半導体結晶成長の最近の開発研究

塚 本 哲 男*

1. はじめに

1948年のトランジスタの発明以来、材料、プロセス、デバイス技術などの技術革新に支えられて、半導体技術は急速に進歩した。半導体材料としては、Ge結晶が精製と単結晶化が容易であったので、ラジオ用トランジスタとしてまず実用化された。

一方Si結晶は1959年のプレーナ技術の開発によって、バイポーラトランジスタおよびICが進歩し、Geに代ってSiが主役となった。またプレーナ技術はユニポーラトランジスタのMOSICの進歩も促進した。しかしMOSICにおいては、Si-SiO₂界面の不安定性が問題となり、この解決に数年を費やしたが、表面安定化の技術確立と無転位結晶の導入によってMOSLSIが完成され、1チップ電卓、1チップマイクロプロセッサが実用化された。ウェーハプロセスの光リソグラフィによる微細加工技術では、線幅加工の最小寸法は1μmが可能だが実用的には2μmで、これによってチップ寸法8mm角くらいで約1万エレメントを集積することができた。これに対して超微細加工技術として、電子線リソグラフィが導入されると、最小線幅加工寸法は0.1μmが可能となり、1チップに数百万エレメントを集積した超LSIが実現できる。この超LSIはコンピュータのFS(future system)の心臓部として、わが国においてもその開発がスタートした。

Siチップ寸法は8mm角から20mm角以上へと大型化へ向っており、それに伴ってSi結晶も大直径化へ指向している。Si CZ(Czochralski)結晶では直径は現在の75mmから100mmへ、更には125mmの開発が目標となっている。Si FZ(float zone)結晶も75mmから100mmの開発へと進んでいる。結晶性については、Geアロイトランジスタ時代では、アロイ工程において無転位結晶よりも1000~3000cm⁻²くらいの転位密度があるほうがアロイドットとGeのウェットティングが良かったので、結晶性は良くないが、転位を均一に作りやすい

ZL(zone leveling)法が広く用いられた。一方CZ法を改良したCV(constant volume)法では、無転位結晶が得られたために、無転位結晶中に存在する空孔クラスターなどの点欠陥がトランジスタの歩留と特性を低下させることが分かり、点欠陥が注目されたがその頃GeからSiへと移行したために、Ge結晶の点欠陥の結晶学的解明は進まなかった。Si結晶においては無転位結晶がSi技術の基盤となったために、点欠陥とそれに起因するprocess induced欠陥が問題となり、現在では無転位でスワールフリー(swirl free)の結晶へと進んでいる。

一方、エネルギー危機を迎えて、低コストの太陽電池の開発が重要プロジェクトとなっている。Si太陽電池は現在のSi技術では出力1W当り3~4万円位かかるが、これを1/100の価格に下げするために、Siリボン結晶の開発が進められている。その他、MOSICのSiゲート技術に必要である多結晶Siの成長解析も重要である。またマイクロ波領域やオプトエレクトロニクス領域では、GaAsやGaPや3元混晶などの化合物半導体为主役であるが、結晶の完全性はまだよく解明されていない。その他、1次元結晶と言われているホイスカの成長と応用も注目されている。ここではSi結晶に重点をおいて、半導体結晶成長の展望と最近の話題の主なものについて解説する。

2. Si結晶と空孔^{(1)~(14)(65)}

結晶の格子点にあるべき原子が存在しない場合、それを原子空孔または空孔と言う。ダイヤモンド構造の格子点から1個の原子が抜けると空孔が形成されるが、単一空孔の場合は空孔のまわりの4個の原子は共有結合の相手を失って、ダングリングボンドになる(図1(a))。これらの手はお互に結び合って長く湾曲したオービタルを作り、その組合せは3種類ある(図1(b), (c), (d))。またV族の不純物原子と空孔との複合欠陥も生ずる(図2(b))。

この場合は、2個のSi原子は湾曲した長いオービタルで結合されるが、残りの1個のSi原子とV族原子の手は結合しないまま残され、この格子欠陥をE中心と言

* 湘北短期大学教授、ソニー株式会社参与
Recent Developments in Semiconductor Crystal Growth;
Tetsuo Tsukamoto (North Shore College; SONY Corp.
Tokyo)
1976年2月17日受理

図1 Si 中の単一空孔.

