

大気圧中での表面科学—OMCVD による GaAs 結晶成長

神谷 格

新技術事業団 IRC for Semiconductor Materials, Imperial College, London SW7 2BZ, U.K.

(1994年5月10日受理)

Surface Science at Atmospheric Pressure—Crystal Growth of GaAs by OMCVD

Itaru KAMIYA

JRDC, IRC for Semiconductor Materials, Imperial College, London SW7 2BZ, U.K.

(Received May 10, 1994)

近年、大気圧中での固体表面の原子配列の原子レベルでの解明が純科学的な興味のみならず、工業的にも重要となってきた。ここではその一例として大気圧中での半導体結晶成長時の表面の構造とその解析について概説をおこなう。

1. 序

従来、固体の液体ないしは気体との界面での化学反応の原子レベルでの現象解明を主たる目的として始まった表面科学は、不純吸着物の影響などがしだいに解明されるにつれ、より「理想的な」環境、そしてより「清浄な」表面を用いて研究を行うという近代科学の基本的な思想を踏襲して進められてきた。特にこの30年余りは超高真空技術の発展、そして超高真空中でのさまざまな表面測定技術の発明により、清浄かつ超格子構造などがはっきりと（測定により）定義できる“well defined surface”に関する情報は飛躍的に増してきた。

この背景には前述の不純物を除去するということのほか従来の表面測定手法の大半が電子線、イオンなどを用いるため超高真空中でしか動作しないという事情があった。このため、表面科学に精通する者ほど、とすれば“well defined”でない表面を研究対象とするのを避けて迎ろうとするという傾向となってしまう、身近な化学反応の解明への道のりはただただ遠くなるばかりの感すらあった。これは“well defined surface”あるいは“well defined system”でもまだまだわからないことだらけという状況下にあってはやむをえないことである。静的表面の構造決定の技術がようやく確立されつつある段階にあり、空間・時間的に高分解での表面化学反応の研究は今後に期待がかかるところである。

ところがこうした中で、近年、工業的な理由で動的表面、さらにいえば“well defined”どころか“dirty”かもしれない表面の観察、そして制御が要請されるようになってきた。微小化、そして量子素子を追求するという半導体デバイス産業の要求はその最右翼のものといつてさしつかえあるまい。デバイスが微細化するにつれ半導体結晶成長は原子レベルで制御・観察することを余儀なくされる情勢となってきた。結晶成長の方法はいくつかあるが、超高真空中でおこなわれるものには分子線エピタキシー (MBE: Molecular Beam Epitaxy) がある。

MBEは1970年代前半にBell研究所のChoらを中心に開発された結晶成長の手法で、超高真空中で熱せられたソース(源)より出てくるGa, As₂, As₄といった原子分子の蒸気を基板に蒸着させていくという、いわば積木つみのような方法である。MBEの大きなメリットは超高真空中で行うがゆえに基板表面を清浄に保てるということのほか、in situ の観察が通常電子線回折の一つであるRHEED (Reflection High-Energy Electron Diffraction) により可能であるということがある。(001) GaAsの場合標準的な成長条件では表面は(2×4)という超格子構造をとり、基板の温度や表面に降らせる原子分子の量を調節することによりc(4×4)あるいは(4×2)といったさまざまな構造もとりうるということが主としてRHEEDを用いた系統的な研究により明らかとなってきた。

こうした中で走査トンネル顕微鏡 (Scanning Tunneling Microscope : STM)¹⁾ は今まで諸粒子の散乱, あるいは光電子分光といったモデリングを必要としていた手法を用いて speculate されていた表面構造を確認または覆すのに今ではなくてはならないものとなっている。例を挙げれば暇がないが, 長い間論争の種であった Si(111)-(7×7) の構造が STM 像が発表された後急激にモデルが進歩し, 電子線回折の結果を併用して決着がついたことは表面科学者の間では記憶に新しいところである²⁾。この STM が 1988 年頃より (001)GaAs の構造解析にも応用されるようになり, [-110] に平行な As-dimer (ダイマー) の存在が確認されてきた^{3,4)}。しかし一方で最もよく研究されてきている (2×4) 構造ですら従来のモデルと異なる可能性も指摘されており⁵⁾, 表面研究の難しさを物語っている。

