第 54 卷第 2 期
2026 年 2 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 54，No. 2
February，2026

http://jccsoc.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20250269

织构化氧化铝陶瓷的烧结机制

陈 晗，王 研，毛小建，章 健，王士维

(中国科学院上海硅酸盐研究所，关键陶瓷材料全国重点实验室，上海 200050)

摘 要：在传统模板晶粒生长法中，多模板相互碰撞与基体粗化是氧化铝陶瓷织构化的主要形成机制。通过将不同晶面取向[A–(110)、C–(001)、M–(100)、R–(012)]的氧化铝单晶片埋入多晶颗粒堆积体，在无液相添加的固态烧结条件下制备单晶–陶瓷复合体，揭示了单晶片的吞并生长现象及诱导晶粒定向机制。不同温度下的显微结构演变结果表明，未掺杂 MgO 烧结助剂时，A、C 晶面单晶径向吞并距离相近，约为 200 μm；掺杂 MgO 助剂后可抑制晶粒异常生长并致使吞并距离较未添加体系显著降低(115~118 μm)。电子背散射衍射表征发现，C 晶面界面处存在 400 μm 的梯度取向分布，远超其物理吞并范围，而 A 晶面诱导范围仅 200 μm。这种差异源于氧化铝在 *C* 轴方向具有更大的热膨胀系数，所产生的内应力驱动周围晶粒再取向。因此，单晶对多晶的定向作用包含双重机制：基于晶界能量最小化的局部吞并；由各向异性热应力产生的长程取向诱导作用。单晶模板吞并与非接触长程诱导取向协同烧结机制为使用模板晶粒生长法制备织构化氧化铝透明陶瓷提供了理论依据。

关键词：模板晶粒生长法；多晶 α-氧化铝；织构化；单晶蓝宝石
中图分类号：TQ174　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2026)02–0362–11
网络出版时间：2026–01–16

织构化陶瓷因其各向异性特征和优异的物理化学性能，已经被广泛研究和应用[1–4]。晶粒模板生长法(Template Grain Growth, TGG)具有高效调控晶粒取向的能力，在织构化陶瓷制备中展现出显著潜力[5]。TGG 的制备工艺包括：以添加的模板晶粒(一般具有板片状、柱状等结构，且颗粒尺寸远大于基体颗粒尺寸)作为晶种[6]，通过锻造、流延、挤压和单轴施压等方式将模板晶粒定向排布，以低能量的晶面作为定向基面，基于晶粒生长过程中的奥斯瓦尔德熟化，模板晶粒会吞并基体小晶粒，最终完成定向[1]。近年来，通过 TGG 可以制备出具有高取向度、高透过率的氧化铝透明陶瓷[7–9]。例如，Chen 等[9]利用注模过程中浆料流动形成的剪切力使氧化铝模板晶粒平铺于氧化铝粉体颗粒堆积体中，结合真空烧结和热等静压后处理制备出了织构化氧化铝透明陶瓷，透过率提高到 78.6%@600 nm，这是目前报告的多晶氧化铝透过率最高值。

目前很多科研人员对织构化氧化铝的形成机理进行了研究。Suvaci 等[10]指出 TGG 制备织构化氧化铝陶瓷的结构演变分为 3 个阶段：致密化阶段；单个模板晶粒径向生长直到模板间相互碰撞；模板晶粒增厚阶段。此外，Seabaugh 等[1]通过引入 CaO 和 SiO_2 液相烧结助剂，证实晶间液相可促进模板各向异性生长，其作用机制涉及液相扩散与基体表面积的动态平衡。Seabaugh 等[11]还尝试将不同晶面取向的氧化铝单晶与氧化铝粉压制在一起，来研究氧化铝晶粒各向异性生长的过程，发现(0001)晶面径向生长范围仅为 3 μm，远低于其他晶面的 50~60 μm。这一差异被归因于(0001)晶面的螺旋状生长模式对过饱和度的敏感性，而其他晶面则主要受液相边界扩散控制。Sacks 等[12]借助热压烧结技术，发现模板晶粒沿径向快速生长而厚度保持恒定，进一步验证了各向异性生长是织构化的核心驱动力。当前对织构化氧化铝形成机理的认知存在 2 大挑战：1) 传统 TGG 研究中模板晶粒数量庞大，导致生长距离受限，碰撞后真实动力学过程被掩盖[2, 10]；2) 模板与基体晶粒在高温下的同步粗化会削弱模板尺寸优势，致使热力学驱动力随尺寸优势降低而衰减[13]。

收稿日期：2025–04–11。　修订日期：2025–04–29。
基金项目：国家自然科学基金项目(52130207)。
第一作者：陈 晗(1994—)，女，博士研究生。
通信作者：王士维(1964—)，男，博士，教授。

Received date: 2025–04–11.　**Revised date:** 2025–04–29.
First author: CHEN Han (1994–), female, Doctoral candidate.
E-mail: 89187662@qq.com
Correspondent author: WANG Shiwei (1964–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: swwang51@mail.sic.ac.cn

在这种情况下，由于减小的模板/基体晶粒尺寸比或由于模板间相互碰撞，生长驱动力显著降低，机理分析也就变得艰难。此外，现有研究多聚焦于整体织构化演变，对单一晶粒在定向过程中的动态行为及机理仍缺乏深入解析，尤其在模板碰撞导致的生长动力学失真问题上存在显著局限[6, 14]。特别地，在织构化氧化铝透明陶瓷生长过程中，基面与(006)晶面夹角较小的晶粒个数随温度升高呈现先增加后减小趋势[7]。甚至，Yang 等[8]最终制备的织构化透明陶瓷呈现出与模板不相同的晶面取向。然而，目前陶瓷晶粒定向生长的机理仅局限于奥斯瓦尔德熟化引发的晶粒吞并，这无法很好地解释文献中已报道的实验现象[7–9]。

本研究将不同晶面取向的氧化铝单晶片与氧化铝粉体复合，在无液相添加条件下实现致密化烧结，系统探究不同晶面对周围晶粒的定向生长过程。通过引入远大于基体晶粒的单晶样品(如>100 μm)，将其与 TGG 中模板的生长速率进行比较，有望突破二维成核与生长机理的界面效应限制，进而有助于确定 TGG 过程中晶粒定向生长机理。此外，对单晶与陶瓷的复合体进行电子背散射衍射(EBSD)表征，尝试解析单晶–多晶复合体界面处晶粒的织构化程度梯度分布及定向生长过程。重点揭示单晶除通过对周围多晶吞并完成定向外，是否还存在其他对晶粒的诱导定向作用，以及揭示不同晶面在无碰撞条件下的各向异性生长速率差异。本研究不仅有望阐明织构化陶瓷的织构化形成本质，还可为优化织构化陶瓷的模板设计与工艺参数提供理论支撑。

1　实验

1.1　样品制备

所采用的基体原料为高纯氧化铝[SMA-6，Baikowski，France，纯度(质量分数)>99.99%，D_{50}=200 nm]，烧结助剂为氧化镁。选取的氧化铝单晶片有 4 种晶面取向，A 晶面、C 晶面、M 晶面和 R 晶面，单晶片尺寸为 10.0 mm×10.0 mm×0.5 mm。各晶面的氧化铝单晶片 XRD 谱如图 1 所示，其中，A 晶面对应(110)晶面，C 晶面对应(001)晶面，M 晶面对应(100)晶面，R 晶面对应(012)晶面。

