

文章编号: 1004-0609(2004)01-0074-05

SiC_p/LY12 复合材料的真空钎焊^①

邹家生, 陈 铮, 许如强, 赵其章
(华东船舶工业学院 焊接技术与工程系, 镇江 212003)

摘 要: 在钎焊温度高于 SiC_p/LY12 复合材料起始熔融温度的条件下, 采用 Al-28Cu-5Si-2Mg 钎料在真空中仍能实现对 SiC_p/LY12 复合材料的钎焊连接。研究表明: SiC_p/LY12 复合材料的熔化特性、快速的钎焊热循环和钎料中含合金元素 Mg 是实现对 SiC_p/LY12 复合材料的钎焊连接的主要因素。分析了 SiC_p/LY12 复合材料钎焊连接强度的影响因素和界面特征。提高液态钎料对 SiC 的润湿性、降低连接区的弱连接比例、减少过渡到钎缝中的 SiC 颗粒, 是改善钎焊连接强度的重要途径。

关键词: 铝基复合材料; 真空钎焊; 接头强度

中图分类号: TG454

文献标识码: A

Vacuum brazing of SiC_p/LY12 metal matrix composites

ZOU Jiasheng, CHEN Zheng, XU Ruqiang, ZHAO Qizhang
(Department of Welding Technology and Engineering,
East China Shipbuilding Institute, Zhenjiang 212003, China)

Abstract: The vacuum brazing of SiC_p/LY12 by using filler metal of Al-28Cu-5Si-2Mg is feasible, though brazing temperature is higher than the incipient melting temperature of SiC_p/LY12. The effects of joint strength and interface character in SiC_p/LY12 matrix composite bonding were discussed in detail. The results show that viable brazing of SiC_p/LY12 is lain on its melting characteristic, fast braze thermal cycle and action of Mg in the filler metal. The key methods of improving the joint strength are to raise the wettability of filler metal on SiC substrates, to decrease the proportion of feeble bonding in interfacial region and to reduce SiC particulates transited to brazing seam.

Key words: aluminum matrix composites; vacuum brazing; joint strength

非连续增强金属基复合材料由于其优良的性能价格比已成为当今世界金属基复合材料研究领域中的重要热点之一, 其中 SiC 颗粒增强铝基复合材料发展最快^[1], 也是最早能实现大规模产业化的金属基复合材料^[2]。但由于铝基复合材料基体和增强相物理、化学性能的差异, 使得其连接特性明显不同于基体金属材料。受连接方法的制约, 铝基复合材料在很多领域的应用都受到限制。目前的研究表明 SiC 颗粒增强铝基复合材料的连接主要包括熔化焊、固相焊、钎焊三大类, 而钎焊和固相焊中的瞬间液相焊是比较合适的方法^[3, 4]。

对于 SiC 颗粒增强铝基复合材料, 钎焊连接方面

的研究报道尚少^[5]。这是因为铝基复合材料中连续相是基体铝合金, 除了 SiC 增强体对钎焊性的不利影响外^[6], 还存在铝合金本身钎焊性不良的问题。对于 SiC_p/LY12 复合材料而言, 基体 LY12 的钎焊加热温度超过 505℃后, 就产生明显的过烧而导致钎焊接头强度和塑性显著下降。除非采用快速加热的钎焊方法, 否则不宜进行钎焊。有关 SiC 颗粒增强铝基复合材料的钎焊研究至今还没有取得明显进展。

本文作者采用低熔点 Al-28Cu-5Si-2Mg 钎料在真空中对 SiC_p/LY12 复合材料的钎焊连接进行了实验, 研究了影响钎焊连接强度的因素, 并分析了连接界面特征和增强相颗粒在接头中的分布行为。

① 基金项目: 江苏省青年科技基金资助项目(BQ98021)

