

第5章

Si 基板上面発光レーザ

5.1 はじめに

本研究の目的は、OEIC への応用を考えた Si 基板上面発光レーザの室温連続発振である。4 章で得られた GaAs 基板上面発光レーザでの最適構造をもとにして、本章では Si 基板上面発光レーザの諸特性についてまず述べる。続いて、格子不整合ヘテロ結晶成長となる Si 基板上であるが故の問題点（高転位密度、高残留応力）について明らかにしたあと、その解決法として、円柱状エッチングによる結晶成長層の微小化と成長後熱処理による効果について述べる。最後に試みである、DBR 多層膜に歪みを緩和させる半導体を挿入した場合の特性について述べる。

5.2 結晶成長と構造

結晶成長法は 4.2 節で述べた GaAs 基板上と同じで、常圧横型 MOCVD 装置を用いた。キャリアガス及び原料ガスも同じである。しかし、成長法と成長温度においては大きな違いがある。それは、3.2 節でも述べたように、Si 基板上に GaAs 半導体を成長すると、約 4.1% の格子不整合と約 2.5 倍の熱膨張係数差に起因する 10^8 cm^{-2} 台の高転位密度と $10^9 \text{ dyn}\cdot\text{cm}^{-2}$ 台の高残留応力が発生し、更に初期 3 次元成長をひきずり表面モロロジーが悪化することから、GaAs 基板上での成長条件のままでは良質な膜は得られない。そこで本研究では、3.2 節で述べた技法のうち、「2 段階成長法」及び「熱サイクルアニール法」を用いることにした。構造としては図 5.1 に示したもので、[011] 方向に 2° off した (100) 面の n^+ -Si 基板を用い、まず Si 基板を H_2 雰囲気中で 1020°C に加熱し基板表面のクリーニングを行った、次に 400°C で 12 nm のアモルファス状 GaAs バッファ層を成長

し、続いて750℃でn⁺-GaAsバッファ層を成長した(2段階成長法)。その後n⁺-GaAsバッファ層成長中に350℃~850℃の熱サイクルを5回導入した。そして、基板側反射鏡としてGaAs基板上と同様に23ペアのn⁺-AlAs(71nm)/n⁺-Al_{0.1}Ga_{0.9}As(60nm)DBR多層膜を成長し、活性層は4章で得られた最適構造である10重のGaAs(9nm)量子井戸を用いた。光共振器が3λとなるように、p,nのクラッド層の膜厚を決定した。光出射側反射鏡としては、Au+MgF₂の複合反射鏡とAu薄膜反射鏡の両タイプを作製したが、Au+MgF₂複合反射鏡の試料は良い特性が得られなかったため、以下ではAu薄膜反射鏡に統一した。

5.3 面発光レーザの諸特性

5.2節で述べた構造のSi基板上GaAs10QWs面発光レーザについて、反射率特性、電流-光出力特性、温度特性及び寿命と劣化機構を測定した。

5.3.1 反射率特性

今まで述べてきたように、面発光レーザの特性を決める要素として反射鏡反射率は非常に重要である。そこでSi基板上に図5.1の構造でDBR多層膜までを成長し、成長層表面から反射率を測定したところ、図5.2に示す特性が得られた。反射率ピーク波長において計算値では99.9%以上の反射率があるが実験値では98%程度しかなく、試料内でもばらつきがあり測定箇所によっては94%程度しかない場所もあった。この原因としては、測定系の誤差も大きい、成長層のラフネスの影響も大きいと考えられる。図5.3の断面SEM(Scanning Electron Microscope)像より、DBR多層膜の各層が大きくうねっており、その膜厚も一定ではなく最大30nmの誤差があることがわかる。このラフネスはGaAs/Si界面の初期3次元成長によるものであると考えられる。また計算値よりも高反射率帯が狭いのは、DBR多層膜のラフネスと膜厚誤差によるものであると考えられる。ちなみに800nm以下での反射率の違いは、計算値がGaAs層からDBR多層膜を見た場合で、実験値が空気からDBR多層膜を見た場合であることに起因することが計算により求められている。

5.3.2 電流-光出力特性

反射率測定により、高反射率となる箇所を見付け出し、4.2 節の素子化プロセスを施し、300 K パルス動作でレーザ発振が確認された素子に対して、本研究の目的でもある連続動作を試みたところ、GaAs 基板上的場合と同じく利得の飽和がおり、くわえて急速劣化を示し、レーザ発振には至らなかった。そこで測定雰囲気低温化することで連続動作を試みることにした。まず 30 K まで雰囲気温度を下げ測定したところレーザ発振を得たので、その後数十 K ずつ温度を上げながら電流-光出力特性を測定したところ、図 5.4 に示す特性が得られた。前述したように、現在まで低温においてさえ Si 基板上面発光レーザの連続レーザ発振は報告されていないので、本研究が世界初であると思われる^{1,2)}。電流-光出力特性からレーザ発振であると考えられるデータは雰囲気温度 150 K まで得られたが、レーザ発振の確証となるスペクトル特性や偏光特性が素子の急速劣化のため 150 K では得られなかった。そこで、100 K におけるこれらの特性を図 5.5、5.6 に示す。図 5.5 より、100 K 連続動作において、閾値電流 73 mA、発振波長 844 nm のレーザ発振が得られていることがわかる。また図 5.6 より、発振前後で偏光特性の違いが明らかで、このことからレーザ発振していることが確認される³⁾。しかしながら、基板に対して垂直方向に発光し、なおかつ円電極を持った面発光レーザにおいて、光共振器に異方性が無いので、なぜこのような線形偏光特性が現れるのかは現在解っていない。また、この素子の反射鏡反射率の相乗平均を見積もると、設計通りに出来ていたとしてもその値は Au 反射鏡を用いていることから 96.7% 程度と低く、式 (2.13) より見積もると 300 K 連続動作において発振に必要な閾値電流密度は 34.6 kA/cm^2 となり非常に大きいことがわかる。この値を小さくしない限り室温での動作は難しいと言える。

5.3.3 発振波長の温度特性

反射鏡の反射率ピーク波長とレーザの発振波長の整合をとることは、室温連続発振を実現する上で非常に重要である。そこで、雰囲気温度と発振波長の正確な関係を知るために、レーザ内部での発熱を最小限に抑えられるパルス動作でその関係を測定した。図 5.7 に雰囲気温度に対するスペクトル特性を示す。図より明らかに発振波長の「とび」がある、通常このような「とび」は縦モードの変化であると考えられる。そこで図 5.7 の各ピーク波長を雰囲気温度に対してプロットし直すと図 5.8 になる。この図より連続した

変化は約 $0.04 \text{ nm}/^\circ\text{C}$ で、全体としては約 $0.23 \text{ nm}/^\circ\text{C}$ であり、また「とび」幅は 2.5 nm 程度であることがわかる。ここで縦モード間隔の定義式より本研究の面発光レーザにおけるその値を算出すると、共振器が 3λ であるのでその間隔は 140 nm 程度となり、明らかに実験結果とは異なることがわかる。逆に「とび」幅から共振器長を見積もると、 $41 \mu\text{m}$ という値が得られる。この値は電極の直径の値に近く、注入キャリアの分布が影響していることも考えられる。一方、Si 基板上の端面発光レーザでも観察されることから、成長層のラフネスや残留応力の影響も考えられる。また他の研究機関から報告されている値と比較して、この測定に限らず本研究を通じてスペクトル半値幅が広いのは、高次の横モードの発生によるものであると考えられる^{4,5)}。本研究でスペクトル測定時に用いた光ファイバーが多モードファイバーであるため、高次の横モードのスペクトル分解が出来ずに、一本のスペクトルとして測定されたものと思われる。この高次の横モードに対して、注入電流を $5 \mu\text{m}\phi$ 以下の活性層に集中させたり、共振器長を発振波長よりも短く設計するなどの工夫により、ある程度その発生が抑えられるとの報告がある³⁾。

5.3.4 寿命及び劣化機構

Si 基板上のレーザにおける課題は長寿命化である。急速劣化を示す原因としては、前述したように約 4.1% の格子不整合と約 2.5 倍の熱膨張係数差に起因する 10^8 cm^{-2} 台の高転位密度と $10^9 \text{ dyn}\cdot\text{cm}^{-2}$ 台の高残留応力であると考えられている^{6,7)}。そこで本研究で用いた Si 基板上面発光レーザの転位の様子を観察することにした。図 5.9 に断面 TEM (Transmission Electron Microscope) 像を図 5.10 に CL (Cathodo Luminescence) 像を示す。断面 TEM 像より、Si 基板と GaAs バッファ層の界面で多数の転位が発生していることが解る、その転位は貫通転位となり GaAs バッファ層に伸張し、熱サイクルアニールの効果によりその幾つかは消滅しているが、多くの貫通転位が DBR 多層膜を通り抜け活性層まで達している。CL 像より転位密度を見積もると、 10^7 cm^{-2} 台前半の値が得られた。この高転位密度の低減法は後節で述べることにして、本節では面発光レーザの寿命についてまず述べる。測定は、 300 K パルス動作と 100 K 連続動作において一定光出力 (APC: Automatic Power Control) 試験により行った。 300 K パルス動作における APC 試験は、 0.25 mW の光出力で行った。図 5.11 にその結果を示す、パルス動作では劣化を引き起こす熱の発生が小さいはずであるが、図のように急速劣化を示している。

最長寿命を記録した素子においては、170分を過ぎたあたりから劣化の度合いが激しくなり、試験開始時の電流値の2倍の駆動電流となるまでの時間は200分であった。また100K連続動作においては、図5.12に示すように、劣化が非常に激しく僅か63秒で試験開始時の2倍の駆動電流となった。本来は連続動作において各劣化段階の電流-光出力特性の測定を行いたかったが、劣化が激しいため正確な測定が困難であると考え、300K連続動作において行うことにした。図5.13に各劣化段階の電流-光出力特性の変化を示す。ここで ΔI は、試験開始時からの駆動電流の増加率を意味する。図からわかるように、外部微分量子効率、閾値電流値共に変化していることがわかる。そこで、これらの値を試験開始時の値で規格化した値を ΔI に対してプロットし直すと、図5.14、5.15となる。図5.15と図5.11を見比べるとある一つの関係があることがわかる。それは、図5.15において閾値電流値の増加が鈍くなる ΔI の値(60%)と図5.11の劣化の度合いが激しくなる時間における駆動電流値の増加分が対応していることである。つまり、激しい劣化は外部微分量子効率の低下によって引き起こされていることになる。この現象は図5.14からも明らかである。閾値電流値を電流-光出力特性から求める際に接線を用いるので、その過程でこのように閾値電流値の増加が鈍くなるような結果につながる可能性があるが、この測定においては駆動電流を規格化した値において、同増加率のときにその現象が起こっていることから、測定の「あや」でないことは確かである。ここで、式(2.14)によって外部微分量子効率は定義されることから、この低下は主に内部微分量子効率の低下と光出射側反射鏡の反射率低下によって引き起こされていると考えられる。前者の低下原因は、発熱による活性層中での転位の増殖で非発光再結合中心が増加したためと考えられ、後者も同じく熱によって反射鏡がアニールされ反射率の低下が生じたためと考えられる。本項の測定だけでは解らないが、何らかのメカニズムがある可能性がある。

そこで、この劣化過程を光学的に観察するために、EL(Electroluminescence)観察を行った。注入電流一定(ACC:Automatic Current Control)の300K連続LED動作で、Au薄膜反射鏡を透過してきた光をSiビジョンカメラを用い測定した。図5.16に注入電流密度 1 kA/cm^2 一定時の観察結果を示す。通常Si基板上のGaAs活性層には、転位やその他の欠陥を起源とするDSDs(Dark-spot Defects)が存在し、電流注入と歪みによって[100]と[110]の両方向に成長しDLDs(Dark-line Defects)となる、これが非発光再結

合中心となることから、EL 像においては暗線として観察される⁸⁾。通常、 $10^9 \text{dyn}\cdot\text{cm}^{-2}$ 程度の引っ張り応力がかかった GaAs 活性層では、[100] 方向 DLDs が [110] 方向 DLDs の 4 倍程度の速さで線状に成長するのが観察されるが、図 5.16 からわかるように、本研究で作製した面発光レーザにおいては、明確な DLDs の成長は観察されなかった。この原因は、Au 薄膜反射鏡越しに EL 像を観察したためであり、そのために DLDs の輪郭が曖昧になったと考えられる。そこで本研究では、欠陥による非発光部分を暗領域と呼ぶことにする。図より時間の経過と共に暗領域の成長が観察された、これらの暗領域の成長速度を注入電流値に対してプロットすると、図 5.17 となる。DLD の幅を $3\mu\text{m}$ 程度と仮定すると、この図から Si 基板上の端面発光レーザと比較して暗領域の成長速度は同程度であることが見積もれ、GaAs 基板上のものと比較すると 5 倍以上の速度があることが解る⁸⁾。但し、端面発光レーザの劣化機構に影響を与えるのは、成長層表面からみた暗領域ではなく、断面における暗領域であるので、素子の劣化速度自体は単純に比較出来ない。また、同時に電流-電圧特性を測定したところ図 5.18 の様な結果が得られた。電流-電圧特性は、原子の内部相互拡散を伴う転位の増殖と共に p-n 接合が破壊され、ショットキー特性からオーミック特性に近くなると考えられる、しかしながら、試験開始 6 時間後の特性において逆方向電圧時が僅かにリーク気味となっただけで、その様な現象はみられなかった。これは、電流-電圧特性に劣化が現れる程、注入電流密度も高くなく、また試験時間も長くなかったためであると考えられる。

