原子層堆積法の酸化ガスが Al_2O_3 膜の電気特性へ及ぼす影響

生田目俊秀^{1,*}・木村将之^{1,2}・弓削雅津也^{1,2}・井上万里¹

池田直樹¹・大石知司²・大井暁彦¹

¹物質・材料研究機構 ☎ 305-0044 茨城県つくば市並木 1 丁目 1 番地

²芝浦工業大学 物質系応用化学科 ☎ 135-8548 東京都江東区豊洲 3-7-5

(2017 年 12 月 15 日受付；2018 年 2 月 5 日掲載決定)

Influence of Oxidant Gas of Atomic Layer Deposition on Electrical Characteristics of Al_2O_3 films

Toshihide NABATAME^{1,*}, Masayuki KIMURA^{1,2}, Kazuya YUGE^{1,2}, Mari INOUE¹,
 Naoki IKEDA¹, Tomoji OHISHI² and Akihiko OHI¹

¹National Institute for Materials Science, 1-1 Namiki, Tsukuba 305-0044

²Department of Applied Chemistry, Faculty of Engineering, Shibaura Institute of Technology,
 3-7-5, Toyosu, Koto-ku, Tokyo 135-8548

(Received December 15, 2017 ; Accepted February 5, 2018)

We have investigated characteristics of Al_2O_3 thin films, which are deposited by plasma-enhanced atomic layer deposition (PE-ALD) and thermal ALD (TH-ALD) with oxygen plasma and H_2O as oxidant gas, respectively, and $\text{Al}(\text{CH}_3)_3$ precursor. The Al_2O_3 film, which was deposited at 50°C , exhibited a large leakage current property. The positive ($\sim 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) and negative fixed charges ($\sim 10^{12} \text{ cm}^{-2}$) occurred in Al_2O_3 film and at $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ interface by PE-ALD process at below 150°C , respectively. On the other hand, the opposite fixed charges were observed by TH-ALD process. This is due to the different reactive intermediates of Al-C-O and Al-O-Al-CH groups in Al_2O_3 film by PE-ALD and TH-ALD processes, respectively. The fixed charge in Al_2O_3 film disappeared over 200°C . The dipole ($\sim 10^{13} \text{ cm}^{-2}$) also occurs at $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ interface and leads to positive flatband shift of 0.6 V. Therefore, we should pay careful attention to ALD condition such as oxidant gas and growth temperature considering to applications.

KEYWORDS : atomic layer deposition, Al_2O_3 , oxygen plasma, fixed charge, dipole

1. はじめに

近年、フラッシュメモリ (Flash), 抵抗変化型メモリ (Resistive Random Access Memory : ReRAM) 及び DRAM 等に代表される半導体デバイスは高集積化が進み, それに伴ってアスペクト比が 100 を超える 3 次元の立体構造のホール内への均質な金属酸化物薄膜の形成技術が要求されている。原子層堆積 (Atomic Layer Deposition : ALD) 法は, 表面吸着反応律速で制御されるために, (1) サブナノメートルオーダーでの膜厚の制御, (2) 50°C 以下の低温成膜及び (3) 3 次元構造への均

質膜の形成が可能な特徴を有し, 上記の成膜技術として広く用いられている。 Al_2O_3 膜はその大きなバンドギャップ (8.8 eV) と SiO_2 に比べて高い誘電率 (~ 8) の利点から¹⁾, Flash のブロッキング層^{2,3)}, ReRAM のスイッチング層^{4,5)}, DRAM の絶縁膜層^{6,7)}, GaN パワーデバイスのゲート絶縁膜⁸⁾及び太陽光パネルのパシベーション膜⁹⁾として, ALD 法を用いた研究開発が盛んになされている。ALD 法による Al_2O_3 膜は, 典型的には, (a) $\text{Al}(\text{CH}_3)_3$ (Trimethylaluminium : TMA) 原料ガスのパルス時間での供給, (b) Ar キャリアガスによる残留 TMA ガスの排出, (c) 酸化剤ガスのパルス時間での供給及び (d) Ar キャリアガスによる残留酸化剤ガスの排出の (a)~(d) のプロセスを 1 サイクルとして作製される。

