

GaInP の秩序構造形成に及ぼす ステップバンチングの影響

五明明子・堀田 等・宮坂文人

深谷一夫・日野 功・小林健一*

NEC 光・超高周波デバイス研究所 ☎ 305-8501 茨城県つくば市御幸が丘 34

*NEC 関西エレクトロニクス研究所 ☎ 520-0833 滋賀県大津市晴嵐 2-9-1

(1998 年 10 月 8 日受理)

Effects of Step-bunching on Ordered Domain Structure in GaInP

Akiko GOMYO, Hitoshi HOTTA, Fumihito MIYASAKA,

Kazuo FUKAGAI, Isao HINO and Kenichi KOBAYASHI*

Optoelectronics and High Frequency Device Research Laboratories, NEC Corporation

34 Miyukigaoka, Tsukuba, Ibaraki 305-8501

*The Kansai Electronics Research Laboratories, NEC Corporation

2-9-1 Seiran, Otsu, Shiga 520-0833

(Received October 8, 1998)

The effects of step bunching on a CuPt-B ordered structure in $\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ grown on $(\bar{1}\bar{1}1) \text{B}$ and $(11\bar{1}) \text{A}$ ($n=8, 13$) GaAs substrates by metalorganic vapor phase epitaxy (MOVPE) are described. In the GaInP layers, a CuPt-B ordered structure in the $[\bar{1}\bar{1}1] \text{B}$ and $[11\bar{1}] \text{B}$ directions are formed. The epitaxial growth surfaces are often undulated due to the atomic-step bunching. Experimental results for a low V/III ratio of 55 shows that a disordered region of the CuPt-B ordered structure is formed at the step-bunched surface. Also, anti-phase domain boundaries of the CuPt-B ordered structure are formed on terraced surfaces for V/III ratio of 1500. The ordered structure domain formation is thought to depend on the growth on surface facets which are formed through P-dimer distribution there.

1. は じ め に

AlGaInP 系赤色半導体レーザ (laser diodes; LD)^{1, 2)}は、高密度光ディスク用光源として実用化されており、さらなる高性能化により、ギガバイトを越える大容量ファイルのキーデバイスとして期待されている。この赤色 LD 材料の結晶中に顕著にみられる、(1) 秩序構造³⁾や (2) ステップバンチング⁴⁻⁶⁾の形成は、LD 特性を支配する。

ここでいう秩序構造とは、CuPt-B 型の秩序構造で、GaInP 混晶中の III 族副格子上で $(\bar{1}\bar{1}1) \text{Ga}$ 面と $(\bar{1}\bar{1}1) \text{In}$ が $[\bar{1}\bar{1}1] \text{B}$ 方向 (あるいは、 $(\bar{1}\bar{1}1) \text{Ga}$ 面と $(\bar{1}\bar{1}1) \text{In}$

が $[\bar{1}\bar{1}1] \text{B}$ 方向) に交互に配列した超格子構造であり、通常の閃亜鉛鉱型の基本格子の 2 倍周期を有する。この CuPt-B 型の秩序構造 (Fig. 1) の形成により、秩序構造の形成されていない結晶 (すなわち III 族副格子上で Ga と In が無秩序に配置している結晶で、以後、無秩序結晶と呼ぶ) と比較してバンドギャップエネルギー (Eg) が減少し、その減少量は、秩序構造の形成度に依存する³⁾。秩序構造の形成度は成長基板面方位にも大きく依存する (Fig. 2)⁵⁻⁷⁾。Fig. 2 は GaInP の PL ピークエネルギーの基板傾斜角依存性を示している。 $(\bar{1}\bar{1}1) \text{A}$ 面や $(\bar{1}\bar{1}1) \text{B}$ 面上では無秩序結晶となり、PL ピークエネルギーは最大値 ($1.918 \pm 0.002 \text{ eV}$) をとる⁷⁾。秩序構造の形成度が大きい結晶では PL ピークエネルギー値は低

E-mail:gomyo@obl.cl.nec.co.jp

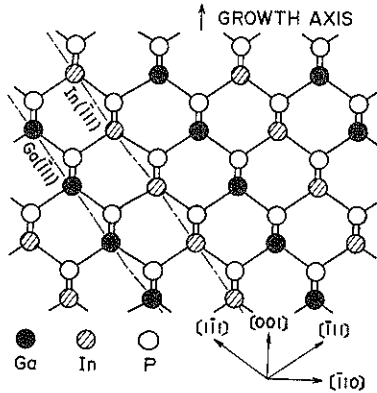


Fig. 1 Atomic model for the CuPt-B type ordered structure in GaInP.

