ZnSeの光援助MBE成長

非会員 松村信男, 更家淳司 (京都工芸繊維大)

Photoassisted MBE Growth of ZnSe

Nobuo Matsumura and Junji Saraie, Non-member (Kyoto Institute of Technology)

We developed photoassisted MBE of ZnSe on GaAs(100) substrates using a He-Cd laser (441.6nm). The epilayer thicknesses were reduced by the irradiation during growth and also after growth. Photodesorption rate constant of adatoms were obtained and it was clarified that these photodesorption were photo-enhanced thermal desorption. The desorption was enhanced totally under the coexistence of the photogenerated electrons and holes at the epilayer surface. Adsorption and desorption processes of Zn and Se adatoms on the ZnSe(100) surface were also investigated by RHEED. Chopped irradiation was used during growth and it was revealed that the effects persisted about 5 ms after the light was turned off.

Reduction in the density of hillocks, extension of the critical thickness, increase in the intensities of free-exciton emissions and lowering of the epitaxial temperature (150°C) were realized by photoassisted MBE. These improvements due to the irradiation can be explained by the migration enhancement of surface adatoms by the irradiation. Light irradiation effects on doping of impurities were investigated. A model of selective transfer of photogenerated carriers is proposed and the behavior of surface adatoms is discussed.

キーワード: ZnSe, 光援助MBE, 光脱離, 光照射効果, 低温成長, 電荷移動モデル

1. まえがき

光援助分子線エビタキシー(MBE)法は, MBE成長中に, 成長層のバンドギャップ以上の光を成長層表面に照射することにより, 種々の効果が得られる成長法である。この方法は, 光照射により表面原子の荷電状態を変化させ, 吸着原子の振舞いを制御できる新しい結晶成長法として注目されている。光援助MBE法は初めCdTeの成長(1)で試みられ, その後ZnSe(2, 3), ZnS(4)やZnS_xSe_{1-x}(5)等のⅡ-VI族化合物に適用されている。

我々は今までに, ZnSe, ZnS_xSe_{1-x}の成長に光援助MBE法を用い, 次に挙げる光照射効果を見いだした。

- ①光照射した膜のフォトルミネッセンス(PL)の自由励起子発光強度が増加する。このことは膜中の非発光センタ密度の減少を意味していると考えられ, 光照射によって結晶性が改善されることが明らかになった(2)。
- ②成長中の照射や成長後に照射した試料の膜厚が減少した。このことから物理及び化学吸着原子が光脱離することがわかった(2)。
- ③照射光にHg-Xeランプを用い, 種々のフィルタを挿入して光照射エネルギーの依存性を調べた結果, 成長層のバンドギャップエネルギー以上の光のみが, 光照射効果に有効であることがわかった(5)。

本報告では, 今まで明らかになった結果を基にし, 光援助MBEの成長機構を解明する目的で, 光照射下での表面吸着原子の振舞いを種々の方法で調べ, 膜質への光照射効果を明らかにし, 最後に吸着原子の振舞いのモデルを提案する。

2. 実験方法

ZnSeのMBE成長中にHe-Cdレーザー光(441.6nm)を照射した。入射角は約20°, 照射強度は通常約250-300mW/cm²で, フォトン密度は約5-7×10¹⁷/cm²・sである。照射強度は弱いのて基板の温度上昇は無視できる。光を成長面の一部に照射し, 一回の成長で照射と非照射の試料を同時に得た。光断続照射の実験では, チョッピングのデューティ比を50%とし, 1Hzから20kHzまで周波数を変化させた。

基板はCr-OドーパのGaAs(100)を使用し, 原料として6NのZn, Se及びZnSを用いた。ドナ不純物としてCl(5N-up-ZnCl₂)と7NのGaを, アクセプタ不純物として半導体グレードのNH₃と3NのLiを用いた。基板温度は150-340°C, VI族とⅡ族の分子線強度比(J_{VI}/J_{II})は0.5から2まで変化させた。成長速度は約0.5μm/hで, 主に4時間成長させた。

