

# SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조의 투명 전극 특성

황민호, 이현용 

전남대학교 화학공학부

## Transparent Electrode Characteristics of SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> Multilayer Structures

Min-Ho Hwang and Hyun-Yong Lee

School of Chemical Engineering, Chonnam National University, Gwangju 61186, Korea

(Received April 5, 2024; Revised April 17, 2024; Accepted April 19, 2024)

**Abstract:** The transparent electrode characteristics of the SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> (OMO) multilayer structures prepared by sputtering were investigated according to the annealing temperature. Ni-doped Ag of various compositions was selected as the metal layer and heat treatment was performed at 100~300°C to evaluate the thermal stability of the metals. The manufactured OMO multilayer structures were heat treated for 6 hours at 400~600°C in an N<sub>2</sub> atmosphere. The structural, electrical, and optical properties of the OMO structures before and after annealing were evaluated and analyzed using a UV-VIS spectrophotometer, 4-point probe, XPS, FE-SEM, etc. OMO with Ni-doped Ag shows improved performance due to the reduction of structural defects of Ag during annealing, but OMO structure with pure Ag shows degradation characteristics due to Ag diffusion into the oxide layer during high-temperature annealing. The figure of merit (FOM) of SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub> was highest at room temperature and gradually decreased as the heat treatment temperature increased. On the other hand, the FOM value of SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> mostly showed its maximum value at high temperature (~550°C). In particular, the FOM value of SnO<sub>2</sub>/Ag-Ni (3.2 at%)/SnO<sub>2</sub> was estimated to be approximately  $2.38 \times 10^{-2} \Omega^{-1}$ . Compared to transparent electrodes made of other similar materials, the FOM value of the SnO<sub>2</sub>/Ag-Ni (3.2 at%)/SnO<sub>2</sub> multilayer structure is competitive and is expected to be used as an alternative transparent conductive electrode in various devices.

**Keywords:** SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub>, Ni-doped Ag, Transparent electrode, High temperature annealing, Figure of merit

### 1. 서론

투명 전도막은 가시광 영역에서 80% 이상의 높은 투과율과 동시에  $10^{-3} \Omega \text{ cm}$  이하의 낮은 비저항(높은 전기 전도성)을 가지므로 다양한 디스플레이 및 표시소자의 투명전극으로 사용되는 핵심소재이다. 더욱이 산화물로서 투명 전도성을 보이는 투명전도체 산화물(transparent

conductor oxide, TCO)은 터치스크린, 태양전지, 자동차 유리, 수소 센서, 스마트 윈도우 및 광학 필터 등 다양한 분야에 사용되고 있다 [1-5].

투명 전도막 조건을 만족하는 다양한 TCOs가 연구되고 있으며 이 중에서 가장 널리 이용되어 온 In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Sn (ITO)는 높은 광 투과율, 낮은 비저항( $<1 \times 10^{-4} \Omega \text{ cm}$ )과 더불어 넓은 밴드갭( $E_g > 3.7 \text{ eV}$ ) 등의 장점이 있으며 ITO의 전기, 광학적 특성은 n-도핑된 반도체의 질량 모델(mass model)에 의해 효과적으로 설명된다 [4]. 그러나 In은 공급량에 의존하여 가격의 변동 폭이 크고 부서지기 쉬운 성질에 더하여 다른 소재에 비하여 면저항이 상대적으로 높은 단점이 있다. 따라서 ITO를 대체하려는 연구가 진행되

✉ Hyun-Yong Lee; hyleee@chonnam.ac.kr

Copyright ©2024 KIEEME. All rights reserved.  
This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

어 왔고 ZnO, TiO<sub>2</sub>, SnO<sub>2</sub> 등을 포함하는 다양한 In-free TCO가 사용되고 있다 [6]. 초기, 순수 TCO는 우수한 광 투과율에 비하여 낮은 전기 전도도를 가지며 이를 개선하려는 연구로 축퇴(degenerated) 특성을 보일 정도의 고농도 도핑된 TCO를 사용해 왔다. 예를 들어 Al 도핑된 ZnO, Nb 도핑된 TiO<sub>2</sub>, Sb 도핑된 SnO<sub>2</sub> 등이 그것이다 [7-9].

최근, 산화물/금속/산화물(OMO) 다중층 구조는 80% 이상의 광투과율과 낮은 면저항의 광전 특성을 향상시킬 수 있어서 많은 주목을 받고 있다 [10]. 즉 OMO 다중층 구조에 대한 등가회로는 병렬연결로 생각할 수 있고, 산화막의 저항률은 일반적으로 금속 막의 저항률보다 훨씬 높기 때문에 총 등가 면저항은 금속막의 저항률에 크게 의존한다 [11]. 이러한 OMO 다중 구조는 내장된 금속층의 연성으로 인해 투명전극의 구조적 내구성을 높일 수 있을 뿐만 아니라 광학적 성질도 OMO 구조의 반사 방지 효과와 샌드위치형 Ag 금속층의 표면 플라즈몬 효과에 의해 더욱 향상시킬 수 있고 산화막 사이의 얇은 금속막의 매립형은 전기 특성의 안정성을 높일 수 있다 [12-14]. 그러나 전기 특성 개선을 위해 금속층의 두께를 늘리면 반사와 흡수로 인해 투과도가 감소하는 광 투과도와 전기 전도도 사이에는 trade-off 관계가 존재하므로 최적의 금속층 두께를 결정하는 것이 필요하다 [15]. 상단 및 하단 산화물층의 경우 일반적으로 넓은 밴드갭 산화물을 사용하고 중간층으로 Ag, Au, Cu 등 저항률이 낮은 금속을 사용한다. 가장 일반적으로 사용되는 Ag는 가시광선 영역에서 우수한 광학 특성, 저렴한 가격, 낮은 비저항특성을 갖지만 10 nm 이하의 두께를 사용할 경우 Ag 박막은 표면이 거칠고 아일랜드 생성으로 인한 광 산란이 발생하므로 이를 방지하기 위해서는 Ag 박막의 두께를 증가시켜야 한다. 적절한 두께의 금속층과 동시에 아일랜드 생성을 억제하기 위한 연구가 요구된다.

