

# 石英玻璃粉含量对氧化镁基陶瓷型芯性能的影响

贺康兴<sup>1</sup>, 姜卫国<sup>2</sup>, 毛萍莉<sup>1</sup>

(1. 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110870; 2. 潍坊科技学院智能制造学院, 山东寿光 262700)

**摘要:** 利用X射线衍射、扫描电子显微镜及能谱仪等手段研究了矿化剂(石英玻璃粉)含量对氧化镁基陶瓷型芯物相组成、微观组织、烧结收缩率、显孔隙率、线热膨胀系数、室温抗弯强度、高温抗弯强度及型芯浸出率的影响。结果表明: 随着石英玻璃粉含量提高, 硅酸镁含量增加, 陶瓷基体颗粒细化, 由连通大孔隙向封闭小孔隙转变, 颗粒间结合松散, 脱除性能及抗弯强度大幅下降; 添加30% SiO<sub>2</sub>得到的氧化镁基陶瓷型芯综合性能最佳, 其中烧结收缩率为2.8%, 显孔隙率为32.9%, 室温抗弯强度为15.1 MPa, 采用体积浓度40%的CH<sub>3</sub>COOH水溶液浸泡120 h后型芯的浸出率为61.9%。

**关键词:** 陶瓷型芯; 石英玻璃粉; 氧化镁; 抗弯强度; 浸出率

## 作者简介:

贺康兴(1997-), 男, 硕士生, 研究方向为氧化镁基陶瓷型芯的制备与性能研究。电话: 15885960047, E-mail: kingxhe@163.com

## 通讯作者:

姜卫国, 男, 博士, 教授。电话: 13940072571, E-mail: jwg@wfust.edu.cn;  
毛萍莉, 女, 博士, 教授。电话: 13940396212, E-mail: maopl@sut.edu.cn

中图分类号: TG221

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)

05-0668-09

## 基金项目:

山东省自然科学基金项目(ZR2022ME066)。

## 收稿日期:

2023-12-01 收到初稿,

2024-01-25 收到修订稿。

涡轮叶片作为航空发动机最核心的部件, 提升叶片服役温度一直是涡轮叶片研究的主题。目前, 主要有三种途径提升叶片承温能力: 一是使用耐高温材料, 如使用高温合金作为叶片材料, 但受金属材料本身熔点限制, 叶片的承温能力目前已经接近极限, 二是使用叶片表面涂层技术, 第三, 也是目前使用最为普遍的空心涡轮叶片冷却法, 中空的叶片内部通过冷却气流有效冷却叶片, 可明显提高叶片的承高温能力<sup>[1-3]</sup>。叶片内部冷却结构通常采用陶瓷型芯形成, 由于型芯特殊的服役环境, 要求型芯必须具备足够的强度以抵抗叶片蜡模成形时液态蜡的冲击, 以及叶片浇注时熔融合金液的冲击; 同时, 还需具有烧结收缩率低、表面粗糙度小、热膨胀系数低、显孔隙率高且易脱除的特点<sup>[4-6]</sup>。

目前使用较为普遍的是氧化硅基陶瓷型芯<sup>[7-9]</sup>和氧化铝基陶瓷型芯<sup>[10-11]</sup>。氧化硅基陶瓷型芯浇注温度不宜超过1 560 °C, 易与合金中的活性元素发生反应, 在制备和使用过程中发生了相变而影响其尺寸稳定性, 同时, 其热膨胀系数小于氧化铝型壳热膨胀系数, 因而, 在使用过程中因热胀失配而发生型芯位移或断裂<sup>[12-15]</sup>; 氧化铝基陶瓷型芯耐火度高, 难以烧结, 不利于工业化, 同时, 氧化铝基陶瓷型芯的化学稳定性好, 难以通过碱液化学溶解的方式脱除<sup>[16-18]</sup>, 使得氧化铝基陶瓷型芯的应用受限; 氧化镁基陶瓷型芯以氧化镁作为基体材料, 氧化镁具有高温稳定性好, 与合金液的化学相容性优于氧化硅基和氧化铝基陶瓷型芯, 能承受高达1 600~1 950 °C的浇注温度, 氧化镁的热膨胀与合金的热膨胀很接近, 热胀匹配性好, 用于浇注内腔结构复杂薄壁铸件时不易产生热裂缺陷。同时, 由于氧化镁的水化作用, 氧化镁基陶瓷型芯能溶于水, 更易溶于有机酸, 具有良好的脱除性能, 但氧化镁基陶瓷型芯由于烧结温度较高、较大的热膨胀系数等原因<sup>[19]</sup>, 限制了氧化镁基陶瓷型芯的工业化应用。

氧化铝作为矿化剂可促进氧化镁烧结, 降低烧结温度, 但烧结过程中生成的镁铝尖晶石不易脱除, 且氧化铝同样具有较高的耐火度和化学稳定性, 这对于陶瓷型芯烧结和脱除而言是不利的<sup>[20-21]</sup>。G.K.Layden和M.C.McQuarrie<sup>[22]</sup>的研究结果表明: Si<sup>4+</sup>离子对氧化镁烧结有促进作用; Zijun Peng<sup>[23]</sup>、冯东等<sup>[24]</sup>人以MgO为基体, 分别

添加 (0, 0.5 wt%, 1 wt%, 2 wt%, 4 wt%) 和 (1 mol%, 2 mol%, 4 mol%, 8 mol%) 纳米 $\text{SiO}_2$ 为矿化剂进行烧结试验, 结果表明 $\text{SiO}_2$ 促进氧化镁烧结, 而徐智清等人<sup>[25]</sup>认为型芯烧结过程中,  $\text{SiO}_2$ 与 $\text{MgO}$ 生成难以脱除 $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$ , 因此, 氧化镁基陶瓷型芯中 $\text{SiO}_2$ 的含量应该控制在0.1%以内。

现有研究表明: 二氧化硅与氧化镁若要生成硅酸镁受原料粒度、比例、烧结温度和保温时间等因素影响<sup>[26]</sup>, 适当调控原料和烧结参数, 可以在一定程度上控制硅酸镁的生成量, 少量的硅酸镁相不仅可增加陶瓷型芯所需的抗弯强度, 而且促进氧化镁基陶瓷型芯的烧结过程。因此, 硅的添加量对氧化镁基陶瓷型芯性能的影响还需深入研究。

