

ドーパント支援結晶化による無機薄膜の結晶性向上および低温成長

西本 尚己[†]

用途が多岐にわたる薄膜材料の高品質化、製造温度の低温化は、数十年前から重要な課題とされている。ドーパント支援結晶化は半導体薄膜の結晶欠陥の低減などに使用されてきた技術であり、本課題の解決に貢献できると考えられる。著者は以前の研究において、本技術が有機金属分解法で成膜した酸化物に有効であることを示した。本稿では、InSb, GaSb および Ag 薄膜を本技術で PI フィルム上にスパッタ成長させた結果を紹介する。ドーパントの種類、添加量を調整することで、これらの薄膜の構造的な乱れと結晶欠陥が低減したに加え、配向性が制御できた。GaSb 薄膜ではよい結晶性を得るために必要な成長温度（500 °C 程度）と比較して低い成長温度（320 °C）で、上述の効果が現れた。また、薄膜の配向性の制御は、Ag 薄膜の特性を劣化させる凝集の抑制に寄与できる。このように、ドーパント支援結晶化を利用した結晶成長技術は様々な金属、酸化物、半導体薄膜に対して、製造方法によらず利用できる可能性がある。

キーワード: 結晶成長, 薄膜, スパッタ法, ビスマス, アンチモン化ガリウム, アンチモン化インジウム, 銀
Keywords: crystal growth, thin film, sputtering, Bi, InSb, GaSb, Ag

1. まえがき

よく知られているように、薄膜材料の用途は多岐に渡る。例えば、加飾性、バリア性を活かした梱包材、耐摩耗性、耐腐食性の工具などへの付与、および反射膜、導電膜のような電子材料が挙げられる。加えて、複数の半導体薄膜から成る半導体デバイス（発光ダイオード、トランジスタ、センサーなど）は、多くの生活家電から通信網のような社会インフラまで幅広く利用されている。このため、薄膜は今日の生活に欠かせない重要な材料と言える。

薄膜材料の製造において、製造温度の低温化、結晶性の向上は重要な課題である。製造温度の低温化はプロセスコストの削減、低炭素社会の実現、フレキシブル基板の利用によるデバイスの省電力化だけでなく、従事者の労働時間の短縮に結び付く。これらの達成は、2015年に国連で設定された持続可能な開発目標（Sustainable Development Goals: SDGs）に貢献できる。SDGsは17の目標を掲げており、本課題の解決は“8 働きがいも経済成長も”、“9 産業と技術革新の基盤をつくろう”、“13 気候変動に具体的な対策を”の達成に該当する。

ドーパント支援結晶化は薄膜材料の結晶性の向上、成長温度の低温化に寄与する技術として知られている。様々な母材とドーパントの組み合わせで、その効果が実証されている。いくつかの事例を以下に示す。Peksu らは Sn 添加 ZnO 薄膜の成長において、複数の結晶粒の凝集した mulberry-like 構造を観察し、Sn の触媒としての効果を示した¹⁾。Gougousi は HfO₂ 薄膜の成長において、GaAs 基板の表面酸化物がその結晶化を支援することを報告した²⁾。さらに、III-V 族化合物半導体薄膜において、添加した Bi の効果が報告されている。Mohmad らは、GaAs 薄膜中の結晶欠陥が Bi の微小添加によって減少することを示した³⁾。

薄膜材料は様々な方法（めっき、蒸着法、スパッタ法、有機金属気相成長法など）で製造されている。著者は製造方法に関係なくドーパント支援結晶化を適用するため、有機金属分解（Metal-Organic Decomposition: MOD）法による可能性試験を行った。MOD法は塗布、乾燥、および焼成で薄膜を基板の上に形成する簡便な技術である。ZnO-MgO 混合薄膜および TiO₂-Nb₂O₅ 混合薄膜の成長において、Nb₂O₅, MgO は粒界に偏析した。偏析した Nb₂O₅, MgO が固相成長の駆動力である粒界エネルギー、歪エネルギーに影響を与え、TiO₂, ZnO の結晶成長の促進に寄与することを明らかにした⁴⁾。MOD法による可能性試験に続き、著者がドーパント支援結晶化をスパッタ法で試みた結果を本報告で紹介する⁵⁻⁸⁾。

[†] 〒690-0816 島根県松江市北陵町1番地
島根県産業技術センター 金属技術科
E-mail: nishimoto.su2010@gmail.com

2. スパッタ法

スパッタ法の特徴として、高い装置設計の自由度（デポダウン型、デポアップ型）、高い面内均一性（ターゲットの大型化）、高い段差被覆性、および供給される原料の持つ高いエネルギーが挙げられる。このため、スパッタ法は様々な部材のコーティング、電子部品の製造などに幅広く利用されている。