한편, 전기적 및 광학적 특성을 향상시키기 위해 증착 후 열처리 공정이 연구되었으나 OMO 다중층 구조를 고온에서 열처리하는 것은 주요 문제를 일으킬 수 있다. 상부 및 하부 산화물층의 산소 원자가 금속층으로 확산하여 오염물로 존재할 수 있고, 금속 원자가 뭉쳐서 필름의 연속성이 깨지므로 반사 방지 효과가 감소하고 전자 산란이 증가한다. 따라서 금속층의 열적 안정성을 향상시키기 위해 Pd 및 Cu와 같은 성분을 포함하는 Ag 합금을 사용하여 응집의 활성화 에너지를 증가시키려는 연구가 제안되었다. Ni 이 도핑된 Ag의 경우 Ag 입자 사이에 Ni 원자 도펀트가 존재하여 Ag 원자가 응집되는 것을 효과적으로 방지할 수 있다. 따라서 본 연구에서는 고온에서 Ag 확산을 억제하기

위해 넓은 에너지갭의 SnO<sub>2</sub>를 산화물층으로, Ni이 도핑된 Ag를 금속층으로 사용하여 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조를 제작하고 어닐링 전후의 광학적, 전기적 성능을 조사하므로 금속층으로 Ni 도핑된 Ag 금속층을 갖는 OMO 투명전극의 가능성을 제시하였다.

## 2. 실험 방법

4인치 p형 Si(100)에서 잘라낸 Si 기판 조각(1 cm × 1 cm)과 1 mm 두께의 석영 기판(2 cm × 2 cm) 위에 RF/DC-마그네트론 스퍼터링(magnetron sputtering) 시스템을 이용하여 실온에서 박막을 증착하였다. 스퍼터링 챔버(chamber) 내의 불순물을 제거하기 위해 스퍼터링 챔버는 초기에 4×10<sup>-4</sup> Pa의 기본 압력으로 펌핑하였고 Ar 가스를 30 sccm의 유량으로 도입하여 작동 압력을 4×10<sup>-1</sup> Pa로 유지하였다. SnO<sub>2</sub>층은 SnO<sub>2</sub> 타겟(99.99% 순도, 2인치 직경, 0.25인치 두께)을 사용하여 100 W 전력에서 RF 스퍼터링에 의해 증착하였고 금속층은 30 W의 Ag 타겟(순도 99.99%)과 25, 55 및 85 W의 Ni 타겟(순도 99.99%)을 사용하여 RF/DC 마그네트론 공동 스퍼터링으로 증착하였다. 모든 타겟은 표면의 오염물질을 제거하기 위해 기판에 박막을 증착하기 전에 10분 동안 사전 스퍼터링하고 균일한 박막을 얻기 위해 기판을 50 rpm으로 회전하도록 제어하였다. 박막 증착 전에 Si과 석영 기판은 초음파 처리를 통해 아세톤, 트리클로로에틸렌, 이소프로필 알코올 및 탈이온수를 사용하여 세척하였다. 상단 및 하단 SnO<sub>2</sub> 산화층의 두께는 30 nm로 금속층의 두께는 14 nm가 되도록 고정하고 Ni 타겟의 인가 전력변화로 Ni의 도핑량을 제어하였다. 즉 본 실험에서 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub>의 두께는 30/14/30 nm이다.

제작된 샘플은 N<sub>2</sub> 분위기의 관상 전기로에서 5°C/분의 가열 속도로 6시간 동안 다양한 온도에서 열처리하였다. 별도로 제작된 단일 금속층은 100~300°C에서 열처리하였고 OMO 다중층 구조는 400~600°C에서 열처리하였다. 박막 표면 형상은 전계 방출 주사 전자 현미경(FE-SEM, Hitachi S-4700)을 통해 관찰하였다. 4점 탐침(CNT-시리즈) 및 UV-VIS-NIR 분광광도계(Shimadzu, U-3501)를 이용하여 박막의 전기적, 광학적 특성을 측정하였다. 열처리 전후의 다중층 구조에서의 깊이 방향 농도 변화를 분석하기 위해 X선 광전자 분광법(XPS, K-ALPHA)을 사용하였다.