* E-mail : NABATAME.Toshihide@nims.go.jp

酸化剤ガスとしては H_2O 、プラズマ酸素及びオゾンが用いられ、Si 半導体の分野では Si/SiO₂ 界面における SiO₂ 増膜及び TMA から Al₂O₃ 形成までの酸化剤ガスによる異なる反応メカニズムが報告されている^{10~14)}。しかし、これらの異なる反応メカニズムと Al₂O₃ 膜の電気特性を関連付けて、系統的に調べた報告例はほとんどない状況である。

本研究では、プラズマ酸素を用いたプラズマ ALD (Plasma-enhanced ALD : PE-ALD) 及び H_2O ガスを用いた熱 ALD (Thermal ALD : TH-ALD) 法を用いて、成長温度及び酸化剤ガスが Al₂O₃ 膜の物性及び電気特性へ及ぼす影響を調べた。また、電気特性の評価より、Al₂O₃ 膜の固定電荷、SiO₂/Al₂O₃ 界面の固定電荷及びダイポールについても議論した。

2. 実験方法

2.1 物性評価用 Al₂O₃ 膜の作製

3% の希フッ酸溶液で自然酸化膜を除去し、水素終端した p-Si 基板上に、TMA 原料を用いた TH-ALD 及び PE-ALD 法で、成長温度を 50, 150, 200 及び 300°C と変えて、膜厚 4 nm の Al₂O₃ 膜を作製した。Al₂O₃ 膜の膜厚は分光エリプソメトリで求め、P-Si/Al₂O₃ 膜の炭素、シリコンの結合状態は X 線光電子分光法 (X-ray Photoelectron Spectroscopy : XPS) で調べた。

2.2 p-Si/SiO₂/Al₂O₃/Pt キャパシタの作製方法

Pt ゲート電極を用いたキャパシタは次の手順で作製された。膜厚 1.5 nm の自然 SiO₂ 膜付き p-Si 基板上へ、TH-ALD 及び PE-ALD 法で、成長温度を 50, 150, 200 及び 300°C で、ALD サイクルを 50~250 cycles と変えて膜厚の異なる Al₂O₃ 膜を作製した。その後、ステンシルマスクを用いて、膜厚 100 nm、面積が $1 \times 10^{-4} \text{ cm}^2$ の Pt 電極を作製した。また、成長温度 300°C の TH-ALD 法で作製した Al₂O₃ 膜を用いたキャパシタは、Pt 電極形成後、N₂ ガス雰囲気中、300~600°C で熱処理 (Post metal deposition annealing : PMA) した。容量-電圧 (C-V) 及びリーク電流密度-電圧 (J-E) 測定は、Agilent B1500A 半導体デバイス・パラメータ・アナライザを用いて、室温、暗室で実施された。フラットバンド電圧 (V_{fb}) 及び容量換算膜厚 (Capacitance equivalent thickness : CET) は、C-V 特性からシュミレーションプログラムを用いて求められた¹⁵⁾。

3. 結果と考察

3.1 p-Si/Al₂O₃ 膜の物性

Fig. 1 (a) 及び (b) に、PE-ALD 及び TH-ALD 法で作製した p-Si/Al₂O₃ 膜の XPS Si_{2p} スペクトルを示す。成

Fig. 1. (color online). Si_{2p} spectra of 4-nm-thick Al₂O₃ films deposited on H-terminated p-Si substrates by (a) PE-ALD and (b) TH-ALD processes. The growth temperature was varied at 50, 150, 200, and 300°C.

長温度は、50~300°C と変えた。TH-ALD 法の場合、成長温度に関係なく、99.1 eV の Si⁰ ピーク以外のピークは認められなかった。これは、TH-ALD 法による Al₂O₃ 膜の成膜で、 H_2O 酸化剤ガスによる Si 表面の酸化が生じていないことを示している。一方、PE-ALD 法では、XPS 測定データをピーク分離した結果、成長温度 50°C でも、101.8 eV の Si³⁺、103.1 eV の Si⁴⁺ の SiO₂ に関するピークが認められた。そして、成長温度が高くなるに従って、この両ピークの強度は増加する傾向を示した。このピーク面積から算出された SiO₂ 膜厚は、50 及び 300°C で、各々、約 0.2 及び 0.35 nm であった。これは、プラズマ酸素ガスによって Si 表面が酸化されたことを示しており、報告されている結果と良く一致している¹⁰⁾。

次に、同じ試料で、XPS C_{1s} ピークを調べた結果を Fig. 2 に示す。試料の表面に吸着した炭素化合物の影響を除去するために、まず、XPS 装置内でエッチングした。PE-ALD の成長温度 50°C (PE-ALD (50°C)) の

Fig. 2. (color online). C_{1s} spectra of 4-nm-thick Al₂O₃ films deposited on H-terminated p-Si substrates by (a) PE-ALD and (b) TH-ALD processes. The growth temperature was varied at 50, 150, 200, and 300°C.

