第 54 卷第 3 期
2026 年 3 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 54，No. 3
March，2026

http://jccsoc.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20250379

综 合 评 述

泡沫前驱体制备高性能陶瓷的研究进展与展望

杨金龙[1]，赵士晖[1]，乔坚栗[1]，陈鹏非[1]，李泳娇[2]，张由飞[2]，李 昊[1]，董 晔[1]，
张 晨[1]，夏 尊[1]，陈 哲[1]，席小庆[1]

(1. 清华大学材料学院，新型陶瓷材料全国重点实验室，北京 100084；2. 大连交通大学材料科学与工程学院，辽宁省教育厅无机超细粉体制备及应用重点实验室，辽宁 大连 116028)

摘 要：泡沫前驱体制备高性能陶瓷工艺是结构陶瓷领域的一个新兴的研究方向。本文阐述了该制备方法在多种陶瓷体系中的应用，包括氧化铝、氧化锆、氮化硅、碳化硅、碳化硼等陶瓷。探讨了其对陶瓷微观结构、力学性能的影响以及增韧增强机制，并分析了不同工艺参数的作用。研究表明，该方法能有效调控陶瓷微观结构，显著提升陶瓷的强度和韧性等性能，在众多领域具有广阔的应用前景。同时，对未来研究方向进行了展望，为该领域的进一步研究提供参考。

关键词：泡沫前驱体；结构陶瓷；微观结构；力学性能；增韧机制
中图分类号：TQ174　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2026)03–1083–14
网络出版时间：2026–02–10

陶瓷材料因具有高硬度、高强度、耐高温、化学稳定性好等优异性能，在航空航天、机械制造、电子、能源等众多领域得到广泛应用[1–5]。然而，传统陶瓷材料普遍存在脆性大、韧性低等问题，限制了其在一些对材料性能要求苛刻的领域的进一步应用。因此，制备高性能陶瓷，提高其强度和韧性成为材料科学领域的研究热点之一。

一直以来，国内外关于泡沫陶瓷和致密陶瓷的研究相对独立，而且致密陶瓷的研究大多数集中在成型和烧结工艺上，对粉体原料的重排预处理关注较少。杨金龙等[6–13]结合组内和国内外泡沫陶瓷和致密陶瓷的研究成果，在国际上率先提出了泡沫陶瓷前驱体制备高性能致密陶瓷的新工艺(FPC)，即先将陶瓷粉体通过颗粒稳定发泡法进行预处理，再配合热压烧结工艺制备单相或复相的高性能陶瓷。

图 1 为 FPC 工艺的 3 种典型工艺路线图。由图 1 可见，在陶瓷浆料中加入适量的表面活性剂调节颗粒的接触角，并通过调节 pH 值使粉体处于适当的 zeta 电位(即颗粒表面电荷强度)范围，通过机械搅拌的方法进行发泡，即可得到具有较高气孔率的颗粒稳定泡沫。颗粒稳定泡沫的气孔率一般在 90%以上，孔径在几十微米到几百微米之间，孔壁厚度为 0.6~1.0 μm。通过调整工艺参数，甚至可以制备出具有超高气孔率(96%~98%)的泡沫[14–17]。表面活性剂的选择和 pH 的调控与粉体的成分、粒度、表面性质等多个因素有关。例如，对于氧化物陶瓷，表面活性剂往往选用十二烷基硫酸钠(SDS)[18]、α-烯基磺酸钠(AOS)[19]等；对于非氧化物陶瓷，表面活性剂一般选用十六烷基三甲基氯化铵(CTAC)[20]、十六烷基三甲基溴化铵(CTAB)[21]等。表面活性剂的添加量由修饰后的粉体的浸润性决定，修饰后的粉体接触角大多在 30°~120°[22]。pH 的调控则由粉体颗粒的 zeta 电位和 Debye 长度(双电层厚度)等因素决定[20]。此外，粉体颗粒的粒度对于泡沫的稳定性和干燥收缩有着重要影响：当原料粒度较细(如铝溶胶或硅溶胶)时，泡沫坯体干燥收缩大，内部缺陷多，干燥后甚至会出现严重开裂[19, 23]，当原料粉体太粗时，颗粒难以吸附在气–液界面上表面，容易发生消泡。泡沫在干燥后一般会经过预烧，并且后续通常需要进行热压烧结来制备致密陶瓷。预烧的主要目的是去除残留的表面活性剂，初步增强颗粒间结合力，使泡沫结构一定程度上固定；且预烧可以调节初始粉体的晶粒尺寸和烧结活性，使晶粒在后续烧结中更难发生过度长大，

收稿日期：2025–05–12。　修订日期：2025–05–17。
基金项目：国家自然科学基金(52072202)。
第一作者：杨金龙(1966—)，男，博士，教授。

Received date: 2025–05–12.　**Revised date:** 2025–05–17.
First author: YANG Jinlong (1966–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: jlyang@mail.tsinghua.edu.cn

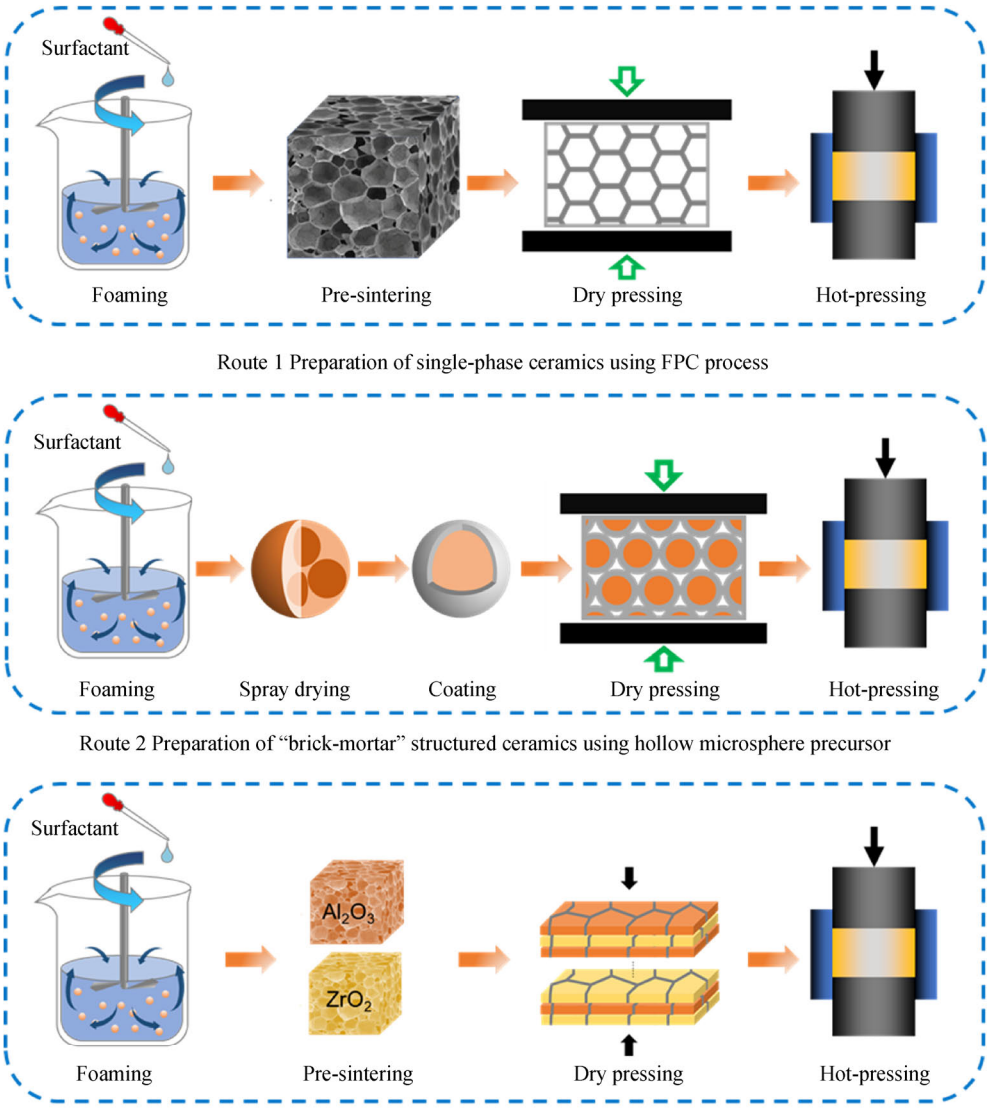


图 1 泡沫前驱体制备高性能致密陶瓷的 3 种典型工艺路线图[6, 7, 11]

Fig. 1 Three typical routes for foam-structured precursor derived ceramic technology[6, 7, 11]

由于预烧后的泡沫前驱体烧结活性较低，采用常压烧结难以实现充分致密，需要进行热压烧结。但也有研究将干燥后泡沫生坯不经过预烧直接干压成片，进行常压烧结，也可以实现致密[24]。

FPC 工艺根据制备陶瓷的类型具有多种工艺路线，图 1 为 3 条典型的工艺路线：在路线 1 中，将泡沫注模干燥后即可进行预烧，为后续加工奠定基础，将预烧结后的泡沫前驱体进行干压，使其进一步致密化，得到具有一定形状和密度的坯体，最终进行热压烧结，大幅提高材料致密度和性能，得到最终的致密陶瓷，以上是单相陶瓷的制备过程；在路线 2 中，如果想要利用泡沫结构制备复相陶瓷，可以加入泡沫喷雾干燥以及第二相浸渍包覆等工艺，泡沫喷雾干燥后可以得到具有多孔结构的空心球，也可以作为泡沫结构前驱体，将泡沫碎片或空心球浸渍后进行热压烧结，即可制备具有“泥砖”结构的复相陶瓷；在路线 3 中，可利用多种泡沫叠层压片，制备层状结构的复相陶瓷。

FPC 工艺作为一种新兴的方法，近年来受到了广泛关注。该方法通过将泡沫结构引入陶瓷制备过程，能够有效调控陶瓷的微观结构，进而改善陶瓷的力学性能。与传统制备方法相比，FPC 工艺具有独特的优势，如可以实现颗粒的均匀分散、构建特殊的微观结构、降低内部应力等，为制备高性能陶瓷提供了新的途径。

