論文 90-27-9-12

FA-CVD에 의한 미세결정질 실리콘 박막 제작 및 특성

(Characterization and Fabrication of Microcrystalline Si Thin Films Prepared by FA-CVD)

鄭 昌 泳* 丁 寬 秀* 張 振**

(Chang Young Cheong, Kwan Soo Chung, and Jin Jang)

要 約

FA(filament assisted)CVD 방법을 이용하여 제작된 미세결정질 실리콘 박막의 전기적, 광학적 및 구조적 특성을 조사하였다.

미세결정질(microcrystalline)실리콘 박막은 수소 희석 비율이 30보다 클때 성장되며, 수소 희석 비율이 증가할수록 520cm^{-1}에서 나타난 Raman과 27.7°±0.2°에서 나타난 X-선 피크가 예리해진다. 광학적 갭이 2.2eV 이상이고 수소 함유량이 3원자 %이하인 양질의 미세결정질 실리콘 박막을 제작하였다.

Abstract

We studied the electrical, optical and structural properties of microcrystalline silicon thin films prepared by a new chemical vapour deposition technique, called filament assisted (FA)-CVD.

The microcrystalline silicon is sucessfully depositied when the hydrogen dilution ratio exceeds 30. The Raman peak at 520 cm^{-1} and the X-ray diffraction peak at 27.7° + 0.2° become sharper with increasing hydrogen dilution ratio. We obtain high quality microcrystalline Si by FA-CVD with optical gap of ≥ 2.2eV and hydrogen content of ≤ 3 at %.

I. 서 론

미세결정질 실리콘(microcrystalline silicon; μc-Si:H) 박막은 1968년 Vaprek과 Marecek이 화학적 전송에 의한 수소 글로우 방전 플라즈마로 80℃ 보다 낮은 기판온도에서 처음으로 제작하였다.[1]

미세결정질 실리콘 박막은 수소화된 비정질 실리콘(a-Si:H)에 비하여 높은 전기 전도도와 높은 도핑 효율로 태양전지,[2,3,4] 영상감지소자[4,5]등 광범위하게 응용되며 저가격, 대면적 반도체 소자로 제작할 수 있기 때문에 최근에 많은 관심을 기울이고 있다.

Veprek이 처음으로 미세결정질 실리콘 박막을 제작한 후 높은 RF power에서 불활성기체 혹은 수소로 희석시킨 SiH$_4$ 글로우 방전으로부터 미세결정질 실리콘 박막이 얻어졌고,[6,7,8] Hiraki 등과 Ley는 수소 가스상에서 실리콘 결정의 스퍼터링에 의해 250℃의 기판 온도에서 미세결정질 실리콘을 제작하였다. 이 기술은 veprek의 방법에 근접한 것으로 수소 플라즈마를 통하여 기판으로 규소원자가 화학적으로

*正會員, 慶熙大學校 電子工學科
(Dept. of Elec. Eng., Kyunghee Univ.)
**正會員, 慶熙大學校 物理學科
(Dept. of Physics, Kyunghee Univ.)
接受日字 : 1990年 7月 9日
(※본 연구는 동자부의 지원에 의해 수행되었음.)

전송된 것이다. 또한 수소가 혼합된 SiH_4 가스로부터 증착할 수 있는 미세결정질 실리콘은 수 원자%의 수소를 포함하는 비정질-미세결정질 혼합상태 구조를 갖는다.[7,8] 그러나 미세결정질 실리콘의 광학적, 전기적 특성과 구조는 아직 완전히 파악되지 못하고 있다.

또한 수소화된 비정질 실리콘 박막 제작기술은 SiH_4의 글로우 방전방법이 가장 널리 사용되고 있으나 글로우 방전시 생기는 이온 손상으로 인하여 경계면 및 내부에 결함상태가 생긴다. 그래서 플라즈마를 사용하지 않는 방법으로 Photo-CVD (chemical vapor deposition),[9] Hydrogen radical (HR)-CVD[10] Catalytic-CVD (CTL-CVD),[11] FAHR(filament assisted hydrogen radical)-CVD[12]등이 연구되고 있다. 이러한 일련의 수소화된 비정질 실리콘의 연구를 토대로 미세결정질 실리콘이 많이 연구되고 있다.