Al_2O_3 膜は、285 及び 290 eV に、各々、 Al-CH_2 -及び Al-C-O -に起因する大きなピークが認められた。成長温度 150°C ではまだこれらのピークは残っているが、 200°C 以上で完全に消失した。PE-ALD 法による Al_2O_3 膜の形成は、次の (1) 式の反応が考えられている^{11~14)}。

(s) 及び (g) は、基板表面及びガス種を意味する。この Al-CH_2 -及び Al-C-O -は、上記の酸化反応が不十分で、 Al_2O_3 膜中に不純物として残ったと考えられる。また、オゾン及びプラズマ酸素ガスの場合には、 Al-C-O -を中間生成物として形成した後に、 Al_2O_3 形成の反応が進む報告がある^{11~14)}。一方、TH-ALD の場合、 Al-CH_2 -の 285 eV のピークのみが成長温度 200°C まで現われ、 300°C で消失した。 H_2O ガスの場合には、 Al-CH_3 と H_2O によるイオン交換反応 (2) 及び (3) 式が提案され、理解されている^{12, 14)}。

200°C 以下では、この反応が不十分であったと推察される。これより、 Al_2O_3 膜の残留炭素不純物を低減できる PE-ALD 及び TH-ALD プロセスの成長温度は、各々、 200°C 及び 300°C であることが分かった。

3.2 Al_2O_3 膜の電気特性と酸化剤ガスの関係

PE-ALD 及び TH-ALD 法で作製した Al_2O_3 膜を用いた Pt キャパシタの電界に対するリーク電流密度特性を Fig. 3 に示す。いずれのキャパシタでも、絶縁破壊は 8 ~ 9 MV/cm であり、ALD 条件に影響されないことが分かった。しかし、TH-ALD (50°C) のキャパシタは、低

Fig. 3. (color online). (a) Leakage current densities as a function of electric field of p-Si/SiO₂/Al₂O₃/Pt capacitors by PE-ALD and (b) TH-ALD processes. ~10-nm-thick Al₂O₃ films were deposited on SiO₂ (1.5 nm) layer at 50, 150, 200, and 300°C.

Fig. 4. (color online). (a) $\ln(J/E^2)$ vs E^{-1} of p-Si/SiO₂/Al₂O₃/Pt capacitors by PE-ALD and (b) TH-ALD processes. ~10-nm-thick Al₂O₃ films were deposited on H-terminated p-Si substrates at 50, 150, 200, and 300°C.

電界から大きなリーク電流特性を示し、他の成長温度のキャパシタと異なる J - E 特性を示した。

そこで、リーク電流機構を明らかにするために、Fowler-Nordheim (FN) プロット ($\ln(J/E^2)$ vs E^{-1}) した結果を Fig. 4 に示す。PE-ALD 及び TH-ALD 法共に、 50°C の場合は直線から大きく外れ、 150°C では 0.14 cm/MV 以上からずれる傾向であった。一方、 200°C 以上では、実験データが全て直線関係を満足することが分かった。これは、 200°C 以上では、リーク電流が主に FN トンネルであるのに対して、 150°C 以下では Al_2O_3 膜の欠陥に起因したリーク電流が生じていることを示している。この様な Al_2O_3 膜の FN トンネルは、チャージトラップ型 Flash の電子を通過させる Al_2O_3 トンネル層の働きとして用いられている³⁾。

p-Si/SiO₂/Al₂O₃/Pt キャパシタの典型的な C - V 特性を Fig. 5 に示す。成長温度 300°C の ALD サイクルを 50 ~ 250 cycles と変えた。期待通りに、サイクル数の増加 (Al_2O_3 膜の増加) に伴って、容量が低下した。全てのキャパシタで容量の飽和域がクリアに現れた。また、 C - V カーブは、サイクル数の増加に伴って正方向へシフトする傾向を示した。

