

科学研究費助成事業（科学研究費補助金）研究成果報告書

平成 25 年 6 月 10 日現在

機関番号：51303

研究種目：基盤研究（B）

研究期間：2010～2012

課題番号：22360132

研究課題名（和文）組成、構造が制御されたβジケトン系金属錯体の創成とその薄膜デバイスへの応用

研究課題名（英文）Creation of β diketonate metal complex controlled chemical composition and structure and application to thin film device using it for starting materials

研究代表者

羽賀 浩一（HAGA KOICHI）

仙台高等専門学校・地域イノベーションセンター・教授

研究者番号：30270200

研究成果の概要（和文）：過去に事例のない斬新な製法により、構造、組成を制御したファイバー形状のβジケトン金属錯体を創成し、その金属錯体を有機金属気相成長（MO-CVD）の出発原料とした。この原料を利用して、市販の金属錯体では実現できなかった高品質酸化亜鉛薄膜が得られた。また、TFT プロセスにレーザー直接描画法を導入し、ZnO 薄膜トランジスタ（ZnO-TFT）が完成した。この ZnO 薄膜の製法を基本に、二次元的に結晶軸と結晶品質が制御された a 軸配向 ZnO 薄膜が得られたが、本研究の期間内では a 軸配向 ZnO 薄膜を利用した ZnO-TFT の実現には至らなかった。

研究成果の概要（英文）：The β diketonate metal complex of the fiber shape to control the structure and the chemical composition was created by a novel process without the case in the past, and the metal complex was used for the starting material of metalorganic chemical vapor deposition (MO-CVD). The high quality zinc oxide thin film that was not able to be accomplished by the commercially available metal complex was able to be obtained by using this starting material. Moreover, the laser direct writing method was introduced into the TFT process, and ZnO film transistor (ZnO-TFT) was completed. Crystallographic axis and the crystalline quality in two-dimensional based on the process of ZnO film were able to be obtained and to obtain the controlled a-axis oriented ZnO film. ZnO-TFT was not able to be accomplished in the period of this research using the a-axis oriented ZnO film.

交付決定額

（金額単位：円）

	直接経費	間接経費	合計
平成 22 年度	6,400,000	1,920,000	8,320,000
平成 23 年度	4,000,000	1,200,000	5,200,000
形成 24 年度	4,000,000	1,200,000	5,200,000
年度			
年度			
総計	14,400,000	4,320,000	18,720,000

研究分野：工学

科研費の分科・細目：電気電子工学・電子・電気材料工学

キーワード：作成・評価技術、ファイバー状金属錯体原料

1. 研究開始当初の背景

近年、環境に優しい酸化物半導体の 1 つである酸化亜鉛（ZnO）が環境半導体として積極的に検討されている。我々は工業生産性の

高い ZnO 作成方法として MO-CVD 法に着目し、原料としてアセチルアセトン亜鉛錯体を用いた ZnO 薄膜の研究を進めてきた。

MO-CVD 法は真空蒸着を基本とした製法

(反応性蒸着, MBE) に比べて材料を連続的に供給できる利点があることから、非常に工業生産性が高い製法として注目されている。しかし、CVD 法に用いる有機金属原料は空気中の酸素と激しく反応することから爆発性が高く、微量で致死量に達する毒性も有しており、環境に配慮したものではなかった。

本研究の主体となる原料のアセチルアセトン亜鉛金属錯体は安全性が高く、環境に優しい材料である。また、ゴムの添加剤として市場に多量に出回っていることから、他の有機金属に比べ極めて安価であり、今後に期待できる CVD 原料である。しかし、試薬として市場に流通しているアセチルアセトン亜鉛金属錯体は、(1)粒度のバラツキが大きい微粉末であること、(2)構造的に不安定であること、(3)水和物の構造形態が一定していないこと、(4)純度が低いことなどから半導体作製に適した原料とはいえなかった。また、(1)~(4)の弊害のため、薄膜の堆積時間の経過に従い、昇華速度が大幅に変化し、Zn と O の組成比が変化してしまう問題も顕在化してきた。

