

Si(111) 上の Ge の成長初期過程

篠田 幸信・小林 慶裕・日比野浩樹・杉井 清昌*

NTT 基礎研究所 ㊟180 武蔵野市緑町 3-9-11

(1992年10月13日受付, 1992年11月30日掲載決定)

Initial Growth Stages of Ge on Si(111)

Yukinobu SHINODA, Yoshihiro KOBAYASHI, Hiroki HIBINO and Kiyomasa SUGII*

NTT Basic Research Laboratories
3-9-11 Midori-cho, Musashino-shi, Tokyo 180

(Received October 13, 1992: Accepted November 30, 1992)

Initial growth stages of Ge on Si(111) are studied from the viewpoint of intermixing of Si into the epitaxial Ge layer. Defect formation in the Ge islands was characterized by using moiré patterns taken by transmission electron microscopy (TEM). Ge islands are grown by MBE on Si(111) surfaces with an SPE-grown buffer layer, which is expected to prevent intermixing between the epitaxial Ge layer and the Si substrate. Anomalous Si incorporation into the Ge islands is analyzed by TEM moiré fringe analysis. Dislocations are visualized by means of extra 'half-lines' of the moiré fringes, and thus Burgers vectors are determined. Stacking faults are observed by a displacement of the fringe spacings. Coalescence of the Ge islands and dislocation generation from the contact part of the islands are detected.

1. はじめに

Si 基板上の Ge ヘテロエピタキシャル成長の研究は、近年、超格子構造または量子井戸による物性制御に関する研究、ならびにそれらを用いたデバイス応用と絡んで精力的になされてきている^{1,2)}。Si と Ge の間には 4% の格子定数差があるためこれに起因して結晶成長上、欠陥導入、格子歪み、相互拡散などが問題となる。成長初期過程においては、成長開始直後には Ge が 2 次元的に層成長し、臨界膜厚以上になると 3 次元的に結晶が島状成長するいわゆる Stranski-Krastanov モードの成長様式をとることがよく知られている。この臨界膜厚については数 ML であることが報告されている³⁾。臨界膜厚以下では格子は pseudomorphic な状態で本来格子定数の大

きい Ge 層には圧縮応力が働いているが、それ以上では島状成長が支配的になり、ミスフィット転位の導入により格子歪みが緩和される。

GeSi/Si 歪超格子構造、およびヘテロ構造作製においては島成長の生じない膜厚、すなわち臨界膜厚以下で結晶成長を行い層構造を構成している。観測される発光、高移動度などの興味ある物性はヘテロ界面の整合性 (歪み)、界面の急峻性 (組成の相互拡散) など結晶との関連で研究が進められている^{4,5)}。

著者らはこれまでに、Si(111) 7×7 清浄表面上での Ge 成長における 2 次元的層成長の過程で形成される 5×5 超構造について形成機構を検討してきた。この 5×5 構造の成因については歪み、Ge の Si への混入あるいはそれらの両者が考えられているがまだ明らかにされていない⁶⁻¹¹⁾。中でも Ge の混入の有無については二分している。筆者らは反射高速電子線回折 (RHEED)、および透過電子顕微鏡 (TEM) を用い、超構造と表面モフォロジーを観察することにより、Ge の混入と表面超構造

* 現在 NTT 光エレクトロニクス研究所
㊟319-11 茨城県那珂郡東海村
NTT Opto-electronics Laboratories
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki 319-11

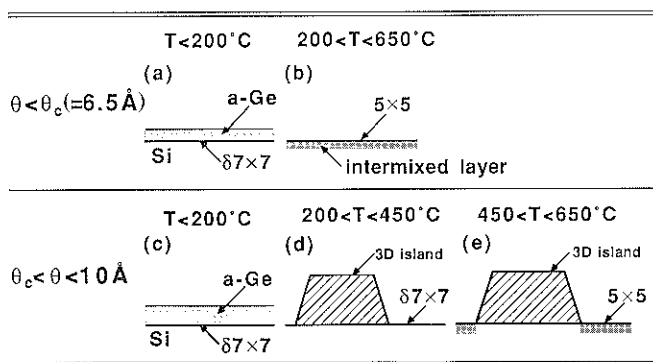


Fig. 1. A schematic illustration of surface structural changes of a Ge deposited layer on Si(111)7×7. When the Ge coverage θ is below the critical thickness θ_c , (a) $T < 200^\circ\text{C}$, amorphous Ge layer and $\delta 7 \times 7$ at the interface, (b) $T > 220^\circ\text{C}$, 5×5 on the surface caused by intermixing. Above the critical thickness ($\theta_c < \theta < 10 \text{ Å}$), (c) $T < 200^\circ\text{C}$, amorphous Ge layer and $\delta 7 \times 7$ at the interface, (d) $200 < T < 450^\circ\text{C}$, 3D island and $\delta 7 \times 7$ on the surface excluding the island, (e) $450 < T < 650^\circ\text{C}$, 3D island and 5×5 caused by the intermixing of Ge atoms, which come from the island by evaporation and/or surface diffusion, onto the Si surface.

