

文章编号: 0258-7025(2008)12-2036-06

矩形光斑钛/铝异种合金激光熔钎焊

陈树海 李俐群 陈彦宾

(哈尔滨工业大学现代焊接生产技术国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要 为提高焊接过程的稳定性, 拓展最佳的工艺参数范围, 采用能量均匀分布的矩形光斑对 V 形及 Y 形坡口的钛/铝异种合金进行激光熔钎焊(LWB), 获得了在不同线能量条件下的界面微观组织及接头的力学性能。采用扫描电镜(SEM)及金相显微镜对接头界面的微观组织进行观察, 结果发现, 界面反应层厚度依赖于焊接线能量大小, 并且从接头的上部到下部逐渐变薄; 界面反应层厚度的不均匀分布对接头的力学性能有很大影响。根据抗拉强度测试的结果发现 Y 形坡口的焊接接头存在着混合型断裂、焊缝处断裂和界面处断裂三种断裂模式, 而 V 形坡口的焊接接头存在着焊缝处断裂和界面处断裂两种断裂模式; 接头的最高抗拉强度为 290 MPa, 可达铝母材的 80% 以上。

关键词 激光技术; 激光熔钎焊; 矩形光斑; 断裂模式

中图分类号 TG456.7 文献标识码 A doi: 10.3788/CJL20083512.2036

Laser Welding-Brazing of Ti/Al Dissimilar Alloys Joint with Rectangle Spot

Chen Shuhai Li Liqun Chen Yanbing

(State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology,
Harbin Institute of Technology, Harbin, Heilongjiang 150001, China)

Abstract To improve the stability during welding and extend the range of optimal technical parameter, joining of Ti/Al dissimilar alloys with V-shape and Y-shape groove respectively is performed by rectangle spot laser welding-brazing(LWB) with homogenize energy distribution. Interfacial microstructure and mechanical property of the joints with different line energies are obtained. The interfacial characteristics of the joints are investigated by scanning electron microscope (SEM) and metallographic microscopy. Results indicate that the thickness of the interfacial reaction layer, which depends on welding line energy, decreases from the top to the bottom of the joint. The unequal thickness of the reaction layer plays a great role in tensile strength of the joint. According to the results of tensile test, joints with Y-shape groove have mixed fracture and fractures in the seam and in the interface. Joints with V-shape groove have fractures in the seam and in the interface. Tensile strength of joint is 80% of the Al alloy matrix up to 290 MPa.

Key words laser technique; laser welding-brazing; rectangle spot; fracture mode

1 引 言

在航空、航天和汽车等工业的轻量化结构设计中, 钛合金和铝合金被普遍采用^[1,2]。但是钛合金和铝合金二者的热物理化学性能相差很大, 采用传统的熔焊方法会产生大量的脆性金属间化合物(IMC), 焊接性较差。钎焊及扩散焊等方法固然能较为有效地控制金属间化合物的形成^[2~6], 但是受

接头形式、接头强度、构件形状及真空环境的限制。

由于钛合金和铝合金的熔点相差极大, 在焊接过程中使钛合金保持在固态, 而铝合金处于熔化状态, 即采用熔钎焊的方法使二者形成有效的连接。熔钎焊的方法适合于铜/钢, 铝/钢及铝/钛等熔点相差较大的异种合金的焊接^[7,8]。电弧由于成本较低, 首先成为熔钎焊的热源, 但是由于电弧的加热区

收稿日期: 2008-02-20; 收到修改稿日期: 2008-04-04

基金项目: 国家自然科学基金(50275036)资助项目

作者简介: 陈树海(1979—), 男, 博士研究生, 主要从事激光焊接方面的研究。E-mail: shchenhit@gmail.com

导师简介: 陈彦宾(1962—), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事激光加工技术基础研究与应用开发。

