

# 基体铝合金成分对无压浸渗 $B_4C/Al$ 复合材料 微观组织和力学性能的影响

曹雷刚<sup>1</sup>, 王晓荷<sup>1</sup>, 崔 岩<sup>1</sup>, 张龙龙<sup>2</sup>, 杨 越<sup>1</sup>, 刘 园<sup>1</sup>

(1. 北方工业大学机械材料与工程学院, 北京 100144)

(2. 大连理工大学机械工程学院, 辽宁 大连 116024)

**摘 要:** 分别选用 2024、5056、6061 和 7075 铝合金, 采用颗粒级配相同的碳化硼预制体(20% 2  $\mu m$  和 80% 38  $\mu m$ ) 为增强体, 采用无压浸渗法制备 4 种高体份  $B_4C/Al$  复合材料(分别对应标记为 2M、5M、6M 和 7M), 研究基体合金成分对复合材料的物相组成、微观组织和力学性能的影响。结果表明, 4 种复合材料均含有  $Al$ 、 $B_4C$ 、 $Al_3BC$ 、 $AlB_2$  和富 Fe-Mn 相, 除此之外, 2M、5M 和 7M 复合材料还含有  $AlB_{10}$ 。4 种复合材料小颗粒碳化硼聚集区均发生了剧烈的界面反应, 生成  $Al_3BC$  和  $AlB_2$ 。 $AlB_{10}$  主要分布于 2M、5M 和 7M 复合材料的大颗粒碳化硼周围, 并与大颗粒碳化硼连成一体。4 种复合材料的洛氏硬度从大到小顺序为 2M(45.7)、7M(43.1)、5M(41.8)和 6M(40.02)。2M、5M 和 7M 复合材料内部发现有孔洞存在, 导致复合材料弯曲强度和应力均较低。这种效应在 7M 复合材料中最为明显, 其弯曲强度仅为 296 MPa。6M 复合材料弯曲强度和应变最高, 分别为 425 MPa 和 0.183%, 这主要是因为 6M 复合材料中, 不含  $AlB_{10}$  相且残余铝合金相对含量较高。

**关键词:** 碳化硼; 复合材料; 无压浸渗; 界面反应; 力学性能

**中图分类号:** TB333.1<sup>+</sup>2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2020)02-0156-07

## The Effect of Matrix Aluminum Alloy Composition on Microstructure and Mechanical Properties of $B_4C/Al$ Composites by Pressureless Infiltration

CAO Leigang<sup>1</sup>, WANG Xiaohe<sup>1</sup>, CUI Yan<sup>1</sup>, ZHANG Longlong<sup>2</sup>, YANG Yue<sup>1</sup>, LIU Yuan<sup>1</sup>

(1. Department of Materials Science and Engineering, North China University of Technology, Beijing 100144, China)

(2. School of Mechanical Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

**Abstract:** Four kinds of high volume fraction  $B_4C/Al$  composites were prepared by pressureless infiltration using four different aluminum alloys (2024Al, 5056Al, 6061Al and 7075Al) and  $B_4C$  preform with the same particle-size distributions (20% 2  $\mu m$  and 80% 38  $\mu m$ ), which were named as 2M, 5M, 6M, and 7M, respectively. The effect of matrix alloy composition on the phase composition, microstructure and mechanical properties of the composites was investigated. The results show that all of the composites contain  $Al$ ,  $B_4C$ ,  $Al_3BC$ ,  $AlB_2$ , and Fe-Mn-rich phases. Besides, 2M, 5M, and 7M composites also contain the additional phase,  $AlB_{10}$ . For all of the composites, the severe interfacial reaction occurred in the aggregation areas of the small  $B_4C$  particle, with the formation of  $Al_3BC$  and  $AlB_2$ .  $AlB_{10}$  is mainly distributed around large  $B_4C$  particles in 2M, 5M and 7M composites and is integrated with large  $B_4C$  particles. The Rockwell hardness of the four composites decreased in the sequence 2M (45.7), 7M (43.1), 5M (41.8) and 6M (40.02). The micropores are observed in the 2M, 5M, and 7M composites, resulting in the decrease of the flexural strength and fracture strain of the corresponding composites. Accordingly, 7M composite possesses the lowest flexural strength, being about 296 MPa. Conversely, the flexural strength and fracture strain of the 6M composite are the highest, being about 425 MPa and 0.183%, respectively. This could be mainly attributed to the absence of  $AlB_{10}$  phase and the highest fraction of the residual aluminum matrix in the 6M composite.

