

研究论文

晶须协同增强氮化铝(AIN)陶瓷导热和力学性能

孙畅, 周添添, 程一鸣, 厉双飞, 杨福胜, 任泓睿, 匡健磊*, 王琦*

摘要 为满足高功率电子器件对散热基板日益增长的需求, 针对氮化铝(AIN)陶瓷力学性能不足、传统增韧方法导致导热性能下降的难题, 提出利用一维 AIN 晶须实现同相增韧的策略。通过直接氮化法合成 AIN 晶须, 经干压成型与常压高温烧结, 制备了系列 AIN 陶瓷。结果表明, AIN 晶须可与基体紧密结合, 有效降低界面热阻; 其高长径比形态构建了连续、高效的导热通道, 协同提升了 AIN 陶瓷的导热和力学性能。最终获得的最大导热系数、抗弯强度及断裂韧性分别达到 $189.49 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ 、 255.13 MPa 与 $3.25 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 分别较未添加晶须的样品提升 7.2%、150.8% 与 24.5%。微观结构分析与有限元模拟结果表明, AIN 晶须在受力过程中能够有效分散应力并抑制裂纹扩展。

关键词 AIN 陶瓷; AIN 晶须; 晶须增韧; 导热系数; 机械性能

近年来, 随着电动汽车、高压输电系统、5G 通信、大功率发光二极管等领域的快速发展, 芯片及电子器件不断向着小型化、高功率化的方向演进, 这在带来强大使用功能的同时也导致发热量急剧增加, 散热问题已成为制约电子技术发展的关键瓶颈之一。陶瓷基板作为电子封装中连接芯片与散热器的关键介质, 其性能直接影响到整个系统的散热效率与长期可靠性, 因此开发高性能的陶瓷基板至关重要。理想的陶瓷基板不仅需要具备超高的导热性和绝缘性, 还需兼顾优异的机械强度与韧性, 以承受使用过程中复杂热应力与机械应力^[1]。

在众多陶瓷材料中, AIN 陶瓷具有高热导率(理论值 $320 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)、高击穿场强($1.5 \times 10^7 \text{ V} \cdot \text{cm}^{-1}$)、接近硅的热膨胀系数($4.3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$)、高电阻率($\sim 10^{14} \Omega \cdot \text{cm}$)

以及无毒等优异特性^[2-3], 被视为极具潜力的基板材料。然而, AIN 强共价键特性导致其自扩散系数低、致密化困难, 通常需在 1900°C 以上高温烧结, 这不仅导致工艺成本高昂, 而且往往难以获得理想的导热性能^[4]。为了降低烧结温度并促进致密化, 研究者发展了热压烧结、放电等离子体烧结(spark plasma sintering, SPS)等技术, 并配合添加 Y_2O_3 ^[5]、 YF_3 ^[6]、 CaF_2 ^[7]、 Sm_2O_3 ^[8]、 CaO ^[9]等烧结助剂。尽管上述策略在一定程度上改善了 AIN 陶瓷的致密度与导热性能, 但其机械性能仍然较低, 断裂韧性普遍 $\leq 3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ^[10], 严重制约了其在高可靠性电子封装领域的实际应用。

目前, 随着增强与增韧技术的发展, 陶瓷基板的工程可靠性与适用性在逐步提升。作为提升陶瓷强度与刚度的关键途径, 金属和其他氮化物常被用于增强 AIN 陶瓷。如 Rogers 等^[11]采用合成的 Al/AIN 复合增强粉作为原料, 低温烧结制备了 Al/AIN 复合材

北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

收稿日期: 2026-02-10; 修回日期: 2026-03-25

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52372077); 北京市科技新星计划(20250484892)

作者简介: 孙畅, 硕士研究生, 研究方向为散热陶瓷基板, 电子信箱: sunchang0208@126.com; 匡健磊(通信作者), 副教授, 研究方向为结构陶瓷, 电子信箱: jikuang@ustb.edu.cn; 王琦(共同通信作者), 教授, 研究方向为氮化物陶瓷, 电子信箱: wangqi15@ustb.edu.cn

引用格式: 孙畅, 周添添, 程一鸣, 等. 晶须协同增强氮化铝(AIN)陶瓷导热和力学性能[J]. 科技导报, 2026, 44(14): 142-151; doi:10.3981/j.issn.1000-7857.2026.02.00034

料。与传统的 Al/AlN 复合材料相比,抗拉强度和断裂伸长率分别从 92.2 MPa 和 2.5% 提升至 108.4 MPa 和 11.5%。但该研究提供的性能数据较少,难以充分佐证该材料在其所声称的汽车和航空航天领域的可靠服役能力。Xu 等^[12]通过热压烧结制备了具有 BN 取向性的 AlN 复合陶瓷。在助烧剂 Y_2O_3 的协助下,烧结后陶瓷的热导率具有各向异性,在面内和纵向方向上分别为 100 和 $59\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 。另外,引入异相颗粒或一维晶须能够有效抵抗裂纹扩展,是 AlN 陶瓷常用的增韧手段。如 Kim 等^[13]制备了纳米晶 TiN-AlN 复合陶瓷,在长时间球磨(40 h)并结合脉冲电流活化烧结(pulsed current activated sintering, PCAS)的条件下,将断裂韧性提升至 $3.3\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,然而 TiN 的本征热导率仅约 $20\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ^[14],导致复合陶瓷的热导率大幅降低。Baek 等^[15]通过添加 MgO-CaO- Al_2O_3 - SiO_2 复合相,将 AlN 陶瓷的抗弯强度和断裂韧性分别提升至 469 MPa 和 $3.4\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,但获得的热导率却低于 $125\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 。Lee 等^[16]通过热压烧结制备了添加 SiC 晶须的 AlN 复合陶瓷,利用一维晶须的桥接、拔出等机制提升陶瓷机械性能,当 SiC 晶须添加量(质量分数)从 0 增加到 30% 时,维氏硬度从 10.29 GPa 增加到 14.47 GPa,断裂韧性从 3.03 增加到 $4.39\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,值得关注的是,热导率从 $139.53\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 大幅下降到 $49.95\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 。由此可见,异相增韧固然能够提升 AlN 陶瓷的机械性能,但由于大量异质界面的引入会显著增加声子散射,往往导致材料热导率下降^[17]。因此,如何在保持高热导率的同时有效提升 AlN 陶瓷的力学性能,已成为该领域亟待解决的关键问题。

