

面向建筑结构储能的高能量密度水泥基锌-碘电池

陶广慧, 冯 攀, 刘睿丹, 袁 龙, 刘钊龙, 王映祥

(重大基础设施工程材料全国重点实验室, 东南大学材料科学与工程学院, 南京 211189)

摘 要: 基础设施作为大规模结构储能系统的结构载体具有巨大潜力。将安全环保的水系锌-碘电池与发泡水泥净浆相结合, 开发一种兼具结构承载、电化学功能及规模化应用前景的新型储能体系。通过发泡技术制备具有多尺度孔结构的发泡水泥净浆隔膜(FCPS), 使其具备双重功能: 既保障离子高效传输与电解液储存, 又具备足够的承载能力以维持结构完整性。以硫酸锌溶液为基础电解质, 添加不同浓度的碘化锌调控碘活性物质含量与离子传输环境。研究表明, FCPS 的多尺度孔结构与适宜碘化锌浓度的协同作用是提升隔膜离子电导率和电池综合性能的关键。发泡技术赋予 FCPS 丰富的孔结构, 可构建连续贯通的离子传输通道并提供充足的电解液储存空间; 最优碘化锌浓度(0.15 mol/L)可显著提升电解液的离子电导率, 并作为活性碘源增加参与氧化还原反应的碘离子数量。二者协同作用使隔膜孔隙率为 33%, 离子电导率达 10.20 mS/cm, 抗压强度为 7.54 MPa。基于该最优配比组装的 FCPS 基锌-碘电池实现 1.60 mA·h/cm² 的高面容量, 在 0.25 mW·cm⁻² 的功率密度下能量密度高达 2.00 mW·h·cm⁻², 且 1000 次循环后容量保持率可达 82%。该体系为大规模安全储能提供了新思路, 充分展示了锌-碘电池在建筑结构储能领域的广阔应用前景。

关键词: 水泥基锌-碘电池; 水泥基隔膜; 发泡技术; 结构储能

中图分类号: TU528 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)10-3361-12

网络出版时间: 2026-07-30



面对日益严峻的环境挑战以及化石燃料储量的持续耗竭, 加速推动太阳能、风能等可再生能源的开发利用已成为全球性战略共识。然而, 可再生能源普遍存在间歇性与不稳定性, 这催生了对兼具经济性与可靠性的储能解决方案的迫切需求^[1]。当前, 商用的锂离子电池虽凭借高能量密度在大规模储能系统中占据主流地位, 但其有机电解液易燃引发的安全风险, 加之锂资源匮乏所带来的成本压力, 严重制约了其规模化应用^[2, 3]。这些局限性突显了开发兼具低成本、固有安全性且适合大规模应用的替代储能系统的必要性。

随着大规模储能需求的持续增长, 将储能系统与建筑结构相融合的建筑结构储能系统成为一种创新且极具潜力的解决方案。在此类系统中, 隔膜不仅要实现正负极之间的物理隔离以防止短路, 还要为离子提供高效的传输通道^[4, 5], 同时必须具备抵抗枝晶穿刺的能力以及足够的机械强度, 以承担结构力学支撑功能^[6, 7]。水泥基材料因其来源广泛、力学

性能优良、化学稳定性高等特点, 有望成为未来建筑结构储能系统中隔膜材料的理想选择。当前, 已有研究尝试将水泥基隔膜与超级电容器、混合超级电容器^[8-10]及各类电池(如铁镍电池、锌镍电池和锌锰电池)^[11-20]相结合, 旨在构建兼具结构承载与储能功能的建筑结构储能系统。超级电容器虽具备充放电速度快、循环寿命长的优势, 但能量密度较低, 难以满足建筑级长期储能需求; 混合超级电容器虽一定程度兼顾了功率与能量特性, 但其能量密度仍有不足, 且制备成本偏高; 而电池技术凭借较高的能量密度、稳定的工作电压平台, 能够实现建筑所需的大规模、长时间储能, 更适宜承担建筑级储能任务。

水系锌离子电池以其本质安全性、无易燃物的特点, 非常适合与建筑结构集成。在众多水系锌离子电池体系中, 锌-碘电池因其独特优势备受关注: 碘资源丰富、成本低廉, 其氧化还原反应具有高可逆性和快速动力学特性^[21]。锌-碘电池根据正极活性物质(碘元素)的初始存在形态分为两类: 一类是

收稿日期: 2026-05-06。 修订日期: 2026-05-21。

基金项目: 国家重点研发计划(2024YFB3715000); 国家自然科学基金(52478238); 江苏省科技计划(BK20222004)。

第一作者: 陶广慧(1994—), 女, 博士研究生。

通信作者: 冯 攀(1988—), 女, 博士, 教授。

Received date: 2026-05-06. Revised date: 2026-05-21.

First author: TAO Guanghui (1994—), female, Doctoral candidate.

E-mail: taoguanghui@seu.edu.cn

Correspondent author: FENG Pan (1988—), female, Ph.D., Professor.

E-mail: pan.feng@seu.edu.cn

将固态活性物质 I_2 预复合在碳基正极中, 放电时 I_2 还原为 I^- 并生成碘化锌, 充电反之, 该结构活性物质负载高、能量密度高, 主要用于静态电池; 另一类是将活性物质(碘化物盐)添加至电解液中, 并配合高表面积碳正极, 充电时 I^- 氧化沉积为 I_2 , 放电时 I_2 还原溶解^[22]。后者无须将固态 I_2 预复合到正极, 简化了电极制备工艺, 同时活性物质以碘化物盐形式均匀分散于电解液中, 避免了固态 I_2 因导电性差、易团聚及反应不均而导致的活性物质利用率低的问题。因此, 将锌-碘电池与多孔水泥隔膜相结合, 不仅能规避固体碘正极的制备难题, 还可利用电解液在水泥基隔膜孔隙中的分布实现活性物质的高效利用, 从而更契合建筑物长期、稳定、低维护的运行需求, 展现出独特的建筑结构-储能一体化潜力。

电解液作为锌-碘电池的核心组分, 其内部溶解的电化学活性物质是决定电池电化学性能的关键要素^[23]。在运行过程中, 活性物质在正极表面通过可逆电化学反应实现能量的循环存储与释放。由此可见, 电解质浓度是调控锌-碘电池性能的关键因素^[22]。适度提升电解液浓度可有效增加活性物质含量, 为电池能量密度提升提供基础保障。但电解液浓度过高亦会引发一系列负面效应: 离子传输行为显著受盐浓度调控^[24], 浓度过高会增大电解液黏度, 抑制离子扩散能力, 降低离子导电性能, 最终劣化电池充放电反应动力学特性^[22]。尤其对于水泥基隔膜而言, 其化学组成成分和内部孔道结构复杂, 电解液浓度提升可能进一步加剧体系黏度增加, 影响离子在水泥基隔膜内部的传输; 同时可能诱发隔膜与电解液之间的副反应, 损害电池运行稳定性。因此, 深入揭示电解液浓度对水泥基隔膜孔结构、离子电导率及水泥基锌-碘电池综合性能的耦合影响, 从而优化电解液以平衡离子电导率并提升活性物质的利用率, 是推动水泥基隔膜规模化应用于锌-碘电池、全面提升电池综合性能亟待解决的关键问题。

为此, 本工作设计并制备多功能发泡水泥净浆隔膜(FCPS), 并首次将其与锌-碘电池耦合, 构建面向建筑场景的结构-储能一体化系统。已有研究证实, 发泡工艺能够有效提升水泥基材料的孔隙率, 优化内部离子传输效率^[9, 10, 25–28]。本工作创新性地 将水泥基材料的多尺度孔结构与活性物质浓度调控相结合: 一方面, 通过发泡技术改善水泥净浆的孔结构, 构建高效的离子传输通道并储存足量的电解液; 另一方面, 在硫酸锌基础电解液中优化碘化锌

的浓度, 同时兼顾离子传导效率、材料力学性能与电化学性能。其中, 碘化锌解离出的 Zn^{2+} 提高锌离子浓度, I^- 参与正极氧化还原反应, 既能简化电解液配方、避免副反应, 并保证正负极活性物质匹配。本工作系统研究不同碘化锌浓度下隔膜物化性能及电池电化学性能的演变规律, 旨在揭示水泥基隔膜在锌-碘电池中的适配性及最优电解液配比。本工作揭示水泥基隔膜孔结构、碘化锌浓度和电化学性能三者之间的构效关系, 为开发低成本、可规模化、高能量密度的水泥基锌-碘电池提供实验支撑与理论借鉴。

1 实验

1.1 实验材料

采用基准水泥(P·I 42.5)作为胶凝材料, 产自曲阜中联水泥有限公司, 其化学成分如表 1 所示。铝粉购自六安化工。锌箔来自上海伟帝金属新材料科技有限公司, 其厚度为 50 μm 。活性炭(AC, XFP01)由先丰纳米材料科技有限公司提供, 其比表面积为 1800 m^2/g 。聚偏二氟乙烯(PVDF)购自阿科玛, 乙炔黑购自 3A 化学。N-甲基吡咯烷酮(NMP)购自上海麦克林生化科技股份有限公司。碘化锌(ZnI_2)和七水硫酸锌($ZnSO_4 \cdot 7H_2O$)由上海阿拉丁生化科技股份有限公司提供。试验的水泥拌合水和溶液的溶剂均为去离子水。

表 1 水泥化学成分

Table 1 Chemical composition of cement										w/%
Al_2O_3	CaO	SiO_2	Fe_2O_3	K_2O	MgO	TiO_2	Na_2O	SO_3	Others	
8.11	53.59	24.56	3.41	0.70	1.96	0.39	0.19	2.81	4.28	

w is mass fraction.

