第 49 卷第 12 期　　硅　酸　盐　学　报　　Vol. 49，No. 12
2021 年 12 月　　JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY　　December，2021
http://www.gxyb.cbpt.cnki.net　　**DOI**：10.14062/j.issn.0454-5648.20210573

选区激光熔化制备(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料及其性能

苑高千[1]，张家莲[1]，李可琢[1]，解厚波[1]，李发亮[1,2]，张海军[1]

(1. 武汉科技大学，省部共建耐火材料与冶金国家重点实验室，武汉 430081；
2. 江西省工业陶瓷工程技术研究中心，江西 萍乡 337022)

摘　要：以 SiC 和 B_4C 为增强相、纯 Al 粉为基体原材料，采用选区激光熔化(SLM)法在粉层厚度和扫描间距均为 0.05 mm、扫描速率为 300 mm/s、激光功率为 350 W 的成形条件下，制备了 SiC_p–B_4C_p[质量比 $m(SiC_p):m(B_4C_p)$=1:1]增强的 Al 基((SiC_p–B_4C_p)/Al)复合材料，研究了 SiC_p–B_4C_p 含量[10%、15%及 20%(质量分数)]对 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料显微组织、显气孔率、显微硬度、摩擦磨损性能和抗折强度的影响。结果表明：当 SiC_p–B_4C_p 含量为 10%时，试样显气孔率最小且抗折强度最大，分别为 4.5%和 177 MPa；SiC_p–B_4C_p 含量为 20%时试样的硬度最高、磨损率和摩擦系数最小，分别为 172.6 $HV_{0.1}$、3.4×10^{-5} $mm^3N^{-1}m^{-1}$ 和 0.4。

关键词：选区激光熔化；碳化硅颗粒–碳化硼颗粒增强的铝基复合材料；显微硬度；摩擦磨损性能；抗折强度
中图分类号：TB333　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)12–2563–09
网络出版时间：2021–11–01

Mechanical Properties and Friction Characteristic of Selective Laser Melting-Fabricated (SiC_p–B_4C_p)/Al Composites

YUAN Gaoqian[1], *ZHANG Jialian*[1], *LI Kezhuo*[1], *XIE Houbo*[1], *LI Faliang*[1,2], *ZHANG Haijun*[1]
(1. The State Key Laboratory of Refractories and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China;
2. Jiangxi Engineering Research Center of Industrial Ceramics, Pingxiang 337022, Jiangxi, China)

Abstract: Aluminium-based ceramics are widely used in aerospace, rail transit and national defense due to their advantages like light mass, high specific strength, small thermal expansion coefficient, high dimensional stability, high temperature resistance, remarkable fatigue resistance and excellent wear resistant. In this paper, SiC_p–B_4C_p($m(SiC_p):m(B_4C_p)$=1:1) reinforced Al matrix (*i.e.*, (SiC_p–B_4C_p)/Al) composites were prepared by a selective laser melting (SLM) method with SiC and B_4C as reinforcing phases and pure Al powder as a matrix material under certain conditions (*i.e.*, powder layer thickness and hatch distance of 0.05 mm, scanning speed of 300 mm/s and laser power of 350 W). The effect of SiC_p–B_4C_p content on the microstructure, porosity, microhardness, friction and wear properties and flexural strength of (SiC_p–B_4C_p)/Al composites were investigated. The results show that the (SiC_p–B_4C_p)/Al composites reinforced with 10% SiC_p–B_4C_p exhibit the minimum apparent porosity (*i.e.*, 4.5%) and flexural strength (*i.e.,* 177 MPa), and the composites reinforced with 20% SiC_p–B_4C_p have the maximum hardness, lowest friction coefficient and wear rate (*i.e.*, 172.6 $HV_{0.1}$, 0.4 and 3.4×10^{-5} $mm^3N^{-1}m^{-1}$).

Keywords: selective laser melting; silicon carbide particles-boron carbide particles reinforced aluminum matrix composites; microhardness; tribological properties; flexural strength

颗粒增强铝基复合材料(PRAMCs)具有比弹性模量和比强度高等优点，被广泛应用于航空航天和汽车等工业领域。传统的 PRAMCs 大多选用单一增强颗粒为增强相，然而随着研究的不断深入，发现

收稿日期：2021–07–14。　修订日期：2021–08–03。
基金项目：江西省自然科学基金青年项目(2018BAB216006)；国家自然科学基金面上资助项目(518722210，52072274)；湖北省教育厅高等学校优秀中青年科技创新团队计划(T201602)资助。
第一作者：苑高千(1994—)，男，博士研究生。
通信作者：李发亮(1983—)，男，副教授。

Received date: 2021–07–14.　**Revised date:** 2021–08–03.
First author: YUAN Gaoqian (1994–), male, Ph.D. candidate.
E-mail: yuangaoqian@126.com
Correspondent author: LI Faliang (1983–), male, Ph.D., Associate Professor.
E-mail: lfliang@wust.edu.cn

单一颗粒增强不仅对铝基体硬度和强度的提高有限，而且会导致基体材料的塑性和韧性下降。混杂颗粒增强铝基复合材料是将 2 种或 2 种以上颗粒同时加入铝基体中，发挥各增强相的优势，利用不同相的协同增强作用获得优良的综合力学性能，同时还能在一定程度上降低生产成本[1]。碳化硅(SiC)颗粒不仅硬度大、耐磨性好、成本低廉，而且与铝基体的润湿性良好，被广泛用作铝基复合材料的增强相[2]。碳化硼(B_4C)的硬度高(35～45 GPa)、耐磨性好[3]，具有与铝及其合金相近的密度(2.52 g/cm^3 *vs.* 2.7 g/cm^3)，并且铝原子能与 B_4C 形成固溶体。研究表明，铝氧化形成的氧化铝可与 B_4C 分解产生的氧化硼形成液相共融物($AlB_{12}C_2$ 等液相)而降低扩散势垒，进而促进复合材料的致密化[4]。因此，把 B_4C 颗粒(B_4C_p)和 SiC 颗粒(SiC_p)共同作为增强相对 Al 基体进行强化，有望获得致密度高且力学性能优异的 Al 基复合材料。

