

燃烧合成氮化铝粉体研究进展

鲁楠¹, 杨潇², 李江涛^{2,3}, 肖群⁴, 田卓⁵

(1. 山东理工大学机械工程学院, 山东 淄博 255000; 2. 中国科学院理化技术研究所, 低温科学与技术全国重点实验室, 北京 100190; 3. 中国科学院大学材料科学与光电技术学院, 北京 100049; 4. 福建华清电子材料科技有限公司, 福建 泉州 362241; 5. 中科华清(泉州)精细陶瓷研究院有限公司, 福建 泉州 362200)

摘 要: 氮化铝(AlN)凭借其优异的导热与介电特性, 已成为新一代电子封装用陶瓷基板的关键材料。高品质 AlN 粉体是制备高性能基板的先决条件。燃烧合成以近零能耗、短周期的技术优势, 在低成本规模化制备 AlN 粉体方面展现出巨大潜力, 但其粉体性能仍有待进一步提升。本文通过分析当前燃烧合成 AlN 粉体与国际领先水平的技术代际差距; 从 Al-N₂ 燃烧反应过程调控的角度, 系统剖析了燃烧合成 AlN 粉体的研究进展; 并凝练了燃烧合成氮化铝粉体未来研究的重点发展方向。

关键词: 燃烧合成; 氮化铝; 气固燃烧反应; 粉体; 燃烧反应过程调控

中图分类号: TQ174 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)09-3293-07

网络出版时间: 2026-08-18



氮化铝(AlN)因其具有高热导率、优异绝缘性、低介电常数、与硅(Si)匹配的热膨胀系数、环境友好等特性, 成为电子封装陶瓷基板的首选材料, 可有效解决高功率器件散热、热应力失配等难题, 广泛应用于第5代移动通信技术(5G)、新能源汽车与航空航天等关键领域^[1-4]。燃烧合成法(CS)利用铝粉与氮气的自蔓延放热反应高效合成AlN粉体, 克服了当前AlN粉体主流制备工艺复杂、能耗高[1000~2000 (kW·h)/t]的弊端, 具有流程简单、近零低能耗、生产周期短等显著优势, 在规模化制备AlN粉体方面展现巨大潜能, 值得业界高度关注与期待^[5]。

迄今为止, 燃烧合成法生产的AlN粉体在纯度、粒度、形貌均一性等方面, 与日本德山(Tokuyama)标杆产品高纯AlN E级存在显著差距, 如表1所示。由表1可知, 燃烧合成AlN粉体性能的差距直接导致所制烧结体的致密度与热导率远低于日本德山AlN基板产品, 严重制约该技术在高端散热基板领域的应用突破, 而实现粉体性能调控的核心, 在于对Al-N₂燃烧反应过程的精准调控。当前研究重点应是攻克高品质粉体可控制备难题, 实现对日本德山标杆产品的实质性赶超, 从而真正释放燃烧合成固有的低成本、短周期产业化潜能。

表1 燃烧合成AlN粉体与日本德山产品性能指标对比

Table 1 Comparison of specifications of AlN powders synthesized by combustion synthesis and commercial product from Tokuyama corporation of Japan

Powder characteristics	w(O)/%	Particle size / μm	Specific surface area /(m ² ·g)	Thermal conductivity /(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	Relative density
Combustion synthesis	0.80~1.26 ^[6-8]	0.5~5.0 ^[10-13]	1.87~3.11 ^[6]	125~176 ^[7]	98.5% ^[6]
Tokuyama	0.8 ^[9]	1.0 ^[9]	3.5 ^[9]	170~270 ^[9]	≥99% ^[9]
Comparison	√	×	×	×	×

w—Mass fraction. Note: √ indicates conformance to the specifications of Tokuyama, and × identifies critical performance gaps.

收稿日期: 2025-09-08。 修订日期: 2025-10-19。

基金项目: 国家自然科学基金(92263205, U24A2049, 52402085); 山东省自然科学基金(ZR2023QE244)。

第一作者: 鲁楠(1993), 女, 讲师。

通信作者: 杨潇(1983), 男, 副研究员。

Received date: 2025-09-08. Revised date: 2025-10-19.

First author: LU Nan (1993-), female, Ph.D., Lecturer.

E-mail: lunan@mail.ipc.ac.cn

Correspondent author: YANG Xiao (1983-), male, Ph.D., Associate Researcher.

