

[文章编号] 1004- 0609(2002)03- 0481- 05

# AA4343/ AA3003 铝合金薄板钎焊接头的显微组织特征<sup>①</sup>

潘春旭<sup>1</sup>, Dusan P. Sekulic<sup>2</sup>

(1. 武汉大学 物理科学与技术学院, 武汉 430072;

2. Center for Robotics and Manufacturing Systems, University of Kentucky, Lexington, Kentucky 40506, U. S. A.)

**[摘要]** 采用气氛保护钎焊工艺, 对 AA4343/ AA3003 铝合金复合板材料的钎焊接头组织特征, 及其与焊接工艺的关系和对接头区显微硬度的影响进行了研究。实验结果表明, 钎焊过渡区由单相  $\alpha(\text{Al})$  固溶体和 Si 扩散层组成, 它们的厚度随钎焊条件而发生变化。远离焊接区有一个  $\alpha(\text{Al})$  固溶体残余层, 它的厚度保持 20  $\mu\text{m}$  基本不变, 与焊接参数和材料性质无关。讨论了钎焊接头特征组织的形成机理。

**[关键词]** 铝合金; 钎焊; 显微组织; 过渡区

**[中图分类号]** TG 146; TG 454; TG 115. 21

**[文献标识码]** A

近年来, 铝合金薄板被越来越广泛地应用于各种各样的热交换器中<sup>[1]</sup>, 钎焊被认为是连接这种复杂结构的理想工艺<sup>[2]</sup>。钎焊薄板材料一般是由两种铝合金通过轧制而成的复合板, 一层是熔点较高的基板合金, 主要为 AA3xxx 系列的 AlMn 合金; 另一层是熔点较低的 AA4xxx 系列 AlSi 钎料合金。钎焊时, 铝合金复合板被加热到 848~ 878 K 之间, 熔点较低的 AlSi 钎料合金发生熔化, 在表面张力、重力和其它效应的作用下产生流动形成接头。因此, 金属的流动性<sup>[3, 4]</sup>、钎焊条件<sup>[5, 6]</sup>, 以及材料钎焊前后的冶金学特征<sup>[7~ 13]</sup>等对接头的形状和性能都有很大的影响, 特别是当复合板材料的厚度仅为几百微米时, 接头区的显微组织特征起着重要的作用。

通常, 铝合金的钎焊区主要由  $\alpha(\text{Al})$  固溶体和  $\alpha(\text{Al}) + \text{Si}$  双相共晶相组成<sup>[3, 11]</sup>; 基板材料在钎焊的高温作用下, 发生回复与再结晶、析出微小颗粒等变化<sup>[11]</sup>; 但是, 由于 Si 元素从钎料材料层向基板材料扩散, 从而在中间界面处形成一个过渡层<sup>[9]</sup>。研究发现过渡层可以显著地改善钎焊接头的抗腐蚀性能<sup>[1]</sup>。

本文作者主要进一步研究钎焊接头过渡层的显微组织特征及其与焊接条件之间的关系。

## 1 实验材料和方法

实验所用材料是在 AA3003 型 AlMn 合金(质

量分数, %: 1. 2Mn, 0. 12Cu, 余 Al) 基板上轧制一层 AA4343 型 AlSi 钎料合金(质量分数, %: 7. 5Si, 0. 2Cu, 0. 2Zn, 0. 1Mn, 余 Al) 覆层。薄板复合材料的总厚度为 350  $\mu\text{m}$ , 设计覆层厚度为总厚度的 10%, 即 35  $\mu\text{m}$  左右。钎焊接头的形式有 T 型和平板型两种。所谓的平板型接头是将复合板垂直掉置, 在重力的作用下钎料覆层自然流动形成接头。钎焊在特制的钎焊装置<sup>[14]</sup>中进行, 精确控制最高钎焊温度和保持时间, 最后的淬火降温速率高达 70 K/s, 炉内充超纯氮气作为保护气体。钎焊工艺加热曲线如图 1 所示。为了研究焊接条件对接头显微组织和性能的影响, 钎焊温度设为 878 K, 钎焊保温时间分别设为 0(即达到钎焊温度后, 立即淬

