

수소화처리가 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막의 전기적특성 및 표면거칠기에 미치는 영향

이승호 · 이규용 · 소명기 · 김교선*

강원대학교 재료공학과

*강원대학교 화학공학과

The Effect of Hydrogenation on the Electrical Property and the Surface Roughness of Poly- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ Thin Film

Seoung-Ho Lee, Kyu-Yong Lee, Myoung-Gi So and Kyo-Seon Kim*

Department of Material Engineering, Kangwon National University, Chunchon, 200-701

*Department of chemical Engineering, Kangwon National University, Chunchon, 200-701

(1997년 9월 5일 받음, 1997년 11월 24일 최종수정본 받음)

초 록 RTCVD법으로 증착된 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막에서 Ge 조성 증가에 따른 결정립크기변화가 표면거칠기 및 cluster 크기에 미치는 영향에 대해 알아본 결과, Ge 조성 증가에 따라 결정립크기가 증가했으며 증가된 결정립에 의해 cluster 크기와 표면거칠기값(RMS) 등이 증가함을 알 수 있었다. 또한 증착된 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막을 RF power와 온도변화에 따라 Ar/ H_2 플라즈마를 이용한 수소화처리를 행하여, 수소화 효과와 표면거칠기값 그리고 비저항값 변화에 대해 조사하였다. 수소화처리 후 cluster 크기와 표면거칠기값은 기판온도와 RF power 증가에 따라 감소함을 알 수 있었으며 특히 기판온도 300°C에서는 큰폭으로 감소하였다. 이러한 결과는 ESCA와 AFM 분석결과, 표면에칭 증대에 의한 것임을 알 수 있었다. 또한 비저항값 측정결과 상온과 150°C에서는 as-depo. 막과 거의 유사한 값을 나타내었으나 300°C에서는 비저항값이 상당히 증가하였다.

Abstract In this work, we have investigated the effect of the change of grain size of poly- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ films deposited using RTCVD with the variation of Ge composition on the surface roughness and the cluster size. As the results of experiments, the grain size was increased with increasing Ge composition, and the surface roughness and the cluster size were increased by the enhanced grain size. Also, we have investigated the hydrogenation effect and the change of surface roughness and resistivity after hydrogenation with the variation of RF power and temperature when Ar/ H_2 plasma was used for hydrogenation. After hydrogenation treatment, the cluster size and the surface roughness were decreased with increasing RF power and substrate temperature, especially at 300°C. From the ESCA and AFM analysis, it was found out that this result was due to the enhanced surface etching. It was shown that the resistivity of samples hydrogenated at the room temperature and 150°C had nearly same value as that of as-deposited film. However, the resistivity of sample hydrogenated at the 300°C was increased.

1. 서 론

TFT-LCD의 성능은 TFT 제조 후에 나타나는 전기적특성의 결과 즉, ON, OFF 전류, 문턱전압(V_{th}), 전계효과이동도(μ_{FE}) 등에 의해 좌우된다. 따라서 TFT의 전기적특성 향상을 위해서는 실제적인 TFT 작동영역인 활성층의 물질 선택과 이동도 증가에 대한 연구가 필수적이다. 최근에 TFT의 활성층 재료로, Si에 Ge이 첨가됨으로서 channel 이동도가 다결정 Si TFT 보다 빠른 막성장 속도와 저온공정(<550°C)의 용이성을 갖는 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ alloy가¹⁾ 다결정 Si 대체용으로 새롭게 부각되고 있다. 이와같은 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ TFT 소자의 이동도를 증가시키기 위한 방법으로는 결정립크기를 증가시켜 결정립계를 감소시키려는 방법과, 결정립계 내에 존재하는 전위장벽을 감소시키기 위한 수소화(hydrogenation) 등이 있으며 이에 대한 연구가

활발히 진행되고 있다^{2,3)}. 현재 결정립크기를 증가시키기 위한 방법으로 비정질 형태의 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막을 증착시킨 후 열처리공정을 통한 결정화 단계에서의 결정립증가 등이 있다. 그러나 이러한 공정에 의해 결정립은 증가시킬 수 있으나 저가의 유리기판을 사용하여 대면적의 LCD 개발이 요구되는바, 장시간 열처리 과정으로 인해 대화면화에 부적합하고 열예산에 있어 단가가 높아지는 단점이 있다. 그러므로 실제로 TFT-LCD에 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 을 적용시키기 위해서는 열처리공정 없이 큰 결정립을 갖는 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막 증착에 관한 연구가 필요하다고 생각된다. 그러나 이와 같은 연구에 의해 결정립크기가 증가되었다 하더라도 증가된 결정립에 의해 표면거칠기가 증가되어 전하이동도가 저하되는 단점이 있다⁴⁾. 실제로 트랜지스터 작동에 있어 전기적특성은 표면근처의 반전층에 의해서 전하이동도가 이루어지므로 게이트절연막과 활성층 사이에 평탄한 계

면을 얻는 것이 매우 중요한 관점으로 부각되고 있다^{5,6)}. 한편, 결정립계내에 존재하는 전위장벽을 감소시켜 이동도를 증가시키기 위한 기존의 수소화방법은 TFT 소자 제조 후, 수소 플라즈마에 노출⁷⁾, 수소이온주입⁸⁾ 그리고 실리콘 질화막으로부터 수소확산⁹⁾ 등으로 대별할 수 있으나 Nakazawa 등에¹⁰⁾ 의하면 수소화를 TFT 제조 후 행하는 것 보다는 source와 drain 형성 후 행하는 것이 수소화에 의한 결함 감소효과가 더 크다고 보고하였다. 그러나 활성층을 직접 플라즈마에 노출하는 수소화방법은 플라즈마를 이용한 실리콘기판 세정방법과 유사한 공정이며, 이러한 공정은 공정변수(R.F power, 기판온도) 변화에 따라 플라즈마내에 존재하는 이온이나 중성입자들에 의한 에칭효과에 의해 표면손상을 야기시켜 이동도를 저하 시키는 단점이 있다¹¹⁾. 이상과같이 TFT 제조 전에 수소화를 행할 경우 수소화에 의한 결함 감소효과 이외에 플라즈마 에칭효과에 의한 표면손상으로 인해 전기적특성에 나쁜 영향을 미칠수도 있으나, 오히려 표면 에칭효과를 이용하여 수소화시 공정변수 등을 잘 조절한다면 전기적특성에 나쁜 영향을 미치지 않으며 이동도에 영향을 미치는 표면거칠기를 개선시킬 수 있을 것으로 생각된다. 따라서 본 연구에서는 열처리공정 없이 직접 다결정형태의 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막을 Ge 조성 변화에 따라 증착시킨 후, 결정립크기 변화를 살펴보고 이러한 결정립크기가 표면 거칠기 및 cluster 크기 변화에 미치는 영향에 대해 알아보고자 한다. 또한 증착된 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막에 수소화를 행하여 수소화처리변수 변화에 따른 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막의 결함 감소효과와 표면거칠기 변화를 살펴보고자 하며, 수소화처리시 전기적특성에 크게 영향을 미치지 않으며 표면거칠기가 개선되는 수소화조건등을 알아보고자 한다.

