

水化硅酸钙/聚羧酸减水剂纳米复合材料研究进展与展望

朱宏伟^{1,2}, 胡传林¹, 王发洲¹, 胡曙光¹

(1. 武汉理工大学, 硅酸盐科学与先进建材全国重点实验室, 武汉 430070;

2. 武汉理工大学材料科学与工程学院, 武汉 430070)

摘 要: 同步实现水泥基材料力学强度提升与耐久性优化是建材行业一直以来的发展目标。水化硅酸钙/聚羧酸减水剂(C-S-H/PCE)纳米复合材料与水泥最主要水化产物 C-S-H 凝胶的组成和结构相似, 是 C-S-H 凝胶的理想成核基质, 展现出高效的成核作用, 即能够显著加速水泥早期水化进程, 在提升材料早期强度的同时改善微结构与耐久性, 成为当前研究热点。本文聚焦 C-S-H/PCE 纳米复合材料领域, 从界面结合机制和调控设计、成核作用与影响因素、协同效应及应用现状等方面系统综述其研究进展, 揭示其作用机理与技术优势, 并提出未来研究方向, 以期今后新型高性能纳米复合材料制备与应用及先进水泥基材料设计开发提供理论指导与实践参考。

关键词: 纳米复合材料; 设计制备; 成核作用; 协同效应; 水泥水化

中图分类号: TU528 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)08-2765-16

网络出版时间: 2026-05-11



在全球城市化进程加速与“碳中和”战略的双重驱动下, 现代建筑结构对混凝土材料性能提出了双重挑战: 既需满足早期强度快速发展的工程需求, 又要实现全寿命周期耐久性的协同提升。传统早强剂(如氯盐和三乙醇胺等)的早强作用效果普遍有限, 还可能引发后期强度倒缩与耐久性劣化问题; 蒸汽养护等热活化手段则面临能耗高、碳排放量大及可能引发微结构损伤等弊端^[1-3]。这种单一性能优化策略已难以适应可持续发展需求, 亟须开发绿色高效的新型活化技术体系。

作为水泥基材料的最主要胶凝相, C-S-H 凝胶(化学式 $x\text{CaO} \cdot y\text{SiO}_2 \cdot z\text{H}_2\text{O}$)的生成直接决定材料宏观性能演化^[4-8]。基于此, 调控 C-S-H 凝胶的早期形成过程已成为提升水泥基材料早期强度的关键路径^[9-10]。近年来, 纳米技术的突破为水泥基材料水化调控提供了新方案^[11-16]。其中, C-S-H 纳米晶核因其与 C-S-H 凝胶的结构和化学性质相似, 是 C-S-H 凝胶的理想成核基质, 因而备受关注^[17-18]。这类材料通过独特的成核作用将水化产物的成核路

径从水泥颗粒表面转移至液相孔隙中, 显著增加 C-S-H 凝胶的生成速率与含量^[19]。值得注意的是, 这种温和的成核机制在显著提升早期强度的同时, 不会对材料后期性能产生负面影响, 实现了早强与耐久性的协同优化。

虽然 C-S-H 纳米晶核具有显著优势, 但其实际应用仍面临关键性技术瓶颈: 纳米颗粒固有的高表面能易导致严重团聚, 从而大幅降低其成核效能^[20-22]。针对这一难题, 学界创新性地引入高分子有机物作为分散剂, 通过防止团聚同时保持分散状态来提高 C-S-H 纳米晶核的稳定性^[23-28]。在众多稳定剂中, 聚羧酸减水剂(PCE)因其卓越效果脱颖而出, 该材料已作为第三代高效减水剂广泛应用于现代混凝土^[29-30]。目前, C-S-H/PCE 纳米复合材料作为新型早强剂取得了显著研究进展, 然而对过往相关文献分析表明, 近五年发表的相关综述主要聚焦于 C-S-H 纳米晶核体系, C-S-H/PCE 纳米复合材料均作为 C-S-H 研究的附属内容进行碎片化讨论, 尚未出现专门针对 C-S-H/PCE 纳米复合材料及最近基

收稿日期: 2025-07-13。 修订日期: 2025-08-10。

基金项目: 国家自然科学基金(52341202, 52472033)。

第一作者: 朱宏伟(1998), 男, 博士研究生。

通信作者: 胡传林(1985), 男, 博士, 研究员;

王发洲(1975), 男, 博士, 教授。

Received date: 2025-07-13. Revised date: 2025-08-10.

First author: ZHU Hongwei (1998-), male, Doctoral candidate.

E-mail: hongweizhu163@163.com

Correspondent author: HU Chuanlin (1985-), male, Ph.D., Research Fellow.

WANG Fazhou (1975-), male, Ph.D., Professor.

E-mail: chuanlin@whut.edu.cn; fzhwang@whut.edu.cn

于 C-S-H 结构改性开发的系列新型纳米复合材料的系统性论述^[17–18, 31–33]。

基于上述研究现状与科学问题, 本文拟从以下 6 个维度系统总结 C-S-H/PCE 纳米复合材料领域的前沿研究进展: 1) C-S-H 与 PCE 相互作用机制; 2) C-S-H/PCE 纳米复合材料调控设计; 3) 对水泥水化的作用机理; 4) 成核作用的影响因素; 5) 和其他外加剂的协同效应; 6) 应用现状。通过对这些关键问题的深入分析与系统总结, 本文旨在为 C-S-H/PCE 纳米复合材料的基础研究提供新的思路, 同时为其工程应用提供理论与技术支撑。

1 C-S-H 与 PCE 相互作用机制

C-S-H 凝胶通过“Dreierkette”结构模式形成独特的层状结构——硅氧四面体单元与钙氧层以特定序列交替堆叠^[34]。其表面丰富的钙、硅和氧等活性位点, 为有机分子界面锚定提供了理想平台。PCE 的梳型分子结构具有高度可调性——主链羧酸基团、聚醚侧链长度及密度、空间构型均可通过分子设计进行精准调控, 这为优化 C-S-H/PCE 纳米复合材料性能奠定了分子工程基础。两者的相互作用本质上是无机-有机界面在分子尺度上的动态耦合过程, 以配位键为主导, 同时涉及离子键合、氢键网络及范德华力等多重协同机制。

1.1 C-S-H 与 PCE 的结合形式

现有研究揭示 C-S-H 与 PCE 的结合机制主要包括表面吸附、插层作用及硅链空位配对 3 种形式^[35–38]。其中表面吸附作为主要结合形式, 其驱动力源于 C-S-H 表面的 Ca^{2+} 与 PCE 结构中的羧酸基团间的配位作用^[37]。Plank 等^[39]通过 Zeta 电位分析证实, 呈现正电位的水化产物如钙矾石与 C-S-H 凝胶对 PCE 具有明显的吸附效应。后续 Kanchanason 等^[40]在化学合成 C-S-H/PCE 体系中发现, 在固定钙硅比 ($\text{Ca}/\text{Si}=1.0$) 和 pH 值为 10.4–13.8 条件下, PCE 以表面化学吸附形式存在而不引发层间插层, 并提供了 PCE 与 C-S-H 相互作用的模型(如图 1 所示)。这种表面吸附与传统线性阴离子聚合物在更高钙硅比 (1.3) 和强碱性条件 (pH 值约为 13) 下导致插层现象的产生并不相同^[41–42]。然而, Wang 等^[43]在相近合成条件下观测到 C-S-H/PCE 体系的特征衍射现象: 2θ 为 7° 处的 d_{002} 衍射峰消失, 暗示层间距可能扩展至 X 射线衍射 (XRD) 检测极限之外。这种结构畸变被归因于 PCE 羧基与层间 Ca^{2+} 的络合作用, 从而形成了离子型交联结构^[44]。该现象与 Kanchanason 和

Plank 研究结论的矛盾性, 可能源自 PCE 分子结构差异(如支链密度、官能团分布等)或实验条件(如钙硅比、pH 值等)的细微差别, 具体作用机制仍需系统研究阐明。此外, 含硅基官能团的 PCE (PCE-Sil) 通过双键合机制与 C-S-H 作用: 羧基维持钙桥配位的同时, 硅醇基团与 C-S-H 硅氧四面体形成共价硅氧烷键^[38]。这种协同作用不仅能改变表面钙离子配位环境, 还能桥接硅链空位, 促进硅酸盐聚合度的提升。这为 Kanchanason 和 Plank 研究中 PCE 引起硅链延长的现象提供了合理解释, 证实了硅链空位配对作为第 3 类结合形式的可行性。因此, 现有研究分歧本质反映了 PCE 分子设计与反应条件对 C-S-H 与 PCE 界面作用的双重调控效应, 后续内容将就此对纳米复合材料的影响进行深入探讨。

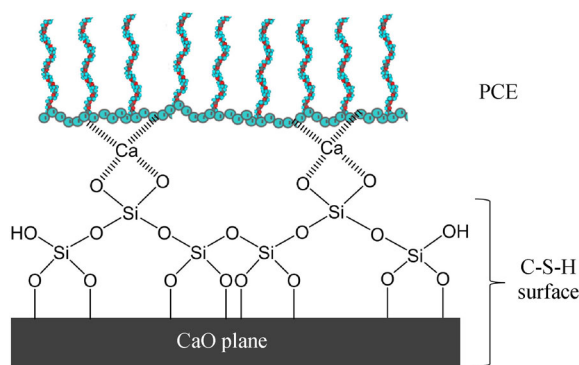
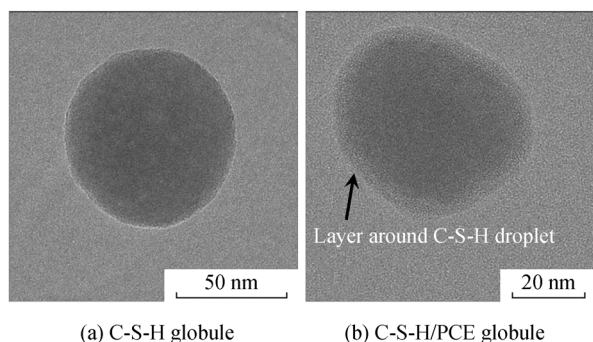


图 1 PCE 与 C-S-H 相互作用示意图^[40]

Fig. 1 Schematic diagram of the interaction between PCE and C-S-H^[40]

1.2 C-S-H/PCE 的成核机制

研究表明, C-S-H/PCE 的成核过程遵循非经典成核机制, 其核心特征在于亚稳态前驱体的形成及其后续结构演化^[45–47]。Schönlein 等^[48]的对比实验揭示了 PCE 对 C-S-H 成核动力学的显著影响: 在纯 C-S-H 体系中, 20–60 nm 的球状体可在 1 h 内自发转变为箔状结构, 而 PCE 的引入则明显抑制了这一转化过程。具体而言, PCE 会在初始形成的球状前驱体表面形成如图 2 所示的包裹层, 其空间位阻效应不仅延缓了水分子的渗透, 还抑制了颗粒的溶解-再结晶过程。这一非经典成核过程表现出先吸热后放热的特征, 即在吸热阶段首先形成亚稳态球状前驱体, 随后通过放热反应逐步转变为热力学更稳定的箔状 C-S-H。Wang 等^[49]的研究进一步表明, PCE 的存在能够显著提高 C-S-H 稳定沉淀阶段的钙、硅离子浓度, 其过饱和指数最大值可达空白体系的 11.7 倍。这一抑制效应同样归因于 PCE 在 C-S-H 表面的吸附覆盖作用, 有效阻碍了 C-S-H 的持续生长。

