

# SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料焊接技术的研究现状与展望

陈国庆 甄公博 冯吉才

(哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨 150001)

**文 摘** 阐述了 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料(PEA)焊接过程中的常见问题及相应的解决措施。对国内外 PEA 焊接的研究进展进行了综述及评价,并且对其发展前景进行了展望。

**关键词** 铝基复合材料,碳化硅颗粒增强,焊接

## Development and Outlook in Welding of SiC Particle Enhanced Aluminum Matrix Composites

Chen Guoqing Zhen Gongbo Feng Jicai

(State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

**Abstract** The paper describes the common problems and corresponding solutions in welding the SiC particle enhanced aluminum (PEA) matrix composites. Then, the development of PEA welding in China and abroad is summarized. Afterward, the future prospect for the development of the PEA welding is discussed.

**Key words** Aluminum composites, SiC Particle-enhanced, Welding

### 0 引言

颗粒增强铝基复合材料(PEA)由于具有较高的比强度和比模量,以及尺寸稳定性好、抗振、不老化和抗宇宙射线等众多优点<sup>[1]</sup>。颗粒增强材料具有成本低廉、制备工艺简单等优点,有潜力实现工业化大批量生产,因而成为当前 PEA 的研究重点<sup>[2]</sup>。

由于 PEA 的增强相与基体之间的物化性能差异很大,熔焊时焊缝成形较差,且在高温下容易发生界面反应。因而,尽快解决 PEA 的焊接性问题是实现其应用价值的关键。现阶段,PEA 在各领域均取得了一系列研究进展<sup>[3]</sup>。本文介绍国内外以 SiC 增强为主的 PEA 的各种连接手段,同时分析其焊接过程中遇到的问题并提出解决措施。

### 1 焊接性分析

由于 PEA 的增强相与基体之间的物化性能差异大,熔焊时易生成气孔、裂纹等缺陷,并且在高温情况下,基体与增强相之间较容易发生界面反应,导致脆性化合物的生成,很难获得理想的焊接接头。因此,尽快解决 PEA 的焊接性问题是实现其应用价值的关键。现对焊接过程中出现的主要问题<sup>[4]</sup>分析如下。

(1)界面反应。在焊接过程中,复合材料的金属基体与增强相通常会发生交互作用,降低复合材料的性能。以 SiC/Al 复合材料为例说明,其中的液态 Al 会与 SiC 发生如下反应:



该反应不仅会消耗 SiC/Al 复合材料中的 SiC 增强相,且脆性相 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 也会使接头显著脆化。此外,Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 还会与水发生反应生成乙炔,故在潮湿环境中接头易发生低应力腐蚀开裂。因此,防止界面反应是这类金属基复合材料焊接的关键问题。

(2)增强相偏聚。颗粒增强型复合材料重熔后,颗粒被前进中的液固界面所推移,致使焊缝中的颗粒分布不均匀,明显降低了颗粒相的增强作用。

(3)熔池黏度大、流动性差。熔池中的难熔增强相和反应产物会增加熔池的黏度,降低金属的流动性。这会影晌熔池中的传热及传质过程,进而产生气孔、裂纹、未融合等缺陷。

(4)焊缝成形差。对于高体积分数增强 PEA,焊接过程中易发生铝基体飞溅,焊缝处形成凹槽,且颗粒增强相残渣附着在焊缝两侧。

收稿日期:2012-12-31

作者简介:陈国庆,1972 年出生,博士,讲师,主要从事先进材料及异种材料电子束焊接研究。E-mail:chenguoqing@hit.edu.cn

综合分析可知, SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料焊接性较差, 解决方案须从工艺和冶金两方面来综合考虑, 设法减弱上述缺陷。

