

# 탄화규소 단결정 박막 성장 기술

글 \_ 김무성, 강석민, 조영득, 채경훈  
 LG Innotek LG 소재부품연구소 Silicone Carbide Lab.

## 1. 들어가며

지구 온난화와 석유가격의 급등으로 인해 에너지 절약과 더불어 효율적인 에너지 소비를 위한 제반 기술 개발의 필요성이 대두되는 시점이다. 특히, 가정과 산업에서 사용되고 있는 에너지의 효율적 소비는 매우 중요하다. 오늘날 널리 사용되고 있는 전력변환 장치(AC-DC converters, 산업용 전동기 inverters, 전력 수송 등)는 실리콘 소재를 적용한 전력 반도체 장치로 물리적 한계에 의해 낮은 효율을 가지고 있다. 또한 저효율 전력변환 장치의 사용 규제가 논의되고 있는 현 시점에서 고효율 전력변환이 가능한 새로운 재료에 대한 연구 개발 활동이 활발히 진행되고 있다. 이에 적합한 재료로서 광대역 에너지 갭을 갖는 SiC, GaN, AlN, ZnO와 같은 화합물 반도체가 있으며, 그 중에서 탄화규소(SiC)와 질화갈륨(GaN)에 대한 연구 개발이 두드러지며, 현재 다이오드로 제작되어 적용되고 있다.

고효율의 탄화규소 전력반도체 소자를 전자기기 및 시스템에 적용할 경우 크게 화석연료의 사용량을 줄일 수 있어 자연적으로 CO<sub>2</sub>의 배출량을 감소시킬 수 있다. 이와 같이 탄화규소 전력반도체 소자는 에너지 소비의 감소와 직접적 연관이 있기 때문에 지난 10여 년간 기술선진국들(EU, USA, Japan)을 중심으로 산업관점에서 연구 개발되어 왔지만 고품질 탄화규소 단결정 박막 웨이퍼의 제작 및 이를 이용한 신뢰성 있는 전력반도체 소자의 제작에 대한 괄목할 만한 성과를 이루지 못한 것이 사실이다. 여기에는 크게 두 가지의 이유가 있는데, 탄화규소

단결정 박막 웨이퍼 및 전력반도체 소자의 낮은 품질과 높은 가격 때문이다. 탄화규소는 실리콘 반도체 재료의 대체재로써 반세기 동안 발전 및 개선되어 온 실리콘의 기술적 성과(300mm의 웨이퍼 사이즈, 고품질, 낮은 가격)에 비해 1/3 정도의 웨이퍼 사이즈, 낮은 품질 및 5,000\$(100mm 단결정 박막 기준) 수준의 높은 가격을 형성하고 있다.

이러한 시점에서 탄화규소 단결정 웨이퍼의 대면적화, 고품질화, 저가격화에 대한 괄목할 만한 기술적 성과를 창출하고 CO<sub>2</sub> 배출량 감소 및 에너지 절약이라는 대명제에 보다 한발 앞서 다가서야 할 것이다. 본 원고에서는 탄화규소 단결정 재료를 제조하는 공정 기술에 대한 기본적인 이해를 돕기 위하여 물성적 특징 및 응용 분야에 대해 소개하고, 일반적인 탄화규소 단결정 제조 방법 및 Chloride-based HW-CVD (Hot Wall Chemical Vapor Deposition)를 통한 탄화규소 단결정 박막 성장 및 공정 파라미터에 대해 구체적으로 기술하고자 한다. 마지막으로 현재까지의 기술 개발 현황 및 미래의 산업 전망에 대해서 언급하고자 한다.

## 2. 탄화규소의 물성적 특징

탄화규소는 실리콘(Si) 원자와 카본(C) 원자 간의 공유 결합(sp<sup>3</sup> hybridization)을 기본으로 한 결정이며, 각각의 원자는 사면체 구조 내에서 4개의 다른 원소와 결합을 하고 있다. 특히, 탄화규소는 같은 화학조성에서 다른 결정 구조를 갖고 있으며(Polymorphism), 그 중에서도 한

쪽방향으로의 구조가 다른 결정다형의 대표적인 재료이다. 이론적 계산에 따르면 200여종 이상의 결정다형을 형성할 수 있으나, 실제적으로 관찰된 결정다형은 그 보다 적다. Ramsdell의 보고<sup>1)</sup>에 따라 한주기내에 Si-C의 적층 순서에 따른 숫자와 그들의 기하학적 배열(H:hexagonal, C:cubic, R:rhombohedral)로 표기된다. 가장 많이 나타나는 상은 3C, 4H, 6H, 15R 등이며, 특히, 4H는 전력반도체 소자 응용을 위해 산업관점에서 가장 널리 연구되고 있다. 최근 3C는 MOSFET 및 다른 반도체 소자로의 응용면에서 주목을 받고 있다.

탄화규소는 좁은 에너지갭을 갖는 실리콘과 비교하여 높은 절연 파괴전압, 높은 열전도도, 높은 전자 포화 속도를 가지고 있어 전력 소자로의 응용 면에서 가장 적합한 재료라 할 수 있다. 높은 절연 파괴 전압은 1kV 이상의 매우 높은 전압영역에서 단극소자의 구현을 가능하게 한다. 이는 실리콘에 비해 10배 이상의 절연 파괴전압을 가지기 때문에 1/10배의 탄화규소 단결정 박막 두께와 10배의 도핑 농도로 동일한 소자를 제작할 수 있으며, 이론적으로 단극소자의 On 상태에서 100배의 이득이 있음을 시사한다. 실리콘의 경우 1kV 이상의 단극 소자를 제작함에 있어 한계가 존재하기에 전자와 홀의 플라즈마를 이용한 양극소자로 설계가 진행되고 있다. 전력회로에 탄화규소 단극 소자를 적용할 경우 빠른 스위칭 속도를 얻을 수 있어 양극 소자에 비해 스위칭 손실을 줄일 수 있다. 또한 전력 소자에서 발생한 열은 이동도를 감소시켜 손실을 증가시키는데 탄화규소의 높은 열전도도는 On 상태의 저항 및 스위칭 손실로부터 기인되는 열을 보다 쉽게 확산시켜 소자의 성능을 높일 수 있다. 열전도도

는 단위 면적당 사용되는 파워 밀도와 직접적으로 연관되며, 소자의 칩 사이즈를 결정하는 주요한 인자이다. 이와 같이 높은 열전도도와 열적 안전성을 갖는 탄화규소 전력 소자는 높은 열적 환경에서 동작이 가능하고 제반의 냉각 시스템을 줄일 수 있어 HEV/EV에 적합하다.

탄화규소는 자연에 존재하는 여러 광대역 반도체 재료의 하나로 결정다형의 종류에 따라 에너지갭이 2.4 ~ 3.2eV로 다르게 나타나며, 널리 알려진 재료들에 대한 주된 물성 파라미터를 Table 1에 나타내었다. Table 1에서 나타낸 바와 같이 다이아몬드는 모든 면에서 전력 소자로의 응용을 위한 가장 우수한 재료이다. 그러나 탄화규소는 불활성이며, 높은 온도의 환경 및 가혹한 환경에서도 적용될 수 있는 단단한 재료특성을 가지고 있고, 이미 다른 재료 보다 크기와 품질 면에서 우수한 단결정 기판의 제작과 전력 소자의 특성에 맞는 전도성(n-/p-type) 제어가 가능하여 빠른 상용화가 가능하다. 같은 온도에서 탄화규소 전력 소자와 동작이 가능한 값싸고 신뢰성 높은 패키징 재료에 대한 연구 개발 또한 MOSFET 상용화를 위해 동시에 이루어져야 할 것이다.

### 3. 탄화규소 전력 소자의 응용 분야

오늘날 모든 에너지 소비의 40%가 전자기기에서 소모되고 있다. 이는 향후 30년 내에 60% 이상으로 증가할 것으로 예상되며, 잇따른 온실 가스의 방출과 에너지원의 고갈로 인한 많은 문제가 야기될 것이다<sup>9)</sup>. 전 세계 에너지 사용량 40% 중에 50% 이상이 가정 및 산업용 모터를 움직이는데 사용되고 있다(Fig. 1). 전력 소자는 높

Table 1. Basic Parameters of Some Semiconductors <sup>2-4)</sup>

Material	Band gap [eV]	T <sub>w</sub> [K]	λ [W cm <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> ]	E <sub>cr</sub> [x10 <sup>5</sup> Vcm <sup>-1</sup> ]	V <sub>s</sub> [x10 <sup>7</sup> cm s <sup>-1</sup> ]
Si	1.12	410	1.35	2.5	1
GaAs	1.43	570	0.45	2.6	1
3C-SiC	2.2	840	3-5	12	2.5
6H-SiC	3	1200	5-7	21	2
4H-SiC	3.2	1230	5-7	30	2
GaN	3.45	1250	1	40	3
Diamond	5.45	2100	14	190	2.7
AlN	6.2	2100	2	-	1.5

Note : T<sub>w</sub> = working temperature; λ = thermal conductivity; E<sub>cr</sub> = critical electrical breakdown field; V<sub>s</sub> = saturated carrier velocity

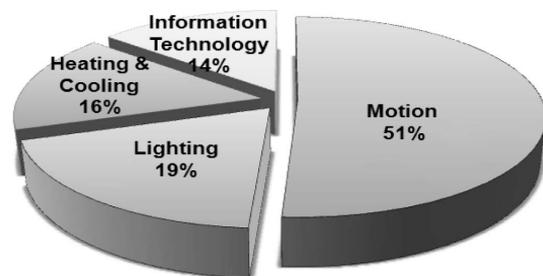


Fig. 1. Worldwide electricity usage by application area.<sup>7)</sup>

은 전력 등급(소자를 통해 전달된 전류와 전압에 의해 일을 수행하거나 에너지로 변환하는 비율)을 갖도록 설계된 모든 전자기기 시스템 내에서 에너지 흐름을 조절한다.

가변속 모터를 사용하는 산업분야, 전원 공급 장치를 부착한 컴퓨터와 같은 전자기기를 사용하는 사람, 높은 효율과 신뢰성을 갖는 전력 배전 시스템으로 이익을 얻는 지방 자치 단체, 주요 엔진 파라미터를 신뢰성 있게 빠르게 동작할 수 있는 탄화규소로 제작된 각종 센서를 탑재한 수송 수단에 이르기 까지 모든 전자기기 시스템에서 탄화규소 전력 소자의 채용은 큰 파급 효과를 낼 수 있다. 전자기기를 사용하는 모든 응용 분야에서 고효율 전력 소자는 에너지 절약을 약속 할 수 있다. Fig. 1에서 보는 바와 같이 모터를 제어하는 소자의 효율은 에너지 절약의 가장 큰 부분을 담당하고 있으며, 산업 분야, 수송, 가전에 이르기까지 그 응용 범위가 아주 넓다고 할 수 있다. 산업에서 움직이는 모든 것들(fans, conveyers, winders, roller tables, spinning, pumps, cranes, paper machines, debarking drums, centrifuges, drilling, decanters, 등등)이 모터를 필요로 하기에 산업 분야를 구체적으로 살펴보면 에너지 절약 정도를 계산할 수 있을 것이다. 일반적인 모터는 주어진 전력에 상관없이 그들의 최대 능력대로 동작이 유지되며, 최대 속도에 간신히 다다를 수 있다. 가변속 모터의 경우 주어진 전력의 10% 이상으로 동작이 가능하며, 이때 평균적으로 40%의 에너지를 절약할 수 있다. 비록 가변속 모터는 제어에 필요한 에너지의 소비는 작지만 가전제품의 경우 항상 일정한 양의 에너지를 사용하고 있고 고효율 전력 소자를 채용함으로써 실제 소비의 60%를 감소시킬 수 있다.

