

直接组装法制备氧化钪基金属支撑固体氧化物燃料电池

柴润宇^{1,2}, 张 镇³, 王孟龙^{1,2}, 夏长荣^{2,3,4}

(1. 中国科学技术大学 纳米科学与技术学院, 苏州 215123; 2. 安徽壹石通材料科技股份有限公司 能源材料中心, 合肥 230088; 3. 中国科学技术大学 先进技术研究院, 合肥 230031; 4. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 中国科学院能量转换材料重点实验室, 合肥 230026)

摘 要: 传统的金属支撑固体氧化物燃料电池(Metal-supported solid oxide fuel cell, MS-SOFC)通常使用氧化钇稳定的氧化锆(Yttria stabilized zirconia, YSZ)作为电解质, 工作温度约为 800 °C。为了使 MS-SOFC 能够在中低温下工作, 本研究选择在低温下导电性较高的钆掺杂氧化钪(Gadolinium doped ceria, GDC)作为电解质, 以促进 MS-SOFC 的实际应用。本研究采用流延法制备了薄膜阳极(NiO-GDC)和薄膜电解质(GDC), 采用超声喷涂法制备了阴极材料 $\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{Co}_{0.2}\text{Fe}_{0.8}\text{O}_{3-\delta}$ (LSCF)-GDC。将所得电池组装在金属支撑体上, 制备了带有 GDC 薄膜电解质的 MS-SOFC, 并评价其电化学性能。在 650 °C 时, 电池的总阻抗为 $0.50\ \Omega\cdot\text{cm}^2$, 其中欧姆阻抗为 $0.23\ \Omega\cdot\text{cm}^2$, 极化阻抗为 $0.27\ \Omega\cdot\text{cm}^2$, 最大功率密度为 $336\ \text{mW}/\text{cm}^2$ 。此外, 电池在 550 °C、0.5 V 恒定电压条件下运行 100 h, 电流密度没有明显衰减。温等静压与共烧结制备的电解质与阳极结合十分紧密, 电池在长期运行后各层之间并未发生分层现象, 这种结构稳定性为 MS-SOFC 的长期运行提供了保障。本研究通过流延-温等静压-直接组装法的工艺路线制备了具有优异电化学性能和长期稳定性的 MS-SOFC, 为中低温 SOFC 的工业化生产提供了新方案。

关 键 词: 金属支撑固体氧化物燃料电池; 流延法; 钆掺杂氧化钪

中图分类号: TQ174 文献标志码: A 文章编号: 1000-324X(2025)07-0765-07

Preparation of Ceria Based Metal-supported Solid Oxide Fuel Cells by Direct Assembly Method

CHAI Runyu^{1,2}, ZHANG Zhen³, WANG Menglong^{1,2}, XIA Changrong^{2,3,4}

(1. Nano Science and Technology Institute, University of Science and Technology of China, Suzhou 215123, China; 2. Energy Materials Center, Anhui Estone Materials Technology Co., Ltd., Hefei 230088, China; 3. Institute of Advanced Technology, University of Science and Technology of China, Hefei 230031, China; 4. CAS Key Laboratory of Materials for Energy Conversion, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China)

Abstract: Traditional metal-supported solid oxide fuel cells (MS-SOFCs) typically utilize yttria stabilized zirconia (YSZ) as the electrolyte with operating temperature of about 800 °C. In order to enable MS-SOFC to serve at low temperature, this study used gadolinium doped ceria (GDC), which exhibits higher conductivity at lower temperature, as the electrolyte to facilitate the practical application of MS-SOFC. Tape casting was employed to

收稿日期: 2024-11-29; 收到修改稿日期: 2025-01-26; 网络出版日期: 2025-02-25

基金项目: 中国科学技术大学先进技术研究院-安徽壹石通材料科技股份有限公司固体氧化物燃料电池联合实验室项目 (JL07223001H)

Research Program of the Joint Laboratory of the Institute of Advanced Technology, University of Science and Technology of China and the Anhui Estone Materials Technology Co., Ltd. (JL07223001H)

作者简介: 柴润宇(2000—), 男, 硕士研究生. E-mail: sa22226007@mail.ustc.edu.cn

CHAI Runyu (2000—), male, Master candidate. E-mail: sa22226007@mail.ustc.edu.cn

通信作者: 张 镇, 博士. E-mail: zhenge@ustc.edu.cn; 夏长荣, 教授. E-mail: xiacr@ustc.edu.cn

ZHANG Zhen, PhD. E-mail: zhenge@ustc.edu.cn; XIA Changrong, professor. E-mail: xiacr@ustc.edu.cn

