

RF-MBE による β -Ga₂O₃($\bar{2}01$)基板への Mg ドープ GaN ヘテロ構造の製作

Fabrication of Mg-doped GaN heterostructure on β -Ga₂O₃($\bar{2}01$) substrate by RF-MBE

山口 朋也¹⁾

指導教員 尾沼 猛儀^{1,2)}

研究協力者 早崎 真洸¹⁾, 橋本 真理¹⁾, 山口 智広²⁾, 本田 徹²⁾, 佐々木 公平³⁾, 倉又 朗人³⁾

1) 工学院大学大学院 工学研究科 電気電子工学専攻 固体物性研究室

2) 工学院大学 先進工学部 応用物理学科

3) Novel Crystal Technology, Inc.

キーワード: 窒化ガリウム, ベータ酸化ガリウム, III-V族窒化物半導体, パワーデバイス, MBE

1. 背景

β -Ga₂O₃ は大口径基板を融液成長させることが可能で、バンドギャップが4.5~4.9 eV、臨界電界強度が7 MV/cmという優れた性能を持ち、安価なパワーデバイス用材料として注目されている[1,2]。しかし、これまでのところ、p 型 β -Ga₂O₃ は実現していない。 β -Ga₂O₃ のアクセプタ不純物の候補は Mg, Zn, Be, N などが挙げられるが、全て活性化エネルギー1 eV 以上の非常に深いアクセプタ準位が形成されると理論的に予測されている[3]。実際に Mg をドーピングした結果、抵抗率が増加し、n 型伝導を低下させる働きが確認されたが p 型伝導は得られないという報告がされている[4]。これらの理由から、p 型 β -Ga₂O₃ の製作が非常に困難であることが言える。そこで本研究では、p 型窒化物半導体とのヘテロ接合を検討している。 $(\bar{2}01)$ 面は、酸素原子が三角配置であるため、窒化物半導体の c 面成長に適している。RF-MBE 法では、(100)面への c 面 GaN 成長の報告はあるものの[5]、 $(\bar{2}01)$ 面への成長報告例はない。そこで、本研究では、 $(\bar{2}01)$ 面への Mg ドープ GaN の RF-MBE 成長を行ったので報告する。

2. 実験方法

本研究では、EFG 法にて成長された $1 \times 1 \text{ cm}^2$ の β -Ga₂O₃($\bar{2}01$)基板[6]を用いた。まず、高温処理を基板温度(熱電対温度) $T_s=850^\circ\text{C}$ で15分間行い、続いて窒素流量 0.3 sccm, RF 出力 150 W, $T_s=775^\circ\text{C}$ で60分間の高温窒化処理を行った。その後、 $T_s=550^\circ\text{C}$ で2

分間 GaN 低温緩衝層を成膜した後、Ga をビーム等価圧力(BEP) 3.5×10^{-7} Torr で供給し、 $T_s=775^\circ\text{C}$ で60分間アンドープ GaN の成長を行った。Mg ドープ膜の場合は、基板温度を $T_s=675^\circ\text{C}$ に下げ、Mg セル温度を 360°C にして、Ga ビーム等価圧力は $2.5\text{-}3.5 \times 10^{-7}$ Torr の範囲で変化させた。更に Ga ビーム等価圧力を 3.0×10^{-7} Torr、窒素流量 1.0 sccm, RF 出力 150 W の条件での成長も行った。成長中に反射高速電子線回折(RHEED)にて表面観察を行い。製作した試料は、原子間力顕微鏡(AFM)、レーザー顕微鏡、フォトルミネッセンス(PL)、ゼーベック効果を用いて評価した。

3. 結果と考察

Fig. 1にRHEED像をまとめて示す。高温熱処理により、表面の平坦性の向上が示唆された[Fig. 1(b)]。高温窒化処理により、ウルツ鉱構造GaN層の形成が確認された[Fig. 1(b), 1(c)]。直接成長では3次元スポットパターンが確認された[Fig. 1(f)]。一方、低温緩衝層を用いて成長した膜では、ストリークパターンが観察された[Fig. 1(g)]。[Fig. 1(g), 1(h)], Fig. 2(a)に示すように、直接成長した試料では、GaN薄膜の一部に剝離が観察されたが、低温緩衝層挿入により抑制された[Fig. 2(b)-2(d)]。更に、Ga BEPの供給量の低下に伴い、Ga液滴の減少が確認されたことから、Ga過剰条件からストイキオメトリ条件もしくは、窒素過剰条件になっていることが示唆された。Ga低温緩衝層を挿入した試料では、c面成長が確認された。Fig. 3に示すように、