1.2 FCPS 制备

利用发泡法按照水灰比 0.5 制备 FCPS。将去离子水和水泥按照 1.0 : 0.5 在搅拌锅中混合搅拌 60 s 后, 加入水泥质量 0.1% 的铝粉快速搅拌 90 s。将拌合浆料倒入直径 13 mm、深 5 mm 的圆柱形聚四氟乙烯模具和 20 mm×20 mm×20 mm 的立方体硅胶模具中, 并在温度(20±2) °C 和相对湿度 90% 的养护室中养护 24 h 后脱模。为避免铝粉发泡产生的大孔(数百微米)贯穿隔膜并诱发短路甚至热失控, 需在 FCPS 制备过程中合理控制厚度, 以兼顾孔结构完整性与电池安全性。将脱模后的圆柱形样品的打磨抛光至 4 mm 厚, 随后置于 45 °C 的真空干燥箱中干燥 3 d 得到 $\phi 13 mm \times 4 mm$ 的 FCPS。脱模得到的立方体试件用于抗压强度测试。

1.3 FCPS 基锌-碘电池组装

研究采用 AC 作为活性物质, 将 AC、乙炔黑和 PVDF 按质量比 8 : 1 : 1 混合成粉末, 再按照固液质量比 20 : 1 加入 NMP 进行混合。所得均匀浆料通过刮涂技术均匀涂覆于 200 目(孔径约为 74 μm) 不锈钢网上, 随后在 60 $^{\circ}\text{C}$ 烘箱中干燥 12 h。最终制得的 AC 正极平均负载量约为 2.48 mg/cm^2 。将 2 mol/L 的硫酸锌溶液与不同浓度的碘化锌溶液(0、0.10、0.15 mol/L 和 0.20 mol/L) 的混合溶液作为电解液。并将 FCPS 浸泡在电解液中, 置于 -0.1 MPa(相对压力) 的真空干燥器中静置 7 d, 使电解液充分浸入 FCPS 中。电池组装操作于 (20 $\pm$ 2) $^{\circ}\text{C}$ 室温环境下完成。将 2 个不锈钢极耳分别与 AC 正极和锌负极(直径均为 12 mm) 连接, 按照“正极-隔膜-负极”的三明治结构将 AC 正极、FCPS 和锌负极组装成锌-碘电池。组装完毕后, 将电池置于同温环境下浸泡于 15 mL 电解液中静置 24 h, 再开展后续电化学性能测试。试验中, 采用碘化锌浓度 x mol/L 的样品或装置标记为样品 I- x 。

1.4 测试方法

采用 Cu K_{α} 辐射的 X 射线衍射仪(XRD, 德国布鲁克公司, D8-discover) 分析了 FCPS 的物相组成。在 10 $^{\circ}$ ~40 $^{\circ}$ 的 2θ 范围内观测 XRD 谱, 样品扫描步长为 0.02 $^{\circ}$, 每步扫描时间为 0.15 s。采用场发射扫描电子显微镜(FE-SEM, 美国赛默飞世尔科技公司, Nova Nano SEM450) 在二次电子模式下观察了 FCPS 的微观结构形貌。抗压强度采用微机控制电子万能试验机(深圳三思纵横科技股份有限公司, UTM5105) 进行测试, 加载速率为 0.5 mm/min。记录最大载荷, 并通过式(1) 计算抗压强度 CS(MPa):

$$\text{CS} = \frac{P_m}{A} \quad (1)$$

其中: P_m 和 A 分别为试验中施加的峰值载荷, N 和受压面积, mm^2 。FCPS 的抗压强度在两种条件下进行评估: 制备完成后的原始状态, 以及在电解液浸泡 7 d 的状态, 后者用于评估其在电解液中的稳定性。每组至少测试 3 个样品, 试验结果取平均值。

FCPS 的孔隙结构通过全自动压汞仪(美国麦克仪器公司, AutoPore IV 9510) 进行表征。假设孔隙呈圆柱形几何形状, 根据 Washburn 方程^[29], 由外加压力 P 计算孔径 d :

$$d = \frac{4\gamma \cos \theta}{P} \quad (2)$$

其中: γ 为汞的表面张力; θ 为汞与孔壁之间的接触角。

材料的孔结构参数, 包括孔隙率(ϕ)、孔径分布、临界直径(d_c)、中位直径(d_m)、平均直径(d_a)、连通性(η) 和曲折度(τ), 均可通过压汞数据获得。其中, 孔隙率由最大累积侵入体积计算得出, 而临界直径则被定义为材料孔尺寸分布图中的峰值点所在孔径。此外, 材料的孔隙连通性(η) 可使用墨水瓶孔隙(ϕ_{ink}) 进行估算^[30, 31]:

$$\eta = \frac{\phi - \phi_{\text{ink}}}{\phi} \times 100\% \quad (3)$$

采用电化学工作站(武汉科思特仪器股份有限公司, CS Studio6) 进行电化学阻抗谱(EIS) 和循环伏安法(CV) 测试。EIS 测量在开路电位下进行, 频率范围为 0.1 Hz~1.0 $\times 10^6$ Hz, 扰动信号振幅为 10 mV。采用蓝电电池测试系统(武汉市蓝电电子股份有限公司, CT3008A) 进行恒流充放电(GCD) 测试, 以评估锌-碘电池的倍率性能和循环性能。所有电化学测试均在 0.2~1.8 V 的电压窗口内、环境温度(20 $\pm$ 2) $^{\circ}\text{C}$ 条件下进行。离子电导率测量中, 将两片厚度为 0.1 mm 的不锈钢板分别置于 FCPS 相对的两面。离子电导率(σ , mS/cm) 根据 EIS Nyquist 图, 通过式(4) 计算获得

$$\sigma = \frac{1000d_0}{R_s A_0} \quad (4)$$

其中: d_0 为 FCPS 的厚度, cm; R_s 为由 EIS 曲线与实轴的交点所确定的溶液电阻, Ω ; A_0 为不锈钢电极与 FCPS 之间的接触面积(1.13 cm^2)。

锌-碘电池的面容量 $C_a(\text{mA}\cdot\text{h}/\text{cm}^2)$ 、面能量密度 $E_a(\text{mW}\cdot\text{h}/\text{cm}^2)$ 及面功率密度 $P_a(\text{mW}/\text{cm}^2)$ 均根据 GCD 曲线获得, 计算公式分别为

$$C_a = \frac{1000 \times I \times t}{A_0} \quad (5)$$

$$E_a = \frac{1000 \times \int IV(t) dt}{A_0} \quad (6)$$

$$P_a = \frac{E_a}{t} \quad (7)$$

其中: I 为放电电流, A; t 为放电时间, h; $V(t)$ 为瞬时放电电压, V。

2 结果与讨论

2.1 FCPS 物相组成和微观结构

图 1 为浸泡电解液前后 FCPS 的 XRD 谱。由

图 1 可见, FCPS 原始样品呈现出复杂的物相组成, 其中既包含未水化的水泥熟料矿物相, 如铝酸三钙(C_3A)、硅酸三钙(C_3S)、硅酸二钙(C_2S)和铁铝酸四钙(C_4AF), 也含有多种水化产物, 主要包括水化硅酸钙 C-S-H 凝胶、氢氧化钙(CH)、碳酸钙($CaCO_3$)以及钙矾石(Aft)。这些物相共同反映了 FCPS 中水泥组分尚未完全反应, 并形成一定的水化硬化结构。将 FCPS 浸泡于电解液之后, XRD 谱发生了显著变化: 归属于 CH 的衍射峰强度明显降低, 表明该物相在电解液环境中发生了溶解或参与反应。与此同时, XRD 谱中新出现了碱式硫酸锌(ZSH)和石膏的特征衍射峰。这一变化有力地说明, 在电解液浸泡条件下, FCPS 中原有的氢氧化钙与电解液中的硫酸锌发生了化学反应, 生成了 ZSH 和石膏。该反应不仅消耗了体系中的 CH, 同时引入了新的硫酸盐矿物相, 这对材料的微观结构和力学性能产生重要影响^[8–10]。

