

Au-Si 나노점을 촉매로 성장한 Si 나노선의 구조 및 광학적 특성 연구

이연환¹ · 곽동욱² · 양우철^{2*}

¹동국대학교 정보통신공학과, 경주 780-714

²동국대학교 물리학과, 서울 100-715

(2007년 11월 29일 받음)

나노크기의 Au-Si를 촉매로 급속열화학기상증착(rapid thermal chemical vapor deposition)법을 이용하여 Si(111) 기판에 성장한 Si 나노선의 구조적인 형태 변화와 광학적 특성을 연구하였다. 기상-액상-고상(vapor-liquid-solid) 성장법에 의한 Si 나노선 형성 과정에서 액상 입자인 Au-Si 나노점은 나노선 성장온도에서 촉매로 사용되었다. 이 액상 나노점이 형성된 Si 기판에 1.0Torr 압력과 500-600°C 기판 온도 하에서 SiH₄와 H₂의 혼합가스를 공급하여 Si 나노선을 형성하였다. Si 나노선 성장 후 형태를 전계방출 주사전자현미경(Field Emission Scanning Electron Microscope)으로 관찰한 결과, 대부분의 나노선이 균일한 크기로 기판 표면에 수직하게 <111> 방향으로 정렬된 것을 확인하였다. 형성된 나노선의 크기는 평균 직경이 ~60 nm이고 평균 길이가 ~5 μm임을 확인하였다. 또한 고 분해능 투과전자현미경(High Resolution-Transmission Electron Microscope) 관찰을 통해 Si 나노선은 약 3nm의 비정질 산화층으로 둘러 싸여 있는 Si 단결정임이 분석되었다. 그리고 마이크로 라만 분광(Micro-Raman Scattering)법을 통한 광학적 특성 분석 결과, Si의 광학 포논(Optical Phonon) 신호 위치가 Si 나노선 구조의 영향으로 낮은 에너지 쪽으로 이동하며, Si 포논 신호의 폭이 비대칭적으로 증가함을 확인하였다.

주제어 : 급속열화학기상증착법, Si 나노선, Au-Si 나노점, 기상-액상-고상 성장법, 라만분광법, 광학 포논

I. 서 론

최근 리소그래피법의 한계로 전자소자 축소화 기술은 top-down 방식에서 bottom-up 방식으로 변화를 가져왔다. bottom-up 접근 방법인 자기 조직화(self-organization)에 의한 나노구조체의 제작은 차세대 나노 및 전자소자 개발의 다양한 응용성 제시로 많은 연구가 진행되고 있다. 특히, 1차원 나노 구조체인 Si 나노선은 광 · 전자소자 및 화학적 센서와 같은 다양한 과학기술 분야에서 잠재적 응용성을 가지고 있으며, 기존 Si 집적회로기술에 직접 적용이 가능하다는 장점을 가지고 있다 [1-3]. 물질의 나노선 구조 성장은 vapor-liquid-solid (VLS) [4-6], vapor-solid-solid (VSS) [7], solution-liquid-solid (SLS) [8] 등의 다양한 방법이 보고되고 있다. 그중에서 VLS법은 IV 족, III-V족, 그리고, II-VI족 등 다양한 물질의 나노선을 성장하는 방법으로 가장 널리 이용되고 있다 [9-11]. 일반적으로 Si 나노선도 VLS 성장 메커니즘을 이용하여 성장하며, 화학기상증착 (chemical vapor deposition), 펄스레이저증착 (pulsed laser deposition), 레이저 분해 (laser ablation) 등의 성장법을 이용하여 성장한다.

VLS 성장 메커니즘에서 금속 나노점은 Si 나노선 성장 과정에서 촉매제 역할을 한다. 금속 촉매제로는 주로 Au [12, 13], Ti [14], Ga [15], Ni [16] 등이 사용된다. Ti과 Ni을 이용하면 상대적으로 고온에서 Si 나노선이 성장된다 [14, 16]. 반면에 Ga는 Si과의 매우 낮은 공용 온도 (eutectic temperature)를 가지고 있어 낮은 온도에서 나노선을 형성할 수 있는 금속 촉매제로 알려져 있다 [15]. 그러나 Ga는 Si 내에서의 확산성이 커서 Si 나노선 성장 후, Si 나노선에 다량의 Ga가 남아 실제 촉매제로의 사용은 적합하지 않다. 한편, Au는 ~360°C 공용 온도를 가져 상대적으로 낮은 온도에서 나노선을 형성할 뿐만 아니라 나노선 안으로의 Au의 확산이 적은 장점을 가지고 있어, Si 나노선 성장에 적합한 금속 촉매제이다.

