

第4章 GaSb中間層のYAGレーザー照射による応力緩和

本章¹⁾では、GaAs/GaSb/Si構造にYAGレーザーを照射し中間層の選択的励起について議論する。結晶のバンドギャップエネルギーを調べ、レーザー照射効果をレーザーの基本特性との関係により調べた。フォトルミネッセンス(PL)法により発光スペクトルと歪み応力特性を調べ、結晶性の向上との関係でレーザー照射効果を評価議論する。

4.1 GaAs/GaSb/Si構造

Si上GaAs、GaSbのヘテロエピタキシャル成長結果^{2,3)}に対して、GaAs結晶性向上に対する現在最大の問題点は熱的不整合への対策である。ここで、GaSbには、融点が高い、柔らかい、バンドギャップが小さい(0.72eV)という特徴があり、バンドギャップが1.42eVであるGaAs層を通して図4.1のようにYAGレーザー(波長1.064 μ m)による選択的励起が可能である。そのため、図4.2に示すようにGaAsとSiの間にGaSb層を挟み込み、レーザー光照射による選択的励起を行いGaSb層のみを柔らかい状態とすることで、GaAs層に生じている熱的不整合に起因する応力を緩和されると考えられる。しかし、励起が十分に出来ずに強固な結合のままの部分が残ると、図4.2の右下に示すように応力緩和効果が生じない場合もある。

4.2 レーザー照射による応力緩和

レーザー照射を用いて熱的不整合により生じている応力を緩和することが可能である⁴⁾。そのため、応力が変化したことを評価する必要がある。この評価を行うにはフォトルミネッセンス(PL)を用いるのが簡便である。しかし、MBE法による成長試料では装置にドーピングを行うための原料が用意されていないので、成長層にはほとんど不純物が入っておらず、PL発光強度が小さく正しい評価が出来なかったため、発光を観測しやすいGaAs層をMOCVD法により更に成長させ、その試料に対してレーザー照射の実験を行い、照射前後でのPL発光の様子の変化を測定した。

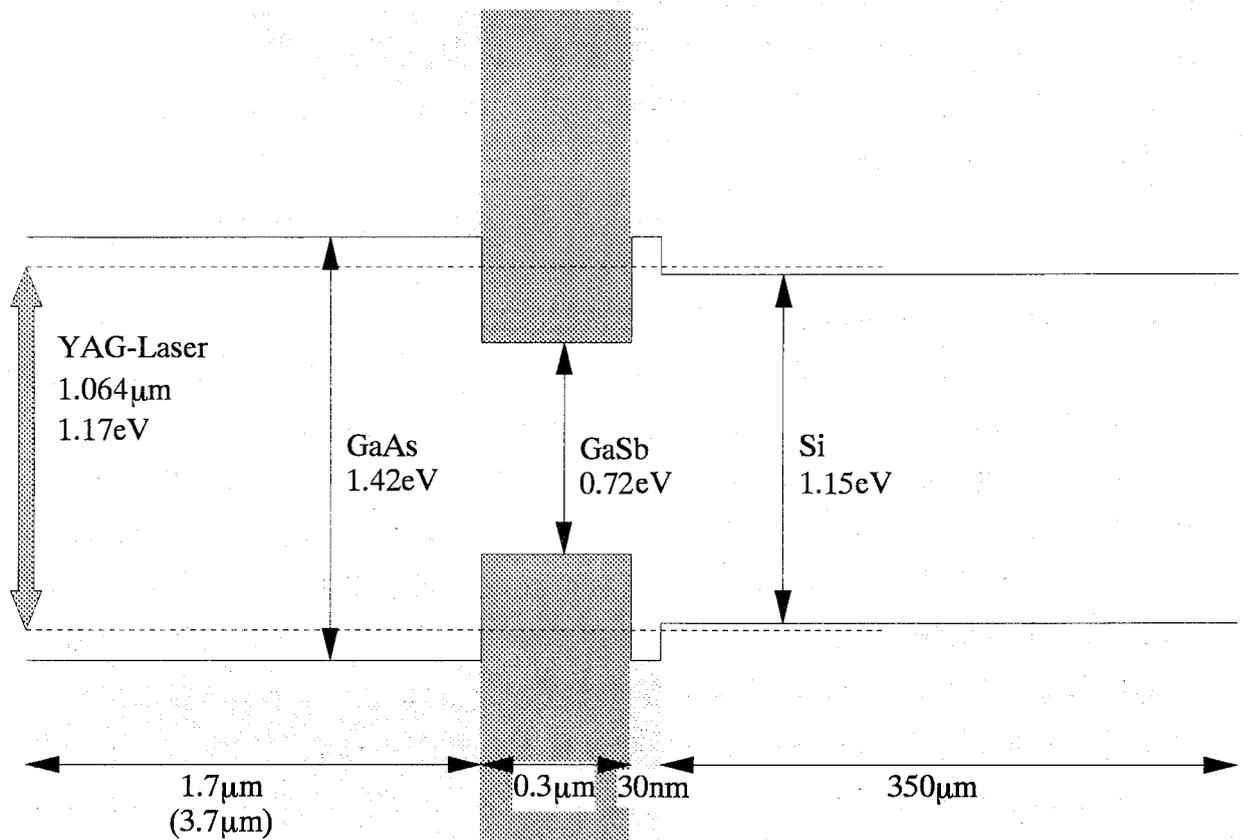


図 4.1 レーザ照射による選択的励起の概念

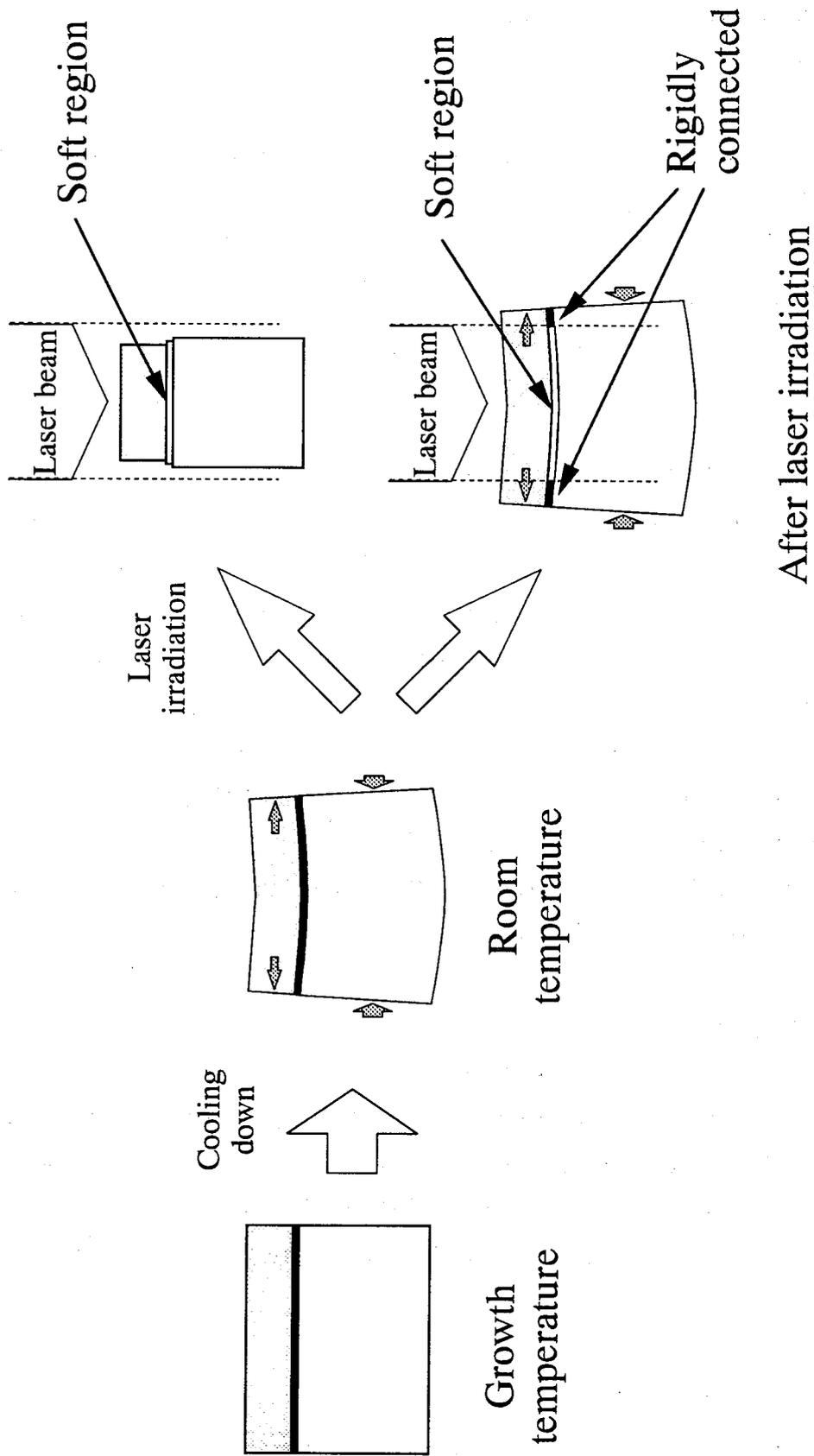


図4.2 GaSb中間層によるSi上GaAs応力緩和の概念

パルスレーザー光の照射による影響の深さ D [m]はそのパルスの幅 t [s]と結晶の熱拡散係数 k [m²/s]に依存し、式(4.1)で与えられる。

$$D = \sqrt{4kt} \quad (4.1)$$

本研究では、GaSb中間層を励起させるためにGaAsに対して透明であるYAGレーザーパルスの照射を行った。照射に用いたパルスレーザーのパルス幅は $t=140$ [ps]であるので、室温でのGaSbの熱拡散係数を $k=1 \times 10^{-4}$ [m²/s]と見積もるとその影響層深さは $D=0.3$ [μ m]程度である。このことは、レーザー光の影響がGaSb層とGaAs層の極一部に限られることを示しており、GaAs層に対するレーザー照射による悪影響は小さいといえる。

4.3 レーザ照射実験

図4.3に示すように、MOCVD装置を用いて、Seを 10^{16} cm⁻³程度ドーピングしたGaAs層を2 μ m再成長させた。この結果、十分な強度のPLの発光が得られ、この方法による応力変化の観測が可能となった。試料No.1209、No.1220、No.1222上にそれぞれ再成長したものを順にNo.0001、No.0002、No.0003と番号づけした。

レーザー照射には、波長1.064 μ mのYAGレーザー(YML-1000P:株ミワテック)を用いた。照射は約40mJ/パルス、1ppsで行い、照射回数を5回及び10回に、照射面積を14mm²のものと、レンズによる集光により8mm²として行った。ゆえに照射強度はそれぞれ、0.28J/cm²、0.50J/cm²である。また、照射試料の大きさは照射面積より大きな場合についても行った。

4.4 特性評価

4.4.1 フォトルミネッセンス(PL)法

フォトルミネッセンス(Photo Luminescence)法は、レーザー光により励起された電子・正孔が再結合する際の発光を分光し、解析する方法である。MBE法によるエピタキシャル成長膜の評価にも用いられている⁵⁾。発光は、バンドギャップなどのエネルギーによるもので、エネルギー E と波長 λ の関係は式(4.2)で与えられる。

$$E = \frac{hc}{n_a \lambda_a} = \frac{1239.854}{n_a \lambda_a} \quad (4.2)$$

ここで、 E :エネルギー(eV)、 λ_a :波長(nm)、 $n_a=1.0002749$:空気の屈折率で

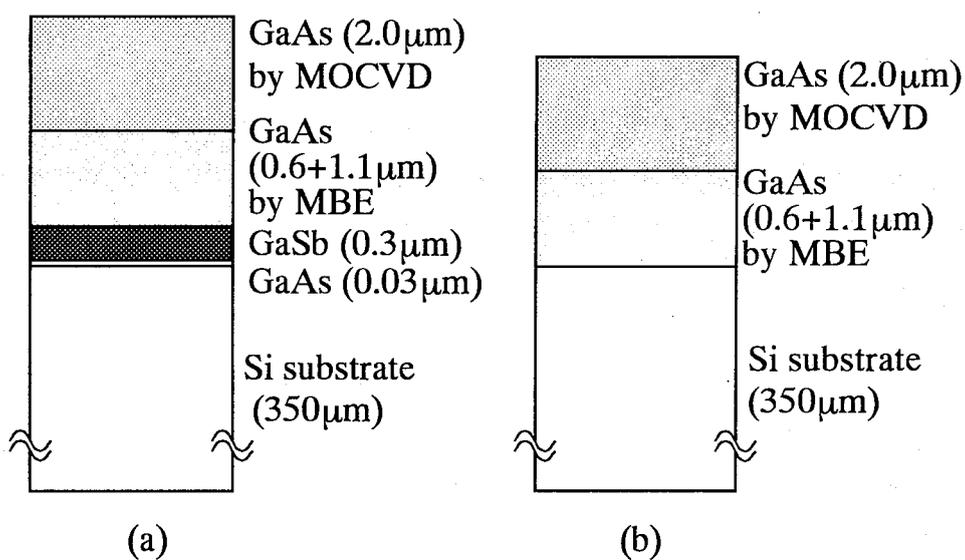


図 4.3 Si 基板上 GaAs の構造
GaSb 中間層有り (a) と GaSb 中間層無し (b).