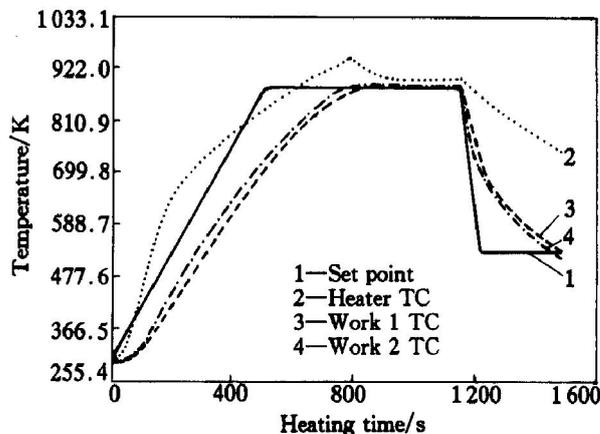


图 1 典型钎焊过程加热曲线

Fig. 1 Typical heating profile during brazing (878 K, 5 min)

① [基金项目] 武汉大学人才基金项目; 美国国家自然科学基金(NSF)资助项目(NSF Grant DMF-9908319)

[收稿日期] 2001- 08- 01; [修订日期] 2001- 10- 29

[作者简介] 潘春旭(1962- ), 男, 教授, 博士。

火)、2, 5 和 8 min。

钎焊样品沿横截面切割, 然后进行冷镶嵌和金相抛光, 最后用标准的 Keller's 腐蚀剂(2mL HF+ 3mL HCl+ 5mL HNO<sub>3</sub>+ 190mL H<sub>2</sub>O) 显示接头的显微组织。光学金相组织观察在 Nikon Epiphot 300 型卧式金相显微镜上进行; 电镜组织观察和成分分布测定在配有能谱(EDS)的 Hitachi S-3200 型扫描电镜(SEM)上进行, 加速电压 20kV。维氏显微硬度是在 Future-Tech FM-7 型数码显微硬度计上进行。用 10 g(0.098 N) 负载测量过渡区的显微硬度; 100 g(0.98 N) 负载测量原始 AA4343 钎料覆层的平均硬度; 300 g(2.94 N) 负载测量原始 AA3003 基板材料的平均硬度; 保持时间均为 10 s。

## 2 结果与讨论

### 2.1 原始材料的显微组织和性能特征

图 2 所示是钎焊前原始铝合金复合薄板材料的组织形貌。在 AA4343(Al-Si 合金) 钎料覆层中, Si 颗粒呈多边形, 并基本上是均匀地分布在铝基体上。在 AA3003(Al-Mn 合金) 基板中, 含有细小弥散分布的 Al<sub>6</sub>(Fe, Mn) 颗粒<sup>[11]</sup>。覆层之间有一条明显的边界。应该注意的是原始复合板材料的显微组织比较均匀, 其平均硬度分别是: AA3003 为 83HV; AA4343 为 46.5HV。

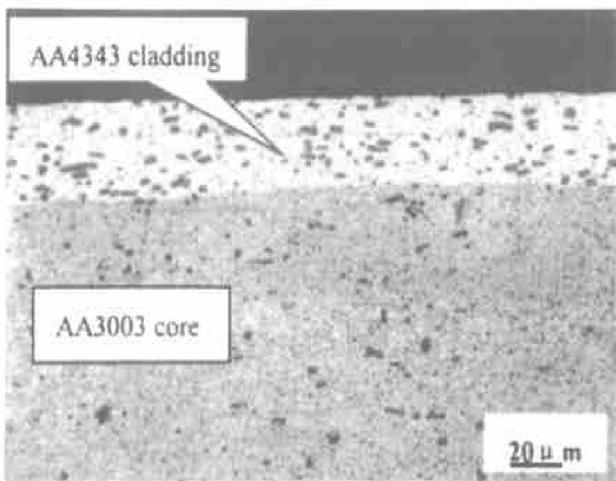


图 2 原始复合板材料的组织形态

Fig. 2 Morphology of composite material before brazing

### 2.2 钎焊区的显微组织和性能特征

图 3 所示是典型的钎焊接头组织形貌。钎缝区(Brazed zone)组织由 α(Al) 固溶体和 Al+Si 共晶相组成; 基板材料为回复与再结晶组织<sup>[11]</sup>; 中间过渡

