

文章编号: 1004-0609(1999)03-0477-05

亚微米级 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$

复合材料的扩散焊接^①

牛济泰 刘黎明 武高辉 翟瑾番

(哈尔滨工业大学 现代焊接生产技术国家重点实验室, 哈尔滨 150001)

摘 要: 研究了亚微米级 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 复合材料扩散焊接头强度随焊接参数的变化规律, 采用扫描电镜、透射电镜等手段分析了接头区域微观组织, 探讨了焊接参数、接头微观组织与接头宏观性能之间的联系。指出焊接温度是复合材料扩散焊接最重要的工艺参数, 焊接温度介于基体合金固相线与液相线之间, 接头强度最高值可达到 170 MPa; 接合界面的氧化膜阻碍基体原子的扩散, 是复合材料接头强度下降的原因之一。在此基础上成功地实现了亚微米级 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 复合材料的扩散连接。

关键词: 复合材料; 扩散焊; 焊接接头强度

中图分类号: TG407

文献标识码: A

颗粒增强型金属基复合材料具有高比强度、高比刚度、高耐磨性、各向同性等优良性能, 已引起人们的广泛关注^[1~4]。有研究^[5~6]表明, 在颗粒增强型复合材料中增强颗粒的形态和种类直接影响复合材料的性能和制造成本, 选用细颗粒或超细颗粒作为增强相, 可显著改善复合材料的综合性能, 因此对亚微米级复合材料的深入研究受到人们的重视^[7,8]。然而由于复合材料基体与增强相间物理性质(如熔点、电阻率等)相差很大, 焊接时焊缝很容易产生疏松、夹渣、气孔等缺陷, 并且在高温下基体与增强相之间极容易发生界面反应, 生成脆性化合物, 很难形成优质焊接接头^[9~12]。随着增强相颗粒尺寸的减小, 这种趋势愈加明显, 迄今为止, 国内外尚未见到关于该种复合材料焊接成功的报道, 所以, 如何实现亚微米级复合材料的优质焊接, 是国内外普遍关注而又急待解决的问题。本文以亚微米级 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 复合材料为研究对象, 在稳定和完美焊

接工艺的基础上, 采用扫描电镜、透射电镜等手段系统地研究了该种复合材料在不同焊接参数条件下接头区域微观组织及其宏观力学性能的变化规律, 讨论了接头连接机理, 探索出最佳焊接工艺。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

采用挤压铸造法制备亚微米级 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 颗粒增强复合材料。增强相 Al_2O_3 颗粒平均尺寸为 0.4 μm , 体积分数为 30%。基体 6061Al 的化学成分为 $\text{Al}-0.34\text{Cu}-0.75\text{Mg}-0.22\text{Mn}-0.36\text{Fe}-1.26\text{Si}(<0.15)\text{Zr}(<0.05)\text{Ti}(<0.05)\text{Ni}$ 。

1.2 试验方法

真空扩散焊过程在 0.1 Pa 的真空炉中进行, 试件采用电阻法加热, 通过热电偶测量温

① 国家自然科学基金资助项目 59781004 收稿日期: 1998-08-12; 修回日期: 1998-09-28

牛济泰(1942-), 男, 教授, 博士生导师

度并使其在焊接中保持恒定。焊接试件为退火状态的复合材料, 尺寸为 $30\text{ mm} \times 5\text{ mm} \times 10\text{ mm}$, 采用对接扩散焊。焊接接头拉伸实验在英国 Instron 公司产的电子万能实验机上进行, 拉伸试件的几何形状及尺寸见图 1, 拉伸速度为 0.5 mm/min 。

