

# Floating potential에서 유도결합 플라즈마 식각에 의한 GaAs(100) 표면의 형태 변화

이 상 호\*

캘리포니아 주립대학 재료공학과, Los Angeles, CA 90095

(2006년 12월 26일 받음)

BCl<sub>3</sub>-Cl<sub>2</sub> 플라즈마에서 이온 강화 식각 시 source power에 따른 GaAs(100)의 표면 형태 변화를 연구하였다. Floating potential에서는 이온 포격(bombardment)이 거의 없기 때문에, 화학적 반응에 의존한 순수한 습식 식각에 의해 나타나는 것과 같이 <110> 능선과 {111} facet으로 이루어진 표면이 관찰 되었다. 이러한 형태는 식각 시작 후 1분 이내에 형성되기 시작 하여 시간이 지남에 따라 커진다. 동일한 압력에서 source power를 변화시키면 식각된 표면이 다른 형태를 보인다. 100 W 정도의 낮은 source power에서는 결정학적 표면이 형성되지 않지만, 900 W 정도의 높은 source power에서는 결정학적 표면 이 잘 형성된다. 이것은 건식 식각에 필수적인 여기된 반응성 물질의 양이 source power에 크게 좌우되기 때문이다. 높은 source power에서는 반응성 물질의 농도가 높아지고, 열역학적으로 가장 안정한 GaAs(100) 표면이 형성 된다. 반면에 반응성 물질이 부족할 경우에는 표면 형태는 sputtering에 의해 결정된다. Scaling theory에 기초한 표면의 통계적 분석 적용 시, 두 개의 spatial exponent가 발견 되었다. 하나는 1 보다 작고 원자 수준의 표면형태 형성 기구에 의해 결정되고, 다른 하나는 1보다 크며 facet 형성 기구와 같이 큰 규모의 형태 형성 기구에 의한 결과로 생각된다.

주제어 : 식각, 표면, GaAs, scaling theory

## I. 서 론

식각이란 소자 제작에 필요한 구조를 형성하기 위해 제작된 마스크의 패턴을 박막에 전이 시키는 과정이다. 이 과정에서 식각에 의해 형성된 구조가 수직 단면을 갖도록 하는 비등방성이 중요한 특성이다. 반도체 소자의 집적도가 높아짐에 따라 최근에는 폭이 200 nm 이하인 패턴의 제작이 필수적이다. 이렇게 작은 간격의 패턴을 제작하려면 비등방성 식각을 사용하여야 한다. 비등방성 식각에는 주로 건식 식각이 이용된다. 이 때 시료와 마스크는 화학적으로 반응성이 높은 물질을 많이 포함하고 있는 플라즈마에서 이온 포격을 받게 된다. 즉, 화학적 반응과 이온 포격 효과가 동시에 작용한다 [1]. 비록 분자 수준의 건식 식각 기구는 아직 연구할 부분이 많은 분야이지만, 포격에 의해 식각 속도가 향상된다는 사실은 관찰되어 왔다 [2]. 포격하는 이온들은 격자 원자와 충돌함으로써 운동량을 격자 원자에 전달한다. 그래서 격자 원자들이 높은 에너지 상태로 여기되게 한다. 이렇게 높은 에너지 준위로 여기된 원자들은 화학적 반응에 의해 쉽게 식각된다. 실제 패턴을 형성하는 공정에서는 박막의 일부(식각되지 않을 부분)가 마스크로 가려진 상태에서 이온 포격과 반응성 물질에 노출된다. 그러

면, 이온 포격이 식각물질과 마스크로 가려지지 않은 박막 물질 사이의 화학 반응을 증대시킨다. 이 때 이온 포격에 의한 운동량 전달이 대부분 시료와 수직 방향으로 일어나므로, 이러한 화학 반응 증대가 박막의 위에서 아래로 일어나지만 옆으로는 일어나지 않게 되고, 결과적으로 수직 단면의 패턴을 형성하게 된다 [3]. 비등방 건식 식각이 미세 전자소자 및 광전소자의 선폭조절에 필수적이므로, 집적회로가 등장한 이후 소자 크기를 줄이는 중요 인자로 작용하였다 [4].

소자 크기를 줄이기 위하여 선폭을 미세화하는 것이 외에도, 평탄한 식각 표면을 만드는 것이 매우 중요하다. 실리콘을 사용한 금속 산화막 전기장 효과 트랜지스터에서, Si와 SiO<sub>2</sub> 계면에서의 원자 수준의 거칠기에 의해 전자 이동도가 4 배정도 차이가 난다는 연구 결과도 있다 [5]. III-V족 반도체를 레이저나 다른 광전 소자에 응용할 때에도 결함이 없고 평탄한 계면이 필수적이다. 이것은 반사율이 거칠기에 매우 민감하기 때문이다 [6]. 습식 식각 [7], 5 eV 에너지의 산소 원자에 의한 식각 [8], 그리고 이온 sputtering[9] 시 형태 발전 기구에 관한 몇몇 연구결과가 있지만 실제 소자 제작에 사용되는 이온 강화 건식 식각 공정에서의 표면 형태 변화에 대한 연구는 거의 없다.

