

# 研 究

## InGaN/AlGaN 発光ダイオードの現状と性能向上

中 村 修 二

日亜化学工業(株)開発部 〒774 阿南市上中町岡 491

(1994年6月22日受付, 1994年8月19日受理)

### Present Status and High Performance of InGaN/AlGaN Light-Emitting Diodes

Shuji NAKAMURA

Department of Research and Development, Nichia Chemical Industries Ltd.,  
491, Oka, Kaminaka, Anan 774

(Received June 22, 1994; Accepted August 19, 1994)

Three kinds of high-power violet, blue and blue-green InGaN/AlGaN double-heterostructure light-emitting diodes (LEDs) with an output power over 1 mW at a forward current 20 mA were fabricated. Each peak wavelength of the electroluminescence of these LEDs was 385 nm, 450 nm and 500 nm, respectively. Both Zn and Si were co-doped into InGaN active layer of blue and blue-green LEDs to emit a strong luminescence. The donor-acceptor pair radiative recombination is a dominant emission mechanism of the InGaN active layer. The maximum external quantum efficiency was as high as 5.4% and the forward voltage was as low as 3.6 V at a forward current of 20 mA at room temperature. Only Si was doped into InGaN active layer of violet LEDs to emit a strong luminescence. The full width at half-maximum of the electroluminescence of violet LEDs was as narrow as 10 nm.

#### 1. はじめに

電球に置き換る発光ダイオード(LED)の開発が実現したのは1980年代前半、AlGaAsを使用したカンデラクラスの高輝度赤色LEDが開発されたことによる。この高輝度赤色LEDの出現で従来の電球、ネオン管の多くが赤色LEDへと変っていった。その後GaPによる緑色LEDも開発され赤、緑がそろったことにより照明、マルチカラーディスプレイ(赤、緑の2色の点滅により4色表示をする)へといろいろな方面に利用された。このマルチカラーディスプレイは今では道路情報案内板、駅、空港、繁華街のビルディング周辺などの大型ディスプレイとしてよく見かける。しかし色の3原色であるRGBすなわち赤、緑、青を考えると今まで実用的な青色LEDは実現されなかった。青がないとフルカラーはできず用途はかぎられていた。われわれは窒化ガリウム系半導体を使用して1993年に従来の青色発光ダイオードより100倍明るい1cd以上の光度を有する高

輝度青色LEDの開発製品化に成功した。本報告では窒化ガリウム系半導体材料による各種LEDの開発状況について述べる。

#### 2. 窒化ガリウム系半導体について

緑色から紫外発光素子材料の候補の一つとして、III-V族窒化化合物半導体材料、(In, Ga, Al)N系がある。これら窒化物系材料の特徴として高い硬度、高融点、高熱伝導度などが上げられ、かつエネルギー・バンド構造として直接遷移型バンド構造をしており、室温でのバンドギャップエネルギーは、これらの混晶を用いれば1.95 eVから6.0 eVまで変えることが可能である<sup>1,2)</sup>。Fig. 1には窒化ガリウム系半導体の格子定数とバンドギャップエネルギーとの関係を示す。現在、主に基板として研究されているサファイア基板C面の格子定数とSiC基板の格子定数も示している。窒化ガリウム系半導体はエピタキシャル成長用の適当な基板がなく大きな格子定数差にもかかわらず、サファイア基板が主にエピタ

キシャル膜成長用の基板として使用されてきた(Fig. 1参照)。GaNの成長温度は約1000°C高く、その上GaNの蒸気圧もこの成長温度では非常に高く、このためサファイア基板上に成長されたGaN膜の結晶性は悪く、p型結晶が得られず、この材料系を利用して過去に実用化された発光素子は、metal-insulator-semiconductor(MIS)型発光ダイオードのみであった<sup>3</sup>。最近になって、分子線エピタキシー法(MBE法)、有機金属化学気相成長法(MOCVD法)によって、サファイア基板上にまずAlNあるいはGaNバッファー層を成長後、その上にGaNエピタキシャル膜を成長するとGaN膜の結晶性、表面モフォロジーが飛躍的に向上することが、報告された<sup>4-6</sup>。さらにMgドープGaN膜を成長後、電子線照射、あるいは熱的アニーリング処理を行うと低抵抗p型GaN膜が得られ、p-n接合発光ダイオードが得られることも報告された<sup>7-9</sup>。長い間、窒化物半導体の実用化を阻んできた、低抵抗p型GaNができなかった原因として水素原子によるパッシベーションというp型化の補償機構が一般的に認められるようになってきた<sup>10-14</sup>。また従来成長が困難であった高品質InGaN膜の成長も可能となり<sup>15-17</sup>、上記p型化の技術と組み合わせてInGaN/AlGaNダブルヘテロ構造の1カンデラの光度を有する高輝度青色LEDも発表製品化された<sup>18,19</sup>。このような実情のもとに本報告では、各種InGaN/AlGaNダブルヘテロ構造LEDについて述べる。

