

.....
 オリジナル (11)

RHEED 振動による Ge(001) 面の表面拡散

小島 猛・太田 公広・高安 一朗*・湊 哲男*・川島 光郎*

電子技術総合研究所 〒305 茨城県新治郡桜村梅園 1-1-4
 * 住友金属鉱山(株) 〒193 東京都青梅市末広町 1-6-1

(1987年2月28日受理)

Surface Diffusion of Ge Atoms on Ge(001) by using RHEED Intensity Oscillation

Takeshi KOJIMA, Kimihiko OHTA, Ichirou TAKAYASU*, Tetsuo MINATO*
 and Mitsuo KAWASHIMA*

Electrotechnical Laboratory 1-1-4, Umezono, Sakura-mura, Niihari-gun, Ibaraki 305
 * Sumitomo Metal and Mining Co. Ltd. 1-6-1, Suehiro-cho, Oume, Tokyo 193

(Received February 28, 1987)

Surface diffusion of Ge atoms toward the [110] azimuth on the Ge(001) surface, grown by a molecular beam epitaxy, was measured by a method of the reflection high-energy electron diffraction (RHEED) and by intensity oscillations from the vicinal surfaces, an activation energy of 1.9 eV was obtained. Influences of cleanliness and flatness of the surfaces on the RHEED patterns and intensity oscillations were also discussed.

1. はじめに

最近, III-V¹⁻⁷⁾, II-VI⁸⁾, IV⁹⁾ 族の半導体で分子線エピタキシャル (MBE) 結晶成長中に反射高速電子線回折 (RHEED) の強度が振動することが報告されている。我々は Ge の MBE 成長中においてもこの RHEED 強度振動の生じることを報告してきた^{10,11)}。ここでは、この RHEED 振動を用いて Ge(001) 面の表面拡散を調べた。

これまで調べられた Ge の表面拡散には二つの例がある。E. Krikorian 等¹²⁾は Ge(111) 基板上に Ge を堆積したときの多結晶と単結晶の遷移から Ge の表面拡散に必要な活性化エネルギーとして $\Delta E=0.8$ eV の値を求めている。また、A. A. Shklevave 等¹³⁾は Ge(111) 面の [211] 方向に 5 度傾いたオフ基板を用いて、Ar スパッタされた荒れた面における LEED のスポット径の回復過程から活性化エネルギーとして $\Delta E=1.0$ eV の値を求めている。

これらの実験において、前者は成長中の真空度 $\sim 10^{-8}$ Torr と悪く、さらに表面酸化膜についての記述もなく、

結晶の表面がそれほど清浄であったとは考えられない。また後者は Ar イオン衝突後の LEED スポット径とモデル計算とを比較したものであり、実験的には表面近くの壊された原子配列の回復を見ているものと考えられ、最表面原子の表面拡散のみを調べている保障はない。

表面拡散は、表面の状態に非常に敏感であり、エピタキシャル成長した原子レベルでの凹凸が少なくかつ清浄な表面で行なうのが最良であると考えられる。さらに平坦な清浄表面であれば RHEED の強度が振動することが分かっており、この RHEED 振動を用いて、表面拡散を調べることは、それ相応に意義のあることと思われる。

一方この RHEED 強度振動を用いて、GaAs の MBE 成長中における Ga の表面拡散を調べた例が報告されている^{14,15)}。全く同様にして、Ge(001) 面の結晶上における Ge 原子の表面拡散係数を求めることができる。このためには、Ge(001) 面の表面格子の状態が分かっていること、表面の凹凸が原子レベル程度に少ないこと、さらに、RHEED 振動が確実に生じる表面であること、また、主面から傾いた面であるオフアングル基板を用いるため階段状のステップが等間隔で出来ていること等の要