E-mail: chenyb@hit.edu.cn

域及稳定性易受外界条件及被焊工件的影响,难于有效地将钛合金完全控制在固态,仍然不能很好地解决金属间化合物及热裂纹的问题^[9]。

激光可有效地控制加热区域、精确地控制焊接热输入及较快冷却速度等优势^[10],可有效地控制界面反应,成为熔钎焊热源的首选^[10~13]。前期采用能量呈高斯分布的圆形光斑进行激光熔钎焊(LWB)试验,发现这种传统光斑对焊丝摆动的适应性较差,工艺参数范围较窄^[14]。本文提出采用能量较为均匀分布的矩形光斑作为热源改进铝/钛接头的成形特性与焊接稳定性,并设计了 Y 形和 V 形两种坡口形式,对比研究坡口形状对界面底部钎料的润湿铺展性的改善。通过对不同接头的力学性能、断裂行为以及微观组织的分析,阐明了矩形光斑进行铝/钛异种合金激光熔钎焊的焊接特性。

2 试验方法

试验采用的母材为 1.5 mm 厚 Ti-6Al-4V 钛合金和 5A06 铝合金。钛合金的主要成分(质量分数)为 Al-(5.5%~6.8%),V-(3.5%~4.5%),Fe-0.3%,O-0.2%,C-0.1%,N-0.05%,H-0.01%,其余为 Ti。铝合金的主要成分(质量分数)为 Mg-(5.8%~6.8%),Si-0.4%,Mn-(0.5%~0.8%),Fe-0.4%,Zn-0.2%,Cu-0.1%,Ti-0.02%,其余为 Al。母材用丙酮去除油污等杂质,然后钛合金用酸洗,铝合金用碱洗,烘干后进行焊接。选用 AlSi12 共晶合金焊丝作为钎料,焊丝熔点范围为 575~590 ℃。

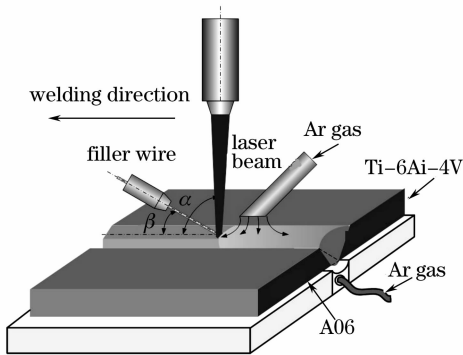


图 1 焊接过程示意图

Fig. 1 Schematic illustration of the laser welding-brazing

焊接过程示意如图 1 所示。采用积分镜将圆形激光束调制成矩形,获得能量密度较为均匀分布的矩形光斑,焦斑尺寸为 2mm×4mm。激光焦点处的功率密度纵向呈均匀分布,横向呈高斯分布,如图 2

所示。激光垂直照射工件,采用横向的光束运动模式及在离焦量为 0 mm 条件下进行试验。焊丝的送丝角度 β 为 30°,在激光束前方自动送入,采用氩气正反面双面保护。

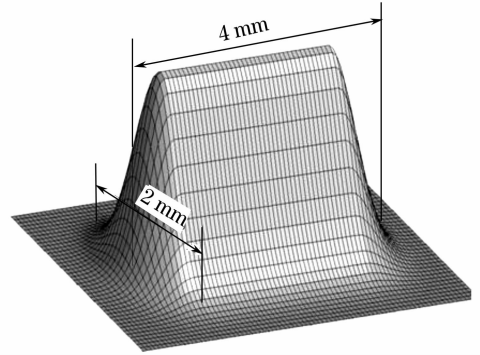


图 2 激光焦斑的功率密度分布

Fig. 2 Distribution of the laser power density

采用扩散冷却射频激励 CO₂ 激光器进行焊接试验;利用金相显微镜和扫描电镜(SEM)对接头组织形貌、界面金属间化合物进行观察和分析;拉伸试验在 INSTRON-5569 电子万能材料试验机上进行,拉伸速度 1.0 mm/min,数据采集频率为 5 点/s,温度约 18 ℃,测试前利用砂纸将焊缝余高磨平。

