



超快高温烧结碳化硅陶瓷的微结构与力学性能研究

阚厚才,陈建军,陈 浩

(浙江理工大学材料科学与工程学院,杭州 310018)

摘 要: 为实现碳化硅(SiC)陶瓷的快速制备,以 α -SiC 粉体为原料, Y_2O_3 和 Al_2O_3 为烧结助剂,采用超快高温烧结技术(UHS),在 5 min 内实现了 SiC 陶瓷的致密化;研究了烧结电流与保温时间对 SiC 陶瓷的微结构与力学性能的影响。结果表明:UHS 技术凭借高达 $1000\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 的升温速率驱动液相快速形成,通过颗粒重排与溶解-沉淀机制促进了材料致密化,并有效抑制了晶粒粗化。随着烧结电流的增加和保温时间的延长, SiC 陶瓷的相对密度显著提高,其断裂模式由沿晶断裂转变为穿晶断裂。在烧结电流 130 A、保温时间 240 s 的最优工艺条件下,所制备的 SiC 陶瓷相对密度 $\geq 95\%$,晶粒尺寸控制在 $1.60\sim 1.70\text{ }\mu\text{m}$; SiC 陶瓷展现出优异的力学性能,其维氏硬度和断裂韧性分别达到 24.58 GPa 和 $4.88\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。该研究提出的超快高温烧结技术大幅缩短了 SiC 陶瓷的制备周期,为高性能 SiC 陶瓷的低成本、规模化生产提供了理论依据和实验参考。

关键词: 碳化硅;超快高温烧结;致密化机理;微观结构;力学性能

中图分类号: TB321

文献标志码: A

文章编号: 1673-3851 (2026) 09-0638-10

引文格式: 阚厚才,陈建军,陈浩. 超快高温烧结碳化硅陶瓷的微结构与力学性能研究[J]. 浙江理工大学学报(自然科学),2026,55(5):638-647.

Reference Format: KAN Houcai, CHEN Jianjun, CHEN Hao. A study on the microstructure and mechanical properties of SiC ceramics prepared by ultrafast high-temperature sintering[J]. Journal of Zhejiang Sci-Tech University, 2026, 55(5): 638-647.

A study on the microstructure and mechanical properties of SiC ceramics prepared by ultrafast high-temperature sintering

KAN Houcai, CHEN Jianjun, CHEN Hao

(School of Materials Science & Engineering, Zhejiang Sci-Tech University, Hangzhou 310018, China)

Abstract: To achieve rapid preparation of SiC ceramics, the densification of SiC ceramics was successfully achieved within 5 min by ultrafast high-temperature sintering (UHS) technology with α -SiC powder as raw material and Y_2O_3 and Al_2O_3 as sintering aids. The effects of sintering current and holding time on the microstructure and mechanical properties of SiC ceramics were investigated. The results indicated that UHS technology, driven by a heating rate of up to $1000\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$, promoted the rapid formation of a liquid phase, facilitated densification through particle rearrangement and dissolution-precipitation mechanisms, and effectively inhibited grain coarsening. As the sintering current and holding time increased, the relative density of SiC ceramics increased significantly, and the fracture mode transitioned from intergranular fracture to transgranular fracture. Under the optimal processing conditions of a sintering current of 130 A and a holding time of 240 s, the prepared SiC ceramics achieved a high relative density of $\geq 95\%$, with a grain size of $1.60\sim 1.70\text{ }\mu\text{m}$. SiC ceramics exhibited excellent mechanical

收稿日期: 2026-02-08 网络出版日期: 2026-05-09

基金项目: 国家自然科学基金项目(51872262)

作者简介: 阚厚才(2001—),男,山东泰安人,硕士研究生,主要从事 SiC 陶瓷及复合材料方面的研究。

通信作者: 陈建军, E-mail: chen@zstu.edu.cn

properties, with Vickers hardness and fracture toughness reaching 24.58 GPa and 4.88 MPa·m^{1/2}, respectively. The UHS technology proposed in this study significantly shortened the preparation cycle for SiC ceramics, providing a theoretical basis and experimental reference for low-cost, large-scale production of high-performance SiC ceramics.

Key words: silicon carbide; ultrafast high-temperature sintering; densification mechanism; microstructure; mechanical property

0 引 言

碳化硅(SiC)陶瓷作为一种重要的先进结构陶瓷,凭借其优异的力学性能和热化学稳定性,已在航空航天、核能等领域的极端服役环境中得到广泛应用^[1-2]。受限于 SiC 的强共价键特性和极低的自扩散系数,其烧结致密化过程面临极大挑战^[3-5]。液相烧结技术被证实是解决这一问题的有效途径。在众多烧结助剂体系中,Al₂O₃-Y₂O₃ 为应用最广泛的氧化物烧结助剂体系,该体系在高温下形成的 Y-Al-Si-O 液相能够润湿 SiC 颗粒,并通过溶解-沉淀机制显著降低烧结温度,促进材料的致密化^[6-7]。

液相烧结从材料配方层面改善了 SiC 的烧结性能,但其实际生产仍高度依赖具体的烧结工艺。传统的制造工艺,如无压烧结^[8]、热压烧结^[9]和反应烧结^[10-11]等,虽可获得高致密度的 SiC 陶瓷,但普遍存在设备成本高、能耗大和生产周期长等问题。放电等离子烧结与微波辅助烧结^[12]等快速烧结技术的发展为 SiC 陶瓷的快速致密化提供了新途径,但设备价格昂贵、样品尺寸受限等瓶颈,仍限制了其大规模工业化应用^[5]。

近几年,超快高温烧结(Ultrafast high-temperature sintering, UHS)技术因高效、快速和节能等优势,受到研究人员广泛关注。Wang 等^[13]于 2020 年首次报道了该技术,其基本原理是将压制成型的素坯置于两层碳毡之间,通电后电流流经碳毡产生大量焦耳热,通过热辐射和热传导在数秒内实现样品的快速致密化,并验证了 UHS 技术在多种材料体系中的广泛适用性。此后,UHS 技术在功能陶瓷与结构陶瓷的制备中展现出了巨大潜力,得益于超高的加热速率,UHS 技术能够将样品迅速加热至液相烧结的最佳温度区间,通过液相烧结实现快速致密化,有效抑制晶粒的异常长大^[14-15]。Reavley 等^[16]采用 UHS 技术在数秒内成功制备了相对密度达 94% 的 BaTiO₃ 陶瓷,所得样品在 1 kHz 下表现出优异的介电性能。Bhandari 等^[17]针对具有复杂结构的 3YSZ 陶瓷,通过一步工艺在 120 s 内同步完成热脱粘和致密化,获得了具有定制微观结构和纳