fabricate thin-film anodes (NiO-GDC) and electrolytes (GDC), while ultrasonic spraying was used to prepare the cathode material $\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{Co}_{0.2}\text{Fe}_{0.8}\text{O}_{3-\delta}$ (LSCF)-GDC. The resulting components were assembled onto a metal support to construct an MS-SOFC with a thin-film GDC electrolyte, and its electrochemical performance was evaluated. At 650 °C, the total impedance of the cell was $0.50 \Omega \cdot \text{cm}^2$, with Ohmic impedance of $0.23 \Omega \cdot \text{cm}^2$ and polarization impedance of $0.27 \Omega \cdot \text{cm}^2$, and the maximum power density was $336 \text{ mW}/\text{cm}^2$. The cell was operated at 550 °C under a constant voltage of 0.5 V for 100 h without significant degradation. Its electrolyte and anode, which were prepared by warm isostatic pressing and co-sintering, were tightly bonded. After long-term operation, no delamination between layers of the cell was observed, indicating that structural stability ensured the long-term stability of the MS-SOFC. MS-SOFCs in this study prepared *via* a process route combining tape casting, warm isostatic pressing, and direct assembly, displayed excellent electrochemical performance and long-term stability, providing a new approach for industrial production of low-temperature SOFCs.

Key words: metal-supported solid oxide fuel cell; tape casting; gadolinium doped ceria

SOFC 作为一种新型能量转换设备,可以在工作温度下直接将燃料中的化学能转化为电能,大大提高了燃料的使用效率^[1]。SOFC 因具有能量转换效率高、污染低、可用燃料灵活等优点而受到广泛关注^[2-5]。为了保证服役过程中的性能,目前 SOFC 的工作温度一般在 800~850 °C,但工作温度过高会导致电池寿命短、制造成本高等问题,阻碍了其大规模应用。因此,研究人员和工业界都希望推动 SOFC 向低温化发展。

为了降低 SOFC 的工作温度,研究人员付出了大量努力。一方面,一些研究者致力于寻找在低温下具有较高电导率的电解质材料,如钪基材料 GDC^[3-4]。许多研究已经证明,GDC 在中低温下表现出良好的电导率,在 600 °C 下的电导率几乎是常用 YSZ 材料的 3 倍以上,且与 YSZ 相比,其热膨胀性能更接近镍基合金和一些商业铁素体不锈钢^[5]。

另一方面,SOFC 的欧姆阻抗也受到电解质厚度的影响,在传统的电解质支撑 SOFC 中,为了获得更高的机械强度,必须增加电解质的厚度,但同时电池阻抗也会显著增大,导致电池的电化学性能下降^[6]。因此,在相同的温度下,选择电解质层较薄的电池结构更容易获得高电池性能。阳极支撑 SOFC 的机械强度主要由阳极提供,其阳极厚度一般在数百微米甚至 1 mm 以上,电解质的厚度可以大大降低,更容易提高性能^[7]。但阳极中除去参与电池氧化还原反应的功能层部分,大部分的阳极陶瓷仅仅起到了提供强度支撑的作用,大量使用阳极陶瓷提高了电池的生产成本^[8-9]。

目前,已有较多电解质支撑和阳极支撑 SOFC 的研究工作,越来越多的研究者开始关注 MS-SOFC。在中低温(500~650 °C)下,许多廉价的金属材料

有望用作电池支撑体^[10-12]。使用金属材料为电池提供强度支撑,可以在保证电池整体强度的同时,减小电解质层和电极层的厚度,这既有利于提高电池性能,还能减少燃料电池中使用的陶瓷材料,降低 SOFC 的生产成本^[13-17]。

为了制备在较低温度下具有高性能的 MS-SOFC,本研究选择 GDC 作为电池的电解质材料。相比于 YSZ, GDC 在低温下的高电导率能够降低 MS-SOFC 的运行温度,从而降低电池的操作成本,且较低的工作温度也可以延长电池的使用寿命,拓宽支撑体材料的选择范围等。本研究以流延法制备薄膜电解质,其作为一种陶瓷成型方法,能够大量制备平面薄膜陶瓷,陶瓷生坯的厚度可以通过调整刮刀的高度来控制^[18-19]。另外,镍作为一种廉价金属,具有很高的电导率以及与 GDC 相近的热膨胀系数,在高温下具有较高的结构稳定性和良好的抗腐蚀性,有利于电池的长期稳定运行。较高的机械强度和良好的加工性能使其能够轻松制备成不同形状的金属支撑体,在满足不同结构需求的同时,保证电池的整体强度,是理想的支撑体材料^[20-22]。与许多研究工作将支撑体与电池共同烧制的方案不同,为了避免金属支撑体在电池高温制备过程中发生氧化,本研究使用了直接组装金属支撑体的方案。首先将流延得到的阳极与电解质生坯通过温等静压法制成复合生坯并烧结得到半电池,然后在半电池上通过超声喷涂法制备阴极,经高温烧结后得到厚度仅数十微米的膜电极。将得到的膜电极直接组装在镍网支撑体上,得到完整的 MS-SOFC,使用金属支撑体实现了膜电极整体的薄膜化。最后,以氢气为燃料对制备的 MS-SOFC 进行电化学测试,结果显示该方案制备的电池在中低温下具有良好的性能。