本文以高纯氧化镁粉为基体, 以石英玻璃粉为矿化剂, 研究了石英玻璃粉含量对氧化镁基陶瓷型芯烧结收缩率、显孔隙率、线热膨胀系数、室温和高温抗弯强度及型芯脱除率的影响。同时, 利用X射线衍射和扫描电子显微镜 (SEM/EDS) 表征了陶瓷型芯物相组成及微观组织, 分析了二氧化硅对氧化镁基陶瓷型芯性能的影响机制。

## 1 试验材料与方法

氧化镁基陶瓷型芯的基体材料采用纯度为99.5%的氧化镁粉 (天津市科密欧化学试剂有限公司), 氧化镁粉粒度分布如图1a所示; 矿化剂采用石英玻璃粉

(连云港金浩镀膜材料有限公司),  $\text{SiO}_2$ 含量 $\geq 99\%$ , 石英玻璃粉粒度分布如图1b所示, 粉料粒度分布采用激光粒度分析仪 (Bettersize2000, 丹东百特) 测试; 增塑剂组成为石蜡60%、蜂蜡35%和硬脂酸5%。首先将氧化镁粉与石英玻璃粉进行球磨混合, 其中石英玻璃粉添加质量分数分别为5%, 30%, 50%, 70%, 每次配制4 kg, 磨球质量与混合料质量比例按1:2加入球磨罐, 加入的磨球直径大、中、小比例为1:1.5:1.5, 球磨时间为6~8 h; 增塑剂按比例配料后加热至60~80 °C, 待全部融化后保温0.5 h, 过滤杂质后凝固成锭块后保存备用; 将型芯混合粉料预热到80 °C $\pm$ 10 °C, 保温 $\geq 2$  h, 在油浴加热桶内加入增塑剂 (占混合粉料17 wt.%~19 wt.%) 并使之溶化, 温度达80 °C左右时, 缓慢加入预热粉料, 边加边搅拌, 待全部加完后, 油温控制在110~120 °C继续搅拌4 h, 冷却后制得型芯浆料; 将型芯浆料装入压芯机料缸中, 加热至90~100 °C, 搅拌速度20 r/min, 保温2 h后可压制型芯。将模具预热至30~40 °C, 并在模具内表面均匀涂上分型剂, 锁紧模具, 利用热压压机压制尺寸为120 mm $\times$ 10 mm $\times$ 4 mm的素坯样品, 注射压力0.3~0.6 MPa, 保压时间30~50 s。对样品素坯进行修边、去毛刺处理后, 将素坯填埋在装有工业氧化铝粉末的匣钵中, 将匣钵放置在钟罩炉进行高温烧结。常压环境下, 升温速度3 °C/min, 升至1 200 °C开始保温, 保温时间8 h, 最后随炉冷却至室温得到陶瓷型芯样品。

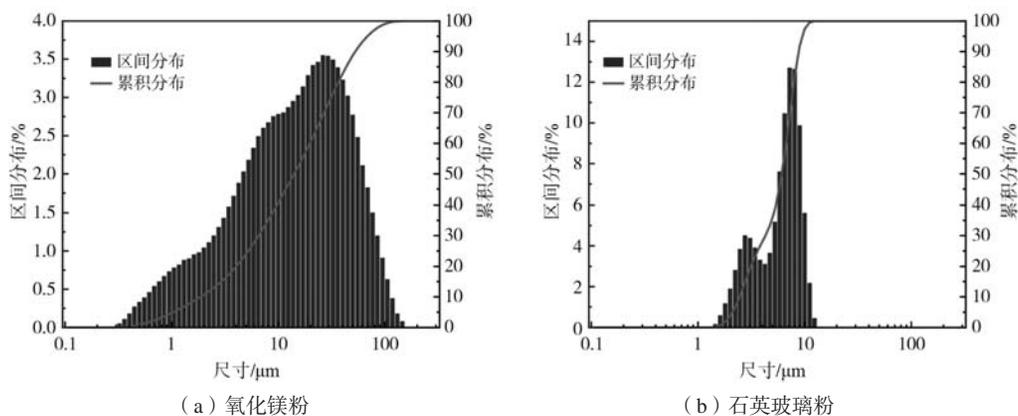


图1 氧化镁粉与石英玻璃粉粒度分布

Fig. 1 Particle size distribution of magnesium oxide powder and fused silica powder

采用粗糙度测量仪 (型号: 2206B, 哈尔滨量具刀具有限责任公司), 测量不同石英玻璃粉含量氧化镁陶瓷型芯的表面粗糙度, 利用扫描电子显微镜和能谱仪 (EM-30AX Plus, 韩国) 对样品微观组织和元素分布进行表征, 测试选用电压15 kV; 采用X射线衍射仪 (岛津XRD-7000, 日本) 分析陶瓷型芯的物相组成, 扫描范围 $10^\circ\sim 90^\circ$ , 扫描速度 $4^\circ/\text{min}$ ; 使用热膨胀系数

测定仪 (PCY-G-1700, 湖南湘仪) 测试陶瓷型芯的线性热膨胀系数, 热膨胀仪升温速度为 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ ; 通过三点弯曲方法, 利用陶瓷力学性能测试仪 (HMOR17-300LX, 洛阳耐火材料研究院) 测量陶瓷型芯室温及 $1\ 550^\circ\text{C}$ 下抗弯强度, 试验样品长度60 mm、宽度10 mm、高度4 mm, 跨距为30 mm, 加载压头以 $0.7\ \text{mm}/\text{min}$ 的速度下压, 直至陶瓷型芯完全断裂, 经计算得到型

芯的抗弯强度；同时，将氧化镁基陶瓷型芯与常用的氧化硅基陶瓷型芯及氧化铝基陶瓷型芯进行了常规性能对比。孔隙率利用孔隙率分析仪（MAY-Entris120-D80V2，秒准科学仪器有限公司）进行测定；室温下分别采用体积浓度为20%、40%、60%、80%的乙酸溶液对样品进行浸出试验。

