

# 유도결합 플라즈마 식각시 bias에 의한 GaAs(100) 표면의 형태 변화

이상호

캘리포니아 주립대학 재료공학과, Los Angeles, CA 90095

(2007년 5월 2일 받음)

$\text{BCl}_3\text{-Cl}_2$  플라즈마에서 GaAs(100)의 이온 강화 식각 시 source power에 따른 표면 형태 변화를 연구하였다. Floating 전위에서는 이온 포격(bombardment)이 거의 없고, 화학적 반응에 의존한 순수한 습식 식각에 의해 나타나는 것과 같이 <110> 능선과 {111} 표면으로 이루어졌다. 900 W 정도의 높은 source power에서는 결정학적 표면이 잘 형성되지만, 100 W 정도의 낮은 source power에서는 결정학적 표면이 형성되지 않는다. 이것은 건식 식각에 필수적인 Cl 원자와 같은 여기된 반응성 물질의 양이 source power에 크게 좌우되기 때문이다. 높은 source power에서는 반응성 물질의 농도가 높아지고, GaAs(100) 표면은 열역학적으로 가장 안정한 표면이 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. 시료들에 bias가 인가 되면, 표면에 포격이 일어난다. 그 결과 높은 source power에서 능선 형성이 억제되고, 낮은 source power에서는 섬들의 형성이 억제된다.

**주제어 :** 식각, 표면, GaAs, scaling theory

## I. 서론

식각이란 소자를 얻기 위해 제작된 마스크의 패턴을 박막에 전이 시키는 과정이다. 이 과정에서 수직 단면을 얻을 수 있는 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 여기 되게 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. 그러면, 이온 포격이 식각물질과 마스크로 가려지지 않은

박막물질 사이의 화학 반응을 증대시킨다. 이러한 화학 반응 증대가 박막의 위에서 아래로 일어나지만 옆으로는 일어나지 않게 되고, 결과적으로 수직 단면의 패턴을 형성하게 된다.[3,4] 비등방 건식 식각이 미세 전자소자 및 광전 소자의 선평조절에 필수적이므로, 집적회로가 등장한 이후 소자 크기를 줄이는 중요 인자로 작용하였다 [5].

소자 크기를 줄이기 위한 선평 조절 이 외에도, 평탄한 식각 표면을 만드는 것도 매우 중요하다. 실리콘을 사용한 금속 산화막 전기장 효과 트랜지스터에서, Si과 SiO<sub>2</sub> 계면에서의 원자 수준의 거칠기에 의해 전자 이동도가 4 배정도 차이가 난다 [6]. III-V족 반도체를 레이저나 다른 광전 소자에 응용할 경우에는 결함이 없고 평탄한 계면이 필요하다. 이것은 반사율이 거칠기에 매우 민감하기 때문이다 [7]. 습식 식각[8,9], 5 eV의 산소 원자에 의한 식각[10], 그리고 이온 sputtering[11,12] 등에 의한 형태 발전 기구에 관련된 몇몇 연구결과가 있지만 실제 소자 제작에 사용되는 이온 강화 건식 식각 공정에서의 표면 형태 변화에 대한 연구는 거의 없다.

위에서 언급한 표면 형태의 중요성 때문에, 본 연구는 상온 이하에서의 유도결합 플라즈마 (ICP) 식각에서의 표면 형태 발전 기구를 설명하고자 한다. 특히 반응성 물질의 양

\* [전자우편] fractal888@yahoo.com

과 포격 에너지에 따른 표면 형태 변화를 연구하였다.

## II. 실험 방법

### 2.1. 시료 준비 및 식각

$0.5 - 5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ 가 첨가된 n-type GaAs(100) wafer가 사용되었다 [13]. 식각은 상용화된 ICP 식각 장비(Unaxis SLR 770)를 사용하였다. 이 장비는 플라즈마의 이온 농도(source power at 2 MHz) 및 포격 에너지(sample bias power at 13.56 MHz)를 독립적으로 조절할 수 있다.

본 연구에서 식각을 위해  $\text{BCl}_3$ (100 sccm)와  $\text{Cl}_2$ (60 sccm)의 혼합 가스가 사용되었고 chamber 압력은 18 mTorr로 유지되었다. 시료 온도는 He backside cooling에 의해 283 K로 유지되었다. 이와 같이 낮은 온도는 손상의 이동[14] 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). 이 시료들은 최고 (900 W)와 최저 (100 W)의 source power에서 12 W, 20 W, 50 W, or 100 W의 bias power에서 식각되었다. 이러한 시료들의 식각 결과는 두 개의 전혀 다른 source power (900 W, 100 W)에서 포격 에너지가 표면 형태에 미치는 영향을 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 형상을 관찰한 후, AFM을 사용하여 표면형상의 통계학적 분석을 하였다. AFM으로는 Quesant 사의 Q-scope 250을 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. 이와 같은 통계적 분석에 기초하여, 표면 형태가 발전하는 기구를 연구하였다.

식각된 표면의 분석 후, kinetic Monte Carlo (KMC) 방

법으로 열역학적 화학 반응에 의한 식각 시 표면에 대한 이온 포격 효과를 재연하였다. 즉, 충분한 반응성 물질이 공급되어 열역학적으로 예상되는 facet가 형성되는 900 W source power에서 식각된 표면을 전산모사하였다.

### 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  $h(r)$ 을 하나의 값으로 표시하여 표면의 높이 변화를 대표적으로 표시한다는 점에서 매우 유용한 값이다.

높이 변화의 측면으로의 분포는 식(2)와 같은 ACF로 표현이 된다 [15].

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

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

한 표면 형태를 가지고 있는 표면을 복잡한 파형으로 생각할 수 있으며, 이러한 복잡한 파형은 수 많은 파수(wavenumber)의 사인 모양의 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  $k$ 는 파수를 나타낸다.

현상학적으로 RMS 높이 변화값(w)은 측정 범위(L)가 증

가함에 따라 커지며, 공정 시간(t)이 증가함에 따라서도 커진다. 이러한 관계는 다음 두 식과 같이 표현된다.

$$w=L^{\alpha} \tag{4}$$

$$w=t^{\beta} \tag{5}$$

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 계산됐다. 따라서, 각 모델에 의해서 예측된 지수의 이론치들을 실험적으로 측정된 값과 비교하여, 표면 형태의 발달에 관계된 기구를 추정할 수 있다 [16].