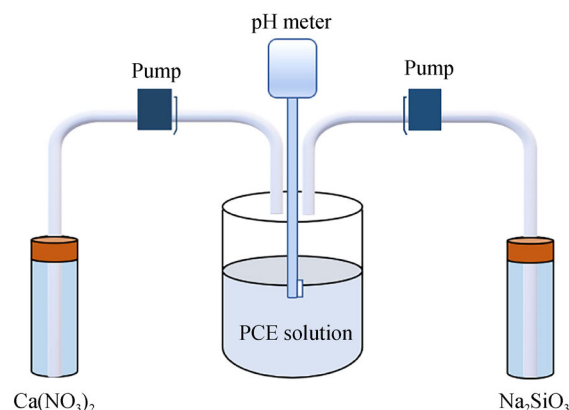
图 2 C-S-H 与 C-S-H/PCE 透射电子显微镜照片^[48]Fig. 2 Transmission electron microscopy images of C-S-H and C-S-H/PCE^[48]

2 C-S-H/PCE 纳米复合材料调控设计

目前, 人工合成 C-S-H 的主要方法包括机械化学法、火山灰反应法、溶胶凝胶法和共沉淀法等^[17, 50]。在制备 C-S-H/PCE 纳米复合材料时, 由于共沉淀法具有工艺简便、条件温和且可控性强等优势, 已成为本领域广泛采用的主流技术。该方法以硝酸钙 $[\text{Ca}(\text{NO}_3)_2]$ 和硅酸钠 $(\text{Na}_2\text{SiO}_3)$ 等可溶性盐为前驱体, 通过将钙离子溶液和硅离子溶液引入含 PCE 的底液中进行共沉淀反应, 从而实现纳米复合材料的可控制备(图 3)。在此过程中, PCE 分子通过主链羧基与 C-S-H 表面形成稳定的锚固作用, 同时其长侧链产生的空间位阻效应协同发挥作用, 这种双重调控机制有效抑制了 C-S-H 的过度生长和颗粒团聚现象。通过合成条件优化、PCE 分子结构改性及创新设计新型纳米复合材料可有效调控纳米复合材料的粒径分布、分散稳定性与成核作用效果。本部分将重点从上述优化途径展开论述, 并着重探讨新型纳米复合材料的前沿设计策略及其潜在应用价值。

2.1 C-S-H/PCE 纳米复合材料合成条件优化

大量研究表明, 反应 pH 值、温度、反应物浓度、滴加速率、搅拌强度等合成参数对 C-S-H/PCE 纳米复合材料的粒径、形貌和结构特征具有显著影响。其中, 反应 pH 值是调控 C-S-H/PCE 纳米复合材料结构与性能的重要参数。Kanchanason 等^[40]通过系统研究 pH 值(10.4~13.8)的影响发现, 当 pH 值为 11.7 时, PCE 的阴离子电荷密度达到峰值(2750 $\mu\text{Eq/g}$), 此时 C-S-H 对 PCE 的吸附量最大(约每 1 g C-S-H 吸附 250 mg PCE, 吸附量约占 PCE 总用量的 85%), 所制备的 C-S-H/PCE 相较于其他 pH 值条件下形成的球状或无序箔状结构具有最小粒径和最强成核作用。针对多参数协同优化问题, Sun 等^[51]结合 Box-

图 3 C-S-H/PCE 纳米复合材料合成示意图^[52]Fig. 3 Schematic diagram of the synthesis of C-S-H/PCE nanocomposites^[52]

Behnken 设计与响应面法, 建立了粒径与反应条件的定量关系, 确定在 30.1 $^{\circ}\text{C}$ 、0.63 mL/min 滴加速度及 28.5 mL PCE 用量条件下, 可制备出粒径更小(329.12 nm)的 C-S-H/PCE 纳米复合材料。You 等^[53]进一步分析了不同合成参数对 C-S-H/PCE 的影响程度, 指出反应物浓度对粒径调控起主导作用, 其次为分散剂用量, 而滴加顺序与速度的影响则相对较小。值得注意的是, 反应物浓度不仅影响粒径, 还会改变 C-S-H/PCE 的结晶度和形貌: 高浓度易形成低结晶度球状 C-S-H/PCE, 而低浓度则倾向于生成高结晶度箔状结构。这一现象与唐芮枫等^[54]的研究结果相符, 他们发现随着 PCE 用量增加, C-S-H/PCE 的粒径逐渐减小, 形貌由团聚球体转变为清晰箔状, 但当 PCE 用量超过临界值后, 其影响趋于稳定。此外, Wang 等^[55]通过正交试验证实钙硅比(Ca/Si)对 C-S-H/PCE 纳米复合材料稳定性的关键作用。在他们的体系中, 当 Ca/Si 为 1.6、搅拌速率为 8000 r/min、反应温度为 30 $^{\circ}\text{C}$ 、反应时间为 2 h 时, C-S-H/PCE 纳米复合材料的分散稳定性最佳。在合成方法创新方面, Feng 等^[56]采用撞击流反应器制备的 C-S-H/PCE 纳米复合材料平均粒径(21 nm)较传统搅拌槽式反应器产物(36 nm)显著减小, 且粒径分布更均匀, 对水泥砂浆早期强度提升效果更为显著。这些研究报道为优化 C-S-H/PCE 纳米复合材料的合成工艺提供了科学指导。

2.2 PCE 分散剂分子结构改性

现代 PCE 分子通常由丙烯酸类单体与聚醚大单体通过自由基共聚构建梳型分子结构, 并可通过接枝特定功能单体实现对分散性能、保坍性能及早强性能的协同调控。近年来研究揭示, PCE 的官能

团种类与比例、侧链长度与密度、分子拓扑特征等关键参数与 C-S-H/PCE 纳米复合材料的粒径分布和稳定性存在显著关联性, 这为通过 PCE 分子结构设计来优化 C-S-H/PCE 性能提供了重要途径。在接枝官能团方面, Wang 等^[43]通过对比实验发现, 聚磺酸型分散剂(PSE)对纳米复合材料的稳定效果明显逊于结构相似的 PCE。而硅烷基团修饰的 PCE 表现出更优异的分散性能, 王学川等^[57]系统研究 KH570 改性 PCE 时发现, 当 KH570 与丙烯酸的摩尔比为 1:1 时, PCE 在 C-S-H 表面的吸附层厚度达到 2.5 nm, 此时获得的 C-S-H/PCE 粒径最小(60 nm), 且吸附机制从传统的 Ca^{2+} 络合转变为更稳定的 $\text{Si}-\text{O}-\text{Si}$ 共价键合。类似地, Lei 等^[58]采用 2-丙烯酰胺-2-甲基丙磺酸(AMPS)部分取代丙烯酸的研究表明, 当 AMPS:AA=5:95 时, 纳米复合材料的平均粒径可从 302.49 nm 降至 291.38 nm, 但进一步提高取代比例反而会导致粒径增大。侧链结构参数对 C-S-H/PCE 性能同样具有重要影响。Wang 等^[43]以及 Kanchanason 等^[59]的研究表明, 减小侧链密度和延长侧链长度均可减小 C-S-H/PCE 粒径, 从而提升 C-S-H/PCE 作用效果。在分子拓扑结构创新方面, 陈本稳等^[60]对比梳型与星型 PCE 发现, 星型结构在 C-S-H 表面具有更高的吸附量, 所得 C-S-H/PCE 粒径更小, 因此成核作用更强, 可大幅促进水化产物生成, 致使硬化浆体微结构更密实、孔隙率降低, 最终显著提升抗压强度。以上研究结果共同表明, 通过 PCE 分子结构的精准设计可有效调控 C-S-H/PCE 纳米复合材料的粒径分布和成核作

用, 为开发高性能纳米复合材料提供了理论和技术支撑。

2.3 新型纳米复合材料设计制备

传统 C-S-H 凝胶的“Dreierkette”链式结构中普遍存在桥接四面体缺失现象, 导致形成以 $(3n-1)$ 为通式的低聚合度短链结构(如 2、5、8 等)^[34]。虽然 PCE 能够在一定程度上改善 C-S-H 纳米晶核的分散性, 但其固有结构缺陷引发的本征团聚效应仍难以完全消除, 这严重制约了其在工程实践中的应用效果。

为突破这一技术瓶颈, 研究人员提出了基于金属阳离子改性的新型纳米复合材料设计策略。Zou 等^[61-62]开发的新型水化铝硅酸钙(C-A-S-H/PCE)纳米复合材料体系, 通过精确调控 Al/Si(0~0.30)和 Ca/Si(0.2~1.8), 系统揭示了其组成-结构-性能之间的相互关系。研究表明, 当 Al/Si 为 0.05、Ca/Si 为 1.0 时, C-A-S-H/PCE 表现出最佳的分散稳定性和成核作用。值得注意的是, 低 Al/Si 的 C-A-S-H/PCE 呈现箔状形貌且粒径更小, 而高 Al/Si 的样品由于形成球状形貌和六配位铝结构, 导致成核作用明显减弱。此外, 高 Al/Si 体系中 Al^{3+} 取代 Ca^{2+} 会缩短双电层厚度, 加剧 C-A-S-H/PCE 的团聚现象。基于此, Zhou 等^[63]进一步研究了 PCE 浓度对 C-A-S-H/PCE 的影响规律, 结果表明, 增加 PCE 浓度可减小纳米复合材料粒径, 从而显著促进水泥早期水化和砂浆抗压强度发展。与此同时, Zhu 等^[52, 64]提出了具有高效成核作用的新型水化硅酸钙镁(C-M-S-H/PCE)纳米复合材料和水化铁硅酸钙(C-F-S-H/PCE)纳米复合材料。由图 4 可见, 此类纳

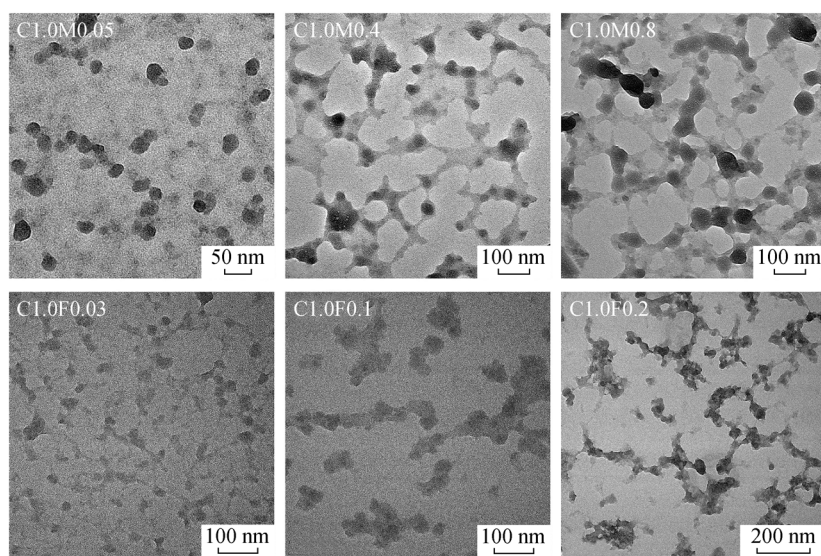
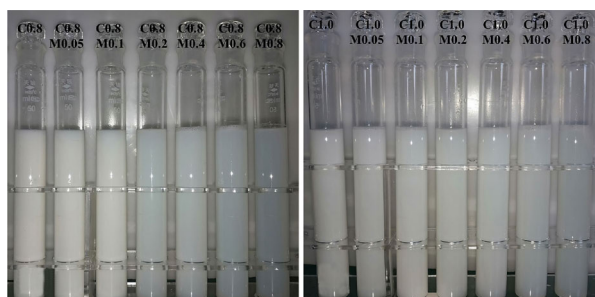


图 4 C-M-S-H/PCE 与 C-F-S-H/PCE 纳米复合材料微观形貌(C: 设计钙硅比; M: 设计镁硅比; F: 设计铁硅比)^[52, 64]