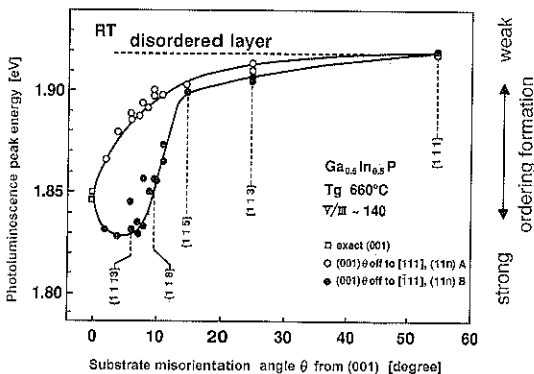


Fig. 2 Correlation between photoluminescence peak energy and the substrate misorientation angle θ from the (001) surface.

い。PL ピークエネルギーの基板傾斜角依存性は基板の傾斜方向が $[111]$ A か $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ B かに依っても大きく異なっている。秩序構造の形成度の基板面方位依存性は、表面原子のステップ構造の変化が秩序構造の形成に大きな影響を及ぼしていることを示している⁷⁾。秩序構造が形成された場合、この秩序構造形成が不均一であると、フォトルミネッセンス (photoluminescence; PL) スペクトル幅が増大する。

また、原子層ステップ間隔の粗密によるステップバンチングが生じると (Fig. 3)、量子井戸構造の層厚揺らぎや秩序構造形成の不均一化により、PL スペクトルが変化する。つまり、量子井戸層厚が揺らぐ場合には、PL ピークエネルギー値がシフトしたり⁸⁾、PL 半値幅が増大したりする。さらに、ステップバンチングの生じた成長表面では、原子ステップ間隔の揺らぎが大きくなる。そのため、その上での結晶成長では秩序構造の形成がステ

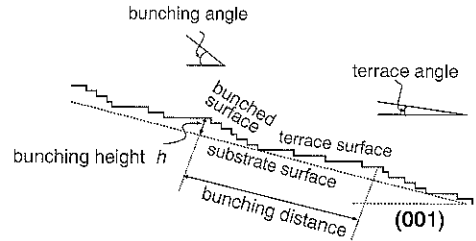


Fig. 3 Schematic drawing for definition of the bunched surface, bunching height (h), terrace surface, bunching distance, terrace angle, and bunching angle.

ップバンチングに影響を受ける⁹⁾。このことによって PL ピークエネルギーや PL 半値幅の増大が生じる。

したがって、CuPt-B 型秩序構造とステップバンチングとの関係を知ることは、LD の閾値や信頼性の支配要因を理解する上で重要である。そこで、本稿では、CuPt-B 型の秩序構造のドメイン形成とステップバンチングの関係を $(11\bar{n})$ A 面と $(\bar{1}\bar{1}n)$ B 面 GaAs 上の GaInP 結晶について調べた結果について紹介する。

ここで述べる GaInP のエピタキシャル成長は有機気相エピタキシャル成長 (metal organic vapor phase epitaxy, MOVPE) 法を用い、成長温度 660°C で行っている。これらの結晶について断面透過電子顕微鏡 (transmission electron microscopy; TEM) 観察を行い、秩序構造ドメインの形成される領域とステップバンチングの周期構造との間の関係を明らかにし⁹⁾、また、 $(11\bar{n})$ B 上の結晶で、ドメイン境界の形成される位置とステップバンチングの生じる位置との関係が、V/III 比に依存して、顕著に違うことを示した。これらの原因としては、結晶成長時の V 族安定化表面での再配列構造の乱れが関係しているものと考えられる。

