

基于六面体胞体结构的碳化硅多孔陶瓷燃烧特性

徐博文¹, 潘丽萍¹, 梁 雄¹, 王 宇^{2,3}, 李亚伟¹, 戴亚洁¹, ALBERTO Ortona⁴, RYU Sungsoo⁵

(1. 耐火材料与冶金国家重点实验室, 国家高温材料与炉衬技术省级联合工程研究中心, 钢铁工业耐火材料新技术教育部国际合作联合实验室, 武汉科技大学, 武汉 430081, 中国; 2. 低碳燃烧与动力研究中心, 武汉理工大学, 武汉 430070, 中国; 3. 国家能源氢能及氨氢融合新能源技术重点实验室, 佛山仙湖实验室, 广东, 佛山 528216, 中国; 4. 创新技术系(DTI), 瑞士南部应用科学与艺术大学, 卢加诺 6962, 瑞士; 5. 韩国陶瓷工程技术研究所工程材料中心, 利川 17303, 韩国)

摘 要: 针对传统陶瓷浆料复制聚氨酯泡沫工艺中存在的孔隙率难以精确控制和孔结构均匀性不足的问题, 本工作引入一种基于规则六面体胞体结构的双斜方体设计方法, 用于制备高性能多孔介质燃烧器用多孔陶瓷部件。通过精细调控一系列设计参数, 如胞元体边长、孔筋直径以及阵列层数, 探讨了这些参数对多孔陶瓷材料强度和燃烧特性的影响机制。结果表明, 在低孔隙率(<90%)区域, 通过增加孔筋直径降低孔隙率的方法, 对多孔陶瓷材料强度和燃烧特性的影响更明显。在高孔隙率(≥90%)区域, 通过减小胞元体边长和增加阵列层数降低孔隙率, 其对多孔陶瓷材料的燃烧特性影响更为显著, 当孔隙率降低 3% 时, 燃烧时最高表面温度均降低 50.0 °C 左右; 发现孔筋直径降低孔隙率对多孔陶瓷材料的强度影响更为显著, 当孔隙率降低约 8% 时, 其耐压强度均可以提升 1 倍左右, 在该区域, 通过适当增加多孔陶瓷材料的孔筋直径(从 1.4 mm 增加到 2.0 mm), 可以使其耐压强度提升到 0.60 MPa, 而燃烧时最高表面温度仅降低 12.7 °C, CO 排放仅增加 11.26 mg/m³ 从而达到强度和燃烧特性的协同作用。

关键词: 孔隙率; 胞体结构; 强度; 燃烧特性; 双斜方体

中图分类号: TK16 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2025)09-2675-12

网络出版时间: 2025-08-13



随着新能源技术的迅猛发展, 尤其是太阳能和风能等可再生能源、先进储能技术和高效能源利用技术的广泛应用, 全球正逐步减少对传统化石燃料的依赖。这一转型不仅提升了能源利用效率, 还显著降低了环境污染, 为构建可持续能源体系奠定了坚实基础^[1-4]。多孔介质燃烧技术作为一种新型的高效能源利用技术, 依托多孔介质材料的特性, 使预混气体在三维通孔内完成燃烧。燃烧产生的热量通过多孔介质的对流和辐射作用对预混气体进行加热, 实现了预混气体的“超绝热燃烧”, 即“过焓燃烧”。这种燃烧方式不仅提高了气体燃烧效率^[5], 降低了污染物排放^[6], 还显著拓宽了燃料贫燃极限^[7], 为低热值气体燃料的高效清洁利用提供了新的途径^[8-9]。

多孔陶瓷作为多孔介质燃烧技术的核心元件, 其性能直接决定了整个燃烧系统的效率与稳定性。

目前, 多孔燃烧器多采用陶瓷浆料复制聚氨酯泡沫的方法制备其多孔陶瓷结构; 然而, 该方法导致随机分布的不规则孔结构, 使孔隙形状和大小不均匀, 整体孔隙率波动较大, 难以实现孔隙率的精确控制^[10-11]。此外, 不规则孔结构使气体在燃烧器内部流动时的阻力难以预测, 影响气体流动特性和热传递效率, 进而降低燃烧效率并导致温度分布不均匀^[12-13]。因此, 为提升多孔燃烧器性能, 亟需探索更精确的制备方法, 以实现孔隙率的可控性和孔结构的均匀性, 从而优化气体流动和热传递的效率。

多孔介质的胞体结构(包括胞状尺寸、孔隙率和形貌)与陶瓷内燃气流场状态密切相关^[14-16]。Paek 等^[17]研究发现, 在保持孔隙率恒定的条件下, 减小孔尺寸可以显著增加流动通道的表面积与体积比, 从而提升热交换效率。同时, 孔隙率和孔尺寸大小的

收稿日期: 2024-10-18。 修订日期: 2024-12-13。

基金项目: 国家自然科学基金(U22A20127, 52304356, 52472303)和湖北省重点研发计划(2023BCB100)。

第一作者: 徐博文(1999—), 男, 硕士研究生。

通信作者: 潘丽萍(1983—), 女, 博士, 副教授。

Received date: 2024-10-18. Revised date: 2024-12-13.

First author: XU Bowen (1999—), male, Master Candidate.

E-mail: 1027836459@qq.com

Correspondent author: PAN Liping (1983—), female, Ph.D. Associate Professor.

E-mail: panliping@wust.edu.cn

变化对压降特性也有直接影响^[18]：当孔径从 2.5 mm 减小到 0.65 mm 时，在 3 m/s 的流速条件下，压降从 2500 Pa/m 增加到 6000 Pa/m，而渗透率则相应地从 2.4 m²/(kPa·s) 降低到 0.7 m²/(kPa·s)。此外，孔隙率的增减同样对渗透率产生了显著影响。将孔隙率从 94% 降低到 89%，渗透率显著下降，从 1.1 m²/(kPa·s) 降低到 0.9 m²/(kPa·s)。不难发现，孔结构的细微调控与孔隙率的变化在平衡流体流动性能中起关键作用。

然而，通过提升不规则结构的泡沫体孔隙率带来的高效热传递，通常伴随材料力学强度的下降^[19]。这主要归因于不规则孔结构的分布和形状不均匀，导致材料内部的应力集中和弱点增加^[20–21]。为解决这一难题，文献[22]提出采用阵列结构的创新思路，通过设计优化孔的形状和排列方式实现孔结构的均匀化，从而有效分散并减少应力集中，使得材料在保持高孔隙率促进热传递的同时，依然能够维持较强的力学强度。阵列结构中的孔隙分布更为有序，孔与孔之间的支撑结构提供了额外的支持力，减少了因形状和分布不均带来的结构弱点，进而增强材料抵抗外部压力和冲击的能力；然而，这种阵列结构在实际应用中仍面临较高的制造成本和复杂性，尤其是在满足不同孔隙设计参数的精密制造时，对设备精度要求较高，增加了系统的复杂性和适用性限制。此外，涉及多种孔隙几何结构的性能规律尚未系统化，理论指导范围较为局限。Liang 等^[23]对六面体、八面体、十四面体阵列结构多孔陶瓷的研

究，同样显示出较泡沫结构更高的力学强度，这一研究进一步揭示了多面体阵列在材料性能高效化中的潜力，尤其是为平衡燃烧效率与力学性能提供了实践依据。然而，这种多面体阵列方法的制备工艺仍然复杂，且无法实现对不同孔隙率与孔形分布适配性的全面分析，限制了材料的实际推广及在燃烧技术中的广泛应用。

基于此，本工作设计了一种双斜方体形状多孔骨架结构，旨在开发一种孔隙率可调但结构保持高度一致的多孔陶瓷。通过精细调控阵列胞元体的设计参数并优化制备工艺，实现对多孔陶瓷孔隙率的精确控制。研究深入探索不同孔隙率下多孔陶瓷的强度和燃烧特性变化规律，并借助数值模拟手段探讨其相互作用的物理机制。通过上述优化阵列结构的研究，改变孔隙率以促进高效燃烧和热传递的同时，保持材料的强度，进而实现力学强度与燃烧效率的协同作用，为多孔陶瓷的优化设计与性能提升提供科学依据，推动更高效、更清洁燃烧技术的发展。

1 实验

1.1 多孔陶瓷结构设计

图 1 为模型设计及样品制备过程示意图。由图 1a 和图 1b 可见，通过将基础六面体胞元结构旋转 α 角度，得到一种新型双斜方体胞元结构。基于这一设计理念，构造了阵列结构 $S_{0_d_{0.6_a_{7.0_}\epsilon_{97}}$ ，如图 1c 所示。采用 SLA(立体光固化成型技术)，基于