相比之下,引入具有高长径比的一维 AlN 晶须进行同相增韧,既避免了界面热阻增加的问题,还可构建连续、直接的导热通路,被认为是协同提升 AlN 陶瓷力学性能与导热性能的理想策略。然而,由于 AlN 晶须合成难度较高、不易实现产业化,目前关于 AlN 晶须增韧 AlN 陶瓷的研究仍处于初步探索阶段。在现有报道中,Okazaki 等^[18]在 1650°C 常压烧结制备了含 5%(质量分数)AlN 晶须的 AlN 陶瓷,但其热导率和抗弯强度分别仅为 $98\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 和 235 MPa; Shimizu 等^[19]在 1900°C 常压烧结 2 h,制备了含有 3%(质量分数)的 AlN 晶须的 AlN 陶瓷,断裂韧性为 3.1~

$6.7\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,强度和热导率却有所下降; Ahn 等^[20]采用 SPS 法在 1800°C 制备含 3%(质量分数)AlN 晶须的 AlN 陶瓷,获得 12 GPa 的维氏硬度和 $3\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 的断裂韧性,但热导率仅达到 $115\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 左右。由此可见,现有研究制备的 AlN 晶须增韧 AlN 陶瓷热导率仍远低于理想值,同时在陶瓷的微观结构调控、晶须/基体界面优化等基础科学问题上仍需深入系统研究。

基于此,本研究采用直接氮化法制备了具有高生长密度和大尺寸特征的 AlN 晶须,并将其引入 AlN 粉体,通过常压烧结工艺制备了 AlN 晶须同相增韧的陶瓷,并深入探讨了 AlN 晶须对陶瓷导热和力学性能的协同影响规律。

1 实验设计

1.1 样品的制备

AlN 晶须利用本课题组先前报道的直接氮化法合成^[21]。AlN 粉体购自日本德山株式会社,纯度大于 99%,粒径范围为 $1.1\sim 1.3\text{ }\mu\text{m}$;所添加的烧结助剂 CaF_2 和 Y_2O_3 粉体购自国药试剂,纯度分别为分析纯(analytical reagent, AR)和 99.9%;SiC 晶须通过本课题组先前报道的微波加热法合成^[22],直径范围为 $0.2\sim 0.3\text{ }\mu\text{m}$,平均长度为 $1.5\text{ }\mu\text{m}$ 。

为制备 AlN 晶须增韧的 AlN 陶瓷,在固定添加质量分数为 2% CaF_2 和 3% Y_2O_3 的基础上,分别向 AlN 粉体中掺入质量分数为 0%、1%、2%、3%、4% 及 5% 的 AlN 晶须。所有体系中均加入 1%(质量分数)的聚乙烯醇缩丁醛(polyvinyl butyral, PVB)作为黏结剂。将混合粉体以无水乙醇为分散介质进行球磨混合 7 h,并于 60°C 烘干。烘干后粉体经研磨,采用干压成型法在 200 MPa 下压制生坯。生坯置于马弗炉中,以程序升温至 600°C 保温 4 h 完成排胶。排胶后的样品置于 BN 坩埚内,在常压石墨炉中于流通氮气气氛下以 $4^\circ\text{C}/\text{min}$ 升温至 1850°C ,保温 4 h,随后以 $5^\circ\text{C}/\text{min}$ 冷却至室温。所得陶瓷样品经打磨抛光后用于表征与性能测试,并按 AlN 晶须的质量分数命名为 xAw-AlN(x 表示晶须质量分数)。作为对比,采用相同工艺制备了添加 SiC 晶须的 AlN 陶瓷,命名为 xSw-AlN。

1.2 样品的性能表征

AlN 陶瓷的物相由日本 Rigaku Smartlab SE X 射线衍射仪(X-ray diffraction, XRD)在 $10^{\circ}\sim 90^{\circ}(2\theta)$ 范围内用 Cu K_{α} 辐射进行表征,扫描速度为 $10^{\circ}/\text{min}$ 。使用 KY-D4504 电子万能试验机通过三点弯曲法测试陶瓷的抗弯强度,根据 GB 6569—86 标准,试样尺寸为 $3\text{ mm}\times 4\text{ mm}\times 36\text{ mm}$,跨距为 13 mm ,加载速率为 $0.5\text{ mm}/\text{min}$,测试样品数量 3 条并取平均值和标准差。使用德国 ZEISS Sigma 360 扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)观察陶瓷的微观形貌,使用 OXFORD XPLORE30 电子能谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)分析陶瓷微观结构不同区域的化学成分。使用配备维氏压头的硬度计通过压痕法测试陶瓷的维氏硬度和断裂韧性(荷兰 Innovatest Falcon 507),载荷为 $3\text{ kg}\cdot\text{f}$,加载速率为 $0.05\text{ mm}/\text{min}$,保载时间为 15 s 。使用 NETZSCH LFA 467 NanoFlash 激光导热仪测试陶瓷的热扩散系数,样品尺寸 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 2\text{ mm}$ 。用阿基米德排水法测试样品密度,由公式 $\lambda=\alpha\cdot\rho\cdot c_p$ (其中 λ 为导热系数, α 为热扩散系数, ρ 为样品密度, c_p 为样品比热容)得到陶瓷的热导率;由密度与理论密度的比值计算得到致密度,其中理论密度根据混合物定律设定为 3.293

$\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ [23-24]。使用 Olympus BX53 金相显微镜对陶瓷的抛光表面进行拍照。使用 ABAQUS CAE 2023 软件建立陶瓷的三点弯曲模型,并进行有限元模拟分析。