ともあれ, RHEED は表面構造の観察を通じての成長条件の最適化や, 成長中の specular beam の強度振動による成長速度の測定と MBE には欠くことのできない存在となっている。これに対しもう一つの結晶成長の手法である OMCVD (organometallic chemical vapor deposition; MOCVD, MOVPE などとも呼ばれる) の観察・制御は長年手つかずの状態であった。これはなんといっても OMCVD が大気圧もしくはそれに近い環境で行われるため表面の観察手法がなかったということが最大の原因であった (STM は大気圧でも動作するが結晶成長のような動的表面を in situ で追うのは必ずしも容易でない)。こういう状況の中, この 10 年ほど, 光を用いた OMCVD 中の観察が考案・実現されてきた。

2. 光学的測定と静的表面

大気圧中での表面の光学的測定手法としては本稿で主に取り上げる RDS⁶⁾ (Reflectance-Difference Spectroscopy), GIXS⁷⁾ (Grazing Incidence X-ray Scattering) のほか Spectroscopic Ellipsometry, SPA (Surface Photoabsorption), SHG (Second Harmonic Generation), SFG (Sum Frequency Generation), LLS (Laser Light Scattering) といったものがある。すでに日本語による解説も出ている (真空 36 (1993) 9 月号)^{8~12)} のでここではおのおのの手法の解説は行わないが, RDS と SPA はともに ellipsometry の一種であり, データを系統的にとることによりお互いに関連づけられることだけを記しておく¹³⁾。

さて, OMCVD 雰囲気での (001)GaAs 表面の構造については以前はまったくデータがなく, 雰囲気ガスに通常高純度水素, そして原料ガスにトリメチルガリウム (TMG: trimethylgallium) とアルシン (AsH₃: arsine)

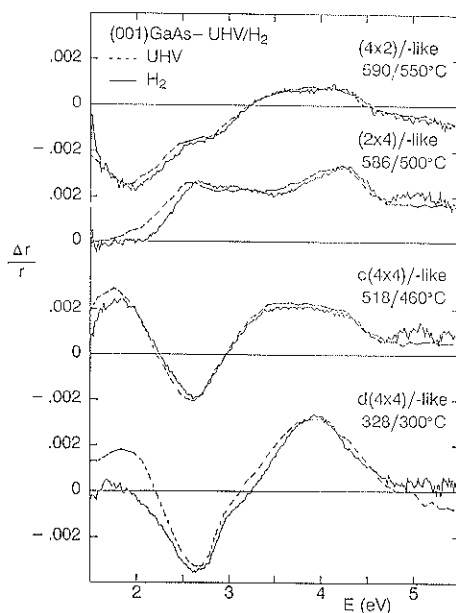


図 1 (001)GaAs 表面から得られる RD スペクトル¹⁶⁾

実線, 破線はおのおの MBE, OMCVD 装置中で得られたものであり, 大気圧中でも超高真空中と同様の表面構造が構成されうること示している

などを用いることからおそらくは水素原子あるいはメチル基などで終端されていて超高真空中とは全く異なるものと想像されていた。しかしシンクロトロン放射光を用いた XRD (X-Ray Diffraction) である GIXS の結果は 100 Torr の OMCVD 雰囲気中でも表面再構成 (surface reconstruction) が起こることを示し^{7,14,15)}, その後筆者らが RDS を用いて行った実験結果はそれぞれ条件を整えれば MBE 時と同じ構造, すなわち (2×4), (4×2), c(4×4), さらに c(4×4) 上へ過剰の As が吸着したと考えられる disorderd-c(4×4) [d(4×4)] といった表面再構成をとりうることを示唆した^{16,17)}。図 1 は超高真空中 (MBE) の表面と大気圧中 (OMCVD) の表面とから得た RDS のスペクトルを重ねて表わしたものであるが, 非常に良く一致していることがわかる。RDS での測定量は表面の異方性に起因した互いに垂直な結晶軸に沿った方向に偏光した光の反射率の差/異方性であり, 理論計算の結果, 表面のダイマー構造が特に大きく寄与することが予想されている。たとえば (2×4), c(4×4) d(4×4) のスペクトル中の 2.6 eV 近傍のピークは As ダイマー, (4×2) の 1.9 eV は Ga ダイマーによるもので, 信号の正負はダイマー形成の方向 (すなわち [-110] または [110]) によるものである^{18,19)}。したがって, スペクトルの一致は同じダイマー構造に基づ

