

RF-MBE 法を用いた六方晶および立方晶 InN のエピタキシャル成長

Epitaxial Growth of hexagonal and cubic InN using RF-MBE

吉田貞史^{*}、矢口裕之、土方泰斗、折原 操

Sadafumi Yoshida^{*}, Hiroyuki Yaguchi, Yasuto Hijikata, Misao Orihara

埼玉大学 工学部電気電子システム工学科

Department of Electrical and Electronic Systems, Faculty of Engineering,
Saitama University

Abstract

We have grown InN films on 3C-SiC (001) substrates with and without cubic GaN underlayers by RF-MBE. It was found that, in the case of direct growth on 3C-SiC (001), hexagonal InN grows with the crystal orientation as hexagonal InN [1-100]//3C-SiC [110], while, in the case of the growth on cubic GaN underlayers, cubic InN grows with the crystal orientation as cubic InN [110]//cubic GaN [110]. Photoluminescence emissions from the cubic and hexagonal InN films were clearly observed at around 0.7 eV.

Key Words: InN, hexagonal, cubic, RF-MBE, 3C-SiC, GaN, x-ray diffraction, photoluminescence

1. はじめに

III 族窒化物の安定な結晶構造は六方晶ウルツ鉱型であるが、立方晶である GaAs、3C-SiC 等の(001)基板を用いることで、立方晶閃亜鉛鉱型の結晶構造を得ることができる。立方晶は六方晶に比べて結晶対称性が高いために、キャリア散乱が小さいことやドーピング特性が良いことなど、デバイス応用上優れた物性を示すという期待がある[1]。立方晶 InN についてはこれまで InAs 上[2]やサファイア(01-12)面上[3]に成長した例が報告されているものの、高品質なエピタキシャル膜は得られておらず、その物性値はほとんど解明されていない。

そこで、我々は RF-MBE 法を用いて 3 C-SiC(001)基板上に立方晶 InN (c-InN) の成長を試みた。本報告では、3 C-SiC(001)基板上に成長させた立方晶 GaN(c-GaN)を中間層として用いて InN の成長を行った場合と、中間層を用いずに 3 C-SiC(001)上に直接

InN の成長を行った場合とでは、まったく異なった成長となることが明らかになったので、その結果について述べる。

2. 実験

InN の成長は窒素源に N₂ プラズマを用いた RF-MBE 法を用いて行った。基板に 3C-SiC(001)面を用いた場合と、その上にヘテロエピタキシャル成長させた c-GaN(001)面を用いた場合の 2 通りで成長を試みた。

3 C-SiC(001)上に直接成長させる場合には、初期に基板温度 300℃で 2 分間成長した後に、基板温度を 470-550℃の範囲で条件を変化させて、1 時間成長を行った。c-GaN(001)上に成長させる場合には、厚さ 0.5 μm の c-GaN を成長後、InN を基板温度 300℃で 2 分間成長した後、基板温度を 400-470℃の範囲で条件を変化させて、1 時間の成長を行った。

成長中の結晶構造の様子は RHEED を用い観察した。結晶構造、結晶性、表面状態について X 線回折、SEM を用いて評価を行った。また、成長した InN 薄

〒338-8570 さいたま市桜区下大久保 255
電話：048-858-3470、FAX：048-858-3470
Email：yoshida@opt.ees.saitama-u.ac.jp

膜からのフォトルミネッセンススペクトルを He-Ne レーザー(波長 632.8 nm)を励起光源として温度 5 K で測定した。

3. 結果および考察

図 1(a), (b)に成長後の RHEED 像を示す。(a)は 3C-SiC(001)に直接 InN の成長を行った場合、(b)は中間層に c-GaN を用い、その上に InN の成長を行った場合である。(a)の RHEED 像はストリーク状であり表面が平坦であることを示しているのに対し(b)の RHEED 像はスポット状であり表面が荒れていることを示している。回折像の間隔から (a)は h-InN[1-100] // 3C-SiC[110]となるように h-InN が成長し、(b)の場合は c-InN が c-InN [110] // c-GaN [110]となるように成長していると考えられる。



図 1 InN 成長後の RHEED 像 (a) 3C-SiC(001)上直接成長 (b) c-GaN(001)上成長

図 2 (a), (b)に X 線回折 ω - 2θ スキャンの結果を示す。c-GaN を中間層に用いた場合には c-InN(002)からの回折が確認された。これに対して 3C-SiC(001)に直接 InN の成長を行った場合には h-InN(0002)からの回折のみ確認された。これ以外の面からの回折はまったく見られず h-InN の c 軸が 3C-SiC(001)面に対して垂直に成長していることがわかる。