図1はスパッタ成膜の概略図である。薄膜を堆積させる基板とターゲット（原料）を対向に設置し、成長室内をAr雰囲気にする。基板ターゲット間に高電圧を印加すると、Arガスはイオン化される。Ar⁺イオンが陰極であるターゲットに衝突し、ターゲットから弾き出された原子あるいは分子が基板の上に堆積する。

著者が使用したRFマグネトロンスパッタ装置は、島津産機システムズ社製HSR-351Lをベースとしたシステム、HSR-352LSPである（図2）。本装置はロードロック機構、基板回転機構（～20rpm）、逆スパッタ機構、および3種類の原料を同時に供給できる多元同時スパッタ機構を備える。基板温度は最大470°C（ヒーター温度600°C）である。

3. InSb 薄膜

InSbは0.17 eV（室温）の狭いバンドギャップエネルギー、および78,000 cm²/Vs（室温）の高い電子移動度を持つ

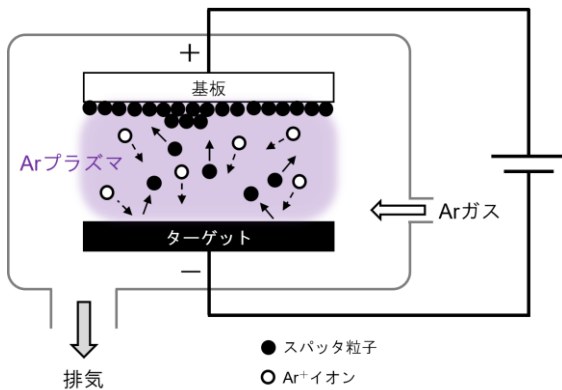


図1. スパッタ成膜の概略図.



図2. スパッタ装置 (HSR-352LSP).

化合物半導体である。これらの特性を活かし、InSbはホール素子、磁気抵抗効果素子、および赤外域の検出素子などに利用されている。InSbは400°Cより低い温度で品質のよい薄膜を形成できる。このため、耐熱性の優れたポリイミド (PI) フィルム上に、容易に多結晶InSb薄膜を堆積できる。この薄膜成長に対して、著者はドーパントとして添加したN⁵⁾、およびBi⁶⁾が与える影響を明らかにした。原著論文において^{5,6)}、InSb薄膜は添加したドーパントの挙動を解析するため、石英基板およびPIフィルム上にスパッタ法で成長させた。ここでは、他でほとんど報告されていない、PIフィルム上に成膜した結果を紹介する。

3.1 N添加InSb薄膜⁵⁾

N添加InSb薄膜は、反応性スパッタで成膜した（基板温度320°C、RF電力100W、成長圧力0.5Pa、成長時間30分）。N₂のArに対するスパッタガス流量比NSR (= N₂/(Ar + N₂))は、0～0.2の範囲で変化させた。InSb薄膜 (NSR = 0)の膜厚および粒径は、それぞれ424 nmおよび35 nmであった。0.02 ≤ NSR ≤ 0.06において、粒径はほとんど変化しなかったが、膜厚は12%程度増加した。しかし、NSR ≥ 0.08において、膜厚は減少に転じ、粒径は著しく減少(6 nm)した。

図3はNSR = 0, 0.02, 0.2で成膜したInSb薄膜のラマンスペクトルである。図3において、170 cm⁻¹付近のピークはInSbの横光学 (Transverse Optical: TO) モードである。80～160 cm⁻¹ (*)に現れた複数のピークをカーブフィッティングした結果 (赤線)、140 cm⁻¹付近のピークはSbクラスタのA_{1g}モード、130 cm⁻¹付近のピークはInSbの縦音響 (Longitudinal Acoustic: LA) モードに割り当てられた。

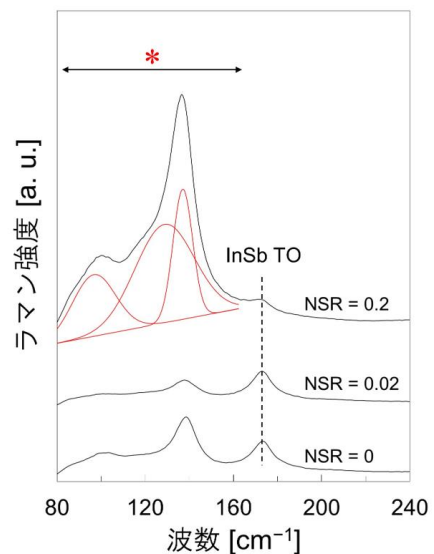


図3. N添加InSb薄膜のラマンスペクトル (NSR = 0, 0.02, 0.2). 赤線はカーブフィッティングの結果を示す。

100 cm⁻¹ 付近のピークの由来は明らかになっていないが、結晶の構造的な無秩序と関連付けられた。すなわち、これらのピーク (*) 強度の増加は、InSb 薄膜の構造の乱れの増加を意味する。これより、InSb 薄膜の結晶性は低い NSR で改善し、高い NSR で劣化したことがわかる。