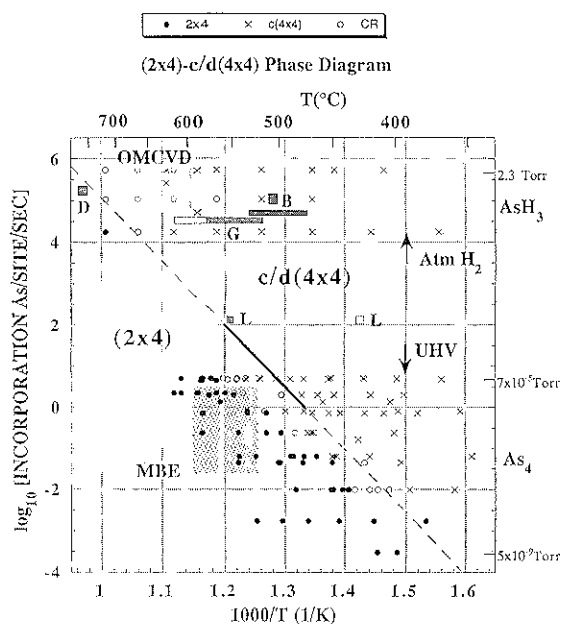


図2 Asの供給量と試料温度による(2×4)とc/d(4×4)構造の相図^{16,17)}

Van Hove³⁹⁾らがRHEEDを用いてMBE中で定めた境界線(実線)がここではMBEのみならずOMCVD中でも一致することを示している。また成長振動を観察したRDS^{29,34,36)}, GIXS²²⁾, DELS³⁷⁾のAs安定化面の状態も示してある

く表面再構成の存在を示唆しているものと考えられる。ただしRDSで測定しているのは主として表面の短周期構造、すなわちダイマー構造であると考えられるので、厳密には(2×4), c(4×4)など長周期構造も一致しているか否かはわからない。そこでRDSで測定したOMCVD中での再構成構造には厳密を期し“-like”を付記する。しかしその後得られたGIXSのデータは長周期構造も同じでありうることを示しており²⁰⁻²²⁾、少なくともこれら静的表面の構造は超高真空中と大気圧(もしくはそれに近い圧力)中で変わらないものと考えられる²³⁾。

さらに興味深いのは表面の構造を温度とAs供給量の関数としてArrheniusプロットに表わすと(2×4)とc(4×4)の境界がAs圧が10けた近く違うMBEからOMCVDの広い範囲にわたってほぼ直線で近似できるという事実である(図2)。このことはAs終端された表面構造の形成機構は超高真空中でも大気圧水素中でも本質的に変わりはなく、As分圧と温度による平衡で決まることを示唆している。