区(Transition zone)由两个衬度明显不同的夹层组成, 两个夹层之间有一条明显的界面。在光学显微镜(见图 3)下呈“白亮”衬度的是单相 α(Al) 固溶体层, 其在扫描电镜(SEM)(见图 4)下呈“灰暗”衬度; 另一个过渡夹层的衬度正好与上相反。定性线扫描成分分布测量显示, 从钎缝区到基板材料, Si 含量呈逐渐降低趋势, 如图 4 所示, 说明过渡区的另一个夹层为 Si 扩散层。用定量点扫描技术测得单相 α(Al) 固溶体层的 Si 含量为 1.5% 左右, 略低于共晶温度下得 Si 含量(1.65%), 表明 Si 在 α(Al)

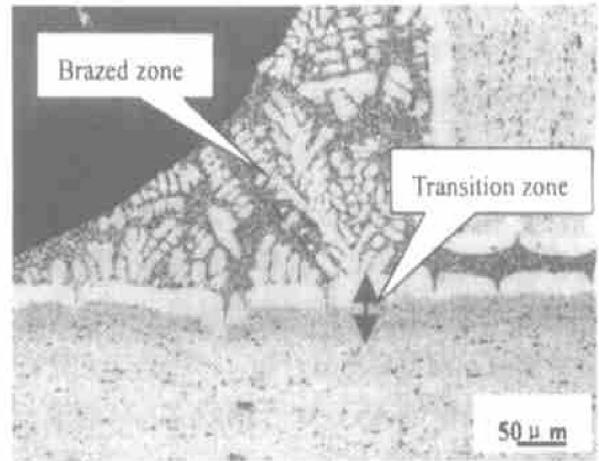


图 3 钎焊接头的组织形貌

Fig. 3 Morphologies of brazed joints, T-joint, 5 min

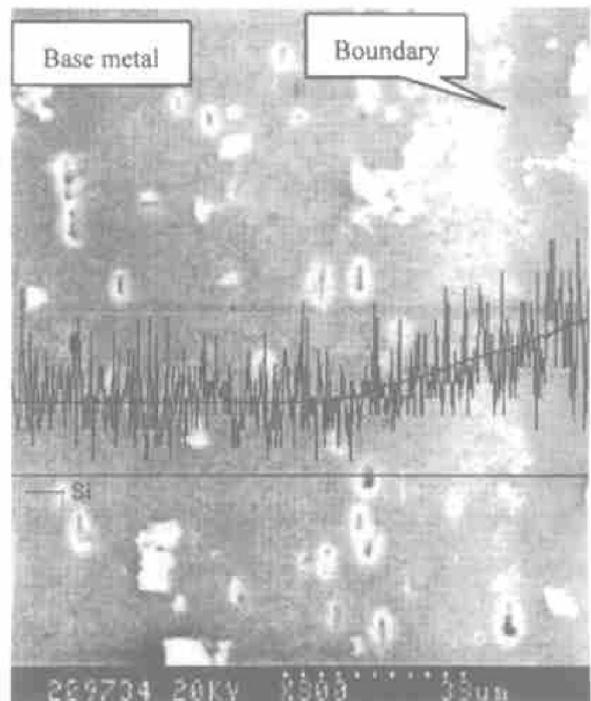


图 4 钎焊接头区的扫描电镜 Si 元素分布

Fig. 4 SEM Si distribution in brazed joint, T-joint, 0 min

固溶体中处于过饱和状态, 这是由于钎焊完成后快速淬火冷却结果。在 Si 扩散层中, 最高的 Si 含量约等于  $\alpha(\text{Al})$  固溶体中的含量, 然后随距界面 (Boundary) 的距离增大而逐渐降低, 这个结果与文献 [8, 9] 相同。