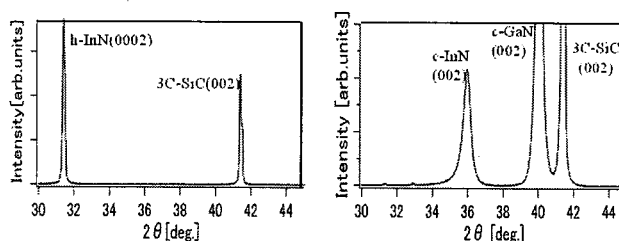


図 2 X 線回折(ω - 2θ スキャン)
(a) 3C-SiC(001)上成長 (b) c-GaN(001)上成長

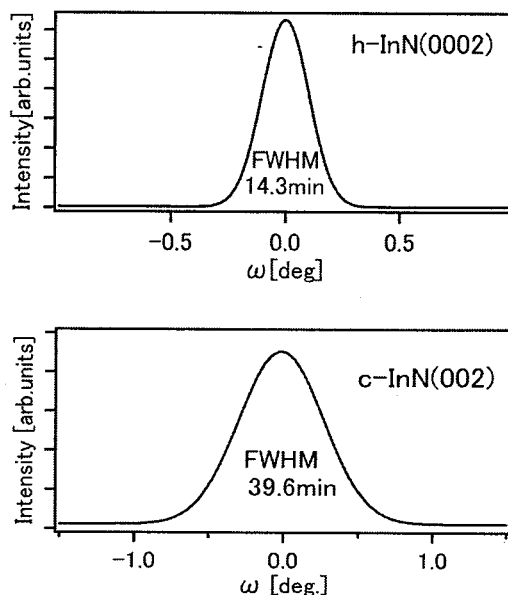


図 3 X 線回折(ω スキャン)
(a) 3C-SiC(001)上成長 h-InN(0002)
(b) c-GaN(001)上成長 c-InN(002)

図 3 (a), (b)にはそれぞれ h-InN(0002)、c-InN(002)の X線ロックアップカーブ(□ スキャン)の結果を示す。h-InN(0002)の半値幅は 14.3min で、c-InN(002)の半値幅が 39.6min であった。

3C-SiC(001)上に成長した h-InN が面内でどのように配向しているのかを明らかにするために pole figure の測定を行った。その結果を図 4 に示す。測定には h-InN(1-102)を用いて行った。

回折点が 6 回対称の位置に現れていることから、3C-SiC[110]/h-InN[1-100]となるようにシングルドメインで成長していることがわかる。このように 3C-SiC 上の h-InN が 12 回対称ではなく、6 回対称となるようにシングルドメインで成長するのは、3C-SiC が[110]と[1-10]とで異方性を有し、かつ我々が用いている 3C-SiC がシングルドメイン[4]であり、その対称性が 4 回対称ではなく 2 回対称であるためと考えられる。

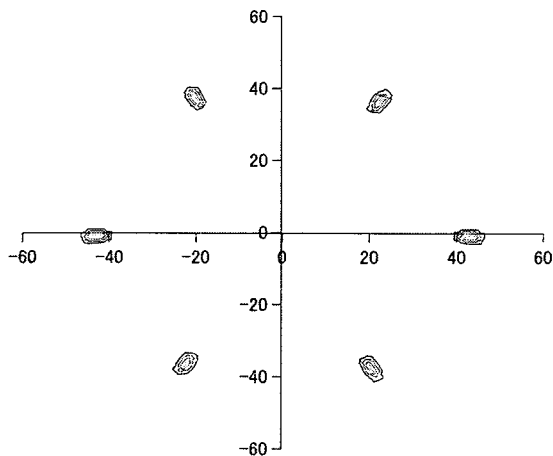


図 4 3C-SiC(001)上成長 h-InN(1-102)の pole figure

c-GaN 上に InN を成長した場合には立方晶相が得られるのに対して、3C-SiC 上に直接成長した場合に h-InN が成長する理由としては基板とエピタキシャル膜の間の格子不整合が大きく関係しているためと

考えられる。すなわち、3C-SiC(001)と c-InN(001)の格子不整合率を求めると 14%[2]であり、これは 3C-SiC(001)と c-GaN(001)の 3.8%[3]に比べて大きい。一方、3C-SiC(110)と h-InN(1-100)の格子不整合率は 0.6%以下と小さい。このように 3C-SiC は立方晶であるにもかかわらず、h-InN との格子不整合率が小さいために、直接成長した場合には六方晶が成長すると考えられる。

