

# 열 화학기상증착법을 이용한 탄화규소 나노선의 합성 및 특성연구

정민욱<sup>a</sup> · 김민국<sup>a</sup> · 송우석<sup>a</sup> · 정대성<sup>a</sup> · 최원철<sup>b</sup> · 박종윤<sup>a\*</sup>

<sup>a</sup>성균관대학교, BK21 물리연구단, 에너지과학과, 수원 440-746

<sup>b</sup>한국과학기술연구원(KIST), 전자재료 센터, 서울 136-791

(2010년 4월 23일 받음, 2010년 6월 7일 수정, 2010년 6월 11일 확정)

본 연구에서는 열 화학기상증착법(thermal chemical vapor deposition)을 이용하여 분말 형태의 규소(Si)와 염화니켈 수화물( $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ )을 혼합한 후 탄소공급원인  $\text{CH}_4$  가스를 주입하여 탄화규소 나노선(SiC nanowire)을 합성하였다. 합성 온도와  $\text{CH}_4$  가스 유량 변화에 따른 탄화규소 나노선의 구조적 특성을 분석한 결과, 합성온도가  $1,400^\circ\text{C}$ ,  $\text{CH}_4$  가스의 유량이 300 sccm인 경우가 탄화규소 나노선의 합성에 최적화된 조건임을 라만 분광법(Raman spectroscopy)과 X-선 회절(X-ray diffraction), 주사전자현미경(scanning electron microscopy), 그리고 투과전자현미경(transmission electron microscopy) 분석을 통해 확인하였다. 합성된 탄화규소 나노선의 직경은 약 50~150 nm이며, 끝은 방향성과 높은 결정성을 가지는 입방구조(cubic structure)를 지니고 있었다.

주제어 : 탄화규소, 나노선, 열 화학기상증착법

## I. 서 론

고직접 소자 개발에 수반되는 나노 크기의 미세 소자 개발은 그 크기와 모양의 변화에 따라 기초적인 물성의 이해를 통한 제어 및 응용에 관심이 집중되고 있다. 그 결과 나노 크기 소자 개발을 위한 다양한 각도에서 저차원(low-dimensional) 물질의 연구 개발이 이루어지고 있다. 탄소 나노튜브(carbon nanotube, CNT)로 대변되는 저차원 물질의 대표적인 형태인 나노선(nanowire)은 나노 크기의 미세 소자를 직접 성장시키기 위해 'bottom-up' 방식의 합성에 중요한 기초 요소(building block)로 인식되어 다양한 합성 방법뿐만 아니라 규소/게르마늄 및 III-V 화합물 반도체 그리고 금속산화물(ZnO, MgO 등)과 같은 다양한 물질을 이용하여 연구되어지고 있다 [1-3]. 또한 다양한 방법으로 합성한 반도체 나노선(semiconductor nanowire)의 경우, 대량 합성을 통해 동일한 전기적 혹은 광학적 특성을 지닌 나노선의 합성 가능성으로 나노 크기의 미세 소자 부품 개발에 있어 주목받고 있다 [4].

탄화규소(silicon carbide, SiC)는 매우 많은 종류의 폴리타입(polytype)을 가진 반도체 물질로 규소(Si)에 비해

커다란 에너지 틈(wide energy band gap:  $E_g$ )을 지닌다. 탄화규소의 커다란 에너지 틈은 규소에 비해 극한의 환경(고온, 고압 및 고진동)에서 안정된 동작을 요하는 소자 개발에 매우 중요한 요소로 작용한다. 특히, 탄화규소는 산화막( $\text{SiO}_2$ )을 형성할 수 있어 다른 커다란 에너지 틈을 가지는 반도체 물질(GaN, BN, AlN, 그리고 ZnSe)에 비해 소자 개발에 안정성을 가진다 [5]. 이러한 뛰어난 물리화학적 성질로 인해 다양한 방법을 이용하여 단일상(single phase)의 탄화규소 나노선을 합성하기 위한 시도가 있었다. Taguchi 그룹에서는 BN 도가니 속에 탄소 공급원으로 탄소나노튜브를 사용하였으며 규소 분말을 별도로 넣고  $1,200^\circ\text{C}$ 에서 100시간이라는 오랜 시간 동안 가열하여 탄화규소 나노선을 합성하였다. 이들이 합성한 탄화규소 나노선은 탄소나노튜브의 곁에 성장하여 CNT-SiC 형태의 동축형(coaxial) 나노선을 형성하였다 [6]. 탄화규소 나노선을 합성하기 위해 탄화규소 분말을 촉매 금속(Al)과 혼합하여 성장시킨 시도도 있었다 [7]. 이 연구에서는 탄화규소 분말과 알루미늄 분말을 직접 섞어 텅스텐 보트를 직접  $1,700^\circ\text{C}$ 까지 가열하여 성장시켰으며, 투과전자현미경 이미지를 통해 합성된 나노선 끝에 촉매 금속이 있음을 보여