### 3. 결과 및 고찰

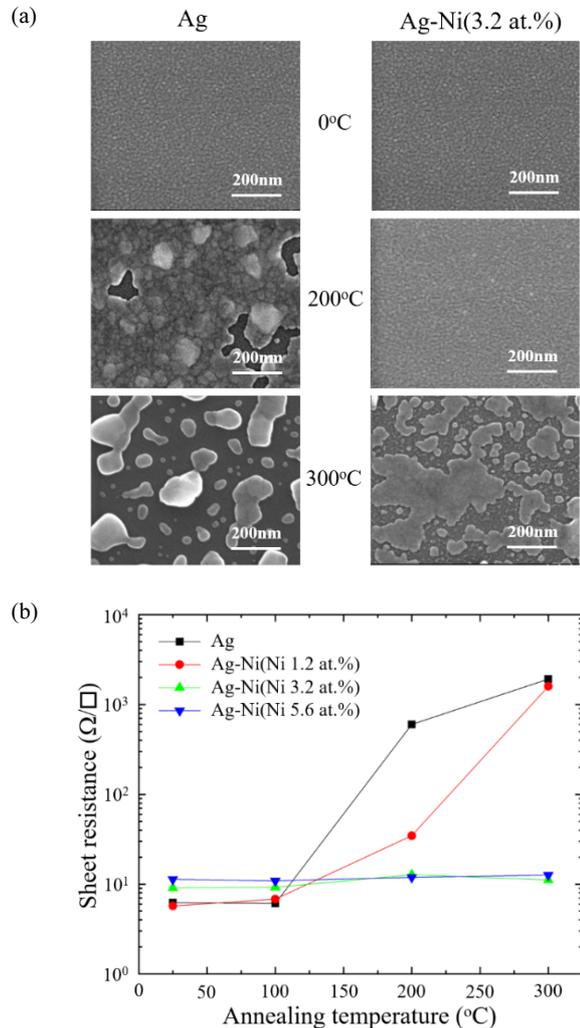
마그네트론 공동 스퍼터링을 이용하여 Ag 타겟은 30 W의 전력을 인가하고 Ni 타겟의 전력(0, 25, 55, 85, 85 W)을 변화시키며 증착된 Ni 도핑된 Ag 금속층의 조성은 에너지 분산형 X선 분광기(EDX, Horiba, EX-200)를 사용하여 특정하였으며 그 결과 본 연구에서 제작된 금속 박막의 Ni 함량은 0, 1.2, 3.2, 5.6 at%이었다. 그림 1(a)는 0°C (증착 직후), 200°C 및 300°C의 온도에서 열처리된 단일층 금속 박막(Ag와 3.2 at% Ni-도핑된 AgNi)의 표면 SEM 이미지이고 그림 1(b)는 Ni (0, 1.2, 3.2, 5.6 at%)-도핑된 AgNi 단일층 금속 박막의 열처리 온도에 따른 면저항을 나타낸다.

그림 1(a)와 같이 증착 직후(0°C) 금속 박막은 모두 매끄럽고 우수한 표면 연속성을 보이지만, 200°C에서 열처리한 경우 Ag와 Ni이 3.2 at% 도핑된 AgNi 금속 박막 사이에 뚜렷한 형상 차이가 나타난다. 순수 Ag 단일층은 Si 기판이 부분적으로 노출되어 보일 정도로 응집과 불연속 표면이 관찰되지만 AgNi 단일층은 200°C에서 열처리 후에도 연속적이고 매끄러운 표면을 나타낸다. 따라서 Ag 원자의 응집이 Ni 원자에 의해 억제되고 이는 Ni 원자가 Ag의 원자 이동(atomic migration) 활성화 에너지를 증가시키기 때문으로 생각된다. 300°C에서 열처리한 경우, 순수 Ag 박막 표면은 상당한 형태학적 변화가 발생하며 응집되어 섬구조를 형성하고 상당 부분에서 Si 기판 표면이 노출되어 보인다. 반면에 AgNi 박막 표면은 응집이 나타나지만, Si 기판 표면은 노출되지 않고 금속 표면은 연속적으로 유지되어 보인다. 이러한 금속 박막의 표면 형상 변화는 전기적 및 광학적 특성에 영향을 미친다.

단일 금속 박막에 대한 전도특성을 확인하기 위하여 열처리 온도에 따른 면저항 변화를 측정하여 그림 1(b)에 보였다. 순수 Ag, Ag-Ni (1.2 at%), Ag-Ni (3.2 at%) 및 Ag-Ni (5.6 at%) 금속 박막의 증착 직후(열처리 전) 면저항 값은 근사적으로 각각 4.5, 5.7, 9.0 및 11.3  $\Omega/\square$ 이었다. 이는 금속 박막의 두께(~14 nm)와 면저항의 곱으로 계산된 전기 비저항 값은 약  $6.3 \times 10^{-6} \sim 1.6 \times 10^{-5} \Omega\text{cm}$ 로 평가된다. 또한, Ni 함량 증가에 따른 면저항 증가는 Ni의 불순물 산란 효과로 인한 이동도의 감소와 이에 따른 전도도 감소에 기인한 것으로 생각할 수 있다. 100°C에서 열처리로 순수 Ag 박막의 면저항이 약간 증가하였으나 큰 변화는 없었다.

