光電流および光ホール電圧過渡分光法による 半絶縁性 GaAs 単結晶中の欠陥準位評価*

安武 潔** 垣内弘章** 竹内昭博** 芳井熊安** 川邊秀昭***

Deep Level Characterization in Semi-Insulating GaAs by Photo-Induced Current and Photo-Hall Effect Transient Spectroscopy

Kiyoshi YASUTAKE, Hiroaki KAKIUCHI, Akihiro TAKEUCHI, Kumayasu YOSHII and Hideaki KAWABE

Deep levels in semi-insulating (SI) GaAs single crystals have been studied by the photo-induced current transient spectroscopy (PICTS) and photo-hall effect transient spectroscopy (PHETS). A method of measuring defect level density in SI-GaAs using PHETS has been developed and applied for the measurement of the EL6 density. Properties of the defect levels EL6 and EL2 were investigated by comparing their density distribution in the crystals and their annealing behavior. The density distribution of EL2 in the wafer showed the similar pattern to the dislocation density. The density distribution of EL6, however, showed the inversely related pattern to that of EL2. The density of both EL2 and EL6 levels increased similarly by the annealing at 600 to 1000°C and diminished by the annealing at 1100°C. These experimental results were well explained by the tentatively assumed defect models of EL2 ($\text{As}_{\text{Ga}}\text{V}_{\text{Ga}}$) and EL6 ($\text{As}_{\text{Ga}}\text{As}_{\text{I}}$).

Key words: semi-insulating gallium arsenide, photo-induced current transient spectroscopy, photo-hall effect transient spectroscopy, defect level, deep level, EL2, EL6, annealing

1 はじめに

GaAs は、超高速デバイス、オプトエレクトロニクス用材料として重要な位置を占めている。しかし GaAs 単結晶中には内因性の点欠陥やその複合体が多量に存在し、それらが作る多種多様な欠陥準位はデバイス特性に重大な影響を及ぼすことから問題になっている¹⁾。特に GaAs-IC への応用の際、準位密度のウエハ面内での不均一性は、FET のしきい値電圧や熱処理時の抵抗率の不均一性を生じる原因になるため、各欠陥準位密度の制御が IC の高性能化に不可欠である。そのためには、IC 基板として用いられる半絶縁性 GaAs 結晶における欠陥準位の密度ならびに性質を、定量的に評価する有効な手法が必要である。導電性結晶の場合には、一般に DLTS 法 (deep level transient spectroscopy)²⁾が、深い準位の定量的評価法として有効に利用されている。しかし、半絶縁性 GaAs の場合には、DLTS 法のような電気的測定が適用できないという問題があり、光電流過渡分光法 (photo-induced current transient spectroscopy PICTS or PITS)^{3,4)}が定性的に用いられているに過ぎない。

PICTS 法では、欠陥準位の検出、活性化エネルギーおよびキャリア捕獲断面積の測定を行うことができるが、密度を定量的に求めることができず、また電子トラップとホールトラップの区別ができない。そこで本研究では、光ホール電圧過渡分光法 (photo-induced Hall effect transient spectroscopy PHETS) を用いた欠陥準位密度の測定手法を開発し、従来法では行えなかった欠陥準位密度の定量化および電子トラップとホールトラップ

の区別を可能とした。さらに、PHETS 法、PICTS 法および赤外線吸収法を、半絶縁性 GaAs 中の欠陥準位の熱的安定性およびウエハ面内の準位密度分布の側定に応用し、欠陥準位の起源について考察を加えた。

2 測定原理

2.1 PICTS 法

PICTS 法では、試料にパルス光を照射した後の過渡電流波形の温度依存性から欠陥準位の情報を得る。電流は伝導帯の自由電子あるいは価電子帯の自由正孔によって運ばれるか、各々による電流の極性が同じであるため、過渡電流から電子トラップであるか正孔トラップであるかの区別をつけることはできない。ここでは、簡単のため単一の電子トラップが存在する場合を仮定して説明する。

