レーザー解説

ヘテロエピタキシャル成長技術を用いた Si基板上半導体レーザー

長谷川 義晃*・江川 孝志**・神保 孝志**・梅野 正義*,**

(1995年5月9日 受理)

Semiconductor Laser on Si Substrate Using Heteroepitaxial Growth Technique

Yoshiaki HASEGAWA*, Takashi EGAWA**, Takashi JIMBO**
and Masayoshi UMENO*,**

(Received May 9, 1995)

Light emitting devices grown by heteroepitaxial growth technique such as GaN/Al₂O₃, ZnSe/GaAs and GaAs/Si have a serious problem of reliability because of their high dislocation density. For example, GaAs-based light emitting diode (LED) and laser grown on Si substrates suffer from rapid degradation because of a high dislocation density ($>10^6 \text{ cm}^{-2}$) and a large residual thermal stress ($\sim 10^9 \text{ dyn/cm}^2$), which are introduced by the $\sim 4\%$ lattice mismatch and the $\sim 250\%$ difference in the thermal expansion coefficients between GaAs and Si. If the sizes of active regions in these devices are drastically reduced, the reliability can be remarkably improved due to low dislocation numbers. From this point of view, we demonstrated AlGaAs/GaAs vertical cavity surface emitting laser (VCSEL), quantum wire-like laser and LED with self-assembled GaAs dots active region on Si. This novel technique is very promising for the improvement of reliability of light emitting devices with high dislocation density grown by heteroepitaxy.

Key Words: Heteroepitaxy, High dislocation density, Vertical cavity surface emitting laser, Quantum wire-like laser, Self-assembled GaAs dots

1. はじめに

高密度光ディスク用光源として活発に研究されている青色発光デバイスの構成材料である ZnSeなどのII-VI族化合物半導体及びGaNなど

の窒化物系III-V族化合物半導体は格子整合する基板がないため、GaAsやAl₂O₃などの基板が使用されている¹⁻⁴⁾。このため、基板との界面付近に転位が多数発生し、活性層に貫通転位が存在するようになる。活性層中の転位は発光

*名古屋工業大学電気情報工学科(〒466 名古屋市昭和区御器所町)

**名古屋工業大学極微構造デバイス研究センター(〒466 名古屋市昭和区御器所町)

*Department of Electrical and Computer Engineering, Nagoya Institute of Technology (Gokiso-cho, Showa-ku, Nagoya 466)

**Research Center for Micro-Structure Devices, Nagoya Institute of Technology (Gokiso-cho, Showa-ku, Nagoya 466)

デバイスの信頼性に多大な影響を及ぼすことが考えられるため、実用化に向けては転位の低減が急務である^{2,4)}。また、将来の光電子集積回路や光インターコネクションを実現するキーデバイスとして注目されているSi基板上GaAs系半導体レーザーでは、約4%の格子不整合及び約2.5倍の熱膨張係数差を有しながらも室温連続発振しているが、 10^6 cm^{-2} 以上の高密度転位及び約 10^9 dyn/cm^2 の高残留応力のために実用に耐えうる長寿命レーザーはまだ実現されていない⁵⁻⁸⁾。このように、近年の有機金属気相成長(MOCVD; metal organic chemical vapor deposition)法や分子線成長(MBE; molecular beam epitaxy)法などの結晶成長技術の発達により、物性定数差を超越したヘテロエピタキシャル成長の重要性が高まっているが、結晶性の改善が大きな課題となっている。Si基板上GaAs結晶(GaAs/Si)の高品質化には、選択成長法⁵⁾、熱サイクルアニール⁷⁾及び歪超格子⁷⁾などが用いられてきたが、 10^6 cm^{-2} 台の転位密度が大きな壁となっており何らかの新たなブレイクスルーが待たれる。最近、ヘテロエピタキシャル成長で発生する貫通転位を抑制するために異種半導体基板同士を貼り合わせる直接接着技術も研究され、InPを接着層としたSi基板上GaAs系半導体レーザーが作製されている⁹⁾。しかしながら、プロセス時に生じる熱歪や接着界面での高抵抗によりレーザーが急速劣化し寿命改善には至っていない。一方、活性層体積を低減し内部に含まれる転位数を減少させることにより、信頼性が改善される可能性がある¹⁰⁾。さらに、実際の光電子集積回路の場合、既に極微細化及び高集積化が発達している電子デバイスに適合する光インターコネクションを実現するためには、現在よりも大幅に微小化及び低消費電力化された発光デバイスが必要となるが、これは活性層体積を低減した構造を導入することで可能になる。