では、MBEとOMCVD成長中の表面に違いはないのであろうか。図2よりもう一つわかることは、通常の

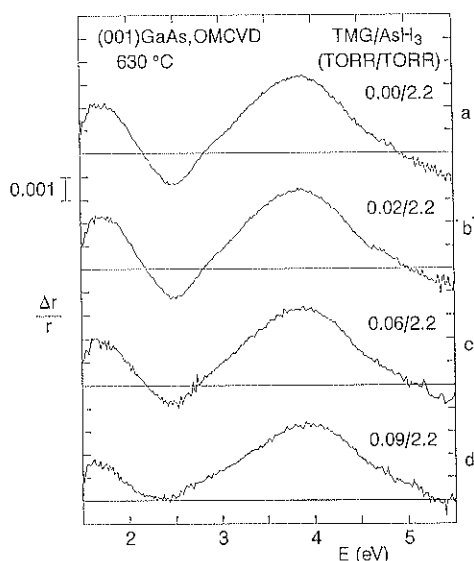


図3 OMCVD中のRDスペクトル²⁶⁾

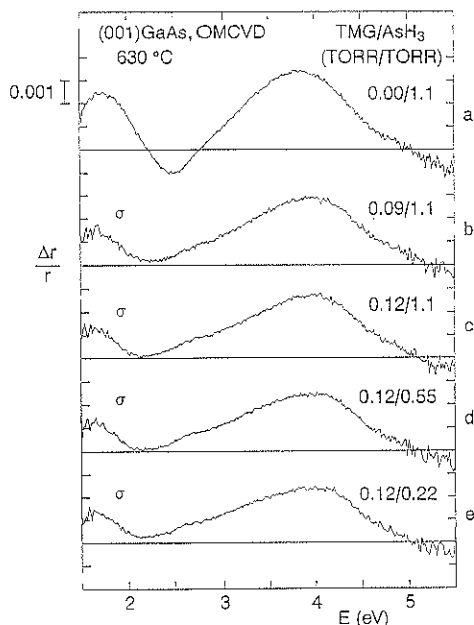
成長温度630°C, TMGとAsH₃の分圧は図中に記されたとおり

成長条件ではAs安定面の構造はMBEの場合(2×4)であるのに対しOMCVDの場合はc/d(4×4)-likeであるということである。GIXSのデータも同様の結果を示している。c(4×4)の詳細の原子配列はまだ決着がついていないが、現在のところAsがantisiteに入り[110]軸に平行にダイマーを作ってmultilayer構造を形成しているというモデルが支持されている^{3,24,25)}。つぎにこの条件下でどのように成長が起こるのかをみていく。

3. OMCVD 成長中の表面構造

MBE成長は通常(2×4)構造を維持しながら行われる。この(2×4)構造はsingle layerのAsの表面終端により、成長はこの表面に吸着したGaがAsに即座に覆われ元の表面と同じ構造を回復するというプロセスを通し起こっていると考えられている。詳細については表面での吸着、反応、拡散などまだ課題が残されているが、このモデルは直感的に理解しやすいため広く受け容れられている。これに対しOMCVDについては最近までは静的表面の構造もわからない状況であった。

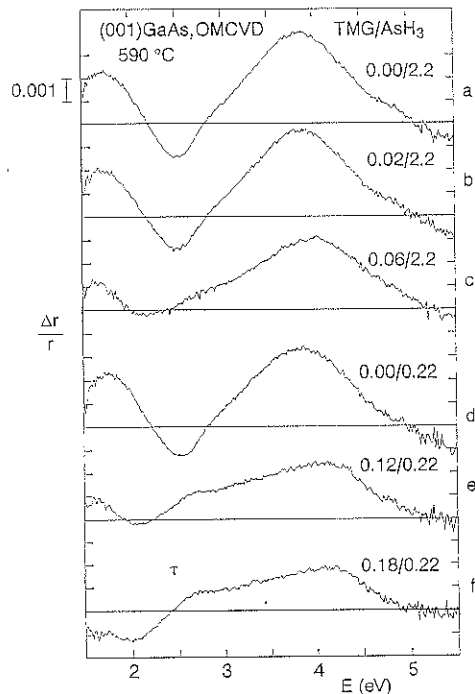
前述のc(4×4)のモデルに従うとOMCVD中Gaを表面に取り込むためには余剰のAsを払いのけながら成長しなければならないことになり、有機金属の分解/反応過程と相まって複雑さを増してくる。図3, 4, 5にTMGとAsH₃を同時供給したOMCVD成長中の(001)GaAs表面から得られたスペクトルを示す²⁶⁾。630