2. GaInP 層のステップバンチング

(001) 面から傾いた面方位をもつ基板の上に MOVPE 法により成長した GaInP 層表面では、Fig. 3 に示したようなステップバンチングが生じる。このステップバンチングの形成は成長中の V 族原料と III 族原料の比 (V/III 比) などの成長条件や基板面方位に依存する。 $(\bar{1}, 1, 8)$ B 面上に V/III 比 55 と V/III 比 1500 で成長した GaInP 層の (110) 断面 TEM 像 (Fig. 4 (a), (b)) や $(1, 1, 13)$ A 面上に V/III 比 55 と V/III 比 1500 で成長した GaInP 層の $(\bar{1}\bar{1}0)$ 断面 TEM 像 (Fig. 4 (c), (d)) により、ステップバンチングの形成状態を示す。TEM 像中の白くほぼ水平なラインは GaInP 層中に挟みながら成長した AlGaInP マーカー層であり、成長途中の GaInP の表面形状を表す。ステップバンチングの関係で用いた用語の

定義を Fig. 3 に示す。バンチングの高さ h は、低 V/III 比では、 $[111]$ A 方向に傾斜した基板面 (Fig. 4 (c) の $(\bar{1}, 1, 13)$ A 面) 上の方が、 $[\bar{1}\bar{1}1]$ B 方向に傾斜した基板面 (Fig. 4 (a) の $(\bar{1}, 1, 8)$ B 面) 上と比較して大きい。低 V 族圧下では、 $[\bar{1}\bar{1}1]$ B ステップ端と比較して $[111]$ A ステップ端の方が III 族原子の吸着確率が小さいので、 $[111]$ A ステップ端をもつステップ列が主な基板面方位で、成長面内でステップフロー速度の分布が大きくなる。そのため、ステップ間隔の粗密が生じやすくなり、バンチングが発達しやすいと考えられる⁸⁾。V/III 比 1500 の場合では V/III 比 55 と比較して h は減少している。高 V/III 比では、バンチング周期が短くなっており、これは III 族原子の成長表面での拡散距離が減少していることを示すと考えられる。このため、高 V/III 比では、成長表面でのステップ間隔の粗密が生

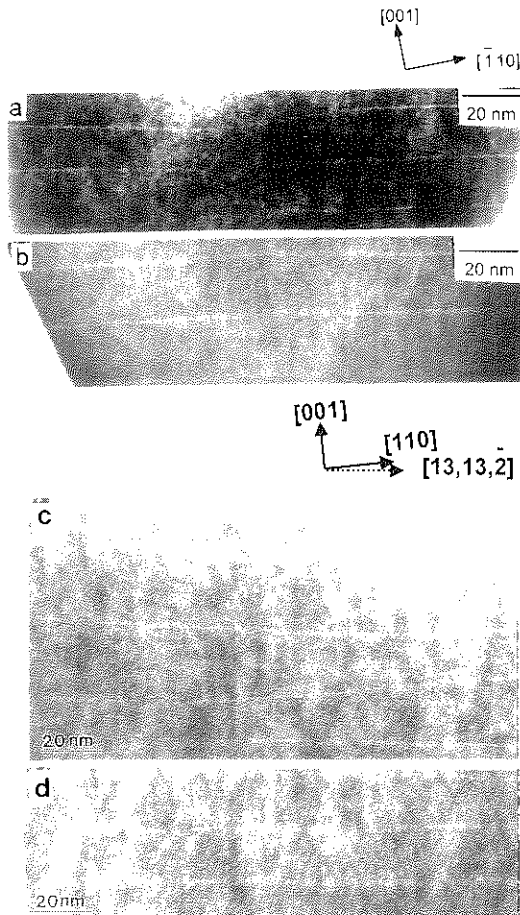


Fig. 4 Cross-sectional TEM bright field images of GaInP grown on $(\bar{1}, 1, 8)$ B (a, b) and $(1, 1, 13)$ A (c, d) substrates at V/III ratios of 55 (a, c) and 1500 (b, d).