(a) 4つのダングリングボンド
(b), (c), (d) 3種のオービタル

図2 空孔-不純物複合欠陥.

(a) 空孔-酸素複合欠陥
(b) 空孔-P複合欠陥
(c) 空孔-Al複合欠陥
(矢印↑↓は電子のスピンを示す)

う。また Si 中に固溶している酸素原子が空孔内に落ち込んで、2 個の Si 原子と結合し、残った Si 原子が長い湾曲したオービタルを作る (図 2 (a))。

この格子欠陥を A 中心と言う。また III 族不純物原子と空孔の複合欠陥 (図 2 (c)) や複空孔 (図 3) も生ずる。これらの欠陥については電子スピン共鳴法による研究が進められている。空孔は動きやすく他の欠陥か不純物と結合するあるいは消滅する。

空孔と V 族不純物原子は一度結合するとなかなか離れないで、結合した複合体のまま結晶中を移動する。Si 結晶ではドーパント以外の不純物も点欠陥となる。C 原子は CZ 結晶で $5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ くらい、FZ 結晶で $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ くらい存在する。また酸素原子は CZ 結晶で $1 \times$

図3 Si の複空孔.

$10^{17} \sim 2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, FZ 結晶で $10^{14} \sim 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ くらい含まれている。FZ 結晶では 300°C で酸素原子が過飽和になり、 800°C で C 原子が過飽和になるが、CZ 結晶ではより高温で過飽和になる。Si で空孔形成に必要なエネルギーは $2.3 \sim 4.6 \text{ eV}$ で、融点における空孔の平衡濃度は $1.2 \times 10^{13} \sim 9 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ くらいの範囲にある。Ge では $3 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ くらいである。空孔濃度は高温のほうが大きいので、結晶引上後常温に冷却されると、空孔は過飽和状態になるが、空孔の移動速度が早いので、結晶中に転位がわずかに存在すると空孔は転位に吸収されてしまう。無転位の場合は空孔が転位に吸収されないので、過飽和となり空孔は集まって空孔クラスターを形成しやすい。CrO₃ と HF の混合液でエッチングすると、転位や積層欠陥や点欠陥が検出できる。また Ar 中で Cu を Si に蒸着したものを 950°C に熱すると、空孔に Cu がトラップされ急冷すると Cu が欠陥に析出するので、これを赤外線顕微鏡で見ることができる。Cu の代りに Li を用いてもよい。Li は Cu より低温でよく拡散し、Si への溶解度は Cu の 1000 倍くらい大きく、 400°C で $8 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ くらいである。Li は転位、積層欠陥、空孔クラスターに析出し、Si では 160°C 、Ge では 40°C でアニールすると析出がさらに確実になる。

これらの欠陥は赤外線顕微鏡や X 線トポグラフィにより検出できる。Si 無転位結晶では点欠陥である 2 種のスワールが見られる (写真 1)。大きいのは A 形スワールあるいは A 形クラスターと言い、小さいのは B 形スワールあるいは B 形クラスターと言う。

Ar 中で成長させた結晶は表面から 2 mm くらいまで B 形が認められる。真空中で成長させた結晶の表面近くでは検出できない。Si 結晶引上中に結晶を急に融液より離して、 1420°C より 700°C まで約 50 sec で急冷すると、B 形が先に発生し後で大きな A 形が生成している。Si 中の空孔の拡散係数は $10^{-5} \text{ cm}^2 \text{ sec}^{-1}$ くらいであるが、空孔は結晶中に均一に分布しないで、縞状に分布していてエッチングによってスワール状の模様を示す。

