复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica
第32卷 第2期 4月 2015年
Vol. 32 No. 2 April 2015

DOI：10.13801/j.cnki.fhclxb.20140704.002

# 先驱体浸渍-裂解法制备SiBN纤维增强SiBN陶瓷基复合材料

余娟丽*[1]，李森[2]，吕毅[1]，张天翔[1]，赵英民[1]

（1. 航天特种材料及工艺技术研究所，北京 100074；2. 中国科学院 力学研究所，高温气体动力学国家重点实验室，北京 100190）

**摘 要：** 连续纤维增强氮化物陶瓷基复合材料是耐高温透波材料的主要发展方向，纤维是目前制约耐高温透波复合材料发展的关键，而SiBN陶瓷纤维是一种兼具耐高温、透波、承载的新型陶瓷纤维。以聚硅氮烷为陶瓷先驱体，以SiBN连续陶瓷纤维为增强体，采用先驱体浸渍-裂解法制备了SiBN陶瓷纤维增强SiBN陶瓷基复合材料，研究了复合材料的热膨胀特性、力学性能、断裂模式以及微观结构。结果表明：SiBN陶瓷纤维增强SiBN陶瓷基复合材料呈现明显的脆性断裂特征，复合材料的弯曲强度和拉伸强度分别为88.52 MPa和6.6 MPa，纤维的力学性能仍有待于提高。

**关键词：** SiBN纤维；先驱体；陶瓷基复合材料；浸渍；裂解

**中图分类号：** TB332 **文献标志码：** A **文章编号：** 1000-3851(2015)02-0484-07

连续纤维增强陶瓷基透波复合材料具有优异的力学性能、良好的介电性能以及突出的耐高温性能，可实现承载、透波及防热一体化，是目前制备高马赫数导弹天线罩的主要材料体系之一[1]。随着超高速、中远程精确制导导弹的发展，纤维成为了制约高温透波复合材料发展的关键因素[2-3]。石英纤维是国内最主要的用于中高马赫数导弹天线罩的透波增强纤维，但由于石英纤维在高温下会发生析晶而导致复合材料力学性能恶化，因而迫切需要研发新型的耐高温透波陶瓷纤维[1]。目前，最有望得到应用的耐高温陶瓷透波纤维包括$Si_3N_4$纤维、BN纤维和SiBN纤维。

$Si_3N_4$纤维和BN纤维单独作为耐高温陶瓷基透波复合材料的增强纤维时，都有其各自的缺点。$Si_3N_4$纤维具有较高的力学性能，但介电常数偏高；BN纤维具有优异的介电性能和耐高温性能，但力学性能较差。目前通过先驱体转化法，有望制备一种兼具$Si_3N_4$纤维和BN纤维优点的SiBN陶瓷纤维。SiBN陶瓷纤维是近几年发展起来的一种特殊的新型耐高温陶瓷纤维，该纤维除具有更加优异的耐温性能外，还可在纤维制备过程中通过调节SiBN陶瓷纤维中的原子比调节纤维的力学性能和介电性能，SiBN纤维集透波性、耐高温性、抗氧化性以及介电性能可调等优点于一身，可取代石英纤维用于耐高温陶瓷基透波复合材料的制备，在新型高速精导武器和高超声速飞行器等领域具有广泛的应用前景。

国防科学技术大学的王小宙[3]对SiBN透波陶瓷纤维的制备进行了研究，所制得的SiBN陶瓷纤维为无定形态，其中碳含量仅为0.1wt%，室温下的介电常数和介电损耗分别为3.6和0.001。目前，连续SiBN陶瓷纤维正处于研发阶段，其性能有待于进一步改善，同时该纤维的生产量极其有限。尽管如此，其独特的耐高温和透波性能使该纤维在新型高速精导武器和高超声速飞行器等领域的应用倍受关注。笔者开展了先驱体浸渍-裂解法制备SiBN纤维增强SiBN陶瓷基复合材料的前瞻性工作，为开发新型高速精导武器和高超声速飞行器等领域的耐高温和透波材料奠定实验基础。

