

Au-Si을 촉매로 급속화학기상증착법으로 성장한 Si 나노선의 구조 및 광학적 특성 연구

곽동욱¹ · 이연환^{2*}

¹동국대학교, 물리학과, 서울 100-715

²동국대학교, 정보통신학과, 서울 100-715

(2007년 5월 30일 받음)

나노크기의 Au-Si을 촉매로 급속화학기상증착법을 이용하여 Si(111) 기판에 성장한 Si 나노선의 구조적인 형태 변화과정과 광학적 특성을 연구하였다. 액상 입자인 Au 나노 점은 기상-액상-고상(vapor-liquid-solid mechanism) 성장법에 의한 Si 나노선 형성 과정에서 촉매로 사용되었다. 이 액체 상태인 나노점에 1.0Torr 압력과 500-600°C 온도 하에서 SiH₄와 H₂의 혼합 가스를 공급하여 Si 나노선을 형성하였다. <111> 방향으로 형성한 Si 나노선의 형태를 전계방출 주사전자현미경(Field Emission Scanning Electron Microscope)으로 관찰하였다. 특히, 대부분의 나노선이 균일한 크기를 가지고 있으며, Si(111) 기판 표면에서 수직하게 정렬된 것을 확인하였다. 형성된 나노선의 크기를 분석한 결과, 직경과 길이가 각각 60nm와 5µm의 분포를 가지는 것을 확인 하였다. 고 분해능 투과전자현미경(High Resolution-Transmission Electron Microscope)을 통해 약 3nm의 다결정 산화층으로 둘러 싸여 있는 Si 나노선이 단결정으로 형성된 것을 관찰하였다. 그리고 마이크로 라만 분광(Micro-Raman Scattering) 실험으로 Si 나노선의 광학적 특성을 분석하였다. 라만 측정결과 Si의 광학 포논(Optical Phonon) 신호가 Si 나노선의 영향으로 에너지가 작은 쪽으로 이동하며, Si 포논 신호의 폭이 비대칭적으로 증가하는 것을 확인 하였다.

주제어 : 급속화학기상증착법, Si 나노선, HR-TEM, micro-Raman spectroscopy

I. 서 론

최근 리소그래피의 한계가 전자소자의 크기를 줄이는 기술적인 부분에 있어, top-down 방식에서 bottom-up 방식으로의 기술변화를 가져왔다. 특히, bottom-up 방식의 1차원 나노 구조체인 Si 나노선은 광학적, 전기적, 화학적 센서와 같은 응용성을 가지고 있어 다양한 과학기술 분야에서 각광받고 있다. 또한, Si 나노선은 기존 Si 집적회로기술에 적용이 가능하다는 장점 때문에 전자소자로의 좋은 응용성을 가지고 있다 [1-3]. 나노선을 성장하는 방법에는 vapor-liquid-solid (VLS)[4-6], vapor-solid-solid (VSS)[7], solution-liquid-solid (SLS)[8] 등의 많은 방법이 보고되고 있다. VLS는 IV족, III-V족, 그리고, II-VI족의 다양한 물질의 나노선을 성장하는 방법으로 가장 널리 이용되고 있다 [9-11]. 보통 Si 나노선은 VLS 메커니즘을 이용하여 화학기상 증착법 (chemical vapor deposition), 펄스를 이용한 레이저 증착법 (pulsed laser deposition), 레이저 분해법 (laser ablation)등으로 성장된다.

