

第3章

GaN 系面発光レーザー用

多層膜反射鏡の作製

3.1 はじめに

面発光レーザーは、基板と平行な方向に 2 つの共振器ミラーを形成し、基板と垂直な方向に光を出射するレーザーである。これまでに実現された GaN 系レーザーは端面発光型レーザーであるが¹、GaN 系半導体の結晶成長に広く用いられているサファイア基板は劈開が困難であることから、劈開によって端面ミラーを形成した場合、端面での反射損失が大きいという問題がある。また、GaN は他の III-V 化合物半導体に比べて屈折率が小さいため、空気との屈折率差が小さく、端面での反射損失はレーザー発振に大きな影響を及ぼす。そのため、ドライエッチングにより端面を加工したり、端面に高反射コーティングが施されたりしている。

これに対し、面発光レーザーは結晶成長面を反射鏡に用いることが出来るためこのような問題は無くなる²。さらに、垂直共振器型面発光レーザーは高密度集積化が可能なレーザーであり、共振器長が短いことから単一波長動作が可能で、活性領域を微小にすることにより低閾値電流化が期待される。このようなことから、GaN 系面発光レーザーは近年活発に研究されるようになってきている。基板に垂直な方向に光を出射する面発光レーザーは、基板と平行に 2 つの反射鏡を形成することが必要となる。GaN 系面発光レーザーでは、99 %以上の高反射率が要求されている³。本章では、GaN 系面発光レーザー用反射鏡として基板側に GaN/AlGaIn 半導体多層膜反射鏡を、表面側に TiO₂/SiO₂ 誘電体多層膜反射鏡を採用し、これらを用いた高反射率反射鏡の設計、製作、および特性評価について論ずる。

3.2 屈折率の見積りと反射鏡の検討

多層膜反射鏡は、屈折率の異なる2つの媒質を1/4波長の光学膜厚で交互に周期的に形成した反射鏡で、分布ブラッグ反射鏡(DBR; distributed Bragg reflector)と呼ばれる。半導体多層膜反射鏡は、屈折率の異なる2つの薄膜に半導体を用いたものであり、その大きな特徴は結晶成長中にデバイスの作製と一貫して作製できるという点である。また、結晶面を反射鏡に利用するため、きわめて平坦性の高い表面が得られる。一方、誘電体は吸収が少なく、屈折率差の大きな材料を選ぶことが可能である。このため、少ない周期数で高反射率かつ広帯域の反射鏡の作製が可能である。

DBRでは2つの媒質の屈折率差が大きいほど、また、交互多層膜の周期数が多いほど高反射率が得られる。図3.1はDBRの反射の原理を示したものである。屈折率の高い媒質中から低い媒質に光が入射した場合、その反射波の位相は境界面において変化しない。しかし、屈折率の低い媒質中から高い媒質に光が入射すると、反射波の位相は境界面で π だけ変化する。ここで、それぞれの媒質の膜厚を波長の1/4光学厚さで、交互に周期的に配列させると、各境界面からの反射波の位相が全て揃い、高い反射率が得られる。

多層膜反射鏡の反射率は次のようにして計算される。はじめに2つの媒質の界面における光の反射と透過について考える。図3.2のように入射角、反射角、屈折角をそれぞれ ϕ_0, ϕ', ϕ_1 とし、媒質0, 1の屈折率をそれぞれ n_0, n_1 とすると、

$$\phi_0 = \phi' \quad (3.1)$$

$$n_0 \sin \phi_0 = n_1 \sin \phi_1 \quad (3.2)$$

となる。式(3.2)はスネル(Snell)の法則である。s偏光に対する振幅反射係数、透過係数は次のようになる。

$$\frac{E_{0s}^-}{E_{0s}^+} = \frac{n_0 \cos \phi_0 - n_1 \cos \phi_1}{n_0 \cos \phi_0 + n_1 \cos \phi_1} = r_s \quad (3.3)$$

$$\frac{E_{1s}^-}{E_{0s}^+} = \frac{2n_0 \cos \phi_0}{n_0 \cos \phi_0 + n_1 \cos \phi_1} = t_s \quad (3.4)$$

また、p偏光に対しても同様に次のようになる。

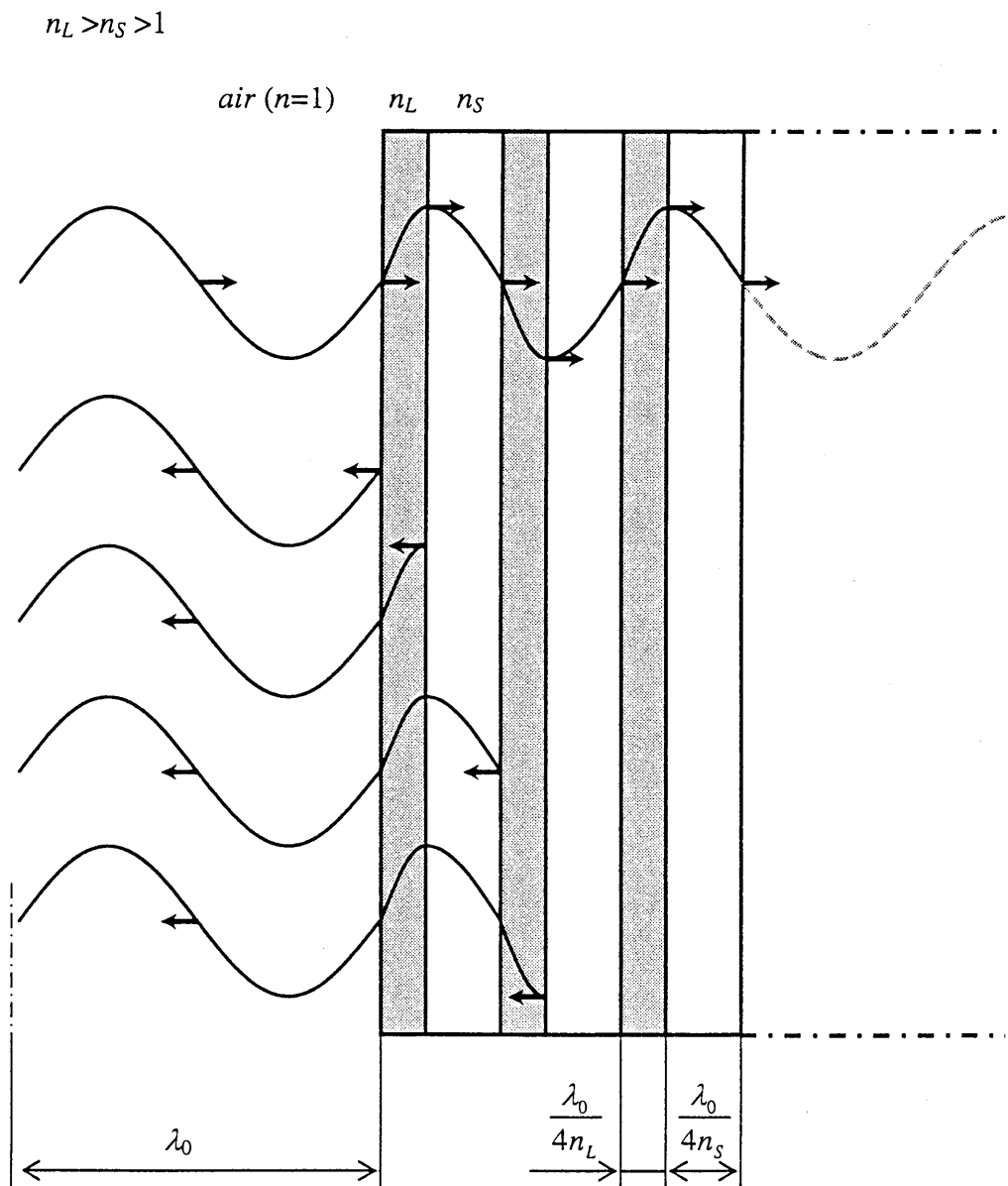


図 3.1 DBR における反射の概念図

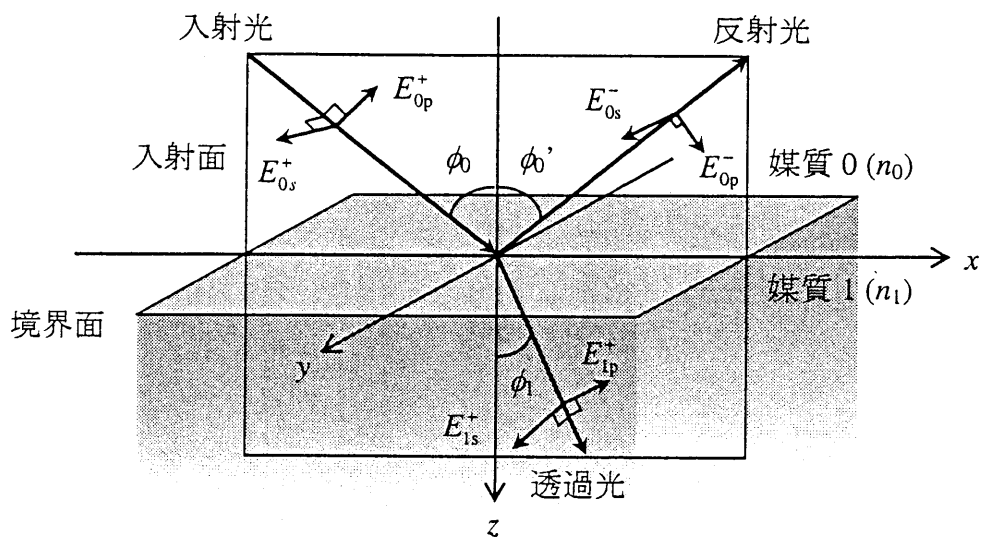


図 3.2 2つの媒質の界面における光の反射と透過

$$\frac{E_{0p}^-}{E_{0p}^+} = \frac{n_0 \cos \phi_1 - n_1 \cos \phi_0}{n_0 \cos \phi_1 + n_1 \cos \phi_0} = r_p \quad (3.5)$$

$$\frac{E_{1p}^-}{E_{0p}^+} = \frac{2n_0 \cos \phi_0}{n_0 \cos \phi_1 + n_1 \cos \phi_0} = t_p \quad (3.6)$$

E_{0s}^+ は媒質 0 中を z の正方向へ伝搬する光の電場の s 偏光成分、 E_{1s}^+ は媒質 1 中を z の正方向へ伝搬する光の電場の s 偏光成分、 E_{0s}^- は媒質 0 中を z の負方向へ伝搬する光の電場の s 偏光成分で、p 偏光についても同様である。 r 、 t はそれぞれ反射及び透過のフレネル(Fresnel)係数である。

エネルギー反射率、透過率は、

$$R = |r|^2 \quad (3.7)$$

$$T = \frac{n_1 \cos \phi_1}{n_0 \cos \phi_0} |t|^2 \quad (3.8)$$

となる。垂直入射の場合は $\phi_0 = \phi_1 = \phi_0' = 0$ となるため、s 偏光と p 偏光の区別はなくなり、フレネル係数は次のようになる。

$$r_0 = \frac{n_0 - n_1}{n_0 + n_1} \quad (3.9)$$

$$t_0 = \frac{2n_0}{n_0 + n_1} \quad (3.10)$$

また、エネルギー反射率、透過率は、

$$R_0 = \left(\frac{n_0 - n_1}{n_0 + n_1} \right)^2 \quad (3.11)$$

$$T_0 = \frac{4n_0 n_1}{(n_0 + n_1)^2} \quad (3.12)$$

となる。これまでは媒質中で吸収がない場合を考えてきたが、吸収がある場合、

つまり屈折率が複素数である場合もこれらは成り立つ。つまり、屈折率 n を複素屈折率 $n-ik$ に置き換えればよい。ここで、複素屈折率の虚部 k は消衰係数 (extinction coefficient) である。

つぎに、単層膜における反射と透過を考える。図 3.3 のような基板上(媒質 2)の平行平面膜(媒質 1)に媒質 0 から光が入射する場合を考える。ここでそれぞれの屈折率を n_0, n_1, n_2 とし、媒質 1 の膜厚を d とする。図 3.3 に示すように、媒質 0 から入射し媒質 1 の表面 A 点で反射した波と、膜を往復して媒質 1 の表面 B 点から透過して出ていく波の位相差 $2\delta_1$ は、スネルの法則などから、

$$2\delta_1 = \frac{4\pi}{\lambda} n_1 d \cos \phi_1 \quad (3.13)$$

となる。反射と透過を繰り返した波の総和をとった振幅反射係数、振幅透過係数は次のようになる。

$$\mathbf{R} = r_1 + t_1 r_2 t_1' e^{-i2\delta_1} + t_1 r_2 (r_1' r_2) t_1' e^{-i4\delta_1} + t_1 r_2 (r_1' r_2)^2 t_1' e^{-i6\delta_1} + \dots \quad (3.14)$$

$$\mathbf{T} = t_1 t_2 e^{-i\delta_1} + t_1 (r_2 r_1') t_2 e^{-i3\delta_1} + t_1 (r_2 r_1')^2 t_2 e^{-i5\delta_1} + \dots \quad (3.15)$$

r_1, r_2, t_1, t_2 はそれぞれ界面 1, 2 での反射および透過のフレネル係数であり、 t_1', r_1' は界面 1 で媒質 1 から 0 に入射する光のフレネル係数である。

$t_1' = t_1, r_1' = -r_1$ であるから、式(3.14), (3.15)は、

$$\mathbf{R} = \frac{r_1 + r_2 e^{-i2\delta_1}}{1 + r_1 r_2 e^{-i2\delta_1}} \quad (3.16)$$

$$\mathbf{T} = \frac{t_1 t_2 e^{-i\delta_1}}{1 + r_1 r_2 e^{-i2\delta_1}} \quad (3.17)$$

となる。これらは有効フレネル係数と呼ばれる。

有効フレネル係数を用いると、エネルギー反射率、エネルギー透過率は、

$$R = \mathbf{R} \cdot \mathbf{R}^* \quad (3.18)$$

$$T = \frac{n_2}{n_1} \mathbf{T} \cdot \mathbf{T}^* \quad (3.19)$$

で与えられる。

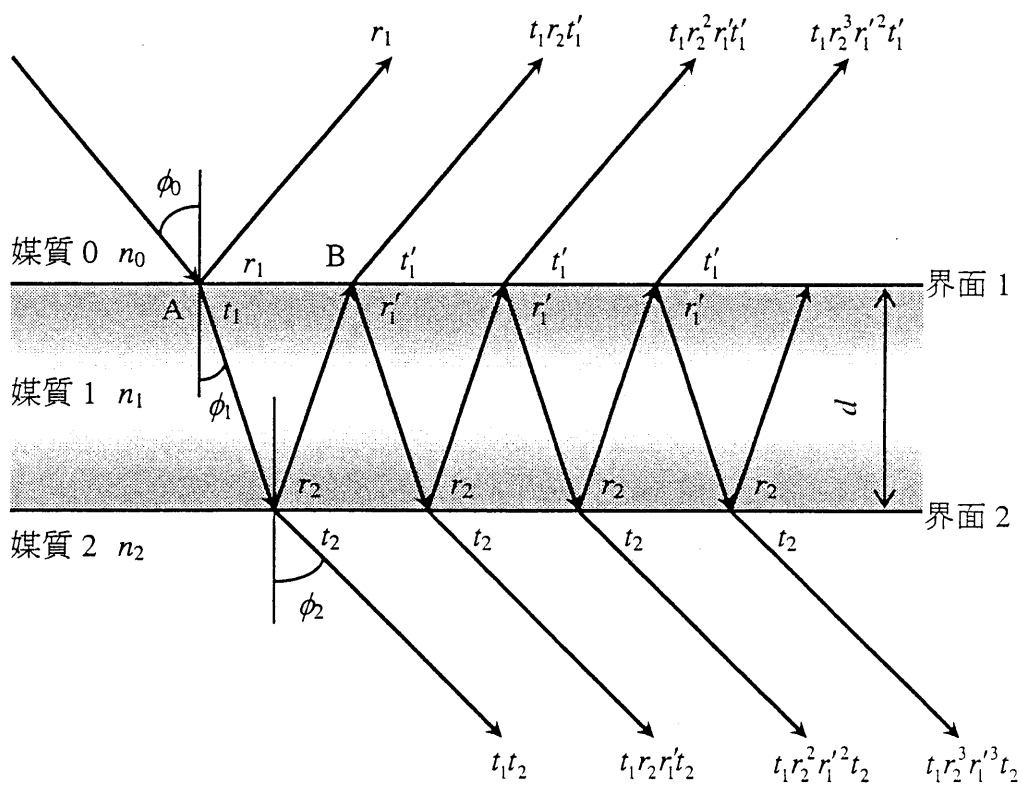


図 3.3 基板上の単層膜での反射と透過

最後に有効フレネル係数を用いて任意の多層膜の反射率を求める。

図 3.4に示すような N 層の多層膜を考えたとき、第 1 層からの反射の有効フレネル係数は、

$$\mathbf{R}_1 = \frac{r_2 + r_1 e^{-i2\delta_1}}{1 + r_2 r_1 e^{-i2\delta_1}} \quad (3.20)$$

で表される。ここで、 r_1, r_2 は各層での反射のフレネル係数である。

第 1 層までをまとめて反射の有効フレネル係数 \mathbf{R}_1 を持つ単一境界として考えれば、第 2 層からの反射の有効フレネル係数は、

$$\mathbf{R}_2 = \frac{r_3 + \mathbf{R}_1 e^{-i2\delta_2}}{1 + r_3 \mathbf{R}_1 e^{-i2\delta_2}} \quad (3.21)$$

となる。ここで、

$$\mathbf{R}_0 = r_1 \quad (3.22)$$

$$\delta_j = \frac{2\pi}{\lambda} n_j d_j \cos \phi_j \quad (3.23)$$

とすれば、第 j 層からの反射の有効フレネル係数は、

$$\mathbf{R}_j = \frac{r_{j+1} + \mathbf{R}_{j-1} e^{-i2\delta_j}}{1 + r_{j+1} \mathbf{R}_{j-1} e^{-i2\delta_j}} \quad (3.24)$$

となり、 $j=1$ から N まで積算することにより N 層の多層膜の反射率を求めることができる。

また、この他に多層膜の反射率を求める方法として特性マトリクスを用いて求める方法がある。これは光学インピーダンス Z , アドミッタンス $Y=1/Z$ の概念を導入することにより、光学計算に電気回路の分布定数回路の手法を適用させたものである。薄膜を繰り返し形成することは 4 端子回路を継続して接続することに相当し、多層膜の反射率の計算はマトリクスの積を求める計算となる。