由于激光焊接的冷却速度极快,钎料在液态的停留时间极短,母材开 Y 型,V 型两种坡口以改善钎料在背面的润湿性。为调整钛母材及铝母材之间的热量分配,激光光斑偏置铝一侧 0.4 mm 左右。本文中激光功率、焊接速度和送丝速度分别用 P , V_h 和 V_s 表示。

3 试验结果

3.1 Y 形坡口接头微观组织及断裂行为

同能量呈高斯分布的圆形光斑相比,能量较为

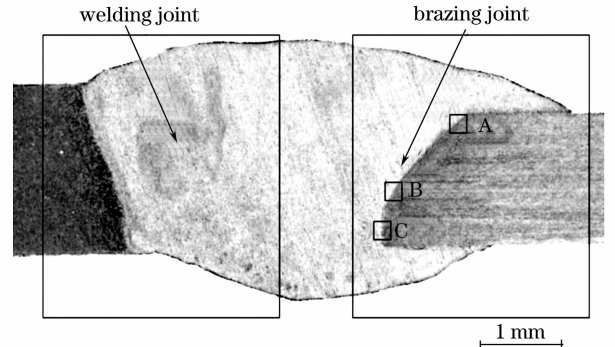


图 3 Y 形坡口的激光熔钎焊焊缝截面

Fig. 3 Cross-section of Ti/Al dissimilar alloy joint by laser welding-brazing with Y-shape groove
 $P=1800$ W, $V_h=0.5$ m/min, $V_s=2.0$ m/min

均匀分布的矩形光斑在激光熔钎焊过程中表现出更好的稳定性,并且具有较宽的工艺参数范围。图3所示为Y形坡口焊缝的宏观截面。在图中可以观察到焊缝成形优良,钎料在焊缝的背部实现了有效的润湿铺展。此外,焊缝具有熔化焊和钎焊的双重性质,接头可分为两个部分,低熔点铝合金一侧为熔焊连接,高熔点钛合金一侧为钎焊连接。

随着热输入的变化,接头的抗拉强度与断裂特征明显不同,如图4所示。可以发现根据线能量的不同,接头存在三种断裂模式:混合型断裂、断裂在焊缝区和断裂在界面。所谓混合断裂是指断裂位置在界面底端起源,沿焊缝区扩展。当焊接线能量低于180 kJ/m时焊缝成形较差,难以实现双面成形。

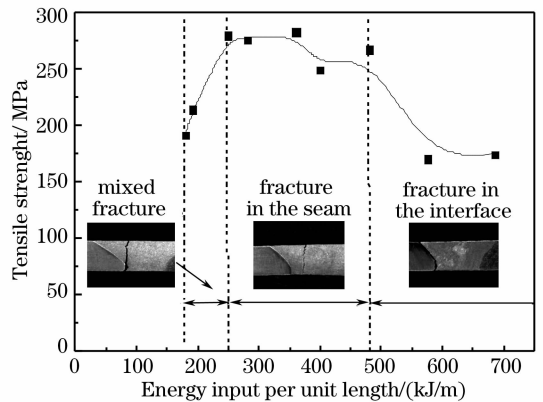


图4 Y形坡口的不同线能量下的接头抗拉强度
Fig. 4 Tensile strength of Y-shape groove joint with different line energies

