

열탄화법을 사용한 탄화규소 나노와이어의 성장

노대호[†] · 김재수* · 변동진 · 양재웅** · 김나리

고려대학교 재료공학과
*한국과학기술연구원 금속공정연구센터
**대전대학교 신소재공학과

Growth of SiC Nanowire Using Carbothermal Reduction Method

Rho Dae-Ho[†], Kim Jae-Soo*, Byun Dong-Jin, Yang Jae-Woong** and Kim Na-Ri

Korea University, Department of Materials Science and Engineering
*Korea Institute of Science and Technology, Metal Processing Research Center
**Daejin University, Department of Advanced Materials Science and Engineering

(2003년 9월 5일 받음, 2003년 10월 4일 최종수정본 받음)

Abstract SiC nanowires were synthesized by carbothermal reduction using metal catalysts. Synthesized nanowires had mean diameters of 30~50 nm and several μm length. The kind of catalysts affects form of SiC nanowire because of difference of growth mechanisms. These differences were made by catalyst's physical property and relative activities to the source gas. Ni acted a conventional catalyst of VLS growth mechanism. But, Case of Fe, SiC nanowire was grown by stable VLS growth mechanism without relation of growth conditions. SiC nanowire was grown by two step growth model using Cr catalyst. Conversion ratios to the SiC nanowire were increased with growth conditions. Case of Cr, conversion ratio was about 45% that was higher than other catalyst used. This high conversion ratio was obtained by the addition VS growth to radial direction on the as-grown nanowires.

Key words SiC nanowire, SiC, nanowire, carbothermal reduction

1. 서 론

탄화규소는 높은 열전도도 및 기계적 특성을 가지고 있어 내열재료 및 구조재료로서 널리 사용되고 있다.¹⁾ 탄소 나노튜브의 발견 이후 최근에 나노기술의 급격한 발전에 따라 나노구조가 가지는 우수한 특성을 활용하기 위한 연구가 활발히 진행되고 있다. 탄소나노튜브의 응용 연구²⁾와 더불어 탄화물,³⁾ 질화물⁴⁾ 그리고 산화물⁵⁾ 나노구조체의 개발연구가 활발히 이루어지고 있다. 그 중 나노로드 및 나노와이어의 개발이 가장 활발히 이루어지고 있으며, 최근에는 금속 나노와이어의 개발 및 응용이⁶⁾ 연구되고 있다. 탄화규소 나노로드 및 나노와이어의 연구는 휘스커의 개발·연구⁷⁾에서 시작되었으며 μm 단위의 크기에서 최근 수 nm에 이르는 나노와이어 및 나노로드의 개발이 이루어졌다. 탄화규소의 경우, 최근의 나노빔을 사용한 연구에서 나노로드의 강도가 거의 이론 값을 가지는 것이 보고되어,⁸⁾ 각종재료의 인성 강화재료로서 사용이 기대되고 있다.

탄화규소 나노로드 및 나노와이어의 합성방법으로 여러 가지가 개발되었다. 가장 전통적인 방법으로서 일산화 규소 가스와 탄소 가스의 반응을 통하여 탄화규소 나

노와이어를 제조하는 열탄화법⁹⁾이 있으며, 이러한 방법을 응용하여 탄소가스의 원료로서 탄소나노튜브를 활용하여 탄소나노튜브의 형태대로 탄화규소 나노와이어를 성장시키는 CNT-confined reaction등이¹⁰⁾ 있다. 이외에 탄소나노튜브를 제조하는 방법을 그대로 사용하는 laser ablation,¹¹⁾ arc discharge 방법도¹²⁾ 탄화규소 나노와이어의 제조에 사용된다. 최근에는 전자소자 및 광학소자에 사용하기 위하여 화학증착방법을 사용하여 기판위에 나노로드를 성장시키는 방법도¹³⁾ 연구되었다. 전통적인 열탄화법은 대부분 1400~1700°C에서 장시간 반응시켜 탄화규소 나노와이어 및 로드를 제조하는 방법으로서 고온에서의 반응이 필수적이며, 탄화규소 나노로드와 나노와이어의 생성량이 적은 것이 큰 단점이다. 따라서 본 연구에서는 이러한 열탄화법의 단점을 극복하기 위하여 금속촉매를 active carbon의 표면에 코팅하여 반응온도를 1000~1300°C로 낮추었으며, 탄화규소 나노와이어의 생성량을 증가시켰다. 또한 서로 다른 촉매를 사용함으로써 그 상대적인 미세구조의 변화와 변환율의 차이를 관찰하였으며, 생성된 나노로드의 전기적 특성을 측정하였다.

