

[文章编号] 1004- 0609(2001) 03- 0424- 04

Cu/ Al 真空扩散焊接头显微组织分析^①

李亚江, 吴会强, 陈茂爱, 杨 敏, 冯 涛

(山东大学 材料科学与工程学院, 济南 250061)

[摘 要] 采用真空扩散焊工艺方法, 对 Cu 与 Al 扩散焊接头的组织性能进行了试验研究, 利用扫描电镜 (SEM)、电子探针 (EPMA)、显微硬度等测试方法对焊接过渡区及基体组织和性能进行了分析。试验结果表明: 采用真空扩散焊工艺, 在加热温度 520~ 540 ℃, 保温时间 60 min, 压力 11.5 MPa 时, 在 Cu/Al 界面处形成明显的扩散过渡区, 扩散区域宽约 40 μm。在铜侧过渡区中产生金属间化合物, 会出现显微硬度高峰区, 控制 Al 的扩散浓度可避免或减少界面处金属间化合物的产生。

[关键词] 铜; 铝; 真空扩散焊; 显微组织

[中图分类号] TG 453.9

[文献标识码] A

铜和铝在工业生产中有着较广泛的应用, 铜和铝的连接在异种金属连接中具有相当重要的地位。铝与铜熔焊时, 由于两种材料的熔点相差很大, 互溶性十分有限, 在接头靠的一侧形成一层金属间化合物 (CuAl₂), 厚度 3~ 10 μm。存在这样一个区域会使接头强度严重降低。由于铜的导热率高, 铝铜线膨胀系数不同, 且铝在加热的条件下容易形成氧化膜, 不利于铜铝的钎焊。铜-铝连接有时用钢作过渡层, 将铝钎焊或镀铝到钢件上, 然后把铜钎焊到钢的另一面。这种方法在实际应用中所需设备以及条件都比较复杂, 而且所得接头的性能难于控制, 不能作为焊接铝、铜的有效方法^[1~ 3]。

真空扩散焊是在高真空气氛中, 在尽量使母材不出现塑性变形的程度下加压, 使母材紧密接触, 利用界面上出现的原子扩散而实现结合, 得到光洁致密、具有较高结合强度的优质连接接头的先进工艺方法^[4]。本文作者采用最新从美国真空工业 (C/VI) 公司引进的真空扩散焊设备, 进行了紫铜和工业纯铝的扩散焊试验, 并取得良好的效果, 这对于合理选择焊接参数, 扩大 Cu/Al 异种材料的应用具有重大的理论及实践意义。

1 实验

实验材料采用工业纯铝 (L₄) 和紫铜 (T₂), 试板厚度均为 4 mm。两种材料的化学成分和热物理性能见表 1 和表 2。

能见表 1 和表 2。

表 1 铝的化学成分 (质量分数, %) 及热物理性能

Table 1 Chemical composition and thermophysical properties of aluminum

Al	Cu	Fe	Si	Others
99.3	0.05	0.3	0.35	0.1
Melting point / °C	Density / (g·cm ⁻³)	Average specific heat capacity / (J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	Melting heat / (kJ·mol ⁻¹)	Thermal conductivity / (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)
657	2.70	917	10.47	238

表 2 铜的化学成分 (质量分数, %) 及热物理性能

Table 2 Chemical composition and thermophysical properties of copper

Cu	Fe	O ₂	Ni	Pb	Others
99.9	0.005	0.06	0.006	0.005	
Melting point / °C	Density / (g·cm ⁻³)	Average specific heat capacity / (J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	Melting heat / (kJ·mol ⁻¹)	Thermal conductivity / (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	
1083.4	8.96	386	13.02	397	

试板尺寸为 50 mm × 50 mm × 4 mm, 叠合在一起进行扩散焊接, 被焊表面焊前去除母材表面氧化膜。采用从美国引进的 Workhorse II 型真空扩散焊设备, 加热功率为 45 kVA, 双作用液压加压, 炉膛尺寸 305 mm × 305 mm × 457 mm。试验时真空度达到 6.7 × 10⁻⁵ Pa。焊后将扩散焊试样切割成所需大小, 制备成金相试样。利用金相显微镜和 JXA-80