\* [전자우편] cypark@skku.edu

주었다.

본 연구에서는 탄화규소 나노선의 나노 소자 부품으로서의 활용 가능성을 높이기 위해 낮은 합성 온도에서 짧은 시간동안 대량으로 합성하기 위해 열 화학기상증착법(TCVD)로 합성을 시도하였다. 규소 분말(Si powder) 및 CH<sub>4</sub> 가스를 각기 규소 및 탄소 공급원으로 사용하였으며 반응 활성화 촉매로는 염화니켈 수화물(NiCl<sub>2</sub> · 6H<sub>2</sub>O)을 이용하여 알루미늄 보트에 분말 시료를 담아 1,400°C의 비교적 낮은 온도에서 1 시간 동안 합성하여 다량의 탄화규소 나노선을 합성할 수 있었다. 모든 조건에서 합성된 탄화규소 나노선은 입방(cubic) 구조의 β-SiC (3C-SiC) 구조를 이루고 있었으며, 탄소 공급원인 CH<sub>4</sub> 가스 유량 변화를 통해 탄소가 과잉 공급되는 경우 오히려 탄화규소 나노선 합성을 방해하고 비정질/불균일한 탄소 구조물이 형성됨을 확인할 수 있었다.

## II. 실험방법

탄화규소 나노선(SiC nanowires: SiC-NWs)을 합성하기 위하여 규소(Si powder: 325 mesh, Aldrich)와 염화니켈 수화물(NiCl<sub>2</sub> · 6H<sub>2</sub>O, Aldrich)을 10 : 1 (2 : 0.2 g)의 비율로 혼합하여 분말(규소/니켈 분말)을 제작하였다. 혼합된 규소/니켈 분말을 알루미늄 보트에 넣고 열 화학기상증착기

(TCVD) 내부에 위치시킨 후, Ar 가스 400 sccm (standard cubic centimeter per minute)을 TCVD 내부에 지속적으로 흘려주면서 상압에서 다양한 온도(1,100~1,500°C)로 가열하였다(승온 속도 : 3~4°C/min). 알루미늄 보트는 TCVD 중앙에 놓였으며, 온도는 열전대(thermocouple)를 이용하여 측정하였다. TCVD 내부 온도가 합성온도에 이르면 Ar 가스 주입을 차단하고 CH<sub>4</sub> (탄소 공급원) 가스를 5 분간 주입하였다. 주입한 CH<sub>4</sub> 가스량은 50~800 sccm로 다양하게 변화시켰으며, 최종적으로 CH<sub>4</sub> 가스 공급을 차단하고 T-CVD 반응로의 가스 입구(inlet)와 출구(outlet)를 막은 뒤, 합성온도에서 1 시간 동안 반응시켜 탄화규소 나노선을 합성하였다. 합성된 나노선의 표면 형상과 미세구조를 주사전자현미경(SEM, JSM6700F, JEOL)과 투과전자현미경(TEM, JEM2100F, JEOL)을 통해 관측하였으며, 결정성 및 구조적 특징을 라만 분광법(Raman spectroscopy, RM1000 inVia, Renishaw)과 X-선 회절(XRD, D8 FOCUS, BRUKER AXS)을 이용하여 분석하였다.