\* [전자우편] shlee235@ucla.edu

위에서 기술한 바와 같은 표면 형태의 중요성 때문에, 본 연구는 상온 이하에서의 유도결합 플라즈마 (ICP) 식각에서의 표면 형태 발전 기구를 설명하고자 한다. 그래서 source power를 변화하여 식각에 사용되는 반응성 물질의 양이 변화하면 표면 형태가 어떻게 변화하는지를 연구하였다.

## II. 실험 방법

### 2.1 시료 준비 및 식각

N-type dopant가  $0.5-5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 만큼 첨가된 GaAs (100) wafer를 사용되었다 [10]. 식각은 상용화된 ICP 식각 장비(Unaxis SLR 770)을 사용하였다. 이 장비는 플라즈마의 이온 농도(2 MHz의 source power로 조절) 및 포격 에너지(13.56 MHz의 bias power로 조절)를 독립적으로 조절할 수 있다.

본 연구에서 식각을 위해  $\text{BCl}_3$ (100 sccm)와  $\text{Cl}_2$ (60 sccm)의 혼합 가스가 사용되었고 챔버 압력은 18 mTorr로 유지 되었다. 시료 온도는 He backside cooling에 의해 283 K로 유지되었다. 이와 같이 낮은 온도는 손상의 이동 [11] 및 첨가물 확산을 줄일 수 있다.

자연 산화막을 없애기 위해 각 시료는 초기 세정 과정을 거쳤다(source power 900 W, bias power 100 W, 시간 10 초). 초기세정 후, 시료는floating potential에서 15 초, 30 초, 1 분, 2 분, 그리고 5 분 동안 식각되었다. 위의 식각은 source power가 900 W, 600 W, 400 W, 그리고 100 W일 때 각각 실행되었다. 이 source power 들은 Unaxis SLR 770가 생성할 수 있는 source power의 전 영역을 포함한다. 이 시료들의 식각은 포격이 최소화 된 상태에서 이루어 졌기 때문에 열역학적 화학 반응에 의한 식각 표면과 비슷한 표면 형태를 보여준다.

### 2.2 분석 방법

Dektak 6M을 사용하여 식각 깊이가 측정되었다. 그리고, Hitachi S4700 SEM (scanning electron microscope)으로 GaAs(100)의 표면 형태를 관찰하였다(secondary electron mode, 1 kV의 가속 전압). SEM을 사용하여 표면 형태를 관찰한 후, AFM을 사용하여 표면 형태의 통계

학적 분석을 하였다. AFM은 Quesant 사의 Q-scope 250 을 이용하였고, contact mode에서  $1 \mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$  영역이 측정되었다. AFM 측정 결과로부터 root-mean-square (RMS) 거칠기, 상관길이(correlation length), auto-covariance function (ACF), 그리고 power spectrum density (PSD)가 계산되었다. 이러한 통계적 분석에 기초 하여, 표면 형태가 발전하는 기구를 연구하였다.

### 2.3 식각된 표면의 통계적 분석

RMS는 표면 형태의 높이 변화를 나타내기 위해 가장 많이 사용되는 값이다. RMS 값(w)은 높이 변화의 표준편차를 의미하며 다음 식과 같이 계산된다.

$$w = \langle \{h(r)^2\} \rangle^{1/2} \quad (1)$$

이 값은 수 많은 양의 높이 자료 h(위치 r의 함수임)을 하나의 값으로 표시하여 표면의 높이 변화를 대표적으로 표시한다는 점에서 매우 유용한 값이다.

높이 변화의 측면으로의 분포는 식(2)와 같은 ACF로 표현이 된다.[12]

$$G(r'-r) = \langle h(r')h(r'-r) \rangle \quad (2)$$

한 표면 위 두 지점의 상호작용은 거리 ( $r'-r$ )이 커짐에 따라 작아진다. 따라서, 이 거리가 커짐에 따라 ACF 도 감소한다. ACF가 원점에서 값의 1/e로 감소하는 두 점 사이의 거리를 상관길이라 한다. 상관길이는 표면형태가 형성될 때 원자들이 상호작용을 미칠 수 있는 최대 거리로 해석 될 수 있다.

표면에서의 형태를 복잡한 파형으로 생각할 수 있으며, 이러한 복잡한 파형은 수 많은 파수(wavenumber)의 사인 모양 파들의 중첩으로 생각할 수 있다. 각 파수의 파들이 전체 파형에 기여하는 정도는 ACF를 Fourier 변환하여 분석할 수 있다. ACF의 Fourier 변환된 값을 structure factor라 하며 다음 식과 같이 표현할 수 있다.

$$S(k) \equiv F[G(r)] \quad (3)$$

식(3)에서 F 는 Fourier 변환 연산자이고 k는 파수를 나타낸다.