VLS 성장 메커니즘에서 금속 나노점이 Si 나노선의 축 방향으로 성장하는 과정에서 촉매제 역할을 한다. 금속 촉

매제로는 주로 Au[12,13], Ti[14], Ga[15], Ni[16] 등이 사용된다. Ga는 Si과의 매우 낮은 공용 온도 때문에 낮은 온도에서 나노선을 형성할 수 있는 촉매제로서 가장 좋은 금속으로 알려져 있다 [15]. 그러나 Ga은 확산성이 커서 Si 나노선 안으로 확산되어 Si 나노선 성장 후, Si 나노선에 Ga이 남아 실제 촉매제로의 사용은 적합하지 않다. 반면에, Au는 낮은 공용 온도 (360°C)에서 나노선을 형성할 뿐만 아니라 나노선 안으로의 확산성이 적은 장점을 가지고 있다. 본 연구에서는 Au를 촉매제로 사용하여 CVD법으로 나노선을 성장하였다. 특히, CVD 법은 선택적 나노선 성장이 용이한 점과 나노선의 크기를 조절 가능하다는 장점이 있다. 이때, 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 그룹이 VLS 성장 메커니즘에서 나노선이 세가지 단계, 즉, 금속-Si 합성 (metal alloying process), 단결정 형성 (crystal nucleation), 마지막으로 축방향 성장 (axial growth)의 단계를 거쳐 형성이 된다는 것을 연구 보고하였다 [19]. 다시 말해, 촉매 금속인 Au는 Si과 일정 온도에서

* [전자우편] yhlee@dongguk.ac.kr

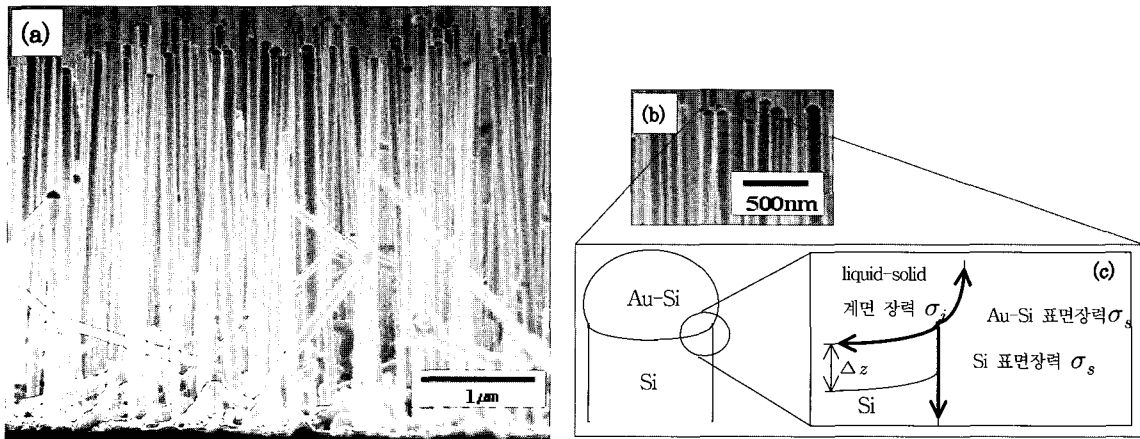


그림 1. (a) Si (111) 기판에 550°C, 1.0Torr 조건에서 SiH₄(4 sccm)와 H₂(50 sccm)의 혼합 가스를 사용하여 60분 동안 성장한 나노선의 주사전자현미경의 단면 이미지. (b)는 (a)의 나노선의 머리 부분을 고배율로 확대한 전자현미경 이미지이며, (c)는 (b)에서 점선으로 나타난 부분의 나노선을 Au-Si와 Si의 계면의 에너지와 관련하여 도식화한 그림이다.

합성하여 Au-Si 액상 나노점으로 존재한다. 이때, Si 반응 가스가 공급되면 Au-Si 공유 온도 이상의 온도에서 Au-Si 나노점과 외부의 밀도차이가 생기고 Si이 액상 Au-Si 나노점 내로 환산되어 들어간다. 나노점 내에서도 상부와 하부 (Au-Si 계면 부분)에서도 Si의 밀도차가 생기게 된다. 이 밀도차이 때문에 Si는 다시 나노점의 상부에서 계면 쪽으로 확산되고 계면 부분에서 Si의 포화가 이루어지기 시작한다. 이때, 계면에서는 Au-Si이 액상과 고체 사이의 평형상태를 유지하고 있다. 계속적인 Si의 공급으로 계면부에서 Si이 과포화 상태가 되면 계면에서는 평형상태를 유지하기 위하여 Si을 고체 상태인 Si 단결정을 형성시킨다. 이와 같은 과정이 계속 반복되면서 축 방향으로 자라게 되는데 이것이 Si 나노선의 형성 과정이다.