本研究では、有効フレネル係数を用いた算出法により多層膜における反射率の理論計算を行った。

3.2.1 GaN 系面発光レーザー用多層膜反射鏡の検討

反射鏡に要求されるのは、高反射率であることの他に、出射側では光を通すことが、基板側では電流と熱を通すことが重要である。しかし、絶縁性基板で

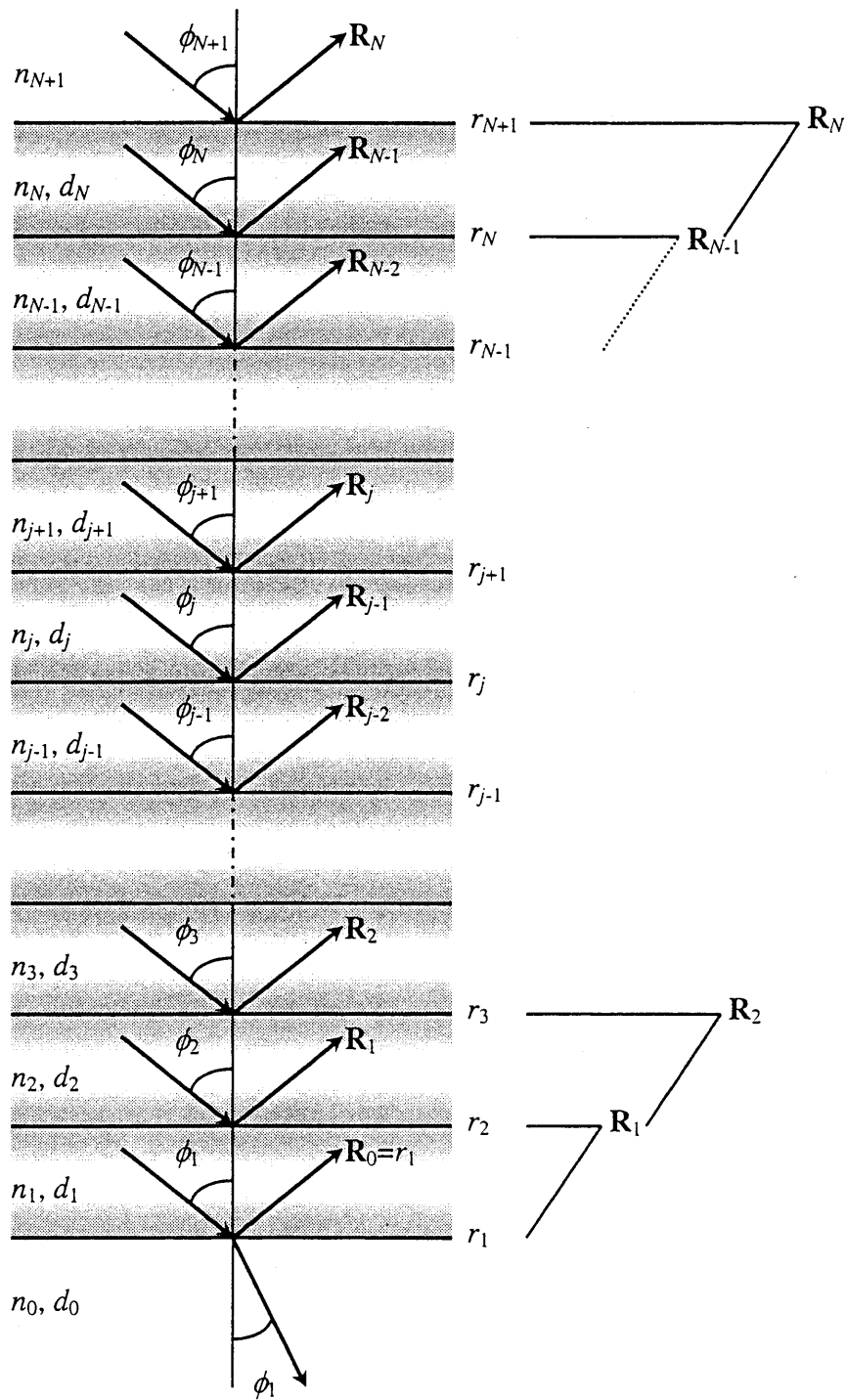


図 3.4 フレネル係数を用いた多層膜の反射率計算法

あるサファイアを用いる GaN 系面発光レーザでは、基板側反射鏡は必ずしも伝導性でなければならないということはない。

高反射率が得られる反射鏡には金属反射鏡、誘電体と金属による反射鏡、誘電体多層膜反射鏡、半導体多層膜反射鏡がある。これらの反射鏡の特徴を表 3.1 に示す。金属は形成が容易であるが、光吸収が大きく、高い反射率が得られにくい。これに対し、多層膜反射鏡は屈折率の異なる 2 つの媒質を、1/4 波長の光学膜厚で交互に周期的に形成させることにより非常に高い反射率を得ることが出来る。屈折率 n_s の基板上に屈折率 n_H の薄膜、屈折率 n_L の薄膜($n_H > n_L$)の順で q 周期形成し最後を屈折率 n_H の薄膜で終えた多層膜において、それぞれの薄膜の膜厚が $\lambda_0/4$ である場合、光が垂直に入射した時の反射率は次のようになる。

$$R = \left[\frac{\left(\frac{n_H}{n_L} \right)^{2q} \frac{n_H^2}{n_s} - 1}{\left(\frac{n_H}{n_L} \right)^{2q} \frac{n_H^2}{n_s} + 1} \right]^2 \quad (3.25)$$

$n_H > n_L$ なので $n_H/n_L > 1$ であり、周期数 q が大きいほど高反射率が得られることが分かる。また、同じ周期数でも n_H/n_L が大きいほど高反射率となる。反射率が高い波長幅は、位相膜厚 δ で表すと $2\Delta\delta$ で表され、

$$\Delta\delta = \sin^{-1} \left(\frac{\frac{n_H}{n_L} - 1}{\frac{n_H}{n_L} + 1} \right) \quad (3.26)$$

となる。ここで、垂直入射で $\lambda_0/4$ の膜厚なので、

$$\delta = \frac{\pi \lambda_0}{2 \lambda} \quad (3.27)$$

となり、

$$\Delta \left(\frac{\lambda_0}{\lambda} \right) = \frac{2}{\pi} \sin^{-1} \left(\frac{\frac{n_H}{n_L} - 1}{\frac{n_H}{n_L} + 1} \right) \quad (3.28)$$

で表される。これより n_H/n_L が大きいほど高反射率帯が広くなることが分かる。

本研究では、基板側反射鏡には結晶成長時に一括して作製可能な半導体多層

表 3.1 各種反射鏡の特徴

種類	光吸収	反射率	電流
金属	大	最大で 98 %程度	流れる
誘電体+金属	大	波長により 99 %程度が可能	リング電極構造により 流れる
誘電体多層膜	極めて小	数周期で 99 %以上が可能	流れない
半導体多層膜	小	数十周期で 99 %以上が可能	伝導またはトンネルに よる場合流れる

膜反射鏡を、表面側には比較的容易に高反射率が得られる誘電体多層膜反射鏡を採用した。GaN系半導体では、多層膜反射鏡を形成する2つの薄膜にGaN, AlN, InNとその混晶系のAlGaIn, InGaInが考えられる。しかし、活性層にInGaIn MQW構造を用いるため、多層膜反射鏡の材料にInGaInを用いることは反射鏡での吸収の増大を意味し高反射率が得られない。このため、GaNとAlGaInを半導体多層膜反射鏡の材料として採用した。

一方、誘電体は吸収が少なく、屈折率差の大きな材料を選ぶことが可能であるため、少ない周期数で高反射率かつ広帯域の誘電体多層膜反射鏡が作製できる。しかし、光学薄膜にはその耐久性や安定性が要求される。そのため実際に光学薄膜に使用できる蒸着物質は限定される。また、薄膜中に内部応力があると基板を变形させたり、膜にクラックが生じたり、膜が剥離したりする。このため、圧縮応力を示すもの(SiO₂, ZnS など)と、引っ張り応力を示すもの(TiO₂, CeO₂, MgF₂, ThOF₂ など)を組み合わせ、応力を打ち消す組み合わせ(TiO₂/SiO₂, ZrO₂/SiO₂, ZnS/MgF₂)とすることが望ましい。特に可視光域である GaN 系発光デバイスには、TiO₂/SiO₂⁴, ZrO₂/SiO₂⁵, HfO₂/SiO₂⁶といった組み合わせが用いられている。本研究ではTiO₂とSiO₂を誘電体多層膜反射鏡の材料とした。ここで、TiO₂とSiO₂などの酸化物を蒸着により堆積すると、酸素不足の膜が蒸着され光吸収が生じる。これらは酸素中で蒸着することにより、吸収のないストイキオメトリ組成の膜が蒸着できる⁷。また、SiO₂蒸着膜の屈折率は蒸着雰囲気中の酸素分圧に大きく依存し、基板表面に入射するO₂とSiOの分子数比が増大するとともに屈折率は低下する。これはSiOの酸化の進展による高次の酸化物Si₂O₃, SiO₂への変化に対応している⁸。TiO₂薄膜では酸素分圧の増大により屈折率が2.5から2.2まで変化する。

また、屈折率は基板温度や蒸着速度にも依存する。一般に、酸化物やふっ化物の屈折率は基板温度とともに増大する。TiO₂の場合は、非晶質からアナターゼ、ルチルと結晶構造が変化するためであり⁹、MgF₂の場合は充填率が増大するためである¹⁰。

真空中で作製した薄膜を大気中に取り出すと、屈折率や光学膜厚 nd が変化する可能性がある。また、大気中に放置すると、時間とともに変化することもある。例えば、MgF₂は大気中に取り出すと屈折率が増大し、SiO₂は数日のオーダーで nd が減少することが知られている。薄膜は一般にバルク物質に比べて低い密度を持っている。膜の充填率を q とすれば、膜の屈折率は、

$$n_f = n_v q + n_0 (1 - q) \quad (3.29)$$

で与えられる¹¹。ここで、 n_v は膜の、 n_0 は膜の物質以外の空隙部分の屈折率であ

る。真空中では $n_0=1$ であるが、大気中で水分が膜に浸透した場合、 $n_0=1.33$ となり屈折率が增大する。例えば、 MgF_2 の屈折率は相対湿度により増大するが、これは膜の空隙への水の浸透によると考えられており、この変化は可逆的である。多層膜の場合はピンホールを通して内側の膜にまで水が浸透してゆくため、変化は緩やかである。また、膜の充填率は薄膜の作製法や成長速度、基板温度等に強く依存する。したがって、水の浸透による経時変化を小さくするには、高い充填率を持つ膜を作製する必要がある。

3.2.2 屈折率の見積り

多層膜反射鏡の設計には材料の屈折率を知ることが必要である。本研究では分光エリプソメトリーを用いて屈折率を見積もった¹²。測定では、入射角が 40, 50, 60° の 3 種類において、入射光の波長を 300 nm から 830 nm まで 2 nm ずつ変化させ、それぞれの波長において s 偏光と p 偏光の振幅反射率比と位相差を測定し、屈折率 n および消衰係数 k を算出した。

分光エリプソメトリーにより見積もった GaN , $\text{Al}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{N}$, $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$, $\text{Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{N}$ の屈折率 n , 消衰係数 k を図 3.5 に示す。測定に用いたサンプルは常圧 MOCVD 装置を用いて作製し、その総膜厚は 1.2 μm 以下となるようにした。この膜厚に関する制限はエリプソメータの分光器の分解能によるものである。これは、膜厚が厚くなると波長に対する s 偏光と p 偏光の位相差の変化が激しくなり、分光器の分解能を上回って変化してしまうからである。

図 3.5 より、 AlGaIn では Al 組成が大きくなるほど屈折率のピークは短波長にシフトしていき、それぞれの波長で GaN との屈折率差が大きくなることが分かる。多層膜反射鏡では屈折率差の大きな 2 つの材料を選ぶことが高反射率を得るために重要となるが、図 3.5 から GaN と AlGaIn からなる多層膜反射鏡では Al 組成を大きくすることが有効であるといえる。

次に、真空蒸着装置を用いて TiO_2 および SiO_2 薄膜を作製し、分光エリプソメトリーによりその屈折率 n , 消衰係数 k を見積もった。ここで、酸化物である TiO_2 と SiO_2 は、先に述べたように、その蒸着過程における酸素分圧が蒸着された薄膜の屈折率に大きな影響を及ぼす。本研究では、 TiO_2 , SiO_2 蒸着時における酸素分圧をそれぞれ 7×10^{-3} , 5×10^{-3} Pa とした。また、高屈折率薄膜として用いる TiO_2 では、基板温度の上昇にともない屈折率が増加する⁹。これによると、蒸着時の基板温度が高いほど屈折率の高い薄膜が得られることになる。より屈折率の高い TiO_2 薄膜を得ることは、低屈折率薄膜である SiO_2 薄膜との屈折率差の増大につながり、高反射率を得るのに都合が良い。しかし、面発光レーザの構造を考えたとき、表面側反射鏡として想定している誘電体多層膜反射鏡には、その形状を円形とするためのフォトリソグラフィ技術によるリフトオフの工程を経る

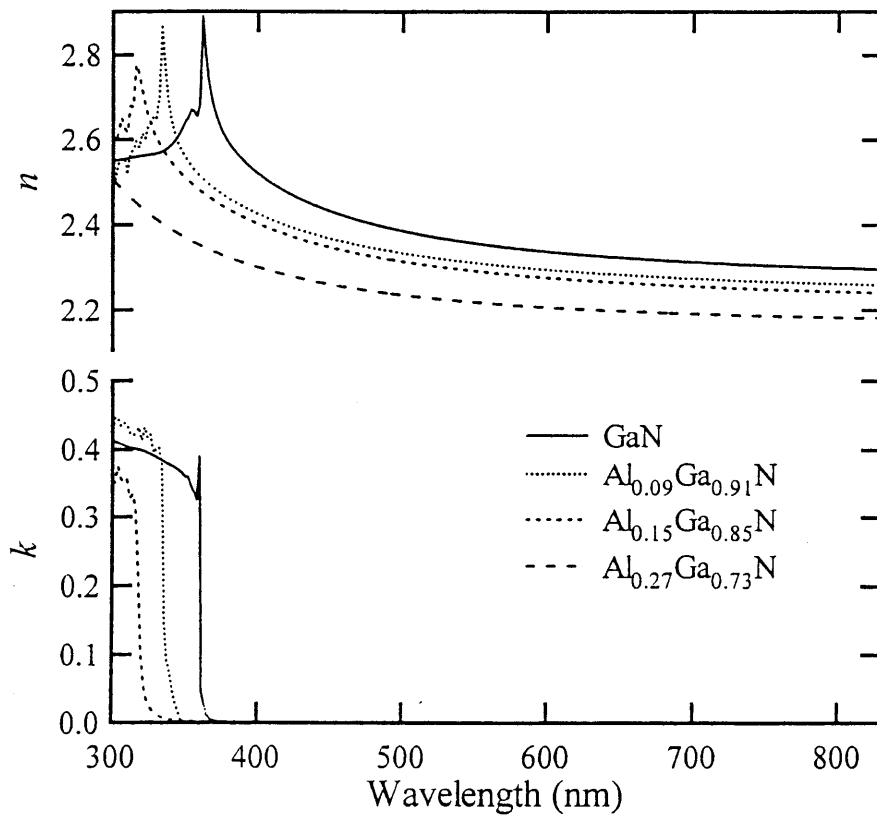


図 3.5 GaN, $\text{Al}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{N}$, $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$, $\text{Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{N}$ の屈折率測定結果

必要がある。しかし、高屈折率を得るため TiO_2 薄膜の蒸着時の基板温度を高温に設定した場合、フォトレジストの蒸発が起こり、これが蒸着過程の薄膜表面に付着することにより平坦な薄膜が得られず、逆に高反射率が得られなくなる。また、サンプルの固定にも裏面にフォトレジストを使用している。したがって、本研究では基板温度を変化させて蒸着を行い、フォトレジストの蒸発による表面状態の悪化が見られなかった $100\text{ }^\circ\text{C}$ を基板温度とし、誘電体薄膜を蒸着した。また、蒸着速度は TiO_2 , SiO_2 それぞれ $0.7\text{ \AA}/\text{sec}$, $1.5\text{ \AA}/\text{sec}$ とした。

分光エリプソメトリーにより見積もった TiO_2 の屈折率と消衰係数を図 3.6 に、 SiO_2 を図 3.7 に示す。これより、 TiO_2 の屈折率は波長により 2.2 ~ 2.8 の値を示すことが分かる。また SiO_2 も 1.425 ~ 1.476 の値をとる。これらの屈折率比 n_H/n_L は GaN, AlGaIn と比べて非常に大きく、短波長ほど大きくなるが、このとき消衰係数 k が TiO_2 , SiO_2 共に急激に増加する。

3.2.3 反射鏡の設計

分光エリプソメトリーにより見積もった屈折率 n , 消衰係数 k を用いて半導体多層膜反射鏡の設計を行った。中心波長を 370, 390, 410 nm とした場合の交互多層膜の周期数と反射率の関係を、GaN と $\text{Al}_{0.09}\text{Ga}_{0.91}\text{N}$ との組み合わせについて図 3.8 に、GaN と $\text{Al}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{N}$ との組み合わせを図 3.9 に、GaN と $\text{Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{N}$ との組み合わせを図 3.10 にそれぞれ示す。また、それぞれの設計中心波長における各層の設計膜厚を表 3.2 に示す。計算に用いた構造は、サファイア基板上に GaN を $0.5\text{ }\mu\text{m}$ 形成した後、AlGaIn, GaN の順に交互多層膜を形成したものである。ここで、0.5 ペアは交互多層膜を AlGaIn で終えた場合を、1 ペアは GaN で終えた場合を表す。また、反射率は空気中 ($n=1$) での値として計算を行った。

計算結果では、1 つの設計中心波長において 2 つの反射率曲線が確認される。反射率の高い曲線は表面を屈折率の高い薄膜 (GaN) で終えた場合であり、低い方は表面を屈折率の低い薄膜 (AlGaIn) で終えた場合である。図 3.1 に示した DBR の反射の原理では、各界面での屈折率変化が空気側から 低-高 \Rightarrow 高-低 \Rightarrow 低-高 の順であるのに対し、表面を屈折率の低い薄膜で終えた場合には 低-高 \Rightarrow 低-高 \Rightarrow 高-低 という順になり、最表面の低屈折率膜と空気との界面での反射波の位相がずれ、反射率の低下が起こる。このため、表面は高屈折率膜で終える必要がある。

計算結果より、少ない周期数で高い反射率を得るには、屈折率差が大きい短波長域に中心波長を設定することが有効であることが分かる。また、同じ周期数においては、AlGaIn の Al 組成が大きい程高反射率が得られることが分かる。しかし、中心波長を短波長に設計した場合、周期数が少ない時は中心波長を長波長に設計した場合よりも高い反射率を示すが、その反射率は周期数の増加に