反射高速電子線回折(RHEED)(4kV, 5μA)による表面観察の実験では, その鏡面反射点強度から, ZnSe(100)面上のZn及びSe原子の吸着と脱離過程を調べた。この際GaAs基板上に

ZnSeバッファ層を約2000Å成長させた。電子線の入射方向は[011]で入射角は87°である。電子線の照射強度は約100mW/cm²と弱く、温度上昇は無視できる程度に小さい。

成長膜は11KのPL(励起光は超高圧Hgランプからの365nm)、X線回折、RHEEDなどで評価した。

3. 光照射下での表面吸着原子の振舞い

<3.1> 吸着原子の光脱離 ZnSeを通常のMBE法で成長後、成長温度を維持しつつ、成長膜に光を照射すると膜厚が減少した。このことは、化学結合していた原子が、光照射によって表面から脱離したことを意味する。また後に述べるように、物理吸着状態の原子も光脱離する。そこで、各吸着状態からのZn及びSe原子の光脱離を考慮した成長速度方程式を求め、膜厚減少量から各脱離定数を算出した(6)。成長速度方程式は次のように与えられる。

$$dn_{Zn}/dt = k_{Zn}(1 - D_{Zn}^P)J_{Zn}\theta_{Se} - D^c N_s \theta_{Zn} \dots\dots\dots (1)$$

$$dn_{Se}/dt = k_{Se}(1 - D_{Se}^P)J_{Se}\theta_{Zn} - D^c N_s \theta_{Se} \dots\dots\dots (2)$$

$$\theta_{Zn} + \theta_{Se} = 1 \dots\dots\dots (3)$$

ここで n_{Zn} (n_{Se})は単位面積あたりの化学吸着Zn(Se)原子の数、 k_{Zn} (k_{Se})はSe(Zn)露出面上へのZn(Se)原子の付着確率、 J_{Zn} (J_{Se})はZn(Se)の分子線強度、 θ_{Zn} (θ_{Se})はZn(Se)原子の表面被覆率を示す。 D_{Zn}^P (D_{Se}^P)はSe(Zn)面上における物理吸着Zn(Se)原子の光脱離定数(無次元)である。 D^c は化学吸着状態からのZnとSeの光脱離定数である。 N_s はZn又はSeの表面原子密度である。

化学吸着Zn及びSe原子の脱離定数の温度依存性を調べた結果、脱離定数は温度の増加と共に大きくなることがわかった。このことは、この脱離が光で促進された熱脱離であることを意味しており、光照射によって、化学吸着原子と

その直下の原子との結合力が弱められたと考えられる。

光援助MBE法により、種々の J_{VI}/J_{II} や基板温度の試料を作製し、膜厚を測定すると、条件により減少量に違いがみられた。またこれらの減少量は、上に述べた成長後の照射の場合に比べ大きかった。この結果から、物理吸着状態からのZn及びSeの脱離定数(D_{Zn}^P , D_{Se}^P)を算出し、その温度依存性を図1に示す。 D_{Zn}^P 及び D_{Se}^P は温度の減少と共に減少している。従って、物理吸着状態からのZn及びSeの光脱離も光で促進された熱脱離であることがわかった。

ZnS_xSe_{1-x} の組成は、光照射によって変化した。成長温度が200℃ではxは約15%減少し、250℃以上では増加(340℃で約2倍)した。今、xの小さい ZnS_xSe_{1-x} におけるSeの脱離定数が、ZnSeのそれに等しいと仮定すると、Sの脱離定数(D_S^P)の温度依存性は図1に示すようになる。Sの活性化エネルギーはSeのそれに比べかなり小さい。 D_S^P と D_{Se}^P は250℃付近で交差する。

<3.2> RHEEDによる脱離の観察 Se及びZn安定化面は、光や電子線を照射しない状態で、ZnSe面にそれぞれSeやZn分子線を照射して作製した。Zn安定化面からの鏡面反射強度は、Seのそれに比べ大きかった。ここでは他の報告(7)から、反射強度の大きさが化学吸着Znの表面被覆率に比例しているとした。また電子線照射も吸着・脱離に影響するので、吸着原子に及ぼす電子線と光照射の効果を考慮し、表面化学吸着原子密度の速度方程式を求め、脱離と吸着の実験から各脱離定数を算出した(8)。