本解説では、Si基板上GaAs系発光デバイスの活性層体積低減を目指した、垂直共振器型面発光レーザー、擬量子細線レーザー及び自己形

成GaAsドット状活性層を有する発光ダイオード(LED; light emitting diode)の試作について報告し、その諸特性についても言及する。

2. Si基板上面発光レーザー

2.1 結晶成長

結晶成長は、高周波加熱方式、横型反応炉の常圧MOCVD装置により行なった。III族原料にはトリメチルガリウム(TMG)、トリメチルアルミニウム(TMA)を、V族原料にはアルシン(AsH_3)を用い、ドーパントとしてn型にはセレン化水素(H_2Se)、p型にはジエチル亜鉛(DEZ)を使用した。また、キャリアガスは水素である。基板には[011]方向に 2° offした(100)面のn型(Sbドーパ、 $0.02 \Omega \cdot \text{cm}$) Siを用いた。

2.2 Si基板上AlGaAs/GaAs面発光レーザーの作製

微小化及び高集積化に優れ三次元光電子集積回路用として期待されるSi基板上AlGaAs/GaAs面発光レーザーは、二段階成長法を用いて、 n^+ -Si基板上に 400°C で低温GaAs層(10 nm)を成長し、続いて 750°C で n^+ -GaAsバッファ層($0.8 \mu\text{m}$)を成長後、20ペアのn-AlAs(71 nm)/n-GaAs(59 nm)分布反射型(DBR; distributed Bragg reflector)多層膜反射鏡、n- $\text{Al}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{As}$ クラッド層($0.46 \mu\text{m}$)、GaAs量子井戸活性層(9 nm)を $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ 層(上下各70 nm)で挟んだ分離閉じ込めヘテロ構造(SCH; separate confinement heterostructure)、p- $\text{Al}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{As}$ クラッド層($0.34 \mu\text{m}$)、 p^+ -GaAsコンタクト層(80 nm)を成長して作製した^{11,12)}。その断面走査電子顕微鏡(SEM; scanning electron microscope)写真をFig. 1に示す。ただし、基板の界面から発生した転位が活性層へ伝搬するのを抑制し結晶性を向上させるために、 n^+ -GaAs層成長中に AsH_3 雰囲気中で 350°C - 850°C の熱サイクルアニールを5回導入した⁷⁾。また、光出射側の反射鏡は電極を兼ねた $40 \mu\text{m}$ 角のAuZn(50 nm)/Au(150 nm)金属反射鏡とした。このため、注入電流がすべて金属電極直下に流れるもの

Fig. 1 Cross-sectional SEM micrograph of an AlGaAs/GaAs VCSEL on Si.

と仮定すると、この面発光レーザーの転位数は、 $10\text{ }\mu\text{m}$ 幅の電極窓を有する共振器長 $300\text{ }\mu\text{m}$ の従来のSi基板上AlGaAs/GaAs端面発光量子井戸レーザー⁸⁾の転位数の約1/2に低減できることになる。

2.3 Si基板上AlGaAs/GaAs面発光レーザーの諸特性

AlAs/GaAs DBRは、Fig. 2に示すように、 820 nm - 870 nm の波長帯域で90%以上の反射率を有しており、波長 860 nm で最高反射率は93%である。この値は理論反射率よりも6%程度低い値となっている。Fig. 3にAlAs/GaAs DBRの断面透過電子顕微鏡(TEM; transmission electron microscope)写真を示す。図中、

Fig. 2 Calculated and measured reflectivities of a 20-pair AlAs/GaAs DBR on Si.

Fig. 3 Cross-sectional TEM micrograph of an AlAs/GaAs DBR on Si.

Fig. 4 Light versus current characteristic of a VCSEL on Si under pulsed condition at room temperature.

暗部はAlAs層、明部はGaAs層である。AlAs及びGaAsの各層の膜厚がDBR全体にわたり不均一でありAlAs/GaAs界面で平坦性が損なわ

れている。また、原子間力顕微鏡(AFM; atomic force microscope)を使用した表面観察の結果では約80 nmの凹凸があることが明らかになった¹²⁾。これは、GaAsがSi基板上に成長する初期段階で、3次元Volmer-Weber型、あるいはStranski-Krastanow型により3次元成長することに起因しているものと思われる。これらはAlAs/GaAs DBRの反射率低下につながっている。一方、AuZn/Au金属反射鏡は、600 nm-950 nmの広波長帯域で95 %以上の反射率が得られた。

