エキシマ・レーザ・アニールによる
多結晶シリコンの結晶成長
—水素と基板熱伝導度が臨界
エネルギー密度に与える影響を考慮して—

松尾 直人^{*1,*3}・河本 直哉^{*1}・Fakhrul Anwar Bin Abd AZIZ^{*1}

長谷川 勲^{*2}・山野 耕治^{*2}・浜田 弘喜^{*2}

(受理2003年1月30日, 掲載決定2003年9月6日)

Crystal Growth of Polycrystalline Silicon by Excimer Laser Annealing
—Influence of Hydrogens and Substrate Thermal Conductivity
on the Critical Energy Density—

^{*1}Naoto MATSUO, ^{*1}Naoya KAWAMOTO, ^{*1}Fakhrul Anwar Bin Abd AZIZ,

^{*2}Isao HASEGAWA, ^{*2}Kouji YAMANO and ^{*2}Hiroki HAMADA

^{*1}Dept. E. & E.E., Yamaguchi Univ., Tokiwadai 2-16-1, Ube 755-8611, Japan

^{*2}Mat. and Devi. Development Center, SANYO Electric Co. Ltd.

(Received January 30, 2003, Accepted September 6, 2003)

Relationship between the critical energy density of the excimer laser at which the secondary grain growth occurs and the substrate thermal conductivity and the hydrogens in the SiN films are clarified considering the grain morphologies, the grain size of the LTPS (low temperature polycrystalline silicon) on the quartz, SiO₂/glass and SiO₂/SiN/glass substrates. Dependence of the stress and the crystal defects in the poly-Si on the substrate structure is discussed from the Raman TO phonon peak shift and the full width at half maximum (FWHM) of the peak. The origin of this phenomenon is examined by the crystal growth model considering the defects movement at the low energy.

1. はじめに

エキシマ・レーザ・アニーリング (excimer laser annealing, ELA) 法は3次元構造 LSI において第2層目以降のトランジスタ活性領域の作製方法として1980年代に集中的に研究が進められた。研究の主たる要点は再結晶化時に固液界面形状を如何に高精度に制御するかという

事である。代表的な方法としては、デュアルレーザビームによる方法¹⁾, M形レーザビーム再結晶化法²⁾等が挙げられる。近年, ガラス上に形成された多結晶化シリコン (polycrystalline silicon, poly-Si) は液晶ディスプレイの薄膜トランジスタ (thin film transistor, TFT) 材料として注目されている³⁾。現在, 以下のような方法を用いることにより ELA による低温 poly-Si の高品質化 (大粒径化・高配向化) に関する研究が行われている。SiO₂/Si 上に作製された膜厚100 nm のアモルファス (amorphous, a-)Si に XeCl エキシマ・レーザを単ショット照射する実験により, あるエネルギー密度の ELA によりグレインサイズが250~400 nm という膜厚以上の poly-

^{*1} 山口大学工学部 (〒755-8611 山口県宇部市常盤台 2-16-1)

^{*2} 三洋電機㈱マテリアル・デバイス研究所 (〒503-0195 岐阜県安八郡安八町大森180)

^{*3} 現所属 姫路工業大学大学院工学研究科 (〒671-2201 姫路市書写 2167)