図 4 図 3 と同様²⁶⁾

℃, 成長速度数 $\mu\text{m/h}$ では表面は $d(4\times 4)$ -like 構造を維持していることがわかる²⁷⁾。しかしこの構造は TMG, AsH_3 おおのの供給量または成長温度によって変わってくる。TMG 供給量を増すにつれてスペクトルの形は変化をし、筆者らが σ -phase と呼ぶ $d(4\times 4)$ に比べ低エネルギー側のピークが 2.1 eV 程度に移行し、4 eV 境界のブロードなピークが潰れたような形を示すようになる。このスペクトルは図 4 よりわかるようにある幅の V/III 比にわたり安定に観測される。しかしその安定領域を超える TMG を供給し、また成長温度を 590℃ に下げるとさらにスペクトルの形が変化し始め、ついには τ -phase という図 5-f のような形となる。このスペクトルは 400~450℃ 程度の温度での ALE (atomic layer epitaxy) 時に過飽和の TMG に覆われた表面が呈するスペクトルと似ており^{26,28)}、表面での TMG の分解ないしは取り込みが供給量に追いつかなくなった状態と考えられる。いずれにせよこの τ -phase が見られる状態で成長を行うと表面はやがて目で見ても白濁しているのがわかるほどに rough になってしまう。しかし最近の Berlin 工科大学のグループの研究によると 500℃ 程度の低温での成長時には別のスペクトルも観測されるとのことであり²⁹⁾、詳細にわたった研究が必要と思われる。

4. 結晶成長中の強度振動

ところで、実用的に結晶成長の表面の評価を in situ で行うことの主たる理由としては成長する薄膜の 1) 厚

図 5 図 3, 4 と同様、ただし成長温度は 590℃²⁶⁾

さの評価、と 2) 組成の評価、が挙げられよう³⁰⁾。GaAs のみに対象を絞った場合 2) は考える必要はないので、最重要課題は成長膜厚の評価ということになる。MBE の場合には RHEED の specular beam の強度振動から成長速度を決定するというのが通常の方法である³¹⁾。このアイディアを光学的手法に応用した実験結果が最近いくつか報告されてきた。

まず MBE では Harbison らが GaAs on GaAs (001), AlAs on AlAs (001) の RD 強度振動を報告した³²⁾。しかし信号は特に GaAs においては小さかった。その説明として彼らは RDS では信号の振動は表面が (2×4) As 終端と (4×2) III 族終端との間を振動することによるが実際には大部分は (2×4) As 終端面となっているためとした。さらにこの実験で用いられた 3.44 や 3.5 eV といった光が必ずしも最適でなかった可能性がある。また AlAs の実験に関しては表記の実験条件下では As 終端面が実際には $c(4\times 4)$ あるいはそれに近い条件であった可能性があり、すると表面の構造が (2×4) で成長した GaAs の場合と状況が異なってくる。その後の Armstrong らの GaAs を As 安定化面を $c(4\times 4)$ 、成長中を (2×4) とする条件下では RD 振動が強く見られるとした報告³³⁾は上の結果に沿うものと考えられる。

Organometallics (有機金属) をソースとした成長ではじめて RD 振動を報告したのは Lund 大学のグループ

表 1 成長振動を観察した RDS^{29,34,36)}, GIXS²²⁾, DELS³⁷⁾ の実験条件のまとめ

	Bellcore ²⁶⁾	Lund ³⁴⁾	Berlin-1 ³⁶⁾	Berlin-2 ²⁹⁾	GIXS ²²⁾	DELS ³⁷⁾
Ambient	760 Torr H ₂	10 ⁻³ Torr 0.027~0.23 Torr H ₂	76 Torr H ₂	76 Torr H ₂	40~50 Torr H ₂	67.5 Torr H ₂
Temperature	(590, 630°C)	550°C	500°C	470~530°C	520~590°C	760°C
V	AsH ₃	AsH ₃	AsH ₃	AsH ₃	TBAs	AsH ₃
III	0.22~2.2 Torr	5 × 10 ⁻⁴ Torr	0.53 Torr	0.23 Torr	0.15~0.2 Torr	0.675~1.08 Torr
	TMG	TEG	TMG	TMG	TMG	TMG
	0.02 ~0.18 Torr	2.5 × 10 ⁻⁵ Torr	3.2~7.5 × 10 ⁻³ Torr	7 × 10 ⁻⁴ ~0.06 Torr	5 × 10 ⁻³ Torr	3.4~27 × 10 ⁻³ Torr
V/III	1.2~110	20	70.7~167	3.4~305	30~40	40~200
Growth Rate	1~3 × ML/s	0.1~0.4 ML/s	0.24~0.5 ML/s	0.1~9 ML/s	0.77~1.51 ML/s	0.55~5.1 ML/s
Photon Energy	(1.5~5.5 eV)	1.96 eV ($\Delta\theta$)	2.65 eV	2.65 eV	XRD, not RDS (CTR)	2.8 eV
Comments	Not Oscillation	Pseudo MBE		Oscillations at phase boundary		Step flow