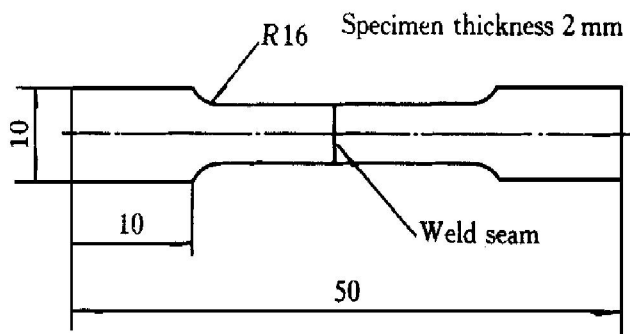


图 1 扩散焊接头拉伸试件几何尺寸

Fig. 1 Geometry of tensile specimen

利用扫描电镜 (SEM) 观察亚微米级复合材料接头区域的微观组织, 用能谱仪 (EDX) 对接头断口进行成分分析, 采用透射电镜 (TEM) 分析接头区域组织状态。

2 试验结果

2.1 焊接温度及表面处理状态的影响

焊前被焊表面分别经 360# 和 1800# 金相砂纸打磨平, 去除氧化膜, 得到宏观上平整的表面, 再用丙酮清洗去除油污等杂质后进行焊接。图 2 为不同表面处理状态下焊接温度与接头拉伸强度之间的关系曲线。可以看出焊前被焊表面经 1800# 金相砂纸打磨的强度明显低于同等温度下经 360# 金相砂纸打磨的强度。

图 2 还表明, 随着温度升高焊接接头拉伸强度逐渐升高, 特别是当温度超过基体材料的固相线温度 ($584\text{ }^{\circ}\text{C}$) 时, 接头强度进一步提高, 接近基体材料的液相线温度 ($650\text{ }^{\circ}\text{C}$) 时接头的拉伸强度趋于平稳。当超过基体材料的液相线温度时, 接头变形较大。

2.2 焊接时间的影响

在试验温度 ($600\text{ }^{\circ}\text{C}$) 下经过 5 min 时间可初步形成扩散焊接头。随着焊接时间延长, 接

头强度增加, 图 3 为焊接时间与接头强度的关系曲线, 可以看出经过 30 min 接头拉伸强度最大并趋稳定。

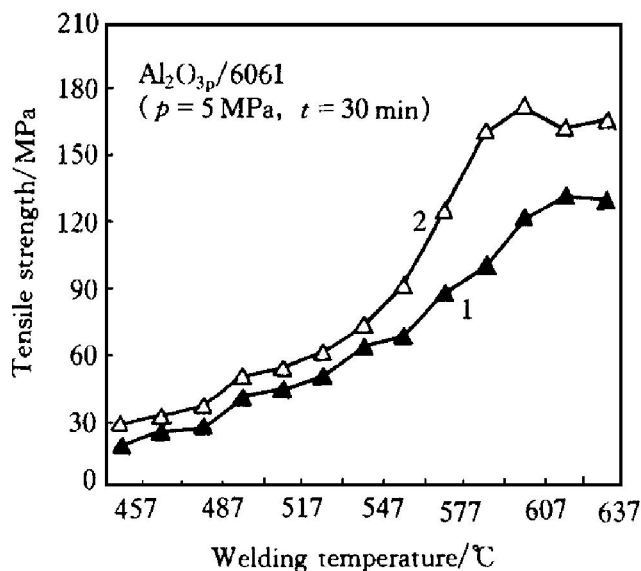


图 2 不同表面打磨条件下焊接温度与接头拉伸强度的关系

Fig. 2 Relationship between welding temperature and tensile strength of welded joint under various abrasion conditions