Si 結晶粒が得られる SLG (super lateral growth) 領域の存在が報告された⁴⁾。また、位相シフトマスクを通じて ELA を行いレーザ光強度分布の制御をおこなうことにより poly-Si グレインの位置制御並びに大粒径化を計る方法が提案されている⁵⁾。SiO₂ 上に作製された膜厚 150 nm の a-Si に KrF エキシマ・レーザを単ショット照射する事により、グレインサイズは 4.7 $\mu\text{m} \times 3 \mu\text{m}$ にもなる。エキシマ・レーザを用いる方法ではないが、DPSS (diode pumped solid state) CW レーザを a-Si 上へスキャンさせる CLC (CW laser lateral crystallization) 法により (100) 優先配向のリボン状 poly-Si 薄膜を実現した⁶⁾。この方法ではスキャン条件によっては 10 μm 以上のグレイン作製も可能であり、n-TFT の電界効果移動度として 566 cm^2/Vs 、p-TFT の電界効果移動度として 200 cm^2/Vs という値が得られている。この様に、現在 poly-Si 薄膜による TFT の電子移動度は単結晶 Si に近づきつつあるが、更なる poly-Si 薄膜のグレイン内低欠陥密度化、低残留応力化をも含めた高品質化には結晶成長機構の解明が急務であるといえる。我々は、以上の背景を踏まえると共に、本論文の筆頭著者が提案しているナノテクノロジー・オン・パネル (nanotechnology-on-panel)⁷⁾ を使ったボトムアップ・プロセス実現に向け、多パルス ELA 法により形成された poly-Si の結晶成長機構について研究を行っている⁸⁻¹⁶⁾。これまでに、a-Si をエキシマ・レーザにより再結晶化した poly-Si の結晶欠陥の大部分は結晶粒界に存在し、且つ、a-Si 中の水素は ELA による poly-Si の結晶性に強い影響を及ぼすことを ESR の結果から明らかにした^{8,9)}。前者の結果はレーザ照射パルス数が増加するに従い粒内の結晶欠陥が結晶粒界に移動すると考えてもよい。ところで、ELA による poly-Si の結晶成長は、過冷却液体 (super cooled liquid, SCL) からの固体化により説明されてきたが¹⁷⁾、150~250 mJ/cm^2 の低エネルギー密度のレーザ照射では a-Si の溶融、poly-Si 結晶化後はレーザ照射を行っても溶融せず、グレインサイズの増大する理由については固相状態での再結晶化機構を考える必要がある。多パルス ELA における我々の実験では数 10 パルスで核となるグレインが形成され、引き続きグレイン成長を生じ、臨界エネルギー密度、臨界ショット数で 2 次元結晶成長が急激に進行する事実を確認した^{9,10)}。これらの結果から、2 次元結晶成長について結晶欠陥移動を仮定した固相成長 (solid phase crystallization, SPC) による機構を提案した^{11,13)}。中程度のレーザエネルギー密度である 250~350 mJ/cm^2 においては、SPC と SCL を経た結晶成長の遷移領域において直径が約 1000 nm のディスク状結晶粒 (disk-shaped grain) が観察された^{12,16)}。ディスク状結晶粒の

形成機構については明らかになっていないが、a-Si から poly-Si への再結晶化の過程で生じる内部応力の緩和の為に生成されたと考えられる¹⁸⁾。以上、石英基板上での poly-Si の 2 次元結晶成長とディスク状結晶成長はエネルギー密度に依存する事が明らかになったが、その起源については内部応力緩和の為にという事以外は不明である。そこで、再結晶化 poly-Si 膜の成長様式を詳細に調べる為、SiO₂/SiN/glass、石英基板上の再結晶化 poly-Si 膜の内部応力、欠陥密度を評価した。内部応力、欠陥密度共に基板構造に依存する事が明らかになると共に、SiO₂/SiN/glass 構造の基板から供給される水素分子が核形成に寄与する事も推論された^{14,15)}。2 次元成長が a-Si への水素の混入により抑止される様である。本研究の目的は、石英、SiO₂/glass、SiO₂/SiN/glass の 3 種類の基板上における a-Si のエキシマ・レーザ再結晶化過程において 2 次元結晶成長を生じる臨界エネルギー密度と基板の熱伝導度、基板に含まれる水素の関係を poly-Si のモフォロジーを考慮して明らかにする事である。