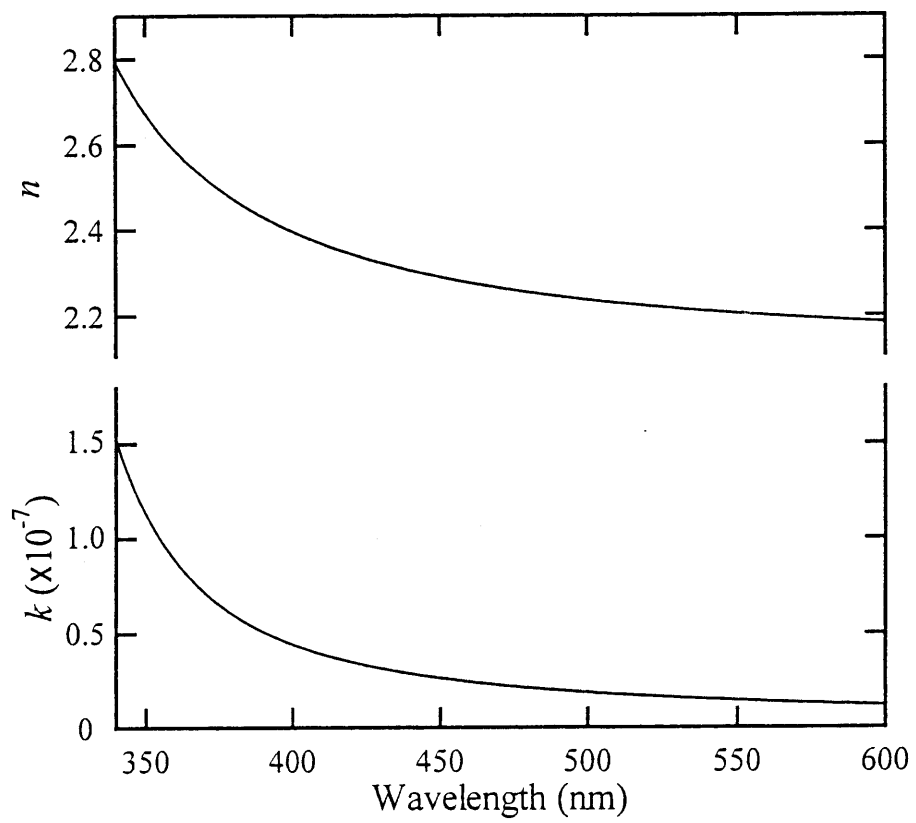


図 3.6 TiO_2 の屈折率 n と消衰係数 k

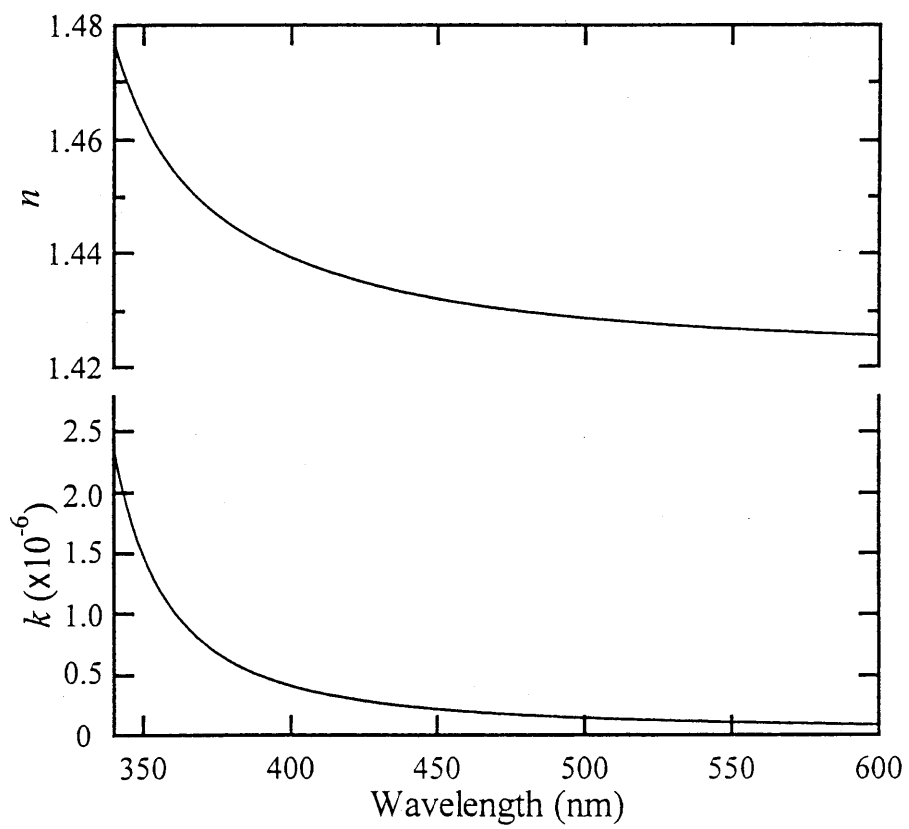


図 3.7 SiO₂の屈折率 n と消衰係数 k

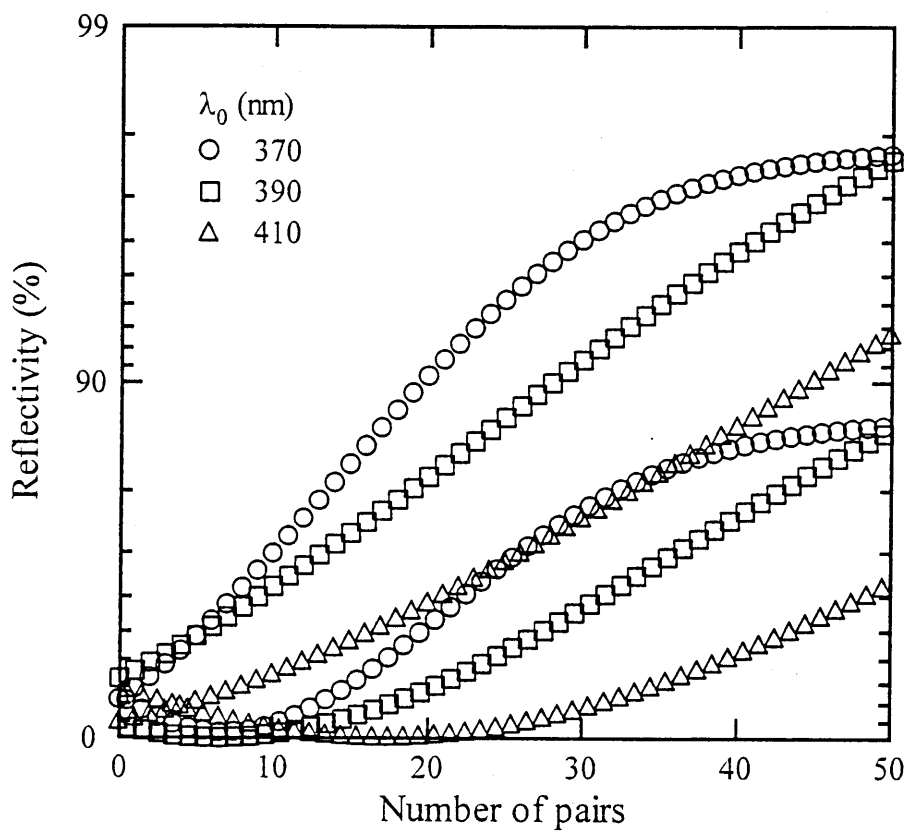


図 3.8 GaN/Al_{0.09}Ga_{0.91}N DBR の反射率の周期数依存性計算結果

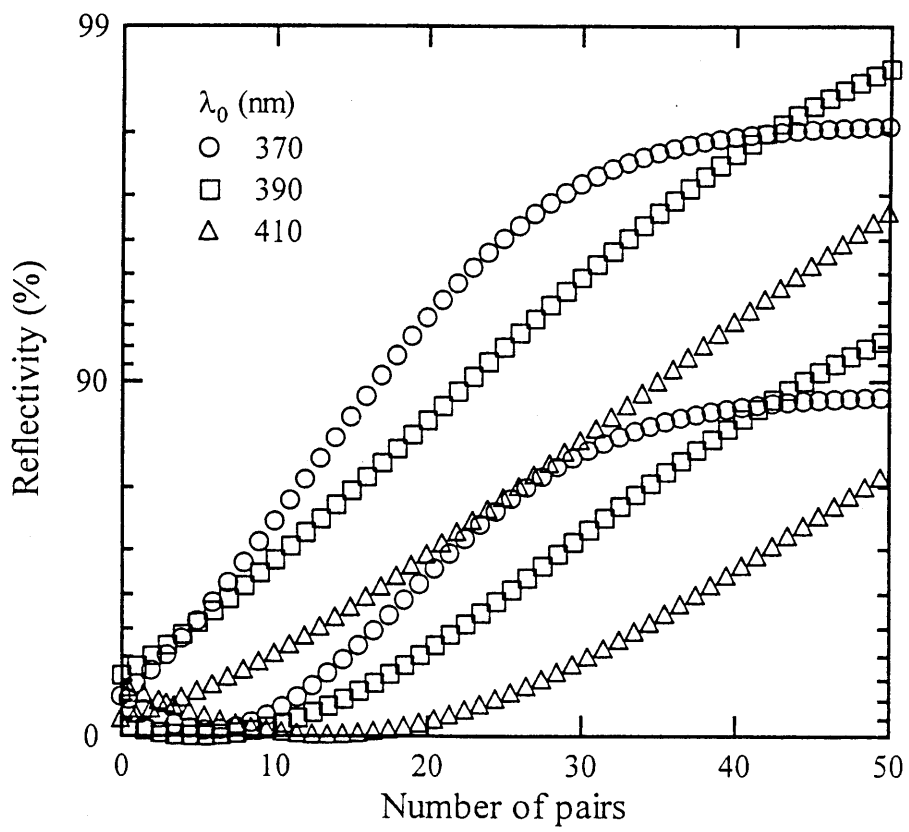


図 3.9 GaN/Al_{0.15}Ga_{0.85}N DBR の反射率の周期数依存性計算結果

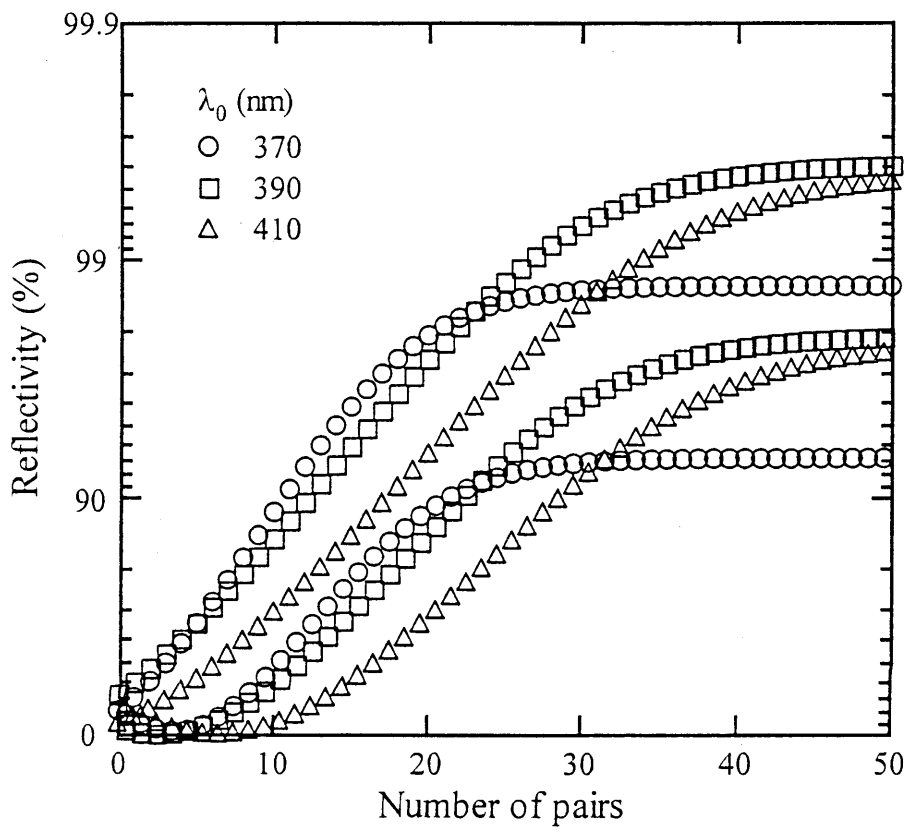


図 3.10 GaN/Al_{0.27}Ga_{0.73}N DBR の反射率の周期数依存性計算結果

表 3.2 GaN/AlGaN 多層膜反射鏡の設計中心波長と各層の設計膜厚

中心波長 (nm)	膜厚 (nm)			
	GaN	Al _{0.09} Ga _{0.91} N	Al _{0.15} Ga _{0.85} N	Al _{0.27} Ga _{0.73} N
370	34.6	37.2	37.7	39.5
390	38.2	39.9	40.3	42.2
410	41.1	42.5	42.9	44.7

ともない、ある値で飽和する傾向を示している。これは、短波長領域では GaN の消衰係数 k が無視できない値で存在するため、吸収によるものであるといえる。したがって、多層膜反射鏡の設計には吸収の少ない波長域を選ばなくてはならない。

中心波長を 440 nm に設計した $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ 誘電体多層膜反射鏡の、反射率の周期数依存性計算結果を図 3.11 に示す。このときの各層の設計膜厚は同図中に示した。計算に用いた構造は、サファイア基板上に低屈折率薄膜である SiO_2 を、次に高屈折率薄膜である TiO_2 を形成して順に積み上げた交互多層膜とし、空气中から見た反射率として計算を行った。したがって、0 周期というのはサファイア基板のみの反射率で、0.5 周期というのは低屈折率薄膜の SiO_2 を最表面とした構造となる。ちなみに、サファイア基板の 440 nm での反射率は 7.8 % となる。半導体多層膜反射鏡での計算結果と同様、最表面を低屈折率膜で終えた場合は反射率の低下が生ずる。図 3.11 より、 $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ による誘電体多層膜反射鏡は 1 周期で 45.1 % という反射率が得られ、2 周期で 75.9 %、3 周期で 90.6 % と、3 周期で 90 % を超える反射鏡を作製できることが分かる。さらに 6 周期で 99.4 % と、半導体多層膜反射鏡と比べ少ない周期数で高反射率が得られる。また一方で、 $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ 多層膜反射鏡は、周期数が 10 周期以上においてその最高反射率は飽和する傾向にあることが分かる。計算には分光エリプソメトリーにより測定した複素屈折率を用いているが、薄膜の吸収に関する消衰係数 k が 0 ではないためこのような飽和が見られる。しかし、このときの反射率は 99 % を超えており、出射側に想定している $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ 多層膜反射鏡では特に問題ではないと考えられる。中心波長を 440 nm に設計した $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ 誘電体多層膜反射鏡の 5, 10 周期における反射率の波長依存性の計算結果を図 3.12 に示す。5 周期では 98.7 %、10 周期では 99.8 % の高反射率が得られることが分かる。また、半導体多層膜反射鏡より屈折率差を大きくとることができる誘電体多層膜反射鏡では、その高反射率帯が 140 nm と広い。ここで、GaN/AlGaN 半導体多層膜反射鏡と $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ 誘電体多層膜反射鏡において、中心波長を 440 nm に設計したときの高反射率帯幅 $2\Delta\lambda$ を式(3.28)により求め、結果を表 3.3 に示す。

3.3 常圧成長による GaN/AlGaN 多層膜反射鏡

本節では、MOCVD の成長圧力を常圧として GaN/AlGaN 多層膜反射鏡を作製し、その特性について論じる。

3.3.1 常圧成長による GaN/AlGaN 多層膜反射鏡の作製

常圧 MOCVD 法により、1100 °C でサーマルクリーニングを行った後、500 °C

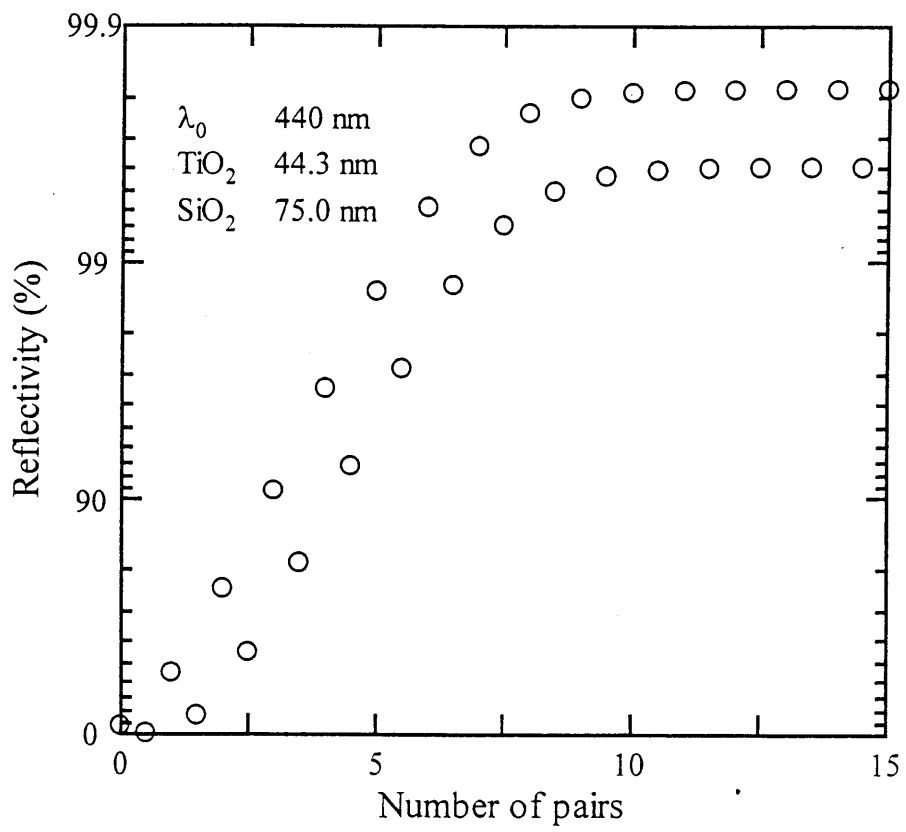


図 3.11 TiO₂/SiO₂ 多層膜反射鏡の反射率の周期数依存性計算結果

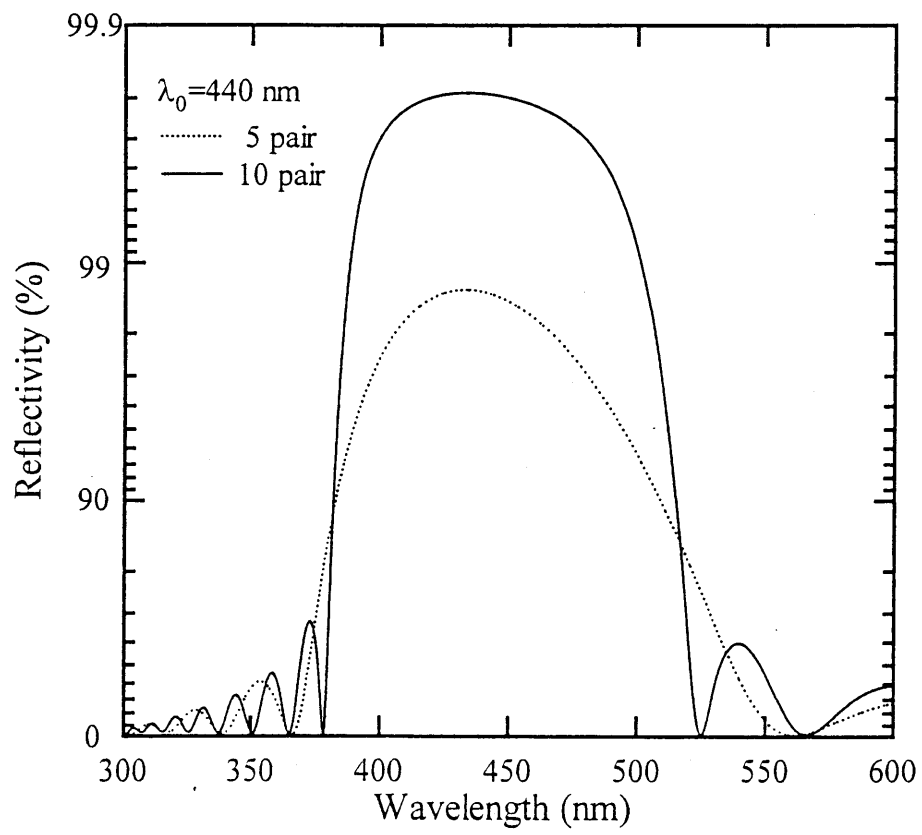


図 3.12 $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ 多層膜反射鏡の 5, 10 周期における反射率計算結果

表 3.3 中心波長を 440 nm とした場合の各多層膜反射鏡の高反射率帯幅

多層膜の種類	n_L	n_S	$2\Delta\delta$ (rad.)	$2\Delta\lambda$ (nm)
GaN/Al _{0.09} Ga _{0.91} N	2.441	2.377	0.0266	7.44
GaN/Al _{0.15} Ga _{0.85} N	2.441	2.357	0.0350	9.81
GaN/Al _{0.27} Ga _{0.73} N	2.441	2.268	0.0735	20.6
TiO ₂ /SiO ₂	2.307	1.466	0.522	146.1

で GaN 低温緩衝層を約 30 nm 堆積し、1080 °C で GaN を約 1.5 μm 成長した。その後、設計中心波長を 390 nm とした GaN/Al_{0.27}Ga_{0.73}N からなる交互多層膜を 30 周期形成した。作製した多層膜反射鏡の室温での反射率測定結果を図 3.13 に示す。

ここで、反射率の測定方法について触れる。測定には、光源にタングステンヨウ素ランプを、検出器に光電子増倍管を用い、1200 lines/mm の平面回折格子で分光するダブルビーム方式の分光光度計を用いた。反射率測定時の入射角は 5°となる。リファレンスとして Al 平面反射鏡を用い、はじめにサンプルの反射率として Al 平面反射鏡に対する相対反射率を測定した。これを Al 平面反射鏡の反射率で補正し、サンプルの反射率とした。測定は全て室温大気中で行い、測定領域は直径 7 mm の円内とした。また、反射率の測定は 2 インチ基板の中心から放射方向に 3 つの領域に分けて行った。

図 3.13 に示すように、高反射率を示すのは直径 2 インチの反射鏡における端の部分で、中心部の反射率は非常に低いものであった。GaN/Al_{0.27}Ga_{0.73}N 多層膜反射鏡の反射率の見積もりにおいて、390 nm に中心波長を設定した場合、30 周期での反射率は 99.2 % と計算された。しかし、最高反射率は基板の端の領域で得られ、その中心波長は 375 nm で反射率は 89.5 % であった。このように、反射率のピークは設計より短波長に現れ、その値も計算より低いものであった。反射率が低い原因として、この反射鏡の中心部分にクラックが非常に多く確認されること、表面あるいは各層の界面における平坦性・平行性が悪いことが挙げられる。SEM により反射鏡の断面観察を行ったところ、それぞれの膜厚が設計膜厚より薄くなっており、測定した反射率の中心波長が設計中心波長より短波長に現れた原因と考えられる。これは、光学膜厚 nd が 1/4 波長となるように設計される DBR では、膜厚が薄いほど強め合う波長が短波長となるためである。また、多層膜を形成する GaN, Al_{0.27}Ga_{0.73}N それぞれの層においても膜厚にばらつきがあり、また一つの層においても膜厚にばらつきが確認された。膜厚のばらつきは強め合う波長が互いにずれることとなり、反射率が計算値より低くなった原因の一つとして考えられる。

