

# Si(100)에 주입된 불활성 기체 이온들의 방출 특성

조삼근\*

경원대학교 화학과, 성남 461-701

(2005년 12월 28일 받음)

Si(100)에 주입된 불활성 기체 이온들의 열적 방출 특성을 열탈착(temperature-programmed desorption; TPD) 질량분석법으로 고찰하였다. 약 400 K의 표면 온도 조건에서 1 keV 이온빔에 시료를 노출시켜 주었을 때, He는 500 ~ 1100 K의 넓은 온도 범위에서 Si(100) 결정 밖으로 분출되어 나온 반면, Ne, Ar, 및 Kr은 각각 810, 860, 875 K 근처에서 매우 좁은 온도 범위에서 TPD 피크를 나타내며 급격하게 방출되었다. He+ 이온으로 처리된 Si(100)은 표면 원자 구조의 손상이 상대적으로 최소한으로 일어났지만, Ne+, Ar+, Kr+ 등의 이온들로 처리된 경우는 질량이 클수록 표면이 원자 스케일로 더 심하게 손상되었음이 수소 흡탈착 분석 결과로 밝혀졌다. 이온빔에 의한 결정 내부의 결함 생성과 관련하여 이러한 실험적 결과가 시사하는 점들을 논의하였다.

주제어 : 실리콘(100), 불활성 기체, 이온 주입, 열탈착, 열방출, 결함

## I. 서 론

가속된 불활성(inert or noble) 기체 이온들은 스퍼터링에 의한 표면 세정과 식각, 표면 및 박막 분석, 소자 공정의 수송 기체, 이온빔의 조력에 의한 에피박막 성장 등과 관련하여 다양한 분야에 광범위하게 이용되어 왔다. 최근에는 실리콘(Si) 나노소자 공정에서 요구되는 극도로 낮은 금속 불순물 농도를 확보하는 기법으로서 Si 결정 내의 금속 불순물 제거(gettering) 작용을 하는 나노 크기의 공동(cavity) 또는 기포(bubble)의 생성 [1-4], 나노전자기계 시스템(nanoelectromechanical system, NEMS)의 주 소재인 Si의 큰 마찰계수와 그에 따른 마모 문제 해소[5], 스마트컷(SmartCut™) 기법에 의한 실리콘-온-부도체(SOI) 웨이퍼 제조기술 [6-8] 등으로의 응용성이 높아 많은 연구자들의 관심을 끌고 있다.

불활성 기체 이온의 충격은 실리콘(Si) 결정의 표면 식각(sputtering), 비정질화[9], 표면과 내부 구조에 여러 가지 격자 결함 [10-17] 등을 초래한다. 이온빔에 의해 생성되는 Si 결정 내부와 표면의 결함 구조는 반도체 소자에 있어서 전자적 특성을 결정하는 인자가 되므로 여전히 활발한 연구 대상이

다. 이온 충격에 의한 Si 결정의 표면 결함은 주사전자현미경(SEM) [10]과 주사터널링현미경(STM) [11-17], 그리고 내부 결함은 투과전자현미경(TEM) [1-4, 18-21, 23] 등의 현미경 기법에 의한 연구가 주를 이루고 있는 반면, Si 내부의 격자 원자들 사이, 격자결핍, 공동 등에 기포로 존재하는 불활성 기체의 양과 열방출 특성을 파악할 수 있는 열탈착(TPD) 질량분석법에 의한 실험 결과로서는 현재까지 He에 대해서만 보고되어 있다 [20-23].

이러한 맥락에서 본 연구에서는 초고진공 조건에서 1 keV로 가속된 He+, Ne+, Ar+, Kr+ 이온들을 일정한 온도로 유지된 Si(100) 표면에 각각 조사(irradiate)해 주고 난 후, 열탈착(TPD) 질량분석법을 써서 결정 내부(bulk)에 트랩된 불활성 기체 원자들의 양과 방출 온도 특성을 고찰한 결과를 보고한다. 또한 식각 작용으로 초래되는 표면 구조의 변화를 H<sub>2</sub> 흡탈착 분석을 통하여 파악하고 그 결과를 제시하였다.

## II. 실험 방법

본 연구의 모든 실험은 터보분자펌프(TMP), 확산(diffusion)펌프, 그리고 로터리(Rotary)펌프가 직

\* [전자우편] samjo@kyungwon.ac.kr

렬로 연결되어 바탕 압력이  $1 \times 10^{-10}$  torr 이하로 유지되는 스텐레스강 초고진공(UHV) 시스템 내에서 수행하였다. 확산펌프는 수소와 헬륨 등의 작은 질량 기체들에 대한 펌핑 압축률이 상대적으로 낮은 TMP를 보완하여 그 기체들을 원활하게 펌핑하고 진공실내의 잔류량을 낮게 유지하는 데에 효과적이다. 불활성 기체 이온빔은 분별 펌핑(differentially pumped)이 되고 시료 표면과 약 4cm의 거리에서 30도의 입사각으로 장착된 이온총(ion gun)을 이용하여 만들었다.