写真1 スワール欠陥(Si). (a), (b)はA形スワール, (c), (d)はB形スワール

Si 中では空孔は酸素と安定な複合体を作り、この複合体は空孔クラスターの核になりやすい。結晶冷却中に空孔-酸素複合欠陥が形成され、これが核となって空孔クラスターの析出が始まると言われている。この析出は結晶がある温度以下になると生じB形となる。さらに冷却が進むとこの状態は不安定になってA形に変化する。Si 結晶引上中に生成する SiO を除去すると、これらの点欠陥が減少する。しかし、結晶が冷却中に空孔が過飽和になるのは避けられないので、クラスターになるのを防ぐには空孔の析出を防がなければならない。このためには空孔-酸素複合欠陥を作らないことが必要である。このスワールフリーの成長法が研究されており、酸素濃度の減少、水素ドーピング、急成長などが試みられている。Ar 中での結晶成長の際に 10% の H_2 を加えて、成長速度が 3 mm/min のときにスワールフリーの結晶が得られているが、新しく水素の析出が認められている。結晶成長を早くすると、空孔-酸素複合欠陥が形成される時間が短くなるので点欠陥が減少する。スワールフリーの結晶をデバイスの製造に用いると歩留が向上する、特に超 LSI や機能デバイスである CCD(charge coupled device, 電荷転送デバイス)にはスワールフリー結晶が必要である。

ウェーハにショットキダイオードを作り、SEM(scanning electron microscope)によってスワールを検出することができる⁽¹⁴⁾。この方法によるとウェーハ

の加熱温度が低くてよいので、as grown 状態の結晶欠陥の様子が分かり、A形とB形が共に検出できる。

3. 結晶軸^{(15)~(18)}

MOS デバイスにおいては、結晶面によって特性が変わる。結晶成長の場合には、成長方向の結晶軸によって結晶の品質が変わる。エピタキシャル成長の場合には、結晶面をわずかに傾けることが必要である。スクライプの場合は、切断する結晶方向が適切でないと、切断面にクラックを生ずる。このように結晶軸は結晶成長やウェーハ工程上重要である。一般に結晶成長の結晶軸は[111]が用いられるが、表面単位密度は(111)が最も大きく、(100)が最も小さいので、MOS デバイスでは(100)が用いられる。FZ 法で[115]を引上軸とした場合に多くの利点があることが報告されている⁽¹⁷⁾。

[111]より[115]のほうが液相-固相境界面が安定で、不純物分布が均一になる(図4)。また(100)が必要な場合には、(115)と(001)とは 15.8° の角度をなしているので、[115]の結晶から(100)を切ると円形ウェーハからの偏差は、

$$[(1/\cos 15.8^\circ) - 1] \times 100\% = 4\%$$

ぐらいで、ほぼ円形に切断できる(図5)。FZ では[100]の引上がむづかしいので、[115]で引上げて(100)で切断すると有利である。Si-SiO₂ 界面の表面単位密度の小さいほうから順に並べると、(100) < (115) < (110) < (111)

図4 FZ結晶の[111]と[115]の成長における(111)層の様子。

図5 結晶方向[115]。

となるので、(115)は表面単位密度も比較的に小さい。このように、[115]の成長は高純度で、欠陥の少ない、不純物分布の均一な円形の(100)のウェーハが得られるので注目されている。

4. 超高純度 Si の製法^{(19)~(21)}

超高耐圧半導体デバイスには超高純度 Si 材料が必要であり、また最近実用化された中性子照射による n 形ドーピング法においても、超高純度 Si 材料が必要である。この中性子照射ドーピング法は、自然界の Si 中に約 3% 存在する ^{30}Si に中性子を照射して、

の反応を起させ、外部から不純物をドーピングしなくても、結晶全体を均一に n 形に変える方法である。この場合超高純度 Si として不純物が 0.1 ppb 以下が必要であるが、従来の方法では出来なかった。しかし、八鋼、高石らは市販の KA ゼオライト(モレキュラシーブ 3A)中の K イオンを塩化亜鉛溶液でイオン交換して作成した吸着剤を用いて、モノシラン中のホスフィン を吸着させて 0.01 ppb 以下にし、モノシランのみを通過させることに成功し、超精製モノシランを得た。この超精製モノシラン熱分解して超高純度 Si を作ることに成功した。

