TFT-LCDs에 적용 가능한 Cu-Ag 박막에 대한 Mo 기판 위에서의 특성조사

이현민 · 이재갑[†]

국립대학교 신소재공학부

Characteristic of Cu-Ag Added Thin Film on Molybdenum Substrate for an Advanced Metallization Process

H. M. Lee and J. G. Lee[†]

School of Advanced Materials Engineering, Kookmin University, Seoul 136-702, Korea

(2005년 12월 2일 접수, 2006년 3월 29일 최종수정본 접수)

Abstract We have investigated the effect of silver added to Cu films on the microstructure evolution, resistivity, surface morphology, stress relaxation temperature, and adhesion properties of Cu(Ag) alloy thin films deposited on Mo glue layer upon annealing. In addition, pure Cu films deposited on Mo has been annealed and compared. The results show that the silver in Cu(Ag) thin films control the grain growth through the coarsening of its precipitates upon annealing at 300°C~600°C and the grain growth of Cu reveals the activation energy of 0.22 eV, approximately one third of activation energy for diffusion of Ag dopant along the grain boundaries in Cu matrix (0.75 eV). This indicates that the grain growth can be controlled by Ag diffusion along the grain boundaries. In addition, the grain growth can be a major contributor to the decreased resistivity of Cu(Ag) alloy thin films at the temperature of 300°C~500°C, and decreases the resistivity of Cu(Ag) thin films to 1.96 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ after annealing at 600°C. Furthermore, the addition of Ag increases the stress relaxation temperature of Cu(Ag) thin films, and thus leading to the enhanced resistance to the void formation, which starts at 300°C in the pure Cu thin films. Moreover, Cu(Ag) thin films shows the increased adhesion properties, possibly resulting from the Ag segregating to the interface. Consequently, the Cu(Ag) thin films can be used as a metallization of advanced TFT-LCDs.

Key words Metallization, Cu(Ag) alloy, annealing, reliability.

1. 서 론

Cu는 일반적인 배선재료로 사용되는 알루미늄보다 낮은 비저항값(1.67 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$)과 높은 용점($T_{\text{mp}}=1085^\circ\text{C}$)을 갖고 있어 EM(Electromigration) 및 stress migration에 대한 우수한 저항성을 가지고 있고, TFT-LCDs의 진보된 금속화 공정에 적합한 재료로써 상당한 주목을 받고 있다.¹⁻⁴⁾ 그러나 Cu는 표면이 공기 중에 노출되었을 때 산화가 잘 되며, 유전물질과(SiO_2 , Si_3N_4)의 접착력 문제, Si 또는 SiO_2 내에서의 빠른 확산이 일어나는 문제, 전식 식각 공정개발의 어려움 등의 문제점을 보여 Cu를 배선 재료로써 대면적 TFT-LCDs의 적용에 있어 신뢰성을 떨어뜨리고 있다.^{5,6)} 이러한 문제점들을 해결할 수 있는 새로운 재료와 공정개발이 요구되고 있다. Cu가 갖고 있는 재료적 문제점들을 해결하기 위하여 Cu에 고용도가

있어 혼합될 수 있거나, 고용되지 않는 원소가 첨가되는 Cu-alloy 공정의 연구가 집중적으로 행해지고 있다.⁷⁻¹⁰⁾ Cu-alloy 공정은 Cu의 재료적 문제점을 복합적으로 해결하면서 공정을 단순화시킬 수 있을 뿐 아니라 결점형상 제어가 가능하다는 장점이 있어 Cu 배선재료로서의 성능과 신뢰성을 확보하려는 Cu-alloy의 많은 재료가 연구되었으나, TFT-LCDs에 적합한 재료에 대한 검토는 많이 이루어지지 않았다. 또한 접착력 향상, Cu확산에 대한 방지책으로 Mo glue layer를 사용하였다. Mo는 기존에 TFT-LCDs의 배선으로 사용되었던 Cr보다 높은 용점($T_{\text{mp}}=2620^\circ\text{C}$)으로 인한 열적안정성, 낮은 비저항 및 식각공정에서 약산을 사용할 수 있어 기존에 사용되었던 Cr의 단점을 보완할 수 있는 재료로 많은 관심과 연구가 진행되고 있으며, Cu 배선의 신뢰성을 증가시킬 것이다.

