後方散乱法を用いたマイクロアナリシス*

塚 本 克 博**・赤 坂 洋 一**・堀 江 和 夫**

(昭和49年11月1日受理)

The Microanalysis Using Backscattering Method

Katsuhiro TSUKAMOTO, Youichi AKASAKA and Kazuo HORIE

(Central Research Laboratory, Mitsubishi Electric Corp. Amagasaki, Hyogo 661)

(Received November 1, 1974)

A new microanalysis using backscattering method was applied to measure lateral distributions as well as depth distributions of impurities in semiconductors. High energy He^+ -beam from the Van de Graaff accelerator could be squeezed to $70 \sim 500 \mu\text{m}\phi$ on the target by means of the quadrupole magnetic lens and slits system. The lateral distributions of impurities in semiconductors were measured by step scanning *i.e.*, by using a goniometer which slides the targets along the direction perpendicular to the beam line with a minimum step of $10 \mu\text{m}$.

The microanalysis was applied to measure the lateral and depth distributions of Au atoms at GaAs crystal surface sintered in the nitrogen atmosphere after Au evaporation to GaAs crystal surface. It was found that the lateral distributions were not uniform either on the surface or in the bulk. Au atoms were diffused abnormally to the deep region in GaAs crystals, and the concentration profiles of Au were not fitted to complementary error functions. Also presented are the measured results of distributions of Sn doped into Si by means of two different techniques, *i.e.*, doped oxide method and CZ pulling method.

1. 緒 言

後方散乱法による物性研究は、1960年代後半から急速に発展し、主に半導体や金属中の不純物および欠陥等の測定に応用されて、種々の有益な情報を提供してきた¹⁾。一方、最近イオン・マイクロアナリシス (IMA) による固体表面の解析手法が確立され始め、不純物分布等の測定に新たな道を開きつつある²⁾。まず半導体工業における2つの解析法を簡単に比較検討してみたい。半導体中にドーパされた不純物の深さ方向の分布の測定では、後方散乱法の場合、1回の測定によるスペクトルから、ただちに深さ方向の分布を解析することが可能である。表面から約 $1 \mu\text{m}$ 程度の深さまで $300 \sim 500 \text{\AA}$ の分解能で、試料を破壊することなく、分布を測定しうる。高速イオンの各物質中でのエネルギー損失に関するデータの積み重ねがあるので、深さ方向の精度は10%以内の誤差に収めることができる。IMAでは、試料の表面を削りな

がら順次測定していくので、分解能は $50 \sim 200 \text{\AA}$ 程度であるが、破壊測定となる。しかもスパッタされる速さが試料の成分によって異なるので、多重層構造の試料等では、深さ方向の分布精度が十分でなく信頼性に欠ける場合がある。不純物の定量分析に関しては、後方散乱法の場合、機構がよく分かっているラザフォード散乱過程を利用するので、精度は高く統計誤差を含めて10%以内の精度で、定量分析が可能である。一方、IMAではスパッタされた元素のうち、イオン化しているものの割合を理論的に求めたり³⁾、あるいは特別な標準試料が必要であり⁴⁾、絶対濃度の測定にはまだ不確定要素が多い。測定感度に関しては、後方散乱法の場合、測定の対象によって大きく左右される。基板構成元素より軽い不純物元素は特殊な核反応^{6), 7)}や特性X線⁸⁾を利用しない限り測定は困難である。重い元素ほど測定感度は上がるが、Si中の不純物測定では $100 \sim 1,000 \text{ ppm}$ 程度である。一方IMAでは全ての元素が測定可能であり、感度も $10 \sim 100 \text{ ppm}$ である。しかしシリコン中のリンのように、 $^{31}\text{P}^+$ に $^{30}\text{SiH}^+$ の信号が混入するような場合には、測定精度は極端に悪

* 昭和49年4月3日第21回応用物理学会講演会で講演

** 三菱電機中央研究所 (〒661 兵庫県尼崎市南清水字中野80番地)

くなる恐れがある。後方散乱法がもつ重要な特徴は、入射ビームとして高速イオンを用いるので、チャネリング現象⁹⁾を有効に利用できることである。これを用いて、不純物原子の結晶中での格子位置やイオン注入した場合に生ずる格子欠陥の分布等^{6),10)}を、解析することができる。IMAは、固体表面の横方向のマイクロアナリシスに関しては威力を発揮する。数ミクロンの精度で、横方向の不純物分布が測定できるので、微細構造を問題とする半導体集積回路の検査などには、有効であると思われる。