二乗平均平方根粗さ(RMS)は、全ての膜で3.0 nm程度であった。窒素流量が1.0 sccm、もしくはGa BEPの供給量が 2.5×10^{-7} Torrより少ないとMgドープ膜の表面が粒状になり[Fig. 3(b), 3(e)], Ga BEPの供給量が多いと平坦な表面が確認された[Fig. 3(c), 3(d)]. Fig. 4に示すように、Mgドープ膜は紫外領域と青色発光領域にバンドを示すことが確認された。Table. 1に示すように、Gaビーム等価圧力を 3.0×10^{-7} Torr、窒素流量1.0 sccmの試料においてp型伝導を示した。以上の結果から、Ga過剰条件よりも窒素過剰条件の方が、窒素空孔等によるMgアクセプタの補償が抑制され、p型伝導が得られ易いことが示唆された。

4. 結論

RF-MBE法を用いて、 β -Ga₂O₃($\bar{2}01$)基板上にアンドープGaNとMgドープGaNを成長した。高温熱処理、高温窒化処理、GaN低温緩衝層挿入により、ウルツ鉱構造GaNのc面成長が確認された。Mgドープ膜に関してはp型のGaN膜の成長が確認された。以上の結果は、 β -Ga₂O₃($\bar{2}01$)を用いたダイオード等のパワーデバイス製作の足掛かりとなる。

謝辞

本研究に用いた RF-MBE装置を提供頂いた千葉大学吉川明彦名誉教授に感謝申し上げます。本研究の一部はNEDO戦略的省エネルギー技術革新プログラムの援助を受けた。

参考文献

- [1] M. Higashiwaki, Phys. Stat. Sol. RRL **15**, 2100375 (2021).
- [2] M. Kasu *et al.*, J. Appl. Phys. **56**, 091101 (2017).
- [3] A. Kyrtos *et al.*, Appl. Phys. Rev. **112**, 032108 (2018).
- [4] S. J. Pearton *et al.*, Appl. Phys. Rev. **5**, 011301 (2018).
- [5] S. Ohira *et al.*, Phys. Stat. Sol. C **4**, 2306 (2007).
- [6] A. Kuramata *et al.*, Jpn. J. Appl. Phys. **55**, 1202A2 (2016).

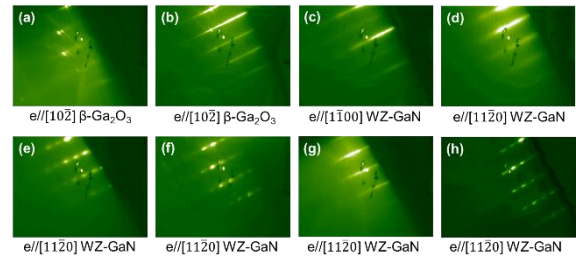


Fig. 1. RHEED patterns: (a) as-received, (b) after thermal cleaning, after nitridation with e-beam along (c) [1100] and (d) [1120], (e) after growth of nucleation layer, (f) direct growth of GaN, after growth of Mg-doped GaN and N₂ flow rate of (g) 0.3 sccm and (h) 1.0 sccm.

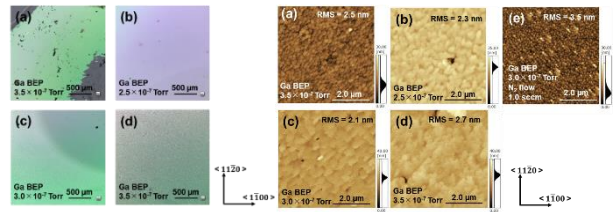


Fig. 2. Laser Microscope images ($\times 5$) of GaN films: (a) undoped GaN without the nucleation layer and (b-e) Mg-doped GaN films. Nucleation layer was introduced for all the films.

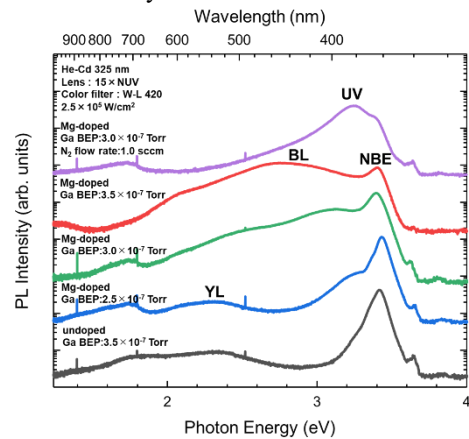


Fig. 3. $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ AFM images of (a) undoped and (b-e) Mg-doped GaN films. Nucleation layer was introduced for all the films.

Fig. 4. PL spectra of undoped and Mg-doped GaN films at RT. Nucleation layer was introduced for all the films.

Table. 1. Seebeck effect measurement of Mg-doped GaN films.

Ga BEP [Torr]	2.5×10^{-7}	3.0×10^{-7}	3.5×10^{-7}	3.0×10^{-7}
N ₂ flow [sccm]	0.3	0.3	0.3	1.0
Carrier type	n	n	n	p