3.3.2 中間層の導入による高反射率反射鏡の作製

クラックの発生は表面の平坦性を悪化させ、著しい反射率の低下をもたらす。このため、クラックの発生を抑制する目的で、多層膜反射鏡の形成前に超格子 (SL; superlattice) 構造を導入した。このような短周期構造は、Si 基板上への GaAs あるいは InP の成長にも用いられている。Si 基板上に GaAs を成長させる場合、Si 基板と格子整合する GaP を Si 基板上に成長した後、(GaAs)_m(GaP)_n 短周期を形成し、周期数の増加とともに m/n 比を徐々に増加させるというものである。

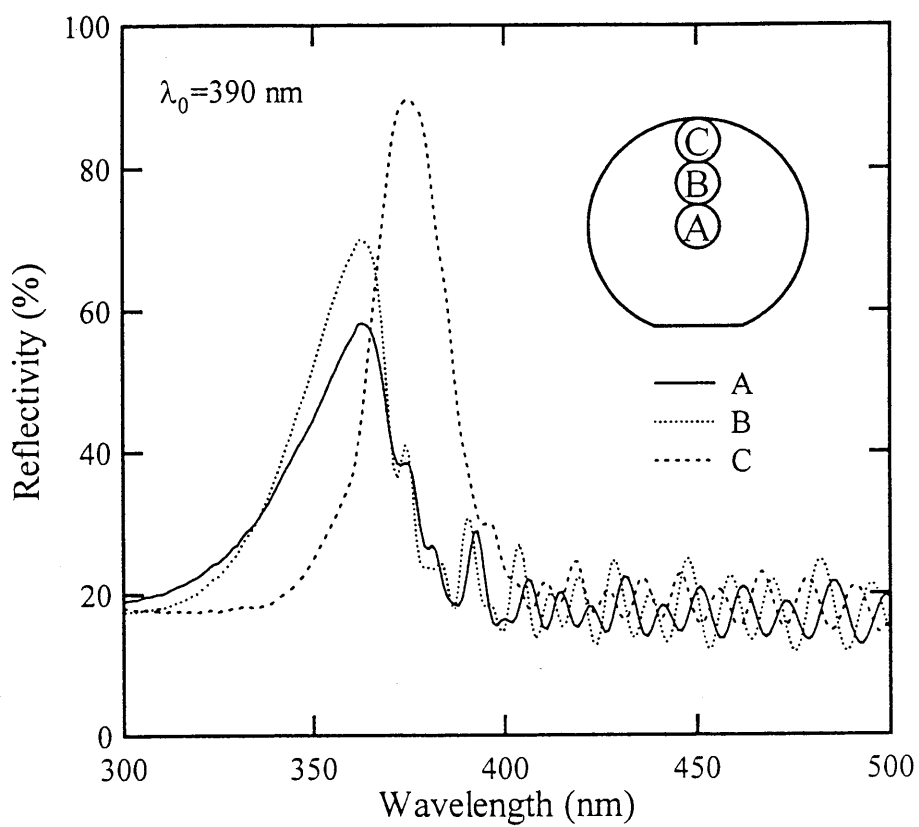
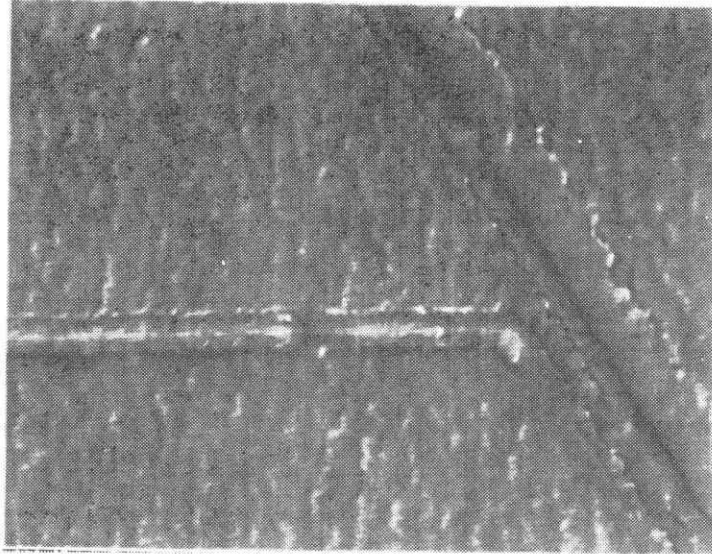


図 3.13 GaN/Al_{0.27}Ga_{0.73}N 30 周期多層膜反射鏡の反射率測定結果

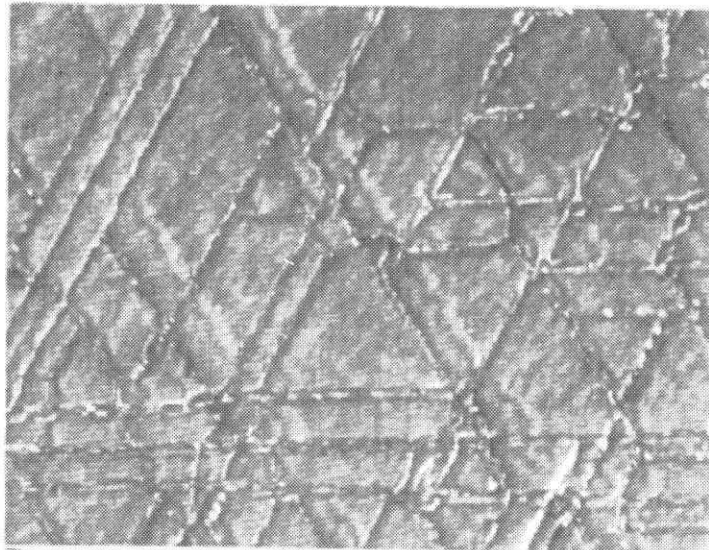
これにより転位密度の低減、表面平坦性の改善が報告されている¹³。

1100 °C でサーマルクリーニングを行った後、500 °C で GaN 低温緩衝層を約 30 nm 堆積し、1080 °C で GaN を約 2 μm を成長した。次に、成長温度を 800 °C まで降温し In_{0.1}Ga_{0.9}N を約 0.1 μm 成長した。In_{0.1}Ga_{0.9}N の形成後、成長温度を再び 1080 °C に昇温し、GaN/AlGa_N からなる SL 構造を 100 周期導入した後、GaN/AlGa_N 多層膜反射鏡を 30 周期形成した。SL 構造、多層膜反射鏡とも GaN, AlGa_N の成長条件は同じものとした。ここで、多層膜反射鏡の設計中心波長は 410 nm とし、各層の膜厚を GaN, AlGa_N それぞれ 41, 45nm とした。また、比較のため、同じ構造で SL 構造を用いない反射鏡を作製した。作製した反射鏡の表面顕微鏡写真を図 3.14 に示す。図 3.14 は 2 インチ基板の中央部のクラックを写したものであるが、SL 構造を用いない反射鏡は非常に多くのクラックが確認されるが、SL 構造を用いることによりクラックの発生が抑制されている様子が分かる。また、AFM 測定から表面粗さは自乗平均面粗さ(Rms ; root mean square)で 1.982 nm から 0.636 nm へと約 3 分の 1 に減少し、平坦性の向上も確認された。

作製した GaN/AlGa_N 多層膜反射鏡の(0004)面における X 線回折の測定結果を図 3.15 に示す。SL 構造を用いた多層膜反射鏡については、周期数が 10, 20, 40 周期の反射鏡も作製し、その測定結果も併せて示した。図 3.15 より、GaN と AlGa_N のピーク間に多層膜反射鏡の周期構造によるフリンジが確認される。このフリンジ間隔から、多層膜反射鏡の 1 周期の平均膜厚は、SL 構造を用いた反射鏡では 87 nm, SL 構造を用いない反射鏡では 89 nm と計算される。また、SL 構造を用いた反射鏡には、AlGa_N のピークより 600 arcsec 程度低角側に SL 構造の周期構造による 0 次のピークが、さらに、-3600 arcsec の位置には -1 次のピークが確認される。このフリンジ間隔から、SL 構造の 1 周期の平均膜厚は 3.4 nm と計算される。また、図 3.15 から、GaN と AlGa_N のピーク間隔は、SL 構造を用いた 30 周期の多層膜反射鏡で 2800 arcsec, SL 構造を用いない場合は 2730 arcsec であった。ベガード則が成り立つとすれば、多層膜反射鏡を構成する AlGa_N における Al 組成はそれぞれ 0.46 と 0.45 となる。ここで、GaN 上に成長した AlGa_N は面内に 2 軸性の引っ張り応力を受け歪んでいる。このため、AlGa_N は格子間隔が *a* 軸方向に広げられ、*c* 軸方向には狭められており、GaN の回折ピークとの間隔が実際の組成における間隔よりも広がって見える。そこで、GaN の(10 $\bar{1}$ 4)回折ピーク周辺の逆格子マッピング測定を行い、サファイア基板を基準として *a* 軸、*c* 軸の格子間隔を求め、AlGa_N の Al 組成を求めた。GaN/AlGa_N 30 周期多層膜反射鏡の逆格子マッピングを図 3.16 に示す。ここで、縦軸は結晶成長方向である *c* 軸の格子間隔の逆数に対応し、横軸は *a* 軸の格子間隔の逆数に対応する。GaN および AlN の格子定数は、表 1.1 に示した値を用い、AlGa_N の弾性定数は GaN と AlN との間で線形に変化するものとして計算を行った。計算



(a) SL 構造を用いた反射鏡 $100\ \mu\text{m}$



(a) SL 構造を用いない反射鏡 $100\ \mu\text{m}$

図 3.14 GaN/AlGaN 30 周期多層膜反射鏡の表面顕微鏡写真

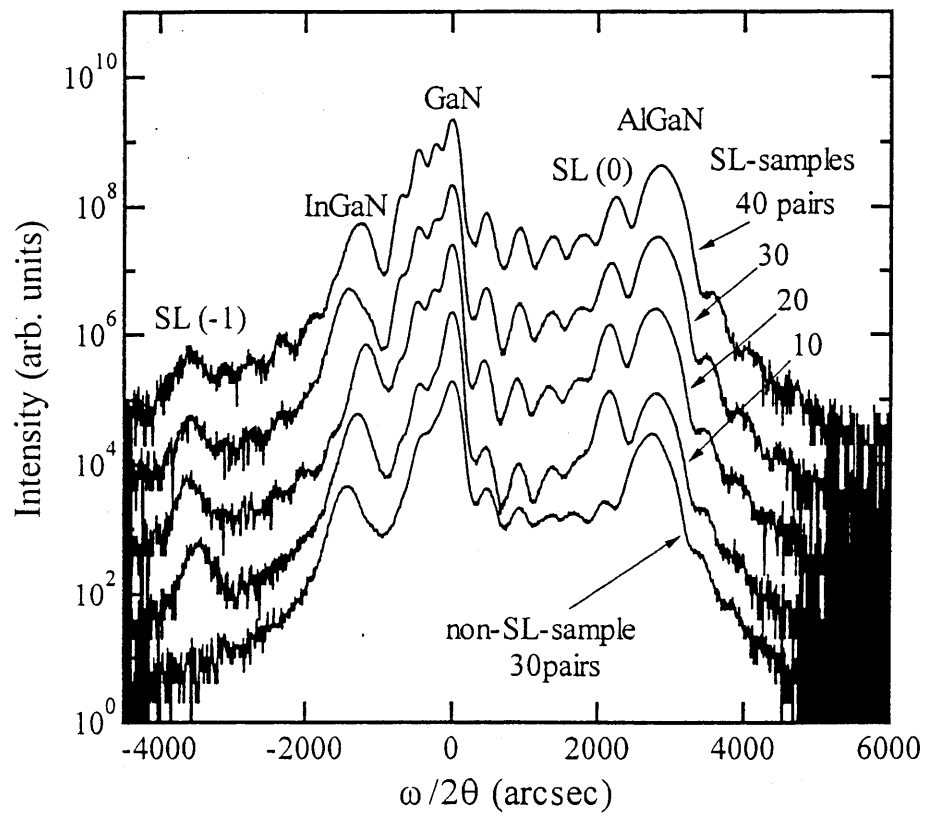


図 3.15 GaN/AlGaIn 多層膜反射鏡の X 線回折測定結果

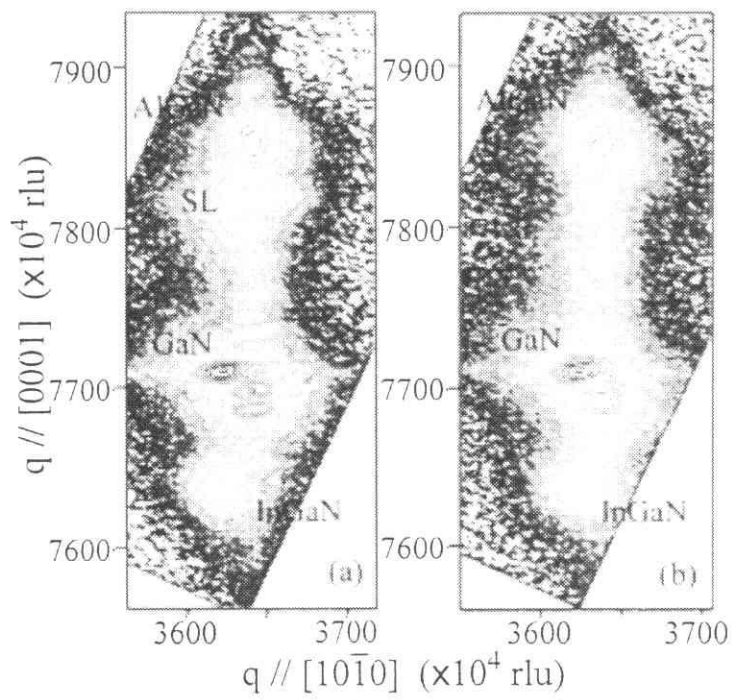


図 3.16 GaN/AlGaN 30 周期多層膜反射鏡の GaN ($10\bar{1}4$)での逆格子マッピング
 (a) SL 構造を用いた反射鏡、(b) SL 構造を用いない反射鏡

には GaN の弾性定数として $C_{13}=103$ GPa, $C_{33}=405$ GPa, AlN の弾性定数として $C_{13}=108$ GPa, $C_{33}=373$ GPa を用いた¹⁴。これより、多層膜を構成する AlGaIn の Al 組成は、SL 構造を用いた場合は 0.41, SL 構造を用いない場合は 0.38 と見積もられる。

図 3.16 (a)に示した SL 構造を用いた反射鏡では、AlGaIn の回折ピークと同じ a 軸位置に GaN の回折ピークと思われるピークが、従来の GaN のピークから分離して現れていることが分かる。これは、GaN が圧縮応力を受けて歪み、 a 軸方向の格子間隔が狭まり、AlGaIn と同程度になっていることを示す。また、GaN の a 軸方向の格子間隔が広がったため、 c 軸方向の格子間隔は狭まり、 c 軸方向については AlGaIn のピークと離れる方向に歪んだ GaN のピークが現れている様子が分かる。このピークは、図 3.15に示した X 線回折において、GaN のピークより低角側に確認されたピークに対応する。このピークの強度は、多層膜の周期数が増加するに従い増大していくことが図 3.15から確認される。これは、SL 構造の上に作製した多層膜反射鏡を構成する GaN が圧縮応力を受けていることを表す。つまり、周期数が少ない時は、SL 構造形成前に成長した厚さ 2 μm の GaN の方が多層膜反射鏡を構成する GaN の総膜厚より厚いため、X 線回折のピークは厚さ 2 μm の GaN に対応する。しかし、周期数が多くなるに従って多層膜を構成する GaN の総膜厚が厚くなり、厚さ 2 μm の GaN との膜厚比が接近してくると、多層膜を構成する GaN は歪んでいるため、これに対応したピークは厚さ 2 μm の GaN のピークとは分離して現れてくる。逆格子マッピングから多層膜反射鏡を構成する GaN の面内歪み ϵ_{xx} を求めると、SL 構造を用いた場合は -0.0079, SL 構造を用いない場合は -0.0057 となる。負の値は圧縮歪みを表すが、SL 構造を用いることにより圧縮歪みが増大していることが分かる。また、AlGaIn の面内歪み ϵ_{xx} を求めると、SL 構造を用いた場合は 0.0022, SL 構造を用いない場合は 0.0036 となる。どちらも面内歪みは正の値を示し、引っ張り応力を受けているが、その値は SL 構造を導入することにより小さくなっていることが分かる。つまり、SL 構造の導入は、多層膜を構成する GaN に圧縮歪みを与え、AlGaIn との a 軸方向での格子間隔差を減少させることにより AlGaIn の引っ張り応力を減少させ、クラックの発生を抑制したと考えられる。

30 周期の GaN/AlGaIn 多層膜反射鏡の断面 SEM 像を図 3.17に示す。断面 SEM 像より、多層膜による周期構造が形成されている様子が分かる。しかし、多層膜を構成する各層の膜厚にはばらつきが観察された。図 3.17より、多層膜反射鏡の総膜厚は、SL 構造を用いた反射鏡では 2610 nm, SL 構造を用いない反射鏡では 2720 nm となる。設計での総膜厚は 2580 nm であり、それぞれ 30 nm と 140 nm だけ設計より厚いことになる。また、総膜厚から 1 周期の平均膜厚を計算すると、SL 構造を用いた場合は 87.0 nm, SL 構造を用いない場合は 90.7 nm となる。

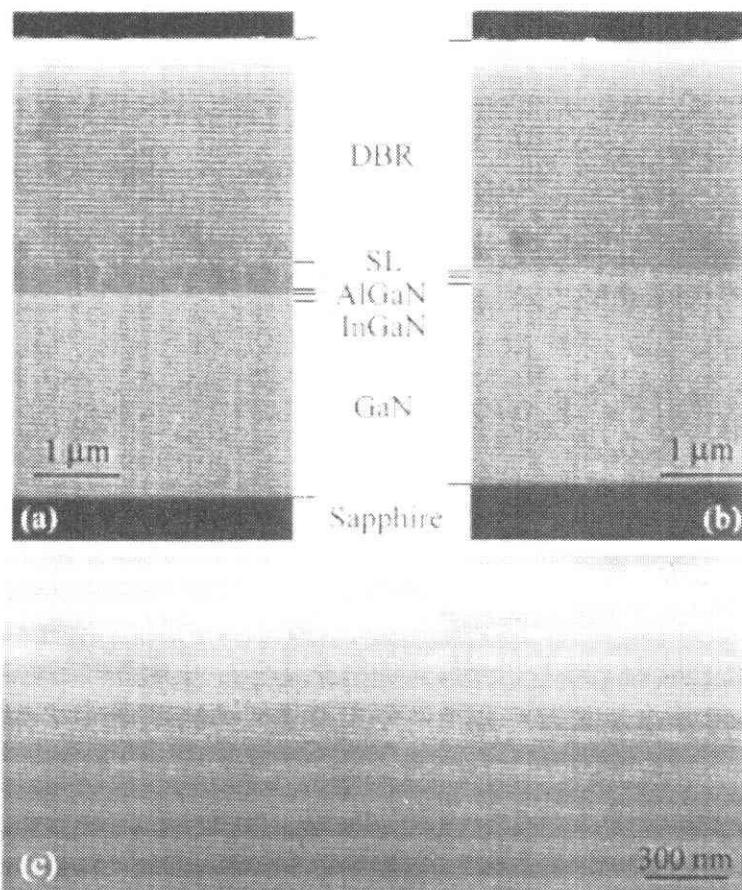


図 3.17 GaN/AlGaN 30周期多層膜反射鏡の断面SEM像 (a) SL構造を用いた場合、
 (b) SL構造を用いない場合、(c) SL構造を用いない反射鏡の拡大像

