

第5章 InGaAs/GaAs 歪超格子によるGaAs-on-Siの結晶性向上

5. 1 はじめに

GaAs-on-Siの転位を低減するために格子不整合材料の多層構造つまりGaAs P/GaAs¹⁾、InGaAs/GaAs²⁾、InGaAs/GaAsP³⁾⁴⁾等が検討されてきた。この考え方の出発点はGaAs-on-Siが注目される以前の1970年中期にさかのぼる。半導体ヘテロ構造を用いた物性研究やデバイス研究に際しては、格子不整合に起因して発生する転位つまりミスフィット転位のない結晶を準備する必要があった。そのためにミスフィット転位なしにエピタキシャル成長が可能な厚さ限界、つまり臨界膜厚の理論的研究がvan der MerweとBall⁵⁾⁶⁾、Matthews⁷⁾⁸⁾、MatthewsとBlakeslee⁹⁾¹⁰⁾¹¹⁾等によって進められた。彼等はこのミスフィット転位の源としてGaAs基板から伸張した貫通転位を仮定し、GaAsP/GaAs⁵⁾⁶⁾⁷⁾、InGaAs/GaAs¹²⁾¹³⁾¹⁴⁾¹⁵⁾等のヘテロ構造に関する実験ではこれらの解析の正しさが確認されている。1980年代なかばになるとSi基板上のSiGe混晶の臨界膜厚に関する研究として再燃し、PeopleとBean¹⁶⁾、Maree等¹⁷⁾、van de Leur等¹⁸⁾によってミスフィット転位の発生源について新しい理論が展開された。彼等はミスフィット転位が基板からではなく、エピタキシャル層表面から発生してヘテロ界面へ伸びて界面における格子不整合を緩和すると考えた。III-V化合物半導体ウェーハに比べればSiウェーハは無転位に近いといえるのでミスフィット転位の発生源としては妥当な考えである。しかし、ミスフィット転位としてらせん転位を仮定するか¹⁶⁾60度転位を仮定するか¹⁶⁾¹⁷⁾で理論的な臨界膜厚が異なるのは当然であるが、実験から求められた臨界膜厚は統一的とは言えず上記各理論を支持するデータが報告されている。これらの不統一を解決するには、今後、混晶組成比全体にわたる詳細な解析と臨界膜厚の精度良い測定が必要である。しかし、以上の研究から格子不整合に起因する結晶歪を緩和するためにミスフィット転位が導入される機構として

は以下の2つがあることは明かになった。

(1) 基板からの貫通転位がミスフィット転位としてヘテロ界面に吸収

(2) エピタキシャル成長層表面から発生した転位がミスフィット転位としてヘテロ界面に吸収

転位を新たに発生するには転位の種類にもよるがそれ相当のエネルギーが必要であるから、GaAs-on-Siのように多くの転位がすでに存在している系では(2)よりもまず(1)が先行して起こると考えられる。(1)は貫通転位の低減に有効であるが、(2)の機構によるミスフィット転位の発生は本研究の目的である貫通転位の低減には期待できない。ミスフィット転位としては90度、60度、そしてらせん転位の3種類が存在する。90度転位は前章で述べたように格子間原子あるいは空孔の吸収と放出によって上昇運動のみが可能である。60度転位は転位線とそのバーガズベクトルが{111}滑り面にあるのでせん断応力によって容易に滑って運動する。らせん転位は格子不整合を緩和する効果はないが、せん断応力によって{111}滑り面の間を交差滑りする運動が可能である。

in situ TC処理は転位密度の低減に有効であるが、滑り運動をする転位に対しては十分な効果を期待できず、ここにTC処理の限界があることを第4章で明かにした。本章では転位の滑り運動をおこすために、せん断応力を積極的に導入する中間層材料として格子不整合系であるInGaAs/GaAs歪超格子についてその効果を明らかにし、転位低減機構を解析する¹⁹⁾²⁰⁾²¹⁾。

5. 2 In_{0.1}Ga_{0.9}As/GaAs歪超格子中間層による転位低減

In_xGa_{1-x}AsとGaAsの格子不整合率すなわち結晶歪は a を格子定数として

$$f(x) = [(a_{\text{InAs}} - a_{\text{GaAs}}) / a_{\text{GaAs}}] \cdot x \quad (5.1)$$

で与えられ、その大きさは x が 0.1 の時 0.0072 と大きい。^{*1} 従って $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ が GaAs の上に転位を発生することなしにエピタキシャル成長したとすれば、すなわち臨界膜厚以下では $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ は最大 $f(x)$ の圧縮歪、GaAs は引っ張り歪を受けることになり、結晶内部にはせん断応力が発生して GaAs 中を貫通してきた転位の滑り運動を促進すると考えられる。本節では転位低減を目的に $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}$ / GaAs 歪超格子中間層の効果を明らかにし、in situ TC 処理と組み合わせることによって GaAs-on-Si における転位低減が効果的に実現することを示す。

$\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}$ / GaAs 歪超格子を中間層とした GaAs-on-Si の表面 EPD の測定結果を表 5-1 にまとめる。ここで in situ TC 処理を行う GaAs 層厚は 4.3 節で得られた最適膜厚にあわせて $2\ \mu\text{m}$ 前後とした。データは一部を除いて EPD の大きな順に並べてある。表 5-1 から以下のことが明かになった。まず、歪超格子成長と TC 処理の組み合わせに関しては、as grown 結晶層の上に歪超格子中間層を形成しても EPD の低減効果は得られず、歪超格子中間層単独では何等効果がない（試料 a' と b'）。次に歪超格子成長と TC 処理の順序に関しては、TC 処理を施した GaAs の上に歪超格子中間層を形成することによって EPD の大幅低減が可能である（試料 c' と e'）。TC 処理した GaAs 上に歪超格子を形成することによってのみ EPD の低減効果が得られることは、頭書の期待通り TC 処理と歪超格子による転位の低減機構が異なっていることを支持する。EPD の低減効果は $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}$ と GaAs の層厚が $100 \sim 200\ \text{\AA}$ の場合に最も効果的であり（試料 i'、j'）、薄い組み合わせ（試料 d'）や厚い組み合わせ（試料 k'）では転位低減効果はやや小さい。膜厚が薄いと歪が不十分で転位低減効果が小さく、厚いと大きな歪みが新たに貫通転位を発生してしまうからと考えられる。表中の臨界膜厚 h_c ^{*)} とミスフィット転位密度の関係は 5.3 節で議論する。ここで

*1 $a_{\text{InAs}} = 6.058\ \text{\AA}$

行った in situ TC 処理は最適条件 (GaAs 層厚は $\approx 2 \mu\text{m}$ 、処理回数 4) であるので、得られた EPD の値 $2 \sim 3 \times 10^6 \text{cm}^{-2}$ は in situ TC 処理と $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層の組み合わせによって実現可能な最小限界に近いと考えられる。

表 5 - 1 TC 処理と $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層によるエッチピット密度の低減
(合計 In^* 層厚 $\approx 3.5 \mu\text{m}$)

試料	in situ TC*	$\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子**				EPD (cm^{-2})
		厚さ (\AA)	$\langle x \rangle$ ***	h_c **** (\AA)	ミスフィット転位 密度 (mm^{-1})	
a'	なし	なし	-	-	-	10×10^7
b'	なし	$100/100 \times 10$ 対	0.05	850	-	12×10^7
c'*****TC1		$100/100 \times 10$ 対	0.05	850	-	5×10^7
d'	TC1	$50/50 \times 10$ 対	0.05	850	2.6×10^3	1.3×10^7
e'	TC1	$100/100 \times 10$ 対	0.05	850	4.4×10^3	6×10^6
f'	TC4	なし	-	-	-	4.6×10^6
g'	TC4	$40/160 \times 10$ 対	0.02	2480	2.2×10^3	4.4×10^6
h'	TC4	$70/130 \times 10$ 対	0.035	1300	-	2.6×10^6
i'	TC4	$100/100 \times 10$ 対	0.05	850	3.6×10^3	2.4×10^6
j'	TC4	$200/100 \times 10$ 対	0.067	600	4.0×10^3	2.0×10^6
k'	TC4	$400/100 \times 10$ 対	0.08	490	7.4×10^3	2.4×10^6

* GaAs 層厚 $\approx 2 \mu\text{m}$ で ($300^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$ 5分 - 300°C) の繰り返し

** TC 処理した GaAs-on-Si の上に成長

*** 歪超格子全体の In の平均組成

**** In の平均組成 $\langle x \rangle$ における 60 度転位発生の臨界膜厚
(Matthews and Blakeslee⁹⁾ の理論)

***** 歪超格子成長後に TC 処理

図 5.1 には 10 対の $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}(100\text{\AA})/\text{GaAs}(100\text{\AA})$ からなる歪超格子中間層を形成した結晶の EPD の深さ分布を示す。比較のため as grown 結晶と in situ TC 処理結晶の結果もあわせて示す。熱処理なしに歪超格子を形成した場合には as grown 結晶に比べて層全体に渡って EPD が大きい。この原因は歪超格子そのものが転位を発生していること、つまり incoherent な成長が起こったためと考えられる。熱処理を十分に施した後に形成した歪超格子の効果は歴然であり（試料 i'）、TC 処理層の鈍化した EPD の減少傾向が歪超格子層によって再び急峻になり、効果的に転位低減が実現されている。

さらに図 5.1 において EPD の減少傾向を比較すると（例えば f' と i'）、歪超格子中間層の下側にある TC 処理 GaAs 中の EPD は Si 基板付近で大幅に低くなっており、さらに歪超格子中間層の上側の GaAs 再成長層でもその減少傾向は顕著である。これは $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子が発生するせん断歪み場がその上下 GaAs 層にまで及ぶ結果、転位が滑り運動して同じく滑り運動している転位と出会う確率も高くなり、転位どうしの反応が進んだためと推定される。GaAs-on-Si からの 4.2 K ホトルミネッセンス波長シフトを測定して式 (2.5) から結晶歪を算出した結果を図 5.2 に示す。歪超格子によってエピタキシャル層全体にわたって大きさ 0.3×10^{-3} 程度の引っ張り歪の増加（応力にして $0.2 \times 10^9 \text{ dyn/cm}^2$ の増加）を確認できる。

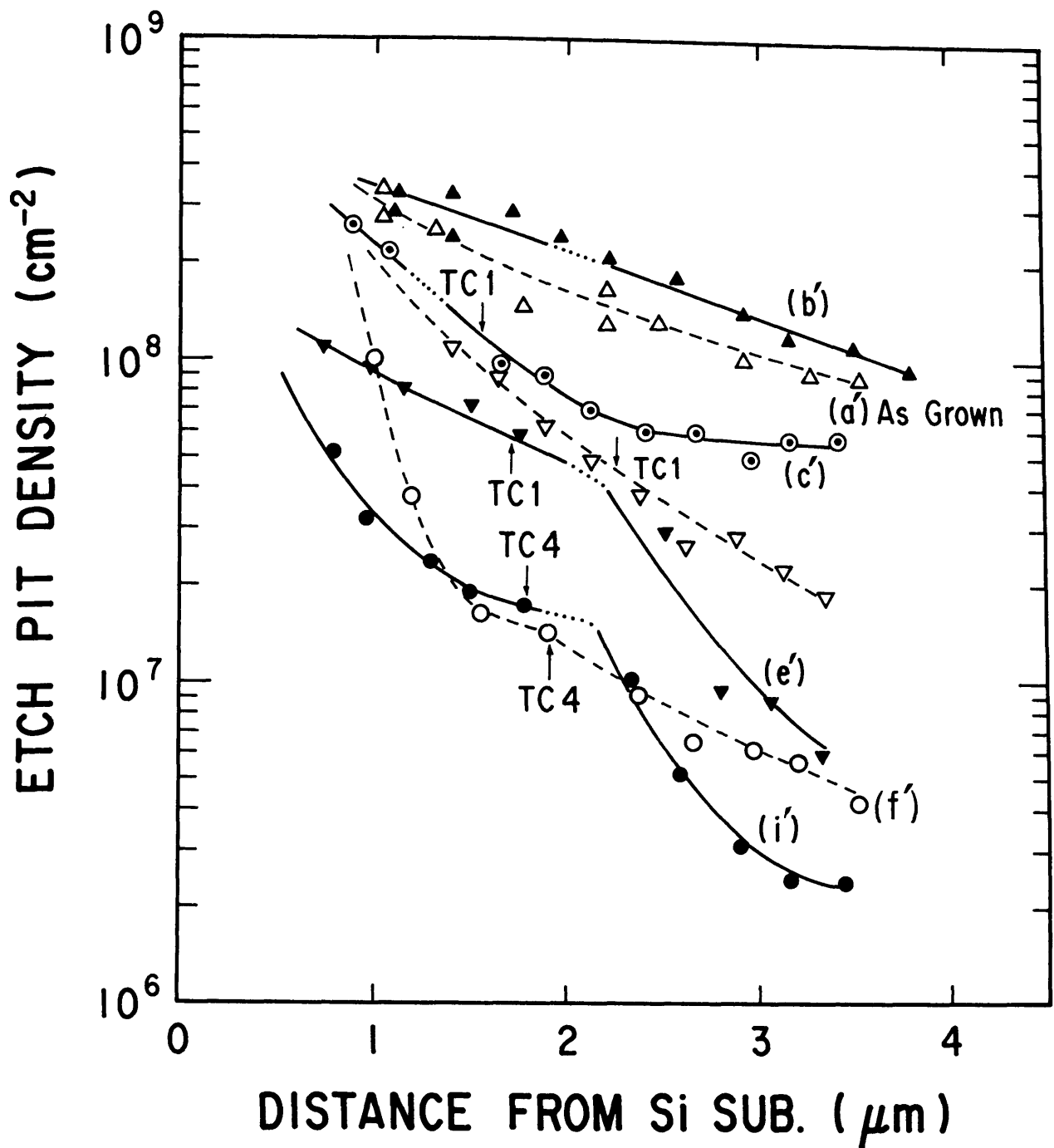


図 5 . 1 歪超格子中間層を有するGaAs-on-SiのEPD深さ分布
 歪超格子は10対の $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}(100\text{\AA})/\text{GaAs}(100\text{\AA})$ 。歪超格子層付近では明確なエッチピットが得られずEPDは不明。従って図中.....は歪超格子の深さ位置を示すが、EPDの値は示していない
 図中の記号は表5-1の試料番号

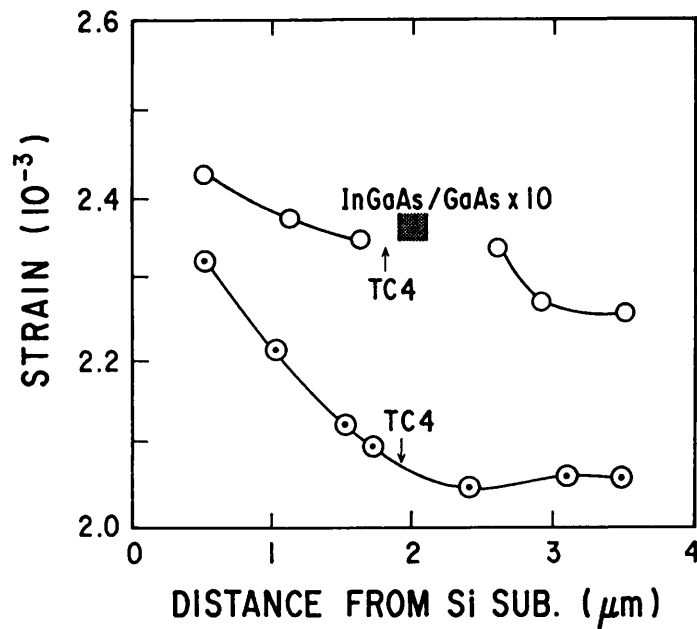


図 5.2 PL スペクトルシフトから求めた GaAs-on-Si の引っ張り歪分布
歪超格子は 10 対の $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}(100\text{ \AA})/\text{GaAs}(100\text{ \AA})$ 。測定は 4.2 K