ある。

バンドギャップエネルギーは歪により変化することから、PL発光波長の変位からバンドギャップエネルギー、そして歪を算出することが可能となる。歪とバンドギャップの関係は、式(4.3)(4.4)となる。

$$\Delta E_0(2) = \left[-2a \left(\frac{C_{11} - C_{12}}{C_{11}} \right) - b \left(\frac{C_{11} + 2C_{12}}{C_{11}} \right) \right] \cdot \varepsilon \quad (4.3)$$

$$\Delta E_0(2) = E_0 - D_{hh}^0 \quad (4.4)$$

ここで、 E_0 はGaAs/GaAsにおけるPL発光ピークを得るエネルギーで、77Kにおいては波長 $\lambda_a = 823.2$ [nm]に相当するので、式(4.5)となる。

$$E_0 = \frac{1239.854}{1.0002749 \times 823.2} = 1.506(\text{eV}) \quad (4.5)$$

D_{hh}^0 は被測定GaAsのheavy holeに依存したPL発光ピークを得るエネルギーである。 C_{11} と C_{12} は弾性スティフネス係数である。また、係数 $a = -6.0$ [eV]、 $b = -2.0$ [eV]である。歪は式(4.6)で与えられる。

$$\varepsilon = \frac{(1.506 - D_{hh}^0)}{-14.3674} \quad (4.6)$$

応力 σ は歪 ε とヤング率 Y を用いて式(4.7)で表わされる。

$$\sigma = \varepsilon \cdot Y \quad (4.7)$$

したがって、応力による歪の変化が評価できる。

4.4.2 試料評価

試料に対してPLの測定を行い、その最大発光が得られる波長によりGaAs層の歪及び応力の評価を行った。レーザ照射の有無により、それらの変化が起こったかどうかによりレーザ照射の効果を判断した。Si上GaAsの応力として 10^9 dyn/cm²の値が報告されている⁶⁾。

図4.4にレーザ無照射試料のPLスペクトルを示す。作製した試料はGaSb層の有無に依らずほぼ同じ結果を示した。最大の発光波長837.6nmでの、歪み量は0.211%となり、応力に換算すると 1.80×10^9 dyn/cm²に相当する。また、図中の標準はGaAs基板の上にMOCVD法により成長した試料の発光で、823.2nmに発光ピークを持ちこの値を無応力の状態であるとした。

試料No.0001では、図4.5(a)に示すようにレーザ照射により発光ピークが最も大きく変化し、波長が837.6nmから827.4nmとなった。このシフト量は、歪み量として表すと0.062%であり、応力に換算して 5.32×10^8 dyn/cm²とな

る。レーザを集光した場合、図4.5(b)に示すように発光ピークはほぼ同じ高さで2ヶ所に現われている。これは集光によりレーザの強度分布に大きな強弱ができ、応力の緩和に分布が生じたものと考えられる。レーザ光の照射強度、回数は歪の緩和現象に大きく影響しており、緩和を効果的に行うには条件の最適化を行う必要がある。応力値を図4.8に示す。レーザ出力 $0.28\text{J}/\text{cm}^2$ 、10パルスの条件で最も効果的に緩和されている。

試料No.0002では、図4.6に示したように照射による発光ピークの変化は 1.0nm と非常に小さい。この試料は照射前には発光ピークがいちばん短波長側 836.0nm であり、MBE法で作製したGaAs層、GaSb層の結晶性が悪いこととGaSb層厚が薄いためにレーザ光照射による応力減少の効果が出なかったものと考えられる。

試料No.0003では、図4.7に示したように10パルスの照射により発光スペクトルがブロードになると共に発光ピーク波長が短波長側へずれている。最も大きく変化した発光波長は 833.4nm になった。このシフト量は歪み量として表すと 0.150% であり、応力に換算して $1.28 \times 10^9 \text{dyn}/\text{cm}^2$ に相当する。この試料では、照射強度による大きな違いは観測されていない。この理由は、Si層で吸収されることによると考えられる。

また被照射試料が大きくレーザのスポット径よりも大きい場合には、図4.2で予想したとおり中央部分への照射で応力緩和効果は表れなかった。これは、中間層の励起されていない部分ではSi基板とGaAs層の強固な結合が残っているため、この部分の応力緩和が起こらないだけでなく、中間層の励起された部分が束縛されることになり、この部分での応力緩和の作用も阻害してしまう。しかも、中間層の加熱による拡散は起こるので全体として結晶性を悪くすることも考えられる。

以上のように、適当なレーザ照射条件の元ではGaSb層があることにより歪みは効果的に緩和される。また、そのメカニズムにはGaSb層の膜厚や結晶性も関係しているので、十分な膜厚、品質のGaSb層が必要である。一方、YAGレーザはSiにも吸収されるためGaSb層をはさまない場合にも応力緩和が若干見られたが、この場合はSiの表面近くの部分が犠牲層となっていると考えられる。GaSb中間層無しの場合には、光電子集積回路として応用する際には、Si素子とGaAs素子の配置を考慮してレーザ照射する方法が考えられる。

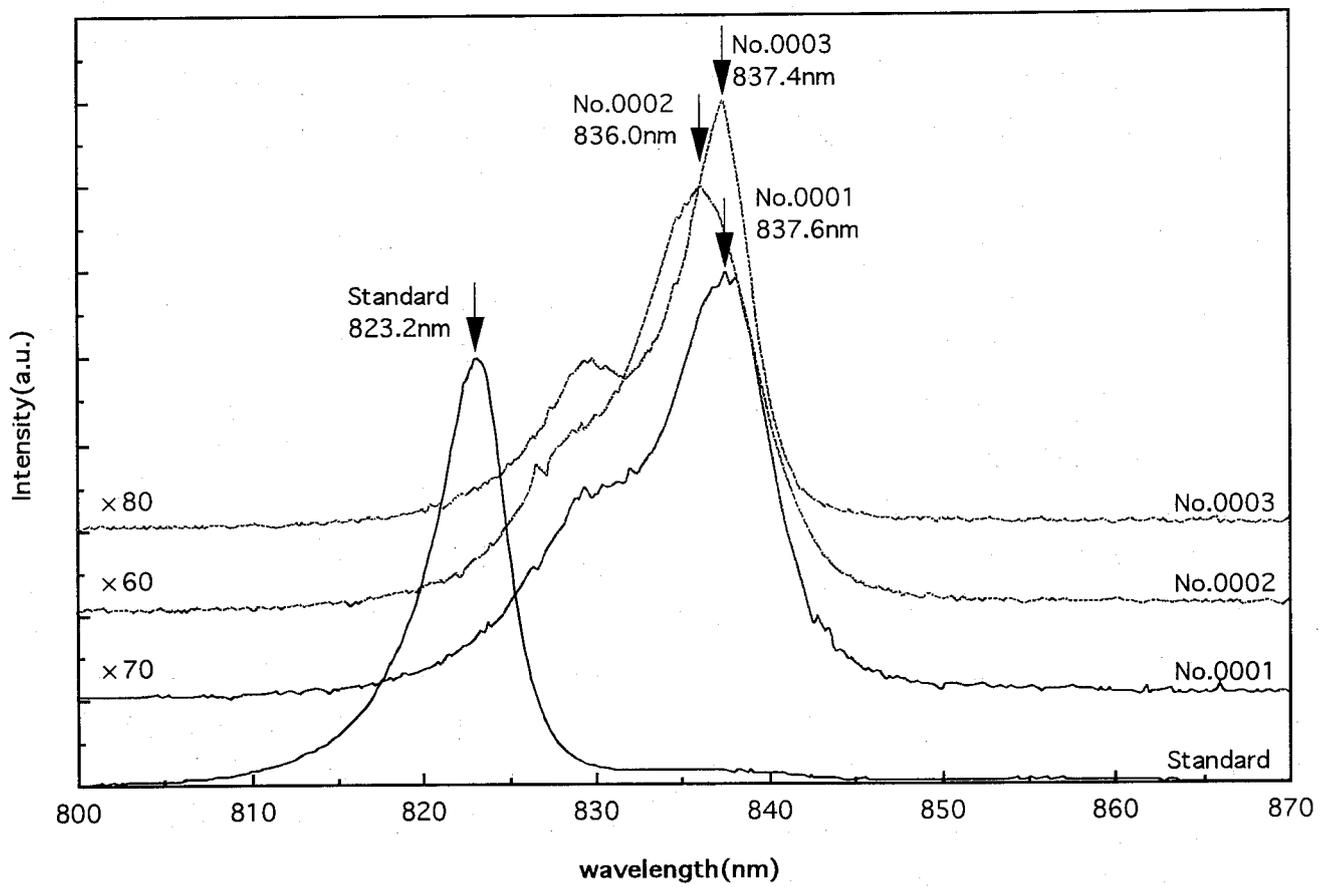
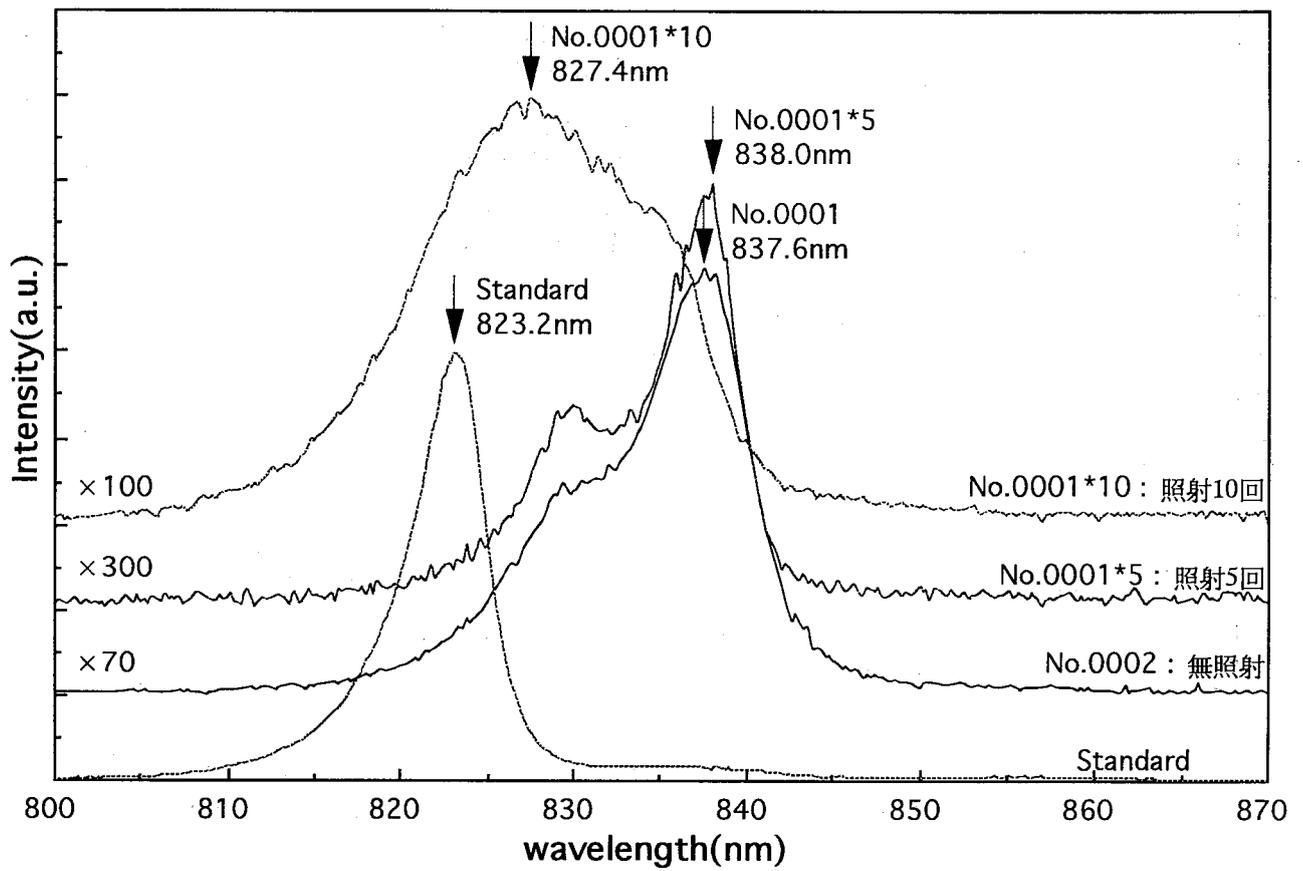
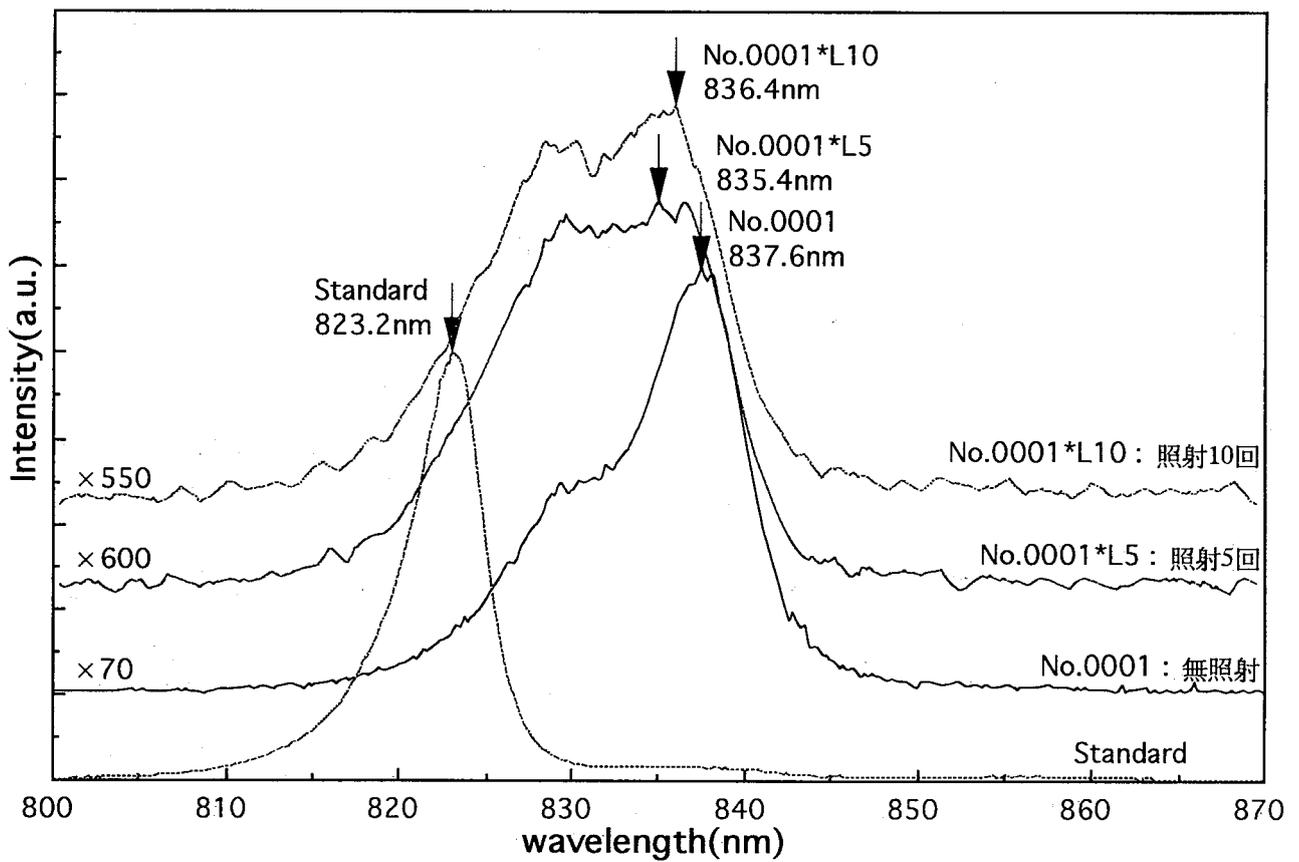