收稿日期: 2003-02-08; 修订日期: 2003-04-28

作者简介: 邹家生(1965-), 男, 副教授, 博士研究生。

通讯作者: 邹家生, 电话: 0511-4401182; E-mail: zjzoujs@public.zj.js.cn

1 实验

采用 SiC_p/LY12 复合材料基体为 LY12, 其状态为: 冷轧+ 固溶时效+ 自然时效。增强相 SiC_p 为磨料 α -SiC 颗粒。复合材料组成和力学性能见表 1。微观形貌见图 1。可以看出, SiC 颗粒在基体上分布均匀, 主要存在于原始铝颗粒的界面处, 少量细小的 SiC 颗粒也进入到晶粒内部。连接试样尺寸为 $d8\text{mm} \times 5\text{mm}$ 。试验用钎料为 Al-28Cu-5Si-2Mg, 厚度为 $100\mu\text{m}$, 熔化温度范围为 $525\sim 535\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

连接前, 铝基复合材料和钎料待连接表面用金相砂纸打磨, 随后将连接试样和钎料片放在丙酮溶液中进行超声波清洗。钎焊连接试验在高频真空感应加热炉中进行。钎焊时为了保证试样和钎料的良好接触, 在装配好的试样上放置质量为 40g 的小压块。钎焊连接时, 当真空度达到 $2 \times 10^{-3}\text{ Pa}$ 以上时, 开始加热。真空钎焊工艺参数见图 2。整个连接过程中真空度始终保持在 $2 \times 10^{-3}\text{ Pa}$ 以上。

钎焊试验后, 将试样切割成直径为 5mm 的剪切强度试样。随后在 JM-500 拉伸试验机上测定钎焊接头剪切强度。剪切试验后用 JXA-840A 型扫描电子显微镜观察断口形貌。对连接界面区域用金相显微镜和扫描电镜观察微观形貌。用 EDX 分析钎缝成分。

2 结果与分析

2.1 钎焊工艺对接头强度的影响

在一定的钎焊温度下 ($550\text{ }^{\circ}\text{C}$), 保温时间对接头强度的影响如图 3 所示。随保温时间增加, 接头强度增加, 保温时间为 3min 时强度最大, 达 33 MPa 。随后强度又降低。在一定的保温时间下 (4min), 钎焊温度对接头强度的影响如图 4 所示。在本试验范围内, 随着温度的升高焊接接头的强度逐渐升高, 在 $550\text{ }^{\circ}\text{C}$, 保温 4min 时接头剪切强度达到最高, 为 32 MPa 。继续升高温度则强度下降。

钎焊温度和时间是影响铝基复合材料钎焊质量的主要工艺参数。当连接温度较低、时间较短时, 钎料可能熔化不足, 并且固体 SiC 颗粒聚集在钎缝界面上, 大大增加了液态钎料的粘滞性, 液态钎料对母材的润湿性降低, 严重影响钎料的流动和填缝, 致使钎缝结合率不高, 影响其结合强度, 导致接头剪切强度降低^[7]; 当连接温度过高、时间过长时, 由于母材发生区域熔化加剧, 钎料与母材间的相互作用加强, 致使 SiC 颗粒聚集严重, 母材过烧, 晶粒过分粗大导致剪切强度下降; 若进一步升高温度, 延长时间, 则钎料流失, 母材熔蚀, 晶粒严重长大, 并出现大量空隙、气孔等, 导致接头剪切强度进一步下降。

表 1 铝基复合材料的组成和力学性能

Table 1 Composition and mechanical properties of aluminum metal matrix composites					
Matrix	Reinforcement	Particle diameter/ μm	$\varphi(\text{SiC})/\%$	Process state	Shear strength/ MPa
LY12	SiC	10	10	Extrusion	168
LY12	SiC	10	25	Extrusion	252