我々は、このような問題点を抱えながら 10 年以上研究を続け、試薬メーカーとも共同研究を進めながら 5N 原料の試作にも成功したが、販売量の少なからメーカーの製造工程が手作業で行われ、材料間のバラツキを解消できなかった。また、同様な構造を有する大手メーカーの液体原料 (Zn-MOPD) にもチャレンジしてみたが、材料の経時変化、酸素原料との反応性の悪さから実用に至らなかった。

2. 研究の目的

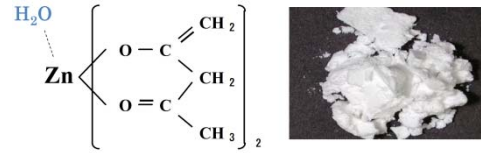
昇華・再結晶化法を用いた製法により、構造、組成を制御したファイバー状のβジケトン系金属錯体を創成し、その金属錯体を有機金属気相成長 (MO-CVD) の出発原料に用いることにより、市販の粉末金属錯体原料では達成できなかった高品質の酸化亜鉛薄膜材料を堆積し、この薄膜を利用して二次元的に結晶軸と結晶品質を空間制御させた高移動度 ZnO 透明薄膜トランジスタ (ZnO-TFT) を実現する。

ZnO-TFT の製造プロセスでは原料生成からデバイス製造までを一貫して実施する方法を明らかにし、再現性が優れた独自性の高い製造プロセスを実現する。ZnO-TFT の製法にはスパッタリングと MO-CVD を併用し、ZnO-TFT の高移動度化のために、(1)バイアス印加スパッタリングによる結晶配向性制御、及び(2)上記原料を用いた MO-CVD による結晶成長の両面から研究する。また、ZnO-TFT の作製には、フォトリソプロセスにマスクレスのレーザー描画法を採用し、自在に配線パターンを変えることが可能なデバイスプロセスを実現する。

3. 研究の方法

(1)アセチルアセトン亜鉛金属錯体

アセチルアセトン亜鉛金属錯体は $Zn(C_5H_7O_2)_2$ という化学式を持ち、Zn を中心として $(C_5H_7O_2)$ が蝶の羽のように 2 つ左右に存在する図 1 に示す構造を有し、Zn 原子に水分子が結合すると水和物となる。



Metal Organic Structure

図 1 アセチルアセトン亜鉛金属錯体

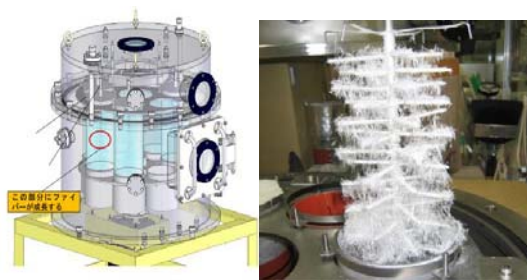
試薬として市販されている $Zn(C_5H_7O_2)_2$ は熱分析測定で水和物と非水和物が混在している場合が多く、さらに有機物としての結晶構造は購入するロット毎に様々である。安価で環境に優しい材料であるものの、このような構造不安定な材料の溶融点、昇華特性はバラツキが大きく、ZnO 薄膜の組成、構造を制御することが非常に難しかった。

数多くの実験結果から、水和物構造を有する $Zn(C_5H_7O_2)_2$ の選択が薄膜の物性値や電気特性が良好なことから、多くの試薬メーカー製品から良質な $Zn(C_5H_7O_2)_2$ を選び出し、薄膜原料として使用していた。

(2) 組成と構造を制御したファイバー状

$Zn(C_5H_7O_2)_2$ の製法について

本製法は粉末状 $Zn(C_5H_7O_2)_2$ を図 2(a)に示す真空容器中で昇華・再結晶化するもので、図 2(b)のような再結晶化領域に多量の均一な金属錯体が成長する。



