

CaO–MgO–Al₂O₃ 复合氧化物材料结构、性能与应用前景

古晨伟^{1,2}, 王战民^{1,2}, 陈 卢²

(1. 河南科技大学材料科学与工程学院, 河南 洛阳 471000; 2. 中钢集团洛阳耐火材料研究院有限公司, 先进耐火材料全国重点实验室, 河南 洛阳 471000)

摘 要: CaO–MgO–Al₂O₃ (以下称 CMA 材料) 系列材料主要包括 CaMg₂Al₁₆O₂₇ (以下称 CM₂A₈) 和 Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ (以下称 C₂M₂A₁₄) 2 种化合物相。在 Al₂O₃–CaO–MgO 三元相图中, CMA 材料位于 CaAl₁₂O₁₉ 和 MgAl₂O₄ 连线上, 其结构由磁铅石 (CaAl₁₂O₁₉ 以下称 CA₆) 层与镁铝尖晶石 (MgAl₂O₄, 以下称 MA) 层交替堆叠而成, 该结构有效的融合了前者优异的高温稳定性和后者良好的热机械性能, 被视为极具潜力的新一代高性能耐火材料。然而, 其巨大的应用潜力正被一个固有矛盾所严重制约: 赋予其优异性能的层状晶体结构, 同样导致了严重的烧结各向异性生长, 使得常规方法难以获得高致密体。本文系统梳理了 CMA 材料的研究进展, 首先厘清其结构–性能关联, 继而将论述核心聚焦于这一根本矛盾, 比较了改善此困境的多种技术路径 (热压工艺、电熔工艺、添加剂改性), 分析其机理、成效与代价。更进一步, 提出 CMA 材料的应用需从一味追求致密化转向性能适配与缺点转化, 即在其难以致密的定型制品中优化制备, 同时在其不定型材料中主动利用板片状晶粒的增强效应, 乃至将其分解行为转化为设计多孔结构的工具。最后, 基于当前研究现状, 本文指明了结合多尺度模拟、开发新型烧结工艺及构建 CMA 基元功能材料等具体未来方向。

关键词: 氧化钙–氧化镁–氧化铝; 各向异性生长; 致密化; 合成机制; 耐火材料

中图分类号: TQ175.7 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)09-3264-10

网络出版时间: 2026-08-18



高温工业技术的发展始终离不开耐火材料技术的进步。在钢铁冶金、有色金属熔炼、水泥回转窑等极端高温环境下, 耐火材料作为关键内衬, 其性能直接决定着生产效率、能源消耗与产品质量^[1, 2]。当前, 随着冶炼强度的不断提升与新工艺的涌现, 开发兼具优异高温强度、抗热震性以及出色抗化学侵蚀性的新型耐火材料, 已成为该领域研究的核心目标与重大挑战^[3, 4]。

传统的主流耐火材料体系, 如镁质 (MgO)、铝硅质 (Al₂O₃–SiO₂) 及镁铝尖晶石质 (MA), 虽经多年发展已非常成熟, 但其性能在某些方面存在固有局限性。例如, 镁质材料抗热震性较差且易被酸性熔渣侵蚀; 铝硅系材料在还原气氛下稳定性不足; 而高性能的镁铝尖晶石材料则成本较高^[5, 6]。此外, 由于 Cr⁶⁺ 的有毒危害, 对传统镁铬砖中有毒铬酸盐的生成有严格限制, 全球耐火材料行业正迫切寻求一

种全新的、环境友好的高性能替代方案^[7, 8]。在此背景下, 研究者们将目光投向了成分与结构更为复杂的多元复合氧化物体系, 以期通过各组元的协同效应, 突破传统二元体系材料的性能瓶颈。其中 CaO–MgO–Al₂O₃ (CMA) 三元体系因其独特的结构设计与综合性能潜力而备受关注。

CMA 材料 (主要为 C₂M₂A₁₄ 和 CM₂A₈) 位于六铝酸钙 (CA₆) 与镁铝尖晶石 (MA) 连线上的系列化合物^[9, 10]。这类材料并非简单的物理混合, 而是在原子尺度上通过独特的磁铅石结构单元与尖晶石结构单元沿 *c* 轴方向交替堆叠而成^[11], 这种杂化晶体结构使其巧妙地继承了 CA₆ 的高熔点、高化学稳定性^[12–16] 与 MA 的良好热机械性能和适度热膨胀性^[17–24], 从而展现出很高的综合性能潜力^[25–29]。然而, 近年来的研究揭示了一个严峻的现实: 其出色的本征性能指标, 在通过常规固相烧结制备的制品

收稿日期: 2025-10-24。 修订日期: 2025-11-17。

第一作者: 古晨伟 (1997–), 男, 博士研究生。

通信作者: 王战民 (1966–), 男, 博士, 教授级高级工程师。

Received date: 2025-10-24. Revised date: 2025-11-17.

First author: GU Chenwei (1997–), male, Doctoral candidate.

E-mail: 1739899376@qq.com

Correspondent author: WANG Zhanmin (1966–), male, Ph.D. Professor-level Senior Engineer.

E-mail: wangzm@lirrc.com

中往往难以实现。其根源在于,为宏观性能带来优势的层状结构,在烧结过程中却表现为强烈的晶粒各向异性生长,最终形成阻碍致密化的板片状或菱形显微结构,这些晶粒过早搭接形成刚性骨架,锁闭气孔,严重阻碍致密化,导致材料显气孔率居高不下(通常>20%)^[30]。这就导致其结构在赋予性能优势的同时,也带来了难以逾越的制备障碍,导致 CMA 材料从实验室走向大规模应用的核心瓶颈。

本文系统梳理了近年来国内外关于 CMA 复合氧化物的研究进展。致力于构建一个以解决核心矛盾为主线的论述框架,并系统回答以下 3 个环环相扣的问题:1)CMA 的晶体结构如何同时塑造了性能优势与制备劣势?2)为获得具有实用价值的材料,学界探索了哪些跨越致密化困境的技术路径,它们各自的物理化学机理、取得的成效与付出的代价是什么?3)面向复杂多样的工业应用场景,应如何调整材料设计理念,从被动地克服缺点转向主动地适配性能乃至转化特点,从而最大化 CMA 材料的应用价值?

1 CMA 材料性能与挑战

1.1 CMA 材料晶体结构简介

Göbbels 等^[9,31-33]研究了 CaO-MgO-Al₂O₃ 体系中的化合物,发现了 2 种新型富铝 CA₆ 磁铅石结构相 C₂M₂A₁₄ 和 CM₂A₈。由图 1 所示 CaO-MgO-Al₂O₃ 三元相图可知,CMA 材料是由 CA₆ 和 MA 在高温下通过固相反应合成。当 Mg²⁺进入 CA₆ 晶格时,CA₆ 磁铅石结构不会改变,镁元素存在于结构中的镁铝尖晶石基团中。Li 等^[26]进一步研究发现了 CMA 相由 2 类结构单元组成,即 M(CA₆, 磁铅石单元)和 S(MA, 尖晶石单元)。其中,C₂M₂A₁₄ 的堆积模式为(M₂S)_n,而 CM₂A₈ 的堆积模式为(MS)_n。CA₆ 具有磁铅石结构,其晶体呈片状。镁铝尖晶石则属于立方结构,晶体呈现八面体形态,这种规则的共生结构使得 CMA 材料在保持长程有序的同时,其 c 轴晶格参数显著大于传统的简单氧化物,(C₂M₂A₁₄: c≈31.3 Å; CM₂A₈: c≈79.8 Å)(图 2),这从根本上决定了其晶粒通常呈现六方板状或菱形的典型形貌^[34](图 3)。