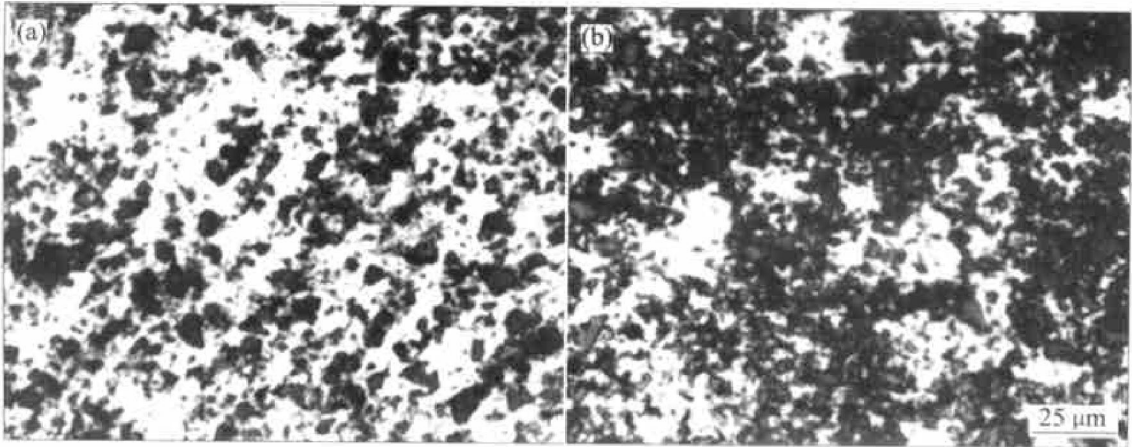


图 1 SiC_p/LY12 的微观组织
Fig. 1 Microstructures of SiC_p/LY12
(a) —10% SiC; (b) —25% SiC

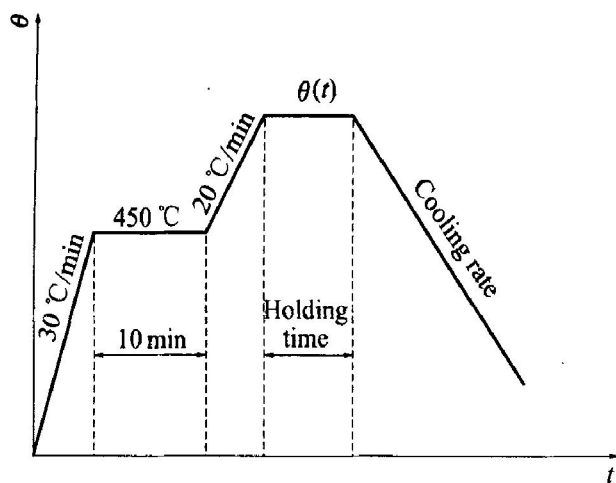


图2 真空钎焊工艺

Fig. 2 Techniques of vacuum brazing

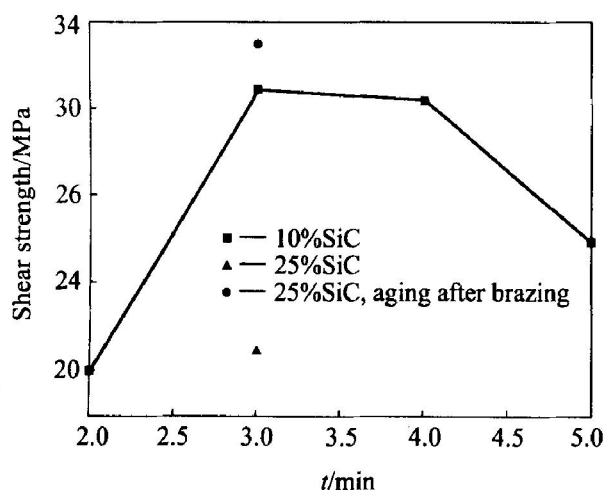


图3 保温时间、SiC 体积分数及时效对接头强度的影响

Fig. 3 Effects of holding time, volume fraction of SiC and aging on joint strength

