

RF 마그네트론 스퍼터링에 의해 제조된 AlN 박막의 증착 특성

송종한^{1,2}, 전명표^{1,a}, 최덕균²

¹ 한국세라믹기술원 나노IT소재팀

² 한양대학교 신소재공학과

Deposition Characteristics of AlN Thin Films Prepared by RF Magnetron Sputtering

Jong-Han Song^{1,2}, Myoung-Pyo Chun^{1,a}, and Duck-Kyun Choi²

¹ Nano IT Materials Team, Korea Institute of Ceramic Engineering and Technology, Seoul 153-801, Korea

² Materials Science and Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

(Received November 2, 2012; Revised November 24, 2012; Accepted November 24, 2012)

Abstract: AlN thin films were deposited on p-type Si(100) substrates by RF magnetron sputtering method. This study showed the change of the preferential orientation of AlN thin films deposition with the change of the deposition conditions such as sputtering pressure and Ar/N₂ gas ratio in chamber. It was identified by X-ray diffraction patterns that AlN thin film deposited at low sputtering pressure has a (002) orientation, however its preferred orientation was changed from the (002) to the (100) orientation with increasing sputtering pressure. Also, it was observed that the properties of AlN thin films such as thickness, grain size and surface roughness were largely dependent on Ar/N₂ gas ratio and a high quality thin film could be prepared at lower nitrogen concentration. AlN thin films were investigated relationship between preferential orientation and deposition condition by using XRD, FE-SEM and PFM.

Keywords: AlN, RF magnetron sputtering, X-ray diffraction, Preferential orientation

1. 서 론

AlN 박막은 알루미늄과 질소 원자가 공유결합을 한 육방정의 Wurtzite 결정구조를 갖는 III-V족 화합물 반도체로서 매우 큰 에너지 밴드 갭 (6.2 eV), 높

은 열전도도, 높은 전기적 저항, 높은 절연 상수, 높은 항복 전압, 우수한 기계적 강도를 가질 뿐 아니라 빠른 음향 속도와 압전 특성을 가지고 있기 때문에 초음속, 압전성, 열적 안정성을 지닌 GHz-band 급 필터소자의 압전체로서 최근 많은 주목을 받고 있다 [1-3]. 이러한 우수한 특성을 가진 AlN 박막은 SOI (Si on insulator) 구조에서 절연체로 사용되는 SiO₂의 자체 발열효과를 감소시키기 위한 대체물질 및 고 전력 소자의 게이트 절연 물질로서 응용되고 있다 [4]. AlN 박막은 기존의 단결정 압전 기관에 비해 2 배에 가까운 표면탄성과 전파속도를 가지며, 높은 압전 특성 외에도 기계적 안정성이 우수하기 때문에 현

a. Corresponding author; myoungpyo@kicet.re.kr

재 이용되고 있는 ZnO 박막을 대체할 수 있는 재료로서 고주파 SAW (surface acoustic wave) 소자의 제조용 압전 재료로 연구되고 있다 [4,5]. AlN 박막을 SAW나 FBAR 소자에 응용하기 위해서는 국부적인 속도 변화에 따른 주파수 변화를 최소화하기 위해 평탄한 표면과 큰 압전 상수 및 전기기계 결합계수를 나타내기 위해 높은 c-축 배향성이 요구 된다 [6,7]. 그러나 이러한 특성들은 AlN 박막의 증착 방법에 크게 영향을 받는다.