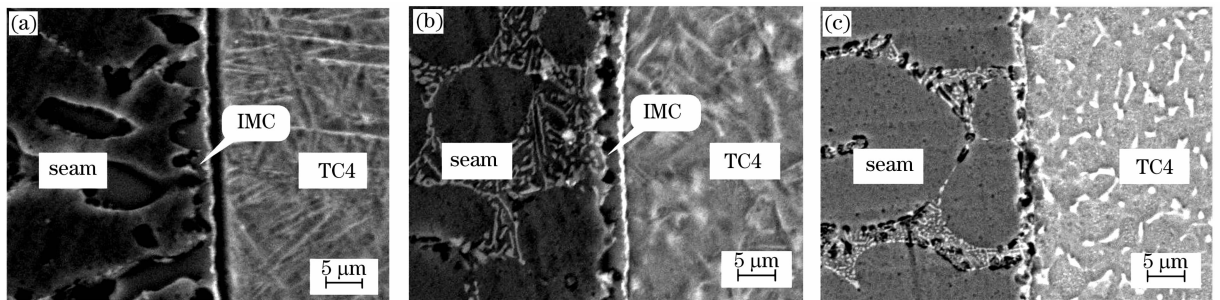


图5 可发生混合断裂模式的界面微观组织

(a) 接头上部; (b) 坡口拐角; (c) 接头下部

Fig. 5 Interfacial microstructure may fracture by means of mixed fracture mode

(a) at the top of the joint; (b) at the groove corner of the joint; (c) at the bottom of the joint

$$P = 2400 \text{ W}, V_h = 0.8 \text{ m/min}, V_s = 3.2 \text{ m/min}$$

为研究接头三种典型的断裂行为,对图3所示的A,B,C三个位置进行微观组织分析。图5所示为混合断裂时接头上部A(图5(a)),中部B(图5(b))及下部C(图5(c))的界面微观组织。可以看出,接头上部的界面反应良好,形成了锯齿状的金属间化合物,由于在相邻的锯齿之间为韧性良好的铝合金,相对于等厚的连续状的金属间化合物,可有效地避免裂纹的扩展,对界面的连接起强化作用,可保证接头实现有效的连接。而在中部区域界面反应明显减弱,界面金属间化合物变薄,但仍然形成了良好的连接。而在接头的下部没有观察到明显的反应层,表明该位置的界面反应极其微弱,因此该处可能为连接不良的位置。

若要在焊接界面处获得可靠的连接,则在界面处必须形成良好的界面反应,也就是两种金属在界面处必须形成原子间结合力。由于在室温条件下钛/铝异种金属互相之间的溶解度极低,因而一般只能形成适当厚度的金属间化合物才可形成可靠连

接。对于混合断裂模式,通过对断裂试样的断口分析发现,在C处断裂的界面某些区域并没有形成有效的冶金连接,只是简单的机械结合。在拉伸测试过程中接头的底部界面由于界面反应不充分首先萌生裂纹,并且裂纹沿底部界面向上扩展。当裂纹达到中部坡口拐角处向上扩展时,由于界面发生了良好的冶金反应,形成锯齿状的金属间化合物,不利于裂纹的扩展,裂纹只能沿着强度相对较弱的焊缝中扩展,形成了混合断裂模式。

随着线能量的增加,界面反应程度得到加强,特别是在坡口拐角的下部也可以发生良好的冶金反应,如图6所示。在图中可以发现,在接头界面的上部、坡口拐角处及接头的下部均形成了适当厚度的锯齿状的金属间化合物,所以整个接头在界面处的连接较为牢固。由于在相邻两锯齿之间是塑性良好的铝,因而有效地释放了在焊接过程中产生的残余应力,极大地降低了裂纹产生的可能性,而对无缺陷的界面反应层,其强度很高。所以试样在拉伸测试