2. 실험 방법

다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막 증착 및 수소화

본 실험에서는 p-type (100) 실리콘 웨이퍼 위에 열산화법으로 증착된 산화막의 두께가 1000 Å 인 oxidized 실리콘 웨이퍼를 50×50mm 크기로 절단하여 시편으로 사용하였으며, 시편을 세정한 후 질소로 건조시켜 RTCVD (rapid thermal CVD) 반응관에 장입시켰다. 반응가스로 5% SiH_4 (95% Ar) 과 7% GeH_4 (93% H_2) 을 사용하여 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막을 증착하기 전에 buffer 층으로 실리콘을 570°C 에서 수 nm 이하로 증착한 후 in-situ로 증착온도 550°C, $\text{SiH}_4 : \text{GeH}_4$ flow ratio = 2 : 0.3 ~ 2 : 1, 압력 3torr 인 조건에서 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막을 증착하였다. 이와 같이 증착된 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막을 PECVD 장비를 이용하여 Ar/ H_2 플라즈마로 R.F power와 기판온도를 변화시켜 수소화를 행하였으며 그림 1에 처리절차 및 조건을 나타내었다. 본 연구에서는 Ar/ H_2 플라즈마를 이용한 수소화 연구에 앞서 수소화변수를 줄이기 위해 Ar 플라즈마만을 이용해 전극거리, 압력, 시간 변화에 따른 Ar 플라즈마 처리가 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막의 표면거칠기 및 비저항값 변화에 미치는 영향을 살펴 보았다. Ar 플라즈마처리 결과, 시편의 비저항값에 크게 영향을 미치지 않으면서 표면거칠기를 감소시킬 수 있는 조

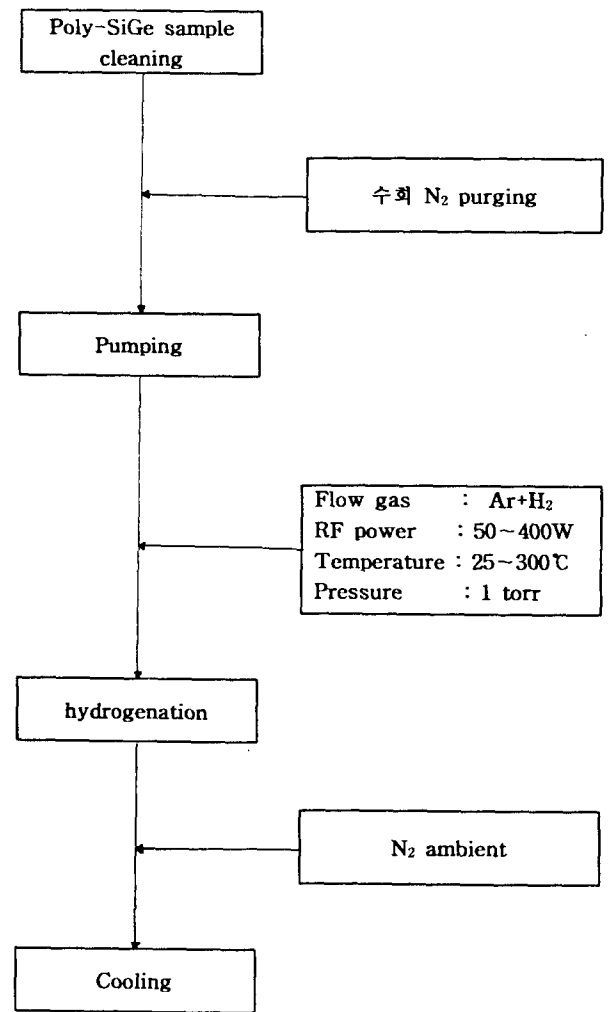


Fig. 1. Experimental procedure and conditions.

건은 전극거리 25mm, 압력 1torr, 시간 5min 임을 알 수 있었다. 따라서 수소화시 전극거리, 압력, 시간은 위와 같은 조건으로 고정시켰다. 또한 수소화시 시편이 올려져있는 전극에 bias는 전혀 걸어주지 않았으며 접지된 상태에서 수소화를 행하였다.

분석방법

증착된 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막의 두께측정은 α -step을 이용하였으며 측정된 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막의 두께는 2000 Å 이었다. 증착된 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막의 Ge 조성은 XRD 분석을 통하여 Vegard 법칙¹²⁾에 의해 계산하였으며 Vegard 법칙에 의해 계산된 Ge 조성값과 비교적 정량분석 방법으로 알려진 RBS값이 거의 유사함을 확인하였다¹³⁾. 증착된 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막의 결정립크기 변화는 Jeol사의 TEM을 이용하여 가속 전압 200KV인 조건에서 분석하였다. TEM 시편은 HF + D.I water 용액에 담구어 놓은 후 기판의 oxide막을 녹여, 떠오르는 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 막을 건져내는 lift-off 방식을 이용하여 준비하였다. 수소화 후 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 막 표면에서의 성분분석을 위하여 VG Microtech사의 ESCA (electron spectroscopy for chemical analysis) 를 이용하였다. 또한 수소화 후에 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 막 내의 결함감소 효과는 수소화에 따른 수소 bond 변화로 살펴보았으며 이를위해 FTIR를 이용하

였다. 이때 scan range는 wavenumber가 600~900cm⁻¹인 범위에서 분석을 행하였다. 수소화 전과 후의 표면형상과 표면거칠기, cluster 크기를 측정하기 위해 AFM (atomic force microscopy) 분석을 행하였으며 표면거칠기는 식 (1, 2)을 근거로한 software에 의하여 측정하였다.

$$R_L = \frac{1}{L} \cdot \int f(x) dx \quad (1)$$

x : 주사선 L상의 좌표

f(x) : 평균 높이에 대한 표면에 대한 표면높이의 X에 따른 변화

L : 주사시작 위치와 주사종료 위치간의 길이

$$R(s) = \frac{R_1(L) + R_2(L) + R_3(L) + R_{20}(L)}{20} \quad (2)$$

X, Y축 각각 10개의 선을 등간격으로 그어 각각 R(L)을 구한 후, 그 값을 선 수로 나눈 평균값을 취하여, 표면거칠기 값인 RMS (root mean square) 값으로 나타내었다.

또한 수소화 후에 다결정 Si_{1-x}Ge_x막의 전기적특성으로 전하이동도와 반비례 관계를 갖고있는 비저항값을 측정함으로써 전하이동도를 예측하고자 하였으며 비저항측정을 위해 VEECO사의 four-point probe를 이용하였다.