先驱体转化法又称先驱体浸渍-裂解法或聚合物浸渍-裂解法，先驱体转化法制备陶瓷材料是将有机

**收稿日期：** 2014-04-14；**录用日期：** 2014-05-24；**网络出版时间：** 2014-07-04 16:06
**网络出版地址：** www.cnki.net/kcms/doi/10.13801/j.cnki.fhclxb.20140704.002.html
**基金项目：** 国家自然科学基金面上项目(51376189)
**通讯作者：** 余娟丽，博士，高级工程师，研究方向为陶瓷基透波材料及轻质陶瓷材料。 E-mail：yujuanlli@126.com

*引用格式：余娟丽，李森，吕毅，等. 先驱体浸渍-裂解法制备SiBN纤维增强SiBN陶瓷基复合材料[J]. 复合材料学报，2015，32(2)：484-490. Yu J L，Li S，Lyu Y，et al. Preparation of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites by precursor infiltration-pyrolysis method[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2015，32(2)：484-490.*

?1994-2015 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

先驱体转化为无机陶瓷的一种方法。本文以聚硅硼氮烷为 SiBN 陶瓷先驱体，以 SiBN 连续纤维为增强体，利用先驱体浸渍-裂解法制备 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料，并对复合材料的热膨胀特性、力学性能和微观结构进行了测试与表征。

## 1 实验原料与方法

### 1.1 实验原料

聚硅硼氮烷由中科院化学所提供，采用共胺解工艺制成，为淡黄色固体。聚硅硼氮烷可溶于有机溶剂甲苯和苯，实验中所使用的苯为分析纯试剂。SiBN 纤维由国防科技大学新型陶瓷纤维及其复合材料国防科技重点实验室提供，SiBN 纤维织物由天津工业大学纺织学院编织。图 1 为 SiBN 纤维及纤维织物。

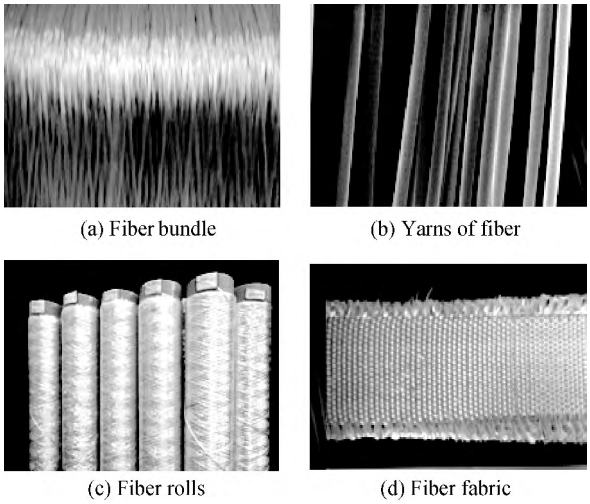



图 1 SiBN 纤维及纤维织物

Fig. 1 SiBN fibers and fiber fabric

### 1.2 SiBN 纤维增强 SiBN 复合材料的制备

以聚硅硼氮烷为 SiBN 陶瓷先驱体，SiBN 连续纤维为增强体，利用先驱体浸渍-裂解法制备 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料。先驱体浸渍-裂解法制备 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的工艺过程如图 2 所示。工艺过程包括纤维织物的编织、先驱体浸渍液的制备及其对纤维织物的浸渍、先驱体在纤维织物中的原位交联固化、先驱体高温裂解和重复先驱体浸渍-裂解的材料致密化这 5 个过程。

实验中，首先用丙酮反复浸泡清洗 SiBN 纤维织物，洗掉可能附着的杂质体(主要是有机胶)，然后干燥备用。接着将 SiBN 纤维织物置于真空密闭装置中抽真空，使先驱体聚硅硼氮烷的苯溶液充分浸渍 SiBN 纤维织物，再彻底干燥除去溶剂苯；然后将纤维

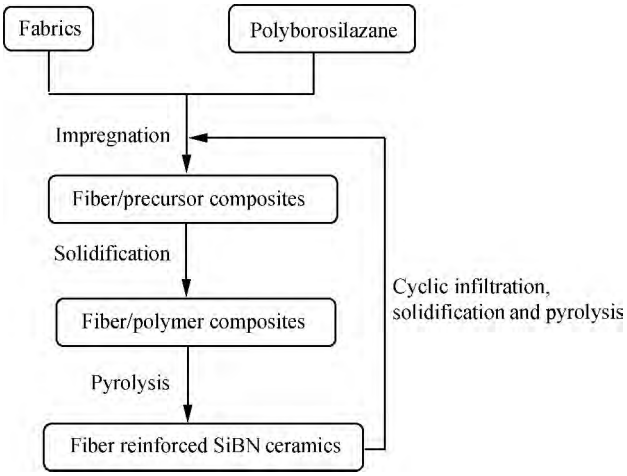



图 2 先驱体浸渍-裂解法制备 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的工艺过程

Fig. 2 Technological process of precursor impregnation-pyrolysis method for preparation of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites

浸渍板置于密闭容器中，在一定氮气压力下升温至 300～400 ℃保温 1 h，使纤维织物中浸渍的聚硅硼氮烷充分交联固化；最后将经交联固化处理的纤维织物置于管式炉中进行高温裂解，高温裂解气氛为高纯氨气(99.999%)，升温速率为 3 ℃/min，升至 600 或 900 ℃后保温 1 h，自然冷却降温，得到 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料。由于裂解过程中小分子逸出形成气孔及基体裂解引起收缩，因此，使用该工艺制备材料时需多次实施浸渍-裂解过程才能实现材料的致密化[4-7]。笔者制备的 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料经聚硅硼氮烷先驱体的苯溶液重复浸渍-裂解过程的次数为 6 次。

### 1.3 样品的表征

采用热失重法分析材料的陶瓷产率。利用 TC600 型氧氮分析仪(美国力可公司)对 SiBN 纤维进行元素分析。利用 S-2700 型扫描电子显微镜(SEM)观察样品表面和断口形貌；利用 WDW3020 型电子万能实验机测试样品的三点弯曲强度以及弹性模量，跨距为 30 mm，跨高比不小于 10，加载速率为 0.5 mm/min，取 7 根试样的平均强度值作为实验结果。利用 IPT04105C 型工业 CT 无损检测仪对复合材料样品进行无损检测。

## 2 结果与讨论

### 2.1 材料形貌及裂解产物

图 3 为 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料

?1994-2015 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

的形貌。表 1 为 900 ℃氨气气氛下聚硅硼氮烷先驱体的裂解产物。可见，聚硅硼氮烷先驱体在 900 ℃氨气气氛下裂解的陶瓷产率不小于 60wt%，产物密度为 2.39 g/cm$^3$，经元素分析其经验化学式为 $Si_{1.2}B_{1.24}N_{2.83}C_{0.022}O_{0.41}$，裂解产物中含有微量杂质(碳和氧)，主要成分为 SiBN。因此，复合材料基体的主要成分为 SiBN。

图 4 为 900 ℃氨气气氛下聚硅硼氮烷先驱体裂解产物的 XRD 谱图。结合表 1 分析可知，聚硅硼氮烷先驱体的裂解产物主要为无定形态无机物 SiBN。

表 1　900 ℃氨气气氛下聚硅硼氮烷先驱体的裂解产物

Table 1　Pyrolysis productions of polyborosilazane precursor under 900 ℃ ammonia atmosphere

| Ceramic yield/wt% | Production content/wt% | | | | Density/ (g·cm$^{-3}$) |
|---|---|---|---|---|---|
| | Si | B | C | O | |
| 61.2 | 33.7 | 13.4 | 0.3 | 13.0 | 2.39 |