第 6 回表面科学講演大会 (1986 年 12 月 4, 5 日) にて発表。

件を満たす必要があり、これらについて記した後、表面拡散結果について論じる。

2. 実験方法

Ge の基板には (001) 面が, [110] 方向に 0 度 (傾いていない基板), 1 度及び 2 度傾いたオフ基板で精度 ± 0.05 度ものを使用した。これらの基板を有機溶剤にて洗浄し, $\text{H}_2\text{O}_2 : \text{H}_2\text{O} = 1 : 1$ を煮沸した液で化学エッチングしたのち, Mo ブロックに In-Ga (10 wt%) ではり付け, MBE 装置に導入した。MBE 装置のバックグラウンドの真空度 6×10^{-11} Torr であり, Ge の成長中の真空度は 3×10^{-9} Torr であった。Ge の反射高速電子線回折像 (RHEED パターン) は [110] 方向に電子を入射すると, 特別な加熱をせずともストリーク状の 2 倍構造パターンを示し, Si や GaAs のような酸化膜によるハロー状のパターンは現われない。この基板に基板温度 650°C から 800°C にて熱処理を施すと*, このストリークの輝度が強くなると同時に背景が暗くなる。700°C 程度で熱したままの表面に Ge フラックスを少々照射することにより, さらに輝度は強くなり, 非常にはっきりとした 2 倍構造パターンとなり, 表面酸化物のない清浄な表面になったと考えられる。このようにした清浄表面に基板温度 250°C で Ge を数 1000 Å 堆積し, その後, RHEED パターンの観察や RHEED 強度振動の実験を行った。

RHEED の加速電圧は 30~40 kV であり, 入射角は 1 度以下とし, 入射方位は [110], [110], [100] 及び, これらの等価な方向とした。RHEED 振動ではスペキュラ点 (0 次回折点またはオフしていない基板の正反射点) の強度のみを測定した⁹⁾。

3. Ge (001) 面の基板

3.1 Ge(001) 面の RHEED パターン

MBE 装置で結晶の表面を調べるためには RHEED パターンを観察するのが最もよい。250°C でバッファーとして数 1000 Å 堆積した直後の表面の RHEED パターンには線状に伸びたストリークがどの方位からも観察され, 表面には数原子層程度の凹凸が存在していると考えられる。この上に引き続き成長しても RHEED の強度に振動は現われない。そこでこの凹凸をなくすために, 基板をアニールする必要がある。600~800°C で約 10 分間程度アニールした後の表面の RHEED パターンでは, ストリークが弱くなり, 0 次ラウエリング上に乗る

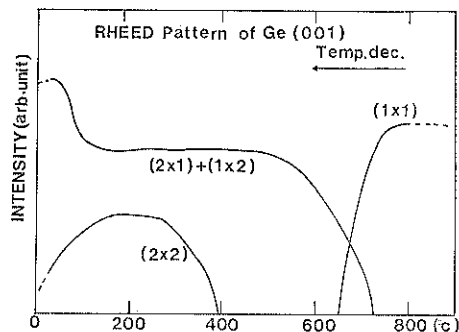


Fig. 1 Phase diagram for RHEED pattern of Ge(001) surface grown and annealed in a molecular beam epitaxy apparatus. Intensity is the RHEED intensity for a pattern of a reconstructed surface.

スポットが非常に強く現われる。Fig. 1 にはこのようなアニールを 800°C で 5 分間行った後, 基板温度を下げながら Ge(001) 面でオフしていない表面を見たときの RHEED パターンの相図を示す。基板温度 700°C 程度以上では (1×1) が現われ, 700°C 程度から常温近くまでは (2×1)+(1×2) の混合パターンが見える。さらに 400°C 程度から 100°C 程度の間では, 0 次ラウエ近くの整数次ストリーク間に 1 本の半整数の弱いストリークが現われ (2×2) のパターンとなり, (2×1)+(1×2) と重なっているものと考えられる。この (2×2) は (2×1)+(1×2) + c(2×2) と解釈される。一方常温近くではこの (2×2) が消え, (2×1)+(1×2) が再び強く現われる。このような Ge(001) 面のエピタキシャル成長表面での RHEED パターンの観察は今回が初めてであると思われる。Fig. 2 にはこの RHEED パターンの相図のうち代表的な 3 点の温度における [010] 方位に電子線を入射したときの写真を示す。基板温度 700°C では (1×1) 構造が現われており, 400°C では (2×1)+(1×2) の混合のパターンが現われ, ハーフリングが見られる。さらに基板温度を下げた 100°C では (2×2) 構造のパターンが混合パターンに重なっており, 1 次及びハーフリングははっきり観察される。これらの RHEED パターンより

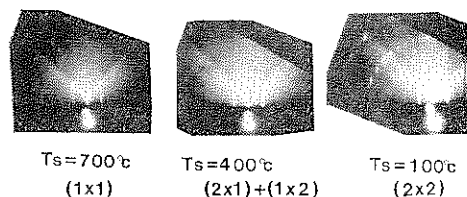


Fig. 2 Photographs of RHEED patterns at [100] azimuth on Ge(001) at three temperatures.