2. 実験方法

a-Si 膜形成の下地基板は、以下に記載する三つの方法による。①ガラス上にプラズマ化学気相蒸着 (plasma chemical vapor deposition, PCVD) 法により SiN を 50 nm 形成させ、更に CVD 法により SiO₂ を 50 nm 形成させた基板 (SiO₂ (50 nm)/SiN (50 nm)/ガラス) 上に PE (plasma enhanced) CVD 法により a-Si を 100 nm 堆積させた。② PECVD 法によりガラス基板上に SiO₂ を 100 nm 堆積させた基板 (SiO₂ (100 nm)/ガラス) 上に PECVD 法により a-Si を 100 nm 堆積させた。③石英ガラス基板上に、Si₂H₆ を原料ガスとした減圧化学気相蒸着 (low-pressure CVD, LPCVD) 法により 400°C において 100 nm の a-Si 薄膜を成長させた。これらを真空中で 450°C、60 分間加熱することにより脱水素化処理をおこなった。SiN 基板、SiO₂ 基板および石英基板上の poly-Si の水素濃度はおよそ 10^{21} cm^{-3} および 10^{20} cm^{-3} である。石英基板上の a-Si の形成にのみ水素濃度が一桁小さい LPCVD 法を用いたのは、再結晶化過程において水素が 2 次元結晶成長に及ぼす効果を調べる為である。その後、a-Si 表面に KrF エキシマレーザを室温でパルス照射することにより再結晶化をおこなった。照射時間は、1 パルスの半値全幅において 23 ns、パルス数は 8~100 ショット、エネルギー密度は 200~400 mJ/cm^2 であり 50 mJ/cm^2 間隔である。尚、石英基板上の実験のみ 175,225 mJ/cm^2 の条件がある。ビームスポットサイズは 5.9 $\times$ 5.9 mm および 6.5 $\times$ 6.5 mm であり、方形ビームを用いた。poly-Si の内部応力、欠陥密度、表面形状、

及びグレイン形状の評価は、ラマン分光法 (Raman spectroscopy), および、走査型電子顕微鏡 (scanning electron microscopy, SEM)を用いた。尚, SEM 観察は、

poly-Si にセコエッチング (secco etching) を施した後におこなった。

Substrate	Energy Density		400mJ/cm ²	
	225mJ/cm ²	250mJ/cm ²		
Poly-Si on Quartz Substrate	Secondary Grain Growth	Disk-shaped Grain Growth	Grain Growth from Super-Cooled-Liquid
		Secondary Grain Growth		
Poly-Si on SiO ₂ /glass Substrate				
Poly-Si on SiO ₂ /SiN/glass Substrate				SPC Model + Stress Relaxation
				SPC Model

Constant Size Grain Growth	

Fig. 1 Relationship between the LTPS grain morphology and energy density for quartz substrate, SiO₂/glass substrate and SiO₂/SiN/glass substrate, respectively.

3. 実験結果と考察

Fig. 1 は石英, SiO_2 及び SiN 基板上における poly-Si のモフォロジとレーザのエネルギー密度の関係を示す. ライトグレーに塗られたセルは固相成長 (solid phase crystallization, SPC)¹¹⁾ による結晶成長, およびダークグレーに塗られたセルは SPC, 及び応力緩和が起きることを示している. 応力緩和については Fig. 5 において詳述するが, グレインサイズの拡大と共に内部応力が小さくなる事が報告¹⁹⁾ されている. 石英基板上の poly-Si はエネルギー密度 $225 \sim 400 \text{ mJ/cm}^2$ において大きく分けてグレインサイズが膜厚より大きくなる 2 次元結晶成長 (写真 B), ディスク状結晶 (写真 C), 及び過冷却液体からの成長である微結晶 (写真 D) という 3 つのモードが存在する. 写真 A 及び B は, 225 mJ/cm^2 , 32 ショット及び 200 ショットの SEM 像を示す. 32 ショットでは平均グレインサイズが 50 nm , 200 ショットでは 280 nm であり, 急激なグレインサイズの増加が 200 ショットにおいて観察された. 即ち, 急激な 2 次元成長を生じていることから, 石英基板上における 2 次元成長の臨界エネルギー密度は 225 mJ/cm^2 , 臨界ショット数は 100 ショットであることが分かる. 詳しくは Fig. 2 において説明するが, 100 ショットにおいても 200 ショットとほぼ同じサイズのグレインを観察している. 写真 C に 250 mJ/cm^2 , 32 ショットの SEM 像を示す. 石英基板上の a-Si へエネルギー密度 $250 \sim 350 \text{ mJ/cm}^2$, ショット数 $8 \sim 100$ ショットのレーザを照射した場合図に見られる様な中心から放射状に伸びたディスク状結晶が観察され, しかもエネルギー密度もしくはショット数の増加に応じてディスク状結晶の占める割合が増加することは既に報告した¹²⁾. ディスク状結晶は内部応力を緩和するために成長すると思われる. この理由については Fig. 5 におい