暗黒下では、半絶縁性 GaAs 中にキャリアはほとんど存在しないため、光照射によりキャリアを発生させ、光電流を得る。光照射中に生成された電子は欠陥準位 (電子トラップ) にトラップされるが、照射を中止した直後から定常状態に至るまでの間に、電子トラップから伝導帯に熱的に励起されることによって過渡電流が生じる。この過渡電流の時定数は、電子トラップ準位の伝導帯底からの深さに応じた温度依存性をもち、その解析から活性化エネルギー E_T が求められる。ここで欠陥準位からの電子の熱的放出率 e_n は

$$e_n = \sigma_n v_{th} N_c \exp\left(\frac{-E_T}{kT}\right) \quad (1)$$

と表される (σ_n 欠陥準位の電子に対する捕獲断面積, v_{th} 電子の熱速度, N_c 伝導帯底の有効状態密度, k ホルツマン定数, T 絶対温度)。欠陥準位から放出される自由電子密度は、

*原稿受付 平成8年8月26日

**正会員 大阪大学大学院工学研究科 (吹田市山田丘 2-1)

***正会員 大阪職業能力開発短期大学校 (岸和田市稲葉町 1778)

e_n を用いて次式のように表される。

$$n(t) = n_T \tau_n e_n \exp(-e_n t) \quad (2)$$

t は時間を示し、 $t=0$ は光照射を止めた時刻である。 n_T は光照射時に欠陥準位にトラップされている電子密度であり、 τ_n はキャリアの再結合寿命である。 A を試料の有効断面積、 q を単位電荷、 E を電圧、 μ_n を電子移動度とすると、過渡電流は式(2)から次のように求められる³⁾。

$$i(t) = AqE\mu_n\tau_n e_n \exp(-e_n t) \quad (3)$$

次に時刻 t_1 , t_2 の電流値の差を、光電流 $i(0)$ と暗電流 $i(\infty)$ の差によって規格化した値、

$$I(T) = \frac{i(t_1) - i(t_2)}{i(0) - i(\infty)} \quad (4)$$

を PICTS 信号とすると、DLTS 法と同様の解析が可能となり、 E_T と σ_n を求めることができる。すなわち、 $I(T)$ を温度 T の関数としてプロットしたものが、PICTS スペクトルであり、各欠陥準位に対応して特有の温度域にピークが現れる。

式(4)中の $i(0)$ は、光照射下における定常状態での光電流値であるので、光によるキャリア生成速度を g とすると、次のよう表される。

$$i(0) = AqE\mu_n g \quad (5)$$

半絶縁性材料では暗電流は小さいとして $i(\infty)$ を無視すると、PICTS 信号を示す式(4)は次式のように簡単化される。

$$I(T) = \frac{1}{g} n_T e_n \{ \exp(-e_n t_1) - \exp(-e_n t_2) \} \quad (6)$$

PICTS スペクトルがピークをもつための条件は、式(6)を e_n で微分し 0 とおくことにより求められる。したがって、ピークを示す時の e_n を e_m とおくと、

$$\frac{dI}{de_n} = (1 - t_1 e_m) \exp(-t_1 e_m) - (1 - t_2 e_m) \exp(-t_2 e_m) = 0 \quad (7)$$

が得られる。式(7)より e_m は、設定した時刻 t_1 および t_2 によって与えられることが分かる。また、 t_1 , t_2 の設定時刻を変化させることによりピークを示す温度が異なってくることから、それらの測定値の組を式(1)を用いて解析することにより、 E_T および捕獲断面積 σ が得られる。また e_m を式(6)に代入することによりピーク高さが得られ、それは n_T および g に依存することが分かる。キャリアの生成速度 g は、光照射強度、試料の光吸収係数に依存し、また n_T は g や試料の再結合寿命等に依存するため、PICTS ピーク高さから欠陥準位密度を定量的に求めることは困難である。

