

## 碳化硅泡沫陶瓷/铝双连续相复合材料结构特征及增强机制

曹小明 金鹏 徐奕辰 刘强 张劲松

### Structural feature and reinforcement mechanism of silicon carbide foam ceramics aluminum matrix co-continuous phase composites

CAO Xiaoming, JIN Peng, XU Yichen, LIU Qiang, ZHANG Jinsong

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20210531.002>

## 您可能感兴趣的其他文章

### Articles you may be interested in

#### 多相纤维增强酚醛树脂低密度烧蚀耐热复合材料高温压缩性能及损伤机制

High temperature compressive property and damage mechanism of low density multiphase fiber reinforced phenolic resin ablative thermal protective composite

复合材料学报. 2019, 36(1): 133–138 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180726.004>

#### 三维角联锁机织铝基复合材料面内拉伸力学行为与失效机制

Mechanical behavior and failure mechanism of the 3D angle interlocking woven reinforced aluminum matrix composites under in-plane tensile loading

复合材料学报. 2021, 38(9): 2997–3007 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20201116.007>

#### 陶瓷-金属双连续相复合材料的发展现状与未来

Development status and future of ceramic-metal co-continuous composite material

复合材料学报. 2021, 38(2): 315–338 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200909.002>

#### 6061铝颗粒层增强7075铝基复合材料的微观结构及阻尼性能

Microstructure and damping capacity of 7075 aluminum matrix composite enhanced by 6061 aluminum particles layer

复合材料学报. 2021, 38(12): 4220–4227 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20210309.004>

#### 单轴压缩载荷下闭孔泡沫铝的变形机制

Deformation mechanism of closed-cell aluminum foam under uniaxial compression

复合材料学报. 2017, 34(8): 1810–1816 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20161116.002>

#### SiC颗粒增强铝基复合材料的纯铜中间层液相扩散焊

Liquid phase diffusion bonding for SiC particles reinforced aluminum matrix composites using pure copper inter-layer

复合材料学报. 2021, 38(2): 572–582 <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200703.001>

# 碳化硅泡沫陶瓷/铝双连续相复合材料 结构特征及增强机制



分享本文

曹小明\*, 金鹏, 徐奕辰, 刘强, 张劲松

(中国科学院金属研究所 沈阳国家材料科学国家研究中心 生物基材料与仿生构筑研究部, 沈阳 110016)

**摘要:** 为了研究碳化硅泡沫陶瓷 ( $\text{SiC}_f$ ) 在铝基复合材料中的增强机制, 采用高分子热解结合反应烧结的方法制备出具有三维连通网络结构特征的  $\text{SiC}_f$ , 利用挤压铸造的方法将熔融铝合金压注到泡沫陶瓷网孔中, 获得了  $\text{SiC}_f$ /铝双连续相复合材料并开展了复合材料高温膨胀系数 (CTE) 和压缩性能实验。实验结果表明:  $\text{SiC}_f$  利用三维连通网络结构对基体铝合金具有整体增强机制, 随温度升高也能保持良好的增强效果; 对网孔中的碳化硅陶瓷颗粒 ( $\text{SiC}_p$ ) 及铝合金具有约束机制。 $\text{SiC}_f$  和网孔中的  $\text{SiC}_p$  协同作用可以有效降低复合材料的热膨胀系数, 提高复合材料的高温抗压强度。在  $500^\circ\text{C}$  时, 最高抗压强度可以达到 313.61 MPa、热膨胀系数为  $7.653 \times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$ 。

**关键词:** 碳化硅泡沫陶瓷; 铝基复合材料; 高温压缩性能; 整体增强机制; 约束机制

**中图分类号:** TB331 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2022)04-1771-07

## Structural feature and reinforcement mechanism of silicon carbide foam ceramics aluminum matrix co-continuous phase composites

CAO Xiaoming\*, JIN Peng, XU Yichen, LIU Qiang, ZHANG Jinsong

(Bio-based Materials and Biomimetic Architecting, Shenyang National Laboratory for Materials Science,  
Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** In order to study the structural feature and reinforcement mechanism of the silicon carbide foam ceramics ( $\text{SiC}_f$ ) in the aluminum matrix composites, the  $\text{SiC}_f$  with 3D network structure characteristics were prepared by use of polymer pyrolysis and reaction sintering methods. The  $\text{SiC}_f$ /aluminum matrix co-continuous phase composite materials were prepared by using the method of squeeze casting which the molten aluminum alloy was injected into the foam ceramic meshes and the coefficient of thermal expansion (CTE) and compression performance of the composites were experimented. The experimental results show that the  $\text{SiC}_f$  has an overall reinforcement mechanism for the matrix aluminum alloy by using the 3D network structure, and it also keeps good reinforcement effect with the temperature increasing. It has confinement mechanism to silicon carbide ceramic particles ( $\text{SiC}_p$ ) and aluminum alloy in the meshes. The synergistic effects of the  $\text{SiC}_f$  and  $\text{SiC}_p$  in the meshes can effectively reduce the CTE and enhance the high temperature compression strength of the composites. The maximum compressive strength can reach 313.61 MPa and the CTE is  $7.653 \times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$  at  $500^\circ\text{C}$ .