## III. 결과 및 고찰

Fig. 1은 합성 온도 변화에 따라 규소/니켈 분말과 500 sccm의 CH<sub>4</sub> 가스 유량을 이용하여 합성된 탄화규소 나노선의 SEM 이미지들과 합성된 나노선의 직경 분포도이다. 합

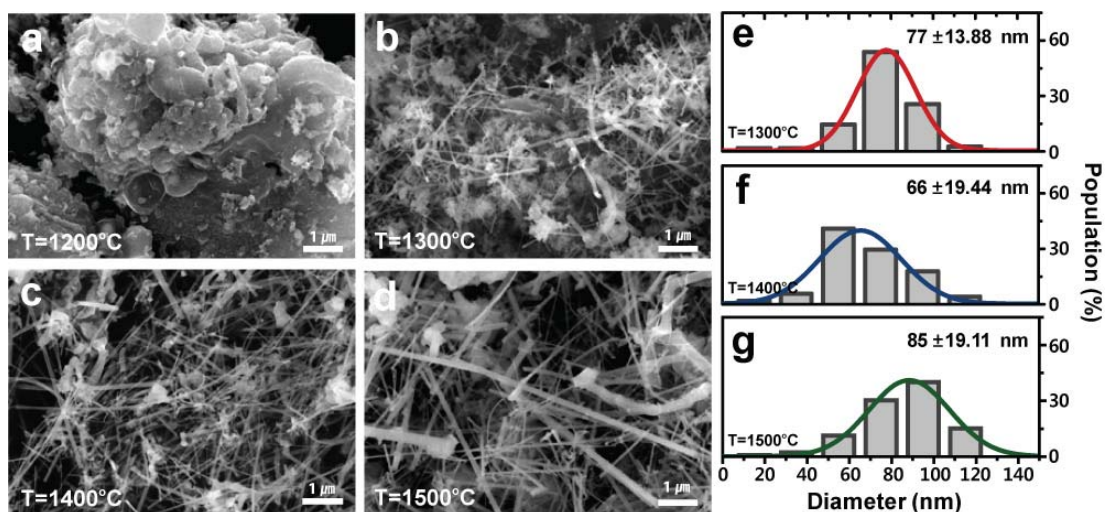


Figure 1. SEM images of SiC-NWs synthesized at (b) 1300°C, (c) 1,400°C, and (d) 1,500°C with their diameter distributions as shown in (e), (f), and (g), respectively. At T=1,200°C, the SiC-NWs were not formed as shown in (a).

성온도가 1,200°C인 경우, 분말 형태의 시료가 전체적으로 충분히 녹지 않고 표면에 약간의 변형만 있으며 나노선 형태의 구조물이 합성되지 않았음을 Fig. 1(a)을 통해 확인할 수 있다. 이는 규소의 녹는점(1,410°C) [8]에 미치지 못해 규소 원자가 충분히 기체상(Gas phase)으로 승화되지 못해 탄소 공급원인 CH<sub>4</sub> 가스와 반응하지 못하여 탄화규소 나노선 합성이 이루어지지 않았기 때문이다. 반면, 합성 온도가 1,300°C 이상부터 시료 표면에 나노선이 합성되고 있으며 점차적으로 그 양이 증가하는 양상을 Figs. 1(b)~1(d)을 통해 확인할 수 있다. Figs. 1(e)~1(g)을 통해서 합성된 나노선의 평균 직경 분포는 합성 온도가 1,300°C, 1,400°C 그리고 1,500°C일 때 각각 77 nm, 66 nm, 그리고 85 nm임을 확인할 수 있다.

합성 온도 상승에 따라 형성되는 나노선의 물질 구성을 확인하기 위해서 라만 분광법(excitation wavelength : 514 nm, laser power: 30 mW)을 이용하였다. Fig. 2는 온도가 1,100~1,500°C 대역에서 합성된 나노선의 라만 스펙트럼을 보여준다. 충분한 열을 가하기 전 혼합된 규소/니켈 분말

