

ワイドギャップ酸化物半導体 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ の不純物制御と 最適 n 型ドーパントの探索

産業技術総合研究所 電子光基礎技術研究部門 富岡泰秀

Exploring of Dopant and Purification for Wide-Gap Semiconductor, $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$

Yasuhide Tomioka

Research Institute for Advanced Electronics and Photonics, National Institute of Advanced
Industrial Science and Technology (AIST)

n 型ドーパントとして錫をドーピングした、ワイドギャップ酸化物半導体 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 単結晶を、浮遊熔融法により育成し、抵抗率やホール効果の温度依存性測定を行って、電気伝導特性を評価した。錫は昇華が激しく、結晶中に固溶するのは、仕込み量の数 10% 程度になるが、キャリア濃度を $10^{17}\sim 10^{18}\text{cm}^{-3}$ 程度に制御でき、残留シリコンに加えて、錫もドナーとなることが明らかになった。移動度のキャリア濃度依存性などは、ドーパントとしてシリコンを用いた場合とほぼ同様の結果になり、また、本研究でも、鉄やマグネシウムといったアクセプター的不純物によるドナーの補償に起因する不純物伝導の発現が見られた。

Single crystals of the Sn-doped $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ have been prepared by the floating zone method. Due to a massive sublimation of Sn, the amount of Sn in a crystal reduced to several ten's % of the nominal value. However, the carrier density could be changed from 10^{17} to 10^{18}cm^{-3} higher than the carrier density expected from residual Si. Variation of the mobility with carrier density for Sn: $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ is comparable with that for Si: $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$. Due to the compensation of donors by acceptor-like impurities, such as Fe and Mg, the n-type conduction is replaced with the impurity conduction at lower temperatures, similarly to the case of Si: $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$.

1. はじめに

近年、高電圧 / 大電力を制御するパワーデバイスに対する関心が高まっています。酸化ガリウム $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ は、約 5eV のワイドバンドギャップを有し^{1,2)}、高い絶縁破壊電界が期待できることから、シリコンカーバイド (SiC)、窒化ガリウム (GaN) と並んで、第 3 世代パワーデバイス材料として注目されています。 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ は、SiC や GaN と異なり、edge-defined film-fed growth (EFG) 法^{3,4)}等、融液成長による大型単結晶育成が可能で、低コスト化を見込める長所があり、国内では、株式会社タムラ製作所による単結晶基板の作製をはじめ、独立行政法人 情報通信研究機構、東京農工大等において、分子線エピタキシー (Molecular Beam Epitaxy; MBE) による薄膜作製を基軸とした、ショットキーバリアダイオード (Schottky Barrier Diode; SBD) や電解効果トランジスタ (Field Effect Transistor; FET) の作製等、直近の応用展開を視野に入れた研究開発も精力的に行われてきています⁵⁻⁷⁾。

β -Ga₂O₃ では、酸素欠損の生成エネルギーが高く、また、深い順位のドナーとなるため、電気伝導には寄与せず、原料中に不純物として含まれている Si がドナーとなり、*n* 型半導体特性を示します^{2,8)}。本研究では、Si と同様、結晶中において容易に +4 のイオンとなる錫(Sn)をドーパントとして用い⁹⁾、浮遊溶融(Floating Zone; FZ)法によって、ドープレ量を様々に変化させた単結晶を育成して、輸送現象の評価を行いました。

2. 実験方法

2.1 FZ法によるSn: β -Ga₂O₃単結晶の育成

β -Ga₂O₃ 粉末(三津和化学薬品株式会社純度 6N)および SnO₂ 粉末(高純度化学研究所、純度 3N)を所定比[(Ga_{1-x}Sn_x)₂O₃ ($x=10\sim 100\times 10^{-6}$)]に混合後、それを、直径約 10mm、長さ約 60mm のロッド状に成形し、さらにそのロッドを、管状炉にて、酸素気流中、1350℃、24h 焼成し、多結晶ロッドを作製します。粉末混合時、通常用いるメノウ乳鉢では、Si の混入が懸念されるため、アルミナまたはテフロン乳鉢を用いました。また、多結晶ロッド焼成時にも、通常は、長さ 100cm のアルミナ(SSA-S)製炉心管を用いるのですが、加熱によって両端をシールしているシリコン栓からの汚染が懸念されるため、長さ 150cm の炉心管を用い炉中心から両端までの距離を長くし、さらに、両端を SUS304 製 NW50 真空用フランジを用いてシールしました。この結果、1350℃で焼成中であっても、炉心管両端の温度は、(直接手で触れることができる)室温より少し高い程度に低減され、焼成時における Si の混入を低下させることができました。

