

고체산화물 연료전지(SOFC)의 성능 평가

유 영 성
전력연구원 신에너지그룹
yungsung@kepri.re.kr

1. 서 론

연료전지는 수소 또는 화석연료로부터 전기화학적 전지반응을 통하여 직접적으로 전기를 얻는 장치를 일컫는다. 따라서 연료로부터 연소반응 없이 1차 에너지 변환과정(전기화학적 전지반응)만으로 전기에너지를 얻을 수 있어 이론적으로는 가장 효율적인 발전장치로 알려져 있다.^{3,4)} 이에는 알카리형(AFC, Alkaline Fuel Cell)과 인산형(PAFC, Phosphoric Acid Fuel Cell), 고분자형 연료전지(PEMFC, Proton Exchange Membrane Fuel Cell, or PEFC, Polymer Electrolyte Fuel cell), 그리고 직접메탄올 연료전지(DMFC, Direct Methanol Fuel Cell) 등과 같이 비교적 저온(약 250°C 이하)에서 동작되는 저온형 연료전지와 약 500°C 이상의 온도에서 동작하는 고온형 연료전지로 나눌 수 있다. 고온형 연료전지는 작동 온도가 높아 상대적으로 고효율의 특징과 배기가스의 배열을 이용할 수 있는 장점이 있으며, 또한 주로 고온에서 사용가능한 비귀금속계(주로 Ni 금속) 전극을 이용하므로 비용적인 면에서나 규모면에서 연료전지를 이용한 분산형(대형) 발전시스템으로의 개발이 기대되고 있다. 이중 용융탄산염형 연료전지(MCFC, Molten Carbonate Fuel Cell)는 알카리(Li/K)계 탄산염을 전해질로 사용하고 Ni계 금속을 전극으로 사용하므로 약 650°C의 정온에서 시스템(스택)을 유지해야만 최적의 전기화학 반응과 스택의 수명을 보호할 수 있다.^{4,7)} 그리고 그 이상의 온도에서 사용되는 고체산화물 연료전지(혹은 고체전해질 연료전지: SOFC, Solid Oxide Fuel Cell)가 있는데, 상대적으로 SOFC의 작동온도는 현재까지 알려진 바로는 500 ~ 1000°C로 매우 다양하다. 이는 사용될

수 있는 고체전해질로서 도핑(doping)된 지르코니아(ZrO_2), 세리아(CeO_2), 페로브스카이트($(LaSr)(GaMg)O_3$) 등¹⁰⁻¹⁴⁾ 아직까지도 개발의 여지가 많고 또한 전극도 연료극에서는 NiO계 산화물이 주종을 이루지만, 여기에 혼합되는 전해질 분체의 성분 및 조성에 따라 그 특성이 달라진다. 더욱이 SOFC의 공기극 재료로서 널리 이용되는 페로브스카이트 화합물구조에서 A site와 B site 원소의 구성비와 각각의 site에 도핑되는 원소의 종류와 조성에 따라 매우 다른 특성을 갖기에 현재까지도 그 개발의 가능성은 무한하다 할 수 있다. 이와같이 SOFC의 구성요소는 세라믹스(소결체)로 구성되어 있어 세라믹 연료전지(ceramic fuel cells)로 칭하기도 하는데, 이러한 특징 외에도 연료면에서 수소(H_2) 외의 CO, CH_4 , C_4H_{10} , CH_3OH 등 탄화수소계 연료를 외부에서의 개질장치 없이 직접 사용할 수 있거나, 기습시스템이나 기타 주변장치 등이 필요 없거나 혹은 간편하게 제작될 수 있다는 장점이 있다.

최근의 SOFC 개발현황을 살펴보면, Siemens-Westinghouse사에서는 원통형 SOFC를 이용하여 대규모 분산형 발전원으로 Micro 가스터빈과의 하이브리드(hybrid)방식인 220kW급 SOFC- μ GT 발전시스템을 개발하여 시험단계에 있으나 셀 제조비용이 높다는 단점이 있다. 스위스의 Sulzer Hexis사는 가정용 열병합 발전용으로 3kW급 평판형 SOFC 발전시스템(Residential Power Generation, RPG)을 개발하여 시험 단계 있으나, 아직까지는 스택의 수명이 짧아 실용화에 어려움이 있어 이를 해결하고자 노력하고 있다. 이 외에도 미국의 Honeywell사(AlliedSignal Aerospace사)가 개발하는 500 W 급

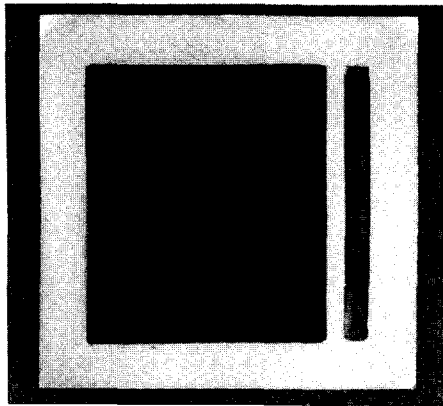


Fig. 1. 연료극 지지체형 SOFC 단전지²⁵⁾ (KEPRI제조, 크기 5×5 cm²).

군수용 이동형 SOFC 소규모 배터리 충전용 발전장치 (Battery Charger)가 개발중이며, 또한 캐나다의 Global Thermoelectric사가 2.5 kW급 연료극 지지체형 평판형 스택을 개발하고 이를 Dephi Automotive System사에서 시스템으로 제작하여 BMW사와 공동으로 연구개발 중인 소위, 자동차용 보조전원장치(Auxiliary Power Unit, APU)로서의 SOFC 발전장치 등이²⁶⁾ 있어 다양한 형식의 SOFC 발전시스템의 연구개발이 급증하는 추세이다. 이러한 음극(연료극) 지지체형 구조(anode-supported) SOFC는 충전의 전해질 지지체 구조(electrolyte-supported SOFC)보다도 상대적으로 매우 얇은 두께(약 20 μm이하)의 전해질 막을 연료극 지지체에 입힌 형태를 제조할 수 있어 비교적 낮은 온도인 650~800°C에서 작동이 가능하며, 이럴 경우 평판형 SOFC 개발에 있어 해결하기 어려웠던 값싼 금속연결재(분리판)의 사용이 용이해져 발전 시스템으로의 개발 가능성이 높은 것으로 알려져 있다.²⁶⁾

이러한 SOFC를 이용한 발전시스템을 개발하기 위해서는 단전지를 포함한 스택의 구성요소 제조기술, 분리판 제작기술, 스택 제작기술, 반응가스 공급장치, 개질기를 포함한 연료전처리 기술, 가열 및 정온유지 장치, 장치 시스템화 등 여러기술들이 종합되어야 한다. 특히 SOFC 스택개발에서 가장 중요한 부분은 고체산화물 전해질, 공기(양)극, 연료(음)극으로 구성되는 SOFC 단전지(single cell)의 제조와 관련된 기술일 것이다. 따라서

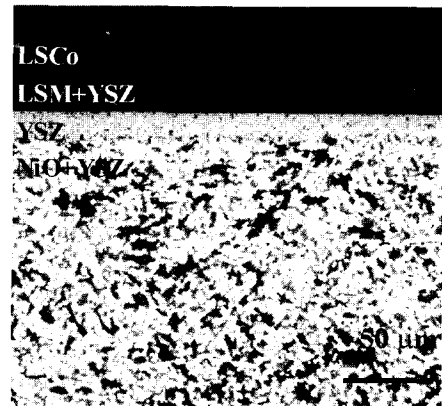


Fig. 2. SOFC 단전지 단면 미세구조.²⁵⁾

단전지의 전기적 성능과 특성을 정확히 평가하는 기술이 필요한데, 이를 위해서 본 연구원에서 개발한 연료극 지지체형 SOFC 단전지의 성능과 특성 결과를 토대로 SOFC의 성능 측정에 대하여 간단히 소개하고자 한다.