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

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

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. Structure factor를 log-log plot하면 큰 파수영역에서의 기울기는 다음 식과 같이 된다.

$$|slope| = (d + 2\alpha) \tag{7}$$

$d$ 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 받

영한다. 즉, 두 가지 방법 중에서 하나는 큰 크기 효과를 포함하고 다른 하나는 오직 원자수준의 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, 한 식각 조건에서 시간을 변화시키면서 실험을 하지 않았기 때문에, dynamic 지수에 관한 분석은 본 연구에서 수행되지 않았다.

### III. 결과 및 고찰

#### 3.1. 900 W source power에서 bias 된 식각

Bias power가 인가 되면 시료 표면에 음의 직류 offset 전압  $V_{dc}$ 가 형성된다. 이 전압에 의해 양이온이 플라즈마에서 가속되어 이온 강화 식각이 가능해진다.[17,18] Bias power를 증가시키면 이온의 가속 에너지도 증가하여 열역학적 식각이 이루어지던 시료 표면의 식각 기구를 변화시켜서 floating 때와는 다른 식각 표면이 되게 한다. 900 W의 source power에서 bias power를 12 W, 20 W, 50 W, 100 W, 그리고 300 W로 변화시키면서 식각을 진행하여 식각 속도 및 표면 형태 변화를 연구하였다.

##### 3.1.1. Bias에 의한 식각 속도 변화

양이온이 시료 표면에 도달할 때의 에너지( $E_i$ )는 플라즈마 전위( $V_p$ )와 offset bias 전위( $V_{dc}$ )의 차이로 결정된다. 즉  $E_i = V_p - V_{dc}$ 라는 관계가 성립한다. 표 1은  $V_{dc}$ 의 측정값과 각 bias power에 해당하는 이온 에너지를 보여준다. 본 연구에서 플라즈마 전위가 직접 측정되지는 않았지만, 동일한 ICP 장치가 비슷한 공정 조건 및 가스 조성에서 운전 될 때의 플라즈마 전위인 -25V가 사용되었다 [19]. 0 W bias 일 때의 이온 에너지는 플라즈마 전위 $V_p$ 와 floating

표 1. 900 W source power에서 bias power와 이온 에너지

Bias Power [W]	0	12	20	50	100	300
Bias Voltage [V]		-52	-70	-135	-301	-608
Ion Energy [eV]	20	27	45	110	276	583

전위  $V_f$ 의 차이가 된다. 표 1에서 이 값은  $V_p - V_f = T_e \ln [M/2\pi m]^{1/2}$ 로 계산되었다. 이 때  $M$ 은 가스 분자의 질량이고,  $m$ 은 전자의 질량, 그리고  $T_e$ 는 전자 온도이다.  $T_e$ 로서 ICP 플라즈마의 일반적인 값인 4eV가 사용되었다 [20]. 표 1에서 bias power가 증가함에 따라 시료에 전달되는 이온 에너지는 20, 27, 45, 110, 276, 그리고 583 eV로 증가한다. 이 때, 표 1의  $V_{dc}$ 가 bias power에 따라 선형으로 증가하기 때문에, 이온의 유속은 일정하다. 이온의 유속은  $V_{dc}$ 와 bias power 관계의 기울기인데 본 실험에서는  $4.6 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$  ( $3.5 \times 10^{16}$  이온  $\cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ )의 값을 갖는다 [21].

이온 유속이 일정하므로, 식각 속도는 식각 수율(입자 이온 당 식각 되는 원자수)에 비례한다. 이온에 의해 향상된 식각에 관한 연구들에 의하면 수율  $Y$ 와  $E_i$ 와는  $Y(E_i) \approx A(E_i^{1/2} - E_{th}^{1/2})$ 의 관계가 있으며  $A$ 와  $E_{th}$ 는 이온 종류, 식각 물질과 표면 상태 등에 따라 결정되는 상수이다 [22-24]. 이러한 관계는 이온에 의해 향상된 식각이 표면아래의 collision cascade에 의한 운동량 전이에 의해 일어난다는 점을 반영한다. 그러나, 900 W source power에서의 식각에서는 위의 이론에서 예측된 것과 같은 현상을 보이지 않았다. 그림 1은 표 1의 시료들에 대한 식각 속도와  $E_i^{1/2}$ 의 관계를 보여준다. 그림 1에서 일정시간 동안(5 분) 식각하였을 때 포격 에너지가 커져도 식각 깊이는 거의 변화가 없음을 보여준다. 즉, 900 W source power에서는 collision cascade에 의한 운동량 전이가 식각의 주된 기구가 아님을 보여준다. 이러한 결과는 Ding[25] 등의 연구 결과로 설명할 수 있다. Ding 등은 고밀도 플라즈마 식각의 식각 속도와 조건간의 관계를 연구하여, 반응성 물질( $n$ ), 이온 유속( $J_i$ ), 이온 에너지( $E_i$ )와 식각 속도간의 관계를 발견하였다. 그 결과에 의하면  $n/J_i E_i$ 가 클 때에는 식각 속도가  $J_i E_i$ 에 의해 결정되고  $n/J_i E_i$ 가 작을 때는  $n$ 에 의해 결정된다. 이

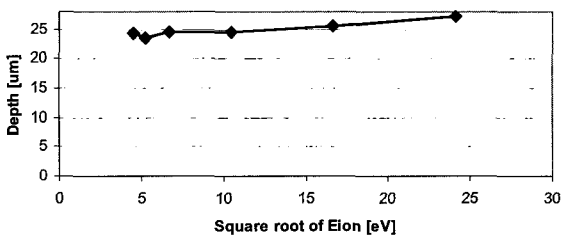


그림 1. 900 W source power에서 이온 에너지의 제곱근에 따른 식각 깊이의 변화. 이온이 충분히 존재하므로(작은  $n/J_i E_i$ ) 식각 속도는 이온 에너지에 큰 변화를 보이지 않는다.

러한 현상은 반응성 물질( $n$ )과 포격 에너지( $J_i E_i$ )의 가용성으로 설명할 수 있다. 이온이 충분히 공급될 경우( $n/J_i E_i$ 가 작을 때), 이온에 의해 표면이 여기 되어있기 때문에 주위에 반응성 물질이 있으면 쉽게 식각이 된다. 이 경우 이미 표면이 충분히 여기 되어있기 때문에 포격 에너지를 증가시키는 것이 표면의 식각 속도 향상에 큰 영향을 미치지 못한다. Source power가 높을 경우(900 W)에 충분한 양의 이온이 공급되어( $n/J_i E_i$ 가 작다) 식각 속도는 이온의 가속 에너지 보다는  $n$ 에 의해 결정된다. 결과적으로 그림 1에서처럼 bias power가 커져도 식각 속도가 거의 변화하지 않게 된다.