Si 나노선의 크기, 방향성과 같은 구조적인 특성은 촉매제인 금속 나노점의 크기와 기판 방향성에 의해 조절된다 [17,18]. 이와 같은 Si 나노선의 성장에 성장 조건이 미치는 영향을 밝히기 위한 많은 연구가 진행되고 있다. Yang 그룹은 VLS 메커니즘에 의한 나노선 성장의 세가지 단계: 금속-Si 합성 과정 (metal alloying process), Si 결정 형성 과정 (crystal nucleation), 축방향 성장 (axial growth)

* [전자우편] wyang@dongguk.edu

단계를 거쳐 나노선이 형성이 된다는 모델을 제시하였다 [19]. 다시 말해, 촉매 금속인 Au는 Si와 공유 온도 이상에서 합성하여 Au-Si 액상 나노점을 형성한다. 이때, Si 반응 가스가 공급되면 Au-Si 나노점과 외부의 Si 원자 농도 (concentration) 차이가 생겨 Si이 액상 Au-Si 나노점 내로 확산되어 들어간다. 나노점 내에서도 상부 (나노점과 외부 계면)와 하부 (Au-Si 나노점과 Si의 계면 부분)에서 Si의 농도차가 생기게 된다. 이 농도차이 때문에 Si은 다시 나노점의 상부에서 계면 쪽으로 확산되고 계면 부분에서 Si의 포화가 이루어지기 시작한다. 이때, 성장온도에 따른 Au-Si이 액상과 Si 기판의 계면에서 Si 농도가 평형상태를 유지하다가, 계속적인 Si의 공급으로 계면부분에서 Si이 과포화 상태가 되면 계면에서는 평형상태를 유지하기 위하여 고체 상태인 Si 단결정을 형성시킨다. 이와 같은 과정이 반복되면서 축 방향으로 Si이 성장하게 된다. 최근에 S. Hofmann 그룹에서는 Au-Si 공유 온도 부근의 온도에서 Au를 촉매제로 20 nm 크기의 폭을 갖는 Si 나노선 성장을 보고하였다 [12]. 그러나 Hofmann 그룹이 성장한 나노선은 많은 결함을 가지고 있었다. 나노선이 비틀리고 꺾여있는 마치 벌레모양(worm-like)의 구조를 가지고 있었다. J. Westwater 그룹에서도 500°C 이하의 낮은 온도에서 작은 폭(~10 nm)의 나노선을 성장하는데 성공하였지만 성장 결함이 존재함을 발견되었다 [13]. 반면에, 500°C 이상의 온도에서 결함이 없고 수직적으로 잘 정렬된 나노선이 성장된 것을 확인하였다. 하지만 나노선의 폭이 ~100 nm 이상이었고, 나노선의 수밀도(number density)가 매우 낮았다.

본 연구에서는 급속열화학기상증착법 (rapid thermal chemical vapor deposition, RTCVD)을 이용하여 나노 크기의 Au-Si 나노점을 촉매로 Si (111) 기판 위에 Si 나노선을 성장하였으며, 성장 압력, 온도, 및 시간 등의 성장 조건이 나노선의 구조적인 형태 변화에 미치는 영향을 관찰하였다. 특히, <111> 방향의 기판이 나노선의 성장방향에 어떠한 영향을 미치는가에 대한 연구를 진행하였다. 또한 고분해능 투과전자현미경을 이용하여 나노선의 결정성 및 화학적 성분을 분석하였다. 그리고 Si 나노선의 광학적 특성은 마이크로 라만 분광법으로 측정하였다. VLS 메커니즘을 통하여 성장된 나노선의 형태 및 성장 방향은 vapor-liquid와 liquid-solid 계면에서 원자확산과정(atomic diffusion processes)과 표면 및 계면 에너지론 (surface and interface energy)으로 해석하였다.