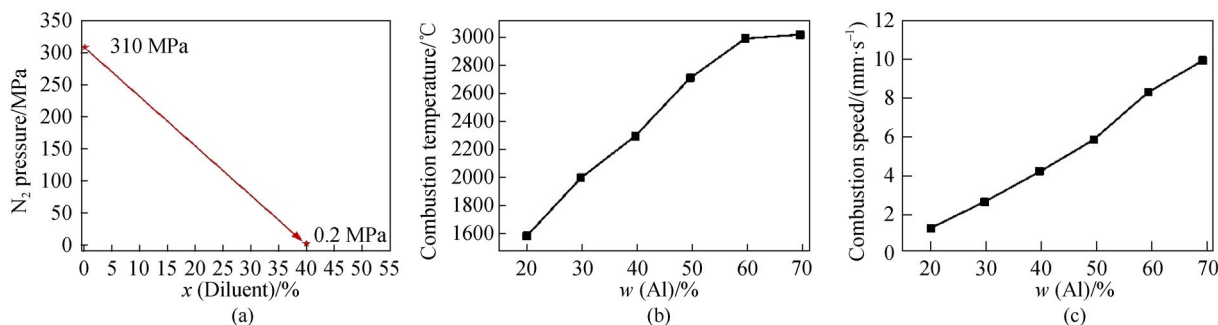
E-mail: yangxiao@mail.ipc.ac.cn

1 研究进展

燃烧合成技术自苏联 Merzhanov 团队提出后, 于 20 世纪 80 年代用于 AlN 合成^[14]。早期 AlN 燃烧合成受制于高压反应环境与有限转化效率^[14], 后续研究工作多聚焦于燃烧工艺过程优化, 旨在实现 AlN 粉体品质的定向提升。而燃烧合成 AlN 粉体的工艺优化, 本质上是定向调控 Al–N₂ 界面能质传递过程, 通过燃烧波结构参数(燃烧温度、蔓延速度等)的协同优化, 建立其与产物特征(微观形貌、粒径分布、纯度等)的关联机制^[15–16]。

在 Al–N₂ 气固燃烧过程中, 若仅依靠反应区孔隙内的 N₂ 就能反应完全, 则所需 N₂ 压力达数千大气压。因此, 早期燃烧合成 AlN 粉体多采用超高压合成, 其中, N₂ 压力最高可达 310 MPa(如图 1a 所示)^[14, 17]。高压反应条件固有的严苛性对设备技术规格要求显著提升, 且高压操作安全风险高, 严重制约其规模化应用与发展。反应区内气体消耗引发局部压降, 由此产生的气压梯度驱动 N₂ 自发向反应区定向渗透, 但燃烧波前沿预热效应会引发 Al 颗粒熔融聚并形成扩散屏障。为维持 Al–N₂ 渗

透燃烧特征, 需平衡 Al–N₂ 反应热力学与界面动力学, 抑制过量 Al 熔体生成, 规避孔隙通道阻塞与反应界面坍塌。惰性稀释剂可显著提高燃烧反应体系的热容, 通过吸热效应增强能量耗散并削弱反应动力学活性, 使燃烧反应的峰值温度显著降低且燃烧波蔓延速度明显减缓(如图 1b~图 1c 所示)^[13, 18]。研究表明, 引入 40%(摩尔分数)AlN 稀释剂可将铝粉完全氮化所需的 N₂ 压力显著降低至 0.2 MPa, 克服了传统 Al–N₂ 反应体系对高压环境的依赖性(如图 1a 所示)^[13]。目前, 采用固相稀释剂策略, 已在低压^[19]/近常压^[20]条件下实现了铝粉的高效完全氮化, 成为突破 Al–N₂ 反应界面控制的关键路径, 但固相稀释剂不可避免地会导致产物收率降低^[11]。因此, 研究人员为保证产物收率, 引入 Ar^[21]、H₂^[22] 等气体, 通过稀释反应区氮气分压, 降低反应物分子碰撞概率, 可有效降低燃烧反应温度和蔓延速度(图 2a), 但 H₂ 的引入会抑制反应转化率, 导致残余铝含量增加^[22](图 2b)。上述结果表明, 维持 Al–N₂ 渗透燃烧特征是实现在低/近常压条件下规模化制备 AlN 粉体的关键, 这为相关工艺优化指明了技术方向。



x—Mole fraction.

图 1 (a) 超高压到低/近常压燃烧合成 AlN 粉体^[13, 14]; 铝粉含量对(b) 燃烧温度及(c) 蔓延速度的影响(铝粉含量增加, 即稀释剂含量下降)^[18]

Fig. 1 (a) AlN powders synthesized by combustion synthesis from ultrahigh to near-ambient pressure^[13, 14]. Variations in (b) combustion temperature and (c) combustion speed as functions of aluminum content^[18] (The increase in aluminum content implies the decrease in diluent content)

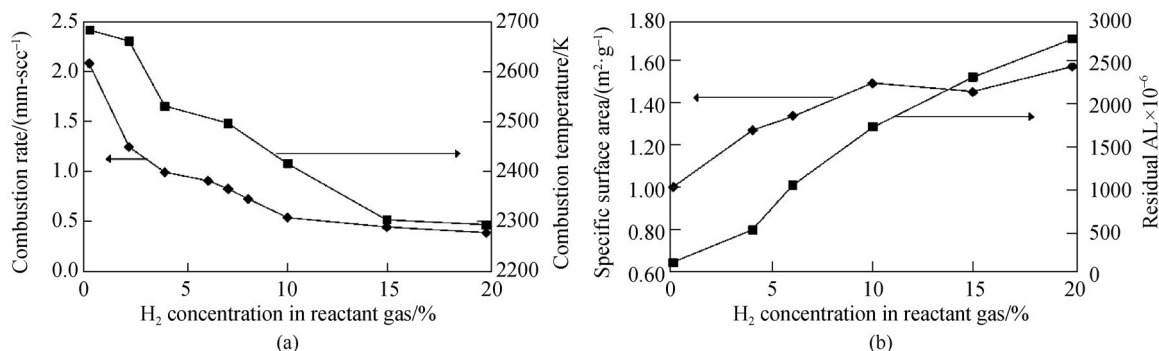


图 2 气相稀释剂 H₂ 含量对(a) 燃烧波蔓延速度和燃烧温度的影响; (b) 残余 Al 含量的影响^[22]