① [基金项目] 教育部材料液态结构及其遗传性重点实验室基金资助项目

[收稿日期] 2000- 09- 22; [修订日期] 2000- 12- 18

[作者简介] 李亚江 (1954-), 男, 教授。

扫描电镜(SEM)观察扩散结合区域的组织特征;用电子探针(EPMA)测定扩散过渡区中元素分布;利用 SHIMADZU 型显微硬度计对扩散界面两侧区域显微硬度进行测定,试验载荷 25 g,加载时间 10 s。

2 结果与分析

2.1 焊接工艺及参数的确定

扩散焊连接工艺参数直接影响接头的界面结构及应力分布,从而影响接头的使用性能。母材的冶金物理性能、焊件表面状态、加热温度、压力、扩散时间等都是影响扩散焊接过程及接头质量的主要因素^[5]。

Cu 和 Al 在扩散焊接加热过程中会产生一系列物理、化学变化,而这些变化都要直接或间接地影响到扩散焊接过程及接头质量。温度是这一工艺的关键因素。但是由于 Cu 和 Al 冶金物理特性方面的限制,加热温度太高,母材晶粒长大、中间金属间化合物不断加厚使接头强度降低^[6~8]。最合适的加热温度 T 一般为: $T \approx 0.7 T_m$ 。试验表明,520~540 °C 为 Cu/Al 扩散焊最佳焊接温度。

压力愈大、温度愈高,则界面处紧密接触的面积也愈多;压力过小易产生界面孔洞,阻碍晶粒生长和原子穿越界面的扩散迁移。由于铜、铝原子具有不同的扩散速度,扩散速度快的 Al 原子越过界面向 Cu 侧扩散,而反方向扩散过来的 Cu 原子数量较少,这就造成了通过界面向两侧扩散迁移的原子数量不等,在铝侧出现大量孔穴,产生 Kirkendall 效应即扩散空洞。同时由于受 Al 物理性能的影响压力不能太大,试验焊接压力为 11.5 MPa,可避免或减少界面扩散空洞的产生。

时间过长会使过渡层区晶粒长大,金属间化合物增厚,致使接头强度下降^[9]。试验表明,在 520~540 °C 的焊接温度下,扩散时间为 60 min 时,接头界面结合较好。扩散时间超过 60 min 时,过渡区金属间化合物有增厚的趋势。

通过对以上试验结果的分析,确定 Cu/Al 真空扩散焊工艺规范为:加热温度 520~540 °C,压力 11.5 MPa,保温时间 60 min。试验中采用的 Cu/Al 真空扩散焊工艺参数如图 1 所示。

2.2 Cu/Al 结合界面显微硬度

采用显微硬度计分别对铜基体、铝基体、过渡区铝侧以及过渡区铜侧的不同区域进行显微硬度测定,试验载荷为 25 g,加载时间 10 s,显微硬度测定

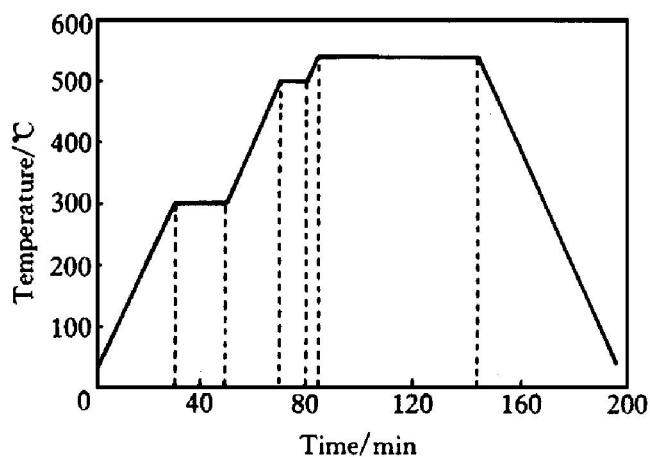


图 1 试验中 Cu/Al 真空扩散焊工艺参数

Fig. 1 Technology parameters of Cu/Al vacuum diffusion welding in the test

结果见图 2。显微硬度试验结果表明,过渡区铝侧显微硬度 MH 较低,而铜侧过渡区存在显微硬度峰值(MH 780),该点显微硬度与铜侧基体相比明显要高。显然铜侧过渡区中产生了金属间化合物。

