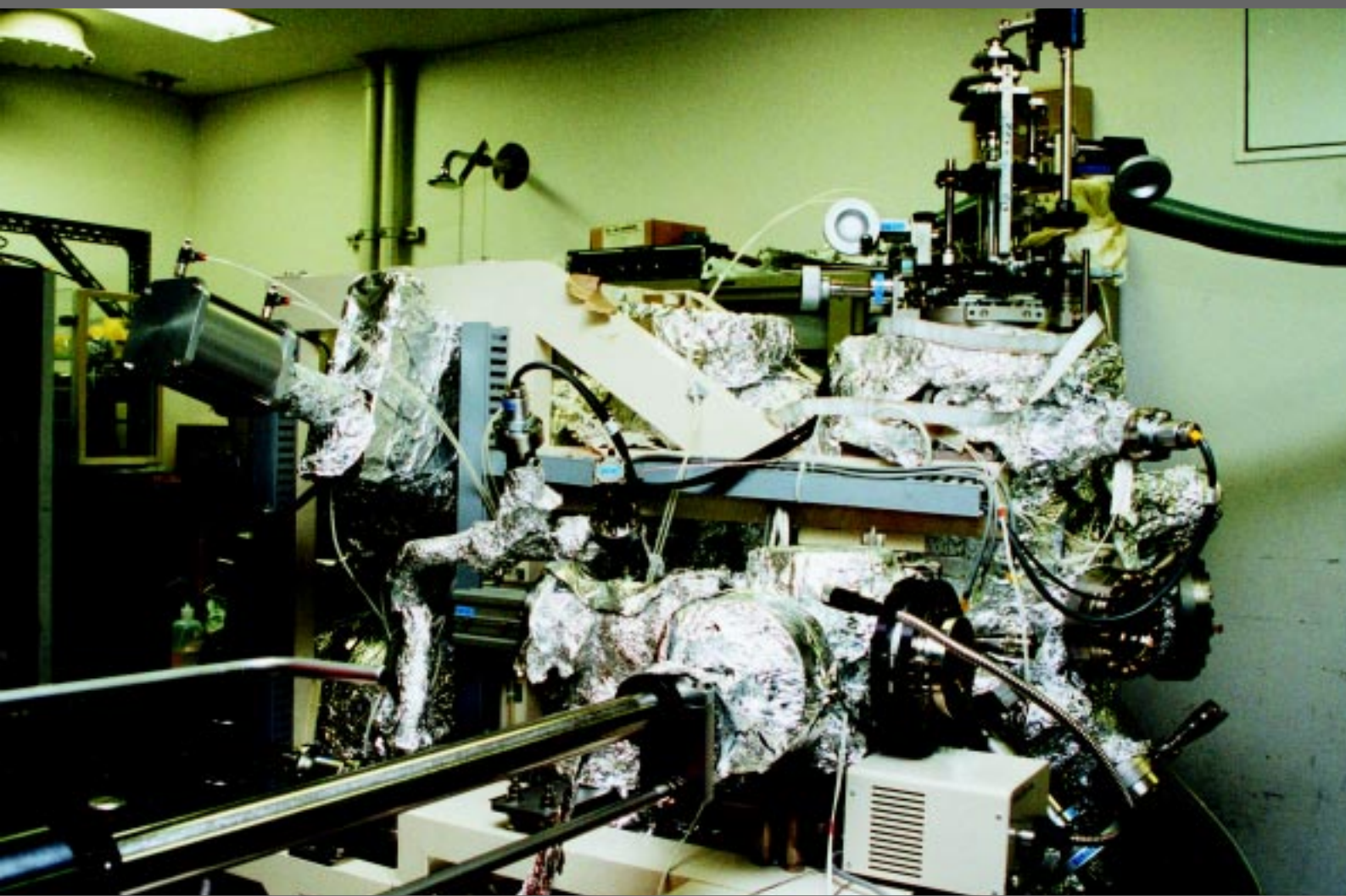


ETL NEWS

ISSN 0011-846X



電総研ニュース

極性制御で分子線エピタキシー成長 GaN 膜に劇的な特性改善
V 溝量子細線レーザから最初の室温基底レベル発振
その他

2000.3 vol.602

極性制御で分子線エピタキシー成長 GaN膜に劇的な特性改善

Outstanding Quality Improvement of MBE-Grown GaN Epitaxial Film by Controlling the Lattice Polarity

材料科学部 ワイドギャップ半導体ラボ
Materials Science Division, Widegap Semiconductors Lab.

Correlation among the lattice polarity of MBE-grown GaN heteroepitaxial layers, their surface reconstruction structure, and their etching feature was clarified by CAICISS technique. By achieving Ga-polarity growth mode, the quality of the epilayers was drastically improved. Room temperature mobilities more than $1000\text{cm}^2/\text{Vs}$ were achieved for AlGaIn/GaN heterostructures and HFETs using these epilayers were demonstrated.

1. はじめに

InGaIn/GaNのダブルヘテロ構造や量子井戸構造を用いた青色発光ダイオードが実用化されて以来、III族窒化物半導体デバイスに対する関心が急速に高まっている。GaNなどのIII族窒化物はGaAsやInPと同様のIII-V族化合物半導体であるが、原子の結合が強いために結晶成長が難しく、GaAs等の材料に比べて研究が遅れていた。一方、短波長光素子や高パワー・高周波素子の分野でSiやGaAsでは対応できない要求が昨今顕在化してきており、III族窒化物などの、よりバンドギャップが大きい軽元素系の半導体材料への期待が高まっている。また、III族窒化物は、III-V族化合物半導体の一種として混晶やヘテロ構造が利用可能である等の特徴を持っており、デバイス応用に関して多様な可能性を秘めている。

III族窒化物のデバイス作製に際して、その材料としての半導体薄膜は、通常サファイア基板上に化学気相成長(CVD)法によるエピタキシャル成長で得られている。しかし、アクセプター不純物が、キャリアガスである水素で不活性化されるため、CVD法ではp型の膜を得るのに成長後の熱アニールが必要となる。また、成長温度が高いため、In組成の大きなInGaIn混晶は成長させるのが困難とされている。更に、多量のアンモニアガスを原料として用いるため、排ガス等で周辺設備や環境への負荷が大きいという問題もある。一方、超高真空中での成長である分子線エピタキシー(MBE)法では、成長モードやメカニズムに関する情報を得るのに適している他、成長温度がCVD法に比べて低くできる、急峻なヘテロ界面を制御性良く作製できるなど、デバイス応用上いくつかの利

点を有するが、CVD成長膜に比べて膜の特性、特に電気的特性が劣っていて、デバイス品質のエピタキシャル膜を得るのが困難であった。

我々は今回、窒素プラズマを用いたMBE成長によるIII族窒化物半導体エピタキシャル成長において、成長膜の結晶極性と成長条件の関連を同軸型直衝突イオン散乱分光法(CAICISS)を用いて解明し、極性を適切に制御することによって、成長膜の特性が劇的に改善することを明らかにした。その結果、AlGaIn/GaNヘテロ構造において、室温で $1000\text{cm}^2/\text{Vs}$ を越える易動度を得ることができるようになり、それを用いたヘテロ接合電界効果トランジスタ(HFET)の試作に成功した。