### 3. 成長方法とLED構造

本研究ではGaN成長のために、全く新規な考え方のツーフローMOCVD(two-flow MOCVD)装置を開発した<sup>20,21</sup>。この装置では、異なる目的の2種類のガスの流れがある。一つは、反応ガスを基板に対してほぼ平行に流すガスの流れであり(main flow)，他は基板に対して

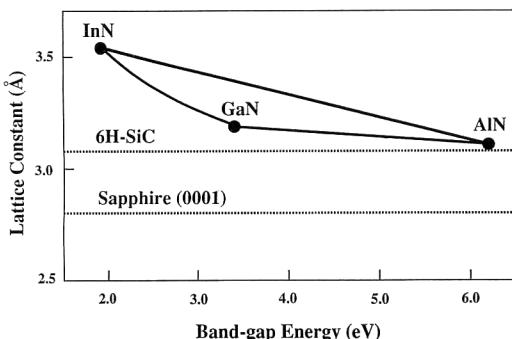


Fig. 1 Lattice constant and band-gap energy for III-V nitrides.

てほぼ平行に流れてきた反応ガスを基板に対して押圧する目的を持ったガスの流れである(subflow)。なお反応ガスとしては、Ga源としてトリメチルガリウム、窒素源としてアンモニア、キャリアーガスとして水素を使用する。押圧ガスとしては水素と窒素の混合ガスを使用する。この押圧するガスがないと基板上には、ほとんどGaN膜が成長せず、このsubflowは非常に重要である。装置をFig. 2とFig. 3に示す。このsubflowの効果は、反応温度が約1000°Cと非常に高いために起こる基板からの大きな熱対流を抑える効果があると考えられる。また基板上の窒素の分圧を高くしてGaNの分解を抑える働きもあると考えられる。この装置を用いて、まずサファイア基板上にGaNバッファー層を低温(約550°C)で成長し<sup>6</sup>、その後高温(約1000°C)でn-GaN, n-AlGaN, ZnとSiドープInGaN, p-AlGaN, p-GaNと順次成長する。成長後p-AlGaN, p-GaNを低抵抗p型にするため熱的アニーリングをする<sup>9,10</sup>。LED構造の成長方法の詳細については他の文献を参照されたい<sup>19,22</sup>。次にp-GaNの一部をn-GaNが露出するまで

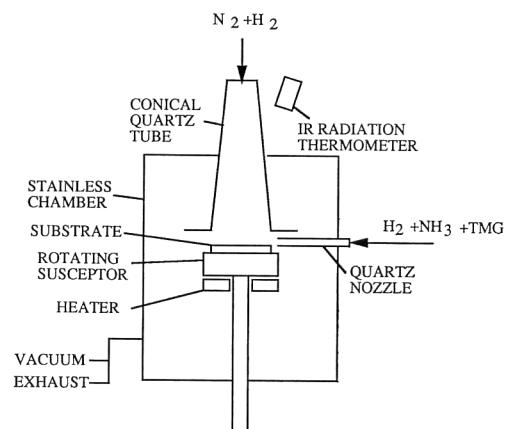


Fig. 2 Schematic diagram of MOCVD reactor for the GaN growth.

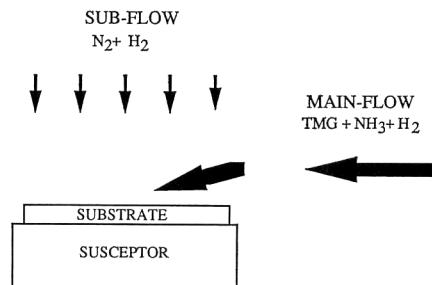


Fig. 3 Schematic diagram of principle figure of the two-flow MOCVD.

エッティングし、p-GaN, n-GaN にそれぞれ電極を形成し、その後リードフレームにチップを載せエポキシでモールドして発光ダイオードが完成する。InGaN/AlGaN ダブルヘテロ構造高輝度青色発光ダイオードの構造を Fig. 4 に示す。

#### 4. InGaN 活性層

Fig. 5 には GaN 膜上に無添加 InGaN を成長し、その室温でのフォトルミネッセンス (PL) から求めた InGaN のバンドギャップエネルギーと X 線回折から求めた In 組成比の関係を示す。いまのところ InGaN の

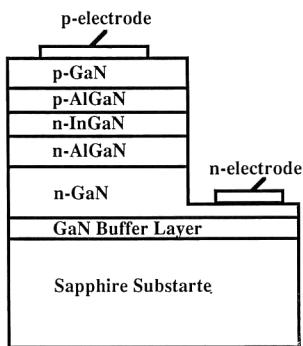


Fig. 4 Structure of InGaN/AlGaN double-heterostructure light-emitting diodes.