### 3.1.2. Bias에 따른 표면 형태 변화

그림 2에 표 1과 그림 1의 처음 네 시료에 대한 SEM 사진, 식각 깊이, 그리고 RMS 거칠기의 값이 나와있다. 100 W와 300W bias power에서 식각된 시료의 표면은 50 W에서 식각된 표면과 동일하게 매우 매끈하므로, 50 W 보다 높은 bias에서 식각된 표면의 사진은 포함하지 않았다.

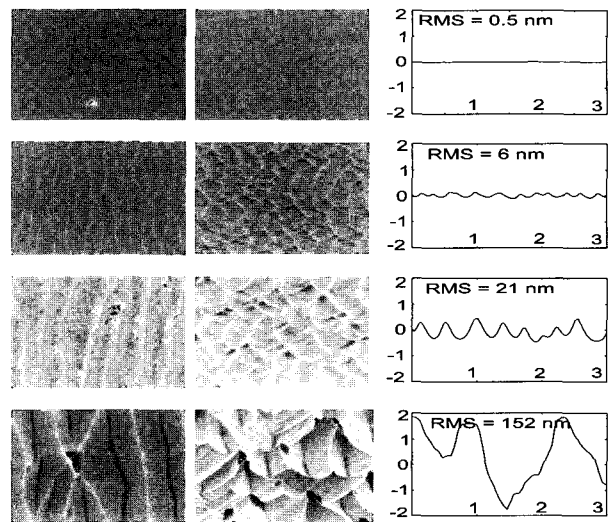


그림 2. 900 W source power에서 식각된 표면의 형태. SEM 사진(왼쪽과 중앙의 column), AFM 측정 형태(오른쪽 column), 그리고 RMS 거칠기(AFM 결과에 포함됨). 모든 SEM과 AFM 결과는 가로로 3 μm 길이이다. AFM profile에서 가로축은 μm 단위이고 세로축은 100nm 단위이다. 모든 시료는 900 W에서 5분간 식각되었다. 가장 밑의 시료는 bias power가 0 W (식각 깊이 = 24.4 μm) 일 때 식각되었고, 위의 시료로 가면서 bias power가 12 W (식각 깊이 = 23.5 μm), 20 W (식각 깊이 = 24.4 μm), 그리고 50 W (식각 깊이 = 24.5 μm)로 변화하였다. 50 W bias 이상에서는 표면이 매끈하여 아무 것도 관찰되지 않았다.

ICP 식각 이전에 각 시료들은 0.2~0.3 nm의 RMS 거칠기를 가진 매끈한 표면을 하고 있었고, 식각 후에는 능선과 facet에 의해 결정되는 표면 형태가 발달하였다. Bias power가 증가함에 따라 능선의 높이는 낮아지고 간격은 좁아진다. Bias power가 50 W까지 증가하면 능선들이 모두 사라져서 매끈한 표면이 된다. 그림 2는 0 W bias power에서 식각된 표면의 형태가 열역학적 화학 반응에 의해 결정되고 bias power가 증가함에 따라 능선과 facet 형성이 억제되어 평탄한 GaAs(100) 표면을 형성한다는 사실을 보여준다. 이온 포격이 어떻게 열역학적 화학 반응에 의한 형상에서 평탄한 표면으로 변화를 일으키는지는 simulation을 통해 설명을 하였다.

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. 이 ACF에는 능선의 주기적인 표면 형태에 의해 사인 모양의 변화가 나타난다 [26]. 본 연구의 모든 표면에서 큰 파수영역에서 계산된 spatial 지수가 0.46~0.68의 값을 가진다. 이러한 spatial 지수는 원자 단위의 식각 기구에 의한 결과이다 [27]. 그런데, RMS와 높이 변화의 plot에서는 두 개의 지수가 있다. 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, RMS와 높이 변화에서 계산된 지수는 원자 수준 및 facet 형성에 의한 효과를 모두 포함한다.

Bias가 증가하면 그림 2에서와 같이 능선의 높이와 폭이 작아진다. 즉 bias가 증가하면 facet 형성 기구와 관계가 있는 상관길이도 작아진다고 할 수 있다. 이러한 경향이 표 2에도 드러나 있다. 그런데, 100 W bias power에서는 결정학적으로 생겨나는 능선이 완전히 사라지고, facet 형성 기구와는 다른 표면 형성 기구에 의해서 큰 상관계수 값을 보인다. 이것은 두 개의 표면 형태 발전 기구가 존재함을 암시한다. 이 두 기구는 RMS와 측정범위의 plot에서 발견할 수 있다. 이 plot에서 두 개의 선형 영역이 존재하고, 그 결과 두 개의 지수( $\alpha_1$ 과  $\alpha_2$ )가 존재한다. 작은 지수값( $\alpha_1$ )은 PSD에서 큰 파수 영역에서 계산한 지수와 비슷한 값을 가진다. PSD에서 계산된 지수는 원자 수준에서 일어나는 현상들의 결과이다. 따라서,  $\alpha_1$ 은 원자 수준의 표면 형태 발달 기구에 의한 결과이다. 그런데, 큰 지수값( $\alpha_2$ )은 facet