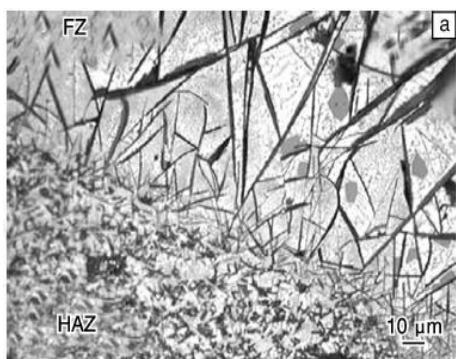
## 2 国内外研究现状

美国从 20 世纪 60 年代起已开展了 PEA 焊接的相关研究工作, 并成功地解决了 PEA 的钎焊、扩散焊和电弧焊等问题。俄、英、法、日等国在 PEA 的焊接方面也做出了大量工作<sup>[2]</sup>。而我国对 PEA 焊接性的研究起步较晚, 且研究水平与国外的差距也较大。国内外学者对 PEA 的焊接研究较多的集中在熔化焊、固相焊、钎焊等方面。

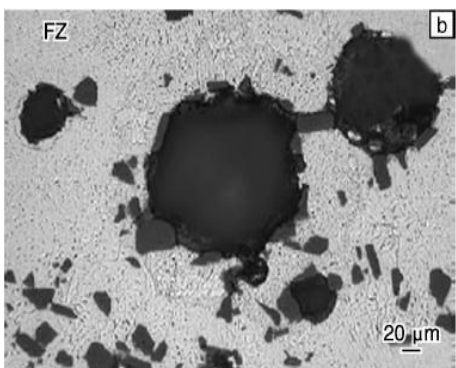
### 2.1 熔化焊

#### 2.1.1 电弧焊

电弧焊 SiC/Al 复合材料时, 基体被加热至熔点之上, 而增强相仍为固体, 易导致熔池流动性差, 且焊接熔池的动力学特征变得复杂, 导致接头缺陷多, 强度低, 故常规电弧焊可焊性差, 缺陷多表现为 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 针状相和增强相偏聚长大(图 1)。常用的电弧焊分为 TIG 焊、MIG 焊和等离子弧焊。



(a) SiC/2014Al 接头中 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 的分布



(b) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/6061Al 接头中气孔及 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 偏聚

图 1 铝基复合材料电弧焊接头金相组织<sup>[3]</sup>

Fig. 1 Microstructure of the TIG welds of PEA

文献[5]研究发现脉冲电弧对 SiC/6061Al 熔池的搅拌作用会提升液态金属的流动性, 从而减少增强相的偏聚, 另外流动性提升还可促使气体逸出, 减少气孔; 且脉冲法的平均热输入较低, 可避免熔池长时

间过热, 抑制界面反应。而且, Si 既可改善焊缝金属的流动性, 还可改善对增强体的润湿, 且熔池金属中 Si 活度的提高有效地抑制了界面反应, 采用含 Si 合金作填充材料可得到成形良好的接头。SiC/Al 复合材料电弧焊时开坡口可减少气孔逸出时的“路程”, 抑制气孔形成; 还可调节熔合比, 避免 SiC 偏聚。

SiC/Al 复合材料的等离子弧焊过程, 接头区的界面反应会严重影响焊缝成形, 而 Ti 的加入对焊缝成形和接头性能有较大影响。添加 Ti 时, 配合气体保护, 可抑制脆性相 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 的形成, 同时 Ti 可改善增强相和 Al 基体之间的润湿性, 利于稳定熔池; 焊缝中心会出现含 TiC 新生颗粒的原位反应增强区, 且无增强相的偏聚, 此方法既能抑制 SiC 与 Al 基体之间的界面反应, 同时焊接过程中生成的新增强颗粒可增强中间层, 且接头的力学性能与中间层厚度有密切关系<sup>[6]</sup>。利用等离子弧原位焊接 SiC/6061Al 复合材料时, 施加交流电弧超声<sup>[7]</sup>可使新生相颗粒增多并且细小弥散, 细小的新生相颗粒与基体的结合界面干净且无反应物生成, 部分新生相还可作为铝的异质形核核心, 细化基体晶粒, 增强接头强度。