氧化铝单晶片与粉体颗粒的复合体制备过程：1) 取 2 g 氧化铝粉体加入模具中(内径ϕ=20 mm)压平，将单晶片平放在粉体压实体上，保证单晶片

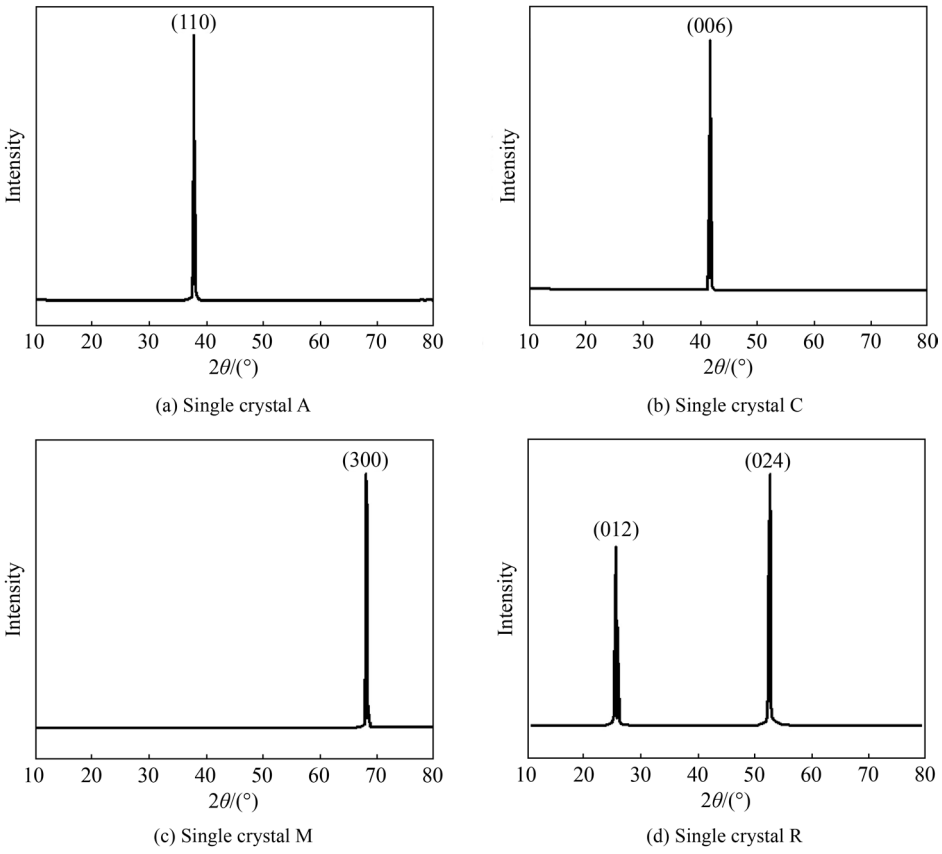


图 1　蓝宝石单晶的 XRD 谱

Fig. 1　XRD patterns of sapphire single crystal

的中心和粉体压实体的中心重合；2) 再继续向干压模具中加入 2 g 氧化铝陶瓷基体粉，粉体盖过单晶片，将粉体振匀后利用压机压平；3) 对于 2 种单晶共同作用的复合体样品，在上述步骤基础上加入第 2 块单晶片，并重复步骤 2；4) 将干压后的样品放入冷等静压机(200 MPa)进一步压实，得到单晶片与粉体的复合体；5) 在马弗炉中预烧复合体，升温速率是 1 ℃/min，预烧温度是 800 ℃，保温时间 2 h；接着，在真空炉中进行预烧体的烧结，升温速率是 2 ℃/min，在 1200 ℃保温 1 h，最终烧结温度为 1300~1860 ℃，保温时间为 6~12 h。将高温烧结后的单晶片与陶瓷的复合体，沿直径垂直向下切开，将切面磨平抛光，制得样品，用于 SEM 观察和 EBSD 测试。

1.2 样品表征

样品的显微形貌采用日本 JEOL 公司的 JSM6390 型扫描电子显微镜(JSM-6390LV，JEOL，Japan；TM3000，Hitachi，Japan)进行观测。通过电子背散射衍射(EBSD)分析(EDAX，Mahwah，NJ07430)样品的微观结构及相结构。

2 结果与讨论

2.1 温度对单晶–陶瓷复合体显微结构演化的影响

以 A 晶面(110)单晶片为例，与不添加氧化镁烧结助剂的氧化铝粉体复合，分析烧结过程中单晶与多晶界面处的变化。复合体在 1300~1800 ℃烧结后的显微结构如图 2 所示。当烧结温度为 1300 ℃时，陶瓷晶粒尺寸约为 1 μm，单晶与多晶陶瓷间存在明显的界面，开始出现单晶对多晶的吞并(图 2a)。当烧结温度为 1400 ℃时，晶粒尺寸为 1~3 μm，晶粒尺寸存在不均匀的现象。同时，在单晶与陶瓷的界面处开始出现扩散层，扩散层呈现锯齿状，部分界面处的多晶仍然存在，部分界面处的多晶被单晶吞并了，单晶最远的扩散距离约为 4 μm (图 2b)。出现这种现象的原因可能是与单晶晶面夹角较小的多晶会迅速的被吞并，与单晶晶面夹角较大的多晶需要较长的时间才能被吞并。当烧结温度为 1500 ℃时，多晶陶瓷开始长大，晶粒尺寸为 2~6 μm，单晶向外拓展的距离变宽，单晶最远的拓展距离约为 7 μm (图 2c)。

当烧结温度为 1600 ℃时，多晶晶粒进一步长大，晶粒尺寸为 5~10 μm，单晶与多晶间的扩散层变得更为明显，与单晶直接接触的多晶颗粒均被吞并，距单晶最远的吞并距离约为 25 μm (图 2d)，被单晶转化的多晶内部存在大量的气孔，这是因为没有添加氧化镁助剂。当烧结温度为 1700 ℃时，多晶晶粒尺寸为 10~45 μm，存在明显的晶粒不均匀现象。单晶的吞并距离进一步加大到约 75 μm (图 2e)，单晶吞并多晶的延伸曲面呈现“凹”字型，这是晶界曲率生长的必然结果。晶界曲率生长由晶界表面曲率之间的差异驱动，即通过消除高曲率晶界降低体系的总界面能，并最终产生“凹”字型的延伸曲面。