この値は X 線回折でのフリンジ間隔から求めた値と良く合っている。SL 構造を用いない反射鏡の膜厚が SL 構造を用いた反射鏡より厚い原因の一つには、クラックにより AlGaIn の受けていた引っ張り応力が緩和したことが挙げられる。SL 構造を用いない反射鏡では、非常に多くのクラックが発生し、AlGaIn の受ける引っ張り応力は部分的に緩和していると考えられる。引っ張り応力が緩和することにより c 軸方向に狭められていた格子間隔は元に戻る方向に広がり、膜厚方向に長くなる。SL 構造を用いない反射鏡において、X 線回折から見積もった AlGaIn の Al 組成が、SL 構造を用いた反射鏡より小さい値となったことも、この影響が原因として考えられる。図 3.17 (c)は、SL 構造を用いない多層膜反射鏡の高倍率の断面 SEM 像である。白く見える部分が GaN で黒い方が AlGaIn である。これより、AlGaIn の膜厚は面内でほぼ一定の膜厚を持つようであるが、膜が面内で大きく曲がっており、これを埋めるように GaN が成長している様子が分かる。したがって、GaN の膜厚には面内で大きな分布があり、非常に厚い部分もあれば非常に薄い部分もある。これに対し、SL 構造を用いた反射鏡では、各層における膜厚の揺らぎはあるものの、このような曲がった膜はほとんど観察されなかった。

SL 構造を用いた反射鏡と用いない反射鏡の反射率測定結果を、30 周期について図 3.18に示す。図 3.18にはそれぞれの構造における反射率の計算結果を併せて示した。SL 構造を用いた反射鏡も用いない反射鏡も、測定結果ではどちらも高反射率帯幅が計算結果より狭くなっている。これは、分光エリプソメトリーにより見積もった屈折率差が実際より大きかったことが原因として考えられる。GaN は六方晶系であるため、光学定数が c 軸に平行方向と垂直方向で等方的ではないが、分光エリプソメトリーによる光学定数の見積もりではこの異方性を無視して計算を行った。また、垂直入射ではなく入射角をつけた条件で屈折率の見積もりを行っているため、この異方性の影響を受けた状態で測定を行っており、実際の屈折率差より大きく見積もられ、計算結果の帯域幅が広がっている可能性は無視出来ない。作製した反射鏡の反射率は、SL 構造を用いない反射鏡は 416 nm の波長で 93%の反射率であるのに対し、SL 構造を用いた反射鏡は 410 nm で 98 %の反射率であった。これは図 3.14に示したように、SL 構造を用いたことによりクラックの発生が大幅に抑制されたことが一番の要因である。断面 SEM 観察で見られるような、各層における膜厚の揺らぎも反射率低下の一因となる。特に SL 構造を用いない反射鏡では、図 3.17 (c)のように膜が大きく曲がっている。このため強めあう波長は各層、あるいは面内の各部分で異なり、設計中心波長での反射率を低下させる。SL 構造を用いた反射鏡においても、各層の膜厚における揺らぎは観察されるが、これらは SL 構造を用いない場合と比べて小さく、表面平坦性も向上したため高反射率が得られたと考えられる。ま

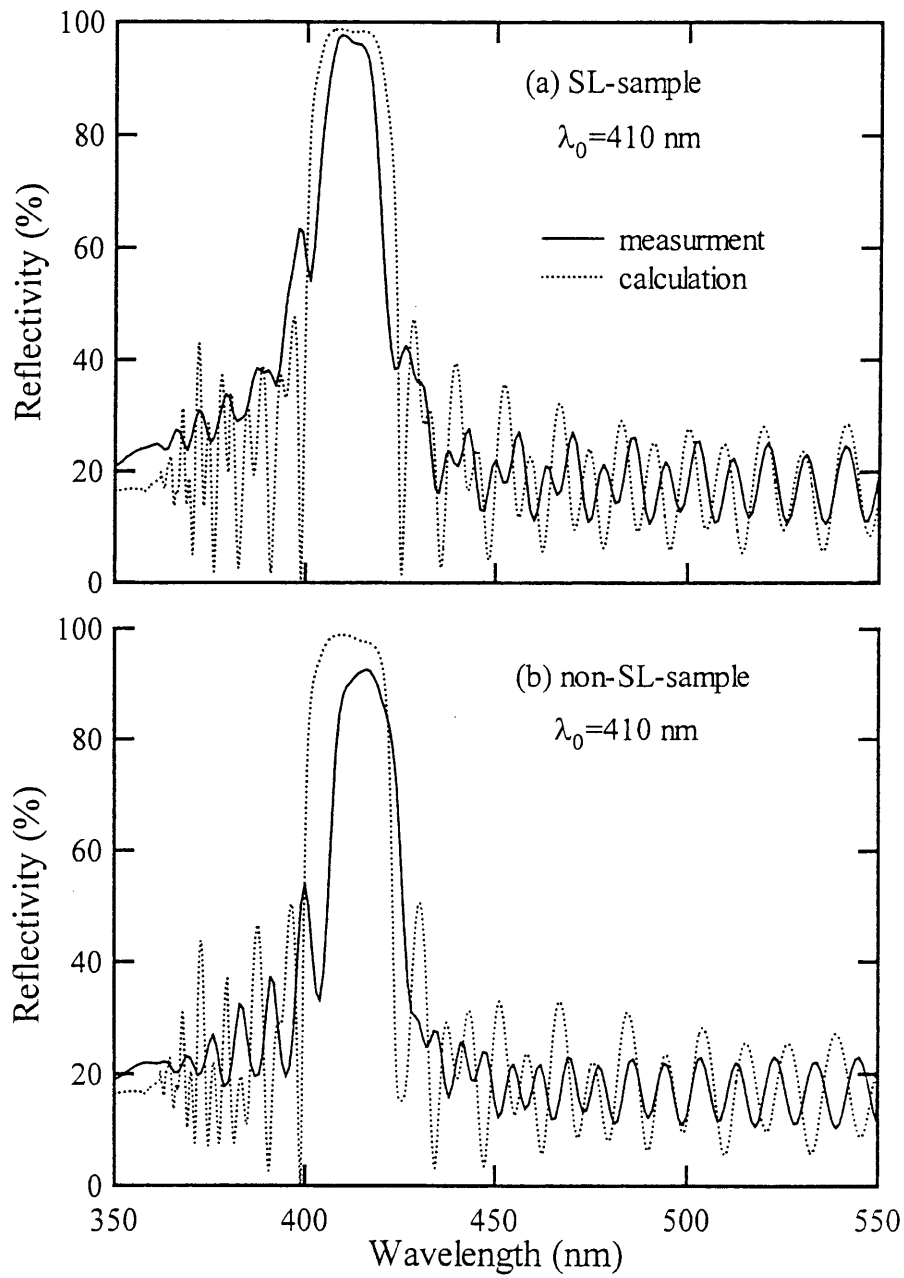


図 3.18 GaN/AlGaN 30 周期多層膜反射鏡の反射率測定結果
 (a) SL 構造を用いた反射鏡、(b) SL 構造を用いない反射鏡

た、SL 構造を用いた反射鏡の反射率の中心波長は設計中心波長と良く合う。これに対し、SL 構造を用いない反射鏡の反射率の中心波長は、6 nm 長波長側にシフトして現れている。これは多層膜反射鏡の各層の膜厚が厚いことが原因として挙げられる。断面 SEM 観察および X 線回折から得られた多層膜反射鏡 1 周期分の膜厚は、ともに SL 構造を用いない反射鏡が厚いことを示している。このような設計膜厚より厚い膜厚が反射率の中心波長を長波長にシフトさせる。測定から得られた平均膜厚を用いて計算を行うと、得られる反射率の中心波長は 416 nm となり、SL 構造を用いない反射鏡の長波長側へのシフトは、設計より厚くなった膜厚が原因であるといえる。

3.4 減圧成長による GaN/AlGa_N 多層膜反射鏡

MOCVD 法を用い、常圧にてサファイア上に成長した GaN 上に、減圧条件下にて GaN/AlGa_N 多層膜反射鏡を作製し、その特性について述べる。

3.4.1 減圧成長による GaN/AlGa_N 多層膜反射鏡の作製

水素雰囲気中 1180 °C でサーマルクリーニングを行った後、500 °C で GaN 低温緩衝層を 30 nm 堆積し、1130 °C で GaN を成長した。TMGa の供給量は低温緩衝層の堆積時は 36 μmol/min, GaN 成長時は 72 μmol/min とした。GaN 成長後、キャップ層として Al_{0.15}Ga_{0.85}N を 20 nm 成長した。TMGa と TMAI の供給量は、それぞれ 24, 6.0 μmol/min とした。常圧での成長中はアンモニアの流量は 5 l/min 一定とした。Al_{0.15}Ga_{0.85}N キャップ層の成長終了後、基板温度を 1130 °C の成長温度に保ったまま、ドライポンプによりリアクタ内圧力を常圧から 100 torr まで減圧した。リアクタ内圧力が 100 torr で安定した後、減圧条件下にて GaN/AlGa_N 多層膜を成長した。構造図を図 3.19 に示す。減圧成長 GaN (LP-GaN) 成長時、TMGa の供給量は 72 μmol/min とし、減圧成長 AlGa_N (LP-AlGa_N) 成長時の TMGa と TMAI の供給量はともに 18 μmol/min とした。また、アンモニアの流量は減圧での成長中は 2.5 l/min で一定とした。GaN の成長速度は、常圧条件下では 3.1 μm/h, 減圧条件下では 3.3 μm/h で、LP-AlGa_N の成長速度は 1.27 μm/h である。ここで、常圧から減圧に成長圧力を変化させる際、圧力が 100 torr で安定するまでおよそ 2.5 min の時間がかかる。このため、キャップ層として Al_{0.15}Ga_{0.85}N を成長しない場合、成長中断中の熱分解などにより表面の平坦性が損なわれ、多層膜反射鏡の反射率が低下した。よって、本研究では常圧から減圧に移行する際、キャップ層として 20 nm の膜厚の Al_{0.15}Ga_{0.85}N 層を常圧にて形成し、成長中断に備えた。

多層膜形成前に常圧で成長する GaN (常圧成長 GaN (AP-GaN)) の膜厚を 50,

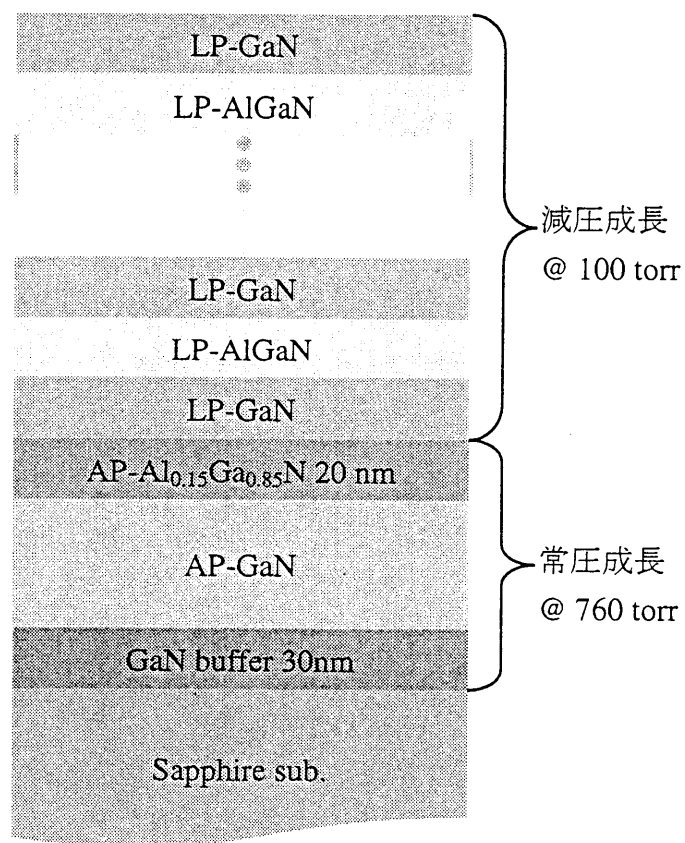


図 3.19 LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡の構造図

500, 1500, 6000 nm と変化させ、多層膜の反射率を調べた。それぞれの膜厚での最高反射率を図 3.20に示す。ここで LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜を構成する各層の膜厚は $\lambda/4$ の膜厚には設計せず、LP-GaN, LP-AlGaN とともに膜厚 50 nm とし多層膜の周期数は 10 周期とした。測定領域は直径 7 mm の円内とし、2 インチ基板に十字を描くように 9 点にて測定を行った。図 3.20において▲で示すのは、それぞれの反射鏡における中央の同じ位置での最高反射率で、縦線は他の 8 点において測定された最高反射率の値の範囲を示している。これより、AP-GaN の膜厚を 500 nm とした場合が最も高い反射率を示し、反射率の分布も小さくなっている。しかし、AP-GaN の膜厚が厚くなると反射率は低下し、分布も大きくなっているのが分かる。これは AP-GaN の膜厚が厚くなるとともに表面に発生したクラックが大幅に増大していくためである。また、膜厚を 50 nm と薄くした場合も反射率は低く、分布も大きくなった。以上より、AP-GaN の膜厚を 500 nm とし、その後の LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡の作製を行った。ここで、AP-GaN の膜厚を 500 nm とした場合も、10 周期という少ない周期数であるにもかかわらずクラックが発生する。クラックの断面 SEM 像を図 3.21に示す。クラックの発生した部分では多層膜が V 字に割れており、その深さは多層膜の第 1 層にまで及ぶ。これにより、この部分は膜が欠如した状態となり、大幅な反射率の低下をもたらす。DBR では各層の膜厚を $\lambda/4n$ に設計する。ここで、GaN の吸収がない波長帯では、屈折率 n は GaN より AlGaN が小さいため設計膜厚は AlGaN の方が厚くなり、その値は 50 nm 以上となる。このため、Al 組成の大きな AlGaN では臨界膜厚を超えクラックが発生する。クラックの発生を抑えるため、多層膜の設計において通常 $\lambda/4$ とする各層の膜厚を、1 周期で $\lambda/2$ となるように設計し、GaN 上の AlGaN の膜厚が臨界膜厚より薄くなるように膜厚設定を行うこととした。これにより、低屈折率層から高屈折率層への界面、高屈折率層から低屈折率層への界面、それぞれからの反射波の位相は揃わないが、1 周期毎の界面からの反射波の位相が揃うことにより特定の波長で反射率の増大が期待できると考えた。 $\lambda/4$ 交互多層膜とした場合の反射率より値は低くなり、高反射率帯幅も狭くなるが、クラックの発生を抑えることが出来ればこれを補うだけの周期数が確保でき、高反射率を実現できる。GaN の屈折率を n_{GaN} 、膜厚を d_{GaN} 、AlGaN の屈折率を n_{AlGaN} 、膜厚を d_{AlGaN} として、

$$d_{\text{GaN}} \times n_{\text{GaN}} + d_{\text{AlGaN}} \times n_{\text{AlGaN}} = \lambda/2 \quad (3.30)$$

という関係となるように、1 周期の光学膜厚が $\lambda/2$ となるように決定した。

設計中心波長を 420 nm とした LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡を 100 torr にて作製した。多層膜反射鏡の各層の膜厚は、GaN, AlGaN それぞれ 72.8, 33.7 nm とした。作製した多層膜反射鏡のうち、周期数が 30.5 周期の反射鏡について、GaN

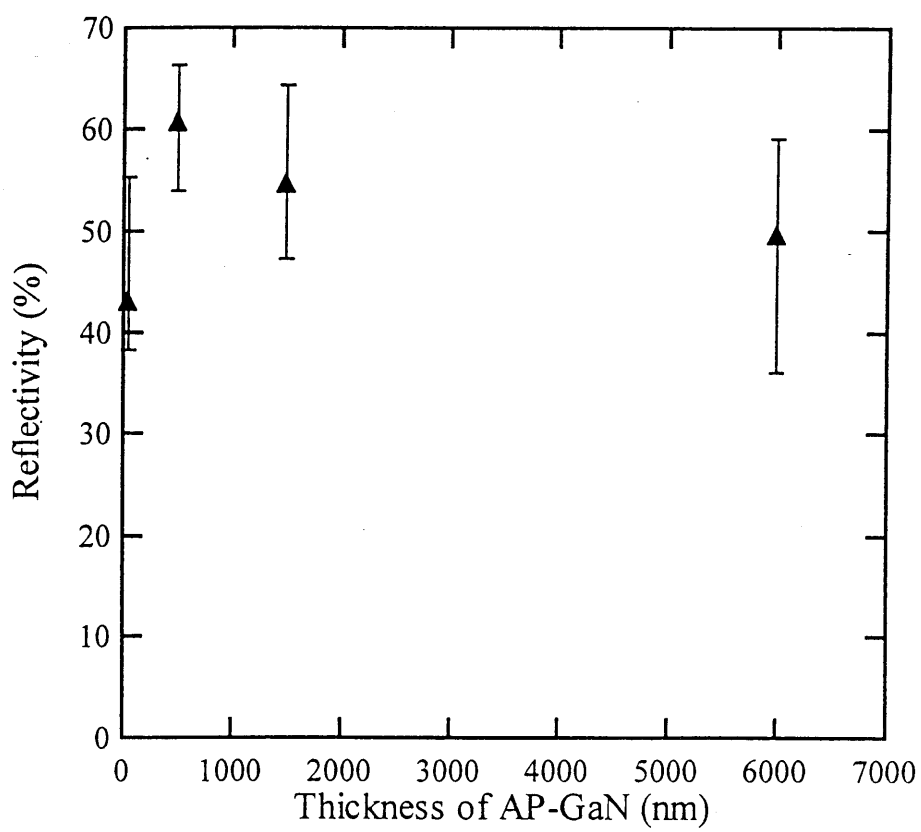


図 3.20 AP-GaN の膜厚に対する多層膜の反射率

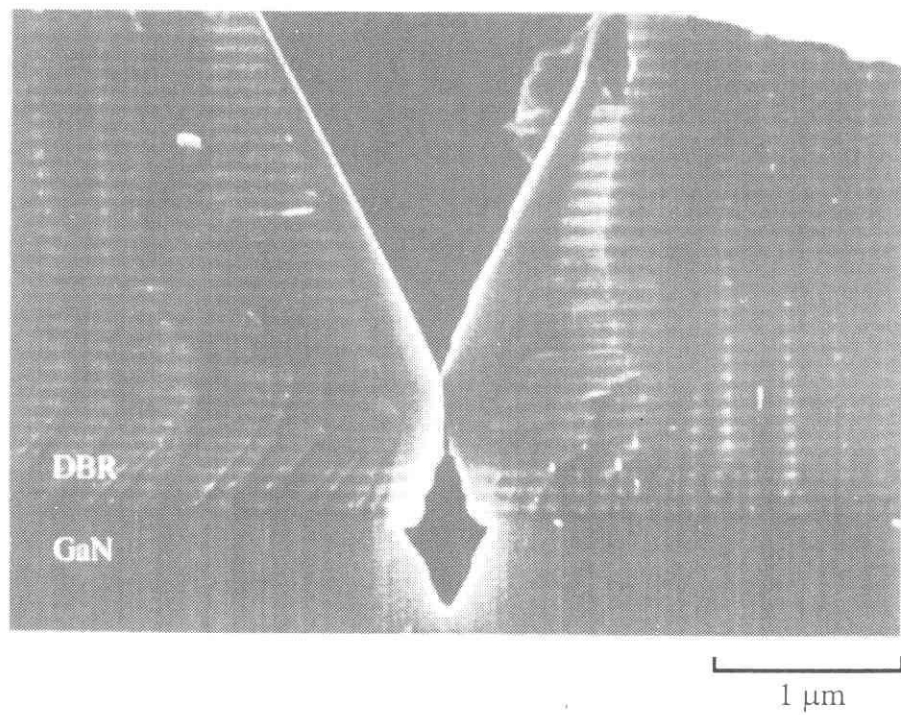


図 3.21 LP-GaN/LP-AlGaIn 多層膜反射鏡に発生したクラックの断面 SEM 像

の(0004)面回折ピーク周辺での X 線回折測定結果を図 3.22に示す。図 3.22には AP-GaN 上に同じ条件で作製した 700 nm の LP-AlGa_N の測定結果を併せて示した。図 3.22 (b)より、AP-GaN と LP-AlGa_N のピーク間隔は 3750 arcsec で、これより LP-AlGa_N における Al 組成は 0.60 と見積もられる。同図 (a)では、GaN と AlGa_N のピーク間に多層膜反射鏡の周期構造によるフリンジがいくつか観察される。しかし、これらのフリンジ間隔は多層膜反射鏡の 1 周期の設計膜厚に対応する間隔よりも広いため、いくつかのピークが重なり合っていると考えられる。また、GaN に対応するピーク周辺には 3 つのピークがあり、-300 arcsec 付近に最も強い強度を示すピークが確認される。しかし、同図 (b)の同じ条件で作製した LP-AlGa_N のピークが同図 (a)の LP-AlGa_N のピーク位置とほぼ一致することから、多層膜反射鏡における AP-GaN のピーク位置は 0 arcsec にある少し強度の弱いピークであると考えた。つまり、多層膜反射鏡を形成する LP-GaN 層は歪んでおり、LP-GaN に対応するピークは AP-GaN より低角側にある -300 arcsec のピークであると考えた。そこで、歪みについて調査するため、GaN の(10 $\bar{1}$ 4)面回折ピーク周辺で逆格子マッピング測定を行った。図 3.23 は LP-GaN/LP-AlGa_N 多層膜反射鏡の周期数が 5.5, 10.5, 20.5, 40.5 周期における GaN の(10 $\bar{1}$ 4)面回折ピーク周辺での逆格子マッピング測定結果である。縦軸は結晶成長方向である c 軸の格子間隔の逆数に対応し、横軸は結晶面内である a 軸の格子間隔の逆数に対応する。つまり、c 軸、a 軸ともに格子間隔の狭い AlGa_N が縦軸、横軸とも大きな値をとり、GaN は格子間隔が AlGa_N より広いため縦軸、横軸ともに小さな値を持つピークに対応する。これより、多層膜反射鏡の周期数が増加するに従い、GaN のピークが徐々に 2 つに分離していく様子が分かる。さらに、分離したピークは縦軸方向では LP-AlGa_N のピークと離れる方向に、横軸方向では LP-AlGa_N とほぼ同じ値を持つ位置に現れ、周期数の増大とともにピーク強度も増大していく。周期数が少ない時、多層膜反射鏡を形成する LP-GaN の総膜厚は膜厚が 500 nm の AP-GaN より薄いため、GaN の最大強度のピークは AP-GaN に対応する。しかし、多層膜の周期数が増加するに従い多層膜反射鏡を形成する LP-GaN の総膜厚は増大する。つまり、LP-GaN の総膜厚が膜厚 500 nm の AP-GaN より厚くなった時、最大強度を示すピークは多層膜反射鏡を形成している LP-GaN のピークとなる。面内方向の a 軸に対応する横軸では、LP-GaN のピークが AP-GaN のピークに対して正方向に移動することから、LP-GaN の a 軸の格子間隔は AP-GaN と比べ狭まっていると考えられる。これに対し、成長方向の c 軸に対応する縦軸では、LP-GaN のピーク位置は AP-GaN のピークに対して負方向に移動することから、LP-GaN の c 軸の格子間隔は AP-GaN と比べ広がっていると考えられる。このことから、多層膜反射鏡を形成する LP-GaN が面内で圧縮応力を受けて歪んでいるといえる。

