

# 低温碱性膜直接氨燃料电池膜电极工艺研究

廖琛, 程金星, 蔡泉英, 林路瑶, 蔡熙阳, 方辉煌\*, 罗宇\*, 江莉龙

(福州大学 化工学院, 福州 350108)

**摘要:** 低温碱性膜直接氨燃料电池(AEM-DAFC)是实现氨能高效利用的有效途径,开发和优化燃料电池膜电极制备工艺是发展高性能、高稳定性 AEM-DAFC 的关键。本研究基于膜电极制备工艺开发,系统考察了催化剂活化策略、催化剂负载量和催化剂与离聚物的混合比例等工况对膜电极电化学性能的影响。采用 CCS 和 CCM 结合法(记为 CCM-S)的膜电极制备技术,解决了膜电极破损和催化剂剥落等问题。通过分析极化曲线和电池性能的差异,综合优化膜电极制备工艺,实现了低温碱性膜直接氨燃料电池性能的提升。本研究优化的膜电极制备工艺为解决低温氨燃料电池中膜电极界面失效问题提供了具有普适性的方案,对于推动氨能高效转化具有重要参考价值。

**关键词:** 氨; 阴离子交换膜; 直接氨燃料电池; 膜电极; 工艺

**中图分类号:** TM911.46 **文献标志码:** A **文章编号:** 1007-8924(2026)02-0103-10

**doi:** 10.16159/j.cnki.issn1007-8924.2026.02.011

发展可再生、清洁能源是实现“碳达峰、碳中和”的必然选择。氢被认为是一种清洁且可持续的能源,然而受限于氢气液化、储存和运输等环节中成本高、安全风险大等问题,“氢经济”的规模化仍面临诸多挑战<sup>[1-2]</sup>。氨(NH<sub>3</sub>)作为一种无碳富氢的能源载体,吸引了众多研究者的目光<sup>[3-5]</sup>。直接氨燃料电池(DAFC)具有优异的氨电转化效率,是实现氨能利用的可行路径。然而,现有研究核心聚焦于克服阳极氨氧化反应(AOR)极其迟缓的动力学瓶颈,多集中于碱性膜直接氨燃料电池(AEM-DAFC)阳极催化剂的开发与性能提升<sup>[6-11]</sup>,而针对膜电极制备工艺及其对电池整体性能和稳定性影响的系统研究仍较为有限。未来的发展将围绕开发高活性、抗中毒的新型低铂或非贵金属催化剂展开,同时致力于提升阴离子交换膜(AEM)在高 pH 环境下的化学稳

定性与电导率,并通过优化膜电极(MEA)的三相界面结构来增强传质效率,以期实现电池输出功率密度与长期运行耐久性的协同提升。

作为 AEM-DAFC 的核心组件,膜电极(MEA)由阴离子交换膜(AEM)、催化层(CL)和气体扩散层(GDL)组成,其结构与界面特性直接决定单电池性能及催化剂的利用效率和耐久性<sup>[12-14]</sup>。碱性膜将阴、阳极反应区域有效隔离,防止串气引起的性能衰减,并选择性传导 OH<sup>-</sup>,使其由阴极迁移至阳极参与反应,实现化学能向电能的转化。催化层由催化剂和离聚物组成,催化剂提供反应所需活性位点,而离聚物不仅起到黏结作用,还为离子传输提供连续通道。气体扩散层则承担支撑膜电极、集流和传导的作用,在部分体系中也为催化剂提供支撑。因此,合理设计和优化MEA制备工艺是提升AEM-DAFC

收稿日期: 2026-01-06; 修改稿收到日期: 2026-03-12

基金项目: 国家自然科学基金项目(22308055)

第一作者简介: 廖琛(1998-),男,福建龙岩人,硕士,研究方向为碱性膜燃料电池,\* 通讯作者,方辉煌,E-mail: hhfang@fzu.edu.cn; 罗宇,E-mail: luoy@fzu.edu.cn

引用本文: 廖琛,程金星,蔡泉英,等. 低温碱性膜直接氨燃料电池膜电极工艺研究[J]. 膜科学与技术,2026,46(2): 103-111,130.

Citation: Liao C, Cheng J X, Cai Q Y, *et al.* Fabrication and optimization of MEAs for low-temperature anion exchange membrane-direct ammonia fuel cells[J]. Membrane Science and Technology(Chinese), 2026, 46(2): 103-111, 130.

性能的关键环节之一。

目前,喷涂工艺相比沉积法能形成更稳定的界面结构,并提高催化剂利用率<sup>[15]</sup>,基于喷涂工艺的 MEA 制备主要分为催化剂涂覆于 GDL 的 CCS (catalyst-coated substrate) 法,以及催化剂直接涂覆于膜表面的 CCM(catalyst-coated membrane)法。CCS 法制备流程简单,易于规模化和批量生产,但存在催化剂渗入 GDL、催化层与膜界面接触不充分等问题,往往导致催化剂利用率降低及界面电阻增大<sup>[16-17]</sup>。相比之下,CCM 法能够避免催化剂的损失,增强催化层与膜之间的界面结合,从而降低欧姆阻抗并提升电池性能<sup>[18]</sup>。然而,无论采用 CCS 法还是 CCM 法,催化剂喷涂参数、组分配比及后处理工艺均对最终 MEA 性能具有显著影响,仍有待系统优化。

基于此,本研究以 AEM-DAFC 膜电极为研究对象,围绕 MEA 制备工艺开展系统优化,重点探究催化剂与离聚物配比、喷涂工艺参数、活化方式及运行条件对单电池性能的影响,并进一步考察燃料组成与进料速率对电池输出特性的调控作用,以获得最佳测试条件和性能,实现膜电极性能的整体提升。

### 1 实验

#### 1.1 实验材料与设备

主要实验材料:铂碳催化剂(Pt/C,质量分数 50%,Premetek 公司),铂铱催化剂(PtIr/C,质量分数 40%,Premetek 公司),碱性膜(PAP-TP-85,美国 Versogen 公司),离聚物(PiperION-C-HCO<sub>3</sub>,美国 Versogen 公司),异丙醇(分析纯),浓氨水(国药集团化学试剂有限公司),氢氧化钾(优级纯),高纯氢气(林德气体),高纯氧气(林德气体),亲水碳布