Fig. 2 Effects of H₂ concentration on (a) combustion rate and combustion temperature, and (b) residual aluminum content^[22]

在渗透燃烧框架下, 调控反应物铝粉含量和氮气压力是最直接且可控的工艺手段^[11]。研究表明, 铝粉含量从 60%(摩尔分数)降至 40%时(稀释剂含量从 40%增至 60%), 体系绝热温度由 4120 K 显著降至 2890 K, 最高燃烧反应温度从 >2573 K 降至 2057 K。燃烧温度的降低大幅抑制了产物 AlN 晶粒在高温区的原子扩散速率和生长动力学, 进而有效细化了 AlN 晶粒尺寸并改善了其形貌均匀性(图 3a~图 3c)。尽管氮气压力升高, 体系绝热温度维持恒定, 却导

致燃烧反应温度升高。燃烧反应温度的提高, 增强了原子的扩散能力并延长了晶粒处于高温区的时间, 从而显著促进了 AlN 晶粒的长大过程, 并伴随因颗粒间烧结而引发的团聚现象(图 3d~图 3f)^[13], 这种差异源于单位体积内 N_2 分子通量增加, 增强了反应界面处气相反应物的扩散传质效率。可见, 燃烧反应温度不仅是维持 Al- N_2 渗透燃烧模式的核心参数, 同时也直接调控最终产物 AlN 粉体的粒径分布及其颗粒团聚状态。

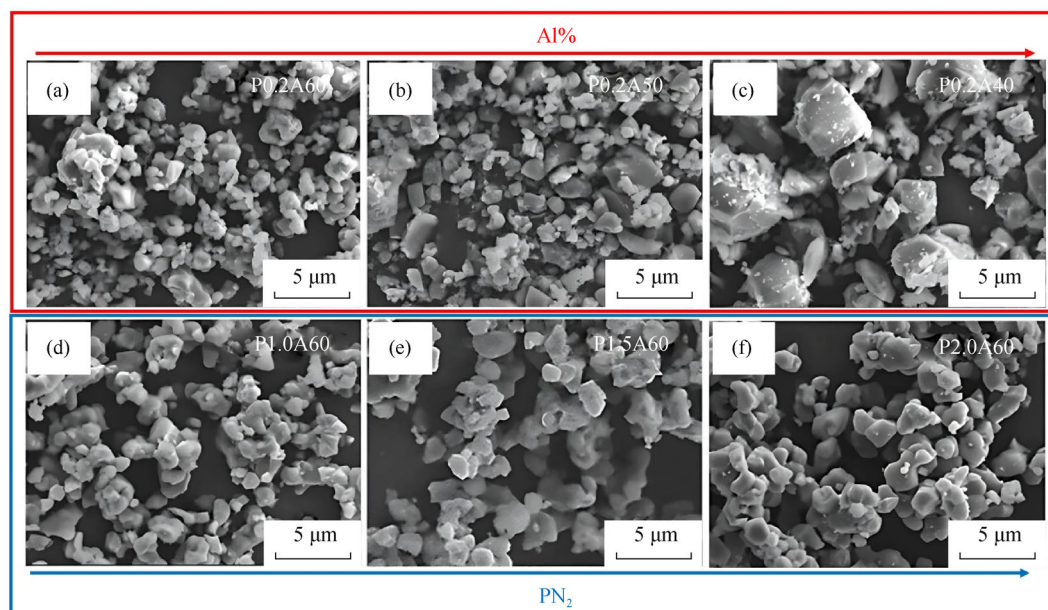


图 3 不同 N_2 压力、稀释剂含量条件下 AlN 粉体的 SEM 照片(a) P0.2A60; (b) P0.2A50; (c) P0.2A40; (d) P1.0A60; (e) P1.5A60; (f) P2.0A60^[13]

Fig. 3 SEM images of AlN powders under varying N_2 pressures and diluent contents: (a) P0.2A60; (b) P0.2A50; (c) P0.2A40; (d) P1.0A60; (e) P1.5A60; (f) P2.0A60^[13]

燃烧温度也会受到 Al- N_2 燃烧反应界面的制约。研究表明, 铝粉粒径增加, Al- N_2 接触面积减少, 导致燃烧反应温度降低^[12], 氮化反应程度降低^[20](图 4a~图 4b)。Lee 等^[23]则发现相较于颗粒状铝粉, 片状铝粉颗粒因接触面积小, 虽最高燃烧反应温度较低(图 4c), 却因燃烧波速低、高温区驻留时间延长而氮化率更高(图 4d), 结果表明, 超越瞬时温度特征值, 燃烧波传播过程中的热历史(包括温度梯度分布及高温驻留时间)是影响 Al- N_2 燃烧反应过程的关键核心参数。为解析热历史的作用机制, 淬熄技术提供了关键实验窗口, 该技术通过急冷骤停燃烧反应, 可有效捕获反应前沿尚未充分转化的中间体及瞬时微观结构, 为揭示 Al- N_2 燃烧反应波传播的动力学过程和形核生长机制提

