

# 铝基复合材料瞬间液相扩散连接接头的组织与力学性能

孙大谦, 刘卫红, 吴建红, 贾树盛\*

(吉林大学 材料科学与工程学院 汽车材料教育部重点实验室, 长春 130025)

**摘 要:** 采用扫描电镜、能谱仪及电子拉伸试验机系统地研究了 Cu、Ag 作为中间层铝基复合材料瞬间液相扩散连接接头的组织与力学性能。根据组织结构特点接头可分为增强相偏聚区、增强相贫化区和母材区。增强相偏聚区的组织主要为  $Al_2O_3$  颗粒和铝合金基体, 并含有少量的  $MgAl_2O_4$  化合物, 对于 Cu 中间层接头还含有少量的  $Al_2Cu$  化合物。连接温度、连接时间和中间层厚度对接头抗剪强度具有较明显的影响。在一定条件下, Cu、Ag 中间层接头的抗剪强度分别为 82~99 MPa 和 86~109 MPa。增强相偏聚区是接头最薄弱的区域, 减少增强相的偏聚是进一步改善接头力学性能的重要途径。

**关键词:** 铝基复合材料; 瞬间液相扩散连接; 组织; 力学性能

**中图分类号:** TG404 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2002)05-65-04



孙大谦

## 0 序 言

颗粒增强铝基复合材料由于其具有成本低, 比强度、比模量高, 热膨胀系数小, 各向同性, 且性能和功能可设计性较强等优点, 在航空、航天及汽车等工业领域有着广阔的应用前景<sup>[1,2]</sup>。随之而来的颗粒增强铝基复合材料连接技术便成为急待解决的问题。近年来的研究表明, 采用通常的熔化焊方法连接铝基复合材料存在的主要问题是: 高温焊接熔池中增强相与基体铝合金易发生反应生成脆性化合物; 熔池粘度高、流动性差增加了对气孔、未熔合等缺陷的敏感性; 焊接熔池凝固时增强相偏析影响接头性能等<sup>[3]</sup>。扩散焊作为固相连接方法可一定程度上克服熔化焊存在的问题, 但固相扩散连接铝基复合材料需在较高的温度和施加很大压力的条件下完成, 这不可避免地会引起被连接件产生过量的塑性变形<sup>[4]</sup>。瞬间液相扩散连接由于其具有连接温度和施加压力较低等特点, 被认为是获得高质量铝基复合材料接头较为理想的方法<sup>[5]</sup>。通过系统地研究了 Cu、Ag 作为中间层时焊态下铝基复合材料瞬间液相扩散连接接头的组织和力学性能, 其目

的旨在为获得满足使用性能要求的铝基复合材料接头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  $Al_2O_3/6061Al$ , 液相温度区间为 597.7~649.3 °C, 增强相  $Al_2O_3$  颗粒的平均尺寸为 15  $\mu m$ , 体积分数为 19.4%。中间层材料为 Cu、Ag 箔片, 其厚度分别为 20  $\mu m$ ; 20  $\mu m$ 、40  $\mu m$ 、60  $\mu m$ 。

用线切割方法将铝基复合材料加工成 8 mm×5 mm×3 mm 的试样。焊前试样待焊表面、中间层箔片表面分别用 1200 号、1800 号金相砂纸去除氧化膜, 并依次进行化学清洗和超声波清洗。将中间层箔片置于两试样待焊表面间装配在特制的夹具上, 对接接头并施加一定的压力(约 1 MPa)。瞬间液相扩散连接在真空炉内进行, 真空度  $1.33 \times 10^{-3}$  Pa, 升温速度 5 °C/min, 连接温度误差  $\pm 5$  °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; 用光学显微镜 (XJZ-6) 和配能谱仪的扫描电镜 (JSM-5310) 研究接头的组织、微区成份及断口形貌。接头抗剪强度试验在电子拉伸试验机 (AG-10TA) 上进行, 拉伸速度为 3 mm/min, 接头抗剪强度以三个接头试样抗剪强度平均值评定。