(美国燃料电池公司)。

主要实验设备:喷枪(HP-TH,日本 iwata);电化学工作站(Gamry reference 5000,美国 Gamry 电化学仪器公司);真空加热吸附装置(自制);燃料电池反应器(Scribner 公司);扫描电镜(S-4800,日本 Hitachi);蠕动泵(BT100-2J,保定兰格恒流泵有限公司);超声波清洗机(YM-008S,深圳市方奥微电子有限公司);电子天平(ME204E/02,梅特勒-托利多仪器有限公司)。

#### 1.2 场发射扫描电子显微镜(SEM)表征

使用日本 S-4800 的场发射扫描电子显微镜观察 MEA 表面形貌和截面,仪器的工作电压为 5 kV,电流为 7 μA。

#### 1.3 膜电极制备工艺

膜电极(MEA)是由阴离子交换膜、气体扩散层及催化层构成,是燃料电池的核心部件,为 AEM-DAFC 提供多相物质传递的微通道和电化学反应场所,其制备工艺将直接影响燃料电池的性能。MEA 的制备主要包括催化剂油墨制备、催化剂喷涂以及膜的碱处理过程。

##### 1) 制备催化剂油墨(ink)

根据催化剂的负载量和反应面积计算催化剂所需的质量,并称取置于玻璃瓶中,然后缓慢加入超纯水和异丙醇,将 ink 置于超声波清洗机中,并在冰水浴条件下超声振荡 1 ~ 2 h 得到均匀的 ink。

##### 2) 催化剂喷涂

目前,催化剂的喷涂方式可分为 CCM 和 CCS 两种。以 CCM 为例,使用 0.5 mm 口径的喷枪将 ink 喷涂在膜上,为保持膜平整不变形,同时加速醇类物质的挥发和催化剂的固化,使用自主设计的真空加热吸附装置(如图 1 所示),加热温度设定为 60 °C。

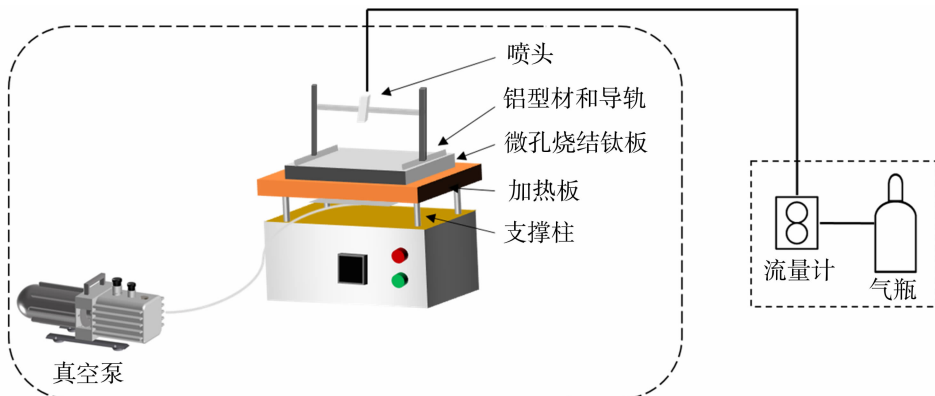


图 1 真空加热吸附装置

Fig. 1 Vacuum heating adsorption device

## 1.4 单电池组装和性能测试

将喷涂有催化剂的碱性膜置于亲水碳布(ELAT, 作为阳极气体扩散层)和气体扩散层(SGL29BC, 作为阴极气体扩散层)中间, 外侧依次对称放置聚四氟乙烯垫片、密封材料、石墨板、集流板、端板组装 AEM-DAFC。该电池采用 8 个螺栓按对角扭紧, 以确保各层之间紧密接触及良好的压缩与密封性。单电池的

有效活性面积为  $4 \text{ cm}^2$ , 其组装如图 2 所示。

本实验采用自主搭建的测试平台对单电池性能进行测试。该测试系统由进气系统、温控系统、加湿系统和电化学工作站构成(如图 3 所示)。实验条件为阳极燃料:  $5.0 \text{ mL/min}$   $3 \text{ mol/L NH}_3 + 3 \text{ mol/L KOH}$ ; 阴极燃料:  $1000 \text{ mL/min O}_2$ , 鼓泡加湿温度  $75 \text{ }^\circ\text{C}$ , 背压为  $0 \text{ MPa}$ , 电池工作温度  $80 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