その後、焼成した多結晶ロッドを用いて、FZ 炉において、結晶育成を行います。育成中、多結晶ロッドからの原料の昇華を低減させるため、雰囲気として、酸素(3%)を含む酸素/アルゴン混合[O₂(3%)/Ar]ガスを用い、また、成長速度は、15–20mm/h としました。Fig.1 には、Sn をドーパ($x=60\times 10^{-6}$)して育成した結晶の写真を示します。成長方向は、単斜晶の *b* 軸に平行でした。

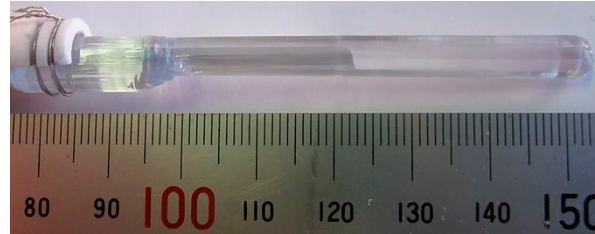


Fig.1 Photograph of Sn: β -Ga₂O₃ crystal ($x=60\times 10^{-6}$) prepared by floating zone method.

2.2 オーミック電極の形成と電気伝導特性の評価

抵抗率の温度依存性、およびホール係数の測定は、Physical Property Measurement System (PPMS) (Quantum Design Inc.)を用いて行いました。電極については、試料に超音波半田を用いてインジウムを塗布した後、空气中、800℃でインジウムを試料中に熱拡散させることによって、オーミックな接触を示す電極を形成しました。接触抵抗は、数 10Ωでした。また、輸送電流は、単斜晶の *b* 軸方向に平行となるように流しました。

3. 結果と考察

3.1 *n*型半導体伝導から不純物伝導への変化

Fig.2 (a) は、Sn の添加量を様々に変化させて作製した 4 種類の結晶の抵抗率(ρ)の温度依存性を示します。Fig.2 (b) に表示されている数字は、300K における Hall 効果から得られた Hall キャリア濃度を表し、試料 #1 (#4) は、最も低(高)く、 $1.07 (5.8)\times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ と

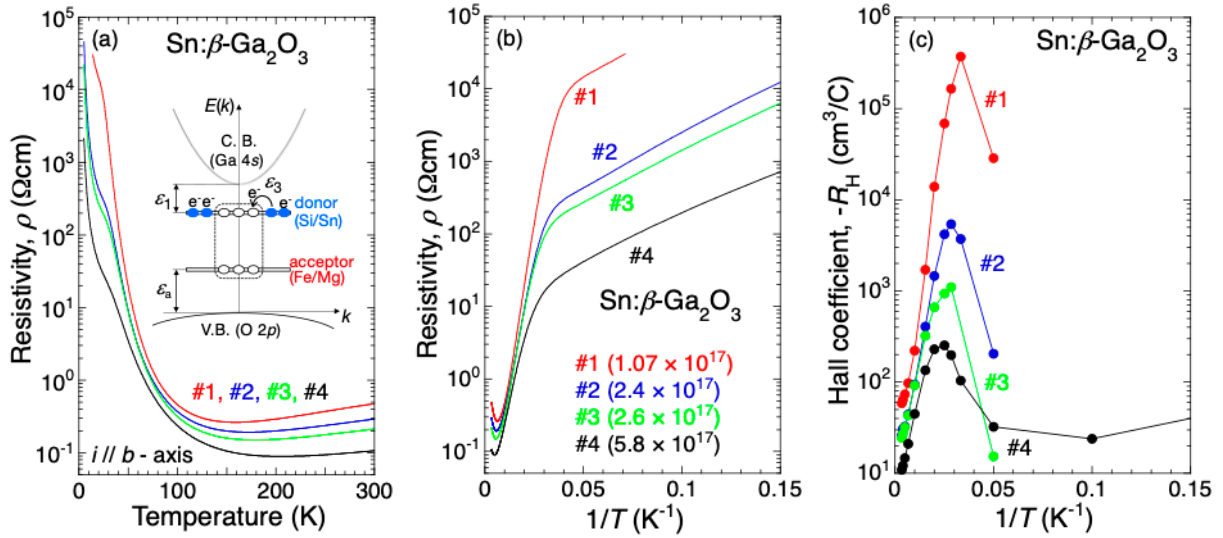


Fig. 2 (a) resistivity (ρ) vs. temperature (T), (b) ρ vs. $1/T$, and (c) Hall coefficient ($-R_H$) vs. $1/T$ for Sn: β - Ga_2O_3 crystals of #1, #2, #3, and #4. Inset of (a) indicates a schematic band structure for Sn: β - Ga_2O_3 . ε_1 (ε_a) is a donor (acceptor) binding energy, and ε_3 is a hopping energy between $\text{Si}^{4+}/\text{Sn}^{4+}$ and $\text{Si}^{3+}/\text{Sn}^{3+}$.