2. 연료극 지지체형 단전지 제조

연료극(anode) 재료로 NiO와 8 mol% YSZ(8YSZ, Tosho사 TZ-8YS)분말을 출발물질로 사용하였다. 먼저 NiO 분말을 미리 유성밀(planetary mill)에서 2시간 불밀한 다음 oven에서 건조시켰다. 이와 같이 불밀한 NiO 분말과 8YSZ 분말을 50 : 50 wt%로 칭량한 뒤, 24시간 동안 습식 불밀하였다. 이때 소결체의 개기공율(open porosity)을 증가시킬 목적으로 graphite 분체를 첨가하였다. 각각의 혼합된 slurry를 dry oven에 건조시켰으며, 이러한 분말을 press 성형후 1400°C에서 1시간 동안 소결하여 두께가 1.8 mm, 직경이 6×6 cm²의 직사각형의 연료극 예비소결체를 얻었다. 본 연구에서는 이렇게 제조된 연료극 지지체(기판) 위에 슬러리 코팅법을 이용하여 YSZ 성분을 코팅하고 난 후 이를 최종 소결하여 Fig. 1과 2와 같이 약 20 μm의 치밀한 YSZ 전해질 코팅된 5×5 cm² 크기의 연료극 지지체형 SOFC 단전지를 제조하였다.^{24,25,27)}

공기극(cathode) 원료분말을 합성하기 위해서 La(NO₃)₃·6H₂O, Sr(NO₃)₂, Mn(NO₃)₂·xH₂O과 구연산(citric acid)



Fig. 3. SOFC 성능 측정 장치.

을 사용하였다. 각각의 금속염용액을(La_{0.7}Sr_{0.2})MnO₃의 조성에 맞추어 0.5 M이 되도록 증류수에 녹인 후, citric acid를 금속염이온 몰수의 1배에 해당하는 양을 첨가하여 약 2시간 혼합하였다. 이를 계속 가열하여 200~300°C 사이에서 급격한 발열반응으로 연소시켰다. 연소 반응 후 분말을 알루미늄 도가니에 담아 1000°C에서 4시간동안 하소하여 (LaSr)MnO₃ 분말을 제조하였으며, 이를 다시 8YSZ와 1:1의 무게 비율로 혼합한 paste를 제조하였다. 이러한 공기극 paste를 앞서 제조된 5×5 cm² 연료극 지지체형 단전지의 전해질 표면위에 screen printing하여 건조한 후 열처리 하여 최종적으로 4×4 cm² 전극(공기극) 면적을 갖는 단전지 또는 Fig. 1에서와 같이 4×3.2 cm²의 공기극(cathode)에서 4 mm 떨어져 4×0.3 cm²의 기준전극(reference electrode)을 형성한 단전지를 제조하였다. 이러한 단전지의 양쪽 전극에 Pt paste를 매우 얇게 도포하여 건조시킨 후 공기극쪽에는 Pt mesh(#50)를, 연료극쪽에는 Ni mesh(#50)를 붙여 셀 홀더(Inconel)에 장착하였다. 각각의 성능측정용 홀더(Fig. 4)에 장착한 후 Fig. 3에서와 같은 SOFC 성능측정 장치를 이용하여 장기 운전하면서 전기적 특성을 분석하였다.

3. SOFC 성능 측정 장치 구성

고체산화물 연료전지의 성능을 측정하기 위해서 Fig. 5에서와 같은 구성으로 성능평가장치(Fig. 3)를 제작하

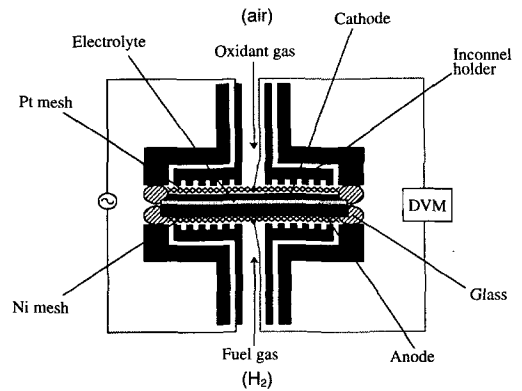


Fig. 4. Cell 성능 측정 홀더 모식도.²⁷⁾

였다.²²⁾ 성능평가장치는 가스조절부, 가스습윤부, 가스에 열부동의 가스 공급시스템과 furnace부, data acquisition system으로 구성되어 있다.

가스조절부는 수소(H₂), Air(or O₂), 질소(N₂), CO 가스 등이 공급 가능하며, 각 가스의 유량을 10~2000 cc/min으로 조절 가능하도록 MFC(Mass Flow Controller)를 각각 설치하였다. 또한 연료가스쪽에는 가습분위기를 유지하기 위하여 습윤기를 통과하도록 하였으며, 가스 유량이 많은 경우에는 가스에열부를 설치하여 예열 온도를 조절할 수 있도록 하였다. 배출되는 가스는 소형 SiC 히터로 완전히 연소시켜 배출하도록 하였다. 또한 Furnace 부는 사용온도(1000°C)에서의 온도 편차를 최소한으로 줄이기 위해서 4면에 heating plate를 설치한 구조로 되어 있으며 온도분포가 양호하고 보수하기 쉽도록 설계, 제작하였다. 노내부는 Ni-plate로 lining 처리하여 유도전류를 최대한 억제하였다. 열전대(thermocouple)는 로(furnace)의 중앙 및 cell 상, 하단에 삽입하여 측정가능토록 하였다. ceramic wool과 board를 이용하여 단열하고 그 외부는 air jacket을 만들고 순환 fan을 부착함으로써 공기층을 형성시켜 외부의 표면온도가 50°C 미만으로 유지되도록 하였다. 또한 Fig 5(b)에서와 같이 data acquisition system으로 제어용 컴퓨터를 이용하여 furnace의 온도, 가스의 유량 등 제반 운전조건을 조절할 수 있도록 하였으며, 제반 운전조건 및 전지 성능을 매분 단위로 측정, 저장할 수 있도록 이를 위한 제어 프로그램을 작성하였다.

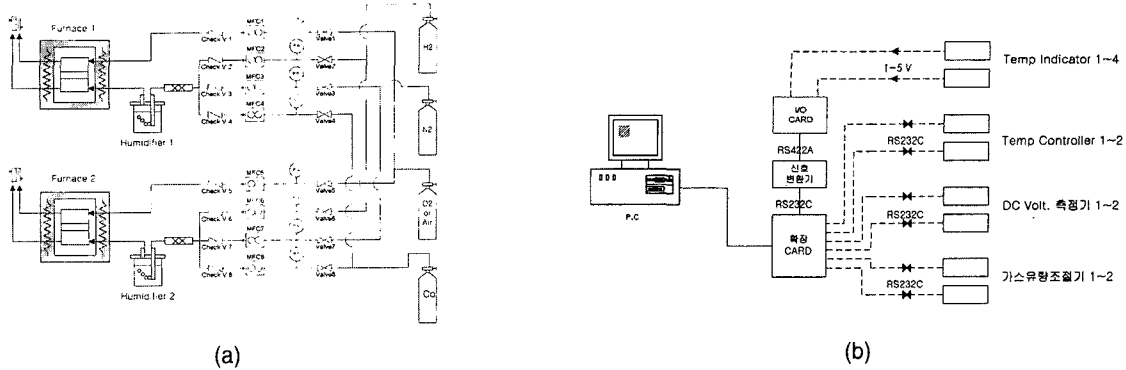


Fig. 5. SOFC 성능측정장치의 (a) 가스회로도와 (b) data acquisition system 모식도.