図4.4 成長した試料のPL発光の比較

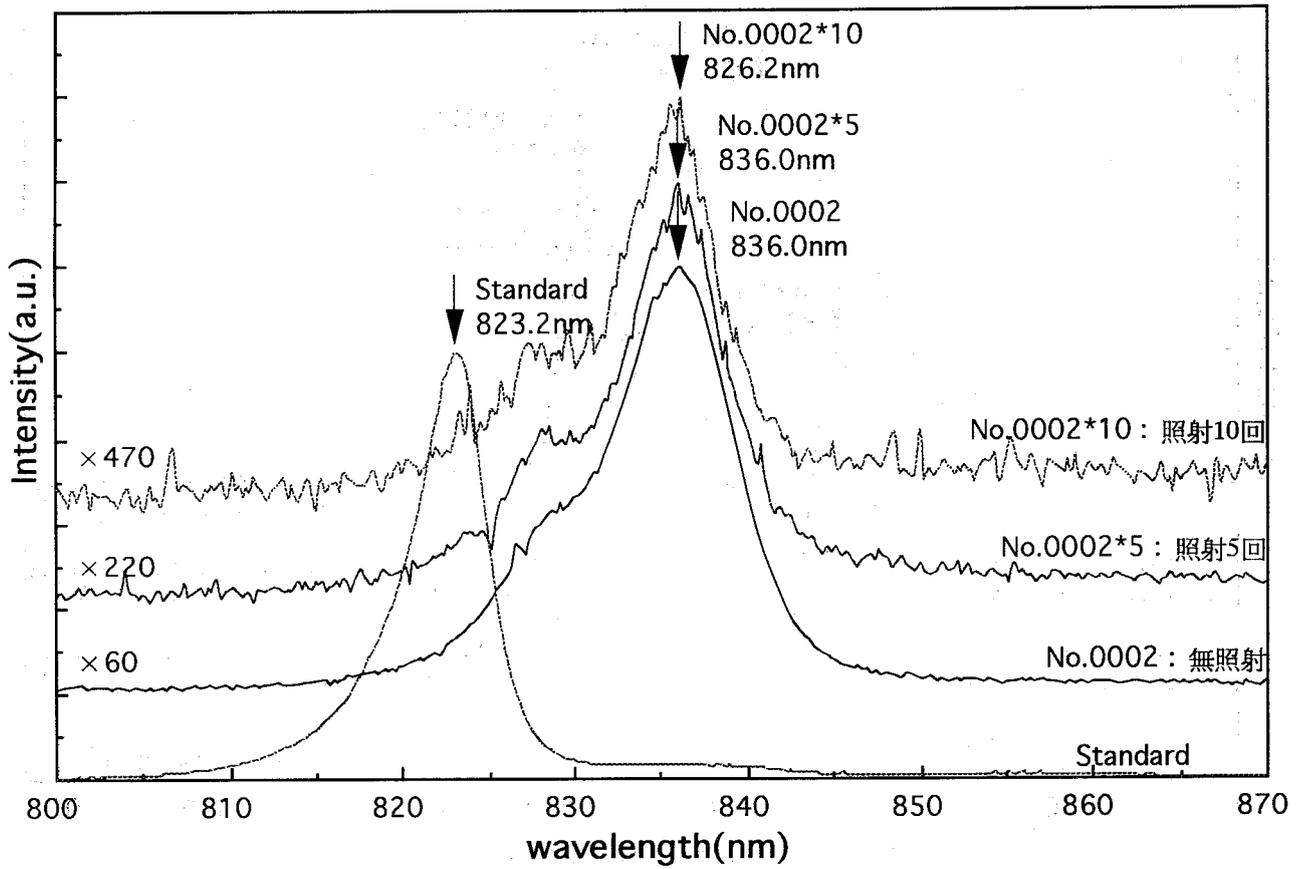


(a) 集光なし

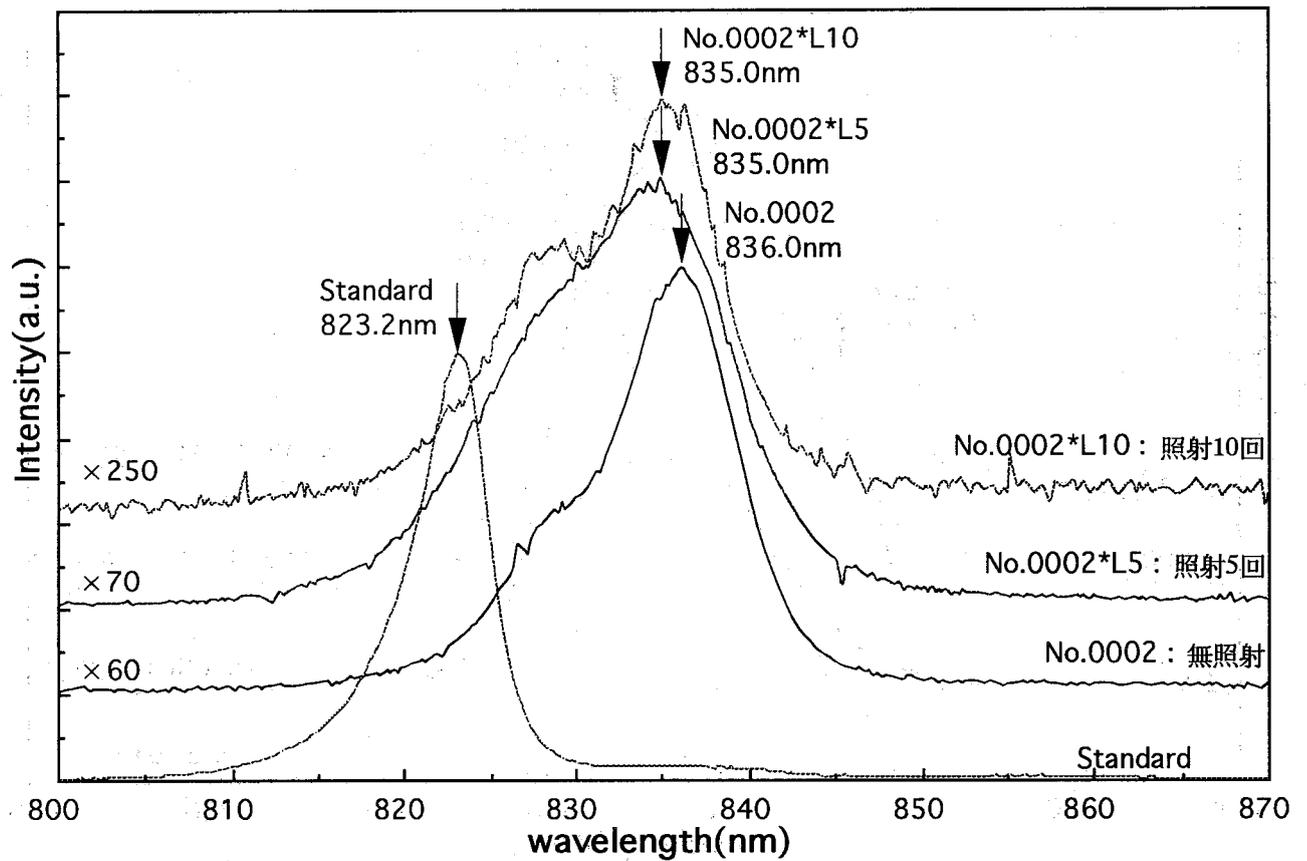


(b) 集光あり

図4.5 試料No.0001に対するレーザ照射によるPL発光の変化

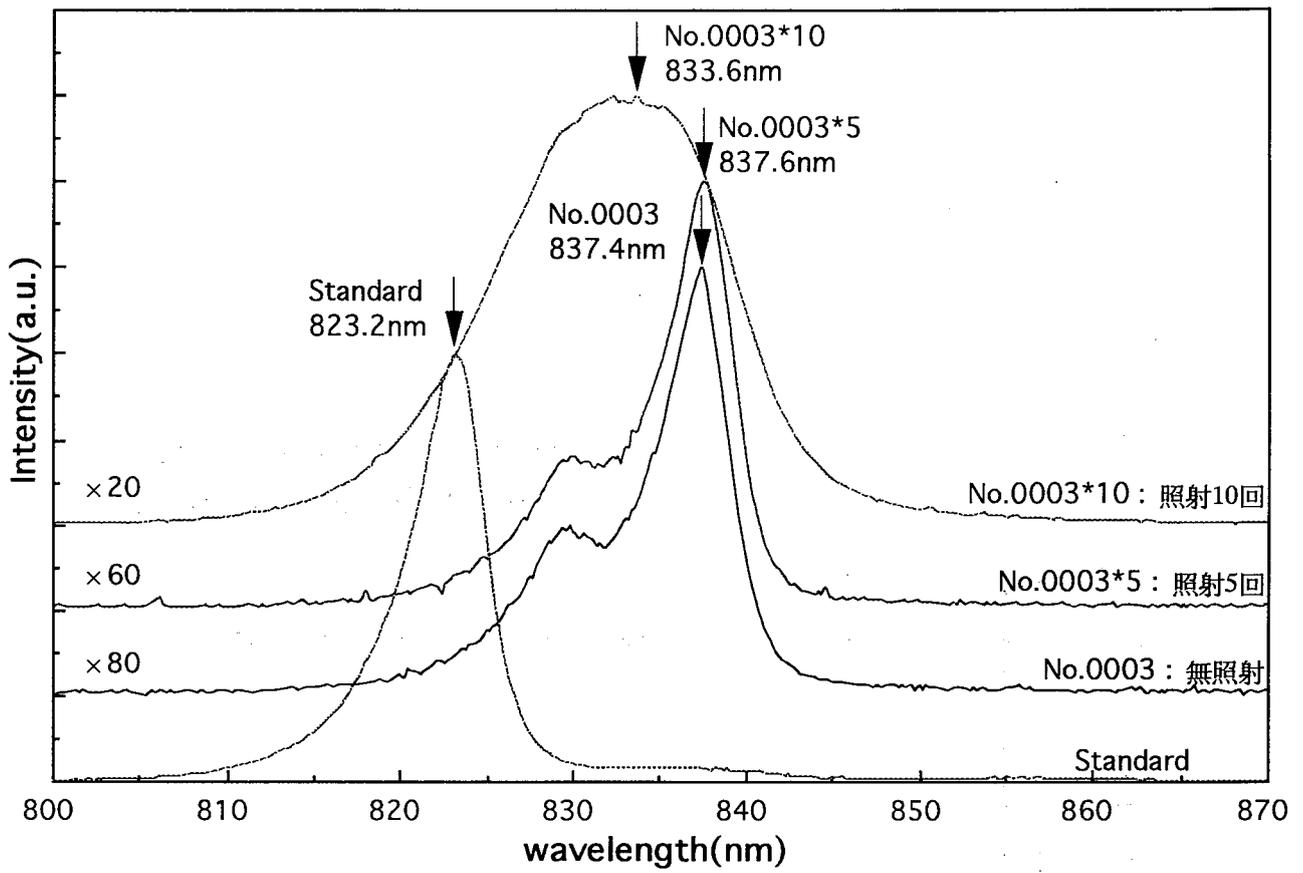


(a) 集光なし

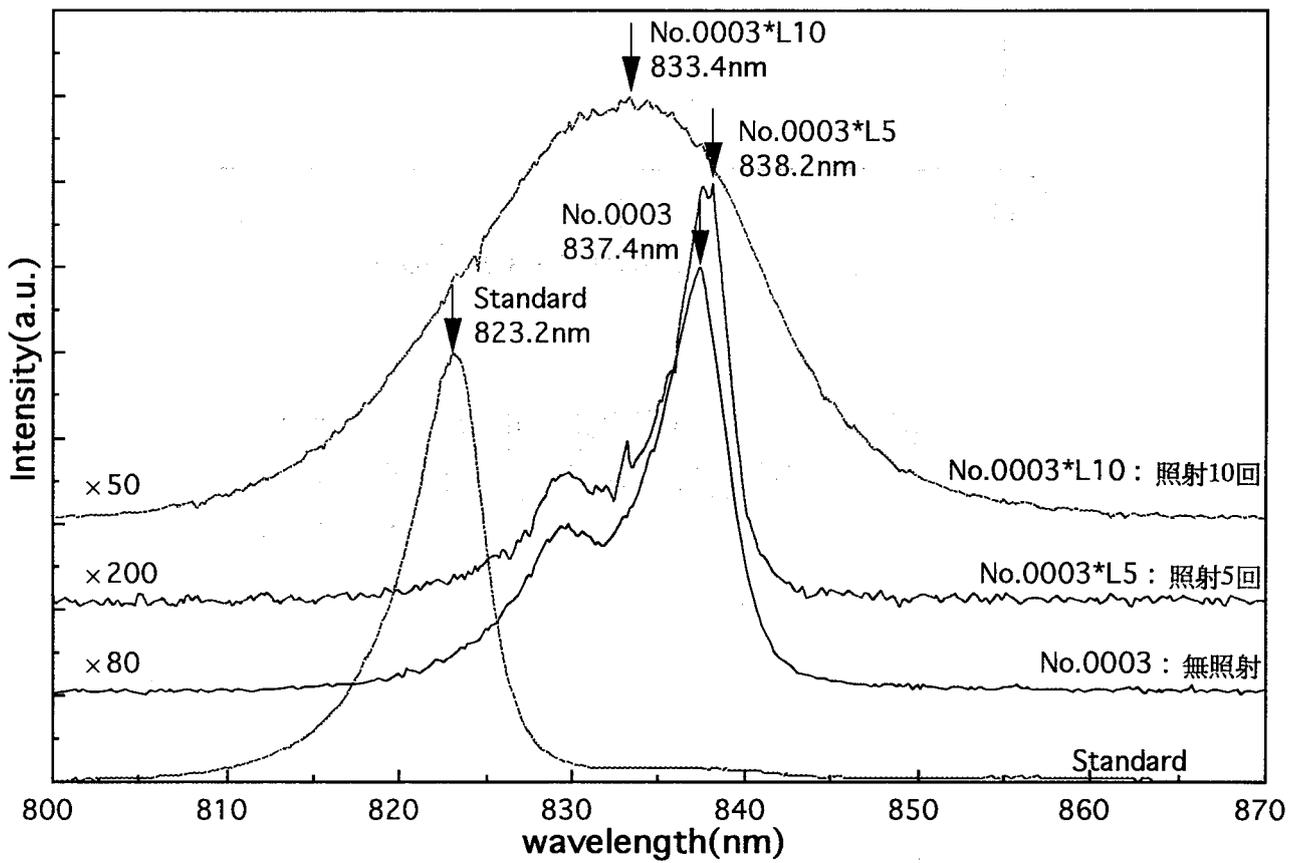


(b) 集光あり

図4.6 試料No.0002に対するレーザ照射によるPL発光の変化



(a) 集光なし



(b) 集光あり

図4.7 試料No.0003に対するレーザ照射によるPL発光の変化

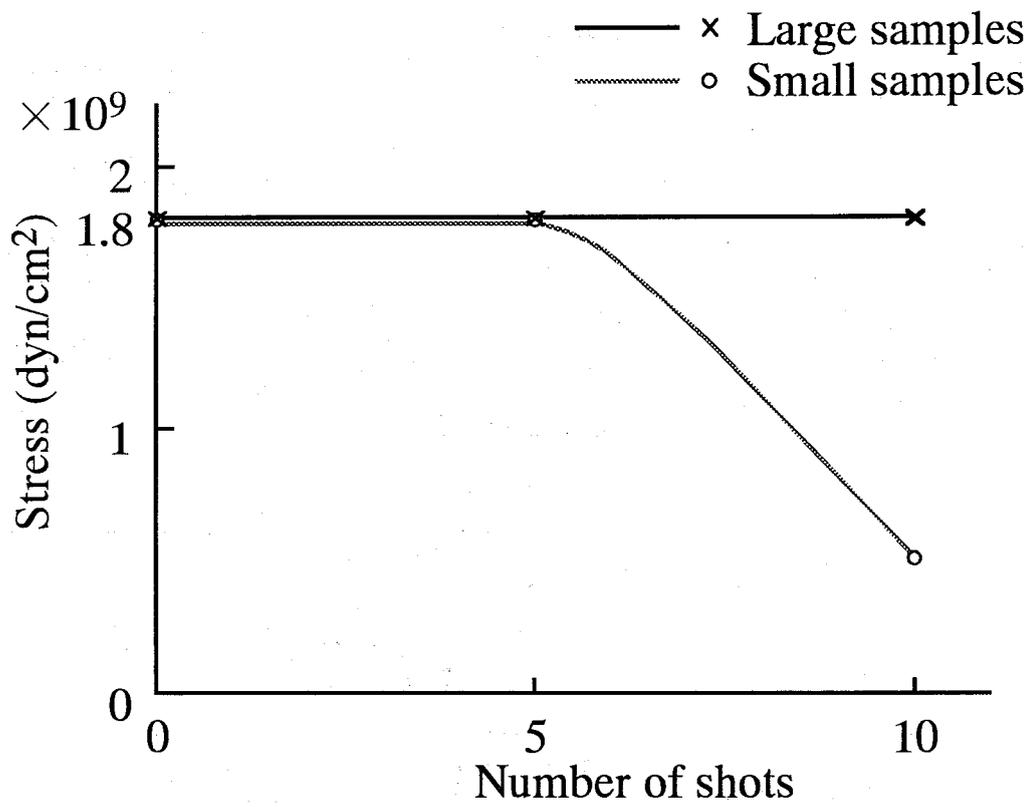


図4.8 レーザ照射回数に対する
Si上GaAsの応力の関係
(No.0001)

4.5 まとめ

GaSb中間層のYAGレーザ照射による選択的励起について述べた。GaSb中間層のバンドギャップエネルギーがGaAsよりも小さいことに着目し、GaAs層は透過しGaSb層に吸収されるYAGレーザ光を照射することにより選択的に中間層を励起し、GaAs層の応力低減を試みた。GaSb中間層と初期GaAs層をMBE法により成長し、MOCVD法によりGaAs層を成長させた。この試料に対して室温、大気中でYAGレーザ光を照射して応力の変化を測定した。

YAGレーザによるGaSb中間層の励起により、応力の緩和効果がPL測定により確認された。条件の最適化を行うことで、結晶性の向上を達成することが可能であると思われる。

問題点としてはレーザ照射によりSbの拡散が起こる可能性がある。大面積の試料に対しては、大口径のレーザ光やビームを走査するなどの方法が考えられる。方法の確立と条件の最適化が今後の課題である。

参考文献

- 1) Hideo Uchida, Tetsuo Soga, Hironobu Nishikawa, Takashi Jimbo and Masayoshi Umeno, "Stress Relaxation of GaAs on Si by Laser Pulse Irradiation", Extended Abstracts of The 1994 International Conference on Solid State Devices and Materials, pp.22-24 (1994).
- 2) 梅野正義, 曾我哲夫, 「Si基板上へのⅢ-V化合物半導体のヘテロエピタキシー」, 応用物理, Vol.55, No.8, pp.791-794 (1986).
- 3) R.J.Malik, J.P.van der Ziel, B.F.Levine, C.G.Bethea and J.Walker, "Molecular-beam epitaxy of GaSb/AlSb optical device layers on Si(100)", Journal of Applied Physics, Vol.59, pp.3909-3911 (1986).
- 4) Masayoshi Umeno, Tetsuo Soga and Takashi Jimbo, "Stress-Free GaAs on Si by Laser Pulse Irradiation", Japanese Journal of Applied Physics, Vol.31, No.4, pp.1189-1190 (1992).
- 5) H.Kunzel and K.Ploog, "The effect of As₂ and As₄ molecular beam species on photoluminescence of molecular beam epitaxially grown GaAs", Applied Physics Letters, Vol.37, No.4, pp.416-418 (1980).
- 6) Tetsuo Soga, Shuzo Hattori, Shiro Sakai and Masayoshi Umeno, "Epitaxial Growth and Material Properties of GaAs on Si Grown by

MOCVD", Journal of Crystal Growth, Vol.77, pp.498-502 (1986).

