引用格式：向阳，韩清壮，莫琛，等. 氧化铝陶瓷低温烧结工艺[J]. 材料工程，2025，53(12)：146-153.
XIANG Yang，HAN Qingzhuang，MO Chen，et al. Low temperature sintering process of Al_2O_3 ceramic[J]. Journal of Materials Engineering，2025，53(12)：146-153.

氧化铝陶瓷低温烧结工艺

Low temperature sintering process of Al_2O_3 ceramic

向 阳[1*]，韩清壮[1]，莫 琛[1]，王群博[1]，
文 瑾[2]，彭志航[1]，刘 平[3]
（1 国防科技大学 空天科学学院，长沙 410073；2 湖南人文科技学院 精细陶瓷与粉体材料湖南省重点实验室，湖南 娄底 417000；
3 湖南省新化县鑫星电子陶瓷有限责任公司，湖南 娄底 417699）
XIANG Yang[1*]，HAN Qingzhuang[1]，MO Chen[1]，WANG Qunbo[1]，
WEN Jin[2]，PENG Zhihang[1]，LIU Ping[3]
（1 College of Aerospace Science and Engineering，National University of Defense Technology，Changsha 410073，China；2 Hunan Provincial Key Laboratory of Fine Ceramics and Powder Materials，Hunan University of Humanities，Science and Technology，Loudi 417000，Hunan，China；
3 Xinxing Electron Ceramics Co.，Ltd.，Loudi 417699，Hunan，China）

摘要：本工作以氧化铝粉体为基体原料，选取两种常温相态（固相、液相）的有机氧化铝前驱体作为烧结助剂，采用固相烧结工艺开展研究。为探究前驱体对氧化铝陶瓷烧结温度的调控作用，以烧结温度、前驱体种类及添加含量为关键变量设置对照实验，通过对各组样品进行物理化学特性表征与力学性能测试，系统评估不同工艺条件下的样品性能。研究结果表明，固相与液相有机氧化铝前驱体均能显著促进氧化铝陶瓷烧结温度降低，且不同烧结温度下两种前驱体的最佳添加量存在差异。在1200～1400 ℃区间内，两种前驱体的最优添加量一致，均为6%；当烧结温度提升至1500 ℃时，固相前驱体的最佳添加量降至2%，而液相前驱体的最佳添加量则提高至10%。本工作为氧化铝陶瓷低温烧结工艺优化及参数选择提供了实验依据，对推动其高效制备具有参考价值。

关键词：氧化铝；低温烧结；力学性能；有机氧化铝；前驱体
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000165 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000165
中图分类号：TB321 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2025)12-0146-08

Abstract：In this study，alumina powder is used as the matrix material，and two organic alumina precursors with different room-temperature phases (solid-phase and liquid-phase) are selected as sintering aids，and the solid-state sintering process is adopted. To explore the regulatory effect of the precursors on the sintering temperature of alumina ceramics，controlled experiments are designed with sintering temperature，precursor type，and additive content as key variables. Through physical and chemical property characterization and mechanical performance testing of samples in each group，the sample performance under different process conditions is systematically evaluated. The results show that both solid-phase and liquid-phase organic alumina precursors can significantly reduce the sintering temperature of alumina ceramics，and the optimal additive amounts of the two precursors vary at different sintering temperatures. Within the temperature range of 1200-1400 ℃，the optimal additive amount of both precursors is the same，which is 6%. When the sintering temperature increases to 1500 ℃，the optimal additive amount of the solid-phase precursor decreases to 2%，while that of the liquid-phase precursor increases to 10%. This work provides experimental basis for the optimization of low-temperature sintering process and parameter selection of alumina ceramics，and has reference value for promoting their efficient preparation.

Key words：alumina；low temperature sintering；mechanical performance；organic aluminium oxide；precursor

氧化铝陶瓷是氧化物陶瓷中应用广泛、产量较大的陶瓷材料。因其较好的硬度、热稳定性与绝缘性能等众多特性，作为力学、化学、电学等特种材料广泛应用[1-3]。氧化铝陶瓷的机械强度高、介质损耗低、电阻率大、耐压高，同时还具备耐磨损、耐腐蚀、耐高温等优点。氧化铝的硬度非常高，只在金刚石之下，它的耐磨性非常好，是锰钢的 260 余倍，它的质量也非常轻，密度为 3.5 g/cm^3，只有钢铁的一半[4-8]。因为氧化铝本身具有阳离子电荷多、半径小、离子键强等特性，所以它的晶格能比较大，扩散系数也比较低，在高温下生成的液相很少，它的烧结主要是通过晶体的重结晶来完成的。这一点导致氧化铝陶瓷的烧结温度普遍较高。纯氧化铝陶瓷固相烧结温度高达 1650～1990 ℃。为了大幅降低高性能陶瓷材料的能源消耗，大幅降低其制造成本，其核心问题之一就是实现陶瓷材料的低温快速烧结[9-10]。另外，作为节能减排、实现碳中和与产业绿色节能工作的重要环节，降低烧结温度也是关键且必要的任务。