Fig. 2 Relationship between the Raman intensity and shot number for 175 to 225 mJ/cm^2 .

て説明する. 写真 D は 400 mJ/cm^2 , 8 ショットの SEM 像を示す. 過冷却液体からの固体化を示唆するほぼ 40 nm の比較的小きなグレインサイズをもつ微結晶が観察された. 写真 E 及び F は, SiO_2 基板上における 300 mJ/cm^2 , 100 ショット及び SiN 基板上における 400 mJ/cm^2 , 100 ショットの poly-Si を示す. 写真 E の SiO_2 基板上においては, グレインサイズが写真 B とほぼ同じである事がわかる. 写真 F の SiN 基板上においては写真 B, E に観られる様な 2 次元成長をしたグレインは観察されなかった.

Fig. 2 は 175 から 225 mJ/cm^2 におけるラマン強度のショット数依存性を示す. この図は核形成と 2 次元結晶成長の関係を表わす. 図中の A 及び B は, Fig. 1 中の写真 A 及び写真 B と対応する. 200 mJ/cm^2 で生じる現象の詳細は既報¹⁰⁾ を参照されたいが, グレインサイズは全ショット数において膜厚程度となりエネルギー密度 200 mJ/cm^2 のプロセスは核形成段階に対応している. 225 mJ/cm^2 , 100 ショットにおいて急激なグレイン成長が観察され, 2 次元成長を生じる臨界条件は 225 mJ/cm^2 , 100 ショットである事がわかるのである.

Fig. 3 は 2 次元成長を生じる臨界エネルギー密度の基板熱伝導率²⁰⁾ 依存性の模式図を示す. 臨界エネルギー密度は基板熱伝導率に応じて大きくなると考えられる. 理由は基板熱伝導率が大きいとレーザ照射により与えられたエネルギーのうち外部に逃げる量が多くなり結晶成長に供されるエネルギーの割合が小さくなる為である. SiO_2 基板及び SiN 基板の熱伝導率は石英基板よりも大きいことから, SiO_2 基板及び SiN 基板の 2 次元成長の臨界エネルギー密度も石英基板よりも大きくなると考えられる. Fig. 1 の 2 次元成長を生じた写真 B と写真 E

Fig. 3 Schematic relationship between the critical energy density and the substrate thermal conductivity.

Fig. 4 Relationship between the grain size of LTPS and the shot number.

のグレインサイズがほぼ等しくなっていることから SiO_2 基板の二次元成長の臨界エネルギー密度は 300 mJ/cm^2 近傍であると考えられる。尚、a-Si の水素濃度の差も 2 次元成長の臨界エネルギー密度に影響を及ぼすと考えられる。SiN 基板、 SiO_2 基板では水素濃度が石英基板より大きいことから、Fig. 6 で詳説するが、水素が結晶粒界で空洞の移動を阻止する方向に作用して臨界エネルギー密度が大きくなると考えられる。

