

电熔刚玉对硅基陶瓷型芯性能的影响

周宇豪¹, 玄伟东¹, 段方苗², 白小龙², 任兴孚¹, 任忠鸣¹

(1. 上海大学 材料科学与工程学院 省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200444)

(2. 中国联合重型燃气轮机技术有限公司, 北京 100061)

摘要: 以石英玻璃粉为原料, 石蜡为增塑剂, 添加质量分数 0%~30% 的电熔刚玉为矿化剂, 通过热压注法成功制备了硅基陶瓷型芯, 研究了电熔刚玉含量对方石英析晶和硅基陶瓷型芯综合性能的影响。结果表明: 随着电熔刚玉含量的增加, 样品的收缩率逐渐增加, 气孔率先减小后增大, 致密化程度增加; 而抗弯强度和高温抗蠕变性能呈现先增强后减弱的趋势。当添加 10% 电熔刚玉时, 样品表现出优良的综合性能, 收缩率为 1.02%, 气孔率为 20.91%, 体积密度为 1.7083 g/cm³, 室温和高温抗弯强度分别为 14.83 和 20.96 MPa, 高温挠度为 0.39 mm。

关键词: 陶瓷型芯; 电熔刚玉; 方石英; 力学性能

中图分类号: TQ174

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)04-1396-07

随着航空发动机技术的飞速发展, 对于发动机热端核心部件——涡轮叶片的使用温度也在不断提高。目前, 提升叶片承温能力的方法有 3 种: 一是研制新型的高温合金材料, 但受合金熔点的限制, 使用该方法来改善叶片的高温性能已达到了极限^[1]; 二是采用热障涂层技术, 该技术也存在其局限性^[2]; 而各国主要采用第 3 种方法, 即空心叶片冷却技术来提高叶片的使用温度^[3-4]。陶瓷型芯作为形成空心叶片复杂内腔形状的核心部件, 它的性能直接决定了涡轮叶片的内腔尺寸精度、铸件合格率和生产成本^[5]等。

对于陶瓷型芯的制备而言, 石英玻璃因其具有线膨胀系数小、抗热震性高、高温力学性能稳定且易于被碱液腐蚀脱芯等优势^[6-8], 已经作为基体材料广泛应用于硅基陶瓷型芯的制造过程。除基体材料外, 还需加入不同组分的矿化剂来提升性能, 矿化剂对型芯的尺寸收缩和力学性能起着重要作用, 已经成为陶瓷型芯研究的重点。常用的矿化剂主要有莫来石、锆英粉、稀土氧化物^[9-11]等。其中, 氧化铝是一种高温性能优良的耐火材料, 具有比氧化硅更好的化学稳定性和热稳定性、机械强度高、热膨胀系数 ($8.6 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) 与型壳相匹配^[12-14]等优势, 并且在烧结和使用过程中结构稳定, 可作为硅基陶瓷型芯的理想矿化剂。应用最广泛的氧化铝主要有 2 种, 分别是工业氧化铝和电熔刚玉。工业氧化铝呈白色松散的晶体粉末状, 为低温稳定的 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, 但因杂质含量过高, 在烧结过程中有

相当数量的低熔点液相生成, 且高温下会发生晶型转变致使其力学、热学性质变差而难以发挥高温性能。相比工业氧化铝, 电熔刚玉 ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) 纯度高, 高温下结构更稳定, 这就为改善陶瓷型芯的高温性能提供了可能性^[15]。

目前, 各国仅有少量关于电熔刚玉在硅基陶瓷型芯中的应用研究, 王丽丽等人^[16]研究刚玉粉的不同形状和粒径对硅基陶瓷型芯性能的影响, 发现电熔刚玉的粉体形状和粒径大小对收缩率和室温抗弯强度无明显影响, 但球形粉会导致较大的高温变形量。Liang 等人^[17]研究了电熔刚玉对铝-硅二元复合陶瓷材料中方石英析出和性能的影响。然而, 电熔刚玉在铝-硅-锆三元复合硅基陶瓷型芯中的作用机制仍不明确, 析晶规律到目前为止也是鲜见报道。因此, 本工作开展了电熔刚玉对硅基陶瓷型芯性能的影响研究, 探讨了电熔刚玉对析晶规律和综合性能的影响, 并通过断口形貌和物相分析探究其强化机理。此外, 还利用三维断层扫描技术 (XCT) 确定了型芯内部气孔的空间分布和体积分数。

1 实验

硅基陶瓷型芯基体材料采用纯度为 99.95% 的石英玻璃粉 (连云港忠实矿产品有限公司), 石英玻璃粉的粒度分布如表 1 所示, 平均粒径约为 15 μm 。矿化剂选用的是锆英粉 (河南铂润铸造材料有限公司) 和