약하게 붕소(B) 도핑(비저항 14-20  $\Omega \cdot \text{cm}$ )된  $0.55 \times 15 \times 20 \text{ mm}^3$  크기의 Si(100) 시료는 고순도 웨이퍼를 잘라 1350 K까지 여러 균일한 속도로 직류 가열이 가능하도록 뒷면에 200 /2000 /200 두께의 Ta/W/Ta 코팅을 순차적으로 해 주었다. 이렇게 준비된 시료는 액체질소 냉각이 가능한 한 쌍의 구리 블록에 Ta 클립으로 장착하였다. 이 무산소고전도도(OFHC) 구리 블록은 다시 XYZ-회전 이동이 가능한 시료위치제어 시스템(manipulator)에 장착시켰다. 이 구리 블록들에 직류전원 선이 연결되며 전기적 절연체를 통하여 액체질소와 열적 접촉이 되도록 설계하였다. 시료의 온도는 시료 가장자리에 뚫은 작은 구멍에 chromel-alumel 열전쌍(type-K thermocouple)을 끼워 넣고 고온 세라믹 접착제(Aremco UltraTemp™ 516)를 써서 접촉시키고 측정하였다. 이렇게 준비된 시료를 진공실에 장착하고 진공실 베이킹을 한 후 초고진공을 확보한 후, 온도프로그래밍 장치(Eurotherm™)에 의해 제어되는 직류전원 공급장치를 써서 700 K에서 12 시간 동안 시료를 가열해 주어 시료어셈블리에 흡착된 화학종들을 제거(degassing)해 주었다. 이제 표면 이온빔과 수소 흡탈착 실험을 하기 직전에 5 K/s의 균일한 속도로 1300 K까지 가열하여 SiO<sub>2</sub> 산화층을 증발시킨 후에 1 K/s로 상온까지 서서히 냉각시켰다. 이렇게 처리된 Si(100) 시료 표면은 저에너지전자회절(LEED), 오제이전자분광법(AES), 그리고 H<sub>2</sub> TPD 탈착 피크 특성 분석으로 확인한 결과 청결하고 원자 수준으로 잘 정렬된 Si(100)-2x1 구조의 시료 표면이 만들어졌다.

수소 원자빔은 시료 표면으로부터 약 3 cm 거리에서 표면을 정면으로 향하고 있는 0.25 인치 직경의 스텐레스강 기체 주입 튜브(gas doser)의 바로 앞에 위치한 나선형 텅스텐 필라멘트(약 1900 K)에

의해 만들어졌다. 열탈착(TPD) 데이터는 끝이 3mm 직경의 구멍이 뚫린 원추형 장벽에 의해 시료가 장착된 주 진공실과 분리되어 별도로 TMP 펌핑이 되는 사극자질량분석기(QMS)를 써서 측정하였다. 다중의 질량/전하(m/e) 값들에 대한 TPD 데이터는 불활성 기체 이온 또는 수소 원자빔을 특정한 온도로 유지되는 시료 표면에 일정한 기체 압력과 시간 동안 노출시킨 다음 3 K/s의 일정한 속도로 시료를 가열하면서 수집하였다. TPD 측정을 하는 동안 주 진공실과 QMS 진공실 사이를 막고 있는 원추형 장벽끝에 3 mm 직경으로 뚫린 작은 구멍(aperture)으로부터 1 mm 떨어진 곳에 QMS를 시료 표면이 마주 하도록 세심하게 위치시켜 시료 표면 중앙 으로부터 탈착하는 기체들만이 QMS 신호에 최대한 기여하도록 하였다. 99.999% 순도의 수소와 불활성 기체들의 주입은 액체질소 트랩을 거쳐 정밀제어 누출밸브(leak valve)를 통하여 주입튜브로 공급하였다. 시료에의 기체 주입량(exposure)은 주입시의 진공실 압력을 일정하게 유지한 상태에서 여러 다른 주입 시간을 선택하여 조절하였다.