5.3 透過電子顕微鏡による転位観察と転位低減機構

as grown 結晶中に存在する転位をおおまかに分類して、大部分が滑り運動が許されないが上昇運動が可能な転位であると仮定すれば、その上に歪超格子を形成しても EPD の減少効果は小さい。しかし、TC 処理を十分に施せば上昇運動が可能な転位は大部分が除去されるので、あとに残った転位は滑り運動が可能であるから歪超格子によって運動し、効果的に転位が低減すると思われる。これまでの実験結果からしてこの考えは妥当なものと思なされるが、以下、この観点に立って歪超格子付近の転位の挙動とその解析をおこなう。

$\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層を導入した GaAs-on-Si の断面 TEM 像を図 5.3 に示す。Si 基板界面から伸びた貫通転位が歪超格子層に捕捉される結果、上部 GaAs 層中に伸張する転位が低減している様子は図 5.1 に示した EPD の深さ分布を明瞭に説明している。ここで特徴的なのは、個々の $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ ヘテ

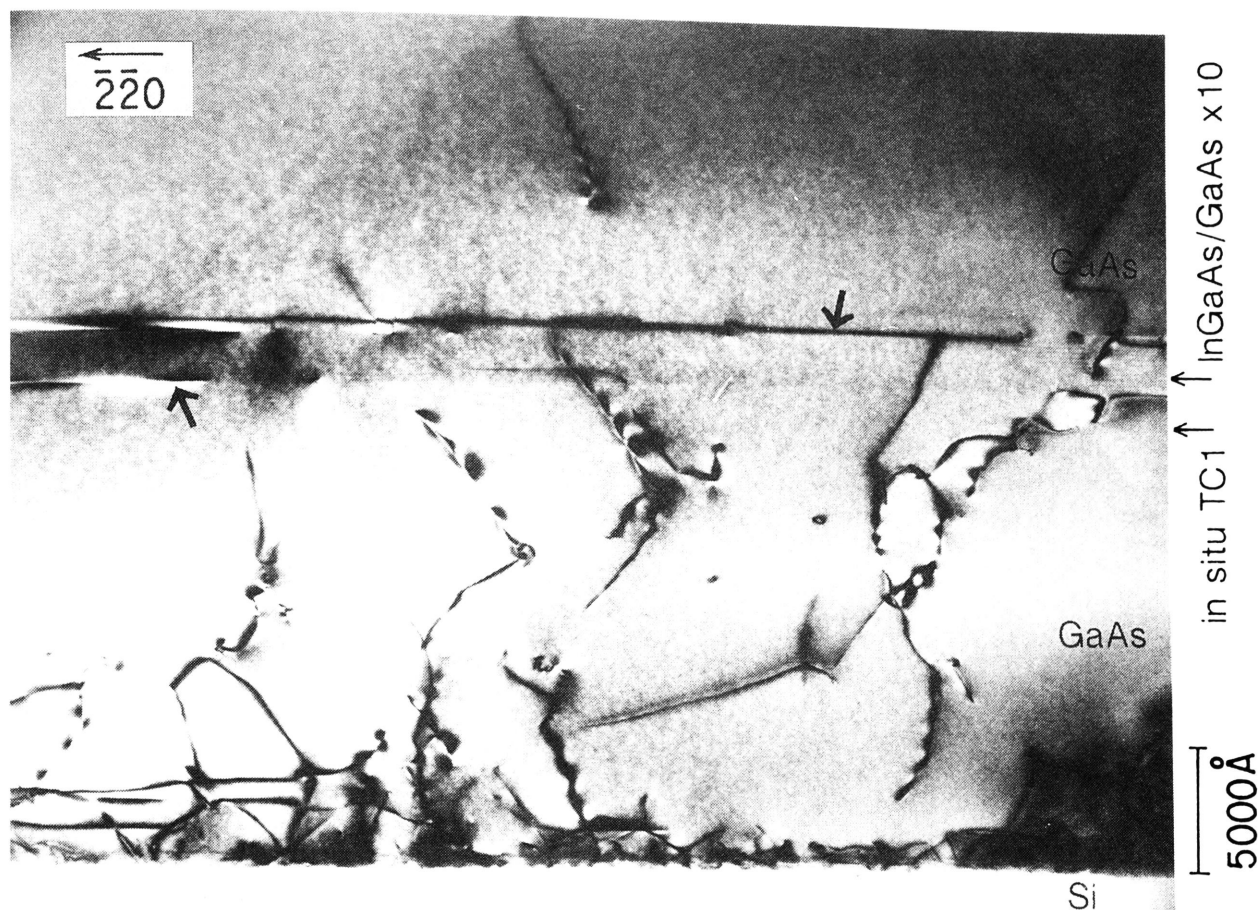


図 5.3 in situ TC1 GaAs層上に 10 対の $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}(100\text{Å})/\text{GaAs}(100\text{Å})$ 歪超格子中間層を導入した GaAs-on-Si の断面 TEM 像
矢印は歪超格子の上下界面に発生したミスフィット転位。観察方向は $[1\bar{1}0]$ で試料は表 5-1 (e')

ロ界面ではなく、歪超格子層の上下界面に沿って像コントラストがみられることであって、上下界面にはミスフィット転位が集中していることがわかる。これは歪超格子層全体が単一の層としてミスフィット転位の挙動に関係していることを示唆する。このような考えで計算した歪超格子中間層全体の In の平均組成 $\langle x \rangle$ と、 $\langle x \rangle$ に対応する等価的な臨界膜厚 h_c は表 5-1 に示した通りである。歪超格子層の全膜厚が等価的な臨界膜厚よりもある程度厚い場合には EPD の低減効果が大きいことがわかる。

貫通転位とミスフィット転位の動きをしらべるために、歪超格子界面付近の平面 TEM 像をステレオ観察した。図 5.4 はその観察結果であって、格子状の転位群は同一平面上に見えるので歪超格子の上または下界面に形成されたミスフ

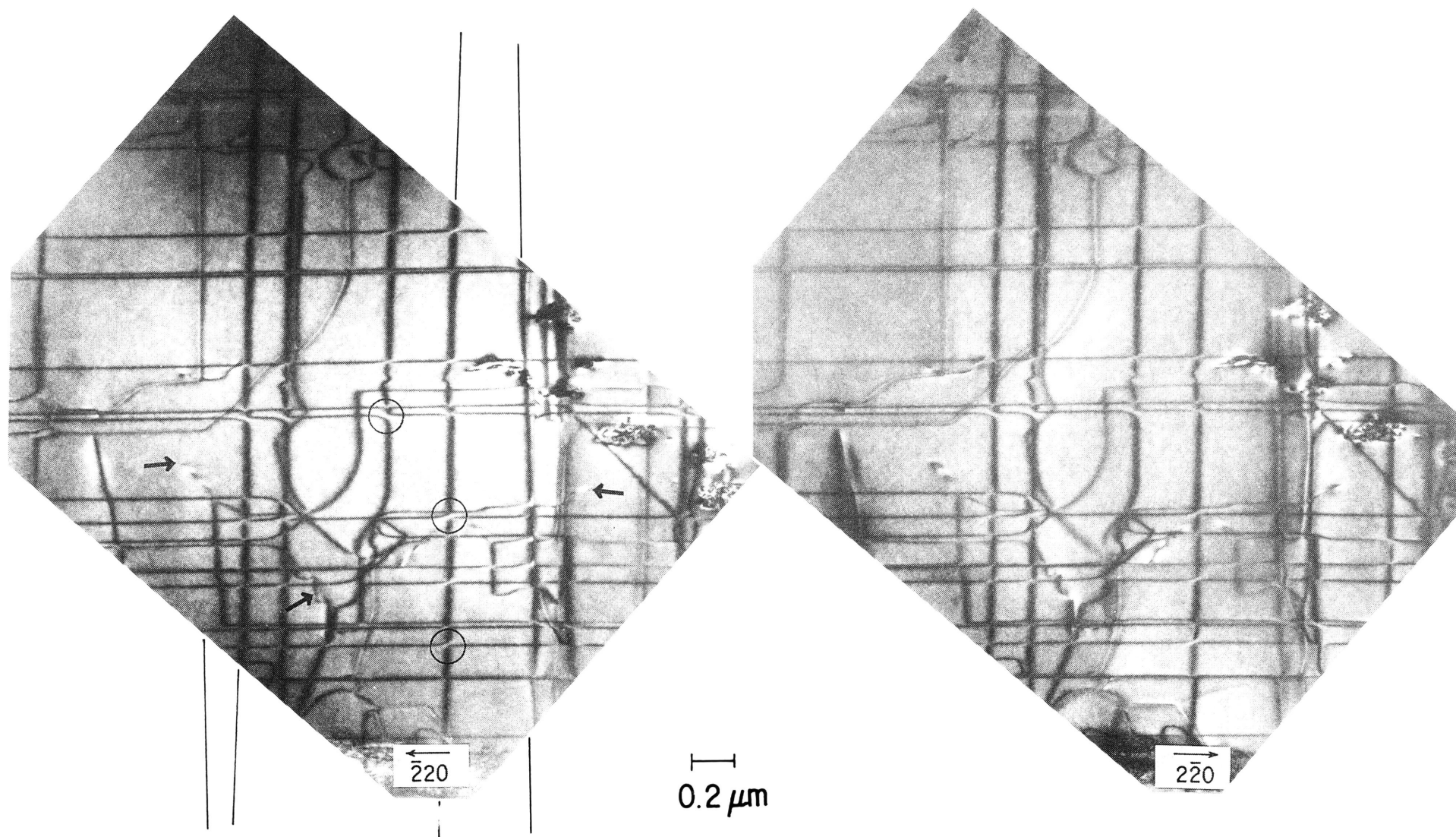


図 5 . 4 歪超格子界面付近をステレオ観察した平面TEM像
矢印は歪超格子界面から外れて伸長する貫通転位、○印は図 5 . 7
に示した 60 度転位の反応。試料は表 5 - 1 (e')

イット転位と解釈できる。このミスフィット転位はTEM観察の回折条件 220 、 $2\bar{2}0$ 、 $\bar{4}00$ 、 040 いずれの場合でも消滅せず、式(4.4)(4.5)で与えられる像コントラストの消滅則にあてはめて 60° 転位であることが確認できた。また矢印はミスフィット転位が歪超格子界面からはずれてGaAs層中に伸長して貫通転位を形成している箇所であり、ミスフィット転位の源がMatthewsが指摘⁸⁾するように貫通転位であり、5.1節で述べた(1)の機構が起こっていることがわかった。すなわち歪超格子に起因するせん断応力場によって貫通転位の先端が滑り運動を起こして界面にミスフィット転位を形成、貫通転位の結晶表面への伸長が停止したと考えられる。このようにして貫通転位が減少するにはミスフィット転位が不可欠であり、事実、図5.5に示すようにEPDはミスフィット転位密度の増加につれて減少することが確認できた。同図は歪超格子の層厚が厚すぎてもEPDが増加する傾向を示している。これは大きな結晶歪みを緩和するためにミスフィット転位が増殖(Hagen-Strunk機構²²⁾)するようになり、その際5.1節で述べた(2)の機構によってミスフィット転位が表面から導入されるためと推定出来る。このような歪超格子と転位の挙動を模式的に図5.6に示す。歪超格子の厚さが等価臨界膜厚 h_c よりも薄い場合にはせん断応力が小さいので、貫通転位の伸張方向は滑り運動によって曲げられることはあってもミスフィット転位にはなり得ないので貫通転位の低減効果は小さい。

60° 転位の発生には $\{111\}$ 面上の滑りが必要であり、図5.4に見られる転位の分布と滑り面との関係は図5.7(a)によって説明できる。Si(001)基板は $[110]$ 方向に 2° off axisしているので、 $(\bar{1}\bar{1}1)$ が歪超格子層と交わる線は $[\bar{1}10]$ と平行であるが、 $(1\bar{1}1)$ と $(\bar{1}11)$ が交わる線は $[110]$ からこの角度だけずれる。この様子は図5.4に示すように非平行な転位線として観察できる。 $\{111\}$ 面上に転位が形成される機構としては滑りしかなく、それによって形成可能な転位を表5-2にまとめる。この表で滑り系2と3、4と5、6と7、8と1は同じバーガーズベクトルを持つが、滑り面が