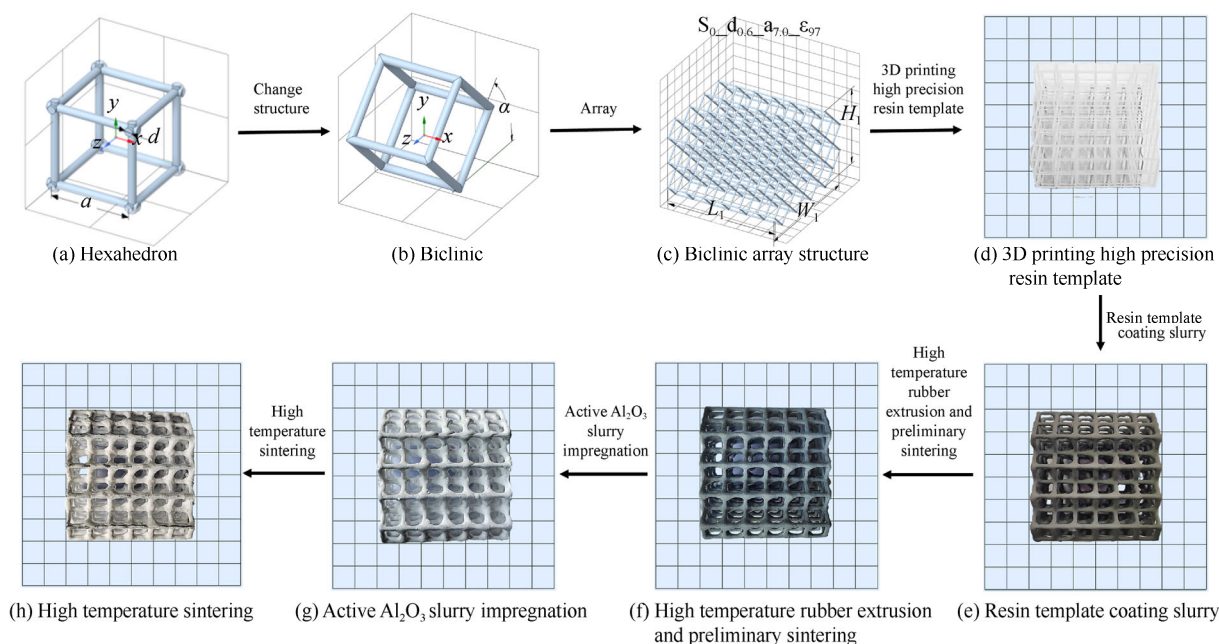


图 1 模型设计及样品制备过程示意图几何模型图

Fig. 1 Schematic diagram of model design and sample preparation process

设计的双斜方体多孔骨架结构($S_0_d_{0.6_a_{7.0_}\varepsilon_{97}}$), 制备高精度的树脂模板, 如图 1d 所示。随后通过模板复制法, 首先以 3D 打印具有阵列结构的网状多孔树脂为模板, 然后经过碳化硅浆料的涂覆、110 °C 干燥以及 850 °C 预烧, 最后真空浸渍氧化铝浆料并在 1400 °C 高温烧结制备碳化硅多孔陶瓷。其中, 碳化硅浆料的制备是以 SiC 粉体、活性氧化铝粉和硅微粉为原料, 通过添加外加剂和去离子水, 经搅拌制得。实验过程以及烧制工艺见文献[24]。图 1e~图 1h 为 SiC 多孔陶瓷在制备过程中的关键步骤示意图。

在设计过程中, 首先设计孔隙率 ε 范围为 96%~99% 的模型组 S_0 。以 $S_0_d_{0.6_a_{7.0_}\varepsilon_{97}}$ 结构为例, 其具体几何参数如下: 胞元体边长 $a=7.0$ mm, 孔筋直径 $d=0.6$ mm, 阵列层数 $n=3.0$ 。根据工业燃烧器用多孔陶瓷结构的尺寸, 其阵列结构长宽高 $L_1 \times W_1 \times H_1=42.0$ mm $\times$ 44.6 mm $\times$ 29.7 mm, 同时该结构孔隙率 $\varepsilon=97\%$ 。进一步地, 通过改变结构参数如等效单元胞体的边长 a 和阵列层数 n 等, 设计了一系列孔隙率相近的 S_0 组其他阵列结构, 其孔筋直径 d 保持 0.6 mm 不变, 胞元体边长 a 范围为 5.3~10.5 mm, n 范围为 2.5~4.0, 名称依次为模型 $S_0_a_{10}$ 、模型 $S_0_a_8$ 、模型 $S_0_a_7$ 、模型 $S_0_a_6$ 、模型 $S_0_a_5$, 各模型

参数如表 1 所示。

孔隙率 ε 的计算基于多孔陶瓷的实际尺寸和孔筋直径, 首先通过物理测量获取平均孔筋直径 d , 然后在 ANSYS-SpaceClaim 软件中建立三维模型, 精确计算骨架体积 V_s 和总体积 V_0 , 求解如下:

$$\varepsilon = \frac{V_s}{V_0} \times 100\% \quad (1)$$

其次, 在上述 S_0 结构的基础上, 通过工艺调控参数 d , 制备了 2 组孔隙率不同的 SiC 多孔陶瓷结构, 分别命名为样品 S_1 组和样品 S_2 组。其中, 样品组 S_1 的 $d=1.4$ mm, 孔隙率范围为 82%~93%, 名称依次为样品 $S_{1_a_{10}}$ 、样品 $S_{1_a_8}$ 、样品 $S_{1_a_7}$ 、样品 $S_{1_a_6}$ 、样品 $S_{1_a_5}$; 样品组 S_2 的 $d=2.0$ mm, 孔隙率范围名称为 66%~86%, 名称依次为样品 $S_{2_a_{10}}$ 、样品 $S_{2_a_8}$ 、样品 $S_{2_a_7}$ 、样品 $S_{2_a_6}$ 、样品 $S_{2_a_5}$, 上述多孔陶瓷结构相关参数见表 2。由表 1 和表 2 的 ε 可以看出, 随着设计孔隙率 ε_{S0} 的降低, 实际样品孔隙率 ε_{s1} 与 ε_{s2} 明显下降。例如, 从样品 $S_{0_a_{10}}$ 到 $S_{0_a_5}$, 设计孔隙率 ε_{S0} 下降了 3%, 样品 S_1 组的实际孔隙率降低幅度 $\Delta\varepsilon_{s1}$ 为 11%, 降幅从 6%增加至 14%, 而样品 S_2 组的实际样品孔隙率 $\Delta\varepsilon_{s2}$ 减少了 20%, 降幅从 13%增加至 30%。

表 1 设计模型结构参数
Table 1 Design model structure parameters

Sample No.	Model name	a /mm	d /mm	n /layer	L_1 /mm	W_1 /mm	H_1 /mm	ε /%
$S_{0_a_{10}}$	$S_{0_d_{0.6_a_{10.5_}\varepsilon_{99}}$	10.5	0.6	2	42.0	44.6	29.7	99
$S_{0_a_8}$	$S_{0_d_{0.6_a_{8.4_}\varepsilon_{98}}$	8.4	0.6	2.5	42.0	47.5	29.7	98
$S_{0_a_7}$	$S_{0_d_{0.6_a_{7.0_}\varepsilon_{97}}$	7.0	0.6	3	42.0	44.6	29.7	97
$S_{0_a_6}$	$S_{0_d_{0.6_a_{6.0_}\varepsilon_{97}}$	6.0	0.6	3.5	42.0	46.7	29.7	97
$S_{0_a_5}$	$S_{0_d_{0.6_a_{5.3_}\varepsilon_{96}}$	5.3	0.6	4	42.0	44.5	29.7	96

a is the length of the cell body. d is the diameter of the hole reinforcement. n is the number of layers in the array. L_1 is the length of the porous ceramic model. W_1 is the width, and H_1 is the height. ε is the porosity.

表 2 实际样品结构参数
Table 2 Actual sample structural parameters

Sample No.	Sample name	a /mm	d /mm	n /layer	L_1 /mm	W_1 /mm	H_1 /mm	ε /%
$S_{1_a_{10}}$	$S_{1_d_{1.4_a_{10.5_}\varepsilon_{93}}$	10.5	1.4	2	45.2	46.0	32.6	93
$S_{1_a_8}$	$S_{1_d_{1.4_a_{8.4_}\varepsilon_{90}}$	8.4	1.4	2.5	45.5	49.9	32.5	90
$S_{1_a_7}$	$S_{1_d_{1.4_a_{7.0_}\varepsilon_{87}}$	7.0	1.4	3	44.9	47.3	33.1	87
$S_{1_a_6}$	$S_{1_d_{1.4_a_{6.0_}\varepsilon_{84}}$	6.0	1.4	3.5	44.9	49.0	31.9	84
$S_{1_a_5}$	$S_{1_d_{1.4_a_{5.3_}\varepsilon_{82}}$	5.3	1.4	4	43.8	46.7	31.6	82
$S_{2_a_{10}}$	$S_{2_d_{2.0_a_{10.5_}\varepsilon_{86}}$	10.5	2.0	2	45.5	47.5	33.0	86
$S_{2_a_8}$	$S_{2_d_{2.0_a_{8.4_}\varepsilon_{81}}$	8.4	2.0	2.5	44.5	50.9	32.2	81
$S_{2_a_7}$	$S_{2_d_{2.0_a_{7.0_}\varepsilon_{76}}$	7.0	2.0	3	45.1	47.6	32.6	76
$S_{2_a_6}$	$S_{2_d_{2.0_a_{6.0_}\varepsilon_{70}}$	6.0	2.0	3.5	45.3	49.1	31.9	70
$S_{2_a_5}$	$S_{2_d_{2.0_a_{5.3_}\varepsilon_{66}}$	5.3	2.0	4	45.4	47.5	32.2	66