본 논문에서는 수소화된 비정질 실리콘 박막을 제작하는 새로운 방법인 FA (filament assisted)-CVD 방법을 이용하여 비정질 실리콘과 미세결정질 실리콘 박막을 제작하였으며 박막의 구조적, 전기적및 광학적 특성을 연구하였다.

Ⅱ. 실험 방법

1. Filament Assisted (FA)-CVD 장치

본 실험에 사용된 장치는 Filament Assisted (FA)-CVD 장치로 그림 1에 나타나 있다. 이 그림에서 반응실은 불활성기체가 유입되어 분해되는 가스 분해실과 증착실로 이루어져 있다. 가스 분해실은 수소 혹은 헬륨 가스가 주입되어 1차적으로 수소 라디컬 혹은 헬륨의 여기상태를 생성한다. 증착실은 SiH_4혹은 혼합가스가 주입되어 기판위에서 수소 라디컬 혹은 여기가스와 반응하도록 되어있다. 또한 가스분해실과 증착실로 유입되는 가스량을 조절하기 위해 유량계를 설치했다. 가스 분해실에 있는 텅스텐 필라멘트는 토로이드 형태로 감았으며 텅스텐 필라멘트의 온도는 Minolta IR 630 온도계로 측정하였고 증착전의 진공도는 2×10^{-6} mbar였다. 기판온도는 크로멜-알루멜 열전대 (C. A thermocouple)를 이용하여 측정하였다.

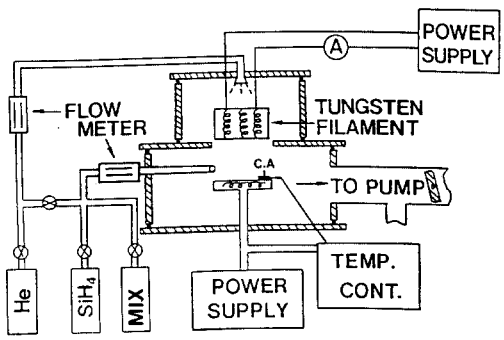

그림 1. FA-CVD 장치의 개략도
Fig. 1. Schematic diagram of FA-CVD reactor.

2. a-Si:H과 μc-Si:H의 제작방법

시료를 제작하기 위한 기판으로는 Corning 7059 유리판과 단결정 실리콘 웨이퍼를 사용하였으며 비정질 실리콘을 제작하기 위해서는 SiH_4와 수소를 1:10으로 희석시킨 혼합가스를 기판위로 부터 1cm정도되는 위치에 링 모양의 관을 통해 흘려주며, 헬륨 가스는 가스 분해실로 흘려준다. 또한 미세결정질 실리콘 제작시에는 SiH_4와 수소를 1:30, 1:50으로 혼합시켰다. 이때 제작된 시료의 두께는 0.2~0.8μm 정도이다. 시료의 자세한 증착조건은 표 1과 같다.

표 1. FA-CVD에 의한 a-Si:H과 μc-Si:H의 증착조건
Table 1. Deposition conditions of FA-CVD for a-Si:H and μc-Si:H films.

기판온도	200~300℃
필라멘트에서 기판까지의 거리	7 cm
헬륨의 유량	1000~2000 sccm
SiH_4 & H_2의 유량	70~150 sccm
전체 압력	5~ 20 mbar
SiH_4+H_2의 압력	1~ 6 mbar

3. 전기적 및 광학적 특성의 측정방법

Corning 7059 유리판위에 증착된 박막의 암 및 광전기 전도도를 측정하기 위하여 열증착 방법으로 알루미늄을 coplanar 전극형태로 증착하였으며 전류-전압 특성이 옴접촉 (ohmic contact)임을 확인하였다. 확산펌프를 이용한 진공장치에서 Keithley picoammeter 485를 이용하여 암전기 전도도를 측정하고, 광전기 전도도 측정시 광원으로는 빛의 세기가 AM-1(100 mW/cm²)인 백색광을 사용하였다. 기판온도는 크로멜-알루멜 열전대와 Keithley digital multimeter 195A을 이용하여 IBM-XT 마이크로 컴퓨터에 연결하여 측정하였다. 시료의 광 흡수계수 및 광학적 갭을 구하기 위해 Varian사의 Cary 17-D 분광광도계로 투과도를 측정하여 다중간섭무늬로써 시료의 두께를 측정하였다.