5.4 円柱状エッチングと成長後熱処理による効果

前節での諸特性の評価により、本研究に用いた面発光レーザで室温での連続発振を達成するためには、反射鏡の高反射率化による低閾値化と活性層中の転位密度の低減化が必要となる。前者は、4.4 節でも述べたように Si 基板上であることや誘電体多層膜反射鏡の形成が困難であることから、この構造ではこれ以上は望めない、そこで後者の転位密度低減を試みることにする。GaAs 基板上の試料と同程度の転位密度にまで低減できれば、少なくとも雰囲気温度 150 K 以上での連続動作が可能となるはずである。転位密度の低減法には大きく分けて、結晶成長後に行う手法と、成長中に行う手法がある。本節では、結晶成長後に行う手法を用いる。

前節でも述べたように、活性層中の高転位密度の原因として格子不整合によるミス

フィット転位とそれを助長する高残留応力が考えられる。そこで、Si 基板上の成長層を図 5.19 に示す円柱状にエッチングすることで、成長層にかかる残留応力を軽減し、またその後成長後熱処理を施すことで転位密度低減の相乗効果をも狙うことにした。円柱状エッチングには $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O}$ を用い、メサ径が $30\ \mu\text{m}$ 、 $8\ \mu\text{m}$ となるようにエッチングした。また熱処理は As 抜けを防ぐために SiO_2 キャップを付け、 AsH_3 雰囲気において $850\ ^\circ\text{C}$ で 1 時間施した。残留応力の軽減及び転位密度低減の評価は、低温 ($133\ \text{K}$) CL 像により行った。但し CL 像は各 CL 強度が最大となる最大となる波長で観察したものである。まず先程述べた相乗効果の程を知るために、円柱状にエッチングした部分とプレーナの部分を同時に熱処理した場合の CL 像を図 5.20 に示す。図より明らかに円柱状にエッチングした部分の方が熱処理の効果が大きく、この解像度では欠陥による非発光部分が確認されない程度にまで結晶性が向上していることが解る。次に熱処理前後での比較を行うために $30\ \mu\text{m}$ のメサ径の試料を用いた結果を図 5.21 に示す。図より明らかに熱処理によって、欠陥密度が減少していることがわかる、この減少は熱処理によって転位がエネルギーの低い外側へ移動したためであると考えられる。 $8\ \mu\text{m}$ のメサ径の試料にも同様の熱処理を施した結果を図 5.22 に示す、図より $8\ \mu\text{m}\phi$ のものでは、欠陥が確認されないほど結晶性が向上していることが解る、但し分解能は $1\ \mu\text{m}$ 程度であるので欠陥が全て消滅したことを示しているわけではない。この様に、円柱状にエッチングし熱処理を施すことで欠陥密度が大幅に低減されることが CL 像により確認されたが、本節のもう一つの目的である残留応力の軽減については、CL 像からだけでは解らない。そこで CL 強度を波長分光することにより、その強度最大となる波長からバンドギャップを見積もることにした。通常、発光波長は活性層に引っ張り歪みがかかっているときには長波長化し、圧縮歪みがかかっているときには短波長化する。そこで、円柱状エッチング後に熱処理をほどこした試料の CL 強度波長分光特性を図 5.23 に示す。図より、プレーナの Si 基板上面発光レーザの CL 強度最大波長が $824\ \text{nm}$ であることから、 $30\ \mu\text{m}\phi$ のメサ径の試料では、円柱状エッチングにより残留 (引っ張り) 応力が緩和 ($814\ \text{nm}$) されたが、熱処理により CL 強度最大波長がプレーナよりも長波長 ($827\ \text{nm}$) 化していることから、熱処理による結晶性改善で応力が逆に増大していることが解る。一方 $8\ \mu\text{m}\phi$ のメサ径の試料では、熱処理後の CL 強度最大波長が $818\ \text{nm}$ であり、無応力である GaAs 基板上の試料 ($811\ \text{nm}$) に近い値を示しており、残留応力の軽減も同時に達成されている

ことがわかる。これは、メサ径が $30\ \mu\text{m}\phi$ では残留応力軽減と転位密度低減を同時に満たすには不十分であることを示している。また、成長後の熱処理により基板側反射鏡である DBR 多層膜において、Al 原子の相互拡散が生じ急峻な組成変化が失われることによる反射率の低下が危惧されるが、熱処理前後の反射率測定により変化がないことを確認している。

次に、この円柱状構造の素子化プロセスであるが、先の実験で $8\ \mu\text{m}$ のメサ径が適していることが得られているが、素子が微小化するとその後のプロセスで難しい面があるので、 $30\ \mu\text{m}$ のメサ径でまず行ってみることにした。この過程で最も問題となるのは p 側電極形成である。SiO₂ 絶縁膜形成後に電極窓を設ける際のリフトオフで図 5.24 に示すように、円柱上面の輪郭部の SiO₂ 絶縁膜が剥離する場合があります。また断面図から解るように逆メサ状の部分の SiO₂ 絶縁膜が非常に薄く、その絶縁性に問題があると思われる。さらに断面図よりエッチング過程で AlAs 層が選択的にエッチングされていることも解る。この素子の電流-電圧特性を図 5.25 に示す。逆方向耐電圧が、従来のものと比較して小さいのは、前述したように SiO₂ 絶縁膜が損傷した部分や、薄い部分を電流がながれ p-n 接合をバイパスして流れているためと考えられる。最後にこの素子の電流-光出力特性を図 5.26 に示す。光出力が従来の素子の 0.1% しかなく他の測定が出来なかったが、恐らく LED 動作であると思われる。この低光出力の原因は、電流の多くが活性層中を流れていないためであると考えられ。

円柱状エッチング+成長後熱処理により、活性層にかかる残留応力の緩和と転位密度の低減には、かなりの成果が得られたが、満足のいく素子化には至らなかった。素子化には完全な SiO₂ 絶縁膜の形成とエッチング面の不活性化が必要である。

5.5 歪み層を導入した DBR 多層膜を用いた特性

前節では、成長後に残留応力の緩和と転位密度の低減を試みたが、本節では成長中に試みることにする。前述したように、Si 基板上の GaAs 層は室温で $10^9\ \text{dyn}\cdot\text{cm}^{-2}$ 台の高残留（引っ張り）応力を受ける。そのため、GaAs 層は GaAs バルク本来の格子定数よりも大きくなる、そこで室温で Si 基板上 GaAs 層と同じ格子定数を有する材料をその上に成長すれば無応力となる。さらにその格子定数よりも大きい材料を成長すれば、3.2 節で述べたように、その層は圧縮歪みを受けることになり転位の制御も可能となる。そ

ここで本節では、試みとして、基板側 DBR 多層膜を InGaAs/GaAs DBR とし、活性層にも InGaAs 量子井戸を用いることにした。ここで設計上問題となるのが、DBR 多層膜と活性層における In 組成比である。活性層から発した光が反射鏡で吸収されては意味がないので、その見積もりが必要となる。そこで、InGaAs 多重量子井戸と InGaAs のバルク結晶のバンドギャップを Kronig-Penny モデルを用い計算することにした、但し InGaAs 層の歪み効果も考慮した。図 5.27 のようなモデルを考えると、量子効果によるエネルギー準位 E は次の関係式で表される。

$$2 \cos k(L_w + L_b) = \frac{\beta^2 - \alpha^2}{\alpha\beta} \sin \alpha L_w \sinh \beta L_b + 2 \cos \alpha L_w \cosh \beta L_b \quad (5.1)$$

但し、 α および β は、量子化エネルギー E および障壁の高さ V_0 を用いて次のように表される

$$\alpha = \sqrt{\frac{2m^*E}{\hbar^2}} \quad (5.2)$$

$$\beta = \sqrt{\frac{2m^*(V_0 - E)}{\hbar^2}} \quad (5.3)$$

ここで k は波数、 L_w は量子井戸幅、 L_b はバリア幅、 \hbar はプランクの定数を 2π で割った値である。歪み効果を考慮した V_0 は以下のようになる。

$$V_0 = c \times (E_{gb} - E_{gw} - \Delta E_h) \quad (5.4)$$

ここで、 E_{gb} はバリア材料のバンドギャップ、 E_{gw} は井戸材料のバンドギャップ、 c は障壁の伝導帯及び価電子帯への配分を示す定数で、前者は 0.65、後者は 0.35 である。また ΔE_h は価電子帯の歪みによるバンド変化量であり、量子井戸層の物性定数を用い次式で表される。

$$\Delta E_{hh} = -2\Xi\epsilon \frac{C_{11} - C_{12}}{C_{11}} + b\epsilon \frac{C_{11} + C_{12}}{C_{11}} \quad (5.5)$$

$$\Delta E_{lh} = -2\Xi\epsilon \frac{C_{11} - C_{12}}{C_{11}} - b\epsilon \frac{C_{11} + 2C_{12}}{C_{11}} \quad (5.6)$$

ここで、 ΔE_{hh} は重い正孔帯での ΔE_h であり、 ΔE_{lh} は軽い正孔帯での ΔE_h である。また、 Ξ 、 b は変形ポテンシャル、 C_{11} 、 C_{12} は弾性定数である、 ϵ は井戸層材料と GaAs の格子定数差を GaAs の格子定数で規格化したものである。以上より、歪み効果を考慮した

InGaAs 多重量子井戸におけるバンドギャップが求められる、具体的には式 (5.1) から求められる伝導帯及び価電子帯の量子化エネルギーと式 (5.5)、(5.6) から求められる価電子帯のバンドシフト量を、バルクのバンドギャップに加えれば求められる。実際の計算に用いた各物性定数は表 5-I、5-II に示す。この計算により得られたバンドギャップの値を図 5.28 に示す。この図より、バルク結晶と多重量子井戸のバンドギャップが等しくなるときの、それぞれの In 組成比が求められる。図 5.29 より、DBR 多層膜で無応力とするために $\text{In}_{0.02}\text{Ga}_{0.98}\text{As}/\text{AlAs}$ DBR を用いたとすると、活性層の In 組成比は 7%以上にする必要がある。活性層の In 組成比をあまり大きくすると、ミスフィット転位の発生の恐れがあるので、DBR 多層膜で吸収が起きない極限值である 7%とすることにした。図 5.30 に 5.3 節で評価した試料と本節で設計し作製した試料の表面 EBIC 像を示す。EBIC 法は、電子ビームによって半導体内に誘起された電流を用いて、半導体の電氣的性質や半導体中の欠陥を評価する方法である。例えば結晶中に転位がある場合、結晶内に侵入した電子により生成した少数キャリアが、転位芯で非発光再結合し、その結果そのキャリアは電極に到達しないことから、その転位が暗点欠陥として観察される。図 5.30 より、 $\text{In}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{As}$ 多重量子井戸活性層を有する方は、転位と思われる DLDs が [011] 方向とそれに垂直な方向に制御されているのがわかる。これは Si 基板上の端面発光レーザに同じ $\text{In}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{As}$ 活性層を用いた場合と同じで、活性層に圧縮歪みが加わったときに発生する「転位のすべり運動」であると考えられる。本研究室では、 $\text{In}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{As}$ 活性層を有する端面発光レーザにおいて最長寿命が記録されているので、面発光レーザでも期待されたが、5.3 節での評価以上の値は得られなかった。これは DBR 多層膜全てに $\text{In}_{0.02}\text{Ga}_{0.98}\text{As}$ 層を導入したために、新たな転位が発生した恐れがあり、また EBIC 像からは解らないが $\text{In}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{As}$ を 10 層重ねたことで多大な圧縮歪みが発生し、転位を増殖させた恐れもある。しかしながら、図 5.29 に示した計算結果より、DBR の材料として AlGaAs 系で最大の屈折率差をとれる AlAs/GaAs の組合せを用いるために必要な InGaAs 量子井戸の In 組成比もわかることから、今後期待したい。

5.6 まとめ

4 章から最適構造と考えられる、Si 基板上に GaAs 10 重量量子井戸を有し、基板側反射鏡として AlAs/ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}$ DBR 多層膜、光出射側反射鏡として Au 薄膜反射鏡を用

い、光共振器を 3λ とした構造の面発光レーザを作製した。この面発光レーザにおいて、150 K までの連続発振に成功した。またレーザの寿命は、APC 試験において 0.25 mW 一定の 300 K パルス発振で 200 分、11 μ W 一定の 100 K 連続発振で 63 秒であった。この原因は、劣化観察により活性層中の高転位密度を起源とする暗領域の成長に基づくものであることが解った。この転位密度を低減させるため、円柱状エッチング+成長後熱処理を施したところ大きな効果が得られた。しかし、その後の素子化プロセスに問題があり、素子自体の特性向上にはつながらなかった。また、活性層及び DBR に In 組成を有する材料を用いる試みを行ったが、本研究では改善は観察されなかった。しかしながら、In 組成を有する材料を用いた Si 基板上の端面発光レーザでは、最良のレーザ特性が得られており、最適化次第では面発光レーザでも飛躍的な向上が望める。総じて、Si 基板上の面発光レーザにおいて室温連続発振を実現させるには、閾値電流密度を下げる必要があり、そのためには転位等の欠陥密度を下げると共に、非常に高反射率を有する反射鏡を Si 基板上で形成する必要がある。この 2 つの課題が解決されれば、室温連続発振も近い将来可能となるものと思われる。