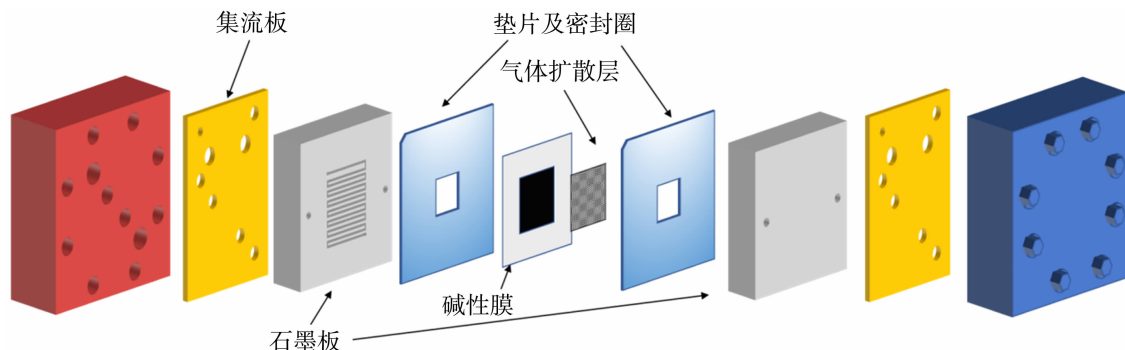


图 2 AEM-DAFC 的单电池结构示意图

Fig. 2 Structure diagram of AEM-DAFC single cell

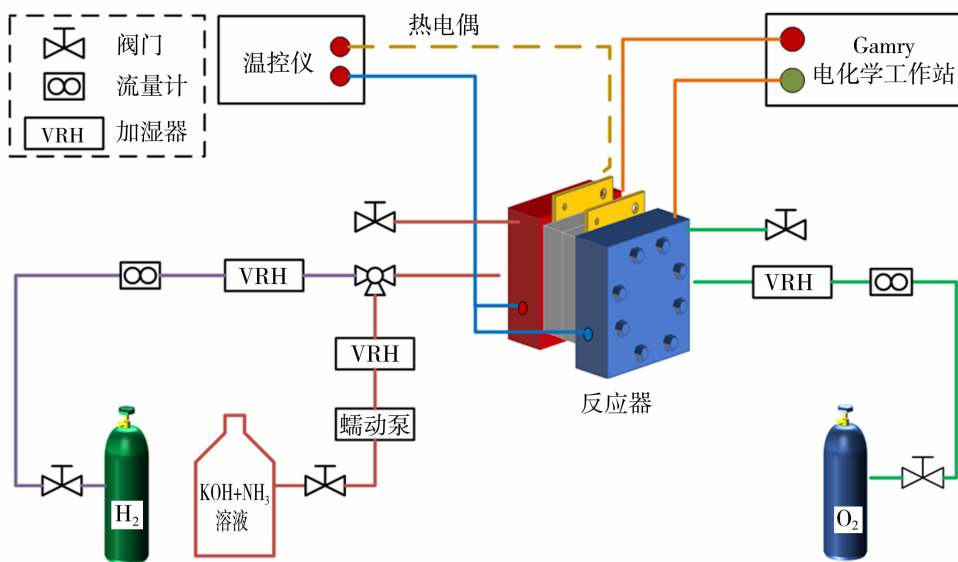


图 3 AEM-DAFC 的测试系统示意图

Fig. 3 The schematic diagram of AEM-DAFC test system

## 1.5 实验设计

### 1.5.1 活化工艺

考察活化工艺对燃料电池性能的影响, 设置三组对照实验: 第一组实验不做任何活化处理, 直接测试氨水下极化曲线; 第二组实验采用  $\text{NH}_3$  活化处理, 在  $\text{H}_2\text{-O}_2$  气氛下从常温升到指定工作温度 ( $80 \text{ }^\circ\text{C}$ ) 后, 阳极  $\text{NH}_3$  通溶液进行恒压放电活化, 之后测试极化曲线; 第三组实验采用多层次活化工艺对

AEM-DAFC 单电池进行活化, 先在  $\text{H}_2\text{-O}_2$  条件下从室温升到指定工作温度 ( $80 \text{ }^\circ\text{C}$ ), 再进行变电流阶跃活化, 最后阳极再通入  $\text{NH}_3$  燃料, 进行极化曲线测试。阶跃活化的参数设置为: 改变电流密度, 循环 4 圈。首先在  $0.2 \text{ A/cm}^2$  电流密度点保持 3 min, 随后缓慢增加电流密度, 并选择 5 个中间电流密度点, 停留 30~60 s, 逐渐增加至  $2 \text{ A/cm}^2$ , 保持 3 min, 随后结束活化。

### 1.5.2 催化剂负载量和离聚物含量

适当的催化层贵金属的负载量和离聚物含量可以有效提高单电池性能。对不同贵金属负载量和离聚物的含量进行了研究。阳极的载量,阳极与阴极离聚物含量(质量分数,以下同)等数值具体见表 1。

表 1 阳极金属载量,阳极和阴极离聚物的含量  
Table 1 Anode loading, anode and cathode ionomer content

编号	阳极金属负载量/ (mg · cm <sup>-2</sup> )	阳极离聚物 含量/%	阴极离聚物 含量/%
1	2	10	30
2	1	10	30
3	0.5	10	30
4	1	2.5	30
5	1	20	30
6	1	30	30
7	1	20	10
8	1	20	20
9	1	20	40

### 1.5.3 催化剂喷涂方式

催化剂的喷涂方式有以下三种:1) CCM 法:将阴极和阳极的催化剂 ink 喷涂在碱性膜上;2) CCS

法:将阴极和阳极的催化剂 ink 喷涂在 SGL29BC 和碳布上;3) CCM和 CCS 结合法(记为 CCM-S):将阴极和阳极的催化剂 ink 分别喷涂在碱性膜和碳布上。测试以上喷涂方工式对性能的影响。

### 1.5.4 燃料组分和进料速度

在其他测试条件相同的情况下,分别测试氨燃料浓度为 1 mol/L、3 mol/L 和 6 mol/L 时的电池性能,探究氨浓度对膜电极性能的影响。改变氨燃料的进料流速,设置蠕动泵转速分别为 18、20 和 28 r/min,探究进料速度对膜电极性能的影响。

## 2 结果与讨论

### 2.1 活化方式对膜电极性能的影响

图 4(a)展示了未活化、NH<sub>3</sub> 气氛活化以及 H<sub>2</sub>-O<sub>2</sub> 气氛阶跃活化条件下单电池的极化曲线与功率密度曲线。结果表明,经过 H<sub>2</sub>-O<sub>2</sub> 气氛阶跃活化的膜电极表现出最优的电化学性能,其峰值功率密度达到 94.2 mW/cm<sup>2</sup>,较未活化膜电极(43.9 mW/cm<sup>2</sup>)提升约 1.15 倍。该结果表明,适当的活化过程有助