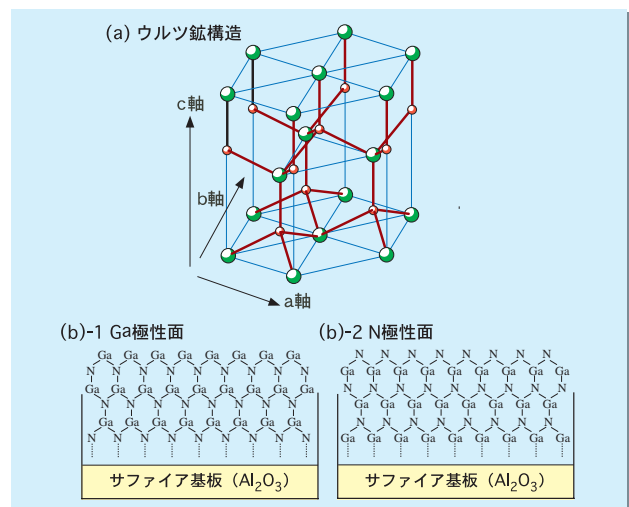


図1 (a) 六方晶III族窒化物の結晶構造であるウルツ鉱構造と、(b) サファイアc面上にヘテロエピタキシャル成長したGaN層の構造。(b)-1 Ga極性、及び(b)-2 N極性。

2. III族窒化物半導体結晶の極性

GaN等のIII族窒化物半導体の結晶は、通常図1(a)に示すような六方晶系のウルツ鉱構造をとる。この結晶構造では、c軸方向に関して対称面が無く、c面成長のエピタキシャル膜には表裏が生じる。一方、エピタキシャル成長の基板として用いられるサファイアは、同じく六方晶系の結晶であるが、結晶構造が異なりc面に表裏は存在しない。その結果、サファイアc面上にGaNをエピタキシャル成長させた場合、図1(b)のように結晶学的に異なる2種類のエピタキシャル関係が生じる。成長面に関して、(b)-1をGa極性、(b)-2をN極性と称する。

CVD成長GaNエピタキシャル膜に関しては、光電子回折や収束電子線回折等の特殊な方法を用いて、極性に関する評価が行われてきており、通常のサファイアc面上成長のデバイス品質試料ではGa極性であることが定説となっている。しかし、MBE成長試料では、成長手法の進展がCVD法に比べて遅れたこともあり、エピタキシャル膜の極性に関する研究はきわめて少なく、膜極性と成長条件との関係も明確でないのが現状である。MBE成長膜の品質の悪さも、MBE法ではN極性の膜しかできないためであるとの指摘もあるが、明確な検証は未だ存在しない。

3. CAICISSによるGaNエビ膜極性の評価

CAICISSは物質の原子配列を決定できる低速イオン散乱法の一つである。ラザフォード後方散乱法(RBS)に比べて、いわゆるシャドーコーンが大きく、表面近傍の構造により敏感である上に、簡便な装置が開発されたことから、エピタキシャル膜の極性判定にきわめて有効な手法である。

図2(a)にCAICISSの測定原理を示す。入射したHeイオンは、測定試料中のターゲット原子に散乱され、入射方向と同じ方向に散乱されたイオンのエネルギーが飛行時間法で測定される。入射イオンと散乱イオンの方向が同じであるため、測定結果の解析が容易になるのが特徴で、散乱イオンのエネルギーからターゲット原子が特定される。散乱イオン強度の試料結晶軸に対する入射角依存性が、試料の構造に特有の挙動を示し、その角度依存性を利用して試料の極性が評価できる。図2(b)に測定された飛行時間スペクトルの入射角依存性の一例を示す。

実際の極性評価では、入射角度依存性のシミュレーションを実際の測定結果と比較することが重要となる。Ga極性、及びN極性表面に対して、2keVの

Heイオンを用い、3次元の2体3回衝突モデルでシミュレーションした入射角度依存性を図3に示す。Ga極性表面に対しては18度と42度の鋭いGa信号、及び24度のN信号が特徴的な挙動である。一方N極性表面では、Ga信号は14度-20度に双峰性ピークを示すと共に、一定強度の領域が24度~36度に観測されること、N信号が38度にピークを示すのが特徴である。これらの特徴を用いて、MBE成長GaNエピタキシャル膜の評価を行った。