实验还发现, 过渡区的  $\alpha(\text{Al})$  固溶体层和 Si 扩散层的厚度随钎焊保温时间的增加而变厚, 如表 1 所示。显微硬度测量显示 Si 扩散层具有较高的硬度, 如图 5 所示。

表 1 钎缝区  $\alpha(\text{Al})$  固溶体层和 Si 扩散层的平均厚度

**Table 1** Average thickness of  $\alpha(\text{Al})$  solid solution layer and Si diffusion layer in fillet area

Time/min	0	2	5	8
$\alpha(\text{Al})$ -rich layer/ $\mu\text{m}$	20	25	30.8	39
Si diffusion layer/ $\mu\text{m}$	23	30.6	38.2	40.5

一般认为, Si 扩散可以在焊前预热<sup>[9]</sup>或者钎焊过程中<sup>[1, 8, 11]</sup>发生, 它是由 Si 的浓度梯度而导致合金元素的迁移。Si 扩散的结果是在基板材料一侧析出大量富 Si 金属间化合物颗粒, 主要是  $\alpha(\text{Al})\text{MnSi}$  颗粒<sup>[8, 11]</sup>。显然, 这些硬化颗粒使得 Si 扩散层的显微硬度增加。另外, Si 扩散也要影响到钎缝区中  $\alpha(\text{Al})$  固溶体和  $\text{AlSi}$  共晶相的形态, 而这方面的研究在前期工作中较少涉及。

过渡区中的  $\alpha(\text{Al})$  固溶体相主要决定于两个因素: 1) 由于共晶作用, 从液相中直接析出的初次  $\alpha(\text{Al})$  固溶体; 2) Si 扩散导致钎缝区  $\text{AlSi}$  共晶相中 Si 含量减少, 产生二次  $\alpha(\text{Al})$  固溶体。实际上, 正是由于第二个原因使得在界面上形成一层均匀厚度的单一  $\alpha(\text{Al})$  固溶体层。计算表明,  $\alpha(\text{Al})$  固溶体层的厚度  $\delta$  与 Si 扩散系数  $D$ 、扩散时间  $t$ 、初始 Si 浓度  $C_0$ , 以及 Al 中 Si 固溶度  $C_i$  等有如下关系<sup>[9]</sup>:

$$\delta = 1.128D \times t \times C_0 / C_i$$

一般来说,  $\alpha(\text{Al})$  固溶体层对 Si 扩散有阻碍作用, 但是, 表 1 的结果显示, 当钎焊时间较长时, 在高温下 Si 原子仍然可以通过  $\alpha(\text{Al})$  过渡层中的晶界和位错等晶体缺陷进行扩散, 形成一个较厚的 Si 扩散硬化层组织。

### 2.3 远离接头区的组织特征

图 6 所示是远离钎缝区的显微组织特征, 可以看出原来的  $\text{AlSi}$  合金钎料覆层除了一部分流走形成接头以外, 还留下了一个主要是  $\alpha(\text{Al})$  固溶体相的残余层。大量的实验发现了一个有趣的现象, 无论钎料覆层和基板铝合金材料的厚度, 以及焊接条