4. SOFC 단전지 성능 측정 및 특성

4-1. SOFC의 효율과 성능

연료전지의 원리는 1839년 William Grove¹⁾에 의해 발표되었으며, 고체산화물 연료전지는 Nernst²⁾에 의해 ZrO₂ 전해질이 발견되면서 연구가 시작되었다. 일반적으로 일정한 온도와 압력에서 작동하는 연료전지에서 얻을 수 있는 최대 전기적인 일(Wel)은 그 반응의 Gibbs 자유에너지변화(ΔG)로 주어진다.

$$W_{el} = \Delta G = -nFE$$

여기서 n은 반응에 참여하는 전자의 몰수, F는 Faraday's constant(96,439 coulombs/g-mol electron)를 E는 전지의 가역전위(reversible potential)를 나타낸다.

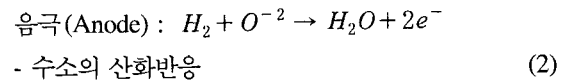
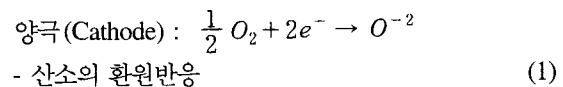
즉, 수소와 산소의 반응으로 물이 생성되는 전지 반응에서 최대 열량(ΔH)에서 외부로 방출되는 열량(TΔS<0)을 빼고 난, 전기로 이용 가능한 최대양의 에너지는 ΔG이다. 예를 들어 650°C에서 작동하는 연료전지의 경우 물의 생성 자유에너지 ΔG는 -198.0 kJ/mol-H₂O이므로 약 E= 1.027 V 정도의 기전력값을 갖는다. 특히 연료전지 반응 에너지의 이론적인 전기변환 효율(ε_T)에는 물의 생성 잠열을 포함한 고위발열량 HHV(High Heating Value) 보다는 물이 증기 상태로 배출되기 때문에 응축에 의해 방출되는 증기 상태의(gas phase)의 LHV로(Low Heating Value) 저위발열량을 나타내며 이를 기준으로

$$\epsilon_T = \Delta G / \Delta H$$

로 표현된다. 따라서 650°C에서 물의 생성 엔탈피

-248.4 kJ/mol-H₂O(LHV 기준)의 약 79.7%가 이론적인 전기로 변환될 수 있는 것으로 계산된다.^{7,8)}

SOFC에서 수소를 연료로 사용할 경우, 양쪽 전극에서 나타나는 전기화학반응은 다음과 같다.



전류를 흘리지 않을 때의 고체산화물 연료전지의 기전력, 전지내 개회로 전압(Open Circuit Voltage, OCV)은 다음과 같은 Nernst방정식에 의해 표현될 수 있다.^{5,6)}

$$E_r = E^0 + \frac{RT}{4F} \ln [P_{O_2(c)}] + \frac{RT}{2F} \ln \left[\frac{P_{H_2(a)}}{P_{H_2O(a)}} \right]$$

여기서 E_r은 reversible cell voltage이고 E⁰는 standard cell voltage이다.

대개 연료극에서의 산소분압이 매우 낮으므로 개회로 전압(OCV)은 양쪽의 산소분압 차이에 의해 결정되어 마찬가지로 Nernst 식으로 표현된다.

$$E_r = \frac{RT}{4F} \ln \left[\frac{P_{O_2}(\text{Cathode})}{P_{O_2}(\text{Anode})} \right]$$

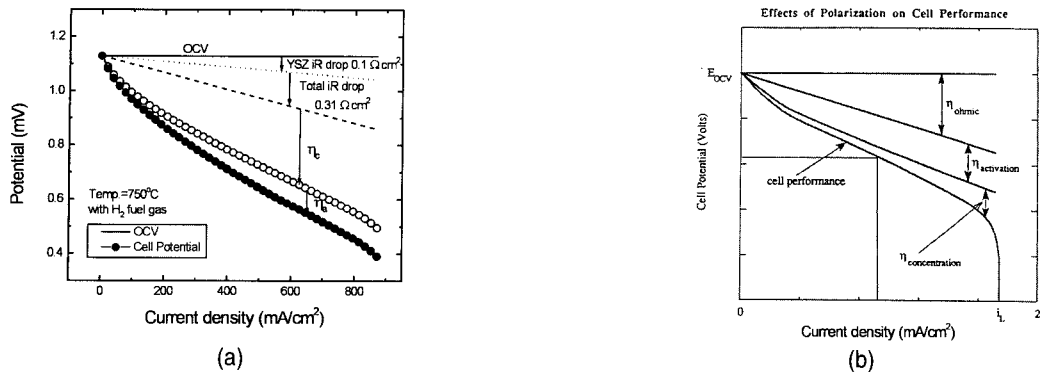


Fig. 6. Ohmic and nonohmic polarization (a) anode-supported single cell에서 측정값 (b) I-V에서 영역별 분극 성분.⁸⁾

4-2. 비가역적 손실(Irreversible Loss)

통상 전류 i 를 인가(부하)하는 경우에 고체산화물 연료전지의 출력전압은 다음과 같은 식으로 표현된다.^{5,6)}

$$E = E_r - iR_i - \eta_{anode} - \eta_{cathode}$$

여기서 E_r 는 OCV(Open Circuit Voltage)에서의 기전력이며 R_i 내부저항(internal resistance), η_{anode} , $\eta_{cathode}$ 은 각각 연료극과 공기극에서의 과전압(overpotential, or overvoltage) 또는 분극(polarization)이라 한다.⁵⁾

전체 내부저항은 전극과 전해질의 전기저항, 연결재료의 저항, 연결재료와 단전지의 접촉저항 등에 의해 결정된다. 마찬가지로 전극 및 전해질 저항은 조성과 두께에 의해 결정되고, 연결재료(interconnector) 저항도 조성 과 두께 형태에 의해 결정된다.

전극에서의 과전압은 전하의 적체에 의해 형성되는 역전압에 의한 손실로, 어느 정도까지의 전류에서는 비교적 일정한 값을 보이다가 한계점을 지나면 급격히 증가하는 양상을 보인다. 과전압의 크기는 전극과 전해질, 기체가 동시에 만나는 삼상반응부(three phase boundary)의 길이와 반비례하는 것으로 삼상반응부의 밀도가 높아서 전하들의 적체현상이 적으면 과전압이 적게되고, 반대로 삼상반응부의 밀도가 낮으면 전하들의 적체 현상이 늘어나 과전압이 증가하다가 한계점을 지나면 과전압이 급격히 커진다. 과전압 특성은 전지의 성능을 결정하는 가장 중요한 요인으로, 주로 전극물질의 조성, 전극의 미세구조, 그리고 전해질과의 접촉상태에 의해

결정된다.

Fig. 6(a)에서와 같이 실제전지가 이론적인 기전력값 E_{ocv} 에서 전류 통하게 되면 전위값이 떨어지는 현상을 나타내며, 다시말해서 이에 크게 저항분극, 농도분극, 활성화 분극 등의 손실들이 기여한다. 이러한 비가역적 손실(irreversible loss)에 대해서 논하여 보자

4-2-1. 저항 분극(Ohmic polarization)

주로 전해질내의 이온 전도 대한 저항과 전극 혹은 전류 집전체(current collectors)의 전자 전도에 대한 저항에 기인한다. 이때의 저항 분극을 Fig. 6에서 η_{ohmic} 으로 나타냈다. 전해질과 연료전지의 전극은 Ohm의 법칙을 따르기 때문에, 저항 손실은 다음 식으로 표현될 수 있다.

$$\eta_{ohmic} = iR$$

여기서 i 는 전지를 통해 흐르는 전류이고, 따라서 R 은 전지의 내부 총 저항이다. 여기에는 전자 및 이온종에 따른 저항뿐만아니라, 접촉 저항(contact resistance) 등 모두를 포함한다. 접촉저항은 전극과 분리판의 물질 특성, fluxes, reaction rate densities 등이 공간적인 변이에 기인하는 손실이다. 이런 접촉 또는 터미널(terminal) 저항은 실제 저항의 형태로 나타난다.