### III. 결과 및 고찰

그림 1의 상단은 Kr<sup>+</sup> 이온빔 처리를 해주지 않은 깨끗한 Si(100)-2x1 시료를 410 K으로 유지하면서 두 개 H<sub>2</sub> 탈착 피크( $\beta_1$  &  $\beta_2$ )들을 포화시키는 양의 수소 원자빔에 노출시켜 주고 나서, 3 K/s로 온도를 올리면서 수집한 SiH<sub>2</sub><sup>+</sup> 및 H<sub>2</sub><sup>+</sup> TPD 곡선들이다. 여기서 SiH<sub>2</sub><sup>+</sup> (m/e=30)는 SiH<sub>4</sub>의 파편 패턴과 다중 m/e 값에 대한 동시적인 TPD 분석에서 확인한 결과 식각 생성물인 SiH<sub>4</sub> 탈착 신호임을 확인하였다. 따라서 가장 강한 SiH<sub>2</sub><sup>+</sup> 신호를 본 실험에서는 기체상으로 탈착하는 SiH<sub>4</sub>의 검출 신호로 택했다. 그림 1의 상단에서 보듯이 이온빔 처리를 해주지 않고 포화량의 수소 원자빔에 노출시켜 준 표면의 경우, H<sub>2</sub> 탈착 곡선이 표면의 일수소화물(monohydride, SiH)로부터의 탈착( $\beta_1 \sim 780 \text{ K}$ )과 이수소화물(dihydride, SiH<sub>2</sub>) 표면 화학종으로부터의 탈착( $\beta_2 \sim 660 \text{ K}$ )이 3:1의 비율에 가까운 세기로 두 피크가 잘 분해되어 있으며 두 피크 바깥 온도 영역에서의 탈착 꼬리가 짧다. 이는 원자수준에서 결합이 거의 없이 완벽한 Si(100)-2x1 표면에서나 가능한 3x1:H 표면 구조가 잘 확립되어 있음을

말해 준다. 결합이 없는 Si(100)-2x1 표면은 온도를 410 K으로 유지해 준 상태에서 포화량의 수소 원자빔에 노출시켜 주면 dihydride( $\beta_2$ ) row와 monohydride( $\beta_1$ ) row가 번갈아 존재하는 규칙적인 Si(100)-3x1:H 흡착구조가 형성된다. 이는 STM과 LEED, 그리고 TPD 분석을 동시에 하면서 Si(100)-2x1 표면에서의 수소 흡착을 고찰한 기존의 실험들에서 잘 확립되어 있다 [24]. 여기서 상대적으로 매우 미약하지만 620 K 근처에서  $\text{SiH}_4$  탈착이 보이는 것은 표면의 점 결합이나 계단 가장자리(step edge)등에서 인접하게 존재하는 두 개의 이수소화물 또는 삼수소화물(trihydride,  $\text{SiH}_3$ )과 일수소화물이 회합하여  $\text{SiH}_4$ 로 탈착한 결과이다. 따라서  $\text{H}_2$  TPD 피크들의 상대적 세기, 피크들 간의 분해도(resolution), 그리고 총  $\text{H}_2$  탈착량과 함께  $\text{SiH}_4$  TPD 피크의 세기는 표면 결합의 수와 그에 따라 3x1:H 구조가 불완전해진 정도의 척도가 된다. 즉, 표면이 원자 수준에서 거칠어질수록  $\text{SiH}_4$  탈착량이 증가하고 두  $\text{H}_2$  탈착 피크들이 넓어져 잘 분해되지 못하며 총  $\text{H}_2$  탈착량도 늘어나게 된다.

그림 1의 중단과 하단은 온도가 410 K으로 유지된 시료 표면을 1 keV  $\text{Kr}^+$  이온에 노출시켜 준 다음, 각각 포화량(이온처리해 주지 않은 표면 기준)과 그 2배에 해당하는 양의 수소 원자빔에 노출시킨 후에 취한 Kr 및  $\text{H}_2$  TPD 결과들이다. 여기서  $\text{Kr}^+$  이온의 노출량은 포화량 흡착 후의  $\text{H}_2$  탈착 곡선의 형태와 높이가 더 이상 변하지 않는 양, 즉 겹보기 표면 거칠기가 더 이상 심화되지 않게 하는 양으로 하였다. 이온빔 처리된 표면의 TPD 특징을 요약하면, 전체 수소 흡착량(표면적)의 증가, 두  $\text{H}_2$  탈착 피크 폭의 증가(표면 이질성의 증가)로 인한 분해 정도의 감소, 그리고 표면의 이수소화물과 삼수소화물 화학종의 증가에 따른 식각 생성물의 증가(620 K에서의  $\text{SiH}_4$  탈착) 등이다. 이러한 결과들은 표면이 원자 수준에서 거칠어 졌고, 그 결과 3x1:H 구조가 넓은 영역으로 실현되지 못한 것으로 잘 설명될 수 있다. 한편, Kr의 탈착은 매우 좁은 온도 범위에서 875 K에서 급격하게 일어났다. 문헌 [1-4, 18-23]에 따르면 불활성 기체 이온들은 Si 결정에 침투하여 여러 크기와 형태의 결함(격자점 결핍 및 잉여, 공동)들을 초래하며, 가열하면 여러 개의 작은 결함들이 모여 하나의 큰 공동(cavity or void)이 되고, 불활성 기체 원자들이 그 속을 채우며 기포(bubble)를 형성한다. 가열 도중에 결정 내