수송 수단에서는 고효율 전력 소자를 탑재한 모터 사용 시 많은 장점을 얻을 수 있다. 탄화규소는 동일한 전력 능력을 얻기 위해 다른 재료들 보다 사이즈를 작게 할 수 있고 특정 냉각 시스템을 필요로 하지 않기 때문이다. 예를 들면, 특정 냉각 시스템의 제거로 부피와 무게가 감소한 철도와 전철을 견인할 경우 그 자체가 에너지 효율이 높은 견인이라 할 수 있다.<sup>8)</sup>

독일의 산업에서 보고된 바에 따르면, 모든 모터 중에

서 12%가 고효율 전력 소자를 탑재하고 운행할 경우 최소 20%의 에너지 절약을 할 수 있으며, 이는 약 9개의 화력발전소 발전량(22TWh)과 비슷하다. 좀 더 글로벌 관점으로 확장시키면, 고효율 모터는 연간 202B kWh의 에너지를 절약과 75M 톤의 CO<sub>2</sub> 방출량을 감소시킬 수 있으며, 향후 20여 년간 45GW급의 새로운 발전 시스템

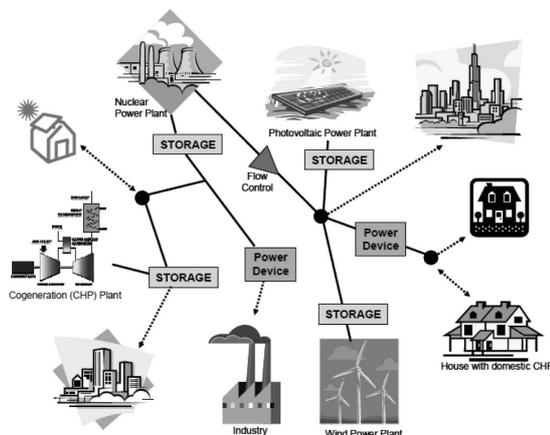


Fig. 2. Architecture of future distributed network of smart grid management. Example of decentralized network with power variation<sup>10)</sup>.

구축을 없앨 수 있다.<sup>9)</sup>

태양광 및 풍력과 같은 신재생에너지에서도 많은 장점을 가진다. 태양광과 풍력은 높은 전압의 에너지를 생산할 수 있으나, 태양이나 바람이 없어 전기를 생산하지 못할 때도 공급할 수 있도록 저장해야만 한다. 종종 저장소는 낮은 충전상태가 되며, 이 때 여러 단계의 전력 변환을 통해 송/배전 라인에서 AC로 변환되어 재충전되거나 직접 전력 그리드에 공급할 수 있게 된다. 탄화규소는 이러한 신재생에너지 시스템 내의 모든 AC/DC 변환기에서 10% 이상의 높은 변환효율을 갖게 하는 중요한 역할을 하게 한다(Fig. 2).<sup>10)</sup>

향후 10년 동안 아시아 개발도상국들의 비약적인 발전과 함께 모든 가전제품에 탄화규소 전력 소자가 적용될 것이며, 그 에너지 절약량은 추정이 어려울 정도로 확대될 것이다. 또한 모든 전기 구동용 수송 수단도 약 20% 정도의 실제 손실 중 25% 이상의 에너지 절약을 기대할 수 있다.<sup>9)</sup>

탄화규소는 에너지를 절약할 수 있는 장점을 가지지만, 아직 탄화규소는 재료 자체의 높은 생산 단가로 인해 많은 제약이 있다. 본 원고에서 구체적으로 다루어질 Chloride-based CVD는 공정으로 후막을 성장시킬 경우, 표준 CVD 공정보다 10배의 빠른 성장 속도를 가지며, 짧은 생산 사이클을 가능하게 하여 탄화규소의 양산시 원가를 낮출 수 있다.

Table 2에 나타낸 바와 같이, 100um 탄화규소 단결정 박막을 성장하는데 약 9시간의 시간을 절약할 수 있다. 공정 시간을 단축한다는 것은 생산 원가 감소와 환경적 요소의 절감 효과를 가질 수 있다. 공정에 필요한 단위 요소 즉, 시간당 사용되는 냉각수, 배기가스의 처리 비용의 절감 및 부품/부재의 수명 연장을 고려할 때 80% 이상의 절감 효과가 있으며, 1,600°C의 성장 온도에서 사용되는 캐리어 가스 및 전력 소비량은 약 90% 감소된다. 또한 CVD 반응로는 고속 성장 공정 사용시간을 고려할 때 10배의 수명이 예상된다.

E. Janzen 그룹에서는 탄화규소 단결정 박막 성장에 Chloride-based CVD 공정으로 후막을 성장시킬 경우, 표준 CVD 보다 공정 단가를 80-90% 절감함과 동시에 고품질의 탄화규소 단결정 박막에 대한 연구를 보고 하였다. 이는 보다 환경친화적 공정으로 생산 원가를 절감할 수 있는 좋은 예가 되며, 탄화규소 단결정 박막 기술 개발에 박차를 가하고 있다.

시장에서 채용될 만큼의 품질 및 성능 향상을 위해 극복해야 할 과제들은 아직도 많이 남아 있다. 앞서 언급된 바와 같이 탄화규소 전력 소자의 가격이 실리콘 전력 소자에 비해 현저히 높게 책정되어 있는 것이다. 또한, 오늘날 요구되어지는 전력 소자의 표준 신뢰성과 안전성에 미치지 못하고 고객이 채용할 정도의 신뢰도를 제공하고 있지 못하고 있다. 또한 이러한 새로운 기술을 적용하는

데 자금과 시간이 필요한 반면 급변하는 기술 환경에 대응하기에는 부족하다. 산업 및 가정에서 사용되고 있는 기기가 노화되고 더 이상 제 성능을 발휘하지 못하는 시점에 고효율의 전력 소자가 채용된 새로운 기기로 대체 되는 것이 자연스러운 현상일 것이다. 이에 유럽을 주축으로 정부 차원에서 효율 규제를 통한 점진적인 시장 진입을 요구하고 있는 실정이다.

#### 4. 탄화규소 단결정 성장 (Bulk Growth)

1824년 스웨덴 과학자 J.J. Berzelius에 의해 다이아몬드를 합성하는 과정 중에 처음으로 탄화규소가 발견되었다.<sup>11)</sup> 1891년 E.G. Achson은 다양한 크기의 탄화규소의 다결정 및 작은 단결정 조각을 얻기 위해 새로운 합성법을 고안하였다.<sup>16,17)</sup> 여기에서 얻은 탄화규소의 품질은 연마제나 절단용 부품에 적용하기에 충분하며, 현재까지 사용되고 있다. 이 합성법은 탄화규소 결정을 얻기 위해 실리카, 코크, 미량의 톱밥과 소금(NaCl)을 섞어 2,700°C 까지 전기적으로 가열하는 아주 간단한 공정을 가지고 있다. 여기서 소금은 염소화 휘발성 반응물을 생성하여 정제하는 역할을 담당한다.

Moissanite라고 불리우는 탄화규소의 Gemstones은 보석 시장에서 매력적이며, 이는 1905년 프랑스 과학자 H. Moissan에 의해 발견되어 자연 상태로 지구상에 존재하는 것을 증명하였다.<sup>15)</sup> 1906년 H. Dunwoody는 최초의 다이오드로 탄화규소를 통해 제작하였으며, 1907년 H.J. Round는 최초의 발광 소자를 제작하였다.<sup>12)</sup> 1955년 J.A. Lely는 보다 큰 사이즈와 결정 품질이 좋은 탄화규소 단결정 시편을 얻기 위해 성장 방법을 개발하였으며, 다결정 탄화규소 분말을 가압 분위기에 넣어 2,600°C까지 가열하고 온도 구배를 주어 결정 품질을 향상시켰다.<sup>18)</sup>

Table. 2. Cost Comparisons between the Standard and Chlorinated-CVD Process

Materials and time consumption for a 100um thick SiC epilayer	Cycle time -no growth (min)	Epilayer deposition (min)	Hydrogen consumption (cubic meter*)	Power consumption (kW**)
standard CVD process at 10 um/h	120	600	90	300
CVD reactor with Cl-CVD process at 100um/h	120	60	9	30
Saving	0	540	81	270

Note: \* = typical consumption of 9 cubic meter/h; \*\* = typical consumption of 30 kW/h.

1960년대까지 실리콘 기술 개발의 호황기 동안 탄화규소는 침체기에 있었다.

Lely법에 의해 제작된 고품질의 시편은 1978년 Tairov와 Tsvetkov에 의해 고안된 Seeded sublimation method (일명 Modified Lely Method)의 종자정으로 사용되었다.<sup>13)</sup> 이 방법은 종래의 Lely법과 달리 감압 분위기에서 승화반응을 제어하며, 상대적으로 낮은 온도 영역에 위치한 종자정에 결정이 성장하여 두꺼운 단결정 성장을 가능하게 하였다. 특히, 고순도 흑연도가니, 진공 또는 주입 가스 분위기에서의 성장, 축과 사선 방향의 정확한 온도 구배가 이 방법의 핵심 요소라 할 수 있으며, 보다 엄밀히 표현하면 Physical Vapor Transport (PVT법)이라 할 수 있다.

1987년 Cree사는 탄화규소 단결정을 대구경 및 후막으로 성장하기 위한 PVT의 개발을 목적으로 설립되었으며, 제작된 단결정이 시장에서 이용될 수 있도록 가공되면서 바야흐로 탄화규소의 시대가 열리기 시작하였다.<sup>19)</sup>

PVT 공정은 승화의 물리적 과정에 기초하고 있으며, 많은 인자들이 최종 결정 품질에 직접적으로 중요한 영향을 끼치고 있다. 도가니는 일반적으로 Fig. 3에서 보는 바와 같이 RF heating을 위한 유도 코일로 둘러싸여 있는 석영관 내부에 절연 흑연 펠트 내에 위치한 원통형 고순도 흑연으로 제작되어 있다. 공정은 2,400°C에서 진공 또는 Ar 분위기에서 진행되며, 이때 탄화규소는 SiC<sub>2</sub>,

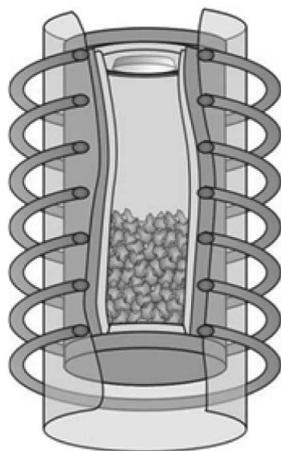


Fig. 3. A typical PVT system.

Si<sub>2</sub>C, Si의 증기 상태로 승화된다. 이러한 증기들이 종자정 위에 응축되어 성장하게 되고, 성장속도, ingot 모양, 품질은 축과 사선 방향의 온도 구배에 의해 주로 결정된다. PVT를 통해 1mm/h 이상의 고속 성장이 가능하고 종자정의 크기보다 크게 키울 수 있다. 하지만 단점은 고품질의 단결정 성장이 어렵고 고온의 공정 조건에서 이루어진다는 것이다. 즉, 고온 상태에서 좁은 온도 구배의 유지가 어려워 단결정내에 많은 스트레스를 줄 수 있으며, 많은 절연 재료를 사용하지 않는다면 가열과 냉각에 많은 에너지를 소비하게 되며, 도가니의 사용 주기가 짧아져 높은 공정 단가를 가질 수밖에 없다.

90년 후반에 이르러 고온 화학기상증착(High Temperature Chemical Vapor Deposition; HTCVD)가 고안되었다<sup>20,21)</sup> (Fig. 4). PVT법과 비교해 볼 때 크게 두가지 점에서 차이가 난다. 원료 재료로써 실란, 에틸렌과 같은 고순도 가스를 사용하는 것과 반응로가 닫힌계(Closed system)가 아닌 열려져 있다는 것이다. 또한 단결정 성장온도가 2,000°C로 PVT법 보다 낮으나, 두 시스템은 거의 흡사하다. 사실 HTCVD 공정상에서는 비화학량론비를 갖는 탄화규소 미세결정이 가스 상태에서 형성

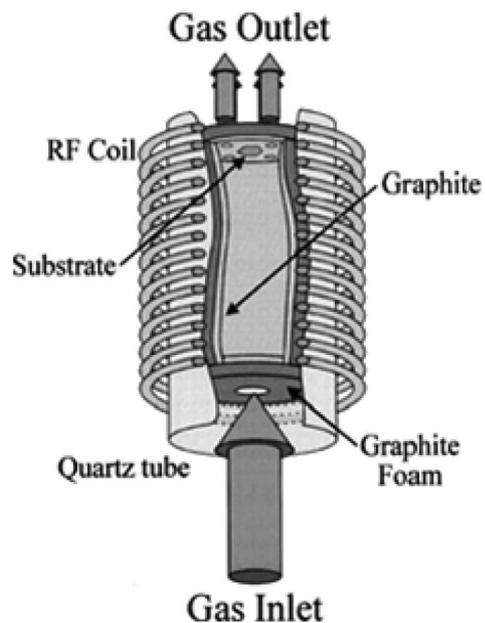


Fig. 4. A HTCVD reactor.

