エキシマ・レーザ・アニールにより形成された低温プロセス 多結晶 Si のキャラクタリゼーション

松尾 直人*・浜田 弘喜*¹・綾 洋一郎*¹
納田 朋幸*¹・三好 正毅*

(受理1999年1月4日, 掲載決定1999年7月3日)

Characterization of Low-Temperature Processed Poly-Si Film
Prepared by Excimer Laser Annealing

Naoto MATSUO*, Hiroki HAMADA*¹, Youichiro AYA*¹,
Tomoyuki NOUDA*¹ and Tadaki MIYOSHI*

*(Department of Electrical & Electronic Engineering, Yamaguchi University, Tokiwadai, Ube 755-8611, Japan)

¹(Microelectronics Research Center, SANYO Electric Co., Ltd.,
180, Ohmori, Anpachi-Cho, Anpachi-Gun, Gifu 503-0116, Japan)

(Received January 4, 1999, Accepted July 3, 1999)

1. はじめに

低温プロセス多結晶シリコン (polycrystalline Si: poly-Si) 膜はアクティブ・マトリックス液晶ディスプレイ (active matrix liquid crystal display: AMLCD) に使用されている薄膜トランジスタ (thin film transistor: TFT) の活性領域として非常に魅力的な材料である¹⁾。これまでに、クリプトン・フルオライド (krypton fluoride: KrF) を使用したエキシマ・レーザ・アニーリング (excimer laser annealing: ELA), 固相結晶成長 (solid phase crystallization: SPC), 更には, ELA と SPC の混用により形成された poly-Si 膜の特性解明がなされている²⁻⁵⁾。又, 再結晶化 poly-Si 膜上に形成された薄膜トランジスタの電気特性も報告されてきた^{6,7)}。特に, ELA と SPC を混用した poly-Si 膜は結晶粒内部に欠陥が少ないことから注目されている⁸⁾。

膜の結晶成長機構に関しては, 過冷却融液からの核形成とその成長の観点から議論されてきた⁹⁾。

本論文においては, 第一に, ELA により成長した poly-Si 膜の結晶性, 表面モロロジーについて述べる。

レーザエネルギー密度, ショット数が前記特性に与える効果について解説する。水素アニールの効果に関しても若干言及する。第二に, 転位運動を考慮した膜の結晶成長機構に関し議論を行う。本実験のレーザ照射条件においては, レーザのパルス照射過程において多結晶化する事から, Si の融点が上昇し Si は熔融せず, 過冷却融液からの核形成の機構だけでは説明がやや困難であるからである。但し, 過冷却融液からの核形成の機構が本研究の条件において, 一概に否定されるものではなく, その可能性についてもふれる。

2. 実験方法

アモルファス Si (amorphous silicon: a-Si) を Si₂H₆ を原料ガスにした減圧化学気相蒸着法 (low pressure chemical vapour deposition: LPCVD) により, 450°C にて石英 (quartz) 基板上に堆積する。a-Si の膜厚は 50 nm, 70 nm である。KrF エキシマ・レーザ照射を行う前に, あるウエハ (wafer) は真空中において 550°C, 1 時間加熱し脱水素化処理を行った。脱水素化処理有無のウエハを

* 山口大学工学部電気電子工学科 (〒755-8611 宇部市常盤台 2-16-1)

¹ 三洋電機㈱マイクロエレクトロニクス研究所 (〒503-0116 岐阜県安八郡安八町大森180)

Fig. 1 Relationship between Raman peak intensity, ESR intensity and laser energy density.

Fig. 2 Relationship between ESR intensity and shot number at 225 mJ/cm².

Fig. 3 Relationship between ESR intensity and energy density at 32 shots.

Fig. 4 Relationship between Ra and shot number at 175 and 250 mJ/cm².