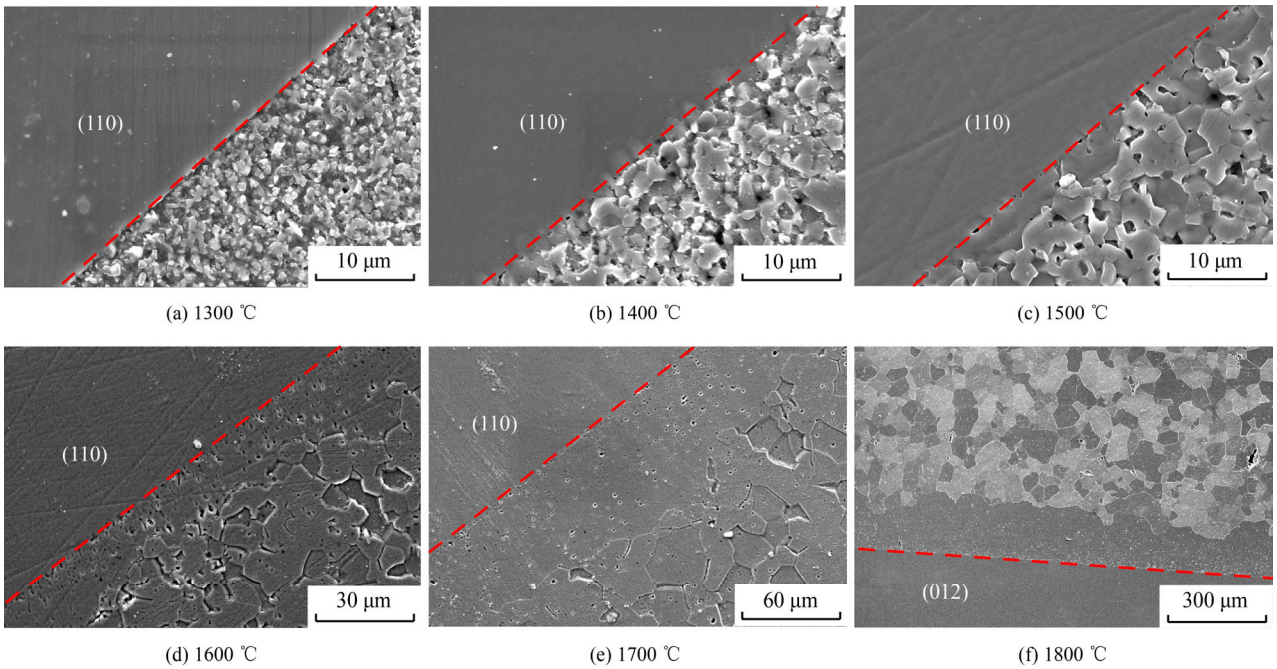


图 2 单晶陶瓷复合体在 1300~1800 ℃烧结后的显微结构

Fig. 2 Microstructures of the composite of single crystal A and ceramic after sintered at 1300–1800 ℃

被单晶吞并的多晶内部存在大量的气孔，气孔的数目从单晶向多晶方向呈现减少趋势，导致这种现象的原因是紧贴单晶的多晶是直接被单晶吞并的。远离单晶的多晶先经历晶粒粗化过程，有效促进了气孔的排出；后续通过曲率梯度诱导的晶界消除被单晶逐步吞并。从 1300 ℃到 1700 ℃的温度变化过程，多晶晶粒从 1 μm 生长到 45 μm，单晶吞并的距离为 0~75 μm，这说明单晶对多晶的吞并速率是明显大于晶粒生长速率的。复合体在 1800 ℃烧结后的显微结构如图 2f 所示。多晶仍呈现正常的形貌，多晶晶粒尺寸约 60 μm，单晶向外吞并距离约 200 μm。表 1 统计了不同晶面单晶片与陶瓷复合体在低于 1800 ℃烧结后晶面的吞并距离情况。虽然不同单晶向外的吞并距离有所差异，但是相差不大，这表明在晶粒并未出现异常长大的温度范围内，没有添加烧结助剂时氧化铝各个晶面生长速率比较接近，即向外吞并的距离接近。

表 1　不同单晶向外的吞并距离

Table 1　Growth distance of different single crystals without MgO additives

Sintering temperature/℃	Growth distance/μm			
	Crystal A	Crystal R	Crystal C	Crystal M
1400	1–4	1	1	1
1500	2–6	5	7	6
1600	17	10	13	15
1700	75	77	80	75
1800	200			

2.2　烧结助剂对单晶陶瓷复合体显微结构演化的影响

图 3 是添加 A 晶面单晶片并使用 MgO 作为烧结助剂的单晶陶瓷复合体经 1860 ℃烧结后的显微结构，中间约 500 μm 厚的区域是 A 晶面单晶，单晶向上拓展约 115.6 μm，向下拓展约 122.2 μm，平均吞并距离约为 118 μm，显著低于未添加 MgO 助剂体系在 1800 ℃烧结的吞并距离(~200 μm)。值得注意的是，尽管烧结温度提升至 1860 ℃，MgO 烧结助剂的添加仍使单晶吞并速率降低约 41%，表明其在抑制晶粒各向异性生长以及织构化结构的形成方面具有显著作用。

为进一步探究在引入 MgO 烧结助剂情况下，单晶陶瓷复合体的显微结构演化以及不同晶面间单晶片吞并距离的差异。以 C 晶面(001)单晶片为例，研究添加 0.05% (质量分数)氧化镁作为烧结助剂的

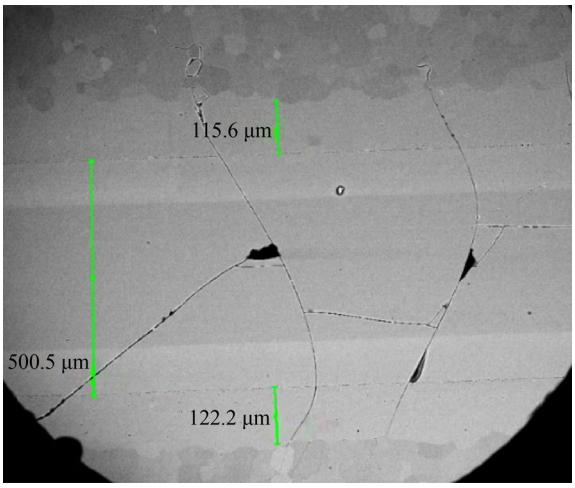
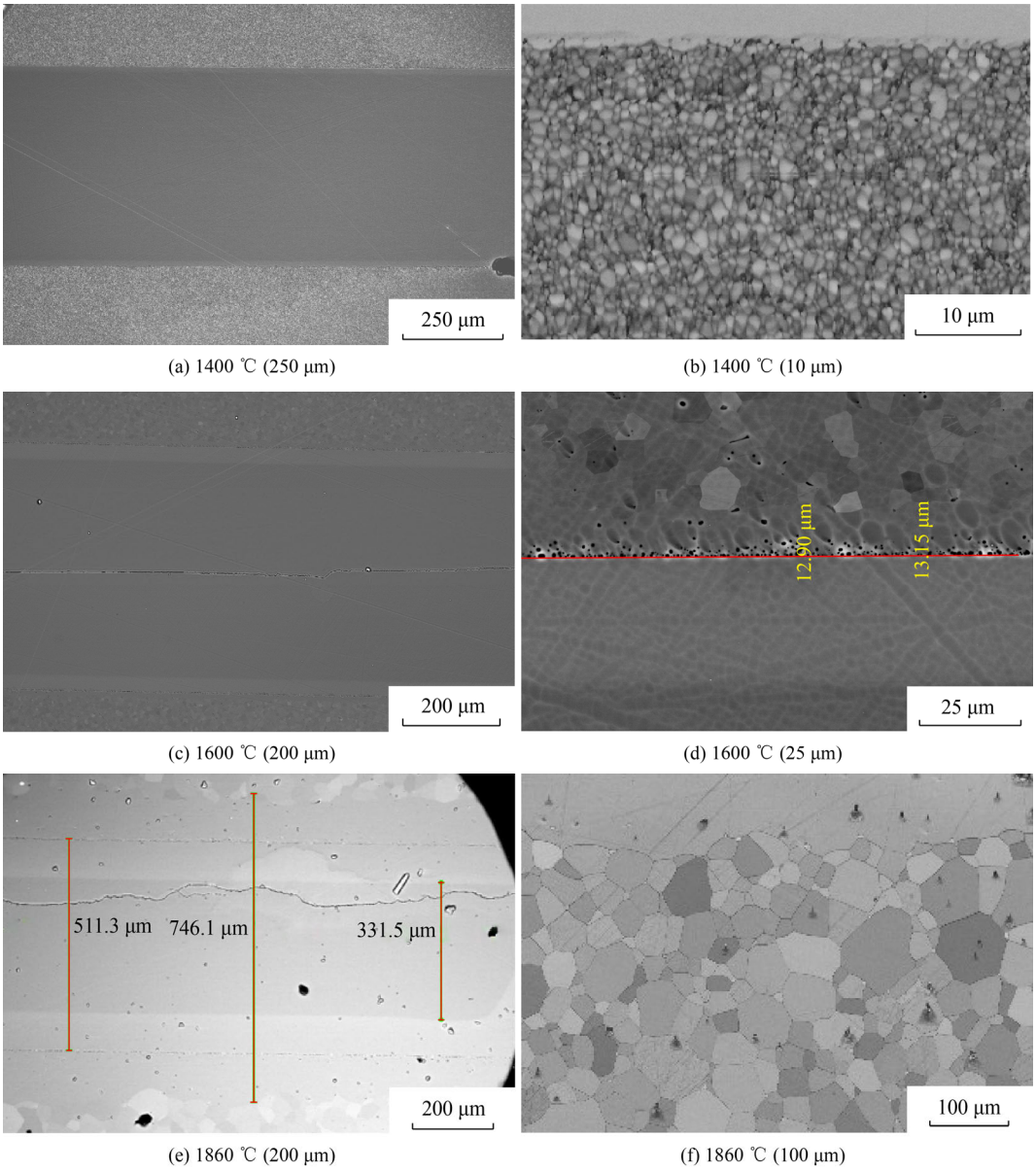