The first part of the paper describes the growth of GaAs on SiC substrates by MOCVD. The growth rate and the composition of the grown films were studied as a function of the growth temperature and the V/III ratio. The grown films were characterized by X-ray diffraction, photoluminescence and Hall effect measurements. The second part of the paper describes the growth of GaAs on SiC substrates by MOCVD. The growth rate and the composition of the grown films were studied as a function of the growth temperature and the V/III ratio. The grown films were characterized by X-ray diffraction, photoluminescence and Hall effect measurements.

The first part of the paper describes the growth of GaAs on SiC substrates by MOCVD. The growth rate and the composition of the grown films were studied as a function of the growth temperature and the V/III ratio. The grown films were characterized by X-ray diffraction, photoluminescence and Hall effect measurements. The second part of the paper describes the growth of GaAs on SiC substrates by MOCVD. The growth rate and the composition of the grown films were studied as a function of the growth temperature and the V/III ratio. The grown films were characterized by X-ray diffraction, photoluminescence and Hall effect measurements.

The first part of the paper describes the growth of GaAs on SiC substrates by MOCVD. The growth rate and the composition of the grown films were studied as a function of the growth temperature and the V/III ratio. The grown films were characterized by X-ray diffraction, photoluminescence and Hall effect measurements. The second part of the paper describes the growth of GaAs on SiC substrates by MOCVD. The growth rate and the composition of the grown films were studied as a function of the growth temperature and the V/III ratio. The grown films were characterized by X-ray diffraction, photoluminescence and Hall effect measurements.