じ難くなり、ステップバンチングの高さが低減するものと推測される⁸⁾。

3. GaInP 層の CuPt-B 型秩序構造

多くの場合 GaInP エピタキシャル結晶中には、自然に形成された $[\bar{1}\bar{1}1]$ B 方向あるいは $[\bar{1}\bar{1}1]$ B 方向の 2 倍周期の CuPt-B 型秩序構造が見られる。2つの方向の秩序構造形成は基板の傾斜方位、傾斜角に依存する。傾斜方位による違いについては以下のように考えられる。 $(\bar{1}, 1, n)$ B 面上では、 $[\bar{1}\bar{1}1]$ B 方向に下がるステップ列が支配的であるため、ステップフロー成長により $[\bar{1}\bar{1}1]$ B 方向の秩序構造 (CuPt-B_{III}) の形成が強くなる⁷⁾。

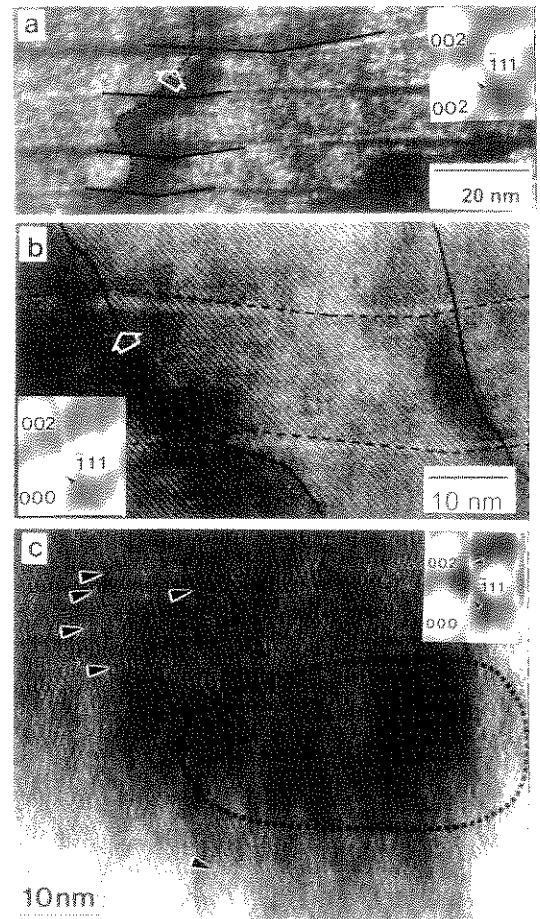


Fig. 5 Cross-sectional TEM images: (a) (110) -plane dark-field image of GaInP on $(1, 1, 8)$ B at a V/III of 55, (b) (110) -plane bright-field image of GaInP on $(\bar{1}, 1, 13)$ B at a V/III ratio of 1500 and, (c) $(13, 13, 2)$ -plane bright-field image of GaInP on $(1, 1, 13)$ A at a V/III ratio of 55. The insets show TED patterns for each TEM image.

また、(11 n) A 面上では、B 方向への傾斜角がついていないため、 $[\bar{1}11]$ B 方向に下がるステップ列と $[\bar{1}\bar{1}1]$ B 方向に下がるステップ列がほぼ同じ確率で存在するため、2 方向の形成強度がほぼ等しくなる⁷⁾。

これらは、Fig. 5 (a), (b), (c) の挿入図にあるように (110) 面の透過電子線回折 (transmission electron diffraction, TED) 像に反映されている。閃亜鉛鉱型の基本反射によるスポットに加え、秩序構造形成による超格子反射が観察される (挿入図中矢印)。秩序構造は、4 つの $\langle 111 \rangle$ B 方向のうち、 $[\bar{1}11]$ B 方向あるいは $[\bar{1}\bar{1}1]$ B 方向の 2 方向にのみ形成されるので、これらに対応した反射のみが回折像中に観察される。 $(\bar{1}, 1, n)$ B 面上では、CuPt-B $_{(111)B}$ の超格子反射が強い。また、(11 n) A 面上では、2 方向の出現強度がほぼ等しく、散漫散乱を伴っている。

秩序構造の形成強度は基板面方位に依存し、その形成強度により PL ピークエネルギーが変化することを 1 節で述べた。また、(001) 面からの傾斜角度が 6 度から 10 度の $(11 n)$ A 面と $(\bar{1}, 1, n)$ B 面、 $n=8\sim 13$ 範囲では、ステップバンチングが顕著であることを 2 節で述べた。Fig. 3 から、この傾斜角の範囲では、PL ピークエネルギーの基板傾斜角依存性、すなわち秩序構造の形成度の基板面方位依存性も大きいことを示す。そのため、これらの基板上で秩序構造の形成におよぼすステップバンチングの影響を観測しやすいと考えられる。

