



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	分子線エピタキシャル法によるGaAs, InAsおよびGa _[x] In _[1-x] AsとGaAs/InAs歪入り超格子の成長
Author(s)	勝見, 隆一; Katsumi, Ryuichi; 大野, 英男 他
Citation	北海道大學工学部研究報告, 124, 37-47
Issue Date	1985-01-31
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/41898
Type	departmental bulletin paper
File Information	124_37-48.pdf



分子線エピタキシャル法による GaAs, InAs および $Ga_xIn_{1-x}As$ と GaAs/InAs 歪入り超格子の成長

勝見隆一* 大野英男* 高間俊彦** 長谷川英機*
(昭和 59 年 9 月 29 日受理)

Epitaxial Growth of GaAs, InAs, $Ga_xIn_{1-x}As$ and GaAs/InAs Strained Layer Superlattice by Molecular Beam Epitaxy

Ryuichi KATSUMI, Hideo OHNO,
Toshihiko TAKAMA and Hideki HASEGAWA
(Received September 29, 1984)

Abstract

Molecular beam epitaxial (MBE) growths of GaAs, InAs, $Ga_xIn_{1-x}As$ and GaAs/InAs strained layer superlattices are reported. Growth condition for epitaxial growth are determined and the resulting layers are characterized by Van der Pauw Hall measurement, optical absorption and X-ray diffraction. Satellite peaks due to superlattice structure have been observed in X-ray diffraction peaks from GaAs/InAs SLS. This fact indicates that successful growth of superlattice structures with a combination of materials with 7% lattice mismatch can be done by MBE.

1. 諸 言

分子線エピタキシャル (Molecular Beam Epitaxy: MBE) 法は、半導体の結晶成長法の一つであり、厳密に成長条件を定めた超高真空蒸着であると定義することができる。MBE は、次に挙げるような幾つの特徴を有しているため、従来の成長方法では作製不可能であった種々の半導体材料の研究開発に現在盛んに用いられている技術である。

(1) 膜厚の制御性が良い。

成長速度を非常に遅く ($1000\text{\AA}/\text{h} \sim 10\mu\text{m}/\text{h}$) することができ、しかも正確に制御することができる。また、蒸発源をシャッターで開閉することにより、成長の開始と停止を瞬時に行うことができる。そのため、単原子層オーダーでの膜厚制御が可能である。

(2) 原材料を供給する蒸発源の数を増やすことにより、多元系の混晶の成長が可能である。

(3) 蒸発源の温度制御およびシャッターの開閉により、成長層の不純物濃度や混晶の組成制

御を容易に行うことができる。

(4)蒸発源と成長用基板が十分に離れているため、結晶成長中に成長層表面についてのその場観察が可能である。

上に挙げた中で(1)(2)(3)の特徴は、半導体ヘテロ構造や電子の波長以下の厚さで異種の半導体を交互に多層成長させた半導体超格子構造の作製に適している。

半導体ヘテロ接合および超格子は、その電気的光学的特性がバルク結晶とは異なる特異なふるまいを示すことから、近年半導体エレクトロニクスの分野で興味を持たれている物質であり、量子井戸構造レーザー等幾つかの光・電子デバイスへの応用もなされている。超格子は、超薄膜のヘテロ接合の繰り返しであるから、一周期中の材料の組み合わせを変えるだけならば、多種多様な形式の超格子を想定することができる。しかし、実際に超格子構造を作製する場合、隣接する結晶の格子定数が一致しているか、あるいはその差が非常に小さくなければ(格子整合条件)ミスフィット転位の少ない良好な周期構造を得ることが難しいという制約が加わる。例えば、Ⅲ-V族化合物半導体の場合、最も格子不整合の小さな組み合わせはGaAs($a=5.6419\text{\AA}$)とAlAs($a=5.6611\text{\AA}$)であり、この場合 $\Delta a/a=3.4\times 10^{-3}$ となる。また、この2つを混晶にした $\text{Ga}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ ($0\leq x\leq 1$)の場合は、Vegardの法則によりさらに小さな格子不整合のもとでヘテロ接合を作製することが可能となる。このため、現在までのところGaAs/GaAlAs系の超格子に関する報告が最も多くなされている。

一般に、基板と格子定数の異なる成長層をエピタキシャル成長させる場合、成長層の膜厚が或る限界値以上ならば、成長層が格子不整合による歪の大きさに耐えられずに転位が発生するが、成長層の厚さが十分に薄ければ格子不整合は歪みとして成長層中に吸収され転位の発生には至らないことがMatthewsらによって報告されている⁽¹⁾。一例として、彼らが提唱している方法を用いて、本報告のGaAs/InAs歪入り超格子($\Delta a/a=7\times 10^{-3}$)の場合に許容される各GaAs層とInAs層の膜厚を計算すると 45\AA となり、これは約15原子層に相当する。従って、MBEの有する単原子層オーダーの膜厚制御性を活用すれば、格子定数が大きく異なる材料どうしであってもミスフィット転位なしで多層成長させることが可能である。これが歪入り超格子であり、超格子構造を作製するうえでの材料の選択範囲の拡大を意味するものである。