S. Hofmann 그룹에서는[12] Au-Si 공유 온도 부근의 온도에서 Au를 촉매제로 20 nm 크기의 Si 나노선을 성공적으로 성장하였다. 그러나 Hofmann 그룹이 성장한 나노선은 많은 결함을 가지고 있었다. 나노선이 비틀리고 꺾여 있는 마치 벌레모양(worm-like)의 구조를 가지고 있었다. J. Westwater 그룹[13]에서는 320-600°C의 온도와 0.1-1.0 Torr의 압력 하에서 Si 나노선을 성장하였다. 이 그룹에서도 또한 500 °C 이하의 낮은 온도에서 작은 크기의 나노선을 성장하는데 성공하였지만 성장 결함이 발견되었다. 반면에, 500 °C 이상의 온도에서 결함이 없고 수직적으로 잘 정렬된 나노선이 성장된 것을 확인하였다. 하지만 나노선의 크기가 100 nm 정도 되거나 그 이상이었을 때, 나노선의 수밀도가 매우 낮은 것을 발견하였다.

본 연구에서는 급속열화학기상증착법 (rapid thermal chemical vapor deposition, RTCVD)을 이용하여 나노 크기의 Au-Si 나노점을 촉매로 Si (111) 기판 위에 성장한 Si 나노선의 형태 변화를 연구하였다. 성장 압력, 온도, 및 시간 등의 성장 조건이 나노선의 구조적인 표면 형태 변화에 미치는 영향을 관찰하였다. 특히, <111> 방향의 기판이 나노선의 성장방향에 어떠한 영향을 미치는가에 대한 연구를 진행하였다. 또한 고 분해능 투과전자현미경을 이용하여 나노선의 결정성 및 화학적 성분 분석을 하였다. 또한 VLS 메커니즘을 통하여 성장된 나노선은 vapor-liquid와 liquid-solid 계면에서 질량전달론 (mass transport)과 에너지론으로 해석하였다.

II. 실험방법

사용된 성장기판은 p형 Si (111) 기판으로서 우선 초음파 세척기에서 아세톤과 메탄올로 10분 동안의 세정하였다. 그리고 기판에 존재하는 탄화수소와 자연 산화층을 제거하기 위해 HF (2%, HF: H₂O=1:50) 용액에 10분 동안 세정 과정을 거쳐 탈 이온수 (de-ionized water)로 행군 후 질소가스로 건조하여 기판을 준비하였다. 이후, 세정한 기판을 E-beam 증착기 챔버에 넣고 상온에서 0.01nm/sec의 성장 속도로 3.0nm 두께의 Au 박막을 증착하였다. Au가 증착된 기판을 다시 RTCVD 장치에 장입하고 1.0Torr, 70 °C, 수소 분위기에서 10분 동안 열처리 하여 Au-Si 점을