(a)装置全体図 (b)ファイバー成長の様子

図 2 ファイバー状金属錯体作製装置

この錯体を透過型電子顕微鏡で観察した結果を図 3 に示す。右図には電子線回折の結果も示してある。これらの図から均一なファイバー状の繊維が集合しているアモルファス構造であることが確認できる。熱分析の結

果からこの原料は非水和物であり、X線回折による構造解析でも殆ど一定の構造物が得られている。

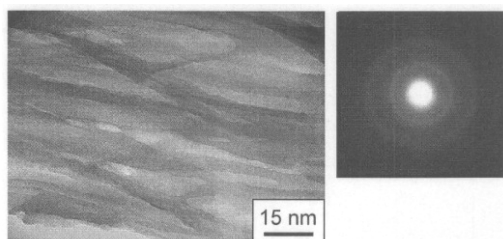


図3 ファイバー状金属錯体の透過電子顕微鏡写真と電子線回折結果

市販の粉末 $Zn(C_5H_7O_2)_2$ は CVD 原料に使用すると原料表面からの昇華が進行するにつれて表面に昇華しにくい材料が固化して残留し、堆積時間の経過に伴って亜鉛の供給量が減少してしまうという重大な問題が発生した。ファイバー状 $Zn(C_5H_7O_2)_2$ は製法が一定しているために原料の組成や構造の再現性が得られ、さらにキャリアガスが通過しやすいファイバー間隙からの昇華により ZnO 薄膜の堆積終了まで安定的に Zn 原料が供給できる。

4. 研究成果

(1) ファイバー状 $Zn(C_5H_7O_2)_2$ の試作と

それを原料とした ZnO 薄膜の評価

ファイバー状 $Zn(C_5H_7O_2)_2$ 原料は図2に示す昇華・再結晶化装置で作製し、作製条件は昇華温度 165-180°C、昇華圧力 500-800hPa とした。原料の評価には、ICP 発光分光分析装置 TG-DTA 熱分析装置、FT-IR 遠赤外分析装置を使用した。MO-CVD による ZnO 薄膜の堆積は図4の装置を使用し、ファイバー原料の加熱温度 105-115°C、基板温度 500-530°C、反応容器圧力 500-800hPa とした。オゾン原料は酸素の無声放電分解により反応容器内に Zn 原料とは個別に導入した。

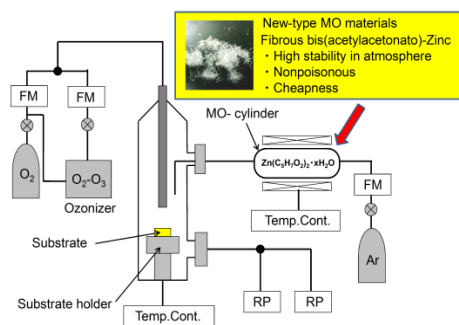


図4 CVD 装置概略図

ZnO 薄膜の堆積基板として、物性値の評価には Pyrex ガラス及び ZnO -TFT の試作を想定して SiO_2/p -Si 基板を用いた。電気抵抗は

Pyrex ガラス基板に ZnO 薄膜を堆積し、Al 電極を平行平板形状に蒸着して測定した。

表1はファイバー状 $Zn(C_5H_7O_2)_2$ 原料の ICP-OES による組成分析結果である。比較として昇華・再結晶化前の粉末原料の結果も示す。表示した結果は3回の分析結果の平均値である。粉末原料に比べてファイバー試料は H と O が僅かに減少し、C の増加が確認できる。これは、 $Zn(C_5H_7O_2)_2 \cdot xH_2O$ 原料中の水分子が昇華により容器外に排出されたものと考えられる。

表1 ファイバー原料の組成分析結果

	Zn (at.%)	C (at.%)	H (at.%)	O (at.%)
Powder	22.7	41.1	6.4	29.9
500hPa 165°C	22.7	45.9	6.51	29.6
800hPa 180°C	22.5	46.6	5.95	29.7