目前，在降低氧化铝陶瓷的烧结温度方面，国内外已进行了大量的研究[11-14]，总结为三点：第一，提高原料粉体的细度和活性[15-16]。该方法给出了一种基于表面张力效应的氧化铝粉体制备新工艺，采用粒径小、比表面积大、表面活性高的细晶化氧化铝粉体，实现氧化铝粉体烧结过程中烧结温度的大幅降低。但是此方法生产成本高、粉体产率低、颗粒的形状与尺寸难以调控，且存在粒度越小则颗粒团聚越严重的现象，已经成为一个无法避免的难题[17-18]。第二，采用特殊烧结工艺[19-24]。当前在各文献中主要采用的低温烧结工艺具体可分为：热压烧结、热等静压烧结、微波加热烧结、微波等离子体烧结以及放电等离子体烧结等。这些方法都可以起到降低烧结温度的作用。但是此方法能耗高，对设备、技术都有很严格的要求，实用性非常低。第三，采用不同的设计配方[25-31]。该方法在制备过程中，通过添加与主体相区别的次生相，利用次生相（如固溶体、低共熔相、液相、新相）的作用，实现低温度下氧化铝基陶瓷的烧结。该方法因其成本低、实际操作性强，成为进行低温烧结氧化铝陶瓷中最贴近工业化实际的方法。

本工作以高纯氧化铝粉为原料，创新地引入有机氧化铝前驱体，核心目标为降低氧化铝陶瓷烧成温度，并为材料结构优化、微观结构调控提供理论依据。研究获得关键突破，不仅明确固相、液相前驱体均能有效降低氧化铝陶瓷烧结温度，且探究不同温度下最佳添加量，还揭示坯体烧结存在固相扩散正效应、液相扩散与转化正效应及前驱体分解负效应，且后 2 种效应随前驱体添加量变化，3 种效应均随温度改变。通过本项目的实施，可望在基础科学问题上有所突破，并为其工程应用提供理论依据和技术支撑。

1　实验材料与方法

1.1　原材料

氧化铝陶瓷粉体（95 瓷）、阿拉伯树胶（纯度 99%），均购自国药集团化学试剂有限公司；有机氧化铝前驱体（氧化铝纤维用前驱体），购自中科院化学所。

1.2　制备方法

固相烧结制备氧化铝陶瓷的工艺路线，具体流程如图 1 所示。将氧化铝陶瓷粉体与作为烧结助剂的有机氧化铝前驱体以及作为黏合剂的阿拉伯树胶混合球磨，将获得的浆料置于干燥箱干燥后使用研磨粉碎机粉碎，过 100 目尼龙筛获得陶瓷粉体。对符合粒径要求的粉体使用压机与模具进行模压成型，获得陶瓷样品生坯。可选用不同形状与规格的模具以获得不同形状与规格的样品生坯。将粉体倒入模具进行压制成型，然后将成型后的坯体放入电阻炉中，在设定的温度下烧结。

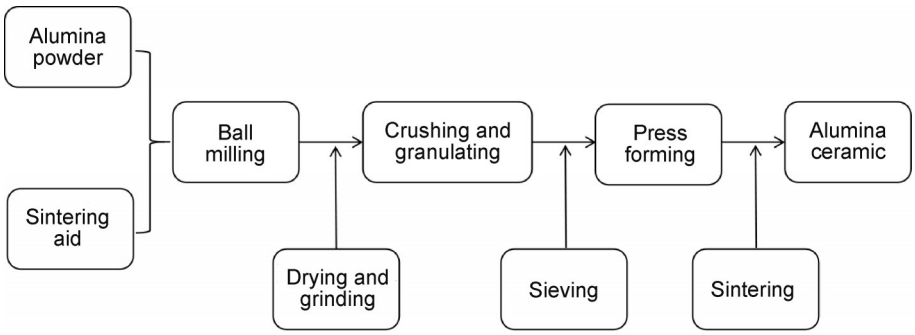


图 1　氧化铝陶瓷制备的工艺流程

Fig.1　Process flow for preparing alumina ceramics

(1)Al_2O_3陶瓷粉体的制备

本次烧结助剂分别使用固相与液相有机Al_2O_3前驱体作为第二相产生与促进液相形成、增强扩散速率、强化烧结效果的助剂。使用阿拉伯树胶作为黏结剂使Al_2O_3粉体与Al_2O_3前驱体有机固相二者高效结合。干燥时使用烘箱烘干。

在球磨罐中直接将Al_2O_3原料粉体与烧结助剂和黏结剂充分混合,分别采用固相与液相两种前驱体,每种烧结助剂添加量分别为Al_2O_3的2%(质量分数,下同)、6%、10%,并添加Al_2O_3质量3%的阿拉伯树胶与Al_2O_3粉体质量4倍的去离子水。按照球料比4∶1的比例加入氧化铝磨球,然后进行球磨,转速采用230 r/min,然后对磨制后的陶瓷浆料使用烘箱干燥,在60 ℃下烘干12 h,直至无明显液相残留。对浆料脱水后的粉体使用粉碎机进行机械研磨粉碎,然后使用100目尼龙筛过筛,初步制得粉体,装入样品盒备用。