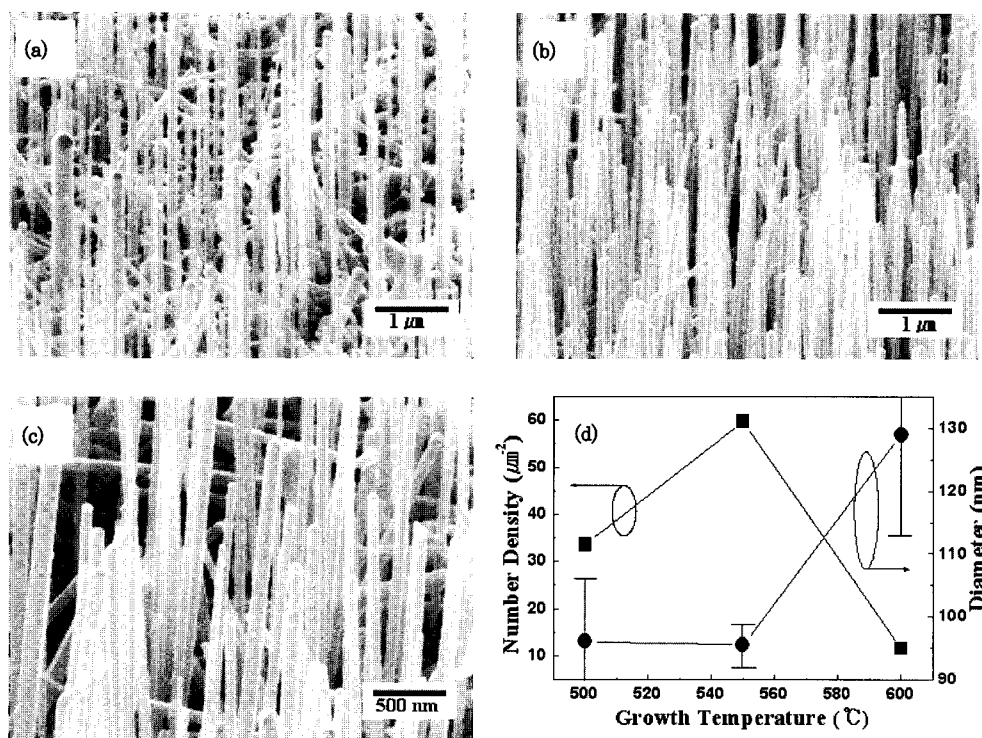


그림 2. Si (111) 기판위에 그림1과 같은 조건하에서 (a) 500, (b) 550, (c) 600°C의 온도에서 성장한 Si 나노선의 주사전자현미경 이미지. (d)는 나노선의 수밀도와 평균 직경을 성장 온도의 함수로 나타낸 그래프이다.

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 1.0Torr였다. 이때, 성장된 Si 나노선 표면 상태는 전계방출 주사전자현미경 (FE-SEM)으로 단면과 기판에서 30°기울여서 측정된 이미지로 관찰하였다. 또한 Si 나노선의 결정성과 방향성을 확인하기 위해 고분해능 투과전자현미경 (HR-TEM, 200kV JEOL JEM-2100F model) 이미지 측정을 하였고 투과전자현미경에 장착된 EDS (energy dispersive x-ray spectroscopy, Oxford)로 나노선의 화학적 성분을 조사하였다. 그리고 나노선의 포논 제한 효과 (phonon confinement effect)를 라만 분광 측정을 통해 확인하였다.

III. 결과 및 고찰

그림 1(a)은 Si (111) 기판에 Au 나노점을 형성하고 550°C, 1.0 Torr 조건에서 SiH₄ (4sccm)와 H₂ (50sccm)의 혼합 가스를 사용하여 60분 동안 성장한 나노선의 SEM 단

면 이미지이다. Si(111) 기판 위에 3.0nm의 두께로 증착한 Au 박막을 수소 분위기에서 700°C, 1.0Torr의 조건에서 10분간 열처리하여 Au 나노점을 형성하였다. 본 연구 그룹에서는 1.2, 2.0, 3.0nm의 여러 두께로 Au 박막을 증착하였고, 각 두께의 Au 박막을 열처리하여 형성한 나노점에 Si 나노선을 성장한 결과 3.0nm의 박막에서만 나노선이 성장된 것을 확인하였다. 이는 Au 나노점으로부터 Si 나노선이 성장되기 위한 Au 박막의 임계 두께가 존재한다는 것을 확인하였다. (b)는 (a)의 단면 이미지를 Au-Si 나노점이 존재하는 top 부분을 고배율로 확대한 전자현미경 이미지이다. 그림 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(100) 기판에서 80%정도의 나노선이 표면에서 30°와 60°로 기울어져 성장된 결과와는 다른 형태를 보이고 있다 [20]. 하지만, 나노선이 두 기판에서 모두 <111> 방향성을 가지고 규칙적으로 성장되었다. (c)는 (b)에서 점선으로 나타낸 부분을 도식화 하였으며, Au-Si과 Si 나노선의 계면 장력 (interface tension)과 Si 나노선의 표면 장력 (surface tension)을 나타내었다. Schmidt 그룹의 연구에

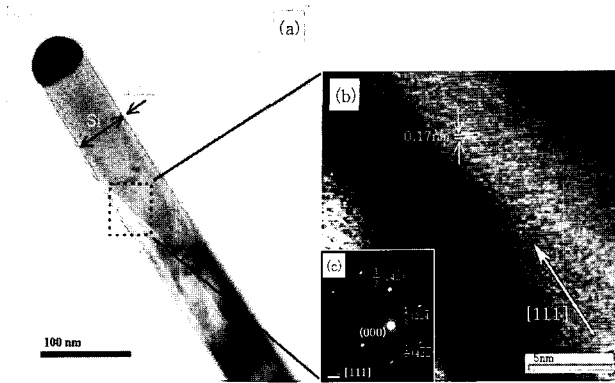


그림 3. (a) Si (111) 기판에 성장 Si 나노선의 투과 전자현미경 이미지, (b)는 점선 부분을 측정하고 분해능 투과 전자 현미경 이미지, (c) (b) 부분의 회절 무늬 이미지이다.