筆者らは、後方散乱法のもつすぐれた特徴を生かしつつ、かつIMAのような横方向分布の測定も可能な、後方散乱法を用いたマイクロアナリシスを試みた。従来後方散乱法を用いたマイクロアナリシスとしては、欠陥分布の測定¹¹⁾に応用された例が報告されているのみである。今回、IMAほどの分解能は得られなかったが、比較的簡単に横方向分布が測定でき、後方散乱法の応用範囲を拡大することができた。

以下、第2章で後方散乱マイクロアナリシスの測定装置、および解析法の概略を説明し、具体的応用例として、GaAs上にAuを真空蒸着し、シンターした後のAu分布の測定結果、およびSi中にSnを2つの異なった方法でドーピングした場合の測定結果を、それぞれ第3章、第4章で述べる。最後に、残された問題点を探ってみたい。

2. 測定装置および解析法

2.1 測定装置

測定装置の概略図をFig. 1に示す。

通常の後方散乱法と全く同じように、ヴァン・デ・グラフ型加速器*で加速されたイオンビーム (He^+ 又は H^+) は分析電磁石 (Analyzing magnet) で、エネルギー分析された後、四重極電磁石 (Q-magnet) で試料上に集束される。IMAと異なって、入射ビームのエネルギーが1~2 MeVと高速であるため、電磁気的なレンズ系で500 $\mu\text{m}\phi$ 以下に集束させることは、現時点では困難である。そこでスリットを用いるという、いわば機械的な方法を採用した。第2スリットでイオンビームを500 $\mu\text{m}\phi$ 程度に絞った後、第3スリット (口径70, 100, 200, 300, 500 $\mu\text{m}\phi$ の各スリットを差し替えて使用する) で最終的に細いビームを得た。この第3スリットは、0.2 mm厚のステンレス板にレーザー光線で加工したものを採用した。第2スリットと第3スリットとの距離は、約3 mでビームの最大発散角は、 0.02° 以下であった。得られたビーム

Fig. 2 Photograph of the goniometer and the slit-3.

* 関西五社イオン注入共同研究会

Fig. 1 Schematic diagram of experimental apparatus and representation of symbols used in eq. (1) ~ (6).

電流は、試料上で 0.5~5 nA であり、ラザフォード散乱を利用する限り十分なビーム電流である。

横方向の分布を測定するには、ビームを精度よくスキューンさせるのが困難なので、試料を機械的に移動させる方法を採用した。ビームに直角な方向 (X 軸) に試料を移動させるゴニオ装置を用いて、試料の後方散乱スペクトルを 10~500 μm 間隔で測定できる。このゴニオ装置は、X 軸まわりの回転も可能である。第 3 スリット、およびゴニオ装置付近の写真を Fig. 2 に示す。

このような微小スリットでビームを絞る場合、スリットにも多量のビームが当たり、2 次電子が出るので、ターゲットからの 2 次電子ばかりでなく、スリットからのものも効果的に抑制する 2 次電子抑止板 (secondary electron suppressor) をターゲット直前に設けた。

2.2 不純物分布の解析法

後方散乱法による深さ方向の不純物分布の解析法について簡単に述べる。

質量 M_1 、エネルギー E_{in} の入射イオンが試料の表面から深さ x にある原子 (質量 M_2) に散乱されて、固体検出器 (SSD) で検出される。このエネルギーを分析することにより、情報が得られる。検出される散乱粒子のエネルギー $E_{\text{out}}(x)$ は、Fig. 1 に示す実験条件では、

$$E_{\text{out}}(x) = K(M_1, M_2, \theta)^2 \left[E_{\text{in}} - \int_0^x \left(\frac{dE}{dx} \right)_{\text{in}} dx' \right] - \int_0^{x/|\cos \theta|} \left(\frac{dE}{dx} \right)_{\text{out}} dx' \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$K(M_1, M_2, \theta) = \frac{M_1 \cos \theta + \sqrt{M_2^2 + M_1^2 (\cos^2 \theta - 1)}}{M_1 + M_2} \quad \dots\dots\dots (2)$$

で表わされる。ここで θ は散乱角、 (dE/dx) はイオンが

Fig. 3 Energy spectra of He^+ -ions scattered by Au/GaAs, obtained by shifting the sample in 500 μm -step.