II. 실험방법

본 연구에서는 p형-Si (111)을 성장기판으로 사용하였으며, 성장 전에 기판을 우선 초음파 세척기에서 아세톤과 메탄올로 10분 동안의 세정하였다. 그리고 기판에 존재하는 탄화수소와 자연 산화층을 제거하기 위해 HF (2%, HF:H₂O=1:50) 용액에 10분 동안의 세정과정을 거쳐 탈 이온수 (de-ionized water)로 행군 후 질소 가스로 건조하여 기판을 준비하였다. 이후, 세정한 기판을 E-beam 증착기 챔버에 넣고 상온에서 0.01 nm/sec의 성장 속도로 3.0 nm 두께의 Au 박막을 증착하였다. Au가 증착된 기판을 다시 RTCVD 장치에 장입하고 1.0 Torr, 700°C, 수소 분위기에서 10분 동안 열처리 하여 Au-Si 나노점을 형성하였다. in-situ 상태에서 기판 온도를 성장 온도까지 내리고 SiH₄ (4-8sccm)와 H₂ (50sccm)의 혼합 가스를 사용하여 60분 동안 나노선을 성장하였다. 성장 온도와 압력은 각각 500-600°C와 1.0 Torr였다. 성장 후, 시료에 형성된 Si 나노선 형태와 분포는 전계방출 주사전자현미경 (FE-SEM)으로 단면과 기판에서 30° 기울여서 측정된 이미지로 관찰하였다. 또한 Si 나노선의 결정성과 방향성을 확인하기 위해 고 분해능 투과전자현미경 (HR-TEM, 200kV JEOL JEM-2100F model)으로 나노선을 측정하였고 투과전자현미경에 장착된 EDS (energy dispersive x-ray spectroscopy, Oxford)로 나노선의 각 영역의 화학적 성분을 조사하였다 (측정한계 >2.0 at%). 그리고 나노선의 광학적 특성은 마이크로 라만 분광법으로 측정 하였다.

III. 결과 및 고찰

Fig. 1(a)은 Si (111) 기판에 Au 나노점을 형성하고 550°C, 1.0 Torr 조건에서 SiH₄ (4 sccm)와 H₂ (50 sccm)의 혼합 가스를 사용하여 60분 동안 성장한 나노선의 SEM 단면 이미지이다. Au 나노점은 기판 위에 3.0 nm의 두께로 Au 박막을 증착 후, 수소 분위기에서 700°C, 1.0 Torr의 조건에서 10분간 열처리하여 형성하였다. 본 연구 그룹에서는 1.2, 2.0, 3.0 nm 등의 여러 두께로 Au 박막을 증착 후, 각 두께의 Au 박막을 열처리하여 형성한 나노점에 Si 나노선을 성장한 결과 3.0 nm의 박막에서만 나노선이 성장됨을 확인하였다. 이는 Au 나노점 형성을 통한 Si

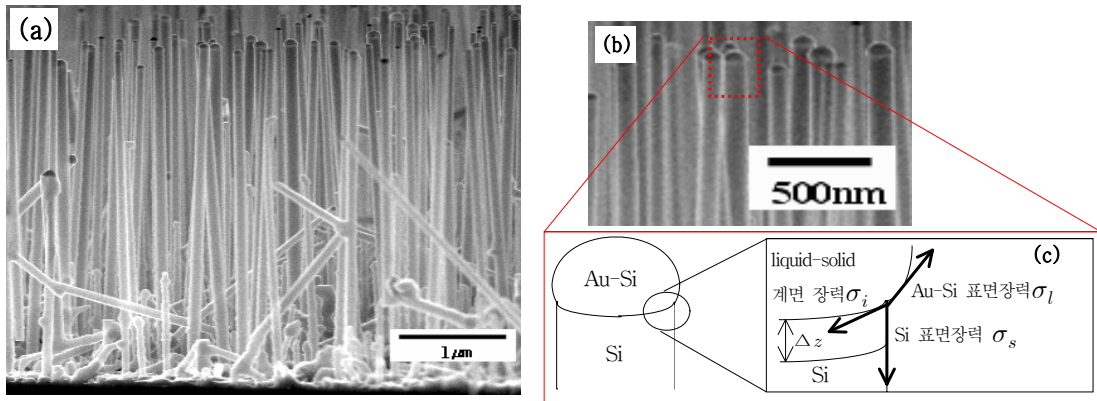


Fig. 1. (a) Cross-section SEM image of Si-NW grown on a Si (111) substrate for 60 minutes at 550°C and 1.0 Torr with a mixed gases of SiH₄ (4 sccm) and H₂ (50 sccm). (b) a magnified SEM image of the end regions of the NWs in (a). (c) a schematic of surface and interface energies at the interfaces of the Au-Si island and the NW.