收稿日期: 2002-06-12

基金项目: 国家教育部, 国家留学基金委资助项目

\* 参加本项研究工作的还有徐 越

2 试验结果与分析

2.1 铝基复合材料接头的组织结构特点

图 1 为以 Cu、Ag 为中间层时铝基复合材料  $Al_2O_3/p6061Al$  瞬间液相扩散连接接头的组织。根据接头组织结构特点, 可将接头分为增强相偏聚区 P、增强相贫化区 D、母材区 B, 如图 1 所示。X 射线衍射试验结果表明, 增强相偏聚区主要由增强相  $Al_2O_3$  颗粒和铝合金基体构成, 并含有少量的  $MgAl_2O_4$  化合物; 在 Cu 中间层接头中还含有少量的  $Al_2Cu$ , 且随着连接时间的增加  $Al_2Cu$  减少(图 2)。增强相偏聚区最明显的特点是  $Al_2O_3$  颗粒体积分数增加(41.5%~53.7%), 且多为小尺寸  $Al_2O_3$  颗粒(平均尺寸  $9\ \mu m$ )。增强相偏聚区的宽度随连接温度和中间层厚度的增加而增加。增强相贫化区最明显的特点是  $Al_2O_3$  颗粒体积分数明显减小(7%), 且多为大尺寸  $Al_2O_3$  颗粒(平均尺寸  $17\ \mu m$ )。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。增强相偏聚区基体—增强相、增强相—增强相微连接的比例增加, 而增强相贫化区上述两种微连接的比例减少。

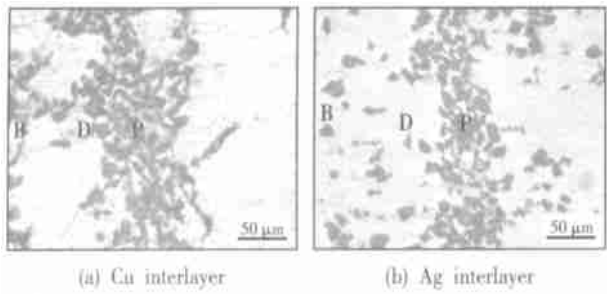


图 1 铝基复合材料接头组织

Fig. 1 Microstructures of aluminium-based metal matrix composite joints

瞬间液相扩散连接接头形成过程主要包括中间层熔化、等温凝固、均匀化等阶段。随着温度升高, 中间层 Cu (Ag) 与母材基体 (Al) 间互扩散能力增强。当温度高于 Al—Cu (Al—Ag) 共晶温度  $548\ ^\circ C$  ( $567\ ^\circ C$ ) 时, 在中间层与母材基体界面处发生共晶反应形成液相, 中间层迅速熔化, 并由于 Cu (Ag) 与 Al 的互扩散使母材不断溶解, 液相层宽度增加, 进入液体相层的  $Al_2O_3$  颗粒增多。随着液相层中 Cu (Ag) 与母材基体 (Al) 间互扩散的不断进行, 液相层熔点升高, 晶粒由母材表面向液相生长, 使液相层宽度减小。在等温凝固过程中增强相  $Al_2O_3$  颗粒在液/固界面的行为与  $Al_2O_3$  颗粒的尺寸有关, 小于临界半径  $R$  的  $Al_2O_3$  颗粒被固/液界面推至最后凝固的液相中, 而大于临界半径  $R$  的  $Al_2O_3$  颗粒则被晶面吞没存在于等温凝固的组织中<sup>[9]</sup>。这是 Cu (Ag) 为中间层铝基复合材料瞬间液相扩散连接接头存在增强相偏聚区和增强相贫化区, 且偏聚区多为小尺寸  $Al_2O_3$  颗粒, 贫化区多为大尺寸  $Al_2O_3$  颗粒的主要原因。此外, 在连接过程中部分液态金属被挤出也促进增强相偏聚区的形成。由于增强相偏聚区的  $Al_2O_3$  颗粒来源于母材, 提高连接温度和增加中间层厚度导致增加母材的熔化量, 使更多的  $Al_2O_3$  颗粒进入液相层, 因而使增强相偏聚区宽度增加。接头中存在少量的  $MgAl_2O_4$  表明, 在连接过程中发生了 Mg 与  $Al_2O_3$  的反应:  $Mg + (4/3)Al_2O_3 \rightarrow MgAl_2O_4 + (2/3)Al$ 。需要进一步研究的是, 这里的  $Al_2O_3$  是来源于表面氧化膜还是  $Al_2O_3$  增强相。根据 Al—Cu 相图,  $Al_2Cu$  是共晶反应的产物, 而不是等温凝固的产物, 且  $Al_2Cu$  含量与液相含 Cu 量有关。接头中少量  $Al_2Cu$  的存在意味着有少量液相是在冷却条件下凝固, 而不是完全的等温凝固。随着连接时间增加, 液相层中的 Cu 不断向母材扩散, 含 Cu 量降低, 液相层宽度减少, 使接头中  $Al_2Cu$  含量随之减少。因此, 调整连接工艺参数和中间层材料及厚度可在一定程度上控制铝基复合材料瞬间液相扩散连接接头的组织结构。

