

热压压力对 B/Al 复合材料组织结构及力学性能的影响^{*}

黄仁忠¹ 王豫跃¹ 杨冠军¹ 李长久¹ 李其连²

(1 西安交通大学材料科学与工程学院金属材料强度国家重点实验室,西安 710049)

(2 北京航空制造工程研究所,北京 100024)

文 摘 使用表面覆有 B₄C 涂层的硼纤维,采用大气等离子喷涂法制备连续硼纤维增强铝基复合材料预制片,结合真空热压扩散焊制备了纤维均匀分布的 B/Al 复合材料。探讨在接近铝基体熔点温度的条件下热压压力对复合材料力学性能与 B/Al 界面结合的影响,分析了 B/Al 界面结合状态与断口形貌及力学性能之间的关系。研究表明:热压压力对制备的 B/Al 复合材料的纤维体积分数、B 纤维与 Al 基体的界面结合状态和拉伸强度有显著的影响;纤维表面的 B₄C 涂层有效地防止了 B 纤维与 Al 基体间的界面反应,在温度 650 °C、压力 10 MPa 的条件下,制备的纤维体积分数为 42 % 的 B/Al 复合材料拉伸强度达到 968 MPa,达到了纤维理想强度的 77 %。

关键词 大气等离子喷涂,硼纤维,热压扩散,纤维增强金属基复合材料,拉伸强度,铝基体

Effect of Pressure During Hot-pressing on Microstructure and Mechanical Properties of B/Al Composite

Huang Renzhong¹ Wang Yuyue¹ Yang Guanjun¹ Li Changjiu¹ Li Qilian²

(1 School of Materials Science & Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049)

(2 Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024)

Abstract Aluminum matrix composite reinforced with continuous boron fibers was produced with B₄C-coated B-fiber by atmospheric plasma spraying processing. The effects of the pressure during hot-pressing processing on the mechanical properties of B/Al composite at the temperature near the Al melting point were studied. The effect of the pressure on the bonding at the interface between the fiber and Al matrix was also discussed. The relation between B/Al interface bonding conditions, the fractographs, and mechanical properties were examined. It is shown that the hot pressing pressure influences significantly the volume fraction of fiber, the interaction between fibers and aluminum, and the tensile strength of B/Al. The B₄C coating on the surface of B-fiber can prevent the fibers from interaction with the matrix effectively. The B/Al composite containing 42 vol % boron fibers prepared by hot pressing at 650 °C under 10 MPa yields the tensile strength of 968 MPa, which is 77 % of the ideal tensile strength of the boron fibers.

Key words Plasma spraying, Boron fiber, Hot pressing diffusion, Fiber-reinforced metal matrix composite, Tensile strength, Aluminum matrix

1 引言

纤维增强金属基复合材料(MMC)具有比强度高、比模量高、疲劳性能优良的特点,作为综合性能

优良的结构材料候选^[1],已经在航天航空等领域获

收稿日期:2003-11-12

*高能束流加工技术国防科技重点实验室基金资助:51461040101JW0801

黄仁忠,1977年出生,硕士研究生,主要从事硼纤维增强铝基复合材料的研究工作

得了应用^[2],具有其它材料不可替代的地位。其中以连续 B 纤维增强 Al 基复合材料的研究最早、应用最广。Kreider 等早在 20 世纪 60 年代就报道了纤维体积分数为 60% 的 B/Al 复合材料,该复合材料在纤维方向上的强度超过了 904 MPa^[3]。最近张绪虎等报道了纤维体积分数为 60% 的 B/Al 复合材料,最高拉伸强度达到 1 280 MPa^[4]。

B/Al 复合材料的制备方法有熔体浸渗法与固态扩散粘结法两种^[5]。前者生产效率高、成本低,但是 B 纤维在熔融 Al 液中会发生化学反应,严重降低纤维的强度^[6],应用较少;后者由于基体处于固体状态,制造温度低,能有效地避免基体与增强纤维之间的界面反应,为常用的制备方法。

固态扩散粘结法中如何控制热压温度、压力和时间是制备性能优越的 B/Al 复合材料的关键。为了防止纤维与基体的界面反应,通常采用低温高压的工艺方法^[4,7]。由于热压压力较高,对制造设备的要求高,制造成本也随之升高,限制了纤维增强复合材料的应用^[8]。