현상학적으로 RMS 높이 변화값(w)은 측정 범위(L)가 증가함에 따라 커지며, 공정 시간(t)가 증가함에 따라 커

진다. 이러한 관계는 다음 두 식과 같이 표현된다.

$$w = L^\alpha \quad (4)$$

$$w = t^\beta \quad (5)$$

위 식에서 지수  $\alpha$ 와  $\beta$ 는 각각 spatial 그리고 dynamic 지수라 한다. 식(4)와 식(5)와 같은 관계식을 만족하는 표면을 self-affine하다고 한다. 이러한 지수를 예측하고 지수 값을 표면 형태의 발달 기구와 연관짓기 위해 여러 모델이 제안되었다. 각각의 모델이 각기 다른 기구를 가정하였고 그 결과 각기 다른 지수들이 계산되었다. 따라서, 각 모델에 의해서 예측된 지수의 이론치들을 실험적으로 측정된 값과 비교하여 표면 형태의 발달에 기여한 기구를 추정할 수 있다 [13].

Spatial 지수( $\alpha$ )는 두 가지 방법으로 계산할 수 있다. 첫 번째는 식(4)를 이용하여 계산하는 방법이고, 두 번째는 식(3)의 structure factor에서 계산하는 방법이다. Self-affine 표면의 structure factor는 다음 식과 같이 계산할 수 있다.

$$S(k) = k^{-(d+2\alpha)} g\left(\frac{t}{k^{-\alpha/\beta}}\right) \quad (6)$$

위 식에서  $u$ 가 작을 때는  $g(u) \sim u^{(2\alpha+d)\beta/\alpha}$  이고  $u$ 가 클 때는  $g(u)$ 가 상수가 된다. 따라서, 파수가 큰 영역에서  $g(u)$ 가 상수가 되고 structure factor는 감소한다. 즉 structure factor를 log-log plot하면 큰 파수 영역에서의 기울기는 다음 식과 같이 된다.

$$|slope| = (d + 2\alpha) \quad (7)$$

$d$ 는 측정되는 표면의 차원이다. Structure factor 계산이 AFM으로 측정된 선들에서부터 계산 되었기 때문에 본 연구에서는 차원이 1이 된다.

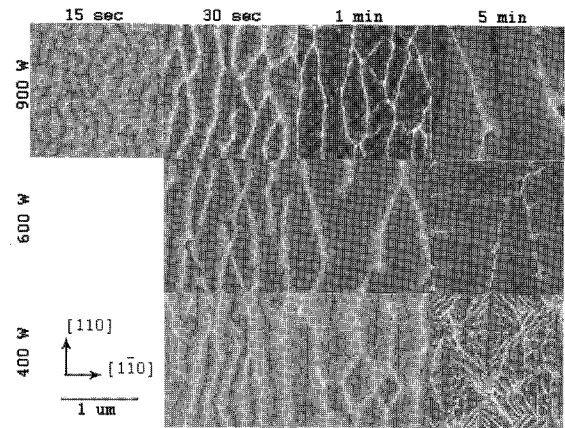
첫 번째 방법에 의한  $\alpha$  계산은 측정범위에 따라서 달라진다. 이것은 spatial 지수가 측정범위에 존재하는 커다란 형태들의 영향까지 포함하기 때문이다. 그러나, 두 번째 방법에 의한 spatial 지수는 커다란 크기에 의한 효과를 배제하고 원자 수준의 영향만을 반영한다. 즉, 두 가지 방법 중에서 하나는 큰 크기 효과를 포함하고 다른 하나는 오직 원자 수준의 효과만을 포함한다. 따라서, 이러한 두 가지 계산 방법이 표면 형태 발달 기구를 연구할 때 상호보완적으로

사용될 수 있다.

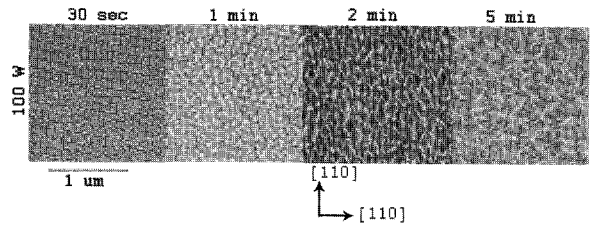
Spatial 또는 dynamic 지수를 구하기 위해서는 수 백개 정도의 data가 필요하다. AFM 측정 결과는 충분한 양의 data가 있으므로 spatial 지수를 위에서 언급한 방법으로 구할 수 있었다. 그렇지만, 시간에 관해서는 한 조건에서 3~4 개의 data 밖에 없기 때문에, dynamic 지수에 관한 분석은 본 연구에서 진행하지 못 하였다.

### III. 결과 및 고찰

Bias가 가해지지 않은 상황에서 시료에는 floating potential이 인가된다. 이 전위에서는 아주 적은 양의 전자와 양이온이 시료로 흘러 든다. 이 때 전자와 양이온의 양



(a)



(b)

그림 1. Source power를 100 W, 400 W, 600 W, 그리고 900 W로 변화시킬 때 floating potential에서 식각된 표면. 900 W source power에서 작은 언덕들이 (열역학적으로 가장 안정한) 능선과 facet에 의해 이루어진 표면으로 발전한다. 400 W와 600 W source power에서 5 분간 식각된 표면에서는 [110] 방향으로 발달된 주능선 이외에도 작은 능선의 생성이 관찰된다(a). 낮은 source power에서 작은 능선이 많이 생기고, 100 W에서는 능선을 관찰하기가 힘들어진다 (b).