서는 나노선의 성장과 방향성이 liquid-solid (Au/Si - Si, 그림 1(c))의 계면에 영향을 받기 때문에 성장 방향이 계면 특성에 따라 결정되어진다고 보고하였다[16].

Si 나노선의 표면형태변화에 미치는 성장온도의 영향을 알아보기 위하여, Au-Si 나노점에 4sccm의 반응 가스를 공급하고, 1.0Torr 압력에서 온도를 500-600°C 까지 50°C 간격으로 변화시켜 나노선을 성장하였다(그림 2). 그림 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 급격하게 감소한다(그림 2(a)-(c)). 특히, 550°C로 온도가 증가하면서 수밀도 또한 증가한다. 이는 나노 구조 형성과정에서 500°C에서 나노선으로 형성되지 않았던 나노 기둥 (nano-pillar)이 온도가 증가하면서 나노선으로 형태가 변화했기 때문에 수밀도가 증가한 것으로 보인다. 수밀도는 다른 나노구조를 제외한 나노선의 수를 의미한다. 또한, 온도가 600°C로 증가할 때, 나노선의 평균 직경이 90nm에서 130nm로 급격히 증가하는 것을 볼 수 있다. 이 현상은 나노선이 성장하면서 높은 열에 의해 이웃한 나노선과 합체 (coalescence)되거나 나노선이 형성되기 전 Au-Si 나노점 간에 합체가 원인으로 보인다. 이 온도에서 수밀도가 반대로 급격히 줄어드는 원인이기도 하다.

그림 3은 Si(111) 기판에 성장한 나노선의 결정성과 화학적 구성성분을 고 분해능 투과전자 현미경과 EDS를 측정 한 사진이다. 그림 3(a)에서 보는바와 같이 투과전자현미

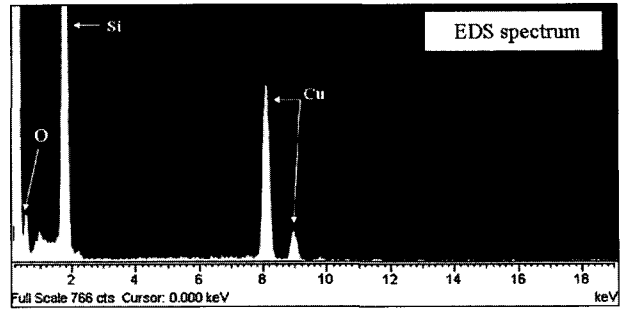


그림 4. 그림 3의 Si 나노선의 EDS 스펙트럼 이미지.

경 이미지로부터 나노선이 비결정성 산화층(SiOx)으로 둘러싸인 단결정 Si 나노선이 관찰되는데, 이 단결정 나노선의 직경은 ~62.5nm 이며, 나노선 주위의 비결정성 산화층의 두께는 ~3nm 이다. 그림 1에서 성장한 나노선이 산화층을 포함한 총 직경이 48~72nm (평균 60nm)의 분포를 가지고 있고, 이는 그림 3(a)의 투과전자현미경 분석과 일치한다. 그림 3(c)의 선택영역 전자회절(selective area electron diffraction) 패턴은 나노선이 <111> 방향으로 성장했다는 것을 나타낸다. 이 방향은 고분해능 투과전자현미경으로 확인하였다(그림 3(b)). 마지막으로 Si 나노선의 EDS 분석(그림 4)에서 Si와 O 성분이 존재하며, 촉매인 Au 성분은 존재하지 않은 것을 확인하였다.