**Keywords:**  $\text{SiC}$  foam ceramics; aluminum matrix composite; high temperature compression properties; overall reinforcement mechanism; confinement mechanism

$\text{SiC}/\text{Al}$  复合材料是一种轻质高强度的复合材料, 具有陶瓷的高硬度及铝合金的轻质增韧特性。因此, 作为结构件可以在航空航天领域应用<sup>[1-2]</sup>, 也具有导热系数高、膨胀系数低的特性, 同时

收稿日期: 2021-04-02; 修回日期: 2021-05-11; 录用日期: 2021-05-20; 网络首发时间: 2021-05-31 16:47:21

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20210531.002>

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFB0403200)

通信作者: 曹小明, 博士, 研究员, 研究方向为陶瓷/金属复合材料研制及应用技术开发 E-mail: [xmcao@imr.ac.cn](mailto:xmcao@imr.ac.cn)

引用格式: 曹小明, 金鹏, 徐奕辰, 等. 碳化硅泡沫陶瓷/铝双连续相复合材料结构特征及增强机制 [J]. 复合材料学报, 2022, 39(4): 1771-1777.

CAO Xiaoming, JIN Peng, XU Yichen, et al. Structural feature and reinforcement mechanism of silicon carbide foam ceramics aluminum matrix co-continuous phase composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2022, 39(4): 1771-1777(in Chinese).

可以作为散热基片在电子封装领域应用<sup>[3-4]</sup>，是一种防护性能良好的轻质复合防护装甲材料<sup>[5-6]</sup>，也是摩擦性能良好的摩擦制动材料<sup>[7-8]</sup>。

SiC/Al 基复合材料的增强机制主要是以 SiC 颗粒弥散增强机制研究为主<sup>[9-10]</sup>，利用钉轧效应、位错效应等提高复合材料的强度<sup>[11-12]</sup>，需要解决的关键技术主要有 SiC 颗粒与铝合金的复合反应<sup>[13]</sup>、改善界面润湿、提高界面结合强度<sup>[14-15]</sup>及均匀分散技术。同时纤维增强机制也是一个重要的研究方向，研究结果表明基体中高模量的碳纤维通过拔出、桥连等强化机制来降低裂纹尖端的应力集中，使裂纹扩展方向发生偏转弯曲来提高基体的强度<sup>[16-17]</sup>。上述研究工作均取得了良好的结果。

在高温度环境中，陶瓷颗粒弥散增强的复合材料受到基体铝合金软化、流变的影响较大，复合材料的高温应用受到了限制，因此，提高复合材料的使用温度可以扩大其应用范围，寻找新的增强机制和新的设计方法对提高复合材料高温性能具有重要的意义。

1 实验材料及方法

1.1 SiC<sub>f</sub>/Al 双连续相复合材料制备

SiC 泡沫陶瓷 (SiC<sub>f</sub>) 制备：采用高分子热解法结合反应烧结技术制备出的三维连通网络结构 SiC<sub>f</sub><sup>[18]</sup>，获得体积分数分别为 35vol% 和 50vol% 的 SiC<sub>f</sub>。SiC<sub>f</sub> 制备工艺流程主要包括以平均孔径 2 mm 的聚氨酯泡沫为模板，将粒度 7 μm、1.5 μm 的 SiC 微粉、酚醛树脂等配制陶瓷料浆，通过浸挂、热解、机加工、反应烧结获得 SiC<sub>f</sub>，其中 700℃ Ar 保护热解 1 h、1 700℃ 真空反应烧结 1 h。利用挤压铸造工艺获得 SiC<sub>f</sub>/Al 双连续相复合材料，将预热的 SiC<sub>f</sub> 放入模具中，浇上熔融的铝合金，加压将熔融铝合金压入泡沫陶瓷网孔内获得复合材料 (图 1)。其中铝合金选用 ZL101 铝合金，泡沫陶瓷

预热温度 400℃，浇注温度 760℃，铸造压力 80 MPa。出模后机加工成平板，由线切割切成 8 mm×8 mm×11 mm 的压缩试样，6 mm×6 mm×50 mm 的热膨胀系数测试试样。

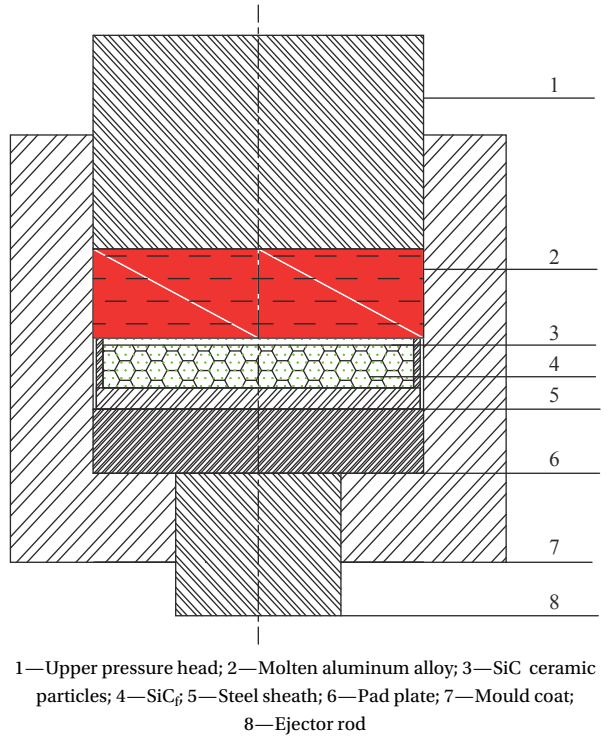


图 1 碳化硅泡沫陶瓷 (SiC<sub>f</sub>)/Al 双连续相复合材料挤压铸造模具示意图  
Fig. 1 Schematic diagram of squeeze casting mould of silicon carbide foam ceramics (SiC<sub>f</sub>)/Al co-continuous phase composites

