

In₂O₃-SnO₂系透明導電膜における電気光学特性のSnO₂量依存性

内 海 健 太 郎
飯 草 仁 志

The Effect of SnO₂ Concentration on the Electrical and Optical Properties of In₂O₃-SnO₂ Films

Kentaro UTSUMI
Hitoshi IIGUSA

The influence of SnO₂ concentration on the characteristics of tin-doped indium oxide films has been studied by the low discharge voltage sputtering method using a high density In₂O₃-SnO₂ ceramic target. For the films deposited on unheated substrates, X-ray diffraction profile showed an amorphous structure. The minimum resistivity of 358 μ cm was obtained for the In₂O₃ film of a mobility of 40.1 cm²/Vs and a carrier density of 4.35 × 10²⁰ cm⁻³. With the increase of SnO₂ concentration, the resistivity of the films increased while both the carrier density and the mobility decreased. In contrast, the films deposited on heated substrates showed a polycrystalline structure, where the resistivity was found to decrease in the range from 5 to 20 wt.% of SnO₂ concentration. The minimum value of 136 μ cm was attained at 15 wt.% concentration with a mobility of 40.5 cm²/Vs and a carrier density of 1.13 × 10²¹ cm⁻³. Transmittance and reflectance of these films were found to depend considerably on the carrier density.

1. はじめに

Tin doped Indium Oxide (ITO) 薄膜は高導電性、高透過率といった特徴を有し、更に微細加工も容易に行えることから、LCD (Liquid Crystal Display) 用途を中心として使用されてきた。ITO 薄膜の製造方法としては、スプレー熱分解法¹⁾、Chemical Vapor Deposition (CVD) 法²⁾、電子ビーム蒸着法³⁾、スパッタリング法等があげられる。中でもITOターゲットを用いたDCマグネトロンスパッタリング法は大面積への均一成膜が可能で、かつ高性能の膜が得られる⁴⁾ことからITO薄膜形成法の主流となっている。ITOターゲット中のSn含有量は、酸化物換算で10wt.%のものが使用されてきた。これは、スパッタリング法においては、SnO₂=10wt.%において抵抗率が最小になると報告されてきたからである⁵⁾。

近年ITO薄膜の用途がLCDのみならず、太陽電池、タッチパネル、有機ELディスプレイなど多様化し、特定波長での高透過率、高抵抗率、表面平坦性等と多岐に渡るようになってきている。このような現状に対応するためには、ITO薄膜諸特性のSnO₂量依存性を理解することが重要である。しかし、ITO焼結体ターゲットを用いてDCマグネトロンスパッタリング法で形成されたITO薄膜諸特性のSnO₂量依存性は、1987年に木村等による報告⁶⁾以後、報告されていない。1987年当時は、ITOターゲットに用いられたITO焼結体の密度は約80%である。以後、ITO焼結体の密度はFig.1に示すように増加の一途を辿り、現在では焼結密度=99.5%以上のターゲットが市販されている。このようなITO焼結体密度の向上は、薄膜抵抗率を低下させることも報告されている⁷⁾。さらに、石橋等により低放電電圧スパッタリングに法による薄膜の低抵抗率化⁸⁾が報告

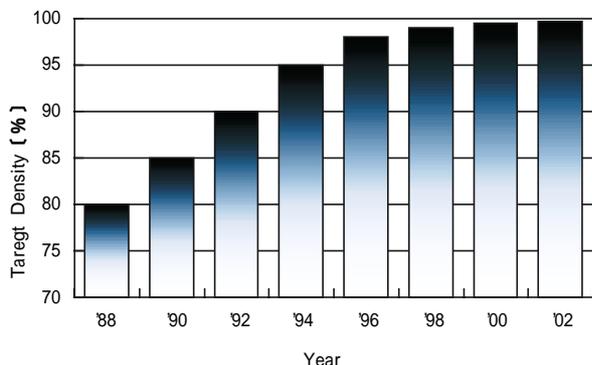


Fig. 1 History of improvement of ITO (SnO₂ = 10 wt.%) target density

され、成膜技術が大きく変化している。

そこで、今回我々はIn₂O₃-SnO₂系ターゲット中のSnO₂添加量を0～100%まで変化させ、無加熱基板上および加熱基板上にIn₂O₃-SnO₂系薄膜を形成し、非晶質膜および多結晶膜における薄膜諸特性のSnO₂量依存性を評価したので報告する。

2. 実験方法

In₂O₃粉末(99.99%)とSnO₂粉末(99.99%)を所定の割合で混合した後、成形、焼成し直径4インチのIn₂O₃-SnO₂系高密度焼結体を作製した。SnO₂含有量は、0、5、10、15、20、44.5、100%と変化させた。得られたターゲットをバッチ式のDCマグネトロンスパッタリング装置に装着し成膜を行った。ターゲット上の磁束密度は、放電電圧を低下させるため1000Gaussとした。

チャンパー内の到達真空度は、5×10⁻⁴Pa以下とした。スパッタリングガスとしてはアルゴンガスとアルゴンと酸素の混合ガスを用い、別系統でチャンパー内に導

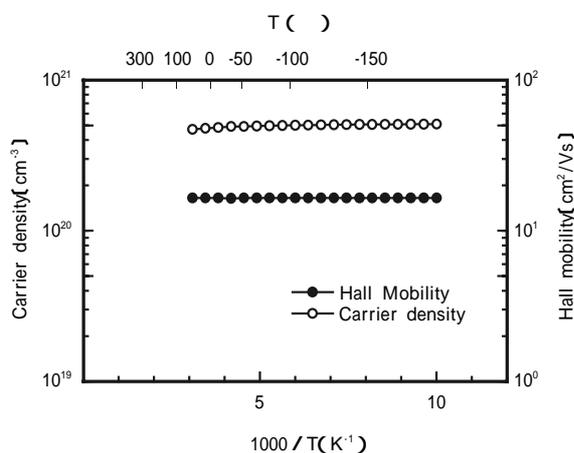


Fig. 2 The dependences of carrier density and mobility on the temperature.