(2)粉体成型

每次取4 g粉体,采用25 mm×25 mm的方形模具压制成方片状生坯,使用抗弯强度测试机的抗压测试头进行压坯成型。压力峰值为21.965 kN,最大压强可达35.144 MPa。每种烧结温度下,每种烧结助剂与其对应不同含量的粉体压制2~3个坯体。

(3)烧结与前驱体转化

将压制而成的坯体放入电阻炉内,分4个烧结温度(1500、1400、1300、1200 ℃)批次进行烧结,每次放入不同形制样品的数目与分布位置保持一致,以作对比。为确保陶瓷样品烧结充分同时避免急剧升温降温导致陶瓷样品产生热振而开裂,电阻炉的烧结程序为:1000 ℃以下升温速率为10 ℃/min,1000 ℃以上升温速率为5 ℃/min,达到预设烧结温度后保温30 min,自然冷却至室温。全程在空气气氛下烧结。

1.3 表征与测试

使用Bruker Model D8 ADVANCE型X射线衍射仪对各条件下制得的陶瓷样品进行相组成分析,拟定测试条件为:铜靶辐射($\lambda_{CuK\alpha}$=0.15418 nm),使用石墨滤波片,管压管流定为40 kV/40 mA,测试步长为0.05°,扫描范围5°~80°。由于样品架尺寸限制,将所有25 mm×25 mm×3 mm的样品截取出20 mm×20 mm×3 mm的片状样品。截取方法为:先从25 mm×25 mm面的一边截取25 mm×3 mm×5 mm的样品条,再从截取剩下的样品上截下20 mm×5 mm×3 mm的样品条,用于后续抗弯强度的测试。20 mm×3 mm×5 mm的样品可用于测量样品相对密度、致密度与孔隙率。使用Mettler Toledo-TGA/DSC3+型热重分析仪对原料进行热重分析。拟定测试条件为:以10 ℃/min的升温速率由室温升至1500 ℃,环境气氛为N_2。采用TESCAN MIRA3型扫描电镜,对样品的表面形貌和微观结构进行分析和研究,测试前需要在样品表面进行喷金处理。通过三点弯曲法测试Al_2O_{3f}/Al_2O_3复合材料抗弯强度,样品尺寸为25 mm×5 mm×3 mm(长×宽×高),跨距L为20 mm,加载速率为0.5 mm/min,每组测试至少包含3个试样。

2 结果与讨论

2.1 前驱体含量和烧结温度对氧化铝陶瓷体积密度和显气孔率的影响

图2为同一含量固相前驱体的陶瓷样品在不同温度下(1200、1300、1400、1500 ℃)烧结后的XRD谱图,结果表明均为仅含有氧化铝的刚玉相。这说明在达到1200 ℃以前,固相氧化铝前驱体早已完全发生转化,且阿拉伯胶的主要组分也早已分解或挥发,1200 ℃以上的烧结温度对制得的氧化铝陶瓷组分无影响。且以此种方法可制得高纯度的氧化铝陶瓷。

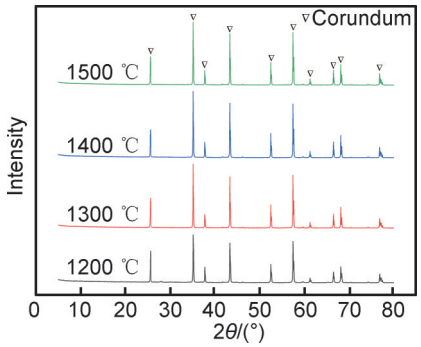


图2 添加6%固相前驱体的氧化铝陶瓷在1200~1500 ℃烧结后的XRD谱图

Fig.2 XRD patterns of alumina ceramic with 6% solid precursor addition sintered at 1200-1500 ℃

图3为1200~1500 ℃下烧结的添加6%固相前驱体的氧化铝陶瓷样品的SEM照片。随着烧结温度的升高,氧化铝颗粒之间由1200 ℃的颗粒高度分散到1500 ℃的大面积粘连,粘连程度逐渐加大,且颗粒粒径明显增大,但是部分颗粒表面以及部分颗粒之间颈缩部分又开始出现龟裂状细小裂纹。而固相氧化铝前驱体在造粒期间已经与氧化铝粉体相结合,由此分析为固相氧化铝前驱体可能存在一个熔融液化的过程,形成液相并从颗粒内部向外扩散,同时使得颗粒之间形成液相而粘连。但是从颗粒内部向外扩散也导致原颗粒会出现裂痕与孔隙,当前驱体添加量过大

的时候，这一效应形成的孔隙开始逐渐对孔隙率增大起到主要作用。而1500 ℃时，氧化铝颗粒之间的固相扩散反应也相较于1200～1400 ℃的作用更明显，可能会起到更明显的作用，且会缓解因前驱体过量，而造成分解形成的小分子增加等原因导致孔隙率的降低。