样品成分见表 1，其中样品 35vol%SiC<sub>f</sub>-26vol%SiC<sub>p</sub>/Al 和 50vol%SiC<sub>f</sub>-18vol%SiC<sub>p</sub>/Al 是采用机械震动的方法将粒度为 7 μm 的 SiC 微粉震入 SiC 泡沫陶瓷网孔中，使其在网孔中均匀分布，挤压铸造过程中流动的铝液对受到泡沫陶瓷约束的 SiC 颗粒影响很小，因此，SiC 陶瓷颗粒在铝合金中分布均匀。

表 1 SiC<sub>f</sub>/Al 双连续相复合材料的成分  
Table 1 Composition of SiC<sub>f</sub>/Al co-continuous phase composites

Name	Composition/vol%			
	SiC <sub>f</sub>	SiC <sub>p</sub>	Ceramics	ZL101
Al	—	—	—	100
35vol%SiC <sub>f</sub> /Al	35	—	35	65
35vol%SiC <sub>f</sub> -26vol%SiC <sub>p</sub> /Al	35	26	61	39
50vol%SiC <sub>f</sub> /Al	50	—	50	50
50vol%SiC <sub>f</sub> -18vol%SiC <sub>p</sub> /Al	50	18	68	32

Note: SiC<sub>p</sub>—Silicon carbide ceramic particles.

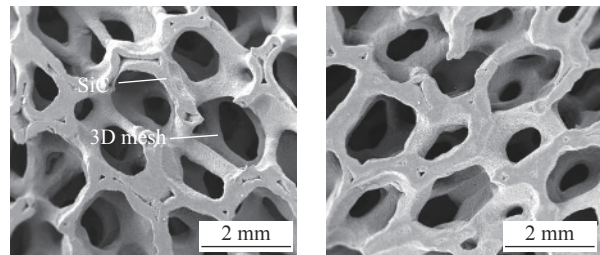
1.2 高温性能评价方法

在 Schenck Mechanical Test System (100 kN) 试验机上测定  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  双连续相复合材料高温抗压强度, 实验温度分别是: 室温、 $200^\circ\text{C}$ 、 $300^\circ\text{C}$ 、 $400^\circ\text{C}$  和  $500^\circ\text{C}$ , 加载速度为  $3.3\times10^{-6}\text{ m/s}$ 。可开关式加热炉固定在试验机上, 炉温升到需要的温度后保温 15 min 后开始加压测试。由于  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  复合材料中泡沫陶瓷的骨架体积分数不同, 导致复合材料的应力-应变曲线也不同, 为了便于比较, 复合材料压缩强度取最大值。利用美国 Anter 公司生产 Unitherm<sup>TM</sup>-1252 Ultra High Temperature Dilatometer 的热膨胀系数测试装置测定复合材料的膨胀系数。利用赛默飞(原 FEI) 公司生产的型号为 Inspect F50 场发射电子显微镜和 S-360 电子显微镜采集复合材料微观组织形貌。利用德国布鲁克公司的 D8 Advance X 射线衍射仪进行相分析。

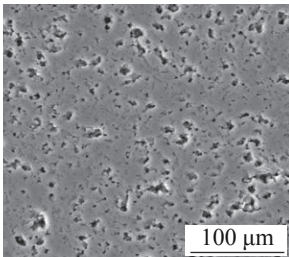
2 结果与讨论

2.1  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  双连续相复合材料结构特征

图 2(a)、图 2(b) 分别为体积分数 35vol% 和 50vol% 的  $\text{SiC}_f$  陶瓷宏观形貌, 其中体积分数 50vol% 的  $\text{SiC}_f$  陶瓷骨架明显粗于 35vol% 的泡沫陶瓷, 图 2(c) 为体积分数 35vol% $\text{SiC}_f$  陶瓷骨架微观形貌, 骨架内部具有的微米级孔洞, 体积分数 50vol% 的  $\text{SiC}_f$  微观形貌与 35vol% 的相同。 $\text{SiC}_f$  具有三维连通网络结构特征, 这一特征为复合材料设计提供



(a) 35vol% $\text{SiC}_f$  (b) 50vol% $\text{SiC}_f$



(c) Microphology of 35vol% $\text{SiC}_f$

图2  $\text{SiC}_f$  三维连通网络形貌

Fig. 2 SEM images of the 3D morphology of  $\text{SiC}_f$

了充足的空间, 同时又具有  $\text{SiC}$  陶瓷的高硬度、高模量、低膨胀系数、耐腐蚀的特性。

利用 XRD 对  $\text{SiC}_f$  的相组成进行了分析, 如图 3 所示。 $\text{SiC}_f$  的相组成为  $\alpha\text{-SiC}$ 、 $\beta\text{-SiC}$  和  $\text{Si}$ 。其中,  $\alpha\text{-SiC}$  为配制陶瓷料浆时加入的  $\text{SiC}$  微粉;  $\beta\text{-SiC}$  为反应烧结时生成的  $\text{SiC}$ ;  $\text{Si}$  为反应烧结时留在泡沫陶瓷骨架中的残余硅。 $\text{SiC}$  反应烧结是一种“富硅”的反应烧结过程, 通过高真空抽硅工艺可以除掉大部分的残余硅。

