

Ti/Al 异种合金激光熔钎焊过程气孔形成机制

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: 采用矩形光斑 CO₂ 激光为热源, 以 AlSi12 作为填充焊丝进行钛/铝异种合金的激光熔钎焊试验, 发现气孔是导致接头失效的一个主要因素。结果表明, 钛/铝异种合金激光熔钎焊的气孔缺陷主要是由镁元素的气化所致。光束的偏移量及激光功率是影响气孔产生的主要因素。界面棒状的金属间化合物长度低于 10 μm 时一般不产生气孔, 而气孔的直径与焊缝内部的微观组织有关。

关键词: 激光熔钎焊; 钛/铝异种合金; 气孔倾向; 粘度

中图分类号: TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2010)01-0032-05

在航空航天工业中, 铝合金和钛合金以其高比强度、低密度、较强的耐腐蚀性等优势而被广泛使用^[1,2]。但是由于它们在熔点、晶体结构、热导系数等物理性能方面存在很大差异, 采用普通的熔焊方法难以实现二者的有效连接。钛/铝异种合金的焊接所面临的首要问题是如何有效地抑制界面金属间化合物的形成, 国内外学者对此开展了大量的研究。进而, 钎焊^[3,4]、扩散焊^[5-7]和爆炸焊接^[8]被应用到钛/铝异种合金焊接领域, 虽然这些方法可以比较有效地控制界面反应, 但是受接头形式及真空环境的限制, 导致接头强度不高。

近年来, 激光以其高能量密度、高效等优势被广泛应用到焊接领域。Majumdar 等人^[9]采用添加 Nb 板作为阻隔材料来切断 Al 向熔池内的溶解以达到控制界面反应的目的。然而, 钛铝合金的接头强度仅有 120 MPa。在另一项研究中, Kreimeyer 等人^[10]使用激光加热或者熔化钛基体金属, 同时通过热传导加热铝合金, 形成二者的连接, 接头强度为 220 MPa, 然而该方法设备复杂、适应性差。在近几年, 采用激光作为热源对钛/铝异种合金的焊接进行了大量的研究^[11-13], 采用矩形光斑解决了椭圆光斑在焊缝成形方面的劣势, 同时有效地控制了界面反应, 抗拉强度可达 290 MPa 以上。但是, 在研究过程中发现, 在获得良好的焊缝成形的同时, 在部分工件当中出现了气孔缺陷。为抑制气孔的形成, 本研究针对钛/铝异种合金焊接过程中气孔问题进行研究, 并结合试验结果对气孔的形成机制进行深入探讨, 提出了抑制气孔形成的有效措施。

1 实验

试验母材为 1.5 mm 厚的 Ti-6Al-4V 钛合金和 2 mm 厚的 5A06 铝合金板材。钛合金的主要成分为 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。首先用丙酮去除油污等杂质之后, 钛合金用酸洗, 铝合金用碱洗, 烘干后进行焊接。选用 AlSi12 共晶合金药芯焊丝, 焊丝熔点为 575~590 。

采用积分镜将圆形光束调制成能量较为均匀分布的矩形焦斑, 焦斑尺寸为 2 mm × 4 mm。激光垂直工件入射, 焊丝在激光束的前方填入, 送丝角度 β 为 30°, 焊接过程采用氩气双面保护。焊接试样开 V 形坡口, 便于钎料的润湿铺展。

采用德国 ROFIN-SINAR 公司生产的扩散冷却射频激励 CO₂ 激光器进行焊接试验, 最高平均输出功率 3 kW; 采用金相显微镜和 SEM、EDS 对接头组织形貌、界面金属间化合物的组成进行观察和分析; 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, 数据率 5 点/s, 温度 18 。

2 实验结果

2.1 光束偏移量对气孔倾向及抗拉强度的影响

由于铝合金和钛合金之间的反射率及热导系数存

收稿日期: 2009-01-10

基金项目: 国家自然科学基金项目 (50275036)

作者简介: 陈树海, 男, 1979 年生, 博士生, 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, 电话: 0451-86415506, E-mail: shchenhit@gmail.com