Fig. 4 Micro-morphology of C-M-S-H/PCE and C-F-S-H/PCE nanocomposites (C: target Ca/Si ratio; M: target Mg/Si ratio; F: target Fe/Si ratio) ^[52, 64]

米复合材料的微观形貌主要由不规则球状颗粒与无定型网状凝胶复合构成。同时研究还发现, 适量镁的引入(Ca/Si 为 0.8、 Mg/Si 为 0.1)可显著提高 C-M-S-H/PCE 的分散稳定性, 保证 C-M-S-H/PCE 悬浮液 30 d 无任何沉淀产生(图 5); 而适量铁的引入则能明显降低 C-F-S-H/PCE 的结晶度, 同时提高 PCE 吸附量, 使其粒径更小, 对水泥早期水化的促进作用更为显著。以上新型纳米复合材料的外观照片如图 5 所示。这些研究成果不仅为高性能纳米复合材料的设计与制备提供了新的理论依据, 同时也为发展基于大宗固废的纳米复合材料绿色低碳制备技术奠定了重要基础。

(a) $\text{Ca}/\text{Si} = 0.8$ (b) $\text{Ca}/\text{Si} = 1.0$ 图 5 C-(M)-S-H/PCE 纳米复合材料外观照片^[52]Fig. 5 Photographs of C-(M)-S-H/PCE nanocomposites^[52]

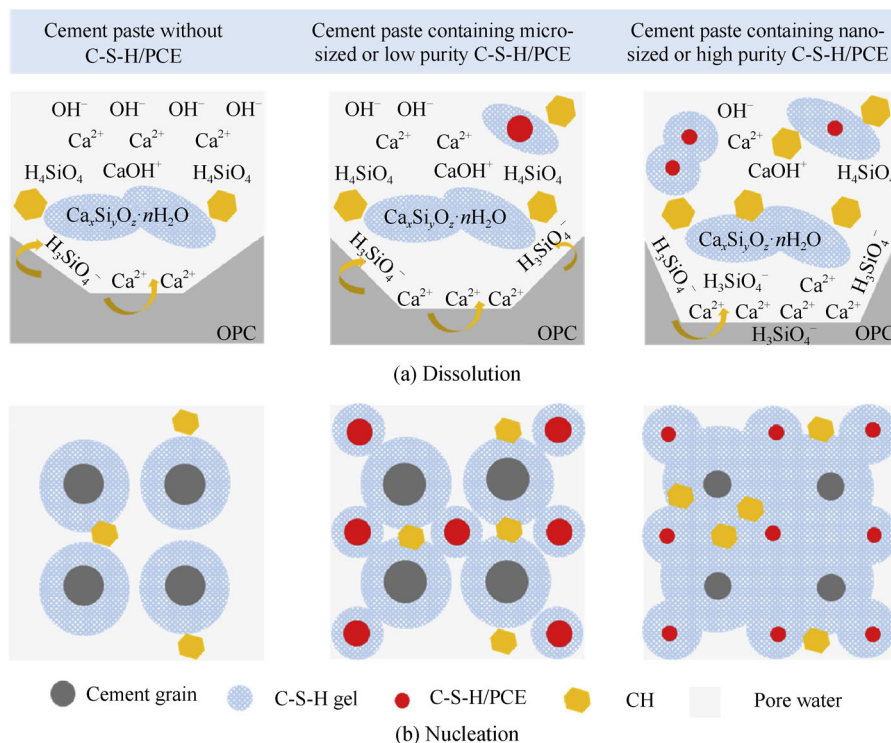
3 纳米复合材料对水泥水化的作用机理

深入揭示 C-S-H/PCE 纳米复合材料在水泥基

材料中的作用机理, 对于优化纳米复合材料设计与精准调控水泥水化具有重要意义。综合现有的研究表明, C-S-H/PCE 纳米复合材料及系列新型纳米复合材料与传统 C-S-H 纳米晶核在水泥水化中的作用机理可视为一致。本部分将系统阐述其共性作用机理。

3.1 独特成核作用机理

人工合成的 C-S-H 基纳米晶核(含/不含 PCE)在组成及结构上与水泥主要水化产物 C-S-H 凝胶具有显著的同源性, 这种相似性使其展现出独特的成核作用^[19, 65-66]。首先, C-S-H 基纳米晶核表面丰富的活性位点能够有效吸附水化过程中溶出的钙和硅等离子, 通过建立局部浓度梯度降低熟料溶解所需的过饱和度阈值; 同时作为低能垒成核位点, 其可将 C-S-H 凝胶的生成模式由传统的熟料表面生成转变为更加均匀的空间分散生成(图 6)。这种双重作用不仅显著缩短水化诱导期、加速水化反应进程, 还能优化水化产物的空间分布, 从而形成更为致密的微结构, 对硬化基体早期力学性能产生显著提升作用。特别值得指出的是, 该机制通过温和而高效的方式促进早期水化, 其引发的水化产物成核路径改变对基体微结构的长期发展具有积极影响。因此 C-S-H 基纳米晶核在显著提升早期强度的同时, 不会对水泥基材料的后期强度发展产生负面影响, 呈现出早强不损终强的独特技术优势。

图 6 C-S-H/PCE 纳米复合材料成核作用机理示意图^[65]Fig. 6 Schematic diagram of nucleation seeding mechanism of C-S-H/PCE nanocomposites^[65]

3.2 对早期水化反应的影响

C-S-H 基纳米晶核凭借其高效的成核作用, 对水泥基材料的早期水化进程具有显著的促进效应, 导致水化反应整体大幅提前, 具体表现为: 水泥浆体的主水化放热峰及肩峰高度增加且峰出现时间提前; 水化诱导期缩短, 加速期的水化放热速率曲线斜率增大; 同时, 早期(特别是 24 h 内)的累计水化放热量亦显著增加。上述现象直接反映了水化反应整体速率的加快与早期水化反应程度的加深, 表明单位时间内有更多水泥熟料矿物参与了水化反应,

并相应生成了更多的水化产物, 尤其是水泥基材料强度关键来源的 C-S-H 凝胶。鉴于普通硅酸盐水泥(OPC)熟料主要由硅酸三钙(C_3S)、硅酸二钙(C_2S)、铝酸三钙(C_3A)和铁铝酸四钙(C_4AF)组成, 研究表明 C-S-H 基纳米晶核的促进效应主要源于其对熟料中硅酸盐相(特别是 C_3S)早期水化的显著加速作用^[67–68]。相比之下, C-S-H 基纳米晶核对铝酸盐相(如 C_3A 和 C_4AF)早期水化的作用并不明显。图 7 展示了参与不掺 C-S-H/PCE 条件下 OPC 以及 C_3S 单矿早期水化放热速率和累计放热量曲线。

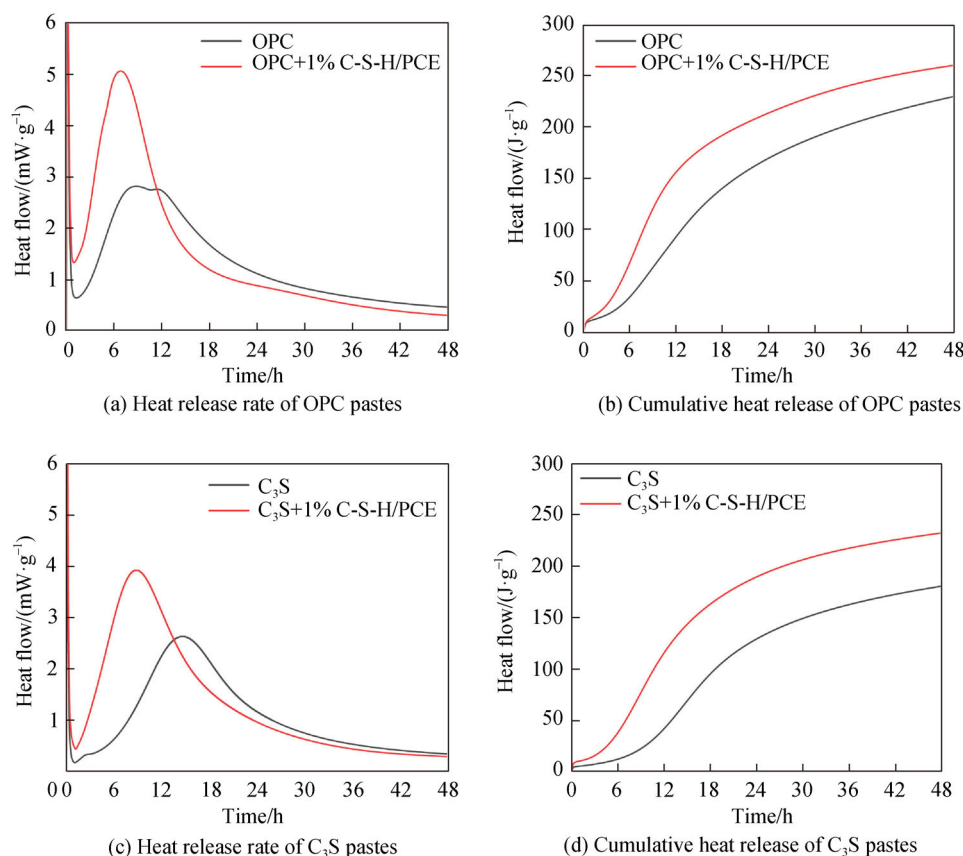


图 7 C-S-H/PCE 纳米复合材料对 OPC 和 C_3S 单矿早期水化的影响(水灰比 0.4, 掺量 1%)

Fig. 7 Effect of C-S-H/PCE nanocomposites on early hydration of OPC and C_3S (water-to-cement ratio = 0.4, dosage = 1%)

3.3 对水化产物组成、形貌的影响

目前关于 C-S-H 基纳米晶核对水泥基材料水化产物组成、形貌及结构的影响越来越受到关注。然而, C-S-H 基纳米晶核通过其独特的成核作用显著促进早期水化进程并改变水化产物的生长模式, 可能对水化产物组成、形貌、尺寸及结构特征产生潜在调控作用。深入探究这一影响机制对于未来利用 C-S-H 基纳米晶核实现水泥基材料的纳米尺度结构设计 with 性能优化具有重要理论指导意义。基于现有的研究报道, 本部分对该领域研究进展进行系统梳理与总结。

研究表明, C-S-H 基纳米晶核对 C-S-H 凝胶形貌的影响与水化体系类型及水化程度密切相关, 但基本不会改变其组成特征; 而对于氢氧化钙(CH)、钙矾石(Aft)和单硫型硫铝酸盐(AFm)等水化产物, 其形貌特征通常不受 C-S-H 基纳米晶核的影响。Zhu 等^[69]在研究中发现, 在 OPC 体系中, 添加 0.5%(质量分数)的 C-F-S-H/PCE 并未改变水化产物 CH 的六方片状形貌和 Aft 的针棒状形貌。然而, 当应用于矿渣掺量高达 70%的复合体系时, C-F-S-H/PCE 促使 C-(A)-S-H 凝胶形貌由疏松的蜂窝状转变为致密的板状结构^[70]。这种差异可能与基体早期微结构密

实度相关: OPC 体系水化产物本征结构较为致密, C-F-S-H/PCE 难以引发显著形貌改变; 而高掺量矿渣体系早期微结构相对疏松, C-F-S-H/PCE 通过促进 C-(A-)S-H 的生成实现结构致密化转变。值得注意的是, 该研究同时证实了 C-F-S-H/PCE 可提高 C-(A-)S-H 凝胶的平均分子链长(与硫酸钠协同作用时效果更显著), 但凝胶的 Al/Si 始终维持在 (0.11 ± 0.01) 的稳定水平。Li 等^[71]在大掺量矿渣体系中的研究发现, C-S-H 基纳米晶核可能导致 CH 和 AFt 晶体尺寸减小, 但缺乏充分的统计学数据支持。需要指出的是, 该研究采用了高掺量(1.5%和 3.0%, 质量分数)的商业化 C-S-H 基纳米晶核, 且晶核样品通过 PCE 分散稳定。鉴于已有研究^[72-73]明确证实 PCE 对晶体生长具有显著的尺寸调控效应, 因此观察到的晶体尺寸减小现象可能源于部分未吸附 PCE 的作用而非晶核本身所致。此外, Pedrosa 等^[74]的研究揭示了商业化 C-S-H 基纳米晶核对 OPC 水化体系微观力学性能的显著影响, 其引入导致基体整体弹性模量分布向低模量区域偏移, 这一现象可归因于纳米晶核提供的异相成核位点促使水化产物呈现更为分散的空间分布状态。