1.2 物化性能与结构的关联

独特的磁铅石杂化结构直接决定了 CMA 材料一系列优异的物理化学性能,其与氧化铝、氧化镁、尖晶石部分关键性能指标对比见表 1。

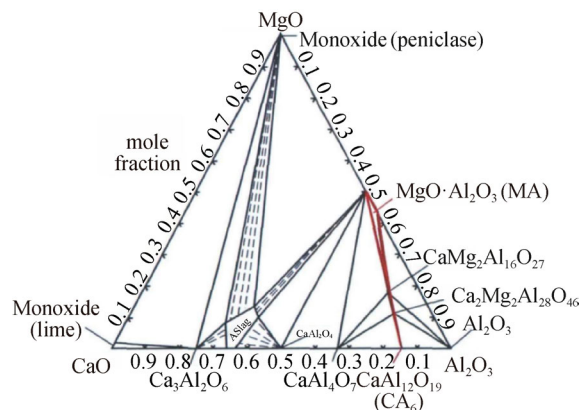


图 1 CaO-MgO-Al₂O₃ 三元相图^[31]

Fig. 1 CaO-MgO-Al₂O₃ phase diagram^[31]

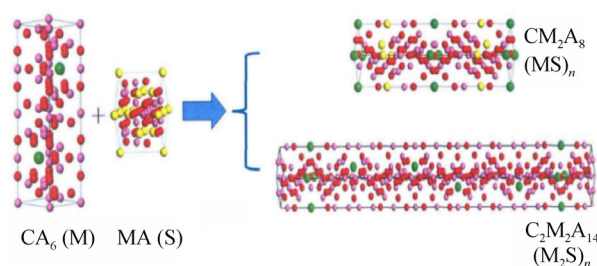


图 2 CMA 材料的晶体结构^[35]

Fig. 2 Crystal structure of CMA material^[35]

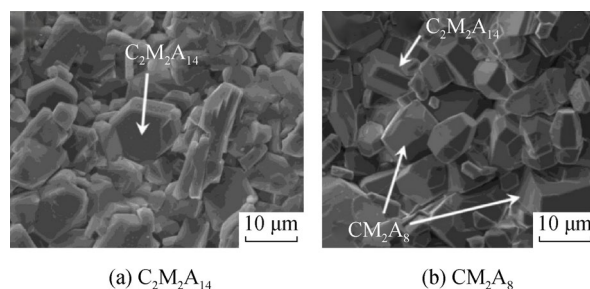


图 3 1750 °C 热处理后试样的 SEM 照片^[34]

Fig. 3 SEM images of the sample after heat treatment at 1750 °C^[34]

1) 高熔点与热力学稳定性: CMA 材料的熔点为 1800 °C^[32]。其高热力学稳定性源于强大的 Al—O 化学键以及稳定的晶体框架。磁铅石单元和尖晶石单元都是已知的高温稳定相,它们的复合进一步增强了整体的稳定性。从热力学角度,CMA 在高温下与许多熔融金属和渣的反应吉布斯自由能变为正值,表明其反应趋势很小^[35]。

2) 优异的热震稳定性:材料抗热震性的关键在于低的热膨胀系数(CTE)和高的断裂韧性。CMA 材料的热膨胀系数(8.5~9.5×10⁻⁶/K)^[26]介于尖晶石和刚玉之间,且各向同性较好。更重要的是,其内部的层状界面可以有效地偏转、分支和吸收裂纹扩展

表 1 CMA 材料与相关氧化物的关键性能对比
Table 1 Comparison of key properties between CMA materials and related oxides

Sample	Melting point/℃	Thermal expansion $\times 10^{-6}/\text{K}^{-1}$	Thermal conductivity $/(W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1})$	Hardness/GPa
C ₂ M ₂ A ₁₄	1800	8.9	21–23	13
CM ₂ A ₈	1800	9.2	18–20	12
Al ₂ O ₃	2050	8.8	30	20
MgO	2850	13.5	48	6
MgAl ₂ O ₄	2135	7.6	15	15

的能量，从而显著提高其抗热震损伤能力。这与脆性的直接键合氧化物(如纯 Al₂O₃ 或 MgO)形成鲜明对比。

3) 良好的抗侵蚀性：CMA 的抗侵蚀性体现在 2 方面：一方面，其高化学稳定性使其不易被酸性或碱性熔渣直接溶解；另一方面，当与熔渣接触时，CMA 中的 CaO 组分可以优先与渣中的酸性组分(如 SiO₂)反应，在材料表面形成一层高黏度的钙铝硅酸盐层，这层致密的阻挡层能有效抑制熔渣的进一步渗透。研究表明，CMA 材料对高碱度渣的抗侵蚀性优于传统的镁铝尖晶石材料[27,36–38]。

然而，上述性能优势的充分发挥并非无条件。抗热震性所依赖的裂纹偏转机制，其有效性高度依赖于晶粒的形貌、尺寸、取向及其与基体的结合强度。同样，抗侵蚀性所形成的保护层，其致密性和

化学稳定性强烈依赖于熔渣的具体成分和温度，这表明 CMA 的性能表现具有显著的场景依赖性，而非普适的绝对优势。

1.3 各向异性生长的热力学机制

CMA 材料在常压烧结下难以致密化的根本原因，在于其晶粒强烈的各向异性生长倾向。Liu 等[39]通过第一性原理计算研究从本质上揭示了这一倾向的热力学根源：Al³⁺部分取代 Mg²⁺后，体系能量降低(图 4)。在晶体发育时会优先发育(001)面且导致(001)晶面的表面能显著低于其他晶面[如(100)面](图 5)。根据晶体生长的 Wulff 定理，晶体在生长过程中将倾向于暴露表面能最低的面，从而热力学上自发地驱动晶粒沿平行于(001)面的方向(即 *ab* 面)快速扩展，形成板片状或片状形貌。