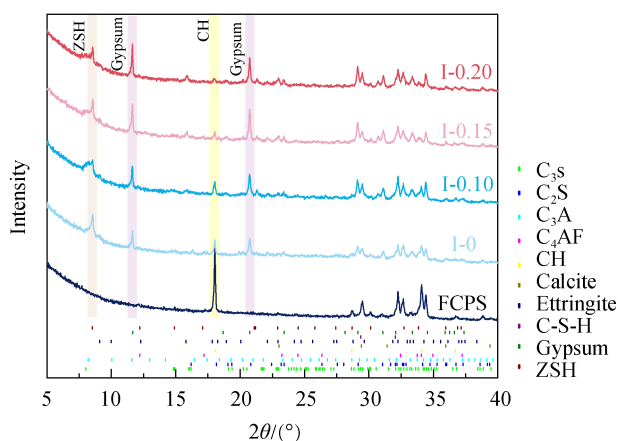


图 1 浸泡电解液前后 FCPS 的 XRD 谱

Fig. 1 XRD diffraction patterns of foamed cement paste separators (FCPS) before and after immersing in electrolyte

图 2 为 FCPS 在浸泡电解液前后的微观形貌变化。通过对比可以明显观察到, 原始的 FCPS 孔表面相对平整, 主要由水化产物和未反应的水泥熟料

颗粒构成。而在电解液浸泡之后, FCPS 微观形貌发生了显著改变: 大量新生成了 ZSH 和石膏, 它们以不同形态分布于材料表面和孔隙中, 呈现出更为松散、多孔的结构特征。这一微观形貌的演变, 与 XRD 谱(图 1)中物相变化的分析结果高度一致, 进一步证实了氢氧化钙与硫酸锌之间的反应, 以及 ZSH 和石膏的生成。图 1 和图 2 共同揭示了 FCPS 在电解液环境中的物相转变及其对微观结构的影响, 为理解水泥材料在电解液环境中的性能演化提供了重要依据。

图 3a 为 FCPS 在浸泡电解液前后的累积孔隙度演化, 据此可计算其总孔隙率, 如表 2 所示。发泡处理使浸泡前 FCPS 的孔隙率达 44%; 浸泡电解液后, 所有隔膜的总孔隙率均有所降低。这主要是由于硫酸锌与 CH 反应生成的 ZSH 及石膏(图 1 和图 2)填充了孔隙^[8–10]。随着碘化锌浓度的升高, FCPS 的孔隙率呈先降后升的趋势, 其中样品 I-0.15 的孔隙率最低为 33%, 相比于 FCPS 降低了 25%。图 3b 为 FCPS 的孔径分布, 孔结构呈现多尺度分布特征, 孔径多集中在 0.01~10.00 μm 之间。按孔径大小, FCPS 的孔隙可分为 4 类: 凝胶孔(<0.005 μm)、小毛细孔(0.005~1.000 μm)、大毛细孔(1~2 μm)以及宏观孔(>2 μm), 各类孔隙的占比见图 3c。其中, 浸泡电解液前的 FCPS 小毛细孔所占比例最高; 浸泡电解液后的隔膜小毛细孔的比例有所下降, 凝胶孔比例提高, 说明部分小毛细孔由 ZSH 和石膏填充后转为凝胶孔。

选取临界直径(d_c)、中位直径(d_m)和平均直径(d_a)三类特征孔径参数开展定量表征, 如表 2 所示。未浸泡电解液的 FCPS 的 3 种孔径最大, 分别为 1.332、1.593 μm 和 0.135 μm 。经电解液浸泡后, 隔膜内部新生成 ZSH 与石膏(图 1 和图 2), 并填充孔隙结构, 致使各孔径均显著低于原始 FCPS。其中, 样品 I-0.15 的三种孔径降幅最为显著, 相比于原始 FCPS 分别降低了 97.8%、68.9%和 59.3%。与此同时, 表 2 汇

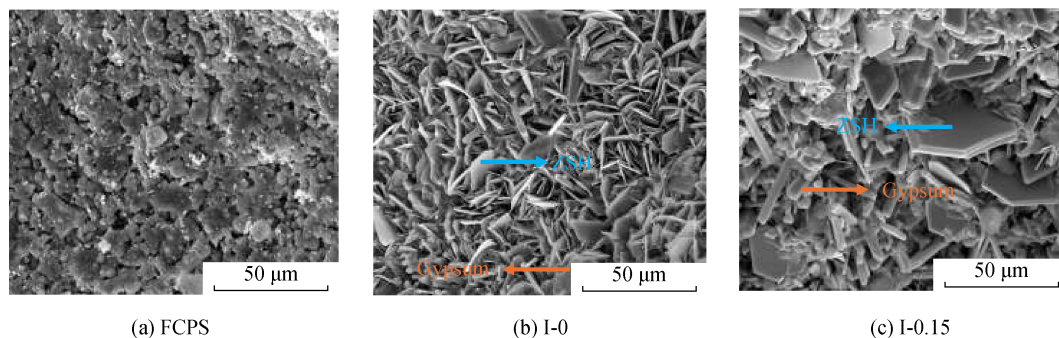


图 2 浸泡电解液前后 FCPS 的 SEM 照片

Fig. 2 SEM images of FCPS before and after immersing in electrolyte

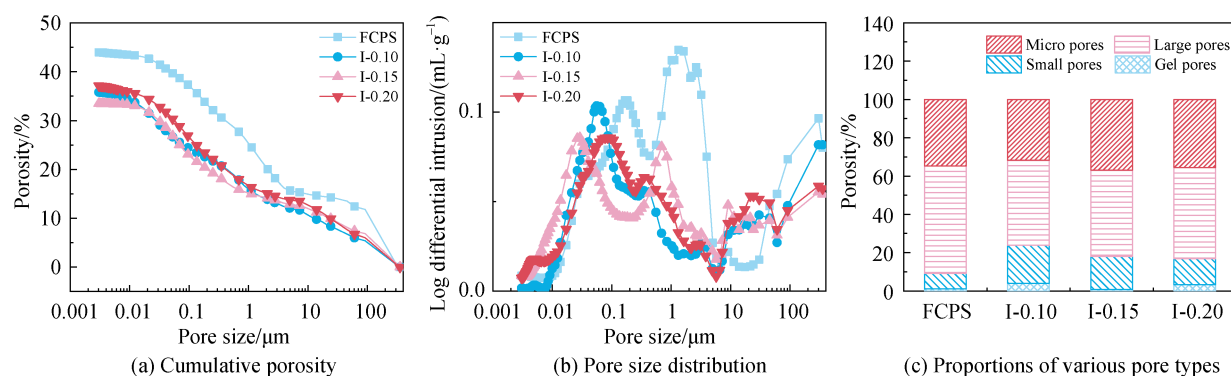


图 3 FCPS 浸泡电解液前后的孔结构

Fig. 3 Pore structure of FCPS before and after immersing in electrolyte

表 2 FCPS 浸泡电解液前后的孔结构参数

Table 2 Pore structure parameters of FCPS before and after immersing in electrolyte

Sample No.	ϕ /%	d_c / μm	d_m / μm	d_a / μm	η /%	τ
FCPS	44	1.332	1.593	0.135	33.8	1.34
I-0.10	36	0.056	0.682	0.068	23.8	3.84
I-0.15	33	0.029	0.496	0.055	22.8	3.97
I-0.20	37	0.078	0.588	0.099	26.6	3.85

ϕ is porosity; d_c is critical diameter; d_m is median diameter; d_a is average diameter; η is pore connectivity; τ is pore tortuosity.

总结了电解液浸泡前后隔膜的连通性与曲折度。原始 FCPS 拥有最高孔隙连通性(33.8%)与最低曲折度(1.34)。浸泡电解液浸泡之后,所有隔膜均呈现连通性下降、孔道曲折度上升的变化。该结果证实,FCPS 与电解液发生反应所生成的 ZSH 及石膏(图 1 和图 2),会填充原有的孔隙连通通路,提高曲折度。尽

管电解液浸泡造成孔径细化、孔隙连通性减小与曲折度提高,但得益于 FCPS 独特的多尺度孔结构特征,浸泡后的隔膜依旧可维持稳定的离子传输能力和实现电解液的有效储存,为该类水泥基隔膜在锌-碘电池体系中的适配应用提供了结构基础。

2.2 FCPS 离子电导率和抗压强度

图 4a 为 FCPS 在不同碘化锌浓度电解液中的离子电导率变化。随碘化锌浓度逐步升高,FCPS 的离子电导率呈现出先上升后下降的非单调变化趋势。低浓度区间内,离子电导率随浓度增加而显著提升;当碘化锌浓度达到 0.15 mol/L 时,FCPS 的离子电导率达到最大值(10.20 mS/cm);进一步提升溶质浓度后,离子电导率无法继续提升。FCPS 的离子电导率由其内部的多尺度孔结构特征和孔内电解液的本征离子电导率共同决定,其中电解液电导率起主导作用。

