

基于结构优化的固体氧化物燃料电池裂纹扩展分析*

吴泽晋¹⁾²⁾ 谢佳苗^{1)2)†} 郝文乾¹⁾²⁾ 刘佳骏¹⁾²⁾ 李京阳¹⁾²⁾³⁾

1) (中北大学 航空宇航学院, 太原 030051)

2) (山西省无人飞行器工程研究中心, 中北大学, 太原 030051)

3) (极限环境光电动态测试技术与仪器全国重点实验室, 中北大学, 太原 030051)

摘要

为提高固体氧化物燃料电池 (SOFC) 的结构可靠性, 本研究建立了包含阳极功能层的平板型与波纹型 SOFC 有限元模型, 同时将波纹振幅参数化, 对比研究不同模型冷却后的电池力学性能和界面失效行为, 并结合虚拟裂纹闭合法评估电解质-阳极界面预裂纹的扩展与能量释放率。结果表明, 引入波纹界面可显著降低界面最大主应力并抑制裂纹扩展, 但同时会在几何起伏区域引入局部应力集中。阳极功能层对波纹型峰值应力的降低作用弱于平板型, 但可大幅缓解波峰、波谷处的局部应力集中。参数化分析显示, 波纹型 SOFC 随波纹振幅增大, 界面最大主应力逐渐降低, 裂纹扩展长度逐渐减小, 但其增强了波峰与波谷局部区域的应力集中。本研究为 SOFC 的结构优化设计提供了一定的理论依据。

关键词: 固体氧化物燃料电池, 波纹界面, 阳极功能层, 裂纹扩展

PACS: 82.47.Ed, 81.40.Jj, 62.20.mt

基金: 国家自然科学基金 (批准号: 12102399, 12202407) 和山西省基础研究计划 (批准号: 202403021221111, 202503021211122) 资助的课题。

同等贡献作者。

† 通信作者.E-mail: jmxie@nuc.edu.cn

第一作者.E-mail: 18834295644@163.com

1 引言

随着对清洁高效能源需求的不断提升, 固体氧化物燃料电池 (Solid Oxide Fuel Cell, SOFC) 作为一种高温全固态能源转换装置受到广泛关注。SOFC 可直接将燃料的化学能转换为电能, 其最大转换效率高达 70 %, 是未来最具发展前景的清洁能源技术之一^[1-7]。但 SOFC 在 600~1000 °C 下的高温工作特性也带来了巨大的残余热应力, 可能引发电解质或电极中的裂纹并导致界面分层, 甚至引发整体失效^[8], 因此, 对 SOFC 结构可靠性的研究成为该领域的重点课题^[9]。

为了缓解 SOFC 的热机械应力, 提高其结构可靠性, 研究人员提出了多种结构优化方案。一方面, 研究人员通过引入功能层或改变电极材料参数, 降低层间热膨胀失配并改善应力分布。Xie 等^[10]将阳极功能层 (Anode Functional Layer, AFL) 划分为若干层, 各层的厚度和 NiO 体积分数由不同的梯度指数控制, 从而减小 SOFC 的热失配应力。Xue 等^[11]设置不同的阳极组分分布函数研究功能梯度阳极对电池应力分布的影响, 其中二次函数分布对降低阳极最大拉应力的效果最为明显。Wang 等^[12]将材料属性以多种方式连续变化的功能梯度界面区建模为多层介质, 其中各子层的弹性模量呈线性变化, 有效缓解了界面失配并调控了裂纹扩展行为。Yan 等^[13]采用三维数值重建技术构建梯度孔隙率 SOFC 电极, 并对阴极颗粒堆积、烧结及电化学反应过程进行建模分析, 结果表明梯度孔隙结构能够改善气体传输性能, 降低浓度过电位并提高阴极热稳定性。Anandakumar 等^[14]对比了带有 AFL 的 SOFC 与普通 SOFC 在 800 °C 下的应力分布, 结果表明带有 AFL 的 SOFC 能够明显降低阳极的最大主应力, 延长电池使用寿命。另一方面, 研究人员通过引入波纹、弧形等非平板结构, 改善电池界面强度, 并提高 SOFC 的电化学性能。Konno 等^[15]在阳极支撑 SOFC 中采用波纹状电解质层, 大幅增加了三相界面长度, 从而降低了活化过电位和欧姆损耗, 峰值功率密

度相比平板结构提高 59 %。Xie 等^[16]利用剥离力表征波纹型 SOFC 界面强度，并基于势能原理推导了不同剥离角条件下的解析解。研究表明，引入波纹界面能够有效提高电解质与阳极之间的界面结合强度，并且界面强度与波纹形态参数密切相关。Xing 等^[17]采用数字光处理 (Digital Light Processing, DLP) 三维打印技术制备了自支撑的波纹型电解质，并组装成 SOFC 单电池进行性能测试。研究表明，波纹型电解质结构相比传统平板结构能够显著提升电池性能，在 800 °C 下功率密度提高 32 %。Liu 等^[18]建立了一种新型的弧形 SOFC 结构，并将其与传统平板型电池进行了对比研究。结果表明，弧形结构能够改善电池内部传热与气体分布，在 0.6 V 工作电压下其最大功率密度达到 4497.8 W/m²，比平板结构提高 8.6 %。综合上述，功能梯度层和波纹结构设计均能够在一定程度上改善 SOFC 的热机械性能或电化学性能。

然而，现有研究大多集中于单一波纹界面形态对电化学性能或热应力的影响，而较少同时考虑 AFL 与波纹界面之间的耦合作用。同时，已有研究中波纹界面的描述多采用固定形态，对波纹几何参数的系统参数化研究仍然较为有限，这在一定程度上限制了对界面形貌调控机制的深入理解。本文在前人研究基础上开展进一步研究，探究波纹几何与 AFL 对热失配应力的影响规律，并对波纹振幅进行参数化研究。

2 理论模型

2.1 热应力模型

SOFC 在制备及服役过程中需要经历高温烧结、工作及冷却等热循环过程。由于阳极、电解质、阴极及 AFL 之间的热膨胀性能和弹性性能存在差异，当电池由高温冷却至室温时，各层材料的自由收缩量并不一致，在界面约束作用下将产生明显的热失配应力。在热弹性分析中，总应变可分解为弹性应变与热应变之

和，即^[19]

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{th} \quad (1)$$

对于本文所研究的冷却热失配问题，核心仍是弹性应变与热应变的叠加。该应变分解形式已被用于 SOFC 热应力有限元建模中。对于各向同性线弹性材料，温度变化所引起的热应变可表示为：

$$\varepsilon^{th} = \alpha(T)(T - T_{ref})I \quad (2)$$

其中， $\alpha(T)$ 为线膨胀系数， T 为当前温度， T_{ref} 为参考温度或无应力温度， I 为二阶单位张量。该式表明，当温差增大或材料热膨胀系数增大时，材料的自由热变形也相应增大。 T_{ref} 的取值通常与材料制备或应力释放过程有关。

材料满足线弹性本构关系，因此热载荷作用下的应力张量可表示为^[20]

$$\sigma = D(T)(\varepsilon - \varepsilon^{th}) \quad (3)$$

其中， σ 为应力张量， $D(T)$ 为材料弹性刚度矩阵。对于各向同性材料，刚度矩阵由弹性模量 $E(T)$ 和泊松比 $\nu(T)$ 决定，研究表明，SOFC 各组成材料的热膨胀系数、弹性模量和泊松比均具有明显的温度依赖性；若忽略这种温度依赖，可能会导致应力预测失真^[21]。

为更直观说明热应力的形成机制，可考虑一维完全约束条件下的简化情形。若构件在降温过程中不能自由收缩，则总应变为零，应力可表示为^[22]：

$$\sigma = E(\varepsilon - \varepsilon^{th}) = -E\alpha\Delta T \quad (4)$$

其中， ΔT 为温度变化量。在约束条件一定时，弹性模量越大、热膨胀系数越高、温差越大，则产生的热应力越显著。

2.2 裂纹扩展模型

在 SOFC 多层结构中，电极-电解质界面是热失配应力集中的敏感区域，界面脱层和预裂纹扩展通常可视为沿既定路径发生的脆性断裂问题。对于这类界面

裂纹，虚拟裂纹闭合技术 (Virtual Crack Closure Technique, VCCT) 建立在线弹性断裂力学基础上，适用于裂纹沿预定义界面扩展的数值模拟。

如图 1 所示为裂纹扩展过程示意图，其中图 1(a) 为裂纹扩展前，裂纹长度为 a ，裂纹尖端处节点受到切向力 F_x 和法向力 F_y ；图 1(b) 为裂纹沿原路径扩展一个微小长度 Δa 后的状态，此时裂纹长度增大为 $a + \Delta a$ 。VCCT 的基本思想为，裂纹由图 1(a) 扩展到图 1(b) 所释放的能量，等于将图 1(b) 中新生成的裂纹面重新虚拟闭合到图 1(a) 状态所需要的外功。对于二维平面问题，界面裂纹通常分解为张开型 (Mode I) 和滑开型 (Mode II) 两种基本模态；若为三维问题，还需考虑撕开型 (Mode III)。因此，裂纹扩展的 I 型和 II 型的能量释放率可表示为^[23]：

$$G_I = \frac{1}{2B\Delta a} F_y \Delta v \quad (5)$$

$$G_{II} = \frac{1}{2B\Delta a} F_x \Delta u \quad (6)$$

其中， F_y 为裂纹扩展前尖端节点的法向力， F_x 为切向力； Δv 和 Δu 分别为裂纹扩展后，新裂纹面对应节点之间的法向相对位移和切向相对位移； Δa 为裂纹扩展长度增量； B 为模型厚度，对于二维模型，通常有 $B=1$ 。