부의 결함들이 결집하여 큰 공동(cavity)을 만들고 기포(bubble) 내의 기체 압력 증가로 공동이 표면 쪽으로 터지거나 공동은 그대로 결정 내부에 남고 기포의 Kr 원자들만이 결정 격자를 지나 표면 쪽으로 확산(diffusion)한 다음 밖으로 분출되어 나온다. 본 실험의 결과로서 Kr TPD 피크가 매우 급격하고 좁게 나온 것은 후자(diffusion)보다 전자(cavity bursting)가 주로 기여한 결과임을 시사한다.

표면에서 가까운 곳에 생긴 공동들은 표면쪽으로 터지면서 소멸하며 표면으로부터 멀리 결정 깊숙이 형성된 작은 공동들은 가열(anneal)에 의해 확산하여 서로 회합하면서 큰 공동들이 되어 결정 내부에 남고 그 속의 불활성 기체 버블들은 고온에 따른 압력을 견디지 못하고 확산에 의해 표면에 도달한 후 밖으로 분출하는 것으로 추정되어 왔다 [25]. 이렇게 방출되는 불활성 기체의 TPD 피크는 표면쪽으로 터지는 공동에 의한 기체 방출에 비해 더 넓고 높은 온도 영역에 걸쳐서 나타날 것으로 기대된다 [20, 23]. 본 실험에서 택한 비교적 낮은 에너지(1keV)의  $\text{Kr}^+$  이온들은 Si 결정 내부로 깊이 침투하지 못할 것이므로 표면에 가까운 깊이에 격자 결핍(vacancy)과 공동(cavity)을 만들었을 것으로 추정할 수 있다[26]. 불활성 기체의 기포를 포함하고 있으면서 표면에 가까운 곳에 위치한 공동들은 가열에 의해 표면 쪽으로 터지기 쉬울 것이다. 이럴 경우 Kr이 한꺼번에 밖으로 분출되어 나올 것이다. 그러나 문헌에 보고된 대부분의 실험적 데이터는 본 실험에서 도입한 이온 에너지보다 훨씬 수십 ~ 수만 keV와 노출량도 매우 크게 처리한 결과를 보여주고 있다. 문헌의 결론들을 따라 추정해 보면, 본 연구의 실험 조건에서는 침투한 이온들에 의해 수 ~ 수십 개 정도의 Si 격자 원자들이 결핍된 공백 구조(void)들이 만들어질 것으로 기대된다. 또 그러한 나노 크기의 공동(nanocavity)들은 상대적으로 표면에 가까운 곳에 위치할 것이므로 그러한 원자 수준의 격자 공백들은 가열에 의해 표면 쪽으로 이동하면서 소멸될 가능성이 크며 동시에 그 속에 나노기포(nanobubble)로 존재하던 불활성 기체 원자들도 밖으로 방출되어 나올 것으로 기대할 수 있다. 그림 1에서 보는 바와 같이 매우 좁은 온도 범위에서 강하게 나타난 Kr TPD 피크는 이러한 논거와 잘 부합하고 있다.