## 2 结果与讨论

### 2.1 物相分析

高温条件下，氧化镁粉与石英玻璃粉，可能会发生如下反应：

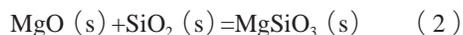
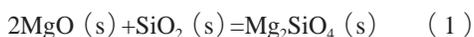


图2是不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品XRD衍射图谱。可以看出所有样品都有硅酸镁相析出，特征峰强度明显。从含5%SiO<sub>2</sub>样品XRD图谱可以看出，硅酸镁的生成量极小，相应的硅酸镁特征峰最弱，随着石英玻璃粉的增加，硅酸镁相峰强度增加，当石英玻璃添加量达到50%和70%时，硅酸镁特征峰强度有所减弱，说明过量的SiO<sub>2</sub>抑制了硅酸镁生成。矿化剂（SiO<sub>2</sub>）的加入与氧化镁生成的硅酸镁增加了晶格畸变能<sup>[23]</sup>，这无疑将促进氧化镁的烧结，但是硅酸镁具有较强的化学稳定性，不利于陶瓷型芯的浸出，所以必须严格控制生成量。

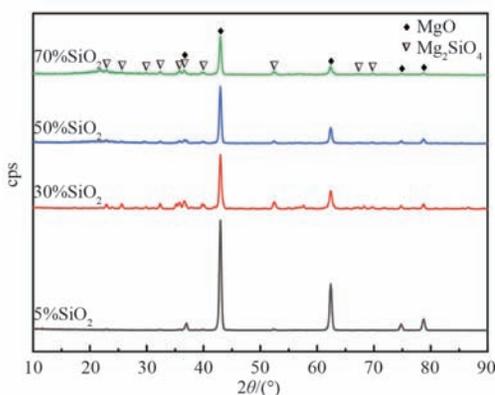


图2 不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品XRD衍射图谱  
Fig. 2 XRD diffraction patterns of magnesia-based core samples with different fused silica powder contents

### 2.2 烧结性能

图3是不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品表面轮廓曲线，含5%~70%SiO<sub>2</sub>样品表面轮廓算术平均偏差Ra分别为3.923 μm，2.260 μm，1.201 μm与2.062 μm。从图中可以看出，含5%SiO<sub>2</sub>样品粗糙度较大，轮廓波动范围为±20 μm，可能的原因是：氧化镁粉颗粒粒径较大，石英玻璃粉含量较少，烧结程度较差导致的；

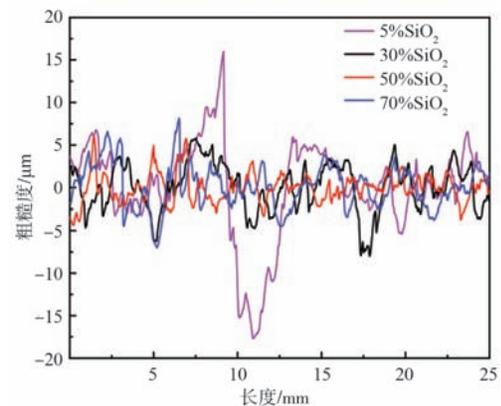


图3 不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品表面轮廓曲线  
Fig. 3 Surface profile curves of magnesia-based core samples with different fused silica powder contents

其他石英玻璃粉添加量的陶瓷型芯表面轮廓曲线并无明显区别，轮廓波动范围均在±10 μm以内，其粗糙度可以满足铸造要求。

图4是不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品烧结收缩率。从图中可以看出，随着石英玻璃粉添加量的增加，烧结收缩率先增加后下降。当石英玻璃粉含量由5%增加到30%时，烧结收缩率从2.24%增加到2.83%，这说明SiO<sub>2</sub>促进烧结效果显著，在添加量达50%和70%时，烧结收缩率出现明显下降，分别降至1.06%、0.63%。

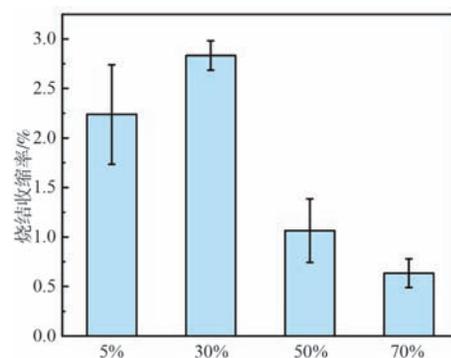


图4 不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品烧结收缩率  
Fig. 4 Sintering shrinkage rate of magnesia-based core samples with different fused silica powder contents

图5为不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品显孔隙率。虽然石英玻璃粉添加量范围为5%~70%，但是显孔隙率仅在32.9%~39.23%范围内，浮动并不大。含5%SiO<sub>2</sub>样品拥有最高的显孔隙率，随着石英玻璃粉含量从5%增加至30%，显孔隙率从39.23%降至32.9%，可能的原因是SiO<sub>2</sub>促进了硅酸镁形成，增加了硅酸镁含量，烧结程度加深，型芯颗粒结合更致密，显孔隙率减小。当添加量达50%和70%时，显孔隙率略微上升然

后下降,过量的 $\text{SiO}_2$ 限制了硅酸镁的形成,这可能是导致氧化镁基陶瓷型芯孔隙率变化不大的原因。

### 2.3 型芯线热膨胀系数

图6a是氧化铝陶瓷型壳及不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯线热膨胀系数的对比图。从图6a中可以看出,型芯样品与型壳的线热膨胀曲线大致分为三个阶段:第一阶段为快速膨胀阶段,第二阶段为缓慢膨胀阶段,第三阶段为收缩阶段。从整体上看,随着石英玻璃粉添加量的增加,平均热膨胀系数逐渐降低,这是因为石英玻璃粉含量增加,相应的氧化镁含量减少,氧化镁比二氧化硅热膨胀系数大得多( $\text{SiO}_2$ :  $0.5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ,  $\text{MgO}_2$ :  $13.5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ),所以整体表现为石英玻璃粉含量越大,热膨胀系数越小。从局部看,在第一阶段,含5%~70% $\text{SiO}_2$ 样品的热膨胀系数曲线斜率随着石英玻璃粉含量的增加而减小。热膨胀受相变、同素异构体转变、晶体各向异性的影响。图6a中含5% $\text{SiO}_2$ 和含30% $\text{SiO}_2$ 样品具有更相似的热膨胀曲