成膜した薄膜はホール効果測定の結果、すべて n 型伝導性を示した。電子移動度は $0.02 \leq \text{NSR} \leq 0.06$ で増加し、 $\text{NSR} \geq 0.08$ で著しく減少した。電子濃度は $0.02 \leq \text{NSR} \leq 0.06$ でわずかに増加したが、ほとんど変化しなかった (10^{18} cm⁻³ 台)。さらに、 $\text{NSR} = 0, 0.02, 0.1$ で成膜した InSb 薄膜について、電子移動度 (μ)、電子濃度 (n) の測定温度依存性を評価した (図 4)。多結晶薄膜において、粒界散乱はイオン化不純物散乱よりも支配的な電子の散乱機構である。この場合、電気伝導機構は粒界を越える際の熱電子放出によって説明されるので、 μ の温度依存性は以下の式に従う⁹⁻¹¹⁾。

$$\mu = \frac{qL}{\sqrt{2\pi m^* k_B T}} \exp\left(-\frac{q\bar{\phi}}{k_B T} + \frac{q^2 u^2}{2k_B^2 T^2}\right), \quad (1)$$

ここで、 q は電荷の絶対値、 L は平均自由行程、 m^* は InSb の電子の有効質量、 k_B はボルツマン定数、 $q\bar{\phi}$ は平均障壁高さ、

u は標準偏差である。一方、 n の温度依存性のアレニウスプロットは直線ではなかった。この場合、複数のドナー ($D_i; i = 1, 2, 3 \dots$) および残留アクセプタ (A) を仮定し、 $n(T)$ は電荷中性条件によって次のように表せる^{10, 11)}。

$$n(T) = N_{D_i} [1 - f_{FD}(\Delta E_{D_i})] - N_A, \quad (2)$$

ここで、 N_{D_i} は D_i の濃度、 E_{D_i} は D_i のエネルギー、 $f_{FD}(\Delta E_{D_i})$ はドナーのフェルミ・ディラック分布関数、 N_A は A の濃度である。式(1)による μ の温度依存性のフィッティング (図 4a の実線) で L 、 $q\bar{\phi}$ および u を、式(2)による n の温度依存性のフィッティング (図 4b の実線) で i 、 N_{D_i} 、 N_A および E_{D_i} を見積もった。結果として、 μ および n は低い NSR (=0.02) で結晶化度の向上に伴って増加し、高い NSR (=0.1) で結晶化度の低下と共に減少した。これより、N の添加量を最適化することで、InSb 薄膜の結晶性が改善されることが明らかになった。

3.2 Bi 添加 InSb 薄膜⁶⁾

無添加 InSb 薄膜は 3 つの In_{0.5}Sb_{0.5} ターゲットを、Bi 添加 InSb 薄膜は 1 つの In_{0.5}Sb_{0.47}Bi_{0.03} ターゲットに 2 つの In_{0.5}Sb_{0.5} ターゲットを組み合わせて成長させた (基板温度 320°C、各ターゲットの RF 電力 80 W、成長圧力 0.5 Pa)。成長時間は 1 つ、2 つ、3 つのターゲットの使用数に対して、膜厚が等しくなるように 30 分、15 分、10 分とした。成長時間を調整することで、薄膜特性の成長速度依存性、Bi 組成依存性を解析した。

ターゲット数 1, 2, 3 に対して、膜厚はすべて 640 nm、成長速度は 21.3 nm/min、42.6 nm/min、64.0 nm/min、Bi 組成 x (InSb_{1-x}Bi_x) は 0.03, 0.02, 0.01 であった。面心立方格子の並進操作によって得られる InSb の結晶構造、閃亜鉛構造は最密面である (111) に配向しやすい。しかし、成膜した InSb 薄膜の優先配向は (220) であった (図 5)。その X 線回折強度は成長速度の増加に伴って増加したが、優先配向は変化しなかった。これは、低い成長速度において、原料の供給量が InSb の結晶核の形成に不十分であったことを示