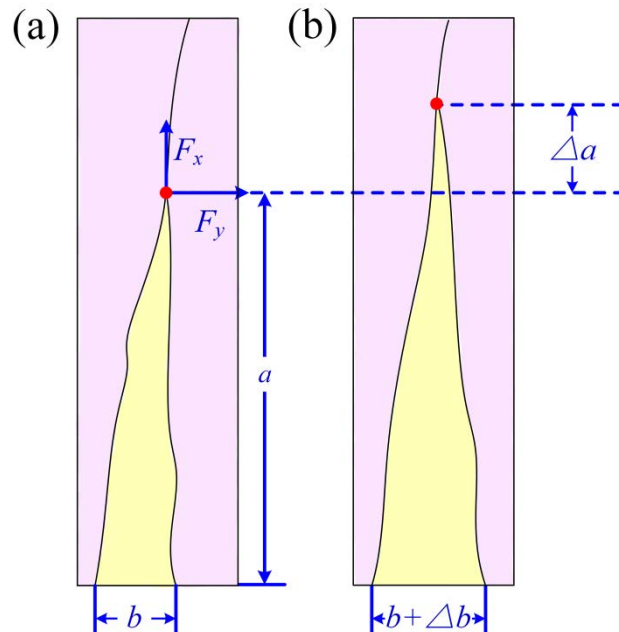


图 1 裂纹扩展过程示意图 (a) 裂纹扩展前; (b) 裂纹扩展后

Fig.1. Schematic of the crack propagation process: (a) before crack propagation;

(b) after crack propagation

Krueger 指出, 在平面应力与平面应变模型中, 总应变能释放率满足^[24]:

$$G_T = G_I + G_{II} + G_{III} \quad (7)$$

在二维情况下, 通常有:

$$G_{III} = 0 \quad (8)$$

对于二维界面裂纹问题, 常用的混合模态准则是 Benzeggagh–Kenane (BK) 准则。该准则最初由 Benzeggagh 和 Kenane 提出, 用于描述 I/II 混合模态下界面的临界断裂能随模态比变化的规律。其二维形式可写为^[25]:

$$G_c = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \left(\frac{G_{II}}{G_I + G_{II}} \right)^\eta \quad (9)$$

其中, G_c 为混合模态下的临界总应变能释放率, η 为材料拟合参数。当裂纹尖端总能量释放率 (Energy Release Rate, ERR) 满足:

$$G_T = G_I + G_{II} \geq G_c \quad (10)$$

时, 即认为界面裂纹发生扩展。

3 SOFC 结构模型

3.1 几何模型

图 2 所示几何模型用于 SOFC 力学性能模拟, 详细的几何尺寸已在图中标注。为确保性能差异仅源于几何结构, 四种模型在数值模拟中采用相同的参数设置, 且边界条件均为模型最右侧在 x 方向的位移为零, 同时约束右下点处 y 方向的位移, 模拟电池由烧结温度 1400°C 降低至室温 25°C , 以评估不同结构对电池力学性能的影响。

在本文的分析中, 初始平板型 SOFC 模型为阳极支撑型 SOFC, 由阳极、

电解质、阴极组成，其厚度分别为 0.8 mm，0.1 mm 和 0.4 mm^[26,27]，如图 2 (a) 所示。图 2 (c) 所示为波纹型 SOFC 的结构示意图，其中仅将电解质由平板改为波纹型，波纹振幅为可变参数 A ，以便于后续的界面形态参数化分析，且在保证阳极和阴极平均厚度不变的前提下，相应调整其形状以匹配电解质波纹。图 2 (b) 与图 2 (d) 所示为带有 AFL 的 SOFC 的结构示意图，阳极、AFL 的平均厚度分别为 0.65 mm 和 0.15 mm。

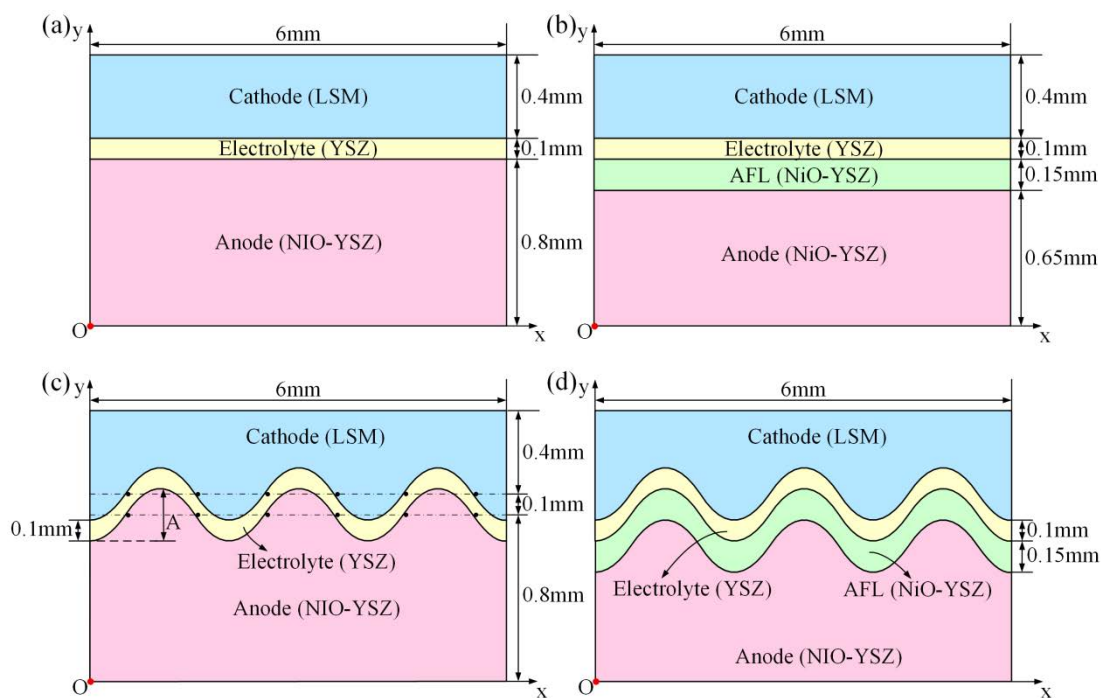


图 2 SOFC 几何结构示意图 (a) 平板型 SOFC ;(b) 带有 AFL 的平板型 SOFC ;(c) 波纹型 SOFC ;(d) 带有 AFL 的波纹型 SOFC

Fig.2. Schematic diagrams of SOFC geometries (a) planar SOFC; (b) planar SOFC with AFL; (c) corrugated SOFC;(d) corrugated SOFC with AFL.

3.2 有限元模型

SOFC 中阴极与电解质材料分别选用锰酸锶镧 (LSM) 和氧化钇稳定氧化锆 (YSZ)。阳极材料采用还原前的 NiO-YSZ 复合材料，其中 NiO 的体积分数为 80 %^[28,29]。AFL 由 NiO 和 YSZ 按一定体积分数组成，其材料属性由 NiO 与 YSZ 的材料参数及其体积分数确定。在本文中，AFL 的材料属性取阳极与电解

质材料属性的中间值。在数值模拟中，所有材料均为线弹性、各向同性材料。

表 1 给出了 SOFC 各组成材料在室温、工作温度下的主要材料参数，包括弹性模量、泊松比及热膨胀系数，且材料性能在给定温度区间内随温度变化呈线性变化^[30-32]。

表 1 SOFC 各组成材料的材料属性^[30-32]

Table 1. Material properties of the constituent materials of SOFC.

材料属性	温度 (°C)	NiO-YSZ	AFL	YSZ	LSM
弹性模量 (GPa)	20	72.6	134.45	196.3	68.71
	800	55	101.8	148.6	52.01
泊松比 μ	20	0.36	0.33	0.31	0.33
	800	0.36	0.33	0.31	0.33
热膨胀系数 ($10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$)	20	12.41	11.205	10	9.8
	800	12.6	11.55	10.5	11.8

为保证计算精度，本文采用二维平面应变单元对模型进行网格划分，单元类型选用四边形非协调模式单元 CPE4I。考虑到电解质层厚度较小，且为热应力集中和界面裂纹萌生的敏感区域，在网格划分时对电解质区域进行局部加密，单元尺寸取 0.02 mm，其余区域单元尺寸取 0.04 mm，总单元数为 5250。该划分方式能够较好地兼顾界面应力梯度、裂纹尖端局部以及计算效率。本文后续不同界面结构模型在相同网格控制原则下进行划分，以保证不同模型结果具有可比性。

4 结果与讨论

4.1 模型验证

为验证本文有限元模型在热失配残余应力分析中的准确性，选取 Yakabe 等^[33]的阳极支撑平板固体氧化物燃料电池作为基准算例。该算例采用阳极与电解质

双层结构，电解质和阳极厚度分别为 0.03 mm 和 2 mm，并假定两层材料在 1400 °C 以下相互约束，残余应力仅由热膨胀系数失配引起。Yakabe 等采用同步辐射 X 射线衍射测得，室温下电解质中的残余应力为 670 MPa 压应力。此外，Yakabe 等的有限元结果表明，压平样品电解质中的残余应力在大部分区域内分布于 640 ~ 700 MPa，取其中点值 655 MPa 进行对比。设置验证模型与上述文献中的几何尺寸和热载荷条件相同，对其进行数值模拟，验证模型得到的电解质残余压应力为 650.6 MPa，则相对于文献整体实验值 670 MPa 的相对误差为 2.90 %，且与文献仿真结果的相对误差为 0.67 %。上述结果表明，本文建立的有限元模型能够较准确地反映 SOFC 热失配残余应力分布，可用于后续界面应力及裂纹扩展行为分析。

表 2 电解质残余应力结果对比

Table 2. Comparison of residual stress results in the electrolyte.