이 되고 승화를 유도한다. 그 후 결과적으로는 PVT법 성장에서와 같이 종자정위에서 승화된 증기들이 증축되어 성장한다. 게다가 승화가 일어나는 과정 중에 승화된 증기의 다량 유입에 의해 단결정 성장이 유도되고, HTCVD의 공정 압력은 성장 프로파일, 속도, 균일성을 확보하기 위해 넓은 영역에서 조절되어 진다. 고순도 가스 소스를 통해 단결정의 불순물을 제어할 수 있어 RF 소자로 응용이 되는 높은 비저항을 갖는 반절연 탄화규소를 제작할 수 있는 것이 HTCVD 공정의 가장 큰 특징이라 할 수 있다. 하지만 PVT법에 비해 성장 속도가 낮고 ingot 길이가 제한적이며, 반응로 내의 높은 온도 구배에 의해 단결정 품질이 다소 낮아 재현성과 생산 수율이 낮다는 단점이 있다. 그럼에도 불구하고 HTCVD법으로 제작된 탄화규소 단결정은 시장에 유통되고 있다.<sup>22)</sup>

최근 Halide CVD(HCVD)라 불리는 새로운 기술이 소개되었다.<sup>23,24)</sup> HCVD는 HTCVD 공정과 흡사하며, Chlorinated precursor를 채용하고 반응로의 구조에서 차이난다. 실리콘과 카본 소스의 주입구가 분리되어 있으며, 배기구가 반응로 아래에 위치한다. HTCVD와 마찬가지로 실리콘 전구체는 염소를 포함한 silicon tetrachloride (SiCl<sub>4</sub>)이며, 가스 상태에서 실리콘 클러스터의 형성을 억제한다. 원론적으로 이런 전구체의 사용은 성장온도를 낮출 수 있고 가스 주입구에 형성되는 기생 성장을 최소화 할 수 있는 2,000°C 이상에서 일반적으로 성장된다. 한계와 단점은 HTCVD 공정과 유사하나, 아직 상용화되어 시장에 유통되는 제품은 없다. 오늘날 미국의 Cree사는 100mm의 고품질 단결정 웨이퍼를 시판하고 있으며, 150mm의 웨이퍼를 연구 단계에서 실현하였다.<sup>14)</sup>

### 5. 단결정 박막 성장 (Epitaxial Growth)

탄화규소 ingot에서 잘라낸 웨이퍼의 전기적 특성만으로는 직접적인 전자소자로 적용하기 쉽지 않으며, 기판의 표면에 한층 혹은 다층구조의 단결정 박막을 성장해야만 전자소자로써 사용이 가능하다. 이러한 단결정 박막들은 특정 전자소자로 이용하기 위해 일정한 두께와 전도도 그리고 정확한 도펀트(dopant) 농도가 요구된다.

Epitaxy의 어원은 그리스어로 기판과 같은 구조를 가지면서 성장한다는 말이다. 기판과 물리적, 화학적으로 구조가 완전히 일치하는 경우는 동종박막 성장 (homoeptitaxial growth)이라 하고, 다른 경우는 이종박막 성장 (heteroeptitaxial growth)이라 부른다.

#### 5.1. 단결정 박막 성장로 (Epitaxial reactors)

SiC의 단결정 박막 성장기술은 일반적으로 CVD (Chemical Vapor Deposition)방법을 이용한다. 반응가스의 종류는 가열된 기판위에서 경계층(boundary layer)를 형성하게 된다. 또한 분해되어 경계층으로 확산되고 기판에 붙게 된다. 기판 표면에 붙은 화학종은 재배열되어 단결정 박막으로 성장하게 된다. CVD이외에도 많은 단결정 박막 성장법이 있는데, Molecular Beam Epitaxy (MBE)<sup>25)</sup>, Sublimation Epitaxy<sup>26)</sup>, Liquid Phase Epitaxy(LPE)<sup>27)</sup> 등이 대표적인 방법들이다. MBE의 경우 단결정 박막성장 초기 상태를 관찰할 수 있는 기술로 매우 얇은 막의 형성이나 실리콘 기판에 탄화규소를 형성할 수 있는 방법이다. MBE는 고상 원료를 sputtering방법이나 가열을 통해 공급하고, 고진공 상태에서 단결정 박막을 형성한다. 매우 정밀하게 성장을 조절할 수 있지만, 시간당 1 um 이하<sup>25)</sup>의 성장속도를 가지기 때문에 산업적으로 이용은 불가능하다.

Sublimation 단결정 박막 성장법은 PVT(Physical Vapor Transport) 방법과 같은 원리를 가진다. 시간당 200um이상의 빠른 성장속도를 가지지만, 높은 background 도핑과 불순물 혼입을 단점으로 가지고 있다. 단결정 박막은 웨이퍼 전체에 균일하고 정확한 두께와 도핑 농도를 요구하지만 위 두 방법은 이러한 조건을 만족시키지 못한다.<sup>26)</sup>

LPE는 p-n접합이나 웨이퍼에 존재하는micropipe를 메우기 위해 사용되었던 방법이다. 탄소 용해도를 높이기 위해 Sc, Pb, Sn, Ge 등의 불순물을 첨가하고, 탄소 함유량을 높인 용융 실리콘으로 채워진 후연도가니에 웨이퍼를 dipping 하는 방법이다. 이 방법은 CVD보다는 높은 성장속도를 보이지만 도핑 농도 조절이 힘들고 표면 형상이 매우 나쁘다.<sup>27)</sup>

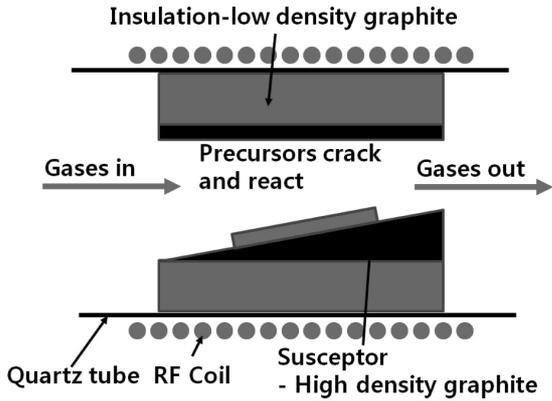


Fig. 5. Schematic of a horizontal hot-wall CVD reactor.

CVD 공정은 소자 제조용 단결정 박막 성장을 위한 가장 좋은 방법이다. 많은 형태의 반응로가 사용되고 있으나, 도핑 농도 및 두께 균일도가 좋은 박막 성장을 가능하게 하는 장치는 많지 않다. 반응로는 크게 수평 타입과 수직 타입으로 나누어진다. 이는 가스 흐름 방향과 웨이퍼의 위치에 의존하며, 웨이퍼 표면에 가스가 직접적으로 수직 또는 수평으로 흐르게 된다. 또한 반응로 내에서 가열되는 부분에 따라서 Clod-Wall, Warm-Wall 그리고 Hot-Wall로 구분할 수 있다.<sup>28)</sup> 성장 중에 웨이퍼가 위치한 부분 또는 전체의 susceptor가 연속적으로 회전함으로써 균일도를 향상시킬 수 있다. 요즘은 일반적으로 산업에서 사용되고 있는 반응로는 Linkoping 대학의 Kordina 교수<sup>29)</sup>가 개발한 수평 타입 Hot-Wall CVD이며, 이는 다수의 웨이퍼를 적용하여 균일도 향상 및 고품질의 단결정 박막 성장을 가능하게 한다<sup>30)</sup> (Fig. 5).

양산을 위하여 산업에서 응용하고 있는 planetary 반응로는 근본적으로 수평 타입 Hot-Wall 반응로와 유사하다. 균일도 향상을 위해 susceptor와 웨이퍼를 받치고 있는 satellites를 동시에 회전하는 점에서 차이가 있다. 하지만 유지 및 보수비용이 많다는 단점이 있다.<sup>31)</sup> 일반적으로 수평 타입은 laminar flow가 유지된 조건에서 감압하여 성장하며, laminar flow에 의해 반응로 전면에 다소 두꺼운 경계층이 생성된다. 반응 가스는 이 경계층을 통해 확산되며, 기판에 도달하여 성장을 하게 된다. 이 경계층의 두께에 따라 성장 속도가 달라지지만, 이 두께

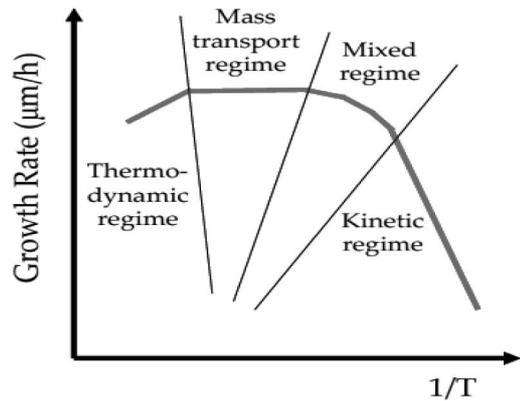


Fig. 6. Growth regimes dependence on growth temperature.

는 주로 가스의 속도와 반응압력에 의존한다.<sup>32)</sup>

## 5.2. 성장 영역과 양상 (Growth regimes and modes)

열역학적 그리고 동력학적인 현상은 성장공정을 결정한다. 열역학적인 해석은 주로 단결정 박막의 결정학적 생성에 대한 이해의 측면에서 매우 중요하며, 동력학적인 요소는 가스 상의 반응속도를 관장하고 동시에 성장된 재료의 품질에 영향을 준다. 성장 중에 주요 인자인 온도와 압력은 중간 생성물이 과포화 상태에서 성장할 수 있도록 조절되어 진다. 여러 성장 영역과 양상은 주로 성장 온도와 과포화 조건에 의존하여 기판 표면에서 이루어진다. 낮은 온도 (1300°C 이하)에서의 박막성장은 비정질의 성장이 자주 나타나며 동력학적인 요소에 의해 지배 받는다. 1300~1500°C 사이의 중간 영역에서는 다결정의 생성이나 3C-SiC와 같은 단결정의 형태로 나타난다. 일반적인 성장 온도 영역(1500~1600°C)인 mass transport 영역에서는 성장표면 위에 다량의 반응 가스 종이 확산 되도록 유도하며, 온도와 기판의 표면 상태(flat terraces, stepped structures, etc)에 따라서 성장 양상을 추론할 수 있다. 탄화규소 ingot 성장과 같은 온도영역인 1700°C 이상의 영역 또한 mass transport 영역에 있다. 이 영역에서는 주로 열역학적 요소에 의존하며, 부분적으로 성장 조건에 따라 영향을 받는다. 따라서 단결정 성장을 위해 유리한 조건이라 할 수 있다 (Fig. 6).

일반적인 단결정 박막 성장 공정은 기상 전구체, 고상

전구체의 승화에 의해 생성된 증기, 액상 전구체를 통과한 캐리어 가스의 버블링에 의한 가스 상태의 시스템 내에서 진행된다. CVD를 이용하여 탄화규소 단결정 박막을 제조하는 경우도 같은 공정을 이용한다. 단결정 박막 성장 공정은 다음과 같은 단계로 결정이 성장하게 된다.