目前，对该新工艺的研究涵盖了氧化物陶瓷、非氧化物陶瓷，以及复合陶瓷等多个方面。基于前期相关研究成果，本文将系统且全面地对近年

来 FPC 工艺的研究进展进行综述，并展望未来的研究方向。

1　FPC 工艺的研究现状

1.1　氧化铝陶瓷

氧化铝陶瓷具有优异的综合力学性能，优良的绝缘性能和出色的化学稳定性，广泛应用于工业生产、电子封装、医疗、军事等领域。通过颗粒稳定泡沫法可制备具有独特的单晶粒层孔壁和蜂窝状结构的氧化铝泡沫陶瓷，将其作为致密陶瓷的前驱体，可以有效避免颗粒团聚，提高致密陶瓷的力学性能。如 Sang 等[6]在 1450 ℃下预烧 2 h，再经 1500 ℃热压烧结获得自增韧氧化铝陶瓷，保温时间 2 h，烧结压力为 5~50 MPa，预烧后的泡沫前驱体气孔为闭孔多面体形，孔径在 50~150 μm 之间，孔壁厚度约为等轴晶粒的粒径，构成孔壁的等轴晶粒紧密均匀堆积，形成单层晶粒厚度的孔壁，厚度为 0.4~1.0 μm。Sang 等[6]研究还发现，泡沫陶瓷的蜂窝状结构在热压烧结时会破碎成片状碎片并形成无序层状结构，碎片中的等轴晶粒在热压烧结过程中会各向异性生长为板状晶粒，其径厚比约为 25，随着热压压力增加，陶瓷的相对密度、维氏硬度和抗弯强度逐渐提升，而断裂韧性略有下降，这种板状晶粒通过类似纤维的增韧机制提高了材料的断裂韧性，使制备的自增韧氧化铝陶瓷展现出高抗弯强度[(874 ± 31) MPa]、高断裂韧性[(6.2 ± 0.1) MPa·m$^{1/2}$]和高维氏硬度(21 GPa)。

Zhao 等[12]利用颗粒稳定泡沫法制备不同浆料固含量的氧化铝泡沫，再经热压制备氧化铝陶瓷(见图 2)，其沿用了桑国龙等的预烧和热压烧结制度，热压烧结压力固定为 30 MPa，结果表明，该方法可抑制晶粒粗化，获得高密度位错，影响断裂过程，抑制颗粒团聚，随着浆料固含量从 20%增加到 50%，泡沫的孔结构从大孔、多面体逐渐变为小孔、球形，气孔率降低，压缩强度提升，固含量为 20%的泡沫孔径为 50~200 μm，气孔率为 96%，固含量为 50%的泡沫孔径减小到 20~50 μm，气孔率降低至 85%，固含量增加时，孔壁厚度变化并不显著，最薄处仅约 1 μm，但 3 个孔交界的孔棱处(即泡沫的 Plateau 边界)会显著增厚，最高可以到十几微米，陶瓷平均晶粒尺寸也从 8.96 μm 减小到 1.60 μm，位错密度约为 10^{10} mm^{-2}，与高熵陶瓷的位错密度相当，断裂模式从沿晶断裂转变为穿晶断裂，抗弯强度可达 497 ± 49 MPa，断裂韧性可达 5.51 ± 0.21 MPa·m$^{1/2}$，综合力学性能显著提升。

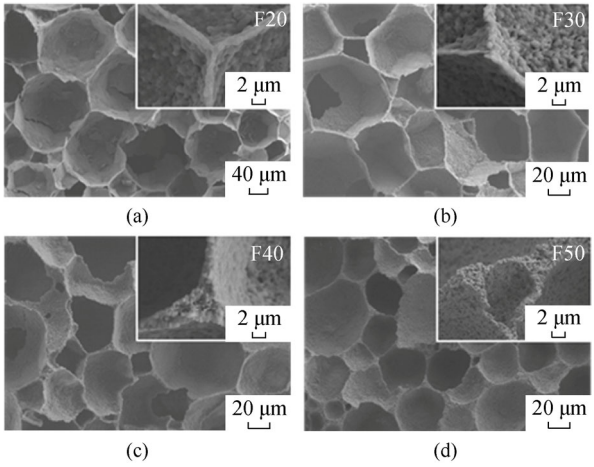


图 2　不同浆料固含量的 Al_2O_3 泡沫 SEM 照片：(a) 固含量 20%，(b) 固含量 30%，(c) 固含量 40%，(d) 固含量 50%[10]

Fig. 2　SEM images of Al_2O_3 foam with different solid content: (a) solid content 20%, (b) solid content 30%, (c) solid content 40%, (d) solid content 50%[10]

Rong 等[13]通过颗粒稳定泡沫法制备 Al/Al_2O_3 泡沫前驱体，再热压烧结制备自增韧 Al_2O_3 陶瓷。工艺条件为浆料中铝粉和氧化铝的含量均为 10%(质量分数)，预烧温度为 800~925 ℃，升温速率为 0.25 ℃/min，保温时间为 2 h，热压烧结压力为 30 MPa，热压烧结温度为 1350~1450 ℃。预烧后的泡沫具有和由氧化铝粉体制备的泡沫相似的泡孔形貌，但其孔壁具有铝粉空心氧化形成的空心球结构。利用 Kirkendall 效应，使制备的 Al/Al_2O_3 泡沫前驱体内部 Al 粉原位氧化生长，且与泡孔壁结合紧密，通过调整预烧结工艺可控制 Al 的局部含量。当预烧温度升高至 900 ℃时，XRD 谱中 Al 的衍射峰消失，适量的 Al 促进 Al_2O_3 晶粒各向异性生长形成板状晶粒，增强了陶瓷的力学性能，在 1350 ℃和 30 MPa 条件下烧结的 Al_2O_3 陶瓷性能最佳，断裂韧性为(6.3 ± 0.2) MPa·m$^{1/2}$，抗弯强度为 (725 ± 34) MPa。

1.2　氧化锆陶瓷

氧化锆陶瓷具有高强度、高韧性、耐磨、耐化学腐蚀、绝缘性好、生物相容性佳等特点，通过添加稳定剂可控制其晶相组成，广泛应用于耐磨结构件、医疗植入物、电子元件及航空航天等领域。氧化锆陶瓷常用的成型方法有干压成型、等静压成型、注浆成型等，其中注塑与干压成型应用最为广泛，成型后常采用无压烧结、热压烧结等方法进行烧结。张博然[25]以 3Y-ZrO_2 为原料，分别通过泡沫前驱体

热压烧结和常规粉体直接热压烧结制备了氧化锆陶瓷，其预烧温度设置为 1500 ℃，热压烧结温度为 1550 ℃，热压烧结压力为 50 MPa。图 3 为氧化锆泡沫陶瓷的胚体照片和泡沫陶瓷与孔壁的 SEM 照片。氧化锆泡沫前驱体的孔径为 50~200 μm，孔壁厚度仅为几百纳米，气孔率约为 95%。通过选择合适的预烧温度，采用 FPC 工艺制得的样品具有更加优异的综合力学性能，抗弯强度达到 1514 MPa，断裂韧性达到 17.1 MPa·m$^{1/2}$，抗弯强度、断裂韧性和硬度分别比常规热压烧结样品提升了 31.73%、29.42%及 11.61%。相比于常规热压烧结工艺，FPC 工艺引入了粉体预处理为泡沫陶瓷的步骤，对氧化锆陶瓷各烧结阶段的致密化过程都产生了明显促进作用。FPC 工艺通过提高氧化锆陶瓷的致密度并改变其断裂模式，使样品的断裂韧性和可靠性都得到显著提高，所制得的氧化锆致密陶瓷样品的抗弯强度 Weibull 模量由 14.05 提高到 19.23，断裂韧性 Weibull 模量由 8.01 提高到 13.18。通过 TEM 表征了 2 组样品的微观结构(见图 4)，发现 FPC 工艺制备的氧化锆陶瓷晶界结构更为有序，晶界两侧的元素分布更加均匀，这增强了晶界结合强度，显著提高了氧化锆陶瓷穿晶断裂比例。此外，在 FPC 工艺制备的氧化锆陶瓷晶粒内存在呈梯度分布的晶畴结构，导致阶梯状断口的形成，从而有效提高了陶瓷的强度及断裂韧性。

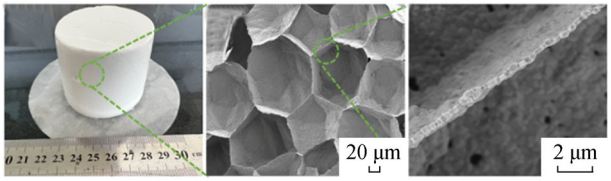


图 3 (a) 氧化锆泡沫陶瓷的坯体照片，(b, c) 氧化锆泡沫陶瓷泡孔和孔壁的 SEM 照片[12]

Fig. 3 (a) Picture of the green body of zirconia foam, (b, c) SEM images of zirconia foam and cell wall[12]

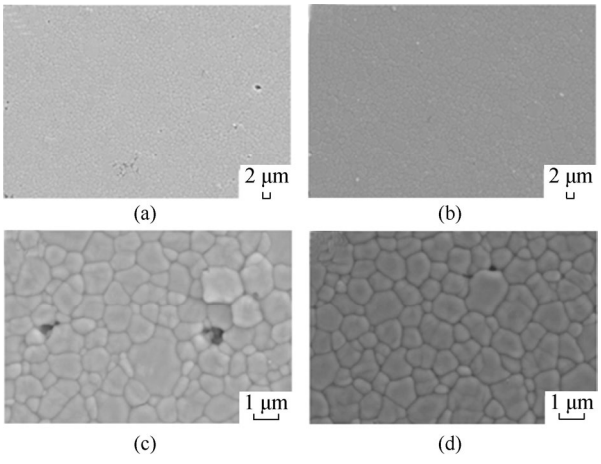


图 4 (a, c) 常规 HP 工艺和 (b, d) FPC 工艺制得氧化锆致密陶瓷的截面抛光形貌[12]

Fig. 4 Polishing morphology of zirconia ceramics prepared by (a, c) conventional HP process and (b, d) FPC process [12]