图 3　A 晶面单晶片与陶瓷复合体在 1860 ℃烧结后的显微结构

Fig. 3　Microstructure of the composite of single crystal A and ceramic after sintering at 1860 ℃

单晶陶瓷复合体烧结过程中单晶片吞并距离以及基体晶粒尺寸变化。图 4a 是复合体在 1400 ℃烧结后的显微结构。可以清晰地看到中间的单晶与两侧的多晶，界面十分清晰，将界面处放大后(图 4b)，可以看到单晶吞并的距离约为 1 μm，这表明单晶对多晶的吞并才刚刚开始。对氧化铝陶瓷的晶粒尺寸进行统计，晶粒尺寸以 0.8 μm 为中心呈现正态分布，平均晶粒尺寸在 1 μm 左右。图 4c 是复合体在 1600 ℃烧结后的显微结构。单晶向外延伸的界面变得明显，单晶向外拓宽了 13 μm 左右，这表明随着温度的升高，单晶对多晶的吞并能力增强了，这与未添加 MgO 烧结助剂的结果相同。将界面处放大后(图 4d)，可以看到在单晶与多晶的接触面存在大量的气孔，可能的原因是：在单晶与陶瓷粉压制成片的时候，由于单晶表面光滑，粉体和单晶接触不紧密；另外，单晶对多晶的吞并速度过快，气孔来不及排出。统计 1600 ℃烧结的复合体中氧化铝陶瓷的晶粒尺寸，陶瓷的晶粒尺寸分布较宽(1~7 μm)，平均晶粒尺寸在 4 μm 左右。图 4e 是复合体在 1860 ℃烧结后的显微结构，其中单晶片厚度为 331.5 μm。单晶向外的吞并距离约 112 μm 左右，气孔多集中在单晶与被转化的单晶界面处，被吞并的单晶内部气孔量较少(界面处放大后，如图 5f)，这说明气孔产生主要原因是制备过程中单晶和陶瓷颗粒的孔隙。另外，在添加 0.05% (质量分数) MgO 烧结助剂后，多晶显微结构中并未出现晶粒异常长大现象，统计 1860 ℃烧结的复合体中氧化铝陶瓷的晶粒大小，平均晶粒尺寸约为 32 μm，未发现粗大的晶粒。



(a) 1400 ℃ (250 μm) (b) 1400 ℃ (10 μm)

(c) 1600 ℃ (200 μm) (d) 1600 ℃ (25 μm)

(e) 1860 ℃ (200 μm) (f) 1860 ℃ (100 μm)

图 4 C 晶面单晶片与陶瓷复合体在 1400~1860 ℃烧结后的显微结构

Fig. 4 Microstructures of the composite of single crystal C and ceramic after sintering at 1400–1860 ℃

对比未掺杂和掺杂 MgO 烧结助剂后单晶片的向外生长距离可知，在温度较低时，MgO 烧结助剂的添加对晶粒吞并生长距离影响不明显，而在高温下，MgO 显著降低了晶面的生长距离，且不同晶面间的吞并生长距离相似。该结果与 Seabaugh 等[11]的结果不一致，他们以 CaO 和 SiO_2 作为烧结助剂，同样采用单晶片与陶瓷粉压制成片，在相同的烧结温度下，A 晶面所吞并的距离约为 C 晶面的 20 倍。可能的原因是溶质在 CaO 和 SiO_2 所形成的液相中沿垂直 A 晶面的方向上具有较快的迁移速率，单晶吞并速率更快。本研究中 MgO 助剂含量低且不能形成液相，同时 MgO 具有抑制异常晶粒长大的作用，因此，A 晶面和 C 晶面的吞并距离相近。总的来说，不同晶面单晶的吞并距离趋近一致，且该相似性不受 MgO 引入的影响。MgO 的核心作用在于促进致密化并抑制晶粒各向异性生长，致使吞并距离较未添加体系显著降低(约 41%)，印证其通过晶界钉扎效应调控显微结构的本质特征。

2.3 单晶类型对单晶陶瓷复合体取向结构的影响

在含 MgO 添加剂前提下，对添加 A 晶面单晶片的单晶陶瓷复合体(烧结温度 1860 ℃)进行了 EBSD 表征，结果如图 5 所示。A 晶面所对应的晶面为(110)晶面，被 A 晶面所吞并的多晶呈现与 A 晶面相同的取向。同时，对添加 A 晶面单晶片的单晶陶瓷复合体进行了极图表征，并分为 A 晶面(包含已经被吞并的多晶)、邻近 A 晶面的多晶和远离 A

晶面的多晶三部分，结果如图 6 所示。A 晶面以及被其吞并的多晶呈现出完美的取向，取向方向为(110)方向，邻近 A 晶面单晶片的多晶也出现了明显的织构现象。对远离 A 晶面单晶片的多晶进行分析，可以看到多晶取向结构变得不明显，这表明，A 晶面的这种远距离作用力的范围大概为 200 μm，在超过这个范围后，单晶不再能影响取向。