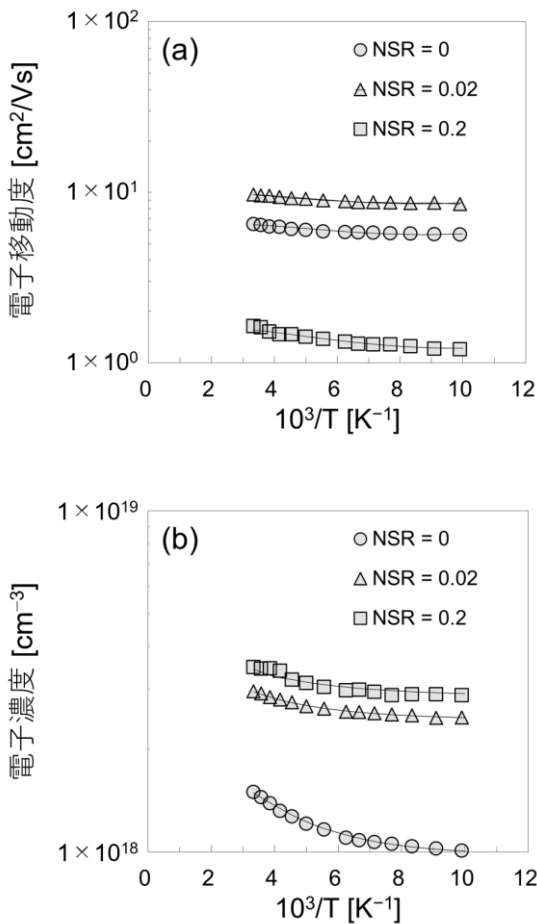


図 4. N 添加 InSb 薄膜 ($\text{NSR} = 0, 0.02, 0.2$) の (a) 電子移動度および (b) 電子濃度の測定温度依存性。

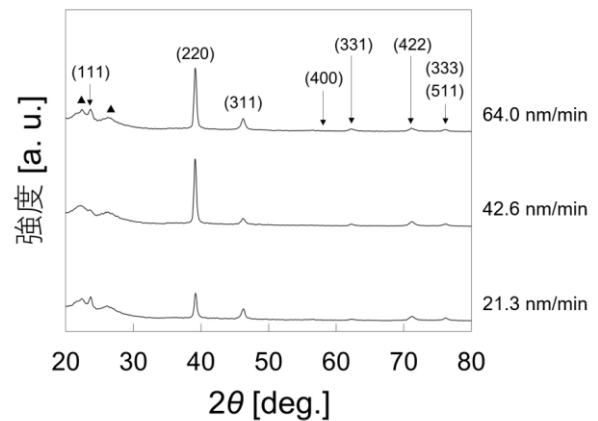


図 5. InSb 薄膜の XRD パターンの成長速度依存性。▲ は PI フィルムに由来するピークを示す。

唆している。しかし、その優先配向は Bi 組成の増加と共に (220) から (111) に変化した (図 6)。Bi 添加による X 線回折 (X-ray diffraction: XRD) 強度の増加, 優先配向の (111) への変化に伴い, ラマンスペクトルは良好な結晶性を示す形状に徐々に変化した。x=0.03 において (図 7), InSb TO モードに由来するピーク強度は増加し, 3.1 節で示した InSb 薄膜の構造の乱れに由来するピーク (*) は抑制された。これより, InSb 薄膜の (111) 成長は構造の乱れによって妨害されることがわかる。

Bi の添加による InSb 薄膜の結晶性の変化は, オーステナイト鋼の欠陥解析に使用されてきた方法¹²⁾を用いて解析した。ここで, InSb 薄膜中の結晶欠陥として積層欠陥を仮定した。回折関数 ($f(\theta_{HKL}) = \cos\theta \cot\theta$) と格子パラメータ (a_{HKL}) の直線関係に, 薄膜の歪 ($\varepsilon_{(hkl)}^{zz}$), 積層欠陥確率 ($\alpha_{(hkl)}^{SF}$), 積層欠陥による面間隔の変化 ($\varepsilon_{(hkl)}^{zz}$) を考慮すると, 次のように表される⁹⁾。

$$a_{HKL} = a_0 + mf(\theta_{HKL}) + a_0\varepsilon_{(hkl)}^{zz} + a_0(G_{HKL} + \varepsilon_{(hkl)}^{SF})\alpha_{(hkl)}^{SF}, \quad (3)$$