4. ステップバンチングと CuPt-B 型秩序構造の関係

成長中のステップバンチングにより、表面のマイクロなファセットの (001) 面からの傾斜角度が、平均的な基板面方位と異なるため、このことによると考えられる秩序構造のドメイン化 (秩序構造形成の強い領域と、秩序構造形成の弱いあるいは無秩序領域の分布) が生じている。Table 1 に、 $(\bar{1}1 n)$ B 上の結晶について TEM 観

察から求めた CuPt-B 型超格子の $[\bar{1}10]$ 方向のドメインサイズと、TEM あるいは原子間力顕微鏡 (atomic force microscopy, AFM) から求めたバンチングの周期を示す。秩序構造のドメインサイズとバンチング周期は $(\bar{1}, 1, 8)$ B 面と $(\bar{1}, 1, 13)$ B 面の 2 種の基板面に対して、いずれの V/III 比に対しても、ほぼ一致している。この結果は、Su と Stringfellow⁹⁾ により報告されている、AFM によるバンチング周期と TEM による秩序構造のドメインサイズの関係とも合っている。

次に、超格子ドメインが、成長中表面上のステップバンチングの影響をどのように受けているか、両者を対応づける TEM 観察により示す。ステップバンチングの形成は、V/III 比や傾斜方位により異なるので、まず、 $(\bar{1}, 1, n)$ B 面について、V/III 比 55 と 1500 を比較しながら、ステップバンチング形状と対比させて述べる。その後、(11 n) A 面についても検討を加える。

V/III 比 55 で $(\bar{1}, 1, 8)$ B 上に成長した GaInP 層の (110) 断面の暗視野像中の暗ライン AlGaInP マーカー層により、成長中にステップバンチングが起こっていることがわかる (Fig. 5 (a))。Fig. 5 (a) 中の破線のところに、GaInP 層の秩序構造の無秩序領域 (あるいは形成のごく弱い領域を併せて、秩序構造のドメイン境界, domain boundary とよぶ) が暗い帯状のコントラストで現れている。V/III 比 55 で $(\bar{1}, 1, 8)$ B 上に成長した結晶では、秩序構造は原子ステップ間隔の広いテラス斜面で強く形成されている。一方、ドメイン境界は、バンチング斜面で形成されている。ドメイン境界は、成長の進行に伴って移動するバンチング斜面の進行方向 (Fig. 中やや右上、図中矢印の方向) に沿って引き続いている。この場合、GaInP 層はステップフローモードで成長している。 $(\bar{1}, 1, 8)$ B 上に低 V/III 比で成長した場合、これまでに述べたように、成長に伴ってステップ間隔の粗密化が進み、ステップバンチングが発達する。(001) 面上の $[\bar{1}10]$ 方向へのステップフローは、テラス領域では速く、バンチング斜面では遅い。バンチング斜面上端では、テラス斜面上のステップフローの大きいステップ列がバンチング斜面に到達すると、新たにバンチング斜面を構成する一部となる (Fig. 6 (a))。一方、バンチング斜面下端のステップ列は、ステップフロー速度が大きくなるためテラス斜面の一部となる。この過程を経ながら成長が進むと、バンチング斜面上ではフロー速度が遅いため、バンチング斜面が成長基板面のほぼ上方に伝搬されることになる。その結果、バンチング斜面の軌跡がドメイン境界となって残される。

また、V/III 比 1500 で $(\bar{1}, 1, 13)$ B 上に成長したエピタキシャル層の (110) 断面の TEM 格子像では、Al-

Table 1 Bunching distance measured by TEM and AFM, and domain size measured by TEM for GaInP grown on $(\bar{1}1 n)$ B substrates at V/III ratios of 55 and 1500.

substrate	V/III	Bunching distance (nm)		Ordered domain size (nm)
		TEM	AFM	
$(\bar{1}, 1, 13)B$	55	100	140	130
	1500	45	67	53
$(\bar{1}18)B$	55	30~90	—	80
	1500	20~30	—	20