이 같아서 전체적으로 전류는 영이 되며 에너지는 아주 낮기 때문에 표면 반응을 촉진시키지는 않는다 [14]. 따라서, floating potential에서의 식각은 열역학적인 화학 반응에 의해 이루어지며, 시료 온도 및 플라즈마에서 생성되는 Cl 원자와 같은 반응성 물질의 유속에 의해서 식각 특성이 결정된다.

Floating potential에서 식각된 시료의 표면을 그림 1에 나타내었다. 400 W, 600 W, 그리고 900 W에서 식각된 모든 표면이 결정학적 facet을 형성하였다. 반면에 100 W에서는 2 분 이상 식각 되었을 때 facet이 형성되지만 facet이 다른 source power에서 보다는 명확하지 않다. Facet 형성은 잘 알려진 GaAs(100) 표면의 열역학적 화학 반응으로 설명된다 [15-18]. 그림 1에 있는 모든 그림은 각 시료에서 관찰되는 (100) 표면이고 [110] 과  $\bar{1}\bar{1}0$  방향이 표시되어 있다. 100 W에서 식각된 시료를 제외한 모든 시료에서 [110] 방향으로의 능선이 잘 발달 되어있다. 이 능선에서 식각된 표면이 약 55°의 각도를 이루며 경사져 있다. 이러한 표면은 Ga이 표면에 있는 {111}A 표면이다. 또 다른 능선이 첫 [110] 방향으로 발달된 능선들과 45° 각을 이루며 교차한다. 이 두 번째 능선에서부터 약 55°의 각도를 이루며 경사져 있는 면은 As이 표면에 있는 {111}B 면이다. 결정학적 면에 따라서 반응 속도가 다르기 때문에 이러한 형태가 발달하고, 이러한 표면 형태는 여러 다양한 조건에서의 습식 식각 [19], HCl 가스에서의 고온 식각 [20], Br<sub>2</sub> 과 Cl<sub>2</sub> 가스에서의 이온 강화 식각 [21], 그리고 Cl<sub>2</sub>에서의 전자 강화 식각 [22] 등에 의한 GaAs(100) 표면에서 관찰되었다. 마지막 두 방법(이온 또는 전자에 의해 향상된 식각)은 열역학적 화학반응이 지배적인 조건에서 식각이 진행되었다. 참고문헌 [15-18]은 열역학적 화학반응이 지배적인 조건에서 GaAs의 다른 면들이 다른 식각 속도를 가지며 이러한 식각 속도의 상대적 순서가 표면 형태를 결정한다는 사실을 보여준다. 식각 속도의 순서는  $k_{\{111\}A} < k_{\{110\}}$  or  $k_{\{100\}} < k_{\{111\}B} < k_{\text{higher order planes}}$  이다. 그림 1은 0 W의 bias power에서 식각된 표면의 형태가 열역학적 화학 반응에 의해서 결정됨을 보여준다.

일정한 식각 시간에서 (5 분) source power가 감소함에 따라 측면 능선이 형성되고 그 숫자도 많아진다. 측면 능선이 형성되는 것은 283 K의 온도에서 Cl의 표면 확산이 충분하지 못하기 때문으로 설명할 수 있다. Cl이 시료 표면을 확산하다가 표면의 원자를 식각 시키게 되는데, 열역학적

으로 에너지가 높은 위치에 있는 원자들의 식각 확률이 높다. 즉, facet에 돌기 등이 있으면 이 부분의 식각 확률이 facet 위의 다른 부분보다 높아지고, 결과적으로 평탄한 facet을 유지한다. 그런데, facet이 커짐에 따라, Cl가 확산될 수 있는 영역이 facet 크기보다 작아지고 평탄한 {111}A 형태를 유지할 수 없게 된다. 이러한 Cl 부족 현상은 낮은 source power에서 plasma 내의 Cl 원자 농도가 감소할 경우에 심각해진다. 100 W에서는 반응성 물질이 매우 부족하여 측면 능선이 많아지게 되고 (비록 2분 후에 <110> 능선이 형성되었지만) 5 분 동안 식각하였을 때 결정학적 표면이 보이지 않게 되었다.