3. 결과 및 고찰

증착된 다결정 Si_{1-x}Ge_x박막

그림 2에 증착압력 3torr, 증착온도 550℃인 조건에서 증착된 Si_{1-x}Ge_x박막의 Ge조성 변화에 따른 TEM plan-view를 보여주고 있으며, 그림 3에 Ge조성 변화에 따른 Si_{1-x}Ge_x박막의 표면형상을 AFM 3D image로 나타내었다. 그림 4는 그림 2, 그림 3에서 측정된 결정립크기와 cluster크기 그리고 표면거칠기값을 나타내었다. 그림 4에 나타난 바와 같이 Ge조성 증가에 따라 결정립크기와 cluster크기 그리고 표면거칠기값(RMS)들이 증가함을 알 수 있다. 또한 Ge조성 증가에따른 결정립 및 cluster크기 측정결과를 비교해보면 결정립크기가 증가할때 cluster크기도 증가함을 알 수 있는데 이러한 경향은 그림 2, 그림 3의 TEM과 AFM image 분석결과를 볼때 실제적으로 결정립과 cluster크기가 증가했음을 확인 할 수 있었다. 이와같이 Ge조성 증가에 따른 결정립크기 증가는 Si_{1-x}Ge_x막 증착시 핵생성과 성장과정 그리고 결정화도와 같은 복합적인 요인에 의해 결정될 것으로 생각되는데, Lin등에¹⁴⁾ 의하면 Ge 원자들은 증착시 표면이동도가 크기때문에 Si_{1-x}Ge_x막의 결정화도를 증진시키며 결정성장을 용이하게 하므로 Ge가 많이 결합될수록 결정화도를 증진시킬 수 있다고 하였다. 그러므로 Ge조성 증가에따른 결정립크기 증가는 다음과 같이 설명할 수 있다. 다결정 Si_{1-x}Ge_x박막 증착시 Ge가 첨가됨에 따라 핵생성과 막의 결정화도를 증진시키므로 결국 Ge조성 증가에 따라 결정성장을 용이하게 하여 결정립크기가 증가한 것으로 생각된다. 따라서 Ge조성 증가에 따른 결정립크기 증가는, 결정립들이 모여 이루어진 cluster

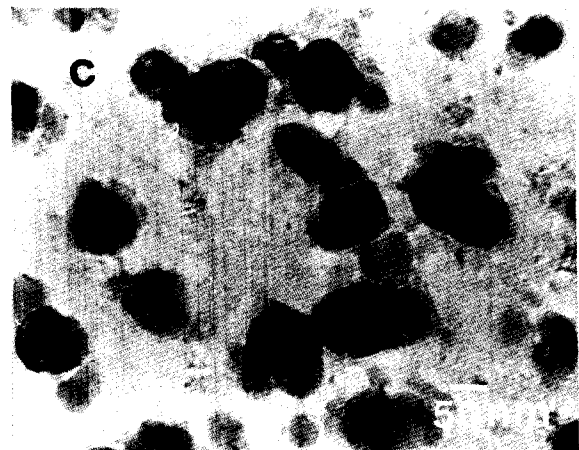
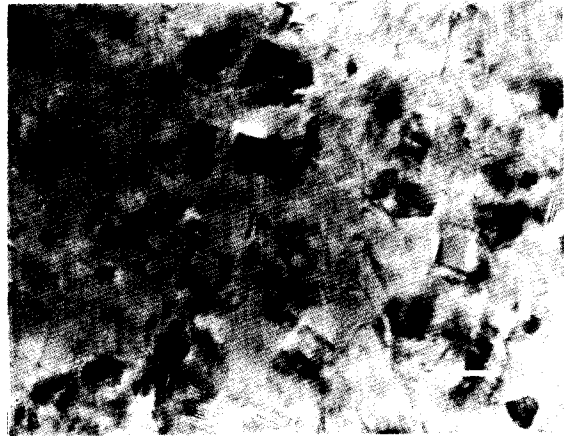


Fig. 2. Plan-view TEM micrographs as a function of Ge composition. (a) 0.44 (b) 0.54 (c) 0.64

의 크기를 증가시키며 이와같은 cluster크기 증가가 표면거칠기값의 증가를 가져온 것으로 생각된다. 결국 결정립크기 증가가 cluster크기와 표면거칠기값 증가에 영향을 미침을 알 수 있으며, TEM과 AFM 분석결과로부터 cluster크기에 의해 그 안에 존재하는 결정립의 크고 작음을 간접적으로 추측할 수 있다고 사료된다.

이상과 같은 실험을 통하여 증가된 결정립을 갖는 Si_{1-x}Ge_x막을 가지고 수소화를 행하고자 하였으나 이와 같은 막을 얻기 위해서는 Ge조성이 높아(>0.5) 지므로 Ge

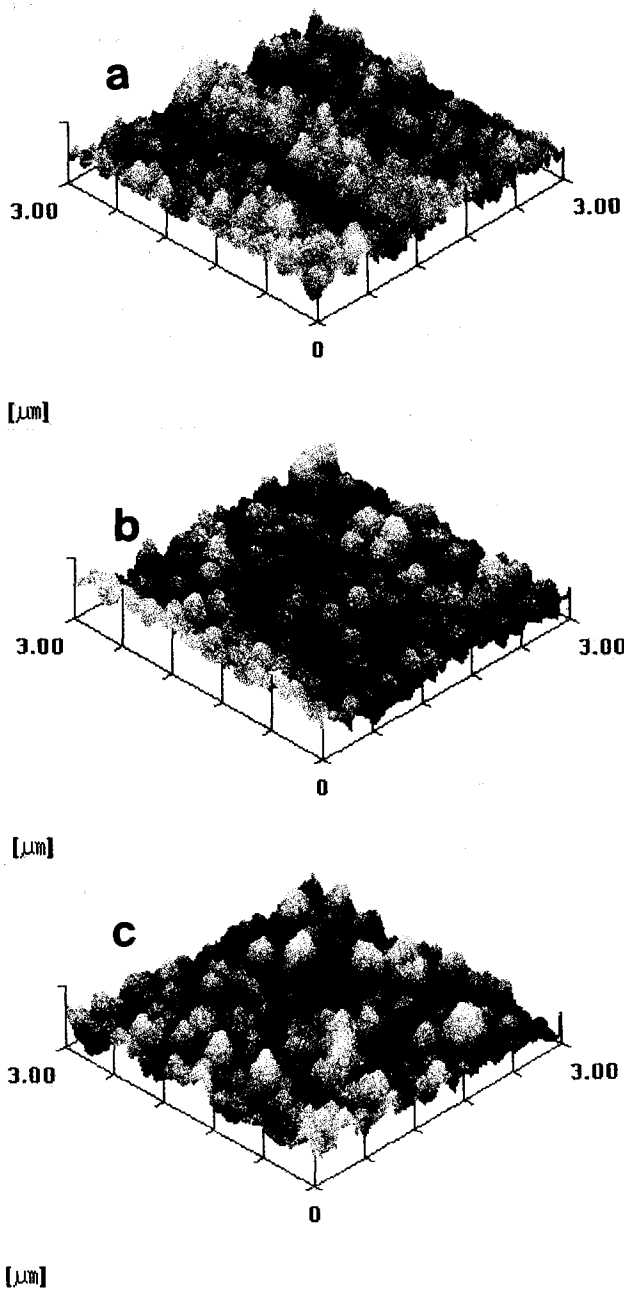


Fig. 3. AFM 3D surface morphologies as a function of Ge composition. (a) 0.44 (b) 0.54 (c) 0.64