目前制备铝基复合材料的方法主要有粉末冶金法、搅拌铸造法、喷射沉积法、挤压铸造法和无压渗透法等[5]。但是，这些方法存在原料利用率低、耗时长、能耗高、工序复杂以及制备的材料结构简单等缺点。选区激光熔化技术(SLM)是一种重要的新型激光增材制造(LAM)技术，基于分层制造、层层叠加的成形原理，根据计算机辅助设计(CAD)数据，利用高能量密度的激光束进行有选择性地逐层熔化金属粉末，从而直接将粉末快速制造成具有任何复杂形状的三维零件，实现材料的三维自由成形[6–9]。与传统的铝基复合材料制备方法相比，SLM 成形具有效率高、节约原料、无需模具、制品形状复杂多变以及尺寸精度较高等优点。此外，SLM 成形过程的冷却速率较高(大约 10^4～10^6 K/s)，易形成细晶组织，有利于提高材料的机械性能[8]。

以质量比为 1:1 的 SiC 和 B_4C 混合粉体为增强相材料、纯 Al 粉为基体材料，采用 SLM 方法在粉层厚度和扫描间距均为 0.05 mm、扫描速率为 300 mm/s、激光功率为 350 W 的成形条件下，制备了 SiC_p–B_4C_p 增强的 Al 基((SiC_p–B_4C_p)/Al)复合材料，研究了 SiC_p–B_4C_p 含量(10%、15%、20%)对 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料显微组织、显气孔率、显微硬度、摩擦磨损性能和抗折强度的影响。

1 实验

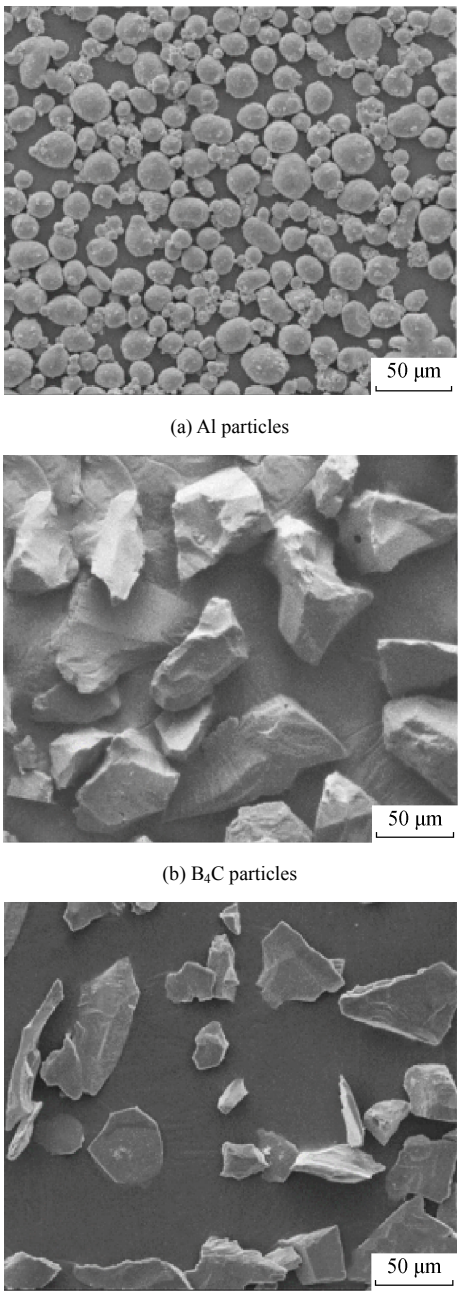
1.1 原料

原料粉体为球形度良好、平均粒径为 33 μm 的纯 Al 粉，不规则形貌、平均粒径分别为 10～30 μm 和 30 μm 的 B_4C 粉和 SiC 粉，如表 1 和图 1 所示。

表 1 实验所用原始粉体特性

Table 1 Characteristics of the raw materials

Raw materials	Purity/%	Average particle size/μm	Shape
Al particles	99.8	33	Spherical Fig. 1(a)
B_4C particles	99.9	10–30	Polygon Fig. 1(b)
SiC particles	99.9	30	Polygon Fig. 1(c)



(a) Al particles

(b) B_4C particles

(c) SiC particles

图 1 原料粉体的微观形貌

Fig. 1 Micro-morphologies of the original powder particles

1.2 SLM 成形

SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的具体实验流程如图 2 所示。首先根据表 2 所示比例称取 Al 粉、SiC 粉和 B_4C 粉质量比[m(SiC):m(B_4C)=1:1]，然后以玛瑙球为研磨介质在 DECO–PM–2×5L 球磨机中进行球磨混合，球磨条件设定为：干磨，料/球比 1:1 (质量比)，球磨时间 12 h，转速 10 r/min。待混料完成，将所得混合粉末置于真空干燥箱中 60 ℃干燥 12 h，最后采用武汉华科三维公司生产的 SLM 250 快速成形设备制备(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料。SLM 成形工艺参数为：粉层厚度和扫描间距均为 0.05 mm、扫描速率为 300 mm/s、激光功率为 350 W。成形完成后，采用线切割技术把所得样品从基体上切割下来进行后续表征和性能测试。

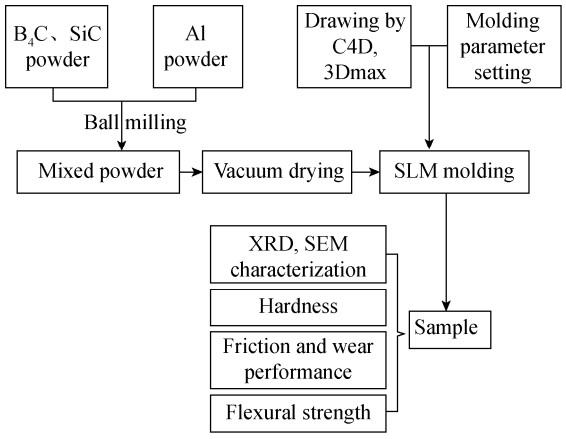


图 2　SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的工艺流程

Fig. 2　Flow diagram for fabricating (SiC_p–B_4C_p)/Al composites by SLM

表 2　SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料实验方案

Table 2　Process conditions and batch compositions for fabricating (SiC_p–B_4C_p)/Al composites by SLM

Number	w(Al)/%	w(SiC_p–B_4C_p)/%	Laser power/W	Laser scanning speed/(mm·s^{-1})
G–1	80	20	350	300
G–2	85	15	350	300
G–3	90	10	350	300

w—Mass fraction.