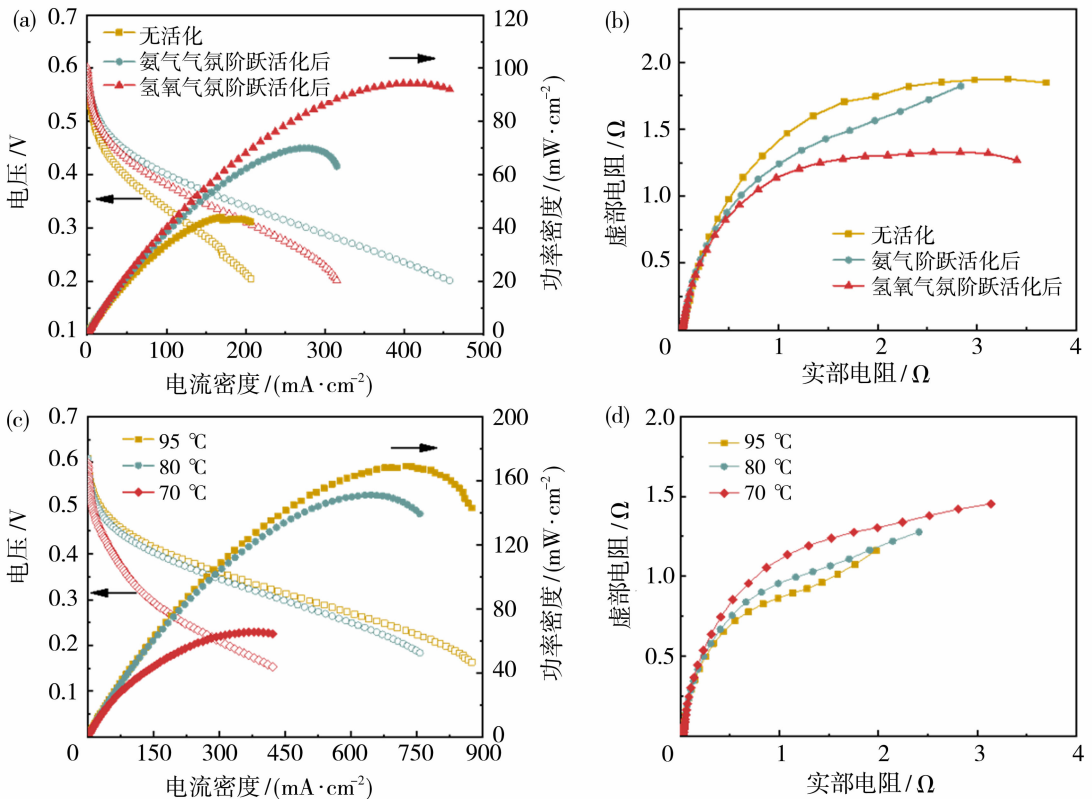


图 4 催化剂经不同气氛阶跃活化后的极化曲线(a)及电化学阻抗谱(b);不同温度下的极化曲线(c)及电化学阻抗谱(d)  
Fig. 4 Polarization curves (a) and electrochemical impedance spectra (EIS) (b) of the catalyst after activation by different atmospheric steps; polarization curves (c) and electrochemical impedance spectra (EIS) (d) at different temperatures

于改善电极内部的传质条件和三相界面结构,从而促进单电池整体性能的提升。图 4(b)为不同活化方式下单电池的电化学阻抗谱。三种活化方式对应的高频区欧姆阻抗(与实轴交点)均约为 27 mΩ,表明不同活化方式对膜和接触电阻影响有限。然而, H<sub>2</sub>-O<sub>2</sub> 阶跃活化条件下的阻抗圆弧半径明显减小,说明该活化方式有效降低了电荷转移阻抗并改善了电极反应动力学。

图 4(c)进一步比较了不同工作温度(70、80 和 95 °C)下单电池的性能变化。随着温度升高,电极反应速率加快,峰值功率密度由 70 °C 下的 65.5 mW/cm<sup>2</sup>提升至 80 °C 下的 151.1 mW/cm<sup>2</sup>。当温度继续升高至 95 °C 时,峰值功率密度仅小幅增加至 169.1 mW/cm<sup>2</sup>,增幅明显减缓。结合图 4(d)的电化学阻抗谱(EIS)结果可知,温度升高可有效降低极化阻抗,但过高温度对性能提升的边际效应有限。

### 2.2 阳极贵金属负载量对膜电极性能的影响

制备了阳极 PtIr 贵金属的负载量分别为 0.5、

1 和 2 mg PGM/cm<sup>2</sup> 的 MEA,并组装成单电池进行测试。图 5(a)为不同贵金属负载量对单电池性能影响的极化曲线和功率密度曲线。负载量为 0.5 mg PGM/cm<sup>2</sup>,单电池的峰值功率密度仅为 32.3 mW/cm<sup>2</sup>,性能最低;当载量增加至 1 mg PGM/cm<sup>2</sup>,单电池的性能大幅度提升,峰值功率密度达到 100.6 mW/cm<sup>2</sup>;载量继续增加一倍(2 mg/cm<sup>2</sup>),电池性能依然在增加,峰值功率密度达到 166.6 mW/cm<sup>2</sup>,相较于载量为 1 mg PGM/cm<sup>2</sup> 的单电池性能提升了 65.6%。图 5(b)的 EIS 结果表明,随着贵金属负载量的增加,阻抗圆弧半径逐渐减小,说明较高的催化剂负载有助于降低阳极氨氧化反应的极化阻抗并改善反应动力学。图 6 为不同负载量膜电极的截面 SEM 图像。可以观察到,阳极催化层厚度随贵金属负载量增加而明显增大。当载量为 2 mg PGM/cm<sup>2</sup>,催化层厚度显著增加,并对应于最佳电池性能,表明在该体系下,活性位点数量的增加对整体性能的提升起主导作用。

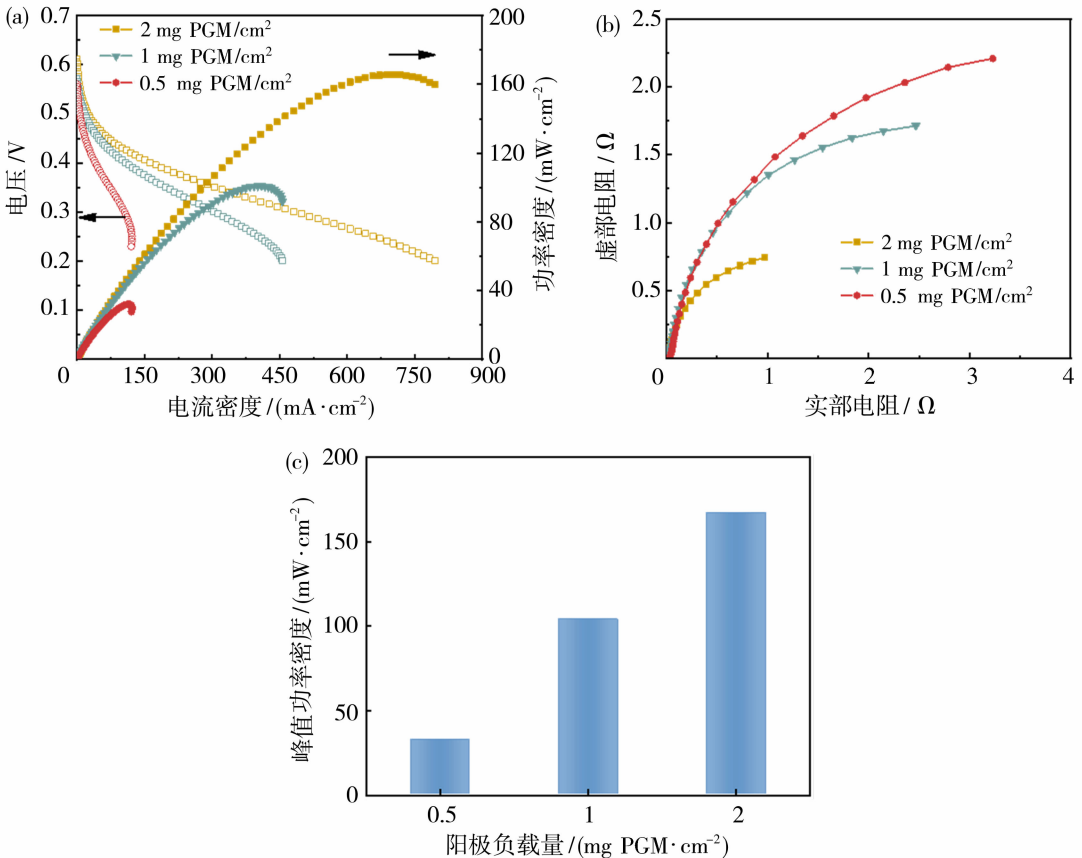


图 5 不同阳极催化剂负载量的极化曲线(a)、电化学阻抗谱(b)和最高功率密度(c)