4. 구조적 특성의 측정방법

미세결정질 실리콘 박막의 구조적 특성은 X-선 회절, 적외선 흡수(infrared absorption)스펙트럼, Raman 산란 실험등으로 알 수 있다.

적외선 흡수 스펙트럼은 Nicolet FT-IR spectrometer MX 3600을 이용하여 단결정 웨이퍼에 증착된 박막의 투과도를 측정하여 Si-Hn(n=1, 2) 모드의 흡수 특성과 수소 함유량(C_H)을 조사하였다. a-Si:H에서는 파수 1980cm^{-1}의 피크가 Si-H stretching 결합에 의한 흡수이며 2080cm^{-1}에서는 Si-H_n (n>2) stretching 결합에 의한 흡수를 나타내는데, 미세결정질 실리콘에서는 2100cm^{-1} 근처에서 Si-H_n stretching모드에 의한 피크가 나타난다.[2,13,14]

X-선 회절은 Rigaku사의 Geiger flex 3-A X-선 회절분석계로 20°~60° 사이를 CuKα선(λ=1.5418 Å)을 이용하여 측정하였다. X-선 회절 결과로부터 결정입자 크기, 격자변위 그리고 결정의 성장방향을 알 수 있으며,

$$\delta = \frac{0.89\times\lambda}{\triangle(2\theta)\cos\theta}$$

인 scherrer 공식을 이용하면 결정입자 크기(δ)를 알 수 있다. 여기서 λ는 CuKα선의 파장인 1.5418 Å이며 θ는 피크가 나타나는 값이다.

증착된 박막의 결정성을 알기위해 SPEX 1403 Double Spectrometer, Photo Multiplier Tube (c 31034), Photon Counting System이 내장된 SPEX사의 Datamate와 여기광원으로 Ar ion laser line(4880 Å, 100mw)을 이용하여 Raman 산란 스펙트럼을 조사하였다. Raman산란 스펙트럼의 파형은 실리콘 결정인 경우 520cm^{-1}에서 예리한 피크가 나타나고, 비정질 실리콘은 480cm^{-1}에서 폭이 넓은 피크가 나타난다. 미세결정질 실리콘의 피크는 520cm^{-1}에서 512cm^{-1} 사이에 나타나며 480cm^{-1}에서 어깨(shoulder)와 같은 형태가 동시에 나타난다. 480cm^{-1}에서 나타나는 어깨(shoulder)는 미세결정질 실리콘에 비정질 영역이 섞여 있음을 보여주는 것이다.

미세결정질 실리콘에서 피크 주파수의 변화는 결정입자 크기와 격자팽창에 관계가 있는 것으로 결정입자 크기가 증가하면, 즉 결정화가 잘 될수록 480 cm^{-1}에 나타나는 어깨(shoulder)는 작아지고 520cm^{-1} 피크의 FWHM(full width of half maximum)은 좁아진다.[14,15,16]

Ⅲ. 실험 결과 및 고찰

그림 2는 수소 희석 비율(H_2/SiH_4)에 따른 $(\alpha h\nu)^{1/2}$를 광 에너지($h\nu$)에 따라 나타낸 것으로 광학적 갭은 Tauc의 반 실험식 $(\alpha h\nu)^{1/2}=B(Eg-h\nu)$으로 부터 얻어지는데 $SiH_4:H_2$가 1:1과 1:10인 비정질 실리콘의 광학적 갭은 각각 1.68 eV와 1.86 eV이고 $SiH_4:H_2$가 1:30과 1:50인 미세결정질 실리콘의 광학적 갭은 2.0~2.3 eV 사이의 큰 값을 갖는다. 이처럼 미세결정질 실리콘의 광학적 갭이 2.0 eV이상의 큰 값을 갖는 것은 결정입자와 결정경계 사이의 광학적 갭 차이에 의해 생기는 양자효과(quantum size effect)로써 그림 3에 나타나 있다. 여기서 결정입자 크기가 감소할수록 광학적 갭과 E_{04} (흡수계수가 10^4cm^{-1}인 에너지)의 값이 증가한다. 이는 결정입자 크기가 감소되면 비정질 영역의 증가로 광학적 천이(optical transition)가 일어나는 K값이 변화되어 높은 광 에너지가 요구된다. 즉 결정입자 크기에 따라서 가전자대의 전자가 전도대로 천이되는 에너지가 변화된다.