1.3 样品表征

采用日本理学的 Mini Flex600 型 X 射线衍射仪分析试样的物相组成，射线源为 Cu K_α(λ=0.154 nm)，管电压 40 kV，管电流 15 mA，步长 0.02°，2θ 扫描范围为 10°～90°。采用美国 FEI 公司的 Nova 400 Nano 型场发射扫描电子显微镜观察试样断面的显微结构，观察前需要利用凯勒试剂(1 mL HF，1.5 mL HCl，2.5 mL HNO_3 及 95 mL 蒸馏水)腐蚀样品 10 s。采用 Archimedes 排水法测定试样的显气孔率。采用 SH–318–III 型显微硬度计在 100 g 载荷条件下测定试样的显微硬度，保载时间设定为 10 s，卸载后分别测量压痕对角线的长度 d1、d2，然后读出显微硬度值；为了减少实验误差，每个试样的同 1 条直线上分别测试 8 个不同点的数据，取平均值记为试样的显微硬度。在室温下利用 UMT–2 摩擦磨损仪测定试样在干摩擦条件下的摩擦系数和磨损率，采用的对磨材料是直径为 10 mm、平均硬度为 HRC62 的 440 碳钢球，摩擦磨损实验时载荷为 20 N，摩擦速率为 5 mm/s，测试时长为 20 min。用线切割机将 SLM 成形的试样切割成尺寸为 5 mm×6 mm×40 mm 的标准试样，然后根据三点弯曲法，用 Instron5 697 型万能试验机在跨距为 30 mm 的条件下测试样品的抗折强度。

2　结果与讨论

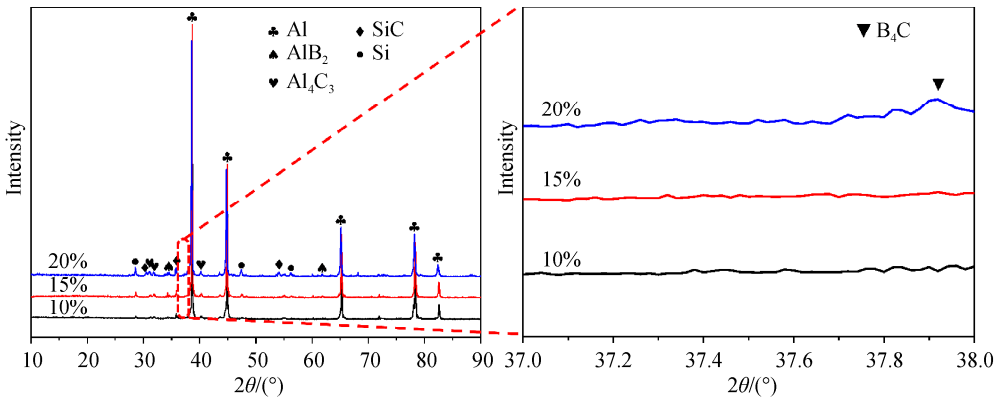
2.1 SiC_p–B_4C_p 含量对(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料物相组成的影响

图 3 为 SLM 成形试样的 XRD 谱。由图 3 可见，样品中 Al、SiC、B_4C、Si、AlB_2 和 Al_4C_3 6 种物相，表明在 SLM 过程中部分 SiC_p 和 B_4C_p 与 Al 熔体发生了反应。早期研究指出：Al 熔体和 B_4C_p 发生反应生成 AlB_2 和 Al_4C_3 的起始温度为 900 K[10]，而 Al 熔体和 SiC_p 发生反应生成 Si 和 Al_4C_3 的起始温度为 923 K[11]。因此，在 SLM 成形过程中 B_4C_p 更早与 Al 熔体发生反应，且其含量随着 SLM 过程的进行逐渐减少，又由于 B_4C 的特征衍射峰强度远低于 Al 和 SiC，所以只有在 SiC_p–B_4C_p 含量较高的复合材料中才可观察到 B_4C 的特征衍射峰(图 3b)。

2.2 SiC_p–B_4C_p 含量对(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料致密化的影响

为了研究 SiC_p–B_4C_p 含量对 SLM 制备(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料致密化的影响，对其显气孔率和横截面微观结构进行了表征，如图 4 所示。由图 4a 可以看出，复合材料的显气孔率随着 SiC_p–B_4C_p 含量的增多而增大，当 SiC_p–B_4C_p 含量从 10%增加至 20%时，复合材料的显气孔率从 4.5%增大到 19.1%。其原因可能是当增强相 SiC_p–B_4C_p 的含量较低时，在 SLM 过程中形成熔体的量较多且流动性较好，可以更好地包裹增强相颗粒和更充分地

填充粉体间空隙，因而所成形试样较为致密(图 4b)。当 SiC_p–B_4C_p 的含量较高时(≥15%)，可以看到成形复合材料内部残余孔洞的尺寸及数量均增加，试样的显气孔率增大，如图 4c 和图 4d 所示。出现这种现象的原因可能是 Al 粉含量的降低使得 SLM 成形过程中产生的熔体量减少，同时 SiC_p–B_4C_p 含量的提高增大了熔池内熔体的黏度，使其流动性下降，而中间相 AlB_2 和 Al_4C_3 的生成也会阻塞熔体的流动通道，因此熔体无法充分铺展以填充粉体间空隙；另一方面，熔体与高熔点固体颗粒结合界面处容易产生裂纹等缺陷，导致冷却后试样内部形成各种尺寸的孔洞(图 4c 和图 4d)[12]。