4-2-2. 농도분극(Concentration polarization) 또는 확산 저항 분극(Diffusion polarization)^{5,6)}

Fig. 6(b)에서 $\eta_{concentration}$ 으로 나타낸 농도 분극은 반응물이 전극에서 전기화학적 반응에 의해 빠르게 소모되면서 농도 구배가 일어날 때 생긴다. 즉, 전극에서의

반응이 mass transport effects에 의해 방해될 때 나타난다. 농도 분극에는 여러 가지 과정들이 기여하는 데, 예를 들어 가스상이나 전극 기공내에서의 느린 확산, 반응물 또는 생성물의 전해질내로 혹은 밖으로의 용해나 해리되는 정도, 전기화학적 반응점(electrochemical reaction site)으로부터 혹은 반응점으로 반응물이나 생성물이 전해질을 통하여 확산해 나가는 정도에 따라 농도 분극이 발생한다. 실제 인가된 전류밀도에서, 전기화학적 반응점으로부터 혹은 반응점에서의 반응물이나 생성물의 느린 이동은 농도 분극에 크게 기여한다. 많은 경우에 전극 표면으로의 물질이동은 Fick의 확산 제 1 법칙으로 기술될 수 있다.

$$i = \frac{nFD(C_B - C_S)}{\delta} \quad (4)$$

여기서 D는 반응물질의 확산 계수이고, C_B는 용적농도, C_S는 표면농도, δ는 확산층의 두께를 나타낸다. 한계 전류(i_L)는 반응물이 전극에 공급되어 최대 반응율을 보일 때의 측정치이고, C_S = 0 일 때는 다음과 같다.

$$i_L = \frac{nFDC_B}{\delta} \quad (5)$$

식(4)와 (5)를 합치면 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$\frac{C_S}{C_B} = 1 - \frac{i}{i_L} \quad (6)$$

평형상태 즉, 전류의 발생이 없을 때, bulk 농도만 존재하고 반응물에 대한 Nernst 식은 다음과 같다.

$$E|_{i=0} = E^0 + \frac{RT}{nF} \ln(C_B) \quad (7)$$

전류가 흐를 때는 표면농도가 용적농도에 비해 작고 지배적이므로, Nernst식은 다음과 같다.

$$E = E^0 + \frac{RT}{nF} \ln(C_S) \quad (8)$$

따라서 전지에서 전류가 흐를 때 전극 주위의 농도 변화에 의해 전위차(ΔE)가 발생하고 이를 농도 분극이

라 한다.

$$\Delta E = \eta_{conc} = \frac{RT}{nF} \ln \frac{C_S}{C_B} \quad (9)$$

식(9)에 식(6)을 대입하면, 농도 분극은 다음과 같이 된다.

$$\eta_{conc} = \frac{RT}{nF} \ln \left[1 - \frac{i}{i_L} \right]$$

농도분극의 분석에서, 활성화분극은 무시되는 것으로 한다. 전류밀도가 크면 전하전달 반응(charge transfer reaction), 활성화 분극은 농도분극과의 비교하여 무시할 만하다.

4-2-3. 활성화 분극(Concentration polarization) 또는 전하전달 분극(Charge transfer polarization)^{5,6)}

활성화분극은 Fig. 6(b)에서 η_{activation}으로 나타냈다. 전극표면에 전기화학적 반응이 적체될 때 존재한다. 다른 말로 표현하면 활성화 분극은 전기화학적 반응율에 직접 관계된다. 반응에 참여하는 물질들이 극복해야 하는 활성화 에너지장벽(barrier)을 갖는다는 의미에서 전기화학 반응과 화학적 반응은 유사하다. η_{act} ≥ 50~100 mV인 전기화학반응의 경우에, η_{act}는 Tafel식의 일반적인 형태로 표현된다.

$$\eta_{act} = \frac{RT}{\alpha nF} \ln \frac{i}{i_0}$$

여기서 α는 이동계수(transfer coefficient)이고, i₀는 교환 전류밀도(exchange current density)이다. Tafel식을 다시 바꾸면,

$$\eta_{act} = a + b \log i$$

여기서 a는 (-2.3RT/αnF) log i₀이고, b는 2.3RT/αnF를 나타낸다. 이때 b를 Tafel의 기울기라 하고 η와 log i 그래프의 기울기 값으로부터 구해진다. 전기화학반응에 대한 Tafel의 기울기 값은 상온에서 약 100 mV/decade(log 전류밀도)인데, 전류밀도가 10배 증가하면 활성화

화 분극은 100 mV증가하는 것을 의미한다. 다른 말로 표현하면, Tafel 기울기가 50mV/decade(10)이면, 동일한 전류밀도 증가분에 대해 활성화 분극은 50 mV만이 증가한다. 그래서 전기화학반응에 대한 Tafel의 기울기를 낮추는 전기화학적 촉매(전극)를 개발하는 것이 의미가 있다.

활성화 분극을 일으키는 과정에는 이러한 전극표면에서의 느린반응에 의한 것 외에 반응물질의 흡착과정, 이 중층을 통과하는 전자들의 이동, 생성물질의 탈착과정, 전극표면의 특성 등이 관여할 수 있다.

마찬가지로 연료극에서 수소가스 산화반응으로 일어나는 과전압(분극)은 다음과 같은 Tafel식을 따르는데, 여기서 i_0 는 교환전류 밀도(exchange current density)이다.^{15,16)}

$$\eta = \frac{RT}{2F} \ln \frac{i}{i_0}$$

수소가스의 산화반응은 과전압이 높은 반응으로 알려져 있으나, 수소가스에 수 mol% 정도의 H₂O가 포함되어 있으면 과전압이 현저히 줄어드는 것으로 알려져 있다.¹⁷⁾ H₂O의 영향은 정확히 밝혀지지는 않았으나, H₂O가 ZrO₂의 표면에 흡착되어 삼상계면(three phase boundary)의 전기전도도를 향상시키기 때문으로 이해되고 있다.¹⁸⁾

또한 LaMnO₃ 공기극에서 일어나는 산소이온화 반응은 다음과 같은 실험식을 따르는 것으로 보고되어 있다.^{19,20)}

$$i = i_0 \left(a_0 - \frac{P_{O_2}}{a_0} \right)$$

여기서 i_0 는 교환전류 밀도이고, a_0 는 계면부위 YSZ 내의 산소의 activity이다. 1000°C에서 i_0 는 약 2.7mA/cm²이고, 활성화에너지는 약 178kJ/mol로 측정되었으며, 이로부터 전류 i 가 흐를 때, LaMnO₃/YSZ 계면의 표면적이 S_a 인 전극의 계면반응 저항(the electrode interfacial resistance) R_E 는 다음과 같이 계산된다.

$$R_E = \frac{1}{i S_a} \frac{RT}{4F} \left[\exp\left(\frac{2\eta F}{RT}\right) - \exp\left(\frac{-2\eta F}{RT}\right) \right]$$

이러한 계면반응들을 평가하는 방법으로는 다음 절에서 언급하는 AC 임피던스법(Fig. 12)이^{9,21)} 주로 이용되고 있다.