에서는 Fig. 2(a)와 같이 단 하나의 규소 관련 피크(520 cm<sup>-1</sup>)가 발견됨을 확인할 수 있다. 합성 온도가 1,200°C에서는 Fig. 2(b)에서 보이듯이 탄화규소 나노선이 합성되지 않았으며, 규소 관련 피크와 탄소의 sp<sup>2</sup> 결합에 관련된 G-band (1585 cm<sup>-1</sup>)와 결합 정도를 나타내는 D-band (1355 cm<sup>-1</sup>)가 나타나고 있다 [9]. 따라서 1,200°C 온도에서의 라만 스펙트럼을 통해 탄화규소 나노선이 합성되지 못하고 공급된 CH<sub>4</sub> 가스가 불균일한(disordered) 혹은 비정질(amorphous)의 탄소 구조가 형성된 것으로 판단된다. 하지만, 높은 합성 온도에서는 Figs. 2(c)~2(e)와 같이 탄화규소의 특징을 나타내는 피크(795, 1509 cm<sup>-1</sup>)가 나타난다 [9]. 합성 온도가 1,300°C인 경우 Fig. 2(c)와 같이 규소(Si) 관련 라만 피크와 탄화규소(SiC) 관련 라만 피크가 혼재되어 있으나, 합성 온도가 1,400°C와 1,500°C로 상승하는 경우 Figs. 2(d)와 2(e)에서 나타나듯이 규소(Si) 관련 라만 피크가 거의 사라지고 970 cm<sup>-1</sup>에 새로운 탄화규소(SiC) 관련 라만 피크(Fig. 2(d)의 화살표)가 나타난다. 탄화규소를

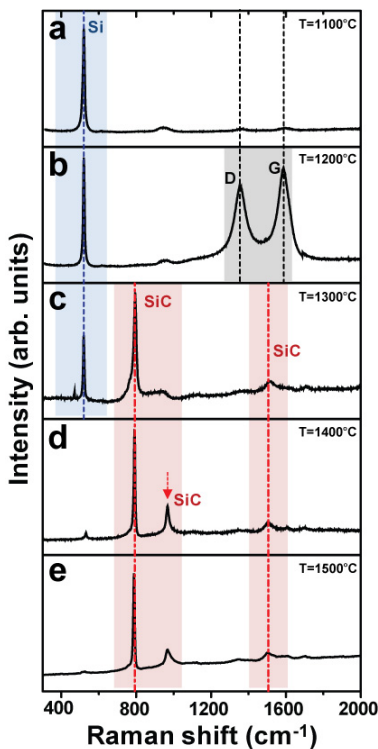


Figure 2. Raman spectra of the synthesized SiC-NWs as a function of the growth temperature (T) at (a) 1,100°C, (b) 1,200°C, (c) 1,300°C, (d) 1,400°C, and (d) 1,500°C, respectively.

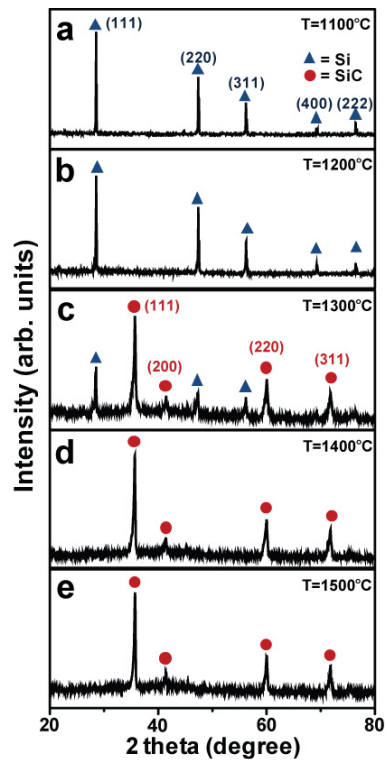


Figure 3. X-ray diffraction patterns of the synthesized SiC-NWs as a function of the growth temperature (T) at (a) 1,100°C, (b) 1,200°C, (c) 1,300°C, (d) 1,400°C, and (d) 1,500°C, respectively.

(SiC) 관련 라만 피크 중 특히  $795\text{ cm}^{-1}$ 와  $970\text{ cm}^{-1}$ 는 입방 (cubic) 구조의 탄화규소 나노선에서 나타나는 transverse optical (TO) phonon mode와 bulk-SiC에서 나타나는 longitudinal optical (LO) phonon mode에 해당된다 [10–12]. 따라서 라만 스펙트럼을 통해 합성된 탄화규소 나노선은 입방 구조의  $\beta$ -SiC임을 알 수 있다.