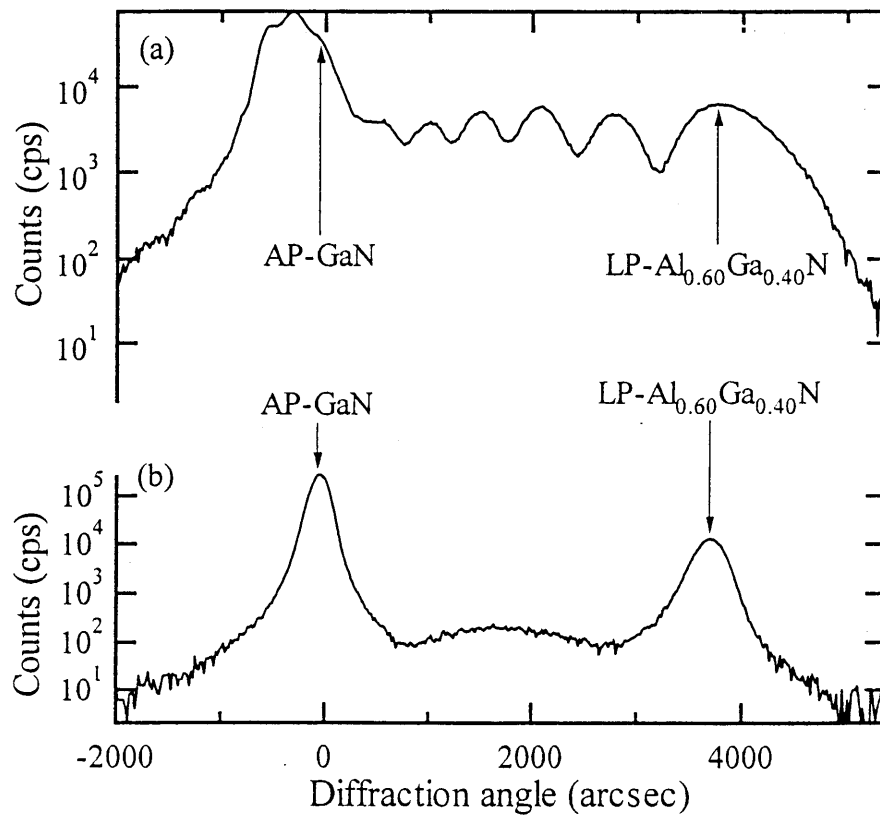


図 3.22 GaN (0004)面の X線回折測定結果 (a) LP-GaN/LP-AlGaN 30.5 周期多層膜
反射鏡、(b) AP-GaN 上に成長した 700 nm の LP-AlGaN

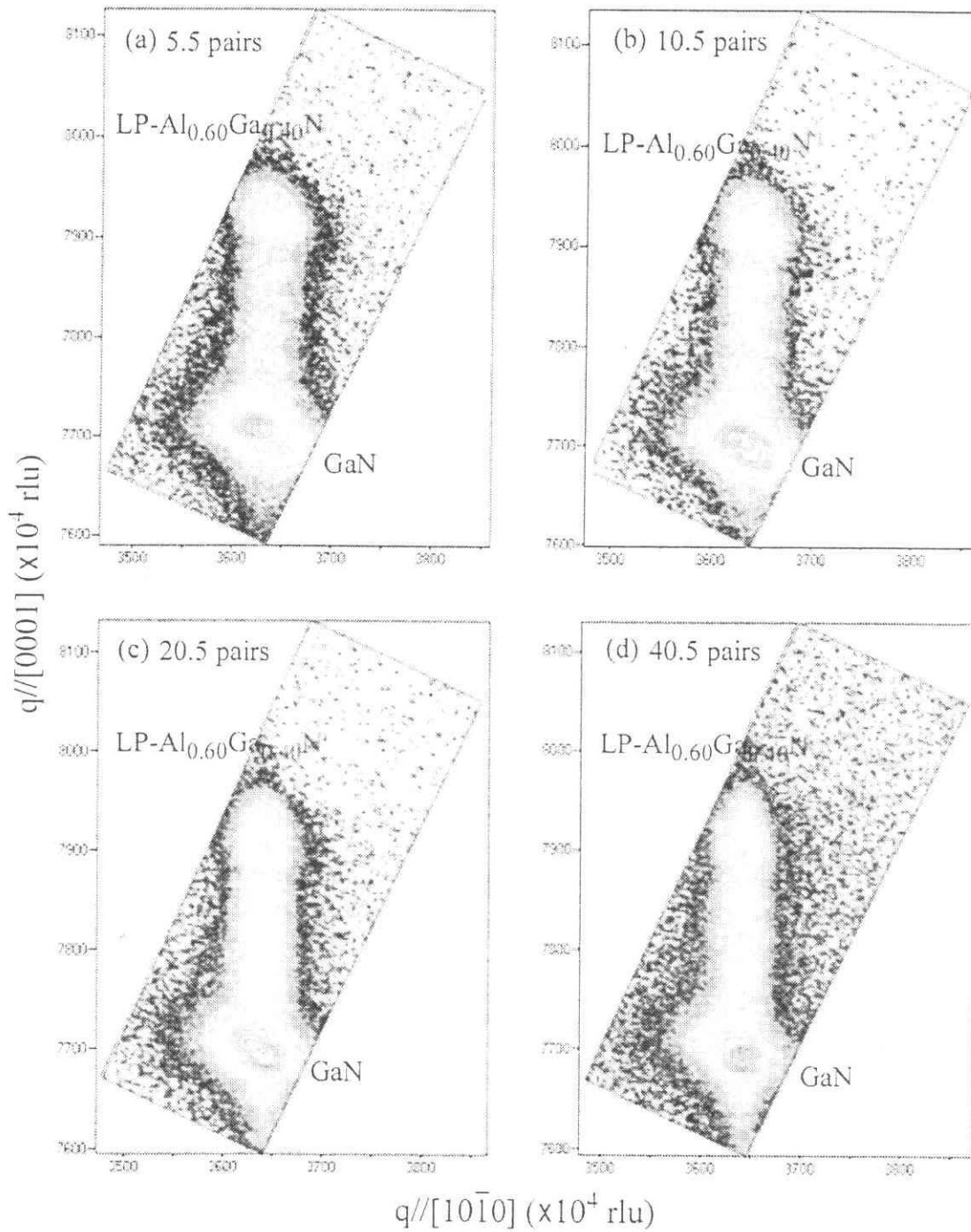


図 3.23 LP-GaN/LP-AlGaIn 多層膜反射鏡の逆格子マッピング

LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡の 30.5 周期における反射率測定結果を図 3.24 に示す。測定領域は直径 7 mm の円内とし、2 インチ基板の面内における反射率の分布を調べるため、直径 7 mm の測定領域で十字を描くように面内 9 点において測定を行った。図 3.24 (a)は、中心から端に向かって A, B, C とした、中心からの距離が違う 3 つの領域における反射率測定結果である。領域 A は基板の中心、C は基板の端で、B はその中間点である。中心である A では 417 nm の波長で 93 % の反射率が、中心から少し外側の B では 421 nm の波長で 93 % の反射率が得られた。双方とも最高反射率を示す波長は設計中心波長である 420 nm と良く合う。しかし、基板の端である C では 448 nm の波長で 91 % の反射率であった。この波長のずれは、ヒーターの温度分布による成長速度の違いによるものであると考えられる。基板の中央部に比べて端では成長温度が低いため、本成長条件では薄膜の成長速度が速くなる。つまり、基板の端では多層膜を形成するそれぞれの膜厚が中央部より厚くなり、強め合う波長が長波長にずれる。この多層膜反射鏡の成長条件における基板中央部と端での成長速度の違いは 5 % であり、領域 A と C との間の最高反射率を示す波長のずれ 7 % に対応しているといえる。しかし、ここで強調しておかなければならないのは、この多層膜反射鏡にはクラックが無いということである。基板の端の領域ではクラックが発生しやすいが、図 3.24 (a)に示すように、基板の端である C の領域においても、最高反射率を示す波長は長波長へとシフトしているものの、その反射率は中央部とほぼ同程度であり、クラックの発生による大幅な反射率の低下は見られない。ここにおける反射率の低下は、成長速度の違いにより多層膜を形成する薄膜の膜厚が設計からずれた (厚くなった) ことによるものである。図 3.24 (b)に示すのは、2 インチ基板の中心から同じ距離だけ離れた 4 つの領域における反射率の測定結果である。これらの反射率曲線はお互いに非常に良く一致しており、この多層膜反射鏡の面内均一性の高さを示している。基板の中央部、直径約 3.5 cm の円内では、反射率の波長依存性を測定した曲線はほぼ一致し、それら全てが重なるほど均一性は高い。

この多層膜反射鏡において、周期数を 5.5 周期から 80.5 周期まで増加させたときの反射率測定結果を図 3.25 に示す。それぞれのサンプルにおいて、直径 7 mm の測定領域で面内に十字を描くように 9 点測定を行った。▲は図 3.24 で示した各反射鏡の測定領域 B における最高反射率で、縦線は他の 8 つの測定領域における最高反射率の分布を示す。図 3.25 より、周期数の増加に従い反射率も増大していくことが分かる。しかし、60.5 周期より大きな周期数では最高反射率の最高値は高い値を維持しているものの、反射率の分布が大きくなっている。これは、基板の中央部では高反射率が得られるが、基板の端からクラックが発生し、クラックの発生した領域において反射率が大幅に低下するためである。

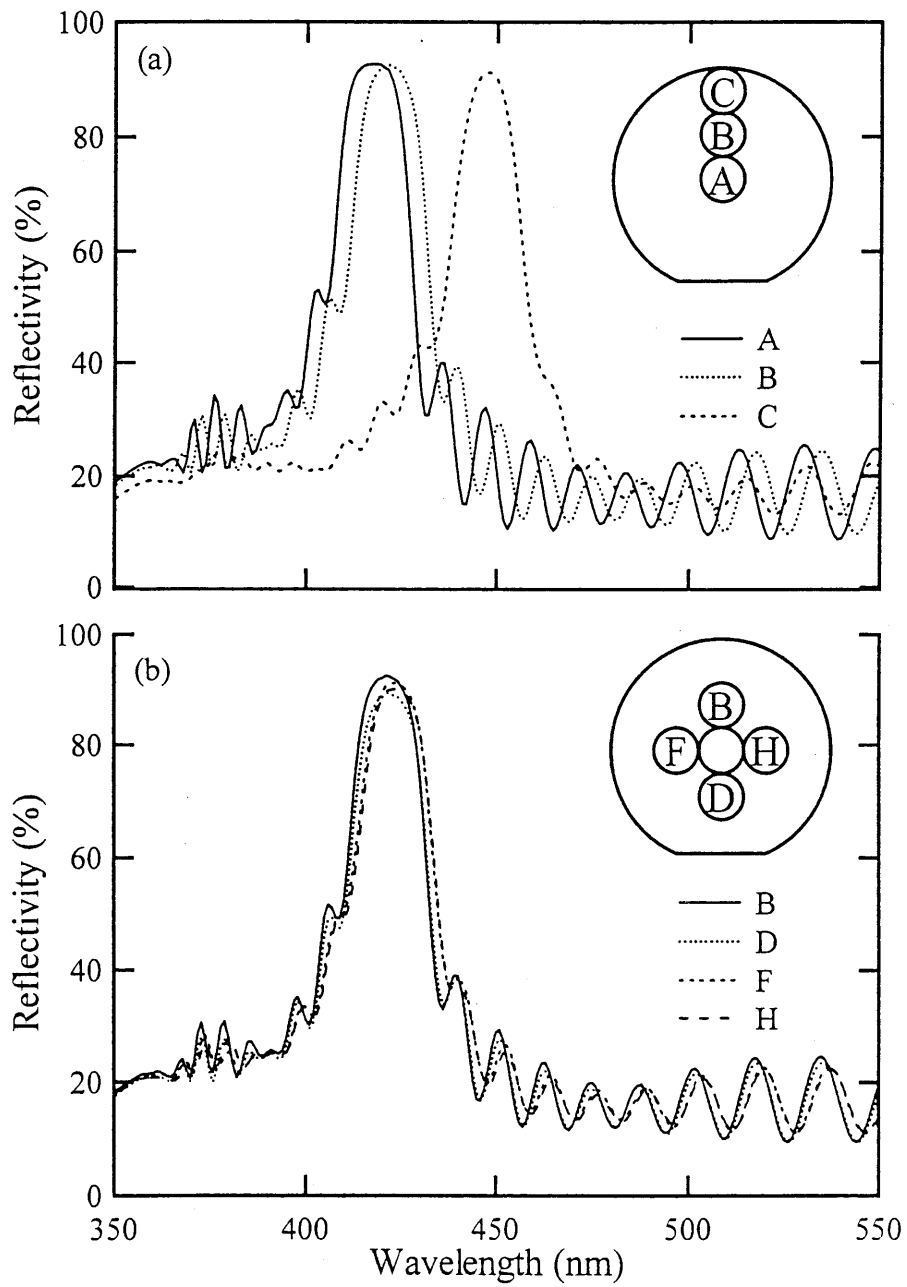


図 3.24 LP-GaN/LP-AlGaIn 多層膜反射鏡の 30.5 周期における反射率測定結果

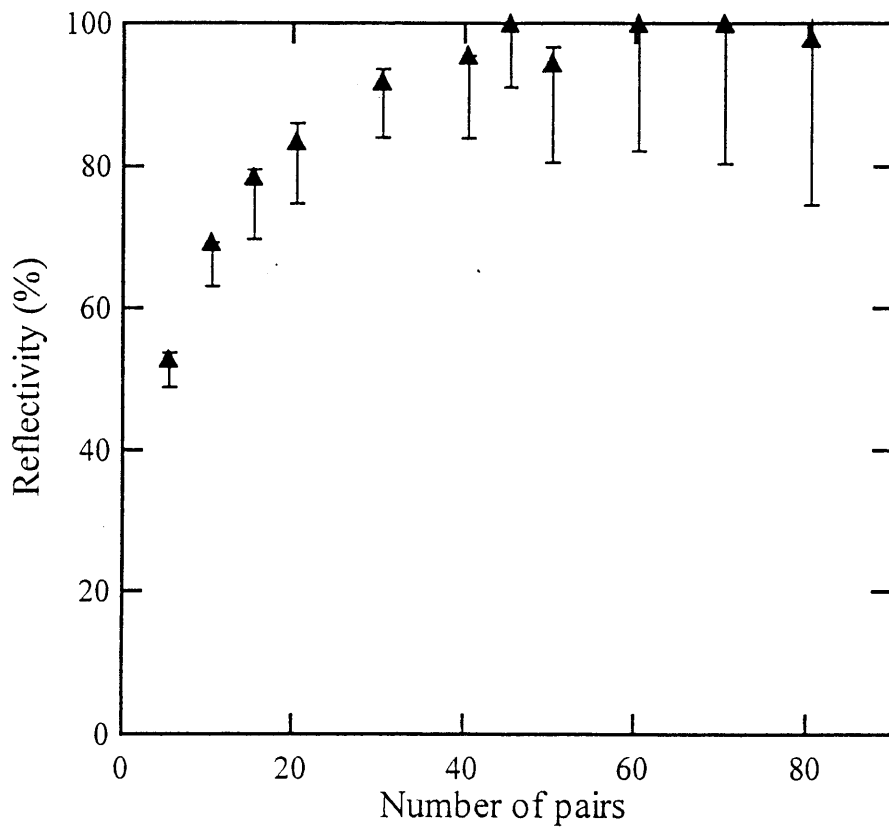


図 3.25 LP-GaN/LP-AlGaIn 多層膜反射鏡における反射率の周期数依存性

しかし、周期数が 50.5 周期より小さいときは多層膜反射鏡にクラックは確認されず、非常に平坦な表面が得られている。50.5 周期において反射率が落ち込んでいるのは、反射鏡表面にゴミが付着しているためである。石英フローチャネル内壁に付着していた中間生成物が成長中にサンプルに落下したもので、これらが直径 7 mm の反射率測定スポット内に存在したため反射率が低下した。しかし、全体的に反射率が低下しているが、クラックは発生していないため反射率の分布は 60.5 周期以上の周期数の場合と比べて小さい。

図 3.26は、AFM 測定により得られた多層膜反射鏡の Rms の周期数依存性である。AFM 測定は 3 μm 四方の領域にて行い、Rms の値は各反射鏡につき 4 つの領域において測定した平均値とした。10.5 周期のとき最も高い値を示し、表面の平坦性が悪いことが分かる。周期数の増加に伴い Rms は小さくなっていき、45.5 周期で最も小さな値をとる。50.5 周期で値が大きくなっているのは、成長中に反射鏡表面に付着したゴミによるものであるが、60.5, 70.5 周期と周期数が増加すると Rms の値も大きくなり、表面の平坦性が悪化していく。以上のことから、この LP-GaN/LP-AlGa_{0.85}N 多層膜反射鏡では、最も平坦性が良く、また、クラックが発生せず面内で一様に高反射率が得られる 40 から 50 周期が周期数として適当であると考えられる。この多層膜反射鏡では、45.5 周期において 98 % の反射率が、ほぼ設計中心波長と一致する 421 nm の波長で実現されている。

3.4.2 中間層の導入による高反射率反射鏡の作製

前項では、多層膜反射鏡におけるクラックの発生を抑制する方法として、多層膜を構成する LP-AlGa_{0.85}N 層の膜厚を臨界膜厚より薄くするという設計を行った。ここでは、常圧成長において作製した多層膜反射鏡と同様、クラックの発生を抑制するため中間層として SL 構造を導入した。