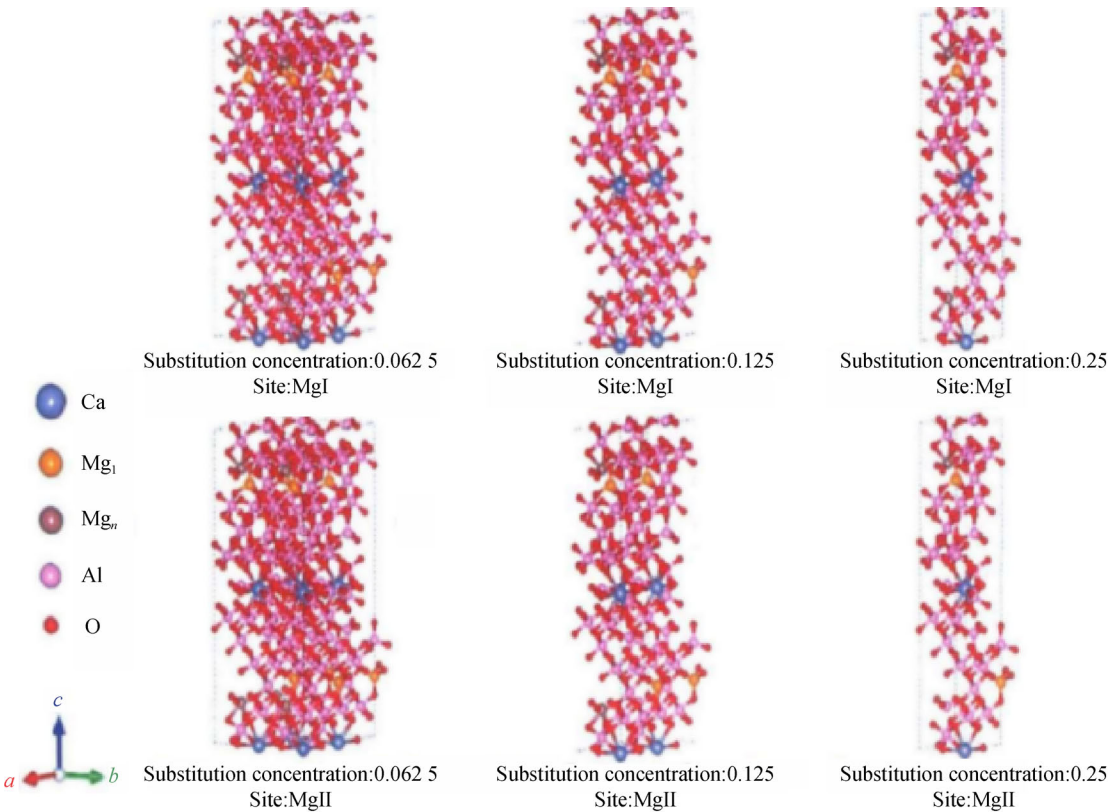


图 4 Al³⁺取代 Mg²⁺后的晶体的相应构型[39]
Fig. 4 Corresponding configuration of the crystal after Al³⁺replaces Mg²⁺[39]

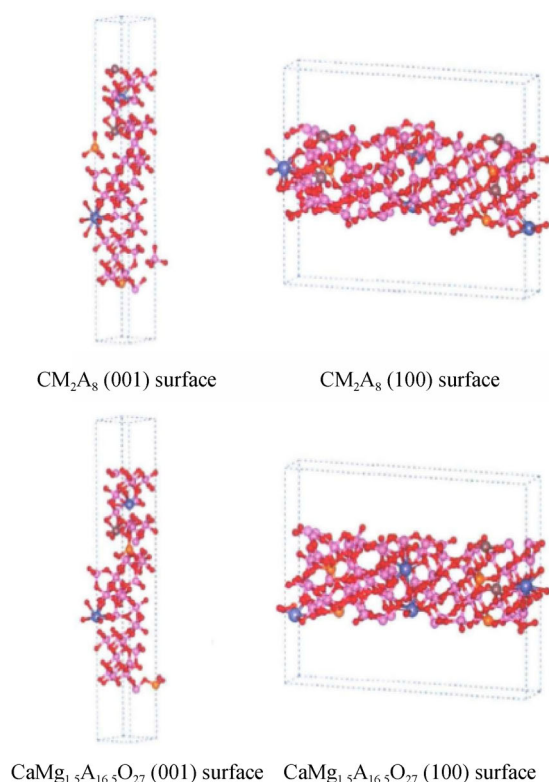


图 5 不同表面结构的纯 CM₂A₈ 和 CM_{1.5}A_{8.25}^[39]
Fig. 5 Pure CM₂A₈ and CM_{1.5}A_{8.25} with different surface structures^[39]

在烧结过程中, 这种各向异性生长带来了不利影响: 片状晶粒在烧结早期即相互接触、搭接, 迅速形成一个刚性、多孔的网状骨架。这个骨架过早地锁定了气孔, 使得后期致密化所必需的、通过晶界扩散进行的物质传输变得极其困难。气孔被封闭在晶粒搭接形成的三角区域或板片之间, 难以通过体积扩散排除, 导致烧结过程在达到高密度前即被冻结。Luo 等^[36]对烧结动力学的分析也证实, 在高温烧结末期, 晶界扩散虽是主导机制, 但各向异性生长显著限制了其效率。

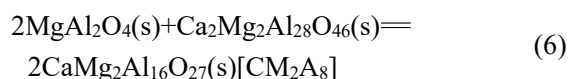
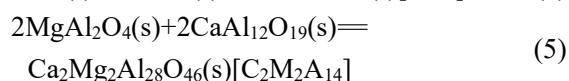
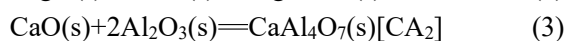
2 CMA 材料的合成机理

CMA 材料的合成本质上是其独特晶体结构的构建过程, 即 CA₆ 与 MA 单元的高温固溶。大量研究表明, 该过程遵循一个受温度驱动的固溶反应基本规律, 但在高纯模型体系和含杂质的实际应用体系中, 其具体路径和动力学行为有所不同。

2.1 高纯体系中的分步固溶反应机制

在采用高纯氧化物原料的模型体系中, CMA 相的生成路径清晰, 呈现出明确的分步固溶反应特征。该过程的微观机制普遍认为遵循二维成核

理论^[9,11,27,40]: 即 MA 在 CA₆ 的(0001)晶面形成二维晶核, 并为原子沉积提供生长台阶。当温度达到特定点时, MA 的结晶界面获得显著的生长驱动力, 导致 MA 层开始与 CA₆ 基体融合形成六方厚片状 C₂M₂A₁₄ 形成和生长机制示意图如图 6。Chen 等^[41]等根据化学计量配比进行反应烧结以合成 CM₂A₈, 在不同温度下(1550、1650、1700 °C 和 1750 °C)研究了 CM₂A₈ 的合成过程。在合成过程中, MA 和 CA₆ 首先形成并共同生长; 在 1650 °C 时, 它们发生固溶反应形成 C₂M₂A₁₄。随着温度持续升高, 固溶反应继续进行, CA₆、C₂M₂A₁₄ 和 MA 逐渐消失; 在 1750 °C 时, 高纯度 CM₂A₈ 形成。反应遵循路线 CA₆→C₂M₂A₁₄→CM₂A₈, 反应式如式(1)~式(6)所示:



罗琼^[42]在合成 C₂M₂A₁₄ 过程中对其高温烧结动力学的研究也证实了这一理论, 并提出在合成 C₂M₂A₁₄ 高温烧结末期($T > 1700$ °C), C₂M₂A₁₄ 晶粒优先沿 *a* 轴方向生长, C₂M₂A₁₄ 材料的致密化机制以晶界扩散为主导; 晶界迁移是烧结末期晶粒生长的主要控制机制, 但随着晶粒尺寸的增加和晶界数量的降低, 晶格扩散(体扩散)也是烧结末期晶粒长大(特别是沿 *c* 轴方向)的重要影响机制。

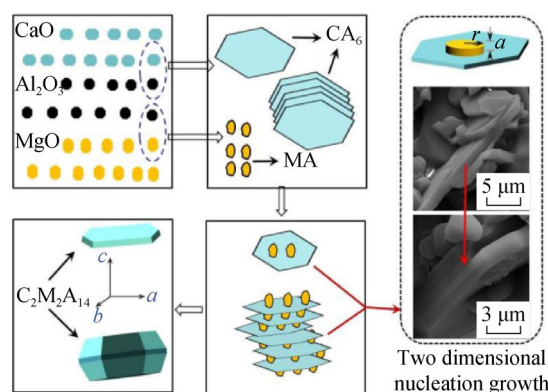


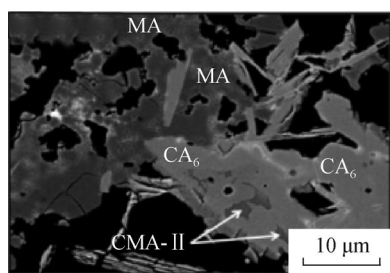
图 6 C₂M₂A₁₄ 形成和生长机制示意图^[42]

