

第 19 回先端技術大賞応募論文

「アモルファス酸化物半導体の設計と 高性能フレキシブル薄膜トランジスタの室温形成」

1) 神谷利夫、¹⁾ 野村研二、²⁾ 細野秀雄、³⁾ 雲見日出也

¹⁾ 東京工業大学 応用セラミックス研究所

²⁾ 東京工業大学 フロンティア創造共同研究センター

³⁾ キヤノン(株) 先端融合研究所

緒言

「材料」が「物質」と異なるのは、前者は、役に立つ使われ方をされて初めて材料になることであろう。そのため、材料開発にはさまざまな要求と制約が関わり、往々にしてそれらは理不尽なものになる。平面ディスプレイ(FPD)や薄膜太陽電池では、 1 m^2 を超える大面積基板へ必要な性能を持つ半導体デバイスを集積化することが要求されると同時に、コストと利用可能な基板の制約により、プロセス温度も強い制約を受ける。このため、 $250\text{ }^\circ\text{C}$ 程度の低温で堆積が可能な水素化アモルファスシリコン(a-Si:H)¹⁻³⁾が主に使われている。しかしながら、a-Si:Hには移動度が低い(電界効果移動度で $<2\text{ cm}^2/\text{Vs}$)という欠点がある。低温という制約を満たすために、材料の性能を犠牲にし、デバイス構造によって材料の特性を補償している。

このように一般的に、材料作製にかかるコストと材料の性能にはトレードオフの関係がある。さらに、最近ではフレキシブルエレクトロニクスによって、既存の紙メディアを置き換える電子ペーパーや、バッグなどの日用品への光電子機能の付与など、新しい製品を開拓できると期待されているが、これらに関しては、廉価な低軟化点プラスチック基板を使うことを考慮する必要があるため、基板温度の制約はさらに厳しくなる。工学的な観点から離れても、このようなトレードオフに挑戦することは、基礎材料科学的に挑戦的で興味深いテーマである。

このため、廉価なプラスチック基板上へ実用性能を持つ半導体デバイスを作製する試みが続けられている。a-Si:Hでも、作製条件の最適化により製膜の低温化が図られており⁴⁾、また、有機半導体を使う提案もされている⁵⁻⁷⁾。しかしながら、これら既存の材料には、上述したトレードオフの制限が厳然として残っている。有機半導体の移動度は $1\text{ cm}^2/\text{Vs}$ よりもはるかに低く、a-Si:Hも、製膜温度を下げるにつれて薄膜物性は悪くなる。いずれにしても $2\text{ cm}^2/\text{Vs}$ 以下の移動度しか使えないため、通常のTFT構造ではオン電流が稼げず、有機ELのような電流駆動型のデバイスの駆動素子をa-Si:Hや有機TFTで作るのは難しいといわれていた。a-Si膜をレーザーアニールによって結晶化させる低温ポリシリコン(LTPS)^{8,9)}も、基板温度を上げずに高移動度多結晶シリコン薄膜を形成できる¹⁰⁾が、粒界によるキャリア散乱によってデバイス特性が律速されるため素子特性のばらつきがあり、特に電流注入発光型デバイスを駆動する際には、輝度むらを抑えるための余計な回路が必要となり、開口率を下げる大きな要因になっている。

低温で作製しても十分な特性を持つアモルファス半導体材料を見つけることができれば、これらの問題は解決できる。本論文では、酸化物半導体という、これまでは半導体材料としてあまり認識されてこなかった材料を開発することにより、この課題を解決することを提案する。適切に設計されたアモルファス酸化物半導体(Amorphous Oxide Semiconductor: AOS)ではa-Si:Hと異なり、特別な欠陥低減処理を必要とせず、室温で作製した膜でも $10\text{ cm}^2/\text{Vs}$ を超えるHall効果移動度を示す。その実証例として、室温でPET(ポリエチレンテレフタレート)基板上にTFTを作製した。

本論文では最初に、AOSの設計指針について説明し、InGaZnO₄という組成を選択した理由

を明らかにする。次に、AOS に特有の電子構造とキャリア輸送特性について検討を行った。最後に、ゲート酸化膜、電極形成を含むすべてを室温で形成することで、PET 上に TFT を作製し、 $\sim 8 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ の電界効果移動度を得た。この TFT は、PET 基板を湾曲させても安定して動作した。

この材料はもう一点、従来のフレキシブルデバイスとは一線を画する特性がある。チャンネル層から電極までのすべての材料を透明酸化物で形成することで、完全に透明な TFT が作製できる。透明な発光体と組み合わせて完全に透明な高性能フレキシブルディスプレイを作製できる可能性があり、例えば、自動車のフロントガラスやビルの窓ガラスなどの湾曲面にも自在にディスプレイシートを貼り付けて、必要なときにだけ情報を表示する新しい媒体を創出できると期待している。

実験方法

本研究では、パルスレーザー堆積(Pulsed Laser Deposition: PLD)法 (図 1)を用いて薄膜を作製した。PLD 法では、レーザーを集光してターゲット材料を蒸発させて薄膜を成長させるため、製膜速度を維持したまま大面積均一製膜を実現する目的には向かないが、ターゲットの組成をほぼそのまま薄膜に転写することが容易であるという特長がある。そのため、組成を合わせるための条件出しに要する時間を大幅に短縮でき、材料探索の時間を短くすることができる。ただし、今回報告する薄膜・デバイスの特性はスパッタリング法でも得られることを確認しており、PLD 法特有の特性ではないことを付記しておきたい。