Fig. 5 Polarization curves (a), electrochemical impedance spectra (EIS) (b) and peak power densities (c) with different anode catalyst loadings

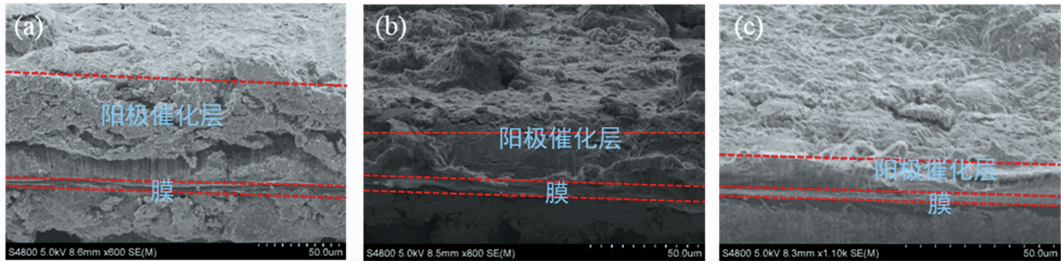


图 6 不同负载量的 SEM 图: 2 mg PGM/cm<sup>2</sup> (a); 1 mg PGM/cm<sup>2</sup> (b); 0.5 mg PGM/cm<sup>2</sup> (c)

Fig. 6 SEM images of different loadings: 2 mg PGM/cm<sup>2</sup> (a); 1 mg PGM/cm<sup>2</sup> (b); 0.5 mg PGM/cm<sup>2</sup> (c)

### 2.3 阴阳极离聚物含量对膜电极性能的影响

如图 7(a)和 7(b)所示,随着阳极离聚物含量由 2.5%增加至 20%,单电池峰值功率密度逐渐提高;当离聚物含量进一步增加至 30%时,性能出现下降。当阳极离聚物含量为 20%时,单电池性能最佳,峰值功率密度达到 151.1 mW/cm<sup>2</sup>,功率为 604.4 mW。类似地,阴极离聚物含量对单电池性

能同样呈现先升高后降低的趋势[图 7(c)和 7(d)]。当阴极离聚物含量为 30% 时,单电池峰值功率密度达到最大值。当离聚物含量较低时,催化层内部离子传导通道不足,界面结合力较弱,导致传质和电荷传递受限;而离聚物含量过高时,部分催化活性位点可能被离聚物覆盖,从而降低电化学活性面积,最终导致单电池性能下降。

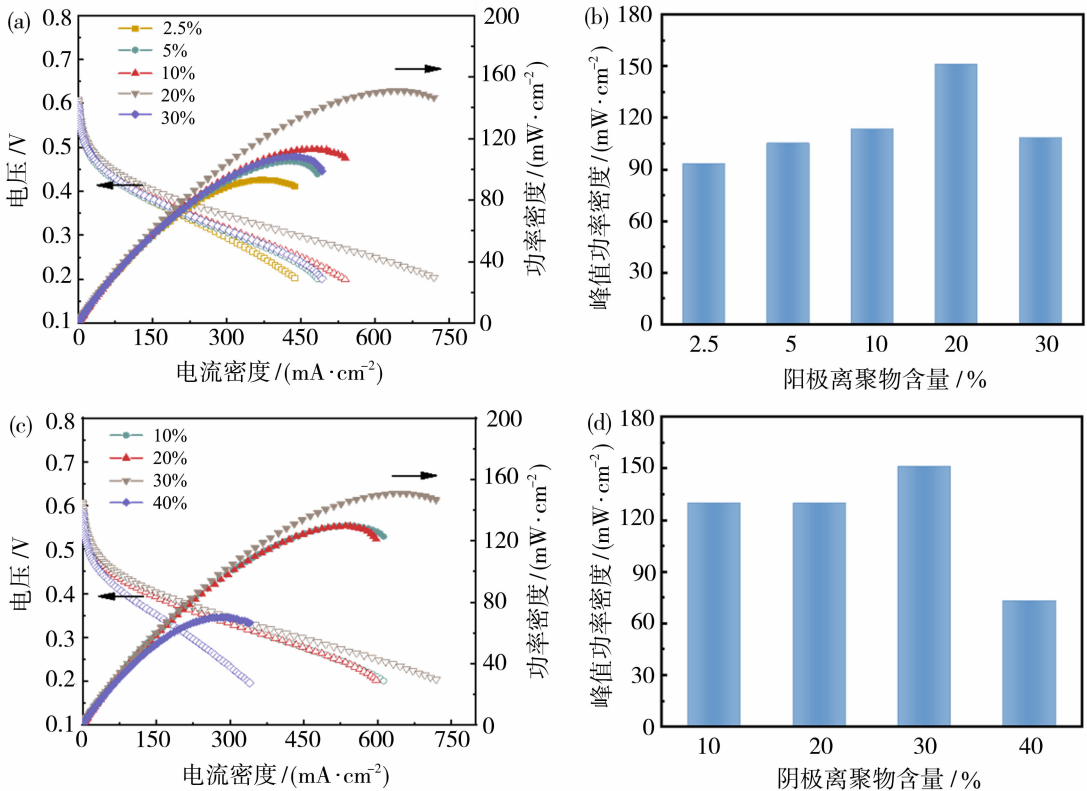


图 7 不同阳极离聚物含量的极化曲线(a)及最高功率密度(b);不同阴极离聚物含量的极化曲线(c)及最高功率密度(d)  
Fig. 7 Polarization curves (a) and peak power densities (b) with different anode ionomer contents; polarization curves (c) and peak power densities (d) with different cathode ionomer contents