收稿日期: 2022-04-10

基金项目: 国家科技重大专项 (2017-VII-0008-0102); 国家自然科学基金 (92060104); 上海市科委项目 (20511107700); 中国重燃项目 (F095)

作者简介: 周宇豪, 男, 1996 年生, 硕士, 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200444, 电话: 021-66136579, E-mail: 1121777935@qq.com

电熔刚玉粉（上海水田材料科技有限公司），原料粉末微观形貌如图 1 所示。原料中各组分的质量分数如表 2 所示。增塑剂为石蜡（上海泰尔精蜡有限公司）。

陶瓷型芯的制备方法采用热压注成型法。首先将石英玻璃粉与电熔刚玉粉进行球磨混合，球磨时间约为 24 h，其中电熔刚玉添加质量分数分别为 0%，5%，10%，20% 和 30%。然后将干燥 10 h 的混合粉与增塑剂均匀混合，在 90 °C 真空条件下保温并搅拌 6 h，再用热压注机分别压制尺寸为 64 mm×10 mm×4 mm 和

120 mm×10 mm×4 mm 的样品，注射压力 3 MPa，保压时间 25 s。对样品素坯进行修边、去毛刺处理后，将素坯埋在粒径约 149 μm 的 α-Al₂O₃ 粉末中烧结。烧结工艺曲线见图 2。

采用 HB 5353—2004 规定方法测试样品的收缩率、体积密度、室温抗弯强度、高温抗弯强度和高温挠度；利用扫描电子显微镜观察样品的断口及显微组织（SEM 型号：HITACHI SU-1500），测试选用电压 15 kV，样品测试面进行喷金处理。利用 X 射线衍射仪（XRD 型号：3KWD/MAX2200V PC）对型芯样品进行物相分析，测试选用 Cu Kα 射线，步长 0.02°，扫描速度 10 %/min。利用三维断层扫描技术（XCT 型号：Perkin Elmer XCT-X5000）来表征型芯样品中气孔的空间分布及体积分数。

表 1 石英玻璃粉的粒度分布

Table 1 Particles size of quartz glass powder

Particle size/μm	<10	10-30	30-50	50-95
Content/%	20.32	36.95	29.61	13.12

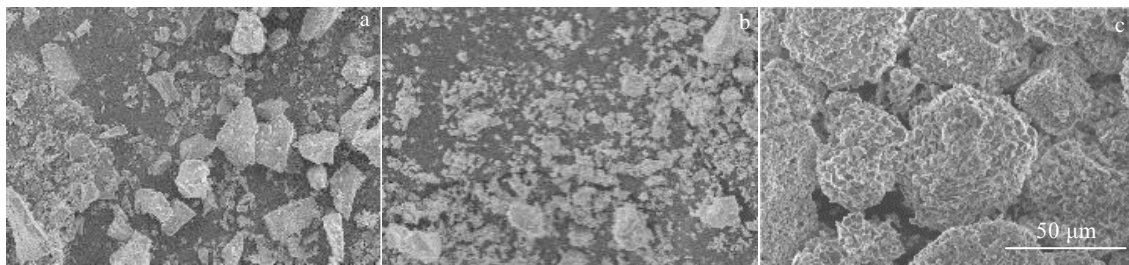


图 1 原料粉末的 SEM 形貌

Fig.1 SEM morphologies of the raw material powders: (a) fused silica powder, (b) zircon powder, and (c) fused corundum powder

表 2 原料粉末中各组分的质量分数

Table 2 Mass fraction of compounds in the raw material (ω/%)

Powder	SiO ₂	ZrO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	Na ₂ O	K ₂ O
Quartz glass	99.95	-	0.013	0.005	0.015	0.003
Zircon	32.63	65.5	0.02	0.08	0.03	0.01
Fused corundum	0.018	-	99.9	0.035	0.032	0.004