なっています。Fig.2(a)において室温から100–200Kまでの温度範囲では、金属的挙動($d\rho/dT > 0$)を示していますが、100–150Kよりも低温になると、半導体的挙動($d\rho/dT < 0$)へ変化します。また、 $T < 50\text{K}$ では、どの結晶にも、抵抗率の上昇が小さくなるようなanomalyが見えています(例えば、#1では、約25K)。Fig.2(b)は、抵抗率を温度の逆数($1/T$)に対してプロットしたのですが、全ての試料について、 $1/T \sim 0.03$ 付近に、抵抗率に明確な折れ曲がりが見えています。これが、Fig.2(a)におけるanomalyに対応しています。さらに、Fig.2(c)は、ホール係数($-R_H$)を、 $1/T$ に対してプロットしたのですが、抵抗率の折れ曲がりに対応して、 $-R_H$ にもピークが見えており、Figs.2(b) and 2(c)は、 $1/T \sim 0.03$ を境に、伝導機構が質的に変化することを示しています。

Fig.2(a)の挿入図は、 β - Ga_2O_3 のバンド構造を模式的に示したのですが、高温($1/T < 0.03$)では、電子がドナー準位から励起される n 型半導体伝導 [$\rho \sim \exp(\varepsilon_1/k_B T)$ (ε_1 ; ドナーの束縛エネルギー、 k_B ; Boltzmann constant)]を示すが、低温になると、空(イオン化したまま)のドナー($\text{Si}^{4+}/\text{Sn}^{4+}$)と電子に占有されたドナー($\text{Si}^{3+}/\text{Sn}^{3+}$)の間を電子が飛び移る不純物伝導 [$\rho \sim \exp(\varepsilon_3/k_B T)$, ε_3 ; 飛び移りに要するエネルギー]¹⁰⁻¹⁴⁾に変化することを示しています。不純物伝導は、ドーパされたゲルマニウム(Ge)をはじめ、多くの従来型半導体で見出されています¹⁰⁻¹⁴⁾。不純物伝導の発現は、すなわち、ドナー(Si/Sn)の一部が、アクセプターの不純物(Fe/Mg)によって補償され、低温になってもイオン化したままのドナーが存在している、ことに起因しています。

3.2 n_H vs. $1/T$ プロット

Fig.3は、各試料について、Hall効果から得られたHallキャリア濃度 $n_H [= -(eR_H)^{-1}]$ を $1/T$ に対してプロットしたものです。この図からも、高温では、半導体の特徴的な、温度の低下とともに n_H が減少していく振る舞いが見られ、また、より低温にしていくと、極小値を示したのち、不純物伝導に移り変わっていく様子がわかります。

n 型半導体特性を示す温度領域では、 m_n^* を有効質量として、キャリア濃度 n 、ドナー濃度 N_D 、アクセプター濃度 N_A の間に、以下の式が成立します。(ε_1 は、Si, Sn で同一であると仮定します。)

$$\frac{n(n + N_A)}{N_D - N_A - n} = \frac{N_C}{2} \exp\left(-\frac{\varepsilon_1}{k_B T}\right), \quad (1)$$

$$\left[N_C = 2 \left(\frac{2\pi m_n^* k_B T}{h^2} \right)^{3/2} \right]$$

ここで、伝導バンドにおける電子の有効質量については、DFT 計算などから、 $m_n^*/m_0 = 0.23 \sim 0.34$ (m_0 は、電子の質量)^{1,2,15,16)} という結果が報告されています。試料 #3 の n 型半導体特性を示す温度領域の n_H vs. $1/T$ について、 $m_n^*/m_0 = 0.3$ として、(1) 式を用いてフィッティングすると、 $N_D = 3.8 \times 10^{17}$ (cm^{-3}), $N_A = 2.8 \times 10^{16}$ (cm^{-3}), $\varepsilon_1 = 24.2$ (meV) が得られます。Fig.3 の挿入図における実線は、これらの値を用いて計算した結果です。