1) 반응로 내에 반응가스의 mass transport 2) 반응가스의 반응 3) 결정표면으로 반응물의 확산 4) 기판 표면에 몇몇 가스종의 흡착 5) 기판 표면 위로 흡착된 원자들의 확산 6) 기판 표면에서 원자가 결합하거나 원자의 탈착 7) 탈착된 가스종이나 반응에 참가하지 못한 부산물의 배기.<sup>33)</sup> 이러한 메커니즘을 Fig. 7에 도식화하였다. 또한 반응로의 형태, 열 구배, 가스의 운동 정도와 속도, 기판의 표면조도, 전구체의 농도와 비율과 같은 공정 인자들은 각각의 단계에서 많은 영향을 미친다.

Island 성장(Volmer-Weber), layer-by-Layer 성장(Frank-van der Merve), 두 성장 양상이 결합된 성장(Stranki-Krastanov)과 같이 성장 표면의 형태로 나눌 수 있다.<sup>34)</sup> Island 성장 양상은 흡착원자와 기판 간의 결합강도가 약할 때 일어나며, layer-by-layer 성장 양상은 흡착원자와 기판 간의 결합강도가 강할 때 우세하게 나타난다. 세 번째 성장 양상은 초기에 형성된 박막이 표면 에너지를 변화시켜 흡착된 원자로 하여금 island 성장을 야기하게 하기 때문에 나타나는 현상이다. 이러한 현상은 탄화규소 단결정 박막의 성장에 매우 중요한 요인이 된다. 반응 가스의 확산 이후 원자가 안착하는 테라스에서는 그 너비

에 따라 여러 성장 양상이 나타날 수 있다. 뿐만 아니라 전구체의 중간 생성물의 비율에 따라 여러 island 구조 (pillar, hillock, etc) 및 스텝의 발달을 촉진시킨다. 탄화규소의 경우 앞 선 두 개의 양상이 두드러진다. 일반적으로 Island 성장은 기저면(0001)과 평행하게 잘린 기판 위에서 성장시킬 경우 잘 나타난다. 평평하고 넓은 테라스 위로 원자가 흡착될 때, 우선 2D 핵생성이 되고 이는 나선형의 성장으로 전위 결합으로 나타난다. 탄화규소는 많은 다른 적층 형태를 가질 수 있어 4H와 6H와 같은 hexagonal 기판에서 성장하는 경우 3C-SiC 핵생성은 자주 일어난다. Matsunami 그룹은 기저면 으로부터 작은 각도로 잘린 기판(Off-axis)을 처음으로 적용했으며, 테라스의 너비가 좁고 스텝을 가진 구조로 layer-by-layer 성장을 유도하였다.<sup>35)</sup> 이러한 방법을 이용하면 낮은 온도에서 성장이 가능하며, island 성장에 의한 다른 결정다형의 형성을 억제할 수 있다. 하지만 성장 온도는 표면에 흡착된 원자의 운동도를 충분히 유지할 만큼은 유지하여야 한다.

### 5.3. 성장 변수 (Growth parameters)

#### Off-axis Substrate

오늘날 상업적인 웨이퍼는 100mm로 4H-SiC 의 경우는 [11-20] 방향으로 8° 와 4°로 절단되어 있으며, 6H-SiC의 경우는 3.5°로 절단되어 있다. 또한 On-axis 또는

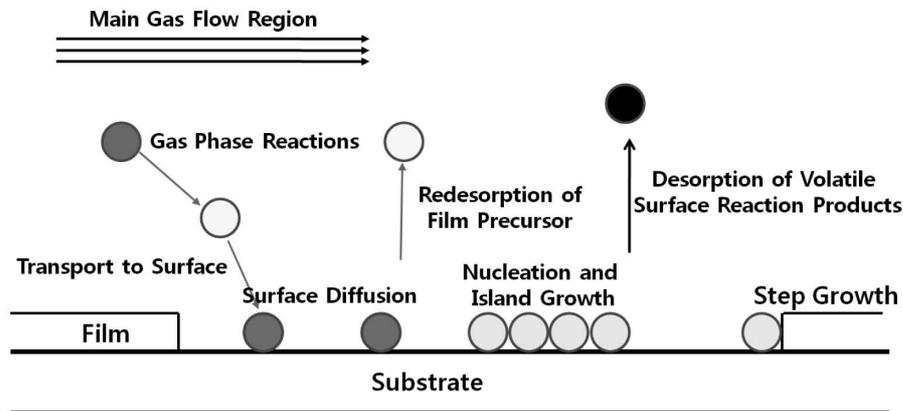


Fig. 7. Gas Phase reactions and solid phase processes leading to the growth of an epitaxial layer.<sup>33)</sup>

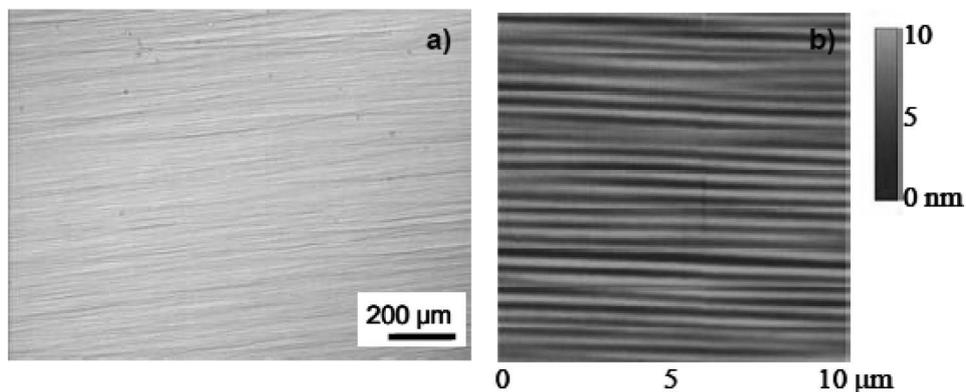


Fig. 8. Epilayer grown on 4° off-axis 4H-SiC: a) Optical microscope image of a 10 $\mu$ m thick layer; b) AFM of a 10 $\times$ 10 $\mu$ m<sup>2</sup> area with a RMS of 2.3nm.

2° 이하의 off-axis 기판에 대한 수요도 증가하는 추세이다. 8° off-axis 기판은 넓은 영역의 공정 변수의 적용이 가능하다. 동종박막 성장은 1300°C와 같은 매우 낮은 온도에서도 적용한 예가 있으며,<sup>36)</sup> 작은 각으로 절단한 경우에서 적용이 불가능 했던 영역의 공정 변수의 적용도 용이하다. 대부분의 결함은 기판의 형태와 상관없이 동일하다. 성장된 박막 내에 존재하는 기저면전위의 존재와 확장은 양극 소자가 동작할 때 순방향 전압의 변동을 초래한다.<sup>37)</sup> 일반적으로 On-axis 증자정을 사용하여 단결정을 성장하고, 이를 Off-axis로 절단하면 50% 이상의 손실을 가져오게 되어 제조단가의 상승을 유발한다. 4° off-axis 4H-SiC 기판이 사용됨에 따라 잉곳의 손실은 많이 줄어들었다. 하지만 Step-bunching은 이러한 Off-axis 기판을 사용할 경우 고려해야할 것 중 하나이다 (Fig. 8). 이것은 4H-SiC 기판에 존재하는 두 개의 다른 스텝의 다른 에너지에서 기인한다.

1500°C 이상의 성장온도에서 에너지 차이는 성장 속도가 빠른 영역과 느린 영역 두 가지로 나타나게 되고 그에 따라 고도차이가 나는 두 개의 테라스를 만들게 된다. 결과적으로 표면 거칠기는 심해진다.<sup>38)</sup> 좀 더 낮은 온도에서 성장을 하게 되면 3C-SiC의 형성과 삼각형의 결함이 나타난다.<sup>39)</sup> 낮은 온도와 낮은 C/Si 비율과 같은 특정 성장변수의 조합에 의해 이러한 결함 요인을 줄일 수 있지만 성장 속도의 한계를 초래한다. 기판 표면의 준비 상태

에 따라 박막 성장 중 발생할 결함의 원인을 제거할 뿐만 아니라 step-bunching을 최소화 할 수도 있다. 4° off-axis 4H-SiC 웨이퍼의 문제 역시 8° off-axis 4H-SiC 웨이퍼에서 나타난 문제와 동일하게 기저면전위 결함과 가공 시 버려지는 잉곳의 량이다. 기저면전위에 대하여 20 $\mu$ m 이상 성장된 박막 또는 고속 성장 상태로 성장된 박막을 통해 칼날전위로 변하는 결과가 보고된바 있다.<sup>40,41)</sup>

2° off-axis 4H-SiC 기판과 같은 저각도 off-angle 이나 [1-100] 방향으로 절단한 웨이퍼의 경우에 4° off-axis 웨이퍼에서 나타난 step-bunching<sup>42)</sup> 과 기저면전위의 증식 문제를 해결할 수 있다. 일반적으로 on-axis 웨이퍼를 적용하는 것은 기저면전위 증식을 피하는 최상의 방법이다. On-axis 단결정 박막으로 제조한 양극 소자에서 순방향 전압이 매우 안정적이며, 기저면전위와 관련된 문제가 나타나지 않았다고 보고했다.<sup>43)</sup> 과거에는 스텝이 없는 On-axis 기판 위에 1600°C의 온도에서 단결정 박막을 성장하면 3C-SiC의 생성이 문제 시 됐다. 하지만 CMP와 같은 경면가공 기술의 발달과 in-situ 에칭 공정 적용으로 일부 개선되고 있다.<sup>43-45)</sup>

한편 Kojima 그룹에서 0.3°~1°로 매우 낮은 각도의 Off-axis 기판을 적용하였으며, 매우 작은 각도 차이에서도 다양한 Island 성장, 나선, 스텝 성장이 나타났으며, 어느 조건에서는 스텝 성장만 존재하는 결과를 보고하였다<sup>46)</sup> (Fig. 9).

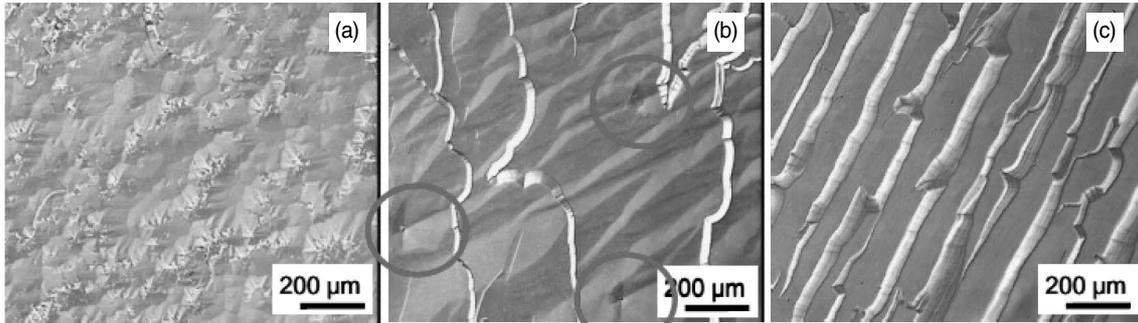


Fig. 9. Optical microscope image of a 20 $\mu$ m thick epilayer grown on 4H-SiC with different low off-angle: (a) 0.05°; (b) 0.15° (island grown indicated by the red circles); (c) 0.33°.

