第 49 卷第 10 期
2021 年 10 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 49，No. 10
October，2021

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20210068

固体氧化物燃料电池力学性能变化规律和断裂模式研究

胡 赛[1]，金 鑫[2]，王 傲[2]，耿佳琦[1]，池 波[1]，蒲 健[1]

(1. 华中科技大学材料科学与工程学院，材料成型及模具技术国家重点实验室，武汉 430074；
2. 武汉船用电力推进装置研究所，武汉 430064)

摘 要：采用同轴环施力法研究了单电池还原前后抗弯强度的 Weibull 模量与其厚度之间的关联性。结果表明：对应 1.1、0.9 mm 与 0.7 mm 3 个厚度，NiO–YSZ (氧化钇稳定的氧化锆)阳极支撑单电池的 Weibull 模量分别为 4.56、4.78 与 6.16，随着样品厚度降低，Weibull 模量逐渐增加，这与阳极内部缺陷数量减少相对应；还原之后 Ni–YSZ 阳极支撑单电池的 Weibull 模量分别提高至 8.66、12.49 与 9.37，塑性 Ni 相的形成是抑制裂纹扩展的主要原因，其中厚度为 0.9 mm 的单电池呈现最佳的综合性能，对应特征强度为 122.9 MPa。样品裂纹源主要源自于阳极支撑体的内部缺陷与 Ni 颗粒团聚，依此可以通过不同裂纹源的类型与 3 种断裂模式解释不同厚度单电池力学性能的变化规律。

关键词：固体氧化物燃料电池；Weibull 模量；抗弯强度；断裂模式；裂纹源
中图分类号：TQ174　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)10–2180–09
网络出版时间：2021–09–06



Mechanical Properties and Fracture Mode of Anode Supported Solid Oxide Fuel Cell

HU Sai[1], *JIN Xin*[2], *WANG Ao*[2], *GENG Jiaqi*[1], *CHI Bo*[1], *PU Jian*[1]

(1. School of Materials Science and Engineering, State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China;
2. Wuhan Institute of Marine Electric propulsion, Wuhan 430064, China)

Abstract: The relationship between the Weibull modulus of bending strength and its thickness of single cell before and after reduction was investigated by a coaxial ring force method. The Weibull modulus of NiO-YSZ anode supported cell is 4.56, 4.78 and 6.16 for the thickness of 1.1 mm, 0.9 mm and 0.7 mm, respectively. The Weibull modulus increases gradually with the decrease of sample thickness due to the reduced internal defect number of anode. The Weibull modulus of Ni-YSZ anode supported cell increases to 8.66, 12.49 and 9.37, respectively, since a plastic Ni phase inhibits the crack propagation. The single cell with a thickness of 0.9 mm shows a greater performance with the corresponding bending strength of 122.9 MPa. The crack sources of the sample mainly come from the internal defects of the anode and the agglomeration of Ni particles. Based on the experimental results, the influence of single cell thickness on its mechanical properties can be demonstrated at different crack source types and fracture modes.

Keywords: solid oxide fuel cell; Weibull modulus; bending strength; fracture mode; crack source

固体氧化物燃料电池(SOFC)作为 21 世纪备受关注的一种绿色新型能源发电装置，能够将燃料中的化学能通过电化学反应直接转换成电能，能量转换过程中无机械能损耗，且不受卡诺循环限制，具有清洁、高效及燃料适用广泛等优点[1–3]。目前，阳极支撑型的平板型 SOFC 因其制备工艺简单、功率密度较高成为该领域研究的主要方向[4]。SOFC 在实际工作过程中的输出功率主要受活化极化、欧姆极化和浓差极化的影响，其中浓差极化与气体在电极中的扩散紧密相关。通过改善电极中的孔径分布或者减小电极厚度可以缩短气体扩散距离，有效降低浓差极化的影响[5–7]，但是这 2 种做法往往会导致

收稿日期：2021–01–21。　修订日期：2021–02–22。
基金项目：国家重点研发计划(2020YFB1506304)；国家自然科学基金(52072135)。
第一作者：胡 赛(1995—)，男，硕士研究生。
通信作者：蒲 健(1972—)，男，教授。

Received date: 2021–01–21.　**Revised date:** 2021–02–22.
First author: HU Sai (1995–),male, Postgraduate Student.
E-mail: saihu315@163.com
Correspondent author: PU jian (1972–), male, Professor.
E-mail: pujian@hust.edu.cn

单电池的力学性能随之降低。单电池的输出功率有限，通常需将多片单电池串联组成电堆以获取更高的输出功率[8–9]。然而，为保障电堆中各部件之间的界面接触良好，往往会施加一个较大的载荷，这就要求单电池具有良好的力学性能以维持其结构完整性[10–13]。因此，如何满足单电池在电堆组装与运行过程中的力学性能要求成为一个亟待解决的问题。