2.2 PHETS 法

PHETS 法においては、PICTS 法と同様にパルス光を照射してキャリアを生成するが、試料を磁場中におくことによって過渡電流 $i(t)$ と共に、ホール電圧の過渡応答 $v(t)$ を測定する。 $i(t)$ および $v(t)$ から、電子密度の過渡応答が得られ、次式のように表される。

$$n(t) = -\frac{B i(t)}{d q v(t)} \quad (8)$$

B は磁束密度、 d は試料厚さである。時刻 t_1 , t_2 のキャリア密度の差を規格化した値、

$$S(T) = \frac{n(t_1) - n(t_2)}{n(0) - n(\infty)} \quad (9)$$

を PHETS 信号とすると、式(2)を用いて次のように表される。

$$S(T) = \frac{n_T \tau_n e_n \{ \exp(-e_n t_1) - \exp(-e_n t_2) \}}{n(0)} \quad (10)$$

PHETS スペクトルがピークをもつ条件は式(7)と同様に与えられ、これより PICTS 法と同じ解析により E_T と σ が算出できる。またホール電圧の正負から電子トラップとホールトラップの区別が可能である。式(10)中、 $n(0)$ および τ_n は測定可能であるため、PHETS ピーク高さから、 n_T を求めることができる。後述するように、PHETS では n_T から N_T を定量的に求めることが可能である。

3. 実験方法

試料は、LEC (liquid encapsulated Czochralski) 法により引き上げられた半絶縁性アンドープ GaAs 単結晶であり、抵抗率は $10^7 \Omega \text{cm}$ 以上である。測定にあたり、試料は $\text{H}_2\text{O}:\text{H}_2\text{SO}_4:\text{H}_2\text{O}_2 = 1:3:1$ の溶液を用いて化学研磨した。PICTS および PHETS 測定用試料形状と電極配置を図 1 に示す。キャリア励起用光源には、発光ダイオード (ピーク発光波長 $\lambda = 890 \text{ nm}$) を用いた。この励起光の GaAs 結晶中への侵入深さは数 mm ～ 数 cm あり、試料内部で十分均一にキャリアを発生できる。また、GaAs 結晶のキャリア再結合寿命は数 ns と小さいため、電極間距離が小さい方が信号強度を大きく取れることから、PICTS 試料では両面に電極を設けたサンドイッチ構造とした。光入射面の影響を同一にするため、各試料の電極形成後へき開により得た端面から光を入射した。オーミック電極は Au-Ge(12%), Ni(数%)を真空蒸着し、430°C, 2 分間 Ar 雰囲気中で熱処理することにより形成した。

PHETS 試料は、表面の四隅に電極を持ち、磁場は試料表面に垂直に加えた。磁場印加には磁束密度 $B = 6.3 \text{ kG}$ の永久磁石 (NEOMAX-35H) を用いた。試料温度の測定のため、校正した CA 熱電対を試料の隣接位置に設置し、100 ～ 400 K の温度範囲で測定を行った。照射光のパルス幅は 15 ms とし、電流および電圧信号を高速 AD 変換ボードを通してデジタル化した後、パーソナルコンピュータに取り込んだ。波形は 10 回積算した後、温度の測定値と共にフロッピーディスクに格納し、測定終了後スペクトルの解析等が行えるようにした。システム全体のデータ取込み速度は、1 データ点当たり約 13 μs である。

Fig. 1 (a) PICTS sample ($4 \times 2.5 \times 0.4 \text{ mm}^3$) with sandwich electrodes and (b) PHETS sample ($2 \times 2 \times 0.4 \text{ mm}^3$) with 4 corner electrodes

