

# 4 MEMS 공정 기반 박막형 고체 산화물 연료 전지 제작 및 활용

글\_김형준 석사 과정, 안지환 교수 | 서울과학기술대학교 스마트생산융합시스템공학과

## 1. 서론

고체 산화물 연료전지(solid oxide fuel cell, SOFC)는 화학 에너지를 전기 에너지로 바꾸주는 고효율의 전기화학적 에너지 변환 장치로써, 전해질 막으로 주로 도핑된 세라믹 산화물을 사용하는 연료전지의 한 종류이다. 마이크로 기전 시스템(micro-electro-mechanical system, MEMS) 공정을 활용하여 제작하는 박막형 SOFC는 연료 전지 구동 과정 중 가장 지배적인 손실을 발생시키는 과정을 연구하기 위한 플랫폼으로써 유용하게 활용될 수 있다. 일반적으로 연료 전지 구동상의 전체 과정 중 가장 느린 과정의 반응 속도를 조절하면 전체 반응 속도를 조절할 수 있게 되는데, 만약 가장 느린 과정이 빨라진다면 그 다음으로 느린 과정이 가장 지배적인 손실을 일으키는 과정이 된다. 예를 들어, SOFC 막-전극 접합체(membrane-electrode assembly, MEA)를 박막형으로 만들면 전해질 내의 이온 전도로 인

한 오믹 손실이 최소화되며, 활성화 손실이 가장 지배적인 손실이 된다. 특히 연료극에서 수소 산화 반응 속도는 공기극에서의 산소 환원 반응에 비해 매우 빠르기 때문에 공기극 측의 활성화 손실이 지배적이게 된다. 공기극에서의 산소 환원 반응은 전극 표면에서 산소 분자가 산소 이온이 되어 세라믹 전해질 막 계면의 산소 공공으로 침투하는 현상을 말한다. 최근의 관련 연구들은 높은 공간 및 에너지 분해능을 갖춘 최신 분석 기술을 이용하여 산소 환원 반응을 설명할 수 있게 되었고, 이를 통해 산소 환원 반응에서 표면 결정립계의 역할이 매우 중요함을 밝혀냈다.

본고에서는 MEMS 공정을 활용한 박막형 SOFC의 제작 및 이를 플랫폼으로 한 공기극에서의 산소 환원 반응 개선 방안 연구에 대한 최근의 주요 결과를 소개한다. 먼저 MEMS 공정을 이용한 박막형 MEA의 제작에 대하여 논한다. 일반적으로 500℃ 이하에서 구동하는 저온형 SOFC를 대상으로 하며, MEMS 공정을 활

용한 이온 전도성 세라믹 전해질 막, 다공성 백금으로 이루어진 공기극과 연료극의 제작에 대하여 다룬다. 다음으로는 MEMS 기반 SOFC의 율속 반응(rate-determining step)인 공기극 산소 환원 반응 속도를 향상시키는 두 가지 대표적인 방안, 즉 표면 결정립계 밀도를 늘리는 방안과 3차원 구조를 이용한 표면 반응 면적의 확대 방안에 대하여 논한다.

## 2. SOFC 성능 이해의 기초

SOFC의 구동 전압( $V$ )은 외부 도선에서의 전기 저항 그리고 가스 상태 물질 이동으로 인한 손실을 무시하였을 때 다음과 같은 식으로 구할 수 있다 [1].

$$V = V_{oc} - \eta_{act,anode} - \eta_{act,cathode} - \eta_{ohmic} \quad (1)$$

$V_{oc}$ 는 열역학적으로 정의된 개방회로 전압(OCV)을 나타낸다.  $\eta_{act,anode}$ 와  $\eta_{act,cathode}$ 는 각각 연료극과 공기극에서의 활성화 손실을 뜻하고  $\eta_{ohmic}$ 는 전해질에서의 옴 손실을 나타낸다. 수소와 공기로 구동되는 SOFC의 경우 연료극에서의 수소 산화 반응 속도가 공기극에서의 산소 환원 반응 속도보다 훨씬 빠른 것으로 알려져 있다. 따라서 일반적으로 공기극에서의 활성화 손실과 전해질에서의 옴 손실이 수소-공기 구동 SOFC에 있어 가장 큰 손실이다. 이 중 옴 손실은 전해질의 두께에 비례하므로, 초박막형 전해질을 사용하면 크게 감소한

