

基于 3D 打印结构设计与界面调控的高韧性氧化铝复合陶瓷

王 佩^{1,2}, 陈淑娜¹, 苏云峰¹, 陈发强¹, 宋俊杰¹, 胡丽天¹, 张永胜^{1,2}

(1. 中国科学院兰州化学物理研究所, 润滑国家重点实验室, 兰州 730000;

2. 中国科学院大学材料科学与光电技术学院, 北京 100049)

摘 要: 为改善氧化铝陶瓷的本征脆性缺陷, 基于 3D 打印技术, 通过对 Al_2O_3 相的三维结构设计和二维弱界面相的协同调控, 成功构建了兼具高韧性和高损伤容限的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷材料。复合陶瓷不仅在应力-应变行为上展现出渐进性失效特征和高能量吸收能力, 且呈现出典型的上升 R 曲线特征, 断裂韧性较纯 Al_2O_3 提升 37%, 断裂功提升近 3 倍。除此之外, 复合陶瓷的临界裂纹尺寸和损伤容限参数分别可达约 $(201 \pm 20) \mu\text{m}$ 和 $(0.77 \pm 0.01) \text{m}^{1/2}$, 分别较纯 Al_2O_3 提升约 8.6 倍和 2 倍。这是由于 Gyroid 结构骨架与二维界面相的协同作用有效激活了多重增韧机制, 突破了传统氧化铝陶瓷对微小缺陷极度敏感的固有缺陷, 显著提升了材料的能量耗散能力和结构可靠性, 为高性能结构陶瓷的设计提供了新策略。

关键词: 陶瓷增韧; Gyroid 结构; R 曲线; 韧性; 损伤容限

中图分类号: TB484.5 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)09-3208-12

网络出版时间: 2026-08-18



先进陶瓷材料因其高硬度、高强度和优异的耐高温、耐腐蚀等特性, 在能源、航空航天、生物医药等高端技术领域扮演着不可或缺的角色。然而, 陶瓷材料固有的本征脆性——主要源于其强大的离子键或共价键结合及缺乏独立的滑移系, 导致其在受力时难以发生塑性变形, 微裂纹一旦产生, 应力便会迅速在裂纹尖端集中, 从而引发灾难性的快速断裂, 这使得陶瓷构件在服役过程中的可靠性和安全性面临严峻挑战^[1, 2], 这种近乎无先兆的突发性失效模式, 极大程度地限制了陶瓷材料的实际应用。

为克服这一长期存在的瓶颈问题, 对陶瓷的微观结构进行创新设计已成为提升其韧性与可靠性的关键途径^[3, 4]。传统的增韧策略(如相变增韧、纤维增韧等)虽取得了一定成效^[5], 但往往在增韧效率或工艺复杂性上存在局限。近年来, 受自然界生物结构(如珍珠母)的启发, 通过仿生设计来构筑多级结构已成为有效方法^[6-9]。在此背景下, Gyroid 结构——一种基于三周期极小曲面(TPMS)的三维连续网络

结构^[10], 显示出独特优势。Gyroid 结构拥有光滑连续的曲面和均匀的应力分布特性, 能有效抑制裂纹扩展, 并通过诱导裂纹偏转、桥联等机制显著耗散断裂能^[11, 12]。因此, 将 Gyroid 结构引入陶瓷材料的设计中, 为从根本上改善其脆性、实现强韧化匹配提供了极具前景的新策略。

研究者对比了 Gyroid 曲面结构和蜂窝结构的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ 复合材料, 发现 Gyroid 结构复合材料的抗压强度达到 264 MPa, 是后者的 3.8 倍, 这直接归因于其平滑规则的拓扑特性有效降低了局部应力集中^[13]。同时有研究表明, Gyroid 结构独特的曲面在承受压缩载荷时, 可以通过渐进式的变形吸收大量能量, 从而具备良好的韧性和抗破坏能力^[14]。而且, Gyroid 结构的陶瓷-金属复合材料可以通过双连续相协同增韧, Gyroid 结构的周期性螺旋通道使裂纹在扩展过程中需反复穿越陶瓷与金属两相, 路径弯折延长; 同时金属相的塑性流动“桥接”裂纹, 阻碍其快速扩展, 实现陶瓷的增韧^[15, 16]。通过数字光处

收稿日期: 2025-11-10。 修订日期: 2025-12-31。

基金项目: 国家自然科学基金(52303386); 甘肃省科技重大专项(23ZDKA0001); 甘肃省自然科学基金(25JRRA468)。

第一作者: 王 佩(2001—), 女, 硕士研究生。

通信作者: 陈淑娜(1996—), 女, 博士, 助理研究员;

张永胜(1977—), 男, 博士, 研究员。

Received date: 2025-11-10. Revised date: 2025-12-31.

First author: WANG Pei (2001—), female, Master candidate.

E-mail: wangpei23@licp.cas.cn

Correspondent author: CHEN Shuna (1996—), female, Ph.D., Assistant Professor.

ZHANG Yongsheng (1977—), male, Ph.D., Professor.

E-mail: chenshuna@licp.cas.cn; zhysh@licp.cas.cn

理(DLP)技术制备 SiC-Gyroid 骨架, 然后填充莫来石形成超结构, 与莫来石/SiC 陶瓷相比, 弯曲强度提升了 3.7~5.8 倍, 抗压强度提高了 4~13 倍^[17]。可见, Gyroid 结构在改善陶瓷本征脆性方面具有巨大优势。但目前研究大多考察复合陶瓷的压缩强度和弯曲强度, 而且主要以陶瓷-金属复合材料为主, 对于 Gyroid 结构的陶瓷-陶瓷复合材料的增韧行为研究较少, 且对相关作用机制的揭示仍有较大不足。

Gyroid 结构复杂, 传统的制造方法几乎无法将其成型。3D 打印(增材制造)技术的能够高效、精准地制造 Gyroid 结构。当前可用于陶瓷增材制造的技术包括直写成型技术(DIW)、激光选区烧结(SLS)、黏结剂喷射等, 但这些工艺或在分辨率上受限(如 DIW), 或面临表面粗糙、需支撑结构等问题。相比之下, DLP 通过面投影固化陶瓷浆料, 可实现微米级特征尺寸与光滑曲面成型^[18-20], 且 Gyroid 的自支撑特性进一步避免了内部支撑的引入, 降低了后处理难度。本研究选用 DLP 技术, 正是基于其在高精度、复杂几何陶瓷结构制造中的独特优势, 这也在之前的工作中得到了验证^[18]。

光敏树脂的选择在陶瓷浆料的光固化过程中非常重要。本工作选择 HDDA 作为光敏树脂, 首先是由于 1,6-己二醇二丙烯酸酯(HDDA)中的碳碳双键(C=C)易被光引发剂产生的自由基攻击而打开, 是链增长和交联的核心反应位点, 也是发生固化的核心原因; 其次是由于 HDDA 的分子链相对较短且较为线性, 这种结构使得分子间的相互作用力相对较弱, 分子能够较为自由地移动, 从而导致其黏度较低。树脂黏度对陶瓷浆料的流动性有重要影响, 因为陶瓷粉体加入的体积含量往往在 30%(体积分数)~50%, 这会大幅增大复合浆料的黏稠度, 不利于打印。而选择黏度较低的树脂有利于增强复合浆料的流动性, 保证在层层光固化的过程中, 每层浆料能够更快、更好地流平成均匀的薄层, 因此, 更适合高精度 DLP-3D 打印。除此之外, 根据比尔定律^[20], 树脂和陶瓷粉体之间的折射率越接近(HDDA 的折射率约为 1.457^[18], Al₂O₃ 的折射率约为 1.51 ~ 1.62^[21]), 固化能力也会越强。

本工作拟基于 DLP-3D 打印技术, 通过对氧化铝陶瓷进行 Gyroid 超结构设计, 结合二维 h-BN 弱界面相的调控, 开发 Al₂O₃/h-BN/Al₂O₃ 复合陶瓷材料。系统研究 Gyroid 超结构和二维界面相对复合材料增韧行为、损伤容限和能量损耗的影响规律, 并揭示相关作用机制, 为开发高韧耐损伤的复合陶瓷