抗弯强度是评价材料抵抗弯曲变形而不发生断裂的能力，而 Weibull 统计被广泛应用于描述脆性材料的断裂行为，其中 Weibull 模量是表征材料强度可靠度和脆性材料损伤容限的材料特性参数，通常将 2 个参数相结合以评估脆性材料的力学性能，以及安全使用的可靠性[14]。Radovic 等[15]发现 SOFC 阳极 NiO–YSZ (氧化钇稳定的氧化锆)还原前后的抗弯强度随着其孔隙率增加而减小，并比较了不同状态抗弯强度的 Weibull 统计参数。此外，该研究团队还分析了电解质 YSZ (高温超导薄膜的单晶基片 ZrO_2)在室温和高温下抗弯强度的 Weibull 统计，发现 YSZ 电解质抗弯强度随温度升高而降低[16]。Frandsen 等[17–18]研究了 NiO–YSZ/YSZ 半电池的抗弯强度随其氧化还原循环温度和次数的变化规律，并分析了粉体比重、球磨时间、烧结温度以及制备工艺对其 Weibull 统计的影响，确定了阳极孔隙率对其 Weibull 模量的影响规律。Sarantaridis 等[19]研究了 Ni-YSZ/YSZ/LSM-YSZ 全电池的氧化程度对其力学性能的影响，通过 Weibull 统计将阳极氧化程度与单电池失效概率相联系，发现 5%和 50%的阳极氧化程度对应不同的失效模式。材料断裂模式可以直观展现裂纹的扩展方式。Bent 等[20–21]建立模型以分别解释由于 YSZ 电解质与 NiO–YSZ 阳极存在缺陷所导致的 2 种断裂模式。Chan 等[22]发现层状复合材料之间的裂纹扩展来自于脆性材料之间的界面相互作用，以及层内的残余应力。Shetty 等[23]比较了三点弯曲、四点弯曲和同轴环 3 种实验方法以及实验气氛对玻璃陶瓷样品断裂强度的影响，并对其断裂模式进行了分析。

本研究采用同轴环施力法对不同厚度还原前后的单电池进行力学性能测试，基于 Weibull 统计分析其抗弯强度的稳定性，并确定其失效模式。通过单电池断口的微观形貌观察，确定引发其断裂的裂纹源位置与扩展方式。这将为单电池 NiO–YSZ 阳极支撑体的微观结构优化指明方向，进而提升单电池的抗弯强度与力学性能的一致性，实现高性能 SOFC 电堆的可靠组装与稳定运行。

1　实验

1.1　单电池制备

采用阳极支撑型的单电池，阳极支撑体与功能层均为 NiO–YSZ，电解质为 YSZ，阴极为贵金属和 YSZ 复合材料。制备工艺如下：通过流延成型法制备阳极支撑体(ASL)，干燥后得到具有一定厚度的阳极支撑体素胚，使用丝网印刷法在阳极支撑体素胚依次印刷阳极功能层(AFL)、电解质和阴极，得到完整的单电池胚体，最后通过脱脂和共烧结工艺完成单电池制备。单电池为致密电解质层与多孔电极层复合的三明治结构，其中阳极支撑体层占单电池厚度的绝大部分，决定了单电池的力学性能。单电池还原过程中，由室温升至 750 ℃，阴极侧通入空气，阳极侧通入 5.0% (体积分数) H_2/N_2，温度达到 750 ℃，将阳极侧气体转换为 H_2 进一步还原，最后单电池在还原气氛保护下降至室温。

1.2　力学性能测试

采用同轴环施力法测量不同厚度单电池在还原前后的抗弯强度。首先用低速精密切割机将单电池切割成边长为 25mm 的正方形电池片，通过研磨抛光将单电池制成厚度不同的实验样品。还原前的单电池记为 UR-t (t 为厚度)，还原后的单电池记为 R-t (t 为厚度)，其中样品的厚度误差在±0.01 mm。采用材料万能试验机(德国 Zwick Z020)进行力学性能测试，在样品阳极侧贴上特弗纶胶带，将样品放入同轴环夹具的轴中心，其中样品阳极与施力环相对，阴极与支撑环相对。同轴环夹具施力环的直径为 6 mm (D_L)，支撑环的直径为 20 mm (D_S)，加载压头位移速度为 1 mm/min，测得材料的断裂载荷 F，以上同轴环夹具和实验试样设计是基于国际标准 ASTM C1499—15[24]，由式(1)得到材料的抗弯强度：

$$\delta_f = \frac{3F}{2\pi t^2}\left[(1-\theta)\frac{D_S^2 - D_L^2}{2D^2} + (1+\theta)\ln\frac{D_S}{D_L}\right] \quad (1)$$

式中，t、θ 分别是实验样品的厚度和 Poisson 比，还原前后的实验样品 θ 取值分别为 0.290 和 0.266[11]。t 取值满足下述关系：

$$2 \leqslant \frac{D - D_S}{t} \leqslant 12 \quad (2)$$

对于正方形实验样品，式(1)和式(2)中 D 的取值为：

$$D = 0.54 \times (l_1 + l_2) \quad (3)$$

式中，l_1 和 l_2 分别为正方形试样的边长，且满足下述关系：

$$0.98 \leqslant \frac{l_1}{l_2} \leqslant 1.02 \tag{4}$$

实验样品 t 分别取值为 1.1、0.9、0.7 mm。

1.3 单电池的裂纹源观察

排除由于边缘效应所引起的无效试样后，将实验样品的断片重新组合为一个整体，从而对裂纹源位置进行预先判断。裂纹源是材料因应力集中等因素最先发生断裂的位置，陶瓷材料裂纹源的微观结构一般包括锯齿区、雾状区、镜面区，缺陷形成的原因有粉体团聚、成分不均、孔隙聚合和层间界面等。图 1 展现了裂纹源相对于断裂表面的位置，依此一般可将裂纹源分为体缺陷、临近表面缺陷和表面缺陷[25–27]。由于单电池在还原前后均为 YSZ 基的复合材料，根据陶瓷材料裂纹源的微观形貌特征，采用超景深显微镜(基恩士 VHX6000)观察并判断裂纹源的确切位置，并对裂纹源进行标识。裂纹源类型使用扫描电子显微镜(Phenom XL，SEM)和能谱(EDS)分析确定；依据同轴环测试时电池片的受力状态以及裂纹源的位置，确定单电池的断裂模式。