従来の方法より 1 桁以上も高い抵抗率である 1×10^4

$\sim 8 \times 10^4 \Omega \text{cm}$ の Si 結晶が得られている。この方法はウェーハ工程の CVD(chemical vapor deposition)にも応用できるので、高性能デバイスの開発が期待できる。

5. 単結晶の製法^{(22)~(37)}

ここ 25 年間の半導体技術の進歩は、半導体結晶に対してより高純度で、より完全な結晶を要求している。Si 結晶は IC, LSI, 超 LSI と広範囲な用途を広げていて半導体工業の主役となっているが、Si 結晶成長はいまだに CZ 法と FZ 法が主体である。CZ 法(図 6)の Si チャージ量は 50 mm ϕ で 3 kg, 75~100 mm ϕ で 15 kg くらいである。

図6 Si CZ 引上装置。

引上軸は[111]と[100]で、赤外線検出器を持ったコンピュータ制御の自動直径制御(ADC; automatic diameter control)が用いられ、直径の偏差として $\pm 0.5 \text{ mm}$ が得られている。

シードを融液につけて少しメルトバックさせ、次に細く急成長させて、いわゆるネッキングさせて無転位結晶の引き上げを行う。シードの引上速度は 200 mm/hr 以上を用いる。ネッキングが終って結晶の肩の部分が引き上がると ADC に切り替える。ルツボは 125 mm ϕ $\times$ 125 mm から、262 mm ϕ $\times$ 225 mm ぐらいの大きさである。2~3 年後は、100~150 mm ϕ の結晶の引き上げのために、ルツボは 300 mm ϕ $\times$ 200 mm ぐらいになると予想されている。Si のチャージ量は現在の 75 mm ϕ の 6~15 kg から、100~150 mm ϕ の 20~25 kg チャージになると言われている。引上速度は 50 mm ϕ で 125~150 mm/hr で、75 mm ϕ で 87~125 mm/hr ぐらいである。石英ルツボの回転数は極力少なくするようになった。これは Si と石英ルツボとの反応を少なくして、結晶に悪影響を与える SiO の発生を防ぐためである。特にこの SiO の減少を目的とした方法として、減圧引上法⁽²⁷⁾(図 7)がある。

図7 減圧 Si CZ 引上装置.

Si CZ 法において、高価なコンピュータを用いない重量比較法の ADC が工業化されている⁽²⁴⁾ (図8)。

この方式はあらかじめ設定された結晶形状と相似な形状をもつ擬似体(フロート)を適当な密度の液体中、例えば水の中に沈めておき、結晶引き上げと同時に同一速度で引き上げ、同一特性を持った2個のストレーンゲージで検出される両者の重量差が零になるように温度および引上速度を制御することによって、引上結晶の形状とフロートの形状を等しくする方法である。この方法で 75 mmφ の Si の無転位結晶において直径の偏差は±0.7~0.8% が得られている。

またレーザ光を用いた ADC 法⁽²⁶⁾もある(図9)。こ

図8 結晶直径自動制御引上装置.

図9 レーザ光を用いた自動直径制御引上機.

れは結晶引き上げの場合の融液部分の表面張力による液面の曲りをレーザ光で検出して直径を自動制御する。

レーザ光は 1 kHz でチョッパしてあって、直径の偏差は±1% ぐらいである。

FZ 法(図10)は最近急速に進歩してきて、Si 結晶では 75 mmφ が可能になった。CZ に比べると高純度の結晶が得やすく、特に、酸素、炭素、鉄、Al などの含有が少ない。FZ 法では多結晶ロッドを上置きシードは下に置くが、FZ の変形としてのベドスタル法(図11)はこの逆となる。加熱は 1~4 MHz の高周波加熱を用いる。無転位でスワールフリーの結晶は成長速度 150~250 mm/hr で、回転数は 5~10 rpm で得られている。FZ には高周波加熱コイルを固定する方法と移動させる方法とがある。FZ も現在 ADC の方向に進んでいる。