Fig. 6 Schematic diagram of the formation and growth mechanism of C₂M₂A₁₄^[42]

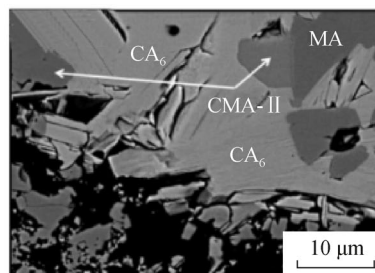
2.2 应用体系中的液相参与与反应-分解路径

在实际的耐火材料应用环境中(如含有 SiO₂、

Na_2O 等杂质的浇注料), CMA 相的形成机制可能更为复杂。研究表明, 液相的参与扮演了关键角色, 其路径可称为反应-分解机制。Sako 等^[25]在高铝浇注料中添加原位生成或预合成尖晶石, 对尖晶石和 CA_6 的形成研究中发现: 当温度超过 1200°C 时, CM_2A_8 是由 MA 和 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--CaO--Na}_2\text{O--SiO}_2$ 液相的相互作用产生。将温度从 1300°C 升至 1500°C 时, CM_2A_8 相分解, 首先形成尖晶石和 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$, $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 最终分解生成 CA_6 和次生尖晶石。这些高度分散、活性高的新生态 CA_6 和 MA 单元, 为 CMA



(a) Microstructure of *in-situ* generated spinel



(b) Microstructure of preformed spinel

CMA-II is $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$.

图 7 添加原位生成尖晶石(*in situ*)和预合成尖晶石(PRE-FORMED)浇注料在 1500°C 烧结 5 h 后的微观结构
Fig. 7 Microstructure of *in-situ* generated spinel and pre formed spinel castables sintered at 1500°C for 5 h

综上所述, CMA 材料的形成机理核心在于 CA_6 与 MA 单元的高温固溶。在高纯理想体系中, 此过程表现为直接、分步的固溶反应。而在复杂的实际体系中, 杂质导致的液相会先与原料反应生成中间化合物, 再经分解提供高活性的反应单元, 间接促进 CMA 相的生成。理解这 2 种相辅相成的机制, 对于通过精确控制成分、温度和气氛来调控 CMA 材料的合成、优化其微观结构具有至关重要的指导意义。

3 CMA 材料的应用

鉴于完全消除 CMA 的各向异性生长成本高昂且可能损害其性能, 更实际的策略是针对不同的应用场景, 采取差异化的材料设计理念, 实现从克服缺点到利用特点的转变。本文提出了 CMA 材料应用的主张: 在需致密的场景设法抑制各向异性; 在可接受或需要多孔的场景, 则主动利用其板片状形貌或转化其分解行为。

3.1 高端致密化定形制品

3.1.1 热压烧结 通过外部单轴压力在高温下直接抑制晶粒的横向过度生长, 促进颗粒重排、塑性流动与晶界滑动。Li 等^[26-27]通过热压烧结技术(常压烧结 1750°C +热压烧结 1750°C)(图 8)成功制备了高纯度(>97%)的 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 和 CM_2A_8 陶瓷, 其微观结

相的最终形成提供了理想的前驱体, 并通过类似的固溶反应在局部区域形成 CMA 相。在图 7 添加原位生成和预合成尖晶石的高铝浇注料在 1500°C 烧结 5 h 后微观结构图表明, 即使经过 5 h 的持续作用, 仍存在部分反应产物 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 的存在。其 CA_6 生成路线与 De Aza 等^[10]的研究一致, 即 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 是生成 CA_6 过程中的过渡相。反应遵循路线 ($\text{CM}_2\text{A}_8 \rightarrow \text{MA} + \text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14} + \text{liquid}$) 和 ($\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14} \rightarrow \text{MA} + \text{CA}_6 + \text{Liquid}$)。Wang 等^[43]和 Long 等^[44]的研究也证实了这一点。

构致密且孔隙较少, 晶粒尺寸约为几十微米, 显气孔率 <0.2%, 并给出了 CMA 材料部分物理性能指标: CM_2A_8 和 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 陶瓷的平均堆积密度分别为 3.66 g/cm^3 和 3.71 g/cm^3 。 CM_2A_8 和 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 陶瓷在 $50\sim 1400^\circ\text{C}$ 温度范围内的热膨胀系数分别为 $9.24 \times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ 和 $8.92 \times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ 。 CM_2A_8 陶瓷的弯曲强度为 248 MPa , 断裂韧性为 $2.17\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 维氏硬度为 12.26 GPa ; 而 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 陶瓷的对应参数分别为 262 MPa 、 $2.23\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 和 12.95 GPa 。然而, 热压烧结成本高、生产效率低下, 难以满足大规模工业应用。它主要服务于材料本征性能的基础研究。

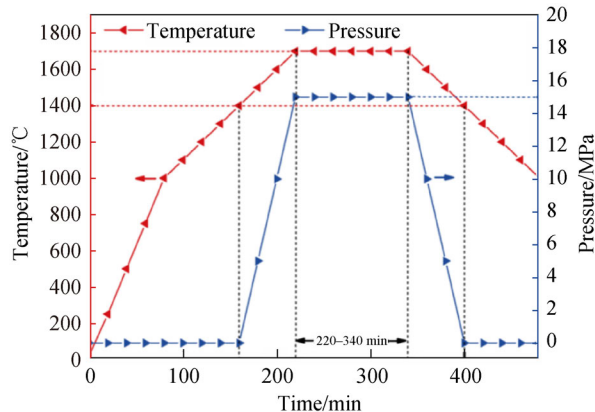


图 8 热压烧结工艺示意图^[26]

Fig. 8 Schematic diagram of hot pressing sintering process^[26]

3.1.2 添加剂工程 添加剂工程作为目前最具潜力和研究深度的实用化方向,其核心思想是通过引入微量添加剂,改变晶界能、表面能或离子扩散动力学,从而调控晶粒生长形貌,促进致密化。例如,罗琼等^[36-37]发现,添加 3%(质量分数)的 MnO 时,可通过形成 $(\text{Mg,Mn})\text{Al}_2\text{O}_4$ 尖晶石并引发晶格畸变,驱动晶粒形貌从板片状向等轴状转变,减少了有害搭接,从而将 $1700\text{ }^\circ\text{C}$ 烧结后的显气孔率从 32.5% 显著降低至 8.4%。