	验证模型	实验结果 ^[33]	仿真结果 ^[33]
残余应力/MPa	650.6	670	655
相对误差	—	2.90 %	0.67 %

4.2 界面结构对 SOFC 力学性能的影响

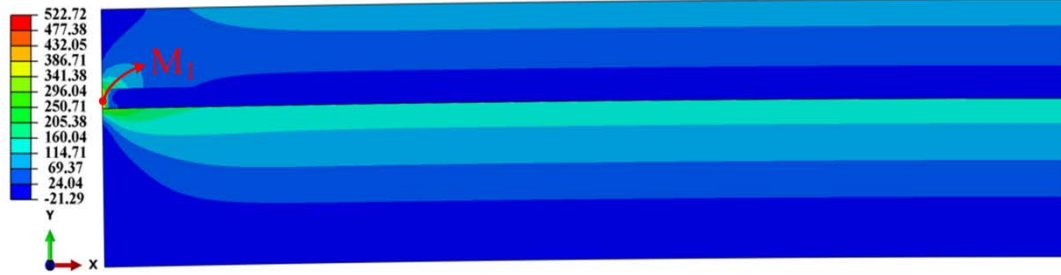
4.2.1 不同界面结构下电池的应力分布

图 3 给出了平板型、带有 AFL 的平板型、波纹型以及带有 AFL 的波纹型四种不同界面结构的 SOFC 模型由 1400 °C 冷却至 25 °C 的平面最大主应力分布云图。最大主应力作为界面区域拉伸失效风险的重要指标，可直观反映界面处的应力集中程度及潜在裂纹萌生位置，具体到本文模型中，其位置位于 M₁~M₄ 点所示的电解质左侧边缘。四种模型的主要高应力区域均集中分布于电解质下表面，该位置对应界面不连续与材料性能突变，是裂纹萌生与扩展的易发区域。通

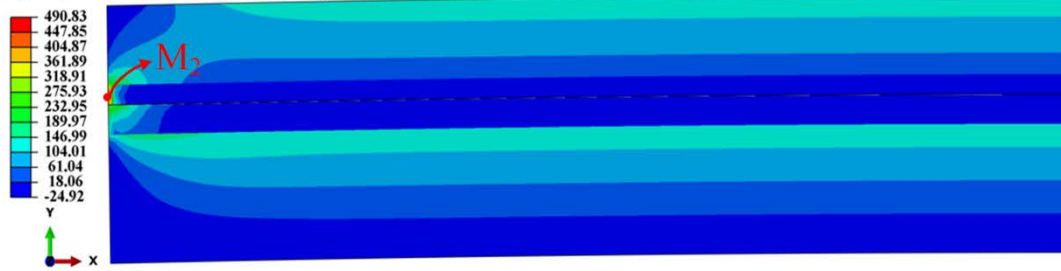
过对比图 3(a) 与图 3(c) 可发现, 平板型结构在电解质-阳极界面处出现明显的应力集中现象, 高应力区域主要分布于电解质左侧边缘与阳极上表面区域, 呈现出连续带状高应力区, 其最大拉应力为 522.72 MPa。这种应力分布特征表明平板界面在热载荷作用下难以有效释放热应力, 易成为裂纹萌生的薄弱区域。相比之下, 波纹型 SOFC 的最大主应力分布更加离散, 高应力区域主要集中于阳极上表面波峰处和阴极上表面左侧, 整体应力水平显著降低, 其最大拉应力为 463.01 MPa, 较平板型降低了 11.4 %。整体应力随波纹界面呈现规律性分布, 波峰处界面正应力为正值, 即拉应力, 波谷处界面正应力为负值, 即压应力。这表明波纹界面通过几何起伏引入了额外的变形协调机制, 有效分散了由热膨胀失配引起的应力集中。

关于 AFL 的调控作用, 如图 3(b) 所示, 平板型在引入 AFL 后, 界面区域的最大主应力为 490.83 MPa, 降低了 6.1 %, 且应力场颜色分布更均匀。AFL 左侧呈现出较为连续的中低应力区, 表明 AFL 有助于缓和电解质左侧边缘的高应力传递, 从而减小平板界面的热-力学不匹配。而在图 3(d) 的波纹型中, 引入 AFL 后最大拉应力略微降低, 波峰与波谷之间的应力梯度变得更平缓, 界面呈现出更均匀的应力分布状态。

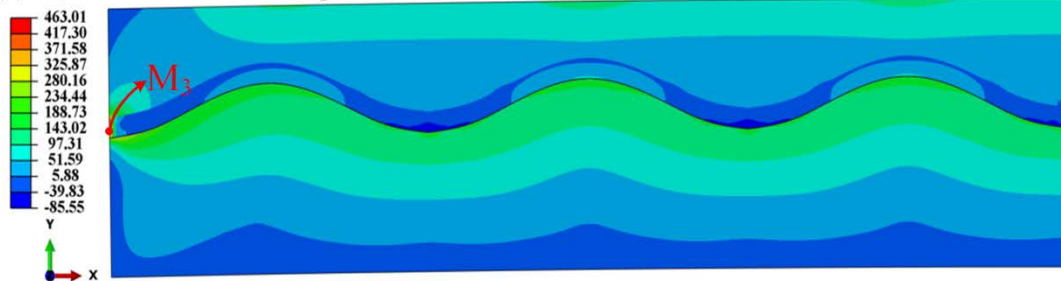
(a) $S_{\text{Max.In-Plane Principal}}$



(b) $S_{\text{Max.In-Plane Principal}}$



(c) $S_{\text{Max.In-Plane Principal}}$



(d) $S_{\text{Max.In-Plane Principal}}$

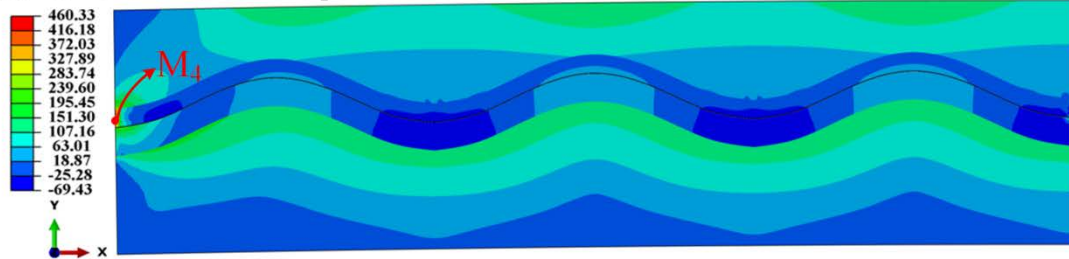


图 3 不同界面形态下 SOFC 的平面最大主应力云图 (a) 平板型 SOFC ;(b) 带

有 AFL 的平板型 SOFC ;(c) 波纹型 SOFC ;(d) 带有 AFL 的波纹型 SOFC

Fig.3. Contour plots of in-plane maximum principal stress of SOFC with different

interfacial morphologies (a) planar SOFC; (b) planar SOFC with AFL;

(c) corrugated SOFC; (d) corrugated SOFC with AFL.

为了进一步对四种模型的应力分布特征进行定量比较, 本文选取电解质下表面作为分析路径, 其路径应力如图 4 所示。四条路径的最大拉应力均出现在 $x=0$ 处: 平板型的最大拉应力为 434.35 MPa; 加入 AFL 后该值降至 407.31 MPa,

降低了 6.22 %。波纹型的最大拉应力为 335.95 MPa, 相较于平板型下降 22.65 %; 在波纹型中再引入 AFL 时, 最大拉应力为 334.09 MPa, 较正常波纹型仅略微降低。对比曲线形态可知, 平板型路径应力沿 x 方向减小并逐渐趋近于 0, 在 $x=2$ mm 后与带有 AFL 的平板型基本一致; 而波纹型路径应力呈周期性变化, 在波峰处表现为拉应力, 曲线处出现平缓的上升峰; 在波谷处表现为压应力, 曲线出现尖锐的突变。当引入 AFL 后, 波峰与波谷处的应力幅值均有所下降, 以 $x=3$ mm 处的波峰为例, 由 57.73 MPa 降低至 37.18 MPa, 降低了 35.6 %; 以 $x=4$ mm 处的波谷为例, 由 85.55 MPa 降低至 67.60 MPa, 降低了 21.0 %。

平板型 SOFC 的界面应力主要由平直界面处的材料性能突变控制, AFL 的作用主要表现为降低界面最大拉应力。波纹型 SOFC 的应力集中更多受波峰和波谷处局部曲率变化影响, AFL 的作用主要表现为减小波峰与波谷处的集中应力。因此, AFL 在两类结构中的本质作用是一致的, 均为缓和阳极/电解质界面的材料性能失配, 其差异体现在不同界面几何条件下的应力影响不同。

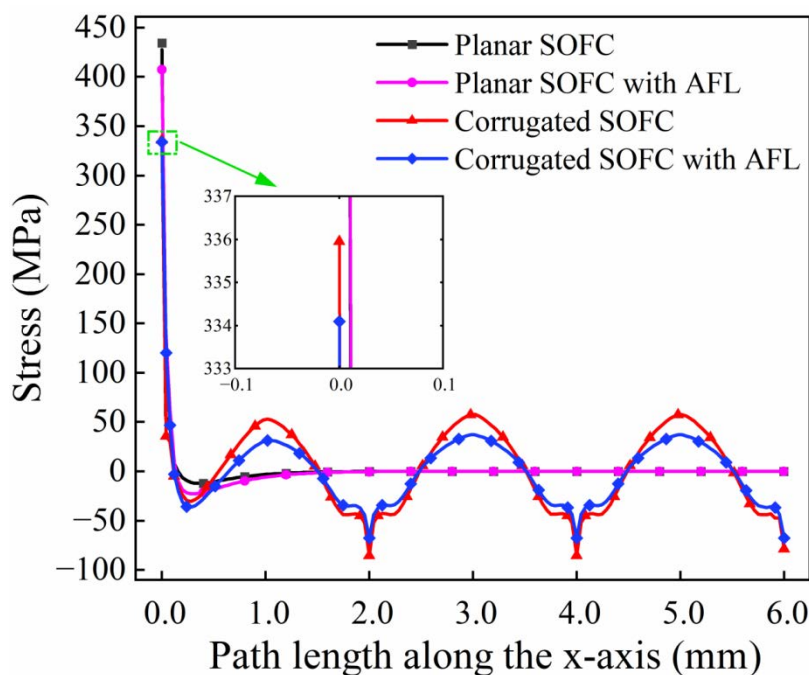


图 4 不同界面结构电解质下表面沿 x 轴方向的路径应力图

Fig.4. Stress profiles along the x -axis on the lower surface of electrolytes with

different interfacial structures.