1.2 样品表征

采用 TSE104B 型万能材料试验机对多孔陶瓷结构进行耐压强度测试, 测试条件: 加载速率 0.5 mm/min。测试过程中, 使用直径为 $\phi=100$ mm 的圆形加载板对样品施加压力, 通过记录破坏载荷, 计算各样品的最大耐压强度 σ_s 。

燃烧平台测试系统由燃烧器主体结构、供气系统、流量控制单元及数据采集系统组成, 如图 2 所示。燃烧器主体(60 mm×60 mm×40 mm)采用不锈钢材料(厚度 2 mm)制成, 底部钻有均匀分布的孔洞。预热区域配置有特定孔隙率的 SiC 多孔陶瓷, 燃烧区则

放置不同孔隙率的多孔陶瓷样品。测试过程中, 采用高纯度甲烷(甲烷含量大于 99.9%)气体和压缩空气分别作为燃料和助燃剂。陶瓷结构与混合腔通过特殊设计实现无缝对接, 其间嵌入 5 mm 高温隔热棉以隔绝热量传递。燃烧器内部配置有双孔隙网状多孔陶瓷, 预热区选用 50 mm×50 mm、高 20 mm、60 PPI 孔隙的 SiC 陶瓷, 燃烧区则采用上述设计的不同孔隙率多孔陶瓷样品。为进一步提升隔热效果, 燃烧器内壁增设高温隔热棉。燃烧区上方安装石英玻璃管, 以优化烟气采集。采用德国 testo 350 烟气分析仪监测烟气成分与温度, 红外热像仪记录温度变化。

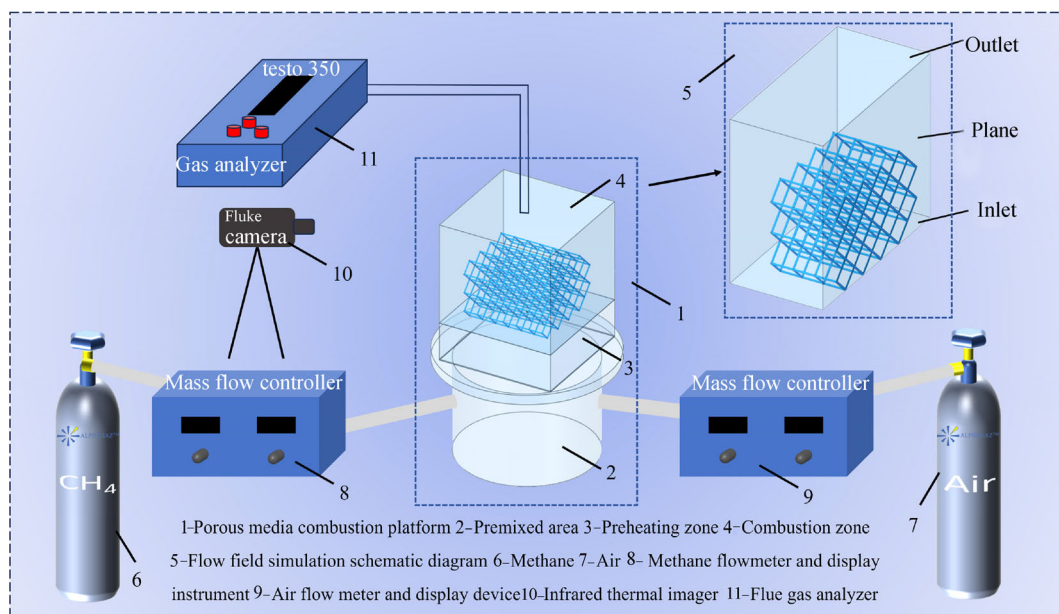


图 2 燃烧平台实验装置示意图

Fig. 2 Schematic diagram of combustion platform experimental device

1.3 数学模型

采用数值模拟方法对上述多孔陶瓷在单轴压缩下的应力分布及陶瓷内燃烧机理展开研究。其中, 采用 ANSYS-Static Structural 模块进行应力分布分析, 利用 ANSYS-Fluent 模块对多孔介质的流场进行了有限元分析, 评估了不同孔隙率对气体扰动、传热行为及流体压降和热交换效率的影响。

通过 ANSYS-Static Structural 模块, 设定了与文献[25]相符的 SiC 骨架材料参数(泊松比 0.27、杨氏模量 34.85 GPa), 并给定了位移边界条件(轴向压缩应变为 5×10^{-7} m), 上表面为位移加载面, 下表面为固定支撑面, 模拟中加载速度与耐压实验中的一致(0.5 mm/min)。模型中节点应力采用胡克定律及泊松比关系计算, 如下:

$$F = E_{\epsilon} \quad (2)$$

$$[K]\{x\} = \{F\} \quad (3)$$

$$\delta_x = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \left(\epsilon_x + \frac{\nu}{1-\nu} \epsilon_y \right) \quad (4)$$

$$\delta_y = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \left(\epsilon_y + \frac{\nu}{1-\nu} \epsilon_x \right) \quad (5)$$

其中: F 为加载在模型上的力; E 为杨氏模量; ϵ 为应变; K 为常数矩阵; x 为位移; ϵ_x 、 ϵ_y 为应变; σ_x 、 σ_y 为应力; ν 为泊松比。

采用 ANSYS-Fluent 对模型内的流场进行了模拟, 构建了流场模型, 外部尺寸为 50 mm×50 mm×40 mm($L_2 \times W_2 \times H_2$), 流场模拟示意图如图 2 所示。下表面为混合气体入口, 上表面为出口, 预混气体速率设定为 1 m/s。

流场模拟中, 采用理想气体定律计算流体密度, 并假设流体为不可压缩, 求解了稳态连续性方程、Navier-Stokes 方程、能量方程和湍流方程。流体动力守恒方程如下:

$$\frac{\partial V}{\partial t} + (\mathbf{V} \cdot \nabla) \mathbf{V} = \mathbf{f} - \frac{1}{\rho} \nabla p + \frac{\nu}{\rho} \nabla^2 \mathbf{V} \quad (6)$$

$$\nabla \cdot \mathbf{V} = 0 \quad (7)$$

其中: ρ 为流体密度; $\mathbf{V}$ 为速度矢量; p 为压力; ∇ 为梯度运算符; $\mathbf{f}$ 为单位体积流体受的外力(主要考虑重力)。

通过模拟计算了流体通过多孔介质的压降(ΔP)及热交换效率(η_{th}), 以评估不同孔隙率多孔框架的性能。

$$\Delta P = P_{inlet} - P_{outlet} \quad (8)$$

$$\eta_{th} = Q \cdot \left(\frac{m \Delta P}{\rho} \right) \quad (9)$$

其中: P_{inlet} 和 P_{outlet} 分别为模型入口和出口处的流体压力值; η_{th} 为热交换效率; Q 为通过固体表面的热通量; m 为空气质量流量; ρ 为空气的质量密度。

2 结果与讨论

2.1 胞体结构参数对强度的影响

图 3 为在 0.5 mm/min 加载速率下, 2 组不同孔

隙率 SiC 多孔陶瓷结构的最大耐压强度 σ_s 。由图 3a 可见, 随着孔隙率的逐步降低, 样品组 S₁ 的多孔陶瓷结构最大耐压强度 σ_s 呈现明显的非线性增长趋势。当孔隙率从 93% 降低到 82% 时, σ_s 从 0.23 MPa 增加到 0.63 MPa, 即多孔结构孔隙率下降 9%, 其 σ_s 增加了 0.40 MPa。此外, 在高孔隙率区域($\epsilon \geq 90\%$), 通过减小胞元体边长 a (从 10.5 mm 减小到 8.4 mm) 和层数 n (从 2.0 层增加到 2.5 层), 孔隙率降低了 3%, σ_s 仅增加 30.4%; 而通过增大孔筋直径 d (从 1.4 mm 增加到 2.0 mm), 孔隙率降低了约 7%, σ_s 增加约 100%, 如样品 S_{2_a10} 的 σ_s 从 0.23 MPa 提升至约 0.45 MPa。在低孔隙率区域($\epsilon < 90\%$), 通过增加孔筋直径 d 降低孔隙率增大 σ_s , 增幅约为 100%; 而通过减小胞元体边长 a 和增加层数 n 降低孔隙率增大 σ_s , 最大增幅仅为 46.8%。随着孔隙率的降低, SiC 多孔陶瓷结构的 σ_s 显著提高, 通过增加孔筋直径 d , 可以明显提升多孔陶瓷的 σ_s 。孔隙率的降低与 SiC 多孔陶瓷结构最大耐压强度 σ_s 的提升之间存在正相关性。