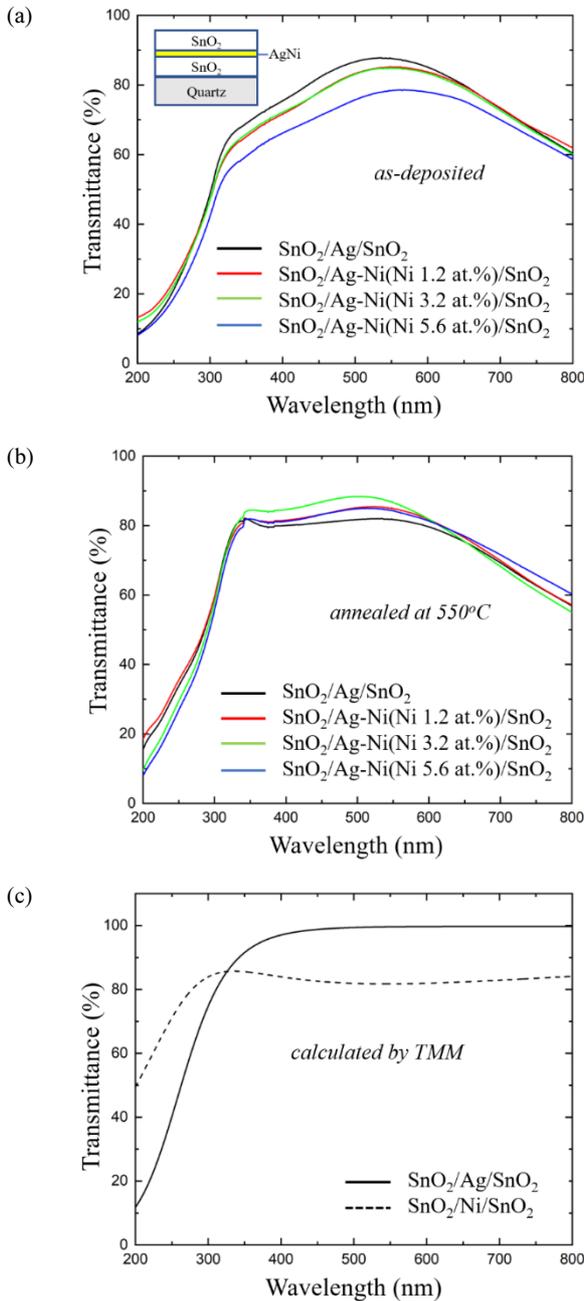
그러나 200°C에서 열처리 후 순수 Ag와 Ag-Ni (1.2 at%) 박막의 면저항은 각각 4.5  $\rightarrow$  600  $\Omega/\square$  및 5.7  $\rightarrow$  34.6  $\Omega/\square$ 로 급격한 증가를 보였다. 이는 그림 1(a)의 Ag 섬 형성과 같이 Ag 원자의 응집에 의한 공극 형성으로 인

해 전도성 영역이 감소하기 때문으로 생각된다. Ag-Ni (1.2 at%) 박막의 경우도 비록 면저항이 34.6  $\Omega/\square$ 로 증가하지만 이는 순수 Ag 박막보다는 훨씬 더 연속적이고 매끄러운 미세구조를 나타내었다. 반면, Ag-Ni (3.2 at%) 및 Ag-Ni (5.6 at%) 박막은 실험된 열처리 온도 이하 ( $\leq 300^\circ\text{C}$ )에 대해서 Ni 원자가 Ag 원자의 응집을 억제할 수 있어서 증착 직후 박막과 유사하게 낮은 면저항을 나타내는 것으로 판단된다. 300°C에서 열처리한 후의 순수 Ag 및 Ag-Ni (1.2 at%) 박막의 면저항은 근사적으로 각각  $1.9 \times 10^3$ ,  $1.6 \times 10^3 \Omega/\square$ 을 보였다. 그림 1(a)와 (b)의 결과에서 보는 바와 같이 열처리에 따른 Ag 원자의 응집은 공



**Fig. 1.** (a) Surface SEM images of 14 nm-thick single-layer metal films (Ag and 3.2 at% Ni-doped AgNi) heat-treated at several annealing temperatures (as-deposited, 100°C, 200°C, and 300°C) and (b) the sheet resistance of the films as a function of annealing temperature.

극 형성을 야기, 전도성 영역을 감소시킬 뿐만 아니라 입사 광 산란에 관여하여 투과율 저하의 원인이 될 수 있으나 적절한 Ni의 도핑은 고온에서 Ag의 응집을 억제하므로 순수 Ag의 전도성에 버금가는 결과를 얻을 수 있다.

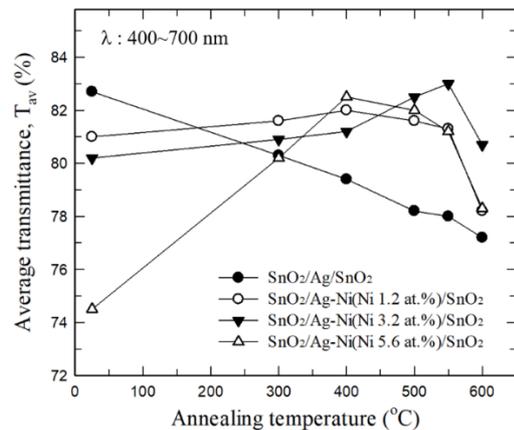


**Fig. 2.** Optical transmittance spectra of the SnO<sub>2</sub>/Ni-doped Ag/SnO<sub>2</sub> multilayers: (a) as-deposited and (b) annealed at 550°C. (c) The transmittance calculated by TMM for the multilayers of SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub> and SnO<sub>2</sub>/Ni/SnO<sub>2</sub>.

그림 2는 열처리 전(증착 직후)과 550°C 열처리된 OMO 구조에 대해 가시광 영역에서 측정된 광 투과도로 그림 2(a)와 (b)는 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub>의 Ni 도핑 의존성을 나타내며 그림 2(c)는 금속층을 Ag와 Ni로 고정된 OMO, 즉 SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub>와 SnO<sub>2</sub>/Ni/SnO<sub>2</sub> 구조에 대해 TMM (transfer matrix method) [16]을 사용하여 계산된 광 투과도이다.