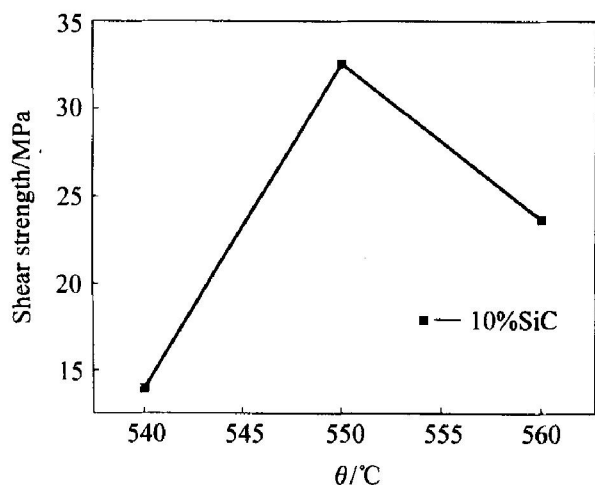


图4 钎焊温度对接头强度的影响

Fig. 4 Effect of brazing temperature on joint strength

2.2 增强相体积分数对接头强度的影响

由图3可见，在试验温度为550 °C、保温时间为3 min时，随增强相SiC颗粒体积分数增加，钎焊接头的剪切强度显著降低。从钎焊机理来看，显然，钎焊连接过程（钎料对母材的润湿、铺展及冶金相互作用）首先是在复合材料表面进行的。当增强相体积分数增大时，在铝基复合材料表面露出的被切割开的SiC颗粒就越多，但位于连接表面上的SiC颗粒，在被切割开的表面上没有复合材料制备时为了改善与基体的润湿性而添加的覆盖层，这也就意味在连接温度下这一部分表面和熔融铝基体、钎料之间的润湿性比较差^[8]，导致形成弱连接。即铝基复合材料中增强相体积分数增加时，整个钎焊面上的增强相-钎缝金属弱连接对的比例也相应增加，这必然导致整个钎焊接头强度的下降。

从上述分析可知，提高液态钎料对SiC的润湿性，降低连接区的弱连接比例，是改善整个钎焊接头强度的重要途径。

2.3 焊后固溶时效对接头强度的影响

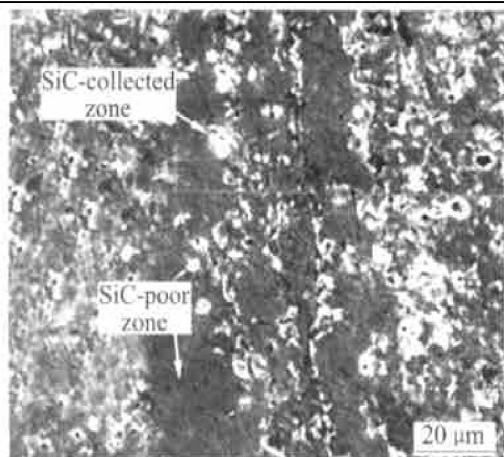
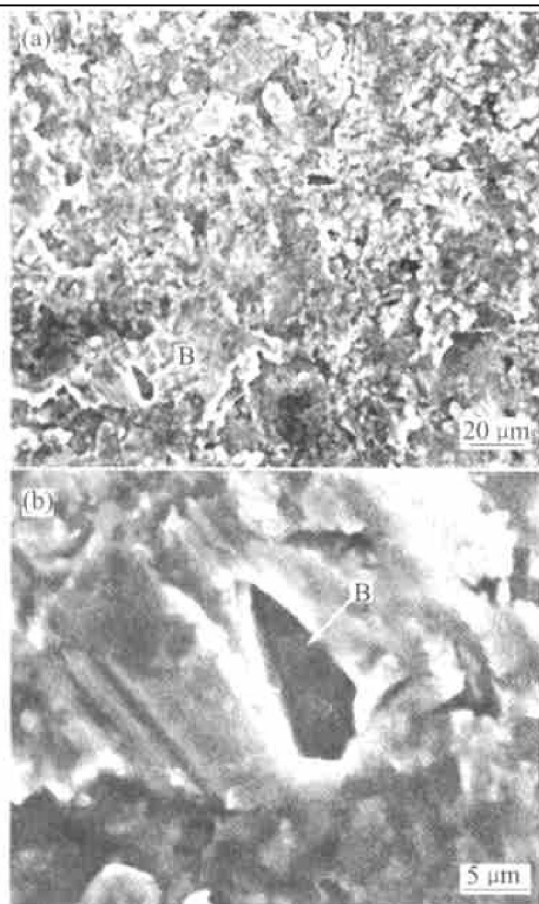
由于SiC_p/LY12复合材料是以LY12铝合金为基体材料的，经钎焊热循环后母材及钎缝均发生软化，因此焊后必须进行再次强化处理。试验表明：对体积分数为25%的SiC_p/LY12复合材料钎焊接头焊后及时进行固溶时效处理。固溶处理工艺为：495 °C保温30 min，水淬；时效处理采用分级时效：100 °C，保温2 h+190 °C，保温2 h。这可使接头强度提高1倍以上，达35 MPa（图3）。因此，焊后时效强化是非常必要的。