刘云等^[30]发现,引入 1% Fe_2O_3 后, $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 晶体生长由原来(1,1,15)晶面择优取向向六方板状转变为(119)晶面择优取向的菱面体; Fe^{3+} 置换了 MgAl_2O_4 中一部分 Al^{3+} ,生成 $\text{Mg}(\text{FeAl})\text{O}_4$,有利于磁铅石型 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 晶体沿着 c 轴的方向生长,这 2 个因素共同促进了试样的致密化进程,经 $1780\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 3 h 煅烧制备的 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ (1% Fe_2O_3) 试样,显气孔率为 12.5%、吸水率为 3.9%、体积密度为 3.20 g/cm^3 ,并非所有添加剂都有益。研究表明,使用 TiO_2 添加剂时, Ti^{4+} 会优先进入 CA_6 结构块,与 Al^{3+} 发生不等价置换,产生缺陷的同时反而抑制了 Mg^{2+} 向 CA_6 中的固溶过程,阻碍了 CMA 相的生成,因此,对致密化不利^[37-38]。

添加剂工程是一把双刃剑。虽然 MnO 、 Fe_2O_3 等在促进致密化方面效果显著,但这些外来离子的引入可能带来潜在的长周期性能风险。例如,在长期高温服役或特定气氛(如弱还原气氛)下,它们可能形成低共熔相,降低高温蠕变性能,或引发额外的相变,影响材料的结构稳定性。因此,添加剂的选择和应用是一个需要综合考虑烧结性能与服役可靠性的精细权衡。

3.2 CMA 作为复相原料、增强相与功能组元

3.2.1 电熔法制备 CMA 复相材料 段大福等^[45]通过采用电熔方法,确定了冶炼温度、冶炼时间和冷却制度等关键工艺参数,在超过 $2000\text{ }^\circ\text{C}$ 的高温下将原料熔化后快速冷却,制备了以 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 为主晶相,MA 和 CA_6 为次晶相,体积致密部分密度可达到 3.50 g/cm^3 的 CMA 复相材料。高温熔体状态彻底破坏了原有的晶体结构,而快速冷却则在一定程度上抑制了各向异性晶粒的充分生长,从而获得了相对致密的结构。此路径的局限性在于:能耗巨大,成分均匀性控制难度高,且产物本质上是 CMA-MA- CA_6 复相材料,其性能是各相复合作用的结果,与单一 CMA 相的目标性能存在差异,它更适用于制备特定成分的 CMA 基复相原料^[46]。

3.2.2 不定型材料中作为增强相 Yin 等^[47]将骨料中 CA_2 与引入的片状刚玉(Al_2O_3)反应,原位生成大量板片状的 CA_6 相,这些原位生成的 CA_6 及其与基质中其他组分形成的 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 等高熔点相,在材料内部及与熔渣界面处构建起一个交织互锁的致密屏障层,该屏障层不仅通过裂纹偏转、桥联机制强化了材料,拥有更好的抗熔渣渗透与侵蚀能力。Klaus 等^[48]在研究了含尖晶石的高铝浇注料在热处理过程中的相演变,发现 CMA 相($\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$)在 $1400\text{ }^\circ\text{C}$ 以上开始优先生长为板片状晶体。最关键的是,这些板片状 CMA 晶体并非孤立存在于基质中,而是主动生长进入相邻的刚玉骨料内部,形成了骨料与基质在微观尺度上的机械互锁结构,其高温抗折强度远超不含尖晶石的纯铝酸钙水泥结合浇注料。

3.2.3 材料轻量化的功能组元 胡越^[49]和 Yin 等^[50]的研究为 CMA 的应用提供了全新思路:在镁质或刚玉-尖晶石耐火材料中引入 $\text{C}_2\text{M}_2\text{A}_{14}$ 原料,利用其在烧成过程中与方镁石或刚玉反应发生分解,通过 Kirkendall 效应形成孔洞,成功实现了材料的轻量化,并且微孔不仅降低热导率,还能钝化裂纹、缓冲热应力,综合提升抗热震与抗渗透性。其中,Yin 等^[50]通过将 Al_2O_3 包裹 CaCO_3 微球颗粒引入原料中,采用原位分解成孔法结合 Kirkendall 效应制备了轻质尖晶石-刚玉耐火材料(图 9)。表明 CMA 相的原位分解与反应同样可以作为一种有效的材料设计策略。通过引入或生成适量的 CMA 物相,能够在基体中构建有益的多孔结构或生成新的增强相,从而实现传统致密材料难以达到的轻量化和性能优化。

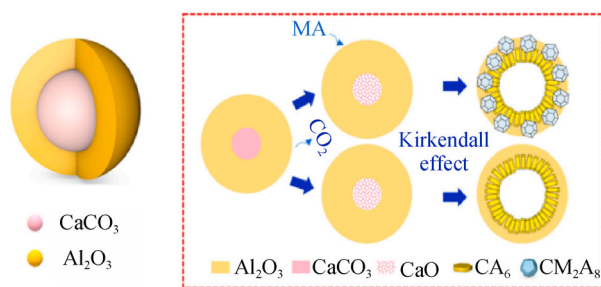


图 9 Al_2O_3 包裹 CaCO_3 样品内部孔隙形成图^[50]

Fig. 9 Formation diagram of internal pores in Al_2O_3 -coated CaCO_3 samples^[50]

3.3 抗侵蚀性能的界面反应机制

CMA 的抗侵蚀性并非万能,其“选择性”根源在于界面微观机制。刘云松^[35]采用工业原料(CaCO_3 、轻烧镁砂、 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$)通过优化固相烧结工艺,将

$C_2M_2A_{14}$ 材料的显气孔率控制在 11.7%，并展示了其在熔炼镍基高温合金时优于传统 Al_2O_3 、 MgO 坩埚的抗侵蚀性能(图 10)，这使得熔炼出的合金锭具有较高的纯度。

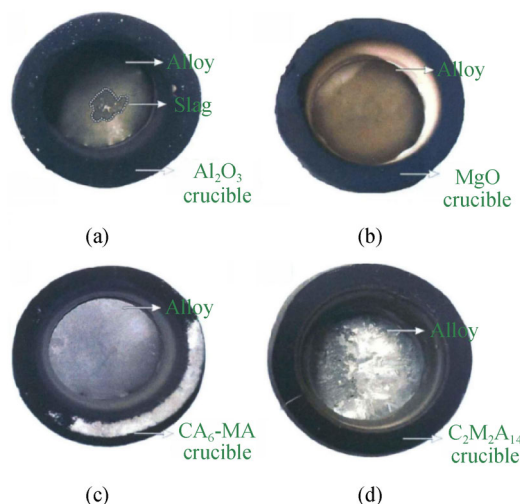


图 10 GH4169 高温合金锭在 4 种坩埚内凝固后宏观图像 (a) Al_2O_3 坩埚 (b) MgO 坩埚 (c) CA_6-MA 坩埚 (d) $C_2M_2A_{14}$ 坩埚^[35]

Fig. 10 Macroscopic images of GH4169 high-temperature alloy ingot after solidification in four crucibles (a) Al_2O_3 crucible (b) MgO crucible (c) CA_6-MA crucible (d) $C_2M_2A_{14}$ crucible^[35]

在抗碱蒸气和水蒸气腐蚀测试中， $C_2M_2A_{14}$ 结合相表现出了卓越性能： $C_2M_2A_{14}$ 相本身具有良好的化学惰性，且其与 CA_6 形成的致密互锁结构能有效阻滞腐蚀介质的渗透与反应^[42,48,51]。Chen 等^[41]的对比研究极具说服力： CM_2A_8 与高碱度 LF 精炼渣作用时，界面发生剧烈的 Ca^{2+} 交换，生成连续致密的 $CaAl_2O_4(CA_2)$ 层，构成坚固的物理屏障；同时，反应释放的 Al^{3+} 、 Mg^{2+} 进入渣中，提高了渣的黏度，形成动力学屏障，双重作用有效阻隔了侵蚀。然而，面对低碱度 RH 精炼渣，界面难以形成连续的保护层，渣的渗透和侵蚀加剧。CMA 材料的成功应用，必须建立在对服役环境(渣系成分、气氛、温度)的精准匹配之上，其性能优势是特定界面反应动力学的产物。