위의 결과들을 바탕으로 표면 형태의 발달은 다음과 같이 정성적으로 기술 될 수 있다. 식각 초기에 작은 언덕이 형성되고, 표면에 구성된 작은 언덕들이 결합하여 <110> 방향으로 정렬된 능선을 형성한다. 100 W에서 1 분 및 2 분 동안 식각된 표면, 그리고 900 W에서 15초 및 30 초 동안 식각된 표면의 그림에서 이러한 것을 관찰할 수 있다. 능선들은 식각이 진행됨에 따라 커지고 서로 거리도 멀어진다. 100 W source power에서 식각이 비효율적으로 일어나는 것은 ICP의 source power가 감소하면 Cl 원자 등과 같은 화학적 반응성이 높은 물질의 농도가 감소하기 때문이다 [23]. 900 W에서는 반응성 물질이 풍부하므로, 식각된 표면이 가장 느리게 식각 되는 면({111}A)으로 이루어지고 능선들도 잘 발달한다. 낮은 source power에서는 반응성 물질이 부족해진다. 반응성 물질이 부족하면 식각 속도

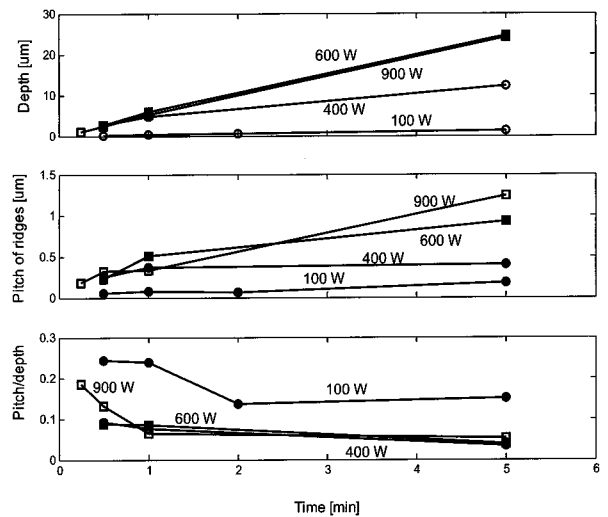


그림 2. Floating potential에서 식각된 시료 표면의 식각 깊이, 능선의 pitch, 그리고 그 비율. Pitch는 표면에서 관찰되는 능선의 평균 거리로 계산하였다.

가 줄어들고, 가장 느리게 식각되는 면 뿐만 아니라 비교적 천천히 식각되는 다른 면들도 반응성 물질에 의해 식각되지 못하여 남게되어 표면 형태에 영향을 미친다.

능선의 조대화는 그림 2에 정량적으로 기술 되어있다. 표면 거칠기는 높이 변화 뿐만 아니라 폭에 관한 정보도 기술되어야 전체적으로 기술할 수 있다. 본 논문에서 각 표면에서 능선의 평균 거리가 pitch로 정의 되었다. 그림 2에서 모든 source power에서 식각 시간이 증가함에 따라 식각 깊이와 능선의 pitch가 모두 증가한다. 식각 초기에는 pitch와 깊이의 비율이 급격히 감소하다가 식각이 어느 정도 진행되면 감소를 멈추게 된다. Pitch/깊이의 비율은 식각 깊이에 비해 표면 형태가 얼마나 잘 발달하는지를 나타내는 척도가 될 수 있다. 즉, pitch/깊이의 비율은 표면 형태 발전을 위해 사용된 식각 반응의 양을 나타낸다. 따라서 식각 초기에 이 비율이 큰 것은 식각 초기에 식각에 의해 식각 깊이가 커지기 보다는 표면 형태 변화가 주로 일어나기 때문이다. 이러한 개념을 GaAs(100) 표면에 적용하면, 초기의 식각은 주로 pit, 언덕, 그리고 능선을 형성하는 작용을 한다. 식각이 진행됨에 따라 표면형태의 조대화가 이루어 지며 조대화 및 식각 속도의 비율이 일정해진다. 식각 후반의 비율은 source power가 100 W 일 때가 다른 source power 조건일 때보다 크다. 100 W source power에서 pitch/깊이의 비율이 큰 것은 100 W에서의 비효율적인 식각에 의한 낮은 식각 속도 때문이다. 이러한 비효율적인 식각은 반응성 물질이 부족하기 때문이고, 그 결과 표면 형태도 잘 발달하지 않는다.

그림 3은 본 연구에서 식각된 표면의 전형적인 ACF, PSD, 그리고 RMS와 측정범위 간의 관계를 보여준다. 그림 3은 900 W source power에서 bias를 가하지 않고 5분 동안 식각된 표면에서 계산한 결과들이다. 그림 3의 ACF에서는 능선의 주기적인 표면 형태에 의해 사인 모양의 변화가 나타난다 [24]. 본 연구에서 형성된 모든 표면에서는 큰 파수영역에서 계산된 spatial 지수가 0.50 ~ 0.68의 값을 가진다. 이러한 spatial 지수는 원자 단위의 식각 기구에 의한 결과이다 [25]. 이 spatial 지수가 원자 단위의 표면 형태 형성 기구의 결과라는 사실은 식 (6)을 사용하는 scaling theory에 의해서 분명해진다. 하지만 이 이론은 원자 단위의 기구가 물리적으로 어떠한 현상인가 하는 것을 설명하지는 않는다. Scaling theory 발전의 역사는 실험에 의한 현상학적인 결과의 구체적인 기구를 simulation을 통해 규