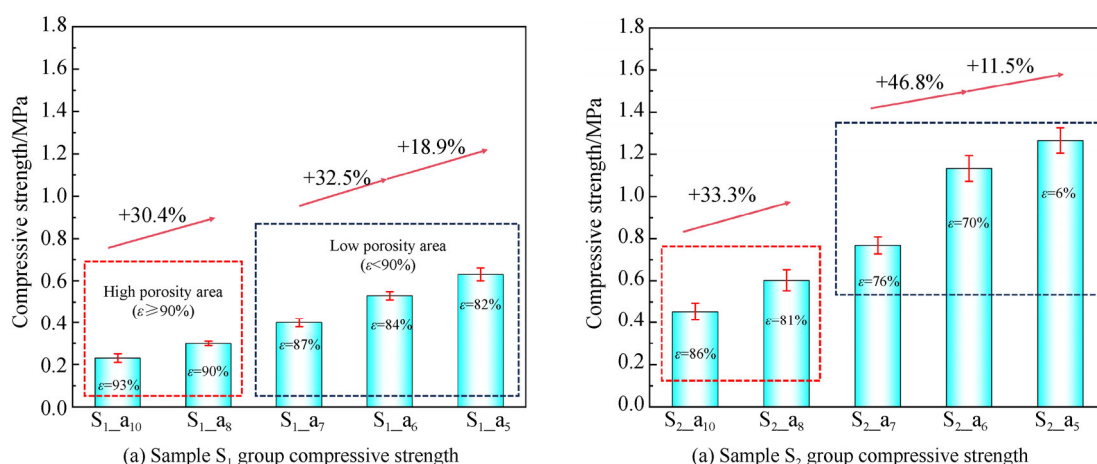


图 3 不同孔隙率多孔陶瓷的耐压强度
Fig. 3 Compressive strength of porous ceramics with different porosities

2.2 胞体结构参数对燃烧特性的影响

在相同的实验条件下(当量比为 0.65, 甲烷浓度为 45.7 mg/L、甲烷流量 0.82 NL/min、空气流量 12 NL/min), 开展了 SiC 多孔陶瓷结构的燃烧特性研究。样品组 S₁ 和 S₂ 燃烧过程中的升温速率和表面温度分布如图 4 和图 5 所示。结合图 4a 的升温曲线可知, 样品 S_{1_a10} 的 SiC 多孔陶瓷结构不仅拥有最高表面温度($T_{max}=900.4$ °C), 而且升温速率能够在甲烷气体点燃后仅 184 s 内达到最高温度, 显示出极高的热响应速度。样品 S_{1_a8} 虽然最高表面温度略低

($T_{max}=847.5$ °C)且升温速率较慢($t=188$ s), 但仍表现出良好的热响应性能。样品 S_{1_a7} 的最高表面温度略低($T_{max}=801.0$ °C), 但其升温速率仅次于样品 S_{1_a10} 结构($t=168$ s), 这表明样品 S_{1_a7} 在热响应速度方面仍有不俗的表现。相较之下, 样品 S_{1_a5} 结构虽然也能达到 801.8 °C 的峰值温度, 但其在升温速率方面的表现却最慢($t=176$ s), 这表明该结构在加热过程中需要更长的时间才能达到最高温度, 其热响应速度相对较差。

对于样品组 S₂ 的 SiC 多孔陶瓷结构, 其升温速

率曲线(见图 4b)与样品组 S_1 的趋势相似, 但达到最高温度所需的时间比 S_1 组延长了约 10 s, 升温速率普遍降低, 且最高温度相比 S_1 组也显著降低。结合 SiC 多孔陶瓷结构稳定燃烧时的表面温度(见图 5)情况可知, 尽管上述不同结构在燃烧特性上存在一定区别, 但各结构的表面温度分布均表现出高度均匀的特征。这一现象表明, 不同孔隙率的双斜方体阵

列结构设计仍能有效维持多孔燃烧器的热稳定性。

总之, 样品组 S_1 和 S_2 中, 不同孔隙率的多孔陶瓷结构在最高表面温度和升温速率上存在显著差异。然而, 比较样品 $S_{1_a_{10}}$ 与 $S_{2_a_{10}}$ 后发现, 孔筋直径的增加对热性能的影响较小。这表明, 尽管孔筋直径变化有限, 不同孔隙率的双斜方体阵列结构仍能有效维持多孔燃烧器的热稳定性。

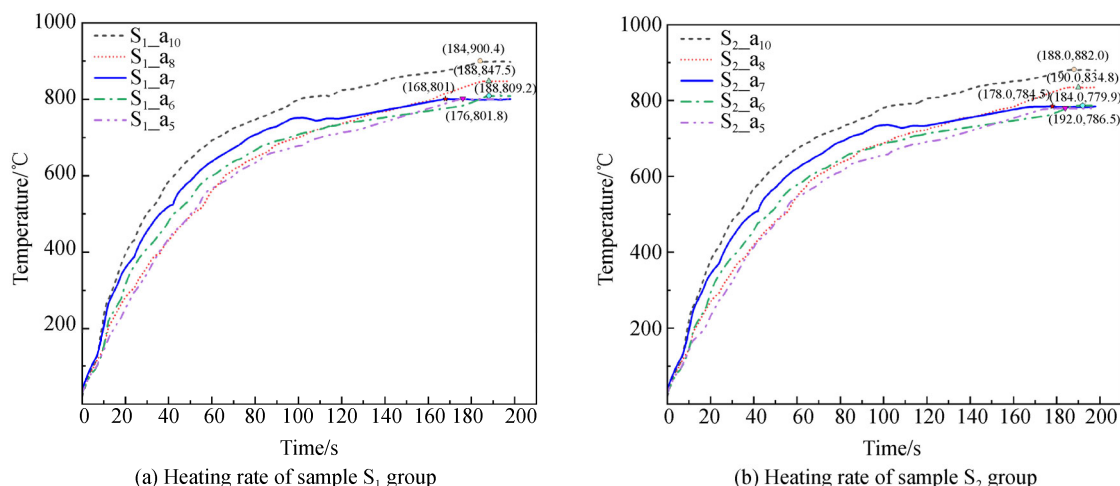


图 4 不同孔隙率多孔陶瓷升温速率

Fig. 4 Heating rate of porous ceramics with different porosities

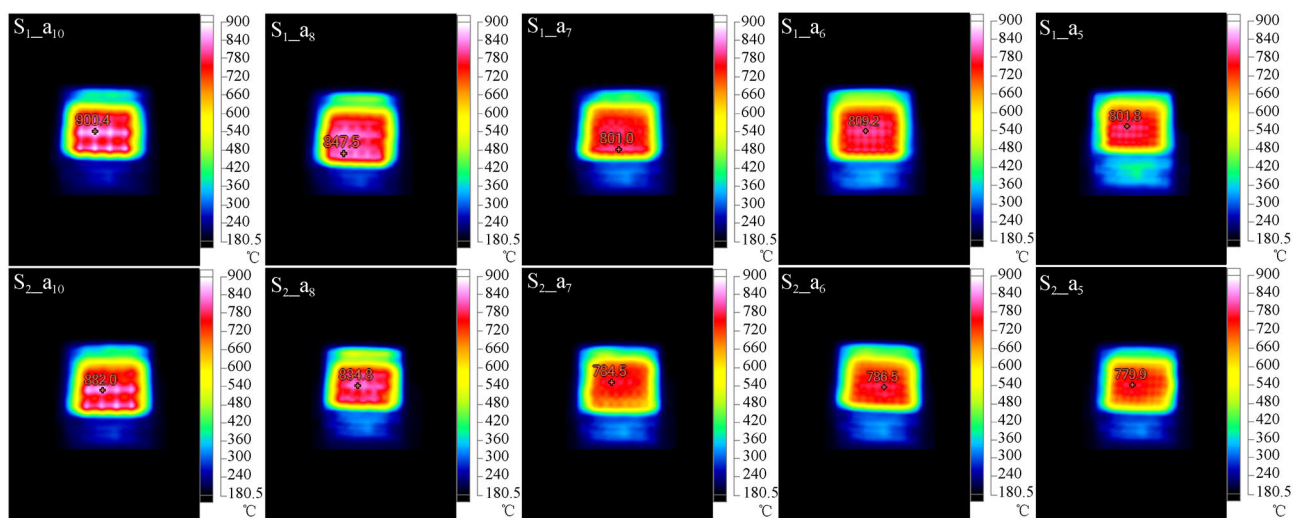


图 5 不同孔隙率多孔陶瓷表面温度分布

Fig. 5 Surface temperature distribution of porous ceramics with different porosities