入した。スパッタリング時のガス圧は、0.5Paとした。無加熱基板および200℃に加熱したCorning #1737基板上に膜厚150nmのIn₂O₃-SnO₂系薄膜を形成した。

膜厚の測定には、触針式膜厚計(Sloan社製、Dektak3030)を用いた。電気特性は、van der Paw法により、抵抗率(ρ)、キャリア密度(n)、ホール移動度(μ)(以後、移動度と記載)をホール効果測定装置(Bio-Lad社製、HL5500PC)を用いて測定した。結晶性は、X線回折法(XRD)(Rigaku, RAD-C)を用いて測定した。透過率および反射率の測定に際しては、石英硝子基板上に薄膜を形成し、ダブルビーム式の分光光度計(島津、UV-3100)を用い、空気をリファレンスとして硝子基板込みでの透過率を測定した。

3. 結果および考察

[1] 電気特性

(1) 導電機構

ITO薄膜の抵抗率は、

$$= 1 / en\mu \quad (1)$$

e: 電子の電荷量、n: キャリア密度、

μ: キャリアの移動度

で表される。抵抗率を低下させるためには、キャリアおよび移動度を増加させればよい。

ITO薄膜におけるキャリアは、以下のメカニズムで生成される。

- In₂O₃をわずかに還元させ化学両論組成からずらすことにより酸素空孔から2個の電子を放出
- 4個のスズ(Sn⁴⁺)を3個のインジウム(In³⁺)で置換し、1個の電子を放出

これら電子を放出するサイトは結晶の欠陥であるため、キャリアを放出すると同時にキャリアの散乱源ともなる。このようなサイトがイオン化散乱中心である。イオン化散乱中心以外にも電子の移動を妨げる要因があり、キャリアを出さない不純物による散乱中心(中性散乱中心)、格子振動による散乱、転移による散乱、結晶粒界による散乱があげられる。

このうち、格子振動による散乱および転移による散乱は、温度依存性を持つことが知られている。今回作製した試料の温度特性測定結果をFig.2に示す。抵抗率、キャリア密度および移動度は温度依存性を持たず、過去の報告例⁹⁾¹⁰⁾と同様に格子振動による散乱、転移による散乱は無視できることが確認された。

また、粒界散乱に関しても自由電子気体モデルを用いて算出された電子の平均自由行程は、結晶粒径と比較して1桁以上小さいとの報告¹¹⁾と一致することを確認した。従って、本稿では、キャリアの散乱中心とし

てイオン化散乱中心および中性散乱中心を用いて議論する。

(2) 酸素分圧依存性

成膜時の酸素分圧を変化させることにより薄膜の還元の度合いが調整できるため、電気特性は酸素分圧に大きく依存する。Fig.3~4に200 に加熱した基板上および無加熱基板上に形成したITO薄膜の抵抗率、キャリア密度および移動度の酸素分圧依存性を示す。200 加熱基板上では多結晶膜が、無加熱基板上では非晶質膜が得られていることは、XRDにより確認した(詳細は後述する)。多結晶膜、非晶質膜ともに酸素分圧の増加にともないキャリア密度が減少し、移動度が増加した。これは、酸素分圧の増加により薄膜組成が化学両論比に近づき、酸素空孔(イオン化散乱中心)が減少するためである。これらキャリア密度と移動度のバランスにより、ある酸素分圧値で抵抗率が最小値を示すこととなり、このときの酸素分圧を最適酸

素分圧と呼んでいる。薄膜が著しく還元された場合には、酸素空孔が過剰状態となり、結晶膜では結晶性の悪化、非晶質膜ではインジウムの低級酸化物を生成するため、キャリア密度、移動度共に低下すると考えられる。

次に、各SnO₂組成における最適酸素分圧をTable1にまとめる。いずれの基板温度においても、SnO₂添加量の増加により、最適酸素分圧が増加することが明らかとなった。Yamadaら¹²⁾によるとSnは、Sn濃度が低い領域においては6配位となっているが、Sn量が増加し5atm.%以上になると7配位あるいは8配位となることを報告している。上記、SnO₂添加量の増加にともなう最適酸素分圧の増加は、Snの増加により7配位、8配位のSnが増加し、より多くの酸素が取り込まれたことによると考えられる。

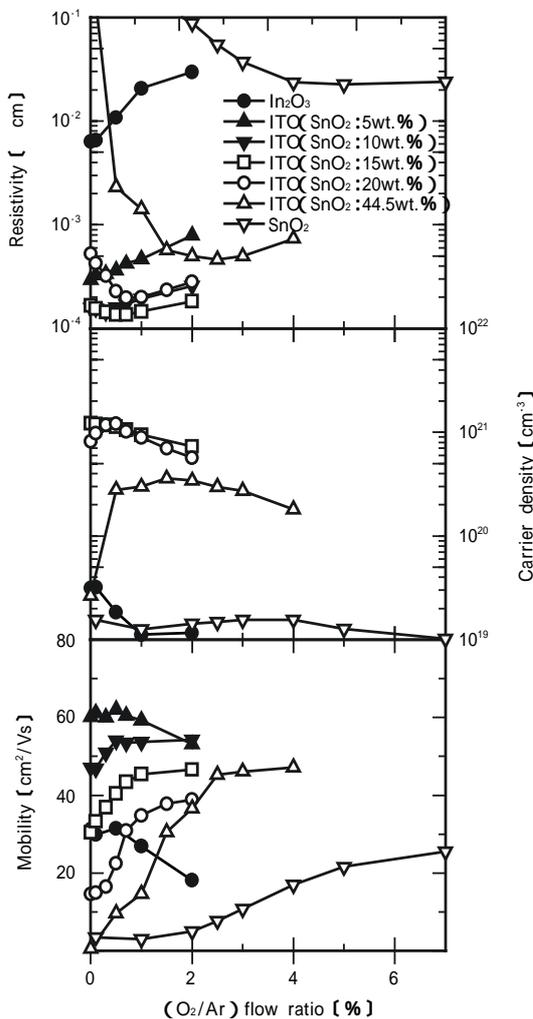


Fig. 3 The effect of oxygen flow ratio on resistivity, carrier density, and mobility of the films deposited on heated substrates (200)