过程中,反应层的强度很高,萌生裂纹较为困难,并且界面呈锯齿状形貌,在相邻两锯齿之间是韧性良好的铝,裂纹也很难在界面反应层中扩展,因而裂纹

只能在强度相对较弱的焊缝区域萌生及扩展,形成了在焊缝处断裂的断裂模式。

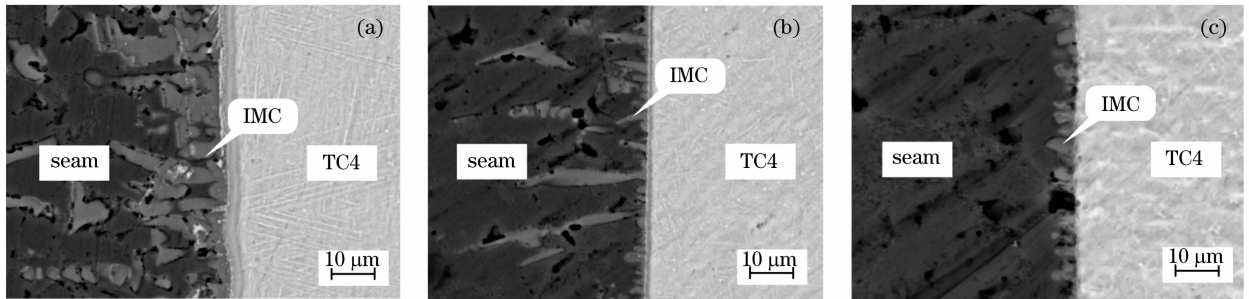


图 6 可在焊缝区域断裂的界面微观组织

(a) 接头上部; (b) 坡口拐角; (c) 接头下部

Fig. 6 Interfacial microstructure may fracture in the seam part

(a) at the top of the joint; (b) at the groove corner of the joint; (c) at the bottom of the joint

$P = 2400 \text{ W}$, $V_h = 0.4 \text{ m/min}$, $V_s = 1.6 \text{ m/min}$

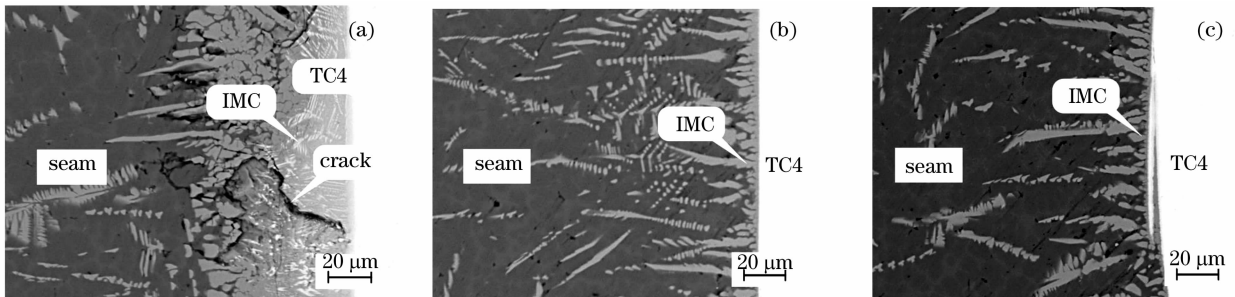


图 7 可在界面区域断裂的界面微观组织

(a) 接头上部; (b) 坡口拐角; (c) 接头下部

Fig. 7 Interfacial microstructure may fracture in the interface part

(a) at the top of the joint; (b) at the groove corner of the joint; (c) at the bottom of the joint

$P = 2400 \text{ W}$, $V_h = 0.25 \text{ m/min}$, $V_s = 1.0 \text{ m/min}$

进一步提高线焊接能量可以发现,在界面的上部发生了剧烈的界面反应,界面处的反应层明显增厚,形成了连续的层片状金属间化合物,并且在界面处由于较高的残余应力形成了明显的微观裂纹,如图 7 所示。在坡口的拐角处及接头的下部界面的金属间化合物同样也明显增厚,锯齿状的金属间化合物的根部反应层已经连接成层片状。一般情况下,反应层越厚,接头的残余应力越大,所以在脆性反应层中产生的裂纹可能就越多,因而这也是界面反应层需要控制在较薄厚度的原因之一。由于金属间化合物的韧性极低,根据弹性断裂力学的理论,裂纹需要很小的能量即可很容易在层片状的金属间化合物中扩展,致使接头的强度很低。接头上部极厚的金属间化合物反应层中的裂纹应该为断裂的起始位置,因此在抗拉强度测试过程中,裂纹优先在界面反应层中扩展,当裂纹扩展至坡口拐角处和接头下部

时,由于该处产生了较厚的金属间化合物,裂纹仍然优先沿着韧性极低的连续反应层中延伸,形成了在界面处断裂的断裂模式。

3.2 V 形坡口接头微观组织及断裂行为

图 8 为 V 形坡口焊缝横截面的宏观形貌。同 Y 形坡口相同,焊接过程中具有良好的稳定性,焊缝表面光滑平整,成形优良,并且钎料在焊缝的背部实现了有效的润湿铺展。

