONG Linling, WEI Shouzheng, LI Zhiyong, et al. Microstructure and properties of Ti/Al joint using doublesided cold arc MIG welding-brazing[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2021, 42(2): 63–68, 101.
- [20] 刘李宾, 魏守征, 王建宏, 等. 高速超威弧 MIG 焊下 TC4/5A06 接头界面组织特性[J]. *焊接学报*, 2023, 44(11): 80–87, 133.
- LIU Libin, WEI Shouzheng, WANG Jianhong, et al. Interfacial microstructure of TC4/5A06 Al joint using high speed force arc MIG welding[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2023, 44(11): 80–87, 133.
- [21] MENG F S, YAO Z, VŠIANSKÁ M, et al. Theoretical investigations on structural, elastic, thermodynamic and electronic properties of Al<sub>3</sub>Ti and Al<sub>3</sub>V compounds in L1<sub>2</sub> structure under high pressure[J]. *Materials Research Express*, 2019, 6(5): 056536.

## Influence of Laser Remelting for Back Weld on Microstructure Properties of High Speed FA–MIG Welded Ti/Al Joint

WEI Shouzheng<sup>1</sup>, RAO Wenji<sup>1</sup>, DUAN Qingyang<sup>2</sup>, LI Zhiyong<sup>1</sup>, ZHANG Yingqiao<sup>1</sup>

(1. North University of China, Taiyuan 030051, China;

2. Taiyuan Jinxi Chunlei Copper Co., Ltd., Taiyuan 030008, China)

**[ABSTRACT]** The critical problem that Ti/Al dissimilar single-sided high speed FA–MIG welding faced to is the great difference in Ti/Al interfacial structural properties. Laser remelting on the back weld was used to deal with the Ti/Al interfacial heterogeneity and improve the joint mechanical properties. Contrastive analysis was conducted to study the influence of laser offset to the Al side  $d$ , laser power  $q$ , and welding speed  $v$  on the joint structural properties. The results showed that the joint structural properties were greatly influenced by  $d$ ,  $q$ , and  $v$ . With optimal parameters of  $d=2$  mm,  $q=1.3$  kW,  $v=5$  mm · s<sup>-1</sup>, the Ti/Al interfacial reaction layers thickness of the remelted joint root increased and difference in microstructure in the thickness-direction decreased; the tensile strength of the joint reached >280 MPa, which is approximately 20% higher than that of untreated joints; the tensile fractured surface exhibited fracture mechanism of plastic + ductile mixed.

**Keywords:** Titanium alloy; Aluminium alloy; Dissimilar welding; Laser remelting; Microstructure; Mechanical properties

(责编 晓月)

(上接第 116 页)

## Study on Distribution Characteristics of Precipitated Phases and Corrosion Performance in Bobbin Tool Friction Stir Welding Joint of 2219 Aluminum Alloy Medium-Thickness Plate

ZHANG Hua<sup>1</sup>, LI Zhihang<sup>1</sup>, HAO Yunfei<sup>2</sup>, JI Yajuan<sup>3</sup>, CHEN Min<sup>1</sup>, TAO Huwei<sup>1</sup>, JIANG Bingxin<sup>1</sup>

(1. Beijing Institute of Pectrochemical Technology, Beijing 102617, China;

2. Capital Aerospace Machinery Company, Beijing 100076, China;

3. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

**[ABSTRACT]** The present study investigated the metallographic characteristics and distribution of precipitated phases within the weld nugget of 10 mm thick 2219–C10S aluminum alloy medium-thickness plate under different welding speeds using Bobbin tool friction stir welding (BT–FSW), providing significant reference value for improving the quality and performance of BT–FSW joints of 2219–C10S aluminum alloy. The results indicate that the inhomogeneity of heat input in the thickness direction of the plate leads to the formation of a clustered structure in center region of the weld nugget. There is a notable disparity in the content, size, and distribution of the Al<sub>2</sub>Cu precipitates across various regions of the weld. In the center of weld nugget zone, the area proportion and average size of the precipitates are the smallest, with a particle-like dispersion and the highest number of particles. The shoulder-affected zone has the highest area proportion of precipitates, while the sizes of precipitates in the shoulder- and heat-affected zones are comparable. Periodic immersion corrosion tests revealed that the base material exhibits the poorest corrosion resistance, followed by the heat- and shoulder-affected zones, with the center of weld nugget zone demonstrating the optimal corrosion resistance.

**Keywords:** 2219 aluminum alloy; Bobbin tool friction stir welding (BT–FSW); Precipitate phase; Periodic immersion corrosion; Corrosion resistance

(责编 晓月)