그림 2(a)에서 보는 바와 열처리 전 SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조는 가시광 영역 특히 300~550 nm 파장대역에서 가장 높은 투과도를 나타내었다. 반면에, SnO<sub>2</sub>/Ag-Ni (5.6 at.)/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조는 다른 다중층 구조에 비하여 낮은 투과도를 보였으며, 이는 Ag와 Ni의 굴절률 차에 의한 것으로 그림 2(c)의 TMM으로 계산된 투과도 스펙트럼과 같은 경향임을 알 수 있다. 550°C에서 열처리된 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조의 투과도인 그림 2(b)에서 보는 바와 같이 SnO<sub>2</sub>/Ag-Ni (3.2 at.)/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조가 다른 구조에 비해 300~550 nm 파장대역에서 가장 높은 투과율을 보인 반면 그림 2(a)와는 반대로 SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조는 550°C 열처리 후 가장 낮은 투과율을 나타내었다.

일반적으로 투명전극의 포괄적인 특성은 Haacke의 성능지수 (figure of merit, FOM) 값으로 평가하며 [17] FOM 값은 총 면저항(R<sub>total</sub>) 과 400~700 nm 파장대역에서의 평균 광투과도(T<sub>av</sub>)의 함수로 계산된다. 그림 3은 Ni 함량이 서로 다른 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조들에 대한 400~700 nm 파장대역에서의 평균 투과도 값을 나타낸다. 열처리 전(실온 25°C)으로부터 Ni 함량이 1.2, 3.2, 5.6



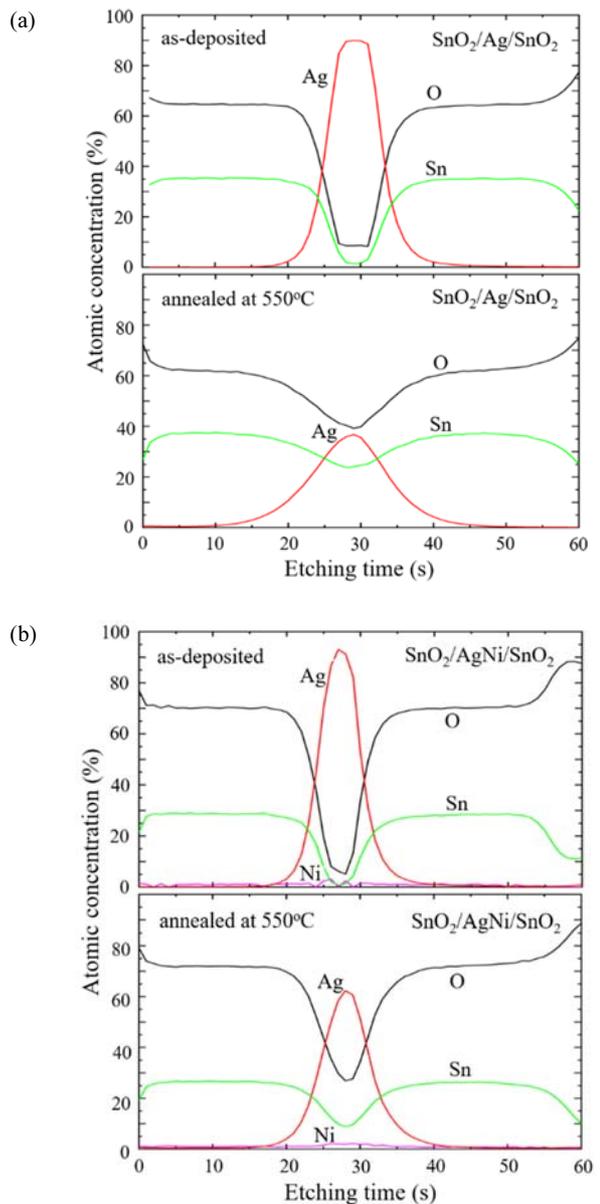
**Fig. 3.** Average transmittance values in the 400~700 nm wavelength range for SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> multilayer structures.