3 讨论

3.1 接头微观形貌及特征

图5所示为钎焊温度550 °C、保温3 min时接头界面的微观形貌。从图中可以看到钎缝中存在的SiC颗粒。对其钎缝断口在电镜下观察，并结合EDX成分分析，发现在钎缝中确实存在SiC颗粒，见图6中黑色区域B处。这是由于钎焊保温加热过程中母材晶界处发生区域熔化，从而带动位于晶界的少量SiC颗粒向钎缝中过渡。另外钎料中的Si、Cu向母材中扩散，使得母材近缝区Si、Cu含量增加，液相线温度下降，亦会导致界面区的局部熔化，使SiC颗粒向钎缝中过渡。过渡到钎缝中的SiC颗粒和钎缝金属之间亦是弱连接，将使连接强度进一步降低。

从图5还可以发现，在钎缝中存在SiC颗粒分

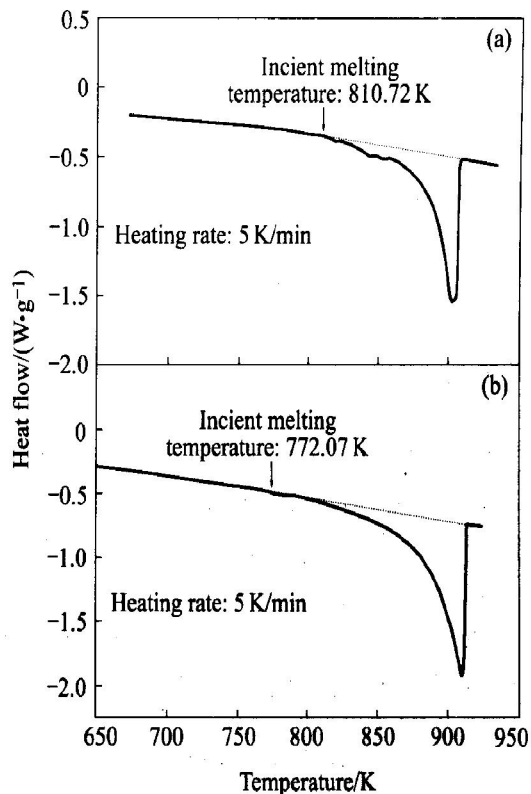
图 5 10% SiC_p/LY12 钎缝界面微观形貌**Fig. 5** Micrograph of brazing interface for 10% SiC_p/LY12图 6 钎焊连接 10% SiC_p/LY12 断口形貌**Fig. 6** Fractographs of brazing joint for 10% SiC_p/LY12