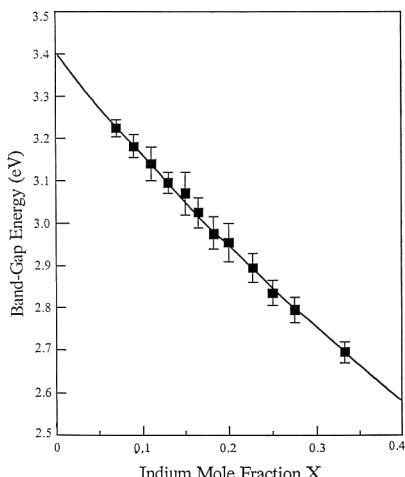


Fig. 5 Band-gap energy of InGaN films as a function of the indium mole fraction. The indium mole fraction was determined by measurements of the X-ray diffraction peaks. Solid curve represents values which were obtained by equation (1) as discussed in the text, assuming that the band-gap energy for GaN and InN is 3.40 and 1.95 eV, respectively.

バンドギャップエネルギーとして 3.4 eV (波長で 364 nm) から 2.7 eV (波長で 460 nm) ぐらいまで成長可能である。このため InGaN を活性層とする発光素子を作つてバンド間発光を利用するならピーク波長で 364 nm から 460 nm まで発光する素子が作成可能である。しかし In 組成比が増加するにつれて結晶性が悪くなり PL 強度は弱くなってくる。なお、Fig. 5 の曲線は下の(1)式に従う曲線である。

$$E_g(X) = X E_{g_{\text{InN}}} + (1-X) E_{g_{\text{GaN}}} - bX(1-X), \quad (1)$$

ここで  $E_g(X)$  は  $\text{In}_x\text{Ga}_{(1-x)}\text{N}$  のバンドギャップエネルギーを表し、 $E_{g_{\text{InN}}}$ ,  $E_{g_{\text{GaN}}}$  は InN と GaN のバンドギャップエネルギーを表し、値として 1.95 eV, 3.40 eV を使用している。 $b$  はボウイングパラメータで値として 1.00 eV を使用している<sup>23)</sup>。

Fig. 6 は上記の InGaN 層に Si と Zn を同時に添加し、その室温での PL の典型的な発光スペクトルを示す。スペクトルを見ると 385 nm (3.2 eV) あたりに弱い InGaN のバンド間発光が観測され長波長側 460 nm (2.7 eV) あたりに強いプロードな青色発光が観測される。この青色発光は励起光源の出力を上げるにつれブルーシフトする。また InGaN 層にはアクセプター不純物の Zn とドナー不純物の Si を同時添加していることを考えるとドナーアクセプターペア発光がこの青色発光の起源と考えられる。ブルーシフトについては以下の LED の発光スペクトルでも観察される。この強い青色発光は Zn のみを添加しても同様に観測されるので、その場合は Zn アクセプターと残留ドナー不純物の関係した発光と考えられる<sup>18,19)</sup>。このように Zn を InGaN に添加すると InGaN のバンドギャップエネルギーより約 0.5 eV 小さいエネルギーで発光するので Zn 添加 InGaN を発光層とする発光素子を作るなら紫外から緑

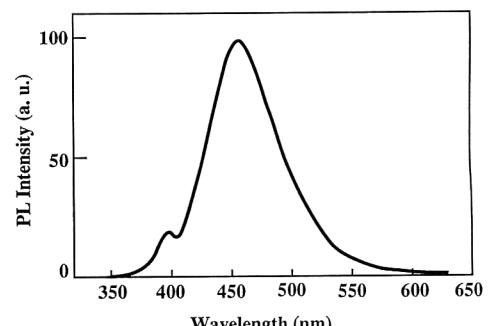


Fig. 6 Room-temperature photoluminescence spectrum of  $\text{In}_{0.06}\text{Ga}_{0.94}\text{N}$  film co-doped with Si and Zn.