综上所述，CMA 材料在实际应用中需扬长避短。它的优势为：高熔点、优异抗热震性、良好的抗碱侵蚀和抗 LF 渣侵蚀能力、环境友好。劣势为：烧结致密化困难、对某些低碱度渣的抗性相对较弱、高纯合成成本高。

3.4 CMA 材料的应用选择

CMA 材料的应用需建立在对自身特性(优势与劣势)和服役需求的清晰认知上，采取针对性的适配策略(表 2)。

表 2 CMA 材料应用适配策略表

Table 2 CMA Material Application Adaptation Strategy Table

Requirement	Key technology	Property
High density and high strength (Such as high-end crucibles)	Additive engineering (Such as MnO) combined with optimized sintering	Low porosity, high strength
Excellent thermal shock resistance and spalling resistance (Such as for monolithic furnace linings)	Introduce CMA clinker as aggregate/matrix into castable	High strength, good thermal shock resistance
Lightweight, heat insulation	Introducing CMA to provide pore-forming functionality	Low density, low thermal conductivity, good thermal shock resistance
Resistance to specific slag erosion	Select or design CMA multiphase materials based on slag system alkalinity	Targeted excellent erosion resistance

4 结论与展望

本文系统阐述了 CMA 复合氧化物材料在晶体结构、性能、合成与应用方面的研究进展，发现其独特的磁铅石/尖晶石共生结构是赋予其优异综合性能的根本原因，使其成为极具潜力的新一代耐火材料。通过热压烧结、添加剂改性等策略，能够有效缓解其烧结过程中的各向异性生长难题，实现材料的致密化。在高温合金熔炼、精炼渣线等应用环境中，CMA 材料已展现出优于传统氧化物的潜力，其性能发挥关键在于与侵蚀介质相互作用形成的界

面层特性。尤其值得注意的是，将其作为增强相用于不定型材料，或作为功能组元用于设计轻量化复相材料，实现了材料轻量化与性能提升，为其应用开辟了新颖且富有潜力的方向。

然而，CMA 材料从实验室走向大规模工业应用仍面临挑战，包括对各向异性生长机制的深层理解不足、烧结动力学与性能的定量关联尚未建立、低成本规模化制备技术有待突破等。

基于此，提出了以下研究方向：

1) 深化基础机理研究：结合第一性原理计算、相场模拟与原位高温实验技术(如高温 X 射线衍射、

环境扫描电子显微镜),揭示CMA的晶界迁移、阳离子扩散及各向异性生长动力学,为晶粒形貌调控提供理论指导。

2) 拓展不定形耐火材料应用:将研究重点从定形制品部分转向CMA基不定形耐火材料(浇注料、喷涂料)。系统研究CMA板片状晶粒在基质中的分布、取向及其对材料施工性能、烧结后力学性能与抗剥落性的影响规律。

3) 探索新型复合体系与应用场景:研究CMA与非氧化物(如SiC、BN)或其他氧化物(如ZrO₂)的复合,探索协同增强效应。评估其在氢冶金、垃圾焚烧等新兴苛刻环境中的适用性与耐久性。

通过材料设计、制备工艺和应用研究三者的深度融合,CMA材料有望在高温工业绿色转型中发挥关键作用,成为环境友好型高性能耐火材料的代表。

参考文献:

- [1] 李红霞. 经济下行时中国耐火材料行业发展的思考[J]. 耐火材料, 2012, 46(5): 321–324.
- [2] 曾大凡. 新时代中国耐火材料行业发展新趋势[J]. 耐火材料, 2019, 53(5): 321–329.
- [3] 王战民, 曹喜营, 吴吉光, 等. 钢铁工业用耐火材料新技术进展[J]. 耐火材料, 2023, 57(5): 377–385.
- [4] 钱凡, 李红霞, 郭海荣, 等. 耐火材料的抗碱侵蚀性研究进展[J]. 材料导报, 2024, 38(11): 66–77.
- [5] WANG Y F, ZHANG J L, WANG C, et al. The corrosion behavior of Al₂O₃-SiO₂ refractory in reducing atmosphere[J]. Ceram Int, 2024, 50(23): 51550–51559.
- [6] GANESH I. A review on magnesium aluminate (MgAl₂O₄) spinel: Synthesis, processing and applications[J]. Int Mater Rev, 2013, 58(2): 63–112.
- [7] JIN W, DU H, ZHENG S L, et al. Electrochemical processes for the environmental remediation of toxic Cr(VI): A review[J]. Electrochim Acta, 2016, 191: 1044–1055.
- [8] 陈希来, 李亚伟, 徐国涛, 等. RH 炉浸渍管用镁铬砖的损毁行为分析[J]. 硅酸盐通报, 2011, 30(5): 1160–1163.
- [9] GÖBBELS M, WOERMANN E, JUNG J. The Al-rich part of the system CaO-Al₂O₃-MgO part I. phase relationships[J]. J Solid State Chem, 1995, 120(2): 358–363.
- [10] DE AZA A H, IGLESIA S J E, PENA P, et al. Ternary system Al₂O₃: MgO:CaO: Part II, phase relationships in the subsystem Al₂O₃: MgAl₂O₄: CaAl₄O₇[J]. J Am Ceram Soc, 2000, 83(4): 919–927.
- [11] Iyi N, Göbbels M, Matsui Y. The Al-Rich part of the system CaO-Al₂O₃-MgO: Part II. structure refinement of two new magnetoplumbite-related phases[J]. J Solid State Chem, 1995, 120(2): 364–371.
- [12] DE LA IGLESIA P G, GARCÍA-MORENO O, TORRECILLAS R, et al. Influence of different parameters on calcium hexaluminate reaction sintering by spark plasma[J]. Ceram Int, 2012, 38(7): 5325–5332.
- [13] PARK J G, CORMACK A N. Potential models for multicomponent oxides: Hexa-aluminates[J]. Philos Mag B, 1996, 73(1): 21–31.
- [14] YI S, HUANG Z H, HUANG J T, et al. Novel calcium hexaluminate/spinel-alumina composites with graded microstructures and mechanical properties[J]. Sci Rep, 2014, 4: 4333.
- [15] CHEN J H, CHEN H Y, MI W J, et al. Substitution of Ba for Ca in the structure of CaAl₁₂O₁₉[J]. J Am Ceram Soc, 2017, 100(1): 413–418.
- [16] UTSUNOMIYA A, TANAKA K, MORIKAWA H, et al. Structure refinement of CaO-6Al₂O₃[J]. J Solid State Chem, 1988, 75(1): 197–200.
- [17] GANESH I, BHATTACHARJEE S, SAHA B P, et al. An efficient MgAl₂O₄ spinel additive for improved slag erosion and penetration resistance of high-Al₂O₃ and MgO-C refractories[J]. Ceram Int, 2002, 28(3): 245–253.
- [18] BAUDIN C, MARTÍNEZ R, PENA P. High-temperature mechanical behavior of stoichiometric magnesium spinel[J]. J Am Ceram Soc, 1995, 78(7): 1857–1862.
- [19] BRAULIO M A L, RIGAUD M, BUHR A, et al. Spinel-containing alumina-based refractory castables[J]. Ceram Int, 2011, 37(6): 1705–1724.
- [20] KO Y C. Influence of the characteristics of spinels on the slag resistance of Al₂O₃-MgO and Al₂O₃-spinel castables[J]. J Am Ceram Soc, 2000, 83(9): 2333–2335.
- [21] SARPOOLAKY H, AHARI K G, LEE W E. Influence of *in situ* phase formation on microstructural evolution and properties of castable refractories[J]. Ceram Int, 2002, 28(5): 487–493.
- [22] SAKO E Y, BRAULIO M A L, BRANT P O, et al. The impact of pre-formed and in situ spinel formation on the physical properties of cement-bonded high alumina refractory castables[J]. Ceram Int, 2010, 36(7): 2079–2085.
- [23] KO Y C. Role of spinel composition in the slag resistance of Al₂O₃-spinel and Al₂O₃-MgO castables[J]. Ceram Int, 2002, 28(7): 805–810.
- [24] DE AZA A H, PENA P, RODRIGUEZ M A, et al. New spinel-containing refractory cements[J]. J Eur Ceram Soc, 2003, 23(5): 737–744.
- [25] SAKO E Y, BRAULIO M A L, ZINNGREBE E, et al. In-depth microstructural evolution analyses of cement-bonded spinel refractory castables: Novel insights regarding spinel and CA6 formation[J]. J Am Ceram Soc, 2012, 95(5): 1732–1740.
- [26] LI B, LI G Q, CHEN H Y, et al. Physical and mechanical properties of hot-press sintering ternary CM₂A₈ (CaMg₂Al₁₆O₂₇) and C₂M₂A₁₄ (Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆) ceramics[J]. J Adv Ceram, 2018, 7(3): 229–236.
- [27] LI B, CHEN H Y, CHEN J H, et al. Preparation, growth mechanism and slag resistance behavior of ternary Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ (C₂M₂A₁₄)[J]. Int J Appl Ceram Technol, 2019, 16(3): 1126–1137.
- [28] WANG B, LIN H, XU J, et al. CaMg₂Al₁₆O₂₇: Mn⁴⁺-based red phosphor: A potential color converter for high-powered warm W-LED[J]. ACS Appl Mater Interfaces, 2014, 6(24): 22905–22913.
- [29] XU L, CHEN M, YIN X L, et al. Effect of TiO₂ addition on the sintering densification and mechanical properties of MgAl₂O₄-CaAl₄O₇-CaAl₁₂O₁₉ composite[J]. Ceram Int, 2016, 42(8): 9844–9850.
- [30] 刘云, 尹洪峰, 汤云, 等. Fe₂O₃对Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆相组成与结构及其致密化进程的影响[J]. 硅酸盐学报, 2023, 51(6): 1499–1509.
- [31] LIU Yun, YIN Hongfeng, TANG Yun, et al. J Chin Ceram Soc, 2023, 51(6): 1499–1509.
- [31] DE AZA A H, PENA P, DE AZA S. Ternary system Al₂O₃-MgO-CaO-I, primary phase field of crystallization of spinel in the subsystem