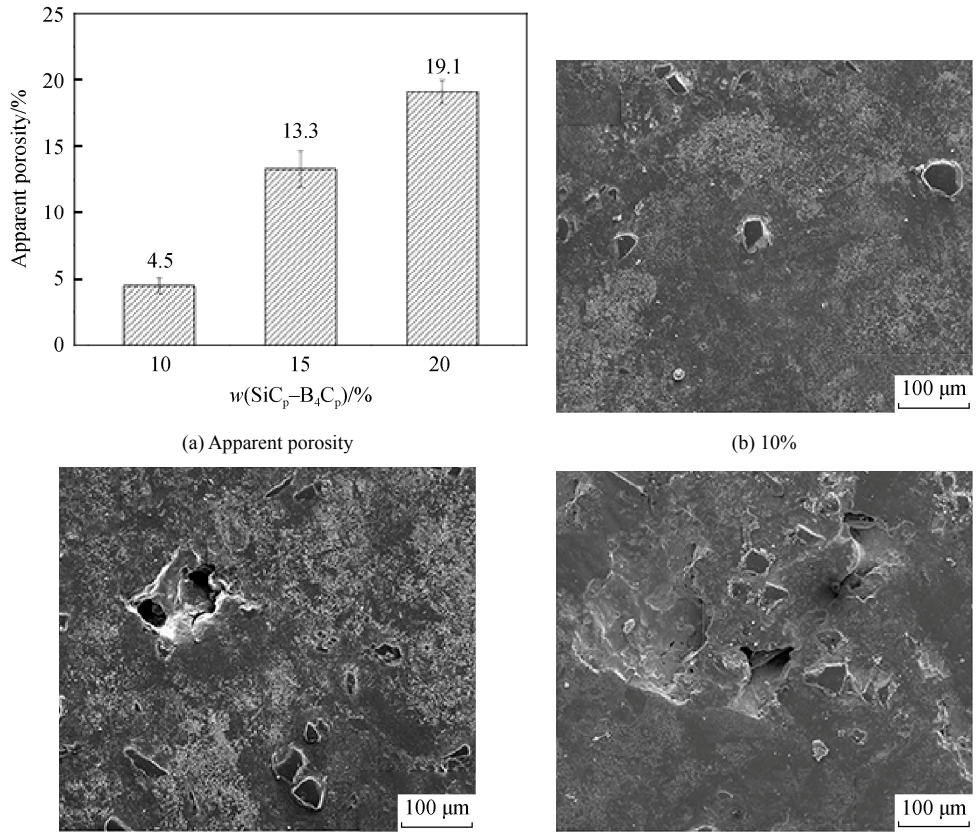


(a) 2θ=10°–90° (b) 2θ=37°–38°

ICCD of Al,SiC,Si,AlB_2,Al_4C_3,B_4C are 043492,042873,041979,043851,066751,029093,respectively.

图 3 SiC_p–B_4C_p 含量不同时 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的 XRD 谱

Fig. 3 XRD patterns of SLM-formed (SiC_p–B_4C_p)/Al composites with different contents of SiC_p–B_4C_p



(a) Apparent porosity (b) 10%

(c) 15% (d) 20%

图 4 SiC_p–B_4C_p 含量不同时 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的显气孔率及横截面 SEM 照片

Fig. 4 Apparent porosity and SEM images of the cross section of the SLM-formed (SiC_p–B_4C_p)/Al composites with different contents of SiC_p–B_4C_p

2.3 SiC_p–B_4C_p 含量对(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料显微硬度的影响

SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的显微硬度随 SiC_p–B_4C_p 含量的变化关系如图 5 所示。由图 5 可以看出，复合材料的显微硬度随 SiC_p–B_4C_p 含量的增加而明显增大，在 SiC_p–B_4C_p 的含量分别为 10%、15%和 20%时，所成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的显微硬度分别为 94.1 $HV_{0.1}$、134.2 $HV_{0.1}$ 和 172.6 $HV_{0.1}$。虽然随着 SiC_p–B_4C_p 含量的增加，所成形试样内部孔洞等缺陷增多，显气孔率增大，但是其显微硬度仍然增大，原因可能是 SiC_p–B_4C_p 含量较多时，复合材料表面硬度较高颗粒(SiC、B_4C、AlB_2 和 Al_4C_3)的分布面积也增大，可以更有效的分散压强，在外力作用下抵御变形的能力增强，因此材料表现出较大的显微硬度[13]。

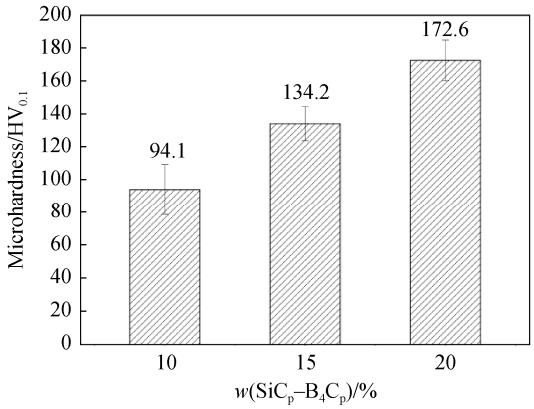


图 5　SiC_p–B_4C_p 含量不同时 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的显微硬度

Fig. 5　Microhardness of SLM-formed (SiC_p–B_4C_p)/Al composites with different contents of SiC_p–B_4C_p

2.4 SiC_p–B_4C_p 含量对(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料抗折强度的影响

图 6 为 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的抗折强度及断裂面 SEM 照片。从图 6a 可知，复合材料的抗折强度随 SiC_p–B_4C_p 含量的增加而减小，当 SiC_p–B_4C_p 含量由 10%增至 15%时，复合材料的抗折强度由 177 MPa 降至 95 MPa；进一步增加 SiC_p–B_4C_p 含量至 20%时，复合材料的抗折强度继续降低至 27 MPa。出现这种趋势的原因为：1)随着 SiC_p–B_4C_p 含量的增多，试样的气孔率增大，内部孔洞等缺陷增多，这些缺陷在材料受力断裂时成为裂纹源；2) 中间相 AlB_2 及 Al_4C_3 的生成量随 SiC_p–B_4C_p 含量的增多而增大，增加了 Al 熔体包裹固体颗粒以及填充粉体间空隙的难度，使复合材料内部气孔、裂纹等缺陷增多；3) SiC_p、B_4C_p 和中间