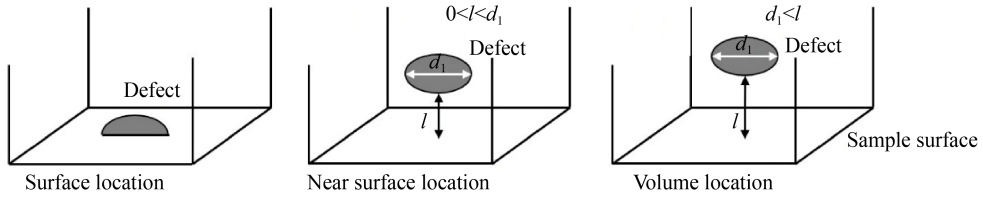


图 1 裂纹源与试样表面的相对位置

Fig. 1 Position of the crack source relative to the sample surface

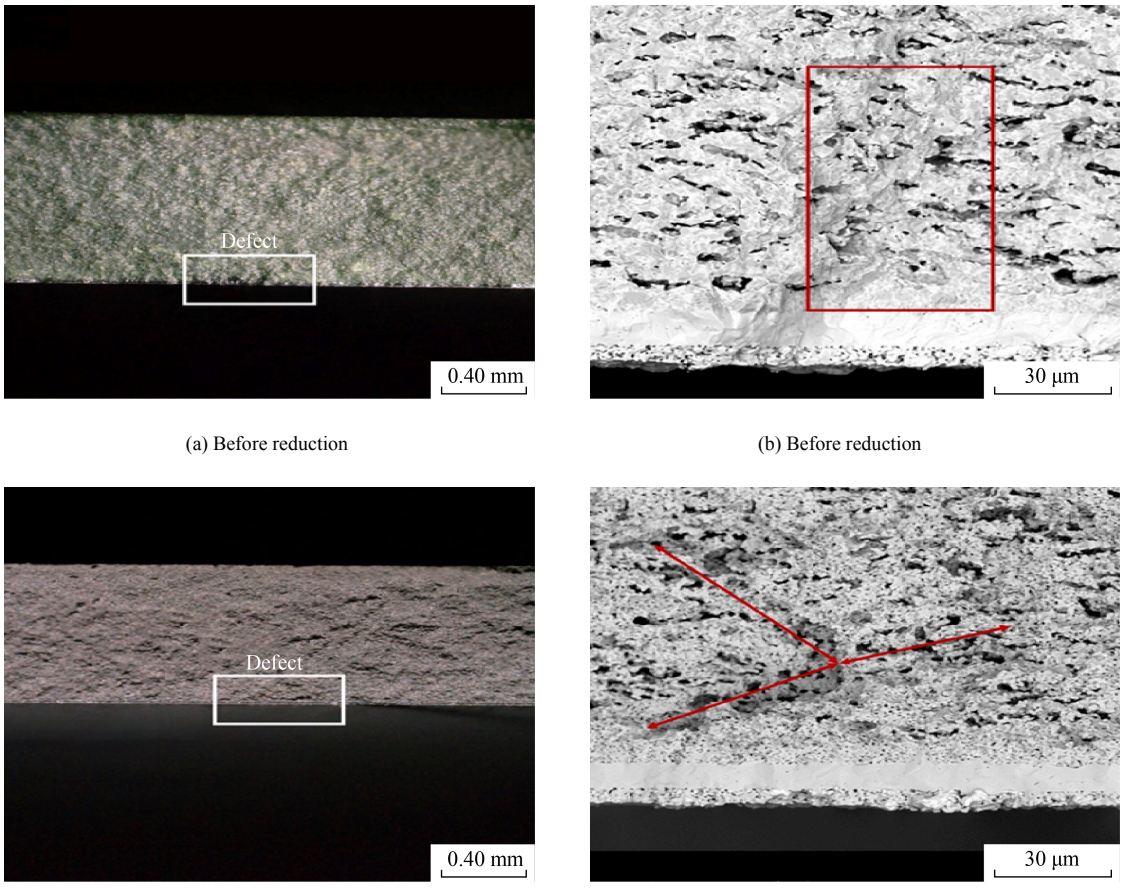
2 结果与讨论

2.1 单电池裂纹源分析

图 2 是单电池还原前后典型的裂纹源微观形貌图，其中，图 2a 和图 2c 分别对应单电池还原前后断口裂纹源的超景深图像，其中白色标识区可以观察到明显的锯齿区，锯齿带指向表明了裂纹源位置，由于单电池阳极为多孔结构，标识区域无法找到明显的镜面区。图 2b 和图 2d 分别对应单电池还原前后断口裂纹源的 SEM 照片。经过 EDS 能谱分析，图 2b 中红色标识区中 NiO 的含量约为 60.96% (质量分数)，明显高于单电池其他区域的 NiO 含量(28.77%)，显示此处存在严重的成分偏析现象，图 2d 中可以观察到交叉多孔聚集区，这些均为裂纹源所在区域。

表 1 展现了不同厚度单电池还原前后的抗弯强度，以及与其对应的裂纹源类型。陶瓷材料的抗弯强度取决于裂纹源的种类、位置以及大小[28–29]。单电池的裂纹源类型中，体缺陷对应的抗弯强度最低，而表面缺陷对应的抗弯强度最高。单电池还原前的裂纹源大多数位于 NiO 分布不均匀区域，如图 2b 所示，通过 EDS 面扫描单电池成分分布，发现裂纹源区域内的 Ni 含量明显高于其他区域 5%~10%，由此推断单电池裂纹源的产生是由于 NiO 团聚造成的[15]。图 2b 中红色标识区位于单电池阳极支撑体与阳极功能层界面附近，区域内的孔隙尺寸较小，而 NiO 在还原过程中伴随着孔隙尺寸增大，可能演化为新的裂纹源。单电池还原前的抗弯强度整体偏低，说明 NiO 分布不均匀对其抗弯强度的影响较大。单电池还原后的裂纹源大多数为多孔聚集区，如图 2d 所示。在阳极支撑体与阳极功能层界面附近，由于孔隙尺寸增大致使裂纹源多呈现为临近表面缺陷，裂纹源位置的变化也导致单电池相应抗弯强度随之改变。