4.2.2 不同界面结构下电池的裂纹扩展情况

基于 4.2.1 节可知，在电池冷却后，电解质下表面出现了明显的应力集中，且左侧边缘应力水平更高，更容易产生裂纹。因此，在四种模型的电解质下表面左侧边缘引入边缘预裂纹，长度为 0.2 mm，且假设阴极-电解质界面在冷却过程中一直保持良好的粘接性能，没有裂纹产生。

四种模型的裂纹扩展结果如图 5 所示，当界面粘接状态变量为 0 时，表示发生了裂纹扩展；当界面粘接状态变量为 1 时，表示界面保持完全粘接状态。平板型的裂纹扩展长度为 3.29 mm，加入 AFL 之后，裂纹扩展长度为 5.00 mm，接近界面可扩展的几何极限。这表明在平板型 SOFC 中加入 AFL 有利于能量的释放，显著增强了裂纹扩展的持续性，使裂纹成为热失配应变能的主要释放路径。波纹型的裂纹扩展长度为 2.11 mm，较平板型裂纹扩展长度减少了 35.9%，说明波纹界面几何起伏有效改变了应力传递路径，波纹几何导致裂纹扩展路径发生偏转并削弱了裂尖应力集中，从而显著抑制了裂纹扩展。加入 AFL 后的波纹型裂纹扩展长度为 2.28 mm，仅增加了 0.17 mm，这是因为波纹界面几何起伏显著改变了应力传递与变形协调方式，即使在引入 AFL 后，裂纹尖端的应力集中仍得到有效抑制，从而削弱了 AFL 引起的裂纹扩展促进效应，使裂纹扩展长度仅小幅增加。

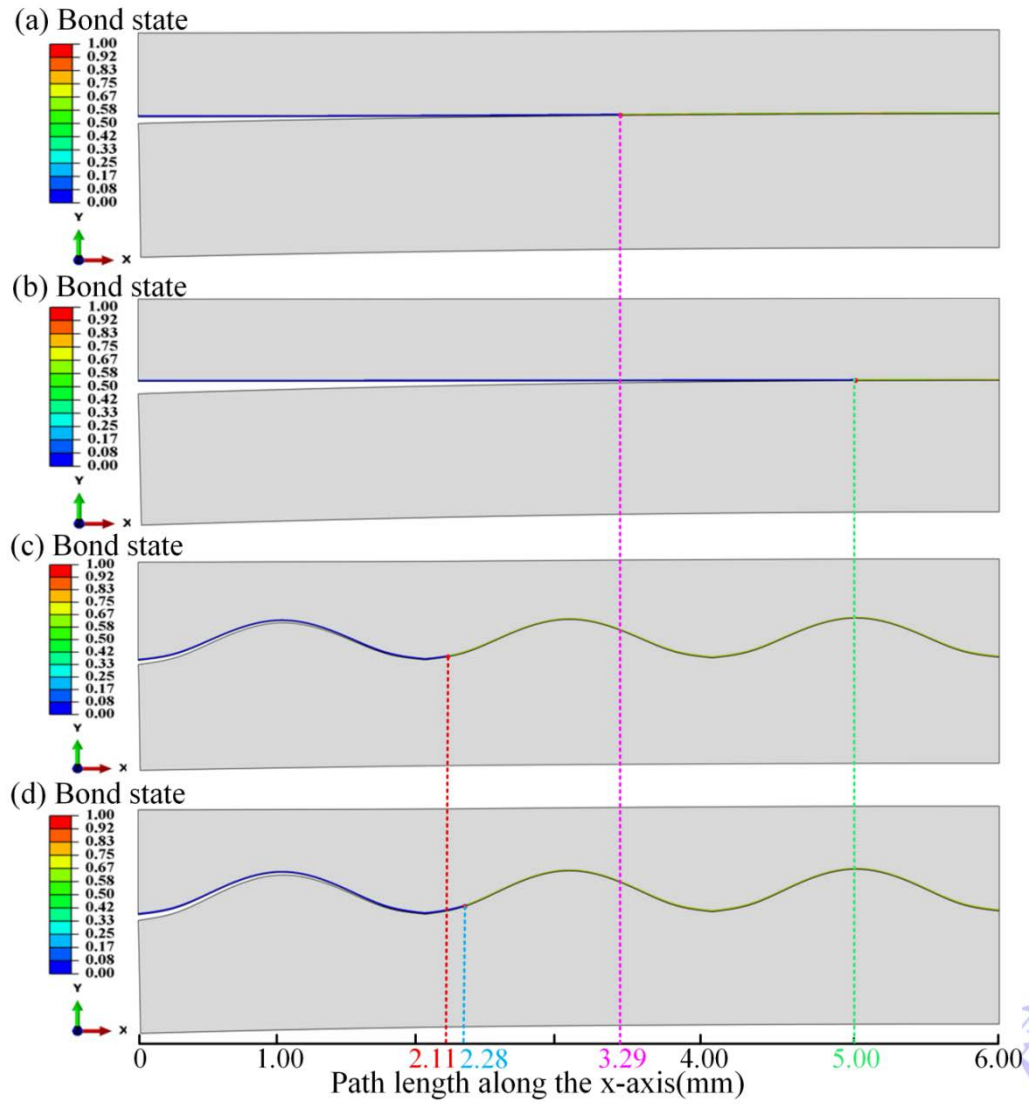


图 5 电解质下表面裂纹扩展情况： (a) 平板型 SOFC ;(b) 带有 AFL 的平板型 SOFC ;(c) 波纹型 SOFC ;(d) 带有 AFL 的波纹型 SOFC

Fig.5. Crack propagation results along the lower surface of the electrolyte

(a)planar SOFC; (b) planar SOFC with AFL; (c) corrugated SOFC;
(d) corrugated SOFC with AFL.

4.2.3 不同界面结构下电池的能量释放率

为进一步揭示不同结构形式下界面裂纹扩展行为的力学机理，本文在考虑界面裂纹扩展长度的基础上，引入 ERR 作为裂纹扩展判据。基于 VCCT，对界面裂纹尖端的 ERR 进行对比分析，以进一步说明平板型与波纹型 SOFC 以及 AFL 对裂纹扩展行为的影响。由于界面脱层主要由 I 型裂纹引起，本计算中采

用 VCCT 获得裂纹尖端的能量释放率 G_I 。基于前人的研究^[34]，阳极-电解质界面的临界能量释放率约为 $G_C=10 \text{ J/m}^2$ ，作为裂纹扩展判据，当 G_I 超过临界能量释放率 G_C 时认为裂纹可以继续扩展。ERR 为零时，界面裂纹停止扩展。

在界面裂纹扩展过程中，裂纹界面 ERR 随裂纹扩展而发生变化。图 6 给出了四种模型裂纹扩展结束时 ERR 分布情况。四种模型裂纹从 O 点开始扩展，ERR 迅速提升至 P 点，随后平板型 SOFC 的 ERR 在 PQ 间平缓上升随后稳定；波纹型 SOFC 的 ERR 则出现下降特征点 M 后迅速提高，之后受波纹几何影响呈现震荡趋势，加入 AFL 的波纹型 SOFC 的 ERR 在 PQ 间均呈现震荡趋势。整体来看，平板型 SOFC 的 ERR 曲线更加平缓，且波纹结构能有效削弱裂纹尖端的应力集中效应，使其 ERR 整体低于平板型结构。引入 AFL 后，两种结构的 ERR 均有提高，AFL 增强了界面应力传递的连续性，使裂纹成为体系释放热失配应变能的重要通道，进一步促进了 ERR 的提高。

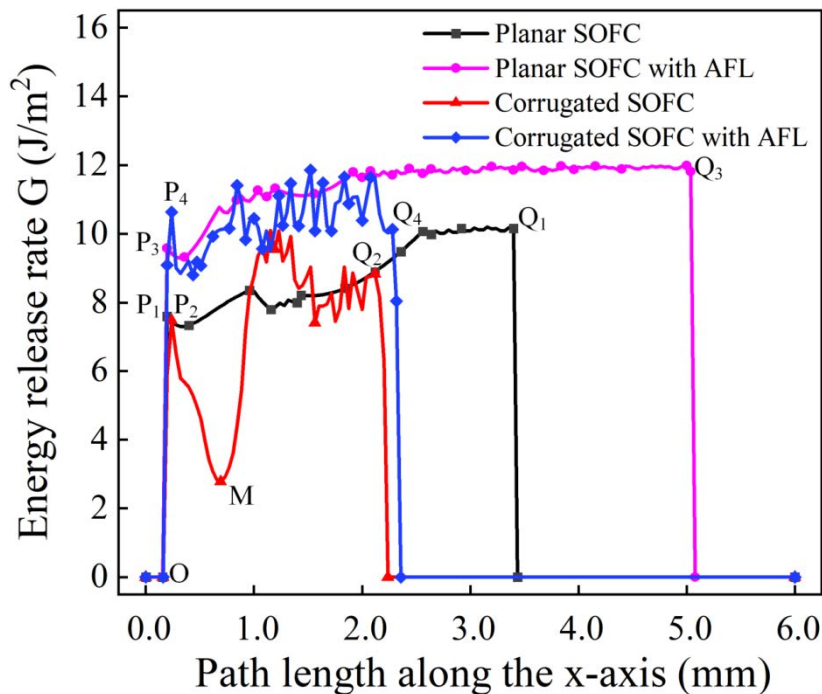


图 6 不同界面形态 SOFC 的电解质下表面沿 x 轴方向的 ERR 图

Fig.6. ERR profiles along the x -axis on the lower surface of the electrolyte in SOFCs with different interfacial morphologies.