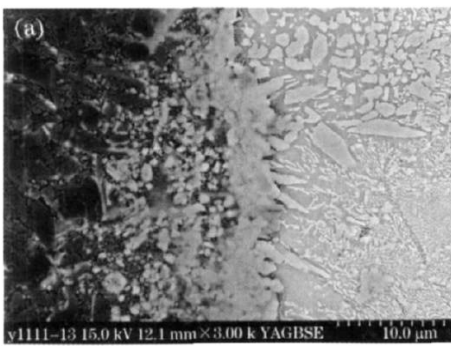
此外, 有人提出焊前的去氢处理可减少焊后氢气孔的发生, 且较大的热输入会减少气孔和 SiC 颗粒偏聚, 但会增加界面反应<sup>[8]</sup>。改变保护气成分也可改善焊接性, 当采用 1:1 的氩-氦混合保护气时, 焊接电弧最稳定, 阴极清理效果最好, 此时 SiC/Al 复合材料电弧焊焊缝成形最好, 焊缝呈规则的鱼鳞状<sup>[9]</sup>。

#### 2.1.2 激光焊

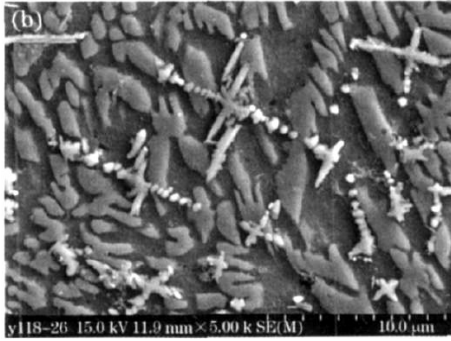
激光焊也面临传统熔化焊的问题, 即增强相与基体的界面反应和自身的偏聚、气孔等缺陷也会在激光焊缝中出现<sup>[10]</sup>。由于部分入射激光能被金属表面反射, 而 SiC 能够吸收大量激光能, 因此 SiC 被快速加热, 至温度高于铝基体, 热量通过接触界面传向基体。

激光焊时, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 有两种产生机制: 第一种是上部中心区内部 SiC 饱和溶液冷却析出 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>; 第二种是部分反应区的 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 是由 SiC 按置换反应形核长大。通过改变连续和脉冲 CO<sub>2</sub> 激光器的占空比与热输入, 可控制 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 的生成量<sup>[11]</sup>。

为解决高体积分数的增强相导致的焊接熔池的流动性越差。在脉冲激光焊接 SiC/6061Al 时<sup>[12]</sup>, 通过脉冲对熔池的振荡搅拌作用, 可提高熔池内液体的流动性, 利于焊缝成形。且通过控制熔池中 Si 活度, 可以有效地控制界面反应。在激光焊接 SiC/2024Al 复合材料时添加 Ti 可以有效地抑制 SiC 与基体的界面反应; 并生成以 Ti<sub>3</sub>Al、Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> 和 TiC 等反应产物为增强相的焊缝组织<sup>[13]</sup>, 其微观形貌如图 2 所示。



(a) 界面组织



(b) 焊缝中心组织

图2 含Ti层的SiC/Al激光焊接头组织

Fig. 2 Microstructure of the laser weld joint of SiC/Al with Ti interlayer

### 2.1.3 电子束焊

在电子束焊接 SiC/Al 时,能量不会像激光焊时被铝合金基体或 SiC 选择吸收,故其加热比激光焊均匀。

电子束焊接 SiC/Al 时,Mg 元素挥发会导致在焊缝处产生气孔。采用电子束焊接 SiC/Al 复合材料的关键是使材料熔化的同时不使 SiC 分解发生界面反应,降低热输入是抑制界面反应的有效途径。界面反应的发生取决于温度和驻留时间,电子束焊接热循环快,被焊件界面高温驻留时间短,所以可抑制界面反应。文献[14]研究表明,在熔透焊接时降低电子束流热输入可增强接头强度;通过升高焊接速率或者电子束扫描速率可以明显降低焊接气孔数量。锐聚焦电子束焊缝的熔合区所含  $Al_4C_3$  极少。散焦焊时, $Al_4C_3$  的生成量增加,针状  $Al_4C_3$  的数目和尺寸随焦点扩散而增大。此外,焊接过程中采用快的焊接速率并配合使用电子束扫描、修饰焊,可降低焊接熔池的温度、改善熔池的流动性,进而抑制界面反应,避免焊缝中 SiC 分布不均<sup>[15]</sup>。