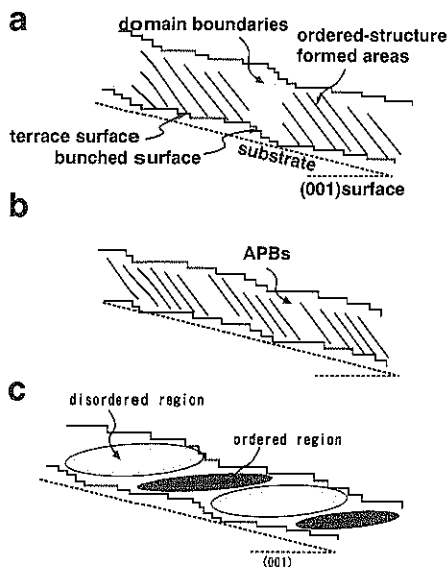


Fig. 6 Schematic drawing of the correlation between step-bunching and ordered domain structures: a) $(\bar{1}1n)B$, V/III ratio of 55, b) $(\bar{1}1n)B$ V/III ratio of 1500, c) $(11n)A$ V/III ratio of 55.

GaInP マーカー層は明るいコントラストでみられる (Fig. 5 (b))。この場合にも、マーカー層により、成長中にステップバンチングが起こっていることがわかる。成長中表面のPの被覆率が高くなるため、秩序構造の形成は、バンチング斜面とテラス斜面共に強くみられる。V/III 比 1500 で $(\bar{1}, 1, 13)B$ 上に成長した層では、秩序構造のドメイン境界は、マーカー層で示されるように、ステップバンチングのテラス面の領域で形成されている。このドメイン境界は、Fig. 5 (a) の場合と異なって、シャープな線となっている。境界に接する領域は、秩序構造の超格子周期が $1/2$ ずれて、反位相ドメイン境界 (APB: anti-phase domain boundary) となって形成されている。

APB は、成長の進行に伴って移動するテラス面の進行方向 (Fig. 5 (b) 中やや左上、図中矢印の方向) にほぼ沿って引き続いている。 $(\bar{1}, 1, 8)B$ 上に V/III 比 1500 で成長した結晶でも、この関係は同様である。この場合には、バンチング高さは低 V/III 比の場合と比較して小さいが、低 V/III 比の場合と同様の成長機構により、今度はテラス領域が、ほぼ成長表面上部に伝搬される。そのため、APB は基板面にほぼ垂直な方向に形成される。

$(11n)A$ 上の結晶では、 $(11n)A$ と垂直な $(\bar{1}10)$ 面からステップ形状を観察できるが、 $(\bar{1}10)$ 面からは秩序構造が観察できない。また、秩序構造は、 $(11n)B$ 上と比較して小さなドメインで形成されている。そのため、

回折像には小さなドメインサイズで秩序構造が形成されることによって散漫散乱を伴っている⁷⁾。 $(n, n, 2)$ 面の TEM 観察では、マーカー層の観察による成長中界面形状の評価と、秩序構造形成による散漫散乱を用いた超格子ドメインの評価を同時に行うことが可能である (Fig. 4 (c) 上の破線方位矢印参照)。Fig. 5 (c) において、薄く白いコントラスト (Fig. 5 (c) 中矢印) で、マーカー層の間隔が不均一になっていることがわかる。マーカーの間隔の狭い領域に秩序構造が形成されており、マーカーの間隔の広い領域 (破線で囲まれた部分) には、無秩序領域が発生している。Fig. 4 (c) のバンチングの形状と Fig. 5 (c) の秩序構造の形成・無形成の領域の位置関係から、Fig. 6 (c) のように、テラス領域から進んだ成長領域には秩序構造が形成され、バンチング斜面が進んだ領域には無秩序領域 (ドメイン境界) が発生していると解釈できる。

このように、秩序構造のドメイン境界の発生する領域や形状は基板面方位や V/III 比に依存して異なっており、まとめると模式図 Fig. 6 (a)~(c) のようになる。

MBE 成長による GaInP の CuPt-B 型秩序構造は、 $[\bar{1}10]$ 方向に 2 倍周期構造を与える V 族ダイマー列をもつ表面上で形成されるが^{10, 11)}、MOVPE 成長においても、我々は、同様なことが起こると考えている¹²⁾。V 族ダイマー列の存在によって秩序構造形成が起こる可能性については理論的にも報告されている^{13, 14)}。