色まで発光可能な素子ができる。Fig. 7には上記の Si, Zn 同時添加 InGaN の PL の発光強度と InGaN 層の電子キャリア濃度との関係を示す。なおここで成長した InGaN はすべて n 型を示した。この図を見ると電子キャリア濃度が  $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ あたりで PL 強度は最高になっている。

## 5. 青色 LED

まず上記の Si, Zn 同時添加 InGaN を活性層とするダブルヘテロ構造の青色 LED を作成した (Fig. 4 参照)。Fig. 8 には青色 LED の順方向電流をパラメータ

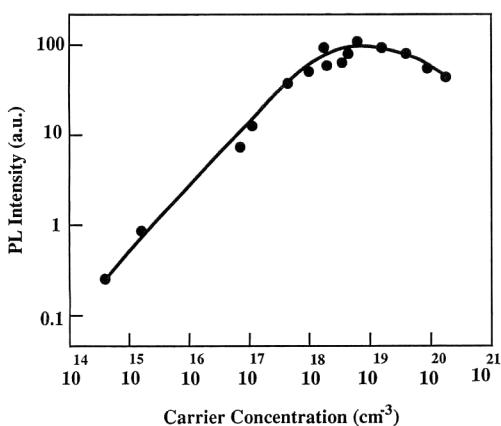


Fig. 7 Room-temperature photoluminescence intensity of the blue emissions of the InGaN films co-doped with Si and Zn as a function of the electron carrier concentration.

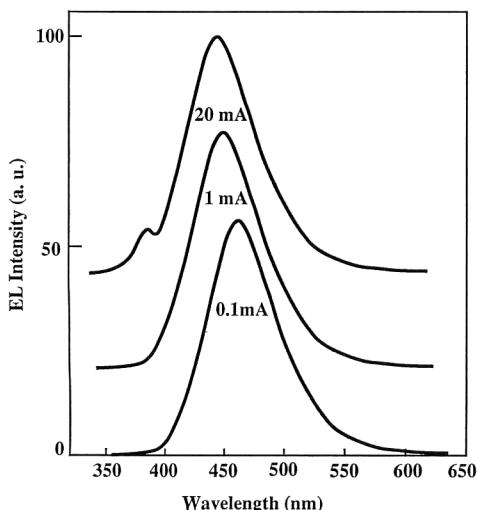


Fig. 8 Electroluminescence spectra of InGaN/AlGaN double-heterostructure blue-light-emitting diodes under different dc currents.

とした場合のエレクトロルミネッセンス (EL) の発光スペクトルを示す。この LED は活性層の InGaN 層の電子キャリア濃度を  $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$  となるように成長してある。図を見ると電流が 0.1 mA ではピーク波長は 458 nm であるが、電流を 20 mA に増加するとピーク波長は 447 nm の短波長になっており、電流の増加と共にブルーシフトしている。また電流が 20 mA に増加するにつれ InGaN のバンド間発光が 385 nm あたりに出てくる。これは不純物準位に関係した発光再結合がこの注入電流域では飽和し、変りにバンド間発光再結合が顕著になってくるものと思われる。この電流に関するブルーシフトをわかりやすくするために Fig. 9 には EL のピーク波長と電流との関係を示す。明らかに低電流域で顕著にブルーシフトが観測される。

Fig. 10 には InGaN/AlGaN ダブルヘテロ構造の各種 LED の発光出力と直流順方向電流との関係を示す。青色 LED では (Fig. 10 (a)) 順方向電流 20 mA で発光出力は最大で 3 mW、外部量子効率 5.4% であり、これらの値は従来の SiC 青色発光ダイオードが  $10 \mu\text{W}$ , 0.02% なので約 300 倍の値である。発光輝度は 15 度の指向特性を持つレンズ形状で 2.5 cd であり従来の SiC 青色発光ダイオードが約 10 mcd なので、250 倍の輝度である。なお順方向電圧は順方向電流 20 mA で 3.6 V である。寿命は数万時間である。従来の InGaN/AlGaN 青色 LED では、InGaN 活性層に Zn のみを添加していた<sup>18,19)</sup>。このため電子キャリア濃度は残留ドナー不純物濃度と Zn 濃度の割合で決り、再現性良く発光強度が最大となる最適キャリア濃度にならず、InGaN/AlGaN 青色 LED の出力は 1.5 mW 前後と低かった (Fig. 7 参照)。しかし Si と Zn を同時に添加することにより、ド

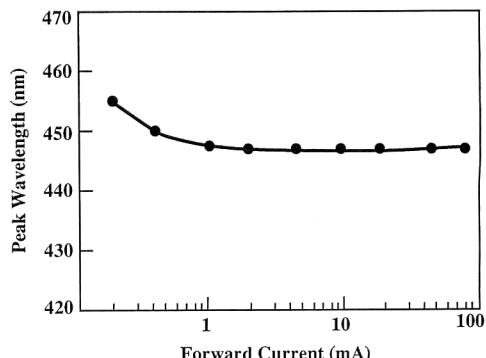
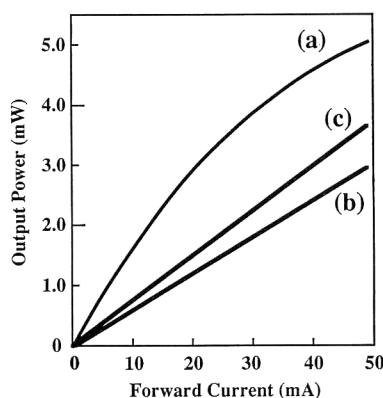


Fig. 9 Peak wavelengths of the electroluminescence of InGaN/AlGaN double-heterostructure blue-light-emitting diodes as a function of the forward dc currents.