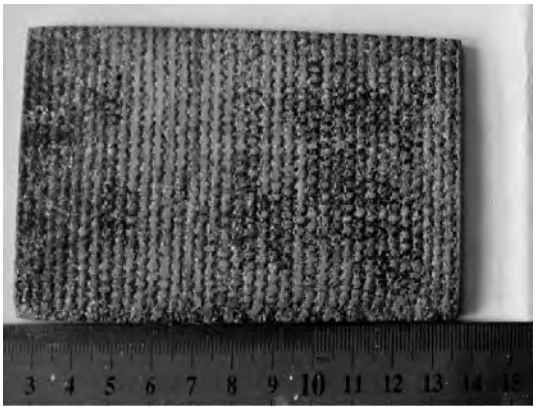


图 3　SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的形貌

Fig. 3　Morphology of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites

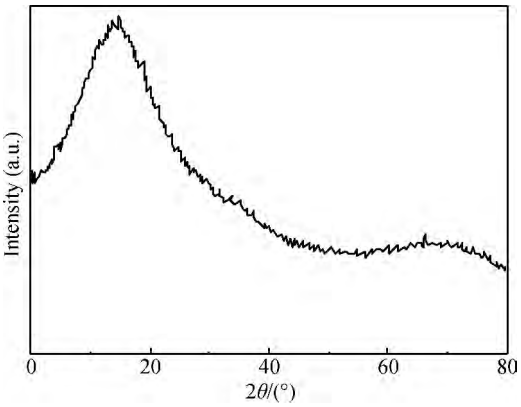



图 4　900 ℃氨气气氛下聚硅硼氮烷先驱体裂解产物的 XRD 谱图

Fig. 4　XRD pattern of pyrolysis productions of polyborosilazane precursor under 900 ℃ ammonia atmosphere

## 2.2　热膨胀系数

图 5 为 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的热膨胀系数，基准温度为 24.9 ℃，$L_0$ 为试样初始长度，d$L$ 为试样在升温过程中的长度变化量。可见，SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的热膨胀系数最小为 $0.15\times10^{-6}$ K$^{-1}$。在室温到 200 ℃范围内，SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的热膨胀系数变化较小，基本呈直线。引起这一现象的原因为：由于先驱体浸渍-裂解工艺的特点，受浸渍和裂解收缩的影响，在材料中不可避免地会留下部分孔隙和微裂纹，而孔隙和微裂纹在复合材料受热初始阶段会吸收一部分膨胀量；在 200～800 ℃范围内，SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的平均热膨胀系数逐渐增大，变化与绝大多数材料的实验结果相一致，这是由于热膨胀系数与材料的热振动密切相关，随着温度的升高，材料热振动增强，从而导致热膨胀系数增加；在 800 ℃以上的较高温度阶段，随着温度升高，复合材料的热膨胀系数降低较快，且热膨胀系数与温度几乎呈线性关系；当温度升高到 944 ℃时，热膨胀系数降为负值，说明 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料发生了收缩，这是因为 900 ℃高温裂解的复合材料样品基本为无定形态(如图 4 所示)，高温时易发生熔融收缩现象。

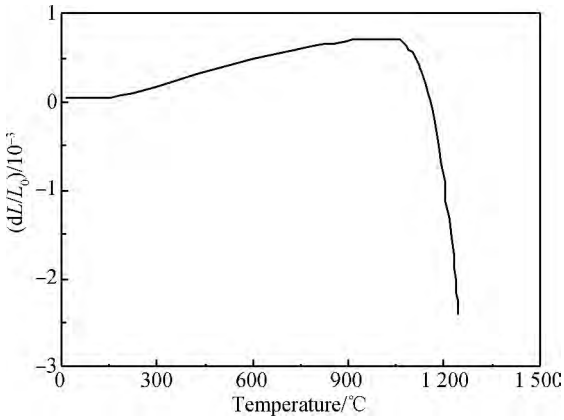



图 5　SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的热膨胀系数

Fig. 5　Thermal expansion coefficient of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites

## 2.3　力学性能及断裂模式

表 2 为 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的力学性能。由结果分析可见：常温下，材料经向、纬向的弯曲强度值相差不大，纬向值略高于径向值；当测试温度为 1 250 ℃时，复合材料的纬向弯曲强度值(61.98 MPa)明显高于经向弯曲强度值

?1994-2015 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

表 2 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的力学性能

Table 2 Mechanical properties of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites

| Temperature/℃ | Direction | Bending strength/MPa | Elastic modulus/MPa |
|---|---|---|---|
| 25 | Warp | 54.84±0.2 | 27.59±0.3 |
| | Weft | 62.84±0.2 | 31.10±0.3 |
| 1 250 | Warp | 27.11±0.2 | 7.47±0.3 |
| | Weft | 61.98±0.2 | 14.64±0.3 |

(27.11 MPa)；与常温结果比较，经向、纬向弯曲强度和弹性模量值均较常温时有所降低，且经向弯曲强度值降低较为明显，由常温时的 54.84 MPa 降为 27.11 MPa。

表 3 为 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料与石英纤维增强陶瓷基复合材料的性能对比。可见，SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料及石英纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的密度分别为 1.48 g/cm$^3$ 和 1.42 g/cm$^3$，弯曲强度分别为 88.52 MPa 和 106.42 MPa，拉伸强度分别为 6.6 MPa和30.2 MPa。虽然密度很接近，但两者的力学性能有明显的差距。