試料 #3 については、誘導結合プラズマ質量分析法 (Inductively Coupled Plasma Mass Spectroscopy; ICP-MS) により、試料中に含まれる不純物元素について定量分析を行いました。結果を Table 1 に示します。

Table 1. Concentrations of residual impurity elements in #3 crystal analyzed using the inductively-coupled plasma mass spectroscopy (ICP-MS).

element, M	concentration (wtppm)	concentration, $N(M)$ (cm^{-3})	impurity type
Al	0.9 [0.7]	1.18×10^{17}	neutral
Fe	0.1 [0.3]	6.34×10^{15}	acceptor
Mg	0.2 [0.2]	2.91×10^{16}	acceptor
Si	1.8 [2.0]	2.27×10^{17}	donor
Sn	0.8	2.38×10^{16}	donor

Table 1 に示されるように、主な不純物元素は、Si 以外に、Al, Fe, Mg があり、本研究と同じ出発原料を用いている文献の分析結果 (Table 1, 2 列目の括弧内)¹⁷⁾ とほぼ同じになりました。Table 1 では、 $N(\text{Sn}) = 2.38 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$ ですが、Fig. 2 において、 $N_D = 3.8 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ 、Table 1 において、 $N(\text{Si}) = 2.27 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ なので、 N_D の不足分、 $N_D - N(\text{Si}) = 1.53 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ を、錫が担っていると考えられ、実際の $N(\text{Sn})$ は、Table 1 の値よりも大きく、この $N_D - N(\text{Si}) = 1.53 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ に近いのではないかと考えられます。Table 2 には、#1, #2, #3, #4 について、Sn の仕込み量と、 $m_n^*/m_0 = 0.3$ として、(1) 式によるフィッティングによって得られた N_D, N_A を示します。試料 #3 の Sn の仕込み量は、 $2.27 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ [($\text{Ga}_{1-x}\text{Sn}_x$)₂O₃ ($x = 60 \times 10^{-6}$)] なので、結晶中に実際に取り込まれた Sn の量は、仕込み量

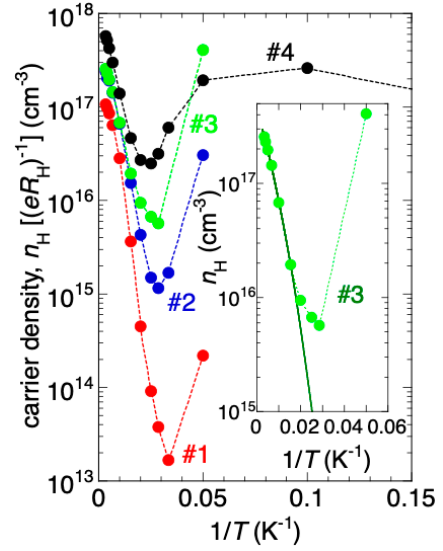


Fig. 3 Hall carrier density (n_H) vs. $1/T$ for #1, #2, #3, and #4. (inset) Comparison between n_H for #3 and calculated results from eq. (1) with $m_n^*/m_0 = 0.3$ (m_0 ; bare electron mass), $N_D = 3.8 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$, $N_A = 2.8 \times 10^{16} \text{cm}^{-3}$, and $\varepsilon_1 = 24.2$ (meV).

の7%程度になっていることがわかりました。

Table2には、#2, #4についても、 $N(\text{Si}) = 2.27 \times 10^{17} (\text{cm}^{-3})$ とした場合の、 $N_D - N(\text{Si}) [= N(\text{Sn})]$ も示します。これより、#2, #4についても同様に、結晶中に実際に取り込まれたSnの量は、仕込み量の約25%程度に減少していることがわかりました。Snは、昇華しやすいため、このように、仕込み量に比べ減少すると考えられます。しかしながら、Table2に示されるように、試料#2, #3, #4の N_D は、残留Siの量を上回っており、残留Siに加えて、Snもドナーになっていることが示されました。また、Fig.3において、 $N_A = 2.83 \times 10^{16} (\text{cm}^{-3})$ 、Table1において、 $N(\text{Fe}) + N(\text{Mg}) = 3.54 \times 10^{16} (\text{cm}^{-3})$ から、 $N_A \sim N(\text{Fe}) + N(\text{Mg})$ と考えられます。

Table2. nominal amount of Sn, N_D and N_A estimated from eq. (1) with setting $m_n^* = 0.3$, and $N_D - N(\text{Si}) [N(\text{Si}) = 2.27 \times 10^{17}] (\text{cm}^{-3})$ in #1, #2, #3, and #4.