1.3 氧化锆增韧氧化铝陶瓷

氧化锆增韧氧化铝(ZTA)陶瓷是在氧化铝陶瓷基体中引入氧化锆相形成的复合陶瓷，通过氧化锆的相变增韧、微裂纹增韧等机制，显著提升了材料的韧性，同时保留了氧化铝的高硬度、耐磨性和耐高温性，其综合性能优于单一的氧化铝或氧化锆陶瓷。制备时需调控氧化锆含量、粒度及稳定剂种类以优化性能。目前广泛应用于耐磨部件、切削工具、结构件及高温工程等领域，在兼顾成本与性能方面具有显著优势。利用泡沫的独特结构可以对 ZTA 陶瓷进行精细的结构设计。张博然[8]还提出了一种制备具有创新层状结构和优异机械性能的 ZrO_2/Al_2O_3 复合陶瓷的方法，其通过颗粒稳定泡沫法合成氧化铝陶瓷泡沫，再浸渍氧化锆浆料，混合干燥后热压烧结(见图 5)，氧化铝泡沫前驱体的制备方法和微观结构与 1.1 节所述相同，热压烧结温度 1500 ℃，保温时间 90 min，压力 30 MPa，研究还发现，氧化铝泡沫前驱体的浆料固含量影响氧化铝陶瓷泡沫的微观结构，进而影响复合陶瓷中两相分布，当泡沫浆料固含量为 15%时，复合陶瓷的综合力学性能最佳，断裂韧性达 9.38 MPa·m$^{1/2}$，抗弯强度为 1.01 GPa，维氏硬度为 17.04 GPa，增韧机制主要包括氧化铝片的拔出效应和裂纹在氧化铝–氧化锆界面的偏转，消耗了断裂能量，提高了陶瓷的断裂韧性。

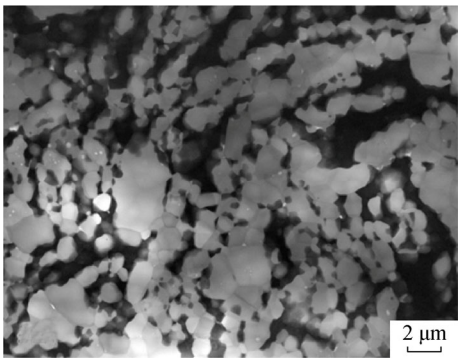


图 5 泡沫浸渍制备的 ZrO_2/Al_2O_3 层状陶瓷的 TEM 照片[8]

Fig. 5 TEM image of ZrO_2/Al_2O_3 lamellar ceramics prepared by foam impregnation[8]

Sang 等[7]提出结合陶瓷泡沫和热压烧结制备层

状陶瓷的新策略，其 SEM 照片如图 6 所示。通过颗粒稳定泡沫法制备高气孔率的 Al_2O_3 和 ZrO_2 陶瓷泡沫并预烧，分别将 2 种泡沫切成薄片，交替叠层后热压烧结制备 Al_2O_3/ZrO_2 层状陶瓷，陶瓷泡沫能够轻松调节层片结构的厚度和界面，实现精细层状结构的构筑。研究了层数和厚度比对微观结构、残余应力以及力学性能的影响，由该方法制备的层状陶瓷具有良好的界面结合，层数太少时层厚过大，强韧化效果不显著；层数过多时层厚太小，层状结构不够明显，当层数为 20 层时样品的断裂韧性、抗弯强度和断裂功分别为 $8.2 \pm 1.3\ MPa \cdot m^{1/2}$、$356 \pm 59\ MPa$ 和 $216\ J \cdot m^{-2}$，在保持高抗弯强度的同时，断裂韧性因高密度层状结构和低残余压应力的协同效应而显著提高。

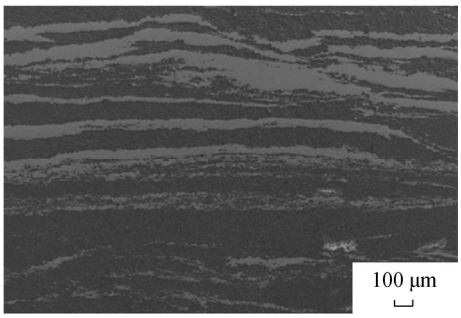


图 6　泡沫叠层制备的 Al_2O_3/ZrO_2 层状陶瓷的 SEM 照片[7]

Fig. 6　SEM image of Al_2O_3/ZrO_2 lamellar ceramics prepared by foam lamination[7]

1.4　碳化硅陶瓷

碳化硅陶瓷具有极高的硬度、优异的耐磨性和耐高温性能，且热导率高、热膨胀系数小、抗热震性强、化学稳定性好，还具备一定的导电性和半导体特性。广泛应用于高温窑具、耐磨管道、半导体外延衬底、高温热交换器、防弹装甲等领域，是兼具结构与功能特性的关键材料。碳化硅陶瓷制备需经粉体合成、成型与高温烧结(需 1800 ℃以上)，可通过反应烧结、热压烧结等工艺生产。渠墨涵等[26]利用颗粒稳定泡沫法对 SiC 粉体颗粒进行重新排布和设计，进而制备高性能 SiC 陶瓷，其将 SiC 与硅粉混合后制备颗粒稳定泡沫，分别在氮气气氛中和碳粉埋烧气氛中预烧，可以在泡孔壁上原位生长 Si_3N_4 或 SiC 纳米线，泡沫前驱体呈现出均匀的闭孔结构，孔径主要在 40~200 μm 范围内，孔壁厚度为 0.6~1.0 μm，当 SiC 泡沫预烧温度由 1400 ℃上升到 1500 ℃时，泡沫气孔率由 96.7%下降至 96.5%；但预烧温度继续升高到 1600 ℃，气孔率提升到 96.9%，相比于传统工艺，SiC 泡沫生长氮化硅纳米线热压的复合陶瓷抗弯强度略有提高，断裂韧性大幅度提高。对于纯 SiC 陶瓷体系，研究不同预烧温度、热压烧结温度及热压烧结压力对 SiC 陶瓷力学性能的影响，结果发现，最佳制备工艺是预烧温度 1450 ℃，热压烧结温度 1800 ℃，热压烧结压力 30 MPa，当预烧温度过高时泡沫前驱体中晶粒发生异常长大，导致热压烧结的 SiC 致密陶瓷内部结构不均匀，内部气孔增加，力学性能降低，FPC 工艺制备的 SiC 陶瓷抗弯强度和断裂韧性最高能分别达 1023.5 MPa 和 $6.0\ MPa \cdot m^{1/2}$，相比于传统工艺分别提高了 72.7%和 14.5%。

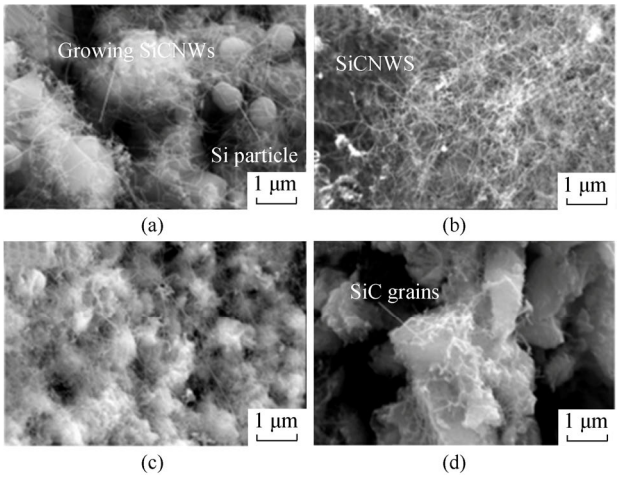


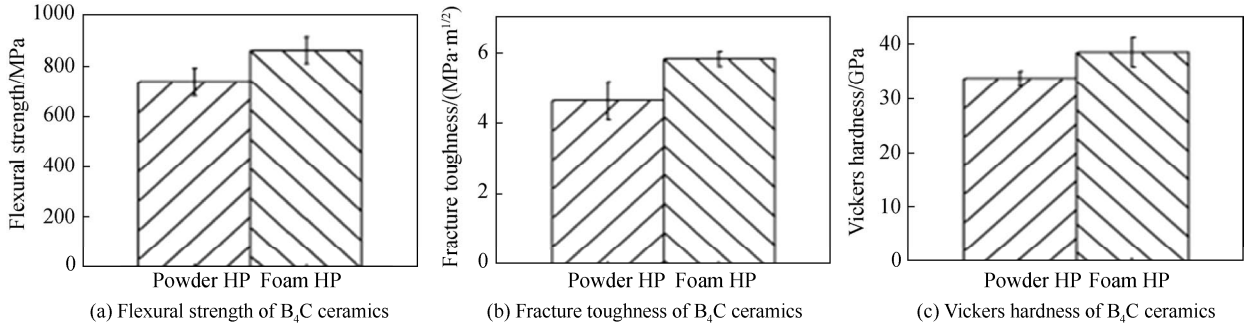
图 7　不同烧结温度的 Si/SiC 泡沫表面的 SiC 纳米线：(a) 1350 ℃，(b) 1450 ℃，(c) 1550 ℃，(d) 1650 ℃[16]

Fig. 7　SiC nanowires on the surface of Si/SiC foam with different sintering temperature: (a) 1350 ℃, (b) 1450 ℃, (c) 1550 ℃, and (d) 1650 ℃[16]

1.5　碳化硼陶瓷

碳化硼陶瓷具有超高硬度，极强的耐磨性和抗冲击性。它密度较低，耐高温且化学稳定性优异，还具备良好的中子吸收能力，广泛应用于防弹装甲、核工业中子屏蔽材料、耐磨喷嘴、研磨介质等领域，是兼顾轻量化与高性能的关键陶瓷材料。其制备需经高温烧结，常通过热压烧结等工艺提升致密度。桑国龙等对比了 FPC 工艺和传统热压工艺制备的碳化硼陶瓷的微观结构和力学性能(见图 8)，发现碳化硼泡沫前驱体的孔径范围在 50~400 μm，气孔率为 95.2%，孔壁厚度为 2~5 μm，和相同气孔率的氧化铝等其他泡沫相比，碳化硼泡沫孔壁较厚，这是因为其初始粉体更粗，平均粒径约为 3.5 μm，而氧化铝粉体的平均粒径约为 0.5 μm，在不添加额外的烧结助剂的情况下可以制备出致密度在 99.5%以上的纯碳化硼陶瓷。FPC

工艺制备的碳化硼陶瓷力学性能显著提升，抗弯强度达到 775 MPa，断裂韧性达到 5.4 MPa·m$^{1/2}$，维氏硬度达到 34 GPa。通过优化配方，添加适量的烧结助剂，力学性能可以进一步提升，最优配方的抗弯强度达到 793 MPa，断裂韧性达 9.3 MPa·m$^{1/2}$，维氏硬度达到 39 GPa。