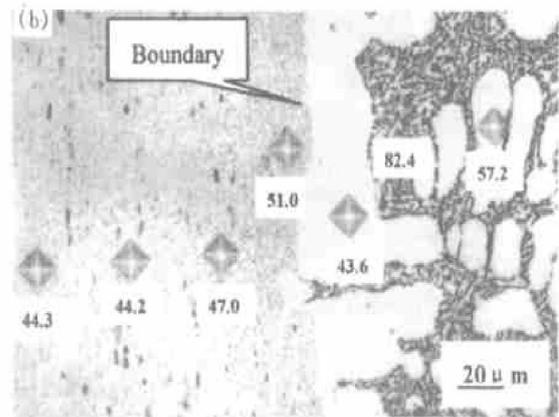
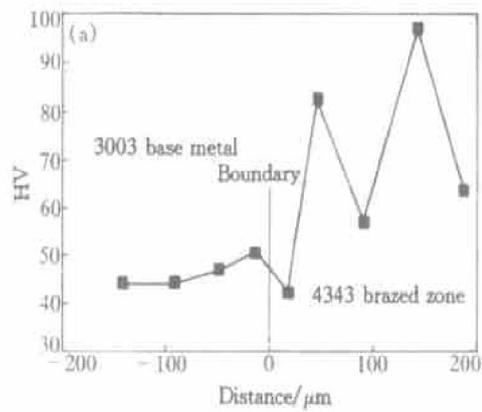


图 5 钎焊接头区的显微硬度分布

**Fig. 5** Microhardness distribution in brazed joint, T-joint, 5 min

件等如何变化, “ $\alpha(\text{Al})$  固溶体残余层”的厚度基本保持不变, 大约为 20  $\mu\text{m}$ ; 而 Si 扩散层的厚度则在不断增加, 例如当钎焊时间从 0 min 增加到 8 min 时, 其平均厚度从 23.4  $\mu\text{m}$  增加到 53  $\mu\text{m}$ (见表 2), 这是 Si 元素均匀化的结果。

表 2 远离钎缝区  $\alpha(\text{Al})$  固溶体层和 Si 扩散层的平均厚度

**Table 2** Average thickness of  $\alpha(\text{Al})$  solid solution layer and Si diffusion layer far from fillet

Time/min	0	2	5	8
$\alpha(\text{Al})$ -rich layer/ $\mu\text{m}$	23	20	21.7	20.5
Si diffusion layer/ $\mu\text{m}$	23.4	32.5	41	53

对于一般的铝合金钎焊来说, 20  $\mu\text{m}$  的残余层是微不足道的, 对接头的形状没有影响。但是, 对于总厚度为 350  $\mu\text{m}$ , 钎料覆层厚度仅为 35  $\mu\text{m}$  的超薄铝合金复合板材料来说, 这个残余层就会严重影响钎料的流动性, 进而影响到接头的成型和焊接性。初步的实验已经发现, 当用这种材料生产汽车散热器时, 产生了大量的虚焊接头, 造成散热器的热传导效率下降等问题。与前面的讨论一样, “ $\alpha(\text{Al})$  固溶体残余层”的形成与共晶反应和 Si 扩