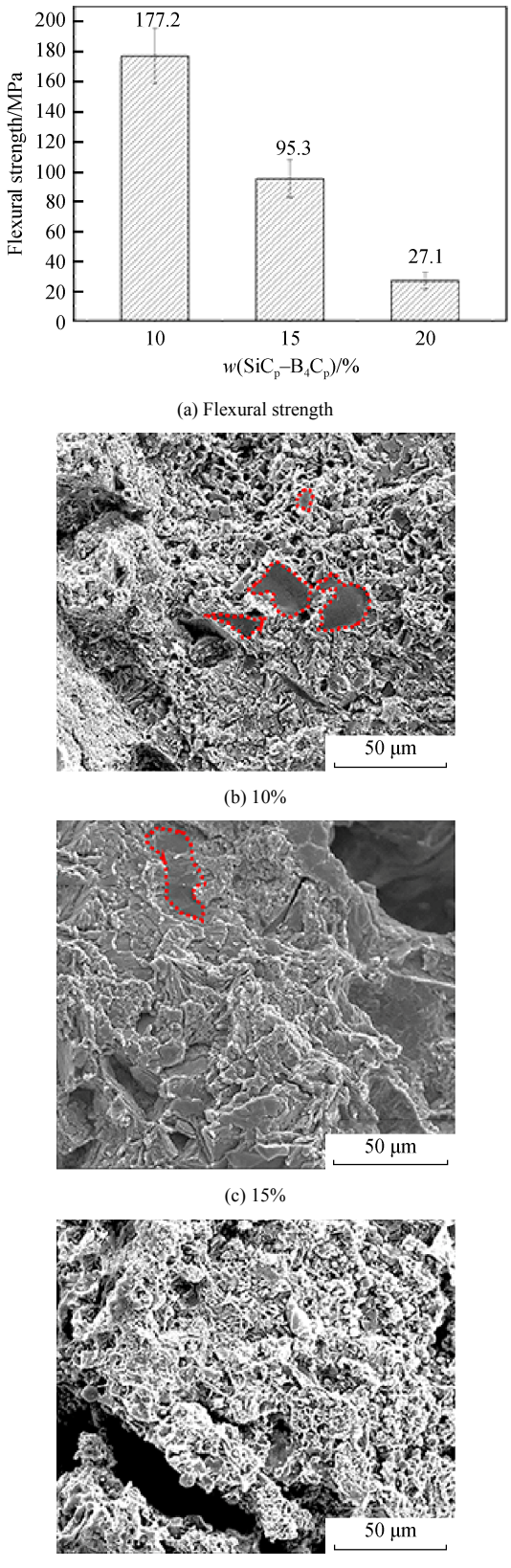
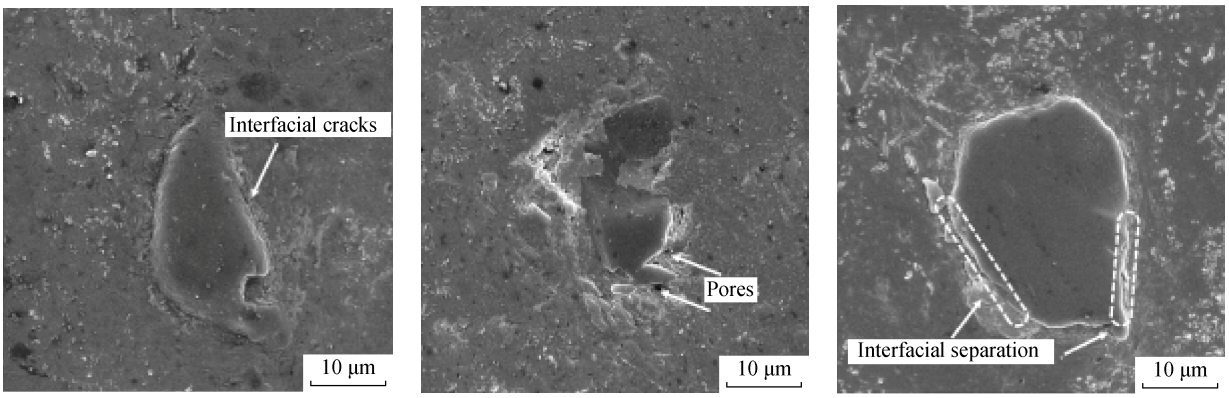


图 6　SiC_p–B_4C_p 含量不同时 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的抗折强度及断口微观形貌

Fig. 6　Flexural strength and SEM micrographs of fracture surface of SLM-formed (SiC_p–B_4C_p)/Al composites with different contents of SiC_p–B_4C_p

相 Al_4C_3 均呈不规则的尖角结构，受力时容易产生应力集中现象，含量越多应力集中现象越严重，在载荷作用下越容易产生裂纹而使材料发生断裂失效；4) 中间相 Al_4C_3 的增多还会引起复合材料发生自发粉化失效现象，进而导致其力学性能下降[14]。从图 6b 可知，SiC_p–B_4C_p 含量为 10%的(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料内分布的孔洞尺寸较小，发生断裂失效时可观察到明显的增强相颗粒的解理断裂(图 6b 红线标识区域)，这表明增强相与铝基体之间结合情况较好，因此可承受较大的载荷。图 6c 结果表明，SiC_p–B_4C_p 含量为 15%时(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料内部存在较大尺寸的孔洞和少量裂纹，断裂表面还可观察到增强相颗粒拔出而留下的孔洞，表明此时基体相与增强相结合较差，承受载荷的能力下降。图 6d 结果表明 SiC_p–B_4C_p 含量为 20%时(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料内部存在大量大尺寸的孔洞和裂纹，且完全观察不到增强相颗粒的解理断裂，此时只需要很小的力即可使试样发生断裂失效，抗折强度最低。

图 7 为(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料表面的 SEM 照片。由图 7 可见，在 SiC_p–B_4C_p 含量较低(10%)时，增强相颗粒与 Al 基体的界面结合处裂纹及气孔等缺陷含量较少，两者结合情况较好(图 7a)；当 SiC_p–B_4C_p 含量增多时(≥15%)，复合材料中增强相颗粒与 Al 基体结合界面处的分离裂缝和气孔含量增多，说明此时两者结合情况变差(图 7b 和图 7c)，这也是导致复合材料抗折强度下降的一个重要原因。



(a) 10% (b) 15% (c) 20%

图 7 不同 SiC_p–B_4C_p 含量时 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料表面的 SEM 照片

Fig. 7 SEM micrographs of the surface of the SLM-formed (SiC_p–B_4C_p)/Al specimens with different contents of SiC_p–B_4C_p