조성이 0.5 정도를 갖는 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 막을 수소화에 적용시키 고자 막의 두께 (4000 Å) 를 증가시켜 증가된 결정립을 얻었으며 이 시편을 가지고 수소화를 행하였다. 수소화에 사용될 시편의 AFM과 TEM 분석결과, 표면거칠기값과 cluster크기는 각각 8.7, 640nm 를 나타내었으며 결정립크기는 150nm 정도였다. 또한 증착된 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 막막의 비저항값을 측정한 결과 3.4 ($\Omega \cdot \text{cm}$) 의 비저항값을 나타내었다.

증착된 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 막막의 수소화

그림 5에 기판온도와 R.F power 변화에 따른 수소화처리 후 측정된 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 막막의 cluster크기 변화를 나타내었다. 그림에 나타난 바와같이 수소화처리 후에 as-depo. 막

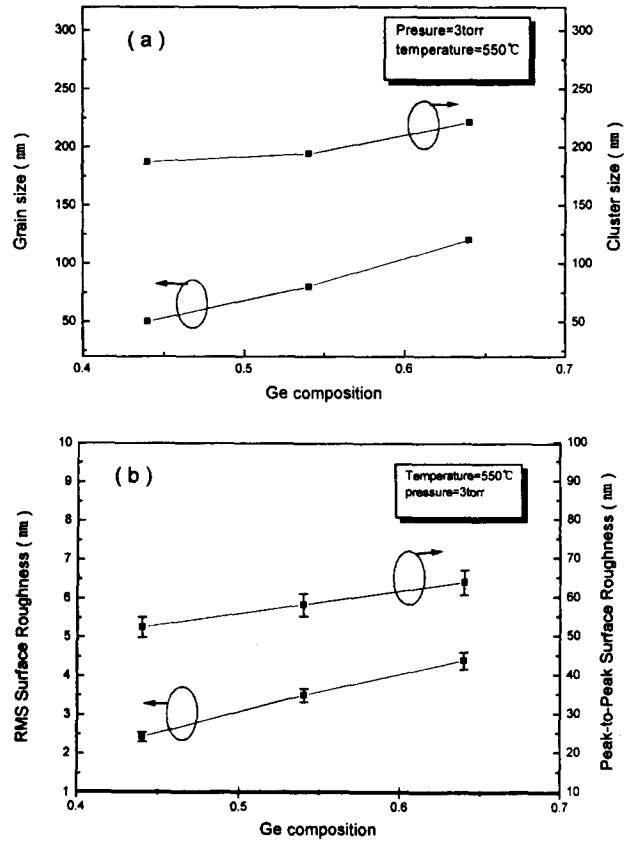


Fig. 4. Variation of $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ thin films deposited with Ge composition. (a) grain and cluster size (b) RMS and peak-to-peak surface roughness

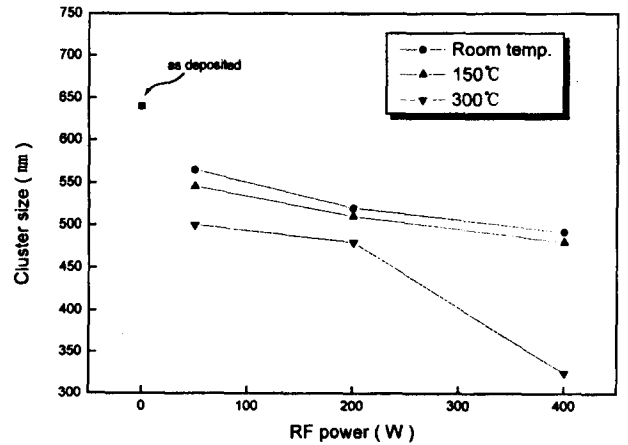


Fig. 5. Variation of cluster size with R.F power & substrate temperature.

에 비해 cluster크기가 전체적으로 감소하였다. 이와 같이 증착된 다결정 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 막막을 RF power와 온도변화에 따라 Ar/H_2 플라즈마에 노출시킨 결과 cluster크기가 감소하는 결과가 나타났는데 이것은 수소화시 플라즈마 상태에서의 표면에칭효과에 의해 나타난 것으로 생각되며 이러한 현상을 설명하기 위해 Ar/H_2 플라즈마처리가 표면에 미치는 영향을 고찰해 보았다. 일반적으로 플라즈마처리는 실리콘기판 표면의 자연산화막 이나 불순물입자들을 표면에칭에 의해 제거시키는 기판세정 방법에 이용되고 있다.

플라즈마 세정법에는¹⁵⁾ 다이렉트 플라즈마 세정법과 리모트 플라즈마 세정법등이 있다. 현재 다이렉트 플라즈마 세정법으로 아르곤 플라즈마를 이용한 세정방법이 많이 이용되고 있으며, 이러한 세정방법은 플라즈마내에 존재하는 이온이나 중성입자들에 의한 물리적인 기판에칭 효과에 의해 세정효과를 얻을 수 있으나 이러한 입자들에 의해 표면손상이 야기되는 단점이 있다. 따라서 최근에는 이러한 문제를 줄이기위해 아르곤에 수소를 첨가시켜 물리적인 효과보다는 화학적반응에 의한 에칭효과를 시도하고 있으며 플라즈마 여기 방법에 있어서도 RF, 마이크로 웨이브, ECR 플라즈마 방식 등이 다양하게 시도되고 있다. 그러나 이와 같은 기존의 세정방법은 기판에 막을 증착시키기 전에 이용하였기 때문에 물리적인 에칭효과에 의한 표면손상이 문제가 되었으나, 본 연구에서는 이러한 방법을 증착된 막에 적용시켜 증착된 막의 표면거칠기를 개선시키고자 하였으므로 아르곤 플라즈마에 의한 물리적인 sputter 에칭효과를 이용할 필요가 있다. 실제로 증착된 Si_{1-x}Ge_x막을 Ar/H₂ 플라즈마에 노출시킨 본 연구에서 플라즈마 상태가 표면에 미칠수 있는 에칭효과를 그림 6에 개략적으로 나타내었으며 이러한 에칭효과는 크게 2가지 형태로 나타날 수 있다. 첫째, 아르곤입자(이온, 중성원자) 들에 의한 물리적인 sputter 에칭효과가 나타날수 있는데 본 실험에 사용된 PECVD 장비는 시편이 놓여진 전극에 bias를 가하지 않았기때문에 아르곤입자(이온, 중성원자) 들 중에서 이온보다는 중성원자에 의한 표면에칭이 주를 이룰것으로 생각된다. 둘째, 첨가된 수소에 의해 수소원자들과 Si_{1-x}Ge_x막의 원자들과의 화학적반응에 의한 에칭효과가 나타날 수 있는데, Aoki 등에¹⁶⁾ 의하면 실리콘 기판표면에서 아르곤 플라즈마에 수소를 첨가하면 물리적인 이온충돌 보다는 기판표면에서 화학반응에 의한 에칭효과가 더 크다고 보고하였으며,