第5章 化学ビームエピタキシー(CBE)法によるSi基板上GaAsの結晶成長

本章¹⁻³⁾では、化学ビームエピタキシーCBE法によるGaAsの結晶を成長させる実験について議論する。まず、GaAs基板上への結晶成長条件を調べ、そしてSi基板上への結晶成長条件を調べる。また、熱サイクル処理の効果について評価議論する。

5.1 原料および成長条件

Ⅲ族原料に有機金属のTEGa (トリエチルガリウム) 及びTEAl (トリエチルアルミニウム) を、V族原料に水素化物の100% AsH_3 (アルシン) を用いた。n型ドーパントには水素希釈にされた1% Si_2H_6 (ジシラン) を用いた。TEGa及びTEAlは低温セルにおいて200°Cに加熱し、 AsH_3 はクラッキングセルにおいて1000~1200°Cで加熱分解し成長容器内に供給した。

GaAs基板の処理は有機洗浄の後、 HCl , $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}=4:1:1$ (体積比), HCl の順に室温でのエッチングを行い水洗の後、速やかに導入室へセットした。導入室を真空引きし、成長室とほぼ同じ真空度(10^{-7} Torr)になった後、成長室に搬送をおこなう。その後、 AsH_3 照射雰囲気中で700°C10分間のプリベークにより清浄表面を得た後、エピタキシャル成長を行った。

Si基板の処理は有機洗浄の後、5%HF溶液, $\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2=4:1$ (体積比), 5%HF溶液の順にエッチングを室温にて行い水洗の後、速やかに導入室へセットした。同様に真空引きの後搬送し、真空中で800~900°C20分間の加熱処理により自然酸化膜層を除去した後、二段階成長法を用いてGaAs層を成長させた。

GaAs基板上への結晶成長において、基板温度、TEGa流量、 AsH_3 流量を変化させて成長を行った。比較基準値には基板温度569°C、TEGa流量0.30sccm、 AsH_3 流量3.00sccmを用いた。成長時の基板温度は563~591°Cに、TEGa流量は0.10,0.20,0.30sccmと変化させ、 AsH_3 流量はTEGa流量に対して5,7.5,10,12.5倍に変化させた。また、十分な成長レートを得るために比較用以外は基本的に成長室シュラウドには液体窒素を注入せずに成長を行った。

5.2 GaAs基板上へのGaAs成長と評価

5.2.1 表面モホロジー

ノマルスキー顕微鏡により表面モホロジーの観察を行った。基板温度変化に対しても、AsH₃/TEGa流量比を7.5,10,12.5倍と変化させた場合にも顕著な違いは見られなかった。

5.2.2 成長速度

成長速度は基板上にAlGaAs層を成長させた後にGaAsを成長させその断面をSEM観察することで計測した。基本とした成長条件である原料流量TEGa 0.30sccm, AsH₃ 3.00sccm基板温度569°Cの場合約2.0μm/hourであった。成長速度はTEGa流量にほぼ比例し、AsH₃流量がTEGa流量に対して7.5,10,12.5倍の場合は影響が見られなかった。また、基板温度に対しては低温の方が成長速度が早くなる傾向が見られた。

また成長室シュラウドに液体窒素を注入した場合の成長速度は注入しない場合に比べて約1/6の約0.3μm/hourであった。

5.2.3 電気的特性

Van der Pauw法によりキャリア濃度、移動度、抵抗率を求めた。成長層の伝導型は成長温度によらず全てp型を示した。これは、Ⅲ族原料のTEGaに含まれるCが成長層に残留不純物として取り込まれるためにp型となると考えられる。キャリア濃度は300Kにおいて $3\sim 10\times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ 、77Kにおいて $0.9\sim 5\times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ の値で得られた。移動度は300Kにおいて $3\times 10^2\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 、77Kにおいて $1\times 10^3\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ の値が得られた。77Kにおけるキャリア濃度と移動度の関係は一般的なGaAsの値⁴⁾とほぼ一致している。

5.2.4 フォトルミネッセンス(PL)測定

励起光源に波長514.5nmのArレーザを用い、出力100mWで試料に対してビームを斜め入射させ、発光検出には光電子倍增管を用いて行った。819nm付近にGaAsの励起子発光が見られる。また、830nm付近に残留不純物のCに起因する2つの大きなピークが見られる。これらは、伝導帯電子とCアクセプタ及びSiによる浅いドナーとCアクセプタに起因する。このピークの出現がCBE成長によるGaAsの特徴にもなっている。さらに長波長側にはSiアクセプタに起因するピーク⁵⁾が見られる。

V/Ⅲ流量比を変化させてPLスペクトルを測定する。流量比の増加に伴い成長層へのSiドーパ量が増加し、SiドナーとCアクセプタの発光が強くなる。また、半値幅の増加はC及びSiの大量ドーパによる結晶性の悪化によると考えられる。

次に成長室シュラウドに液体窒素を注入して実験した。SiドナーとCアクセプタの発光が伝導帯電子とCアクセプタ発光に隠れている。これはSiの取り込み量が減少したためであるといえる。

5.2.5 ホモ成長の結晶性

作製したGaAsには炭素Cの取り込み量が多い。そのため、PL測定における励起子発光が弱く、この点を改善する必要がある。成長室シュラウドへの液体窒素を注入する方法では、成長時の圧力低下により改善されるといえる。成長速度と結晶性の関係からの検討が必要である。

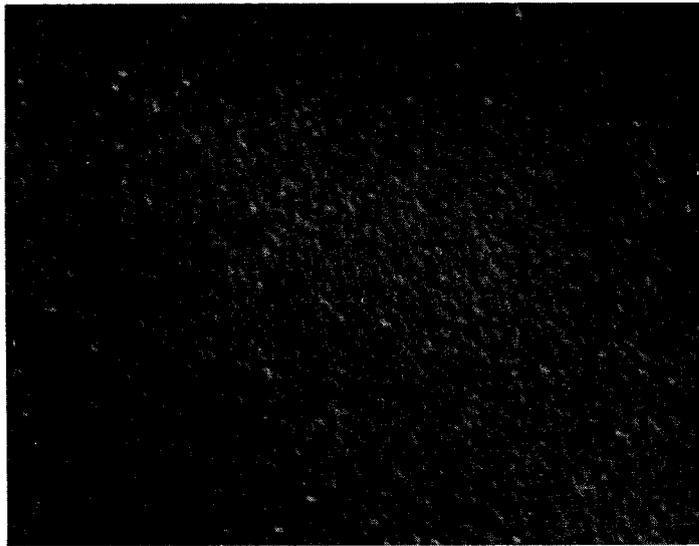
5.3 Si基板上へのGaAs成長と評価

ホモ成長ではGaAsの高品質成長がすでに行われている。そこで新たにSi基板上に高品質のGaAsの成長を試みた。二段階成長法を用いて結晶を作製した。低温バッファ層は400～450℃で厚み20～80nmの成長を、高温層は500～650℃で2.0μm成長させた。

5.3.1 表面モホロジー

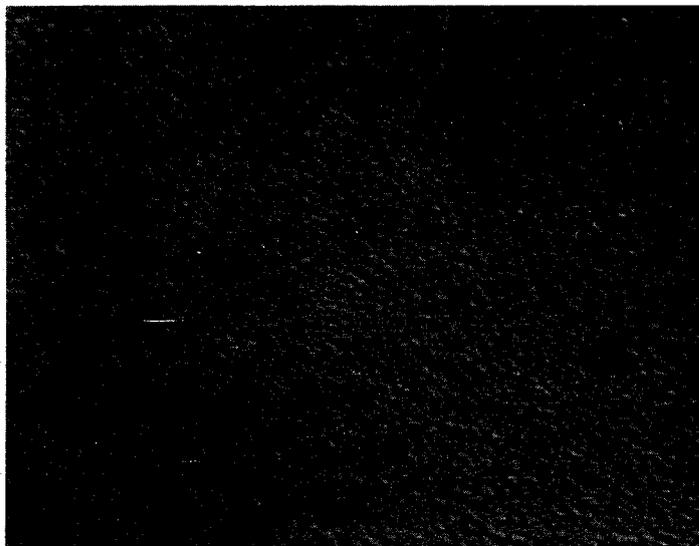
成長温度が低温バッファ層を450℃、高温層を650℃の条件の元で低温バッファ層の膜厚を変化させた場合の表面モホロジーのノマルスキー干渉顕微鏡による結果を図5.1(a)に示す。低温バッファ層膜厚40nmの時最も平坦な表面を得た。

次に、成長温度の組み合わせを高温層/低温バッファ層それぞれ650/450℃、550/400℃、500/400℃に変化させたときの表面モホロジーのノマルスキー干渉顕微鏡による結果を図5.1(b)に示す。また、原子間力顕微鏡(Atomic Force Microscopy, AFM)による表面観察結果を図5.2に示す。500/400℃の組み合わせで最適の表面モホロジーが観察された。AFMの測定結果より面平均粗さは、500/400℃において3.9nmであり、550/400℃において4.6nmであった。



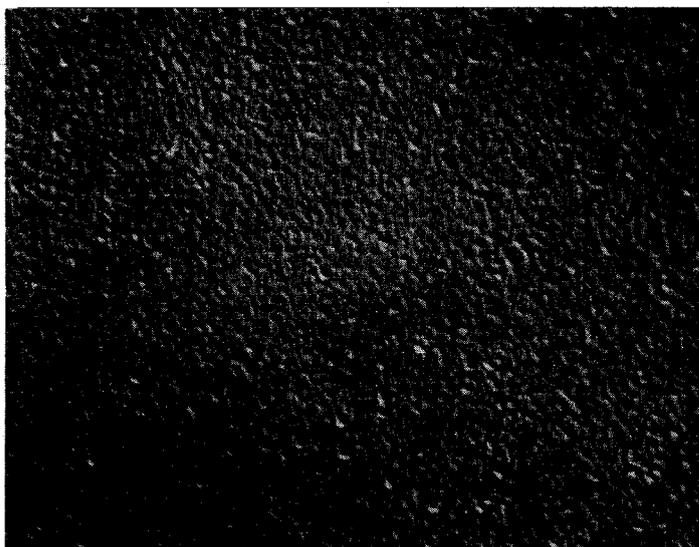
20 μ m

The nucleation layer thickness were 20nm



20 μ m

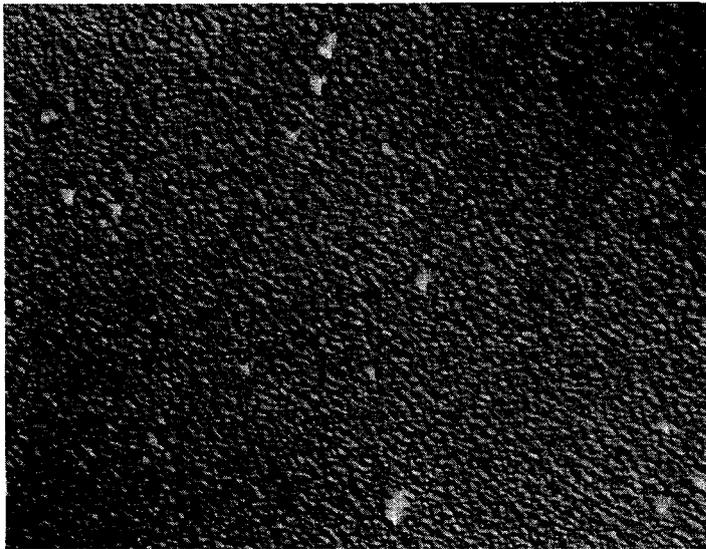
The nucleation layer thickness were 40nm



20 μ m

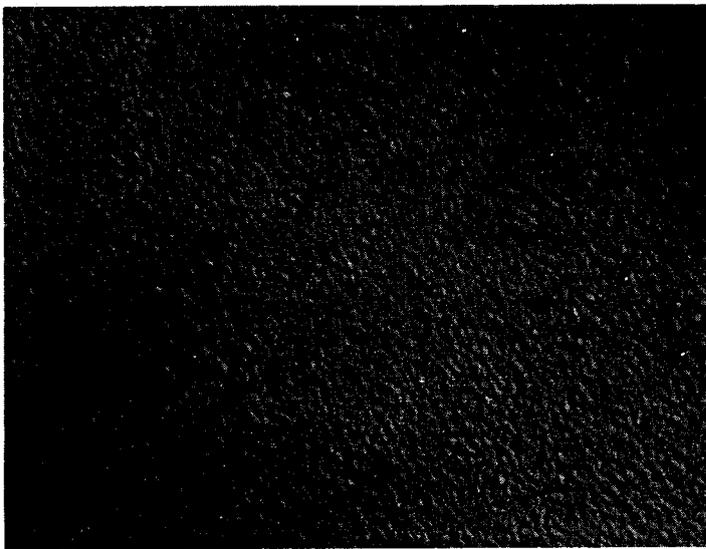
The nucleation layer thickness were 80nm

図5.1 CBE法により成長したGaAs/Siの表面顕微鏡写真
(a)低温バッファ層の膜厚による違い
(650/450°C成長)



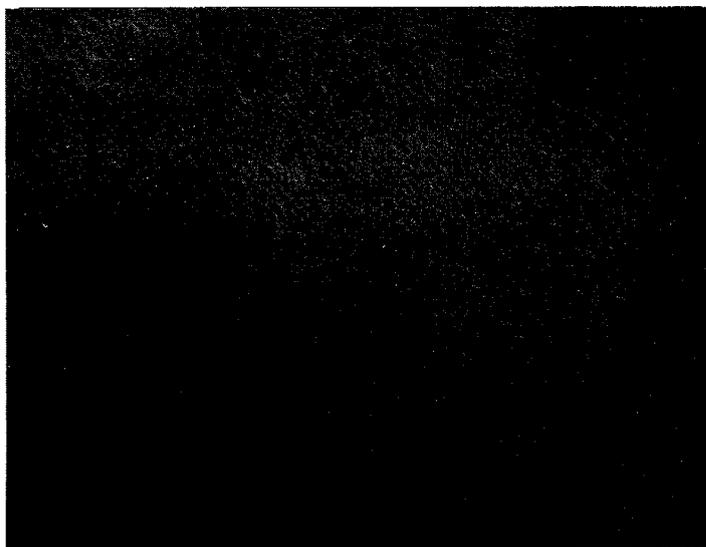
20 μ m

The top GaAs and nucleation layers were grown at 650 and 450 °C, respectively.