3.4 对流动性和后期性能的影响

C-S-H/PCE 纳米复合材料不仅对水泥早期水化过程和强度发展展现出显著的促进效果, 并且对流动性和长期性能也具有明显的改善作用。笔者在实验中发现 C-S-H/PCE 纳米复合材料通常可以提高水泥初始流动度, 这主要源于 C-S-H/PCE 悬浮液中残留的 20%~50%未吸附 PCE 分子所发挥的减水作用。该现象在何燕等^[75]的研究中得到验证。Zou 等^[61]的研究进一步表明纳米复合材料滤液(主要成分为副产物硝酸钠及未吸附的 PCE)对水泥早期水化的促进作用显著弱于纳米复合材料本身。这一实验结果证实, 纳米复合材料对水泥水化的作用效果主要源于其自身特性, 而非悬浮液中残留的未吸附 PCE 分子所导致。此外, 张心源等^[76]的研究揭示商业化 C-S-H 基纳米晶核会增加水泥浆体的塑性黏度并增强浆体触变性。然而, C-S-H 基纳米晶核自身对水泥浆体流变性能的内在影响机制尚未完全阐明, 仍需开展更深入的基础研究。值得注意的是, 由于 C-S-H 基纳米晶核具有促凝特性, 其加入会导致水泥浆体经时流动度损失加剧, 这一特性在实际工程应用中需予以充分考虑。

在长期力学性能方面, 多数研究^[77-81]证实 C-S-H/PCE 对水泥 28 d 及以上龄期的抗压强度不会

产生负面影响。这种持续性的强度提升可能源于 2 个关键因素: 一方面, C-S-H/PCE 对早期强度的显著提升效应在后期得以延续; 另一方面, C-S-H/PCE 通过优化水泥基体的微结构, 为后期强度发展创造了有利条件。

关于 C-S-H 基纳米晶核对耐久性能的影响, Wang 等^[82]针对含 50%(质量分数)矿渣粉的水泥基材料开展了系统研究, 结果表明 C-S-H/PCE 在提升抗压强度的同时, 能够显著改善材料的抗氯离子渗透性能和抗碳化性能。通过压汞法和计算机断层成像(CT)三维可视化分析技术证实, 适量 C-S-H/PCE 的引入可形成更为致密的微结构, 从而实现早期强度和耐久性能的同步提升。Fu 等^[83]在研究高强非蒸汽养护混凝土时发现, 商业化 C-S-H 基纳米晶核在 7 d 龄期内即表现出显著的强度提升效果, 同时由于加速水化反应导致混凝土内部相对湿度降低、毛细孔径细化以及毛细负压升高, 自变形量可达 40%。深入分析表明, 纳米晶核通过降低混凝土的总孔隙率和最大可能孔径, 有效提升了混凝土抗氯离子渗透、抗硫酸盐侵蚀和抗冻融能力。

4 成核作用的影响因素

4.1 成核作用的内在影响因素

影响 C-S-H 基纳米晶核成核作用效果的内在因素主要涉及晶核比表面积、粒径分布和形貌等特征参数。其中, 比表面积作为最核心的影响参数, 直接决定了纳米晶核对水化溶出离子的吸附容量和对水化产物所提供的成核位点密度, 一般而言, 比表面积越大, 其成核作用越显著。粒径因素对成核作用的影响需要以形貌特征相似为前提条件, 而不同形貌特征的 C-S-H 基纳米晶核其成核作用存在明显差异。以 Zou 等^[61]的研究为例, 所制备的 Ca/Si 为 1.0、Al/Si 为 0.05 的 C-A-S-H/PCE 虽然平均粒径大于球状形貌的同类产物, 但由于其独特的箔状形貌可提供更丰富的离子吸附位点和成核活性位点, 最终展现出了更为优异的成核作用, 因此, 可以反推出粒径更大的箔状 C-A-S-H/PCE 比表面积可能更高。但需要指出的是, 在实验过程中纳米复合材料经过洗涤、干燥等处理后容易发生团聚现象, 这给比表面积的精确测定带来了技术挑战。关于结晶度与成核作用的关系, 目前学术界尚未形成统一认识。Zhu 等^[64]在开发新型 C-F-S-H/PCE 纳米复合材料时发现, 铁元素的引入虽然显著降低了纳米复合材料的结晶度, 但 Fe/Si

为 0.03 的无定型 C-F-S-H/PCE 却展现出比相同 Ca/Si 的半晶型 C-S-H/PCE 更为突出的成核作用。这一重要发现暗示着结晶度可能并非影响 C-S-H 基纳米晶核成核效果的关键因素。

4.2 成核作用的外在影响因素

影响 C-S-H 基纳米晶核成核作用效果的外在因素主要涉及 C-S-H 基纳米晶核掺量、水胶比、养护温度、水泥比表面积以及石膏含量等关键参数。实验研究表明, C-S-H 基纳米晶核的掺量与成核作用效果之间存在明显的剂量效应关系, 在达到最佳掺量阈值前呈现正相关趋势, 但超过该阈值后成核效果的提升趋于平缓。在水灰比影响方面, Zhang 等^[84]的研究证实 C-S-H/PCE 在低水胶比体系中展现出更为明显的成核作用效果, 这可能归因于低水灰比条件下水泥颗粒与 C-S-H/PCE 的空间距离缩短, 显著提高了钙和硅等离子的溶出效率, 从而加速了水化产物的早期形成速率。关于养护温度的影响, 现有研究一致表明纳米晶核的成核效果与养护温度呈现负相关性。Pedrosa 等^[74]通过系统实验发现, 当养护温度从 25 °C 升至 60 °C 时, C-S-H 基纳米晶核的成核效果呈现逐渐减弱的趋势。Li 等^[85]的研究进一步量化了这一现象, 在 10 °C 养护条件下, C-S-H 基纳米晶核可使 1 d 抗压强度提升 70.0%, 同时将水化诱导期缩短 1.2 h, 并使 12 h 水化程度提高 38.1%; 然而, 当养护温度升高至 30 °C 时, 这些增强效果均出现明显减弱。水泥比表面积和石膏含量作为另外 2 个重要外在影响因素, 其与纳米晶核成核作用效果的关系也得到实验验证。研究数据显示, 纳米晶核对高比表面积水泥的成核作用效果相对较弱^[86]。Zhu 等^[69]的研究揭示了 C-F-S-H/PCE 不仅能显著促进水泥熟料和石膏的早期溶解过程, 而且在较高石膏含量条件下表现出更强的成核作用效果。这一发现表明 C-S-H 基纳米晶核的应用会提高水泥体系对石膏的需求量, 为纳米晶核的实际工程应用和水泥组分优化设计提供了重要的理论依据。

5 和其他外加剂的协同效应

5.1 与其他早强剂的协同作用机制

在无机协同体系中, C-S-H 基纳米晶核与硫酸钠的复合使用展现出显著的协同增强效应。Zou 等^[87]的研究表明, 将 0.5%(质量分数)C-S-H 基纳米晶核与 2.0% 硫酸钠复合应用于含 50% 粉煤灰的低碳水泥体系时, 24 h 抗压强度提升达 272%, 远超单一组分(214%)的预期叠加效果, 呈现出典型的

“1+1>2”协同效应。这种协同作用主要通过双路径机制实现: 硫酸钠通过提高体系碱度促进粉煤灰玻璃体解离, 加速活性 Al 和 Si 的溶出; 同时纳米晶核作为高效的异相成核位点, 显著降低 C-(A-)S-H 凝胶及 AFt 的成核能垒, 协同促进离子沉积和水化产物的形成(机理示意图如图 8 所示)。研究还发现, 这种协同效应的作用时效与粉煤灰中无定形氧化铝含量密切相关, 高铝粉煤灰释放的活性铝组分可显著加速硫酸盐消耗和 AFt 生成动力学^[88]。后续研究证实, 该协同机制在 OPC、锂渣水泥及石灰石煅烧黏土水泥(LC3)等多种水泥体系中均表现出良好的适用性^[89–92]。

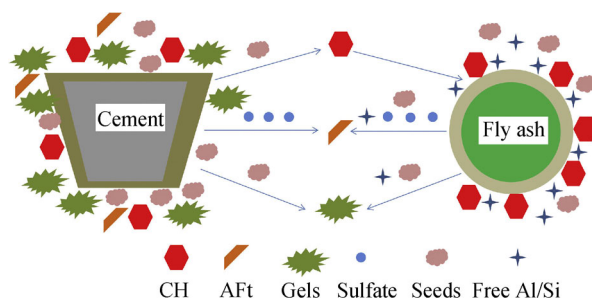
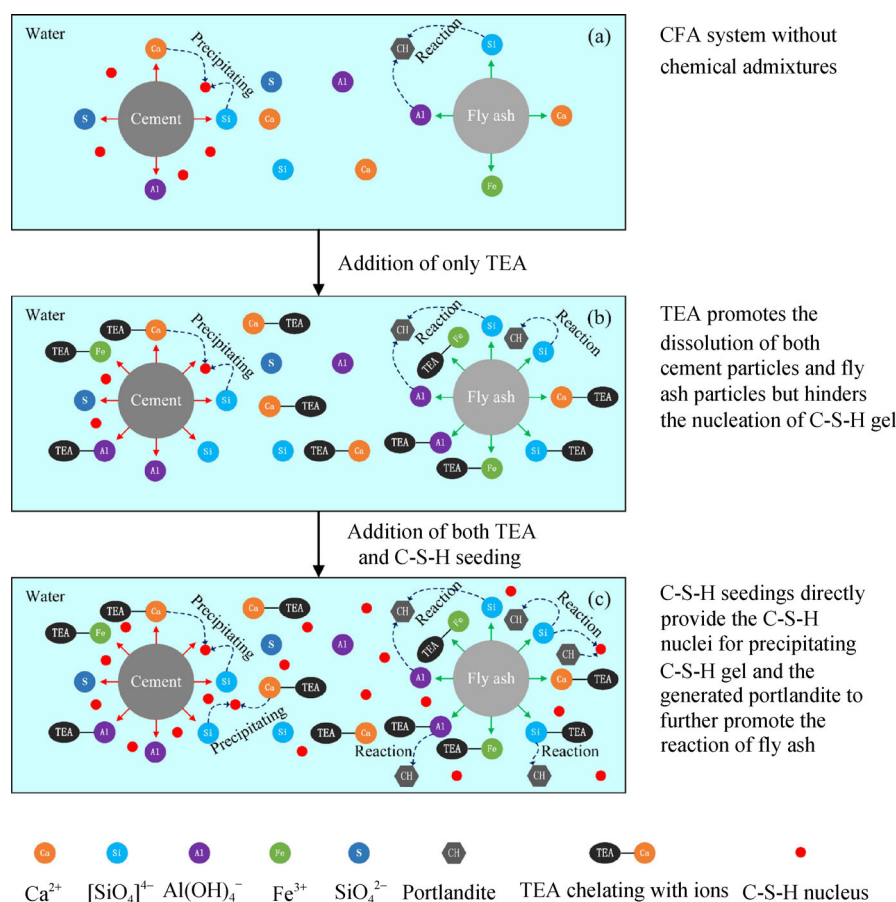