명해 나가는 과정이었다. 따라서 본 연구는 식각에 의한 표면 형태 발전 과정을 현상학적으로 분석하였고, 구체적인 원자 수준의 기구를 규명하기 위한 연구는 simulation을

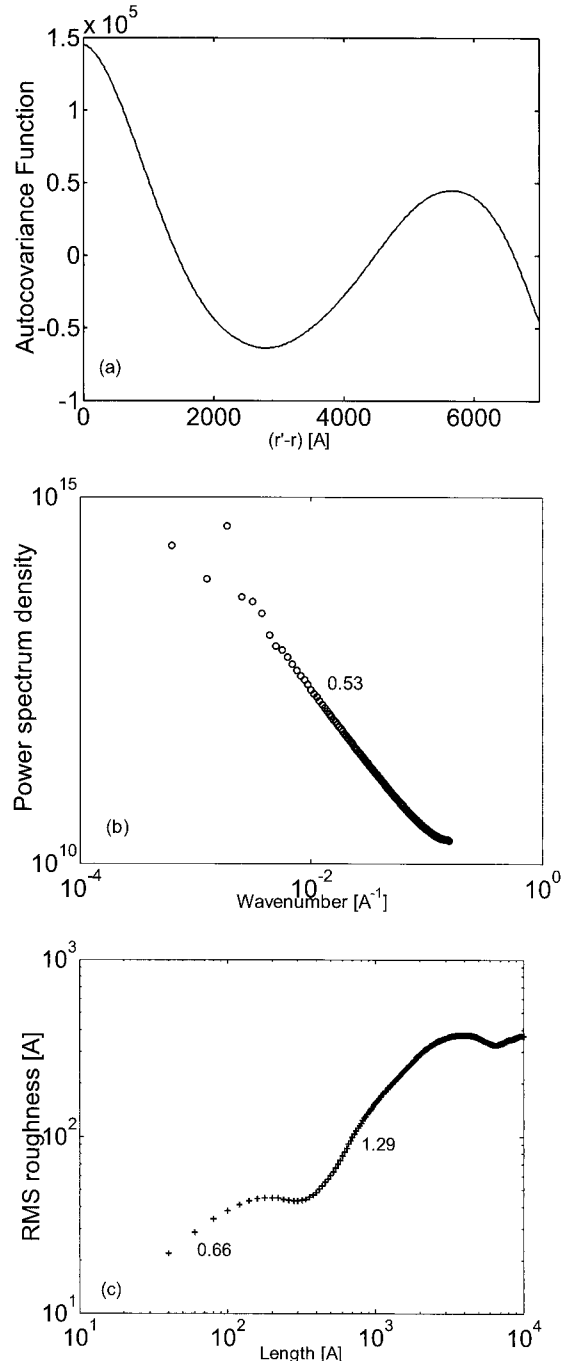


그림 3. 식각된 표면의 전형적인 ACF (a), PSD (b), 그리고 RMS 거칠기와 측정 범위와의 관계 (c). (b)에서는 한 개의 spatial 지수 ( $\alpha = 0.53$ ) 값을 보이고, (c)에서는 두 개의 spatial 지수 ( $\alpha_1 = 0.66$ ,  $\alpha_2 = 1.29$ )를 보였다. 이 그림들은 900 W source power 일 때 floating 전위에서 5분간 식각된 표면에서 얻은 것이다.

표 1. 900 W source power와 floating potential에서 식각된 시료의 상관길이( $\sigma$ )와 spatial 지수( $\alpha$ ).

	15 sec	30 sec	1 min	5 min
$\sigma$ [ $\text{\AA}$ ]	574	566	1121	988
$\alpha$ (from PSD)	0.68	0.68	0.58	0.53
$\alpha_1$	-	0.63	-	0.66
$\alpha_2$	2.63	2.31	2.00	1.29

표 2. 600 W source power와 floating potential에서 식각된 시료의 상관길이( $\sigma$ )와 spatial 지수.

	30 sec	1 min	5 min
$\sigma$ [ $\text{\AA}$ ]	577	680	1582
$\alpha$ (from PSD)	0.58	0.56	0.59
$\alpha_1$	0.53	0.63	-
$\alpha_2$	2.61	2.79	2.08

표 3. 400 W source power와 floating potential에서 식각된 시료의 상관길이( $\sigma$ )와 spatial 지수.

	30 sec	1 min	5 min
$\sigma$ [ $\text{\AA}$ ]	645	818	1740
$\alpha$ (from PSD)	0.61	0.59	0.58
$\alpha_1$	0.47	0.76	0.51
$\alpha_2$	1.65	2.28	-

통한 별도의 연구로서 진행되어야 한다. RMS plot에서는 두 개의 지수가 발견된다. 그 중 하나( $\alpha_1$ )는 PSD에서 얻어진 것과 비슷한 값을 가지고, 다른 하나( $\alpha_2$ )는 큰 값을 가진다. 커다란 지수는 facet 형성에 의한 효과 때문인 것으로 생각된다. PSD에서 계산된 지수와는 달리, RMS 값에서 계산된 지수는 원자 수준 및 facet 형성에 의한 효과를 모두 포함한다.