2. 실험 방법

열탄화반응을 위하여 SiC를 열원으로 사용하는 관상로

[†]E-Mail : myfudr2@hanmail.net

를 사용하였다. 원료 분말로서 Si와 SiO₂ 혼합물, active carbon을 사용하였다. 우선 Si (325 mesh, 99%, Aldrich Co.)와 SiO₂ (325 mesh, 99.5%, Aldrich Co.) 분말을 1 : 1의 무게비율로 ball mill을 사용하여 혼합하였다.(2 hr, 720 rpm) Active carbon에 금속촉매를 코팅하기 위하여, Ni(NO₃)₂·6H₂O (99.999%, Aldrich Co.), Fe(NO₃)₃·9H₂O (99.999% Aldrich Co.), Cr(NO₃)₃·9H₂O (99.999%, Aldrich Co.)를 각각 isoprophylalcohol에 0.05 mol%의 비율로 첨가하여 현탁액을 만들었다. 제조된 현탁액 안에 active carbon을 첨가한 후 2시간 동안 혼합하였다. Active carbon이 혼합된 현탁액을 hot plate를 사용하여 120°C로 유지시켜 수분을 제거함으로써, active carbon표면에 금속촉매를 코팅시켰다. 이렇게 얻어진 active carbon을 Si와 SiO₂ 혼합물과 1 : 1의 무게비율로 ball-mill을 사용하여 혼합하였다. 생성된 반응원료를 알루미늄 도가니 안에 2g 넣은후 노안에 장입하였다. 노를 가열하기 전에 반응관에 안에 잔류되어 있는 산소와 불순물을 제거하기 위하여 Ar (99.999%)을 1slm의 유량으로 약 10분간 흘려주었다. 그 후 2시간 동안 반응 온도까지 가열시킨 후 30분~20시간 동안 반응 조건에 따라 가열한 후 노냉시켰다. 분위기 가스로서 Ar을 20 sccm 흘려주었으며, Ar의 유량은 MFC(Mass Flow Controller)를 사용하여 조절하였다.

생성된 반응물을 채집하여 XRD(Geiger Flex, DMAX-IIA, Rigaku)를 사용하여 조성을 분석하였으며, 시편의 미세구조는 FE-SEM(Field Emission-Scanning Electron Microscope, S-4200, Hitachi Co.)와 STEM(Scanning Transmission Electron Microscope, CM-30, Phillips Co.)을 사용하여 분석하였다.

탄화규소 나노와이어의 생성량을 정량적으로 확인하기 위하여 반응 전 후의 반응물의 무게 변화를 측정하였다. 반응 후에 생성된 탄화규소 나노와이어의 생성량을 비교하기 위하여, 화학적 부유법을 사용하여 반응 후 남아있는 active carbon, Si와 SiO₂를 제거하였다.

생성된 탄화규소 나노와이어의 전기적 특성을 평가하기 위하여 정제되어 수집된 탄화규소 나노와이어를 Pt전극이 입혀진 유리 기판위에 배열한 후, 열처리를 통하여 유리기판과 접촉시켰다. 접촉된 탄화규소 나노와이어의 전기적 특성을 4개의 probe를 사용하는 I-V 측정기를 통하여 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 Cr을 촉매로 사용한 경우, 반응 시간과 온도에 따른 XRD pattern의 변화를 나타낸 것이다. 반응전 C와 Si, SiO₂가 관찰되나, 반응 후 3C moissanite 구조를(JCPDS No. 29-1129) 가진 다결정 탄화규소가 관찰됨을 알 수 있었으며, 온도와 시간이 증가함에 따라 탄화규소의 intensity가 크게 증가하였다. 1300°C에서 20시간 동안 반응시킨 결과, 탄화규소의 peak만 관찰되었다.

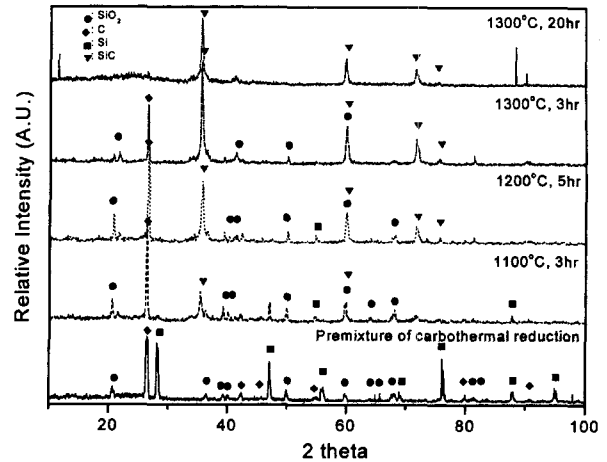


Fig. 1. XRD patterns of SiC nanowires with temperature and times using Cr catalyst.

즉 반응물의 대부분이 탄화규소 나노와이어로 변화되었음을 알 수 있으나, 탄화규소 나노와이어의 상대적인 생성량을 측정한 결과 약 45%만이 변화되었음을 알 수 있었다. 즉 나머지 원료 물질들이 비정질로 존재함을 알 수 있었다. 이러한 XRD pattern의 변화는 Fe와 Ni를 촉매로 사용한 경우에도 유사한 경향을 보였다.