2 结果与分析

2.1 AlN 晶须的形貌和物相

图 1(a)所示为通过直接氮化法合成的 AlN 晶须的宏观形貌。晶须在坩埚底部和侧壁均匀生长,具有高生长密度。其直径为 $11\sim 150\text{ }\mu\text{m}$,长度为 $6\sim 30\text{ mm}$,呈现典型的高长径比一维形态。图 1(b)对比了所合成 AlN 晶须与商业 AlN 粉体的 XRD 图谱。由于形貌差异,AlN 晶须的(100)峰与(002)峰的峰强比显著高于 AlN 粉体,这是由于 AlN 晶须沿<0001>晶向择优生长,导致平行于主生长方向的晶体表面暴露面积更大,使(100)衍射峰显著增强,而 AlN 粉体则不具备此特征[25]。AlN 晶须的扫描电镜图像如图 1(c)、(d)所示,晶须具有明显的高长径比特点,呈六方结构,其表面光滑且具有单向生长特性。图 1(e)和(f)中 Al、N 元素的 EDS 能谱分布图进一步证明了晶须的高纯度和高均匀特性。

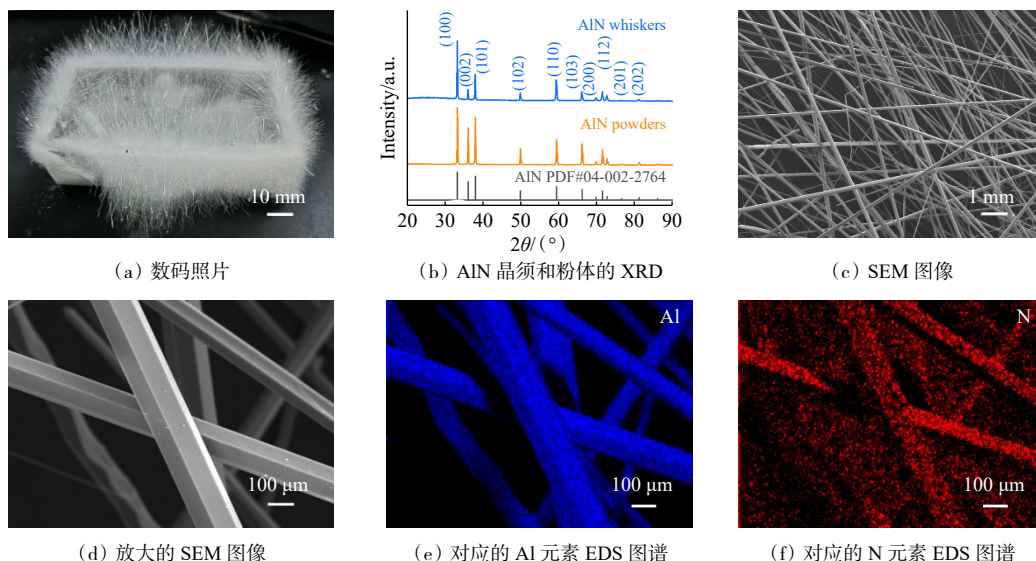


图 1 AlN 晶须的形貌和物相表征

2.2 AlN 陶瓷的物相、导热和力学性能表征

不同 AlN 晶须含量的陶瓷 XRD 图谱如图 2 所示。AlN 陶瓷的所有衍射峰都对应于 AlN 标准 PDF

卡片(PDF#03-065-0832),并存在少量对应于 Y_2O_3 (PDF#97-029-0964)和 $\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_9$ (PDF#00-014-0475)的峰。这是由于所添加的烧结助剂在高温烧结过程

中形成晶界相,因此在 XRD 图谱中被检索到微弱的峰。该结果与 Kondo 等^[26]的研究一致。

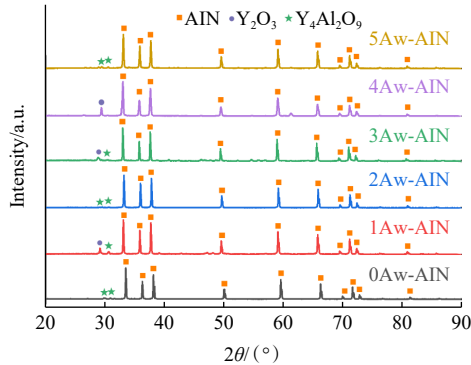


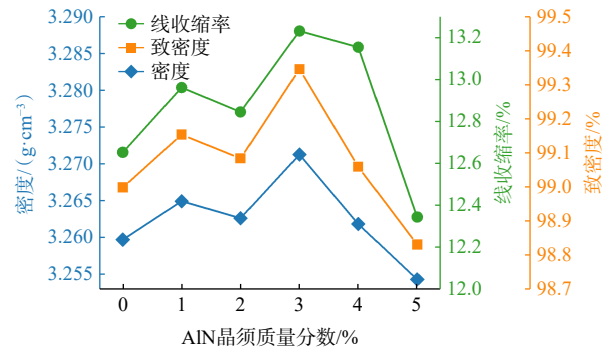
图2 不同 AlN 晶须含量的陶瓷 XRD 图谱

随 AlN 晶须质量分数的增加,陶瓷密度、致密度和烧结后线收缩率均呈现先增大后减小的变化趋势(图 3(a))。当添加量为 3%(质量分数)时(3Aw-AlN),三者达到最大值,分别为 $3.271 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ 、99.332% 和 13.231%。尽管 5Aw-AlN 的密度相比于 0Aw-AlN 有所降低,但所有样品的致密度均达到 98.8% 以上。图 3(b)展示了 AlN 晶须含量对陶瓷热导率的影响。其中,未添加晶须时,0Aw-AlN 的热导率为 $176.67 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 。可以看出,随着 AlN 晶须含量的增加,AlN 陶瓷的热导率同样呈现先增大后减小的趋势,在 3Aw-AlN 时达到最大值 $189.49 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 。此外,除 5Aw-AlN 外,其他添加 AlN 晶须的样品热导率均高于未添加晶须的样品。