그림 4는 결정입자 크기에 따른 암전기 전도도와 체적율로 결정 입자 크기가 증가할수록 암전기 전도도와 체적율이 증가하는 것을 볼 수 있다. 이는 결정입자 크기가 증가하면 결정입자의 체적율이 증가하

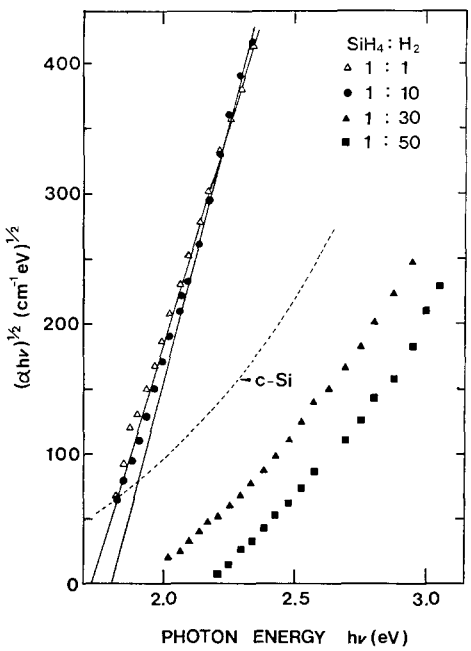

그림 2. 수소 희석 비율에 따른 실리콘 박막의 광학적 갭

Fig. 2. $(\alpha h\nu)^{1/2}$ plotted against photon energy $h\nu$ for Si:H films prepared with hydrogen dilution ratio.

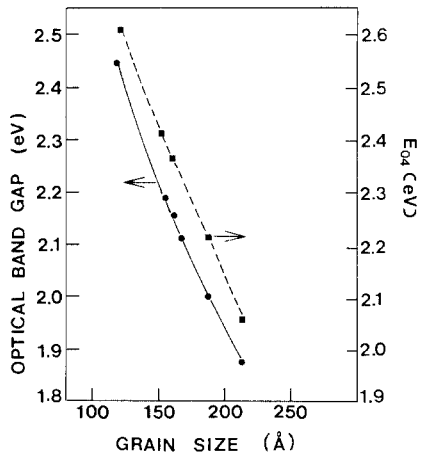

그림 3. 결정입자 크기에 따른 광학적 갭
Fig. 3. Optical band gap plotted against grain size.

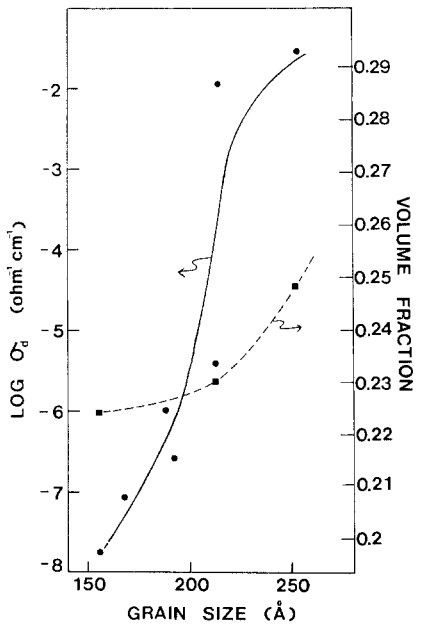

그림 4. 결정입자 크기에 따른 암전기 전도도
Fig. 4. Dark conductivity plotted against grain size.