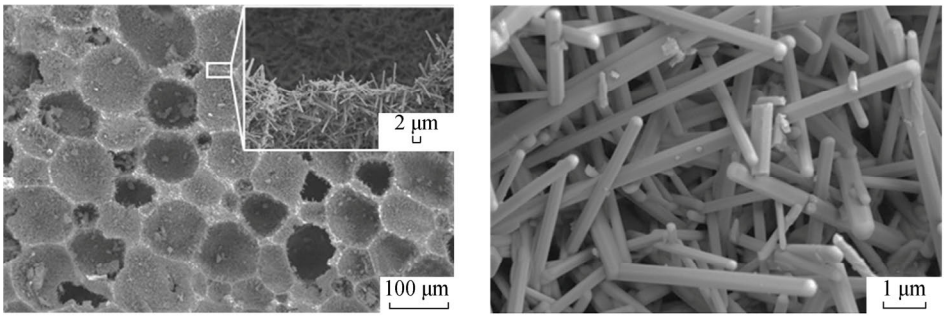
(a) Flexural strength of B_4C ceramics (b) Fracture toughness of B_4C ceramics (c) Vickers hardness of B_4C ceramics

图 8 FPC 工艺(Foam HP)和传统热压工艺(Powder HP)制备的碳化硼陶瓷力学性能对比

Fig. 8 omparison of mechanical properties of boron carbide ceramics prepared by FPC process (Foam HP) and traditional hot-pressing process (Powder HP)

1.6 氮化硅陶瓷

氮化硅陶瓷具有优良的力学性能，抗弯强度高，韧性较好，能承受较大冲击，耐高温性突出，热膨胀系数小，抗热震性强，且化学稳定性好，广泛应用于发动机部件、轴承、高温结构件、切削工具及电子封装等领域，是兼具高强度与耐热性的关键材料。氮化硅陶瓷的制备需经粉体处理、成型及高温烧结，常用反应烧结、热压烧结等工艺。李泳娇等[10]利用颗粒稳定泡沫法制备 Si_3N_4 陶瓷，研究了泡沫预烧温度对氮化硅陶瓷微观结构和力学性能的影响，并且和粉末直接热压以及泡沫坯体不预烧直接热压的样品相对比，当热压烧结温度为 1800 ℃、热压烧结压力为 30 MPa、保温时间为 2 h 时，泡沫平均孔径为 94.7 μm，平均孔壁厚度为 2.0 μm，其形貌如图 9 所示。不同预处理温度对陶瓷泡沫微观结构和 β-Si_3N_4 含量影响显著。预处理后的泡沫陶瓷经预压形成层状结构，热压烧结时 β-Si_3N_4 晶粒作为籽晶促进柱状晶生长。当预处理温度为 1500 ℃时，陶瓷相对密度为 97.8%，抗弯强度和断裂韧性分别为 1089 ± 60 MPa 和 12.9 ± 1.3 MPa·m$^{1/2}$，相比传统粉末热压烧结，分别提高了 21%和 33%；与未预烧的泡沫坯体热压的样品相比，分别提高了 8%和 28%，这些性能的提升归因于泡沫预烧时生成适量的长柱状 β-Si_3N_4 晶粒，在不阻碍烧结致密化的同时实现了氮化硅陶瓷的自增韧与强化[10]。



(a) (b)

图 9 Si_3N_4 泡沫的 SEM 照片：(a) 泡沫形貌与泡孔壁，(b) 泡孔壁上的柱状晶[10]

Fig. 9 SEM images of Si_3N_4 foams: (a) foam morphology and cell wall, (b) columnar crystals on cell wall[10]

赵羿等提出了制备具有“泥砖”结构的氮化硅复合陶瓷的新方法。“泥砖”结构类似于自然界中的贝壳珍珠质层结构，可以显著提高材料的断裂韧性[28–30]。以 CTAB 为发泡剂，利用颗粒稳定泡沫法制备氮化硅湿泡沫，再通过离心喷雾干燥制备 Si_3N_4 空心微球。这种空心微球内部具有多孔的泡沫结构，浸渍第二相悬浮液均匀包裹空心微球后进行热压烧结[11]。

选择 ZrO_2 为浸渍的第二相，可以制备强–强界面的“泥砖”结构的氮化硅复合陶瓷。热压烧结压力和 ZrO_2 含量影响复合陶瓷的结构和性能。当 ZrO_2

含量为 10%、烧结压力为 5 MPa 时，复合陶瓷断裂韧性达 9.02 MPa·m$^{1/2}$，抗弯强度为 784 MPa，相比对照组分别提高 46.9%和 26.5%。力学性能的提高得益于“泥砖”结构中两相热膨胀系数不匹配产生的残余应力促使裂纹偏转和分支。选择六方氮化硼为浸渍的第二相，可以制备强–弱界面的“泥砖”结构的氮化硅复合陶瓷，其具有良好的断裂韧性，达到 7.87 MPa·m$^{1/2}$[31]。

2　FPC 工艺的优势

2.1　精细的结构设计

泡沫前驱体能够实现对陶瓷微观结构的有效调控，在发泡、预烧、浸渍等不同的工艺中各自起到不同的作用，从而实现结构调控。

在发泡过程中，涉及控制浆料粘度和 pH，调节颗粒 zeta 电位和疏水性(即接触角)，以及高速机械搅拌等多个步骤。调节 pH 和颗粒表面 zeta 电位会影响浆料中颗粒的静电相互作用，进而改变颗粒和杂质的分布状态。由于颗粒稳定泡沫法具有独特的泡沫稳定机理，可以在实现泡沫坯体中颗粒紧密结合的同时避免粉体团聚，进而减少陶瓷内部的气孔等缺陷。此外，发泡过程中的高速机械搅拌，以及长链分子的表面活性剂在颗粒间起到空间位阻的作用，都可以在一定程度上改善粉体团聚现象。

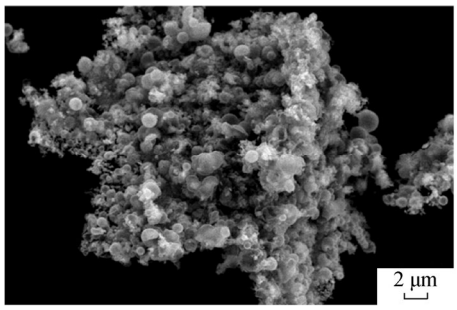


图 10　Al/Al_2O_3 泡沫表面的空心球结构[13]

Fig. 10　Hollow spheres on the surface of Al/Al_2O_3 foam[13]

在泡沫预烧和热压烧结的过程中，往往涉及晶粒长大、晶型转变、气相沉积、杂质偏析、反应键合等复杂过程[21, 32–35]，虽然在不同体系中表现不同，但泡沫结构往往会对这些过程造成影响，进而改变陶瓷微观结构。如含 Si 粉的泡沫在氮气或埋碳气氛下预烧时往往沉积生长出“茂密”的纳米线[36]。铝粉氧化制备的 Al/Al_2O_3 泡沫前驱体更是会在泡沫孔壁出现独特的原位空心球结构[37–39]。在氧化铝陶瓷的制备中，通过颗粒稳定泡沫法制备的泡沫陶瓷，其孔壁由单层紧密堆积的等轴晶粒构成，这种结构在后续热压烧结过程中，能够影响晶粒的生长和排列方式，促进各向异性晶粒的形成，如桑国龙等制备的自增韧氧化铝陶瓷中，等轴晶粒生长为板状晶粒，改变了陶瓷的微观结构，进而提升其性能[6]。在氮化硅陶瓷制备中，李泳娇等人发现不同预处理温度下，陶瓷泡沫中的 β-Si_3N_4 相含量和晶粒形态会发生变化，在泡孔壁上更有利于 β-Si_3N_4 生成，从而影响最终陶瓷的微观结构和性能[10]。这些结构设计并不需要高端的实验设备、苛刻的实验条件和复杂的工艺路线，只需要合理调控原料、烧结温度、烧结气氛等条件就可以实现丰富精彩的微观结构设计，极大地拓宽了陶瓷材料的研究和应用前景。

此外，结合浸渍等其他工艺利用泡沫结构本身就可以进行复相陶瓷的结构设计，比如层状结构、“泥砖”结构等。由于泡沫的可调控的泡孔形貌，孔壁厚度最薄可实现单晶粒层孔壁[16]，因此，相比于传统的叠层或流延工艺可以实现更精细的结构调控；相比于薄膜材料的制备工艺，发泡工艺又具有操作简便、生产效率高等优点。通过泡沫碎片浸渍第二相浆料可以制备无序层状结构的 ZrO_2/Al_2O_3 陶瓷。通过控制泡沫陶瓷的固含量，实现了对复合陶瓷中两相分布的调控，获得了具有均匀层状结构的陶瓷，优化了微观结构。另外，湿泡沫结合喷雾干燥工艺可以制备内部具有泡孔结构的空心微球，进而可以结合浸渍制备具有“泥砖”结构的复相陶瓷。

2.2　显著改善性能

FPC 工艺能够显著提升陶瓷的力学性能。在不同体系中 FPC 工艺和传统热压工艺(HP)制备的致密陶瓷力学性能对比如表 1 所示。通过调整工艺参数和结构设计，可以实现抗弯强度、断裂韧性和维氏硬度的综合提升。

表 1　不同体系 FPC 工艺和传统热压工艺(HP)制备的致密陶瓷力学性能对比

Table 1　Comparison of mechanical properties of dense ceramics prepared by FPC process and traditional hot-pressing process (HP) in different systems

Systems	Process	σ_f/MPa	K_{Ic}/(MPa·m$^{1/2}$)	H_V5/GPa	Reference
Al_2O_3	FPC	874	6.2	21	[6]
	HP	345	3.5	17	
ZrO_2	FPC	1514	17.1	17.19	[25]
	HP	1149	13.2	15.42	
ZTA	FPC	1006	9.4	17.04	[8]
	HP	643	8.0	19.53	
Si_3N_4	FPC	1089	12.9	17	[10]
	HP	700-900	6-8	15-17	

除了力学性能外，最近的研究还发现 FPC 工艺对于氧化铝陶瓷的介电损耗有着显著的改善。将干燥后的氧化铝泡沫坯体直接干压成型后常压烧结，并和氧化铝粉体直接干压后烧结的样品对比，比较陶瓷微波性能。泡–干压法制备的氧化铝陶瓷在相同烧结温度下具有更高的 $Q\times f$ 值，在 1600 ℃时达到 9.49×10^4 GHz，介电常数在 9.5~10.0 之间，谐振频率温度系数随烧结温度升高趋近于零，这表明该方法制备的陶瓷介电损耗更低，温度稳定性更好[24]。