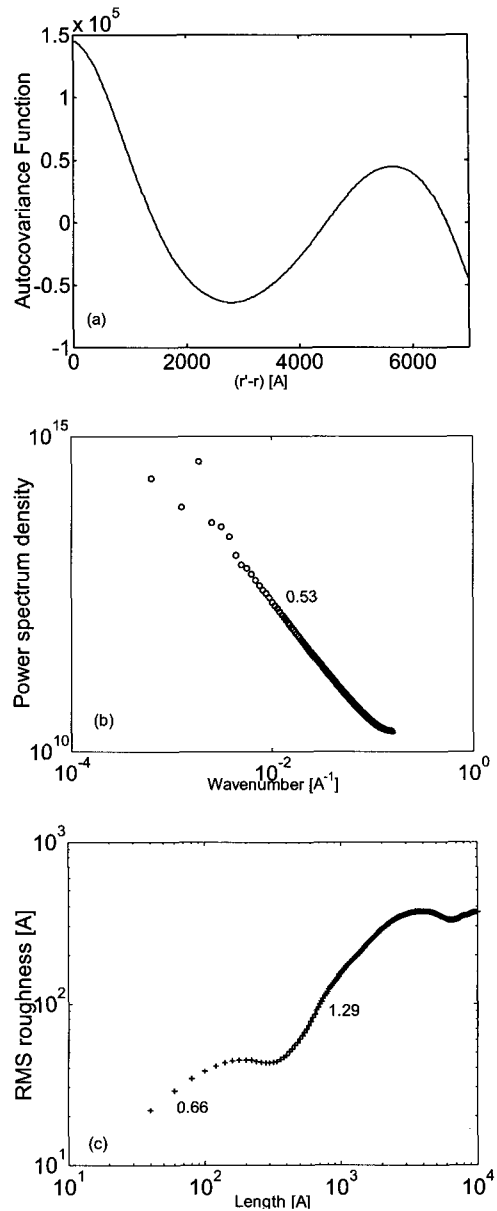


그림 3. 식각된 표면의 전형적인 ACF (a), PSD (b), 그리고 RMS 거칠기와 측정 범위와의 관계 (c). (b)에서  $\alpha$  (0.53)의 값을 계산하였고, (c)에서는 두 개의 spatial 지수( $\alpha_1 = 0.66$ ,  $\alpha_2 = 1.29$ )를 계산하였다. 이 plot들은 900 W source power 일 때 floating 전위에서 5분간 식각된 표면에서 얻은 것들이다.

표 2. 900 W source power에서 bias power가 0 W에서 100 W까지 변화할 때의 상관길이( $\sigma$ )와 spatial 지수( $\alpha$ ).

	floating	12 W	20 W	50 W	100 W
$\sigma$ [Å]	988	827	482	287	1114
$\alpha$ (from PSD)	0.53	0.66	0.68	0.53	0.51
$\alpha_1$	0.66	0.66	0.55	0.53	0.36
$\alpha_2$	1.29	2.17	2.73	-	-

형성 기구에 의한 결과에 의한 값이다. Bias power가 증가함에 따라 능선이 사라지고 이와 동시에  $\alpha_2$ 도 사라진다는 사실은 이러한 고찰을 뒷받침한다. Facet 형성 기구가 작동하지 않을 때, 원자 수준의 기구가 표면 형태 발달을 결정짓는다. 그 결과  $\alpha_2$ 가 없어지는 경우에 원자 수준의 기구에 의해서 큰 상관길이(가)가 드러난다.

### 3.2. 900 W source power에서 표면 형태 변화 simulation

GaAs(100)을 건식 식각할 경우 표면형태 변화를 simulate하고 낮은 에너지의 이온에 의한 평탄화 효과를 설명하기 위해 (1+1) 차원의 KMC 모델이 개발 되었다.[28] 이 모델











Configuration	NN	NNN	Rate constant
 (1)	0	0	$k_{\text{column}}$
 (2)	0	1	$k_{\text{vertical}}$
 (3)	0	2	$k_{\text{ridge}}$
 (4)	1	1	$k_{\text{vertical}}$
 (5)	1	2	$k_{\text{vertical}}$
 (6)	1	2	$k_{\text{step}}$
 (7)	1	3	$k_{\{111\}}$
 (8)	2	2	$k_{\{100\}}$
 (9)	2	3	$k_{\{111\}}$
 (10)	2	4	$k_{\{111\}}$

그림 4. 원자 위치에 따른 식각 속도. 어두운 사각형이 식각될 위치의 원자이다. 위치에 따른 식각 속도는 nearest neighbor(NN)와 next nearest neighbor(NNN)의 수에 의해서 결정된다. 그리고 facet들의 안정성은 본문에 기술되어 있다.

은 실제의 GaAs 구조를 단순화한 것으로 위치에 따른 식각 속도 기구와 이온 포격 시 형태 변화와의 관계를 연구하기 위해 개발되었다 [28]. 그림 4에 nearest neighbor (NN) 및 next nearest neighbor (NNN) 개수에 따른 단면 구조를 표시하였다. 각 구조에서 식각될 위치의 원자가 회색 사각형으로 표시되어 있다. 그림 4에서 지정된 식각 속도  $k_i$ 에 따라 한 번에 한 원자씩 식각이 일어나도록 하였다. 본 연구의 모델에서 식각 속도는 단순히 NN 및 NNN의 개수를 세어서 결정한 것이 아니고, 각 구조가 나타내는 facet의 식각 속도를 고려하였다. 본 simulation에서 기존 연구 [29-33]에서 밝혀진  $k_i$  값 ( $k_{\{111\}} = 1, k_{\{100\}} = 7$ )을 사용하였고, 다른  $k_i$  값을 변화시키며 실험적으로 관찰되는 표면 형태를 잘 재연하는 값으로 결정하였다.

참고문헌[29-33]은 GaAs의 화학적 식각 시 각 결정면의 식각 속도가  $k_{\{111\}A} < k_{\{100\}} < k_{\{111\}B} < k_{\text{(higher order planes)}}$ 임을 밝혔다. 특히  $k_{\{111\}A} : k_{\{100\}} = 1:5 \sim 8$ 이고 본 연구에서는 1:7의 값을 사용하였다 [34]. NN과 NNN가 없는 원자는 (그림 4의 configuration 1) 약하게 결합되어 있으므로  $k_{\text{column}} : k_{\{111\}} = 1000:1$ 로 설정하였다. 한편, 2개의 NN과 3~4개의 NNN (configuration 9 와 10)을 가진 원자는 안정하므로  $k_{\{111\}}$ 과 같은 식각 속도를 지정하였다. 0개의 NN과 한 개의 NNN (configuration 2)를 가진 위치와 1개의 NN과 1개 또는 2개의 NNN (configurations 4와 5)를 가진 위치는 한쪽이 column과 같고 다른 쪽은 (100) 또는 (111)의 낮은 index plane이라는 점에서 비슷하게 취급할 수 있다. 따라서 위의 두 위치의 식각 속도를 모두  $k_{\text{vertical}}$ 로 취급하였다. 따라서 표면 형태는  $k_{\text{vertical}}$ ,  $k_{\text{step}}$  (configuration 6), 그리고  $k_{\text{ridge}}$  (configuration 3)의 경쟁에 의해 결정된다.