**Key words:** boron carbide; composite; pressureless infiltration; interfacial reaction; mechanical property

收稿日期: 2018-09-20 修回日期: 2019-07-21

基金项目: 国家重点研发计划课题项目(2017YFB0703102)

第一作者: 曹雷刚, 男, 1985 年生, 讲师

通讯作者: 崔 岩, 男, 1969 年生, 教授, 硕士生导师,

Email: cuiyan@ncut.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201809018

## 1 前 言

碳化物( $SiC$ 、 $TiC$ 、 $B_4C$ 等)增强  $Al$  基复合材料具有

高强度、高硬度、高模量、低热膨胀系数、良好的导电、导热性和尺寸稳定性等诸多优良特性。其中，由于  $B_4C$  具有低密度和优异的中子吸收性能，使得  $B_4C/Al$  复合材料的性能更突出<sup>[1]</sup>，多应用于航空航天、核工业、军事等小批量、多品种的特定工程领域<sup>[2-4]</sup>。制备  $B_4C/Al$  复合材料的方法有很多，如粉末冶金法<sup>[5-7]</sup>、热等静压法<sup>[8]</sup>、压力浸渗法<sup>[9, 10]</sup>、搅拌铸造法<sup>[11, 12]</sup>、放电等离子体烧结法<sup>[13]</sup>和无压浸渗法<sup>[14]</sup>等。其中，无压浸渗法制备周期短、成本低、易大型化，复合材料颗粒分布均匀、体积分数高，是用来制备性能优异的高体份陶瓷颗粒增强金属基复合材料的理想方法之一<sup>[15]</sup>。由于  $B_4C$  具有良好的中子吸收性能，随着  $B_4C$  颗粒体积分数的增加，复合材料的强度和吸收性能均会加强，但加工难度亦会增大。

无压浸渗法是指制备全过程不施加任何外力，熔融金属液体与增强体之间通过自发润湿实现复合的工艺过程<sup>[16]</sup>。因此，增强体颗粒与熔融铝液之间良好的润湿性以及熔铝良好的流动性是保证所制备复合材料均匀性和完整性的重要条件。同时， $B_4C$  颗粒与熔铝之间的润湿性属于反应润湿，浸渗温度和浸渗时间会影响两者之间的界面反应行为，进而改变复合材料的微观组织和力学性能<sup>[17, 18]</sup>。例如，升高温度可以显著改善两者之间的润湿性。Herverson 等<sup>[19]</sup>证实，900 °C 时两者之间的初始润湿角大于 90°，2 h 后润湿角逐渐降低。而 1200 °C 时，10 min 内两者之间近乎完全润湿。除此之外，基体合金成分可以改变熔铝的流动性，进而影响熔铝自发润湿过程（有效复合）及其与增强体  $B_4C$  之间的界面反应行为，最终影响复合材料的微观组织和力学性能<sup>[20]</sup>。因此，本研究选取 2024、5056、6061 和 7075 共 4 种铝合金，在相同的工艺条件下，采用无压浸渗法制备高体份  $B_4C/Al$  复合材料，旨在研究基体铝合金成分对  $B_4C/Al$  复合材料微观结构、界面特征和力学性能的影响。

## 2 实验

### 2.1 材料准备

本文选用平均粒度分别为 2 和 38  $\mu m$  的  $B_4C$  颗粒，首先制备颗粒组成为 20% 2  $\mu m$ +80% 38  $\mu m$  的  $B_4C$  预制体（标记为 M），采用熔铝无压浸渗工艺制备高体份  $B_4C/Al$  复合材料。为了防止  $B_4C$  颗粒表面吸附质对无压浸渗  $B_4C/Al$  复合材料的影响，实验前将  $B_4C$  颗粒置于无水乙醇中超声清洗，固液体积比 1 : 5。图 1 为粒径 38  $\mu m$  的  $B_4C$  颗粒超声清洗前后的 SEM 对比照片。由图 1 可见，颗粒表面的吸附质基本清洗干净。

为了获得高体份  $B_4C/Al$  复合材料，实验首先制备高

致密度的  $B_4C$  预制体，具体方法为：① 按比例分别称取 2 和 38  $\mu m$  的  $B_4C$  颗粒，置于球磨罐内混合 2 h（转速为 600 r/min）；② 将充分混合的  $B_4C$  颗粒置于模具内（ $\approx 22$  g），在 100 MPa 等效压力下静置 2 min，脱膜后可得尺寸约为 20 mm×20 mm×45 mm 的预制体。根据预制体质量和几何尺寸，计算可得预制体中  $B_4C$  的体积分数约为 67.78%。

为获得相当强度、致密度的多孔预制体<sup>[21, 22]</sup>，无压浸渗前需对  $B_4C$  预制体进行高温煅烧处理，具体步骤如下：将冷压成型的  $B_4C$  预制体置于石墨坩埚中，再将坩埚置于管式炉内在 1300 °C 煅烧 3 h，冷却至室温。过程中系统以 8 °C/min 的升温速率升至 1000 °C，再以 5 °C/min 的升温速率升至 1300 °C。煅烧结束，先以 5 °C/min 的降温速率降至 1000 °C，再以 8 °C/min 随炉降至室温。全过程采用氩气保护以防止  $B_4C$  氧化。