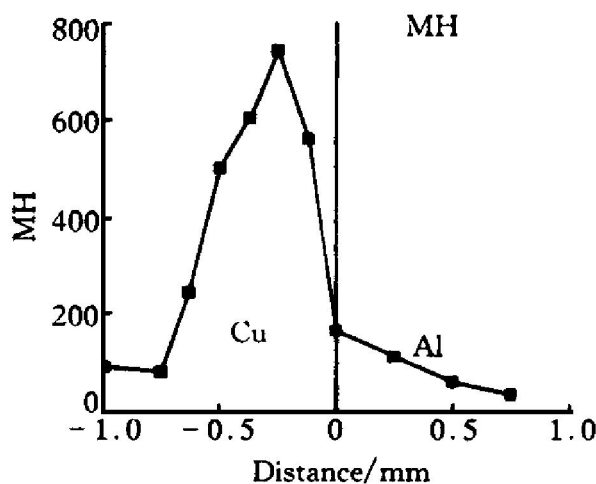


图 2 Cu/Al 接头界面过渡区的显微硬度

Fig. 2 Micro-hardness in interface zone of Cu/Al diffusion welded joint

2.3 扫描电镜分析

将 Cu/Al 扩散焊接头的试块镶嵌制备成金相试样,进行抛光后观察显微组织。由于铜、铝基体的耐腐蚀性不同,扩散接头进行腐蚀的时间较难掌握,选择腐蚀剂也很困难。试验中分别选用氯化铁盐酸酒精溶液和氢氟酸溶液(浓度为 50%)两种腐蚀剂对扩散过渡区进行腐蚀。图 3(a)和(b)为分别选用两种腐蚀剂腐蚀的 Cu/Al 扩散焊结合界面显微组织。

在 Cu/Al 结合界面处有明显的扩散过渡区。经氢氟酸溶液腐蚀后,在铝基体上可以容易地看到初晶硅,呈边界整齐的多边形块状。扩散过渡区靠铝

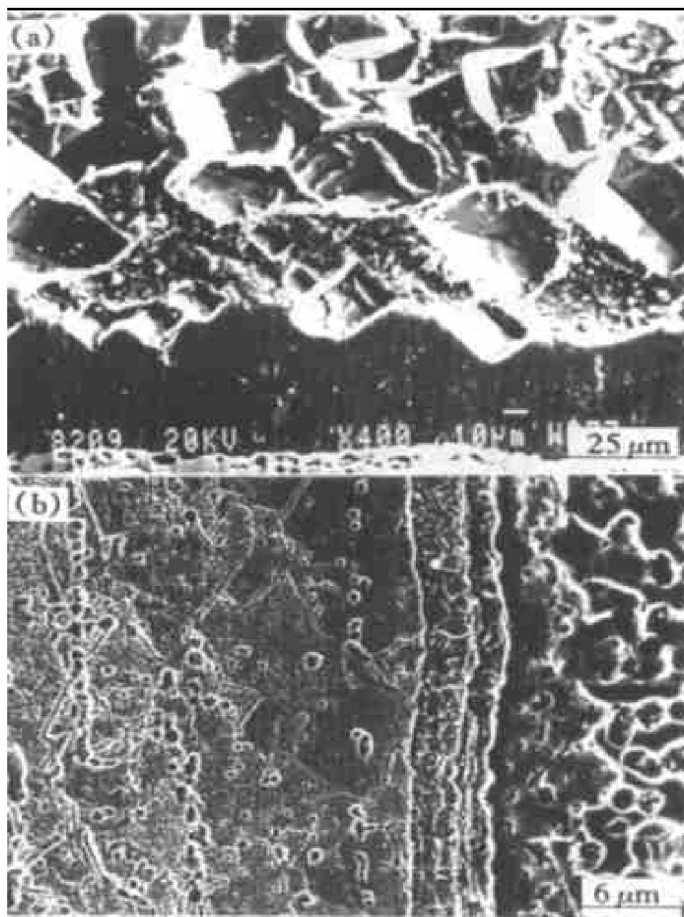


图3 Cu/Al真空扩散焊接头的显微组织(SEM)