본 연구에서는 Cu에 대하여 용해도가 거의 없는 원소로써 1at% 당 낮은 저항증가를 보이며, Cu내에서 매우 빠른 확산계수를 가지고 있는 Ag를 선택하여 열처리온

[†]E-Mail : lgab@kookmin.ac.kr

도에 따른 비저항 변화, 응력변화, 미세조직, 표면거칠기, 입자성장, 접착력 특성 등을 관찰하고자 하였다.^{17,18)} Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si 구조는 열처리 후 Ag의 계면확산에 의하여 낮은 비저항, 열적안정성을 갖게 하며, 미세구조의 안정 및 Cu(Ag) 합금과 Mo와의 접착력을 향상시켜 TFT-LCDs에 적용 가능한 Cu(Ag) 합금배선재료의 신뢰성을 높일 것으로 기대하여 연구를 진행하였다.

2. 실험 방법

순수 Mo박막은 99.999% 순도의 4인치 Mo target, Cu(1.4at.% Ag) 합금 박막은 99.999% 순도의 4인치 Cu target 위에 99.99% 순도의 Ag 칩(5×5 mm)을 올려놓고 p-type (100) Si 웨이퍼 위에 챔버의 진공을 깨지 않은 상태에서 DC magnetron sputtering을 이용하여 연속적으로 증착하였다. 그리고 Ag를 첨가하지 않은 순수한 구리 박막은 동일한 상태에서 챔버의 진공을 깨지 않은 상태에서 연속적으로 증착하였다. 증착조건은 기판의 온도를 상온으로 유지하면서 기저압력 2.5×10^{-6} Torr, 공정압력 3 mTorr, Ar 20 sccm, DC power 180 W의 조건에서 Cu, Cu(1.4at.% Ag)를 2000Å, Mo를 200Å 두께로 증착하였다. Cu/Mo/Si, Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si 다층박막의 진공열처리기는 2.5×10^{-5} mTorr 이하의 진공 압력에서 100°C~600°C까지의 온도 범위에서 30분간 실시하였다. 박막의 두께는 α -step을 이용하여 측정하였고, 열처리 온도에 따라서 변화하는 면저항 측정은 Four-point probe 방법을 사용하였다. 열처리에 따른 Cu 합금박막의 상(phase)과 우선배향성과 같은 결정학적 정보는 X-Ray Diffraction (XRD)을 이용하여 θ -2 θ 방식으로 8 kW의 power에서 조사하였다. 열처리온도에 따른 박막의 응력상태를 알아보기 위하여 stress measurement를 이용하여 측정하였다. Auger Electron Spectroscopy (AES)를 이용하여 박막 내의 원소 거동과 분포를 조사하였으며, Field Emission Scanning Electron Microscopy (FESEM), Transmission Electron Microscopy (TEM)를 사용하여 박막의 표면변화와 입자크기를 조사하였다. 마지막으로 접착력을 조사하기 위하여 scratch test 분석을 이용하였다.

3. 결과 및 고찰

열처리온도에 의한 Mo 기판 위에서 순수 Cu와 Cu(1.4at.% Ag) 박막의 비저항, 표면거칠기, 미세조직, texture 변화, 응력변화를 조사하기 위하여 100°C~600°C 온도에서 진공열처리를 실시하였다.

Mo 기판 위에서 Cu와 Cu(1.4at.% Ag) 박막의 열처리 온도에 따른 비저항 변화를 Fig. 1에 나타내었다. Cu 박막의 두께가 2000Å인 경우 100°C의 열처리온도에서 급

Fig. 1. Resistivity variations of the Cu/Mo/Si and the Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si films as functions of the annealing temperature.

격한 감소를 보이며 그 이상의 열처리온도에서는 소량의 감소를 보인다 600°C에서 비저항의 증가를 보인다. 이는 Cu 박막의 void 형성 및 응집으로 인한 입자연결성 저하 및 Mo의 diffusion barrier로 역할을 못하여 Si과 반응에 기인한다. 이와는 대조적으로 Cu(1.4at.% Ag)의 박막의 경우 소량의 Ag 첨가로 증착초기에 비저항이 4.5 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ 으로 약간 증가하였으며, 600°C의 열처리온도까지 비저항이 감소한다. 또한 300°C 열처리온도에서 순수 Cu 박막과 비슷한 2.3 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ 의 비저항을 보이며, 600°C에서 비저항이 증가하지 않고 1.9 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ 의 낮은 비저항을 갖는다. 이는 Ag의 빠른 침전에 의한 입자성장 및 void 형성억제에 의한 열적안정성으로 이해된다.