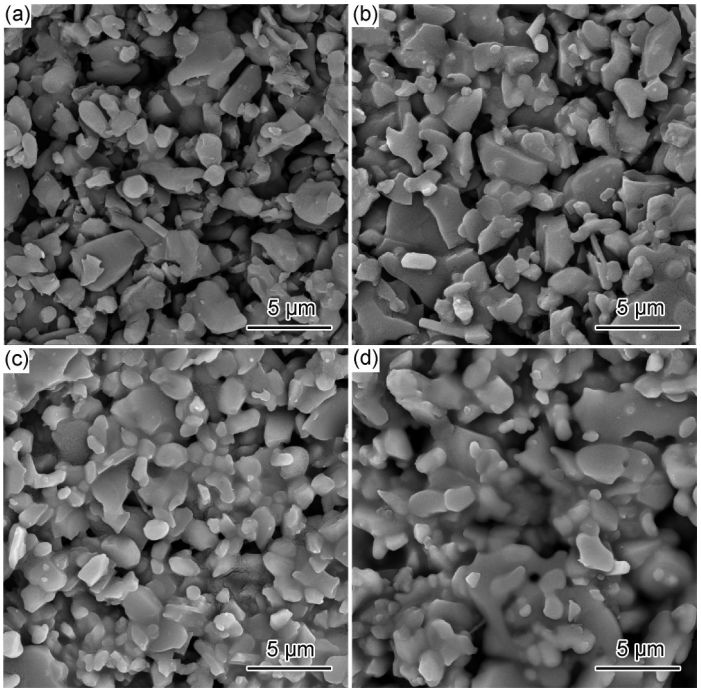


图3　1200～1500 ℃下添加了6% 固相前驱体的Al_2O_3陶瓷样品的SEM图像
(a)1200 ℃；(b)1300 ℃；(c)1400 ℃；(d)1500 ℃

Fig.3　SEM images of Al_2O_3 ceramic samples with 6% solid precursor addition sintered at 1200-1500 ℃
(a)1200 ℃；(b)1300 ℃；(c)1400 ℃；(d)1500 ℃

图4为1200～1500 ℃下烧结的添加了6% 液相前驱体的氧化铝陶瓷样品的SEM照片。随着烧结温度的升高，氧化铝颗粒之间由1200 ℃的颗粒高度分散到1500 ℃的大面积粘连，粘连程度逐渐加大，且颗粒粒径明显增大，部分颗粒表面以及部分颗粒之间颈缩部分的龟裂状细小裂纹较添加固相前驱体的样品明显减少。由此分析为液相氧化铝前驱体由于不存在熔融液化的过程，液相可能已经弥散分布或吸附于颗粒表面孔隙与颗粒内部，使得颗粒表面可以立即产生液相并粘连。但是从颗粒内部向外扩散的部分液相前驱体也会与固相前驱体一样导致颗粒出现裂痕与孔隙，当前驱体添加量过大的时候，这一效应形成的孔隙同样开始逐渐对孔隙率增大起到主要作用。但是从1500 ℃烧结的10% 液相前驱体的样品孔隙率与体积密度结果来看，液相前驱体含量过大时，液相转化期间可能会在液相内部形成死孔，而没有明显提升显气孔率。

图5所示分别为在同一温度下不同添加量的2种前驱体对陶瓷样品孔隙率与体积密度的影响，其中所有空白对照组均由于烧结过程中即粉碎损坏未成形，无法测试。在1200～1400 ℃范围内，固相和液相前驱体含量为6% 时，样品的致密度最大。但是在1500 ℃时，添加固相前驱体的样品中致密度最高的为2% 的样品，而添加液相前驱体的样品则为10%。以上情况可初步说明，2种前驱体均对低温烧结起促进作用，而烧结温度越高，体积密度越高，显气孔率越低。

2.2　前驱体含量和烧结温度对氧化铝陶瓷抗弯强度的影响

图6为氧化铝粉体空白样从室温到1500 ℃的TG-DTG曲线。图6(a)为未添加前驱体的氧化铝粉体的DTG曲线。在122.6 ℃时出现了1个峰，可能为样品内的结合水开始挥发，导致样品减重。269.3 ℃与301.1 ℃时DTG出现了2个连续峰，对应TG曲线的2个极值点，即总重下降速率最快的点，可能是作为黏合剂的阿拉伯树胶出现了分解或挥发。由于未添加氧化铝前驱体，后续的波动与氧化铝前驱体的分解转化无关。图6(b)为添加了6% 固相氧化铝前驱体的氧化铝粉体的TG-DTG曲线。在121.9 ℃时出现了1个峰，可能为样品内的结合水开始挥发，导致样品减重。