在着很大差异, 因此通过调整热输入的均衡分配来更好的控制焊缝成形, 光束的辐照位置需要向铝合金一侧适当偏移。但是在焊接过程中发现, 光束的偏移量对气孔的形成有很大影响。为此, 在不同偏移量的条件下, 研究气孔的形成规律。

图 1 为不同偏移量(Offset)的条件下, 接头的横截面图及其相应的气孔数量和最大直径, 其中光束居中偏移量为 0, 偏铝为正, 偏钛为负。从图中可以明显

地看出, 光束向钛一侧偏移时, 在接头的内部出现了大量的气孔, 并且光束从偏钛向偏铝的移动过程中, 气孔产生的数量及直径明显减小, 在偏向钛侧 0.2 mm (偏移量 Offset = -0.2 mm) 时气孔的直径明显减小, 但是在焊缝的内部出现了很多密集的小气孔。光束居中或向铝一侧偏移时焊缝截面的气孔数量大为减少, 一般不超过 10 个, 而且气孔的最大直径也大大减小。

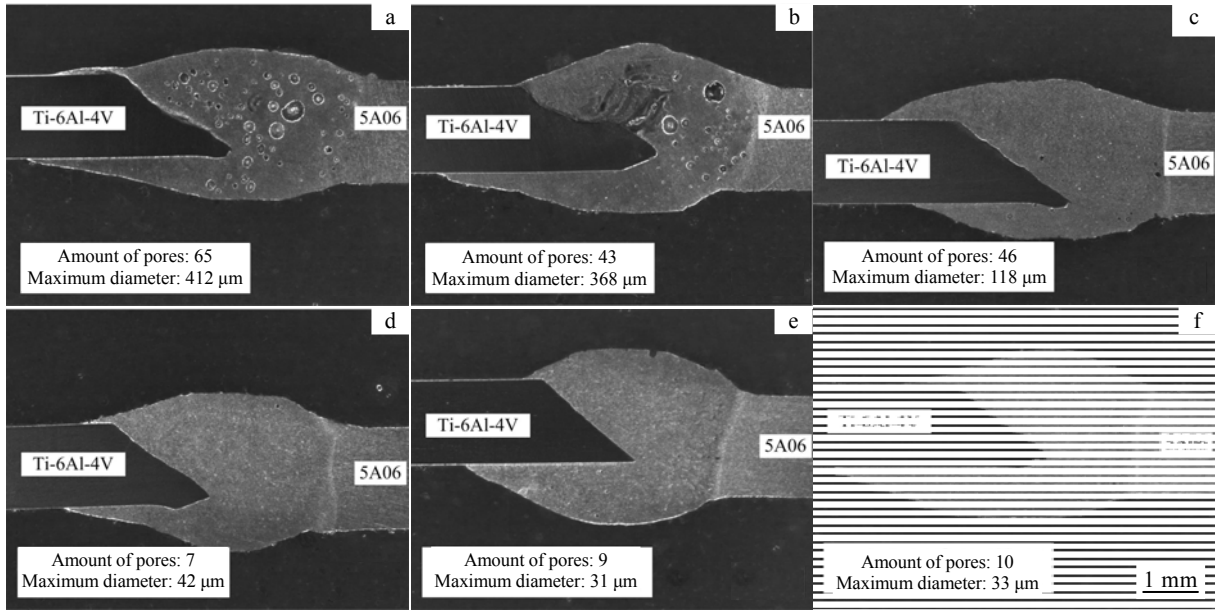


图 1 不同光束偏移量条件下的接头横截面

Fig.1 Cross-section of Ti/Al joints with different offset of the laser beam: (a) -0.6 mm, (b) -0.4 mm, (c) -0.2 mm, (d) 0 mm, (e) 0.4 mm, (f) 0.6 mm ($P=1800\text{ W}$, $V_{\text{welding}}=0.5\text{ m/min}$, $V_{\text{feeding}}=2.0\text{ m/min}$)