또한, Si 나노선의 광학적인 특성을 라만 분광법으로 분석하였다. 그림 5는 단결정 Si와 Si 나노선을 라만분광 측정결과이다. 그림 5의 자료에서 점선으로 표시한 단결정 Si의 라만 스펙트럼의 주 신호는 520.58cm⁻¹에 위치하고, 이는 첫 번째 광학적 포논의 산란을 나타낸다. 대조적으로, Si 나노선의 광학적 포논 신호가 낮은 주파수 쪽으로 이동하였으며, 비대칭적으로 폭이 증가한 것을 라만 스펙트럼에서 확인하였다(그림 5의 실선). 이때 포논 신호의 위치가 1cm⁻¹정도 낮은 주파수 쪽으로 이동 하였는데, Si 나노선과 단결정 Si의 격자 상수 차이로 인해 미세한 응력이 작용하여 라만 스펙트럼의 신호에 작은 변화가 생긴 것이다. $a_{SiNWs} = 0.5435nm$ 의 격자 상수를 가지는 Si 나노선이 단결정 Si의 격자 상수($a_{Si} = 0.541nm$)보다 0.4%정도 크기 때문에 나노선 구조에 약간의 격자 뒤틀림 (distortion)이 발생한다. 이 격자 뒤틀림이 나노선에 미세한 응력을 작용하여 라만 스펙트럼 신호의 이동으로 나타난다. 즉, [21, 22]

$$\Delta w = -nw_0 \frac{a_{SiNWs} - a_{Si}}{a_{Si}}$$

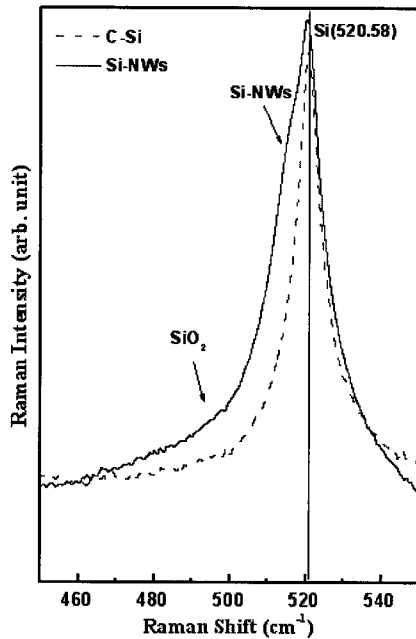


그림 5. 단결정 Si (점선)과 Si 나노선 (실선)의 라만 스펙트럼.

여기서, n 은 구조의 차원, ν 은 Gruneisen 상수이고, w_0 는 단결정 Si에 대응하는 라만 신호의 위치이다. 이 식으로부터 미세한 응력에 의한 라만 신호의 변화는 약 2cm^{-1} 정도이다. 실험으로부터 얻은 신호의 변화와 이론적으로 얻은 신호의 변화가 거의 일치하는 것을 확인하였다. 그림 5의 라만분광의 결과만을 가지고 Si 나노선에 미치는 양자 제한효과를 확인하기에는 어려운 점이 있다. 여기서, 1cm^{-1} 의 포논 신호의 변화가 실험적인 오차로 고려될 수 있기 때문에 Si 나노선에 의한 포논 신호의 이동은 무시될 수 있다.

이때, Si 나노선에 의한 낮은 주파수 쪽으로의 광학적 포논 신호 이동의 주된 원인은 양자제한효과로 설명할 수 있다. 단결정의 라만 스펙트럼은 비조화 효과에 의한 다양한 결합대(combination band)와 배음대(overtone band)를 의미한다. 이상적인 단결정에서 상호거리가 무한하기 때문에 포논 고유상태는 평면파이므로 보통 $k=0$ 일 때의 첫 번째 라만 스펙트럼의 운동량 선택율을 만족시킨다. 결정이 나노크기로 줄어들어 따라 라만 스펙트럼에서 가장 중요한 효과는 결정의 운동량 보존법칙이 완화되는 것이다. 이것은 파동 벡터 $|k|=|k'|\pm 2\pi/L$ 를 가지는 포논이 첫 번째 라만 산란에 관여한다는 것을 뜻한다. 여기서 k' 는 입사광의 파동 벡터이고 L 은 결정의 크기이다 [21]. 이로부터, 포논 제한효과에 의한 광학적 포논신호의 낮은 주파수 쪽으로의

이동은 이번 연구에서 보고된 Si 나노선의 크기(직경)보다 작은 Si 나노선간의 주 신호 비교로 확인 할 수 있을 것이다.[21,23] 480cm^{-1} 부분에 위치한 폭이 넓은 신호는 나노선 표면에 생긴 Si 자연 산화층에 의한 신호이다.