**In-situ etching**

자주 소홀하게 취급되지만 대단히 중요한 것 중 하나는 단결정 박막 성장 전처리 과정인 표면 처리이다. 자주 언급되지만, 단결정 박막 성장은 단결정 박막 내에 기판과 같은 배열과 구조로 증착된다. 하지만 그것은 잘못된 추론으로 기판의 표면은 상온에서 성장 온도까지 상승할 때 변하지 않는다. 가스 종류, susceptor 상태, 압력, 성장 온도까지 도달하는 시간과 같은 변수는 기판의 극성, Off-angle 그리고 심지어 결정다형에 따라 표면 개질에 많은 영향을 끼친다. 단순한 예로 온도를 올릴 때 의도하지 않아도 표면에 in-situ 에칭이 이루어지며, 특히 On-axis 동중/이종 박막 성장 시 성장 전에 반드시 목적에 따라 진행해야 하는 공정이다. 몇몇 그룹에서 가열하는 동안에 나타나는 복잡한 현상 때문에 단순화 시킬 목적으로 이 공정을 채택했고, 최적의 조건에 대해 개제해 오고 있다. 의도하던 의도하지 않던 간에 In-situ 에칭 동안 기판 표면에서 나타나는 주된 현상은 특정 부분에서 서로 다른 비율로 실리콘 또는 카본이 탈착되는 것이다. 실리콘과 탄소의 증기압은 서로 다르며, 특히 낮은 압력에서 실리콘은 탄소보다 빠르게 증발한다. 다시 말해 탄소는 표면으로부터 빠르게 탈착되어 수소 원자와 결합하여 CxHx 형태로 우선적으로 결합하게 된다. HCl, 실리콘 또는 카본을 포함한 가스를 추가하여 표면의 화학적 평형 상태를 변경할 수 있다. 실리콘을 포함한 가스는 탄소의 탈착보다 빠르게 증발시키기 때문에 표면에 실리콘 droplet이 생성된다. 하지만 Cl을 첨가함으로써 표면으로

부터 실리콘을 제거할 수 있게 한다. 실리콘 또는 카본의 어느 한쪽이 많이 증착된 Susceptor나 코팅이 되지 않은 흑연 Susceptor를 적용할 경우 어느 한쪽의 원소의 탈착을 가속화 하여 분압에 영향을 준다. 에칭과 기체의 탈착은 높은 표면 에너지를 가지는 부분(step edge, defect, scratches)에서 빠르게 나타난다. 특히, 매우 낮은 압력, HCl의 다량 유입, 느린 속도의 가열로 인한 장시간 수소에 노출과 같은 조건에서는 결과적으로 표면이 매우 불균일하게 에칭이 된다.

Off-axis 4H-와 6H-SiC 기판에 대한 연구는 이미 많은 연구 결과가 보고되었다.<sup>47,48)</sup> 높은 각도의 기판에 적용할 경우 기판을 가열할 때 탄소의 압력을 높여 우수한 표면 상태를 얻을 수 있다.<sup>49)</sup> 높은 Off-angle 기판은 탄소의 빠른 탈착에 의해서 지배되어지며, 표면에는 결합하지 못한 실리콘이 남게 된다. 이에 따라 표면에는 실리콘 droplet이 나타나며, 이는 박막 내에 매몰되어 결함으로 남게 되거나 성장 전에 증발되어 pore로 잔존하게 되며, 전위 또는 표면 위의 스크래치와 같은 다른 결함과 결합하게 된다.

**Temperature (heating profile)**

일반적으로 육방정 탄화규소 단결정 박막성장은 1500~1600°C 영역에서 실시하며, 성장영역은 mass transport에 의해 지배받는다. Off-cut 기판의 적용으로 이런 온도 영역에서 동중박막 성장을 가능하게 했다. 만약 그렇지 않았다면 1800°C 이상의 온도에서 가능했을 것이

다.<sup>35)</sup> 더 높은 온도에서 단결정 박막 성장을 하면 에칭 효과가 더욱 더 커지고 성장 속도는 감소할 것이다. 8° off-axis 4H-SiC의 동중박막 성장은 1300°C의 낮은 온도에서 여러 성장 조건과 다른 전구체를 적용하여 평가되었다.<sup>36,50)</sup> 낮은 온도 영역에서의 성장 시 기판표면에 흡착된 원자의 이동도가 낮다는 단점이 있다. 결과적으로 island 성장이 자주 나타나며, 3C의 혼입으로 인해 여러 결함으로 파생되어 간다. 특히 실리콘 droplet, 다결정의 혼입, 심지어 완전한 다결정화나 비정질 표면으로 형성되기도 한다.

성장 속도는 고온에서 반응 가스의 화학적인 반응성은 향상되기 때문에 높아진다. 그러나 성장률은 항상 이점만 가지고 있지 않다. 왜냐하면 고온에서 성장 속도의 증가만큼 화학반응에 의한 에칭도 증가한다. 다시 말해 성장을 위한 온도 범위는 좋은 표면을 얻기 위해 특정한 성장 속도를 가지는 범위 안에 있어야 한다.<sup>51)</sup>

고온 성장은 단결정 성장용 CVD 공정을 위해서 매우 높은 성장 속도를 유도하기 위해 적용된다. 소량의 수소를 사용해 에칭량을 최소화 한다면 1800°C 이상의 온도에서 더 높은 전구체 농도로 인해 더 빠른 성장 속도를 얻을 수 있을 것이다.

도펀트를 이용한 도핑은 온도에 영향을 받는다. 이러한 영향은 탄화규소 단결정 박막성장을 위한 일반적인 온도 범위 내에서 존재한다. 표준 CVD 및 CI-based CVD를 이용하여 n-type 도핑을 할 경우 Si-face의 기판에서는 온도에 따라 도핑 농도가 증가하며, C-face 경우에는 반대로 감소한다.<sup>52,53)</sup> p-type 도핑의 경우는 n-type의 경향성과 반대의 현상을 보인다.<sup>54,55)</sup> 1300°C의 낮은 성장 온도에서는 알루미늄의 기화율이 온도 감소에 의해 낮아져 p-type 농도를 올릴 수 있다.<sup>54,56)</sup>

마지막으로 중요시 되어야 하는 점은 반응로 내의 온도분포이다. 반응로 내부를 길이 방향, 특히 주입구와 배기구를 동일한 온도로 유지하는 것은 불가능하다 (Fig. 10). 일부의 열은 주입구와 배기구를 통해 외부로 열방사가 이루어져 Susceptor의 중앙부위 보다 낮게 된다. RF 코일의 위치, 형태(반응로 주변에 감긴 코일 사이의 거리)는 온도 균일도를 확보하는데 중요한 요소이다. 매우

낮은 캐리어 속도나 높은 가스 속도와 같은 특정 공정 조건에서 기판에 반응가스가 도달하기 전에 전구체의 결합을 끊기 위해서 Susceptor 입구가 더 높은 온도로 유지되어야 한다. 열 분포에 영향을 주는 다른 인자는 매우 낮은 온도에서 들어가는 캐리어가스에 의한 냉각이다.

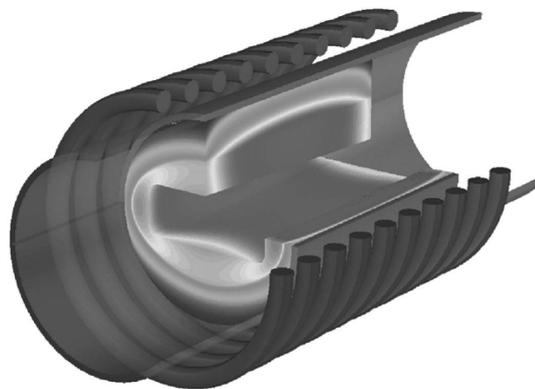


Fig. 10. 3D drawing of a heated hot-wall CVD reactor. Different colors indicate different temperatures of the heated susceptor.<sup>51)</sup>

### Pressure

일반적으로 낮은 압력은 큰 반응로 내에서 균일한 가스 흐름을 유지할 수 있기 때문에 멀티 웨이퍼 반응로에서 사용된다. 반응로 크기와 공정에 따라 50~300mbar 사이의 압력이 사용된다. 압력은 가스 속도, 기체와 고체 상태 사이 반응의 평형(흡착-탈착), 경계층의 두께 등 많은 인자에 영향을 준다. 일반적인 CVD 공정에서 낮은 압력이 경계층의 두께를 줄이는데 유리하므로 반응 가스가 기판에 보다 쉽게 닿을 수 있고, 원자들이 더 높은 표면 이동도를 갖게 될 것이다. 하지만 다음과 같은 이유 때문에 압력을 더 낮추는 것은 어렵다. 너무 빠른 가스 속도는 기판 위의 가스 농도를 불균일하게 하고 전구체의 소모를 촉진시키며, 표면에서 원자들의 탈착으로 식각을 유도한다. 특히 실리콘의 기화를 빠르게 할 것이다.<sup>51)</sup> 너무 높은 압력에서는 원치 않는 난기류가 형성되어 넓은 영역의 균일도 확보가 어렵고, 심지어 안정성 문제가 생길 수 있다. 최근 매우 낮은 저압력(약~20mbar)에서 실리콘 클러스터를 억제하면서, 높은 성장률(250

um/h)을 갖는 CVD 공정이 개발되었다.<sup>57)</sup>

압력은 도핑에 영향을 주는데, 질소(N<sub>2</sub>) 도핑은 질소를 포함한 반응종의 분압에 직접적으로 영향을 받기 때문에 압력에 비례한다. 성장된 표면위의 카본은 질소 도입을 방해하고 이는 압력에 의해 변화 된다.<sup>52)</sup> 알루미늄(Al)의 경우도 일반적으로 압력에 비례하지만 수많은 복합적인 효과에 영향을 받고, 특히 가스 상의 C/Si 비에 의해 좌우된다. 낮은 성장 속도일 때, 대기압에서 약 300mbar의 낮은 압력에서 알루미늄의 도입량은 증가하지만, 이러한 현상은 더 낮은 압력 하에서도 반복된다.<sup>54)</sup>

**Carrier Flow**

탄화규소 박막 성장을 위한 CVD에서 수소(H<sub>2</sub>)는 가장 보편화된 캐리어 가스로 사용된다. 단결정 박막과 기판에 수소가 쉽게 결합되는 것이 증명되었다.<sup>58)</sup> 수소는 p-type 도펀트와 복합체를 형성하기 때문에, 특히 p-type 탄화규소 단결정 박막의 전기 특성에 영향을 줄 수 있다. 붕소(B) 도입의 경우, 수소의 확산을 증가시키고 전기적으로 활성화시키기 위해 열처리 공정으로 수소 보호막을 제거할 수 있다.<sup>60)</sup>

수소는 가스 상태에서 반응이 매우 활발하고 기상의 화학적 반응물을 만드는 데 매우 중요한 역할을 한다. 앞의 문단에서 설명된 바와 같이 카본 에칭에 중요한 역할을 하며, 열과 반응가스를 반응로 내부로 전달하는 'Cold finger' 현상에도 중요한 역할을 담당하고 있다.<sup>61)</sup>

아르곤(Ar)은 단결정 박막의 균일도를 향상시키기 위해 낮은 비율로 캐리어 가스에 첨가된다. 일반적으로 HTCVD에서 사용되는 헬륨(He)은 수소에 의한 식각효

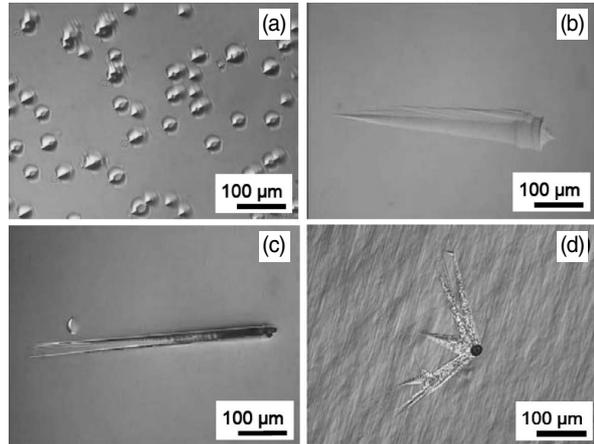


Fig. 11. Optical microscope images of epitaxial layers grown with different C/Si ratios: (a) 0.7, (b) 0.8, (c) 0.9, (d) 1.

과를 줄여 줄 뿐만 아니라 양호한 열전도성을 가지고 있다.<sup>62)</sup>

**C/Si ratio**

카본과 실리콘의 전구체 비율은 탄화규소 단결정 박막 성장에서 가장 중요한 인자 중 하나이다. 카본이나 실리콘 중 어느 한쪽이 풍부한 조건에 의해 결정다형의 형성이 다르게 나타난다. 특히 C-rich 조건에서 3C의 결정 다형이 잘 형성된다고 보고되고 있다.<sup>63)</sup> 매우 간단한 모델에서 Si-rich는 단결정 박막에 실리콘 droplet을, C-rich는 3C-SiC를 포함하는 박막내에 존재하는 결함(carrot, triangle)으로 확장됨을 잘 알 수 있다 (Fig. 11).