基板温度を室温にして、エキシマ・レーザをパルス照射して再結晶化を行った。パルス照射条件は1 Hz、照射時間は23 nS (FWHM 値)である。エキシマ・レーザのエネルギー密度は175~250 mJ/cm²、照射パルス数は8~200である。ビームスポットは5.9 mm×5.9 mm、又は、6.5 mm×6.5 mmの方角ビームである。

結晶性の評価はラマン分光法 (Raman spectroscopy)、電子スピン共鳴分光法 (electron spin resonance: ESR)、走査電子顕微鏡 (scanning electron microscopy: SEM) により行う。表面モロロジーの評価は原子間力顕微鏡 (atomic force microscopy: AFM) により行う。又、SEM観察は poly-Si 膜をセコ (secco) エッチ後に行う。

3. 実験結果と考察

3.1 結晶性と表面モロロジー

図1は脱水素化処理を行っていない多結晶 Si のラマンピーク強度、ESR 強度とレーザエネルギー密度の関係を示す。poly-Si のラマンピーク強度に関し、そのピーク周波数は、単結晶 Si (crystalline Si, c-Si) の光学フォノンのピーク周波数より小さく、515~518 cm⁻¹の範囲である。ラマン測定スペクトルは、後に、図10において議論する。ESR 強度は $g=2.0055$ の poly-Si 膜中のダンダリングボンドの量に対応する。レーザショット数、

poly-Si の膜厚は各々32, 70 nm である。レーザエネルギー密度が増加するに従い、ラマンピーク強度は増加し、ESR 強度は減少する。即ち、結晶性はレーザエネルギー密度の増加に従い向上する事がわかる。

図2は225 mJ/cm²における、ESR 強度とショット数の関係を示す。又、図3は32ショットにおける、ESR 強度とレーザエネルギー密度の関係を示す。いずれも、脱水素化処理有無の両データを示す。脱水素化処理を行った poly-Si 膜の結晶性は処理無しの場合より良好である。この結果から、レーザ照射前の真空中でのアニールにより、a-Si 中に原子状で存在する水素は取り除かれ、結晶化を促進すると考えられる。LPCVD により450°Cで形成した poly-Si 膜の水素濃度は $4 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ であり、真空中において550°Cで水素アニールを施すと水素濃度は約2桁小さくなると考えられる。この値は、SiH₄を原料ガスとして、基板温度550°Cにおいて、LPCVDにより形成した膜の水素濃度測定値が $4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ であることからの推定である。本実験の場合、アニール温度が550°Cと低い事から熱エネルギーによる結晶成長の効果は無視できる。又、この図からショット数の増加と共に結晶性が向上する事もわかる。尚、図1と図3のデータと比較すると、エネルギー密度が250 mJ/cm²の値に差を生じるが、これは、高エネルギー密度では結晶性に揺らぎ

Fig. 5 Relationship between Raman peak intensity and shot number at 175~225 mJ/cm².

生じる為と考えられる。

図4は175,250 mJ/cm²における, poly-Si膜表面の平均荒さ (average roughness: Ra) とショット数の関係を示す。脱水素化処理を行った poly-Si膜の Ra は処理無しの場合と比較して同じ位か, 又は, 小さくなる。この結果は以下の様に理解できる。レーザ照射をする事による表面荒れを RL, a-Si 中で形成された水素分子が表面から真空中に出る場合に形成される表面荒れを RH とする。エネルギー密度が175 mJ/cm² では, RL < RH, 250 mJ/cm² では, RL > RH となる。即ち, 250 mJ/cm² では, レーザ照射による荒れが水素突沸による荒れより大きい。Ra はエネルギー密度を増加させるに従い大きくなる。図1~3のラマン測定結果, 図4の AFM 測定結果を考慮すると, 大きいレーザエネルギー密度は結晶性に揺らぎを生じさせると考えられる。図5はレーザエネルギー密度が175~225 mJ/cm² における, ラマンピーク強度とショット数の関係を示す。膜厚は50 nm である。レーザエネルギー密度, ショット数がある臨界値になる時に結晶性が急激に向上する事がわかる。175~225 mJ/cm², 32 ショットのラマンピーク強度の差が図1と比較すると小さい事が解る。この理由は膜厚差に起因する。レーザ照射時の熔融深さの時間推移に関するシミュレーション結果¹⁰⁾では, 70 nm の a-Si 膜は175 mJ/cm² の低エネルギー密度においては, 完全に熔融しないが, 50 nm の膜厚では完全熔融する事が解っている。この結果を考慮すると, 図1の膜厚70 nm では結晶性に不均一を生じる事が考えられる。図6(a), (b)は各々, 図5中の条件 A, B の SEM 写真を示す。条件 A では結晶粒径が200~300 nm, 条件 B では結晶粒径が50~100 nm である。膜厚が50 nm である事を考慮すると, 条件 A では2次元結晶粒成長を生じ, 条件 B では繊維状の成長を生じている事がわかる。