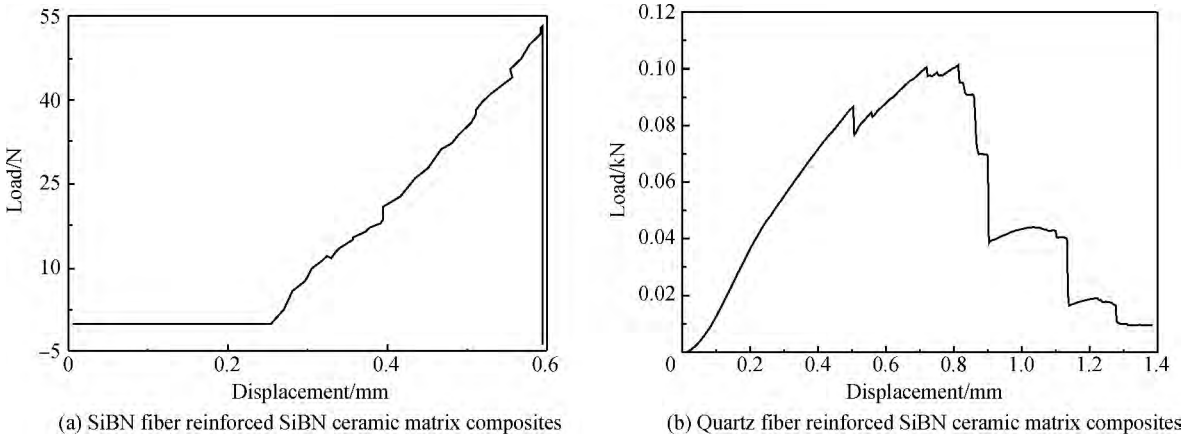
由表 3 可知，石英纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的力学性能优于 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的。然而，由纤维耐温特性可知，石英纤维在高温下(大于 900 ℃时)易析晶[1]，明显限制了复合材料的制备温度及其高温性能[8-9]，而 SiBN 纤维在 1 800 ℃的非氧化气氛和 1 500 ℃的空气中能长时间 100%地保持常温时的强度[10-11]，这一特性可大幅提高复合材料的制备温度及其高温性能。

图 6 为 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料和石英纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的载荷-位移曲线。两复合材料的基体相同(均为 SiBN)，增强纤维分别为 SiBN 纤维和石英纤维。由图 6(a)可以看出，随着位移的增加，载荷基本呈线性变化，直至最大载荷处出现突然下降，SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的断裂模式呈现明显的脆性断裂特征；由图 6(b)可以看出，石英纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料具有类似金属的断裂行为，呈金属断裂行为的石英纤维增强的 SiBN 复合材料对裂纹不敏感，加载过程中不会发生灾难性损毁。可见，纤维对复合材料性能影响显著，造成 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料和石英纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料力学性能差距的原因可能是所使用的 SiBN 纤维性能还有待进一步提高。

表 3 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料与石英纤维增强陶瓷基复合材料的性能对比

Table 3 Performance comparison of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites and quartz fiber reinforced ceramic matrix composites

| Composite | Density/(g·cm$^{-3}$) | Bending strength/MPa | Tensile strength/MPa | Elastic modulus/GPa |
|---|---|---|---|---|
| SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites | 1.48 | 88.52±0.3 | 6.6±0.3 | 20.03±0.3 |
| Quartz fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites | 1.42 | 106.42±0.3 | 30.2±0.3 | 13.31±0.3 |
| Quartz fiber reinforced $SiO_2$ ceramic matrix composites | 1.56 | 72.84±0.3 | 53.2±0.3 | 22.29±0.3 |




(a) SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites (b) Quartz fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites

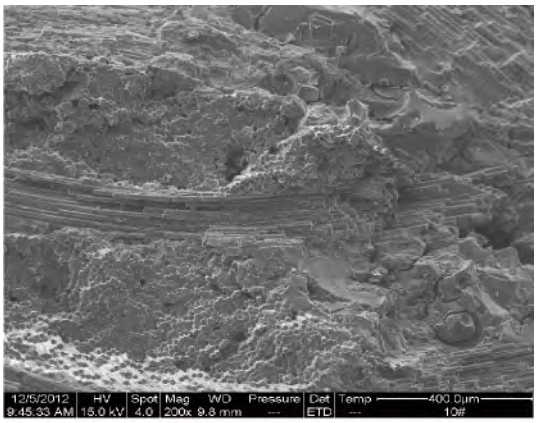
图 6 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料和石英纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的载荷-位移曲线