2.3 胞体结构参数对污染物排放的影响

表 3 为样品组 S_1 和 S_2 在甲烷燃烧实验中稳定燃烧时的烟气成分, 包括一氧化碳(CO)、氮氧化物(NO_x)和烟气温度(T_g)。由表 3 可知, 在样品组 S_1 中, CO 的浓度 $C(CO)$ 随着孔隙率的降低逐渐增加, 这表明在孔隙率逐渐降低的情况下, 多孔陶瓷结构内

不完全燃烧现象有所加剧。而在样品组 S_2 中, 这一趋势更为明显, 且 CO 的浓度 $C(CO)$ 整体上升。通过比较样品 $S_{1_a_{10}}$ 与 $S_{2_a_{10}}$ 和样品 $S_{1_a_8}$ 与 $S_{2_a_8}$ 后发现, 在高孔隙率($\epsilon \geq 90\%$)区间, $C(CO)$ 仅增加 10.00 mg/m^3 左右, 孔筋直径的增加对 $C(CO)$ 提升影响较小。此外, 在样品组 S_2 中, 样品 $S_{2_a_7}$ 和 $S_{2_a_6}$

分别检测到了微量的 NO_x (分别为 0.21 mg/m^3 和 0.41 mg/m^3), 这是由于空气中的 N_2 与燃料中的碳氢离子团(CH 等)反应产生的快速型氮氧化物^[26]。而在样品组 S_1 数据中未检测到 NO_x 成分, 这表明孔隙率的降低对氮氧化物的生成产生了一定影响, 即孔隙率降低改变了多孔陶瓷结构内的温度和氧气浓度分布。

表 3 不同孔隙率多孔陶瓷排出的废气成分及烟气温度
Table 3 Composition and flue gas temperature of exhaust gas discharged from porous ceramics with different porosity

Sample No.	$C(\text{CO})/(\text{mg} \cdot \text{m}^{-3})$	$C(\text{NO}_x)/(\text{mg} \cdot \text{m}^{-3})$	$T_g/^\circ\text{C}$
$\text{S}_{1_a_{10}}$	13.75	0	548.3
$\text{S}_{1_a_8}$	16.24	0	511.9
$\text{S}_{1_a_7}$	43.68	0	519.9
$\text{S}_{1_a_6}$	46.20	0	494.8
$\text{S}_{1_a_5}$	64.96	0	505.5
$\text{S}_{2_a_{10}}$	22.51	0	526.0
$\text{S}_{2_a_8}$	27.50	0	470.7
$\text{S}_{2_a_7}$	87.50	0.21	473.9
$\text{S}_{2_a_6}$	97.44	0.41	488.0
$\text{S}_{2_a_5}$	150.08	0	489.4

$C(\text{CO})$ is the concentration of CO. $C(\text{NO}_x)$ is the concentration of NO_x . T_g is the temperature of the flue gas.

进一步观察烟气温度(T_g)的变化可知, 在样品组 S_1 不同孔隙率的多孔陶瓷结构中, T_g 存在一定差异,

但整体变化范围较小。相较之下, 在样品组 S_2 不同孔隙率的多孔陶瓷结构中, T_g 普遍有所下降, 且差异变得更加明显。这表明孔隙率的降低改变了燃烧器内的热传递特性和热量分布, 可能导致热量的更快散失。

总之, 在高孔隙率($\varepsilon \geq 90\%$)区间, 仅有少量的 CO 排放, 最高为样品 $\text{S}_{2_a_8}$ 的 27.50 mg/m^3 ($< 30.00 \text{ mg/m}^3$), 满足国家标准; 而当孔隙率降至 $\varepsilon < 90\%$ 时, CO 排放逐渐增加, 且在孔隙率最低为 66% 时, CO 排放达到最高水平。

2.4 讨论

多孔陶瓷的阵列结构设计参数显著影响孔隙率, 而孔隙率的变化进一步影响了材料的力学强度和燃烧特性。通过分析设计参数如 a 、 d 、 n 与 ε 和性能指标如 σ_s 、 $T_{\max}$ 、 $C(\text{CO})$ 浓度的关系(见图 6)可以看出, 随着 a 的增加, n 、 d 的减小, 孔隙率随之增大, 燃烧时的表面温度也相应提高, 而 CO 排放则呈现下降趋势, 这一现象表明, 增大胞元体边长和减小层数有助于改善燃烧器的燃烧效率; 另一方面, 当胞元体 a 和 n 保持不变时, d 的增加会显著提高 σ_s , 增幅近 1 倍左右。然而, 当 $\varepsilon \geq 90\%$ 时, 孔隙率的变化对燃烧特性的影响相对有限, $T_{\max}$ 和 CO 排放的变化趋于平缓, 这表明在调控多孔陶瓷孔隙率时, 应优先考虑调整 a 和 n 以优化燃烧特性, 同时结合 d 的调控以平衡材料的强度。

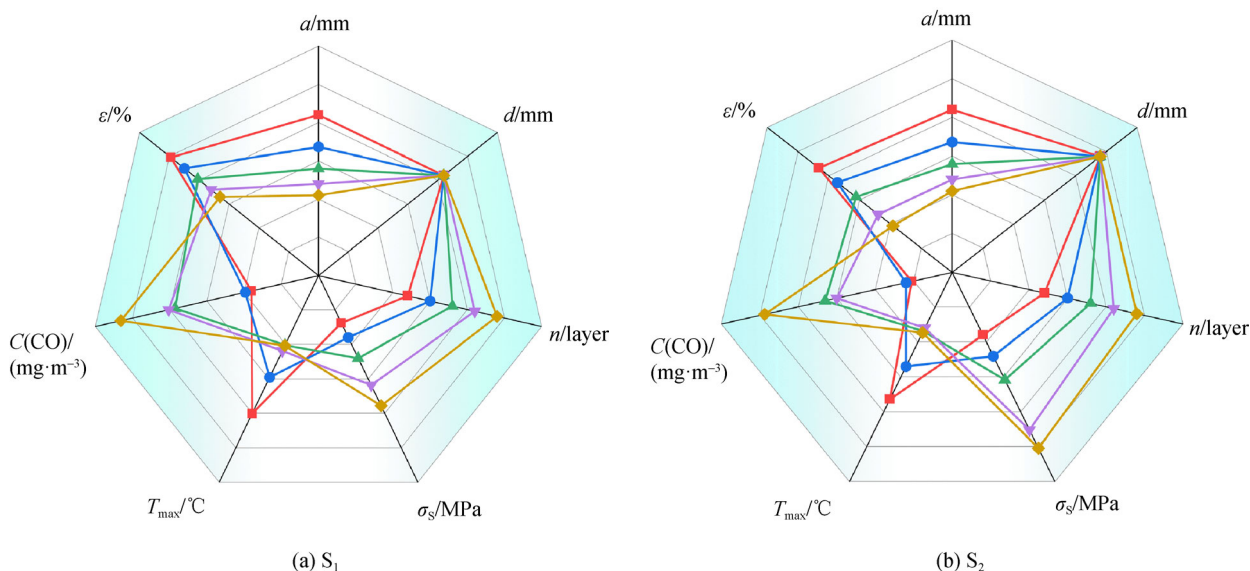


图 6 不同孔隙率多孔陶瓷相关性

Fig. 6 Correlation between porous ceramics with different porosities

尽管提升孔隙率难以兼顾力学强度和燃烧效率, 但深入研究双斜方体结构的多孔陶瓷能够揭示

其响应特性的关键物理机制。在受压情况下, 双斜方体结构表现出典型的应变模式, 最大变形位置(见

图 7)始终位于模型的两侧,并逐渐向中间减小。这一现象在孔隙率较高时尤为明显,如样品 $S_{1_a_{10}}$ 结构,其较高的孔隙率使得材料内部存在更多的空隙,降低了整体刚性,从而提升了材料的韧性。这种特性使得样品 $S_{1_a_{10}}$ 结构在承受负荷时能够更好地吸收能量,表现出优越的变形能力。随着孔筋直径的增加和孔隙率的降低,如在样品 $S_{2_a_5}$ 结构模型中,多孔陶瓷的变形量逐步减小,这一结果揭示了孔隙率与材料刚性之间存在反向关系:增加孔筋直径和降低孔隙率会使材料的骨架结构更为致密,有利于

应力的有效传递与分散,从而增强其抗压能力。此外,从各设计结构总体的等效应力分布(见图 8)可以看出,样品 $S_{1_a_{10}}$ 和 $S_{2_a_{10}}$ 的最大应力主要集中在受压一侧 1/2 层骨架内部的支撑部位,而样品 $S_{1_a_5}$ 和 $S_{2_a_5}$ 的最大应力主要集中在受压一侧 1/2~1 层骨架内部的支撑部位。这说明增加双斜方体结构的层数有助于抵抗外部加载,特别是样品 $S_{2_a_5}$ 结构,其较大的致密性和均匀的支撑设计,能够在受压时有效抵抗应力集中,避免局部失效,从而显著提升其耐压强度。