sample	Sn (nominal)	N_D	N_A	$N_D - N(\text{Si}) [=N(\text{Sn})]$
#1	3.79×10^{17}	1.63×10^{17}	2.10×10^{16}	
#2	7.57×10^{17}	4.16×10^{17}	8.28×10^{16}	1.89×10^{17}
#3	2.27×10^{18}	3.80×10^{17}	2.83×10^{16}	1.53×10^{17}
#4	3.79×10^{18}	1.24×10^{18}	2.05×10^{17}	1.01×10^{18}

3.3 移動度の解析

電気伝導度(σ)は、移動度(μ)を用いて、 $\sigma = ne\mu$ と表され、Fig.4は、試料#1, #2についての、抵抗率とHall効果(Fig.2)から得られたHall移動度(μ_H)の温度依存性を示します。Fig.4には、格子振動(μ_L)、光学フォノン(μ_P)、中性不純物(μ_N)、イオン化不純物(μ_I)、それぞれからの散乱に起因する移動度の計算値、および、これらを総合した移動度($\mu_{\text{tot}}^{-1} = \mu_L^{-1} + \mu_P^{-1} + \mu_N^{-1} + \mu_I^{-1}$)も示されています。 μ_L ¹⁸⁾は、

$$\mu_L = \frac{(8\pi)^{1/2} \hbar^4 e d v^2}{3 \varepsilon_{1n}^2 m_n^*{}^{5/2} (k_B T)^{3/2}} \quad (2)$$

と表され、 d , v , ε_{1n} は、密度、縦音速、変形ポテンシャル、をそれぞれ表します。同様に μ_P ^{19,20)}は、

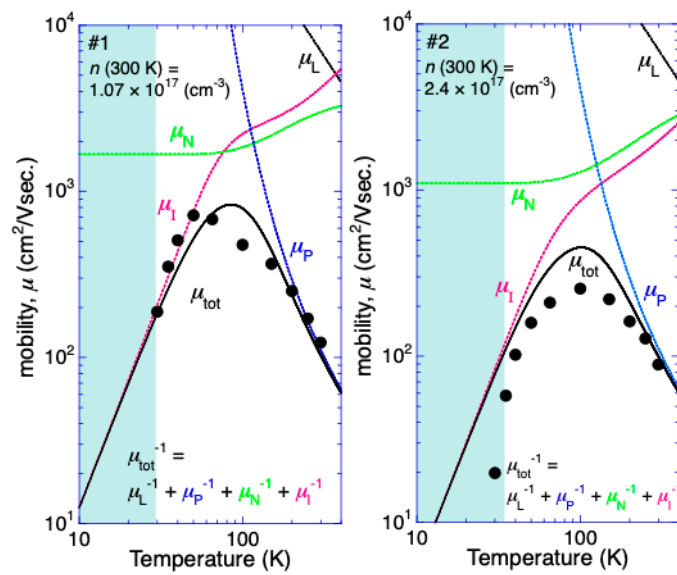


Fig. 4 Temperature profiles of Hall mobility $\mu_H [= -R_H/(\rho)]$ for #1 (a) and #2 (b). Dotted lines are calculated mobilities due to scatterings by the lattice μ_L (thick), polar optical phonons μ_P (blue), neutral impurities μ_N (green), and ionized impurities μ_I (magenta). Total mobility μ_{tot} is approximated as $\mu_{\text{tot}}^{-1} = \mu_L^{-1} + \mu_P^{-1} + \mu_N^{-1} + \mu_I^{-1}$. Equations of the respective mobilities are written in the text. Parameters used for calculations are listed in Table 3. Shaded areas are temperature regions where impurity conduction dominates.

$$\mu_P = \frac{\kappa^*}{eNm_n^*} \left[\frac{\hbar^3}{2m_n^*\omega_0(1 + \hbar\omega_0/E_g)} \right]^{1/2} (1 - 5k_B T/E_g) \quad (3)$$

と表され、 $1/\kappa^* = 1/\kappa_\infty - 1/\kappa_0$, $N = 1/[\exp[\hbar\omega_0/k_B T] - 1]$, E_g はバンドギャップ、をそれぞれ表し、 $\hbar\omega_0, k_B T \ll E_g$ である故に、

$$\mu_P = \frac{\kappa^*}{eNm_n^*} \left(\frac{\hbar^3}{2m_n^*\omega_0} \right)^{1/2} \quad (3')$$