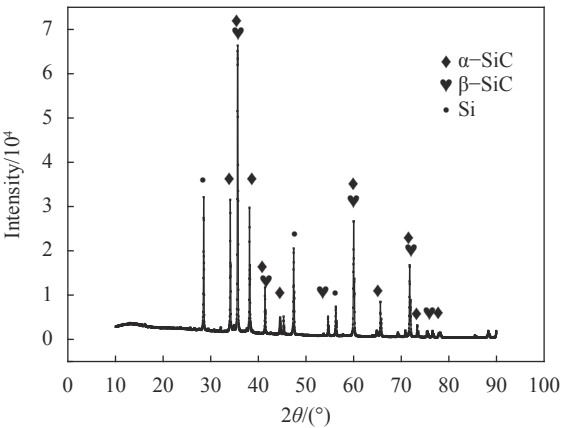
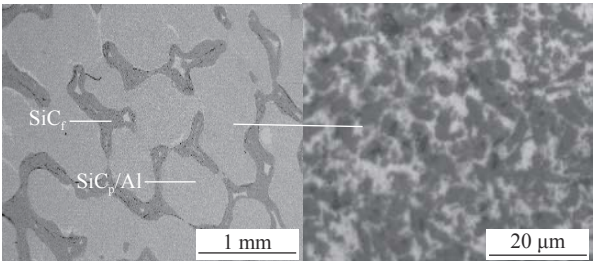


图3 35vol% $\text{SiC}_f/\text{Al}$  泡沫陶瓷相组成

Fig. 3 Phase composition of 35vol% $\text{SiC}_f/\text{Al}$

在  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  复合材料中,  $\text{SiC}_f$  和铝合金形成两个相互联通的三维网络(图 4), 即双连续相结构, 这一结构特征使复合材料既能表现出陶瓷的固有特征, 同时又表现出铝合金的金属特征, 通过陶瓷和金属两相体积分数、网孔尺寸的设计, 可以实现复合材料力学和热学性能的调控。

由图 4(a) 可见, 在样品 35vol% $\text{SiC}_f$ -26vol% $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料中  $\text{SiC}_f$  与  $\text{SiC}_p$  均匀分布在铝合金中, 形成了三相共存结构, 泡沫陶瓷与铝合金相互贯穿的三维连通网络结构, 界面结合良好未出现界面裂纹等缺陷, 有利于提高复合材料的力学和热学



(a) 35vol% $\text{SiC}_f$ -26vol% $\text{SiC}_p/\text{Al}$  (b)  $\text{SiC}_p/\text{Al}$

图4 35vol% $\text{SiC}_f$ -26vol% $\text{SiC}_p/\text{Al}$  双连续相复合材料形貌

Fig. 4 Morphology of 35vol% $\text{SiC}_f$ -26vol% $\text{SiC}_p/\text{Al}$  composites



性能。图 4(b) 显示泡沫陶瓷毫米级网孔中的  $\text{SiC}_p$  在铝合金弥散分布状态，分散均匀，铝合金与  $\text{SiC}_p$  交互贯通，有少量的气孔。

2.2  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  双连续相复合材料的热膨胀性能

图 5 是  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  双连续相复合材料的热膨胀系数随温度变化曲线。在相同温度条件下复合材料中泡沫陶瓷体积分数越大膨胀系数越小；相同体积分数条件下复合材料中泡沫陶瓷网孔中添加  $\text{SiC}_p$  的膨胀系数更小。当温度由  $100^\circ\text{C}$  升高到  $500^\circ\text{C}$  时，样品  $35\text{vol}\%\text{SiC}_f/\text{Al}$  和样品  $35\text{vol}\%\text{SiC}_f\text{-}26\text{vol}\%\text{SiC}_p/\text{Al}$  的膨胀系数分别由  $11.47\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$  和  $9.29\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$  升高到  $16.44\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$  和  $14.68\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$ ，介于  $\text{SiC}$  陶瓷和 ZL101 的膨胀系数之间，其中  $\text{SiC}$  陶瓷在  $0\sim 500^\circ\text{C}$  范围内膨胀系数基本保持在  $4.7\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$  [19]，而基体铝合金 ZL101 的膨胀系数在  $100^\circ\text{C}$  时为  $21.5\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$ 、 $300^\circ\text{C}$  时为  $23.5\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$  [20]。样品  $35\text{vol}\%\text{SiC}_f\text{-}26\text{vol}\%\text{SiC}_p/\text{Al}$  和  $50\text{vol}\%\text{SiC}_f\text{-}18\text{vol}\%\text{SiC}_p/\text{Al}$  的膨胀系数分别小于样品  $35\text{vol}\%\text{SiC}_f$  和  $50\text{vol}\%\text{SiC}_f$  的膨胀系数。在温度为  $500^\circ\text{C}$  时，样品  $50\text{vol}\%\text{SiC}_f\text{-}18\text{vol}\%\text{SiC}_p/\text{Al}$  的热膨胀系数为  $7.653\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$ ，与一部分陶瓷的膨胀系数相当，如  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  ( $8.8\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$ (平行于  $c$  轴,  $25\sim 1\,200^\circ\text{C}$ )) [21]、四方氧化锆多晶体 TZP( $9.6\sim 10.4\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$ ( $25\sim 1\,200^\circ\text{C}$ )) [21]。

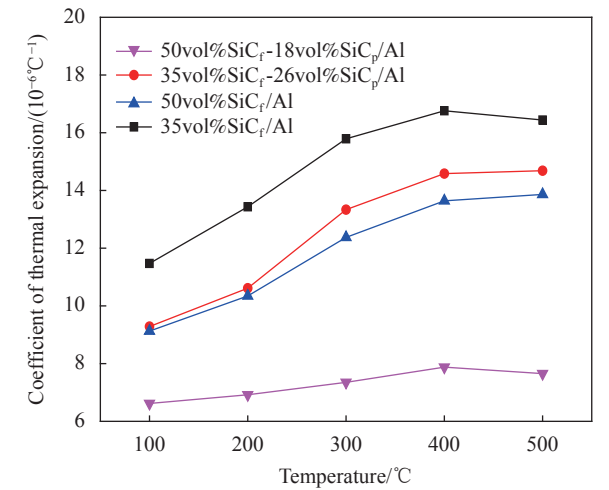


图 5  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  双连续相复合材料的热膨胀系数 (CTE) 随温度变化曲线  
Fig. 5 Coefficient of thermal expansion (CTE) with temperature curves of  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  co-continuous phase composites