その結果、化学吸着Se原子の光脱離は膜厚の減少量から求めた値とよく一致し、この脱離過程が光で促進された熱脱離であることが再確認された。光照射によって、膜厚が減少したということは、化学吸着Zn原子も光脱離したことを意味する。しかしZn安定化面からの鏡面反射強度は光照射によって変化しなかったことから、化学吸着Zn原子の光脱離が電子線照射によって抑制されていることがわかった。また基板温度が340℃において、RHEEDの反射強度から物理吸着状態のSeの光脱離量を算出すると、ほぼ0となった。一方、図1から D_{Se}^P は約0.7と大きいことがわかる。このことからRHEEDの電子線照射によって、物理吸着Se原子の光脱離が強く抑制されていることがわかった。(ただしこの時、RHEEDの電子線によるSeの脱離量が大きく、その影響で光と電子線の同時照射部の成長速度は減少した。)

<3.3> DC電界印加 ZnSeの光援助MBE成長中にDC電界を印加した。電極を基板面から垂直方向へ3cmの位置に設置し、電極にDC電圧+1000.0、-1000Vを印加した(基板は接地)。この実験の目的は、光生成された電子または正孔を基板表面に選択的に集め、どちらのキャリアが光援助MBEに有効かを調べることである。正の電圧を印加することによって表面に電子を、負の電圧で正孔を集めることができると考えられる。成長後に電界を印加し、光照射した場合の膜厚の減少速度や、成長中の同種の実験による膜厚の減少率は、DC電界印加の下で、光照射のみの場合に比べ、それぞれ約50%及び15%減少し、電圧の極性にはよ

図1 物理吸着状態からのZn、Se及びSの光脱離定数(D_{Zn}^P , D_{Se}^P , D_S^P)の温度依存性
Fig.1. Temperature dependence of photodesorption constants (D_{Zn}^P , D_{Se}^P , D_S^P) of Zn, Se and S adatoms from the physical adsorption state.

図2 成長方向の格子定数($a_{\perp}$)のチョッピング周波数依存性

Fig. 2. Chopping-frequency dependence of the lattice constants normal to the epilayer surface.

らないことがわかった。このことから化学及び物理吸着状態からの脱離は、光生成電子及び正孔両者の存在の下で全体として促進されることがわかった。

<3.4> 光チョッピング周波数依存性 図2に成長方向の格子定数($a_{\perp}$)のチョッピング周波数依存性を示す。膜厚はすべて約 $0.3 \mu\text{m}$ であり、成長温度は 250°C である。4.2節の図5からわかるように、この膜厚において、常時照射膜ではコヒーレント成長し、非照射膜では一部緩和している。 1Hz の膜の $a_{\perp}$ は非照射のそれと同じ値を示しており、この周波数では光照射の効果がないことがわかる。 10Hz 以上の膜ではコヒーレント成長しており、光照射効果が明らかにみられる。なお、 20kHz において、照射膜が一部緩和している原因は不明であるが、図3の 20kHz のデータと考え合わせると、光照射効果はあると思われる。図3に照射と非照射膜の自由励起子発光強度比のチョッピング周波数依存性を示す。 10Hz 以下ではこの比は1であり、光照射の効果は見られない。 100Hz 以上では比は約2.5あり効果が見られる。図2と図3での光照射効果の臨界周波数の違いは、PLが格子定数に比べて、結晶性を評価する手段として、より敏感であるということを示している。以上の結果から、光遮断後 5ms 程度は光照射効果が維持されることがわかった。

4. 膜質への光照射効果

<4.1> 表面モフォロジー 図4に照射と非照射膜の表面モフォロジーを示す。基板温度は 250°C で、膜厚はどちらも約 $2 \mu\text{m}$ である。非照射膜では、底面が $\langle 011 \rangle$ の辺を持つピラミッド状の多数のヒロックが見られる。このヒロックは低温成長試料にのみ見られた。密度は 10^6 オーダーあり、膜厚の減少と共に減少する傾向がみられた。この密度は光照射によって 10^4 オーダーまで減少した。なおこの減少は、光照射による膜厚や成長速度の減少の効果ではないことを確

図3 照射と非照射膜の自由励起子発光強度比のチョッピング周波数依存性

Fig. 3. Chopping-frequency dependence of the intensity ratios of the free-exciton emissions of the irradiated and the unirradiated epilayer.