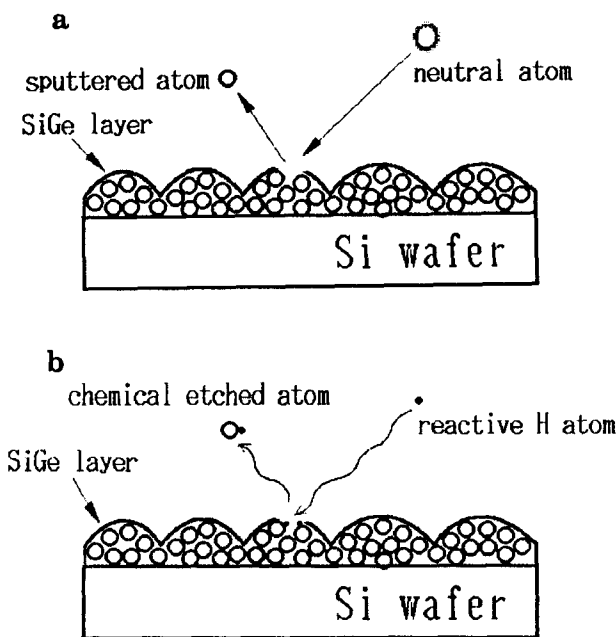


Fig. 6. Mechanism of surface etch in Ar/H₂ plasma (a) physical etch by Ar neutral atom (b) chemical etch by reactive H atom

Reif 등에¹⁷⁾ 의하면 수소와 암모니아 마이크로 웨이브 플라즈마를 이용할때 실리콘기판의 실리콘원자와 수소가 반응하여 휘발성이 강한 SiH₄ 가스가 생성되어 실리콘원자가 탈착됨을 보고하였다. 이상과 같은 고찰을 통해서 볼때, 그림 5에 나타난 바와같이 Ar/H₂ 플라즈마 수소화처리 후에 as-depo.막에 비해 cluster크기가 전체적으로 감소한 것은 아르곤에 의한 물리적인 에칭효과와 수소에 의한 화학적인 에칭효과가 복합적으로 이루어져 증착된 Si_{1-x}Ge_x막의 원자들이 탈착되어 나타난 현상으로 생각된다. 또한 기판온도 300°C에서는 상온이나 150°C에서 보다 cluster크기가 큰 폭으로 감소하였는데 이것은 수소화시 기판온도 변화에 따라 Ar/H₂ 플라즈마가 시편표면에 미치는 영향이 큼을 알 수 있으며 이러한 영향을 살펴보기 위해 ESCA 분석을 행하였다. 그림 7에 RF power 400W 일때 기판온도 변화에 따라 수소화처리된 시편의 ESCA 표면분석 결과를 나타내었다. 분석결과, as-depo. 상태에서 존재하지 않았던 Ar peak이 기판온도 상온과 150°C에서 처리한 시편에서는 나타났으나 300°C에서 처리한 시편에서는 존재하지 않음을 알 수 있다. 이러한 결과로부터 상온과 150°C에서 수소화

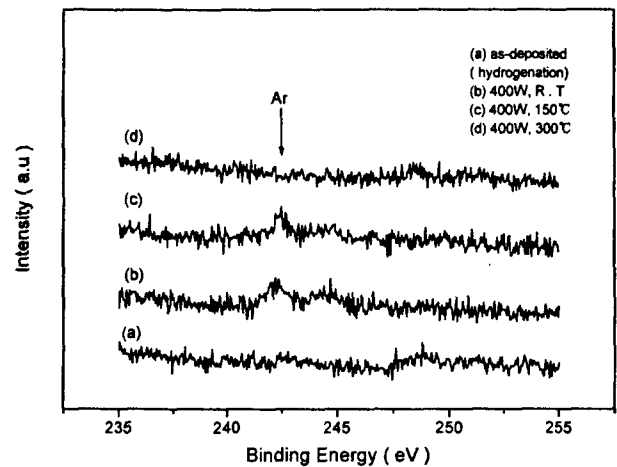


Fig. 7. ESCA analysis of Poly-Si_{1-x}Ge_x thin films after hydrogenation as a function of temperature at RF power 400W.

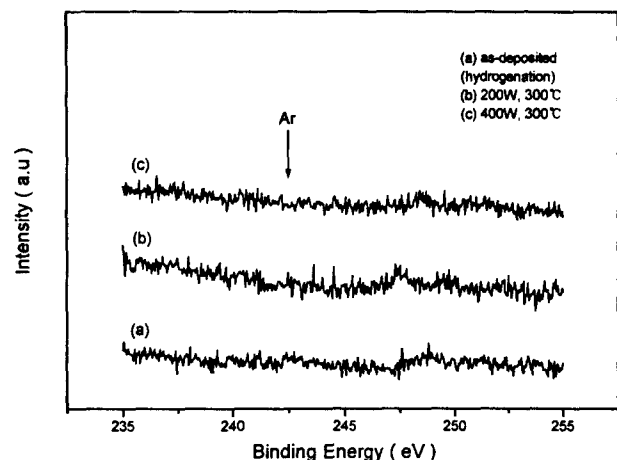


Fig. 8. ESCA analysis of Poly-Si_{1-x}Ge_x thin films after hydrogenation as a function of RF power at 300°C.