20 μ m

The top GaAs and nucleation layers were grown at 550 and 400 °C, respectively.



20 μ m

The top GaAs and nucleation layers were grown at 500 and 400 °C, respectively.

図5.1 CBE法により成長したGaAs/Siの表面顕微鏡写真
(b)成長温度による違い

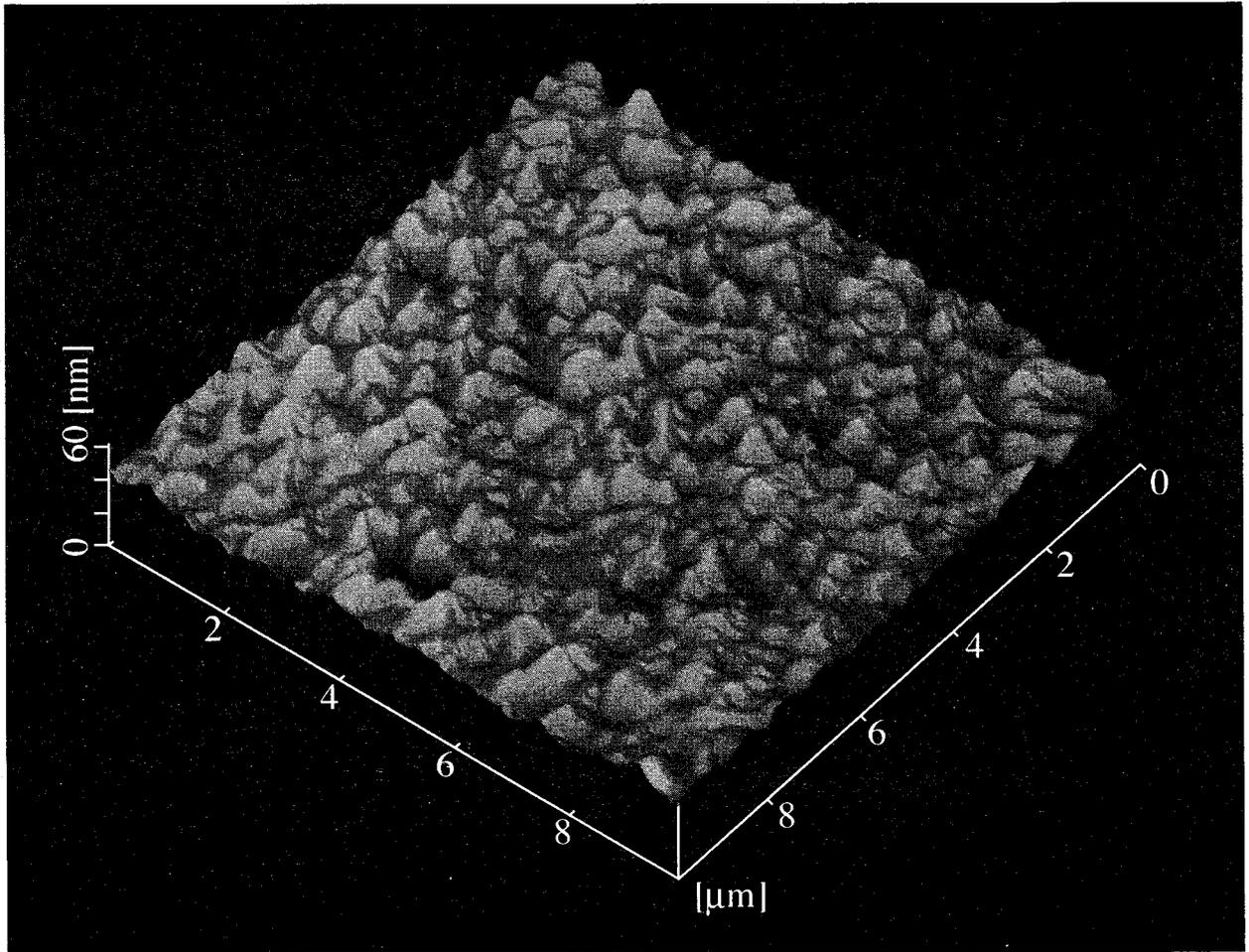


図5.2 AFMによる表面観察結果

(a)高温層成長温度500°C
低温バッファ層成長温度400°C

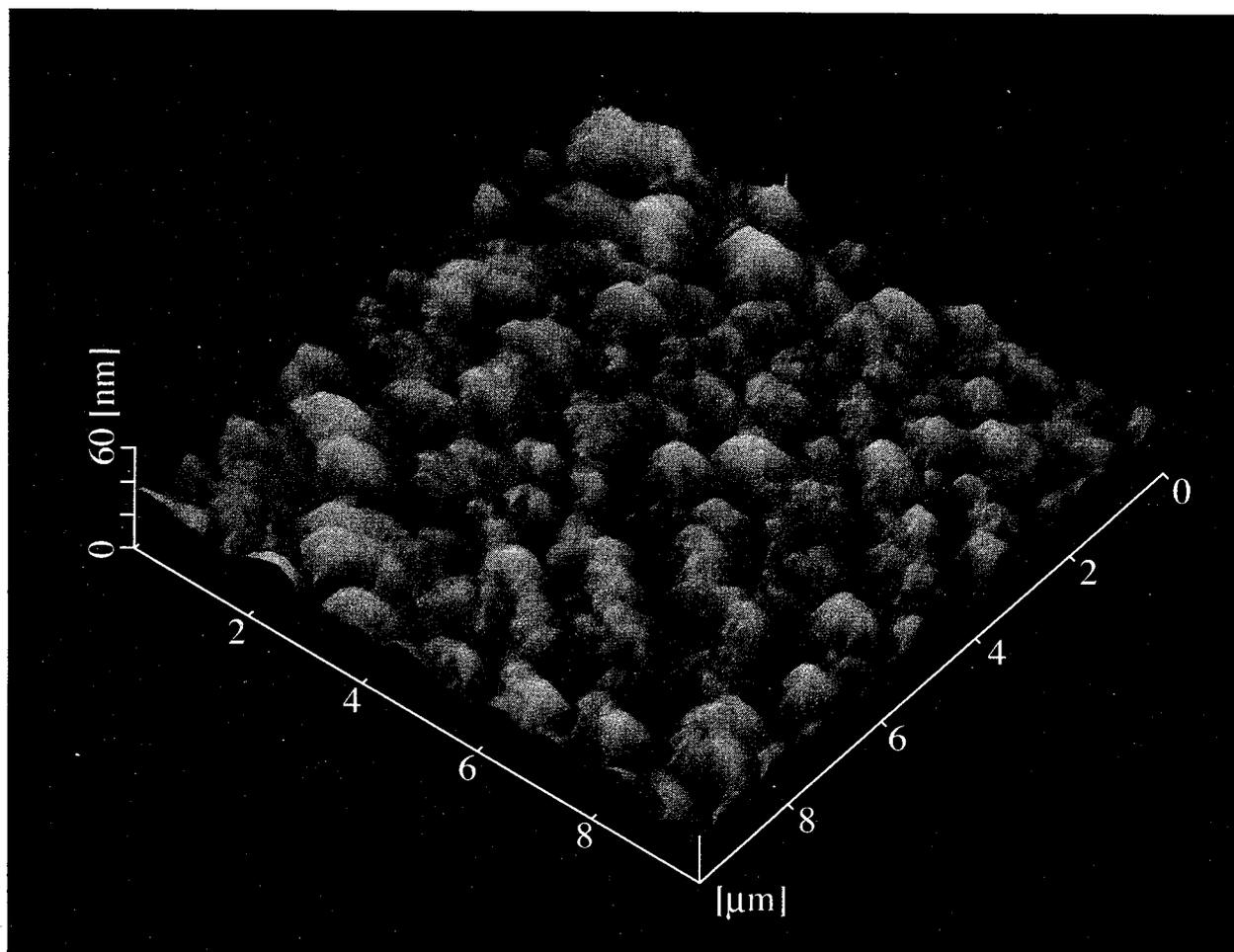


図5.2 AFMによる表面観察結果

(b)高温層成長温度550℃
低温バッファ層成長温度400℃

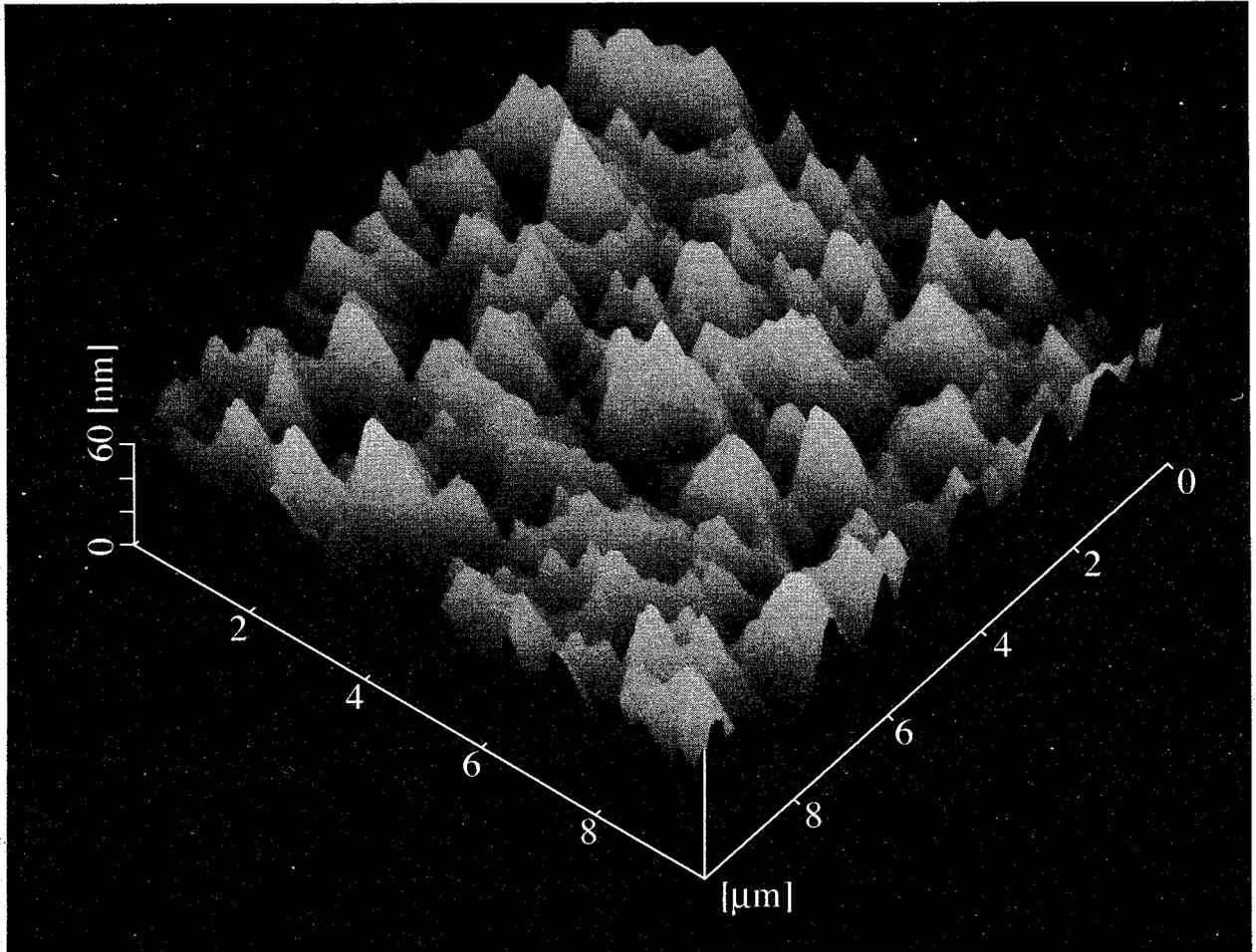


図5.2 AFMによる表面観察結果

(c)高温層成長温度650°C

低温バッファ層成長温度450°C

5.3.2 結晶性

二結晶X線回折法によりGaAs層の格子定数を測定した。格子定数は0.5646nmで、半値幅は図5.3に示すように最も小さかったものが244arcsecであった。MOCVD法で高温層を750℃で3.0μm成長した結晶の半値幅が350arcsecであるので、CBE法による成長はMOCVD法による成長と比べてより均一な結晶を得ることができる。