对于 V 形坡口的焊接接头,其抗拉强度随线能量的增加一直维持在较高的数值,当线能量增大到一定程度时,接头的抗拉强度明显下降。接头只存在两种破坏模式,即在焊缝处断裂和在界面处断裂,并且断裂在焊缝处的接头的抗拉强度较高,而断裂在界面处的接头的抗拉强度明显降低,如图 9 所示。同 Y 形坡口相比,在较低的线能量下没有出现混合型断裂区域,该方法有效地拓展了线能量的适用

范围。

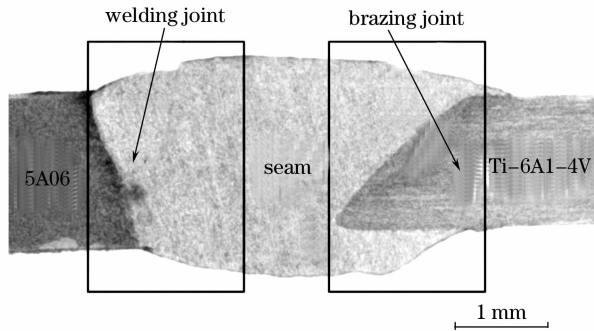


图 8 V形坡口的激光熔钎焊缝截面

Fig. 8 Cross-section of Ti/Al dissimilar alloy joint by laser welding-brazing with V-shape groove
 $P = 1800 \text{ W}$, $V_h = 0.5 \text{ m/min}$, $V_s = 2.0 \text{ m/min}$

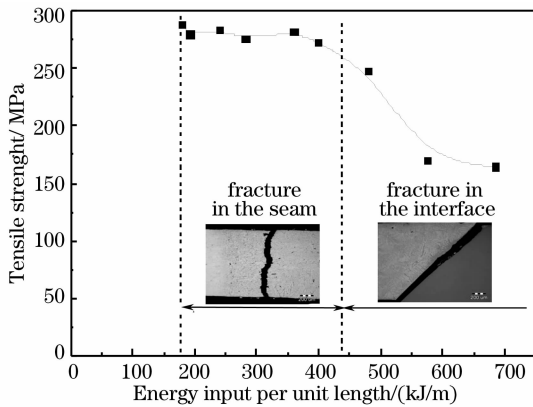


图 9 V形坡口不同线能量下的抗拉强度

Fig. 9 Tensile strength of V-shape groove joint with different line energies

采用 V 形坡口的激光熔钎焊接可以有效地解决 Y 形坡口在较低的线能量条件下的坡口拐角下部界面反映不良的问题。图 10 为可断裂在焊缝的界面微观组织,在图中可以发现界面上部和下部形成了较薄的金属间化合物,接头的上部反应层呈锯齿状,而在接头的下部界面略薄,呈胞状。此外,同 Y 形坡口相比,在界面上部和下部的反应层相差较小,这是工艺参数能得到拓展的主要原因。由于在界面形成了很薄的金属间化合物,根据分析表明,在抗拉强度测试过程中,相对于界面反应层,焊缝为薄弱环节,断裂发生在焊缝。

当热输入达到一定程度时,接头的界面发生了剧烈的冶金反应,致使界面厚度大大增加。图 11 为线能量很高时的界面形态,接头上部的界面反应层厚度极大,最厚可达 $40 \mu\text{m}$ 以上,在下面也形成了厚度可达 $10 \mu\text{m}$ 的界面反应层。需要指出的是,在图 11 中可以发现在界面处没有出现裂纹,这同取样