米级晶粒的致密陶瓷。Kim 等^[18]在 AlN 粉末中引入质量分数 5% 的 Y₂O₃ 烧结助剂,在 50 A 电流下保温 240 s,制备出相对密度达 98.8%,平均晶粒尺寸为(2.69±0.49) μm 且力学性能优异的 AlN 陶瓷。

目前,关于 UHS 技术制备 SiC 陶瓷的研究主要集中于烧结助剂的成分优化^[19-22],而烧结工艺参数对其微观结构与力学性能影响的研究报道仍然不足。本文以 α-SiC 粉体为原料,Y₂O₃ 和 Al₂O₃ 为烧结助剂,采用冷等静压成型制备 SiC 素坯,并通过 UHS 技术在 5 min 内实现了 SiC 陶瓷的快速致密化,探究烧结电流和保温时间对 SiC 陶瓷物理性能、微观结构及力学性能的影响,并通过优化烧结工艺参数,制备具有优异力学性能的致密 SiC 陶瓷,以期为 SiC 陶瓷超快高温烧结技术的理论研究和提供发展提供参考。

1 实验部分

1.1 实验原料

α-SiC 粉体(99.9%,500 nm),秦皇岛一诺高新材料开发有限公司;Y₂O₃ 粉体(99.9%,50 nm),上海阿拉丁试剂有限公司;乙醇(AR,95%),天津市康科德科技有限公司;氩气(Ar,99.9%),杭州今工特种气体有限公司;Al₂O₃ 粉体(99.99%,50 nm)和聚乙烯醇(PVA,M_n≈205000 g/mol),上海麦克林生化科技股份有限公司。

1.2 样品制备

图 1 所示为 UHS 工艺制备 SiC 陶瓷的工艺流程。将 SiC、Al₂O₃、Y₂O₃ 和 PVA 粉末按 88:4:6:2 的质量比进行配料,置于氧化锆球磨罐中,以乙醇为分散介质,氧化锆球磨珠为研磨介质,在 300 r/min 的转速下湿法球磨 24 h;湿法球磨后所得浆料经干燥、研磨、过筛处理,并在 250 MPa 压力下通过冷等静压成型,制得尺寸为 Φ20 mm×1.8 mm 的素坯;将素坯置于氩气气氛中,于 400 °C 下保温 1 h 以去除 PVA 黏结剂。

烧结过程在自主搭建的 UHS 装置中进行,将尺寸为 130 mm×30 mm×5 mm 的石墨毡固定于石墨夹具中,为减少加热过程中的热辐射损失,在石墨毡四周及顶部放置 C 纤维保温板(90 mm×60

mm×40 mm)。将炉腔抽真空至 20 Pa 以下,随后回充氩气至常压以提供保护气氛,采用可控直流电源(0~40 V,0~150 A,ZX7-500s,浙江兰博智能科技有限公司)对石墨毡施加电流,按照预设工艺参数

进行快速升温及保温。保温过程结束后,立刻切断电流,样品可在 30 s 内冷却至室温。根据不同的烧结工艺参数将试样编号,各样品的编号及对应的工艺参数见表 1。

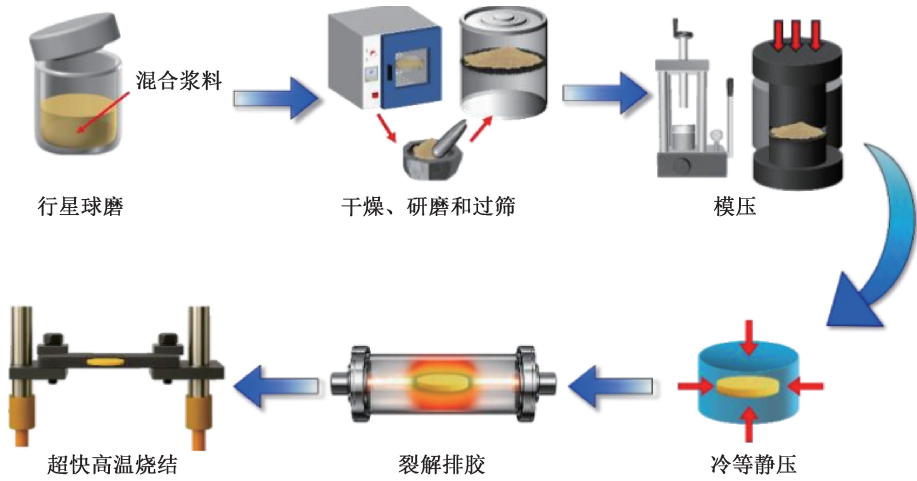


图 1 UHS 工艺制备 SiC 陶瓷的工艺流程

表 1 SiC 陶瓷的烧结工艺参数

样品编号	电流/A	保温时间/s
UHS-110A	110	180
UHS-120A	120	180
UHS-130A	130	180
UHS-120s	130	120
UHS-180s	130	180
UHS-240s	130	240

1.3 UHS 工艺设计

图 2 为不同 UHS 工艺制备 SiC 陶瓷的电流—时间曲线。为确保实验的精确性并抑制样品在烧结过程中开裂^[23],所有实验均采用程序控制的阶梯式

电流加载模式。在保温阶段,通过高温红外测温仪实时监测样品温度,并利用可控直流电源进行调控,以确保烧结温度的稳定。

图 2(a)为研究烧结温度影响所设计的工艺曲线。电流以 2 A/s 的速率升至 70 A(约 1200 ℃)保温 20 s,随后以 1 A/s 的速率分别升至 110、120 A 和 130 A(约 1750、1850 ℃ 和 1950 ℃),保温时间均为 180 s。图 2(b)为研究保温时间影响所设计的工艺曲线。电流先以相同预热程序升至 70 A 并保温 20 s,再以 1 A/s 的速率增至 130 A(约 1950 ℃),分别保温 120、180 s 和 240 s。

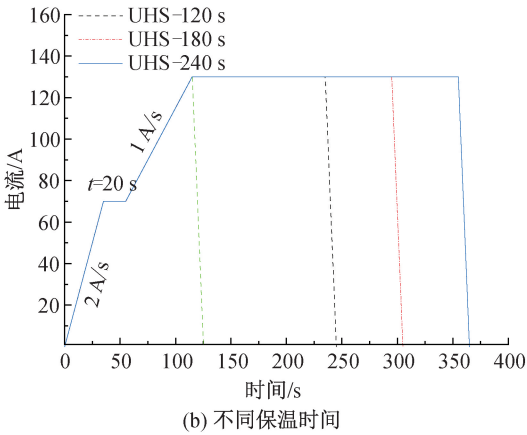
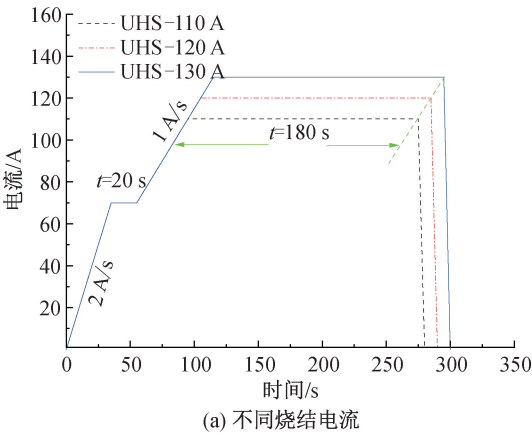


