

## 第6章 InGaN 結晶成長における原子状水素の効果

### 6.1. 概論

InGaN 結晶は、Multi Quantum Well (MQW)として発光素子の活性層に用いられている重要な混晶であるが、相互作用パラメータの大きな系であるため組成不安定領域や混晶成長できない領域が存在することが知られている。ところが、実用的な品質の InGaN 結晶の成長は比較的高温でなければ達成されておらず、組成不均一や高い In 組成の結晶成長が困難等の問題を有する。また、2.3節で述べたように、MOCVD を用いた InGaN 結晶成長においては、原料およびキャリアガスに含まれる水素による InN のエッチング現象が実験結果および熱力学的計算の両面から指摘されている。さらに、水素流量に応じて急速に In 取込が減少することが報告されており、Mg ドーパントのパッシベーション現象とならんで水素の大きなデメリットとして広く認識されている。

RF-MBE は、MOCVD と比較して成長温度が低い領域で比較的良好な結晶を得られており、InGaN の本質的な問題への対応の潜在的な可能性を有する方法と考えられる。また、成長過程が非平衡であり、活性窒素を原料とする RF-MBE における InGaN 成長では、MOCVD や熱力学計算の報告とは異なる水素の影響を検討する必要がある。特に、原子状水素のような活性な水素を導入した場合の InGaN 成長への影響に関しては MOCVD、MBE とともに現在まで報告はなされていない。

これまでに、第5章において原子状水素導入により、GaN 成長における結晶性の改善と成長機構への影響を確認した。このため、InGaN 結晶成長における原子状水素導入の効果について以下の検討を行った。

6.2節において原子状水素の In 組成への影響および、その機構の検討

6.3節において原子状水素の InGaN 膜の長距離秩序化(以下 Ordering)への影響を観察し、成長機構への効果の機構の検討

なお、本章における検討では RF プラズマ源は、すべて SVTA 製を用いている。

## 6.2. 原子状水素の In 組成への効果

### 6.2.1. 原子状水素の In 組成への検討結果

第 1 に、RF-MBE による InGa<sub>N</sub> 成長中に原子状水素および水素分子により In 組成が減少するのか増加するのかの検討を行った。検討に用いた試料構造は、ベースとして GaN 層を 200nm 成長し、その上に InGa<sub>N</sub> 層が完全緩和するように 300nm の InGa<sub>N</sub> 層を成長させた。ベースの GaN 層までの成長条件はすべての試料において同一とし、InGa<sub>N</sub> 層成長時に、In, Ga, N の条件を固定して水素導入条件を変化させた。InGa<sub>N</sub> 層の成長条件は表 6-1 のとおりである。

水素の導入条件は、(a) Conventional MBE(通常の MBE に相当), (b) epitaxy with H<sub>2</sub>(水素分子導入, H<sub>2</sub>=0.15 SCCM, Cracking=0.0%), (c) epitaxy with H(原子状水素導入, H<sub>2</sub>=0.15 SCCM, Cracking=1.0%)とした。In 組成の同定は、(204)逆格子マッピング計測から InGa<sub>N</sub> 層が完全緩和していることを確認した上で、ベガード則を適用した。図 6-1 は、基板温度 670 で成長した各試料の HR-XRD を用いた 2 - モード計測結果である。

各試料とも、InN(31.6°), In(32.9°)に起因するピークはなく、組成は (c) epitaxy with H (10.5%) > (b) epitaxy with H<sub>2</sub>(9.2%) > (a) Conventional MBE(8.3%) である。

計測結果として現れる In 組成の増加は、原子状水素の導入等により、In の取込が増加した場合と、Ga の取込が減少した場合の 2 つ可能性が考えられる。ここで、図 6-1 で示された組成の相違が In の取込によるものか、Ga の取込の減少によるものかの検討を行った。

表 6-1 水素分子、原子状水素の In 組成への検討における InGa<sub>N</sub> 層の成長条件

N <sub>2</sub> Flow	3.0 SCCM
RF power	350W
T <sub>Ga</sub>	1000°C
T <sub>In</sub>	760°C
T <sub>sub</sub>	670°C
H <sub>2</sub> Flow	0, 0.15 SCCM
Cracking	0, 1.0%

In-N のボンド(1.93eV)は Ga-N のボンド(2.24eV)より弱く<sup>1</sup>、InN は約 630 °C で分解が始まるのに対して、GaN は 850 °C まで安定である<sup>2</sup>。また、In の表面吸着係数が非常に低い(0.16)<sup>3</sup>に対して、Ga は活性窒素が十分ある場合には表面吸着係数は、概ね 1 と推定されている。さらに、原子状水素導入においては、GaN の成長速度増加を確認している。これらのことから Ga の取込みが減少した可能性は低いと予想し、epitaxy with H と Conventional MBE の成長速度を比較したところ、epitaxy with H の成長速度が少なくとも 6%以上増加していることを確認した。したがって、epitaxy with H<sub>2</sub>, epitaxy with H の In 組成の増加は In の取込みが増加したと考えられる。この結果は、これまでの MOCVD および熱力学に基づく理論計算による報告と相反している。