室温パルス駆動時(パルス幅0.1 μ s, 周期1 μ s)の電流-光出力特性をFig. 4に示す。閾値電流は79 mA(閾値電流密度4.9 kA/cm²)であり、発振波長は840 nm, その半値幅は0.28 nmであった。

2.4 Si基板上AlGaAs/GaAs面発光レーザーの結晶性改善

Si基板上面発光レーザーの室温連続発振に向けて、反射鏡の反射率向上と同時に結晶性改善が重要である。そこで、AlGaAs/GaAs面発光レーザー構造の成長層をポスト(円柱)型にSi基板までエッチングし、さらにアニール処理を施すことにより、成長層の残留応力の緩和と結晶性改善を試みた。Fig. 5にSi基板上AlGaAs/GaAs面発光レーザーを30 μ m ϕ のポスト型にエッチングした表面SEM写真と、850 $^{\circ}$ Cで1時間アニール(AsH₃雰囲気中)を施す前後での低温(133 K)カソードルミネッセンス(CL; cathodoluminescence)像を示す。ただし、CL像は各CL強度が最大となる波長で観察したものである。また、Fig. 6に各々のCL分光特性を示す。ポスト型に加工しない場合にはCL強度最大波長は824 nmであったが、30 μ m ϕ のポスト型にすると814 nmに短波長シフトした。GaAs基板上に作製した同構造の面発光レーザーでは、CL強度は811 nmで最大になることを考慮すると、30 μ m ϕ にGaAs成長層を低減することにより(引っ張り)残留応力が大幅に緩和されていることが推測される。次に、30 μ m ϕ

Fig. 5 (a) Top-viewed SEM micrograph of a 30 μ m ϕ post-growth patterned VCSEL on Si and (b), (c) CL images at the each peak wavelength of the VCSELs on Si before and after post-growth annealing, respectively.

の面発光レーザーにアニールを施すことにより、CL強度は約10倍増加し活性層の結晶性が大幅に改善されている様子がわかる。ここで、アニール後のレーザーのCL強度最大波長は

Fig. 6 CL spectra of VCSELs on Si in Fig. 5 (b) and (c) at 133 K, recorded at 30 kV beam voltage. ※ 1: peak wavelength of an AlGaAs/GaAs VCSEL on GaAs (811 nm). ※ 2: peak wavelength of an AlGaAs/GaAs VCSEL on Si without post-growth patterning and annealing (824 nm).

827 nmであるが、これは(Si基板上GaAs層の)結晶性改善により引っ張り応力が増加したためであると思われる。これでは応力の緩和と結晶性改善を同時に満足できていない。そこで、口径を $7\mu\text{m}\phi$ とさらに微小化しアニールを施すことにより、CL像では暗部(転位などの欠陥による非発光部分)がほとんど観察されず、またCL強度も818 nmで最大となり、結晶性と応力の両方が改善されていることが確認された。

3. Si基板上擬量子細線レーザー

3.1 Si基板上AlGaAs/GaAs擬量子細線レーザーの作製

Si基板上GaAs系レーザーの活性層を従来の量子井戸から量子細線化することで、その体積を低減し、活性層に含まれる転位数を大幅に減少させることができる。さらに、体積効果によりレーザーの駆動電流も低減できるため、転位の成長抑制に有利であり寿命改善が期待され

る⁸⁾。Fig. 7にSi基板上AlGaAs/GaAs擬量子細線レーザーの作製プロセスを示す。以下、結晶成長条件は上記2.1項と同様である。まず、 n^+ -Si基板上に n^+ , p^+ -GaAsバッファ層($1.6\mu\text{m}$, $1.0\mu\text{m}$)を二段階成長法で成長し熱サイクルアニールを施す(Fig. 7-a)。次に、幅 $2.7\mu\text{m}$ 、深さ $1.2\mu\text{m}$ のV溝を $[01\bar{1}]$ 方向にエッチングにより形成する(Fig. 7-b)。この結果、 p^+ -GaAs層は電流ブロック層の役割を果たし、V溝中央部

Fig. 7 Schematic fabrication sequence of an AlGaAs/GaAs quantum wire-like laser on Si.

Fig. 8 Cross-sectional image of vertically-stacked GaAs quasi-quantum wires near the center of the V-groove in Fig. 7: (a) SEM micrograph and (b) schematic diagram.