图 2 不同 UHS 工艺制备 SiC 陶瓷的电流—时间曲线

1.4 样品测试

采用阿基米德排水法测量样品的体积密度和开孔率,具体见参考文献[24]。

采用 X 射线衍射仪(XRD,D₈ ADVANCE,德

国布鲁克公司)分析原始粉末及烧结后 SiC 陶瓷的物相组成,扫描速率为 5 (°)/min,扫描范围 10°~80°。

采用场发射扫描电子显微镜(FE-SEM,

GeminiSEM500 型, 德国蔡司公司) 观察粉末形貌及 SiC 陶瓷断口微观结构, 加速电压为 10 kV。为统计晶粒尺寸, 将致密样品抛光后在 500 °C 下用片状工业级 NaOH 化学腐蚀 10 min; 非致密样品直接观察其断面形貌。晶粒尺寸采用线性截距法统计, 每个样品测量晶粒数不少于 200 个。

采用万能试验机(WDW-10, 长春新试验机有限责任公司)进行力学性能测试。样品预处理: 采用自动内圆切割机(J5060C1, 上海汇盛电子机械设备有限公司)对烧结后的 SiC 陶瓷进行线切割, 随后依次使用 SiC 砂纸粗抛、金刚石研磨膏精细抛光, 并进行倒角处理, 每组样品测试 5 个, 取平均值。

采用单边切口梁法测试材料的断裂韧性, 设置测试条件为跨距 15 mm, 加载速度 0.05 mm/min。

采用维氏硬度计(HV-100, 日本三丰公司), 采用金刚石压头压入法测量材料的维氏硬度, 测试参数为载荷 3 kg, 保载时间 10 s。每个样品测定 8 个有效点, 加载位置均匀分布。

2 结果与讨论

2.1 初始粉末表征

图 3(a)–(c) 分别为原始 SiC、 Y_2O_3 和 Al_2O_3 粉末的 SEM 形貌, 从图中可见 3 种粉末均呈纳米级颗粒形貌。经 24 h 湿法球磨、干燥、研磨和过筛, Y_2O_3 和 Al_2O_3 颗粒在 SiC 颗粒周围均匀分布, 无明显团聚现象(图 3(d))。图 3(e) 为混合粉末的粒度分布, 从图 3(e) 可知粒度进行统计分析, 混合粉末的 $D_{50} = 0.72 \mu m$, 如图 3(e) 所示, 较小的粒径和均匀的组分分布有利于提高粉末的烧结活性, 有利于在后续烧结过程中获得更优异的力学性能^[25]。图 3(f) 为原始粉末和混合粉末的 XRD 图谱, 从原始粉末的图谱中可观察到六方 SiC 相、立方 Y_2O_3 相和 $\alpha-Al_2O_3$ 相的尖锐衍射峰; 混合粉末的 XRD 图谱仅包含各原始粉末的特征峰, 未检测到新相生成, 表明球磨过程中未发生化学反应, 仅为物理混合过程^[26]。

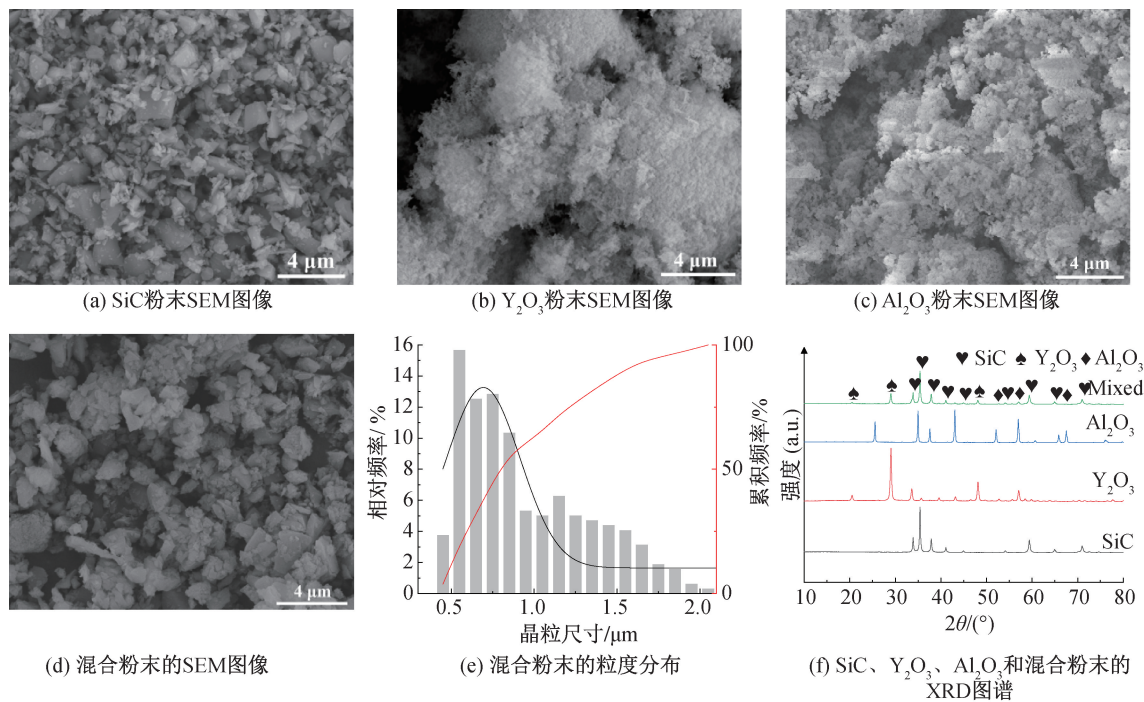


图 3 粉末的形貌表征与相分析结果

2.2 UHS 装置的温度校准

图 4(a) 为石墨毡焦耳热效应。该装置在切断电流后, 可在 30 s 内降至室温。从图 4(a) 可知, 当施加电流从 0 A 增至 95 A 时, 石墨毡因焦耳热效应迅速升温并达到白炽状态, 通过热传导和热辐射以高达 1000 °C/min 的升温速率将热量传递给素坯。图 4(b) 为 UHS 装置温度与电流的拟合曲线。采用高温红外测温仪(Fluke, E1RH-R59, 美