Also shown is the process of preparing the sample. (sintered at 492°C for 30 min.)

試料中を通過するときのエネルギー損失を表わし阻止能と呼ばれる。入射イオンのエネルギーが高く、 $(dE/dx)_{in}$ および $(dE/dx)_{out}$ が 0 から x の範囲でほぼ一定とみなせるならば、(1)式は、

$$E_{out}(x) = K(M_1, M_2, \theta)^2 \cdot E_{in} - [S(M_1, M_2, \theta)]x \quad \dots\dots\dots(3)$$

$$[S(M_1, M_2, \theta)] = K^2(M_1, M_2, \theta) \left(\frac{dE}{dx} \right)_{in} + \frac{1}{|\cos \theta|} \left(\frac{dE}{dx} \right)_{out} \quad \dots\dots\dots(4)$$

で近似できる。(3)式で明らかなように、散乱されたイオンのエネルギー・スペクトルが得られれば、これに対応する深さにおける散乱中心の濃度に変換することができる。この変換係数は $[S]$ -factor と呼ばれ (4) 式で与えられる。深さ x における不純物の濃度、 $N_{imp}(x)$ は、

$$N_{imp}(x) = N_{host} \frac{(\frac{d\sigma}{d\Omega})_{host} [S(M_1, M_{imp}, \theta)] Y_{imp}(x)}{(\frac{d\sigma}{d\Omega})_{imp} [S(M_1, M_{host}, \theta)] Y_{host}(x)} \quad \dots\dots\dots(5)$$

から求めることができる。ここで添字 imp, および host は、各々不純物および基板構成原子に関するものであることを示す。 $d\sigma/d\Omega$ はラザフォード散乱の微分断面積であり、

$$\frac{d\sigma}{d\Omega} = 1.296 \left[\frac{Z_1 Z_2}{E(x)} \right]^2 \left[\text{cosec}^4 \frac{\theta}{2} - 2 \left(\frac{M_1}{M_2} \right)^2 + \dots \right] \quad \text{(mb/st)} \dots\dots\dots(6)$$

で表わされる。 $Y(x)$ はエネルギー・スペクトルにおける深さ x に対応するカウント数を表わす。

3. GaAs 単結晶中の Au の濃度分布の測定

GaAs を用いた半導体装置の電極として、Au または Au-Ge 合金が使用されている¹²⁾。筆者らは、GaAs 中の Au の横方向および深さ方向濃度分布を、後方散乱マイクロアナリシスで測定した。

まず non-doped の n 型の GaAs の {100} 表面に Au を真空蒸着した。これを 492°C の窒素雰囲気中で各々 10 分、20 分、30 分間シンターした。各々の試料の表面の Au を半面だけ残して、他の半面は Au エッチング液 (オーロ・ストリップ) で除去した。20 分および 30 分間シンターした試料は、Au を除去した部分に肉眼でも斑点が認められ (Fig. 4 の c, g, h 等) 一様性があまりよくないと思われる。これらの斑点と Au の濃度との関係、さらに、これらの斑点が表面だけのものか、あるいは結晶の内部にまで及んでいるものかを知るために後方散乱マイクロアナリシスを利用した。Fig. 3 は 30 分間シンターした試料について、1.5 MeV の He⁺ イオンをプローブとしたときのエネルギー・スペクトル (散乱角 $\theta = 150^\circ$) を示す。図は、500 μm 間隔で順次測定したスペクトルで図中の POSITION は試料端からの距離を示している。この測定には 200 $\mu\text{m}\phi$ の第 3 スリットを用いた。Fig. 3 から明らかなように Au の濃度は場所によって大幅に変

Fig. 4 Lateral distribution of Au in GaAs.

- (1) sintered at 492°C for 10 min.
- (2) sintered at 492°C for 20 min.
- (3) sintered at 492°C for 30 min.

Au concentration is averaged over from the surface to the depth of 1000 Å.

Fig. 5 (1) Energy spectra obtained from Au/GaAs (●) and GaAs only (○). The crosses (×) show the Au spectrum, obtained by subtracting the GaAs spectrum (○) from the Au/GaAs spectrum (●). (2) Depth distribution of Au in GaAs. (sintered at 492°C for 30 min.).

