



Title	長寿命連続発振半導体レーザに関する研究
Author(s)	米津, 宏雄
Citation	大阪大学, 1975, 博士論文
Version Type	VoR
URL	<a href="https://hdl.handle.net/11094/2001">https://hdl.handle.net/11094/2001</a>
rights	
Note	

*The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA*

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

# 長寿命連続発振半導体レーザに関する研究

米 津 宏 雄

# 目 次

第1章 序 論 .....	1
第2章 ダブルヘテロ接合レーザの劣化機構 .....	9
2.1 緒 言 .....	9
2.2 走査形電子顕微鏡 (SEM) の劣化研究への応用 .....	10
2.3 劣化の内部要因 .....	13
2.3.1 劣化したレーザの一般的特性 .....	13
2.3.2 Dark Line Defect .....	15
2.3.3 劣化の核 - Dark Spot Defect .....	19
2.3.4 シングルヘテロ及びホモ接合発光ダイオードの劣化 .....	21
2.3.5 活性層への Al の添加による Dark Spot Defect の減少 .....	23
2.3.6 検 討 .....	25
2.4 劣化の外部要因 .....	29
2.4.1 主な外部要因 .....	29
2.4.2 オーミックコンタクトの合金化歪 .....	30
2.4.3 ヒートシンクへの接着による歪 .....	31
2.4.4 検 討 .....	34
2.5 結 言 .....	34
第3章 劣化したレーザの基本特性と Dark Line Defect との関係 .....	41
3.1 緒 言 .....	41
3.2 試料及び実験 .....	41
3.3 実験結果 .....	42
3.4 劣化した DHレーザの特性の解析 .....	45
3.4.1 Dark Line Defect の電気的光学的モデル .....	45
3.4.2 自然発光強度 .....	47
3.4.3 閾値電流密度 .....	47
3.4.4 外部微分量子効率 .....	49

3.5	計 算 結 果	49
3.6	検 討	51
3.7	結 言	53
	補 遺	54
第4章	長寿命室温連続発振半導体レーザの特性	59
4.1	緒 言	59
4.2	寿 命 特 性	59
4.2.1	試料及び実験	59
4.2.2	劣化特性	60
4.2.3	検 討	63
4.3	室温連続発振光出力	64
4.3.1	電流-CW光出力特性の解析	64
4.3.2	計算及び実験結果	67
4.3.3	検 討	68
4.4	結 言	70
第5章	結 論	73
	謝 辞	76

# 第 1 章 序 論

半導体を用いたレーザー発振は Hall<sup>1)</sup>, Nathan<sup>2)</sup> 及び Quist<sup>3)</sup> 等によって GaAs の pn 接合による注入励起を利用して 1962 年初めて 77°K に於て実現された。半導体レーザーの小形, 簡易な注入励起, 高速応答, 高効率等の特徴は早くから注目を集めた。以後半導体レーザーの研究の一つの大きな流れは室温連続発振へ向っての閾値電流密度の低下であった。Hall 等の Zn 拡散で作られた GaAs レーザは発光効率が低く, pn 接合での平坦性が悪いことも相まって低温でのパルス励起でのみ発振し, 室温では短い巾のパルス励起ですら発振できなかった。1963 年 Nelson 等は液相エピタキシャル法によって作られた平坦な pn 接合をもつ GaAs レーザを発表した。<sup>4)</sup> そしてこれに熱処理を加えることにより, 室温パルス励起での閾値電流密度, 約 30 KA/cm<sup>2</sup> が得られるに到った。<sup>5)</sup> 一方 Zn 拡散による pn 接合を持つ GaAs レーザに於ても拡散技術の向上と熱処理による発光効率の改善及び共振器内損失の低下とによって約 30 KA/cm<sup>2</sup> に迄閾値電流密度が下がるに到った。<sup>5, 6, 7)</sup> しかし, これらの値は室温連続発振可能な範囲には入っていなかった。<sup>8)</sup> 1969 年ベル研究所の Hayashi 等<sup>9, 10)</sup> 及び R C A 研究所の Kressel 等<sup>11)</sup> は Nelson の液相エピタキシャル技術を改良したスライド方式を用いて Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As-GaAs シングルヘテロ接合レーザーを作り, 従来の GaAs ホモ接合レーザーのイメージを破った。注入された電子をヘテロ障壁を利用して活性層にとじ込めることにより, 約 10 KA/cm<sup>2</sup> 迄閾値電流密度は下った。<sup>12-15)</sup> しかしこの構造は活性層厚約 1.5 μ を限度に, それ以下にすると正孔注入が起って注入電子のとじ込めができないこと<sup>12)</sup> 及びヘテロ構造を光波の導波路として見たとき非対称構造であるが故にカットオフが存在すること<sup>16-18)</sup> により, 閾値電流密度が急激に上昇するという欠点を持っていた。1970 年, Alferov 等<sup>19)</sup> 及び Panish 等<sup>20)</sup> は 1963 年に Kroemer<sup>21)</sup> の提案したキャリアと光波の両にとじ込め作用を持つダブルヘテロ接合レーザーを Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As-GaAs に適用して閾値電流密度約 3 KA/cm<sup>2</sup> を得た。次いで Hayashi 等はパルス励起での閾値電流密度約 2 KA/cm<sup>2</sup> を得て室温連続発振に成功した。<sup>22)</sup> そして現在迄に 0.1 ~ 0.2 μ という薄い活性層を用いたダブルヘテロ接合レーザーに於て約 1 KA/cm<sup>2</sup> のパルス

励起での閾値電流密度が得られるようになった。<sup>23-27)</sup>

ところが相次ぐ室温連続発振成功の報告がされている時に、<sup>22, 24)</sup> 著しい劣化現象の起ることが明らかになった。殆んど全て数分ないし数十時間という短い寿命は物理的興味及び実用的観点からも最大の関心事になり、以後現在に到る迄精力的に研究が遂行された。<sup>28-51)</sup> その結果著者等によって初めて動作中に結晶欠陥の発生することが見出され、<sup>28)</sup> その核になる結晶欠陥も見出されて<sup>47)</sup> 対策が打たれ、<sup>31, 41, 42, 45, 47)</sup> 1万時間程度の寿命の見通しが得られるに到った。

そして現在はさらに長寿命化するための研究が遂行されている。

長寿命連続発振半導体レーザーを得るためには劣化機構の解明と劣化対策は勿論のことであるが、もう一つ大切なことは室温連続発振の容易なレーザーを得ることである。その基本の一つは閾値電流密度の低下であり、他の一つは発振領域の温度上昇を少なくすることである。前者に関してはダブルヘテロ接合レーザーの閾値電流密度に関する基礎的な研究が行われた。活性層を $0.1 \sim 0.2 \mu$ 程度に充分薄くすると約 $1 \text{ KA/cm}^2$ という低い閾値電流密度の得られることが著者等によって理論及び実験によって明らかにされた。<sup>27)</sup> 後者に関しては発振領域を巾狭く限定したいわゆるストライプ構造の研究が行われた。電極ストライプ<sup>52)</sup>、メサストライプ<sup>53)</sup>、プロトン照射ストライプ<sup>54)</sup>、Zn 拡散ストライプ<sup>55)</sup>等多くの構造が報告されているが、著者等によってプレーナストライプ<sup>56)</sup>と呼ばれる構造が開発され、室温連続発振閾値最小 $50 \sim 60 \text{ mA}$ という非常に低い値が得られた。これらの結果はレーザーの長寿命化対策に適用された。

本研究の目的はダブルヘテロ接合レーザーの劣化機構を解明し、劣化原因を除去することにより長寿命連続発振半導体レーザーを得ることである。本論文では劣化の原因を究明し、解決策を見出して長寿命化に成功する迄の研究経過が章を分けて明らかにされている。

第2章に於てダブルヘテロ接合レーザーの劣化の主要因がエピタキシャル層内に存在する“Dark Spot Defect”と名付けられた転位と思われる結晶欠陥から“Dark Line Defect”と名付けられた結晶欠陥へ発展することによることが走査形電子顕微鏡を用いて明らかにされる。そして劣化の核となるDark Spot Defectの数が活性層への微量のAlの添加により著しく減少することが見出され、長寿

命化への足掛りが得られる。またオーミックコンタクトの合金化及びヒートシンクへの接着の際に入る歪が劣化の外部要因として特に著しく作用することも明らかにされる。そしてこれらの劣化機構が結晶欠陥及び結晶にかゝる応力という観点から検討される。

第3章に於ては劣化したレーザに於ける閾値電流密度の上昇，自然発光強度の減少，外部微分量子効率の低下という半導体レーザの基本特性の変化が劣化で生じた Dark Line Defect の数によって定量的に説明付けられ，急速な劣化は殆んど全てこの Dark Line Defect の発生によることが確認される。この Dark Line Defect は注入されたキャリアの非発光性のシンクになって自然発光強度を減少させ且つレーザ利得を下げると同時にレーザ光に対する吸収領域となって共振器内損失を増す。この両効果によって閾値電流密度は上り，外部微分量子効率は下ることが明らかにされる。

第4章に於ては活性層への微量の Al の添加により Dark Spot Defect の数の著しく減少した結晶から作られたレーザは，1万時間程度の著しく改善された寿命を示すことが明らかにされ，更に一般的な寿命特性が検討される。このような寿命の改善の上に立って実用的観点から室温連続発振時の光出力が検討され，巾  $15\ \mu$  のプレーナストライプレーザに於て片側反射面から  $10\sim 30\ \text{mW}$  の光出力が比較的安定且つ容易に得られることが理論及び実験から明らかにされる。

## 第 1 章 参 考 文 献

- 1) R.N. Hall, G.E. Fenner, J.D. Kingsley, T.J. Soltys and R.O. Carlson: Phys. Rev. Letters 9 (1962) 366.
- 2) M.I. Nathan, W.P. Dumke, G.Burns, F.H. Dill, Jr. and G. Lasher: Appl. Phys. Letters 1 (1962) 62.
- 3) T.M. Quist, R.H. Rediker, R.J. Keyes, W.E. Krag, B.Lax, A.L. McWhorter and H.J. Zeigler: Appl. Phys. Letters 1 (1962) 91.
- 4) H. Nelson: RCA Rev. 24 (1963) 603.
- 5) M.H. Pilkuhn and H. Rupprecht: J. appl. Phys. 38 (1967) 5.
- 6) R.O. Carlson: J. appl. Phys. 38 (1967) 661.
- 7) H. Yonezu, H. Mineta and A. Kawaji: Japan. J. appl. Phys. 8 (1969) 766.
- 8) 米津, 峯田, 川路: 第 16 回応用物理学関係連合講演会 (1969) p. 166.
- 9) I. Hayashi, M.B. Panish and P.W. Foy: IEEE J. Quantum Electron., QE-5(1969) 211.
- 10) M.B. Panish, I. Hayashi and S. Sumski: IEEE J. Quantum Electron. QE-5(1969) 210.
- 11) H. Kressel and H. Nelson: RCA Rev. 30 (1969) 106.
- 12) I. Hayashi and M.B. Panish: J. appl. Phys. 41 (1970) 150.
- 13) H. Nelson and H. Kressel: Appl. Phys. Letters 15 (1969) 7.
- 14) H. Yonezu, I. Sakuma and Y. Nannichi: Japan. J. appl. Phys. 9 (1970) 231.
- 15) H. Yonezu, I. Sakuma and Y. Nannichi: Laser 2 (1970) 41.
- 16) M. J. Adams and M. Cross: Phys. Letters A32 (1970) 207.

- 17) H. Yonezu: Japan. J. appl. Phys. 9 (1970) 1013.
- 18) M. J. Adams and M. Cross: Solid State Electron. 14 (1971) 865.
- 19) Zh. I. Alferov, V.M. Andreev, E.L. Portnoi and M.K. Trukan: Sov. Phys.-Semicond. 3 (1970) 1107.
- 20) M.B. Panish, I. Hayashi and S. Sumski: Appl. Phys. Letters 16 (1970) 326.
- 21) H. Kroemer: Proc. IEEE 51 (1963) 1782.
- 22) I. Hayashi, M. B. Panish, P.W. Foy and S. Sumski: Appl. Phys. Letters 17 (1970) 109.
- 23) I. Hayashi, M.B. Panish and F.K. Reinhart: J. appl. Phys. 42 (1971) 1929.
- 24) I. Sakuma, H. Yonezu, K. Nishida, K. Kobayashi, F. Saito and Y. Nannichi: Japan. J. appl. Phys. 10 (1971) 282.
- 25) E. Pinkas, B.I. Miller, I. Hayashi and P.W. Foy: J. appl. Phys. 43 (1972) 2827.
- 26) P.R. Selway and A.R. Goodwin: J. Phys. D: Appl. Phys. 5 (1972) 904.
- 27) H. Yonezu, K. Kobayashi and I. Sakuma: Japan. J. appl. Phys. 12 (1973) 1593.
- 28) 米津, 佐久間, 亀島, 上野, 南日: 第20回応用物理学関係連合講演会 (1973) p.248.
- 29) I. Hayashi: 1973 IEEE/OSA Conf. on Laser Engineering and Applications, Washington D.C. (1973) p.69.
- 30) B.C. DeLoach, Jr.: 1973 IEEE/OSA Conf. on Laser Engineering and Applications, Washington D.C. (1973) p.70.
- 31) H. Yonezu, I. Sakuma, T. Kamejima, M. Ueno, K. Kobayashi, K. Nishida, Y. Nannichi and I. Hayashi: 1973 Int. Conf. on

- Solid-State Devices, Tokyo, Japan. August, 1973. Proc. of the 5th Conf. on Solid-State Device (1973) p.59.
- 32) O. Nakada, R. Ito, H. Nakashima and N. Chinone: 1973 Int. Conf. on Solid-State Devices, Tokyo, Japan, August, 1973. Proc. of the 5th Conf. on Solid-State Devcies (1973) p.43.
  - 33) B.C. DeLoach, Jr., B.W. Hakki, R.L. Hartman and L.A. D'Asaro: Proc. IEEE 61 (1973) 1042.
  - 34) R.L. Hartman and A.R. Hartman: Appl. Phys. Letters 23 (1973) 147.
  - 35) R.L. Hartman, J.C. Dymont, C.J. Hwang and M. Kuhn: Appl. Phys. Letters 23 (1973) 181.
  - 36) W.D. Johnston, Jr. and B.I. Miller: Appl. Phys. Letters 23 (1973) 192.
  - 37) T.L. Paoli and B.W. Hakki: J. appl. Phys. 44 (1973) 4108.
  - 38) B.W. Hakki and T.L. Paoli: J. appl. Phys. 44 (1973) 4113.
  - 39) P. Petroff and R.L. Hartman: Appl. Phys. Letters 23 (1973) 469.
  - 40) G.A. Rozgonyi and M.B. Panish: Appl. Phys. Letters 23 (1973) 533.
  - 41) H. Yonezu, K. Kobayashi, K. Minemura and I. Sakuma: 1973 Int. Electron Devices Meeting, Washington D.C. (1973) p.324.
  - 42) H. Yonezu, I. Sakuma, T. Kamejima, M. Ueno, K. Nishida, Y. Nannichi and I. Hayashi: Appl. Phys. Letters 24 (1974) 18.
  - 43) W.D. Johnston, Jr., W.M. Callahan and B.I. Miller: J. appl. Phys. 45 (1974) 505.
  - 44) G.A. Rozgonyi, P.M. Petroff and M.B. Panish: Appl. Phys. Letters 24 (1974) 251.
  - 45) J.C. Dymont, F.R. Nash, C.J. Hwang, G.A. Rozgonyi, R.L. Hartman,

- H.M. Marcos, and S.E. Haszko: Appl. Phys. Letters 24 (1974) 481.
- 46) H. Yonezu, M. Ueno, T. Kamejima and I. Sakuma: Japan. J. appl. Phys. 13 (1974) 835.
- 47) H. Yonezu, T. Kamejima, M. Ueno and I. Sakuma: Japan. J. appl. Phys. 13 (1974) 1679.
- 48) Y. Nannichi and I. Hayashi: J. Cryst. Growth, to be published.
- 49) R. Ito, H. Nakashima and O. Nakada: Japan. J. appl. Phys. 13 (1974) 1321.
- 50) O. Nakada, N. Chinone, S. Nakamura, H. Nakashima and R. Ito: Japan. J. appl. Phys. 13 (1974) 1485.
- 51) N. Chinone, R. Ito and O. Nakada: IEEE J. Quantum Electron., QE-10 (1974). 81.
- 52) J.E. Ripper, J.C. Dymont, L.A. D'Asaro and T.L. Paoli, Appl. Phys. Letters 18 (1971) 155.
- 53) T. Tsukada, H. Nakashima, J. Umeda, S. Nakamura, N. Chinone, R. Ito and O. Nakada: Appl. Phys. Letters 20 (1972) 344.
- 54) J.C. Dymont, L.A. D'Asaro, J.C. North, B.I. Miller and J.E. Ripper: Proc. IEEE 60 (1972) 726.
- 55) 浪崎, 菅, 石井, 伊藤: 第21回応用物理学関係連合講演会 (1974) p.79.
- 56) H. Yonezu, I. Sakuma, K. Kobayashi, T. Kamejima, M. Ueno and Y. Nannichi: Japan. J. appl. Phys. 12 (1973) 1585.

## 第 2 章 ダブルヘテロ接合レーザの劣化機構

### 2.1 緒 言

ダブルヘテロ接合レーザ (DHレーザと略す) を用いて室温連続発振動作を行うと殆んどどのレーザに於て光出力が急速に低下し, 数分乃至数十時間で発振が停止するという速い劣化現象が起る。しかし本研究開始以前には DHレーザの劣化現象に関する報告は殆んどなく, わずかにパルス駆動 (パルス巾 100ns, デューティ比 10%) の DHレーザに於て劣化速度が動作電流密度の増加と共に増加するという報告があっただけであった。<sup>1)</sup> 特殊な劣化現象としてはパルス動作で非常に大きな光出力 (数 MW/cm<sup>2</sup>) を出すと反射面が破壊されるということが知られていた。<sup>2)</sup> 非常に急速な劣化で有名であった GaAs のトンネルダイオードに於ては注入キャリアの再結合エネルギーによる格子点からの原子の移動という説明があり,<sup>3)</sup> GaAs 発光ダイオードにもその説を適用する考えがあった。<sup>4)</sup> また Zn 拡散<sup>5)</sup> 及びアロイ<sup>6)</sup> によって作られて大きな歪の入った GaAs 発光ダイオードでは, 動作中  $\langle 110 \rangle$  方向に格子状の非発光領域が発生するという報告がされていた。

従って DHレーザに於ける劣化現象の究明は実用的意味もさること乍ら物理的にも非常に興味ある課題である。本章ではこの劣化機構について検討を行う。内部要因に基づく劣化は DHエピタキシャル層内に存在する “Dark Spot Defect” と呼ばれる結晶欠陥が動作中  $\langle 100 \rangle$  方向に  $(001)$  結晶中で伸びる “Dark Line Defect” と呼ばれる結晶欠陥に発展する現象による。<sup>7-12)</sup> 従って劣化の核である “Dark Spot Defect” の数を減らせば長寿命化が実現される。これは活性層への微量の Al の添加によって実現される。<sup>8, 9, 10, 11, 12)</sup> 劣化の外部要因の中ではオーミックコンタクトの合金化及びレーザ結晶のヒートシンクへの接着の際に発生する歪が特に著しい悪影響を与える。従って DHレーザの急速な劣化現象の主要因は結晶欠陥と結晶にかゝる歪と云える。

本章の研究には走査形電子顕微鏡 (SEM) の多角的な利用が大きな力になったので, SEM の劣化研究への応用, 劣化の内部要因及び外部要因と節

を分けて検討する。

## 2.2 走査形電子顕微鏡 (SEM) の劣化研究への応用

加速した電子ビームをレーザ結晶のような発光性半導体に照射すると図 2.2.1 に示すように各種の情報を取り出すことができる。<sup>13)</sup> pn 接合 (電子線) 誘起電流モード ( $I_j$ ) は 0 バイアス状態 ( $I_{j0}$ ) と逆バイアス状態 ( $I_{jb}$ ) とで異なる情報を与える。<sup>14)</sup>

SEM では細く絞った電子ビームを走査することによってこれらの情報の

強度分布を白黒の像としてブラウン管上で観察することができると共にその相対強度をプロファイルとしてブラウン管又はレコーダ上に取り出すことができる。

$I_{j0}$  モードで得られる情報は電子線励起による起電力に相当するから、pn 接合及び pn 接合から少数キャリアの拡散長以内の範囲に少数キャリアの寿命を短くする領域が存在すれば、その領域は正常領域より出力の小さい領域として観察される。CL モードでは非発光又は弱発光領域が容易に見出される。更にバンドギャップの違う層での発光波長の相異を利用して波長を選択すれば、DH 構造のどの層のどの領域に非発光領域が存在するかということもつきとめることができる。又ピーク波長から  $Al_xGa_{1-x}As$  層の  $x$  を決定することも容易にできる。更にオーミック電極から金属が結晶内に合金化して入った場合には特性 X 線を検出して元素名を決定すると共にその空間的