图 8 纳米晶核与硫酸钠的协同作用机制示意图^[87]

Fig. 8 Schematic of mechanism of the synergistic effect between nano-seeds and sodium sulfate^[87]

C-S-H 基纳米晶核和有机早强剂(如 TEA、TIPA、DEIPA 等)的协同机制与无机协同体系相比, 既有共性又具特性。有机早强剂通过选择性络合 Fe^{3+} 、 Al^{3+} 促进矿物相溶解, 这种促溶机制与硫酸钠的作用方式存在本质差异。体系中 Fe^{3+} 、 Al^{3+} 的消耗会导致这些金属离子与硫酸根离子的比值提高, 促使 AFt 向 AFm 相转化, 从而优化水化产物组成。而在纳米晶核-硫酸钠二元协同体系中, 硫酸钠提供了额外的硫酸根离子, 因此, 会促进更多 AFt 的生成。与此同时, 纳米晶核仍然作为高效的成核位点, 降低 C-S-H 凝胶及氢氧化钙等水化产物的成核能垒, 促进其成核生长(协同机制如图 9 所示)。在这种协同作用下, 早期强度能够得到明显提升。刘驰等^[93]的研究表明, 复掺 0.03% 二乙醇单异丙醇胺和 2.00% C-S-H/PCE 后, 水泥-粉煤灰砂浆 1、3 d 抗压强度分别达到 16.8 MPa 和 23.8 MPa, 较空白组提高 6.6 MPa 和 6.1 MPa。值得注意的是, 醇胺早强剂的掺量存在阈值效应。Xu 等^[94]研究发现, 0.02% 三乙醇胺与 C-S-H/PCE 联用可产生协同增益效应, 但当掺量超过 0.5% 时, 由于过度络合导致产物结构疏松, 反而造成强度倒缩现象。



(a) Control FAC system, (b) FAC system incorporating only TEA, and (c) FAC system incorporating both TEA and C-S-H seeding.

图 9 纳米晶核与三乙醇胺协同作用机制示意图^[95]

Fig. 9 Schematic of mechanism of the synergistic effect between nano-seeds and triethanolamine^[95]

5.2 与其他功能助剂的协同作用探索

C-S-H 基纳米晶核及 C-S-H/PCE 与其他外加剂的协同效应研究正在不断深入。Alzaza 等^[96]通过将商业化纳米晶核与无氯二元防冻剂(尿素与硝酸钙)结合,并辅以 6 h 短期室温预养护,系统研究了其在-10 °C 环境下对波特兰水泥浆体性能的协同增强作用。研究结果显示,该复合体系能够显著降低浆体液相的冰点(最低可达-15.1 °C),有效减少冻结水量,同时加速水化反应进程,提高微结构密实度和抗冻性,使 28 d 抗压强度达到室温养护对照组强度的 96%(75.1 MPa)。Chen 等^[97]考察了 C-S-H/PCE 与硬脂酸钙(CaSt₂)复配作为成核剂对水泥浆体性能的影响,发现两者虽然都能提供成核位点促进水化,但由于相容性不佳产生拮抗效应,导致浆体流动性和抗压强度下降。其中流动性降低主要源于颗粒分散性变差,而强度损失则与 C-S-H 凝胶密度降低和孔隙率增加有关。Wyrzykowski 等^[98]将商业化纳米晶核与高分子吸水树脂(SAP)复合使用,通过 SAP 的内养护作用有效缓解了纳米晶核促进早期水化带来的

收缩加剧和内部湿度降低问题,同时进一步提升了水泥砂浆的早期强度。此外,Liang 等^[99]的研究表明,在 C-S-H/PCE 与 TEA 二元体系基础上引入 EVA,可以实现浆体力学性能、流动性与和易性的协同提升。

6 C-S-H/PCE 纳米复合材料应用现状

作为新一代水泥基材料早强剂,C-S-H/PCE 纳米复合材料通过其高效的成核作用调控水泥水化过程,在确保硬化水泥基材料长期力学性能的同时,能够大幅提升早期强度,并同步改善工作性能和耐久性特征。大量研究数据显示,该系列纳米复合材料不仅适用于 OPC 体系,在多种复合胶凝体系中同样表现出优异的适应性,包括但不限于粉煤灰/矿渣粉/锂渣/偏高岭土混合水泥、LC3 水泥、贝利特水泥以及硫铝酸盐水泥等胶凝材料^[77-78, 81, 100-101]。表 1 详细总结了 C-S-H/PCE 及系列新型纳米复合材料对水泥净浆及砂浆的早强效果,充分证明此类材料能够显著提升 1 d 龄期以内的抗压强度,展现出广泛的适用性和高效的早强作用。

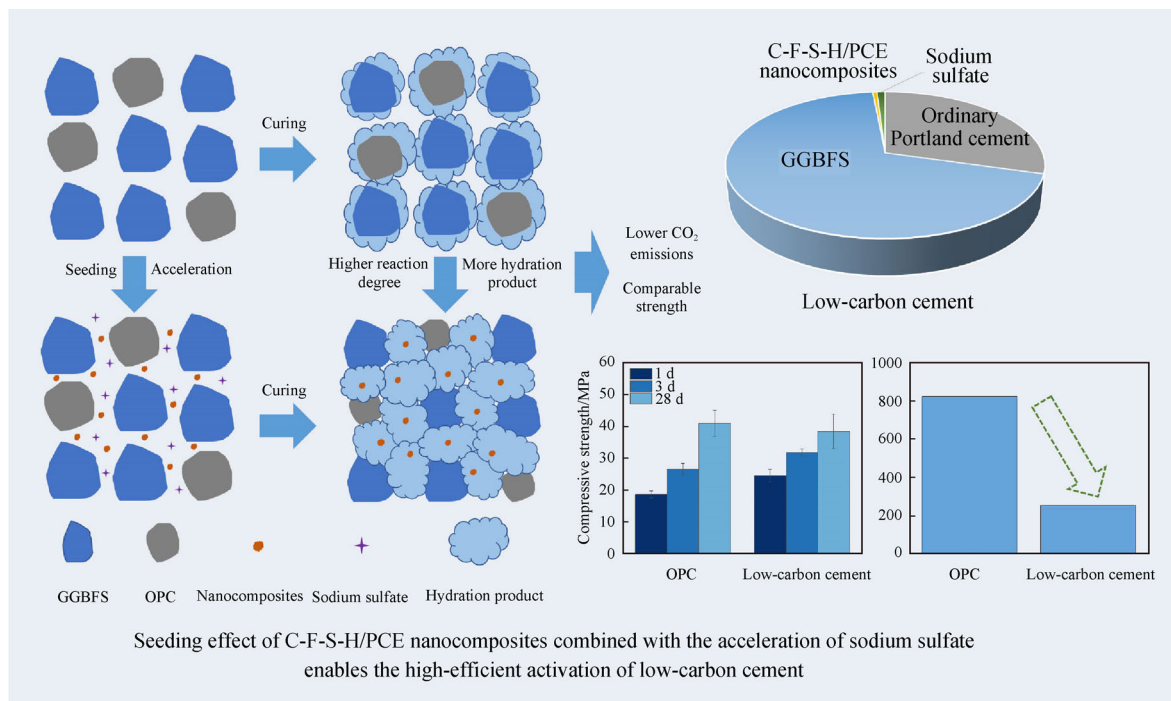
表 1 不同类型纳米复合材料对水泥净浆/砂浆早期强度提升效果对比

Table 1 Performance comparison of early-strength enhancement in cement paste/mortar by different types of nanocomposites

Reference	Type of nano-seeds	Particle size and dosage of nano-seeds	Application system	Water-to-binder ratio	Increase rate of early compressive strength
Sun <i>et al.</i> [51]	Self-made C-S-H/PCE	329.12 nm, 0.6%	P · II 52.5 mortar	0.50	12 h-105%, 24 h-29%
Zhu <i>et al.</i> [64]	Self-made C-F-S-H/PCE	42.9 nm, 1.0%	P · I 42.5 paste	0.35	12 h-1211%, 24 h-97%
Kanchanason <i>et al.</i> [77]	Self-made C-S-H/PCE	Approx. 50 nm, 2.0%	CEM II /B-V mortar	0.41	6 h-670%, 24 h-50%
Liu <i>et al.</i> [102]	Self-made C-A-S-H/PCE	188.92 nm, 1.0%	50%MK-50%P · I 42.5 mortar	0.35	6 h-82%, 24 h-41%
Li <i>et al.</i> [66]	Commercial C-S-H/PCE	50–100 nm, 1.5%	P · I 42.5 mortar	0.40	12 h-155%, 24 h-12%
Feng <i>et al.</i> [56]	Self-made C-S-H/PCE	21 nm, 1.5%	P · II 52.5R mortar	0.35	6 h-503%
Zhu [103]	Self-made C-M-S-H/PCE	Below 100 nm, 1.0%	P · I 42.5 paste	0.35	12 h-942%, 24 h-77%
Lei <i>et al.</i> [58]	Self-made C-S-H/PCE	291.38 nm, 0.6%	P · I 42.5 mortar	0.45	8 h-104%
Zhang <i>et al.</i> [84]	Self-made C-S-H/PCE	Approx. 60 nm, 1.0%	P · I 42.5 mortar	0.35	6 h-406%, 12 h-205%

C-S-H/PCE 纳米复合材料凭借其独特的材料特性，在建材领域展现出显著的应用价值，本团队为此总结了该新型早强剂的相关应用场景及其技术优势：1) 特种混凝土：特别适用于低温环境施工及应急抢修工程，可显著缩短工期，提高施工效率；2) 免蒸养水泥混凝土制品：降低热养护能耗和缩短模具周转周期，节约材料成本，实现绿色制造；3) 大掺量固废基胶凝材料：实现大宗固废高效活化，降低水泥熟料用量，同步解决资源化利用与碳减排双重需求，降低原材料成本；4) 严酷环境服役混凝土：提升抗侵蚀性能与服役寿命，满足海洋环境等苛刻工程要求；5) 高性能建筑砂浆：在保持工作性能前

提下实现灌浆料、干混砂浆等建筑砂浆强度发展与成本控制的优化。Zhu 等^[70]通过采用 S95 矿渣粉替代 70% 的 OPC 并结合 C-F-S-H/PCE 与硫酸钠协同激发技术，开发出大掺量矿渣粉基低碳水泥技术体系(图 10)，研究表明仅添加 0.5% (质量分数) 的 C-F-S-H/PCE 即可使 70% 矿渣粉水泥强度发展达到与纯 OPC 相当的水平，复合使用硫酸钠后早期强度甚至超越 OPC，同时该技术将单位碳排放量从 825.7 kg/t 显著降低至 246.8 kg/t，为固废基胶凝材料高效活化和水泥工业碳减排提供可靠技术路径。Feng 等^[104]研究发现添加 1.5% 的 C-S-H/PCE 可使混凝土 6 h 强度提升至 16.6 N/mm²，从而满足快速脱模要求，使预制

图 10 大掺量矿渣粉基低碳水泥活化技术^[70]Fig. 10 Activation technology for low-carbon cement blended with large-volume slag powder^[70]

混凝土工厂模具周转效率提升至24 h内4次,同时实现单位体积混凝土(1 m^3)的能耗与碳排放分别减少12.7 kg 标准煤和31.7 kg CO_2 。王鹏刚等^[105]将C-S-H/PCE应用于沿海地铁管片用C50免蒸养混凝土体系,发现C-S-H/PCE在不影响混凝土后期强度的同时显著提升早期强度,并且使抗氯离子能力提高了2%~28%,抗碳化能力提高了10%~40%,进一步验证了其在提升严酷环境服役混凝土长期耐久性方面的优势。