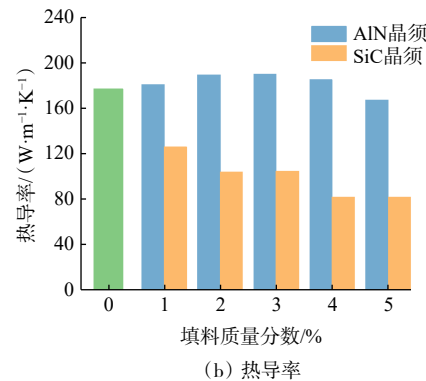
AlN 作为绝缘体,其热量主要通过声子传递^[27-28]。由于 AlN 晶须的结晶度高于 AlN 粉体^[29],且其高长径比的一维形貌为声子传导提供了更为通畅的路径,这些路径使声子能够更远地移动而不被晶界中断,因此适量添加有助于提升热导率。然而,添加过量的晶须会阻碍烧结过程中晶粒的致密堆积,引入间隙和微孔隙,并抑制其整体收缩^[30],进而导致声子散射增强,传热效率降低,因此 5Aw-AlN 陶瓷在密度、线收缩率及热导率上均出现下降。

考虑到添加商用 SiC 晶须是提升 AlN 陶瓷力学性能的常用方法^[31],因此本研究在相同条件下制备了 SiC 晶须增强的 AlN 陶瓷以作对比,结果如图 3(b)所示。由于 SiC 晶须作为第二相,与 AlN 晶粒存在界面,因此大幅增加了界面热阻和声子散射^[16, 32],因而添加 SiC 晶须后陶瓷的热导率急剧下降,仅添加

1%(质量分数)时热导率就下降到 $125.71 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 。相比之下,3Aw-AlN 的热导率比相同添加量的 3Sw-AlN 高 71.73%,这充分证明了使用 AlN 晶须进行同相增韧能够有效减少热传输过程中的能量损失。



(a) 密度、致密度和线收缩率



(b) 热导率

图3 添加不同 AlN 晶须含量的 AlN 陶瓷物理性能

图 4(a)~(c)展示了不同 AlN 晶须添加量对陶瓷抗弯强度、维氏硬度及断裂韧性的影响。如图 4(a)所示,AlN 陶瓷的抗弯强度随晶须加入具有明显的提升趋势,但整体上样品的抗弯强度偏低。与 Okazaki 等^[18]采用相近工艺制备的 AlN 陶瓷结果(抗弯强度 $\leq 235 \text{ MPa}$)一致。这是由于坯体成型时,单轴压力导致的局部密度不均及内部残余应力等因素引起的^[33]。根据文献^[8],对素坯进行等静压处理能够提升均匀度。尽管如此,4Aw-AlN 样品达到最大值 255.13 MPa ,较未添加晶须的 0Aw-AlN(101.74 MPa)提高约 150.8%。这是由于裂纹扩展过程中遇到尺寸较大的晶须时,晶须在断裂时吸收大量能量,从而有效增强了材料承载能力。然而,过量晶须引入会导致组织不均匀性增加,其高长径比形态亦会阻碍基体晶粒的致密堆积并引入孔隙,因此 5Aw-AlN 的抗弯强度小幅降至 210.09 MPa 。

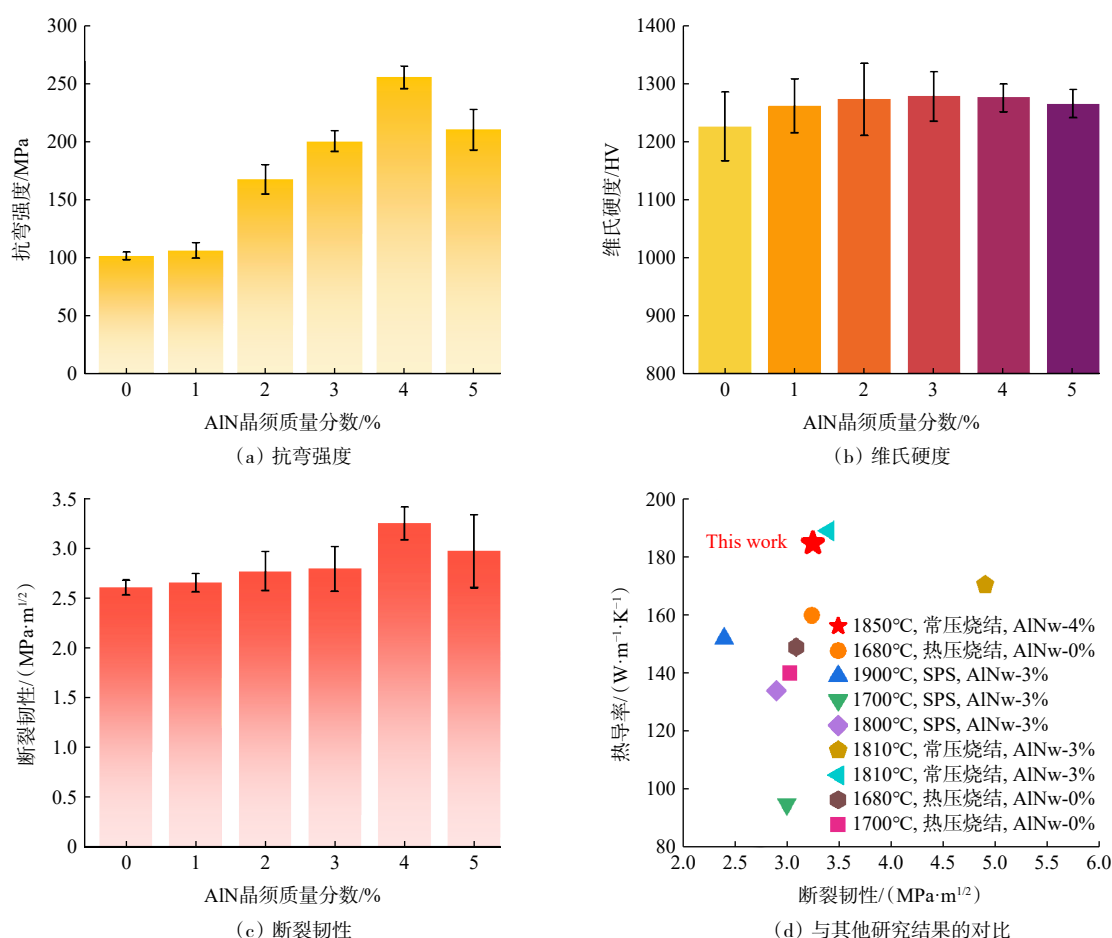


图4 不同 AlN 陶瓷的机械性能及与其他研究的导热和力学性能对比

维氏硬度在 3Aw-AlN 处取得最高值 1276.73 HV, 相比 0Aw-AlN(1225.24 HV)上升约 4.20%, 各样品硬度数据波动较小, 表明烧结工艺稳定可靠。断裂韧性则在 4Aw-AlN 时达到峰值 $3.25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 较 0Aw-AlN 提升了 24.5%。将本研究制备的 AlN 陶瓷的综合导热和力学性能与已有文献^[10, 16, 20, 34]结果(测试方法与本研究相同)进行对比(图 4(d)), 图中已注明相关研究的烧结工艺、温度及晶须添加量。在相近的晶须填充质量分数下, 本研究制备的 4Aw-AlN 陶瓷展现出更为均衡且优异的导热和力学协同性能, 表现出良好的竞争力。