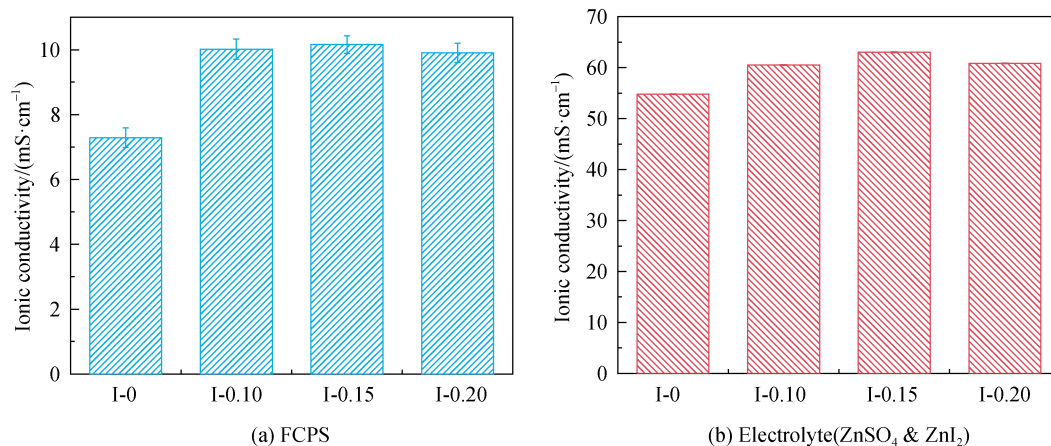


图 4 样品的离子电导率

Fig. 4 Ionic conductivities of samples

从孔结构角度来看,发泡工艺丰富了 FCPS 的孔隙率和多级孔结构(图 3 和表 2),能够有效储存电解液,为离子传输提供连续的传输通道。结合孔结

构分析可知,随着碘化锌浓度不断提高,隔膜孔隙率和连通性先降后升,孔道曲折度先升后降。根据离子传导理论,孔隙率与连通性降低、孔道曲折度

升高会增加离子迁移阻力,理论上会造成离子电导率降低。但 FCPS 的离子电导率并未随孔结构的阶段性变化出现与之相应的理论变化。这说明电解液浸泡引发的孔结构阶段性演变并非决定 FCPS 离子传导行为的主导控制因素;其多级孔结构仅作为离子传输的基础条件,可提供电解液储存空间与连续传输通道,即便孔结构参数随碘化锌浓度发生波动,仍能满足离子传输的基本结构需求。

从电解液本征电导率角度来看,该因素是决定 FCPS 隔膜离子电导率演变规律的核心主导条件。图 4b 为不同碘化锌浓度条件下电解液的本征离子电导率变化。由图 4b 可见,电解液的本征离子电导率随碘化锌浓度变化趋势与 FCPS 整体离子电导率变化一致,说明隔膜离子电导率在很大程度上受孔内电解液的离子电导率控制。在低浓度区间($< 0.20 \text{ mol/L}$),提升碘化锌浓度可显著增加体系内 Zn^{2+} 、 I^- 等载流子数量,有效提升电解液离子电导能力,抵消孔结构在一定范围内的波动带来的负面效应,推动 FCPS 整体离子电导率持续提高。当碘化锌浓度过高(如 0.20 mol/L),过高的离子浓度会加剧离子间静电相互作用,诱发离子团聚形成大分子团簇,同时电解液黏度显著上升,抑制离子扩散与迁移速率,最终造成电解液本征电导率无法继续提升^[32, 33]。

图 5 为不同碘化锌浓度条件下 FCPS 的抗压强度变化。未浸泡电解液的原始 FCPS 抗压强度最低,仅为 2.55 MPa 。这与其较高的孔隙率密切相关,高孔隙率(表 2)的材料基体内部结构疏松,力学能力较弱。经浸泡电解液处理后,各组隔膜的抗压强度均得到显著提升。主要归因于电解液与 FCPS 发生反应并生成新物相(图 1),有效填充内部孔隙(图 2)并实现孔结构致密化(图 3 和表 2),从而显著增强隔膜

的力学性能^[8–10]。值得注意的是,FCPS 抗压强度随碘化锌浓度升高呈现先升后降的趋势。碘化锌浓度为 0.15 mol/L 时隔膜抗压强度最大值 7.54 MPa 。上述隔膜力学性能演化规律与其孔结构密切相关。低碘化锌浓度区间($< 0.20 \text{ mol/L}$),隔膜孔隙率随浓度提高而降低,结构致密化程度提升,使抗压强度逐步上升。高碘化锌浓度时(如 0.20 mol/L),隔膜孔隙率回升(图 3),导致抗压强度降低。

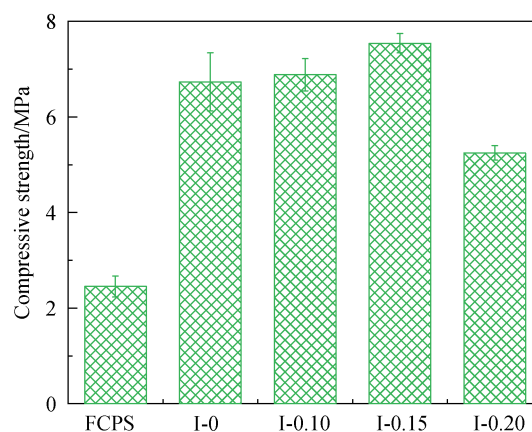


图 5 FCPS 的抗压强度

Fig. 5 Compressive strength of FCPS

2.3 FCPS 基锌-碘电池的电化学性能

为了更深入地评估 FCPS 在储能领域的性能及其应用潜力,以硫酸锌(2 mol/L)为基础电解液,并添加不同浓度的碘化锌,组装锌-碘电池进行电化学测试。图 6a 为不同碘化锌浓度条件下 FCPS 基锌-碘电池的 Nyquist 图谱。随着碘化锌浓度的逐步提高,锌-碘电池的溶液电阻呈现出显著降低的趋势,如图 6b 所示。其中,碘化锌浓度为 0.15 mol/L 时,溶液电阻达到最低值(34.1Ω),与未添加碘化锌(样品 I-0)的电池相比,降低了 45.6% 。发泡技术通过

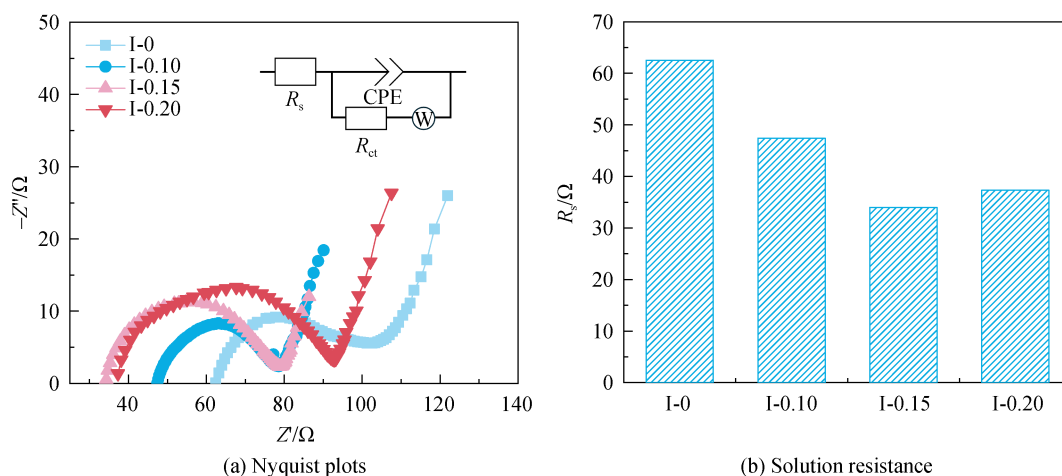


图 6 FCPS 基锌-碘电池的 Nyquist 图谱和溶液电阻

Fig. 6 Nyquist plots and solution resistance of zinc-iodine batteries with FCPS

丰富 FCPS 的孔隙结构以构建离子传输通道和储存电解液, 同时提高碘化锌浓度以增加自由移动的离子数量, 二者协同降低了电池的溶液电阻。

图 7a 和图 7b 分别为不同碘化锌浓度条件下该电池的循环伏安(CV)曲线及其对应的峰值电流。与未添加碘化锌(样品 I-0)的对照体系相比, 添加碘化锌后, CV 曲线中出现了明显的氧化还原峰, 且在不同碘化锌浓度条件下, 各电池的 CV 曲线均表现出相似的峰位特征。这表明, 在 FCPS 基锌-碘电池中, I_2/I^- 的可逆转化反应能够正常进行, 氧化还原电对具有良好的电化学可逆性和反应稳定性。此外, 随着碘化锌浓度的提高, CV 曲线的峰值电流逐渐增强, 曲线所包围的面积也相应增大。其中, 当碘化锌浓度达到 0.2 mol/L 时, CV 曲线的氧化还原峰最高, 包围面积最大。这一现象表明, 该浓度条件下电化学可逆容量和反应动力学性能最优。具体而言, CV 曲线峰电流的升高意味着电化学反应的速率更快、活性更强; 而包围面积的增大则直接反映

出储能过程中参与电荷转移的活性物质更多, 电化学可逆容量更高。因此, 适量提高碘化锌浓度有利于增强电池中 I_2/I^- 氧化还原反应的强度与可逆性, 从而提升 FCPS 基锌-碘电池的整体储能性能。