2.5 SiC_p–B_4C_p 含量对(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料摩擦磨损性能的影响

图 8 为 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的摩擦系数和磨损率。由图 8 可知，当 SiC_p–B_4C_p 含量从 10%增至 15%时，试样的磨损率和摩擦系数(COF)分别由 8.7×10^{-5} $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$ 和 0.5 降至 5.8×10^{-5} $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$ 和 0.46；进一步增加 SiC_p–B_4C_p 含量至 20%时，试样的磨损率和摩擦系数分别进一步降低至 3.4×10^{-5} $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$ 和 0.4。出现这种现象的原因可能是：1) 随着 SiC_p–B_4C_p 含量的增加，所成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的显微硬度逐渐增大，已有的研究表明材料的耐磨性能与其显微硬度密切相关，显微硬度越大则耐磨损性能越好[15]；2) 增加 SiC_p–B_4C_p 含量意味着分布在复合材料表面的 SiC_p 和 B_4C_p 数量增多，当较软的 Al 基体被磨损后暴露的增强相颗粒可以更好的抵抗摩擦副对复合材料的磨损；3) 高硬度的 Al_4C_3 和 AlB_2 中间相的生成量随增强相含量的增加而增多，有助于提高复合材料的硬度，降低其磨损率[16–17]。

为了进一步分析 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的摩擦磨损特性，采用 SEM 分别在低倍和高倍情况下观察了复合材料磨损表面的显微形貌(图 9)。当 SiC_p–B_4C_p 含量为 10%时，试样磨损表面发生严重的塑性变形，出现大量较浅的剥落坑并粘附着较多尺寸不一的磨屑(图 9a)，同时可观察到裂纹的存在(图 9b)，此时的磨损机制主要是磨粒磨损。在室温干滑动摩擦过程中，摩擦副不断对磨试样表面，在试样表面产生很大的压缩应力和剪切应力。一方面，相对于较软的 Al 基体，440 碳钢球摩擦副硬度较高，在表面压缩应力和剪切应力的作用下，摩擦副微凸起可深入到试样表面对试样表面产生挤压和剪切，致使试样表面发生严重的塑性变形，试样表面结构被破坏，同时结合较弱地方的物质脱落成颗粒附着在摩擦表面[18]。另一方面，Al 基体在摩擦过

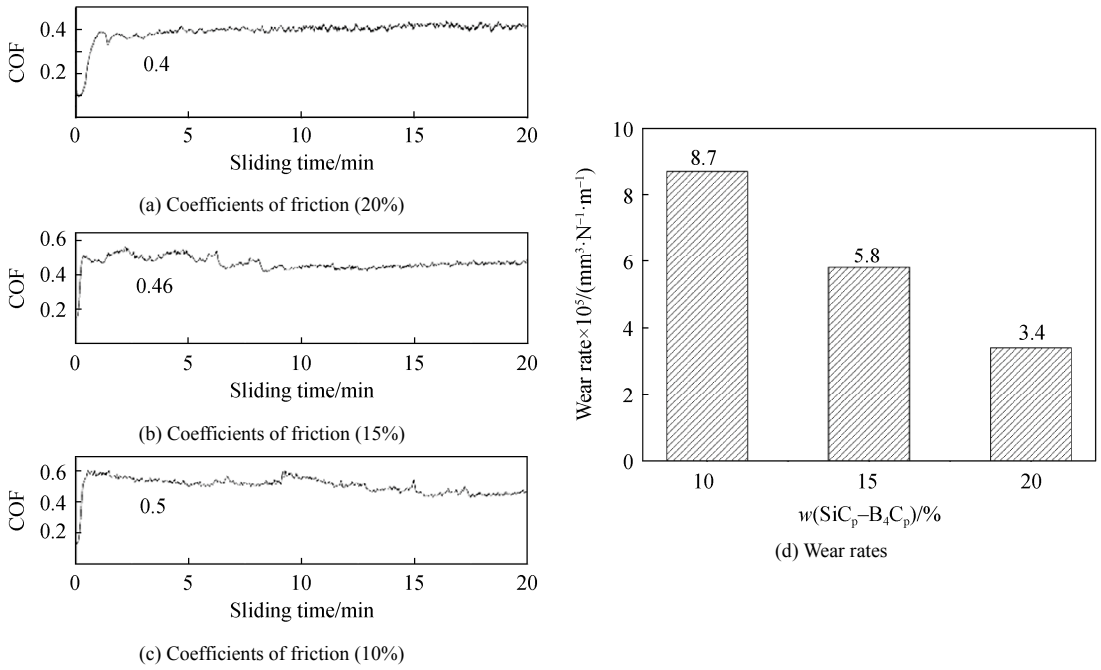


图 8　SiC_p–B_4C_p 含量不同时 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的摩擦系数及磨损率

Fig. 8　Coefficients of friction (COF) and wear rates of SLM-formed (SiC_p–B_4C_p)/Al composites with different contents of SiC_p–B_4C_p