同样，对添加 C 晶面单晶片的单晶陶瓷复合体(烧结温度为 1860 ℃)进行 EBSD 表征，结果如图 7 所示。可以看到 C 晶面所对应的晶面为(001)晶面，被 C 晶面所吞并的晶面呈现出与 C 晶面相同的取向。对添加 C 晶面单晶片的单晶陶瓷复合体进行了极图的表征，结果如图 8 所示。可以看到 C 晶面的极图显示出单晶沿(001)方向呈现明显的取向，这与 EBSD 图谱相对应。对邻近 C 晶面的多晶进行分析，可以看到多晶出现了取向结构，取向方向为(001)方向，这部分多晶并未被单晶吞并却呈现出

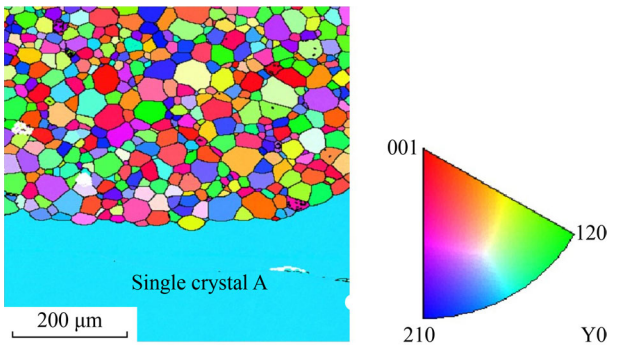


图 5　A 晶面与陶瓷复合体在 1860 ℃烧结后的 EBSD 谱

Fig. 5　EBSD spectrum of composite of single crystal A and ceramic after sintering at 1860 ℃

了织构化结构，C 晶面诱导定向的范围可达 400 μm 左右。这表明单晶对周围多晶的取向诱导不仅是通过吞并多晶实现的，还存在远距离的作用力，并随着与 C 晶面距离的增加，这种远距离的作用力逐渐减弱。

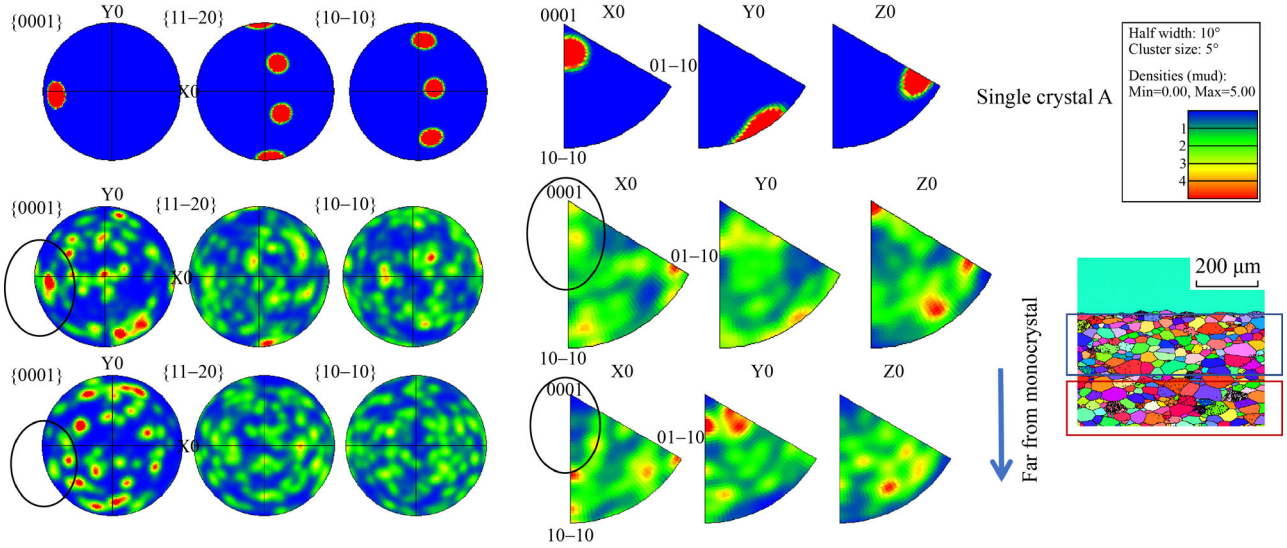


图 6　A 晶面与陶瓷复合体在 1860 ℃烧结后的极图与反极图

Fig. 6　Pole and reverse pole figures of the composite of single crystal A and ceramic after sintering at 1860 ℃

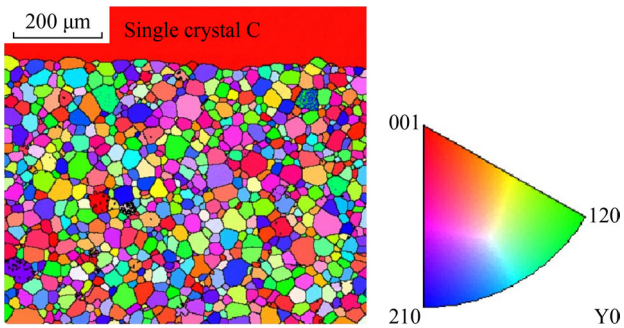


图 7　C 晶面与陶瓷复合体在 1860 ℃烧结后的 EBSD 谱

Fig. 7　EBSD spectrum of composite of single crystal C and ceramic after sintering at 1860 ℃

对比紧邻 A 晶面和 C 晶面 2 种单晶片的多晶(而非被吞并的多晶)可以发现，邻近 C 晶面的多晶呈现出更明显的织构化取向，同时，远离 C 晶面的多晶仍呈现出一定的织构化取向。表明 C 晶面较 A 晶面具有更强的远距离诱导多晶定向的能力。Vodenitcharova 等[15]分析了热冲击下蓝宝石晶片各向异性对变形和断裂现象，发现氧化铝单晶在不同的晶向上具有不同的热膨胀系数，其中 *C* 轴方向上具有最大的热膨胀系数(8.8×10^{-6}/K)，高于 *A* 轴方向上(即垂直于 *C* 轴方向)的热膨胀系数(7.9×10^{-6}/K)。这就解释了 C 晶面具有更强的远距离作用力的原因，这种远距离的