다. MEMS 공정을 기반으로 제작한 SOFC는 수십~수백nm 두께의 전해질 막을 적용하여 옴 손실을 최소화 할 수 있지만, 공기극에서의 느린 산소 환원 반응으로 인한 활성화 손실은 여전히 남아있게 된다. 활성화 손실이 충분히 클 때( $\eta_{act,cathode} > 50$  mV) 공기극의 활성화 손실은 다음과 같은 Tafel 방정식으로 표현 할 수 있다.

$$\eta_{act,cathode} = (RT/\alpha nF) \ln(j/j_0) \quad (2)$$

여기서  $R$ 은 이상 기체 상수,  $T$ 는 절대 온도,  $n$ 은 반응에 참여한 전자의 몰 수,  $F$ 는 패러데이 상수,  $\alpha$ 는 전자 전달 계수,  $j$ 는 전류 밀도,  $j_0$ 는 교환 전류 밀도이다. 따라서 활성화 손실을 최소화 하려면 높은 교환 전류 밀도를 가져야 함을 알 수 있으며, 교환 전류 밀도  $j_0$ 은 다음과 같은 식으로 나타낼 수 있다.

$$j_0 = j_0' (A/A') \quad (3)$$

여기서  $j_0$ 는 평탄한 표면에서의 교환 전류 밀도이고,  $A/A'$ 는 면적 향상 계수이다(실제 표면적/투영된 표면적). 즉, 높은 교환 전류 밀도를 갖기 위해서는  $j_0$  와  $A/A'$  값을 높여야 한다. MEMS 공정 기반 SOFC에서는 연료극의 활성화 손실과 전해질에서의 옴 손실이 현저하게 작기 때문에 공기극의 활성화 손실이 전체 성능을 좌우한다. 결과적으로 공기극 반응의 속도가 박막형 SOFC의 성능에 크게 영향을 미친다. MEMS 공정 기반 SOFC는 산소 환원 반응 향상을 위한 공기극 계면의 처리 공정 개발을 위한 연구용 플랫폼으로써 매우 유용하게 활용될 수 있다.

### 3. MEMS 공정 기반 박막형 MEA

#### 3.1 MEMS 공정 기반 박막형 MEA 제작 과정

박막형 SOFC 성능을 결정짓는 공기극 반응 메커니즘을 연구함에 있어 MEMS 공정 기반의 박막형 MEA는 매우 효과적인 연구 플랫폼이다. 박막형 SOFC는 실리콘 기판, 다공성 기판 등에 제작될 수 있으며, 이러한 구조에서 실리콘 기판 또는 다공성 기판은 수십~수백nm 두께에 불과한 MEA의 구조적인 지지대 역할을 한다. 실리콘 웨이퍼 위에 자유 지지 방식(free-standing)으로 만들어진 MEA는 다음과 같은 과정을 통하여 만들어 질 수 있다 (그림 1) [2].

- (1) 폴리싱된 실리콘 웨이퍼 양면에 SiN을 증착한다.
- (2) 아랫면의 SiN에 패터닝 작업을 한다.
- (3) 뒷면에 박막형 전해질을 증착한다.
- (4) 아랫면으로부터 실리콘 기판을 식각하기 위하여 KOH용액을 이용하여 습식 식각 작업을 한다.
- (5) 뒷면에 남아있는 SiN을 건식 식각공정을 이용하여 제거한다.
- (6) 양면에 다공성 백금 전극(공기극 및 연료극)을 스퍼터를 이용하여 증착한다.

