

铝基复合材料的 Al - Cu 合金中间层瞬间液相扩散连接

刘卫红, 孙大谦, 贾树盛, 邱小明

(吉林大学 汽车材料教育部重点实验室, 长春 130025)

摘 要: 采用 Al - Cu 合金作为中间层研究了铝基复合材料($\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$)瞬间液相扩散连接接头的组织与力学性能。研究表明,在 Al - Cu/ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 接头中无明显的增强相偏聚区和增强相贫化区,且接头成分分布较为均匀;在 Al - Cu 合金中间层厚度 30 μm 、连接温度 600 $^\circ\text{C}$ 、连接时间 30 min 条件下,接头抗剪强度为 130 ~ 140 MPa,较 Cu/ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 接头抗剪强度提高 45%。因此,采用 Al - Cu 中间层是改善铝基复合材料接头力学性能的有效途径。

关键词: 合金中间层; 铝基复合材料; 瞬间液相扩散连接

中图分类号: TG404 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253 - 360X(2003)05 - 13 - 04



刘卫红

0 序 言

铝基复合材料以其优异的性能在航空、航天、汽车等工业领域显示出广泛的应用前景,其中颗粒增强铝基复合材料由于具有各向同性、性能与功能可设计性、成本低、制造工艺简单及宜于实现工业化大批量生产等优点而倍受青睐^[1,2]。但是,该种材料的焊接性差难于形成高质量接头已成为其广泛应用的主要障碍之一。

颗粒增强铝基复合材料连接研究表明,瞬间液相扩散连接由于其具有连接温度和施加压力较低、工件变形小及有利于去除材料表面的氧化膜等特点,是获得高质量接头较为理想的连接方法^[3-5]。目前,国内外铝基复合材料瞬间液相扩散连接研究多集中于采用纯金属(Cu、Ag、Ni)作为中间层^[5-12]。存在的主要问题是,在接头中形成明显的增强相偏聚,从而导致接头力学性能降低。作者采用 Al - Cu 合金作为中间层研究了铝基复合材料瞬间液相扩散连接接头的组织与力学性能特点,其目的旨在为改善接头力学性能提供必要的理论依据。

1 试验材料、方法及设备

试验用母材为颗粒增强铝基复合材料($\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$)

6061Al),增强相 Al_2O_3 颗粒的平均尺寸为 15 μm ,体积分数为 19.4%;试样规格为 3 mm \times 5 mm \times 8 mm。中间层材料为采用单辊急冷法制备的 Al - Cu 合金箔带(厚度 30 μm)。

连接前对试样待连接表面、中间层箔片表面分别用 1200 号、1800 号金相砂纸打磨,并依次进行化学清洗、清水冲洗和超声波清洗。将 Al - Cu 合金箔片置于两试样待连接表面间装配在特制的夹具上,并施加一定的压力(约 1 MPa)。瞬间液相扩散连接在真空炉内进行,真空度 1.33×10^{-3} Pa,升温速度 5 $^\circ\text{C}/\text{min}$,连接温度误差 ± 5 $^\circ\text{C}$ 。

试验采用图像分析仪(VIDAS)测量增强相 Al_2O_3 颗粒平均尺寸及体积分数;采用 X 射线衍射仪(D/Max 2500PC)、配能谱仪的扫描电镜(JSM - 5310)和差热分析仪(DTA - 7)研究中间层、接头的组织结构及断口形貌。接头抗剪强度试验在 MTS810 型电液伺服材料试验系统上进行,接头抗剪强度以三个接头试样抗剪强度平均值评定。

2 结果与分析

2.1 Al - Cu 中间层的组织与特点

制备中间层箔带的铝合金含 Cu 量为 32.2%。在合适工艺条件下,采用单辊急冷法制备的 Al - Cu 合金中间层箔带边界整齐、表面平整、无孔洞和斑点,且厚度较均匀。扫描电镜和 X 射线衍射分析结果表明,Al - Cu 合金中间层材料的组织较为均匀,