更に、GaAs/InAs歪入り超格子をとりあげた理由は、混晶半導体における合金散乱の低減が期待されるからである。GaAs/InAs歪入り超格子と等価な組成を持つ三元混晶 $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}$ の中でも特にInP基板に格子整合させて成長した $\text{Ga}_{0.47}\text{In}_{0.53}\text{As}$ は、室温でGaAsよりも電子移動度が高いが、低温では混晶特有の合金散乱のためGaAsに比べて電子移動度が低い。合金散乱は、 $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}$ の場合、閃亜鉛鉱型結晶のⅢ族サイトにGa原子とIn原子が不規則に配列しているため、結晶中のエネルギーポテンシャルにゆらぎが生じることにより発生する散乱機構であると考えられている。従って、何らかの方法でⅢ族原子を規則的に配列させてやれば、 $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}$ の合金散乱は無くなると考えられる。その場合、理論計算によると低温(約50K)で $\mu_n\geq 500,000(\text{cm}^2/\text{Vs})$ が可能であると報告されている⁽²⁾。

本報告では、Ⅲ-V族化合物半導体の中でも特に格子定数が大きく異なる組み合わせであるGaAsとInAsをMBEによって成長し、それぞれの電気的特性を評価した後、この組み合わせを用いて歪入り超格子を試作した結果について述べる。

2. 成長装置

本講座で使用している MBE 装置の概略を、図 1 に示す。成長装置は大別して、排気系・成長室・分子線源・試料交換室およびサンプルホルダーから構成されている。

2.1 排気系

MBE は、超高真空中の結晶成長であるため、成長室を常にオイルフリーで超高真空に保つ必要がある。そのため、本装置ではイオンポンプ(排気量:400ℓ/s) とチタン・サブリメーションポンプを主排気ポンプとして用いている。到達真空度は、約 10^{-9} Torr である。

2.2 成長室

成長室は、ステンレス製のチェンバーで構成されており、そこに残留ガスの組成分析と分子線強度のモニタに用いる四重極質量分析計(QMS)、基板表面を観察するための反射型高速電子線回折装置(RHEED)が取り付けられている。

2.3 分子線源

成長用の原材料は、成長室下部のクヌードセルに予め充填されており、成長時に加熱蒸発させて分子線の形で基板表面に供給する。本装置には表 1 に示すように 6 本のセルが備えられており、成長目的に応じて使い分けている。

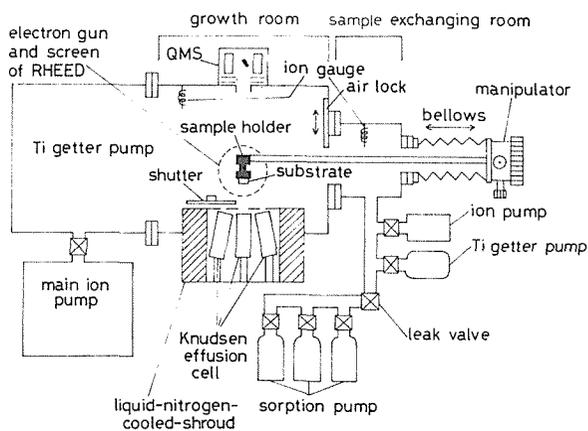


図 1 MBE 成長装置

族	原材料名	純度	るつぼの材質	使用温度範囲(°C)
III	Ga	7 N	P B N	800 ~ 1,000
	In	6 N	高純度カーボン	800 ~ 1,000
	Al	5 N	P B N	900 ~ 1,050
V	As	6 N	石英	260 ~ 280
IV	Si	(6 N)	高純度カーボン	700 ~ 1,000
IV	Pb	6 N	石英	~ 800

表 1 セルの種類

各セルの温度調節は、PID 制御により行っている。また、セルを収納してあるシュラウドの内壁は、部分的に 1,000°C 近い高温にさらされるため、ガス分子を放出して成長室内の真空度を悪化させないように液体窒素で冷却してある。分子線源開閉用のシャッターは、遠隔操作により窒素圧で駆動する。

2.4 試料交換室およびサンプルホルダー

試料交換室は、エアロック機構により成長室と分離することができ、これによって成長室内の真空を破らずに試料を交換することができる。Mo 製のサンプルホルダーは、内部に基板加