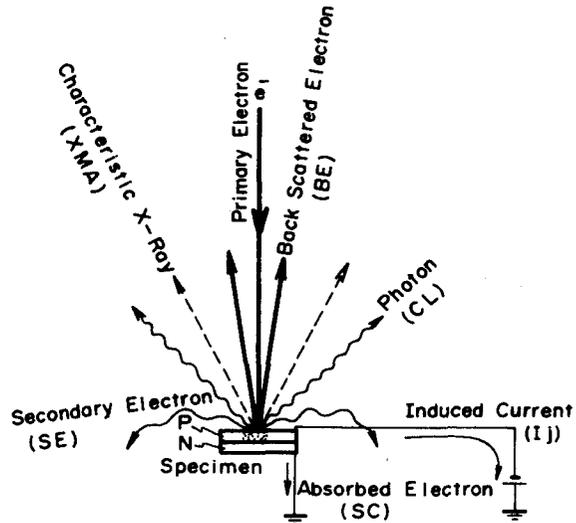


図 2.2.1 加速電子線の照射により半導体結晶から取り出すことのできる各種の情報の情報。

分布をブラウン管上で観察することができる。結晶のクラックやエッチピット等の凸凹をBE又はSEモードを用いて観察できると共にDH構造についてはGaAs

と $Al_xGa_{1-x}As$ とのSEの発生量の違いによって層構造を見ることができ、各層厚も容易に測定することができる(図2.2.2)。

劣化の研究に於てはこれらのモードを目的に応じて使い分けたがその中でも $I_{j_0}$ とCL

モードを用いることが最も多かった。その典型的な原理図を図2.2.3に示す。CLモード部分については波長

$7000 \text{ \AA}$ ,

$0.2 \mu W$ の微弱光を波長分解能 $50 \text{ \AA}$ ,  $S/N \approx 10$ で検出することができるように試作した。<sup>15)</sup>

また $I_{j_0}$ モードの分解能を上げる試みもなされた。GaAsの少数キャリア

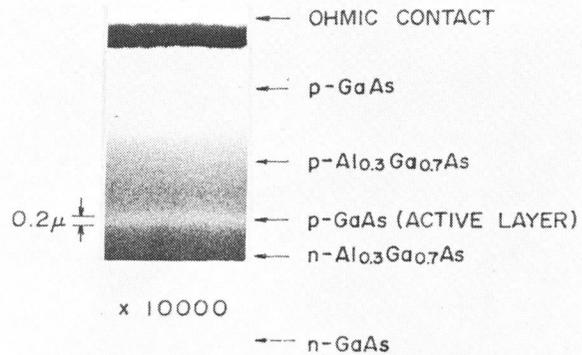


図2.2.2 DHレーザの劈開面のSE像。

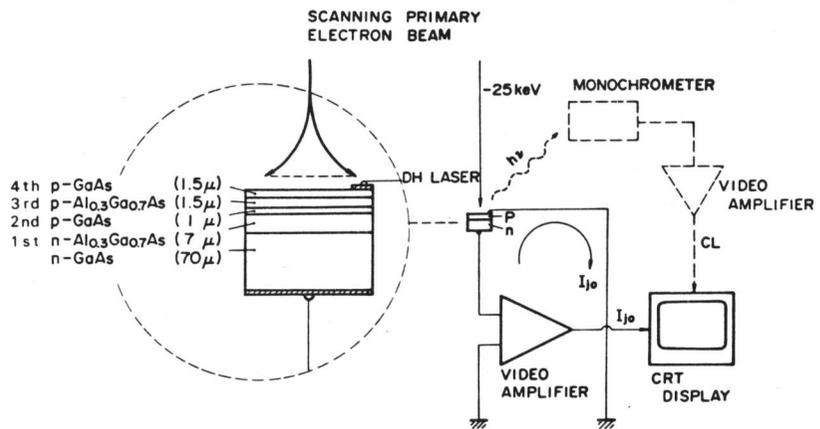
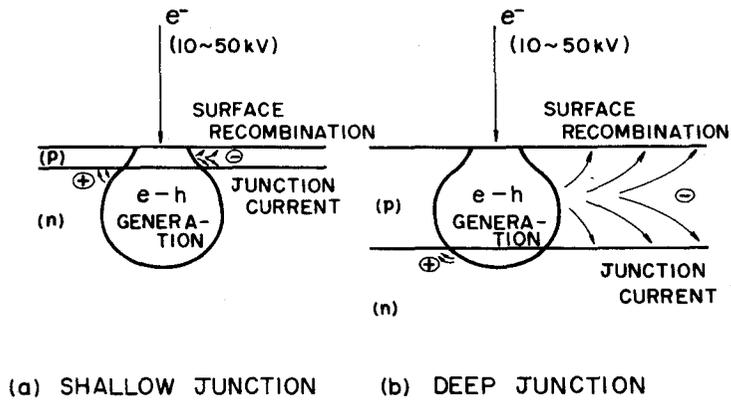


図2.2.3  $I_{j_0}$ とCLモードの原理図。

試料は典型的な層構造をもつDHレーザ。

の拡散長は電子で数  $\mu$ ，正孔のそれは電子の拡散長の数分の一程度である。  
 16-18) p on n の GaAs ダイオードに於て p n 接合の深さが電子の拡散長以上  
 の場合

は  $I_{j0}$   
 モードの  
 分解能は  
 励起され  
 た電子の  
 発生領域  
 と電子の  
 拡散長と  
 で制限さ  
 れて、数



$\mu$ となる。  
 (図2.2.4  
 (b) )。

図 2.2.4  $I_{j0}$  モードの分解能。

- (a) p n 接合が電子の拡散長より充分浅い場合。
- (b) p n 接合が電子の拡散長より深い場合。

この表面の p 層を充分薄くすると励起された電子の拡散は表面再結合による捕獲と p n 接合による捕獲とで制限され、横方向の実効的な拡散長が短くなる(図 2.2.4 (a))。図 2.2.4 (a)に於て電子線照射による電子-正孔対の発生領域は通常の加速電圧( ~ 25 KV ) 程度では n 形領域に於ける方が大きい、そこでの少数キャリアである正孔の拡散長は短い。このため  $I_{j0}$  モードの分解能は p n 接合の極く近傍での電子-正孔対の発生領域と、減少した電子の拡散長又は正孔の拡散長で制限され、 p n 接合が数  $\mu$  と深い場合に比べて数倍の分解能を持ち得ると考えられる。その結果は推察通りで、2.3.2 及び 2.3.3 節で述べられるが、この方法を用いて劣化によって生じた結晶欠陥の微細構造が詳細に観察され、劣化の核が初めて見出された。

劣化した試料を  $I_{j0}$  モードで観察する場合、一般に p 形オーミックコンタクトが Cr ( 0.1  $\mu$  ) - Au ( 1.5  $\mu$  ) で出来ており、Au の電子阻止能が大きいために電子ビームが通らず、電極をはがさなければならない。これ

を避けるために電気伝導率及び熱伝導率が大きく電子阻止能の小さい Al に着目して Cr ( 0.1  $\mu$  ) - Al ( 1 ~ 3  $\mu$  ) のオーミック電極を用いることを試みた。その結果 SEM 中で劣化させ乍ら随時  $I_j$  像を観察することができ、2.3.3 節に述べるように劣化の進行過程を観察することができた。

## 2.3 劣化の内部要因

### 2.3.1 劣化した DH レーザの一般的特性

まず通電によって劣化した DH レーザがもたらす電気的・光学的な特性の変化をいろいろな角度から検討した。

試料は全て連続液相エピタキシャル法<sup>19)</sup>で作られた4層エピタキ

シャル構造のストライプ形レーザであった。殆んど試料には巾 10 ~ 25  $\mu$  に制限された電極ストライプ構造<sup>20)</sup>が用いられ、一部には Zn 拡散したストライプ部分にのみ電流が流れるプレーナストライプ構造<sup>21)</sup>が用いられた(図 2.3.1)。レーザ結晶は熱膨張係数の大きなヒートシンクに強固に接着されると強い歪を受け、結晶本来の内部要因以外の要因による劣化現象を顕す恐れがある(2.4.3 節)。これをさけるためにレーザ結晶は Cu ヒートシンクに薄い In 膜で融着又はバネでおさえつけられた状態に保たれた。通電条件は直流 1 ~ 6 KA/cm<sup>2</sup> で、殆んど試料が自然発光状態であった。このときの活性層の温度上昇は 10 ~ 60 °C であった。

通電により急速に劣化する DH レーザに於けるパルス電流 - 光出力特性の典型的な変化を図 2.3.2 (a) に示す。本質的にはレーザ発振状態及び

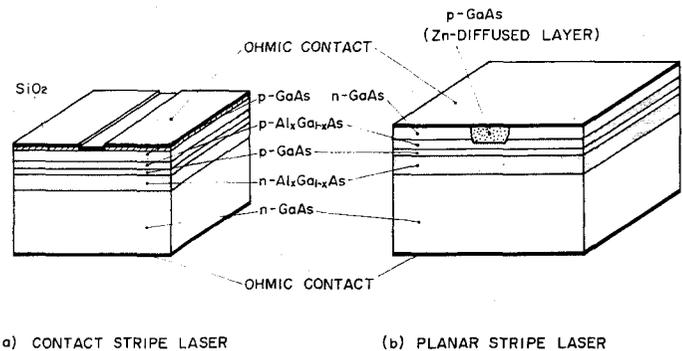
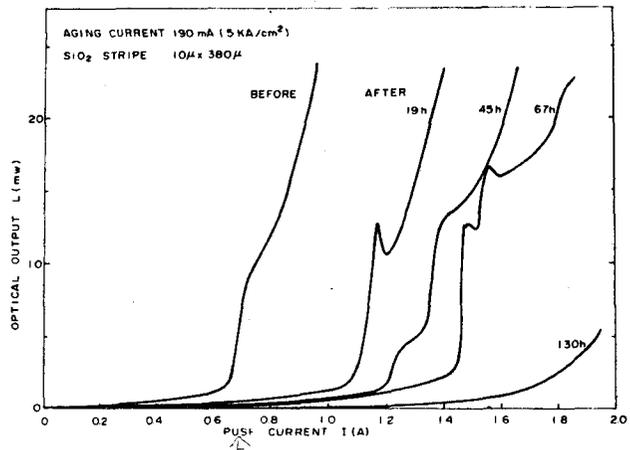


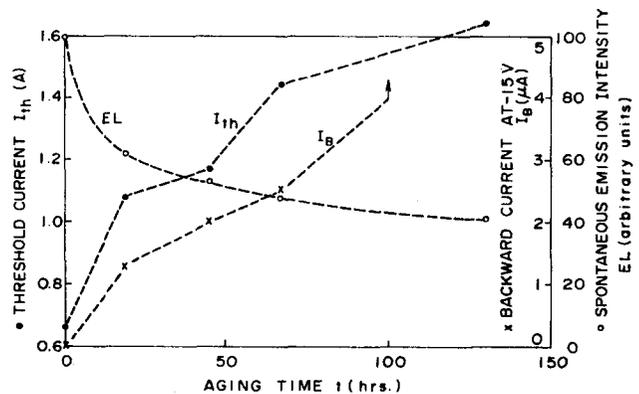
図 2.3.1 劣化実験に使われたストライプ形 DH レーザ。

自然発光状態とは無関係に劣化し、次のような共通的特徴を持っていた。

- 1) 閾値電流の増加。
- 2) 自然発光強度の減少。
- 3) 外部微分子効率の低下。
- 4) 発振状態の電流-光出力特性曲線の複雑化。
- 5) Near Field Pattern の高次多モード化(図 2.3.3)。
- 6) 閾値近傍での自然発光強度の増加。
- 7) Breakdown 電圧の低下, 逆方向及び順方向電流の増加。



(a) パルス電流 - 光出力特性の変化。

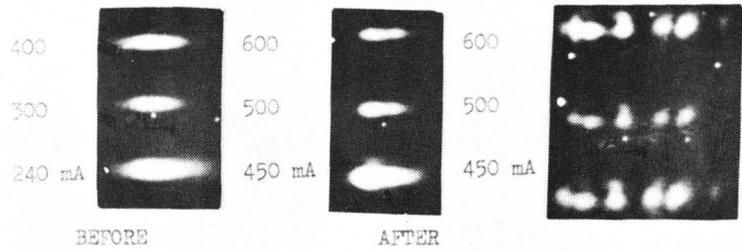


(b) 閾値電流, 自然発光強度, 逆方向電流の変化。

図 2.3.2 通電によって急速に劣化するDHレーザの典型的な特性変化。

これらの特徴はGaP<sup>22)</sup>やGaAs<sup>23)</sup>の発光ダイオードで報告されている不純物イオンの移動等による空間的に一様な発光効率の低下よりも, 空間的に不均一な非発光領域の発生を示唆している。Paoli等<sup>24)</sup>も両反

射面  
から  
測定  
した  
自然  
発光



強度 図 2.3.3 劣化による Near Field Pattern の変化。  
の低下の度合が異なり、発光スペクトル分布も異なる事実から局所的な  
吸収領域が発生することを指摘している。

### 2.3.2 Dark Line Defect

前節での結果は D H レーザの劣化現象が局所的な非発光領域の発生に  
よることを示唆しており、その領域の直接観察は現象の理解に大きな助  
けとなる。そこで 2.2 節で述べられた S E M -  $I_{j_0}$  及び CL モードを用  
いて劣化の様子を調べた。

図 2.3.4 は 4 KA  
/ $cm^2$ , 130 時間  
直流通電後、パル  
ス励起での閾値電  
流が 2.5 倍に上昇  
した電極ストライ  
プ形レーザの  $I_{j_0}$   
像である。電子線  
誘起電流の生じな  
い領域がストライ  
プ電極跡に沿って  
<100> 方向に  
直交して (001)

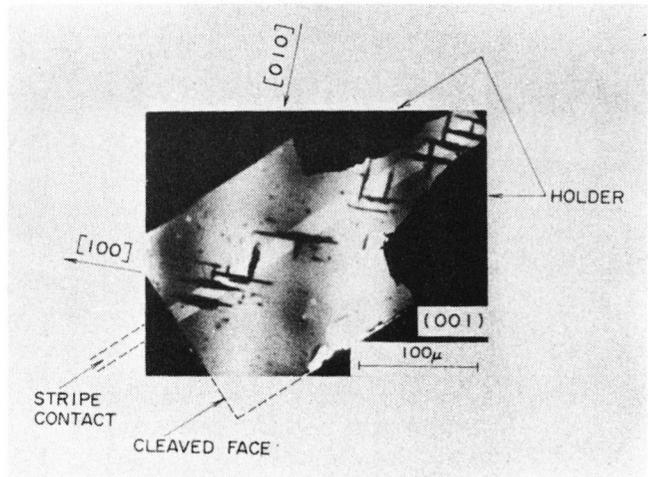


図 2.3.4 劣化した D H レーザの S E M -  $I_{j_0}$   
像。電極ははがされている。

結晶内に発生していた。これを“Dark Line Defect (略して DLD)”  
と呼ぶ。この DLD は劣化の程度に応じて数及び長さに変化はあるもの

の、全ての劣化したDHレーザに於て観察された。 $\langle 100 \rangle$ 方向に投影をもって伸びたDL Dはストライプ構造のレーザで観察されるだけでなく、全面電極構造のレーザに於ても、また円形にメサカットされた発光ダイオードに於ても劣化後観察され、電極構造には依存しなかった。図2.3.5はオーミックコンタクトが一部はがれている試料を用いて $I_{j0}$ 像と発光(EL)強度分布像(顕微鏡-ITVで観察)とを同一試料で観察したもので、ストライプ電極脇に斜めに走る $I_{j0}$ 像(a)のDL Dは、(b)に於ける非発光領域と1対1に対応した。更に分光器の波長をGaAs及び $Al_xGa_{1-x}As$

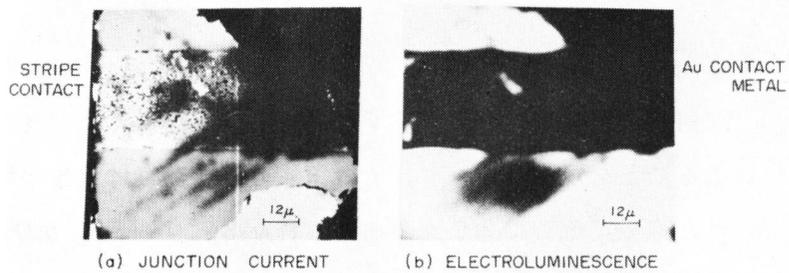


図2.3.5  $I_{j0}$  像(a)に於けるDL Dと自然発光強度分布像(b)に於ける非発光領域との対応。

の発光波長に合わせてDH構造の各層でのCL像を夫々観察し、 $I_{j0}$ 像と対応させた(図2.3.6)。

DL Dは薄いGaAsの活性層にのみ存在し、隣接する第3層の $p-Al_{0.3}Ga_{0.7}As$ 層には存在しなかった。更に第1層の $n-Al_{0.3}Ga_{0.7}As$ 層及び第4層の $p-GaAs$ 層にもDL Dは存在しないことが確認された。またAB-エッチング液<sup>25)</sup>を用いて表面からエッチングすると活性層にのみDL Dに対応するエッチピッ

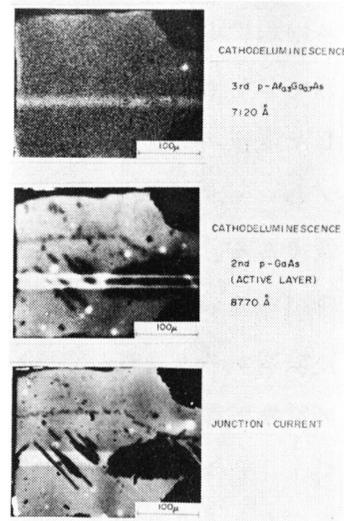


図2.3.6 DH構造の各層でのCL像と $I_{j0}$ 像との対応。DL Dは活性層にのみ存在した。

トが現われること、充分劣化した活性層厚 $3\mu$ のDHレーザではDL Dに対応するエッチピットが活性層の厚さ方向全域にわたっており、ストライプ電極下断面のCL像に於てもDL Dに対応する非発光領域が活性層のみに存在していることが確かめられた。従ってDL Dは活性層の厚さ方向ほぼ全域にとじ込められていることが明らかになった。

AB-エッチング液を用いて活性層近傍迄エッチングし、 $I_{j0}$ 像の分解能を上げてこのDL Dを観察した結果、図2.3.7(b)に見るように、一本のDL Dが更に微細な何本かのDL Dより成り立っていることが明らかになった。エッチング後(図2.3.7(b))はエッチング前(同図(a))に比べて分解能は約 $0.5\mu$ に迄上がった。このときのpn接合深さは約 $0.5\mu$ であった。

温度特性は劣化機構を考える上に重要な問題である。一般に低温で動作させると劣化速度は著しく遅くなるが、 $77^\circ\text{K}$ に於てすらも $\langle 100 \rangle$ 方向に伸びたDL Dが見出された。しかしDL Dの数は図2.3.4よりも

はるかに少なかった。

また稀に $\langle 110 \rangle$ 方向のDL Dが室温で観察された。特にレーザ結晶をヒートシンクにバネでおさえつけた状態で大電流

密度( $\sim 10\text{KA}/\text{cm}^2$ )の通電をするとストライプ電極部の結晶表面に $\langle 110 \rangle$ 方向のクラックが発生した。

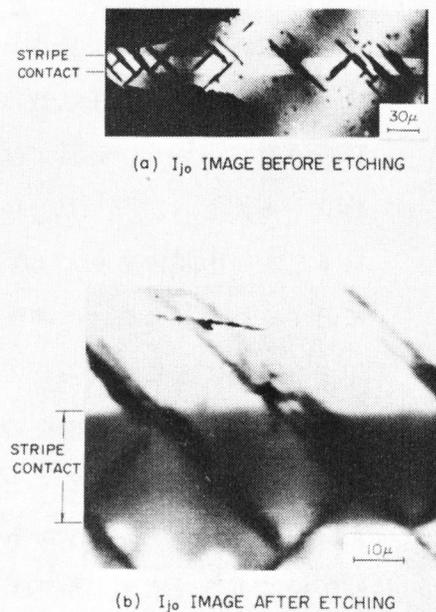


図2.3.7 DL Dの $I_{j0}$ 像( $0.1\text{nA}$ ,  $25\text{KV}$ )。

- (a) エッチング前: オーミックコンタクト除去。pn接合深さ $4\mu$ 。
- (b) エッチング後: pn接合深さ $0.5\mu$ 。第4層のp-GaAs層( $1.5\mu$ )、第3層のp- $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ 層( $2\mu$ )はエッチングで除去された。通電条件:  $4\text{KA}/\text{cm}^2$ ,  $130\text{h}$ 。

このように急速に劣化したDHレーザでは発振状態とは無関係に必ずDL Dが発生しており、DHレーザの劣化が局所的に発生した非発光領域によることが明らかになった。DL Dは $I_{j_0}$ 及びEL, CL強度の減少している領域であることから、大電流密度領域の活性層中にてのみ発生した再結合速度の速い非発光性の結晶欠陥であり、その結晶欠陥は(001)面上に $\langle 100 \rangle$ 方向の投影をもつ。Petroff等<sup>26)</sup>はEL強度分布中に見出された非発光性のDL Dが巨大な転位網に対応していたことを透過形電子顕微鏡(TEM)を用いて見出した。図2.3.7(b)のDL Dはその転位網と同一物であろうと推察される。<sup>27)</sup>