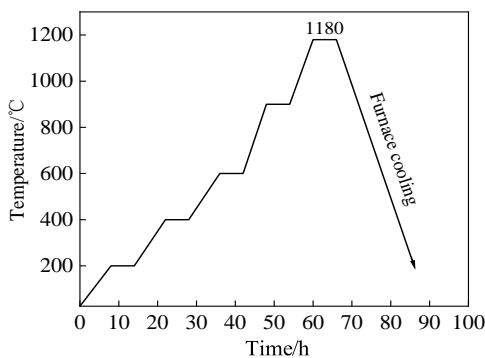


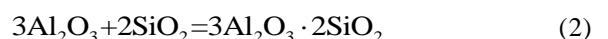
图 2 陶瓷型芯的烧结工艺曲线

Fig.2 Sintering process curve of ceramic core

2 结果与讨论

2.1 电熔刚玉含量对型芯析晶的影响

方石英是硅基陶瓷型芯中重要的高温稳定相，适量的方石英析出能够改善型芯的高温性能。然而，方石英在降温过程中会发生 β-方石英向 α-方石英的晶型转变，伴随着 2.8% 的体积收缩而使型芯内部产生微裂纹，过量的方石英反而会导致型芯的抗弯强度降低^[18]。本研究利用 K 值法^[19]计算得到不同电熔刚玉含量对应的方石英析出量为 14.3%，12.6%，11.4%，11.3% 和 8.9%。电熔刚玉的不断增多基体中 SiO₂ 含量相对减少；同时，Al₂O₃ 与 SiO₂ 在高温下会发生如下 2 个反应^[20]：



式 (1) 生成的是 Al₂SiO₅ 过渡相，因其具有优良的化学稳定性，能够阻滞石英玻璃的粘性流动^[21]，再由式 (2) 生成莫来石相（图 3a），进一步消耗了 SiO₂ 的含量，方石英的析出量明显减少。研究表明，Al³⁺ 具有高电荷、体积小特点，而石英玻璃具有氧缺位结构，

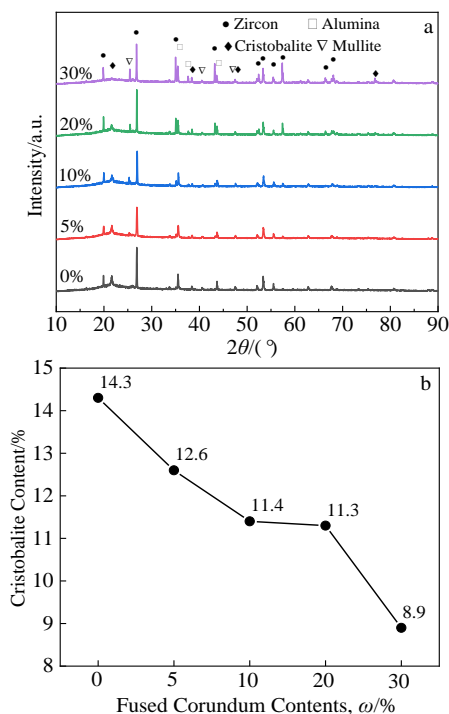


图 3 不同电熔刚玉含量下型芯的 XRD 图谱和方石英含量
Fig.3 XRD patterns (a) and cristobalite content (b) of cores with different contents of fused corundum

只有当氧原子通过热扩散接触并渗入石英玻璃表层，经过一段时间后，渗入的氧原子填补了氧缺位，使石英玻璃表层形成与石英分子式一致的微晶团，然后进一步有序化，才能发育成方石英。而 Al^{3+} 电荷密度大，能有效屏蔽易极化的氧原子，使其移动困难，从而抑制方石英的析出^[22]。

2.2 电熔刚玉含量对型芯收缩率和体积密度的影响

图 4 是不同电熔刚玉含量下型芯样品的收缩率和体积密度。由图可知，型芯的收缩率和体积密度随电熔刚玉含量的增加而逐渐增大。电熔刚玉添加量为 10% 时，收缩率为 1.02%，体积密度为 1.7083 g/cm^3 。在氧化硅体系中，杂质或氧化物矿化剂可通过改变非晶态熔融石英的微观网络结构来影响玻璃相的产生。加入的矿化剂中存在微量的碱性氧化物如 Na_2O 、 K_2O 、 CaO 等，而这些碱性氧化物会破坏硅氧键并增加非桥氧原子的数量，降低熔融石英网络结构的连接程度，加速熔融石英的软化^[23]。同时，随着烧结温度的升高，这些碱性氧化物均可与 SiO_2 反应形成低熔点液相。由此得出， Al_2O_3 以及杂质的存在加速了非晶态熔融石英的软化，在升温时，熔融石英逐渐转变为液态玻璃相，从而增加了液相的含量，使型芯的收缩率增大^[24]。此外，由于电熔刚玉的密度远大于二氧化硅密度 ($\rho_{\alpha-Al_2O_3}=3.9 \text{ g/cm}^3$, $\rho_{SiO_2}=2.2 \text{ g/cm}^3$)，并且电熔