熱用のヒーターが組み込まれており PID 制御により温度調節を行う。基板は、サンプルホルダーに In を溶かして接着する。基板交換後の排気のため、主排気ポンプとは独立な排気ポンプに接続されている。

3. MBE法によるGaAs, InAs, Ga_xIn_{1-x}Asの成長と結果

本装置は、GaAs, InAs, Ga_xIn_{1-x}As, Ga_xAl_{1-x}As, Al_xIn_{1-x}As およびこれらの n 形ドーピングが可能であるが、本節では GaAs/InAs 歪入り超格子の成長を目的として、アンドープ GaAs, InAs および Ga_xIn_{1-x}As の成長を行った結果について述べる。

3.1 成長方法

成長用基板は、GaAs および InAs の成長には (100)半絶縁性 GaAs 基板を、Ga_xIn_{1-x}As の成長には (100)半絶縁性 InP 基板を用いた。アセトン、メタノールの順で超音波洗浄して脱脂した後、化学エッチング (H₂SO₄:H₂O₂:H₂O=7:1:1) を行い、窒素気流中で乾燥させた後、サンプルホルダーに In で接着する。この時、膜厚測定のために基板の一部をシャドウ・マスクで覆っておく。試料交換室を排気し、エアロックを開いてから基板を成長室に導入し、RHEED で基板表面を観察しながら基板加熱を開始する。基板温度が 400℃前後になった時点で、基板表面からの As の熱解離を防止するため As ビームの照射を開始し、さらに加熱を続ける。約 650℃前後で基板表面の自然酸化膜が熱分解する。この時の RHEED 像の変化を確認した後、基板温度を成長温度まで下げ、Ⅲ族の分子線を入射させて成長を開始する。

MBE でⅢ-V 族化合物半導体を成長させる場合、成長速度はⅢ族の入射分子線強度によって決定される³⁾。GaAs を例にとると、As (V 族)のみを基板に入射させても、自由に動き回ることができる Ga 原子が表面に存在しない場合は、As は基板表面から脱離してしまい成長層は形成されない。しかし、表面に自由な Ga 原子が存在する場合は、As は Ga と結合して成長層が形成される。従って、予め As を基板表面に入射させてある場合は、Ga のシャッターを開閉するだけで成長の開始と停止を行うことができる。このⅢ族と V 族の関係は、InAs の場合も同様である。Ga_xIn_{1-x}As の場合は、Ga と In の分子線強度比によって混晶比 x が決定される。成長終了時には、Ⅲ族の照射を停止して成長を終了する。基板加熱電源を切り、基板温度が 400℃程度まで下がった時点で As の照射を停止する。

3.2 成長中のその場観察

上記の手順で GaAs, InAs, Ga_xIn_{1-x}As の成長を行った。図 2 に成長中の基板表面からの RHEED 像を示す。ただし、InAs を成長させる場合は、酸化膜除去後約 1000Å の GaAs バッファ層を成長させてから InAs の成長を開始した。これは、図 2 (a), (b) の RHEED 像に示されるように、酸化膜を除去したのみの基板表面よりも、ある程度 GaAs のエピタキシャル層を成長させた基板表面のほうが、平坦性において優れているからである。

InAs の成長を開始して数原子層程度 InAs が成長すると、図 2 (b) は図 2 (c) のようなスポット状のパターンに変化する。本実験では最低 2000~3000Å の InAs が成長するまで、図 2 (c) のようなパターンが観察され、その後次第に図 2 (d) のようなストリーク状のパターンに変化していった。図 2 (c) のような RHEED 像は、基板と成長層の間の格子不整合が 2.5%以上の場合に観察されることが報告されている⁴⁾。

InP 基板上に成長させた Ga_xIn_{1-x}As は、 $x=0.47$ で基板と格子整合がとれ、 x がこの値に近い場合の成長中の RHEED 像は、GaAs 基板上に GaAs を成長させた時と同様な傾向を示すが、

x がこれとは大きく異なる場合には、GaAs 基板上的 InAs の成長に近い傾向を示す。

3.3 成長結果

得られた成長層の膜厚は、シャドウマスクをした部分と成長層の間の段差を干渉顕微鏡で測定することによって求めた。また、キャリア密度および移動度は、Van der Pauw 法によって求めた。Ga_xIn_{1-x}As の混晶比 x は、シャドウマスクの段差から求めることも可能であるが、±10%程度の誤差が伴うため、ディフラクト・メータを用いたX線回折の結果から求めた。