AlN 박막의 제조방법으로는 CVD (chemical vapor deposition), MBE (molecular beam epitaxy), 반응성 스퍼터링법 등이 있다 [8,9]. CVD나 MBE 방법은 박막의 증착 속도가 빠르지만 높은 기판온도를 필요로 하며 표면상태가 거칠기 때문에 실제 소자 공정에 적용하는데 문제점이 있다. 하지만 스퍼터링법은 진공 챔버 내에 반응성 기체를 유입시켜 스퍼터된 전도성 타겟 물질과 반응성 기체의 화합물을 기판위에 증착시키는 방법으로서 증착 속도는 느리지만 우수한 표면 상태를 갖는 박막과 전기 및 광학적 특성이 우수한 박막 제조가 가능하다. 그리하여 지금까지 AlN 박막은 주로 반응성 스퍼터링에 의해 증착되어 오고 있다 [10]. 하지만 스퍼터링 방법으로 AlN 박막을 제작하는 경우에는 박막의 표면 향상과 배향성은 스퍼터링 가스의 분압비, RF 파워, 기판 온도, 공정 압력, 기판과 타겟과의 거리 등의 증착 조건에 밀접하게 연관되어 있다. DC, RF 마그네트론 스퍼터링법을 이용하여 제작된 AlN 박막은 대부분 c-축 배향성이다. 러브파 (love wave) 등 횡파용의 탄성표면과 소자로서 응용 가능성이 있는 a-축으로 배향한 AlN 박막의 사례도 있지만 배향성과 증착 조건과의 관계가 명확하게 정립되어 있지 않다.

따라서 본 연구에서는 RF 마그네트론 스퍼터링법을 이용하여 스퍼터링 증착 조건과 AlN 박막의 배향성을 정립하는 것을 목적으로 AlN 박막을 제작하고, 가스의 분압비 및 공정 압력에 따른 AlN 박막의 성장기구 및 결정성을 관찰하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서는 박막 증착의 대표적인 물리적 증착 기술인 RF 마그네트론 스퍼터링법을 이용하여 AlN 박막을 제조하였다. 실험에 사용한 장비의 개략적인 구조를 그림 1에 나타내었다. AlN 박막 제조를 위한

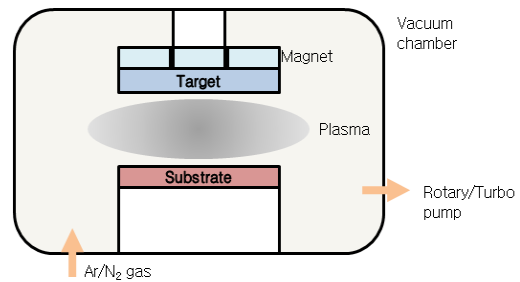


Fig. 1. Schematic diagram of RF magnetron sputtering for the deposition of AlN thin films.

Table 1. Summary of the deposition condition for AlN thin films growth.

Substrate	p-type Si(100) substrate
Vacuum	3×10^{-6} Torr
Temperature	250°C
Flow rate of Ar	2 ~ 20 sccm
Flow rate of N ₂	3 ~ 20 sccm
RF power	200 W

타겟으로는 4 inch 직경의 Al 타겟 (순도 99.99%) 을 사용하였으며, 기판은 Si(100) 기판을 사용하였다. 기판 상에 존재하는 오염 물질은 AlN 박막 성장에 영향을 줄 수 있기 때문에 초음파 세척기를 이용하여 아세톤, 에탄올, 증류수 순서로 각각 10분 동안 세정을 실시한 후 건조하였다. 본 실험에서 설정한 AlN 박막 제조를 위한 스퍼터링 공정 조건을 표 1에 나타내었다. 챔버의 진공도는 터보분자 펌프를 이용하여 3×10^{-6} Torr까지 진공을 조절하여 초기 압력을 설정하였으며, RF 전력과 기판 온도는 각각 200 W, 250°C로 고정하였다. 챔버 내에 주입되는 고순도 Ar 가스의 양은 2~20 sccm의 범위로 설정하였고, N₂ 가스의 양은 3~20 sccm의 범위로 설정하여 Ar/N₂의 분압비를 조절하였다. 스퍼터링 공정 압력은 1.5~15 mTorr로 달리하여 가스 분압과 공정 압력에 따른 AlN 박막의 배향성 변화를 관찰하고자 하였다.