と近似されます。 κ_0/κ_∞ は、それぞれ、低周波 / 高周波における誘電率、 ω_0 は、対応する光学フォノンの振動数です。 $\mu_N^{(21)}$ は、

$$\mu_N = \frac{m_n^* e^2}{20N_N \kappa^2 \hbar^3} \quad (4)$$

と表され、 $N_N = N_D - N_A - n + N(\text{Al})$, κ は誘電率です。最後に、 $\mu_I^{(22-24)}$ は、

$$\mu_I = \frac{2^{7/2} \kappa^2 (k_B T)^{3/2}}{\pi^{3/2} m_n^{*1/2} e^3 N_I} [\ln(1+b) - b(1+b)]^{-1} \quad (5)$$

と表され、 $N_I = n + 2N_A$, $b = 6\kappa m_n^* (k_B T)^2 / (\pi n' \hbar^2 e^2)$ 。 n' は、

$$n' = \frac{n F_{-1/2}(y)}{F_{1/2}(y)} + (n + N_A) \left(1 - \frac{n + N_A}{N_D} \right) \quad (6)$$

Table 3. Parameters used for mobility calculations due to scatterings by the lattice $\mu_L = (8\pi)^{1/2} \hbar^4 e d v^2 / [3\varepsilon_{\text{ln}}^2 m_n^{*5/2} (k_B T)^{3/2}]$, polar optical phonons $\mu_P = \kappa^* / (eNm_n^*) [(\hbar^3 / (2m_n^*\omega_0))]^{1/2}$ with $1/\kappa^* = 1/\kappa_\infty - 1/\kappa_0$ and $N = 1/[\exp[\hbar\omega_0/(k_B T)] - 1]$, neutral impurities $\mu_N = m_n^* e^2 / (20N_N \kappa^2 \hbar^3)$, and ionized impurities $\mu_I = 2^{7/2} \kappa^2 (k_B T)^{3/2} / (\pi^{3/2} m_n^{*1/2} e^3 N_I) [\ln(1+b) - b(1+b)]^{-1}$ with $b = 6\kappa m_n^* (k_B T)^2 / (\pi n' \hbar^2 e^2)$ and $n' = n F_{-1/2}(y) / F_{1/2}(y) + (n + N_A) [1 - (n + N_A) / N_D]$.

Parameters	Values
effective mass of the conduction electron, m_n^* [g]	$0.3m_0$
density, d [g/cm ³]	5.94^a
longitudinal sound velocity, v [cm/s]	$6.8 \times 10^5^b$
acoustic deformation potential, ε_{ln} [eV]	6.9^c
dielectric constant at low frequency, κ_0 and permittivity, κ	10.2^d
dielectric constant at high frequency, κ_∞	3.57^e
frequency of the polar optical phonon, ω_0 [meV]	44^f

^aThe x-ray density indicated in Ref. 25.

^bThe averaged value of the longitudinal acoustic (LA) phonon group velocities along [001], [100], and [010] directions in Ref. 26.

^cThe values are cited from Ref. 20.

^dThe static dielectric constant of the flux-grown crystals of β -Ga₂O₃ in Ref. 27.

^eThe value is cited from Ref. 28.

^fThe value is cited from Ref. 29.

と表され、 $F_m(y)$ は、フェルミ積分で、以下のように表されます。

$$F_m(y) = \int_0^{\infty} x^m / [1 + \exp(x - y)] dx \quad [y = (E_F - E_C)/(k_B T)] \quad (7)$$

(7)式において、 E_F , E_C は、それぞれ、フェルミエネルギー、伝導バンドの底に対応するエネルギーで、 $F_{-1/2}(y)/F_{1/2}(y) \sim 1$ です。

各移動度の計算に用いた変数の値を Table3 に示します。Fig.4 に示されるように、300 K 付近では、#1 の Hall 移動度は、100 ($\text{cm}^2/\text{Vsec.}$)を超えますが、図から分かるように、 $\mu_{\text{tot}} \sim \mu_P$ 、すなわち、室温付近の移動度は、光学フォノン [$\hbar\omega_0 = 44(\text{meV})$]による散乱によって律速されていることがわかります。これは、他の酸化物半導体 SrTiO_3^{30} , TiO_2^{31} , SnO_2^{32} についても、同様の報告例があり、金属元素と酸素イオンとの結合に、イオン結合性の度合いが強く含まれていることに起因していると考えられています。また、#1は、50K 近くになると、移動度が最高値 [$\sim 717(\text{cm}^2/\text{Vsec.})$]を示すが、50K 以下になると、 $\mu_{\text{tot}} \sim \mu_I$ となって、Fe, Mg などのイオン化不純物による散乱に律速されるようになります。これら、Fe, Mg は、深いアクセプターなので³³⁾、電気伝導には直接的には寄与しませんが、イオン化不純物となって、低温でのキャリア散乱の主要因になっています。