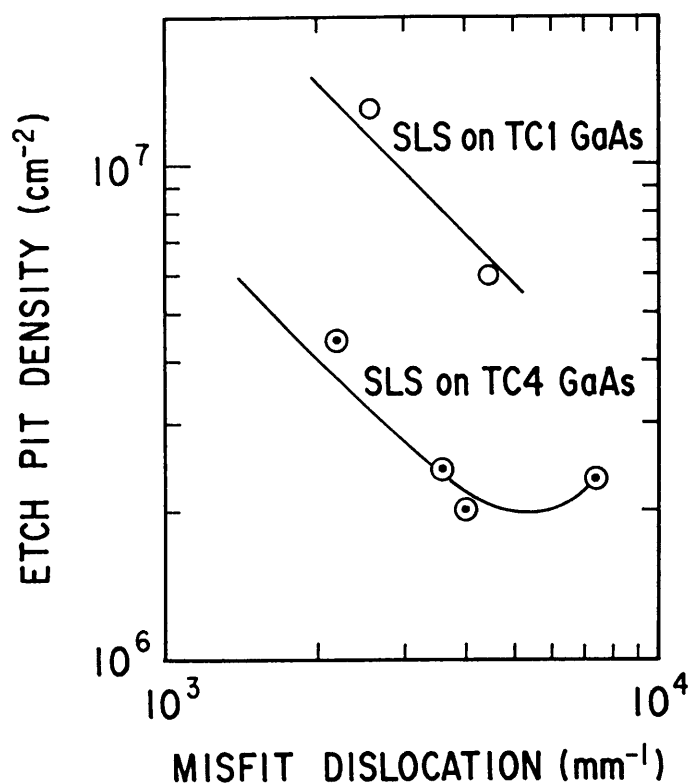


図 5.5 歪超格子中間層 (SLS) を形成した GaAs-on-Si の E P D と S L S 界面におけるミスフィット転位密度の関係

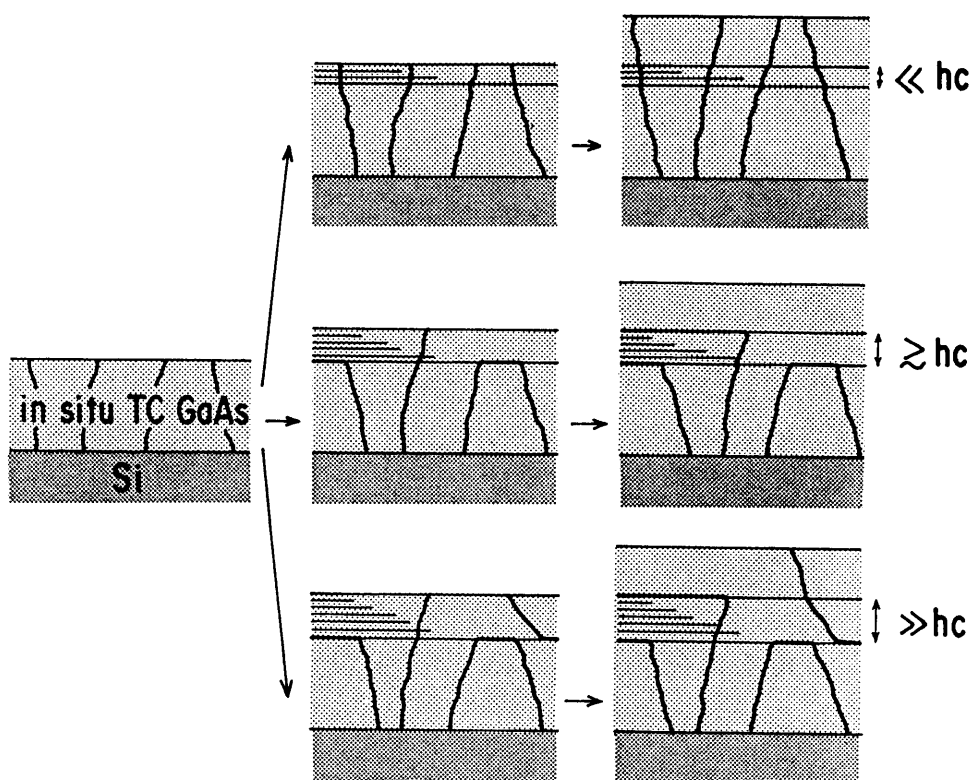


図 5.6 歪超格子による GaAs-on-Si の転位低減過程
in situ TC 処理した GaAs 層中には滑り運動が可能な転位のみが残っていると仮定

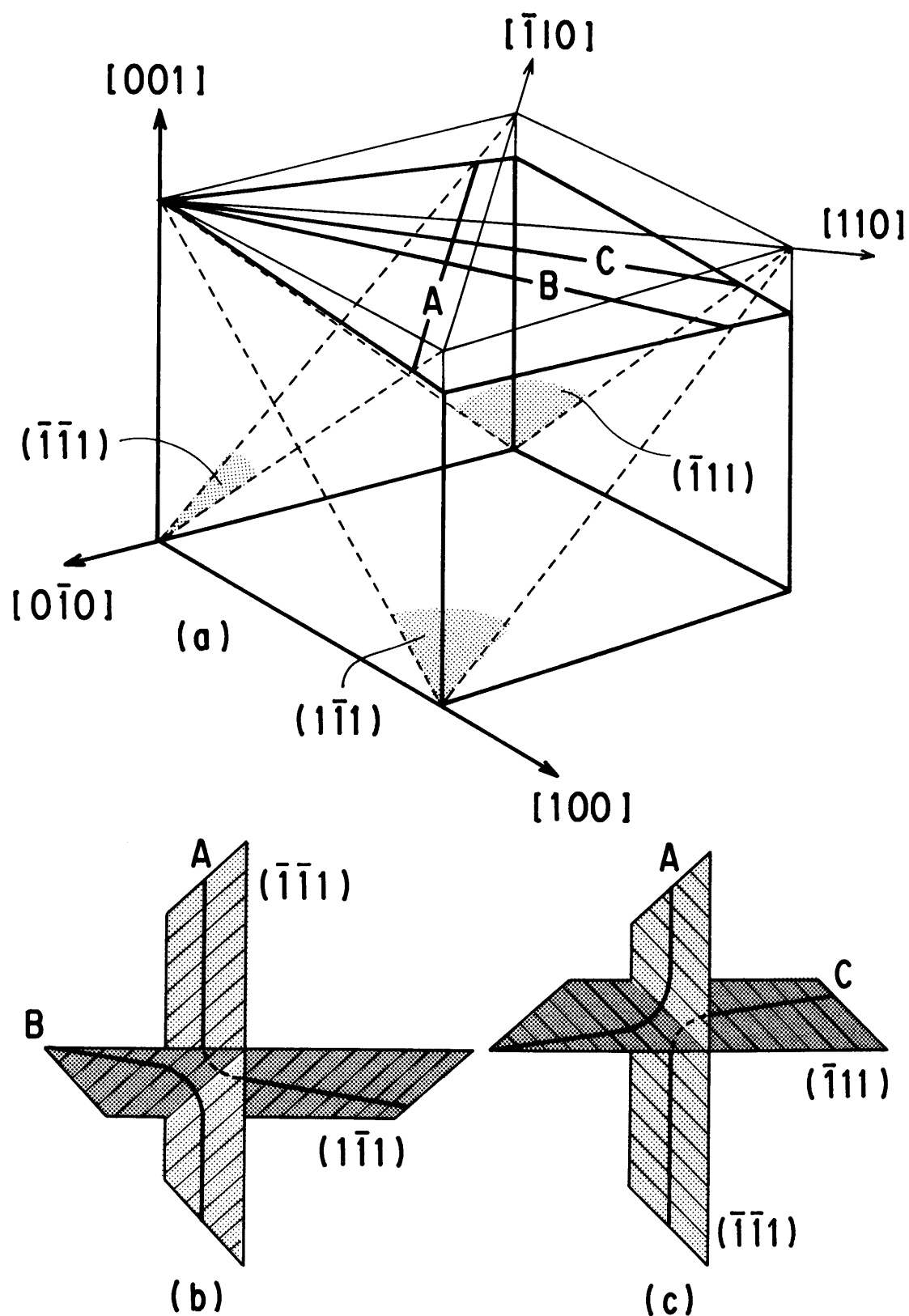


図 5.7 歪超格子中間層界面における 60 度転位の構造

(a) は転位線方向と滑り面との関係

(b) は $\mathbf{b} = (a/2) [0\ 1\ 1]$ の転位 A (滑り系 6) と B (滑り系 7) の交差、
 (c) は $\mathbf{b} = (a/2) [1\ 0\ 1]$ の転位 A (滑り系 5) と C (滑り系 4) の交差
 を示し、斜線は滑り方向を表す

異なるので転位線の方法は異なる。転位線 A を滑り系 6 による転位とし、転位線 B を滑り系 7 による転位とすれば両者は同じバーガースベクトルを持つので、両者は図 5.7 (b) に示すような交差滑り反応を起こして転位のどの部分でも同じバーガースベクトルを維持することが可能となり、従って転位の歪みエネルギーも変化しない。同様に図 5.7 (c) は滑り系 5 と滑り系 4 の転位の交差による反応を示す。このような転位線の反応は図 5.4 において○印部に確認出来る。

表 5 - 2 $\{111\}$ 面上の滑りによって (001) 面に形成可能な転位

滑り系	滑り面	バーガースベクトル \mathbf{b}	転位線の方法 \mathbf{u}
1	(111)	$(a/2) [\bar{1}01]$	$[\bar{1}10]$
2	"	$(a/2) [0\bar{1}1]$	"
3	$(\bar{1}11)$	$(a/2) [0\bar{1}1]$	$[110]$
4	"	$(a/2) [101]$	"
5	$(\bar{1}\bar{1}1)$	$(a/2) [101]$	$[\bar{1}10]$
6	"	$(a/2) [011]$	"
7	$(1\bar{1}1)$	$(a/2) [011]$	$[110]$
8	"	$(a/2) [\bar{1}01]$	"

次に図 5.7 (a) で示した転位線 B と C の反応の可能性を調べる。この場合お互いの転位は直交することはないが、完全に平行ではないので交差する可能性がある。図 5.8 は転位線 B と C を真上から見おろしたモデル図であって、60 度転位どうしが次式で表される反応を起こして交差部付近に 90 度転位を形成した状態を示す。この反応は次式で表される。

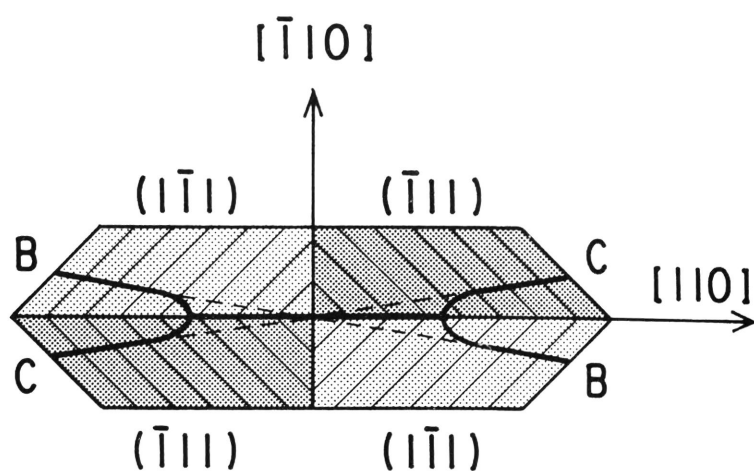


図 5 . 8 非平行な 60 度転位 B ($\mathbf{b} = (a/2) [011]$) と C ($\mathbf{b} = (a/2) [\bar{1}0\bar{1}]$) の反応による 90 度転位 ($\mathbf{b} = (a/2) [\bar{1}10]$) の形成
 転位 B は $(1\bar{1}1)$ 面上の滑り系 7、転位 C は $(\bar{1}11)$ 面上の滑り系 4

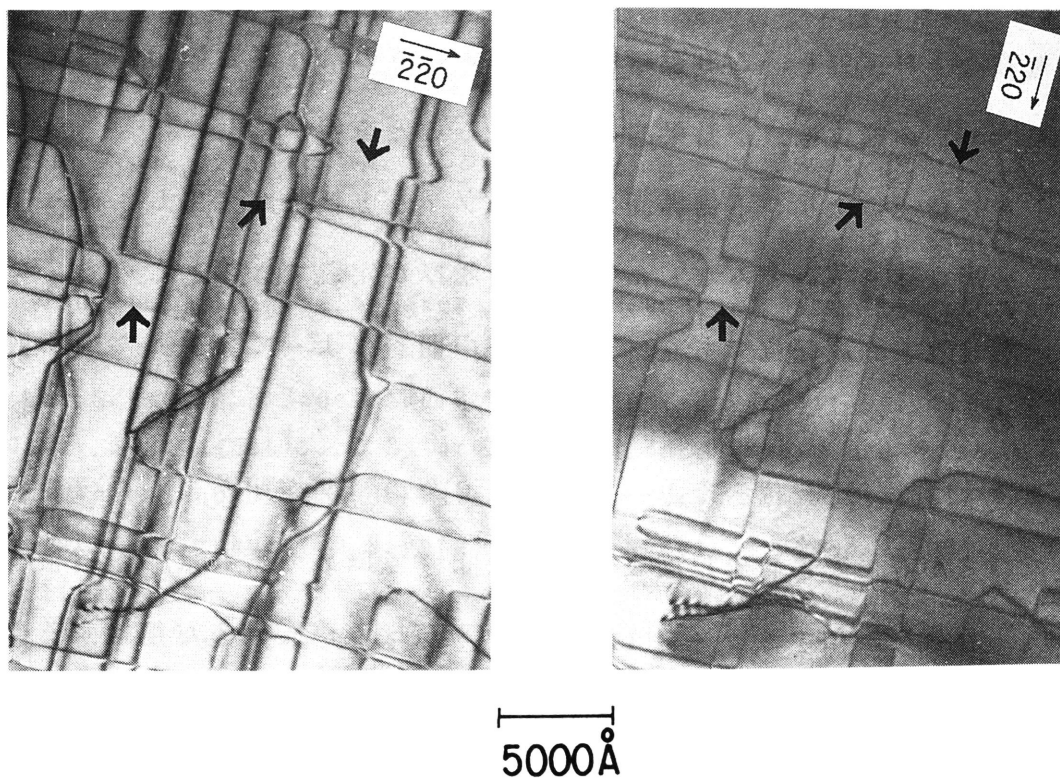


図 5 . 9 平面 TEM で観察した非平行な 60 度転位と 90 度転位
 矢印が図 5 . 8 に示す反応でできた 90 度転位

$$(a/2) [0\ 1\ 1] + (a/2) [\bar{1}\ 0\ \bar{1}] \rightarrow (a/2) [\bar{1}\ 1\ 0] \quad (5.2)$$

ここで第1項は滑り系7を持つ転位Bのバーガーズベクトルで、第2項は滑り系4を持つ転位Cのバーガーズベクトルである。この反応によって転位の歪みエネルギーは半分に減少するので容易に起こる現象と考えられる。このような転位を図5.9において矢印で示す。交差によってできた直線状の転位は像コントラストの消滅則から90度転位であることが確認できる。

5.4 まとめ

本章ではInGaAs/GaAs歪超格子中間層によるGaAs-on-Siの転位低減効果を調べた。効果的な転位低減作用を得るための歪超格子中間層の厚さとその等価臨界膜厚との関係を調べ、その最適構造を決定した。さらに貫通転位と歪超格子界面におけるミスフィット転位の関係を調べた。特に第4章で考察したTC処理による転位の上昇運動と、この歪超格子による転位の滑り運動の相補的な作用によってGaAs-on-Siの転位低減が効果的に実現することを明かにした。

(1) 歪超格子の上及び下側界面にはミスフィット転位が発生し、従って歪超格子層全体を一層とみなした等価臨界膜厚が定義できる。このミスフィット転位は60度転位であり、歪超格子中間層によって発生した内部応力はこの新しい転位を界面近傍に安定化する。

(2) ミスフィット転位密度とGaAs層のEPDの相関を明かにした。歪超格子の厚さが等価臨界膜厚程度またはそれよりも厚めであれば、歪超格子の格子不整合を緩和するミスフィット転位の源はMatthews等が指摘するように貫通転位である。歪超格子に起因するせん断応力場で貫通転位の先端が滑り運動を起こす結果、歪超格子の上下界面にミスフィット転位として安定化し、その結果転位密度は減少する。

(3) 歪超格子の厚さが臨界膜厚より十分厚い場合には、歪超格子の格子不整合

を緩和するためにミスフィット転位は増殖し、その結果新たに貫通転位が発生する。増殖するミスフィット転位はHagen-Strunk機構によって結晶表面から滑り運動によって導入されたと推定される。

(4) Si基板のoff axisに関連して60度ミスフィット転位どうしの浅い角度の交差反応が発生し、あらたに90度転位が発生する。

(5) GaAs表面のEPDはas grown結晶で $10 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ 、in situ TC処理を施した場合で $4 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ 、in situ TC処理を施した後に歪超格子中間層を形成した結晶で $2 \sim 3 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ と減少した。in situ TC処理での貫通転位減少がすべて上昇運動に起因し、歪超格子中間層による貫通転位の減少がすべて滑り運動に起因したものと仮定すれば、GaAs-on-Siの全転位のうち96%が上昇運動可能な転位、1~2%が滑り運動が可能な転位である。

(6) TC処理によって上昇運動が可能な転位を低減し、次に残った滑り運動が可能な転位を歪超格子界面に吸着する構造は、表面近傍の結晶性に優れたGaAs-on-Siを実現するのに最適な方法である。

文 献

- 1) T. Soga, S. Hattori, S. Sakai, N. Takeyasu and M. Umeno, J. Appl. Phys., **57**, 4578 (1985).
- 2) R. Fischer, D. Neuman, H. Zabel and H. Morkoc, Appl. Phys. Lett., **48**, 1223 (1986).
- 3) N. El-Masry, N. Hamaguchi, J. C. L. Tarn, N. Karam, T. P. Hamphreys, D. Moore, S. M. Badair, J. W. Lee and J. Salerno, Mater. Res. Soc. Symp. Proc., **91**, 99 (1987).
- 4) T. Nishimura, K. Mizuguchi, N. Hayafuji and T. Murotani, Japan. J. Appl. Phys., **26**, L1141 (1987).
- 5) J. H. van der Merwe, Surface Sci., **31**, 198 (1972).
- 6) J. H. van der Merwe and C. A. Ball, 'Epitaxial Growth' edited by J. W. Matthews (Academic Press, New York 1975) Part B, Chap. 6.
- 7) J. W. Matthews, J. Vac. Sci. Tech., **12**, 126 (1975).
- 8) J. W. Matthews, 'Epitaxial Growth' edited by J. W. Matthews (Academic Press, New York 1975) Part B, Chap. 8.
- 9) J. M. Matthews and A. E. Blakeslee, J. Cryst. Growth, **27**, 118 (1974).
- 10) J. M. Matthews and A. E. Blakeslee, J. Cryst. Growth, **29**, 273 (1975).