온도 변화에 따른 탄화규소 나노선의 결정성을 알아보기 위하여 Fig. 3과 같이 XRD 패턴을 분석하였다. 낮은 합성 온도( $1,100^\circ\text{C}$ 와  $1,200^\circ\text{C}$ )에서는 Figs. 3(a)와 3(b)에서 볼 수 있듯이 규소( $\blacktriangle$ ) 시료에서 기인하는 XRD 패턴만을 살펴 볼 수 있다. 합성온도가  $1,300^\circ\text{C}$ 인 경우 규소와 탄화규소( $\bullet$ ) 관련 피크들이 혼재되어 나타나는 것을 Fig. 3(c)을 통해 확인할 수 있으며,  $1,400^\circ\text{C}$  이상의 합성 온도에서는 탄화규소 관련 피크( $2\theta=35.7, 41.4, 60.3, 71.8, 75.4^\circ$ )가 검출되었으며, 이를 통해 합성된 탄화규소 나노선은 zinc-blende 구조를 가지는 입방 구조의  $\beta$ -SiC (JCPDS card. No. 29-1129)임을 다시 확인할 수 있다 [13,14]. 그러므로 Fig. 2와 Fig. 3을 통해 합성된 나노선은 탄화규소로 이루어져 있으며 그 구조는 입방 형태의  $\beta$ -SiC ( $3C$ -SiC)임을 알 수 있다. 라만 스펙트럼에서 TO ( $795\text{ cm}^{-1}$ ) 모드 세기가 가장 세고 XRD 패턴에서 (111) 피크의 세기가 가장 크게 나타난  $1,400^\circ\text{C}$ 를 최적의 합성 온도로 선택하고 합성된 탄화규소 나노선의 양을 증가시키기 위해  $\text{CH}_4$  가스량을 조절하여 합성 조건을 조사하였다.

Fig. 4는  $\text{CH}_4$  가스량 변화에 따라 합성된 탄화규소 나노선의 SEM 이미지와 그에 따른 XRD 패턴을 보여 주고 있다. Figs. 4(a)와 4(b) SEM 이미지를 통해서 알 수 있듯이 합성에 사용되는  $\text{CH}_4$  가스량이 앞선  $500\text{ sccm}$ 일 때보다 적을 경우 탄화규소 나노선이 충분히 합성되지 못하고 그 양이 적음을 알 수 있으며, XRD 패턴인 Figs. 4(f)와 4(g)를 통해 잉여 규소( $\blacktriangle$ )가 있음을 알 수 있다. 반면 기존의  $500\text{ sccm}$ 보다  $\text{CH}_4$  가스량을 늘리게 되면 XRD 패턴에서 탄화규소 나노선 관련 피크 세기가 감소하는 것을 볼 수 있으며 Fig. 4(j)에서처럼 비정질 탄소(C)에 기여하는 피크(화살표)가 나타나게 된다 [6]. 즉,  $\text{CH}_4$  가스의 과잉공급에 의해서 규소와 반응하고 남은 탄소끼리 반응하여 결합하면서 탄소가 결정화된 것이라고 볼 수 있다 [6,13]. 따라서 Fig. 4의 SEM 이미지들과 가장 강한 (111) 피크 세기를 보이는 XRD 패턴을 통해서 탄화규소 나노선을 합성하기에 필요한 최적의  $\text{CH}_4$  가스 공급량은  $300\text{ sccm}$ 임을 알 수 있다.