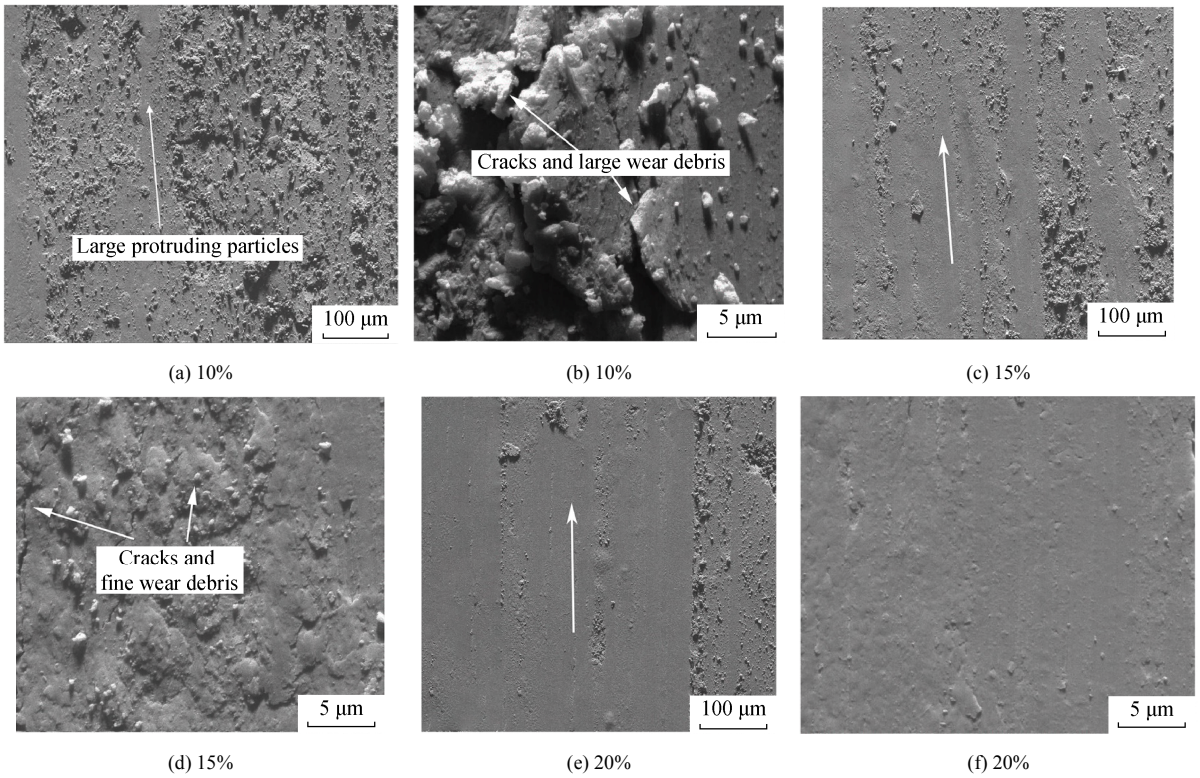


图 9　SiC_p–B_4C_p 含量不同时 SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料磨损表面的 SEM 照片

Fig. 9　SEM micrographs of wear surface of the SLM-formed (SiC_p–B_4C_p)/Al specimens with different contents of SiC_p–B_4C_p

程中接触空气极易发生氧化，而摩擦过程中产生很强的热效应导致表面温度升高，进一步促进了氧化过程的进行，使得试样表面在摩擦过程中形成硬质 Al_2O_3 层。但是 Al_2O_3 层较薄、不稳定、不连续，且与 Al 基体结合较弱[19]，因此在表面压缩应力和剪切应力作用下，Al_2O_3 薄层易从表面脱落并分散于摩擦副和试样表面之间，并随着对磨的进行发生破损和断裂，导致试样表面发生三体磨粒磨损，加剧了

试样表面的破损程度。增加 SiC_p–B_4C_p 含量至 15%时，试样磨损表面磨粒的数量和尺寸都明显减小(图 9c)，高倍 SEM 照片表明磨损表面存在裂纹并附着细小的磨屑(图 9d)，其原因是随着 SiC_p–B_4C_p 含量的增加，SiC_p 和 B_4C_p 分布于复合材料表面的数目也增多，复合材料表面存在的耐磨颗粒的总表面积增大，在摩擦磨损过程中较难发生磨损，因而可以有效保护基体材料。进一步增加 SiC_p–B_4C_p 含量至 20%时，试样仅发生轻微的塑性变形，磨损表面可观察到少量磨屑和较浅的犁沟(图 9e)，高倍 SEM 照片表明试样磨损表面致密平整，形成了具有保护性的摩擦转移层(图 9f)，磨损机制由磨粒磨损转变为黏着磨损，此时复合材料的摩擦性能较好，摩擦系数和磨损率最低。

表 3 为部分以 SiC_p/B_4C_p 为增强相制备铝基复合材料的情况。由表 3 可见，Kumaran 等[20]采用搅拌铸造法制备的 SiC_p/AA6351 复合材料，虽然气孔率低至 4.5%，但是其摩擦系数高达 0.65，远高于 SLM 制备的具有相近气孔率的(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料(0.65 *vs*. 0.50)；在增强相含量相同或相近的情况下，SLM 制备的(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的硬度并没有明显降低。因此，采用 SLM 制备(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料虽然其气孔率较高，但是硬度大、摩擦系数较小。

表 3 部分颗粒增强铝基复合材料的显气孔率、硬度、磨损率、摩擦系数和抗折强度

Table 3 Apparent porosity, hardness, wear rate, friction coefficient and flexural strength of some PRAMCs

Materials	Preparation method	Enhanced phase type/Content	Apparent porosity/%	Hardness	Wear rate	Friction coefficient	Flexural strength/MPa	Reference
SiC_p/AA2024	Stir–casting method	(SiC_p/10% (in volume fraction))		120.8±4.6 HV_5				[21]
SiC_p/AA6351	Stir–casting method	SiC_p/5%	4.5	66.81 HB	0.003 48 mm^3/s	0.65		[20]
SiC_p/Al–1050	Accumulative roll bonding method	(SiC_p/4% (in volume fraction))		66 $HV_{0.1}$	$<2\times10^{-6}$ g/m	>0.4		[22]
B_4C_p/(Al–12%Si)	Vortex route method	(B_4C_p/9% (in volume fraction))		165 HV				[23]
B_4C_p/Al	Microwave sintering method	(B_4C_p/20% (in volume fraction))		112.5 HV_1				[24]
B_4C_p/6061Al	Powder metallurgy method	B_4C_p/15%		168.9±2.9 $HV_{0.2}$				[25]
(SiC_p–B_4C_p)/Al	SLM	(SiC_p–B_4C_p)/10%	4.5	94.1 $HV_{0.1}$	8.7×10^{-5} $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$	0.5	177	This work
(SiC_p–B_4C_p)/Al	SLM	(SiC_p–B_4C_p)/15%	13.3	134.2 $HV_{0.1}$	5.8×10^{-5} $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$	0.46	95	This work
(SiC_p–B_4C_p)/Al	SLM	(SiC_p–B_4C_p)/20%	19.1	172.6 $HV_{0.1}$	3.4×10^{-5} $mm^3\cdot N^{-1}\cdot m^{-1}$	0.4	27	This work

3 结论

以 SiC 粉、B_4C 粉和 Al 粉为原料，采用 SLM 工艺制备了(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料，研究了 SiC_p–B_4C_p 含量对成形复合材料的显气孔率、显微硬度、摩擦磨损性能及抗折强度的影响。

1) SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的显气孔率随 SiC_p–B_4C_p 含量的增加而增大。当 SiC_p–B_4C_p 的含量由 10%增至 20%时，所成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的显气孔率由 4.5%增加至 19.1%。

2) SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的显微硬度和摩擦磨损性能随着 SiC_p–B_4C_p 含量的增加而提高。当 SiC_p–B_4C_p 含量为 20%时，所成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的显微硬度最大，达 172.6 $HV_{0.1}$；磨损率和摩擦系数最小，分别为 3.4×10^{-5} $mm^3N^{-1}m^{-1}$ 和 0.4。

3) SLM 成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的抗折强度随着 SiC_p–B_4C_p 含量的增加而减小。当 SiC_p–B_4C_p 的含量由 10%增至 20%时，所成形(SiC_p–B_4C_p)/Al 复合材料的抗折强度由 177 MPa 减小至 27 MPa。

参考文献:

[1] ZHOU M Y, REN L B, FAN L L, et al. Progress in research on hybrid metal matrix composites[J]. J Alloys Compd, 2020, 838: 155274.