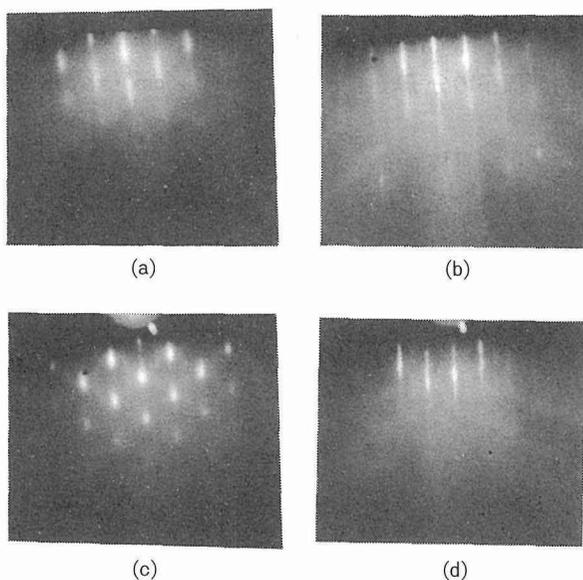


図2 成長中のRHEED像

- (a) 酸化膜除去後 (b) GaAs1000Å成長後
(c) InAs成長開始直後 (d) InAs5000Å成長後

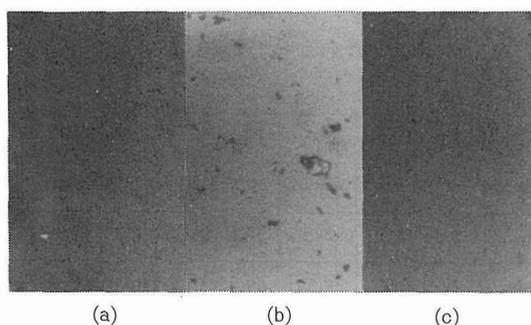


図3 成長層の表面写真

(1) 表面状態

図3に、得られた成長層の表面写真を示す。GaAsについては、図3(a)のようなほぼ鏡面に近い表面状態の成長層が再現性良く得られているが、部分的に図3(b)のような表面欠陥が見られた。これは、MBE特有の表面欠陥で、成長中に成長層表面にできたGaの核を中心に形成された欠陥であると考えられている⁵⁾。InAsおよびGa_xIn_{1-x}Asの成長層表面の平坦性は、RHEED像と対応している。つまり、図2(c)のようなスポット状のパターンのままで成長を停止した場合の表面は、図3(c)のような荒れた表面状態を呈するが、図2(d)のようなストリーク状のパターンを示す厚さまで成長を続けた場合には図3(a)と同様な鏡面状態が得られる。

(2) 成長速度の蒸気圧依存性

3.1において、MBEの場合Ⅲ-V族化合物半導体の成長速度 R ($\mu\text{m}/\text{h}$)は、基板表面に到達するⅢ族原子の分子線強度 F_{III} ($\text{atoms}/\text{cm}^2 \cdot \text{s}$)で決定されると述べた。すなわち、

$$R = \alpha F_{\text{III}}$$

ここに、 α はⅢ族原子の付着係数であり、成長温度が適切な範囲内であれば、ほぼ1とみなすことができる。分子線強度 F_{III} は、セル温度 T におけるⅢ族原子の蒸気圧 $P_{\text{III}}(T)$ の $1/\sqrt{T}$ に比例することが知られており、 $P_{\text{III}}(T)$ は通常の成長速度を与えるセル温度の範囲内では次のように表すことができる。

$$P_{\text{III}}(T) = A_{\text{III}} \exp(-\Delta E/kT)$$

(A_{III} : 比例定数, ΔE : Ⅲ族原子の活性化エネルギー)

ゆえに、

$$R \propto \frac{P_{\text{III}}(T)}{\sqrt{T}} \propto \frac{1}{\sqrt{T}} \exp\left(-\frac{\Delta E}{kT}\right)$$

となる。上式右辺において、成長速度 R に対して支配的なのは指数関数の項であり、 $1/\sqrt{T}$ の R に対する影響は実験的には無視できる程度の大きさである。従って、成長速度をセル温度の逆数に対してプロットしてやれば、蒸気圧に平行な直線となり、この関係から任意の成長速度を与えるセル温度を求めることができる。図4は、実際の成長速度をプロットした結果であるが、誤差範囲内で蒸気圧に平行な直線になっていることがわかる。縦軸