かめてある。ヒロックの生成は、成長温度がエピタキシーの限界温度に近い場合、表面吸着原子のマイグレーションが不十分となり、3次元核成長した結果と考えられる。光照射試料でヒロックの密度が減少したのは、光照射によって表面原子のマイグレーションが促進され、その結果2次元成長が促進されたと考えられる。

<4.2> 膜厚依存性 図5に成長方向の格子定数の膜厚依存性を示す。基板温度は 250°C とし、光は常時照射した。非照射膜の臨界膜厚は約 $0.2 \mu\text{m}$ である。光照射によって臨界膜厚が約 $0.35 \mu\text{m}$ まで伸びることがわかる。非照射膜では、3次元成長による面内の不均一な圧縮と引っ張り歪の存在によって、格子緩和が促進されたと考えられる。一方照射膜では、2次元成長が促進された結果、臨界膜厚が伸びたと考えられる。ここで臨界膜厚が一般に報告されている値($\sim 0.15 \mu\text{m}$)に比べて大きい理由は明かではないが、分子線強度比や低温成長などの成長条件が関係していると思われる。

図4 非照射(a)と照射膜(b)の表面モフォロジー。

膜厚は(a) $2.1 \mu\text{m}$ 、(b) $1.97 \mu\text{m}$ である。成長時間は4時間で、光照射強度は $\sim 250\text{mW}/\text{cm}^2$ であった。

Fig. 4. Surface morphologies of unirradiated (a) and irradiated (b) epilayers.

Thicknesses are (a) $2.1 \mu\text{m}$ and (b) $1.97 \mu\text{m}$.

The growth time was 4 hours and the irradiation intensity was about $250\text{mW}/\text{cm}^2$.

図5 成長方向の格子定数($a_{\perp}$)の膜厚依存性
Fig. 5. Thickness dependence of the lattice constants normal to the epilayer surface.

図6 自由励起子発光強度の膜厚依存性
Fig. 6. Thickness dependence of the intensities of the free-exciton emissions.

図6にPLの自由励起子発光強度の膜厚依存性を示す。基板温度が250℃の非照射膜では、強度は0.6 μm 以上で飽和する。これは、PLの励起光の浸入深さが浅いため、発光領域が0.6 μm より小さいためと考えられる。光照射によって発光強度は大きくなり、この効果は膜厚の増加と共に顕著になる。強度は非照射の最適成長温度(340℃)で作製した膜と同程度である。照射によって強度が増加したのは、非発光センター密度が減少し、結晶性が改善されたためと考えられる。非照射膜と異なり、強度の飽和はみられず2 μm までほぼ直線的に増加する。このことは膜厚の増加と共に、成長表面の結晶性が改善され続けていることを意味している。このような改善は、吸着原子のマイグレーションが基板温度340℃の場合と同程度に促進されたことや、膜厚の増加と共に光生成キャリア数が増加したことによると考えられる。光生成キャリアの増加は、He-Cd照射光のエネルギー(2.807