Mo 기판 위에서 Cu, Cu(1.4at.% Ag) 두께 2000Å 박막의 stress voiding과 stress migration 대한 신뢰성평가 및 입자성장을 조사를 위해 열처리온도에 따른 응력변화를 측정하였고, Fig. 2에 나타내었다. 이러한 응력변화는 Mo기판과 Cu, Cu(Ag) 합금박막의 열팽창 계수가 다르기 때문에 발생한다. Fig. 2(a)는 Mo 기판 위에서 순수 Cu 대해 응력변화를 측정한 것으로 초기에 350 MPa의 인장응력을 보이며, 온도가 증가함에 따라 직선적으로 인장응력이 감소하여 300°C에서 응력완화가 일어나고 있다. 또한 400°C가 되어야 완전한 응력완화가 일어나는 것을 볼 수 있었으며, 냉각시 직선적으로 인장응력이 증가하고 있다. Fig. 2(b)는 Mo기판 위에서 Cu(1.4at.% Ag) 합금박막에 대한 응력변화로 (a)와는 다른 거동을 보여주고 있다. 대략 350°C에서 응력완화가 일어나기 시작하여 400°C에서 완전한 응력완화가 일어나며, 냉각시 순수 Cu와는 다르게 서서히 인장응력이 증가하는 것을 확인하였다. Cu(Ag) 합금박막에서 350°C 이후 일어나는 응력완화는 Cu의 입자성장을 크게 하였고, 이런 결과는 비

Fig. 2. Stress variation of (a) 2000Å-thick Cu and (b) Cu(1.4at.% Ag) films as a function of annealing temperature.

저항 감소와도 일치되는 결과이다. Cu(Ag) 합금박막에서 응력완화온도의 증가는 Cu 박막에서 온도가 증가함에 따라 일어나는 hillock, stress migration, stress void 형성에 대한 열적안정성을 높이며, Mo 기판 위에서 순수 Cu에 소량인 1.4at.% Ag를 첨가한 경우는 350°C로 순수 Cu 보다 더 높은 온도까지 열적안정성을 갖는 것으로 판단된다.

열처리온도에 따른 Mo 기판 위에서 순수 Cu와 Cu (1.4at.% Ag) 합금박막의 입자성장 및 표면상태를 확인하기 위하여 FESEM으로 표면을 관찰하였으며, Fig. 3과 4에 나타내었다. Fig. 3은 두께 2000Å인 순수 Cu 박막의 열처리 온도에 따른 FESEM 이미지로 증착 초기 상태에서는 표면이 매끄러우면서 입자성장이 일어나지 않은 이미지를 보이며, 300°C 열처리온도에서부터 void가 관찰된다. 또한 열처리온도가 증가함에 따라 void가 조대하게 성장하며, 600°C에서 조대화된 void 및 twin 결함이 관찰되었다. 이 결과는 위의 비저항 증가 결과와 일치한다. 반면 Cu에 1.4at.% Ag를 첨가한 Fig. 4의 FESEM 이미지의 경우 증착초기에 순수 Cu 박막과 비슷하게 입자성장이 일어나지 않은 이미지를 보이며, 300°C 열처리까지 입자성장이 거의 일어나지 않다가 350°C 열처리온도에서부터 입자성장이 일어난다. 이 결과는 응력변화 결과와 일치하며, Cu(Ag) 합금박막은 600°C 열처리온도까지 void가 관찰되지 않는 열적안정성을 보인다. 또한 600°C까지 온도에 따라 균일한 입자성장이 일어나며, Cu

Fig. 3. FESEM images of the Cu/Mo/Si film (a) as-deposited, (b) annealed at 300°C, (c) annealed at 500°C and (d) annealed at 600°C, respectively.

Fig. 4. FESEM images of the Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si film (a) as-deposited, (b) annealed at 300°C, (c) annealed at 350°C and (d) annealed at 600°C, respectively.

박막내부의 Ag가 입자경계의 석출을 EDX분석을 통하여 확인하였다. 이는 Ag 첨가로 인해 stress migration 저항성 및 void형성을 억제하여 Cu 배선의 신뢰성을 향상시켰으며, Cu 박막 내에서 Ag의 빠른 확산 및 입자 성장에 의한 비저항의 감소와도 일치하는 결과이다.