1 实验方法

1.1 阳极和电解质生坯的制备与叠压

本研究使用的 GDC 粉体(含摩尔分数 2.5%的 Fe)和 NiO 粉体均由安徽壹石通材料科技股份有限公司提供, Ag 导电胶购于上海市塑料研究有限公司。选用丝径 200 μm (100 目)镍网作为金属支撑体。

将 NiO 粉体和 GDC 粉体按质量比 7 : 3 混合后进行球磨, 制备阳极粉体。再将 GDC 作为电解质粉体, 制备流延浆料。以三乙醇胺为分散剂, 将粉体分散在乙醇、二-丁酮二元溶剂中, 球磨 24 h, 依次加入增塑剂邻苯二甲酸二丁酯、聚乙二醇-400 (Polyethylene glycol-400, PEG-400), 最后加入黏结剂聚乙烯醇(Polyvinyl alcohol, PVA), 继续球磨 24 h 得到流延浆料, 详细的配方如表 1 所示。

将配制好的流延浆料进行真空除泡, 接着在流延机上以 400 μm 高度的刮刀进行流延, 分别制备阳极生坯和电解质生坯, 得到的生坯在 40 $^{\circ}\text{C}$ 流延机上保温烘干 1 h。将两种生坯暴露在空气一侧, 使其缓慢贴合在一起, 为避免贴合过程中产生气泡, 将其放入密封袋中真空除气并密封, 在 80 $^{\circ}\text{C}$ 、25 MPa 下温等静压 5 min, 得到阳极-电解质复合生坯。图 1 为复合生坯的阳极侧与电解质侧。温等静压法压制后的复合生坯中, 阳极与电解质能够充分接触, 复合生坯整体平整, 没有缺陷, 为后续共烧结过程中阳极与电解质的紧密结合创造了有利条件, 是电池性能的保障。

1.2 电池的烧结与组装

在得到的阳极-电解质复合生坯上切下 $\phi 14\text{ mm}$ 的纽扣状生坯并置于马弗炉中, 以 1 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的速率升温至 500 $^{\circ}\text{C}$ 并保温 2 h 进行排胶, 随后继续以 3 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的速率升温至 1300 $^{\circ}\text{C}$ 共烧结 5 h, 最后

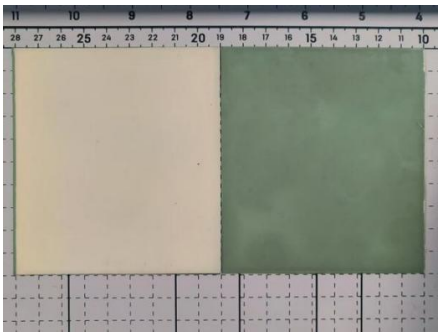


图 1 阳极-电解质复合生坯的照片(淡黄色为电解质侧, 绿色为阳极侧)

Fig. 1 Picture of anode-electrolyte composite green tape (yellow showing electrolyte side and green showing anode side)

以 3 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的速率降至室温, 得到阳极-电解质半电池。制备阴极时, 将 LSCF 粉末与 GDC 粉末按质量比 6 : 4 混合, 然后与乙醇、聚乙二醇等混合制成阴极浆料, 通过超声喷涂法涂覆在半电池的电解质一侧, 在 1050 $^{\circ}\text{C}$ 下烧结 2 h。再用 Ag 导电胶将得到的膜电极黏合组装在镍网金属支撑体上, 80 $^{\circ}\text{C}$ 烘干后得到完整的 MS-SOFC。

1.3 性能测试

为了避免阳极生坯与电解质生坯在共烧过程中因收缩率差异而导致半电池弯曲或破碎, 本研究用干压法分别制备阳极与电解质陶瓷片, 并测试烧结曲线。采用湘科 PCY-1700 型热膨胀仪测量了室温至 1300 $^{\circ}\text{C}$ 范围内阳极与电解质材料在共烧结工艺下的热膨胀变化, 升温速率 3 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。使用扫描电子显微镜(Scanning electron microscope, SEM)观察烧结后电池各层的微观结构, 以了解电池各层之间的结合情况以及致密程度。