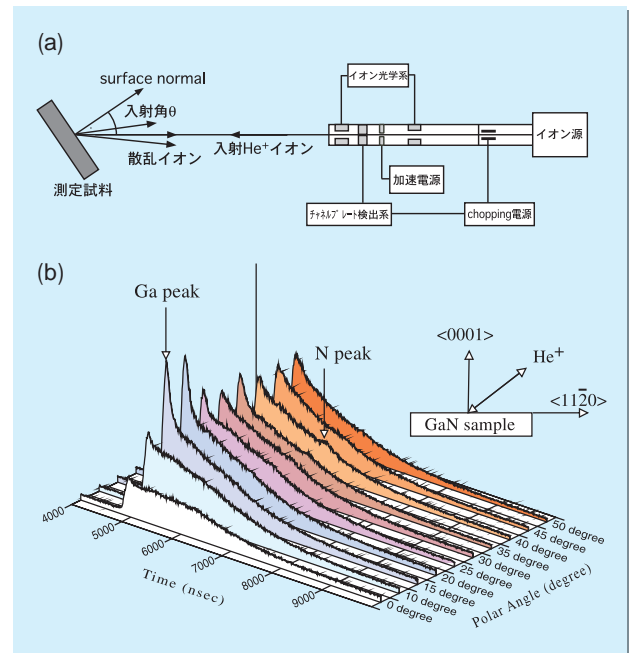


図2 (a) 同軸型直衝突イオン散乱分光法(CAICISS)の測定原理と、(b) 測定されたCAICISS飛行時間スペクトルの入射角依存性の一例。

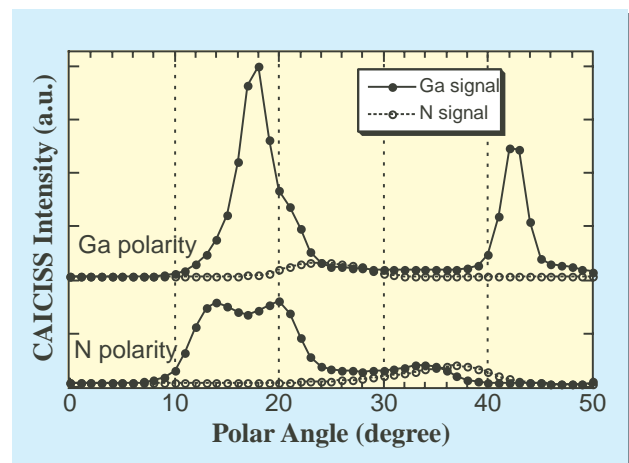


図3 Ga極性、及びN極性GaN{0001}膜に対するCAICISS信号強度の入射角依存性のシミュレーション結果。入射イオンは2keVのHeイオン。

4 .MBE成長Ga₂Nエピタキシャル膜の極性と表面特性

MBE成長 Ga₂N エピタキシャル膜の特性に関して、Smith 等は、膜の成長後の表面再配列構造と NaOH エッチング特性を調べ、通常の MBE 試料では 3×3 等の構造をとり、容易に NaOH でエッチングされるが、CVD 試料を基板に用いて MBE 成長を行った試料では 2×2 構造が観測されて NaOH に対してエッチング耐性を持つ膜が得られると報告した。エピタキシャル膜は基板の極性を引き継ぐことから、CVD 試料が定説のように Ga 極性だとして、前者は N 極性、後者は Ga 極性の膜であると彼らは推定した。しかしながら、膜の極性自体の直接的な評価は行われておらず、その明確な同定が必要と考えられる。

我々は、N₂ ガスをソースとする RF-MBE 法を用いて、サファイア c 面上に Ga₂N をエピタキシャル成長させ、成長プロセスと表面構造、表面モフォロジーやエッチング耐性、CAICISS による膜極性の評価を試みた。図 4 に、MBE 成長としては標準的な「Ga₂N 低温バッファプロセス」で成長した Ga₂N 膜(A 試料)

及び同じプロセスを用いる一方、成長中に微量の In フラックスを照射しながら成長した Ga₂N 膜 (B 試料) について、反射高速電子線回折 (RHEED) による成長後の表面再配列構造、走査型電子顕微鏡 (SEM) による表面モフォロジー、CAICISS による Ga 信号の入射角依存性の評価結果を示す。A 試料は、3×3 の表面構造を示し、また表面が荒れていてその結晶グレイン境界を通して容易にエッチングされることが確認され、Smith 等の報告と同様な結果が得られた。一方、B 試料では 2×2 構造と平坦な表面が観測され、彼らの CVD 試料上に成長した試料に類似した結果となった。

そこで CAICISS の結果を図 3 のシミュレーションと照らしあわせてみると、A 試料には N 極性の特徴、B 試料には Ga 極性の特徴が顕著に現れていることが見て取れる。この CAICISS 強度の入射角依存性より、A 試料は N 極性、B 試料は Ga 極性であることが確認された。ここで重要なことは、CVD 試料を基板として用いることなく、MBE 成長プロセスだけで Ga 極性の膜が実現されたことであり、MBE 法では Ga₂N エピ

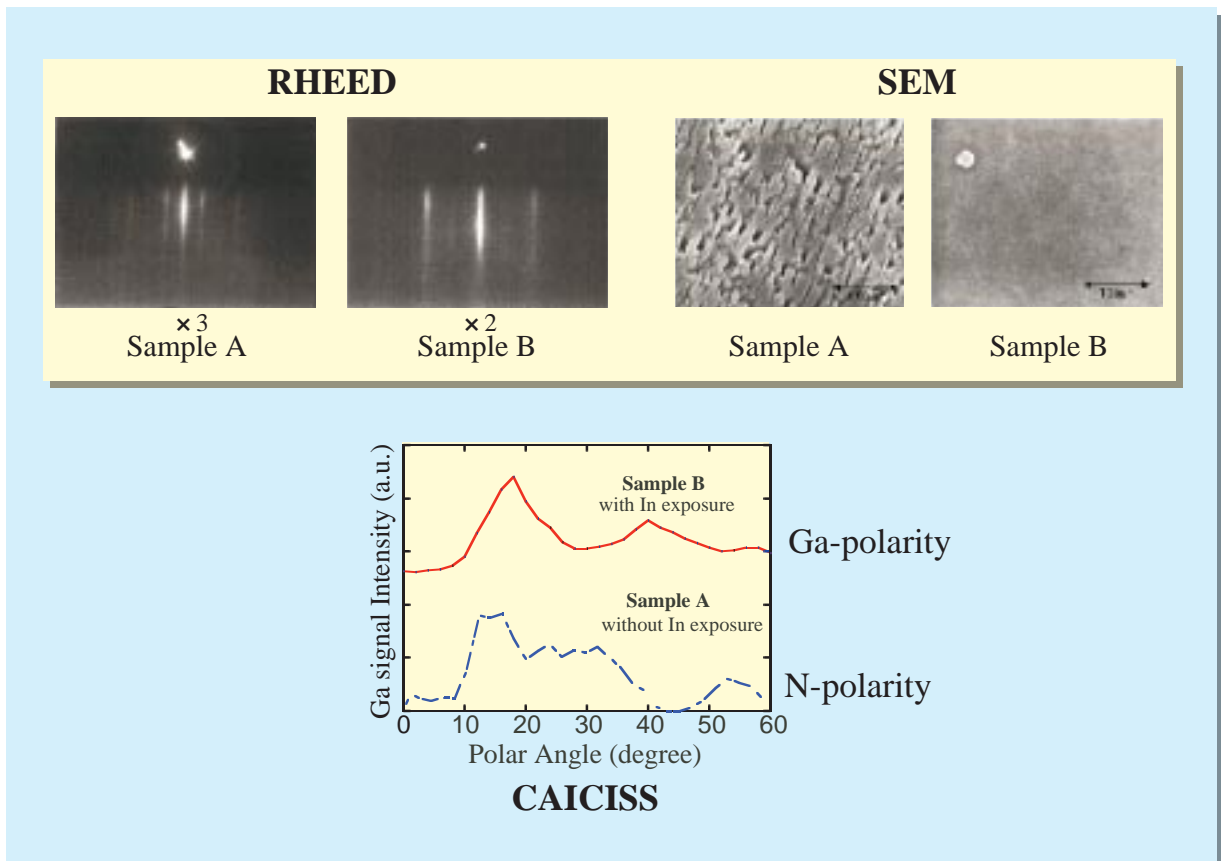


図 4 「Ga₂N 低温バッファプロセス」を用いてサファイア c 面上に MBE 成長した Ga₂N ヘテロエピタキシャル膜の成長後の表面再配列構造、表面モフォロジー、及び CAICISS Ga 信号の入射角依存性。A 試料は成長中 In 照射有り、B 試料は成長中 In 照射無し。

タキシャル膜の極性制御が可能であることが実証された。先のInフラックス照射の他にも、AlN高温バッファー、窒素プラズマ照射に先立つIII族金属堆積、アンモニアガスによるサファイア基板窒化等のプロセスでもGa極性が実現できることを確認している。