GaAs の再結合寿命は数 ns のオーダーであるので、過渡応答波形は欠陥準位からのキャリアの放出時定数によって決まる。

欠陥準位の熱的挙動を調べるため、600～1100℃の温度範囲で、16 h の熱処理を行った。試料の寸法は $6 \times 6 \times 10 \text{ mm}^3$ であり、 $5 \times 10^{-4} \text{ Pa}$ に真空排気した石英アンプル中に封入し、アンプルごと熱処理した。熱処理後表面から 2 mm 以上の内部から図 1 に示した測定用試料を切り出した。高温での熱処理では結晶からの As の蒸発が生ずるため、熱処理温度が 900℃以上については、2 ゾーン炉を用いて As_4 の飽和蒸気圧下で熱処理を行った。熱処理後は、アンプルを水中に挿入することにより急冷した。

GaAs 中に存在する欠陥準位の中で、EL2 と呼ばれる深いドナー準位は、結晶引上げ時に混入する炭素不純物が作る浅いアクセプター準位を補償する。このことにより半絶縁性が実現しており、その重要性から EL2 の性質は良く調べられている¹⁾。EL2 の密度は、GaAs の吸収端付近（波長 1.2 μm ）の光吸収係数から求めることができる⁵⁾。そこで本実験においても PICTS 測定と同時に光吸収法により EL2 密度を求めた。光吸収測定用試料は、PICTS 測定用試料の隣から厚さ 3 mm で切り出した。また、転位密度は 340℃での KOH によるエッチピット法により求めた。

4. 実験結果および考察

4.1 as-grown 結晶の PICTS および PHETS 法による評価

図 2 に、as-grown GaAs 試料の PICTS スペクトルを示す。スペクトルには A～D の 4 つのピークが現れているが、それぞれ異なる欠陥準位に対応している。各ピークについて、式(1)に基づき N_c 、 v_{th} の温度依存性を考慮して、 T^2/e_m をアレニウスプロットした結果を図 3 に示す。それぞれの直線の傾きから E_T が、縦軸との切片から σ が求められる。表 1 に本研究で観測された PICTS スペクトルの各ピークに対する E_T および σ の値、ならびに DLTS 法により導電性 GaAs において観測されている準位¹⁾との対応を整理した。

図 4 は、as-grown GaAs 結晶の PHETS スペクトルである。ホール電圧の極性から、それぞれのピークは電子トラップに対応することが分かった。図 4 には比較のため、同一の試料を用いて測定した PICTS スペクトルも示した。両者共、ほぼ同じ温度でピークが得られていることから、PICTS スペクトルに見られた A～D の 4 つのピークは、すべて電子トラップによると結論される。

図 2 および図 4 の PICTS スペクトル中で最も顕著に観測されるのは、ピーク B である。他のピーク A、C、D は試料の違いや試料内の場所の違いによって、 E_T と σ がかなり変化した。その原因として、起源となる欠陥が複雑な欠陥集合体である可能性、ならびに準位が単一ではなく複数の準位が重なっている可能性が考えられる。これに対しピーク B は、いずれの試料においても良い再現性を示し、またその過渡応答波形が式(3)にしたがった完全な指数関数型であることから、単一の準位であることが確認された。その活性化エネルギーは 0.34 eV、捕獲断面積は $3.0 \times 10^{-13} \text{ cm}^2$ であり、n 型 GaAs の DLTS 測定にお

Fig. 2 PICTS spectrum of as-grown SI-GaAs ($t_1 = 208 \mu\text{s}$, $t_2 = 416 \mu\text{s}$)

Fig. 3 Arrhenius plots for deep traps corresponding to PICTS peaks in Figs. 2 and 7

Table 1 Properties of traps observed in PICTS spectra in Figs. 2 and 7

peak	E_T eV	$\sigma \text{ cm}^2$	tentative identification
A	0.19	2.8×10^{-13}	EL9, EL10, EL14
B	0.34	3.0×10^{-13}	EL6
C	0.38	1.3×10^{-13}	EL5
D	0.51	1.2×10^{-12}	EL4
E	0.23	3.5×10^{-14}	EL8
F	0.57	9.3×10^{-13}	EL3
G	0.60	2.3×10^{-13}	
H	0.68	3.1×10^{-15}	HA1