(a)

(b)

Fig. 6 SEM photographs at A(a) and at B(b).

Fig. 7 Relationship between Raman peak intensity and shot number at 200 mJ/cm².

3.2 各結晶成長段階の特性

図7はレーザエネルギー密度が200 mJ/cm² における, ラマンピーク強度とショット数の関係を示す。ラマン強度がショット数と共に徐々に増加する事から, 再結晶化 poly-Si 膜の結晶性はショット数の増加と共に向上する事がわかる。図8(a)~(d)は図7の条件 A~D の SEM

Fig. 8 SEM photographs at A(a)~D(d).

写真を示す。これらの膜には a-Si 膜が部分的に観察され、その面積はショット数の増加と共に減少する。再結晶化 poly-Si 膜にセコエッチを施すと、残留する a-Si 領域の様に、結合エネルギーの小さい部分はエッチング除去され、SEM 観察を行うと黒く見える。又、a-Si 以外の領域全面に、小さな結晶粒が観察される。図 9 は結晶化率、平均結晶粒径とショット数の関係を示す。ショット数の増加と共に結晶化率も増加するのであるが、結晶粒径はほぼ一定になる事がわかる。結晶化率の増加傾向は図 7 の結果と一致する。これらの結果は、200 mJ/cm² において照射されるレーザーエネルギーは a-Si 領域を結晶粒領域に変える事に消費される事を示す。即ち、この結晶粒は核と考えてもよく、核形成の間は、図 8(a)~(d) に示した様にグレインの成長は観察されず、殆ど全てのレーザーエネルギーは a-Si 領域での核形成に消費される事を示唆する。図 10 は、225 mJ/cm²、8~200 ショットにおけるラマンスペクトルを示す。ラマンピーク強度は 100 ショットにおいて、急激な増加を示す。c-Si のピークシフトは 520 cm⁻¹ であるが、再結晶 poly-Si 膜の場合、各ショット数共に単結晶 Si より若干小さい値を示す事が

Fig. 9 Relationship between crystallization ratio, average grain size and shot number.

わかる。ピーク半値全幅の値も、c-Si より若干大きくなる¹¹⁾。更に、ショット数を 100 ショットに固定して、エネルギー密度を 175~225 mJ/cm² に変化させた場合のラマンスペクトルを調べた。ラマンピーク強度は 225 mJ/cm² において、急激な増加を示す事が解った。但し、175 mJ/cm² では、試料によりピークシフトが若干異なっており、結晶性に不均一を生じている。図 11 は、ラマ

Fig. 10 Raman spectra.

Fig. 11 Relationship between Raman peak intensity, laser energy density and the number of shots.