스퍼터링에 의해 제조된 AlN 박막의 배향성은 XRD (X-ray diffractometer)를 이용하여 확인하였으며, FE-SEM (field emission scanning electron microscopy) 및 PFM (piezoresponse force microscopy)을 이용하여 미세구조 및 표면 거칠기 변화를 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 스퍼터링 압력에 따른 AlN 박막의 배향성 변화

스퍼터링 압력에 따른 AlN 박막의 증착률 변화를 그림 2에 나타내었으며, 이때의 Ar/N₂ 분압비는 50%로 설정하였다. 박막의 증착률은 알파스텝을 이용하여 10회 이상 측정 후 최솟값과 최댓값을 제외하여 평균하였다. 스퍼터링 공정 압력이 너무 낮거나 높게 되면 낮은 증착률을 보이게 되는데 이는 낮은 압력에서는 Ar/N₂의 양이 적어서 이온화율과 스퍼터링율이 낮기 때문이다. Ar/N₂의 양이 많아지면 점차 이온화율이 증가하여 증착률이 증가하는 모습을 보인다. 하지만 어느 정도 압력이 증가하게 되면 타겟으로부터 스퍼터링된 입자들이 Ar/N₂와 잦은 충돌로 인하여 직진하지 못하고 산란되며 기판까지 도달하는 속도와 운동에너지를 잃게 된다. 이러한 충돌로 인해 입자들의 평균 자유행로가 감소하기 때문에 다시 이온화율이 낮아지면서 증착 속도 또한 감소하게 된다. 따라서 그림 2에서 보듯이 4 mTorr의 압력 조건에서 AlN 박막은 가장 높은 증착률을 보였으며 이러한 증착 속도의 변화는 챔버 내에서 스퍼터링 되는 원자의 상태변화를 나타내므로 박막의 배향성에 큰 영향을 미칠 것으로 판단된다.

AlN 박막의 스퍼터링 압력에 따른 배향성의 변화를 XRD 회절 패턴을 통하여 그림 3에 나타내었다. AlN 박막은 1.5 mTorr의 낮은 압력에서는 (002) 배향성을 보이며 압력이 증가하면서 (100) 배향성으로 변화하였다. 스퍼터링 방법으로 AlN 박막이 (100) 배향성을 갖기 위해서는 Al과 N 원자가 기판에 증착될 때 서로 충돌하여 Al-N의 dimer 상태로 증착 되어야 한다 [11]. 이는 낮은 압력에서는 Al과 N 원자가 서로 충돌하지 못하고 기판에 직접 증착되어 (002) 배향성을 보이게 되고, 압력이 높아질수록 기판과 타겟 사이의 공간에서 에너지를 잃은 Al과 N 원자가 충돌할 수 있는 시간이 주어지게 되고 이 충돌에 의해 Al-N dimer가 형성되어 dimer인 채로 기판에 증착되기 때문에 (100) 배향성으로 성장하게 된다고 사료된다.

그림 4는 FE-SEM을 이용하여 AlN 박막의 표면 및 단면 미세구조를 관찰하였다. 박막의 표면은 작은 알갱이가 응집을 이룬 응집체가 고르게 분포되어 있으며 스퍼터링 압력에 따른 응집을 이룬 형상이 변화

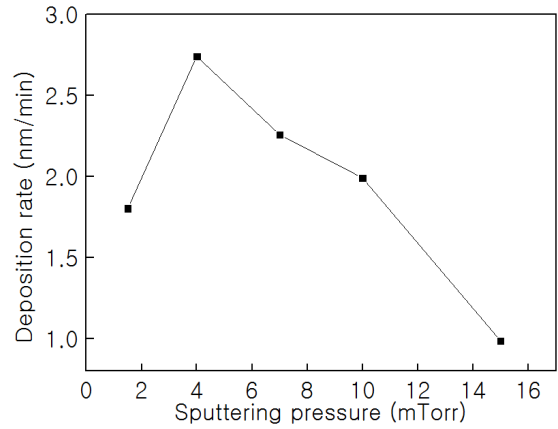


Fig. 2. Deposition rate for various sputtering pressure.