在固态扩散焊时,提高热压温度、降低热压压力,同样可以达到高强度的焊接接头^[9]。为此,合理控制热压过程中的温度和压力可以实现在高温低压的条件下制备 B/Al 复合材料,因而可以制造较大尺寸的复合材料,拓展其应用范围。本文选用了表面覆有 B₄C 涂层的 B 纤维作为增强体,通过等离子喷涂制备 B/Al 预制片,将其层叠成形,用真空热压扩散焊制备了 B/Al 复合材料,探讨了热压压力对 B/Al 复合材料力学性能的影响。

2 试验

2.1 预制片的制备

基体材料选用上海金江冶金粉末厂生产的工业纯铝粉。纤维选用先进复合材料国防科技重点实验室生产的直径为 140 μm 的 B 纤维,纤维表面覆有 B₄C 涂层,单丝拉伸强度约为 3 000 MPa^[10]。

为了保证 B 纤维均匀分布,采用精密车床绕制纤维,绕制前在圆筒上加工了螺距为 200 μm 的螺旋线。绕制在圆筒上的纤维密度为 50 根/cm ~ 55 根/cm。

采用 GP-80 型高能等离子喷涂系统,在绕有 B 纤维的圆筒外表面喷涂 Al 涂层,喷涂参数如表 1 所示,喷涂后的预制片厚度为 250 μm ~ 300 μm。

表 1 等离子喷涂参数

Tab. 1 Plasma spraying parameters

Ar 压力 /MPa	Ar 流量 /L·min ⁻¹	H ₂ 压力 /MPa	功率 /kW	喷涂距离 /mm
0.8	74	0.4	20	130

2.2 复合材料的制备

本研究采用的增强纤维为表面覆有 3 μm ~ 5 μm B₄C 涂层的 B 纤维,当 Al 处于固态时,B₄C 涂层和 Al 基本上不发生反应^[11],因此,在热压过程中,只要控制热压温度使 Al 基体保持固态,就可以防止 B/Al 的界面反应。根据文献^[4,12,13]报道的制造 Al 基复合材料的热压扩散焊参数,考虑到热压压力的降低可以通过提高热压温度和增加热压时间来补偿,本研究选择压力为 2 MPa ~ 30 MPa、温度 650 的条件下制备试样。采用的热压设备为 WZK-1 型卧式真空热压扩散焊炉。

2.3 复合材料组织表征和力学性能测试

复合材料的拉伸强度采用复合材料拉伸性能试验方法 ASTM D3553-77 (1989 年修订)标准,B/Al 板试样的尺寸为 75 mm × 10 mm,厚度约为 1 mm。拉伸试验机为 Instron-1195 电子拉伸试验机,拉伸速度为 1 mm/min。纤维、复合材料以及断口形貌采用 JSM5800 型扫描电子显微镜 (SEM) 进行观察,根据 SEM 断面组织结构计算了复合材料中纤维的体积分数。用 10% 的 NaOH 溶液腐蚀成形后的复合材料得到裸纤维,观察分析了纤维的表面状态。

3 结果与讨论

3.1 预制片和复合材料的组织结构

制备的 B/Al 复合材料预制片如图 1 所示,Al 均匀渗入了纤维的间隙,预制片连续,纤维均匀分布。

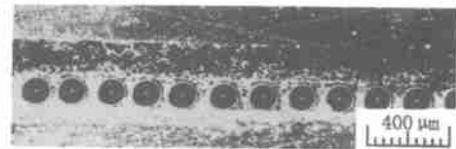


图 1 B/Al 预制片的断面结构

Fig. 1 Typical cross-sectional structure of B/Al prepreg sheet

对预制片进行真空热压扩散焊,获得了 50 mm × 80 mm、厚度约为 1 mm 的 B 纤维增强 Al 基复合材料。图 2 为在压力 10 MPa 条件下制备的复合材料,宇航材料工艺 2004 年 第 3 期

可以看出,复合材料中纤维排布均匀。

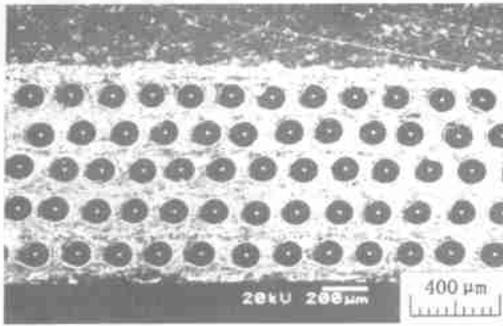
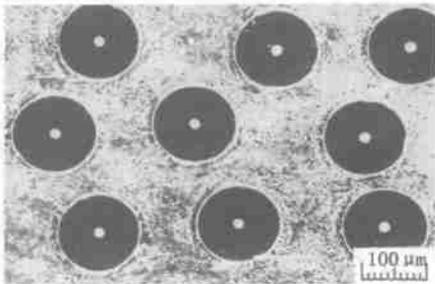