ンピーク強度とレーザエネルギー密度の関係を各ショット数において示す。この図において、ラマンピーク強度が13～15の試料は2次元結晶粒成長を生じている。これらの結果から、エネルギー密度が大きくてもショット数が小さい場合、ショット数が大きくてもエネルギー密度が小さい場合は2次元結晶粒成長を生じない事がわかる。即ち、エネルギー密度、ショット数、何れのパラメータにも結晶性が急激に向上する臨界値が存在しており、2次元結晶粒を成長させる為には、両パラメータ共、臨界値を越える事が必要と考えられる。図12は、レーザエネルギー密度が225 mJ/cm²における、ラマンピーク強度、平均結晶粒径とショット数の関係を示す。ラマンピーク強度と平均結晶粒径のショット数に対する傾向はほぼ一致する。225 mJ/cm²においては、50～100ショットが臨界条件になっており、これより大きいショット数（条件E, F）では、2次元結晶粒成長を生じる。これより小さいショット数では、結晶粒径は200 mJ/cm²の場合より若干大きくなり繊維状結晶粒成長を生じている事がわかる。図13は図12の条件E, Fに於ける、結晶粒径の分布を示す。何れも正規分布に近いのであるが、粒径が大きくなる方にテールを生じている。特に、200ショットになると粒径が400～500 nmの結晶粒も出現し、更に粒径

Fig. 12 Relationship between Raman peak intensity, average grain size and shot number at 225 mJ/cm².

Fig. 13 Distribution of the grain size at E and F of Fig. 12.

が大きな2次元結晶粒成長がショット数増加と共に起っている事を示す。

3.3 結晶成長モデル

以上の実験結果に基づき、この章では結晶成長機構を議論する。図14は結晶性、結晶粒径に関する実験結果をレーザ照射条件をパラメータとして定性的に纏めたものである。縦軸の結晶性はラマンピーク強度に対応し、横軸はレーザエネルギーと転位エネルギーの関数と考えられるがその関係は現在の処、明らかではない。全プロセスは3段階からなり、stage Iは200 mJ/cm²、8～200ショット、stage IIは225 mJ/cm²、8～32ショット、stage IIIは225 mJ/cm²、32～200ショットに各々対応する。各条件のショット数は、概数を表す。例えば、32ショットの1の位はあまり意味を持たない。又、stage IIからstage IIIへの移行は段階的ではないと考えられるが、繊維状結晶成長から2次元結晶粒成長への臨界状態に対応するという意味において、図では階段状に描いた。stage IIIの低ショット領域は遷移段階に対応する。図15は結晶成長モデルを示す。一般的ではあるが、本実験においても確認

Fig. 14 Summary of the present crystal growth data.

Fig. 15 Crystal growth model.

されたので、全プロセスを核形成 (stage I), 繊維状成長 (stage II), 2次元結晶粒成長 (stage III) の3段階にわけた。各 stage の結晶粒径はそれぞれ、10~50 nm, 50~100 nm, 250~300 nm である。stage I においては、a-Si からの結晶化であるのでその機構は過冷却モデルで説明できる。stage II, stage III の融点は、この段階において既に poly-Si が形成されていることから、a-Si の融点よりも高い。これらの段階においては、本実験のレーザ照射条件では、レーザ照射中に Si が溶融しないことから、過冷却液体からの核形成は生じにくいと考えられる。そこで、再結晶化機構を考える。再結晶化がよく知られている原理は以下の様になる。膜中の粒界エネルギーが、subgrain coalescence により増加していき、まわりの結晶粒と大きい方位差をなした時、急激にグレインが成長を始める¹²⁾。即ち、(表面エネルギーの増加) ≤ (歪エネルギーに起因する体積エネルギーの増加) …再結晶のドライビング・フォースに相当、なる条件が満足される時に、再結晶化が進行する。この原理に基づき、Poly-Si のレーザ再結晶化を考察する。レーザ照射中の poly-Si 表面の温度分布に関し計算された結果¹⁰⁾では、poly-Si は c-Si の

Fig. 16 Transfer model of Si atoms.