여 자유전하의 평균 자유 행정 거리가 길어지고 결정 경계에서의 전위장벽 영역이 감소되기 때문에 암전기 전도도가 증가된다. 또한 미세결정질 실리콘의 체적율은 다음의 식에서 구할 수 있다.

$$\frac{\sigma(2)}{\sigma(1)} = (f_2 - 1/3)/(f_1 - 1/3)$$

$$(T_1/T_2)_2/(T_1/T_2)_1 = (f_2/f_1)(1-f_1)(1-f_1)/(1-f_2)$$

여기서 $\sigma(i)$와 $(T_1/T_2)_i$(i=1, 2:시료의 종류)는 시료의 암전기 전도도와 Raman 피크의 비율이며, T_1은 520cm^{-1} 에서의 피크이고 T_2는 480cm^{-1}에서의 피크이다. 또한 위의 식은 암전기 전도도를 이용하여 체적율을 구하기 때문에 약간의 오차가 발생한다.

그림 5는 수소 희석 비율에 따른 Si-H_n모드의 적외선 흡수 계수를 나타낸 것이다. 비정질 실리콘에서 파수 1980cm^{-1}의 피크는 Si-H stretching 결합에 의한 흡수이며 2080cm^{-1} 에서의 피크는 Si-H_n (n>1) stretching 결합에 의한 흡수를 나타내는데 미세결정질 실리콘에서는 Si-H 모드가 2100cm^{-1} 근처에서 나타난다. 그림에서 수소 희석 비율이 증가하면 1980 cm^{-1}의 Si-H 모드는 감소하고 2100cm^{-1} 근처의 Si-H_n mode가 증가함으로 미세결정질 실리콘이 형성됨을 알 수 있고 SiH_4:H_2=1:50의 시료에서 수소 함유량은 3원자%로 작은 값을 갖는다.

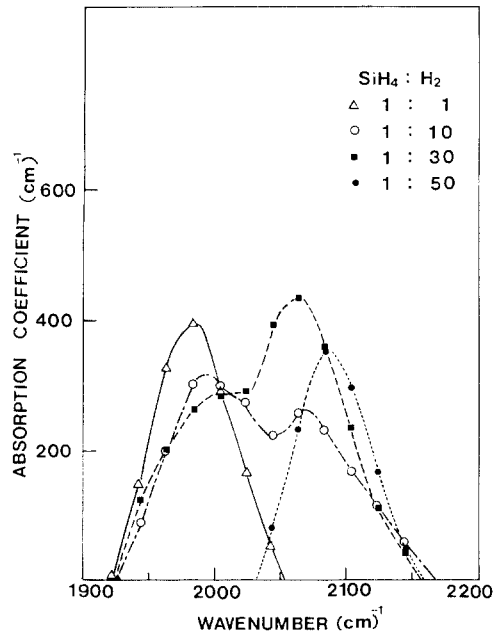

그림 5. 수소 희석 비율에 따른 실리콘 박막의 적외선 흡수 스펙트럼
Fig. 5. Infrared absorption spectrum of Si:H films deposited with various hydrogen dilution ratio.

그림 6은 수소 희석 비율에 따른 수소 함유량(C_H)으로써 SiH_4:H_2가 1:30 이상부터 수소 함유량이 10 원자% 이하로 급격히 떨어진다. 이것은 수소 희석 비율이 높을수록 수소에 의한 에칭 효과가 증대되어 시료내의 수소량이 수 원자%로 감소하는 것으로 시료내의 수소 함유량이 10원자% 이하에서만 미세결정질 실리콘이 형성됨을 알 수 있다.

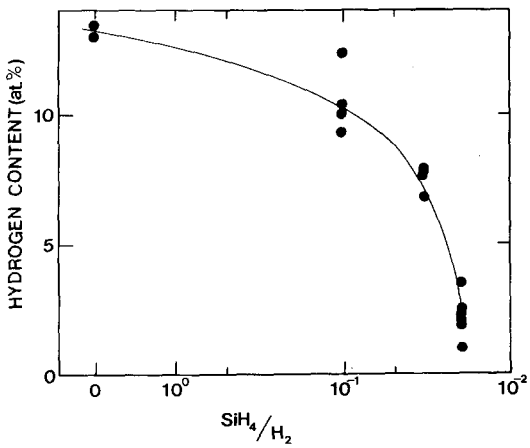

그림 6. 수소희석 비율에 따른 수소함유량 C_H(at%)
Fig. 6. The hydrogen content C_H(at%) plotted against the hydrogen dilution ratio.

