

DOI: 10.7652/xjtuxb201902009

凝胶注模和反应熔渗 SiC 陶瓷基零件素坯缺陷控制及高温力学性能研究

鲁中良^{1,2}, 曹继伟^{1,2}, 冯朋帅¹, 李涤尘¹, 卢秉恒¹

(1. 西安交通大学机械制造系统工程国家重点实验室, 710049, 西安;

2. 先进航空发动机协同创新中心, 100191, 北京)

摘要: 针对凝胶注模和反应熔渗 SiC 陶瓷零件由于炭黑团聚、含量不足引起的坯体宏观裂纹、残留硅含量过高等问题,提出了一种有效控制陶瓷组织缺陷与残硅含量、提升陶瓷零件高温力学性能的方法。以短碳纤维代替炭黑作为碳源,通过实验对比分析了碳纤维与炭黑在陶瓷浆料中的分散性,以及这两种碳源对陶瓷素坯质量的影响规律;采用扫描电子显微镜和 X 射线衍射等手段研究了碳纤维和 SiC 陶瓷微观结构及其物相组成,并探讨了碳纤维体积分数对反应熔渗 SiC 陶瓷基零件高温性能的影响规律。结果表明:较之炭黑,短碳纤维在陶瓷浆料中具有良好的分散性,干燥后陶瓷坯体内大尺寸气孔和裂纹等缺陷得到有效控制;在反应熔渗过程中,碳纤维溶解到液硅中并生成 β -SiC 取代残硅,填充了陶瓷坯体的剩余孔隙;当碳纤维体积分数增加时,陶瓷坯体中的残硅含量得到有效控制;碳化硅陶瓷高温(1 350 °C)力学性能指标随着碳纤维体积分数增加,先增大后减小,当碳纤维体积分数为 20% 时达到最大,高温弯曲强度、断裂韧性分别为 (343 ± 19) MPa、 (5.04 ± 0.27) MPa · m^{1/2}。

关键词: 凝胶注模;反应熔渗;碳化硅;短碳纤维;高温力学性能

中图分类号: TB332 **文献标志码:** A **文章编号:** 0253-987X(2019)02-0063-07

Green Body Defect Control and High Temperature Mechanical Properties of Gel-Casting/Reactive Melt Infiltration SiC Based Parts

LU Zhongliang^{1,2}, CAO Jiwei^{1,2}, FENG Pengshuai¹, LI Dichen¹, LU Bingheng¹

(1. State Key Laboratory for Manufacturing Systems Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;

2. Collaborative Innovation Center for Advanced Aero-Engine, Beijing 100191, China)

Abstract: To solve the problem of macro-crack and residual silicon content of SiC ceramic parts caused by the carbon black agglomeration and insufficient content, an effective method to control the micro-structure defect and residual silicon content and to improve the mechanical properties of SiC ceramic parts at high temperature was proposed. Short carbon fibers (CF) serve as the carbon source, the dispersibilities of carbon black and short carbon fiber in ceramic slurry were comparatively investigated and the influences of the two carbon sources on the quality of the green body were analyzed. The micro-structure and phase composition of the reaction infiltrated Cf/SiC ceramic were observed by SEM and XRD. The effects of carbon fiber content on high temperature bending strength and fracture toughness of the SiC ceramic were discussed. The results show that

收稿日期: 2018-06-08。 作者简介: 鲁中良(1977—),男,副教授。 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51775418, 51375372)。

网络出版时间: 2018-10-12

网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/61.1069.T.20181012.1733.002.html>

short carbon fibers better disperse in ceramic slurry, and large-size pores and cracks in the ceramic green body can be well controlled. When in the reactive melt infiltration process, the porous structure formed by carbon fiber and ceramic particles facilitate the infiltration of liquid silicon, and the carbon fiber dissolves in the silicon liquid and reacted form β -SiC surrounding the carbon fiber surface. As the volume fraction of short carbon fiber increases (0 to 40%), the residual silicon content in the ceramic matrix decreases, and the high temperature (1 350 °C) performance of the ceramic part increases firstly then decreases. When the short carbon fiber volume fraction gets 20%, the high-temperature flexural strength and fracture toughness reach the highest, 343 ± 19 MPa and 5.04 ± 0.27 MPa $\cdot$ m^{1/2} respectively.