ここでヘテロ構造に於ける内部歪<sup>8, 9, 10, 28)</sup>を考察する必要がある。GaAsとAlAsの格子定数は約900°Cで一致しているが、AlAsの熱膨張係数が小さく、室温ではAlAsの格子定数の方がGaAsのそれより約0.1%大きい。<sup>29)</sup>  $Al_x Ga_{1-x} As$ の格子定数はGaAsとAlAsの格子定数の中間にあり、Alの組成比 $x$ の増加と共にAlAsの格子定数に近づく。DH構造は連続液相成長法により840°Cから820°C迄冷却する過程で成長させられるから、室温では活性層は引っぱられている。図2.2.3の典型的な層構造の場合、活性層は $1 \sim 2 \times 10^8$  dyn/cm<sup>2</sup>の引張り応力を受けていることが試算される。<sup>8, 9, 10, 28)</sup> 逆に $Al_x Ga_{1-x} As$ 層は $\sim 3 \times 10^8$  dyn/cm<sup>2</sup>の圧縮応力を受けている。これらの事実はX線による曲率測定からも確認された。<sup>30)</sup> 引張り応力下の材料は一般に外力による破壊が起り易く、特に結合の弱い所、結晶欠陥、応力の集中を受けている所等が起点になることがよく知られている。大電流密度動作時にストライプ電極の長手方向と直角方向に結晶表面でクラックが入るのはその一例であろう。レーザ結晶をヒートシンクにバネでおさえつけた状態で10KA/cm<sup>2</sup>程度の直流を流すと活性領域の温度は約100°Cに上るが、結晶表面はヒートシンクに近い温度を保つ。従って結晶表面は活性領域とほぼ同じ長さ迄引張られ、

$$\lambda_{\text{tens.}} = \alpha_{\text{GaAs}} (\text{GaAsの熱膨張係数}) \cdot \Delta T (\text{活性領域の温度} - \text{ヒートシンクの温度}) \cdot E_{\text{GaAs}} (\text{GaAsのヤング率}) \simeq 5.8 \times 10^8 \text{ dyn/cm}^2,$$

なる大きな引張り応力がストライプ電極の長手方向に働く。その結果、オーミック電極を施されて強い歪や結晶欠陥の入っている結晶表面では、クラックが応力方向と直角の劈開方向に入ると考えられる。一方DLDが活性層にとじこめられているのは活性層を挟む  $Al_x Ga_{1-x} As$  層が圧縮応力を受けていること、更には転位等の結晶欠陥の成長に対する限界応力が  $Al_x Ga_{1-x} As$  では大きいことによると考えられる。

### 2.3.3 劣化の核 - Dark Spot Defect

DHレーザの急速な劣化の主犯であるDLDの発生機構を究明し、長寿命化対策を施すためにはDLDの発生源を見出し、DLDへの進展過程を把握しなければならない。そこでSEM- $I_{j0}$ モードを用いて更に詳細な検討を行った。

一般にDLDは劣化の進行と共に大電流密度領域内で長く伸びていくことが確認された。比較的劣化の少ない短時間(EL強度80%に減少)で通電を終えた試料の $I_{j0}$ 像を図2.3.8に示す。図2.3.8(a)はオーミック電極をはがした後の $I_{j0}$ 像であり、エッチングはされていない。図2.3.7(a)に比べるとDLDの長さがストライプ巾内に入っておりかなり短い。同図(b)はAB-エッチング液を用いてpn接合深さが約0.5 $\mu$ になる迄エッチングした後の同じ場所の $I_{j0}$ 像である。同図(a)のDLDが(b)に於ては細く又は点状になり、分解能の上っていることがわかる。同図(c)は同図(b)の点線矩形内の拡大像であり、直径2~3 $\mu$ の大きな黒い点(Dark Spot Defect(略してDSD)と呼ぶ)から細く短いDLDが伸びかゝっている様子が見られる。殆んどの場合DLDはこの大きなDSDから伸びることが確かめられた。同図(a)又は図2.3.7(a)をみると電流の殆んど流れないストライプ電極の外側に数多くの小さくぼやけたDSDを見出すことができるが、これは通電とは無関係にエピタキシャル層内に既に存在しているものであることが確かめられた。この小さな生来のDSDの内ストライプ電極下又はその近傍の大電流密度領域にあるものゝ殆んどは通電によって必ず大きな黒いDSDに成長した。その様子は図2.3.4のストライプ電極部外側にも見られるが、2.2節で述べたよ

うに Cr-Al オーミック電極を採用した試料を SEM 内で通電試験し、随時  $I_{j_0}$  像を観察することによって更に確認された（第 4 章 4.2.2 節，図 4.2.4 参照）。図 2.3.8 の状態から更に長時間通電して劣化させると殆んど DLD が図 2.3.7(b) のような複雑巨大な DLD に成長することが認められた。

以上の結果から劣化の核はエピタキシャル層内に存在する生来の DSD であることが明らかになった。これが通電によって大きな DSD に成長し、そこから細い DLD が発生して更に大きく複雑な DLD に発展して行く過程がとりもなおさず劣化の進行過程である。Petroff 等はエピタキシャル層を貫く一本の転位から巨大な転位網が成長しているとしている。<sup>26)</sup> 本節では生来の DSD から DLD が成長しており、DLD は巨大な転位網に対応していると思われる（2.3.2 節）。従って両者を対応させると生来の DSD はエピタキシャル層を貫く転位である可能性が高い。

しかし生来の DSD の結晶学的証明はされておらず、また成長した

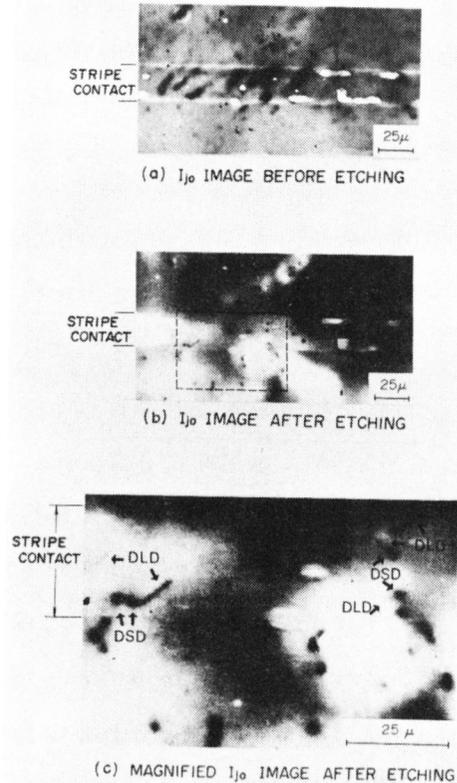


図 2.3.8 劣化初期の段階の DH レーザの  $I_{j_0}$  像 (0.05nA, 25KV)。  
 (a) エッチング前：オーミック電極除去。pn 接合深さ  $3.5 \mu$ 。  
 (b) エッチング後：第 4 層の p-GaAs 層 ( $1 \mu$ )，第 3 層の p-Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>As 層 ( $2 \mu$ ) 及び活性層 ( $1 \mu$ ) の半分はエッチングで除去された。pn 接合深さ， $0.5 \mu$ 。  
 (c) (b) の点線内の拡大図。  
 (b)(c) に於ける大きな白黒のムラはエッチング深さのムラによる。

DSDが何であるかはいまだ明らかにされていない。

DSDの結晶学的性質は不確かではあるが、劣化の核であるDSDを除去することができれば寿命が著しく改善されるであろうことは明確である。

#### 2.3.4 シングルヘテロ及びホモ接合発光ダイオードの劣化

前節に於てDSDが劣化の核になり、通電中DL Dに成長するというDHレーザの劣化過程が明らかになったが、これがDHレーザ固有のものか否かを調べることは劣化機構を解明するための重要な手掛りとなる。このためDHレーザの製作と全く同じ連続液相エピタキシャル法でシングルヘテロ接合(SH)及びホモ接合(HOMO)の発光ダイオードを試作してその劣化の様子を調べた。

試料は図2.3.9に示すストライプ巾 $15 \sim 30 \mu$ の電極ストライプ構造を持ち、DHレーザと同程度の $2 \sim 6 \text{ KA/cm}^2$ の直流通電試験が行われた。反射面方向からEL強度が測定されてレコーダ上に記録された。

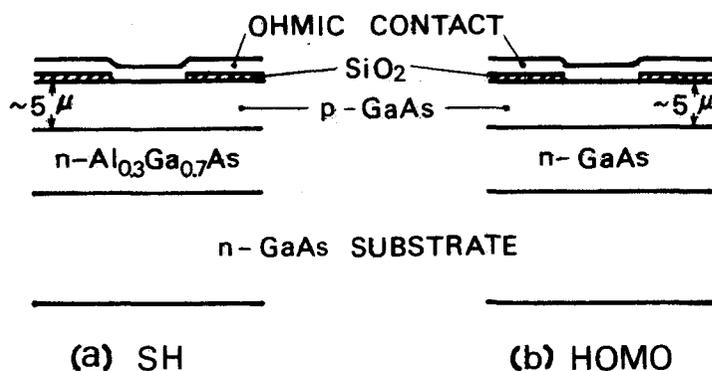


図 2.3.9 劣化実験に使われたSH及びHOMO接合発光ダイオード。

劣化速度は一般にDHレーザの場合よりも遅い傾向にあったが、SH、HOMO発光ダイオード共図2.3.10にみるようにDHレーザと全く同様の $\langle 100 \rangle$ 方向に投影を持つDL Dが発生しているのが認められた。その劣化過程をCr-Alのp形オーミック電極を採用した試料を用いてSEM中で劣化させ乍ら $I_{j0}$ 像を観察したところ、劣化前に存在していたDS Dが大きくな黒いDS Dに成長し、そこからDL Dが発生するのが認められた。図2.3.10(b)、(c)のようにかなり劣化したSH又はHOMOダイオードの表面のp-GaAs層をAB-エッチング液でエッチすると、一本のDL Dは図2.3.7(b)のような微細構造から成り立っており、表面p-GaAs層の厚さ方向全域にわたっていることが明らかになった。このようにSH及びHOMOダイオードの劣化現象は本質的にはDHレーザの場合と同一であった。このDL DをX線のトポグラフで調べた結果、DL Dの構造は単純ではないが、転位か面欠陥である可能性の高いことが指摘された。<sup>30)</sup>

劣化前から存在しているDS DはAB-エッチング液で表面から約2 $\mu$ もエッチするとエッチピットとして全て観察された。DH構造では活性層が0.1~0.5 $\mu$ と一般に薄いこと、薄いGaAs層と $Al_xGa_{1-x}As$ 層とが交互になっていること等のためにDS Dをエッチピットとして観察

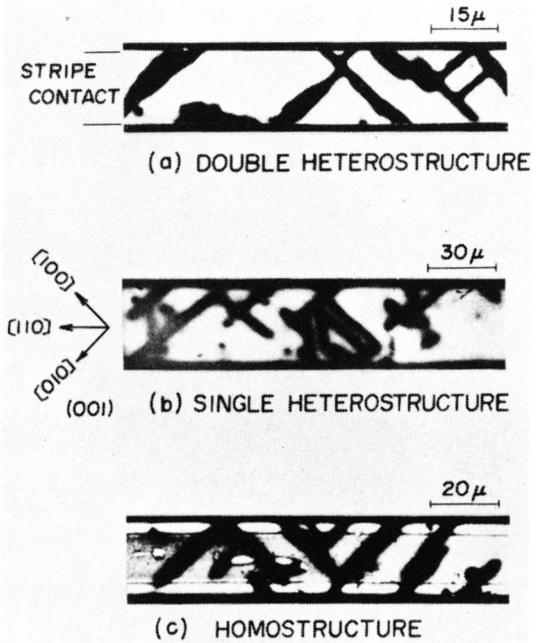


図2.3.10 DH, SH, HOMOダイオードの劣化後の $I_{j0}$ 像(0.05nA, 25KV)。全てに $\langle 100 \rangle$ 方向に投影をもつDL Dが認められた。

することはできなかった。

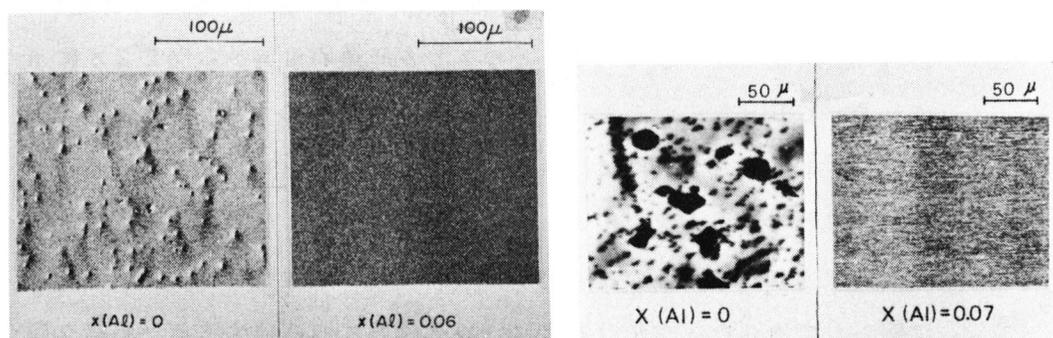
(001)結晶のHOMOダイオードでは非常に大きな歪の入った場合に於て、通電中 $\langle 110 \rangle$ 方向に格子状の非発光領域が発生することが報告されているが、<sup>5,6)</sup>  $\langle 100 \rangle$ 方向のDL Dが大電流密度動作で発生することは本研究に於て初めて見出された。大電流密度動作での劣化機構はDHレーザ、SH、HOMO発光ダイオード共基本的には同一であることがわかった。劣化の核であるDSDは全て同一種類のエッチピットとして観察されることから点欠陥ではなくやはりエピタキシャル層を厚さ方向に貫く転位のような線欠陥と考えられる。

### 2.3.5 活性層へのAlの添加によるDark Spot Defectの減少

液相エピタキシャル成長に於てGaAs層上に $Al_x Ga_{1-x} As$ 層を形成することは一般に容易であるが、逆に $Al_x Ga_{1-x} As$ 層上にGaAs層を形成することは特に $Al_x Ga_{1-x} As$ 層を一度空気中にさらした場合は非常に困難になり、<sup>19)</sup> 時には島状にしか成長が起らないこともある。<sup>31)</sup> これは $Al_x Ga_{1-x} As$ が非常に化学的に活性で酸化等が起り易いことによるとされている。このような経験的事実から図2.2.3に示されているDHレーザの液相エピタキシャル成長について考えると、例え空気中にさらさず一度に行う連続液相エピタキシャル法であれ結晶と溶液の離れる過程を含んでいるために第2及び第4層のGaAs層の成長は困難であり、結晶性の良い層が得られにくいと推察される。2.3.2節で明らかになったようにDL Dはほぼ活性層にのみ発生するから第2層のp-GaAs活性層が特に劣化に関係し易い層になる。従って寿命の改善のためには優れた結晶性を有する活性層が要求される。活性層にAlを添加すれば溶液の活性度は上って成長が容易になると考えられる。一方DHレーザでは2.3.2節で考察されたように $1 \sim 2 \times 10^8 \text{ dyn/cm}^2$ の引張り応力が活性層に働いており、これが劣化速度を速めていると考えられる。わずかに伸ばされているGaAs活性層をわずかのAlを含む $Al_x Ga_{1-x} As$ に置き替えるるとこの引張り応力は消えることが試算された。

図 2. 2. 3 の標準的な層厚の場合には  $x \approx 0.09$  で引張り応力は零になる。<sup>8)</sup> 更に閾値電流密度の研究<sup>32)</sup> から活性層を挟む  $Al_x Ga_{1-x} As$  層の  $x$  と活性層の  $x$  との間には 0.2 以上の差があれば充分低い閾値電流密度の得られることが明らかにされている。従って活性層を挟む  $Al_x Ga_{1-x} As$  層の  $x$  値は通常の 0.3 のままで、活性層のみ  $x \approx 0.09$  の  $Al_x Ga_{1-x} As$  層にすれば活性層の結晶性の改善と引張り応力の緩和という劣化防止対策を同時に行うことができると考えられる。

図 2. 3. 1 1 (a) は液相エピタキシャル成長を活性層の成長が終わったところで終了したときの活性層表面の SEM-BE 像で、活性層への微量の Al の添加により表面のピットが著しく減少した。更に SEM-I<sub>j0</sub> 像により同様の対比を行うと Al の添加により DSD が観察しにくい程に減少することがわかった (同図(b))。同図(b)の  $x(Al)=0$  の写真に見られる大きな黒い領域は結晶成長中に界面に出来た“ス”のようなものかもしれない。



(a) BE 像

(b) I<sub>j0</sub> 像

$x(Al)=0$  の  
図の大きな暗部  
は“ス”と思わ  
れ、他の小さい  
ものが DSD。

図 2. 3. 1 1 活性層への Al の添加による結晶性の改善。

また SEM-CL 像で観察した発光の一様性も Al の添加により改良された。

活性層への微量の Al の添加は活性層の結晶性を著しく向上させ、劣化の核である DSD の数を著しく減少させることが明らかになった。このような結晶から作られた DH レーザの寿命は著しく改善されることが期待されるが、その結果は第 4 章 4.2.2 節に述べられるように 10,000 時間程度の寿命の目安を与えるに到った。

ベル研究所のグループは著者等とは独立に活性層を挟む層に微量の P を加えて  $Al_x Ga_{1-x} As_{1-y} Py$  にし、室温での格子定数を活性層の GaAs と一致させて活性層にかゝる引張り応力を消した。<sup>33)</sup> この際偶然にも  $Al_x Ga_{1-x} As_{1-y} Py$  層の著しく優れた結晶性を X 線トポグラフで見出し、この上に成長させられる GaAs 活性層も当然優れた結晶性を持つと解釈した。<sup>34, 35)</sup> その結果やはり著しい寿命の改善を得た。<sup>36)</sup> P 添加の効果は本節での Al の添加による効果と類似しており、DSD の減少という効果があったものと思われる。

### 2.3.6 検 討

DH レーザの急速な劣化現象の主因は局部的な非発光領域の発生であり、Cu 等の汚染金属イオンの移動<sup>22, 23)</sup> ではないことが明らかになった。このことにより、2.3.1 節で調べられた劣化した DH レーザに於ける電気的・光学的特性の変化は定性的に理解される。即ち非発光領域の発生は自然発光強度を落とし、利得の減少をもたらすと共に吸収体となって共振器内損失を増す。その結果閾値電流密度は上がり、外部微分量子効率 は下がる と共に閾値近傍での自然発光強度は増加する。また局所的な吸収体の存在は活性層水平方向の横モードを変化させ、時に数 100 MHz のパルセーションを起して<sup>37)</sup> 発振状態での電流 - 光出力特性曲線を複雑な形にする。劣化によって発生した非発光領域が pn 接合及びその近傍での再結合速度の速い結晶欠陥であることから、劣化過程に見られる電流 - 電圧特性の変化は当然であろう。

DH レーザの急速な劣化はエピタキシャル層中に存在する小さな DSD に端を発し、小さな DSD → 大きな DSD → 小さな DLD → 大きな DLD という過程を経て進行することがわかった。そこで DSD と DLD の発

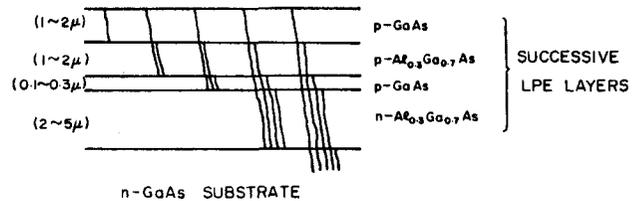
生機構と、DSDからDL Dへ成長させる劣化の駆動力について詳細な検討を加える。

劣化の核である生来のDSDについては2.3.3節で考察されたようにその多くはエピタキシャル層を貫く転位である可能性が高い。DHレーザの結晶成長過程でエピタキシャル層に入る可能性のある転位等の結晶欠陥は図2.3.12に示されているようにその多くがエピタキシャル層界面及び基板から発生していると考えられる。<sup>34)</sup> この内DSDとして観察されるものはpn接合から少数キャリアの拡散長以内の領域にある結晶欠陥である。<sup>38)</sup> 2.3.2

節で明らかにされたようにDL Dは殆んど活性層内にとじ込められているから、DL Dに成長して劣化を導くと考えられる結晶欠陥

(DSD)は活性層を貫くか、活性層界面に接触するものと考えられる。活性層への微量のAlの添加は活性層(p-GaAs)の結晶性

を改善するから、Al添加によるDSDの数の減少は活性層(p-GaAs)と $n-Al_{0.3}Ga_{0.7}As$ 層との界面から発生する結晶欠陥の数の減少を意味する。またこれ以外の結晶欠陥の数は本来少なかったことをも意味する。 $Al_xGa_{1-x}As$ 層上にGaAsを液相成長させる場合はその逆又はホモ構造を成長させる場合に比べて結晶成長が困難で、ピットや結晶欠陥を多く生ずる。従ってAlを添加しないときは活性層(第2層p-GaAs層)と第1層 $n-Al_{0.3}Ga_{0.7}As$ 層との界面から発生する結晶欠陥が最も多いと考えられる。このことは第4層p-GaAs層及び第3



NATIVE DEFECTS IN LPE LAYERS

図2.3.12 連続エピタキシャル成長に於て各境界層及び基板から導入される結晶欠陥。

層  $p - Al_{0.3} Ga_{0.7} As$  層をエッチングで除去しても D S D の数が殆んど変わらないという事実からも支持される。従って活性層を中心に各エピタキシャル層の成長に於て転位等の結晶欠陥が導入されなければ、生来の D S D の数、即ち劣化の度合は GaAs 基板の結晶性の良否によって支配される。