5 .Ga-極性GaNエピタキシャル膜の諸特性とHFET

MBE法により、N極性及びGa極性のGaNヘテロエピタキシャル膜が得られるようになったことから、この両者の構造的・光学的・電気的特性を比較してみた。図5に同一条件で成長したN極性膜、Ga極性膜のX線ロッキングカーブ、及び低温フォトルミネッセンススペクトル、表1にホール効果測定結果を示す。ロッキングカーブ半値幅がGa極性膜では改善しており、先の表面モフォロジーの結果と考え合わせると、Ga極性膜では結晶グレインが大きくなってグレイン間の軸ずれが減少し、全体として結晶性が大きく改善したものと考えられる。その結果、結晶欠陥、キャリア散乱中心等も減少していると思われる。Ga極性膜に対して、図5(b)に見られる自由励起子発光、表1の移動度の向上は如実にそのような状況を示しており、Ga極性を示す条件でのエピタキシャル膜成長が、高品質GaN膜を得る上できわめて重要であることがわかった。Ga極性の成長条件での膜質向上のメカニズムに関してその詳細は明確ではないが、反応種の両極性表面での拡散が異なり、Ga極性表面ではより広い範囲で2次元成長が実現しやすくなってい

	キャリア濃度(/cm ³)	ホール移動度(cm ² /Vs)
Ga極性GaN膜	1.7×10 ¹⁷	240
N極性GaN膜	3.3×10 ¹⁷	20

表1 MBE成長N極性GaN膜、Ga極性GaN膜のホール効果による電気特性測定結果。測定温度は室温。両試料は、同程度のキャリア濃度となるようにSiによるドーピングを行っている。

るためではないかと考えられる。

Ga極性膜に対し、特に表1に見られるような電気的特性の向上が著しい。我々は、上記のような方法でGa極性を実現することによって、ノンドープ膜では半絶縁性のGaN膜を得ている。室温ホール移動度に関しても、Siドープ膜で現在までに568cm²/VsとMBE成長膜としては最高の値を実現している。これらは、高出力高周波デバイスとして期待されているIII族窒化物ヘテロ構造を用いた電子デバイスの実現にきわめて有望な結果であり、AlGaIn/GaN 2次元電子ガス系に対しても、室温で1197cm²/Vsという通常のCVD試料をも凌駕するような値も得られている。

そこで、MBE成長GaNヘテロエピタキシャル膜の可能性を示すため、AlGaIn/GaNヘテロ構造を用いたHFETを試作してみた。ゲート電極にはAu、ソースドレイン電極にはTi/Alを用いた。ゲート幅40μmのデバイスの静特性を図6に示す。相互コンダクタンスの値はまだ小さいが、良好にデバイスとして動作していることが確認された。この結果は、デバイス品

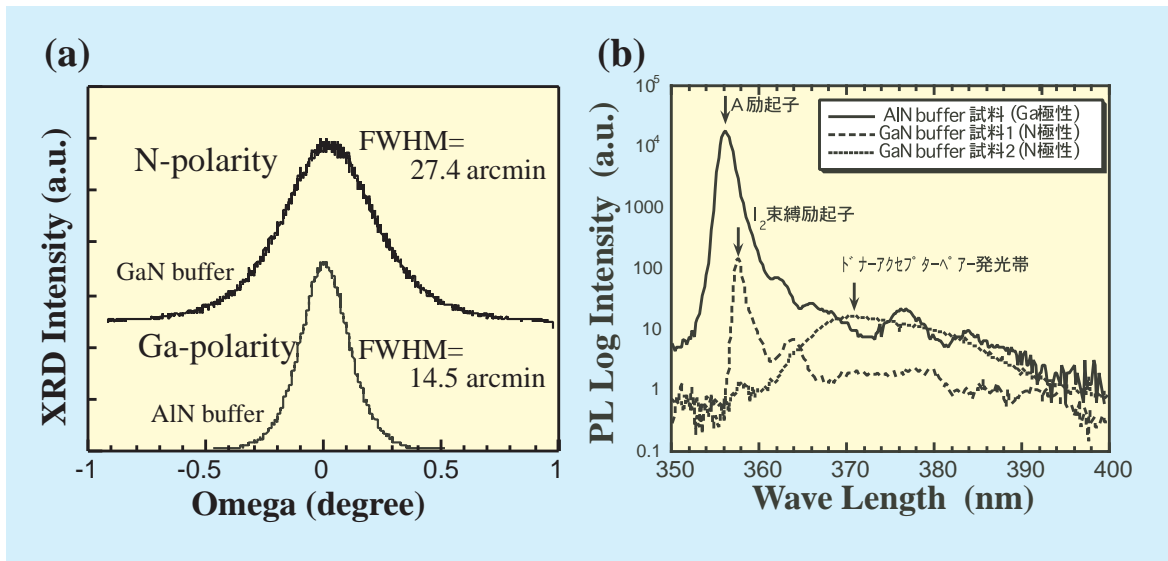


図5 同一条件で成長したMBE成長N極性GaN膜、Ga極性GaN膜の(a) X線ロッキングカーブ、及び(b) 低温フォトルミネッセンススペクトル。

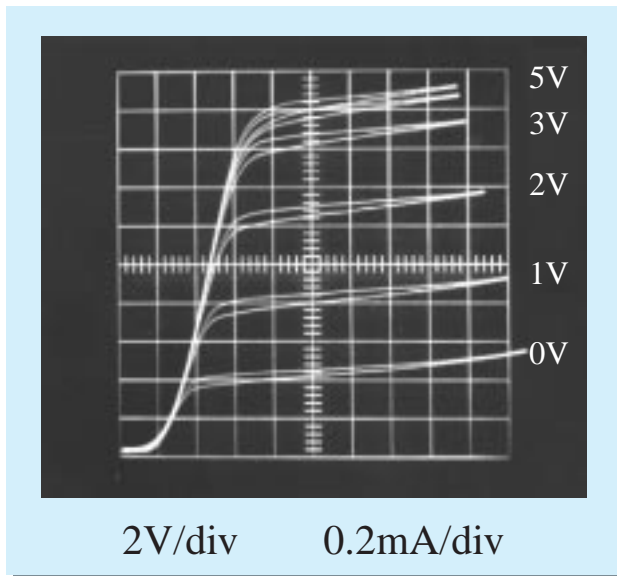


図6 MBE成長Ga極性AlGaIn/GaNヘテロ構造を用いたHFETの静特性。ゲート長3mm、ゲート幅40mm。

質のGaNエピタキシャル膜の作製方法としてのMBE法の有効性を示しており、急峻なヘテロ界面や低温成長というMBE法の利点を活かした量子効果高速デバイス、或いは高温動作デバイス等の新規デバイス機能の実現にとって、大きな進展であると考えられる。

6. まとめ

以上のように、GaNのMBE成長エピタキシャル膜に関して、CAICISSの手法を用いて膜極性と表面再配列構造、エッチング特性の関係を明らかにした。成長初期プロセス等の工夫で、今まで困難であったGa極性をMBE法で実現する方法を開発すると共に、今までMBE成長膜の特性を落としていた原因を明らかにし、膜特性の大幅な改善を達成した。その結果、デバイス品質のエピタキシャル膜が得られ、HFETの試作に成功した。これらの成果により、III族窒化物半導体のMBE成長技術がデバイス品質のエピタキシャル膜を得る手法としてのレベルに達し、MBE法の特徴を活かした新しいデバイス応用への道が大きく広がったと考えられる。ワイドギャップ半導体材料に立脚した新しいエレクトロニクス(ハードエレクトロニクス)推進の観点からも、材料デバイス基盤技術として極めて重要な進展である。