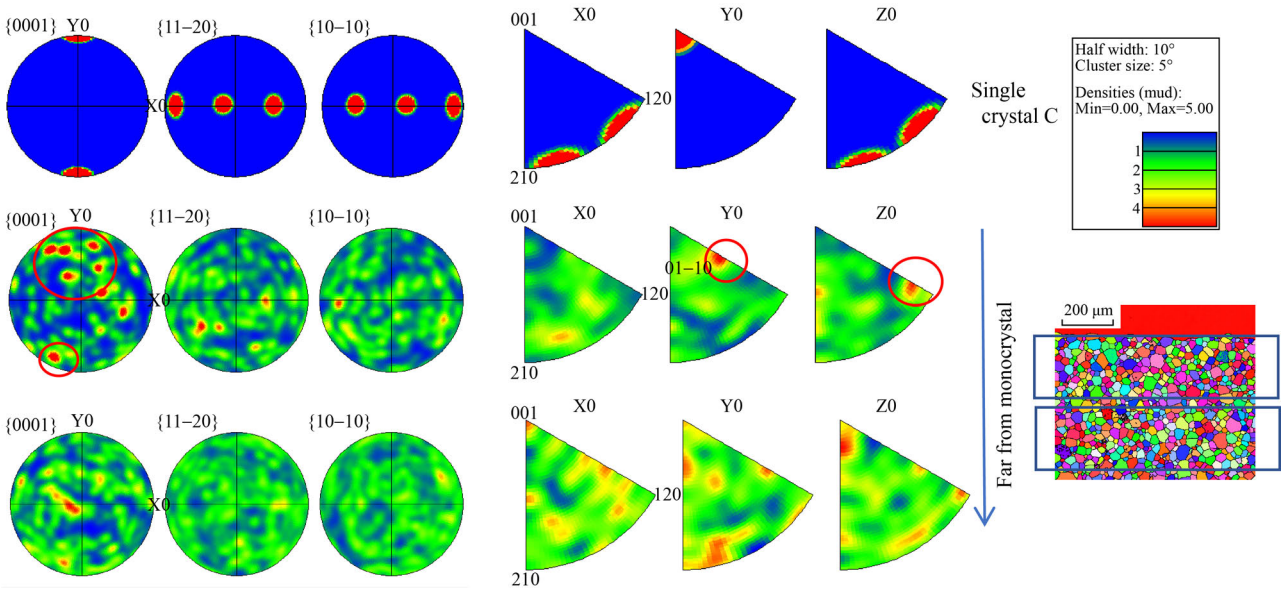


图 8　C 晶面与陶瓷复合体在 1860 ℃烧结后的极图与反极图

Fig. 8　Pole figure and reverse pole figure of the composite of single crystal C and ceramic after sintering at 1860 ℃

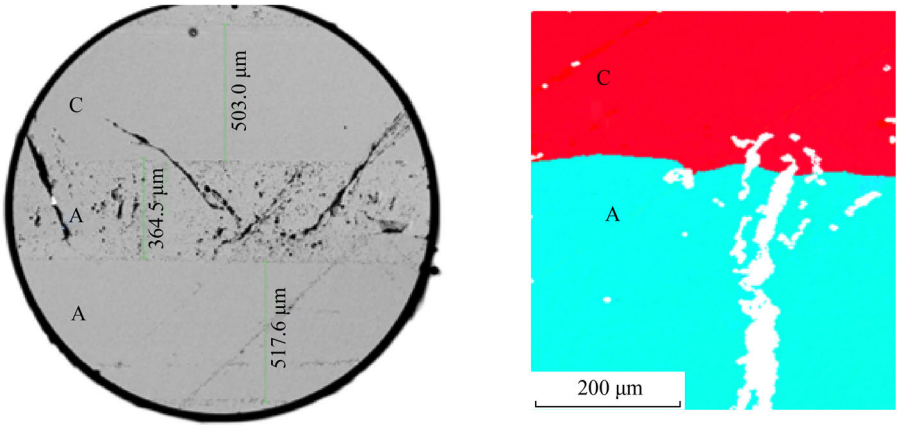
作用力为烧结过程中的应力，在 *C* 轴方向上具有最大的热膨胀系数，能够在烧结过程中提供最大的内应力，在这种内应力的作用下，周围的多晶晶粒逐渐向单晶方向发生扭转，从而定向生长。

2.4　2 种单晶共同作用对陶瓷复合体取向结构的影响

为了进一步验证不同单晶对多晶的作用效果，将 A 晶面和 C 晶面同时与陶瓷复合，并在 1860 ℃进行烧结，分为添加与不添加 MgO 作为烧结助剂两种情况进行分析。

当不添加烧结助剂时，在 1860 ℃烧结的 A 晶面–多晶陶瓷–C 晶面复合体的显微结构及 EBSD 谱如图 9 所示，重点对 A 晶面和 C 晶面之间的多晶进行分析。从 SEM 照片(图 9a)可以看到，2 种单晶夹杂处已经没有多晶晶粒。这表明在没有添加烧结助剂时，氧化铝容易出现晶粒异常长大的现象，氧化铝晶粒全部被单晶所吞并。EBSD 谱(图 10b)显示这部分被吞并的晶粒呈现出与 A 晶面相同的取向。这是因为 A 晶面由于具有更高的表面能，因此沿 A 晶面具有更快的生长速率，晶粒异常长大时趋向于长成 A 晶面。

当添加MgO作为烧结助剂时，显微结构如图10a所示，上部为 A 晶面，中间为多晶陶瓷，下部为 C 晶面。可以看到 A 晶面向外延伸了 69~87 μm，C 晶

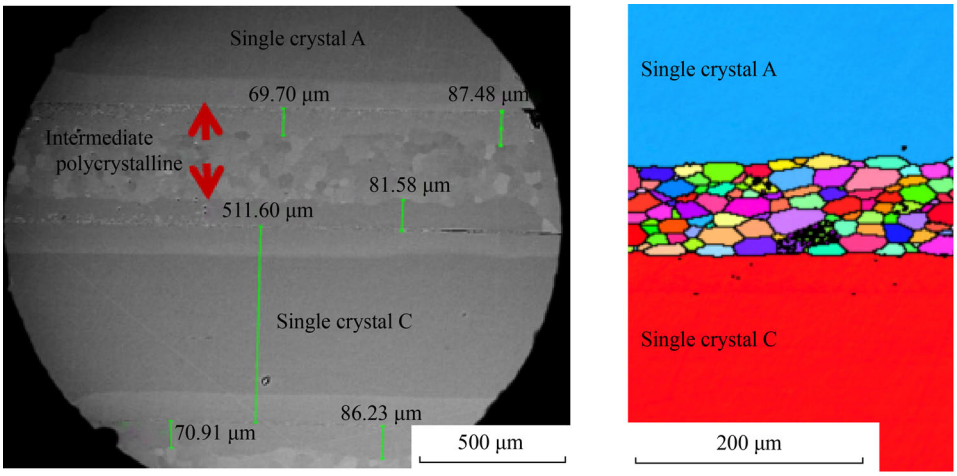


(a) Microstructure of single crystal A–polycrystal ceramics–single crystal C composite

(b) EBSD spectrum of single crystal A–polycrystal ceramics–single crystal C composite

图 9　A 晶面–多晶陶瓷–C 晶面复合体的显微结构及 EBSD 谱(未添加 MgO，烧结温度 1860 ℃)

Fig. 9　Microstructure and EBSD spectrum of single crystal A–polycrystal ceramics–single crystal C composite (without MgO, sintering temperature 1860 ℃)



(a) Microstructure of single crystal A–polycrystal ceramics–single crystal C composite　　(b) EBSD spectrum of single crystal A–polycrystal ceramics–single crystal C composite

图 10　A 晶面–多晶陶瓷–C 晶面复合体的显微结构及 EBSD 谱(添加 0.05% MgO，烧结温度 1860 ℃)

Fig. 10　Microstructure and EBSD spectrum of single crystal A–polycrystal ceramics–single crystal C composite (with 0.05% MgO, sintering temperature 1860 ℃)

面也向外延伸了 80 μm 左右，2 种不同单晶对多晶的吞并速度没有明显差异，这与单个单晶单独作用时的结果基本一致。图 10b 为添加 MgO 烧结助剂后陶瓷复合体的 EBSD 分析结果。上部为(110)取向的 A 晶面，中部为多晶氧化铝陶瓷，下部为(001)取向的 C 晶面。靠近 A 晶面的氧化铝晶粒被定向吞并，形成与 A 晶面一致的晶面取向，类似现象亦存在于靠近 C 晶面的区域。此外，A/C 晶面间的中间层多晶基体未完全被吞并。该结果表明，MgO 的介入有效抑制了多晶的异常长大，且阻碍了织构化结构的形成。