Keywords: gel-casting; reactive melt infiltration; silicon carbide; short carbon fiber; high temperature mechanical property

碳化硅(SiC)陶瓷因具有低密度、高比强、耐高温和抗氧化等优点,成为航空航天热端部件的理想材料^[1-3]。凝胶注模成型是一种近净成型技术,可成型具有复杂结构的陶瓷素坯^[4-5],该技术克服了SiC陶瓷由于硬度高、脆性大引起的难加工等问题,非常适合SiC异形件的加工成型。然而,由于陶瓷浆料固相体积分数的限制,凝胶注模陶瓷素坯不可避免地存在较大的孔隙率(40%~60%),纯烧结致密时不仅制件收缩较大,且烧结温度过高(SiC陶瓷中Si—C以强共价键结合,烧结时质点扩散速率低、晶界能和表面能比高,纯烧结温度达到2 100 °C^[6])。反应熔渗SiC是在1 410~1 600 °C通过液态硅(Si)与含碳素坯原位反应生成 β -SiC,最终获得致密的反应熔渗试样^[7]。将该工艺与凝胶注模技术结合可制备形状复杂且精度要求较高的SiC陶瓷零件^[8]。

基于上述工艺制备的SiC陶瓷零件内部组织与综合性能(尤其是高温性能)取决于最终反应熔渗试样的微观组织结构,如内部微裂纹、孔隙率、残硅含量和分布等^[9]。这些组织缺陷与特征结构同时受到了凝胶注模素坯质量、碳含量及分布的影响。流动性良好的陶瓷浆料是制备结构均匀的陶瓷素坯的关键。传统的反应熔渗SiC常以炭黑为碳源,但炭黑含量增加时,由于炭黑粒径小、比表面积大、易团聚,造成炭黑在基体中分布不均、陶瓷浆料黏度增大、固化后素坯内部有明显气孔与裂纹等问题^[10]。另外,炭黑在浆料中的含量因黏度等受限造成反应生成SiC不足,最终导致素坯内剩余孔隙被硅液体填充,当环境温度接近硅的熔点(1 410 °C)时,硅的软化使材料的高温强度和抗蠕变性能迅速降低,极大地限制了材料在高温环境下的使用^[11]。

本文以凝胶注模和反应熔渗为SiC陶瓷制备工艺,研究了碳纤维代替炭黑在陶瓷素坯内的分散性,

分析了短碳纤维含量对SiC陶瓷零件的物相组成和高温力学性能的影响规律。最后,结合光固化成型技术成功实现了具有复杂形状高性能SiC陶瓷零部件的制备。

1 实验

1.1 实验材料

实验采用两种粒径的碳化硅 α -SiC,平均粒径分别为10 μ m和2 μ m, $w(\text{SiC})=99.5\%$ (北京红誉新材有限公司)。去离子水(工业纯)作为溶剂,丙烯酰胺(分析纯,天津科密欧化学试剂有限公司)作为有机单体,N,N-亚甲基双丙烯酰胺(分析纯,天津科密欧化学试剂有限公司)作为交联剂,质量分数为25%的四甲基氢氧化铵溶液(分析纯)作为SiC粉末分散剂,短碳纤维(Cf)(T700,日本东丽公司生产,直径为7 μ m,长度为1~2 mm)作为碳源,纳米炭黑(N220,工业纯)作为对照组碳源,四甲基乙二胺(分析纯)作为催化剂,过硫酸铵(分析纯)为引发剂,硅粒(工业纯)作为溶渗剂。

1.2 试样制备

本实验共制备8组试样,每组的固相体积分数均为55%。其中,4组为添加不同短碳纤维体积分数的试样,纤维占总固相体积分数分别为10%、20%、30%、40%(实验组);3组为添加不同炭黑的试样,炭黑占总固相的体积分数分别为5%、10%、15%(对照组);1组为不添加碳源的试样(对照组)。

实验步骤:①将适量有机单体、交联剂和分散剂加入去离子水中,混合均匀后制成预混液;②将粒径为10 μ m和2 μ m的SiC粉末以体积比6:4级配后与预混液混合,加入不同的炭黑或者短碳纤维,球磨30 min后,制成稳定的水基陶瓷浆料;③凝胶注模,将陶瓷浆料置于负压环境中除气10 min(真空度20

kPa),然后向陶瓷浆料加入适量的催化剂和引发剂并迅速注入光固化树脂模具中;④陶瓷坯体干燥与脱脂,待浆料原位固化后,经液氮去除模具,再经冷冻干燥和 900℃真空脱脂后制得多孔陶瓷素坯;⑤反应熔渗,在石墨坩埚中用硅颗粒(粒径为 3 mm)包埋陶瓷素坯,然后将坩埚置入真空烧结炉中迅速加热至 1 600℃并保温 1 h,得到反应熔渗 SiC 陶瓷试样。