供直接证据^[12, 24-25]。文献[13]通过淬火实验证实, Al- N_2 气固燃烧体系需依赖后燃烧区实现完全氮化(图 5a~图 5b)。Song 等^[26]则创新地通过粉体床厚度梯度设计(图 5c)调控燃烧合成热历史参数, 实现了对最高燃烧反应温度及高温驻留时间的精准调控。尽管最高燃烧反应温度相近, 高温驻留时间的差异导致 AlN 粉体呈现显著形貌分化(图 5d~图 5e)。当最高燃烧反应温度高于 1300 K 且高温(>873 K)驻留时间 >290 s 时, N_2 扩散充分催生等轴状颗粒; 高温短驻留或低温条件则因 N_2 扩散困难, 晶粒生长不充分形成壳状颗粒(图 5e~图 5f)。上述研究证实了燃烧高温驻留时间是控制 AlN 粉体合成质量的关键参数, 但其重要性在现有工艺优化中尚未得到充分重视。

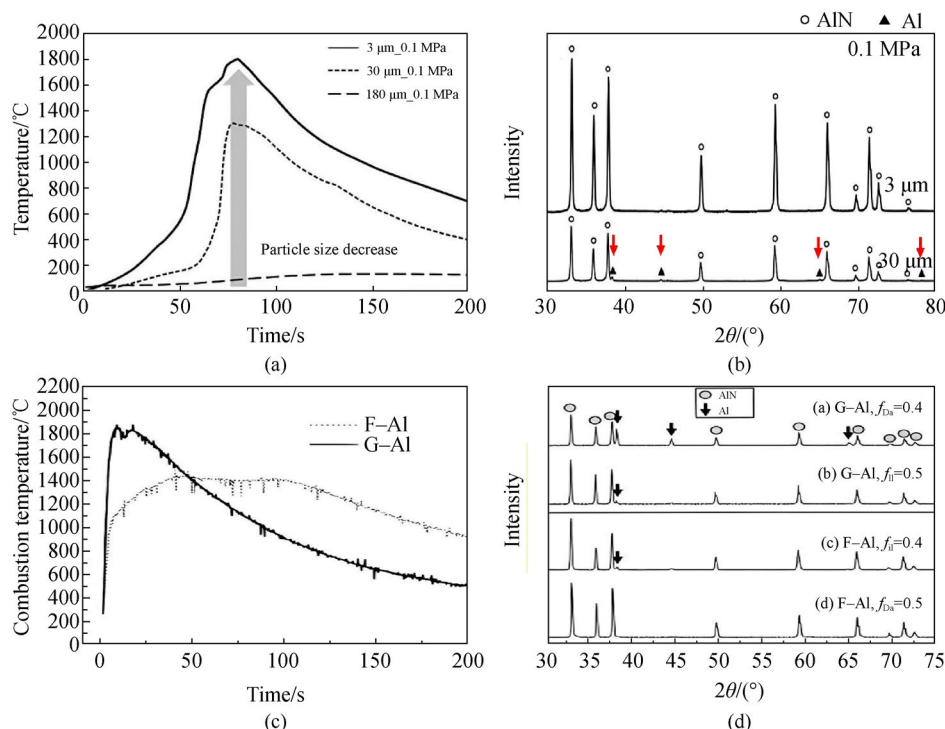


图4 不同铝粉粒径下的(a) 燃烧温度曲线及(b) 产物 AlN 粉体的 XRD 谱^[20]; 不同铝粉形貌下的(c) 燃烧温度曲线及(d) 产物 AlN 粉体的 XRD 谱^[23]

Fig. 4 (a) Combustion temperature profiles and (b) XRD patterns of synthesized AlN under different particle sizes of Al at N_2 pressure of 0.1 MPa ^[20]. (c) Combustion temperature profiles and (d) XRD pattern of AlN products using different morphology of Al ^[23]