次に、エッチピット密度(EPD)法により転位密度を測定した。MOCVD法で作製した結晶とほぼ同じ値の約 $1 \times 10^8 \text{cm}^{-2}$ で、図5.3に示すように低温バッファ層の膜厚による優位差は見られなかった。

5.3.3 フォトルミネッセンス(PL)測定

PL測定結果は、発光位置が長波長側にシフトし応力が働いていることを示している。ホモ成長により作製した結晶とスペクトル形状が類似していたが、強度は弱いので発光効率は低い。

5.4 熱サイクル処理(TCA)と評価

5.4.1 熱サイクル処理(TCA)

Si基板上への成長では熱サイクル処理(TCA)を行うことで結晶性が改善されることが報告されている⁶⁾。そこで、主成長層を2分割し中間に熱サイクル処理を加えた。高温側が700℃、低温側が400℃に設定し、熱電対による指示温度により制御を行った。サイクル回数は1回から7回まで変化させ最後に高温に上昇させたときのみ5分間の保持を行った。

5.4.2 表面モホロジー

図5.4(a)に低温バッファ層を400℃、高温層を500℃の条件で成長し、TCA回数を0,1,5回と変化させた場合の表面モホロジーのノマルスキー干渉顕微鏡による結果を示す。また、図5.4(b)に低温バッファ層を400℃、高温層を500℃の条件で成長し、TCA回数を0,1,5回と変化させた場合の表面モホロジーのノマルスキー干渉顕微鏡による結果を示す。共に熱サイクル処理による表面モホロジーの向上は見られなかった。

5.4.3 結晶性

二結晶X線回折法によりGaAs層の格子定数を測定した。半値幅は図5.5に

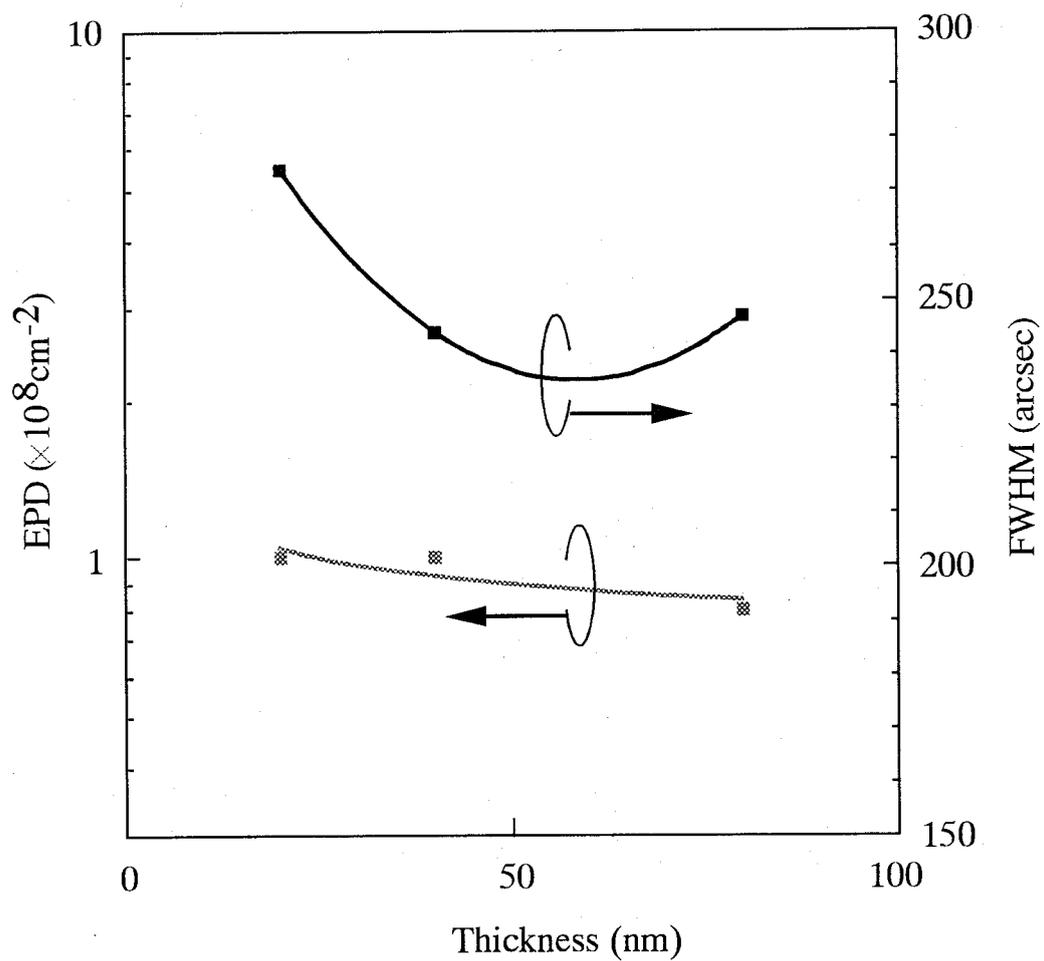
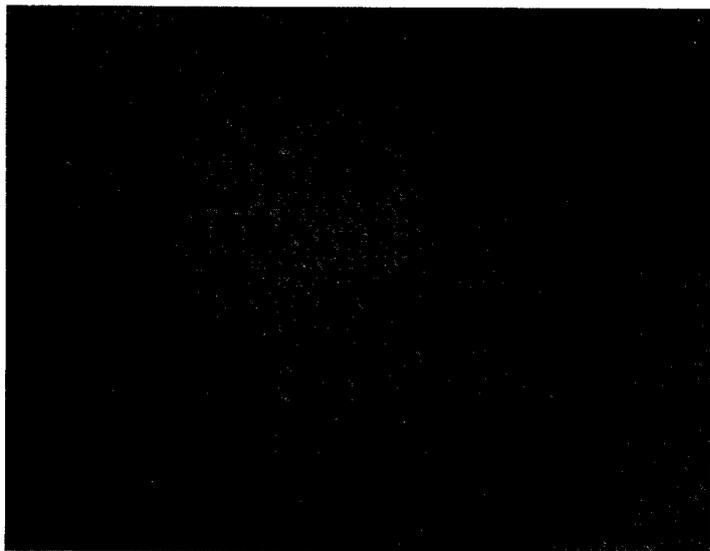
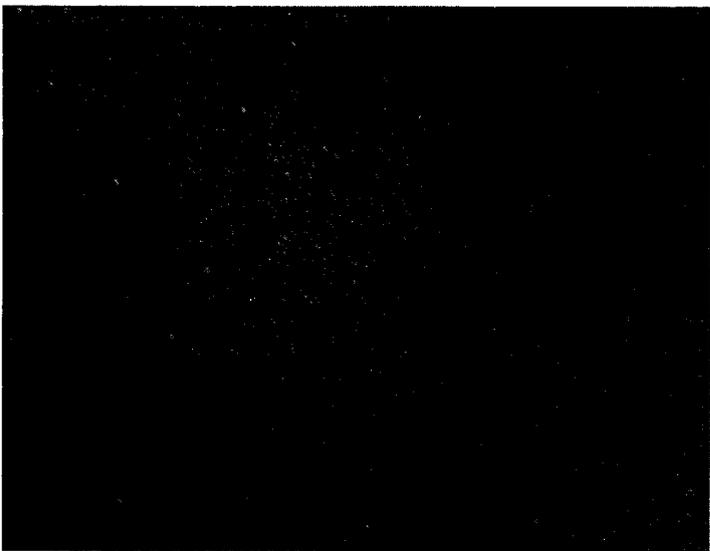


図5.3 X線回折の半値幅およびエッチピット密度と低温バッファ層膜厚との関係
 高温層650°C低温バッファ層450°C



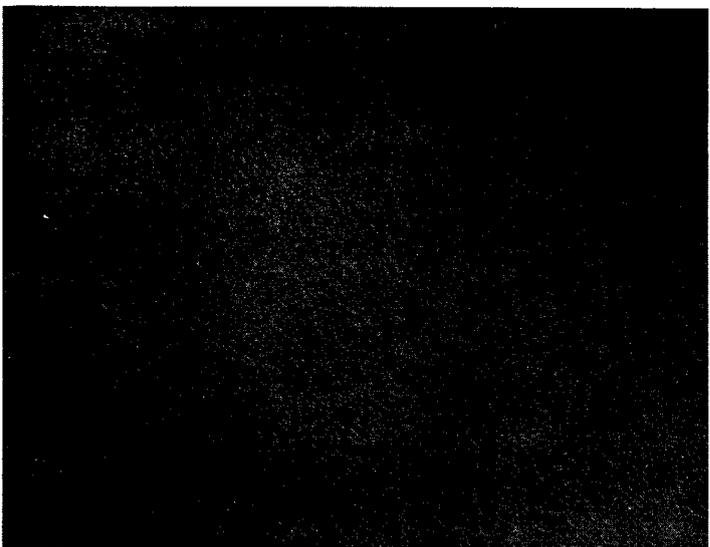
20 μ m

With in-situ thermal
cycle annealing 5 times.



20 μ m

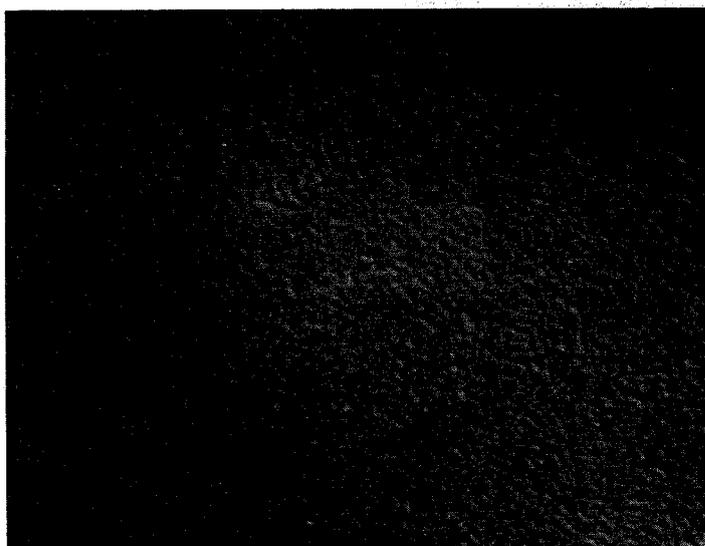
With in-situ thermal
cycle annealing 1 times.



20 μ m

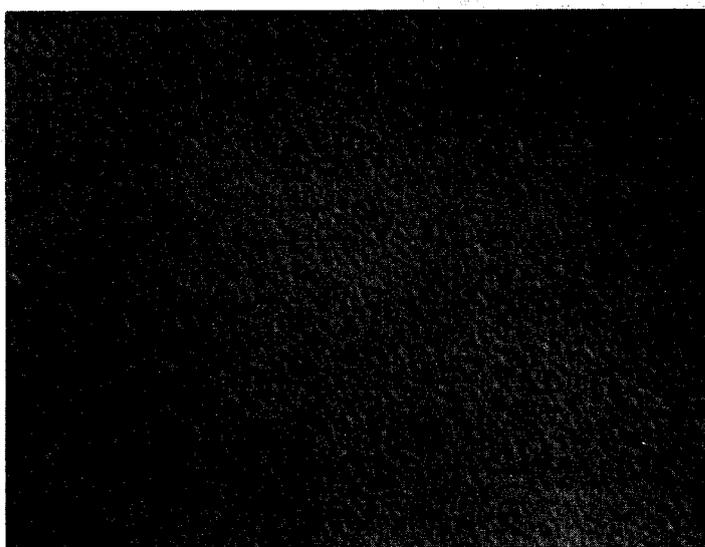
Without thermal cycle
annealing.

図5.4 CBE法により成長し、熱サイクル処理を行った
GaAs/Siの表面顕微鏡写真
(a)500/400 $^{\circ}$ C成長



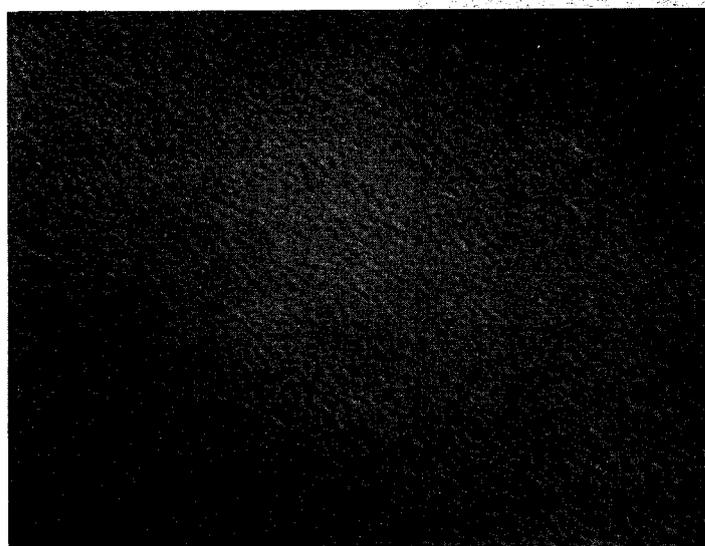
20 μ m

With in-situ thermal
cycle annealing 7 times.