通过东华 DH7001 型电化学工作站测试电池的电化学性能。使用陶瓷胶将电池密封在氧化铝陶瓷管的顶部, 阴极暴露在空气氛围中, 金属支撑体和阳极侧通入流速 80 mL/min 的加湿氢气。本研究用线性扫描伏安法测试了电池在 500~650 $^{\circ}\text{C}$ 下的电压电流特性, 扫描速率为 0.05 mV/s; 在开路条件下, 测定电池的欧姆阻抗和极化阻抗, 测试频率为 0.01 Hz~100 kHz。

2 结果与讨论

2.1 阳极-电解质的烧结性能

通过热膨胀测试得到阳极与电解质材料在烧结过程中的线膨胀曲线, 如图 2 所示。在室温至 950 $^{\circ}\text{C}$ 之间, 电解质与阳极的线膨胀百分率均随温度的升高而提高, 最大线膨胀百分率接近 10%, 这是因为

表 1 流延浆料的成分组成(质量分数, %)

Table 1 Composition of casting slurries (in mass, %)

	Slurry	Electrolyte	Anode
Powder	GDC	45	12
	NiO	0	28
Solvent	Ethanol	25.5	28.5
	2-Butanone	14	16
Dispersant	Triethanolamine	1.5	1.5
Plasticizer	PEG-400	4	4
	Dibutyl phthalate	5	5
Binder	PVA	5	5

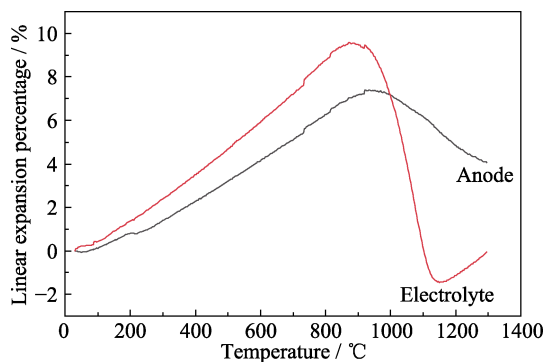


图2 阳极与电解质材料在烧结过程中的线膨胀曲线
Fig. 2 Linear expansion curves of anode and electrolyte

除了由温度升高引起的热胀冷缩外,还存在制备样品时引入的有机物和水在样品内部高温气化且未能及时排出导致的膨胀。在 950 °C 之后, GDC 变得致密,晶粒间空隙开始减小,这种高温下致密化造成的体积收缩效应相较于热膨胀更加明显。因此,电解质与阳极均出现了形变量下降的现象,但由于阳极中存在大量的氧化镍,在一定程度上阻碍了 GDC 收缩,使得电解质的收缩较阳极更剧烈^[23]。另外,本研究使用的 GDC 中含有一定量的铁作为助烧剂,超过 1100 °C 后 GDC 基本完成致密化,体积收缩不再剧烈,由温度升高引起的体积膨胀再次占据主导地位,即电解质在 1100 °C 以上收缩逐渐停止并随着温度升高开始膨胀。

以上述烧结曲线作为参考,本研究通过预处理阳极粉体,调整阳极流延浆料中粉体与各类添加剂的占比,控制阳极生坯与电解质生坯烧结后的最终

线性收缩率差距在 0.5% 以内,保证复合生坯共烧结后样品的平整性。

另外,为了验证本方法能够获得电堆级尺寸的 MS-SOFC, 根据烧结收缩率计算结果,裁剪 48 mm×48 mm 的复合生坯共烧结,随后喷涂阴极,组装金属支撑体,最终得到 40 mm×40 mm 的电堆级 MS-SOFC, 如图 3 所示。

2.2 电池的微观结构

图 4 为本研究制备的 MS-SOFC 的 SEM 照片。图 4(a)为膜电极的截面微观结构,其中电解质层、阳极层、阴极层厚度分别为 32、25 和 11 μm。各层厚度较薄,既减小了电池的整体欧姆阻抗,也在一定程度上降低了电池的制备成本。图 4(b)为电解质与阳极结合处的截面 SEM 照片。经温等静压与适宜的共烧结处理后,电解质与阳极结合非常紧密,阳极孔隙分布均匀,无贯穿性孔隙。丰富的孔隙结构