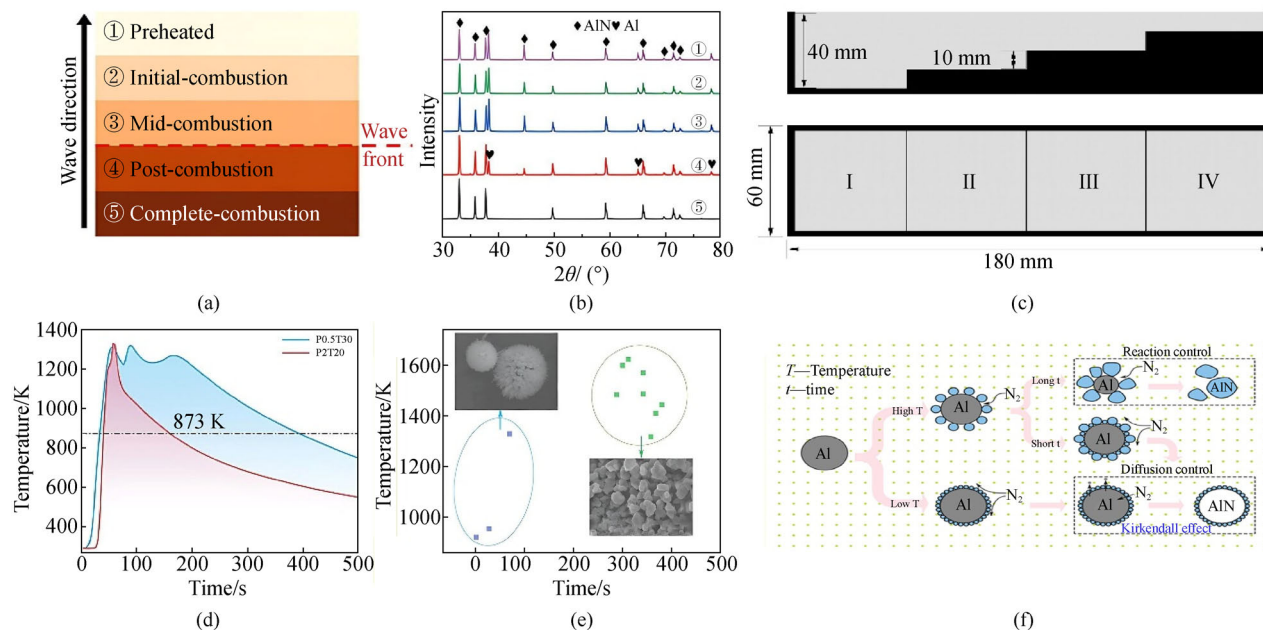


图5 淬熄实验中不同反应区域的(a)示意图及(b)产物 XRD 谱^[13]; (c) Al-N₂ 燃烧反应粉体床厚度梯度设计示意图; (d) 不同粉体床厚度和 N_2 压力调控的典型燃烧温度-时间曲线(最高燃烧反应温度相近, 但高温驻留时间有显著差别); (e) 基于热历史参数聚类的 AlN 粉体形貌特征关联性分析图; (f) 热历史参数对燃烧合成 AlN 粉体形貌演变的微观作用机理示意图^[26]

Fig. 5 (a) Schematic diagram of five reaction zones in the quenched experiment, and (b) the XRD patterns of the corresponding five regions ^[13]. (c) Schematic of Al-N₂ combustion reactants with thickness gradient design. (d) Combustion temperature-time profiles for the sample with different powder bed thickness and N_2 pressure. (The combustion temperature profiles had similar peak temperature yet distinct dwell times.) (e) Thermal-history cluster analysis on AlN powder morphology. (f) Schematic diagram of the morphological evolution mechanisms related to thermal history ^[26]

更为关键的是,在燃烧波瞬态热冲击下诱发的 Al 粉三相分布演化,包括固相骨架的熔融坍塌、固-液界面对 N_2 渗透通量的阻塞、以及气相反应引发的燃烧波失稳等,这些动态过程共同决定了 AlN 晶粒的形核/生长行为。基于燃烧合成固有的毫秒级反应动力学与强放热特性,将过程调控严格压缩在极窄与超高温耦合窗口内,这一硬性约束使得原位添加微量助剂成为调控 Al 三相分布的关键路径之一。卤化铵作为 Al- N_2 燃烧体系最常用的助剂^[27-29],普遍认为其可通过吸热分解特性降低燃烧温度及蔓延速度^[12, 30-31],同时分解产生的气体能够构筑瞬态微通道,促进 N_2 渗透。Lin 等^[28]研究表明,卤素基助剂[如卤化铵(NH_4X)、氯化铝($AlCl_3$)]等通过原位生成 AlX_n ($n=1, 2, 3$)气相中间

体催化 Al- N_2 反应,其催化效果普遍优于非卤素助剂体系。文献[12]在低氮气压力(0.2 MPa)与微量助剂[$w(NH_4Cl)=0.5\%$]条件下,采用超细 Al 粉($2.5\ \mu m$)成功制备出近球形 AlN 粉体,并提出了“由表及里的氮化过程-原位烧结”两步生长机理(如图 6a 所示),但该机理验证存在显著局限:仅依靠淬熄产物不同区域中随机选取的极少数颗粒的扫描电子显微镜(SEM)和能量色散 X 射线能谱(EDS)照片(图 6b)作为核心证据,这种局部取样分析难以全面捕捉燃烧波动态传播过程,使得该模型对实际形貌调控的普适性指导价值存疑。尽管当前燃烧合成 AlN 领域尚未建立普适性的形貌调控机制,但助剂仍被公认为是调控燃烧反应路径兼具操作简易性与工程适配性的方法^[12, 27, 29-30, 32-34]。