높은 C-rich 상태는 심지어 다결정이나 비정질 층까지 만든다. 높은 각도의 Off-axis(4°, 8°) 기판에서 높은 C/Si 비율을 갖는 성장 조건에서는 step-bunching이 잘 발생

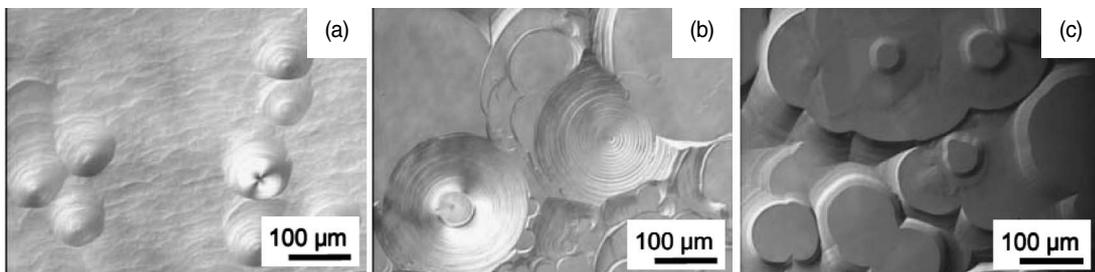


Fig. 11. Optical microscope images of epitaxial layers grown with different C/Si ratios: (a) 0.6, (b) 0.8, (c) 1.

할 수 있다.<sup>64)</sup> On-axis 기판을 사용할 때, C/Si 비율은 나선의 성장을 유도하며, 특히 나선전위로부터 Hillock이 생성되거나 Island 형태로 성장이 이루어진다<sup>65)</sup> (Fig. 12). 완벽한 화학량론비적 탄화규소를 얻기 위해서는 C/Si 비율이 1이 되어야 한다.<sup>35)</sup>

표준 성장 조건에서 C/Si비는 일반적으로 1보다 높게 설정된다. 실리콘 반응종이 경계층을 통해 확산하는 정도가 비교적 느린 반면 카본 반응종은 빠르게 탈착되기 때문이다.<sup>51)</sup> 이러한 근거는 낮은 C/Si비(1 이하)에서 낮은 성장 속도를 나타내고 높은 C/Si비에서는 성장 속도가 포화되는 결과로부터 유추할 수 있다. 높은 C/Si비의 조건에서 한 개 또는 두 개 이상의 전구체를 공급하므로 해서 제한적이지 않고 안정적으로 성장됨을 의미한다. 그 이상의 precursor를 추가하면 자연히 성장 속도는 증가할 것이다.

포화에 다다르면 전구체의 농도를 포함한 다른 성장 인자도 보다 쉽게 변화시킬 수 있다. Methyltrichlorosilane (MTS,  $\text{CH}_3\text{SiCl}_3$ )를 이용한 Chloride-based CVD(100  $\mu\text{m/h}$  이상의 성장 속도)의 경우, C/Si=1이 되면 성장 속도가 완전히 포화된다.<sup>66)</sup> 반면 수직 타입 Hot-Wall CVD에서는 0.3~0.4의 C/Si비에서 포화된다.<sup>67)</sup>

C/Si비와 관련된 또 다른 중요한 효과는 도펀트 도입을 결정하는 site-competition epitaxy 효과이다.<sup>68)</sup> 질소 원자의 도입을 할 경우 C/Si 비에 역비례 한다. 왜냐하면 질소 원자는 탄화규소 결정격자에서 C-site를 채우기 때문에 C/Si비가 커질수록 카본과의 경쟁이 심해진다. 알루미늄의 경우는 Si-site를 채우기 때문에 질소와 정반대의 경향을 나타낸다.

### Si/H<sub>2</sub> ratio

Si/H<sub>2</sub>비는 전구체 농도를 나타내기 위한 일반적인 인자로 사용된다. 다른 모든 인자가 유지된 경우, 성장 속도는 정확하게 비례한다. 카본의 주입을 증가시켜도 C/Si비를 일정하게 유지할 수 있다. 일반적인 CVD 공정에서 Si/H<sub>2</sub>비는 약 0.1% 미만으로 제한된다. 그 이유는 가스 상에서 실리콘 클러스터가 형성이 잘되어 단결정 박막위에 떨어져 droplet을 생성시키거나 재 증발되어 표면에 발

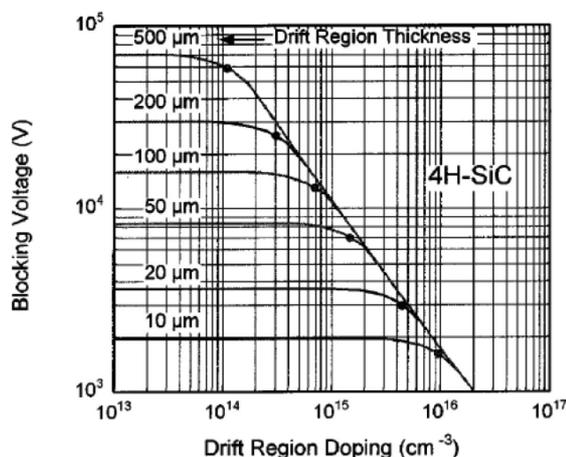


Fig. 13. Blocking voltage of a 4H-SiC epilayer as a function of doping and thickness (@ 2002 IEEE).

자국 모양의 결함을 생성시킨다. 모든 경우 단결정 박막의 표면 상태는 심하게 손상을 입을 것이고 그러한 단결정 박막으로는 소자를 만들 수 없기 때문이다. 이 때 성장 속도는 10 $\mu\text{m/h}$  이하로 제한된다.<sup>69)</sup> Si/H<sub>2</sub>비와 성장 속도를 증가시키기 위해 실리콘 클러스터 형성을 억제하려면 다음과 같이 크게 두 가지 방법이 있다. 첫 번째는 낮은 압력과 조금 높은 성장온도로 하는 것이고, 두 번째는 가스 혼합물에 Cl을 추가하는 것이다. 이런 상태에서 실리콘 원자는 우선적으로 첨가된 Cl과 결합하고 결과적으로 0.5% 이상의 높은 Si/H<sub>2</sub>비로 100~200 $\mu\text{m/h}$ 의 성장 속도를 얻을 수 있다.<sup>57,66,69)</sup> 약 100 $\mu\text{m/h}$ 의 성장 속도는 10kV급 이상의 고전력 소자에 필요한 두꺼운 단결정 박막(100~200 $\mu\text{m}$ )을 적당한 시간 내에 만들 수 있다<sup>70)</sup> (Fig. 13).

### Doping

탄화규소의 가장 일반적인 도펀트는 질소(n-type)와 알루미늄(p-type)이다. 이외에도 인(P, n-type)와 붕소(B, p-type) 등이 사용될 수 있지만, 질소와 알루미늄 만큼 유용하지 않다.<sup>71)</sup> 인은 PH<sub>3</sub> 가스나 C<sub>4</sub>H<sub>9</sub>PH<sub>2</sub> 액체로 추가될 수 있다.<sup>72)</sup> 두 가지의 화학물은 질소에 비해 비싸고 위험하다. 붕소는 석영관을 포함한 챔버 전체를 오염시키고 memory 효과에 의한 낮은 background doping을

연기 힘들어 사용하기에 매우 불안정하다.<sup>55)</sup> N<sub>2</sub> 분자와 Al(CH<sub>3</sub>)<sub>3</sub> 액체는 도펀트로써 산업에서 이미 사용하고 있다. 이들의 도입량은 반응로 내에 유입되는 양과 비례하나 다른 많은 인자(온도, 압력, C/Si비 등)에 영향을 받을 것이다.

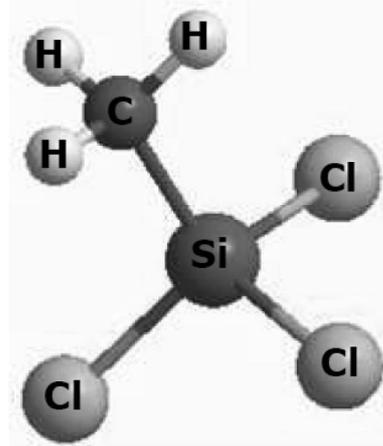
**Precursors**

일반적으로 성장 공정에서 실란(SiH<sub>4</sub>)과 Hydrocarbon (C<sub>3</sub>H<sub>8</sub>, C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>)을 사용한다. 다른 실리콘 화합물으로써 Disilane 과 methylsilane 등이 검토되고 있지만, 양산의 표준 공정에서는 실란을 적용하고 있다. 여러 가지 hydrocarbon 도 시도되었지만, 프로판과 에틸렌이 더 넓은 공정 영역을 보장하고 단결정 박막의 표면 품질과 성장 속도를 향상시킬 수 있어서 가장 산업적으로 사용된다. 에틸렌은 프로판보다 더 높은 반응성을 가지며 저온 성장 시 사용하기 유리하다.<sup>74)</sup>

**5.4 Chloride-based CVD**

실리콘 단결정 박막 웨이퍼의 생산을 위한 가장 진화된 양산공정은 Chloride-based CVD이다. Chlorinated precursor인 SiHCl<sub>3</sub> (trichlorosilane, TCS), SiCl<sub>4</sub> (tetrachlorosilane, TET), SiH<sub>2</sub>Cl<sub>2</sub> (dichlorosilane, DCS)는 항상 사용된다.<sup>75)</sup> Si/H<sub>2</sub>비와 관련하여 전술하였듯이, Cl 원자는 가스 상에서 실리콘 원자와 높은 결합력을 가지며, 단결정 박막 성장에 악영향을 미치는 실리콘 클러스터의 형성을 억제한다.

Chlorinated precursor는 탄화규소 박막 성장을 위해 이전 시대부터 사용되었고, 주로 실리콘 기판 위에 탄화규소 이중박막 성장이나 다른 응용 분야에서 탄화규소 코팅을 위해 사용되었다. 하지만 탄화규소 동종박막 성장은 적용한 예가 드물었다.<sup>77)</sup> 탄화규소 박막 위에 생성되는 실리콘 droplet을 방지하기 위한 HCl 첨가의 장점은 1996년에 발표되었다.<sup>47)</sup> Dr. O. Kordina는 탄화규소 동종박막 성장 시 적용하였으며, 2003년 그의 특허에 설명된 것처럼 가스 상태에서 형성된 클러스터를 분리하여 단결정 박막의 품질을 향상시킬 수 있는 Cl을 처음으로 소개하였다.<sup>78)</sup>



**Fig. 14.** The methyltrichlorosilane (MTS) molecule.

탄화규소 단결정 박막 성장 시 다양한 방법으로 전구체를 적용할 수 있다.

- 간단히 HCl이나 Cl<sub>2</sub>를 첨가
- TET나 DCS의 Chlorinated Si precursor 사용
- CHCl<sub>3</sub> 같은 Chlorinated carbon precursor
- MTS 같은 C와 Si 원자를 모두 포함하는 Chlorine을 사용

CVD공정에서 Cl의 추가는 매우 높은 성장 속도를 얻기 위한 기초일 뿐만 아니라, 1,400°C 이하의 온도에서 성장을 가능하게 하고 성장 인자들의 넓은 공정 영역을 가질 수 있게 한다.

**Chlorinated precursors**

HCl은 일반적인 전구체에 추가됨으로써 C/Si비와 Cl/Si비에 따라 매우 유동적인 공정을 만들 수 있다. 2004년 탄화규소 동종박막 성장을 위한 Chloride-based CVD가 처음으로 발표되었으며, 초기에는 30um/h의 성장 속도<sup>79,80)</sup>에서 이후 100um/h 이상의 성장 속도가 보고 되었다.<sup>69,81)</sup> HCl은 실리콘 클러스터를 더 효율적으로 분리시킬 수 있고 기판 표면 전처리나 단결정 박막 내에 3C의 형성을 억제하는데 효과적이다.<sup>47,82)</sup>

TCS와 TET 가장 유용한 전구체이다. TET가 고온 성

장<sup>24)</sup> 뿐만 아니라 일반적인 성장<sup>83)</sup> 시에도 제안되었고, 반면 TCS는 보다 앞서서 몇몇 소자로써 평가가 이루어 졌다.<sup>84,85)</sup> TCS와 TET를 사용하는 가스 상태는 실란 + HCl의 경우와 다르게 더 높은 성장 효율을 가져다주기 때문에 상용화에 더 유용하다.