TG-DTA 熱分析測定にはアルミ製のサンプル容器を使用し、昇温速度 10°C/min、測定雰囲気 N_2 ガス (純度 99.999%) とし、減圧環境では CVD 条件と同じ 500hPa とした。図5は CVD 環境と同様な減圧中における DTA 測定結果である。(a)は蒸発温度(V.T.)と蒸発圧力(V.P.)を変化させた場合で、比較として出発材料である粉末試料の結果も示してある。(b)は V.T.=180°C一定とし、V.P.を 500-900hPa と変化させたものである。

70-100°Cの温度範囲の吸熱は水と水と低分子量の有機物によるもの、120-150°Cのものはファイバー状アセチルアセトン亜鉛の溶融点による吸熱である。70-100°Cの吸熱は V.P. が 1000hPa 以下で2つに分離しており 80°C付近の広範囲な吸熱は水と水、それ以下の低いピークは低分子量の有機物かあるいは水と水が数分子結合しているものが離脱したときに発生する吸熱反応であると考えられる。

図5(a)から、アセチルアセトン亜鉛粉末試料ではこの小さい吸収は確認できない。溶融点による吸収は V.T, V.P.に関係なくほぼ一定の位置にあり、これは全ての試料が $Zn(C_5H_7O_2)_2$ 構造を維持していると解釈できる。

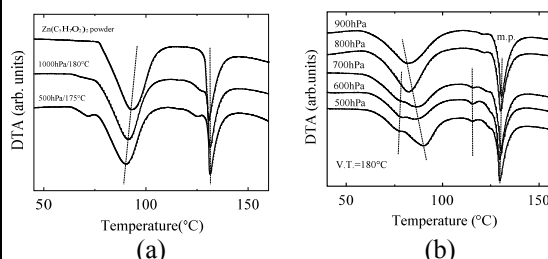


図5 ファイバー原料作製条件と DTA 特性の関係

図6は図5と同一な試料を ATR FT-IR 測定装置で評価した結果である。図6では、図2の装置で得られたファイバー状 $Zn(C_5H_7O_2)_2$

を取り出した後に容器下部に残された残渣も比較として測定した。IR 吸収ピークは $\text{Zn}(\text{C}_2\text{H}_7\text{O}_2)_2$ の分子構造を考慮して同定した。図 6(a), (b) のどちらにも $3650\text{--}2750\text{ cm}^{-1}$ の広い範囲に O-H stretching 振動, 2965 cm^{-1} と 2833 cm^{-1} には CH_3 vibrations 振動が観察された。 1518 cm^{-1} の吸収は CH_2 の bending 振動, 1138 cm^{-1} の吸収は炭素原子が付着した CH_3 の symmetric 振動と想定される。残渣や市販の粉末には CH_3 の symmetric 振動が消滅している事実も興味深い結果である。

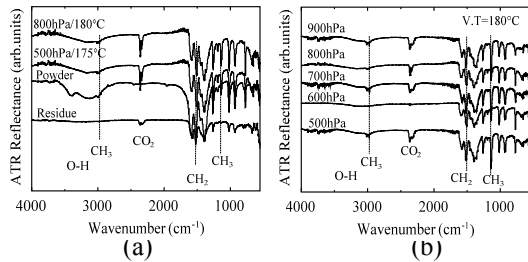


図 6 ATR による FT-IR 測定結果

図 7 は基板温度と ZnO 薄膜の抵抗率の関係である。原料の作製条件は V.T.= 175°C , V.P.= 500 hPa とし, ZnO 薄膜の作製条件は堆積圧力 $600\text{--}800\text{ hPa}$, 基板温度 $500\text{--}530^\circ\text{C}$ とした。堆積圧力を変化させて作製した全ての ZnO 薄膜は, 基板温度の上昇に伴い抵抗率が増加する傾向を示す。