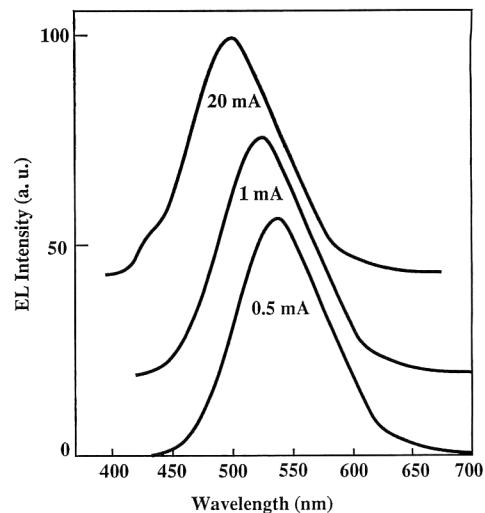


**Fig. 10** The output power of various InGaN/AlGaN double-heterostructure light-emitting diodes as a function of the forward dc currents. (a) The active layers of LEDs are (a) Si and Zn-doped  $In_{0.05}Ga_{0.94}N$ , (b) Si and Zn-doped  $In_{0.23}Ga_{0.77}N$  and (c) Si-doped  $In_{0.05}Ga_{0.94}N$ .

ナーアクセプターペー発光による発光強度が最大となる最適濃度のドナー不純物とアクセプター不純物が再現性良く制御できるようになり、3mWという高い発光出力が実現できた。

## 6. 青緑色 LED

上記構造の高輝度青色 LED を製品化したが、信号機への応用を考えると波長が少し短波長である。この目的のために開発されたのがピーク波長 500 nm の青緑色 LED である。光度は 15 度の指向特性を持つレンズ形状で 2 cd である。LED の構造は上記の青色 LED と同一であるが、ただ活性層の InGaN 層の In 組成比を 0.23 まで増加してピーク波長を 450 nm から 500 nm にしている。InGaN 層に Si と Zn を同時に添加した室温での PL 測定において、Si と Zn に関係した青色発光が InGaN のバンドギャップエネルギーより 0.5 eV 低エネルギー側に観測されることはすでに述べたが (Fig. 6 参照)，この  $In_{0.23}Ga_{0.77}N$  層の PL 測定においても  $In_{0.23}Ga_{0.77}N$  のバンドギャップエネルギーより 0.5 eV 低エネルギー側に Si と Zn に関係した青緑色発光が観測された。このことより、この青緑色発光は単に InGaN/AlGaN 青色 LED において InGaN 活性層の In 組成比が増加して長波長青緑色発光が得られたと考えられる。In 組成比を増加すると InGaN の結晶性が悪くなりあまり光らなくなる傾向にあるが、それでも発光出力はかなり高い。Fig. 10 (b)には青緑色 LED の発光出力と順方向電流との関係を示す。発光出力は順方向電流



**Fig. 11** Electroluminescence spectra of InGaN/AlGaN double-heterostructure blue-green-light-emitting diodes under different dc currents.

20 mA で 1.2 mW あり、外部量子効率は 2.4% である。

**Fig. 11** には発光スペクトルを示す。電流 0.5 mA でピーク波長は 538 nm、電流 1 mA で 525 nm、電流 20 mA で 500 nm であり、電流が増加するにつれピーク波長のブルーシフトが顕著に観測される。スペクトルの半値幅は 70~80 nm である。

**Fig. 12** には各種 LED をプロットした色度図を示す。現在交通信号灯に使用されている道路用信号灯と鉄道用信号灯の領域も示してある。これをみると InGaN 青緑色 LED は道路用信号と鉄道用信号の重なった領域に位置し、両方の信号灯に使用可能であることがわかる。また現在市販されている GaP 緑色 LED, GaAlAs 赤色 LED, InGaN 青色 LED の位置も示している。高輝度 InGaN 青色 LED が市販されるようになったことで、これら 3 点を結ぶ三角形に囲まれる領域の色が、3 色を混ぜることにより今後できるようになり、LED フルカラーディスプレイが実現できるようになる。問題点としては GaP 緑色 LED の Y 値が小さくどうしても三角形の面積が小さくなりディスプレイとして表示できる色範囲が小さい。今後は InGaN/AlGaN 青緑色 LED において活性層の In 組成比をさらに増加してピーク波長が約 520 nm の緑色 LED を作成する必要がある。こうすれば Y 値は約 0.6 ぐらいとなり、カラーテレビ用蛍光体の緑色と同程度の Y 値、X 値が得られるようになる。しかしさらに Y 値を上げようとすれば InGaN のバンド間発光を利用する必要がある。こうすれば緑色の色純度は良くなり、Y 値は非常に高くなるが、問題は InGaN