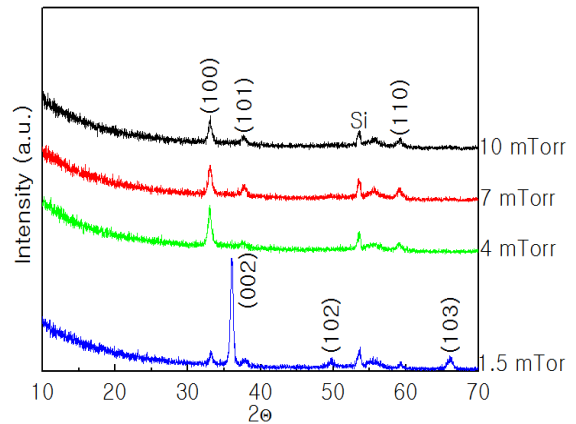


Fig. 3. XRD patterns of AlN thin films for various sputtering pressure.

하였음을 보여준다. 낮은 압력에서는 둥근 원형으로 응집을 이룬 형상이지만 압력이 증가함에 따라 길쭉한 타원형으로 변화하였다. 이것은 그림 3에서 나타내었듯이 AlN 박막의 배향성에 따른 결정립 형성의 차이에 기인한다. (002) 배향성을 보인 1.5 mTorr의 압력에서는 결정립이 구체의 모양으로 응집을 이루고, (100) 배향성을 보인 4 mTorr 이상에서는 타원형으로 변화하면서 응집된 결정립의 크기가 증가하는 것을 알 수 있다. 7 mTorr에서 가장 큰 결정립의 크기를 보이다가 그 이상부터는 결정립의 크기가 감소하게 된다. 한편 단면 이미지에서는 4 mTorr의 스퍼터링 압력에서 증착된 AlN 박막의 두께가 가장 두꺼웠으며 이는 그림 2에서 나타난 증착률의 결과와 일치하는 것으로 나타났다.

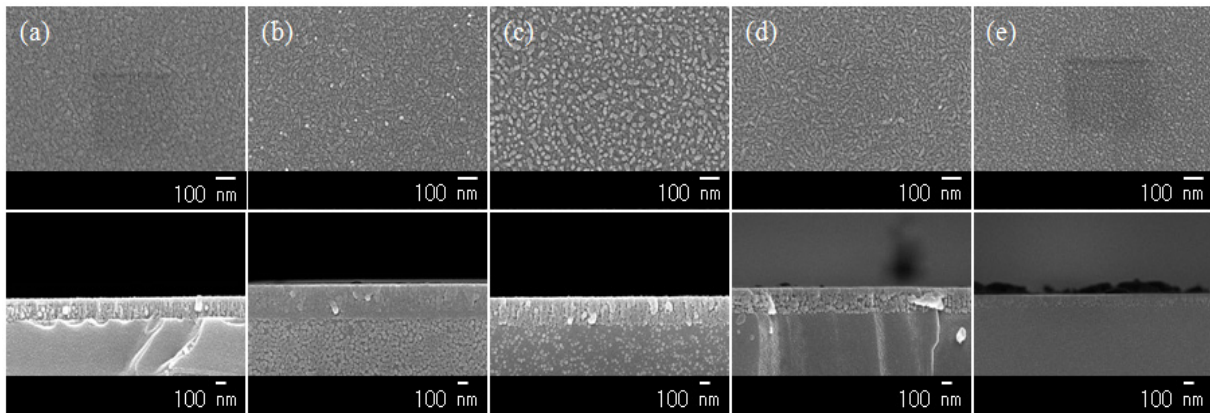


Fig. 4. Surface and cross-sectional FE-SEM images of AlN thin films for various sputtering pressure; (a) 1.5 mTorr, (b) 4 mTorr, (c) 7 mTorr, (d) 10 mTorr, (e) 15 mTorr.