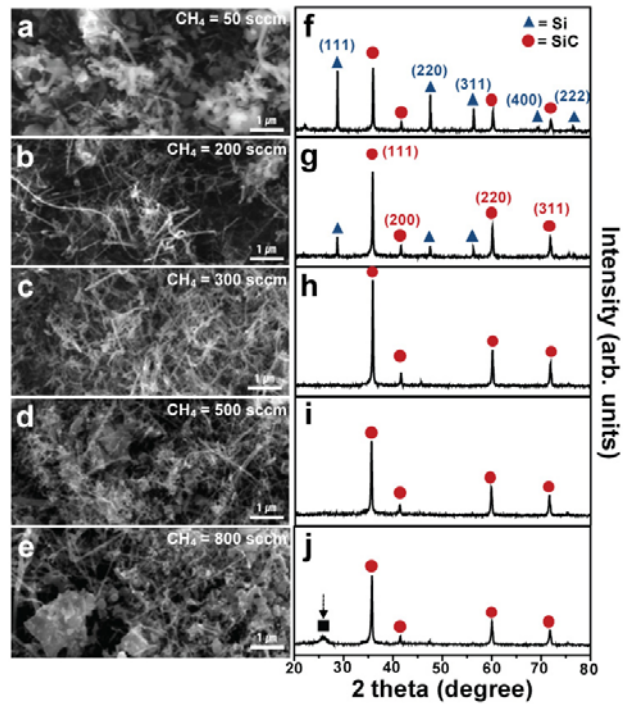


Figure 4. SEM images for synthesized SiC-NWs at  $T=1,400^\circ\text{C}$  as a function of the flow rate of  $\text{CH}_4$  in (a)  $50\text{ sccm}$ , (b)  $200\text{ sccm}$ , (c)  $300\text{ sccm}$ , (d)  $500\text{ sccm}$ , and (e)  $800\text{ sccm}$  corresponding to their XRD patterns in (f), (g), (h), (i), and (j), respectively.

최적의  $\text{CH}_4$  가스량( $300\text{ sccm}$ )으로  $1,400^\circ\text{C}$ 에서 합성된 탄화규소 나노선의 미세 구조를 원자 수준의 분해능으로 분석하기 위하여 투과전자현미경(TEM)을 이용하였다. Figs. 5(a)와 5(b)와 같이 합성된 탄화규소 나노선은 크게 두 가지 형태가 있음을 보여 주고 있다. Fig. 5(a)는 적층결함(stacking-fault) 없이 합성된 탄화규소 나노선이며, Fig. 5(b)는 수많은 적층결함을 지닌 탄화규소 나노선이다 [14]. 각각의 탄화규소 나노선의 (111) 면 사이의 거리는  $0.25\text{ nm}$ 로  $\beta$ -SiC의 (111) 면 사이의 거리와 일치하며, 나노선을 둘러싸고 있는 산화막의 두께는  $1\sim 2\text{ nm}$ 로 매우 얇게 형성되어 있었다. Fig. 5(f)는 적층결함을 내포하고 있는 탄화규소 나노선의 가장 대표적인 결함(defect) 구조인 쌍둥이(twin) 층상 구조(Fig. 5(f)의 화살표로 표기된 부분)를 보여 주고 있다 [15,16].

#### IV. 결론

본 연구에서는 규소/염화니켈 수화물 분말과  $\text{CH}_4$  가스



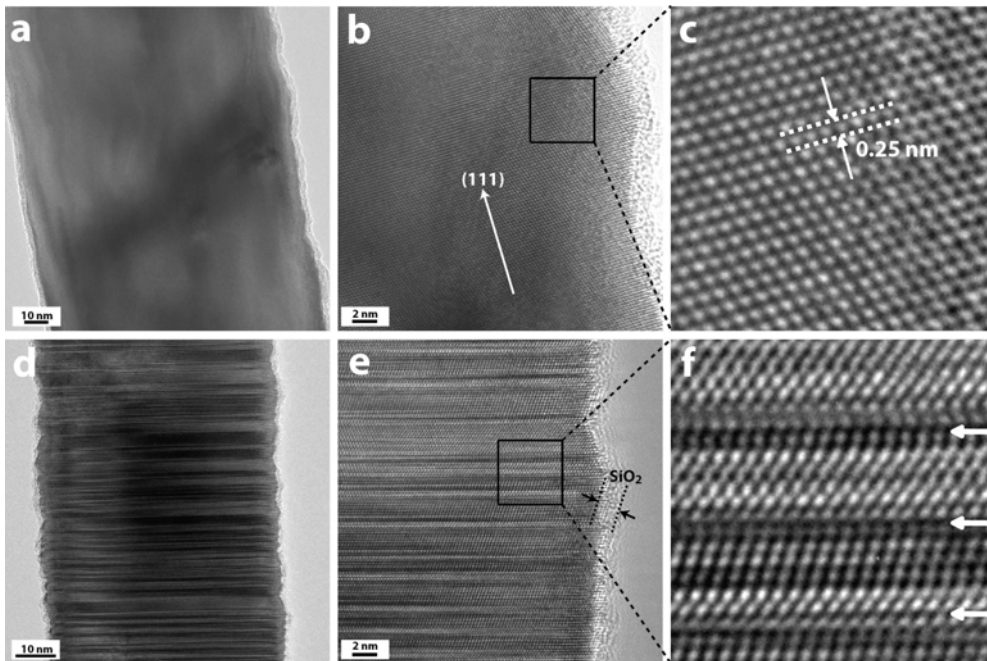


Figure 5. TEM images of two kinds of the synthesized SiC-NWs (a) defect-free and (d) defective (stacking faults) types of SiC-NWs with their magnifications in (b) and (e), respectively. The d-spacing of 0.25 nm corresponding to the (111) plane spacing is clearly shown in (c).