### 2.4 催化剂喷涂方式对膜电极性能的影响

采用 CCM、CCS 以及 CCM-S 三种不同工艺制备膜电极,并对其单电池性能进行对比分析。如图

8(a)所示,在低的电流密度区域(< 100 mA/cm<sup>2</sup>),三种制备 MEA 的单电池性能差异不明显,随着电流密度增大,不同喷涂工艺制备的 MEA 在高电流

区表现出明显差异。当电流密度为  $357 \text{ mA/cm}^2$  时,不同喷涂工艺条件(CCM、CCS、CCM-S)下测试的功率密度分别达到  $99.6$ 、 $93.0$ 、 $108.2 \text{ mW/cm}^2$ ,其中,CCM-S 制备的 MEA 表现出更优的综合性能。CCM-S 制备的 MEA,其单电池峰值功率密度可达  $119.40 \text{ mW/cm}^2$ ,总功率为  $477.6 \text{ mW}$ 。图 8 (b)为不同制备工艺对应的 EIS 曲线,CCM、CCS 和 CCM-S 的欧姆阻抗分别为  $23.1$ 、 $33.1$ 、 $27.1 \text{ m}\Omega$ ,CCM-S 制备的 MEA 电阻阻值介于两者之间,且更

接近 CCM 制备 MEA 的电阻。此外,在开路电压下,CCM-S 的阻抗半圆弧曲线半径最小,表明该工艺在一定程度上降低了阳极氨氧化反应(AOR)的电荷转移阻抗,同时降低了反应物的传质阻力。结果表明,该工艺通过在膜表面喷涂催化层(CCM)确保了较低的界面接触电阻,同时在碳布上预涂部分催化剂(CCS)起到了缓冲应变和分散机械应力的作用,有效解决了高温运行下膜膨胀导致的催化层剥落问题,从而提升了界面的稳定性与传质效率。

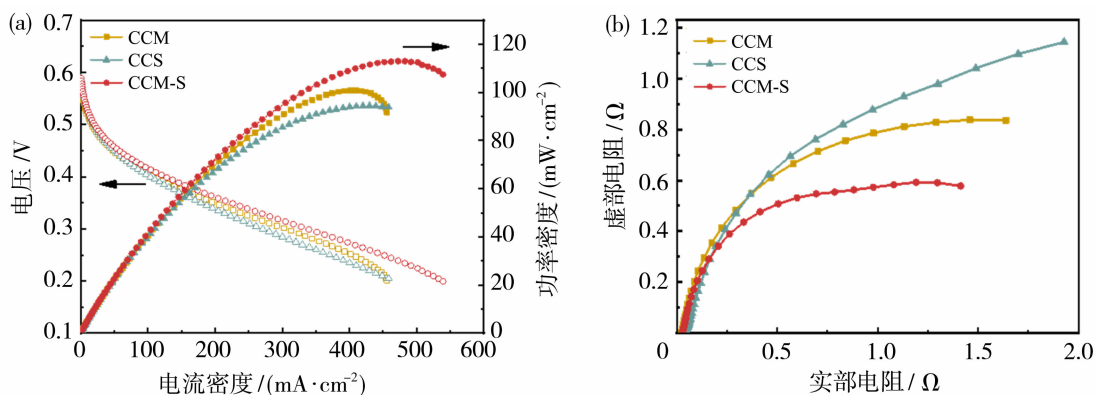


图 8 不同催化剂喷涂方式的极化曲线(a)及电化学阻抗谱(b)

Fig. 8 Polarization curves (a) and electrochemical impedance spectra (EIS) (b) of the catalyst layers prepared by different spraying methods

## 2.5 燃料浓度和进料速度对膜电极性能的影响

图 9(a)为单电池在不同  $\text{NH}_3$  浓度下的极化曲线和功率密度曲线。在相同的测试条件下, $\text{NH}_3$  浓度为  $1$ 、 $3$ 、 $6 \text{ mol/L}$  时对应的峰值功率密度分别为  $83.91$ 、 $165.79$ 、 $100.38 \text{ mW/cm}^2$ ,其中  $\text{NH}_3$  浓度为  $3 \text{ mol/L}$  时,单电池性能最佳。氨浓度较低且电流较大时消耗的  $\text{NH}_3$  较多,进入扩散层的  $\text{NH}_3$  燃料不足导致浓差极化,电池性能较差。而  $6 \text{ mol/L}$   $\text{NH}_3$  虽然可以提供充足的  $\text{NH}_3$  燃料,但  $\text{NH}_3$  浓度较高易渗透到阴极一侧产生混合电位,较高的碱浓度会导致金属溶解、颗粒团聚、载体腐蚀,同时 Pt 基催化剂表面产生较强的  $\text{NO}_x$  中间产物吸附,屏蔽了活性位点,导致活性位点被毒化,致使电池性能下降<sup>[19-21]</sup>。从图 9(b)的 EIS 谱中可以看出, $3 \text{ mol/L}$   $\text{NH}_3$  作为燃料时的圆弧曲线半径最小,表明极化电阻最小,且 AOR 过程的动力学速率最佳。图 9(c)为单电池在阳极氨溶液不同流速( $18$ 、 $20$ 、 $28 \text{ r/min}$ )下的极化曲线和功率密度曲线。随着阳极氨溶液流速的增加,单电池的功率密度先增加后减小。流速为  $20 \text{ r/min}$  时,单电池性能最佳,其峰值功率密度

为  $100.9 \text{ mW/cm}^2$ ,总功率为  $400 \text{ mW}$ 。当流速进一步增加至  $28 \text{ r/min}$  时,单电池的峰值功率密度为  $82.5 \text{ mW/cm}^2$ ,性能下降了  $18.4 \text{ mW/cm}^2$ ,研究发现较大的流量会冷却部分催化剂,降低了 AOR 的反应速率和均匀性。同样,从图 9(d)的 EIS 谱看出,随着阳极流速的增加,圆弧曲线半径先减小后增大,表明极化电阻先减小后增大,其中阳极氨溶液流速为  $20 \text{ r/min}$  时极化电阻最小。

## 3 结论

本工作围绕低温碱性膜直接氨燃料电池膜电极的制备工艺与运行条件开展了系统研究,主要结论如下:

- 1) 相比未活化和  $\text{NH}_3$  气氛活化, $\text{H}_2$ - $\text{O}_2$  气氛下的阶跃活化方式能够显著提升膜电极性能,单电池峰值功率密度提升至  $94.2 \text{ mW/cm}^2$ 。
- 2) 在 CCM、CCS 及 CCM-S 三种喷涂工艺中,CCM-S 制备的膜电极表现出更优的综合性能,其峰值功率密度可达  $119.40 \text{ mW/cm}^2$ 。
- 3) 随着阳极贵金属负载量的增加,单电池性能