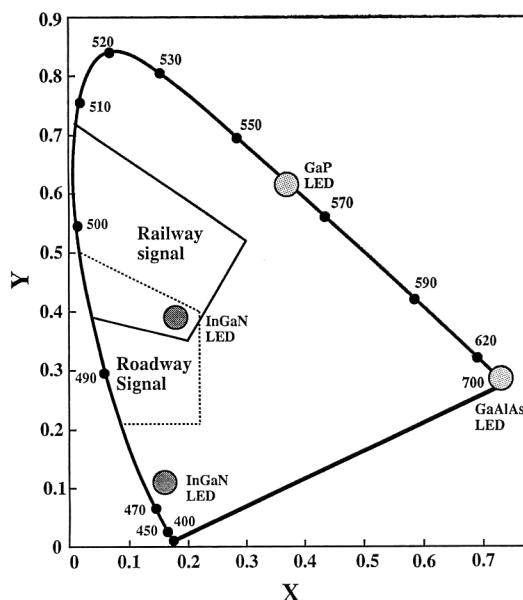


Fig. 12 Chromaticity diagram in which blue InGaN/AlGaN LEDs, blue-green InGaN/AlGaN LEDs, green GaP LEDs and red GaAlAs LEDs are shown.

層の In 組成比を約 0.5 まで高くする必要がある。すでに述べたように、現在のところ In 組成比の最高としては約 0.3 ぐらいであり (Fig. 5 参照)。InGaN 膜の結晶成長方法のさらなる改善が必要となる。

## 7. 紫色 LED

上記構造の高輝度青色 LED において InGaN 活性層成長時に Zn の供給を停止し Si のみをドープした InGaN 層とし、他は同様にして LED を作成した。この LED の発光スペクトルを Fig. 13 に示す。ピーク波長 385 nm に非常にシャープな InGaN のバンド間発光が観測される。なお発光スペクトルの半値幅は 10 nm である。InGaN に Si のみをドープすると非常に強いバンド間発光が観測されることはすでに他の文献で述べた<sup>17,22)</sup>。この LED の発光スペクトルにおいては、電流を変えててもピーク波長は一定でありブルーシフトなどは観測されなかった。これは当然のことであるがバンド間発光を利用していることによる。Fig. 10 (c)には発光出力と順方向電流との関係を示す。順方向電流 20 mA で発光出力 1.5 mW、外部量子効率は 2.3% である。この LED の InGaN 活性層の In 組成比は 0.06 であるが In 組成比を変えることにより InGaN のバンド間発光を利用した非常にシャープな発光を示す LED がピー

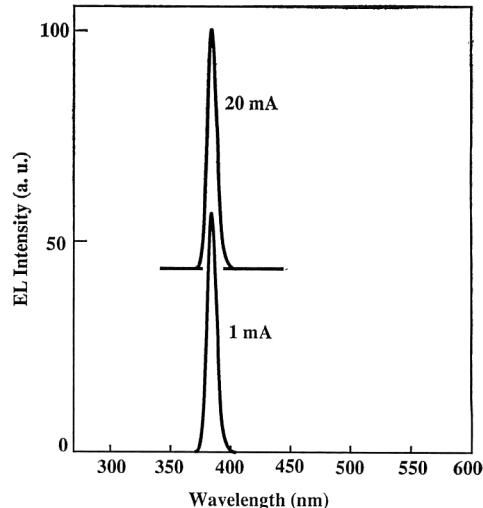
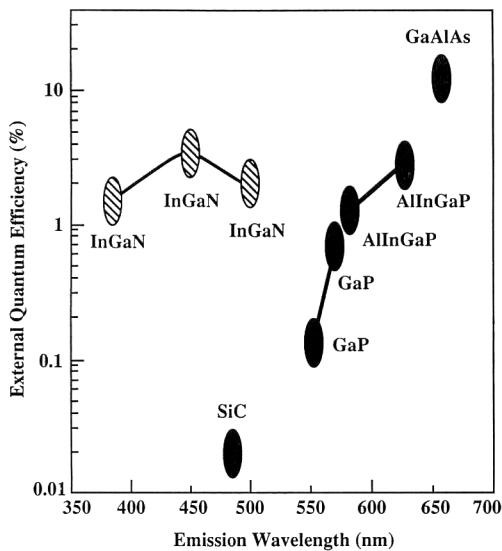


Fig. 13 Electroluminescence spectra of InGaN/AlGaN double-heterostructure violet-light-emitting diodes under different dc currents.