Fig. 4 はグレインサイズのショット数依存性を示す。石英基板上のディスク状結晶のグレインサイズが最も大きい。尚、石英基板上での、ディスク状結晶は $250 \sim 350 \text{ mJ/cm}^2$ 以上でのみ観察されている。SiN 基板上及び石英基板上におけるディスク状結晶以外のグレインサイズはほとんど同じであり、 SiO_2 基板上におけるグレインサイズより小さい。 SiO_2 基板上のグレインサイズ (●) は石英基板上の Fig. 1、写真 B のグレインサイズ (□) にほぼ等しいことが分かる。2 次元成長は石英基板及び SiO_2 基板で観察されるが、SiN 基板においては観察されない。これらの現象は基板の熱伝導率の違い、及び、既報¹⁵⁾で詳説している様に SiN 基板から a-Si 膜中に水素を放出するという特有の機構と密接な関係を持つ事が考えられる。即ち、Fig. 3 に示したように SiO_2 基板の臨界エネルギー密度が石英基板より大きくなり、 300 mJ/cm^2 で 2 次元成長がおきること、又、SiN 基板では熱伝導率は SiO_2 基板より若干大きく、その臨界エネルギー密度も 300 mJ/cm^2 より大きくなる為、SiN 膜からの水素発生、a-Si 中への核形成が優先的に起こり、2 次元成長を抑制するのではないかと考えられる。しかし、2 次元成長を生じる SiO_2 基板上の poly-Si にも内部応力が局所的に残留しているために、Fig. 1、写真 E に示す

Fig. 5 Relationship between the FWHM of TO phonon peak and the $\Delta\omega$.

ようにグレインがセコエッチングによって剥離すると考えられる。これらの応力緩和はラマン分光法によっても観察された。

Fig. 5 は Si TO フォノンピークの半値全幅 (full width at half maximum, FWHM) 及び $\Delta\omega$ の関係を示す。 $\Delta\omega$ とはバルク Si の TO フォノンピークシフト (521 cm^{-1}) と poly-Si のシフトの差である。 $\Delta\omega$ は内部応力に比例し、FWHM は欠陥密度に関係する²¹⁾。 $\Delta\omega$ は SiO_2 、SiN、石英基板の順番で大きくなり、FWHM は SiO_2 基板がもっとも小さかったが SiN と石英基板はほぼ同じ値を示した。 SiO_2 基板では 2 次元成長を生じているため残留応力と結晶欠陥密度は一番小さい。石英基板ではディスク形状グレインの生成により応力緩和をするのであるが、ディスク形状グレイン生成前の応力が大きいと考えられる。この理由は以下による。実験的には石英基板上の a-Si をエキシマ・レーザ照射するとパルス数の増加に伴いディスク形状グレインの数は増加する¹²⁾と共に、同時に内部応力も緩和されるという結果を得ている¹⁸⁾。即ち、膜の内部応力が極値になった時に応力緩和のためにディスク形状グレインが発生するという考え方も可能である。更に、この考え方を支持する事象としてはディスク形状グレインの核形成には双晶が関係するという報告²²⁾もあり、双晶発生が応力緩和機構であるという観点からは合理的である¹⁶⁾。尚、 SiO_2 、石英基板上共に核形成サイトは a-Si/基板界面であるが、 SiO_2 基板上で 2 次元成長を生じ、石英基板上でディスク形状グレイン成長を生じる理由については、基板の熱伝導率が何らかの形で関与すると考えられるが明らかでない。SiN 基板においても、界面での核形成を生じる事は考えられるが、支配的な核形成サイトは ELA 過程で SiN 膜から a-Si に混入した水素により熔融 Si 中に生成され

Fig. 6 Schematic figure of SPC considering hydrogens in the substrate and thermal conductivity.