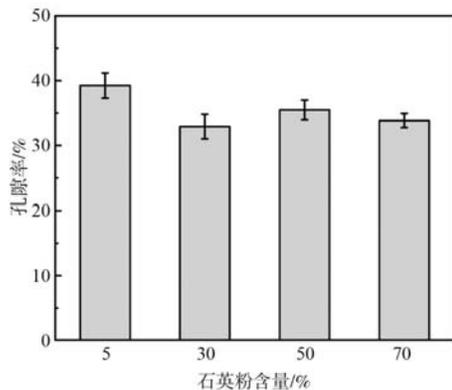
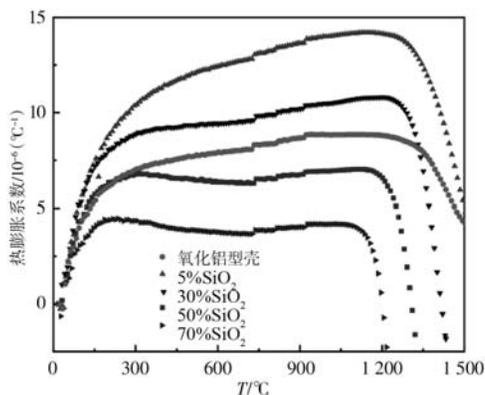


图5 不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品显孔隙率

Fig. 5 Apparent porosity of magnesia-based core samples with different fused silica powder contents



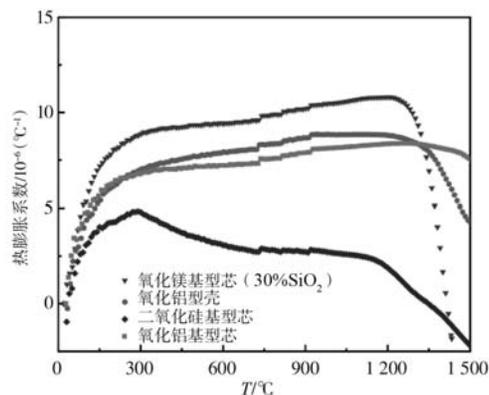
(a) 氧化铝型壳与不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯

线,从图2XRD图谱可知,含30% $\text{SiO}_2$ 样品生成的硅酸镁更多,说明新相硅酸镁( $12 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ )提供的热膨胀大于 $\alpha$ -方石英向 $\beta$ -方石英转变(200~300 $^\circ\text{C}$ 发生)的体积膨胀<sup>[27-28]</sup>,二者的共同作用使型芯表现为宏观的急剧膨胀;在第二阶段时,含5% $\text{SiO}_2$ 样品热膨胀系数最大,与型壳热膨胀系数差值也最大,这可能导致含5% $\text{SiO}_2$ 样品较差的抗热震性以及在使用过程中发生位移或断裂;含30% $\text{SiO}_2$ 样品表现为和型壳相近的缓慢膨胀,具备良好的热胀匹配性;而含50% $\text{SiO}_2$ 、70% $\text{SiO}_2$ 样品则表现为缓慢收缩后又缓慢膨胀,由于石英玻璃粉的高含量可以减弱硅酸镁的热膨胀,含量50%时,型芯的热膨胀系数同样接近型壳的热膨胀系数,但70%时则明显低于型壳的热膨胀系数;在第三阶段随着石英玻璃粉含量增加,含5%~70% $\text{SiO}_2$ 样品收缩温度逐渐降低。

图6b是氧化硅基、氧化铝基和含30%石英玻璃粉氧化镁基陶瓷型芯线热膨胀系数的对比图。从图中可以看出,氧化硅基陶瓷型芯随着温度升高,热膨胀系数急剧降低,较低的热膨胀系数保证了陶瓷型芯的尺寸精度,但是与氧化铝型壳线热膨胀系数差距过大,从而在与型壳配合使用的过程中产生较大应力可能发生断裂或位移;氧化铝基陶瓷型芯与氧化铝型壳具备较好的热胀匹配性;含30%石英玻璃粉氧化镁基陶瓷型芯与氧化铝型壳线热膨胀系数差距并不大,满足陶瓷型芯使用要求。

### 2.4 型芯抗弯强度及微观组织

图7a是不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品室温抗弯强度。由图可知,陶瓷型芯室温抗弯强度随石英玻璃粉含量的增加先增加后急剧下降。当石英玻璃粉含量由5%增加到30%时,型芯抗弯强度由11.12 MPa

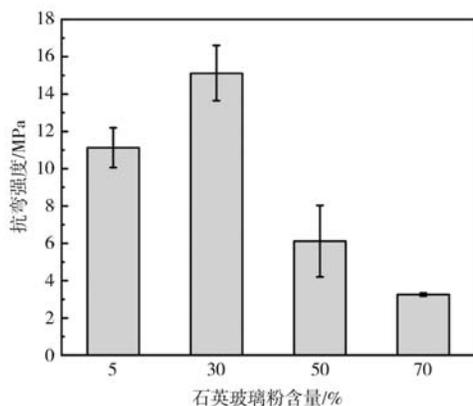


(b) 氧化铝型壳与不同材料型芯

图6 氧化铝型壳与不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品 (a) 及氧化铝型壳与不同材料型芯样品线热膨胀系数 (b)

Fig. 6 Linear thermal expansion coefficients of alumina shell and magnesia-based core samples with different fused silica powder contents (a) and alumina shell and different material core samples (b)