표 1~3에는 반응성 물질이 충분한 상태에서(900 W, 600 W, 그리고 400 W source power) 식각된 표면에서의 상관길이( $\sigma$ )와 spatial 지수가 나타나 있다. RMS 값의 plot에서 직선 영역이 좁아서 신뢰성 있는 지수 값을 계산할 수 없는 경우도 있다. 그래서 표 1~3에서 몇몇 지수 값을 구하지 못 하였다. 첫 번째 지수( $\alpha_1$ )는 PSD에서 계산된 것과 비슷한 값을 가지는데, 이것은  $\alpha_1$ 이 원자 수준의 표면 형태 발전 기구에 의한 값이라는 것을 나타낸다. 반면에, 또 다른 지수는 1보다 큰 값을 보이고 있다. 이렇게 큰 값은 큰 수준의 기구(facet 형성 기구)에 의한 결과로 보여진다.

표 4. 100 W source power와 floating potential에서 식각된 시료의 상관길이( $\sigma$ )와 spatial 지수. 아주 짧은 시간(30 sec) 동안 식각된 시료에서는  $\alpha_1$ 과  $\alpha_2$ 가 발달하지 않고, 지수가  $\alpha_1$ 과  $\alpha_2$ 의 사이의 값을 갖는다. 이것은 원자 수준과 보다 커다란 수준의 식각 기구가, 화학 반응이 부족한 식각 조건에서, 짧은 식각 시간에는 구별되지 않고 혼재되어 나타나기 때문이다.

	30 sec	1 min	2 min	5 min
$\sigma$ [ $\text{\AA}$ ]	244	288	362	1247
$\alpha$ (from PSD)	0.63	0.61	0.60	0.50
$\alpha_1$	0.95	0.57	0.58	-
$\alpha_2$		1.64	1.73	1.32

100 W source power에서도  $\alpha_1$ 과 PSD에서 계산된 지수는 다른 source power에서의 값과 비슷하지만  $\alpha_2$ 는 다른 source power의  $\alpha_2$ 보다 작다(표 4). 이것은 100 W의 source power에서 원자 수준의 식각 기구는 다른 source power일 때와 동일하지만, facet 형성 기구가 다르다는 점을 알려준다. 비록 spatial 지수가 source power에 따라 다른 값을 가지지만, 모든 source power에서 식각 시간이 길어지면 상관 길이가 길어진다. 이것은 표면 형태 조대화 와 일치되는 결과이다.

#### IV. 결론

플라즈마 농도가 높은 경우의 floating potential에서의 식각과 같이 화학적 반응이 활발히 일어날 때에는 식각된 GaAs(100) 표면에  $\langle 110 \rangle$  방향으로 정렬된 능선이 나타난다. Floating potential에서 이러한 정렬은 식각 시작 후 1 분도 되지 않는 초기 단계에서부터 일어나기 시작한다. 일단 능선들이 형성되면 시간에 따라 조대화 현상을 보인다. 반응성 물질의 농도가 충분하지 않을 경우에는,  $\{111\}$  facet 과  $\langle 110 \rangle$  방향의 능선을 형성하는 구동력이 약하다. 따라서, source power가 감소하면  $\{111\}$  facet 위에 작은 능선들이 형성되고, 아주 낮은 source power (100 W)에서 결정학적 식각 현상이 사라지고 주능선 위에 작은 능선이 매우 많아져서 결정학적 표면이 더 이상 안 보이게 된다.

PSD의 선형 영역(파수가 큰 영역)의 기울기에서 계산된  $\alpha$ 는 0.6 정도의 값을 보였는데, 이것은 표면 형태에 영향을 미치는 원자적 수준의 거동을 반영한 값이다. RMS plot에서는 두 개의 선형 영역이 나타나고 그 결과 두 개의  $\alpha$

값( $\alpha_1$ 과  $\alpha_2$ )이 나타난다.  $\alpha_1$ 은 PSD에서 계산된  $\alpha$  값과 비슷한 값을 가지므로, 원자적 수준의 식각 기구에 의한 값으로 생각할 수 있다. 반면에  $\alpha_2$ 는  $\alpha$ 보다 훨씬 큰 값을 갖는다. 이 값은 원자보다 훨씬 큰 수준의 표면 형상 형성 기구인 facet 형성 기구에 의한 값이다. 따라서, 능선이 사라지는 식각 조건에서는  $\alpha_2$ 의 값도 존재하지 않는다.

### 감사의 글

본 연구와 관련하여 많은 기술적인 토론을 해준 University of California at Los Angeles의 Harry P. Gillis 교수, C. Ratsch 교수, Jane P. Chang 교수, Mark S. Goorsky 교수, 그리고 Ya-Hong Xie 교수께 감사드립니다.