复合材料的膨胀系数是由基体铝合金、泡沫陶瓷、泡沫陶瓷网孔中的陶瓷颗粒共同作用决定。 $\text{SiC}_p$  可以降低铝合金的膨胀系数 [22]，其作用是在铝合金中形成大量位错、降低热应力，进而降低复合材料的膨胀系数。 $\text{SiC}_f$  可以有效地降低复合

材料的热膨胀系数，其来源于  $\text{SiC}_f$  对基体铝合金的约束作用。文献 [23] 的研究结果表明复合材料基体应力的松弛能够导致材料热膨胀系数下降。泡沫陶瓷的网孔形成平均尺度为毫米级的限域空间，局部阻断了基体铝合金的连续性，降低了基体材料热应力的积累，从而降低了复合材料的膨胀系数，当泡沫陶瓷体积分数增加，限域空间的尺度进一步减小，降低复合材料的膨胀系数的效果更加明显。

2.3  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  双连续相复合材料的高温抗压强度

现有研究成果表明， $\text{SiC}_p$  是铝基复合材料有效的增强体之一 [24]，其中颗粒尺寸大小、分散均匀性对复合材料的增强效果具有重要的影响 [25-27]。在双连续相复合复合材料中  $\text{SiC}_p$  在铝合金中分布均匀，如图 4(b) 所示。

图 6 是基体铝合金和复合材料的压缩强度随温度的变化曲线，其中复合材料的压缩强度取最大值，ZL101 铝合金取 4% 应变对应的压缩强度。随着温度的上升，复合材料的压缩强度均呈现下降的趋势；随陶瓷体积分数升高，复合材料的抗压强度提高。当测试温度由室温上升到  $500^\circ\text{C}$  时，样品  $35\text{vol}\%\text{SiC}_f$  和  $50\text{vol}\%\text{SiC}_f$  的压缩强度分别由  $314.97\text{ MPa}$  和  $541.62\text{ MPa}$  下降到  $83.03\text{ MPa}$  和  $142.64\text{ MPa}$ ，而 ZL101 铝合金的压缩强度则由  $279.46\text{ MPa}$  下降到  $9.64\text{ MPa}$ 。在压缩过程中，泡沫陶瓷利用其三维网络结构对压应力起到承载的作用，基体利用与泡沫陶瓷界面剪切力传递压应力，随温度升高，基体发生塑性变形和软化，压

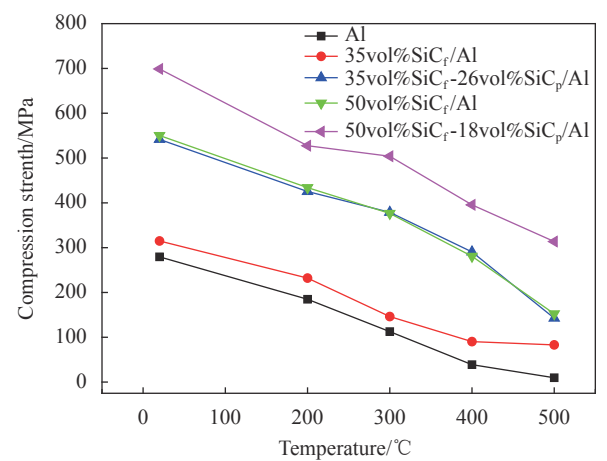


图 6 ZL101 铝合金及  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  双连续相合金复合材料的压缩强度随温度变化曲线  
Fig. 6 Compression strength changing with temperature curves of ZL101 and  $\text{SiC}_f/\text{Al}$  co-continuous phase composites

应力的传递能力下降, 导致复合材料的抗压强度降低。随着陶瓷体积分数的增加, 泡沫陶瓷骨架筋的尺寸增粗, 承载能力明显提高, 导致复合材料的抗压强度增加。

对于不同增强体的增强效果, 样品 35%SiC<sub>f</sub>-26%SiC<sub>p</sub>/Al 的陶瓷总体积分数为 61vol%, 样品 50vol%SiC<sub>f</sub>/Al 只有 50vol% 的 SiC<sub>f</sub>, 由图 6 可见, 当测试温度由室温上升到 500℃ 时, 二者的压缩强度很接近, 说明陶瓷骨架整体增强的效果好于陶瓷颗粒弥散增强的效果。样品 50vol%SiC<sub>f</sub>-18vol%SiC<sub>p</sub>/Al 与样品 50vol%SiC<sub>f</sub>/Al 比较, 二者 SiC<sub>f</sub> 的体积分数均为 50vol%, 但前者泡沫陶瓷网孔中添加了体积分数为 18vol% 的 SiC<sub>p</sub>, 在相同测试温度下, 前者的抗压强度均高于后者, 其中在 500℃ 时, 二者的压缩强度分别为 313.61 MPa、152.39 MPa, 相差 162.22 MPa。这一结果说明泡沫陶瓷网孔中 SiC<sub>p</sub> 同样对复合材料起到了增强作用, 其增强机制来自于陶瓷颗粒与铝合金的界面剪切力。SiC<sub>f</sub> 与 SiC<sub>p</sub> 的协同作用使复合材料的抗压强度得到明显的提高。