融点より100~150度低い温度に保持される。stage II において、レーザからの熱エネルギーにより、転位壁が小傾角粒界を横切り、その後、大傾角粒界で堆積する¹³⁾。この状態は、まわりの結晶粒と大きい方位差をなしており、急激なグレイン成長を開始する臨界状態と考えられる。stage III において、大傾角粒界で Si 原子の大量の移動を生じ、その結果、粒界の移動を誘起し¹⁴⁾、粒の急激な成長を生じる。この Si 原子の移動過程に関し、我々は、新たなモデルを導入し、Si 原子が“大量に移動”するという現象の説明を試みたので、それに関して、もう少し詳しく説明する。

図16は大傾角粒界での Si 原子の移動モデルである。非優先方位結晶粒の Si 原子がレーザからの熱エネルギーにより優先方位結晶粒に移動する。ここで、優先方位とは、自由エネルギーの大きさから<111>方位を指す。stage III においては結晶粒の中の Si 原子はレーザ照射時に準安定状態になり、それらがレーザから熱エネルギーを得る事によって動くと考えても矛盾はない。準安定状態の定義は、室温よりも融点に近く、隣接原子の結合エネルギーが小さい状態とする。図11, 12において、2次元結晶粒成長が開始するには、レーザエネルギー密度、ショット数に臨界値が存在することがわかった。ショット数の増加に従い、転位の運動距離も増加すると考えられるので、臨界ショット数は堆積転位の自己エネルギーに相当することになる。そこで、堆積転位の自己エネルギーとレーザエネルギーが臨界条件に到達すると、粒界はアモルファス化し、更に、溶融するという仮定を置く。それにより、Si 原子の移動が起こり易くなる。Si 原子の移動速度、即ち、確率は、粒界に於いては活性化エネルギーを Q_a と

Table 1 Calculated result of dislocation energy and laser energy at 1 shot

r_0 (nm)	dislocation energy (eV)	laser energy (eV)
0.235	5.08×10^5	4.95×10^5
1.175	3.80×10^5	4.95×10^5

して $\exp(-Q_a/kT)$ で表される。結晶化状態では $Q_a = 4 \sim 5$ eV¹⁵⁾ であるので、アモルファス化、又は溶融すると、 Q_a は 0 に近ずき、速度はオーダー的に増加する。この様な仮定をすると、臨界条件で急成長する現象を説明できる。このモデルは、粒界のアモルファス化・溶融による活性化エネルギーの減少を仮定しており、今後検討されなければならない事象も含んではいるが、臨界状態での原子の大量移動という現象を説明できる。我々は、結晶粒径の急激な増加と活性化エネルギーの減少が密接な関係を持つと推測する。更に、このモデルにより、以下の現象も説明される。図11で説明した2次元結晶粒成長を生じない条件、エネルギー密度が大きくてもショット数が小さい場合とは、本モデルで考えると、転位はレーザエネルギーを得て動くので、動く事は可能であるが、動く距離と転位の数が充分でない事になる。又、ショット数が大きく、エネルギー密度が小さい場合とは、転位速度が非常に小さい為、動く距離が充分でない事になり、臨界条件に到達するには非常に大きなショット数を必要とする。しかし、大きすぎるエネルギー密度では、転位集積を生じないし、又、小さすぎるエネルギー密度でも、転位は動けない。本研究のエネルギー密度の条件、 225 mJ/cm^2 は転位エネルギーに何らかの関係があると考えられる。例えば、もし、あと1パルスで大傾角粒界がエネルギーを吸収して臨界状態に到達するか、越える様な場合を仮定すると、転位自己エネルギーとレーザエネルギーの大きさを比較する事が重要な意味をもつのでそれらの値の簡単な計算結果を示す。計算の仮定を以下に記す。膜厚50 nm, 2次元成長前の結晶粒の寸法が約50 nmである事から、 $50 \text{ nm} \times 50 \text{ nm} \times 50 \text{ nm}$ の立方体の結晶粒を仮定する。核形成時の寸法が10~50 nmであるので、アモルファス化、又は溶融前の堆積転位数は2~3列と考えられる。ここでは3列の転位の結晶粒界での堆積を仮定する。又、縦に堆積した転位線の総数は、 $50 \text{ nm}/0.235 \text{ nm}$ である。転位エネルギー (E) は転位芯のエネルギー (E_{core}) と弾性エネルギー ($E_{\text{elas.}}$) の和であり、以下の様に表される。