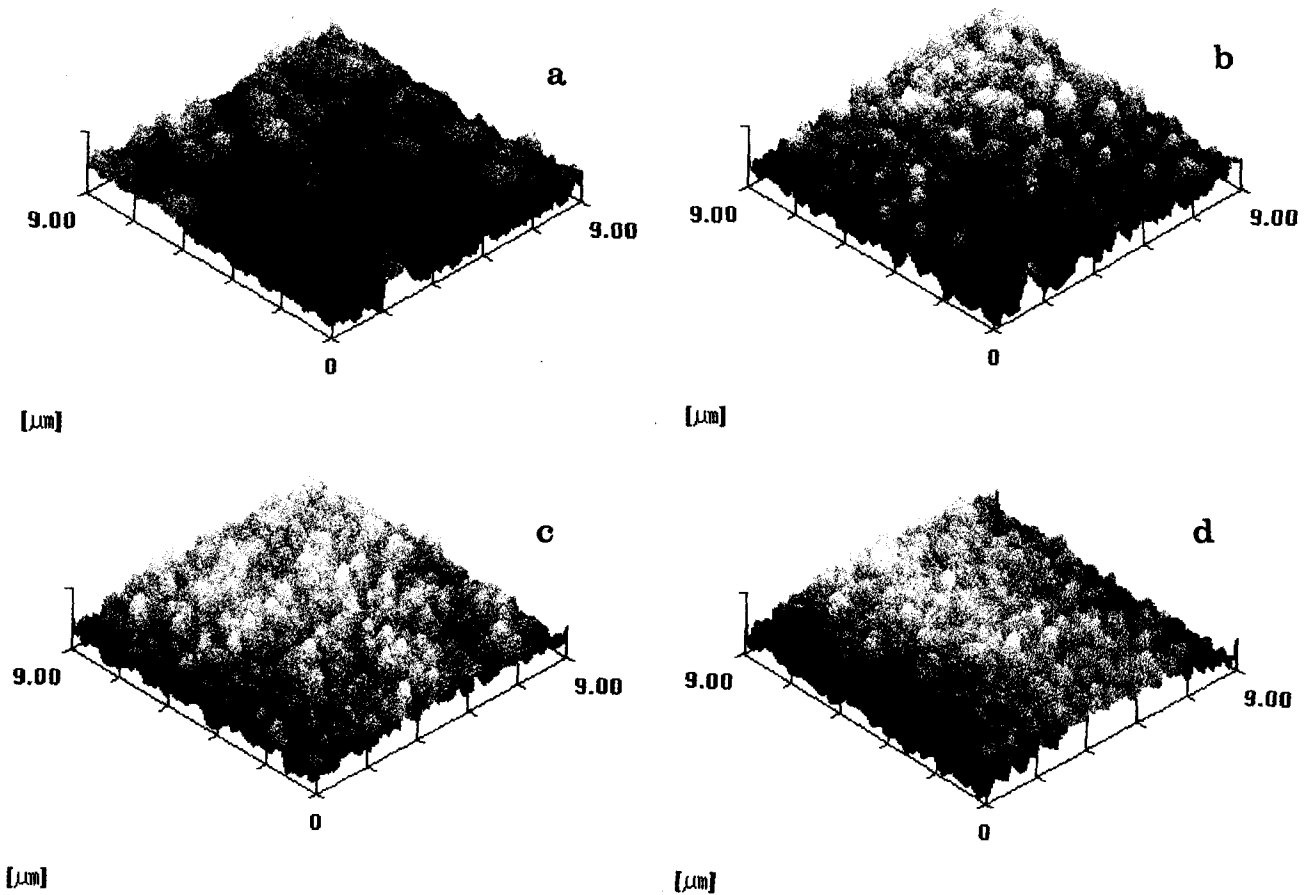


Fig. 9. Three-dimensional AFM image. (a) as-depo. (b) hydrogenation (300°C, 50W) (c) hydrogenation (300°C, 200W) (d) hydrogenation (300°C, 400W)

처리시 아르곤입자가 표면에 implantation 되는 것을 알 수 있으며 이것으로부터 수소화시 아르곤입자에 의해 표면이 sputter 에치됨을 간접적으로 확인 할 수 있다. 그러나 300°C에서 처리된 시편에서 Ar peak이 나타나지 않았는데 이는 온도가 증가함에 따라 시편 표면원자들과 수소원자와의 반응가능성 증가에 의해 휘발성이 강한 SiH₄과 같은 기체 형성으로 인해 표면원자들이 쉽게 탈착되는데¹⁷⁾ 이때 표면에 implanted된 아르곤입자도 표면에칭속도 증가에 의해 탈착되어 Ar peak이 나타나지 않은것으로 사료된다. 따라서 이상과 같은 기판온도변화에 따른 ESCA 분석결과를 볼때, 기판온도 300°C에서 상온이나 150°C에서 보다 cluster크기가 큰 쪽으로 감소한 것은 수소화처리시 플라즈마 상태에서 시편표면에 아르곤입자들에 의한 물리적 에칭효과와, 온도증가에 따른 수소원자 반응에 의한 화학적 에칭효과 증대로인해 나타난 현상으로 생각된다.

또한 그림 5에서 기판온도 300°C에서 RF power 증가에 따라 cluster크기가 감소하였는데 이에 대한 ESCA 분석결과를 그림 8에 나타내었다. 그림에서 보는 바와 같이 기판온도 300°C 일때 RF power 변화에따라 Ar peak이 전혀 검출되지 않음을 알 수 있다. 이러한 결과를 볼때 300°C에서 RF power변화에 따라서는 수소에 의한 화학적 에칭 효과는 똑같이 존재하나, R.F power 증가에 따라 기판 표면의 sheath electric field가 증가하여 높은 에너지를 가

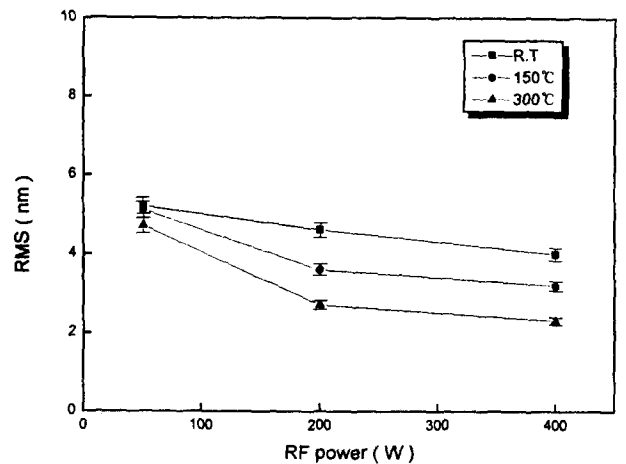


Fig. 10. Variation of surface roughness with R.F power and substrate temperature.

진 입자가 기판표면에 충돌하여 물리적인 표면에칭 효과를 더욱 증진시켜¹⁸⁾ cluster크기가 점차적으로 감소된 것으로 생각된다. 그림 9에 300°C에서 RF power 증가에 따라 수소화처리된 시편의 AFM 3D image를 나타내었다. 그림에서 보는 바와 같이 as-depo. 시편에 비해 수소화처리된 시편의 cluster크기가 상당히 미세해진 것을 볼수있으며 또한 위에서 설명한 300°C에서 R.F power 증가에 따른 cluster

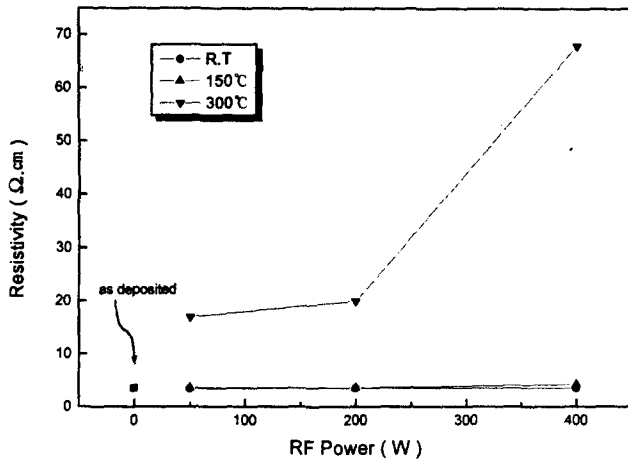


Fig. 11. Variation of resistivity with R.F power and substrate temperature.