国) 实时监测石墨毡外表面中心点温度, 并将监测结果用幂函数进行拟合, 结果显示其 $R^2 = 0.9959$, 表明该模型能够准确地反映电流对温度的调控规律。从图 4(b) 可知, 施加电流与石墨毡外表面中心点处的监测温度呈正相关, 当电流为 95 A 时, 该处温度已超过 1900 °C。值得注意的是, 通过红外测温检测的温度为石墨毡外表面中心点的温度, 因热量向样品传递过程中存在显著

损失,不能代表样品的实际温度。为确保实验温度的准确性与可重复性,采用标准测温环对样品所在位置的温度进行了校准。校准结果表明,样

品的实际温度较红外探头的检测温度低(240±30)℃。基于此,本文所有提及的温度均指经过校准后的样品的实际温度。

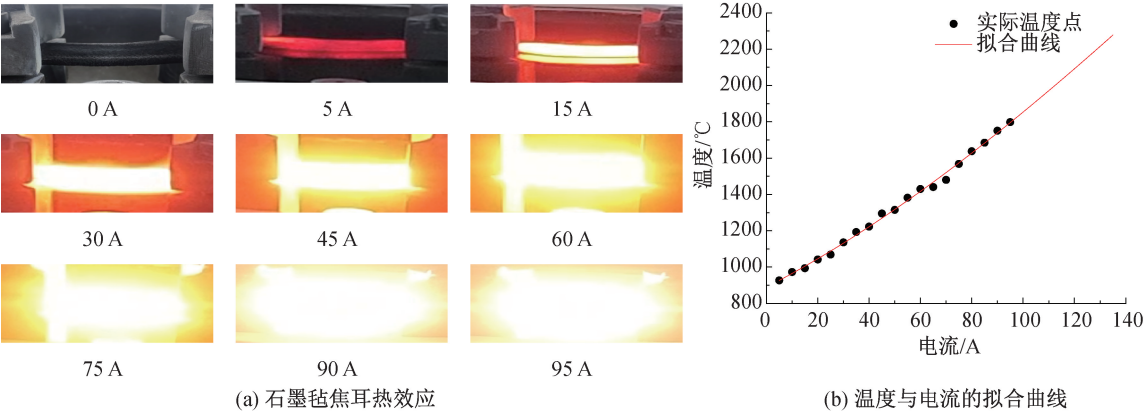
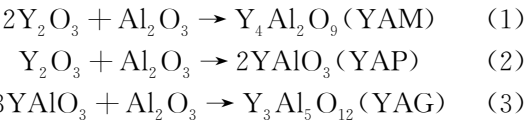


图 4 UHS 装置中石墨毡的加热状态及电流-温度拟合曲线

2.3 UHS 制备 SiC 陶瓷的物相分析

图 5 为不同电流下烧结的 SiC 陶瓷 XRD 图谱。从图 5 可知:所有样品的主相均为六方晶系 α-SiC,除了 SiC 主相外,还检测到残余的 Y₂O₃ 以及 YAlO₃ (YAP)、Y₄Al₂O₉ (YAM) 和 Y₃Al₅O₁₂ (YAG)等铝酸钇次生相;所有烧结样品中均未检测到明显的 Al₂O₃ 衍射峰,表明 Al₂O₃ 已基本反应完全,生成了铝酸钇相。根据 Y₂O₃-Al₂O₃ 二元相图^[27],YAP、YAM 和 YAG 相在不同温度下由式(1)—(3)所示反应^[28]生成:



随着烧结温度的升高,残留 Y₂O₃ 相的衍射峰(2θ=29.16°)强度逐渐降低,YAM、YAP 和 YAG 相依次生成,这一现象可归因于 UHS 工艺的快速加热特性,该特性在陶瓷内部引发了温度梯度。在较低温度区域,Al₂O₃ 与 Y₂O₃ 优先反应生成 YAM 和 YAP 等中间相;随着温度进一步升高,这些中间相继续反应,最终生成热力学更稳定的 YAG 相。UHS-130A 样品呈现出最强的 YAG 衍射峰强度,而 YAP 和 YAM 相的衍射峰几乎难以检测,表明在较高温度下,低温阶段形成的 YAP 和 YAM 相已转化为 YAG 相。

图 6 为不同保温时间下烧结 SiC 陶瓷的 XRD 图谱。从图 6 可知:当保温时间为 120 s 时,XRD 图谱中 UHS-120s 样品存在残余 Y₂O₃ 相的衍射峰(2θ≈29.2°),表明此时烧结助剂间未完全反应,体系内 YAM、YAP 及 YAG 相共存,但 YAG 相衍射

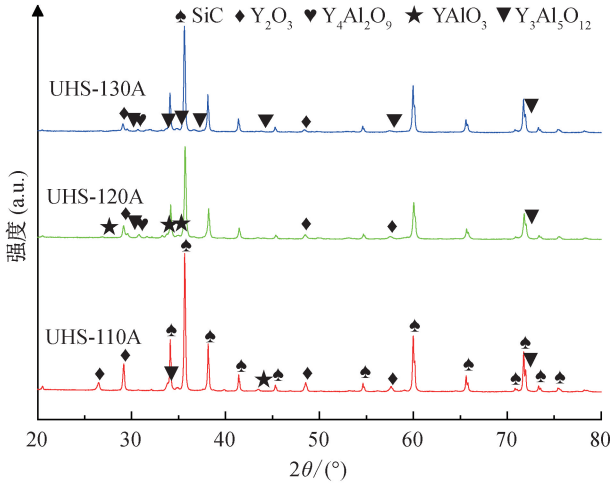


图 5 不同电流下烧结的 SiC 陶瓷 XRD 图谱

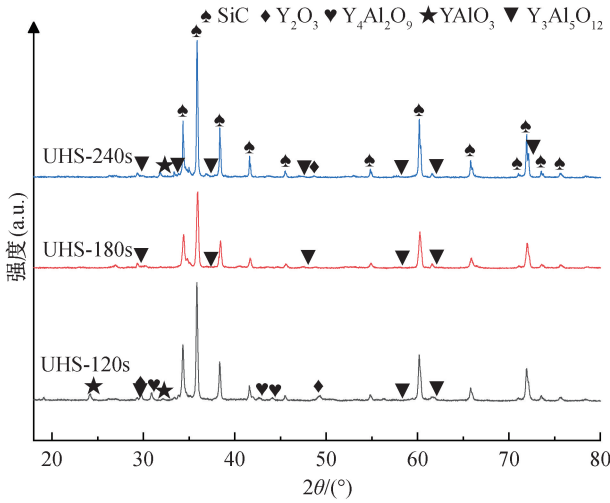


图 6 不同保温时间下烧结的 SiC 陶瓷 XRD 图谱

峰强度较低。当保温时间延长至 180 s 时,残余 Y₂O₃ 相衍射峰消失,YAM 和 YAP 等中间相的衍射峰大幅降低,而 YAG 相的衍射峰强度大幅增强,

成为主要的次生相,表明 Y_2O_3 已基本反应完全,且中间相已大量转化为 YAG 相。当保温时间进一步延长至 240 s 时, YAG 相的衍射峰强度趋于稳定, SiC 相的结晶度达到最高,表明在 180 s 到 240 s 的保温时间内, YAM 和 YAP 等中间相已基本转化为 YAG 相。