研究課題

〔特別研究〕

結晶場制御によるワイドギャップ半導体ヘテロ材料の研究

〔ニューサンシャイン計画〕

超低損失電力素子技術の研究

(共同研究：日本真空技術(株))

III族窒化物系発光素子の作製に関する研究

ラボメンバー (Lab. Members)

奥村 元 (Hajime Okumura)	材料科学部 (Materials Science Division)
e-mail: okumura@etl.go.jp	
清水 三聡 (Mitsuaki Shimizu)	光技術部 (Optoelectronics Division)
沈 旭強 (Xu-Qiang Shen)	材料科学部 (Materials Science Division)
趙 晟煥 (Sung-Hwan Cho)	材料科学部 (Materials Science Division)
井手 利英 (Toshihide Ide)	光技術部 (Optoelectronics Division)
園田 早紀 (Saki Sonoda)	日本真空技術 (ULVAC Japan Ltd.)
清水 三郎 (Saburo Shimizu)	日本真空技術 (ULVAC Japan Ltd.)

V 溝量子細線レーザーから最初の室温基底レベル発振

First RT Lasing from the Ground Subband Level of

V-Groove Quantum Wire Lasers

電子デバイス部 コヒーレント量子効果ラボ
Electron Devices Division, Coherent Quantum Effect Lab.

Room temperature lasing from the fundamental sub-band level is realized for the first time in the AlGaAs/GaAs quantum wire lasers prepared by a flow rate modulation epitaxy. The nominal threshold current is 5 mA. Lasing emission coincides with the absorption peaks of the photoluminescence excitation spectra at low temperature. Characteristic temperature coefficient of the lasing threshold is 322K near room temperature, which indicates a sharp density of state profile in the quantum wire.

1. 量子細線レーザーの可能性

量子細線や量子ドットなどの量子ナノ構造を半導体レーザーの利得媒質に用いることにより、発振閾値電流の低減や高速変調特性の改善などレーザーとしての性能が大幅に向上する事が予測されている。これは、量子ナノ構造を採用することにより特定のエネルギー準位や偏光状態へ発光レベルが局在し、無効な自然発光成分が抑制されるためである。また、活性層体積が減少する効果や、等価的に注入したキャリアの拡散が抑制される効果により、利得を得るために必要な注入キャリア量が減少するなど、古典的な効果も指摘されている。但し、実際に作製された従来の量子細線や量子ドットは、形状揺らぎにより量子準位が統計的な分布を持つため、量子ナノ構造の理論的な優位性がほとんど消えてしまっていた。実際、従来の量子細線や量子ドットは、サイズのばらつきが大きいと量子井戸よりも発光半値幅が広いものがほとんどであった。

当所において、GaAsの表面にV型の溝を形成した

基板を用いた GaAs 量子細線の MOCVD 成長において、流量変調法 (FME) をほどこすことにより、室温に於いてもエネルギー準位の半値幅が量子井戸よりも狭い量子細線が作製できた。この量子細線を用いたレーザーが世界で初めて基底レベルで室温発振したので報告する。

2. 量子細線レーザーの試作と発振特性

図1は、試作した3重量子細線の断面写真とデバイスの模式図を示す。<01-1>方向に $2\mu\text{m}$ のライン&スペースの GaAs V溝基板上に N-Al_{0.5}GaAs クラッド層 ($1\mu\text{m}$)、N-Al_{0.2}GaAs ガイド層 ($0.2\mu\text{m}$)、FME成長法による3重量子細線、P-Al_{0.2}GaAs ガイド層 ($0.2\mu\text{m}$)、P-Al_{0.5}GaAs クラッド層 ($1\mu\text{m}$) および GaAs キャップ層 ($0.2\mu\text{m}$) を成長した。量子細線の厚さおよび幅はそれぞれ 8nm と 80nm である。3重量子細線間のバリア層の厚さは 25nm 、Al組成は 0.2 である。結晶成長後、セルフアライメントプロセスにより量子細線部分の切り出しと電極形成を行った。すなわち、フォトレジス

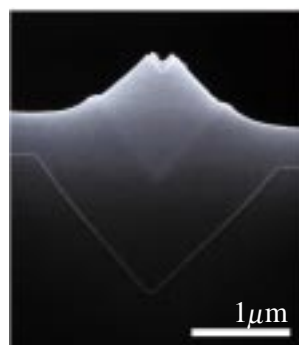
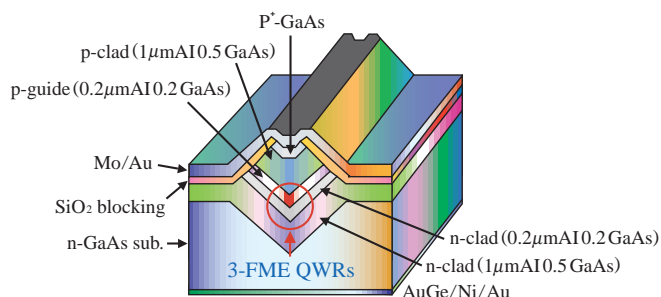


図1 3重量子細線レーザーの模式図(左)、SEM断面写真(中)、TEM断面写真(右)