との関連を明らかにした¹²⁾。得られた結果のモデル図を Fig. 1 に示す。ここで結晶成長法には固相成長法 (SPE) を用い、成長中の原子再配列に対する堆積過程と加熱過程の効果を分離した。Ge の成長形態は S-K モードを示し、臨界膜厚 θ_c は 6.5 Å (4 ML) であった。Ge 表面超構造は成長温度 T と膜厚 θ により変化し、 5×5 構造は θ_c 以下の低膜厚領域 ($\theta < \theta_c$)、および高温域 ($450 < T < 650^\circ\text{C}$) に特徴的に出現することを見出した。これらの特徴をつぎのように解釈した。低膜厚では Ge と Si のサイト交換の表面反応が生じやすいと考えられるため、 5×5 構造は Ge の Si への混入により形成されたと推論できる。このことは、2段階固相成長法 (5 Å (θ_c 以下の膜厚) の Ge を固相成長した後、さらに 2 Å 蒸着して固相成長させた) による 7 Å の Ge 成長において、蒸着量では θ_c を越えても島成長が観察されず、見かけ上 θ_c が増加したことから確認できた。高温域では3次元島からの Ge の再蒸発による島以外の表面への混入により 5×5 構造が出現したものと思われる。これらのことを確認するために中速イオン散乱法を用いて解析した結果、Si 基板へ Ge が混入していることが判明した¹³⁾。高柳らは反射電子顕微鏡による解析により Ge が最大 50 % の溶解度で 7×7 構造へ混入していることを報告している^{14,15)}。

以上述べたように、特に臨界膜厚以下での Ge/Si 界面での組成の変化は GeSi/Si 超格子構造の物性解析に

は考慮しなければならない重要なファクターであることがわかる。

一方、3次元成長した Ge 島は、一般に基板面方位を引き継いだエピタキシャル方位を有し、かつファセットを形成する。著者らの観察でも Ge 島は $(111)_{\text{Ge}} // (111)_{\text{Si}}$, $\langle 112 \rangle_{\text{Ge}} // \langle 112 \rangle_{\text{Si}}$ の関係を示し、また後に述べるような面方位のファセットをもつ結晶に成長することが RHEED, TEM によって明らかになっている。著者らはこの点に着目し、島成長の形状、配列、完全性を制御することによって微細構造形成の可能性があると考え研究を進めている。このためそれらの制御因子と成長条件との関連を把握し、島の結晶性の向上を図る必要がある。特に、3次元 Ge 島結晶の完全性については (i) Si 基板と Ge 島界面での相互拡散 (ii) 島の外 (島の周辺、および各島間) は Ge か Si か? (iii) 島結晶内の転位、積層欠陥などの格子欠陥 (iv) 島相互の接合状態とそれに伴う欠陥の発生などの観点から興味深い。

ここでは、成長初期過程における Ge 成長層の完全性に着目し、Ge 島の組成および結晶欠陥を TEM を用いたモアレパターンによって調べた結果について述べる。TEM モアレパターン法は古くから用いられてきているが、その原理から考えて結晶格子面の配列が拡大投影されるのと等価であるため、結晶成長層の初期過程の様相を可視化できる^{16,17)}。モアレパターンは Si 結晶と格子緩和を起こした Ge 結晶層からの回折波の干渉によって

形成される。通常、基板に使用する Si の完全性は高いと考えられるので、成長によってバルク Si の結晶性が乱されないと仮定するとモアレパターンに現れる不完全性は Ge 層かあるいは Ge/Si 界面の不完全性に起因するといえる。以上のことから比較的低倍の観察でも成長層および界面に関する情報を得ることが期待できる。また、観察は本質的には平面 TEM 法であるので、試料の作製が断面 TEM の場合に比べてはるかに容易である。

2. 実験

基板に用いたウエハは Si(111) (p-type, 4 Ω cm) で、基板面の傾きは $[1\bar{1}\bar{2}]$, $[\bar{1}\bar{1}0]$ に 0.1° 以内である。この傾きは X 線回折法により決定した。基板表面の清浄化は石坂、白木による方法¹⁸⁾で化学処理したものを、MBE チェンバ (真空度 5×10^{-10} Torr) 内に装填し、 900°C で数分間加熱して 7×7 清浄表面を得た。 7×7 清浄表面の確認は RHEED によった。