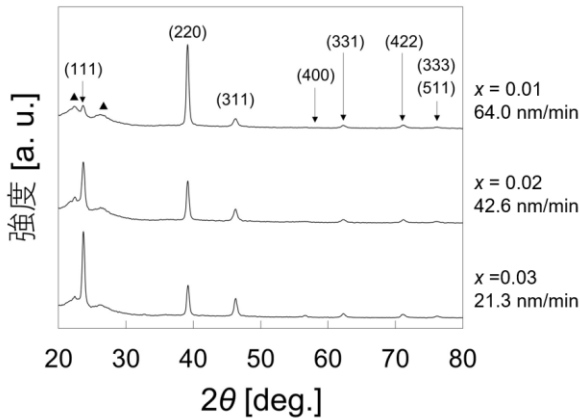


図 6. Bi 添加 InSb 薄膜の XRD パターンの成長速度, および Bi 組成の違いによる変化. ▲は PI フィルムに由来するピークを示す。

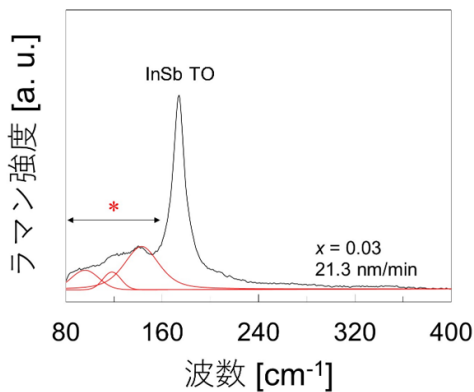


図 7. Bi 添加 InSb 薄膜 (x=0.03) のラマンスペクトル. 赤線はカーブフィッティングの結果を示す。

ここで, m は定数, HKL はミラー指数 (hkl) の整数倍である。式(3)は $\alpha_{(hkl)}^{SF}$ が低いほど, $f(\theta_{HKL})$ に対する $a_{HKL} - a_0\varepsilon_{(hkl)}^{zz}$ のプロットは線形関係に近づくことを意味している。 $\varepsilon_{(hkl)}^{zz}$ は Anastassakis の報告に従って計算し, m はラマン散乱分光測定で最もよい結晶性を示した Bi 添加 InSb 薄膜 ($x = 0.03$) の XRD パターンから決定した。結果として, $a_{HKL} - a_0\varepsilon_{(hkl)}^{zz}$ のプロットは高い Bi 組成で線形関係に近くなった (図 8)。この傾向はラマン散乱分光測定の結果と一致していることから, InSb 薄膜の結晶性が Bi の添加によって向上することが実証された。

4. GaSb 薄膜⁷⁾

GaSb は化合物半導体であり, 比較的狭いバンドギャップエネルギー (0.73 eV) および高い飽和電子速度を持つ。このため, GaSb は赤外域の検出素子, 赤外 LED/LD, トランジスタ, 熱光起電力発電システムなどに利用されている。GaSb 薄膜のフレキシブル化は, インプラントブルデバイスへの応用, 熱光起電力発電システムの高効率化などに貢献できる可能性がある。しかし, 我々の以前の研究¹³⁾において, スパッタ法で成膜した多結晶 GaSb 薄膜の構造的な乱れを抑制するために, 470°C の基板温度が必要であった。そこで, ドーパントとして添加した Bi が低温で成膜した GaSb 薄膜に与える影響を解析した。上述の InSb 薄膜同様, GaSb 薄膜は石英基板および PI フィルム上にスパッタ成長させたが, 報告の少ない PI フィルム上に成膜した結果を紹介する⁷⁾。

無添加 GaSb 薄膜の成長は 3 つの $Ga_{0.5}Sb_{0.5}$ ターゲットの組み合わせを, Bi 添加 GaSb 薄膜の成長は 1 つの $In_{0.5}Sb_{0.47}Bi_{0.03}$ ターゲットおよび 2 つの $Ga_{0.5}Sb_{0.5}$ ターゲットの組み合わせを使用した (基板温度 320°C, 各ターゲットの RF 電力 80 W, 成長圧力 0.5 Pa)。各ターゲットの使用数 (1, 2, 3) に対して, 成長時間は 30 分, 15 分, 10 分とした。膜厚が等しくなるように成長時間を調整し, 薄膜特性の成長速度依存性, Bi 組成依存性を解析した。

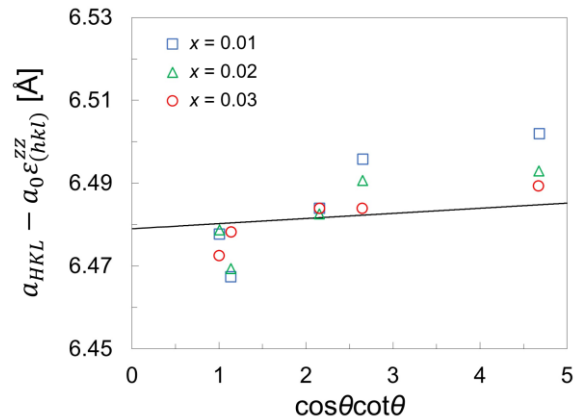


図 8. Bi 添加 InSb 薄膜 ($x = 0.01, 0.02, 0.03$) の $f(\theta_{HKL})$ に対する $a_{HKL} - a_0\varepsilon_{(hkl)}^{zz}$. 実線は $a_{HKL} - a_0\varepsilon_{(hkl)}^{zz} = a_0 + mf(\theta_{HKL})$ を示す。