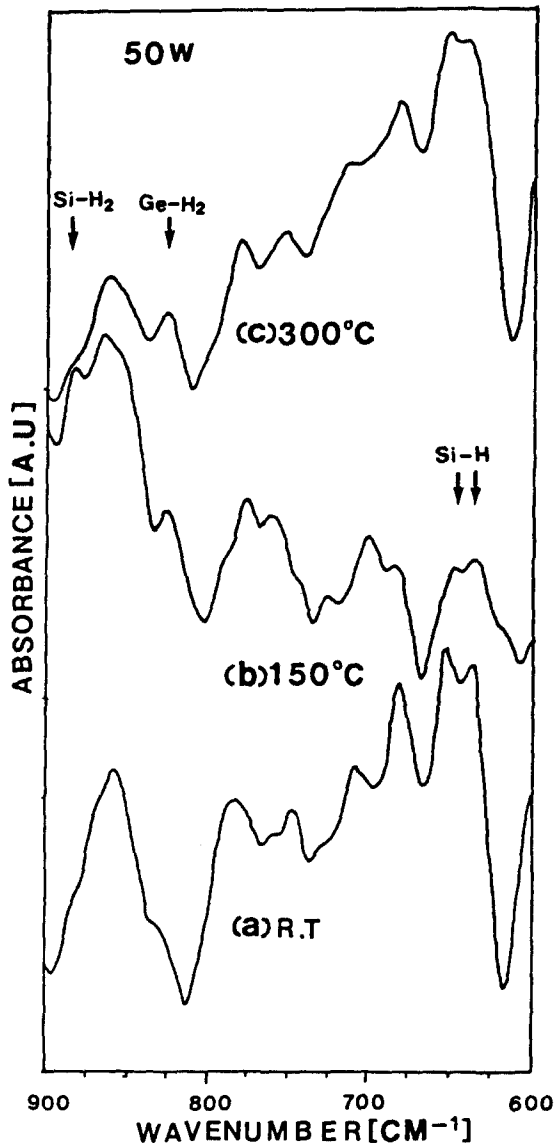


Fig. 12. FTIR spectra of Si_{1-x}Ge_x thin films after hydrogenation as a function of temperature at 50W.

크기 감소현상을 확인 할 수 있었다. 그림 10에 기판온도와 RF power 변화에 따라 수소화처리된 Si_{1-x}Ge_x막의 표면

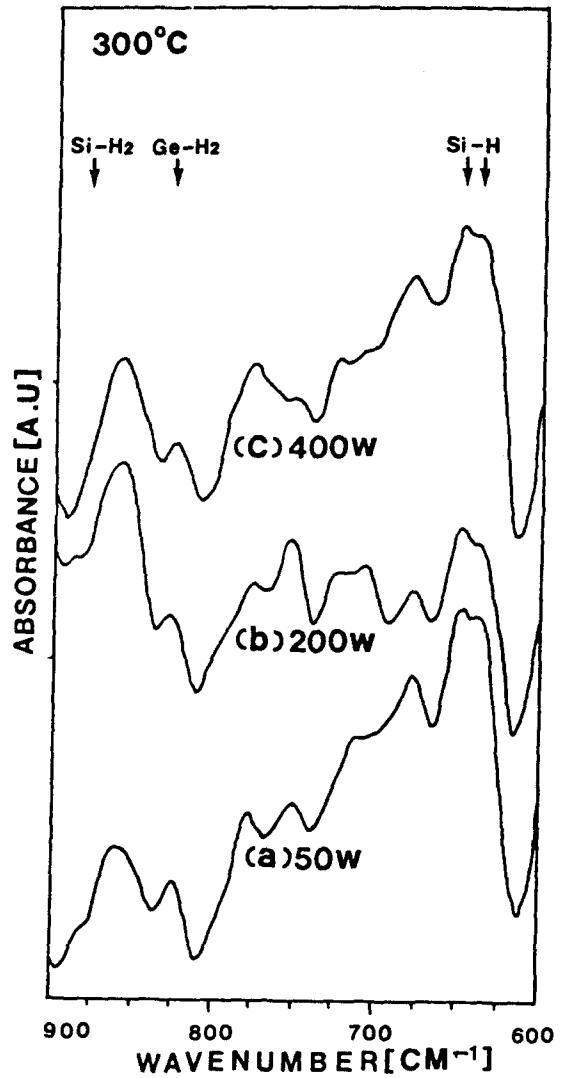


Fig. 13. FTIR spectra of Si_{1-x}Ge_x thin films after hydrogenation as a function of RF power at 300°C.

거칠기값을 나타내었다. 각각의 온도에서 RF power 증가에 따라 표면거칠기값이 감소함을 알 수 있으며 기판온도 300°C인 조건에서 가장 낮은 값을 보이고있다. 이와 같이 기판온도와 RF power 증가에 따라 표면거칠기값이 감소한 것은 그림 5에 나타난 바와같이 각 변수에 따라 Ar/H₂ 플라즈마 상태에서의 물리적, 화학적 에칭효과에 의한 cluster 크기 감소에 의해 표면거칠기값이 감소하는 것으로 생각되며, 300°C에서는 에칭효과 증대에 의해 표면거칠기값이 더욱 감소하는 것으로 생각된다. 그림 11에 기판온도와 RF power 변화에 따라 수소화처리된 Si_{1-x}Ge_x막의 비저항값을 나타내었다. 그림에서 보는 바와 같이 상온과 150°C에서는 RF power 증가에 따라 as depo. 막의 비저항값과 거의 유사한값을 나타내었으나 300°C 일때 비저항값이 상당히 증가함을 알 수 있었다. 이와 같은 비저항값의 변화에 대해 수소화된 Si_{1-x}Ge_x박막에서의 결정립크기 및 결정립계의 dangling bond에 수소가 결합되는 수소화효과 등이 영향을 미치므로^{1,3,10)} 이와 같은 인자들을 살펴보았다. 결정립크기 변화는 cluster 크기 변화로부터 예측하였으며, 수