7 结论与展望

7.1 结论

本文系统探讨了C-S-H/PCE纳米复合材料作为新型水泥基材料早强剂的制备原理、性能调控、作用机理与应用现状,主要结论如下:

1) C-S-H与PCE相互作用的本质是配位键主导的无机-有机界面耦合。PCE通过羧基络合与空间位阻效应抑制C-S-H经典成核,形成较为稳定的C-S-H/PCE纳米复合材料。其粒径、形貌与结构可通过合成参数(pH值、温度、浓度)及PCE分子结构(官能团、侧链特性)进行有效调控。新型C-A/M/F-S-H/PCE纳米复合材料的设计为高性能、绿色化应用提供了新思路。

2) C-S-H/PCE主要通过双重作用促进水化:一是吸附熟料溶出的钙、硅等离子降低过饱和度阈值,二是作为低能垒成核位点诱导C-S-H在浆体间隙空间生长。这不仅显著加速早期水化与强度发展,还调控水化产物微结构及后期性能。其效能受C-S-H/PCE自身特性(比表面积、粒径)及外部条件(掺量、水胶比、温度、石膏含量)影响。与其他外加剂复配可发挥协同早强与多功能化作用。

3) C-S-H/PCE及新型纳米复合材料在多元胶凝体系(如混合水泥、LC3、贝利特水泥、硫铝酸盐水泥)中均表现出优异的适用性,能显著提升早期(尤其1 d内)强度并改善后期强度与耐久性。这一技术优势使其在低温施工、应急抢修、免蒸养制品、大掺量固废基材料、严酷环境工程及高性能砂浆等领域具有广阔应用前景。

7.2 展望

C-S-H/PCE纳米复合材料作为一种近年来快速发展并广受关注的纳米早强剂,成功突破了传统C-S-H晶核易团聚的瓶颈,实现了优异的分散稳定性与成核效能跃升,在协同提升水泥基材料早期强度与耐久性方面展现出独特优势。尽管取得了显著

进展,当前研究对水化环境中C-S-H/PCE纳米复合材料动态演化过程的认识仍显不足,同时面临材料功能属性单一、智能化程度低下等局限,其规模化制备工艺的成本与环境影响评估亦存在不足,亟待通过深入研究实现突破。未来的研究可重点关注以下方向:

1) 实时追踪C-S-H/PCE纳米复合材料在水泥浆体复杂环境中的形成、演化、迁移、吸附及诱导水化产物异相成核的动态过程;重点探究C-S-H/PCE对水泥熟料中主要矿相(如 C_3S 、 C_2S 、 C_3A 、 C_4AF)水化的相互作用机理及其差异化促进效应的本质,从而在更深层次上揭示其加速水泥水化的物理化学机制。这将为优化C-S-H/PCE在水泥基材料中的应用策略提供科学依据,并为新型纳米早强剂设计与调控奠定理论基础。

2) 探索通过表面功能化修饰或复合改性赋予C-S-H/PCE纳米复合材料除早强外的多功能特性。例如:开发具备自修复能力(封装修复剂)、智能响应性(温度/pH值响应释放)、抗侵蚀性(氯离子固化、硫酸盐侵蚀抑制),以及抗菌/除甲醛等环境净化功能的纳米复合材料。同时,深入研究C-S-H/PCE与其他功能外加剂之间的协同效应,拓展其在智能与多功能水泥基材料中的应用。

3) 开发更高效、稳定且低成本的C-S-H/PCE纳米复合材料规模化合成工艺,确保产物批次间的一致性和长期储存稳定性,以满足实际工程应用需求。全面评估C-S-H/PCE从生产、使用到混凝土服役全生命周期的环境影响(包括碳足迹、能耗及资源消耗)。探索利用工业副产品或再生资源(如富钙废弃物)作为合成C-S-H前驱体的原料来源,以进一步降低其环境负担,提升技术可持续性。

4) 积极融合分子模拟、机器学习与人工智能等前沿技术,为C-S-H/PCE研究提供新范式。通过分子动力学模拟揭示PCE与C-S-H界面的动态结合机制;利用机器学习整合材料理化特性-工艺参数-性能数据,建立性能预测与优化模型。结合人工智能算法实现纳米复合材料的逆向设计、合成路径的智能优化以及多功能耦合配方的快速筛选,显著加速下一代纳米复合材料的开发进程。

参考文献:

- [1] PRUCKNER F, GJØRV O E. Effect of CaCl_2 and NaCl additions on concrete corrosivity[J]. *Cem Concr Res*, 2004, 34(7): 1209–1217.
- [2] ZEYAD A M, TAYEH B A, ADESINA A, et al. Review on effect of steam curing on behavior of concrete[J]. *Clean Mater*, 2022, 3: 100042.

- [3] 庞超明, 唐志远, 杨志远, 等. 水泥基材料中的早强剂及其作用机理综述[J]. 材料导报, 2023, 37(9): 76–86.
PANG Chaoming, TANG Zhiyuan, YANG Zhiyuan, et al. Mater Rep, 2023, 37(9): 76–86.
- [4] TAYLOR H F W. Cement chemistry[M]. London: Thomas Telford, 1997.
- [5] RICHARDSON I G. The nature of C-S-H in hardened cements[J]. Cem Concr Res, 1999, 29(8): 1131–1147.
- [6] ALLEN A J, THOMAS J J, JENNINGS H M. Composition and density of nanoscale calcium-silicate-hydrate in cement[J]. Nat Mater, 2007, 6(4): 311–316.
- [7] 刘新, 冯攀, 沈叙言, 等. 水泥水化产物: 水化硅酸钙(C-S-H)的研究进展[J]. 材料导报, 2021, 35(9): 9157–9167.
LIU Xin, FENG Pan, SHEN Xuyan, et al. Mater Rev, 2021, 35(9): 9157–9167.
- [8] 赵丕琪, 孙乾, 杨新月, 等. 水化硅酸钙凝胶的研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2024, 52(5): 1710–1721.
ZHAO Piqi, SUN Qian, YANG Xinyue, et al. J Chin Ceram Soc, 2024, 52(5): 1710–1721.
- [9] BULLARD J W, JENNINGS H M, LIVINGSTON R A, et al. Mechanisms of cement hydration[J]. Cem Concr Res, 2011, 41(12): 1208–1223.
- [10] SCRIVENER K L, JUILLAND P, MONTEIRO P J M. Advances in understanding hydration of Portland cement[J]. Cem Concr Res, 2015, 78: 38–56.
- [11] LAND G, STEPHAN D. Controlling cement hydration with nanoparticles[J]. Cem Concr Compos, 2015, 57: 64–67.
- [12] ZHOU J, ZHENG K R, LIU Z Q, et al. Chemical effect of nano-alumina on early-age hydration of Portland cement[J]. Cem Concr Res, 2019, 116: 159–167.
- [13] CHEN J, KOU S C, POON C S. Hydration and properties of nano-TiO₂ blended cement composites[J]. Cem Concr Compos, 2012, 34(5): 642–649.
- [14] SARGAM Y, WANG K J. Hydration kinetics and activation energy of cement pastes containing various nanoparticles[J]. Compos Part B Eng, 2021, 216: 108836.
- [15] REN Z C, LIU Y Y, YUAN L W, et al. Optimizing the content of nano-SiO₂, nano-TiO₂ and nano-CaCO₃ in Portland cement paste by response surface methodology[J]. J Build Eng, 2021, 35: 102073.
- [16] YOO D Y, OH T, BANTHIA N. Nanomaterials in ultra-high-performance concrete (UHPC)—A review[J]. Cem Concr Compos, 2022, 134: 104730.
- [17] JOHN E, MATSCHEI T, STEPHAN D. Nucleation seeding with calcium silicate hydrate—A review[J]. Cem Concr Res, 2018, 113: 74–85.
- [18] CUESTA A, MORALES-CANTERO A, DE LA TORRE A G, et al. Recent advances in C-S-H nucleation seeding for improving cement performances[J]. Materials, 2023, 16(4): 1462.
- [19] WANG F, KONG X M, JIANG L F, et al. The acceleration mechanism of nano-C-S-H particles on OPC hydration[J]. Constr Build Mater, 2020, 249: 118734.
- [20] PLASSARD C, LESNIEWSKA E, POCHARD I, et al. Nanoscale experimental investigation of particle interactions at the origin of the cohesion of cement[J]. Langmuir, 2005, 21(16): 7263–7270.
- [21] JÖNSSON B, WENNERSTRÖM H, NONAT A, et al. Onset of cohesion in cement paste[J]. Langmuir, 2004, 20(16): 6702–6709.
- [22] NICOLEAU L, GÄDT T, CHITU L, et al. Oriented aggregation of calcium silicate hydrate platelets by the use of comb-like copolymers[J]. Soft Matter, 2013, 9(19): 4864–4874.
- [23] PICKER A, NICOLEAU L, NONAT A, et al. Influence of polymers on the nucleation of calcium silicate hydrates[J]. Cem Concr Res, 2023, 174: 107329.
- [24] CAPPELLETTO E, BORSACCHI S, GEPI M, et al. Comb-shaped polymers as nanostructure modifiers of calcium silicate hydrate: A ²⁹Si solid-state NMR investigation[J]. J Phys Chem C, 2013, 117(44): 22947–22953.
- [25] POPOVA A, GEOFFROY G, RENOU-GONNORD M F, et al. Interactions between polymeric dispersants and calcium silicate hydrates[J]. J Am Ceram Soc, 2000, 83(10): 2556–2560.
- [26] ZHOU Y, HOU D S, MANZANO H, et al. Interfacial connection mechanisms in calcium-silicate-hydrates/polymer nanocomposites: A molecular dynamics study[J]. ACS Appl Mater Interfaces, 2017, 9(46): 41014–41025.
- [27] THEOBALD M, PLANK J. C-S-H-polycondensate nanocomposites as effective seeding materials for Portland composite cements[J]. Cem Concr Compos, 2022, 125: 104278.
- [28] THEOBALD M, PLANK J. β -Naphthalene sulfonate formaldehyde-based nanocomposites as new seeding materials for Portland cement[J]. Constr Build Mater, 2020, 264: 120240.
- [29] LEI L, HIRATA T, PLANK J. 40 years of PCE superplasticizers - History, current state-of-the-art and an outlook[J]. Cem Concr Res, 2022, 157: 106826.
- [30] PLANK J, SAKAI E, MIAO C W, et al. Chemical admixtures: Chemistry, applications and their impact on concrete microstructure and durability[J]. Cem Concr Res, 2015, 78: 81–99.
- [31] 陈娇, 于诚, 慕儒, 等. 纳米水化硅酸钙的制备及对水泥水化影响的研究进展[J]. 硅酸盐通报, 2021, 40(5): 1429–1440.
CHEN Jiao, YU Cheng, MU Ru, et al. Bull Chin Ceram Soc, 2021, 40(5): 1429–1440.
- [32] 唐芮枫, 张佳乐, 王子明, 等. C-S-H 纳米晶种及其对水泥水化硬化的促进作用综述[J]. 材料导报, 2023, 37(9): 105–120.
TANG Ruifeng, ZHANG Jiale, WANG Ziming, et al. Mater Rep, 2023, 37(9): 105–120.
- [33] 李茂, 吴波. 水化硅酸钙晶种研究进展[J]. 四川建材, 2024, 50(4): 1–3.
LI Mao, WU Bo. Sichuan Build Mater, 2024, 50(4): 1–3.
- [34] RICHARDSON I G. The calcium silicate hydrates[J]. Cem Concr Res, 2008, 38(2): 137–158.
- [35] HOU D S, JI X, WANG P, et al. Atypical adsorption of polycarboxylate superplasticizers on calcium silicate hydrate surface: Converting interaction by solvent effects[J]. Constr Build Mater, 2022, 330: 127160.
- [36] JAMIL T, JAVADI A, HEINZ H. Mechanism of molecular interaction of acrylate-polyethylene glycol acrylate copolymers with calcium silicate hydrate surfaces[J]. Green Chem, 2020, 22(5): 1577–1593.
- [37] ZHANG J, MA Y F, HUANG J L, et al. Influence of novel shrinkage-reducing polycarboxylate superplasticizer on the nature of calcium-silicate-hydrates[J]. J Am Ceram Soc, 2023, 106(3): 2139–2154.
- [38] OROZCO C A, CHUN B W, GENG G Q, et al. Characterization of the bonds developed between calcium silicate hydrate and polycarboxylate-