成長条件に関係なく、膜厚は 528 nm であった。1, 2, 3 のターゲット数に対して、成長速度は 17.6 nm/min, 35.2 nm/min, 52.8 nm/min, Bi 組成 x ($\text{GaSb}_{1-x}\text{Bi}_x$) は 0.032, 0.013, 0.011 であった。GaSb 薄膜の XRD パターンは成長速度, Bi 組成に対して、ほとんど変化しなかった。InSb 同様, GaSb の結晶構造は閃亜鉛構造だが、成膜した薄膜の優先配向は (220) であった。GaSb(111) 回折ピークは PI フィルムに由来するピークと重なるため、詳細な変化は観察できなかった。しかし、 $x = 0.032$ において GaSb(220) 回折ピークのわずかな強度の減少と共に、GaSb(111) 回折ピークが現れた (図 9)。図 10 は成膜した GaSb 薄膜のラマンスペクトルである。赤線、緑線はラマンスペクトルをカーブフィッティングで解析した結果である。219 cm^{-1} のピークは GaSb TO モード、225 cm^{-1} のピークは GaSb の縦光学 (Longitudinal Optical: LO) モードである (緑線)。130 cm^{-1} および 140 cm^{-1} 付近のピーク (*) は、GaSb 薄膜の構造的な無秩序に由来する (赤線)。低い温度で成長させたため、無添加 GaSb 薄膜の構造的な無秩序性 (*) は大きい (図 10a)。XRD パターン同様, GaSb 薄膜のラマンスペクトルの形状は成長速度に対して、ほとんど変化しなかった。しかし、Bi 組成 x の増加と共に、GaSb TO モードのピーク強度は徐々に増加した (図 10b)。特に $x = 0.032$ で、GaSb TO モードの強度が著しく増加し、構造的な無秩序が抑制された。これより、Bi の添加で GaSb 薄膜の結晶性が向上し、(111) 成長が促進されることが明らかになった。

5. Ag 薄膜⁸⁾

Ag は多くの優れた特性 (高い電気伝導性, 熱伝導性, 反射性, 抗菌性など) を持つため、電子デバイス, 医療機器, 装飾品など、非常に幅広い分野で使用されている。Ag は高い凝集エネルギーを持つ (284 kJ mol^{-1}) が、Ag 薄膜は凝集によって上述の特性を損なう。このため、凝集の対策は重要である。

Ag が属する結晶構造、面心立方格子において、(111) の表面エネルギーは最も低い。このため、(111) 成長の促進は Ag

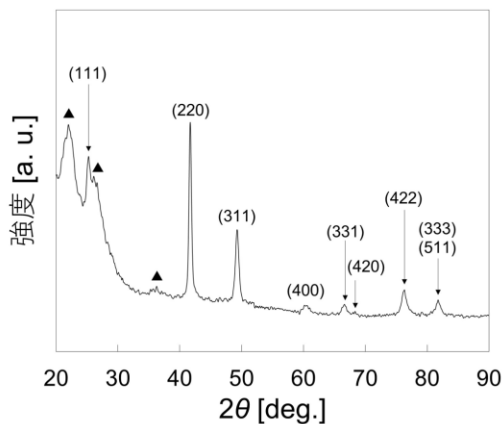


図 9. Bi 添加 GaSb 薄膜 ($x = 0.032$) の XRD パターン。▲は PI フィルムに由来するピークを示す。

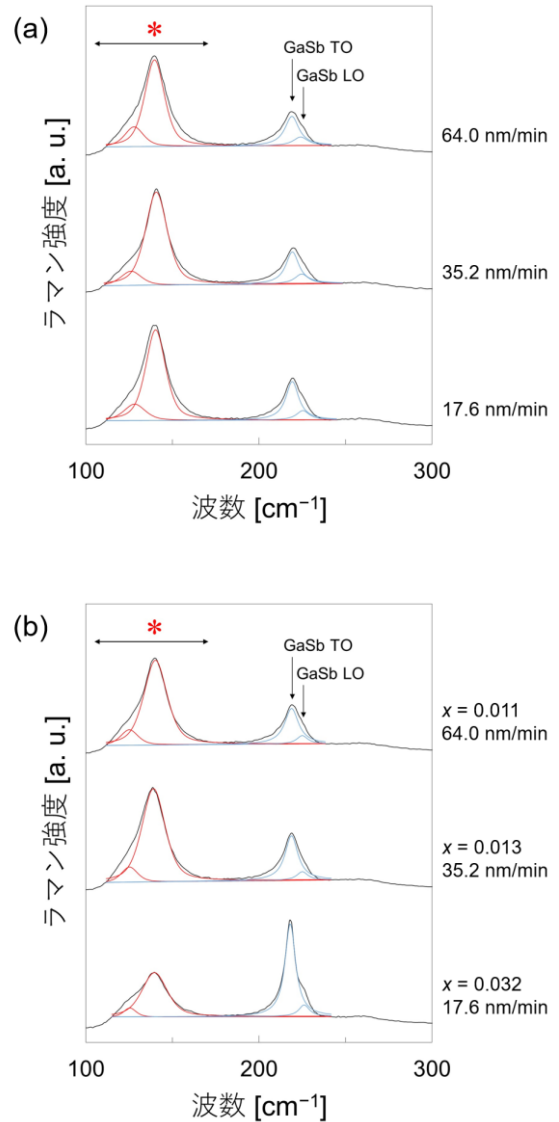


図 10. (a) GaSb 薄膜のラマンスペクトルの成長速度依
性, (b) Bi 添加 GaSb 薄膜のラマンスペクトルの成長速
度, および Bi 組成の違いによる変化。