で³⁴⁾, 10⁻³ Torr 程度の真空中で triethylgallium(TEG) と AsH₃ を用いた成長中に 1.96 eV の光で振動を観察した³⁵⁾。大気圧に近い条件で初めての成長振動の報告は GIXS によるものであり、入射角 0.2° エネルギー 10.3 keV の X 線散乱で特定の crystal truncation rod(CTR) にて観察された^{21,22)}。ついで RDS では Berlin のグループが 2.6 eV ピークの振動を報告³⁶⁾、後により詳細な研究を行った²⁹⁾。また最近さらには LLS の一種である diffuse elastic light scattering(DELS) を用いても振動が観察された³⁷⁾。これらの実験は表 1 にまとめてあるようにさまざまな異なる条件下で行われているため比較するのは容易ではない。ただ、共通しているのは成長前の As 安定化面が図 2 に照らすと c/d(4×4) もしくはそれに近い領域にあって、そこに Ga を供給しているということである。参考までに成長中の状態を V/III 比と温度を用いて解析してみると Berlin の RDS と GIXS で振動が観察されているのはいずれも d(4×4) よりやや σ -phase 領域に入った辺りであるということがわかり、Lund と RDS と DELS はより Ga-rich でしかも DELS の振動はいわゆる step flow 領域で起こっている。これらは皆、別の表面を観察している可能性がある。また RDS の場合には光のエネルギー、GIXS では選ぶピーク (逆格子点) によっても結果は異なり、さらには温度と V/III 比のみでなく各ガスの種類 (TEG, TMG, AsH₃, TBAs), 供給絶対量, 成長速度, 反応炉の構造・ガス流などに依存することが考えられるので機構解明にはより深い研究が待たれる。現在進行中の GIXS と RDS を組合せた実験により両者の相関がわかりつつあるが、これについては別の機会に述べたい。いずれにせよ、RDS, DELS では表面の step density を反映して起こるとされている RHEED 振動とは違う現象を見ている可能性があり、解釈に留意が必要であ

る。さらに OMCVD 時の余剰の As の役割の解明も興味深いところである。

5. まとめと今後の展望

RDS や SPA といった光学的分光法の利点というのはこうしたさまざまな表面から比較的簡単にスペクトルをとれることにある。Aspnes の開発した RDS の場合には光学系ユニットは約 30 cm × 45 cm, 厚さ 2 cm ほどの Al 板に乗るコンパクトなものであり、さまざまな成長装置に据え付けて利用することが容易に可能である。逆にこれらの手法の難点はデーター解釈の難しさにある。Tightbinding, ab initio pseudopotential 法などによる理論計算が行われ RDS 信号の origin は少しずつ解明されつつあるが^{18,38)}、まだ十分とはいえない。したがって、目下のアプローチは UHV 中で RHEED などの手法と組合せてデーターベースを確立してそれを用いて未解明の大気圧中での表面の構造を探るという泥臭い作業となっている。