图 3 为还原后单电池截面的微观形貌，以及各相体积分数与其相对应的尺寸变化趋势图。图 3a 为单电池截面的微观形貌，以 AFL/ASL 界面为始，向右依次划分为 5 个等面积的红色标识区域，通过 imageJ 软件分别计算这些区域中 Ni、YSZ 和孔隙的体积分数，以及 Ni 颗粒和孔隙的平均尺寸。图 3b 和图 3c 表示各区域三相体积分数及其尺寸的变化趋势，靠近 AFL/ASL 界面区域孔隙体积分数为 34.22%，孔隙平均尺寸为 9.68 μm，均比其他区域大，且各区域之间 Ni 的含量也存在较大差异，这与单电池还原后裂纹源集中分布在临近电解质界面位置的现象基本相符，同时也表明阳极支撑体中 Ni 的不均匀分布成为裂纹源来源之一。



(a) Before reduction　(b) Before reduction

(c) After reduction　(d) After reduction

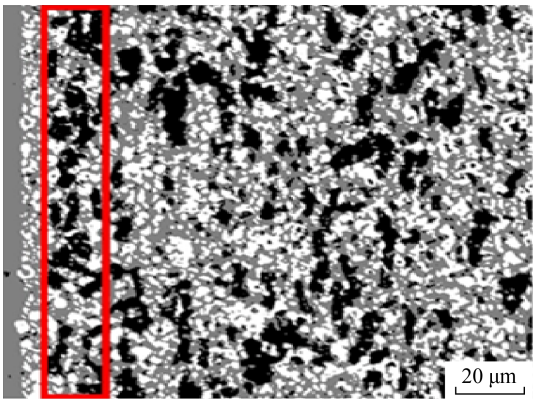
图 2　单电池典型裂纹源的 SEM 照片

Fig. 2　SEM images of typical crack sources in a single cell

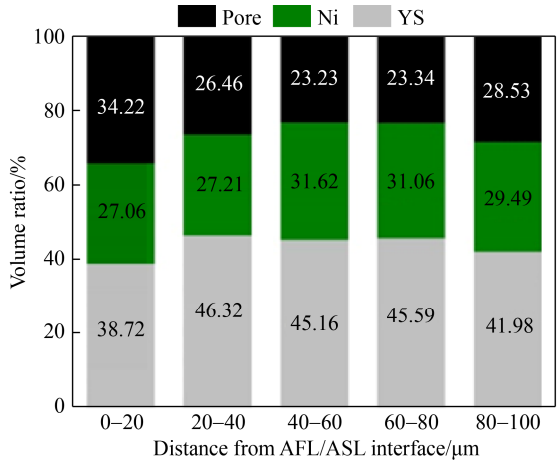
表 1　单电池抗弯强度对应的裂纹源状态

Table 1　Crack source states corresponding to the bending strength of a single cell

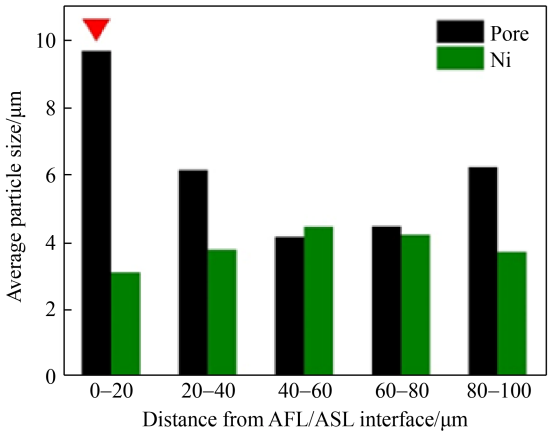
Sample No.	Bending strength/MPa	Types of crack source	Location	Size/μm
UR-1.1	68.37	Compositional inhomogeneity	Volume	45.50
	95.71	Compositional inhomogeneity	Near surface	35.70
	111.43	Inclusion	Surface	23.20
UR-0.9	93.94	Compositional inhomogeneity	Volume	54.30
	111.45	Machining damage	Surface	134.21
	131.27	Compositional inhomogeneity	Near surface	37.30
UR-0.7	93.07	Compositional inhomogeneity	Surface	32.10
	134.67	Compositional inhomogeneity	Surface	23.30
R-1.1	104.49	Inclusion	Near surface	68.50
	128.59	Porous region	Near surface	100.12
	99.63	Porous region	Volume	92.10
	101.91	Ni agglomerate	Volume	11.60
R-0.9	117.56	Inclusion	Surface	50.00
	119.56	Compositional inhomogeneity	Near surface	57.90
	120.85	Porous region	Near surface	65.90
	138.58	Machining damage	Surface	197.00
R-0.7	99.43	Inclusion	Near surface	50.00
	100.84	Porous region	Near surface	58.50
	111.16	Machining damage	Surface	150.00
	125.99	Porous region	Near surface	62.20



(a) Cross section micrographs of the cell



(b) Volume fraction of Ni, YSZ and pore, respectively



(c) Average size distribution of Ni and pore

图 3 单电池还原后的截面图以及 Ni、YSZ 与孔隙的变化趋势图

Fig. 3 Cross section micrographs of single cell and the change diagram of Ni, YSZ and pore for reduced cell