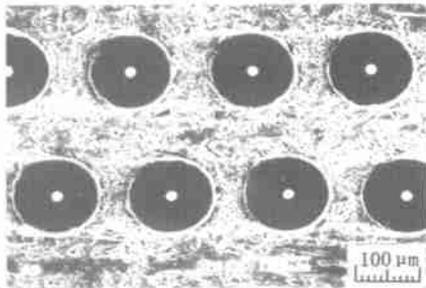
图2 B/Al 复合材料的断面结构

Fig.2 Typical cross sectional microstructure of B/Al composites

图3分别为压力在30 MPa和2 MPa条件下制备的B/Al复合材料断面组织。如图3(a)所示,在压力较高时,复合材料纤维与基体密实地连接在一起;而压力较低时[图3(b)],纤维层间距较大,复合材料基体中仍存在一定气孔,组织较疏松,表明在此条件下,纤维与基体尚未达到完全结合。



(a) 30 MPa



(b) 2 MPa

图3 不同压力下制备的B/Al复合材料的断面组织

Fig.3 Microstructure of B/Al composites fabricated under different pressures

图4为热压压力对纤维体积分数的影响,可以发现,随压力的升高,纤维的体积分数升高。这是由于压力升高,有利于Al基体的扩散,层间及层内气孔尺寸减小以及基体沿压力垂直的方向流动所致。

孔尺寸减小以及基体沿压力垂直的方向流动所致。

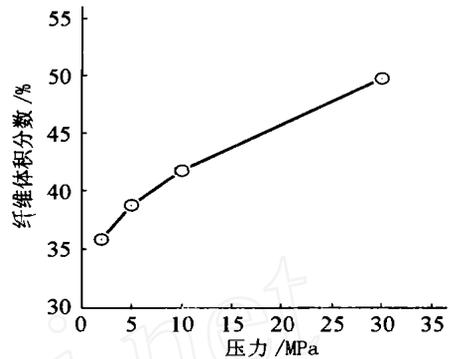


图4 压力对B/Al复合材料中纤维体积分数的影响

Fig.4 Effect of pressure on volume fraction of fiber in B/Al composites

3.2 复合材料力学性能

图5为热压压力对制备的B/Al复合材料的拉伸强度的影响。

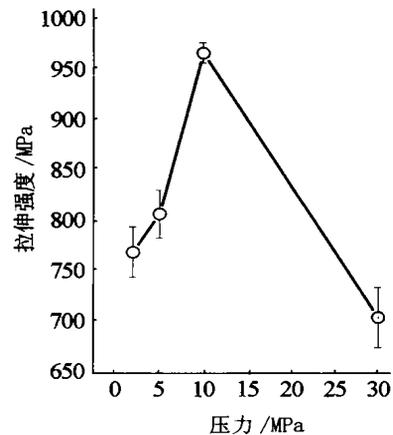


图5 压力对B/Al复合材料拉伸强度的影响

Fig.5 Effect of pressure on tensile strength of B/Al composites

当压力较低时,随着压力的增加,B/Al复合材料的拉伸强度升高,但当压力从10 MPa增加到30 MPa时,拉伸强度反而降低。压力为10 MPa制备的B/Al复合材料强度最高,达到了968 MPa。根据理想单向纤维增强复合材料的纵向拉伸强度混合律^[1],复合材料的纵向拉伸强度可表示为:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} V_f + \sigma_m (1 - V_f) \quad (1)$$

式中, σ_{fu} 为纤维的拉伸强度; σ_m 为纤维断裂时基体的强度; V_f 为纤维的体积分数。

由于 f_u 远大于 $f_m^{[1]}$, 有:

$$\sigma_{cu} = f_u V_f \quad (2)$$

式(2)表明复合材料的理想强度为纤维的强度与体积分数的乘积。复合材料的实际强度与理想强度之比可表示为 k :

$$k = \sigma_a / \sigma_{cu} = \sigma_a / (f_u V_f) \times 100\% \quad (3)$$

式中, σ_a 为复合材料实际的拉伸强度; k 表征了复合材料中纤维强度的发挥程度, 称为复合材料中纤维的强度转化率。转化率越高, 纤维的强度利用率越高, 复合材料的性能越好。