1—Abraded using 1800# abrasive paper;
2—Abraded using 360# abrasive paper

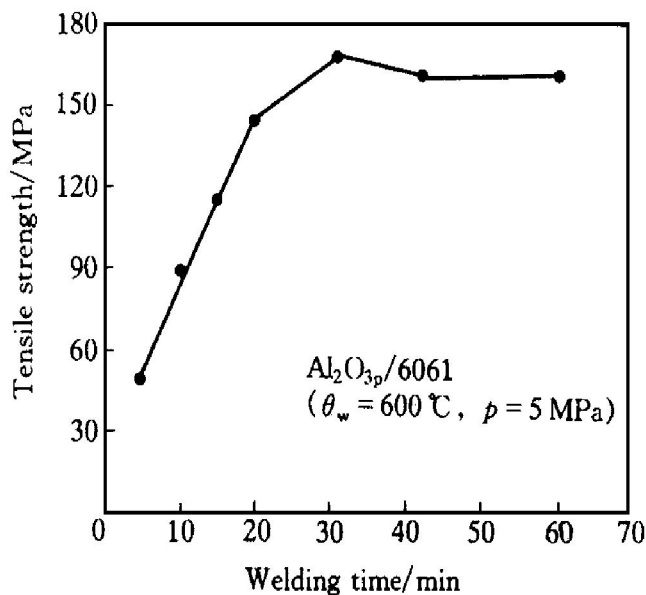


图 3 焊接时间对接头拉伸强度的影响

Fig. 3 Effect of welding time on tensile strength of welded joint

2.3 焊接压力的影响

图 4 为焊接压力与接头拉伸强度的关系曲线, 随着压力提高, 接头拉伸强度逐渐提高,

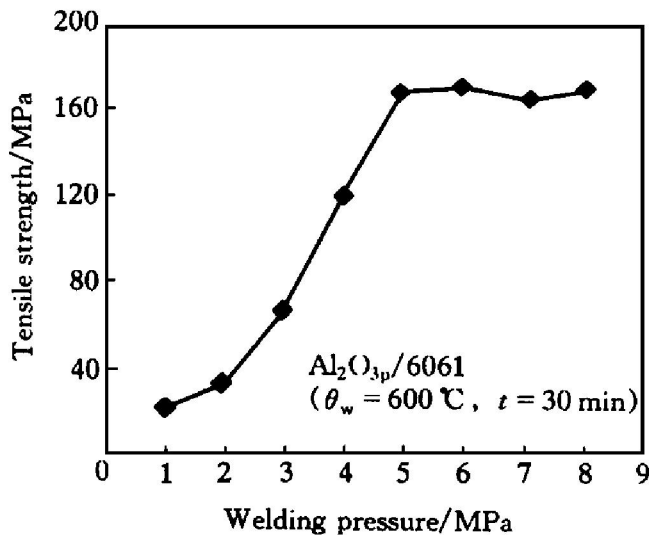


图4 焊接压力与接头拉伸强度关系曲线

Fig. 4 Curve of welding pressure vs tensile strength of welded joint

当压力超过 5 MPa 后接头拉伸强度趋于稳定。

综上所述, 针对亚微米级 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{6061Al}$ 颗粒增强复合材料, 扩散焊接的最佳工艺参数为: $\theta_w = 584 \sim 650\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 30 \sim 45\text{ min}$, $p = 5\text{ MPa}$, 焊前被焊表面用 360# 金相砂纸打磨。

3 结果分析

图 5 为接头区域 TEM 照片, 可见基体与增强相之间结合状态良好, 没有界面反应生成物出现, 基体与增强相之间未发生界面反应。这与文献^[7,8]对母材组织的研究结果一致。