Fig. 2는 촉매의 종류에 따른 미세구조의 변화를 나타낸 것이다. 촉매의 종류와 성장온도에 따라 서로 다른 성장특성을 나타내었다. Fig. 2의 (a)와 (b)는 Ni를 촉매로 사용한 경우로서, 낮은 온도에서는 (1100°C) 휘어진 형상을 가지고 있었으며, 고온의 경우 (1300°C) 거의 직선적으로 성장되었음을 알 수 있었다. 이러한 형상의 변화는 성장과정 중에 공급되는 에너지의 차이로 설명될 수 있다. 탄화규소 나노와이어의 성장이 VLS(vapor-liquid-solid) 성장기구에¹⁴⁾ 의하여 성장됨을 구 형태의 첨단이(화살표로 표시) 발견됨으로서 알 수 있었으며, Fe와 Cr을 사용한 경우에도 유사한 성장기구로 성장됨을 알 수 있었다. VLS 성장기구는 대표적인 나노로드 및 나노와이어의 성장기구로서 액상상태의 금속을 사용하여 반응 가스의 흡착과 석출이 기본적인 성장기구이다. 초기에 열처리에 의하여 응집된 액상상태의 금속표면에 기화된 상태의 원료물질이 흡착된다. 흡착된 원료물질이 금속촉매 내부로의 확산이나 표면확산에 의하여 이동한다. 이 과정에 의하여 촉매금속내부에서 반응물이 과포화 되고, 과포화 된 원료물질이 석출됨으로서 로드 및 와이어의 성장이 이루어진다. 이러한 성장기구는 촉매금속의 위치와 성장방향에 의하여 tip growth model과¹⁵⁾ (촉매금속 아래로 석출되어 성장하는 경우) base growth model로¹⁶⁾ (촉매금속의 윗 부분으로 석출되어 성장하는 경우) 나누어진다. 탄소나노튜브의 경우에 이러한 성장기구의 차이가 확실하게 나타나며, 대부분의 카바이드 나노로드 및 와이어는 tip growth model을 따른다. 반면 산화물 및 질화물 나노로드 및 나노와이어의 경우 대부분 VS (vapor-solid) 성장기구¹⁷⁾를 따라 성장한다. VLS 성장기

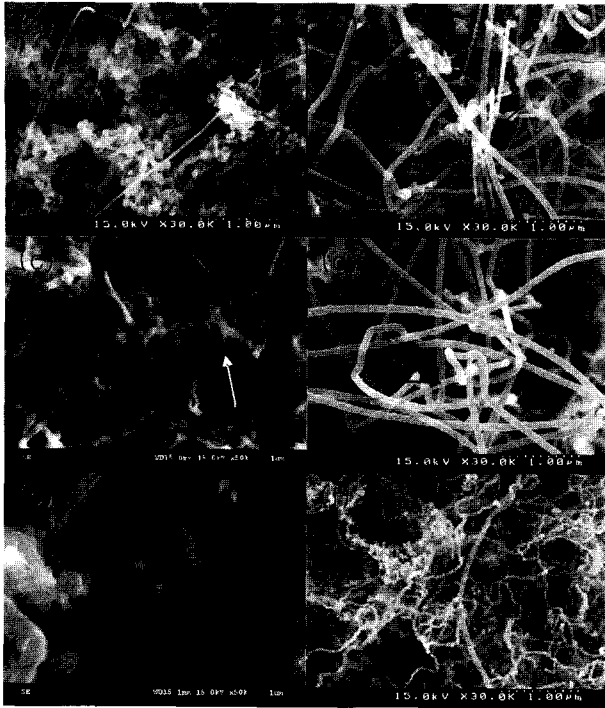


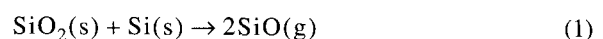
Fig. 2. SEM images of the SiC nanowires by catalyst. (a) Ni used at 1100°C during 20 hrs, (b) Ni used at 1300°C during 20hrs, (c) Fe used at 1100°C during 20 hrs, (d) Fe used at 1300°C during 20 hrs, (e) Cr used at 1100°C during 20 hrs, (f) Cr used at 1300°C during 20 hrs.

구위는 달리 기상화된 원료 물질이 응집되면서 하나의 핵 생성 site를 형성하고 그 위에 계속해서 반응원료가 흡착되면서 성장한다. 이러한 성장이 반복되면 끝이 예리한 첨단 부분에 반응 원료가 도달하고, 도달된 반응원료가 고상화 되면서 root 부분으로 이동하여 전형적인 침상 형태로 성장하게 된다. 이러한 성장반응은 대부분 촉매가 없는 경우에 형성된다. 그러나 첨단 부분에 온도구배나, 원료 내에 첨가되어있던 불순물에 의하여 부분적으로 액상이 형성되는 경우가 있으며, 약간의 단차를 가지는 침상으로 성장한다. 이러한 성장기구를 *mixed type VLS* 성장기구라고¹⁸⁾ 한다.