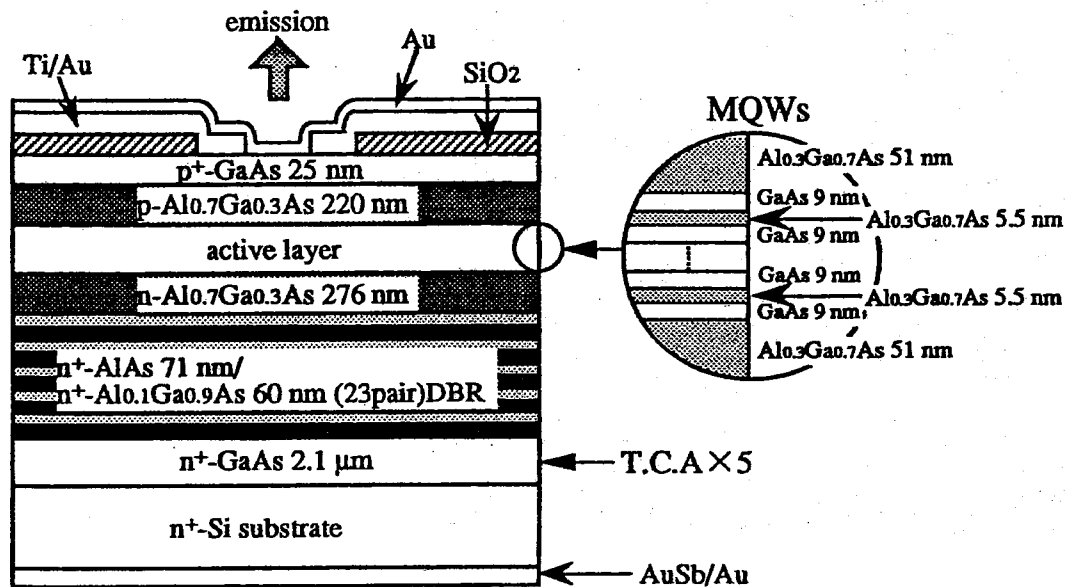


図 5.1: Si 基板上 GaAs 10QWs 面発光レーザの断面構造図

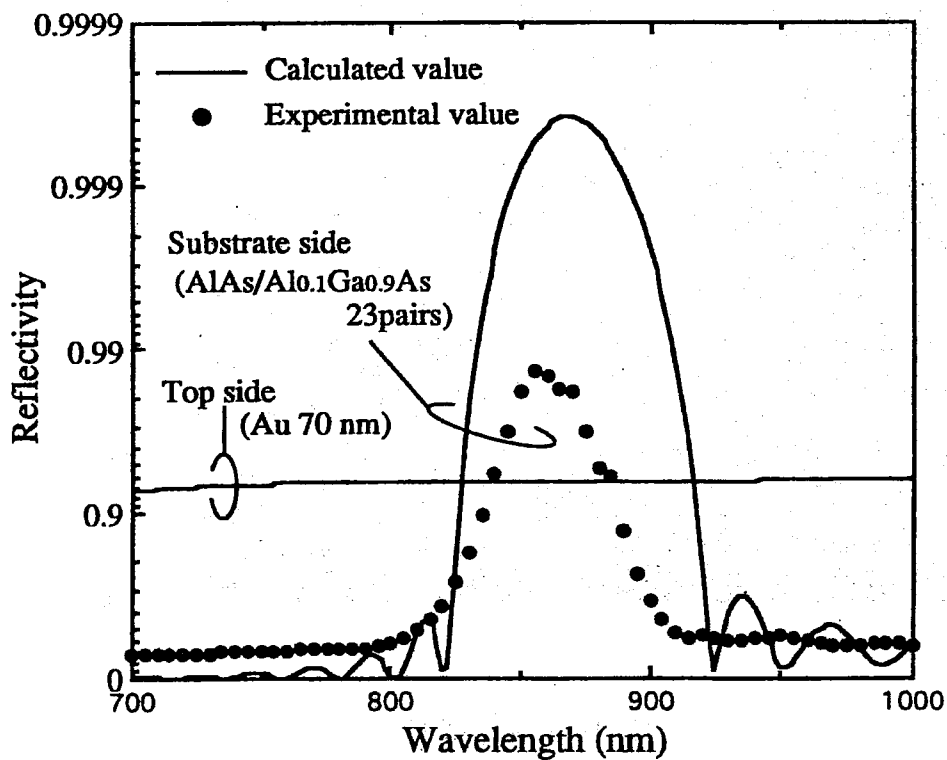
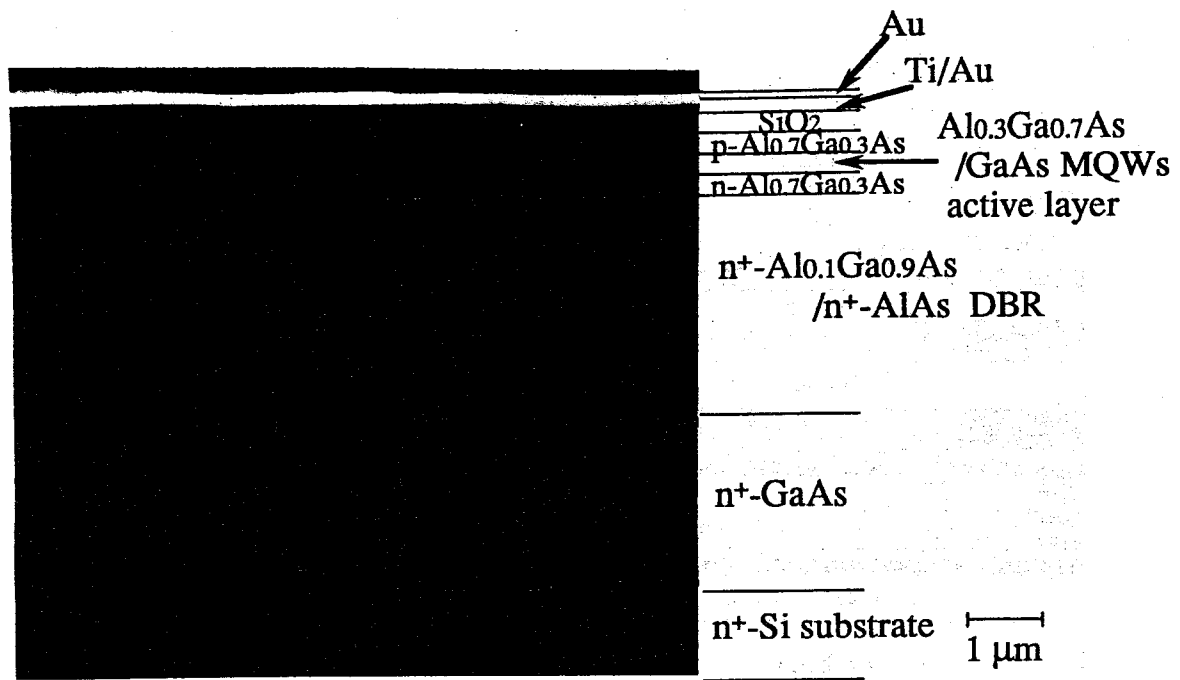
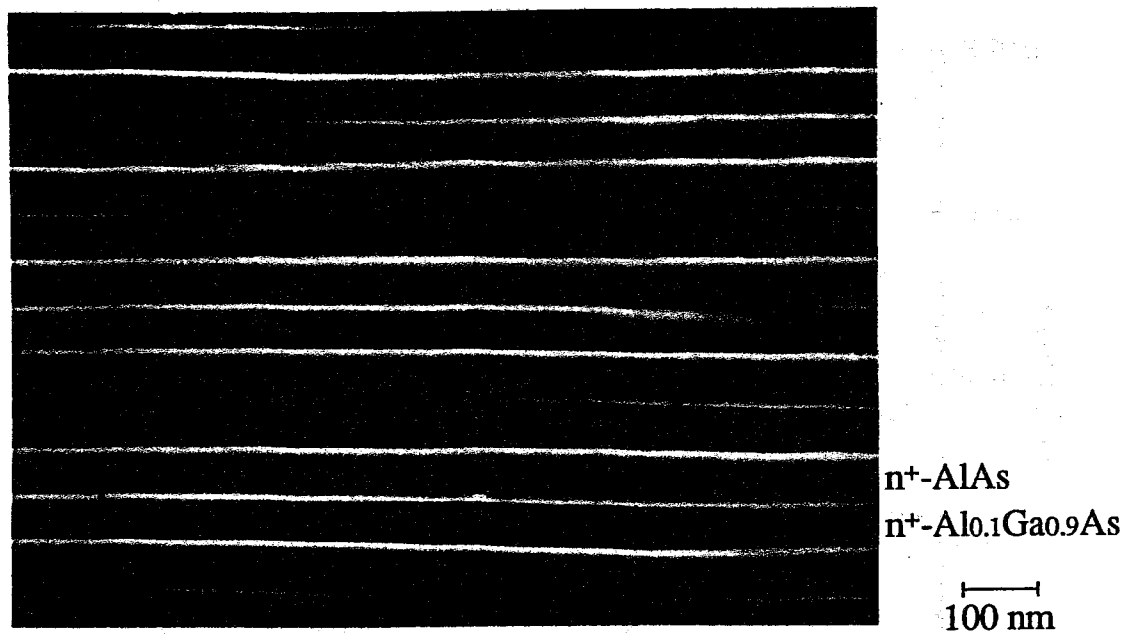


図 5.2: 各反射鏡の反射率特性 (計算値、測定値)