る。核形成サイトが基板に固定されていないので、成長する隣接グレインの衝突による応力が小さくなると考えられる。更に、SiN 膜から a-Si への水素混入が 2 次元結晶成長を生じるエネルギー密度よりも低エネルギー密度側で生じる為、2 次元成長の発生を抑制する。そのため、内部応力と欠陥密度は SiO₂ 基板より大きくなる。ここで、もう少し詳細に核形成を考える。水素が SiN 基板から熔融 Si に混入すると仮定したが、SiO₂/SiN/ガラス構造を昇温脱離分析する事により SiN 膜に含まれる水素が SiO₂ 膜を透過して真空中に放出される現象を我々は既に確認している²³⁾。熔融 Si が SiO₂ 膜の上に存在する場合は、Si が熔融している数 10 ns の間に水素は熔融 Si 中に取り込まれ、一部は熔融 Si を透過して真空中に放出されると考えられる。熔融 Si が完全固化する直前に、準固化状態において水素の放出を生じる部分で欠陥を生じ、それがグレイン成長の核になると考える。Fig. 6 は、基板中の水素及び熱伝導率を考慮した固相成長モデルの模式図を示す。2 次元成長は、レーザーエネルギー密度と粒界での結晶欠陥エネルギー（つまり、ひずみエネルギー）の和が臨界値を満たしたときに急激に起こるというモデルを我々は考えている¹¹⁾。右に非優先方位の LTPS グレイン、左に優先方位の LTPS グレインを示す。ELA によって与えられた熱エネルギーにより LTPS 中の結晶欠陥は粒界の方へ移動する。ある臨界量の結晶欠

陥が移動すると、非優先方位の Si 原子が原子空孔へ移動することにより原子空孔も移動する。大量の Si 原子が移動する事により結晶粒界も右方向へ大きく移動する。これが、2 次元結晶成長に相当する。SiO₂ 基板のように熱伝導率が石英基板と比べて大きい場合、ELA により与えられたエネルギーは基板方面へ逃げていくために、臨界量の結晶欠陥が粒界に溜まるためには石英と比べて大きなエネルギー密度が必要となるために、石英基板よりも臨界エネルギー密度が大きくなる。SiN 基板の場合は、SiO₂ と熱伝導率は変わらないと考えられるが、水素-原子空孔ペアができるために原子空孔を左側の LTPS から右側の LTPS へ動かすためには、更に大きなエネルギーが必要になると考えられる。その為、2 次元結晶成長の臨界エネルギーは SiO₂ 基板より大きくなると推測される。尚、ELA の場合、a-Si へのレーザー照射直後に急冷されるため大量の凍結原子空孔が poly-Si 中に導入される。poly-Si 中における原子空孔と水素原子との結合はまだ観測されてはいないが、合理性はあると考えられる²⁴⁾。このモデルにより、基板による LTPS モフォロジーの違いを統一的に理解することができる。

4. ま と め

石英、SiO₂ 及び SiN 基板上的 a-Si のエキシマ・レーザー再結晶化過程において、2 次元結晶成長を生じる臨界エネルギー密度と基板の熱伝導率、基板に含まれる水素の関係を poly-Si のモフォロジーを考慮して明らかにした。石英基板上では 2 次元成長を生じる臨界エネルギー密度、臨界ショット数は 225 mJ/cm²、100 ショットであると同定されたが、SiO₂ 及び SiN 基板においては基板の熱伝導率が大きいため石英基板よりも大きくなる。SiO₂ 基板ではグレインサイズから判断して臨界エネルギー密度は 300 mJ/cm² と考えられる。SiN 基板上では poly-Si のグレインサイズは 200~400 mJ/cm² で一定であり、2 次元成長は起きない。これは、SiN 基板においては a-Si への水素混入が 2 次元結晶成長を生じるエネルギー密度よりも低エネルギー密度側で生じる為、2 次元成長の発生を抑制するからである。更に以下の事も推測できる。石英基板上の poly-Si においては、250~350 mJ/cm² ではディスク状結晶が成長し、内部応力を緩和するように生成されるのであるが緩和する前の応力が大きいため、緩和後の残留応力も一番大きいと考えられる。SiO₂ 基板上の poly-Si は 2 次元成長により応力緩和を生じ内部応力は石英基板上のものより小さい。SiN 基板上の poly-Si 中の内部応力及び欠陥は SiO₂ 基板上の poly-Si に比べ増加する。基板中の水素及び熱伝導率を考慮