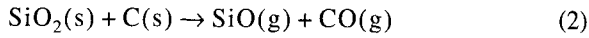
Fe를 촉매로 사용한 경우, (Fig. 2(c), (d)) Ni를 사용한 경우와는 달리 온도변화에도 무관하게 거의 직선적으로 성장하였다. 그러나 Cr을 촉매로 사용한 경우 표면이 상대적으로 거친 형상을 가짐을 알 수 있었다.(Fig. 2(f)) 이러한 형상의 차이는 VLS 성장기구에서 촉매의 영향에 의한 것이다. Ni의 경우 전형적인 VLS 성장기구에 의한 성장특성을 보인다. 즉 낮은 성장 온도에서는 (Fig. 2(a)), 상대적으로 낮은 에너지가 공급된다. 즉 반응물에서 SiO의 휘발양이 상대적으로 감소되며, V-L 계면에서 흡착된 탄화규소가 L-S 계면에서 석출되는 속도가 상대적으로 느려지고, 낮은 성장속도에 의한 석출량의 변화가 주기적으로 발생한다. 이러한 현상은 휘스커의 경우에서도 발생되며 더욱이 고온에서의 열 진동에 의하여 형상의 변화와 성장방향의 변화가 이루어진다.¹⁹⁾ 이

러한 성장기구의 불안정성에 의하여 내부에 많은 적층결함이 형성된다. 그러나 고온의 경우 상대적으로 많은 원료가스의 공급과, 높은 석출속도에 의하여 안정된 나노와이어의 성장이 이루어진다. 그러나 Fe를 촉매로 사용한 경우, 성장온도에 관계없이 거의 직선적으로 탄화규소 나노와이어가 성장되었음을 알 수 있다. Fe의 경우, 나노로드 및 나노와이어의 성장에 대표적으로 사용되는 촉매금속으로서, 일반적으로 원료가스에 대한 반응성이 가장 우수하고 안정된 성장특성을 가진다.^{11,20-21)} Fig. 2의 (c)와 (d)에서 알 수 있듯이 성장온도와 무관하게 유사한 형상을 가짐을 알 수 있었다. 즉 Fe의 경우 저온에서도 안정된 성장속도를 유지함으로써 형상의 변화가 없으며, 이는 촉매의 영향으로 볼 수 있다. VLS 성장기구에 의하면 액상을 유지하고 있는 촉매물질을 통하여 석출과정을 거쳐 나노로드가 성장할 때, 대부분 낮은 계면 에너지를 가지는 slip면으로 석출한다. 따라서 이러한 물리적 특성 및 원료가스와와의 상대적인 친화도 때문에 이러한 성장기구의 차이가 발생할 수 있다. Cr을 촉매로 사용한 경우, (Fig. 2의 (e), (f)) 성장속도가 상당히 낮음을 알 수 있었다. 나노와이어의 성장은 VLS 반응기구를 통하여 이루어졌으나, Fe와 Ni를 촉매로 사용한 경우와는 달리 거친 표면을 가지고 있음을 알 수 있었다. 이러한 거친 표면의 형성은 앞서 Ni의 경우에서 설명된 낮은 성장속도에 의한 성장의 제한에 따른 전위의 발생으로 생각할 수 있으며, 이러한 전위의 발생이 고온에서 지속되는 경우, 추가적인 VS(vapor-solid) 반응으로 이루어진다. 이러한 반응은 *two step growth model*로^{22,23)} 설명할 수 있다. 즉 초기에 VLS 성장기구에 의하여 성장된 나노로드의 표면에 추가적인 VS반응이 이루어지면서 직경의 증가가 발생한다. *Two step growth model*은 1차 성장은 VLS 반응으로 2차 성장은 VS 반응으로 이루어진다. 초기에 금속촉매를 통한 VLS 성장기구에 의하여 나노와이어의 성장이 길이방향으로 이루어지나, 낮은 석출속도에 의하여 성장이 더디어진다. 이러한 직선적인 성장이 이루어질 때 와이어의 내부와 표면에 많은 결함이 형성된다. 이러한 결함이 하나의 핵생성 위치로 작용하여 지속적으로 공급되는 원료가스와 반응하여 직경방향으로의 성장이 이루어진다. 따라서 거친 표면을 가지게 되고 상대적으로 직경이 증가한다. Ni와 Fe를 촉매로 사용한 경우 약 평균 약 30~50 nm의 직경을 가지는 반면, Cr을 사용한 경우 약 10~20 nm 정도 큰 직경을 가지고 있다.

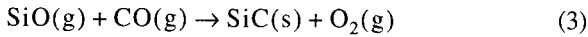
열탄화법에 의한 탄화규소 나노와이어의 성장은 식 (1)~(8)의 과정을 거쳐 이루어진다. 1000°C 이상의 온도에서 SiO₂ 와 Si 분말의 화합물은 식 (1)과 같은 반응을 거쳐 SiO가스를 발생시킨다.²⁰⁾ 여기서 (s)는 고체상태를, (g)는 기체상태를 의미한다.