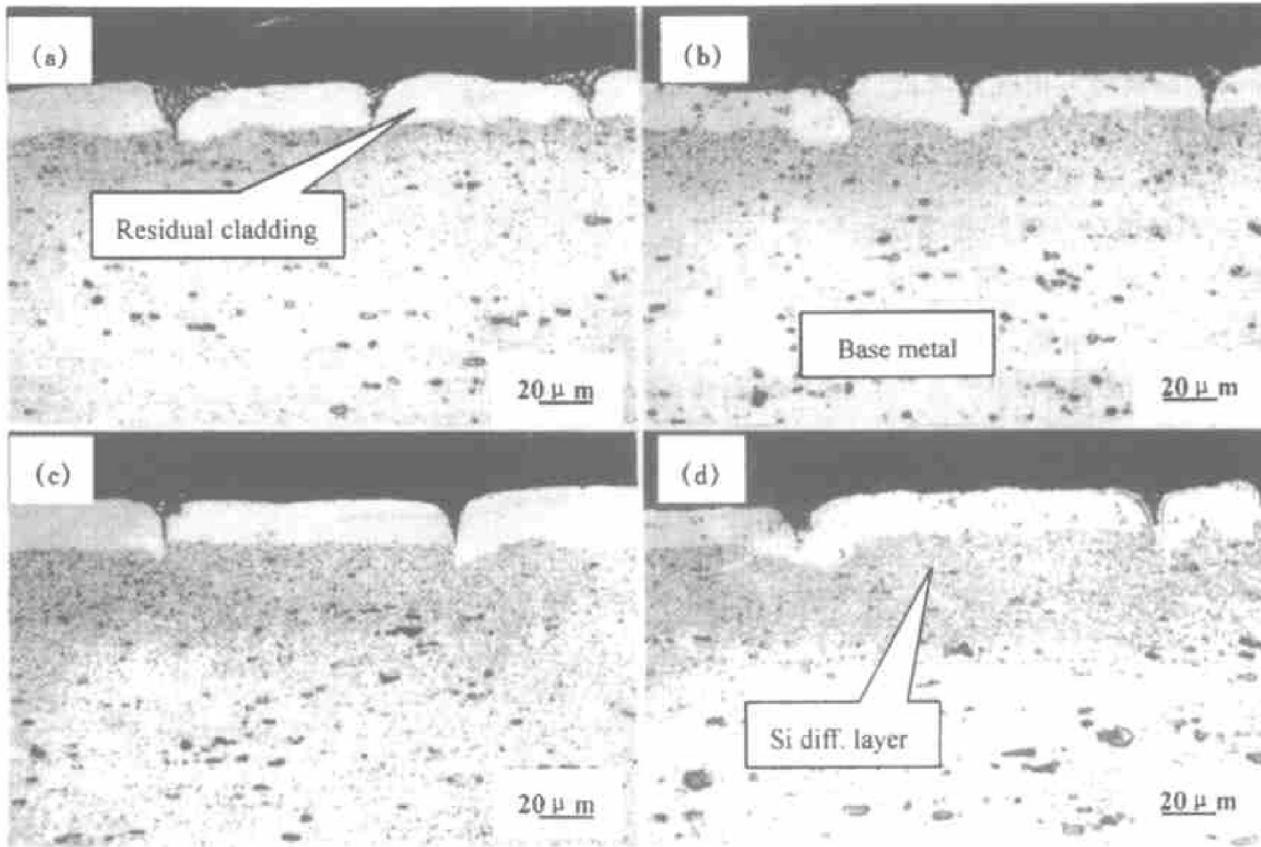


图6 远离接头区余钎焊覆层的形貌

Fig. 6 Morphologies of residual cladding far from fillet

(a) 0 min; (b) 2 min; (c) 5 min; (d) 8 min

散有关。但是，在这里 Si 扩散除了使  $\alpha(\text{Al})$  固溶体增加外，它还会使得 AlSi 合金的熔点提高，流动性变差，从而产生残余的  $\alpha(\text{Al})$  固溶体层。

综上所述，铝合金复合板钎焊接头区的显微结构特征较为复杂，它们对接头性能，特别是接头强度和抗腐蚀性等有很大的影响。另外，复杂形状超薄板钎焊接头的形成和热传导特性等问题，都需要进一步工作的研究。

### 3 结论

1) 在钎焊接头区有一个由  $\alpha(\text{Al})$  固溶体层和 Si 扩散层组成的过渡区。它们相互影响，并且随钎焊保温时间的增加而增厚。

2) 远离接头部位，存在一个恒定厚度(约 20  $\mu\text{m}$ )的  $\alpha(\text{Al})$  固溶体残余层，它与共晶转变和 Si 扩散过程有关。该残留层对超薄铝合金复合板的钎焊接头的成型有重要的影响。

#### [ REFERENCES ]

[ 1 ] Gray A, Flemming A J E, Evans J M. Advanced in the

performance requirement of aluminum alloys in heat exchanger applications [ A ]. Advanced Brazing and Soldering Technologies ( International Brazing & Soldering Conference Proceedings) [ C ]. Albuquerque, New Mexico, USA: American Welding Society and ASM International, 2000. 461- 467.

[ 2 ] Daniel K W. Ten reason to choose brazing [ J ]. Welding Journal, 2000, 79(9): 33- 35.