今後のブレークスルーには理論計算の発展と共に実験サイドからは大気圧中で複数の手法を組合せた研究が期待されよう。

以上大気圧中での表面科学の例として光を用いた OMCVD 成長の研究について最近の話題をまとめさせていただいた。筆者の浅学のためはなはだ偏った内容となってしまったことをこの場でお詫び申し上げたい。また、文献 9) と重複を避けるため RDS の装置の詳細、ALE, キャリア濃度測定などの話題にはふれなかったのでそちらの文献も参照していただくと幸いである。謝辞 本稿は主として筆者が Bellcore で行った研究を基に最近の諸結果を加えてまとめたものであり、共同研究者の一同、特に D.E. Aspnes (現 NC St. Univ.), 田中 均 (現 富士通研) の両氏に感謝申し上げる。

文 献

- 1) G. Binnig, H. Rohrer, Ch. Gerber and E. Weibel : *Phys. Rev. Lett.* **50**, 120 (1983).
- 2) K. Takayanagi, Y. Tanishiro, M. Takahashi and S. Takahashi : *J. Vac. Sci. Technol.* **A 3**, 1502 (1985).
- 3) D. K. Biegelsen, R. D. Bringans, J. E. Northrup and L. E. Swartz : *Phys. Rev.* **B 41**, 5701 (1990).
- 4) M. D. Pashley, K. W. Haberern, W. Friday, J. M. Woodall and P. D. Kirchner : *Phys. Rev. Lett.* **60**, 2176 (1988); M. D. Pashley, K. W. Haberern and R. M. Feenstra : *J. Vac. Sci. Technol.* **B 10**, 1874 (1992).
- 5) たとえば T. Hashizume, Q. K. Xue, J. Zhou, A. Ichimiya and T. Sakurai : *Phys. Rev. Lett.*, submitted.
- 6) D. E. Aspnes and A. A. Studna : *Phys. Rev. Lett.* **54**, 1956 (1985); *J. Vac. Sci. Technol.* **A 5**, 546 (1987).
- 7) P. H. Fuoss, D. W. Kisker, G. Renaud, K. L. Tokuda, S. Brennan and J. L. Kahn : *Phys. Rev. Lett.* **63**, 2389 (1989).
- 8) 小林直樹 : *真空* **36**, 685 (1993).
- 9) 田中 均 : *真空* **36**, 693 (1993).
- 10) 堂免一成, 和田昭英, 廣瀬千秋, 清水 肇 : *真空* **36**, 702 (1993).
- 11) 西 研一, 碓井 彰, 楠 裕之 : *真空* **36**, 708 (1993).
- 12) 大竹茂行, 坂本 朗, 岩佐 泉 : *真空* **36**, 716 (1993).
- 13) K. Hingerl, D. E. Aspnes, I. Kamiya and L. T. Florez : *Appl. Phys. Lett.* **63**, 885 (1993); K. Hingerl, D. E. Aspnes and I. Kamiya : *Surf.* **287/288**, 686 (1993).
- 14) D. W. Kisker, P. H. Fuoss, K. L. Tokuda, G. Renaud, S. Brennan and J. L. Kahn : *Appl. Phys. Lett.* **56**, 2025 (1990).
- 15) D. W. Kisker, P. H. Fuoss, S. Brennan, G. Renaud, K. L. Tokuda and J. L. Kahn : *J. Cryst. Growth* **101**, 42 (1990).
- 16) I. Kamiya, D. E. Aspnes, H. Tanaka, L. T. Florez, J. P. Harbison and R. Bhat : *Phys. Rev. Lett.* **68**, 627 (1992).
- 17) I. Kamiya, H. Tanaka, D. E. Aspnes, L. T. Florez, E. Colas, J. P. Harbison and R. Bhat : *Appl. Phys. Lett.* **60**, 1238 (1992).
- 18) Y. C. Chang and D. E. Aspnes : *Phys. Rev.* **B 41**, 12002 (1990).
- 19) D. E. Aspnes, Y. C. Chang, A. A. Studna, L. T. Florez, H. H. Farrell and J. P. Harbison : *Phys. Rev. Lett.* **64**, 192 (1990).
- 20) F. J. Lamelas, P. H. Fuoss, P. Imperatori, D. W. Kisker, G. B. Stephenson and S. Brennan : *Appl. Phys. Lett.* **60**, 2610 (1992).