- 11) J. M. Matthews and A. E. Blakeslee, J. Cryst. Growth, **32**, 265 (1976).
- 12) I. J. Fritz, P. L. Curly and L. R. Dawson, Appl. Phys. Lett., **51**, 1004 (1987).
- 13) I. J. Fritz, Appl. Phys. Lett., **51**, 1080 (1987).
- 14) I. J. Fritz, S. T. Picraux, L. R. Dawson and T. J. Drummond, Appl. Phys. Lett., **46**, 967 (1985).
- 15) T. G. Anderson, Z. G. Chen, V. D. Kulakovski, A. Vddin and J. T. Vallin, Appl. Phys. Lett., **51**, 752 (1987).
- 16) R. People and J. C. Bean, Appl. Phys. Lett., **47**, 322 (1985).
- 17) P. M. Maree, J. C. Barbour, J. F. van der Veen, K. L. Kavanagh, C. W. T. Bulle-Lieuwma and M. P. A. Vieggers, J. Appl. Phys., **62**, 4413 (1987).
- 18) R. H. M. van de Leur, A. J. G. Schellingerhowt, F. Tuinstra and J. E. Mooji, J. Appl. Phys., **64**, 3043 (1988).
- 19) Y. Ohmachi, Y. Kadota, Y. Watanabe and H. Okamoto, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., **144**, 297 (1989).
- 20) H. Okamoto, Y. Watanabe, Y. kadota and Y. Ohmachi, Japan. J. Appl. Phys., **26**, L1950 (1987).
- 21) Y. Watanabe, Y. Kadota, H. Okamoto, M. Seki and Y. Ohmachi, J. Cryst. Growth, **93**, 459 (1988).
- 22) W. Hagen and H. Strunk, Appl. Phys., **17**, 85 (1978).

第6章 GaAs-on-Si太陽電池

6.1 はじめに

衛星搭載用の太陽電池として最初に開発されたのはSi太陽電池であって効率向上や軽量化は現在も進められているが¹⁾、効率は12～14%程度にとどまるために衛星の限られた面積でより大きな電力を得る際の制限要因となっている。一方では益々増える情報通信に対処するために通信や放送衛星開発への期待が高まり、それに伴う太陽電池の高出力化に対処すべくあらたにGaAs太陽電池²⁾が開発され、1988年には世界で初めて実用衛星(CS3)に搭載されて打ち上げられた。このGaAs太陽電池は効率18%とSi太陽電池に比べるとはるかに高い効率を持っている上、放射線劣化が少ない等のGaAs特有の優れた性能を有している。但しGaAsウェーハを基板としているためにコスト上昇、重量増の問題が残されることになった。このようにして衛星用太陽電池としてSi太陽電池に加えGaAs太陽電池が実用になったが、前者は軽量、低価格であるが放射線劣化によって寿命が短く、後者は高効率、長寿命であるが重く、高価格と一長一短である。著者はこの様な状況を鑑み、GaAsとSiの特徴を生かすべくGaAs-on-Si構造の太陽電池の研究を進めた。

GaAs-on-Si構造太陽電池の変換効率はGaAs層の結晶性を直接的に反映する。本章では変換効率とGaAs-on-Siの結晶性の関係を定量的に明らかにすると共に、第3章～第5章で得た高品質GaAs-on-Siを得るための中間層をもとにして太陽電池を製作、性能評価をおこなう。その結果、宇宙環境つまりAM0条件において実行変換効率18.3%³⁾⁴⁾が可能で効率と耐放射線性に優れた軽量GaAs-on-Si構造太陽電池が実現できることを示し、衛星用として有望であることを述べる⁵⁾⁶⁾。

6. 2 太陽電池の製作方法

結晶成長後の太陽電池製作の全工程の概略は以下の通りである。

- 1) 防反射膜形成 : 高周波プラズマCVD法 SiN_x 850 Å
- 2) 素子間メサエッチ : $\text{SiN}_x/\text{AlGaAs}$ 層エッチング (HF(1)+ NH_4F (7)で1分)
n-GaAs層までエッチング (H_2SO_4 (4)+ H_2O_2 (1)+ H_2O (20))
- 3) 表面電極形成 : モノクロルベンゼン (浸漬5分) によるホトレジスト表面の硬化処理
 $\text{SiN}_x/\text{AlGaAs}$ 層エッチング (HF(1)+ NH_4F (7)で1分)
p-GaAs層エッチング (H_2SO_4 (4)+ H_2O_2 (1)+ H_2O (20)で約3秒)
Ag(5500 Å)/Ti(500 Å)蒸着後リフトオフ
- 4) 裏面電極形成 : Si表面エッチング (HF(1)+ H_2O (9)で約10秒)
Ag(5500 Å)/Ti(500 Å)蒸着
- 5) ダイシング : ダイヤモンドスクライバ

なお、上記工程のうちホトリゾグラフィーに関しては、GaAs-on-Siウエーハの反りを考慮して非接触型の露光装置 (米国Tamarack社製162-127型) を使用した。

6. 3 太陽電池における中間層の効果

GaAs-on-SiのGaAs層には 10^9 dyn/cm^2 オーダーの内部応力が存在するために、GaAs本来の破断強度に比べるとかなり小さな外部荷重でクラックが発生することを4.3節で明らかにした。具体的にはGaAs層厚が $5 \mu\text{m}$ を越えるとクラックが発生しやすくなって、デバイスプロセスに支障があるために、エピタキシャル層の全厚を $5 \mu\text{m}$ 以下に抑える必要がある。高品質のGaAs-on-Siを実現するための中間層として、第3章でGe中間層、第4章でin situ TC処理GaAs中間層、第5章でIn

$\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層についてその効果を明かにしたが、上記厚さ制限を考慮したうえで効果的に太陽電池に導入する必要がある。ここではGaAsデバイスで従来取り入れられてきたAlGaAsについても新たに中間層としての評価を加え、GaAs-on-Si太陽電池の層構造を決定する。

6. 3. 1 AlGaAs中間層

AlGaAs/GaAsヘテロ構造における転位はGaAsレーザの劣化に関して調べられており、転位は点欠陥、ミスフィット応力、電気特性の違い等を介してヘテロ界面と相互作用する⁷⁾ことが知られており、GaAs-on-GaAs⁸⁾やGaAs-on-Si^{9),10)}構造でも調べられている。さらにGaAs-on-GaAs太陽電池では活性な $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ 中間層を成長すると成長系の残留酸素をゲッタするために、その後に成長する光電変換層特に $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ キャップ層の結晶性が向上して光電子の表面再結合が抑えられる等¹¹⁾副次的な効果も期待でき、本GaAs-on-Si太陽電池への導入にも期待が持てる。第5章では $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層によって転位が滑り運動をする結果、有効に貫通転位の低減が可能であることを明かにしたが、この歪超格子中間層の上には $0.5 \sim 1 \mu\text{m}$ 程度の距離すなわち緩衝層を介して光電変換層を形成する必要がある。転位密度が最少になるのは歪超格子中間層からある程度離れてからであり(図5.1)、しかもこの領域には結晶歪が残っている(図5.2)からである。そこでこの緩衝層内部に上記 $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ 層を形成して中間層としての効果を調べることにした。

図6.1はin situ TC4処理に引き続き、5対の $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層と、3層の $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ (500 \AA)中間層を 1000 \AA 間隔で形成したGaAs-on-Siの断面TEM像である。 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層付近の顕著な像コントラストはGaAs/Si界面付近と同様に結晶歪を反映したものである。 $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ 中間層によって表面に貫通しようとする転位の方法が変えられている様子が明確に示されており、Matthewsのモデル¹²⁾に従って転位が運動していること

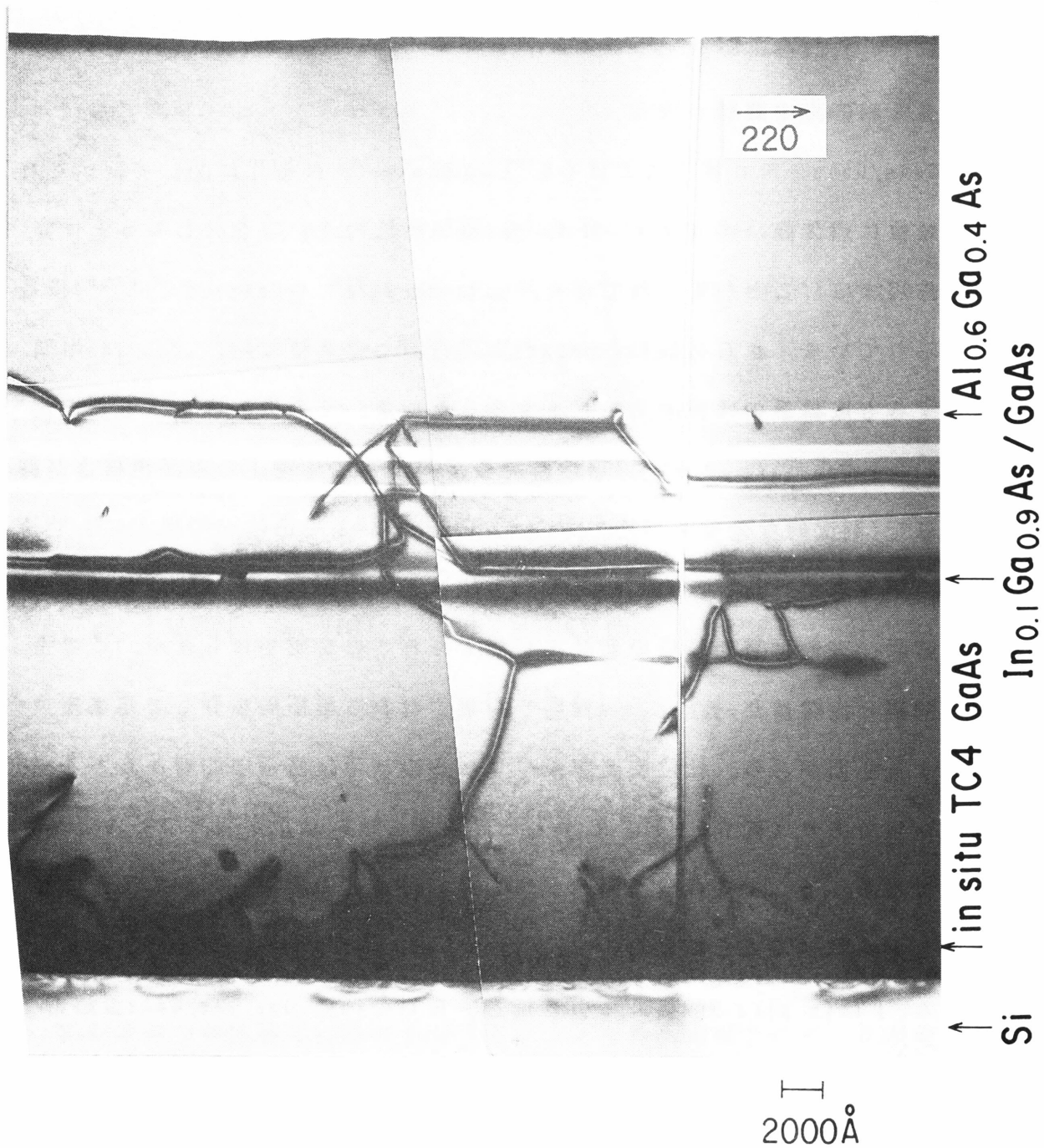


図 6 . 1 GaAs-on-Siの断面TEM像

中間層はin situ TC4処理GaAs、5対の $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}(100\text{ \AA})/\text{GaAs}(100\text{ \AA})$ 歪超格子、3層の $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}(500\text{ \AA})$ の3種類。試料は表 6 - 2 (c)

がわかる。 $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ は1層よりも3層のほうが転位の伝搬抑制に効果的であることも図から読み取れる。定量的には、 $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ が1層の時のEPDが $5.2 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ であるのに対して、3層では $3.6 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$ と減少傾向にあり、 $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ 中間層の有効性が確認された¹³⁾。このように光電変換層と $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層との間にこの AlGaAs 中間層を配置することは転位低減効果に加え、光電変換層に及ぶ歪を小さくするためにも有効な構造と結論できる。

6. 3. 2 Ge中間層

第3章ではSi基板上的Ge成長方法とその上のGaAs成長を検討したが、ここでは具体的に太陽電池を製作してGe中間層の有効性を再検討する。表6-1はGe中間層の効果を調べるために製作した太陽電池cellの性能比較である。cell(a)と(b)のGe中間層は第3章で述べた方法でMBE成長した¹⁴⁾。Ge上にGaAsをMOVPE装置で成長するに際しては同じく第3章で明らかにした水素中での表面処理

表 6 - 1 Ge中間層を用いたGaAs-on-Si太陽電池*

cell	中間層			転位密度 (cm^{-2})	真性効率** (AMO、%)
	Ge	GaAs	$\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$		
a	$0.5 \mu\text{m}$	$1.5 \mu\text{m}$ (TCなし)	$0.2 \mu\text{m} \times 3$ 層	4×10^7	11.0
b	〃	$1.5 \mu\text{m}$ (TC5)***	〃	測定不可	pn接合短絡
c	なし	$2.0 \mu\text{m}$ (TC10)	〃	2×10^7	13.4

* 光電変換層構造は6.3.3節参照

** 表面電極面積を差し引いた有効面積の変換効率

*** 荒れた結晶表面

(ここでは750℃で15分)によってantiphase domainの発生を防止した。

図6.2はcell(a)の表面を熔融KOHでエッチングした表面写真であり、エッチピットの方位からantiphase domainの発生はないことが確認出来る。cell(b)ではGaAsを成長後TC処理を行ったが、GaAsの表面は荒れてpn接合は短絡状態であった。原因はTC処理工程でGeとGaAsの反応が発生したためと考えられるが、TC処理なしのcell(a)のGaAs表面は鏡面で正常な太陽電池が製作できた。表からわかるように、効率はGe中間層よりもTC処理GaAs中間層を用いた方が高く、その原因はEPDに示されるように結晶性の違いにある。図6.3は表6-1(a)と(c)の分光感度特性の相対比較を示す。Ge中間層を用いたcell(a)の感度は全体的に低く、深達度が良い長波長領域ではその差が大きい。つまり、Ge/Si基板上GaAsの結晶性はGeに近い側で劣っていることを予測できる。図6.4はGaAs/Ge/Si構造の断面TEMである。GaAs/Geヘテロ界面には高密度の双晶や転位が発生しており、上記長波長域での低い分光感度特性が定性的に理解できる。GaAsとGeの格子整合性は良いからこの転位はミスフィット転位ではない。事実、ヘテロ界面には格子歪によると思われる像コントラストは見られない。