综合上述分析, 样品的密度、线收缩率和热导率随 AlN 晶须填充质量分数的增加整体上呈先升后降的趋势, 在 AlN 晶须填充质量分数为 3%(3Aw-AlN)时取得最大值, 分别为 $3.271 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ 、13.231% 和 $189.49 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$; AlN 晶须的引入同时提升抗弯强度、维氏硬度和断裂韧性, 其中 4Aw-AlN 获得最大抗弯强度

255.13 MPa 和断裂韧性 $3.25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 3Aw-AlN 获得最大维氏硬度 1276.73 HV。

2.3 AlN 晶须增强 AlN 陶瓷的力学性能提升机制

为探究 AlN 晶须对 AlN 陶瓷的力学性能提升机制, 重点对 0Aw-AlN 和 4Aw-AlN 的抛光表面形貌进行了对比分析。首先通过 SEM(背散射电子模式)与 EDS 对 2 个样品进行表征, 如图 5 所示。结果表明, AlN 相呈暗衬度, 而富含 Y 元素的晶界相衬度较高^[35], 该相均匀分布于晶粒之间, 有助于促进烧结致密化与界面结合, 为后续力学行为分析提供了结构基础。

图 6(a)、(b)进一步对比展示了 0Aw-AlN 与 4Aw-AlN 陶瓷抛光表面的压痕形貌。2 种样品中 AlN 晶粒均结合紧密, 且 4Aw-AlN 中晶须断面清晰可见, 与基体间无明显缝隙或孔洞, 进一步验证了所制备 AlN 陶瓷的高致密度。裂纹从压痕四角向外扩展, 当延伸至晶粒内部时沿晶界发生偏转(白色方框内展示了图像裂纹偏转区域的放大图), 引发沿晶断裂并伴随晶

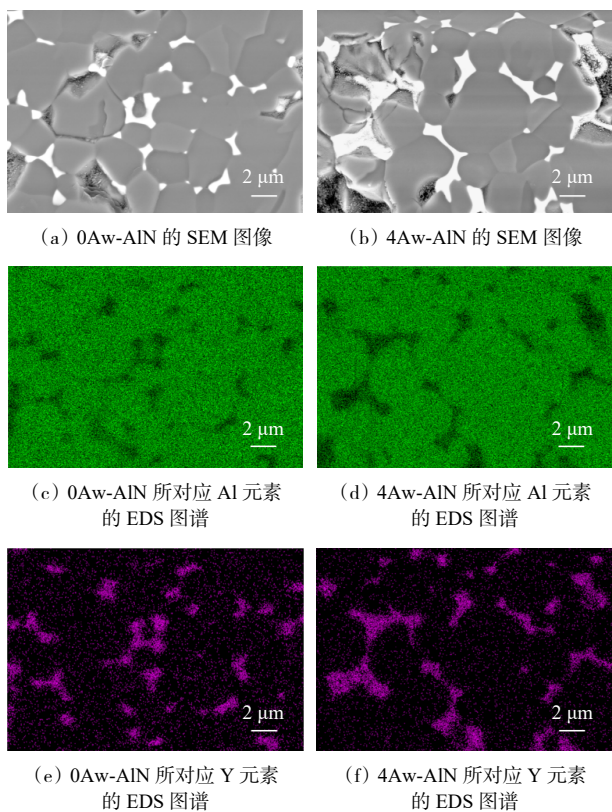


图5 AlN陶瓷表面的SEM图像和EDS图谱

粒“拔出”现象,该过程有效消耗了裂纹扩展所需能量^[36]。尤其是在4Aw-AlN中,白色方框内放大展示了裂纹遇到较大AlN晶须后停止延伸,且未沿晶须/基体界面继续扩展,表明二者结合牢固,晶须能够有效阻碍裂纹发展,从而显著提升AlN陶瓷的断裂韧性。

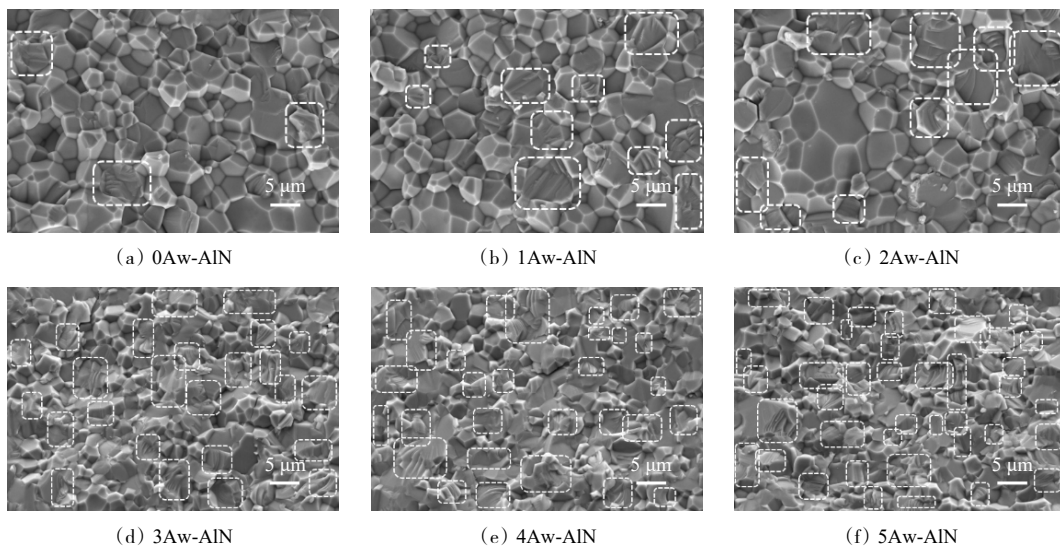


图7 AlN陶瓷断面典型区域的微观形貌图像(穿晶断裂区域用白框标出)