[2] TANG S, SHAO S, LIU H, et al. Microstructure and mechanical behaviors of 6061 Al matrix hybrid composites reinforced with SiC

and stainless steel particles[J]. Mater Sci Eng A, 2021, 804: 140732.

[3] LIU C, SUN J. Erosion behaviour of B_4C-based ceramic composites[J]. Ceram Int, 2010, 36(4): 1297–1302.

[4] GHASALI E, ALIZADEH M, EBADZADEH T, et al. Investigation on microstructural and mechanical properties of B_4C–aluminum matrix composites prepared by microwave sintering[J]. J Mater Res, 2015, 4(4): 411–415.

[5] RAHIMIAN M, PARVIN N, EHSANI N. Investigation of particle size and amount of alumina on microstructure and mechanical properties of Al matrix composite made by powder metallurgy[J]. Mater Sci Eng A, 2010, 527(4–5): 1031–1038.

[6] 张导, 肖文戈, 邱建荣, 等. 玻璃3D打印技术研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(5): 807–818.
ZHANG Dao, XIAO Wenge, QIU Jianrong, et al. J Chin Ceram Soc, 2021, 49(5): 807–818.

[7] 喻小鹏, 吴成铁. 3D打印生物陶瓷功能改进的研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(5): 829–843.
YU Xiaopeng, WU Chengtie. J Chin Ceram Soc, 2021, 49(5): 829–843.

[8] GU D, HAGEDORN Y C, MEINERS W, et al. Nanocrystalline TiC reinforced Ti matrix bulk-form nanocomposites by selective laser melting (SLM): densification, growth mechanism and wear behavior[J]. Compos Sci Technol, 2011, 71(13): 1612–1620.

[9] 宋路, 王殿政, 赵若时, 等. “增才制造”: 以增材原理推动个性化陶瓷材料“成型–成性一体化”设计[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(5): 819–828.
SONG Lu, WANG Dianzheng, ZHAO Ruoshi, et al. J Chin Ceram Soc, 2021, 49(5): 819–828.

[10] 彭可武, 吴文远, 徐璟玉, 等. B_4C和Al在高温条件下的化学反应及相组成的研究[J]. 稀有金属与硬质合金, 2008, 36(1): 16–33.
PENG Kewu, WU Wenyuan, XU Jingyu, et al. Rare Met Cem Carbides (in Chinese), 2008, 36(1): 16–33.

[11] VIALA J C, FORTIER P. Stable and metastable phase equilibria in the chemical interaction between aluminium and silicon carbide[J]. J Mater Sci, 1990, 25: 1842–1850.

[12] YADROITSEV I, KRAKHMALEV P, YADROITSAVA I, et al. Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting single track from metallic powder[J]. J Mater Process Technol, 2013, 213(4): 606–613.

[13] 赵玉涛. 原位颗粒增强铝基复合材料的塑性变形行为及性能研究[D]. 江苏: 江苏大学, 2014.
ZHAO Yutao. Research on plastic deformation behavior and properties of in stiu particulate reinforced aluminum matrix composites[dissertation, in Chinese]. Jiangsu: Jiangsu University, 2014.

[14] GUO B, CHEN B, ZHANG X, et al. Exploring the size effects of Al_4C_3 on the mechanical properties and thermal behaviors of Al-based composites reinforced by SiC and carbon nanotubes[J]. Carbon, 2018, 135: 224–235.

[15] GÜLSOY H Ö. Production of injection moulded 316L stainless steels reinforced with TiC(N) particles[J]. Mater Sci Technol, 2013, 24(12): 1484–1491.

[16] 张友法, 余新泉, 陈锋, 等. B_4C/Al复合材料摩擦磨损特性研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2010, 30(10): 901–904.
ZHANG Youfa, YU Xinquan, CHEN Feng, et al. Spec Cast Nonferrous Alloys (in Chinese), 2010, 30(10): 901–904.

[17] 卢德宏, 顾明元, 施忠良, 等. 铝–石墨界面反应对石墨、碳化硅混杂增强铝基复合材料摩擦磨损性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2000, 29(1): 1–4.
LU Dehong, GU Mingyuan, SHI Zhongliang, et al. Rare Met Mater Eng (in Chinese), 2000, 29(1): 1–4.

[18] KÖK M. Abrasive wear of Al_2O_3 particle reinforced 2024 aluminium alloy composites fabricated by vortex method[J]. Compos Part A, 2006, 37(3): 457–464.

[19] MAZAHERY A, SHABANI M O. Process conditions optimization in Al–Cu alloy matrix composites[J]. Powder Technol, 2012, 225: 101–106.

[20] KUMARAN S T, UTHAYAKUMAR M, ARAVINDAN S, et al. Dry sliding wear behavior of SiC and B_4C-reinforced AA6351 metal matrix composite produced by stir casting process[J]. J Mater: Des Appl, 2015, 230(L2): 484–491.

[21] ROFMAN O V, MIKHAYLOVSKAYA A V, KOTOV A D, et al. AA2024/SiC metal matrix composites simultaneously improve ductility and cracking resistance during elevated temperature deformation[J]. Mater Sci Eng A, 2020, 790: 139697.

[22] HASSANEIN W S, SADOUN A, ABUOQAIL A, et al. Effect of SiC addition on the mechanical properties and wear behavior of Al–SiC nanocomposites produced by accumulative roll bonding[J]. Mater Res Express, 2020, 7: 075006.

[23] HEMANTH J. Tribological behavior of cryogenically treated B_4C_p/Al–12% Si composites[J]. Wear, 2005, 258: 1732–1744.

[24] WANG H M, TANG F, et al. Microstructure and properties of B_4C_p/Al composite prepared by microwave sintering with low temperature[J]. Mater Res Express, 2020, 7: 09651.

[25] GAO M Q, KANG H J, et al. Effect of reinforcement content and aging treatment on microstructure and mechanical behavior of B_4C_p/6061Al composites[J]. Mater Sci Eng A, 2019, 744: 682–690.