水素雰囲気中 1230 °C でサーマルクリーニングを行った後、500 °C で GaN 低温緩衝層を 30 nm 堆積し、1180 °C で GaN を 500 nm 成長した。TMGa の供給量は低温緩衝層の堆積時は 36 $\mu\text{mol}/\text{min}$, GaN 成長時は 72 $\mu\text{mol}/\text{min}$ とした。GaN 成長後、キャップ層として Al_{0.15}Ga_{0.85}N を 20 nm 成長した。TMGa と TMAI の供給量は、それぞれ 24, 6.0 $\mu\text{mol}/\text{min}$ とし、常圧条件下ではアンモニアの流量は 5 l/min 一定とした。Al_{0.15}Ga_{0.85}N キャップ層の成長終了後、基板温度を成長温度に保ったまま、ドライポンプによりリアクタ内圧力を常圧から 100 torr まで減圧した。リアクタ内圧力が 100 torr で安定した後、減圧条件下 1080 °C にて多層膜の形成を開始した。SL 構造には LP-GaN と LP-AlN を用い、AP-Al_{0.15}Ga_{0.85}N キャップ層上に LP-GaN から成長を開始し LP-GaN で終わる 10.5 周期とした。LP-GaN, LP-AlN の設計膜厚はそれぞれ 20, 5 nm とした。LP-GaN 成長時の TMGa 供給量は 72 $\mu\text{mol}/\text{min}$ とし、LP-AlN 成長時の TMAI の供給量は 18 $\mu\text{mol}/\text{min}$ とした。

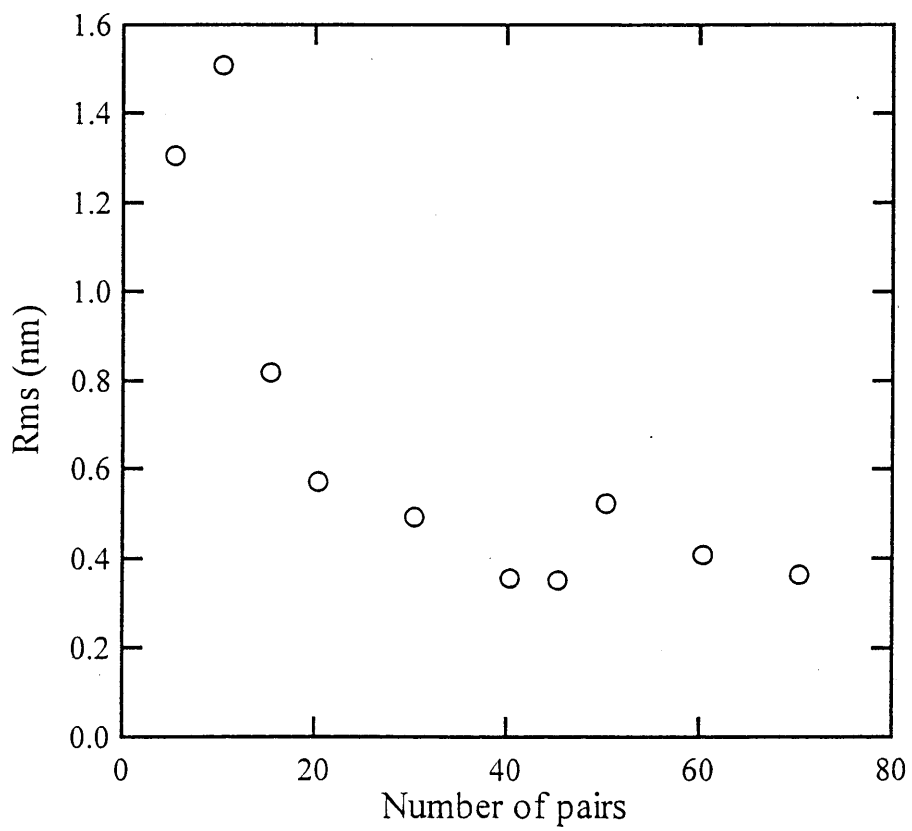


図 3.26 LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡における
自乗平均面粗さの周期数依存性

LP-GaN/LP-AlN SL 構造形成後、LP-GaN/LP-AlGaN からなる多層膜反射鏡を成長した。LP-AlGaN から成長を開始し、高屈折率膜である LP-GaN で表面を終端した。ここで、各層の膜厚は $\lambda/4$ にて設計を行い、中心波長を 435 nm に設定し、LP-GaN, LP-AlGaN の設計膜厚はそれぞれ 43.7, 47.3 nm とした。LP-GaN 成長時の TMGa 供給量は SL を形成する LP-GaN と同じ 72 $\mu\text{mol}/\text{min}$ とし、LP-AlGaN 成長時の TMGa, TMAI の供給量はそれぞれ 18, 7.7 $\mu\text{mol}/\text{min}$ とした。また、アンモニアの流量は減圧条件下で 2.5 l/min 一定とした。交互多層膜の成長速度は X 線回折でのフリンジ間隔から求め、LP-GaN, LP-AlN, LP-AlGaN それぞれ 2.34, 0.622, 0.828 $\mu\text{m}/\text{h}$ である。

10.5 周期の LP-GaN/LP-AlN SL 構造を用いた 15 周期の LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡の、GaN (0004)面回折ピーク周辺における X 線回折測定結果を図 3.27 に示す。また、この多層膜反射鏡の GaN ($10\bar{1}4$)面回折ピーク周辺における逆格子マッピング測定結果を図 3.28 に示す。図 3.27 には歪みを考慮しないで計算を行った設計構造におけるシミュレーション結果を併せて示した。図 3.27 より多くのフリンジが確認されるが、このうち GaN と LP-AlGaN との間のフリンジは LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡の周期構造によるものである。このフリンジ間隔より 1 周期の平均膜厚を求めると 90.9 nm が得られる。設計膜厚は LP-GaN が 43.7 nm, LP-AlGaN は 47.3 nm であるから、設計における 1 周期の膜厚は 91.0 nm であり、作製した LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡の 1 周期の平均膜厚は設計と良く合う。一方、LP-AlGaN より高角側にみられるフリンジは LP-GaN/LP-AlN SL 構造の周期構造に起因するものである。このフリンジ間隔から 1 周期の平均膜厚は 25.2 nm と見積もられ、設計の 25 nm と良く合う。このことから、作製した多層膜反射鏡は設計通りの膜厚が再現されており、非常に高い精度で膜厚制御がなされたといえる。図 3.28 に示した逆格子マッピングより、GaN のピークが 2 つに分離している様子が確認できる。これは AP-GaN に対して LP-GaN が圧縮応力を受けて歪んでいるためで、 a 軸方向の格子間隔は LP-AlGaN とほぼ一致している。同様の結果が図 3.23 でも得られているが、同程度の周期数で比較した場合、LP-GaN/LP-AlN SL 構造を用いた方が GaN のピーク分離がはっきりしている。これより、多層膜反射鏡を構成する LP-GaN に圧縮応力を加えて歪ませることにより、GaN と AlGaN の面内格子定数差に起因した多層膜反射鏡を構成する LP-AlGaN の受ける引っ張り応力を緩和させることができ、クラックを抑制するには中間層として SL 構造を用いることが有効であると考えられる。10.5 周期の LP-GaN/LP-AlN SL 構造を用いた場合と用いない場合の 45 周期の LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡の GaN ($10\bar{1}4$)面回折ピーク周辺における逆格子マッピング測定結果を図 3.29 に示す。ベガード則が成り立つとすれば、図 3.27 より得られる GaN と LP-AlGaN のピーク間隔から LP-AlGaN の Al 組成は 0.35

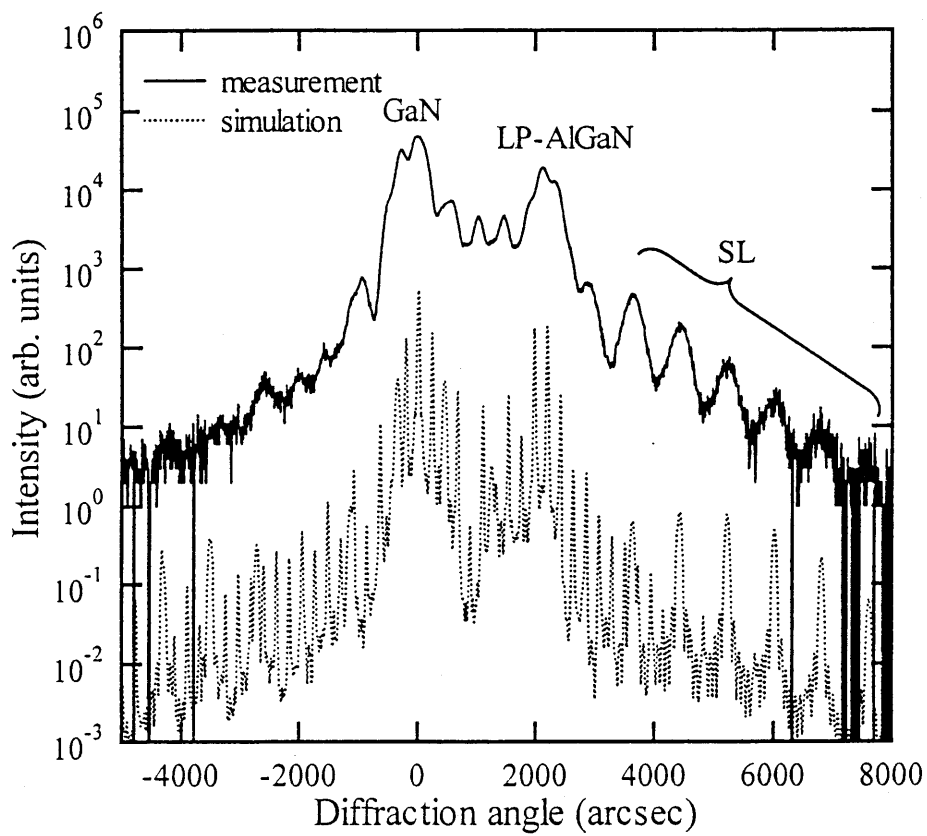


図 3.27 10.5周期のLP-GaN/LP-AlN SL構造を用いた15周期のLP-GaN/LP-AlGaN
多層膜反射鏡の GaN (0004)面における X 線回折測定結果

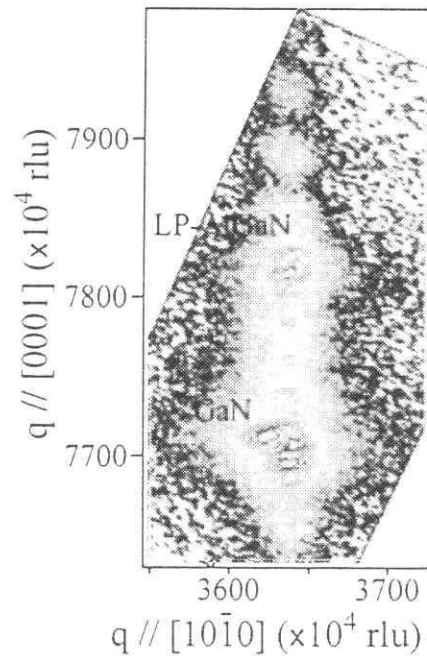


図 3.28 10.5 周期の LP-GaN/LP-AlN SL 構造を用いた 15 周期の LP-GaN/LP-AlGaIn 多層膜反射鏡の GaN (10 $\bar{1}$ 4) 面回折ピーク周辺における逆格子マッピング

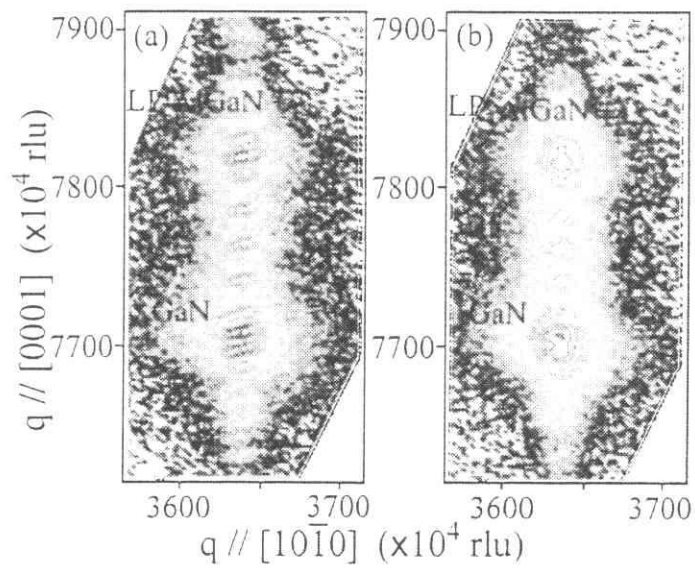


図 3.29 45 周期の LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡の
 GaN (10 $\bar{1}$ 4)面回折ピーク周辺における逆格子マッピング
 (a) 10.5 周期の LP-GaN/LP-AlN SL 構造を用いた場合、(b)用いない場合

と見積もられるが、図 3.29より格子間隔を求めると、SL 構造を用いた反射鏡では Al 組成は 0.32, 用いない場合では 0.31 と求まる。さらに、LP-AlGa_N の面内歪み ϵ_{xx} を求めると、SL 構造を用いた場合は 0.0007, SL 構造を用いない場合は 0.0013 となり、SL 構造を導入することにより引っ張り歪みが小さくなっていることが分かる。また、LP-GaN の面内歪み ϵ_{xx} は、SL 構造を用いた場合は -0.0071, SL 構造を用いない場合は -0.0063 と、SL 構造を用いることにより圧縮歪みが増大していることが分かる。

10.5 周期の LP-GaN/LP-AlN SL 構造を用いた 45 周期の LP-GaN/LP-AlGa_N 多層膜反射鏡の反射率を図 3.30に、SL 構造を用いないで作製した 45.5 周期の LP-GaN/LP-AlGa_N 多層膜反射鏡の反射率を図 3.31に示す。SL 構造を用いない場合は多層膜反射鏡の形成を LP-GaN から開始し、表面を LP-GaN で終端させたため 45.5 周期となった。反射率の測定は直径 7 mm の円内で行い、面内に十字を描くように 9 点にて測定を行った。図には、これらのうち中心からの距離が異なる 3 つの領域(図 3.30 (a), 図 3.31 (a))と、中心からの距離が同じ 4 つの領域(図 3.30 (b), 図 3.31 (b))についてそれぞれ示した。SL 構造を用いた反射鏡では、2 インチ基板の中心 A では 436 nm の波長で、中心から少し外側の B では 438 nm の波長で 99 %の反射率が得られた。また、基板の端の部分である C では、ピーク波長は 461 nm と長波にシフトしているものの、その最高反射率は 99 %程度の値を示している。90 %以上の反射率を示す高反射率帯幅は A, B でともに 10 nm であるが、C では 6 nm 程度と狭くなる。これはヒータの温度分布による成長速度の違いから来るもので、作製された多層膜の膜厚が設計からずれ、各層の強め合う波長が異なったために生じている。基板からの距離が同じ領域について図 3.30 (b)を見ると、それぞれの領域の最高反射率を示す波長が最大 4 nm ずれている。また、高反射率を示す波長が長波長にずれている領域 F, H では、B, D と比べ高反射率帯幅が若干狭くなり、長波長の領域では反射率曲線の振幅が小さくなっている。これは数本のクラックが発生しているためである。しかし、クラックの数は SL 構造を用いない場合と比べると歴然と減少している。図 3.32に SL 構造を用いた場合と用いない場合の 45 周期(SL 構造を用いない場合は 45.5 周期)の LP-GaN/LP-AlGa_N 多層膜反射鏡の表面顕微鏡写真を示す。15 周期ではクラックの発生は確認されなかったが、45 周期と周期数を増やすことにより SL 構造を用いた場合もクラックが発生した。図 3.32は 2 インチ基板中心部のクラック部を撮ったものであるが、SL 構造を用いない場合は非常に多くのクラックが発生していることが分かる。これに対し、SL 構造を用いた反射鏡では 2 インチ基板面内でクラックの数は数本であった。SL 構造を用いない場合は多くのクラックが発生するため、図 3.31に示すように反射率の低下が起きている。中心部の A では 437 nm の波長で 98 %の最高反射率が得られているが、90 %以上の

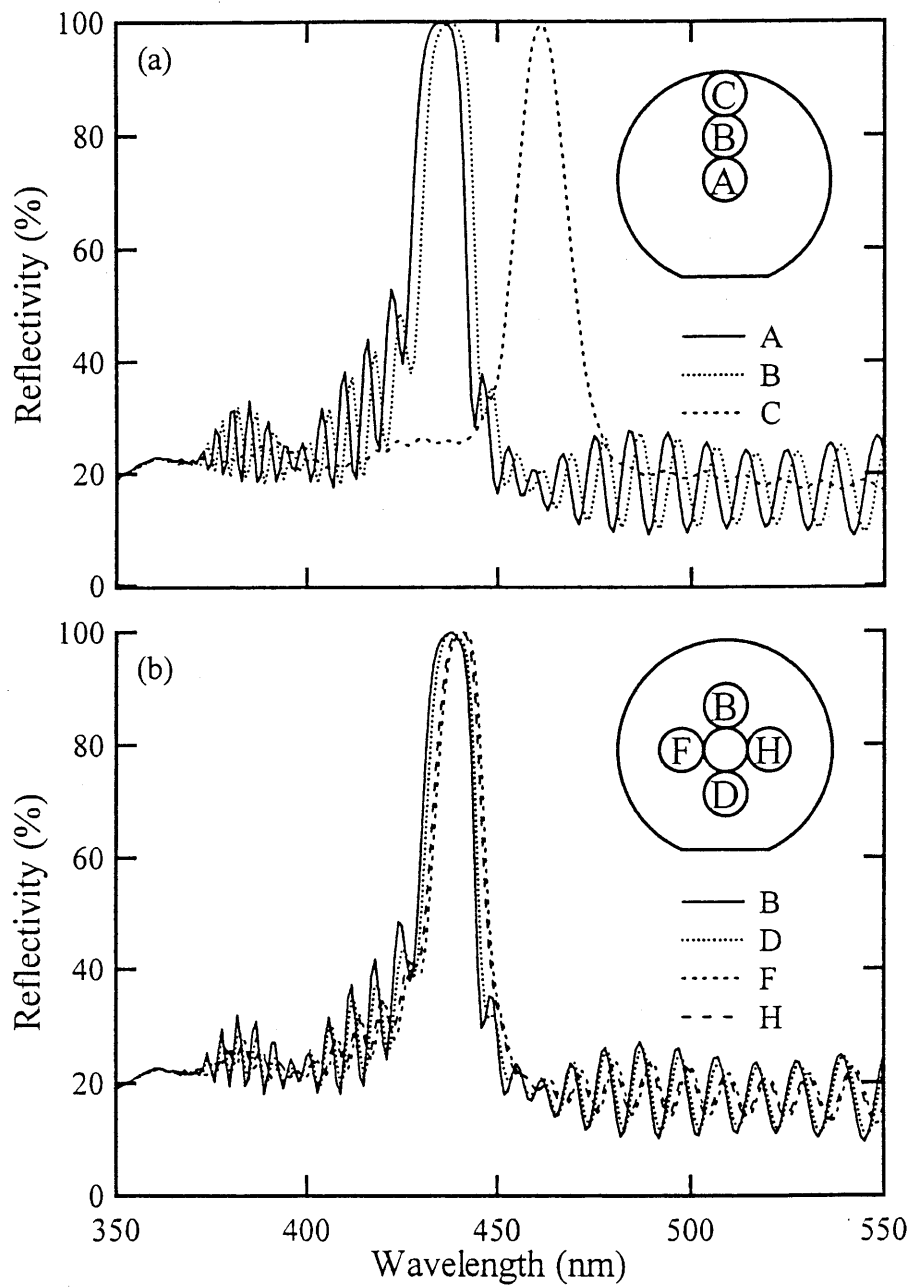


図 3.30 10.5 周期の LP-GaN/LP-AlN SL 構造を用いた LP-GaN/LP-AlGaIn 多層膜反射鏡の 45 周期における反射率測定結果