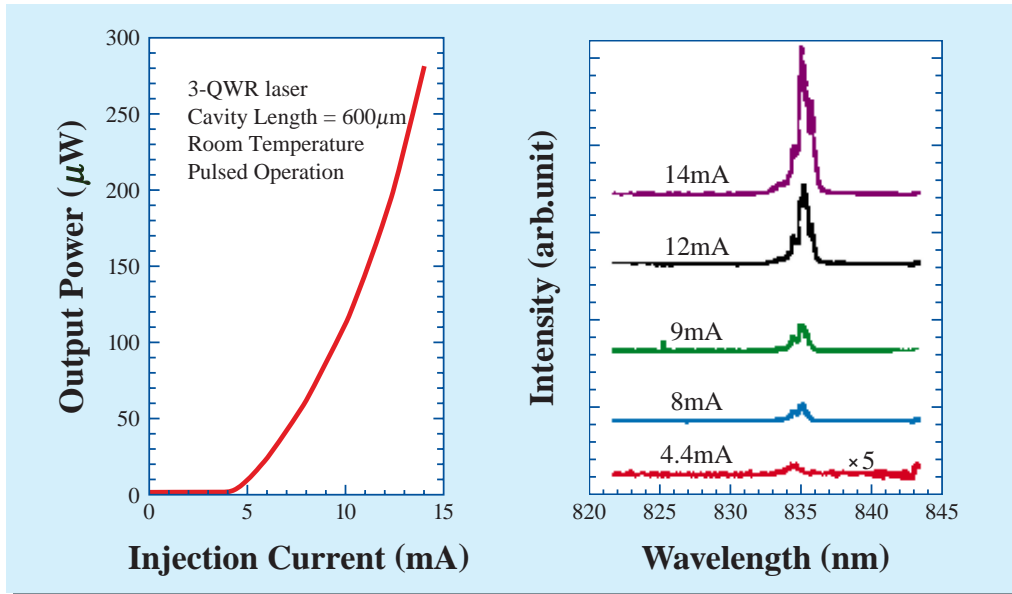


図2 3重量子細線レーザーの室温パルス発振特性（左） スペクトラム特性（右）

トを塗布し、溝部分のレジストのみが残るようにアッシングを施し、アンモニア過酸化水素により、ウェットエッチングを行うことにより、位置ずれなく平坦部分や斜面の量子井戸層を除去した。更に、量子細線の直上部に残存したフォトレジストをリフトオフ用のマスクにして、イオンビームスパッタリングにより、厚さ 100nm の SiO₂ を形成した。フォトレジスト除去後、SiO₂ の開口部に Mo/Au による P 型電極を蒸着し、80μm 程度にラップ後、裏面に AuGe/Ni/Au の N 型電極を蒸着した。

図2は、3重量子細線レーザーの発振特性を示す。レーザー長は600μmで端面は無コートである。図2（左）に示すようにしきい値5mAにおいて室温パルス発振している。図2（右）は、発振スペクトラムを示す。レーザー発振後は、ファブリペローモードに対応した2、3本のスペクトラムが現れるが、ピークの発振モードは遷移していない。発振波長の変化は0.2Å/mA以下である。近視野像は、円形の単峰性を示した。

レーザー長を変化させたときの発振しきい値電流と発振波長の関係を図3に示す。レーザー長350μmを境に発振波長が835nmから827nm付近に不連続に変化している。これは、レーザー長が短縮されるにつれレーザー発振に必要な利得が増加し、発振時の注入キャリア濃度が増加する結果、フェルミレベルが上昇し、基底サブバンドから第一次励起サブバンドに発振レベルが遷移するためである。発振レベルの不連続な遷移は、量子準位が局在した量子細線レーザーの特徴で、量子井戸レーザーでは現れない。

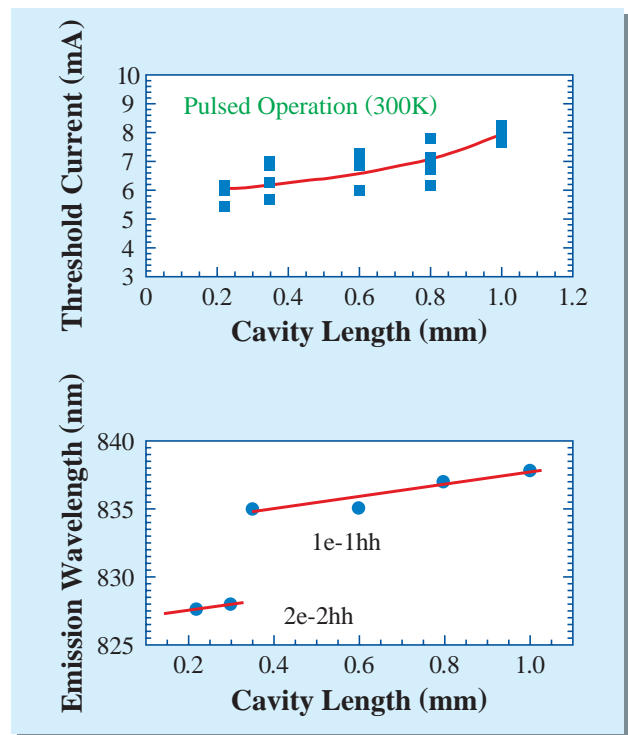


図3 レーザー長に対する発振しきい値電流と発振波長依存性

発振しきい値電流の室温付近における温度依存性を図4に示す。量子細線レーザーの特性温度は、322Kと比較的大きい値を示し、比較的高温でも特性の劣化が少ないことが判明した。以上示した室温における量子細線レーザーの発振特性は、量子細線構造の状態密度が量子井戸構造よりも急峻であることに対

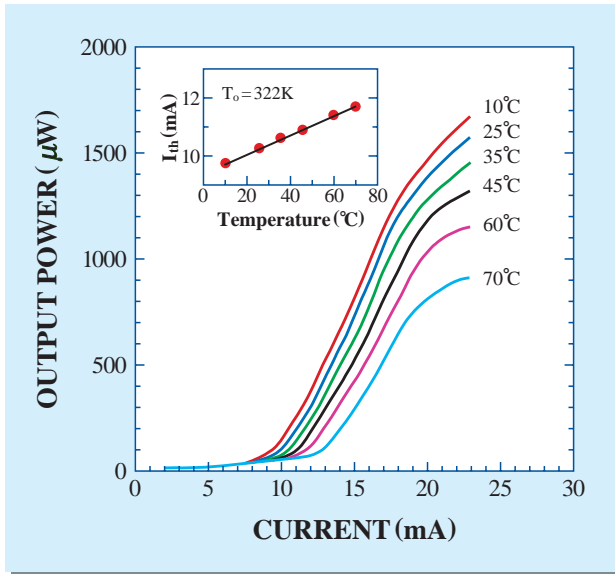


図4 発振しきい値電流の室温付近における温度依存性

応していると考えられる。

この量子細線レーザーの発振スペクトラムと量子サブバンド準位との対応を明らかにするために、低温におけるフォトルミネセンス (PL)、励起フォトルミネセンス (PLE) とレーザー発振スペクトラムを比較した。PL および PLE を測定した試料は、レーザーを作製した試料の直後に成長したものであるが、図5において、4.5Kにおける発振スペクトラム (782.5nm) は、PLのピーク (783.2nm)、および PLEの基底レベルにおける吸収ピーク (783.0nm) とよく一致している。レーザー構造の試料の場合、Znなどの不純物ドーピングの影響で、PLEにおけるサブバンド構造は、ノンドーピング量子細線の場合に比べて急峻ではないが、基底レベルと第一励起レベルに対応する吸収ピークが現れている。挿入図は、PL、レーザー発振波長とバンドギャップの温度依存性を示す。室温におけるレー