### 참고문헌

- [1] H.P. Gillis, "Etching and Deposition," in John Moore and Nicholas Spencer (eds.) *Encyclopedia of Chemical Physics and Physical Chemistry*, (Institute of Physics, Philadelphia, PA, 2001). Chapter 2.18, pp. 2613-2630.
- [2] C. Steinbruchel, *Appl. Phys. Lett.* **55**, 1960 (1989).
- [3] J.W. Coburn and H.F. Winters, *J. Appl. Phys.* **50**, 3189 (1979); H.F. Winters and J.W. Coburn, *Surf. Sci. Rep.* **14**, 161 (1992).
- [4] L. Sha, R. Puthenkavilkam, Y.-S. Lin, and J.P. Chang *J. Vac. Sci. Tech. B* **21**, 2420 (2003).
- [5] T. Ohmi, K. Kotani, A. Teramoto, and M. Miyashita, *IEEE Electron Device Lett.* **12**, 652 (1991).
- [6] K.K. Ko, K. Kamath, O. Zia, E. Berg, S.W. Pang, and P. Bhattacharya, *J. Vac. Sci. Tech. B* **13**, 2709 (1995).
- [7] M.E.R. Dotto and M.U. Kleinke, *Physica A* **295**, 149 (2001); M. Saitou, M. Hokama, and W. Oshikawa, *Appl. Surf. Sci.* **185**, 79 (2001).
- [8] T. Ngo, E.J. Snyder, W.M. Tong, R.S. Williams, and M.S. Anderson, *Surf. Sci.* **314**, L817 (1994).
- [9] E.A. Eklund, R. Bruinsma, J. Rudnick, and R.S. Williams, *Phys. Rev. Lett.* **67**, 1759 (1991); Z. Maktadir, K. Sato, A. Mastumuro, K. Kayukawa, and M. Shikida, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **605**, 305 (2000).
- [10] Wafer Technology Ltd. (UK)에서 구매.
- [11] E. Hu and C.H. Chen, *Microelectronic Engineering* **35**, 23 (1997).
- [12] W.M. Tong and R.S. Williams, *Annu. Rev. Phys. Chem.* **45**, 401 (1994).
- [13] A.-L. Barabasi, and H.E. Stanley, *Fractal concepts in Surface Growth*, Cambridge University Press, 1995.
- [14] B. Chapman, *Glow Discharge Processes: Sputtering and Plasma Etching*, (John Wiley and Sons, New York, 1980).
- [15] D.W. Shaw, *J. Crystal Growth* **47**, 509 (1979); D.W. Shaw, *J. Electrochem. Soc.* **128**, 874 (1981).
- [16] M. Heyen and P. Balk, *J. Crystal Growth*, **53**, 558 (1981).
- [17] D.E. Ibbotson, D. L. Flamm, and V.M. Donnelly, *J. Appl. Phys.* **54**, 5974 (1983).
- [18] H.P. Gillis et al., *Appl. Phys. Lett.* **68**, 2255 (1996).
- [19] D.W. Shaw, *J. Crystal Growth* **47**, 509 (1979); D.W. Shaw, *J. Electrochem. Soc.* **128**, 874 (1981).
- [20] M. Heyen and P. Balk, *J. Crystal Growth*, **53**, 558 (1981).
- [21] H.P. Gillis, D.A. Choutov, K.P. Martin, and Li Song, *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 2255 (1996).
- [22] C.C. Chen, K.V. Guinn, V.M. Donnelly, and I.P. Herman, *J. Vac. Sci. Tech. A* **12**, 2630 (1994).
- [23] D.J. Whitehouse, *Meas. Sci. Technol.* **8**, 955 (1997).
- [24] T. Ngo, E.J. Snyder, W.M. Tong, R.S. Williams, and M.S. Anderson, *Surf. Sci.* **314**, L817 (1994).

## Morphological Evolution of GaAs(100) Surfaces during Inductively Coupled Plasma Etching at Floating Potential

Sang Ho Lee

*Department of Materials Science and Engineering, University of California, Los Angeles, CA 90095*

(Received December 26, 2006)

We present the morphological evolution at different source powers in the ion-enhanced etching of GaAs(100) in  $\text{BCl}_3\text{-Cl}_2$  plasma. With little ion bombardment at floating potential, the surface develops  $\langle 110 \rangle$  ridges and  $\{111\}$  facets, as it does in purely chemical etching. The morphology develops in less than 1 minute and grows bigger over time. The etched surfaces show different morphologies at different source powers with constant pressures of gases. Lower source power (100 W) produces poorly developed crystallographic surfaces while higher source power (900 W) produces well developed crystallographic surfaces. This is attributed to the availability of excited reactive species (chlorine atoms) depending on source powers. With more concentration of the reactive species at higher source powers, the surface of GaAs(100) would be a surface that is expected from thermodynamics while the surface morphology would be determined by sputtering in the lack of reactive species. Statistical analysis of the surfaces, based on scaling theory, revealed two spatial exponents: one (smaller than one) is formed by atomic scale mechanisms, the other (larger than one) is formed by larger scale mechanisms which is believed to develop facets.

Keywords : Etching, Surface, GaAs, scaling theory

\* [E-mail] shlee235@ucla.edu