提供理论指导。

1 实验

1.1 Gyroid 结构的氧化铝陶瓷的 3D 打印制备

选用平均粒径(d_{50})为 500 nm 的 Al₂O₃ 亚微米粉末(上海魅湃实业有限公司)和 1,6-己二醇二丙烯酸酯(HDDA, 上海毕得医药科技股份有限公司)作为原料, HDDA 和 Al₂O₃ 粉的质量比为 1:4。添加树脂质量的 0.5%(质量分数)的二苯基(2,4,6-三甲基苯甲酰基)氧化膦(TPO, 上海毕得医药科技股份有限公司)用作光引发剂。添加陶瓷粉质量的 5%的 KOS110(广州康欧双贸易有限公司)用作分散剂, 以防止陶瓷颗粒聚集和沉降。将混合浆料在均质机(ZYMC-180HV, 深圳市中毅科技有限公司)中真空脱气 360 s, 转速 3000 r/min。然后在行星球磨机(F-P400E, 湖南弗卡斯实验仪器有限公司)中以 540 r/min 的转速研磨 8 h, 得到均匀的 HDDA-Al₂O₃ 复合浆料。

选用 Gyroid 结构进行预先的建模切片, Gyroid 结构的体积密度为 30%(体积分数)。随后利用自搭建的 DLP-3D 打印陶瓷设备实现 Gyroid 结构的连续氧化铝陶瓷骨架的成型, 紫外线波长为 405 nm, 能量剂量为 9 mJ/cm², 打印层厚度为 100 μ m, 最终打印出 30%的 Gyroid 结构氧化铝骨架。打印完成后, 坯体先置于氩气氛围中, 在管式炉(GSL-1700X, 合肥科晶材料技术有限公司)中进行脱脂, 加热速度为 0.25 $^{\circ}$ C/min, 温度为 800 $^{\circ}$ C。然后在马弗炉(KSL-1700X, 合肥科晶材料技术有限公司)中进一步烧结到 800 $^{\circ}$ C, 以除去结构中残余的碳, 最终得到 Gyroid 结构的 Al₂O₃ 陶瓷骨架。

1.2 Al₂O₃/h-BN/Al₂O₃ 复合陶瓷的制备和成型

微米级的二维材料六方氮化硼(h-BN, 直径约 7 μ m, 99.9%, 吉安纳朴材料科技有限公司)作为界面相材料。将不同质量的 h-BN 加入无水乙醇溶液中, 配制 3 种质量比(10%、15%、20%)的混合浆料, 并加入 5%的乙基纤维素作为黏结剂, 搅拌均匀形成均匀的 h-BN 浆料。将排胶之后的 Al₂O₃ 陶瓷骨架分别浸渍在 3 种不同质量比的 h-BN 浆料中, 时间约 1 min, 然后将骨架取出。待 Al₂O₃ 陶瓷骨架表面的 h-BN 干燥之后, 将 Al₂O₃ 粉体(d_{50} 约为 130 nm, BMA15, 99.9%, 大连国茂材料科技有限公司)慢慢渗入 Al₂O₃ 陶瓷骨架中, 填满骨架空隙。随后将制备好的坯体放入钢模具中冷压成型, 压力为 180 MPa, 保压 10 min。再利用放电等离子烧结(SPS)在 1600 $^{\circ}$ C 和 30 MPa 压力下烧结致密化成型。根据界面相

h-BN 的质量分数区别, 将最终的样品分别表示为样品 A10、样品 A15、样品 A20。同时使 d_{50} 约 500 nm 的 Al_2O_3 亚微米粉末在同样的条件下烧结成型, 以作性能对比。

1.3 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的力学性能测试

利用显微硬度仪(MH-5-VM)测试材料的维氏硬度, 压痕载荷为 5 N, 持续时间 5 s, 保压结束后, 选取菱形的压痕区域, 即可测得维氏硬度 H_V 。采用万能材料试验机(AGS-X-20KN, 岛津, 日本)测试了材料的弹性模量、弯曲强度和断裂韧性。采用三点弯曲的测试方法测量材料的弹性模量, 将样品加工成 25.0 mm×4.0 mm×1.1 mm 的样条, 跨距 20 mm, 速率 0.05 mm/min。采用三点弯曲的测试方法测量材料的强度, 将样品加工成 25 mm×4 mm×3 mm, 跨距 20 mm, 速度 0.5 mm/min, 弯曲强度计算公式为

$$\sigma = \frac{3FL}{2Bh^2} \quad (1)$$

式中: σ 、 F 、 L 、 B 和 h 分别为弯曲强度(MPa)、作用力(N)、跨距(mm)、样品宽度(mm)和高度(mm)。

将样品加工成 25 mm×4 mm×2 mm 的尺寸用于单边切口梁法(SENB)测断裂韧性, 跨距 16 mm, 速度 0.05 mm/min, 切口深度约 2 mm。断裂韧性计算公式为

$$K_{IC} = \frac{FL}{BW^{\frac{3}{2}}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2)$$

式中: a 和 W 分别为切口深度(mm)和样品厚度(mm)。切口深度 a 一般加工成(0.4~0.5)mm, 并且宽度<0.2mm。 $f\left(\frac{a}{W}\right)$ 为几何形状因子, 由下式计算:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{1}{2}}[1.99 - \left(\frac{a}{W}\right)(1 - \frac{a}{W})(2.15 - 3.93\left(\frac{a}{W}\right) + 2.7\left(\frac{a}{W}\right)^2)]}{2(1 + 2\frac{a}{W})(1 - \frac{a}{W})^{\frac{3}{2}}} \quad (3)$$

断裂功计算公式为

$$\gamma_{\text{work}} = \frac{\int Pd\delta}{2A} \quad (4)$$

式中: $\int Pd\delta$ 为位移-载荷曲线下面的积分区域面积; A 为断面的投影面积。每组样品的力学性能测试均重复 6~8 次, 以确保结果的准确性。

为动态描述裂纹在扩展过程受到的阻力变化, 引入裂纹扩展阻力曲线(R 曲线)来描述裂纹扩展初

性(K_{IC})和裂纹扩展长度(Δa)的变化^[3]。

1.4 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的损伤容限计算

损伤容限是脆性材料的一种重要特性, 表示了材料抵抗脆性破坏的能力。若材料的损伤容限越小, 则表示其对表面缺陷和冲击载荷越敏感, 从而表现出较大的脆性; 若材料的损伤容限越大, 则表明材料具有优异的抗断裂能力、较高的能量耗散能力以及良好的可加工性^[22]。陶瓷的临界裂纹尺寸(a_i , μm)和损伤容限参数(D_i , $\text{m}^{1/2}$)可以定量描述材料的损伤容限^[1, 23, 24], a_i 的计算公式如下:

$$a_i = \left(\frac{K_{IC}}{Y \cdot \sigma}\right)^2 \quad (5)$$

式中: Y 为与试件形状和裂纹尺寸有关的几何因子。对于单边切口梁法, 当跨距: 厚度: 宽度=8: 2: 1

时, $Y\left(\frac{a}{w}\right)$ 的计算公式如下:

$$Y = 1.93 - 3.07\left(\frac{a}{w}\right) + 14.53\left(\frac{a^2}{w^2}\right) - 25.07\left(\frac{a^3}{w^3}\right) + 25.8\left(\frac{a^4}{w^4}\right) \quad (6)$$

式中: w 为样品的宽度。材料的能量耗散能力也能反映材料的损伤容限, 材料的局部能量耗散能力与弹性模量(E , GPa)与硬度(H , GPa)的比值成正比^[23], 因此, 陶瓷材料的损伤容限与 K_{IC}/σ 和 E/H 相关, 损伤容限参数(D_i , $\text{m}^{1/2}$)的计算公式如下^[24]:

$$D_i = \left(\frac{K_{IC}}{\sigma}\right)\left(\frac{E}{H}\right) \quad (7)$$

2 结果与讨论

2.1 陶瓷复合浆料的流变性质和 3D 打印过程调控

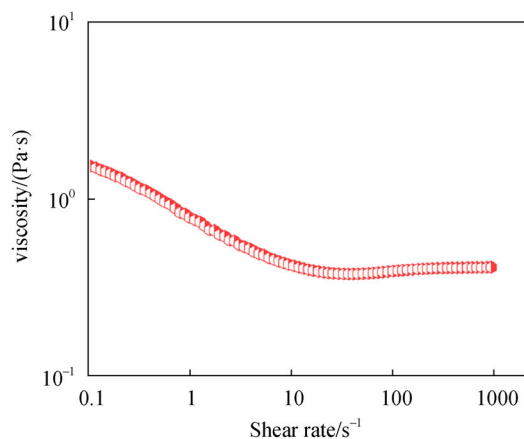
在紫外线的辐照作用下, 光引发剂会引发光敏树脂单体 HDDA 的双键聚合发生交联反应, 逐步形成链状的三维交联网络, 使浆料从液态转变为固态, 完成固化。陶瓷粉体被包裹并固定于该结构内部, 且会通过光学特性影响固化过程。后续通过脱脂与烧结工艺处理, 最终可制得结构致密的陶瓷材料。陶瓷浆料的可打印性与固化特性密切关联。 Al_2O_3 -HDDA 复合浆料的流变行为如图 1a 所示, 可见复合浆料在稳定后的黏度较低, 约为 0.40 Pa·s, 有利于打印过程每层浆料快速流平。固化深度(C_d)与各影响因素间的定量关系, 可通过比尔定律进行描述, 具体内容如下^[22, 23]:

$$C_d = \frac{2d_{50}}{3\phi} \frac{1}{Q} \ln\left(\frac{E_0}{E_c}\right) \quad (8)$$