Ge の成長は以下のように行った。室温で Ge を蒸着速度 $2 \sim 4$ ML/分 で 3 ML 相当蒸着した後、 600°C 、10 分間固相成長させた。このとき RHEED パターンはぼけた 7×7 から 5×5 に変化した。この表面を下地とし、基板温度 600°C で Ge を $10 \sim 20$ ML MBE 成長させた。このとき RHEED パターンは 7×7 と 5×5 が混在した状態を示した。これらはそれぞれ島の上面部表面、および島と島間の表面における超構造を示していると考えられる¹⁹⁾。さらに表面保護のためにキャップ層としてアモルファス Ge を $75 \text{ \AA}$ 室温で蒸着した。

電子顕微鏡観察には JEOL-4000 X を用い、 400 kV で

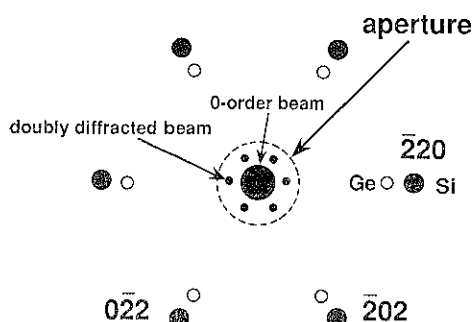


Fig. 2. Double diffraction geometry and moiré pattern formation. Large open (Ge) and filled (Si) circles represent primary-220 diffraction spots. Six double-diffraction spots (smallest filled circle) are formed just adjacent to the zero-order (000) beam. The moiré pattern was taken under the condition of selecting the 000 beam and the six double diffracted beams (broken circle) by inserting an aperture.

観察した。モアレパターンは、Fig. 2 の電子回折モデル図に示すように電子線回折の (000) ビームとそのまわりに現れる二重回折ビームをアパーチャーで絞り込み、それらのビーム間での干渉を {220} 面に投影して明視野像として観察した。

3. 結果と考察

Fig. 3 に Ge 成長層の平面 TEM 明視野像を示す。Fig. 3(a) では $500 \sim 1000 \text{ nm}$ 大の大きさの Ge 島が見られ、これらの島には 2 次元的に形成されたモアレ縞が観察できる。Fig. 3(b) は典型的な Ge 島の拡大図である。図中に示した回折ベクトル $[220]$, $[202]$, $[022]$ に対してそれぞれおおむね直角の方向にモアレ縞が観察できる。3 方向のモアレ縞が重なり合っているために三角格子状のパターンに見えている。島中央部のモアレ縞には大きな変形がなくかつコントラストも均一であることから、島の上部は平坦であると考えられる。一方、島の周辺部では矢印 A で示すようにコントラストが帯状に明

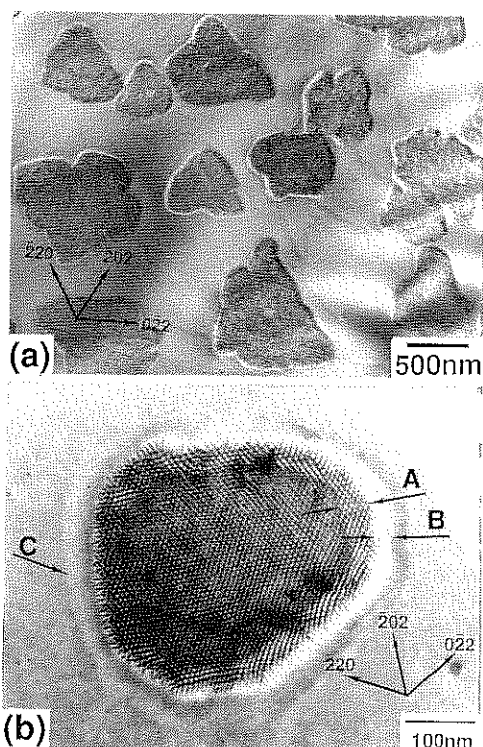


Fig. 3. Typical TEM moiré patterns of "Ge" islands grown on Si(111). (a) Large area of islands. (b) Magnified pattern of a "Ge" island. All islands have moiré fringes which indicate that the islands are relaxed from the misfit lattice strain. Clear two dimensional triangular fringe patterns are visible in (b).