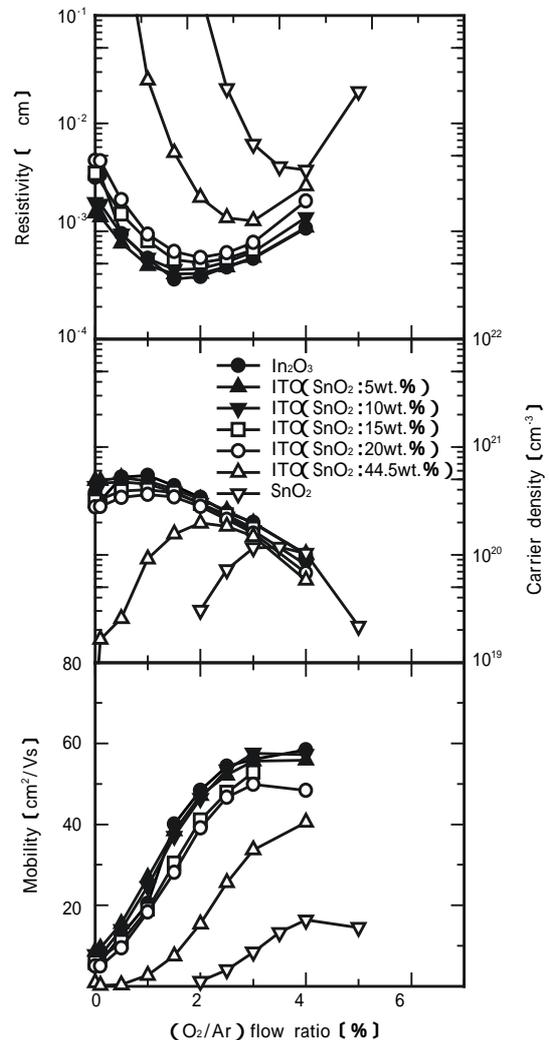


Fig. 4 The effect of oxygen flow ratio on resistivity, carrier density, and mobility of the films deposited on unheated substrates.

Table 1 Optimized oxygen pressure for low resistivity ITO films from targets of various SnO₂ content.

SnO ₂ content(wt.%)	Optimized oxygen pressure(%)	
	Unheated substrate	Heated substrate(200)
0	1.5	0
5	1.5	0
10	1.5	0.3
15	2.0	0.5
20	2.0	0.7
44.5	3.0	2.5
100	4.0	5.0

(3) SnO₂量依存性

Fig.5に最適酸素分圧で形成された膜の抵抗率、キャリア密度および移動度のSnO₂量依存性を示す。また、最適酸素分圧にて、200 加熱基板上に形成され

た膜のXRD測定結果をFig.6に、無加熱基板上に形成された膜のXRD測定結果をFig.7に示す。

最初に、200 加熱基板上に形成された膜について考える。Fig.6に示したように全SnO₂範囲で多結晶膜

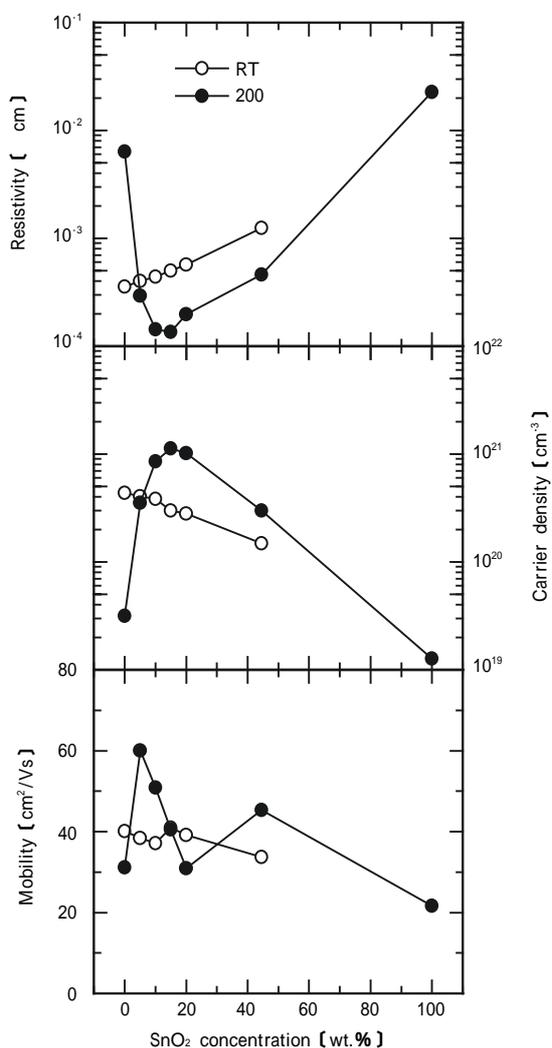


Fig. 5 The effect of SnO₂ concentration on resistivity, carrier density, and mobility of the films deposited on heated and unheated substrates.