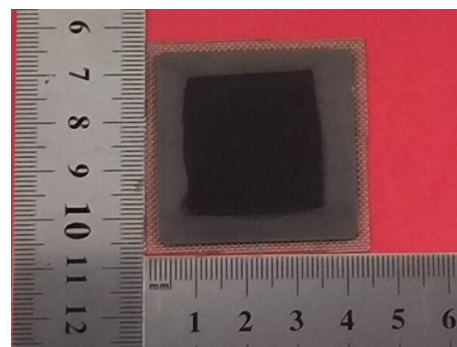


图3 电堆级 MS-SOFC
Fig. 3 MS-SOFC for stack level

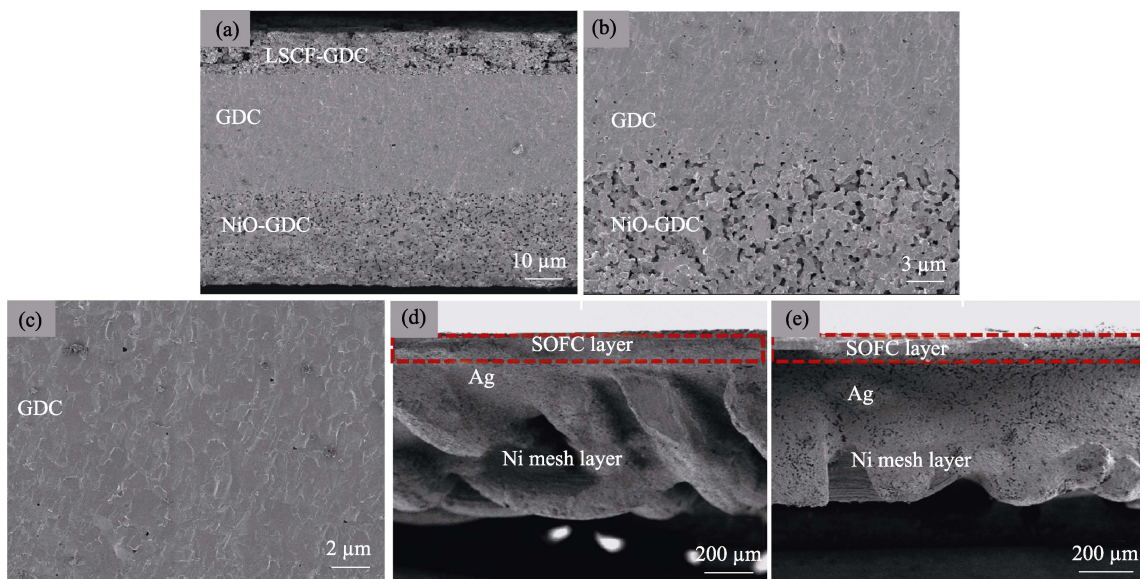


图4 MS-SOFC 的 SEM 照片
Fig. 4 SEM images of MS-SOFC

(a) Cross-section; (b) Cross-sectional junction between anode and electrolyte; (c) Surface of electrolyte; (d) Bond between the nickel mesh and the cell; (e) Bond between the nickel mesh and the cell after operation at 550 °C for 100 h

为气体传输提供了便利, 也为反应提供了更多的三相界面, 提升了电极的催化活性。图 4(c)为 GDC 电解质表面的微观结构。高温烧结后, 由于晶粒长大, 晶粒间的接触面积增大, 晶间空隙减小, 电解质收缩, 造成电解质非常致密。最后, 如图 4(d)所示, 膜电极与镍网通过导电胶紧密连接, 黏结处没有明显裂纹或气孔, 保证了膜电极与支撑体之间的结构稳定性, 支撑体的网状结构也在提供强度支撑的同时, 为输送燃料气提供了大量通路, 有利于阳极反应进行。图 4(e)为 MS-SOFC 在 550 °C 运行 100 h 后的电池截面 SEM 照片。从图中可以看出, 膜电极与金属支撑体之间仍然结合紧密, 没有明显分层。

2.3 电池的电化学性能

以加湿氢气为燃料, 在 500~650 °C 的温度范围内对制备的纽扣电池进行电化学测试, 图 5(a)为 MS-SOFC 在测试温度下的电流-电压-功率密度 (I - V - P) 曲线。在 650 °C 时, 电池的最大功率密度达到 336 mW/cm²。电池的开路电压随温度升高而降低, 从 500 °C 的 0.93 V 降低至 650 °C 的 0.79 V, 低于根据能斯特方程计算得到的理论开路电压。这是因为 Ce 为变价元素, 在还原气氛下 Ce 的价态发生变化, 电解质产生了一定的电子导电性, 电池内部出现短路^[24-25]。

图 5(b)为本研究与文献报道的 MS-SOFC 在 650 °C 下的性能对比^[24-29]。本研究的 MS-SOFC 在 650 °C 下最大功率密度更优异^[24-26]。相比于其他文献在多孔不锈钢板上沉积阳极后再喷涂电解质或在

阳极上沉积电解质的方案, 本研究的电解质是在温等静压后, 与阳极共同烧结的。这使得最终制备的电池阳极与电解质的结合更加紧密, 容易成膜。与阳极支撑的电池相比, 本研究制得的电池性能则不具有明显优势^[27-29]。在 650 °C 下, 本研究的最大功率密度略高于 Xia 等^[28]的研究结果, 但与 Fu 等^[29]的结果相比则有较大差距。这是因为相较于阳极支撑电池, MS-SOFC 的电解质相对较厚, 导致电池的欧姆阻抗更大。对比上述数据, 可以看出本研究制备的 MS-SOFC 具有一定优势。