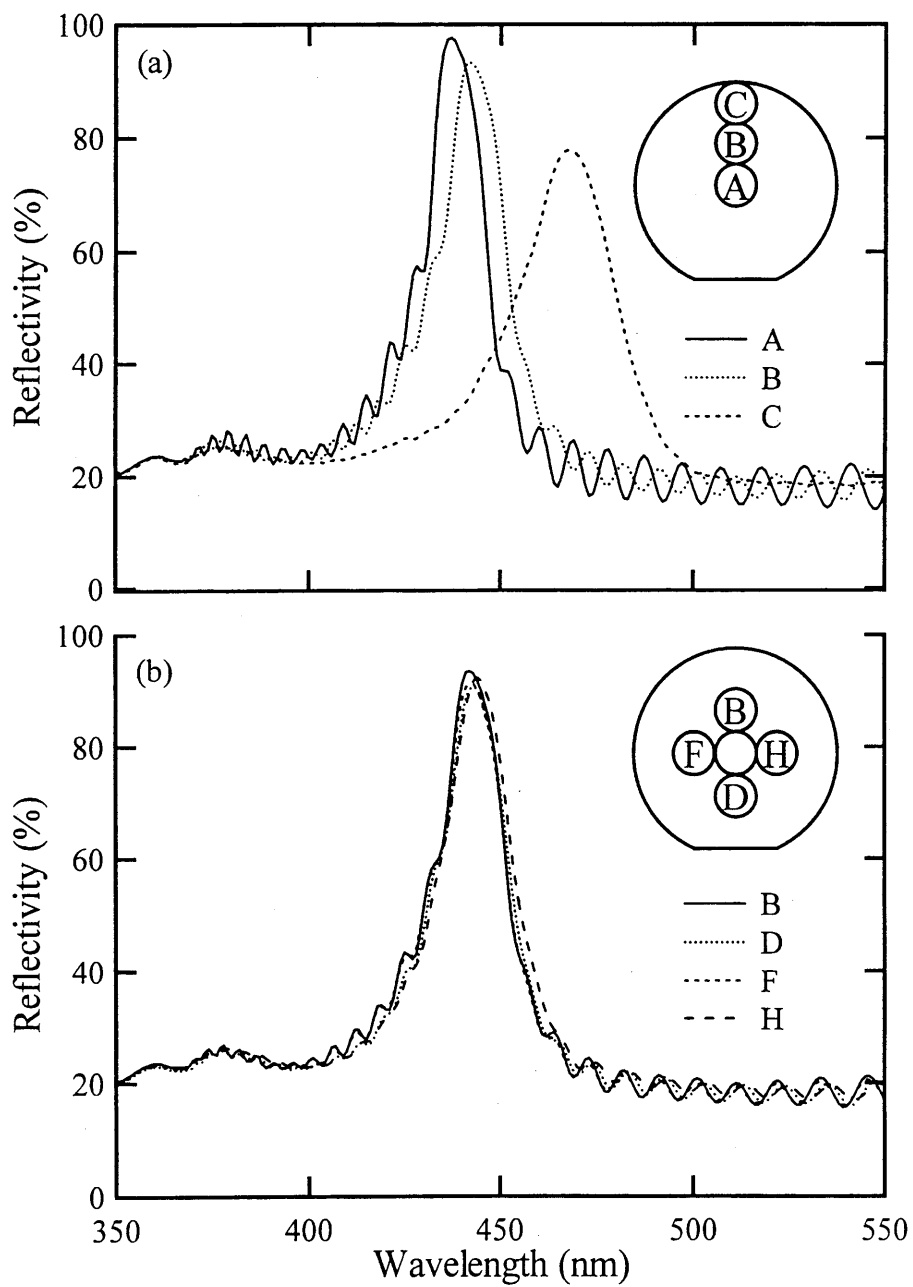
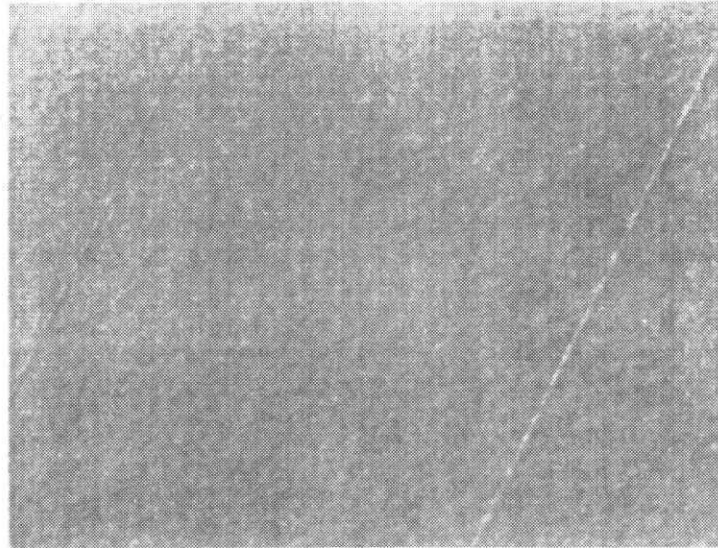
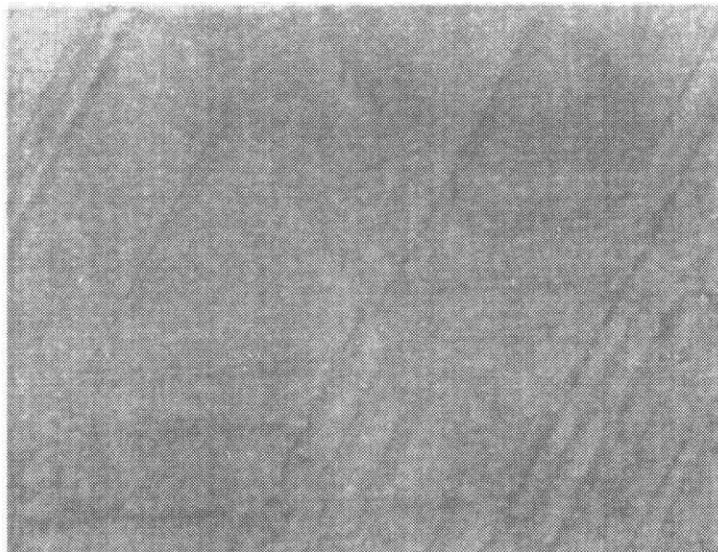


図 3.31 LP-GaN/LP-AlN SL 構造を用いないで作製した 45 周期の LP-GaN/LP-AlGaIn 多層膜反射鏡の反射率測定結果



(a) SL 構造を用いた場合 ┌
└ 100 μm



(b) SL 構造を用いない場合 ┌
└ 100 μm

図 3.32 45 周期の LP-GaN/LP-AlGaN 多層膜反射鏡の表面顕微鏡写真

反射率を示す高反射率帯幅は 8 nm と、SL 構造を用いた反射鏡より狭くなっている。さらに、中心から少し外側の B では、最高反射率は 442 nm の波長で 93 %、端の C では 468 nm で 78 %と、SL 構造を用いた場合と比べて大幅に反射率が低下している。B での 90 %以上の反射率を示す波長帯は 5 nm で、C では 90 %はおろか 80 %以上の反射率を示すこともない。この最高反射率の低下と高反射率帯幅の縮小は、クラックの発生による膜の欠如と、各層の膜厚の揺らぎによるものである。また、反射率曲線の振幅も小さくなっていることから、各層の膜厚に揺らぎがあり、干渉性が悪くなっていることが分かる。以上のことから、SL 構造の導入は多層膜反射鏡を構成する LP-GaN に圧縮歪みを加え、クラックの発生を抑制し、高反射率を有する多層膜反射鏡の作製に有効であることが分かる。

3.5 誘電体多層膜反射鏡の作製と評価

中心波長を 440 nm に設定し、真空蒸着法により $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ 多層膜反射鏡を作製した。基板にはガラスを用い、基板温度 100 °C、製膜時の酸素分圧は TiO_2 では 7×10^{-3} Pa, SiO_2 では 5×10^{-3} Pa とした。また、製膜速度は TiO_2 において 0.7 Å/sec, SiO_2 では 1.5 Å/sec の条件で多層膜の形成を行った。作製した多層膜反射鏡の反射率測定結果を 5, 10 周期について図 3.33 に示す。5 周期では 450 nm の波長で 93 %の反射率が、10 周期では 503 nm で 99 %近い反射率が得られた。図 3.33 では、10 周期において反射率の中心波長が設計よりも長波長側にシフトしていることが分かる。先に述べたように、蒸着により作製した酸化物の屈折率は、酸素分圧と基板温度に大きく依存する。しかし、蒸着中の酸素分圧、基板温度を常に一定に保つことは難しく、周期数が多く蒸着時間の長い 10 周期において不安定な製膜条件の影響が大きく現れたものと考えられる。また、測定により得られた反射率は計算結果よりも低い値となっている。誘電体多層膜反射鏡は高反射率帯が非常に広く、その値もリファレンスに用いた Al 平面反射鏡よりもずっと高い。相対反射率を測定する方法では、リファレンスの反射鏡より大きな反射率を示す領域では実際の反射率との誤差が大きくなる。そこで、作製した多層膜反射鏡の透過率を測定することにより、反射率の見積もりを行った。多層膜反射鏡の透過率測定結果を 3, 5, 7, 10 周期について図 3.34 に、透過率より求めた最高反射率の周期数依存性を計算結果と併せて図 3.35 に示す。図 3.34 から、350 nm より短い波長では多層膜反射鏡の透過率が急激に小さくなることが分かる。これは誘電体薄膜の吸収によるもので、この波長帯では吸収が無視できない。この結果は分光エリプソメトリーによる TiO_2 , SiO_2 薄膜の屈折率の見積もり

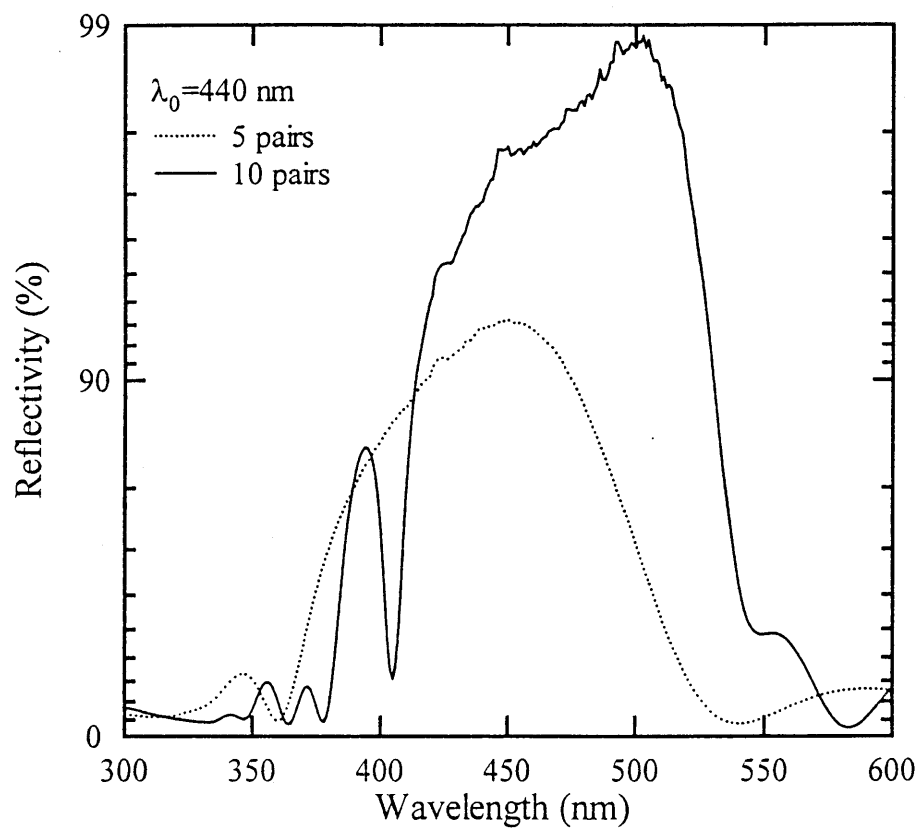


図 3.33 $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ 多層膜反射鏡の反射率測定結果

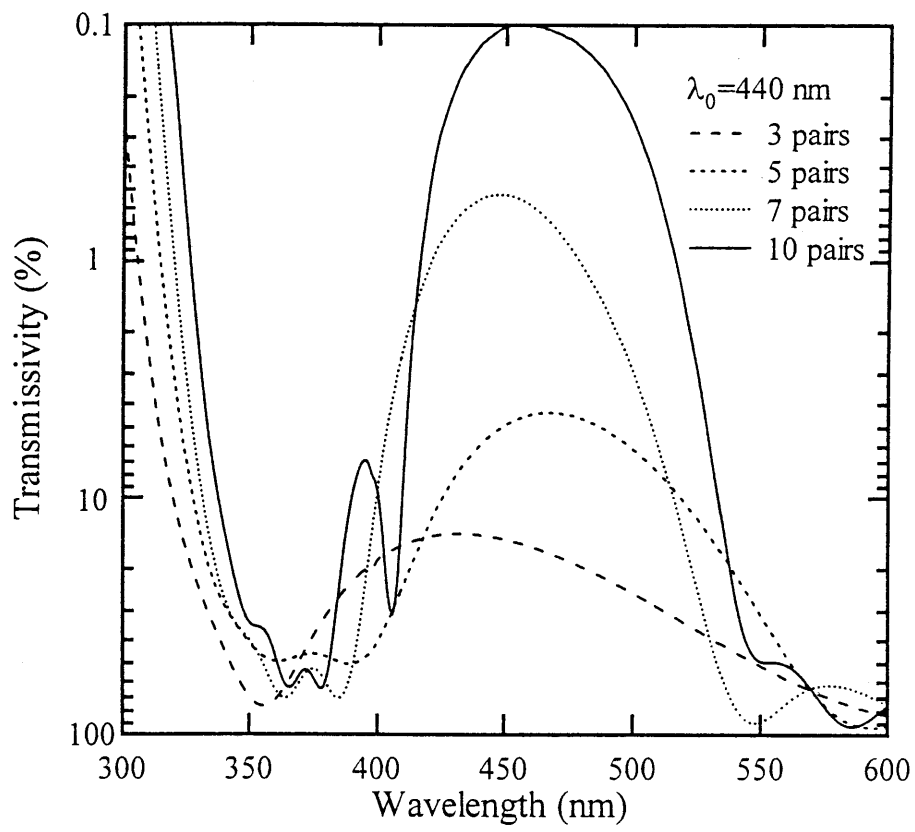


図 3.34 TiO₂/SiO₂ 多層膜反射鏡の透過率測定結果

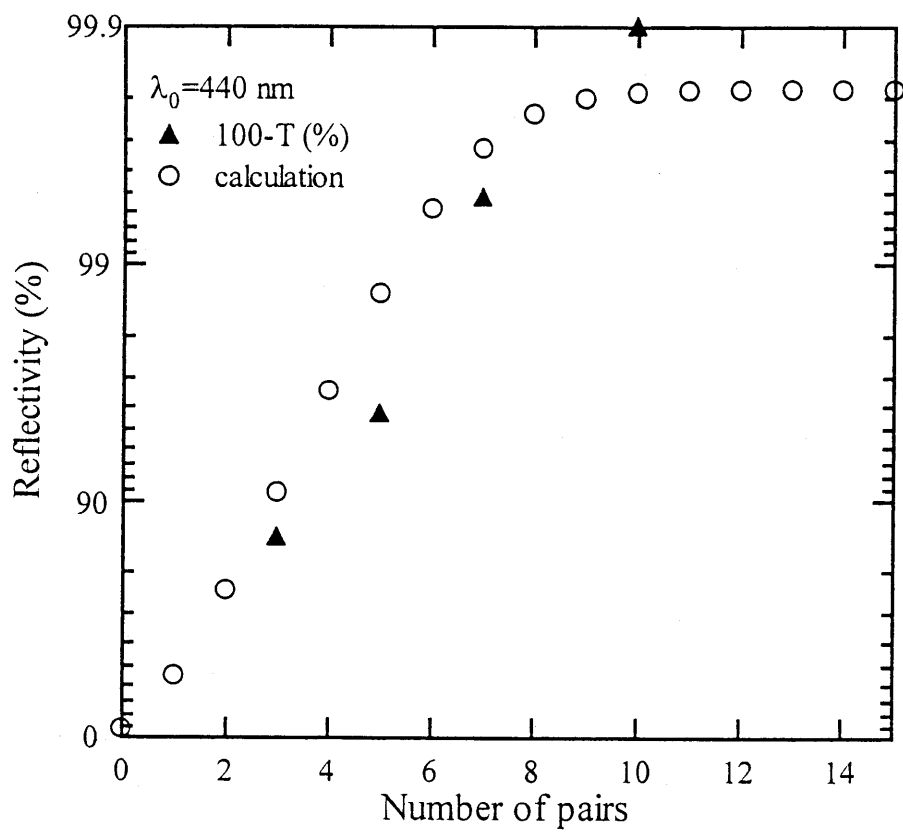


図 3.35 透過率より見積もった $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$ 多層膜反射鏡の反射率の周期数依存性

から理解できる。設計中心波長付近で誘電体に吸収がないとすれば、10 周期では 99.9 % の反射率ということになる。また同様に 7, 5, 3 周期ではそれぞれ 99.5, 95.7, 85.8 % の反射率となる。最高値を測定値として示したため、必ずしも中心波長として設定した 440 nm での値ではない。図 3.35 より、作製した多層膜反射鏡の透過率より見積もった反射率は、計算による反射率に近い値となっていることが分かる。しかし、10 周期の反射鏡では透過率より見積もった反射率が計算値を上回っている。これは計算結果からも分かるように、8 周期より周期数が多くなると誘電体薄膜での吸収が無視できなくなるためである。反射率の見積もりでは吸収がないものとしたが、10 周期ではその仮定は成立せず、吸収が無視できないため計算値よりも高い値となったといえる。

3.6 まとめ

MOCVD 法により、GaN/AlGa_N 多層膜反射鏡を作製した。クラックの発生を抑制するため、1. 多層膜の設計膜厚を $\lambda/4$ からずらす、2. 中間層として SL 構造を導入する、という手法をとった。多層膜の設計膜厚が $\lambda/4$ からずれると各層の界面からの反射波の位相が揃わず、 $\lambda/4$ と設計した場合より反射率が低くなる。これを補うため、Al 組成が 0.6 という高 Al 組成の AlGa_N を用いた。作製した多層膜反射鏡は 50 周期という高い周期数までクラックが発生せず、45 周期で 98 % の反射率を得た。

一方、中間層として SL 構造を導入することもクラックの発生を抑制する効果があることを見出した。これは SL 構造の導入により、多層膜反射鏡を構成する GaN 層が圧縮応力を受け歪むことにより、AlGa_N 層が受ける引っ張り応力を緩和しているためであるということが、X 線回折測定の結果から明らかとなった。これにより、45 周期の LP-GaN/LP-Al_{0.32}Ga_{0.68}N 多層膜反射鏡において 99 % という高反射率を実現した。

参考文献

- ¹ S. Nakamura, M. Senoh, S. Nagahama, N. Iwasa, T. Yamada, T. Matsushita, Y. Sugimoto, and H. Kiyoku, *Appl. Phys. Lett.* **69**, 4056 (1996).
- ² K. Iga, F. Koyama, and S. Kinoshita, *IEEE J. Quantum Electronics* **24**, 1845 (1988).
- ³ T. Honda, A. Katsube, T. Sakaguchi, F. Koyama, and K. Iga, *Jpn. J. Appl. Phys.* **34**, 3527 (1995).
- ⁴ T. Someya, K. Tachibana, J. Lee, T. Kamiya, and Y. Arakawa, *Jpn. J. Appl. Phys.* **37**, L1424 (1998).
- ⁵ T. Someya, R. Werner, A. Forchel, M. Catalano, R. Cingolani, and Y. Arakawa, *science* **285**, 1905 (1999).
- ⁶ Y. K. Song, H. Zhou, M. Diagne, I. Ozden, A. Vertikov, C. Carter-Coman, R. S. Kern, F. A. Kish, and M. R. Krames, *Appl. Phys. Lett.* **74**, 3441 (1999).
- ⁷ L. Holland, "*Vacuum Deposition of Thin Films*", Chapman & Hall, London (1963).
- ⁸ T. A. Anastasio, *J. Appl. Phys.* **38**, 2606 (1967).
- ⁹ E. Ritter, *App. Opt.* **15**, 2318 (1976).
- ¹⁰ D. Haeman, *Opt. Acta.* **17**, 659 (1970).
- ¹¹ K. Kinoshita, and M. Nishibori, *J. Vac. Sci. Technol.* **6**, 730 (1969).
- ¹² G. Yu, H. Ishikawa, M. Umeno, T. Egawa, J. Watanabe, T. Jimbo, and T. Soga, *Appl. Phys. Lett.* **72**, 2202 (1998).
- ¹³ K. Samonji, H. Yonezu, Y. Takagi, K. Iwaki, N. Ohshima, J. K. Shin, and K. Pak, *Appl. Phys. Lett.* **69**, 100 (1996).
- ¹⁴ A. F. Wright, *J. Appl. Phys.* **82**, 2833 (1997).