- MgAl₂O₄-CaAl₄O₇-CaO-MgO[J]. J Am Ceram Soc, 1999, 82(8): 2193–2203.
- [32] DE AZA A H, IGLESIAS J E, PENA P, et al. Ternary system Al₂O₃: MgO: CaO: Part II, phase relationships in the subsystem Al₂O₃: MgAl₂O₄: CaAl₄O₇[J]. J Am Ceram Soc, 2000, 83(4): 919–927.
- [33] LONG B, XU G Y, LI Y, et al. Fracture behavior and microstructure analysis of Al₂O₃-MgO-CaO castables for steel-ladle purging plugs[J]. Int J Miner Metall Mater, 2016, 23(11): 1333–1339.
- [34] 罗琼, 顾华志, 黄奥, 等. 二步法合成 Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ 和 CaMg₂Al₁₆O₂₇ 材料的性能研究[C]//2019 年全国耐火原料学术交流会论文集. 天津, 2019: 74–79.
- [35] 刘云松. CaO-MgO-Al₂O₃ 材料可控制备及与高温合金界面作用机制[D]. 北京: 北京科技大学, 2024.
- LIU Y S. Controlled preparation of CaO-MgO-Al₂O₃ materials and their interfacial interaction mechanisms with high-temperature alloys[D]. Beijing: Beijing University of Science and Technology, 2024.
- [36] LUO Q, GU H Z, FANG Y N, et al. Enhancement of the densification and thermal properties of Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ ceramic by MnO addition[J]. Ceram Int, 2020, 46(11): 18734–18741.
- [37] 罗琼, 顾华志, 黄奥, 等. MnO 对 Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ 材料结构和性能的影响[J]. 硅酸盐学报, 2019, 47(5): 679–684.
- LUO Qiong, GU Huazhi, HUANG Ao, et al. J Chin Ceram Soc, 2019, 47(5): 679–684.
- [38] 顾华志. CaO-MgO-Al₂O₃ 系耐火材料的研究进展[J]. 武汉科技大学学报, 2025, 48(5): 327–342.
- GU H Z. Research progress of CaO-MgO-Al₂O₃ system refractories[J]. Journal of Wuhan University of Science and Technology, 2025, 48(5): 327–342.
- [39] LIU Y S, GUO C Y, GAO Y Y, et al. Preparation of platelet CaMg₂Al₁₆O₂₇(CM₂A₈) grains via adjusting MgO and Al₂O₃ contents[J]. Ceram Int, 2023, 49(16): 27657–27661.
- [40] 夏忠锋, 王周福, 王玺堂, 等. 刚玉-尖晶石浇注料基质的物相及结构演变过程[J]. 耐火材料, 2016, 50(6): 440–443.
- XIA Zhongfeng, WANG Zhoufu, WANG Xitang, et al. Refractories, 2016, 50(6): 440–443.
- [41] CHEN J H, CHEN H Y, MI W J, et al. Synthesis of CaO·2MgO·8Al₂O₃ (CM₂A₈) and its slag resistance mechanism[J]. J Eur Ceram Soc, 2017, 37(4): 1799–1804.
- [42] 罗琼. Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ 的合成及其增强 CA₆ 质耐火材料抗气体侵蚀性能研究[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2020.
- LUO Qiong. Synthesis of Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ and enhancing gas corrosion resistance of CA₆ based refractories[D]. Wuhan: Wuhan University of Science and Technology, 2020.
- [43] WANG F, CHEN P G, LI X C, et al. Effect of micro-spinel powders addition on the microstructure and properties of alumina refractory castables[J]. Ceram Int, 2019, 45(3): 2989–2999.
- [44] LONG B, XU G Y, ANDREAS B. Microstructure and physical properties of steel-ladle purging plug refractory materials[J]. Int J Miner Metall Mater, 2017, 24(2): 186–193.
- [45] 段大福, 陈俊红, 李师程, 等. 电熔法合成致密 AMC 复相材料[C]//2021 年全国耐火原料学术交流会论文集. 重庆, 2021: 30–36.
- [46] 陈俊红, 盛开勋, 杨强, 等. Al₂O₃-MgO-CaO(amc) 复相原料的研究与制备[C]//2021 年全国耐火原料学术交流会论文集. 重庆, 2021: 12–16.
- [47] YIN H F, LIU Y, LIU Y C, et al. Effect of aggregates on microstructures and properties of spinel-corundum-calcium aluminate refractories[J]. Ceram Int, 2025, 51(28): 58724–58732.
- [48] KLAUS S, BUHR A, SCHUSTEREDER M. Formation of Hexa-Aluminate Solid Solution Phases in Spinel Containing Castables-Mineralogical Investigations in the System CaO-Al₂O₃-MgO[C]//62nd International Colloquium on Refractories. Aachen, Germany 2019.
- [49] 胡越. Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ 加入对水泥窑高温带工作衬耐火材料结构和性能影响[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2024.
- HU Yue. Effect of Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ addition on microstructure and properties of refractories for the working lining of the high temperature zone of cement kiln[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2024.
- [50] YIN H F, LIU Y C, TANG Y, et al. Effect of Al₂O₃@CaCO₃ spherical particles on microstructures, phase compositions and performances of lightweight MA spinel-corundum refractories[J]. Ceram Int, 2021, 47(22): 31548–31554.
- [51] LUO Q, CHEN D, JU M Q, et al. Alkali and water-vapor corrosion resistances of *in-situ* Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ (C₂M₂A₁₄)-bonded CaAl₁₂O₁₉ (CA₆)-based refractories[J]. Ceram Int, 2025, 51(30): 66055–66066.