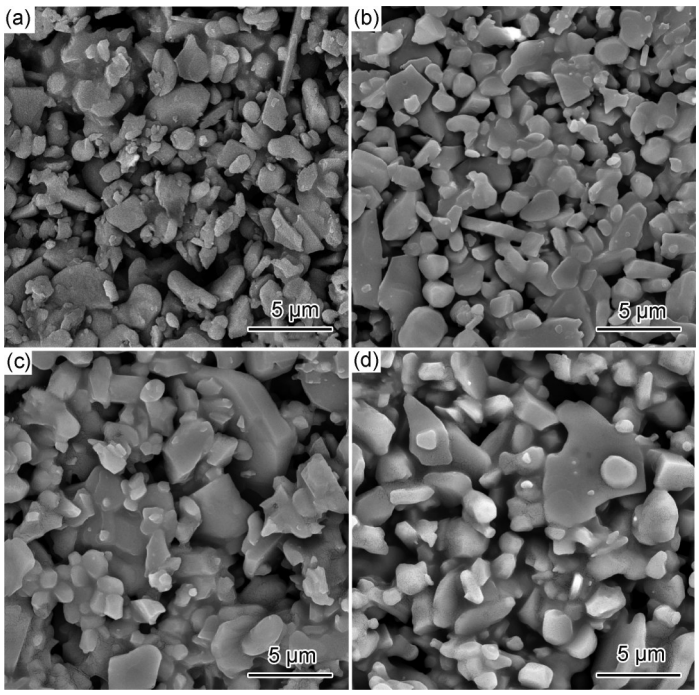


图4 1200～1500 ℃下添加了6%液相前驱体的Al_2O_3陶瓷样品的SEM图像

(a)1200 ℃;(b)1300 ℃;(c)1400 ℃;(d)1500 ℃

Fig.4 SEM images of Al_2O_3 ceramic samples with 6% liquid-phase precursor addition sintered at 1200-1500 ℃

(a)1200 ℃;(b)1300 ℃;(c)1400 ℃;(d)1500 ℃

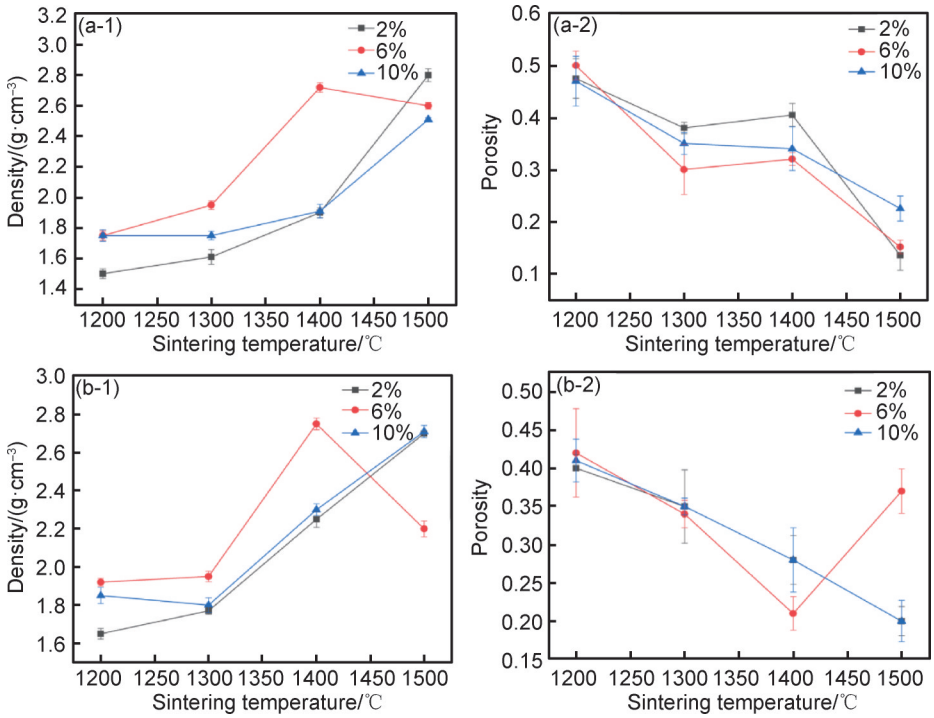


图5 不同含量固相前驱体(a)或液相前驱体(b)的氧化铝陶瓷在1200～1500 ℃烧结的体积密度(1)和显气孔率(2)

Fig.5 Bulk density(1) and apparent porosity(2) of alumina ceramic with different contents of solid-phase precursor(a) or liquid-phase precursor(b) sintered at 1200-1500 ℃

263.3 ℃时出现了1个峰,对应TG曲线的1个极值点,即总重下降速率最快的点,分析为作为黏合剂的阿拉伯树胶出现了分解或挥发。462.5 ℃时DTG曲线出现1个峰,分析为前驱体开始裂解,一直持续到1500 ℃,期间DTG为小幅度波动。图6(c)为添加了6%液相氧化铝前驱体的氧化铝粉体的TG-DTG曲线。在

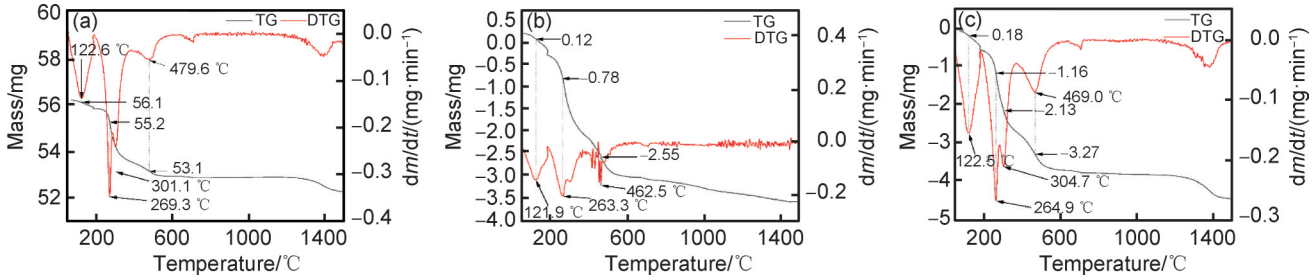


图6　Al_2O_3粉体的TG-DTG曲线

(a)未添加前驱体;(b)添加6%固相前驱体;(c)添加6%液相前驱体

Fig.6　TG-DTG curves of Al_2O_3 powder

(a)without precursor addition;(b)with 6% solid-phase precursor addition;(c)with 6% liquid-phase precursor addition