化しており、しかも Au は表面から内部へほぼ一様に拡散していることから、Au の濃度の不均一性は表面だけでなく内部にも及んでいることが分る*。

各試料について、Au の横方向分布を測定し、試料の写真と対応づけると、Fig. 4 のようになる。

Fig. 4 の Au 濃度は、表面から深さ 1,000 Å までの濃度を平均したものである。

10 分間シンターした試料 (Fig. 4(1)) 中の Au 濃度は約 $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ であり、横方向の分布の一様性は、ひじょうに良い。

20 分間シンターした試料 (Fig. 4(2)) では、表面に直径 300 ~ 1,000 μm の斑点 (図中、c の部分) があり、横方向分布の測定と対応づけると、斑点の部分は、Au 濃度が周辺より極端に高い部分であることが分る。また 10 分間シンターした試料と比べて、斑点のない部分 (d の部分) でも Au 濃度は、約 1 桁高くなっている。

30 分間シンターした試料 (Fig. 4(3)) では、写真にも明らかなように、微小な斑点 (g の部分) が数多く存在し、さらにそれらとは色の異なる直径 1 mm ぐらいの大きな斑点 (h の部分) が 2 箇所にある。h の部分は、20 分間シンターした試料の d の部分と同じような色をしている。マイクロアナリシスの結果は、濃度が場所によって大きく変化して、一様性がかなり悪いことを示し、g の

部分は濃度が高く、 $7 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$ 程度 Au が存在する。また h の部分の濃度は、逆に濃度が低い部分で約 10^{20} cm^{-3} であり、20 分シンターした試料の d の部分の濃度とほぼ同じである。

このような濃度の不均一性が生じる理由は、明らかではないが、肉眼でも観測される斑点 (c, g) は Au 濃度が高い部分であり、しかもこれらの Au 濃度が高い部分は、表面だけに Au が残っているものではなく、内部まで深く入りこんでいることが明らかになった。シンター温度の 492°C は、Au と GaAs の共融点以上であり、このため合金相を形成していると思われる。濃度の不均一性は、この合金相の形成に寄因すると思われ、これらの試料作製条件では、均一な Au 拡散には不適であることが明らかとなった。

さて、従来の後方散乱法では、深さ方向の濃度分布を (5) 式を用いて解析する場合、Au の edge (表面に存在する Au) から GaAs の edge に相当する深さ (今回の実験条件では、0.2 μm となる) の濃度までしか解析することができなかった。すなわち、Au の深さが 0.2 μm 以上になると、Au からのスペクトルと、GaAs からのスペクトルとが重なって、Au の信号が識別できなくなるためである。筆者らは、Fig. 5 に示すように、後方散乱マイクロアナリシスを応用して、Au の濃度分布をより深くまで測定した。492°C で 30 分間シンターした後、Au を除去した試料について、Au が拡散している部分のスペク

* Fig. 3 の一番手前のスペクトル中の Al は、試料架台のアルミ板からの信号を示し、試料端の位置決定に用いた。

トルを測定する (Fig. 5(1) の黒丸). 次に同一の試料中で Au の拡散していない部分のスペクトルをとる (Fig. 5(1) の白丸). この場合, ただ単に試料を数 mm 移動させるだけで, 他の測定条件は全く同一にして測定できるため, 2つのスペクトルの差違は, 阻止能が両試料中で同一であると仮定すれば, GaAs 中の Au のみに帰因できる. したがって, 黒丸から白丸のスペクトルを差し引くと, Au だけのスペクトル (Fig. 5(1) の×印) が得られる. このスペクトルから(5)式を用いて計算して, Fig. 5(2)に示す Au の深さ方向の濃度分布を求めることができた. 従来のように Fig. 5(1) の黒丸のスペクトルだけから濃度分布を計算すると, 表面から $0.2\text{ }\mu\text{m}$ の深さまでの濃度しか得られず, しかも GaAs のスペクトルと考えられる部分にも Au のスペクトルが重なっているの(5)式の $Y_{\text{host}}(x)$ の値が不正確になり, Au 濃度の値も誤差を含むことになる. しかしマイクロアナリシスの手法を応用すると, $0.8\text{ }\mu\text{m}$ の深さまで濃度を求めることが可能で, 濃度の値も上記の誤差を含まなくなる. 通常固体拡散源から拡散した場合の深さ方向の濃度分布は, 補誤差関数で近似できることが多いが, GaAs に Au をドーブした場合は, 補誤差関数では近似できず, かなり深くまでほぼ指数関数的に Au が拡散している. 拡散速度がひじょうに大きいこと, および横方向の濃度分布が一様でないことから, GaAs 中への Au の拡散は, 一般的な拡散とはかなり機構が異なっていると思われる.