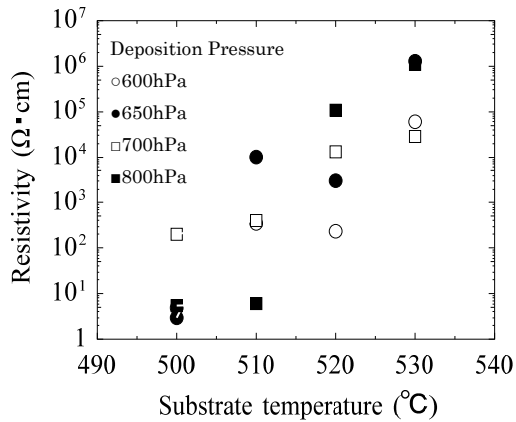


図 7 基板温度と抵抗率の関係

これらの結果は以前の研究で作製した ZnO 薄膜の結果とは異なるものであった。一般的に基板温度が上昇すると ZnO 薄膜の結晶性が向上し, それに伴って抵抗率が減少する。これは酸素欠陥が存在したまま結晶性が向上することにより多結晶の粒径が増大し, その部分の移動度が向上して抵抗率が低下するものと考えられる。図 7 はこの傾向と全く逆の結果である。従来の低抵抗化の傾向として 2 つの理由が考えられる。1 つは薄膜初期の結晶性が基板表面で低く, それに伴う低抵抗化が起こり, ZnO 薄膜が大きく 2 層構造

になっている 2 層構造説, 2 番目は化学量論比が大きくずれている薄膜が基板温度上昇により移動度が向上し, 抵抗率が低下する移動度向上説である。今回の結果はそれのどちらにも適合せず, 結晶性の向上と活性なオゾンの存在により酸素過多の環境の存在が相乗した結果と考えられる。

図 8 は原料蒸発温度と抵抗率の関係である。原料作製容器の圧力は 500 hPa 一定とし, ZnO 薄膜作製条件は基板温度 530°C , 堆積圧力 650 hPa とした。この結果では V.T. が 175°C で最も抵抗率が高い値を示す。しかし V.P. 値が 800 hPa では V.T. = 180°C の場合が最も高抵抗率となる。V.P., V.T. の違いにより ZnO 薄膜の抵抗率がこの様に大きく変化する理由については現状の解釈で理論的に説明できない。原料の構造や水和水の存在が大きく影響するものと考えられるが, これらの解明には更なる分析が必要である。

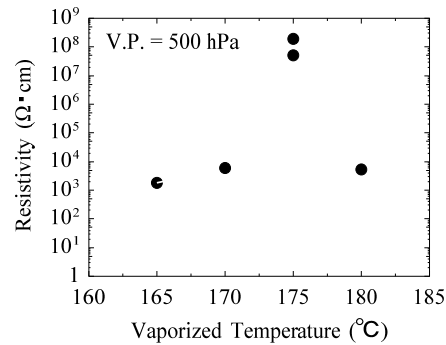


図 8 原料蒸発温度と抵抗率の関係

以上の結果から, ZnO 透明トランジスタに適した高抵抗 ZnO 薄膜が得られることが確認できた。

(2) a 軸配向 ZnO 薄膜の作製

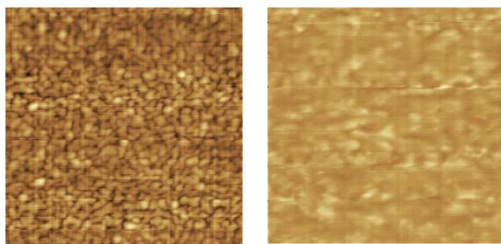
ZnO 薄膜はウルツ鉱構造を有し, c 軸方向に強い優先配向を示すことが知られている。そのため多結晶 ZnO 薄膜は, 微細粒径の多結晶が基板に垂直な方向に成長し, 表面平坦性が低下することが多い。このような結晶表面は, TFT のゲート電圧印加時の電界集中の原因となり, 素子の絶縁破壊を引き起こす。

c 軸配向に比べて a 軸配向 ZnO 薄膜は, ZnO の結晶構造である六方晶が基板に対して横に倒れた方位面に成長することから, 薄膜表面が平坦になり, 素子の絶縁破壊を防ぐことが期待される。また, イオン結晶特有の極性が無いことも学術的に興味深い。

a 軸配向 ZnO 薄膜は, 絶縁性基板表面に Al 等の導電性薄膜を堆積し, その薄膜に負の DC バイアスを印加して, RF スパッタリング法を用いた堆積法で得られる。本実験では基板に Pyrex ガラスと Si を使用し, その表面に真空蒸着で $7.4\text{--}27.5\text{ nm}$ の Al 薄膜を堆積した。