* この一連の実験において, 基板温度はモリブデン製ブロックの裏側に置かれた熱電対を用いて測定した。従って, 値の絶対値には最悪の場合 50 度位の不確定さがある。

凹凸の少ない清浄表面ができていいるものと考えられる。このような表面にエピタキシャル成長を開始すると次に示すように RHEED の強度が振動する。

3.2 Ge(001) 面の基板の RHEED 振動

RHEED 強度振動を起こすためには前述したように成長前に高温アニールする必要がある、そのような RHEED パターンでは、0 次ラウエリング上のスポットが強く現われている。このような表面は原子レベルで平坦になったと考えられ、成長を開始すると 2 次元核が形成されては平坦になる、いわゆる表面上における rough-flat 遷移の現象がくりかえされ、RHEED 強度振動が生じるものと考えられる。

RHEED 強度振動の様子は電子線の入射方位や基板のアニール温度やアニール時間によって変わる。Fig. 3 には [110] 方向に電子線を入射した時に得られたアニール温度 2 点における RHEED 強度振動を示す。成長速度は $0.5 \mu\text{m/h}$ である。650°C で 10 分間アニールしたのちの振動では最初に 1 原子層 ($a_0/4$, a_0 は Ge の格子定数 $5.658 \text{ \AA}$) の厚さに相当した振動周期が現われているがメイン周期にサブ周期が重なったとも見うけられる。この振動は徐々に 2 原子層 ($a_0/2$) の厚さに相当した成長周期に変わっている。一方 550°C でのアニールでは 2 原子層 ($a_0/2$) の厚さに相当した成長周期だけが

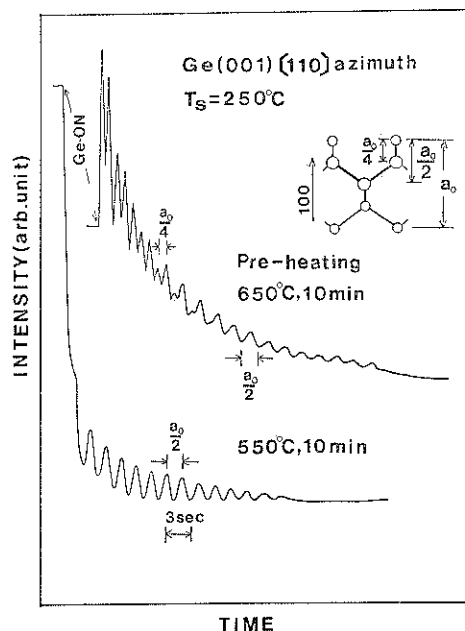


Fig. 3 RHEED intensity oscillations of Ge (001) at [110] azimuth at a substrate temperature, T_s , of 250°C. Pre-heating means annealing before growth. a_0 is the lattice constant of Ge crystal.

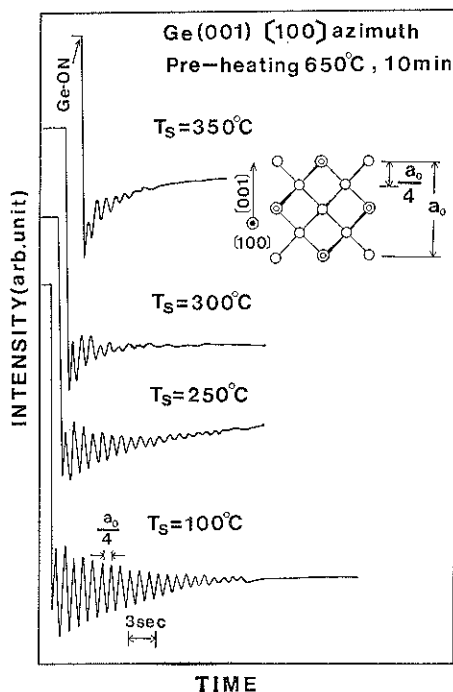


Fig. 4 RHEED intensity oscillation of Ge (001) at [100] azimuth at various substrate temperatures. a_0 is the lattice constant of Ge crystal.