122.5 ℃时出现了1个峰,可能为样品内的结合水开始挥发,导致样品减重。264.9 ℃与304.7 ℃时DTG出现2个连续峰,对应TG曲线的2个极值点,即总重下降速率最快的点,分析为作为黏合剂的阿拉伯树胶出现了分解或挥发。469.0 ℃时DTG出现1个峰,分析为液相前驱体开始发生裂解。

图7揭示了固相前驱体含量与烧结温度对陶瓷样品抗弯强度的协同作用规律。研究表明,前驱体含量为6%、10%的样品呈现出典型的温度依赖性,其抗弯强度随烧结温度升高而持续增强。值得注意的是,低含量(2%)样品展现出独特的响应行为:在1200~1300 ℃区间呈现稳定上升趋势,但在1400 ℃附近出现轻微强度回落,这是由于前驱体分解导致的;而当温度继续升至1500 ℃时,强度又出现显著跃升,表明高温条件下固相扩散机制开始主导材料的致密化过程。这些现象充分证实了前驱体含量与烧结温度对材料微观结构演变和力学性能的复杂调控作用。

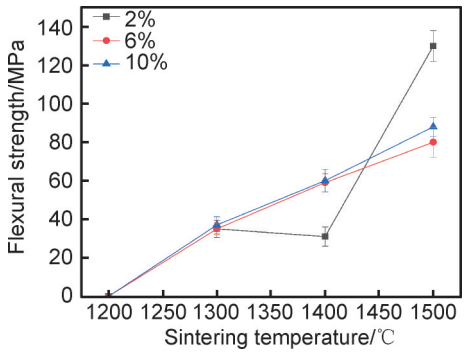


图7　不同含量固相前驱体的陶瓷样品在1200~1500 ℃烧结后的抗弯强度

Fig.7　Flexural strength of ceramic samples with different solid precursor contents sintered at 1200-1500 ℃

该体系内可能存在3种效应,即氧化铝前驱体液化扩散与转化增大颗粒间粘连的正效应(第1种)、氧化铝前驱体分解增大孔隙率的负效应(第2种)、氧化铝颗粒间固相扩散的本底正效应(第3种),3种效应随温度与前驱体含量变化明显。1500 ℃以上时第3种固相扩散效应开始明显且会超过第2种分解疏松效应的效果,在1200~1400 ℃时不会超过第2种分解疏松效应的效果,而固相氧化铝前驱体含量在6%~10%与1300 ℃时第2种分解疏松效应开始明显且在1400 ℃时会超过第3种固相扩散效应的效果,在2%时不会超过第1种转化固化效应的效果。在烧结温度较高时,第3种效应的作用大于第1、2种效应共同作用的总和。而第1种效应与第2种效应相互为拮抗关系,可能存在平衡含量,且取决于固相前驱体含量和烧结温度的共同效果。温度较高时二者作用的平衡含量会降低。

图8展示了添加不同含量(2%、6%、10%)液相前驱体的氧化铝陶瓷在不同烧结温度(1200~1500 ℃)下的抗弯强度变化规律。从整体趋势来看,所有样品的抗弯强度均随烧结温度升高呈现先上升后趋于稳定的特征,表明材料致密化过程逐渐完成。其中,添加6%和10%前驱体的样品在整个温度区间内的抗弯强度值较高,相比之下,2%添加量的样品强度始终较低。总的来说,该体系内可能存在3种效应,即液相

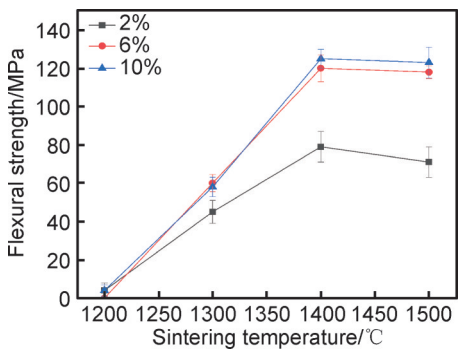


图8　不同含量液相前驱体的陶瓷样品在1200~1500 ℃烧结后的抗弯强度测试结果

Fig.8　Flexural strength of ceramic samples with different liquid-phase precursor contents sintered at 1200-1500 ℃