4.3 波纹型 SOFC 的界面形态参数化分析

为进一步揭示界面几何形态对 SOFC 力学行为及裂纹扩展特性的影响，在前述平板界面与典型波纹界面分析的基础上，引入波纹界面形态的参数化研究。通过对波纹振幅的系统调控，定量分析界面起伏程度变化对应力分布特征及裂纹扩展行为的影响规律。

波纹界面采用余弦波形函数，其数学表达形式为

$$y = -A \cos\left(\frac{2\pi x}{\lambda}\right) \quad (11)$$

其中， A 为波纹振幅， λ 为波纹波长。为排除波长变化对计算结果的干扰，本文固定波长 $\lambda = 2 \text{ mm}$ ，仅对波纹振幅进行参数化分析。如图 7 所示为选取振幅分别为 $A=0$ 、 $A=0.0625$ 、 $A=0.125$ 、 $A=0.1875 \text{ mm}$ 四种工况，当 $A=0$ 时，对应平板界面结构，其余工况则代表不同起伏程度的波纹界面。

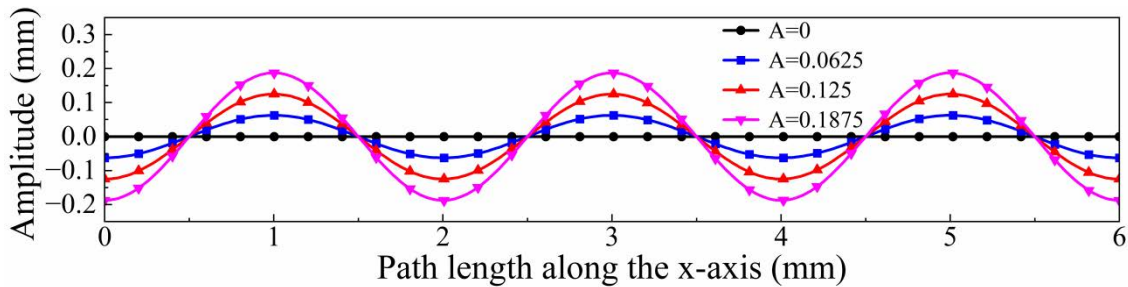


图 7 不同振幅的波纹界面图

Fig.7. Corrugated interfaces with different amplitudes.

4.3.1 不同参数的波纹型 SOFC 应力分布

基于上述几何函数，建立相应的有限元模型，在相同材料参数、边界条件及加载工况下，如图 8 所示为四种不同振幅波纹型 SOFC 在冷却工况下所获得的平面最大主应力分布云图，最大拉应力位于 $M_1 \sim M_4$ 点处。由图可知，随着振幅的增大，电池中整体应力云图的颜色分布由最初的蓝-绿色带相间，逐步演变为以均匀的绿色区域为主。这一变化表明，应力分布趋于均匀，应力集中程度显著减

弱。较小振幅条件下，局部区域仍存在明显的高应力集中现象；而随着振幅的增加，波纹界面对热应力的调节作用增强。

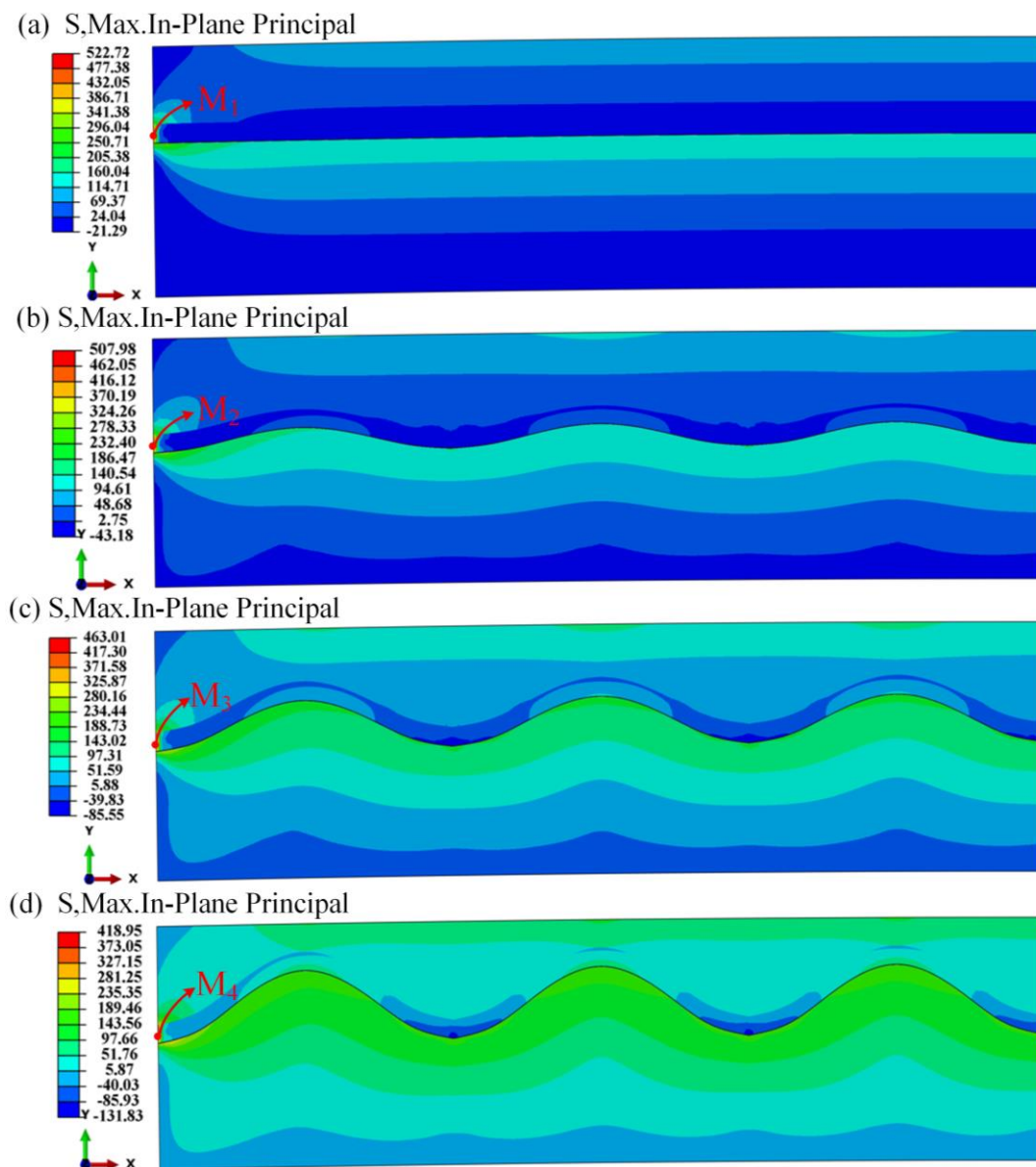


图 8 不同振幅的波纹型 SOFC 的平面最大主应力云图 (a) $A=0$ mm ;

(b) $A=0.0625$ mm ; (c) $A=0.125$ mm ; (d) $A=0.1875$ mm

Fig.8. Contour plots of in-plane maximum principal stress of corrugated SOFC with

different amplitudes (a) $A = 0$ mm; (b) $A = 0.0625$ mm;

(c) $A = 0.125$ mm; (d) $A = 0.1875$ mm.

与上文一致，选取电解质下表面的路径应力进行对比分析，其结果如图 9 所示。当 $x=0$ mm 时，四种界面形态下路径最大主应力均达到峰值，且随着波纹振

幅的增加，路径最大主应力呈现逐渐降低的趋势。平板型 SOFC 的路径最大主应力为 434.35 MPa；当振幅 $A=0.0625$ mm 时，该值降低至 404.45 MPa，下降 6.88 %；当 $A=0.125$ mm 时，路径最大拉应力进一步降至 335.95 MPa，降幅为 22.65 %；当 $A=0.1875$ mm 时，其值为 274.09 MPa，较平板型降低 36.90 %。

尽管波纹界面可有效降低路径上的最大主应力，但随着振幅的增大，路径中波峰处的拉应力及波谷处的压应力均逐渐增大。以路径中 $x=3$ mm 处的波峰和 $x=4$ mm 处的波谷为例，平板型 SOFC 在对应位置的应力均接近 0 MPa；而在波纹界面条件下，波峰处的拉应力随振幅由小到大分别为 29.54 MPa、57.65 MPa 和 85.54 MPa，波谷处的压应力分别增至 42.92 MPa、85.55 MPa 和 131.83 MPa。这表明，波纹界面在削弱整体应力集中的同时，会在波峰、波谷区域引入拉-压应力交替分布，且应力幅度随着振幅的增大而提高。