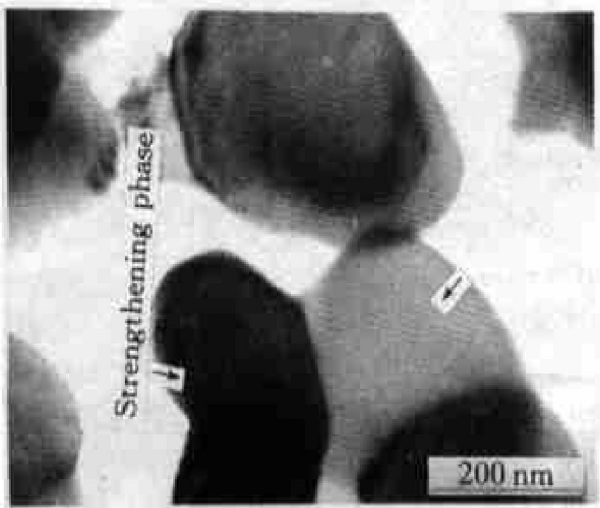


图5 接头区域 TEM 照片

Fig. 5 Transmission electron micrograph of welded joint

图 6 为不同焊接规范时焊接接头拉伸断口的 SEM 电镜照片。由图 6 可见, 在较低的温度下, 接头断口呈脆性断裂, 见图 6(a), 断口表面覆盖着氧化膜阻碍基体原子的扩散, 此时接头强度最低; 随着焊接温度的提高, 断口呈现出 A 和 B 两区, 见图 6(b)。断口分析表明: A 区断口呈韧窝状, 断口呈明显的韧性断裂特征, 为焊合区; B 区为脆性断口, 断口表面上覆盖一层氧化膜, 为焊接不良区, 此时接头抗拉强度有所增加。随着焊接温度进一步升高, A 区的面积逐渐增大, 接头强度逐渐提高, 见图 6(c)。这是由于随着温度升高, 复合材料的塑性、结合面接触密着性及基体元素的活性均有所提高, 原子得到较大的激活能而有助于扩散; 同时, 材料表面氧化膜呈颗粒状分布, 对原子扩散的阻碍作用减小。在试验中还发现, 当复合材料处于真空状态, 在介于基体 6061Al 合金固相线与液相线之间的温度下扩散焊接, 得到的接头强度最高, 见图 6(c)。为了对此现象进行深入分析, 我们还拍摄了不同焊接规范下接头区域组织, 见图 7, 从图 7 可见, 随着温度提高, 接头界面逐渐减小, 当焊接温度超过基体 6061Al 合金固相线温度($584\text{ }^\circ\text{C}$)时, 接头区域增强相颗粒分布与母材相似。这是由于当焊接温度超过基体合金固相线温度时, 基体原子的活性和迁移率增加, 并且在材料接触面上出现基体合金液态薄膜, 此液膜浸润材料连接表面, 基体原子通过这个液膜加速相互扩散, 此时铝合金基体塑性流动性良好, 基体塑性流动使接头区域增强相颗粒重新分布, 导致铝合金基体渗入增强相之间的结合处, 促使界面上的增强体-增强体(R-R)接触改为增强体-基体(R-M)接触, 由于(R-R)接触几乎无结合而(R-M)接触结合强度远远大于(R-R)接触, 因此可使接头强度大大提高。在此规范下接头断口呈明显的韧性断裂, 见图 6(c), 对韧窝中 Al_2O_3 颗粒及颗粒边缘的基体进行 SEM 的 EDX 点分析, 结果如表 1 所示。