图 8 为在不同碘化锌浓度和不同电流密度条件下, FCPS 基锌-碘电池的充放电曲线。随着电解液中碘化锌浓度的逐步提高, 电池的充放电平台长度不断延长, 面容量同步显著增加^[34]。充放电平台的延长反映电池可在稳定电压下实现更多电荷的储存与释放, 容量的提升则证明单位面积电极的活性物质参与反应程度更高, 有效改善了电池的能量密度。此外, 不同电流密度条件下锌-碘电池的充放电曲线也显示出规律性变化: 随着电流密度的提高, 充放电平台明显缩短, 面容量也随之降低。图 9 对比了不同碘化锌浓度下 FCPS 基锌-碘电池的倍率性能。在较低的电流密度 0.2 mA/cm^2 下, 碘化锌浓度为 0.15 mol/L 和 0.20 mol/L 两组样品展示出最优的初始放电容量, 分别为 $1.60 \text{ mA} \cdot \text{h/cm}^2$ 和 $1.64 \text{ mA} \cdot \text{h/cm}^2$,

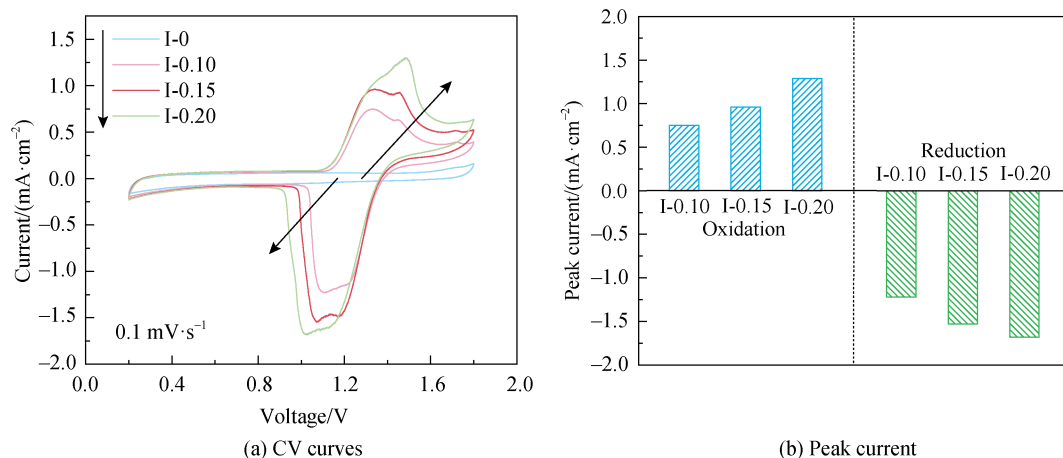


图 7 FCPS 基锌-碘电池的 CV 曲线图和峰值电流

Fig. 7 CV curves and peak current of zinc-iodine batteries with FCPS

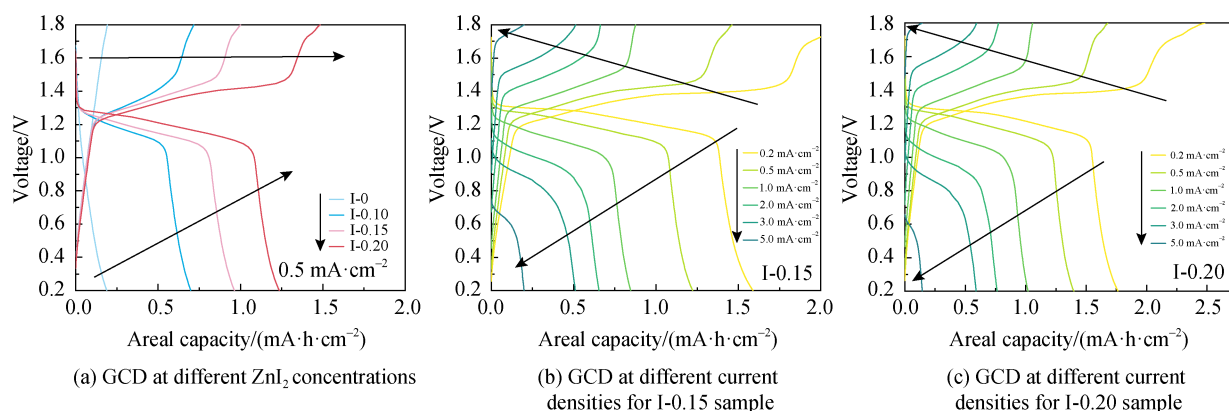


图 8 FCPS 基锌-碘电池的恒流充放电曲线

Fig. 8 Galvanostatic charge-discharge (GCD) curves of zinc-iodine batteries with FCPS

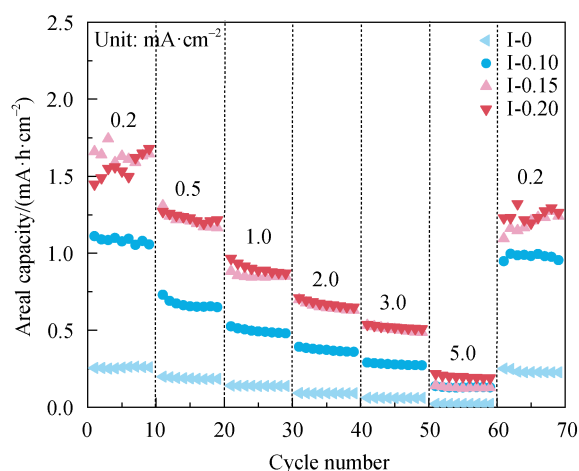


图9 FCPS 基锌-碘电池的倍率性能

Fig. 9 Rate performance of zinc-iodine batteries with FCPS

显著优于其余浓度组别。即使电流密度依次提升至 0.5、1.0、2.0、3.0 mA/cm² 和 5.0 mA/cm²，上述 2 组仍保持更高的面容量。该电池优异的倍率性能主要归因于碘化锌浓度优化对 FCPS 传输特性的改善作用^[35]。适宜的碘化锌浓度能够优化电解液离子传输环境，有效提升 FCPS 的离子电导率(图 4)，进而加快碘活性物质氧化还原反应动力学；同时可有效弱化大电流工况下的电化学极化效应，抑制反应动力学衰减，最终保障电池在宽倍率范围内实现稳定且高效的容量可逆释放。结合 FCPS 离子电导率与抗压强度测试结果，当碘化锌浓度为 0.15 mol/L 时，FCPS 可同时实现优异的离子导电性能(10.20 mS/cm)与良好的力学抗压性能(7.54 MPa)。进一步提升碘化锌浓度后，离子电导率与抗压强度均难以继续改善，且倍率性能相差不大。因此，2 mol/L 基础体系复合 0.15 mol/L 碘化锌为本工作最优电解液配比。

图 10 为 FCPS 基锌-碘电池的能量密度与功率密度的关系。随着功率密度的提高，电池的能量密度呈现出逐渐降低的趋势，这与典型的电化学储能行为完全相符。值得注意的是，在不同碘化锌浓度条件下，高浓度组别的电池仍能够保持相对较高的能量密度。这一优势主要归因于适量的碘化锌提供了充足的 I⁻，增强了 I₂/I⁻ 氧化还原反应的强度与可逆性，同时维持了良好的电解液离子导电性(图 4)，从而在高功率输出条件下仍能保持较高的容量释放效率。最优电解液配比条件下，FCPS 基锌-碘电池在功率密度为 0.25 mW/cm² 的条件下，能量密度高达 2.00 mW·h/cm²。图 11 将本工作所获得的能量密度和功率密度，同多篇公开报道的水泥基电池实测数据进行了对比。结果表明，文献[12–17, 19, 20]中水泥基电池能量密度的范围为 0.01~1.27 mW·h/cm²，而本

工作制备的 FCPS 基锌-碘电池能量密度显著高于该区间，充分证实该体系具备更为突出的实际储能应用潜力。这说明合理调控碘化锌浓度对于提升 FCPS 基锌-碘电池的能量输出能力具有重要意义。

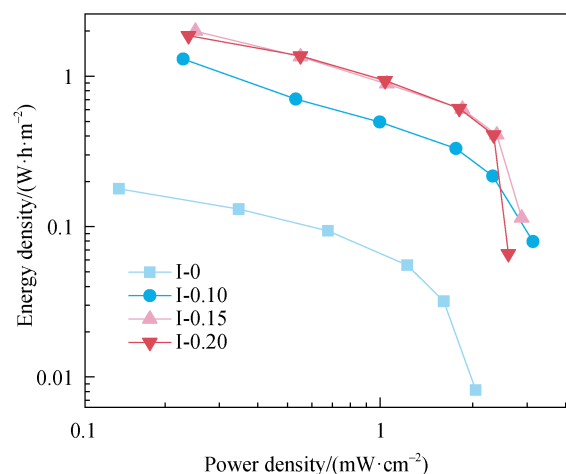


图10 FCPS 基锌-碘电池能量密度与功率密度的关系图

Fig. 10 Relationship between energy density and power density of zinc-iodine batteries with FCPS