且晶粒明显细化。主要由 CuAl_2 化合物和 Al 固溶体相组成(见图1和图2)。图3为 Al - Cu 合金中间层的差热分析(DTA)曲线。DTA 曲线上仅出现一个放热峰,熔化温度为 545.2°C , 较 Al - Cu 相图中相应成分的液相线温度降低^[13]。Al - Cu 合金材料的脆性得到一定程度改善,使其作为中间层材料用于瞬间液相扩散连接铝基复合材料成为可能。

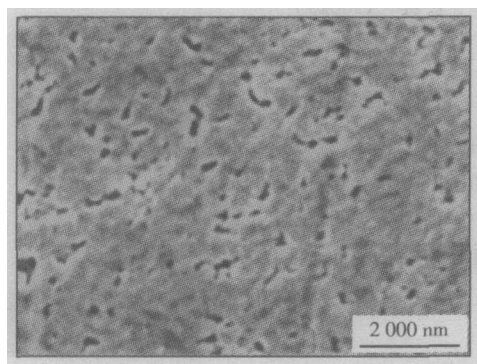


图1 Al - Cu 合金中间层的组织结构

Fig.1 Microstructure of Al - Cu alloy interlayer

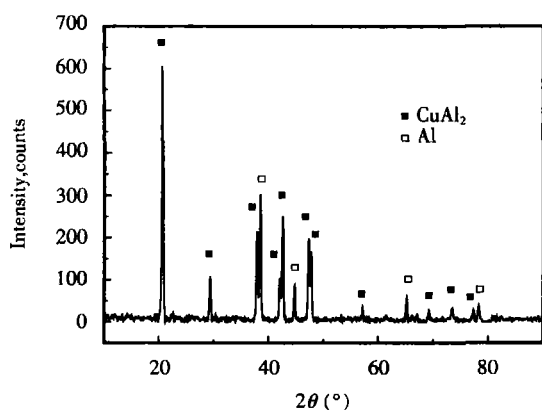


图2 Al - Cu 合金中间层 XRD 分析

Fig.2 XRD analysis of Al - Cu alloy interlayer

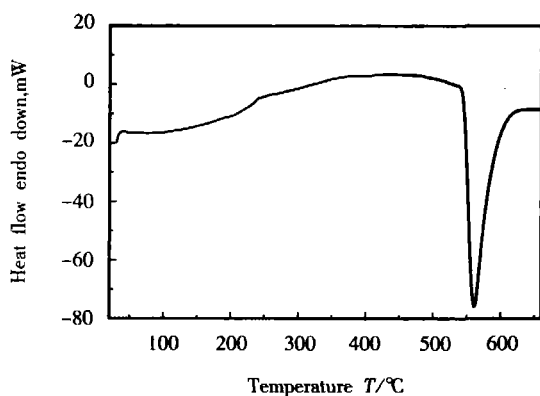


图3 Al - Cu 合金中间层 DTA 曲线

Fig.3 DTA curve of Al - Cu alloy interlayer

2.2 Al - Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头组织

图4和图5分别为 Al - Cu 合金中间层和纯 Cu 中间层瞬间液相扩散连接铝基复合材料($\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$)接头的组织结构,图6示出了接头成分分布。由试验结果可以看出,在相同连接工艺条件下(中间层厚度 $30\ \mu\text{m}$ 、连接温度 600°C 、连接时间 $30\ \text{min}$), Al - Cu 合金中间层接头(Al - Cu/ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$)的组织 and 成分分布更为均匀。与纯 Cu 中间层接头(Cu/ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$)相比(图5), Al - Cu/ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 接头无明显的增强相(Al_2O_3 颗粒)偏聚区和增强相(Al_2O_3 颗粒)贫化区, Al_2O_3 颗粒在连接区分布较为均匀(图4)。在接头结合面处含 Cu 量最高,随与结合面距离的增加含 Cu 量降低(图6)。在 Al - Cu/ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 接头结合面处的含 Cu 量为 2.14% , 距结合面 $400\ \mu\text{m}$ 处已接近铝基复合材料母材含 Cu 量(0.25%), 而 Cu/ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 接头结合面处的含 Cu 量为 3.59% , 距结合面 $500\ \mu\text{m}$ 处的含 Cu 量仍可达 2.44% 。