(a) 全体像



(b) DBR多層膜像

図 5.3: Si 基板上表面発光レーザーの断面 SEM 像

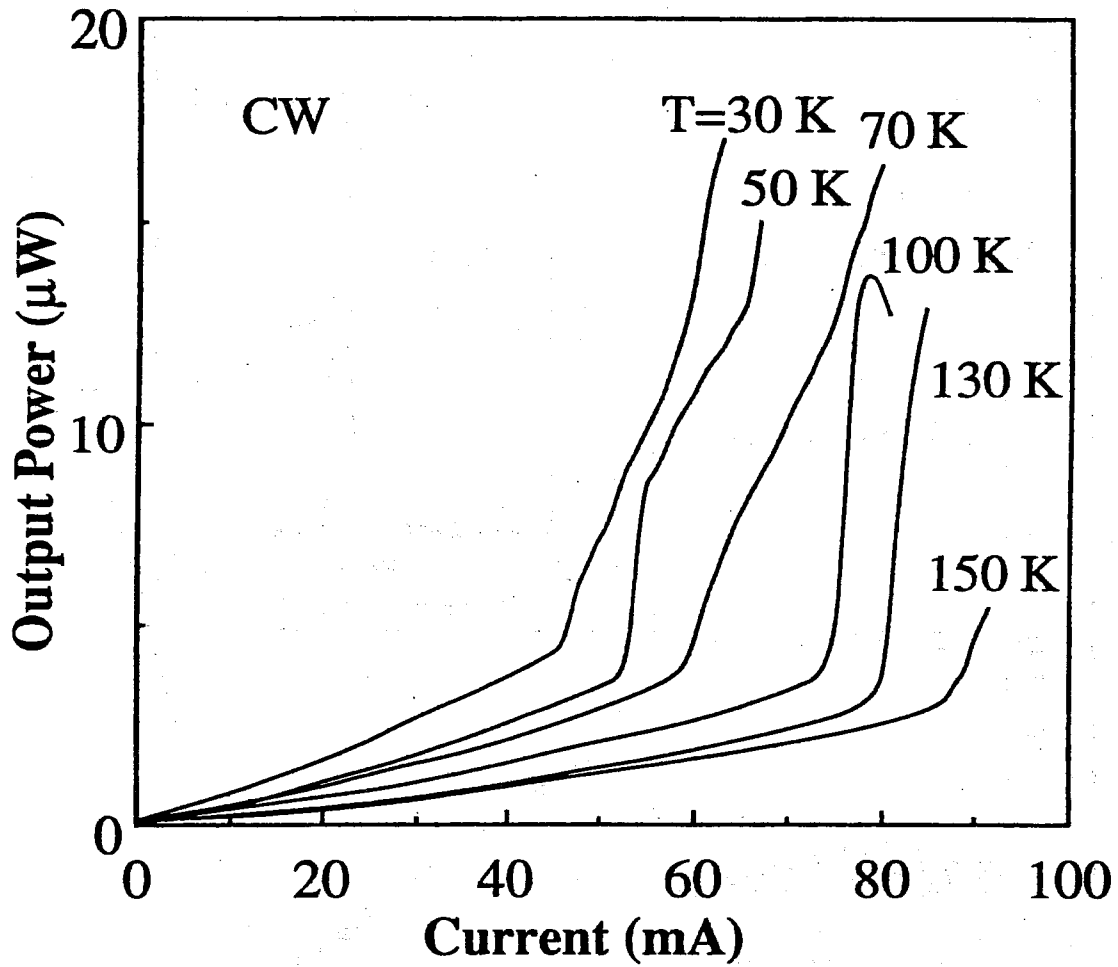


図 5.4: 電流-光出力特性の雰囲気温度依存性

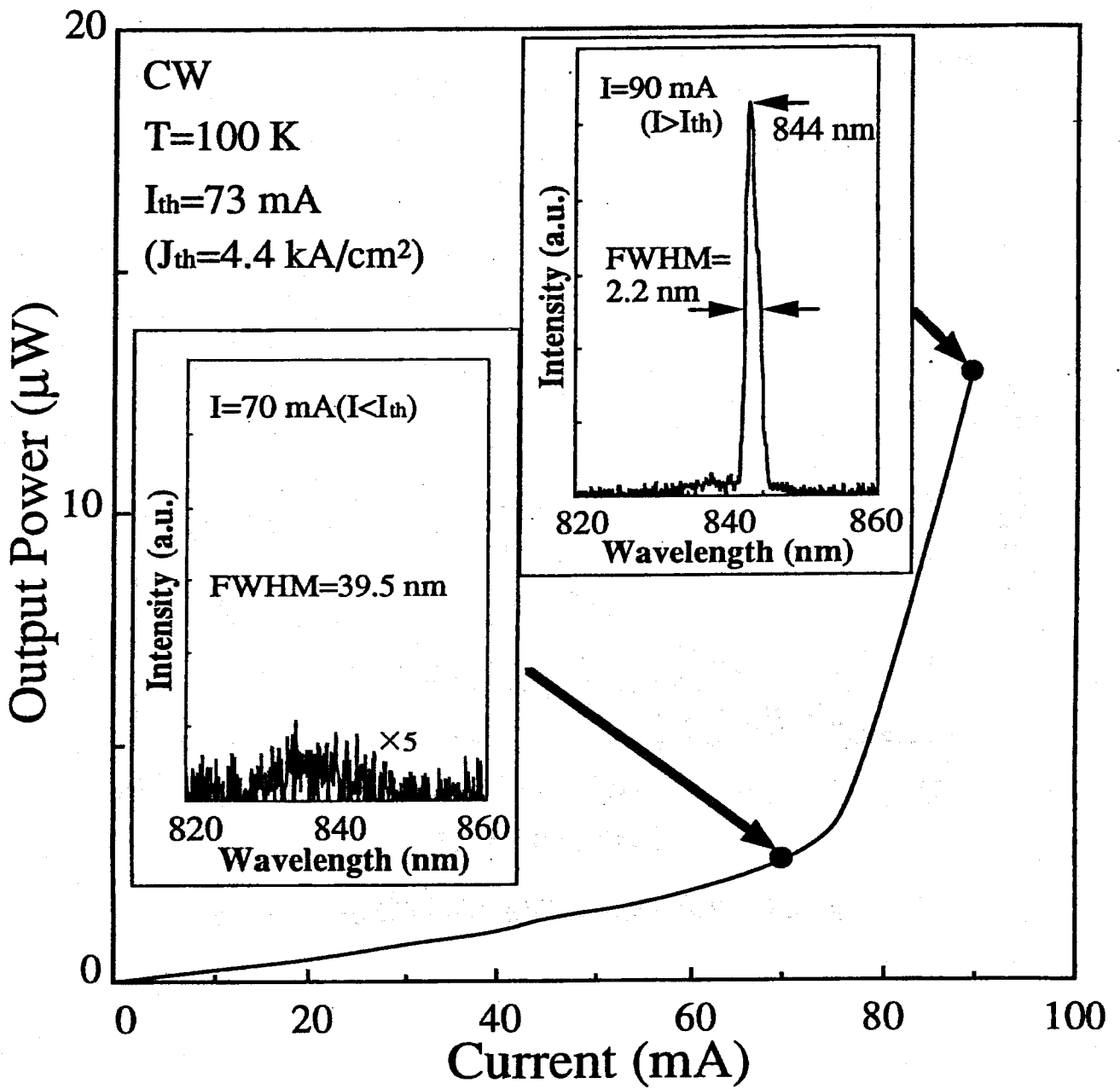


図 5.5: 電流-光出力特性とスペクトル特性

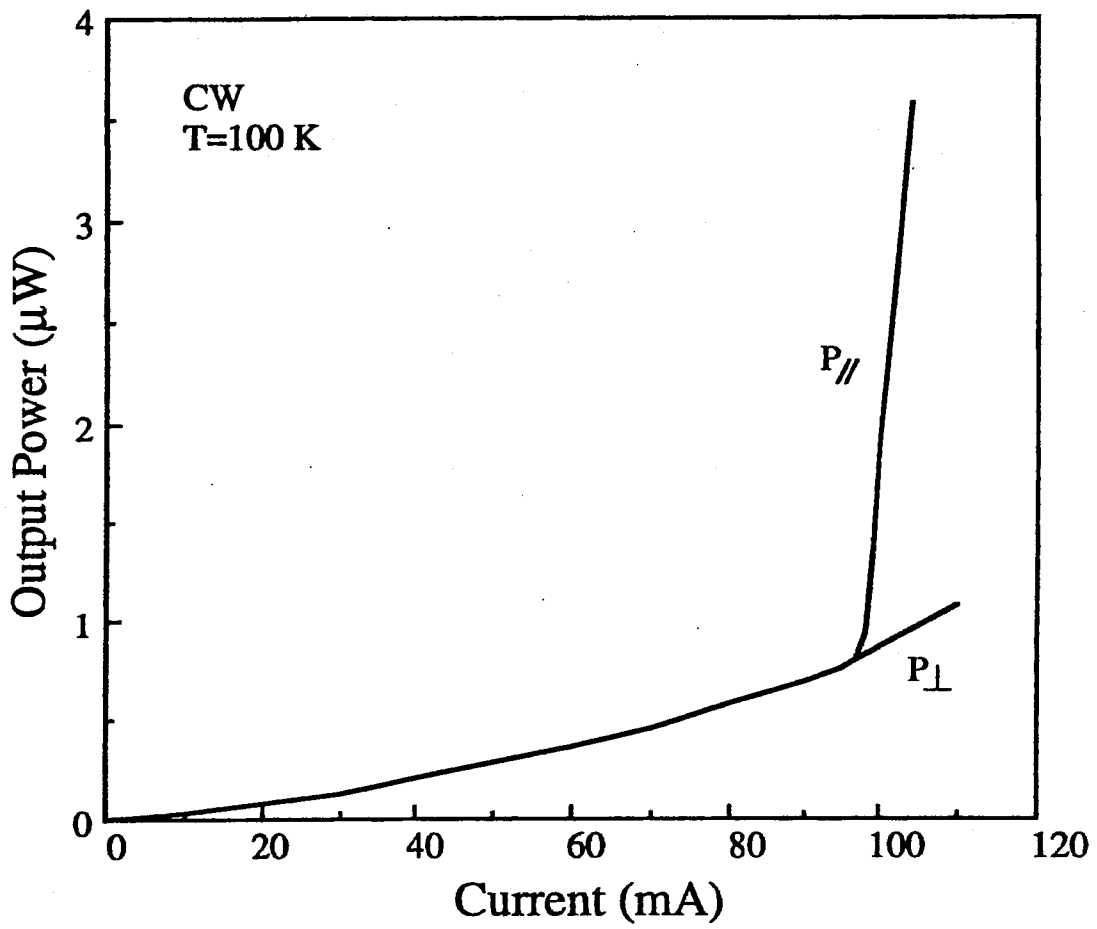


図 5.6: 電流-光出力特性における偏光特性

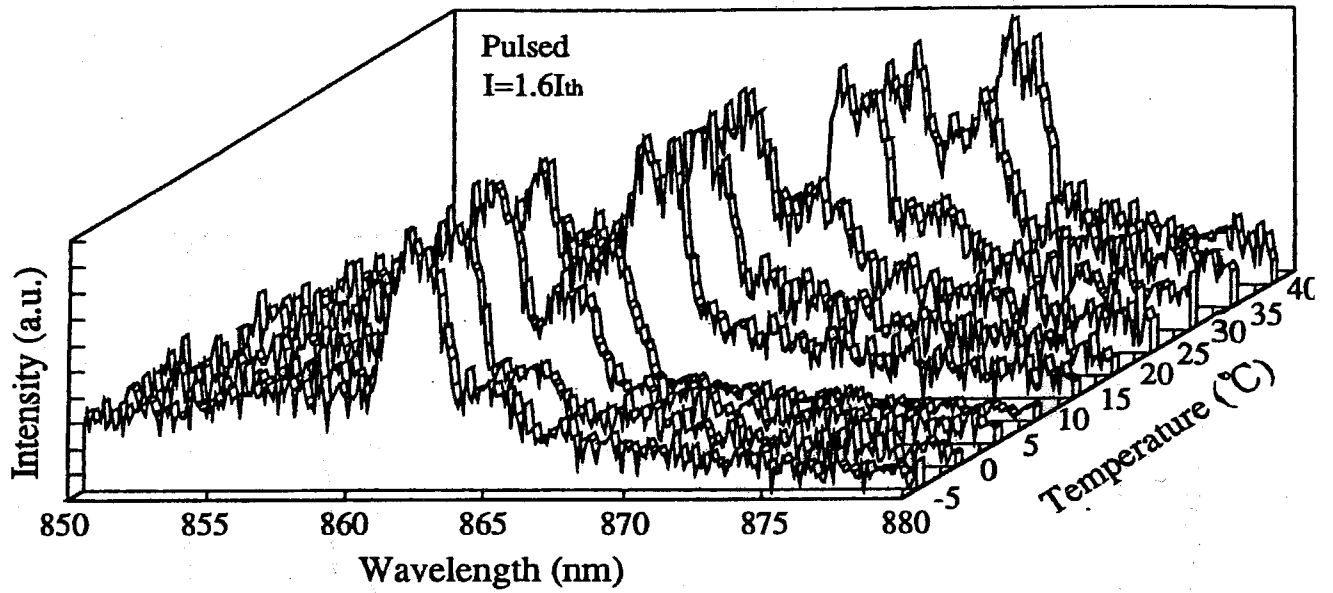


図 5.7: スペクトル特性の雰囲気温度依存性

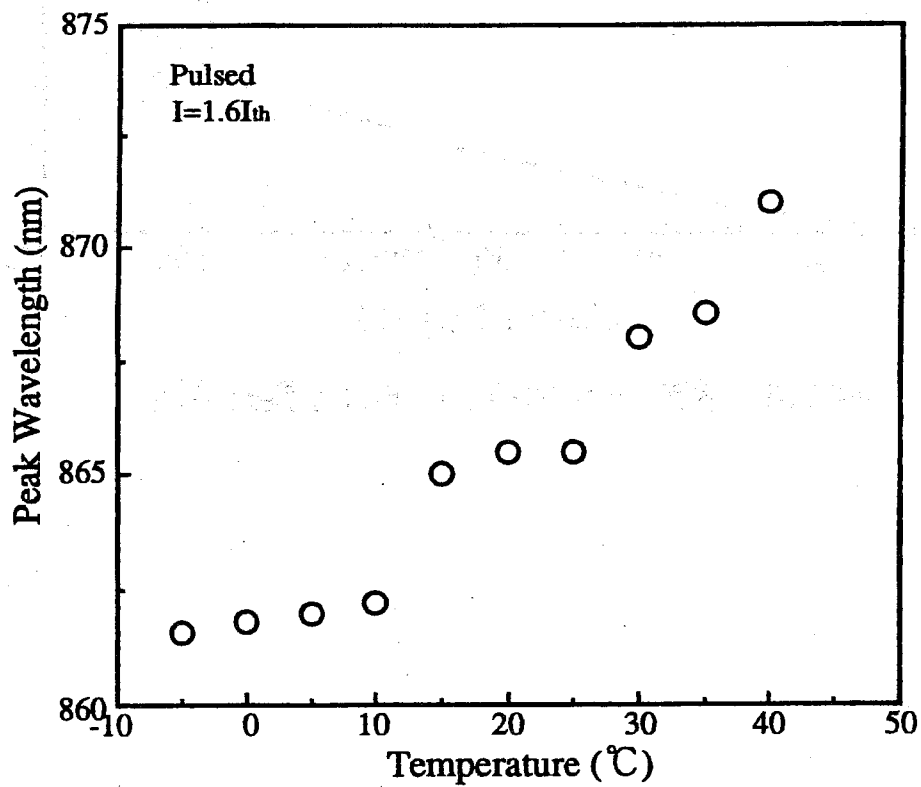


図 5.8: スペクトルピーク波長の雰囲気温度依存性 (図 5.7 の特性から)

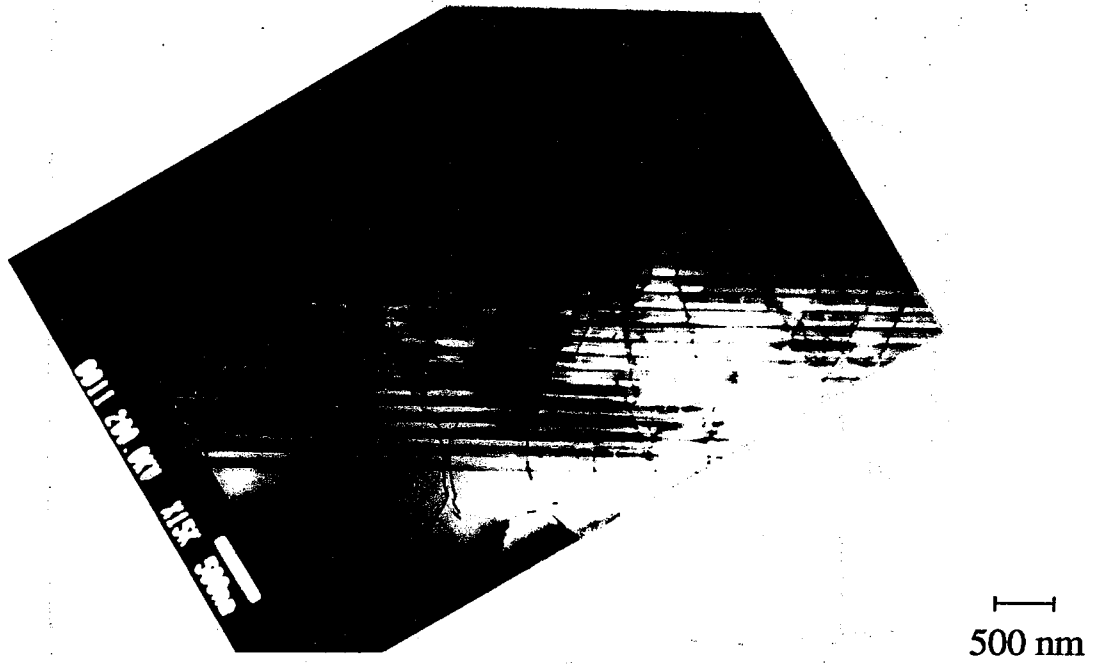


図 5.9: Si 基板上面発光レーザの断面 TEM 像



図 5.10: Si 基板上面発光レーザの CL 像 (133 K)