나노선이 성장되기 위해서는 Au 박막의 임계 두께가 존재한다는 것을 확인하였다 [20].

Fig. 1(b)는 (a)의 단면 이미지를 Au-Si 나노점이 존재하는 top 부분을 고배율로 확대한 이미지이다. Fig. 1(a)에서 보는 바와 같이 Si (111) 기판에서 전체 나노선의 약 85% 이상이 <111>방향 (기판에 대해 수직인 방향)으로 비교적 규칙적으로 성장된 것을 확인하였다. 이는 Si(001) 기판에 대해서는 80% 정도의 나노선이 표면에서 30°와 60°로 기울어져 성장된 결과와는 다른 성장형태를 보이고 있다 [20]. (c)는 (b)에서 점선으로 나타낸 나노선의 Au 촉매 부분을 포함한 나노선 머리 부분을 도식화한 것으로, Au-Si 나노점의 표면 장력 (σ_l , surface tension)과 Au-Si 나노점과 Si 나노선의 계면 장력 (σ_i , interface tension)과 Si 나노선의 표면 장력 (σ_s)를 화살표로 나타내었다. Schmidt 그룹의 연구에서는 나노선의 성장과 방향성이 liquid (Au-Si 나노점)과 solid (Si) (Fig. 1(c)) 계면의 영향을 받기 때문에 계면 특성에 따라 성장 방향이 결정되어진다고 보고하였다 [16]. 즉, 나노선 성장 방향은 Au-Si liquid와 Si 기판사이 계면에서의 표면 및 계면 자유에너지 (free energy)가 최소화 되는 방향과 관계가 있다고 발표하였다. 이때, 계면 자유에너지는 다음과 같이 표현되어진다.

$$E = \epsilon L + \sigma_i A$$

여기서, L 은 나노선의 원주, ϵ 은 가장자리 표면 장력 (edge surface tension), A 는 Au-Si 나노점과 Si 나노선

의 계면 면적, 그리고 σ_i 는 liquid-solid 계면 장력 (interfacial tension)이다. 이 가장자리 장력 ($\epsilon = \sigma_s \Delta z$)은 Si의 표면 장력 (surface tension)과 계면 두께 Δz (Fig. 1(c))의 곱으로 나타낸다. 계면 자유에너지 식의 첫 번째 항과 두 번째 항은 각각 표면 에너지 (surface energy)와 계면 에너지 (interfacial energy)를 나타낸다. Schmidt 연구 그룹에서는 표면 장력과 계면 장력을 고려하여 20 nm의 교차 직경 (crossover radius) r_c 이 존재한다고 보고하였다[16]. 이는 r_c 보다 큰 직경을 가지는 나노선은 낮은 자유에너지를 갖기 위해 <111> 방향으로 성장될 확률이 높다는 것을 의미한다. 왜냐하면 표면에너지가 결정 방향성에 의존하고 나노선의 계면에너지가 나노선의 직경에 비례하기 때문이다. 본 연구 그룹에서 성장한 Si 나노선은 평균 ~60 nm 정도의 직경을 가지고 있으므로, 성장한 나노선의 80% 이상이 <111> 방향으로 성장됨은 Schmidt 그룹의 분석결과와 일치한다고 할 수 있다.

Si 나노선의 형태변화에 미치는 성장온도의 영향을 알아보기 위하여, Au-Si 나노점에 4 sccm의 반응 가스를 공급하고, 1.0 Torr 압력에서 온도를 500-600°C까지 50°C 간격으로 변화시켜 나노선을 성장하였다(Fig. 2(a)-(c)). Fig. 2(d)는 온도에 따른 나노선의 수밀도 (number density)와 직경의 변화를 나타낸 그래프이다. 온도 의존성을 나타낸 이 결과는 이전 연구에서 Si(100) 기판에 성장한 Si 나노선의 온도 의존성과 같은 결과를 보이는 것으로 확인하였다.[20] 즉, 온도가 500°C에서부터 600°C로 증가함에 따라, 나노선의 직경이 증가하는 반면, 나노선의 수밀도는 급