进一步对夹杂在 A 晶面与 C 晶面中间的多晶晶粒取向进行极图表征，结果如图 11 所示。极图结果

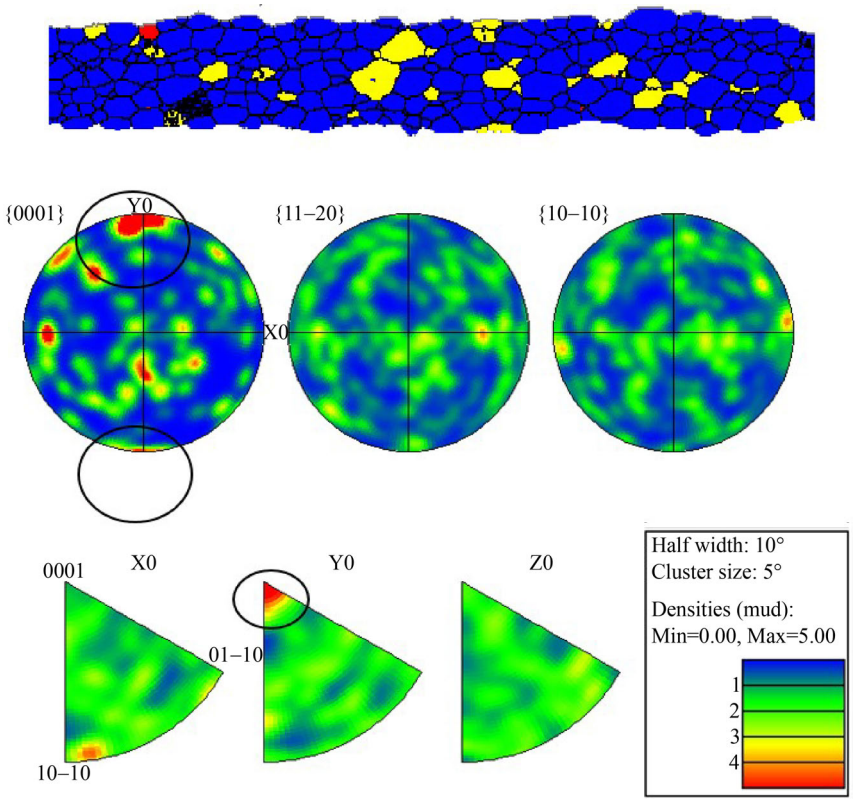


图 11　A 晶面和 C 晶面夹杂处多晶的极图与反极图(0.05% MgO，烧结温度 1860 ℃)

Fig. 11　Pole and reverse pole figures of the polycrystal at the inclusion of single crystal A and single crystal C (with 0.05% MgO, sintering temperature 1860 ℃)

表明，夹在 A 晶面和 C 晶面之间的多晶呈现出较为明显的(001)取向，即与 C 晶面具有相同的取向。通过图 6 和图 8 的分析结果发现，C 晶面较 A 晶面具有更强的远距离作用力。这里将 A 晶面与 C 晶面同时埋入氧化铝颗粒堆积体中，在添加 MgO 烧结助剂的情况下，两单晶片之间的多晶呈现出了与 C 晶面相同的取向，进一步证明 C 晶面具有比 A 晶面更强的诱导定向作用。

上述结果解释了在本研究团队先前研究中出现的一些有趣的现象：在氧化铝片晶诱导晶粒定向的演化过程中，除出现完全定向的晶粒外，基面与(006)晶面夹角较小的晶粒个数也明显增加，并且增加个数与模板个数(添加量)呈正相关[7]。具体来说，在高温(1860 ℃)烧结过程中，片晶除通过吞并基体颗粒使晶粒定向外，还能通过热膨胀施加内应力诱导周围晶粒定向。此外，由于使用的片晶长轴晶向为 C 晶面，具有更强的远距离作用力，进而诱导周围基体晶粒的晶向转变为(006)晶面或者趋近于与(006)晶面夹角较小的晶向。显然，这种趋近程度取决于 TGG 过程中的烧结温度，温度越高，热膨胀所施加的内应力越强，越有利于本应随机取向的晶粒转变为热膨胀系数匹配的(006)晶面。因此，随着温度的升高，基面与(006)晶面夹角较小的晶粒个数逐渐增加，并随着温度进一步升高，逐渐完全转变为(006)晶面。

3 结论

通过观察不同晶面氧化铝单晶片与陶瓷复合体在烧结过程中显微结构及织构化的演变，发现随着烧结温度的增加，单晶对多晶的吞并距离增加，被单晶吞并的多晶呈现出与单晶相同的取向。低于 1700 ℃烧结时，没有添加 MgO 烧结助剂的情况下氧化铝单晶各个晶面生长速度比较接近，即向外吞并生长的距离接近。MgO 的加入可以有效抑制晶粒异常长大现象，使单晶吞并的距离较未添加体系显著降低。此外，单晶片除通过吞并基体使晶粒定向外，还能诱导周围晶粒定向，且 C 晶面具有更强的诱导晶粒定向的能力。因此，模板诱导晶粒定向的机理可分为两部分：1) 单晶表面具有的低能量可以吞并周围多晶使其定向，驱动力为晶界面积的减小带来的体系总能量的降低。2) 单晶还能通过远距离的作用力使晶粒定向。烧结过程中单晶与多晶界面处产生内应力，这种内应力因单晶晶面的不同而有所差异，氧化铝沿 C 轴方向具有更大的热膨胀系数，因此 C 晶面较 A 晶面具有更长的远距离作用力。

参考文献:

[1] SEABAUGH M M, MESSING G L, VAUDIN M D. Texture development and microstructure evolution in liquid-phase-sintered α-alumina ceramics prepared by templated grain growth[J]. J Am Ceram Soc, 2000, 83(12): 3109–3116.

[2] SEABAUGH M M, KERSCHT I H, MESSING G L. Texture development by templated grain growth in liquid-phase-sintered α-alumina[J]. J Am Ceram Soc, 1997, 80(5): 1181–1188.

[3] ZHANG X Y, WANG Z, LI P, et al. Simultaneous achievement of large strain, low hysteresis, and high-temperature stability in textured BT-based piezoelectric ceramics[J]. J Adv Ceram, 2025, 14(2): 9221025.

[4] GAO T Y, LIU D, ZHAO S X, et al. $K_{0.5}Na_{0.5}NbO_3$-based piezoelectric ceramics: Excellent temperature stability and application in type 1–3 transducer[J]. J Inorg Mater, 2025, 40(3): 297.

[5] SHEN Z P, GUO J, GAO X Y, et al. Advancing piezoelectricity and excellent thermal stability: Textured 0.75BF–0.25BT lead-free ceramics for high temperature applications[J]. J Materiomics, 2025, 11(4): 100946.

[6] MESSING G L, TROLIER-MCKINSTRY S, SABOLSKY E M, et al. Templated grain growth of textured piezoelectric ceramics[J]. Crit Rev Solid State Mater Sci, 2004, 29(2): 45–96.

[7] CHEN H, SHIMAI S, ZHAO J, et al. Highly oriented α-Al_2O_3 transparent ceramics shaped by shear force[J]. J Eur Ceram Soc, 2021, 41(6): 3838–3843.

[8] YANG Q H, WANG H P, CHEN S L, et al. Highly-oriented (104) polycrystalline α-Al_2O_3 transparent ceramics prepared by a templated grain growth method[J]. J Eur Ceram Soc, 2019, 39(4): 1721–1724.