Fig. 4 PICTS and PHETS spectra of as-grown SI-GaAs ($t_1 = 403 \mu\text{s}$, $t_2 = 806 \mu\text{s}$)

いて観察されている EL6 と呼ばれる主要な電子トラップの値と一致することから、同一の欠陥によるものと同定した。

4.2 EL6 準位密度の算出

次に EL6 について、その準位密度を見積もった。式(10)より、PHETS スペクトルの高さから $n_T \cdot \tau_n$ の積が算出できる。 τ_n は GaAs の場合 ns のオーダーであることから、高速応答のメモリースコープ等を用いることにより過渡応答波形の極初期部分の時定数として求めることが可能である。しかし、本研究ではシ

システムの応答速度が $13 \mu\text{s}$ であり、 τ_n の測定には追従できなかったため、以下の方法で見積もった。まず、光照射中の定常状態での電子密度 $n_s = n(0)$ は、 τ_n と光によるキャリアの生成速度 g から次式のように与えられる。

$$n_s = g\tau_n \quad (11)$$

n_s は光照射中の定常状態における光電流値とホール電圧から、式(8)より求められる。 g については、発光ダイオードの光強度分布の測定値と GaAs の光吸収係数の波長依存性から見積もった。その結果、EL6 準位のピークが現れる温度においては、 $\tau_n = 3.8 \text{ ns}$ と見積もられた。これを用いて PHETS スペクトル高さから、 $n_T = 2.8 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ が得られた。 n_T の全欠陥準位密度 N_T に対する比、すなわち欠陥準位の電子による占有率 γ は、次式で表される。

$$\gamma = \frac{n_T}{N_T} = \frac{n_s \cdot \sigma_n \cdot v_{th} / e_n}{n_s \cdot \sigma_n \cdot v_{th} / e_n + 1} \quad (12)$$

本研究では次節で述べるように A, C, D の準位についてはその電子占有率は $\gamma = 1$ であったが、EL6 準位に関しては、準位密度が高いこと、発光ダイオードの強度が不十分であったことから、 $\gamma = 1$ にはできなかった。そこで、式(12)に EL6 に関する測定値および PHETS 法で得られた n_s の値を代入することにより $\gamma = 0.5$ と求められた。したがって、本研究で用いた as-grown SI-GaAs 結晶中の EL6 密度は、 $N_T = 5.6 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ である。

4.3 PICTS 法による EL6 準位の相対密度比の算出

PICTS 法において、キャリアの占有率 γ が一定でない場合には、ピーク高さの違いから準位密度の相対的比較をすることができない。図 5 に、光照射強度を変化させた時の PICTS スペクトルを示す。この図から、EL6 に関するピーク B の高さは変化しないのに対し、ピーク C の高さは光強度の増加と共に減少することが分かる。式(6)から、一つのピークに注目すれば e_n が定数となることから、次式が成り立つ。

$$I(T) \propto \frac{\gamma N_T}{g} \quad (13)$$

すなわち、 γ が一定であればピーク高さは、光強度の増大 (g の上昇) と共に減少するはずである。図 5 においてピーク C はこの条件を満足し、 $\gamma = 1$ と考えられる。ピーク A, D についても同様の結果であった。これに対し、EL6 準位の場合には g の増加に比例して γ が増加する、すなわち最も光強度の大きい場合においても準位のすべてに電子をトラップさせることができていないと言える。

前節の測定では、EL6 準位に関して $\gamma = 0.5$ であったが、ウエハ面内での準位密度分布ならびに再結合ライフタイムの分布、あるいは熱処理によるそれらの変化によって γ は変化する。式(11)、(12)から、 γ は g に依存していることがわかるが、本研究ではこの点に注目し、異なる試料間においては、光強度を変化させることにより g を調節し、占有率 γ を同じにした。この方法により、ピーク高さの変化から相対密度比を求めることができる。