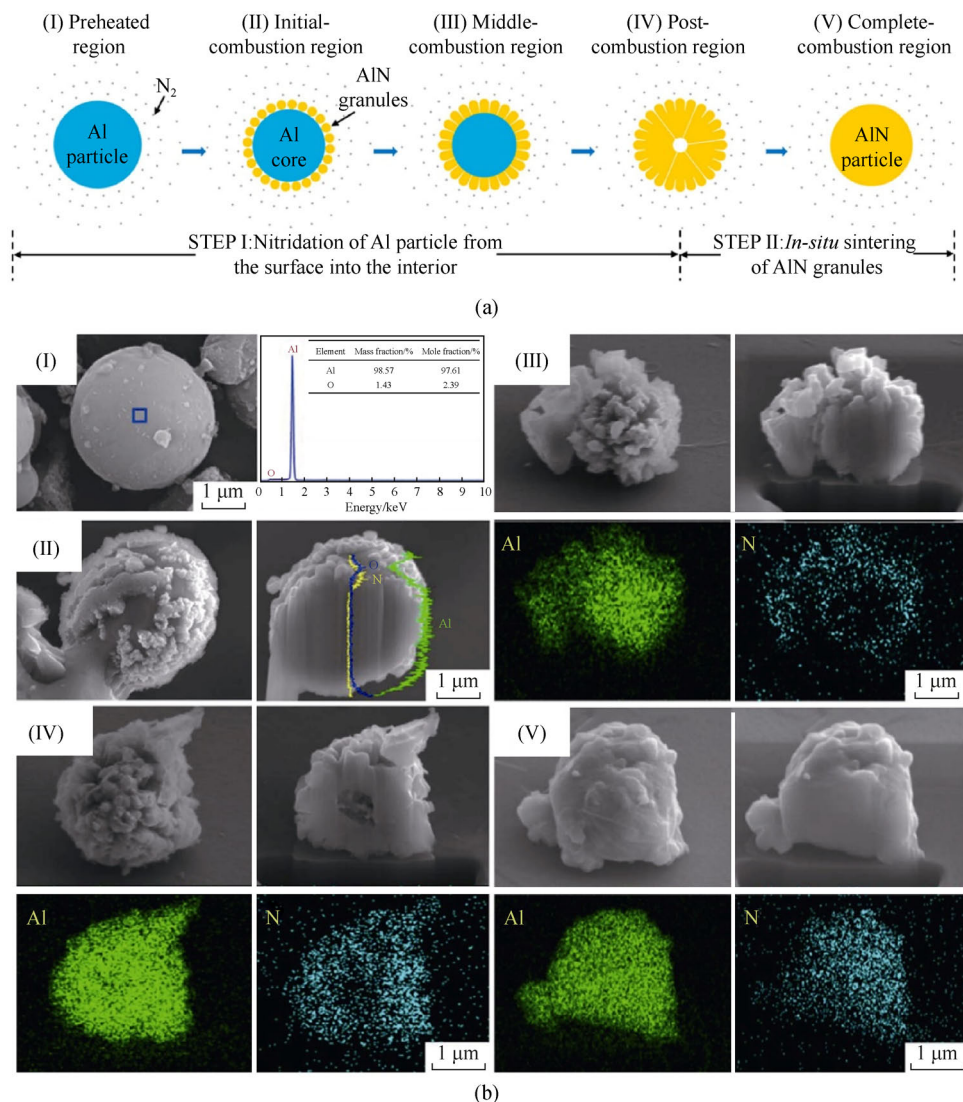


图 6 (a) 近球形 AlN 颗粒的“由表及里的氮化过程-原位烧结”两步生长机理; (b) 淬熄产物不同区域单颗粒的 SEM 和 EDS 面扫描结果: (I) 预热区; (II) 初始燃烧区; (III) 中间燃烧区; (IV) 后燃烧区; (V) 完全燃烧区^[12]

Fig. 6 (a) Schematic of the growth mechanism for nearly spherical AlN particles. (b) SEM images and EDS mapping of the particle in different regions: (I) Preheated region, (II) Initial-combustion region, (III) Middle-combustion region, (IV) Post-combustion region, and (V) Complete-combustion region^[12]

2 结论与展望

历经数十年研究,当前燃烧合成 AlN 粉体技术已成功实现从超高压到低/近常压合成的工艺跨越,对 Al–N₂ 燃烧反应过程也有了相对比较系统的认知。然而,该技术至今尚未能实现工业化应用,其核心在于产物粉体性能缺陷——相较于国际先进水平,燃烧合成法制备的 AlN 粉体存在粒度分布宽、比表面积小两大核心问题,究其根源在于对 Al–N₂ 燃烧反应机制的深入认知不足。因此,未来研究应着力构建理论深度与工程应用协同的技术路径:在理论维度,亟须深化对 Al–N₂ 燃烧界面反应机制的认知。研究应聚焦于燃烧合成 AlN 的形核–生长动力学机制,重点掌握 Al 三相演变过程、N₂ 渗透通量以及热历史动态调控策略,融合原位动态表征技术,精准解析 AlN 粉体形貌的演化规律,厘清气相物质传输、液相熔体迁移、固相微观结构转变之间的协同耦合机制;定量揭示热历史参数对 AlN 形核与生长动力学的影响,进而建立燃烧波结构参数与粉体关键性能的构效关系,为突破燃烧合成 AlN 粉体形貌调控瓶颈奠定坚实的理论基础;在工程维度,须系统开发面向燃烧合成 AlN 粉体的定向后处理工艺,重点提升燃烧合成 AlN 粉体的烧结活性与批次稳定性,同时构建可靠的“燃烧产物迭代”机制,切实推动燃烧合成 AlN 粉体从实验室探索迈向产业化应用。

参考文献:

- NERSISYAN H H, LEE J H, KIM H Y, et al. Morphological diversity of AlN nano- and microstructures: Synthesis, growth orientations and theoretical modelling[J]. *Int Mater Rev*, 2020, 65(6): 323–355.
- 蓝键, 马思琪, 李吕柯, 等. 氮化铝粉末制备与应用研究进展[J]. *陶瓷学报*, 2021, 42(1): 44–53.
LAN Jian, MA Siqi, LI Yike, et al. *J Ceram*, 2021, 42(1): 44–53.
- 冯关正, 周有福, 许文涛, 等. 氮化铝粉体工程的研究进展[J]. *现代技术陶瓷*, 2023, 44(增刊1): 353–384.
FENG Guanzheng, ZHOU Youfu, XU Wentao, et al. *Adv Ceram*, 2023, 44(Suppl 1): 353–384.
- 袁振侠, 李大海, 徐佳豪, 等. 碳热还原氮化法制备氮化铝粉体研究进展[J]. *硅酸盐学报*, 2024, 52(12): 3884–3895.
YUAN Zhenxia, LI Dahai, XU Jiahao, et al. *J Chin Ceram Soc*, 2024, 52(12): 3884–3895.
- LEVASHOV E A, MUKASYAN A S, ROGACHEV A S, et al. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings[J]. *Int Mater Rev*, 2017, 62(4): 203–239.
- 史忠旗, 金志浩, 宫本钦生. 燃烧合成 AlN 粉体的放电等离子烧结及其导热性能[J]. *硅酸盐学报*, 2010, 38(8): 1445–1449.
SHI Zhongqi, JIN Zhihao, Miyamoto Yoshinari. *J Chin Ceram Soc*, 2010, 38(8): 1445–1449.
- ZHANG L, WU K P, SUN S Y. Sintering performance of aluminum nitride powder prepared by combustion synthesis[J]. *Ceram Int*, 2023, 49(14): 24061–24064.
- ZAKORZHEVSKII V V, KOVALEV I D, MUKHINA N I. Effect of the combustion temperature of Al + AlN mixtures on the content of oxygen dissolved in the structure of aluminum nitride[J]. *Inorg Mater*, 2021, 57(10): 998–1004.
- LEE H M, BHARATHI K, KIM D K. Processing and characterization of aluminum nitride ceramics for high thermal conductivity[J]. *Adv Eng Mater*, 2014, 16(6): 655–669.
- QIAO L, CHEN S W, ZHENG J W, et al. Preparation and formation mechanism of aluminum nitride ceramic particles from large aluminum powder by self-propagating high temperature synthesis[J]. *Adv Powder Technol*, 2015, 26(3): 830–835.
- SHIN J, AHN D H, SHIN M S, et al. Self-propagating high-temperature synthesis of aluminum nitride under lower nitrogen pressures[J]. *J Am Ceram Soc*, 2000, 83(5): 1021–1028.
- WEI Z L, LI K, GE B Z, et al. Synthesis of nearly spherical AlN particles by an *in situ* nitriding combustion route[J]. *J Adv Ceram*, 2021, 10(2): 291–300.
- 李明新, 魏智磊, 张彪, 等. 超细等轴状 AlN 粉体的燃烧合成制备及机理研究[J]. *材料导报*, 2025, 39(1): 136–140.
LI Mingxin, WEI Zhilei, ZHANG Biao, et al. *Mater Rep*, 2025, 39(1): 136–140.
- DUNMEAD S D, HOLT J B, KINGMAN D D. Simultaneous combustion synthesis and densification of AlN[J]. *Rep Doc Page*, 1990, 371: 186–194.
- MUKASYAN A S, ROGACHEV A S. Discrete reaction waves: Gasless combustion of solid powder mixtures[J]. *Prog Energy Combust Sci*, 2008, 34(3): 377–416.
- WANG L, YANG Z C, LI J T. *In situ* measurement of combustion wave propagation during combustion synthesis of α -Si₃N₄ powder[J]. *J Am Ceram Soc*, 2023, 106(7): 4023–4027.
- 江国健, 庄汉锐, 李文兰, 等. 高压氮气中自蔓延燃烧合成氮化铝[J]. *无机材料学报*, 1998, 13(1): 105–108.
JIANG Guojian, ZHUANG Hanrui, LI Wenlan, et al. *J Inorg Mater*, 1998, 13(1): 105–108.
- ZAKORZHEVSKII V V, BOROVINSKAYA I P, SACHKOVA N V. Combustion synthesis of aluminum nitride[J]. *Inorg Mater*, 2002, 38(11): 1131–1140.
- LEE W C, TU C L, WENG C Y, et al. A novel process for combustion synthesis of AlN powder[J]. *J Mater Res*, 1995, 10(3): 774–778.
- HIRANAKA A, YI X M, SAITO G, et al. Effects of Al particle size and nitrogen pressure on AlN combustion synthesis[J]. *Ceram Int*, 2017, 43(13): 9872–9876.
- BOĆKOWSKI M, GRZEGORY I, WRÓBLEWSKI M, et al. Combustion synthesis of AlN at high pressure of nitrogen and argon mixtures[C]//*High-Pressure Science and Technology—1993*, Colorado Springs, Colorado (USA). AIP, 1994: 1255–1258.
- SAKURAI T, YAMADA O, MIYAMOTO Y. Combustion synthesis of fine AlN powder and its reaction control[J]. *Mater Sci Eng A*, 2006, 416(1/2): 40–44.
- LEE J, LEE I, KIM D, et al. Effect of starting powder morphology on AlN prepared by combustion reaction[J]. *J Mater Res*, 2005, 20(3): 659–665.
- JUANG R C, CHEN C C. Combustion synthesis of hexagonal aluminum nitride crystal by aluminum carbides[J]. *Mater Sci Eng A*, 2007, 458(1/2): 210–215.
- SHI Z Q, RADWAN M, KIRIHARA S, et al. Formation and evolution