[ 3 ] Miller M A. Metal flow and fillet formation in brazing aluminum [ J ]. Welding Journal, 1946, 25(2): 102- 114.

[ 4 ] Wood R A, Robinson I B. Flow of aluminum dip brazing filler metal [ J ]. Welding Journal, 1974, 53(10): 440- 445.

[ 5 ] Nylén M, Gustavsson U, Hutchinson B, et al. Mechanistic studies of brazing in clad aluminium alloys [ A ]. Materials Science Forum ( Vols. 217-222)-Aluminum Alloys, Their Physical and Mechanical Properties ( Proceedings of the 5th International Conference ICAA5) [ C ]. Grenoble, France: Transtec Publications, 1996. 1703- 1708.

[ 6 ] Timsit R S, Janeway B J. A novel brazing technique for aluminum [ J ]. Welding Journal, 1994, 73(6): 119-

- 128.
- [ 7 ] Sharples P. Aluminum brazing problems due to grain size [ J ]. *Welding Journal*, 1975, 54(3): 164– 169.
- [ 8 ] Marshall G J, Bolingbroke R K, Gray A. Microstructural control in an aluminum core alloy for brazing sheet applications [ J ]. *Metallurgical Transactions A*, 1993, 24A(9): 1935– 1942.
- [ 9 ] Terrill J R. Diffusion of silicon in aluminum brazing sheet [ J ]. *Welding Journal*, 1966, 45(5): 202– 209.
- [ 10 ] Vernia P. Mechanism for critical magnesium diffusion in vacuum brazing of aluminum sheet [ J ]. *Welding Journal*, 1981, 60(10): 194– 198.
- [ 11 ] Avramovic-Cingara G, Thorpe S, Cheadle B, et al. The microstructure evolution during brazing of an aluminum alloy for automotive applications [ J ]. *Pratische Metallographie/ Practical Metallography*, 1997, 34(2): 56– 70.
- [ 12 ] Sontgerath J A H, Kooij N D A, Vieregge K, et al. The effect of microstructure on flow behaviour of braze clad material [ A ]. *Materials Science Forum ( Vols. 217-222) - Aluminum Alloys, Their Physical and Mechanical Properties ( Proceedings of the 5th International Conference ICAA5 [ C ]. Grenoble, France: Transtec Publications, 1996. 1721– 1726.*
- [ 13 ] Woods R A. The effect of silicon particle size on brazeability in aluminum dip brazing alloys [ J ]. *Aluminum*, 1978, 54(7): 444– 447.
- [ 14 ] Sekulic D P. Behavior of aluminum alloy micro layer during brazing [ A ]. *Recent Research Developments in Heat, Mass & Momentum Transfer [ C ]. Trivandrum, India: Research Signpost Publishers. 2000. 419– 426.*

## Microstructural characteristics of AA4343/AA3003 Al-alloy sheet brazed joints

PAN Chun-xu<sup>1</sup>, Dusan P. Sekulic<sup>2</sup>

(1. College of Physics Science and Technology, Wuhan University, Wuhan 430072, China;

2. Center for Robotics and Manufacturing Systems, University of Kentucky,

Lexington, Kentucky 40506, U. S. A.)

**[ Abstract ]** The metallurgical characteristics, relationships with welding conditions and influence upon microhardness of AA4343/AA3003 aluminum sheet brazed joints were studied by using atmosphere shielded brazing process. The results indicate that the transition zone of the joint consists of an  $\alpha(\text{Al})$  solid solution layer and a Si diffusion layer. The thickness of the transition zone varies with the welding conditions. In the part far from the fillet, the thickness of a “residual  $\alpha(\text{Al})$  solid solution layer” is nearly constant, around 20  $\mu\text{m}$ , which is independent of welding conditions and materials. The formation mechanism of the characteristic microstructures was discussed.

**[ Key words ]** aluminum alloy; brazing; microstructure; transition zone

(编辑 何学锋)