图 2 为不同光束偏移量下的抗拉强度。图中给出了几组典型激光功率下的测试结果。可以看出, 均是

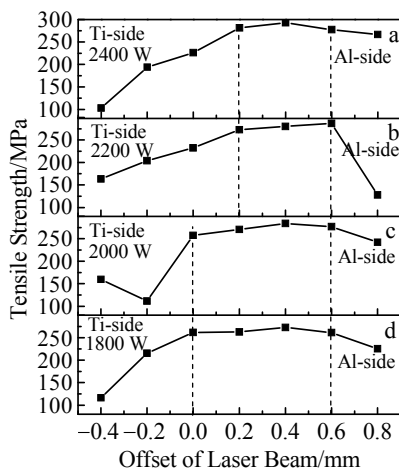


图 2 不同激光功率条件下光束偏移量对接头抗拉强度的影响
Fig.2 Influence of the laser offset on the tensile strength of Ti/Al joints with different laser power

在光束偏向铝合金一侧时接头拥有较大的抗拉强度。若光束过于偏向铝侧, 钛合金与填充材料之间形成的界面会因热输入较低而反应不良, 影响强度。若光束向钛一侧偏移量过大, 由于钛元素的大量溶解或熔化, 界面生成了大量的金属间化合物, 使接头脆化, 此外接头中容易产生大量气孔, 脆性金属间化合物与气孔的存在大大降低了抗拉强度。

实验结果表明, 若偏移量选择合适, 接头的抗拉强度最高可超过 290 MPa, 断面表面无气孔缺陷。通常是在较低的激光功率下, 合适的偏移量的范围略宽, 对于 1800 及 2000 W 功率, 光束偏向铝合金一侧 0~0.6 mm 较为合适, 而对于 2200 及 2400 W 功率, 光束偏向铝合金一侧 0.2~0.6 mm 较为合适。

2.2 激光功率对气孔倾向及抗拉强度的影响

对于钛/铝异种合金的激光熔钎焊过程, 激光功率不仅影响着钎焊界面的界面反应, 同时对气孔倾向也有显著的影响。图 3 给出了不同激光功率条件下的接

头形貌及其气孔的数量及最大直径。可以发现，气孔大多出现在高功率（超过 2600 W）焊接条件下的接头中，且随热输入的继续提高，气孔的尺寸也明显增大。

图 4 为激光功率对接头抗拉强度的影响。经断口分析发现，在 1600 W 时，断裂位置部分出现在界面处，由界面反应不良引起；1800 W 时，断裂完全发生在焊缝内部，且强度较高；功率达到 2600 W 时，接头的强度虽然较高，但是发现断口通常存在着密集的微气孔，一般来说很小直径的气孔对接头的静载抗拉强度影响不大，但是却大大影响其疲劳强度，因而该参数不是合理的参数。当功率达到 2800 W 时，气

孔的直径将大大增加，界面反应层急剧增厚，接头的强度大大降低。所以，激光功率的合理参数范围为 1800~2400 W。可见，激光功率的选择要综合考虑界面反应的充分性与气孔的控制问题。功率过低，界面不能发生良好的冶金反应；功率过大，则会大大增加气孔产生的倾向，均会影响接头的抗拉强度。