Chlorinated 카본 전구체는 CH<sub>3</sub>Cl을 제외하고 시도된 바가 거의 없다. 주로 1300~1400°C의 저온 성장<sup>36,50)</sup>에서 사용되었으나, 높은 온도의 성장에서 사용된 바가 있다.<sup>83)</sup> 일반적인 hydrocarbon 대신 Chlorinated 카본을 사용하면 성장 인자의 폭넓은 조절이 가능하다는 것을 알 수 있다.<sup>86)</sup> 그러나 여전히 높은 성장 속도를 위해서는 Chlorinated 실리콘 전구체가 우세하다.<sup>83)</sup>

MTS는 탄화규소 단결정 박막 성장에 처음으로 사용된 chlorinated 전구체이다.<sup>76)</sup> MTS는 성장에 필요한 3가지 화학 요소를 모두 가지고 있어 탄화규소 단결정 박막 성장에 매우 유리하지만 비율이 고정되어 있으므로 특수한 응용분야를 위해서는 다른 화합물을 추가하여 비율을 바꿔야만 한다. MTS를 사용한 동종박막 성장은 20세기 말부터 사용되었으며,<sup>77)</sup> 2009년까지도 높은 성장 속도를 갖는 양질의 4H-SiC를 성장할 수 있는 방법이다<sup>66,87)</sup>.

### Precursor comparison

가스의 구성은 사용되는 전구체에 의존한다. 일반적인 Chlorinated 실리콘 전구체와 실리콘에 Cl을 첨가한 것과 비교를 하면 큰 차이가 존재한다. Chlorinated 실리콘 전구체는 원칙적으로는 SiCl<sub>2</sub>를 형성하고 부분적으로 SiHCl을 형성한다. Cl을 첨가한 경우, SiHCl이 형성되고 SiCl<sub>2</sub>는 특정 조건에서만 얻을 수 있다<sup>88,89)</sup> (Fig. 15). 이 점은 실험적으로 증명이 되었으며, 성장의 효율성에서 매우 중요한 차이를 가지고 있다. Chlorinated 실리콘 전구체는 동일한 Si/H<sub>2</sub>비 상태에서 HCl을 첨가한 실란의 경우보다 더 높은 성장 속도를 갖는다. Chlorinate 카본 전구체도 사용했을 경우 효율적이며, 심지어 HCl을 첨가한 경우보다도 효율적이다.<sup>86)</sup> 하지만 이는 열역학적, 동역학적인 계산에 의해서 증명되지는 않았다.

효율의 차이는 반응로 길이를 따라 개선된 성장 속도를 통해 알 수 있다. MTS는 SiH<sub>4</sub>+C<sub>2</sub>H<sub>4</sub>+HCl에 비해 더

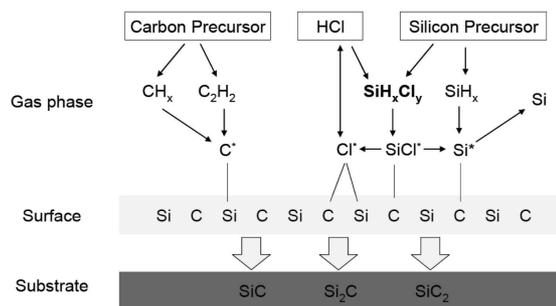


Fig. 15. Gas phase model in chloride-based CVD chemistry in the case of HCl addition.

높은 성장 속도를 만들며, 효율적이다. 동시에 실란 전구체의 소모가 많아질수록 그의 반응성도 함께 높아진다. 실란은 분해되어 Susceptor의 입구에 증착이 된다.

### Cl/Si ratio

Chloride-based CVD는 단순히 실리콘 클러스터를 억제하기 위해 반응로에 Cl을 추가하는 것이 아니다. 시스템 상에서 Cl/Si비를 조절하는 등의 조절된 Cl은 단결정 박막 성장에 중요한 영향을 미친다.

화학적인 관점에서 보면 시스템 내에서 Cl의 주입을 높여 실리콘이 표면에 도달할 수 있는 양을 줄이는 것이며, 이는 성장 속도가 낮아짐을 의미할 뿐만 아니라 높은 C/Si비를 말한다.<sup>90)</sup> 이러한 성장 인자에 기반을 둔 열역학적 계산에서 10 이상의 매우 높은 Cl/Si비는 액체 실리콘의 형성을 억제하기 위해 필요하다. 그때 Si-rich 상태를 만들어 주기 위해 효과적으로 C/Si비를 갖게 해주며, 이는 On-axis 동종박막 성장을 위해 필수적 조건이 된다. 그러나 또 다른 실험에서 On-axis 기판을 Si-rich 상태에서 *in situ* 에칭을 하여 Si-rich의 가스 상태 없이 Si-rich 표면을 만들 수 있다는 것을 보여주었다.

Cl/Si비는 성장 속도에 영향을 준다.<sup>66)</sup> 그러나 이런 관계는 다른 전구체를 사용함으로써 바뀔 수 있다.<sup>81)</sup> Cl/Si비가 최대값(전구체에 따라 3~5의 값)에 도달할 때까지 성장 속도는 증가하고 이후 감소하게 된다. Cl/Si비가 증가함에 따라 SiCl<sub>2</sub> 농도의 증가하여 결국 성장 속도의 증가를 얻을 수 있다. 낮은 Cl/Si비에서 SiCl<sub>2</sub>는 대량으로 형성되는 SiHCl보다 더 효율이 높다.<sup>91)</sup> Cl이 매우 높게 주

입될 때, Cl의 식각효과는 더욱 커지며 성장 속도의 감소를 초래한다.

Chloride-based CVD의 도핑 공정에서 Cl/Si비가 두 개의 도펀트에 미치는 중요한 효과를 알 수 있다. 4H-SiC Si-face 단결정 박막에서 마치 Cl의 주입을 높게 하여 낮은 C/Si비가 되는 것처럼, 즉 많은 실리콘 원자가 표면에 도달하게 하면, 질소의 도입은 비례한다.<sup>53)</sup> 알루미늄의 도입은 이와 반대의 경우에 비례하며, Cl/Si비가 증가함에 따라 알루미늄의 도입은 감소하게 된다.<sup>55)</sup>

Cl/Si비는 3C의 이중박막 성장 또는 3C 형성에 강한 영향을 미친다. 고품질의 3C-SiC 이중박막은 기체와 고체 상태에서 실리콘 클러스터의 형성을 억제하는 Cl 때문에 1400°C 이하의 낮은 온도에서 성장시킬 수 있다. 그러므로 3C의 표면 상태는 추가되는 Cl의 양에 매우 밀접한 관련이 있다. On-axis에 성장된 단결정 박막은 높은 Cl/Si비를 사용하기 때문에 높은 성장 속도에서 동중박막 성장이 가능하다. 높은 비를 사용할 때 3C 결정 다형은 제한되거나 억제된다.<sup>42,82)</sup> 3C 결정 다형의 형성은 이러한 방식에서 억제될 수 있기 때문에 특정한 고온(1900°C)에서의 벌크 성장조차 높은 Cl/Si비를 사용할 때 가능하다는 것이 증명되었다.

## 6. 맺음말

전 세계적으로 주목받고 있는 에너지와 지구 환경문제 중에서 에너지 소비의 약 40%를 차지하고 있는 전자기에 대한 에너지 절약기술 개발의 중요성이 증가하고 있다. 기존의 실리콘 전력 소자에 비해 이론적으로 1/100의 낮은 전력 소모량을 가지고 있는 탄화규소 전력 소자의 개발은 최대 90%의 획기적인 에너지 절감효과가 있을 것으로 전망하고 있다. 이러한 탄화규소 전력 소자의 우수한 특성으로 인해 기술 선진국인 미국, 일본, 유럽에서는 30여 년간의 연구 개발을 통해 기술이 상당한 수준에 올라 있으며, 특히 일본의 경우 정부적 차원의 거대 프로젝트를 지속하며 상용화를 위해 박차를 가하고 있다. 반면 국내의 경우 소수의 대학과 연구 기관에서 소규모의 탄화규소 단결정 및 소자에 대한 연구를 진행해 왔다.

2010년 9월부터 지식경제부 기술혁신사업(WPM 사업)으로 9년간 초고순도 SiC 소재 개발에 대해 지원을 받기 시작했으며, 이를 통해 기술 선진국과의 기술 격차를 줄이며, 본 원고에서 설명된 바와 같이 극복해야 할 많은 과제를 성공적으로 해결하여 에너지 관련 산업 분야에서 우뚝 설 수 있는 초석이 되어야 할 것이다.

## 감사의 글

본 연구는 지식경제부 기술혁신 사업(WPM 사업)의 지원으로 수행되고 있으며 이에 감사드립니다.

## 참고문헌

1. L. S. Ramsdell, American Mineralogist 32, p. 64-82 (1947).
2. Lebedev AA, Chelnokov VE Wide-gap Semiconductors for High power Electronics. Semiconductor 33 (9), p. 999-1000 (1999).
3. Chelnokov VE, Syrkin AL High Temperature Electroics Using SiCL Actual Situation and Unsolved Problems. Mater Sci Eng B46, p. 248-253 (1997).
4. F. Roccaforte, F. Giannazzo, et al., Appl. Surf. Science 256, p.5727-5735 (2010).
5. D. Peters, SiC Power Devices for Industrial Inverters, presented at ICSCRM 2007, October 2007.
6. J. W. Palmour, material Science Forum 527-529, p. 1129-1134 (2006).
7. International Energy Outlook 2004, U.S. Dept. of Energy, Energy Information Administration, April 2004, p. 7-107.
8. M. Mermet-Guyennet, <http://www.alstom.com/home>.
9. L. Lorez, Infineon technologies, presented at Energy Savings AIM PMD (2007).
10. J. W. Palmour, Energy saving by SiC, presented at ECSCRM 2010, August 2010.
11. J. J. Berzelius, Ann. Phys., Lpz., 1, p. 169 (1824).
12. H. J. Round, Electrical world 19, p. 309 (1907).
13. Yu. M. Tairov and V.F. Tsvetkov, J. Cryst. Growth 43, p. 209 (1978).
14. <http://www.cree.com>
15. H. Moissan, C.R. Acad. Sci., Paris, 140, p. 405 (1905).
16. A. G. Acheson, Engl. Patent 17911, (1892).
17. W. F. Knippenberg, Philips Research Reports 18, p. 161-274 (1963).
18. J. A. Lely, Berichte der Deutschen Keramischen