그림 7은 수소 희석 비율에 따른 시료들의 Raman 산란 스펙트럼을 보여주는 그림으로 실리콘 결정의 Raman 주파수 피크가 520cm^{-1}에서 예리하게 나타났다. SiH_4:H_2가 1:0과 1:10인 경우 480cm^{-1} 에서 폭이 넓은 피크가 나왔으며, 1:30과 1:50에서는 520cm^{-1} 근처인 518cm^{-1}과 519cm^{-1}에서 예리한 피크가 나오고 480cm^{-1} 부근의 비정질 영역은 작아지는 것을 볼 수 있다. 이는 수소 희석 비율만을 변화시켜 미세결정질 실리콘을 얻을 수 있고 수소 희석비율(H_2/SiH_4)이 증가할수록 결정화가 잘 됨을 보여준다. 이것은 수소 희석 비율이 증가함에 따라 시료 표면에서의 수소 에칭효과가 증대되어 증착하는 동안 시료 표면의 약한 Si-Si 결합, 즉 비정질 영역을 식각시키고 결정 덩어리(crystallite)를 형성하기 때문이다. 또한 480cm^{-1}에서 폭이 넓은 피크가 나온것은 비정질 영역이 혼합된 비정질-미세결정질 혼합상태(microcrystalline amorphous mixed phase)임을 보여주는 것으로 수소 희석 비율이 증가함에 따라 480cm^{-1} 에서의 폭이 넓은 피크는 감소하며 520cm^{-1}에서의 FWHM

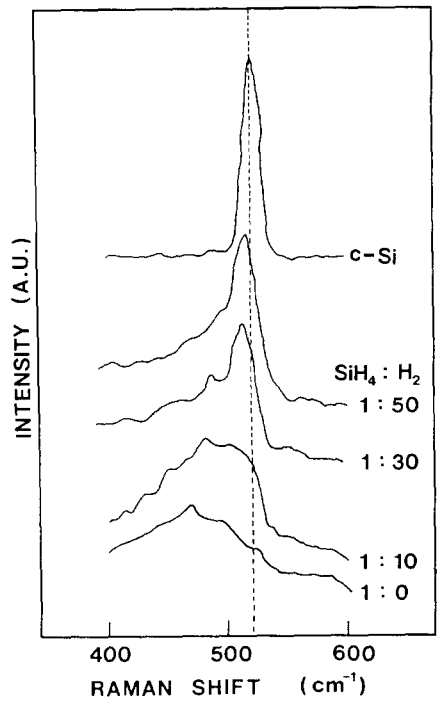

그림 7. 수소 희석 비율에 따른 Raman 산란
Fig. 7. Raman scattering intensity of Si:H films deposited with various hydrogen dilution ratio.

(full width of half maximum)또한 작아진다.

그림 8은 수소 희석 비율에 따른 X-선 회절 무늬로써 수소 희석 비율이 30이상부터 [111]의 결정이 성장됨을 볼 수 있으며 10이하에서는 피크가 거의 나타나지 않았다. 또한 수소 희석 비율이 50에서는 [111]이 크게 나타나며 [220]과 [311]도 성장됨을 볼 수 있다. 실리콘 결정에서의 [111]피크는 28.47°이나 미세결정질 실리콘에서의 [111] 피크는 27.7°±0.2°로써 낮은 각쪽으로 이동하였다. 이는 실리콘 결정에 비해 미세결정질 실리콘의 격자 상수가 팽창하였기 때문이다.

그림 9는 증착 온도에 따른 Raman 산란 스펙트럼으로 증착온도가 증가할수록 Raman 피크는 520cm^{-1}으로 이동하며 480cm^{-1}에서의 비정질 영역은 감소한다. 또한 증착온도가 증가할수록 FWHM은 16cm^{-1}에서 9cm^{-1}으로 감소하므로 시료의 결정화는 온도가 증가할수록 잘 됨을 알 수 있다. 그러나 시료의 암전기 전도도는 250℃에서 $3\times10^{-2}(\Omega cm)^{-1}$이며 300℃에서 $4\times10^{-6}(\Omega cm)^{-1}$으로 250℃의 시료가 더 큰 암전기 전도도를 갖는다. 이것은 미세결정질 실리콘의