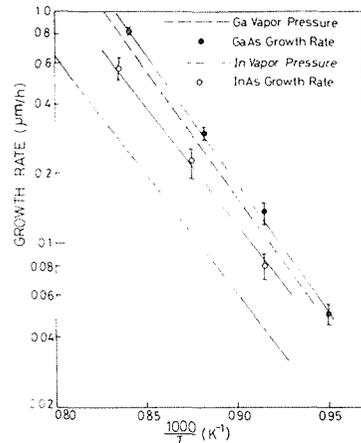


図4 成長速度の蒸気圧依存性

species of epitaxial layer	growth temperature (°C)	substrate	mobility (cm^2/Vs)		carrier concentration (cm^{-3})		thickness (μm)
			300K	77K	300K	77K	
GaAs	590	GaAs(Si)	4900	11200	5.4×10^{15}	4.0×10^{15}	1.2
InAs	530	GaAs(Si)	9000	10500	7.6×10^{16}	6.7×10^{16}	3.0
$\text{Ga}_{0.57}\text{In}_{0.43}\text{As}$	530	InP(Si)	4200	4900	3.8×10^{16}	3.3×10^{16}	2.1

表2 成長層の電気的特性

の誤差範囲は、干渉顕微鏡による膜厚の測定に約 1000\AA の誤差が伴うことから定めた。

(3) 結晶の電気的特性および純度

表2に、本実験で得られた成長層のVan der Pauw法による測定結果の代表例を示す。また、ここに示した値は全てアンドープの成長層についての測定結果であるため、電気的特性のみならず結晶の純度やMBE装置内部の清浄さに関する情報を得ることができる。

結晶の純度は、キャリア密度 ($N_{\text{d}} - N_{\text{a}} : N_{\text{d}}$; イオン化したドナー密度, N_{d} ; イオン化したアクセプタ密度)のみならずイオン化不純物の総量 ($N_{\text{d}} + N_{\text{a}}$)によって定まる。一般に、Ⅲ-V族化合物半導体の場合、電子移動度の温度依存性に影響を与える散乱機構としては、室温では T^{-3} に比例する極性光学フォノン散乱、低温では T^{-3} に比例するイオン化不純物散乱が支配的であると考えられる。従って、イオン化不純物の総量が小さい結晶ほど低温において電

子移動度の増大が著しい。*n* 形 GaAs については、キャリア密度と補償比 (N_D^+/N_A^-) に対する77Kの電子移動度の計算結果が報告されているので⁶⁾、それと表-2の結果を比較すると、 $N_D^+/N_A^- = 0.6 \sim 0.7$, $N_D^+ + N_A^- = 2 \times 10^{16}$ (cm⁻³) となる。

InAs のバルク単結晶は、 $n \approx 10^{17}$ (cm⁻³) 程度のキャリア濃度の場合、室温で $\mu_n \approx 20,000$ (cm²/Vs) 程度の電子移動度を示すと報告されている⁷⁾。表2に示したものは、この報告と比較すると約半の値である。これは、GaAs 基板上に成長したものであるため、基板と成長層の間の約7%の格子不整合が影響していると考えられる。

表2に示した Ga_{0.57}In_{0.43}As の場合には、InP 基板との間に約0.7%の格子不整合が存在する。InP に格子整合した Ga_{0.47}In_{0.53}As で $n \approx 3 \times 10^{16}$ (cm⁻³) 程度のものは、室温で $\mu_n \approx 7,000$ (cm²/Vs) の電子移動度を示すことが報告されている⁸⁾が、表2の Ga_{0.57}In_{0.43}As はそれよりも30~40%電子移動度が低い。原因としては、格子不整合の影響と高濃度のイオン化不純物が考えられる。

本実験の場合、成長層に含まれている不純物の混入源として次の3つを考えることができる。

- ① 成長室のチェンバー内壁に付着している不純物
- ② ソース自体に精製した時点から含まれている不純物
- ③ ソースを充填してあるつぼの内壁に付着している不純物

しかし、ソースの分析表を見る限りでは、問題となる*n* 形不純物はソース自体には含まれない。従って、①と③が問題となるが、本装置の場合セルの空焼きを繰り返し、成長回数を重ねるごとに成長層の純度が向上する傾向にあるため、①よりも③が支配的な不純物の混入源になっていると考えられる。

4. GaAs/InAs 歪入り超格子 (Strained Layer Superlattice)

4.1 基板の選定

歪入り超格子は、格子定数の異なる材料が互いに伸縮して多層構造を形成しているため、超格子全体としては、等価な組成を有する混晶と等しい格子定数を持つと考えられる。従って、基板の格子定数と超格子の平均の格子定数が一致したほうが、一致していない場合よりも超格子に加わる歪みを平均にすることができ、成長もより容易と考えられる⁹⁾。そこで、本実験では比較のため、図-5のように2種類の基板上に超格子の成長を試みた。InP 基板は、GaAsとInAsのほぼ中間の格子定数を持ち、一周期中の GaAs を同じ厚さにした時に、基板の格子定数と歪入り超格子の平均の格子定数とで格子整合がとれる。しかし、GaAs 基板の場合は、一周期中の GaAs と InAs の厚さをどのように選んでも格子整合がとれることはない。