るくなっている。これは島が台地状で周辺部の膜厚が薄くなるため電子線回折強度に変化が現れているためである。これらのことは断面 TEM 像および原子間力顕微鏡 (AFM) による観察によっても確認されている。なお, Ge 島の外周右半分に現れている帯状の明るいコントラスト (矢印B) は非点収差を含んだフレネル縞によると思われる。成長島の形状について, 島同志が接合する段階においては島の外形は Fig. 3(a) に示すように定まった配向をもたないが, 島が大きくなると側面にファセット面をもち, $[\bar{1}10]$, $[\bar{1}01]$, $[0\bar{1}1]$ を辺とする三角形の島を形成するようになる (Fig. 4(a))。そのファセッ

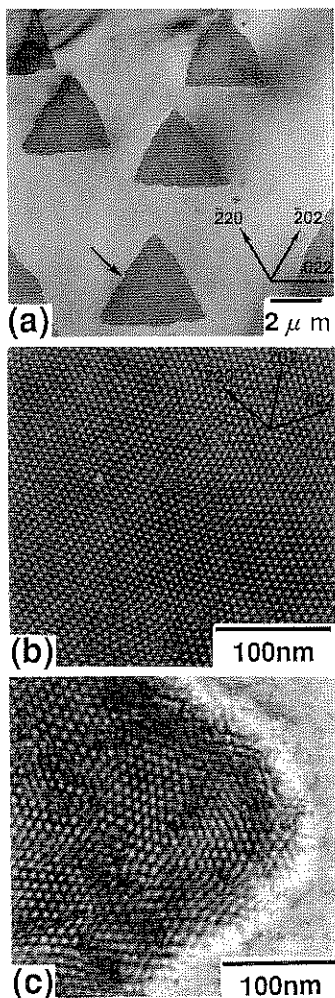


Fig. 4. Moiré patterns of "Ge" islands in large areas at (a) low, and (b), (c) high magnification. (b) and (c) were obtained at the central and peripheral regions of the island indicated by an arrow in Fig. (a). The moiré fringe spacing in (c) is much wider than that in (b).

ト面は, それと $\langle 111 \rangle$ 基板となす角度を両観察法で調べた結果と辺の伸びる方位から $\{113\}$ であることがわかった。

3.1 Ge 島の組成

モアレ縞の出現は Ge 島が Si 基板のそれとは異なった固有の格子定数を有し, 基板に対して incommensurate な成長が起きていることを示す。いま, Si と Ge の $\langle 220 \rangle$ の格子面間隔をそれぞれ d_{sub} , d_{epi} とするとモアレ縞の間隔 D との間にはつぎの関係がある¹⁷⁾。

$$D = d_{\text{sub}} d_{\text{epi}} / |d_{\text{sub}} - d_{\text{epi}}| \quad (1)$$

Ge/Si 界面が完全に格子緩和していると仮定し, d_{sub} , d_{epi} にそれぞれ Si, Ge のバルクの $\langle 220 \rangle$ 格子面間隔を用い理想値 D_0 を求めると, $D_0 = 4.8 \text{ nm}$ となる。この理想値をもとに Ge 島の面内の格子定数を Fig. 4(a) に示す比較的大きな面積を有する島に対して調べた結果を述べる。Fig. 4(b), (c) はそれぞれ Fig. 4(a) に矢印で示した島の中心部と周辺部の拡大図である。図からも明らかなように島の周辺部のほうが中心部よりモア

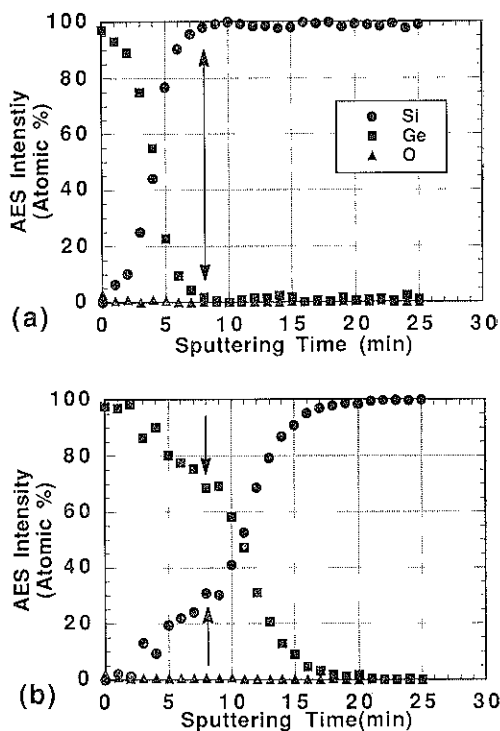


Fig. 5. Compositional Auger depth profiles (a) on substrate and (b) on island. The amorphous Ge cap layer was removed after 8-min sputtering, as shown by arrows in (a) and (b). The profile after 8~10-min sputtering in (b) reflects the surface composition of the island.