FZ では近い将来 100 mmφ が可能だと言われており、CZ に対して強力な競争者となってきた。FZ では抵抗率が 0.5~1000 Ω cm の範囲で、酸素の含有率が $5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 以下のものが作られている。

ZL 法(図12)は Ge トランジスタが全盛であったときに、Ge 単結晶製造に用いられた方法である。

この方法ではさきに述べたように Ge アロイトランジスタのアロイ工程に必要な転位密度を作ることができたので有用であった。Ge の CV 法(図13)では抵抗率が均一の無転位結晶が得られた。この方法は石英ルツボに Ge をチャージし全体を一度融解して、次に全体を 800 °C くらいのプラスチックフロー状態にして、上面の一定体積を融解して、ここに不純物をドープして、常にこの融解体積を一定にして引き上げる方法である。CV 法の結晶では、無転位結晶中に存在するソーサビット(saucer pit)がアロイトランジスタの Ico を悪くしたので問題になったが、点欠陥の解明は進まなかった。

Schmid Viechnich 法⁽²⁹⁾ (図14)は酸化物の結晶成長に用いられる方法で、動く部分がなく、He ガスで熱交換させて結晶を成長させるのが特徴である。直径は 250

て Si 融液を供給して、リボン結晶を成長させる方法で、ウェーブ法と違って温度制御が容易になっている。最近 Si 横引きリボン結晶成長法が開発された⁽³²⁾⁽³⁴⁾ (図 19)。Si は連続供給装置からルツボに供給し融解させる。この融液表面にリボン状のシードを横方向から接触させて、リボン結晶表面からの良好な放熱と過冷却層の温度を制御して、連続的に横方向にリボン結晶を成長させる方法である。この方法では放熱効果が従来の方法に比べて非常に良いので、成長速度を今までの方法より 1~2 桁くらい早くできて、生産性が向上しコストダウンが達成できる。現在の成長速度は 300 mm/min くらいであるが、将来は 600 mm/min も可能だと言われている。リボン幅も大きくできるが、現在は 40~50 mm ぐらいで、デンドライト結晶を用いていないので、結晶の品質も良好で将来は太陽電池用ばかりでなく、超 LSI 用にも使用できる可能性があると言われている。

冷ルツボ法⁽²⁸⁾ (図 20) は大量の材料がチャージできる CZ 法で、ルツボは冷却して加熱は高周波で行なう。

最初の加熱は抵抗加熱ヒーターを別につけて行ない、材料の抵抗が下ると高周波加熱に切り替える。この方法ではルツボからの汚染がなく、また高融点結晶引上にも有用である。

図 19 横引きリボン結晶成長法。

図 20 冷却ルツボ引上炉。

図 21 GaP SSD 炉。

6. III-V 族結晶成長^{(38)~(54)}

III-V 族結晶成長は 2 元あるいはそれ以上の多元系であるので、Ge や Si などの単元系にはないストイキオメトリの問題があって、結晶性にはまだ問題が多い。

III-V 族化合物では一般に V 族の元素の蒸気圧が高く結晶成長がむづかしくなっている。特に GaP では融液の平衡圧が約 35 気圧と高いので困難である。

GaAs では水平ブリッジマン法が単結晶成長に用いられる。この方法は融点以上にした融液を一端から徐冷して先端に単結晶シードを置くことにより単結晶を成長させる方法である。融液より結晶のほうが密度が小さく、結晶化すると体積が膨張するので一般に水平法が用いられる。GaAs の融点は 1238°C で解離圧は約 1 気圧である。ボートは石英ガラスが使用できる。