在高温条件下, 泡沫陶瓷起的作用是: 一方面起到承载作用, 对基体铝合金起到整体增强作用; 另一方面约束基体铝合金的塑性变形, 限制了 SiC<sub>p</sub> 随基体一起流变, 保持了 SiC<sub>p</sub> 的增强作用, 泡沫陶瓷骨架的整体增强作用高于陶瓷颗粒的弥散增强作用; SiC<sub>p</sub> 作用有两方面: 一是对铝合金基体的弥散增强作用; 另一方面调节铝合金的膨胀系数, 降低铝合金与泡沫陶瓷的膨胀系数的差异, 改善了陶瓷金属的界面结合, 提高了复合质量, 使复合材料保持较高的抗压强度。

由 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料室温条件下的应力-应变曲线(图 7) 可以看到: 在达到压缩强度最大值前, 复合材料均具有较大应变率, 说明铝合金起到了增韧作用。样品 35vol%SiC<sub>f</sub>/Al 中泡沫陶瓷体积分数较低, 随着应变进一步增大, 复合材料并未完全失效, 其金属特征表现得较明显。而当复合材料中陶瓷的体积分数达到并超过 50vol%, 当超过最大抗压强度失效时, 表现出较为明显的脆性材料失效特征。

2.4 SiC<sub>f</sub>/Al 双连续相复合材料的失效机制

图 8 显示不同温度条件下样品 50vol%SiC<sub>f</sub>-18vol%SiC<sub>p</sub>/Al 的损伤形貌特征。裂纹沿着泡沫陶瓷骨架的方向并与压缩方向大致相同; 随温度的

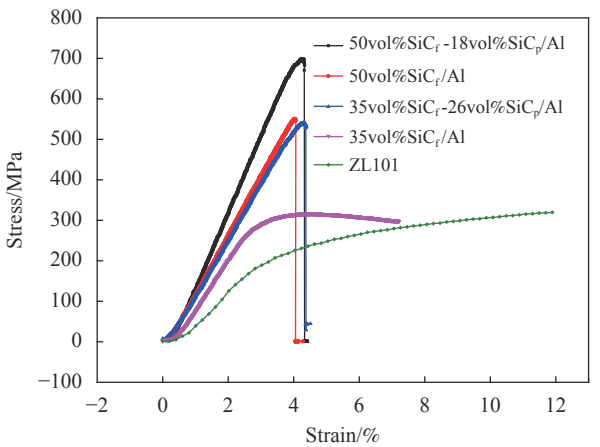


图 7 SiC<sub>f</sub>/Al 双连续相合金复合材料的室温压缩应力-应变曲线  
Fig. 7 Stress-strain curves of SiC<sub>f</sub>/Al co-continuous phase composites at room temperature

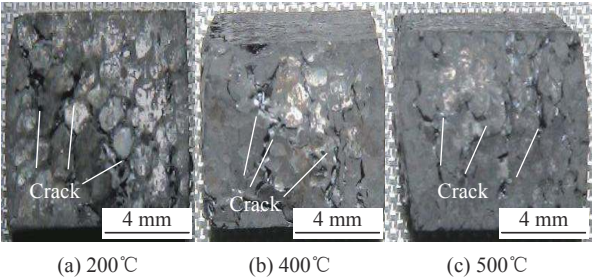


图 8 样品 50vol%SiC<sub>f</sub>-18vol%SiC<sub>p</sub>/Al 在不同温度条件下的压缩宏观损伤形貌

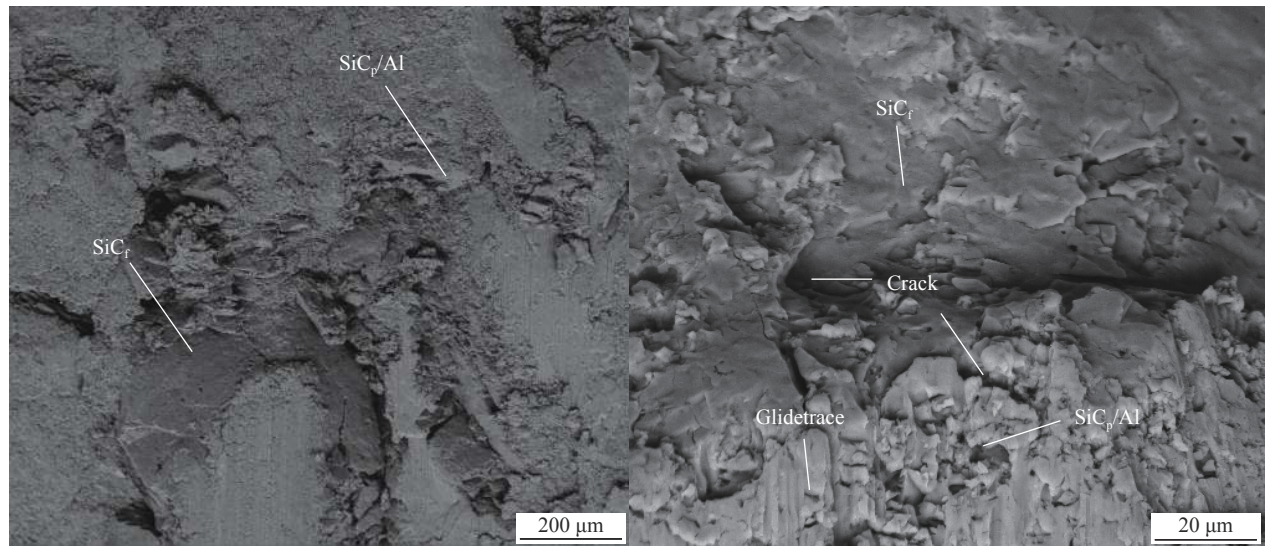
Fig. 8 SEM images of the damage macro-morphology of 50vol%SiC<sub>f</sub>-18vol%SiC<sub>p</sub>/Al composites at different temperatures