图 6 给出了压力对本实验制备的复合材料的纤维强度转化率的影响, 当热压压力为 2 MPa 与 5 MPa 时, 纤维的强度转化率都在 70% 左右, 当压力为 10 MPa 时纤维的强度转化率达到 77%, 即复合材料的强度达到了理想强度的 77%。观察热压前后纤维的表面状态, 发现热压成形前后纤维表面状态基本相同, 这表明 B_4C 涂层可以有效地防止纤维与基体之间的界面反应。因此, 在较高热压温度条件下, 较低的热压压力可制备出与低温高热压工艺条件下制备的复合材料力学性能相当。

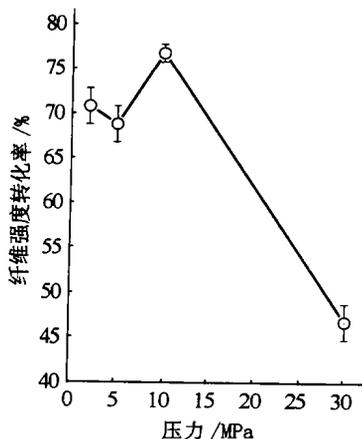
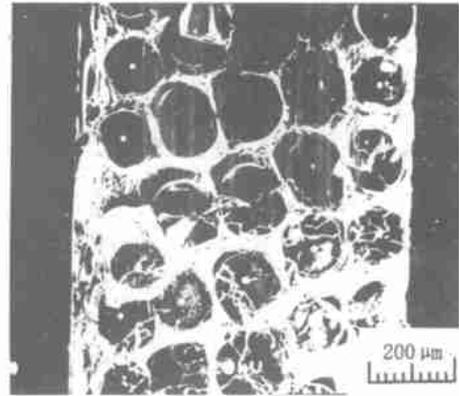


图 6 热压压力对 B/Al 复合材料强度转化率的影响

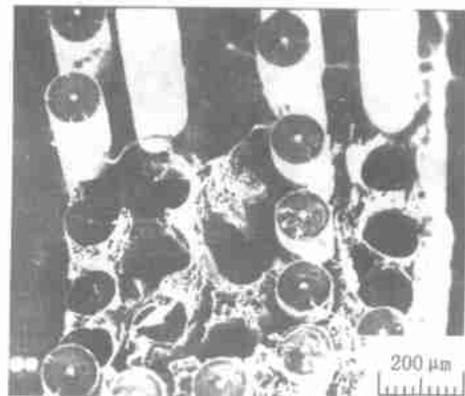
Fig. 6 Effect of pressure on convert ratio of fiber of B/Al composites

图 7 为压力分别在 30 MPa 和 10 MPa 条件下制备的复合材料的断口形貌。可以看出, 图 7 (a) 所示的断口平整, 无纤维拔出, 为非累积型脆性断口, 局部纤维的断裂很快导致材料的整体破坏。这说明压力过大, 造成界面产生过强结合, 使复合材料的强度降低, 纤维的强度转化率反而下降为 47%。而图 7

(b) 所示的断口曲折, 部分纤维有一定长度的拔出, 断裂为损伤累积型断裂, 表明在压力为 10 MPa 的条件下制备的复合材料界面结合适度, 纤维承载能力发挥比较充分, 复合材料的强度转化率较高, 达到理想强度的 77%。



(a) 30 MPa



(b) 10 MPa

图 7 不同压力下制备的 B/Al 复合材料断口形貌

Fig. 7 Fractographs of B/Al composites fabricated under different pressures

4 结论

(1) 使用表面覆有 B_4C 涂层的 B 纤维, 由于可以有效地防止纤维与基体 Al 的界面反应, 可以提高热压温度, 从而实现在较低压力下制备纵向拉伸强度较高的 B/Al 复合材料。

(2) 热压条件对复合材料中纤维体积分数的影响较大, 随热压压力的增加, 纤维体积分数增加。在一定压力范围内, 纤维的体积分数增加, 复合材料的拉伸强度增加。当压力较高, 纤维与基体界面结合