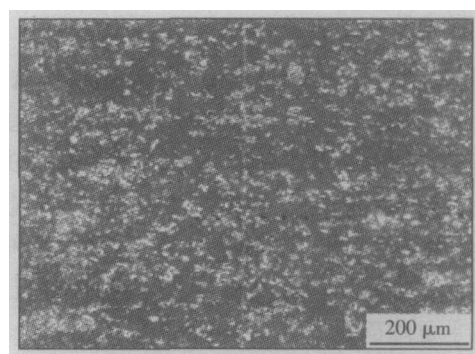


图4 Al - Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头组织结构

Fig.4 Microstructure of Al - Cu/ Al_2O_3 /6061Al joint

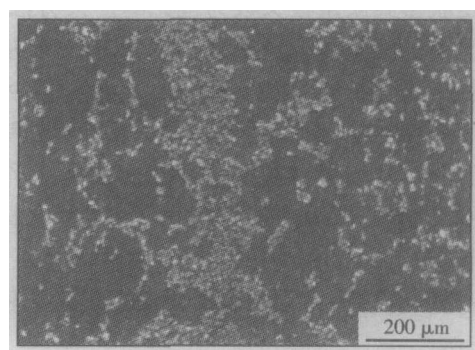


图5 Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头组织结构

Fig.5 Microstructure of Cu/ Al_2O_3 /6061Al joint

Al - Cu/ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 接头中无明显的增强相(Al_2O_3 颗粒)偏聚区和增强相(Al_2O_3 颗粒)贫化区,主要与中间层材料和接头形成过程(中间层熔

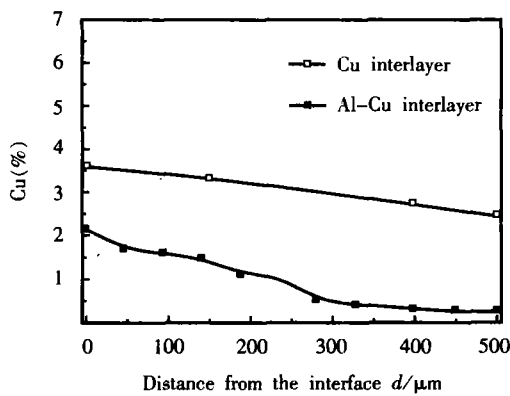


图6 接头成分分布

Fig. 6 Joint concentration distribution

化、液相层增宽、等温凝固)有关。随温度的升高,由于中间层与母材中 Al、Cu 存在浓度差,在界面处发生 Al、Cu 的互扩散;当温度高于 Al-Cu 合金中间层熔点(545.2 °C)时,中间层熔化,液相层中的 Cu 迅速向母材基体中扩散,此时液相层宽度等于中间层厚度 W_0 ;随着温度进一步升高,液相层与母材基体间 Al、Cu 互扩散作用增强,紧邻液相层的母材熔化温度降低,母材溶解,液相层宽度增加。若忽略固、液相体积变化和晶界扩散的影响,液相层宽度的最大值(W_{\max})可由下式计算^[7]

$$W_{\max} = \frac{W_0}{(1-V)} \left(\frac{\rho_0 C^0}{\rho_L C^{La}} - 1 \right) + W_0,$$

式中: W_0 为中间层厚度; V 为母材中增强颗粒体积分数; C^0 为中间层合金元素初始浓度; ρ_0 为中间层密度; ρ_L 为连接温度下液相密度; C^{La} 为连接温度下液相层合金元素浓度。将 $W_0 = 30 \mu\text{m}$ 、 $V = 19.4\%$ 、 $C^0 = 32.2\%$ 、 $\rho_0 = 3.48 \text{ g/cm}^3$ 、 $\rho_L = 3.15 \text{ g/cm}^3$ (600 °C)、 $C^{La} = 20.5\%$ (600 °C) 代入上式,计算得到 Al-Cu 合金中间层接头最大液相层宽度为 $57 \mu\text{m}$,若减去中间层厚度 ($30 \mu\text{m}$),单侧母材溶解量仅为 $13.5 \mu\text{m}$,低于母材中增强相 (Al_2O_3 颗粒) 平均尺寸 ($15 \mu\text{m}$),因此只有少量小尺寸的 Al_2O_3 颗粒可能进入液相层。在随后的等温凝固过程中,由于液相层宽度明显减少,液相层中 Al_2O_3 颗粒数量较少,大大降低了因固/液界面对 Al_2O_3 颗粒排斥作用而形成增强相颗粒偏聚区和增强相颗粒贫化区的可能性。