2.2 铝基复合材料接头的力学性能

2.2.1 Cu 作为中间层接头的力学性能

图 3 和图 4 分别为 Cu 作为中间层时铝基复合材料瞬间液相扩散连接的连接温度  $T$  和连接时间  $t$  对接头抗剪强度  $\tau$  的影响规律。

由图 3 可以看出, 连接温度为  $570\ ^\circ C$  时, 接头抗剪强度较低 ( $69\ MPa$ ); 随着连接温度提高接头抗剪强度随之提高, 并在  $600\ ^\circ C$  达到最大值 ( $90\ MPa$ );

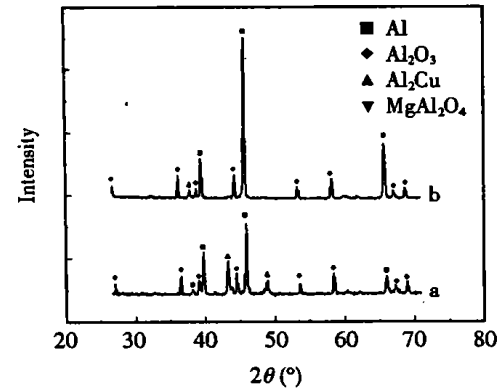


图 2 不同连接时间接头断面的 XRD 分析  
a:  $600\ ^\circ C \times 5\ min$  b:  $600\ ^\circ C \times 1\ 350\ min$

Fig. 2 XRD analyses of joints at different bonding time

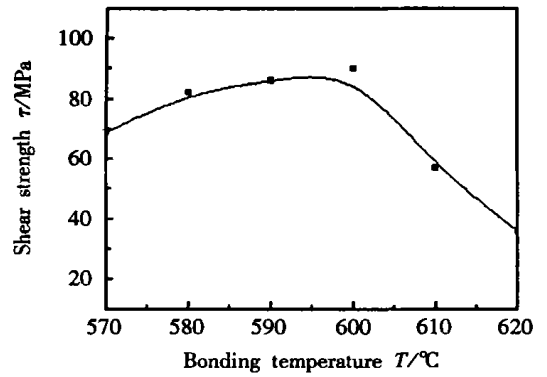


图3 连接温度对接头抗剪强度的影响( $t=30\text{ min}$ )