eV)がZnSeのバンドギャップに近い、照射光の浸入深さがPLの励起光のそれに比べて大きいことによるものである。

図1からわかるように、物理吸着Se原子の脱離定数はZnのそれに比べ大きい、実効的な $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ は減少する。例えば、基板温度が250℃では、 $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ が2の場合、照射部では1.6になる。この実効的な $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ の変化が、上に述べた結晶性の改善やヒロック密度の減少の原因かどうかを検討するため、種々の $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ の膜を成長させた。図7に自由励起子発光強度の $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ 依存性を示す。非照射膜では $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ が1.5付近で強度が最大になるが、光を照射することによってどの $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ においても、発光強度が増加していることがわかる。特に $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ が1付近において、非照射膜では強度が急激に減少するが、照射によって、さらに条件が悪くなる(Zn-rich)にもかかわらず、強度が数桁改善されていることがわかる。非照射膜のヒロックの密度は、 $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ を1.6にすることによって、 10^5 オーダーまで減少できるが、光照射によって、さらにどの $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ でも、 10^4 オーダーに減少できる。これらの結果から、光による結晶性の改善は、実効的な $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ の減少によるのではなく、表面吸着原子のマイグレーションが光によって促進された結果であると結論できる。

<4.3> 低温成長 図8に光照射及び非照射膜のRHEEDパターンを示す。基板温度が250℃以上では照射、非照射にかかわらず、RHEEDパターンは単結晶を示している。非照射の条件でZnSeを単結晶成長させるには、250℃以上の基板温度が必要だった。(c)からわかるように、150℃で成長した照射強度300 mW/cm^2 の光照射膜は、単結晶のRHEEDパターンを示しており、エピタキシャル温度を150℃まで下げることができた。(e)は照射強度を(c)の30%(90 mW/cm^2)にした場合(他の条件は同じ)で、配向性のある多結晶パターンを示している。このことは、低温化の程度は光照射強度に依存していることを意味しており、照射強度を大きくすれば、更にエピタキシャル温度を下げることができると考えられ

図7 自由励起子発光強度の $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ 依存性
Fig. 7. $J_{\text{V1}}/J_{\text{I1}}$ ratio dependence of the intensities of the free-exciton emissions.

る。なお、各成長膜((a)-(e))の膜厚は、それぞれ(0.73, 1.1, 1.9, 1.9, 1.7 μm)であり、成長時間は4時間一定とした。(b)の非照射膜にくらべ(c)の光照射膜の膜厚や成長速度は大きい。このことから光照射による低温化の原因が、膜厚や成長速度の減少によるものではないことがわかる。図9に光照射膜(150°C, 300mW/cm²)と非照射膜(340°C(最適成長温度))のPLスペクトルを示す。自由励起子発光強度は非照射膜のそれと同程度あり、膜質が改善されていることがわかる。なお150°Cで成長した多結晶の非照射膜はほとんど光らなかった。

4.4 不純物ドーピング 図10に光照射の下で各種不純物を成長中添加したZnSeのPLスペクトルを示す。比較のために、非照射膜のスペクトルも示す。(a), (b)はLi, (c), (d)はN, (e), (f)はGa, (g), (h)はClをドーピングした試料である。基板温度はLiの250°Cを除いて340°Cである。 J_{vi}/J_{ii} はすべて約1とした。 I_1^* または I_2^* 発光がどの試料にもはっきり現れており、浅いアクセプタ及びドナ準位が形成されていることを示している。Li, N及びClの束縛励起子の発光強度は、照射によって減少し、Gaのそれは増加した。発光強度の減少(増加)が、光照射による不純物の取り込み量の減少(増加)に対応していると仮定すると、光照射が不純物添加に及ぼす効果のメカニズムについて、次の2つが考えら

図8 光照射及び非照射膜のRHEEDパターン。(a), (b)は基板温度が250°C, (c), (d), (e)は150°C。(a), (c)は300mW/cm²の光照射膜で(e)は90mW/cm²照射。(b), (d)は非照射膜。

Fig. 8. RHEED patterns of the grown layers with and without laser irradiation at substrate temperatures of 250 ((a), (b)) and 150 °C ((c), (d) and (e)). (a) and (c) show patterns with 300mW/cm² irradiation, (e) with 90mW/cm² irradiation. (b) and (d) show patterns without irradiation.

図9 光照射膜(150°C, 300mW/cm²)(a)と非照射膜(340°C(最適成長温度))(b)のPLスペクトル
Fig. 9. PL spectra of the grown layers. (a) shows the spectrum of the layer grown at 150°C with irradiation and (b) shows at 340°C (optimum growth temperature) without irradiation.