4. Si 中の Sn の濃度分布の測定

Si に Sn をドーブするプロセスの評価のために, 後方散乱法で Sn の濃度分布を詳しく測定した¹⁴⁾. 半導体中にドーブされた不純物の濃度およびその一様性は, 通常ホール効果およびシート抵抗等の電気的測定法で調べられている. しかし Sn は Si と同じく IV 族元素に属するため, Si 中では電気的に不活性であり, 電気的には測定できない. したがって原子を直接測定する後方散乱法を用いて Sn の濃度分布を測定した.

ベースにボロン, エミッタにリンを拡散した npn トランジスタでは, エミッタ直下のベースが異常拡散をおこす, いわゆるエミッタ押し出し効果がある. エミッタ押し出し効果は, Si よりも共有結合半径の小さいリン (P) を多量にドーブするため, 格子歪が生じ, このためボロン (B) が異常に拡散することによって生ずると考えられている. Si と同じく IV 族元素である Sn は, Si よりも共有結合半径が大きい. Sn を導入することによって, 電気的にはほとんど影響を与えず, 格子歪だけを緩和して, B の異常拡散を抑える技術が開発された¹⁵⁾. Si 中の Sn の分布が P の拡散によって著るしく影響を受けることを

Fig. 6 Comparison of depth distributions of Sn in Si before (●) and after (○) phosphorus diffusion.

示す顕著な例を Fig. 6 に示す.

以下, ドーブドオキサイド法および結晶引き上げ法で Si 中にドーブした Sn の濃度の一様性を, 後方散乱マイクロアナリシスで測定した結果を述べる.

4.1 ドーブドオキサイド法により Si 中に拡散された Sn の濃度分布測定

n 型 (111) 方位のシリコン基板上に積んだエピタキシャル層 ($7\text{ }\mu\text{m}$ 厚, $0.7\sim 1.2\text{ }\Omega\text{cm}$) の表面に, Sn を含んだ酸化膜 (Sn doped oxide layer) を成長させる. 酸化膜は, SnCl_4 を含む SiH_4 を用い, 基板温度 450°C で, 約 $7,500\text{ }\text{\AA}$ 成長させた. その後, 室素雰囲気中で $1,200^\circ\text{C}$, 3 時間熱処理し, Sn を Si 中へ拡散させる. 酸化膜を除去した後, Si 中の Sn 濃度の一様性を後方散乱マイクロアナリシスで測定した. シリコン・ウェハの中心を通る X 軸, Y 軸に沿って Sn の分布を測定したデータを Fig. 7 に示す.

縦軸は, 95 から 115 チャネルまでのスペクトルの積分値であり, 表面から深さ $0.4\text{ }\mu\text{m}$ までの Sn 濃度の積分に相当する. 横軸は, X 軸, Y 軸に沿っての位置を示し,

Fig. 7 Lateral distribution of Sn over a silicon wafer, diffused by the doped oxide method.

Fig. 8 Distributions of Sn concentration in CZ pulling silicon single crystal.

1 mm 間隔で測定した。誤差10%のうち、カウント法による統計誤差が6%含まれるので、Sn濃度の一様性はもっと良いと思われる。ドーブド・オキサイド法によるSnの拡散は、一様性の面では半導体プロセスに十分応用できることが分った。

4.2 Sn をドーブした CZ 法引き上げ Si 単結晶中の Sn 測定

Sn をドーブして CZ 法で引き上げた Si 単結晶について、引き上げ時の上部から底へかけての Sn の濃度分布を、後方散乱マイクロアナリシスで測定した。(Fig. 8)

250 g の Si に 2 g の Sn を添加して、CZ法で引き上げた単結晶から、Fig. 8 のようにウェハーを切り出す。添加した全ての Sn が結晶全体にわたって一様にドーピングされていると仮定すると Sn 濃度は $9.4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ となるはずである。しかし、測定結果は Sn 濃度は広い範囲にわたって、ほぼ一様で、約 $1.2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ であり、残りの Sn は、底の方に偏析していることが分った。さらに底の部分は、Sn が析出し、Si も単結晶ではなく多結晶化していることが認められた。