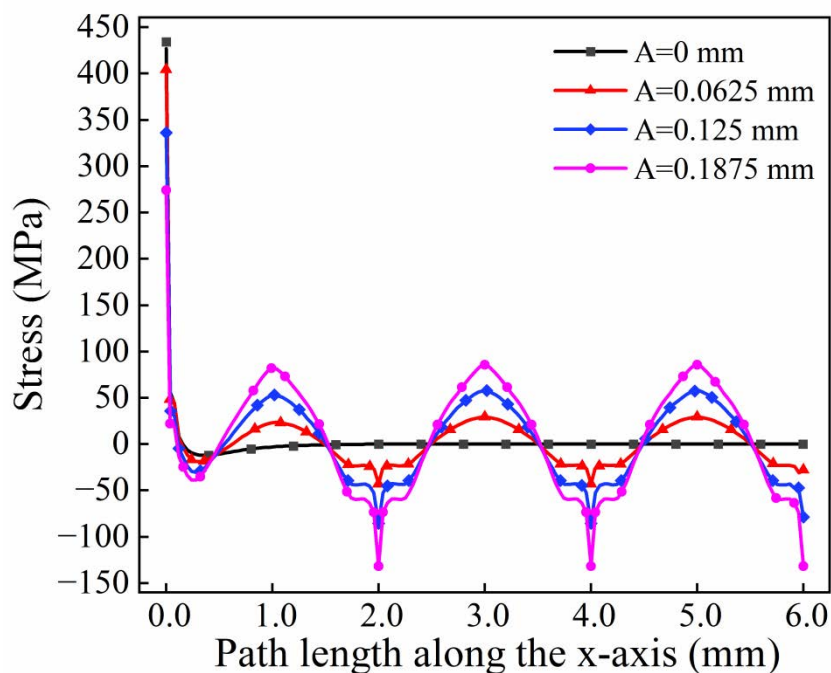


图 9 不同振幅的波纹型 SOFC 电解质下表面沿 x 轴方向的路径应力图

Fig.9. Stress profiles along the x-axis on the lower surface of the electrolyte in corrugated SOFC with different amplitudes.

4.3.2 不同参数的波纹型 SOFC 裂纹扩展情况

为进一步比较不同波纹参数下 SOFC 在冷却后的界面裂纹扩展行为，与 4.2.2 相同，选取电解质-阳极界面左侧边缘作为裂纹起始区域，并在该位置引入长度为 0.2 mm 的预裂纹。电池界面粘接情况的最终状态及沿 x 轴投影长度如图 10 所示。平板型 SOFC ($A = 0$ mm)中，裂纹扩展投影长度达到 3.29 mm，占电池总长度的 54.8%，界面脱粘风险较高。引入波纹界面后，裂纹扩展投影长度随波纹振幅的增大逐渐减小。当 $A = 0.0625$ mm、 $A = 0.125$ mm、 $A = 0.1875$ mm 时，裂纹沿 x 轴投影长度分别占电池总长度的 38%、35.2% 和 3.3%。

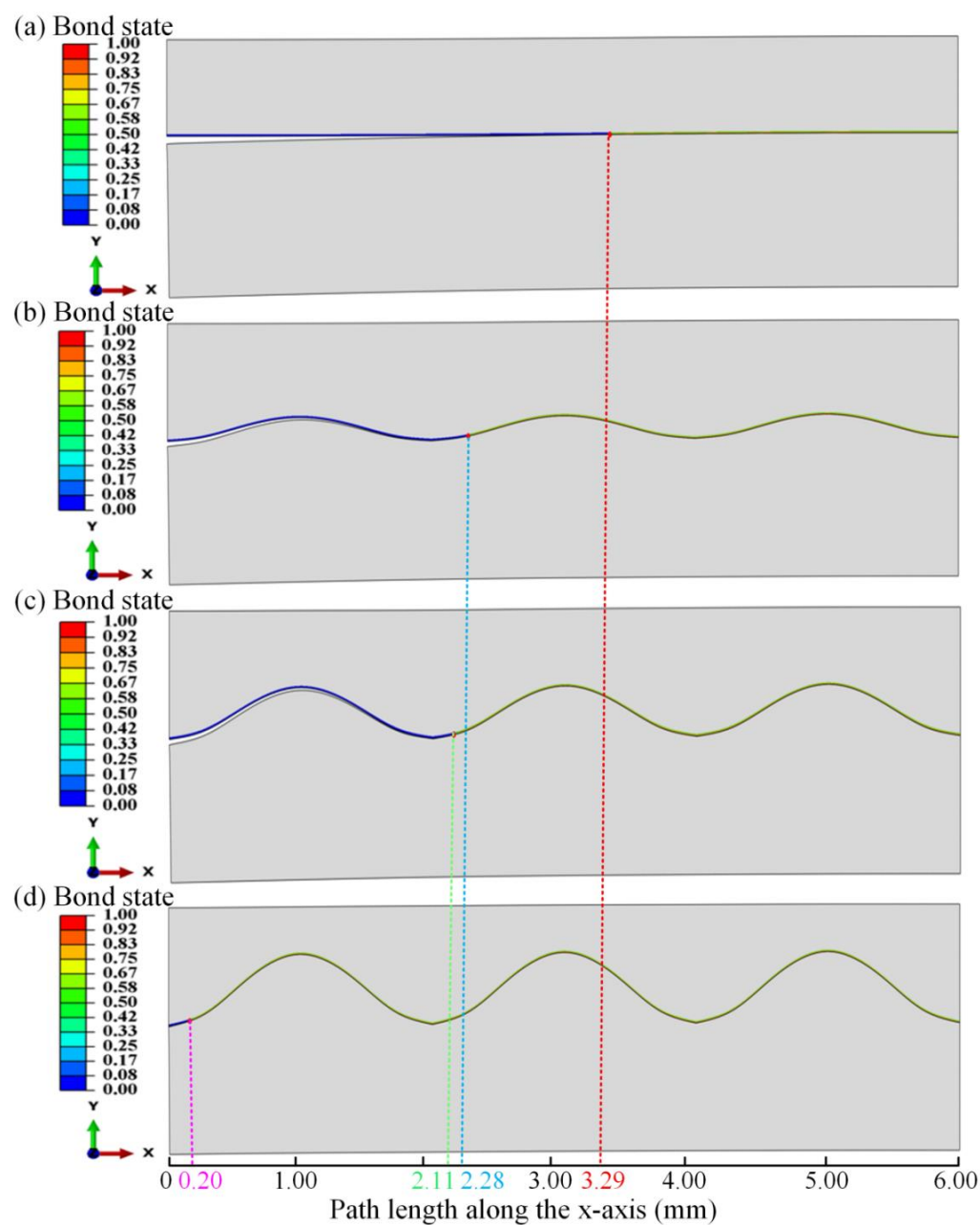


图 10 不同振幅的波纹型 SOFC 裂纹扩展结果图

(a) $A=0$ mm;(b) $A=0.0625$ mm;(c) $A=0.125$ mm;(d) $A=0.1875$ mm

Fig.10. Crack propagation results of corrugated SOFC with different amplitudes.

(a) $A = 0$ mm; (b) $A = 0.0625$ mm;(c) $A = 0.125$ mm; (d) $A = 0.1875$ mm.

边缘裂纹在不同波纹参数下 SOFC 扩展的实际长度和沿 x 轴投影长度如图 11 所示, 界面裂纹扩展长度随波纹振幅的变化呈现出显著差异。平板型 SOFC ($A = 0$ mm)中, 界面裂纹实际扩展长度达到 3.29 mm, 表现出较为明显的界面失效趋势。当引入波纹界面后, 界面裂纹扩展长度明显缩短, $A = 0.0625$ mm 时, 裂纹实际扩展长度明显缩短至 2.3 mm, 相较于平板型 SOFC 减少了 30.1 %; 当振幅增大至 $A = 0.125$ mm时, 界面裂纹的最终扩展长度为 2.19 mm, 仅缩短了 0.11 mm; 当 $A=0.1875$ mm 时, 裂纹被明显抑制, 实际裂纹长度仅为 0.23 mm。上述结果表明, 界面波纹振幅对裂纹扩展行为具有显著调控作用, 但其影响并非随振幅线性变化。仅从裂纹长度角度已难以全面解释裂纹扩展行为的差异, 因此进一步引入 ERR 判据, 以全面分析波纹振幅对裂纹扩展的影响。

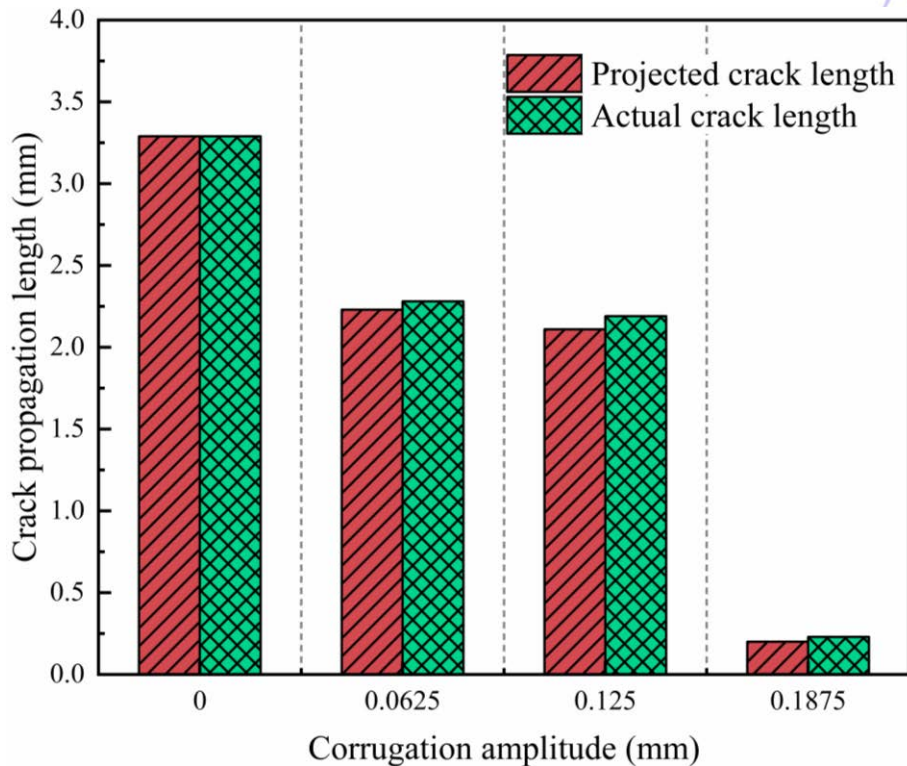


图 11 不同振幅的波纹型 SOFC 裂纹扩展长度对比图

Fig.11. Comparison of crack propagation length in corrugated SOFCs with different amplitudes.