図10 光照射の下で各種不純物を成長中添加したZnSeのPLスペクトル。比較のために、非照射膜のスペクトルも示す。(a), (b)はLi, (c), (d)はN, (e), (f)はGa, (g), (h)はClをドーピングした試料。
Fig. 10. PL spectra of ZnSe epilayers doped with acceptor and donor impurities with and without irradiation: (a), (b) Li; (c), (d) N; (e), (f) Ga; (g), (h) Cl.

れる。

①光照射によって、表面のストイキオメトリーは変化する。この場合、図1からわかるようにSeの脱離量の方がZnのそれに比べて大きいので、VI族置換の不純物(N及びCl)が取り込まれ易くなり、II族置換の不純物(Li及びGa)は取り込まれにくくなると予想される。

②不純物の光脱離定数がSeやZnのそれに比べて異なるため、不純物の取り込み量が変化する。

実験結果では、Nは取り込まれにくくなり、Gaは取り込まれ易くなっており①で考えたメカニズムに反する。Liについては①の可能性が考えられるので検討した。非照射の条件下で $J_{VI}/J_{II}=0.5$ の試料を作製し、比が1の試料と比較した。その結果、 I_{111} 強度の減少は見られなかった。このことは取り込み量減少のメカニズムが①ではなく、②であることを示唆している。なおClに関しては、電気的測定の結果、光照射の不純物取り込み量への影響はほとんどないことがわかった。

以上をまとめると、光照射による不純物の取り込み量の変化は、光照射による表面ストイキオメトリーの変化によるのではなく、不純物の光脱離定数と、不純物が置換するZnあるいはSe原子の光脱離定数との違いによって決まると考えられる。

5. 吸着原子振舞いのモデル

今までに明らかにされた種々の光照射効果を説明するため、表面原子の振舞いのモデルを提案する。成長膜のバンドギャップ以上のエネルギーの光が照射効果に有効であること(5)から、膜中で光生成されたキャリアが最表面の化学吸着原子に選択的に電荷移動するモデルを考えた。まず非照射時においては、最表面Se原子の荷電状態はZnとSeの化学結合ボンドの強いイオン性のため負と考えられる。膜中で光生成された正孔は表面Se原子を中性化するように移動する。この表面状態の変化は、最表面の化学吸着Se原子とその直下のZn原子との化学吸着力を弱めるとともに、物理吸着力を弱めると考えられる。以上の変化は最表面のZn原子に光生成された電子が移動することによっても同様に起こると考えられる。

上に述べたモデルで光照射効果が良く説明できる。吸着原子の吸着力の減少によって、光脱離し易くなると説明できる。最表面原子の荷電状態の変化によって、物理吸着原子の吸着力が減少し、その結果、物理吸着原子が動き易くなると考えられる。このことにより、3次元成長しにくくなるため、表面モフォロジーが改善され、臨界膜厚は増加する。また、マイグレーションの促進によって、物理吸着原子は本来の化学吸着サイトに到達しやすくなるため、エピタキシャル成長温度は低下すると説明できる。光生成電子及び正孔の選択的移動モデルから、両キャリアの共存の下で全体として脱離が促進された結果も説明できる。すなわち、電子(正孔)のみの電荷移動であれば、Zn(Se)のみが中性化されるが、両方のキャリアが共存することによ

て、Zn及びSe両者が中性化され、吸着原子の脱離がより促進されると考えられる。3.4節で明らかになった光照射効果の持続時間(5ms程度)は、ZnSeバルク内の光生成キャリアの寿命($\sim 85\text{ps}$)(9)に比べ非常に長く、表面付近でのキャリアの振舞いを考慮しなければならない。そこで(100)成長表面を考えると、ZnとSe両方が露出しているため、上に述べた選択的電荷移動モデルを適用すれば、光生成電子はZnに、正孔はSeに移動し、キャリアは空間的に分離するため、これらのキャリアは再結合しにくくなり、表面荷電状態の変化は光がオフになった後も長い時間続くと考えられる。