[9] CHEN H, ZHAO J, SHIMAI S, et al. High transmittance and grain-orientated alumina ceramics fabricated by adding fine template particles[J]. J Adv Ceram, 2022, 11(4): 582–588.

[10] SUVACI E, MESSING G L. Critical factors in the templated grain growth of textured reaction-bonded alumina[J]. J Am Ceram Soc, 2000, 83(8): 2041–2048.

[11] SEABAUGH M M, SUVACI E, BRAHMAROUTU B, et al. Modeling anisotropic single crystal growth kinetics in liquid phase sintered α-Al_2O_3[J]. Interface Sci, 2000, 8(2): 257–267.

[12] SACKS M D, SCHEIFFELE G W, STAAB G A. Fabrication of textured silicon carbide *via* seeded anisotropic grain growth[J]. J Am Ceram Soc, 1996, 79(6): 1611–1616.

[13] HONG S H, MESSING G L. Development of textured mullite by templated grain growth[J]. J Am Ceram Soc, 1999, 82(4): 867–872.

[14] CHANG Y F, POTERALA S, YENER D, et al. Fabrication of highly textured fine-grained α-alumina by templated grain growth of nanoscale precursors[J]. J Am Ceram Soc, 2013, 96(5): 1390–1397.

[15] VODENITCHAROVA T, ZHANG L C, ZARUDI I, et al. The effect of anisotropy on the deformation and fracture of sapphire wafers subjected to thermal shocks[J]. J Mater Process Technol, 2007, 194(1–3): 52–62.

Sintering Mechanism of Texture Alumina Ceramics

CHEN Han, *WANG Yan*, *MAO Xiaojian*, *ZHANG Jian*, *WANG Shiwei*
(State Key Laboratory of High Performance Ceramics, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China)

Extended Abstract

Introduction Textured ceramics have attracted much attention in functional and structural applications due to their intrinsic anisotropy and superior physical and chemical properties. Among them, textured transparent alumina ceramics are particularly promising for optical windows, high-power lasers, and harsh-environment engineering components because of their superior mechanical strength, chemical stability, and light transmittance. The templated grain growth (TGG) method emerges as a powerful route to fabricate textured ceramics, as it exploits the preferential orientation of seed crystals to induce large-scale alignment in polycrystalline matrices. However, despite its application in producing highly oriented alumina ceramics with remarkable transparency, the fundamental sintering mechanisms underlying texture development remain incompletely unclear. Conventional TGG research is hindered by two intrinsic challenges, *i.e.*, the high number of template particles leads to frequent collisions, masking the true dynamic growth behavior; and the concurrent coarsening of templates and matrix grains at high temperatures diminishes size advantages, thereby weakening the thermodynamic driving force for template-guided growth. Consequently, the existing models, which largely attribute orientation development to the Ostwald ripening and localized grain boundary migration, cannot adequately explain the experimental observations reported, such as the persistence of abnormal texture alignment even beyond direct template–matrix contact regions. In this work, we systematically investigated the sintering mechanism of textured alumina ceramics *via* introducing large sapphire single crystals with controlled orientations (*i.e.*, A–(110), C–(001), M–(100), and R–(012)) into high-purity polycrystalline Al_2O_3 matrices. This sapphire template-ceramic composite strategy could enable a direct observation of template–matrix interactions, while avoiding the kinetic distortions induced by template collisions in conventional TGG. In addition, we also analyzed a dual mechanistic framework that could integrate localized template coalescence and long-range stress-induced orientation *via* employing advanced electron backscatter diffraction (EBSD) and microstructural analysis, thus providing theoretical insights into the texture formation of alumina ceramics.

Methods High-purity α-Al_2O_3 powders (purity > 99.99%, $D_{50} \approx 200$ nm) were used as a matrix material, and MgO was added as a sintering aid in selected experiments. Sapphire single-crystal plates of four orientations (*i.e.*, A, C, M, and R) with the dimensions of 10.0 mm×10.0 mm×0.5 mm were embedded into compacted Al_2O_3 powder beds. Composite green bodies were prepared *via* uniaxial pressing, followed by cold isostatic pressing at 200 MPa. After a binder was burnout at 800 ℃, the samples were sintered in vacuum at 1300–1860 ℃ for 6–12 h. The microstructures were examined by scanning electron microscopy (SEM), and the crystallographic orientations were characterized by electron backscattered diffraction (EBSD). The sapphire-ceramic composites and dual-crystal systems (A–ceramic–C combinations) both were analyzed to evaluate the microstructural evolution, grain growth distances, and orientation gradients with and without MgO additives.

Results and discussion The results reveal that the embedding of sapphire single crystals induces a distinct microstructural evolution in surrounding alumina grains. For undoped systems, the radial growth distances of A– and C–oriented templates are comparable, reaching approximately 200 μm at 1800 ℃, with microstructures dominated by template-driven consumption of neighboring grains. However, the introduction of MgO significantly reduces the coalescence distances to ~118 μm, even at elevated temperatures of 1860 ℃, and effectively suppresses an abnormal grain growth, highlighting its role in grain boundary pinning and microstructural homogenization. The EBSD mapping unveils a striking divergence in orientation fields around different template planes. C–oriented templates generate orientation gradients extending up to 400 μm, which is far beyond their physical coalescence range. In contrast, A-oriented templates induce alignment only within ~200 μm. This discrepancy originates from anisotropic thermal expansion. In detail, α-Al_2O_3 exhibits the largest thermal expansion coefficient along the C–axis, producing residual stresses during sintering that drive surrounding matrix grains to rotate and align toward the template orientation. As a result, template-induced texture formation encompasses two complementary mechanisms, *i.e.*, localized template–matrix coalescence driven by grain boundary energy minimization, and long-range orientation induction mediated by anisotropic thermal stresses. The dual-template experiments further

substantiates this framework. In A–ceramic–C composite systems without MgO, matrix grains between the templates are fully consumed, adopting the orientation of the A–plane due to its higher surface energy and faster growth rate. In contrast, for MgO doping, abnormal grain growth is suppressed, and matrix grains between the templates display a similar preference for A/C–plane orientation. These results reconcile inconsistencies in earlier TGG studies and explain previously puzzling observations, such as the progressive increase in grains with small misorientation angles relative to the plane (006) during high-temperature sintering. Collectively, texture evolution cannot be solely attributed to the Ostwald ripening and template impingement, but must also consider stress-driven long-range orientation effects.

Conclusions This work elucidated the sintering mechanism of textured alumina ceramics through a sapphire template–ceramic composite strategy. We established a dual mechanistic framework for texture development *via* systematically analyzing the microstructural evolution at different template orientations, sintering temperatures, and MgO doping conditions. The localized coalescence was obtained *via* grain boundary energy minimization and long-range orientation induction mediated by anisotropic thermal expansion stresses. The synergistic mechanism of template coalescence and non-contact orientation induction could inherent to the classical TGG. Among different orientations, the C–plane template demonstrated a superior capacity for long-range texture control, extending its influence up to 400 μm, compared to ~200 μm for the A–plane. Besides, MgO additives could play a critical role in suppressing abnormal grain growth and reducing template coalescence distances, thereby enabling a finer microstructural control.

Keywords template grain growth; polycrystalline α-alumina; oriented; sapphire