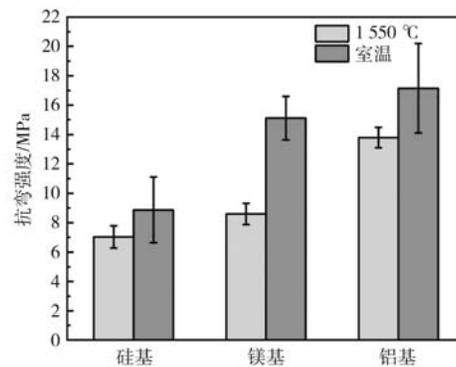
提升至15.12 MPa, 当继续增加石英玻璃含量到50%、70%, 室温抗弯强度急剧下降至6.11 MPa、3.25 MPa。可能原因: 一是石英玻璃在烧结和冷却过程中由于方石英的结晶和 $\beta$ 方石英 $\rightarrow\alpha$ 方石英转变, 由于 $\alpha$ -方石英和 $\beta$ -方石英的体积差异<sup>[16]</sup>, 这种转变将使陶瓷内部形成微裂纹; 二是随着作为脆性相的硅酸镁生成量增加, 其与氧化镁及石英玻璃粉之间的热胀失配, 导致应力产生并使陶瓷基体内部产生裂纹。从图4可知, 此时烧结收缩率大幅减小, 说明硅酸镁提供的体积膨胀是明显大于方石英转变提供的体积膨胀, 所以表现为孔隙率



(a) 不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯

在没有明显增加的情况下抗弯强度急剧下降(图5)。

图7b是氧化硅基、氧化铝基和含30%石英玻璃粉氧化镁基陶瓷型芯在室温和1 550 °C下抗弯强度的对比图。从图中可以看出无论室温还是1 550 °C下氧化铝基陶瓷型芯都具备较高的强度, 室温下17.15 MPa, 1 550 °C下13.80 MPa; 氧化硅基陶瓷型芯最低, 室温下8.87 MPa, 1 550 °C下7.03 MPa。含30%石英玻璃粉氧化镁基陶瓷型芯抗弯强度介于氧化铝基陶瓷型芯和氧化硅基陶瓷型芯之间, 室温下抗弯强度15.12 MPa, 1 550 °C下抗弯强度8.60 MPa。



(b) 氧化硅基、氧化镁基(30%SiO<sub>2</sub>)、氧化铝基陶瓷型芯室温及1 550 °C下抗弯强度

图7 不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品室温抗弯强度 (a) 及氧化硅基、氧化镁基(30%SiO<sub>2</sub>)、氧化铝基陶瓷型芯室温, 1 550 °C下抗弯强度 (b)

Fig. 7 Bending strengths of magnesia-based core samples with different fused silica powder contents at room temperature (a) and bending strengths of fused silica based, magnesia-based (30% SiO<sub>2</sub>) and alumina-based ceramic cores at room temperature and 1 550 °C (b)

图8是不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品断面SEM图像。当石英玻璃粉添加量为5%时陶瓷型芯孔隙较大, 孔隙分布在大氧化镁颗粒周围(图8a); 石英玻璃粉增加到30%时, 孔隙均匀分布, 较大粒径氧化镁颗粒构成了陶瓷型芯基体框架, 矿化剂(SiO<sub>2</sub>)小颗粒紧密结合在氧化镁颗粒周围(图8b), 型芯致密化程度得到加强, 使其拥有最高的室温抗弯强度15.12 MPa; 从图8c、图8d可以看出, 随着石英玻璃粉进一步增加到50%、70%, 陶瓷基体粒径明显减小, 分布均匀, 颗粒间粘结松散, 断面较为平整, 没有出现较大颗粒的凸起或凹坑, 且基本没有大孔隙, 以小孔为主。

含30%SiO<sub>2</sub>和含70%SiO<sub>2</sub>样品的断面形貌及元素分布如图9所示。从图9a可以看出, 大颗粒形成陶瓷型芯骨架, 其表面粘附大量小颗粒, 烧结现象明显, 型芯致密化程度得到增强, 使其具有最高室温抗弯强度; 从图9b可知, 含70%SiO<sub>2</sub>陶瓷型芯基体粒径变小, 颗粒分布均匀, 颗粒间结合松散。微区主要成分是Mg、Si、O, 结合图2中XRD分析结果可知, 这些成分组成了氧化镁相、石英玻璃相和硅酸镁相。从图9a、图9b

中O元素分布可以看出, 含30%SiO<sub>2</sub>样品分布比较集中, 其中黑色部分为空隙; 含70%SiO<sub>2</sub>样品O元素分布均匀, 黑色空隙部分较小且分布均匀; 从图9a中Mg、Si元素分布可知, 含30%SiO<sub>2</sub>样品中大量的氧化镁相联结成骨架, 石英玻璃与硅酸镁分布于氧化镁大颗粒周围填充空隙, 加固骨架; 从图9b中Mg、Si元素分布可知, 含70%SiO<sub>2</sub>型芯样品基体中Si元素均匀分布, Mg元素含量相对于含30%SiO<sub>2</sub>样品出现明显减小, 大量石英玻璃颗粒与硅酸镁颗粒分布于氧化镁大颗粒表面, 陶瓷基体内大颗粒减少。

综上所述, 陶瓷型芯的微观结构、元素分布和物相组成受石英玻璃粉添加量影响显著。当石英玻璃粉添加量较小时, 氧化镁大颗粒普遍存在于陶瓷基体中, 矿化剂(SiO<sub>2</sub>)填充在大颗粒周围以增加框架强度; 随着石英玻璃粉的增加, MgO与石英玻璃粉烧结发生固相烧结和固相反应, 在高温下与SiO<sub>2</sub>生成硅酸镁, 新相硅酸镁与石英玻璃粉微粒分布于氧化镁大颗粒表面, 大孔隙明显减少。