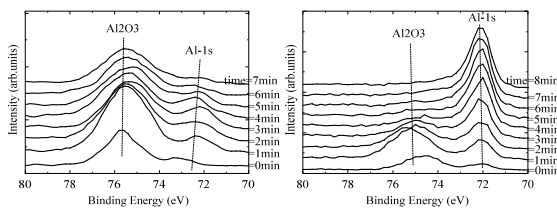
ZnO 薄膜は、直流バイアス-85V、基板温度 RT、高周波電力 50W で Al 薄膜上に堆積した。さらに、結晶性の改善及び Al 薄膜を透明な Al₂O₃ に構造変化させるために図 4 に示す CVD 装置を用いて ZnO 薄膜を積層した。これらの試料は、X 線回折(XRD)、原子間力顕微鏡(AFM)、光電子分光法(XPS)により詳細に評価した。

一般的に 5.0nm 程度の極薄 Al 薄膜を真空蒸着法で堆積すると島状構造となることが知られており、20-30nm の薄膜となると均一な薄膜が堆積する。図 9 は Si 基板上に堆積した 5.5nm と 27.5nm の膜厚を有する Al 薄膜の AFM の結果である。この結果から明らかなように 5.5nm では島状構造、27.5nm では層状構造となっていることが確認できる。



5.5nm 27.5nm
図 9 Al 薄膜の AFM 像

通常、Al は大気中の酸素の影響で表面が酸化している。これは Al が大気中で安定である所以である。Al 極薄薄膜の酸化状態がどのような組成であるかについてはあまり知られていない。図 10 は 5.5nm と 27.5nm の Al 薄膜の薄膜深さ方向の測定結果である。エッチングを 1min 間隔で、最大 8min まで行い、1min 毎の Al-1s と O-1s の XPS スペクトルを測定した。図では Al-1s の結果のみを示す。



5.5nm 27.5nm
図 10 Al 薄膜の XPS 測定結果

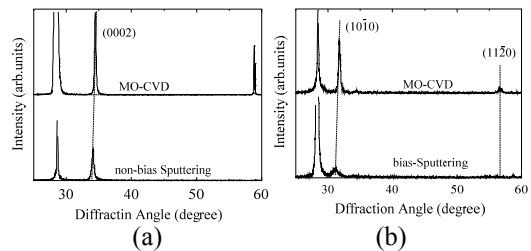
Al-1s の結合エネルギーは 72.2eV 程度であり、酸化が進むと Al-1s のピークは高エネルギー側にシフトし、Al₂O₃ の組成では 75.5eV 付近に化学シフトする。5.5nm の Al 薄膜では、エッチング深さによる両ピークの大小はあるものの膜厚方向の殆どの領域で酸化が進んでいるものと考えられる。しかし、27.5nm の膜厚になると表面付近で酸化が進み、中間領域以降では酸化しない部分が多く存在している事が判る。この組成の違いが a 軸配向