1.3 表征方法

采用阿基米德排水法测量试样的体积密度和开气孔率;采用尼康 MA-200 型光学显微镜观察试样抛光面的金相组织;采用图像分析软件计算反应熔渗试样中各组分体积分数;采用中钢集团洛阳耐火材料研究院仪器设备制造公司生产的 HSST16-6003QP 型全自动高温应力应变试验机测试弯曲强度和断裂韧性,试样尺寸为 50 mm×4 mm×3 mm,跨距为 30 mm,其中弯曲强度采用三点抗弯测试方法,加载速率为 0.5 mm/min,断裂韧性采用单边缺口梁测试方法,加载速率为 0.05 mm/min;采用日立 SU8010 型场发射扫描电子显微镜观察试样断裂面的微观形貌;采用能谱仪(EDS)分析局部区域元素分布;采用布鲁克 A25 型 X 射线衍射仪鉴定试样的物相成分;采用激光共聚焦拉曼光谱仪,对试样微区进行结构分析。

2 结果及分析

2.1 陶瓷素坯缺陷控制与物相分析

图 1 为不同炭黑含量的陶瓷坯体干燥后断口形

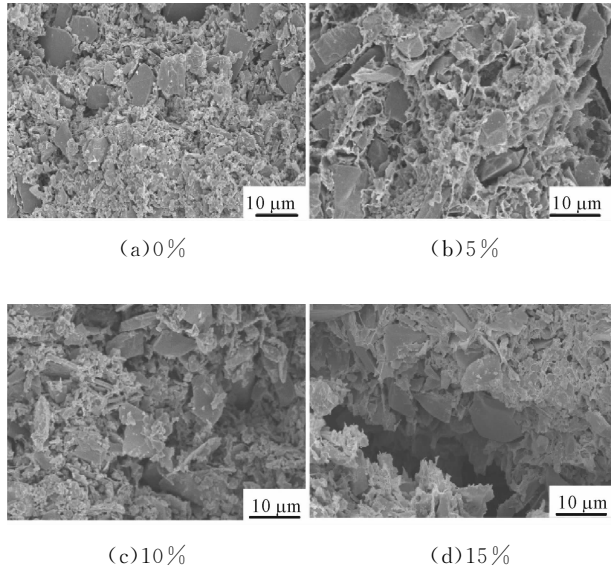


图 1 不同炭黑体积分数的 SiC 陶瓷坯体干燥断口 SEM 形貌

貌。当炭黑体积分数在 5% 或以下时(图 1a、图 1b),SiC 陶瓷颗粒被凝胶均匀包裹,陶瓷内部无宏观裂纹与气孔。当炭黑体积分数为 10% 以上时(图 1c、图 1d),陶瓷坯体内出现明显气孔与缺陷。一方面,炭黑在陶瓷浆料中发生团聚,诱导陶瓷浆料黏度迅速增大,造成炭黑和凝胶分布不均,最后产生大量宽度为 50~100 μm 裂纹。另一方面,炭黑对有机单体凝胶有阻聚作用^[12],使陶瓷浆料难以均匀固化,从而在陶瓷坯体内部形成了裂纹等缺陷。

图 2 为添加体积分数 15% 炭黑的烧结体的表面与断口形貌。对图 2a 硅线进行微区拉曼光谱测试,光谱(图 2d)中仅有单晶硅的拉曼波峰,表明硅线中的物相为硅单质。对比图 1 中陶瓷素坯内部裂纹和气孔可知,图 2a、2b 中的硅线(宽度为 50~100 μm)与硅岛(直径为 50~100 μm)等残硅聚集区是素坯内部裂纹和气孔在反应熔渗工艺中被多余液硅填充所致。

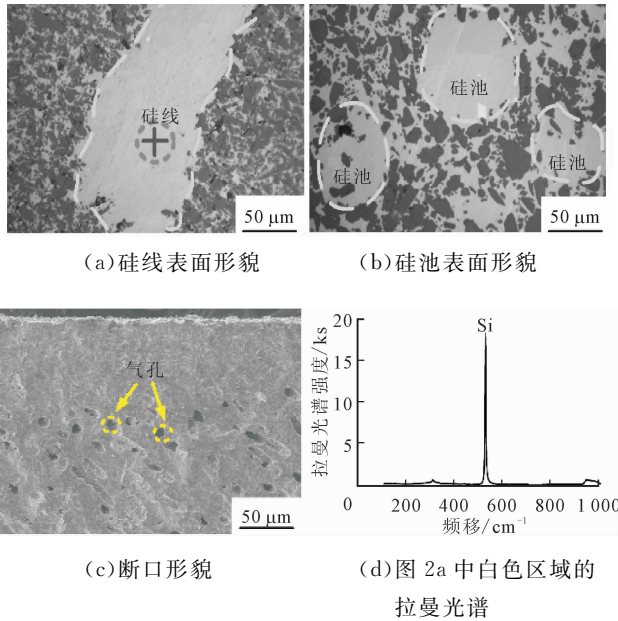


图 2 添加体积分数 15% 炭黑的反应熔渗 SiC 陶瓷基体 SEM 形貌与缺陷

若气孔等缺陷位于陶瓷坯体中内部,则在渗硅过程中,由于大尺寸孔隙的毛细管力较小,液硅优先填充陶瓷表面孔隙,导致大直径孔隙的渗硅通道被堵塞,孔隙无法被完全填充,渗硅后形成气孔(图 2c)。