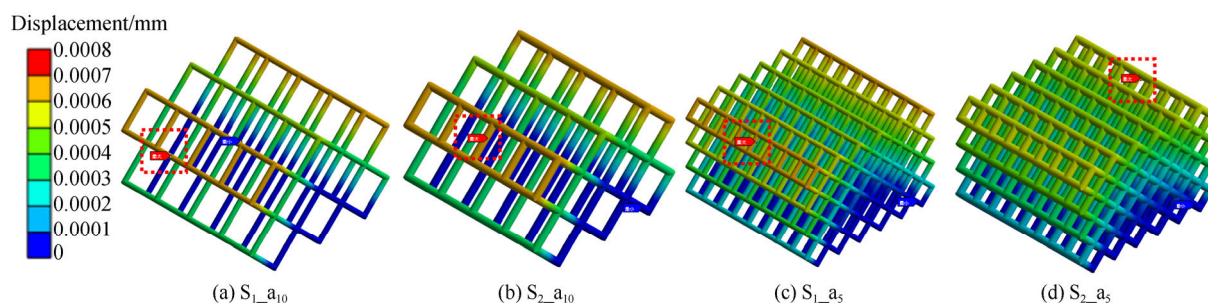


图 7 不同孔隙率多孔陶瓷的变形量分布

Fig. 7 Deformation distribution of porous ceramics with different porosities

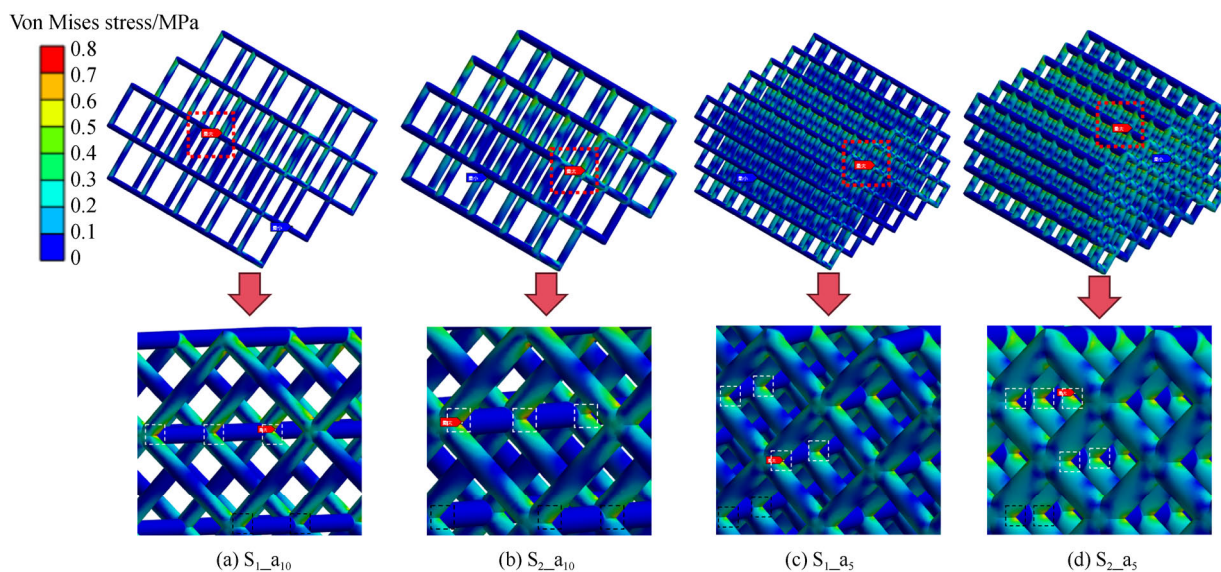


图 8 不同孔隙率多孔陶瓷的等效应力分布

Fig. 8 Equivalent stress distribution of porous ceramics with different porosities

多孔陶瓷的设计结构与气流流动特性之间存在密切关系,并直接影响其燃烧性能。在多孔骨架的底部,气流速度达到最大值(见图 9),这说明该区域燃气遇到的阻力最小。这一现象与沿流动方向的压差分析相吻合(见图 10),压力在入口处逐渐增大,接触多孔骨架时迅速由正压转为负压,之后再次增

大,但不会超过初次接触多孔骨架时的最大压力。负压区域的形成促进了气流的进一步吸入和混合,对燃烧过程的稳定与效率至关重要。样品 $S_{1_a_{10}}$ 与 $S_{2_a_{10}}$ 结构相比,两者在气流速度分布上的一致性揭示了高孔隙率结构在促进气流扰动和扩散方面的共同特征,这说明当预混气体通过多孔骨架底部时,

产生了显著的扰动, 导致气流在竖直上升的同时向两侧扩散, 从而使速度达到峰值并随后逐渐减小, 这种扩散作用不仅增大了气流与多孔骨架的接触面积, 还有利于燃烧反应的充分进行。然而, 当孔隙率降低时, 样品 $S_{1_a_5}$ 与 $S_{2_a_5}$ 结构相比, 两者的气流速度分布的差异尤为显著。样品 $S_{1_a_5}$ 结构虽然仍表现出一定的气流速度, 但相对于高孔隙率结构

已明显降低, 而样品 $S_{2_a_5}$ 结构的速率几乎为 0, 这说明该结构的设计几乎完全限制了气流的自由流动, 这种差异直接反映了低孔隙率对气流阻力的增大作用以及对燃烧特性的负面影响。低孔隙率不仅限制了气流与多孔骨架的接触面积和混合效果, 还会导致燃烧不充分、温度分布不均等问题, 进而降低燃烧效率和排放性能。

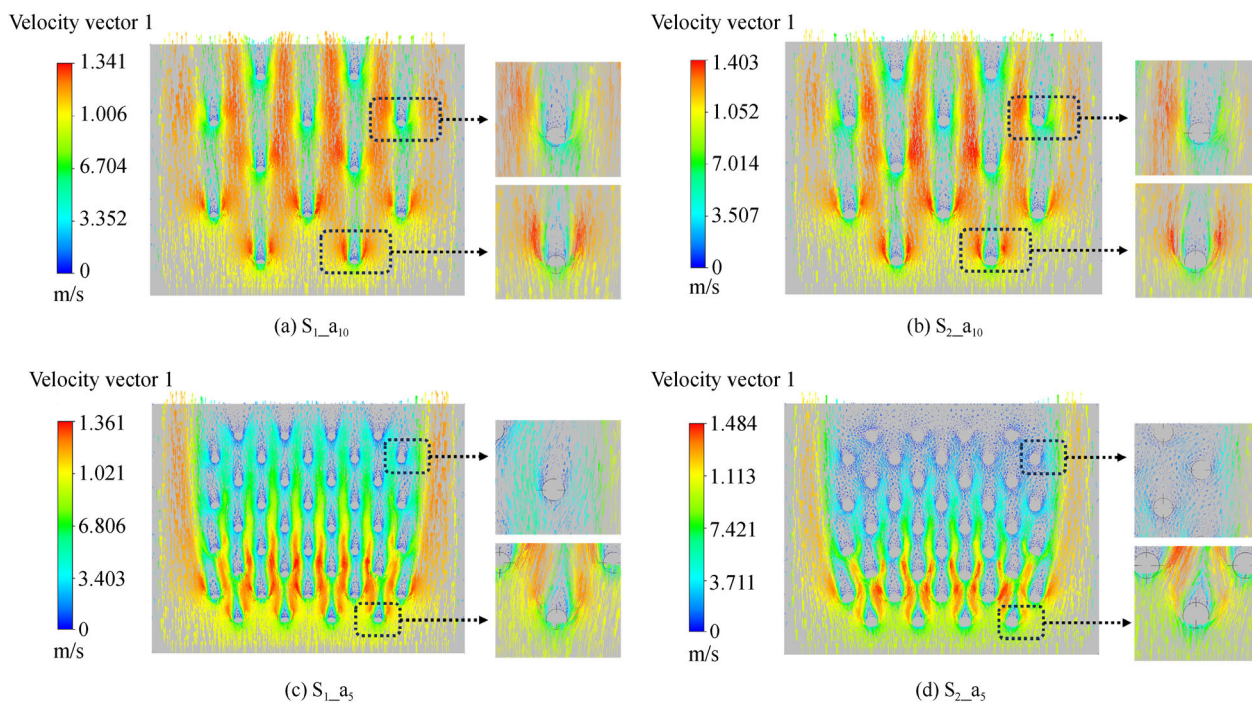


图 9 不同孔隙率多孔陶瓷中间平面速度分布矢量图

Fig. 9 Vector diagram of velocity distribution in the middle plane of porous ceramics with different porosities