布不均匀的现象。这是复合材料钎焊所产生的特殊现象, 林丽华^[9]、Klehn^[10]等也有同样的发现。这是由于过渡到钎缝中的 SiC 颗粒在随后的冷却结晶过程中, SiC 颗粒不能成为形核中心而被排斥推向尚未凝固的钎缝界面区, 从而在靠近母材一侧先结晶的钎缝金属中含 SiC 颗粒较少, 即存在一个 SiC 颗粒的贫化区。而被排斥的 SiC 颗粒则被推向钎缝

中心, 在紧靠贫化区的界面附近形成一个 SiC 颗粒集聚区。从图 5 中还可以看到, 两侧贫化区的宽度比集聚区的宽度大得多。因此, 为尽量避免 SiC 颗粒过渡到钎缝所带来的不利影响, 在钎焊过程中应尽可能缩短钎焊在高温的停留时间。

3.2 SiC_p/LY12 复合材料钎焊性

图 7 所示为 LY12 铝合金和 SiC_p/LY12 复合材料的 DSC 曲线。LY12 的钎焊加热温度超过 500 °C 就会发生过烧现象。而在 LY12 中加入 10% 的 SiC 颗粒后, 复合材料的起始熔融温度就上升为 810.72 K, 这与复合材料的复杂性有关, 可能是由于在搅拌铸造过程中, SiC_p 与 LY12 合金液复合时间过长导致合金元素如 Mg 被烧损所致。本研究的钎焊温度均高于复合材料的起始熔融温度。但接头的组织和性能表明, 并未出现明显的变形和过烧现象。对于 SiC_p/LY12 复合材料, 其初期阶段的熔融具有熔融量非常小的特征。经从 DSC 曲线估算, 550 °C 时复合材料的液相质量分数仅为 0.44%。即在本研究的钎焊温度下仍能实现对 SiC_p/LY12 复合材料的钎焊连接。本研究采用的高频感应加热有利于实现快速的钎焊加热和冷却,

图 7 SiC_p/LY12 复合材料和 LY12 铝合金的 DSC 分析结果**Fig. 7** Analyses of DSC for SiC_p/LY12(a) and LY12(b)

这也是实现对 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料的钎焊连接的重要因素。而在气体保护和真空电阻炉中均很难得到良好的 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料的钎焊连接接头。

Al-28Cu-5Si 三元共晶钎料是目前铝用硬钎料中熔点最低的。合金元素 Si 、 Cu 均是表面活性元素, 可以使液态钎料的表面张力大为减小, 从而改善润湿性^[11, 12], 但 Al-28Cu-5Si 钎料在真空不能实现对 SiC_p/Al 复合材料的钎焊连接, 而采用 Al-28Cu-5Si-2Mg 钎料, 却实现对 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料的钎焊连接。显然合金元素 Mg 起了关键的作用。低蒸汽压的 Mg 在真空条件下除了进一步消除气氛中残存的氧和水外, 还能渗入膜下母材表层, 与扩散进入的 Si 一起, 使此表层形成低熔点的 Al-Si-Mg 合金而熔化, 从而破坏表面氧化膜与母材的结合, 使熔化的钎料得以润湿母材, 在膜下沿母材铺展, 并将表面膜浮起而除去^[13]。另外, Mg 的表面活性作用也很强, Mg 元素富集于铝液表面, 使表面张力大大降低, 明显改善钎料对 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料的润湿性。

因此, 采用 Al-28Cu-5Si-2Mg 钎料实现对 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料的钎焊连接, 一方面是由于复合材料的熔化特性和快速的钎焊热循环; 另一方面显然是低熔三元共晶钎料 Al-28Cu-5Si 中加入的合金元素 Mg 的作用。

4 结论

1) 在钎焊温度高于 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料起始熔融温度的条件下, 采用 Al-28Cu-5Si-2Mg 钎料在真空中仍能实现对 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料的钎焊连接。

2) 在本试验条件下, $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料的熔化特性、快速的钎焊热循环和钎料中含合金元素 Mg 是实现 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料的钎焊连接的主要因素。