$$E = E_{\text{core}} + E_{\text{elas.}}$$

$$= Gb^2/4\pi(1-\nu) + [Gb^2/4\pi(1-\nu)] \times \ln(r_1/r_0)$$

ここで、 b , r_1 , G , ν は各々バーガース・ベクトル (burgers vector), 弾性エネルギーの及ぶ距離, 剛性率, ポアソン比を表しており、 $b=0.235 \text{ nm}$, $r_1=50 \text{ nm}$, $G=6.39 \times 10^{10} \text{ Pa}$, $\nu=0.3$ とする。 r_0 は転位芯の半径であり、その大きさは最近接原子間距離、又は、その5倍と一般に定義される¹³⁾。表1は上記条件での転位エネルギーと1ショットにおけるレーザエネルギーの計算結果である。尚、レーザエネルギーは、転位3列分の面積に照射される総エネルギーである。転位エネルギーとレーザエネルギーがほぼ等しいという結果は、転位堆積とレーザ照射が2次元結晶粒成長の開始に影響を与えるというモデルが矛盾ない事を示す。

本モデルでは、stage Iにおいて、結晶核の粗密領域を生じる可能性がある。この事は、a-Siの結晶化し易さにも場所による差がある事からも推測される。密領域においては、ほぼ同じ寸法の2次元結晶粒ができるが、粗領域においては、部分的に成長の遅れる結晶粒が存在することが考えられる。この事は、図6(a)において100 nm前後の結晶粒の集合領域が観察される事から、前述の事項にはほぼ当てはまる。尚、この様な成長の遅れた結晶粒の集合領域もショット数を更に増加する事により、既に形成されている2次元結晶粒に取り込まれていくと考えられる。又、図13の結晶粒径の分布、モデルから、ELAに於いて、結晶粒径の更なる拡大化も可能と考えられる。

以上の様に、本研究のレーザ照射条件においては、エネルギー密度が小さく、シミュレーション上はc-Siの融点より、約100~150度以下にしか到達しない事から、stage IIIでの結晶進行を固相での転移と仮定する事により、実験結果を説明できた。しかし、これまで提案されている、過冷却液体からの成長モデルに関しても、部分的に生じている可能性がある。結晶Siの溶融エンタルピー、溶融潜熱が各々約3130 J/cm², 3860 J/cm²であり、溶融潜熱が溶融エンタルピーより大きい事を考慮すると、部分的に溶融状態が出現する可能性があるからである。これに関しては、今後、更に検討していく必要がある。又、固相成長の場合、一般には、a-Siからc-Siへの変態の様に長時間を要するが、本実験の場合は、poly-Siからpoly-Siへの変態であり、転位運動が変態を主として担っていると考えているので、転位速度の大きさから考えて、短時間で変態は終了する。

4. ま と め

第一に、ELAにより形成されたpoly-Si膜の特性について解説した。poly-Si膜の結晶性はレーザエネルギー密度、ショット数の増加と共に向上する。ある臨界のレー

ザエネルギー密度, ショット数で2次元結晶粒成長を生じる。脱水素処理を施した poly-Si 膜の結晶性は施さないものよりも向上し, 表面荒さは同じか小さくなる。

第二に, poly-Si 膜の結晶化の機構を議論した。実験結果を反映し, 成長プロセスを核形成, 繊維状結晶粒成長, 2次元結晶粒成長の三段階にわけた。繊維状結晶粒成長, 2次元結晶粒成長においては poly-Si 膜が形成されており, レーザ照射中に Si が溶融しないことから, 過冷却液体からの核形成は生じず, 転位運動に基づく成長機構を考えた。特に, 臨界条件において2次元結晶粒成長を生じるという現象に関しては, 大傾角粒界で転位が堆積し, 転位エネルギーとレーザーエネルギーの和が臨界値に到達した時に2次元結晶成長が開始するという機構を仮定する事により理解できる事を示した。但し, これまで提案されている, 過冷却液体からの成長モデルに関しても, 本研究のレーザー照射の臨界条件では部分的に生じている可能性もあり, 今後の更に詳細な検討が待たれる。