4.4 as-grown GaAs ウエハ面内の欠陥準位密度分布

EL2 準位密度のウエハ面内分布は、転位密度の分布と相関があることが報告されている¹⁾。そこで、本研究では、転位密度

Fig. 5 PICTS spectra of as-grown SI-GaAs with different light intensity ($t_1 = 208 \mu\text{s}$, $t_2 = 416 \mu\text{s}$)

Fig. 6 Density distribution of EL6, EL2 and dislocation pits along [110] direction in an as-grown GaAs wafer ($\phi 76 \text{ mm}$)

Fig. 7 PICTS spectra for SI-GaAs crystals after the annealing at 600 - 1100°C for 16 h

分布と EL2 ならびに EL6 準位密度の分布を比較した (図 6)。EL6 については、まず 4.3 節で述べた方法を用いて相対密度のウエハ面内分布を求め、4.2 節の PHETS 法により得られた測定値を用いて密度に換算した。図 6 より、転位密度のウエハ面内分布は、結晶引上げ時の熱応力分布によって決まる W 字型を示していることが分かる。EL2 準位密度の分布は、転位密度分布と同様の W 字型を示しており、正の相関があることが分かる。これとは逆に、EL6 密度分布は転位密度分布と負の相関を

Fig. 8 Variation of the density of EL2 and EL6 in SI-GaAs crystals by the isothermal annealing for 16 h

示している。

4.5 熱処理による欠陥準位密度の変化

図7は熱処理を施した試料の PICTS スペクトルである。ピーク E~H は、熱処理によって新たに生じたものであり、それらの E_T と σ は表1にまとめた。図より EL6 に対応するピーク B は、熱処理温度が上昇するに伴って高さが増し、1000°C で最大となった後 1100°C では検出限界以下に減少している。図7の一連の試料について、EL6 および EL2 密度の熱処理による変化を求めた結果を図8に示す。EL2 密度は熱処理温度が上昇するに伴って増加し 1000°C で最大となり、1100°C の熱処理後は減少している。熱処理による EL2 密度の変化の傾向は、EL6 のそれと同様であり、それぞれの欠陥準位の起源となる点欠陥集合体には同一種類の点欠陥が含まれていると考えられる。

4.6 EL2 および EL6 欠陥の起源について

EL2 に関しては理論計算および多くの実験結果を基に、種々の原子構造モデルが提案されている。その中で有力なモデルとして $EL2 = As_{Ga}X$ の複合体が予想されている¹⁾。ここで As_{Ga} は Ga 格子点の As (アンチサイト As), X は As_{Ga} 以外の点欠陥 (As_i : 格子間 As 原子, V_{Ga} : Ga 原子空孔等) を示す。

EL6 については、EL2 程良く調べられてはおらず、有力なモデルもないのが現状である。これまでに、EL6 として知られている性質をまとめると^{6,7)}、1) 結晶成長条件が As 過剰になるほど増加すること、2) As_{Ga} を構成要素として含むこと、3) 塑性変形により増加すること、4) EL2 に比べて熱的に不安定であること、5) EL2 と密接な関係があること、などがある。

これまで報告されている以上のような、EL2 と EL6 の性質、ならびに本研究で得られた結果を満足する欠陥モデルとして、 $EL2 = As_{Ga}V_{Ga}$, $EL6 = As_{Ga}As_i$ が考えられる。これらのモデルによって、本実験結果は以下のように説明できる。

用いた GaAs 単結晶は、As 過剰条件で引き上げられたものであり、ウエハのエッチングによって、転位線上に過剰 As の析出物によるピットが観察された。したがって、結晶成長時には As_i が多量に存在していると言える。Figielski⁷⁾ のモデルによれば、結晶成長後の冷却過程における転位の運動 (上昇・すべり) の際 As_i が吸収され V_{Ga} が生成する。 V_{Ga} は As_i と反応して As_{Ga} が生成される。