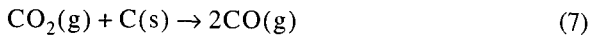
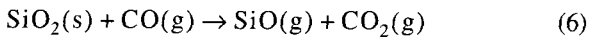
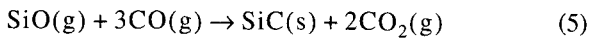
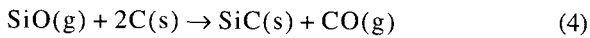
본 연구의 경우, Si과 SiO₂분말과 active carbon이 서로 인접하여 있으므로 식 (2)와 같은 반응이 일어날 수 있다.²⁴⁾



이렇게 발생한 SiO(g)와 CO(g)가 식 (3)과 같이 반응하여 탄화규소 나노와이어를 성장시킨다.



식 (3)의 반응이외에도 식 (4)~(8)과 같은 추가적인 반응²⁴⁾이 연속적으로 발생한다.



앞서 나열된 반응식을 통하여 지속적으로 기체 상태의 SiO가 공급되어 탄화규소 나노와이어의 성장이 이루어진다. 이러한 나노와이어의 성장반응은 CNT-confined reaction 반응²⁵⁾과는 약간의 차이가 존재한다. 주된 나노와이어의 성장반응으로는 식 (6)의 반응이 탄소나노튜브의 외벽에서, 내부에서는 식 (4)의 반응을 통하여 나노와이어의 성장이 이루어진다. 이러한 성장반응의 차이에 의하여 탄소공급원으로 사용된 탄소나노튜브의 직경과 생성된 탄화규소 나노와이어의 직경의 차이가 발생한다.

Fig. 3은 성장된 나노와이어의 미세구조를 투과전자현미경을 사용하여 관찰한 것이다. 각각의 그림 안에 삽입된 SAED(selective area electron diffraction) pattern을 통하여, 촉매의 종류와 관계없이 cubic 결정구조를 가지는 다결정 탄화규소임을 알 수 있었으며, Ring pattern을 분석한 결과, 결정격자가 2.51Å인 (111), 1.55Å인 (220), 1.24Å인 (400)의 순서로 배열되어 있음을 알 수 있었다. Ni와 Fe를 촉매로 사용한 경우, 상대적으로 직선적인 성장을 보였으며, Cr을 사용한 경우, 불규칙한 직경의 나노와이어로 구성되어 있음을 알 수 있다. 또한 나노와이어 내부에 일정방향의 적층결합이 관찰되며, branching 현상이²⁶⁾ 관찰되었다. 내부에 형성되는 적층결합은 앞서 설명된 VLS 성장과정에서 생성된다고 설명되나, 아직 정확한 원인은 밝혀지지 않았다. 그러나 보편적으로 불완전한 석출과정에서 얻어지는 농도 구배의 영향과 성장과정에서 발생하는 원자의 진동으로 설명된다. Givarginov는¹⁹⁾ 촉매 금속내의 과포화도의 급격한 변

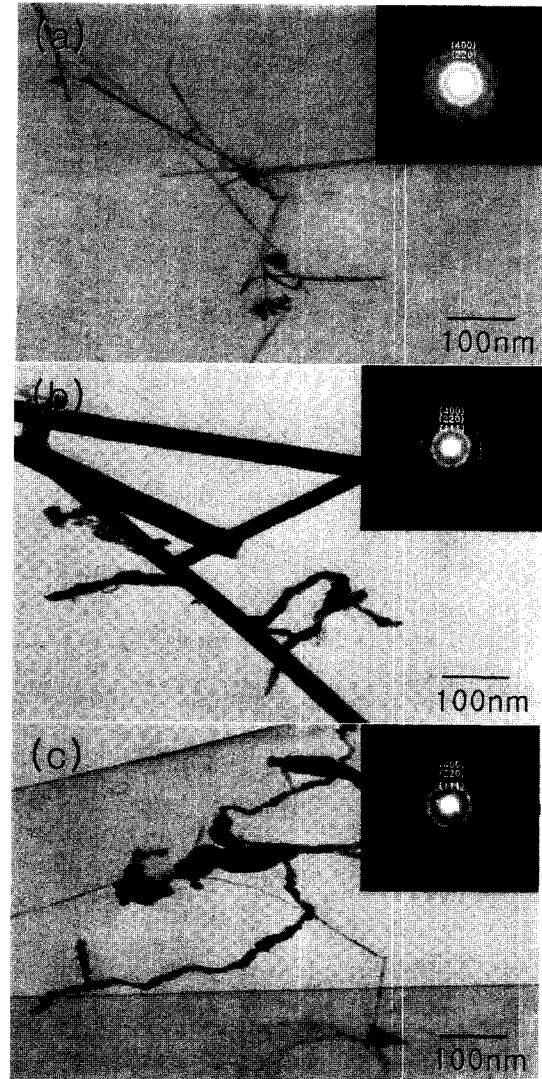


Fig. 3. TEM images and inserted SAED patterns of the SiC nanowires by catalysts. (a) Ni used, (b) Fe used, (c) Cr used.