以上、下地Ge表面の水素中熱処理によってantiphase domainの発生が防止でき太陽電池効率は改善できたものの、結晶性の点からはさらに検討の余地があることがわかった。一方、EPD低減効果の観点から表4-1に示した熱処理実験結果と比較すると、Ge中間層の効果はTC1処理相当であって、サイクル数の多いTC処理GaAsに比べて中間層としての有効性は低い。しかも3.4節で指摘したようにGeのGaAs層への拡散の問題もある。これまでに得られたGaAs-on-Ge/Si構造太陽電池の効率¹⁵⁾¹⁶⁾¹⁷⁾¹⁸⁾に比べても本研究で得られた効率は格段に大きいとも言えず、これら問題点を総合的に考慮して以下の研究ではGe中間層を用いない構造で太陽電池を製作することにした。

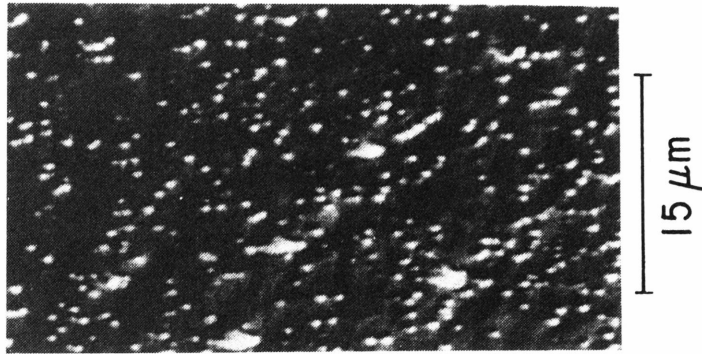


図 6 . 2 GaAs-on-Ge/Siを溶融KOHでエッチングした表面写真
 $E P D = 4.3 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ で試料は表 6 - 1 (a)

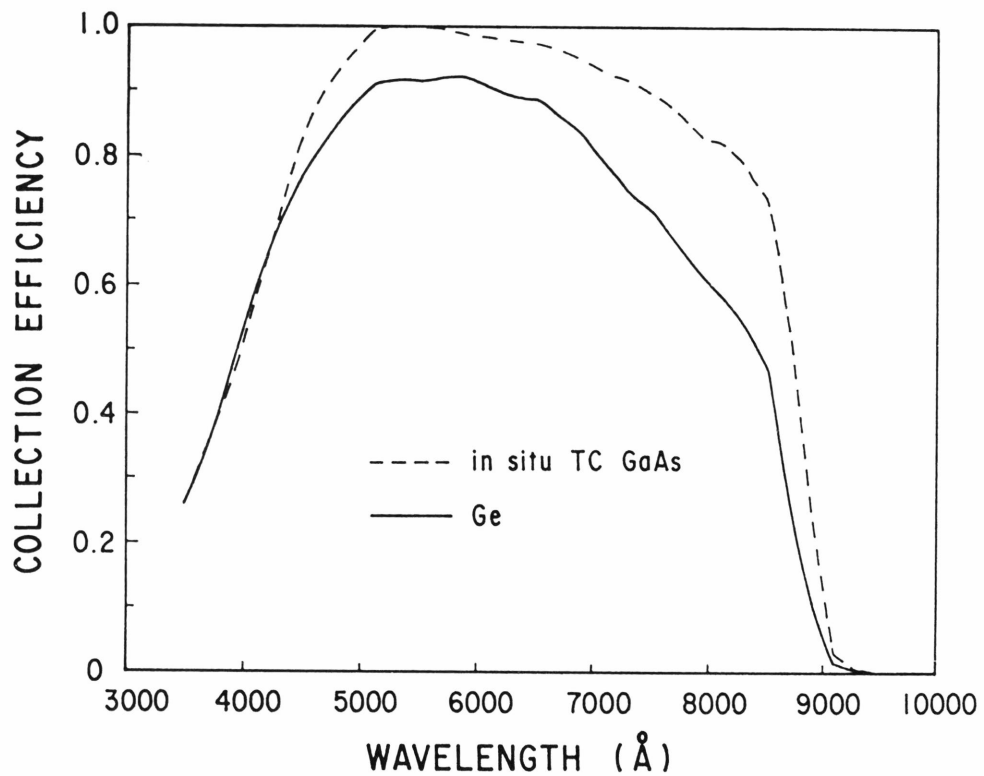


図 6 . 3 GaAs-on-Si太陽電池のAM0照射条件における分光感度特性の比較
 中間層はin situ TC処理GaAs中間層またはGe中間層。試料は表 6 - 1 (a)と(c)



図 6 . 4 GaAs-on-Ge/Siの断面 T E M 像

6. 3. 3 GaAs-on-Si太陽電池の構造

上記結晶成長技術をもとに製作した太陽電池の断面構造を図 6 . 5 に示す。最上面の防反射膜 (Antireflection coating: ARC) は窒化シリコンであり、耐湿性の低い $p^+-Al_{0.85}Ga_{0.15}As$ キャップ層の保護もかねる。GaAs よりもバンドギャップが大きい $Al_{0.85}Ga_{0.15}As$ キャップ層は、光電変換層内部に発生したキャリアが p^+-GaAs 表面で再結合するのを抑え、キャリアの収集効率つまり変換効率を高めるためのものである¹⁹⁾²⁰⁾。このキャップ層は太陽光に対する透明度を上げるために Al 組成を 85 % と高く、さらに厚さを 330 Å と薄くした。光電変換層は厚さ 0.5 μm の p^+-GaAs (Zn-dope, $p \sim 2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) と厚さ 1.3 ~ 1.5 μm の $n-GaAs$

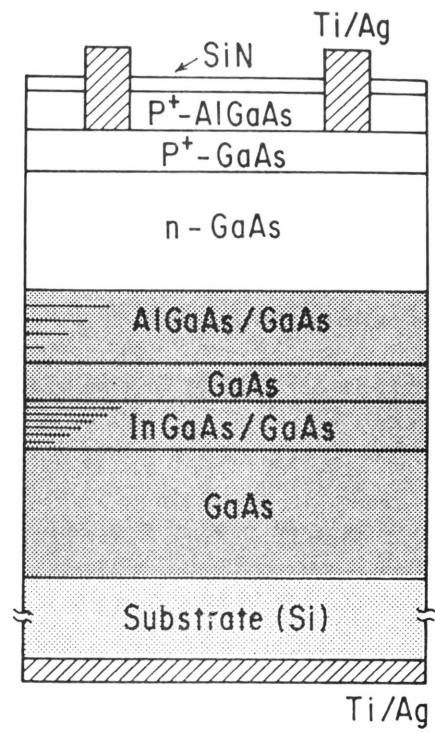


図 6 . 5 GaAs-on-Si 太陽電池の層構造

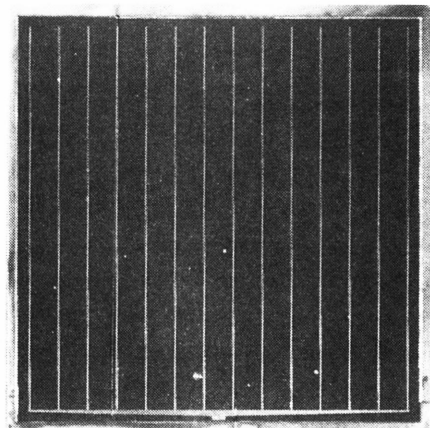


図 6 . 6 GaAs-on-Si 太陽電池の表面写真
1cm × 1cm

(Si-dope, $n \sim 5 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$)である²¹⁾。中間層はSi基板側からin situ TC処理したGaAs、 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層、 $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ 中間層から成る（いずれも $n \sim 5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ）。クラック発生を抑えるためにエピタキシャル層の全層厚は $5 \mu\text{m}$ 以内とすれば、光電変換層の合計層厚は約 $2 \mu\text{m}$ であるから、許容できる中間層の厚さは合計 $3 \mu\text{m}$ となる。そこでin situ TC4処理GaAs中間層の厚さを $1.7 \sim 2 \mu\text{m}$ 、 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}(100 \text{ \AA})/\text{GaAs}(100 \text{ \AA})$ 歪超格子中間層を5対または10対、 1000 \AA 間隔で $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}(500 \text{ \AA})$ 中間層を3層形成し、中間層の合計厚さを $3 \mu\text{m}$ 以下に抑えた。

GaAsとSiの熱膨張係数の不一致に伴うエピタキシャル層中へのクラックを防止するため、基板Si上の予め決められた領域にGaAsをエピタキシャル成長させる島状選択成長を取り入れた¹²⁾。電極材料は密着性とオーミック性の良いTi/Agであり、再現性良くオーミック性を取るために防反射膜とAlGaAsキャップ層をエッチングして直接 p^+ -GaAs上に形成した。太陽電池のサイズは 1 cm 角である。完成した太陽電池の表面写真を図6.6に示す。

6. 4 結晶性と太陽電池性能

本研究で製作した太陽電池の代表的な構造と性能を表6-2にまとめて示す。何の中間層をも介在させないcell(a)の効率は大きな転位密度を反映して8%どまりであるが、in situ TC4処理GaAs中間層を介在させたcell(b)の転位密度は 10^6 cm^{-2} 台に下がり、15%の効率が得られた。さらに $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層と $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ 中間層を導入することによって18%台から最高19.2%の効率を実現した。但し $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪超格子中間層の対数と $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ 中間層の厚さと層数に関し、表に示した範囲内では効率との明確な相関は見られない。cell(e)は最高の効率を示すが、エピタキシャル層厚は $5 \mu\text{m}$ と許容限界である。cell(f)はGaAs-on-GaAs構造太陽電池であるが、 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}/\text{GaAs}$ 歪

表 6 - 2 GaAs-on-Si太陽電池*の中間層と性能

cell	中 間 層			総厚 (μm)	転位密度 (cm^{-2})	真性効率 (AM0, %)
	GaAs μm TC	$\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}$ / GaAs** 厚さ \AA	$\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ / GaAs*** 厚さ \AA			
a	0.5 なし	なし	なし	2.9	9.8×10^7	8.3
b	1.7 TC4	〃	〃	2.9	8.4×10^8	15.1
c	〃 〃	100/100 \times 5対	500/1000 \times 3対	4.3	3.6×10^8	18.2
d	〃 〃	100/100 \times 10対	〃	4.4	4.8×10^8	18.2
e	2.0 TC5	100/100 \times 5対	200/1000 \times 5対	5.0	3.7×10^8	19.2
f****	なし	100/100 \times 10対	500/1000 \times 3対	2.9	$\sim 5 \times 10^8$	22.4

* 太陽電池の光電変換層構造は 6. 3. 3 節参照

** in situ TC処理GaAsの上に0.1 μm のGaAsを介して成長

*** InGaAs/GaAs中間層の上に0.3 μm のGaAsを介して成長

**** GaAs-on-GaAs構造

超格子中間層を有するにもかかわらず効率は22.4%と高く、歪超格子による悪影響は見られない。本研究で製作した代表的な太陽電池の効率と転位密度の相関を図6.7に示す。as grown状態のGaAs-on-Siに太陽電池を形成すると $\sim 1 \times 10^8 \text{cm}^{-2}$ の転位密度を反映して効率は10%未満にとどまり²²⁾、効率向上にはin situ TC処理GaAs中間層とInGaAs/GaAs歪超格子中間層の重要性が明かである。転位密度が 10^8cm^{-2} 台にまで低減できれば20%の効率を期待出来るが、全エピタキシャル層厚を5 μm 以下とする制限下では今後格段の成長技術の改善が要求される。但し、衛星搭載用に不可避な放射線被爆による効率劣化を考慮すると、6.5節で議論するように効率は本研究で得られた18%台で十分に意義がある。

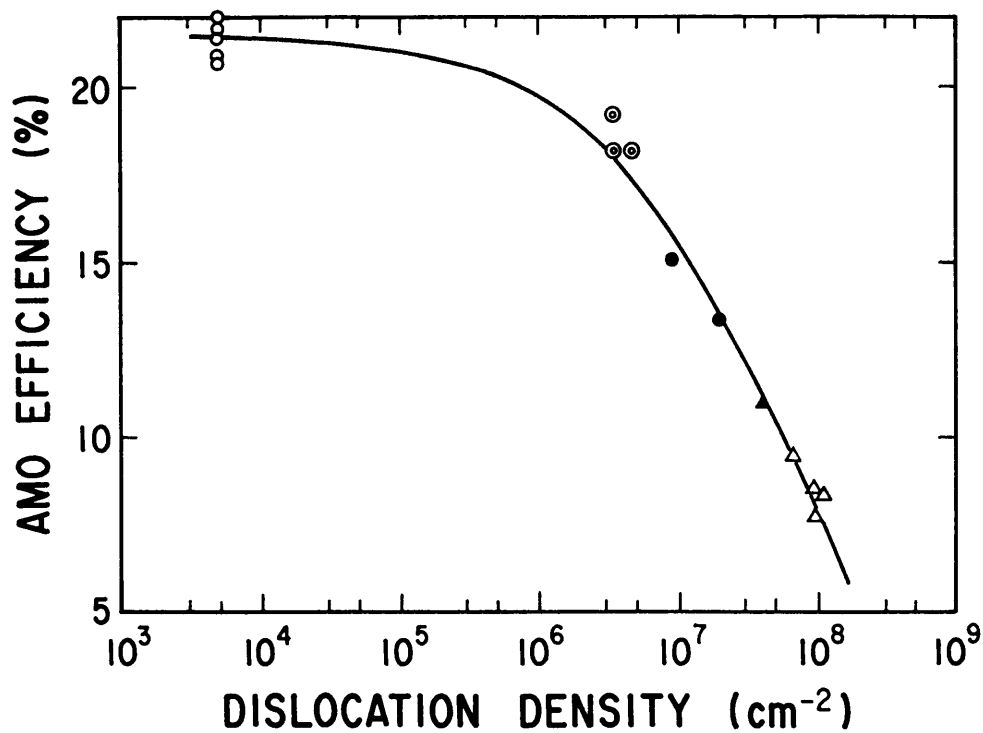


図 6.7 太陽電池の真性効率 (AM0) と転位密度 (EPD) の関係
 △ 中間層なし
 ▲ Ge 中間層
 ● in situ TC 処理 GaAs 中間層
 ⊙ in situ TC 処理 GaAs + InGaAs/GaAs 歪超格子 + AlGaAs 中間層
 ○ GaAs-on-GaAs 太陽電池