- 21) P. H. Fuoss, D. W. Kisker, F. J. Lamelas, G. B. Stephenson, P. Imperatori and S. Brennan : *Phys. Rev. Lett.* **69**, 2791 (1992).
- 22) D. W. Kisker, G. B. Stephenson, P. H. Fuoss, F. J. Lamelas, S. Brennan and P. Imperatori : *J. Cryst. Growth* **124**, 1 (1992).
- 23) 従来の水素終端モデルなどは表面の電子状態の変化, 有体にいえばダイマーの破壊をもたらすので RDS, GIXS いずれの結果から見ても (行われた実験条件下では) 考えにくい.
- 24) P. K. Larsen, J. H. Neave, J. F. van der Veen, P. J. Dobson and B. A. Joyce : *Phys. Rev.* **B 27**, 4966 (1983).
- 25) M. Sauvage-Simkin, R. Pinchaux, J. Massies, P. Calverie, N. Jedrecy, J. Bonnet and I. K. Robinson : *Phys. Rev. Lett.* **62**, 563 (1989).
- 26) I. Kamiya, H. Tanaka, D. E. Aspnes, M. Koza and R. Bhat : *Appl. Phys. Lett.* **63**, 3206 (1993).
- 27) 成長速度は別の較正より 0.02 Torr の TMG 供給が約 1 $\mu\text{m/h}$ に相当する.
- 28) I. Kamiya, D. E. Aspnes, H. Tanaka, L. T. Florez, E. Colas, J. P. Harbison and R. Bhat : *Appl. Surf. Sci.* **60/61**, 534 (1992).
- 29) F. Reinhardt, J. Jonsson, M. Zorn, W. Richter, K. Ploska, J. Rumberg and P. Kurpas : *J. Vac. Sci. Technol.*, submitted.
- 30) むろん, その他 in situ の光学的・電気的性質評価も重要だが差し当りはそれらの物性を決定している厚さや組成を測ることが第一の課題であろう. また GaAs のように組成が理想的には決まっている物質でも antisite As の問題などもあることを念のため付記しておく.
- 31) たとえば J. H. Neave, B. A. Joyce, P. J. Dobson and N. Norton : *Appl. Phys.* **A 31**, 1 (1983).
- 32) J. P. Harbison, D. E. Aspnes, A. A. Studna, L. T. Florez and M. K. Kelly : *Appl. Phys. Lett.* **52**, 2046 (1988).
- 33) S. R. Armstrong, R. D. Hoare, M. E. Pemble, I. M. Povey, A. Stafford, A. G. Tayler, P. Fawcett, B. A. Joyce, D. R. Klug, J. Neave and J. Zhang : *J. Cryst. Growth* **124**, 37 (1992).
- 34) J. Jonsson, K. Deppert, S. Jeppesen, G. Paulsson, L. Samuelson and P. Schmidt : *Appl. Phys. Lett.* **56**, 2414 (1990); J. Jonsson, K. Deppert and L. Samuelson : *J. Cryst. Growth* **124**, 30 (1992).
- 35) 文献 34) では反射率の虚部を観察しており他の RDS のデータと単純には比較が難しいが, 反射率は Kramer-Kronig 則により実・虚部が結びついており信号の振動のみを定性的に問題としているこの場合には大きな問題はないと考えられる.
- 36) F. Reinhardt, W. Richter, A. B. Muller, D. Gutsche, P. Kurpas, K. Ploska, K. C. Rose and M. Zorn : *J. Vac. Sci. Technol.* **B 11**, 1427 (1993).
- 37) J. E. Epler and H. P. Schweizer : *Appl. Phys. Lett.* **63**, 1228 (1993).
- 38) S. Morris and C. C. Matthai : *Proc. ICFSI-4*, submitted; S. J. Morris, J. M. Bass and C. C. Matthai : *J. Vac. Sci. Technol.*, submitted.
- 39) J. M. Van Hove, P. L. Cohen and C. S. Lent : *J. Vac. Sci. Technol.* **A 1**, 546 (1983).