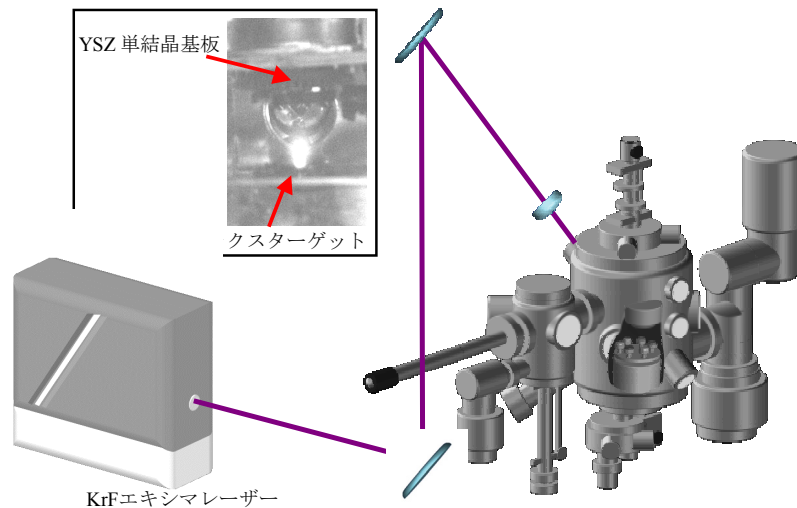


図 1 パルスレーザー堆積法(PLD)装置の模式図。左上図は、製膜室内の写真。下にターゲットがあり、ターゲット表面からブルームが発生している様子が見える。

後述するように、今回は In - Ga - Zn - O 組成を持つアモルファス薄膜(a-IGZO)を堆積し、膜特性および TFT デバイスの作製、検討を行った。PLD のターゲットとしては、所定の組成を持つ焼結体を用い、薄膜堆積は全て室温で行った。物性評価の目的には、Corning #1737 ガラスを基板として用いた。

キャリア輸送特性は、Van der Pauw 法を用いた Hall 効果測定によって、キャリアの移動度と濃度を測定することで評価した。温度依存性を調べることで、キャリア輸送機構の検討を行った。

TFTの構造としては、図2(A)に示すように、トップゲート・トップコンタクト型を採用し、チャンネル長を $50 \mu\text{m}$ 、チャンネル幅を $200 \mu\text{m}$ として、 0.2 mm 厚の PET 基板上に作製した。ゲート酸化膜としては、堆積条件を変えながら Al_2O_3 、 HfO_2 、 La_2O_3 などの酸化膜を作製し、リーク特性および TFT 特性について最適化を行った。最終的に、TFT 特性のヒステリシスが最小になり、

かつ、 $10 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 近い電界効果移動度が得られたことから、 140 nm 厚の Y_2O_3 を選択した。 a-IGZO チャンネル層の厚さも最適化した結果、 30 nm とした。さらに、電極に透明導電体であるITO (Tin-doped indium oxide: 錫ドープ酸化インジウム)を用いることで、基板から電極まで全てが透明酸化化物で構成された透明TFTを作製した(図2(B))。

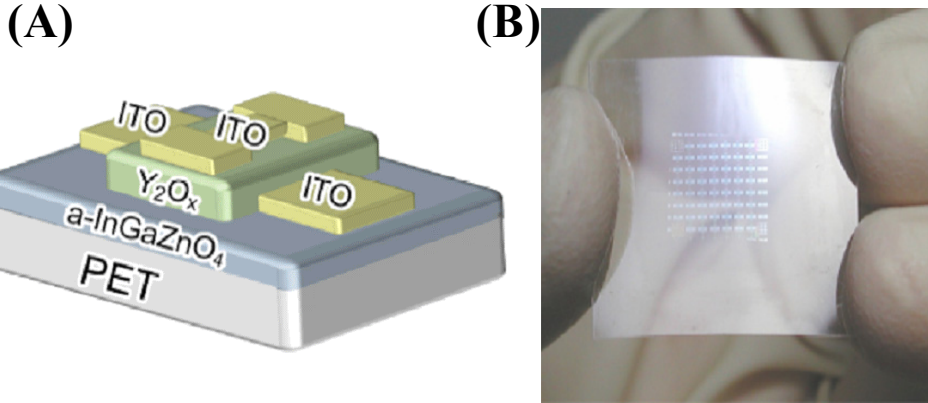


図 2 a-IGZO をチャンネルに、ITO を電極に用いた透明 TFT の構造。(A) デバイス構造 と(B) TFT シートの写真。写真では、光の当て方を工夫して TFT が見えるようにしているが、実際には完全に透明である。

材料設計指針

酸化物の電子構造：共有結合性半導体との違い¹⁰⁻¹³⁾

酸化物は、Si や GaAs などの共有結合性の強い半導体とは大きく異なる電子構造を持っている。例えば Si のバンドギャップは、Si の sp^3 混成軌道の結合、反結合軌道間のエネルギー分裂によって形成されている(図 3(A))。それに対して酸化物では、各イオンが結晶中にする静電ポテンシャル (マードルングポテンシャル) が、陽イオンのエネルギー準位を上げ、酸素イオンの準位を下げることでイオン結晶構造を安定化させる (図 3(B,C))。その結果、酸素イオンの $2p$ 軌道が価電子帯上端(VBM)を、陽イオンの非占有 s 軌道が伝導帯下端(CBM)を形成する(図(C)。ここでは、 d バンド伝導体などは考えない)。