3 讨论

激光焊接产生的气孔类型很多，有氢气孔、低沸点合金元素(如镁、锂)气化产生的气孔、保护气混入熔池产生的气孔等等，其成因较为复杂。分析气孔产

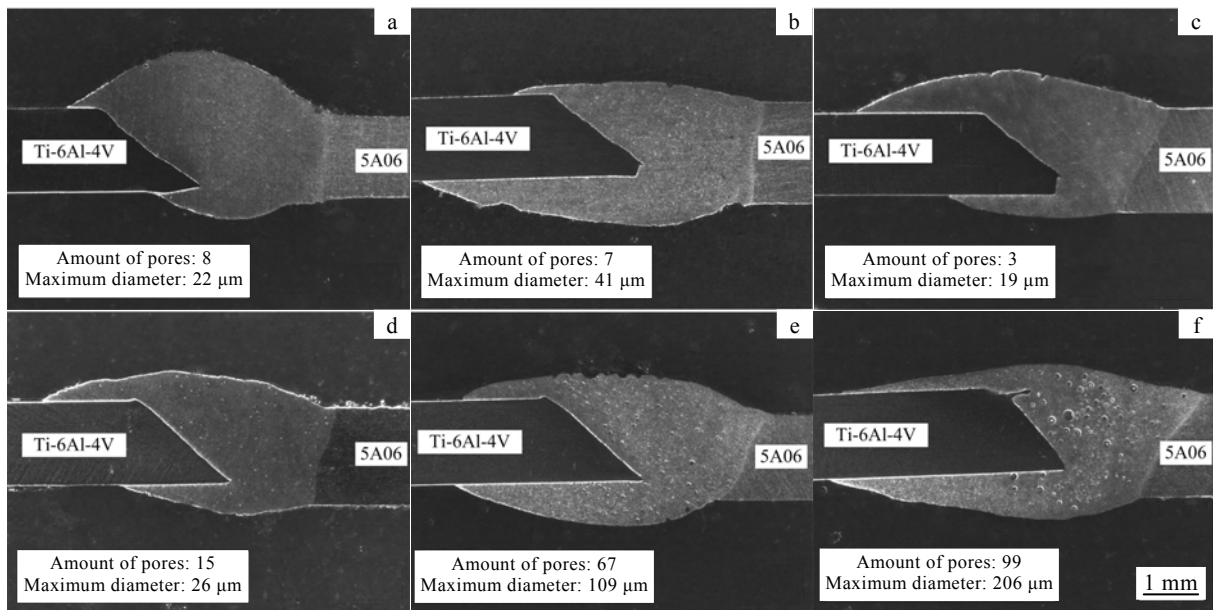


图 3 不同激光功率条件下的接头横截面

Fig.3 Cross-section of Ti/Al joints with different laser power: (a) 1600 W, (b) 2000 W, (c) 2200 W, (d) 2400 W, (e) 2600 W, and (f) 2800 W ($V_{welding}=0.5$ m/min, $V_{feeding}=2.0$ m/min, Offset=0.4 mm)

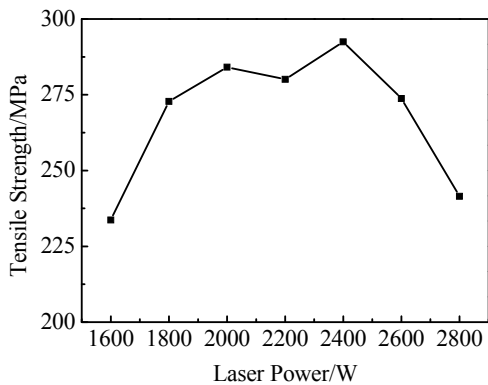


图 4 激光功率对接头抗拉强度的影响

Fig.4 Influence of the laser power on the tensile strength of Ti/Al joints

生的机制首先需要确定气孔的类型。图 5 为两种典型的断裂位置，图 5a 为接头断于气孔处，图 5b 为接头在无气孔的熔焊焊缝位置断裂。通过对气孔内的成分进行分析，发现在图 5a 中气孔壁的 A 点 Mg 的含量很高，可达 6.57at%，而在焊缝处断裂的试样的断口进行成分分析发现，在图 5b 中的 B 区域 Mg 的含量仅为 1.24at%。这表明，焊缝中的气孔为镁气孔，是由于在焊接过程中镁元素气化所致。

根据焊接材料的成分，熔池中的镁元素应该来源于熔化的铝母材。熔池温度的升高会导致镁元素的气化。所以，在焊接过程中若液态金属过热严重，将促使 Mg 元素气泡形核并长大。能够引起熔池温度升高的原因主要有两个，一是若光束向钛合金一侧偏移，由于钛元素对激光的吸收率要高于铝，因而将引起母

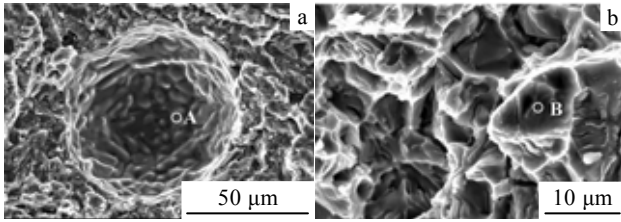


图 5 接头的断口形貌

Fig.5 Fractograph of Ti/Al joints: (a) fracture of the porosity and (b) fracture of the seam