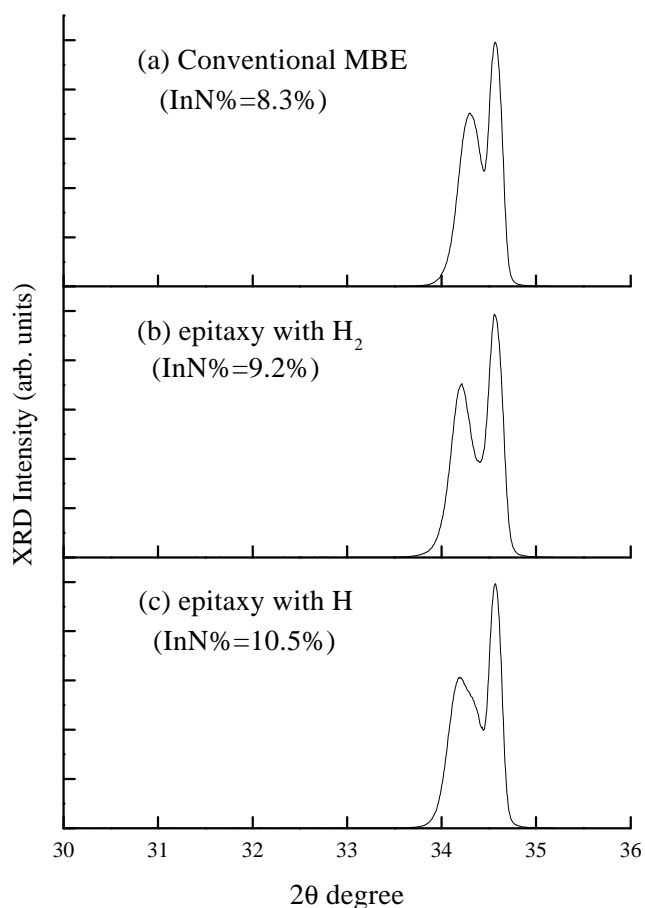


図 6-1 2 - モード HR-XRD 計測結果 (a) Conventional MBE (b) epitaxy with H<sub>2</sub>, (c) epitaxy with H

第 2 に、原子状水素の In 組成への効果の水素導入量依存性を検討した。これは、MOCVD では、水素流量の増加にともない、In 組成が顕著に低下することが報告されている為である。InGaN 層の成長条件は、表 6-2のとおりである。図 6-2は、基板温度 670 °C における(a) epitaxy with H, (b) epitaxy with H<sub>2</sub> の In 組成の水素流量依存性である。H<sub>2</sub>=0.00 SCCM は、図 6-1 の(a) Conventional MBE に相当する。 epitaxy with H<sub>2</sub> では、In 組成がわずかに増加するものの、ほとんど変化がない。それに対して、epitaxy with H では流量の増加にともない飽和傾向があるものの In 組成が増加している。このことは、In 組成の増加の効果には、99%の水素分子よりも、クラッキングされて生成された 1%の原子状水素がより重要な役割を担っていることを示している。

また、この結果は原子状水素を変調して導入することで、他の成長条件を変えることなく In 組成を制御することが可能であることを示している。

表 6-2 原子状水素導入量依存性検討における InGaN 層の成長条件

N <sub>2</sub> Flow	3.0 SCCM
RF power	350W
T <sub>Ga</sub>	1000°C
T <sub>In</sub>	760°C
T <sub>sub</sub>	670°C
H <sub>2</sub> Flow	0 ~ 0.90 SCCM
Cracking	0, 1.0%

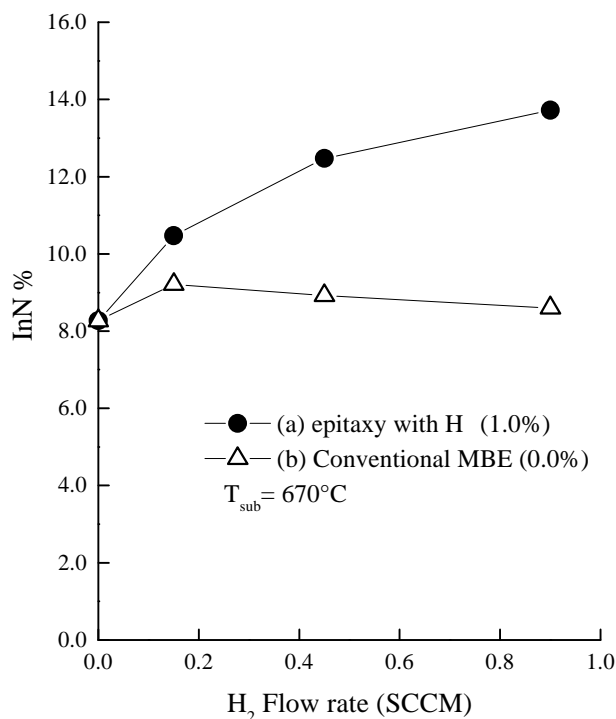


図 6-2 In 組成の水素導入量依存性 (a) epitaxy with H, (b) epitaxy with H<sub>2</sub>

第3に原子状水素のIn組成への効果の640-700の範囲で基板温度依存性を検討した。その結果を図6-3に示す。InGaN層の成長条件は、表6-3のとおりである。epitaxy with H, epitaxy without H<sub>2</sub>とも、これまでのMOCVD<sup>4</sup>, MBE<sup>5,6</sup>でのInGaNの報告と同様に、基板温度の上昇とともにIn組成が低下している。しかしながら、検討した温度範囲内において、常にepitaxy with Hの方がConventional MBEよりもIn組成が高いことが確認された。この結果より、少なくとも700までは、原子状水素導入によるIn取込みの促進の効果があることが確認された。