4-3. 전지 전압(Cell Voltage)⁶⁾

연료전지에서 활성화 분극(또는 전하전달 분극)과 농도 분극(확산저항 분극)은 양극(positive)과 음극(negative)에 동시에 존재할 수 있다. 이때 각 전극에서의 총 분극은 각각의 활성화 분극(η_{act})과 농도분극(η_{conct})의 합이다. 즉,

$$\eta_{anode} = \eta_{act, a} + \eta_{conct, a}$$

$$\eta_{cathode} = \eta_{act, c} + \eta_{conct, c}$$

분극에 의한 손실로 전극의 전위($E_{electrode}$)는 새로운 값($V_{electrode}$)을 갖는다.

$$V_{electrode} = E_{electrode} \pm |\eta_{electrode}|$$

연료극(음극, anode)과 공기극(양극, cathode)에 대해 각각 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$V_{anode} = E_{anode} + |\eta_{anode}| \quad (10)$$

$$V_{cathode} = E_{cathode} - |\eta_{cathode}| \quad (11)$$

전류가 흐르면 분극을 유발되고 이는 anode에서는 anode 전위를 증가시키고 cathode에서는cathode 전위를 감소시켜 결과적으로 셀(전지) 전압을 낮추게 된다.

외부로부터 측정되는 전지전위는 분극에 기인한 anode와 cathode 전위 및 전지 내부저항을 포함한 값이다.

$$V_{cell} = V_{cathode} - V_{anode} - iR$$

식(10)과 (11)을 여기에 대입하면,

$$V_{cell} = E_{cathode} - |\eta_{cathode}| - (E_{anode} + |\eta_{anode}|) - iR$$

또는, $V_{cell} = \Delta E_e - |\eta_{cathode}| - |\eta_{anode}| - iR$ (12)

여기서 $\Delta E_e = E_{cathode} - E_{anode}$ 이다. 위의 식(12)(식(3)과 동일)는 연료전지에서 전류의 흐름이 있으면 전극분

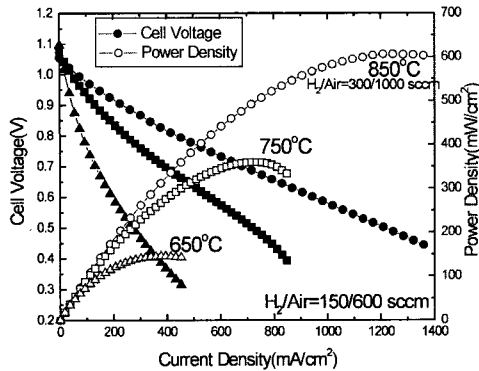


Fig. 7. 연료극 지지체형 단전지의 온도에 따른 I-V 및 P (출력) 특성 ($H_2/Air=150/600$ sccm).²⁵⁾

극과 저항분극에 의한 손실 때문에 셀(전지) 전압이 떨어지는 것을 의미한다. 따라서 궁극적으로 연료전지 성능의 개발목표는 V_{cell} 이 가능하면 ΔE_e (가역전압)에 접근하도록 분극을 최소화하는 것이라 할 수 있다. 이를 위해서 운전조건(상압에서 가압으로)을 바꾼다든가 혹은 전극 구조를 개선하든지, 보다 나은 전기화학적 촉매 물질 또는 전도도가 높은 전해질을 개발하는 연구가 필요하다.

4-4. 연료극 지지체형 단전지의 전류-전압 특성

실험에 사용한 5×5 cm^2 크기의 연료극 지지체형 단전지는 기공율 40%의 Ni-8YSZ 연료극 지지체에 전해질을 코팅하여 열처리를 거쳐 치밀한 지르코니아 전해질 막을 만들어 준 후, 다시 공기극(cathode)으로 준비한 $LaSrMnO_3+8YSZ$ paste를 그 위에 인쇄하고, 이를 다시 $1100^\circ C$ 에서 1시간 열처리하여 제조한 것이다. 연료극쪽에는 질소가스를 50 cc/min, 공기극쪽에는 공기를 50cc/min으로 흘려주며, $1^\circ C/min$ 으로 $400^\circ C$ 까지 승온하고 1시간 유지하여 밀봉유리 paste에 존재하는 유기물들을 제거한 후, $1^\circ C/min$ 의 승온속도로 $750^\circ C$ 까지 승온하였다. 운전온도에 도달한 후, 연료극쪽에 수소가스를 150 cc/min을 약 1시간 동안 흘려주어 연료극의 NiO를 환원시키고 단전지의 성능이 안정화되면 이의 특성을 분석하였다. 전자부하(electric loader)를 통하여 셀 홀더에 전류를 흘리고, 외부로 인출된 Pt선을 이용하여 전압을 측정하는 방법으로 I-V 값을 측정하였고, AC

Impedance법으로 내부저항 및 계면저항을 측정하였다.

전류-전압 특성은 전지의 성능을 평가하는데 있어 가장 중요한 항목으로, Fig. 10(a)의 2단자법 임피던스 측정 때와 동일하게 연결된 상태에서, R_{work} 와 $R_{counter}$ 사이에 일정전류를 흘려주고, R_{RE} 와 R_{RE2} 사이에 나타나는 전압을 측정하였다.

Fig. 7은 고체산화물 연료전지의 전형적인 전류-전압 특성으로써 i) 활성화 분극으로 인해 전지전압이 감소하는 구간, ii) 내부저항과 전극분극에 의해 일정한 기울기를 갖는 전압강하 구간, iii) 과전압(농도분극)의 급격한 상승으로 성능이 급격히 감소하는 구간 등으로 구분하여 볼 수 있다.

앞서 언급한 식(3)(식(12))에서와 같이 단전지 성능손실에는 저항손실(ohmic loss)과 비저항손실(nonohmic loss)로 나눌 수 있는데, 비저항 손실은 대개 양극(공기극)과 음극(연료극)의 과전압(분극)으로서 본 연구에서 제작된 연료극 지지체형 단전지의 성능손실을 성분별로 측정된 결과를 Fig. 6(a)에 도시하였다. 여기서 iR 은 내부저항 R에 의한 전압손실이고, η 는 각 전극의 분극에 의한 손실이다. 내부저항은 전해질의 두께와 각 전극물질의 전기저항과 전극 구조에 의해 결정되는 항목이며 전류값에 따라 변화하지 않는 일정한 값이므로 내부저항에 의한 전압손실은 전류값에 비례한다. 그러나 일반적으로 분극에 의한 손실은 전류에 따라 변화를 보인다. 이때의 저항손실은 위에서 설명하는 AC 임피던스분석법(AC impedance analysis)과 전류단전법(current interrupt method)으로 측정할 수 있는데 Fig. 6(a)의 경우 area specific resistance(ASR)는 $0.31 \Omega \cdot cm^2$ 로 본 실험에서 제작된 연료극 지지체형 단전지가 $750^\circ C$ 에서도 충분한 성능을 낼 만큼 작은 값을 갖음을 알 수 있다. 즉, Fig. 7에서와 같이 개발한 연료극 지지체형 단전지는 150 cc/min의 수소(공기 600 cc/min)의 유량에서 최대 전력밀도는 $350 mW/cm^2$ 이며, $650^\circ C$ 에서는 $150 mW/cm^2$ 의 최대전력밀도를 보였다.^{23,25)} 이러한 성능값은 사실 연료인 수소유량과 밀접하여 식(2)에서와 같이 연료극에서 전력생산에 직접적으로 사용되는 수소이용률에

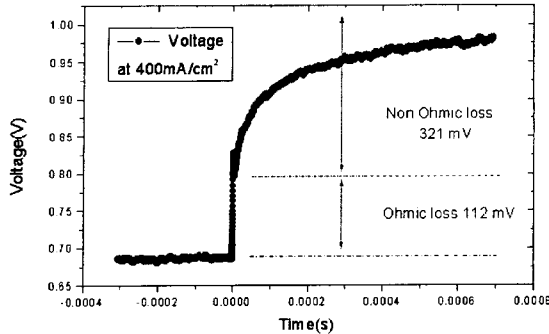


Fig. 8. 전류 단절법에 의한 Ohmic loss와 Non ohmic loss 성분 분리.