$k_{\text{vertical}}$ ,  $k_{\text{step}}$ , 그리고  $k_{\text{ridge}}$ 의 값을 1에서 1000까지 변화시키며 simulation을 수행하였다. 5000 원자 크기의 격자에서 1000 층이 식각되는 동안 표면 형태 및 RMS 거칠기를 추적하였다. 다양한 조건에서 사전 simulation을 해본 결과 표면 형태는 system 크기와 무관하며 식각 깊이에 따라 크게 변화하지 않는 것을 알 수 있었다. 또한,  $k_{\text{ridge}}$ 의 변화에 따라 표면 형태가 크기 변하고,  $k_{\text{vertical}}$ 과  $k_{\text{step}}$ 의 효과는 비슷하였다. 따라서,  $k_{\text{vertical}}$ ,  $k_{\text{step}}$ , 그리고  $k_{\text{ridge}}$ 를 변화시켜서 얻을 수 있는 RMS 거칠기의 3차원 그림에서  $k_{\text{vertical}} = k_{\text{step}}$ 일 때의 2차원 단면을 그림 5에 표시하였다. 본 연구의 simulation은 평탄한 (100) 표면에서부터 시작

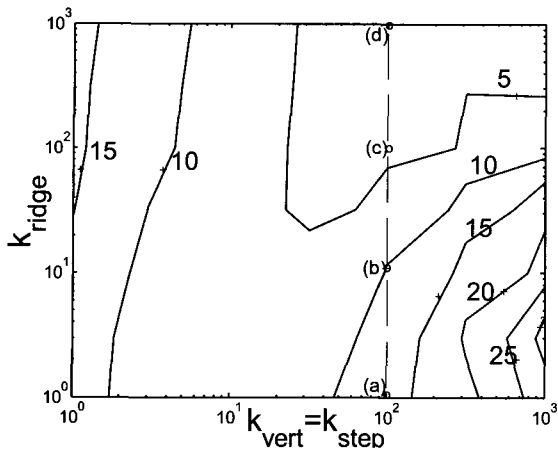


그림 5.  $k_{\text{column}} = 1000$ ,  $k_{\{111\}} = 1$ , 그리고  $k_{\{100\}} = 7$  조건에서 1000 층이 식각 되었을 때  $k_{\text{ridge}}$ ,  $k_{\text{vertical}}$ , 그리고  $k_{\text{step}}$ 에 따른 RMS 거칠기의 등고선 그림.

하였고, 따라서 pit (configuration 10)을 형성하며 식각이 시작된다.  $k_{\text{ridge}}$ 가 작고  $k_{\text{step}}$ 이 충분히 클 때 표면의 능선은 천천히 식각되지만 능선 사이의 식각은 많이 진행되어 능선의 높이가 커지고, 그 결과 거친 표면이 형성된다. 그림 5의 오른쪽 아래 부분이 위에서 언급한 경우에 해당하고, 이 때 가장 높은 RMS 값을 가진다.  $k_{\text{ridge}}$ 가 커지면 식각된 표면이 step flow에 의해 형성되어 표면이 매끈해진다.

Simulation된 식각 표면을 분석하면 다음 기술하는 바와 같이 식각 기구에 관한 깊은 고찰이 가능하다. 결정학적 표면에서 매끈한 표면으로의 전이는  $k_{\text{vertical}} (= k_{\text{step}})$ 과  $k_{\text{ridge}}$ 의 경쟁에 의해서 결정됨을 알 수 있다. 그림 6에는  $k_{\text{vertical}} = k_{\text{step}} = 100$ 이고  $k_{\text{ridge}}$ 가 1에서 1000까지 변할 경우 1000개의 층이 식각 되었을 때의 표면이 그려져 있다. 이 범위에서  $k_{\text{ridge}}$  값에 따라 매우 다른 표면이 형성되었다.  $k_{\text{ridge}}=1000$  일 때 표면은 아주 매끈해지고,  $k_{\text{ridge}}$ 가 감소함에 따라 톱니 형태의 거친 표면으로 발전한다.  $k_{\text{ridge}}$ 가 감소함에 따라 (111) 면이 발달하며 RMS 거칠기가 증가한다 (그림 6).  $k_{\text{ridge}}$ 가 작으면 60 % 이상이 (111) 면이된다. 그림 7에서와 같이 다수의 (111) 면이 발달한다. 능선은 약 8 %를 차지하며 (111) 면은 이러한 능선에서 기울기를 형성하며 발달한다.  $k_{\text{ridge}}$ 가 큰 경우에는 능선의 수가 거의 0이 되고, (111)의 수가 급감하며, 평탄한 (100) 면이 주를 이루게 된다. 50 % 이상이 (100)의 위치(그림 4의 configuration 8)가 된다.

본 연구의 simulation 결과는 그림 2의 실험 결과를 잘 설명하고 있다. 비록 이온 포격이 simulation 과정에 명시

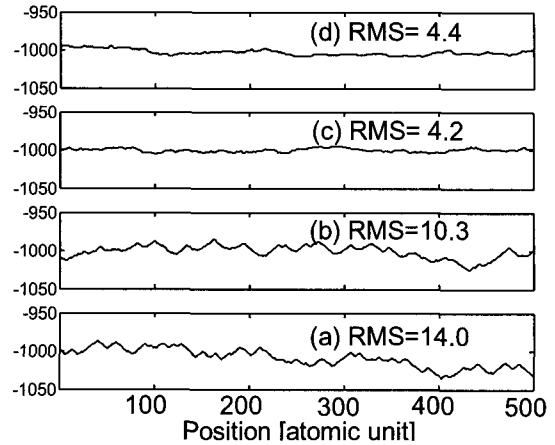


그림 6. 그림 7의 등고선 그림에서 점선으로 표시된 부분의 표면 형태.  $k_{\text{vertical}}$ 과  $k_{\text{step}}$ 은 100으로 고정 되었고,  $k_{\text{ridge}}$ 는 (a) 1, (b) 10, (c) 100, 그리고 (d) 1000으로 변화되었다.

적으로 포함되지는 않았지만, simulation 결과 이온 포격에 의해  $k_i$  값들이 열역학적 식각 때의 값에서 많이 변화함을 알 수 있었다. 즉,  $k_{\text{ridge}}$ 가 다른 식각 속도보다 훨씬 커진다. 이러한 경향은 이온 포격 에너지를 증가함에 따라 (100) facet이 더욱 안정되는 결과를 가져온다. 연구 초기에는 (111) 위 원자들의 식각 속도가 다른 원자의 식각 속도보다 증가할 것으로 예상 되었으나 simulation 결과 능선의 식각 속도가 크게 증가함을 알 수 있었다. 능선 위의 원자 (configurations 3)가 모든 방향으로 이온 포격에 노출되어 있다. 즉, 능선 위의 원자가 이온 포격에 의해 식각될 가능성이 가장 크다. 따라서  $k_{\text{ridge}}$ ,  $k_{\text{vertical}}$ , 그리고  $k_{\text{step}}$ 의 식각 속도가 경쟁하는 상황에서  $k_{\text{ridge}}$ 가 커지게 된다. Ion-assisted 박막 증착에서, 이온이 sputtering 문턱 에너지 이하에서도 다양한 표면 원자 이동을 야기시켜서 표면 형태에 영향을 미친다는 보고가 있다 [35-37]. 10 eV 이하의 낮은 에너지의 원자들도 표면의 dimmer를 파괴할 수 있다 [38]. 이와 같이 파괴된 표면 재구성(reconstruction)에 의해 표면이 활성화된다. 이렇게 활성화된 표면은 식각 물질과 반응이 쉽게 된다. 특히, Si(100) 위의 GaAs와 같은 heteroepitaxial 성장시, 28 eV의 에너지를 가진 아르곤 이온이 3차원적 GaAs 핵을 (섬으로 성장하기 전에) 파괴하여 Stranski-Krastanov 성장 기구에서 평탄한 성장 기구로의 전이를 야기시킨다.[39] 그림 2에서도  $k_{\text{ridge}}$ 의 상승이 27 eV의 이온 에너지(12 W bias)에서 진행됨을 알 수 있다. 이온 에너지가 더욱 증가하면, 표면 원자 이동