また、各成長条件ペア毎にRHEEDで臨界膜厚と成長条件に起因する、2次元成長から3次元成長への遷移膜厚を確認したが、有意な差は確認されなかった。

表 6-3 基板温度依存性検討におけるInGaN層の成長条件

N <sub>2</sub> Flow	3.0 SCCM
RF power	350W
T <sub>Ga</sub>	1000°C
T <sub>In</sub>	760°C
T <sub>sub</sub>	640 ~ 700°C
H <sub>2</sub> Flow	0, 0.15 SCCM
Cracking	0, 1.0%

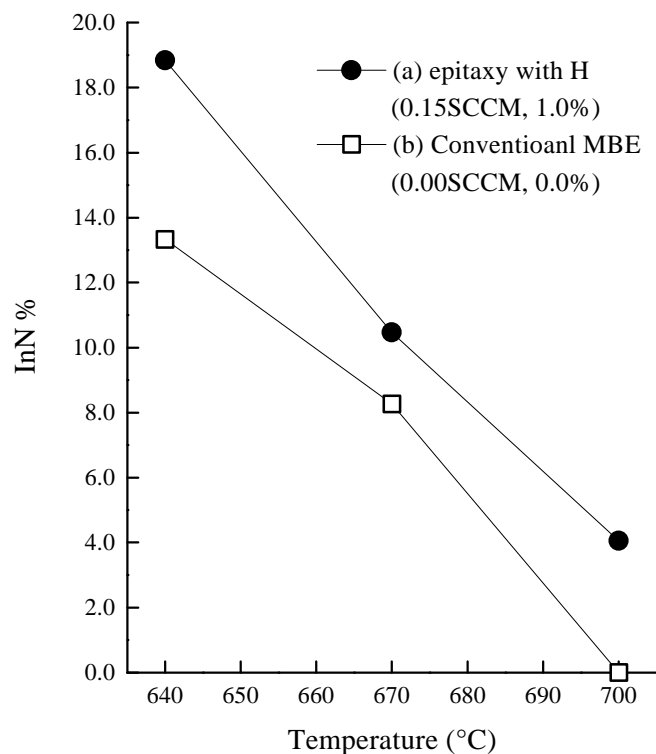


図 6-3 In組成の基板温度依存性(a) epitaxy with H, (b) Conventional MBE

### 6.2.2.原子状水素導入による In 組成増加の機構の考察

これまでの窒化物半導体研究において、水素、原子状水素により In の取込が促進された報告はない。このため、以下のように考察を行った。一般に、MBE を用いた InGaN 成長において、最大限可能な In 組成 ( $x_{\max}$ ) は式(6.2.1)で与えられる<sup>2)</sup>。

$$x_{\max} = 1 - \frac{f_{Ga}}{f_N} = \left( \frac{f_N - f_{Ga}}{f_N} \right) \quad (6.2.1)$$

ここで、 $f_N, f_{Ga}$  はそれぞれ、Ga, N の実効的なフラックスである。この式に基づけば、In 組成の増加は、 $f_N$  増加 or/and  $f_{Ga}$  の減少が可能性として考えられる。しかしながら、Ga の取込み減少は、図 6-1 の結果の考察において棄却されているので、 $f_{Ga}$  の減少の可能性も同様に棄却される。

原子状水素導入による、 $f_N$  の増加の可能性は5.2節の式(5.2.2)で検討した結果と一致し、epitaxy with H の成長速度増加を合理的に説明できる。したがって、In 組成の増加の要因は、原子状水素導入による実効的に成長に寄与する窒素種の増加と推測できる。