20 μ m

With in-situ thermal
cycle annealing 4 times.



20 μ m

With in-situ thermal
cycle annealing 1 times.

図5.4 CBE法により成長し、熱サイクル処理を行った
GaAs/Siの表面顕微鏡写真
(b)550/400 $^{\circ}$ C成長

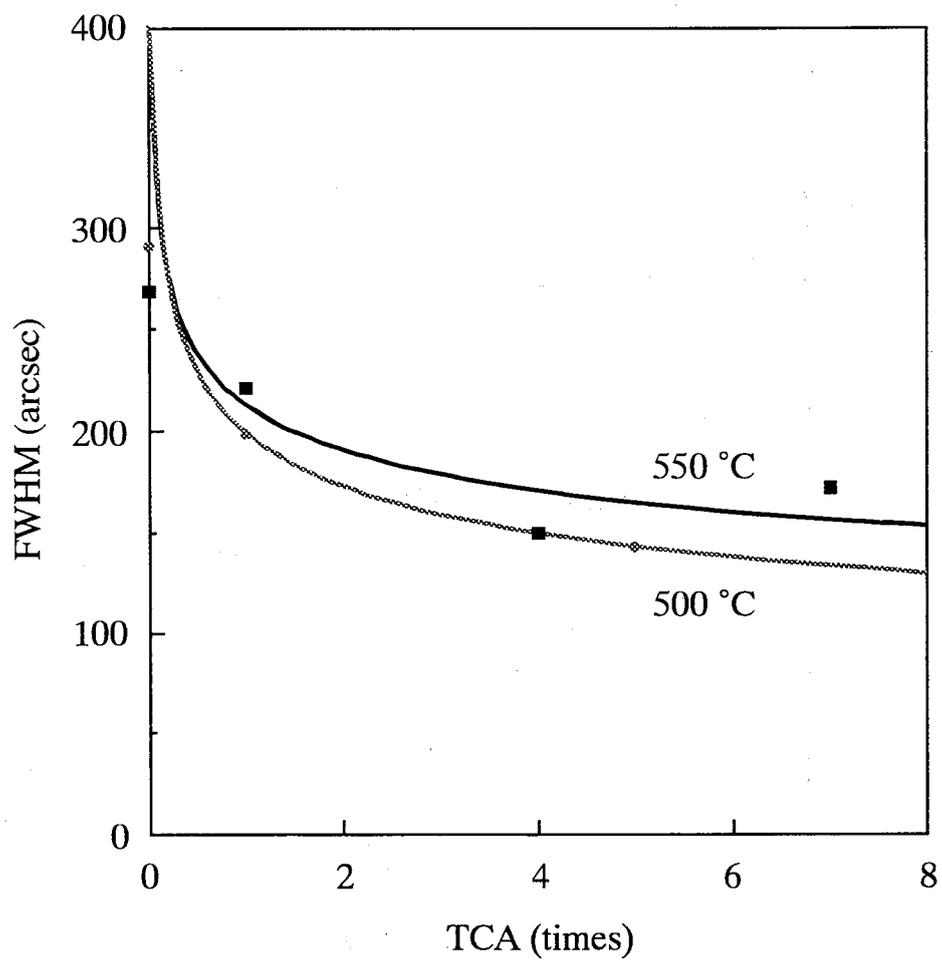


図5.5 X線回折の半値幅とその場熱サイクル処理との関係
 高温層500/550°C低温バッファ層400°C

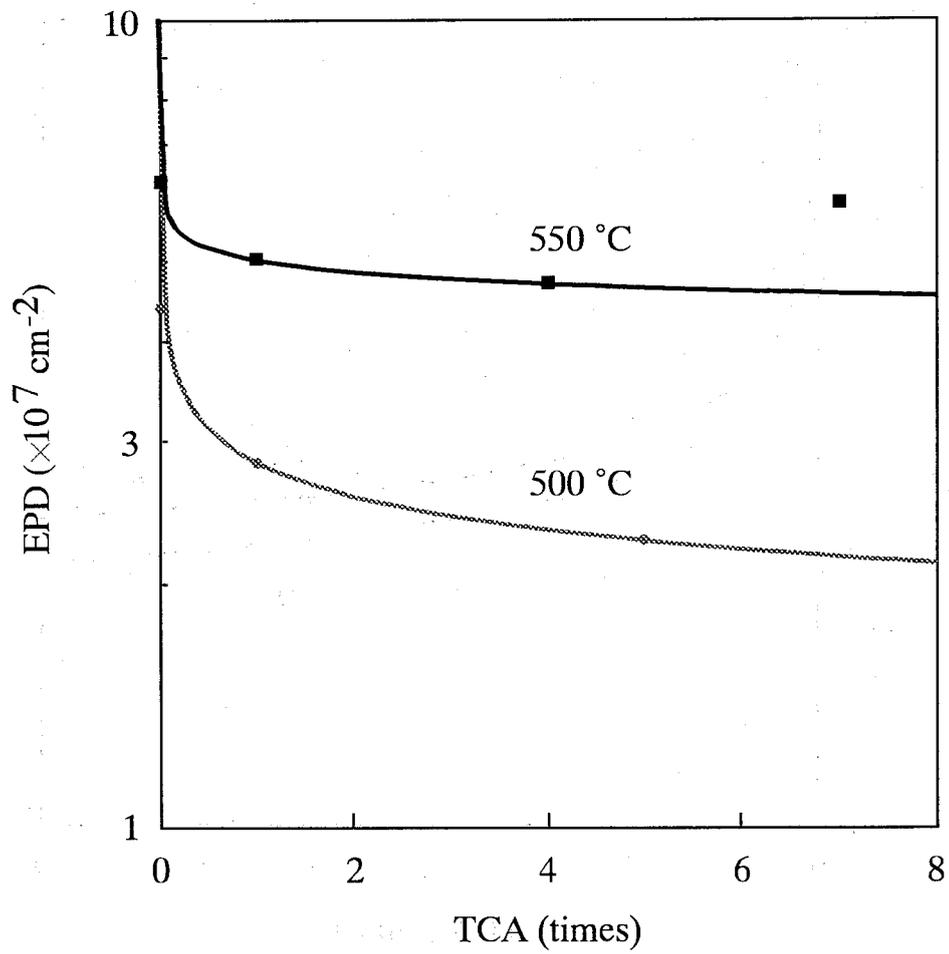


図5.6 エッチピット密度とその場熱処理回数との関係
 高温層500/550°C低温バッファ層400°C

示すようにTCAを行うことで約半分の値となった。次に、エッチピット密度 (EPD)法により転位密度を測定した。図5.6に示すように半値幅の場合と同様の傾向が見られた。半値幅の結果EPD共にTCAによる結晶性向上の効果が見られたが、MOCVD法におけるTCAの効果に比べて小さい。この原因には、高温側の温度の違いと基板の保持部分の熱容量の違いが考えられる。

5.5 まとめ

化学ビームエピタキシー(CBE)法によりSi基板上GaAsを結晶成長させた。MOCVD法により成長させた結晶と特性を比較し、CBE法の利点を示した。また、熱サイクル処理により高品質化を実現した。

CBE法によるGaAs成長では炭素の取り込みが多くなる。基板温度、原料流量の最適化を行い、さらにRFプラズマの利用など炭素の取込低減や除去に対する検討が必要である。一方、Si基板上への成長ではX線回折による結果からMOCVD法に比べて適していることが考えられる。ホモ成長の最適成長条件、及び歪み超格子などの転位低減技術の導入によりSi基板上高品質GaAs結晶が得られると考えられる。また、その場観察が可能である点を有効に利用し、in-situにおけるレーザの照射による中間層の選択励起での応力低減など、高品質化に対する新しい技術の利用が見込まれる。

参考文献

- 1) Hideo Uchida, Mitsuhiro Adachi, Takashi Egawa, Hironobu Nishikawa, Takashi Jimbo and Masayoshi Umeno, "High Quality GaAs on Si grown by CBE", Materials Science Forum, Vols.196/201, pp.535-538 (1995).
- 2) H.Uchida, M.Adachi, H.Nishikawa, T.Egawa, T.Jimbo and M.Umeno, "CBE-grown high-quality GaAs on Si substrate", Extended Abstracts of 13th International Vacuum Congress and 9th International Conference on Solid Surface, p.94 (1995).
- 3) H.Uchida, M.Adachi, H.Nishikawa, T.Egawa, T.Jimbo and M.Umeno, "CBE-grown high-quality GaAs on Si substrate", Applied Surface Science, Vols.100/101, pp.399-402 (1996).
- 4) M.Weyers, N.Puetz, H.Heinecke, M.Heyen, H.Lueth, P.Balk, "International p-type doping by carbon in metalorganic MBE of GaAs",

Journal of Electronic Materials, Vol.15, No.2, pp.57-59 (1986).

- 5) H.Kunzel and K.Ploog, "The effect of As₂ and As₄ molecular beam species on photoluminescence of molecular beam epitaxially grown GaAs", Applied Physics Letters, Vol.37, No.4, pp.416-418 (1980).
- 6) Tetsuo Soga, Takashi Jimbo and Masayoshi Umeno, "Low etch pit density GaAs on Si grown by metalorganic chemical vapor deposition", Applied Physics Letters, Vol.56, No.15, pp.1433-1435 (1990).

第6章 総括

第1章の「序論」では、本論文の目的を述べた。代表的なⅢ-V族化合物半導体のGaAsをSi基板上へヘテロエピタキシャル成長させる場合における問題点と現在までの解決策について示した。

第2章では、「高真空結晶成長装置」について論じた。結晶成長装置の開発の状況とその分類をまとめた。また、高真空中で行われるMBE法及びCBE法の結晶成長における利点と欠点について従来の結晶成長法であるMOCVD法との比較を行うことで明らかにした。そしてMBE法とCBE法による結晶成長が本研究に有効であることを示した。

第3章では、「分子線エピタキシー(MBE)法によるSi基板上化合物半導体の結晶成長」について論じた。GaSb中間層とGaAs層をMBE法により成長させた。GaSbはその物理特性として格子定数のミスマッチがGaAsに対してSiよりも大きいにも関わらず、弾性定数や融点の違いによりAs Grownの状態では中間層を挟まない場合と比較して転位密度の点で遜色無い結晶が成長すると共に、熱サイクル処理を施すと転位がGaSb層とその近傍のGaAs層の混晶部分に集中することが確認された。これにより、GaSb中間層を用いることでGaAs表面層の転位減少に対して熱サイクル処理がより大きな効果をもたらすことを示した。

第4章では、「GaSb中間層のYAGレーザー照射による応力緩和」について論じた。GaSb中間層のバンドギャップがGaAsよりも小さいことに着目し、GaAs層は透過しGaSb層に吸収されるYAGレーザー光を照射することにより選択的に中間層を励起し、GaAs層の応力低減を試みた。GaSb中間層と初期GaAs層をMBE法により成長し、MOCVD法によりGaAs層を成長させた。この試料に対して室温、大気中でYAGレーザー光を照射して応力の変化を測定した。適当な条件の下での照射により応力が減少することを示した。

第5章では、「化学ビームエピタキシー(CBE)法によるSi基板上GaAsの結晶成長」について論じた。Si基板上へGaAsをCBE法を用いて成長させた。従来多く行われているMOCVD法により成長させたものとの比較を行い、CBE法を用いた場合の利点を示した。また、熱サイクル処理を取り入れた場合での振る舞いの違いを示し、CBE法ならではの高品質化の提案を行った。

第6章では、各章の要約と以下のような将来展望を述べる。

Siの高密度集積回路と化合物半導体の高速デバイスや発光デバイスを組み合わせた集積デバイスを、Si基板上に高品質の化合物半導体として成長積層させる構造で実現する研究は、注目期待されている研究である。基板として高価な化合物半導体を用いることなくこの高性能素子を成長積層させるヘテロエピタキシャル技術は、次世代半導体デバイスのキーテクノロジーとなるべきものである。しかしながら、Si基板上に成長させた化合物半導体層には、これらの結晶の物理的性質である格子定数や熱膨張係数の違いに起因して高密度転位が発生したり残留応力が結晶中に存在したりする。現在これらの問題点が、化合物半導体層に作製するデバイスの性能を向上させる際の足かせとなっている。本論文の結論として、高真空を用いる分子線エピタキシーMBE法ならびに化学ビームエピタキシーCBE法により、Si基板上に化合物半導体を結晶成長させ、さらに熱サイクル処理やレーザー照射処理などの技術適用により高品質化を実現できるという展望を得たといえる。