从表 1 可以看出, 在断口上的颗粒与附近基体表面的化学成份相似。这表明颗粒表面有

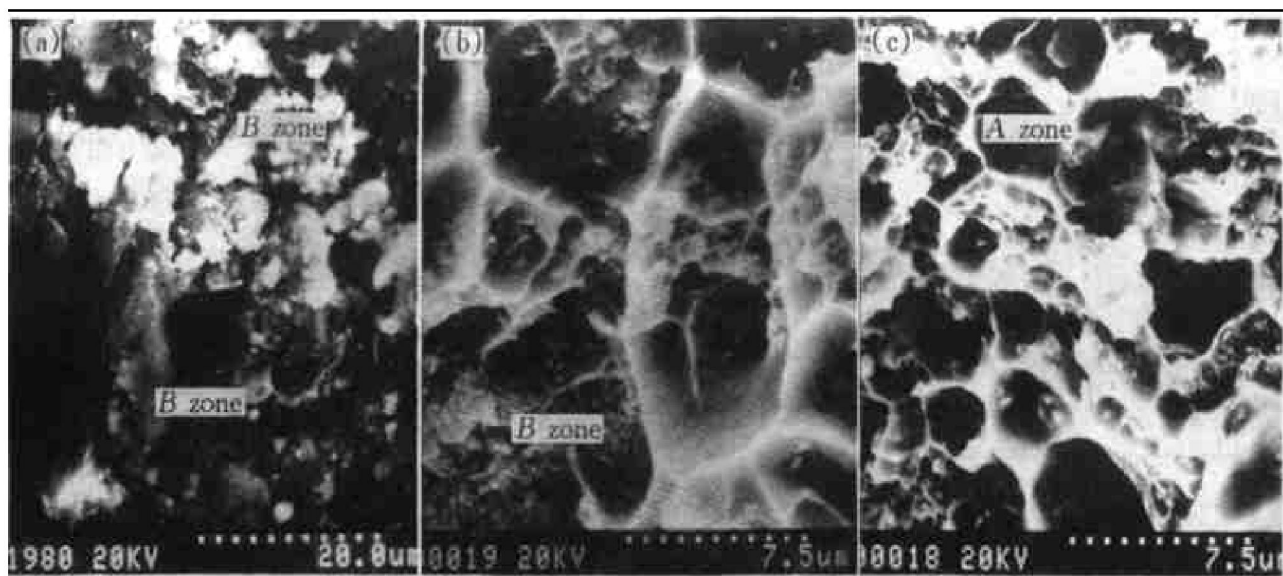


图 6 不同规范时焊接接头拉伸断口的 SEM 电镜照片

Fig. 6 Scanning electron micrographs of fractured zone at various welding parameters

- (a) $-\theta_w = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $p = 5\text{ MPa}$, $t = 30\text{ min}$, $\sigma_b = 74\text{ MPa}$; (b) $-\theta_w = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $p = 5\text{ MPa}$, $t = 30\text{ min}$, $\sigma_b = 118\text{ MPa}$;
(c) $-\theta_w = 620\text{ }^{\circ}\text{C}$, $p = 5\text{ MPa}$, $t = 30\text{ min}$, $\sigma_b = 165\text{ MPa}$