Fig. 6 Load-displacement curves of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites and quartz fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites

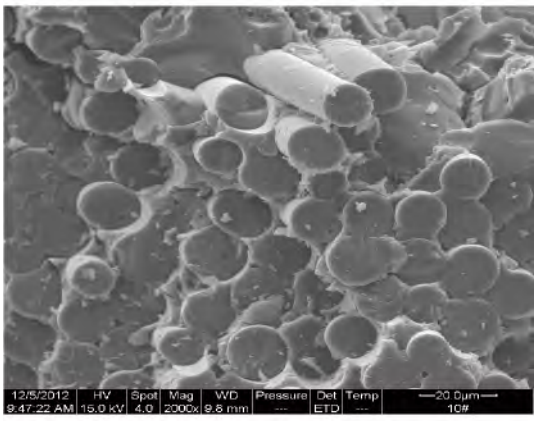
?1994-2015 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

## 2.4　微观结构

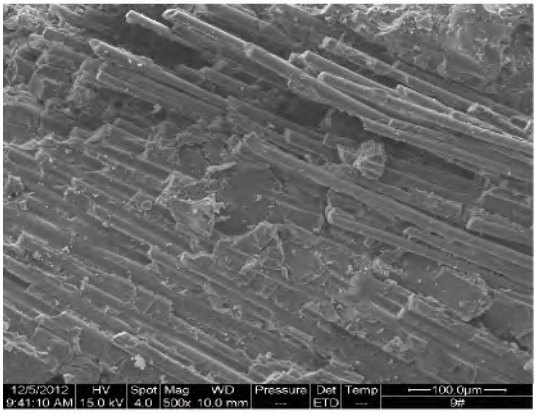
图 7 和图 8 分别为 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料断面的 SEM 照片以及复合材料的显微 CT 结果。由图 7(a)及图 8 可知，复合材料的结构不够致密，结构内部存在较多裂纹以及明显的孔隙；从图7(b)和图7(c)中可以看出，样品断面平整，纤维与基体界面清晰可见，单丝纤维之间充满陶瓷基体，无纤维拔出，几乎不存在空隙；由图 7(c)可以看出，断口大致呈阶梯状，但是起伏平缓，所有纤维断面几乎在同一个平面上，呈