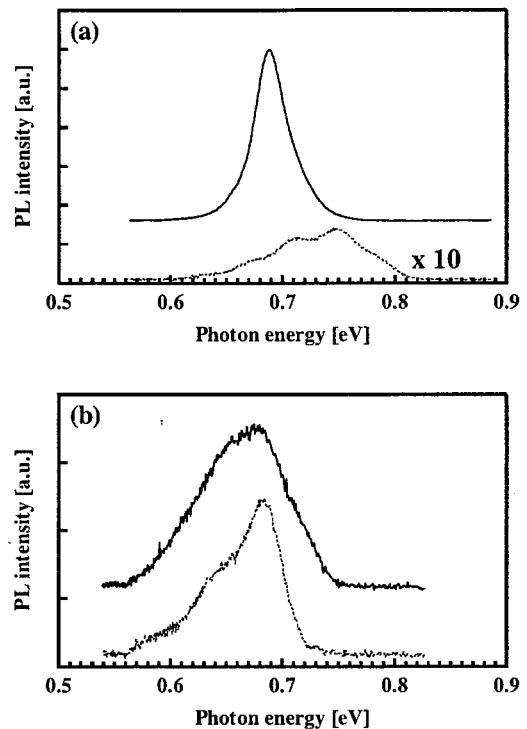


図 5 InN 薄膜からのフォトルミネッセンススペクトル (a) 3C-SiC(001)上に直接成長した場合 (b)c-GaN 中間層上に成長した場合

3C-SiC に直接成長した h-InN と c-GaN 上に成長した c-InN からのフォトルミネッセンススペクトルを図 5 (a), (b)に示す。図 5(a)中の上のスペクトルは 550°C で成長した h-InN から得られたもので 0.69 eV の位置に鋭い発光ピークが見られる。下は 470°C で成長した h-InN からの PL スペクトルである。550°C の場合と比較すると発光が弱く、ピークの位置も高

エネルギー側の 0.75 eV に位置している。このような高エネルギー側へのシフトが見られるのは、470°C で成長した h-InN のキャリア濃度が高く Burstein-Moss シフトの影響が現れたためと考えられる。また発光強度が弱いのは、成長時の基板温度が低いことにより格子欠陥等の非発光再結合中心が多く形成されたためと考えられる。

一方、図 5(b)に示したフォトルミネッセンススペクトルについては、上が 450°C で成長した場合、下が 440°C で成長した場合に対応する。強度はやや弱く、ピークは h-InN の場合と比べて低エネルギー側に位置している。この結果は c-InN のバンドギャップエネルギーが h-InN のバンドギャップエネルギーよりも小さいこと[5]を示している可能性はあるが、Burstein-Moss シフトの影響や、c-InN に混入している h-InN の影響などを考慮する必要があり、今後のより詳細な検討が必要である。

4. 結論

3 C-SiC(001)基板上に成長させた c-GaN を中間層として用いた場合には c-InN が、中間層を用いずに 3 C-SiC(001)上に直接成長を行った場合には h-InN が成長することがわかった。また X 線回折の結果から、3C-SiC 上に成長した h-InN は 3C-SiC[110]/h-InN[10-10]となるようにシングルドメインで成長していることがわかった。また、成長した h-InN および c-InN 薄膜からは 0.7 eV 付近にピークを持つフォトルミネッセンスが見られた。

参考文献

- [1] S. Yoshida, Physica E 7,907(2000).
- [2] A. P. Lima, A. Tabata, J. R. Leite, S. Kaiser, D. Schikora, B. Schottker, T. Frey, D. J. As and K. Lischka, J. Cryst. Growth, **201/202**, 396 (1999).
- [3] V. Cimalla, J. Pezoldt, G. Ecke, R. Kosiba, O. Ambacher, L. Spiess, G. Teichert, H. Lu and W. J. Schaff, Appl. Phys. Lett., **83**, 27 (2003).
- [4] S. Strite, D. Chandraskhar, D.J. Smith, J. Sarief, H. Chen, N. Teraguchi and H. Morkoc, J. Cryst. Growth. **127**, 204 (1993).
- [5] T. Lei, T. D. Moustakas, R. J. Graham, Y. He and S. J.

Berkowitz, J. Appl. Phys. **71**, 4933 (1992).

[6] Y. Ishida, T. Takahashi, H. Okumura, S. Yoshida and T. Sekigawa, Jpn. J. Appl. Phys., **36**, 6633 (1997).

[7] F. Bechstedt, J. Furthmuller, M. Ferhat, L. K. Teles, L. M. R. Scolfaro, J. R. Leite, V. Y. Davydov, O. Ambacher and R. Goldhahn, Phys. Stat. Sol. (a), **195**, 628 (2003).