Fig. 5 (a) で起こっていることに対しては、以下のように考えられる。低 V/III 比で $(\bar{1}1n)B$ 上に成長した場合には、バンチング斜面は、 (001) 面からの傾斜角が 15 度程度で、 $(\bar{1}15)B$ 面に近い。 $(\bar{1}15)B$ 面上ではテラス幅が狭いため P ダイマー列が形成されにくい (Fig. 7(a))。そのために、低 V/III では、テラス斜面でのみ、秩序構造が形成され、バンチング斜面では秩序構造の形成が乱れた領域が存在しやすくなって無秩序領域が形成される。

Fig. 5 (b) の高 V/III 比で $(\bar{1}1n)B$ 上に成長した場合には、バンチング斜面の (001) 面からの傾斜角は 11 度程度で、低 V/III 比の場合と比較して小さくなっており、さらにバンチング斜面上でも V 族の被覆率が十分、高いため、秩序構造が形成されやすくなる。テラス面で APB の発生する原因としては以下のように考えられる。過剰 V 族表面では、部分的に V 族原子が 2 段になる表面が存在することが報告されている^{15, 16)}。GaAs など As 系のみでなく、P 系においても、ガスソース MBE AlInP 成長中に高 P 圧下で P が 2 段になる表面再配列構造が形成される¹⁷⁾。高 V/III 比の場合、過剰な P によって、P が 2 段となった表面構造をとる領域が発生し、これに

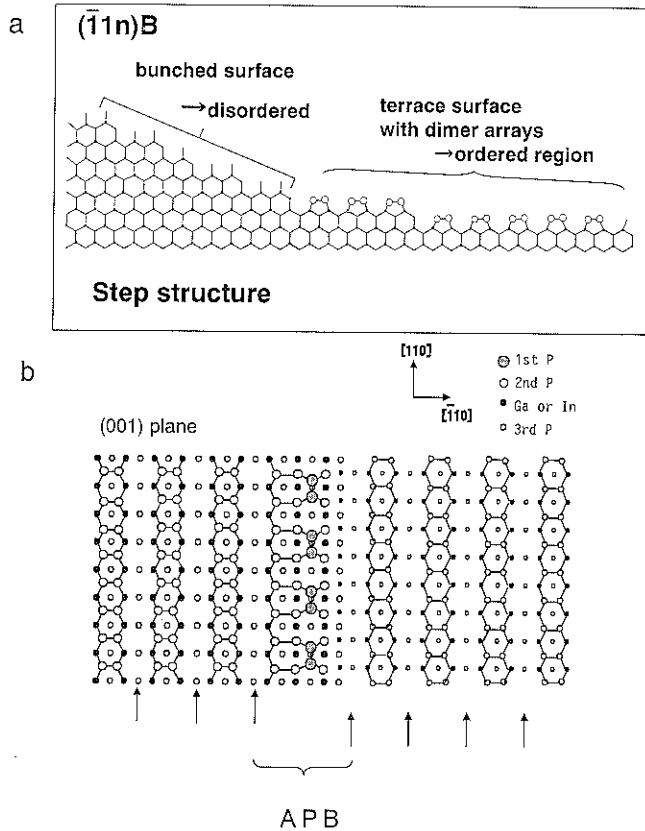


Fig. 7 Schematic drawing of atomic models on $(\bar{1}1n)B$ substrates for (a) a cross-sectional bunched surface at a V/III of .55, and (b) a plan-viewed terrace surface at a VIII ratio of 1500.

よってPのダイマー列による $[1\bar{1}0]$ 方向の2倍周期が乱される可能性が予測される (Fig. 7 (b))。この結果、超格子の位相がテラス面領域で乱され、APBが発生するものと考えられる。

高 V/III 比成長では、 (001) テラス上に2次元核が形成されて超格子の形成を乱す要因となることも考えられる。2次元核が形成されていることにより APB が発生しているとすると、 $\text{CuPt-B}_{(\bar{1}11)B}$ に加え $[1\bar{1}1]$ B 方向の超格子 ($\text{CuPt-B}_{(\bar{1}11)B}$) も形成されていると予想される。しかしながら、Fig. 7 (b) では、 $\text{CuPt-B}_{(\bar{1}11)B}$ 超格子の形成は全く見られていない。このため、APB 発生は2次元核形成によるものではないと考えられる。Fig. 7 (c) の低 V/III 比で $(11n)$ A 上に成長した場合でも、低 V/III 比で $(\bar{1}1n)$ B 上に成長した場合と同様に、とバンチング斜面でダイマーの存在確率が減少するためにバンチング斜面の無秩序領域形成が生じると考えられる。