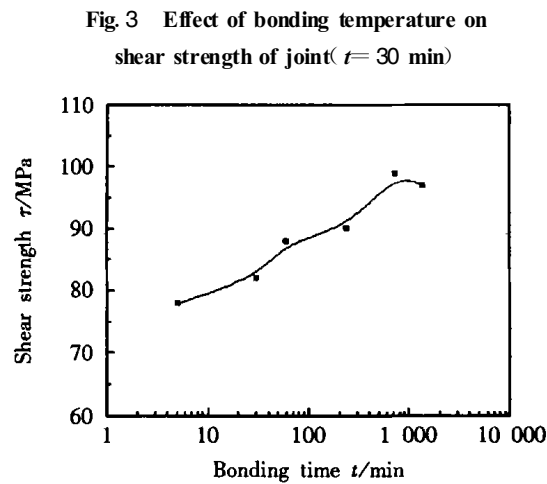


图4 连接时间对接头抗剪强度的影响( $T=600\text{ }^\circ\text{C}$ )

Fig. 4 Effect of bonding time on shear strength of joint( $T=600\text{ }^\circ\text{C}$ )

当连接温度超过  $600\text{ }^\circ\text{C}$  后, 接头抗剪强度随连接温度提高而降低。连接温度为  $580\sim600\text{ }^\circ\text{C}$  时, 接头抗剪强度为  $82\sim90\text{ MPa}$ 。图4所示的试验结果表明, 连接时间也是影响接头力学性能的重要因素。连接时间  $5\text{ min}$  时, 接头抗剪强度为  $78\text{ MPa}$ ; 随连接时间增加接头抗剪强度随之增加, 连接时间在  $720\sim1350\text{ min}$  范围内, 接头抗剪强度趋于稳定 ( $97\sim99\text{ MPa}$ )。

进一步研究发现, 在铝基复合材料瞬间液相扩散连接接头中增强相偏聚区是最薄弱的区域, 裂纹均在该区萌生和扩展。

剪切断口分析表明, 连接温度  $570\text{ }^\circ\text{C}$  时断口上可看到明显裸露的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒间基体金属较少, 存在大量的空隙(图5); 在连接温度  $600\text{ }^\circ\text{C}$  时的断口上可看到沿切应力方向被拉长的韧窝,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒多存在于韧窝的底部,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒间通过基体—增强相微连接结合在一起(图6)。连接温度较低时( $570\text{ }^\circ\text{C}$ ), 液态基体金属的流动性较差, 同时  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒的偏聚进一步阻碍了液态基体金属的流动, 使  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒间无法为液态基体金属填充, 凝固

后形成较多空隙, 减小了有效承载面积, 导致降低接头抗剪强度。随着连接温度升高, 液态基体金属的流动性增强, 易填充于  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒间, 凝固后形成基体—增强相微连接, 使接头抗剪强度提高。但当连接温度超过  $600\text{ }^\circ\text{C}$  后由于增强相偏聚区宽度明显增宽, 增强相—增强相、基体—增强相弱连接增多, 从而使接头抗剪强度降低。连接时间对接头抗剪强度的影响主要归因于接头成分、组织的均匀化。因此, 选择合适的连接工艺参数对于改善接头的力学性能是十分重要的。

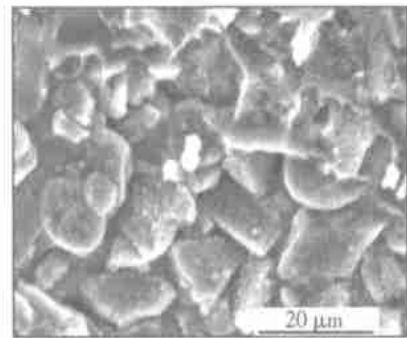


图5 接头断口形貌( $T=570\text{ }^\circ\text{C}$ )

Fig. 5 Fracture surface morphology of joint

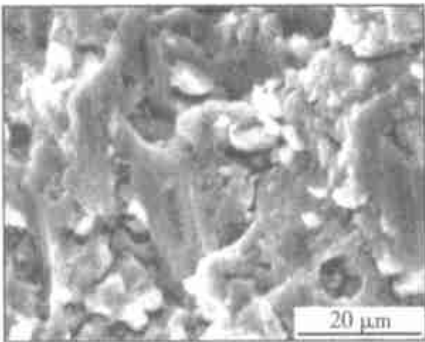


图6 接头断口形貌( $T=600\text{ }^\circ\text{C}$ )