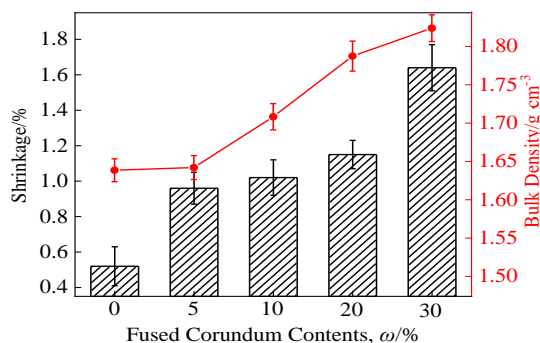


图 4 不同电熔刚玉含量下型芯的收缩率和体积密度
Fig.4 Shrinkage and bulk density of cores with different contents of fused corundum

刚玉粒径较小，填充在二氧化硅颗粒间，导致体积密度增大，且电熔刚玉的含量越高，型芯的体积密度就越大^[25]。

2.3 电熔刚玉含量对型芯气孔率的影响

三维断层扫描技术正逐渐应用于陶瓷型芯的无损检测，该技术利用气孔与基体之间较大的密度差，从而准确表征型芯样品中气孔的空间分布、数量以及体积大小。图 5 为不同电熔刚玉含量下型芯的 XCT 图像，图中不同颜色的颗粒代表着不同的气孔，由图可知，型芯内气孔的空间分布和相连程度较为均匀。同时，将圆柱体内气孔的体积总和与圆柱体体积的比值作为型芯的气孔率，计算出不同电熔刚玉含量下型芯样品的气孔率分别为 24.52%，24.33%，20.91%，18.41%，24.82%。这表明型芯的气孔率随着电熔刚玉含量的增加先减小后增大。如前所述，玻璃相和低熔点液相增加，不断填充孔隙，且高密度的电熔刚玉弥散分布与基体中，使得样品的体积密度和收缩率同时增大，气孔率随之减小。而当电熔刚玉含量为 30% 时，石英玻璃相对较少，液相含量降低，且刚玉颗粒出现聚集现象（见图 7e），弥散效果削弱，使得聚集颗粒内部保留了部分孔隙，气孔率反而增大。

2.4 电熔刚玉含量对型芯室温力学性能的影响

图 6 为不同电熔刚玉含量下型芯样品的室温抗弯强度。可以看出，随着电熔刚玉含量增加，型芯的室温强度先增大后减小。电熔刚玉含量为 10% 时，获得最高的室温抗弯强度 14.83 MPa。由图 3a 可知， SiO_2 与 Al_2O_3 反应生成的莫来石随电熔刚玉含量增加而变多，莫来石分布在晶界上阻碍晶界的迁移，从而提高了型芯的强度；同时生成的液相不断渗入到因烧结膨胀收缩而产生的裂纹中，使裂纹钝化，裂纹长度减少，减轻了型芯样品内部的应力集中。根据 Griffith 微裂

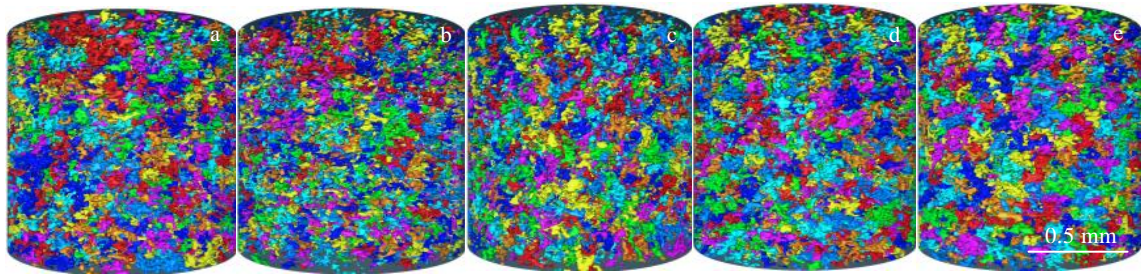


图 5 不同电熔刚玉含量下型芯的 XCT 图像

Fig.5 XCT images of cores with different contents of fused corundum: (a) 0%, (b) 5%, (c) 10%, (d) 20%, and (e) 30%

纹理论^[26]可知，液相增加导致裂纹长度减小，试样的断裂强度增大，电熔刚玉含量越高，生成的液相增多，样品的强度增大就越多。

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi c}} \quad (3)$$

式中， σ_f 为试样断裂强度， E 为杨氏模量， γ 为单位面积表面能， c 为裂纹长度。

图 7 是不同电熔刚玉含量下型芯的室温断口形貌，由图可知，不添加电熔刚玉时，基体颗粒之间存在间隙且以线接触为主，断面存在大量微裂纹，在应力作用下裂纹迅速扩展，导致样品的室温强度偏低；随着电熔刚玉含量的增加，刚玉颗粒均匀且弥散分布于基体之中，起到强化型芯骨架的作用，这种强化作用是因为 Al_2O_3 和 SiO_2 之间热膨胀系数相差较大 ($CTE_{Al_2O_3}$: $8.6 \times 10^{-6} K^{-1}$, CTE_{SiO_2} : $0.5 \times 10^{-6} K^{-1}$)，会在界面处形成一个压应力场。当型芯样品施加外载荷时，外力首先要克服这个压应力场做功，消耗了部分能量；压应力场的存在也会使裂纹发生偏转，延长了裂纹扩展的路径，从而提高了型芯样品的抗弯强度。电熔刚玉含量