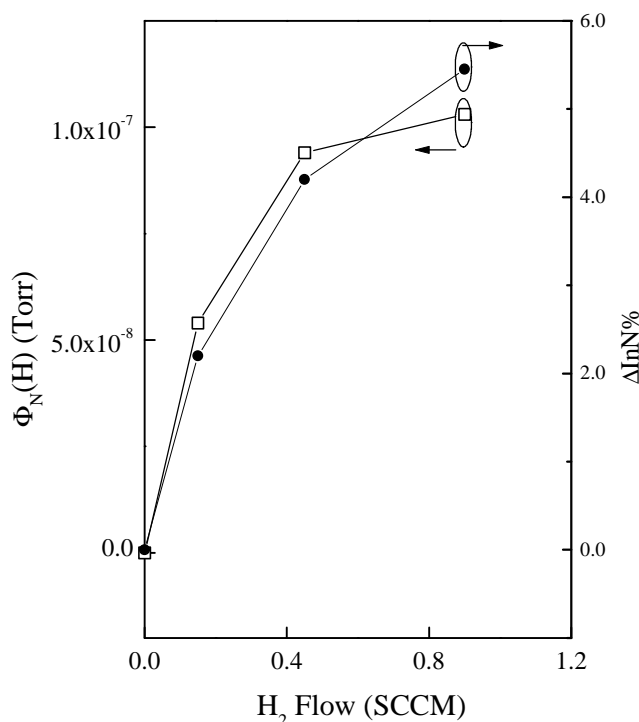


図 6-4  $\Phi_N(H)$ および  $\Delta InN\%$ の原子状水素導入量依存性

ここで、図 6-2における epitaxy with H の原子状水素導入による In 組成の増加分を  $\Delta \text{InN}\%$  とし、図 5-7における基板温度 670 の  $\Phi_{\text{N}}(\text{H})$  にフラックスの原子状水素の導入量に対する依存性をプロットしたものが図 6-4である。 $\text{InN}\%$  と  $\Phi_{\text{N}}(\text{H})$  の原子状水素導入量依存性は非常によく一致しており、 $\Phi_{\text{N}}(\text{H})$  による  $f_{\text{N}}$  の増加と  $\Delta \text{InN}\%$  に相関関係があることがわかる。このため、 $\Delta \text{InN}\%$  と  $\Phi_{\text{N}}(\text{H})$  の相関関係の形でプロットし直したものが、図 6-5であり図中の直線は最小二乗近似直線である。 $\text{InN}\%$  と  $\Phi_{\text{N}}(\text{H})$  の相関関係は、 $R=0.9862$  (完全に相関している場合は、 $R=1$ ) であり計測上の誤差を考慮すれば完全に相関していると考えられる。ここまでの考察から、In 組成の増加の要因は、原子状水素導入による実効的に成長に寄与する窒素種の増加と結論できる。

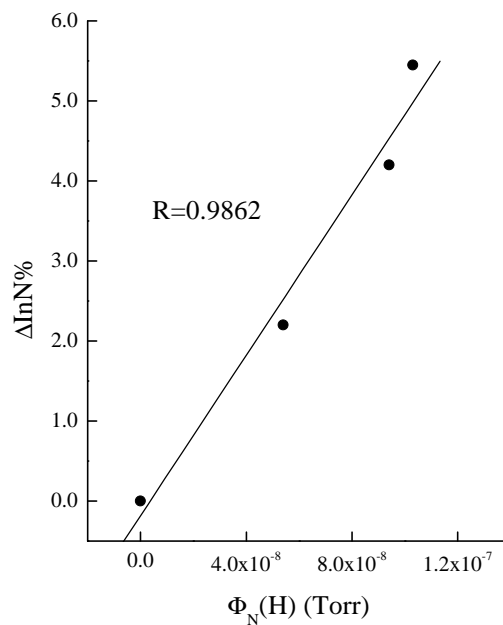


図 6-5  $\Delta \text{InN}\%$  と  $\Phi_{\text{N}}(\text{H})$  の関係

但し、原子状水素の導入により成長に寄与する窒素種が増えただけであれば、epitaxy with H の 2 次元成長から 3 次元成長への遷移膜厚は、より薄くなることが明確に観察されるはずである。これは、わずかではあるが、In 組成の増加にともなう臨界膜厚の減少と、より大きく影響する成長条件が N-rich 側に遷移することに起因するものである。しかしながら、RHEED 観察では遷移膜厚に有意な差は観察されていない。この実験結果を説明するため、原子状水素導入による成長機構への効果を考慮に入れる必要がある。この効果として最も可能性が高いのが、5.5 節で予想した成長中における III 族原子のマイグレーションの促進がある。

次節の 6.3 節において、原子状水素の InGa<sub>N</sub> 層の ordering への効果を検討することにより、III 族原子マイグレーションの促進の可能性の考察を行う。



### 6.3. 原子状水素による InGaN 秩序化への影響

窒化物半導体のうち、InGaN, AlGaN は TEM<sup>7</sup>や HRXRD<sup>8</sup>で III 族原子配列の ordering が報告されている。一般に、ordering の程度の相違は、成長中の表面再配列構造やステップの状態といった表面状態やステップフロー成長等の成長機構を反映している。

また、最近の第 1 原理計算に基づく報告において、InGaN の ordering が、In, Ga の配位しやすいサイトと、III 族原子のマイグレーションの程度に依存することが報告されている<sup>9</sup>。この報告に基づき、図 6-6 に、N 極性 InGaN の ordering の模式図を示す。図中において、bi-layer-step となる左のステップ構造に着目すると、3-fold site は Ga が優先的に配位するサイトであり、2-fold-site は In が優先的に配位するサイトである。両サイト間の配位しやすさの相違は、0.5eV であり成長温度( $kT_{\text{growth}}=0.09\text{eV}$  程度)と比較して十分に大きな相違である。このため、bi-layer-step が成長表面を横断すると、Ga の取込は主に 3-fold-site の存在する Ga の面に、また In の取込は主に 2-fold-site の存在する In の面に起きる。この ordering の原因となる取込の選択性は、III 族原子のマイグレーションが十分である場合に、図中の中央および右に示した  $c/2$  の single step においても十分に起き得る。