陶瓷断面中具有代表性的局部微观形貌如图8所示。图8(a)为0Aw-AlN晶粒的放大图像,可见晶

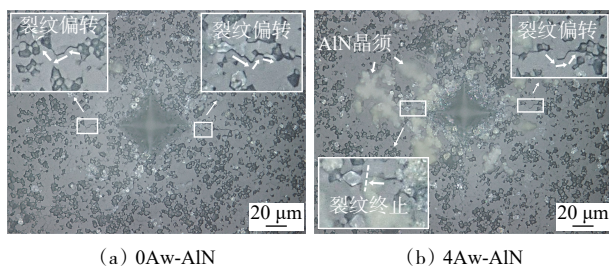


图6 AlN陶瓷抛光表面的压痕形貌

图7为不同AlN晶须含量下陶瓷断面的典型形貌。图中所有样品的断裂形态被划分为2个区域:沿晶断裂区域和穿晶断裂区域。在未添加晶须的0Aw-AlN样品中,断裂模式以沿晶断裂为主,主裂纹沿着晶界扩展。随着AlN晶须的引入,裂纹沿晶扩展直至与晶界处的AlN晶须相遇。由于晶须的结晶度和机械性能高于普通晶界和晶粒,裂纹可能被固定或偏转^[29]。随后,裂纹扩展转变为穿晶断裂(白框标出)。当晶须含量(质量分数)达到3%及以上时,穿晶断裂区域显著扩大,穿晶断裂成为主导断裂模式。同时,晶粒形貌从规则的多面体逐渐转变为紧密互锁的不规则结构,尽管在该区域未直接观察到明显的AlN晶须^[30]。总体来说,与普通晶界相比,AlN晶须引入后导致的不规则晶界会导致裂纹路径更加曲折。当裂纹遇到由晶须相结合的晶界时,形成能够强化晶界的钉扎效应,最终导致裂纹扩展路径由沿晶断裂转向穿晶断裂,穿晶断裂比例显著提高。

粒烧结致密、无明显孔洞,断裂模式基本为沿晶断裂。图8(b)对应的1Aw-AlN样品中,虽因晶须含量

较低,难以直接观测到晶须,但其断裂模式已部分转变为穿晶断裂。图8(c)~(f)为晶须含量(质量分数) $\geq 2\%$ 的样品,其中可清晰观察到晶须断面,部分呈现出台阶状纹理。晶须与周围晶粒结合紧密、无界面间隙,体现了同相增韧对陶瓷致密度的提升作用。晶须

周围的晶粒亦呈现紧密互锁的不规则形态,且断裂模式均以穿晶断裂为主。上述结果表明,AIN晶须的引入整体促进了陶瓷中穿晶断裂区域的增加,且该效应并不局限于晶须直接相连的区域,这说明晶界结合得到显著强化,从而有利于材料抗弯强度的提升^[37-38]。

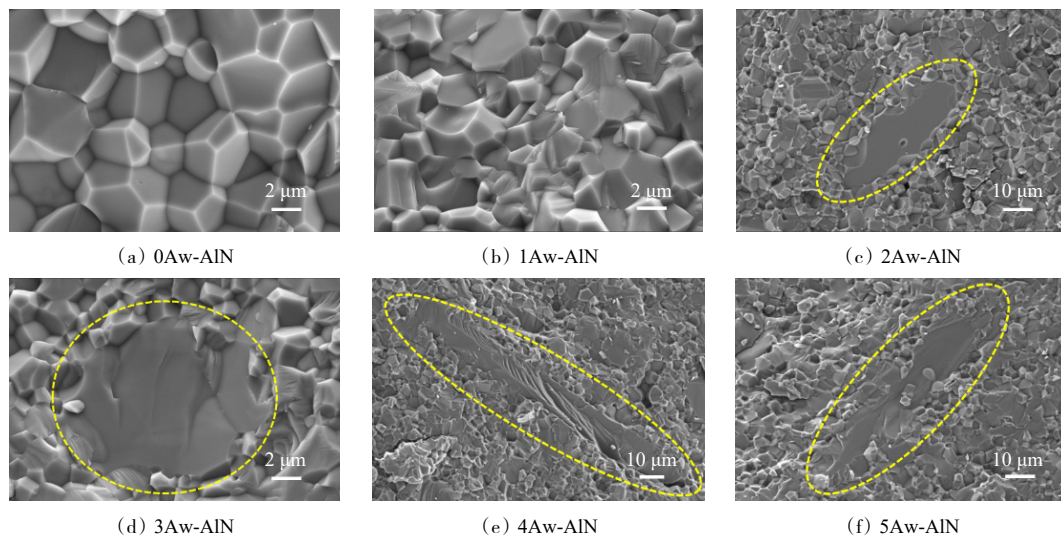


图8 AIN陶瓷断面特殊区域的微观形貌图像(晶须断裂区域用黄圈标出)

图9通过有限元模拟陶瓷三点弯曲过程进一步阐释了AIN晶须在力学承载中的作用机制。利用ABAQUS CAE 2023软件建立了尺寸为 $3\text{ mm} \times 4\text{ mm} \times 36\text{ mm}$ 的AIN梁模型。在梁内部装配长度范围为 $0.1\sim 2.5\text{ mm}$ 、直径范围为 $0.01\sim 0.10\text{ mm}$ 的随机分散体AIN,其体积分数为固定值4%,并命名为4wAIN;内部不进行装配的样品命名为0wAIN。在初始状态中,上压头和下支撑辊作为刚体,与梁进行点接触。设置梁与下支撑辊之间的接触摩擦系数为0.1,并对下支撑辊进行位移约束。在步骤1中,给上压头施加