最初から現われている。Ge (001) 面は第 1 層と第 2 層ではダングリングボンドの方向が 90 度異なっているだけであり、本質的な差はなく、成長をはじめると 1 層ずつの単原子層成長をするはずであり、常に $a_0/4$ に相当する周期をもつべきものと考えられる。しかし、Fig. 3 に示したように 1 原子層 1 周期のほかには 2 原子層 1 周期となる場合があり、このような現象は何らかの電子同志の干渉が [110] 方位では生じるものと考えられる。なぜならば、Fig. 4 に示すように [100] 方位からの電子線の入射では常に $a_0/4$ に相当する周期のみが観測されているからである。Fig. 4 は 650°C で 10 分間アニールしたのち基板温度を 100°C から 350°C まで変えて得られた振動であり、この振動の 1 周期はアニール温度に関係なく 1 原子層 ($a_0/4$) の厚さに相当している。この場合も Fig. 3 と同様に成長速度は $0.5 \mu\text{m/h}$ としている。Fig. 3 は基板のアニール温度による違いであったが、このアニール温度は特定されたものではない。同じアニール温度であっても電子線の入射角によっても、Fig. 3 と同様の結果を得ることがある。このように Ge (001) 面の振動では電子線の入射方位や入射角、アニール温度等によって、1 原子層と 2 原子層に相当した周期が観測される。また Ge の RHEED 振動は Si や GaAs

に較べて早く減衰する。減衰は一般に一層一層の未完結に原因すると考えられているが、もしそうであるならば、Ge は Si や GaAs に較べて、同じような成長速度としても、三次元成長しやすいことになる。しかし、適当な基板温度であれば三次元成長に特有な透過モードの RHEED スポット はこのような振動観測中には現われず、そうであるか否かは、現在のところ不明である。

4. Ge(001) 面のオフ基板

4.1 オフ基板の RHEED パターン

RHEED 振動で表面拡散を調べるためにはオフ基板を用いる必要がある。オフ基板では等間隔のステップが出来ていることが必要であり、これを確認する必要がある。Ge (001) 面で $[110]$ 方向に 2° 傾いた基板に温度 250°C で約 $2000 \text{ \AA}$ 成長させたのち、温度 800°C で 5 分間アニールした後、基板温度を 200°C に下げた時の RHEED パターンを Fig. 5 に示す。このオフ基板にステップに平行に見た $[\bar{1}10]$ 方位では 1 倍構造パターンが見える。また $[0\bar{1}0]$ 方位からではハーフリングのスポットが片側のみ 1 つおきに現われる。 $(2 \times 1) + (1 \times 2)$ の混合パターンであるならば、このハーフリングは Fig. 2 の基板温度 400°C のパターンのように見えるはずである。これが 1 つおきに見えることは $[110]$ では 2 倍、 $[\bar{1}10]$ では 1 倍であることに対応しており、この 2° オフした基板表面は (2×1) のシングルドメインとなっていることが分かる。これは 2 段 ($a_0/2$ の段差) またはその整数倍の段差になっていることの別表現になっていると考えられる。また、このオフした基板では入射角を変えて RHEED パターンを詳しく観察すると (002) , (004) , (006) 等の Bragg 回折点を 0 次ラウエリングが通るときリング上のスポットが 2, 3 点に分離して見られる。これはステップによる長周期があること

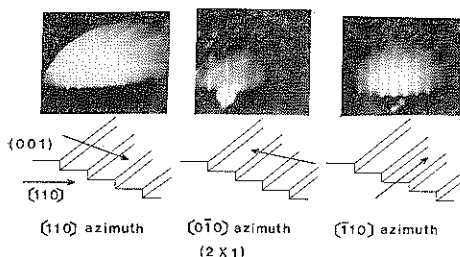


Fig. 5 Photographs of the RHEED pattern of the vicinal surface of Ge oriented 2° from (001) towards (110). Arrows in the figures mean directions of an incident electron beam. These three photographs demonstrate the vicinal surface shows (2×1) single domain after annealing.