의존한다. 따라서 통상적으로 연료이용률이 일정한 상태(60%, $U_f=0.6$)에서 각각의 전지 성능이 비교되어야 한다. 실제로 Fig. 7의 단전지는 750°C에서 12 A의 전류 값에서 350 mW/cm² 최대전력밀도를 보이므로 이때의 150 cc/min의 수소중 약 60%가 식(2)에 따른 연료극 반응에 참여함을 알 수 있다. 또한 Fig. 7의 850°C에서는 온도가 증가함에 따라 전지성능도 상대적으로 증가하기 때문에 동일한 온도에서 서로 다른 전지의 성능을 비교하는 척도인 최대출력밀도 값은 항상 연료이용률을 고려하여 일정하게 측정되어야 한다. 하지만 상대적으로 공기유량은 수소유량에 대하여 당량인 2.5배로 흘러주거나 가스밀봉상태에 따라 약간 큰 유량의 공기를 흘려주며, 일반적인 전지성능은 대개 연료극의 유량을 기준으로 평가한다.

한편 Fig. 6(a)에서와 같이 공기극과 연료극의 과전압(분극)은 상이하게 나타났다. 이를 분리하기 위해서 Fig. 10(b)에서와 같이 기준전극을 갖는 3단자법을 이용하였는데, 특히 연료극 지지체의 특성상 연료극 쪽이 아닌 공기극에 기준전극을 형성하고 이로부터의 전위차로 공기극과 연료극의 과전압을 분리할 수 있었다. Fig. 6(a)의 결과로부터 연료극 지지체 SOFC의 특성상 공기극의 과전압(η_c)는 상대적으로 삼상계면(three phase boundary)이 많은 연료극의 과전압 η_a 에 비해 매우 커서 연료극 지지체형 단전지의 성능손실에 주 요인임을 알 수 있다. 따라서 향후 공기극(LSM+8YSZ)의 성능을 향상시

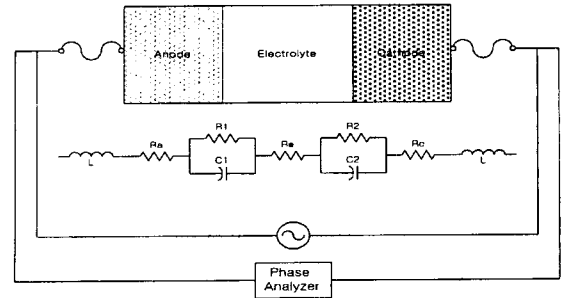


Fig. 9. 일반적인 고체산화물 단전지의 임피던스 등가회로.

키는 것이 전체 전지성능의 향상에도 도움을 줄 수 있을 것으로 여겨진다. Fig. 7에서와 같이 750°C에서 현재 개발된 단전지의 성능이 약 350 mW/cm²임을 고려할 때 공기극의 과전압을 개선하여 반으로 줄일 수 있다면 600~700 mW/cm²이상의 성능도 무난히 얻을 수 있다는 결과를 전류-전압 특성으로부터 얻을 수 있다.

4-5. 전류 단절법에 의한 측정

전지의 내부저항과 분극에 의한 손실을 분리하여 측정하는 방법으로는 전류단절법(current interruption method)과 임피던스법이 있다. 전류단절법은 단전지에 일정량의 전류를 흘려주다가 순간적으로 전류를 단절시키면, Fig. 8에서와 같이 내부저항에 의한 손실부분은 시간 지연없이 복구되나, 전극 분극에 의한 손실은 복구되는데 시간지연이 있기 때문에 이를 이용하여 내부저항에 의한 손실과 전극 분극에 의한 손실을 분리할 수 있다.

Fig. 8의 경우에 400 mA/cm²의 전류를 전지에 흘려주어 평형상태에 도달한 후 단절된 순간의 전지 양단의 전압변화를 오실로스코프로 읽어 측정한 결과이다. 이때의 오실로스코프는 10 nsec이하 속도의 data 분해능이 필요하다. Fig. 8에서 측정된 전지는 약 0.28 Ω · cm²(= 0.112 V / 0.4 (A/cm²))의 내부저항 값을 갖을 수 있으며, 이는 뒤에서 논하는 AC 임피던스 분석결과와 일치한 값을 갖는다.

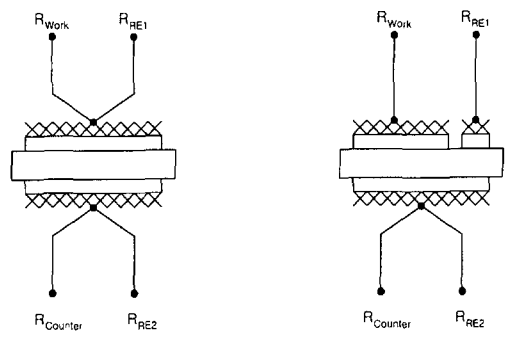


Fig. 10. 임피던스 측정연결방법 (a)2단자법, (b)3단자법.

4-6. AC 임피던스 분석법⁹⁾

연료전지는 전극에서 O₂의 산화반응, 환원반응, 이온의 이동과 같은 전기화학적 반응들이 일어나는데, 이러한 현상들을 해석하는 방법으로 직류저항, 각 전극계면의 입계저항과 정전용량에 대한 정보를 제공할 수 있는 교류(AC) 임피던스 측정법이 유용하게 사용되고 있다.

교류 임피던스 측정방법은 측정하고자 하는 회로에 주파수를 변화시켜가며 교류 전원을 인가하고, 이때 회로에 나타나는 응답 전압을 측정하여 복소 임피던스를 계산하는 방법으로 저항 R, 콘덴서 C, 코일 L의 임피던스는 각각 다음과 같이 나타난다.

$$Z_R = R, \quad Z_C = \frac{1}{j\omega C}, \quad Z_L = j\omega L$$

이 때 C, L 성분은 주파수 의존성을 가지므로, 주파수를 변화시켜 가며 복소임피던스를 측정하면, 그 결과로부터 회로의 등가회로를 해석할 수 있다.

간단한 RC 병렬회로의 복소임피던스는 다음과 같이 표시된다.

$$Z = \frac{1}{1/R + j\omega C} = \frac{R}{1 + \omega^2 C^2 R^2} (1 - j\omega CR)$$

이 RC 병렬회로의 복소임피던스를 표시하면, 반원의 형태로 나타남을 알 수 있으며 반원의 직경은 저항 R이며, $\omega = 1/RC$ 에서 허수부가 최대가 됨을 알 수 있다. 그러므로 반원의 크기와 허수가 최대점이 되는 곳에서의 주파수를 측정하면 R, C 값을 알 수 있다.

대개 연료전지의 전해질, 전극, 계면은 그 캐패시턴스의 값이 아주 다르나, 저항 값은 비슷한 상태이어서 각각 다른 주파수 의존성을 가지게 되므로 등가회로는 Fig. 9와 같은 간단한 RC 병렬회로의 조합으로 나타낼 수 있다. 이 등가회로로부터 각각의 회로성분을 계산할 수 있으므로, 이를 각각의 전기화학 반응에 대응시켜 전극 재료의 물리, 화학적 성질 및 미세구조 등이 전기화학 반응에 미치는 영향을 알 수 있게 된다. 고체산화물 시편에서는 직류조건에서는 전류가 흐를 수 없기 때문에 교류 임피던스 방법이 저항측정 수단으로도 유용하게 사용되고 있다.^{9,21)}

그러나 고체산화물 시편의 경우 액상계에서의 counter-이온에 해당하는 것이 거의 움직일 수 없거나 농도가 작으므로 전극의 분극 또는 전기적 이중층 형성에 의한 전기장의 상쇄효과는 크지 않다. 이러한 경우 임피던스 해석은 Fick의 확산법칙과 같은 미분방정식을 풀어서 Warburg 임피던스를 얻거나, 경험적으로 얻어진 CPE(constant phase element)을 사용하는 모델로 분석하여야 한다.