PE-ALD 及び TH-ALD 法の飽和容量値から求めた CET 値と Al_2O_3 膜の膜厚の関係を各々、Fig. 6 (a) 及び (b) に示す。TH-ALD (50°C) のキャパシタは、Fig. 4 に示した様に、大きなリーク電流のために C - V 評価から除外した。いずれの実験データも直線関係を満足した。この傾きより求められた Al_2O_3 膜の誘電率 (k) と成長温度の関係を Fig. 6 (c) に示す。PE-ALD (50°C) 及び TH-ALD (150°C) の k 値は約 8 と若干小さな値であったが、成長温度を 200°C 以上にする事で約 9 と報告されている高い値となった³⁾。この k 値の変動は、Fig. 2 で示した残留炭素の不純物による Al_2O_3 膜の膜質が関与していると考えられる。

Fig. 5. (color online). C-V characteristics of p-Si/SiO₂/Al₂O₃/Pt capacitors by TH-ALD process at 300°C. The thickness of the Al₂O₃ film varied by changing ALD number from 50 to 250 cycles.

Fig. 6. (color online). (a) CET vs Al₂O₃ thickness of p-Si/SiO₂/Al₂O₃/Pt capacitors by (a) TH-ALD and (b) PE-ALD processes, and (c) *k*-value of the Al₂O₃ films estimated from slope of CET vs Al₂O₃ thickness.

ここで、Al₂O₃ 膜の固定電荷を調べるために、p-Si/SiO₂/Al₂O₃/Pt 構造に 3 つの電荷があると仮定した。これらは、Al₂O₃ 膜に均一に分散した固定電荷 (ρ_0)、SiO₂/Al₂O₃ 界面の固定電荷 (Q_{IL}) 及びダイポール (*Dipole*) とすると、 V_{fb} と CET の関係は、(4) 式で表される。

$$V_{fb} = (\phi_{m,eff} - \phi_{Si}) - \rho_0/2\epsilon_{ox} \times CET_{Al_2O_3}^2 - Q_{IL}/\epsilon_{ox} \times CET_{Al_2O_3} \pm Dipole \quad (4)$$

$\phi_{m,eff}$, ϕ_{Si} 及び ϵ_{ox} は、各々、Pt 電極の実効仕事関数、Si のフェルミレベル及び SiO₂ の誘電率である。Fig. 7 に、Al₂O₃ 膜厚に対応した CET と V_{fb} の関係を示す。PE-ALD の場合、50 及び 150°C の実験データは 2 次方程式を満足した。(4) 式より求められた Al₂O₃ 膜の均一分散した固定電荷は、50 及び 150°C で各々、 $+2.5 \times 10^{18}$ 及び $+1.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ の正電荷であった。また、200 及び 300°C では、実験データは直線関係を満足することより、Al₂O₃ 膜の固定電荷は消失したことが分かった。また、(4) 式より求められた SiO₂/Al₂O₃ 界面の固定電荷は、50, 150, 200 及び 300°C で、各々、 -3.2 , -4.2 , -3.2 及

Fig. 7. (color online). (a) Flatband voltage as a function of CET of p-Si/SiO₂/Al₂O₃/Pt capacitors by (a) PE-ALD and (b) TH-ALD processes. The Al₂O₃ films were deposited on SiO₂ (1.5 nm) layer at 50, 150, 200, and 300°C.