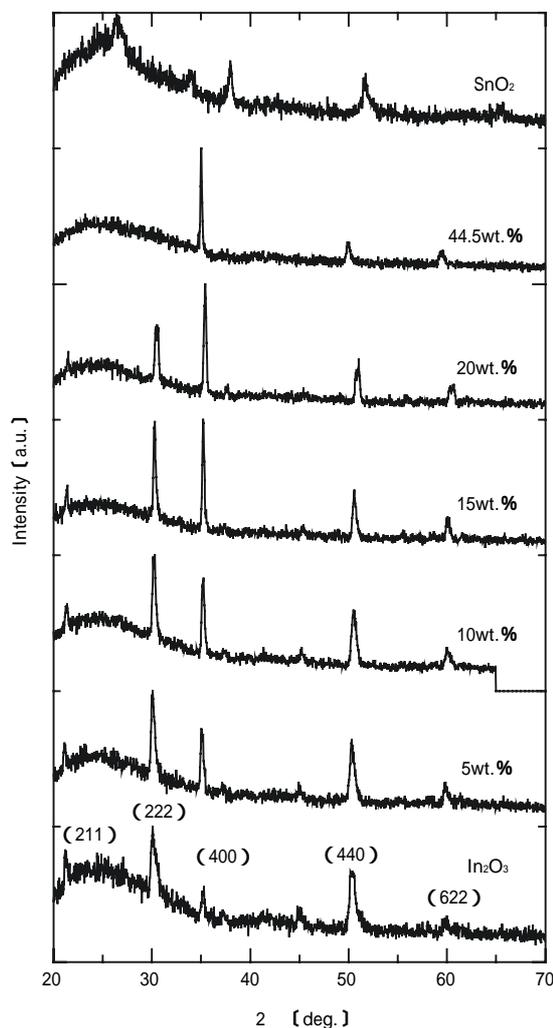


Fig. 6 X-ray diffraction profiles for the films on heated substrates prepared using the targets of 0, 5, 10, 15, 20, 44.5, and 100% SnO₂ concentration.

が得られている。SnO₂=0 ~ 44.5wt.%の範囲では、In₂O₃のBixbyte構造となっている。SnO₂=100wt.%では、SnO₂のRutile構造を示した。ここで、SnO₂=20wt.%において(222)と(440)のピークが2つのピークに分離しているのが明瞭に観察されるが、ピーク分離の原因に対する考察は結晶性の項で述べる。

薄膜の移動度は、SnO₂=5wt.%が最大であり、SnO₂量の増加にともない20wt.%まで低下し、44.5wt.%で再び上昇した。キャリア密度、移動度の結果を反映し、抵抗率はSnO₂=15wt.%で最小値136 μ cmを示した。このときのキャリア密度は、1.13 × 10²¹ cm⁻³、移動度は40.5 cm²/Vsであった。

これらキャリア密度および移動度の挙動を理解しやすくする為に、移動度のキャリア密度依存性をFig.8に示す。図中の - 線はキャリアの生成をSnによるInの置換に限定(酸素空孔によるキャリア生成は考慮しない)したときのキャリア密度と移動度の関係を示している¹⁾¹³⁾。

SnO₂量を5wt.%から10wt.%に増加させた場合の実験データの傾きは、計算値と一致しており、5wt.%か

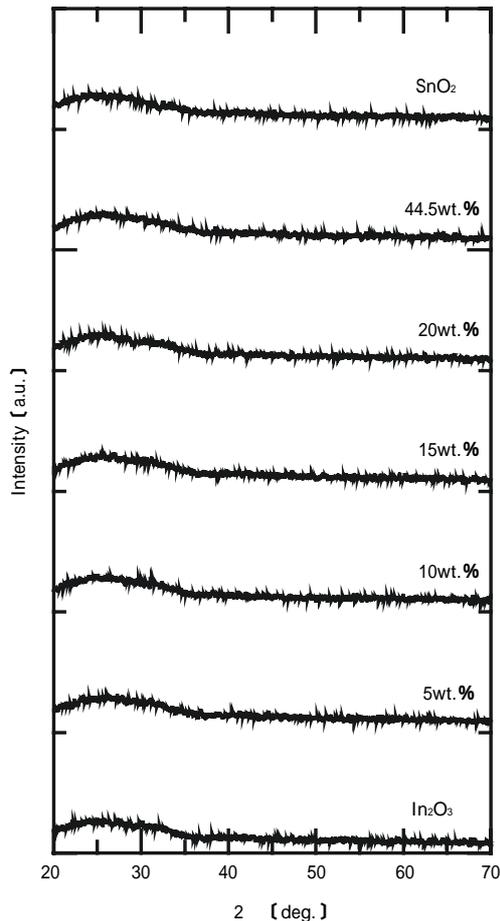


Fig. 7 X-ray diffraction profiles for films prepared on unheated substrates using the targets of 0, 5, 10, 15, 20, 44.5, and 100% SnO₂ concentration.

ら10wt.%の範囲では、増加したSnがキャリア生成に寄与するイオン化散乱中心となっていると考えられる。10wt.%から20wt.%の範囲では、キャリア密度の増加がわずかであることやイオン化散乱中心の計算値による傾き以上に移動度が低下していることから、増加したSnがキャリアの生成に寄与しない酸化物を形成し、中性散乱中心となっていることが考えられる。20wt.%から44.5wt.%の範囲では、Snを増加しているにも関わらず、キャリア密度が低下する一方、移動度は増加している。これは増加したSnがイオン化散乱中心や中性散乱中心にならず、In₄Sn₃O₁₂で表される中間化合物¹⁴⁾として格子を構成する成分へと性質が変化したためと考えられる。

次に、無加熱基板上に形成された膜について考える。Fig.7に示したように全SnO₂範囲で非晶質膜が得られている。SnO₂量が増加すると、キャリア密度、移動度ともに減少し、その結果、抵抗率が低下した。抵抗率はSnO₂=0wt.%で最小値358 μ cmを示した。このときのキャリア密度は、4.35 × 10²⁰ cm⁻³、移動度は40.1 cm²/Vsであった。

非晶質膜においては、In₂O₃にSnを添加してもSnはキャリアの生成に寄与せず、単に散乱中心となっていることが明らかとなった。この時、Snはより多くの酸素を取り込むことで酸素空孔を減少させてキャリア密度を減少させると同時に、添加されたSnが不活性な中性散乱中心を増加させていると考えられる。

[2] 光学特性

(1) 多結晶膜

200 加熱基板上、最適酸素分圧で形成された膜の透過率および反射率をFig.9に示す。可視光領域では、

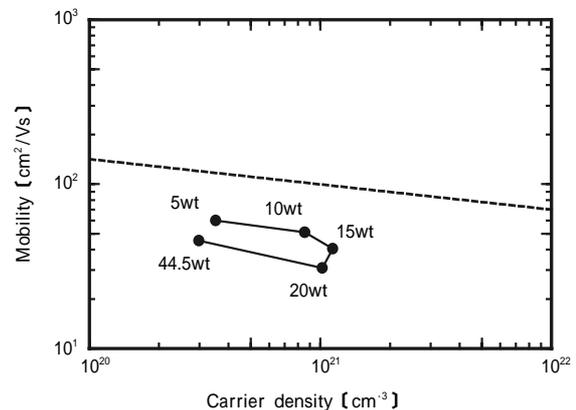


Fig. 8 Mobility vs. carrier density for polycrystalline ITO films of various SnO₂ concentration. Also shown are the calculated mobility based on charged impurity scattering and the assumption that all carriers due to the singly charged donors (dashed line)