レ縞の間隔が大きいことがわかる。測定した D 値は、島の周辺部で $4.93 \sim 5.61$ nm, 中心部で $6.55 \sim 7.79$ nm となり、理想値と比較して、大きな値であることがわかった。界面は完全には格子緩和しているとは考えられないが、界面に残留する歪がモアレ縞に及ぼす影響が無視できるものと仮定すると、 D 値のこれらのずれは島の組成が、Ge と Si の混晶化によって変化していることになる。Johnson と Christian らによる $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ の格子定数のデータ²⁰⁾をもとに x の値を見積ったところ、中心部で $x=0.89 \sim 0.98$, 周辺部で $x=0.61 \sim 0.73$ が得られ、周辺部ほど Si の混入が多いと考えられる。このことを確かめるために Ar-スパッタを併用したオージェ電子分光 (AES) による深さ方向分析を行った。Fig. 5 に結果を示す。Fig. 5(a), (b) はそれぞれ島と島の間の領域および島の中心部で得た $\text{Ge}_{1\text{MM}}(1147 \text{ eV})$, $\text{Si}_{\text{KLL}}(1619 \text{ eV})$, $\text{O}_{\text{KLL}}(503 \text{ eV})$ AES 信号から換算した原子組成の深さプロファイルである。Fig. 5(a) からキャップ層として形成したアモルファス Ge-層をスパッタするのに 8 分を要することがわかる。これをもとに Fig. 5(b) においてスパッタ時間 8~10 分の時点、すなわち島表面に相当する Ge 組成 x は $x=0.7 \pm 0.1$ であることがわかった。この値は、AES 強度分析における電子ビームの空間的ゆらぎ、スパッタに伴う表面の粗さに起因する誤差 ($\leq 20\%$)、AES 強度からの組成変換に伴う誤差、あるいはまた分析空間の相違 (モアレ解析 $\approx 50 \text{ nm}\phi$, AES 解析 $\approx 1000 \text{ nm}\phi$) を考慮にいれるとモアレパターンから見積った x の値によく一致していると考えられる。

Fig. 3(b) で Ge 島の外周を $30 \sim 40 \mu\text{m}$ の幅でとりまく矢印 C で示した帯状のコントラストが観察されている。一方、断面 TEM で島の形状を調べたところ、Fig. 6 に示すように、島の外周に凹んだ領域が検出された。Fig. 6(a) および (b) はそれぞれ 3 MLGe バッファ層の有無の差を示したものである。同図(a), (b)共に島の外周部が明らかに窪んでおり、さらに Ge/Si 界面が Si 基板面より下がっているのがわかる。このことから成長中に Si が Ge 島に食われ、混晶化が進行したものと考えられる。この結果はさきに述べたモアレパターンおよび AES による解析による結果とよい一致を示す。バッファ層のない場合については混晶化が報告されている¹⁰⁾がバッファ層を有する場合にも混晶化が進行することがわかった。

Zinke-Allmang らはモアレ縞の成長島周辺部での広がり歪が起因することを報告²¹⁾しているが、われわれの結果から Si の Ge 島への混入の寄与のほうが大きいと考えるのが妥当と思われる。

一方、バルク Si への Ge の拡散における活性化エネルギーは約 4.7 eV という高い値であり、それが Si の自己拡散の場合と同様の値であることが報告されている²²⁾。このことは、Si, Ge とともに IV 族原子で同じ価電子数を有するので Si への拡散に伴う Ge 原子の相対的電荷量に変化がなく、また、Si サイトへの Ge 原子の置換に起因する歪みが活性化エネルギーに及ぼす効果が無視できると考えられていることから理解されている²²⁾。これらのことが Ge への Si の拡散の場合に仮定できるとすると、Ge への Si の拡散には Ge の自己拡散にお

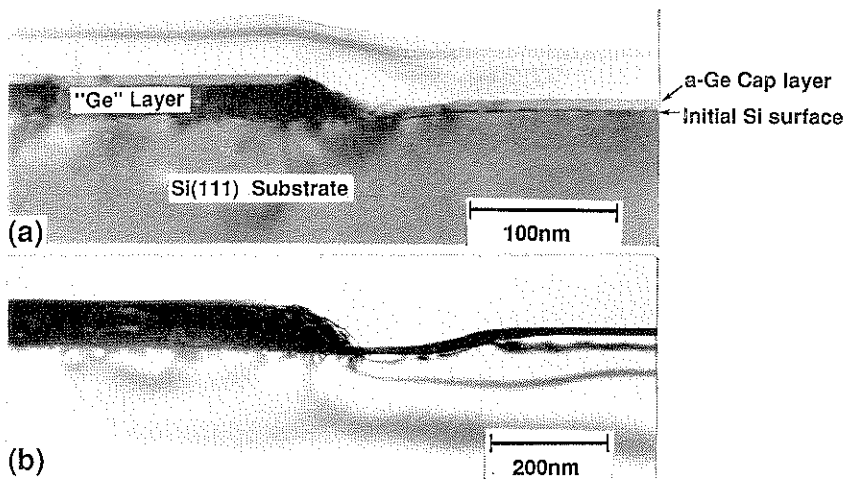


Fig. 6. Cross sectional TEM images near "Ge" island (a) with and (b) without the buffer layer. The 'grooves' can be observed just outside the islands and the discrepancy between the "Ge"/Si interface under the island and the initial substrate surface is evident.