Fig. 5, 6은 Mo 기판 위에서 순수 Cu 박막과 Cu(1.4 at% Ag) 합금박막의 열처리온도 및 시간경과에 따른 TEM의 plan-view image이다. Fig. 5는 Cu/Mo/Si 다층구조의 이미지로 증착 후 8개월 경과된 증착초기의 Fig. 5(a)와 100°C에서 열처리된 (b) 샘플은 aging 효과에 의하여 입자가 거대하게($\sim 2 \mu\text{m}$) 성장이 일어난 불안정한 미세구조를 가지는 것을 확인하였다. Fig. 5(c), (d)는 300°C, 500°C 열처리한 후 즉시 측정된 것으로 비교적 짧은 경과시간으로 인해 aging 효과를 줄일 수 있었으나 300°C에서 입자가 성장이 시작되며, 500°C에서 twin 결함을 가지며 이상성장을 하였다. Fig. 6은 Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si 다층구조의 열처리온도 및 시간경과에 따른 TEM 이미지로 순수 Cu와는 다른 결과를 보인다. 증착 후 8개월 경과한 증착초기의 샘플인 Fig. 6(a)는 순수 Cu 박막과는 달리 aging 효과에 의해 조대한 입자성장이 일어나지 않으며, 안정한 미세구조를 나타낸다. Fig. 6(b), (c), (d)는 300°C, 350°C, 600°C 열처리한 후 즉시 측정된 것으로 순수 Cu 박막과 달리 300°C까지는 입자성장

이 일어나지 않으며, 350°C부터 입자성장이 일어난다. 이러한 입자성장은 600°C 까지 균일하게 일어나는 것이 관찰되었다. 이러한 결과는 Cu 박막에 소량의 Ag를 첨가하여 시간경과에 의한 미세구조의 불안정을 억제하며, 열처리온도에 따라 전체적으로 박막의 두께만큼 균일한 입자성장 및 twin 결함을 억제한다. 위의 결과를 통하여 Cu 박막에 소량의 Ag를 첨가한 경우 열처리온도 증가에 따라 균일한 입자성장이 일어나므로 낮은 비저항을 가지며, Cu 박막의 신뢰성을 높일 것으로 기대된다.

Cu(1.4at.% Ag) 합금박막의 열처리온도에 따른 입자 성장에 대한 Arrhenius plot을 Fig. 7에 나타내었다. Cu(Ag) 합금박막내의 Ag첨가는 200°C와 300°C 사이에서 두 가지 다른 활성화 에너지를 보이는 두 가지 구간으로 구분되고 있다. 높은 활성화 에너지를 보이는 300°C~600°C 열처리온도에서는 Ag 석출에 의해 입자성장이 조절되며, 입자성장의 활성화 에너지는 약 0.22 eV를 나타낸다. 이러한 활성화 에너지는 Cu 박막의 기지 내에서 입자경계를 따라 이동하는 Ag의 확산에 의한 활성화 에너지(0.75 eV) 값의 1/3을 가진다. 이러한 입자성장의 결과는 Cu(Ag) 박막의 비저항 감소에 매우 큰 영향을 미치는 것을 확인하였다.

Mo 기판 위에서 Cu, Cu(1.4at.% Ag) 2000Å 두께의 열처리온도에 따른 texture 변화를 측정하기 위하여 XRD

Fig. 5. Plan-view TEM micrographs of the Cu/Mo/Si films (a) as-deposited after 8month, (b) annealed at 100°C after 8 month, (c) annealed at 300°C, and (d) annealed at 500°C after, respectively.

분석을 실시하였으며, Fig. 8에 나타내었다. Fig. 8(a)는 Cu/Mo/Si 구조의 XRD 결과로 500°C 열처리온도까지는 별다른 반응이 없다가 600°C 열처리에서 MoO_3 , MoSi_2 , Cu_3Si 의 반응에 의한 화합물이 형성되는 것을 보이며, 이러한 화합물에 의하여 비저항이 증가하는 것으로 이해된다. 이와는 대조적으로 Fig. 8(b)에 나타낸 Cu(1.4at% Ag)/Mo/Si구조의 경우는 600°C 열처리까지 반응에 의한 새로운 화합물이 형성되지 않는 안정한 상태를 보인다. Cu(Ag) 합금박막 내부에 존재하던 Ag가 결정입계로 확산하여 Cu 박막의 응력완화를 유도하여 순수 Cu보다 강한 Cu(111) 우선배향성을 보이며, 이는 EM(electromigration)에 대한 저항성을 크게 하여 Cu 배선재료의 신뢰성을 높일 것으로 판단된다.¹⁹⁻²¹⁾