文献[16]研究表明, SiC/Al 复合材料直接进行电子束焊接,其焊缝成形较为困难。铝合金基体蒸发严重,焊缝区中主要剩下 SiC 骨架,故采用非增强的中间层来解决 SiC/Al 复合材料电子束焊接的焊缝成形问题,焊接时电子束直接作用于中间层,通过熔化

该中间层间接熔化复合材料的边缘从而实现连接(图3)。通常中间层大多选择流动性好、含硅量高、有利于焊缝成形的共晶合金。中间层内的 Si 能有效抑制界面反应,故在焊缝边缘区域中未发现置换反应生成的  $Al_4C_3$  脆性相。电子束焊接  $TiB_2/ZL101$  时,采用合适的工艺可获得没有缺陷的良好焊缝<sup>[17]</sup>。

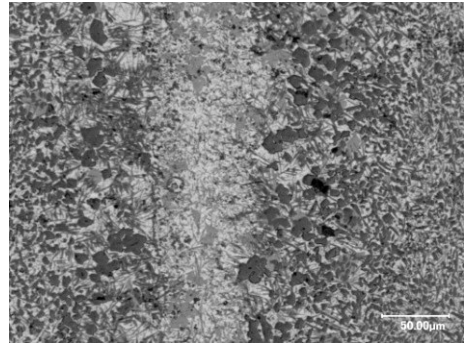


图3 含Al中间层的SiC/Al电子束焊接头组织

Fig. 3 Morphology of electron beam weld joint of SiC/Al with Al interlayer

### 2.1.4 小结

综合以上熔化焊研究可以发现,熔化焊接方法存在诸多问题,如:焊缝成形差、界面反应、增强相易偏聚和气孔、裂纹等问题,这些缺陷导致接头性能明显降低。针对这些问题的解决措施有如下方法:单独工艺或多种工艺复合。

(1)工艺参数的调整。

(2)外加元素。通过原位反应或润湿的方式抑制界面反应并改善焊接性。活性元素 Ti 在熔池凝固过程中会优先形成 TiC,在抑制界面反应的同时生成以  $Ti_3Al$ 、 $Ti_5Si_3$  和 TiC 等反应产物为增强相的焊缝组织。Si 可抑制界面反应、改善熔池流动性、促进基体 Al 对 SiC 的润湿。但 Si 含量过高会降低接头强度和塑性。Ni 可以提高 C 的活度,在抑制界面反应的同时获得以  $Al_3Ni$  等为增强相的焊缝组织。此外,Mg、Ca 或 Zr 等也可提高润湿性。

(3)填充材料。在焊接过程中,将增强或非增强的中间层、焊丝直接填入焊缝,与母材形成良好的界面润湿和结合,实现增强焊缝的效果。

(4)表面金属化。在 SiC 表面制备可润湿的金属涂层,涂层材料 Cu 和 Ni 在一定程度上提升了 Al 的浸渗动力。此方法缺点是成本高且不能保证在高温下界面结构的稳定性<sup>[18]</sup>。

(5)对熔池施加作用。对焊接熔池添加外界干预,例如超声振动、电磁搅拌等促使熔池中氢气的逸出,并减少陶瓷颗粒的偏聚。

## 2.2 固相焊

### 2.2.1 扩散焊

扩散焊连接 PEA 效果较好。但存在以下主要问

题:(1)材料表面氧化膜阻碍接触面间的原子扩散结合;(2)直接扩散焊会导致接触面上存在增强相-增强相的不可靠接触,在扩散焊条件下难以实现增强相之间的连接;(3)焊接工件的几何外形及尺寸受限制,且焊接处会发生变形。