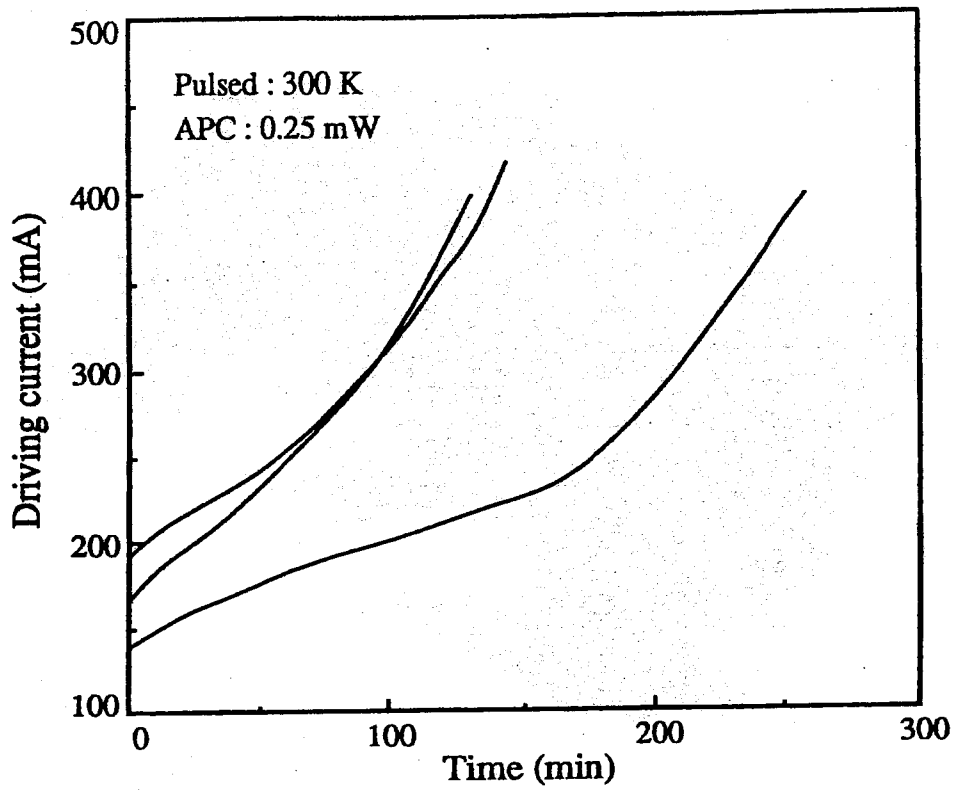


图 5.11: 一定光出力寿命試験 (Pulsed, 300 K)

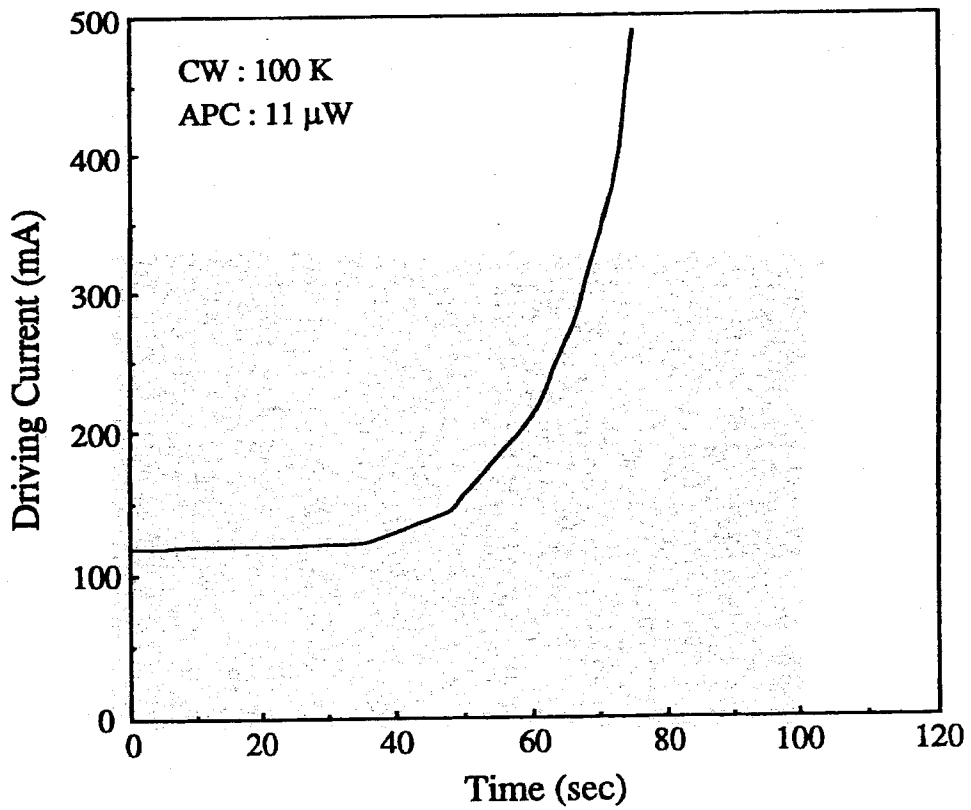


图 5.12: 一定光出力寿命試験 (CW, 100 K)

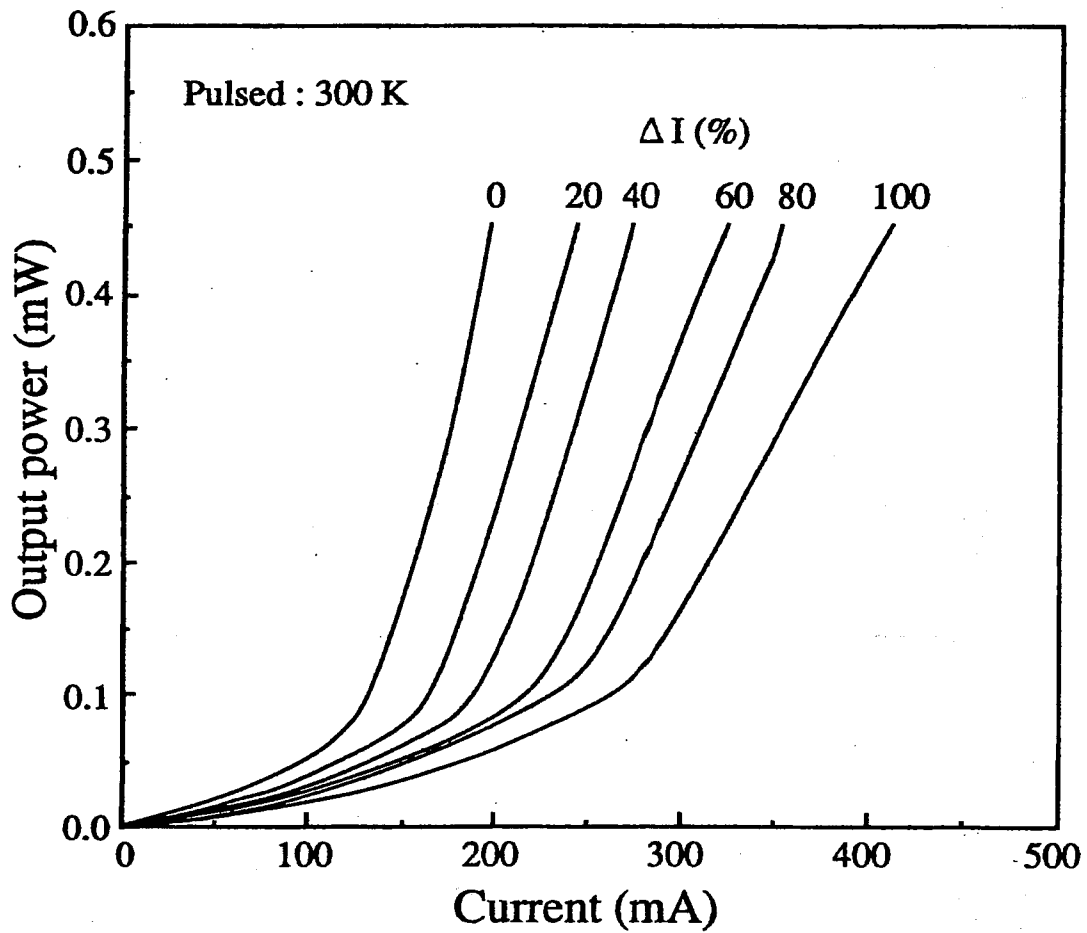


図 5.13: APC 試験 (0.25 mW 一定) の各劣化段階での電流-光出力特性

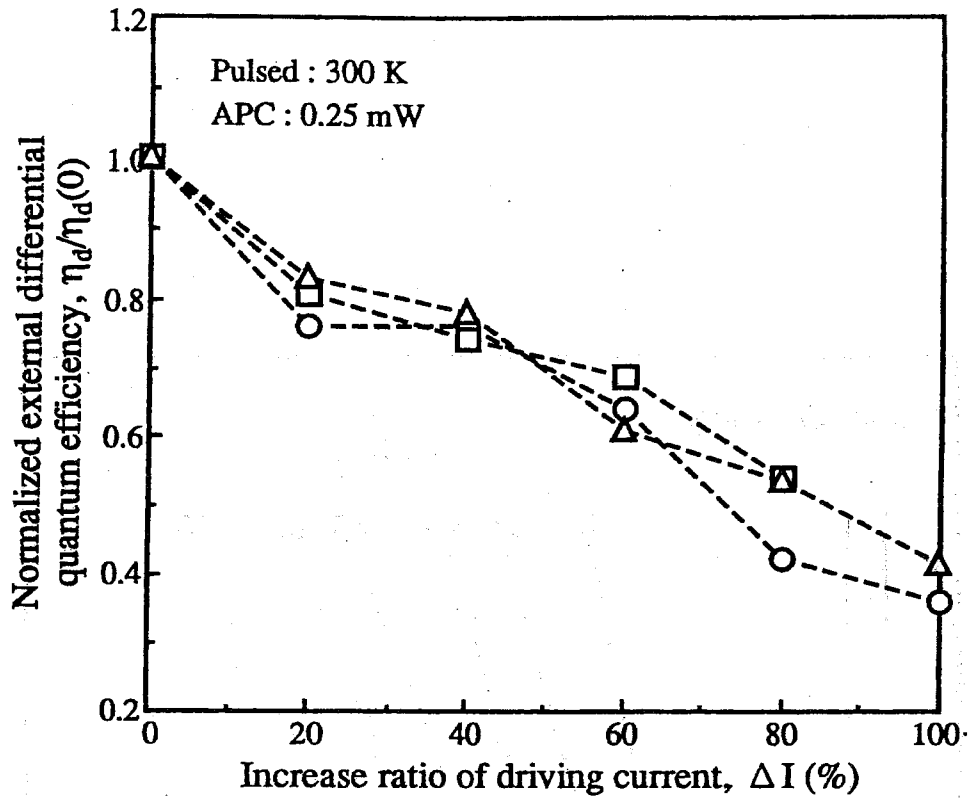


図 5.14: APC 試験 (0.25 mW 一定) の各劣化段階での規格化外部量子効率の推移

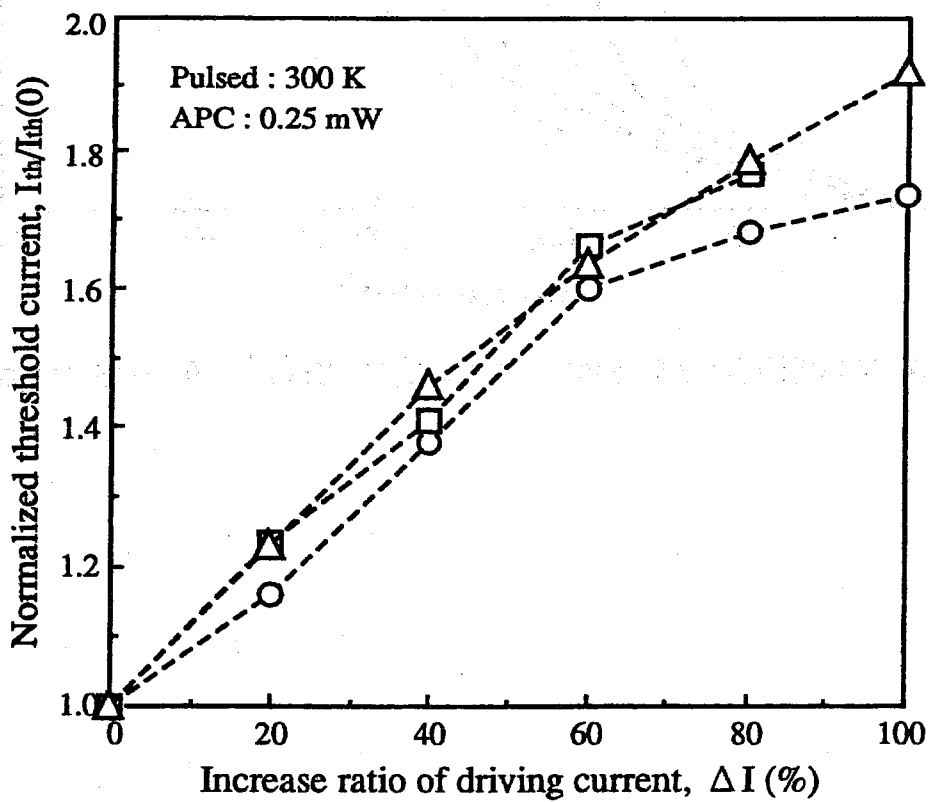
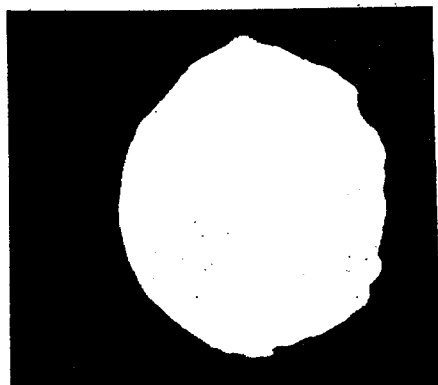


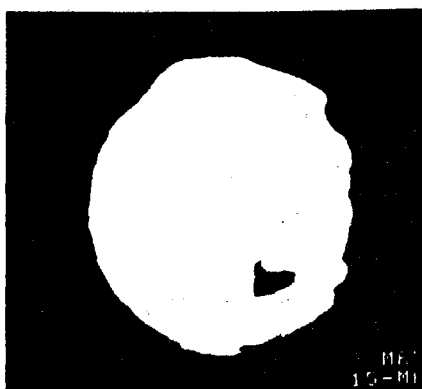
図 5.15: APC 試験 (0.25 mW 一定) の各劣化段階での規格化閾値電流密度の推移



0 min.