Fig.5 は、 $\text{Si}:\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ および $\text{Sn}:\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ の、300K における Hall 移動度(μ_H)を Hall キャリア濃度(n_H)に対してプロットしたものです。両者の間で大きく異なる様子は見られないものの、 $\text{Si}:\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ の μ_H は、 n_H の増加に伴い、150~75 ($\text{cm}^2/\text{Vsec.}$)に変化する一方、 $\text{Sn}:\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ の場合は、もう少し、データ点が必要と考えられますが、 $\text{Si}:\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ に比べると変化が緩やかで、 n_H が、 $10^{18}(\text{cm}^{-3})$ に近づいても、100 ($\text{cm}^2/\text{Vsec.}$)近くを維持しているように見えます。この違いには、さらなる検討が必要ですが、 Si^{4+} , Sn^{4+} のイオン半径の相違に起因する結晶性の違いなどが関係しているかもしれません。

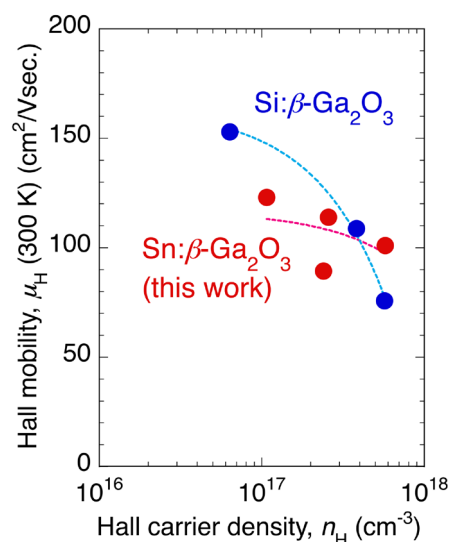


Fig.5 Variations of μ_H (300 K) with n_H for $\text{Si}:\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ and $\text{Sn}:\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$

4. 結論

n 型ドーパントとして錫をドーブした、ワイドギャップ酸化物半導体 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ 単結晶を、浮遊溶融法により育成し、電気伝導特性を評価した。錫は昇華が激しく、結晶中に固溶するのは、仕込み量の数%~数10%程度になるものの、残留シリコンに加えて、錫もドナーとなることが明らかになった。移動度のキャリア濃度依存性などは、ドーパントしてシリコンを用いた場合とほぼ同様だった。錫をドーパントとする場合、昇華を考慮しながらドーブ量を制御する必要があるため、シリコンよりも良いドーパントである、ということはいできない。

シリコンは、最も大きいクラーク数を有するので、外部環境からの混入を危惧したが、2で示した実験方法により、外部環境からの混入を防ぐことができる。

移動度は、格子振動、光学フォノン、中性不純物、イオン化不純物、それぞれからの散乱による移動度を総合した計算結果と、比較的よく一致する。室温付近では、光学フォノンによる散乱によって移動度が律速される。さらに、本研究でも、低温にすると、不純物伝導の発現が見られた。鉄、マグネシウムは、深いアクセプターなので、電気伝導に直接影響を与えないが、低温での移動度を律速していることや、ドナーを補償して不純物伝導発現の原因となっていることが明らかになった。

5. 謝辞

筆者の所属する産業技術総合研究所 電子光基礎技術研究部門の伊藤 利充氏には、 β -Ga₂O₃ 種結晶の提供など実験にあたって協力していただきました。本研究は、公益財団法人 日本板硝子材料工学助成会 令和3年度(第43回)研究助成を受けて実施されたものです。助成にあたり、同助成会に対して深く感謝申し上げます。