ク波長で 380 nm から 460 nm までは作成可能である<sup>16,17,22)</sup>。しかし In 組成比が大きくなるほど InGaN の結晶性が悪くなり LED の発光出力はかなり落ちてくる。In 組成比が増加して結晶性が悪くなる原因は今のところ良くわからないが、AlGaN と InGaN との格子定数のミスマッチが大きくなるためと InGaN の成長温度をかなり下げる必要があるためと考えられる。このように InGaN を活性層とする LED を使用することにより紫外の発光も可能となる。以前われわれは Si ドープ InGaN を活性層とするダブルヘテロ構造の紫色 LED について発表したが、そのときは発光出力が低かった (約 0.1 mW)<sup>22)</sup>。この理由は以前の研究では Mg ドープ GaN の p 型化に電子線照射を使用していたが、今回は熱的アニーリングを使用したためと考えられる。電子線照射では Mg ドープ GaN 層の極表面 0.1 μm ぐらいが低抵抗 p 型 GaN になり<sup>7)</sup>、しかも走査する電子線のスポットサイズが小さいため、いくら電子線を表面全体に走査しても表面が均一に低抵抗 p 型にならず、Mg ドープ GaN 層全体が表面方向、深さ方向、均一に低抵抗 p 型 GaN にならない<sup>10)</sup>。このため過去の研究では LED の発光出力が低く、かつ順方向電圧も 20 mA で約 10 V と異常に高かった。このように Si ドープ InGaN を発光層とすると非常にシャープで高い出力の InGaN のバンド間発光が得られるので、この構造の LED で光共振器を作成し高い注入電流を印加すると、紫色の短波長レーザー発振の可能性が高いと考えられる。紫色短波長レーザーが実現するとコンパクトディスク (CD) の記録密



**Fig. 14** External quantum efficiency as a function of the peak wavelength of various commercially available LEDs.

度を飛躍的に上げることが可能となる。紫色短波長 LED の用途としては各種励起用光源、センサー用光源などの用途が考えられる。バンド間発光の強度をさらに強くする方法として活性層に InGaN の多重量子井戸構造などの構造を用いる方法が考えられるが<sup>24)</sup>、この構造の LED については後日報告したい。

## 8. 各 種 LED

**Fig. 14** には現在実用化されている各種 LED を材料をパラメータとして外部量子効率とピーク波長の関係として図に示している。このデータは直流電流 20 mA 下での外部量子効率である。図を見るとわかるように従来ピーク波長が 570 nm より短波長の緑、青領域では高い発光効率を示す有望な LED 材料がなかった。このため LED ディスプレイのフルカラー化が実現されなかつた。また赤、緑色 LED を使用したマルチカラーディスプレイは、実用化されてはいたが、GaP 緑色 LED の発光効率が赤色に比べて極端に悪く LED ディスプレイ全体の必要電力を緑色 LED が上げていた。しかし InGaN/AlGaN LED を使用することにより青、緑色領域で高い発光効率の LED が使用できるようになり、LED フルカラーディスプレイが実現されるとともに、使用電力も極端に減少することが期待される。

## 9. 今後の課題とまとめ

格子不整合系であるサファイア基板上に成長した

InGaN/AlGaN ダブルヘテロ構造 LED で 1mW 以上の高出力短波長 LED (ピーク波長で 385 nm から 500 nm) が実現できた。格子不整合系でこれだけの発光出力が出て、しかも寿命が数万時間であることを考えると、基板との格子不整による転位などの結晶欠陥が GaN 系半導体では非輻射再結合中心になっていない可能性があり、今後の詳細な物性研究が待たれる。上記構造でバンド間発光を利用した LED では光共振器を作成すれば短波長レーザー発振の可能性があり、今後の研究の進展を望みたい。