여기에 제시하지는 않았지만, Ar과 Ne에 대한 실험 결과도 Kr에 대한 그림 1의 결과와 경향은 비

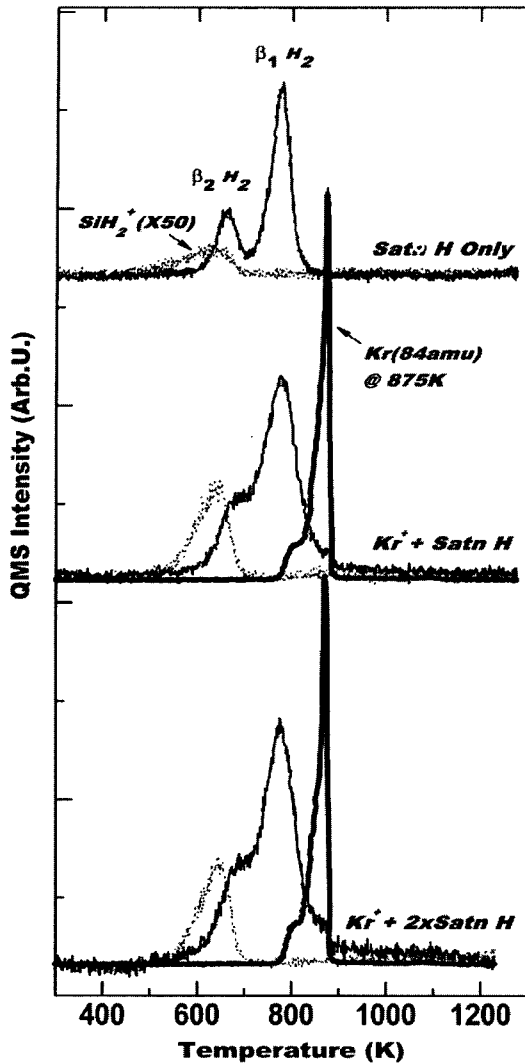


그림 1. (상단) 이온빔 처리를 하지 않은 Si(100) 2x1 표면을 410 K으로 유지하면서 두 H<sub>2</sub> TPD 피크 ( $\beta_1$  &  $\beta_2$ )가 포화되는 양의 수소 원자빔으로 처리해 준 다음 온도를 3 K/s의 일정 속도로 올려 주면서 얻은 SiH<sub>2</sub><sup>+</sup>(30 amu, 점선, 50배로 확대해서 표시함), H<sub>2</sub><sup>+</sup>(2 amu, 가는 실선) TPD 곡선; (중단 및 하단) 410 K으로 유지된 Si(100) 2x1 표면을 두 H<sub>2</sub> TPD 피크의 세기와 모양이 최대한 변형되는 조건의 양으로 1 keV Kr<sup>+</sup> 이온 조사(irradiate)해 준 표면을 다시 상단에서와 같은 포화량(중단)과 포화량의 2배 양(하단)으로 수소 원자빔(텅스텐 필라멘트로 열분해된 수소기체)에 노출시켜 준 다음 취한 SiH<sub>2</sub><sup>+</sup>(50배로 확대해서 표시), H<sub>2</sub><sup>+</sup>, Kr<sup>+</sup>(84 amu, 굵은 실선) TPD 곡선.

숫하게 나타났다. 다만 Ar과 Ne의 TPD 피크들은 각각 약 860 K과 810 K에서 나타났다. 공통적인 특징으로서 이온빔 노출량이 증가하면 불활성기체

의 TPD Peak는 약간 더 낮은 온도 쪽으로 이동하는 경향을 보였다. 그러나 이온 에너지를 200eV에서 3000eV까지 변화시키면서 동일한 이온빔 노출량에 대해 TPD 측정을 한 결과는 불활성 기체의 피크가 이온의 에너지가 커질수록 그 세기가 늘어나고 더 높은 온도 쪽으로 이동하였으나 매우 좁은 온도범위로 나타나는 TPD 곡선 특징은 변하지 않았다. 에너지가 증가함에 따라 이온들은 격자 속으로 침투하는 효율이 커지고 더 깊은 곳까지 침투하게 될 것이므로 앞서 언급한 나노 공동이 표면쪽으로 이동하여 소멸하는 데에 필요한 열적 장벽은 조금씩 높아질 것이다. 따라서, 이온에너지의 증가와 함께 TPD 피크의 세기는 증가하고 온도는 높아질 것이다. 본 실험에서 도입한 상대적으로 낮은 에너지와 노출량을 고려할 때, 격자 결합구조가 표면 쪽으로 소멸하면서 그 속의 불활성 기체가 급격히 방출되는 것을 시사하는 본 실험에서의 TPD 결과는 타당하다고 볼 수 있겠다. 또 Ne, Ar, Kr은 질량이 20, 40, 84 amu로 차이가 크고 원자 반경도 0.51, 0.88, 1.03으로 크게 다르므로 Si 결정 격자 내에서의 확산률(diffusivity)은 크게 차이가 나야 할 것이다. 그럼에도 불구하고 세 가지 기체들의 좁은 TPD 곡선의 특징이 같고, 피크의 온도 차이가 크지 않게 나온 결과는 Si 격자를 가로지른 확산(diffusion)이 아니라 공동파열(cavity bursting) 기작에 의한 기체 방출임을 시사한다.