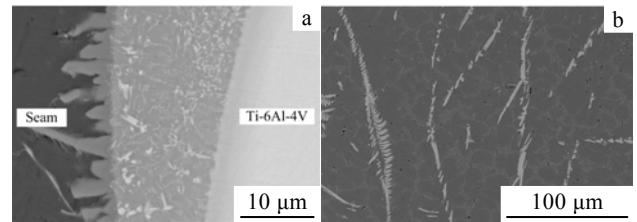


图 7 母材发生微溶时的微观组织

Fig.7 Microstructures of Ti/Al joint with melting mode of Ti base metal: (a) interface and (b) seam

材对激光实际的吸收率增加,致使熔池的温度升高;二是激光功率的增大必然使熔池的温度升高。

结合焊缝内部及界面的微观组织分析发现,气孔的出现与界面反应程度有关,而气孔的直径与焊缝的微观组织有关。若光束偏移量及激光功率合适,界面呈锯齿状,此时焊缝内部的微观组织是以 α -Al 为初生相的 α -Al+Si+Mg₂Si 亚共晶组织(如图 6 所示),若“锯齿”的长度小于 10 μ m,焊缝内部几乎不存在气孔缺陷。随着光束向钛一侧的偏移量或者激光功率的增大,熔池温度升高,金属间化合物迅速长大,且镁元素开始气化,在焊缝中出现了大量的密集的小气孔。若光束向钛一侧偏移或者热输入过大,钛合金母材将发生剧烈的溶解或者微溶,界面反应层厚度大大增加,并且焊缝内部除 α -Al+Si+Mg₂Si 亚共晶组织之外,还出现了大量弥散分布的长条状金属间化合物,如图 7 所示。经 XRD 分析表明,该长条状的金属间化合物为 TiAl₃。同时,在焊缝内部出现了大量的直径较大的气孔,并且随着弥散分布的 TiAl₃ 的增多,气孔的数量及直径明显增大。

在溶池中出现大量的金属间化合物时,气孔的直径明显增大,这与溶池中的金属间化合物所引起溶池粘度大大升高有关。在焊接过程中,溶解或熔化的钛将以在熔池对流扩散的方式进入熔池。在冷却过程中,根据 Ti-Al 二元合金相图表明,在温度低于 1350

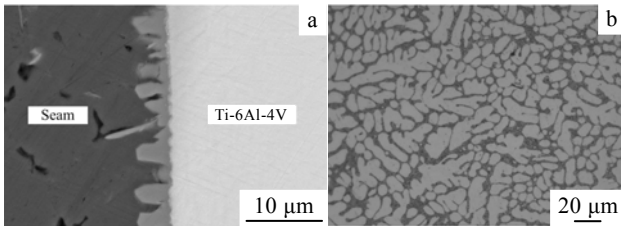


图 6 母材发生溶解时接头的微观组织

Fig.6 Microstructure of Ti/Al joint with the dissolution mode of Ti base metal: (a) interface and (b) seam

时熔池中的钛将与铝发生如下反应:



此时在熔池中存在着大量的固态 TiAl₃ 颗粒,这将使熔池的液态金属粘度大大升高。由于镁的沸点较低(1105),焊缝内部的气孔将继续形核并长大,且大量的 TiAl₃ 颗粒为气孔的非均匀形核创造了有利条件。熔池中气泡上浮公式为:

$$v = \frac{2(\rho_1 - \rho_2)gr^2}{9\eta} \tag{2}$$

式中, v 为气泡上浮速度(cm/s), ρ_1 为液态金属的密度(g/cm³), ρ_2 为气体的密度(g/cm³), g 为重力加速度(980 cm/s²), r 为气泡的半径(cm), η 为液态金属的粘度(Pa·s)。根据该式可知,由于粘度的升高,气泡的上浮速度将减慢,这将导致气泡的上浮时间增加,也就是延长了气泡的长大时间,致使气泡不断长大。随着焊缝中的 TiAl₃ 金属间化合物的增多,粘度增大,所以气孔的直径也就越大。