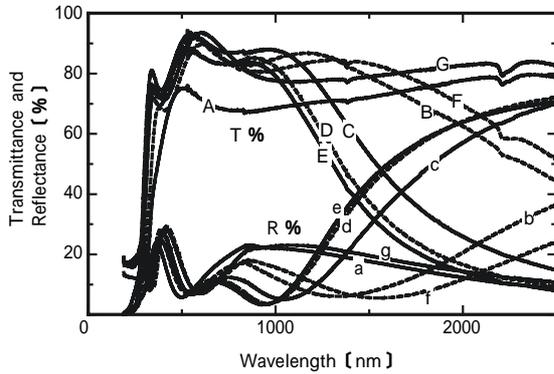


Fig. 9 Transmittance (capital letter) and reflectance (small letter) of films prepared on heated substrates using the targets with SnO₂ concentration of (a) 5% (b) 10% (c) 15% (d) 20% (e) 44.5% (f) and 100% (g)

SnO₂=0wt.%を除いて80%以上の高い透過率が得られている。SnO₂=0wt.%の試料では、膜中に取り込まれる酸素が極端に少なく、可視光に対して吸収を持つ低級酸化物が形成され、透過率が低下したと考えられる。

赤外領域では、SnO₂=15、20、10wt.%で透過率が低下するとともに反射率が増加した。また、これらの試料では、紫外域における吸収端（透過率が急激に低下する波長）が短波長側へシフトする現象が認められた。

最初に赤外域における透過率の減少について考える。Table2に各SnO₂量における赤外領域の透過率が50%となる波長（%50）とキャリア密度をまとめる。赤外領域での透過率の低下はキャリア密度に依存していることがわかる。これは、ITO膜中の多数キャリアによるプラズマ反射の影響と考えられる¹⁵⁾。プラズマにより反射される光の波長は、次式で表されるプラズマ周波数（ ρ ）で決定され、その波長より長い波長の光は反射される。

$$\rho^2 = nq^2 / m^* \quad (2)$$

n:キャリア密度 q:キャリアの電荷

:誘電率 m*:有効質量

Table2に前節で示したキャリア密度および移動度から求めたプラズマ波長をまとめる。本計算では、誘電率 $= n^2 = 2.0^2$ 、有効質量 $m^* = 0.3m_0 = 0.3 \times 9.1 \times 10^{-28}g$ とした。本計算結果からも、赤外領域におけるプラズマ波長が、キャリア密度に依存していることが明らかである。

次に、紫外域における吸収端のシフトについて考える。Table3に紫外領域で透過率が10%となった波長（%10）とキャリア密度をまとめる。紫外領域における透過率の低下も、キャリア密度に依存しており、キャリア密度の増加にともない透過率が10%以下になる波長が短くなる。これは、ITO薄膜の見かけ上のエネルギーギャップが増加した為である。ITO薄膜のキャリア密度は、 $\sim 10^{21} (cm^{-3})$ とわけて多く、そのためフェルミ準位が伝導帯底部に入り込み縮退半導体となっている。この状態では、生成されたキャリアが伝導帯の底部を占有している。このため本来のITO膜のエネルギーギャップと同等のエネルギーを持つ光では、荷電子帯にある電子を伝導帯に励起できない。伝導帯の非占有状態へ励起させるためには、より大きな光のエネルギーが必要となる。この結果、吸収端のエネルギーが高エネルギー側へ、即ち、短波長側へシフトする結果となる。この現象は、Burstein-Mossシフトと呼ばれている¹⁵⁾。Table3に、光学特性から求めたバンドギャップをまとめる。キャリア密度に強く依存しているのがわかる。

(2) 非晶質膜

無加熱基板上、最適酸素分圧で形成された膜の透過率および反射率をFig.10に示す。SnO₂量の増加にともない、赤外域での透過率が増加するとともに反射が減少した。ITO薄膜における光学特性は、前節で述べたようににキャリア密度に依存している。非晶質膜にお

Table 2 Carrier density, wave length observed 50% transmittance in infrared region (%50) and wave length at plasma oscillation (ρ) of In₂O₃-SnO₂ system.

SnO ₂ concentration (%)	Carrier density (cm ⁻³)	%50 (nm)	ρ (nm)
0	3.15×10^{19}	2690	7070
5	3.52×10^{20}	2334	1730
10	8.56×10^{20}	1540	1110
15	1.13×10^{21}	1354	967
20	1.02×10^{21}	1304	1020
44.5	2.98×10^{20}	2526	1890
100	1.27×10^{19}	2688	11800

Table 3 Carrier density and wave length observed 10% transmittance in ultraviolet region (%10) of In₂O₃-SnO₂ system.