소화효과는 FTIR을 이용하여 수소화 후 수소결합 변화를 살펴 보았다. 그림 12에 RF power 50W인 조건에서 기판 온도 변화에 따라 수소화처리된 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막의 FTIR 분석 결과를 나타내었다. 그림에 나타난 바와 같이 $630, 650\text{cm}^{-1}$ 에서의 Si-H bond (bending mode)와¹⁹⁾ 825cm^{-1} 에서 Ge-H₂ bond (scissors mode)²⁰⁾ 그리고 890cm^{-1} 에서 Si-H₂ bond (wagging mode)²¹⁾ peak들이 존재함을 알 수 있으며 온도증가에 따라 Ge-H₂ bond peak intensity가 증가함을 보이고 있다. 그림 13에 기판온도 300°C일때 RF power 증가에 따른 FTIR 분석결과를 나타내었으며 각각의 RF power에서 Ge-H₂ bond peak이 존재하였고, RF power 증가에 따라 Ge-H₂ bond peak intensity가 약간 감소하였음을 알 수 있었다. 이상과 같은 결과들로부터 비저항값의 변화 원인을 살펴보면 다음과 같다. 상온과 150°C에서 RF power 증가에 따라 as-depo. 막에 비해 cluster크기가 감소하여 비저항값이 증가할 것으로 생각되었으나 비저항값이 증가하지 않은 것은 cluster크기가 큰 폭으로 감소하지 않았으며 cluster크기 감소에 따른 표면거칠기값 감소와 Ge-H₂ bond peak intensity 증가와 같은 수소화효과에 의한 영향으로 생각된다. 한편, 300°C에서는 수소화효과에 의한 Ge-H₂ bond peak들이 존재하였고 표면거칠기가 개선되었음에도 불구하고 비저항값이 큰 폭으로 증가한 것은 온도증가에 따른 표면에칭 증가에 의해 cluster크기가 미세해져 결정립크기가 감소하여 나타난 현상으로 생각된다.

4. 결 론

이상과 같이 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막의 증착 및 수소화를 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 증착된 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 박막의 Ge 조성 증가에 따라 결정립 크기와 cluster크기 그리고 표면거칠기값(RMS)들이 증가함을 알 수 있었으며, Ge 조성 증가에 따른 결정립 크기 증가는 결정립들이 모여 이루어진 cluster의 크기를 증가시키므로 이와 같은 cluster크기 증가에 의해 표면거칠기값이 증가됨을 알 수 있었다.
- 2) 수소화처리 후에 as-depo. 막에 비해 cluster크기가 전체적으로 감소하였으며, 기판온도 300°C에서는 상온이나 150°C에서 보다 cluster크기가 큰 폭으로 감소하였는데 이러한 결과는 ESCA 분석결과, 수소화처리시 아르곤입자들에 의한 물리적 에칭효과와, 수소 원자 반응에 의한 화학적 에칭효과 증대로 인해 나타난 현상으로 사료된다. 또한 기판 온도 300°C에서 RF power 증가에 따라 cluster크기가 감소하였다.
- 3) 기판온도와 RF power 변화에 따라 수소화처리된 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 막의 표면거칠기값은 각각의 온도에서 RF power 증가에 따라 표면거칠기값이 감소하였으며 기판온도 300°C인 조건에서 가장 낮은 값을 보였다. 이와 같이 기판온도와 RF power 증가에 따라 표면거칠기값이 감소한 것은 에칭효과에 의한 cluster크기 감소에 의한 것으로 생각된다.
- 4) 기판온도와 RF power 변화에 따른 비저항값 변화는

상온과 150°C에서는 RF power 증가에 따라 as depo. 막의 비저항값과 거의 유사한 값을 나타내었는데 이러한 결과는 상온과 150°C에서는 Ge-H₂ bond peak intensity 증가와 같은 수소화에 의한 영향으로 생각되며, 300°C일때 비저항값이 상당히 증가한 것은 온도증가에 따른 표면에칭 증가에 의해 cluster크기가 미세해져 결정립크기가 감소하여 나타난 현상으로 생각된다.

5) 증착된 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ 막을 수소화처리를 통하여 표면거칠기를 개선시킬 수 있었으며 증착된 막의 비저항값에 크게 영향을 미치지 않으면서 표면거칠기를 개선시킬 수 있는 조건은 낮은 기판온도와 감소된 RF power임을 알 수 있었다.

감사의 글

본 연구는 1995년도 교육부 학술연구조성비(반도체분야, ISRC-95-E-4028)의 지원에 의한 것으로 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. T.J. King and K.C. Saraswat, IEEE Electron Device Letters, **41** (9) 1581 (1994).
2. T.J. King and K.C. Saraswat, in International Electron Devices Meeting, Tech. Dig., **567** (1991).
3. S.K. Lee, H.G. Kim, W.J. Chung, B.K. Kang and O. Kim, 1995 International Conference on Solid State Devices and Materials. Osaka **539** (1995).
4. H. Takahashi and Y. Kojima, Appl. Phys. Lett., **64**, 2273 (1994).
5. T. Yamanaka, IEEE Electron device letters, **17**, 178 (1996).
6. H. Uchida, K. Takechi, S. Nishida and S. Kaneko, Jap. J. of Appl. Phys., **30**, 3691 (1991).
7. T.I. Kamins, and Marcoux, IEEE. Electron. Device. Lett., vol. EDL-1, 159 (1980)
8. M. Rodder, D. A. Antoniadis, F. Scholz, and A. Kalnitskg, IEEE. Electron. Device. Lett., vol. EDL-8, **27** (1987)
9. M. Rodder, and D.A. Antoniadis, IEEE. Electron. Device. Lett., vol. EDL-6, **570** (1985)
10. K. Nakazawa, H. Arai and S. Kohda, Appl. Phys. Letter, **51** (20), 1623 (1987).
11. J.H. Comfort, L. M. Garverick and R. Reif, J. Appl. Phys., **62** (8), 3388, (1987).
12. R.W. Cahn, physical Metallurgy, North-Holland, Amsterdam (1965)
13. J.J. Kim, S.H. Lee, and M.G. So, Korean J. of Materials Research, **5** (6), 690 (1995).
14. H.C. Lin, C.Y. Chang, W.H. Chen, W.C. Tsai, T.C. Chang, T.G. Jung, and H.Y. Lin, J. Electrochem. Soc., **141** (9), 2559 (1994).

15. S. Bat, J. Delarios, B. Doris, M. Gordon, W. Krusell, D. Mckean and G. smolinsky, to be published in *Microcontamination*.
16. Y. Aoki, S. Aoyama, H. Uetake and T. Ohmi, *J. Vac. Sci. Technol., A*, Vol. 11, No. 2, 307, (1993).
17. Z.H. Zhou, E.S. Aydil, R.A. Gottscho, Y. J. Chabal and R. Reif, *J. Electrochem. Soc.*, **140**(11), 3317 (1993).
18. C.B. Zarowin, *J. Electrochem. Soc.*, **130**, 1144, (1983).
19. G. Lucovsky, J. Yang, S.S. Chao, J.E. Tyler and W. Czubatyj, *Phys. Rev. B* **28**, 3225 (1983).
20. G. Lucovsky, S.S. Chao, J. Yang, J.E. Tyler, R.C. Ross and W. Czubatyj, *Phys. Rev. B* **31**, 2190 (1985).
21. W.B. Pollard and G. Lucovsky, *Phys. Rev. B* **26**, 3172 (1982).