氧化铝前驱体扩散与转化增大颗粒间粘连的正效应、氧化铝前驱体分解增大孔隙率的负效应、氧化铝颗粒间固相扩散的本底正效应，三者的效应随温度与前驱体含量变化明显。1500 ℃时第3种固相扩散效应开始明显且会超过第2种分解疏松效应的效果，在1200～1400 ℃时不会超过第2种分解疏松效应的效果，而液相氧化铝前驱体的第2种分解疏松效应在2%时效应不会超过第2种转化固化效应的效果，而在6%～10%时会明显超过第2种转化固化效应的效果。在含有液相氧化铝前驱体的体系中，在前驱体含量较低时，第1种效应的作用大于第2种效应。烧结温度较高时，第3种效应会受前驱体含量（本质为氧化铝颗粒含量）与温度共同作用，且第3种效应的增长率会更大。

3 结论

（1）选取2种不同相态的有机氧化铝前驱体添加剂分别作为单一烧结助剂，研究其对氧化铝陶瓷烧结的影响，重点研究了烧结助剂的种类选择与最佳添加量和降低氧化铝陶瓷烧结温度的机理。无论固相还是液相前驱体，均对氧化铝陶瓷降低烧结温度有着明显促进作用。1200～1400 ℃区间2种前驱体的最佳添加量均为6%，而1500 ℃时固相前驱体的最佳添加量为2%，液相前驱体的最佳添加量为10%。

（2）添加了有机氧化铝前驱体的氧化铝陶瓷坯体的烧结过程可能存在3种效应：氧化铝颗粒间固相扩散的本底正效应、前驱体液相扩散与转化增大颗粒间粘连的正效应、氧化铝前驱体分解增大孔隙率的负效应。三者随温度变化出现明显变化，第2种正效应与第3种负效应又随着氧化铝前驱体添加含量的变化而出现明显变化。

参考文献

[1] 张小锋，于国强，姜林文. 氧化铝陶瓷的应用[J]. 佛山陶瓷，2010，20(2)：38-43.
ZHANG X F，YU G Q，JIANG L W. Application of alumina ceramic[J]. Foshan Ceramics，2010，20(2)：38-43.

[2] 郝焕. 防弹陶瓷材料的研究现状及发展趋势[J]. 中国陶瓷，2023，59(12)：11-15.
HAO H. Research status and development trend of bulletproof ceramic materials[J]. China Ceramics，2023，59(12)：11-15.

[3] 王蒙蒙，隋学叶，綦开宇，等. 多孔陶瓷隔热材料的研究进展[J]. 硅酸盐通报，2024，43(2)：637-648.
WANG M M，SUI X Y，QI K Y，et al. Research progress of porous ceramic insulation material[J]. Bulletin of the Chinese Ceramic Society，2024，43(2)：637-648.

[4] 曲远方. 功能陶瓷及应用[M]. 北京：化学工业出版社，2003.
QU Y F. Functional ceramics and its application[M]. Beijing：Chemical Industry Press，2003.

[5] 尹衍升，张景德. 氧化铝陶瓷及其复合材料[M]. 北京：化学工业出版社，2001.
YIN Y S，ZHANG J D. Alumina ceramics and its composites[M]. Beijing：Chemical Industry Press，2001.

[6] 王瑞凤，孙志平，邹丽艳，等. 陶瓷材料增韧机理的研究进展[J]. 陶瓷学报，2011，32(4)：596-601.
WANG R F，SUN Z P，ZOU L Y，et al. Research evolution on toughening mechanisms of ceramic[J]. Journal of Ceramics，2011，32(4)：596-601.

[7] 李学武. 连续氧化铝纤维增强氧化锆陶瓷基复合材料的制备和性能研究[D]. 上海：上海交通大学，2020.
LI X W. Investigation on preparation and properties of continuous alumina fiber-reinforced zirconia composites[D]. Shanghai：Shanghai Jiao Tong University，2020.

[8] MEDVEDOVSKI E. Alumina-mullite ceramics for structural applications[J]. Ceramics International，2006，32(4)：369-375.

[9] 李海洋. 氧化铝陶瓷低温烧成与性能研究[D]. 广州：华南理工大学，2017.
LI H Y. Study on low-temperature sintering of alumina ceramics[D]. Guangzhou：South China University of Technology，2017.

[10] LI H，XI X，MA J，et al. Low-temperature sintering of coarse alumina powder compact with sufficient mechanical strength[J]. Ceramics International，2017，43(6)：5108-5114.

[11] 李江，潘裕柏，宁金威，等. 氧化铝陶瓷低温烧结的研究现状和发展前景[J]. 中国陶瓷，2001(5)：42-45.
LI J，PAN Y B，NING J W，et al. Low temperature sintering of alumina ceramics[J]. China Ceramics，2001(5)：42-45.

[12] 王珍，党新安，张昌松，等. 影响氧化铝陶瓷低温烧结的主要因素[J]. 中国陶瓷，2009，45(6)：24-27.
WANG Z，DANG X A，ZHANG C S，et al. The main influence factor on low temperature sintering for ceramics[J]. China Ceramics，2009，45(6)：24-27.

[13] 郭超. 高纯高致密氧化铝陶瓷低温常压烧结研究[D]. 北京：机械科学研究总院，2006.
GUO C. Preparation of high-purity high-density alumina ceramics with low temperature sintering[D]. Beijing：China Academy of Machinery Science and Technology，2006.