如何抑制结合区的氧化膜作用、改善增强相的接触状态是扩散焊接 PEA 的技术关键。文献[19]研究发现,只有当扩散焊温度处于此复合材料液、固两相温度区时,基体金属熔化,才有助于实现增强相-基体的良好结合,且液态金属对增强相-增强相接触界面的渗透行为可使原接触面变为增强相-基体-增强相的可靠结合。另外,接头区氧化膜随着焊接温度的升高逐渐破碎细化,当焊接温度达到基体合金固相线温度时,氧化膜进一步细化变少,接头强度提高。文献[20]研究发现,扩散焊时采用合金中间层,可获得高质量的 SiC/2024Al 扩散焊接头(图 4),甚至可使接头获得与低体积分数复合材料相似的强度<sup>[21]</sup>。由此可见中间层可有效地提高接头强度。这主要是因为中间层的存在,可将扩散焊界面存在的颗粒-颗粒的弱连接转变为颗粒-基体的有效连接。

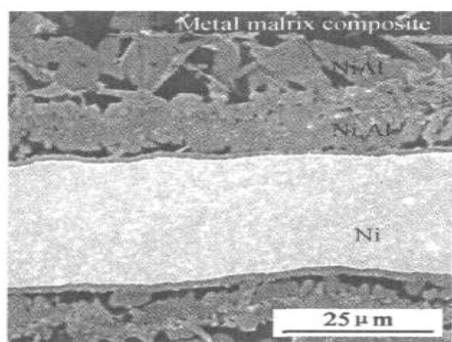


图 4 SiC/Al 扩散焊接头中生成的不同扩散层  
Fig. 4 Diffusion layers in the diffusion joint of SiC/2024Al

固相扩散焊是连接 PEA 的一种有效方法,但避免其界面处不可靠连接和去除界面处氧化膜是扩散焊成功的关键。另外,PEA 的扩散焊通常使用的真空环境制约了其工程应用,故亟需研究非真空环境下的扩散连接工艺。

### 2.2.2 搅拌摩擦焊

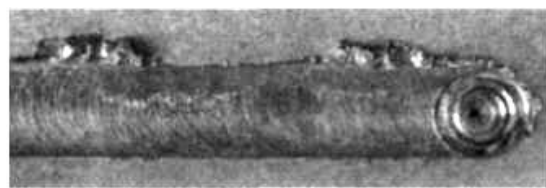
目前已有学者采用搅拌摩擦焊连接了 SiC/2124Al<sup>[22-23]</sup>,由于复合材料中 SiC 颗粒的存在,使其较铝合金材料的焊接成形性更差,故 SiC/Al 搅拌摩擦焊工艺参数较难确定。对于 SiC/Al,若想获得高质量焊接接头,需采用较低的焊速,且颗粒增强相体积分数越大,其合适焊接区间更小。