これより、転位密度の高い部分では、 As_{Ga} と V_{Ga} が高密度に存在することになり、 $EL2 = As_{Ga}V_{Ga}$ の密度がウエハ面内の転位

密度分布と正の相関を示すと考えられる。一方、転位密度の高い部分では転位が過剰 As_i を引きつけるため、析出した As などを含めたトータルの過剰 As の密度は高くなっている。しかし、 As_i 自体の密度は V_{Ga} と As_{Ga} の生成反応で減少するため、EL6 ($As_{Ga}As_i$) のウエハ面内密度分布は転位密度分布と逆の相関関係を示す。

次に熱処理による準位密度の変化について考える。Lee ら⁸⁾ によれば本実験のようなバルク状態のアニールでは、800 ~ 1100°C の温度範囲では、As 析出物が溶解し EL2 が増加することが観測されている。本実験では 1000°C の熱処理により転位密度が約 10 倍に増加したことが、試料のエッチング観察によって分かった。また、転位線上の As 析出物のピットが完全に消滅したことから、800 ~ 1000°C の温度範囲で As 析出物は溶解していることが確認された。したがって、As 析出物の溶解が高温アニール時に過剰 As の供給源となり、 As_i , V_{Ga} , As_{Ga} の密度が増加し、EL2 ($As_{Ga}V_{Ga}$), EL6 ($As_{Ga}As_i$) 共に密度が増加したと考えられる。

5. おわりに

半絶縁性 GaAs 結晶中の欠陥準位密度の定量的評価法として PHETS 法を開発し、PICTS 法と共に EL6 準位密度のウエハ面内分布および熱処理による密度変化の測定に応用した。その結果、EL6 密度のウエハ面内分布は EL2 および転位密度分布とは正の相関関係があること、熱処理による密度の変化は EL2 と同様であることが分かった。欠陥モデルとして $EL2 = As_{Ga}V_{Ga}$ および $EL6 = As_{Ga}As_i$ が考えられる。

謝 辞

本研究で用いた GaAs 単結晶を提供して頂きました住友電気株式会社および NEOMAX 磁石の使用に便宜を計って頂きました住友特殊金属株式会社に厚く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) C. Bourgoin and H. J. von Bardeleben: Native Defects in Gallium Arsenide, *J. Appl. Phys.*, **64**, (1988) R65.
- 2) D. V. Lang: Deep-level Transient Spectroscopy: A New Method to Characterize Traps in Semiconductors, *J. Appl. Phys.*, **45**, (1974) 3023.
- 3) O. Yoshie and M. Kamihara: Photo-induced Current Transient Spectroscopy in High-resistivity Bulk Material, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **22**, (1983) 621.
- 4) M. J. S. P. Brasil and P. Motisuke: Deep Center Characterization by Photo-induced Transient Spectroscopy, *J. Appl. Phys.*, **68**, (1990) 3370.
- 5) M. Martin: Optical Assessment of the Main Electron Trap in Bulk Semi-insulating GaAs, *Appl. Phys. Lett.*, **39**, (1981) 747.
- 6) T. Wosinski and T. Figielski: On the Metastability of the EL2 Defect in Plastically Deformed GaAs, *Solid State Commun.*, **63**, (1987) 885.
- 7) T. Figielski: Mechanism for Creation of Antisite Defects, During Combined Climb-glide Motion of Dislocations in Sphalerite-structure crystals, *Appl. Phys.*, **A36**, (1985) 217.
- 8) B. -T. Lee, E. D. Bourret, R. Gronsky and I. -S. Park: Annealing of GaAs Single Crystal: Relationship between Electrical Properties and Structural Defects, *J. Appl. Phys.*, **65**, (1989) 1030.