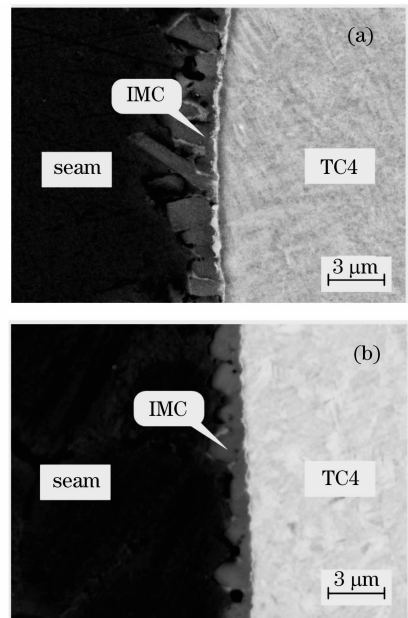


图 10 可在焊缝区域断裂的界面微观组织
(a) 接头上部; (b) 接头下部

Fig. 10 Interfacial microstructure may fracture in the seam part
(a) at the top of the joint; (b) at the bottom of the joint
 $P = 2400 \text{ W}$, $V_h = 0.8 \text{ m/min}$, $V_s = 3.2 \text{ m/min}$

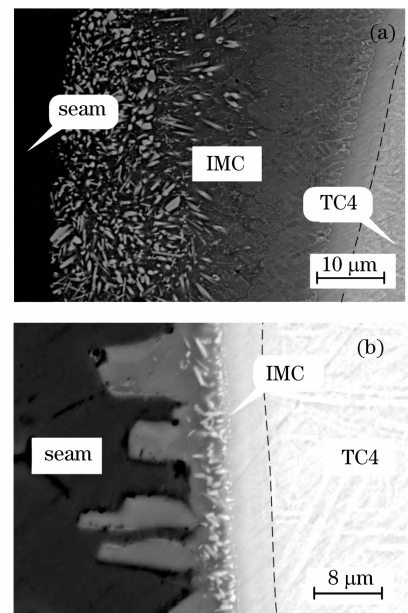


图 11 可在界面区域断裂的界面微观组织
(a) 接头上部; (b) 接头下部

Fig. 11 Interfacial microstructure may fracture in the interface part.

(a) at the top of the joint; (b) at the bottom of the joint
 $P = 2400 \text{ W}$, $V_h = 0.25 \text{ m/min}$, $V_s = 1.0 \text{ m/min}$
的位置有关,实际上该工艺条件下是可以出现裂纹的。此外,在焊缝的界面区域形成了颗粒状物质,

界面组织较为复杂,反应层的物相组成及形成机制有待进一步研究。在拉伸测试过程中极厚的界面脆性反应层是接头的薄弱环节,接头容易在界面位置处断裂,形成在界面处断裂的断裂模式。

综上所述,采用 V 形坡口形式的焊接接头很好地改善了 Y 形坡口在接头底部界面反应不良的问题,有效地拓展了线能量的适应范围,获得了良好的接头力学性能。首先,Y 形坡口钝边不受光照,同 V 形坡口的接头相比获得的热量较少,而二者的散热条件相差较小,由于温度是由加热及散热条件共同决定的,所以在焊接过程中该处的温度要低于 V 形坡口的底部,致使界面反应程度不及 V 形坡口;其次,对于 V 形坡口,在界面的底部液态钎料在重力作用下对界面具有一定的压力,能够促进液态钎料同母材的紧密贴合,有助于液态钎料同固态母材的相互扩散,实现较为良好的界面反应,形成可靠的连接;而对于 Y 形坡口的坡口拐角下部在界面反应过程中几乎没有重力的作用,因而导致界面反应不良,甚至只能形成机械结合。因而对于 Y 形坡口的焊接接头,坡口钝边处的界面是焊接的薄弱环节,需要增大热输入或采用 V 形坡口的接头形式来解决。

4 结 论

1) 矩形光斑的钛/铝异种合金进行激光熔钎焊接过程稳定,适应性强,焊缝成形优良。采用 Y 形和 V 形坡口形式可有效地解决直接对接焊缝的激光钎焊钎料润湿铺展不良的问题,磨平余高后的接头的抗拉强度最高为 290 MPa,可达铝母材的 80% 以上;