作者贡献声明:

古晨伟: 论文构思、设计研究方法和实验方案、绘制图表、撰写初稿
王战民: 监督指导、审阅与修订
陈 卢: 提供资源、监督指导、审阅与修订

Structure, Properties, and Application Prospects of CaO-MgO-Al₂O₃ Composite Oxide Materials

GU Chenwei^{1,2}, WANG Zhanmin^{1,2}, CHEN Lu²

(1. School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471000, Henan, China;
2. State Key Laboratory of Advanced Refractories, Sinosteel Luoyang Institute of Refractories Research Co., Ltd. Luoyang 471039, Henan, China)

Extended Abstract

The development of high-temperature industrial technologies, such as steelmaking and cement production, relies critically on refractory materials. Conventional systems like magnesite, alumina-silica, and magnesite-alumina spinel, despite their maturity, exhibit inherent limitations, i.e., poor thermal shock resistance, insufficient stability under reducing atmospheres, or high costs. Furthermore, environmental concerns regarding toxic Cr⁶⁺ from magnesite-chromium bricks have an urgent demand for eco-friendly,

high-performance alternatives.

In this context, the CaO–MgO–Al₂O₃(CMA) ternary system, specifically the compounds CaMg₂Al₁₆O₂₇ (CM₂A₈) and Ca₂Mg₂Al₂₈O₄₆ (C₂M₂A₁₄), has attracted considerable attention. These materials possess a unique hybrid crystal structure composed of alternating magnetoplumbite (CaAl₁₂O₁₉, CA₆) and spinel (MgAl₂O₄, MA) layers stacked along the *c*-axis. This structure ingeniously combines the high melting point and chemical stability of CA₆ with the favorable thermomechanical properties of MA, having CMA as a promising candidate for next-generation refractories.

However, the same layered structure that confers these advantages also causes an intense anisotropic grain growth during conventional solid-phase sintering. Grains develop plate-like or rhombohedral morphologies and prematurely interlock, forming a rigid porous skeleton that entraps pores and severely impedes densification. Consequently, CMA materials typically exhibit a high apparent porosity (*i.e.*, >20%) when processed by conventional methods, creating a fundamental contradiction between performance potential and processability.

To overcome this densification challenge, researchers have explored three main technological pathways, *i.e.*, 1) Hot Pressing Sintering: Application of uniaxial pressure during sintering effectively inhibits an anisotropic grain growth, yielding near-fully dense (>97% purity) CMA ceramics with apparent porosity of <0.2%. The properties reported include bulk density (*i.e.*, 3.66–3.71 g/cm³), flexural strength (*i.e.*, 248–262 MPa), and fracture toughness (*i.e.*, 2.17–2.23 MPa·m^{1/2}). However, high costs and low productivity limit this method to fundamental research; 2) Additive Engineering: Introduction of trace additives modifies grain boundary energy or diffusion kinetics, promoting a morphological transformation from plate-like to equiaxed grains. For instance, 3% MnO addition reduces apparent porosity from 32.5% to 8.4% at 1700 °C, while 1% Fe₂O₃ achieves 12.5% porosity at 1780 °C. However, foreign ions may compromise a long-term high-temperature performance, requiring careful optimization; and 3) Electric Melting Composite Method: Melting raw materials at > 2000 °C followed by rapid cooling produces CMA-based multiphase materials with a bulk density up to 3.50 g·cm⁻³. Despite relatively dense structures, this approach suffers from high energy consumption and compositional homogeneity challenges.

Based on the cost and complexity of achieving full densification, a paradigm shift is proposed, rather than solely pursuing densification. The inherent characteristics of CMA should be used for specific applications.

For high-end dense products (*e.g.*, metallurgical crucibles), optimized additive engineering combined with advanced forming techniques remain the most viable approach for achieving low porosity and high strength.

For monolithic refractories (*i.e.*, castables, gunning mixes), the plate-like morphology that hinders densification becomes advantageous. Some studies demonstrate that introducing CMA aggregates enables plate-like grains to form interlocking structures within the matrix, significantly enhancing toughness and thermal shock resistance through crack deflection and bridging mechanisms. Crucially, plate-like CMA crystals can grow into adjacent corundum aggregates, creating mechanical interlocking that substantially strengthens aggregate-matrix bonding.

For lightweight and functional applications, the decomposition behavior of CMA can be exploited. Introducing C₂M₂A₁₄ into magnesia or spinel-based systems generates uniform micropores *via* the Kirkendall effect during firing, achieving lightweighting, while improving thermal shock resistance through pore-induced crack blunting and thermal stress buffering.

Regarding corrosion resistance, CMA exhibits a highly selective performance governed by specific interface reaction mechanisms. Against high-basicity LF refining slag, CM₂A₈ forms a continuous dense CaAl₂O₄ protective layer through Ca²⁺ exchange, while dissolved Al³⁺ and Mg²⁺ increase a slag viscosity for creating a dual barrier. Against low-basicity RH slag, such protective layers fail to form, leading to an accelerated penetration. This underscores that CMA applications must precisely match service environments.

Summary and Prospects This review systematically analyzes the structure-property-processability relationships of CMA materials, highlighting the fundamental contradiction between their excellent performance and challenging densification. A strategic shift toward "performance adaptation and defect transformation" is proposed rather than pursuing densification at all costs, *i.e.*, utilizing plate-like CMA grains as reinforcing phases in monolithic refractories, and exploiting decomposition behavior for lightweight structure design.

Future research directions include, 1) multi-scale mechanistic studies combining first-principles calculations, phase-field simulations, and *in-situ* characterization; 2) systematic investigation of structure-property relationships in CMA-based monolithic systems; and 3) exploration of novel composites and applications in emerging high-temperature processes. Through such integrated approaches, CMA materials are positioned to contribute significantly to the green transformation of high-temperature industries as environmentally friendly, high-performance refractories.

Keywords calcium oxide–magnesium oxide–aluminum oxide; anisotropic growth; densification; synthetic mechanism; refractories