SnO ₂ concentration(%)	Carrier density(cm ⁻³)	%10(nm)	Band gap(eV)
0	3.15 × 10 ¹⁹	310	3.64
5	3.52 × 10 ²⁰	286	3.98
10	8.56 × 10 ²⁰	274	4.17
15	1.13 × 10 ²¹	270	4.23
20	1.02 × 10 ²¹	270	4.18
44.5	2.98 × 10 ²⁰	290	3.77
100	1.27 × 10 ¹⁹	258	4.02

いては、SnO₂量の増加にともないキャリア密度が低下しており、上記SnO₂量の増加にともなう透過率および反射率の変化は、キャリア密度の影響と帰着することができる。

[3] 結 晶 性

ここでは、Fig.6に示したXRD回折ピークで見られた(222)と(440)のピーク分離について考える。このようにピークが分離する原因としては、a) Enokiらによって報告されているIn₄Sn₃O₁₂で表される中間化合物の存在¹⁴⁾、b) C. H. Yiらによって報告されている固相で結晶化した層と気相で結晶化した層の2層構造膜が考えられた^{16) - 18)}。

ピーク分離の原因がa)に記載した中間化合物の存在に起因するものであれば、固有のピークが22.29度と24.07度に現れる¹⁹⁾が、本実験結果では認められていない。そこで、2層構造膜の観点から分析を実施した。

SnO₂=20wt.%の膜に対して、40 の塩酸 - 硝酸系のエッチャントを用い、ステップエッチングを行い(440)ピークの変化を調べた。エッチング時間を0、

2、4、6、8分と変化させた時の(440)面のXRD回折ピークをFig.11に示す。膜厚=150nmの膜を残厚60nmまでエッチングさせた際、低角側のピーク(Peak1)のみが減少し、この膜が格子間隔の異なる2層構造の膜となっていることが示された。

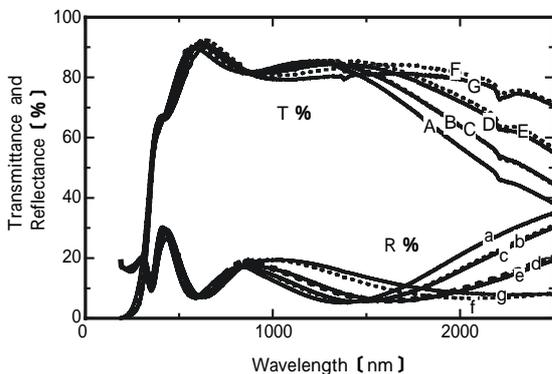


Fig.10 Transmittance (capital letter) and reflectance (small letter) of the films prepared on the unheated substrates using the targets with SnO₂ concentration of (a)5(b)10(c)15(d)20(e)44.5(f) and 100%(g)

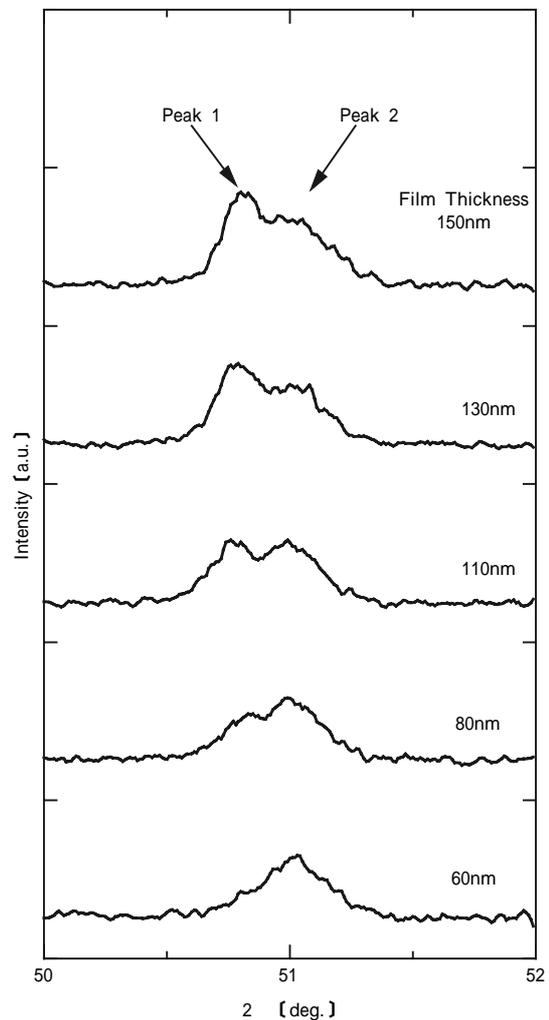


Fig.11 XRD profiles of (440) peak of the ITO film 150nm step etched for 0, 2, 4, 6, and 8 minutes by chemical wet etching.

次に、 $\text{SnO}_2=20\text{wt.}\%$ 膜の成長過程を調べた。膜厚10、20、40nmの膜を作製し、結晶性を調べた結果をFig.12に示す。膜厚10および20nmの試料では、回折ピークが見られず非晶質膜が形成されているのに対し、膜厚=40nmでは結晶化した。これらの結果から、本実験における $\text{SnO}_2=20\text{wt.}\%$ 膜のピーク分離は、C. H. Yi等が $\text{SnO}_2=10\text{wt.}\%$ の膜に対して報告したのと同様に、固相で結晶化した層と気相で結晶化した層の2層構造によることが明らかとなった。

さらに、 $\text{SnO}_2=20\text{wt.}\%$ の膜が2層構造となった原因を明らかにするため、20wt.%膜の結晶化温度を調べた。その結果、 $\text{SnO}_2=20\text{wt.}\%$ のターゲットを用いて得られた膜の結晶化温度は、250~300の間であり、C. H. Yiらと同様に結晶化温度よりも低い基板温度で成膜したことによることが示された。

[4] 耐 候 性

(1) 耐熱抵抗安定性

最適酸素分圧で形成された結晶膜に対し空气中で60分間熱処理を行い、電気特性の変化率を調べた。処理温度は、100、150、200、250とした。結果をFig.13に示す。いずれの SnO_2 量においても、成膜時の基板温度までは安定していることが明らかとなった。しかし、基板温度以上に加熱した場合においては、 $\text{SnO}_2=5\sim 20\text{wt.}\%$ の範囲を除き、不安定になることが示された。

非晶質膜に対して同様の試験を実施した場合、薄膜

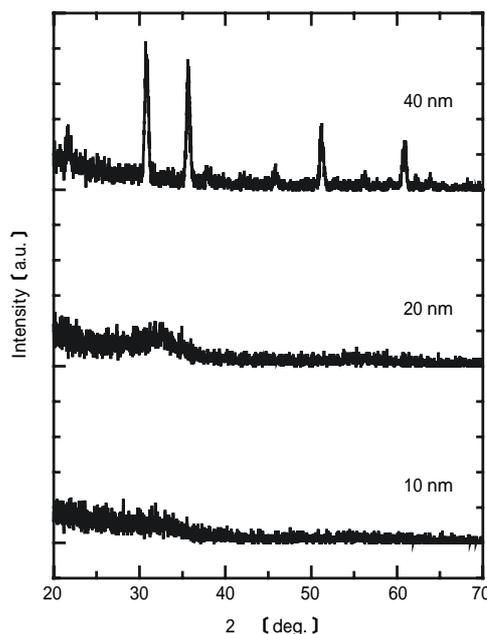


Fig.12 XRD profiles of 20 wt.% SnO_2 film having of different film thickness.