增加到 20% 时，型芯样品局部出现颗粒聚集的现象，断口表面微裂纹数量逐渐减少，裂纹愈合效果越发明。当电熔刚玉含量增加到 30% 时，型芯样品的气孔率提高，Ryskewitch 经验公式表明^[27]，陶瓷型芯的抗弯强度随气孔率的增加呈指数级下降。

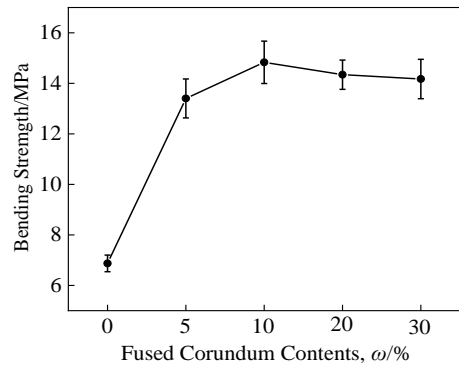


图 6 不同电熔刚玉含量下型芯的室温抗弯强度

Fig.6 Bending strength of cores with different contents of fused corundum at room temperature

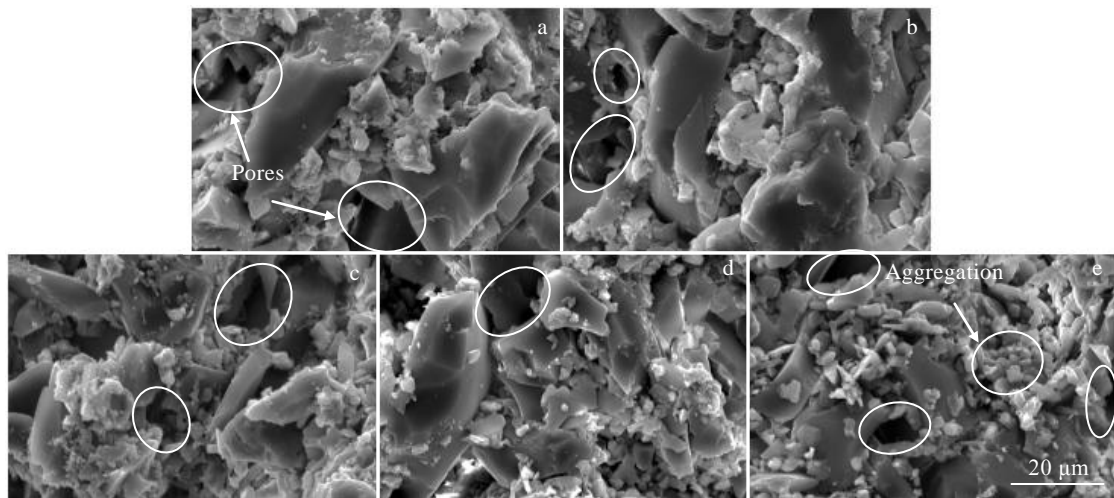


图 7 不同电熔刚玉含量下型芯的室温断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies of cores with different contents of fused corundum at room temperature: (a) 0%, (b) 5%, (c) 10%, (d) 20%, and (e) 30%

$$\sigma = \sigma_0 e^{-np} \tag{4}$$

式中， p 为显气孔率， σ_0 为 $p=0$ 时的强度， n 为常数。因此气孔率的提高使得型芯样品的室温强度下降。

2.5 电熔刚玉含量对型芯高温力学性能的影响

图 8 为不同电熔刚玉含量下型芯样品的高温抗弯强度。由图可知，电熔刚玉的加入使得型芯样品的高温强度降低，原因是样品中存在的杂质与石英玻璃反应生成大量低熔点相，在高温和外加载荷的条件下，低熔点液相的存在易引起滑移的发生，使得裂纹沿着晶界快速扩展，造成样品的高温强度降低。而随着电熔刚玉含量的增加，型芯样品的高温强度呈现出先增大再减小的趋势。电熔刚玉添加量为 10% 时，高温抗弯强度为 20.96 MPa。由于电熔刚玉本身的莫氏硬度较高且热稳定性好，适量加入可以在高温下起到强化基体的作用，提高型芯的高温强度。高温强度再次降低则是因为气孔率的增加和弥散强化效果削弱，是两者共同作用的结果。