短碳纤维作碳源时,陶瓷坯体干燥后的断口形貌如图 3 所示。当短碳纤维体积分数低于 30% 时,纤维在素坯中均匀分布。短碳纤维体积分数提高至 40% 时,如图 3d 所示,纤维之间互相缠绕和搭接的

现象增多,由此产生的架桥效应,增加了素坯的孔隙率,降低了素坯的密度。

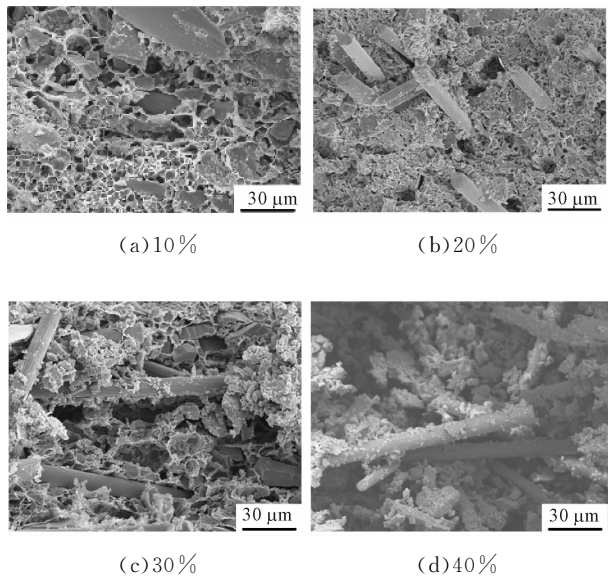


图 3 添加不同体积分数碳纤维的陶瓷坯体断口 SEM 形貌

短碳纤维体积分数为 20% 的陶瓷素坯经反应熔渗后,获得的 SiC 陶瓷断口微观形貌如图 4 所示。断裂面存在大量弥散分布的细小颗粒,对图中所指细小颗粒进行 EDS 分析,结果如表 1 所示。

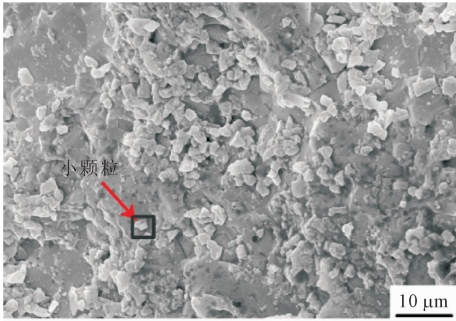


图 4 添加体积分数 20% 碳纤维的烧结试样断面 SEM 形貌

细小颗粒主要为新生成的 β -SiC,反应熔渗过程中液硅与短碳纤维接触反应,生成的 β -SiC 在纤维表面成核并生长,在 SiC 晶界处产生较大应力^[13]。在力的作用下,纤维表面的 β -SiC 层破碎并扩散至液硅中,促进了液硅与纤维的反应,短碳纤维从外到内逐渐硅化直至完全分解^[14-15]。

表 1 细颗粒 EDS 分析结果

元素	质量分数/%	摩尔分数/%
C	25.75	44.77
Si	74.25	55.23

添加体积分数 40% 短碳纤维的烧结体断口微观形貌如图 5 所示。反应熔渗试样内部存在部分未

分解的短碳纤维,但纤维表面粗糙,并附着大量微小颗粒。这是由于短碳纤维在素坯的局部聚集以及 C、Si 反应产生的体积膨胀使部分渗硅孔隙堵塞,导致熔渗试样内部的 C、Si 反应无法持续进行。少量液态硅在纤维表面发生 C、Si 反应,短碳纤维的表面硅化并呈现多孔形貌,但并未完全分解。