세번째 스텝의 아랫면의 패턴 크기는 결과적으로 free-standing 막의 크기, 즉 MEA의 활성화 면적을 결정한다. 앞서 말한 바와 같이 MEA의 지지대 용으로는 글라스 세라믹, 다공성 니켈, 양극 산화 알루미늄(AAO) 기판, 니켈 포일 그리고 YSZ (yttria-stabilized zirconia) 포일 등이 이용될 수 있다. 이 외에도 박막형 SOFC의 다양한 기판, 구조 그리고 성능 비교 결과에 대해서는 참고문헌 [3]에서 전체적으로 다루고 있다.

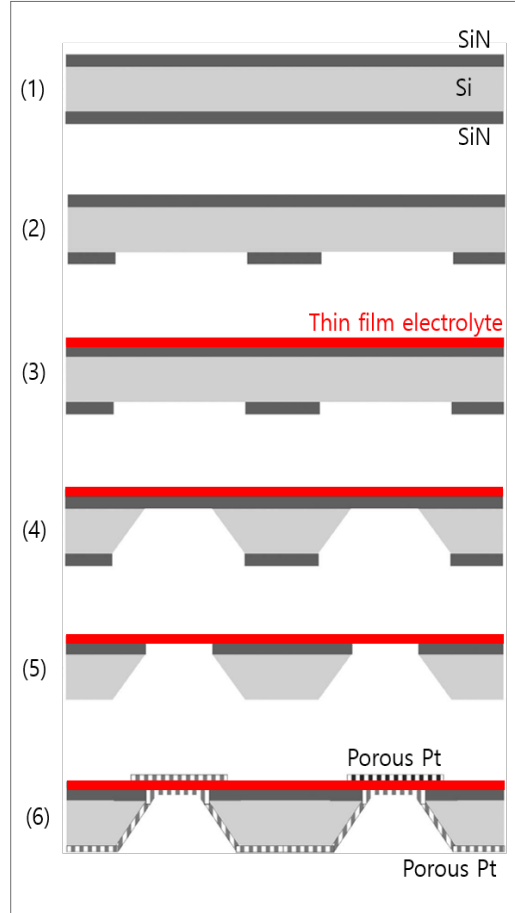


그림 1 ▶ Si 기판상 박막형 SOFC MEA를 제작하기 위한 MEMS 공정의 모식도. Reproduced with permission from ref [2].

#### 3.2 박막형 전해질 제작 공정

MEMS 공정 기반 SOFC의 중요한 특징 중 하나는 박막형 전해질을 사용한다는 점이다 (그림 2). 크게 두 가지 종류의 고체 산화물이 박막형 SOFC의 전해질로 널리 사용되고 있다. Fluorite 구조를 가진 산소 이온 전도성 산화물과 perovskite 구조를 가진 수소 이온 전도성 산화물이다 [4, 5]. 산소 이온 전도성 산화물 중 YSZ는 기존 SOFC는 물론, MEMS 공정 기반 SOFC 전해질 물질로 가장 많이 사용된다. 비록 YSZ의 낮은 이온전도도로 인하여 기존의

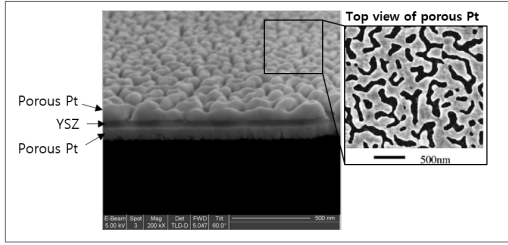


그림 2 ▶ 박막형 전해질(YSZ) 및 백금 촉매 전극이 적용된 SOFC MEA의 SEM 사진. Reproduced with permission from ref [2].