6. むすび

ZnSeのMBE成長中にHe-Cdレーザ光を成長表面に照射し、その成長膜を評価した。光照射下での表面吸着原子の振舞い、膜質への光照射効果を明らかにし、吸着原子への光生成電子及び正孔の選択的移動モデルを提案した。

現在、ZnSe系半導体を用いた青緑色レーザは、比較的低温で成長させる必要があるが、低温成長による活性層の結晶性劣化の改善が重要な課題である。本報告に述べた光援助MBE法を用いれば、低温成長膜の結晶性を改善できるので、デバイス作製にも有効な手法と考えられる。

(平成6年3月22日受付, 同6年8月1日再受付)

文 献

- (1) R.N.Bicknell, N.C.Giles and J.F.Schetzina: "Growth of High Mobility n-type CdTe by Photo-assisted Molecular Beam Epitaxy", *Appl. Phys. Lett.*, **49**, 17, 1095~1097(1986)
- (2) N.Matsumura, M.Tsubokura and J.Saraie: "Laser Irradiation During MBE Growth of $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$: A New Growth Parameter", *J. Crystal Growth*, **101**, 1-4, 61~66(1990)
- (3) M.Ohishi, H.Saito, H.Torihara, Y.Fujisaki and K.Ohori: "Ultraviolet Irradiation Effect on the MBE Growth of ZnSe/GaAs Observed by RHEED", *J. Crystal Growth*, **111**, 1-4, 792~796(1991)
- (4) M.Kitagawa, Y.Tomomura, K.Nakanishi, A.Suzuki and S.Nakajima: "Photo-assisted Homoepitaxial Growth of ZnS by Molecular Beam Epitaxy", *J. Crystal Growth*, **101**, 1-4, 52~55(1990)
- (5) N.Matsumura, M.Tsubokura, K.Miyagawa, N.Nakamura, Y.Miyanagi, T.Fukada and J.Saraie: "Molecular Beam Epitaxial Growth of ZnSSe with Hg-Xe Lamp Irradiation", *Jpn. J. Appl. Phys.*, **29**, 5, L723~L726(1990)
- (6) N.Matsumura, T.Fukada, K.Senga, Y.Fukushima and J.Saraie: "Photo-assisted MBE Growth of ZnSe on GaAs Substrates", *J. Crystal Growth*, **111**, 1-4, 787~791(1991)

-
- (7) Z. Zhu, M. Hagino, K. Uesugi, S. Kamiyama, M. Fujimoto and T. Yao: "Surface Processes in ALE and MBE Growth of ZnSe: Correlation of RHEED Intensity Variation with Surface Coverage", *Jpn. J. Appl. Phys.*, 28, 9, 1659~1663(1989)
- (8) N. Matsumura, K. Senga, J. Kakuta and J. Saraie: "Reflection High Energy Electron Diffraction Study on the Adatom Desorption from the ZnSe Surface under Electron Beam Irradiation and Light Irradiation", *J. Crystal Growth*, 117, 1-4, 129~133(1992)
- (9) J. A. Bolger, I. Galbraith, A. K. Kar, J. Simpson, S. Y. Wang, K. A. Prior, B. C. Cavenett and B. S. Wherrett: "Band-edge Refractive Optical Non-linearities in Molecular Beam-grown ZnSe Epilayers", *Appl. Phys. Lett.*, 63, 6, 709~711(1993)

松村 信男 (非会員) 1949年6月16日生まれ。76年3月京都工芸繊維大学大学院(電気工学専攻)修了。同年同大学工業短期大学部勤務。GaAs基板に格子整合したZnSSeのMBE成長とその評価, ZnSSeの光援助MBE法に関する研究に従事。現在同大学工学部電子情報工学科助手。

更家 淳司 (非会員) 1943年12月11日生まれ。68年3月京都大学大学院(電気工学第Ⅱ専攻)修了。同年同大学勤務。CdTe-CdS混晶, アモルファス半導体の研究, ZnSSeのMBE成長, アルミナ膜のCVD, SiCの結晶成長などに従事。現在京都工芸繊維大学工学部電子情報工学科教授。工博。