at%로 증가함에 따라 OMO의 평균 투과도는 각각 81%, 80.2%, 74.5%로 감소하였다. 어닐링 온도가 증가함에 따라 순수 Ag OMO의 평균 투과도(●)는 거의 선형적으로 감소하여 600°C에서 열처리 후 평균 투과도는 약 77%까지 낮아지게 된다. 이는 금속층에 인접한 상, 하부 SnO<sub>2</sub>층으로 Ag 원자가 확산되어 SnO<sub>2</sub>와 Ag층 사이의 불연속적인 계면이 생성될 뿐만 아니라 인접한 SnO<sub>2</sub>층으로부터 산소 원자가 Ag층으로 유입되어 발생하는 Ag층의 오염에 기인한 결과로 평가된다. 또한, 그림 1(a)에서 보는 바와 같이 Ag 형상의 변화, 즉 표면 거칠기 증가는 빛의 산란을 증가시키고 반사 방지 효과를 감소시켜 다중층 구조의 투과도가 더욱 감소하게 된다 [18]. 이에 반하여 Ni이 도핑된 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조들은 열처리 온도가 증가함(~550°C)에 따라 평균 투과도가 증가하는 경향을 보였으며, 이는 다중층 구조의 계면이 상대적으로 매끄러운 표면을 유지할 뿐만 아니라 연속성을 높여 계면 결함을 줄이고 입사광 산란을 감소시키기 때문으로 평가된다. 그림 3에서 보는 바와 같이 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조에 대한 평균 투과도의 열처리 온도 의존성은 엄밀히 말해 비례관계라 할 수 없다. 열처리 온도 증가에 따라 평균 투과도가 증가 후 감소하는 형태를 나타내지만, 평균 투과도가 감소하는 기준 열처리 온도는 서로 다른 것으로 관찰된다. Ag-Ni (1.2 at%) 및 Ag-Ni (5.6 at%) OMO 다중층 구조의 투과도(○, △)는 400°C 열처리 후 감소하는 반면, Ag-Ni (3.2 at%) OMO 다중층 구조는 550°C에서 열처리 후 투과도(▼)가 감소하였다. 전체 열처리 온도 범위에 대하여 Ag-Ni (3.2 at%) OMO 다중층 구조의 평균 투과도는 약 80~83%의 상대적으로 높은 값을 보였으며, 550°C 열처리 온도에서 최대 평균 투과도를 나타내었다. 비교적 낮은 열처리 온도에서는 Ni 원자는 Ag의 확산에 따른 응집을 억제하지만 550°C 이상에서 Ni 원자 역시 충분한 확산 에너지를 얻게 되어 응집이 발생하므로 투과율이 감소하는 것으로 생각된다.

석영 기판 위에 제작된 SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub>와 SnO<sub>2</sub>/Ag-Ni (3.2 at%)/SnO<sub>2</sub>에 대해 증착 직후와 550°C 열처리 후의 XPS 깊이 방향 농도 변화를 그림 4에 보였다.

그림 4의 증착 직후(as-deposited) 다중층 구조에서 보는 바와 같이 금속층을 사이에 두고 상, 하부 SnO<sub>2</sub>층이 석영 기판에 균일하게 증착되었고 거의 전체 깊이에서 Sn과 O의 원자 농도가 일정하고 양쪽 산화물층 모두에 대해 동일한 두께가 관찰됨을 알 수 있다. 그러나 그림 4(a)의 SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조의 경우 550°C 열처리 전과 후의 XPS 깊이 프로파일에서 두드러진 변화를 볼 수 있다. 즉 열처리 후 Ag 피크농도의 뚜렷한 감소와 피크를 중심으

로 넓게 퍼진 형태의 가우시안 농도 분포를 보였으며 그에 상응하는 O 원자 농도 변화가 관찰되었다. 이는 Ag 원자의 산화물층으로의 확산과 동시에 O 원자의 확산에 의한 결과로 평가된다. 이와 같은 열처리는 SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub> 구조에서 각 층 사이의 계면이 덜 뚜렷해지고 반사 방지 효과가 감소함과 동시에 SnO<sub>2</sub>층으로 확산된 Ag 원자는 입사광에 대해 산란 중심으로 작용하여 OMO 구조의 투과율을 감소시킨다. 그림 4(b)는 AgNi 금속층이 상단과 하단



**Fig. 4.** XPS depth profiles of as-deposited and 550°C-annealed OMO multilayers: (a) SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub> and (b) SnO<sub>2</sub>/AgNi (3.2 at%)/SnO<sub>2</sub>.

산화물층 사이에 매립되어 있음을 보여주며 그림 4(a)와 유사하게 550°C에서 열처리 시 Ag 및 O의 확산으로 Ag 피크 역시 감소한다. 그러나 그림 4(a)에 비교하여 그림 4(b)의 Ag 피크는 더욱 큰 값을 가지며 피크 옆 퍼짐은 크지 않다는 것을 볼 수 있다. 이는 Ag 금속층에 Ni 원자를 도핑하므로 Ag 원자의 산화물층으로의 확산을 억제하는 것이 가능함을 확인하는 것이다. 따라서 SnO<sub>2</sub>/Ag-Ni (3.2 at%)/SnO<sub>2</sub> 구조는 550°C 열처리 이후에도 반사 방지 효과를 유지할 수 있으며 그림 3의 평균 투과도(▼) 그래프와 같은 광학적 성능을 유지함을 알 수 있다.

열처리 온도에 따른 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조의 총면저항 값(R<sub>total</sub>)과 특성지수(FOM)를 그림 5(a)와 (b)에 각각 나타내었다.