SOFC는 보통 800~1,000℃에 이르는 높은 온도에서 구동되지만, 나노스케일의 박막형 YSZ 막을 적용한 SOFC는 구동 온도가 500℃ 미만까지 낮춰질 수 있다. 이 외에도 도핑된 세리아 계열 물질, 예를 들어 GDC (gadolinia-doped ceria) 또는 YDC (yttria-doped ceria) 같은 물질들이 SOFC의 전해질로 자주 쓰이는 산소 이온 전도성 물질들이다. 도핑된 세리아 계열 전해질은 산소 분압이 낮은 곳에서 온도를 올리면 전자 전도도가 증가하는 문제가 있으나, 공기극 계면에서 산소 환원 반응을 촉진시키는 중간층으로 널리 연구되고 있다. 페로브스카이트 구조(perovskite)를 기반으로 하는 수소 이온 전도성 산화물에는 대표적으로 BZY (yttria-doped barium zirconate) 또는 BCY (yttria-doped barium cerate)와 같은 물질이 있다. 이러한 물질들은 소위 Grotthuss 메커니즘에 의해 산소 공극을 통해 수소 이온을 전도한다. 수소 이온 전도의 낮은 활성화 에너지와 fluorite 구조 산화물 내 산소 이온 전도에 비해 높은 이온 전도도로 인하여 도핑된 페로브스카이트 구조 기반 수소 이온 전도성 물질은 박막형 SOFC의 유망한 차세대 전해질 물질 후보이다.

이러한 MEMS 공정 기반 SOFC의 박막형 전해질은 스퍼터링, 펄스 레이저 증착법(PLD),

원자층 증착법(ALD) 등의 여러 박막 증착 공정을 이용하여 증착된다 [5, 6]. RF 스퍼터링 방법을 이용하면 아르곤-산소 분위기에서 산화물 타겟으로부터 산화물 박막을 직접 증착할 수 있다. DC 스퍼터링 법을 사용할 시에는 산소 분위기에서 금속 타겟을 이용하여 증착 후 산소 또는 공기 분위기에서 가열하여 산화물 박막을 얻을 수 있다. PLD 역시 박막형 전해질을 증착하는데 널리 이용되는 장비이다. 레이저 펄스를 이용하여 기판에 박막을 증착하는 장비이다. 그러나 스퍼터링 등을 이용하여 증착한 박막은 MEMS 공정 기반 SOFC의 전해질로 적용했을 때 몇몇 문제점이 발생했다. 예를 들어 수십nm 두께의 스퍼터 박막은 미세한 결함이 많아 위아래 전극사이에 전기적 또는 화학적 단락이 생기는 등의 문제점을 보였다. 대조적으로 ALD 공정을 이용하면 미세한 결함이 없는 고품질의 박막을 만들 수 있다. ALD는 2D 뿐만 아니라 3D 구조에도 높은 형상 적응성을 가지는 박막을 증착할 수 있는 공정으로, 표면 반응 제한적인(surface-reaction limited) 화학적 기상 증착법의 일종이다. ALD를 이용하여 증착한 전해질 박막은 미세한 결함이 없으며 매끄럽고 조밀한 성질을 가지고 있다. 또한, 상대적으로 낮은 증착온도로 인하여 10 nm이하의 나노 결정질을 지닌다. 따라서 전해질 표면에 높은 결정립계 밀도를 가지게 되며, 이는 공기극 측 전해질 표면에 산소 이온이 침투하는데 장점을 가지고 있다. 산소 환원 반응 및 산소 이온 침투 반응에 있어 전해질 표면 결정립계의 역할에 대해서는 다음 섹션에서 다루도록 한다.