これらの報告より、原子状水素により III 族原子のマイグレーションが促進されていた場合には、ordering の程度が通常の MBE よりも大きくなると予測して、原子状水素の InGaN 秩序化への効果を検討することとした。

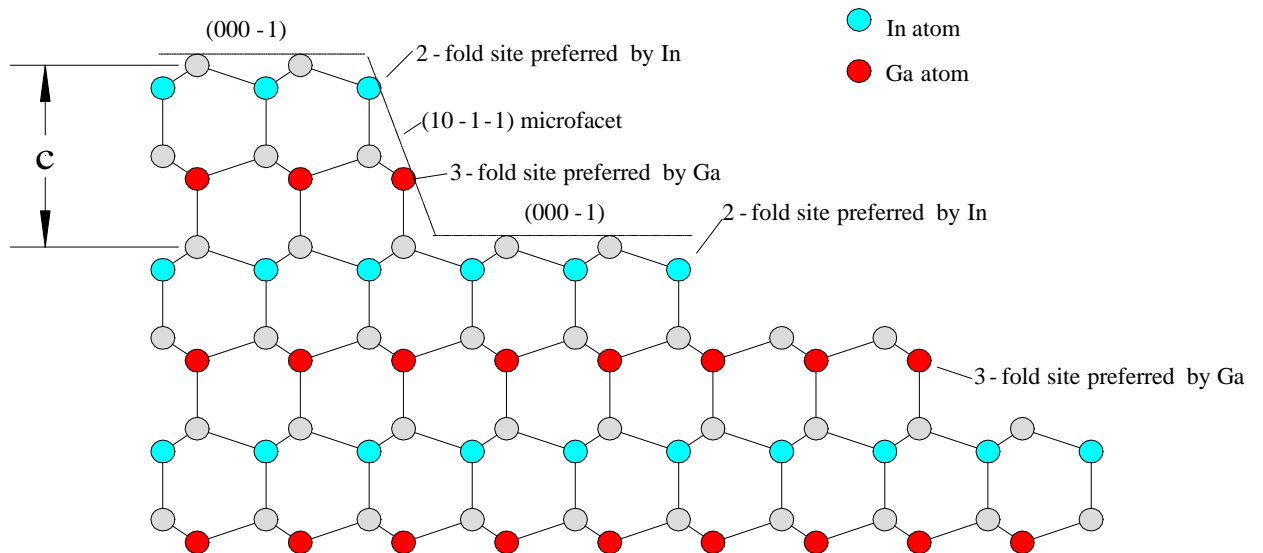


図 6-6 (11-20)方向から見た N 極性  $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$  の ordering 模式図

### 6.3.1. 秩序化の評価法

これまで一般に GaInP 系での ordering の研究においては、PL 測定による報告が多くなされている<sup>10</sup>。しかしながら、InGaN 系では In 組成の空間揺らぎやピエゾ効果による影響が含まれ、また通常の MBE, MOCVD 成長においても程度の差はあるが ordering が確認されているため PL 測定による ordering の評価はこれまで報告がない。したがって、本研究において、秩序化の評価法として HRXRD 計測を用いた。

秩序化の評価には、完全固溶体(random alloy)では消滅則により観察されない X 線回折が秩序化(ordered alloy)された場合には、観察される現象を応用して行った。(hkl)面の回折 X 線の積分相対強度は式(6.3.1)で与えられる。

$$I_{(hkl)} = |F_{hkl}|^2 \left( \frac{1 + \cos^2 2q}{\sin^2 q \cos q} \right) A(q) \exp(-2M) \quad (6.3.1)$$

ここで、 $F_{hkl}$  は構造因子、 $\left( \frac{1 + \cos^2 2q}{\sin^2 q \cos q} \right)$  はローレンツ偏り因子、 $A(q)$  は吸収因子、 $\exp(-2M)$  は温度因子である。結晶内の原子配置の秩序(ordering)、無秩序を決定付けるのは構造因子である。この構造因子は、式(6.3.2)で与えられる。

$$F_{hkl} = \sum_1^n f_n \cdot \exp\{2 \cdot \mathbf{p} \cdot i(h \cdot \mathbf{u}_n + k \cdot \mathbf{v}_n + l \cdot \mathbf{w}_n)\} \quad (6.3.2)$$

ここで、 $f_n$  は原子散乱因子である。窒化物半導体のウルツ鉱型構造(P6<sub>3</sub>mc)では、ユニットセル内での III 族(Ga, In)の位置は(0,0,0), (1/3, 2/3, 1/2)であり、V 族(N)の配置は(0, 0, 3/8), (1/3, 2/3, 7/8)である。完全固溶体と、秩序化した場合についての構造因子を検討すると次のようになる。