H<sub>2</sub> 탈착량은 무거운 이온빔에 노출된 표면일수록 기준치 즉, 3x1:H 포화 탈착량에 비해 더 많이 늘어났고, 두 H<sub>2</sub> TPD 피크들이 겹쳐지는 정도도 더 심했다. SiH<sub>4</sub> 탈착량도 이와 부합되게 무거운 이온으로 처리된 경우가 더 많이 늘어났다. 이러한 결과는 같은 양과 에너지의 불활성 기체들에 노출된 Si(100)-2x1 표면 구조는 이온 질량이 클수록 손상된 정도가 심하고 원자 수준으로 더 거칠어졌음을 말해 준다.

본 연구에서 고찰한 이온들 중에서 가장 가벼운 He<sup>+</sup> 이온으로 처리된 시료의 결과는 위에서 살펴본 나머지 세 가지 불활성 기체 이온들의 결과와는 크게 다르게 나타났다. 그림 2의 하단 결과에서 보는 바와 같이 TPD에서 He의 방출이 500 ~ 1100 K의 매우 넓은 온도 범위에 걸쳐서 일어난 반면, H<sub>2</sub> 탈착 곡선은 이온 처리하지 않은 3x1:H 표면으로부터 얻은 곡선과 그리 달라지지 않았다. 그림에 나타내지는 않았지만, SiH<sub>2</sub><sup>+</sup> 탈착 신호도 그림 1의 상단

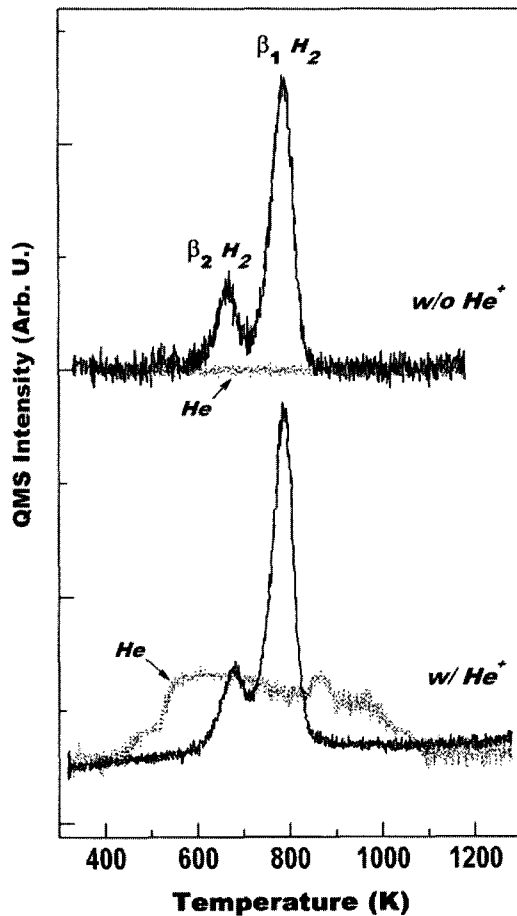


그림 2. (상단) 410 K으로 유지된 Si(100)-2x1 표면을 포화량의 수소 원자 빔에 노출시켜 준 다음 얻은  $H_2^+$ (실선)와  $He^+$ (4 amu, 점선)의 TPD 곡선; (하단) 410 K의 Si(100)-2x1 표면을 두  $H_2$  TPD 피크의 세기와 모양이 최대한으로 변하게 하는 양으로 1keV  $He^+$  이온빔에 노출시켜 준 후에 포화량의 수소 원자빔에 다시 노출시켜 주고 나서 얻은  $H_2^+$ 와  $He^+$ 의 TPD 곡선.

과 비교했을 때 약간만 늘어났다. 이와 함께  $He^+$  이온 처리를 한 표면으로부터의  $H_2$  TPD 곡선이 상단의 그것과 크게 차이가 나지 않는 사실이 시사하는 것은 표면 손상이 매우 최소한으로 일어났음을 말해준다. 이는 저에너지  $He^+$  이온빔이 저온 CVD 결정 성장에 이용되는 것에서 볼 수 있듯이 그 작은 질량으로 인해  $He^+$  이온의 경우는 식각(Sputtering) 작용이 상대적으로 덜 효과적이며, 표면 원자들의 유동성 증가와 그에 따른 원자 수준에서 평탄화 효과가 식각에 의한 거칠어짐 효과보다 우세한 결과로 판단된다 [26].