2.4 UHS 工艺参数对 SiC 陶瓷形貌的影响

图 7 为不同 UHS 工艺参数对 SiC 陶瓷宏观形貌的影响。从图 7 可知:随着施加电流(烧结温度)增大及保温时间延长,样品致密度逐渐提高,样品尺寸呈现明显的宏观收缩,颜色由灰白色逐渐过渡至深黑色。在高温下,石墨毡作为还原剂与 SiC 表面的微量氧化物发生了轻微的碳热还原反应,导致样品接触面出现了局部黑斑^[29]。

图 8 为 UHS 工艺参数对 SiC 陶瓷样品相对密

度与开孔率的影响曲线。从图 8(a)可知:随着电流的增大,样品相对密度快速提升,开孔率显著降低;当电流达到 130 A(约 1950 °C)时,样品已基本实现致密化,其相对密度和开孔率分别为 95% 和 3.22%。从图 8(b)可知:在 130 A 固定电流条件下,随着保温时间的延长,样品的相对密度进一步提高,开孔率持续降低;当保温时间达到 180 s 时,样品的相对密度和开孔率分别为 96% 和 2.25%;继续延长保温时间至 240 s 后,对致密度的提升效果不再显著。这是由于较高的烧结温度能够有效促进 SiC 陶瓷的致密化,而充足的保温时间有助于消除样品烧结过程中的温度梯度,使样品充分致密化。综上所述,确定 130 A 电流(约 1950 °C)、保温时间 240 s 为 UHS 工艺制备高致密 SiC 陶瓷的最佳工艺参数。

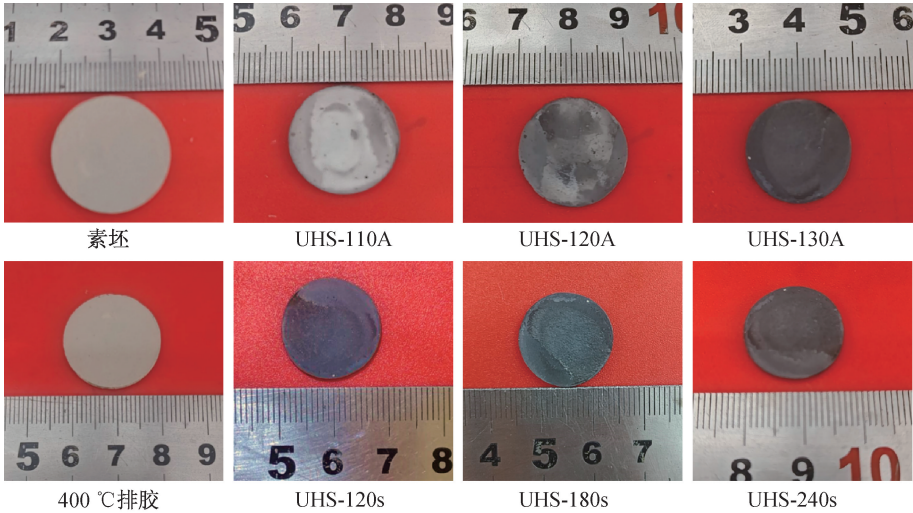


图 7 不同 UHS 工艺参数制备 SiC 陶瓷的宏观形貌

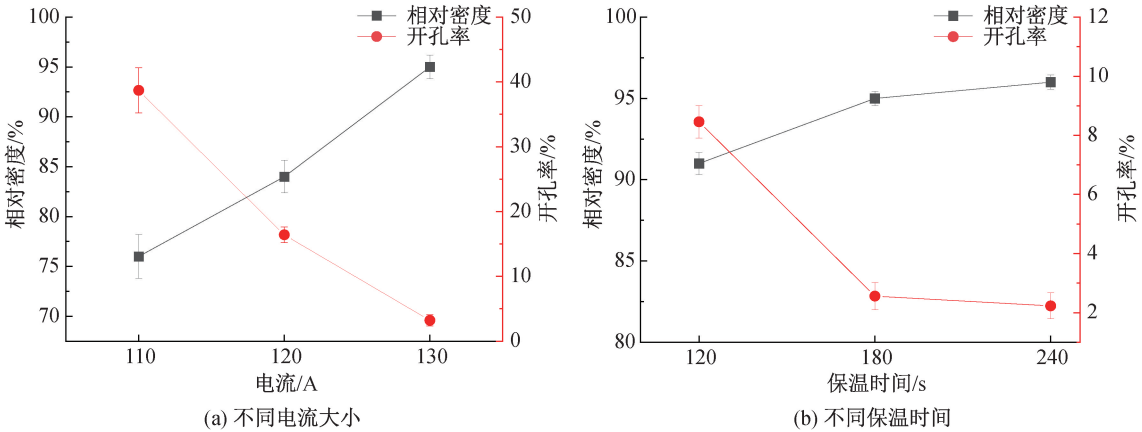


图 8 UHS 工艺参数对 SiC 陶瓷样品相对密度与开孔率的影响曲线

图 9 为不同烧结电流下烧结样品断口的微观形貌。从图 9 可知:当电流为 110 A 时, SiC 陶瓷烧结不充分,其断口呈疏松多孔结构(图 9(a)),断

裂模式以沿晶断裂为主,表明晶粒间的结合强度较弱;当电流增至 120 A 时,样品致密化程度有所改善,其断口呈现出致密区域与多孔区域共存的

混合形貌(图 9(b));当电流进一步提升至 130 A 时,断口呈现高度致密的微观结构,无明显晶界特征,断裂模式转变为穿晶断裂(图 9(c))。这表明

烧结电流的增加通过焦耳热效应提升了体系的烧结温度,加速了物质迁移过程,有效促进了 SiC 陶瓷的致密化。

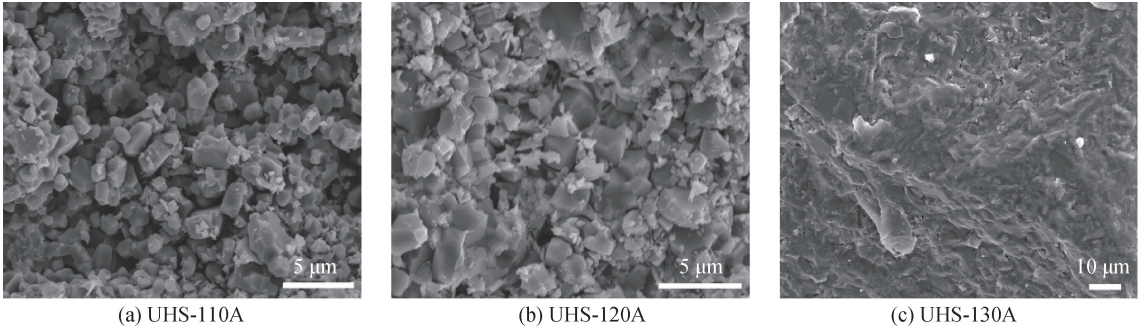


图 9 不同烧结电流下烧结样品断口的 SEM 图像

图 10 为不同保温时间下烧结样品断口的微观形貌。当保温时间为 120 s 时,断口处可观察到明显的残余孔隙与未充分结合的区域(图 10(a)),表明材料的致密化程度较低;随着保温时间延长至