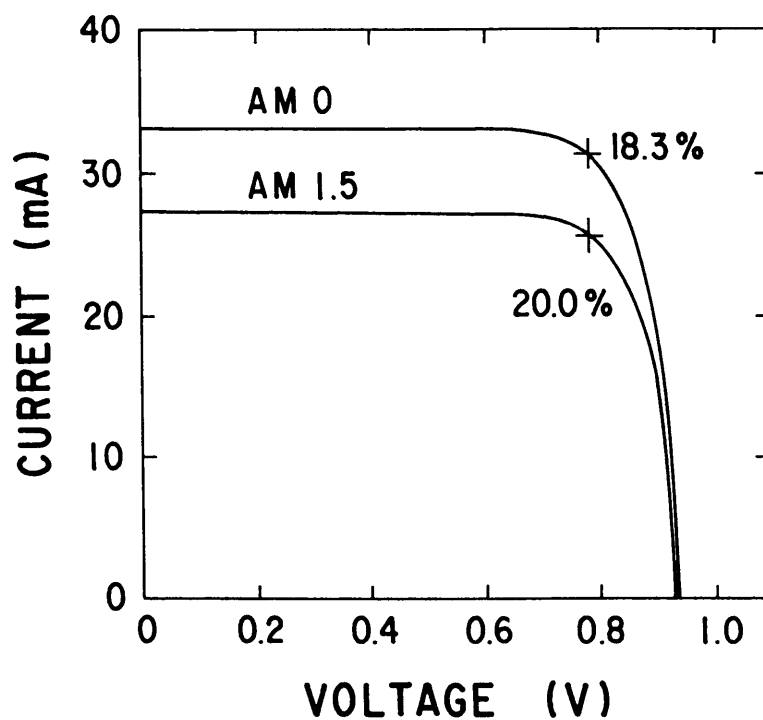


図 6.8 太陽電池の光照射時の電圧－電流特性と実効変換効率
 試料は表 6-2 (e) で電極が表面積を占める比率は 4.55 %

宇宙における太陽光条件 (AM0、 135.3 mW/cm^2) と地上における条件 (AM1.5、 100 mW/cm^2) における電流－電圧特性を図6.8に示す。AM0実効変換効率は18.3%、現在衛星搭載用として実用されている液層成長法で製作したGaAs-on-GaAs太陽電池と同じ程度の効率が実現されている。AM1.5条件での実効変換効率は20.0%でありいずれもGaAs-on-Si構造では過去最高である。図6.9は電子ビーム励起電流法*1によって観察した太陽電池表面の転位密度分布であり、この太陽電池の転位密度は $3.7 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ である。図6.10は代表的なGaAs-on-SiとGaAs-on-GaAs太陽電池の分光感度特性の比較例である。太陽電池表面からの光反射率スペクトルは同じであることを確認しており、感度の違いは防反射膜の性能ではなく、光電変換層の量子効率の差を反映している。長波長側ほど感度の差が大きくなるのはGaAs-on-Si中の転位の分布を反映するが、それ

*1 電子ビーム励起電流 (Electron beam induced current) 法：pn接合部に電子ビームを照射すると衝突電離によって電子－正孔対が発生する。空乏層内及び空乏層端から拡散長内で発生した少数キャリアはドリフトと拡散によってn側とp側に収集されて励起電流となる。転位等電子－正孔対の再結合中心があれば励起電流は小さく、結晶性の相対比較が可能。ここではSEMを用いて太陽電池表面を電子ビーム走査して電流の強弱を画像化した。密度 $\rho \text{ (g/cm}^3\text{)}$ の物質に加速電圧 $E_0 \text{ (kV)}$ で入射した電子ビームの飛程 $R_e \text{ (}\mu\text{m)}$ は次式で与えられる。[H. J. Leamy, J. A. P., 53(6)R51(1982)., M. Wada et al., J. J. A. P., 25, L780(1986)]

$$R_e = (0.0428 / \rho) E_0^{1.75}$$

図6.9は $E_0 = 10 \text{ kV}$ で観察したので $R_e \approx 0.5 \mu\text{m}$ 、表面からpn接合付近の転位分布を反映している。エッチング法と違って非破壊検査が可能であるが、pn接合またはショットキー接合が必要。

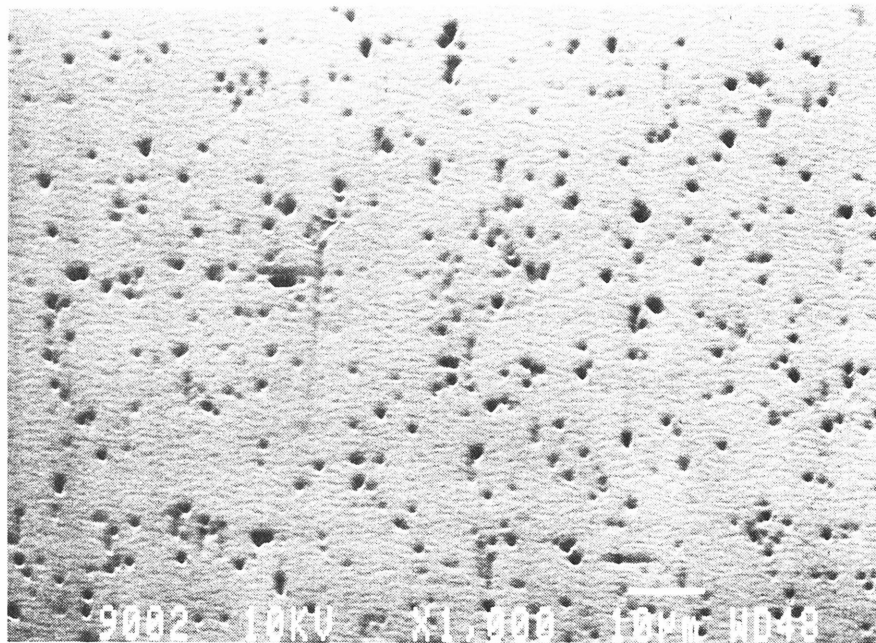


図 6 . 9 E B I C 法によって観察した太陽電池表面の転位密度分布
試料は表 6 - 2 (e) で転位密度は $3.7 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$

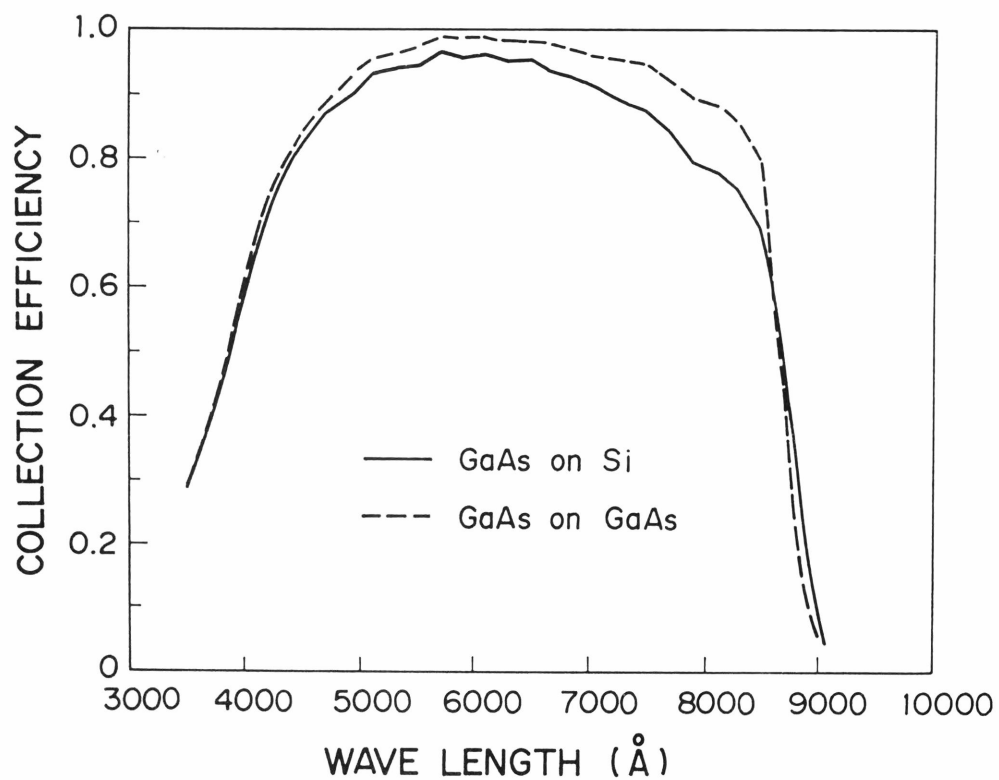


図 6 . 1 0 A M 0 照射条件における GaAs-on-Si (真性効率 17.3%) と GaAs-on-GaAs (真性効率 21.2%) 太陽電池の分光感度特性

でも両太陽電池は似た傾向を示しており、GaAs-on-Si太陽電池の優れた性能をうらづけている。分光感度の長波長端はGaAs-on-Si太陽電池の方が長波長側にシフトしているが、これは4.3節で議論したようにGaAs中の内部応力による禁制帯幅の縮小を反映²⁹⁾したものである。

6. 5 GaAs-on-Si太陽電池の宇宙環境への適用性

太陽電池は衛星の外部に太陽に向かって搭載されるために放射線（電子線，プロトンなど）を直接浴びることになり、耐放射線性は太陽電池の重要な性能である。低エネルギープロトンは太陽電池の表面に張り付けられたカバーガラスで遮蔽されるが、電子線と高エネルギープロトンはカバーガラスを容易に透過して太陽電池結晶に点欠陥を発生して変換効率の低下を招く。図6.11に1 MeVの電子線を照射したときの効率の測定結果を示す。同図より、電子線照射前つまり初期効率が18%のGaAs-on-Si太陽電池と同21%のGaAs-on-GaAs太陽電池のいずれもが $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ の照射では同程度の変換効率となり、初期効率の違いはさほ

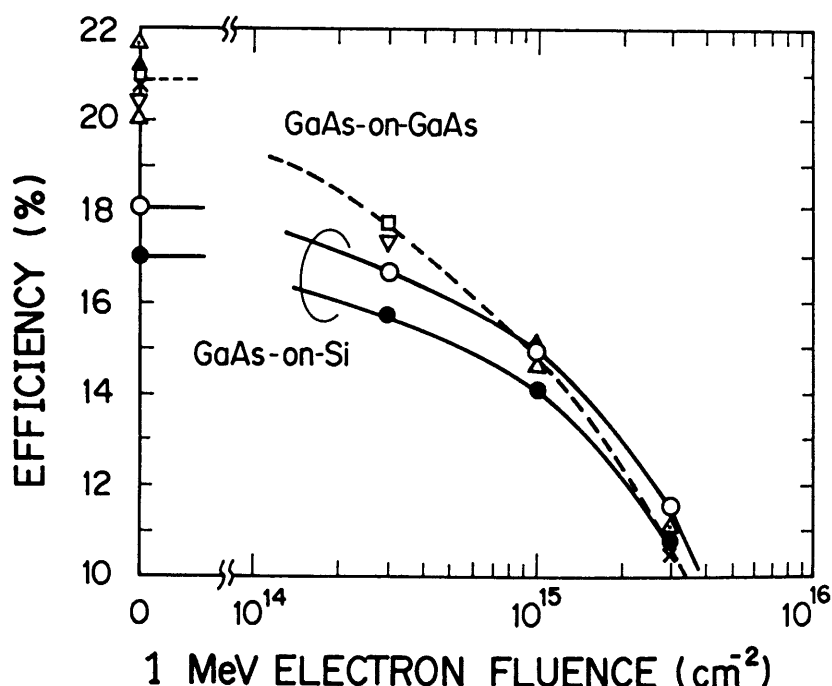


図6.11 1 MeV電子線照射によるAM0太陽電池効率の低下
同じ記号は同一の太陽電池から得たデータであることを示す

ど反映しないことがわかる。GaAs-on-Si太陽電池の効率はその結晶性を反映して初期効率は18%どまりであるが、初期効率が21%前後の高いGaAs-on-GaAs太陽電池は優れた結晶性を持つだけに電子線照射によって発生した欠陥による効率低下が著しい。放射線による性能劣化の程度は太陽電池の材料によって異なり、太陽電池の被爆照射線量は衛星軌道や太陽電池の実装形式によって変わる。静止軌道上の衛星が10年間に被爆する累積放射線量は1 MeV 電子線に換算して最大 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ とされている。従って、寿命10年の衛星に必要な太陽電池の総面積は18%台のGaAs-on-Si太陽電池と21%台のGaAs太陽電池では同程度でよいことがわかる。耐放射線性はpn接合の深さ x_j に大きく依存し²⁴⁾、 $x_j \approx 0.3 \mu\text{m}$ 程度が最も出力保存率が高い。ここで試験した太陽電池は $x_j \approx 0.5 \mu\text{m}$ と耐放射線性の観点からはやや厚めであるが、MOVPE法の膜厚制御性を生かすことによって、より浅い接合を形成して出力保存率の改善を図ることは可能である。

図6.12は1 MeV 電子線を $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 照射する前の初期効率和照射後の効率を測定した結果であり、電子線 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 照射後の効率保存率(Remaining factor)は電子線照射前後の効率比である。CS3に搭載されたGaAs太陽電池は初期効率17~18%で効率保存率は78%である。Si太陽電池は11~14%の初期効率で効率保存率は70%台である。GaAs-on-SiとGaAs-on-GaAs太陽電池の効率保存率は本来同じ筈であるが、GaAs-on-GaAs太陽電池のように結晶性が良いために初期効率が高い太陽電池ほど効率保存率は小さくなる傾向が明確に現れている。少数キャリア拡散長が長いSi太陽電池は放射線によって発生する結晶欠陥の影響を受けやすく、Si太陽電池の出力保存率はGaAs系太陽電池よりも小さい。

表6-3はGaAs-on-Si太陽電池の性能をすでに実用されている衛星用GaAs、Si太陽電池との比較である。GaAs太陽電池に比べて、単位重量あたりの初期出力は約2.4倍で太陽電池パネルの大幅な軽量化が期待できる。Si太陽電池に比して、単位面積当りの出力は1.4倍で同じく太陽電池パネル面積を大幅に縮小することが可能である。Si太陽電池は効率保存率が低いので、衛星寿命を考慮した場合に

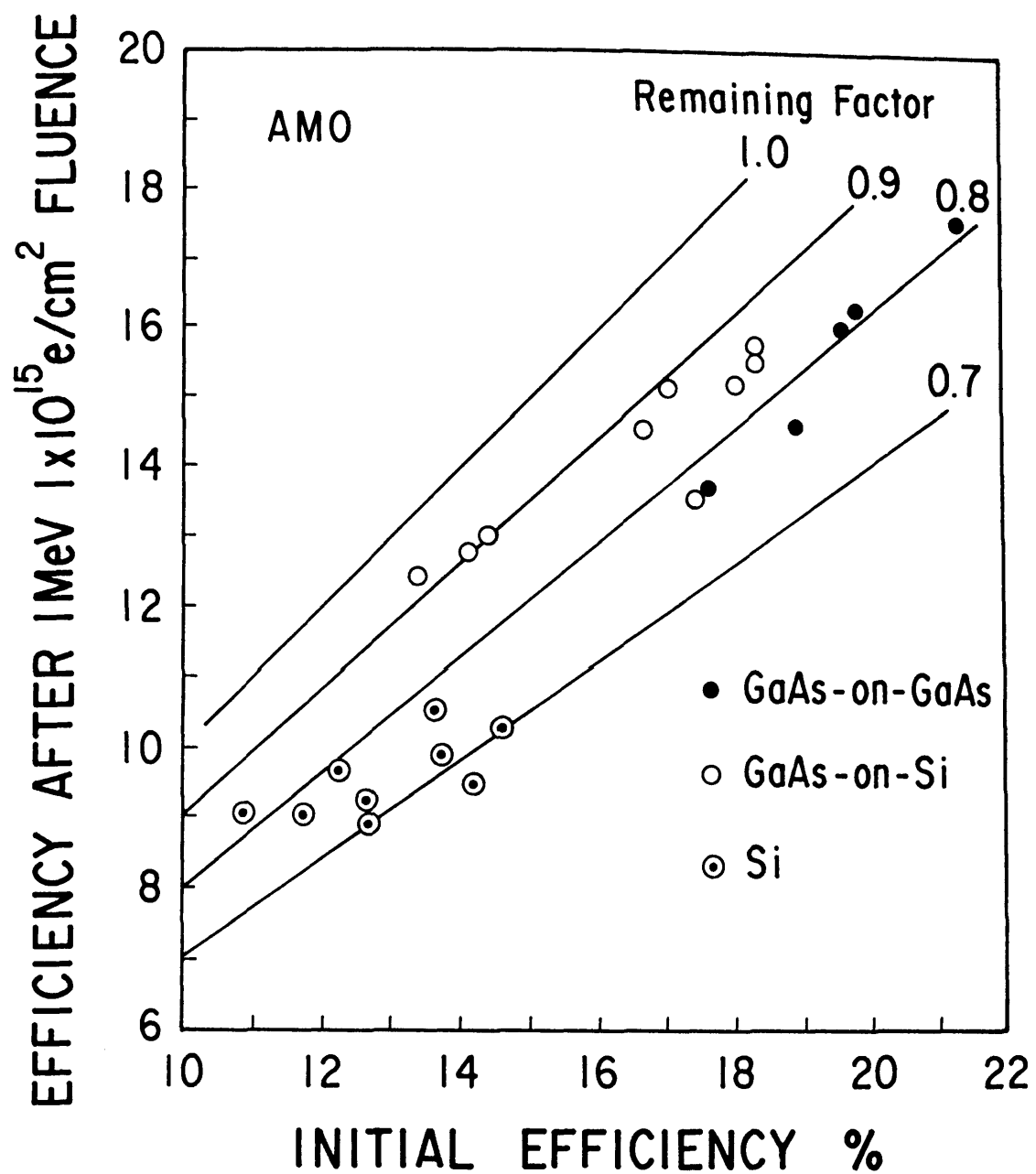


図 6 . 1 2 太陽電池に 1 MeV 電子線を $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 照射する前後の効率変化