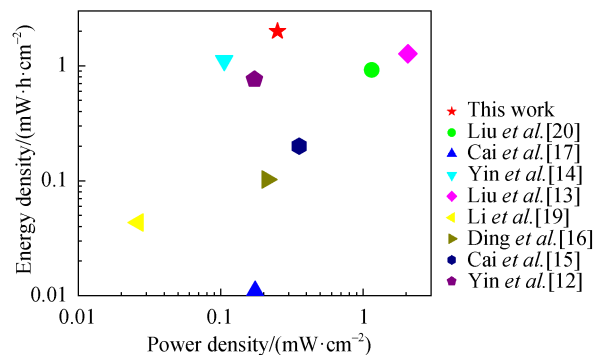


图11 本工作与文献[12–17, 19, 20]的能量密度对比

Fig. 11 Comparison of this work and references [12–17, 19, 20] on energy density

图 12a 和图 12b 分别为 FCPS 基锌-碘电池在 2 mA/cm² 电流密度下的长循环性能，以及样品 I-0.15 第 1~50 圈的 CV 曲线。随着碘化锌浓度的提高，锌-碘电池的初始面容量逐渐提高。当碘化锌浓度为 0.20 mol/L 时，尽管初始面容量最高，但容量衰减迅速，经过 1000 次循环后容量保持率仅为 23%，并且库仑效率在 600 次循环后出现快速下降。原因在于过高碘化锌浓度加剧了充放电过程中可溶性多碘化物的生成与穿梭效应，而穿梭效应正是导致库仑效率波动并加速容量衰减的关键因素^[36]。相比之下，0.15 mol/L 的碘化锌浓度在提供较高面容量的同时，能够维持良好的长期稳定性：1000 次循环后展现出 82% 的容量保持率，同时库仑效率接近 99%。此外，其第 1 圈到第 50 圈的重合的 CV 曲线中，进一步证

实了在样品 I-0.15 在长循环过程中的稳定性。

2.4 储能机理

图 13 为结构储能系统中 FCPS 基锌-碘电池。FCPS 离子电导率及锌-碘电池电化学性能的提升,

主要归因于多尺度孔结构与碘化锌浓度的协同作用, 该耦合效应同时决定了隔膜力学性能、离子传输效率与电池储能特性, 是实现结构-电化学一体化的核心。

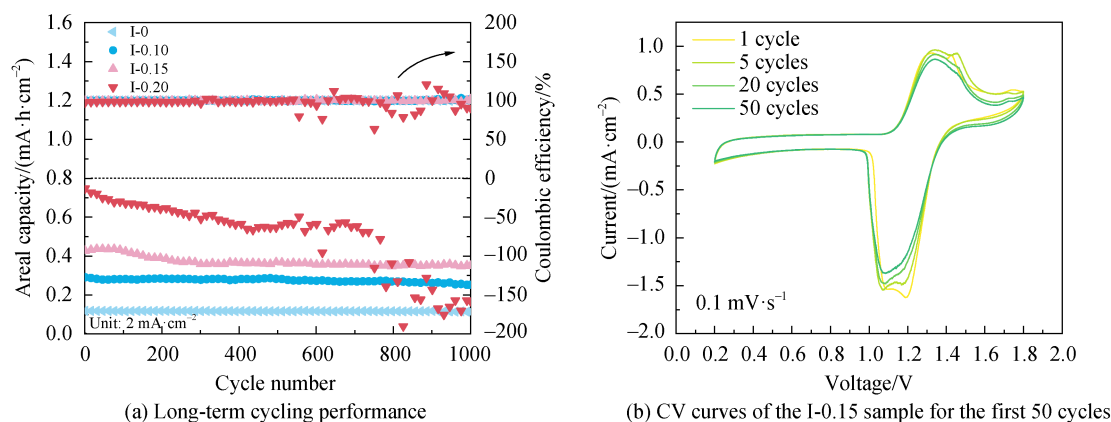


图 12 FCPS 基锌-碘电池的长循环性能

Fig. 12 Long-term cycling stability and coulombic efficiency of zinc-iodine batteries with FCPS

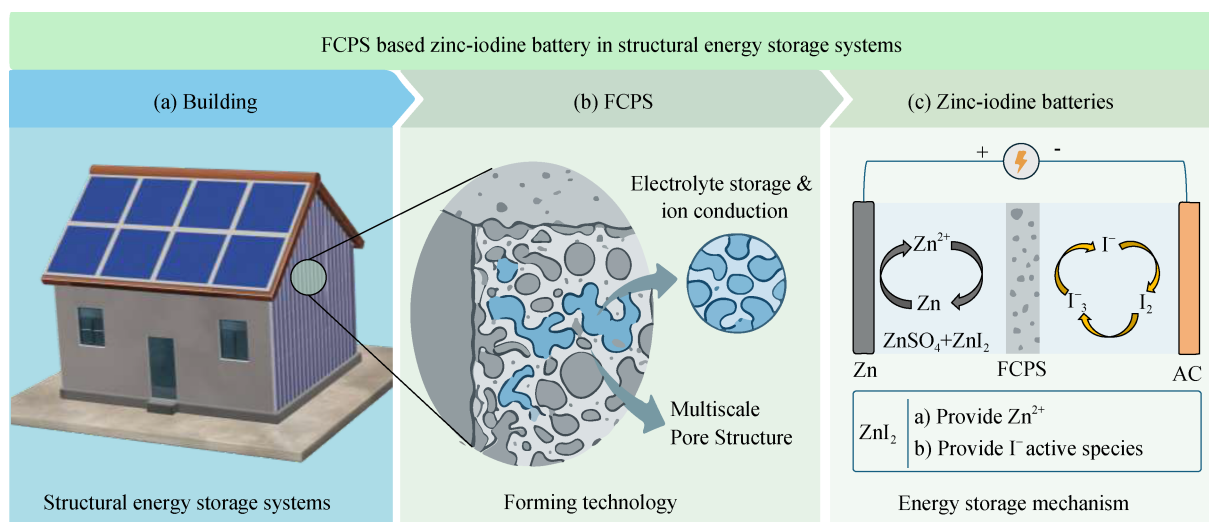


图 13 结构储能系统中 FCPS 基锌-碘电池

Fig. 13 FCPS based zinc-iodine batteries in structural storage systems

一方面, FCPS 经发泡工艺引入 $0.002 \sim 400.000 \mu\text{m}$ 连续贯通的多尺度孔道, 孔隙率达 44%(图 3), 既为电解液提供充足储存空间, 又构建较低曲折度的高效离子传输通路, 为 Zn^{2+} 与 I^- 快速迁移提供结构支撑, 如图 13b 所示。电解液浸泡后, FCPS 中 CH 与硫酸锌反应生成 ZSH 与石膏, 填充部分大孔并细化孔结构, 使最优配比组(样品 I-0.15)孔隙率稳定在 33%, 在保留离子通道的同时显著提升抗压强度至 7.54 MPa。

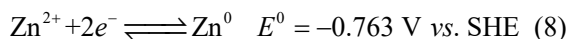
另一方面, 以 2 mol/L 硫酸锌为基础电解液, 0.15 mol/L 碘化锌为最优添加浓度。碘化锌解离可提供充足 Zn^{2+} 与 I^- 载流子, 显著提升电解液本征离子电

导率, 使 FCPS 离子电导率达到峰值 10.20 mS/cm (图 4); 同时 I^- 作为正极活性物质, 参与可逆氧化还原反应, 提升反应动力学与电池容量(图 9)。当碘化锌浓度超过 0.15 mol/L 时, 过高离子浓度会加剧离子团聚、增加电解液黏度, 抑制离子迁移, 导致离子电导率与循环稳定性同步衰减^[32, 33]。

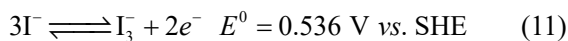
由图 13c 可见, 充电过程中, 锌负极发生 Zn 氧化溶解, 见式(8)。正极 I^- 被氧化为 I_2 并与游离 I^- 结合生成 I_3^- , 见式(9)和式(10); 放电时发生逆反应。FCPS 为 Zn^{2+} 与 I^- 提供稳定双向传输通道, 同时承担结构承载功能。这些阴离子在正极侧的电解液中的整体反应见式(11)。锌-碘电池的整个反应过程可通

过式(12)来描述, 其中 E^0 为电极的热力学开路电压。

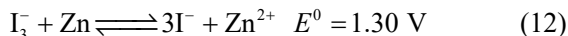
锌负极:



活性炭正极:



总体:



综上, 发泡工艺赋予水泥净浆多尺度孔结构以提供离子通道与电解液储存空间、优化碘化锌浓度保障高离子电导率与充足活性碘源、碱式硫酸锌/石膏原位填充实现力学和电化学的平衡, 三者协同作用优化 FCPS 的离子传输路径、提升氧化还原反应动力学、降低电池溶液电阻, 最终使 FCPS 基锌-碘电池实现 $1.60 \text{ mA} \cdot \text{h}/\text{cm}^2$ 的高面容量, 在 $0.25 \text{ mW}/\text{cm}^2$ 功率密度下达到高能量密度 $2.00 \text{ mW} \cdot \text{h}/\text{cm}^2$, 并在 1000 次长循环后保持 82% 的容量, 为高性能建筑结构-储能系统的开发与应用提供新思路与理论支撑。

3 结论

本工作创新性地将 FCPS 应用于水系锌-碘电池体系, 构建了集结构承载与电化学储能于一体的新型建筑结构-储能一体化功能体系。通过系统探究碘化锌浓度调控下 FCPS 孔结构演变规律、离子传导特性、力学性能及电池电化学性能的协同作用机制, 揭示了隔膜孔结构与电解质浓度的协同调控机理, 确立了适配该复合体系的最优电解质配比, 主要结论如下:

1) FCPS 多尺度孔结构与适量碘化锌的协同耦合效应, 是实现隔膜高效离子传导的关键。发泡技术赋予 FCPS 丰富的多级孔结构特征, 可构筑连续贯通的离子传输通道, 并为电解液储存提供充足空间。最佳碘化锌浓度 (0.15 mol/L) 既可显著提升电解液本征离子传导能力, 又可调节隔膜孔结构。在二者协同作用下, 电解液浸渍后的 FCPS 可维持 33% 的适宜孔隙率与 7.54 MPa 的抗压强度, 同时实现 $10.20 \text{ mS}/\text{cm}$ 的高离子电导率, 有效兼顾了力学结构稳定性与离子传输的需求。

2) 在 2 mol/L 硫酸锌基础电解液中引入 0.15 mol/L 碘化锌, 能够有效引入活性碘氧化还原对, 大幅提升体系的活性物质含量, 显著改善电池反应动力学, 进而提高锌-碘电池的倍率性能与能量

输出水平。测试结果表明, FCPS 基锌-碘电池面容量可达 $1.60 \text{ mA} \cdot \text{h}/\text{cm}^2$, 在 $0.25 \text{ mW}/\text{cm}^2$ 功率密度下能量密度高达 $2.00 \text{ mW} \cdot \text{h}/\text{cm}^2$; 在 $2 \text{ mA}/\text{cm}^2$ 电流密度下, 历经 1000 次长周期循环后容量保持率仍可达 82%, 展现出优异的循环稳定性。

3) 本工作构筑的 FCPS 基锌-碘电池可有效集成于建筑墙体、基础垫层、地下工程内衬等非主承力构件, 在满足基本力学性能的前提下, 实现对建筑光伏、风能等分布式清洁能源的有效存储。这有助于建筑实现削峰填谷、应急照明及微电网运行, 从而降低对外部电网的依赖, 提升建筑能源系统的自主性与韧性, 展现出在低碳建筑与能源自给型建筑中的工程价值。

(第二十八届中国科协年会学术论文)

参考文献:

- [1] WANG S N, YANG D S, ZHANG P, et al. Liquid metal anode enables zinc-based flow batteries with ultrahigh areal capacity and ultralong duration[J]. *Sci Adv*, 2025, 11(18): eads3919.
- [2] XIAO H, ZHAO J T, GAO Q X, et al. Recent advances in fast-charging lithium-ion batteries: Mechanism, materials, and future opportunities[J]. *Chem Eng J*, 2025, 506: 159927.
- [3] SHUAI J P, LIU W Z, ROHANI S, et al. Efficient extraction and separation of valuable elements from spent lithium-ion batteries by leaching and solvent extraction: A review[J]. *Chem Eng J*, 2025, 503: 158114.
- [4] WANG T, XIAO Y, XIANG W W, et al. Stable zinc electrode/separator interface enabled by phthalocyanine-modified separator for advanced zinc metal batteries[J]. *Small*, 2025, 21(31): 2503907.
- [5] BI H H, TIAN D X, ZHAO Z B, et al. Multifunctional Janus separator engineering for modulating zinc oriented aspectant growth and iodine conversion kinetics toward advanced zinc-iodine batteries[J]. *Adv Funct Mater*, 2025, 35(22): 2423115.
- [6] KANG Y H, CHEN G H, HUA H M, et al. A Janus separator based on cation exchange resin and Fe nanoparticles-decorated single-wall carbon nanotubes with triply synergistic effects for high-areal capacity Zn-I₂ batteries[J]. *Angew Chem Int Ed*, 2023, 62(22): e202300418.
- [7] FENG P, LIU Z L, YUAN L, et al. Concrete: From infrastructure to structural energy storage[J]. *Mater Today*, 2025, 91: 364–374.
- [8] TAO G H, YOU Y R, LIU Z L, et al. Multiscale pore engineering in separators for aqueous Zn-ion batteries in infrastructure applications[J]. *J Energy Storage*, 2026, 153: 121058.
- [9] LIU R D, FENG P, LIU Z L, et al. An innovative structural energy storage solution using fly ash-cement composites for net-zero energy buildings[J]. *Cem Concr Compos*, 2025, 157: 105960.
- [10] LIU Z L, FENG P, LIU R D, et al. Integration of zinc anode and cement: Unlocking scalable energy storage[J]. *Natl Sci Rev*, 2024, 11(10): nwae309.
- [11] ZHANG E Q, TANG L P. Rechargeable concrete battery[J]. *Buildings*, 2021, 11(3): 103.
- [12] YIN L Q, LIU S H, YIN D D, et al. Development of rechargeable cement-based batteries with carbon fiber mesh for energy storage solutions[J]. *J Energy Storage*, 2024, 93: 112181.
- [13] LIU Z Y, LIU S H, DU K, et al. Development of rechargeable

- cement-based batteries with hemp fibers[J]. *J Energy Storage*, 2025, 135: 118355.
- [14] YIN D D, LIU S H, YIN L Q, et al. Rechargeable cement-based solid-state nickel-iron batteries for energy storage of self-powered buildings[J]. *Sustain Mater Technol*, 2025, 44: e01350.
- [15] CAI Q, GUO J Y, ZHANG R, et al. High-performance bioinspired rechargeable cement-based batteries for low-carbon self-powered buildings[J]. *Adv Mater*, 2025, 37(35): 2505202.
- [16] DING J, GUO S L, HAN G Q, et al. Fully solar-powered uninterrupted highway tunnel-lighting system enabled by cement-based aqueous Ni-Zn structural batteries[J]. *Small*, 2025, 21(17): 2412242.
- [17] CAI D X, GUAN X M, ZHU S M, et al. High-performance structural energy storage batteries assembled with carbon-negative porous electrolyte and NiFe-Zn electrodes[J]. *J Energy Storage*, 2026, 149: 120196.
- [18] KOVRUGIN V M, GUERLOU-DEMOURGUES L, CROGUENNEC L, et al. A sustainable approach to energy storage in buildings: The first rechargeable geopolymer-based battery[J]. *Mater Horiz*, 2025, 12(11): 3712–3720.
- [19] LI Y Y, ZHENG W T, ZHU J H, et al. *In situ* dynamic interphase-supported cement zinc batteries for sustainable power supply ecosystem[J]. *Adv Funct Mater*, 2026, 36(28): e25495.
- [20] LIU Z L, FENG P, YUAN L, et al. High performance Zn–Mn cement batteries for the next generation of buildings[J]. *Nano-Micro Lett*, 2026, 18: 284.
- [21] LI Z G, WU X H, YU X Y, et al. Long-life aqueous Zn–I₂ battery enabled by a low-cost multifunctional zeolite membrane separator[J]. *Nano Lett*, 2022, 22(6): 2538–2546.
- [22] HUANG F, XU W H, HE Y, et al. Electrolyte design toward high-performance zinc-iodine batteries: Progress, challenges, and prospects[J]. *Battery Energy*, 2025, 4(5): e70036.
- [23] PEI Z B, ZHU Z X, SUN D, et al. Review of the I[−]/I₃[−] redox chemistry in Zn-iodine redox flow batteries[J]. *Mater Res Bull*, 2021, 141: 111347.
- [24] CHLIYAH S, RABII S, LAHMIDI A, et al. Concentration effects on the structural, transport, and dielectric properties of the energy storage system {NaBF₄–dimethyl sulfoxide} used in sodium-ion battery technology: A molecular dynamics approach and DFT method[J]. *J Mol Liq*, 2026, 446: 129272.
- [25] SHI M Y, ZHANG D. Integrated construction improving electrochemical performance of loadable supercapacitors based on porous cement-based solid electrolytes[J]. *J Power Sources*, 2024, 616: 235135.
- [26] ZHOU C S, WANG Q D, ZHANG C Y. Electrochemical energy storage properties of high-porosity foamed cement[J]. *Materials*, 2022, 15(7): 2459.
- [27] SHI M Y, ZHANG D. 3D porous cementitious electrolytes with “stream-reservoir” ionic channels for high multifunctional performance structural supercapacitors[J]. *J Mater Chem A*, 2024, 12(4): 2237–2248.
- [28] 马卫园, 张东. 磷酸镁多孔材料的制备及其在结构超级电容器的应用[J]. *化工学报*, 2018, 69(10): 4438–4448.
- MA Weiyan, ZHANG Dong. *CIESC Journal*, 2018, 69(10): 4438–4448.
- [29] CHEN Y J, AL-NESHAWY F, PUNKKI J. Investigation on the effect of entrained air on pore structure in hardened concrete using MIP [J]. *Constr Build Mater*, 2021, 292: 123441.
- [30] ZHANG Y, YANG Z X, YE G. Dependence of unsaturated chloride diffusion on the pore structure in cementitious materials[J]. *Cem Concr Res*, 2020, 127: 105919.
- [31] SALMAS C, ANDROUTSOPOULOS G. Mercury porosimetry: Contact angle hysteresis of materials with controlled pore structure[J]. *J Colloid Interface Sci*, 2001, 239(1): 178–189.
- [32] LIANG B C, WANG T R, CHEN H, et al. Achieve an atomic-level understanding of the anion/concentration effect on transport properties for aqueous zinc halide electrolytes[J]. *Electrochim Acta*, 2025, 526: 146165.
- [33] LI Y Q, YANG Y, LU Y X, et al. Ultralow-concentration electrolyte for Na-ion batteries[J]. *ACS Energy Lett*, 2020, 5(4): 1156–1158.
- [34] XU Z J, YANG J Q, SUN P, et al. Iodide-mediated intermediate regulation strategy enables high-capacity and ultra-stable zinc–iodine batteries[J]. *Chem Sci*, 2025, 16(29): 13211–13220.
- [35] NAVEED A, LI T, ALI A, et al. Enabling high reversibility of Zn anode *via* interfacial engineering induced by amino acid electrolyte additive [J]. *Small*, 2024, 20(40): 2401589.
- [36] CHEN Z X, ZHANG J, ZHOU C C, et al. Sulfonated lignin binder blocks active iodine dissolution and polyiodide shuttle toward durable zinc-iodine batteries[J]. *Adv Energy Mater*, 2025, 15(8): 2404814.