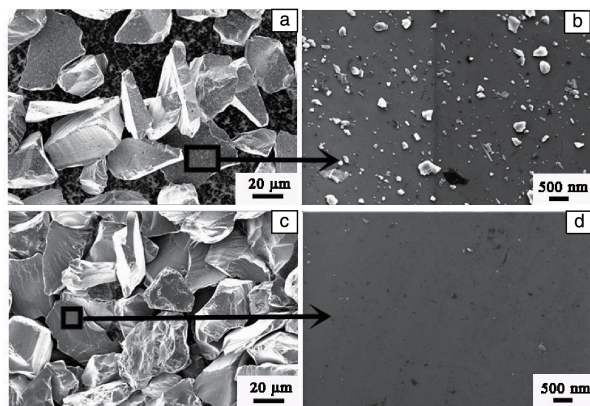


图 1 超声清洗前(a, b)后(c, d)  $B_4C$  颗粒表面形貌 SEM 照片

Fig. 1 SEM images of the surface morphology of the  $B_4C$  particles before (a) and after (b) ultrasonic cleaning

基体合金选用 2024、5056、6061 和 7075 铝合金，其合金成分表如表 1 所示。

### 2.2 实验方法

采用无压浸渗工艺制备  $B_4C/Al$  复合材料，制备装备示意图如图 2 所示。具体步骤如下：系统升温前，用真空泵快速将管式炉抽真空至 10 Pa 以下，随后从管式炉一端通入氩气，一段时间后调节出气口阀门，保证炉内氩气流通，防止试样氧化。采用与煅烧相同的升温过程将系统升温至 1200 °C，保温 30 min，然后随炉缓慢冷却至室温。

采用 Rigaku Ultima IV X 射线衍射仪对所制备的  $B_4C/Al$  复合材料进行物相分析。采用 Sigma-300 扫描电子显微镜分析  $B_4C$  颗粒表面形貌和复合材料微观组织及断口形貌。采用 Image J 软件处理复合材料的背散射电子成像照片，辅助分析复合材料的物相组成。采用满载 100 kN

表 1 实验采用铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the aluminum alloy(  $\omega/\%$  )

Alloy	Si	Mg	Cu	Zn	Fe	Mn	Al
2024	0.5	1.2~1.8	3.8~4.9	0.25	0.5	0.3~0.1	Bal.
5056	0.25	2.2~2.8	0.1	0.1	0.4	0.1	Bal.
6061	0.4~0.8	0.8~1.2	0.15~0.4	0.25	0.7	0.15	Bal.
7075	0.4	0.3	1.2~2.0	5.2~6.1	0.5	0.3	Bal.

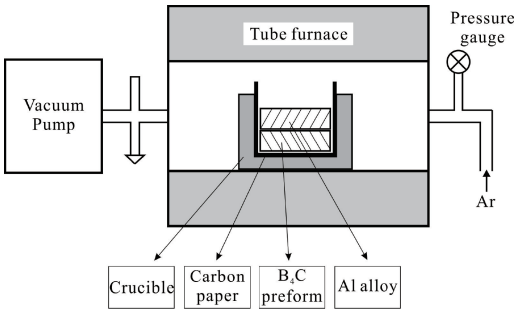


图 2 无压浸渗制备设备示意图

Fig. 2 Schematic diagram of the pressureless infiltration equipment

的 INSTRON8801 液压伺服疲劳试验机进行力学性能测试, 准确度等级为 0.5 级, 加载过程采用 BX120-3AA 应变片测量复合材料的应变(应变片灵敏系数为  $(2.08 \pm 1)\%$ )。力学性能测试试样尺寸为  $40\text{ mm} \times 5\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ , 跨距为  $30\text{ mm}$ 。采用 THUS-250 万能硬度计测试复合材料的洛氏硬度, 每个样品测试 7 次(测试条件: 金刚石压头/ $120^\circ$ ,  $150\text{ kgf}$  ( $1471\text{ N}$ ), 保荷  $5\text{ s}$ )。本文中由 2024、5056、6061 和 7075 铝合金制备的复合材料分别标记为 2M、5M、6M 和 7M 复合材料。

3 结果与分析

3.1 复合材料物相分析

图 3 为所制备的 2M、5M、6M 和 7M 4 种  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  复合材料的 XRD 图谱。由图 3 可知, 4 种复合材料均含有初始物相 Al 和  $\text{B}_4\text{C}$  及界面反应产物  $\text{AlB}_2$  和  $\text{Al}_3\text{BC}$ 。然而, 界面反应产物  $\text{AlB}_{10}$  仅存在于 2M、5M 和 7M 复合材料中, 6M 中未检测到该相存在。

在 2M、5M、6M 和 7M 复合材料中,  $\text{B}_4\text{C}$  (021) 晶面、 $\text{Al}_3\text{BC}$  (101) 晶面、 $\text{AlB}_2$  (100) 晶面和  $\text{AlB}_{10}$  (211) 晶面与 Al (111) 晶面相对衍射强度的比值如表 2 所示。对比界面产物  $\text{Al}_3\text{BC}$ 、 $\text{AlB}_2$  和  $\text{AlB}_{10}$  衍射峰的相对强度推知, 4 种复合材料中主要界面反应产物均为  $\text{Al}_3\text{BC}$ 。复合材料