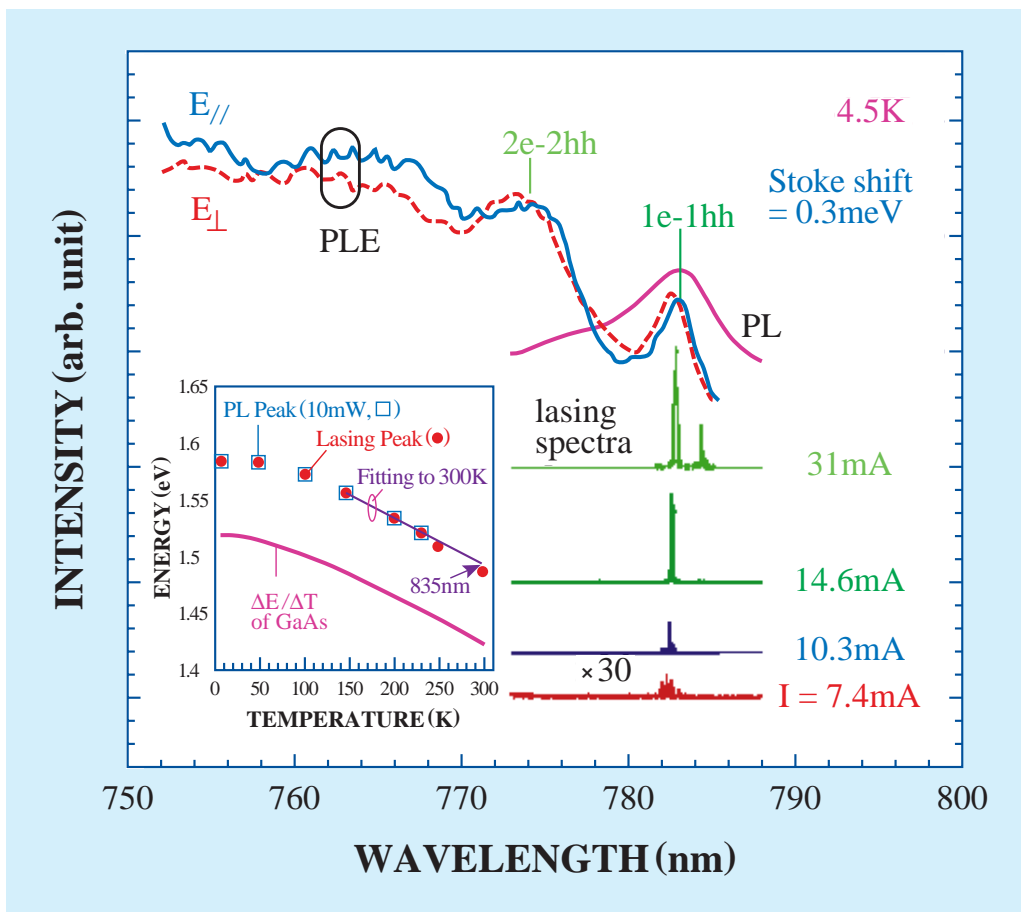


図5 低温における、発振スペクトラム、PLおよびPLEスペクトラム。
挿入図は、PL ()、レーザー発振波長 () およびバンドギャップの温度依存性

ザー発振波長835nmは、PLスペクトラムを室温に外挿した値とほぼ一致する。また、PLスペクトラムは、量子細線の形状から有効質量近似で計算した基底準位にも一致するので、量子細線レーザーからの発振は、基底レベルが寄与していると結論される。更に、低温、強励起おける長波長側のレーザー発振ピークは、バイエキシトンからの発光である可能性が高く、量子ナノ構造におけるエキシトンの安定性など光物性の観点からも興味深い話題を提供している。

3. まとめ

以上、FME成長法により、界面の平坦性が改善された量子細線を作製し、量子細線レーザーにおいて初めて基底サブバンドレベルからの発振に成功した。基底レベル発光は、高次サブバンドレベルに比べて、界面ラフネスの影響を受けにくいこと、基底レベルと次のサブバンドレベル間が最もエネルギー準位間隔が広く、キャリアが局在することなどの利点がある。すなわち、量子細線レーザーの特質を活かした半導体レーザーが初めて実現したことになる。今後、細線の充填密度を上げることにより、閉じこめ係数を改善し、低次元構造の利点を更に活かした半導体レーザーを開発する予定である。

〔研究課題〕

戦略基礎プロジェクト

原子層制御量子ナノ構造のコヒーレント量子効果
産業基盤技術

フェムト秒テクノロジー

用語解説

流量変調法

MOCVD(有機金属気相成長)成長において、GaなどのIII族とAsなどのV族原子を交互に供給することにより、比較的成長温度でのエピタキシャル層の平滑性を得る方法。筆者らは、この手法をV溝基板に応用することにより、V溝の底の飽和Ga原子が、平坦部の未飽和領域に拡散し、1原子層ごとの成長が実現することを見いだした。

量子細線、量子ドット

エネルギーの小さい半導体を大きい半導体で埋め込んだ半導体ヘテロ構造において、その断面(細線)あるいは体積(ドット)の寸法が、電子のドブロイ波長に相当する10nm以下になった構造。閉じこめられた電子の定在波モードにより、離散的なエネルギー準位を持つ。

フォトルミネセンス(PL)、励起フォトルミネセンス(PLE)

PL:半導体材料にそのバンドギャップよりも高いエネルギーの光を照射したときの発光スペクトラム。基底レベルのエネルギー準位や不純物の効果を測定する手段。

PLE:照射する励起光のエネルギーを変化させながら、基底エネルギー準位の発光強度を測定することにより、試料の吸収スペクトラムを測定する。高次サブバンド構造を測定する方法のひとつ。

エキシトン、バイエキシトン

電子と正孔が電気的な相互作用により、互いに束縛された状態。水素原子と同様な離散的な準位を持ち強い発光レベルを形成する。量子ナノ構造においては、電子と正孔との距離が近くなるため束縛エネルギーが強くなり、室温付近においても存在する。エキシトンが2個凝集するとバイエキシトン状態になる。

閉じこめ係数

半導体レーザー発振状態での活性層部分におけるレーザー光強度の全体の光強度に対する割合。量子井戸型レーザーでは、8%程度。今回の量子細線レーザーでは、0.4%程度となり、発振モードにおける光電界と活性層の量子細線との重なりが小さく、モード利得が少ないという問題が存在する。

ラボメンバー (Lab. Members)

小倉 睦郎 (M. Ogura)	電子デバイス部 (Electron Devices Division) e-mail:ogura@etl.go.jp
金 泰根 (T. G. Kim)	電子デバイス部 (Electron Devices Division) 新エネルギー開発機構 (NEDO)
王 学論 (X. L. Wang)	電子デバイス部 (Electron Devices Division) 科学技術振興事業団 (JST)
小森 和弘 (K. Komori)	光技術部 (Optical Technology Division) 科学技術振興事業団 (JST)
彦坂 憲宣 (K. Hikosaka)	科学技術振興事業団 (JST)

工業所有権取得状況

(1999.8.1 ~ 1999.12.31)