3) 钎焊工艺、 SiC 颗粒的体积分数以及焊后的时效处理均会影响 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料钎焊接头的连接强度。提高液态钎料对 SiC 的润湿性、降低连接区的弱连接比例是改善钎焊接头强度的重要途径。

4) 钎焊连接 $\text{SiC}_p/\text{LY12}$ 复合材料时, 钎缝中有少量 SiC 颗粒存在, 且分布不均匀。过渡到钎缝中的 SiC 颗粒, 导致连接强度进一步降低。

REFERENCES

- [1] 曾汉民. 高技术新材料要览[M]. 北京: 中国科学技术出版社, 1993. 566 - 569.
ZENG Han-ming. Essentials of Advanced Materials for High Technology[M]. Beijing: China Science and Technology Press, 1993. 566 - 569.
- [2] 乐永康, 张迎元. 颗粒增强铝基复合材料的研究现状[J]. 材料开发与应用, 1997, 12(5): 33 - 39.
LE Yong-kang, ZHANG Ying-yong. Status of research on particle-reinforced aluminum matrix composites[J]. Exploitation and Application of Materials, 1997, 12(5): 33 - 39.
- [3] Ellis M B D. Joining of aluminum based metal matrix composites[J]. International Materials Reviews, 1996, 41(2): 41 - 58.
- [4] Cam G, Kocak M. Progress in joining of advanced materials[J]. International Materials Reviews, 1998, 43(1): 1 - 44.
- [5] 许如强, 邹家生. 铝基复合材料的钎焊连接技术[J]. 焊接技术, 2002, 31(3): 1 - 4.
XU Ru-qiang, ZOU Jia-sheng. Brazing of aluminum matrix composite[J]. Welding Technology, 2002, 31(3): 1 - 4.
- [6] Zhang X P, Quan G F, Wei W. Preliminary investigation on joining performance of SiC_p -reinforced aluminum metal matrix composite(Al/SiC_p -MMC) by vacuum brazing[J]. Composites A, 1999, 30: 823 - 827.
- [7] Han L H, Meng Q C, Wang L R. Resistance brazing of $\text{SiC}/2024\text{Al}$ composite[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2000, 13(1): 212 - 216.
- [8] Laurent V, Chatain D, Eustathopoulos N. Wettability of SiC by aluminum and Al-Si alloys[J]. Journal of Materials Science, 1987, 22: 244 - 250.
- [9] 林丽华, 唐逸民, 陈立功, 等. 碳化硅颗粒增强铝基复合材料 $\text{SiC}_p/\text{LD2}$ 的钎焊机理[J]. 焊接学报, 1997, 18(1): 12 - 17.
LIN Li-hua, TANG Yi-min, CHEN Li-gong, et al. Brazing of silicon carbide particle reinforced LD2 aluminum composites[J]. Transactions of the China Welding Institution, 1997, 18(1): 12 - 17.
- [10] Klehn R, Eager T W. Joining of 6061 Aluminum Matrix-ceramic Particle Reinforced Composites[R]. WRC Bulletin, 1993.
- [11] Moshier W C, Ahearn J S, Cooke D C. Interaction of Al-Si , Al-Ge , and Zr-Al eutectic alloys with SiC/Al discontinuously reinforced metal matrix composites[J]. Journal of Materials Science, 1987, 22: 115 - 122.
- [12] 马晓春, 吴锦波. Al-SiC 系润湿性与界面现象的研究[J]. 材料科学与工程, 1994, 12(1): 37 - 41.
MA Xiao-chun, WU Jin-bo. An investigation on wettability and interfacial phenomena of Al-SiC system[J]. Materials Science and Engineering. 1994, 12(1): 37 - 41.
- [13] 张启运, 庄鸿寿. 钎焊手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 1999. 48 - 49.
ZHANG Qi-yun, ZHUANG Hong-shou. Manual of Brazing and Soldering[M]. Beijing: China Machine Press, 1999. 48 - 49. (编辑 陈爱华)