表 6 - 3 GaAs-on-Si太陽電池と実用になっている衛星用太陽電池の性能比較

種類	厚さ (μm)	実効変換効率 (AM0, %)	重量 (4cm^2 換算、gr)	比出力*** (watts/kg)(watts/m ²)	
GaAs-on-Si	200	18	0.37*	263	244
GaAs	280	17.5	0.85**	111	237
Si	60	13	0.32**	220	176

* 含50 μm カバーガラス、インターコネクター
 ** 含150 μm カバーガラス、インターコネクター
 *** 初期値

はGaAs-on-Si太陽電池とSi太陽電池との比出力の開きは更に大きくなる。軽量化に関しては、GaAs-on-Si太陽電池のSi基板厚を薄くすることによって更に改善が期待できる。またGaAsはへき開性が強いので大幅な薄型化は困難であり、GaAs-on-Si太陽電池が重量的に優位にあることは明かである。GaAs-on-Si構造太陽電池は高効率、軽量、耐放射線性のために衛星用として有望と結論できる。

6. 6 まとめ

本章では第3章～第5章で得た高品質GaAs-on-Siを得るための知見をもとに、クラック発生を避ける厚さの範囲内で太陽電池の中間層構造を決定し、太陽電池を製作、変換効率と結晶性の関係を定量的に明らかにした。当初目標通りGaAsとSiの特徴を生かした高効率、耐放射線性に優れた軽量GaAs-on-Si構造太陽電池を実現し、衛星用としての将来性を議論した。以下に本章で得られた結果を要約する。

(1) $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}$ 中間層ではMatthewsのモデルに従って表面に貫通しようとす

る転位の方が変えられている様子がTEMによって観察され、中間層としての有効性を確認した。

(2) Ge中間層を用いるGaAs-on-Ge/Si構造ではGaAs/Geヘテロ界面の結晶性にさらに改善の余地があることがわかった。EPD低減効果の観点から比較するとGe中間層の効果はTC1処理相当であって、中間層としての有効性は低い。GeのGaAs層への拡散の問題も含めて、Ge中間層については結晶成長の観点から引き続き研究が必要である。

(3) in situ TC4処理GaAs中間層、 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{As}(100\text{\AA})/\text{GaAs}(100\text{\AA})$ 歪超格子中間層、 $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}(500\text{\AA})$ 中間層を用い、クラック発生を抑えるためにエピタキシャル層の全層厚を $5\text{ }\mu\text{m}$ 以内に抑えた太陽電池でAM0実効変換効率 18.3 (真性効率 19.2%)と過去最高、実用レベルの効率を達成した。

(4) GaAs-on-GaAs太陽電池は優れた結晶性を持つだけに放射線による効率低下が著しく、効率が 18% のGaAs-on-Si太陽電池と同 21% のGaAs-on-GaAs太陽電池は $1 \times 10^{15}\text{cm}^{-2}$ の電子線照射によって同程度の変換効率を示す。すなわち寿命10年の衛星の太陽電池の搭載枚数は 18% 台のGaAs-on-Si太陽電池と 21% 台のGaAs太陽電池では同程度でよい。

(5) GaAs太陽電池に比べて、単位重量あたりの初期出力は約 2.4 倍、Si太陽電池に比して、単位面積当りの出力は 1.4 倍とGaAs-on-Si太陽電池の軽量、高効率を実証した。

(6) GaAs-on-Si太陽電池の軽量化に関しては、Si基板厚を薄くすることによって更に改善が期待できる。GaAsはへき開性が強いので今後大幅な薄型化は困難であり、GaAs-on-Si太陽電池が重量的に優位にあることは明かである。GaAs-on-Si構造太陽電池は高効率、軽量、耐放射線性のために衛星用として有望と結論できる。

文 献

- 1) 例えば S. Matsuda, T. Matsutani, T. Saga and A. Suzuki, 17th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 123(1984).
- 2) S. Yoshida, K. Mitsui, T. Oda, M. Kato, Y. Yukimoto and S. Matsuda, Proc. 17th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 42(1984).
- 3) Y. Ohmachi, Y. Kadota, Y. Watanabe and H. Okamoto, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 144, 297(1989).
- 4) Y. Ohmachi, Y. Kadota and T. Ohara, Conference on Integrated circuit Technology, Beijing, Oct. 1989.
- 5) Y. Ohmachi, T. Ohara and Y. Kadota, 21th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 89(1990).
- 6) 大町、大原、N T T R & D, 38, 909(1989).
- 7) P. M. Petroff, J. Semicond. Insulators, 5, 307(1983).
- 8) K. H. Kuesters, B. C. De Cooman and C. B. Carter, J. Appl. Phys., 56, 4065(1985).
- 9) R. Fisher, IEEE Electron Dev. Lett., EDL-5, 456(1984).
- 10) N. Hayafuji, S. Ochi, M. Miyashita, M. Tsugami, T. Murotani and A. Kawagishi, J. Cryst. Growth, 93, 494(1988).
- 11) N. Ogasawara, S. Ochi, N. Hayafuji, M. Kato, K. Mitsui, K. Yamanaka and T. Murotani, Technical Digest of the Int'l PVSEC-3, 477(1987)
- 12) W. Matthews, 'Epitaxial Growth' edited by J. W. Matthews(Aademic Press, New York 1975)Part B, Chap. 8.
- 13) H. Okamoto, Y. Kadota, Y. Watanabe, Y. Fukuda, T. Ohara and Y. Ohmachi, 20th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 475(1988).
- 14) Y. Fukuda, Y. Kadota and Y. Ohmachi, Japan. J. Appl. Phys., 27, 485(1988).
- 15) B. Y. Tsaur, J. C. C. Fan, G. W. Turner, F. M. Davis and R. P. Gale, 16th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 1143(1982).
- 16) B. Y. Tsaur, J. C. C. Fan, G. W. Turner, D. B. King, R. W. McClelland and G. M. Metze, 17th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 440(1984).
- 17) S. Matsuda, Technical Digest of the Int'l PVSEC-1, 837(1984).
- 18) K. Sugawara, T. Sakurai, K. Awane, T. Mizuki, M. Simizu, M. Miyago, T. Hisamitsu and T. Yamagushi, 18th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 1725(1985).
- 19) J. G. Werthen, Appl. Phys. Lett. 48, 74(1986).
- 20) S. Ochi, N. Hayafuji, N. Ogasawara, M. Kato, K. Mitsui, K. Yamanaka and T. Murotani, Technical Digest of the Int'l PVSEC-3, 755(1987).
- 21) Y. Kadota and Y. Ohmachi, 'GaAs-on-Si solar cells', Technical Digest of Int'l PVSEC-4, 873(1989).

- 22) M. Shimizu, T. Mizuki, M. Miyago, T. Hisamitsu, M. Enatsu, T. Yamaguchi,
K. Sugawara, T. Sakurai and K. Awane, 18th IEEE Photovoltaic Specialists
Conference, 1725 (1985).
- 23) S. Sakai, T. Soga, M. Takeyasu and M. Umeno, Technical Digest of Intn'l
PVSEC-2, 577 (1986).
- 24) M. Yamaguchi and C. Amano, J. Appl. Phys., **57**, 537 (1985).

第7章 結論

III-V族化合物半導体、特にGaAsは電子デバイス、光デバイスにとって欠かせない材料である。このGaAsデバイスがSiウェーハやガラス基板の上に形成できるようになれば、各材料固有の特性を生かした機能デバイスのモノリシック化と集積化が可能になるばかりでなく、構造に起因するデバイス性能の向上も期待できる。このような観点からSiO₂/Si基板とSi基板上のGaAs結晶成長とその発光ダイオード、太陽電池応用について研究を進めた。

SiO₂/Siを基板とするGaAs/Ge構造の薄膜単結晶成長はGaAs-on-Insulatorへのアプローチとして有効である。帯域熔融法によるGeのラテラルシーディングエピタキシャル成長はデバイス応用に不可欠な結晶方位と結晶サイズの制御を可能にし、最大510 μm × 280 μmの(001)方位Geを実現し、この上にエピタキシャル成長したGaAsでLED動作を確認した。これはGaAs-on-Insulator構造で実現した最初のデバイスであり、GaAsとSiのモノリシックデバイス、三次元OEICの可能性が実証された。Ge結晶のサイズ拡大に際してタングステン保護膜は有効であるが、下地タングステン層を一部除去した構造、あるいはSiO₂の代わりにTa₂O₅を用いれば下地タングステン層なしにGeを直接Ta₂O₅/Si上に成長することも可能である。(第2章)

Ge中間層を用いるGaAs-on-Ge/Si構造は、格子不整合を同じIV属半導体のGe/Siヘテロ構造で解決するアプローチである。Si基板上のGeエピタキシャル成長によってGeエピタキシャル層の電気特性と結晶性の相関を明らかにした。中間層としての厚さは0.4乃至0.6 μm同程度でよい。Ge基板上に単一ドメインGaAsをMOCVD法でエピタキシャル成長するためには水素雰囲気中での基板熱処理法が有効であり、GaAs中の転位低減にも寄与する。しかしGe基板上のGaAsエピタキシャル成長に際してはGeの取り込みが避けられず、不純物濃度の精密制御には

問題が残る。(第3章)

GaAs-on-Siへの最短のアプローチであるSi基板上のGaAs直接成長に際してはSi基板表面処理がGaAsエピタキシャル層の結晶性を大きく左右する。そのため、まず装置全体の気密性に留意したMOCVD装置を構築した。GaAs層には熱膨張差に起因する内部引っ張り応力 $1.8 \times 10^9 \text{ dyn/cm}^2$ が存在する。このためにGaAs層はGaAs本来の破断強度に比べるとかなり小さな外部荷重でクラックが発生し、GaAs層厚が $5 \mu\text{m}$ を越えるとデバイスプロセスに支障がある。GaAs-on-Siの転位低減には熱処理が有効であるが、高温加熱(900°C 5分)と冷却(300°C)の繰り返しを成長途中に行うin situ TC処理が有効である。 $3.5 \mu\text{m}$ 成長したGaAsの表面EPDは $4 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ とas grownの場合に比べて20分の1以下にまで減少する。この熱サイクル処理によって転位は上昇運動してGaAs/Si界面に吸収されて90度ミスフィット転位を形成し、GaAs中の貫通転位が低減される。この上昇運動が進むのは空格子点が過飽和状態となるTCサイクルのうち冷却過程であり、GaAsが圧縮状態にある成長温度より高温の冷却過程で最も顕著である。GaAsが引っ張り状態にある成長温度以下の冷却過程では上昇運動はやや小さい。従ってTC処理は上昇運動による転位低減には有効であるが、すべり運動をする転位にたいしては低減効果を期待できない。(第4章)

GaAs-on-Siにおいてin situ TC処理のあとに成長するInGaAs/GaAs歪超格子中間層は転位低減に有効である。歪超格子の厚さが等価臨界膜厚程度またはそれよりも厚めであれば、歪超格子の格子不整合を緩和するために発生するミスフィット転位の源はMatthews等が指摘するように貫通転位である。歪超格子中間層によって発生したせん断応力によって貫通転位は滑り運動し、歪超格子の上下界面に60度ミスフィット転位として安定化し、その結果転位密度は減少する。歪超格子の厚さが等価臨界膜厚より十分厚い場合には、ミスフィット転位はHagen-Sturck機構で増殖し、その結果転位密度も増加する。この60度ミスフィット転位はその交差の仕方で転位線の方角を90度変えたり、あるいは90度転位に形を

変えたりする。GaAs表面の貫通転位密度はas grown結晶で $1.0 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ 、in situ TC処理を施した場合で $4 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ 、in situ TC処理を施した後に歪超格子中間層を形成した結晶で $2 \sim 3 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ に減少した。in situ TC処理での貫通転位減少がすべて上昇運動に起因し、歪超格子中間層による貫通転位の減少がすべて滑り運動に起因したものと仮定すれば、GaAs-on-Si全転位のうち96%が上昇運動可能な転位、1~2%が滑り運動が可能な転位である。この様にTC処理によって上昇運動が可能な転位を低減し、次に残った滑り運動が可能な転位を歪超格子界面に吸着する手順は、表面近傍の結晶性に優れたGaAs-on-Siを実現するのに最適な方法と結論できる。（第5章）

GaAs-on-Si構造の太陽電池は高効率、軽量、耐放射線性に優れ、宇宙用として有望である。in situ TC処理GaAs中間層、InGaAs/GaAs歪超格子中間層、AlGaAs中間層を用い、クラック発生を抑えるためにエピタキシャル層の全層厚を5 μm 以下に抑えた太陽電池でAM0実効変換効率18.3%（真性効率19.2%）と実用レベルの効率を達成した。GaAs-on-Ge/Si構造はGaAs/Geヘテロ界面の結晶性に検討の余地がある。GaAs-on-GaAs太陽電池は優れた結晶性を持つだけに放射線による効率低下が著しく、効率が18%のGaAs-on-Si太陽電池と同21%のGaAs-on-GaAs太陽電池は、静止軌道上10年間の放射線被爆（ $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ の1 MeV電子線照射相当）によって同程度の変換効率を示すことがわかった。すなわち寿命10年の衛星の太陽電池の搭載枚数は18%台のGaAs-on-Si太陽電池と21%台のGaAs太陽電池では同数でよい。大面積化と耐宇宙環境性の詳細確認については今後の課題であるが、実用レベルの変換効率を有するGaAs-on-Si太陽電池が実証された現在、従来のSi及びGaAs太陽電池に加えて新しい構造の衛星搭載用太陽電池の実用化に明るい見通しを得た。（第6章）

以上、従来のエピタキシャル成長つまり同種の結晶構造を持つ材料の組み合わせという範囲を越えて、Siあるいはガラスという全く異質な材料を基板とするGaAs結晶成長について研究した。絶縁体上のGaAsLEDの実現はGaAsとSiデバ

イスのモノリシック化、三次元 O E I C の研究にひとつの指針を与えると期待される。高性能 GaAs-on-Si 太陽電池の実現によって GaAs と Si の特徴が生かされる結果、衛星用太陽電池に対する高出力、長寿命、軽量、低価格化等の要請が満足されることになった。GaAs-on-Si 太陽電池の実現は、衛星打ち上げコストを削減し、衛星本体により多く機器を搭載可能にするために衛星の多機能化を可能にし、搭載可能な燃料増大によって衛星の長寿命化にも貢献する等その意義は極めて大きい。