GaP は融点が高く、解離圧が 35 気圧と高いので、GaAs のように簡単には単結晶は得られない。LEC (liquid encapsulated Czochralski) 法は CZ 法の実用であるがルツボ全体を高圧容器内に収め、さらにルツボ内の GaP の融液を B_2O_3 で覆い、その外側を不活性ガスで 35 気圧以上に加圧する。 B_2O_3 は融点が 450°C、沸点は 2300°C である。この方法では GaP の多結晶ロッド

が必要であるが、Ga と P から直接 GaP を合成して単結晶を得る融液合成引上法も開発された⁽⁵⁴⁾。また GaP の融液で Ga の過剰な組成からの引上げも行われている。この方法によると融点より低い温度で引き上げができるので結晶性が良いと言われている。また融液成長法もある。これは Ga と P の比率を 10:1 とした混合体を 1200°C で融液にし、これを徐冷して GaP の固相を析出させる方法で結晶性が良い。GaP の SSD (synthesis, solute diffusion) 法 (図 21)

図 22 分子線エピタキシン装置。

は GaP の融液に 1 気圧の P 蒸気を供給することにより、温度勾配をつけた融液の底部に GaP のグレインの大きな多結晶を得る方法である。この結晶の単結晶領域は結晶の品質が良く、特に発光効率の良い発光ダイオードが得られている。成長速度は遅い。

InGaP などの混晶を作るときに変形ブリッジマン法が用いられる。この方法はアンブル中に In 融液を入れて、さらに InP と GaP の多結晶を加えてこの融液に温度差をつけて、低温部に InGaP の混晶を成長させる方法である。成長速度は遅い。

素子を作る場合には基板からエピタキシャル成長をさせる方法が用いられる。これには液相エピ(LPE; liquid phase epitaxy), 気相エピ(VPE; vapor phase epitaxy), 分子線エピ(MBE; molecular beam epitaxy)などがある。LPE⁽⁵²⁾は融液成長法と同じく飽和融液を基板につけ、徐冷して基板上に結晶軸のそろった結晶を成長させる方法で、傾角法、ディップ法、スライド法などが考案されている。VPE 法⁽⁴⁹⁾は広義では CVD 法⁽⁵¹⁾に含まれるが、これは化学反応を用いて気相から結晶を成長させる方法である。VPE 法は反応系のソースの供給を制御しやすいので、2 元素、3 元素の結晶成長に有利である。特にヘテロ接合のように格子定数の異った結晶の成長には、基板から徐々に組成を変えて格子定数の適合をはかることができる。

MBE 法⁽⁴⁶⁾⁽⁵⁰⁾(図 22)は最近注目されている方法で、 10^{-9} Torr 以下の高真空の容器の中で、成分元素を蒸発させ、その量を質量分析器で検出し、蒸発源温度を制御し、蒸着装置内に電子回折装置を備えて成長過程を観測する。分子線の照射量を正確に制御することができて、数十Å 位まで膜厚を制御できる。この方法で、組成を周期的に変え超格子構造を作ることでもできる⁽⁴⁸⁾。エピタキシにはこのほかに PVD (physical vapor deposition) もあるが、まだエピタキシャル技術としては実用化されていない。

7. その他の結晶成長^{(55)~(64)}

最近では無重力下での結晶成長の開発⁽⁵⁷⁾⁽⁵⁸⁾が進められている。将来大型で均質な完全結晶が期待できるかもしれない。結晶成長にはホイスカ成長も注目されており、Si では VLS (vapor liquid solid) 法⁽⁶⁴⁾が開発されている。

この方法は Si の基板結晶の(111)面にあらかじめ金を部分的に蒸着しておいて、気相反応炉に入れる。Si と金はそれぞれの融点は 1000°C 以上だが、合金の融点は 400°C ぐらいまで下ってくるので、 900°C ぐらいの炉に入れると、金を蒸着したところに、Si-Au 合金の液滴ができてそこに Si ハロゲン化合物の水素還元反応によ