2.2 单电池抗弯强度及 Weibull 分布

图 4 为同轴环施力法测量单电池还原前后抗弯强度与单电池厚度之间的关系图。单电池还原前的抗弯强度明显低于其还原后的抗弯强度，阳极支撑体中 NiO 陶瓷被还原为金属 Ni 之后，Ni 作为 1 种具有较强塑性变形能力的韧性相，当裂纹在外力作用下扩展至 Ni 相时，其会通过自身的塑性变形松弛应力，耗散裂纹扩展的能量，抑制裂纹的进一步扩展。王峰会等[30]的研究结果表明，单电池还原后其电解质的残余应力将减小，这是单电池还原后抗弯强度增大的原因之一。

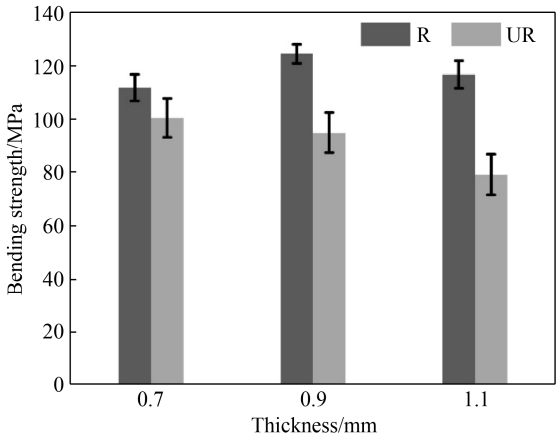


图 4 单电池还原前后抗弯强度的变化趋势

Fig. 4 Trend of bending strength before and after single cell reduction

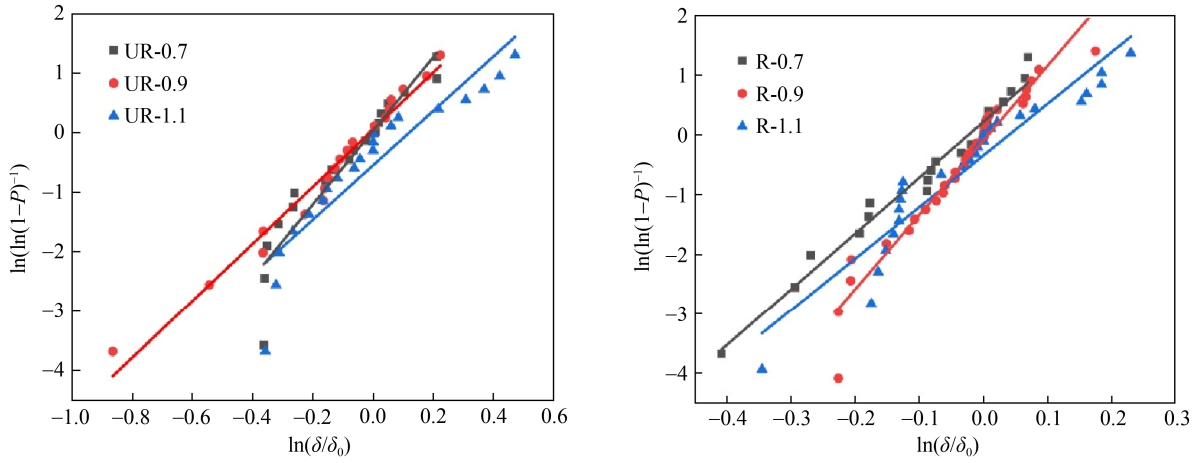
单电池还原前后的抗弯强度呈现明显不同的变化趋势。未还原单电池的抗弯强度随其厚度的减小而逐渐增大，而单电池还原后的抗弯强度在其厚度为 0.9 mm 时最高，达到 122.9 MPa。陶瓷材料的抗弯强度取决于缺陷的数量、分布、类型、大小和位置，是所有缺陷协同作用的结果。未还原单电池阳极支撑体主要成分是 NiO–YSZ 陶瓷，微观结构为多孔状态，随着阳极支撑体厚度的减少，其孔隙的数量也随之降低，孔隙作为陶瓷材料缺陷的主要来源之一[25]，可以解释 NiO–YSZ 阳极支撑电池抗弯强度随其厚度减少而增加的原因。单电池还原后阳极支撑体为 Ni–YSZ 金属陶瓷复合材料，某一区域 Ni 团聚导致 Ni 的含量不一、分布状态不同，此类区域在阳极支撑体的比例随着其厚度变化而起着不同程度的作用，因而，当单电池厚度从 0.9 mm 减少至 0.7 mm 时，其抗弯强度也随之减小。Cheng Jigui 等[31]在研究中发现在阳极支撑体中 Ni 的偏聚将导致抗弯强度显著下降。陶瓷材料的断裂强度往往表现出相当大的离散性，这与其缺陷类型相关。陶瓷材料失效是由于在拉应力区域出现裂纹的持续扩展，通常采用特征强度和 Weibull 模量 2 个参数组成的 Weibull 统计量，或者由特征强度、Weibull 模量和

阈值强度等 3 个参数联合评估陶瓷的断裂[32]。根据 Weibull 统计，脆性材料受应力应变累积的失效概率为：

$$P(\sigma)=1-\exp\left[-\left(\frac{\sigma-\sigma_{\mathrm{u}}}{\sigma_0}\right)^m\right] \tag{5}$$