화에 따른 석출량의 변화로서 이 현상을 설명하였다. Branching 현상은 표면에 노출된 전위나, 여분의 반응가스가 응착되어 형성된 핵생성 사이트에 계속해서 반응가스가 증착되어 새로운 방향으로 나노와이어가 성장하는 것을 말하며, 탄소나노튜브의 경우에도 발견된다.²⁷⁾ Branching으로 성장하는 나노와이어는 내부에 생성된 적층결합의 방향으로 생성되는 경우가 많으며²⁶⁾, 본 실험의 경우에도 내부에 형성된 적층결합의 방향으로 성장됨을 알 수 있었다.

탄화규소 나노와이어의 형성에 미치는 촉매의 영향을 평가하기 위하여 반응전 후의 반응원료의 양을 측정하여 탄화규소 나노와이어의 생성 양을 계산하였다. 반응조건에 따른 변화양을 Fig. 4에 나타내었다. Ni와 Fe를 촉매로 사용한 경우, 약 20~25%의 최대 변화율을 나타내었으나, Cr을 사용한 경우 거의 45%에 이르는 높은 변화율을 나타내었다. 이러한 반응율의 차이는 앞서 설명된 성장기구의 차이에 의한 것이다. 즉 안정된 성장기구를 가진 Fe나 전형적인 성장기구를 가진 Ni의 경우, 대

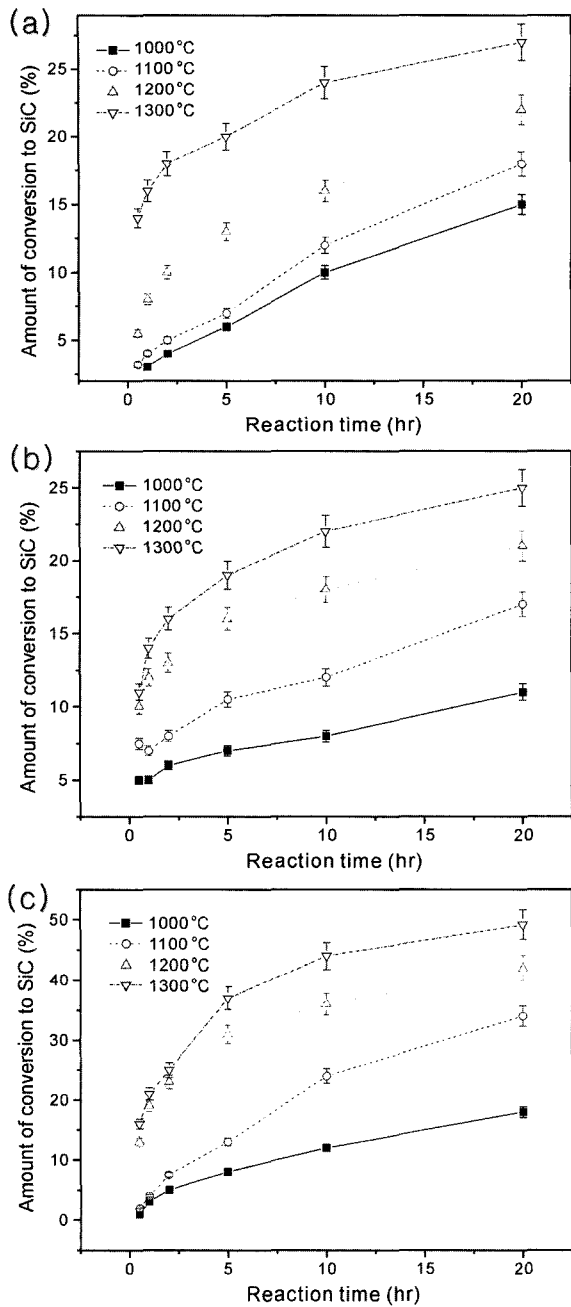


Fig. 4. Variations of quantity of conversion to SiC with time and temperature. (a) Ni used, (b) Fe used, (c) Cr used.

부분의 나노와이어 성장반응이 VLS 기구에 의해 이루어지기 때문이며, 공급되는 여분의 원료가스가 배기되기 때문이다. 그러나 Cr을 촉매로 사용한 경우 앞서 언급하였듯이 VLS 반응이외의 추가적인 VS 반응이 성장된 나노로드의 표면에서 일어나기 때문이며, VS 반응에 의하여 여분의 반응가스가 표면에 형성된 핵생성 site에 증착됨으로서 반응율이 크게 증가한다. 이러한 반응율의 차이는 전체적인 성장기구의 차이에서 얻어지며, 촉매의 물리적 특징과, 반응가스와와의 상대적인 반응성에 의하여 발생됨을 알 수 있다.