图 5(c)为电池在 500~650 °C 运行过程中的阻抗谱图。随着测试温度升高, 电池的总阻抗(阻抗谱与实轴的低频弧截距)、欧姆阻抗(阻抗谱与实轴的高频弧截距)、极化阻抗(阻抗谱与实轴的低频和高频截距的差值)均有所下降。对阻抗谱图进行局部放大(图 5(c)插图)后发现, 在 650 °C 时, 电池的总阻抗为 0.50 Ω·cm²。其中, 极化阻抗为 0.27 Ω·cm², 欧姆阻抗为 0.23 Ω·cm², 两者的比值为 1.17, 明显优于其他温度条件, 经电导率推算, 其欧姆阻抗符合理论值。

为了更详细直观地分析电池阻抗随温度的变化趋势, 对阻抗谱图进行 DRT(Distribution of relaxation times)分析。作为一种用于研究电化学系统动力学特性的方法, DRT 分析能够将电化学系统阻抗生成的各物理过程反映在谱图的特征峰上。根据峰面积的大小, 可以直观地区分各物理过程对总

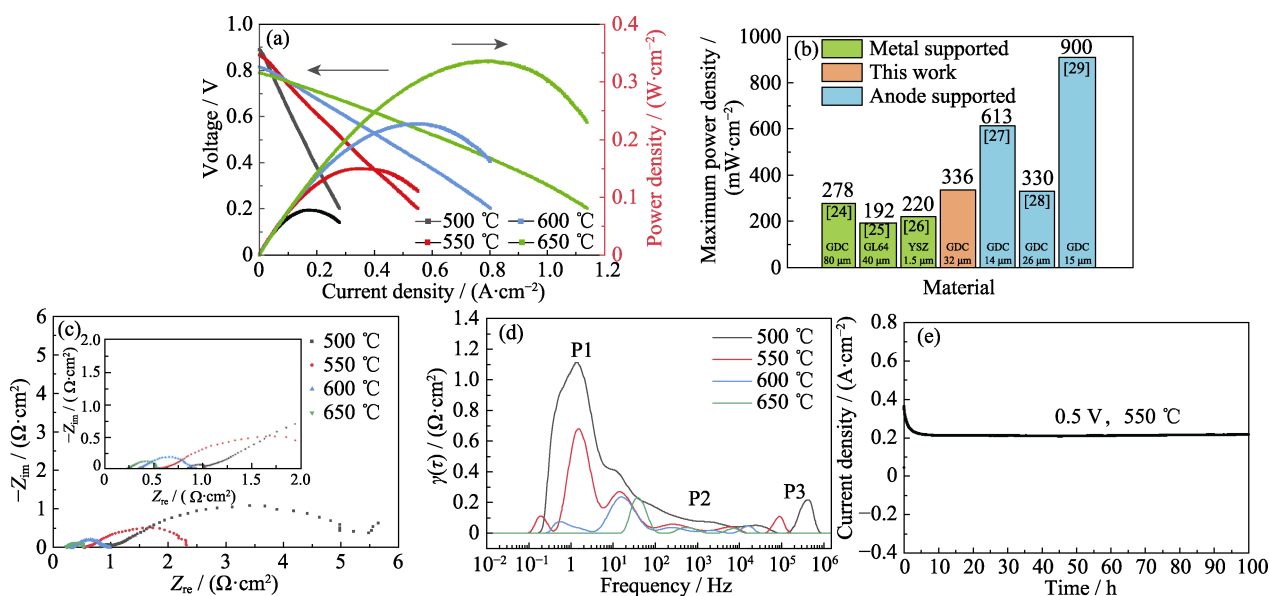


图 5 MS-SOFC 的电化学性能

Fig. 5 Electrochemical performance of MS-SOFC

(a) I - V - P curves of the cell at 500–650 °C; (b) Performance of MS-SOFC in this study and other literature^[24-29] at 650 °C, and corresponding electrolyte materials used and their thickness; (c) Nyquist plots of a single cell at 500–650 °C; (d) DRT curves of a single cell at 500–650 °C; (e) Stability performance of the cell running at 550 °C and 0.5 V for 100 h. Colorful figures are available on website