IV. 결 론

본 연구는 RTCVD 성장장치를 이용하여 나노크기의 Au-Si 나노점을 촉매로 Si(111) 기판에 성장한 Si 나노선의 표면 상태와 형태변화 과정을 연구하였다. 최적의 성장 조건하에서 성장한 Si 나노선의 형태를 전계방출 주사전자현미경(Field Emission Scanning Electron Microscope)으로 관찰하였다. 대부분의 나노선이 균일한 크기를 가지고 있으며, Si(111) 기판 표면에서 수직하게 정렬된 것을 확인하였다. 또한, 주어진 성장조건하에서 성장한 Si 나노선이 약 60 nm의 직경을 가지고 5 μm 의 길이를 가지는 것을 확인하였다. 특히, 주사전자현미경과 고분해능 투과전자현미경을 통해 나노선이 Si(111) 기판에 대하여 수직한 $\langle 111 \rangle$ 방향으로 성장하는 것을 관찰하였다. 투과전자현미경 이미지에서 약 3nm의 다결정 산화층으로 둘러싸인 Si 나노선이 단결정으로 형성된 것을 관찰하였고, EDS 성분분석으로 이 나노선이 Si과 O 성분이 존재하는 반면, 촉매인 Au 성분은 EDS 분해능에서는 관측되지 않는 것을 확인하였다. 그리고 마이크로 라만 분광측정으로부터 Si 나노선의 포논 제한효과를 연구 하였다. 라만 측정결과 Si의 광학적 포논 신호가 Si 나노선의 영향으로 에너지가 작은 쪽으로 이동하며, Si 포논 신호의 폭이 비대칭적으로 증가하는 것을 확인 하였다. 또한, 기상-액상-고상법으로 성장한 Si 나노선의 구조적인 형태 변화과정이 Au-Si 액상 나노점을 통한 질량전달론과 Au-Si과 Si의 계면에서의 표면에너지와 계면 에너지의 관계가 있다는 것을 확인하였다.

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., Int. Ed.* **41**, 4783 (2002).
- [5] L. J. Lauhon, M. S. Gudiksen, 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 et al., *Mater. Sci. Eng., C* **C23**, 129 (2003).
- [10] Y. Xia et al., *Adv. Mater. (Weinheim, Ger.)* **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. Gudiksen, and J. Wang, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 2214 (2001).
- [19] Yiyang 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 with island-catalyzed Au-Si by rapid thermal chemical vapor deposition(RTCVD)

D.W. Kwak¹ and Y.H. Lee^{2*}

¹*Dept of Physics, Dongguk University, Seoul 100-715*

²*Department of Information and Communication, Dongguk University, Seoul 100-715*

(Received May 30, 2007)

We have demonstrated structural evolution and optical properties of the Si-NWs on Si (111) substrates with synthesized nanoscale Au-Si islands by rapid thermal chemical vapor deposition(RTCVD). Au nano-islands (10-50nm in diameter) were employed as a liquid-droplet catalysis to grow Si-NWs via vapor-liquid-solid mechanism. Si-NWs were grown by a mixture gas of SiH₄ and H₂ at pressures of 0.1~1.0Torr and temperatures of 450~650°C. SEM measurements showed the formation of Si-NWs well-aligned vertically for Si (111) surfaces. The resulting NWs are 30-100nm in diameter and 0.4~12um in length depending on growth conditions. HR-TEM measurements indicated that Si-NWs are single crystals covered with about 3nm thick layers of amorphous oxide. In addition, optical properties of NWs were investigated by micro-Raman spectroscopy. The downshift and asymmetric broadening of the Si optical phonon peak with a shoulder at 480cm⁻¹ were observed in Raman spectra of Si-NWs.

Keywords : RTCVD, nano-islands, HR-TEM, micro-Raman spectroscopy

* [E-mail] yhlee@dongguk.ac.kr