謝辞

本研究の遂行に関し, 三洋電機株式会社マイクロエレクトロニクス研究所長・吉年慶一博士に御助言を賜りました。本紙面をもち感謝致します。又, 本研究の遂行には本学・河本直哉技官, 修卒論生・衣笠彰則, 浦上明則, 金森武各君の寄与があった事, 更に, 本研究の一部は文部省科学研究費(基盤研究(C)(II)), 財団法人赤井録音録画技術研究助成会の助成の基遂行された事を記します。

【文 献】

- 1) K. Hirano, N. Sotani, I. Hasegawa, T. Nouda, H. Abe and H. Hamada: *Abst. IS & T/SPIE Symp. Electron. Imag.: Sci. & Technol.*, 1997, p. 80.
- 2) Y. Aya, T. Nouda, Y. Nakahara, H. Abe and H. Hamada: *Dig. Tech. Papers. AM-LCD*, 1997, p. 167.
- 3) N. Matsuo, Y. Aya, A. Kinugasa, T. Nouda, H. Hamada and T. Miyoshi: *Dig. Tech. Papers. AM-LCD*, 1997, p. 175.; *Trans. IEICE* **80** (1997) 245; *Abst. Mat. Res. Soc. Symp.*, p. 20, 1997.; *J. Vac. Soc. Jpn.*, **41** (1998) 798.
- 4) H. Abe, Y. Aya, T. Nouda and H. Hamada: *Dig. Tech. Papers. AM-LCD*, 1998, p. 85.
- 5) N. Matsuo, Y. Aya, T. Kanamori, T. Nouda, H. Hamada and T. Miyoshi: *Dig. Tech. Papers. AM-LCD*, 1998, p. 145.
- 6) H. Hamada, K. Hirano, N. Goda, H. Abe, I. Hasegawa, Y. Okita, S. Arioka and T. Niina: *Electron. Lett.*, **30** (1994) 1719.
- 7) H. Hamada, A. Sasaki, Y. Okita and T. Niina: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **35** (1996) 680.
- 8) H. Hamada, Y. Aya, H. Abe, T. Nouda, K. Hirano and Y. Miyai: *Proceedings of Thin Film Transistor IV, The Electrochemical Society*, to be published in 1999.
- 9) S. R. Stiffler, P. V. Evans and A. L. Greer: *Acta metall. mater.*, **40** (1992) 1617.
- 10) H. Kuriyama, T. Kuwahara, S. Ishida, T. Nouda, K. Sano, H. Iwata, S. Noguchi, S. Kiyama, S. Tsuda, S. Nakano, M. Osumi and Y. Kuwano: *Jpn. J. Appl. Phys.*, **31** (1992) 4550.
- 11) ラマンピークシフト, 半値全幅とレーザー照射条件の関係については現在調査中であるが, 一部は, N. Matsuo, Y. Aya, N. Kawamoto, F. Anwar, T. Nouda, H. Hamada and T. Miyoshi: *Dig. Tech. Papers. AM-LCD*, 1999. に発表予定.
- 12) 高村仁一: “材料強度の基礎,” 京都大学学術出版会, p. 287, 1999.
- 13) J. Weertman and J. R. Weertman: “Elementary dislocation theory,” *Macmillan Series in Material Science*, The Macmillan Company, 1964.
- 14) C. V. Thompson: *J. Appl. Phys.*, **58** (1985) 763.
- 15) A. S. Grove: “Physics and Technology of Semiconductor Devices,” John Wiley and Sons, Inc., p. 40, 1967.