D L D については 2.3.2 節で考察されたように、その多くは複雑巨大な転位網である可能性が高い。<sup>26, 27)</sup> 将来の D S D が閃亜鉛鋅構造に於て最も多い 60 度転位又はらせん転位の成分をもっているならば、{111} 面上を  $\langle 110 \rangle$  方向に最も滑り易いから、(001) 結晶の D H レーザ及び S H, H O M O ダイオードでは転位が  $\langle 100 \rangle$  方向に投影を持って伸びることは充分考えられる<sup>39)</sup>。しかし薄い層の中を D L D のように  $\langle 100 \rangle$  方向に長く伸びるためには転位のジグザグな方向変換又は上昇運動が必要になり、その原因がどこに存在するかという細部の機構は明らかでない。<sup>26)</sup> 転位のような塑性変形領域の破壊現象に於ては限界応力は温度の低下と共に上昇すると云われている。<sup>40)</sup> 2.3.2 節で述べられたように低温での劣化速度が著しく遅いことはこのことを意味する。しかし、極低温では一般に脆性破壊領域である可能性が高く、77°K での通電で発生した D L D が転位網であるか、マイクロ・クラックであるかは定かでない。

尚、成長した大きな D S D については転位の複合体か空格子の凝集かというような結晶学的意味は全く明らかでない。

D S D から D L D へ成長させる劣化の駆動力は次の二つに分けて考えられる。

- (1) D S D 自体を刺激して D L D に成長させる基本的な駆動力。……  
高密度キャリアの注入。
- (2) (1)の駆動力による劣化を加速させる駆動力。……  
活性層にかゝる応力。

駆動力(1)の存在は高温保管 ( $\sim 200^{\circ}C$ )、応力の印加<sup>41)</sup> (2.4.3 節) だけでは劣化しないこと、光励起でも同様の劣化をすること<sup>31)</sup>,

劣化速度は動作電流が大きい程速いこと、発熱を殆んど併わないような巾の狭い ( $\lesssim 100$  ns) パルス動作試験でも劣化すること等を考えると、通電によるキャリアの注入が真に劣化を誘起していると思われる。第3章で述べられるようにDL Dは正常領域より多くの電流を消費し、且つ発生した光を吸収する。このDL Dの原点である生来のD S Dも電子線励起電流の少ない結晶欠陥であるから、DL Dと同様の作用をされると考えられる。従って通電により電流集中、光吸収の両面から生来のD S Dは吸部的発熱も併って刺激され、結晶欠陥が成長すると考えられる。成長すれば更にこの作用は強まって劣化は進む。この過程は電流密度の大きい程激しくなり、大電流密度動作の方が劣化が速いことと対応する。

駆動力(2)については本質的に発生する二種類の応力が主な役割を担っていると考えられる。その一つは大電流密度動作時に活性層と結晶表面との間に発生する約  $10^5$  °C/cm という大きな温度勾配による応力であり、DH, SH, HOMO ダイオードに共通の現象である。結晶表面がヒートシンクに固く接着されると動作時に活性層は温度が上昇しても伸びられず、活性層に  $2 \sim 3 \times 10^8$  dyn/cm<sup>2</sup> の強い圧縮応力が働く。また温度勾配のある領域ではせん断応力が働いている。これらの応力は駆動力(1)による結晶欠陥の成長を助長すると考えられる。結晶表面が伸縮出来るようにヒートシンクに接着されている場合は動作時に活性層に働く応力は小さく、ヒートシンクに接着されていない場合は温度勾配も少ない。劣化速度は一般にこの順序で遅くなる傾向にある。この温度勾配は低温程結晶の熱伝導率が高いために小さく、<sup>42)</sup> 又GaAsの熱伝導率がAl<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>Asのそれの約5倍と高いためにSH, HOMO ダイオードに於ける方がDHレーザに於けるよりも少ない。<sup>43)</sup> 劣化速度が低温程遅く、SH, HOMO ダイオードに於ける方がDHレーザに於けるよりも遅いことは温度勾配に基づき駆動力(2)の存在を肯定すると思われる。温度勾配による類似の現象としては結晶成長過程に於て結晶中に生ずる  $\sim 10^4$  °C/cm 程度の温度勾配により、多数の転位が発生するという報告がされている。<sup>44)</sup> 駆動力(2)の他の一つは2.3.2節で検討したDHレーザ固有の格子定数の

違いに起因して活性層にかゝる  $1 \sim 2 \times 10^8$  dyn/cm<sup>2</sup> の内部引張り応力と、隣接する Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub> 層にかかる  $\sim 3 \times 10^8$  dyn/cm<sup>2</sup> の圧縮応力の存在によってヘテロ界面に発生するせん断応力である。動作時の温度勾配による圧縮応力によって活性層に於ける引張り応力は打消される場合があるが、界面にかゝるせん断応力は保存される。

近年光励起による実験で積層欠陥及びインデンテーションによって作られた結晶欠陥からも DLD が発生するという報告があり、<sup>45)</sup> やはり転位等の結晶欠陥が急速な劣化を発生させる主犯であることは明白である。更に活性層にドーピングする不純物によって劣化速度が異なるという報告もあるが、<sup>46)</sup> 本研究の結果では生来の DSD に端を発している劣化が急速な劣化の主役になっている。

## 2.4 劣化の外部要因

### 2.4.1 主な外部要因

室温連続発振用に作られる素子は多くのプロセスを経るため、2.3 節で述べた内部要因の他に種々の劣化要因が導入される危険がある。結晶成長過程で導入される可能性のある Cu 等の重金属イオンによる汚染、<sup>23)</sup> オーミック抵抗を下げるために行われる Zn 拡散によって導入される歪や結晶欠陥、オーミック電極の熱膨張係数が大きいために導入される歪、<sup>47)</sup> p 形オーミック電極金属との合金化によって導入される歪、結晶欠陥及び金属イオン、劈開及びペレット化時に入るクラック及び機械的歪、ヒートシンクに接着することによって導入される歪、<sup>48,49,50)</sup> リード線取り付け時に入る歪、動作雰囲気中の水分、<sup>51)</sup> 有機物蒸気等による反射面の化学的变化等無数の劣化因子が考えられる。これ等を全て研究し尽くことは不可能に近いために、Cu 等の汚染金属は極力導入しないように高純度材料を用い、プロセスを清浄化し、寿命試験を N<sub>2</sub> 雰囲気中で行う等して、全ての実験を通して余分な劣化因子を取り除くよう注意を払った。

このような多くの劣化の外部要因の中で、オーミック電極の合金化歪とヒートシンクに接着する際に入る歪とが特に急激な劣化の要因となり、

長寿命室温連続発振動作を実現する上に於て大きな障害となることがわかったので検討をした。

#### 2.4.2 オーミックコンタクトの合金化歪

p形オーミックコンタクトは図2.2.3及び2.3.1でわかるように活性層から $3 \sim 4 \mu$ という非常に近い距離にある。従ってオーミックコンタクトを作る際に結晶表面に厚い合金層が出来ると大きな歪が活性層にかゝり新たな劣化要因を導入する危険がある。通常は結晶表面に合金層を作りにくいCrが蒸着され、Zn拡散によって $\sim 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ のキャリア濃度になった結晶表面とトンネル効果によると思われるオーミックコンタクトが形成される。CrとGaAs表面との機械的接着強度を上げるためにCrを約 $400^\circ\text{C}$ で $0.05 \sim 0.2 \mu$ 蒸着し、その上にCr膜の保護とヒートシンクへの接着、酸化防止等の目的でAuを $\sim 1.5 \mu$ 連続的に蒸着してp形オーミック電極が完成する。このようなオーミックコンタクトの場合、わずかのプロセス制御のミスにより非常に激しい劣化の生ずることが見出された。

図2.4.1はCrが $\sim 0.05 \mu$ と薄かった場合にCrを介してGaAs表面とAuとが合金化反応を起した例であり、SEM-XMAモードで観察されたストライプコンタクト部分の各金属の分布を示す。オーミックコンタクトをはがした後の観察であるがGaAs結晶内にAuがかなり不規則に入ってしまったことがわかる。局所的に強く合金化した領域に劣化が集中していることがSEM-I<sub>j0</sub>モードを用いて認められた。

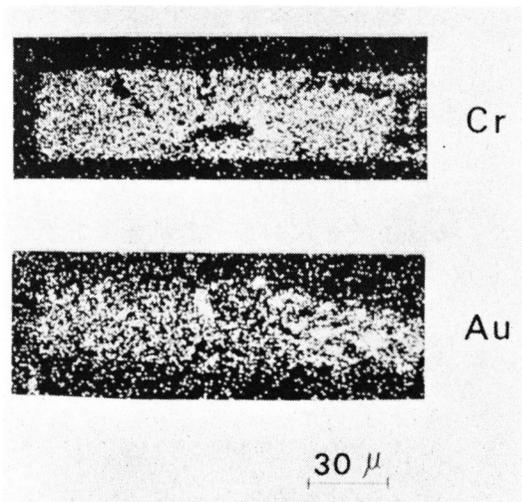


図2.4.1 劣化後オーミック<sup>2>97</sup>トをはがした後のストライプコンタクト部分に合金化して存在する金属の分布。

劣化速度は数分で発振停止という急激なものであった。Cr を  $0.1 \mu$  以上の厚さにするとこのような問題はさけられることがわかった。

図 2.4.2 は数 10 秒で発振を停止する程急激な劣化を引き起した DH レーザの  $I_{j_0}$  像である。オーミック電極形成時に温度が上り過ぎて一様に合金化反応が起った場合で、Dark Region がストライプ電極を中心に左右に遠く迄伸びていた。同じ結晶に正常のオー

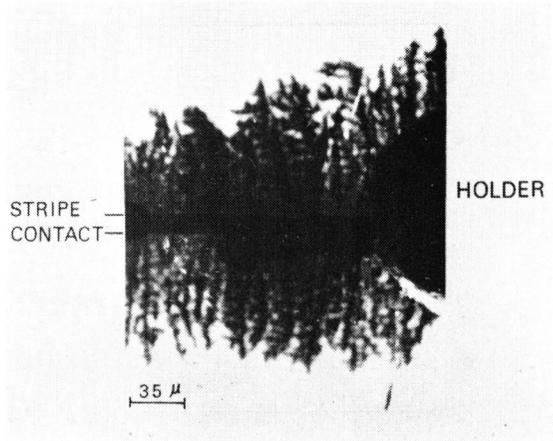


図 2.4.2 合金化の進んだオーミックコンタクトが原因で発生した “Dark Region” (SEM- $I_{j_0}$  像)。

ミックコンタクトを形成したものではこのような現象は全く見られなかった。図 2.4.2 を見るとストライプコンタクトを中心に強い歪が結晶のかなりの範囲に広がっていることが推察される。

金属と結晶との熱膨張係数が異なるために、オーミック電極が結晶に大きな歪を与えることが報告されており、上述の Cr-Au に於ても  $10^8 \text{ dyn/cm}^2$  程度の応力が結晶表面に加わっているという指摘もある。<sup>47)</sup> しかし特に急激な劣化の直接要因は  $10^8 \text{ dyn/cm}^2$  程度の一様な応力よりも、むしろ図 2.4.1 及び 2.4.2 に見られるような合金化による非常に強い歪及びその歪によって発生した結晶欠陥であると思われる。尚、この場合、歪に加えて Au 原子自体が更に悪影響を及ぼしたか否かは不明である。

#### 2.4.3 ヒートシンクへの接着による歪

室温連続発振を得るためにレーザ結晶は第 4 層の p-GaAs 層を下にして熱伝導率の高いヒートシンクに放熱的に良好な状態で接着される。

接着後通電すると急激な劣化を示す例が知られている。劣化の度合は接着によって結晶内に導入される歪の大小によって左右される。軟金属の  $I_n$  で接着した場合には歪は入らないが、 $S_n$  を用いてオーミックコンタクトの Cr-Au と Au-Sn の状態で“硬く”融着した場合には大きな歪が入り、劣化を促進することが光弾性の実験によって明らかにされている。<sup>48)</sup> こゝではより基本的な歪の要因としてレーザ結晶とヒートシンク材料との熱膨張係数の違いに着目して検討を行った。

典型的なヒートシンクである Cu ブロックを用いて接着前後での劣化特性を調べた。DH レーザ結晶は Cr ( $0.3 \mu$ ) 更に  $S_n$  ( $3 \mu$ ) が蒸着された Cu ヒートシンクに  $S_n$  の融点に近い約  $250^\circ\text{C}$  で、Au-Sn 状態で“硬く”融着された。更に参考のために  $I_n$  による接着も“軟い”接着という意味で検討された。DH レーザの活性層には Al が  $\sim 5\%$  入っており、寿命のかなり改善された試料が用いられた。ヒートシンクへの接着前後で同一条件(直流  $4 \sim 6 \text{ KA/cm}^2$ , 通電時間 20 時間)の劣化試験が行われた。接着前の劣化試験に於けるパルス閾値電流の増加分と接着後の劣化試験に於けるそれとが比較され、接着後の増加分の方が多ければ、劣化が導入されたと考えた。尚、接着前の劣化試験はレーザ結晶をヒートシンクにバネでおさえつけた状態で行われた。

図 2.4.3 は DH レーザ結晶が Cu ヒートシンクへ Au-Sn 状態で“硬く”接着された場合の

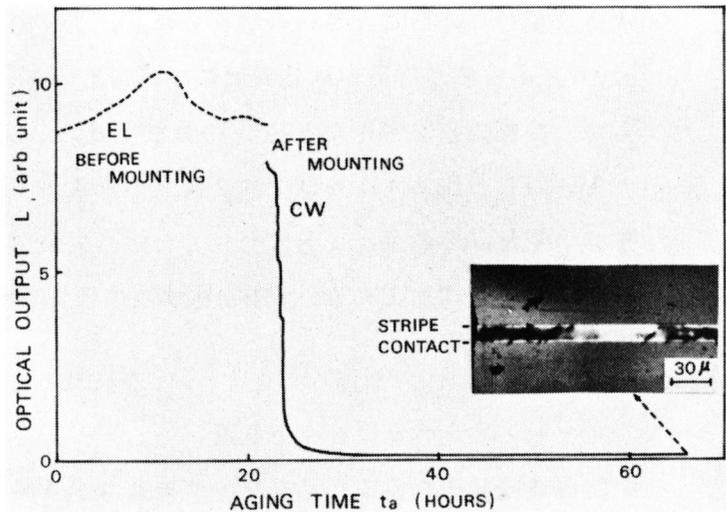


図 2.4.3 Cu ヒートシンクへ“硬く”接着した場合の接着前後での寿命特性。挿入図は劣化後の SEM-Ij0 像。通電電流： $5 \text{ KA/cm}^2$ 。

接着前後に於ける典型的な劣化特性である。接着後急激な劣化の起ったことを示している。劣化後のSEM-Ij<sub>0</sub>像には<100>方向に投影をもつDL Dが10本近く見出された。それらのDL Dは内部要因に基づく劣化で出来たDL D(図2.3.4)と類似のものであった。Cuヒートシンクへの“硬い”接着後、急激に劣化した試料の中にはこのようなDL Dの見られるものが多かった。一方Inによる“軟い”接着では劣化は殆んど導入されないことがわかった。

以上の結果からヒートシンクへの“硬い”接着によって導入される劣化についてはヒートシンクの大きな熱膨張係数(Cu :  $16.8 \times 10^{-6} \text{ deg}^{-1}$ )とレーザ結晶の熱膨張係数(GaAs :  $5.7 \times 10^{-6} \text{ deg}^{-1}$ )との違いによって導入される歪が主要因であると考えられる。“硬い”接着の場合レーザ結晶は約240°Cでヒートシンクに固定され、その後室温に戻る間に第4層のp-GaAs

表面は縮められ、結果として図2.4.4に示すような形に歪む。Cuヒートシンクに接着

された結晶表面には

$$\sigma_{\text{comp.}} = \Delta\alpha \cdot \Delta T \cdot E_{\text{GaAs}}$$

$$\approx 1.8 \times 10^9 \text{ dyn/cm}^2,$$

なる大きな圧縮応力が働く。

ここで、

$\Delta\alpha$  : Cu と GaAs との熱膨張係数の差。

$\Delta T$  : 接着温度と室温との温度差。

である。従って結晶表面から数 $\mu$ しか離れていない活性層にもほぼ同じ値の圧縮応力が働く。図2.4.3のDL Dが内部要因に基づくDL Dと同種のものと思われることから、Cuヒートシンクへの“硬い”接着は2.3.6節で検討した劣化の駆動力(2)に加えて更に圧縮応力 $\sigma_{\text{comp.}}$ による大きな劣化の駆動力を生ずるものと考えられる。一方Inによる“軟い”

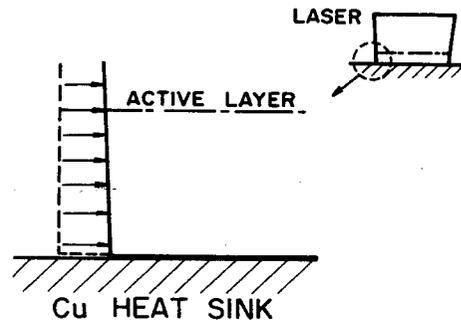


図2.4.4 Cuヒートシンクに“硬く”接着することによってレーザ結晶が歪む様子。

接着ではこの歪は  $I_n$  の塑性変形によって逃げられるため、劣化が導入されないと考えられる。尚、図 2.4.4 に示された歪が劣化の核を新たに作ったか否かは明らかでない。

ヒートシンクへの接着による歪によっては劣化の核は新たに導入されないと考えれば、接着による劣化の導入は劣化の核である生来の D S D が少い程生じにくくなる筈である。実際に D S D の多いレーザ結晶程 Cu ヒートシンクへの接着による劣化の導入は顕著で、逆に D S D の少い結晶では劣化の導入は少い傾向にあった。

#### 2.4.4 検 討

急激な劣化の主な外部要因はレーザ結晶に局所的にかゝる非常に強い歪と、一様にかゝる歪とに分けられる。前者はオーミックコンタクトの合金化等にみられ、とくに急激な劣化を導入し、劣化の様子も内部要因に基づく場合とはかなり異なっている。一方後者は熱膨張係数の大きなヒートシンクに“硬い”接着をした場合にみられ、内部要因に基づく劣化を加速する傾向にある。いずれも本質的にはレーザ結晶に導入された強い歪が劣化を促進していると云える。

尚、これ等の急速な劣化の外部要因が取り除かれ、より長期の寿命特性を検討する場合には、重金属イオンによる汚染、雰囲気による反射面の化学的变化、オーミックコンタクトの劣化等を考慮に入れる必要がある。

#### 2.5 結 言

SEM-I<sub>jo</sub> 像を中心とした詳細な観察により、DHレーザの急速な劣化の原因及び機構が明らかにされ、長寿命化への足掛りが得られた。

DHレーザの急速な劣化は内部要因によるものと外部要因によるものとに分けられるが、本質的には内部要因に基づく“Dark Line Defect (DLD)”と呼ばれる非発光領域の発生によることが初めて明らかにされた。このDLDは転位と思われる“Dark Spot Defect (DSD)”と呼ばれる結晶欠陥を

源として大電流動作中に成長した結晶欠陥である。DL Dへの成長過程は、

- 1) 液相エピタキシャル成長過程で基板及びエピタキシャル層界面から導入されたと思われる小さなD S Dのエピタキシャル層内での発生。
  - 2) 通電により大きなD S Dに成長。
  - 3) 成長した大きなD S Dから(001)結晶中<100>方向への投影を持って伸びる細い小さなDL Dの発生。
  - 4) 複雑巨大なDL Dに成長。
- である。2)～4)がとりもなおさず劣化過程である。

エピタキシャル層中に存在するD S Dは通電によって刺激されて成長し、更に動作時の温度勾配に起因して活性層にかゝる応力、ヘテロ構造によって生じた活性層での内部応力、ヒートシンクへの接着によって発生する応力等によってこの成長が加速され、急速な劣化をもたらすと考えられる。しかし結晶学的な意味でのDL Dへの発展機構は充分解明される迄に到っていない。

劣化によるDHレーザの電気的光学的特性の変化はこのDL Dの発生によって定性的には全て解釈されることが解った。

この劣化機構の解明に基づいて考えられた活性層への微量のAlの添加は活性層の結晶性を著しく改善してD S Dの数を減少させると共に活性層に働く引張り応力を緩和するという、劣化を全て抑える方向に作用することが解った。

これらの内部要因による劣化に加えて外部要因による劣化も検討された。オーミックコンタクトに於ける合金化歪は非常に急激な劣化を導入するが、合金化を防ぐことによってこの劣化は避けられる。また、室温連続発振を得るためにレーザ結晶はヒートシンクに接着されるが、その際導入される劣化は本質的にはヒートシンク材料の持つ大きな熱膨張係数のためにレーザ結晶に加えられる歪による。この劣化は軟金属による“軟い”接着をして、歪を軟金属の塑性変形で逃がすことによって避け

られる。

本章での検討結果から D H レーザの動作中の急速な劣化は全て結晶欠陥と結晶にかゝる歪とに起因するものであり，不純物移動等に起因するものではないことが明らかとなった。このため劣化の核になる D S D を除去し，結晶にかゝる歪を最小限にすれば実用に耐える十分な長寿命を期待することができる。

## 第 2 章 参 考 文 献

- 1) D.H. Newman, S.Ritchie and S. O'hara : IEEE J.Quantum Electron. QE-8 (1972) 379.
- 2) H. Kressel and H. Mierop : J. appl. Phys. 38 (1967) 5419.
- 3) R.D. Gold and L.R. Weisberg : Solid State Electron. 7 (1964) 811.
- 4) E.S. Yang : IEEE J. Quantum Electron. QE-7 (1971) 239.
- 5) J.R. Biard, G.E. Pittman and J.F. Leezer : Proc. Int. Symp. GaAs (1966) p.113.
- 6) K.H.Zschauer : Solid State Commun. 7 (1969) 335.
- 7) 米津, 佐久間, 亀島, 上野, 南日 : 第 2 0 回応用物理学関係連合講演会 (1973) p.248.
- 8) H. Yonezu, I. Sakuma, T. Kamejima, M. Ueno, K. Kobayashi, K. Nishida, Y. Nannichi and I. Hayashi : 1973 Int. Conf. on Solid-State Devices, Tokyo, Japan, August, 1973. Proc. of the 5th Conf. on Solid-State Devices (1973) p.59.
- 9) H. Yonezu, K. Kobayashi, K. Minemura and I. Sakuma : 1973 Int. Electron Devices Meeting, Washington D.C. (1973) p.324.
- 10) H. Yonezu, I. Sakuma, T. Kamejima, M. Ueno, K. Nishida, Y. Nannichi and I. Hayashi : Appl. Phys. Letters 24 (1974) 18.
- 11) H. Yonezu, M. Ueno, T. Kamejima and I. Sakuma : Japan. J. appl. Phys. 13 (1974) 835.
- 12) H. Yonezu, T. Kamejima, M. Ueno and I. Sakuma : Japan. J. appl. Phys. 13 (1974) 1679.
- 13) 内山, 渡辺, 紀本 : “ X線 マイクロアナライザ ” 日刊工業新聞社 (昭和47年).
- 14) W. Czaja and J.R. Patel : J. appl. Phys. 36 (1965) 1476.
- 15) 平居, 副島, 米津 : 第 2 0 回応用物理学関係連合講演会 (1973)p.270.