를 혼합하여 열 화학기상증착법을 사용하여 1,400°C 온도에서 다량의 탄화규소 나노선을 효과적으로 합성하였다. 규소 분말과 염화니켈 수화물은 10 : 1 (2 g : 0.2 g) 의 비율로 섞어 알루미늄이나 보트에 담아 가열로에 삽입 후 탄소 공급원으로 CH<sub>4</sub> 가스(500 sccm)를 흘려주어 탄화규소 나노선을 합성하였으며, 합성 온도를 1,100°C부터 1,500°C까지 100°C씩 변화시켜 가며 합성 조건을 연구하였다. 탄화규소 나노선은 1,300°C 이하에서 합성되지 않으나 1,300°C 이상의 온도에서는 탄화규소 나노선이 생성되기 시작하여 1,400°C 온도에서 가장 많은 양의 탄화규소 나노선이 합성되었다. 합성된 탄화규소 나노선의 직경은 평균적으로 50 ~ 150 nm이며 라만 분광법과 XRD 패턴을 통하여 합성된 탄화규소 나노선은 입방구조의 β-SiC를 이루고 있음을 알 수 있었다. CH<sub>4</sub> 가스의 공급량을 조절하여 합성된 탄화규소 나노선의 양을 SEM 이미지를 통하여 비교해 본 결과 CH<sub>4</sub> 가스 공급량이 300 sccm에서 가장 많이 합성된 것을 확인할 수 있었으며, XRD 패턴도 300 sccm일 때 (111) 피크 세기가 가장 높게 나타났다. 반면, CH<sub>4</sub> 가스 공급량이 800 sccm 이상에서는 탄소의 과잉 공급으로 인하여 비정질 탄소 구조물이 형성되며 상대적으로 탄화규소 나노선의 (111) 피크 세기가 줄어든 것을 XRD 패턴을 통해 확인할 수

있었다. 합성된 탄화규소 나노선은 두 가지의 특징적인 모양을 나타내고 있음을 TEM 이미지를 통해 확인할 수 있었다. 하나는 적층결함(stacking-fault)이 없이 매끈하고 곧은 형태의 나노선과 다른 하나는 많은 적층결함을 지니고 있는 두 가지 형태를 보였다. 합성된 탄화규소 나노선의 (111) 면 사이의 거리는 0.25 nm로 β-SiC (3C-SiC) 구조와 일치함을 보여 라만 스펙트럼, 그리고 XRD 패턴과 잘 일치하는 결과를 보여 주었다.

### 감사의 글

본 연구는 한국연구재단을 통해 교육과학기술부의 세계 수준의 연구중심대학육성사업(WCU)으로부터 지원받아 수행되었습니다(R31-2008-000-10029-0).

### 참고문헌

- [1] Y. Gogots, *Nanomaterials Handbook* (Taylor & Francis Group, 2006), pp.283-316.