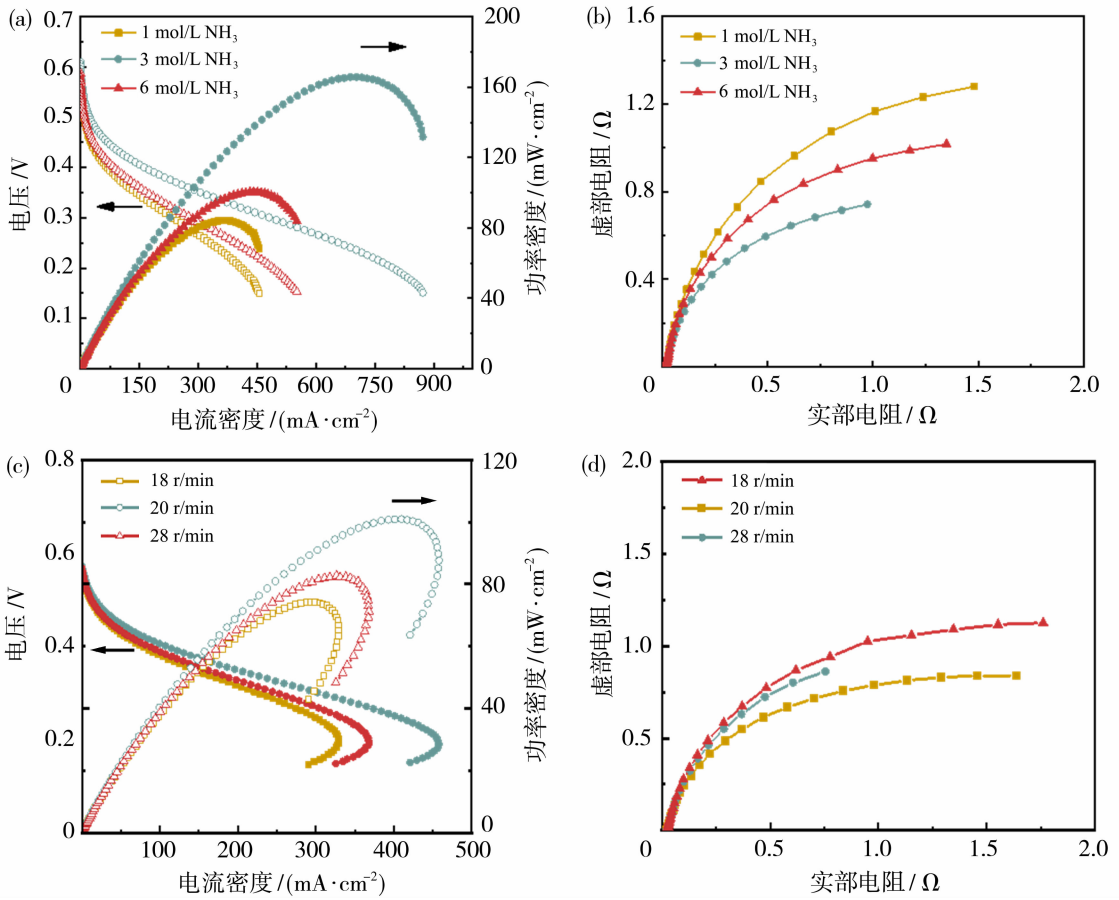


图 9 不同氨溶液燃料浓度的极化曲线(a)及电化学阻抗谱(b);不同燃料流速的极化曲线(c)及电化学阻抗谱(d)  
Fig. 9 Polarization curves (a) and electrochemical impedance spectra (EIS) (b) at different ammonia fuel concentrations; polarization curves (c) and electrochemical impedance spectra (EIS) (d) at different fuel flow rates

显著提升;当阳极和阴极离聚物含量(质量分数)分别为 20%和 30%时,单电池的功率密度达到 151.1 mW/cm<sup>2</sup>,总功率达到 604.4 mW。

4) 燃料工况对单电池性能具有重要影响。随着 NH<sub>3</sub> 浓度和进料流速的增加,单电池性能均呈现先升高后降低的趋势,其中 NH<sub>3</sub> 浓度为 3 mol/L、进料流速 20 r/min 时电池性能最优。

综上所述,本工作通过工艺优化实现了单电池性能的显著提升(峰值功率密度达 151.1 mW/cm<sup>2</sup>),更提出了一种高稳定性的膜电极构建策略,该方法为碱性膜燃料电池膜电极的制备提供了参考。

参考文献:

[1] Li P, Hong W, Liu W. Fabrication of large scale self-supported WC/Ni(OH)<sub>2</sub> electrode for high-current-density hydrogen evolution[J]. Chinese J Struct Chem, 2021, 40(10):1365-1371.

[2] Wu Y, Xie N, Li X, *et al.* MOF-derived hierarchical hollow NiRu - C nanohybrid for efficient hydrogen evolution reaction[J]. Chinese J Struct Chem, 2021, 40(10):1346-1356.

[3] Fang H, Liao C, Ying Y, *et al.* Creating metal-carbide interactions to boost ammonia oxidation activity for low-temperature direct ammonia fuel cells[J]. J Catal, 2023, 417: 129-139.

[4] MacFarlane D R, Cherepanov P V, Choi J, *et al.* A roadmap to the ammonia economy[J]. Joule, 2020, 4(6): 1186-1205.

[5] Mukherjee S, Devaguptapu S V, Sviripa A, *et al.* Low-temperature ammonia decomposition catalysts for hydrogen generation[J]. Appl Catal B, 2018, 226: 162-181.

[6] Assumpção M H M T, Da Silva S G, De Souza R F B, *et al.* Direct ammonia fuel cell performance using PtIr/C as anode electrocatalysts[J]. Int J Hydrogen Energy, 2021, 46(10):1365-1371.