ALD YSZ 전해질이 MEMS 공정 기반 SOFC 제작에 적용된 사례는 2007년에 처음 보고되었다 [7]. 이 논문에서는  $ZrO_2$ 와  $Y_2O_3$ 을 번갈아 증착하는 방법으로 YSZ를 증착하였다. 도핑 농도는  $ZrO_2$ 와  $Y_2O_3$  층의 증착 비율로 조절하였고, 증착 비율은  $ZrO_2:Y_2O_3=7:1$ 일 때 8 mol% 도핑 농도의 YSZ를 얻을 수 있었다. 70 nm ALD YSZ/10 nm ALD YDC의 이중층 전해질 박막을 이용하여 MEMS 공정 기반 SOFC를 제작한 사례도 보고된 바 있다 [8]. 수소 이온 전도성 산화물인 BZY가 60 nm 두께의 박막 형태로 SOFC에 적용된 예 또한 보고되었는데, BZY 막을 증착할 때는 BaO,  $ZrO_2$  그리고  $Y_2O_3$ 층이 번갈아 증착되었다 [9]. ALD 공정은 보통 낮은 온도에서 진행되고(주로 300°C 미만) 고순도의 전구체를 이용하기 때문에 조밀하고 불순물이 없으며 2차 반응이 없는 고순도의 BZY 박막을 증착할 수 있었다. 이는 일반적으로 소결법을 이용하여 조밀한 BZY막을 형성하기 위해 1,400°C 이상의 고온이 필요한 것과는 대조적이다.

### 3.3 박막형 촉매 전극 제작 공정

앞서 언급된 박막형 MEA는 일반적으로 500°C 이하의 저온에서 구동하며, 따라서 산소 환원 반응을 위한 촉매 전극 재료로 저온에서도 좋은 촉매 활성을 가지는 백금이 주로 사용된다(그림 2) [2-10]. 특히 박막 증착 공정으로 증착된 나노 다공성의 백금 구조가 널리 사용되는데, 다공성 백금 전극은 매우 적은 양으로도(0.02 mg/cm<sup>2</sup>) 높은 촉매 반응성을 보였다 [10]. 게다가 나노스케일의 공극은 전해질/전극 계면에서 높은 밀도의 삼상 계면(TPB)을 구성

하고, 이는 박막형 SOFC가 높은 성능을 내는데 중요한 역할을 한다. 나노스케일의 박막 전해질을 사용하면 전체 셀 성능 손실에서 오믹 손실이 차지하는 비율은 활성화 손실보다 훨씬 작아진다. 예를 들면, MEMS 기반 박막형 SOFC에 50 nm 두께의 ALD YSZ 전해질이 적용된다면, 전체 손실중 오믹 손실의 비율은 10% 미만(0.5V 전압 조건)이 되고 주요 손실은 공기극 반응, 즉 산소 산화 반응에서의 활성화 손실이 된다 [11]. 따라서 이러한 조건에서는 공기극 계면 개질이 MEMS 공정 기반 SOFC의 성능에 매우 큰 영향을 미치게 된다.

## 4. 공기극 반응 개선을 위한 엔지니어링

### 4.1 표면 결정립계 밀도 제어

나노스케일 박막형 전해질을 적용한 MEMS 공정 기반 SOFC는 나노스케일의 결정립으로 인해 높은 결정립계 밀도를 가진다. 공기극과 전해질 계면의 전해질 표면 결정립계는 SOFC의 공기극 반응에 있어 중요한 역할을 한다고 알려져 있다. 예를 들어, 촉매 표면에서 이온화된 산소 이온의 전해질 표면으로의 침투는 전해질 표면 결정립계에서 매우 활발히 이루어진다. 높은 결정립계 밀도를 지닌 박막형 전해질은 단결정으로 이루어진 전해질보다 수십에서 수백 배 높은 교환 전류 밀도( $j_0$ )를 지닌다. 그러므로 앞에서 언급된 2번식에 따라서 높은 표면 결정립계 밀도를 지닌 박막형 전해질은