向下的系统载荷,并调整静力幅值使其在模拟过程的平滑分析步中缓慢进行加载。模拟结果显示,随着载荷增加,4wAIN中的晶须承担并分散了部分应力^[30],使梁体始终未达到最高应力水平;而0wAIN则在受力后迅速达到应力峰值并发生断裂。黑色虚线框内展示了梁体断裂瞬间的局部放大图(为清晰展示,晶须经三维渲染加粗处理)。可见在4wAIN中晶须尚未断裂时,0wAIN已完全断裂,体现了AIN晶须在弯曲载荷下对裂纹扩展的抵抗作用。

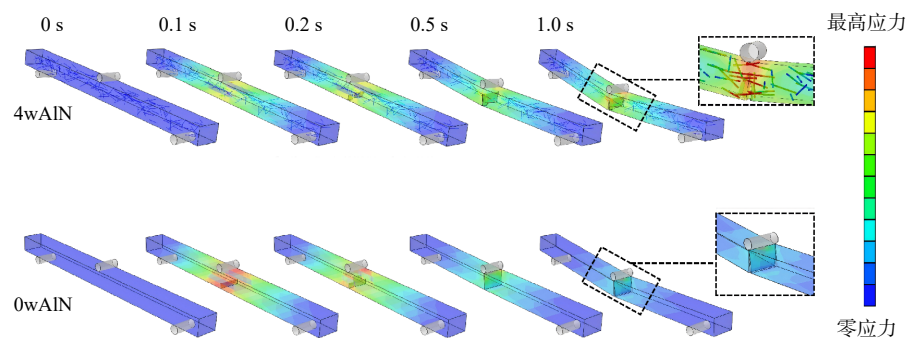


图9 有限元模拟AIN陶瓷的三点弯曲过程

3 结论

本研究采用高长径比 AlN 晶须对 AlN 陶瓷进行同相增韧,成功实现了热导率与力学性能的协同提升。通过直接氮化法制备的 AlN 晶须与基体结合紧密,形成连续的致密烧结体,有效降低了界面声子散射。添加 AlN 晶须能够构建高效的导热通路,AlN 陶瓷的最大热导率达到 $189.49 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$,较未添加样品提升 7.2%,并显著优于异相 SiC 晶须增韧体系。在力学性能方面,AlN 晶须的引入通过裂纹偏转、应力吸收及晶界强化等机制,使陶瓷断裂模式从沿晶断裂为主转变为穿晶断裂主导。当添加量(质量分数)为 4% 时,抗弯强度与断裂韧性分别提升至 255.13 MPa 和 $3.25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,较基体材料分别增长 150.8% 和 24.5%。微观结构表征与有限元模拟共同表明,AlN 晶须在承载过程中能有效分散应力、阻碍裂纹扩展。本研究表明,基于 AlN 晶须的同相增韧策略能够兼顾高导热与强韧化需求,为高性能电子封装陶瓷基板的开发提供了有效途径。

参考文献(References)

- [1] Kobayashi R, Okazaki H, Sasaki M, et al. Texture control and thermal conductivity of aluminum nitride ceramics[J]. *Netsu Sokutei*, 2019, 46(3): 122–127.
- [2] Xue J F, Dong M J, Li J, et al. Gelcasting of aluminum nitride ceramics[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, 93(4): 928–930.
- [3] Guo L, Yang J, Feng Y B, et al. Preparation and properties of AlN ceramic suspension for non-aqueous gel casting[J]. *Ceramics International*, 2016, 42(7): 8066–8071.
- [4] Jiang H, Wang X H, Lei W, et al. Effects of two-step sintering on thermal and mechanical properties of aluminum nitride ceramics by impedance spectroscopy analysis[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(2/3): 249–254.
- [5] 杨清华, 李宏伟, 王焕平, 等. Y_2O_3 和纳米 AlN 协同作用对氮化铝陶瓷烧结性能及热传导的影响[J]. *材料研究学报*, 2013, 27(4): 342–348.
- [6] Lee R R. Development of high thermal conductivity aluminum nitride ceramic[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1991, 74(9): 2242–2249.
- [7] Olhero S M, Miranzo P, Ferreira J M F. Influence of the de-waxing atmosphere on the properties of AlN ceramics processed from aqueous media[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2006, 26(13): 2475–2483.
- [8] 齐于杰, 林坤吉, 赵哲, 等. Sm_2O_3 - SmF_3 烧结助剂对无压烧结 AlN 陶瓷性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2025, 54(13): 93–98, 105.
- [9] Rauchenecker J, Schwarz S, Artner W, et al. Atmosphere control and secondary phase migration during moderate-temperature sintering of aluminum nitride[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(11): 16425–16431.
- [10] Hassan N, Lee J, Kim M, et al. Enhanced mechanical properties of aluminum nitride-yttria ceramics through grain refinement by pressure assisted two-step sintering[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, 44(2): 831–840.
- [11] Rogers S, Dargusch M S, Otte J, et al. Advancing sintering and matrix-reinforcement interaction in Al/AlN metal matrix composites through use of novel AlN reinforcement[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 908: 146931.
- [12] Xu Z K, Gu S Y, Zhang H A, et al. Influence of Y_2O_3 sintering aids on performance of c-BN-reinforced AlN/BN composite ceramics[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(13): 24425–24432.
- [13] Kim W, Lim J W, Oh H S, et al. Mechanical properties of nanostructured TiN-AlN composites rapidly consolidated by pulsed current activated sintering[J]. *Ceramics International*, 2014, 40(1): 2511–2517.
- [14] Patel S, Vaish R, Sinha N, et al. Finite element analysis of the microstructure of AlN-TiN composites[J]. *Strain*, 2014, 50(3): 250–261.
- [15] Baek S H, Jeong H, Ryu S S. AlN with high strength and high thermal conductivity based on an MCAS- Y_2O_3 -YSZ multi-additive system[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, 42(3): 898–904.
- [16] Lee J, Kim M, Park S, et al. Static and dynamic mechanical properties of aluminum nitride-silicon carbide whisker composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 1009: 176936.
- [17] Park S, Kim M, Kim S G, et al. Numerical investigation of heat transfer in aluminum nitride ceramics with engineered microstructures[J]. *Materials Letters*, 2024, 356: 135554.
- [18] Okazaki H, Kobayashi R, Hashimoto R, et al. Thermal conductivity and mechanical strength of low-temperature-sintered aluminum nitride ceramics containing aluminum nitride whiskers[J]. *Journal of the Ceramic Society of Japan*,