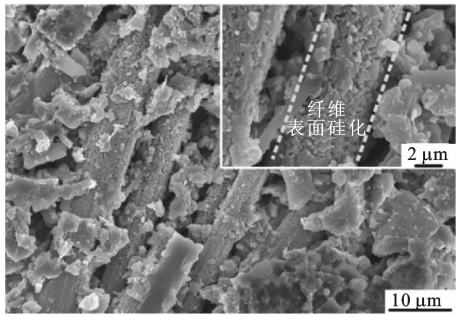


图 5 添加体积分数为 40% 碳纤维的烧结体断口 SEM 微观形貌及局部放大形貌

添加体积分数 40% 碳纤维的反应熔渗试样 XRD 分析如图 6 所示。从图中可知,陶瓷物相主要由 α -SiC(原始添加 SiC 颗粒)、 β -SiC(次成 SiC)和 Si(残留硅)组成。图 7 为纤维烧结体表面 SEM 微观结构,白灰色相为残硅,周围的灰色颗粒为 β -SiC 与 α -SiC。与含炭黑的陶瓷试样对比,即使碳纤维体积分数提高到 40%,渗硅后陶瓷基体内并未形成尺寸在 50 μm 以上的硅线与硅岛。因此,陶瓷浆料中加入碳纤维代替炭黑能有效控制陶瓷基体内部缺陷,

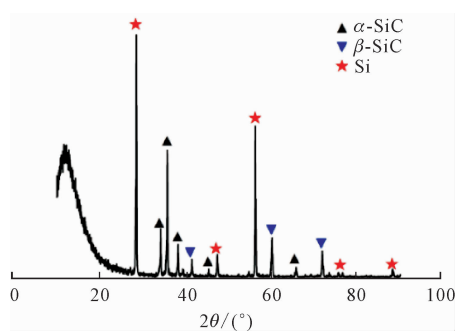


图 6 添加体积分数 40% 碳纤维的反应熔渗试样 XRD 分析

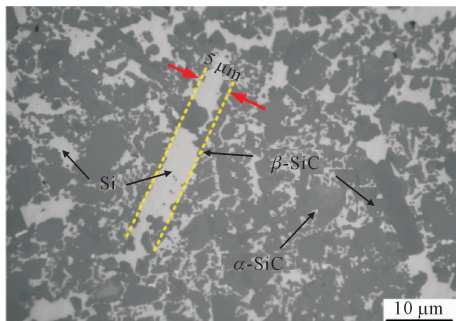


图 7 添加体积分数 40% 碳纤维的烧结体表面微观形貌

保证陶瓷制件的综合性能。

2.2 残硅含量与高温力学性能

根据溶解-沉淀机制^[16],当液硅开始渗入生坯后,生坯中的碳(碳纤维)逐渐溶解在液硅中时放出大量热量。随着碳溶解区局部温度的升高,碳在硅液中的饱和溶解浓度逐渐增大,这样在溶解区域和远端 α -SiC 之间形成了递减的碳浓度梯度。因此,由温度梯度转化成了碳浓度梯度,进而碳元素通过浓度梯度扩散至 α -SiC 所在的低温区,与硅反应生成 β -SiC,沉淀析出 β -SiC,将原有的 α -SiC 颗粒黏结起来,若生成的 β -SiC 不足以填充素坯中的所有孔隙,则剩余孔隙由液硅填充。

如图 8a、8b 所示,当碳纤维体积分数为 10%、20%时,陶瓷断口处致密无闭气孔;当纤维体积分数

增加至 30%、40%时,试样断口可观察到气孔与裂纹,如图 8c、8d 断口形貌所示。同时,在试样断口腐蚀形貌中可观测到较多纤维状孔。这是因为在反应熔渗过程中,纤维溶解后位置被硅填充,腐蚀后留下了这种纤维状孔。多数孔的孔径小于 $7\text{ }\mu\text{m}$,表明硅化纤维表面有一层 β -SiC,与原有的 α -SiC 黏结在一起,难以被混合酸腐蚀。仅有少量液态硅可以扩散至纤维内部,改变了碳纤维的晶体结构,形成不稳定的 C-Si 基团^[16]或无定形碳,易被混合酸腐蚀除去。

以短碳纤维为碳源,反应熔渗试样表面金相显微组织如图 9 所示,图中黑色相为 SiC,白灰相为残硅,深黑色斑点为孔隙。当纤维含量逐渐增多时,白灰色区域面积逐渐减小,即表示残硅含量随着纤维含量增加而降低。