Fig. 6 Fracture surface morphology of joint

2.2.2 Ag作为中间层接头的力学性能

表1给出了Ag作为中间层时铝基复合材料瞬间液相扩散连接接头力学性能的试验结果。可以看出, 连接温度、连接时间、中间层厚度对接头抗剪强度具有较明显的影响。在所研究的范围内, 总的趋势是, 适当提高连接温度, 增加连接时间, 减小中间层厚度有利于改善接头抗剪强度。在连接温度  $590\sim610\text{ }^\circ\text{C}$ 、连接时间  $40\sim70\text{ min}$ 、中间层厚度  $20\sim40\text{ }\mu\text{m}$  条件下, 接头抗剪强度为  $86\sim109\text{ MPa}$ 。

与Cu中间层接头的试验结果相同, Ag中间层接头剪切断裂也均发生在强化相偏聚区(图7), 其主要原因是增强相偏聚区内增强相—增强相、基体—增强相弱连接的增多。因此, 研究减小增强相偏聚区的宽度是进一步改善铝基复合材料瞬间液相扩

散连接接头力学性能的重要途径。

表 1 接头抗剪强度试验结果

Table 1 Experimental results of joint shear strength				
No.	Bonding temperature $T/^{\circ}\text{C}$	Bonding time $t/\text{min}$	Interlayer thickness $d/\mu\text{m}$	Shear strength $\tau/\text{MPa}$
1	590	10	20	64
2	590	40	40	86
3	590	70	60	61
4	600	10	40	66
5	600	40	60	63
6	600	70	20	88
7	610	10	60	76
8	610	40	20	86
9	610	70	40	109

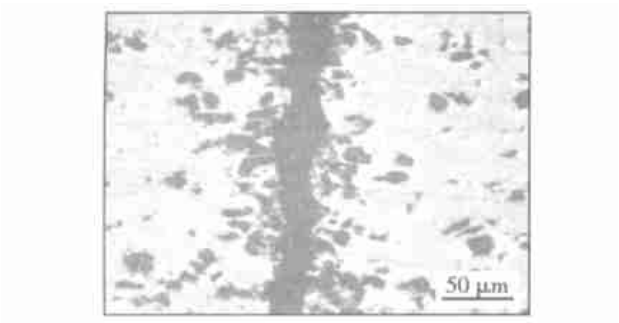


图 7 接头剪切裂纹  
Fig. 7 Shear fracture in joint

3 结 论

(1)Cu、Ag作为中间层时铝基复合材料瞬间液

相扩散连接接头可分为增强相偏聚区、增强相贫化区和母材区。增强相偏聚区的组织主要为增强相  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒和铝合金基体,并含有少量的  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  化合物,在 Cu 中间层接头中还含有少量的  $\text{Al}_2\text{Cu}$  化合物。

(2)连接温度、连接时间和中间层厚度对接头抗剪强度具有较明显的影响。在一定条件下,Cu、Ag 作为中间层接头的抗剪强度分别为 82~99 MPa 和 86~109 MPa。

(3)增强相偏聚区是接头最薄弱的区域,接头剪切断裂均发生在该区,研究减小增强相偏聚区的宽度是进一步改善接头力学性能的重要途径。

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,(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 ] Urena A. Diffusion bonding of discontinuously reinforced  $\text{SiC}/\text{Al}$  matrix composites[ R ].Key Engineering Materials, 1995, 523~540.

[ 5 ] 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):363~369.

[ 6 ] 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, 1075~1082.

作者简介: 孙大谦,男,1954 年 3 月出生,工学博士,教授,博士生导师。主要研究方向为材料的焊接与连接。完成机械工业部、教育部、吉林省科委科研项目 10 项,获部、省级科技进步三等奖 2 项,发表论文 40 余篇。

Email: sunda 5 @mail. jl. cn