文 献

- 1) S. Strite and H. Morkoç : "GaN, AlN, and InN : A review," *J. Vac. Sci. Technol.*, **B10** (1992) 1237-1266.
  - 2) S. Strite, M.E. Lin and H. Morkoç : "Progress and prospects for GaN and the III-V nitride semiconductors," *Thin Solid Films*, **231** (1993) 197-210.
  - 3) J.I. Pankove, E.A. Miller and J.E. Berkleyheiser : "GaN electroluminescent diodes," *RCA Rev.*, **32** (1971) 383-392.
  - 4) S. Yoshida, S. Misawa and S. Gonda : "Improvements on the electrical and luminescent properties of reactive molecular beam epitaxially grown GaN films by using AlN-coated sapphire substrates," *Appl. Phys. Lett.*, **42** (1983) 427-429.
  - 5) H. Amano, N. Sawaki, I. Akasaki and Y. Toyoda : "Metalorganic vapor phase epitaxial growth of a high quality GaN film using an AlN buffer layer," *Appl. Phys. Lett.*, **48** (1986) 353-355.
  - 6) S. Nakamura : "GaN growth using GaN buffer layer," *Jpn. J. Appl. Phys.*, **30** (1991) L1705-L1707.
  - 7) H. Amano, M. Kito, K. Hiramatsu and I. Akasaki : "P-type conduction in Mg-doped GaN treated with low-energy electron beam irradiation (LEEBI)," *Jpn. J. Appl. Phys.*, **28** (1989) L2112-L2114.
  - 8) S. Nakamura, T. Mukai and M. Senoh : "High-power GaN p-n junction blue-light-emitting diodes," *Jpn. J. Appl. phys.*, **30** (1991) L1998-L2001.
  - 9) S. Nakamura, T. Mukai, M. Senoh and N. Iwasa : "Thermal annealing effects on p-type Mg-doped GaN films," *Jpn. J. Appl. Phys.*, **31** (1992) L139-L142.
  - 10) S. Nakamura, N. Iwasa, M. Senoh and T. Mukai : "Hole compensation mechanism of p-type GaN films," *Jpn. J. Appl. Phys.*, **31** (1992) 1258-1266.
  - 11) J.A. Van Vechten, J.D. Zook, R.D. Horning and B. Goldenberg : "Defeating compensation in wide gap semiconductors by growing in H that is removed by low temperature de-ionizing radiation," *Jpn. J. Appl. Phys.*, **31** (1992) 3662-3663.
  - 12) C. Wang and R.F. Davis : "Deposition of highly resistive, undoped, and p-type, magnesium-doped gallium nitride films by modified gas source molecular beam epitaxy," *Appl. Phys. Lett.*, **63** (1993) 990-992.
  - 13) M.S. Brandt, N.M. Johnson, R.J. Molnar, R. Singh and T.D. Moustakas : "Hydrogenation of p-type gallium nitride," *Appl. Phys. Lett.*, **64** (1994) 2264-2266.

- 14) J.M. Zavada, R.G. Wilson, C.R. Abernathy and S.J. Pearton : "Hydrogenation of GaN, AlN and InN," *Appl. Phys. Lett.*, **64** (1994) 2724-2726.
- 15) N. Yoshimoto, T. Matsuoka, T. Sasaki and A. Katsui : "Photoluminescence of InGaN films grown at high temperature by metalorganic vapor phase epitaxy," *Appl. Phys. Lett.*, **59** (1991) 2251-2253.
- 16) S. Nakamura and T. Mukai : "High-quality InGaN films grown on GaN films," *Jpn. J. Appl. Phys.*, **31** (1992) L1457-L1459.
- 17) S. Nakamura, T. Mukai and M. Senoh : "Si-doped InGaN films grown on GaN films," *Jpn. J. Appl. Phys.*, **32** (1993) L16-L19.
- 18) 中村修二: "青色発光ダイオード, ダブルヘテロ構造で1cd実現", *日経エレクトロニクス*, **602** (1994) 93-102.
- 19) S. Nakamura, T. Mukai and M. Senoh : "Candera-class high-brightness InGaN/AlGaN double-heterostructure blue-light-emitting diodes," *Appl. Phys. Lett.*, **64** (1994) 1687-1689.
- 20) S. Nakamura, Y. Harada and M. Senoh : "Novel metalorganic chemical vapor deposition system for GaN growth," *Appl. Phys. Lett.*, **58** (1991) 2021-2023.
- 21) S. Nakamura : "In situ monitoring of GaN growth using interference effects," *Jpn. J. Appl. Phys.*, **30** (1991) 1620-1627.
- 22) S. Nakamura, M. Senoh and T. Mukai : "High-power InGaN/GaN double-heterostructure violet-light-emitting diodes," *Appl. Phys. Lett.*, **62** (1993) 2390-2392.
- 23) S. Nakamura, N. Iwasa and S. Nagahama : "Cd-doped InGaN films grown on GaN films," *Jpn. J. Appl. Phys.*, **32** (1993) L338-L341.
- 24) S. Nakamura, T. Mukai, M. Senoh, S. Nagahama and N. Iwasa : " $In_xGa_{1-x}N/In_yGa_{1-y}N$  superlattices grown on GaN films," *J. Appl. Phys.*, **74** (1993) 3911-3915.