(a) Full view of cross-section



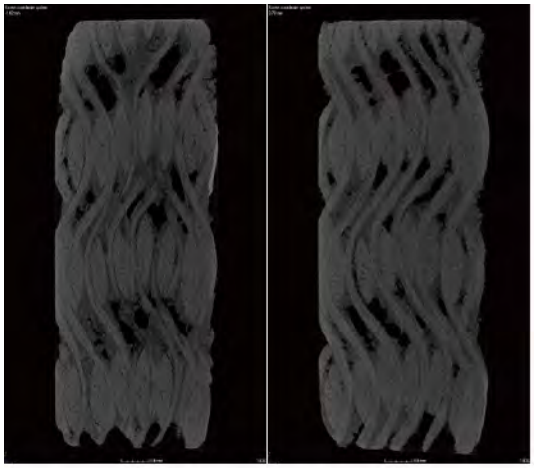

(b) Fracture morphology of fibers



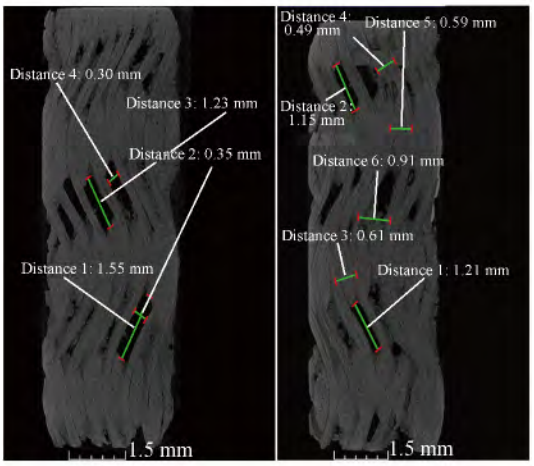

(c) Combination of fibers and matrix

**图 7　SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料断面的 SEM 照片**

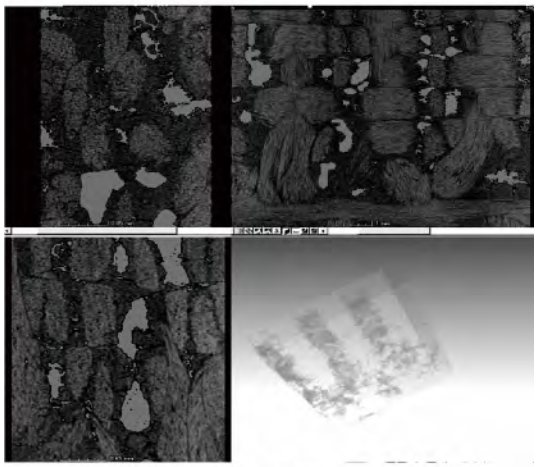
Fig. 7　Cross-sectional SEM photographs of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites



(a) Cross-sectional image




(b) Internal pore size measurement



(c) Three-dimensional image of pore distribution

**图 8　SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的显微 CT 结果**

Fig. 8　Micro-CT results of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites

?1994-2015 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

现脆性断裂的特征，这与其载荷-位移曲线的特征相符。

对于先驱体转化法制备陶瓷基复合材料而言，除纤维的影响外，致密度与界面也是影响材料性能的两个关键因素[12-13]。对于本研究体系，纤维与基体之间不可避免地存在一定的界面化学反应，导致界面结合较强。纤维与基体界面结合过强容易造成纤维受损，且基体内部裂纹扩展至界面时，不能产生裂纹的转向和分支，而是顺着裂纹扩展方向穿过纤维断裂，致使纤维增强作用无法发挥，发生脆性断裂，从而降低复合材料的力学性能。

综合以上分析可知，目前导致 SiBN 纤维增强复合材料性能较差的原因除了 SiBN 纤维本身性能有待改善外，基体与纤维之间的界面反应导致基体与纤维之间的结合力过强也是其主要原因之一。但纤维增强材料界面结合也不宜过弱，否则载荷不能有效地从基体传递给纤维。因此，界面问题成为了先驱体转化法制备连续纤维增强陶瓷基复合材料的核心问题与研究热点，下一步工作的重点之一是对复合材料的界面进行优化设计，对纤维表面进行处理，调整界面结合力从而制备高性能复合材料。

## 3 结 论

利用先驱体浸渍-裂解法制备了 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料，研究发现：

（1）聚硅硼氮烷先驱体于 900 ℃氨气气氛下的裂解产物主要为无定形态无机物 SiBN。

（2）常温下，SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料经向、纬向的弯曲强度值相差不大，纬向值略高于经向值；当测试温度为 1 250 ℃时，经向、纬向的弯曲强度和弹性模量值均较常温时有所降低，且经向弯曲强度值的降低较为明显，由常温（25 ℃）时的 54.84 MPa 降低至 27.11 MPa。

（3）由于连续 SiBN 陶瓷纤维正处于研发阶段，纤维力学性能有待改善，导致 SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料呈现明显的脆性断裂特征。

（4）SiBN 纤维增强 SiBN 陶瓷基复合材料的弯曲强度和拉伸强度分别为 88.52 MPa 和 6.6 MPa。

## 参考文献：


[1] Zou C R, Zhang C R, Xiao Y D, et al. Progress and prospect of high performance wave-transparent ceramic fibers[J]. Bulletin of the Chinese Ceramics Society, 2013, 32(2): 274-279 (in Chinese).
邹春荣，张长瑞，肖永栋，等. 高性能透波陶瓷纤维的研究现状和展望[J]. 硅酸盐通报，2013，32(2)：274-279.

[2] Wang D, Liu Y S, Cheng L F, et al. Nitride high temperature radome material and its application progress[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2008(3): 70-73 (in Chinese).
王东，刘永胜，成来飞，等. 氮化物高温透波材料及其应用研究进展[J]. 航空制造技术，2008(3)：70-73.