<完全固溶体の場合>

III 族原子である In, Ga による原子散乱因子は、配置が無秩序であるので、その組成に応じた平均値として計算できるので、式(6.3.3)で与えられる。

$$f_{III}^l = x \cdot f_{In}^l + (1-x) \cdot f_{Ga}^l \quad (6.3.3)$$

したがって、(0001)面での構造因子は、式(6.3.4)となる。

$$\begin{aligned} F_{(000l)} &= f_{III}^l \{ \exp[2\mathbf{p} \cdot i(0)] + \exp[2\mathbf{p} \cdot i(l/2)] \} \\ &\quad + f_N^l \cdot \{ \exp[2\mathbf{p} \cdot i(3l/8)] + \exp[2\mathbf{p} \cdot i(7l/8)] \} \\ &= f_{III}^l \cdot \{ 1 + \exp[\mathbf{p} \cdot i \cdot l] \} + f_N^l \cdot \exp[2\mathbf{p} \cdot i(3l/8)] \cdot \{ 1 + \exp[\mathbf{p} \cdot i \cdot l] \} \\ &= \{ f_{III}^l + f_N^l \cdot \exp[2\mathbf{p} \cdot i(3l/8)] \} \cdot \{ 1 + \exp[\mathbf{p} \cdot i \cdot l] \} \end{aligned} \quad (6.3.4)$$

ここで、

$$1 + \exp[\mathbf{p} \cdot i \cdot l] = \begin{cases} 2 & \text{at } l = \text{even number} \\ 0 & \text{at } l = \text{odd number} \end{cases} \quad (6.3.5)$$

したがって、

$$F_{(000l)} = \begin{cases} 2 \cdot \{ f_{III}^l + f_N^l \cdot \exp[2\mathbf{p} \cdot i(3l/8)] \} & \text{at } l = \text{even number} \\ 0 & \text{at } l = \text{odd number} \end{cases} \quad (6.3.6)$$

InGa<sub>0.5</sub>N が完全固溶体(random alloy)であるとすれば、*l* が奇数である面[ex. (0001), (0003)]は、消滅則により構造因子が 0 になり、X 線回折は観察されないことになる。In<sub>0.5</sub>Ga<sub>0.5</sub>N の場合の模式図を図 6-7 に示す。

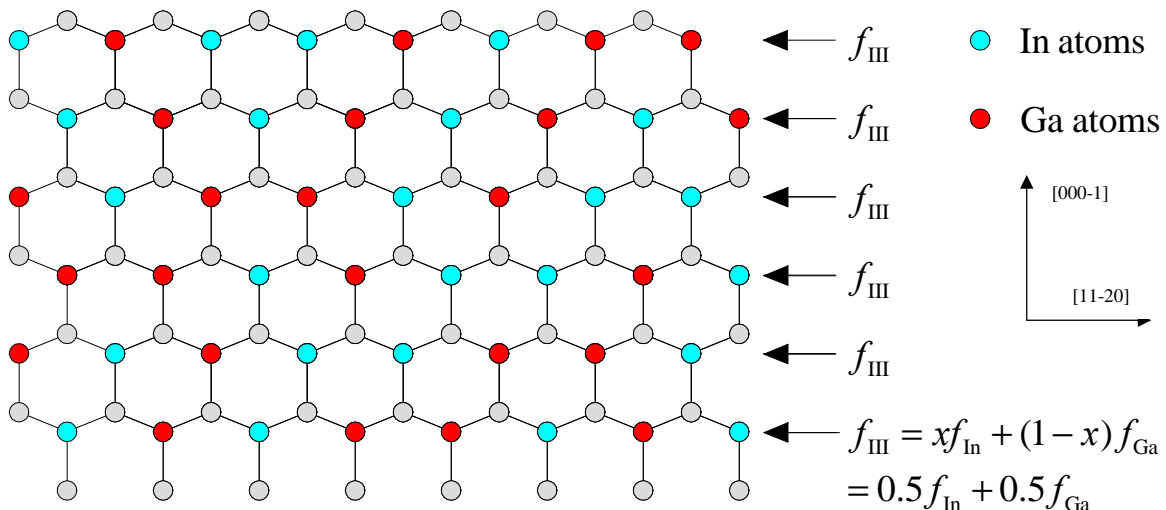


図 6-7 (1-10)から見た完全固溶体の場合の N 極性 In<sub>0.5</sub>Ga<sub>0.5</sub>N の模式図

III 族原子層の原子散乱因子は  $f_{III}$  で識別不能

<秩序化している場合>

III 族原子の配置が区別されるため、

ここで、秩序化のパラメータを式(6.3.7)を導入する。

$$S = \frac{r_{In} - x}{1 - x} \quad (6.3.7)$$

ここで、 $r_{In}$  は ordering するときに In が ordering するサイトに配位する割合、 $x$  は In 組成とする。ユニットセル内の III 族原子は 2 個であるので、構造因子は、式(6.3.8)で与えられる。