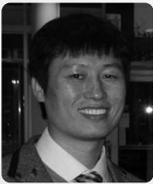
- Gesellschaft 32, p. 229-231 (1955).
19. R. F. Davis, C. H. Carter Jr., C.E. Hunter, US patent No. Re 34,861 (1995).
  20. O. Kordina, C. Hallin, A. Ellison, S. Bakin, I. G. Ivanov, A. Henry, R. Yakimova, M. Tuominen, A. Vehanen, E. Janzen Appl. Phys. Lett. 69, p.1456 (1996).
  21. A. Ellison, J. Zhang, J. Peterson, A. Henry, Q. Wahab, J.P. Bergman, Y.N. Makarov, A. Vorob'ev, A. Vehanen, E. Janzen, Materials Science and Engineering B6162, p. 113120 (1999).
  22. <http://www.norstel.com>
  23. M. Fanton, M. Skowronski, D. Snyder, H.J. Chung, S. Nigam, B. Weiland, S.W. Huh, Mat. Sci. For. 457-460, p. 87-90 (2004).
  24. M. A. Fanton, B. E. Weiland, D. W. Snyder, J. Appl. Phys. 101 014903 (2007).
  25. E. Saito, A. Konno, T. Ito, K. Yasui, H. Nakazawa, T. Endoh, Y. Narita, M. Suemitsu, Appl. Surf. Science 254, p. 6235 - 6237 (2008).
  26. M. Syvajarvi, R. Yakimova, M. Tuominen, A. Kakanova-Georgieva, M. F. MacMillan, A. Henry, Q. Wahab, E. Janzen, J. of Cryst. Growth 197, p. 155-162 (1999).
  27. R. Yakimova, M. Tuominen, A. S. Bakin, J. O. Fornell, A. Vehanen, E. Janzen, Inst. Phys. Conf. Ser. 142, p. 101-104 (1996).
  28. A. A. Burk Jr, M. J. O' Loughlin, H. D. Nordby Jr, J. Cryst. Growth 200, p. 458-466 (1999).
  29. O. Kordina, C. Hallin, A. Henry, J. P. Bergman, I. Ivanov, A. Ellison, N. T. Son, E. Janzen, Phys. Stat. Sol. (b) 202, p. 321-334 (1997).
  30. O. Kordina, A. Henry, E. Janzen, C. H. Carter Jr, Mat. Sci. Forum 264-268, p. 97-102 (1998).
  31. <http://www.aixtron.com>.
  32. F. C. Eversteyn, P. J. W. Severin, C. H. J. v. d. Brekel, H. L. Peek, J. Electrochemical Society 117, p. 925 (1970).
  33. M. L. Hitchman, K. F. Jensen, Chem. Vap. Dep. Principles and Applications, Academic press: London, p. 32 (1993).
  34. M. Ohring, The Materials Science of Thin Films, Second edition, Academic Press, 2002.
  35. H. Matsunami, T. Kimoto: Materials Science and Engineering R20, p.125 - 166 (1997).
  36. Y. Koshka, H-D. Lin, G. Melnychuk, C. Wood, J. of Cryst. Growth 294, p. 260-267 (2006).
  37. J. P. Bergman, H. Jakobsson, L. Storasta, F. H. C. Carlsson, B. Magnusson, S. Sridhara, G. Pozina, H. Lendenmann, E. Janzen, Mat. Science Forum 389-393, p. 9-14 (2002).
  38. T. Kimoto, A. Itoh, H. Matsunami and T. Okano, Journal of Applied Physics 81, p. 3494-3500 (1997).
  39. A. O. Konstantinov, C. Hallin, B. Pezc, O. Kordina, E. Janzen, J. Cryst. Growth 178, p. 495-504 (1997).
  40. R. L. Myers-Ward, B. L. VanMil, R. E. Stahlbush, S. Katz, J. M. McCrate, S. A. Kitt, C.R. Eddy Jr., D. K. Gaskill, Mater. Sci. Forum 615617, p. 105 (2009).
  41. T. Hori, K. Danno, T. Kimoto, J. Cryst. Growth 306, p. 297-302 (2007).
  42. B. Kallinger, B. Thomas, S. Polster, P. Berwian, and J. Friedrich, Mater. Sci. Forum 645-648, p. 299-302 (2010).
  43. J. Hassan, J.P. Bergman, A. Henry, E. Janzen, J. Cryst. Growth 310, p. 4424-4429 (2008).
  44. J. Hassan, J.P. Bergman, A. Henry, E. Janzen, J. Cryst. Growth 310, p. 4430-4437 (2008).
  45. S. Leone, H. Pedersen, A. Henry, O. Kordina, and E. Janzen, Mater. Sci. Forum 600-603, p. 107-110 (2009).
  46. K. Kojima, S. Ito, J. Senzaki, H. Okumura, Mater. Sci. Forum 645-648, p. 99-102 (2010).
  47. A.A. Burk Jr., L.B. Rowland, J. Cryst. Growth 167, p. 586 (1996).
  48. C. Hallin, F. Owman, P. Martensson, A. Ellison, A. Konstantinov, O. Kordina, E. Janzen, J. Cryst. Growth 181, p. 241 (1997).
  49. K. Wada, T. Kimoto, K. Nishikawa, H. Matsunami, J. Cryst. Growth 291, p. 370 (2006).
  50. S. Kotamraju, B. Krishnan, Y. Koshka, Physica Status Solidi (rapid research letters) 4 (7), p. 145147 (2010).
  51. O. Danielsson, A. Henry, E. Janzen, J. of Cryst. Growth 243, p. 170-184 (2002).
  52. U. Forsberg, O. Danielsson, A. Henry, M. K. Linnarsson, E. Janzen, J. Crystal Growth 236, p. 101 (2002).
  53. H. Pedersen, F. C. Beyer, J. Hassan, A. Henry, and E. Janzen, J. Crystal Growth 311, p. 1321-1327 (2009).
  54. U. Forsberg, O. Danielsson, A. Henry, M. K. Linnarsson, E. Janzen, J. Crystal Growth 253, p. 340 (2003).
  55. H. Pedersen, F. C. Beyer, A. Henry, and E. Janzen, J. Crystal Growth 311, p. 3364 3370 (2009).
  56. B. Krishnan, S. P. Kotamraju, G. Melnychuk, H. Das, J. N. Merrett, and Y. Koshka, J. Electr. Mater. 39 (1),

- p. 34-38 (2010).
57. M. Ito, L. Storasta, H. Tsuchida, *Appl. Phys. Express* 1, p. 015001 (2008).
  58. M. K. Linnarson, U. Forsberg, M. S. Janson, E. Janzen, B. G. Svensson, *Mater. Sci. Forum* 389-393, p. 565-568 (2002).
  59. M. S. Janson, A. Hallen, M. K. Linnarsson, B. G. Svensson, *Phys. Rev. B* 64, p. 195202 (2001).
  60. A. Schroner, *Silicon Carbide recent major advances*, W. J. Choyke, H. Matsunami, G. Pensl (eds.) Springer-Verlag, Berlin, p. 232 (2004).
  61. G. Wagner and K. Irmscher, *Mater. Sci. Forum* 353356 95 (2001).
  62. O. Kordina, C. Hallin, A. Ellison, A. S. Bakin, I. G. Ivanov, R. Yakimova, M. Touminen, A. Vehanen, E. Janzen, *Appl. Phys. Lett.* 69 (10), p. 1456-1458 (1996).
  63. A. Fissel, *J. Crystal Growth* 212, p. 438-450 (2000).
  64. T. Kimoto, A. Itoh, H. Matsunami and T. Okano, *Journal of Applied Physics*, 81, p. 3494-3500 (1997).
  65. S. Nakamura, T. Kimoto, H. Matsunami, *J. Cryst. Growth* 42, p. 846-848 (2003).
  66. H. Pedersen, S. Leone, A. Henry, F.C. Beyer, V. Darakchieva, E. Janzen, *J. Cryst. Growth* 307, p. 334340 (2007).
  67. A. Ellison, J. Zhang, A. Henry, E. Janzen, *J. Crystal Growth* 236, p. 225-238 (2002).
  68. D. J. Larkin, P. G. Neudeck, J. A. Powell, L. G. Matus, *Appl. Phys. Lett.* 65 (13), p. 16591661 (1994).
  69. F. La Via, G. Galvagno, G. Foti, M. Mauceri, S. Leone, C. Vecchio, G. Pistone, G. Abbondanza, A. Veneroni, M. Masi, G. Valente, C. Vecchio, D. Crippa, *Chem. Vap. Depos.* 12, p. 509515 (2006).
  70. J. A. Cooper, A. Agarwal, *Proceedings of the IEEE* Vol. 90 (6), p. 956-968 (2002).
  71. D. J. Larkin, *Phys. Status Solidi B* 202, p. 305 (1997).
  72. A. Henry, E. Janzen, *Mater. Sci. Forum* 483-485, p. 101-104 (2005).
  73. S. Y. Lee, K. W. Lee, Y. Kim, *Mater. Sci. Forum* 338-342, p. 177-180 (2000).
  74. C. Hallin, I. G. Ivanov, T. Egilsson, A. Henry, O. Kordina, E. Janzen, *J. Crystal Growth* 183, p. 163-174 (1998).
  75. V. Pozzetti in "Silicon epitaxy, semiconductors and semimetals" 72, editors: D. Crippa, D. L. Rode, M. Masi, Academic press: London (2001).
  76. R. W. Bartlett, R. A. Mueller, *Mat. Res. Bull.* 4, p. 314-353 (1969).
  77. V. V. Zelenin, V. G. Solov'ev, S. M. Staronibinets, S. G. Konnikov, V. E. Chelnokov, *Semiconductors* 29 (6), p. 581-583 (1995).
  78. O. Kordina, *US Patent* 7,247,513 (2007).
  79. D. Crippa, G. L. Valente, A. Ruggiero, L. Neri, R. Reitano, L. Calcagno, G. Foti, M. Mauceri, S. Leone, G. Pistone, G. Abbondanza, G. Abagnale, A. Veneroni, F. Omarini, L. Zamolo, M. Masi, F. Roccaforte, F. Giannazzo, S. Di Franco, F. La Via, *Mater. Sci. Forum* 483-485, p. 67-71 (2005).
  80. R. L. Myers, Y. Shishkin, O. Kordina, S.E. Saddow, *J. Crystal Growth* 285, p. 486-490 (2005).
  81. H. Pedersen, S. Leone, A. Henry, A. Lundskog, E. Janzen, *Phys. Stat. Solidi(rl)* 2 (6), p. 278-280 (2008).
  82. Z.Y. Xie, J.H. Edgar, B.K. Burkland, J.T. George, J. Chaudhuri, *J. Cryst. Growth* 224, p. 235-243 (2001).
  83. S. Kotamraju, B. Krishnan, Y. Koshka, *Phys. Stat. Solidi (rl)* 3 (5), p. 157159 (2009).
  84. S. Leone, M. Mauceri, G. Pistone, G. Abbondanza, F. Portuese, G. Abagnale, G. L. Valente, D. Crippa, M. Barbera, R. Reitano, G. Foti, F. La Via, *Mater. Sci. Forum* 527-529, p. 179-182 (2006).
  85. F. La Via, G. Izzo, M. Mauceri, G. Pistone, G. Condorelli, L. Perdicaro, G. Abbondanza, L. Calcagno, G. Foti, D. Crippa, *J. Cryst. Growth* 311, p. 107-113 (2008).
  86. S. Kotamraju, B. Krishnan, Y. Koshka, *Phys. Stat. Solidi (rl)* 4 (7), p. 145147 (2010).
  87. H. Pedersen, S. Leone, A. Henry, V. Darakchieva, P. Carlsson, A. Gallstrom, and E. Janzen, *Phys. Stat. Solidi (rl)* 2 (4), p. 188-190 (2008).
  88. A. Veneroni, F. Omarini, M. Masi, *Cryst. Res. Technol.* 40 (1011) 967 (2005).
  89. S. Nishizawa, *J. Cryst. Growth* 311, p. 871874 (2009).
  90. M. Masi, A. Veneroni, A. Fiorucci, F. La Via, G. Foti, M. Mauceri, S. Leone, G. Pistone, G. Condorelli, G. Abbondanza, G. L. Valente, D. Crippa, *Mater. Sci. Forum* 556557, p. 9397 (2007).
  91. A. Veneroni, M. Masi, *Chem. Vap. Deposition* 12, p. 562568 (2006).
  92. J. Meziere, M. Ucar, E. Blanquet, M. Pons, P. Ferret, L. Di Cioccio, *J. Crystal Growth* 267, p. 436-451 (2004).
  93. S. Nishizawa, M. Pons, *Chem. Vap. Depos.* 12, p. 516-522 (2006).



94. A. Veneroni, F. Omarini, D. Moscatelli, M. Masi, S. Leone, M. Mauceri, G. Pistone, G. Abbondanza, J. Crystal Growth 275, p. 295 - 300 (2005).

●● 김무성



- 2006년 일본 오사카 대학 박사
- 2006년 엘지 마이크론
- 2009년-현재 엘지 이노텍 책임연구원

●● 강석민



- 2010년 충남대학교 박사
- 2010년 원자력연구소 Post Doc.
- 2010년-현재 엘지 이노텍 선임연구원

●● 조영득



- 2010년 광운대학교 석사
- 2010년-현재 엘지 이노텍 연구원

●● 채경훈



- 2002년 고려대학교 박사
- 2004년 엘지 마이크론
- 2006년 엘지 마이크론 그룹장
- 2009년-현재 엘지 이노텍 Lab.장