ZnO 薄膜の発生理由ではないかと推測される。

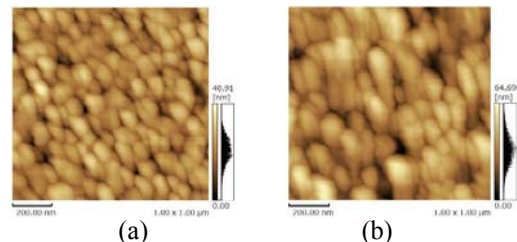
本研究では a 軸配向 ZnO 薄膜が Al 膜厚 8.5nm 付近で出現する。この現象は Al 薄膜への直流バイアスの加わり方だけでは説明出来なかった。究極の Al₂O₃ であるサファイア R 面基板上へ a 軸配向 ZnO 薄膜がエピタキシャル成長する事実を考えればある仮説が成り立つ。Al 極薄薄膜は島状構造を有しており、その一部には R 面サファイアと同じ結晶構造を有する種結晶が存在するのではないかと推定される。Al 薄膜が厚膜になるにつれ平坦化が進み、サファイア R 面と酷似した配向面は消滅する。図 9、図 10 はこの仮説を証明しているものと想定される。

図 11 は CVD で積層した c 軸配向(a)と a 軸配向(b) ZnO 薄膜の XRD 測定結果である。(a) の回折ピークには、34° に (0002) の c 軸配向が、(b) の回折ピークには 32° に(1010)面、55° に(1120)面の a 軸配向のみが出現しており自在な配向性の制御が可能であることが確認できる。

図 12 は c 軸と a 軸に対応した ZnO 薄膜の AFM 像である。AFM 像から a 軸配向の結晶が基板と平行に円筒状に成長していることが確認できる。



(a) (b)
図 11 配向軸が異なる ZnO 薄膜の XRD 測定結果



(a) (b)
図 12 配向軸が異なる ZnO 薄膜の AFM 像

(3)レーザー描画プロセスを用いた ZnO-TFT の作製

TFT の試作には数枚以上のフォトマスクが必要となり、TFT 構造が異なる毎にフォトマスクを準備しなければならず、学術機関では負担が大きかった。今回使用したレーザー描画装置 (Heidelberg Instruments 社, μ PG-101) は 405 nm の可視光レーザーにより 10 cm² の基板に 3 μ m ルールで描画することが出来る仕様で、この装置の導入により、異なる形状のマスクパターンを自在に直接描画できる

ようになった。

図 13 は今回試作した ZnO-TFT 全体の試作工程図(a)と配線レイアウトパターン(b)である。配線ルールは 10 μm , マイクロプローバ

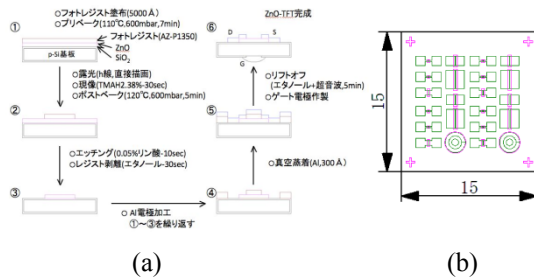


図 13 ZnO-TFT 作製工程とマスクレイアウト

測定パットの大きさは 0.1 cm^2 とし, ZnO-TFT の大きさは, ゲート幅 W を 0.01-0.2 cm , ゲート長 L を 10~100 μm とし, 1 枚の基板上に 20 個の TFT を配置した。

ZnO-TFT の電気特性の評価はゲート電圧ドレイン電流 (V_G - I_D), ゲート電圧-ゲート電流 (V_G - I_G) 特性及びドレイン電圧-ドレイン電流 (V_D - I_D) 特性を測定した。

図 14(a) は V_G - I_G および V_G - I_D 特性である。 V_G - I_D 特性では V_G の増加に伴い I_D が非線形に増加し, 10^{-12}A から 10^{-7}A へと 5 桁程度の on/off 比を示した。また, -16 V で I_D が最小値を示すデプレッション動作も確認された。ゲートリークの評価となる V_G - I_G 特性は $V_G=20 \text{V}$ でも 1 pA 程度と小さく, ゲートリークは非常に少ないものと考えられる。また, V_G - I_D 特性の I_D の立ち上がりが緩慢なのは TFT サイズに対してゲート酸化膜厚が 200 nm と大きすぎるのが原因と考えられる。図 14(b) に示した V_D - I_D 特性は V_G の変化に対応して V_D - I_D が飽和曲線を示していることから, ZnO-TFT が正常に動作していることを示唆している