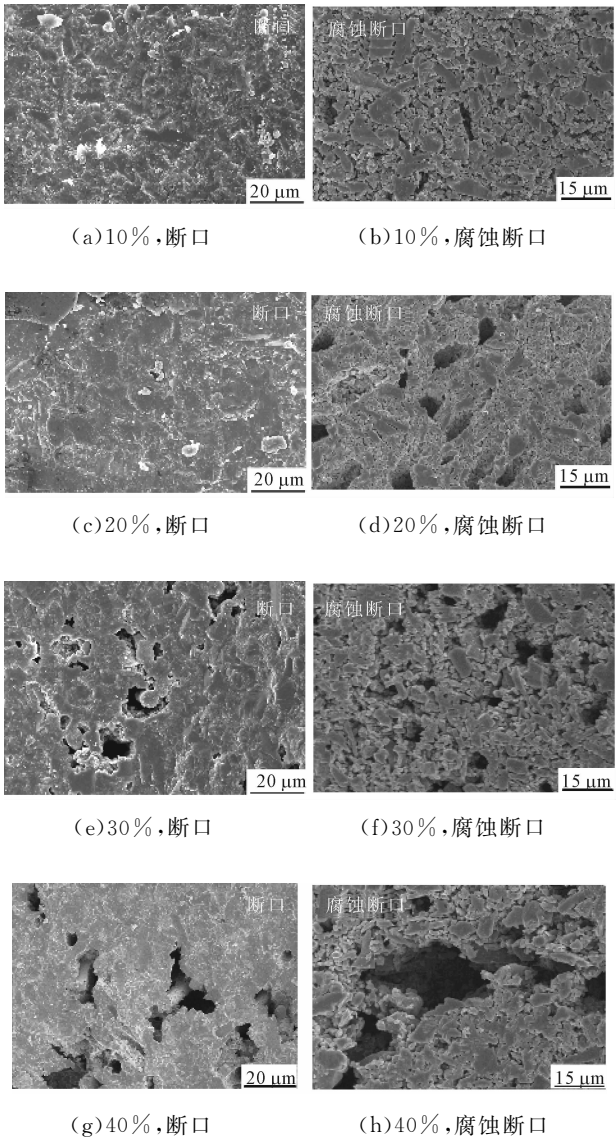


图 8 添加不同体积分数碳纤维的烧结体断口与断口腐蚀 SEM 微观形貌

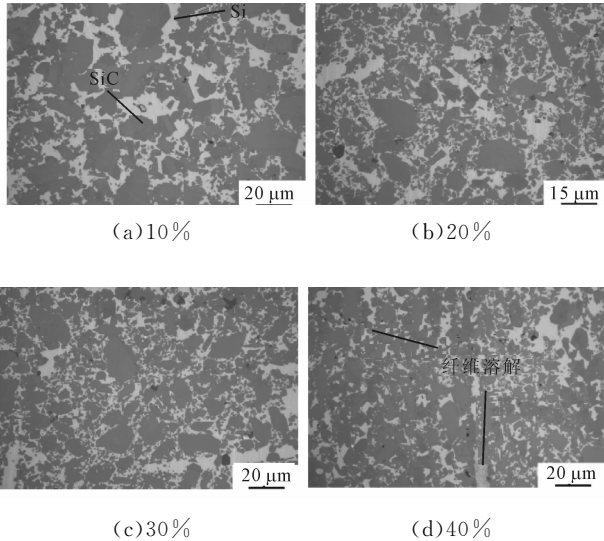


图 9 添加不同体积分数碳纤维的烧结试样表面 SEM 微观组织

对多张金相图片进行分析,结果如图 10 所示。当短碳纤维体积分数增加时,Si、C 反应次生的 SiC 含量增加,残硅体积分数从 $(40.2 \pm 2.2)\%$ 降低至

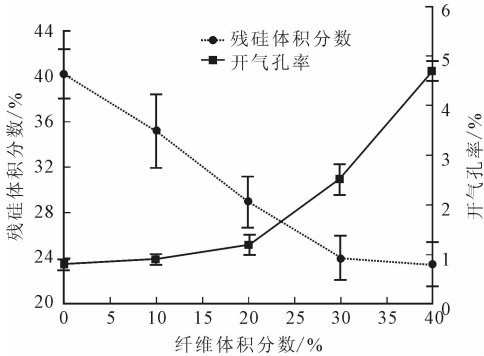


图 10 纤维体积分数对残硅和开气孔率的影响

(23.5±2.0)%。同时,由于纤维团聚体数量增加,导致烧结坯体开气孔隙率增大。

以短碳纤维为碳源,各组试样在 1 350 ℃时的弯曲强度和断裂韧性如表 2 所示。碳纤维体积分数对凝胶注模及反应熔渗 SiC 陶瓷高温力学性能有较大影响,当纤维体积分数增加到 20%时,陶瓷在 1 350 ℃下的力学性能达到最大,弯曲强度与断裂韧性分别为(343±19) MPa、(5.04±0.27) MPa·m^{1/2}。

表 2 陶瓷试样高温(1 350 ℃)力学性能

碳纤维体 积分数/%	炭黑体积 分数/%	弯曲强度 /MPa	断裂韧性 /MPa·m ^{1/2}
10		318±15	4.13±0.21
20		343±19	5.04±0.27
30		269±22	4.78±0.37
40		178±14	3.51±0.18
	10	160±33	2.24±0.44