5. 結論 (今後の課題)

今回、後方散乱法を用いて横方向の分布を測定する、マイクロアナリシスを試みた。まだ初歩的段階であり、IMAと同程度の分解能に達するには、技術的に改良すべき点が多数残されている。

特に、最終的にスリットでビームを絞る現在の方式では、これ以上微細ビームを得ることは、かなりむづかしいと思われ、電磁気的なレンズ系で集束させる技術を開発する必要がある。

今回の測定に使用したゴニオ装置は、1方向スライド1軸回転できるものであるが、これを2軸回転まで拡張すれば、場所を移動させながらチャネリング現象の測定ができ、格子欠陥の横方向分布も測定可能となる。

Si 中の As は、ビームを照射すると、格子位置から動き出し (ビーム効果)、ももとの格子位置の測定が困難である。このようなビーム効果を持つ不純物は、チャネル軸を固定したまま、場所を移動しながら測定することによって、ももとの格子位置を測定できるようになる。

将来は、試料の移動およびデータ処理等を計算機でオンライン処理し、また表示機構等も自動化すれば、1回の測定からただちに試料の三次元分析が可能となるであろうし、使いやすさも IMA に匹敵するものができるであろう。

6. 謝 辞

後方散乱マイクロアナリシスの測定装置を開発するにあたって、御協力いただいた三菱電機中研、佐藤博一氏に感謝します。また GaAs 中の Au および Si 中の Sn に

ついて試料の作製、測定に御協力いただき、有意義な議論をしていただいた三菱電機中研、池田健志氏、三菱電機北伊丹製作所、中村源四郎氏に謝意を表します。最後に、本技術を開発するにあたり、終始御協力いただいた三菱電機中研、小宮啓義氏に感謝の意を表します。

(文 献)

- 1) J. W. Mayer, L. Erikson and J. A. Davies: *Ion Implantation in Semiconductors* (Academic Press 1970) p. 125.
- 2) 難波進他著: イオン注入の工学 (工業調査会, エレクトロニクス技術全書第 8 巻, 1975) p. 175.
- 3) A. Benninghoven: *Appl. Phys.* **1** (1973) 3.
- 4) C. A. Anderson and J. R. Hinthorne: *Anal. Chem.* **45** (1973) 1421.
- 5) R. P. Gittins, D. V. Morgan and G. Dearnaley: *J. Phys. D: Appl. Phys.* **5** (1972) 1654.
- 6) Y. Akasaka and K. Horie: *J. appl. Phys.* **44** (1973) 3372, Y. Akasaka *et al.*: *J. appl. Phys.* **44** (1973) 220.
- 7) J. F. Ziegler, B. L. Crowder, G. W. Cole, J. E. E. Baglin and B. J. Masters: *appl. Phys. Lett.* **21** (1972) 16.
- 8) J. A. Cairns, A. D. Marwick and I. V. Mitchell: *International Conference on Ion Beam Surface Layer Analysis* (Abstract) June 18 ~ 20, 1973. IBM-Research New York.
- 9) J. Lindhard: *K. Danske Vidensk Selsk, mat. fys. Medd.* **34** No. 14 (1965) 1.
- 10) L. C. Feldman and J. W. Rodgers: *J. appl. Phys.* **41** (1970) 3776.
- 11) K. Schmid, H. Müller, H. Ryssel and I. Ruge: *International Conference on Ion Beam Surface Layer Analysis* (Abstract) June 18 20, 1973. IBM-Research New York
- 12) J. Gyulai, J. W. Mayer, V. Rodriguez, A. Y. C. Yu and H. J. Gopen: *J. appl. Phys.* **42** (1971) 3578.
- 13) Y. Yukimoto, G. Nakamura, Y. Watari, K. Horie and Y. Akasaka: *Semiconductor Silicon 1973 (Proceedings of The Second International Symposium on Silicon Materials Science and Technology. May 13 ~ 18, 1973 Chicago)* p. 692.
- 14) Y. Akasaka, K. Horie, K. Tsukamoto, G. Nakamura and Y. Yukimoto: *Japan. J. appl. Phys.* **13** (1974) 1533.