180 s 和 240 s(图 10(b)—(c)),充足的保温时间促进了晶界扩散与物质迁移过程,孔隙逐渐收缩并减少,断口整体呈现致密形貌,断裂模式由沿晶断裂主导逐渐向穿晶断裂主导转变。

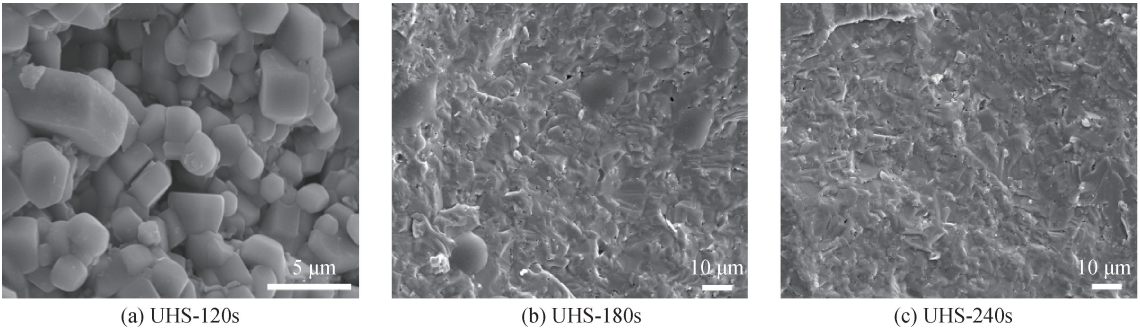


图 10 不同保温时间下烧结样品断口的 SEM 图像

图 11 和图 12 分别为致密 SiC 陶瓷经 NaOH 腐蚀后的抛光表面形貌及晶粒尺寸分布直方图。从图 11 可知,SiC 晶粒主要呈等轴状,少数呈长柱状。从图 12 可知,SiC 陶瓷晶粒尺寸随烧结温度的升高和保温时间的延长而增大。在液相烧结过程中,液

相会在晶界处形成连续或不连续的晶界相^[14]。相较于传统无压烧结,UHS 工艺凭借其超高的升温速率,促使材料迅速升温,快速越过以表面扩散为主的高温晶粒粗化阶段,在实现快速致密化的同时,有效抑制了 SiC 晶粒的过度长大。

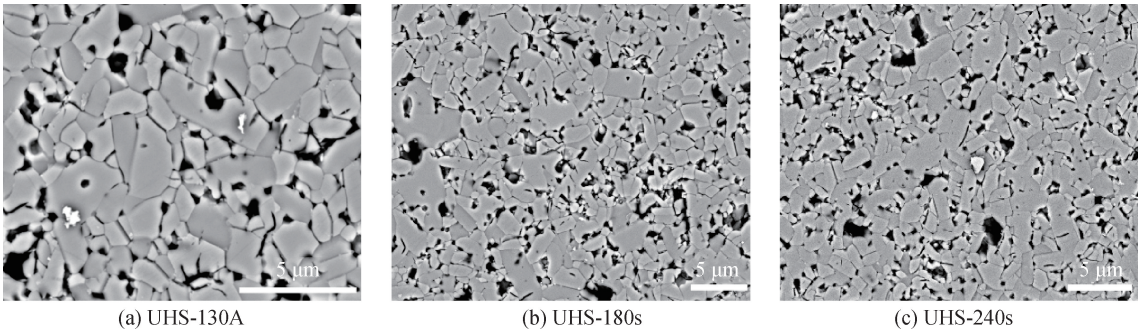


图 11 致密 SiC 陶瓷经 NaOH 腐蚀后的抛光表面 SEM 图

2.5 UHS 制备 SiC 陶瓷的力学性能

图 13 为不同 UHS 工艺参数制备的 SiC 陶瓷的维氏硬度(H_v)和断裂韧性(K_{IC})。当电流为 110 A 时,样品因开孔率过高无法获得清晰压痕,未能获得有效的硬度数据。从图 13 可知,随着电流的增大

和保温时间的延长,样品的硬度与断裂韧性均显著提高。在 130 A 电流、保温时间 240 s 的条件下,SiC 陶瓷展现出最优的力学性能,其维氏硬度为 24.58 GPa,断裂韧性为 4.88 MPa·m^{1/2}。