이 더욱 활발히 일어나고 표면을 평탄하게 한다.

### 3.3. 100W source power에서 bias 된 식각

#### 3.3.1. Bias에 의한 식각 속도 변화

900 W source power에서와는 달리, 100 W source power에서는 그림 8에서처럼 bias power가 증가함에 따라 식각 속도가 증가한다. 900 W source power에서처럼 플라즈마 농도가 높을 경우에는(작은  $n/J_s E_s$ ), 식각 속도는 포격 에너지( $J_s E_s$ )가 아닌 압력( $n$ )에 의해서 증가한다. 그러나 낮은 플라즈마 농도에서는 식각 속도가 압력이 아닌 이온 에너지에 따라 증가한다 [25]. 그래서, 900 W source power에서는 식각 속도가 이온 에너지에 무관하다. 그러나, 100 W source power에서는 bias power가 증가함에 따라 식각 속도도 증가하고, 이것은 100 W source power에서는 반응성 물질이 충분하지 못하다( $n$ 이 작다)는 것을 말해 준다. 반응성 물질이 부족하기 때문에 100 W source power에서의 표면 형태가 열역학적으로 안정한 표면(facet으로 이루어진 표면)과는 다를 것임을 예상할 수 있다. 부족한 반응성 물질(100 W source power) 속에서의 표면 형태 및 포격 에너지에 따른 표면의 형태 변화는 다음에 기술되어 있다.

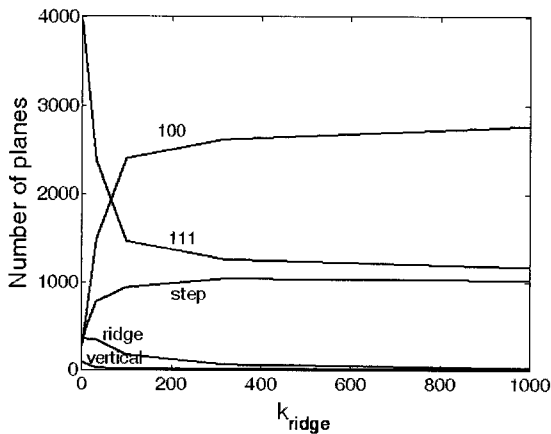
#### 3.3.2. Bias에 따른 표면 형태 변화

그림 9는 결정학적 표면을 형성하지 않는 표면에서 섬들의 발달을 보여준다. 낮은 source power에 의해 플라즈마 농도가 낮을 때에는(낮은  $J_s$ ) 포격 에너지 효과( $J_s E_s$ )가 반응성 물질의 농도( $n$ )에 의한 효과보다 중요해진다. 포격

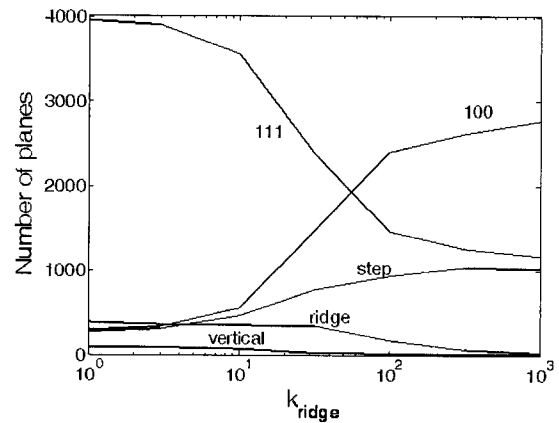
에너지의 중요성은 그림 8에서 bias power가 증가함에 따라 식각 속도가 증가함에서 알 수 있다. 부족한 반응성 물질과 포격 에너지 효과는 표면 형태가 결정학적인 표면과는 매우 다른 형태를 갖도록 한다. 반응성 물질이 부족한 경우 작은 능선이 많이 형성되고  $\langle 110 \rangle$  방향으로의 주능선들이 보이지 않게 되어 결정학적 표면은 더 이상 관찰되지 않는다.

이러한 표면이 포격을 받게 되면, 포격을 받은 부분이 빠르게 식각이 되고 섬들을 형성한다. 낮은 온도에 의해 확산이 억제된 상태에서 sputter에 의한 침식의 결과 3차원적 형태가 발달한다 [40]. 그림 9의 거친 표면도 이와 마찬가지로 반응성 물질이 적은 상황에서 sputter 침식에 의해 형성되었다.

100 W source power에서 식각된 표면의 ACF에서는 주기성이 보이지 않았고 이것은 결정학적 표면에 의한 능선이 형성되지 않았음을 의미한다. 상관 길이는 900 W에서 능선이 없는 표면의 상관 계수와 비슷하였다. RMS plot에서 오직 한 개의 선형 영역이 보였고 이것은 표 3에서처럼 한 개의 spatial 지수만 가지고 있음을 나타낸다. 이 지수는 PSD에서 구해진 지수보다 크다. 100 W source power에서 표면 형태는 원자적 수준의 거동과 결정학적 효과(비록 결정학적 효과가 최소화 되기는 하였지만)가 혼합된 결과이다. 따라서 이 경우의  $\alpha$  값은  $\alpha_1$ 과  $\alpha_2$ 의 중간값을 가진다.  $\alpha$ 는 bias power가 증가함에 따라 감소한다. 이것은 bias가 증가하면 결정학적 효과가 더욱 감소하기 때문이다. 그림 9에서 약  $1 \mu\text{m}$  크기의 불규칙적인 형상을 관찰할 수 있다. 이러한 형상은 또 다른  $\alpha$  값을 형성할 수 있다.