した固相成長モデルによりエキシマ・レーザの臨界エネルギー密度が変化する現象を説明でき、基板によるLTFS モフォロジの違いを統一的に理解することができた。

〔文 献〕

- 1) K. Yamazaki, N. Yoshii, S. Ogawa, S. Akiyama and Y. Te rui: Ext. Abst. 17th Conf. SSDM, 1985, p. 155.
- 2) K. Shirakawa, M. Maekawa, O. Yamazaki, H. Tsuji and M. Koba: Ext. Abst. 19th Conf. SSDM, 1987, p. 175.
- 3) H. Hamada, H. Abe and Y. Miyai: Trans. IEICE, **J84** (2001) 65.
- 4) J. S Im, H. J. Kim and M. O. Thompson: Appl. Phys. Lett., **63** (1993) 1969.
- 5) C. H. Oh, M. Ozawa and M. Matsumura: Jpn. J. Appl. Phys., **37** (1998) L492.
- 6) A. Hara, F. Takeuchi, M. Takei, K. Suga, K. Yoshino, M. Chida, Y. Sano and N. Sasaki: Jpn. J. Appl. Phys., **41** (2002) L311.
- 7) 松尾直人：2002年電子通信情報学会総合大会講演論文集, pp. 179-180, 2002.
- 8) N. Matsuo, A. Kinugasa, Y. Aya, T. Nouda, H. Hamada and T. Miyoshi: Trans IEICE, **J80** (1997) 245.
- 9) N. Matsuo, Y. Aya, T. Kanamori, T. Nouda, H. Hamada, A. Kinugasa and T. Miyoshi: J. Vac. Soc. of Jpn., **41** (1998) 798.
- 10) N. Matsuo, H. Hamada, Y. Aya, T. Nouda and T. Miyoshi: J. Vac. Soc. of Jpn., **42** (1999) 741.
- 11) N. Matsuo, Y. Aya, T. Kanamori, T. Nouda, H. Hamada and T. Miyoshi: Jpn. J. Appl. Phys., **39** (2000) 351.
- 12) N. Matsuo, H. Abe, N. Kawamoto, R. Taguchi, T. Nouda, H. Hamada and T. Miyoshi: J. Vac. Soc. of Jpn., **43** (2000) 1120.
- 13) N. Matsuo, H. Abe, N. Kawamoto, Y. Miyai and H. Hamada: Material Trans., **42** (2001) 2024.
- 14) N. Matsuo, T. Nouda, N. Kawamoto, Y. Miyai and H. Hamada: Material Trans., **42** (2001) 2646.
- 15) N. Kawamoto, H. Abe, N. Matsuo, Y. Miyai and H. Hamada: Trans IEICE, **J85** (2002) 659.
- 16) N. Matsuo, T. Nouda, N. Kawamoto, R. Taguchi, Y. Miyai and H. Hamada: Trans IEICE, **J85** (2002) 700.
- 17) S. R. Stiffler, P. V. Evans and A. L. Greer: Acta Metall Mater., **40** (1992) 1617.
- 18) N. Matsuo, N. Kawamoto, F. Anwar, H. Tsuchiya and H. Hamada: Jpn. J. Appl. Phys., (to be submitted).
- 19) K. Kitahara, R. Yamazaki and A. Moritani: Dig. Tech. Paper AM-LCD, pp. 207-210, 2001.
- 20) G. S. Nolas and G. A. Slack: American Scientist **89** (2001) 136.: H. Kuriyama, Doctoral dissertation (Keio Univ.), 1996.
- 21) K. Kitahara, A. Moritani, A. Hara and M. Okabe: Jpn. J. Appl. Phys., **38** (1999) L1312.
- 22) Y. Ikeda and T. Noguchi: Proc. 44th Symp. Semiconductor and Integrated Circuit Technology, pp. 187-192, 1993.
- 23) N. Kawamoto, H. Abe, N. Matsuo, R. Taguchi, Y. Miyai and H. Hamada: Digest of Technical Papers of AM-LCD 02, (2002) pp. 235-238.
- 24) J. Takamura: "Fundamental Concept of Materials Strength", (Kyoto University Press, 1999).