- of quasi-aligned AlN nanowhiskers by combustion synthesis[J]. *J Alloys Compd*, 2009, 476(1/2): 360–365.
- [26] SONG Y Y, YANG X, TIAN Z, et al. Controllable synthesis of AlN particle morphology through thermal history regulation in combustion synthesis[J]. *Ceram Int*, 2025, 51(23): 38756–38762.
- [27] ROSENBAND V, GANY A. Activation of combustion synthesis of aluminum nitride powder[J]. *J Mater Process Technol*, 2004, 147(2): 197–203.
- [28] LIN C N, CHUNG S L. Combustion synthesis of aluminum nitride powder using additives[J]. *J Mater Res*, 2001, 16(8): 2200–2208.
- [29] CHEN H, CAO Y G, XIANG X W. Formation of AlN nano-fibers[J]. *J Cryst Growth*, 2001, 224(3/4): 187–189.
- [30] 傅仁利, 陈克新, 周和平, 等. 规则结晶形态氮化铝颗粒的自蔓延高温合成[J]. *无机材料学报*, 2004, 19(6): 1402–1406.
- FU Renli, CHEN Kexin, ZHOU Heping, et al. *J Inorg Mater*, 2004, 19(6): 1402–1406.
- [31] SHI Z Q, RADWAN M, KIRIHARA S, et al. Morphology-controlled synthesis of quasi-aligned AlN nanowhiskers by combustion method: Effect of NH_4Cl additive[J]. *Ceram Int*, 2009, 35(7): 2727–2733.
- [32] PEE J H, PARK J C, HWANG K T, et al. Properties of AlN powder synthesized by self-propagating high temperature synthesis process[J]. *Key Eng Mater*, 2010, 434/435: 834–837.
- [33] FU R, CHEN K, AGATHOPOULOS S, et al. Factors which affect the morphology of AlN particles made by self-propagating high-temperature synthesis (SHS)[J]. *J Cryst Growth*, 2006, 296(1): 97–103.
- [34] ZAKORZHEVSKII V V, BOROVINSKAYA I P. Combustion synthesis of submicron AlN particles[J]. *Inorg Mater*, 2015, 51(6): 566–571.

作者贡献声明：

鲁楠：论文构思、撰写初稿、调查研究、获取资助
杨潇：提供资源、监督指导、审阅与修订、获取资助
李江涛：提供资源、监督指导、审阅与修订、获取资助
肖群：提供资源、获取资助
田卓：提供资源、获取资助

Research Progress on Combustion Synthesis of Aluminum Nitride Powder

LU Nan¹, YANG Xiao², LI Jiangtao^{2,3}, XIAO Qun⁴, TIAN Zhuo⁵

(1. Shandong University of Technology, School of Mechanical Engineering, Zibo 25500, Shandong, China;
2. Chinese Academic of Science, Technical Institute of Physics and Chemistry, Key Laboratory of Cryogenics Science and Technology, Beijing 100190, China; 3. University of Chinese Academy of Sciences, College of Materials Science and Opto-Electronic Technology, Beijing 100049, China; 4. Fujian Huaqing Electronic Material Technology Co., Ltd., Quanzhou 362241, Fujian, China; 5. Zhongke Huaqing (Quanzhou) Fine Ceramics Research Institute Co., Ltd., Quanzhou 362200, Fujian, China)

Extended Abstract

Aluminum nitride (AlN), prized for its exceptional thermal conductivity and dielectric properties, emerges as a critical material for next-generation ceramic substrates in advanced electronic packaging. The production of high-performance AlN substrates fundamentally relies on the availability of high-quality powder. Combustion synthesis offers a promising route for the low-cost, large-scale manufacturing of AlN powder due to its inherent advantages of near-zero energy consumption and short reaction time. However, the performance characteristics of AlN powder produced by this method still needs to be further improved. This review analyzes the technological generation gap between the existing combustion-synthesized AlN powder produced in domestic and international levels. This review systematically represents research progress on combustion synthesis of AlN powders from the perspective of regulating the Al-N₂ combustion reaction process, and summarizes the key development directions for future research on combustion synthesis of AlN powder.

Summary and Prospects After decades of research, combustion synthesis of aluminum nitride powder successfully achieves a technological transition from ultra-high pressure to low/near-atmospheric pressure processing. There is also a relatively systematic understanding of the Al-N₂ combustion reaction process. Nevertheless, this technology is not used in industry. The main concern is an inferior powder performance, compared to the international start-of-the-art. The combustion-synthesized AlN powder has two main issues, *i.e.*, broad particle size distribution and low specific surface area. The fundamental reason is a lack of in-depth understanding on the mechanism underlying the Al-N₂ combustion process. Therefore, a future research should develop a coordinated approach integrating theoretical depth with engineering application. In the theoretical realm, it is essential to conduct a thorough analysis of the reaction mechanism at the Al-N₂ combustion interface. This involves elucidating the morphological evolution of the powder *via* the *in-situ* dynamic characterization, clarifying the interaction between combustion wave parameters and powder performance. This provides a scientific basis for overcoming the performance limitations of combustion-synthesized AlN powder. Also, engineering requires a systematic development of post-treatment processes to improve sintering activity and batch stability in combustion-synthesized AlN powder. Concurrently, a reliable “burning product iteration” mechanism must facilitate its transition to industrial application.

Keywords combustion synthesis; aluminum nitride; gas–solid combustion reaction; powder; modulation of combustion reaction processes