(a) 면들의 개수(linear scale)



(b) 면들의 개수(log scale)

그림 7.  $k_{\text{ridge}}$  변화에 따른 각 facet들 개수의 변화.



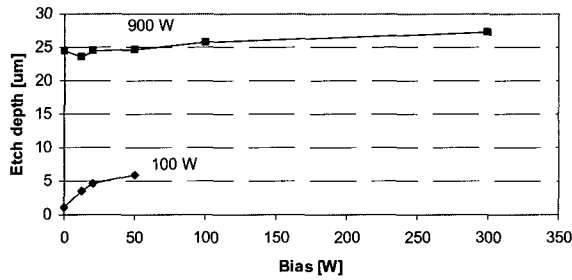


그림 8. 100 W와 900 W source power에서 bias power에 따른 식각 깊이의 변화. 모든 시료는 5 분간 식각되었다. 100 W source power에서는 반응성 물질의 농도가 충분하지 않으므로(커다란  $n/J_i E_i$ ) 식각 속도는 bias에 따라 증가한다.

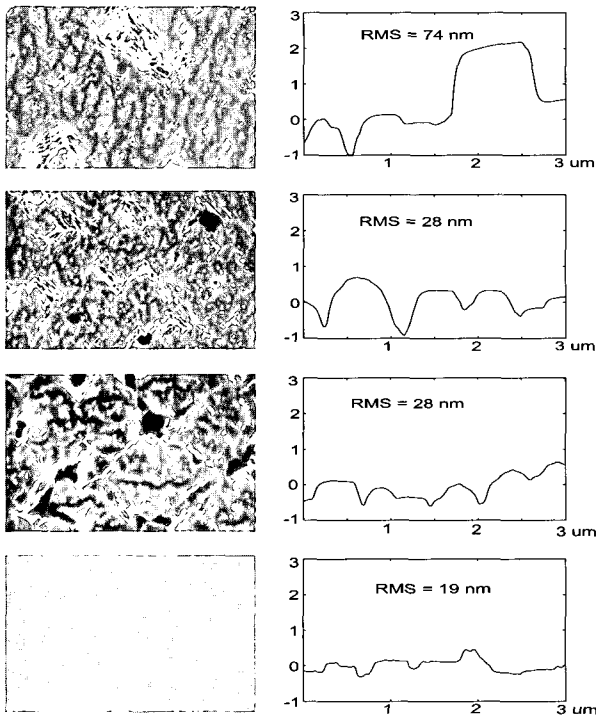


그림 9. 100 W source power에서 식각된 표면의 형태. SEM 사진(왼쪽 column), AFM 형상(오른쪽 column), 그리고 RMS 거칠기(AFM 형상에 포함). 모든 SEM과 AFM 결과의 가로 방향의 범위는  $3 \mu\text{m}$ 이다. AFM profile에서 가로축은  $\mu\text{m}$  단위이고 세로축은 100nm 단위이다. 5 분간의 식각 동안 source power는 100 W로 고정되었고, bias power는 아래 표면에서 위로 0 W, 12 W, 20 W, 그리고 50 W로 변화되었다.

그러나, RMS 거칠기 plot에서 오직 한 개의 선형 구간만 존재한다. 이것은 이러한 불규칙적 형상의 크기와 거리가 AFM으로 측정된 거리( $1 \mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$ )와 비교하여 크기 때문이다. 따라서 커다란 영역( $5 \mu\text{m}$ )을 AFM으로 측정하면 두

표 3. 100 W source power에서 bias power가 0 W에서 50 W까지 변화할 때의 상관길이( $\sigma$ )와 spatial 지수( $\alpha$ ).

	floating	12 W	20 W	50 W
$\sigma$ [Å]	1247	1309	1090	1517
$\alpha$ (from PSD)	0.50	0.58	0.46	0.55
$\alpha$ (from RMS vs. L)	1.32	1.22	1.20	0.70

개의 선형 영역이 나타나고 두 개의 spatial 지수 값이 나타난다.  $5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$ 의 측정 영역에서는, bias power가 증가하며 불규칙적 형상이 커지면 spatial 지수가 하나(floating에서 1.30, 12 W bias에서 1.67, 20 W bias에서 1.68)에서 두 개(50 W bias에서  $\alpha_1 = 0.56$ ,  $\alpha_2 = 2.19$ )로 변화한다.  $\alpha$  값이  $\alpha_1$ 과  $\alpha_2$ 로 분리되는 것은 bias power가 증가함에 따라 커다란 섬들이 발달 하면서 동시에 원자 수준의 식각 기구도 동시에 작용하기 때문이다.

Simulation에서 논의된  $k_i$ 의 개념과 비교 하면, 100 W source power에서는 표면이 반응성 물질에 의한 화학 반응에 의해서 식각이 되는 것이 아니므로 900 W source power에서와 같이 식각된 표면 형상이  $k_i$  값의 변화에 의해서 설명되지 않는다. 즉, 100 W source power에서와 같이 반응성 물질 농도가 낮은 경우에는 물리적 포격 효과가 크기 때문에, 식각된 표면이 화학 반응에 의한  $k_i$  값들에 의해서 결정되는 표면 형태와 다르게 된다.

#### IV. 결론

이온 강화 식각에 관한 기존의 연구는 주로 이온 포격이 식각 속도를 향상시켜서 이방성 식각을 가능하게 하고 향상된 식각 속도는 collision cascades의 결과라는 점을 밝히는데 집중되어 왔다 [41]. 본 연구에서는 이러한 식각 기구 이외에 이온 포격에 의해 식각 표면 형태가 변화하는 또 다른 식각 기구를 설명하였다.

동일한 플라즈마 조건에서 floating potential에서의 식각과 이온 에너지를 증가시켰을 때의 식각을 비교하면, 낮은 source power에서 식각 속도는 이온 에너지 증가에 따라 증가하지만 높은 source power에서 식각 속도는 이온 에너지에 무관함을 알 수 있다. 이 결과는 낮은 플라즈마 농도에서는 식각 속도가 포격 에너지 증가에 따라 증가하지만 높은 플라즈마 농도에서 식각 속도는 포격에너지와

무관하다는 다른 문헌[25]의 결과와도 일관된다. 비록 높은 source power에서 포격 에너지가 식각 깊이(속도)에 영향을 주지는 못하지만, 이온 포격이 표면의 능선 형성을 억제하여 매끈한 표면이 되도록 한다. 낮은 source power에서는 이온 포격 효과가 매우 커서 식각 속도를 증가 시킬 뿐만 아니라 불규칙한 형상을 만들며 표면을 거칠게 한다.