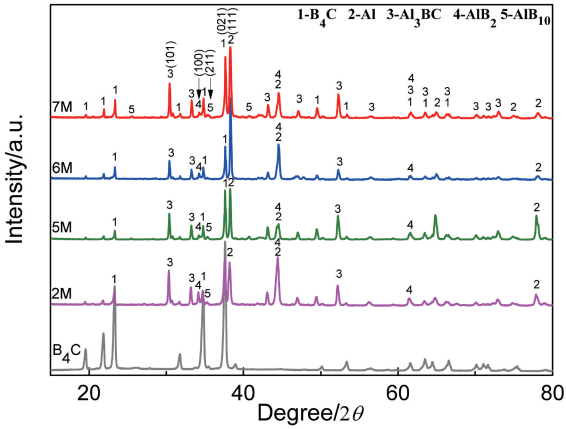


图 3  $\text{B}_4\text{C}$  颗粒, 2M、5M、6M 和 7M  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  复合材料的 XRD 图谱

Fig. 3 XRD patterns of  $\text{B}_4\text{C}$  particle, 2M, 5M, 6M and 7M  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  composites

界面产物相对含量的差异是由铝基体与碳化硼发生不同程度的界面反应引起的。本文将结合复合材料微观组织对 4 种复合材料制备过程的界面反应程度进行详细讨论。

表 2 复合材料各物相特征峰相对衍射强度比

Table 2 Relative diffraction intensity ratio of the characteristic peaks of each phase in the composites

Composites	$I_{\text{B}_4\text{C}}/I_{\text{Al}}$	$I_{\text{Al}_3\text{BC}}/I_{\text{Al}}$	$I_{\text{AlB}_2}/I_{\text{Al}}$	$I_{\text{AlB}_{10}}/I_{\text{Al}}$
	(021)/(111)	(101)/(111)	(100)/(111)	(211)/(111)
2M	1.03	0.573	0.164	0.048
5M	0.757	0.477	0.054	0.048
6M	0.481	0.275	0.115	0
7M	0.720	0.411	0.048	0.040

3.2 复合材料组织形貌分析

图 4 为所制备的 4 种  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  复合材料 SEM 背散射电子成像照片, 图中不同区域的衬度差异表明该区域对应物相的平均原子序数不同。其中, 平均原子序数小的物相成像后亮度偏低, 平均原子序数大的物相成像亮度偏高。由 XRD 分析可知, 复合材料主要含有 Al、 $\text{Al}_3\text{BC}$ 、 $\text{AlB}_2$ 、 $\text{AlB}_{10}$  和  $\text{B}_4\text{C}$  这 5 种物相, 对应的平均原子序数分别为 13, 10, 7.67, 5.73 和 5.2。复合材料微观组织中各个物相标记结果如图 4 所示。

图 5 为 2M 复合材料的 EDS 元素面扫结果, 图中绿色和橙色分别代表 Al 元素和 C 元素的分布, 由于 Al 元素在界面反应产物  $\text{Al}_3\text{BC}$ 、 $\text{AlB}_2$ 、 $\text{AlB}_{10}$  中原子比依次为 60%, 33%, 9%, 可知能谱面扫图谱中区域 1 主要为  $\text{Al}_3\text{BC}$ , 区域 2 主要为  $\text{AlB}_2$ , 区域 3 为  $\text{AlB}_{10}$ , 图中黑色颗粒为  $\text{B}_4\text{C}$  颗粒。

根据 4 种复合材料的背散射电子照片(图 4)可以获



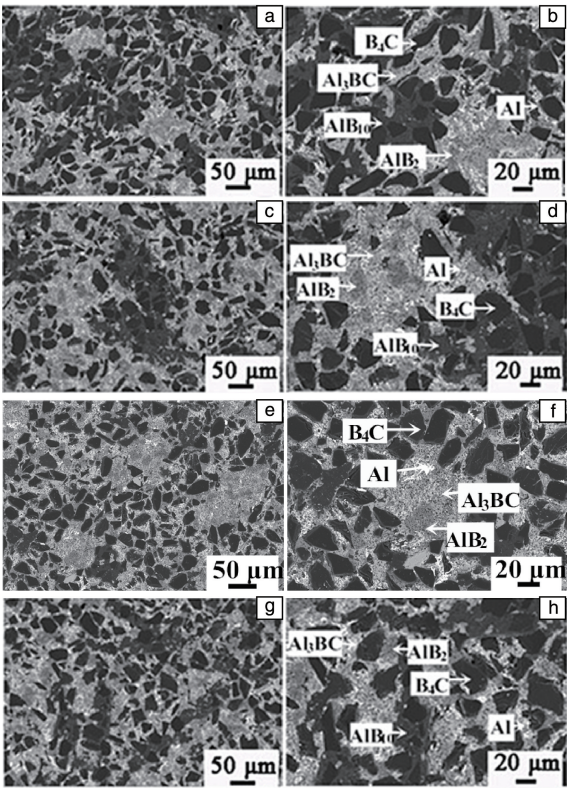


图 4 2M(a, b), 5M(c, d), 6M(e, f) 和 7M(g, h) B<sub>4</sub>C/Al 复合材料 SEM 背散射电子成像照片

Fig. 4 SEM backscattered electron images of the microstructure of 2M (a, b), 5M (c, d), 6M (e, f) and 7M (g, h) B<sub>4</sub>C/Al composites