[14] LI J，PAN Y，WU Y，et al. Microstructure and mechanical properties of hot-pressed α-Al_2O_3-seeded γ-alumina ceramics[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology，2007，4(3)：276-284.

[15] 滕元成，孙致平，唐敬友，等. 高压烧结高纯微晶氧化铝陶瓷[J]. 硅酸盐学报，2007，35(8)：968-972.
TENG Y C，SUN Z P，TANG J Y，et al. High-pressure sintering of microcrystalline and highly purified alumina ceramic[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society，2007，35(8)：968-972.

[16] 张超，张玲，郑培毓，等. 纳米η-Al_2O_3热压烧结制备氧化铝陶瓷[J]. 陶瓷学报，2019，40(2)：196-201.
ZHANG C，ZHANG L，ZHENG P Y，et al. Preparation of alumina ceramics with nano-η-Al_2O_3 powder by hot-pressed sintering

[J]. Journal of Ceramics, 2019, 40(2): 196-201.

[17] 李江, 潘裕柏, 刘珏, 等. 热压烧结细晶粒氧化铝陶瓷[J]. 硅酸盐学报, 2009, 37(2): 270-274.
LI J, PAN Y B, LIU J, et al. Hot-pressed sintering of fine-grained alumina ceramics[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2009, 37(2): 270-274.

[18] ZEMTSOVA E G, MONIN A V, SMIRNOV V M, et al. Formation and mechanical properties of alumina ceramics based on Al_2O_3 micro-and nanoparticles [J]. Physical Mesomechanics, 2015, 18(2): 134-138.

[19] 龙颖, 堵永国, 匡加才, 等. 高熔点复合氧化物陶瓷的相可控低温烧成[J]. 硅酸盐学报, 2010, 38(5): 837-842.
LONG Y, DU Y G, KUANG J C, et al. Controllable phase low-temperature sintering of composite oxide ceramics with high melting point[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2010, 38(5): 837-842.

[20] JOHNSON D L. Ultra-rapid sintering[M]//Materials Science Research. Boston: Springer, 1984: 243-252.

[21] 胡麟祥. 氧化铝陶瓷的两步法烧结工艺研究[D]. 济南: 济南大学, 2020.
HU L X. Study on two-step sintering process of alumina ceramics [D]. Jinan: University of Jinan, 2020.

[22] BODIŠOVÁ K, GALUSEK D, ŠVANČÁREK P, et al. Grain growth suppression in alumina *via* doping and two-step sintering [J]. Ceramics International, 2015, 41(9): 11975-11983.

[23] SIKDER P, SARKAR S, BISWAS K G, et al. Improved densification and mechanical properties of spark plasma sintered carbon nanotube reinforced alumina ceramics [J]. Materials Chemistry and Physics, 2016, 170: 99-107.

[24] JHA S K, LEBRUN J M, RAJ R. Phase transformation in the alumina-titania system during flash sintering experiments [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2016, 36(3): 733-739.

[25] PFEIFER S, DEMIRCI P, DURAN R, et al. Synthesis of zirconia toughened alumina (ZTA) fibers for high performance materials[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2016, 36(3): 725-731.

[26] MEYBODI M K, DARYASAFAR A, KOOCHI M M. A novel correlation approach for viscosity prediction of water based nanofluids of Al_2O_3, TiO_2, SiO_2 and CuO[J]. Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers, 2016, 58(3): 19-27.

[27] MEHRIZI M Z, BEYGI R, EISAABADI G. Synthesis of Al/TiC-Al_2O_3 nanocomposite by mechanical alloying and subsequent heat treatment[J]. Ceramics International, 2016, 42(7): 8895-8899.

[28] WANG Y, LIU H, CHENG H, et al. Densification behavior and microstructure of mullite obtained from diphasic Al_2O_3-SiO_2 gels[J]. Ceramics International, 2014, 40(8): 12789-12796.

[29] FRUHSTORFER J, MÖHMEL S, THALHEIM M, et al. Microstructure and strength of fused high alumina materials with 2.5wt% zirconia and 2.5wt% titania additions for refractory applica-tions[J]. Ceramics International, 2015, 41(9): 10644-10653.

[30] ZHANG S C, FAHRENHOLTZ W G, HILMAS G E, et al. Pressureless sintering of carbon nanotube-Al_2O_3 composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2010, 30(6): 1373-1380.

[31] CHEN M Y, JUUTI J, HSI C S, et al. Dielectric properties of ultra-low sintering temperature Al_2O_3-BBSZ glass composite[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2015, 98(4): 1133-1136.

基金项目:湖南省自然基金项目(2023JJ50486);重点实验室基金项目(6142907230401)

收稿日期:2024-03-11;**录用日期**:2024-03-23

通讯作者:向阳(1984—),男,副研究员,博士,研究方向为陶瓷基复合材料,联系地址:湖南省长沙市开福区德雅路253号国防科技大学空天科学学院(410073),E-mail:13873149543@163.com

(本文责编:齐　新)