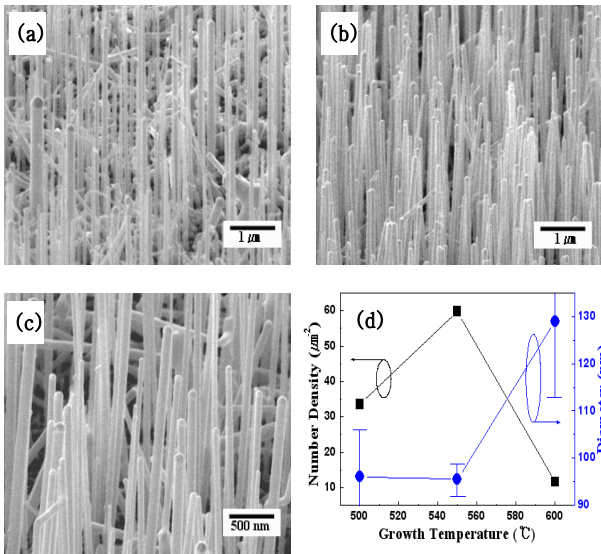


Fig. 2. Tilted SEM images of Si-NWs grown on Si (111) with growth conditions in Fig. 1 at different temperatures of (a) 500, (b) 550, (c) 600 °C, respectively. The diagram (d) is number density and average diameter of the NWs as a function of growth temperature.

격하게 감소한다(Fig. 2(a)–(c)). 특히, 550°C로 온도가 증가하면서 수밀도 또한 증가한다. 이는 나노 구조 형성과정에서 500°C에서 나노선으로 형성되지 않았던 나노기둥(nano-pillar)이 온도가 증가하면서 나노선으로 형태가 변화했기 때문에 수밀도가 증가한 것으로 보인다(수밀도는 다른 나노구조(나노기둥)를 제외한 나노선의 수를 의미한다). 또한, 온도가 600°C로 증가할 때, 나노선의 평균 직경이 90 nm에서 130 nm로 급격히 증가하는 것을 볼 수 있다. 이 현상은 나노선이 성장하면서 고온에서 이웃한 나노선과 합체(coalescence)되거나 나노선이 형성되기 전 Au-Si 나노점간에 합체로 폭이 큰 나노선이 성장된 것으로 보인다. 이는 이 온도에서 수밀도가 반대로 급격히 줄어드는 원인이기도 하다.

Fig. 3은 Si(111) 기판에 성장한 나노선의 결정성과 화학적 구성성분을 고 분해능 투과전자현미경과 EDS로 측정된 결과이다. Fig. 3(a)에서 보는바와 같이 투과전자현미경 이미지로부터 나노선은 비정질 산화층(SiO_x)으로 둘러싸인 단결정 Si임이 관찰되는데, 이 단결정 나노선의 직경은 ~62.5 nm 이며, 나노선 주위의 비정질 산화층의 두께는 ~3 nm 이다. Fig. 1에서 성장한 나노선이 산화층을 포함한 총 직경이 48~72 nm (평균 60 nm)의 분포를 가지고

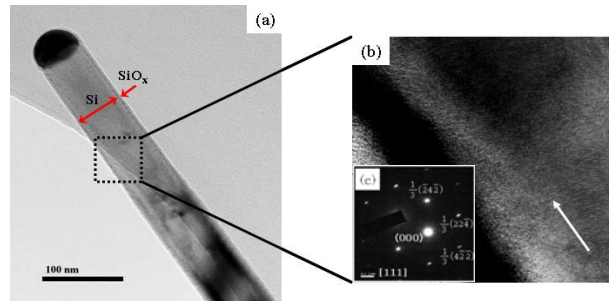


Fig. 3. (a) a TEM image of the Si-NW grown on a Si (111) substrate. (b) a HRTEM image of the marked region. The arrow indicates the growth direction of the NW. (c) an inset of (b) is diffraction pattern of the region.

있고, 이는 Fig. 3(a)의 투과전자현미경 분석과 일치한다. Fig. 3(c)은 (a)의 점선부분을 측정된 Si 나노선의 선택영역 전자회절(selective area electron diffraction) 패턴이다. 이는 Si 나노선의 성장 축 방향을 나타내며, 이를 통해 성장된 Si 나노선이 <111> 방향임을 확인하였다(Fig. 3(b)). 마지막으로 Si 나노선의 EDS 분석(Fig. 4)에서 Si와 O 성분이 존재하며, 촉매인 Au 성분은 존재하지 않은 것을 확인하였다(측정한계 >2.0 at%). 이때, EDS 분석 스펙트럼에 나타난 Cu 성분은 투과전자현미경과 EDS 분석을 위한 Si 나노선의 샘플링에 사용된 Cu 그리드에서 나온 성분이다.