- 16) H.C. Casey, Jr., B.I. Miller and E. Pinkas : J. appl. Phys. 44 (1973) 1281.
- 17) H. Schade, H. Nelson and H. Kressel : Appl. Phys. Letters 18 (1971) 121.
- 18) S.M. Sze : "Physics of Semiconductor Devices" John Wiley & Sons (1969).
- 19) M.B. Panish, S. Sumski and I. Hayashi : Met. Trans. 2 (1971) 795.
- 20) J.E. Ripper, J.C. Dymont, L.A. D'Asaro and T.L. Paoli : Appl. Phys. Letters 18 (1971) 155.
- 21) H. Yonezu, I. Sakuma, K. Kobayashi, T. Kamejima, M. Ueno and Y. Nannichi : Japan. J. appl. Phys. 12 (1973) 1585.
- 22) R.L. Hartman, B. Schwartz and M. Kuhn : Appl. Phys. Letters 18 (1971) 304.
- 23) A. Bahraman and W.G. Oldham : J. appl. Phys. 43 (1972) 2383.
- 24) T.L. Paoli and B.W. Hakki : J. appl. Phys. 44 (1973) 4108.
- 25) M.S. Abrahams and C.J. Buicchi : J. appl. Phys. 36 (1965) 2855.
- 26) P. Petroff and R.L. Hartman : Appl. Phys. Letters 23 (1973) 469.
- 27) P. Petroff : private communication.
- 28) F. Reinhart and R.A. Logan : J. appl. Phys. 44 (1973) 3171.
- 29) M. Ettenberg and R.J. Paff : J. appl. Phys. 41 (1970) 3926.
- 30) 石田, 松井, 米津, 佐久間, 亀島, 西田 : 第 2 1 回応用物理学関係連合講演会(1974)p.73.
- 31) O. Nakada, R. Ito, H. Nakashima and N. Chinone : 1973 Int. Conf. on Solid-State Devices, Tokyo, Japan, August, 1973. Proc. of the 5th Conf. on Solid-State Devices (1973) p.43.

- 32) H. Yonezu, K. Kobayashi and I. Sakuma : Japan. J. appl. Phys. 12 (1973) 1593.
- 33) G.A. Rozgonyi and M. B. Panish : Appl. Phys. Letters 23 (1973) 533.
- 34) G.A. Rozgonyi, P.M. Petroff and M.B. Panish : Appl. Phys. Letters 24 (1974) 251.
- 35) J. C. Dymont, F.R. Nash, C.J. Hwang, G.A. Rozgonyi, R.L. Hartman, H.M. Marcos and S.E. Haszko : Int. Electron Devices Meeting, Washington D.C. (1973).
- 36) J.C. Dymont, F.R. Nash, C.J. Hwang, G.A. Rozgonyi, R.L. Hartman, H.M. Marcos and S.E. Haszko : Appl. Phys. Letters 24 (1974) 481.
- 37) E.S. Yang, P.G. McMullin, A.W. Smith, J. Blum and K.K. Shih: Appl. Phys. Letters 24 (1974) 324.
- 38) Mataré : "Defect Electronics in Semiconductors" John Wiley & Sons, Inc. (1971).
- 39) A.H. Cottrell : "Dislocations and Plastic Flow in Crystals" Oxford Univ. Press (1958).
- 40) 鈴木, 小島 : 日本金属学会会報 3 (昭和39年) 230.
- 41) W.A. Brantley and D.A. Harrison : Proc. Reliability Phys., Las Vegas (1973) p.267.
- 42) W.E. Engeler and M. Garfinkel : J. appl. Phys. 35 (1964) 1734.
- 43) M.A. Afromowitz : J. appl. Phys. 44 (1973) 1292.
- 44) J. Weertman and J.R. Weertman (中村正久訳) : "基礎転位論" 丸善(1968).
- 45) R. Ito, H. Nakashima and O. Nakada : Japan. J. appl. Phys. 13 (1974) 1321.
- 46) P.G. McMullin, J. Blum, K.K. Shih, A.W. Smith and G.R. Woolhouse : Appl. Phys. Letters 24 (1974) 595.

- 47) 脇田, 堀越. 第 21 回応用物理学関係連合講演会 (1974) p.74.
- 48) R.L. Hartman and A.R. Hartman : Appl. Phys. Letters 23 (1973) 147.
- 49) G. Arnold, F.J. Berlec, G. Glasmachers, H. Gottsman, P. Marschall and W. Pfister : Brighton Conf., 25th, March 1974.
- 50) F. Hasegawa and H. Ito : Appl. Phys. Letters 21 (1972) 107.
- 51) B. Schwartz, J.C. Dymont and S.E. Haszko : Proc. 4th Conf. GaAs, Boulder Colo. (1973) p.187.

## 第3章 劣化したレーザの基本特性と Dark Line Defect との関係

### 3.1 緒言

DHレーザの急速な劣化の主な原因は通電中での“Dark Line Defect (DL D)”の発生によることが前章に於て明らかになった。活性層内でのDL Dの発生の結果、第2章2.3.1節に述べられた種々の特性変化が生ずることも定性的に理解された。DL Dの発生による自然発光強度の減少、パルス励起に於ける閾値電流密度の上昇及び外部微分量子効率の低下というレーザの基本特性の変化は連続発振光出力の低下をもたらす。(001)面中<100>方向に投影をもって成長したDL Dは、第2章2.3.2節で検討されたように転位網と思われる結晶欠陥であり、半導体物性的には再結合速度の速い非発光領域であることがわかった。しかし前章に於てはDL Dの発生とレーザの基本特性の変化との間の関係は定量的には明らかでなかった。DL Dの物性的な姿を明らかにし、レーザの基本特性の変化がDL Dの発生によって定量的に説明づけられるか否かを知ることができればDL D以外の劣化要素の存在の有無をも知ることができる。

本章に於てはDL Dの電気的光学的特性及び劣化によるレーザの基本特性の変化と発生したDL Dの数との関係が定量的に検討される。DL Dは実効巾 $\sim 5 \mu$ 、実効吸収係数 $\sim 200 \text{cm}^{-1}$ をもつ光吸収領域で、且つ他の正常領域の約2倍の密度の電流が流れる再結合速度の速い非発光領域である。劣化の進行と共にDL Dの長さや数は増し、レーザの基本特性の変化はDL Dの数によって定量的に説明される。劣化したDHレーザに於てはDL Dの発生によって自然発光強度が減少し、利得係数の低下及び共振器内損失の増加の結果、閾値電流密度の増加及び外部微分量子効率の低下が生ずる。

### 3.2 試料及び実験

DHレーザ結晶は表3.2.1に示された条件の連続液相成長法<sup>1)</sup>によって作られ、レーザにはストライプ巾 $15 \mu$ 、共振器長 $250\sim 300 \mu$ の電極ストライプ構造<sup>2)</sup>(第2章2.3節、図2.3.1(a))が適用された。DL Dが空間的

に平均して数多く発生するようにするために活性層には Al は添加されなかった。計算結果との対応を正確に得るために  $\sim 1 \mu$  の厚い活性層をもつレーザが主に用いられた。更に室温連続発振用によく用いられる  $\sim 0.3 \mu$  の薄い活性層をもつレーザも一部用いられた。レーザ結晶をヒートシンクへ強固に接着することによって内部要因以外の劣化要因が発生することを防ぐために、レーザ結晶は Cu ヒートシンクにパネで抑えつけられた。発振光出力が非常に大きくなければ ( $< 1 \text{ MW/cm}^2$ ) 発振状態での劣化と自然発光状態での劣化との間には本質的に差異のないことが確認された。

室温  $\text{N}_2$  雰囲気中で  $2 - 5 \text{ KA/cm}^2$  の直流が印加され、殆どどの試料は自然発光状態であった。反射面方向で測定された自然発光強度 ( $E_L$ ) は通電中レコーダ上でモニタされ、種々の劣化状態の試料が得られるように通電時間 ( $t_a$ ) が個々に定められた。劣化前後で、パルス励起に於ける閾値電流密度 ( $J_{th}$ ) 及び外部微分量子効率 ( $\eta_d$ ) が測定された。巾  $100 \text{ ns}$ , 繰り返し  $100 \text{ Hz}$  の印加パルス電流と校正された Si フォトダイオードの受光出力とがサンプリングオシロスコープに入れられ、時間分解法によって電流 - 光出力 ( $I - L$ ) 特性曲線が X Y レコーダ上に描かれた。  $J_{th}$  は  $I - L$  特性曲線の折点から、  $\eta_d$  は発振領域に於ける  $I - L$  特性曲線の傾斜から求められた。測定後 p 形オーミックコンタクトは除去され、第 2 章 2.2 節で述べられた SEM -  $I_{j_0}$  モードを用いて D L D が観察され、その数が数えられた。

### 3.3 実験結果

一般に D L D は図 3.3.1 に示すように劣化の進行と共に長さや数を増す。劣化が充分進行した状態では、電流の拡がっているストライプ電極の外側に迄 D L D は長く伸びていた。第 2 章 2.3.2 節での結果と同様、この場合も D L D は活性層にのみ存在し、厚さ方向の殆ど全域にわたっていることが確認された。活性層を挟む  $\text{Al}_{0.3} \text{Ga}_{0.7} \text{As}$  層には D L D は存在しなかった。

自然発光強度、パルス励起での閾値電流密度及び外部微分量子効率の劣化前後に於ける比 ( $E_L/E_{L_0}$ ,  $J_{th}/J_{th_0}$  及び  $\eta_{dp}/\eta_{dp_0}$  : サフィックスの 0 は劣化前を意味する。) と D L D の数との関係が図 3.3.2 (a), (b) 及び

(c)に夫々示されている。

劣化の少ない状態では図 3. 3. 1 (a)及び(b)の一部に見られるように、ストライプ巾より短い D L D が存在する。短い D L D に関しては、その長さを加えてストライプ巾を越える長さになった状態をもって一本の D L D と数えた。図中の実線は次節 3. 4 節で取り扱われる解析の計算結果である。D L D の数の増加とともに明らかに自然発光強度は下り、閾値電流密度は上り、外部微分量子効率は下った。

閾値電流密度の増加と自然発光強度の低下との関係は図 3. 3. 3 に示されている。室温連続発振用には閾値電流密度を下げるために活性層の薄い ( 0. 1 ~ 0. 3 μ ) D H レーザが用いられる。図 3. 3. 4 は活

性層厚 0. 3 μ の試料に於ける閾値電流密度の増加と自然発光強度の低下との関係である。いずれの場合も  $J_{th0}/J_{th}$  はほぼ  $EL/EL_0$  に比例していた。

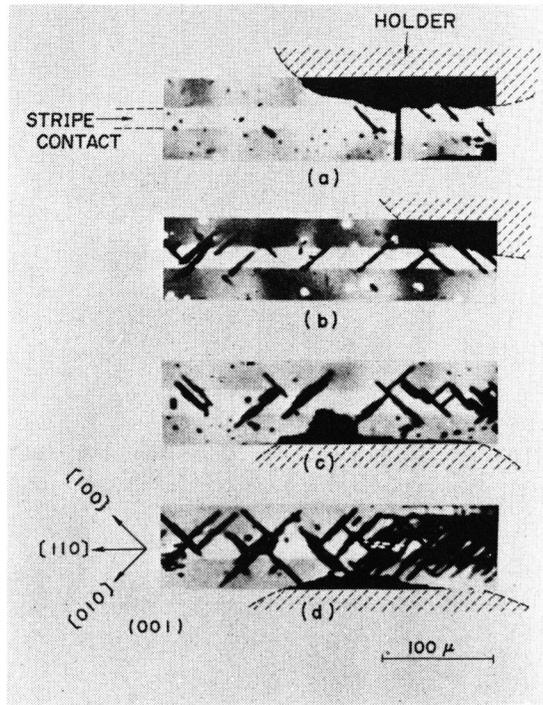


図 3. 3. 1 種々の劣化段階での D L D。

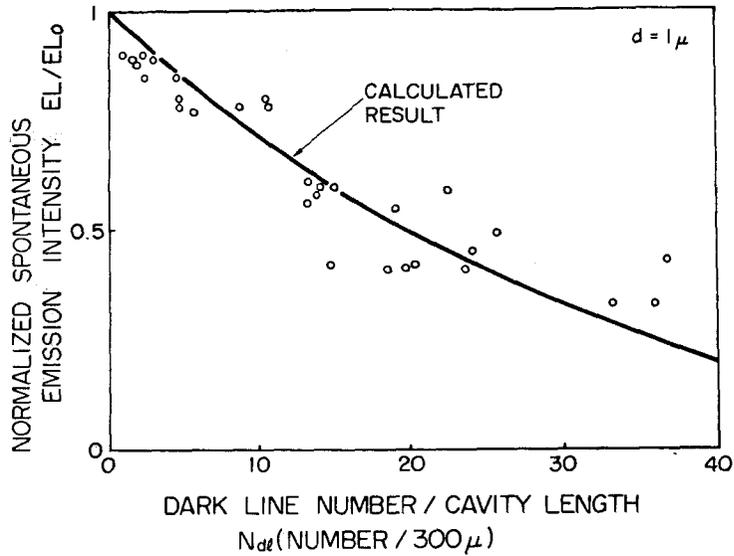
- (a)  $J_{th}/J_{th0}=1.14$ ,  $EL/EL_0=0.85$ ,  $I_a=200$  mA and  $t_a=1.6$  hours.
- (b)  $J_{th}/J_{th0}=2.15$ ,  $EL/EL_0=0.61$ ,  $I_a=400$  mA and  $t_a=4.2$  hours.
- (c)  $J_{th}/J_{th0}=2.51$ ,  $EL/EL_0=0.45$ ,  $I_a=200$  mA and  $t_a=48$  hours.
- (d)  $J_{th}/J_{th0}=3.4$ ,  $EL/EL_0=0.33$ ,  $I_a=200$  mA and  $t_a=48$  hours.

$I_a$  : 通電電流。

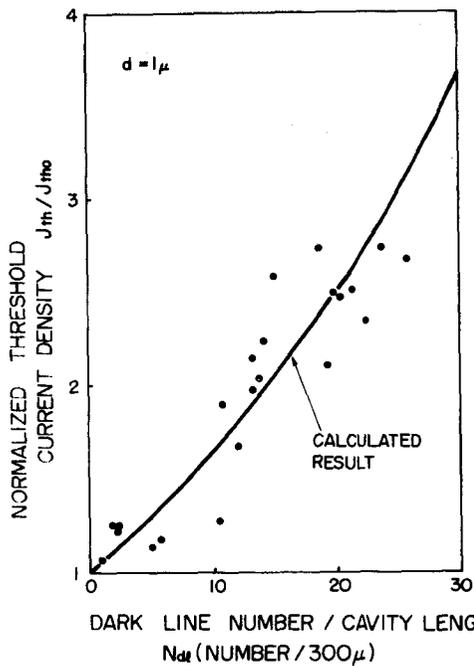
表 3. 2. 1 D H レーザ結晶の成長条件 (  $x \approx 0. 3$  )

Layer	Material	Ga (g)	GaAs (mg)	Al (mg)	Dopants / (mg)	Thickness (μm)	Tip temp. (°C)	Time (min.)
1st Layer	$n-Al_xGa_{1-x}As$	1	50	2.1	Sn/20	5~10	850	40
2nd Layer (Active Layer)	$p-GaAs$	1	80	—	Ge/2.5	0.3, 1.0	830	1, 3
3rd Layer	$p-Al_xGa_{1-x}As$	1	45	2.1	Ge/5	~1	830-ε	3
4th Layer	$p-GaAs$	1	75	—	Ge/10	1~2	828.5	6

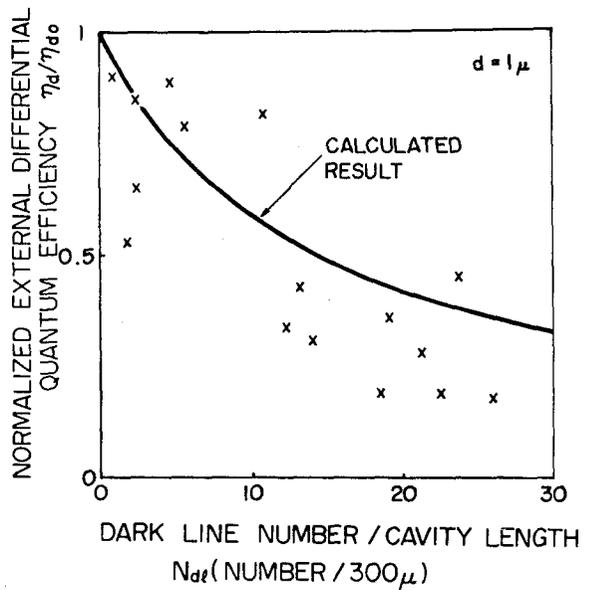
Cooling rate: 0.5°C/min.



(a) 自然発光強度の減少とDLDの数との関係。



(b) 閾値電流密度の増加とDLDの数との関係。



(c) 外部微分量子効率の低下とDLDの数との関係。

図 3. 3. 2 レーザの基本特性の変化とDLDの数との関係(活性層厚  $d = 1 \mu$ )。

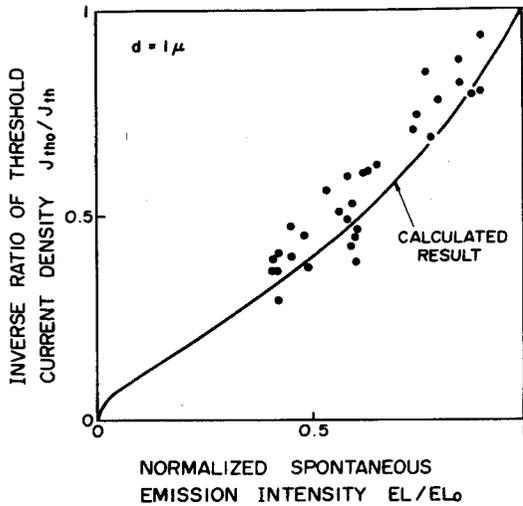


図 3. 3. 3 閾値電流密度の増加と自然発光強度の減少との関係 ( $d = 1 \mu$ )。

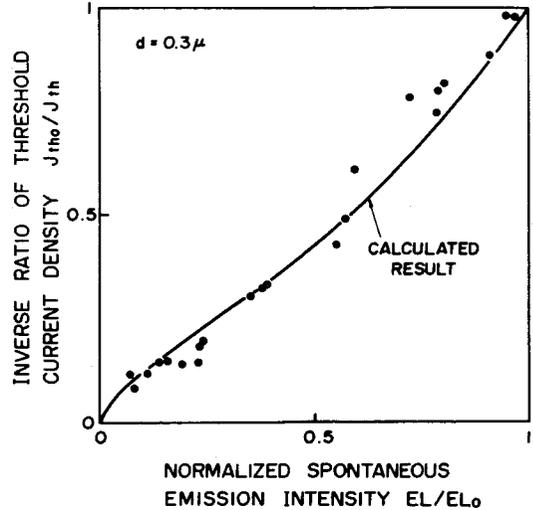


図 3. 3. 4 閾値電流密度の増加と自然発光強度の減少との関係 ( $d = 0.3 \mu$ )。

### 3. 4 劣化した D H レーザの特性の解析

#### 3. 4. 1 Dark Line Defect の電気的・光学的モデル

第 2 章 2. 3. 2 節で明らかになったように D L D は再結合速度の速い非発光領域であるから、他の正常な領域より多く電流を消費する。従って活性層に於ける D L D 近傍の領域 (D L D 領域) は利得不足領域即ちレーザー光に対する吸収領域になり、図 3. 4. 1 の実線で示される利得-損失分布をもつと考えられる。この D L D 領域は同図に於て点線で示される、実効巾  $W_a$ 、実効

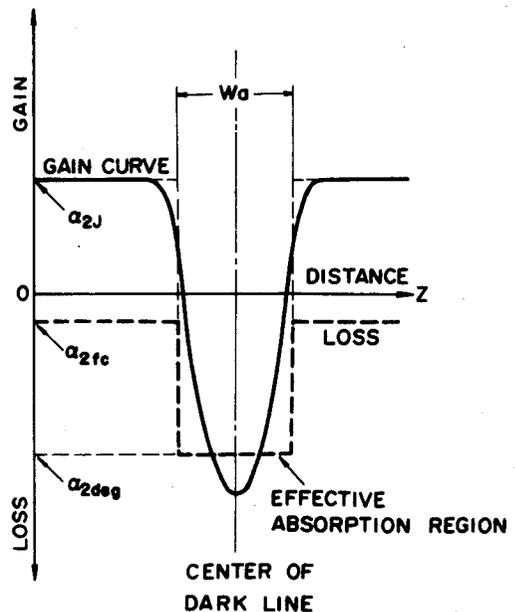


図 3. 4. 1 D L D 近傍での利得-損失分布。

吸収係数  $\alpha_{2deg}$  を持つ実効吸収領域として等価的に現される。正常領域では同じ電流密度に対して、劣化後も劣化前と同じ利得  $\alpha_{2J}$  及び自由キャリアによる吸収損失  $\alpha_{2fc}$  が保存されると考えられる。DL Dは活性層内だけにのみ存在するから、活性層を挟んでいる  $Al_xGa_{1-x}As$  層ではDL D近傍でも電氣的・光学的特性は劣化によって変化せず、自由キャリア

による  
吸収損

失  $\alpha_1$   
は保存

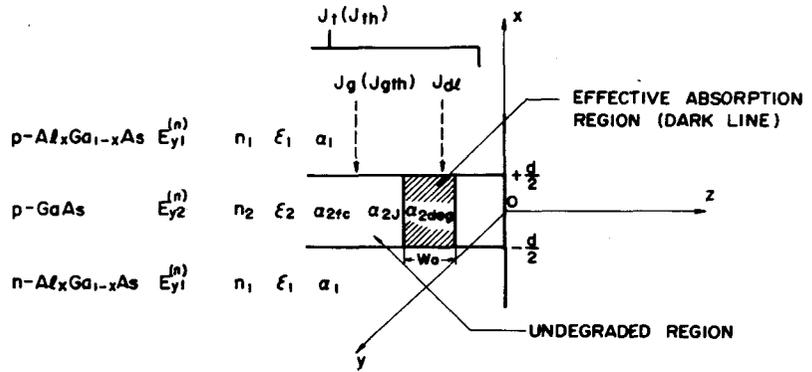
される。  
従って

詳細な  
電磁波

論的モ

デルは  
図 3. 4.