3.2 가스 분압에 따른 AlN 박막의 미세구조 변화

스퍼터링 압력에 따른 AlN 박막의 배향성 변화를 확인하고 (100) 배향성을 갖는 조건 중 5 mTorr의 조건에서 가장 높은 효율성을 보인다고 판단하였다.

그림 5는 스퍼터링 압력을 5 mTorr로 설정하고 Ar/N₂의 분압비에 따른 XRD 패턴의 변화이다. AlN 박막의 결정구조는 전반적으로 (100) 배향성을 나타내는 다결정이지만 낮은 질소 분압에서는 높은 스퍼터링 수율로 인해 Al의 과잉으로 (101)면이 성장하는 것을 알 수 있다. 질소 분압의 증가에 따라 (101)면은 점차 감소하며 90%의 높은 질소 분압에서는 비정질에 가까운 박막이 형성되었다. 이는 높은 질소 분압에서는 Al 타겟의 질화가 심화되기 때문에 이온에 의해 전달되는 에너지가 주로 2차 전자의 생성 및 가속에 사용되어 스퍼터링된 입자들의 낮은 운동에너지와 증착 속도의 감소에 의해 결정 성장이 억제되어 거의 비정질 박막이 형성된 것으로 사료된다. 이 결과로부터 질소 분압의 차이는 박막의 결정면 변화를 야기할 수 있으며, 이는 기판에 도달하는 입자의 구성 성분비와 에너지 간의 관계가 있다는 것을 알 수 있다.

그림 6은 논콘택 모드 (non-contact mode)에서 측정한 Ar/N₂ 분압비에 따라 증착된 AlN 박막의 PFM 이미지이다. 박막의 표면 형상은 질소 분압이 60%까지 증가함에 따라 결정립의 크기가 증가함을 보이나, 60% 이상으로 증가하게 되면 결정립의 크기는 작아지고 90%의 질소 분압에서는 매끄러운 비정질 박막을 형성한다.

질소 분압이 증가하면서 Ar⁺ 이온이 타겟과 충돌하여 높은 에너지를 타겟쪽으로 전달시키게 되며 보다 높은 에너지의 AlN 흡착 원자를 발생시켜 기판에 증착되고 보다 큰 응집체를 이루게 된다 [12]. 이것은 질소 분압의 증가는 이온 에너지의 증가를 의미하게 되며 이온 에너지의 증가로 인해 타겟에서 스퍼터된 입자들이 불완전하게 질화가 되어 기판에 증착되고, 높은 에너지에 의해 결정화가 촉진되어 특정 방향으로 결정 성장이 활성화되기 때문에 응집체의 크기가 증가하고, 표면 거칠기 또한 증가한다고 판단하였다. 따라서 질소 분압에 따라 AlN 박막의 표면 형상을 조절할 수 있으며 보다 낮은 분압에서 양질의 박막을 제조할 수 있는 것으로 사료된다.

4. 결론

RF 마그네트론 스퍼터링법을 이용하여 증착된 AlN 박막은 증착 조건에 따라 박막의 배향성이 변화할 수 있음을 확인하였다. 1.5 mTorr의 낮은 스퍼터링 압력에서 (002) 배향성을 지닌 AlN 박막을 얻을 수 있으며, 스퍼터링 압력의 변화에 따라 박막의 배향성이 (100)으로 바뀌는 것을 확인하였다. 스퍼터링 압력뿐 아니라 질소 분압에 따라서도 AlN 박막의 결정 크기, 표면 거칠기 등이 변화할 수 있음을 확인하였다. 공정 압력과 질소 분압을 조절함으로써 인하여 기판에 도달하는 스퍼터링된 입자들의 에너지와 증착 속도가 변화될 수 있으며, AlN 박막의 입자 성장 및 배향성에 영향을 미칠 수 있다고 판단하였다. AlN 박