また、GaAs/InAs 歪入り超格子は、レーザ・ラマンの測定から 450 °C の熱処理により熱変成を起こす¹⁰⁾ ことが判明したため、熱処理なしで Van der Pauw 法測定用のオーミック電極が形成できるように、超格子の成長終了後さらに 1000Å の GaAs と 500Å の InAs を成長させてある。

4.2 成長

成長条件としては、基板温度450~490°C, GaAs および InAs の成長速度を 0.4~0.5 $\mu\text{m}/\text{h}$ 程度の範囲に設定して成長を行った。また, As はAs 安定化面を保ちながら成長できる最小限の強度におさえた。1周期中の GaAs と InAs の厚さは、それぞれ2~3原子層になるようにシャッターの開閉時間を設定した。全体の周期の数は、成長時間とのかねあいだ 360~720 周期の範囲とした。

図6に、超格子の成長中の RHEED 像を示す。図6(a)のGaAs 基板上に成長した場合は、

成長中常にスポット状の RHEED 像が見られ、表面で三次元的な成長が行われていることがわかる。しかし、図6(b)のInP 基板上に成長した場合は、一定してストリーク状の RHEED 像が見られ、安定な二次元的成長が行われていることがわかる。また、成長中の RHEED 像の輝度は、2~3秒周期で振動しており、これは一原子層の成長時間に対応しているという報告があるため⁽¹¹⁾⁽¹²⁾、シャッターの開閉時間はこの振動周期を基準にして設定した。

4.3 X線回折による周期構造の測定

作製した超格子が、実際に成長条件によって定めたとうりの周期構造になっているかどうかの判定は、X線回折によるサテライト・ピークの測定により行った。

超格子には、結晶の基本周期とそれよりも長い超格子の周期の2種類の周期が同時に存在するため、X線回折を行うと、結晶の基本周期に対応したピークの他に、超格子の平均の格子定数に対応した0次のピークとそれよりも強度にして2~3桁弱いサテライト・ピークが現われる。隣接するサテライトピークの間隔は、一周期の逆格子の長さに対応しているため、サテライト・ピークの位置から周期構造に関する情報が得られる。

図7に測定結果を示す。図7(a)のGaAs 基板上に成長させた超格子の測定には、X線源としてLiF(200)面でモノクロメートしたMoK α 線を用い、図7(b)のInP 基板上に成長させた超格子の測定には、Si(111)面でモノクロメートしたCuK α を用いている。(400)面の0次のピークと1次のピークの角度から定めた一周期の長さと組成は、(a)の場合L=12.1Åで(GaAs)₂(InAs)₂、(b)の場合L=8.8Åで(GaAs)₂(InAs)₁となる。これより、7%の格子不整合にもかかわらず、超格子構造が形成されていることがわかる。

しかし、成長条件としては、(a)は(GaAs)₃(InAs)₂、(b)は(GaAs)₂(InAs)₂と定めて作

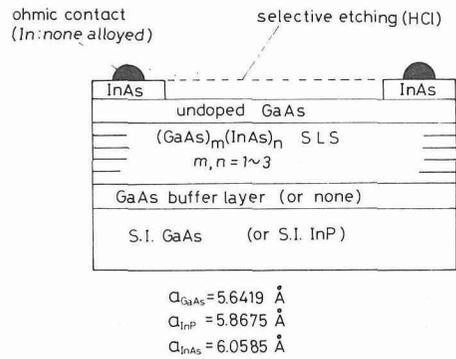


図5 SLS 試料断面図

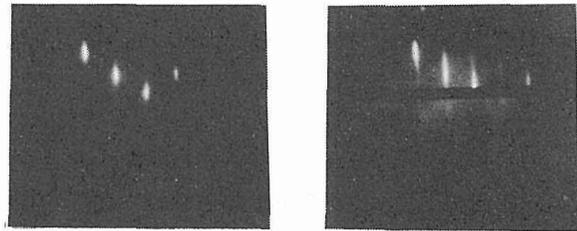


図6 SLS 成長中のRHEED 像

(a) GaAs基板上

(b) InP基板上

製したものであるので、一周期の膜厚制御には、今のところ約1原子層の不確実性が含まれていると考えられる。また、各サテライトピークの半値幅も約1°近くあり、結晶性は良好とはいえない。