阻抗的贡献等信息,这对于分析 SOFC 性能的限制因素具有重要参考意义^[30-32]。将得到的 DRT 曲线分为低频区 P1(10^{-2} ~ 10^2 Hz)、中频区 P2(10^2 ~ 10^4 Hz)和高频区 P3(10^4 ~ 10^6 Hz)。图 5(d)中,低频区的谱峰面积最大,这表明电池的极化阻抗主要由低频区的反应决定,且低频区的峰面积随反应温度升高而减小,这与气体在电极材料中的扩散过程有关。随着温度的升高,气体分子的动能增加,扩散系数增大,从而加快了反应速率,导致低频区峰面积减小^[33]。在中频区,由于电池运行温度升高,电荷转移速度加快,电荷转移电阻降低,使得中频区谱峰面积减小。高频区的峰面积则主要反映了电池的欧姆阻抗,由于钕基材料具有优异的离子导电性,因此高频区的峰面积都小于中低频区。但 GDC 在 500 °C 以上会产生一定的电子导电性,且这种电子导电性会随着温度升高而更加明显。当运行温度超过 550 °C 时,几乎无法在高频区观察到明显的谱峰,这也是电池在较高温度下性能更优的原因。分析上述 DRT 曲线,可以明显发现电池的极化阻抗在较低温度下对总阻抗的贡献更大。

为了探究电池在工作状态下的长期稳定性,本研究测试了纽扣电池在 550 °C 氢气气氛下,以 0.5 V 恒定电压运行时,电流密度随时间的变化曲线。如图 5(e)所示,电池的电流密度在前 5 h 有所下降,随后稳定在 218 mA/cm² 左右。持续运行 100 h 后,电流密度约为 216 mA/cm²,没有明显衰减。通过该测试可以看出,本研究制备的电池在工作状态下具有优异的长期稳定性。

3 结论

本研究通过流延法制备阳极与电解质生坯,随后经温等静压、超声喷涂和直接组装等工艺制备了以 GDC 为电解质的 MS-SOFC。材料表征以及电化学性能测试表明,该方案制备的 MS-SOFC 在 650 °C 的最大功率密度达到 336 mW/cm²,在中低温运行的 MS-SOFC 中处于较优秀的水平,证明以 GDC 为电解质的 MS-SOFC 在中低温下具有优异的性能。

尽管 GDC 具有较高的电导率,但在较低温度下,电池的极化阻抗仍然是阻碍 SOFC 低温化的主要原因,降低 SOFC 在低温下的极化阻抗是推动其低温化的关键与难点。

本研究通过流延法、温等静压、直接组装等工艺路线制备了 MS-SOFC,其电化学性能优异,长期稳定性较好,生产成本低。本研究采用的工艺路线

既保证了阳极与电解质的紧密结合,又避免了电池制备过程中支撑体高温氧化,并且这种分步组装制备电池的方案有利于 MS-SOFC 的模块化生产。

参考文献:

- [1] MANDEEP S, DARIO Z, ELISABETTA C. Solid oxide fuel cell: decade of progress, future perspectives and challenges. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2021, **46**: 27643.
- [2] MOLEND A J, KUPECKI J, BARON R, *et al.* Status report on high temperature fuel cells in Poland-recent advances and achievements. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017, **42**: 4366.
- [3] VINCHHI P, KHANDLA M, CHAUDHARY K, *et al.* Recent advances on electrolyte materials for SOFC: a review. *Inorganic Chemistry Communications*, 2023, **152**: 110724.
- [4] JAISWAL N, TANWAR K, SUMAN R, *et al.* A brief review on ceria based solid electrolytes for solid oxide fuel cells. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, **781**: 984.
- [5] DAS S, BHASKAR R, NARAYANAN K B. Multifunctional applications of gadolinium-doped cerium oxide (Ce_{1-x}Gd_xO_{2-δ}) ceramics: a review. *Journal of Rare Earths*, 2024, **42**: 1817.
- [6] ZHANG J, LENSER C, MENZLER N H, *et al.* Comparison of solid oxide fuel cell (SOFC) electrolyte materials for operation at 500 °C. *Solid State Ionics*, 2020, **344**: 115138.
- [7] LIU Y, SHAO Z P, MORI T, *et al.* Development of nickel based cermet anode materials in solid oxide fuel cells—now and future. *Materials Reports: Energy*, 2021, **1**: 100003.
- [8] XU N, CHEN M, HAN M. Oxidation behavior of a Ni-Fe support in SOFC anode atmosphere. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, **765**: 757.
- [9] AHMAD M Z, AHMAD S H, CHEN R S, *et al.* Review on recent advancement in cathode material for lower and intermediate temperature solid oxide fuel cells application. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2022, **47**: 1103.
- [10] XU H, HAN Y, ZHU J, *et al.* Status and progress of metal-supported solid oxide fuel cell: towards large-scale manufactory and practical applications. *Energy Reviews*, 2024, **3**: 100051.
- [11] LI K, WANG X, JIA L, *et al.* High performance Ni-Fe alloy supported SOFCs fabricated by low cost tape casting-screen printing-cofiring process. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2014, **39**: 19747.
- [12] TIMURKUTLUKA B, TIMURKUTLUK C, MAT M D, *et al.* A review on cell/stack designs for high performance solid oxide fuel cells. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2016, **56**: 1101.
- [13] SHAIKAN N, QU W, IVEY D G, *et al.* A review of recent progress in coatings, surface modifications and alloy. *Journal of Power Sources*, 2010, **195**: 1529.
- [14] ZAJAC W, SUESCUN L, SWIERCZEK K, *et al.* Structural and electrical properties of grain boundaries in Ce_{0.85}Gd_{0.15}O_{1.925} solid electrolyte modified by addition of transition metal ions. *Journal of Power Sources*, 2009, **194**: 2.
- [15] DWIVEDI S. Solid oxide fuel cell: materials for anode, cathode and electrolyte. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2020, **45**: 23988.
- [16] KROMP A, NIELSEN A, BLENNOW P, *et al.* Break-down of losses in high performing metal-supported solid oxide fuel cells. *Fuel Cells*, 2013, **13**: 598.
- [17] TSAI C H, HWANG C S, CHANG C L, *et al.* Performances of plasma sprayed metal-supported solid oxide fuel cell and stack. *Fuel Cells*, 2018, **18**: 800.