び $-4.2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ の負電荷となった。一方、TH-ALD (150°C) キャパシタは 2 次方程式を満足し、PE-ALD とは逆の負の固定電荷 ($-2.4 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) が Al₂O₃ 膜に分散していることが分かった。また、200 及び 300°C の高温度になると、データは 1 次方程式を満足し、SiO₂/Al₂O₃ 界面の固定電荷は、150, 200 及び 300°C で、各々、 $+5.6$, $+3.2$ 及び $+5.0 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ の PE-ALD とは逆の正電荷となった。PE-ALD 及び TH-ALD 法で、低温度の成長温度で生じた Al₂O₃ 膜の均一に分散した固定電荷は、Fig. 2 で示した膜の残留炭素化合物が強く関与していると考えている。そして、成長温度が高温度になると、(1) または (2)~(3) 式の TMA 原料から Al₂O₃ 形成の反応がスムーズに進んだ結果、膜の残留炭素も無視できる程低減でき、その結果 Al₂O₃ 膜の膜質が向上して、この固定電荷が消失したと考えられる。また、PE-ALD 及び TH-ALD 法で、Al₂O₃ 膜及び SiO₂/Al₂O₃ 界面の固定電荷の符号が異なる理由について、これまで深く理解されていないが、Fig. 2 の結果から考察すると、TMA 原料から Al₂O₃ 形成に至る中間生成物 (Al-C-O-, Al-O-Al-CH) の違いが、電荷の異なる欠陥を生成したためと推察できる。

3.3 SiO₂/Al₂O₃ 界面のダイポール

共有結合性の SiO₂ とイオン性結晶の Al₂O₃ の界面で、両者の酸素濃度の違いによる酸素の移動によってダイポールが発生して、これによって V_{fb} が正方向にシフトすることが知られている^{15~17)}。ここでは、ダイポールによる V_{fb} シフトとアニール温度の関係について調べた。Fig. 8 に、PMA 温度を 300~600°C に変えた場合の CET に対する V_{fb} 特性を示す。いずれの PMA 温度でも、実験データは直線を満足した。ここで、Al₂O₃ 膜がゼロ (CET = 1.5 nm) における V_{fb} 値は、SiO₂/Al₂O₃ 界面の固定電荷の影響を除去できるために、(4) 式を次のダイポールのみを含んだ (5) 式へ表し直すことができる。

Fig. 8. (color online). Flatband voltage as a function of CET of p-Si/SiO₂/Al₂O₃/Pt capacitors by TH-ALD process at 300°C. PMA temperatures was carried out at 300, 400, 500, and 600°C in N₂.

Fig. 9. (color online). Normalized V_{fb} as a function of PMA temperature of p-Si/SiO₂/Al₂O₃/Pt capacitors by TH-ALD process at 300°C. The experimental V_{fb} value was estimated from extrapolation of V_{fb} - CET.

$$V_{fb} = (\phi_{m,eff} - \phi_{Si}) \pm Dipole \quad (5)$$

そこで、各温度の実験データの直線の外挿から求められた実験 V_{fb} 値と MPA 温度の関係を Fig. 9 に示す。実験 V_{fb} 値は、PMA 温度に関係なくほぼ 0.9 V の同じ値となった。ここで、電極の実効仕事関数と Si のフェルミレベルのみで決まる理想 V_{fb} 値は、0.3 V であった。従って、この差分の 0.6 V が SiO₂/Al₂O₃ 界面で発生したダイポールによる効果であり、報告例とほぼ同等の値であった¹⁸⁾。これより、300～600°C の温度範囲では、ダイポールの強さは不変であると言える。また、ダイポール長を 0.35 nm と仮定すると¹⁸⁾、ダイポール量は、約 $7 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ と求められた。

4. ま と め

本研究では、2 種類の酸化剤ガスを用いた ALD 法で

Fig. 10. (color online). Schematic illustrations of fixed charges and dipole of Al₂O₃ layer and SiO₂/Al₂O₃ interface by PE-ALD and TH-ALD processes (a) at low and (b) high temperatures.

作製した Al₂O₃ 膜の物性評価とそれを絶縁膜として用いたキャパシタの電気特性より、膜質と電気特性の関係について系統的に調べた。電気特性から理解できた固定電荷、ダイポールをまとめた模式図を Fig. 10 に示す。成長温度が低温の場合 (Fig. 10 (a)), PE-ALD 及び TH-ALD 法では、Al₂O₃ 膜に各々、正及び負の固定電荷が、SiO₂/Al₂O₃ 界面には各々、負及び正の固定電荷が生じた。成長温度が高温度になると (Fig. 10 (b)), SiO₂/Al₂O₃ 界面の固定電荷は残るが、Al₂O₃ 膜の固定電荷は消失することが分かった。これらは、ALD の成膜段階で、(1) または (2)～(3) 式の ALD モード反応がスムーズに進まず、その結果、未反応で膜に残留した炭素化合物及び TMA 原料から Al₂O₃ 形成における中間生成物 (PE-ALD で Al-C-O-, TH-ALD で Al-O-Al-CH) の違いによると考えられる。また、300～600°C の PMA 温度範囲で、SiO₂/Al₂O₃ 界面に生成したダイポールによって、+0.6 V ほど V_{fb} がシフトした。これらのダイポールを利用した Si MOS トランジスタのしきい値電圧の制御及び太陽電池のバシベーション膜の応用研究がなされている。