を示している。 (2×1) シングルドメインができていること、この分離が見えることは、階段状でかつ 2 段のステップ段差 ($a_0/2$) がほぼ等間隔に出来ていることを示している。しかし、 (2×1) シングルドメインは Si の場合よりは再現性がなく、さらに (002) , (004) , (006) , (008) 等の Bragg 回折点の強度にそれほど強弱の差が現われていないため ($a_0/4$ の 1 段ステップの段階であれば (004) , (008) 等が強くなる), 1 段ステップ (段差 $a_0/4$) ~ 4 段ステップ (段差 a_0) あるいは、それ以上のステップが混在している可能性も完全には否定できない。この実験では (2×1) シングルドメインにそれに近い RHEED パターンになるように心掛けており、RHEED 振動が生じるような表面とした。

4.2 オフ基板の RHEED 振動

オフ基板では RHEED 強度振動が生じ難いが前述したように (2×1) シングルドメインが出来るかあるいは 0 次ラウエリング上の点が強く輝き、ストリークが弱くなると温度にもよるが、この RHEED 振動が起る。

Ge (001) 面で $[110]$ 方向に 1° 傾いたオフ基板の RHEED 強度振動を Fig. 6 に示す。Ge の成長速度 $0.4 \mu\text{m/h}$ で 1 原子層 ($a_0/4$) の周期をもつ振動となっている。RHEED の電子線はステップに平行、即ち傾いて

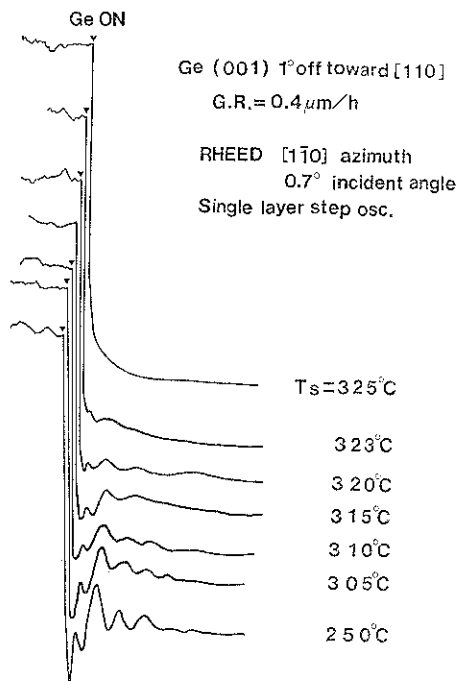


Fig. 6 Typical data set showing the transition from oscillation to constant response as a function of substrate temperature, with constant growth rate of $0.4 \mu\text{m/h}$.

いる $[110]$ 方向に直角な $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向に入射角度 0.7° で入射させている。成長開始と同時に急激な RHEED 強度の減少が見られるが、これは Fig. 3 の 550°C のアニールのものや Fig. 4 の全ての RHEED 強度に同様に観測されている。Fig. 3 の 650°C アニールでは逆に強度が強くなっている。このような、最初の強度が強くなるか弱くなるかは入射角や表面状態に強く依存しており必ずしも明らかにはなっていない。一般的に、成長中と成長停止中では再構成パターンの強度分布に違いが見られ、わずかながらパターンの変化が生じている。この違いは、温度、入射角、入射方位さらに表面の状態自身で異なるため、成長開始と同時に強度が強くなる場合と弱くなる場合がある。強度が強いから平らな面になったとは必ずしも言えない。

また、オフ基板の場合には、振動があまり長くは続かず、Fig. 3, Fig. 4 のオフしていない場合と較べると、減衰が激しい。さらに振動のベースも一定していず、特に Fig. 4 の振動波形と較べると振動の初期の振幅が小さい。Fig. 4 のオフしていない面に対する振動は 350°C という高温になっても振動が消えてはいないが、Fig. 6 の 1° オフの基板では 325°C ですでに振動が消えている。オフの角度が大きくなり、原子層段差のステップ間隔が小さくなると、この振動の消える温度は低くなる。この温度で Ge の表面拡散距離がテラスの大きさに等しくなったものと考えられる。