通过上述分析表明,焊接过程中实际热输入的增加,导致焊缝中镁元素的气化,产生气孔。而钛合金的母材过量溶解或者熔化,会导致在液态金属中存在着大量弥散分布的固态金属间化合物 TiAl₃,致使液态金属的粘度增大,气孔的直径增大。所以为了控制气孔的产生,应严格控制焊接过程中的热输入,避免镁元素的气化;为控制气孔的直径,应严格控制钛合金母材的溶解或者熔化,避免气孔的长大。

4 结 论

1) 光束偏移量及热输入对钛/铝异种合金激光熔钎焊接头的气孔倾向有着明显的影响。随着功率的增加,合适的偏移量范围变窄,当激光功率为 2400 及 2200 W 时光束偏移量应为 0.2~0.6 mm,而当激光功率为 2000 及 1800 W 时合适的光束偏移量为 0~0.6 mm。为使焊缝内部不产生气孔并能维持良好的界面反应,激光功率的范围为 1800~2400 W。

2) 随着热输入及光束向钛一侧偏移的增加, 熔池的温度升高, 致使来源于铝母材的 Mg 元素气泡形核并长大, 同时钛合金母材向液态金属中的溶解或者微溶的倾向增加, 在焊缝中形成了大量弥散的 $TiAl_3$ 颗粒, 导致液态金属的粘度大大升高, 使焊缝中的气孔逐渐增大。

参考文献 References

- [1] Rendigs K H. *Mater Sci Forum*[J], 1997, 242: 11
- [2] Miller W S, Zhuang L, Bottema J *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2000, 280(1): 37
- [3] Takemoto T, Okamoto I. *J Mater Sci*[J], 1988, 23(4): 1301
- [4] Zhu Ying(朱颖), Zhao Pengfei(赵鹏飞), Kang Hui(康慧) *et al. China Welding(焊接)*[J], 2002, 11(2): 130
- [5] Wei R J, Jiang L Y, Tao F. *Mater Lett*[J], 2002, 56(5): 647
- [6] Sohn W H, Bong H H, Soon H. *Mater Sci Eng A*[J], 2003, 355(1-2): 231
- [7] Yao Wei(姚伟), Wu Aiping(吴爱萍), Zou Guisheng(邹贵生) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(4): 700
- [8] Kahraman N, Gulenc B, Findik F. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2007, 34: 1423
- [9] Majumdar B, Galun R, Weisheit A *et al. J Mater Sci*[J], 1997, 32: 6191
- [10] Kreimeyer M, Wagner F, Vollertsen F. *Optics and Lasers in Engineering*[J], 2005, 43(9): 1021
- [11] Chen Shuhai(陈树海), Li Liqun(李俐群), Chen Yanbin(陈彦宾). *Transactions of the China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2008, 29(6): 49
- [12] Chen Shuhai(陈树海), Li Liqun(李俐群), Chen Yanbin(陈彦宾). *The Chinese Journal of Nonferrous Metal(中国有色金属学报)*[J], 2008, 18(6): 991
- [13] Chen Shuhai(陈树海), Li Liqun(李俐群), Chen Yanbin(陈彦宾). *Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2008, 35(12): 2036

Formation Mechanism of Porosity in Laser Welding-Brazing of Ti/Al Dissimilar Alloys

Chen Shuhai, Li Liqun, Chen Yanbin

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

Abstract: The laser welding-brazing experiment of Ti/Al dissimilar alloys was performed with rectangular spot CO_2 laser as heat resource and AlSi12 as the filler wire. It is found that the porosity in the seam is a main factor for weak joint. The results indicate that the gasification of element Mg causes the formation of porosity during the welding. The offset of the laser beam toward Ti alloy and heat input markedly influence the formation of the porosity. In general no porosity is observed in the seam when the length of claviform intermetallic compound is less than $10\ \mu m$. Moreover, the microstructure in the seam plays a key role in the diameter of the pore.

Key words: laser welding-brazing; Ti/Al dissimilar alloys; porosity tendency; viscosity

Corresponding author: Chen Shuhai, Candidate for Ph. D., State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86415506, E-mail: shchenhit@gmail.com