のGaAs量子細線部に電流が有効に注入されるようになる。その後、5ペアのn-GaAs(10 nm)/n-Al_{0.3}Ga_{0.7}As(10 nm)超格子バッファ層, p, n-Al_{0.7}Ga_{0.3}As クラッド層 (各 0.51 μ m), Al_{0.3}Ga_{0.7}Asバリア層(各5.5 nm)とGaAs多重(3層)量子井戸(各7 nm)をAl_{0.3}Ga_{0.7}As層(上下各60 nm)で挟んだSCH構造, p⁺-GaAsコンタクト層(80 nm)で構成されるレーザー構造を再成長する(Fig. 7-c, d)。本研究でのGaAs層の成長速度は(100)>(111)Aの関係にある。このため、GaAs量子井戸を成長するとV溝の側面は(111)Aであるために、V溝中央の(100)底部でGaAsの成長が進み量子細線が形成される(Fig. 7-c)。Fig. 8にGaAs擬多重量子細線の断面SEM写真を示す。薄いAl_{0.3}Ga_{0.7}Asバリア層を介してGaAs量子細線が3層積層しているために、そのサイズにばらつきが生じており¹³⁾、縦幅(11 nm-15 nm)×横幅(83 nm-127 nm)の擬量子細線が形成されている。このため、この擬量子

細線レーザーでは、従来の量子井戸レーザー⁸⁾の転位数を約1/100にまで低減することができることになる。

3.2 Si基板上AlGaAs/GaAs擬量子細線レーザーの諸特性

量子細線部への電流狭窄は、V溝直上に幅2 μ mのSiO₂絶縁膜の電極窓を設けることで行っている。Fig. 9に室温パルス駆動時(パルス幅0.2 μ s, 周期200 μ s)の電流-光出力特性(共振器長123 μ m)を示す¹⁴⁻¹⁶⁾。閾値電流9.8 mA, 外部微分量子効率21 %でmWオーダーの光出力を得ている。発振波長は859 nmであった。我々は室温連続発振も得ており、共振器長150 μ m-380 μ mの範囲において閾値電流は16 mA-20 mAであった。特に9.8 mAの室温パルス及び16 mAの室温連続発振は、これまで報告されているSi基板上レーザー中で最小値を記録している。しかしながら、この量子細線はGaAs/Siの界面付近の転位数の多い位置に形成されているため、低閾値発振は得ているが寿命改善には至っていない。現在、さらに微小な量子細線(6 nm×17 nm)を形成しており、今後の長寿命

Fig. 9 Light versus current characteristic of a quantum wire-like laser on Si under pulsed condition at room temperature.

化も含めた特性改善が期待される。

4. Si基板上自己形成ドット状活性層発光ダイオード

4.1 Droplet epitaxy法によるGaAsドット状結晶の自己形成

最近, Stranski-Krastanow 成長モード¹⁷⁾, droplet epitaxy法¹⁸⁾及び(311)B GaAs基板上成長¹⁹⁾などにより, 高品質GaAs及びInGaAsドットをGaAs基板上に直接成長する試みが注目されており, その密度は 10^9 cm^{-2} – 10^{11} cm^{-2} まで制御されている。この手法は上記2.4項のようなエッチングによる加工を必要としないため, 加工ダメージを受けずにサイズを極微小化できる。このため, Si基板上にこのドットを形成することにより, 10^6 cm^{-2} 台の転位密度の影響を大幅に回避できるものと思われる。そこで, 我々はdroplet epitaxy法を用いてSi基板上にGaAs

Fig. 10 Typical sequence of TMG and AsH₃ supply for droplet epitaxy.

Fig. 11 AFM image of self-assembled GaAs dots on GaAs/Si.

ドット状結晶を自己形成し, さらにSi基板上LEDの活性層に応用することを試みた。Fig. 10にdroplet epitaxy法の成長シーケンスを示す。成長温度は700℃である。Fig. 10において, AsH₃遮断後にH₂パージを行い, 続くTMG供給時にGa-dropletsが形成される。その後, H₂パージを経て再びAsH₃を供給する。この過程で, VLS(vapor-liquid-solid)成長機構によりGa-dropletsがドット状のGaAs微細結晶になる。Fig. 11にGaAs/Si基板(Si基板上にGaAs層を2.5 μm成長した基板)上に自己形成したGaAsドット状結晶のAFM像を示す。微小な円錐状のGaAs結晶が $1\text{--}2 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ の密度でランダムに形成されている。