CPE는 $(j\omega Q)^n$ 형태로 나타나는데(Q, n은 상수) n이 1인 경우는 간단한 캐패시턴스에 해당하는 임피던스 성분이지만, 고체산화물계에서는 일반적으로 $0 < n < 1$ 의 값을 가진다. 이러한 경우 RC 병렬회로가 임피던스 평면에서 이상적인 반원으로 표시되는 것과 다르게 RQ 병렬회로의 임피던스는 다음과 같은 형태를 갖는다.

$$Z = \frac{R}{1 + (j\omega Q)^n}, \quad 0 < n < 1$$

여기서 Q는 $\omega Q = 1$ 이 되는 값이며, RQ 병렬회로 임피던스의 특징은 원래의 반원에서 원점이 실수축을 벗어나 $(1-n)\pi/2$ 의 각도를 갖는다는 것이다. 이러한 형태는 유전체 소재의 복소유전율 ϵ 에 대한 cole-cole plot에서 먼저 알려졌다.

임피던스 스펙트럼은 특정한 시스템에서 유일하게 존재하지만 이를 등가회로로 구성하는 것은 일종의 모델링이므로 유일하게 옳은 것은 없다. Fig. 9에서는 일반

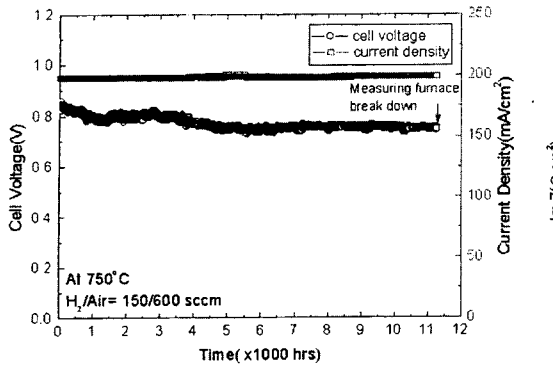


Fig. 11. 연료극 지지체형 단전지의 장기 성능 시험.²⁸⁾

적인 단전지의 모식도와 증가회로를 표시한 것으로 연료극, 전해질, 공기극의 전기저항과 연료극과 전해질의 계면저항, 공기극과 전해질의 계면저항으로 구분된다. 여기에 측정 도선에 의한 코일성분이 존재한다. 이러한 증가회로의 경우 고주파영역에서 일종의 “induction-tail”과 같은 형태의 임피던스 곡선이 얻어진다.

임피던스의 측정 방법은 연결방법에 따라 Fig. 10에서와 같이 2단자법, 3단자법이 있다. 2단자법은 기준전극(reference electrode)을 working electrode와 counter electrode에 연결하여 측정하는 방법으로, 도선의 저항, 양쪽 전극의 계면반응이 혼합되어 나타나기 때문에 해석에 어려운 점이 있으나, reference electrode를 따로 형성하기 어려운 상황에서 많이 사용한다. 본 실험에서도 셀홀더 자체가 금속이거나, 혹은 연료극 지지체형 단전지와 같이 연료극에는 별도의 분리된 기준전극(reference electrode)을 따로 형성하기 어려운 경우 2단자법으로 단전지의 임피던스 특성을 측정한다.

3단자법은 Fig. 10(b)에서와 같이 reference electrode 중 하나를 전해질에 따로 부착하여 임피던스를 측정하는 방법으로, 한쪽 계면반응만을 분리하여 측정할 수 있기 때문에 보통 반쪽전지(half cell)의 임피던스 측정에 많이 사용되며, 이 방법을 쓰면 전극물질의 개발과 미세 구조 조절 등을 위한 기본 데이터를 얻을 수 있다.

본 실험에서는 AC Impedance 측정장치로 Solatron 1287 Electrochemical Interface와 1260 Impedance/Gain-Phase Analyzer를 사용하였다.

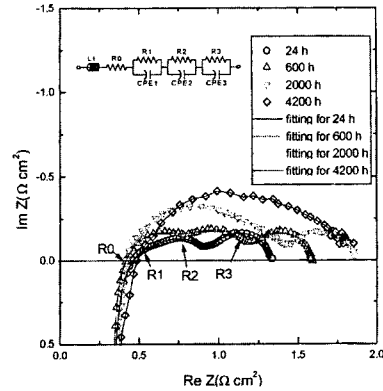


Fig. 12. AC 임피던스 측정결과.²⁸⁾

Fig. 11은 본 연구원에서 제작한 $5 \times 5 \text{ cm}^2$ 의 연료극 지지체형 단전지를 1년 이상 약 12,000시간동안 장기 시험 운전한 결과이다. 또한 Fig. 12는 이러한 단전지가 장기 시험되는 동안에 초기 24시간, 600시간, 2000시간, 4200시간이 각각 경과된 시점에서 단전지의 교류 임피던스(impedance)특성을 분석한 결과이다.²⁸⁾ 구분되는 반원으로부터 각 저항성분에 대하여 분석을 실시하기 위해서 Fig. 12의 상단에서와 같은 인덕턴스(L)과 저항(R), 그리고 CPE(constant phase element)로 구성된 증가회로(equivalent circuit)을 설정하고 complex non-linear least square(CNLS) fitting program으로 분석하였다. 고주파측의 접점인 R0는 산소분압에 대한 의존성이 없었으며 시간에 따라서도 변화하지 않는 단전지의 내부 저항(internal resistance)이며 또한 R3와 같이 저주파수 영역에서 나타나는 성분은 반응기체의 불충한 gas diffusion 저항성분인 것으로 판단된다. 따라서 시간에 따른 변화를 갖지 않는 R0와 R3는 전극에서의 분극저항과는 무관하며, 1000 Hz영역에서 나타나는 저항성분인 R1은 공기극의 산소분압보다는 연료극의 수소분압과 밀접한 연료극의 분극저항으로 해석되고 있다. 또한 R2의 경우는 공기극의 산소 분압과 밀접하여 공기극 분극저항으로 여겨진다. 이에 좀더 명확한 해석은 half cell test로부터 얻을 수 있다. 이와 같이 단전지 운전중에 경과 시간에 따른 각 R성분 값의 변화를 살펴보면, 약 12,000시간이 경과 한 후에도 단전지의 내부저항은 $0.32 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 으로 일정한 값을 보였다. 또한 R3는 $0.39 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 의 값으로 일정하여 단전지 측정장치의 셀홀더 등의 반응 기

체의 확산이 용이하지 않아 나타나는 저항 값으로 실제 단전지의 성능(I-V) 특성과는 무관한 값으로 여겨진다. 이와 달리 R1과 R2의 값은 시간에 따라 변화 양상이 달라, R2는 비교적 서서히 증가하는 경향을 보이지만 R1은 초기 $0.24 \Omega \cdot \text{cm}^2(24\text{h})$ 의 값에서 $0.84 \Omega \cdot \text{cm}^2(2,000\text{h})$, $1.34 \Omega \cdot \text{cm}^2(4,200\text{h})$ 으로 비교적 크게 증가하는 경향을 나타냈다. 이러한 이유로는 연료극 지지체에 첨가된 YSZ입자와 Ni 금속입자들로 이루어진 삼상계면(three phase boundary)의 총 길이가 750°C 에서 4,200 시간 이상을 유지되는 동안 소결과정을 통하여 치밀화와 입성장(Ni)이 진행되면서 감소한 결과로 여겨진다.^{27,28)}