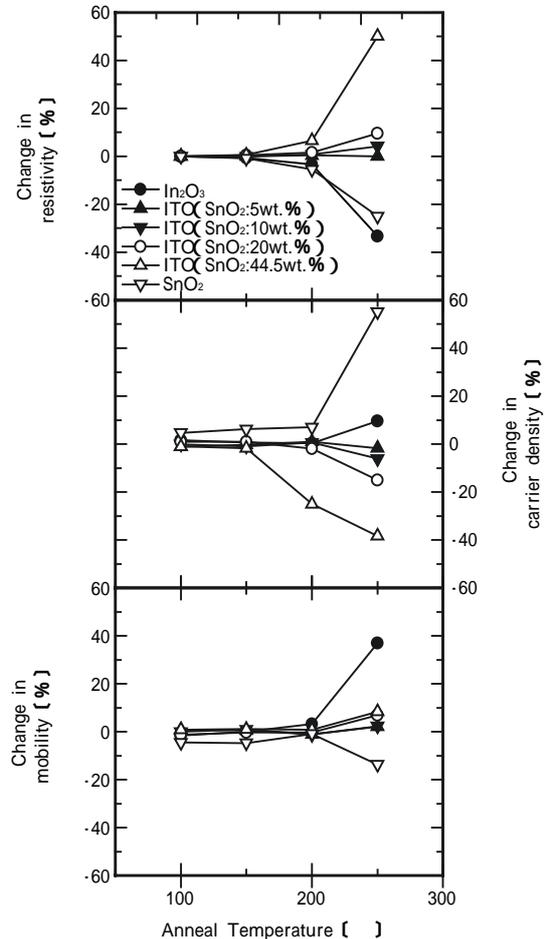


Fig.13 The effect of heat treatments in the air on resistivity, carrier density, and mobility of the films deposited on heated substrates.

が結晶化してしまい耐熱性の評価とならない。そこで、大気中、90℃で1000時間保持し、電気特性の変化率を調べた。結果をFig.14に示す。いずれの組成においても耐熱安定性は低く、特に SnO_2 量が10wt.%から離れるのにもない安定性が低くなることが示された。

(2) 耐湿抵抗安定性

最適酸素分圧で形成された結晶膜および非晶質膜に対して、60%、90%RHの条件下で電気特性の耐湿安定性を調べた。結果をFig.15~16に示す。湿度に対しては、多結晶膜において極めて高い安定性を示し、非晶質膜においても高い安定性を有することが示された。

4.まとめ

高密度焼結体からなるターゲットを用いたDCマグネトロンスパッタリング法を用いて、ITO薄膜特性の SnO_2 量依存性を調べた。その結果、無加熱基板上に形成された非晶質膜においては、Snは膜中でキャリ

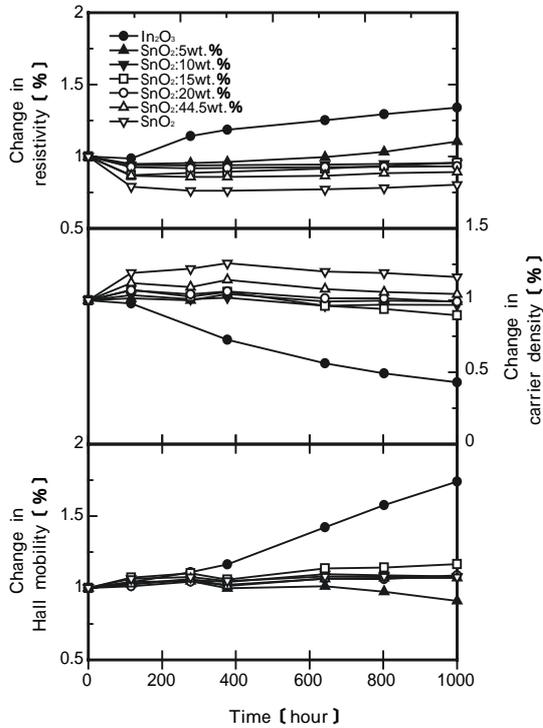


Fig.14 Change in resistivity, carrier density, and mobility of the films deposited on unheated substrates after treatments at 90% RH in the air.

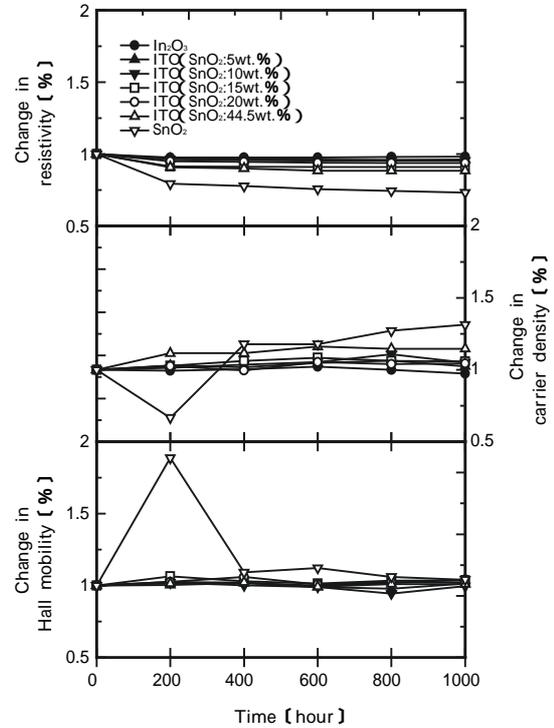


Fig.16 Change in resistivity, carrier density, and mobility of the films deposited on unheated substrates after treatments at 60% and 90%RH.