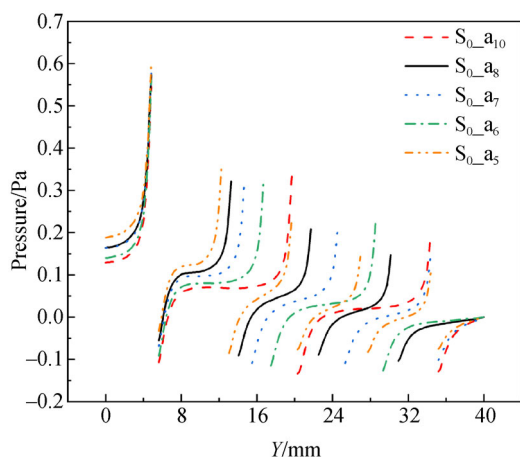


图 10 不同孔隙率多孔陶瓷入口到出口压力分布

Fig. 10 Pressure distribution from inlet to outlet of porous ceramics with different porosities

在气流绕过多孔骨架结构及其周围区域时, 湍

流现象的出现对于燃烧性能具有至关重要的影响 (见图 11)。在样品 $S_{1_a_{10}}$ 模型中, 湍动能达到了最大值, 这是由于其高孔隙率和优化的骨架结构设计, 使得气流在通过多孔区域时产生了强烈的扰动和混合, 这种湍流效应不仅增加了预混气体在燃烧区的停留时间, 还促进了气体分子间更充分的接触和碰撞, 从而提高了燃烧反应的速率和完全性^[27]。此外, 湍流还增加了热量在气体中的传递和积累, 使得燃烧室内温度分布更加均匀, 进一步提升了燃烧性能。相比之下, 样品 $S_{2_a_5}$ 结构则表现出截然不同的气流特性。尽管其峰值速度最大, 但由于孔隙率较低且骨架结构设计不利于气流的扩散和混合, 导致在多孔骨架上方几乎没有有效的气流流动, 这种缺乏湍流的现象使得预混气体难以充分混合和燃烧, 造成了燃烧不完全和热量积累不足的问题。因此, 样品 $S_{2_a_5}$ 结构展现出了最差的燃烧性能。

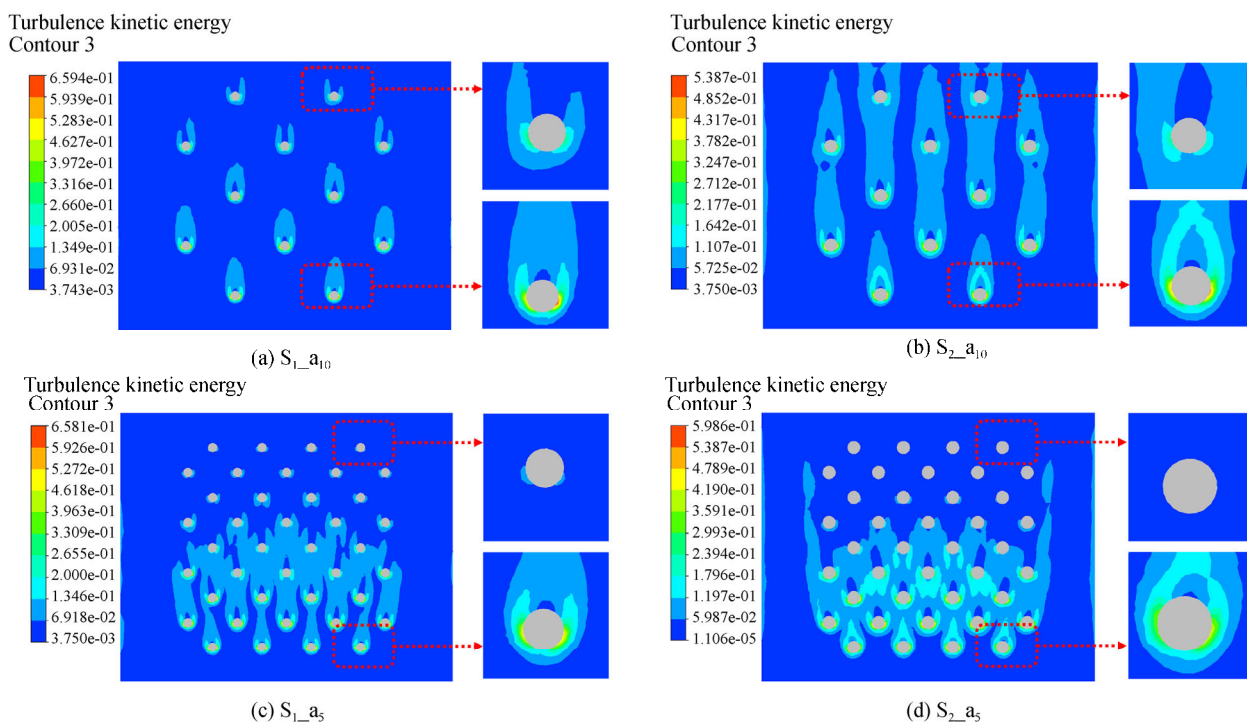


图 11 不同孔隙率多孔陶瓷中间平面湍动能分布

Fig. 11 Distribution of turbulent energy in the middle plane of porous ceramics with different porosities

综上所述, 在高孔隙率($\epsilon \geq 90\%$)区间, 通过延长预混气体的停留时间并增强湍流效应, 可以有效促进气体的混合与燃烧, 从而提升整体燃烧性能。适度减少孔隙率(如从 93% 降至 86%), 尽管会导致最高表面温度下降(约 18.4°C)且 CO 排放量增加(约 8.75 mg/m^3), 但材料的耐压强度却显著提高(约 100%)。这表明在高孔隙率下, 适度减少孔隙率会牺牲燃烧效率, 但能在显著增强强度方面表现出优势。相比之下, 低孔隙率区间($\epsilon < 90\%$)的结构限制了气流的自由流动, 导致速度分布不均匀和湍流减弱, 阻碍了气体的有效混合与燃烧, 进而降低了燃烧效率。这表明在低孔隙率条件下, 难以同时提高燃烧效率和强度。因此, 通过在高孔隙率区间($\epsilon \geq 90\%$)精细调控孔隙率, 可以更好地兼顾燃烧效率和强度, 实现两者的协同作用。

3 结论

1) 通过减小 a , 增加 n 和 d , 可以有效提高 SiC 多孔陶瓷结构的强度, 当 a 从 10.5 mm 减小到 6.0 mm, n 从 2 层增加到 3.5 层时, 耐压强度逐渐增加, 且增加幅度越来越大, 最大可达 46.8%; 当 d 从 1.4 mm 增加到 2.0 mm 时, 耐压强度的增加幅度可达约 100%, 说明 d 对 SiC 多孔陶瓷结构强度的

影响更加显著。

2) 通过增大 a , 降低 n 和 d , 对 SiC 多孔陶瓷结构的最高表面温度有一定的增强作用, 当 a 从 8.4 mm 增加到 10.5 mm, n 从 2.5 层减小到 2 层时, 燃烧时最高表面温度可增加约 50.0°C , 且升温速率有一定的提升; 而当 a 从 5.3 mm 增加到 7.0 mm, n 从 4 层减小到 3 层时, 燃烧时最高表面温度变化不大。当 d 减小 0.6 mm 时, 燃烧时最高表面温度最大仅增加 22.7°C 。说明在高孔隙率时, a 和 n 对 SiC 多孔陶瓷结构的最高表面温度影响更显著。

3) 通过增大 a , 降低 n 和 d , 可以有效降低燃烧时 CO 排放, 随着 a 的增加和 n 的减小, CO 排放逐渐降低, 当 a 从 7.0 mm 增加到 8.4 mm, n 从 3 层减小到 2.5 层时, CO 最高可降低 60 mg/m^3 。而 d 减小 0.6 mm, CO 排放最高可降低 85.00 mg/m^3 , 说明在低孔隙率时, d 对 SiC 多孔陶瓷结构的 CO 排放影响更显著。

参考文献:

- [1] 苑景丰. 双碳背景下新能源技术发展现状及展望[J]. 电力设备管理, 2022, (21): 205–207.
YUAN Jingfeng. Electr Pow Equip Manag, 2022, (21): 205–207.
- [2] LIU Y, FAN X N, Bao X N. Economic optimization of new energy technologies in the context of low carbon economy[J]. Energy Rep,