또한, Si 나노선의 광학적인 특성을 라만 분광법으로 분석하였다. Fig. 5는 단결정 Si와 Si 나노선의 라만분광 측정결과이다. Fig. 5에서 점선으로 표시한 단결정 Si의 라만 스펙트럼의 주 신호는 520.58 cm⁻¹에 위치하고, 이는 첫 번째 광학적 포논의 산란을 나타낸다. 대조적으로, Si 나노선의 광학적 포논 신호는 낮은 주파수 쪽으로 이동하였으

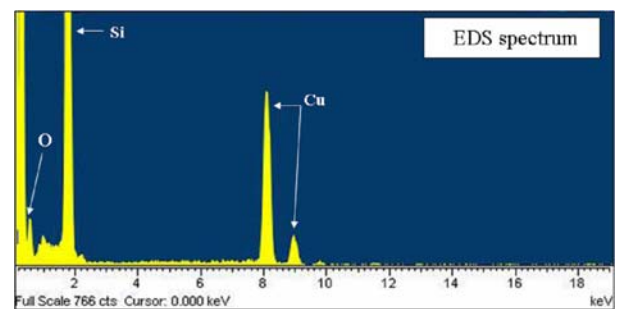


Fig. 4. EDS spectrum of the Si-NW (measurement limit: > 2.0 at%)

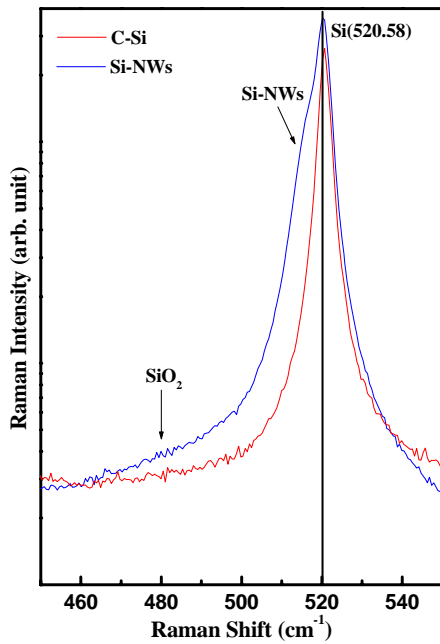


Fig. 5. Raman measurements of the grown Si-NWs and a single crystal Si.

며, 비대칭적으로 폭이 증가한 것을 확인하였다 (Fig. 5의 실선). 480 cm^{-1} 부분에 위치한 폭이 넓은 신호는 나노선 표면에 생긴 Si 자연 산화층에 의한 신호이다. 이 때 Si 나노선의 포논 신호 위치가 낮은 주파수로 이동한 원인은 Si 나노선과 단결정 Si의 격자 상수 차이로 인한 미세 응력의 작용으로 해석할 수 있다. Si 나노선의 격자상수 ($a_{SiNWs} = 0.5435\text{ nm}$)는 단결정 Si의 격자 상수 ($a_{Si} = 0.541\text{ nm}$)보다 0.4% 정도 크기 때문에 나노선 구조에 약간의 격자 뒤틀림 (distortion)이 발생한다 [21,22]. 이 격자 뒤틀림이 나노선에 미세한 응력을 작용하여 라만 스펙트럼 신호의 이동으로 나타난다. 즉,

$$\Delta w = -nvw_0 \frac{a_{SiNWs} - a_{Si}}{a_{Si}}$$

여기서, n 은 구조의 차원, v 은 Gruneisen 상수이고, w_0 는 단결정 Si에 대응하는 라만 신호의 위치이다. 이 식으로부터 계산된 미세한 응력에 의한 라만 신호의 변화는 약 2 cm^{-1} 정도이다. 본 실험으로부터 얻은 신호의 변화 (약 1 cm^{-1})는 이론적으로 얻은 신호의 변화와 거의 일치하는 것을 확인하였다. 그러나 위 식은 나노선의 직경에 의한 신호 위치의 변화를 나타내는 항이 포함되어 있지 않다. 따라