図 3. 4. 2 DL Dを有するDHレーザに於ける電磁波論的モデルと電流分配モデル。



2に示されるものになる。  
劣化した試料に於ては電流はDL D領域と正常領域とに分配されて流れる。DL D領域に流れる電流密度  $J_{dl}$  を他の正常領域に流れる電流密度  $J_g$  の  $C$  倍と仮定すると、全電流密度  $J_t$  と  $J_g$  との間には次の関係がある。

$$J_t = \left(1 + (C-1) \frac{L_a}{L}\right) \cdot J_g \quad , \quad (3-1)$$

$$L_a = N_{dl} \cdot W_a \quad .$$

こゝで  $N_{dl}$  はDL Dの数、 $L$ は共振器長である。

### 3. 4. 2 自然発光強度

前章 2. 3. 2 節で明らかになったように、DLD 領域では発光は殆んど生じない。従って閾値以下の印加電流に於ける自然発光強度はDLDの数が増加するにつれて減少する。活性層で発生する自然発光は活性層に於て大きなバンド端吸収を受けるが、活性層より広いバンドギャップを有する  $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$  層に於ては自由キャリアによる吸収を受けるだけで強いバンド端吸収を受けない。表 3. 2. 1 に示されているように、DH 構造に於ては活性層よりも活性層を挟む  $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$  層の方が厚い。従って反射面方向では殆んど  $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$  層を通過して出て来る自然発光が測定される。従って活性層に不規則に分布しているDLD領域での吸収による効果を見てもELの値に大きな誤差は生じないと考えられる。この場合には自然発光強度の劣化前後での比  $EL/EL_0$  は正常領域へ流れる電流の劣化前後での比でもって現される。

$$\frac{EL}{EL_0} = 1 - \frac{L_a}{L} \cdot \frac{C}{\{1 + (C-1)(L_a/L)\}} \quad (3-2)$$

しかし、Paoli 等<sup>3)</sup>は劣化後の自然発光のスペクトルに於て短波長側の強度が減少し、DLDによる吸収の効果が観測されたこと及び両反射面方向で測定した自然発光強度の減少の度合いに差がみられたことを報告している。これらの事実を考えると式(3-2)は  $EL/EL_0$  の上限を現していると云える。

### 3. 4. 3 閾値電流密度

図 3. 3. 2 及び 3. 3. 3 にデータを示したDHレーザは約  $1 \mu$  の厚い活性層を持っていた。活性層に垂直方向の横モードが0次モードで、活性層厚が約  $0.5 \mu$  以上のときはレーザ光の電磁エネルギーは殆んど活性層内にとじ込められている。<sup>4) 5)</sup> このような場合には劣化後の閾値電流密度

は電界強度が指数函数的に増加する（又は吸収領域では減衰する）進行波モデルを用いて容易に導出される。実効的な吸収領域である D L D 領域での振巾吸収係数を  $\alpha_a$ ，正常領域でのそれ（実際には増巾であるが）を  $\alpha_g$  とすれば，劣化後の D H レーザの発振条件は次式で現される。

$$2\alpha_a L_a + 2\alpha_g(L - L_a) = -\ln(1/R) \quad . \quad (3-3)$$

こゝで R は反射率である。式(3-1)及び(3-3)から劣化後の閾値電流密度  $J_{th}$  は劣化後の利得係数  $\beta_d$  と共振器内損失  $\alpha_d$  とを用いて次式で現される。

$$\beta_d J_{th}^m = \alpha_d + \frac{\ln(1/R)}{L} \quad , \quad (3-4)$$

$$\beta_d = \frac{\beta_b}{d^m} \left/ \left( 1 + (C-1) \frac{L_a}{L} \right)^m \cdot \left( \frac{L-L_a}{L} \right) \right. \quad ,$$

$$\alpha_d = \alpha_{2deg} \cdot \left( \frac{L_a}{L} \right) + \alpha_{2fc} \cdot \left( \frac{L-L_a}{L} \right) \quad . \quad (3-5)$$

こゝで  $\beta_b$  は基本利得係数， $m$  は利得  $\propto$  (電流密度)<sup>m</sup> と現したときのべき数である。<sup>5)</sup> 劣化前に於ては D L D は存在しないから  $L_a = 0$ ， $C = 1$  である。従って劣化前の利得係数  $\beta_0$  及び共振器内損失  $\alpha_0$  はよく知られた次式となる。

$$\beta_0 = \frac{\beta_b}{d^m} \quad , \quad (3-6)$$

$$\alpha_0 = \alpha_{2fc} \quad .$$

このようにして閾値電流密度の劣化前後での比  $J_{th}/J_{th0}$  は式(3-4)，(3-5)及び(3-6)から求められる。また閾値電流密度の増加と自然発光強度の減少との関係即ち  $J_{th0}/J_{th}$  と  $EL/EL_0$  との

関係は式(3-2), (3-4), (3-5)及び(3-6)から $L_a$ を介して求められる。

活性層の薄いDHレーザでは電磁波が活性層を挟む $Al_x Ga_{1-x} As$ 層にかなり浸み出るため、<sup>4,5)</sup>上に述べた簡単な解析は正しくない。即ち、進行波的に考えると、活性層から浸み出た電磁波はDL Dによる吸収の影響を受けない。このような場合には補遺に示されている電磁波の空間分布を考慮した解析が必要になる。

### 3.4.4 外部微分量子効率

DL D領域は吸収領域であるから、劣化後共振器内損失 $\alpha_d$ は式(3-5)で現されるようにDL Dの数の増加と共に増加する。発振状態即ち誘導放出光が充分強い場合には、注入キャリアの誘導放出過程の寿命はDL D領域での非発光再結合過程の寿命に比べて充分短いと考えられる。この仮定のもとでは発振状態での内部量子効率は劣化前後で不変であり、DL Dの数とは無関係である。従って外部微分量子効率の劣化前後での比は共振器内損失の変化のみによって定められる。

$$\frac{\eta_d}{\eta_{d0}} = \left(1 + \frac{\alpha_0 L}{\ln(1/R)}\right) \left/ \left(1 + \frac{\alpha_d L}{\ln(1/R)}\right) \right. \quad (3-7)$$

ここで劣化前の共振器内損失 $\alpha_0$ は式(3-6)又は $L_a=0$ とした補遺の式(A-7)によって得られる。劣化が進行して図3.3.1(d)のように多数のDL Dが発生すれば、発振状態に於てもDL D領域での非発光成分が無視出来なくなり、上述の仮定が成り立たなくなる。従って式(3-7)は $\eta_d/\eta_{d0}$ の上限を現し、DL Dの数が増せば $\eta_d/\eta_{d0}$ は式(3-7)の値より小さくなると考えられる。

### 3.5 計算結果

DL D領域の実効巾 $W_a$ は図3.4.1に於ける定義と第2章2.3.2節に於けるSEM-I $j_0$ 像(図2.3.4, 2.3.5(a)), SEM-CL像(図2.3.6)及びEL

像 ( 図 2. 3. 5 ( b ) ) の結果から約  $5 \mu$  と仮定することができる。

自然発光強度の減少 ( $EL/EL_0$ ) と D L D の数との関係に於て、実験結果と計算結果 ( 式 ( 3 - 2 ) ) の最も良い一致をみるように C の値を求めると  $C \approx 2$  となる。  $C = 2$  としたときの計算結果が図 3. 3. 2 ( a ) に於て実線で示されている。著者等の研究結果である参考文献 ( 5 ) によれば、活性層にドーブされた不純物が Ge で ( 表 3. 2. 1 ) ,  $Al_x Ga_{1-x} As$  層の Al 組成比  $x$  が 0.3 の場合には  $J_{th0}/d = 5KA/cm^2/\mu$  ,  $m = 2$  ,  $\alpha_{2fc} = \alpha_1 = 10 cm^{-1}$  , 屈折率差  $\Delta n_{12} = (n_2 - n_1) / n_2 = 3.5 \%$  であった。これらの値を用いると閾値電流密度の増加 ( $J_{th0}/J_{th}$ ) と D L D の数との関係を示す計算結果 ( 式 ( 3 - 4 ) , ( 3 - 5 ) 及び ( 3 - 6 ) ) は  $\alpha_{2deg} \approx 200 cm^{-1}$  としたとき、実験結果と最も良く一致した。  $\alpha_{2deg} = 200 cm^{-1}$  としたときの計算結果は図 3. 3. 2 ( b ) に於て実線で示されている。  $\eta_d/\eta_{d0}$  の計算 ( 式 ( 3 - 7 ) ) には同じ  $\alpha_{2deg} = 200 cm^{-1}$  が用いられ、計算結果は図 3. 3. 2 ( c ) に於て実線で示されている。図 3. 3. 2 ( a ) , ( b ) 及び ( c ) に於て、夫々実験結果は計算結果と良く一致した。

閾値電流密度の増加 ( $J_{th0}/J_{th}$ ) と自然発光強度の減少 ( $EL/EL_0$ ) との関係は活性層が  $\sim 1 \mu$  と厚い場合には上記の定数を用いて式 ( 3 - 2 ) , ( 3 - 4 ) , ( 3 - 5 ) 及び ( 3 - 6 ) から計算される。計算結果は図 3. 3. 3 に於て実線で示されている。活性層が  $0.3 \mu$  と薄い場合には  $J_{th0}/J_{th}$  と  $EL/EL_0$  との関係は上記の定数を用いて式 ( 3 - 2 ) , ( 3 - 4 ) 及び補遺の式 ( A - 7 ) から計算され、結果は図 3. 3. 4 に於て実線で示されている。  $J_{th0}/J_{th}$  は近似的には  $EL/EL_0$  に比例し、計算結果と実験結果は非常に良く一致した。

図 3. 5. 1 には補遺の式 ( A - 7 ) を用いて計算された劣化後の利得係数  $\beta_d$  と共振器内損失  $\alpha_d$  とが示されている。ここで  $N_{d0} = 0$  は “ 劣化前 ” を意味する。定数には全て上記の値が用いられた。劣化した D H レーザに於ては明らかに利得係数は減少し、共振器内損失は増加する。

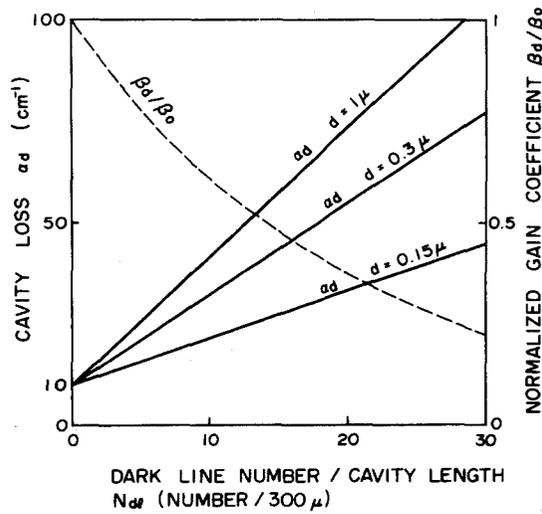


図 3. 5. 1 DL D の数の増加とともに減少する利得係数と増加する共振器内損失の計算結果。

### 3. 6 検 討

劣化による D H レーザの基本特性の変化即ち自然発光強度の低下 ( $EL/EL_0$ ), 閾値電流密度の増加 ( $J_{th}/J_{th0}$ ) 及び外部微分量子効率の低下 ( $\eta_d/\eta_{d0}$ ) に関する実験結果は計算結果と良く一致した。従って図 3. 4. 1 及び図 3. 4. 2 に示された DL D の電気的光学的モデルは適当なものと考えられる。DL D 領域は実効巾 ( $W_a$ ) 約  $5 \mu$ , 実効吸収係数 ( $\alpha_{2deg}$ ) 約  $200 \text{ cm}^{-1}$  を持つ非発光再結合速度の速い実効吸収領域であり, DL D 領域では他の正常領域の約 2 倍の密度の電流が流れる。

$\alpha_{2deg} = 200 \text{ cm}^{-1}$  という値は Hakki 等<sup>6)</sup> の推測した値の  $160 \text{ cm}^{-1}$  に近い。劣化後の順方向電流 - 電圧特性は広い電圧範囲に於て電流の増加を示している<sup>6, 7)</sup>。このことは DL D 領域での電流密度が他の正常領域に於けるそれよりも大きいという結果を支持すると考えられる。DL D 領域の実効巾  $W_a = 5 \mu$  という仮定は第 2 章 2. 3. 2 節での SEM-I<sub>j0</sub>, CL 及び EL 像の

結果から妥当であろう。この値は電子の拡散長に近い筈であり、GaAsの電子の拡散長の測定値<sup>8,9)</sup>とも矛盾しない。また $m=2$ ,  $\alpha_{2fc} = \alpha_1 = 10 \text{ cm}^{-1}$ 及び $\Delta n_{12} = 3.5\%$ という値は著者等の参考文献(5)に於て実験結果と計算結果との良い一致をみていることから適当な数値と思われる。しかし詳細に考えれば劣化後閾値電流密度は増すから、発振状態で活性層に存在するキャリアの数は劣化前より多くなり、自由キャリアによる吸収損失 $\alpha_{2fc}$ は劣化後増加する筈である。<sup>10)</sup>

活性層に水平な方向の横モードは第2章2.3.1節、図2.3.3で見られるように劣化後変化するから、劣化後の共振器内損失にはDL Dによる効果以外にこの横モードの変化による効果も含まれる。 $\eta_d/\eta_{d0}$ の実測値がばらついている一つの原因にこの横モードの劣化による変化があげられる。また予測されたようにDL Dの数が多くなると $\eta_d/\eta_{d0}$ の実測値は計算値より小さくなっている。これはやはり発振状態で内部量子効率が劣化後下ったことに依ると考えられる。

活性層が薄い程光波はDL Dの存在しない $Al_x Ga_{1-x} As$ 層に浸み出るから、劣化による共振器内損失 $\alpha_d$ の増加は少い(図3.5.1)。従って活性層の薄いDHレーザ程、DL Dの発生による閾値電流密度の増加及び外部微分量子効率の低下の割合が少いことが予測される。

一般に劣化初期の段階では(図3.3.1(a), (b)及び第2章, 2.3.3節, 図2.3.8)充分劣化が進行した段階に比べて、DL Dの巾は狭く、その“dark”の割合も弱い。また次節で述べられる寿命の改善されたDHレーザでは巾が狭く且つ“dark”の割合の弱いDL Dがしばしば見出されている。従ってDL D領域の実効的な定数である $W_a$ ,  $\alpha_{2deg}$ 及びCの値は必ずしも全ての場合にあてはまるとは云えない。特にCの値は順方向の電流-電圧特性をより詳細に調べて定められなければならない。また劣化初期の段階ではDL Dは強い吸収体ではなく可飽和吸収体になることもあるから<sup>11)</sup>単なる吸収体と考えた場合程 $\eta_d/\eta_{dp0}$ は小さくならない可能性がある。また3.4節で取り扱った解析はDL Dが不規則ではあるが共振器内全域で一樣に発生し得る場合を想定している。即ちDL Dの原点であるDark Spot Defect (DSD)

が一様に多数分布していることを前提にしている。活性層への Al の添加によって DSD の少なくなった DH レーザでは DLD は少いから、DLD がどちらかの反射面近くに存在すれば、両反射面方向で測定される自然発光強度に差が現れるであろう。<sup>3)</sup> 閾値電流密度の増加と自然発光強度の減少との関係が 3.4 及び 3.5 節での結果と合わない場合には DLD 自体の電気的光学的特性を検討し直すとともに、第 2 章 2.4 節で述べられた劣化の外部要因も検討する必要がある。

### 3.7 結 言

急速な劣化を起す DH レーザでは Dark Line Defect (DLD) は共振器内全域にわたって不規則ではあるが一様に数多く発生し、その数は通電時間、通電電流の増加と共に増す。このような場合には劣化による自然発光強度の低下、閾値電流密度の増加、外部微分量子効率の低下というレーザの基本特性の変化は DLD の数によってほぼ定量的に説明づけられる。DLD は再結合速度の速い非発光領域であり、光の吸収領域及び注入電流に対するシンクになっている。1本の DLD は等価吸収係数  $\sim 200 \text{ cm}^{-1}$  をもち且つ他の正常領域の約 2 倍の密度の電流を消費する実効巾  $\sim 5 \mu$  の領域として作用し、レーザの基本特性を変化させる。従って DLD の発生により利得係数が減少し、共振器内損失が増加する結果、閾値電流密度は上り、外部微分量子効率は下る。

本章での結果から DH レーザの急速な劣化は本質的には全て DLD の発生によるもので、他の劣化要素は殆んど姿を現わしていないことが明らかになった。

第 2 章 2.3.3 節で明らかにされた Dark Spot Defect (DSD) は DLD の原点であるから DLD と同様の作用をもつと考えられる。即ち、実効値は DLD 程大きくないと思われるが、DSD は他の正常領域より大きな密度の電流を消費し、且つ光を吸収する。DH レーザの劣化現象に於ては注入励起、光励起<sup>12,13)</sup> を問わず DLD が DSD 又は “Dark Region” から常に発生することを考えると、DLD と同様の DSD の作用は第 2 章 2.3.6 節で考

察されたように劣化の基本的な駆動力になっている可能性がある。

## 補 遺

DHレーザは図3.4.2にみるように利得及び損失を持つ活性媒質の三層誘電体構造として電磁波論的に現される。i番目の活性媒質層に於けるn次モードのTE波の電界分布 $E_{y1}^{(n)}$ は無損失媒質の三層誘電体構造に於ける電界分布 $E_{y1}^{(n')}(x)$ の合成として現される。<sup>5, 14)</sup>

$$E_{y1}^{(n)} = A^{(n)}(z) \sum_n c_n \cdot E_{y1}^{(n')}(x) \cdot \exp\{j(\omega t - k_z^{(n')}z)\} \quad , \quad (A-1)$$

$$\begin{aligned} E_{y2}^{(n')}(x) &= \cos(k_2^{(n')}x + \phi^{(n')}) \quad \left(-\frac{d}{2} \leq x \leq \frac{d}{2}\right) \quad , \\ E_{y1}^{(n')}(x) &= B_1 \exp(-k_1^{(n')}x) \quad \left(x \geq \frac{d}{2}\right) \quad . \end{aligned} \quad (A-2)$$

こゝで $n'$ はモード次数、 $c_{n'}$ 及び $B_1$ は定数、 $\omega$ は光の角周波数、 $k_z^{(n')}$ は $n'$ 次モードのz方向の伝播定数、 $t$ は時間である。マクスウェルの方程式

$$\left(\frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2} + \omega^2 \epsilon_i \mu - j\omega \mu \sigma_i\right) E_{y1}^{(n')} = 0 \quad , \quad (A-3)$$

$\mu$  : 透磁率。

に式(A-1)を入れると $A^{(n)}(z)$ は次式の形となる。

$$A^{(n)}(z) = C' \cdot \exp(-\alpha^{(n)}z) \quad (A-4)$$

こゝで $C'$ は定数、 $\alpha^{(n)}$ は吸収(増巾)係数である。モード変換と放射モードによる効果を見捨てるとう吸収係数 $\alpha^{(n)}$ は次式で現される。

$$2\alpha^{(n)} = \frac{\omega\mu \sum_i \sigma_i \int E_{yi}^{(n)}(x)^2 dx}{k_z^{(n)} \sum_i \int E_{yi}^{(n)}(x)^2 dx} \quad (\text{A-5})$$