Fig. 9(a)와 (b)는 각각 Cu/Mo/Si, Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si 다층구조에서 다이아몬드 팁을 이용하여 접착력을 분석한 scratch test이다. 이 분석은 0~40 N의 하중을 가하면서 박막표면에 scratch를 내어 acoustic emission 및 scratch 후 optical image 통한 접착력을 분석한 것이다. Cu/Mo/Si 구조는 증착초기의 접착력이 15 N의 critical load 값을 나타내었다. 열처리온도가 증가함에 따라 접

Fig. 6. Plan-view TEM micrographs of the Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si films (a) as-deposited after 8month, (b) annealed at 300°C, (c) annealed at 350°C, and (d) annealed at 600°C, respectively.

Fig. 7. Arrhenius plot for grain growth of Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si film.

착력(critical load)이 증가하며, 400°C의 열처리 온도에서 약 23 N의 critical load 값을 나타내었다. 반면에 Cu에 소량의 Ag를 첨가한 Cu(Ag) 합금박막의 경우에는 증착 초기에 25 N의 critical load 값을 나타내었으며, 열처리

Fig. 8. XRD patterns of (a) the Cu/Mo/Si and (b) the Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si films for various annealing temperatures.

온도가 증가함에 따라 접착력이 증가하였다. 또한 400°C의 열처리 온도에서 약 32 N의 critical load 값을 나타내었다. 위의 결과는 optical image에서 확인하여도 Cu(Ag) 합금박막의 경우 scratch 후 순수 Cu 보다 박막의 박리 현상이 더 큰 힘에서 일어나는 표면 이미지를 확인하였다. 이러한 결과는 순수 Cu와는 달리 Cu에 Ag를 첨가한 경우 박막의 강화현상 및 Ag의 계면 확산에 의하여 접착력이 증가하는 것으로 이해된다.

4. 결 론

본 연구에서는 Mo 기판 위에서 Cu에 Ag를 첨가하여 그 성질변화를 관찰하였다. Ag를 Cu 박막내부에 첨가함으로써 순수 Cu 박막과의 비저항, 입자성장, 응력변화, 접착력 특성에 미치는 영향에 대하여 비교 조사하여 TFT-LCDs에 적용 가능한 최적의 Cu-alloy 배선공정을 확보

Fig. 9. Acoustic emission of (a) Cu/Mo/Si, (b) Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si films and optical image as a function of annealing temperature.

하고자 하였다.

Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si 다층구조는 열처리온도 300°C에서 Ag가 계면으로의 확산에 의해 순수 Cu와 비슷한 $2.3 \mu\Omega\text{-cm}$ 비저항 값을 가지며, Mo 기판 위에서 순수 Cu는 600°C 열처리온도에서 비저항이 증가하나 Cu(Ag) 합금박막의 경우 반응에 의한 화합물 및 void 형성이 일어나지 않아 $1.9 \mu\Omega\text{-cm}$ 까지 비저항이 감소하는 것을 확인하였다. Mo 기판 위에서 Cu(1.4at.% Ag) 박막의 응력완화 온도는 350°C로 순수 Cu보다 높은 열적안정성을

보이며, 이러한 결과는 stress migration, hillock에 대한 저항성을 높이는 것으로 판단된다. Cu/Mo/Si 구조는 300°C에서 void가 형성되기 시작하여 온도증가에 따라 void가 확대되며, twin 결함이 형성된다. 이와는 대조적으로 소량의 Ag를 첨가한 경우는 600°C까지 twin 결함이나 void 형성이 일어나지 않으며, 입자연결성이 우수하며 균일한 입자성상을 보인다. 또한 순수 Cu 박막의 경우 시편의 시간경과에 따른 aging 효과에 의하여 거대함(~2 μm) 입자성상이 일어나는 불안정한 미세구조이나 Cu(Ag) 합금박막은 aging 효과가 일어나지 않고 균일한 입자성상이 일어나는 안정한 미세구조를 나타낸다. 입자성상의 활성화 에너지는 약 0.22 eV를 나타낸다. 이러한 활성화 에너지는 Cu 박막의 기지 내에서 입자성장을 따라 이동하는 Ag의 확산에 의한 활성화 에너지 (0.75 eV) 값의 1/3을 가진다. 입자성상의 결과는 Cu(Ag) 박막의 비저항 감소에 매우 큰 영향을 미치는 것을 확인하였다. 이러한 결과는 Ag의 빠른 확산으로 인한 결점형성 및 세면에서 Ag의 식출에 기인한다. Ag를 첨가한 경우는 박막의 강화현상 및 세면으로의 Ag 확산에 의하여 Cu(Ag)와 Mo의 접착력을 향상시켰다. 결론적으로 Cu(1.4at.% Ag)/Mo/Si 다층구조는 높은 열적안정성, 결함 없는 입자성상 우수한 접착력 특성 및 신뢰성을 가지므로 차세대 대면적 TFT-LCDs용 배선구조로써 공정에 적용 가능하다고 기대되며, 기존의 Al-alloy 배선 보다 우수한 해상도 및 소자특성을 나타낼 것으로 판단된다.