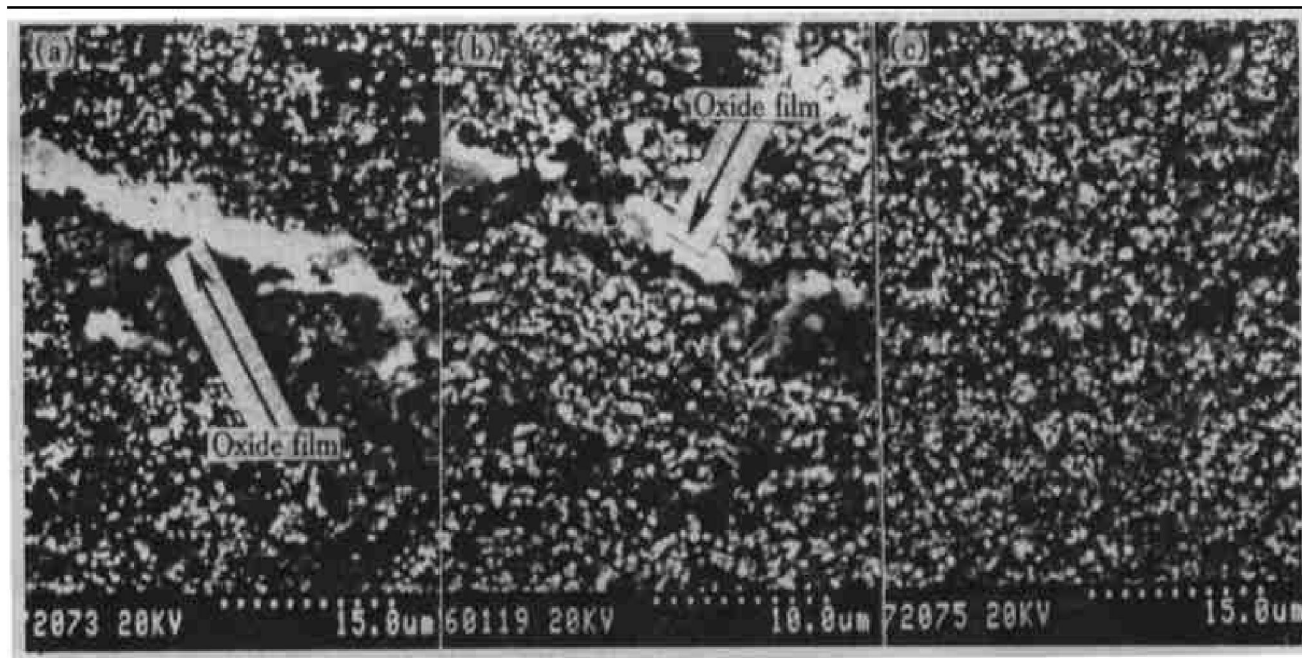


图 7 不同规范下接头区域组织照片

Fig. 7 Micrographs of welded joint at various welding parameters

- (a) $-\theta_w = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $p = 5\text{ MPa}$, $t = 30\text{ min}$, $\sigma_b = 74\text{ MPa}$; (b) $-\theta_w = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $p = 5\text{ MPa}$, $t = 30\text{ min}$, $\sigma_b = 118\text{ MPa}$;
(c) $-\theta_w = 620\text{ }^{\circ}\text{C}$, $p = 5\text{ MPa}$, $t = 30\text{ min}$, $\sigma_b = 165\text{ MPa}$

一层基体合金，此时接头区域基体与增强相结合较好，焊接接头的拉断不是在基体与增强相间的界面上发生，而是在接头区域颗粒附近的基体中发生的。

4 结论

(1) 采用真空扩散焊方法可成功地焊接亚微米级 $\text{Al}_2\text{O}_3/6061\text{Al}$ 复合材料。在合适的焊接规范下焊接接头拉伸强度可达 170 MPa ，为母材强度的 57% 。

(2) 焊接温度是复合材料扩散焊最重要的参数，在本试验条件下，焊接温度选择在基体

合金固相线与液相线之间, 接头强度可达到最高。

表 1 焊接接头断口表面 SEM 的
EDX 点分析结果(%)

Table 1 Analysis result of SEM and EDX on fractured surface(%)						
Position	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Al
Particle	0.76	1.48	0.19	0.25	0.16	Bal
Matrix	0.82	1.32	0.13	0.30	0.21	Bal.

(3) 接头区域的氧化膜阻碍基体原子的扩散, 是复合材料接头强度下降的原因之一。

REFERENCES

1 Nair S V, Tien J K and Bates R C. Int Met Rev, 1995, 30(6): 275.

2 Mcguine P F. Mach Des, 1992, 23(4): 71.

3 Lloyd D J. Int Met Rev, 1994, 39(1): 1.

4 Ling Xingzhu(凌兴珠) and Xu Zhengmin(徐振民). The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1998, 8(2): 286.

5 Stace M H. Mater Sci Tech, 1988, 4: 227.

6 Xiao Yongliang(肖永亮), Li Yali(李亚利) and Liang Yong(梁永). Acta Metallurgica Sinica(金属学报), 1996, 32(6): 658.

7 Zhao Yongchun(赵永春) and Wu Gaohui(武高辉). Acta Material Composite Sinica(复合材料学报), 1998, 15(3): 27.

8 Wu Gaohui(武高辉), Zhao Yongchun(赵永春) and Ma Shenlin(马森林). Acta Material Composite Sinica(复合材料学报), 1998, 15(3): 21.

9 Lienerr T J, Brandon E D and Lippoid J C. Scripta Metallurgica, 1993, 28: 1341.

10 Partridge P G and Dunford D V. J Metal Sci, 1991, 26: 2255..

11 Devletian J H. Welding, 1987, 66(6): 33.

12 Midling O T. Acta Metal Mater, 1994, 42(5): 1559.

Diffusion bonding mechanism of
submicron composite Al₂O₃p/ 6061Al

Niu Jitai, Liu Liming, Wu Gaohui, Zhai Jinfan
*National Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology,
Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China*

Abstract: The variation of joint strength with the welding parameters when welding submicron composite Al₂O₃p/ 6061Al was studied. The microstructures of joint was analyzed by using TEM and SEM, and the relationships between welding parameters, microstructure and macro properties of welded joint were investigated. The results indicate that the welding temperature is the most important factor for diffusion welding of composite. When the welding temperature range is between solidus and liquidus, the peak joint strength can reach 170 MPa. In addition, the results also indicate that oxide film is the reason to prevent atom diffusion and thus it will reduce joint strength.

Key words: composite materials; diffusion welding; welded joint strength

(编辑 彭超群)