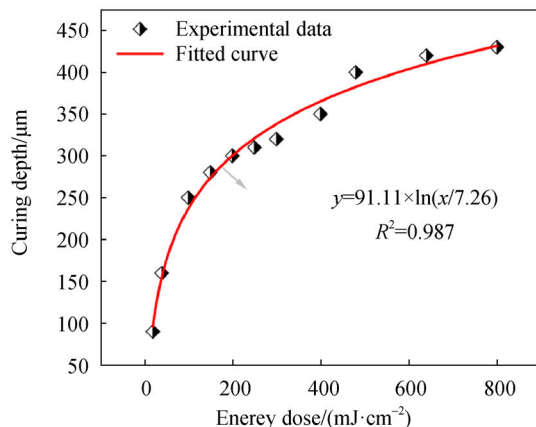
式中: d_{50} 为陶瓷粉末的平均粒度; ϕ 为陶瓷颗粒的

体积分数; E_0 为入射光的能量密度; E_c 为临界能量密度, 它反映了实现光固化所需的最小强度; Q 为

散射系数, Q 与陶瓷折射率(n_p)和介质折射率(n_0)之差的平方成正比。



(a) Rheological behavior



(b) Variation of cured thickness of with exposure energy

图 1 Al_2O_3 -HDDA 复合浆料的流变行为和固化厚度

Fig. 1 Rheological behavior and cured thickness of Al_2O_3 -HDDA composite pastes

紫外光强度随穿透深度衰减至固化阈值时的距离即为固化深度, 根据比尔定律, 拟合了复合浆料的固化厚度与能量剂量之间的关系曲线, 如图 1b 所示。拟合参数 R^2 可以衡量拟合误差, R^2 越高, 说明数据点围绕拟合曲线的离散程度越小, 本工作的 R^2 为 0.987, 说明拟合的曲线较为准确。随着能量剂量的增加, 复合浆料的固化厚度呈现先快速上升、后逐渐缓慢上升的趋势, 这是由于固化厚度的增长速度由紫外光在浆料深层的有效能量决定。低入射能量阶段, 能量未达深层固化阈值, 能量增加会显著提升深层有效能量, 突破阈值以拓展固化深度, 故厚度快速增长; 当能量足够高后, 紫外光因陶瓷粉体的强散射和光引发剂的吸收, 在穿透至某一深度后, 能量已衰减至远低于固化阈值, 继续增加能量仅能强化表层固化(如提高交联密度), 无法让更深层能量达标, 固化厚度受限于体系最大穿透深度而趋于平稳。在后续的逐层打印过程中, 每层拟固化 1 mm 厚的浆料, 为了使层层结合良好, 一般选择的固化深度为层厚的两倍左右, 因此, 每层浆料的固化能量选择为 100 mJ。

Al_2O_3 陶瓷骨架的打印示意图和后续热处理过程如图 2a 所示。图 2b 和图 2c 为打印成型的陶瓷骨架, 经过逐层曝光, Gyroid- Al_2O_3 陶瓷骨架成型良好, 整体结构较为完整, 且可看到层层堆叠的结构细节。由于陶瓷颗粒的散射, 打印过程中不可避

免地存在一定的过曝, 但实际打印氧化铝结构的体积分数(32.6%)与设计值也极为接近, 说明 DLP 技术制备的 Gyroid 结构较为精准, 同时也存在一定的调控空间, 以进一步优化结构的打印精度。经过热处理工艺, 打印结构中的 HDDA 树脂被排出, 陶瓷骨架仍较为完整, 且结构也无明显缺陷(图 2d 和图 2e)。

2.2 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的设计示意图、微观结构和物相分析

由图 3a 可见, 排胶之后的 Gyroid- Al_2O_3 陶瓷骨架通过浸渍 h-BN 浆料, 再用 Al_2O_3 粉体把骨架空隙填满, 最后在压力作用下高温烧结成型。 Al_2O_3 陶瓷骨架为 Gyroid 结构, 填充的 Al_2O_3 粉体为反 Gyroid 结构, 因此在 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷中, Al_2O_3 相在其中呈现出双连续的超结构。 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷烧结之后的微观形貌如图 3b~图 3d 所示, 根据形貌特征和 EDS 元素分布可以明显区分两相, Al_2O_3 相和 h-BN 相结合良好。h-BN 界面相的厚度有所差别, 样品 A10、样品 A15 和样品 A20 的界面厚度分别约为 2.2、3.6 μm 和 4.7 μm 。根据面扫描结果可以看出, 随着界面相厚度增大, B 和 N 元素含量增多, Al 和 O 元素含量减小(表 1)。从 XRD 物相分析可以看出, 高温烧结之后的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷无新相产生, 仍为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 h-BN(图 4)。样品 A10、样品 A15 和样品 A20 的致密度分别为 96.1%、95.2%、94.5%。