I-V 측정을 통하여 threshold field를 계산한 결과, Fe

를 촉매로 사용한 경우 약 $25.4 \text{ V}/\mu\text{m}$, Cr을 촉매로 사용한 경우 $27.3 \text{ V}/\mu\text{m}$, Ni를 촉매로 사용한 경우 $21.6 \text{ V}/\mu\text{m}$ 임을 알 수 있었다. 성장온도가 증가할수록 낮아지는 경향을 보였다. 이러한 threshold field의 차이가 발생하는 이유는 여러 가지 원인이 존재한다. 먼저 촉매로 사용된 금속의 물리적 특성의 영향을 고려할 수 있다. 촉매의 물리적 특성을 고려할 때, 전기저항의 크기는 $\text{Cr} (12.7 \times 10^{-8} \Omega \cdot \text{m}) > \text{Fe} (9.98 \times 10^{-8} \Omega \cdot \text{m}) > \text{Ni} (7.20 \times 10^{-8} \Omega \cdot \text{m})$ 의 관계를 가지므로, 전기전도도의 경우 이의 역순인 $\text{Ni} > \text{Fe} > \text{Cr}$ 의 순서가 된다. 따라서 상대적으로 빠른 전기전도도를 가지는 Ni를 촉매로 사용한 경우, 상대적으로 낮은 threshold voltage를 가지며, Fe, Cr의 순서대로 증가하게 된다. 이러한 차이를 증가시키는 원인 중 하나는 성장속도와 성장기구의 차이이며, Cr을 촉매로 사용한 경우, 낮은 성장속도와 추가적인 VS 성장이 이루어지기 때문에 표면적이 증가하고, 내부에 적층결함이 생성되기 때문에 높은 threshold voltage를 나타낸다. FED로 사용할 때 최종적으로 전자가 방출되는 첨단을 구성하는 물질의 종류, 형상과 직경 또한 특성에 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 또 다른 이유로서는 나노와이어의 결정성과 내부에 존재하는 결함, 나노와이어의 형상, 직경, 길이 등이다. 나노와이어의 결정성이 우수할수록, 나노와이어 내부에 존재하는 결함이 적을수록 전기적 특성이 향상된다. 다결정성을 가진 나노와이어의 경우, 단결정으로 이루어진 나노와이어보다 낮은 특성을 나타내며, 이는 다결정이 가지는 결정입계의 영향으로 생각된다. 또한 일반적으로 나노와이어의 직경이 작을수록, 면적당 나노와이어의 단위밀도가 높아지며, 나노와이어의 형상이 직선에 가까울수록, 저항으로 작용할 수 있는 표면결함이 적어지기 때문에 우수한 특성을 가지는 것으로 여겨진다. 이외에도 촉매로 사용된 금속과 성장된 나노로드의 정합성도 전기적 특성을 좌우하는 중요한 요소이며, 이는 나노와이어의 성장에도 큰 영향을 미치는 것으로 보인다. 본 연구에서 얻어진 약 $25 \sim 27 \text{ V}/\mu\text{m}$ 의 threshold voltage는 기존에 발표된 Mo, Si의 약 $50 \sim 100 \text{ V}/\mu\text{m}$ 과, 도핑되지 않은 diamond 박막의 $30 \sim 120 \text{ V}/\mu\text{m}$ 보다는 낮다. 또한 HF-CVD를 사용하여 Si 위에 성장시킨 탄화규소 나노와이어의 약 $30 \text{ V}/\mu\text{m}$ 보다²⁸⁾ 낮은 값을 가진다. 그러나 Cs와 N_2 가 도핑된 diamond와 ($28, 12 \text{ V}/\mu\text{m}$) 탄소나노튜브 ($5 \sim 7 \text{ V}/\mu\text{m}$), diamond 나노와이어와 ($3 \sim 5 \text{ V}/\mu\text{m}$) 탄소나노튜브 기판을 사용하여 성장된 탄화규소 나노와이어($2.5 \sim 3.5 \text{ V}/\mu\text{m}$)보다 높은 값을 나타낸다. 이러한 차이는 기판 위에 바로 성장되지 않고, 생성된 나노와이어를 접합하여 측정하였기 때문이며, 무배향성에 의한 전자의 손실 및 저항의 증가에 의한 것으로 여겨진다.

4. 결 론

금속촉매를 코팅한 active carbon을 원료로 사용하여 탄

화규소 나노와이어를 성장시켰다. 촉매의 종류에 따라 서로 다른 형상으로 성장함을 알 수 있었으며, 성장조건에 따라 서로 다른 성장특성을 나타냄을 알 수 있었다. 이러한 차이는 촉매의 종류와 사용된 촉매에 의한 상대적인 성장기구의 차이에 의하여 나타남을 알 수 있었다. 성장된 나노와이어는 Fe와 Ni를 촉매로 사용한 경우, 평균 30~50 nm의 직경을 가지고 있었으며, Cr을 사용한 경우 부가적인 VS 반응에 의하여 직경이 약간 증가함을 알 수 있었다. 이러한 성장특성의 차이는 촉매의 물리적 특성과 원료 가스와의 상대적인 반응도에 의한 것이며, Cr의 경우 낮은 성장속도에 의하여 two step growth model에 따라 성장되었다. 이러한 성장기구의 차이에 의하여 원료물질이 탄화규소로의 변화율의 차이가 발생하였으며, Cr의 경우 약 45%의 높은 변화율을 가짐을 알 수 있었다. I-V 측정에 의하여 전기적 특성을 관찰한 결과, 촉매로 사용된 금속의 종류에 따라 약간의 차이를 나타내었으며 이는 촉매금속의 물리적 특성과, 성장기구의 차이에 의한 것으로 여겨진다.