2.3 容易实现规模化生产

在颗粒稳定泡沫的制备过程中，不需要添加有机模板或造孔剂，只需要添加极少量(低于千分之一)无毒、易溶解的长链表面活性剂修饰陶瓷颗粒粉体，具有环境友好的绿色制造特性[40–42]。发泡过程只需要通过机械搅拌，简便易行，在氧化物、非氧化物等多个体系都可以普遍应用，且可以和喷雾干燥等技术结合。由于泡沫在干燥和烧结过程中容易出现裂纹，但是作为致密陶瓷的前驱体一般需要在预烧之后压碎成热压坯体或浸渍。因此，在泡沫制备时无需对泡沫干燥过程进行苛刻的控制，在实际生产过程中可以有效提高生产效率，缩短生产周期。总之，该工艺具有成本低廉、工艺简便易行、环境友好、普适性强的特点，对于企业来说，可实现规模化量产，契合现代工业高效、可持续发展需求，在技术产业化落地方面具有巨大的潜力和广阔的前景。

3 FPC 工艺的强韧化机制

3.1 叠层效应导致的裂纹偏转与桥联

预烧后的泡沫前驱体在干压成型时呈现出无序状的叠层结构。在压力的作用下，泡沫蜂窝状孔壁优先沿最薄弱的孔壁中心破裂，并在压力下进一步破碎，形成 Y 形或片状碎片，随着压力增大，碎片粒度减小；泡沫碎片内部晶粒仍然可以保持原始孔壁的单层等轴晶粒堆积结构。在干压坯体中，这些碎片在宏观上呈无序堆叠，但在垂直于压力方向上，片状碎片倾向于水平排列，相互穿插，形成类似“卡片堆叠”的层状结构。层间界面存在大量孔隙，但碎片之间整体紧密接触，其堆积密度只有初始粉体堆积密度的 1/2~2/3。

在热压烧结过程中，会发生晶粒的定向滑移和重排。重排过程中，碎片在外加压力等驱动力的作用下整体发生滑动或旋转，沿垂直于压力方向定向排列。这种现象多见于液相烧结，因为碎片间的液相避免了碎片的直接接触，减小了滑动阻力。

在固相烧结时，由于碎片紧密结合层层互锁，难以发生相对位移，一般认为碎片不再发生重排，只发生晶粒定向滑移、塑性变形、高温蠕变等。晶粒在压力作用下定向滑移也会导致其取向发生改变，形成受压面的板织构，从而提高受压面的力学性能。

层片的叠层效应、碎片重排和晶粒的定向滑移都可以制备层状结构的陶瓷，进而实现增韧。在层状结构的陶瓷中，当裂纹扩展遇到不同相或特殊结构时，会发生偏转和桥联现象，消耗大量能量，从而提高陶瓷的断裂韧性[43]。这种增韧方式还出现在“泥砖”结构复相陶瓷以及片状晶或柱状晶增韧的致密陶瓷中。在桑国龙等制备的 Al_2O_3/ZrO_2 层状陶瓷中，由于 ZrO_2 和 Al_2O_3 的热膨胀系数不同，在热压烧结后会产生残余应力场。当裂纹扩展到 ZrO_2 层时，残余应力会使裂纹发生偏转，避免裂纹直接穿透，增加了裂纹的扩展路径，消耗更多能量[7]。在含有板状晶粒的陶瓷(如戎烨东等制备的 Al_2O_3 陶瓷和桑国龙等制备的自增韧氧化铝陶瓷)，板状晶粒类似纤维，能够起到桥联作用，阻止裂纹的进一步扩展，提高材料的断裂韧性[6, 13]。

3.2 调控晶内缺陷

FPC 工艺制备的陶瓷中存在高密度的位错，这些位错对陶瓷的力学性能有重要影响。赵士晖等在制备氧化铝陶瓷时，发现通过该方法制备的陶瓷中存在大量位错，位错造成的局部应变可达 5%以上，局部位错密度约为 10^{10} mm^{-2}，与高熵陶瓷的位错密度相当[12](见图 11)。位错在裂纹扩展过程中，其应力场会与裂纹相互作用，使裂纹发生偏转，延长裂

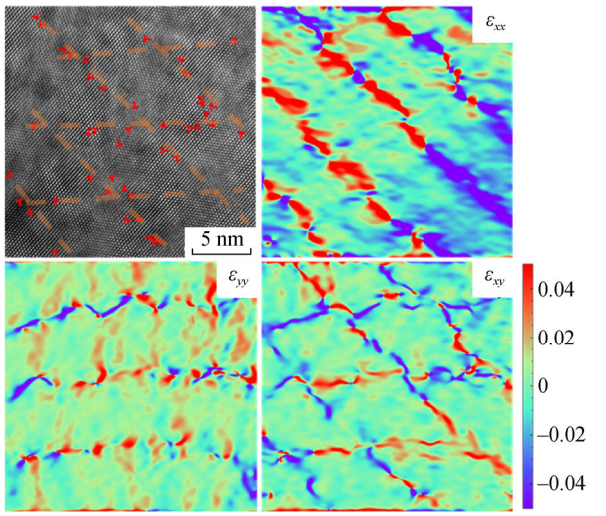


图 11 Al_2O_3 陶瓷的高密度位错及其应变[12]

Fig. 11 High density dislocations and the strain in Al_2O_3 ceramics[12]

纹扩展路径，消耗额外的断裂能量，从而提高陶瓷的断裂强度和韧性。此外，位错还可以发展形成亚晶界，提高晶粒内部的裂纹扩展阻力，进一步增强陶瓷的力学性能。

在 FPC 工艺制备的碳化硼陶瓷中，也观察到了孪晶、层错等缺陷。孪晶是碳化硼晶粒中常见的缺陷，其存在已经被广泛报道[44–46]，但是在泡沫热压样品的晶粒中更易出现，它常位于晶界附近并贯穿整个晶粒。孪晶面通常为{101}面，同一晶粒内会多次且相互平行形成孪晶带。一般认为，孪晶对力学性能有积极影响，计算结果表明，特定的碳化硼孪晶结构能量比单晶低[47]，能提高材料的本征强度，降低塑性变形温度，提高高温强度，还能抵消异常晶粒生长带来的负面影响。碳化硼中的层错面也是{101}面，与孪晶面相同，可看作 2 个完全相邻的孪晶面，即单层孪晶带。在碳化硼晶粒中，层错会造成显著的局部应变，但其影响范围极其有限，这些缺陷的形成可以起到松弛基体应力的作用，有利于减少晶粒中的微观缺陷，对提高材料的综合力学性能有积极意义。

滑移和孪生被认为是金属单晶体塑性变形的 2 种重要方式，而滑移往往伴随着位错的运动。陶瓷材料在室温下缺少塑性变形能力，通常在高温和压力的共同作用下才能发生塑性变形，而这种条件只能在热压烧结时出现。Al_2O_3 热压烧结过程中发生塑性变形的方式有多种，包括扩散蠕变、晶格滑移等[48, 49]。扩散过程只会改变位错的分布，很难引入新的位错，位错需要通过晶格滑移来产生，在热压烧结时晶界扩散比晶格扩散快，因此，扩散蠕变的速率由晶界决定。

氧化铝泡沫前驱体和粉末的区别有以下 2 点：首先，泡沫前驱体经过预烧，其平均晶粒尺寸会比粉末大；其次，泡沫中晶粒具有一定的结合强度，因此，不规则形状的泡沫碎片的堆积密度会比粉末的堆积密度低很多。泡沫的晶粒尺寸更大，预烧结工艺显著减小了晶界面积，抑制了扩散蠕变，因此，氧化铝的塑性变形更加依赖于晶格滑移，也就产生了更多的位错。泡沫碎片的堆积密度更低，由于坯体中的孔洞不受力，在相同的热压外加压力下泡沫碎片堆积的坯体中实际压力更大，热变形的真应变也更大，这些都会加剧氧化铝陶瓷的塑性变形[12]。

由于单晶塑性变形的孪晶需要较高的变形速率，这在热压烧结时比较难实现，结合实验观察结果认为碳化硼多晶陶瓷中孪晶的形成与烧结末期的晶界迁移密切相关。碳化硼具有较低的层错能，孪生面很容易发生变形，随着温度升高这一现象将更加显著。在烧结后期，碳化硼多个晶粒交界的位置往往容易出现晶格缺陷和应力集中，从而在取向合适的晶粒中靠近三叉晶界位置出现孪生面的形核。随着晶界迁移和晶粒长大，三叉晶界位置发生改变，孪晶也随之长大。由于晶粒取向和外加压力不会突然发生改变，因此，取向合适的晶粒就会出现孪生面的反复形核。当同一晶粒中孪生面相距较远时，就形成孪晶带；相距较近，就形成纳米孪晶；完全相邻，就形成层错。这些条件不是 FPC 工艺独有的，其他烧结方式制备的碳化硼样品都有可能出现孪晶。FPC 工艺可能存在以下 2 种调控作用：其一是通过调控初始晶粒尺寸和烧结活性，控制晶界的迁移，影响孪晶的形核与长大，当晶粒发生过度长大时，含有孪晶的晶粒很可能被周围的晶粒吞并，导致孪晶减少，通过预烧适当降低原料的烧结活性，可以避免孪晶因为晶粒过度长大而消失；其二是在预烧时会出现 B 元素挥发的现象，从而改变碳化硼中的化学计量比，这可能改变晶界附近的元素分布，从而促进孪晶的形核[44]，这有待后续进一步的研究证实。

由于陶瓷晶粒中存在应力场或微观缺陷，对裂纹尖端应力场产生屏蔽效应，也会造成裂纹偏转。例如，在 FPC 工艺制备的氧化铝陶瓷晶粒中发现存在高密度的位错网络，这会对裂纹的扩展方向造成影响[12, 50]。在碳化硼陶瓷中，发现了大量的层错和纳米孪晶等缺陷，裂纹经过孪生面时也可能会出现偏转[46]。在 FPC 工艺制备的氧化锆陶瓷中，存在高密度的晶内畴结构，裂纹经过后会出现阶梯状断口，说明造成了裂纹偏转[25]，这有助于消耗更多断裂能，提升材料的断裂韧性。

3.3　调控晶粒形貌

泡沫前驱体的预烧过程有助于实现晶粒的细化和均匀分布，这对提高陶瓷的力学性能起到积极作用。根据 Hall-Petch 关系，多晶的断裂强度反比于其晶粒尺寸的平方根，更细的晶粒对于力学性能的提升是有益的。赵士晖等[12]研究表明，通过该方法制备的氧化铝陶瓷平均晶粒尺寸显著减小，从传统方法的 8.96 μm 减小到 1.60 μm。细化的晶粒增加了晶界面积，晶界能够在一定程度上阻碍裂纹的扩展，使材料的强度和韧性得到提高，均匀分布的晶粒也减少了晶粒异常长大造成的缺陷，提高了材料的整体性能，在其他陶瓷体系中，也存在这种晶粒细化