氧化镁与石英玻璃粉反应模型见图10。当矿化剂

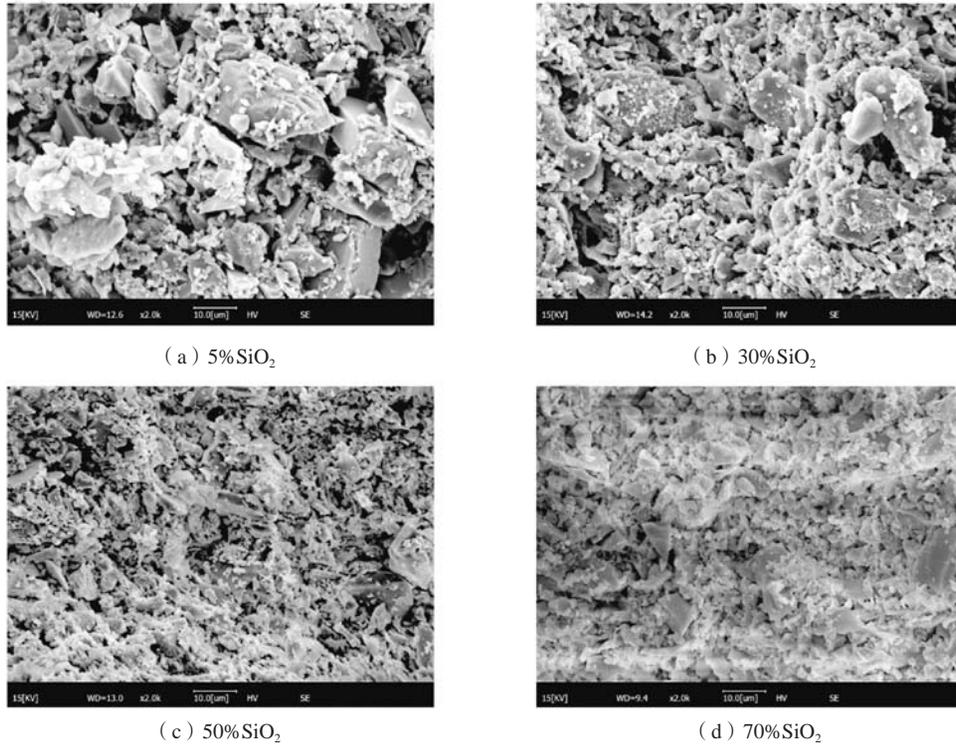


图8 不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品断口形貌  
Fig. 8 Fracture morphologies of magnesia-based core samples with different fused silica powder contents

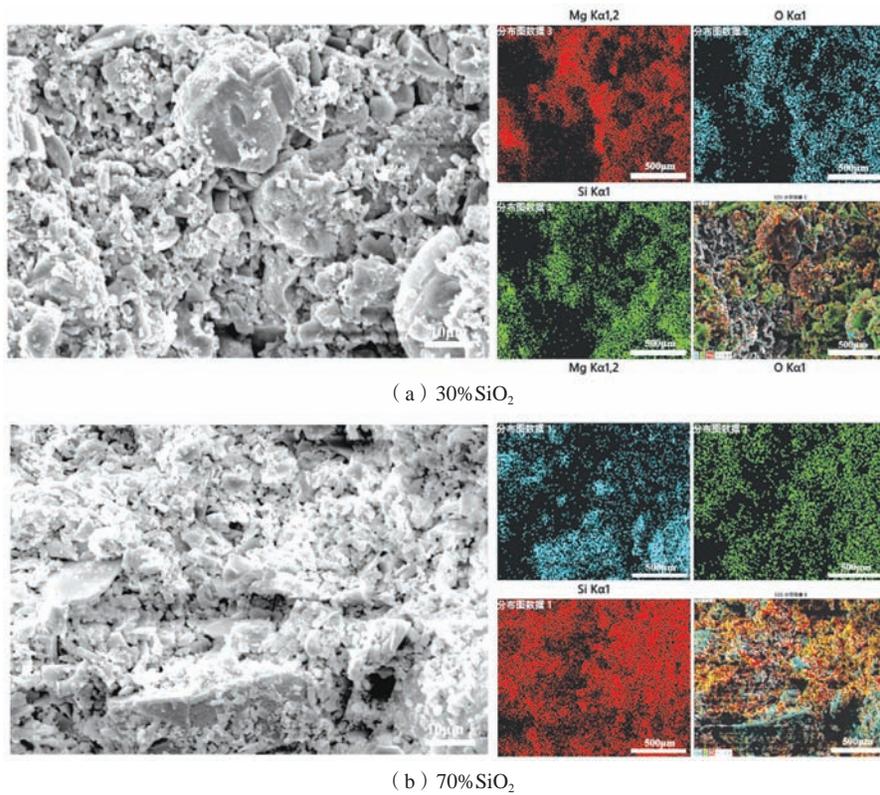


图9 不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品断口形貌和EDS能谱  
Fig. 9 Fracture morphologies and EDS mappings of magnesia-based core samples with different fused silica powder contents

( $\text{SiO}_2$ ) 较少时,  $\text{Mg}^{2+}$  扩散至氧化镁大颗粒表面的石英玻璃微粒上与之形成硅酸镁, 随着反应的进行, 新生

成的硅酸镁相在已经形成的硅酸镁表面析出沉积, 与石英玻璃微粒共同填充空隙, 加固骨架, 见图10a; 当

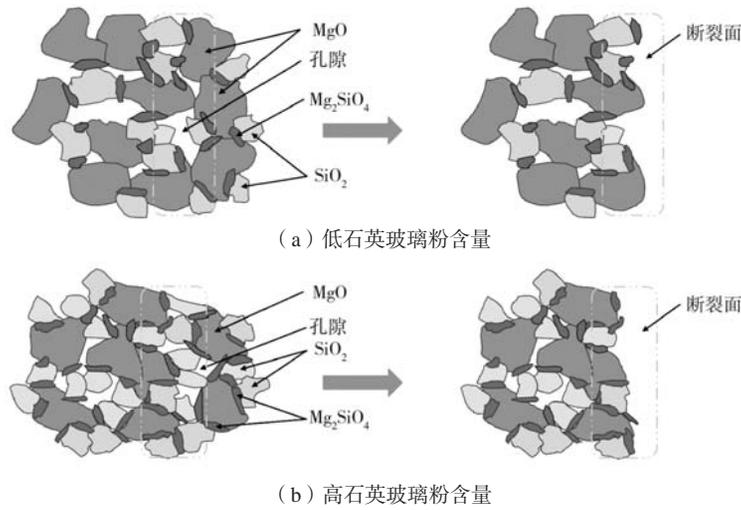


图10 氧化镁与石英玻璃反应示意图

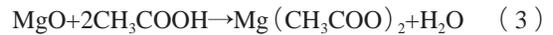
Fig. 10 Schematic diagram of reaction between MgO and fused silica