- based superplasticizers with silyl functionalities[J]. *Langmuir*, 2017, 33(14): 3404–3412.
- [39] PLANK J, HIRSCH C. Impact of zeta potential of early cement hydration phases on superplasticizer adsorption[J]. *Cem Concr Res*, 2007, 37(4): 537–542.
- [40] KANCHANASON V, PLANK J. Role of pH on the structure, composition and morphology of C-S-H-PCE nanocomposites and their effect on early strength development of Portland cement[J]. *Cem Concr Res*, 2017, 102: 90–98.
- [41] MATSUYAMA H, YOUNG J F. Synthesis of calcium silicate hydrate/polymer complexes: Part I. Anionic and nonionic polymers[J]. *J Mater Res*, 1999, 14(8): 3379–3388.
- [42] MATSUYAMA H, YOUNG J F. Intercalation of polymers in calcium silicate hydrate: a new synthetic approach to biocomposites [J]. *Chem Mater*, 1999, 11(1): 16–19.
- [43] WANG F, KONG X M, WANG D M, et al. The effects of nano-C-S-H with different polymer stabilizers on early cement hydration[J]. *J Am Ceram Soc*, 2019, 102(9): 5103–5116.
- [44] 张文生, 王宏霞, 叶家元. 聚羧酸类减水剂对水化硅酸钙微观结构的影响[J]. *硅酸盐学报*, 2006, 34(5): 546–550.
ZHANG Wensheng, WANG Hongxia, YE Jiayuan. *J Chin Ceram Soc*, 2006, 34(5): 546–550.
- [45] KRAUTWURST N, NICOLEAU L, DIETZSCH M, et al. Two-step nucleation process of calcium silicate hydrate, the nanobrick of cement[J]. *Chem Mater*, 2018, 30(9): 2895–2904.
- [46] ARTIOLI G, VALENTINI L, VOLTOLINI M, et al. Direct imaging of nucleation mechanisms by synchrotron diffraction micro-tomography: Superplasticizer-induced change of C-S-H nucleation in cement[J]. *Cryst Growth Des*, 2015, 15(1): 20–23.
- [47] VALENTINI L, FAVERO M, DALCONI M C, et al. Kinetic model of calcium-silicate hydrate nucleation and growth in the presence of PCE superplasticizers[J]. *Cryst Growth Des*, 2016, 16(2): 646–654.
- [48] SCHÖNLEIN M, PLANK J. A TEM study on the very early crystallization of C-S-H in the presence of polycarboxylate superplasticizers: Transformation from initial C-S-H globules to nanofoils[J]. *Cem Concr Res*, 2018, 106: 33–39.
- [49] WANG J, KONG X M, YIN J H. Formation of synthetic C-S-H in the presence of triethanolamine and/or polycarboxylate polymers[J]. *Constr Build Mater*, 2024, 424: 135881.
- [50] LAND G, STEPHAN D. The effect of synthesis conditions on the efficiency of C-S-H seeds to accelerate cement hydration[J]. *Cem Concr Compos*, 2018, 87: 73–78.
- [51] SUN J F, SHI H, QIAN B B, et al. Effects of synthetic C-S-H/PCE nanocomposites on early cement hydration[J]. *Constr Build Mater*, 2017, 140: 282–292.
- [52] ZHU H W, ZHANG M, ZOU F B, et al. Calcium-silicate-hydrates/polycarboxylate ether nanocomposites doped by magnesium: Enhanced stability and accelerating effect on cement hydration[J]. *J Am Ceram Soc*, 2022, 105(7): 4930–4941.
- [53] YOU Z Y, XU J. Investigation on variables contributing to the synthesis of C-S-H/PCE nanocomposites by co-precipitation method[J]. *Materials*, 2021, 14(24): 7673.
- [54] 唐芮枫, 崔素萍, 杨飞华, 等. 合成过程中聚羧酸共聚物用量对纳米 C-S-H 晶核成核及其早强作用的影响[J]. *硅酸盐通报*, 2024, 43(9): 3128–3136.
- TANG Ruifeng, CUI Suping, YANG Feihua, et al. *Bull Chin Ceram Soc*, 2024, 43(9): 3128–3136.
- [55] WANG K F, KAN Y X, ZHU Y S, et al. Optimization of synthesis parameters for C-S-H/PCE nanocomposites: A comprehensive study using orthogonal experiments and multi-analysis approaches[J]. *Constr Build Mater*, 2024, 417: 135332.
- [56] FENG X, YIN S H. Preparation of C-S-H-PCE composites using an impinging stream reactor[J]. *Chem Phys Lett*, 2023, 833: 140962.
- [57] 王学川, 钱珊珊, 王子明, 等. 硅烷减水剂对水化硅酸钙晶核粒径调控[J]. *硅酸盐学报*, 2022, 50(11): 2818–2825.
WANG Xuechuan, QIAN Shanshan, WANG Ziming, et al. *J Chin Ceram Soc*, 2022, 50(11): 2818–2825.
- [58] LEI F Z, LEI L, KANG Y Y, et al. Effect of 2-acrylamide-2-methylpropane sulfonic acid on the early strength enhancement of calcium silicate hydrate seed[J]. *Cem Concr Compos*, 2024, 149: 105527.
- [59] Kanchanason, V, Plank, J. C-S-H-PCE nanocomposites for enhancement of early strength of Portland cement[C]. *The 14th International Congress on the Chemistry of Cement (ICCC 2015)*. 2015: 176.
- [60] 陈本稳, 甘杰忠, 王学川, 等. 星型聚羧酸分散剂对纳米水化硅酸钙特性调控研究[J]. *混凝土世界*, 2024(3): 16–23.
CHEN Benwen, GAN Jiezhong, WANG Xuechuan, et al. *China Concr*, 2024(3): 16–23.
- [61] ZOU F B, ZHANG M, HU C L, et al. Novel C-A-S-H/PCE nanocomposites: Design, characterization and the effect on cement hydration[J]. *Chem Eng J*, 2021, 412: 128569.
- [62] ZOU F B, GAO Y N, ZHU H W, et al. Effect of synthesis conditions on particle size morphology, structure, and acceleration performance of C-A-S-H nanoparticles[J]. *J Mater Civ Eng*, 2023, 35(11): 04023403.
- [63] ZHOU H, LIU B, LU D Y, et al. Preparation and properties of calcium aluminum silicate hydrate-polycarboxylate nanocomposites (CASH-PCE)[J]. *J Sustain Cem Based Mater*, 2024, 13(4): 558–576.
- [64] ZHU H W, QIN Z H, MA Z B, et al. Novel C-F-S-H/PCE nanocomposites with high-efficiency seeding effect on the hydration of Portland cement[J]. *Cem Concr Compos*, 2023, 140: 105077.
- [65] ZHAN P M, WANG J, YU W W, et al. Insights into the hydration kinetics, microstructure and early strength of Portland cement containing synthetic C-S-H/PCE nanocomposites[J]. *Cem Concr Compos*, 2025, 157: 105886.
- [66] LI W, WANG R J, WANG Y, et al. The acceleration effect of nano C-S-H-PCE on the microstructure formation and evolution at early age of cement paste[J]. *Mater Struct*, 2023, 56(4): 89.
- [67] THOMAS J J, JENNINGS H M, CHEN J J. Influence of nucleation seeding on the hydration mechanisms of tricalcium silicate and cement[J]. *J Phys Chem C*, 2009, 113(11): 4327–4334.
- [68] ALIZADEH R, RAKI L, MAKAR J M, et al. Hydration of tricalcium silicate in the presence of synthetic calcium-silicate-hydrate[J]. *J Mater Chem*, 2009, 19(42): 7937–7946.
- [69] ZHU H W, LIAO C, CHEN Z, et al. Role of C-F-S-H/PCE nanocomposites on the hydration of Portland cement with varying gypsum levels[J]. *Constr Build Mater*, 2024, 426: 136155.
- [70] ZHU H W, LIAO C, HU C L, et al. A novel approach for high-efficient activation of large-volume slag cement towards a lower-carbon future in cement industry[J]. *Constr Build Mater*, 2024, 442: 137638.
- [71] LI X R, BIZZOZERO J, HESSE C. Impact of C-S-H seeding on