和均匀分布现象，对提升陶瓷性能具有重要意义。

FPC 工艺调控晶粒细化和均匀分布的核心机理是泡沫形貌对于晶粒长大的控制。根据晶粒长大的动力学模型，在相同温度下，多晶陶瓷的平均晶粒尺寸和时间满足以下关系：

$$G^n \propto t \tag{1}$$

式中：G 为晶粒平均尺寸；t 为时间；n 为生长指数，与陶瓷的结构以及体系有关。对于致密陶瓷正常晶粒长大，n=2；对于 Ostwald 熟化，n=3。由式(1)可以推导出晶粒生长速率和晶粒平均尺寸的关系：

$$\frac{\mathrm{d}G}{\mathrm{d}t} \propto G^{1-n} \tag{2}$$

由式(2)可知，较大的 n 有利于减小晶粒生长速率，由于 n>1，晶粒尺寸越大，生长速率越小，因此较大的 n 可以控制晶粒尺寸的均匀分布。在多孔陶瓷中，生长指数 n 通常大于 3，在高气孔率的泡沫陶瓷中，n 的值会更高，因此，在泡沫预烧过程中可以实现抑制晶粒过度生长的同时提高晶粒尺寸均匀性的目的[12]。

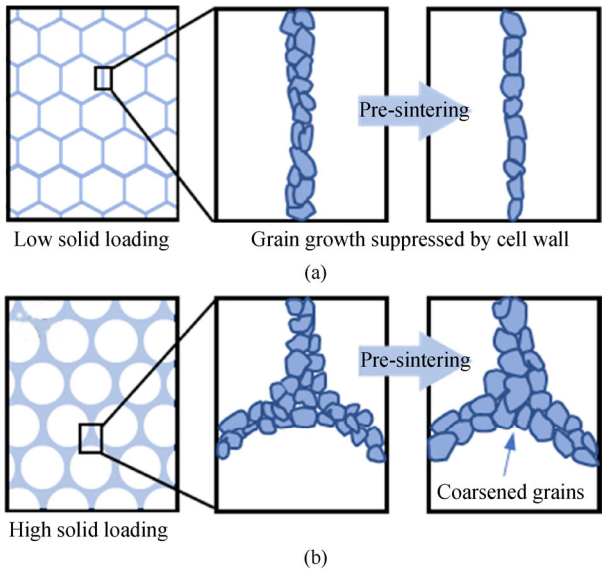


图 12 不同固含量的泡沫结构抑制晶粒过度生长示意图：(a) 低固含量泡沫，(b) 高固含量泡沫[12]

Fig. 12 Schematic diagram of grain growth in cell wall with different solid loadings: (a) low solid loading foams, (b) high solid loading foams[12]

这种效果在直观上也不难理解：在泡沫晶粒生长时，当晶粒尺寸达到泡孔壁厚度时，就只能在泡孔壁内部沿二维生长，这限制了晶粒的长大；此外，晶界迁移的驱动力主要来自晶界曲率造成的两侧自由能差异，晶粒沿孔壁二维方向生长时晶界被泡孔表面钉扎，会逐渐变得平直，减小了晶界迁移的驱动力，抑制了晶粒长大，以上分析在各个陶瓷体系是普适的。在部分体系中，FPC 工艺对泡沫前驱体的晶粒形貌还具有独特的影响。

泡沫前驱体调控晶粒形貌的另一种方式就是诱使柱状晶/纳米线的形成，这一现象并不是普遍存在的，目前，只在氮化硅体系，以及含有硅粉氮化/碳化的体系中发现，这些独特的晶粒形貌会对力学性能产生影响。以氮化硅柱状晶为例，当裂纹扩展遇到柱状晶时，柱状晶会使裂纹发生偏转、桥联和拔出等现象，这些过程消耗大量能量，从而阻碍裂纹进一步扩展，提高陶瓷的断裂韧性，从微观结构角度分析，有较多的柱状晶平行于裂纹方向时，尤其是当有大量柱状晶粒垂直于裂纹平面时，能够更高效地进行增韧；但是当泡沫前驱体的柱状晶影响到了热压烧结的致密度时，就会对强度产生不利影响，纳米线对陶瓷强度和韧性的影响也类似于柱状晶。因此，通过合理调控工艺，实现陶瓷致密化的同时提高柱状晶的含量，是实现陶瓷强韧化的关键。

为了阐明 FPC 工艺对氮化硅陶瓷柱状晶的影响，本文提出了一种 β-Si_3N_4 的生成机理。即选用 α-Si_3N_4 作为初始原料，并添加 Al_2O_3 和 Y_2O_3 作为烧结助剂，在高温下形成 Y–Si–Al–O–N 液相，高温下不稳定的 α-Si_3N_4 会逐渐溶解在由烧结助剂形成的高温液相中，然后，通过溶解–沉淀机制，从液相中沉淀出小尺寸的 β-Si_3N_4 晶粒，这些小尺寸的 β-Si_3N_4 晶粒会再次溶解在液相中，并重新沉积在较大的 β-Si_3N_4 晶粒表面，通过 Ostwald 熟化过程实现晶粒尺寸的不断增长，最终形成氮化硅柱状晶[50–51]。泡沫结构具有高比表面积和大量的气–液界面。在制备过程中，这些界面为 β-Si_3N_4 的成核提供了丰富的位点，相较于致密陶瓷，泡沫的孔壁和孔表面能降低成核势垒，使 α-Si_3N_4 更容易在这些位置转变为 β-Si_3N_4 晶核。在实验观察到的不同预处理温度下的陶瓷泡沫微观结构中，在较低温度时就出现了 β-Si_3N_4 晶粒，这表明泡沫结构促进了 β-Si_3N_4 晶粒的形核过程。此外，泡沫结构在一定程度上有助于调控体系的温度分布和成分均匀性。在烧结过程中，泡沫的多孔结构能使热量更均匀地传递，减小局部温度差异，保证了 β-Si_3N_4 晶粒生成条件的一致性，泡沫结构还能使烧结助剂在体系中更均匀地分布，与 α-Si_3N_4 充分接触，为 β-Si_3N_4 的生成提供更稳定的化学环境，促进了 β-Si_3N_4 晶粒的生成和生长[10]。

含有的硅粉泡沫在氮气或 CO 气氛中烧结时会生成三维的纳米线网络，包裹在泡沫孔壁上[21]。其

中涉及的过程较为复杂，以在 CO 气氛中烧结为例，纳米线生成机理主要为：硅粉部分蒸发形成 Si 蒸汽；CO 气体将 Si 蒸汽氧化为 SiO 气体并生成固体 C；CO 气体将 Si 蒸汽和 SiO 气体还原，生成 SiC 固体，沉积形成纳米线；固体 C 和 Si 直接反应生成 SiC；固体 C 还原 SiO 蒸汽生成 SiC 等[27]。在此过程中，泡沫结构提供了大量的气–固界面，是 SiC 纳米线形核与生长的理想场所，大量的界面增加了成核位点，使得 SiC 纳米线能够在多个位置同时成核生长，促进了其生成。而且，泡沫的三维多孔网络结构为 SiC 纳米线的生长提供了广阔的空间，使其能够向不同方向生长，形成三维纳米结构网络，泡沫结构在一定程度上影响了反应体系的温度分布和热量传递。由于泡沫的多孔性，热量能够通过对流换热更均匀地在体系内传递，为 SiC 纳米线的生成提供了更稳定的温度环境，均匀的温度分布使得反应在整个泡沫体系内更加一致，有助于形成均匀的 SiC 纳米线网络结构。

3.4　改变断裂模式

在多个体系中，FPC 工艺对致密陶瓷断裂模式会产生显著影响，且不同断裂模式在强韧化方面发挥着独特作用。

在氧化铝体系中，采用 FPC 工艺制备的氧化铝陶瓷出现穿晶断裂模式，而传统工艺制备的对照组断裂模式以沿晶断裂为主。在氧化锆陶瓷中，泡沫热压的新工艺制备的样品也呈现出更多的穿晶断裂现象，且破碎的晶粒断口呈现出明显的阶梯状纹路(见图 13)。

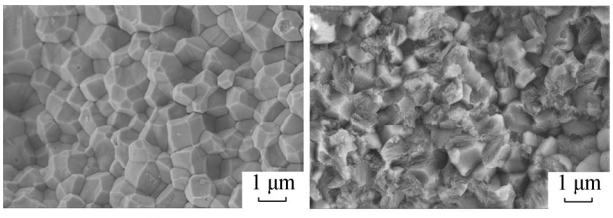


图 13　氧化锆致密陶瓷的断面的 SEM 照片。(a)常规热压; (b)FPC 工艺[25]

Fig. 13　SEM images of the fracture surface of zirconia ceramics. (a) Conventional hot pressing; (b) FPC process[25]

穿晶断裂现象证明了陶瓷晶界结合强度的提高。在发泡过程中通过降低 zeta 电位，实现了粉末颗粒的自组装，提升了颗粒间结合强度[20]。预烧时这种结合进一步强化，形成了高结合强度的晶界。同时，该工艺产生的高密度位错，其应力场对裂纹尖端有屏蔽作用，不同取向位错引发裂纹偏转，使裂纹更倾向于穿过晶粒内部扩展，从而导致穿晶断裂。虽然泡沫在预烧之后再次压碎，但是碎片的粒度会比初始粉体大很多，可以达到几十微米，这远大于碎片中的晶粒尺寸。因此，在热压烧结时泡沫中高结合强度的晶界大多可以得到保留，并且在致密陶瓷中起到强韧化作用[12]。

穿晶断裂在提升陶瓷强度和韧性方面作用显著。裂纹穿过晶粒内部时，遇到不同取向的晶粒会改变扩展方向，增加扩展路径，消耗更多能量。穿晶断裂还能让晶内缺陷起到增韧作用，提高裂纹扩展阻力。例如，当裂纹遇到位错时，位错可屏蔽裂纹尖端的应力场，影响裂纹扩展，增强材料承载能力。沿晶断裂通常发生于材料晶界的薄弱环节，容易导致脆性断裂，降低材料的强度和韧性。如晶界存在连续脆性沉淀相时，沿晶断裂会使材料脆性增加，力学性能下降。