4.3 表面拡散係数

オフ基板を用いて RHEED 強度振動から表面拡散係数を求める方法は Neave ら¹⁴⁾によって与えられ、GaAs で調べられたのが最初である。この方法を Ge (001) の表面拡散にも全く同様に適用することができる。この方法の原理は大体以下の通りである。

等方で一様な表面上における 1 個の原子の拡散はインシュタインの拡散の式 $\bar{x}^2 = 2Dt$ ($\bar{x}^2$: 距離の 2 乗平均, D : 拡散係数, t : 時間) に従うと考えられる。表面のテラス上に飛来した 1 個の原子は時間 t と共に表面拡散距離 $L_d = \sqrt{\bar{x}^2}$ が長くなる。しかし結晶成長中では、テラス上に飛来した他の原子によって、表面拡散が妨げられる。原子が次から次へとテラス上に飛来し、新しい原子面がテラスを一面覆ってしまうと、それぞれの原子は動けなくなり完全に表面拡散が止まる。もしいくつかの原子がテラス上に 2 次元核を形成するならば、その場にて拡散は止まったと見ることができる。被覆率によって D が変わらないとすると最も長い表面拡散距離は一面が新しい原子面で覆われるまでの時間 τ で決まる。表面の原子の格子点の数を N_s とし、飛来する原子のフラックス量を J_s とすれば $\tau = N_s/J_s$ である。2 次元核が形成

されたり、一面が完成する以前に拡散が止まったとすれば、拡散に要した時間 t は τ 以下である。

他方、オフ基板の表面には階段状のステップが等間隔にあり、次の 2 通りの方法で結晶は成長すると考えられる。1 つはステップに組み込まれて結晶成長する“ステップ成長”であり、もう 1 つはステップとステップの間のテラス上に 2 次元核が形成され、それが広がって成長する“核成長”である。核成長では表面拡散距離 L_d がステップ間隔 l より小さい。 L_d が長くなり核成長からステップ成長に移ったとすれば、 L_d はステップ間隔 l に等しくなったと考えることができる。

RHEED の強度が振動するのは 2 次元核の形成に伴う表面上の rough-flat 遷移に対応すると考えられており 2 次元核の形成がない場合は RHEED 振動は生じない。オフ基板上での結晶成長がもしステップ成長であるならば、表面のテラス上では rough-flat 遷移は生じず RHEED の強度は振動しない。しかし核成長であれば、rough-flat 遷移が生じるため RHEED の強度は振動する。従って、オフ基板における RHEED の強度の有無から表面拡散距離 L_d を見積ることができる。即ち $L_d \geq l$ のときは RHEED 振動がなく、 $L_d < l$ のときは RHEED 振動が生じる。オフ基板の角度や基板の表面温度及び成長速度を変えて RHEED 振動の有無を調べ、その境界では $L_d = l$ が成り立っていると見なすことができる。

ここでステップ間隔 l を決める必要がある。オフ基板においてはオフの角度を θ とし、階段のステップの高さ即ち段差を h とすると、 $l = h/\tan\theta$ で与えられる。段差 h は 4.1 節で論じたように (001) 面のオフ基板では $a_0/2$ と考えるのが適当である。しかし、その他の段差が必ずしも皆無であるわけではない。 $h = a_0/2$ 以外の段差の影響がどの程度であるかはデータのばらつきから評価するのが最も良い。特にオフの角度 θ の異なる試料間のばらつき度合は、段差の種類の評価となるため、実験に際しては $\theta = 1^\circ$ 及び 2° の試料を用意した。

Fig. 7 の表面拡散係数の温度依存性は、 $h = a_0/2$ とし、実験では 1° 及び 2° のオフ基板を用い、成長速度を $0.1 \sim 0.6 \mu\text{m/h}$ の範囲内で変化させ、基板温度を上昇（または下降）させながら一つの成長速度に対する RHEED 振動が消える（または出現する）温度を求め (Fig. 6 参照)、このとき $L_d = l$ であるとして、 $l^2 = 2D\tau$ より、その温度における表面拡散係数 D を求めたものである*。