감사의 글

본 연구는 과학기술부 21세기 프론티어 사업 중 나노소재기술개발사업의 지원으로 수행되었으며, 이에 깊은 감사를 드립니다.

참고 문헌

- O. Kordina, L. O. Bjorketun, A. Henry, C. Hallin, R. C. Glass, L. Hultman, J. E. Sundgren, E. Janzen, J. Crystal Growth, **154**(3), 303 (1995).
- J. M. Bonard, H. Kind, T. Stockli, L. O. Nilson, Solid State Electronics, **45**(6), 893 (2001).
- L. C. Chen, S. W. Chang, C. S. Chang, C. Y. Wen, J. J. Wu, Y. F. Chen, Y. S. Huang, K.H. Chen, J. Phys. Chem. Solids, **62**(9), 1567 (2001).
- M. He, I. Minus, P. Zhou, S. N. Mohammed, J. B. Halpern, R. Jacobs, W. L. Sarney, L. S. Riba, R. D. Vispute, Appl. Phys. Lett., **77**(22), 3731 (2000).
- H. Z. Zhang, Y. C. Kong, Y. Z. Wang, X. Du, Z. G. Bai, J. J. Wang, D. P. Yu, Y. Ding, Q. L. Hang, S. Q. Feng, Solid State Comm., **109**(11), 677 (1999).
- B. Xu, H. He, S. Boussaad, N. J. Tao, Electrochimica Acta, **48**(21), 3085 (2003).
- J. V. Milewski, F. D. Gac, J. J. Petrovic, S. R. Skaggs, J. Mater. Sci., **20**, 1160 (1985).
- H. J. Dai, E. W. Wang, Y. Z. Lu, S. S. Fang, C. M. Liber, Nature, **375**(9), 769 (1995).
- G. W. Meng, L. D. Zhang, C. M. Mo, F. Phillipp, Y. Qin, H. J. Li, S. P. Feng, S. Y. Zhang, Mater. Res. Bull., **34**(5), 783 (1999).
- C. C. Tang S. S. Fan, H. Y. dang, J. H. Zhao, C. Zhang, P. Li, Q. Gu, J. Crystal Growth, **210**(4), 595 (2000).
- W. Shi, Y. Zheng, H. Peng, N. Wang, C. S. Lee, S. T. Lee, J. Am. Ceram. Soc., **83**(12), 3228 (2000).
- Y. B. Li, S. S. Xie, X. P. Zou, D. S. Tang, Z. Q. Jiu, W. Y. Zhou, G. Wang, J. Crystal Growth, **223**(2), 125 (2000).
- D. H. Rho, J. S. Kim, D. J. Byun, J. W. Wang, R. I. Kim, Kor. J. Mater. Res., **13**(6), 404 (2003).
- E. I. Givargizov, J. Crystal Growth, **31**(1), 20 (1975).
- Z. W. Pan, S. S. Xie, L. F. Sun, G. Wang, Chem. Phys. Lett., **299**(1), 97 (1999).
- C. J. Lee, J. H. Park, J. Park, Chem. Phys. Lett., **323**(6), 560 (2000).
- Z. G. Bai, D. P. Yu, H. Z. Zhang, Y. Ding, Y. P. Wang, X. Z. Gai, Q. L. Hang, G. C. Xiong, S. Q. Feng, Chem. Phys. Lett., **303**(3), 311 (1999).
- H. Yumoto, R. R. Hasiguti, T. Watanabe, N. Igata, J. Crystal growth, **87**(1), 1 (1988).
- E. I. Givargizov, J. Crystal Growth, **20**(3), 217 (1973).
- X. T. Zhou, H. L. Lai, H. Y. Peng, F. C. K. Au, L. S. Liao, N. Wang, I. Bello, C. S. Lee, S. T. Lee, Chem. Phys. Lett., **318**(1), 58 (2000).
- Y. Zhang, N. Wang, R. He, X. Chen, J. Zhou, Solid State Communications, **118**(11), 595 (2001).
- S. R. Nutt, J. Am. Ceram. Soc., **71**(3), 149 (1988).
- K. M. Knowels, M. V. Ravichandran, J. Am. Ceram. Soc., **80**(5), 1165 (1997).
- Y. Zhang, N. Wang, S. Gao, R. He, S. Maigno, I. Zhu, X. Zhang, Chem. Mater., **14**(8), 3564 (2002).
- W. Han, P. Redlich, F. Ernst, Appl. Phys. Lett., **75**(13), 1875 (1999).
- H. J. Li, Z. J. Li, A. L. Meng, K. Z. Li, X. N. Zhang, Y. P. Xu, J. Alloys and Compounds, **352**(2), 279 (2003).
- B. C. Satishkumar, P. J. Thomas, A. Govindaraj, C. N. R. Rao, Appl. Phys. Lett., **77**(16), 2530 (2000).
- X. T. Zhou, N. Wang, F. C. K. Au, H. L. Lai, H. Y. Peng, I. Bello, C. S. Lee, Mater. Sci. and Eng., **A286**, 119 (2000).