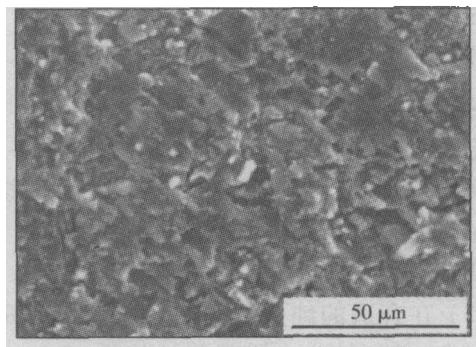
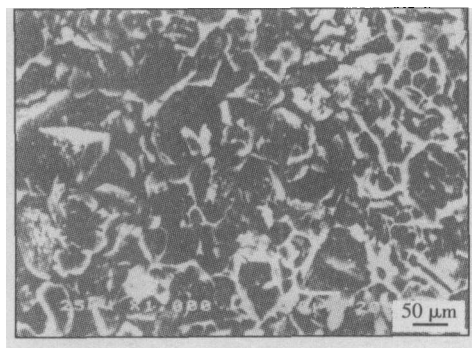
与 Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头相比, Al-Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头成分分布较均匀,也与中间层材料和接头形成过程有关。Al-Cu 合金中间层连接时,由于中间层含 Cu 量 (C^0) 和密度 (ρ_0) 较低,液相层最大宽度 (W_{\max}) 减小;等温凝固完成所需时间

(t_s) 缩短^[8],从而促进了接头成分的均匀化。此外,采用急冷制备的 Al-Cu 合金中间层熔点降低对接头成分的均匀化也是有贡献的。

因此,采用 Al-Cu 合金中间层连接铝基复合材料对于改善接头组织和成分的均匀性是有利的。

2.3 Al-Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头的力学性能

接头力学性能试验结果表明,在连接温度 600 °C、连接时间 30 min 条件下, Al-Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头抗剪强度为 130 ~ 140 MPa,明显高于 Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头的抗剪强度 (90 MPa)。图 7 和图 8 分别为 Al-Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头、Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头断口形貌。由图 7 可见,接头断裂形式主要为准解理断裂,断口上存在大量的准解理面和撕裂棱,仅有少量韧窝;同时,断口上也看到少量 Al_2O_3 颗粒。成分分析结果表明,断口表面含 Cu 量为 1.73% ~ 1.84%,这意味着断裂产生于接头结合面附近。Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头断口形貌的突出特点是在断口表面存在较多的增强相 (Al_2O_3 颗粒) (图 8),这表明断裂产生于增强相偏聚区,同时也进一步证明增强相偏聚区是接头最薄弱的区域。

图7 Al-Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头断口形貌Fig. 7 Fracture surface morphology of Al-Cu/ Al_2O_3 /6061Al joint图8 Cu/ Al_2O_3 /6061Al 接头断口形貌Fig. 8 Fracture surface morphology of Cu/ Al_2O_3 /6061Al joint

在接头中存在基体-基体、基体-增强相、增强相-增强相三种微连接形式,其中后二者为弱连接。接头受剪切作用时,基体金属间的变形是连续的,而基体金属与 Al_2O_3 颗粒、 Al_2O_3 颗粒与 Al_2O_3 颗粒间的变形则为非连续的,此处将产生较大的应力。当剪切力达到一定值时,基体金属/ Al_2O_3 颗粒、 Al_2O_3 颗粒/ Al_2O_3 颗粒界面处易首先形成微裂纹,并随着剪切力的进一步增加,微裂纹不断扩展形成宏观裂纹,直至断裂。 $\text{Al}-\text{Cu}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 接头抗剪强度明显提高主要归因于接头组织和成分的均匀化。消除增强相偏聚区,实际上相当于减少了接头中基体-增强相、增强相-增强相弱连接的比例,而接头成分的均匀化有利于改善基体金属的性能。