图 9 为不同电熔刚玉含量下型芯样品的高温挠度。高温挠度随着电熔刚玉含量增多先减小再增大。型芯样品的抗高温变形能力提高主要归因于莫来石相的生成，莫来石相在 1400~1650 °C 范围内是一种耐高温相，具有极强的抗蠕变能力^[28]，在高温下会阻止石英玻璃颗粒间的传质，抑制二氧化硅晶界发生滑移，降低其高温挠度，电熔刚玉添加量为 10% 时，高温蠕变量为 0.39 mm。挠度降低的现象可以用伯格蠕变模型来解释，由图 10 可见，随电熔刚玉含量增加，断面处气孔数量和尺寸都在减小，陶瓷型芯内部的孔隙越少，颗粒的有效接触面积越大，使得型芯样品的高温挠度值减小。伯格蠕变方程如下：

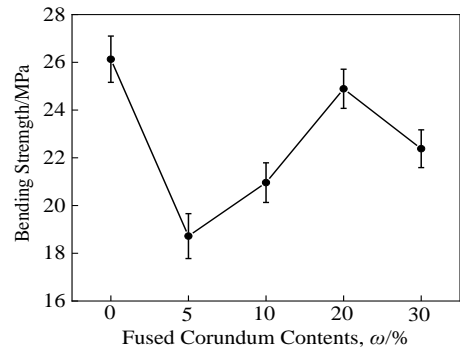


图 8 不同电熔刚玉含量下型芯的高温抗弯强度
Fig.8 Bending strength of cores with different contents of fused corundum at high temperature

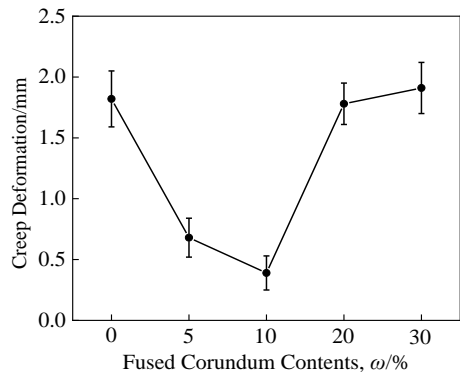


图 9 不同电熔刚玉含量下型芯的高温挠度
Fig.9 High temperature deflection of cores with different contents of fused corundum

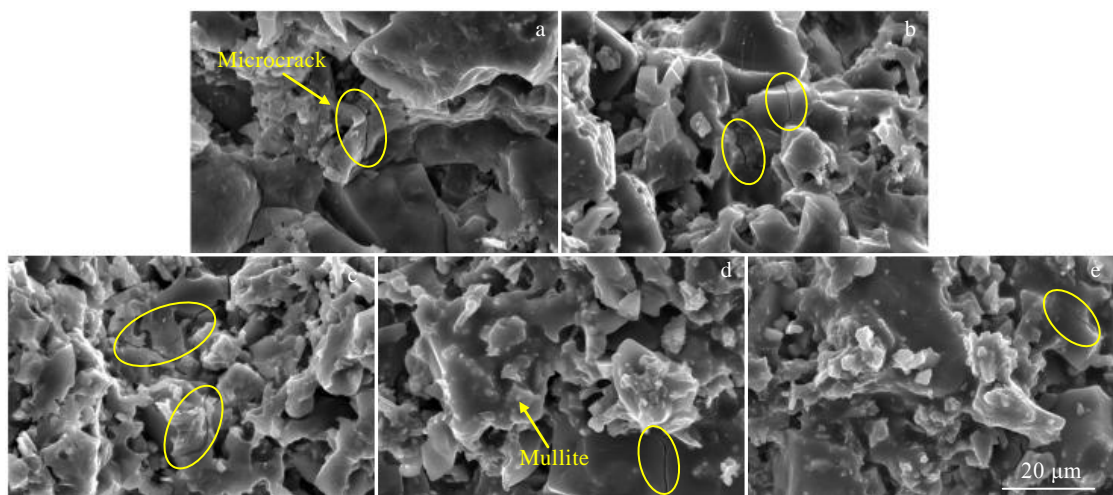


图 10 不同电熔刚玉含量下型芯的高温断口形貌

Fig.10 Fracture morphologies of cores with different contents of fused corundum at high temperature: (a) 0%, (b) 5%, (c) 10%, (d) 20%, and (e) 30%

$$\varepsilon = \sigma \left[\frac{1}{E_1} + \frac{t}{\eta_1} + \frac{1}{E_2} \left(1 - e^{-\frac{E_2 t}{\eta_2}} \right) \right] \quad (5)$$