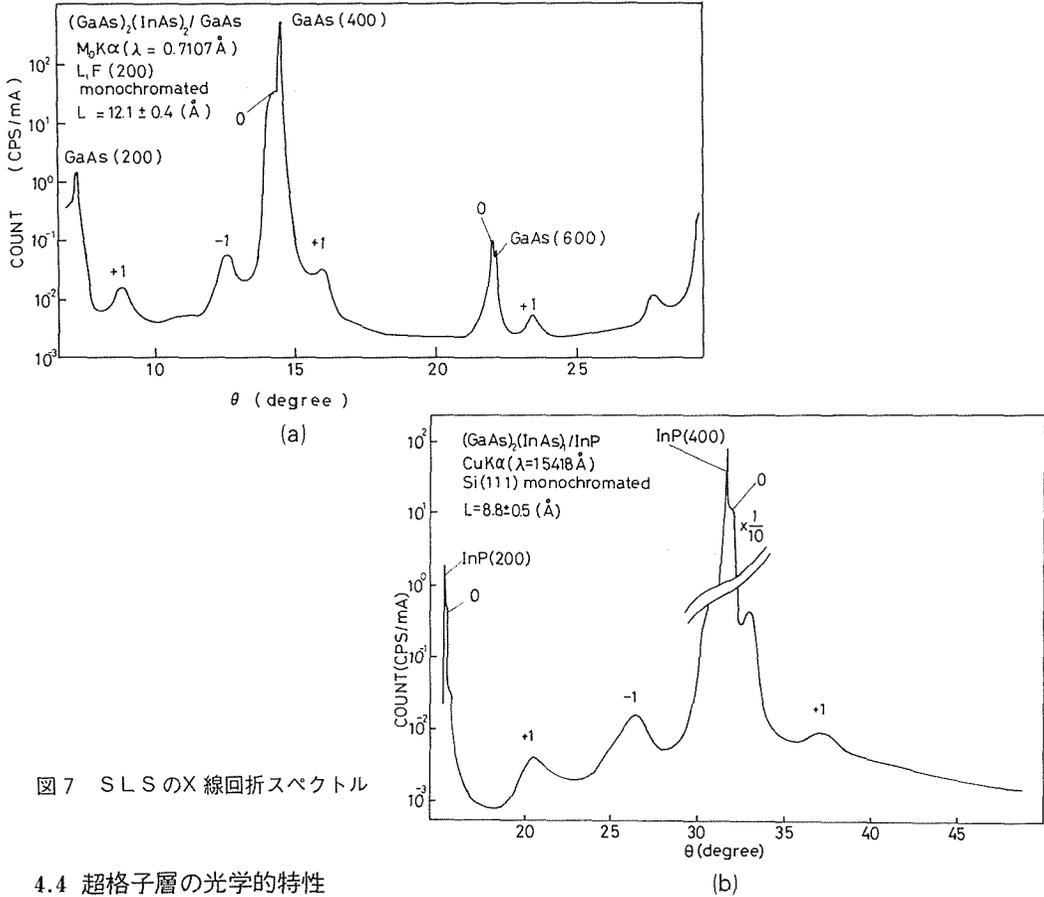


図7 SLSのX線回折スペクトル

4.4 超格子層の光学的特性

図8は、InP基板上に成長した $(\text{GaAs})_2(\text{InAs})_1$ の歪り超格子について、光吸収率の測定を行った結果である。吸収率 α がEの2乗に比例する間接遷移型と同様のエネルギー依存性を持つ吸収が、 α がEの1/2乗に比例する直接遷移型の吸収よりも低エネルギー側に現われている。GaAsとInAsは、どちらもバルクでは直接遷移型であることから、これらを組み合わせた歪入り超格子も直接遷移型の光吸収特性を示すものと予想される。実際に、 $(\text{GaAs})_1(\text{InAs})_1$ 歪入り超格子のエネルギー帯構造を強結合近似を用いて計算した結果も、この予想と一致している⁽¹³⁾。また、格子歪みが歪入り超格子のエネルギー帯構造に及ぼす影響も実験的に問題となる大きさではなく、等価組成を有する混晶と比較して高々数meV以内の変化しかないという計算結果が得られている。このよう

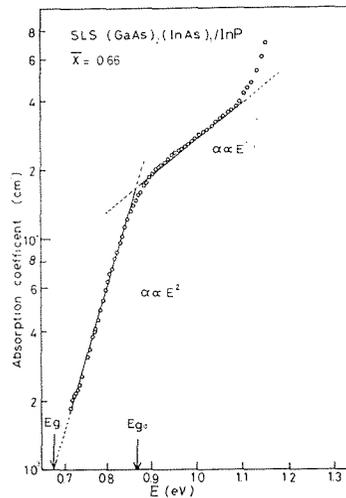


図8 SLSの光吸収率

doping	substrate	resistivity (Ωcm)	carrier concentration (cm^{-3})	mobility (cm^2/Vs)
none doped	GaAs	$10^1 \sim 10^2$	$10^3 \sim 10^4$	< 1000
	InP	$10^0 \sim 10^1$	$10^4 \sim 10^6$	≤ 1450
Si	InP	1.4×10^1	5×10^{17}	250