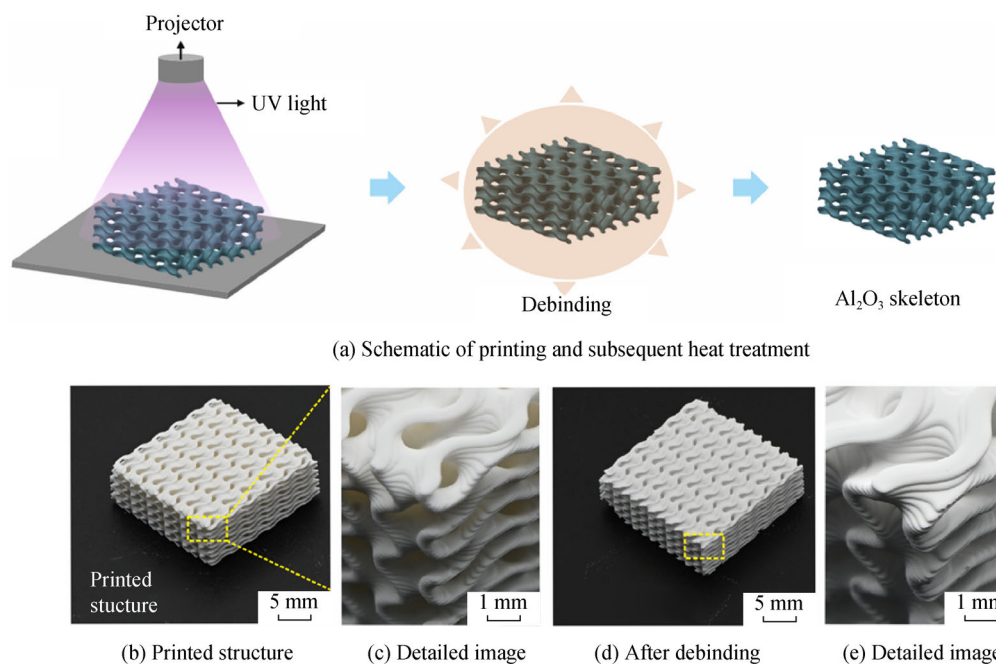
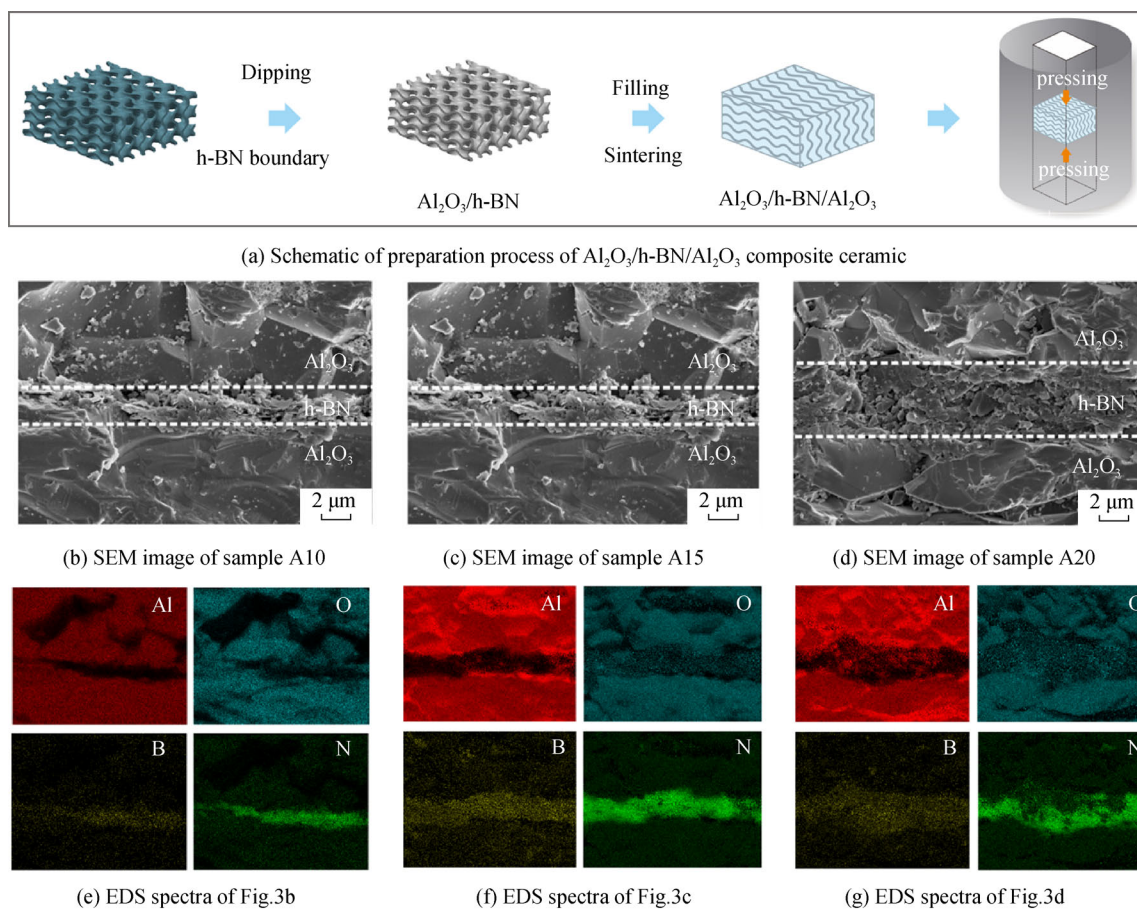
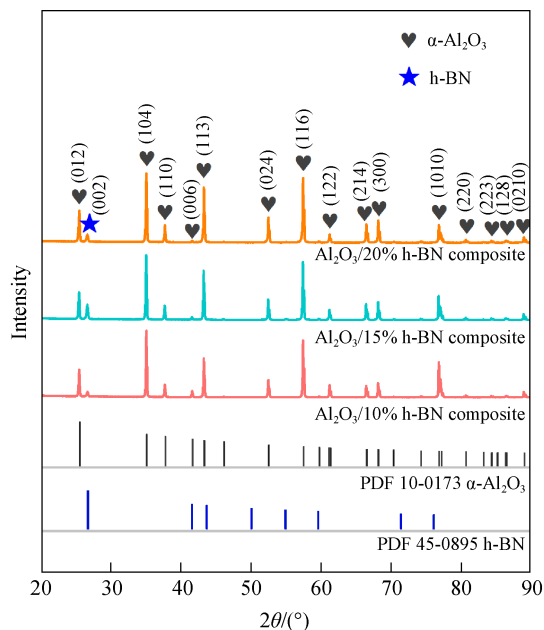
图2 Gyroid- Al_2O_3 陶瓷骨架的打印示意图和后续热处理过程以及相应形貌Fig. 2 Schematic of DLP-3D printed and subsequent heat treatment of a Gyroid- Al_2O_3 ceramic skeleton and corresponding morphologies图3 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的制备流程图以及不同 h-BN 界面相含量的截面微观形貌和相应的 EDS 元素分布Fig. 3 Preparation process of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composite ceramics, and SEM images and corresponding EDS mappings of cross sections with different content of h-BN boundary after sintering

表 1 不同界面相含量的复合陶瓷截面形貌的 EDS 元素面扫描分析结果

Table 1 EDS elemental surface scanning analysis results of composite ceramics with different content of h-BN boundary

Sample No.	B	N	Al	O
A10	30.05	13.16	25.61	31.18
A15	33.81	15.19	24.46	26.54
A20	36.14	15.82	22.27	25.77

x—Mole fraction.

图 4 烧结之后的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的 XRD 谱
Fig. 4 XRD patterns of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composites after sintering.

2.3 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的力学性能和损伤容限

图 5 为不同界面相含量的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的力学性能。由图 5 可见, Gyroid 结构的引入为 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷带来了显著的增韧效果并提升了能量耗散能力, 也为高性能结构陶瓷的设计提供了新的思路。由图 5a 可以看出, 样品 A10、样品 A15 和样品 A20 相较于纯 Al_2O_3 陶瓷表现出截然不同的力学响应特征。纯 Al_2O_3 在约 0.001 应变处发生典型的脆性断裂, 几乎没有塑性变形阶段, 应力瞬间跌落至零。相比之下, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷展现出明显的渐进性失效特征: A10 样品的最大应变扩展至约 0.005, A15 和 A20 更是达到 0.006 以上。特别是当复合陶瓷达到峰值应力后呈现出渐进式的应力下降, 而非突发性断裂, 这种渐进式失效的行为对于结构材料的可靠服役至关重要。

应力-应变曲线下包络的面积代表材料断裂前吸收的总能量, 复合陶瓷的包络面积显著大于纯 Al_2O_3 , 表明其具有较优的能量吸收能力。裂纹扩展阻力曲线(R-curve)是评价材料增韧行为的关键指标, 它反映了裂纹扩展驱动力 K_{IC} 随裂纹扩展长度 Δa 的变化关系。由图 5b 可见, 纯 Al_2O_3 韧性值为 $3.95 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 且几乎不随裂纹扩展而变化, 维持在一个恒定的低水平, 这是脆性陶瓷材料的典型特征。然而, 复合陶瓷均展现出明显的上升型 R 曲线行为, 这是外在增韧机制有效激活的直接证据。样品 A10、样品 A15 和样品 A20 的 K_{IC} 均出现了快速增长区和平坦增长区, 最终趋于平稳。快速增长区内裂纹主要穿过陶瓷相, 受到的阻力迅速增大, 而裂纹长度增长较小; 平坦增长区内裂纹主要穿过 h-BN 界面相, 裂纹扩展长度迅速增大, 而阻力增长较小。样品 A15 表现出更为陡峭的 R 曲线斜率和更高的韧性值。当裂纹扩展长度超过 $0.25b_0$ 时, 测试结果可能受到试样几何尺寸的影响而失去有效性。复合陶瓷的数据点在后期进入该区域, 但前期的上升趋势($\Delta a < 0.5 \text{ mm}$)已充分证明了增韧机制的有效性。相比之下, 纯 Al_2O_3 平坦的 R 曲线特征表明缺乏有效的增韧机制, 裂纹一旦起裂即快速失稳扩展。R 曲线斜率的差异反映了不同样品增韧能力的不同。样品 A15 在整个测试范围内保持较高的 R 曲线斜率, 表明随着裂纹扩展, 材料抵抗裂纹进一步扩展的能力持续增强。这种上升型 R 曲线行为是复合陶瓷材料实现高韧性的标志, 表明 Gyroid- Al_2O_3 相和反 Gyroid- Al_2O_3 相形成的双连续三维结构与 h-BN 二维界面相的协同作用在裂纹扩展过程中能够有效引发多重外在增韧机制, 提供了丰富的能量耗散途径。由图 5c 可见, 样品 A10 的 K_{IC} 提升至 $5.34 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, K_{IC} 达到 $10.58 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 相比纯 Al_2O_3 分别提升约 35% 和 167%。样品 A15 展现出最优的增韧效果, K_{IC} 为 $5.42 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, K_{IC} 达到 $15.40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 相比纯 Al_2O_3 分别提升约 37% 和 290%。样品 A20 的同样具有显著的增韧效果, 但略低于样品 A15。由图 5d 可见, 纯 Al_2O_3 的断裂功为 $68 \text{ J}\cdot\text{m}^{-2}$, 处于较低水平。样品 A15 的断裂功达到 $264 \text{ J}\cdot\text{m}^{-2}$, 较纯 Al_2O_3 提升近 3 倍。样品 A10 和样品 A20 的断裂功虽然略低于 A15, 但相比于纯 Al_2O_3 , 仍保持在较高水平。断裂功综合反映了材料从裂纹萌生、稳定扩展和最终失效的全过程能量消耗, 其显著提升证明了 Gyroid 结构复合陶瓷在承受动态载荷中的潜力。