$$\begin{aligned} F_{(000l)} &= \left\{ 2x \cdot (1 - r_{In}) \cdot f_{In}^l + [1 - 2x \cdot (1 - r_{In})] \cdot f_{Ga}^l \right\} \cdot \exp[2\mathbf{p} \cdot i(0)] \\ &\quad + \left[ 2x \cdot r_{In} \cdot f_{In}^l + (1 - 2x \cdot r_{In}) \cdot f_{Ga}^l \right] \cdot \exp[2\mathbf{p} \cdot i(l/2)] \\ &\quad + f_N^l \cdot \{ \exp[2\mathbf{p} \cdot i(3l/8)] + \exp[2\mathbf{p} \cdot i(7l/8)] \} \\ &= \left\{ 2x \cdot (1 - r_{In}) \cdot f_{In}^l + [1 - 2x \cdot (1 - r_{In})] \cdot f_{Ga}^l \right\} \\ &\quad + \left[ 2x \cdot r_{In} \cdot f_{In}^l + (1 - 2x \cdot r_{In}) \cdot f_{Ga}^l \right] \cdot \exp(\mathbf{p} \cdot i \cdot l) \\ &\quad + f_N^l \cdot \exp[2\mathbf{p} \cdot i(3l/8)] \cdot \{ 1 + \exp(\mathbf{p} \cdot i \cdot l) \} \\ F_{(000l)} &= \left\{ 2x \cdot (1 - r_{In}) \cdot f_{In}^l + [1 - 2x \cdot (1 - r_{In})] \cdot f_{Ga}^l \right\} \\ &\quad + \left[ 2x \cdot r_{In} \cdot f_{In}^l + (1 - 2x \cdot r_{In}) \cdot f_{Ga}^l \right] \cdot \exp(\mathbf{p} \cdot i \cdot l) \\ &\quad + f_N^l \cdot \exp[(3\mathbf{p} \cdot il)/4] \cdot \{ 1 + \exp(\mathbf{p} \cdot i \cdot l) \} \\ &= \{ 2x \cdot (1 - r_{In}) - 2x \cdot r_{In} \} \cdot f_{In}^l \\ &\quad + \{ 1 - 2x \cdot (1 - r_{In}) - (1 - 2x \cdot r_{In}) \} \cdot f_{Ga}^l \\ &\quad + \left[ 2x \cdot r_{In} \cdot f_{In}^l + (1 - 2x \cdot r_{In}) \cdot f_{Ga}^l \right] \cdot \{ 1 + \exp(\mathbf{p} \cdot i \cdot l) \} \\ &\quad + f_N^l \cdot \exp[(3\mathbf{p} \cdot il)/4] \cdot \{ 1 + \exp(\mathbf{p} \cdot i \cdot l) \} \\ F_{(000l)} &= 2x \cdot (1 - 2 \cdot r_{In}) \cdot f_{In}^l - 2x \cdot (1 - 2 \cdot r_{In}) \cdot f_{Ga}^l \\ &\quad + \left\{ 2x \cdot r_{In} \cdot f_{In}^l + (1 - 2x \cdot r_{In}) \cdot f_{Ga}^l \right\} + f_N^l \cdot \exp[(3\mathbf{p} \cdot il)/4] \\ &\quad \cdot \{ 1 + \exp(\mathbf{p} \cdot i \cdot l) \} \end{aligned} \quad (6.3.8)$$

ここで、式(6.3.5)より奇数面を検討すると

$$\begin{aligned} F_{(000l)} &= 2x \cdot (1 - 2 \cdot r_{In}) \cdot (f_{In}^l - f_{Ga}^l) \neq 0 \\ l &= \text{odd number}, r_{In} \neq 0.5 \end{aligned}$$

したがって、1が奇数である面[ex. (0001), (0003)]でも消滅則が適用されないので、観察される。 $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$  の場合の模式図を図 6-8に示す。

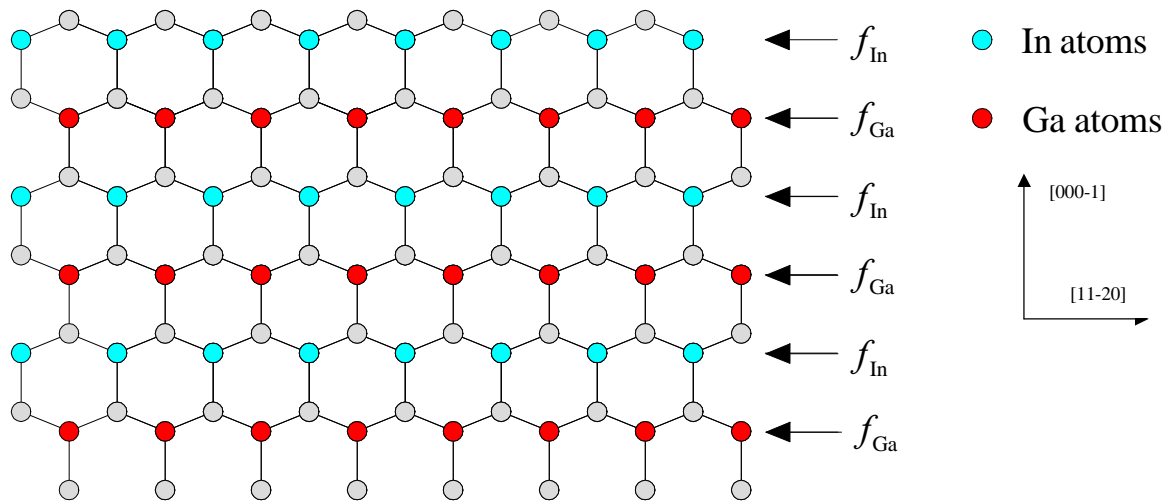


図 6-8 (1-100)から見た完全に ordering した場合の N 極性  $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$  の模式図  
III 族原子層の原子散乱因子は  $f_{\text{Ga}}, f_{\text{In}}$  で識別可能