矿化剂 ( $\text{SiO}_2$ ) 较多时, 生成的硅酸镁与石英玻璃粉填充在大颗粒表面及孔隙处, 而仅有个别氧化镁颗粒表面外露, 型芯组织中孔隙由较大的连通孔隙向封闭的较小孔隙转变, 硅酸镁的增加导致型芯力学性能明显下降, 此时断口较为平整, 见图10b。

## 2.5 氧化镁基陶瓷型芯的脱除

陶瓷型芯的脱除性能是陶瓷型芯研究的重要环节。本文根据氧化镁基陶瓷型芯易溶于环境无害的乙

酸溶液的特性脱除型芯, 其反应式为:



在室温下采用体积浓度分别为20%、40%、60%、80%的乙酸溶液对含5%~70% $\text{SiO}_2$ 样品进行浸出试验, 试验结果如图11所示。可以看出: 在本文所使用的所有浓度中, 随着石英玻璃粉含量的增加, 浸出率逐渐减小, 可能的原因如下: 一是石英玻璃和新相硅酸镁与乙酸并不反应, 大量的硅酸镁与矿化剂 ( $\text{SiO}_2$ ) 将氧化镁颗粒包裹, 降低了脱芯液与氧化镁的反应面积;

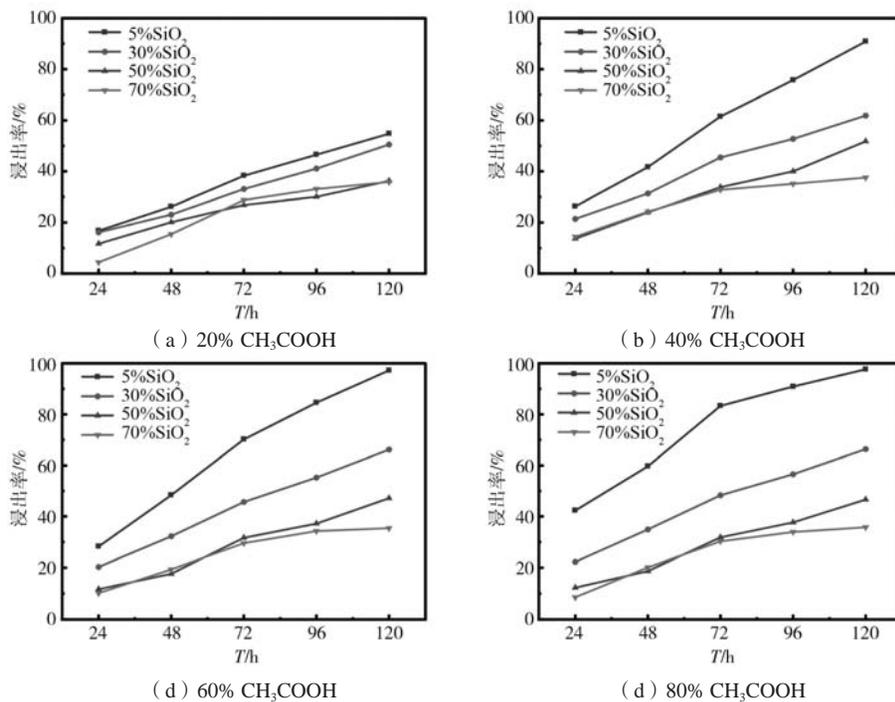


图11 不同石英玻璃粉含量氧化镁基型芯样品在不同浓度乙酸溶液中的浸出率

Fig. 11 Leaching rates of magnesia-based core samples with different fused silica powder contents in different concentration  $\text{CH}_3\text{COOH}$  solution

二是孔隙由连通大孔隙向封闭小孔隙转变,导致脱芯液流动受阻,同时,反应产物扩散速度降低。

随着乙酸浓度增加,脱除速率出现不同程度的增加,然后趋于稳定,这是因为增加乙酸浓度,单位体积 $H^+$ 浓度增加, $H^+$ 与 $MgO$ 反应效率提升,所以浸出速率增加,其中20%~40%浓度增幅最大。当陶瓷型芯与乙酸有效反应面积一定时,继续增加乙酸浓度,浸出速率增涨不明显,从经济的角度出发,乙酸浓度为40%是适宜的,此时含5%~70% $SiO_2$ 样品120 h浸出率分别为90.8%, 61.9%, 51.8%, 37.6%。

### 3 结论

(1) 随石英玻璃粉含量增加,氧化镁基陶瓷型芯

样品的收缩率先增加后急剧减小;显孔隙率减小后略微增加;热膨胀系数逐渐降低;室温抗弯强度增加后降低。

(2) 随石英玻璃粉含量增加,型芯浸出率逐渐减小;乙酸浓度增加,浸出速率出现不同程度的增加,其中20%~40%浓度增幅最大,然后趋于稳定。

(3) 含30% $SiO_2$ 的氧化镁基陶瓷型芯综合性能最佳,其热膨胀系数与型壳匹配性好、烧结收缩率为2.8%、显孔隙率为32.9%及室温抗弯强度为15.1 MPa,40% $CH_3COOH$ 溶液、120 h后其浸出率达61.9%。