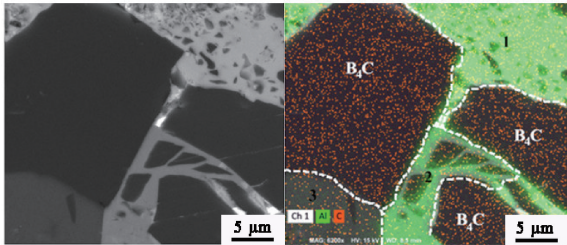


图 5 2M 复合材料微观组织 EDS 图谱

Fig. 5 SEM image and EDS mapping of 2M composite

得相应复合材料的灰度密度分布图，如图 6 所示。图 6 中灰度值为 50 附近的两个峰对应于物相 B<sub>4</sub>C，灰度值为 65, 130 和 175 附近的峰分别对应于界面产物 AlB<sub>10</sub>、AlB<sub>2</sub> 和 Al<sub>3</sub>BC，灰度值为 210~235 左右的峰对应于基体铝合金。此外，灰度值接近 250 附近的峰代表复合材料中含铁锰金属间化合物，因其具有最大的平均原子序数，在背散射照片中亮度最高。由于其含量较低，在 XRD 衍射图谱中未被检测出来，图 4 中亦未标注。该分析结果与图 3 和图 4 所示结果基本一致，即 6M 复合材料中界面反应产物仅为 Al<sub>3</sub>BC(浅灰色区域)和 AlB<sub>2</sub>(深灰色区域)，

而 2M、5M 和 7M 复合材料同时存在 Al<sub>3</sub>BC、AlB<sub>2</sub> 和 AlB<sub>10</sub> 这 3 种界面产物。

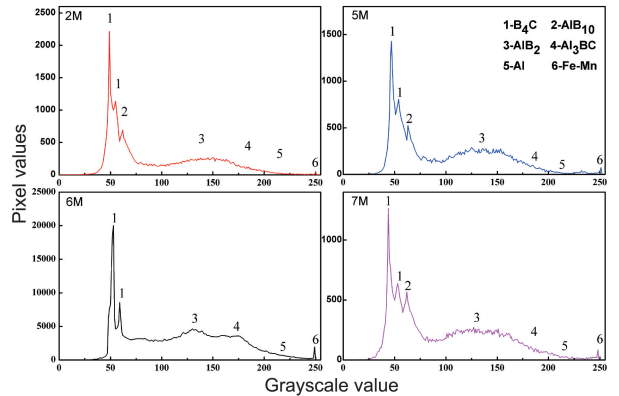


图 6 2M、5M、6M 和 7M B<sub>4</sub>C/Al 复合材料背散射电子成像照片对应的灰度密度分布图

Fig. 6 Gray scale density distribution for backscattered electron images of the 2M, 5M, 6M and 7M B<sub>4</sub>C/Al composites.

复合材料界面反应的程度和类型与固相反应物粒径和熔体粘度有关。在复合材料大颗粒碳化硼区域，由于颗粒接触面积相对较小(比表面积小)，碳化硼颗粒与铝液初始阶段因直接接触生成的界面产物层会成为两相隔离层，显著降低界面反应速率。此时，界面反应会受到熔体侧原子扩散速率的影响，而熔体内原子扩散速率一定程度上与熔体的粘度(流动性)有关。一般来讲，铝合金中 Si 和 Zn 元素可以降低熔体的粘度，而 Ti, Ni, Cu, Cr, Mn, Mg 等元素均会增大熔体的粘度<sup>[22-25]</sup>。由表 2 可知：6061 铝合金的合金元素(尤其指 Cu 和 Mg)含量均较低，故而粘度最低；其余 3 种合金粘度均较高，尤其是 2024 铝合金，其中同时含有较高含量的 Mg 和 Cu。因此，在大颗粒 B<sub>4</sub>C 区域内，2024、5056 和 7075 铝合金熔体因粘度较高，Al 元素向界面反应层和小颗粒 B<sub>4</sub>C 区域扩散的速率均较低。因此，大颗粒 B<sub>4</sub>C 区域易生成低 Al 高 B 含量的界面产物(即 AlB<sub>10</sub> 相)，并且与 B<sub>4</sub>C 连成一体。

减小固相反应物粒度不仅可以增加颗粒与熔铝之间的直接接触面积，还可以降低反应的表现活化能，从而加剧反应速率。因此，在复合材料小颗粒 B<sub>4</sub>C 区域内，颗粒与熔铝之间会发生剧烈的界面反应，易生成高 Al 低 B 含量的界面产物，如 Al<sub>3</sub>BC 和 AlB<sub>2</sub>。此时，熔体内的原子扩散速率对界面反应程度影响较弱。4 种复合材料中小颗粒 B<sub>4</sub>C 聚集区组织特征表现为残余小颗粒 B<sub>4</sub>C 均匀分布于界面产物内。需要指出，小颗粒 B<sub>4</sub>C 区域的熔体中 Al 含量会因剧烈的界面反应而降低。由于原子在熔体内的扩散速率比固体中的快，对于粘度较低的 6061 合