文献[24]研究表明,搅拌摩擦焊接(WC+B<sub>4</sub>C)<sub>p</sub>/6063Al 时,随旋转速率的提高,热输入量增大,在改

善了金属流动性的同时,飞边、沟槽等宏观缺陷也逐渐增多,如图 5 所示。



(a) 900 r/min

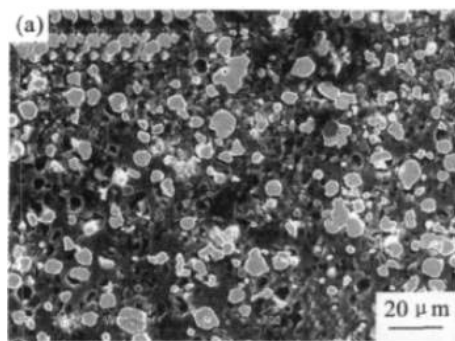


(b) 1 500 r/min

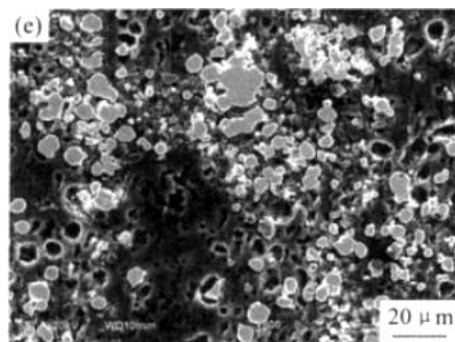
图 5 焊缝宏观形貌

Fig. 5 Surface appearance of welding joint

焊缝区在机械搅拌作用下,颗粒增强相及共晶 Si 颗粒被搅碎后分布更均匀,基体组织也更致密,故而相较于母材,接头的疲劳断口很少发现断裂的颗粒,焊缝及母材微观组织对比如图 6 所示。但由于其较高的焊接速率(如 300 mm/min)导致材料流动不充分,会使焊核区出现缺陷,因此接头的疲劳性能低于母材。且旋转速率存在最佳值,可获得无缺陷的高强度搅拌摩擦焊接头。



(a) 900 r/min



(b) 母材

图 6 接头和母材中增强颗粒分布形貌  
Fig. 6 Distribution of reinforcement particles in nugget zone

目前搅拌摩擦焊主要面临着两方面的问题:首

先,PEA 较差的塑性将搅拌摩擦焊的适焊参数限制在一个较小的区间内。其次,由于 PEA 陶瓷颗粒增强相较硬,这会造成搅拌头的严重磨损,同时工具磨屑也会污染焊缝区,降低接头的力学性能。为解决磨损问题,各学者尝试的方法主要集中在两方面:(1)采用高硬度材料制造耐磨搅拌头;(2)优化搅拌摩擦焊工具的结构设计,减轻工具在焊接过程中的磨损。文献[25]研究表明,工具磨损在形成最优形状后,后续焊接过程基本不再发生磨损,这为探索焊接工具的最优结构设计提供了一个思路。

### 2.3 钎焊

钎焊可以避免熔化焊的一些问题,既可减轻界面反应,又减弱了对增强体的破坏。但进行 PEA 的钎焊时还会面临一些问题:

- (1) 铝基体的表面氧化膜以及增强体会影响钎料对母材表面的铺展与润湿,阻碍连接;
- (2) 钎焊温度不易控制,当低于最佳温度时,接头连接质量差;而当高于该温度时,又会发生界面反应;
- (3) 钎焊过程中会发生母材退火软化,有时需进行焊后热处理来提高强度<sup>[26]</sup>。

文献[27]研究表明, SiC/2024Al 的真空钎焊时发现,焊缝区出现共晶组织,同时有少量分布不均的 SiC 扩散到焊缝中;在焊缝中心两侧有较小的聚集区,而在靠近母材处分布很少。超声波辅助钎焊 SiC/A356 时<sup>[28]</sup>,随超声振动时间的延长,钎料对 SiC 的直接润湿性提升,接头的剪切强度接近母材强度。

目前来看,为解决上述问题,可考虑开发能实现低温焊接或高效去除氧化膜的新型钎料或者使用超声振动等辅助手段。

### 2.4 其他焊接方法

据文献[29]报道,颗粒增强金属基复合材料在进行电阻点焊时,易造成增强体颗粒的偏析。根据 20vol% SiC/2024Al 的电阻焊研究发现, SiC 增强相在熔化的焊核外围会发生大量偏析,如图 7 所示。



图 7 SiC/2024Al 电阻点焊时 SiC 颗粒的偏析

Fig. 7 SiC segregation in the resistance spot-welding of SiC/2024Al

据文献[30]研究报道,无夹层液相扩散焊方法在连接 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/6061Al 复合材料的过程中,随焊接温

度提升,尤其是达到母材固相线温度以上时,铝基体中的 Mg 与 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒发生如下置换反应会变得更加剧烈:



此反应致使接头区氧化膜破碎细化,减小对原子扩散的阻碍,有利于接头强度提高。且随着焊缝的消失接头强度逐渐提高,当介于某一“最佳温度区间”时,焊缝界面处的氧化膜消失,接头强度最大。此技术成功地使 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/6061Al 复合材料接头强度达到了母材的 80%。

文献[31]研究报道,采用液相冲击扩散焊技术可成功实现 SiC/ZL101 复合材料的连接。其工艺过程(图 8)即当结合面出现一定量的液相基体合金时,通过一定的冲击作用使基体/增强相、增强相/增强相界面实现良好连接。由于此工艺作用时间短(约 30 s),不仅可以避免接头区有害相的产生,又可以提升工作效率,焊后接头强度可达母材强度的 75%,且变形量小于 3%。

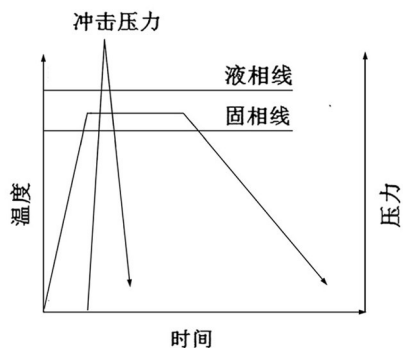


图 8 液相冲击扩散焊工艺流程

Fig. 8 Technical process of liquid-phase-impact diffusion welding

此外,通过夹层瞬时液相焊的方法成功实现了 SiC/A356 复合材料的连接,其焊件装配方式如图 9 所示<sup>[32]</sup>。

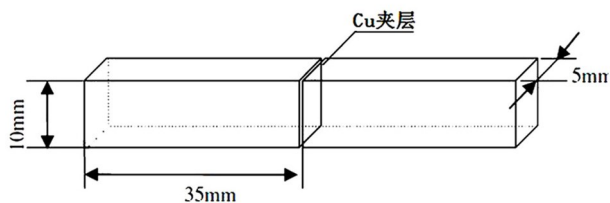


图 9 焊件装配图

Fig. 9 Shape and dimension of sample

此试验研究了焊接参数和 Cu 层厚度对接头性

能的影响。发现最佳夹层厚度的确定取决于增强相的尺寸,此实验中对于直径 12  $\mu\text{m}$  增强相,可获得高强接头最佳夹层厚度为 20  $\mu\text{m}$ ,其接头微观形貌如图 10 所示。其焊接时间相较于传统瞬时液相扩散焊更短是此技术的主要特点,此方法获得的接头强度可达母材的 72%。

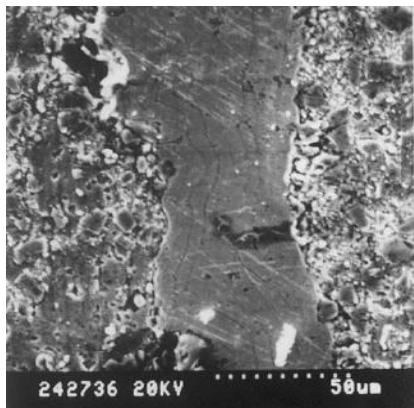


图 10 夹层瞬时液相焊接接头微观形貌

Fig. 10 SEM micrograph of the welded joint

### 3 结语

国内外研究表明,实现 PEA 的优良焊接有较大的难度,但采用合适的方法与工艺时可实现成功连接。现阶段的解决方法通常是选定某一种焊接工艺,然后配合一种或多种辅助手段来改善颗粒增强 PEA 的焊接性能。目前看来,固相焊技术可较好的避免界面反应、焊缝成形差、气孔裂纹等缺陷,具有很好的研究前景。而熔化焊接头形式不受限制,焊接效率高,今后的研究可以尝试将不同焊接工艺结合在一起,或探索新型的焊接工艺和技术来解决 PEA 焊接性差的问题,从而实现此种新兴材料的高质量焊接,进而为高科技产业的发展提供先进材料的同时,提供与之匹配的先进的加工制造技术。