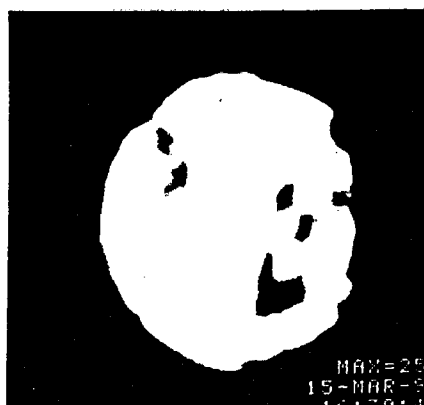
60 min.



10 min.



90 min.



30 min.

10 μm



360 min.

図 5.16: ACC 試験の各経過時間での EL 像 (300 K, LED mode, $J=1.0 \text{ kA/cm}^2$)

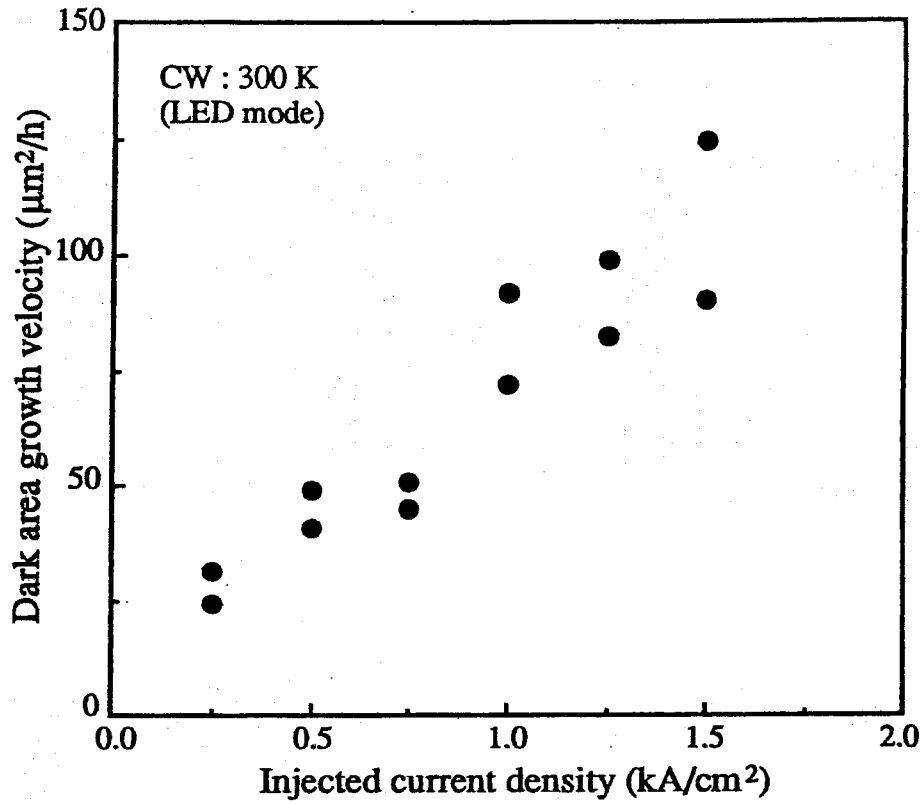


図 5.17: 暗領域成長速度の注入電流密度依存性

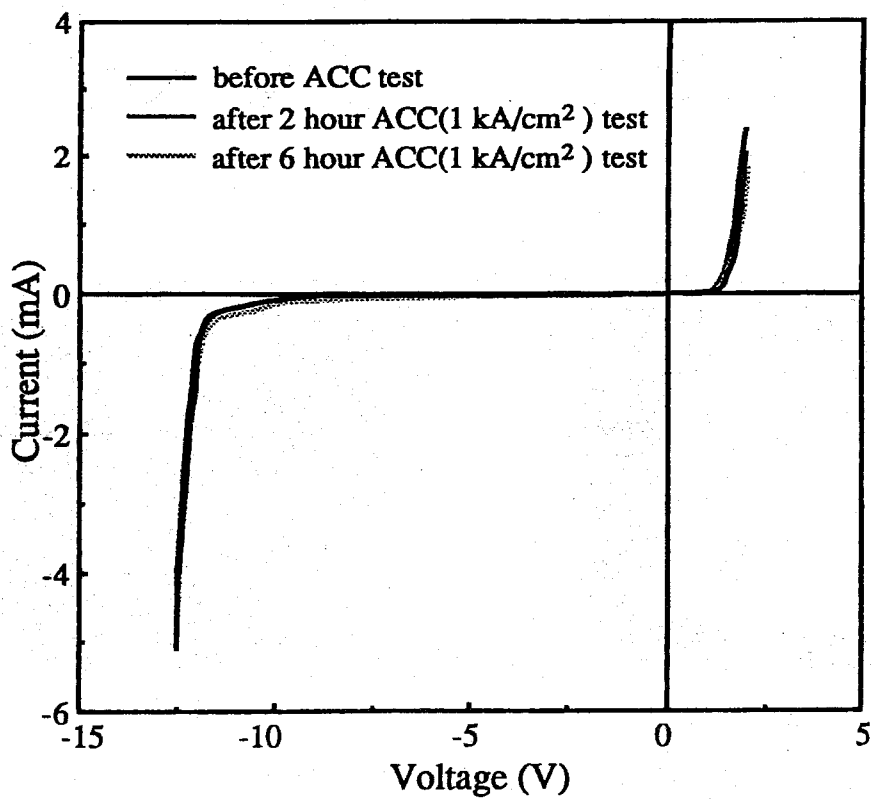


図 5.18: ACC 試験の各経過時間での電流-電圧特性

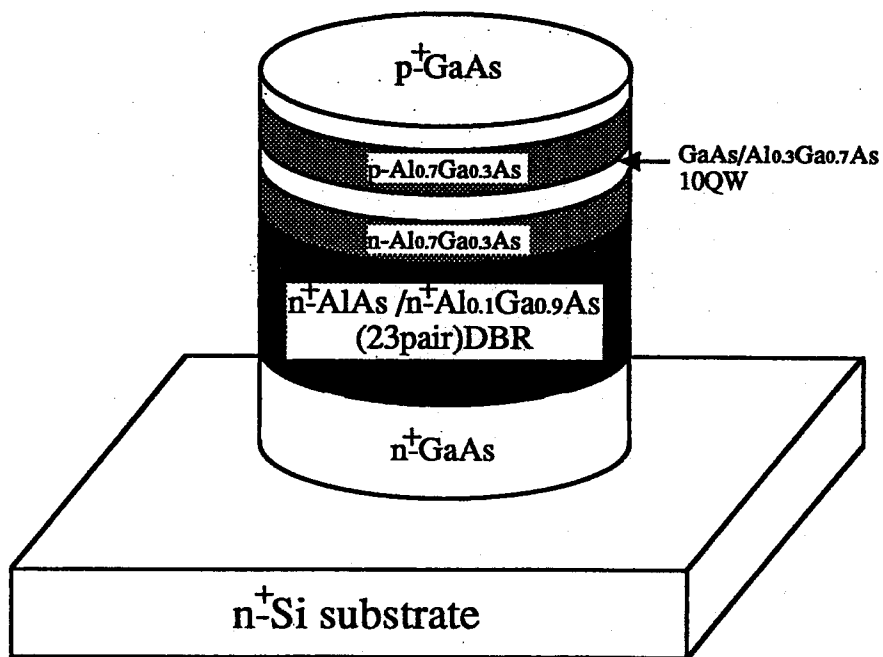


図 5.19: 円柱状エッチング後の Si 基板上面発光レーザの模式図

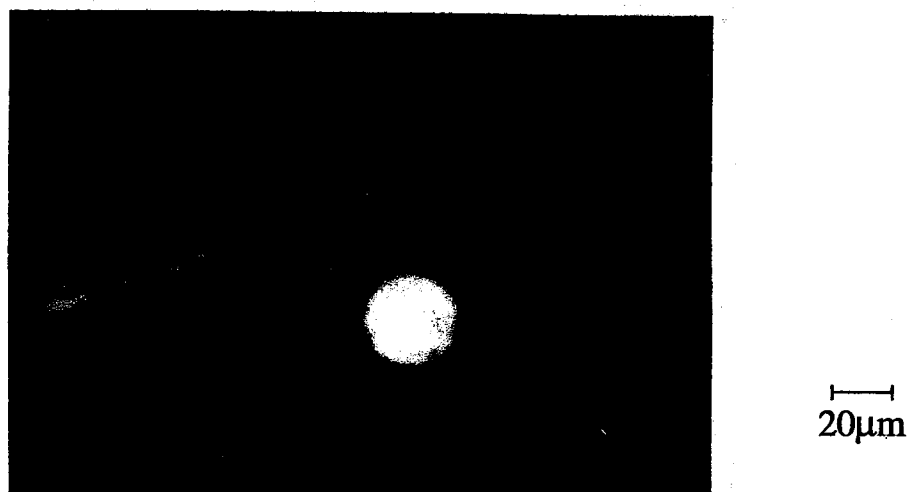
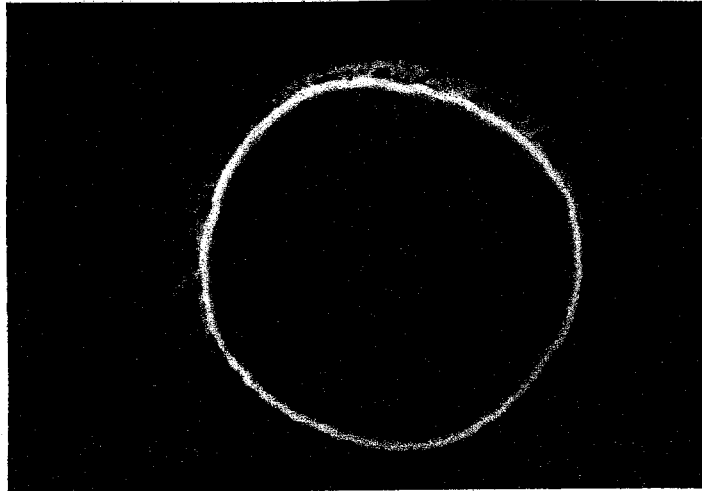
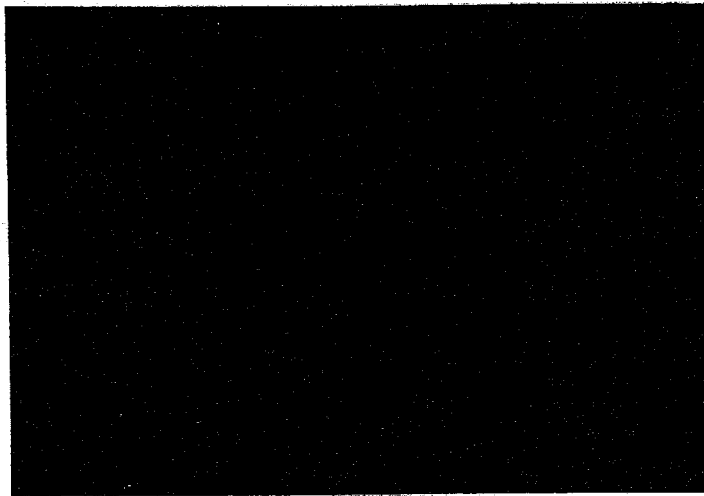


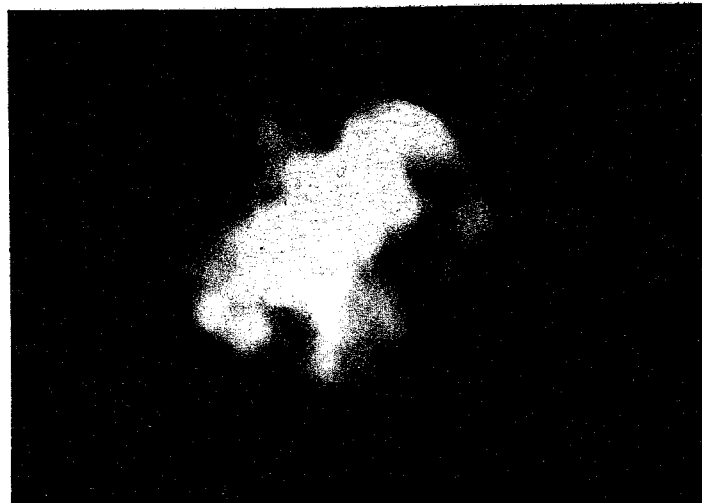
図 5.20: 成長後熱処理 ($T=850 \text{ }^\circ\text{C}$, 1 hour) 後の CL 像



(a) 30 $\mu\text{m}\phi$ 円柱の表面SEM像



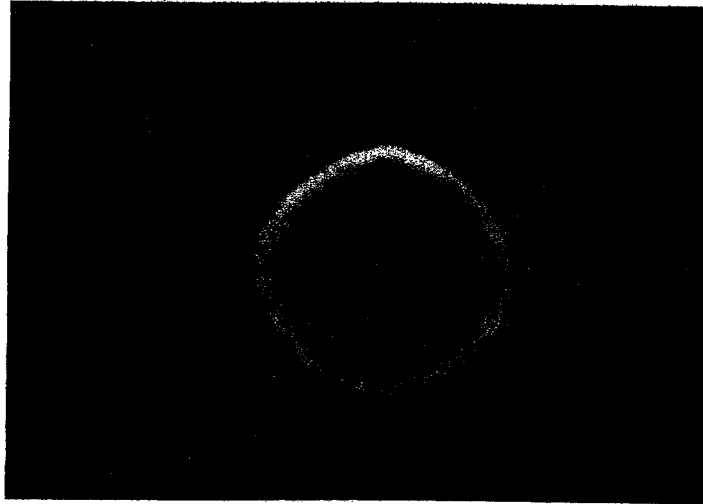
(b) 成長後熱処理前のCL像



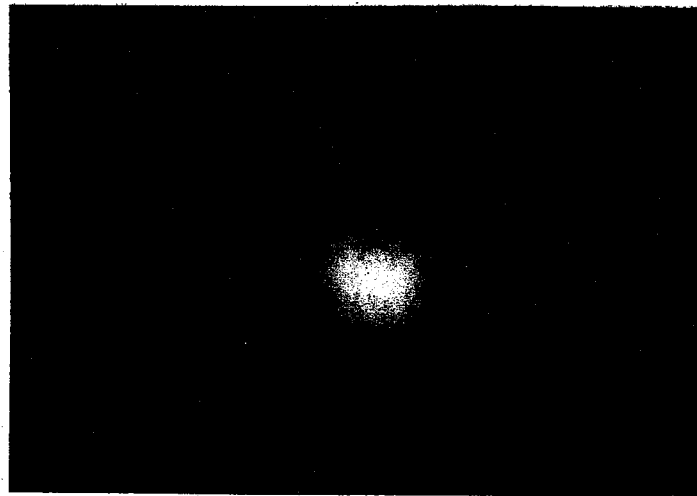
(c) 成長後熱処理($T=850^{\circ}\text{C}$, 1hour)後のCL像