金熔体,大颗粒区域富 Al 熔体中的 Al 原子亦可向小颗粒区域熔体扩散。宏观表现为 6M 复合材料中未发现成片的富 B 相  $\text{AlB}_{10}$ ,取而代之的是尺寸略大、随机分布的低 B 相  $\text{Al}_3\text{BC}$  和  $\text{AlB}_2$ 。

### 3.3 硬度和三点弯曲强度试验

图 7 为 4 种复合材料的洛氏硬度和弯曲强度测试结果,其硬度大小顺序为:  $2\text{M} > 7\text{M} > 5\text{M} > 6\text{M}$ 。在  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  复合材料中,各物相的显微硬度大小顺序为  $\text{B}_4\text{C}(2750 \text{ kg/mm}^2) > \text{AlB}_{10}(2530 \text{ kg/mm}^2) > \text{Al}_3\text{BC}(1400 \text{ kg/mm}^2) > \text{AlB}_2(980 \text{ kg/mm}^2)$ ,硬度均高于纯 Al ( $19 \text{ kg/mm}^2$ )<sup>[26]</sup>。复合材料的硬度不仅与界面产物类型有关,还与其各物相的含量有关。根据图 3 中的 4 种复合材料中  $\text{B}_4\text{C}(021)$  晶面和 Al (111) 晶面对应衍射强度的比值,可以推测 4 种复合材料基体中 Al 的相对含量顺序为  $6\text{M} > 7\text{M} > 5\text{M} > 2\text{M}$ 。因此,由于 6M 复合材料中剩余 Al 基体相对含量最高,且产物仅含有  $\text{Al}_3\text{BC}$  和  $\text{AlB}_2$ ,故而 6M 复合材料硬度最低,洛氏硬度仅为 40.02。6M 复合材料中残余 Al 含量较高的主要原因可能是 6061 合金中 Al 含量最高。2M 复合材料基体中 Al 的相对含量最低,同时界面产物除了  $\text{Al}_3\text{BC}$  和  $\text{AlB}_2$  相之外,还含有硬质  $\text{AlB}_{10}$  相,故而其硬度最高(洛氏硬度为 45.7)。5M 和 7M 复合材料中 Al 基体相对含量介于 6M 和 2M 复合材料之间,且亦含有  $\text{AlB}_{10}$ ,因此 5M 和 7M 复合材料硬度亦介于两者之间,洛氏硬度分别为 41.8 和 43.1。

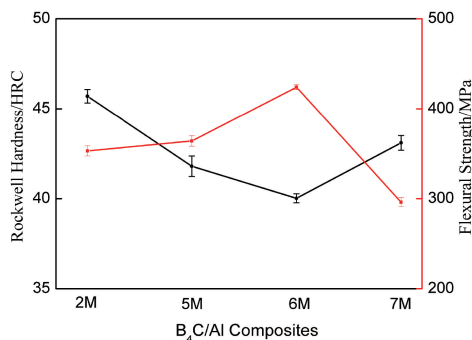


图 7 2M、5M、6M 和 7M  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  复合材料洛氏硬度(黑)和弯曲强度(红)

Fig. 7 Rockwell hardness(black) and flexural strength(red) of 2M, 5M, 6M and 7M  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  composites

整体上讲,复合材料弯曲强度与其硬度变化规律呈现相反的趋势。由图 7 可知,6M 复合材料的弯曲强度最高,达到 425 MPa,而 2M、5M 和 7M 复合材料强度均较低,分别为 353, 364 和 296 MPa。图 8 为 2M、5M、6M 和 7M 这 4 种  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  复合材料的应力应变曲线,其断裂应变分别为 0.136%, 0.133%, 0.183% 和 0.111%。

图 9 为 2M、5M、6M 和 7M 4 种复合材料的断口形貌 SEM 照片。由图 9 可知,4 种复合材料中大颗粒碳化硼

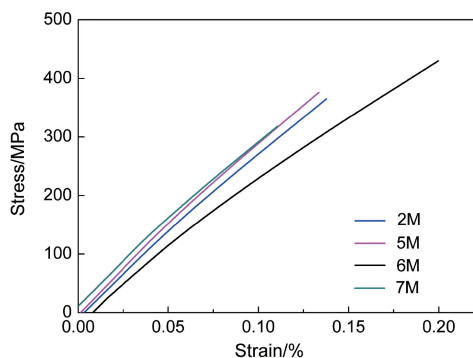


图 8 2M、5M、6M 和 7M  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  复合材料应力-应变曲线

Fig. 8 Stress-strain curves of 2M, 5M, 6M and 7M  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  composites