4.2 Si基板上GaAsドット状活性層 AlGaAs/GaAs LEDの作製

上記4.1項のn⁺-GaAs/Si基板上にn-Al_{0.7}Ga_{0.3}Asクラッド層(0.74 μm), droplet epitaxy法で自己形成したGaAsドット状活性層をAl_{0.3}Ga_{0.7}As層(上下各70 nm)で挟んだSCH構造, 続いてp-Al_{0.7}Ga_{0.3}Asクラッド層(0.74 μm)及びp⁺-GaAsコンタクト層(80 nm)を成長し, 面発光型のLED構造を作製した。

4.3 Si基板上GaAsドット状活性層 AlGaAs/GaAs LEDの諸特性

Fig. 12に室温直流電流(dc; direct current)駆動時の電流-光出力特性及びSiビジコンで観察した表面エレクトロルミネッセンス(EL; electroluminescence)像を示す。個々のGaAsドットが発光している様子が明瞭に確認できる。光出力は10 μWまでは注入電流に比例して増加し, 以降は飽和傾向にある。また, 40 mA電流注入(3 μW出力)時に中心波長は約866 nmであった。

次に, このLEDの信頼性を確認するため, 室温一定電流(ACC; automatic current control)寿命試験を注入電流60 mA(電流密度0.5 kA/cm²)の条件で行った。Fig. 13に初期値で規格化した光出力の経時変化を示す。また, 従来

Fig. 12 Light versus current characteristic under dc condition at room temperature and top-viewed EL topograph.

Fig. 13 Results of ACC aging tests for AlGaAs/GaAs LEDs on Si with GaAs dots active region and a quantum well active region.

のSi基板上AlGaAs/GaAs量子井戸構造(GaAs量子井戸厚9 nm)⁸⁾でも同様のLEDを作製し比較した。従来の量子井戸LEDでは通電後急速に劣化し数分で光出力が半減した。これは、Si基板上量子井戸レーザーの劣化⁸⁾と同様、 $\langle 100 \rangle$ 暗線欠陥(DLD; dark line defect)の成長に起因していることがEL観察により確認された。一方、GaAsドット状活性層を有するLEDでは劣化の進行が大幅に抑制され(EL観察によりDLDの成長が抑制されていることを確認)、光出力半減には約14時間を要した。したがって、Si基板上GaAs系発光デバイスの活性領域が従

来の量子井戸構造のような薄膜の場合には、 $\langle 100 \rangle$ DLDが転位成長面((110)面)上によって容易に増殖し急速劣化を伴う。しかしながら、ドット状の三次元微細構造の場合には、その密度が転位密度に近く転位を含まない領域が存在すること、ドット状であるために転位成長面が断絶されDLDの成長が抑制されたことにより寿命改善に至ったものと思われる。

5. おわりに

ヘテロエピタキシャル成長技術を用いたSi基板上半導体レーザーの寿命改善及び高性能化への我々のアプローチを中心に述べた。実用化に向けた信頼性のあるSi基板上GaAs系レーザーの実現には、転位密度を 10^4 cm^{-2} 台にまで低減することが必要であると考えられているが、現状では 10^6 cm^{-2} 台に留まっている。我々は活性領域を大幅に低減することで寿命改善を図る具体的なデバイスを提案し作製している。今後、物性定数差を超越したヘテロエピタキシャル半導体レーザーが実現されると、既存しない新概念のデバイスが創出され多岐に及ぶ応用範囲が考えられるため、この分野の発展が大いに期待される。

謝辞

AFM観察及びLED作製に協力して頂いた本学工学研究科庭野裕氏、田中敦史氏に感謝致します。本研究の一部は文部省科学研究費(No. 06555013)の援助を受けて行なった。また、著者の一人(長谷川)は日本学術振興会から特別研究員として援助を受けている。

参考文献

- 1) N. Nakayama, S. Itoh, T. Ohata, K. Nakano, H. Okuyama, M. Ozawa, A. Ishibashi, M. Ikeda and Y. Mori: Electron. Lett. 29 (1993) 1488.
- 2) J. M. DePuydt, M. A. Haase, S. Guha, J. Qiu, H. Cheng, B. J. Wu, G. E. Hoffer, G. Meis-Haugen, M. S. Hagedorn and P. F. Baude: J. Cryst. Growth 138 (1994) 667.
- 3) S. Nakamura, T. Mukai and M. Senoh: Appl.