以上より、ALD 法による Al₂O₃ 膜の形成で、酸化剤ガス及び成長温度によって Al₂O₃ 膜の膜質が変わり、それは膜の電気特性へ大きな影響を及ぼすことが分かった。Al₂O₃ 膜の適用状況を考えた最適な ALD 条件で成膜することが重要であると言える。

謝 辞

Pt キャパシタの作製するうえで多大なサポートを頂いた (国研) 物質・材料研究機構のナノファブリケーショングループのスタッフの方々に深く感謝致します。

文 献

- 1) S. Miyazaki : *J. Vac. Sci. Technol., B* **19**, 2212 (2001).
- 2) Y.L. Yang and M.H. White : *Solid-State Electron.* **44**, 949 (2000).
- 3) T. Nabatame, A. Ohi, K. Ito, M. Takahashi and T. Chikyo : *J. Vac. Sci. Technol., A* **33**, 01A118 (2015).
- 4) M.J. Kim, I.G. Baek, Y.H. Ha, S.J. Baik, J.H. Kim, D.J. Seong, S.J. Kim, Y.H. Kwon, C.R. Lim, H.K. Park, D. Gilmer, P. Kirsch, R. Jammy, Y.G. Shin, S. Choi and C. Chung : *IEDM Tech. Dig.*, 2010, p. 444.
- 5) L. Alekseeva, T. Nabatame, T. Chikyow and A. Petrov : *Jpn. J. Appl. Phys.* **55**, 08PB02 (2016).
- 6) S.Y. Lee, J. Chang, Y. Kim, H. Jeon and H. Seo : *Appl. Phys. Lett.* **105**, 201603 (2014).
- 7) T. Sawada, T. Nabatame, T.D. Dao, I. Yamamoto, K. Kurishima, T. Onaya, A. Ohi, K. Ito, M. Takahashi, K. Kohama, T. Ohishi, A. Ogura and T. Nagao : *J. Vac. Sci. Technol., A* **35**, 061503 (2017).
- 8) C. Mizue, Y. Hori, M. Miczek and T. Hashizume : *Jpn. J. Appl. Phys.* **50**, 021001 (2011).
- 9) G. Dingemans and W.M.M. Kessels : *J. Vac. Sci. Technol., A* **30**, 040802 (2012).
- 10) S.-C. Ha, E. Choi, S.-H. Kim and J.S. Roh : *Thin Solid Films* **476**, 252 (2005).
- 11) V.R. Rai, V. Vandalon and S. Agarwal : *Langmuir* **28**, 350 (2012).
- 12) J. Kwon, M. Dai, M.D. Halls and Y.J. Chabal : *Chem. Mater.* **20**, 3248 (2008).
- 13) S.D. Elliott, G. Scarel, C. Wiemer, M. Fanciulli and G. Pavia : *Chem. Mater.* **18**, 3764 (2006).
- 14) S.B.S. Heil, J.L. van Hemmen, M.C.M. van de Sanden and W.M.M. Kessels : *J. Appl. Phys.* **103**, 103302 (2008).
- 15) T. Nabatame, A. Ohi, T. Chikyo, M. Kimura, H. Yamada and T. Ohishi : *J. Vac. Sci. Technol., B* **32**, 03D121 (2014).
- 16) K. Kita and A. Toriumi : *Appl. Phys. Lett.* **94**, 132902 (2009).
- 17) A. Toriumi and T. Nabatame : “ High permittivity Gate Dielectric Materials”, ed. by S. Kar (Springer, 2013) p. 263.
- 18) K. Iwamoto, Y. Kamimuta, A. Ogawa, Y. Watanabe, S. Migita, W. Mizubayashi, Y. Morita, M. Takahashi, H. Ota, T. Nabatame and A. Toriumi : *Appl. Phys. Lett.* **92**, 132907 (2008).