—
5 μm

図 5.21: 30 $\mu\text{m}\phi$ 円柱状構造面発光レーザ

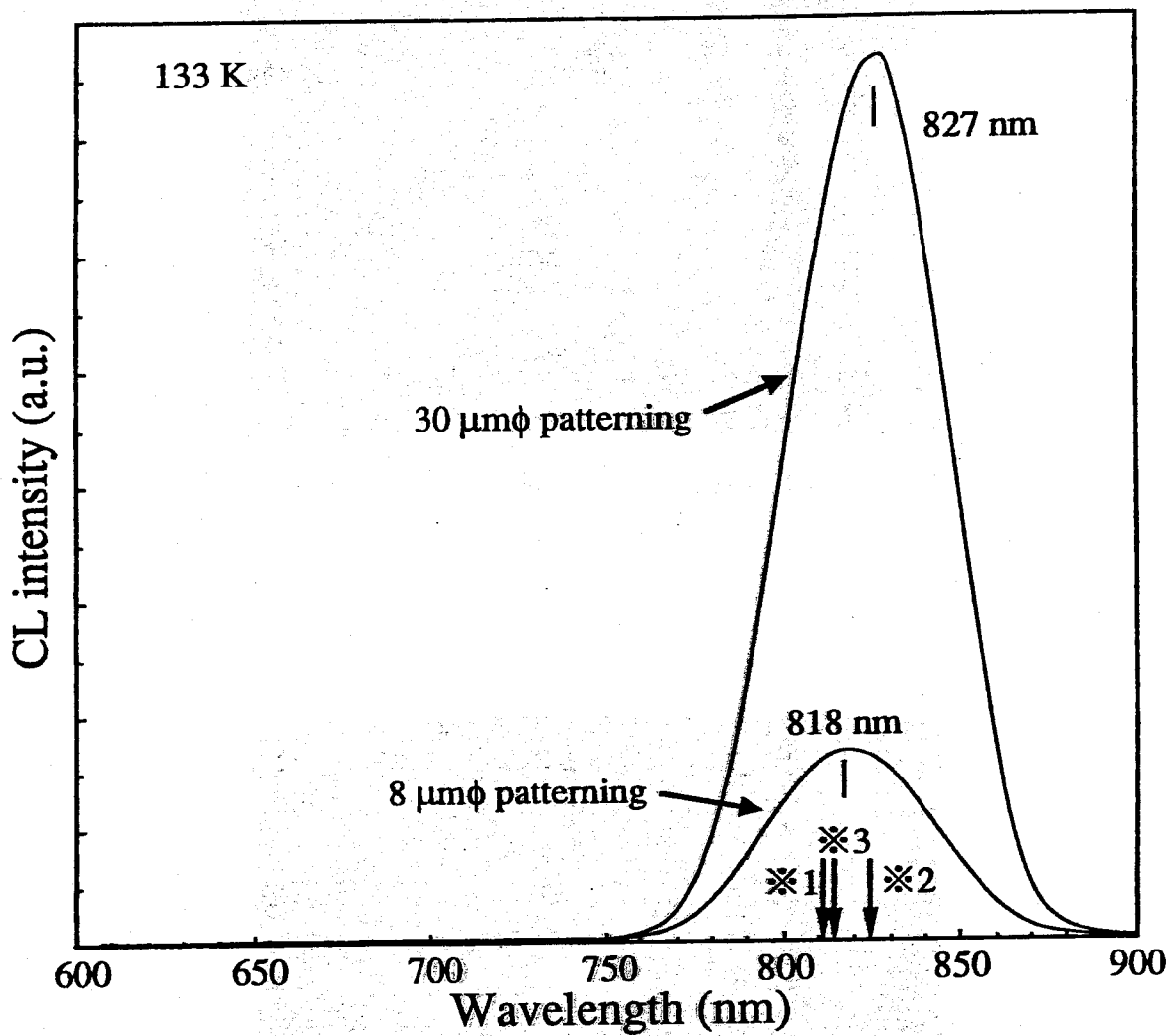


(a) $8\ \mu\text{m}\phi$ 円柱の表面SEM像



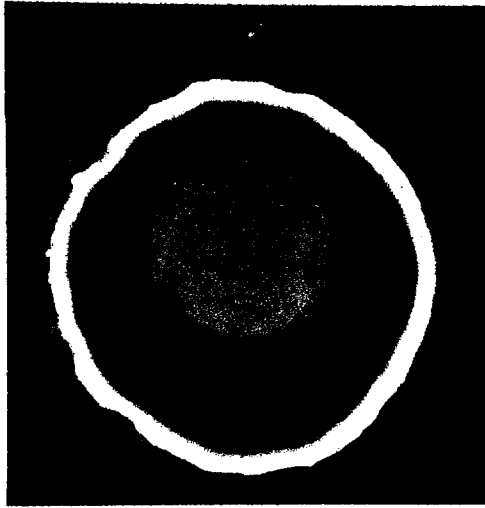
(b) 成長後熱処理($T=850^{\circ}\text{C}$, 1hour)後のCL像

図 5.22: $8\ \mu\text{m}\phi$ 円柱状構造面発光レーザ

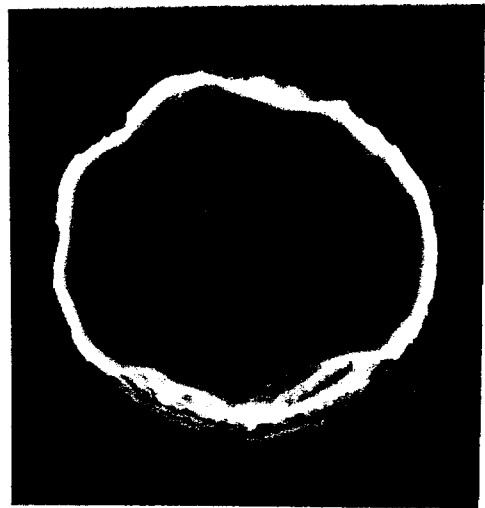


- ※1 GaAs基板上GaAs系面発光レーザのCL強度ピーク波長(811 nm)
- ※2 Si基板上GaAs系面発光レーザのCL強度ピーク波長(824 nm)
- ※3 Si基板上GaAs系面発光レーザのCL強度ピーク波長(814 nm)
(30 $\mu\text{m}\phi$ 円柱状エッチングのみ)

図 5.23: CL 強度分光特性 (円柱状エッチング+成長後熱処理)



リフトオフ成功例



リフトオフ失敗例

10 μ m

(a) 表面SEM像



(b) 断面SEM像

3 μ m

図 5.24: SiO₂絶縁膜形成後の円柱状構造面発光レーザの SEM 像

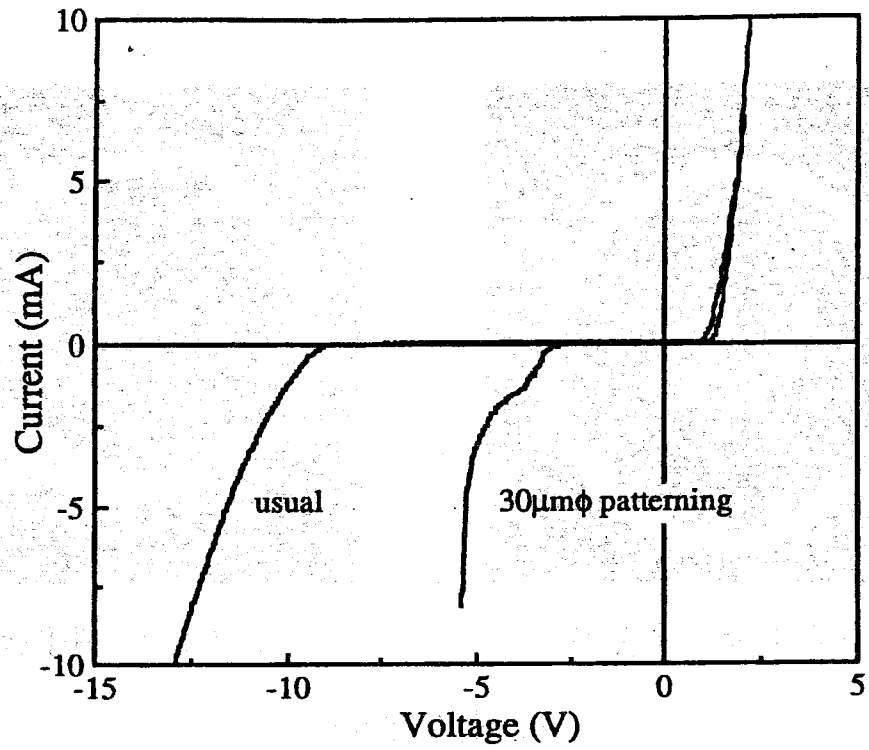


図 5.25: 円柱状構造面発光レーザの電流-電圧特性

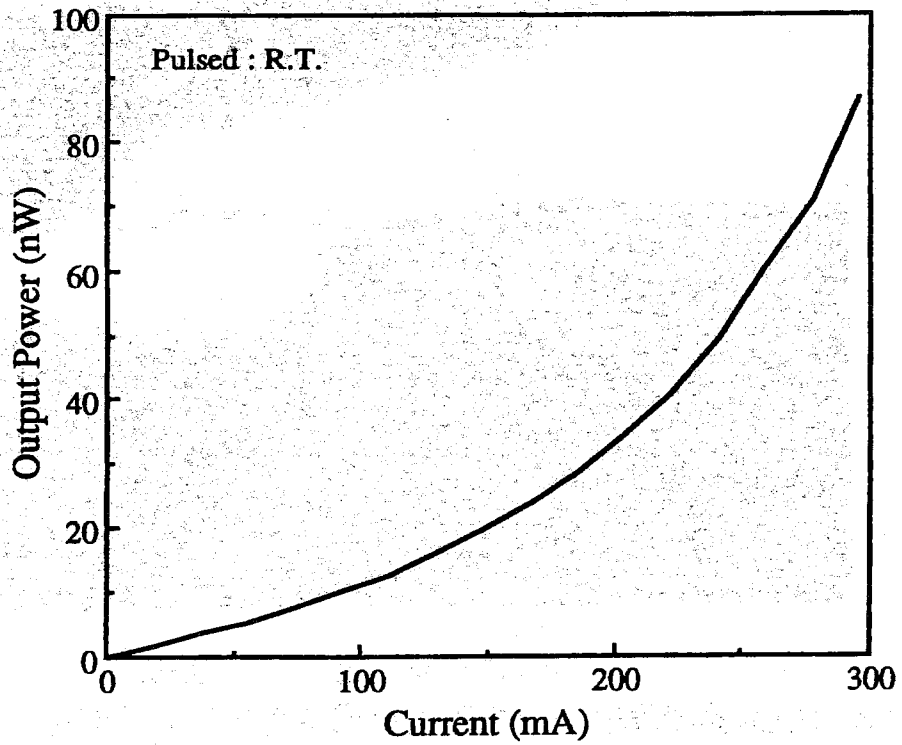


図 5.26: 円柱状構造面発光レーザの電流-光出力特性

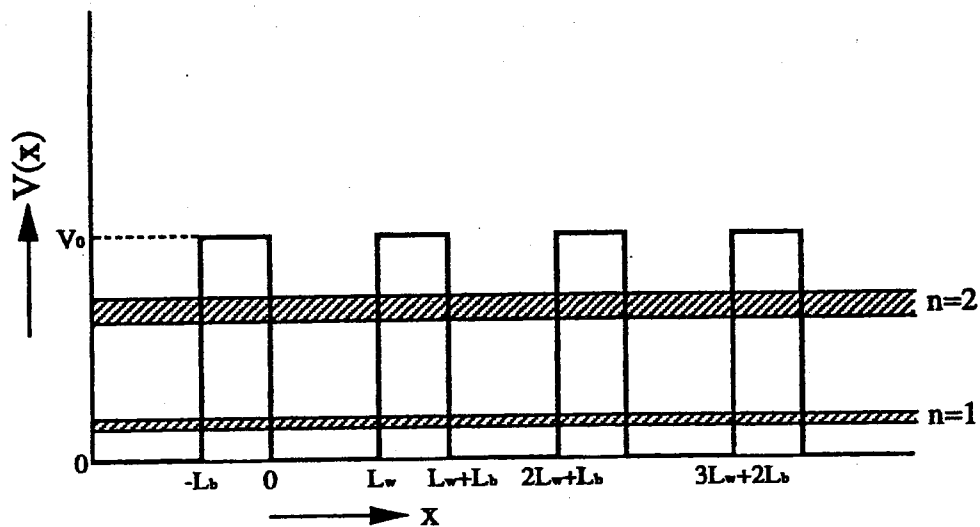


図 5.27: Kronig-Penny モデルにおけるポテンシャル

表 5-I: 各物理定数 (InGaAs はベガード則より導出)