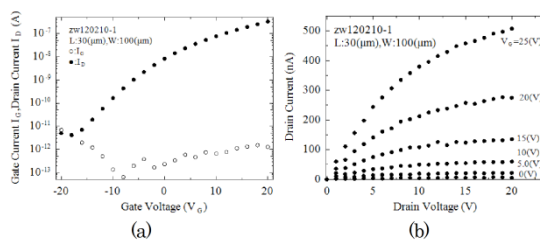


図 14 ZnO-TFT の電気特性

(4) まとめ

3 年間にわたる本研究では a 軸配向 ZnO 薄膜を活性層とした ZnO-TFT を最終目標として研究を続けてきた。また, アセチルアセトン亜鉛と同様な β ジケトン系金属錯体を用いて III, V 族元素等のファイバー状金属錯体原料を試作する事も計画の一部であった。しかし, 研究から 1 年が経過した 3 月 11 日に東

日本大震災が発生し, 実験装置や計測装置の多くが多大な被害を受け, その修理と調整に半年以上の期間を要し, それが研究の達成を阻害した。この結果, 本来の目標に研究成果が届かず, a 軸配向 ZnO を再現性良く作製することが出来るようになったものの, ZnO-TFT に応用するまでには至らなかった。

5. 主な発表論文等

[雑誌論文] (計 3 件)

① K. Haga, S. Abe, Y. Takizawa, K. Yubuta, and T. Shisido, Preparation of ZnO Thin Films by MO-CVD Using Fibrous Bis (Acetylacetonato) Zinc (II) and Ozone, J. Physice Conference Series, 査読有, 417, 1-6 (2013).

② T. Sishido, K. Yubuta, S. Seki, A. Nomura, A. Yoshikawa, K. Hayashi, K. Haga, Organic-Inorganic Conversion Process for Material Creation, J. Surf. Sci. and Nanotech., 査読有, 9, 181-187 (2011).

③ K. Haga, M. Sakuma, Y. Takizawa and S. Seki, Characteristics of ZnO thin film transistor prepared by two different methods, Phys. Status Solidi, 査読有, C7, 1715-1717 (2010).

[学会発表] (計 3 件)

① 羽賀 浩一, 瀧澤 義浩, 金子 義生, 湯蓋 邦夫, 宍戸 統悦, 直流バイアススパッタリングと MO-CVD 法を併用した a 軸配向高抵抗 ZnO 薄膜の作製第 60 回応用物理学会春季学術講演会, 28p-F2-1 2013. 3. 28 神奈川工科大学.

② 羽賀 浩一, 阿部 修, 瀧澤 義浩, 湯蓋 邦夫, 宍戸 統悦, ファイバー状 $\text{Zn}(\text{C}_5\text{H}_7\text{O}_2)_2 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ と O_3 を原料に用いた MO-CVD 法による高抵抗 ZnO 薄膜の作製, 第 59 回応用物理学会学術講演会, 15a-GP3-34 2012. 3. 15, 早稲田大学.

③ 羽賀 浩一, 阿部 修, 瀧澤 義浩, 湯蓋 邦夫, 宍戸 統悦, $\text{Zn}(\text{C}_5\text{H}_7\text{O}_2)_2 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ ファイバーと O_3 を用いた MO-CVD 法による ZnO 薄膜の作製第 72 回応用物理学会学術講演会, 31a-N-15 2011. 8. 31, 山形大学.

6. 研究組織

(1) 研究代表者

羽賀 浩一 (HAGA KOICHI)

仙台高等専門学校・地域イノベーションセンター・教授

研究者番号: 30270200

(2) 研究分担者

宍戸 統悦 (SHISHIDO TOETSU)

東北大学金属材料研究所・研究推進研究員
研究者番号: 50125580

湯蓋 邦夫 (YUBUTA KUNIO)

東北大学金属材料研究所・金属ガラス総合研究センター・准教授

研究者番号: 00302208