このことから、酸化物半導体で大きい電子移動度を得るには、空間的に広がった s 軌道を最低非占有準位として持つ金属イオンを含む材料を使えば良いことがわかる。実際に、代表的な透明導電性酸化物 (Transparent Conductive Oxide: TCO)である ITO や SnO_2 では、CBM が In や Sn の $5s$ で構成されている。

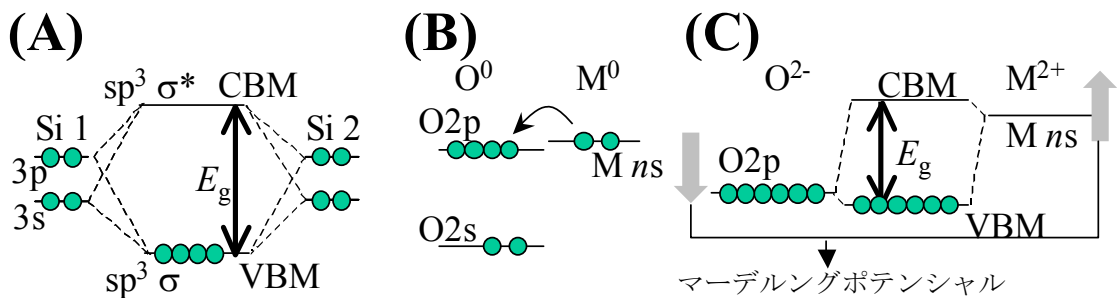


図 3 シリコンと酸化物の電子構造の模式図

- (A) 2つのシリコン原子 Si 1 と Si 2 が近づくと、化学結合を作り、結合軌道の $sp^3 \sigma$ が VBM を、反結合軌道の $sp^3 \sigma^*$ が CBM を形成する。
- (B) 金属元素原子 M^0 と酸素原子 O^0 が近づくと、電子の移動が起こる。
- (C) マードルングポテンシャルによって金属イオン M^{2+} と酸素イオン O^{2-} の状態が安定化させられる。

アモルファス酸化物の電子構造と設計指針

シリコンなどのバンドギャップの小さい半導体では実現できない、紫外発光素子や透明トランジスタなどが透明酸化物半導体によって作製されているが、これらの特徴を必須とするアプリケーションは現状では多くない。単純にデバイス特性だけを比較すると、結晶系酸化物半導体が絶対性能としてシリコンや(Ga,Al)N系デバイスと競合することは難しいだろう。

ところが、低温デバイス用途・アモルファス材料に限定して見直してみると、この関係は逆転する。代表的な半導体であるシリコンでは、指向性の強い sp^3 結合がキャリアの伝導路を形成するため、歪んだアモルファス構造中では比較的高密度で深い局在状態を形成する。これが、a-Si:Hの移動度が単結晶シリコンよりも2~3桁低い原因となっている(図4(A-C))。一方で典型的な酸化物半導体では、伝導帯端が球対称な金属の s 軌道で構成されているために、アモルファス構造中の歪んだ化学結合によってもキャリア輸送が影響を受けにくい(図4(D,E))^{14,15)}。つまり、InやCdのように、広がった s 軌道を最低非占有準位に持つ重金属を含む酸化物を使えば、アモルファス状態でも比較的高い移動度を実現できると期待される。このような指針に沿って私たちは、Cd-Ge-O、Cd-Pb-O、In-Ga-Zn-O系のAOSが、a-Si:Hなどに見られるようなHall電圧の符号異常を示さず、 $10\text{ cm}^2/\text{Vs}$ を超えるHall効果移動度を示すことを報告してきた¹⁶⁻¹⁸⁾。