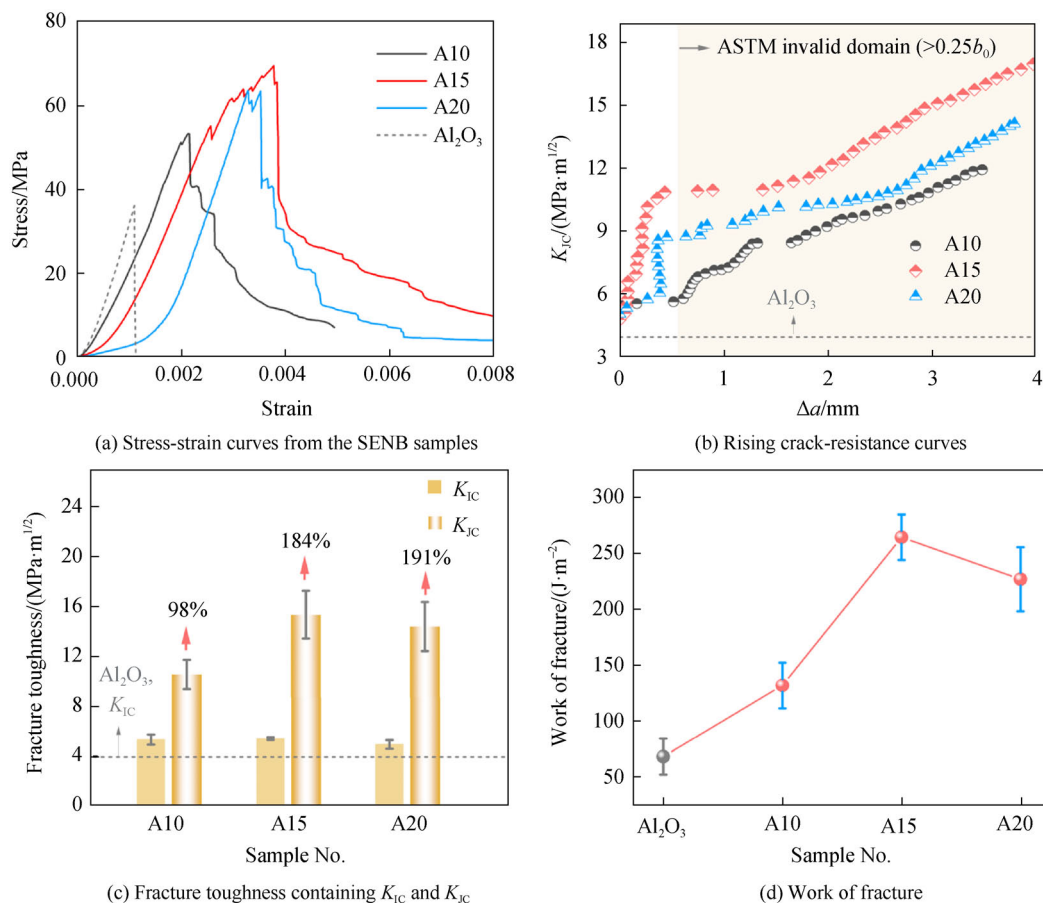
图5 不同界面相含量的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的力学性能Fig. 5 Mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composites constructed by different boundaries content

表2为 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的力学性能。由表2可知,复合陶瓷的弯曲强度相比于纯 Al_2O_3 的强度确有所下降,这与引入了 h-BN 弱界面有关。陶瓷的强度主要依赖于强相(这里主要是 Al_2O_3 相)的贡献,而 h-BN 相的引入必然会使强度有一定的下降。但正是因为弱界面的存在,才给复合陶瓷带来多重外部增韧机理,提高了断裂韧性。复合陶瓷

中强度与韧性的权衡关系实际上是微观结构设计对强度和韧性的差异化调控,牺牲了部分强度,换取了韧性和损伤容限的大幅提升,使材料断裂模式从“灾难性断裂”到“渐进式损伤”。复合陶瓷的设计应综合优化各结构参数,以实现强度损失最小化与韧性最大化的协同优化,最终满足工程应用中对“刚韧平衡”的需求。

表2 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的力学性能总结Table 2 Mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composites

Sample No.	Hardness /GPa	Fracture toughness/($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	Elastic modulus/GPa	Flexural strength/MPa	Work of fracture/($\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$)
A10	12.47±0.70	5.34±0.39	295±16	186±11	132±20
A15	11.15±0.79	5.42±0.09	253±16	160±10	264±20
A20	10.23±0.67	4.96±0.34	183±11	147±24	227±28
Al_2O_3	14.46±0.73	3.95±0.32	326±10	350±12	68±16

图6为不同界面相含量的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的临界裂纹尺寸和损伤容限参数,临界裂纹尺寸 a_i 为材料在给定应力下能够容忍的最大裂纹长度,超过该尺寸裂纹将发生失稳扩展导致灾难性断裂。由图6a可以看出,纯 Al_2O_3 的 a_i 仅约为 $(21\pm3)\mu\text{m}$,

处于极低水平,这表明即使存在微小的表面缺陷或加工裂纹,材料也可能突然失效,这是脆性陶瓷材料应用的主要安全隐患。复合样品的临界裂纹尺寸显著提升。A10样品的 a_i 增加至约 $(113\pm31)\mu\text{m}$,相比纯 Al_2O_3 提升约4.4倍。样品A15表现出最大的

临界裂纹尺寸, 达到约 $(201 \pm 20) \mu\text{m}$, 较纯 Al_2O_3 提升约 8.6 倍, 这表明材料对表面加工缺陷和微裂纹的敏感性大幅降低。样品 A20 的 a_i 约为 $(179 \pm 42) \mu\text{m}$, 同样维持在较高水平, 尽管略低于样品 A15, 但误差棒显示其数据分散性较大。

损伤容限参数 D_I 是综合评价材料在承受相同载荷时能够容忍的损伤程度。由图 6b 可见, 纯 Al_2O_3 的 D_I 仅约为 $(0.25 \pm 0.02) \text{m}^{1/2}$, 反映了其典型的低损伤容限特性。复合陶瓷的损伤容限参数大幅提升。样品 A10 的 D_I 增加至约 $(0.66 \pm 0.03) \text{m}^{1/2}$, 较

纯 Al_2O_3 提升约 1.6 倍。样品 A15 达到最高值约 $(0.77 \pm 0.01) \text{m}^{1/2}$, 较纯 Al_2O_3 提升约 2 倍, 且数据的标准偏差较小, 表明其性能稳定可靠; 且样品 A15 在 2 个指标上均达到最优值, 明该配方实现了强度与韧性的最佳平衡。样品 A20 的 D_I 约为 $(0.60 \pm 0.04) \text{m}^{1/2}$, 虽然略低于样品 A15, 但仍保持在较高水平。高 D_I 值意味着材料在服役过程中即使因冲击、热震或疲劳载荷产生裂纹, 也能够较长时间内保持稳定, 不会立即发生灾难性失效。这对于航空航天、装甲防护等对材料可靠性要求极高的领域尤为重要。