相对较牢固时,断裂为非累积型,尽管基体较致密,但复合材料的强度较低。纤维与基体界面适度的结合有利于提高复合材料的强度。

(3) 在压力为 10 MPa 的热压条件下制备的 B/Al 复合材料强度达到 968 MPa,为 B 纤维理想强度的 77%。

参考文献

- 1 张国定,赵昌正. 金属基复合材料. 上海交通大学出版社, 1996:1~2
- 2 曾凡文,张绪虎,关盛勇. B/Al 复合板材复合工艺的研究. 宇航材料工艺, 1999; 29(4): 25~28
- 3 Kreider K G, Leverant G R. Boron fiber metal matrix composites by plasma spraying. United Aircraft Corp. East Hartford Conn. Research Lab. Final Technical Report, Report No. E910368 - 9; AFML - TR - 66 - 219, 1966
- 4 张绪虎,关盛勇,曾凡文,冯丽莉,胡欣华,苏肇键. B/Al 单向铺层复合板的力学性能及断裂行为的研究. 宇航材料工艺, 1998; 28(3): 54~60
- 5 张绪虎,胡欣华,关盛勇等. B/Al 复合材料的制造、性能及应用. 宇航材料工艺, 2000; 30(1): 19~26
- 6 Astanin V V, Imaveva L A. Two stages of interfacial in B - Al composite. Journal of Materials Science, 1994; 29: 3 351~

3 357

- 7 Izdinsky K, Minar P, Ivan J. The effect of isothermal exposure and thermal cycling on the properties of Boron fiber/Aluminum alloy composites material. Key Engineering Materials, 1995; 104~107: 845~852
- 8 张大童,李元元,龙雁. 铝基复合材料的研究进展. 轻合金加工技术, 2000; 28(1): 5~10
- 9 赵熹华. 压力焊. 机械工业出版社, 1989:195~200
- 10 蔡杉,孙长义. 碳纤维拉伸强度分布特征与其内含缺陷的关系. 材料工程, 1999; 23(5): 34~38
- 11 Viala J C, Bouix J, Gonzalez G, Esnouf C. Chemical reactivity of aluminum with boron carbide. Journal of Materials Science, 1997; 32: 4 559~4 573
- 12 Waku Y, Nakugawa N, Ohsora Y, Takahashi T, Shimizu K, Yamamura T, Ohmori A. Production of flexible metal matrix composites reinforced with continuous Si - Ti - C - O fibers by atmospheric plasma spraying. Journal of Thermal Spray Technology, 1992; 1(2): 179~186
- 13 牛济泰,刘黎明,武高辉等. 亚微米级 Al_2O_3 /6061Al 复合材料的扩散焊接. 中国有色金属学报, 1999; 9(3): 477~481

(编辑 李洪泉)

(上接第 46 页)

结果表明: Nb/Mo 界面上并没有出现第二相或反应物。由 Nb - Mo 二元相图可知,二者是完全固溶的,不会反应形成化合物,因此界面处没有第二相是正常的,也说明电弧沉积工艺过程中杂质元素的影响很小。晶粒较制备态粗大、晶界少、晶粒内可见到位错线。

4 结论

(1) 采用电弧沉积工艺制备的 Nb/Mo 多层复合材料内部组织致密,界面结合良好,没有明显的缺陷。

(2) 制造态 Nb/Mo 各层内的晶粒细小,晶粒沿沉积方向生长,形状呈长条状。在可靠的抗氧化涂层的保护下, Nb/Mo 多层复合材料在低于 1 600 °C 下热暴露 15 h 后,其层间结构保持完好。在 1 700 °C

1 800 °C 热暴露 15 h 后,晶粒显著长大,长条形特征减少, Nb/Mo 复合层间结构均匀性已有明显破坏。

参考文献

- 1 卡恩 R W 主编,雷廷权等译. 金属与合金工艺. 科学出版社, 1999:322~359
- 2 McLelland A R A et al. Thixoforming of a novel layered metal matrix composite. Mater. Sci. & Tech., 1999; 15: 939~945
- 3 肯尼思 G,克雷德主编,温仲元等译. 金属基复合材料. 国防工业出版社, 1982:17~18
- 4 李成明,张勇,李桂英等. 过滤电弧沉积的 TiN/TiCrN/CrN/CrTiN 多层膜. 中国有色金属学报, 2003; 13(1): 167~171
- 5 赵兴乙. 小规格 Nb - 1Zr 管制取工艺的研究. 见: 难熔金属文集, 第五届难熔金属学术交流会, 1986:133~136

(编辑 李洪泉)