OMO 다중층 구조는 전기적 평행구조이므로 총 면저항은 각 층의 면저항의 병렬연결로 표현될 수 있다. 즉 SnO<sub>2</sub>

의 면저항 R<sub>O</sub>, 금속의 면저항 R<sub>M</sub>에 대하여  $1/R_{total} = 2/R_O + 1/R_M$ 이고  $R_O \gg R_M$ 이므로 총 면저항은 주로 금속층의 면저항에 의존하게 된다 [11]. 그림 5(a)에서 보는 바와 같이 열처리 전 Ag, Ag-Ni (1.2 at%), Ag-Ni (3.2 at%), Ag-Ni (5.6 at%) OMO 구조의 면저항은 각각 7.8, 8.4, 11.5, 14.6 Ω/□로 이는 그림 1(b)의 금속 단일층의 면저항과 거의 일치함을 알 수 있다. 또한, 모든 OMO 구조에 대해 550°C 온도까지는 열처리 온도 증가에 따라 총 면저항이 감소하는 경향을 보였는데 이는 열처리 공정이 계면 결함과 결정립계를 감소시키고 결함에 의한 전자 산란을 감소, 전자 이동도가 증가하기 때문으로 생각할 수 있다 [19]. 그러나 550°C 이상에서 열처리한 후에는 모든 OMO의 면저항이 증가하였다. SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조의 경우, 열처리 온도 600°C에서 면저항이 6.1 Ω/□에서 11.9 Ω/□로 급격하게 증가했는데, 이는 Ag와 O 원자가 인접한 각 층을 통해 확산되면서 전자농도가 감소했기 때문이다. SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub> 구조에 비교하여 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub>의 면저항 증가 폭이 상대적으로 작았다. 따라서 Ni를 첨가함으로써 OMO 투명전극의 열안정성은 향상되는 것으로 평가된다. 투명 전극의 포괄적인 성능을 나타내는 FOM 값은 그림 5(b)와 같이 평균 투과도의 10승에 비례하고 총 면저항 값에 반비례한다. 순수 Ag를 갖는 SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub>의 FOM(●)은 상온에서 가장 높았으며, 열처리 온도가 증가함에 따라 점차 감소하였다. 이에 반하여 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub>의 대부분은 고온인 550°C에서 최댓값을 보였다. 특히, SnO<sub>2</sub>/Ag-Ni (3.2 at%)/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조의 FOM(▼)은 550°C 열처리 온도에서 최댓값인 약  $2.38 \times 10^{-2} \Omega^{-1}$ 을 나타내었다. 550°C 이상의 열처리 온도에 대해 모든 OMO 구조의 FOM 값은 그림 5(a)와 같은 면저항의 증가, 그림 3과 같은 평균 투과도의 감소에 대응하여 감소함을 볼 수 있다. ITO 단일층 투명전극의 FOM은 약  $1.3 \times 10^{-2} \Omega^{-1}$  [20] 정도가 보고되고 있으며, ITO/Ag-Pd-Cu/ITO 및 TiO<sub>2</sub>/Ag-Cr/TiO<sub>2</sub>의 OMO에 대해 각각  $2.7 \times 10^{-2} \Omega^{-1}$  및  $5.7 \times 10^{-2} \Omega^{-1}$ 의 FOM 값이 보고되고 있다 [21,22].

#### 4. 결론

RF/DC 마그네트론 스퍼터링 방법으로 제조된 SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조의 어닐링 온도에 따른 투명전극 특성을 조사하였다. 금속층으로 Ni이 0, 1.2, 3.2, 5.6 at% 도핑된 AgNi층을 사용하였고 100~300°C에서 열처리하여 금속 단일층의 열적 안정성을 평가하였다. 제조된 OMO 다중층 구조는 400~600°C에서 열처리하였고 열처리 전후의

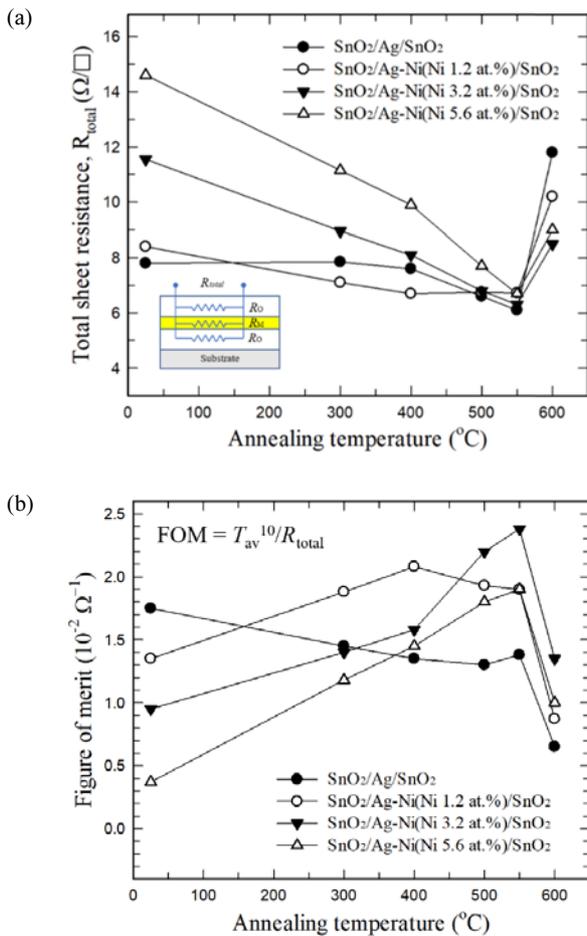


Fig. 5. (a) Total sheet resistance(R<sub>total</sub>) and (b) figure of merit (FOM) of SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub> multilayer structures according to annealing temperature.