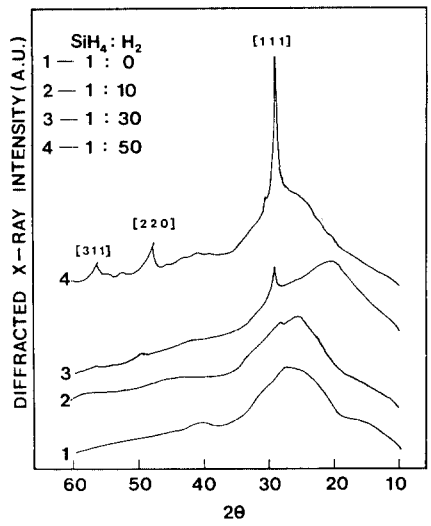

그림 8. 수소 희석 비율에 따른 실리콘 박막의 X-선 회절무늬

Fig. 8. X-ray diffraction pattern of Si:H films deposited with various hydrogen dilution ratio.

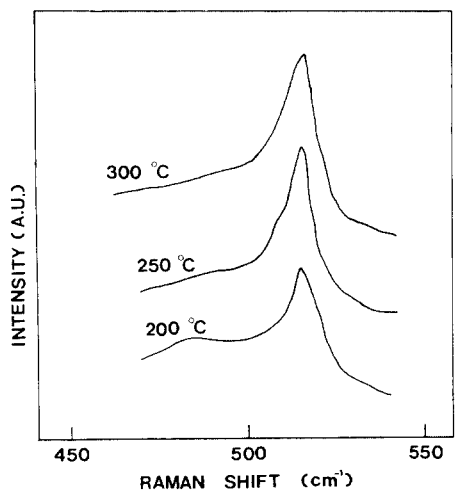

그림 9. 기판 온도에 따른 미세결정질 실리콘 박막의 Raman 산란

Fig. 9. Raman spectrum of microcrystalline silicon films deposited with various substrate temperature.

전기 전도도는 결정입자 크기 및 함량에 관계되기 때문이다.

Ⅳ. 결 론

FA(filament assisted)-CVD에 의한 실리콘 박막 제작에서 수소 희석 비율만을 변화시킴으로써 미세결정질 실리콘(μc-Si:H)을 제작할 수 있다. 즉 수소 희석 비율(H_2/SiH_4)이 30이상에서 전기 전도도가 크며 수소 함유량(C_H)이 3원자% 미만인 미세결정질 실리콘을 제작할 수 있다. 그리고, 수소 희석 비율(H_2/SiH_4)이 10이하에서 수소화된 비정질 실리콘이 제작된다.

수소 희석 비율(H_2/SiH_4)이 30과 50에서 제작된 미세결정질 실리콘의 광학적 갭은 2.0~2.3 eV이며 결정입자 크기의 증가에 따라 광학적 갭이 감소하는 것은 양자효과(quantum size effect)에 의한 것이고, 미세결정질 실리콘의 적외선 흡수 스펙트럼의 피크는 2100cm^{-1} 근처에서 나타난다. 수소 희석 비율(H_2/SiH_4)이 증가함에 따라 X-선 회절 무늬의 피크는 수소 희석 비율이 30이상에서 [111]피크가 나타나며 50에서는 [111]피크가 크게 나타나고 [220] 과 [311]피크도 나타났다.

미세결정질 실리콘의 Raman 산란 스펙트럼은 수소 희석 비율(H_2/SiH_4)이 증가함에 따라 Raman 피크의 주파수가 520cm^{-1}으로 이동한다. 또한 수소 희석 비율이 증가함에 따라 FWHM은 감소되는데 이것은 수소 희석이 증가되면 결정화가 더욱 잘 됨을 의미한다. 이는 수소 희석 비율(H_2/SiH_4)이 증가함에 따라 실리콘 표면에서의 약한 Si-Si 결합의 에칭 효과가 증가하여 결정 성장을 촉진시키기 때문이다.

參 考 文 献

[1] K. Tanaka and A. Matsuda, "Amorphous Semiconductor Technology & Devices," ed. Y. Hamakawa, *JARECT*, 6, pp. 161-172, 1983.

[2] M. Noda, H. Shimizu, H. Kohno and H. Ishida, "Formation of Microcrystalline Structure in a-Si: H Films Prepared by RF Sputtering," *J. Non-Crystalline Solids 59 & 60*, pp. 823-826, 1983.