서 성장된 Si 나노선의 직경과는 무관하게 뒤틀림 현상이 발생한 것 보인다. 하지만 나노선의 직경이 작아질 경우 (직경 $< 20\text{ nm}$), Si 나노선에 의한 광학적 포논 신호의 낮은 주파수 쪽으로 이동은 뒤틀림 현상 보다 양자제한 효과에 의한 영향이 커진다. R. Wang 그룹은 20 nm 이하 직경의 Si 나노선에 대해 10 cm^{-1} 이상의 포논 신호가 저 주파수로 이동하는 양자제한 효과를 관찰하였다 [21]. 이는 라만 산란에 관여하는 파동벡터의 변화 (입사광과 산란광의 파동벡터의 변화)는 결정구조체의 크기와 반비례 관계가 있기 때문이다. 본 연구에서 성장된 Si 나노선 ($\sim 60\text{ nm}$)의 경우, 광학적 포논 신호의 위치가 약 1 cm^{-1} 정도 낮은 주파수 쪽으로 이동 하였으므로, Si 나노선과 단결정 Si의 격자 상수 차이로 인한 미세한 응력의 작용으로 라만 스펙트럼의 신호에 작은 변화가 생긴 것으로 보인다. 양자제한 효과에 의한 광학적 포논신호의 낮은 주파수 쪽으로의 이동은 이번 연구에서 보고된 Si 나노선의 직경보다 작은 Si 나노선의 성장 후 라만 주 신호 비교로 확인 할 수 있을 것이다.[21,23]

IV. 결 론

본 연구는 RTCVD 성장장치를 이용하여 나노크기의 Au-Si 나노점을 촉매로 Si(111) 기판에 성장한 Si 나노선의 성장조건에 따른 형태변화와 특성을 연구하였다. 성장한 Si 나노선의 형태를 주사전자현미경으로 관찰한 결과, 대부분의 나노선이 균일한 크기로 Si(111) 기판 표면에 수직하게 정렬된 것을 확인하였다. 또한, 주어진 성장조건하에서 성장한 Si 나노선이 약 60 nm 의 직경을 가지고 $5\text{ }\mu\text{m}$ 의 길이를 가지는 것을 확인하였다. 특히, 주사전자현미경과 고분해능 투과전자현미경을 통해 나노선이 Si(111) 기판에 대하여 수직인 $<111>$ 방향으로 성장하며, 약 3 nm 의 비정질 산화층으로 둘러싸인 Si 단결정으로 형성된 것을 관찰하였고, EDS 성분분석으로 이 나노선에는 Si과 O 성분이 존재하는 반면, 촉매인 Au 성분은 관측되지 않는 것을 확인하였다. 그리고 마이크로 라만 분광 측정결과 Si의 광학적 포논 신호가 Si 나노선 구조에 의한 응력의 영향으로 낮은 에너지 쪽으로 이동하며, 신호의 폭이 비대칭적으로 증가하는 것을 확인 하였다. 또한, 기상-액상-고상 메커니즘으로 성장된 Si 나노선의 구조적인 형태 변화와 성

장방향은 Au-Si 액상 나노점을 통한 원자확산과정과 Au-Si과 Si의 계면에서의 표면 및 계면 에너지와 관계가 있다는 것을 확인하였다.

V. 감사의 글

본 연구는 동국대학교 양자기능반도체센터와 MOST의 테라레벨 나노소자 프로그램의 연구비 지원을 받아 수행되었습니다.