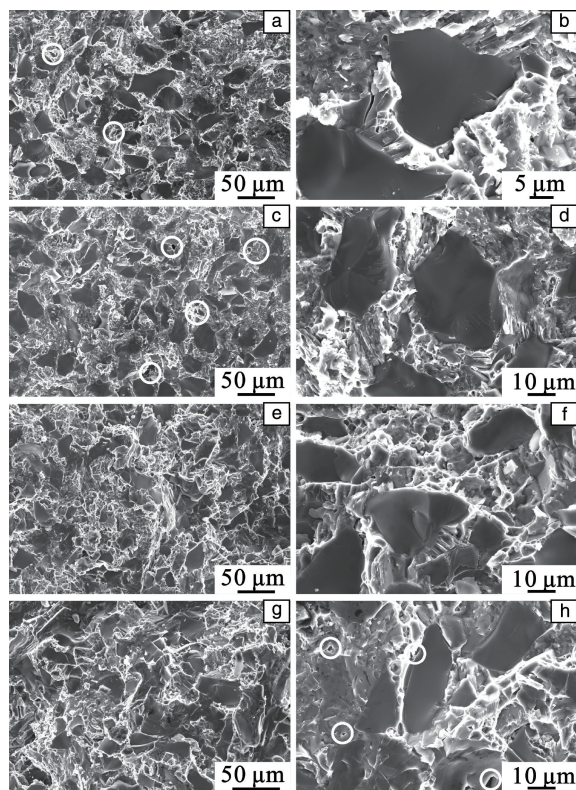


图 9 2M(a, b), 5M(c, d), 6M(e, f) 和 7M(g, h)  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  复合材料断口形貌的 SEM 照片

Fig. 9 SEM images of the fracture surface of 2M(a, b), 5M(c, d), 6M(e, f) and 7M(g, h)  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$  composites

均呈现为穿晶断裂方式,表明  $\text{B}_4\text{C}$  颗粒和铝基体之间界面结合良好。其中,2M、5M 和 7M 复合材料的断口形貌中,大颗粒聚集区域和小颗粒聚集区域均偏向于脆性断裂,尤其是 7M 复合材料。同时,在此 3 种复合材料中均有不同尺寸的空洞存在,如图 9a, 9c 和 9h 白色圆圈标记所示。一般,在陶瓷/金属基复合材料中,陶瓷颗粒作为增强相可以提高材料强度,金属基体不仅可以起到粘结作用,而且可以平衡和分散载荷,提升材料塑性并降

低材料应力集中的程度。如前所述, 2M、5M 和 7M 复合材料大颗粒 B<sub>4</sub>C 区域的界面反应生成 AlB<sub>10</sub>相(硬度接近 B<sub>4</sub>C), 且与 B<sub>4</sub>C 颗粒连成一体, 而小颗粒 B<sub>4</sub>C 聚集区域存在强界面反应, 产物为 Al<sub>3</sub>BC 和 AlB<sub>2</sub>陶瓷相, 剧烈的界面反应使得所制备的复合材料更倾向于脆性陶瓷材料。因此, 这 3 种复合材料受力时, 其内部孔洞会引起严重的应力集中, 使得材料在较低应力和应变下发生断裂破坏。复合材料内部的空洞有可能是因为合金熔体粘度较大、熔体未能和 B<sub>4</sub>C 预制体充分结合导致的。相反, 尽管 6M 复合材料小颗粒 B<sub>4</sub>C 区域亦发生了剧烈界面反应, 但大颗粒 B<sub>4</sub>C 与熔体的界面产物相为 Al<sub>3</sub>BC 和 AlB<sub>2</sub>(硬度低于 AlB<sub>10</sub>), 且产物随机分布, 并未与 B<sub>4</sub>C 颗粒连在一起。同时, 由于 6061 合金熔体流动性好, 基体与增强颗粒结合紧密, 所得复合材料内部孔洞几乎不存在。同时, 由于 6M 复合材料中残余软相 Al 基体较多, 材料塑性最好且强度最高。

## 4 结 论

(1) 本文采用无压浸渗法制备了 4 种高体份 B<sub>4</sub>C/Al 复合材料, 其中 B<sub>4</sub>C 级配为 80% 38 μm 和 20% 2 μm, 基体选用 2024、5056、6061 和 7075 铝合金(复合材料分别对应标记为 2M、5M、6M 和 7M)。结果表明: 4 种复合材料均发生不同程度的界面反应, 其中 6M 复合材料含有 B<sub>4</sub>C、Al、Al<sub>3</sub>BC、AlB<sub>2</sub>和富 Fe-Mn 等物相, 而 2M、5M 和 7M 复合材料中还含有 AlB<sub>10</sub>相。

(2) 4 种复合材料小颗粒 B<sub>4</sub>C 聚集区界面反应剧烈, 生成界面产物 Al<sub>3</sub>BC 和 AlB<sub>2</sub>。界面产物 AlB<sub>10</sub>分布于 2M、5M 和 7M 复合材料中大颗粒 B<sub>4</sub>C 区域, 且与 B<sub>4</sub>C 连成一体, 这可能是因为合金熔体粘度较大, Al 原子扩散速率低的缘故。剧烈的界面反应使得复合材料更倾向于脆性材料, 尤其是 2M、5M 和 7M 复合材料。

(3) 复合材料的硬度与其界面产物类型和残余 Al 含量有关, 2M、5M、6M 和 7M 复合材料的洛氏硬度从大到小顺序为 2M(45.7)、7M(43.1)、5M(41.8)和 6M(40.02)。

(4) 由于 2024、5056 和 7075 铝合金熔体流动性较差, 所得的复合材料中存在孔洞, 降低了复合材料的弯曲强度, 对应分别为 353、364 和 296 MPa。而 6061 铝合金熔体良好的流动性使 6M 复合材料内几乎没有缺陷孔, 复合材料中残余铝基体相对含量较高, 且不含成片 AlB<sub>10</sub>相。故而 6M 复合材料弯曲强度和断裂应变最高, 分别为 425 MPa 和 0.183%。

## 参考文献 References

[1] LEE K B, SIM H S, YANG H R, *et al.* Materials Science Forum[J], 2005, 510(954): 971–974.