- 2022, 8: 11899–11909.
- [3] 张川, 胡沛裕, 殷格格, 等. 低碳能源系统中能源利用技术现状及展望[J]. 中国工程科学, 2024, 26(4): 164–175.
ZHANG Chuan, HU Peiyu, YIN Gege, et al. Strategic Study Chin Acad Eng, 2024, 26(4): 164–175.
- [4] 李琼, 吕玲, 欠渭平. 新能源技术在生态环境保护中的应用[J]. 环境经济, 2023, (22): 42–45.
LI Qiong, LV Ling, Qian Weiping. Environ Economy, 2023, (22): 42–45.
- [5] GHAREHGHANI A, GHASEMI K, SIAVASHI M, et al. Applications of porous materials in combustion systems: A comprehensive and state-of-the-art review[J]. Fuel, 2021, 304: 121411.
- [6] JANVEKAR A A, MISKAM M A, ABAS A, et al. Effects of the preheat layer thickness on surface/submerged flame during porous media combustion of micro burner[J]. Energy, 2017, 122: 103–110.
- [7] DAI H M, DAI H C. Efficient lean combustion in a novel porous medium burner with the integrated of pellets and ceramic foam: Experimental study of flame propagation and stability[J]. Combust Flame, 2022, 244: 112244.
- [8] TOLEDO M, GRACIA F, CARO S, et al. Hydrocarbons conversion to syngas in inert porous media combustion[J]. Int J Hydrogen Energ, 2016, 41(14): 5857–5864.
- [9] WU Z, LIANG X, LI Y W, et al. The improvement of mechanical and combustion properties of SiC reticulated porous ceramics with multi-layer strut containing Ca/Cr co-doped LaAlO₃ coating[J]. Ceram Int, 2024, 50(9): 14427–14435.
- [10] VOGT U F, GYÖRFY L, HERZOG A, et al. Macroporous silicon carbide foams for porous burner applications and catalyst supports[J]. J Phys Chem Solids, 2007, 68(5-6): 1234–1238.
- [11] ORTONA A, FEND T, YU H W, et al. Tubular Si-infiltrated SiC_f/SiC composites for solar receiver application-Part 1: Fabrication by replica and electrophoretic deposition[J]. Sol Energy Mat Sole, 2015, 132: 123–130.
- [12] HASHEMI S M, HASHEMI S A. Flame stability analysis of the premixed methane-air combustion in a two-layer porous media burner by numerical simulation[J]. Fuel, 2017, 202: 56–65.
- [13] DAI Y J, VOIGT C, STORTI E, et al. Open-cell ceramic foam filters for melt filtration: Processing, characterization, improvement and application[J]. J Mater Res Technol, 2024, 32: 3402–3422.
- [14] WU Z Y, CALIOT C, BAI F W, et al. Experimental and numerical studies of the pressure drop in ceramic foams for volumetric solar receiver applications[J]. Appl Energ, 2010, 87(2): 504–513.
- [15] ESSER B, BARCENA J, KUHN M, et al. Innovative thermal management concepts and material solutions for future space vehicles[J]. J Spacecraft Rockets, 2016, 53(6): 1051–1060.
- [16] EGGENSCHWILER P D, TSINOGLU D N, SEYFERT J, et al. Ceramic foam substrates for automotive catalyst applications: Fluid mechanic analysis[J]. Exp Fluids, 2009, 47(2): 209–222.
- [17] PAEK J W, KANG B H, KIM S Y, et al. Effective thermal conductivity and permeability of aluminum foam materials[J]. Int J Thermophys, 2000, 21(2): 453–464.
- [18] ZHOU W Y, YAN W, LI N, et al. Fabrication of mullite-corundum foamed ceramics for thermal insulation and effect of micro-pore-foaming agent on their properties[J]. J Alloy Compd, 2019, 785: 1030–1037.
- [19] D'ANGELO C, ORTONA A, COLOMBO P. Finite element analysis of reticulated ceramics under compression[J]. Acta Mater, 2012, 60(19): 6692–6702.
- [20] ORTONA A, PUSTERLA S, FINO P, et al. Aging of reticulated Si-SiC foams in porous burners[J]. Adv Appl Ceram, 2010, 109(4): 246–251.
- [21] DAI Y J, HUBÁLKOVÁ J, VOIGT C, et al. Tensile strength and damage of open-cell ceramic foams under cylindrical splitting test[J]. J Adv Ceram, 2023, 12(11): 2003–2016.
- [22] ORTONA A, REZAEI E. Modeling the properties of cellular ceramics: From foams to lattices and back to foams[J]. Adv Sci Technol, 2014, 91: 70–78.
- [23] LIANG X, LI Y W, HE Z, et al. The effect of cellular structure on the strength and combustion properties of SiC porous ceramics[J]. Ceram Int, 2022, 48(2): 2538–2545.
- [24] LIANG X, LI Y, LIU J, et al. Fabrication of SiC reticulated porous ceramics with multi-layered struts for porous media combustion[J]. Ceramics International, 2016, 42(11): 13091–13097.
- [25] LIANG X, LI Y W, YANG J Y, et al. Influence of template strut morphology on the mechanical performance of SiC reticulated porous ceramics[J]. Ceram Int, 2020, 46(10): 16820–16826.
- [26] 赵凤, 武志飞, 陈嘉树. 焚烧烟气的氮氧化物污染控制技术[J]. 中国环保产业, 2024, (1): 59–62.
ZHAO Feng, WU Zhifei, Chen Jiashu. China Environ Prot Ind, 2024, (1): 59–62.
- [27] PANCHARIA P, RAMANAN V, CHAKRAVARTHY S R. Effect of inlet flow turbulence on hydro-acoustic coupling and flame-vortex interactions in a premixed dump combustor[J]. Exp Therm Fluid Sci, 2024, 158: 111260.

Combustion Characteristics of Silicon Carbide Porous Ceramics Based on Hexahedral Cell Structure

XU Bowen¹, PAN Liping¹, LIANG Xiong¹, WANG Yu^{2,3}, LI Yawei¹, DAI Yajie¹, ALBERTO Ortona⁴, RYU Sung-Soo⁵

(1. The State Key Laboratory of Refractories and Metallurgy, National-provincial Joint Engineering Research Center of High Temperature Materials and Lining Technology, Joint Laboratory for International Cooperation of Ministry of Education on New Technology of Refractory Materials for Iron and Steel Industry, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China; 2. Combustion and Laser Sensing Laboratory, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China; 3. National Energy Key Laboratory for New Hydrogen-Ammonia Energy Technologies, Foshan Xianhu Laboratory, Foshan 528216, Guangdong China; 4. Department of Innovative Technologies (DTI), University of Applied Sciences and Arts of Southern Switzerland (SUPSI), Lugano 6962, Switzerland; 5. Engineering Materials Center, Korea Institute of Ceramic Engineering and Technology, Icheon 17303, Korea)

Extended Abstract

Introduction To solve the problems that the porosity is difficult to accurately control and the pore structure uniformity is

insufficient in the traditional process of replicating polyurethane foam with ceramic slurry, a biclinic body design method based on regular hexahedron cell structure was introduced to prepare porous ceramic parts for high-performance porous media burner. The influence of parameters (*i.e.*, cell edge length, pore rib diameter and array layer number) on the strength and combustion characteristics of porous ceramic materials was investigated.

Methods The model was firstly designed by a software named ANSYS Spaceclaim modeling, and then the samples were prepared by 3D printing. The compressive strength of porous ceramic structures was tested by a model TSE104B universal material testing machine at a loading rate of 0.5 mm/min. A circular loading plate with a diameter of 100 mm was used to apply pressure to the samples, and the maximum compressive strength σ_s of each sample was calculated by recording the failure load. Combustion performance testing was conducted in a porous media combustion platform, and the composition and temperature of the flue gas were monitored by a model testo 350 flue gas analyzer. The temperature changes were recorded by an infrared thermal imager.

The stress distribution and internal combustion mechanism of the porous ceramic under uniaxial compression were analyzed by numerical simulation methods. Among them, ANSYS Static Structural module was used for stress distribution analysis, and ANSYS Fluent module was used for finite element analysis of the flow field of porous media, thus evaluating the effect of porosity on gas disturbance, heat transfer behavior, fluid pressure drop, and heat exchange efficiency.

Results and discussion In a high porosity range (*i.e.*, $\varepsilon \geq 90\%$), extending the residence time of premixed gas and enhancing turbulence effects can effectively promote gas mixing and combustion, thereby improving the overall combustion performance. Moderately reducing porosity (*i.e.*, from 93% to 86%) improves the compressive strength of the material (approximately 100%) although this leads to a decrease in the maximum surface temperature (about 18.4 °C) and an increase in CO emissions (about 8.75 mg/m³). This indicates that a moderate reduction in porosity sacrifices combustion efficiency at a high porosity can enhance the strength. In contrast, the structure in a low porosity range ($\varepsilon < 90\%$) restricts the free flow of gas flow, resulting in uneven velocity distribution and reduced turbulence, hindering effective gas mixing and combustion, thereby reducing combustion efficiency. This indicates that it is difficult to simultaneously improve combustion efficiency and strength at a low porosity. It is thus possible to balance combustion efficiency and strength *via* finely adjusting the porosity in the high porosity range (*i.e.*, $\varepsilon \geq 90\%$), achieving a synergistic effect.

Conclusions The strength of SiC porous ceramic structures could be effectively improved *via* reducing the cell edge length a , increasing the number of layers n , and pore reinforcement diameter d . The pore reinforcement diameter d had a more significant impact on the strength of SiC porous ceramic structures. There was a certain enhancement effect on the maximum surface temperature of SiC porous ceramic structure *via* increasing a and decreasing n and d . At a high porosity, a and n had a more significant impact on the maximum surface temperature of SiC porous ceramic structure. At a low porosity, d had a more significant impact on CO emissions from SiC porous ceramic structures.

Keywords porosity; cellular structure; strength; combustion characteristics; biclinic body