エラー・バーは振幅 0 の決定温度の不確定性による

* 文献 16) において h は $a_0/4$ とし、 τ は 0.7 倍した数値を用いて算出している。

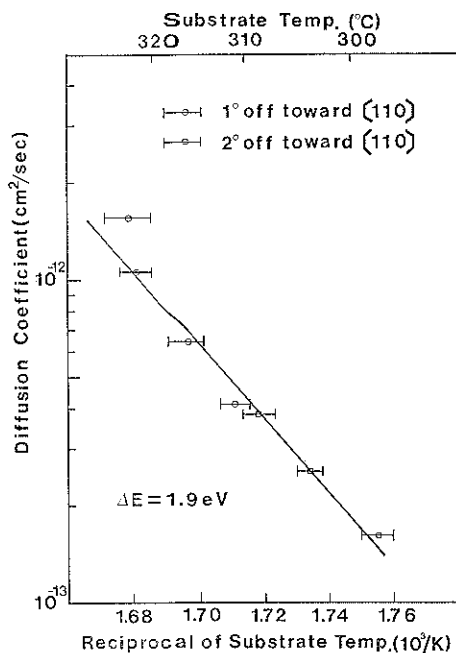


Fig. 7 Arrhenius plot of $\log D$ vs. $1/T$.
Activation energy $\Delta E = 1.9$ eV.

ものである。1度オフの基板において成長速度を $0.6 \mu\text{m/h}$ としたとき、 D が直線から少しずれてはいるものの、他のプロット点は直線上によく載っている。直線からずれた点は、低い温度の方にずれているため拡散距離が短くなったものと考えられ、 $a_0/2$ の段差以外 $a_0/4$ の段差もできていたものと考えられる。

拡散係数 D は $l^2 = 2D\tau$ より算出しているため、 l の値を半分にすると D は $1/4$ になる。しかし温度に対する傾き既ち活性化エネルギーは変わらない。活性化エネルギーは Fig. 7 から $\Delta E = 1.9$ eV である。1章で述べたように Ge (111) 面での表面拡散に必要な活性化エネルギーは $\Delta E = 1.0$ eV や 0.8 eV であり、我々の (001) 面の値 1.9 eV の半分程度になっている。面方位や表面の平坦度、清浄度によって活性化エネルギーが大きく左右されることを考えると、 1.9 eV は妥当なところと言える。 D の絶対値については、従来のデータがそれほど清浄な面で実験されていないことや面方位が異なること、さらに、我々の場合には、厳密には、段差になお不確実性が残っていることから比較することにそれほど意味がない。

Fig. 8 は Fig. 7 の D を用いて $L_d^2 = 2D\tau$ より算出した表面拡散距離 L_d である。表面拡散距離は基板温度、成長速度の両方に依存する。温度が上がると長くなる。また成長速度が速くなるとテラス上に核を形成しや

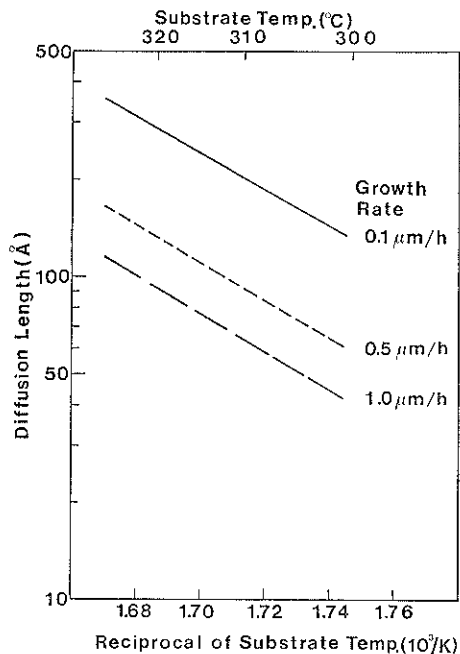


Fig. 8 Diffusion length calculated at three growth rates from the diffusion constant given in Fig. 7.