4　结论与展望

4.1　结论

综合上述研究，FPC 工艺无疑是一种极具潜力的制备工艺，在氧化铝、氮化硅、氧化锆等众多陶瓷体系中，该方法均展现出独树一帜的优势。

在制备过程中，浆料固含量和颗粒 zeta 电位的精准调控对泡沫结构的稳定性与均匀性有着关键影响；预处理温度则能改变前驱体的结构，合适的温度可以调节泡沫前驱体的烧结活性和晶粒形貌，为后续烧结奠定良好基础；热压烧结温度和压力更是决定陶瓷最终致密度与微观结构的重要参数，恰当的热压烧结制度能有效排除内部气孔，提升陶瓷的整体性能。通过对这些工艺参数的精密调节，可以有效调控陶瓷的微观结构，如相的形貌与分布，以及晶粒的尺寸、形状和取向等，进而实现对陶瓷力学性能的深度优化。

从工艺优势上进行分析，FPC 工艺可以利用泡沫超高的气孔率和单晶粒层厚度的孔壁实现精细的结构设计；这种工艺性能提高作用显著，在多个体系中使陶瓷力学性能显著提高，还改善了氧化铝陶瓷的介电损耗；这种工艺相对简单，无需复杂的设备与流程，且环境友好，这降低了生产成本与技术门槛，符合可持续发展需求；且该方法具有良好的灵活性，能够根据不同需求对工艺参数进行调整，并能够与喷雾干燥、浸渍包覆等其他工艺相结合，制备出多样化的高性能陶瓷材料。

FPC 工艺增韧增强机制丰富多样，主要涵盖了叠层效应导致的裂纹偏转与桥联、位错和孪晶等晶内缺陷强韧化、晶粒细化与均匀分布、晶粒各向异性生长增韧、提高晶界结合强度改变材料断裂模式等多种强韧化机理，这些研究成果为高性能陶瓷的制备开辟了崭新的思路与方法，极大地推动了陶瓷材料领域向更高性能、更广泛应用的方向蓬勃发展。

4.2 展望

尽管 FPC 工艺取得了一定的研究进展，但仍有许多方面值得进一步深入研究。在工艺优化方面，目前，对于各工艺参数之间的协同作用研究还不够深入，未来需要进一步系统研究不同工艺参数的组合对陶瓷微观结构和性能的影响，建立更完善的工艺参数与性能之间的定量关系，实现对陶瓷性能的精准调控。同时，探索新的工艺改进方向，如结合其他先进的制备技术，进一步提高陶瓷的质量和性能。

在材料体系拓展方面，目前的研究主要集中在几种常见的陶瓷体系，未来可以尝试将 FPC 工艺应用于更多种类的陶瓷材料(如传统硅酸盐陶瓷，高熵陶瓷等)，探索在其他新型陶瓷体系中的可行性和优势，开发出具有更优异性能的陶瓷材料。研究不同添加剂或增强相在 FPC 工艺中的作用机制，进一步优化材料的性能，以满足不同领域对陶瓷材料的特殊需求。

在性能方面，目前的研究主要集中于陶瓷常见的室温力学性能，测试的性能较少。未来可以对高温力学性能，热性能，介电性能，以及其他物理性能进行测试，探索 FPC 工艺实现的独特结构在陶瓷材料其他性能中的独特优势，不断拓宽该工艺的应用领域，满足其他领域对陶瓷材料的进一步需求。

从应用角度出发，随着科技的不断发展，航空航天、电子、能源等领域对高性能陶瓷的需求日益增加，未来应加强 FPC 工艺在这些实际领域的应用研究，解决实际应用中面临的问题，如陶瓷与其他材料的兼容性、大规模生产工艺等，推动 FPC 工艺从实验室研究走向实际工业化应用，为相关领域的发展提供有力的材料支持。

参考文献:

[1] 谢志鹏. 结构陶瓷[M]. 北京: 清华大学出版社, 2011.

[2] XU H Y, LI Y J, YANG J H, et al. Microstructure evolution of ultra-fine grained HfC ceramics with high hardness sintered under ultrahigh pressure by plastic deformation densification mechanism[J]. Int J Refract Met Hard Mater, 2024, 118: 106425.

[3] XIE Z P, XUE W J, CHEN H B, et al. Mechanical and thermal properties of 99% and 92% alumina at cryogenic temperatures[J]. Ceram Int, 2011, 37(7): 2165–2168.

[4] MUNCH E, LAUNEY M E, ALSEM D H, et al. Tough, bio-inspired hybrid materials[J]. Science, 2008, 322(5907): 1516–1520.

[5] 李翠伟, 汪长安, 黄勇. Si_3N_4/BN 层状复合陶瓷的防弹结构设计[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(增刊 1): 351–353.
LI Cuiwei, WANG Chang'an, HUANG Yong. Rare Met Mater Eng, 2007, 36(Suppl 1): 351–353.

[6] SANG G L, WANG C, ZHANG Q F, et al. Strong and tough alumina ceramic from the particle-stabilized foam[J]. Adv Eng Mater, 2023, 25(2): 2200971.

[7] SANG G L, ZHANG Q F, ZHAO S H, et al. Strong and tough laminated ceramics prepared from ceramic foams[J]. J Eur Ceram Soc, 2023, 43(6): 2578–2585.

[8] ZHANG B, ZHANG X, WANG C, et al. Facile method for preparing lamellar structured alumina-zirconia ceramics with high toughness[J]. Ceram Int, 2023, 49(2): 3070–3075.

[9] ZHANG B, WANG C, ZHANG Y, et al. A novel method for fabricating brick-mortar structured alumina-zirconia ceramics with high toughness[J]. J Eur Ceram Soc, 2023, 43(2): 727–732.

[10] LI Y J, YANG M H, ZHANG Y F, et al. A novel method of strong and tough Si_3N_4 ceramic from the particle-stabilized foam[J]. J Am Ceram Soc, 2023, 106(6): 3832–3842.

[11] ZHAO S H, ZHAO Y, ZHANG Q F, et al. Preparation and mechanical behavior of Si_3N_4 composite ceramics with brick-and-mortar structure[J]. J Am Ceram Soc, 2024, 107(5): 3045–3054.

[12] ZHAO S H, QIAO J L, SANG G L, et al. Foam structure–derived strong and tough alumina ceramics with fine grains and transgranular fracture[J]. J Am Ceram Soc, 2024, 107(7): 4705–4716.

[13] RONG Y, ZHANG Q, SANG G, et al. High-strength and toughness Al_2O_3 ceramic via Al/Al_2O_3 foam hot-press sintering [J]. Ceram Int, 2025, 51(19): 28867–28875.

[14] GONZENBACH U T, STUDART A R, TERVOORT E, et al. Ultrastable particle-stabilized foams[J]. Angew Chem Int Ed, 2006, 45(21): 3526–3530.

[15] GONZENBACH U, STUDART A, TERVOORT E, et al. Stabilization of Foams With Inorganic Colloidal Particles[J]. Langmuir : the ACS journal of surfaces and colloids, 2007, 22(26): 10983–10988.

[16] HUO W-L, QI F, ZHANG X-Y, et al. Ultralight alumina ceramic foams with single-grain wall using sodium dodecyl sulfate as long-chain surfactant[J]. J Eur Ceram Soc, 2016, 36(16): 4163–4170.

[17] HUO W, CHEN Y, ZHANG Z, et al. Highly porous barium strontium titanate (BST) ceramic foams with low dielectric constant from particle-stabilized foams[J]. J Am Ceram Soc, 2018, 101(4): 1737–1746.

[18] HUO W L, ZHANG X Y, CHEN Y G, et al. Highly Porous Zirconia Ceramic Foams with Low Thermal Conductivity from Particle-Stabilized Foams[J]. J Am Ceram Soc, 2016, 99(11): 3512–3515.

[19] ZHANG Y F, ZHANG X Y, LI Y J, et al. High-strength, 3D interconnected alumina ceramic foams with high porosity comparable to aerogels[J]. Ceram Int, 2023, 49(23): 39070–39075.

[20] HUO W L, ZHANG X Y, GAN K, et al. Effect of zeta potential on properties of foamed colloidal suspension[J]. J Eur Ceram Soc, 2019, 39(2/3): 574–583.

[21] HUO W L, ZHANG X Y, XU J, et al. *In situ* synthesis of three-dimensional nanofiber-knitted ceramic foams *via* reactive sintering silicon foams[J]. J Am Ceram Soc, 2019, 102(5): 2245–2250.

[22] HUO W, SHU Y, WU J M, et al. A novel fabrication method for glass foams with small pore size and controllable pore structure[J]. J Am Ceram Soc, 2017, 100(12).

[23] WANG C, ZHANG Y F, ZHANG B R, et al. 3D printable ultra-highly porous and mechanically strong foam materials for multiple applications[J]. Adv Funct Mater, 2023, 33(7): 2205537.

[24] MAO J W, QIAO J L, ZHAO S H, et al. Preparation of alumina ceramics and dielectric properties based on the foaming–dry pressing