6. 参考文献

- 1) H. He, R. Orlando, M. A. Blanco, R. Pandey, E. Amzallag, I. Baraille, and M. Rerat, *Phys. Rev. B* **74**, 195123 (2006).
- 2) J. B. Varley, J. R. Weber, A. Janotti, and C. G. Van de Walle, *Appl. Phys. Lett.* **97**, 142106 (2010).
- 3) H. Aida, K. Nishiguchi, H. Takeda, N. Aota, K. Sunakawa, Y. Yaguchi, *Jpn. J. Appl. Phys.* **47** (2008) 8506.
- 4) A. Kuramata, K. Koshi, S. Watanabe, Y. Yamaoka, T. Masui, and S. Yamakoshi, *J. Appl. Phys.* **55**, 1202A2 (2016).
- 5) K. Sasaki, A. Kuramata, T. Matsui, E.G. Villora, K. Shimamura, and S. Yamakoshi, *Appl. Phys. Express* **5**, 035502 (2012).
- 6) M. Higashiwaki, K. Sasaki, A. Kuramata, T. Matsui, and S. Yamakoshi, *Appl. Phys. Lett.* **100**, 013504 (2012).
- 7) M. Higashiwaki, *Oyo Buturi* **90**, 283 (2021). [応用物理 第90巻第5号, 283 (2021).]
- 8) E. G. Villora, K. Shimamura, Y. Yoshikawa, T. Ujiie, and K. Aoki, *Appl. Phys. Lett.* **92**, 202120 (2008).
- 9) N. Ueda, H. Hosono, R. Waseda, and H. Kawazoe, *Appl. Phys. Lett.* **70**, 3561 (1997).
- 10) N. F. Mott, *Kinzoku to Hikinzoiku no Butsurei* (金属と非金属の物理) (Metal-Insulator Transitions) (Maruzen, Tokyo, 1990) 2nd ed., p 170 [in Japanese]. [N. F. Mott, in *Metal-Insulator Transitions* (Taylor and Francis, London, 1974) 2nd ed.]
- 11) C. S. Hung and J. R. Gliessman, *Phys. Rev.* **79**, 726 (1950).
- 12) H. Fritzsche, *J. Phys. Chem. Solids* **6**, 69 (1958).
- 13) H. Fritzsche and M. Cuevas, *Phys. Rev.* **119**, 1238 (1960).
- 14) E. A. Davis and W. D. Compton, *Phys. Rev. A* **140**, 2183 (1965).
- 15) M. Mohamed, C. Janowitz, I. Unger, R. Manzke, Z. Galazka, R. Uecker, R. Fornari, J. R. Weber, J. B. Varley, and C. G. Van de Walle, *Appl. Phys. Lett.* **97**, 211903 (2010).
- 16) K. Yamaguchi, *Solid State Comm.* **131**, 739 (2004).
- 17) Y. Tomioka, Y. Ozaki, H. Inaba, and T. Ito, *Jpn. J. Appl. Phys.* **58**, 091009 (2019).

- 18) P. P. Debye and E. M. Conwell, *Phys. Rev.* **93**, 693 (1965).
- 19) B. L. Gelmont, M. Shur, and M. Stroschio, *J. Appl. Phys.* **77**, 657 (1995).
- 20) N. Ma, T. A. Verma, Z. Guo, T. Luo, H. (G.) Xing, and D. Jena, *Appl. Phys. Lett.* **109**, 212101 (2016).
- 21) C. Erginsory, *Phys. Rev.* **79**, 1013 (1950).
- 22) H. Brooks, *Phys. Rev.* **83**, 879 (1951).
- 23) D. Long and J. Myers, *Phys. Rev.* **115**, 1107 (1959).
- 24) D. Chattopadhyay and H. J. Queisser, *Rev. Mod. Phys.* **53**, 745 (1981).
- 25) S. Geller, *J. Chem. Phys.* **33**, 676 (1960).
- 26) Z. Guo, A. Verma, X. Wu, F. Sun, A. Hickman, T. Matsui, A. Kuramata, M. Higashiwaki, D. Jena, and T. Luo, *Appl. Phys. Lett.* **106**, 111909 (2015).
- 27) B. Hoeneisen, C. A. Mead, and M-A. Nicolet, *Solid-St. Electron.* **14**, 417 (1971).
- 28) M. Rebien, W. Henrion, M. Hong, J. P. Mannaerts, and F. Fleischer, *Appl. Phys. Lett.* **81**, 250 (2002).
- 29) T. Onuma, S. Saito, K. Sasaki, K. Goto, T. Matsui, T. Yamaguchi, T. Honda, A. Kuramata, and M. Higashiwaki, *Appl. Phys. Lett.* **108**, 101904 (2016).
- 30) H. P. R. Frederikse and W. R. Hosler, *Phys. Rev.* **161**, 822 (1967).
- 31) R. G. Breckenridge and W. R. Hosler, *Phys. Rev.* **91**, 793 (1953)
- 32) C. G. Fonstad and R. H. Rediker, *Phys. Rev.* **42**, 2911 (1971).
- 33) A. T. Neal, S. Mou, S. Rafique, H. Zhao, E. Ahmadi, J. S. Speck, K. T. Stevens, J. D. Blevins, D. B. Thomson, N. Moser, K. D. Chabak and G. H. Jessen, *Appl. Phys. Lett.* **113**, 062101 (2018).