式中，$P(\sigma)$为累积失效概率；σ 为单个试样的抗弯强度；σ_0 为特征强度；σ_{u} 为阈值强度，取值为 0；m 为 Weibull 模量。

图 5 为单电池还原前后样品厚度与抗弯强度 Weibull 模量之间的对应关系图，表 2 列出了样品 Weibull 统计所对应的 2 个参数。其中 UR-0.7、UR-0.9 以及 UR-1.1 分别表示还原前阳极厚度为 0.7、0.9 mm 和 1.1 mm 的样品，而 R-0.7、R-0.9 以及 R-1.1 则表示还原后阳极厚度为 0.7、0.9 mm 和 1.1 mm 的样品。单电池还原后抗弯强度的 Weibull 模量得到了显著提高，这是由于单电池还原前，NiO–YSZ 陶瓷的脆性及对缺陷的敏感性特征，使其抗弯强度值表现出较大的分散性，以及对应较小的 Weibull 模量；而单电池还原之后，Ni–YSZ 阳极由于韧性相 Ni 的形成，对缺陷的敏感性显著降低，使其抗弯强度值的分布变得更加集中，由此对应较大的 Weibull 模量。还原前的单电池随着样品厚度减小，Weibull 模量逐渐增加，抗弯强度的稳定性得到提高，这主要是由于随着阳极支撑体厚度降低，其内部的孔隙和缺陷数量随之相应减少，致使其抗弯强度稳定性增强。还原后的单电池随着样品厚度减小，Weibull 模量先增后减，但抗弯强度的稳定性均明显高于未还原样品，这表明单电池还原后尽管由于 Ni 相的存在增加了裂纹扩展的阻力，但是阳极中 Ni 颗粒的团聚，以及还原后孔隙率的变化等多重因素使其抗弯强度与样品厚度之间呈现较为复杂的对应关系。



(a) Before reduction　　(b) After reduction

图 5　单电池还原前后样品厚度对抗弯强度 Weibull 统计的影响

Fig. 5　Effect of sample thickness before and after single cell reduction on Weibull statistics of the bending strength

表 2　不同类型单电池的 Weibull 统计参数

Table 2　Weibull statistical parameters of the single cell different types

Sample No.	Weibull modulus	Characteristic strength/MPa	Sample quantities
UR-1.1	4.56	114.00	20
UR-0.9	4.78	109.00	20
UR-0.7	6.16	81.30	18
R-1.1	8.66	115.20	26
R-0.9	12.49	122.90	30
R-0.7	9.37	113.40	20

2.3　单电池的裂纹扩展模式

图 6 为单电池还原前后典型的宏观断裂模式图，白色箭头表明单电池中主裂纹的扩展方向，红色圆形标记表明单电池裂纹源的位置。从图 6 可以看出，裂纹源均位于主裂纹向 2 次裂纹扩展区域附近。使用同轴环施力法测试抗弯强度过程中，被测单电池应该受到均匀双轴向力，但是由于单电池内部裂纹源的分布差异，导致单电池在受到双轴向力时产生 2 次裂纹，因而其宏观断裂模式呈现不同形式[20]。图 7 为还原前后不同厚度的单电池在 3 种典型的宏观断裂模式下对应的抗弯强度分布图。由于裂纹萌生与扩展形态的差异，不同能量的断裂模式与一定抗弯强度相联系。图 6a 中还原前的单电池裂纹源在主裂纹两侧相对的位置，图 6d 显示了还原后的单电池在主裂纹一侧产生 2 次裂纹，裂纹源一般为体缺陷或者临近表面缺陷，且裂纹源尺寸较大，

此时主裂纹萌生与扩展表现为低能量与低强度的断裂模式，对应于图 7 中较低的抗弯强度值；图 6b 中还原前的单电池除了主裂纹两侧相对的裂纹源外，主裂纹还产生了 2 次裂纹，图 6e 中还原后的单电池在主裂纹两侧均产生 2 次裂纹，对应图 7 中较高的抗弯强度值，呈现为中能量与中强度断裂模式；图 6c 和图 6f 表明还原前后的单电池均出现多次断裂的裂纹形态，与 Shetty 等[23]研究玻璃陶瓷的抗弯强度与断裂模式对应关系相一致，此时对应裂纹源一般为表面缺陷，裂纹源尺寸较小，表现为高能量与高强度断裂模式，图 7 中高抗弯强度值与之相对应。