表3 SLSの電気的特性

な実験と理論の不一致の原因は、現在のところ明らかではなく、今後の実験結果の積み重ねが待たれる。

4.5 超格子層の電気的特性

表3は、GaAs/InAs 歪入り超格子に Van der Pauw 法による測定を行った結果である。本装置を用いて、GaAs と InAs を単独に成長させた場合、どちらも抵抗率 ρ が $10^{-2} \sim 10^{-3}$ (Ωcm) 程度の低抵抗を示す。しかし、この2つを組み合わせた歪入り超格子の場合は、GaAs 基板上に成長させたものでは、 $\rho = 10^1 \sim 10^2$ (Ωcm)、InP 基板上に成長させたものでは $\rho = 10^0 \sim 10^1$ (Ωcm) と2～3桁程度抵抗率が高く、キャリア密度は2～3桁低い。また、電子移動度は、InP 基板上に成長させた場合の $1,450\text{cm}^2/\text{Vs}$ が最高で、ほとんどのものは $1,000\text{cm}^2/\text{Vs}$ を越えることはなかった。これは、単独に成長させた GaAs および InAs よりも約1桁小さい。

また、Si をドーピングすることにより抵抗率の低減を試みた結果は、表3に示すように抵抗率が1桁減少し、キャリア密度が増大したが、電子移動度についての改善は見られなかった。

本実験で得られた GaAs/InAs 歪入り超格子の電子移動度は、数百 cm^2/Vs 程度のものがほとんどであり、混晶に比べて約1桁低い。これは、X線回折の結果を考え合わせると、現在のところ歪入り超格子の結晶性が良好とはいえないことが原因と考えられる。

5. 結 言

MBE 法により、GaAs, InAs, $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}$ および GaAs/InAs 歪入り超格子の成長を行った。GaAs, InAs, $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}$ の成長中に、RHEED によって成長層表面のその場観察を行い、REED 像と成長層の表面状態の間に対応関係があることを示した。また、得られた成長層について Van der Pauw 法による測定を行い結晶の電気的特性と純度を評価した。

更に、7%の格子不整合を有する GaAs と InAs を用いて歪入り超格子を試作して、X線回折により超格子構造が形成されていることを確認し、GaAs/InAs 歪入り超格子が MBE によって製作可能であることを示した。また、光吸収率の測定から、GaAs/InAs 歪入り超格子が間接遷移型と同様のエネルギー依存性を持つ光吸収特性を示すことを実験的に示した。

謝 辞

本研究を行うにあたり、本学部高エネルギー超強力X線回折装置を使用した。X線回折装置を使用させて下さった応用物理学科応用X線粒子線講座の佐藤教授に心から感謝いたします。X線回折の測定にあたっては、同講座の小林技官、大学院生の皆様に多大なる御協力をしていただき深く感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) J.W. Matthews, A.E. Blakeslee: *Journal of Crystal Growth*, **27** (1974), p118-125
- 2) T.Yao: *Japanese Journal of Applied Physics*, **22**:L680-L682, 1983.
- 3) A.Y. Cho: *Progress in Solid-State Chemistry*. Vol. 10. Part3, pp.157-191. Pergamon Press 1975.
- 4) Chin-An Chang: *Applied Physics Letters*, Vol. 31: 759-761, 1977.
- 5) C.E.C. Wood, L. Rathbun, H. Ohno and D. DeSimone: *Journal of Crystal Growth*, **51** (1981) p.299-303
- 6) W. Walukiewicz, L. Jastrzebski, M. Lichtensteiger and H.C. Gatos: *Journal of Applied Physics*, **53** (1982), p.769
- 7) J.P. McCarthy: *Solid-State Electronics*, **10**: 649-655, 1967.
- 8) T.P. Pearsall, G. Beuchet, J.P. Hirtz, N. Visentin, M. Bonnet, and A. Roizes: *Gallium Arsenide and Related Compounds 1980*, Conf. Ser. no. 56, Institute of Physics, 1981, pp.639-649.
- 9) J.W. Matthews, A.E. Blakeslee: *Journal of Crystal Growth*, **32** (1976), p265-273
- 10) T. Katoda: private communication
- 11) C.E.C. Wood: *Surface Science* **108** (1981) L441-L443
- 12) J.J. Harris and B.A. Joyce: *Surface Science* **108** (1981) L444-L446
- 13) 大野英男: 北海道大学工学部研究報告 第125号 (昭和60年)