式中, ε 为总的蠕变量, σ 为恒定应力, t 为加载时间, E_1 为瞬时弹性模量, E_2 为延时弹性模量, η_1 为纯粘性系数, η_2 为 Voigt 粘性系数。而当电熔刚玉的含量超过 10%, 高温变形量显著增大, 过量的电熔刚玉使得方石英的析出量明显减少, 方石英在高温下晶型稳定, 既不会产生粘性流动^[29], 也不会晶界处发生滑移, 但莫来石相的增加不足以抵消方石英减少带来的负面效应, 从而导致高温挠度增大。根据上述实验结果, 在电熔刚玉的含量为 10% 时, 型芯样品的挠度值最低为 0.39 mm。

据文献报道, 石英玻璃和电熔刚玉反应形成莫来石主要经历 4 个阶段^[30], 在 1600 °C 以下主要发生第 1 阶段形核(小于 1200 °C)和第 2 阶段莫来石化(1200~1600 °C), 特别是在 1500~1550 °C 之间, 莫来石化速率明显加快, 图 11 为莫来石形成的机理图, 由图可知, 小于 1200 °C 的温度范围内, 石英玻璃不易出现粘性液相, 但会表现出粘性软化现象, 细小的刚玉颗粒弥散分布在粘性颗粒的表面, 从而导致致密化程度变高, 收缩率增大, 而这种烧结过程主要就是通过固相刚玉颗粒和液相石英颗粒之间的半粘性流动机制进行。在 1200 °C 以上, 石英玻璃的粘度降低, 开始大量析出方石英, Al^{3+} 会在 SiO_2 颗粒内部进一步扩散; 随后在 1500~1550 °C 之间, 方石英和刚玉反应大量生成莫来石, 在半粘性流动机制的帮助下, 传质作用可以在短扩散距离内实现, 最终使得莫来石化率大大提高。

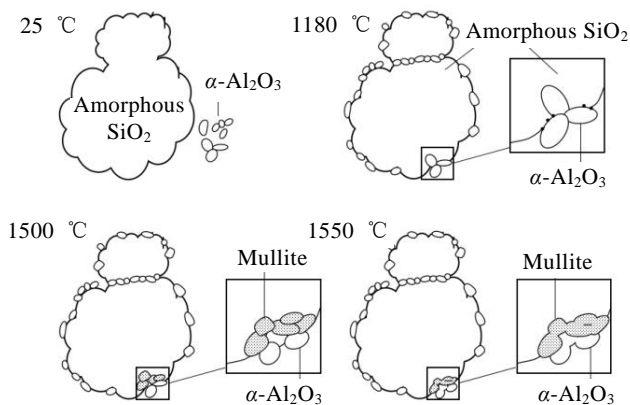


图 11 莫来石形成机理图

Fig. 11 Formation mechanism diagram of mullite^[30]

3 结论

1) 随着电熔刚玉的增加, 方石英的析出量逐渐减少, 莫来石含量增多。电熔刚玉的加入使得型芯样品的收缩率和体积密度逐渐增大, 气孔率先减小后增大,

抗弯强度和抗高温蠕变性能先增强后减弱。

2) 电熔刚玉添加量为 10% 时, 硅基陶瓷型芯综合性能最佳: 收缩率为 1.02%, 气孔率为 20.91%, 室温抗弯强度为 14.83 MPa, 高温抗弯强度为 20.96 MPa, 高温挠度为 0.39 mm。

3) 型芯样品的莫来石化主要通过半粘性流动机制进行, 1500~1550 °C 之间, 方石英和刚玉之间的传质作用可以在短扩散距离内实现, 生成大量莫来石, 因其具有极强的抗蠕变能力, 使得型芯样品的高温抗变形能力极大提高, 高温蠕变量为 0.39 mm。