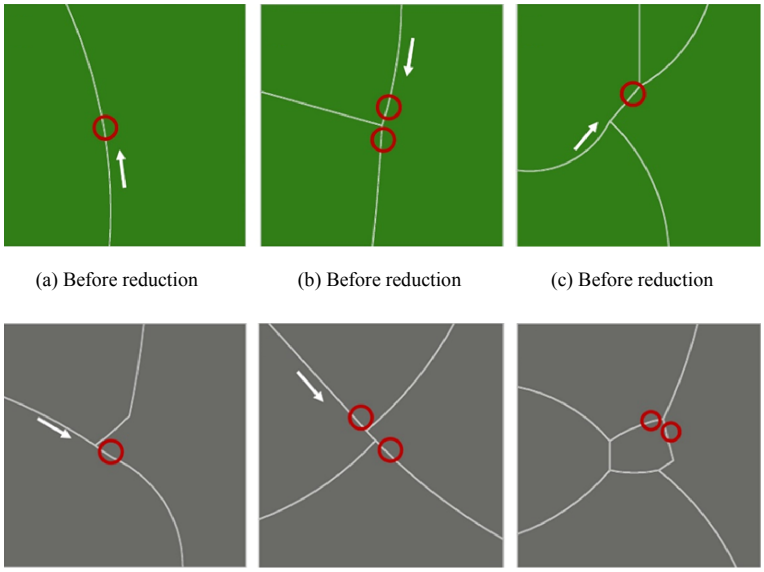


图 6 单电池典型的断裂模式图

Fig. 6 Typical fracture modes of single cell

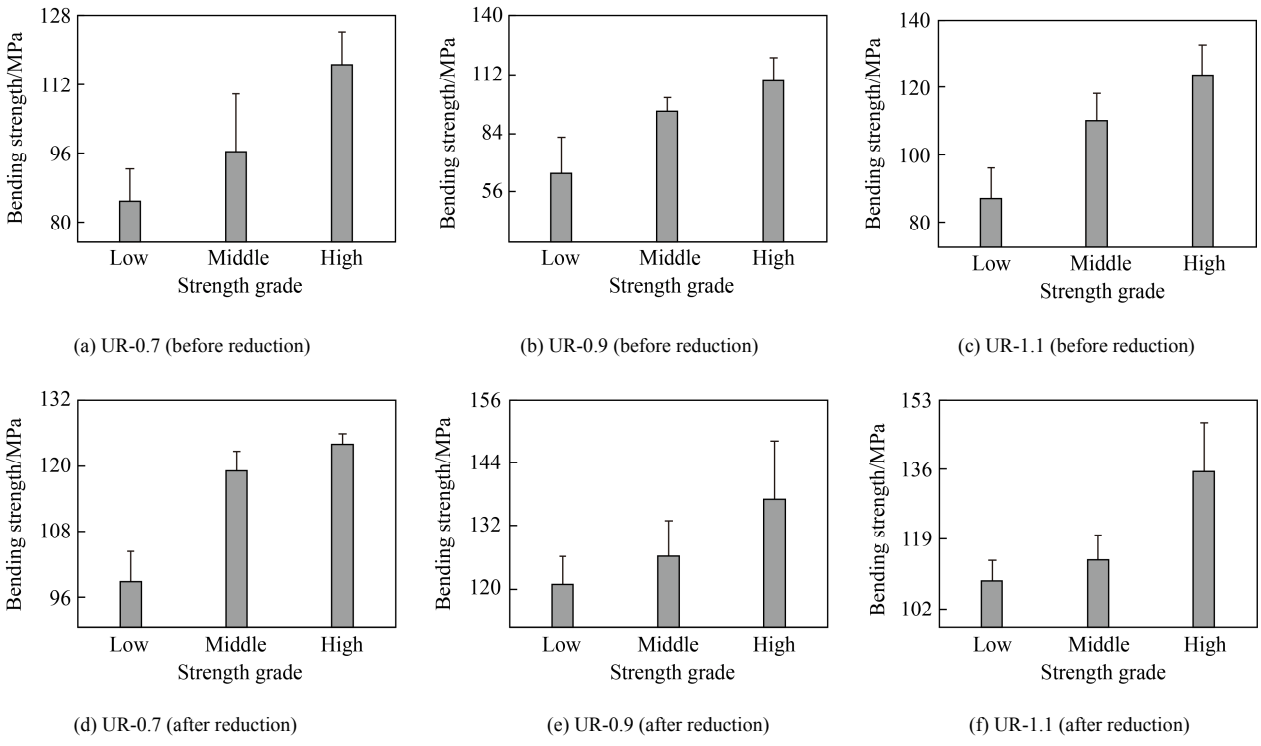


图 7 不同类型单电池断裂模式的抗弯强度分布图

Fig. 7 Distribution of bending strength for different types of single cell fracture modes

3　结论

1) NiO–YSZ 阳极支撑单电池中，典型裂纹源为 NiO 成分不均匀分布导致的小孔径集聚区域；单电池还原后，Ni–YSZ 阳极中孔隙率与孔径尺寸均有所增大，从而改变了样品初始裂纹源的位置。单电池还原后其抗弯强度明显增大，主要是由于阳极中金属 Ni 相的存在使其对缺陷的敏感性显著降低。

2) 随着 NiO–YSZ 阳极支撑体厚度减小，其抗弯强度与 Weibull 模量均增大，这是因为样品厚度减小使其内部的孔隙与缺陷也相应减少；单电池阳极还原后，尽管 Ni 相的存在增加了裂纹扩展的阻力，但是阳极中 Ni 颗粒团聚，以及孔隙度增大等因素使得样品厚度对其 Weibull 模量的影响呈现复杂性。

3) 依据单电池室温下受双轴向力以及裂纹源类型，单电池还原前后不同厚度样品的断裂模式均可分为低能量低强度、中能量中强度、高能量高强度 3 种形式，其中低能量的断裂模式中，样品裂纹源一般为体缺陷或者临近表面缺陷，且裂纹源尺寸较大，而高能量的断裂模式中，样品裂纹源一般为表面缺陷，且裂纹源尺寸较小。

参考文献:

[1] 李箭. 固体氧化物燃料电池发展现状与关键技术[J]. 功能材料与器件学报, 2007, 13(6): 683–690.
LI Jian. J Fun Mat Dev (in Chinese), 2007, 13(6): 683–690.

[2] ABDALLA A M, HOSSAIN S, AZAD A T, et al. Nanomaterials for solid oxide fuel cells: A review[J]. Renew Sus Energy Rev, 2018, 82(1): 353–368.

[3] ZHANG X. Current status of stationary fuel cells for coal power generation[J]. Clean Energy, 2018, 2(2): 126–139.

[4] STAMBOULI B, TRAVERSA E. Fuel cells, an alternative to standard sources of energy[J]. Renew Sus Energy Rev, 2002, 6(3): 295–304.

[5] PATCHARAVORACHOT Y, ARPORNWICHANOP A, CHUACHUENSUK A. Electrochemical study of a planar solid oxide fuel cell: Role of support structures[J]. J Power Sources, 2008, 177(2): 254–261.

[6] SHIMADA H, SUZUKI T, YAMAGUCHI T, et al. Challenge for lowering concentration polarization in solid oxide fuel cells[J]. J Power Sources, 2016, 302: 53–60.