半導体	格子定数	弾性定数		変形ポテンシャル	
	$a(\text{\AA})$	$C_{11}(10^{12} \text{ dyn/cm}^2)$	$C_{12}(10^{12} \text{ dyn/cm}^2)$	$\Xi(\text{eV})$	$b(\text{eV})$
GaAs	5.6533	1.188	0.538	-8.3	-1.7
InAs	6.0584	0.8329	0.4526	-6.0	-1.8

表 5-II: 電子・正孔の有効質量比 (AlGaAs, InGaAs はベガード則より導出)

半導体	電子	重い正孔	軽い正孔
GaAs	0.067	0.5	0.074
InAs	0.023	0.41	0.027
AlAs	0.15	0.76	0.15

バンドギャップ導出式: $E_g(\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}) = 1.424 - 1.614x + 0.54x^2$

$E_g(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}) = 1.424 + 1.247x$

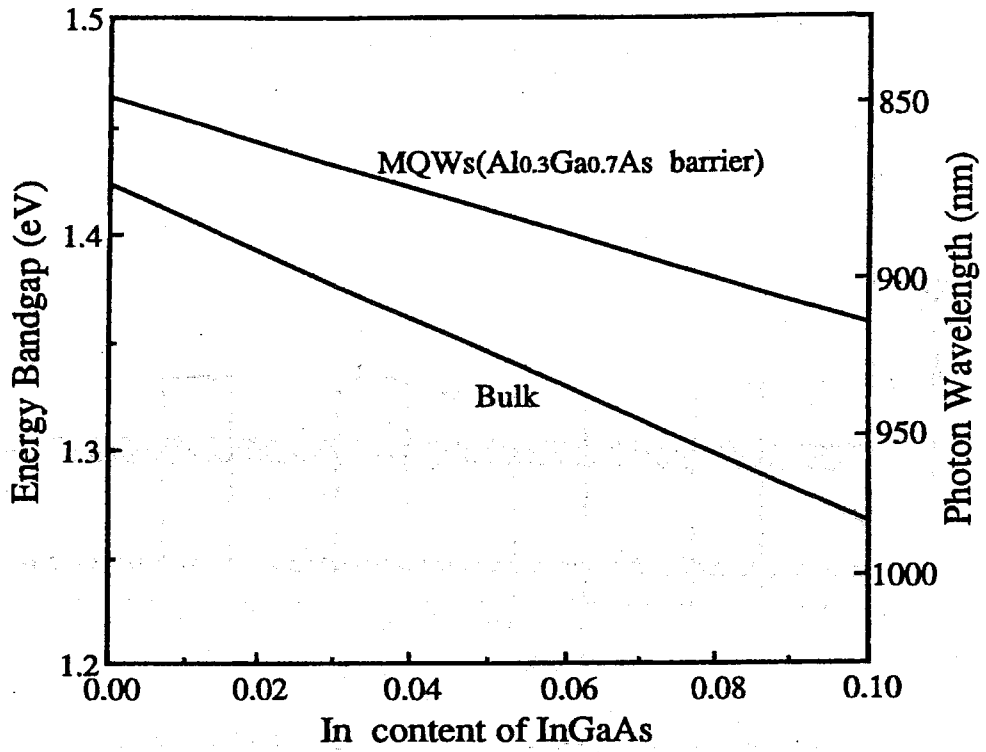


図 5.28: In 組成比に対する $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ のバンドギャップ (計算値)

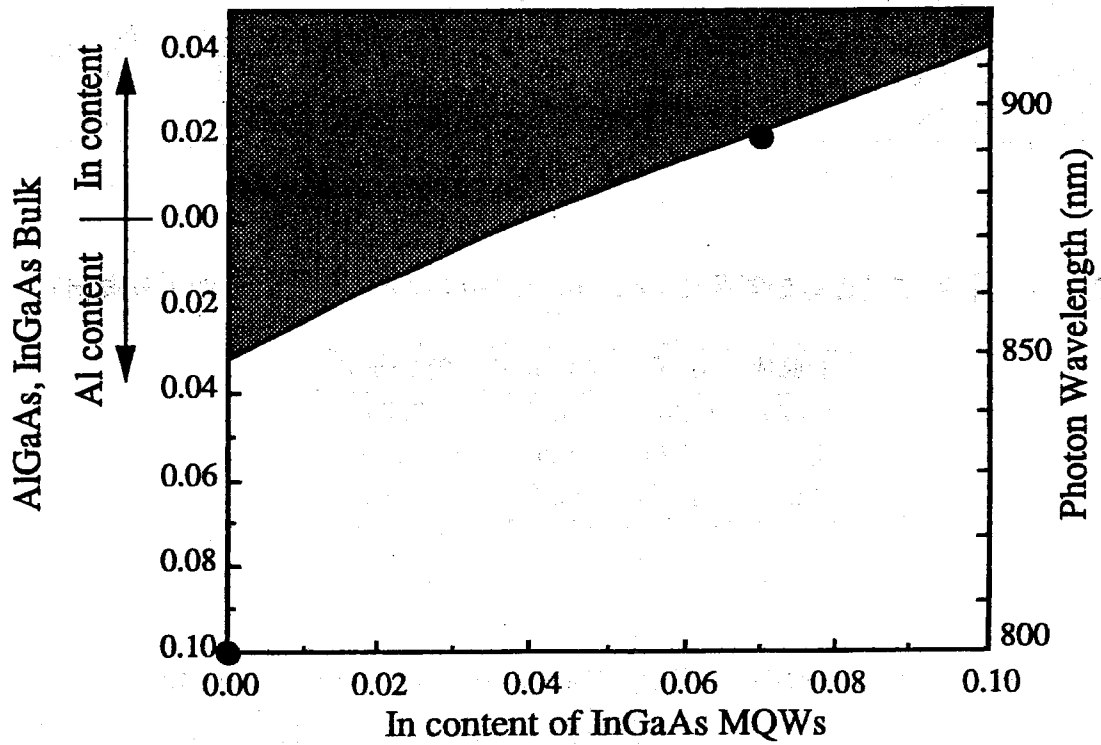
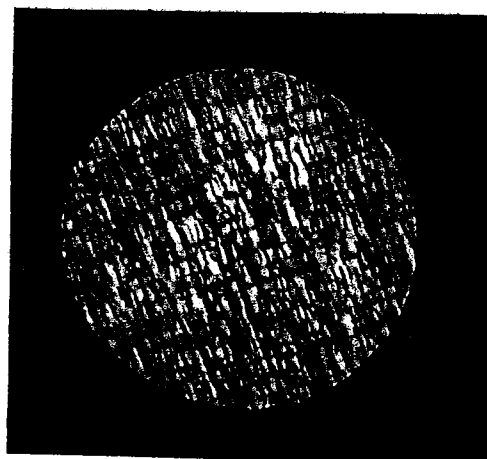
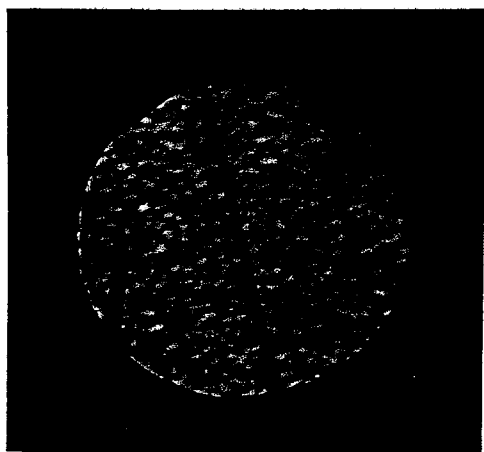


図 5.29: MQWs とバルク結晶のバンドギャップの In 組成比に関する関係 (計算値)



20 μm



5 μm

GaAs 10QWs
with $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{AlAs}$ DBR

$\text{In}_{0.02}\text{Ga}_{0.98}\text{As}$ 10QWs
with $\text{In}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{As}/\text{AlAs}$ DBR

図 5.30: Si 基板上面発光レーザの表面 EBIC 像

参考文献

- 1) T. Egawa, Y. Hasegawa, T. Jimbo and M. Umeno: *IEEE Photon. Technol. Lett.*, **6**, 681(1994).
- 2) D. G. Deppe, N. Chand, J. P. van der Ziel and G. J. Zyzdik: *Appl. Phys. Lett.*, **56**, 740(1990).
- 3) Y. Kaneko, T. Tamanuki, M. Katoh, H. Maekawa, F. Koyama and K. Iga: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **32**, L1612(1993).
- 4) C. J. Chang, J. P. Harbison, L. T. Florez and N. G. Stofeel: *Electron. Lett.*, **27**, 560(1991).
- 5) D. L. Huffaker, D. G. Deppe and T. J. Rogers: *Appl. Phys. Lett.*, **65**, 1611(1994).
- 6) H. K. Choi, C. A. Wang and N. H. Karam: *Appl. Phys. Lett.*, **59**, 2634(1991).
- 7) T. Egawa, Y. Hasegawa, T. Jimbo and M. Umeno: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **31**, 791(1992).
- 8) T. Egawa, Y. Hasegawa, T. Jimbo and M. Umeno: *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 2995(1995).

第6章

総括

本研究は将来の OEIC への応用を目的として、現在の電子デバイス集積回路の半導体材料である Si 基板上に発光デバイスを作製するという大前提のもとに行った。発光デバイスとしては、3次元集積化や極低閾値電流動作の可能性を有する面発光レーザを作製することにし、半導体材料としては発光機能に優れた GaAs を用いることにした。この Si 基板上 GaAs 活性層を有する面発光レーザにおいて、室温連続発振を目指し研究を行った。第4章では、Si 基板への応用を前提とした GaAs 基板上の面発光レーザを作製し、諸特性の評価と構造の最適化を行った。第5章では、4章をふまえた Si 基板上面発光レーザを作製し、諸特性の評価を行い、更なる特性の向上を目指して研究を進めた。

GaAs 基板上面発光レーザ

第4章では、OEIC への適用と Si 基板上への応用を前提に、GaAs 基板上に GaAs 活性層を有し、基板側反射鏡として AlAs/Al_{0.1}Ga_{0.9}As DBR 多層膜 23 ペアを用いた面発光レーザを作製した。光出射側反射鏡の改善と活性層の最適化を行ったところ、光出射側反射鏡として Au+MgF₂の複合反射鏡を用い、活性層として量子井戸を 10 個多重化した 10 重量子井戸 (10QWs) を用いた構造が、最も低閾値電流密度動作の可能性が高いことが結論として得られた。この構造の面発光レーザにおける 260 K 連続動作において、閾値電流 114 mA、発振波長 875 nm のレーザ発振が確認された。室温での連続レーザ発振には至らなかったが、それは明らかに反射率不足で本研究で用いた反射鏡よりも高反射率の反射鏡が形成可能となれば、その反射率に応じて活性層の最適化を行うことによ

り室温連続発振が可能になると考えられる。

Si 基板上面発光レーザー

第 5 章では、Si 基板上に GaAs 10 重量量子井戸を有し、基板側反射鏡として AlAs/ $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}$ 23 ペアの DBR 多層膜、光出射側反射鏡として Au 薄膜反射鏡を用い、光共振器を 3λ とした構造の面発光レーザーを作製した。この面発光レーザーにおいて、150 K までの連続発振に成功した。またこのレーザーの寿命は、APC 試験において 0.25 mW 一定の 300 K パルス発振で 200 分、11 μW 一定の 100 K 連続発振で 63 秒であった。この原因は、劣化観察により活性層中の高転位密度を起源とする暗領域の成長に基づくものであることが解った。そこでこの転位密度を低減させるため、円柱状エッチング+成長後熱処理を施したところ大きな効果が得られた。しかし、その後の素子化プロセスに問題があり、素子自体の特性向上にはつながらなかった。また、活性層及び DBR に In 組成を有する材料を用いる試みを行ったが、特性改善は観察されなかった。しかしながら、In 組成を有する材料を用いた Si 基板上の端面発光レーザーでは、最良のレーザー特性が得られており、最適化次第では面発光レーザーでも飛躍的な向上が望めると考えられる。

〈今後の課題〉

Si 基板上の面発光レーザーにおいて室温連続発振を実現させるには、閾値電流密度を下げる必要と転位等の欠陥密度を下げる必要がある。2 章より、閾値電流密度を下げるには、非常に高反射率を有する反射鏡を作製する必要があり、転位等の欠陥密度を下げるには、成長層に歪み層を導入したり、熱処理を施す等の工夫が必要である。以下では、Si 基板上の面発光レーザーで室温連続発振を実現するための課題について述べる。

- 高反射率反射鏡の形成

閾値電流密度を下げられれば、多少欠陥が多くても劣化速度を抑えられるので、高反射率反射鏡の形成は室温連続発振を実現するうえで非常に重要である。Si 基板に結晶成長で作製する場合、必ず 3 次元成長の影響を受けてしまう。そこで、今後は成長層表面を研磨し基板並の平坦性を得たあと反射鏡を成長する手法や、結晶成長で作製した AlAs 層を酸化させて形成する反射鏡についても研究を行う必要

がある。

- 電流狭窄窓の形成

閾値電流密度の低減に直接的にはつながらないが、活性層近傍に電流狭窄窓を設け、無駄な電流を減らす必要がある。本研究で用いた構造では、完全には電流狭窄が行えていないと考えられる。他の研究機関のように、AlAs 層の酸化により形成する必要がある。

- 欠陥密度低減

これには大きく分けて二通りの手法がある。一つは、転位等の欠陥を減らす手法、もう一つは欠陥自体はあるものの、活性層に含まれないようにする手法である。前者は、やはり本研究で用いた円柱状構造が有望であると考えられ、電極構造の工夫とエッチング面の不活性化が必要である。後者は、本研究室でも研究がなされている、活性層体積を微小化した量子ドット構造などが有望であり、その応用を考える必要がある。