낮은 활성화 손실을 갖는다. 이것은 이차 이온 질량 분석(SIMS) 결과 또는 전기화학 임피던스 분광(EIS) 결과를 통해서도 알 수 있다. 최근의 연구에서는, 공간 분해능이 70 nm인 나노 이차 이온 질량 분석 장치(Nano-SIMS)를 이용하여 다결정질의 YSZ 전해질 표면 결정립계에서의 산소 동위 원소 분포를 조사할 수 있었다 [12]. 이 논문에서 저자들은  $^{18}\text{O}_2$  분위기에서 다결정질의 YSZ를 열처리하여 YSZ 표면에서  $^{16}\text{O}$ 와  $^{18}\text{O}$  사이의 교환이 일어나도록 유도했다.  $^{18}\text{O}$ 와  $^{16}\text{O}$  이온의 표면 맵핑 결과, 공기극 조건하의 바이어스 상태에서 표면 결정립계를 따라  $^{18}\text{O}$ 가 많아지는 현상이 관측되었다. 이러한 결과들은 전해질 표면에서의 산소 이온 침투 반응 속도를 향상시키는데 있어 YSZ 표면 결정립계가 중요한 역할을 함을 명확하게 보여준다. 표면 결정립계에서 산소 이온 교환 속도가 빠르므로, 나노스케일 결정질을 갖는 전해질 표면의 표면 교환 계수 또는 교환 전류 밀도는 마이크로스케일 결정질이나 단결정질 전해질의 표면 교환 계수 또는 교환 전류 밀도보다 훨씬 높다. SIMS 스펙트럼에서 추출한 결과에 따르면, ALD로 증착한 나노 결정질(입자 크기 20 nm 이하) YSZ 표면의 표면 교환 계수가 단결정 YSZ (100) 표면의 표면 교환 계수보다 2~3배 더 높은 것으로 확인되었다 [13]. 마찬가지로 나노 결정질 GDC 표면에서의 교환 전류 밀도가 마이크로 결정질의 GDC 표면보다 2~3배 높다는 것 또한 보고되었다 [14].

공기극 계면에서의 활성화 저항 및 활성화 손실은 표면 교환 계수가 높은 전해질 표면에서 크게 감소한다. 즉, 전해질 표면에서 평균

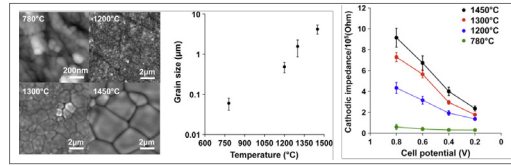


그림 3 ▶ 열처리를 통한 전해질(YSZ) 표면층 결정 크기의 변화/결정립계 밀도 변화 및 이로 인한 공기극 저항의 변화(EIS 결과). Reproduced with permission from ref [12].

입자의 크기가 증가함에 따라서 공기극 측의 활성화 저항이 증가한다 (그림 3) [12]. 예를 들어, 증착된 입자크기가 50~60 nm 인 PLD YSZ 박막의 표면에서의 공기극 임피던스는 1450 °C 로 가열한 입자크기 3~5 μm의 PLD YSZ 박막의 표면에서의 공기극 임피던스보다 약 10 배 더 작다. 도핑된 세리아 박막 표면에서도 비슷한 경향을 볼 수 있었다. YDC의 경우 PLD 를 이용하여 증착된 입자 크기 40~70 nm의 박막 표면에서의 공기극 임피던스가 1,500 °C 에서 후처리된 입자크기 5~7 μm YDC 박막 표면에서의 공기극 임피던스보다 6~7배 작은 것이 확인되었다 [14].