ける活性化エネルギー (約 3 eV)²³⁾ が適用でき、この場合も高い値となる。本実験のように低温でかつ短時間での成長においては Ge 島への Si の拡散は以上述べたようなバルク拡散メカニズムでは説明がつかず、成長初期過程に特有な異常な表面現象であると思われる。現在のところこの現象の成因については不明である。

3.2 Ge 島の欠陥観察

さきに述べたように Si 基板上的 Ge 成長では臨界膜厚以上でミスフィット転位の発生に伴い格子緩和する。すなわち 3 次元的に島成長した Ge/Si 界面ではミスフィット転位が界面方向に発生する。このほか、Ge/Si 界面から発生した積層欠陥、島の接合に伴う転位が考えられる。以下には、Ge 島内で検出された欠陥について述べる。

観察するモアレパターンの回折面が表面に垂直な格子面の {220} である場合、界面に平行な転位は検出できないが、厚さ方向に貫通し表面に突き出た転位が検出できる。モアレパターン上では転位はモアレ縞の中断として

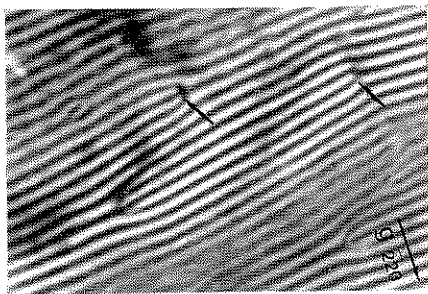


Fig. 7. Moiré pattern of $(\bar{2}20)$ planes taken by the one-beam method showing dislocations by the termination of extra 'half lines' (arrows).

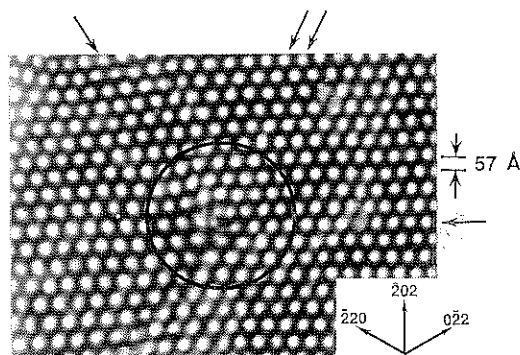


Fig. 8. Moiré pattern in the vicinity of a dislocation. The dislocation of Burgers vector $a/2[110]$ gives rise to 2, 1, 1 terminating extra 'half-lines' in the projection of $(\bar{2}20)$, (202) , (022) planes, respectively.

観察される。典型的な転位像の例を Fig. 7 に示す。このモアレパターンは one beam 法による TEM 暗視野像であるため回折ベクトルに対して直角な 1 方向のみのモアレ縞が出現する。図中では矢印で示したようにモアレ縞が 1 本あるいは 2 本中断しているのがわかる。この中断数はバーガースベクトルの大きさに対応していることから、これらを用いてバーガースベクトルを決定することができる¹⁷⁾。Fig. 8 は転位近傍の明視野像によるモアレパターンを拡大したものである。図中矢印で示したように、各 $(\bar{2}20)$, (202) , (022) 面に対するモアレ縞に対応して、2, 1, 1 本のモアレ縞が中断している。この中断数からバーガースベクトルが $(a/2)[110]$ であることを決定できる。明視野像の場合 3 方向の回折ベクトル成分を含むため 1 枚のパターンでバーガースベクトルを決定できる利点がある。しかし、モアレパターンからは転位線の方向を判別することができないので転位の性質を決めることはできない。ここで結晶がダイヤモンド構造で、すべり面が {111} であることを考慮すると、格子不整を緩和できるミスフィット転位の転位線の方向は、バーガースベクトルに対して $[0\bar{1}1]$, または $[\bar{1}01]$ しかない。転位線の方位をこれらの方位と仮定すると、これらはバーガースベクトルに対しては 60° をなすので 60° 転位である。 60° 転位はすべり面上で容易にすべることができることから、ここで検出した転位は Ge/Si 界面で発生したミスフィット転位が $(\bar{1}11)$ すべり面をすべて界面から表面まで貫通したものと考えられる。モアレパターン上で検出した同種の転位の転位密度は約

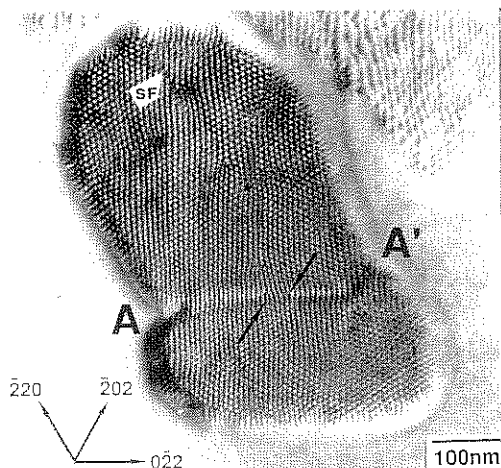


Fig. 9. Coalescence of two "Ge" islands. Straight moiré fringe connections at the coalesced part A through A' indicate a good coalescence. Round shape of islands was likely caused by minimizing the surface energy at the coalescence. 'SF' shows a stacking fault.