- hydration and strength of slag blended cement[J]. *Cem Concr Res*, 2022, 161: 106935.
- [72] 王健. 有机外加剂对合成钙矾石、氢氧化钙和 C-S-H 的影响机理[D]. 北京: 清华大学, 2021.
- WANG Jian. Influence mechanism of organic additives on the synthesis of ettringite, calcium hydroxide and C-S-H[D]. Beijing: Tsinghua University, 2021.
- [73] RINDLE O, SIXT F, SPILLANE L, et al. Revealing the morphology of nano-ettringite in cement paste: A TEM study on the influence of polycarboxylate ether superplasticizers[J]. *Cem Concr Res*, 2025, 193: 107853.
- [74] PEDROSA H C, REALES O M, REIS V D, et al. Hydration of Portland cement accelerated by C-S-H seeds at different temperatures[J]. *Cem Concr Res*, 2020, 129: 105978.
- [75] 何燕, 尤春阳, 李萌, 等. C-S-Hs-PCE 对水泥流变性及水化性能的影响[J]. *非金属矿*, 2023, 46(4): 32–35.
- HE Yan, YOU Chunyang, LI Meng, et al. Non Met Mines, 2023, 46(4): 32–35.
- [76] 张心源, 倪陈新, 陈稳, 等. 纳米 C-S-H 晶核对水泥浆体流变性能的影响[J]. *新型建筑材料*, 2024, 51(2): 39–43.
- ZHANG Xinyuan, NI Chenxin, CHEN Wen, et al. *New Build Mater*, 2024, 51(2): 39–43.
- [77] KANCHANASON V, PLANK J. Effectiveness of a calcium silicate hydrate–polycarboxylate ether (C-S-H–PCE) nanocomposite on early strength development of fly ash cement[J]. *Constr Build Mater*, 2018, 169: 20–27.
- [78] KANCHANASON V, PLANK J. Effect of calcium silicate hydrate–polycarboxylate ether (C-S-H–PCE) nanocomposite as accelerating admixture on early strength enhancement of slag and calcined clay blended cements[J]. *Cem Concr Res*, 2019, 119: 44–50.
- [79] CHEN X T, YANG X J, WU K, et al. Understanding the role of C-S-H seed/PCE nanocomposites, triethanolamine, sodium nitrate and PCE on hydration and performance at early age[J]. *Cem Concr Compos*, 2023, 139: 105002.
- [80] WANG P G, FU H, ZUO W Q, et al. Effect of n-C-S-H–PCE and slag powder on the autogenous shrinkage of high-strength steam-free pipe pile concrete[J]. *Constr Build Mater*, 2022, 325: 126815.
- [81] SUN J F, DONG H N, WU J J, et al. Properties evolution of cement–metakaolin system with C-S-H/PCE nanocomposites[J]. *Constr Build Mater*, 2021, 282: 122707.
- [82] WANG J F, PEI D T, LU L L, et al. Impacts of nano C-S-H–PCE on durability-related properties of Portland cement composites with high-volume GGBFS[J]. *Constr Build Mater*, 2024, 449: 138547.
- [83] FU H, TIAN L, WANG P G, et al. Microstructure, deformation and durability of high-strength non-steam-cured concrete with C-S-H seed[J]. *Constr Build Mater*, 2023, 374: 130953.
- [84] ZHANG J L, WANG Z M, YAO Y H, et al. The effect and mechanism of C-S-H–PCE nanocomposites on the early strength of mortar under different water-to-cement ratio[J]. *J Build Eng*, 2021, 44: 103360.
- [85] LI K, ZHU H J, ZHANG Z H, et al. Effect of microscale C-S-H on the properties of Portland cement and hydration kinetics analysis at different curing temperatures[J]. *Compos Part B Eng*, 2024, 280: 111461.
- [86] NICOLEAU L. The acceleration of cement hydration by seeding: Influence of the cement mineralogy[J]. *ZKG international*, 2013(1): 40–49.
- [87] ZOU F B, HU C L, WANG F Z, et al. Enhancement of early-age strength of the high content fly ash blended cement paste by sodium sulfate and C-S-H seeds towards a greener binder[J]. *J Clean Prod*, 2020, 244: 118566.
- [88] ZOU F B, SHEN K J, HU C L, et al. Effect of sodium sulfate and C-S-H seeds on the reaction of fly ash with different amorphous alumina contents[J]. *ACS Sustainable Chem Eng*, 2020, 8(3): 1659–1670.
- [89] LI H X, XUE Z, LIANG G W, et al. Effect of C-S-Hs–PCE and sodium sulfate on the hydration kinetics and mechanical properties of cement paste[J]. *Constr Build Mater*, 2021, 266: 121096.
- [90] HE Y, ZHANG G Q, CHEN J, et al. Influence of C-S-Hs–PCE and Na₂SO₄ on the fluidity and mechanical performance of cement–lithium slag binder[J]. *Mater Struct*, 2023, 56(9): 158.
- [91] HE Y, ZHANG G Q, JIANG M J, et al. Impacts of C-S-Hs–PCE and Na₂SO₄ on hydration properties of lithium slag–cement composite binder[J]. *J Therm Anal Calorim*, 2024, 149(17): 9073–9083.
- [92] ZHANG M, YANG L, WANG F Z. Influence of C-S-H seed and sodium sulfate on the hydration and strength of limestone calcined clay cement[J]. *J Clean Prod*, 2023, 408: 137022.
- [93] 刘驰, 郭君渊, 杨晓杰, 等. DEIPA 和 C-S-H–PCEs 复掺对水泥–粉煤灰体系早期性能的影响[J]. *建筑材料学报*, 2024, 27(9): 789–795.
- LIU Chi, GUO Junyuan, YANG Xiaojie, et al. *J Build Mater*, 2024, 27(9): 789–795.
- [94] XU C, LI H X, YANG X J, et al. Action of the combined presence of C-S-Hs–PCE and triethanolamine on the performances of cement paste/mortar[J]. *Constr Build Mater*, 2021, 269: 121345.
- [95] HE J H, LONG G C, MA K L, et al. Improvement of the hydration of a fly ash–cement system by the synergic action of triethanolamine and C-S-H seeding[J]. *ACS Sustainable Chem Eng*, 2021, 9(7): 2804–2815.
- [96] ALZAZA A, OHENOJA K, LANGÅS I, et al. Low-temperature (–10 °C) curing of Portland cement paste–Synergetic effects of chloride-free antifreeze admixture, C-S-H seeds, and room-temperature pre-curing[J]. *Cem Concr Compos*, 2022, 125: 104319.
- [97] CHEN X T, LIU T J, GUO J Y, et al. C-S-H–PCE nanoparticles and anionic surfactants as nucleation agent in cement based materials: Focus on the antagonism[J]. *Cem Concr Compos*, 2024, 152: 105644.
- [98] WYRZYKOWSKI M, ASSMANN A, HESSE C, et al. Microstructure development and autogenous shrinkage of mortars with C-S-H seeding and internal curing[J]. *Cem Concr Res*, 2020, 129: 105967.
- [99] LIANG G W, NI D Y, LI H X, et al. Synergistic effect of EVA, TEA and C-S-Hs–PCE on the hydration process and mechanical properties of Portland cement paste at early age[J]. *Constr Build Mater*, 2021, 272: 121891.
- [100] LIU Y, YANG Q H, WANG Y T, et al. Effect of CSH–PCE nanocomposites on early hydration of the ternary binder containing Portland cement, limestone, and calcined coal gangue[J]. *J Therm Anal Calorim*, 2024, 149(22): 12685–12695.
- [101] LONG Z F, LONG G C, TANG Z, et al. Analysis of hydration kinetics in high early-strength cementitious system with calcium sulphoaluminate cement and CSH seeds[J]. *Constr Build Mater*, 2024, 448: 138222.
- [102] LI J Q, ZHANG W X, XU K, et al. Fibrillar calcium silicate hydrate seeds from hydrated tricalcium silicate lower cement demand[J]. *Cem Concr Res*, 2020, 137: 106195.
- [103] 朱宏伟. 新型 C-M/F-S-H 纳米晶核制备及对水泥水化的作用机理

研究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2022.

ZHU Hongwei. Preparation of new C-M/F-S-H nanocrystalline nuclei and study on its mechanism for cement hydration[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2022.

[104] FENG X, ZHUO C Y, YIN S H. The application of C-S-H accelerators in the precast concrete industry: Early-age properties and CO₂ footprint analysis[J]. J Clean Prod, 2024, 435: 140558.

[105] 王鹏刚, 付华, 李格格, 等. 纳米 C-S-H-PCE 对沿海地铁管片用 C50 免蒸养混凝土性能的影响[J]. 东南大学学报(自然科学版),

2022, 52(2): 254–262.

WANG Penggang, FU Hua, LI Gege, et al. J Southeast Univ Nat Sci Ed, 2022, 52(2): 254–262.

作者贡献声明:

朱宏伟: 构思、调查、数据整理、撰写和修订论文、可视化

胡传林: 设计研究框架、修订论文

王发洲: 方法论、完善论文框架

胡曙光: 监督

Recent Advances and Future Perspectives on Calcium Silicate Hydrate/Polycarboxylate Ether Nanocomposites

ZHU Hongwei^{1,2}, HU Chuanlin¹, WANG Fazhou¹, HU Shuguang¹

(1. State Key Laboratory of Silicate Materials for Architectures, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, China)

Extended Abstract

The construction industry faces a dual-challenge of achieving rapid early-age strength development in cement-based materials, while ensuring a long-term durability, which is further complicated due to the demand for reduced carbon emissions. Conventional approaches (*i.e.*, using chloride-based accelerators or steam curing) often compromise later-age performance or incur high energy costs. Calcium silicate hydrate (C-S-H) as a primary binding phase in cement dictates the evolution of both microstructure and macroscopic properties. Consequently, controlling its early formation is a key to enhancing performance. Nanotechnology offers a promising solution, with C-S-H based nano-seeds gaining significant attention due to their compositional and structural similarity to the C-S-H gel. These seeds provide a low-energy nucleation substrate, effectively shifting the nucleation pathway from the surface of cement grains to the pore solution, thereby accelerating hydration without the negative effects associated with conventional methods.

However, the practical application of C-S-H nano-seeds is hindered by their high surface energy, leading to severe agglomeration and reduced efficiency. To overcome this, polycarboxylate ether (PCE) superplasticizers are employed as dispersants. The resulting C-S-H/PCE nanocomposites combine a nucleation effect of C-S-H with a dispersing ability of PCE, forming a stable suspension that represents a significant advancement in the field. Although the existing reviews discuss C-S-H nano-seeds, a comprehensive overview dedicated specifically to the design, mechanisms, and performance of C-S-H/PCE nanocomposites and their recently developed derivatives is lacking.

This review systematically summarizes recent progress on C-S-H/PCE nanocomposites. The interaction between C-S-H and PCE is primarily governed by surface adsorption, where carboxylate groups on the PCE backbone coordinate with calcium ions on the C-S-H surface. This interaction, combined with the steric hindrance of PCE side chains, stabilizes the nanoparticles and affects the non-classical nucleation pathway of C-S-H, leading to the formation of smaller, more uniform particles.

The synthesis of these nanocomposites, typically *via* co-precipitation, is critically examined. Key parameters such as pH value, reactant concentration, and calcium-to-silicon ratio are identified as crucial for controlling particle size, morphology, and subsequent seeding efficiency. Furthermore, the molecular structure of the PCE dispersant (*i.e.*, functional groups, side-chain length and density, and topology) can be tailored to optimize the nanocomposite's properties. Furthermore, novel nanocomposites incorporating aluminum, magnesium, or iron into the C-S-H structure, such as C-A-S-H/PCE and C-M-S-H/PCE, are developed. These next-generation materials demonstrate enhanced stability and superior nucleation seeding effects, paving a way for high-performance and sustainable applications.

The mechanism by which these nanocomposites accelerate cement hydration is elaborated as a dual-action. They adsorb calcium and silicate ions from the dissolving clinker, lowering the supersaturation threshold for nucleation, and they provide a multitude of low-energy sites for the precipitation of new C-S-H gel directly within the pore space. This process significantly shortens the induction period, accelerates early hydration, and leads to a more uniform and densified microstructure. Importantly, this seeding effect does not compromise a long-term strength development. Instead, it can enhance durability *via* refining the pore structure. The efficiency of this process is affected by both intrinsic factors (*i.e.*, the specific surface area of the nano-seeds), and extrinsic factors (*i.e.*, dosage, water-to-cement ratio, and curing temperature).

The synergistic effects of combining C-S-H/PCE nanocomposites with other chemical admixtures are also discussed. The combination with sodium sulfate exhibits a pronounced “1+1>2” effect in low-cement systems, where the sulfate accelerates the dissolution of supplementary cementitious materials, while the seeds provide nucleation sites for the hydration products. The similar synergistic mechanisms are analyzed with organic accelerators like triethanolamine, though a careful optimization is required to avoid

negative interactions.

Finally, the application of C-S-H/PCE nanocomposites across various cementitious systems is reviewed. They prove effective in ordinary Portland cement and in blended systems with fly ash, slag, and calcined clay. Their ability to provide a high early strength without sacrificing later-age performance makes them suitable for a range of applications, including low-temperature construction, emergency repairs, non-steam-cured precast concrete, and high-volume solid-waste binders, contributing to reduced energy consumption and carbon footprint in the construction sector.

Summary and prospects C-S-H/PCE nanocomposites represent a significant advancement over conventional accelerators, offering a synergistic approach to enhance early-age strength and durability in cement-based materials. This review systematically discusses the fundamental understanding of their synthesis, the complex interplay between C-S-H and PCE, their unique nucleation seeding mechanism, and the factors governing their performance. The development of novel metal-doped nanocomposites and the exploration of synergistic combinations with other admixtures expand their potential and effectiveness across diverse cementitious systems. These materials demonstrate clear advantages in enabling rapid strength development, improving microstructure, and facilitating sustainable construction practices with reduced clinker content. Despite these advances, several critical gaps remain. A deeper understanding of the dynamic evolution, migration, and *in-situ* behavior of these nanocomposites within the complex chemical environment of hydrating cement paste is urgently needed. Future research should focus on imparting multifunctionality to these materials, such as self-healing or responsive properties, to create smarter and more durable concrete. The development of cost-effective, scalable, and sustainable synthesis methods, potentially utilizing industrial by-products, is essential for widespread adoption. Leveraging advanced computational tools like molecular dynamics simulations and machine learning can be instrumental in accelerating the rational design and optimization of the next generation of these high-performance nanomaterials.

Keywords calcium silicate hydrate/polycarboxylate ether nanocomposites; synthesis and design; seeding effect; synergistic effect; cement hydration