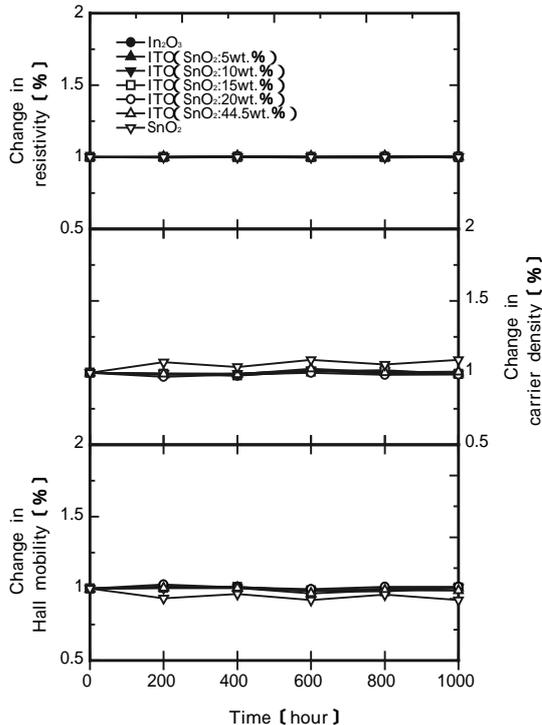


Fig.15 Change in resistivity, carrier density, and mobility of the films deposited on heated substrates after treatments at 60% and 90%RH.

アを生成せず、単に散乱中心となっていることが明らかとなった。薄膜抵抗率は、 $\text{SnO}_2=0\text{wt.}\%$ で最小値 $358 \mu\text{cm}$ を示した。200 $^\circ\text{C}$ 加熱基板上に形成された多結晶膜においては、SnはInと置換してキャリアを形成し、 $\text{SnO}_2=15\text{wt.}\%$ に最小抵抗率を示し、その値は $136 \mu\text{cm}$ であった。

今回の実験によりITO薄膜特性の SnO_2 依存性に関する基礎的なデータベースを構築することができた。その結果、市場からの多彩な要求に対応するための最適な SnO_2 組成を読み取ることが可能である。例えば、赤外線反射特性が要求される熱線反射膜用途では、 SnO_2 量を15~20wt.%に増加させることにより、より高い赤外線反射特性を得ることが可能となることが読み取れる。

また、耐候性および高抵抗が要求されるタッチパネル用途に対しては、膜を結晶化させて耐熱・耐湿性を高めることが重要であることが読み取れる。しかし、結晶膜では、デバイスへ適応可能なパターンニング特性の得られる $\text{SnO}_2=5\sim 20\text{wt.}\%$ の範囲では、要求されるミドルレンジ(500~800 μcm)での抵抗率は得られないことが明らかとなり、当社のタッチパネル用グレードであるITO-HRシリーズの優位性が再確認される結果となった。

References

- 1) G. Frank and H. Kostlin, *Appl Phys.*, A 27, 197 (1982)
- 2) T. Maruyama and K. Fukui, *Thin Solid Films*, 203, 297 (1991)
- 3) I. Hamberg and C. G. Granqvist, *J. Appl. Phys.*, 60, 11 (1986)
- 4) R. Latz, K. Michael and M. Scherer, *Jpn. J. Appl. Phys.*, 30(2A), 149 (1991)
- 5) Y. Shigesato, S. Takaki and T. Haranoh: *J. Appl. Phys.*, 71(7), 3356 (1992)
- 6) H. Kimura, H. Watanabe, S. Ishihara, Y. Suzuki and T. ITO, *Shinkuu*, 30, 6 (1987)
- 7) K. Utsumi, O. Matsunaga and T. Takahata, *Thin Solid Films*, 334, 30 (1998)
- 8) S. Ishibashi, Y. Higuchi, Y. Ota and K. Nakamura, *J. Vac. Sci. Technol.*, A8, 1403 (1990)
- 9) D. L. Dexter and F. Seitz, *Phys. Rev.*, 86, 964 (1952)
- 10) C.G. Fonstad and R. H. Rediker, *J. Appl. Phys.*, 42, 2911 (1971)
- 11) T. M. Ratcheva, M. D. Nanova, L. V. Vassilev and M. G. Mikhailov, *Thin Solid Films*, 139, 189 (1986)
- 12) N.Yamada, I.Yasui, Y.Shigesato, H.Li, Y.Ujihara, K.Nomura, *Jpn. J. Appl. Phys.*, 38, 2856 (1999)
- 13) Y. Shigesato and D. C. Paine: *Appl. Phys. Lett.*, 62, 1268 (1993)
- 14) H. Enoki and J. Echigoya, *Phys. Stat. Sol.*, (a)132, 131 (1992)
- 15) **透明導電膜の技術、日本学術振興会 透明酸化物光・電子材料第166委員会編, 71 (1999)**
- 16) C. H. Yi, Y. Shigesato, I. Yasui and S. Takaki, *Jpn. J. Appl. Phys.*, 34, 244 (1995)
- 17) T. J. Vink, W. Walrave, J. L. C. Daams, P. C. Baarslag and J. E. A. M. van den Meerakker, *Thin Solid Films*, 226, 145 (1995)
- 18) J. E. A. M. van den Meerakker, P. C. Baarslag, W. Walrave, T. J. Vink and J. L. C. Daams, *Thin Solid Films*, 226, 152 (1995)
- 19) T. Minami, Y. Takeda, S. Takata and T. Kakumu, *Thin Solid Films*, 308-309, 13 (1997)

	著 者	著 者
氏名	内 海 健太郎 Kentaro UTSUMI	氏名 飯 草 仁 志 Hitoshi IIGUSA
入社	昭和61年4月1日	入社 昭和63年3月16日
所属	東京研究所 新材料・無機分野 主任研究員	所属 東京研究所 新材料・無機分野