[3] Y. Uchida, T. Ichimura, M. Ueno and H. Haruki, "Microcrystalline Si: H Film and its Application to Solar Cells," Jpn *J. Appl. Phys.*, 21, 9, pp. L586-L588, 1982.

[4] N.L. Kazmerski, ed., "Polycrystalline and Amorphous Thin Films Devices," *New York Academic*, 1980.

[5] D.P. Joshi and R.S. Servicastava, "A Model of Electrical Conduction in Polycrystalline

Silicon"' *IEEE Transactions on Electron Devices* ED-31, 7, pp. 92-927, 1983.

[6] S. Usui and M. Kikuchi, "Properties of Heavily Doping GD-Si with Low Resistivity," *J. Non-Crystalline Solids* 34, pp. 1-11, 1979.

[7] N. Hata, S. Yanasaki, H. Oheda, A. Matsuda, H. Okushi and K. Tanaka, "A Photoluminescence Study of Amorphous-Microcrystalline Mixed-Phase Si:H Films," *Jpn. J. Appl. Phys.*, 20, pp. L793-L796, 1981.

[8] A. Matsuda T. Yoshida, S.Y. Saki and K. Tamaka "Structural Study on Amorphous-Microcrystalline Mixed-Phase Si: H Films," *Jpn. J. Appl. Phys.*, 20, 6, pp. L439-L442, 1981.

[9] P.A. Robertson and W.I. Miline, "A-Si:H Thin Film Deposition by Direct Photo-Enhanced Decomposition of Silicon," *Elect. Lett.*, 22, pp. L603-L605, 1986.

[10] S. Oda, S. Ishihard, N. Shibata, H. Shirai, A. Miyauchi, A. Tanabe, H. Ohtoshi, J. Hanna and I. Shimizu, "Preparation of Highy Photoconductivitv a-Si:H from Fluorides by Controlling Reaction with Atomic Hydrogen," *J. Appl. Phys.*, 25, pp. L540-L552, 1986.

[11] H. Matsumura, "Catalytic Chemical Vapour Deposition (CTL-CVD) Method Producing High Quality Hydrogenated Amorphous Silicon," *Jpn. J. Appl. Phys.*, 25, pp. L949-L951, 1980.

[12] J. Jang, S.K. Lee, J.B. Kim, Y.J. Yoon and C. Lee, "Hydrogenated Amorphous silicon Prepared by Hydrogen Radical Chemical Vapour Deposition," *Proc. of international PVSEC-3* (Sydney, Australia, 1989), pp. 765

[13] H. Richter and L. Ley, "Optical Properties and Transport in Microcrystalline Silicon Prepared at Temperatures below 400°C," *J. Appl. Phys.*, 52, pp. 7281-7286, 1981.

[14] S. Veprek, Z. Iqbal, H.R. Oswald and A.P. Webb, "Properties of Polycrystalline Silcon Prepared by Chemical Transport in Hydrogen Plasma at Temperatures between 80 and 400°C," *J. Phys. C: Solid State Phys.*, 14, pp. 295-308, 1981.

[15] C.C. Tsai, G.B. Anderson, B. Wacker, R. Thompson and C. Doland, "Temperature Dependence of Structure, Transport and Growth of Microcrystalline Silicon: Does Gran Size Correlated with Transport?", *Mat. Res. Soc. Sym. Proc.* to be published 1990.

[16] Z. Iqbal and S. Veprek, "Raman Scattering from Hydrogenated Microcrystalline and Amorphous Silicon," *J. Phys. C: Solid State Phys.*, 15, pp. 377-392, 1982.

著 者 紹 介

鄭 昌 泳(準會員)
1964年生. 1988年 2月 경희대학교 전자공학과 학사학위 취득. 1990年 2月 경희대학교 전자공학과 석사학위 취득. 현재 군복무중. 주관심분야는 비정질 및 다결정절 실리콘 등임.

丁 寬 秀 (正會員) 第25卷 第11號 參照
현재 결희대학교 전자공학과 교수

張 振(正會員) 第26卷 第6號 參照
현재 경희대학교 물리학과 교수