すくなり拡散距離は短くなる。従って低い温度で成長しても成長速度を遅くするならば、高温で高速成長したものと同質の結晶を得ることが可能であることを Fig. 8 は示している。このことは GaAs では実際に実証されている¹⁷⁾。

Fig. 8 の直線を低温側に延長し約 $10 \text{ \AA}$ 以下程度の表面拡散距離を議論することや Ge の融点以上の温度に対する表面拡散距離を議論することは無意味である。 $10 \text{ \AA}$ 以下では、ブラウン運動に基づいたアインシュタインの式を用いるより他のモデルを考える方が適当であろう。

5. ま と め

Ge 基板で表面拡散を求めた従来方法では、結晶の表面が良くないと考えられ、我々は従来以上にクリーンな表面を作製し、エピタキシャル成長を行いアニールすることによって平坦な表面を作製した。そのような表面の RHEED パターンを観察し、Ge (001) 面の表面再構成の相図を調べた。またオフ基板では (2×1) シングルドメインができていたことを確認し、このような面ではオフ基板においても成長開始と同時に RHEED の強度が振動することを確認した。この振動の有無を基板温度と成長速度を変えて調べ $[110]$ 方向に対する表面拡散係数を求め、活性化エネルギーとして $\Delta E = 1.9$ eV を得た。

謝 辞

実験の一部を助けて頂いた住友金属鉱山(株)の免田和典氏及び御指導頂いた中村 彬氏, さらに日頃御指導頂いている電総研鶴島稔夫, 橋爪信郎, 坂本統徳及び中川格の各氏に感謝します。

文 献

- 1) J. J. Harris and B. A. Joyce: Surf. Sci. Lett. **103**, L 90 (1981).
- 2) C. E. C. Wood: Surf. Sci. Lett. **108**, L 441 (1981).
- 3) J. J. Harris, B. A. Joyce and P. J. Dobson: Surf. Sci. Lett. **108**, (1981).
- 4) J. H. Neave, B. A. Joyce, P. J. Dobson and N. Norton: Appl. Phys. A **31**, 1 (1983).
- 5) J. M. Yan Hove, C. S. Lent, P. R. Pukite and P. I. Cohen: J. Vac. Sci. Technol. B **1**, 741 (1983).
- 6) T. Sakamoto, H. Funabashi, K. Ohta, T. Nakagawa, N. J. Kawai and T. Kojima: Jpn. J. Appl. Phys. **23**, L 657 (1984).
- 7) T. Kojima, N. J. Kawai, T. Nakagawa, K. Ohta, T. Sakamoto and M. Kawashima: Appl. Phys. Lett. **47**, 286 (1985).
- 8) T. Yao, H. Taneda and M. Funaki: Jpn. J. Appl. Phys. **25**, L 952 (1986).
- 9) T. Sakamoto, N. J. Kawai, T. Nakagawa, K. Ohta and T. Kojima: Appl. Phys. Lett. **47**, 617 (1985).
- 10) 小島 猛, 太田公広, 坂本統徳, 中川 格: 第 33 回応用物理関連学術講演会 4 p-V-12 (1986).
- 11) 小島 猛, 太田公広, 中川 格, 高安一朗, 湊 哲男, 川島光郎: 第 47 回応用物理関連学術講演会 30 p-L-6 (1986).
- 12) E. Krikorian and R. J. Sneed: J. Appl. Phys. **37**, 3665 (1966).
- 13) A. A. Shklyayev and S. M. Repinsikii: Sov. Phys. Semicond. **14**, 767 (1980).
- 14) J. H. Neave, P. J. Dobson, B. A. Joyce and J. Zhang: Appl. Phys. Lett. **47**, 100 (1985).
- 15) 佐藤文彦, 太田公広, 小島 猛, 中川 格, 井上十九男: 第 33 回応用物理関連学術講演会 4 p-V-11 (1986).
- 16) 小島 猛, 太田公広, 高安一朗, 湊 哲男, 川島光郎: 第 6 回表面科学講演大会 2 A-9 (1986).
- 17) G. M. Metze and A. R. Calawa: Appl. Phys. Lett. **42**, 818 (1983).