这种优异的力学性能归因于 UHS 工艺带来的

高致密度和细晶结构。在烧结过程中,液相助剂有效填充了孔隙,大幅降低了开孔率,通过抑制内部缺陷引起的应力集中,提升了样品的硬度;同时,UHS

工艺制备的 SiC 陶瓷具有细晶结构,其细小的晶粒可有效阻碍裂纹扩展,实现了断裂韧性的同步提升^[30]。

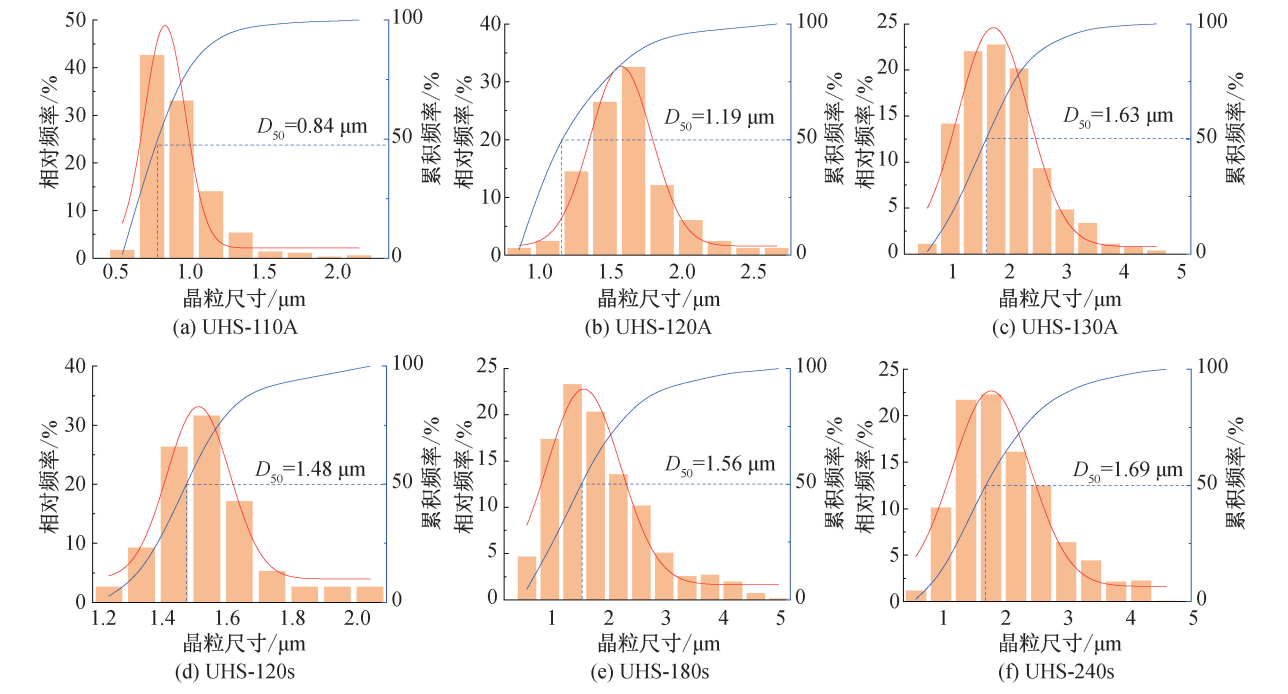


图 12 SiC 陶瓷晶粒尺寸分布直方图

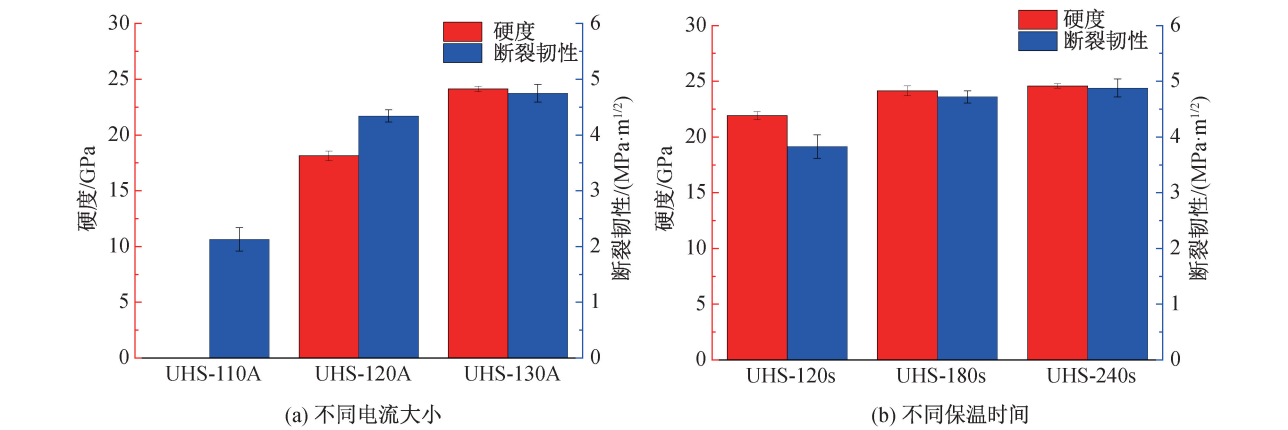


图 13 不同 UHS 工艺条件下烧结 SiC 陶瓷的力学性能

表 2 对比了 UHS 工艺与其他方法制备 SiC 陶瓷的力学性能。结果显示,UHS 工艺制备的 SiC 陶瓷具有与传统工艺文献报道相当的硬度和断裂韧性。更重要的是,该工艺具有成本低、加工周期短等显著优势。综上所述,UHS 技术在高效、低成本制备高性能 SiC 陶瓷领域展现出广阔的应用前景。

表 2 不同工艺方法制备的 SiC 陶瓷力学性能对比				
烧结方法	相对密度/%	断裂韧性/(MPa·m ^{1/2})	硬度/GPa	参考文献
无压液相烧结	98.1	4.07	26.13	[31]
震荡压力烧结	98.5	4.33	24.28	[32]
闪速烧结	94.3	5.04	24.70	[19]
UHS	96.2	4.88	24.58	本文

3 结 论

本文以 α -SiC 为原料, Al_2O_3 和 Y_2O_3 为液相烧结助剂,采用 UHS 技术在 5 min 内实现了高性能 SiC 陶瓷的快速致密化,并探究了烧结工艺参数对 SiC 陶瓷微观结构及力学性能的影响,主要结论如下:

- a) 确定了最佳工艺参数为电流 130 A(约 1950 $^{\circ}\text{C}$)、保温时间 240 s。在此条件下制备的 SiC 陶瓷综合性能优异:相对密度 $\geq 95\%$,维氏硬度达 24.58 GPa,断裂韧性达 4.88 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。
- b) UHS 技术凭借高达 1000 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的升温速

率,使样品迅速加热至液相烧结温度,驱动烧结助剂依次反应生成 YAM、YAP 相及 YAG 相,通过液相辅助的颗粒重排和溶解-沉淀机制,在促进致密化的同时有效抑制了晶粒粗化。

c) SiC 陶瓷优异的力学性能与高致密度及细晶结构密切相关。高致密度使断裂模式由沿晶断裂转变为穿晶断裂,有效降低了应力集中;细晶结构可有效阻碍裂纹的传播,显著提高了断裂韧性。

综上所述,本研究利用 UHS 技术将 SiC 陶瓷的烧结周期从数小时大幅缩短至 5 min 内,在保持优异性能的同时显著降低了能耗,并表征了 SiC 陶瓷的微结构和力学性能,可为高性能 SiC 陶瓷的低成本、规模化生产提供了理论依据与实验参考。

参考文献:

- [1] Lee E J, Lee D H, Kim J C, et al. Densification behavior of high purity SiC by hot pressing[J]. *Ceramics International*, 2014, 40(10): 16389-16392.
- [2] Papanasam E, Prashanth Kumar B, Chanthini B, et al. A comprehensive review of recent progress, prospect and challenges of silicon carbide and its applications[J]. *Silicon*, 2022, 14(18): 12887-12900.
- [3] Yoon D H, Reimanis I E. A review on the joining of SiC for high-temperature applications [J]. *Journal of the Korean Ceramic Society*, 2020, 57(3): 246-270.
- [4] Rayrat G, Bald Y, Moitrier F, et al. Alumina-SiC composites for enhanced ballistic performance using Spark Plasma Sintering [J]. *Ceramics International*, 2026, 52(3): 3310-3323.
- [5] Hayun S, Paris V, Mitrani R, et al. Microstructure and mechanical properties of silicon carbide processed by Spark Plasma Sintering (SPS)[J]. *Ceramics International*, 2012, 38 (8): 6335-6340.
- [6] N Zhang, H Q Ru, Q K Cai, et al. The influence of the molar ratio of Al_2O_3 to Y_2O_3 on sintering behavior and the mechanical properties of a SiC- Al_2O_3 - Y_2O_3 ceramic composite. [J] *Materials Science and Engineering: A*. 2008, 486(1): 262-266.
- [7] 郜玉含, 李晓云, 丘泰. 液相烧结 SiC 陶瓷性能的研究[J] *压电与声光*, 2011, 33(2): 295-298.
- [8] Kim Y H, Kim Y W, Kim K J. Electrically conductive SiC ceramics processed by pressureless sintering[J]. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2019, 16(2): 843-849.
- [9] Šajgalík P, Sedláček J, Lenčák Z, et al. Additive-free hot-pressed silicon carbide ceramics: a material with exceptional mechanical properties[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, 36(6): 1333-1341.
- [10] Li F F, Zhu M, Chen J, et al. High-strength and low-silicon SiC ceramics prepared by extrusion molding 3D printing[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, 44(2): 617-625.
- [11] 贺国旭, 曹测祥, 韩永军, 等. 反应烧结制备碳化硅陶瓷及其

性能研究[J]. *耐火材料*, 2022, 56(2): 146-149.

- [12] 王凤, 王秀玲. 碳化硅陶瓷烧结技术的研究及应用[J]. *热加工工艺*, 2025, 54(12): 18-21.
- [13] Wang C W, Ping W W, Bai Q, et al. A general method to synthesize and sinter bulk ceramics in seconds[J]. *Science*, 2020, 368(6490): 521-526.
- [14] German R M, Suri P, Park S J. Review: liquid phase sintering [J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44(1): 3008.
- [15] Liang H Q, Yao X M, Huang Z R, et al. Effect of sintering techniques on the microstructure of liquid-phase-sintered SiC ceramics[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, 36(8): 1863-1871.
- [16] Reavley M J, Guo H L, Yuan J M, et al. Ultrafast high-temperature sintering of barium titanate ceramics with colossal dielectric constants [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, 42(12): 4934-4943.
- [17] Bhandari S, Manière C, Sedona F, et al. Ultra-rapid debinding and sintering of additively manufactured ceramics by ultrafast high-temperature sintering [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, 44(1): 328-340.
- [18] Kim M, Kim U, Kim S, et al. Ultrafast high-temperature sintering of aluminum nitride[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2025, 45(3): 117025.
- [19] Gibson A, Li Y S, Bonilla R S, et al. Pressureless flash sintering of α -SiC: Electrical characteristics and densification [J]. *Acta Materialia*, 2022, 241: 118362.
- [20] Goldstein A, Kaplan W D, Singurindi A. Liquid assisted sintering of SiC powders by MW (2.45 GHz) heating[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2002, 22(11): 1891-1896.
- [21] Candelario V M, Moreno R, Todd R I, et al. Liquid-phase assisted flash sintering of SiC from powder mixtures prepared by aqueous colloidal processing[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, 37(2): 485-498.
- [22] Saunders T, Grasso S, Reece M J. Ultrafast-contactless flash sintering using plasma electrodes[J]. *Scientific Reports*, 2016, 6: 27222.
- [23] Ye F X, Luo T Y, Meng F W, et al. Structure, thermal and mechanical properties of mid-entropy thermal barrier ceramic $(Y_{0.3}Gd_{0.3}Yb_{0.4})_4Hf_3O_{12}$ prepared by ultrafast high-temperature sintering[J]. *Ceramics International*, 2024, 50 (1): 181-187.
- [24] 许洁, 周小兵, 徐凯, 等. 高致密碳化硅陶瓷的低温液相烧结 [J]. *陶瓷学报*, 2022, 43(3): 448-454.
- [25] Bao S Z, Cui Y, He Q L, et al. Microstructure and mechanical properties of ultrafine WC hard alloy prepared by high-energy ball milling using ZrO_2 beads. [J] *Ceramics International*, 2026, 52(3): 3563-3572.
- [26] Bastwros M, Kim G Y, Zhu C, et al. Effect of ball milling on graphene reinforced Al6061 composite fabricated by semi-solid sintering[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2014, 60: 111-118.

[27] Berends A C, van de Haar M A, Krames M R. YAG: Ce³⁺ phosphor: from micron-sized workhorse for general lighting to a bright future on the nanoscale[J]. Chemical Reviews, 2020, 120(24): 13461-13479.

[28] Shyu J J, Li A R. TEM study on the formation of core-ring microstructure in calcined Y₃Al₅O₁₂ powders prepared by inverse co-precipitation method[J]. Materials Chemistry and Physics, 2025, 333: 130403.

[29] Ye F X, Meng F W, Luo T Y, et al. Ultrafast high-temperature sintering of (Y_{0.2}Dy_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Yb_{0.2})₄Hf₃O₁₂ high-entropy ceramics with defective fluorite structure [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(11): 4686-4691.

[30] Kim D H, Kim C H. Toughening behavior of silicon carbide with additions of yttria and alumina [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1990, 73(5): 1431-1434.

[31] Liang H Q, Yao X M, Zhang H, et al. The effect of TiC on the liquid phase sintering of SiC ceramics with Al₂O₃ and Y₂O₃ additives[J]. Key Engineering Materials, 2014, 602/603: 197-201.

[32] Si H Y, Zhu T B, Liang X, et al. Mechanical and tribological properties of SiC ceramics fabricated by oscillatory pressure sintering with Y₂O₃ and Al₂O₃ aids [J]. Ceramics International, 2025, 51(28): 58121-58131.

团队介绍

陈建军教授团队致力于先进陶瓷材料与纤维方面的研究,主要研究方向包括 SiC 陶瓷基复合材料、SiC 纳米纤维和连续 SiC 纤维等。陈建军,博士,教授,博导,是浙江理工大学材料科学与工程学院先进陶瓷材料与纤维研究所所长、中国机械工程学会工程陶瓷专业委员会常务理事、中国硅酸盐学会特种陶瓷分会理事、浙江省材料研究学会理事、杭州市硅酸盐学会理事和《硅酸盐通报》编委。2010 年入选浙江省省级领军人才。浙江大学材料系博士毕业,先后于美国佐治亚理工学院、澳大利亚卧龙岗大学和日本京都工艺纤维大学访学。团队承担国家自然科学基金项目 3 项、浙江省自然科学基金项目 3 项、浙江省科技厅项目 2 项、浙江省人事厅项目 1 项、企业合作项目 10 余项;在国内外期刊发表论文 100 余篇,获授权国家发明专利 50 余件。

(责任编辑:张会巍)