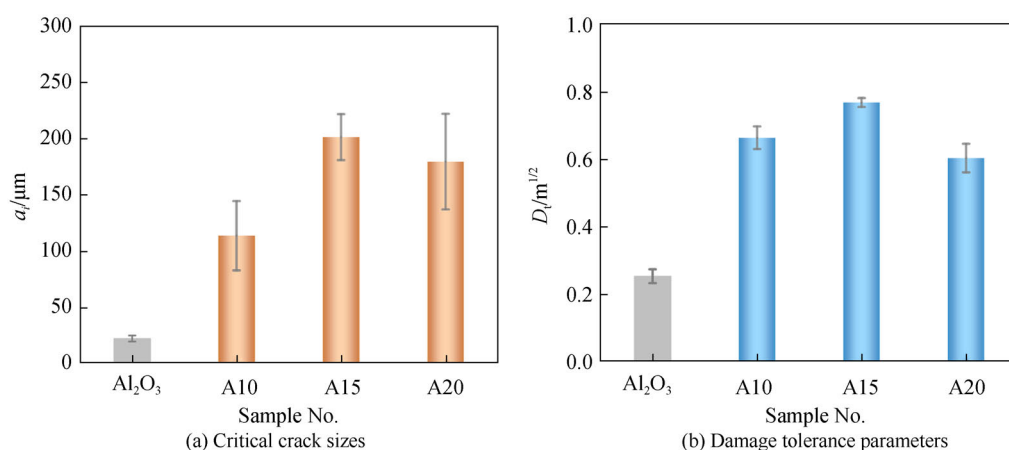


图 6 不同界面相含量的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的损伤容限

Fig. 6 Damage tolerance parameters of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composites constructed by different boundaries content

综上所述可以看出, h-BN 界面相厚度在调控复合陶瓷韧性和损伤容限方面起到关键作用。界面相太薄, 裂纹偏转效果较差, 载荷-位移曲线塑形区域面积较小, 能量吸收能力不足; 界面相太厚, 使得最大承载力下降, 也不利于韧性和损伤容限的提高。样品 A15 在断裂韧性、断裂功和损伤容限方面均表现最优, 表明该配比在 Gyroid 结构骨架、界面相含量和填充相之间达到了最佳平衡, 实现了增韧、耐损伤和能量吸收效果的最大化。

图 7 为 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的裂纹扩展路径图。复合陶瓷的裂纹扩展路径较为偏折(图 7a), 主要考虑 h-BN 弱界面相的诱导作用以及 Gyroid- Al_2O_3 和反 Gyroid- Al_2O_3 相的阻挡作用。Gyroid 结构连续、光滑且三维互穿的特性, 使得裂纹无法直线穿透, 更倾向于沿着其复杂的曲面不断转向、绕行, 这能显著增加裂纹扩展的实际路径长度, 从而消耗更多的断裂能。当裂纹在陶瓷基体相扩展时, 陶瓷晶粒之间较强的共价键结合使其表现为穿晶和沿晶相结合的断裂模式(图 7b), 且作为主要承载相的高强度基体会耗散掉大

量的断裂能。当主裂纹在陶瓷基体中扩展并遇到 Gyroid 结构表面的弱相界面时, 由于弱相与基体间的结合力较弱, 裂纹会被迫改变扩展方向, 沿着弱相界面发生偏转、分叉, 甚至会引发界面分层(图 7a、图 7c)。在裂纹扩展过程中, 除了主裂纹外, Al_2O_3 相在外应力作用下还会出现少量的微裂纹(图 7d), h-BN 界面相还会出现摩擦粘连现象(图 7e), 也都会进一步耗散能量, 这些机制随裂纹扩展逐渐累积, 导致材料抵抗裂纹扩展的能力持续增强, 宏观表现为上升型 R 曲线、高的韧性和损伤容限。

图 8 为不同增韧策略下的氧化铝复合陶瓷的 K_{IC} 与 a_i 对比图^[25-34]。由图 8 可见, 通过 Gyroid 超结构和 h-BN 弱界面调控策略实现了材料的结构-性能一体化。相较于常规 3D 打印陶瓷和传统增韧策略下的氧化铝陶瓷, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷具有较高的断裂韧性和临界裂纹尺寸, 从而显著提升了材料的服役可靠性。这一特性使得复合陶瓷在对损伤容限有严苛要求的轻量化承载、耐冲击部件等领域显示出广阔的应用潜力。

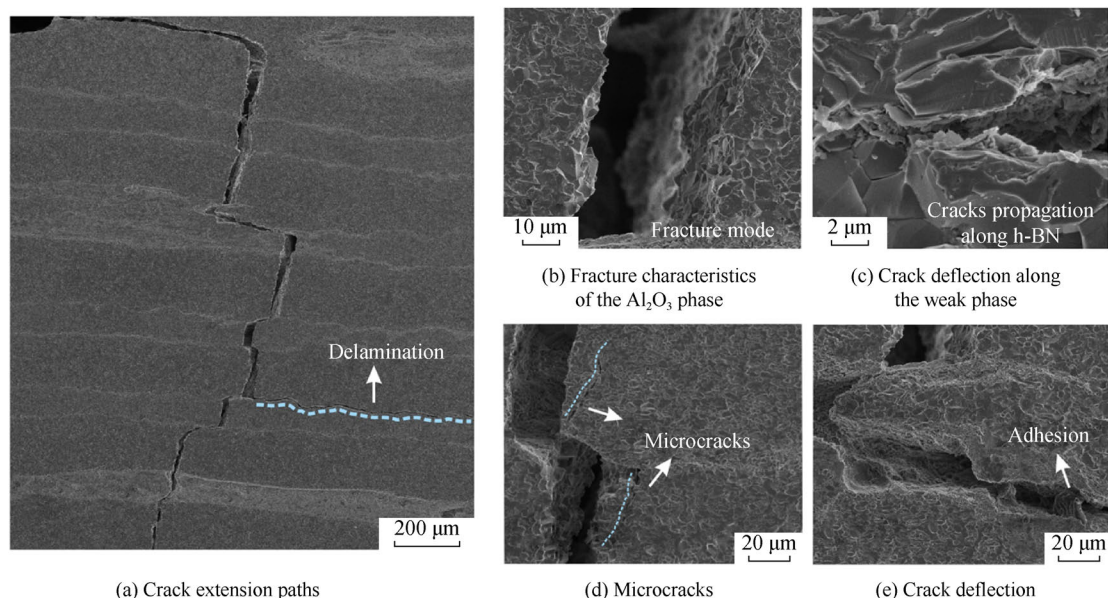


图 7 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷的裂纹扩展路径和相应的细节放大图
Fig. 7 Crack extension paths and corresponding detail enlargements of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composites

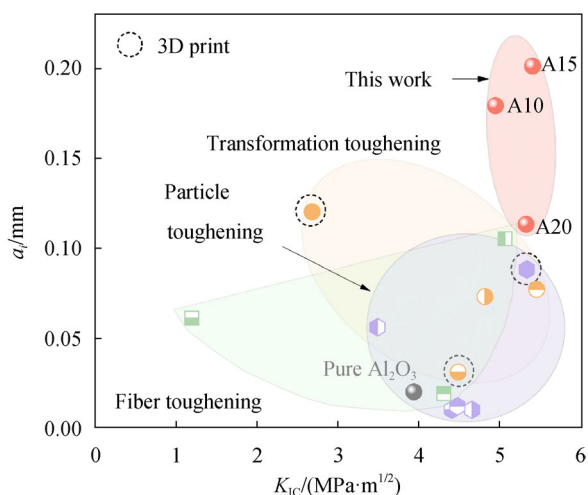


图 8 不同增韧策略下的氧化铝复合陶瓷的 K_{IC} 与 a_i 对比图
Fig. 8 Comparison of K_{IC} and a_i for alumina composite ceramics under different toughening methods

3 结论

针对氧化铝陶瓷的本征脆性和对缺陷高度敏感的问题,提出了一种将数字化超结构设计 with 多尺度界面调控相结合的创新策略。通过 DLP-3D 打印技术,成功构建了具有精细三维架构和优化界面特性的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 复合陶瓷材料。通过巧妙地协调宏观结构与微观界面修饰,能够显著提升复合材料的断裂韧性、损伤容限及能量耗散能力。主要结论如下:

1) DLP 技术制备的 Gyroid- Al_2O_3 陶瓷骨架成型良好,实际打印氧化铝结构的体积分数(32.6%)设计

值也极为接近,说明 DLP 技术制备的 Gyroid 结构的较为精准,也存在一定的调控空间,以进一步优化结构的打印精度。样品 A10、样品 A15 和样品 A20 的致密度较高,分别为 96.1%、95.2%、94.5%。