って生じた Si が供給され、飽和状態となって Si 基板のほうへ Si を析出しながら、この先端の合金の液滴がホイスカとして成長していく。

VLS 成長には合金となると融点の下ること、不純物の偏析係数が 1 よりはるかに小さいことが必要である。

またモノシランの気相エピ中に Si 基板の表面に指紋が残っている場合に、直径数 μm ぐらいのきれいなホイスカが成長するが、この成長機構やホイスカの構造組成についてはまだ明らかになっていない⁽⁵⁴⁾⁽⁵⁵⁾。

8. お わ り に

以上のように半導体結晶について多くの項目についての解説をした。個々の問題については詳しく説明できなかったが、Si 結晶はいよいよ完全結晶に近づいている。一方化合物半導体結晶は、マイクロ波やオプトエレクトロニクスの主役となる重要な結晶であるが、その結晶の完全性については Si に比べるとはるかに遅れている。将来の半導体技術の進歩は、結晶工学の進歩によって推進されよう。

以上述べたほかに、SOS (silicon on sapphire) や多結晶成長の問題なども重要であるが割愛した。

文 献

- (1) C.M.Drum and W.van Gelder : JAP, **43** (1972), 4465.
- (2) A.Mayer : Solid State Tech., April, (1972), 38.
- (3) B.Henderson : *Defects in Crystalline Solids*, Edward Arnold Ltd., London, (1972), 104.
- (4) 阿部孝夫 : 物性, **1** (1973), 48.
- (5) A.J.R.deKock and P.G.T.Boonen : JAP, **44** (1973), 2816.
- (6) K.R.Mayer : J.Electrochem. Soc., **120** (1973), 1780.
- (7) 石野 栞 : 結晶格子欠陥, 材料科学講座 2, 橋口隆吉, 近角聴信編集, 朝倉書店, (1969), 213.
- (8) A.J.R.deKock : Philips Tech.Rev., **34** (1974), 244.
- (9) L.Cheng and J.W.Corbett : Proc.IEEE, **62** (1974), 1208.
- (10) K.V.Ravi and C.J.Varker : JAP, **45** (1974), 263.
- (11) J.H.Crawford, Jr. and L.M.Slifkin : *Point Defects in Solids*, Plenum Press, N.Y., (1975), 4.
- (12) G.A.Rozgonyi, P.M.Petroff and M.H.Ready : J.Electrochem. Soc., **122** (1975), 1725.
- (13) 安阿弥 繁, 荻野正信, 高順新一郎 : 第 7 回結晶成長国内会議予稿集, (1975.11), 91.
- (14) A.J.R.deKock, S.D.Ferris, L.C.Kimerling and H.J.Leamy : Appl.Phys.Lett., **27** (1975), 313.
- (15) D.O.Townley : Solid State Tech., Jan.(1973), 43.
- (16) J.W.Carlson : Solid State Tech., Sept.(1973), 49.
- (17) T.F.Ciszek : J.Electrochem. Soc., **120** (1973), 799.