因此,为了提高铝基复合材料瞬间液相扩散连接接头的力学性能,采用 $\text{Al}-\text{Cu}$ 合金作为中间层是有利的。

3 结 论

(1) 采用单辊急冷法在合适工艺条件下制备的 $\text{Al}-\text{Cu}$ 合金箔带用作瞬间液相扩散连接铝基复合材料的中间层是可行的。

(2) 与 $\text{Cu}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 接头相比, $\text{Al}-\text{Cu}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 接头无明显的增强相偏聚区和增强相贫化区,且接头成分分布较为均匀;在 $\text{Al}-\text{Cu}$ 合金中间层厚度 $30\text{ }\mu\text{m}$ 、连接温度 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 、连接时间 30 min 条件下,接头抗剪强度明显提高 ($130\sim 140\text{ MPa}$)。

(3) 在合适的纯金属中间层中加入一定量的 Al 来减少、抑制接头中增强相的偏聚,是提高铝基复合材料接头力学性能的有效途径。

参考文献:

[1] 张大童,李元元,龙 雁. 铝基复合材料研究进展[J]. 轻合金

加工技术,2000,28(1):5~10.

- [2] 桂满昌,王殿斌,张 洪. 颗粒增强铝基复合材料在汽车上的应用[J]. 工程材料,1996,10(5):30~33.
- [3] 任家烈,吴爱萍. 先进材料的连接[M]. 北京:机械工业出版社,2000.
- [4] 刘卫红,孙大谦,贾树盛,等. 颗粒增强铝基复合材料扩散连接研究进展[J]. 吉林大学学报(工学版),2002,32(3):96~100.
- [5] Klehn R, Eagar T W. Joining of 6061 aluminum matrix - ceramic particle reinforced composites[R]. WRC Bulletin 385,1993,1:1~26.
- [6] Li Z, Fearis W, North T H. Particulate segregation and mechanical properties in transient liquid phase bonded metal matrix composite material[J]. Materials Science and Technology, 1995, 11(4):363~369.
- [7] Akio Suzumura, Yujin Xing. Diffusion brazing of short Al_2O_3 fiber - reinforced aluminum composite[J]. Materials Transactions, JIM, 1996, 37(5):1109~1115.
- [8] Li Z, Zhou Y, North T H. Counteraction of particulate segregation during transient liquid - phase bonding of aluminium - based MMC material [J]. Journal of Materials Science, 1995, 30(12):1075~1082.
- [9] 陈 铮,金朝阳,顾晓波,等. 用 Cu 箔中间层瞬间液相连接 SiC_p/Al 基复合材料的界面现象与连接强度[J]. 焊接学报, 2001, 22(5):27~30.
- [10] Askew J R, Wilde J F, Khan T I. Transient liquid bonding of 2124 aluminium metal matrix composite[J]. Materials Science and Technology, 1998, 14(10):920~924.
- [11] 孙大谦,刘卫红,吴建红,等. 铝基复合材料瞬间液相扩散连接接头的组织与力学性能[J]. 焊接学报, 2002, 23(5):65~68.
- [12] Sun Daqian, Liu Weihong, Wu Jianhong, et al. Features of microstructure and fracture in the transient liquid phase bonded aluminium - based metal matrix composite joints [J]. China Welding, 2002, 11(1):9~13.
- [13] 虞觉奇,易文质,陈邦迪,等. 二元合金状态图集[M]. 上海:上海科学技术出版社,1987.

作者简介:刘卫红,女,1969年7月出生,讲师,在职博士研究生。主要研究方向为材料的焊接与连接。发表论文6篇。

Email: lwh2028@sina.com.cn