- [18] ZHOU J, MA Z, ZHANG L, *et al.* Study of CO₂ and H₂O direct co-electrolysis in an electrolyte-supported solid oxide electrolysis cell by aqueous tape casting technique. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2019, **44**: 28939.
- [19] CHENG J, ZHA S, FANG X, *et al.* On the green density, sintering behavior and electrical property of tape cast Ce_{0.9}Gd_{0.1}O_{1.95} electrolyte films. *Materials Research Bulletin*, 2002, **37**: 2437.
- [20] ZHOU Y, XIN X, LI J, *et al.* Performance and degradation of metal-supported solid oxide fuel cells with impregnated electrodes. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2014, **39**: 2279.
- [21] HUANGA Q, WANG B, QU W, *et al.* Impedance diagnosis of metal-supported SOFCs with SDC as electrolyte. *Journal of Power Sources*, 2009, **191**: 297.
- [22] LEE S, JANG Y, SHIN H, *et al.* Reliable sealing design of metal-based solid oxide fuel cell stacks for transportation applications. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2019, **44**: 30280.
- [23] TAO H, REN Q, ZHANG Y, *et al.* High-performance and stable proton ceramic fuel cells prepared via a co-tape casting process. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2024, **57**: 1498.
- [24] ZHANG M, SONG C, LIU M, *et al.* Study on the performance of GDC electrolytes fabricated by atmospheric plasma spraying and vacuum plasma spraying. *Ceramics International*, 2024, **50**: 44391.
- [25] CHEN Z, ZHANG X, LIANG Y, *et al.* Breakthrough in atmospheric plasma spraying of high-density composite electrolytes: deposition behavior and performance of plasma-sprayed GDC-LSGM on porous metal-supported solid oxide fuel cells. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2024, **72**: 614.
- [26] LEE K, KANG J, LEE J, *et al.* Evaluation of metal-supported solid oxide fuel cells (MS-SOFCs) fabricated at low temperature (~1000 °C) using wet chemical coating processes and a catalyst wet impregnation method. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2018, **43**: 3786.
- [27] FU C, LIU Q, CHAN S, *et al.* Effects of transition metal oxides on the densification of thin-film GDC electrolyte and on the performance of intermediate-temperature SOFC. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2010, **35**: 11200.
- [28] XIA C, LIU M. Low-temperature SOFCs based on Gd_{0.1}Ce_{0.9}O_{1.95} fabricated by dry pressing. *Solid State Ionics*, 2001, **144**: 249.
- [29] FU C, CHAN S, LIU Q, *et al.* Fabrication and evaluation of Ni-GDC composite anode prepared by aqueous-based tape casting method for low-temperature solid oxide fuel cell. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2010, **35**: 301.
- [30] HUANG J, SULLIVAN N, ZAKUTAYEV A, *et al.* How reliable is distribution of relaxation times (DRT) analysis? A dual regression-classification perspective on DRT estimation, interpretation, and accuracy. *Electrochimica Acta*, 2023, **443**: 141879.
- [31] XIA J, WANG C, WANG X, *et al.* A perspective on DRT applications for the analysis of solid oxide cell electrodes. *Electrochimica Acta*, 2020, **349**: 136328.
- [32] SCHICHLEIN H, MÜLLER A C, VOIGTS M, *et al.* Deconvolution of electrochemical impedance spectra for the identification of electrode reaction mechanisms in solid oxide fuel cells. *Journal of Applied Electrochemistry*, 2002, **32**: 875.
- [33] OSINKIN D A. Identification of gas diffusion phenomena on highly active Ni-ceramic anodes using the DRT technique. *Journal of Power Sources*, 2023, **571**: 233085.