[3] Wang X Z. Preparation of SiBN using waves of ceramic fiber [D]. Hunan: National University of Defense Technology, 2008 (in Chinese).
王小宙. SiBN 透波陶瓷纤维的制备[D]. 湖南：国防科学技术大学，2008.

[4] Nakano K, Kamiya A, Nishino Y, et al. Fabrication and characterization of three-dimensional carbon fiber reinforced silicon carbide and silicon nitride composites[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1995, 78(10): 2811-2814.

[5] Haug T, Knale H, Ehrmann U. Processing, properties and structure development of polymer-derived fiber-reinforced SiC [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1989, 72(2): 104-110.

[6] Sheppard L M. Progress in composites processing[J]. American Ceramic Society Bulletin, 1990, 69(4): 666-673.

[7] Boisvert R P, Diefendorf R J. Polymeric precursor SiC matrix composites[J]. Ceramic Engineering and Science Proceedings, 2009, 9(7-8): 873-880.

[8] Li B, Zhang C R, Cao F, et al. Effects of curing atmospheric pressure on properties of silica fibre reinforced silicon-boron nitride matrix composites derived from precursor infiltration and pyrolysis[J]. Materials Science and Technology, 2007, 22(2): 81-84.

[9] Qi G J, Zhang C R, Hu H F, et al. Preparation of three-dimensional silica fiber reinforced silicon nitride composites using perhydropolysilazane as precursor[J]. Materials Letters, 2005, 59(26): 3256-3258

[10] Jansen M, Jaschke B, Jaschke T. Amorphous multinary ceramics in the Si-B-N-C system[J]. High Performance Non-Oxide Ceramics I: Structure Bond, 2002, 101(2): 137-191.

[11] Peng Y Q, Han K Q, Zhao X, et al. Research progress of novel high-temperature nitride ceramic fiber[J]. Synthetic Fiber Industry, 2011, 34(4): 39-43 (in Chinese).
彭雨晴，韩克清，赵曦，等. 新型耐高温氮化物陶瓷纤维研究进展[J]. 合成纤维工业，2011，34(4)：39-43.

[12] Suzuki K, Kume S, Nakano K. Fabrication of three-dimensional carbon fiber-reinforced $Si_3N_4$ composites by infiltration of slurry and organosilicon polymer[J]. Journal of the Ceramic Society of Japan, 1998, 106(3): 364-368 (in Japanese).
鈴木一孝，粂正市，中野喜久男. スラリー及び有機ケイ素


?1994-2015 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

ポリマーの含浸による3次元炭素繊維強化 $Si_3N_4$ 基複合材料の作製[J]. 日本セラミックス協会学術論文誌, 1998, 106(3): 346-348.

[13] Hwang L R, Fergus J W, Chen H P, et al. Interface compatibility in ceramic-matrix composites[J]. Composites Science and Technology, 1996, 56(12): 1341-1348.

# Preparation of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites by precursor infiltration-pyrolysis method

YU Juanli*[1], LI Sen[2], LYU Yi[1], ZHANG Tianxiang[1], ZHAO Yingmin[1]

(1. Research Institute of Aerospace Special Materials and Technology, Beijing 100074, China; 2. State Key Laboratory of High Temperature Gas Dynamics, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

**Abstract**: Continuous fiber-reinforced nitride ceramic matrix composites are the main development direction of high-temperature wave-transparent materials, fiber is the pivotal issue which restrict the development of high-temperature wave-transparent composite materials, and SiBN ceramic fibers are a new kind of ceramic fibers which have excellent performances of high temperature resistance, wave transmission and mechanics. Polyborosilazane was used as ceramic precursor, and SiBN continuous fiber was used as reinforcement, SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites were prepared by precursor infiltration-pyrolysis method. The thermal expansion properties, mechanical properties, fracture modes and microstructures of SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites were investigated, and the preparation of new high-temperature wave-transparent ceramic matrix composites by precursor infiltration-pyrolysis was explored. The results show that the SiBN fiber reinforced SiBN ceramic matrix composites exhibits distinct brittle fracture characteristic, the bending strength and tensile strength of the composites are 88.52 MPa and 6.6 MPa respectively, which means the mechanical properties of the fiber still needs to be improved.

**Keywords**: SiBN fiber; precursor; ceramic matrix composites; infiltration; pyrolysis

?1994-2015 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net