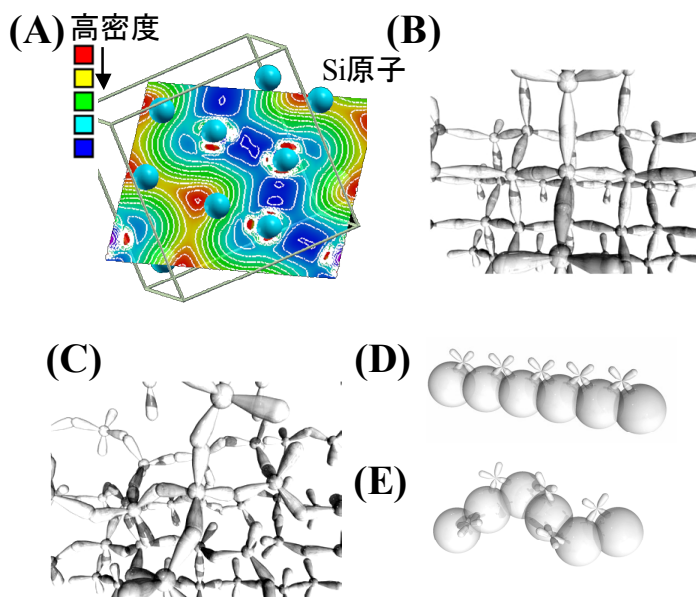


図4 共有結合性半導体と酸化物半導体のキャリア伝導路。

- (A) 第一原理法で計算したシリコンの価電子帯上端の電子密度。青い領域が正孔濃度の高い領域、つまり輸送路を示しており、正孔は sp^3 結合軌道を通して最近接Si-Si結合方向に流れやすいことがわかる。
- (B-E) キャリア伝導路のイメージ図。
- (B) 結晶シリコン。楕円体形状はSiの sp^3 軌道を表している。Si原子が規則配列をしているため、 sp^3 軌道が整然とつながっている。
- (C) アモルファスシリコン。アモルファス構造のため、Si-Si結合の方向に乱れが生じている。 sp^3 軌道が空間的に強い指向性を持つため、結合の乱れが電子構造を大きく変え、伝導帯直下と価電子帯直上に裾状態をつくり、キャリアを局在化させる。
- (D) 結晶酸化物。球形状は金属元素の s 軌道を示している。 s 軌道は球対称をしており、また、In、Cdなどの重元素の非占有 s 軌道の空間的広がりが大きいいため、電子の輸送路は重金属の s 軌道によって形成されている。
- (E) アモルファス酸化物。アモルファスシリコンと同様に、結合方向には乱れが生じる。しかし、 s 軌道が空間的指向性をもたないため、アモルファス構造の乱雑性によっても軌道の重なりは大きな影響を受けない。

実用デバイス材料としての AOS 材料の探索

一方で、半導体材料に要求される特性は、移動度だけではない。これまで報告されてきた結晶透明酸化物半導体 (Transparent Oxide Semiconductor: TOS)の研究は、代表的な TCO である SnO_2 や ZnO を中心として行われてきた。これらをチャンネル層に用いた透明トランジスタは報告されている¹⁹⁻²¹⁾が、これら材料では酸素欠損が生成しやすく、制御できない高濃度のキャリアが導入されやすい。そのため、デバイスの閾値の制御が難しい。つまり、TCO と TOS では必要とされる特性が大きく異なることを考慮しなければならない。TCO には高い透光性と高い電気伝導度が要求されるのに対し、半導体デバイスの特性を制御するためには、むしろ、低いキャリア濃度から安定して制御できることが必須となる。その上でキャリア移動度などの物性が、デバイスの要求を満たす必要がある。

そのため本研究では、 In_2O_3 - ZnO - Ga_2O_3 3 元系において、適度な高移動度を持ち、かつ、十分なキャリア濃度制御性・安定性を示す組成の探索を行った。 In_2O_3 - ZnO や SnO_2 - ZnO といった系のアモルファス透明酸化物導電体の検討はこれまでもされているが、それらは全て TCO としての特性に着目したものであり、半導体デバイスに必要な特性によって材料探索を行ったのは、私たちが知る限り、これが最初である。

その結果、従来からも知られているように、純粋な ZnO と In_2O_3 ではアモルファス膜は得られず、今回の対象からは除外した。他の 2 元系、3 元系材料ではアモルファス薄膜が得られた。特に、 In_2O_3 - ZnO の固溶体では、 $40 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 程度の大きい移動度も得られた。しかしながら、キャリア濃度を低減することが難しく、酸素分圧を極端に上げることで製膜直後のキャリア濃度を低減することはできたが、時間と共に特性が大きく変わってしまったため、除外した。純粋な Ga_2O_3 ではアモルファス膜が得られ、結晶の β - Ga_2O_3 も深紫外透明 TCO として知られているが、高濃度のキャリアドーピングは難しい。関連して、 In_2O_3 - ZnO 系材料に Ga_2O_3 を加えていくと、添加量の増大と共にキャリアドーピングが困難になった。ただし、このことは半導体用途では必ずしも欠点ではなく、Ga 添加によってキャリア生成の容易さを制御できることを意味している。結局、適度な Ga を加えた In-Ga-Zn-O 組成を持つ材料で、 $10 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ を超える Hall 効果移動度と、キャリア濃度の制御性・安定性を実現することができるとわかり、その中から今回は、 InGaZnO_4 組成を選択した。

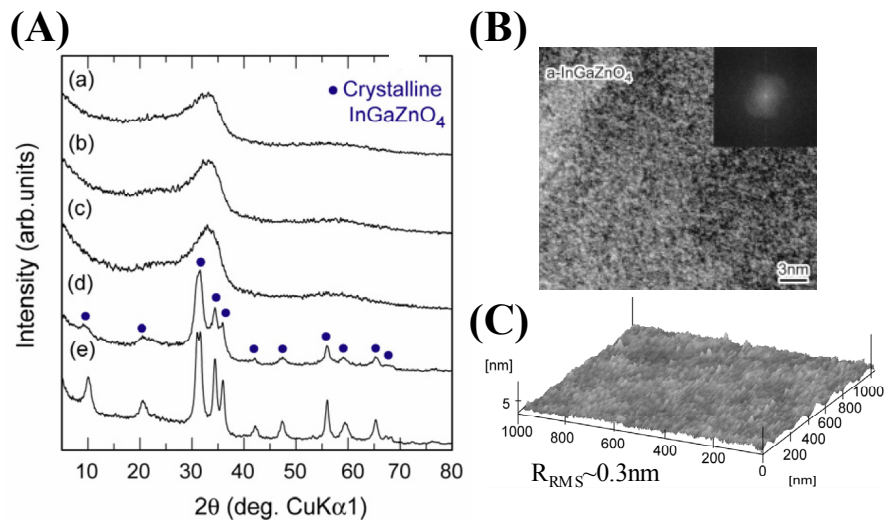


図 5 室温で製膜した a-IGZO 膜の構造。

- (A) a-IGZO 薄膜の XRD 図形。(a) 熱処理をしていない膜、(b) 400 °C、(c) 500 °C、(d) 600 °C、(e) 700 °C で熱処理した膜。
- (B) 熱処理をしていない膜の高分解能 TEM 像。右上挿入図は、フーリエ変換によって変換した電子線回折パターン。
- (C) 熱処理をしていない膜の AFM 像。