したがって、HR-XRD を用いて ordering の程度を評価する尺度として、ordering して観察される(0001)面の反射強度を(0004)面の反射強度で規格化した値を用いることとした。

### 6.3.2.原子状水素の InGaN の ordering への影響

図 6-9は、各種条件で成長した InGaN(300nm)/GaN(200nm)の(a) epitaxy with H と(b) Conventional MBE の(0001)/(0004)のピーク比である。検討した組成範囲内において、epitaxy with H の ordering の程度は、常に Conventional MBE を上回っている。つまり、同じ組成において、原子状水素を導入した epitaxy with H の方が ordering の程度が大きいことを示しており、原子状水素の導入により ordering が促進されたことになる。

図 6-9の結果は、原子状水素導入により III 族原子の表面マイグレーションが増加するという予測を実験的に裏付けたものと考えられる。

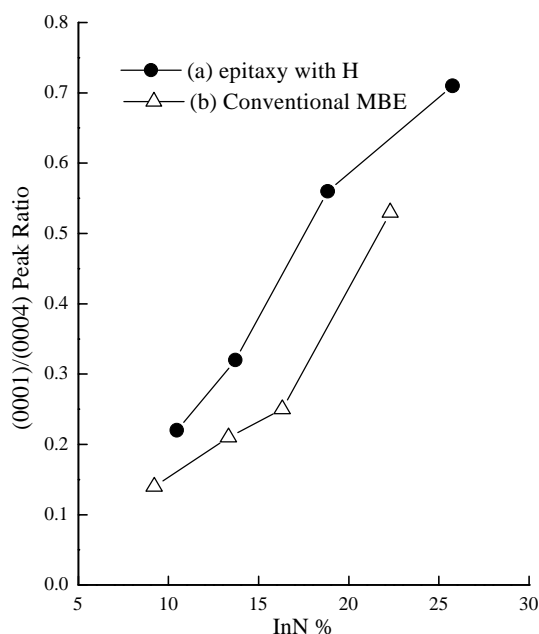


図 6-9 (0001)/(0004)ピーク比の In 組成依存性 (a)epitaxy with H, (b)Conventional MBE

## 6.4. まとめ

InGaN 結晶成長における原子状水素の効果を検討した結果、以下の結論を得た。

原子状水素導入により、InGaN 成長層の In 取込みの増加を確認した。

In 取込みの増加は、主に原子状水素導入により増加した成長に寄与する窒素種の増加によるものである。

原子状水素導入により、InGaN 成長層の ordering を促進することを確認した  
ordering の促進は、原子状水素導入による III 族原子の表面マイグレーションの増加によるものであると考えられる。

原子状水素を変調(水素流量、クラッキング効率)して導入することで、他の成長条件を変えることなく In 組成の制御可能である。

- 
- <sup>1</sup> H. Chen, A. R. Smith, R. M. Feenstra, D. W. Greve and J. E. Northrup:  
MRS Internet J. Nitride Semiconductor 4S1 (1999) G9.5
- <sup>2</sup> O. Ambacher, M. S. Brandt, R. Dimitrov, T. Metzger, M. Stutzmann, R. A. Fisher, A. Bergmaier  
and G. Dollinger: J. Vac. Sci. & Technol. B14 (1996) 3532
- <sup>3</sup> T. Bottcher, S. Einfeldt, V. Kirchner, S. Figge, H. Heinke, D. Hommel, H. Selke and P. L. Ryder:  
Appl. Phys. Lett. 73 (1998) 3232
- <sup>4</sup> S. Nakamura: Microelectron. J. 25 (1994) 651
- <sup>5</sup> N. Grandjien and J. Massies: Appl. Phys. Lett. 72 (1998) 1078
- <sup>6</sup> K. Kushi, H. Sakamoto, D. Sugihara, S. Nakamura, A. Kikuchi and K. Kishino:  
Mater. Sci. & Eng. B59 (1999) 65
- <sup>7</sup> D. Doppanlaudi, S. N. Basu, K. F. Ludwing and T. D. Moustakas: J Appl. Phys. 84 (1998) 1289
- <sup>8</sup> P. Ruterna, F. Deniel, Mat. Sci. Eng. B59 (1999) 186
- <sup>9</sup> J. E. Northrup, L. T. Roman and J. Neugebauer: Appl. Phys. Lett. 74 (1999) 2319
- <sup>10</sup> A. Gomo *et al.* : Phys. Rev. Lett. 60 (1988) 2645