4.3.3 不同参数的波纹型 SOFC 能量释放率

本节基于不同振幅的波纹型 SOFC，对 ERR 进行系统分析。所有工况在相同的材料参数、边界条件下计算，且裂纹初始位置、长度与第 4.3.2 节一致。

如图 12 所示为裂纹扩展结束时，平板型和波纹型电池阳极-电解质界面的 ERR。由图可知，平板型 SOFC 的 ERR 升高后较长区间内保持高值且曲线较为平缓，最终在边缘裂纹停止扩展处 N_3 点下降为 0。与平板型 SOFC 不同，波纹型 SOFC 的 ERR 曲线在初始预裂纹末端附近均出现明显的局部下降特征点，即 M_1 、 M_2 和 M_3 。下降特征点反映了初始预裂纹尖端进入波纹界面局部起伏区域后，界面几何形貌对裂纹扩展驱动力的削弱作用。由于预裂纹长度为 0.2 mm， M_1 、 M_2 和 M_3 均位于预裂纹末端之后的较短距离内。此时，裂纹尖端开始受到波纹界面曲率、局部扩展方向变化以及拉-压交替应力状态的共同影响，导致 ERR 出现不同程度的下降。 $A=0.0625$ mm 时，其 ERR 在升高后出现下降点 M_1 ，为 6.78 J/m^2 ，随后升高，在波峰所处的 PN_1 间的 ERR 高于平板型，且受波纹几何结构影响呈现震荡趋势，在 N_1 点开始下降，最终降低为 0；振幅 $A=0.125$ mm 时，曲线出现下降点 M_2 ，此时 ERR 为 2.78 J/m^2 ，相较于小振幅减少了 59%，随后升高，在 PN_2 间呈现为震荡曲线，且略低于小振幅的 ERR；振幅 $A=0.1875$ mm 时在预裂纹结束后快速升高，且在 M_3 点迅速下降为 0。

上述结果表明，波纹界面对阳极-电解质界面裂纹尖端的能量释放率具有明显调控作用。随着波纹振幅增大，界面起伏程度增强，会使裂纹尖端的有效能量释放率降低。因此， M_1 、 M_2 和 M_3 所对应的 ERR 下降特征点反映了波纹界面对界面裂纹扩展驱动力的局部削弱作用，其下降幅度随波纹振幅增大而增强。

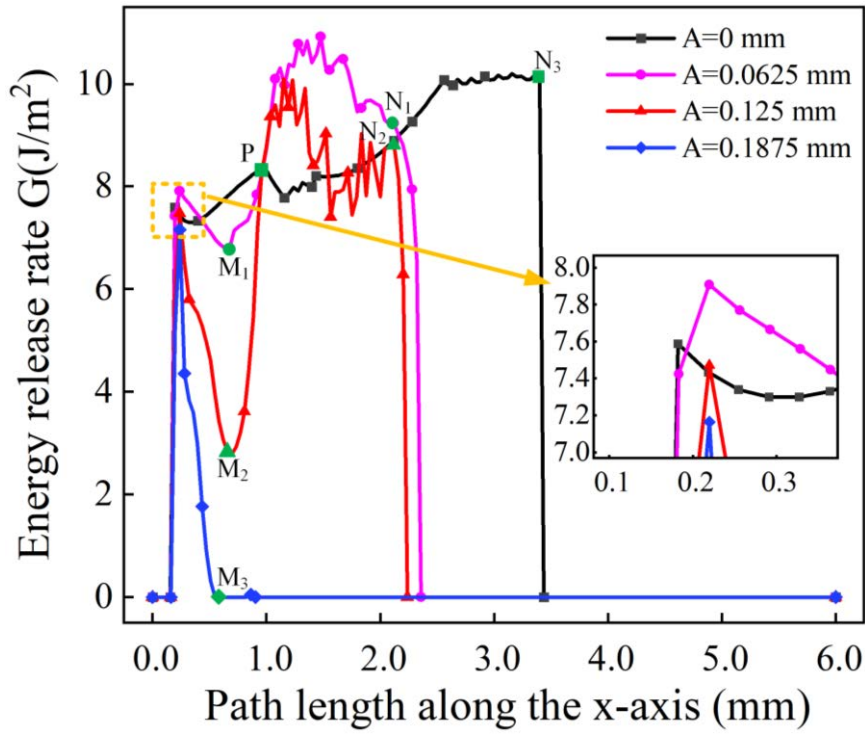


图 12 不同振幅的波纹型 SOFC 电解质-阳极界面层沿 x 轴方向的 ERR 图

Fig.12. ERR along the electrolyte-anode interfacial layer of corrugated SOFC with different amplitudes.

5 结论

本文建立了平板型、带有 AFL 的平板型、波纹型及带有 AFL 的波纹型 SOFC 有限元模型，研究了不同界面形态及波纹振幅参数对电池力学性能和界面失效行为的影响规律，得出主要结论如下：

(1) 四种界面结构在冷却过程中，均在电解质左侧边缘出现平面最大主应力。波纹界面的引入降低了平面最大主应力，使整体应力从左至右呈现周期性变化，波峰处为拉应力、波谷处为压应力。AFL 对平板型 SOFC 的最大主应力调控更明显，对波纹结构的调控主要作用于缓解波峰与波谷处的局部应力集中。

(2) 引入预裂纹的情况下，裂纹扩展结果表明，波纹结构显著抑制了界面裂纹扩展。平板型加入 AFL 后裂纹扩展长度接近界面可扩展极限；波纹加入 AFL 后扩展长度仅略微增加，波纹界面显著改变了裂纹尖端的应力传递方式，削弱了

AFL 对裂纹扩展的促进作用。波纹结构可有效降低裂纹尖端的 ERR；引入 AFL 后，两类结构的 ERR 均有升高，但波纹型仍保持更好的抗裂纹扩展能力。

(3) 在固定波长的条件下，随着波纹振幅增大，电池整体应力分布逐渐趋于均匀，界面最大主应力持续降低，最大降幅达到 36.9%，但其会在几何起伏区域引入局部应力集中。裂纹扩展分析表明，随着振幅增大，裂纹扩展长度逐渐减小。ERR 分析表明，波纹型 SOFC 的 ERR 在裂纹扩展初期均会出现特征性下降点，且该下降点的 ERR 随振幅增大而持续减小；当振幅达到 0.1875 mm 时，该点的 ERR 衰减至 0，裂纹停止扩展。因此，波纹振幅对电池裂纹扩展行为的调控作用并非简单线性增强，而是出现了 ERR 的特征性下降点，进而影响裂纹扩展。

综上，本文围绕不同界面结构 SOFC 的热应力分布与裂纹扩展行为开展了系统研究，揭示了界面几何构型及 AFL 对电池力学响应和裂纹扩展特征的影响规律，为 SOFC 的结构优化设计和可靠性提升提供理论依据。

参考文献

- [1] Xie J M, Hao W Q, Wang F H 2022 *Int. J. Hydrogen Energy* **47** 7975
- [2] Wang H, Xie J M, Hao W Q, Li J Y, Zhang P, Ma X F, Liu F, Wang X 2025 *Acta Phys. Sin.* **74** 118201 (in Chinese) [王浩, 谢佳苗, 郝文乾, 李京阳, 张鹏, 马晓帆, 刘福, 王旭 2025 物理学报 **74** 118201]
- [3] Shen S L, Zhang X K, Wan X W, Zheng K Q, Ling Y H, Wang S R 2022 *Acta Phys. Sin.* **71** 164401 (in Chinese) [申双林, 张小坤, 万兴文, 郑克晴, 凌意瀚, 王绍荣 2022 物理学报 **71** 164401]
- [4] Arsad A Z, Hannan M A, Al-Shetwi A Q, Mansur M, Muttaqi K M, Dong Z Y, Blaabjerg F 2022 *Int. J. Hydrogen Energy* **47** 17285
- [5] Zeng Z Z, Qian Y P, Zhang Y J, Hao C K, Dan D, Zhuge W L 2020 *Appl. Energy* **280** 115899

- [6] Xu H, Zhang L 2021 *Acta Phys. Sin.* **70** 128801 (in Chinese) [徐晗, 张璐 2021 物理学报 **70** 128801]
- [7] Liu H Y, Fan Y, Kang Z F, Xu Y B, Bo Q R, Ding T Z 2015 *Acta Phys. Sin.* **64** 236801 (in Chinese) [刘华艳, 范悦, 康振锋, 许彦彬, 薄青瑞, 丁铁柱 2015 物理学报 **64** 236801]
- [8] Xie J M, Hao W Q, Wang F H 2019 *Int. J. Energy Res.* **43** 3020
- [9] Feng P, Yang K, Liu X Y, Zhang J J, Li Z P 2026 *eScience* **6** 100460
- [10] Xie J M, Hao W Q, Wang F H 2017 *Appl. Phys. A* **123** 656
- [11] Xue D X, Yi B Y, Li G J, Ma S, Liu K Q 2024 *J. Inorg. Mater.* **39** 1189 (in Chinese) [薛顶喜, 伊炳尧, 李国君, 马帅, 刘克勤 2024 无机材料学报 **39** 1189]
- [12] Wang Y S, Huang G Y, Dross D 2003 *J. Appl. Mech.* **70** 676
- [13] Yan Z, He A, Hara S, Shikazono N 2022 *Int. J. Hydrogen Energy* **47** 16610
- [14] Anandakumar G, Li N, Verma A, Singh P, Kim J H 2010 *J. Power Sources* **195** 6659
- [15] Konno A, Iwai H, Saito M, Yoshida H 2011 *J. Power Sources* **196** 7442
- [16] Xie J M, Hao W Q, Wang F H 2018 *J. Power Sources* **396** 141
- [17] Xing B H, Yao Y X, Meng X, Zhao W M, Shen M H, Gao S Y, Zhao Z 2020 *Scr. Mater.* **181** 62
- [18] Liu J Y, Chen L, Dong H, Fu L R, Xiong H, Liu Y H, Tang Y W 2025 *Int. J. Hydrogen Energy* **105** 1207
- [19] Laurencin J, Delette G, Lefebvre-Joud F, Dupeux M 2008 *J. Eur. Ceram. Soc.* **28** 1857
- [20] Zheng J M, Xiao L S, Wu M T, Lang S C, Zhang Z G, Chen M, Yuan J L 2022 *Energies* **15** 343
- [21] Cai W Q, Yuan J L, Zheng Q R, Yu W N, Yin Z B, Zhang Z G, Pei Y Y, Li S A