### 4.2 3차원 MEA 제작

연료 전지의 성능을 향상시키는 또 다른 방법은 반응 면적을 크게 하여 교환 전류 밀도를 향상시키고, 이를 통해 활성화 손실을 줄이는 것이다. 실제로 높은 표면적을 지닌 박막형 MEA는 3차원 표면 구조를 가진 템플릿을 이용하여 쉽게 제작될 수 있는데, 템플릿의 구조 및 치수에 따라 2~20 범위의 면적 향상 계수를 얻을 수 있음이 보고된 바 있다. 예를 들어, 나노스피어 리소그래피(NSL)로 제작된 주름진 템플릿 표면상 박막형 전해질(두께 < 100 nm)을 증착하여 SOFC MEA가 제작된 사례가 있다

(그림 4(a)) [15-17]. 일반적인 광 리소그래피 기술을 사용하지 않고도 표면적은 1.6~2배, 교환 전류밀도는 약 2배 정도 향상되었고, 결과적으로 공기극 활성화 손실은 30%정도 감소했다. 그 결과 3차원 SOFC MEA는 450°C에서 구동시 지금까지 보고된 성능 중 가장 좋은 성능인 1.3 W/cm<sup>2</sup>를 달성했다. 광 리소그래피를 이용하여 패터닝 실리콘 템플릿을 이용, 종횡비 1~3을 가지는 컵 모양의 MEA를 제작한 사례도 보고되었다 (그림 4(b)) [18]. 이 구조는 평면에 비해서 전기화학적 활성 면적이 약 5배 증가되었으나, 전극 증착에 사용된 스퍼터 공정의 한계(직진성)로 인하여 실제 성능 향상은 평면형과 비교하여 2배 정도의 증가를 보였다. 또 다른 예로는, 나노튜브 템플릿과 전기도금법을 이용하여 복잡한 3차원 구조의 나노튜브형 SOFC MEA가 제작된 사례도 보고된 바 있다 (그림 4(c)) [19]. 길이 5 μm, 외부직경이 500 nm 미만의 고종횡비 나노튜브 템플릿을 사용했

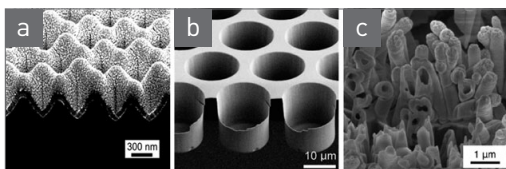



그림 4 ▶ 다양한 템플릿을 활용한 3차원 SOFC MEA의 예: (a) NSL, (b) 광 리소그래피로 패터닝된 Si 템플릿 기반, (c) 나노튜브 템플릿 기반. Reprint with permission from ref [20].

을 때 기대되는 면적 향상 계수는 20이었으나, 나노튜브를 통한 공기극과 연료극 사이의 화학적 단락 등의 한계로 인해 매우 낮은 성능을 보였다. 그럼에도 불구하고 위에 소개된 바와 같은 높은 종횡비의 3차원 템플릿을 이용한 SOFC MEA의 제작은 저온 구동 박막형 SOFC의 공기극 반응 개선을 통한 성능 향상에 유용하게 활용될 수 있다.

## 5. 맺음말

MEMS 공정은 박막형 SOFC MEA의 구현을 가능하게 하고 전해질 표면 결정립계 밀도 제어 및 3차원화 구조화를 용이하게 하여 저온에서도 높은 성능을 가지는 SOFC 제작에 응용될 수 있다. 한가지 더 중요한 것은 이러한 박막형 MEA는 오믹 손실을 최소화함으로써 촉매 전극 반응 등의 개별 반응 연구를 위한 플랫폼 역할을 할 수 있다는 것이다. 한편으로 아직까지 MEMS 공정 기반 박막형 SOFC MEA의 내구성(열적 안정성)이 명확히 검증되지 않았다는 점은 개선되어야 할 점이다. 또한 박막형 SOFC의 실용화를 위해서는 대면적화 및 경제성 측면 또한 고려되어야 할 것이다. 

## 참/고/문/헌

- [1] R. O'Hayre, S. W. Cha, W. Colella, and F. B. Prinz, Fuel Cell Fundamentals (2nd edition) (Wiley, NJ, 2009).
- [2] H. Huang, M. Nakamura, P. Su, R. Fasching, Y. Saito, and F. B. Prinz, J. Electrochem. Soc. 154, B20 (2007).