従って 3.4.3 節で定義された振巾吸収係数  $\alpha_a$  と  $\alpha_g$  は次式となる。

$$\begin{aligned} 2\alpha_a &= \frac{k_0}{k_z} \left( 2 \cdot \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_0} \cdot \frac{\alpha_1}{n_1} \cdot \frac{T_1}{T} + \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_0} \cdot \frac{\alpha_{2deg}}{n_2} \cdot \frac{T_2}{T} \right) , \\ 2\alpha_g &= \frac{k_0}{k_z} \left( 2 \cdot \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_0} \cdot \frac{\alpha_1}{n_1} \cdot \frac{T_1}{T} + \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_0} \cdot \frac{\alpha_{2fc}}{n_2} \cdot \frac{T_2}{T} \right) \\ &\quad - \frac{k_0}{k_z} \left( \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_0} \cdot \frac{1}{n_2} \cdot \frac{T_2}{T} \cdot \beta_b \cdot \left( \frac{J_{gth}}{d} \right)^m \right) , \\ T_i^{(n)} &= \int E_{yi}^{(n)}(x)^2 dx , \\ T &= 2T_1 + T_2 . \end{aligned} \quad (\text{A-6})$$

こゝで  $\varepsilon_i$  及び  $n_i$  は夫々  $i$  番目の層に於ける誘電率及び屈折率,  $k_0 = 2\pi / \lambda_0$  である。  $\lambda_0$  及び  $\varepsilon_0$  は夫々真空中での波長及び誘電率である。

$J_{gth}$  は閾値時の正常領域に於ける電流密度であり, サフィックス 1 は  $Al_x Ga_{1-x} As$  層を, サフィックス 2 は  $GaAs$  活性層を意味する。利得係数  $\beta_d$  と共振器内損失  $\alpha_d$  は式 (3-1), (3-3) 及び (A-6) から求められる。

$$\begin{aligned} \beta_d &= \frac{k_0}{k_z} \left( \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_0} \cdot \frac{1}{n_2} \cdot \frac{T_2}{T} \cdot \frac{\beta_b}{d^m} \right) \left/ \left( 1 + (C-1) \frac{L_2}{L} \right)^m \cdot \left( \frac{L-L_2}{L} \right) \right. , \\ \alpha_d &= \frac{k_0}{k_z} \left( 2 \cdot \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_0} \cdot \frac{\alpha_1}{n_1} \cdot \frac{T_1}{T} + \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_0} \cdot \frac{\alpha_{2deg}}{n_2} \cdot \frac{T_2}{T} \right) \cdot \left( \frac{L_2}{L} \right) + \frac{k_0}{k_z} \left( 2 \cdot \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_0} \cdot \frac{\alpha_1}{n_1} \cdot \frac{T_1}{T} + \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_0} \cdot \frac{\alpha_{2fc}}{n_2} \cdot \frac{T_2}{T} \right) \cdot \left( \frac{L-L_2}{L} \right) . \end{aligned} \quad (\text{A-7})$$

劣化前の閾値電流密度  $J_{th0}$  は  $L_a = 0$  と置いて式 (A-7) 及び式 (3-4) から求められる。このようにして  $J_{th}/J_{th0}$  は計算される。

活性層が  $1 \mu$  と厚いときには 0 次モードでは  $T_1/T \simeq 0$ ,  $T_2/T \simeq 1$  及び  $k_z \simeq n_2 k_0$  であるから式 (A-7) は式 (3-5) と同じ式になる。

### 第 3 章 参 考 文 献

- 1) M.B. Panish, S. Sumski and I. Hayashi : Met. Trans. 2 (1971)795.
- 2) J.E. Ripper, J.C. Dymont, L.A. D'Asaro and T.L. Paoli : Appl. Phys. Letters 18 (1971)155 .
- 3) T.L. Paoli and B.W. Hakki : J. appl. Phys. 44 (1973) 4108 .
- 4) I. Hayashi, M.B. Panish and F.K. Reinhart : J. appl. Phys. 42 (1971)1929 .
- 5) H. Yonezu, K. Kobayashi and I. Sakuma : Japan. J. appl. Phys. 12 (1973)1593 .
- 6) B.W. Hakki and T.L. Paoli : J. appl. Phys. 44 (1973)4113 .
- 7) T. Uji and M. Ueno : private communication.
- 8) H.C. Casey Jr., B.I. Miller and E. Pinkas : J. appl. Phys. 44 (1973)1281 .
- 9) H. Schade, H. Nelson and H. Kressel : Appl. Phys. Letters 18 (1971)121 .
- 10) E. Pinkas, B.I. Miller, I. Hayashi and P.W. Foy : IEEE J. Quantum Electron. QE-9 (1973)281.
- 11) E.S. Yang, P.G. McMullin, A.W. Smith, J. Blum and K.K. Shih : Appl. Phys. Letters 24 (1974) 324 .
- 12) W.D. Johnston Jr., W.M. Callahan and B.I. Miller : J. appl. Phys. 45 (1974) 505 .
- 13) R. Ito, H. Nakashima and O. Nakada : Japan. J. appl. Phys. 13(1974)1321.
- 14) Y. Suematsu and N. Hanano : Rep. IECE of Japan Tech. Group on Quantum Electron. QE71-21 (1971).

## 第4章 長寿命室温連続発振半導体レーザーの特性

### 4.1 緒言

DHレーザーの急速な劣化現象が通電中での Dark Line Defect (DLD) の発生によって説明づけられることが第2章及び第3章に於て明らかになった。このDLDは第2章2.3節で明らかになったようにエピタキシャル層内に存在する転位と思われる小さな Dark Spot Defect (DSD) に端を発している。更に微量の Al を活性層へ添加することによって、このDSDの数が著しく減少することが第2章2.3.5節に於て明らかになった。一方、室温連続発振を得るために必要なレーザー結晶のヒートシンクへの接着及びオーミックコンタクトの形成等の際に導入される劣化の外部要因も、基本的に除去できる方法が第2章2.4節に於て明らかにされた。

これらの劣化原因の除去により寿命の改善されたDHレーザーの典型的な劣化特性はより長寿命化を達成するために詳細に調べられなければならない。また安定且つ容易に得られる連続発振光出力は実用化を考える上に於て最も重要な要素であり、劣化の問題と併せて検討される必要がある。

本章では、活性層へ微量の Al を添加したDHレーザーの寿命特性と連続発振光出力とが検討される。DHレーザーに於て初めて6200時間の室温連続発振が記録され、1万時間の寿命の目安が得られる。種々のプロセスの改良を通じて理論値に近い片側反射面からの連続発振光出力10~30 mW、動作電流密度7~8 KA/cm<sup>2</sup> (210~240 mA) またはそれ以下で、1000時間以上の動作が比較的容易に得られる。

### 4.2 寿命特性

#### 4.2.1 試料及び実験

DHレーザーの活性層には微量の Al が添加され、活性層での Al の組成比  $\alpha$  は ~0.06 であった。 $\alpha$  値は SEM-CL モードによる発光ピーク波長から求められた。室温連続発振を容易にするために、活性層の厚さは 0.1 ~ 0.2  $\mu$  に制御された。

活性層以外の層の厚さは、第2章、2.2節、図2.2.3に示された値とほぼ同じであった。試料にはZn拡散によって表面第4層のn-GaAs層の一部をp形領域に変換した“プレーナストライプ”構造が採用された(図4.2.1)。

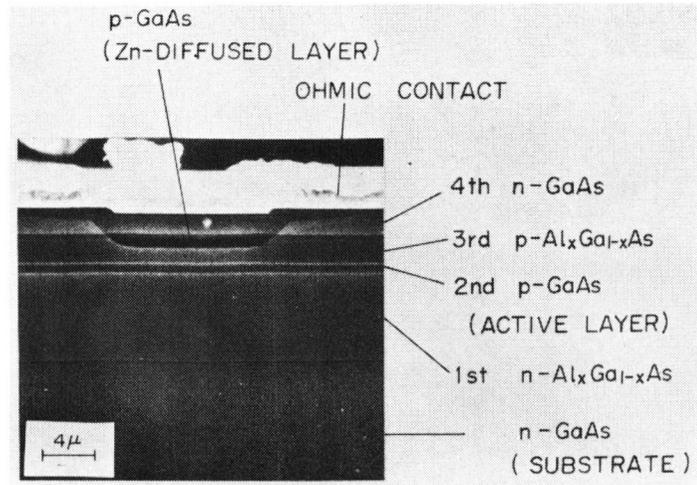


図4.2.1 プレーナストライプ形DHレーザの劈開面のSEM写真。

この構造では電流はZn拡散領域を流れて流れ、レーザ発振はZn拡散領域の下に活性層で起る。ストライプ巾 $15\mu$ 、共振器長 $200\sim 250\mu$ のプレーナストライプ形DHレーザでは、典型値として $70\sim 100\text{mA}$ の直流閾値が得られ、最低 $50\text{mA}$ の直流閾値が得られた。<sup>1)</sup> p形オーミックコンタクトにはCr( $0.1\sim 0.2\mu$ )—Au( $0.3\sim 1.5\mu$ )が主として用いられた。一部SEM観察用には第2章2.2節で述べられたCr—Al電極も用いられた。n形オーミックコンタクトはAu—Ge—Niで作られた。ヒートシンクへの接着時に劣化要因が導入されるのを防ぐため、レーザ結晶はCu又はIIa形ダイヤモンドヒートシンクにInを用いて“軟く”接着された(第2章2.4.3節)。

#### 4.2.2 劣化特性

図4.2.2は初めて長時間の室温連続発振動作ができたDHレーザの寿命特性である。動作電流は閾値を $10\sim 20\text{mA}$ 越す値に設定され、劣化が進行した時点で発振を維持するように電流が増加された。片側反射面からの光出力の初期値は $2\sim 3\text{mW}$ であり、Cuヒートシンクが用いら

れた。点線の試料はほぼ一定光出力で動作し、約1000時間後に突然劣化が始

まった。

これは電源変動等の寿命試験装置に附随した外部要因

による劣化である可能性が高かった。

実線の試料では緩やかな劣化が生じ、2000時間後発振を持続させるために電流が130mAから150mAに増加された。以後は劣化がおさまり、ほぼ一定光出力で安定に動作した。実線の試料では約5000時間後に水分が附着する

という事故が起き、以後急激な劣化が生じたために6200時間をもって寿命試験は中止された。この結果から考えて1万時間程度の寿命は得られるものと思われる。実線の試料では2000時間後に劣化が止まったが、この種の現象は時間の差はあるが多くの試料に

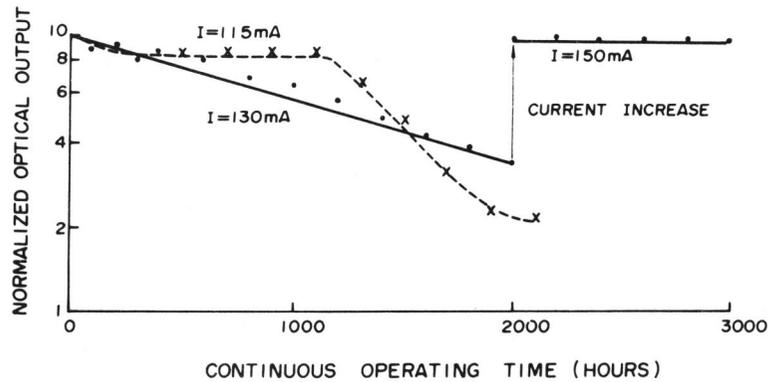


図4.2.2 初めて得られた長時間連続発振動作に於ける光出力の経時変化。

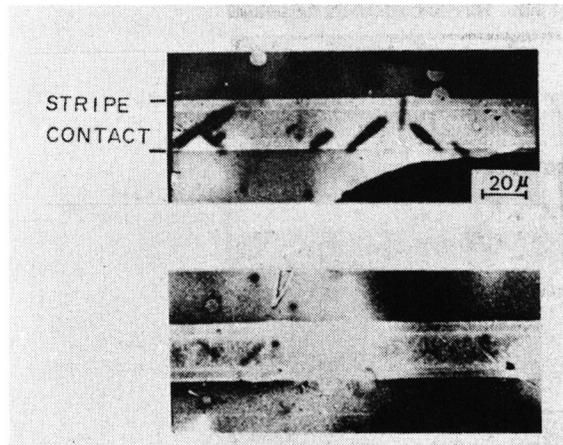


図4.2.3 活性層に微量のAlを添加したDHレーザの劣化後のSEM-EDS像。上の試料の劣化は速かったがDLDの数は有限であった。

於て見られた。

活性層に微量の Al を添加した DH レーザを、100 時間以内の短時間の通電試験後 SEM-I<sub>j0</sub> モードで観察すると、図 4.2.3 にみるように数は少ないが DLD の発生が尚認められた。

p 形オーミックコンタクトに Cr-Al 電極を採用して SEM 中で通電試験をし、随時 I<sub>j0</sub> 像を観察して劣化の進行過程を調べた (図 4.2.4)。その結果活性層に Al の添加されていない DH レーザに於けると全く同様の劣化過程 (第 2 章, 2.3.3 節), 即ち小さな生来の DSD が大きな DSD に成長し、そこから DLD が発生するという劣化過程をたどることがわかった。

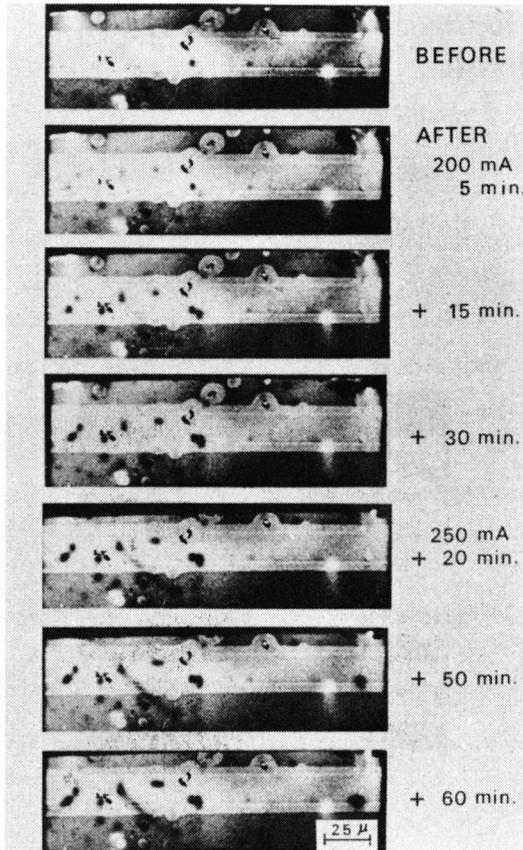


図 4.2.4 活性層に微量の Al が添加された DH レーザの劣化過程。寿命のあまり改善されていない試料のため、DSD, DLD 共尚かなり存在した。

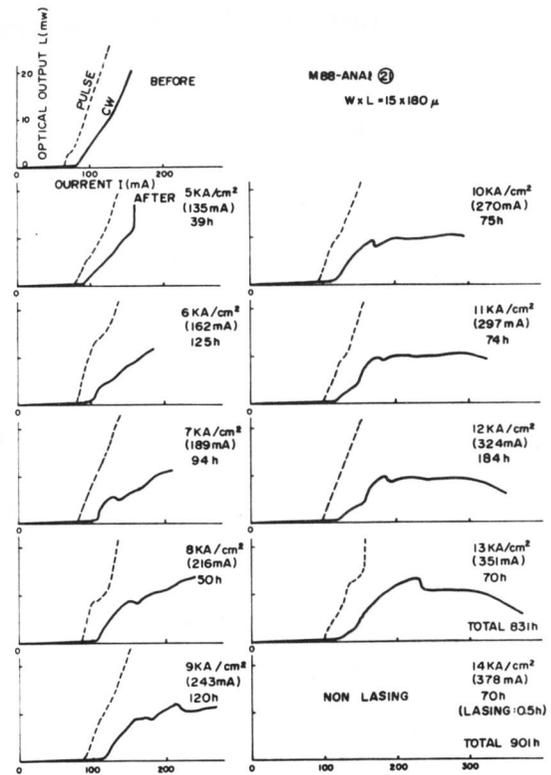


図 4.2.5 通電電流を上げて行ったときの劣化の様子。

図 4.2.5 は各種プロセスの改良により更に寿命の改善された試料に於て、40～200時間通電しては通電電流密度を  $1 \text{ KA/cm}^2$  づつ上げていったときの電流-光出力特性曲線の変化の様子である。劣化による閾値電流の上昇もさること乍ら、電流-光出力特性曲線が複雑な形になった。この様子を見ると動作電流密度と劣化速度との関係<sup>2)</sup>を一概に記述することはできない。劣化は電流密度が小さくても初期の段階に多く、9～13  $\text{KA/cm}^2$  の大電流密度動作ではむしろおさまっていた。図 4.2.5 の試料と同種の試料では DSD, DLD いずれも図 4.2.3 及び 4.2.4 に於けるより少なかった。各種プロセスの改良の結果、図 4.2.5 と同種の結晶から作られた DH レーザでは、動作電流密度 7～8  $\text{KA/cm}^2$ 、片側反射面からの光出力 10～30 mW で、1000 時間以上の室温連続発振は比較的容易に得られるようになった。

#### 4.2.3 検 討

第 2 章 2.3.5 節で予測されたように、活性層への微量の Al の添加によって生来の DSD の数の減った DH レーザは、活性層に Al の添加されていない DH レーザ (第 2 章 2.3.1 節, 図 2.3.2) に比べると飛躍的な寿命の延びを示し、一万時間程度の寿命の目安を与えた。しかし図 4.2.3 及び図 4.2.4 をみると活性層に Al の添加されていない DH レーザ (第 2 章 2.3.2 節, 図 2.3.4 及び第 3 章 3.3 節, 図 3.3.1) に比べれば DLD の数は非常に減ってはいるものの尚いくらか存在する。更に改良された図 4.2.5 の試料に於ても初期の数 100 時間で劣化が速いこと、電流-光出力特性曲線が複雑な形になること等から、まだこの寿命特性は DLD を主とした局所的劣化によって支配されていると考えられる。図 4.2.2 の実線の試料に於て、2000 時間後劣化がおさまったこと、図 4.2.5 に於て動作電流密度 9～13  $\text{KA/cm}^2$  の範囲で劣化が少なくなっていること、その他多くのこの種の実験事実は DLD に発達すべき結晶欠陥が全て成長を完了した後では殆んど劣化が進行しなくなることを意味している。

尚、図4.2.5に於て  $14 \text{ KA/cm}^2$  で発振しなくなった理由は不明である。このような大電流密度になると第2章2.4.2節で述べたオーミックコンタクトの不良以外にオーミックコンタクトの抵抗の不均一から電流の局部的集中が起ること等も考えられるため、新たな原因による劣化が現れた可能性もある。一般には  $10 \text{ KA/cm}^2$  程度の動作は可能であることを同図は示している。閾値電流密度が約  $40 \text{ A/cm}^2/\text{deg}^3$ ) と温度に非常に敏感なこと、わずかな劣化が存在すること等により光出力の時間変動はかなり激しい。これを避けるために両反射面から出ている光出力のうち一方のレーザ光出力をレーザの駆動回路にフィードバックして光出力を安定化する試みも行われた。<sup>4)</sup> 寿命の改善されたDHレーザは図4.2.5に見るように広い電流範囲で比較的安定に動作し得るから、そのような試みは保証される。

これ等の結果から考えると生来のDSD及び各種プロセスに於て導入される劣化の外部要因が完全に除去されれば更に一桁上った10万時間の寿命が得られる可能性がある。

### 4.3 室温連続発振光出力

#### 4.3.1 電流 - CW 光出力特性の解析

電流密度  $J$  の直流を印加すると光出力以外の印加電力が熱になり、活性領域の温度が  $\Delta T_j$  だけ上昇する。一方活性領域の温度上昇が無視出来るような短い巾のパルス励起に於ける閾値電流密度  $J_{thp}$  及び外部微分量子効率  $\eta_{dp}$  は周囲温度の上昇と共に夫々増加及び減少する(図4.3.1)。直列抵抗を無視したときの印加電力は図4.3.1の横軸  $J$  に一定のジャンクション電圧  $V_j$  をかけたものである。 $\eta_{dp}$  は  $J V_j$  に対する発振状態での光出力曲線の傾斜となる。従って温度  $\Delta T_j$  のとき電流密度  $J$  の内、発熱に寄与する成分  $J_{te}$  は閾値に達する迄の自然発光を無視すれば次式で現される。

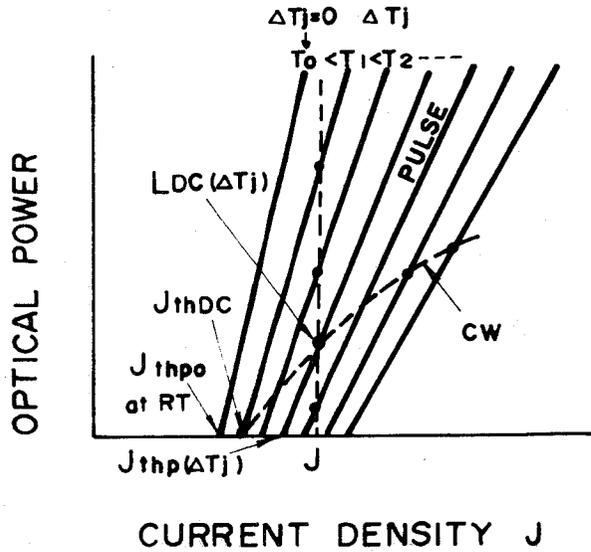


図4.3.1 パルス電流-光出力特性の温度による変化とCW特性曲線。

$$J_{te} = J_{thp}(\Delta T_j) + [J - J_{thp}(\Delta T_j)] \cdot [1 - \eta_{dp}(\Delta T_j)]. \quad (4-1)$$