[7] SHRI-PRAKASH B, SENTHIL-KUMAR S, ARUNA S-T. Properties and development of Ni/YSZ as an anode material in solid oxide fuel cell: A review[J]. Renew Sus Energy Rev, 2014, 36: 149–179.

[8] 刘少名, 邓占峰, 宋结, 等. 固体氧化物燃料电池堆的稳定工况特性[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(1): 26–33.
LIU Shaoming, DENG Zhanfeng, SONG Jie, et al. J Chin Ceram Soc, 2021, 49(1): 26–33.

[9] 彭珍珍, 杜洪兵, 陈广乐, 等. 国外 SOFC 研究机构及研发状况[J]. 硅酸盐学报, 2010, 38(3): 542–548.
PENG Zhenzhen, DU Hongbin, CHEN Guangle, et al. J Chin Ceram Soc, 2010, 38(3): 542–548.

[10] LIN C K, CHEN T T, CHYOU Y P, et al. Thermal stress analysis of a planar SOFC stack[J]. J Power Sources, 2007, 164(1): 238–251.

[11] MALZBENDER J, STEINBRECH R W. Advanced measurement techniques to characterize thermo-mechanical aspects of solid oxide fuel cells[J]. J Power Sources, 2007, 173(1): 60–67.

[12] 宋明, 王文慧, 杜传胜, 等. 平板式固体氧化物燃料电池的热机械行为[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(3): 476–482.
SONG Ming, WANG Wenhui, DU Chuansheng, et al. J Chin Ceram Soc, 2021, 49(3): 476–482.

[13] 李善恩, 徐挺, 缪馥星, 等. 固体氧化物燃料 NiO–YSZ/YSZ 半电池的冲击力学性能[J]. 硅酸盐学报, 2018, 46(6): 861–866.
LI Shanen, XU Ting, MIAO Fuxing, et al. J Chin Ceram Soc, 2018, 46(6): 861–866.

[14] ASTM Standard C1239-13 (2018), Standard Practice for Reporting Uniaxial Strength Data and Estimating Weibull Distribution Parameters for Advanced Ceramics[S].

[15] RADOVIC M, LARA-CURZIO E. Mechanical properties of tape cast nickel-based anode materials for solid oxide fuel cells before and after reduction in hydrogen[J]. Acta Mater, 2004, 52(20): 5747–5756.

[16] RADOVIC M, LARA-CURZIO E. ARMSTRONG B, et al. Effect of thickness and porosity on the mechanical properties of planar components for solid oxide fuel cells at ambient and elevated temperatures[M]. Ceram Eng Sci Proceed, 2003, 24(3).

[17] FRANDSEN H-L, PIHLATIE M, KAISER A. Curvature and strength of Ni-YSZ solid oxide half-cells after redox treatments[J]. J Fuel Cell Sci Tech, 2010, 7(051011): 1–7.

[18] FRANDSEN H L, RAMOS T, FAES A, et al. Optimization of the strength of SOFC anode supports[J]. J Eur Ceram Soc, 2012, 32(5): 1041–1052.

[19] SARANTARIDIS D, RUDKIN R-A, ATKINSON A. Oxidation failure modes of anode-supported solid oxide fuel cells[J]. J Power Sources, 2008, 180(2): 704–710.

[20] SØRENSEN B F, TOFTEGAARD H, LINDEROTH S, et al. Strength and failure modes of ceramic multilayers[J]. J Eur Ceram Soc, 2012, 32(16): 4165–4176.

[21] SØRENSEN B F, PRIMDAHL S. Relationship between strength and failure mode of ceramic multilayers[J]. J Mater Sci, 1998, 33: 5291–5300.

[22] CHAN K S, HE M Y, HUTCHINSON J W. Cracking and stress redistribution in ceramic layered composities[J]. Mater Sci Eng, 1993, 167(1/2): 57–64.

[23] SHETTY D K, ROSENFIELD A R, BANSAL G K, et al. Biaxial fracture studies of a glass-Ceramic[J]. J Am Ceram Soc, 1981, 64(1): 1–4.

[24] ASTM Standard C1499-15. Standard Test Method for Monotonic Equibiaxial Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature[S].

[25] American Society of Testing Materials ASTM Standard C1239-15. Standard Practice for Fractography and Characterization of Fracture Origins in Advanced Ceramics[S].

[26] American Society of Testing Materials ASTM Standard C1678-15. Standard Practice for Fractographic Analysis of Fracture Mirror

Sizes in Ceramics and Glasses[S].

[27] QUINN G D. Guide to Practice for Fractography of Ceramics and Glasses[M]. NIST Special Publication SP, 2007: 960–1016.

[28] 包亦望, 金宗哲. 脆性材料弯曲强度与抗拉强度的关系研究[J]. 中国建筑材料科学研究院学报, 1991, 3(3): 1–5.
BAO Yiwang, JIN Zongzhe. J Chin Building Mater Acad (in Chinese), 1991, 3(3): 1–5.

[29] WU C H, ZHANG T Q. Formation mechanisms of microstructure imperfections and their effects on strength in submicron cemented carbide[J]. Int J Refrac Met Hard Mater, 2013, 40: 8–13.

[30] 王峰会, 鲁婷婷, 王霞. 还原过程固体氧化物燃料电池材料性能的变化[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(2): 261–264.
WANG Fenghui, LU Tingting, WANG Xia. Rare Met Mater Eng (in Chinese), 2011, 40(2): 261–264.

[31] CHENG J, DENG L, ZHANG B, et al. Properties and microstructure of NiO/SDC materials for SOFC anode applications[J]. Rare Metals, 2007, 26(2): 110–117.

[32] MALZBENDER J, STEINBRECH R-W. Threshold fracture stress of thin ceramic components[J]. J Eur Ceram Soc, 2008, 28(1): 247–252.