- [3] A. Evans, A. Bieberle-Hütter, J. L. M. Rupp, and L. J. Gauckler, *J. Power Sources* 194, 119 (2009).
- [4] K. Kerman, B. K. Lai, and S. Ramanathan, *Adv. Energy Mater.* 2, 656 (2012).
- [5] D. Beckel, A. Bieberle-Hütter, A. Harvey, A. Infantina, U. P. Muecke, M. Prestat, J. L. M. Rupp, and L. J. Gauckler, *J. Power Sources* 172, 325 (2007).
- [6] K. Kerman, S. Ramanathan, and J. Mater. Res. 29, 320 (2014).
- [7] J. H. Shim, C. C. Chao, H. Huang, and F. B. Prinz, *Chem. Mater.* 19, 3850 (2007).
- [8] Z. Fan, J. An, A. Iaucu, and F. B. Prinz, *J. Power Sources* 218, 187 (2012).
- [9] J. H. Shim, J. S. Park, J. An, T. M. Gür, S. Kang, and F. B. Prinz, *Chem. Mater.* 21, 3290 (2009).
- [10] J. An, Y. B. Kim, and F. B. Prinz, *Phys. Chem. Chem. Phys.* 15, 7520 (2013).
- [11] J. An, Y. B. Kim, J. Park, T. M. Gür, and F. B. Prinz, *Nano Lett.* 13, 4551 (2013).
- [12] J. H. Shim, J. S. Park, T. P. Holme, K. Crabb, W. Lee, Y. B. Kim, X. Tian, T. M. Gür, and F. B. Prinz, *Acta Mater.* 60, 1 (2012).
- [13] T. Horita, K. Yamaji, N. Sakai, H. Yokokawa, T. Kawada, and T. Kato, *Solid State Ionics* 127, 55 (2000).
- [14] W. Lee, H. J. Jung, M. H. Lee, Y. B. Kim, J. S. Park, R. Sinclair, and F. B. Prinz, *Adv. Funct. Mater.* 22, 965 (2012).
- [15] C. C. Chao, C. M. Hsu, Y. Cui, and F. B. Prinz, *ACS Nano* 5, 5692 (2011).
- [16] Y. B. Kim, T. M. Gür, S. Kang, H. J. Jung, R. Sinclair, and F. B. Prinz, *Electrochem. Commun.* 13, 403 (2011).
- [17] J. An, Y. B. Kim, J. Park, T. M. Gür, and F. B. Prinz, *Nano Lett.* 13, 4551 (2013).
- [18] P. C. Su, C. C. Chao, J. H. Shim, R. Fasching, and F. B. Prinz, *Nano Lett.* 8, 2289 (2008).
- [19] M. Motoyama, C. C. Chao, J. An, H. J. Jung, T. M. Gür, and F. B. Prinz, *ACS Nano* 8, 340 (2014).
- [20] J. An, J. H. Shim, Y. B. Kim, J. S. Park, W. Lee, T. M. Gür, and F. B. Prinz, *MRS Bulletin* 39, 798 (2014).

## 저/자/약/력



**성명** 김형준

**학력** 2016년 서울과학기술대학교 MSDE전공 공학사  
2017년 서울과학기술대학교 일반대학원 스마트생산융합시스템공학과 석사과정



**성명** 안지환

**학력** 2007년 서울대학교 기계항공공학부 공학사  
2009년 Stanford University 기계공학과 공학석사  
2013년 Stanford University 기계공학과 공학박사(재료공학 부전공)

**경력** 2013년 Stanford University 기계공학과 박사후연구원  
2014년 Stanford University 기계공학과 선임연구원 겸 강사  
2014-2017년 서울과학기술대학교 조교수