2) 界面反应层厚度依赖于焊接线能量大小,并且从接头的上部到下部逐渐变薄。Y 形坡口的接头断裂模式有三种,即混合型断裂、焊缝处断裂和界面处断裂;而 V 形坡口的接头只有焊缝处断裂和界面处断裂两种模式;

3) V 形坡口的焊接接头具有更宽的工艺参数范围。对于 Y 形坡口接头的抗拉强度随线能量的增大呈先增大后减小的趋势;而对于 V 形坡口的焊接接头随线能量的增加一直可以保持在较高的数值,线能量增加到一定程度时接头的抗拉强度明显

下降。

参 考 文 献

- 1 W. S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema *et al.*. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, **280** (1): 37~49
- 2 K. Faller, F. H. (Sam) Froes. The use of titanium in family automobiles: Current trends [J]. *JOM*, 2001, **53** (4): 27~28
- 3 T. Takemoto, I. Okamoto. Intermetallic compounds formed during brazing of titanium with aluminum filler metals [J]. *Journal of Material Science*, 1988, **23**(4): 1301~1308
- 4 Hu Gang, Kang Hui, Zhao Pengfei *et al.*. Influence of stannum and gallium on vacuum brazing of aluminum and titanium dissimilar alloy [J]. *Aviation Precision Manufacture Technology*, 2001, **37**(4): 15~19
胡刚, 康慧, 赵鹏飞等. 锡、镓对铝钛异种合金真空钎焊的影响[J]. *航空精密制造技术*, 2001, **37**(4): 15~19
- 5 Woong H. Sohn, Ha H. Bong, Soon H. Hong. Microstructure and bonding mechanism of Al/Ti bonded joint using Al-10Si-1Mg filler metal [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, **355**(1-2): 231~240
- 6 Ren Jiangwei, Li Yajiang, Feng Tao. Microstructure characteristics in the interface zone of Ti/Al diffusion bonding [J]. *Materials Letters*, 2002, **56**(5): 647~652
- 7 Pi Youdong, Dong Peng, Yang Wuxiong *et al.*. Laser penetration brazing of brass and low carbon steel [J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(11): 1562~1566
皮友东, 董鹏, 杨武雄等. 黄铜-低碳钢异种金属激光深熔钎焊[J]. *中国激光*, 2007, **34** (11): 1562~1566
- 8 Kai Chen, Zhiyong Wang, Rongshi Xiao *et al.*. Mechanism of laser welding on dissimilar metals between stainless steel and W-Cu alloy [J]. *Chin. Opt. Lett.*, 2006, **4**(5): 294~296
- 9 He Kangsheng, Cao Xiongf. Joining of Dissimilar Alloy [M]. Beijing: China Machine Press, 1986. 416~417
何康生, 曹雄夫. 异种金属的焊接[M]. 北京: 中国机械工业出版社, 1986, 416~417
- 10 Yanbin Chen, Xiaosong Feng, Liqun Li. Numerical simulation of filler metal droplets spreading in laser brazing [J]. *Chin. Opt. Lett.*, 2007, **5**(11): 654~656
- 11 M. Kreimeyer, F. Wagner, F. Vollertsen. Laser processing of aluminum titanium tailored blanks [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2005, **43**(9): 1021~1035
- 12 F. Wagner, I. Zerner, M. Kreimeyer *et al.*. Characterization and properties of dissimilar metal combinations of Fe/Al and Ti/Al-sheet materials [C]. Proceedings of the 1st International WL T-Conference on Lasers in Manufacturing, 2001. 651~661
- 13 E. Schubert, M. Klassen, I. Zerner *et al.*. Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry [J]. *J. Materials Processing Technology*, 2001, **115** (1): 2~8
- 14 Feng Xiaosong, Li Liqun, Zhu Baohua *et al.*. Laser welding-brazing Al/Ti dissimilar alloys with filler metal [J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(suppl.): 302~305
封小松, 李俐群, 朱宝华等. 铝-钛异种合金的激光熔钎焊[J]. *中国激光*, 2007, **34**(增刊): 302~305