Fig. 3 Microstructures of interface zone of Cu/Al vacuum diffusion welding
(a) —Corroded with HF solution;
(b) —Corroded with FeCl₃ solution

侧组织可能还包含有 FeAl₃ 相、 α (Fe₃SiAl₁₂) 相、 β (Fe₂Si₂Al₉) 相。铜基体仍为细小晶粒,并未发生明显长大。

铜基体经氯化铁盐酸酒精溶液腐蚀后可观测到成规则形状的李晶组织。扫描电镜观察可看到 Cu/Al 扩散焊接头铝侧过渡区和铜侧过渡区的组织与铜侧基体和铝侧基体明显不同,且在过渡区中存在分散分布的黑色点状圆形颗粒^[10, 11]。由于铝易氧化,表面覆盖着一层难熔的和化学性质稳定的致密

Al₂O₃ 氧化膜,难以清除。紫铜含有 CuO 和 Cu₂O 等氧化物,焊接过程中在加热、加压以及真空条件下,表面的氧化膜不断被破坏和蒸发,并向铜、铝基体内部进行扩散,溶解于两种母材中,使氧化膜变成球状颗粒。由于铜、铝的扩散速率不同,产生 Kirkendall 效应即扩散空洞,也是黑色圆形颗粒产生的原因。

用电子探针对接头区域进行成分分析,分析结果如图4所示。两者在扩散焊温度范围内互扩散运动较为顺利,扩散区域约为 40 μ m,其中铜侧扩散区域较厚(约为 28.8 μ m)。Al 的原子活动性比 Cu 强,铜侧扩散进行较充分。根据 Al-Cu 合金相图,在扩散温度范围内形成了以电子化合物 Cu₃Al 为基的固溶体(β 相)和以 Cu₃₂Al₁₉为基的固溶体(γ 相)等不同相。形成铜铝金属间化合物及结构的主要因素是电子浓度和原子尺寸。电子浓度为 3:2 时,产生体心立方晶格(Cu₃Al)即 β 相;电子浓度为 21:13 时,为复杂立方晶格(Cu₉Al₁₄)即 γ 相;电子浓度为 21:12 时,为密排六方晶格(Cu₅Al₁₃)即 ϵ 相。过渡区无论产生哪种晶格类型的铜铝金属间化合物,都在铜侧出现硬度高峰区,使脆性增大。当铜侧形成铝含量浓度梯度,铝质量扩散量 W_{Al} = 8% ~ 9% 时, $\beta \rightarrow \alpha$ 转变进行不完全,部分 β 相被保留,分解成 $\alpha + \gamma$ 组织。当 W_{Al} 超过 10% 时易出现脆性金属间化合物,使塑性降低。应调整保温时间、温度、压力等工艺参数控制 Al 向结合界面的扩散量。

3 结论

1) 采用真空扩散焊设备,在加热温度 520 ~ 540 $^{\circ}$ C,保温时间 60 min,压力 11.5 MPa 时,在 Cu/Al 界面处可形成明显的扩散过渡区,扩散区域宽约 40 μ m。显微组织观察结果表明 Cu/Al 界面处扩散结合良好。

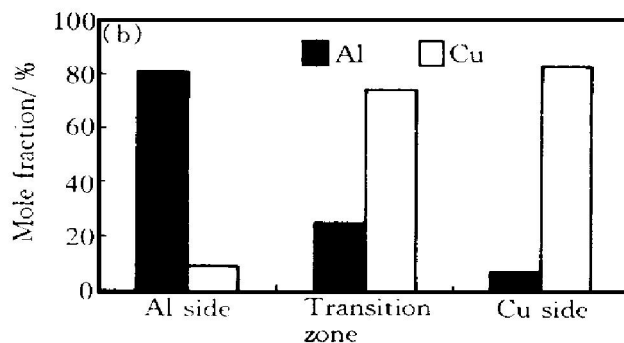
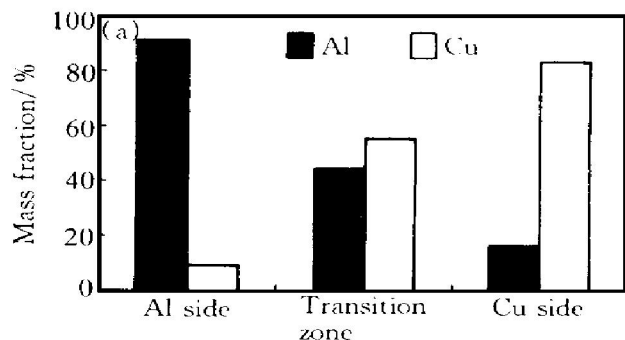