升高, 复合材料裂纹条数增多; 表面铝合金逐步氧化; 试样与压缩方向垂直的方向出现微量变形。产生这一特征的原因在于: 泡沫陶瓷骨架是压应力的主要载体, 裂纹起源于泡沫陶瓷。在 80 MPa 的挤压铸造压力下, 泡沫陶瓷与铝合金具有较好的界面结合强度, 随温度升高, 基体铝合金的塑性变形的趋势逐渐加大, 对应力传输的各向异性化的趋势更明显, 提高了泡沫陶瓷骨架所受力的均匀性, 导致复合材料裂纹条数增多。随温度升高, 网孔中的铝合金逐渐膨胀, 由于上下压头的限制, 只能向非约束方向膨胀, 因而在与压缩方向垂直的方向出现微量变形, 同时对泡沫陶瓷形成的压应力, 这一压应力与承载的压应力叠加后会加快泡沫陶瓷的损伤, 使复合材料的抗压强度下降。泡沫陶瓷的断裂方式是脆性断裂。

由复合材料断口形貌图 9(a) 可以看出: SiC<sub>f</sub> 断面相对平整, 呈现脆性断裂特征, 网孔中的 SiC<sub>p</sub>/Al 呈现大面积滑移并覆盖住部分泡沫陶瓷。

由界面断裂形貌图 9(b) 可见, 复合材料失效后, 泡沫陶瓷与网孔中的复合材料界面产生裂纹; 泡沫陶瓷出现裂纹; 泡沫陶瓷网孔中的陶瓷颗粒部分突出于铝合金, 同时部分陶瓷颗粒产生了相对于铝基体的滑移, 并在铝基体形成较为明显的滑

移痕迹。这一现象表明在高温环境中,  $\text{SiC}_f$  是压应力的主要载体并且约束作用仍然保持; 铝基体的塑性变形增加导致与陶瓷颗粒的界面结合强度下降; 泡沫陶瓷断裂过程中陶瓷颗粒与基体产生了相对位移。



(a) Fracture morphology of composite materials (b) Fracture morphology of interface

图 9 样品 50vol% $\text{SiC}_f$ -18vol% $\text{SiC}_p$ /Al 在 500℃ 条件下压缩断口 SEM 图像

Fig. 9 SEM images of compression fracture of 50vol% $\text{SiC}_f$ -18vol% $\text{SiC}_p$ /Al composites at 500℃

3 结论

采用挤压铸造法制备出三维网络结构碳化硅泡沫陶瓷 ( $\text{SiC}_p$ ) 增强及  $\text{SiC}_f$  与离散碳化硅陶瓷颗粒 ( $\text{SiC}_p$ ) 协同增强的铝基双连续相复合材料, 其高温膨胀系数和压缩性能研究表明:

(1) 在  $\text{SiC}_p$ /Al 双连续相复合材料中,  $\text{SiC}_f$  和铝合金形成两个相互贯通的三维网络, 通过陶瓷和金属两相体积分数、网孔尺寸的设计, 可以实现复合材料力学性能的调控;

(2)  $\text{SiC}_f$  利用三维连通网络结构对基体铝合金具有整体增强机制。泡沫陶瓷的作用是: 一方面起到载荷传递作用, 对复合基体铝合金起到整体增强作用; 另一方面高温条件下约束基体铝合金的塑性变形;  $\text{SiC}_p$  为第二相强化并可以调节基体铝合金与泡沫陶瓷的膨胀系数的差异, 提高复合质量。复合材料的强化机制为多种机制的综合作用;

(3)  $\text{SiC}_f$  和网孔中的  $\text{SiC}_p$  协同作用可以有效降低复合材料的热膨胀系数, 提高复合材料的高温抗压强度。在 500℃ 时, 复合材料的最高抗压强度可以达到 313.61 MPa、热膨胀系数为  $7.653 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ 。

参考文献:

[1] CUI Y, WANG L F, REN J Y. Multi-functional  $\text{SiC}$ /Al composites for aerospace applications[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2008, 21: 578-584.

[2] VASANTHAKUMAR P, SEKAR K, VENKATESH K. Recent developments in powder metallurgy based aluminium alloy composite for aerospace applications[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2019, 18: 5400-5409.

[3] 张获, 谭占秋, 熊定邦, 等. 热管理用金属基复合材料的应用现状及发展趋势[J]. *中国材料进展*, 2018, 37(12): 994-1001.

ZHANG D, TAN Z Q, XIONG D B, et al. Application and prospect of metal matrix composites for thermal management: An overview[J]. *Materials China*, 2018, 37(12): 994-1001(in Chinese).

[4] LIU Q Y, WANG F, SHEN W, et al. Influence of interface thermal resistance on thermal conductivity of  $\text{SiC}$ /Al composites[J]. *Ceramics International*, 2019, 45: 23815-23819.

[5] 虞青俊, 李玉龙, 邓琼, 等.  $\text{SiC}_p$ /Al功能梯度装甲板抗侵彻性能的试验与数值模拟[J]. *复合材料学报*, 2007, 24(5): 6-12.

YU Q J, LI Y L, DENG Q, et al. Penetration of  $\text{SiC}_p$ /Al functionally graded plates-experiment and numerical simulation[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2007, 24(5): 6-12(in Chinese).