OMO 구조의 구조적, 전기적 및 광학적 특성을 평가하였다. AgNi를 갖는 OMO는 어닐링 시 Ag의 구조적 결함 감소로 인해 성능이 향상된 반면, 순수 Ag를 사용한 OMO 구조는 고온 어닐링 시 Ag가 산화물층으로 확산되어 특성이 저하되는 특성을 보였다. SnO<sub>2</sub>/Ag/SnO<sub>2</sub>의 성능지수(FOM)는 상온에서 가장 높았으며, 열처리 온도가 증가함에 따라 점차 감소하였다. 반면, SnO<sub>2</sub>/AgNi/SnO<sub>2</sub>의 FOM 값은 대부분 고온(~550°C)에서 최댓값을 나타내었다. 특히, SnO<sub>2</sub>/Ag-Ni (3.2 at%)/SnO<sub>2</sub>의 FOM 값은 550°C 열처리 온도에서 최댓값인 약  $2.38 \times 10^{-2} \Omega^{-1}$ 을 보였다. 문헌에 보고된 다른 유사한 물질의 투명전극과 비교하여 SnO<sub>2</sub>/Ag-Ni (3.2 at%)/SnO<sub>2</sub> 다중층 구조의 FOM 값은 경쟁력이 있어 다양한 장치에서 대체 투명 전도성 전극으로 사용될 수 있을 것으로 평가된다.

## ORCID

Hyun-Yong Lee

<https://orcid.org/0000-0003-4282-0616>

## 감사의 글

이 논문은 전남대학교 연구비 지원에 의하여 연구되었음(과제번호: 2022-0128).

## REFERENCES

- [1] E. Medvedovski, N. A. Alvarez, C. J. Szepesi, O. Yankov, and P. Lippens, *Adv. Appl. Ceram.*, **112**, 243 (2013).  
doi: <https://doi.org/10.1179/1743676112Y.0000000066>
- [2] F. Chaabouni, J. B. Belgacem, and M. Abaab, *Chin. J. Phys.*, **52**, 272 (2014).  
doi: <https://doi.org/10.6122/CJP.52.272>
- [3] R. D. King, *SAE Tech. Pap. Ser.*, 740158 (1974).  
doi: <https://doi.org/10.4271/740158>
- [4] C. G. Granqvist, *Handbook of Inorganic Electrochromic Materials* (Elsevier, Amsterdam, 1995).
- [5] N. K. Maksimova, A. V. Almaev, E. Y. Sevastyanov, A. I. Potekaev, E. V. Chernikov, N. V. Sergeychenko, P. M. Korusenko, and S. N. Nesov, *Coatings*, **9**, 423 (2019).  
doi: <https://doi.org/10.3390/coatings9070423>
- [6] T. Minami, *Semicond. Sci. Technol.*, **20**, S35 (2005).  
doi: <https://doi.org/10.1088/0268-1242/20/4/004>
- [7] H. Agura, A. Suzuki, T. Matsushita, T. Aoki, and M. Okuda, *Thin Solid Films*, **445**, 263 (2003).  
doi: [https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(03\)01158-1](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(03)01158-1)
- [8] H. Kim and A. Piqué, *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 218 (2004).  
doi: <https://doi.org/10.1063/1.1639515>
- [9] A. V. Emeline, Y. Furubayashi, X. Zhang, M. Jin, T. Murakami, and A. Fujishima, *J. Phys. Chem. B*, **109**, 24441 (2005).  
doi: <https://doi.org/10.1021/jp055090e>
- [10] E. J. Gillham, J. S. Preston, and B. E. Williams, *London, Edinburgh Dublin Philos. Mag. J. Sci.*, **46**, 1051 (2010).  
doi: <https://doi.org/10.1080/14786441008521119>
- [11] H. Kong and H. Y. Lee, *Thin Solid Films*, **696**, 137759 (2020).  
doi: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2019.137759>
- [12] Y. Cho, N. S. Parmar, S. Nahm, and J. W. Choi, *J. Alloys Compd.*, **694**, 217 (2017).  
doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.09.293>
- [13] J. A. Jeong, Y. S. Park, and H. K. Kim, *J. Appl. Phys.*, **107**, 023111 (2010).  
doi: <https://doi.org/10.1063/1.3294605>
- [14] R. Pandey, B. Angadi, S. K. Kim, J. W. Choi, D. K. Hwang, and W. K. Choi, *Opt. Mater. Express*, **4**, 2078 (2014).  
doi: <https://doi.org/10.1364/OME.4.002078>
- [15] J. W. Jeong, H. Kong, and H. Y. Lee, *Superlattices Microstruct.*, **133**, 106187 (2019).  
doi: <https://doi.org/10.1016/j.spmi.2019.106187>
- [16] H. Y. Lee and T. Yao, *J. Appl. Phys.*, **93**, 819 (2003).  
doi: <https://doi.org/10.1063/1.1530726>
- [17] G. Haacke, *J. Appl. Phys.*, **47**, 4086 (1976).  
doi: <https://doi.org/10.1063/1.323240>
- [18] A. Indluru and T. L. Alford, *J. Appl. Phys.*, **105**, 123528 (2009).  
doi: <https://doi.org/10.1063/1.3153977>
- [19] L. M. Wong, S. Y. Chiam, J. Q. Huang, S. J. Wang, J. S. Pan, and W. K. Chim, *Appl. Phys. Lett.*, **98**, 022106 (2011).  
doi: <https://doi.org/10.1063/1.3541885>
- [20] S. Venkatachalam, H. Nanjo, K. Kawasaki, Y. Wakui, H. Hayashi, and T. Ebina, *Appl. Surf. Sci.*, **257**, 8923 (2011).  
doi: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2011.05.065>
- [21] H. J. Kim, H. H. Lee, J. Kal, J. Hahn, and H. K. Kim, *AIP Adv.*, **5**, 107236 (2015).  
doi: <https://doi.org/10.1063/1.4935187>
- [22] C. Loka and K. S. Lee, *Appl. Surf. Sci.*, **415**, 35 (2017).  
doi: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.11.082>