图4 扩散界面两侧的电子探针(EPMA)分析结果

Fig. 4 EPMA analysis result on both sides of diffusion interface

2) 结合界面铜侧过渡区中由于产生了铜铝金属间化合物而出现显微硬度高峰区。

3) 当扩散过渡区中铝扩散浓度超过一定量时, 易出现脆性金属间化合物, 使强韧性降低。可通过调整加热温度、保温时间、压力等工艺参数控制 Al 向界面的扩散。

[REFERENCES]

- [1] Oelschlagel D, Abe H, Yamaji K, et al. Ultrasonic soldering method for copper-aluminum pipe [J]. Welding Journal, 1977, 56(4): 20– 27.
- [2] Kazhacov H Q. HE Kang-sheng(何康生), SUN Guojun(孙国俊) transl. Diffusion Welding of Materials (材料的扩散焊接)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1982. 183– 184.
- [3] LIU Jing-an(刘静安), WANG Yuan-liang(王元良), QU Jir-shan(屈金山). 铁道车辆用铝材的焊接性[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metal (中国有色金属学报), 1996, 6(2): 87– 92.
- [4] Owczarki W A, Paulonis D F. Application of diffusion welding in the USA [J]. Welding Journal, 1981, 60(2): 22– 33.
- [5] ZHAO Xi-hua(赵熹华). Press Welding (压力焊)[M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1996. 198– 199.
- [6] Morley R A, Caruso J. The diffusion welding of 390 aluminum alloy hydraulic valve bodies [J]. Welding Journal, 1980, 59(8): 29– 34.
- [7] Kramer L S. Microstructure and properties of a welded Al-Cu-Li alloy [J]. Welding Journal, 1992, 71(4): 115– 121.
- [8] NIU Jitai(牛济泰), LIU Liming(刘黎明), WU Gao-hui(武高辉), et al. 亚微米级 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 复合材料的扩散焊接[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metal (中国有色金属学报), 1999, 9(3): 477– 481.
- [9] LI Pei-yong, JIA Jun, GUO Jing-jie, et al. Effect of melt superheating on microstructure and mechanical properties of A357 alloy [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1997, 7(3): 94– 98.
- [10] ZHANG Kaifeng(张凯锋), WU Wei(吴为). TB_2/Cu 扩散焊的界面反应[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metal (中国有色金属学报), 2000, 10(1): 17– 21.
- [11] XU Leying(徐乐英), WANG Wenbin(王文斌), ZHUANG Yuzhi(庄育智). Cu 与 NbTi 之间扩散反应的研究[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1988, 24(4): B269– B274.

Microstructure analyses in vacuum diffusion welded joint of copper and aluminum

LI Ya-jiang, WU Hu-qiang, CHEN Mao-ai, YANG Min, FENG Tao
(School of Materials Science and Engineering, Shandong University,
Jinan 250061, P. R. China)

[Abstract] By using vacuum diffusion welding process, the microstructures and performance of diffusion transition zone for the Cu/Al diffusion welding joint were researched by means of SEM, EPMA and micro-hardness test. The results indicate that under the condition of 520~ 540 °C in holding time 60 min and pressure 11.5 MPa, the diffusion joined interface is obviously produced between copper and aluminum. The width of the diffusion interface zone is about 40 μm . The micro-hardness peak zone is formed in the copper side of the joined interface because of metal compounds such as γ and β phase. By controlling the Al diffusion amount, the brittle intermetallic compounds can be avoided or decreased.

[Key words] copper; aluminum; vacuum diffusion welding; microstructure

(编辑 袁赛前)