에너지가 같을 경우 불활성 기체 이온들 중에서

$He^+$  이온이 결정 속으로 가장 깊숙이 침투할 것이므로 더 폭 넓은 결정 내부의 공간으로 분포하고 있게 될 것이다. 그 결과 침투한  $He$  이온들은 (1) 격자점 사이(interstitial)자리, (2) 단일 격자 원자의 결핍 결함(lattice vacancy), 또는 (3) nm 크기 이하의 공백(void) 등에 존재할 수 있을 것이다. 그리고  $He$ 은 크기와 질량이 가장 작으므로 Si 결정 내에서 확산이 상대적으로 용이할 것이다. 본 실험 결과에서 나타난 넓은 탈착 온도 범위는 여러 다른 높이의 방출 에너지 장벽을 시사하고 있으므로 (1) → (3) 순서대로 더 높은 온도에서 방출될 것으로 기대되므로, 위의 세 가지가 공존한 결과로 결론 지을 수 있을 것이다[22]. 이는 방출 활성화 에너지가 각기 다른 여러  $He$  트랩들의 존재와 그에 따른 폭 넓은 탈착 온도 범위가 보고 되어 있는 문헌 결과와도 부합한다 [22].

또 이온빔 처리시의 기판 온도 효과에 대한 고찰은 별도로 자세히 보고할 것이지만, 그리 높지 않은 500 ~ 700 K의 온도 조건에서 Si(100) 표면을 불활성 기체 이온빔에 노출시켜 주면 가열(anneal)에 의한 표면 평탄화 효과가 이온빔에 의한 표면 손상을 대부분 상쇄하는 것으로  $H_2$  TPD 분석으로 밝혀졌다. 이러한 표면 손상의 회복(thermal healing)은 높은 에너지의 이온빔으로 처리된 Si결정을 가열했을 때 기포로 존재하던 불활성 기체가 방출된 이후에도 매우 높은 온도(~1000 K)까지도 소멸되지 않고 공동(cavity)이 결정 내부에 잔류하는 것과는 대조적이다 [23].

#### IV. 결 론

Si(100)을 1 keV의 불활성 기체 이온빔에 노출시킨 후, 침투된 불활성 기체의 열적 방출 특성과 수소의 흡탈착 분석을 통한 표면구조 변화의 특성을 열탈착(TPD) 분석법으로 고찰하여 문헌의 현미경적 분석 결과들과 상보적인 결과로서 제시하였다. 기판 온도를 ~400 K에 유지하면서 이온빔 조사(irradiate)를 해 준 다음 TPD로 분석했을 때  $He$ 은 500 ~ 1100 K의 넓은 온도 영역에 걸쳐서 방출된 반면  $Ne$ ,  $Ar$ ,  $Kr$ 은 각각 810 K, 860 K, 875 K에서 매우 좁은 온도범위로 급격히 방출하였다. 결정 격자를 통한 확산(diffusion)과 표면 쪽으로의 공동 파열(cavity bursting)작용으로 이러한 방출 온도

차이를 설명하였다. 이온빔 처리된 표면의 결합 농도와 원자수준에서 거칠어진 정도도 수소의 흡탈착 실험을 통하여 고찰한 결과, He<sup>+</sup> 이온으로 처리된 표면은 2x1 구조가 대부분 파괴되지 않은 반면 나머지 이온들로 처리된 경우는 무거운 이온일수록 표면 손상이 더 심한 것으로 나타났다.

### 감사의 글

본 연구는 한국과학재단 특정기초연구 과제(번호: R01-2002-000-00279-0)의 연구비 지원으로 수행되었습니다.