#### 参考文献

[1] 赵渠森. 先进复合材料手册[M]. 北京: 机械工业出版社,2003: 428-430

[2] Ellis M, Gittos M, Threadgill P L. Joining of aluminum base metal matrix composites[J]. International Materials Review, 1996, 42(2): 41-58

[3] 马宗义, 肖伯律, 等. 铝基复合材料焊接的研究现状与展望[J]. 中国材料进展, 2010, 29(4): 8-17

[4] 陈茂爱. 复合材料的焊接[M]. 第一版. 北京: 化学工业出版社, 2005

[5] 陈茂爱, 武传松, 王建国. 焊丝成分对 SiCp/6061Al 复合材料 MIG 焊缝组织的影响[J]. 焊接学报, 2003, 24(5): 69-72

[6] 姜锡瑞. 铝基复合材料 TIG 填充材料对接头组织性

能的影响[J]. 材料科学与工艺, 2004, 12(3): 324-326

[7] 雷玉成, 刘珍珍, 等. SiCp/6061Al 原位合金化焊接增强相界面微结构分析[J]. 材料工程, 2012(1): 55-58

[8] 李杏瑞, 史新伟, 等. 碳化硅颗粒增强铝基复合材料电弧焊研究进展[J]. 金属铸锻焊技术, 2008, 37(9): 95-98

[9] 陈永, 汪喜和, 刘胜新, 等. SiC 颗粒增强铝基复合材料氩-氮混合气体 TIG 研究[J]. 电焊机, 2007, 37(7): 28-31

[10] 崔海超, 芦凤桂, 等. 原位生成铝基复合材料的激光焊接[J]. 焊接学报, 2010, 31(8): 68-72

[11] American Welding Society. Welding Handbook. Materials and Applications (Part 1) [M]. Eighth Edition, 1996: 377-378

[12] Niu J T, Pan L X, Wang M Z, et al. Research on laser welding of aluminum matrix composite SiC<sub>w</sub>/6061Al[J]. Vacuum, 2006, 80: 1396-1399

[13] 陶汪, 李俐群, 等. 高体积分数 SiCp/2024Al 基复合材料添加 TC4 中间层激光焊接特性[J]. 中国激光, 2012, 39(1): 1-5

[14] Xu J H, Jiang C Y. Pulsed Nd/YAG laser welding of an Al/SiC<sub>p</sub> metal matrix composite[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 1997, 1(10): 75-80

[15] 季小辉. 颗粒增强铝基复合材料的电子束焊接工艺及数值模拟[D]. 南京: 南京航空航天大学材料科学与技术学院, 2009: 43-44

[16] 郭绍庆, 袁华, 谷为华, 等. 采用非增强中间层电子束焊接 SiC<sub>p</sub>/Al[J]. 复合材料学报, 2006, 23(1): 19-21

[17] Peng K, Cui H C, et al. Mechanical properties and wear resistance of aluminum composite welded by electron beam [J]. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2011, 21: 1925-1931

[18] Hashim J, Looney L, Hashim M S. The wettability of SiC particles by molten aluminum alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 119: 324-328

[19] Liu L M, Zhu M L, Pan L X, et al. Studying of micro-bonding in diffusion welding joint for composite [J]. Material Science and Engineering A, 2001, 315: 103-107

[20] 冯涛, 吴鲁海, 等. 含 Ni 夹层 SiCp/2014Al 铝基复合材料扩散焊[J]. 航空材料学报, 2006, 26(4): 84-87

[21] Zhang X P, Ye L, Mai Y W, et al. Investigation on diffusion bonding characteristics of SiC<sub>p</sub> particulate reinforced aluminum metal matrix composites (Al/SiC<sub>p</sub>-MMC) [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 1999, 30(6): 1415-1421

[22] Huseyin U. Friction stir welding of SiC particulate reinforced AA2124 aluminum alloy matrix composite [J]. Mater. Des., 2007, 28(5): 1440

(下转第 41 页)