10^{10} cm^{-2} であった。この値は界面の混晶化を考慮した格子定数から予測される値 ($\sim 10^{11} \text{ cm}^{-2}$) より小さいがこれはモアレパターンでは界面に沿う転位を検出できないことに起因する。

成長島の接合の過程を反映したモアレパターンを Fig. 9 に示す。島の形状が丸みを帯びているのは、一般に結晶成長の初期過程で観察される現象である。これは、結晶の接合時に急激な原子の質量流動が生じ、表面エネルギーを最低にするために結晶の外形がくずれ、丸みがついたと考えられている²⁴⁾。Fig. 3 に示したモアレパターンにも島の接合がみられるが、同様の傾向を示している。Fig. 9 の AA' 間が二つの小島の接合した部分である。接合部では中央に二つ転位の発生 (矢印) がみられるが、モアレ縞の幅がほぼ均一であること、湾曲がみられないことから、成長島間で Ge の流入がスムーズに行われ、島の接合が無歪に近い状態で行われたと推論できる。またモアレパターンのコントラストおよびモアレ縞の間隔から接合した島は接合以前から高さならびに組成 (格子定数) が同様であったことがわかる。島の接合部に欠陥を生じないようにするためにはこれらが重要なファクターとなるのは直感的にも理解できる。Fig.

10 に高さおよび組成の異なった島の接合の例を示し、接合部の拡大を挿入図に示す。拡大図から接合部のモアレ縞の連続性に大きな乱れがあり、横方向の格子面の不整合性のため転位が発生している様子がわかる。

すでに示したように転位はモアレ縞の中断として観察された。積層欠陥の場合はモアレ縞のずれとして検出され、またそのずれの両端部に部分転位の存在がわかる¹⁷⁾。

Fig. 9 の 'SF' で示した部分に Ge/Si 界面付近で発生したと思われる積層欠陥の例を示す。(110) に伸びる方向のモアレ縞がずれており、その右下端のモアレ縞が1本中断した箇所に部分転位を検出することができる。なお、この欠陥の他端は成長島を抜けて出ている。

4. ま と め

Si (111) 清浄表面上に MBE 成長させた Ge 島の成長初期過程における完全性を TEM モアレ法を用いて評価した。その結果、モアレパターンの出現から格子緩和の状態、モアレ縞の間隔から結晶組成の変化、モアレ縞数の変化から転位の存在とバーガースベクトル、ならびに成長島の接合時での欠陥発生、モアレ縞のずれから積

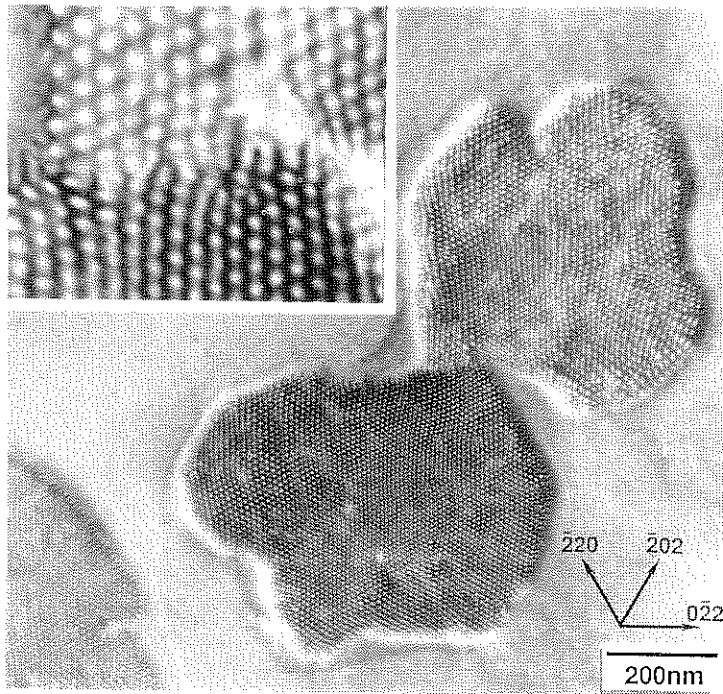


Fig. 10. Coalescence of two "Ge" islands which have different lattice constants and heights. The insert magnifies the moiré pattern at the coalescence indicating dislocation formation detected by distortion of continuity of the moiré fringes.