薄膜の凝集の抑制に有効である。そこで、Sb 系化合物半導体薄膜の(111)成長を促進したドーピング技術を Ag 薄膜に適用した。原著論文⁸⁾において、複数の金属 (Bi, Sb) をドーパントとして添加したが、本稿では Bi を添加した結果を紹介する。

Ag 薄膜は Ag ターゲット, Bi 添加 Ag 薄膜は $\text{Ag}_{0.97}\text{Bi}_{0.03}$ ターゲットを用い、PI フィルム上にスパッタ法で成長させた (RF 電力 80 W, 成長圧力 0.5 Pa, 成長時間 15 分)。基板温度は 160°C, および 320°C とし、添加した Bi の挙動に基板温度が与える影響を解析した。

両成長温度において、Bi の添加で Ag 薄膜の粒径は減少したが、表面平坦度は向上した。Ag 薄膜の(111)配向性は Bi の添加によって 320°C で低くなり、160°C で高くなった (図 11)。320°C における(111)配向性の低下は、Bi クラス

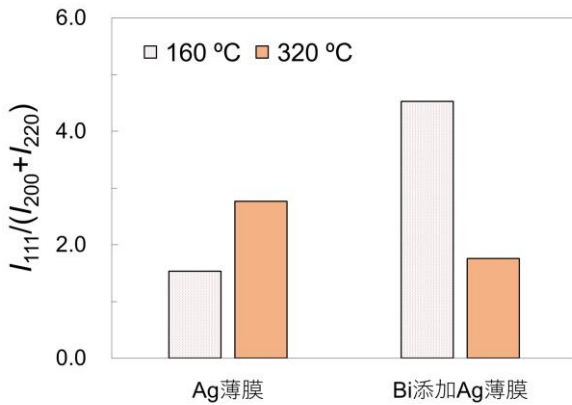


図 11. Bi の添加による Ag 薄膜の(111)配向性の変化.

ターの形成に起因する。さらに、Bi 添加による Ag 薄膜に含まれる結晶欠陥の変化を解析した。ここで、Ag 薄膜中の結晶欠陥に積層欠陥を仮定し、オーステナイト鋼の解析方法を以下のように Ag 薄膜に適用した。最初に、Ag 薄膜に PI フィルム由来の歪が加わっていないことを、式(3)を応用して実証した⁸⁾。薄膜に長周期的な歪が加わっていない場合、XRD パターンの回折角度から積層欠陥確率 (SFP) を以下のように計算できる¹⁴⁾。

$$(2\theta_{200} - 2\theta_{111})_{CW} - (2\theta_{200} - 2\theta_{111})_{ANN} = \frac{-45\sqrt{3}}{\pi^2} \left[\tan \theta_{200,ANN} + \frac{1}{2} \tan \theta_{111,ANN} \right] SFP, \quad (4)$$

ここで、CW (cold-worked sample) の θ は実験結果から得られる回折角度、ANN (annealed sample) の θ は理論値から導かれる回折角度とした。式(4)による解析の結果、両方の成長温度でSFPは大きく減少した (図 12)。これより、Bi を添加して成長条件を最適化することで、高い表面平坦度、高い(111)配向性、低い欠陥密度を備えた Ag 薄膜を得られることが明らかになった。

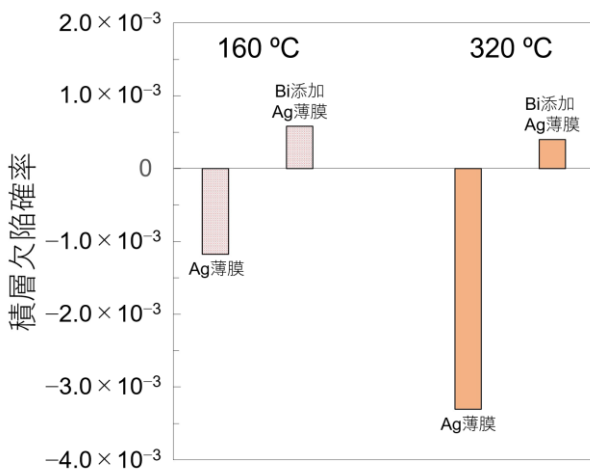


図 12. Bi の添加による Ag 薄膜の積層欠陥確率の変化.