- 2014, 39(10): 5148-5152.
- [7] Kang Y, Wang W, Li J, *et al.* High performance Pt<sub>x</sub>Eu alloys as effective electrocatalysts for ammonia electro-oxidation[J]. *Int J Hydrogen Energy*, 2017, 42 (30): 18959-18967.
- [8] Lin X, Zhang X, Wang Z, *et al.* Hyperbranched concave octahedron of PtIrCu nanocrystals with high-index facets for efficiently electrochemical ammonia oxidation reaction[J]. *J Colloid Interface Sci*, 2021, 601: 1-11.
- [9] Liu J, Chen B, Kou Y, *et al.* Pt-Decorated highly porous flower-like Ni particles with high mass activity for ammonia electro-oxidation[J]. *J Mater Chem A*, 2016, 4(28): 11060-11068.
- [10] Lomocoso T L, Baranova E A. Electrochemical oxidation of ammonia on carbon-supported bi-metallic PtM (M = Ir, Pd, SnO<sub>x</sub>) nanoparticles [J]. *Electrochim Acta*, 2011, 56(24): 8551-8558.
- [11] Pourrahimi A M, Andersson R L, Tjus K, *et al.* Making an ultralow platinum content bimetallic catalyst on carbon fibres for electro-oxidation of ammonia in wastewater[J]. *Sustainable Energy Fuels*, 2019, 3(8): 2111-2124.
- [12] 万 磊,徐子昂,王培灿,等. 电化学能源转化过程的离子膜研究进展[J]. *膜科学与技术*, 2021, 41(6): 298-310.
- [13] 谢玉洁,张博鑫,徐 迪,等. 燃料电池用新型复合质子交换膜研究进展[J]. *膜科学与技术*, 2021, 41(4): 177-186.
- [14] 陈葛锋,王丽华,王旭梅,等. 电化学沉积法和喷涂法制备 PEMWE 膜电极的工艺对比[J]. *膜科学与技术*, 2023, 43(2): 35-40.
- [15] Hyun J, Yang S H, Doo G, *et al.* Degradation study for the membrane electrode assembly of anion exchange membrane fuel cells at a single-cell level[J]. *J Mater Chem A*, 2021, 9(34): 18546-18556.
- [16] Lan R, Tao S. Direct ammonia alkaline anion-exchange membrane fuel cells[J]. *Electrochem Solid State Lett*, 2010, 13(8): B83.
- [17] Reddy E H, Jayanti S, Monder D S. Thermal management of high temperature polymer electrolyte membrane fuel cell stacks in the power range of 1-10 kW[J]. *Int J Hydrogen Energy*, 2014, 39 (35): 20127-20138.
- [18] Mauger S A, Pfeilsticker J R, Wang M, *et al.* Fabrication of high-performance gas-diffusion-electrode based membrane-electrode assemblies [J]. *J Power Sources*, 2020, 450: 227581.
- [19] Xiao F, Wang Y, Wu Z, *et al.* Recent advances in electrocatalysts for proton exchange membrane fuel cells and alkaline membrane fuel cells[J]. *Adv Mater*, 2021, 33(50): 2006292.
- [20] Ye J Y, Lin J L, Zhou Z Y, *et al.* Ammonia electrooxidation on dendritic Pt nanostructures in alkaline solutions investigated by in-situ FTIR spectroscopy and online electrochemical mass spectroscopy[J]. *J Electroanal Chem*, 2018, 819: 495-501.
- [21] Kim H, Chung M W, Choi C H. NO<sub>x</sub>-induced deactivation of Pt electrocatalysis towards the ammonia oxidation reaction[J]. *Electrochem Commun*, 2018, 94: 31-35.

## Fabrication and optimization of MEAs for low-temperature anion exchange membrane-direct ammonia fuel cells

LIAO Chen, CHENG Jinxing, CAI Quanying, LIN Luyao, CAI Xiyang, FANG Huihuang, LUO Yu, JIANG Lilong

(College of Chemical Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350108, China)

**Abstract:** Low-temperature anion exchange membrane – direct ammonia fuel cells (AEM-DAFC) are vital for the efficient conversion of ammonia into energy. Central to their advancement is the optimization of membrane electrode assembly (MEA) fabrication to ensure high power density and stability. In this work, based on the development of MEA fabrication processes, the effects of catalyst activation strategies, catalyst loadings, and catalyst-to-ionomer mixing ratios on the electrochemical performance of the MEA

ion flux by nanotopology lithiophilic boron-oxygen  
dipole in solid polymer electrolytes for lithium-metal

batteries[J]. *Energy Environ Mater*, 2024, 7(4):  
e12659.

## Preparation of crystalline/glassy MOF composite electrolytes and performance in solid-state batteries

ZHU Junpeng, LI Jijia, JIANG Guangshen, AN Baigang

(School of Chemical Engineering, University of Science and Technology, Anshan 114051, China)

**Abstract:** Metal-organic framework (MOF) has garnered significant interest due to their high structural tunability and diverse ligand compositions. However, their application in solid-state electrolytes remains limited by two primary challenges; additional resistance arising from grain boundaries, and diminished  $\text{Li}^+$  mobility caused by the high migration rate of anions. In this study, a hybrid MOF-glass electrolyte membrane fabricated by incorporating crystalline MOF as fillers into a glassy MOF matrix was proposed. This design synergistically combined the advantages of the glassy and crystalline phases; the glassy phase eliminated grain-boundary resistance, facilitating rapid ion transport, while its long-range disordered structure promoted homogeneous ion migration, thereby suppressing dendrite growth. Meanwhile, the crystalline fillers preserved the intrinsic mass-transport pathways of the MOF. With an optimized mass ratio of ZIF-62 to ZIF-8 (9 : 1), the as-prepared ZIF-62-based electrolyte (denoted as GZ-90) achieved a high  $\text{Li}^+$  conductivity of  $4.727 \times 10^{-4}$  S/cm along with favorable electrode interfacial compatibility. When applied in a quasi-solid-state  $\text{LiFePO}_4$  battery, the electrolyte enabled an initial capacity of 140.57 mA · h/g at 1 C and 25 °C, with a capacity retention of 82.74% after 980 cycles.

**Key words:** solid-state electrolyte; metal-organic framework; MOF glass; grain boundary defects; hybrid electrolyte

(上接第 111 页)

were systematically investigated. To mitigate common issues such as membrane rupture and catalyst peeling, a hybrid CCM-S (catalyst-coated substrate and membrane) approach was developed. Detailed analysis of polarization characteristics and cell output facilitated the comprehensive optimization of the fabrication protocol, ultimately leading to superior performance in AEM-DAFC. The hybrid CCM-S fabrication protocol developed in this study offers a universal solution to mitigate interfacial instability in MEAs, providing significant technical insights for the advancement of low-temperature ammonia fuel cells.

**Key words:** ammonia; anion exchange membrane; direct ammonia fuel cells; membrane electrode assembly; fabrication process

欢迎投稿 欢迎订阅 欢迎刊登广告