謝 辞

本研究を進めるに際して終始ご指導と有益なご討論を戴くと共に、本論文の執筆に際してはご高配とご助言下されました名古屋工業大学 梅野正義教授に謹んで御礼申し上げます。さらに同 佐治学教授、中嶋堅志郎教授には本論文内容について有益なご討論と貴重なご教示を賜りました。ここに深く感謝致します。

本研究はN T T電気通信研究所において多くの方々のご指導、ご鞭撻とご協力のもとに行われました。特に隈部健治氏（元基礎研究部第七研究室長）、山田智秋氏（元基礎研究部第七研究室長）には絶縁性基板上の結晶成長の研究に関して、石本明輝氏（元電子装置研究部長）、森屋邦夫氏（元電子デバイス研究室長）、千野健一氏（元主幹研究員）には太陽電池の研究に関して方向づけを討論して戴くと共に終始ご指導とご支援を戴きました。さらに本研究成果をまとめるに際しては菅田孝之氏（元光素子研究部長）のご助言を戴きました。

結晶成長と結晶性評価、さらにデバイス評価を行うに際しては福田幸夫主幹研究員、門田好晃主任研究員、篠田幸信主任研究員、渡辺義夫主任研究員、西岡孝主任研究員、奥哲主任研究員、岡本浩主任研究員、小濱剛孝主任研究員、畝田信研究主任にご協力、ご討論戴きました。透過電子顕微鏡による結晶観察と解析には関昌浩氏（N T T技術移転株式会社）と高岡英俊主幹研究員の全面的なご協力とご支援を頂きました。特に太陽電池の性能評価と解析、電子線照射試験に関しては大原多賀彦主幹研究員にご協力、ご助言と有益な討論を頂きました。また石沢鈴子研究主任、斉藤健研究主任、師富康男社員には測定試料とデバイスの製作、評価をお願いしました。太陽電池の製作は吉村俊雄氏（N T T技術移転株式会社）のご協力と苦勞に負うところが大きであります。

さらに東京工科大学 鈴木秀次教授には結晶欠陥について有益なご指導とご討論を戴きました。ここに併せて謝意を表します。

本研究に関する論文

- 1) Y. Ohmachi, Y. Shinoda and T. Nishioka, 'Ge-seeded crystallization on SiO_2 by using a slider system with RF heated strip heater', Electronics Lett., **19**, pp. 274-275 (1983).
- 2) Y. Ohmachi, T. Nishioka and Y. Shinoda, 'Zone-melting germanium film crystallization with tungsten encapsulation', Appl. Phys. Lett., **43**, pp. 971-973 (1983).
- 3) Y. Ohmachi, Y. Shinoda and T. Nishioka, 'GaAs LEDs fabricated on SiO_2 -coated Si wafers', IEDM Technical Digest, Dec. 1983, pp. 315-318.
- 4) Y. Ohmachi, T. Nishioka and Y. Shinoda, 'The heteroepitaxy of Ge on Si(100) by vacuum evaporation', J. Appl. Phys. **54**, pp. 5466-5469 (1983).
- 5) T. Nishioka, Y. Shinoda and Y. Ohmachi, 'Single crystal Ge films on SiO_2 coated Si wafers by laterally seeded epitaxy', J. Appl. Phys., **56**, pp. 336-341 (1984).
- 6) T. Nishioka, Y. Shinoda and Y. Ohmachi, 'Raman microprobe analysis of stress in Ge and GaAs/Ge on SiO_2 -coated Si substrates', J. Appl. Phys., **57**, pp. 276-281 (1985).
- 7) Y. Shinoda and Y. Ohmachi, 'Antiphase domain free epitaxial growth of GaAs on (100)Ge', Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **56**, pp. 79-83 (1986).
- 8) Y. Ohmachi, Y. Shinoda and S. Oku, 'GaAs/Ge crystal growth on Si and SiO_2 /Si substrates', Mat. Res. Soc. Symp. Proc., **67**, pp. 65-76 (1986).
- 9) S. Oku, Y. Shinoda and Y. Ohmachi, 'GaAs/Ge crystal growth on Ta_2O_5 -coated Si substrates', 18th Conference on Solid State Devices and Materials, pp. 117-120 (1986).
- 10) Y. Fukuda, Y. Kadota and Y. Ohmachi, 'Growth and characterization of GaAs layers grown on Ge/Si substrates by metalorganic chemical vapor deposition', Japan. J. Appl. Phys., **27**, pp. 485-488 (1988).
- 11) H. Okamoto, Y. Kadota, Y. Watanabe, Y. Fukuda, T. Oh'hara and Y. Ohmachi, 'High efficiency GaAs solar cells fabricated on Si substrates, 20th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pp. 475-480 (1988).
- 12) Y. Watanabe, Y. Kadota, H. Okamoto, M. Seki and Y. Ohmachi, 'Structural properties of GaAs-on-Si with InGaAs/GaAs strained-layer superlattice', J. Cryst. Growth, **93**, pp. 459-465 (1988).
- 13) Y. Ohmachi, Y. Kadota, Y. Watanabe and H. Okamoto, 'High-quality GaAs on Si and its application to a solar cell', Mat. Res. Soc. Symp. Proc., **144**, pp. 297-302 (1989).
- 14) Y. Ohmachi, Y. Kadota and T. Ohara, 'Prospects of GaAs-on-Si: solar cell application', Conference on Integrated Circuit Technology, Beijing Oct. Paper I4.2 (1989).

- 15)大町、大原「GaAs-on-Si構造薄膜太陽電池」N T T R & D, **38**, pp. 909-918 (1989).
- 16)Y. Kadota and Y. Ohmachi, 'GaAs-on-Si solar cells', Technical Digest of Int'l PVSEC-4, pp. 873-880 (1989).
- 17)Y. Ohmachi, T. Ohara and Y. Kadota, 'A GaAs-on-Si solar cell for space use', Proc. 21th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pp. 89-94 (1990).
- 18)Y. Ohmachi, M. Seki, H. Suzuki, Y. Kadota, Y. Watanabe and H. Okamoto, 'Dislocation reduction of GaAs-on-Si by cyclic annealing and strained-layer superlattice', J. Appl. Phys. Submitted.

本研究以外の論文

- 1) Y. Ohmachi and K. Sawamoto, 'Dielectric properties of LiNbO_3 single crystal up to 9Gc', Japan. J. Appl. Phys., **6**, pp. 1467-1468 (1967).
- 2) Y. Ohmachi and N. Uchida, 'Elastic and photoelastic properties of TeO_2 single crystal', J. Appl. Phys., **40**, pp. 4692-4695 (1969).
- 3) K. Sawamoto, T. Ashida, Y. Ohmachi and T. Uno, 'Behavior of LiTaO_3 single crystal near its Curie point', J. Phys. Soc. Japan, **28**, Supplement pp. 309-311 (1970).
- 4) Y. Ohmachi and N. Uchida, 'Temperature dependence of elastic, dielectric, and piezoelectric constants in TeO_2 single crystal', J. Appl. Phys., **41**, pp. 2307-2311 (1970).
- 5) N. Uchida and Y. Ohmachi, 'Acousto-optical light deflector using TeO_2 single crystal', Japan. J. Appl. Phys., **9**, pp. 155-156 (1970).
- 6) Y. Ohmachi and N. Uchida, 'Acoustic and acousto-optic properties of Pb_2MoO_6 single crystal', J. Appl. Phys., **42**, pp. 521-524 (1971).
- 7) 大町、内田「 TeO_2 単結晶の弾性的、弾性光学的性質」日本電信電話公社研究実用化報告, **19**, pp. 2137-2153 (1972).
- 8) Y. Ohmachi and N. Uchida, 'Acousto-optic property of single crystal $5\text{PbO} \cdot 3\text{GeO}_2$ ', J. Appl. Phys., **43**, pp. 3583-3584 (1972).
- 9) Y. Ohmachi and T. Igo, 'Laser-induced refractive index change in As-S-Ge glass', Appl. Phys. Lett., **20**, pp. 506-508 (1972).
- 10) Y. Ohmachi, N. Uchida and N. Niizeki, 'Acoustic Wave Propagation in TeO_2 single crystal', J. Acoust. Soc. Am., **51**, pp. 164-168 (1972).
- 11) Y. Ohmachi and N. Uchida, 'Vitreous As_2Se_3 ; investigation of acousto-optical properties and application to infrared modulator', J. Appl. Phys., **43**, pp. 1709-1712 (1972).
- 12) 大町、内田「 As_2Se_3 ガラスの音響光学特性と光変調素子への応用」日本電信電話公社研究実用化報告, **21**, pp. 1371-1337 (1972).
- 13) Y. Ohmachi and N. Uchida, 'Acoustic and acousto-optical properties of TeO_2 single crystal', Review of Electrical Communication Laboratories, **20**, pp. 529-541 (1972).
- 14) Y. Ohmachi, 'Refractive index of vitreous As_2Se_3 ', J. Opt. Soc. Am., **63**, pp. 630-631 (1973).
- 15) Y. Ohmachi, 'Acousto-optic light diffraction in thin-films', J. Appl. Phys., **44**, pp. 3928-3933 (1973).
- 16) Y. Ohmachi, 'Acousto-optic TEO-TMO mode conversion in a thin film of amorphous tellurium oxide', Electronics Letters, **9**, pp. 539-540 (1973).

- 17) J. Noda, N. Uchida, M. Minakata, T. Saku, S. Saito and Y. Ohmachi, 'Electro-optic intensity modulation in LiTaO₃ ridge waveguide', Appl. Phys. Lett., **15**, pp. 298-300 (1975).
- 18) Y. Ohmachi and J. Noda, 'Electro-optic light modulator with branched ridge waveguide', Appl. Phys. Lett., **27**, pp. 544-546 (1975).
- 19) O. Mikami, J. Noda and Y. Ohmachi, 'Phase tuning in optical directional coupler', Japan. J. Appl. Phys., **16**, Supplement **16-1**, pp. 321-324 (1977).
- 20) Y. Ohmachi and J. Noda, 'LiNbO₃ TE-TM mode converter using collinear acousto-optic interaction', IEEE J. Quantum Electronics, **QE-13**, pp. 43-46 (1977).
- 21) N. Nishioka, Y. Shinoda and Y. Ohmachi, 'Crystallographic orientation of laser-recrystallized Ge films on fused quartz', Appl. Phys. Lett., **43**, pp. 92-94 (1983).
- 22) Y. Shinoda, T. Nishioka and Y. Ohmachi, 'GaAs light emitting diodes fabricated on SiO₂/Si wafers', Japan. J. Appl. Phys., **22**, L450-L451 (1983).
- 23) H. Okamoto, Y. Watanabe, Y. Kadota and Y. Ohmachi, 'Dislocation reduction in GaAs on Si by thermal cycles and InGaAs/GaAs strained layer superlattices', Japan. J. Appl. Phys., **26**, L1950 (1987).
- 24) Y. Fukuda, Y. Kohama, M. Seki and Y. Ohmachi, 'Misfit dislocation structures at MBE-grown Si_{1-x}Ge_x/Si interfaces', Japan. J. Appl. Phys., **27**, 1953 (1988).
- 25) Y. Fukuda, Y. Kohama and Y. Ohmachi, 'Dislocation reduction in MBE-grown Ge on Si(001) by in situ thermal annealing', Japan. J. Appl. Phys., **27**, pp. L1591-L1593 (1988).
- 26) M. Uneta, Y. Watanabe and Y. Ohmachi, 'RHEED studies on TEGa decomposition during TEGa-As₄ alternate supply growth of GaAs', 20th Int'l Conf. on Solid State Devices and Materials, pp. 371-374 (1988).
- 27) M. Uneta, Y. Watanabe and Y. Ohmachi, 'RHEED intensity observation during TEGa-As₄ alternate supply growth of GaAs', J. Appl. Phys. Lett., **27**, pp. L2411-L2413 (1988).
- 28) M. Uneta, Y. Watanabe and Y. Ohmachi, 'Desorption of triethyl-gallium during metalorganic molecular beam epitaxial growth of GaAs', Appl. Phys. Lett., **54**, pp. 2327-2329 (1989).
- 29) Y. Fukuda, Y. Kohama, M. Seki and Y. Ohmachi, 'Generation of misfit dislocations in Si_{1-x}Ge_x/Si heterostructures', Japan. J. Appl. Phys., **28**, pp. L19-L20 (1989).
- 30) Y. Watanabe, Y. Kadota, H. Okamoto and Y. Ohmachi, 'Depth resolved cathodoluminescence in GaAs epilayers grown on Si substrates', Japan. J. Appl. Phys., **28**, 85 (1989).
- 31) Y. Watanabe, M. Uneta and Y. Ohmachi, 'Growth of GaAs on Si substrates by metalorganic MBE using triethylgallium and arsenic', Japan. J. Appl. Phys.,

- 28, pp. L727-L729 (1989).
- 32) Y. Fukuda, Y. Kohama and Y. Ohmachi, 'Critical thickness for the $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ heterostructure', Japan. J. Appl. Phys., **29**, pp. L20-L22 (1990).
 - 33) M. Uneta, Y. Watanabe, Y. Fukuda and Y. Ohmachi, 'Domain structures of As-adsorbed Si(100) surface and GaAs overlayer', Japan. J. Appl. Phys., **29**, pp. L17-L19 (1990).
 - 34) M. Uneta, Y. Watanabe and Y. Ohmachi, 'Material quality in GaAs-on-Si grown by metalorganic molecular beam epitaxy', Japan. J. Appl. Phys., **29**, pp. L649-L651 (1990).
 - 35) Y. Watanabe, M. Uneta, Y. Kadota and Y. Ohmachi, 'Dislocation reduction of GaAs grown on Si by MOMBE using multiple indium atomic plane structures', J. Electronic Materials, **19**, pp. 219-224 (1990).
 - 36) H. Okamoto, T. Ohara, Y. Kadota and Y. Ohmachi, 'DLTS measurement on electron irradiated GaAs-on-Si', Japan. J. Appl. Phys., **29**, pp. 1052-1053 (1990).
 - 37) T. Ohara and Y. Ohmachi, 'Proton irradiation damage in thin film GaAs solar cells fabricated on Si substrates', Tech. Digest of Int'l PVSEC-5, pp. 563-566 (1990).
 - 38) T. Kawamura, M. Oshima, Y. Fukuda, Y. Ohmachi, K. Hirano, K. Izumi, T. Ishikawa, and S. Kikuta, 'X-ray standing wave analysis of the GaAs/Si interface', Photon Factory Activity Report, **7**, 200 (1991).
 - 39) T. Kawamura, Y. Fukuda, M. Oshima, Y. Ohmachi, K. Izumi, K. Hirano, T. Ishikawa, and S. Kikuta, 'X-ray standing wave analysis of the GaAs/Si interface', Surface Science, **251/252**, pp. 185-190 (1991).
 - 40) M. Uneta, Y. Watanabe and Y. Ohmachi, 'Surface processes in metalorganic molecular beam epitaxial growth of GaAs', J. Crystal Growth, **110**, pp. 576-586 (1991).
 - 41) T. Kawamura, M. Oshima, Y. Fukuda, Y. Ohmachi, K. Izumi, T. Ishikawa, S. Kikuta and Z. Xian Wei, 'X-ray standing wave analysis of Al/GaAs/Si(111)', Japan. J. Appl. Phys., **31**, pp. 737-741 (1992).