감사의 글

본 연구는 과학기술부/한국과학재단 우수연구센터육성사업의(R11-2005-048-00000-0) 지원으로 수행되었으며 지원에 감사드립니다.

참고 문헌

1. A. Jian, T. Kodas, R. Jairath and M. J. Hampden-Smith,

- J. Vac. Sci. Technol., **B11**, 2107 (1993).
2. P. Lin and M. Chen, Jpn. J. Appl. Phys., **38**, 4863 (1999).
3. Y. J. Park, V. K. Andleigh and C. V. Thompson, J. Appl. Phys., **85**, 3546 (1999).
4. C. Whitman, M. M. Moslehi, A. Paranjpe, L. Velo and T. Omsted, J. Vac. Sci. Technol., **A 17**, 1893 (1999).
5. R. Liu, C. S. Pai and E. Martinez, Solid State Electron., **43**, 1003 (1999).
6. X. W. Lin and D. Pramanlk, Solid State Technol., **Oct**, 63 (1998).
7. P. J. Ding, W. Wang, W. A. Lanford, S. Hymes and S. P. Muraka, Appl. Phys. Lett., **65**, 1778 (1994).
8. H. Ito, Y. Nakasaki, G. Minamihaba, K. Suguro and H. Okano, Appl. Phys. Lett., **63**, 934 (1993).
9. W. A. Lanford, P. J. Ding, W. Wang, S. Hymes and S. P. muraka, Thin Solid Films, **262**, 234 (1995).
10. P. J. Ding, W. A. Lanford, S. Hymes and S. P. Muraka, J. Appl. Phys., **74**, 1331 (1993).
11. M. Hymes, S. P. Muraka, S. Shepard and W. A. Lanford, J. Appl. Phys., **71**, 4623 (1992).
12. J. Li, J. W. Mayer and E. G. Colgan, J. Appl. Phys., **70**, 2820 (1991).
13. W. H. Lee, H. Y. Cho, B. S. Cho, J. Y. kim, Y-S Kim, W-G Jung, H. Kwon, J. H. Lee, C. M. Lee, P. J. Reucroft and J. G. Lee, J. Vac. Sci. Technol., **A18**, 2972 (2000).
14. W. H. Lee, H. Y. Cho, B. S. Cho, J. Y. kim, Y-S Kim, W-G Jung, H. Kwon, J. H. Lee, C. M. Lee, P. J. Reucroft and J. G. Lee, J. Electrochem. Soc., **147**, 3066 (2000).
15. W. H. Lee, H. Y. Cho, B. S. Cho, J. Y. kim, Y-S Kim, W-G Jung, H. Kwon, J. H. Lee, C. M. Lee, P. J. Reucroft and J. G. Lee, Appl. Phys. Lett., **77**, 2192 (2000).
16. K. Barmak, G. A. Lucadamo, C. Cabral, Jr., C. Lavoie and J. M. E. Harper, J. Appl. Phys., **87**, 2204 (2000).
17. A. Isobyashi, Y. Enomoto, H. Yamada, S. Takahashi and Kadamura, IEDM Tech. Dig., **38**, 953 (2004).
18. S. Menzel, S. Strehle, H. Wendrock, K. Wetzig, Appl. Sur. Sci., **252**, 211 (2005).
19. S. Vaidya and A. K. Sinha, Thin Solid Films, **75**, 253 (1981).
20. D. B. Knorr, D. P. Tracy and K. P. Rodbell, Appl. Phys. Lett., **59**, 3241 (1996).
21. D. B. Knorr and K. P. Rodbell, J. Appl. Phys., **79**, 2409 (1996).