結果および考察：膜構造、キャリア輸送特性と電子構造

a-IGZO 薄膜の構造^{22,23)}

図 5(A)(a)に、*a*-IGZO 薄膜の X 線回折(XRD)図形、(B)に高分解能透過電子線(TEM)像を示す。結晶の周期構造や粒界が全くみられない、アモルファス薄膜であることがわかる。400~700 °C で熱処理した膜の XRD 図形も図(A)に示しているが、アモルファス構造は 500 °C まで安定であり、実用温度での熱的安定性に問題はないことがわかる。図(C)の原子間力顕微鏡(AFM)像に見られるように、表面粗さ(R_{RMS})はわずか 0.3 nm 程度であり、原子レベルで平坦な表面になっていることがわかる。

キャリア輸送特性^{23,24)}

図 6 に、*a*-IGZO 薄膜のキャリア輸送特性を示す。比較のため、単結晶薄膜(sc-IGZO)について測定した結果も示す(sc-IGZO の作製方法は、文献 25 を参照されたい)。sc-IGZO でも *a*-IGZO 薄膜でも、室温で測定した Hall 移動度が、キャリア密度の増大に伴い、増大した。特に sc-IGZO では、キャリア密度が $4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 付近で移動度が ~ 0.2 から $\sim 10 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ へと大きく増大している。結晶シリコンなどのような単純組成・構造を持つ半導体では、不純物ドーパントによるキャリア散乱が支配的になるために、キャリア密度が増大するにつれて移動度は低下するのが一般的であるが、この結果は、それらとは逆の傾向である。

温度依存性の測定結果(図 7)から、室温の移動度が $10 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ を超えるキャリア濃度付近に、移動度が熱活性化挙動から縮退伝導に変わることが確認された。単結晶膜である sc-IGZO でも移動度が熱活性化挙動を示すこと、移動度が熱活性化挙動を示していてもキャリア濃度が縮退していること、また、これらのすべての試料について、正常な Hall 効果が測定できたことから、sc-IGZO には、移動度端よりも高いエネルギーに、ポテンシャル障壁が形成されていることが示唆された。さらに、移動度の温度依存性からは、パーコレーション伝導していることが示唆された。これらの特徴は *a*-IGZO にも共通で挙動も似ていることから、どちらも同じ電子構造、キャリア輸送機構で説明できると考えられた。