- [6] VIGNESHWAR M, SELVAMANI S T, TARUNA K, et al. A novel approach for joining armor grade AA7075 metal matrix nano composites using various welding processes[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2019, 16: 1175-1181.
- [7] XI X, CHEN B, TAN C W, SONG X G, et al. Microstructure and mechanical properties of SiC reinforced AlSi10Mg composites fabricated by laser metal deposition[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 58: 763-774.
- [8] JIANG L, JIANG Y L, YU L, et al. Fabrication, microstructure, friction and wear properties of SiC3D/Al brake disc-graphite/SiC pad tribo-couple for high-speed train[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, 29: 1889-1902.
- [9] CHAK V, CHATTOPADHYAY H, DORA T L. A review on fabrication methods, reinforcements and mechanical properties of aluminum matrix composites[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 56: 1059-1074.
- [10] ZHU J W, JIANG W M, LI G Y, et al. Microstructure and mechanical properties of SiCnp/Al6082 aluminum matrix composites prepared by squeeze casting combined with stir casting[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 283: 116699.
- [11] 金鹏, 刘越, 李曙, 等. 碳化硅增强铝基复合材料的力学性能和断裂机制[J]. *材料研究学报*, 2009, 23(2): 211-214.  
JIN P, LIU Y, LI S, et al. Effects of SiC particle size on tensile property and fracture behavior on particle reinforced aluminum metal matrix composites[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2009, 23(2): 211-214(in Chinese).
- [12] 詹美燕, 陈振华. SiCp颗粒增强铝基复合材料塑性变形中过程的强化机制与断裂机制研究[J]. *材料导报*, 2004, 18(1): 57-60.  
ZHAN M Y, CHEN Z H. Research on strengthening and fracture mechanism of SiC particle reinforced Al matrix composites[J]. *Materials Review*, 2004, 18(1): 57-60(in Chinese).
- [13] LEE J C, BYUN J Y, OH C S, et al. Effect of various processing methods on the interfacial reactions in SiCp/2024 Al composites[J]. *Acta Materialia*, 1997, 45(12): 5303-5315.
- [14] HONG Y, WANG W J, LIU J Q, et al. Effect of porosity and interface structures on thermal and mechanical properties of SiCp/6061Al composites with high volume fraction of SiC[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, 29: 941-949.
- [15] 赵龙志, 曹小明, 田冲, 等. 界面过渡层对SiC/Al双连续相复合材料性能的影响[J]. *材料工程*, 2006, supplement(1): 55-60.  
ZHAO L Z, CAO X M, TIAN C, et al. Effect of casting temperature on mechanical properties of SiC foam/particle/Al hybrid composites[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2006, supplement(1): 55-60(in Chinese).
- [16] LIN C T, KAO P W. Fatigue delamination growth in carbon fibre-reinforced aluminium laminates[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1996, 27(1): 9-15.
- [17] LIN C T, KAO P W. Effect of fiber bridging on the fatigue crack propagation in carbon fiber-reinforced aluminum laminates[J]. *Materials Science and Engineering*, 1995, 190(1-2): 65-73.
- [18] 张劲松, 曹小明, 田冲, 等. 一种高强度致密的泡沫碳化硅陶瓷材料及其制备方法: 中国, ZL03134039.3[P]. 2005-03-30.  
ZHANG J S, CAO X M, TIAN C, et al. The invention relates to a high strength dense foam silicon carbide ceramic material and a preparation method: China, ZL03134039.3[P]. 2005-03-30(in Chinese).
- [19] 江东亮. 精细陶瓷材料[M]. 北京: 中国物质出版社, 2000: 138.  
JIANG D L. Fine ceramic materials[M]. Beijing: China Material Press, 2000: 138(in Chinese).
- [20] 颜鸣皋. 工程材料实用手册[M]. 北京: 中国标准出版社, 2002: 360.  
YAN M G. Practical manual of engineering materials[M]. Beijing: Standards Press of China, 2002: 360(in Chinese).
- [21] 斯温 M V. 陶瓷的结构与性能[M]. 北京: 科学出版社, 1998: 78, 101.  
SWAIN M V. Structure and properties of ceramics[M]. Beijing: Science Press, 1998: 78, 101(in Chinese).
- [22] ZAREA R, SHARIFIA H, SAERIA M R, et al. Investigating the effect of SiC particles on the physical and thermal properties of Al6061/SiCp composite[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 801: 520-528.
- [23] 胡明, 郑馥, 费维栋, 等. SiC晶须增强铝基复合材料热膨胀行为与内应力关系的研究[J]. *复合材料学报*, 2002, 19(5): 57-61.  
HU M, ZHENG F, FEI W D, et al. Study on the relationship between thermal expansion behavior reinforced composite[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2002, 19(5): 57-61(in Chinese).
- [24] ARUNKUMARS, SUNDARAMMS, SUKETHKANNAKM, et al. A review on aluminium matrix composite with various reinforcement particles and their behaviour[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2020, 33: 484-490.
- [25] KUMAR J, SINGH D, KALSI N S, et al. Tribological, physical and microstructural characterization of silicon carbide reinforced aluminium matrix composites: A review[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2019, 18: 3218-3232.
- [26] CHEN G, WAN J, HE N, et al. Strengthening mechanisms based on reinforcement distribution uniformity for particle reinforced aluminum matrix composites[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(12): 2395-2400.
- [27] SURESH BABU B, PRATHAP P, BALAJI T, et al. Studies on mechanical properties of aluminum based hybrid metal matrix composites[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2020, 33: 1144-1148.