材料的力学性能与其微观结构和物相组成密切相关,而弯曲强度主要与晶粒尺寸和孔隙率相关,关系式为^[17]

$$\sigma_f = (\sigma_0 + K_1 d^{-1/2}) e^{-np}$$

(3)

式中: σ_f 为弯曲强度; σ_0 为没有气孔时的弯曲强度; K_1 为与材料种类和晶粒尺寸有关的常数; d 为平均晶粒尺寸; n 为常数,一般取 4~7; p 为孔隙率。

当短碳纤维体积分数增加后,Si、C 反应产生的 β -SiC 细颗粒增多,细晶强化作用得到提升,但是材料的孔隙率有所增加,不仅减少了材料的受力面积,而且在临近孔隙的区域易形成应力集中,降低了材料的抗弯能力。硅是脆性相,强度低于 SiC,常成为裂纹生成和扩展的根源,残硅较多时会降低材料的弯曲强度^[18]。因此,随着短碳纤维含量的增加, β -SiC 细颗粒增多,残硅含量降低,试样的弯曲强度有所增加;当短碳纤维含量继续增加,孔隙率显著增大,严重影响试样的弯曲强度。

短碳纤维含量增加为反应熔渗试样提供了更多的碳源,残硅含量降低。在断裂过程中,纤维的拔出、脱粘、纤维搭桥作用一定程度上也能够提高试样的断裂韧性^[19]。同时,纤维数量过多会造成分布不均匀,进而发生团聚,相互之间架桥增加孔隙率和应力集中,裂纹的产生和扩展更加容易,从而降低断裂韧性^[20-22]。因此,随着短碳纤维的增加,未被完全硅化的短碳纤维起到增韧的作用,提高了断裂韧性。随着短碳纤维继续增加,架桥现象严重,严重影响试

样的断裂韧性。

2.3 制造实例

利用光固化技术制造了零件外形树脂模具^[23-24],结合上述凝胶注模、反应熔渗工艺,成功地制备出 SiC 基陶瓷样件,如图 11 所示,其中短碳纤维体积分数为 20%。

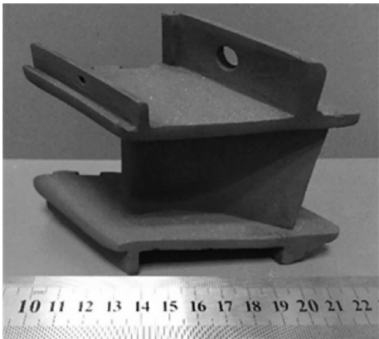


图 11 SiC 陶瓷基样件(低压涡轮导向叶片)

3 结 论

在凝胶注模时加入短碳纤维的陶瓷浆料分散性好,陶瓷素坯内部气孔、裂纹得到有效控制;同时,由于碳含量提高,残硅含量降低,SiC 陶瓷基零件高温力学性能得到了显著提高。

(1)采用短碳纤维可有效克服凝胶注模过程中炭黑由于活性高极易发生团聚等问题,减少陶瓷素坯中大尺寸孔隙和裂纹等缺陷。

(2)碳纤维在反应熔渗过程中可作为碳源与液硅反应合成 SiC 组织。当纤维体积分数小于 30%,纤维溶解并与硅发生反应;当纤维体积分数升至 40%,纤维局部团聚并导致陶瓷坯体孔隙率上升。

(3)相比于炭黑,短碳纤维将陶瓷基体内碳源体积分数从 10%(炭黑)提升至 40%(碳纤维),试样残硅量明显降低、高温力学性能得到显著提高。当短碳纤维体积分数为 20%时,碳化硅陶瓷试样高温(1 350 ℃)弯曲强度和断裂韧性达到最高值,分别为(343±19) MPa 和(5.04±0.27) MPa·m^{1/2}。纤维体积分数进一步增加时,陶瓷基体内部纤维架桥效应严重,陶瓷孔隙率急剧上升,高温力学性能降低。

参考文献:

[1]

WOETTING G, CASPERS B, GUGEL E, et al. High-temperature properties of SiC-Si₃N₄ particle composites [J]. Journal of Engineering for Gas Turbines & Power, 2000, 122(1): V005T13A009.

[2]

PATEL M, SAURABH K, PRASAD V B, et al.