- [2] Z. M. Wang, *One-Dimensional Nanostructures* (Springer, New York, 2008), pp.17-59.
- [3] W. Song, W. C. Choi, C. Jeon, D. H. Ryu, S. Y. Lee, Y. S. Shin, and C. Y. Park, *J. Korean Vac. Soc.* **16**, 377 (2007).
- [4] W. Lu and C.M. Lieber, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **39**, R387 (2006).
- [5] J. B. Casady and R. W. Johnson, *Solid-State Electronics* **39**, 1409 (1996).
- [6] T. Taguchi, N. Igawa, H. Yamamoto, and S. Jitsukawa, *J. Am. Ceram. Soc.* **88**, 459 (2005).
- [7] S. Z. Deng, Z. S. Wu, J. Zhou, N. S. Xu, J. Chen, and J. Chen, *Chem. Phys. Lett.* **356**, 511 (2002).
- [8] N. W. Ashcroft and N. D. Mermin, *Solid State Physics* (Thomson Learning, Inc., 1976), pp. 1.
- [9] A. C. Ferrari and J. Robertson, *Phys. Rev. B* **61**, 14095 (2000).
- [10] D. Olego and M. Cardona, *Phys. Rev. B* **25**, 3889 (1982).
- [11] S. Nakashima and H. Harima, *Phys. stat. sol. (a)* **162**, 39 (1997).
- [12] M. Bechelany, A. Brioude, D. Cornu, G. Ferro, and P. Miele, *Adv. Funct. Mater.* **17**, 939 (2007).
- [13] R.J. Iwanowski, K. Fronc, W. Paszkowicz, and M. Heinonen, *J. Alloys. Compd.* **286**, 143 (1999).
- [14] K. W. Lee, K. S. Yu, S. J. Ku, C. G. Kim, W. Koh, Y. K. Joh, and Y. Kim, *J. Korean Vac. Soc.* **5**, 133 (1996).
- [15] N. Shirahata, K. Kijima, X. Ma, and Y. Ikuhara, *Jpn. J. Appl. Phys.* **40**, 3696 (2001).
- [16] D. H. Wang, D. Yu, Q. Wang, Y. J. Hao, G. Q. Jin, X. Y. Guo, and K. N. Tu, *Nanotechnology* **19**, 215602 (2008).

## Characterization of SiC nanowire Synthesized by Thermal CVD

M. W. Jung<sup>a</sup>, M. K. Kim<sup>a</sup>, W. Song<sup>a</sup>, D. S. Jung<sup>a</sup>, W. C. Choi<sup>b</sup>, and C. J. Park<sup>a\*</sup>

<sup>a</sup>*BK21 Physics Research Division and Department of Energy Science, Sungkyunkwan University, Suwon 440-746*

<sup>b</sup>*Electronic materials research center, Korea Institute of Science and Technology (KIST), Seoul 136-791*

(Received April 23, 2010, Revised June 7, 2010, Accepted June 11, 2010)

One-dimensional cubic phase silicon carbide nanowires ( $\beta$ -SiC NWs) were efficiently synthesized by thermal chemical vapor deposition (TCVD) with mixtures containing Si powders and nickel chloride hexahydrate ( $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ) in an alumina boat with a carbon source of methane ( $\text{CH}_4$ ) gas. SEM images are shown that the growth temperature ( $T$ ) of  $1,300^\circ\text{C}$  is not enough to synthesize the SiC NWs owing to insufficient thermal energy for melting down a Si powder and decomposing the methane gas. However, the SiC NWs could be synthesized at  $T > 1,300^\circ\text{C}$  and the most efficient temperature for growth of SiC NWs is  $T = 1,400^\circ\text{C}$ . The synthesized SiC NWs have the diameter with an average range between  $50 \sim 150$  nm. Raman spectra clearly revealed that the synthesized SiC NWs are forming of a cubic phase ( $\beta$ -SiC). Two distinct peaks at  $795$  and  $970 \text{ cm}^{-1}$  in Raman spectra of the synthesized SiC NWs at  $T = 1,400^\circ\text{C}$  represent the TO and LO mode of the bulk  $\beta$ -SiC, respectively. XRD spectra are also supported to the Raman spectra resulting in the strongest (111) peaks at  $2\theta = 35.7^\circ$ , which is the (111) plane peak position of 3C-SiC. Moreover, the gas flow rate of  $300 \text{ sccm}$  for methane is the optimal condition for synthesis of a large amount of  $\beta$ -SiC NW without producing the amorphous carbon structure shown at a high methane flow rate of  $800 \text{ sccm}$ . TEM images are shown two kinds of the synthesized  $\beta$ -SiC NWs structures. One is shown the defect-free  $\beta$ -SiC NWs with a (111) interplane distance of  $0.25 \text{ nm}$ , and the other is the stacking-faulted  $\beta$ -SiC NWs. Also, TEM images exhibited that two distinct SiC NWs are uniformly covered with  $\text{SiO}_2$  layer with a thickness of less  $2 \text{ nm}$ .

Keywords : Silicon carbide, SiC nanowire, Thermal CVD

\* [E-mail] cypark@skku.edu