6. むすび

RF マグネトロンスパッタ法による Sb 系化合物半導体および Ag 薄膜の成長において、著者は添加したドーパントが結晶成長に与える影響を解析した。ドーパントの添加量を調整することで、これらの薄膜の構造的な無秩序性は小さくなり、優先配向を制御できることが明らかになった。本成果は半導体薄膜の低温成長、金属薄膜の安定化に繋がる。ドーパント支援結晶化が MOD 法による酸化物半導体薄膜の成長に効果のあることを示した以前の報告に続き、半導体薄膜、金属薄膜のスパッタ成長で有効であることを実証した。よって、ドーパント支援結晶化は様々な製造方法、様々な材料に対して有効な技術であると考えられる。

謝 辞

原著論文において、無機薄膜材料の溶出試験および環境に与える影響の解析**に多大なるご協力をいただいた、島根大学医学部講師 藤原純子先生に心より御礼申し上げます。

**添加した金属が結晶成長、薄膜特性に与える影響を本稿で簡単に紹介した。さらに、添加物が薄膜の水溶液中での安定性、耐環境性を向上させることを、原著論文で示している。

文 献

- 1) E. Peksu, H. Karaagac, Doping and annealing effects on structural, electrical and optical properties of tin-doped ZnO thin films, *J. Alloys Compd.* **764** (2018) 616–625. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.101>
- 2) T. Gougousi, Low-Temperature Dopant-Assisted Crystallization of HfO₂ Thin Films, *Cryst. Growth Des.* **21** (2021) 6411–6416. <https://doi.org/10.1021/acs.cgd.1c00875>
- 3) A.R. Mohmad, F. Bastiman, C.J. Hunter, J.S. Ng, S.J. Sweeney, J.P.R. David, The effect of Bi composition to the optical quality of GaAs_{1-x}Bi_x, *Appl. Phys. Lett.* **99** (2011) 042107. <https://doi.org/10.1063/1.3617461>
- 4) 西本尚己, 金属有機化合物分解法による酸化物半導体薄膜の成長, 島根県産業技術センター研究報告 **57** (2021) 10–14.
- 5) N. Nishimoto, J. Fujihara, Characterization of flexible dilute nitride InSbN thin films and exploratory study for epidermal optoelectronics, *Mater. Chem. Phys.* **274** (2021) 125160. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2021.125160>
- 6) N. Nishimoto, J. Fujihara, Improvement of the structural properties and environmental stability of flexible InSb thin films by dopant-assisted crystallization, *Appl. Phys. A* **128** (2022) 550. <https://doi.org/10.1007/s00339-022-05694-8>
- 7) N. Nishimoto, J. Fujihara, Bismuth-assisted low-temperature growth of flexible GaSb thin films by multi-cathode RF magnetron sputtering, *J. Mater. Sci.* **58** (2023) 11174–11186. <https://doi.org/10.1007/s10853-023-08735-6>

- 8) N. Nishimoto, J. Fujihara, Crystallinity and adhesiveness improvements of Ag thin films by Bi- and Sb-assisted growth, submitted.
- 9) N. Nishimoto, J. Fujihara, Defect and interface analyses of non-stoichiometric n-type GaSb thin films grown on Ge(100) substrates by rapid thermal annealing, *Phys. B* **537** (2018) 349–354.
<https://doi.org/10.1016/j.physb.2018.03.004>
- 10) N. Nishimoto, J. Fujihara, Characterization of a Flexible InGaSb/PI Thin Film Grown by RF Magnetron Sputtering and Aqueous Stability Improvement via Surface Coating, *Phys. Stat. Solidi A* **216** (2018) 1800860. <https://doi.org/10.1002/pssa.201800860>
- 11) N. Nishimoto, J. Fujihara, Physicochemical and biocompatibility analyses of surface-coated In_{0.57}Sb_{0.43} thin films under aqueous conditions, *Int. J. Mod. Phys. B* **33** (2019) 1950109.
<https://doi.org/10.1142/S0217979219501091>
- 12) R.P.I. Adler, C.N.J. Wagner, X-ray diffraction study of a bulk, polycrystalline Ag-9 at. pct Sn alloy deformed in compression, *Metall. Mater. Trans. B* **1** (1970) 2791–2797. <https://doi.org/10.1007/BF03037816>
- 13) N. Nishimoto, J. Fujihara, Control of the conduction mechanism via the formation of native defects in RF-magnetron-sputtered GaSb thin films on Ge(100) substrates, *J. Cryst. Growth* **468** (2017) 732–736.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2016.11.082>
- 14) M. Walter, L.M. Roncery, S. Weber, L. Leich, W. Theisen, XRD measurement of stacking fault energy of Cr-Ni austenitic steels: influence of temperature and alloying elements, *J. Mater. Sci.* **55** (2020) 13424–13437. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04953-4>