2) h-BN 界面相为 15% 的复合陶瓷的断裂韧性、断裂功和损伤容限最优, K_{IC} 为 $5.42 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, K_{IC} 最大可达 $15.40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 相比纯 Al_2O_3 分别提升约 37% 和 290%。断裂功达到 $264 \text{ J}\cdot\text{m}^{-2}$, 较纯 Al_2O_3 提升近 3 倍。同时,样品 A15 的临界裂纹尺寸和损伤容限参数分别可达约 $(201\pm20) \mu\text{m}$ 和 $(0.77\pm0.01) \text{ m}^{1/2}$, 分别较纯 Al_2O_3 提升约 8.6 倍和 2 倍,且相较于常规 3D 打印陶瓷和传统增韧策略下的氧化铝陶瓷,优势依然显著。

3) 通过调控弱界面相的参数,可以在 Gyroid 结构骨架、界面相含量和填充相之间达到最佳平衡,实现增韧效果的最大化。研究还验证了通过三维连续结构设计和弱界面相的协同作用,可以有效地改变裂纹扩展路径,激活多种外部增韧机制(裂纹偏转、分叉、界面分层),从而大幅度提高材料的可靠性。这种材料-结构一体化设计策略,为突破结构陶瓷的脆性瓶颈提供了新的思路。

参考文献:

- [1] CHEN S N, FAN H Z, SU Y F, et al. Tough and damage-tolerant composite ceramics enabled by bioinspired multiple architectures[J]. Mater Today, 2025, 90: 169–178.
- [2] 王玲玲, 王玲, 徐兴亚, 等. 防护装甲用抗弹 Al_2O_3 陶瓷研究进展[J].

- 现代技术陶瓷, 2023, 44(4): 263–273.
- WANG Lingling, WANG Ling, XU Xingya, et al. Adv Ceram, 2023, 44(4): 263–273.
- [3] CHEN S N, SU Y F, SONG J J, et al. Bioinspired alumina/reduced graphene oxide fibrous monolithic ceramic and its fracture responses[J]. J Am Ceram Soc, 2020, 103(6): 3826–3836.
- [4] 于德海, 王飞, 王特特, 等. 晶须/纤维增强的3D打印氧化锆多孔陶瓷制备及性能研究[J]. 现代技术陶瓷, 2022, 43(1): 39–47.
- YU Dehai, WANG Fei, WANG Tete, et al. Adv Ceram, 2022, 43(1): 39–47.
- [5] 陈士卫, 王永江, 许荣玉, 等. 高性能石英陶瓷增韧技术研究进展[J]. 现代技术陶瓷, 2025, 46(5): 416–430.
- CHEN Shiwei, WANG Yongjiang, XU Rongyu, et al. Adv Ceram, 2025, 46(5): 416–430.
- [6] MENG Y F, ZHU Y B, ZHOU L C, et al. Artificial nacre with high toughness amplification factor: Residual stress-engineering Sparks enhanced extrinsic toughening mechanisms[J]. Adv Mater, 2022, 34(9): e2108267.
- [7] ZHANG N, LIU Z Q, YU Q, et al. On the damage tolerance of bioinspired gradient composites with nacre-like architecture[J]. Adv Funct Mater, 2025, 35(14): 2421057.
- [8] CHEN S N, FAN H Z, SU Y F, et al. Bioinspired PcBN/hBN fibrous monolithic ceramic: High-temperature crack resistance responses and self-lubricating performances[J]. J Adv Ceram, 2022, 11(9): 1391–1403.
- [9] 宋俊杰, 张永胜, 樊恒中, 等. 氧化铝层状自润滑复合陶瓷的宏/微观结构设计及性能调控[J]. 现代技术陶瓷, 2020, 41(4): 195–216.
- SONG Junjie, ZHANG Yongsheng, FAN Hengzhong, et al. Adv Ceram, 2020, 41(4): 195–216.
- [10] AL-KETAN O, ROWSHAN R, ABU AL-RUB R K. Topology-mechanical property relationship of 3D printed strut, skeletal, and sheet based periodic metallic cellular materials[J]. Addit Manuf, 2018, 19: 167–183.
- [11] SHAN Y B, BAI Y, YANG S, et al. 3D-printed strontium-incorporated β -TCP bioceramic triply periodic minimal surface scaffolds with simultaneous high porosity, enhanced strength, and excellent bioactivity[J]. J Adv Ceram, 2023, 12(9): 1671–1684.
- [12] SYCHOV M M, LEBEDEV L A, DYACHENKO S V, et al. Mechanical properties of energy-absorbing structures with triply periodic minimal surface topology[J]. Acta Astronaut, 2018, 150: 81–84.
- [13] ZHANG F L, QIAN K, LU P, et al. Quasi-static compressive fracture behavior of three-period minimum surface $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ composites fabricated by stereolithography[J]. J Mater Res Technol, 2024, 30: 4950–4960.
- [14] SUN J X, YU S X, WADE-ZHU J, et al. 3D printing of ceramic composite with biomimetic toughening design[J]. Addit Manuf, 2022, 58: 103027.
- [15] ZHANG Z J, FENG Y J, LI W Y, et al. Stiff and ductile 3D-architected metal/ceramic composites[J]. Compos Part A Appl Sci Manuf, 2025, 194: 108904.
- [16] LU J J, WANG D, ZHANG K Q, et al. Mechanical properties of Al_2O_3 and $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ with Gyroid structure obtained by stereolithographic additive manufacturing and melt infiltration[J]. Ceram Int, 2022, 48(16): 23051–23060.
- [17] WANG C Y, CHEN X, WANG Z C, et al. A novel mullite anti-gyroid/SiC gyroid ceramic metastructure based on digital light processing 3D printing with enhanced electromagnetic wave absorption and mechanical properties[J]. J Adv Ceram, 2024, 13(8): 1212–1222.
- [18] CHEN S N, WANG R, LI H G, et al. High-precision BaTiO_3 piezoelectric ceramics via vat photopolymerization 3D printing[J]. J Eur Ceram Soc, 2024, 44(14): 116706.
- [19] 李亚运, 司云晖, 熊信柏, 等. 陶瓷3D打印技术的研究与进展[J]. 硅酸盐学报, 2017, 45(6): 793–805.
- LI Yayun, SI Yunhui, XIONG Xinbo, et al. J Chin Ceram Soc, 2017, 45(6): 793–805.
- [20] LIU K, ZHOU C Y, HU J M, et al. Fabrication of barium titanate ceramics via digital light processing 3D printing by using high refractive index monomer[J]. J Eur Ceram Soc, 2021, 41(12): 5909–5917.
- [21] LAN Y P, ZOU Y G, MA X H, et al. Fabrication of amorphous Al_2O_3 optical film with various refractive index and low surface roughness[J]. Mater Res Express, 2020, 7(8): 086405.
- [22] 尹衍升. 先进陶瓷的力学性能评估方法和技术 [M]. 北京: 中国建材工业出版社, 2017.
- [23] BAO Y W, WANG W, ZHOU Y C. Investigation of the relationship between elastic modulus and hardness based on depth-sensing indentation measurements[J]. Acta Mater, 2004, 52(18): 5397–5404.
- [24] BAO Y W, HU C F, ZHOU Y C. Damage tolerance of nanolayer grained ceramics and quantitative estimation[J]. Mater Sci Technol, 2006, 22(2): 227–230.
- [25] KAFKASLIOĞLU Y, YILMAZ H, TÜR Y. Processing and mechanical characterization of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$ and $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Co}$ composites by pressureless sintering of nanocomposite powders[J]. Process Appl Ceram, 2018, 12(2): 123–128.
- [26] ZHANG X, LU G, HOFFMANN M J, et al. Properties and interface structures of Ni and Ni-Ti alloy toughened Al_2O_3 ceramic composites[J]. J Eur Ceram Soc, 1995, 15(3): 225–232.
- [27] LIU J, YAN H X, JIANG K. Mechanical properties of graphene platelet-reinforced alumina ceramic composites[J]. Ceram Int, 2013, 39(6): 6215–6221.
- [28] WU J, ZHENG H, TANG M L, et al. SiC nanoparticles strengthened alumina ceramics prepared by extrusion printing[J]. Materials, 2023, 16(6): 2483.
- [29] 钟金豹, 黄传真. 微米硬质相对相变增韧陶瓷刀具材料的影响[J]. 现代制造技术与装备, 2012, 48(1): 4–5.
- ZHONG Jinbao, HUANG Chuanzhen. Mod Manuf Technol Equip, 2012, 48(1): 4–5.
- [30] WU R N, ZENG T, FAN M L, et al. Fabrication and mechanical properties of 3D printed nacre-inspired $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ composite ceramics[J]. Ceram Int, 2025, 51(16): 22142–22152.
- [31] FAN J, GUAN R H, OU K T, et al. Direct ink writing 3D printing of graphene/ Al_2O_3 composite ceramics with gradient mechanics[J]. Adv Eng Mater, 2023, 25(8): 2201414.
- [32] LEE B T, LEE C W, SARKAR S K, et al. Fabrication of fibrous $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-(m-ZrO}_2\text{)/HAp-(t-ZrO}_2\text{)}$ core/shell composites with elongated grain formation[J]. J Ceram Soc Japan, 2009, 117(1362): 152–156.
- [33] LANG Y, WANG C G. Al_2O_3 -fiber-reinforced porous YSZ ceramics with high mechanical strength[J]. Ceram Int, 2014, 40(7): 10329–10335.
- [34] LV H X, ZHOU Q, SU Y F, et al. High damage tolerant Al_2O_3 composite ceramics constructed with short Al_2O_3 fibers[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2023, 20(5): 2700–2707.