発明の名称	登録番号	登録日	発明者
画像処理方法	特 2961140	1999.8.6	富田 文明、*石山 豊
巨大磁気抵抗材料及びその製造方法	特 2961259	1999.8.6	坂本 勲、*本多 茂男
三次元物体モデル生成方法及び三次元物体モデル生成プログラムを記録したコンピュータ読み取り可能な記録媒体	特 2961264	1999.8.6	角 保志、富田 文明、河井 良浩
シリコン酸化膜の形成方法	特 2963975	1999.8.13	黒河 明、一村 信吾
光変調器	特 2963989	1999.8.13	松原 浩司、渡辺 正信、仁木 栄
全焦点反射型光学顕微鏡	特 2963995	1999.8.13	横山 浩、多辺 由佳
高パワー密度レーザー光に耐える有機系光材料の製造方法、使用方法および試験方法	特 2965185	1999.8.13	平賀 隆、守谷 哲郎、*田中 教雄、*宝田 茂、*山崎 裕一、*中村 道衛
オープンサイクル海洋温度差発電用の淡水製造装置ならびに淡水製造方法	特 2967186	1999.8.20	高澤 弘幸
超音波クラスター発生方法及び装置	特 2967191	1999.8.20	小原 明、木村 真次、塚本 孝一、奥富 衛
銅酸化物系導電性セラミックス及びその製造方法	特 2967541	1999.8.20	伊原 英雄、寺田 教男、平林 正之、城 昌利、*杉瀬 良二、*大門 宏、*藤井 一宏
FEL装置の波長切替方法	特 2968448	1999.8.20	山崎 鉄夫、山田 家和勝、*横山 稔、*河合 正之、濱田 信治
四接合電流注入型ジョセフソン論理ゲート	特 2972840	1999.9.3	青柳 昌宏、仲川 博、黒沢 格、高田 進
半導体微細構造形成方法	特 2972845	1999.9.3	奥村 元
酸化物高温超伝導体の作製法	特 2972869	1999.9.3	伊原 英雄、平林 正之、徳本 圓、*山本 博司
誘導散乱容器	特 2976021	1999.9.10	松本 裕治、高橋 栄一、大和田野 芳郎、*桑原 研爾
交差型誘導散乱増幅器	特 2979137	1999.9.17	松本 裕治、高橋 栄一、大和田野 芳郎、*桑原 研爾
銅酸化物系導電性セラミックス及びその製造方法	特 2979515	1999.9.17	伊原 英雄、寺田 教男、城 昌利、*杉瀬 良二、*大門 宏、*藤井 一宏
酸化物高温超伝導体の作製法	特 2981544	1999.9.24	伊原 英雄、平林 正之、徳本 圓、*山本 博司
超伝導回路構造とその作製方法	特 2981855	1999.9.24	青柳 昌宏、仲川 博
適応学習型汎用画像計測方法	特 2982814	1999.9.24	大津 展之、栗田 多喜夫、*桑島 茂純
電子放出素子	特 2987372	1999.10.8	伊藤 順司、金丸 正剛、*伊藤 茂生、*山浦 辰雄
電子デバイス	特 2987424	1999.10.8	松本 和彦
可飽和吸収反射鏡	特 2987437	1999.10.8	中川 格、板谷 太郎、菅谷 武芳、鳥塚 健二、*張 志剛
物体の姿勢変化量検出方法	特 2990256	1999.10.15	喜多 泰代
脱着機構	特 2992639	1999.10.22	齋藤 史倫
画像処理方法	特 2993610	1999.10.22	富田 文明、*佐藤 淳
画像処理方法	特 2993611	1999.10.22	富田 文明、*佐藤 淳
電極作成方法	特 2995284	1999.10.29	原 史朗、大串 秀世、梶村 皓二、*寺地 徳之
配線基板	特 3000049	1999.11.12	黒沢 格、高田 進、仲川 博、青柳 昌宏、*棚橋 茂夫、*久保 貴則
絶縁ゲート型電界効果トランジスタの作製方法	特 3000124	1999.11.12	青柳 昌宏、黒沢 格、高田 進、*松本 智
超伝導体PrBa ₂ Cu ₃ O _y 単結晶の製造方法	特 3000137	1999.11.12	岡 邦彦、*鄒 志剛、伊藤 利充
フェムト秒超短可視光パルスによるテラヘルツ域誘電分散決定方法	特 3000139	1999.11.12	河島 整、佐々木 史雄、小林 俊介、谷 俊朗
バナジウム系電解液の製造法	特 3001659	1999.11.12	金子 浩子、根岸 明、野崎 健、*佐藤 完二、*中原 一郎
電子デバイス	特 3005665	1999.11.26	松本 和彦
情報共有装置、方法および記録媒体	特 3005715	1999.11.26	脇田 優仁、平井 成興、堀 俊夫
光音響セル	特 3012868	1999.12.17	角井 嘉美、齊藤 俊幸、*松田 健志、*上田 泰稔、*寺田 誠二、*南山 幸一
薄膜製造装置用高周波振動型噴霧ノズル	特 3012920	1999.12.17	守谷 哲郎、平賀 隆、*小西 久米蔵
微細レジストパタンの形成方法	特 3015860	1999.12.24	青柳 昌宏、仲川 博、黒沢 格、前澤 正明、高田 進
インピーダンス可変型要素器およびインピーダンス可変型限流器ならびにインピーダンス可変型超電導変換装置	特 3015863	1999.12.24	玉田 紀治
表面張力測定方法及び表面張力測定装置	特 3015888	1999.12.24	磯貝 秀明

*は当所職員以外

人事異動

氏名	(新)	(旧)
平成12年2月15日付		
岩崎 晃	企画室国際班長の併任解除 企画室国際班国際研究係長の併任解除 国際研究協力推進室国際企画係長の併任解除	極限技術部主任研究官兼企画室エネルギー技術研究調整官兼企画室国際班長兼企画室国際班国際研究係長兼国際研究協力推進室国際企画係長
大垣 英明	企画室国際班長に併任 企画室国際班国際研究係長に併任 国際研究協力推進室国際企画係長に併任	量子放射部主任研究官
平成12年3月1日付		
大久保 雅隆	企画室企画班の併任解除 工業技術院総務部研究業務課の併任解除	量子放射部主任研究官兼企画室企画班兼工業技術院総務部研究業務課
屋代 英彦	企画室企画班に併任 工業技術院総務部研究業務課に併任	エネルギー部主任研究官
山名 早人	企画室開発班長の併任解除 企画室開発班開発係長の併任解除	情報アーキテクチャ部主任研究官兼企画室開発班長兼企画室開発班開発係長
岩崎 晃	企画室開発班長に併任 企画室開発班開発係長に併任	極限技術部主任研究官兼企画室エネルギー技術研究調整官
名取 尚武	企画室開発班に併任	極限技術部主任研究官
戸村 哲	内閣官房内閣安全保障・危機管理室情報セキュリティ対策推進室に併任	情報アーキテクチャ部総括主任研究官
平成12年3月16日付		
石井 久美子	文部省(東京大学)	知能情報部

2000年1月24日より、電話番号の局番が61局に変更されました。

編集 〒305-8568 茨城県つくば市梅園1-1-4 工業技術院 電子技術総合研究所 0298(61)5059

表紙写真：窒化物半導体用励起子エピタキシー結晶成長装置

URL <http://www.etl.go.jp/> e-mail: info@etl.go.jp

印刷・製本 ニッセイエプロ株式会社