層欠陥発生などを明らかにし、成長初期の段階から種々の不完全性が導入されることがわかった。特に、3次元成長島を構造制御に積極的に用い超格子構造を作製するような場合、相互拡散による組成変化がなく、また欠陥のない平坦な層構造を形成するために、以上述べたような不完全性を排除しなければならない。今後、Ge 島における異常な相互拡散、欠陥発生と結晶成長条件との関連をさらに調べ、結晶性向上の知見を得るとともに、成長島の形状、配列などの構造制御性の可能性を探る。

謝辞

本研究を遂行するにあたり有益な討論をいただいた萩野俊郎、清水延男の両氏に感謝の意を表します。また、TEM 観察でご協力いただいた石沢鈴子氏、高岡英俊氏、NATC 関昌浩氏に感謝いたします。

文 献

- 1) T. P. Pearsall, J. Bevk, L. C. Feldman, J. M. Bonar and P. J. Mannaerts: *Phys. Rev. Lett.* **58**, 729 (1987).
- 2) J. -P. Noël, N. L. Rowell, D. C. Houghton and D. D. Perovic: *Appl. Phys. Lett.* **57**, 1037 (1990).
- 3) K. Shoji, M. Hyodo, H. Ueba and C. Tatsuyama: *Jpn. J. Appl. Phys.* **22**, L200 (1983).
- 4) K. Miki, H. Okumura, K. Sakamoto, H. Matuhara, T. Sakamoto and Y. Yoshida: *J. Cryst. Growth* **111**, 902 (1991).
- 5) S. S. Iyer, R. R. Pukite, J. C. Tsang and M. W. Copel: *J. Cryst. Growth* **95**, 439 (1989).
- 6) P. M. J. Marée, K. Nakagawa, F. M. Mulders, W. M. Frenken and K. L. Kavanagh: *Surf. Sci.* **191**, 305 (1987).
- 7) T. Narusawa and W. M. Gibson: *Phys. Rev. Lett.* **47**, 1459 (1981).
- 8) T. Narusawa and W. M. Gibson: *J. Vacuum Sci. Technol.* **20**, 709 (1982).
- 9) H. -J. Gossmann, L. C. Feldman and W. M. Gibson: *Phys. Rev. Lett.* **53**, 294 (1984).
- 10) H. -J. Gossmann and L. C. Feldman: *Surf. Sci.* **155**, 413 (1985).
- 11) H. -J. Gossmann and L. C. Feldman: *Phys. Rev.* **B 32**, 6 (1985).
- 12) Y. Shinoda, N. Shimizu, H. Hibino, T. Nishioka, C. Heimlich, Y. Kobayashi, S. Ishizawa, K. Sugii and M. Seki: *Appl. Surf. Sci.* **60/61**, 112 (1992).
- 13) 住友弘二, 西岡 孝, 清水延男, 日比野浩樹, 篠田幸信: 第 53 回応用物理学会学術講演会 (1992 年, 秋季), 17-p-ZG-5.
- 14) K. Kajiyama, Y. Tanishiro and K. Takayanagi: *Surf. Sci.* **222**, 38 (1989).
- 15) K. Kajiyama, Y. Tanishiro and K. Takayanagi: *Surf. Sci.* **222**, 47 (1989).
- 16) D. W. Pashley, J. W. Menter and G. A. Basset: *Nature* **179**, 752 (1957).
- 17) G. A. Basset, J. W. Menter and D. W. Pashley: *Proc. Roy. Soc. A* **246**, 345 (1958).
- 18) A. Ishizaka and Y. Shiraki: *J. Electrochem. Soc.* **33**, 666 (1986).
- 19) U. Köhler, O. Jusko, G. Pietsch, B. Müller and M. Henzler: *Surf. Sci.* **248**, 321 (1991).
- 20) E. R. Johnson and S. M. Christian: *Phys. Rev.* **95**, 560 (1954).
- 21) M. Zinke-Alimang, L. C. Feldman, S. Nakahara and B. A. Davidson: *Phys. Rev.* **B 39**, 7848 (1989).
- 22) G. L. McVay and A. R. DuCharme: *J. Appl. Phys.* **44**, 1409 (1973).
- 23) R. M. Burger and R. P. Donovan, Ed: "Fundamentals of Silicon Integrated Device Technology" **1**, (Prentice-Hall Inc., Englewood Cliffs, New Jersey, 1967).
- 24) H. Poppa: *J. Vac. Sci. Technol.* **2**, 42 (1965).