반응성 물질의 농도는 floating potential에서 결정학적 표면을 형성하는 것 뿐만 아니라 이온 포격에 의한 식각 속도에도 큰 영향을 미친다. Source power 감소에 따라 반응성 물질의 농도가 감소하면, 주능선 위에 또 다른 능선이 발달하고 source power가 아주 낮은 경우에는 이러한 능선이 매우 많아져서 결정학적 표면이 더 이상 안 보이게 된다 [42].

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 값으로 생각된다. 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).
- [4] H.F. Winters and J.W. Coburn, *Surf. Sci. Rep.* **14**, 161 (1992).
- [5] L. Sha, R. Puthenkovilkam, Y.-S. Lin, and J.P. Chang *J. Vac. Sci. Tech. B* **21**, 2420 (2003).
- [6] T. Ohmi, K. Kotani, A. Teramoto, and M. Miyashita, *IEEE Electron Device Lett.* **12**, 652 (1991).
- [7] K.K. Ko, K. Kamath, O. Zia, E. Berg, S.W. Pang, and P. Bhattacharya, *J. Vac. Sci. Tech. B* **13**, 2709 (1995).
- [8] M.E.R. Dotto and M.U. Kleinke, *Physica A* **295**, 149 (2001).
- [9] M. Saitou, M. Hokama, and W. Oshikawa, *Appl. Surf. Sci.* **185**, 79 (2001).
- [10] T. Ngo, E.J. Snyder, W.M. Tong, R.S. Williams, and M.S. Anderson, *Surf. Sci.* **314**, L817 (1994).
- [11] E.A. Eklund, R. Bruinsma, J. Rudnick, and R.S. Williams, *Phys. Rev. Lett.* **67**, 1759 (1991).
- [12] Z. Maktadir, K. Sato, A. Mastumuro, K. Kayukawa, and M. Shikida, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **605**, 305 (2000).
- [13] Wafer Technology Ltd. (UK)에서 구매.
- [14] E. Hu and C.H. Chen, *Microelectronic Engineering* **35**, 23 (1997).
- [15] W.M. Tong and R.S. Williams, *Annu. Rev. Phys. Chem.* **45**, 401 (1994).
- [16] A.-L. Barabasi, and H.E. Stanley, *Fractal concepts in Surface Growth*, Cambridge University Press, 1995.
- [17] M.A. Lieberman and A.J. Lichtenberg, *Principles of Plasma Discharges and Materials Processing*, (John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.).
- [18] F.F. Chen and J.P. Chang, *Lecture Notes on Principles of Plasma Processing*, (Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, 2003).
- [19] D.C. Hays, *Selective Etching of Compound Semiconductors*, M.S. Thesis, University of Florida, Gainesville, 1999. p.100.

- [20] M.A. Lieberman and A.J. Lichtenberg, *Principles of Plasma Discharges and Materials Processing*, (John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.) p. 161.
- [21] I.I. Amirov, M.O. Izyumov, and O.V. Morozov, *High Energy Chemistry* **328**, (2003).
- [22] J.P. Chang, J.C. Arnold, G.C.H. Zau, H.-S. Shin, and H.H. Sawin, *J. Vac. Sci. Tech. A* **15**, 1853 (1997).
- [23] J.P. Chang, A.P. Mahorowala, and H.H. Sawin, *J. Vac. Sci. Tech. A* **16**, 217 (1998).
- [24] C. Steinbrüchel, *Appl. Phys. Lett.* **55**, 1960 (1989).
- [25] J. Ding *et. al.*, *J. Vac. Sci. Technol. A* **11**, 1283 (1993).
- [26] D.J. Whitehouse, *Meas. Sci. Technol.* **8**, 955 (1997).
- [27] T. Ngo, E.J. Snyder, W.M. Tong, R.S. Williams, and M.S. Anderson, *Surf. Sci.* **314**, L817 (1994).
- [28] S.H. Lee, C. Ratsch, H.P. Gillis, *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 161916 (2006).
- [29] D.W. Shaw, *J. Crystal Growth* **47**, 509 (1979).
- [30] D.W. Shaw, *J. Electrochem. Soc.* **128**, 874 (1981).
- [31] M. Heyen and P. Balk, *J. Crystal Growth*, **53**, 558 (1981).
- [32] D.E. Ibbotson, D. L. Flamm, and V.M. Donnelly, *J. Appl. Phys.* **54**, 5974 (1983).
- [33] H.P. Gillis *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **68**, 2255 (1996).
- [34] 본 연구의 모델은  $\{111\}_A$ 과  $\{111\}_B$ 을 구별할 수 없다. 따라서  $\{111\}$ 은 화학 반응에 의해서 주로 형성되는  $\{111\}_A$  면으로 가정하였다. 또한, 본 연구의 simulation에서 위치에 따른 상대적 식각 속도가 중요하다. 따라서  $k_{\{111\}} = 1$ 로 설정하고 다른  $k_i$  값은  $k_{\{111\}}$ 의 상대적인 값으로 설정하였다.
- [35] C.-H. Choi, L. Hultman, and S.A. Barnett, *J. Vac. Sci. Tech. A* **8**, 1587 (1990).
- [36] S. Rohde, S.A. Barnett, and C.-H. Choi, *J. Vac. Sci. Tech. A* **7**, 2273 (1989).
- [37] J.E. Greene, S.A. Burnett, J.-E. Sundgren, and A. Rockett, in T. Itoh (ed.), *Ion Beam Assisted film Growth*, (Elsevier, New York, 1989), Chapter 5
- [38] M. Kitabatake, P. Fons, and J.E. Greene, *J. Vac. Sci. Technol. A* **8**, 3726 (1990).
- [39] C.-H. Choi, R. Ai, and S.A. Barnett, *Phys. Rev. Lett.* **67**, 2826 (1991).
- [40] M.V. Ramana Murty, *et. al.*, *Phys. Rev. Lett.* **80**, 4713 (1998).
- [41] C. Steinbrüchel, *Appl. Phys. Lett.* **55**, 1960 (1989).
- [42] 이상호, *한국진공학회지*, 제16권, 15 (2007).

# Morphology Evolution of GaAs(100) Surfaces during Inductively Coupled Plasma Etching at Biased Potential

Sang Ho Lee

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

(Received May 2, 2007)

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. Higher source power (900 W) produces well developed crystallographic surfaces while lower source power (100 W) produces poorly 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. When samples are biased, the surfaces experienced bombardment resulting in suppression of ridge formation at high source power and islands formation at low source power.

Keywords : Etching, surface, GaAs, scaling theory

\* [E-mail] fractal888@yahoo.com