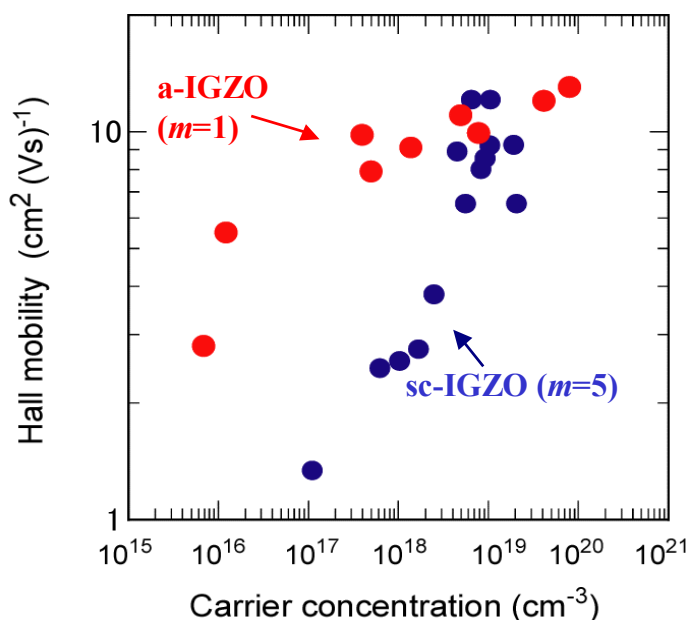


図 6 *a*-IGZO と sc-IGZO の、室温における Hall 効果移動度とキャリア密度の関係。

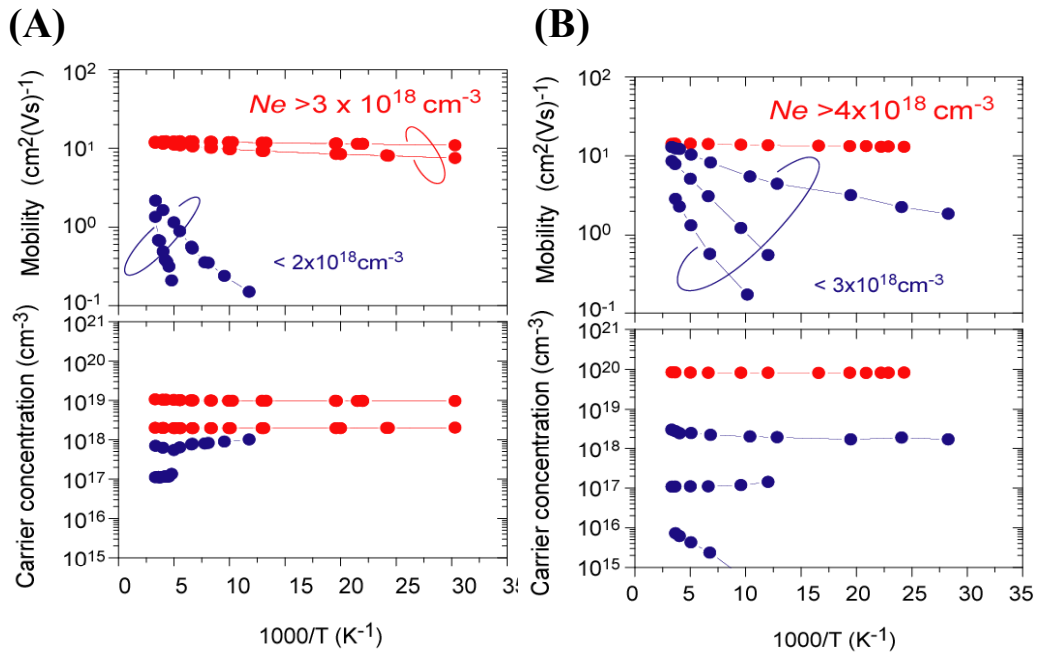


図 7 sc-IGZO (A)と a-IGZO (B)薄膜の Hall 効果移動度(上)とキャリア密度(下)の温度依存性。

電子構造とキャリア輸送機構

以上の結果から推察した IGZO の電子構造の模式図を図 8 に示す。キャリア濃度が低く、フェルミ準位(E_F)が閾値(E_{th} 。sc-IGZO で $\sim 3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 、a-IGZO で $\sim 4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$)を超えていない場合は、キャリア輸送はポテンシャル障壁によって妨げられてしまい、移動度が熱活性化型の挙動を示す。ただし、 E_F は移動度端を超えており、キャリアは局在化していないため、キャリア密度は温度依存性を示さない(図 7)。ポテンシャル障壁の高さには分布があり、フェルミ準位が E_{th} を超えると、キャリア輸送はポテンシャル障壁によってほとんど影響を受けなくなり、 $10 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ を超える高い移動度を示し(図 6)、移動度も温度依存性がなくなる(図 7)。フェルミ準位が E_{th} より低く、温度が低いときは、キャリアは高い障壁を越えて移動度できないため、障壁が低くても遠回りな経路を通して移動する。温度が高くなると、障壁が高くても短い経路を通りようになる(図 8(A)) ため、移動度と温度の逆数は単純なアレニウス型の関係を示さず、高温ほど見かけの活性化エネルギーが大きくなる。

このような分布を持つポテンシャル障壁は、IGZO 中の乱雑構造によって形成されていると考えられる。sc-IGZO は、化学量論組成を持つ結晶であっても、 Ga^{3+} および Zn^{2+} が同じイオン位置をランダムに共有しており、アモルファス的な構造を持つ。a-IGZO では、アモルファス材料本来のランダム構造がある。これらのような構造乱雑性は、a-Si などのアモルファス半導体では伝導帯直下および価電子帯直上に裾状態と呼ばれる局在状態を形成する^{26,27}。これが、a-Si:H の移動度 (電子で $< \sim 2 \text{ cm}^2(\text{Vs})^{-1}$) が純粋な Si 単結晶の $\sim 1500 \text{ cm}^2(\text{Vs})^{-1}$ より 3 桁も低い理由である。IGZO の場合も、構造乱雑性がキャリア輸送を妨げている点では a-Si:H の場合と似ている。ただし、ポテンシャル障壁内にあるキャリアも局在化しておらず、a-Si:H などとは完全に異なっていることがわかった。