[2] LIU B, HUANG W M, WANG H W, *et al.* Journal of Composite Materials[J], 2014, 48(3): 355–364.

[3] YUE X Y, WANG J J, YU S Y, *et al.* Materials & Design[J], 2013, 46(4): 285–290.

[4] 孙幸福. 中国劳动防护用品[J], 2000(3): 44–46.  
SUN X F. China Labor Protection Products[J], 2000(3): 44–46.

[5] 戴龙泽. B<sub>4</sub>C/Al 中子吸收复合材料的制备、性能测试与蒙特卡罗模拟[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2014.  
DAI L Z. The Produce, Property Research and Monte-Carlo Simulation of B<sub>4</sub>C/Al Neutron Absorber Composites[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2014.

[6] ABENOJAR J, VELASCO F, MARTÍNEZ M A. Journal of Materials Processing Technology[J], 2007, 184(1/3): 441–446.

[7] FRAGE N, LEVIN L, FRUMIN N, *et al.* Journal of Materials Processing Technology[J], 2003, 143/144: 486–490.

[8] SKOROKHOD V, KRSTIC V D. Journal of Materials Science Letters[J], 2000, 19(3): 237–239.

[9] SOY U, DEMIR A, FINDIK F. Industrial Lubrication and Tribology[J], 2011, 63(5): 387–393.

[10] 王扬卫, 张维官, 田擎东. 等. 挤压铸造 B<sub>4</sub>Cp/2024Al 复合材料力学性能研究[C]//第十二届全国特种铸造及有色合金学术年会、第六届全国铸造复合材料学术年会暨 2008 年福建省铸造学术年会论文集. 福州: 中国机械工程学会, 2008: 428–431.  
WANG Y W, ZHANG W G, TIAN Q D, *et al.* Mechanical Properties of B<sub>4</sub>Cp/2024Al Composites Prepared by Squeeze Casting[C]// The 12<sup>th</sup> National Special Casting and Non-Ferrous Alloys Academic Annual Meeting, the 6<sup>th</sup> National Foundry Composites Annual Conference and the 2008 Fujian Foundry Academic Annual Meeting. Fuzhou: Chinese Mechanical Engineering Society, 2008: 428–431.

[11] RAVI B, NAIK B B, PRAKASH J U. Materials Today Proceedings[J], 2015, 2(4/5): 2984–2990.

[12] KUBOTA M. Journal of Alloys & Compounds[J], 2010, 504(S1): 319–322.

[13] CHEN H S, WANG W X, LI Y L, *et al.* Materials & Design[J], 2016, 94: 360–367.

[14] 李青, 华文君, 崔岩, 等. 材料工程[J], 2003(4): 17–20.  
LI Q, HUA W J, CUI Y, *et al.* Journal of Materials Engineering[J], 2003(4): 17–20.

[15] LUO Z, SONG Y, ZHANG S, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2012, 43(1): 281–293.

[16] URQUHART A W. Materials Science & Engineering A[J], 1991, 114(1/2): 75–82.

[17] LEE K B, AHN J P, KWON H. Metallurgical & Materials Transactions A[J], 2001, 32(4): 1007–1018.

[18] LEE K B, SIM H S, CHO S Y, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2001, 302(2): 227–234.

[19] HALVERSON D C, PYZIK A J, AKSAY I A, *et al.* Processing of Boron Carbide-Aluminum Composites[J], Journal of American Ceramic Society, 1989, 72(5): 775–780.

[20] ASTHANA R. Journal of Materials Science[J], 1998, 33(7): 1679–1698.

[21] 雷攀, 夏长清, 周飞, 等. 粉末冶金材料科学与工程[J], 2012, 17(3): 321–326.

LEI P, XIA C Q, ZHOU F, *et al.* Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy[J], 2012, 17(3): 321–326.

[22] JUNG J, KANG S. Journal of the American Ceramic Society[J], 2004, 87(1): 47–54.

[23] 李荣久. 陶瓷-金属复合材料[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2004: 59.

LI R J. Ceramic-Metal Composites[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2004: 59.

[24] 李春生, 刘海鸥, 赫微, 等. 轻合金加工技术[J], 2005, 33(10): 22–25.

LI C S, LIU H O, HE W, *et al.* Light Alloy Fabrication Technology [J], 2005, 33(10): 22–25.

[25] DINSDALE A T, QUESTED P N. Journal of Materials Science[J], 2004, 39(24): 7221–7228.

[26] PYZIK A J, DESHMUKH U V, HAN C, *et al.* Computer Disk Substrate, the Process for Making Same, and the Material Made Therefrom: US5780164[P]. 1998–07–14.

(编辑 张雨明)