作者贡献声明:

王 佩: 论文构思、设计研究方法 with 实验方案、撰写初稿、调查研究、数据管理、分析/综合数据并推导结论、审阅与修订

陈淑娜: 论文构思、设计研究方法与实验方案、分析/综合数据并推导结论、审阅与修订、获取资助、项目管理、监督指导

苏云峰: 设计研究方法与实验方案、分析/综合数据并推导结论、获取资助、项目管理

陈发强: 调查研究、分析/综合数据并推导结论、监督指导

宋俊杰: 获取资助、项目管理、监督指导

胡丽天: 调查研究、提供资源、监督指导

张永胜: 调查研究、监督指导、审阅与修订、项目管理、获取资助

High Toughness Alumina Composite Ceramics Based on 3D Printed Structural Design and Interface Modulation

WANG Pei^{1,2}, CHEN Shuna¹, SU Yunfeng¹, CHEN Faqiang¹, SONG Junjie¹, HU Litian¹, ZHANG Yongsheng^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Solid Lubrication, Lanzhou Institute of Chemical Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000, China; 2. Center of Materials Science and Optoelectronics Engineering, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

Extended Abstract

Introduction Alumina (Al_2O_3) ceramics are widely used in high-tech fields such as aerospace, energy, and electronics due to their excellent properties including high hardness, good wear resistance, high temperature stability, and chemical inertness. However, their intrinsic brittleness and high sensitivity to microdefects severely restrict their practical application in advanced structural components. As a microcrack appears in conventional Al_2O_3 ceramics under an external load, a sudden catastrophic failure is likely to occur, greatly reducing the structural reliability and service life of the material. Therefore, developing a strategy that can effectively improve the toughness and damage tolerance of Al_2O_3 ceramics, while maintaining their inherent excellent properties becomes an urgent and important research topic in the field of structural ceramics. This work was to solve the intrinsic brittleness problem of Al_2O_3 ceramics *via* combining a structure design with a multi-scale interface regulation, which could be of great significance for promoting the design, development and practical application of high-performance Al_2O_3 -based ceramics.

Methods This study proposed an innovative strategy combining a structure design with a multi-scale interface regulation. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composite ceramic material with a fine three-dimensional structure and optimized interface properties was constructed through DLP-3D printing technology. The fracture toughness, damage tolerance and energy dissipation capacity of the composite ceramics were significantly improved *via* skillfully coordinating macro structural design (Gyroid structure) and micro interface modification (h-BN weak interface phase). The following procedure adopted was described. First, the Gyroid structure design was carried out for the Al_2O_3 phase to construct a continuous and stable three-dimensional structural skeleton based on the Digital Light Processing (DLP) 3D printing technology. DLP-3D printing technology was selected due to its advantages of high forming precision, fast printing speed, and ability to fabricate complex three-dimensional structures, which could accurately replicate the designed Gyroid structure and lay a foundation for the structural regulation of composite ceramics. Then, two-dimensional hexagonal boron nitride (h-BN) was introduced as a weak interface phase to regulate the interface properties between the Al_2O_3 structural skeleton and the Al_2O_3 filling phase, thereby constructing the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composite ceramic material. A series of composite ceramic samples with different h-BN interface phase contents were prepared to systematically investigate the influence of h-BN content on the material properties. Subsequently, various characterization techniques were used to characterize the phase composition, microstructure and forming quality of the composite ceramics. The mechanical properties such as fracture toughness (K_{IC}), fracture work, damage tolerance parameters, critical crack size and stress-strain behavior were comprehensively analyzed. Finally, the synergistic effect mechanism of the Gyroid structure and the two-dimensional h-BN weak interface phase on the toughening behavior, damage tolerance and energy dissipation of the composite ceramics was revealed through the analysis of fracture morphology and the summary of performance test results.

Results and discussion The Gyroid- Al_2O_3 ceramic skeleton prepared by DLP-3D printing technology has a good forming quality, and the actual volume fraction of the printed Al_2O_3 structure is 32.6%, which is close to the design value. This indicates that the DLP technology has a high precision in preparing the Gyroid structure, and there is still a certain regulation space to further optimize the printing precision of the structure. In addition, all composite ceramic samples also have a high relative density, which ensures the basic mechanical properties of the material. The composite ceramic with 15% h-BN interface phase (sample A15) shows the optimal comprehensive mechanical properties. Its fracture toughness (K_{IC}) reaches $5.42 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, which is 37% higher than that of pure Al_2O_3 ceramic, the fracture work is $264 \text{ J}\cdot\text{m}^{-2}$, which is nearly 4 times higher than that of pure Al_2O_3 , and the maximum fracture toughness (K_{JC}) can reach $15.40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, which is 290% higher than that of pure Al_2O_3 . Also, the critical crack size and damage tolerance parameter of the A15 sample are $(201\pm20) \mu\text{m}$ and $(0.77\pm0.01) \text{ m}^{1/2}$, respectively, which are 8.5 times and 2 times higher than those of pure Al_2O_3 . Compared with conventional 3D printed ceramics and Al_2O_3 ceramics under conventional toughening strategies, the sample A15 still has significant advantages. The stress-strain behavior of the composite ceramics shows typical progressive failure characteristics and high energy absorption capacity, as well as a typical rising R-curve feature, indicating that the

composite ceramics have a strong crack growth resistance and can effectively dissipate energy during the fracture process. The key innovation of this study is that the synergistic effect of the Gyroid structure and the two-dimensional h-BN weak interface phase effectively activates multiple toughening mechanisms such as crack deflection, crack branching, and interface delamination, which breaks through the inherent defect that conventional Al_2O_3 ceramics are extremely sensitive to microdefects, and significantly improves the energy dissipation capacity and structural reliability of the material. This material-structure integration design strategy provides an idea and theoretical guidance for the design and preparation of high-toughness and damage-tolerant composite ceramics.

Conclusions This work constructed $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{h-BN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composite ceramic materials with both high toughness and high damage tolerance. The composite ceramics showed progressive failure characteristics and high energy absorption capacity in the stress-strain behavior and typical rising R-curve characteristics. The fracture toughness was increased by 37% and the fracture work was increased by nearly 4 times, compared with that of pure Al_2O_3 . In addition, the critical crack size and damage tolerance parameters of the composite ceramics could also reach $(201 \pm 20) \mu\text{m}$ and $(0.77 \pm 0.01) \text{m}^{1/2}$, which were enhanced by 8.5 and 2 times, respectively, compared with those of pure Al_2O_3 . This could be due to the synergistic effect of the Gyroid structure and the two dimensional h-BN weak interface phase effectively activating multiple toughening mechanisms such as crack deflection, crack branching, and interface delamination, which could break through the inherent defect that conventional Al_2O_3 ceramics were extremely sensitive to microdefects, and significantly improve the energy dissipation capacity and structural reliability of the material. This material-structure integration design strategy could provide an idea and theoretical guidance for the design and preparation of high toughness and damage-tolerant composite ceramics.

Keywords ceramic toughening; Gyroid structure; R-curve; toughness; damage tolerance