참고문헌

- [1] A. P. Alivisatos, *Science* **271**, 933 (1996).
- [2] Y. Cui and C. M. Lieber, *Science* **291**, 851 (2001).
- [3] Y. Xia, P. Yang, Y. Sun, Y. Wu, B. Mayers, B. Gates, Y. Yin, F. Kim, and H. Yan, *Adv. Mater.* **15**, 353 (2003).
- [4] D. Wang and H. Dai, *Angew. Chem.* **41**, 4783 (2002).
- [5] L. J. Lauhon, M. S. Gudixsen, D. Wang, and C. M. Lieber, *Nature* **420**, 57 (2002).
- [6] T. I. Kamins, X. Li, R. S. Williams, and X. Liu, *Nano Lett.* **4**, 503 (2004).
- [7] T. I. Kamins, R. S. Williams, D. P. Basile, T. Hesjedal, and J. S. Harris, *J. Appl. Phys.* **89**, 1008 (2001).
- [8] T. Hanrath and B. A. Korgel, *J. Am. Chem. Soc.* **124**, 1424 (2002).
- [9] M. S. Dresselhaus, Y. M. Lin, O. Rabin, A. Jorio, A. G. Souza Filho, M. A. Pimenta, R. Saito, Ge. G. Samsonidze, G. Dresselhaus, *Mater. Sci. Eng.* **C23**, 129 (2003).
- [10] Y. Xia, P. Yang, Y. Sun, Y. Wu, B. Mayers, B. Gates, Y. Yin, F. Kim, and H. Yan, *Adv. Mater.* **15**, 353 (2003).
- [11] C. M. Lieber, *MRS Bull.* **28**, 486 (2003).
- [12] S. Hofmann, C. Ducati, R. J. Neill, S. Piscanec, A. C. Ferrari, J. Geng, R. E. Dunin-Borkowski, J. Robertson, *J. Appl. Phys.* **94**, 6005 (2003).
- [13] J. Westwater, D. P. Gosain, S. Tomiya, S. Usui, and H. Ruda, *J. Vac. Sci. Technol. B* **15**, 554 (1997).
- [14] T. I. Kamins, R. S. Williams, Y. Chen, Y. L. Chang, and Y. A. Chang, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 562 (2002).
- [15] M. K. Sunkara, S. Sharma, R. Miranda, G. Lian, and E. C. Dickey, *Appl. Phys. Lett.* **79**, 1546 (2001).
- [16] V. Schmidt, S. Senz, and U. Gosele, *Nano Lett.* **5**, 931 (2005).
- [17] E. I. Givargizov, *J. Crystal Growth* **31**, 20 (1975).
- [18] Y. Cui, L. J. Lauhon, M. S. Gudixsen, and J. Wang, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 2214 (2001).
- [19] Yiying Wu and Peidong Yang, *J. Am. Chem. Soc.* **123**, 3165 (2001).
- [20] D. W. Kwak, H. Y. Cho, and W. -C. Yang, *Physica E* **37**, 153 (2007).
- [21] R. P. Wang, G. W. Zhou, Y. L. Liu, S. H. Pan, H. Z. Zhang, D. P. Yu, and Z. Zhang, *Phys. Rev. B* **61**, 16827 (2000).
- [22] P. Bruesch, *Phonons: Theory and Experiments I - Lattice Dynamics and Models of Interatomic Forces* (Springer, Berlin, 1982).
- [23] N. Fukata, T. Oshima, K. Murakami, T. Kizuka, T. Tsurui, and S. Ito, *Appl. Phys. Lett.* **86**, 213112 (2005).

Structural and optical properties of Si nanowires grown by Au-Si island-catalyzed chemical vapor deposition

Y. H. Lee¹, D. W. Kwak², H. Y. Cho², and W.-C. Yang^{2*}

¹*Department of Information Communication Engineering
Dongguk University, Gyeongju 780-714*

²*Department of Physics, Dongguk University, Seoul 100-715*

(Received November 29 2007)

we have demonstrated structural evolution and optical properties of Si-nanowires (NWs) synthesized on Si (111) substrates with nanoscale Au-Si islands by rapid thermal chemical vapor deposition (RTCVD). The Au-Si nano-islands (10-50nm in diameter) were employed as a liquid-droplet catalysis to grow Si-NWs via vapor-liquid-solid mechanism. The Si-NWs were grown by a mixture gas of SiH₄ and H₂ at a pressure of 1.0 Torr and temperatures of 500~600°C. Scanning electron microscopy measurements showed that the Si-NWs are uniformly sized and vertically well-aligned along <111> direction on Si (111) surfaces. The resulting NWs are ~60 nm in average diameter and ~5 μm in average length. High resolution transmission microscopy measurements indicated that the NWs are single crystals covered with amorphous SiO_x layers of ~3 nm thickness. In addition, the optical properties of the NWs were investigated by micro-Raman spectroscopy. The downshift and asymmetric broadening of the Si main optical phonon peak were observed in Raman spectra of Si-NWs, which indicates a minute stress effects on Raman spectra due to a slight lattice distortion led by lattice expansion of Si-NW structures.

Keywords : RTCVD, Si-nanowire, Au-Si island, vapor-liquid-solid, micro-Raman spectroscopy, optical phonon

* [E-mail] wyang@dongguk.edu