- Phys. Lett. 64 (1994) 1687.
- 4) S. D. Lester, F. A. Ponce, M. G. Craford and D. A. Steigerwald: Appl. Phys. Lett. 66 (1995) 1249.
 - 5) H. P. Lee, X. Liu and S. Wang: Appl. Phys. Lett. 56 (1990) 1014.
 - 6) D. C. Hall, N. Holonyak, Jr., D. G. Deppe, M. J. Ries, R. J. Matyi, H. Shichijo and J. E. Epler: J. Appl. Phys. 69 (1991) 6844.
 - 7) T. Egawa, Y. Hasegawa, T. Jimbo and M. Umeno: Jpn. J. Appl. Phys. 31 (1992) 791.
 - 8) 長谷川義晃, 江川孝志, 神保孝志, 梅野正義: レーザー研究 22 (1994) 977.
 - 9) Y. H. Lo, R. Bhat, D. M. Hwang, C. Chua and C.-H. Lin: Appl. Phys. Lett. 62 (1993) 1038.
 - 10) E. A. Fitzgerald: J. Vac. Sci. Technol. B7 (1989) 782.
 - 11) T. Egawa, T. Deguchi, Y. Hasegawa, T. Jimbo and M. Umeno: *Extended Abstracts of the 1993 Int. Conf. on Solid State Devices and Materials*, Chiba (1993) p. 1032.
 - 12) T. Egawa, Y. Hasegawa, T. Jimbo and M. Umeno: IEEE Photon. Technol. Lett. 6 (1994) 681.
 - 13) E. Kapon, M. Walther, J. Christen, M. Grundmann, C. Caneau, D. M. Hwang, E. Colas, R. Bhat, G. H. Song and D. Bimberg: *Superlattices and microstructures* 12 (1992) 491.
 - 14) Y. Hasegawa, T. Egawa, T. Jimbo and M. Umeno: Jpn. J. Appl. Phys. 32 (1993) L997.
 - 15) Y. Hasegawa, T. Egawa, T. Jimbo and M. Umeno: J. Cryst. Growth 145 (1994) 728.
 - 16) Y. Hasegawa, T. Egawa, T. Jimbo and M. Umeno: *Conference Digest of 14th IEEE International Semiconductor Laser Conference*, Maui (1994) p. 75.
 - 17) D. Leonard, M. Krishnamurthy, C. M. Reaves, S. P. Denbaars and P. M. Petroff: Appl. Phys. Lett. 63 (1993) 3203.
 - 18) T. Ueda, Q. Z. Gao, E. Yamaichi, C. Yamagishi and M. Akiyama: J. Cryst. Growth 145 (1994) 707.
 - 19) R. Nötzel, T. Fukui, H. Hasegawa, J. Temmyo and T. Tamamura: Appl. Phys. Lett. 65 (1994) 2854.

レーザーワード

ヘテロエピタキシャル成長 (heteroepitaxial growth)

ヘテロエピタキシャル成長とは、GaAs基板上のZnSe、 Al_2O_3 基板上のGaIn、Si基板上のGaAs、GaAs基板上のInP成長のような場合で、結晶構造と格子定数のいずれも異なる場合や、結晶構造は同じでも格子定数が大きく異なるような場合である。また、このような典型的な場合の他に、GaAs基板上の $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ 、InP基板上の $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ 成長のように、結晶構造は同じで格子定数がわずかに異なったり、格子定数は一致していても両者の物質が異なる場合もある。これらも広義でヘテロエピタキシャル成長に分類することができる。(長谷川義晃)

格子制御 (lattice control)

ヘテロエピタキシャル成長において、両者に格子定数差があり臨界膜厚以上成長した場合、そのヘテロ接合界面にミスフィット転位が発生するようになる。転位の存在は、特に発光デバイスにおいて特性や信頼性に悪影響を及ぼすため極力除外されることが望ましい。このため、格子定数差がない材料の組み合わせ(3, 4元混晶)でヘテロ接合を形成するか、格子定数差がある場合には臨界膜厚以内に成長し格子を歪ませるか、界面で組成を徐々に(グレーデッドに)変化させ転位密度を減少させるなどの格子制御がなされている。(長谷川義晃)

光電子集積回路 (optoelectronic integrated circuit)

光電子集積回路(OEIC: optoelectronic integrated circuit)とは、光デバイス(半導体レーザー、発光ダイオード、フォトダイオードなど)と電子回路素子を同一半導体基板上にモノリシックに集積化したものであり、受発光デバイスと信号処理用の電子回路の整合性を増すことができる。さらに、両機能を融合させることにより従来のSi-LSIでは実現できなかった新機能を創出し、光配線や光コンピュータなどへの実現に貢献することが期待される。(長谷川義晃)