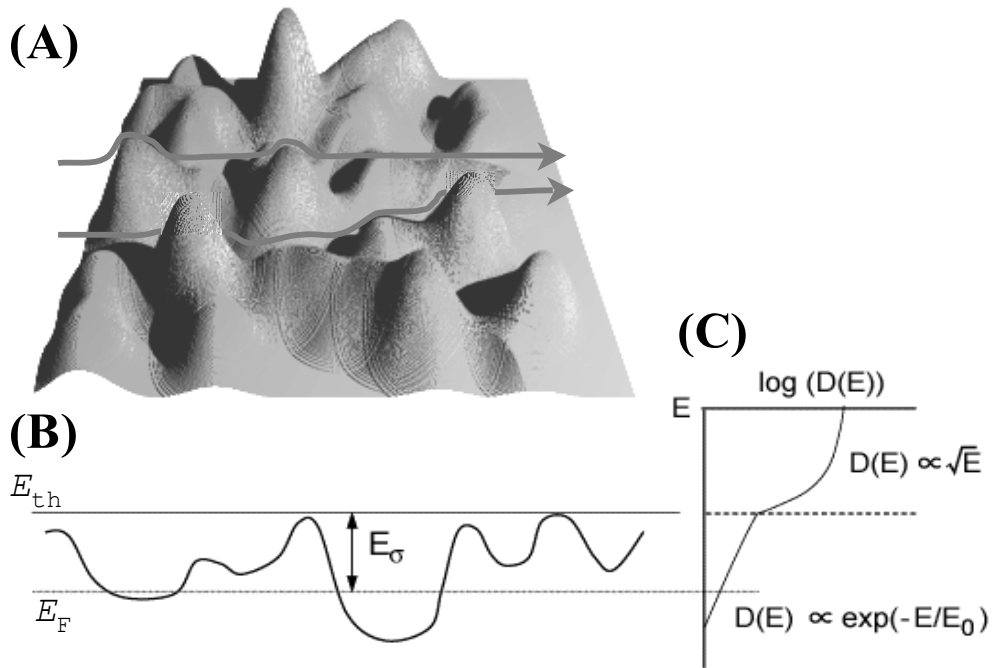


図 8 IGZO の伝導帯端付近の電子構造の模式図。

- (A) 伝導帯端付近のポテンシャルのイメージ図。矢印はキャリアの伝導路の例。低温では遠回りでもポテンシャル障壁が低い経路(手前の矢印)を、高温ではポテンシャル障壁が高くても短い経路を(奥の矢印)を流れる。
- (B) ポテンシャル分布の断面模式図。ポテンシャル障壁の高さは空間分布があり、パーコレーション伝導の原因となる。ポテンシャル障壁を感じなくなるエネルギー閾値 E_{th} が存在するため、フェルミ準位(E_F)の位置により、図 7 に見られるように、移動度の温度依存性が変わる。
- (C) 状態密度 $D(E)$ の模式図。縦軸はエネルギーを表す。活性化エネルギーとキャリア濃度の関係から、ポテンシャル障壁のあるエネルギー領域の $D(E)$ は、指数関数型の分布を持つことが示唆されている。²³⁾

結果および考察：TFT 特性

図 9 に、a-IGZO をチャンネルに用いた透明 TFT の動作特性を示す。出力特性では、ドレイン電圧 V_{DS} が低いときにはドレイン電流 I_{DS} が比例して増大し、高い V_{DS} では飽和する、典型的なピンチオフ特性を示すことがわかる。ゲート電圧 V_{GS} の増大と共にチャンネルのコンダクタンスも増大し、 $V_{GS} = 5V$ では飽和電流として 0.02 mA 以上が得られた。この結果から、電界効果移動度として $\sim 8 \text{ cm}^2/Vs$ が得られた。この値は、a-Si:H TFT や多結晶有機半導体 TFT と比べて 1 桁以上大きな値である。また、TFT シートを曲率半径 30 mm で曲げた後でも、電界効果移動度は $\sim 7 \text{ cm}^2(Vs)^{-1}$ とわずかに低下したものの、大幅なトランジスタ特性の劣化は起こらないことが確認できた。

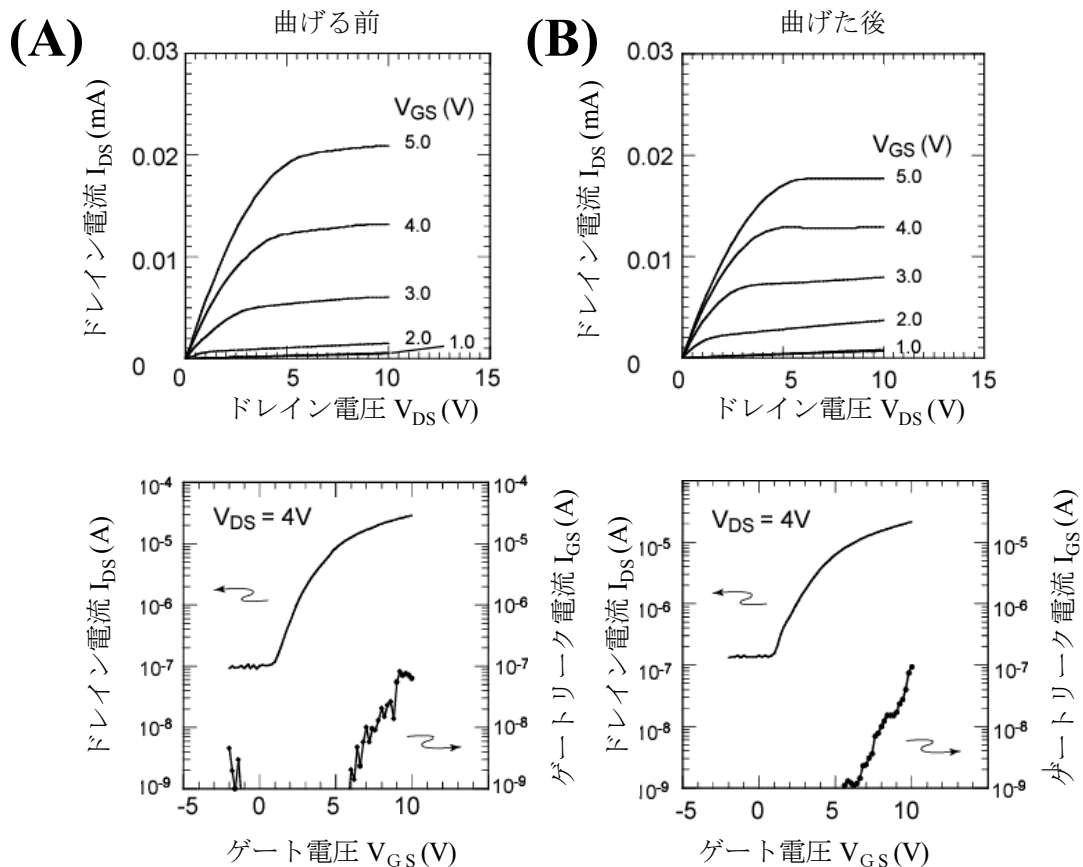


図9 a-IGZO をチャンネルに用いたフレキシブル透明 TFT の特性。(A) 曲げる前、(B) 曲率半径 30mm で曲げた後の特性。(上) 出力特性、(下) 伝達特性。