method[J]. Ceram Int, 2025, in press.
[25] 张博然. 泡沫前驱体制备高性能氧化锆和氧化铝陶瓷研究[D]; 清华大学, 2023.
ZHANG B. Study on High-Performance Zirconia and Alumina Ceramics Prepared by Foam Structured Precursors[D]; Tsinghua University, 2023.
[26] 渠墨涵. 利用泡沫坯体制备碳化硅基高性能陶瓷及性能研究[D]. 邯郸: 河北工程大学, 2021.
QU Mohan. Study on preparation and properties of silicon carbide-based high performance ceramics from foam blank[D]. Handan: Hebei University of Engineering, 2021.
[27] YANG M H, ZHANG Y F, WANG C, et al. SiC nanowire mesh in high-porosity silicon foam for enhanced electromagnetic wave absorption[J]. ACS Appl Nano Mater, 2022, 5(11): 16061–16069.
[28] WAT A, LEE J I, RYU C W, et al. Bioinspired nacre-like alumina with a bulk-metallic glass–forming alloy as a compliant phase[J]. Nat Commun, 2019, 10(1): 961.
[29] DEVILLE S, SAIZ E, NALLA R K, et al. Freezing as a path to build complex composites[J]. Science, 2006, 311(5760): 515–518.
[30] WILKERSON R P, GLUDOVATZ B, WATTS J, et al. A novel approach to developing biomimetic (“nacre-like”) metal-compliant-phase (nickel–alumina) ceramics through coextrusion[J]. Adv Mater, 2016, 28(45): 10061–10067.
[31] 赵羿. Si_3N_4 陶瓷“泥砖”微结构设计与性能调控研究[D]; 清华大学, 2022.
ZHAO Y. “Mortar-brick” Microstructure Design and Performance control of Si_3N_4 ceramic[D]; Tsinghua University, 2022.
[32] CHEN Y G, HUO W L, ZHANG X Y, et al. Ultrahigh-strength alumina ceramic foams *via* gelation of foamed boehmite Sol[J]. J Am Ceram Soc, 2019, 102(9): 5503–5513.
[33] YANG J J, ZHANG X Y, ZHANG B R, et al. Mullite ceramic foams with tunable pores from dual-phase Sol nanoparticle-stabilized foams[J]. J Eur Ceram Soc, 2022, 42(4): 1703–1711.
[34] WANG C, RONG Y D, ZHANG B R, et al. Facile method for preparing hierarchical Al_2O_3–glass foam ceramics with superior thermal insulating property[J]. Langmuir, 2022, 38(3): 1141–1150.
[35] HUO W L, ZHANG X Y, CHEN Y G, et al. Novel mullite ceramic foams with high porosity and strength using only fly ash hollow spheres as raw material[J]. J Eur Ceram Soc, 2018, 38(4): 2035–2042.
[36] 兰凤仪, 杨名昊, 兰天, 等. 具有碳化硅纳米线编织结构的氧化铝泡沫陶瓷的制备及性能研究[J]. 人工晶体学报, 2022, 51(7): 1275–1283.
LAN Fengyi, YANG Minghao, LAN Tian, et al. J Synth Cryst, 2022,51(7): 1275–1283.
[37] HUO W L, ZHANG X Y, TERVOORT E, et al. Ultrastrong hierarchical porous materials *via* colloidal assembly and oxidation of metal particles[J]. Adv Funct Mater, 2020, 30(38): 2003550.
[38] XIA Z, YANG M H, RONG Y D, et al. A novel process to high-strength and controlled-shrinkage Al_2O_3 foams with open-cell by Al powder hollowing technology[J]. J Am Ceram Soc, 2023, 106(6): 3954–3963.
[39] XIA Z, RONG Y D, LI H, et al. Hierarchical porous $MgAl_2O_4$ ceramic *in situ* structured by hollow particles: Low-shrinkage and high-strength[J]. J Am Ceram Soc, 2024, 107(1): 5–10.
[40] STUDART A R, GONZENBACH U T, TERVOORT E, et al. Processing routes to macroporous ceramics: A review[J]. J Am Ceram Soc, 2006, 89(6): 1771–1789.
[41] WANG C, WANG J Y, LI Q, et al. A review on recent development of foam Ceramics prepared by particle-stabilized foaming technique[J]. Adv Colloid Interface Sci, 2024, 330: 103198.
[42] 霍文龙, 陈雨谷, 张笑妍, 等. 十六烷基硫酸钠制备 Al_2O_3 泡沫陶瓷及性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(增刊 1): 27–31.
HUO Wenlong, CHEN Yugu, ZHANG Xiaoyan, et al. Rare Met Mater Eng, 2018, 47(Suppl 1): 27–31.
[43] 黄勇, 汪长安, 咎青峰, 等. 高韧性复相陶瓷材料的仿生结构设计、制备与力学性能[J]. 成都大学学报(自然科学版), 2002, 21(3): 1–7.
HUANG Yong, WANG Changan, ZAN Qingfeng, et al. J Chengdu Univ Nat Sci, 2002, 21(3): 1–7.
[44] XU H Y, JI W, JIANG J W, et al. Contribution of boundary non-stoichiometry to the lower-temperature plasticity in high-pressure sintered boron carbide[J]. Nat Commun, 2023, 14(1): 4889.
[45] LI P H, BU Y Q, WANG L Y, et al. *In situ* observation of fracture along twin boundaries in boron carbide[J]. Adv Mater, 2023, 35(50): e2204375.
[46] YE K C, WANG Z J. Twins enhanced mechanical properties of boron carbide[J]. Ceram Int, 2022, 48(10): 14499–14506.
[47] SONG X Q, LIU C, LI Q, et al. Intrinsic dense twinning *via* release of native strain[J]. Acta Mater, 2023, 257: 119151.
[48] CANNON R M, RHODES W H, HEUER A H. Plastic deformation of fine-grained alumina (Al_2O_3): I, interface-controlled diffusional creep[J]. J Am Ceram Soc, 1980, 63(1/2): 46–53.
[49] HEUER A H, TIGHE N J, CANNON R M. Plastic deformation of fine-grained alumina (Al_2O_3): II, basal slip and nonaccommodated grain-boundary sliding[J]. J Am Ceram Soc, 1980, 63(1/2): 53–58.
[50] KITAYAMA M, HIRAO K, TORIYAMA M, et al. Modeling and simulation of grain growth in Si_3N_4: I. anisotropic Ostwald ripening[J]. Acta Mater, 1998, 46(18): 6541–6550.
[51] KITAYAMA M, HIRAO K, TORIYAMA M, et al. Modeling and simulation of grain growth in Si_3N_4—II. The α–β transformation[J]. Acta Mater, 1998, 46(18): 6551–6557.

Research Progress on Foam Precursor Derived High-Performance Ceramics

YANG Jinlong[1], *ZHAO Shihui*[1], *QIAO Jianli*[1], *CHEN Pengfei*[1], *LI Yongjiao*[2], *ZHANG Youfei*[2], *LI Hao*[1], *DONG Ye*[1], *ZHANG Chen*[1], *XIA Zun*[1], *CHEN Zhe*[1], *XI Xiaoqing*[1]

(1. State Key Lab of New Ceramics and Fine Processing, School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Dalian Jiaotong University, Key Lab of Preparation and Application of Inorganic Ultrafine Powder, Liaoning Provincial Department of Education, Dalian 116028, Liaoning, China)

Extended Abstract

The process of preparing high-performance ceramics derived from foam precursors (FPC) represents an emerging research direction in the field of structural ceramics. This review represents the applications of this preparation method in multiple ceramic systems, including alumina, zirconia, silicon nitride, silicon carbide, and boron carbide. This review discusses the influence of this

method on the microstructures and mechanical properties of ceramics, as well as the toughening and strengthening mechanisms, while analyzing the roles of different process parameters. Foam precursors enable an effective regulation of ceramic microstructures, playing distinct roles in various processes such as foaming, pre-sintering, and impregnation to achieve a structural control. This method can significantly enhance the mechanical properties of ceramics. The comprehensive improvements in flexural strength, fracture toughness, and Vickers hardness can be achieved *via* adjusting appropriate process parameters and structural designs, endowing ceramics prepared by the foam precursor method with greater advantages in practical applications. The process boasts advantages such as low cost, simple operation, environmental friendliness, and strong universality. This meets the mass production needs of enterprises and aligns with the concept of efficient and sustainable development in modern industry, demonstrating enormous potential and broad prospects for technological industrialization and application. The toughening mechanisms of the FPC process involve the formation of a disordered laminated structure by foam fragments during dry pressing. The lamination effect, fragment rearrangement, and grain directional sliding contribute to the fabrication of layered ceramics, which induce crack deflection and bridging for toughening. Meanwhile, the process regulates intragrain defects such as dislocations and twins. In addition, the modification of grain morphology through pre-sintering processes also enables grain refinement and uniform distribution, or induces the formation of columnar crystals or nanowires. Moreover, enhancing grain boundary bonding strength alters the fracture mode of ceramics to promote a transgranular fracture, thereby improving fracture toughness.

Summary and Prospects Based on the comprehensive research, the FPC process demonstrates a remarkable potential in the preparation of high-performance ceramics, showcasing unique advantages in various ceramic systems such as alumina, silicon nitride, and zirconia. This process achieves microstructural and property optimization through multi-dimensional parameter regulation. A precise control of slurry solid content and particle zeta potential is critical for the stability and uniformity of foam structures. The pretreatment temperature alters the precursor's architecture, with optimal temperatures modulating the sintering activity of foam precursors and grain morphology to lay a solid foundation for subsequent sintering. Hot-pressing temperature and pressure are key parameters determining the final densification and microstructure of ceramics, where appropriate hot-pressing regimes effectively eliminate internal pores and enhance the overall performance of ceramics. The ceramic microstructures (*i.e*., phase morphology and distribution, as well as grain size, shape, and orientation) can be effectively regulated *via* finely tuning these process parameters, thereby achieving an in-depth optimization of the ceramic mechanical properties. In terms of process advantages, the foam precursor method enables a fine structural design *via* leveraging the ultra-high porosity of foam and single-grain-layer-thick pore walls. This significantly improves performance, notably enhancing the mechanical properties across multiple ceramic systems and reducing the dielectric loss of alumina ceramics. The process is relatively simple, requiring no complex equipment or workflows, and is environmentally friendly, lowering production costs and technical barriers to align with sustainable development needs. Moreover, the method offers a high flexibility, allowingthe adjustment of process parameters according to different requirements and integration with other processes such as spray drying and impregnation coating to prepare diverse high-performance ceramic materials. Its toughening and strengthening mechanisms are diverse, primarily including crack deflection and bridging caused by the lamination effect, toughening by intragranular defects (*i.e*., dislocations and twins), grain refinement and uniform distribution, toughening by anisotropic grain growth, and improved grain boundary bonding strength to alter the material's fracture mode. These results show some novel ideas and methods for the preparation of high-performance ceramics, greatly promoting the development of the ceramic materials field toward higher performance and broader applications.

Future research directions include the following aspects: In process optimization, the existing research on the synergistic mechanisms among various process parameters remains insufficient. In material system expansion, the process could be extended to conventional silicate ceramics, high-entropy ceramics, and other fields. In performance characterization, most of the existing studies focus on room-temperature mechanical properties, with less research on high-temperature mechanical behavior, thermophysical properties, and dielectric properties. From an application perspective, as science and technology advance, demand for high-performance ceramics in aerospace, electronics, energy, and other fields is growing, necessitating an accelerated resolution of engineering bottlenecks in the foam precursor method. In summary, the future development of the foam precursor method should focus on full-chain innovation spanning materials, processes, performance, and applications. It is essential to fully unleash the technology potential in structural design flexibility, green manufacturing compatibility, and multi-dimensional performance regulation to facilitate the large-scale application of ceramic materials in emerging fields.

Keywords foam precursor; structural ceramics; microstructure; mechanical properties; toughening mechanism