作者贡献声明：

陶广慧：论文构思、设计研究方法和实验方案、撰写初稿

冯攀：提供资源、获取资助、项目管理、监督指导、审阅与修订

刘睿丹：调查研究、数据管理、分析/综合数据并推导结论

袁龙：验证、绘制图表

刘钊龙：调查研究、数据管理

王映祥：调查研究、数据管理

High-Energy-Density Cement-Based Zinc-Iodine Batteries for Building Structural Energy Storage

TAO Guanghui, FENG Pan, LIU Ruidan, YUAN Long, LIU Zhaolong, WANG Yingxiang

(State Key Laboratory of Engineering Materials for Major Infrastructure, School of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189, China)

Extended Abstract

Introduction Faced with worsening environmental problems and fossil energy depletion, renewable energy has become a focus of the global energy transition, whereas its intermittency and variability require large-scale energy storage systems. Commercial lithium-ion batteries are limited by safety hazards and high costs, making novel, safe, and low-cost energy storage systems critical. Thus, building-integrated structural energy storage systems have emerged, in which the separator, a core component, must perform multiple functions. Cement-based materials, because of their abundant raw-material sources and excellent stability, are ideal for separators and have been applied in supercapacitors and zinc-based batteries. Aqueous zinc-iodine batteries, featuring intrinsic safety, low cost, and good redox reversibility, are suitable for structural energy storage systems. The liquid active material system (iodide

dissolved in electrolyte) avoids the drawbacks of solid iodine cathodes, and its combination with porous cement separators can meet building operation requirements (low maintenance, long-term stability). As a core factor regulating battery performance, electrolyte concentration determines active substance content and ion conduction. Thus, clarifying its effect on cement-based separators and zinc-iodine batteries and optimizing electrolyte formulation are essential. This study integrates foamed cement paste separators (FCPS) into zinc-iodine batteries. By regulating the cement paste pore structure through foaming and adjusting the zinc iodide concentration, this study aims to optimize ion conduction and mechanical and electrochemical properties. The study explores the influence of zinc iodide concentration on the physicochemical properties of FCPS and battery performance, and determines the optimal electrolyte formula, aiming to provide theoretical and experimental support for high-performance cement-based zinc-iodine batteries and building-integrated structural energy storage systems.

Methods FCPS specimens were prepared by a foaming technique with a water–cement ratio of 0.5. After incorporating 0.1% aluminum powder by cement mass, the mixture was poured into molds for curing. For battery assembly, active carbon (AC), acetylene black, and polyvinylidene difluoride (PVDF) were mixed at a mass ratio of 8:1:1, blended with N-methylpyrrolidone (NMP) to fabricate AC cathodes with a loading of $2.48 \text{ mg}\cdot\text{cm}^{-2}$. The electrolyte consisted of 2 mol/L zinc sulfate (ZnSO_4) and 0 to 0.20 mol/L zinc iodide (ZnI_2). FCPS were vacuum-soaked in the electrolyte for 7 d, and the zinc-iodine batteries were assembled with a cathode-separator-anode configuration. X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) were used to characterize the phase and microstructure of FCPS. Compressive strength before and after electrolyte immersion was measured by a UTM5105 tester, and pore structure was analyzed by mercury intrusion porosimetry (MIP). Electrochemical behaviors including electrochemical impedance spectroscopy (EIS), cyclic voltammetry (CV), and galvanostatic chargedischarge (GCD) were tested to evaluate battery performance, and ionic conductivity, areal capacity, areal energy density, and areal power density were calculated.

Results and discussion The pristine FCPS presented a complex phase composition, consisting of unhydrated cement clinker minerals and various hydration products. After immersion in the electrolyte, the diffraction peak intensity of calcium hydroxide decreased, whereas characteristic peaks of zinc sulfate hydroxide hydrate ($\text{Zn}_4(\text{OH})_6\text{SO}_4\cdot 4\text{H}_2\text{O}$, ZSH) and gypsum appeared, indicating chemical reactions between cement hydration products and the electrolyte. Pore-structure analysis revealed that the original FCPS had a porosity of 44%. After electrolyte soaking, the porosity decreased with obvious pore refinement, reduced pore connectivity and increased tortuosity. A porosity of 33% was obtained at $0.15 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ ZnI}_2$, yet the FCPS still maintained stable ion transport performance. The ionic conductivity of FCPS first increased and then decreased slightly as the ZnI_2 concentration increased, reaching a maximum of $10.20 \text{ mS}\cdot\text{cm}^{-1}$ at $0.15 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$, which was predominantly governed by the intrinsic conductivity of the electrolyte. The compressive strength of FCPS was substantially enhanced after electrolyte treatment and reached its maximum (7.54 MPa) at $0.15 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ ZnI}_2$, closely associated with pore filling and porosity evolution.

Electrochemical tests of FCPS-based zinc-iodine batteries indicated that increasing the ZnI_2 concentration reduced the solution resistance, with the lowest value obtained at $0.15 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$. CV results confirmed the highly reversible I_2/I^- redox reaction, and the peak current increased with higher ZnI_2 concentration. GCD and rate-performance results showed that a moderate ZnI_2 concentration extended the charge-discharge plateau and improved areal capacity. Under the optimal electrolyte formula ($2 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ ZnSO}_4$ and $0.15 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1} \text{ ZnI}_2$), the battery delivered an areal energy density of $2.00 \text{ mW}\cdot\text{h}\cdot\text{cm}^{-2}$ at a power density of $0.25 \text{ mW}\cdot\text{cm}^{-2}$, and retained 82% of its initial capacity after 1000 cycles, outperforming most previously reported cement-based batteries. Regarding the energy-storage mechanism, the multi-scale pore structure of FCPS provided sufficient electrolyte storage space and ion transport pathways. The in situ formation of ZSH and gypsum balanced mechanical stability and electrochemical performance. The optimized ZnI_2 concentration ensured high ionic conductivity and sufficient active iodine sources. The synergistic effect of these three factors enabled the integration of structural load-bearing and electrochemical energy storage for building applications.

Conclusions In this study, a safe and environmentally friendly zinc-iodine battery is integrated with foamed cement paste to develop a novel energy storage system that integrates structural load-bearing capacity, electrochemical functionality, and large-scale application potential. A porous cement paste separator (FCPS) is fabricated via a foaming technique, enabling it to serve dual functions: acting as a battery separator that facilitates ion conduction and electrolyte retention while providing sufficient load-bearing capacity to maintain structural integrity. A zinc sulfate solution is used as the base electrolyte, into which different concentrations of zinc iodide are introduced to regulate the content of iodine active species and the ionic transport environment. The results demonstrate that the synergy between the porous structure and the optimal zinc iodide concentration is critical to enhancing both the ionic conductivity of the separator and the electrochemical performance of the battery. The foaming technique endows FCPS with abundant pore structures, which construct continuously connected ion transport channels and provide sufficient storage space for the electrolyte. Meanwhile, the optimal zinc iodide concentration ($0.15 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$) improves the ionic conductivity of the electrolyte and, as an active iodine source, increases the number of iodide ions participating in the I_2/I^- redox reaction. This synergy enables the foamed cement paste separator to achieve a porosity of 33%, an ionic conductivity of $10.20 \text{ mS}\cdot\text{cm}^{-1}$, and a compressive strength of 7.54 MPa. Based on this optimal zinc iodide concentration, the assembled zinc-iodine battery delivers a high areal capacity of $1.60 \text{ mA}\cdot\text{h}\cdot\text{cm}^{-2}$ and an energy density of $2.00 \text{ mW}\cdot\text{h}\cdot\text{cm}^{-2}$ at a power density of $0.25 \text{ mW}\cdot\text{cm}^{-2}$, with a capacity retention of 82% after 1000 cycles. This study provides a new strategy for large-scale energy storage and demonstrates the promising application of zinc-iodine batteries in building structural energy storage.

Keywords cement-based zinc-iodine batteries; cement-based separators; foaming technology; structural energy storage