5. む す び

赤色 LD の基本材料である GaInP における CuPt-B 型超格子のドメイン構造の形成と、成長中の表面のステップバンチングとの対応関係について、 (001) 面からの傾斜基板 $(\bar{1}, 1, 8) B$ 面、 $(\bar{1}, 1, 13) B$ 面、 $(1, 1, 13) A$ 面上に MOVPE 成長された結晶について述べた。CuPt-B 型超格子のドメインは、ステップバンチングが形成されると発生し、それは、結晶成長時の V 族の表面再配列構造の乱れを介して生じていると結論される。CuPt-B 型超格子形成の均一さやステップバンチングは、エネルギーギャップの値やその空間揺らぎに影響を与えるため、共に赤色 LD の発振波長やゲイン幅とかかわっている。したがって、これらについて理解し、その発生を制御することは、LD のさらなる高性能化のためにも重要なことである。

謝 辞

TEM 観察について、試料作製など協力をいただきました斉藤恵美子さん、ご討論いただきました大河内俊介氏に感謝いたします。日頃本研究をご支援下さいます、渡辺久恒、小川正毅、水戸郁夫、笠原健一各氏、関係各位に感謝いたします。

文 献

- 1) M. Ohya, K. Doi, H. Fujii, K. Endo, J. Okuda and K. Anjiki: *Electron. Lett.* **33**, 1638 (1997).
- 2) K. Kobayashi, I. Hino, A. Gomyo, S. Kawata and T. Suzuki: *IEEE J. Quantum Electron.* **QE-23**, 704 (1987).
- 3) A. Gomyo, T. Suzuki and S. Iijima: *Phys. Rev. Lett.* **60**, 2645 (1988).
- 4) T. Fukui and H. Saito: *Jpn. P. Appl. Phys.* **29**, L 483 (1990).
- 5) H. Hotta, A. Gomyo, F. Miyasaka, K. Tada, T. Suzuki and K. Kobayashi: *GaAs and Related Compounds 1993*, Inst. Phys. Conf. Ser. 136 (Inst. Phys. Bristol, 1994).
- 6) A. Gomyo, H. Hotta, F. Miyasaka, K. Tada, H. Fujii, K. Fukagai, K. Kobayashi and I. Hino: *J. Cryst. Growth* **145**, 126 (1994).
- 7) A. Gomyo, S. Kawata, T. Suzuki, S. Iijima and I. Hino: *Jpn. J. Appl. Phys.* **28**, L 1728 (1989); A. Gomyo, T. Suzuki, K. Kobayashi, S. Kawata, H. Hotta and I. Hino: *NEC Res. & Develop.* **35**, 134 (1994).
- 8) A. Gomyo, F. Miyasaka, H. Hotta, K. Fukagai and K. Kobayashi: *Appl. Surf. Sci.* **130-132**, 469 (1998).
- 9) L.C. Su and G.B. Stringfellow: *J. Appl. Phys.* **78**, 6775 (1995).
- 10) A. Gomyo, K. Makita, I. Hino and T. Suzuki: *Phys. Rev. Lett.* **72**, 673 (1994).
- 11) A. Gomyo, M. Sumino, I. Hino and T. Suzuki: *Jpn. J. Appl. Phys.* **34**, L 469 (1995).
- 12) T. Suzuki and A. Gomyo: *J. Cryst. Growth* **111**, 353 (1991); T. Suzuki, A. Gomyo and S. Iijima: "Ordering at Surfaces and Interfaces", ed. by A. Yoshimori, T. Shinjyo and H. Watanabe (Springer-Verlag, Berlin, 1992) p. 363.
- 13) J.E. Bernard: *Mat. Sci. Forum* **155/156**, 131 (1994).
- 14) T. Ito and K. Shiraishi: *Jpn. J. Appl. Phys.* **36**, L 1525 (1997).
- 15) I. Tanaka, S. Ohkouchi, T. Kato and F. Osaka: *J. Vac. Sci. Technol. B* **9**, 903 (1991).
- 16) H. H. Farrell and C. J. Palmstrøm: *J. Vac. Sci. Technol. B* **8**, 903 (1990).