- High temperature C/C-SiC composite by liquid silicon infiltration: a literature review [J]. *Bulletin of Materials Science*, 2012, 35(1): 63-73.
- [3] 文生琼, 何爱杰. 陶瓷基复合材料在航空发动机热端部件上的应用 [J]. *航空制造技术*, 2009(s1): 4-7.
WEN Shengqiong, HE Aijie. Application of CMC on thermal parts of aeroengine [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2009 (s1): 4-7.
- [4] ZHOU L, HUANG Y, XIE Z. Gelcasting of concentrated aqueous silicon carbide suspension [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2000, 20(1): 85-90.
- [5] GILISSEN R, ERAUW J P, SMOLDERS A, et al. Gelcasting, a near net shape technique [J]. *Materials & Design*, 2000, 21(4): 251-257.
- [6] 邓明进. 高性能反应烧结碳化硅陶瓷材料制备及其性能研究 [D]. 武汉: 武汉理工大学, 2010: 4-8.
- [7] CARTER C H, DAVIS R F, BENTLEY J. Kinetics and mechanisms of high-temperature creep in silicon carbide: I Reaction-bonded [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1984, 67(6): 409-417.
- [8] CHEN M H, GAO L, ZHOU J H, et al. Application of reaction sintering to the manufacturing of a space-craft combustion chamber of SiC ceramics [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 129(1/2/3): 408-411.
- [9] PAIK U, PARK H C, CHOI S C, et al. Effect of particle dispersion on microstructure and strength of reaction-bonded silicon carbide [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2002, 334(1/2): 267-274.
- [10] 李连跃, 孙洪鸣, 田素贵, 等. 炭黑含量对反应烧结碳化硅组织与性能的影响 [J]. *中国陶瓷工业*, 2017, 24(1): 18-22.
LI Lianyue, SUN Hongming, TIAN sugui, et al. Effect of carbon content on microstructure and performance of reaction sintered silicon carbide [J]. *China Ceramic Industry*, 2017, 24(1): 18-22.
- [11] 武七德, 童元丰. 提高反应烧结碳化硅陶瓷性能的研究趋势 [J]. *江苏陶瓷*, 2001, 34(4): 1-3.
WU Qide, TONG Yuanfeng. The research tendency to improve the properties of RBSC materials [J]. *Jiangsu Ceramics*, 2001, 34(4): 1-3.
- [12] 聂丽芳, 王君, 王静, 等. 炭黑对水基凝胶注模碳化硅/炭黑浆料及坯体性能的影响 [J]. *陶瓷*, 2008(3): 28-30.
NIE Lifang, WANG Jun, WANG Jing, et al. The effect of carbon black on SiC/carbon black slurry and the green body by gel casting [J]. *Ceramics*, 2008(3): 28-30.
- [13] FAVRE A, FUZELLIER H, SUPTIL J. An original way to investigate the siliconizing of carbon materials [J]. *Ceramics International*, 2003, 29(3): 235-243.
- [14] NANNETTI C A, RICCARDI B, ORTONA A, et al. Development of 2D and 3D hi-nicalon fibres/SiC matrix composites manufactured by a combined CVI-PIP route [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2002, 307(3): 1196-1199.
- [15] XU Y, CHENG L, ZHANG L. Carbon/silicon carbide composites prepared by chemical vapor infiltration combined with silicon melt infiltration [J]. *Carbon*, 1999, 37(8): 1179-1187.
- [16] NESS J N, PAGE T F. Microstructural evolution in reaction-bonded silicon carbide [J]. *Journal of Materials Science*, 1986, 21(4): 1377-1397.
- [17] 关振铎, 张中太, 焦金生. 无机材料物理性能 [M]. 北京: 清华大学出版社, 1992: 82-83.
- [18] SCAFÈ E, GIUNTA G, FABBRI L, et al. Mechanical behaviour of silicon-silicon carbide composites [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 1996, 16(7): 703-712.
- [19] 穆柏春. 陶瓷材料的强韧化 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2002: 37-38.
- [20] 时海芳, 任鑫. 材料力学性能 [M]. 北京: 北京大学出版社, 2015: 60-66.
- [21] LU Z L, LU F, CAO J W, et al. Manufacturing properties of turbine blades of carbon fiber-reinforced SiC composite based on stereolithography [J]. *Advanced Manufacturing Processes*, 2014, 29(2): 201-209.
- [22] LU Z L, CAO J W, JING H, et al. Review of main manufacturing processes of complex hollow turbine blades [J]. *Virtual & Physical Prototyping*, 2013, 8(2): 87-95.
- [23] LU Z L, CAO J W, BAI S Z, et al. Microstructure and mechanical properties of TiAl-based composites prepared by stereolithography and gelcasting technologies [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 633: 280-287.
- [24] 白树钊, 鲁中良, 曹继伟, 等. 凝胶注模陶瓷素坯固体干燥剂干燥尺寸精度控制 [J]. *西安交通大学学报*, 2017, 51(2): 135-139.
BAI Shuzhao, LU Zhongliang, CAO Jiwei, et al. Dimensional accuracy control of gelcast ceramic green body during drying process with solid desiccant [J]. *Journal of Xi'an Jiaotong University*, 2017, 51(2): 135-139.

(编辑 杜秀杰)