- 2020, 128(11): 991–994.
- [19] Shimizu H, Kondo N, Shimamura A, et al. High fracture toughness AlN achieved by addition of AlN whiskers and tape-casting[J]. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 2022, 130(1): 195–198.
- [20] Ahn B, Lee D, Ryu S S. Sintering and toughening of self-reinforced AlN with integrated AlN whiskers via spark plasma sintering[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(17): 29547–29559.
- [21] Hao X, Wan S Q, Zhao Z, et al. Enhanced thermal conductivity of epoxy composites by introducing 1D AlN whiskers and constructing directionally aligned 3D AlN filler skeletons[J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2023, 15(1): 2124–2133.
- [22] Kuang J L, Cao W B. Silicon carbide whiskers: Preparation and high dielectric permittivity[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2013, 96(9): 2877–2880.
- [23] Kume S, Yasuoka M, Lee S K, et al. Dielectric and thermal properties of AlN ceramics[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2007, 27(8/9): 2967–2971.
- [24] Baskut S, Cinar A, Turan S. Directional properties and microstructures of spark plasma sintered aluminum nitride containing graphene platelets[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, 37(12): 3759–3772.
- [25] Niu M Y, Zhao Z, Wang B K, et al. Boosting the in-plane thermal conductivity of nanofibrillated cellulose films: Alignment engineering of cross-linked AlN whiskers[J]. *Journal of Materials Chemistry A*, 2023, 11(44): 23787–23797.
- [26] Kondo N, Shimamura A, Hotta M, et al. Control of microstructure and mechanical properties of sintered aluminum nitride through addition of aluminum nitride whiskers[J]. *Journal of Asian Ceramic Societies*, 2021, 9(3): 1248–1254.
- [27] Hong J P, Yoon S W, Hwang T, et al. High thermal conductivity epoxy composites with bimodal distribution of aluminum nitride and boron nitride fillers[J]. *Thermochimica Acta*, 2012, 537: 70–75.
- [28] Sun C, Yu C, Ran Z Z, et al. Preparation of continuous AlN porous skeletons using foam-gelcasting and *in-situ* reaction strategy to enhance the thermal conductivity of epoxy composites[J]. *Ceramics International*, 2025, 51(21): 34724–34732.
- [29] Wang J, Zhao M, Zuo S B, et al. Growth of threaded AlN whiskers by a physical vapor transport method[J]. *Chinese Physics B*, 2014, 23(8): 088103.
- [30] Zhang D, Liu X, Liu Y J. Toughening effect and mechanisms of AlN whiskers on a low-temperature sintered AlNw/AlN ceramics[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2025, 22(2): e14968.
- [31] 赵春玲, 杨金华, 李维, 等. SiC/SiC复合材料疲劳与蠕变性能研究进展[J]. *科技导报*, 2023, 41(9): 27–35.
- [32] Sun C, Yu C, Liao M Z, et al. *In situ* construction of continuous porous AlN skeletons towards enhanced thermal conductivity of epoxy composites[J]. *Journal of Materials Chemistry C*, 2025, 13(29): 14972–14981.
- [33] 盛鹏飞, 聂光临, 黎业华, 等. 高导热氮化铝陶瓷成型技术的研究进展[J]. *陶瓷学报*, 2020, 41(6): 771–782.
- [34] Seo Y, Ahn B, Jeong H, et al. Enhanced thermal and mechanical properties of aluminum nitride ceramics through controlled whisker alignment: A comparative study of unidirectional and bidirectional configurations[J]. *Ceramics International*, 2025, 51(16): 22368–22376.
- [35] Kim U, Hassan N, Raju K, et al. Flash sintering of AlN ceramics with Y_2O_3 additive[J]. *Ceramics International*, 2024, 50(24): 55042–55054.
- [36] Ritchie R O. The conflicts between strength and toughness[J]. *Nature Materials*, 2011, 10(11): 817–822.
- [37] Liu C, Guo W M, Sun S K, et al. Texture, microstructures, and mechanical properties of AlN-based ceramics with Si_3N_4 - Y_2O_3 additives[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2017, 100(8): 3380–3384.
- [38] Lin K J, Nie G L, Sheng P F, et al. Effects of doping Al-metal powder on thermal, mechanical and dielectric properties of AlN ceramics[J]. *Ceramics International*, 2022, 48(24): 36210–36217.

Synergistic enhancement of thermal conductivity and mechanical properties in aluminum nitride ceramics via AlN whisker reinforcements

SUN Chang, ZHOU Tiantian, CHENG Yiming, LI Shuangfei, YANG Fusheng, REN Hongrui, KUANG Jianlei*, WANG Qi*

School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

Abstract To address the growing demand for thermal dissipation substrates in high-power electronic devices, this study focuses on overcoming the mechanical limitations of aluminum nitride (AlN) ceramics and the reduction in thermal conductivity associated with conventional toughening methods. A phase-compatible toughening strategy using one-dimensional AlN whiskers is proposed. AlN whiskers were synthesized via direct nitridation and incorporated into AlN ceramics through dry pressing and atmospheric pressure sintering at elevated temperature. The results indicate that the AlN whiskers form strong interfacial bonds with the matrix, effectively reducing thermal boundary resistance. Its high aspect ratio creates continuous, highly efficient heat conduction pathways, which collectively enhance the thermal and mechanical properties of the AlN ceramic. The optimized composites achieved a thermal conductivity of $189.49 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, a flexural strength of 255.13 MPa, and a fracture toughness of $3.25 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, corresponding to enhancements of 7.2%, 150.8%, and 24.5%, respectively, compared to unreinforced AlN. Microstructural analysis combined with finite element simulations confirms that the AlN whiskers effectively redistribute mechanical stress and suppress crack propagation. This work provides a viable approach for developing high-performance ceramic substrates with integrated thermal management and structural reliability for advanced electronic packaging applications.

Keywords AlN ceramic; AlN whisker; whisker toughening; thermal conductivity; mechanical properties ●



(责任编辑 魏来)