おわりに

低温形成・フレキシブル電子デバイスの新しい能動層材料として、アモルファス酸化物半導体(AOS)を提案した。酸化物半導体は、結晶材料の特性では、従来のシリコンなどの半導体にはかなわないものの、アモルファス構造でも実用的に魅力的な物性値を維持しているという、興味深い特徴がある。そのため、低温・大面積プロセスの代償として性能を犠牲にすることなく、 $\sim 8 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ の大きい移動度を有する TFT を室温でも形成できる。アモルファス薄膜であるため、低温ポリシリコンのように粒界によるデバイス特性のばらつきも抑えられる可能性がある。a-IGZO のアモルファス構造は 500°C まで安定であり、また、他の酸化物半導体材料で見られるような、キャリア濃度の制御性・安定性の悪さも、Ga 添加により格段に改善された。また、今回用いた a-IGZO の組成は、透明導電体である ITO ($\text{In}_2\text{O}_3:\text{Sn}$) や GZO ($\text{ZnO}:\text{Ga}$) と似ており、既にこれら材料がスパッタリング法などによって大面積製膜が実用化されているように、a-IGZO 薄膜の大面積均一製膜の技術的障壁は比較的 low、既存プロセスとの親和性も高いと考えている。さらに、シリコンなどの半導体材料にはなかった、「透明」という特徴を利用した新しい製品を開拓できる可能性がある。今後、さらに広い系での AOS 材料の探索と、デバイス特性の安定性、高速応答性の検討を通し、AOS を用いた光電子デバイスの実用化を目指したい。

参考文献

- 1) W.E. Spear and P.G. LeComber, *Solid State Commun.*, **17**, 1193 (1975).
- 2) P.G. LeComber, W.E. Spear and A. Gaith, *Electronics Letters*, **15**, 179 (1979).
- 3) R.A. Street ed., *Technology and Applications of Amorphous Silicon*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, (2000).

- 4) C.-S. Yang, L.L. Smith, C.B. Arthur and G.N. Parsons : *J. Vac. Sci. Technol. B*, **18**, 683 (2000).
- 5) F. Ebisawa, T. Kurokawa and S. Nara, *J. Appl. Phys.*, **54**, 3255 (1983).
- 6) A. Tsumura, H. Koezuka and T. Ando, *Appl. Phys. Lett.*, **49**, 1210 (1986).
- 7) C.D. Dimitrakopoulos and D.J. Mascaró, *IBM J. Res. & Dev.*, **45**, 11 (2001).
- 8) T. Sameshima and S. Usui, *Proc. Mat. Res. Soc. Symp.*, **71**, 435 (1986).
- 9) T. Sameshima, *J. Non-Cryst. Solids*, **227-230**, 1196 (1998).
- 10) P.G. Carey, P.M. Smith, S.D. Theiss, and P. Wickboldt, *J. Vac. Sci. Technol. A*, **17**, 1946 (2000).
- 11) T. Kamiya and H. Hosono, *Semiconductor Science and Technology* **20**, S92 (2005).
- 12) 神谷利夫, 太田裕道, 平松秀典, 上岡隼人, 野村研二, オプトロニクス, **274**, 128 (2004).
- 13) 神谷利夫, 野村研二, 細野秀雄 : 透明酸化物半導体, セラミックデータブック, 株式会社テクノプラザ, **32**, 158 (2004).
- 14) S. Narushima, M. Orita, M. Hirano and H. Hosono, *Phys. Rev. B* **66**, 035203 (2002).
- 15) H. Hosono, N. Kikuchi, N. Ueda and H. Kawazoe, *J. Non-Cryst. Sol.*, **198-200**, 165 (1996).
- 16) H. Hosono, N. Kikuchi, N. Ueda, H. Kawazoe and K. Shimidzu, *Appl. Phys. Lett.* **67**, 2663 (1995).
- 17) H. Hosono, Y. Yamashita, N. Ueda, H. Kawazoe, K. Shimidzu, *Appl. Phys. Lett.* **68**, 661 (1996).
- 18) M. Orita, H. Ohta, M. Hirano, S. Narushima and H. Hosono, *Phil. Mag. B*, **81**, 501 (2001).
- 19) M.W. J. Prins, K.-O. Grosse-Holz, G. Muller, J.F.M. Cillessen, J.B. Giesbers, R.P. Weening and R.M. Wolf : *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 3650 (1996).
- 20) J.B. Giesbers, M.W.J. Prins and J.F.M. Cillessen : *Microelectron. Eng.*, **35**, 71 (1997).
- 21) R.L. Hoffman, B.J. Norris and J.F. Wager : *Appl. Phys. Lett.* **82**, 733 (2003).
- 22) K. Nomura, H. Ohta, A. Takagi, T. Kamiya, M. Hirano and H. Hosono, *Nature*, **432**, 488 (2004).
- 23) A. Takagi, K. Nomura, H. Ohta, H. Yanagi, T. Kamiya, M. Hirano and H. Hosono, *Thin Solid Films* (2005) in print.
- 24) K. Nomura, H. Ohta, K. Ueda, T. Kamiya, M. Hirano and H. Hosono, *Appl. Phys. Lett.*, **85**, 1993 (2004).
- 25) K. Nomura, H. Ohta, K. Ueda, T. Kamiya, M. Hirano and H. Hosono, *Science*, **300**, 1269 (2003).
- 26) K. Morigaki, *Physics of Amorphous Semiconductors*, Imperial College Press, London, (1999).
- 27) ネビル モット, 非晶質材料の電気伝導 第2版, 現代工学社, (1988).