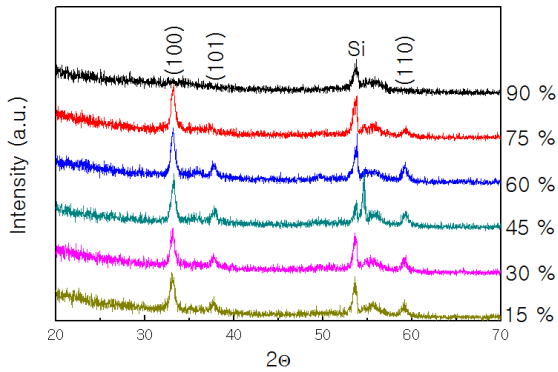


Fig. 5. XRD patterns of AlN thin films for various concentration of N₂.

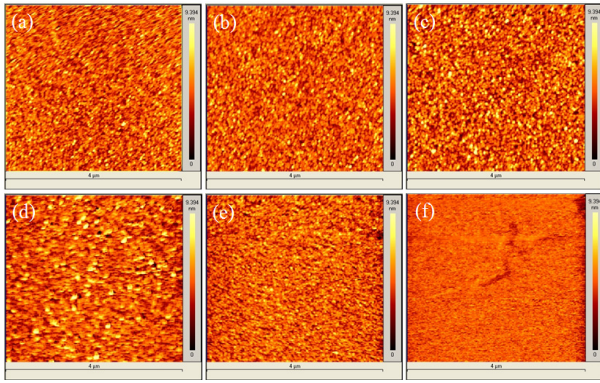


Fig. 6. Surface PFM images of AlN thin films for various concentration of N₂; (a) 15%, (b) 30%, (c) 45%, (d) 60%, (e) 75%, (f) 90%.

막은 모든 증착 조건에서 알갱이들이 응집을 이룬 응집체 형태였으며 입자의 크기는 공정 압력의 증가와

질소 분압의 증가에 따라 증가하고 있음을 확인하였다.

본 연구를 통하여 AlN 박막의 배향성을 제어할 수 있고, Al 입자의 질화를 제어함으로써 보다 양질의 박막을 제조할 수 있는 조건을 정립할 수 있음을 확인하였다.

REFERENCES

- [1] S. Strite and H. Morkoc, *J. Vac. Sci. Technol. B* **10**, 1237 (1992).
- [2] H. P. Laebl, M. Klee, C. Metzmacher, W. Braud, R. Milsom, and P. Lok, *Mater. Sci. Eng.*, **B00**, 1 (2002).
- [3] E. J. Bienk, H. Jensen, G. N. Pedersen, and S. Sorensen, *Thin Solid Films*, **230**, 121 (1993).
- [4] C. S. Oh and C. S. Han, *J. Met. Mater.*, **50**, 78 (2012).
- [5] A. Fathimulla and A. Lakhani, *J. Appl. Phys.*, **54**, 4586 (1983).
- [6] D. Y. Wang, Y. Nagahata, M. Masuda, and Y. Hayashi, *J. Vac. Sci. Technol.*, **14**, 3092 (1996).
- [7] T. Hsiosaki, K. Harada, and A. Kawabata, *J. Appl. Phys.*, **21**, 69 (1982).
- [8] R. G. Gordon, U. Riaz, and D. M. Hoffman, *J. Mater. Res.*, **7**, 1679 (1992).
- [9] W. D. Baier and W. Monch, *J. Vac. Sci. Technol.*, **B 10**, 1735 (1992).
- [10] B. N. Hwang, C. S. Chen, H. Y. Lu, and T. C. Hsu, *Mater. Sci. Eng.*, **A325**, 380 (2002).
- [11] M. Ishihara, S. J. Li, H. Yumoto, K. Akashi, and Y. Ide, *Thin Solid Films*, **316**, 152 (1998).
- [12] J. P. Kar, G. Bose, and S. Tuli, *Scripta Materialia*, **54**, 1755 (2006).