活性領域の温度上昇 $\Delta T_j$ は次式で現される。

$$\Delta T_j = J_{te} \cdot V_j \cdot R_{th}. \quad (4-2)$$

$R_{th}$  : 熱抵抗。

ストライプ巾 $W$ が $15 \mu$ 以上のときには、プレーナストライプ構造とメサストライプ構造との間に熱抵抗 $R_{th}$ の差は殆んどない。<sup>1)</sup> 簡単のためにメサストライプ構造で計算すると<sup>5)</sup>

$$R_{th} = \frac{\ln\left(\frac{4L}{W}\right)}{\pi \kappa_0} \cdot W + \frac{d_m}{\kappa_m} + \frac{d_4}{\kappa_4} + \frac{d_3}{\kappa_3}. \quad (4-3)$$

ここで $L$ は共振器長、 $\kappa_0$ 、 $\kappa_m$ 、 $\kappa_4$ 、 $\kappa_3$ は夫々ヒートシンク、オーミック金属、第4層のGaAs、第3層の $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$ の熱伝導率、

$d_m$ ,  $d_4$ ,  $d_3$  はそれらの厚さである。

一方  $J_{thp}$  の温度依存性は室温連続発振可能な温度範囲では近似的に次式で現される。

$$J_{thp}(\Delta T_j) = A \cdot \Delta T_j + J_{thp0}, \quad (4-4)$$

$$A \simeq 40 [A/cm^2/deg]^3).$$

また  $\eta_{dp}$  の温度依存性についても同様に近似される。

$$\eta_{dp}(\Delta T_j) = r \cdot \Delta T_j + \eta_{dp0},$$

$$r \simeq -0.007 \cdot \eta_{dp0} [deg^{-1}]^3). \quad (4-5)$$

従って式(4-1), (4-2), (4-4)及び(4-5)から活性領域の温度上昇 $\Delta T_j$ が求められる。

$$Ar \Delta T_j^2 + [(A \cdot \eta_{dp0} + r \cdot J_{thp0} - r \cdot J) - \frac{1}{V_j \cdot R_{th}}] \Delta T_j + [(1 - \eta_{dp0})J + \eta_{dp0} \cdot J_{thp0}] = 0. \quad (4-6)$$

このときの片側反射面から得られるCW光出力 $L_{DC}$ は次式となる。

$$L_{DC} = \frac{1}{2} \cdot \phi \cdot \eta_{dp}(\Delta T_j) [J - J_{thp}(\Delta T_j)] \cdot W \cdot L. \quad (4-7)$$

ここで $\phi$ は光子のエネルギーに対応する定数で、典型的な発振波長8500Åのときには、

$$\phi = 1.4584 [V], \quad (4-8)$$

である。

尚、直流閾値電流密度 $J_{thDC}$ は次のようにして求められる。直流閾値での活性領域の温度上昇を $\Delta T_{j0}$ とすると、閾値では $J = J_{thp}(\Delta T_{j0})$ であるから式(4-1)及び(4-4)から

$$\begin{aligned}
 J_{te} &= J_{thp} (\Delta T_{j0}) \\
 &= A \cdot \Delta T_{j0} + J_{thp0} .
 \end{aligned}
 \tag{4-9}$$

式(4-2)から $\Delta T_{j0}$ は次式

$$\Delta T_{j0} = \frac{J_{thp0} \cdot V_j \cdot R_{th}}{1 - A \cdot V_j \cdot R_{th}} ,
 \tag{4-10}$$

となり、式(4-9)から直流発振閾値電流密度 $J_{thDC}$ が求められる。

$$J_{thDC} = \frac{A \cdot J_{thp0} \cdot V_j \cdot R_{th}}{1 - A \cdot V_j \cdot R_{th}} + J_{thp0} .
 \tag{4-11}$$

#### 4.3.2 計算及び実験結果

実験にはストライプ巾 $15\mu$ 、共振器長 $\sim 200\mu$ のプレーナストライプ形レーザが用いられた。図4.3.2は前節で得られた電流-CW光出力特性の計算結果である。パルス励起での閾値電流密度 $J_{thp0}$ が小さい程一定電流での光出力が大きいのは当然であるが、熱伝導率に大きな差のあるIIa形ダイヤモンド(熱伝導率： $22\text{watts} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{deg}^{-1}$ )とCu(熱伝導率： $4.0\text{watts} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{deg}^{-1}$ )ヒートシンクの間には光出力に殆んど差の

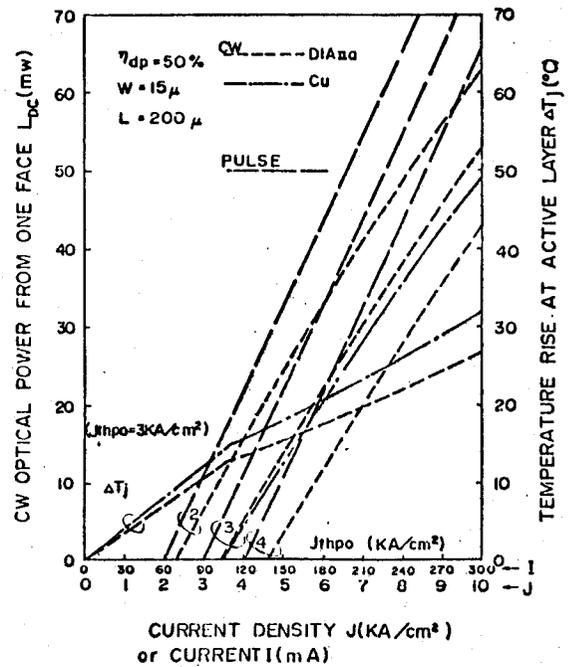
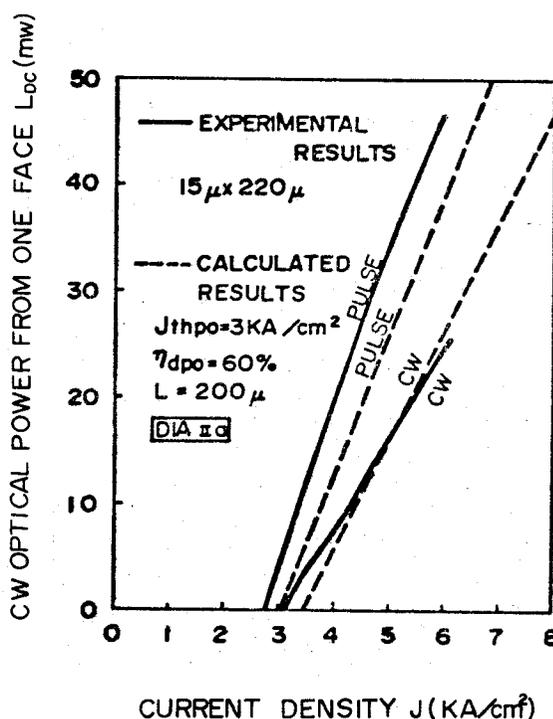


図4.3.2 電流-CW光出力特性の計算結果。活性領域の温度上昇 $\Delta T_j$ は $J_{thp0} = 3 \text{KA}/\text{cm}^2$ の場合の計算値である。 $d_m(\text{Au}) = 1\mu$ 、 $d_4 = 1.5\mu$ 、 $d_3 = 2\mu$ 。(DIA IIa: IIa形ダイヤモンド)

ないことがわかる。最も典型的な特性値の  $J_{thp0} = 3 \text{ KA/cm}^2$ ,  $\eta_{dpo} = 50\%$  で、動作電流密度  $J = 7 \text{ KA/cm}^2$  (電流  $I = 210 \text{ mA}$ ) の場合、パルス励起の場合の光出力  $44 \text{ mW}$  に対して、DIA IIa ヒートシンクを用いて  $30 \text{ mW}$ , Cu ヒートシンクを用いて  $28 \text{ mW}$  の CW 光出力が片側反射面から得られることが算出される。CW 光出力は  $\eta_{dpo}$  に大きく依存する。 $\eta_{dpo} = 70\%$  という最高値が実験的に得られた。この程度の電流範囲では CW 光出力はほぼ電流に比例して増加するが、 $10 \text{ KA/cm}^2$  以上の大電流密度になると飽和し始める。

図 4.3.3 に DIA IIa ヒートシンクを用いた場合の電流-光出力特性の実験結果が計算結果と比較して示されている。光出力は電流にほぼ比例して増加しており、接着層の低い熱伝導率及びオーミック抵抗での発熱等を考慮に入れると実験結果と計算結果は良く一致していると考えられる。



#### 4.3.3 検 討

CW 光出力は  $10 \text{ KA/cm}^2$  以下では入力電流に大体比例して増し、実験に於てもパルス励起での光出力の約  $1/2$  の

値が得られた。ある程度以上の熱伝導率をもつヒートシンクを用いれば、CW 光出力はヒートシンクの熱伝導率にはあまり大きく左右されない。Cu ヒートシンクを用いても DIA IIa ヒートシンクを用いた場合と殆んど同程度の CW 光出力が実験誤差範囲内で得られることになる。これはレーザ結晶自体の  $\text{Al}_x \text{Ga}_{1-x} \text{As}$  の熱伝導率が  $\sim 0.1 \text{ watts} \cdot \text{cm}^{-1}$  .

$\text{deg}^{-1}$  と悪いために、ヒートシンクがある程度以上の高い熱伝導率を持っていてもその効果が現れないからである。実際には接着部に接着合金層が出来て熱抵抗は上っており、更に p 形オーミックコンタクトでの抵抗発熱もあるから計算値は実験値の上限を示す筈である。計算は簡単のためにメサストライプ構造の場合について行われたが、プレーナストライプ構造の場合には少し大きな CW 光出力が計算上得られることになると思われる。

一方、CW 光出力は寿命との関連に於て考えられなければならない。4.2.2 節で述べたように図 4.2.5 のレーザと同種の結晶から作られた DH レーザに於て、1000 時間以上の寿命の得られる典型的な動作電流密度は  $7 \sim 8 \text{ KA/cm}^2$  ( $210 \sim 240 \text{ mA}$ ) 以下であった。このとき典型的に得られる片側反射面からの CW 光出力の計算値は  $30 \sim 40 \text{ mW}$  以下である。本研究に於ては DIA IIa ヒートシンクを用いて  $200 \text{ mA}$  ( $\sim 7 \text{ KA/cm}^2$ ) 動作の時、最高  $\sim 30 \text{ mW}$  の CW 光出力が片側反射面から得られた。

尚、図 4.3.2 に示されているように発振後活性領域の温度上昇 ( $\Delta T_j$ ) は鈍る。同じ動作電流密度では CW 光出力が大きい程  $\Delta T_j$  は小さい。第 2 章 2.3.6 節に於て劣化を促進する力の一つとして動作中に生ずる活性層と結晶表面との間の温度勾配による応力を考えた。同じ動作電流密度に対しては CW 光出力が大きい程この応力は小さいから寿命に対して良い効果を与える。反面第 3 章で明らかになった DLD (及び DSD) での光吸収のように、高い光エネルギー密度が何らかの形で劣化に寄与するのであれば、CW 光出力が大きい程寿命に悪影響を与える。CW 光出力と寿命との関係はまだ明らかにされていない。一方上の例では光出力  $30 \text{ mW}$  のとき、反射面での光エネルギー密度は約  $1 \text{ MW/cm}^2$  になっている。余り大光出力のときは光エネルギーによる反射面の自己損傷も考慮する必要がある。<sup>6)</sup> またこれ迄は単に CW 光出力のみを考えてきたが、ガラスファイバーを用いた光通信等では発振モードの経時変化も一つの劣化としてとらえられる。従って高い光出力レベルで、モードも含めて安定な動作がどの程度可能かということもより詳細に調べられなければならない。

い。尚、本節で検討された CW 光出力はストライプ巾  $15\ \mu$  の典型例に於ける値であり、ストライプ巾を広げればほぼストライプ巾に比例した大きな CW 光出力が得られる。

#### 4.4 結 言

活性層への微量の Al の添加により Dark Spot Defect (DSD) の少くなった結晶から作られた DH レーザに於て 6200 時間の室温連続発振動作が確認され、1 万時間程度の寿命の見通しが得られた。更に種々のプロセスの改良も加えられ、 $7\sim 8\ \text{KA}/\text{cm}^2$  ( $210\sim 240\ \text{mA}$ ) という大きな電流密度の直流動作でも 1000 時間以上の寿命が比較的安定に得られるようになった。このときの片側反射面から得られる CW 光出力は  $10\sim 30\ \text{mW}$  であり、理論的に算出される値に近い。これらの結果は全て第 2 章での劣化の内部要因及び外部要因についての検討の上に築かれたものであり、本研究開始以前の数分乃至数十時間の寿命と比べると  $2\sim 3$  桁の長寿命化が達成された。しかしこの程度に長寿命化された段階に於ても、Dark Line Defect (DLD) の発生を主とした局所的劣化によって寿命は支配されている。更に大電流密度動作ではオーミックコンタクト等のプロセス技術による影響を受けた劣化が現れる可能性が示唆された。

結晶成長過程での結晶欠陥の発生原因(第 2 章 2.3.6 節, 図 2.3.12)を考えると、液相エピタキシャル成長技術の改良, GaAs 基板結晶の改良等により長寿命化の余地はまだ十分残されている。更にプロセス技術の改良も加えられれば、ストライプ巾  $15\ \mu$ , 共振器長  $200\ \mu$  の DH レーザに於て、 $200\ \text{mA}$  の直流動作で寿命 10 万時間、片側反射面からの CW 光出力数  $10\ \text{mW}$  という特性も充分可能性のあることが示唆された。

## 第 4 章 参 考 文 献

- 1) H. Yonezu, I. Sakuma, K. Kobayashi, T. Kamejima, M. Ueno and Y. Nannichi : Japan. J. appl. Phys. 12 (1973) 1585 .
- 2) D.H. Newman, S. Ritchie and S. O'hara : IEEE J. Quantum Electron. QE-8 (1972) 379 .
- 3) M. Shikada and K. Kobayashi : private communication.
- 4) H. Yonezu, K. Kobayashi, K. Minemura and I. Sakuma : 1973 Int. Electron Devices Meeting, Washington D.C. (1973) p.324 .
- 5) J.C. Dymant and L.A. D'Asaro : Appl. Phys. Letters 11 (1967) 292 .
- 6) B.W. Hakki and F.R. Nash : J. appl. Phys. 45 (1974) 3907 .

## 第 5 章 結 論

本研究の目的はダブルヘテロ接合レーザの急速な劣化機構を解明し、劣化原因を除去することにより長寿命連続発振半導体レーザを得ることであった。DHレーザの急速な劣化は本質的には結晶成長過程に於て導入された結晶欠陥から動作中新たに結晶欠陥が成長することによることが本研究に於て初めて明らかにされた。劣化を促進する力は全てDHレーザの活性層内の結晶欠陥及び活性層に働く応力という観点から検討された。この劣化機構の解明に基づいて劣化の内部要因及び外部要因を除去した結果、DHレーザの寿命を著しく改善することができた。第2章に於て劣化の原因と機構が走査形電子顕微鏡の多角的な応用によって究明され、長寿命化への足掛かりがつかまれた。第3章に於て劣化したレーザの特性が調べられて劣化原因が確認され、第4章に於て長寿命化の達成されたことが述べられた。以上の結果をまとめると次のようになる。

劣化現象に関しては劣化の内部要因と外部要因とが明らかにされるとともに劣化の駆動力も検討され、長寿命化への糸口が見出された(第2章)。

(1) 内部要因に基づく劣化:

- (i) DHレーザの急速な劣化現象は本質的には殆んど“Dark Line Defect (DL D)”と呼ばれる再結合速度の速い非発光性結晶欠陥の局所的な発生に依る。DL Dは{001}面上に $\langle 100 \rangle$ 方向の投影を持つ複雑巨大な転位網と考えられる。
- (ii) DL Dは結晶成長過程でエピタキシャル層内に導入された転位と思われる“Dark Spot Defect (DSD)”に端を発する。DSDは通電中に大きく成長し、そこから細いDL Dが発生して時間とともに複雑巨大なDL Dに成長する。この過程が、DHレーザの劣化過程である。生来のDSDの数が多ければ、通電時間、通電電流の増加と共にDL Dの数は増して劣化が進行する。その結果、各種の電気的光学的特性に変化が現れる。
- (iii) 活性層への微量のAlの添加はエピタキシャル層の結晶性を改善して劣化の核であるDSDの数を著しく減らすとともに、ヘテロ構造固有の活性層に

かゝる引張り応力をも緩和する。

(2) 外部要因に基づく劣化：

オーミックコンタクトの合金化歪は急激な劣化を誘発し、ヒートシンクの熱膨張係数とレーザ結晶のそれとの違いに起因して活性層に働く大きな応力は劣化を著しく促進する。前者に対してはオーミック金属の膜厚と合金処理温度の制御によって合金化を防ぎ、後者に対しては軟金属の In を用いてレーザ結晶をヒートシンクに接着し、In の塑性変形によって歪を逃がすことによって解決された。

(3) 劣化の駆動力：

劣化の駆動力は基本的な駆動力と基本的な駆動力による作用を加速する駆動力とに分けられる。前者は注入された高密度キャリアによる発熱をも併った D S D 及び D L D の刺激であり、後者は生来及び動作時に活性層にかゝる応力であると考えられる。後者にはヘテロ構造に基づく内部応力、動作時の活性層と結晶表面との間の温度勾配に基づく応力、及びレーザ結晶とヒートシンクの熱膨張係数の差に基づく応力等が存在する。

劣化した D H レーザの基本特性に関しては、通電による基本特性の変化が発生した D L D の数によって定量的に説明づけられ、D L D が電流のシンク及び光の吸収領域として作用することが明らかになった(第 3 章)。

- (1) 劣化が進行して D L D の数が増すにつれ、自然発光強度は減少し、閾値電流密度は増加し、外部微分量子効率<sup>η<sub>ext</sub></sup>は低下する。
- (2) D L D は実効吸収係数  $\sim 200 \text{ cm}^{-1}$  をもち、他の正常領域の約 2 倍の密度の電流の流れる実効巾  $\sim 5 \mu$  の領域として等価的に<sup>表</sup>現される。D L D の発生により利得係数が下り、共振器内損失が増す結果、(1)の特性変化が現れる。上記の実効値を用いると(1)の特性変化は定量的によく説明される。
- (3) (2)の結果から、D H レーザの急速な劣化は本質的には D L D の発生によるもので、他の本質的な劣化要素は殆んど姿を現していないと考えられる。

第 2 章及び第 3 章の結果に基づいて D H レーザの長寿命化が達成された。本研

究開始以前の高々数十時間という寿命に比べれば2～3桁改善され、1万時間の寿命の見通しが得られた。しかし尚局所的劣化を含んでおり、改良の余地を残している(第4章)。

- (1) 活性層に微量のAlを添加した結晶から作られたDHレーザは寿命の著しい改善を示した。プレーナストライプ構造を採用して6200時間の寿命が確認され、1万時間程度の寿命の見通しが得られた。
- (2) プロセスの改良によってより寿命の改善されたレーザでは、理論値に近い片側反射面からのCW光出力10～30 mW、動作電流密度7～8 KA/cm<sup>2</sup>(210～240 mA)またはそれ以下で1000時間以上の動作を比較的容易に得ることができるようになった。しかし尚DLDによる劣化を主とした局所的劣化が含まれており、寿命の改善の余地が残されている。
- (3) CW光出力はパルス励起での閾値電流密度が低く、外部微分量子効率が高い程大きいがある程度以上の熱伝導率があればヒートシンクの熱伝導率にはあまり影響されない。CW光出力と寿命との関係は明らかでないが、反射面で自己損傷が起る以上の光出力(数MW/cm<sup>2</sup>)を得ることはできない。
- (4) 液相エピタキシャル技術及びその他のプロセス技術の改良によって、7～8 KA/cm<sup>2</sup>(210～240 mA)動作で、片側反射面からのCW光出力数10 mW、10万時間連続動作という特性も可能性のあることが示唆された。

DHレーザは小形、励起の簡易さ、高速応答、高効率等の優れた特徴のために多くの分野でその実用が期待されている。実用化の基礎をなす特性はまず第一に寿命である。本研究の結果DHレーザの寿命は2～3桁向上し、実用化の見通しが得られた。

## 謝 辞

本論文をまとめるに当り，御指導御鞭撻を賜った大阪大学基礎工学部難波進教授に深謝致します。また本研究の遂行に当り，絶えず御指導御鞭撻と有意義な御討論を戴きました林 巖雄博士，上司として日々御指導御助言を戴きました南日康夫博士及び朝鍋静生博士に深謝すると共に，SEMの購入をはじめ本研究の遂行に対して御指導御援助を戴きました当研究所長植之原道行博士並びに内田禎二博士に感謝致します。

本研究に於ける具体的な結晶製作は佐久間 勇氏に依存し，結晶欠陥に関しては松井純爾氏，石田宏一博士から有意義な御討論と御援助を戴き，更にSEMの利用を中心とした劣化の評価に関しては亀島泰文博士，上野真資氏から，その他劣化の諸問題に関しては西田克彦博士，湯浅凶南雄氏，宇治俊男氏，小林功郎氏及び，鹿田実氏から多くの有意義な御討論を戴きました。また具体的な素子の製作には守久友三，大沢洋一両氏に御協力を戴きました。以上の方々に深く感謝致します。