Fig. 11에서와 같이 연료전지(SOFC)는 오랜 시간동안 고온에서 유지되는 관계로 입성장에 따른 전극 기공구조의 변화, 전극표면 성질 변화, 고상반응을 통한 전도도의 변화 등에 기인한 전극 및 전해질의 특성이 퇴화(degradation)되는 현상이 유발된다. 일반적으로 전지의 성능퇴화율은 1%/1000시간의 기준으로 판단하게 되는데, Fig. 11의 결과는 7 mV/1000시간으로 1%이하의 감소율을 보이며 초기보다는 오히려 10,000시간이후에 안정한 셀(전지) 전압을 보이고 있다. 이러한 성능퇴화는 실제 SOFC를 개발하여 상용화하는데 중요한 변수이며 연료전지에서는 단순 전류-전압(I-V) 특성 외에도 장기적인 측면에서의 성능특성도 평가되어야 한다. 따라서 AC 임피던스에 의한 계면반응 특성 및 전극 분극특성 분석법은 장시간 운전되는 SOFC에서 각 구성요소의 성능변화를 간접적으로 알 수 있으며, 가장 성능퇴화가 심화되는 요소를 판단하게 함으로써 전지의 성능을 정확히 평가할 수 있게 한다. 이와 함께 시험후 단전지의 미세구조 분석 또는 post analysis를 통하여 과전압 또는 분극이 상대적으로 작은 전극 물질 또는 구조 등을 파악하는데 이용된다.

감사의 글

본 연구중 연료극 지지체형 SOFC 단전지 제조 및 특성에 관련한 분야는 한국과학재단 '99특정기초연구(grant No. R01-1999-00185)의 지원으로 수행되었음을

밝힙니다.

참고 문헌

1. W. R. Grove, *Philos. Mag.*, **14**, 127 (1839).
2. W. Nernst, *Z. Electrochem.*, **6**, 41 (1899).
3. Nguyen Q. Minh, *J. Am. Ceram. Soc.*, **76**[3], 563 (1993).
4. Leo J. M. J. Blomen and Michael N. Mugerwa, *Fuel Cell Systems*, Plenum Press, New York, 1993.
5. Nguyen Q. Minh and T. Takahashi, *Science and Technology of Ceramic Fuel Cells*, Elsevier Science B.V., 1995.
6. J. H. Hirschenhofer, D. B. Stauffer and R. R. Engleman, *Fuel Cells, A Handbook (Revision 3)*, Gilbert Commonwealth Inc., Reading, PA19603, 1994.
7. A. J. Appleby and F. R. Foulkes, *Fuel Cell Handbook*, Van Nostrand Reinhold, New York, p15, 1989.
8. David A. Shores and J. Robert Selman, *Fuel Cell Technology II*, Short Course by the Univ. Minnesota, Minneapolis, MN 25-27 March (Newsletter 6-11, Sec 3.19) 1993.
9. J. Ross Macdonald, *Impedance Spectroscopy :Emphasizing Solid Materials and Systems*, John Wiley & Sons, 1987.
10. T. Takahashi, H. Iwahara and Y. Nagai, *J. Appl. Electrochem.*, **2**, 97 (1972).
11. M. Miyayama, T. Nishi and H. Yanagida, *J. Mater. Sci.*, **22**, 2624 (1987).
12. H. L. Tuller and A. S. Nowick, *J. Electrochem. Soc.*, **122**, 255 (1975).
13. T. Inoue, T. Setoguchi, K. Eguchi, and H. Arai, *Solid State Ionics*, **35**, 285 (1989).
14. R. Maric, S. Ohara, T. Fukui, H. Yoshida, M. Nishimura, T. Inagaki, and K. Miura, *J. Electrochem. Soc.*, **146**(6), 2006 (1999).
15. V. N. Chebotin, M. V. Glumov, A. D. Neumin, and S. E. Pal'ghev, *Sov. Electrochem.*, **7**, 55 (1971).
16. T. Kawada, N. Sakal, H. Yokokawa, M. Dokiya, M. Mori and T. Iwara, *J. Electrochem. Soc.*, **137**, 3042 (1990).
17. D. W. Dees, U. Balachandran, S. E. Derris, J. J. Heiberger, C. C. McPheeters and J. J. Picciolo, pp. 130-36 in *Proceeding of the Symposium on Fuel Cells*. Edited by R. E. White and A. J. Appleby, The Electrochemical Society. Pennington, NJ, 1989.
18. J. Guindet, C. Roux and A. Hammou, pp. 55-59 in *Proceedings of the Second International Symposium on Solid Oxide Fuel Cells(SOFC II)*. Edited by F.



Gross, P. Zegers, S. C. Singhal, and O. Yamamoto, Commission of The European Communities, Luxembourg, 1991.

19. J. Mizusaki, H. Tagawa, K. Tsuneyoshi and A. Swata, *J. Electrochem. Soc.*, **138**, 1867 (1991).

20. K. Tsuneyoshi, K. Mori, A. Sawata, J. Mizusaki and H. Tagawa, *Solid State Ionics*, **35**, 263 (1989).

21. 이종숙, “직류감쇠법과 결합된 복소임피던스법에 의한 전자전도체 산화물의 부분이온전도도 측정,” Ph. D. Thesis, 서울대학교 대학원, 1994.

22. 강대갑, 유영성, 한영희, 고준호, 강병삼, “고체전해질 연료전지 스택제조 기반기술 개발”, 한전 전력연구원, TR. 96TJ47. J1998. 37, 1998.

23. 유영성, 고준호, 박진우, 임희천, “200W급 중저온형 고체산화물 연료전지 스택제조 기초기술 개발 - '99 특정기초 2차년도보고서”, 한전 전력연구원, TM. 99EE01. M2001. 383, 2001.

24. Y.-S. Yoo, J.-H. Koh, J.-W. Park, H. C. Lim, Y. H. Han, and T. K. Kang, in *Proceeding of 2000 Fuel Cell Seminar*, Potland, Oregon, p. 562, 2000.

25. Y.-S. Yoo, J.-H. Koh, J.-W. Park, and H. C. Lim, in *Proceedings of the Seventh International Symposium on Solid Oxide Fuel Cells (SOFC IIV)*, M. Dokiya, and S. C. Singhal, Editors, P590, The Electrochemical Society Proceedings Series, EPOCHAL Tsukuba, Japan 2001.

26. M. Dokiya, and S. C. Singhal, Editors, *Proceedings of the Seventh International Symposium on Solid Oxide Fuel Cells (SOFC IIV)*, The Electrochemical Society Proceedings Series, EPOCHAL Tsukuba, Japan 2001.

27. J.-H. Koh, Y.-S. Yoo, J.-W. Park, and H. C. Lim, *Solid State Ionics*, **149**, 157-166 (2002).

28. Y.-S. Yoo, J.-H. Koh, J.-W. Park, and H. C. Lim, *5th European Solid Oxide Fuel Cell Forum*, edited by J. Huijsmans, Switzerland, Lucerne, p191 (2002).



유영성

- 1981년 서울대학교 무기재료 공학사
- 1985년 서울대학원 무기재료 공학석사
- 1987년 서울대학원 무기재료 공학박사
- 1990년 서울대학원 무기재료 공학박사
- 1995년 서울대학교 신소재공동연구소 특별연구원
- 1995년 KAIST 재료계면공학연구센터 post Doc.
- 1996년 한전 전력연구원 신에너지그룹 선임연구원
- 현재 고체산화물 연료전지(SOFC) 분야 과제책임자