- (18) G.E.Moore, Sr. and T.Law: Solid State Tech., Feb.(1975), 40.
- (19) 遊佐 厚, 八鈕吉文, 高石哲男: 電気化学協会, 第9回半導体集積回路技術シンポジウム予稿集, (1975), 6.
- (20) A.Yusa and Y.Yatsurugi: J.Electrochem. Soc., **122**(1975), 1700.
- (21) H.A.Herrman and H.Herzer: J.Electrochem. Soc., **122**(1975), 1568.
- (22) J.Lenzing: Solid State Tech., Feb.(1975), 34.
- (23) W.Bardsley, G.W.Green, C.H.Holliday and D.T.Hurl: J.Cry.Growth, **16**(1972), 277.
- (24) 星 金治, 鈴木利彦, 玉手安男: 電気化学, **40**(1972), 521.
- (25) T.R.Kyle and G.Zydzik: Mat.Res.Bull., **8**(1973), 443.
- (26) J.A.van Dijk, J.Goorisgen, R.Kersten and J.Pistorius: Acta Electronica, **17**(1974), 45.
- (27) C.P.Chartier and C.B.Sibley: Solid State Tech., Feb.(1975), 31.
- (28) Intermat Corp.: Solid State Tech., Nov.(1975), 21.
- (29) F.Schmid and D.J.Viechnicki: Solid State Tech., Sept.(1973), 45.
- (30) S.O'Hara and A.I.Bennett: JAP., **35**(1964), 686.
- (31) S.N.Pormatis, J.W.Fanst, Jr. and H.F.John: J.Electrochem.Soc., **112**(1965), 792.
- (32) C.E.Bleil: J.Cry.Growth, **5**(1969), 99.
- (33) H.E.LaBelle, Jr.: Mat.Res.Bull., **6**(1971), 581.
- (34) 東洋シリコン: エレクトロニクス誌, (1975・9), 901.
- (35) 千川圭吾, 和田一実, 大洞勝彦: 第7回結晶成長国内会議予稿集, (1975・11), 34.
- (36) R.E.Lorenzini, F.S.Neff and D.J.Blair: Solid State Tech., Feb.(1974), 33.
- (37) J.Barrett and R.H.Heil, Jr.: Solid State Tech., Feb.(1974), 37.
- (38) 大木芳正, 赤崎 勇: 電子通信学会誌, **58**(1975), 164.
- (39) B.C.Grabmaier and J.G.Grabmaier: J.Cry.Growth, **13/14**(1972), 635.
- (40) J.W.Harrison, Jr.: Solid State Tech., Jan.(1973), 48.
- (41) S.E.Blum and R.J.Chicotka: J.Electrochem. Soc., **120**(1973), 588.
- (42) K.Kaneko and N.Watanabe: Proc.IEEE, **61**(1973), 884.
- (43) K.J.Nuese, H.Kressel and I.Ladany: J.Vac. Sci., Technol., **10**(1973), 772.
- (44) A.R.VonNeida and J.W.Nielson: Solid State Tech., April.(1974), 90.
- (45) E.S.Johnson: J.Cry.Growth, **30**(1975), 249.
- (46) 高橋 清: 電気学会誌, **95**(1975), 9.
- (47) A.Y.Cho and J.R.Arthur: Progress in S.S. Chem., **10**(1975), 157.
- (48) L.Esaki: Proc.5th Conf.SSD, Mar.(1974), 452.
- (49) 羽田祐一, 中沼 尚: 物性, **2**(1973), 61.
- (50) J.W.Matthews: *Epitaxial Growth, Part A*, Academic Press, N.Y., (1975), 37.
- (51) J.W.Matthews: *Epitaxial Growth, Part A*, Academic Press, N.Y., (1975), 89.
- (52) *ibid.*, 183.
- (53) W.C.Benzing: Solid State Tech., Jan.(1975), 39.
- (54) 鈴木 隆: 国際結晶成長会議, (1974・3)
- (55) Y.Miyamoto and M.Hirata: Japan.J.Appl. Phys., **14**(1975), 403.
- (56) 平田光児, 宮本欽生: 第7回結晶成長国内会議予稿集, (1975・11), 98.
- (57) S.Oktay and A.F.Schmeckenbecher: J. Electrochem.Soc., **121**(1974), 912.
- (58) J.R.Carruthers and M.Grasso: J.Cry.Growth, **13/14**(1972), 611.
- (59) 橋口隆吉: 第7回結晶成長国内会議予稿集, (1975), 13.
- (60) B.Gledhill: Elec.Eng., Feb.(1973), 57.
- (61) P.Rai-Choudhury and P.L.Hower: J. Electrochem.Soc., **120**(1973), 1761.
- (62) A.Emmanuel and H.M.Pollock: J. Electrochem.Soc., **120**(1973), 1586.
- (63) 吉田和彦: 結晶成長, 金属物性基礎講座第17巻, 丸善, (1975), 315.
- (64) R.S.Wagner and W.C.Ellis: Trans.Met. Soc.AIME, **233**(1965), 1053.
- (65) 松井純爾: 応用物理, **44**(1975), 1328.