- [22] He C R, Wang W G, Wang J X, Xue Y J 2011 *J. Power Sources* **196** 7639
- [23] Raju I S 1987 *Eng. Fract. Mech.* **28** 251
- [24] Krueger R 2004 *Appl. Mech. Rev.* **57** 109
- [25] Benzeggagh M L, Kenane M 1996 *Compos. Sci. Technol.* **56** 439
- [26] Sivasankaran V, Combemale L, Caboche G 2014 *WO Patent* 2014/057218 A2
- [27] Zhan R B, Wang Y, Ni M, Zhang G B, Du Q, Jiao K 2020 *Int. J. Hydrogen Energy* **45** 6897
- [28] Suzuki T, Jasinski P, Petrovsky V, Anderson H U, Dogan F 2004 *J. Electrochem. Soc.* **151** A1473
- [29] Matula G, Jardiel T, Jimenez R, Levenfeld B, Varez A 2008 *Arch. Mater. Sci. Eng.* **32** 21
- [30] Fan P F, Li G J, Zeng Y K, Zhang X W 2014 *Int. J. Therm. Sci.* **77** 1
- [31] Nakajo A, Wullemmin Z, Herle J V, Favrat D 2009 *J. Power Sources* **193** 203
- [32] Clague R, Marquis A J, Brandon N P 2012 *J. Power Sources* **210** 224
- [33] Yakabe H, Baba Y, Sakurai T, Yoshitaka Y 2004 *J. Power Sources* **135** 9
- [34] Laurencin J, Delette G, Morel B, Lefebvre-Joud F, Dupeux M 2009 *J. Power Sources* **192** 344

Analysis of crack propagation in solid oxide fuel cell based on structural optimization*

WU Zejin¹⁾²⁾ XIE Jiamiao^{1)2)†} HAO Wenqian¹⁾²⁾ LIU Jiajun¹⁾²⁾ LI Jingyang¹⁾²⁾³⁾

1) (School of Aeronautics and Astronautics, North University of China, Taiyuan 030051, China)

2) (Shanxi Engineering Research Center of Unmanned Aerial Vehicle, North University of China, Taiyuan 030051, China)

3) (State key Laboratory of Extreme Environment Optoelectronic Dynamic Measurement Technology and Instrument, North University of China, Taiyuan 030051, China)

Abstract

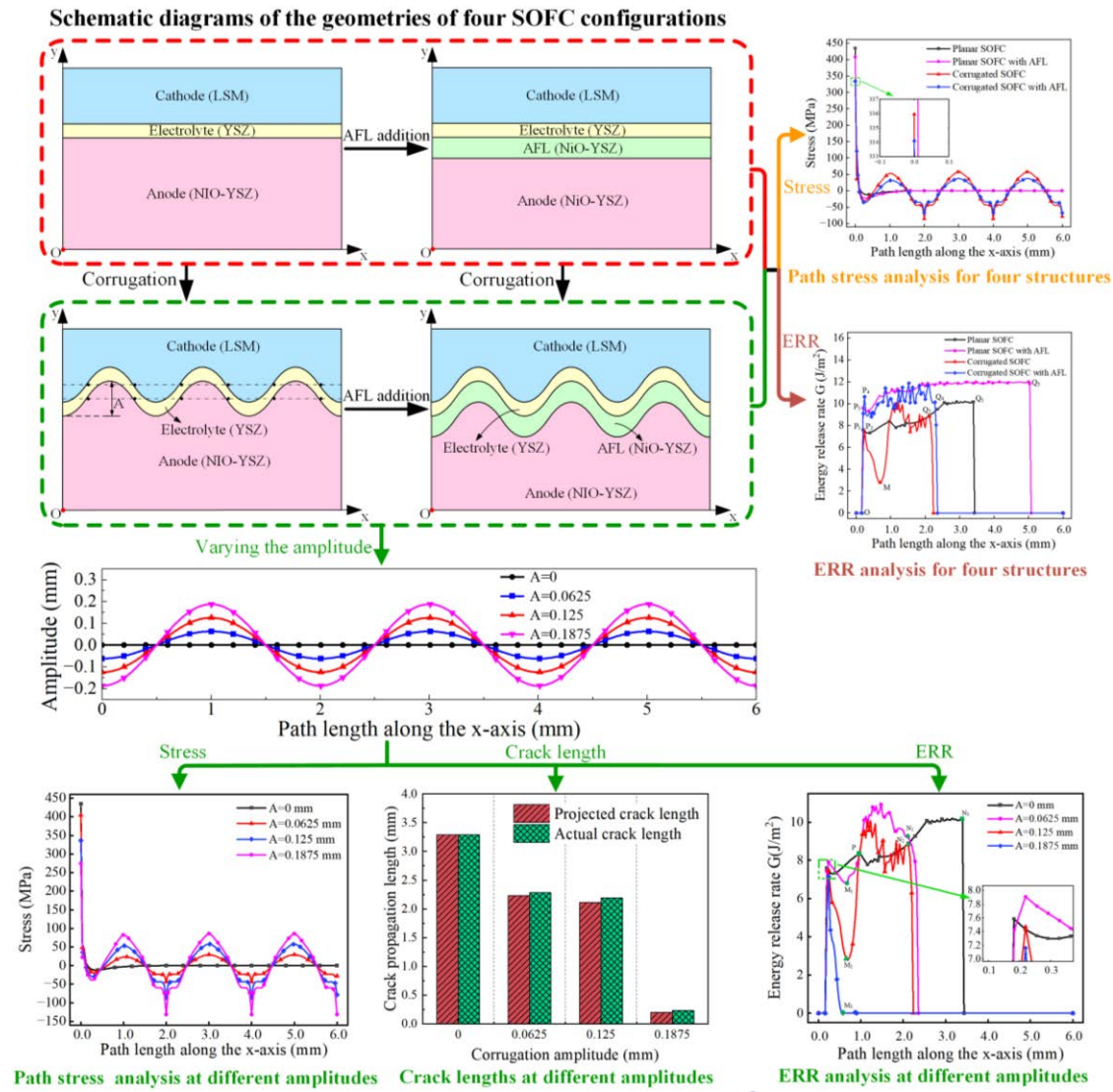
During thermal cycling, mismatches in the coefficients of thermal expansion and mechanical properties among the constituent layers of solid oxide fuel cell (SOFC) generate interfacial thermal stresses, which may induce crack propagation and delamination, thereby compromising long-term durability and hindering their large-scale commercialization. Corrugated interfaces and an anode functional layer (AFL) are potential structural strategies for improving thermal stress distribution. Therefore, to enhance the structural reliability of SOFC, finite element models of planar and corrugated SOFC with and without an AFL are developed. The thermomechanical responses of the four configurations during the cooling process from 1400 °C to 25 °C are comparatively investigated. Besides, a pre-crack with an initial length of 0.2 mm is introduced at the electrolyte-anode interface to analyze the propagation behavior using the virtual crack closure technique and the energy release rate (ERR). In addition, a parametric analysis is performed by varying the amplitude of the interface from 0 to 0.1875 mm based on a fixed wavelength.

The results show that the corrugated interface effectively redistributes thermal mismatch stresses and reduces the maximum principal stress at the interface. Compared with the planar configuration, the maximum principal stress along the electrolyte lower surface reduces by 22.65% for the typical corrugated structure. The AFL reduces the peak stress more effectively in the planar configuration, whereas in the corrugated configuration, it mainly alleviates local stress concentrations in the crest and trough regions. Crack propagation analysis further indicates that the corrugated interface markedly suppresses interfacial crack propagation. As the corrugation amplitude increases from 0 to 0.1875 mm, the maximum interfacial stress decreases by up to 36.90%, while the crack propagation length decreases from 3.29 to 0.23 mm. However, increasing the corrugation amplitude also intensifies stress concentrations in the crest and trough regions.

Moreover, the ERR curves of the corrugated SOFC exhibit a characteristic local decrease during the early stage of crack propagation, and this reduction becomes more pronounced with increasing amplitude. This characteristic ERR drop reveals the local weakening effect of the corrugated geometry on the crack-driving force. These results demonstrate that the coordinated design of interfacial morphology and AFL can

effectively regulate thermal stress transfer and crack propagation, providing a theoretical basis for the structural optimization and reliability-oriented design of SOFC.

Keywords: solid oxide fuel cell, corrugated interface, anode functional layer, crack propagation



* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 12102399,12202407) and the Fundamental Research Program of Shanxi Province, China (Grant Nos. 202403021221111,202503021211122)

These authors contributed equally.

† Corresponding author.E-mail: jmxie@nuc.edu.cn
The first author.E-mail: 18834295644@163.com