参考文献 References

- [1] Gu Guohong(顾国红), Cao Lamei(曹腊梅). *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2002, 23(2): 80
- [2] Yan Minggao(颜鸣皋), Wu Xueren(吴学仁), Zhu Zhishou(朱知寿). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2003, 46(12): 19
- [3] Tian Guoli(田国利). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1999, 27(7): 1
- [4] Xu Zilin, Zhong Jiangwei, Su Xianglin *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(3): 803
- [5] Zhang Ling(张玲), Liu Jianping(刘建平), Sun Ge(孙革) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2012, 61(8): 941
- [6] Kim E H, Cho G H, Yoo Y S *et al. Ceramics International*[J], 2013, 39(8): 9041
- [7] Xu Zilin, Zhong Jiangwei, Su Xianglin *et al. Ceramics International*[J], 2018, 44(1): 394
- [8] Xiao Zude(肖祖德), Xuan Weidong(玄伟东), Duan Fangmiao(段方苗) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2021, 70(9): 1072
- [9] Pan Jiyong(潘继勇), Liu Xiaofu(刘孝福), He Liming(何立明) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2012, 61(2): 174
- [10] Zhan Yiyu(张一戩). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014
- [11] Liu Xiaofu(刘孝福), Lou Yanchun(娄延春), Su Guiqiao(苏贵桥) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2015, 64(10): 994
- [12] Qin Yexia, Pan Wei, Zhang Rui *et al. International Journal of Applied Ceramic Technology*[J], 2008, 5(1): 105
- [13] Yang Zhigang(杨治刚), Zhao Zhijia(赵志佳), Yu Jianbo(余建波) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(2): 515
- [14] Qin Yexia(覃业霞), Du Aibing(杜爱兵), Zhang Rui(张睿). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(S1): 774
- [15] Chen Xiao(陈啸). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2009

- [16] Wang Lili(王丽丽), Li Jiarong(李嘉荣), Tang Dingzhong(唐定中). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2015, 35(1): 8
- [17] Liang J J, Lin Q H, Zhang X *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2017, 33(2): 204
- [18] Thierry J E C, Vincent L C D, Mischael F L D *et al.* *America Patent*, US6286582B1[P], 2001
- [19] Wang Huizhen(王会珍), Zhang Yue(张跃). *The 17th National Annual Meeting of High-Tech Ceramics*(第十七届全国高技术陶瓷学术年会)[C]. Nanjing: The Chinese Ceramic Society, 2012: 58
- [20] Lu Gang(芦刚), Yu Hang(于航), Yan Qingsong(严青松) *et al.* *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2018, 35(1): 5
- [21] Lu Dehong, Wang Zhao, Jiang Yehua *et al.* *China Foundry*[J], 2012, 9(4): 322
- [22] Zhao Xiaozhong(赵效忠). *Preparation and Application of Ceramic Core*(陶瓷型芯的制备与使用)[M]. Beijing: Science Press, 2013: 143
- [23] Kingery W D, Bowen H K, Uhlmann D R. *Introduction to Ceramics*[M]. New York: New York Press, 1976: 1
- [24] Chen Xiao, Liu Chenyang, Zheng Wenlong *et al.* *Ceramics International*[J], 2019, 46(1): 196
- [25] Xu Ziye(徐子烨), Xuan Weidong(玄伟东), Zhang Jinyao(张金垚) *et al.* *Journal of Shanghai University, Natural Science Edition*(上海大学学报, 自然科学版)[J], 2015, 21(1): 28
- [26] Long Yongcheng(龙永成). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2011
- [27] Tang Shiyan(唐世艳), Fan Zitian(樊自田), Liu Xinwang(刘鑫旺) *et al.* *Journal of Huazhong University of Science and Technology, Natural Science Edition*(华中科技大学学报, 自然科学版)[J], 2017, 45(4): 35
- [28] Xue Ming(薛明), Cao Lamei(曹腊梅). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2006(6): 33
- [29] Zawrah M F, Hamzawy E M A. *Ceramics International*[J], 2002, 28(2): 123
- [30] Saruhan B, Albers W, Scheider H *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 1996, 16(10): 1075

Effect of Fused Corundum on Properties of Silicon-Based Ceramic Core

Zhou Yuhao¹, Xuan Weidong¹, Duan Fangmiao², Bai Xiaolong², Ren Xingfu¹, Ren Zhongming¹

(1. State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Department of Material Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

(2. China United Heavy Duty Turbine Technology Co., Ltd, Beijing 100061, China)

Abstract: In order to study the effect of fused corundum content on properties of silicon-based ceramic cores, the ceramic cores with different amount of fused corundum (0%~30%) were prepared by the hot injection method, where quartz glass powder was used as raw materials, fused corundum as mineralizer, and the ceramic casting wax as the plasticizer. The results show that with the increase of fused corundum content, the shrinkage of the samples increases gradually, the porosity decreases at first and then increases, resulting in the higher degree of densification, while the bending strength and high temperature creep resistance are falling after firstly climbing. When 10% fused corundum is added, the sample shows excellent comprehensive properties, with a shrinkage of 1.02%, a porosity of 20.91%, a bulk density of 1.7083 g/cm³, a bending strength of 14.83 and 20.96 MPa at room temperature and high temperature, and a high temperature deflection of 0.39 mm.

Key words: ceramic core; fused corundum; cristobalite; mechanical properties

Corresponding author: Xuan Weidong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Department of Material Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, P. R. China, E-mail: wdxuan@shu.edu.cn