### 참고 문헌

- [1] S. Peripolli, E. Oliviero, P. F. P. Fichtner, M. Z. Z. Vasconcellos, and L. Amaral, Nucl. Instrum. Meth. B **242**, 494 (2006).
- [2] G. Gaudin, F. Cayrel, C. Bongiorno, R. Jerisian, C. Dubois, V. Raineri, and D. Alquier, Mater. Sci. Eng. B **125**, 266 (2005).
- [3] E. Oliviero, S. Peripolli, P. F. P. Fichtner, and L. Amaral, Mater. Sci. Eng. B **112**, 111 (2004).
- [4] V. Raineri, M. Saggio, and E. Rimini, J. Mater. Res. **15**, 1449 (2000).
- [5] Rong Sun, T. Xu, and Qun-ji Xue, Appl. Surf. Sci. **249**, 386 (2005).
- [6] X. Q. Feng and Y. Huang, Int. J. Solids Struct. **41**, 4299 (2004).
- [7] P. Nguyen, I. Cayfoursque, K. K. Bourdelle, A. Boussagol, E. Guiot, J. Appl. Phys. **97**, 083527 (2005).
- [8] G. K. Celler and S. Cristoloveanu, J. Appl. Phys. **93**, 4955 (2003).
- [9] G. N. A. van Veen, F. H. M. Sanders, J. Dieleman, A. van Veen, D. J. Oostra, and A. E. de Vries, Phys. Rev. Lett. **57**, 739 (1986).
- [10] T. W. Simpson and I. V. Mitchell, Appl. Phys. Lett. **86**, 241907 (2005).
- [11] T. S. Takaoka, T. Seki, K. Tsumura, and J. Matsuo, Thin Solid Films **405**, 141 (2002).
- [12] A. Takashima, H. Hirayama, and K. Takayanagi, Phys. Rev. B **57**, 7292 (1998).
- [13] K. Kyuno, D. G. Cahill, R. S. Averback, J. Tarus, and K. Nordlund, Phys. Rev. Lett. **83**, 4788 (1999).
- [14] P. Bedrossian and E. Kaxiras, Phys. Rev. Lett. **70**, 2589 (1993).
- [15] H. Feil, H. J. W. Zandvliet, M.-H. Tsai, J. D. Dow, and I. S. T. Tsong, Phys. Rev. Lett. **69**, 3076 (1992).
- [16] M. V. R. Murty and H. A. Atwater, Phys. Rev. B **45**, 1507 (1992).
- [17] R. M. Feenstra and G. S. Oehrlein, Appl. Phys. Lett. **47**, 97 (1985).
- [18] S. Peripolli, E. Oliviero, P. F. P. Fichtner, M. A. Z. Vasconcellos, and L. Amaral, Nucl. Instrum. Meth. B **242**, 494 (2006).
- [19] S. E. Donnelly and J. H. Evans (Eds.), *Fundamental Aspects of Inert Gases in Solids* (Plenum Press, New York, 1991).
- [20] E. Oliviero, M.L. David, M. F. Beaufort, and J. F. Barbot, Appl. Phys. Lett. **81**, 4201 (2002).
- [21] S. Godey, E. Ntsoenzok, T. Sauvage, A. van Veen, F. Labohm, M. F. Beaufort, and J.F. Barbot, Mater. Sci. Eng. B **73**, 54 (2000).
- [22] F. Corni, C. Nobili, G. Ottaviani, R. Tonini, G. Calzolari, G. F. Cerofolini, and G. Queirolo, Phys. Rev. B **56**, 7331 (1997); F. Corni, C. Nobili, R. Tonini, G. Ottaviani, and M. Tonelli, Appl. Phys. Lett. **78**, 2870 (2001); G. F. Cerofolini, Phys. Rev. B **61**, 10183 (2000).
- [23] C. G. Griffioen, J. H. Evans, P. C. De Jong, and A. van Veen, Nucl. Instrum. Meth. B **27**, 417 (1987).
- [24] J. Y. Maeng, J. Y. Lee, Y. E. Cho, S. Kim, S. K. Jo, Appl. Phys. Lett. **81**, 3555

- (2002); J. Y. Maeng, S. H. Kim, S. K. Jo, W. P. Pitts, and J. M. White, *Appl. Phys. Lett.* **79**, 36 (2001); S. K. Jo, J. H. Kang, X.-M. Yan, J. M. White, J. G. Ekerdt, J. W. Keto, and J. Lee, *Phys. Rev. Lett.* **85**, 2144 (2000)
- [25] S. Hahn, T. Hara, T. Maekawa, N. Satoh, Y.-K. Kwon, K.-I. Kim, Y.-H. Bae, W.-J. Chung, E. K. McIntyre, W. L. Smith, L. Larson, and R. Meinecke, *Nucl. Instrum. Meth. B* **74**, 275 (1993).
- [26] M. R. Tesauro, *Ion-Surface Interactions Relevant To Semiconductor Plasma Processing* (Ph. D. Thesis, Univ. of Texas, Austin, USA, 1995).

## Thermal Effusion of Implanted Inert Gas Ions from Si(100)

Sam K. Jo\*

*Department of Chemistry, Kyung Won University, Seongnam 461-701*

(Received December 28, 2005)

Thermally-driven effusion of inert gases out from Si(100), into which energetic  $\sim 1$  keV  $\text{He}^+$ ,  $\text{Ne}^+$ ,  $\text{Ar}^+$ , and  $\text{Kr}^+$  ions had been implanted at a moderate substrate temperatures of  $\sim 400$  K, was investigated by means of temperature-programmed desorption (TPD) mass spectrometry. While He effused out broadly over  $500 \sim 1,100$  K, Ne, Ar, and Kr effusion occurred sharply at 810, 860, and 875 K, respectively. Hydrogen adsorption/desorption analysis for the ion-treated Si(100) surfaces indicated minimal to severe damage by ions with increasing mass from He to Kr. Implications of these results in light of literature reports are discussed.

Keywords : Si(100), Inert gas, Ion implantation, TPD, Thermal evolution, Defect

\* [E-mail] samjo@kyungwon.ac.kr