#### 参考文献:

- [1] 顾国红,曹腊梅.熔模铸造空心叶片用陶瓷型芯的发展[J].铸造技术,2002(2):80-83.
- [2] 李洋,陈竞炜,曾飞,等.涡轴发动机涡轮叶片冷却技术[J].航空动力,2020(6):62-63.
- [3] 孔祥灿,张子卿,朱俊强,等.航空发动机气冷涡轮叶片冷却结构研究进展[J].推进技术,2022,43(5):6-28.
- [4] ZHAO Z, YANG Z, YIN Z, et al. Investigation of the properties and leaching characteristics of ceramic cores fabricated using  $BaZrO_3$  as the raw material [J]. Materials Chemistry Physics, 2021, 272: 124925.
- [5] LI H, LIU Y, LIU Y, et al. Silica strengthened alumina ceramic cores prepared by 3D printing [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2021, 41(4): 2938-2947.
- [6] GROMADA M, SWIECA A, KOSTECKI M, et al. Ceramic cores for turbine blades via injection moulding [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 220: 107-112.
- [7] XU X, NIU S, WANG X, et al. Fabrication and casting simulation of composite ceramic cores with silica nanopowders [J]. Ceramics International, 2019, 45(15): 19283-19288.
- [8] GROMADA M, ŚWIECA A, CYGAN R. The effect of additives on properties of silica-based ceramic cores utilised in fabrication of multivane clusters for turbofan jet engine [J]. Ceramics International, 2022, 48(17): 25621-25627.
- [9] PAN Z, GUO J, LI S, et al. Experimental study on high temperature performances of silica-based ceramic core for single crystal turbine blades [J]. Ceramics International, 2022, 48(1): 548-555.
- [10] YANG Z, ZHAO Z, YU J, et al. Effect of silicone resin as precursor and binder on the properties of alumina-based ceramic cores using ball-shaped powders [J]. Ceramics International, 2019, 45(2): 2170-2177.
- [11] YANG Z, YIN Z, SHI Y, et al. Microstructure and bending strength improvement of alumina-based ceramic cores by liquid silicone resin infiltration [J]. Materials Chemistry and Physics, 2020, 239: 122041.
- [12] WERESZCZAK A, BREDER K, FERBER M, et al. Dimensional changes and creep of silica core ceramics used in investment casting of superalloys [J]. Journal of Materials Science, 2002, 37: 4235-4245.
- [13] KAZEMI A, FAGHIHI-SANI M, ALIZADEH H. Investigation on cristobalite crystallization in silica-based ceramic cores for investment casting [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2013, 33(15-16): 3397-3402.
- [14] LI K, JIANG W, WANG S, et al. Effect of specimen thickness on the creep deformation of a silica-based ceramic core material [J]. Journal of Alloys Compounds, 2018, 763: 781-790.
- [15] XU X, NIU S, WANG X, et al. Fabrication and casting simulation of composite ceramic cores with silica nanopowders [J]. Ceramics International, 2019, 45(15): 19283-19288.
- [16] JIANG W, LI K, XIAO J, et al. Effect of silica fiber on the mechanical and chemical behavior of alumina-based ceramic core material [J]. Journal of Asian Ceramic Societies, 2017, 5(4): 410-417.
- [17] LI H, LIU Y, COLOMBO P, et al. The influence of sintering procedure and porosity on the properties of 3D printed alumina ceramic cores [J]. Ceramics International, 2021, 47(19): 27668-27676.
- [18] HUO M, LI Q, LIU J, et al. In-situ synthesis of high-performance  $Al_2O_3$ -based ceramic cores reinforced with core-shell structures [J].

- Ceramics International, 2022, 48 ( 22 ) : 33693–33703.
- [19] 刘小楠, 罗旭东, 彭子钧, 等. 烧结氧化镁的研究进展 [J]. 耐火材料, 2020, 54 ( 4 ) : 365–368.
- [20] 方军民, 余建波, 杨治刚, 等. 多孔镁基陶瓷型芯的性能研究 [J]. 铸造, 2013, 62 ( 7 ) : 628–632.
- [21] 王蒙蒙, 刘子利, 刘希琴, 等.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 对MgO陶瓷微观结构和性能的影响 [J]. 中国陶瓷, 2017, 53 ( 3 ) : 45–50.
- [22] LAYDEN G, MCQUARRIE M. Effect of minor additions on sintering of MgO [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1959, 42 ( 2 ) : 89–92.
- [23] PENG Z, LUO X, XIE Z, et al. Sintering behavior and mechanical properties of spark plasma sintering  $\text{SiO}_2$ -MgO ceramics [J]. Ceramics International, 2020, 46 ( 3 ) : 2585–2591.
- [24] 冯东, 罗旭东, 张国栋, 等.  $\text{SiO}_2$ 对MgO陶瓷烧结性能影响 [J]. 人工晶体学报, 2016, 45 ( 9 ) : 2306–2310.
- [25] 徐智清, 卓育华. 影响氧化镁陶瓷芯性能的几个因素 [J]. 铸造, 1996 ( 10 ) : 11–14.
- [26] 董浩然, 聂建华, 梁永和, 等. 烧成温度对菱镁矿尾矿合成镁橄榄石性能的影响 [J]. 硅酸盐通报, 2023, 42 ( 6 ) : 2054–2061.
- [27] ZAWRAH M, HAMZAWY E. Effect of cristobalite formation on sinterability, microstructure and properties of glass/ceramic composites [J]. Ceramics International, 2002, 28 ( 2 ) : 123–130.
- [28] WANG L Y, HON M H. The effect of cristobalite seed on the crystallization of fused silica based ceramic core—a kinetic study [J]. Ceramics International, 1995, 21 ( 3 ) : 187–193.

---

## Effect of Fused Silica Powder Content on the Properties of MgO-Based Ceramic Core

HE Kang-xing<sup>1</sup>, JIANG Wei-guo<sup>2</sup>, MAO Ping-li<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China; 2. School of Intelligent Manufacturing, Weifang University of Science and Technology, Shouguang 262700, Shandong, China)

### Abstract:

The effects of the mineralizer (fused silica powder) content on the phase composition, microstructure, sintering shrinkage, apparent porosity, linear thermal expansion coefficient, room temperature and high temperature flexural strength, and leaching rate of magnesia-based ceramic cores were studied by means of X-ray diffraction, scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectrometry (EDS). The results show that with the increasing of fused silica powder content, the content of magnesium silicate increases, the ceramic matrix particles are refined, and the connected large pores are transformed into closed small pores. The bonding between the particles is loose, and the removal performance and flexural strength are greatly reduced. The MgO-based ceramic core obtained by adding 30%  $\text{SiO}_2$  has the best comprehensive performance. The sintering shrinkage rate is 2.8%, the apparent porosity is 32.9%, and the flexural strength at room temperature is 15.1 MPa. The leaching rate of the core is 61.9% when leached in 40%  $\text{CH}_3\text{COOH}$  aqueous solution for 120 h.

### Key words:

ceramic core; fused silica powder; magnesium oxide; flexural strength; leaching rate