

B₁₀H₁₄ 이온 주입을 통한 ultra-shallow p⁺-n junction 형성 및 전기적 특성

송재훈 · 김지수* · 임성일* · 전기영* · 최덕균** · 최원국†

한국과학기술연구원 박막기술연구센터, *연세대학교 물리 및 응용물리 사업단, **한양대학교 무기재료공학과
(논문접수일 : 2002년 5월 17일)

Electrical Properties of Ultra-shallow p⁺-n Junctions using B₁₀H₁₄ Ion Implantation

Jae-Hoon Song†, Ji-Su Kim*, Seongil Im*, Gi-Young Jeon*, Duck-Kyun Choi**, and Won-Kook Choi

Thin Film Technology Research Center, Korea Institute of Science and Technology

**Institute of Physics & Applied Physics, Yonsei University*

***Department of Inorganic Materials Engineering, Hanyang University*

(Received May 17, 2002)

요 약

Decaborane (B₁₀H₁₄) 이온 주입법으로 n-type Si (100) 기판에 ultra-shallow p⁺-n 접합을 형성시켰다. 이온 주입 에너지는 5 kV와 10 kV, 이온 선량은 1×10¹²/cm²와 1×10¹³/cm²로 decaborane을 이온 주입시켰다. 이온 주입된 시료들은 N₂ 분위기에서 800℃, 900℃, 1000℃에서 10초 동안 RTA(Rapid Thermal Annealing) 처리를 하였다. 또한 가속 에너지에 따른 결함을 확인하기 위해서 15 kV의 이온 주입 에너지에서 1×10¹⁴/cm²만큼 이온 주입하였다. 2 MeV ⁴He²⁺ channeling spectra에서 15 kV로 주입된 시료가 bare n-type Si와 5 kV, 10 kV의 에너지로 주입된 시료보다 주입시 생긴 결함에 의해 backscattering yield가 더 높게 나타났으며 spectra로부터 얻은 이온 주입으로 인한 비정질 층의 두께는 표면으로부터 가속전압이 5 kV, 10 kV, 15 kV일 때 각각 1.9 nm, 2.5 nm, 4.3 nm였다. 10 kV에서 이온 주입된 시료를 800℃ 열처리 한 결과 결함의 회복으로 인해 bare Si와 비슷한 backscattering yield를 보였으며 이때의 계산된 비정질 층의 두께는 0.98 nm이었다. 홀 측정과 면저항 측정은 dopant의 활성화가 주입된 에너지, 이온 선량, 열처리 온도에 따라 증가함을 보여주었다. I-V 측정 결과 누설 전류 밀도는 열처리 온도가 800℃에서 1000℃까지 증가함에 따라 감소하였고 주입에너지가 5 kV에서 10 kV까지 증가함에 따라 증가하였다.

Abstract

Fabricated were ultra-shallow p⁺-n junctions on n-type Si(100) substrates using decaborane (B₁₀H₁₄) ion implantation. Decaborane ions were implanted at the acceleration voltages of 5 kV to 10 kV and at the dosages of 1×10¹²/cm², 1×10¹³/cm². The implanted specimens were annealed at 800℃, 900℃ and 1000℃ for 10 s in N₂ atmosphere through a rapid thermal process. From the measurement of the implantation-induced damages through 2 MeV ⁴He²⁺ channeling spectra, the implanted specimen at the acceleration voltage of 15 kV showed higher backscattering yield than those of the bare n-type Si wafer and the implanted specimens at 5 kV and 10 kV. From the channeling spectra, the calculated thicknesses of amorphous layers induced by the ion implantation at the acceleration voltages of 5 kV, 10 kV and 15 kV were 1.9 nm, 2.5 nm and 4.3 nm, respectively. After annealing at 800℃ for 10 s in N₂ atmosphere, most implantation-induced damages of the specimens implanted at the acceleration voltage of 10 kV were recovered and they exhibited the same channeling yield as the bare Si wafer. In this case, the calculated thickness of the amorphous layer was 0.98 nm. Hall measurements and sheet resistance measurements showed that the dopant activation increased with implantation energy, ion dosage and annealing temperature. From the current-voltage measurement, it is observed that leakage current density is decreased with the increase of annealing temperature and implantation energy.

† E-mail : wkchoi@kist.re.kr

1. 서 론

SIA(Semiconductor Industry Association, 2000) roadmap 에 의하면 ULSI의 반도체 기술에서 요구되는 source/drain 접합의 깊이는, 0.13 μm 리토그래피 기술에 대하여 50-100 nm (2003년) 정도, 0.1 μm 기술에 대하여는 40-80 nm (2006년) 정도로 예상되고 있다. 이러한 shallow 접합의 필요성은 절연 게이트 전계효과 트랜지스터(MOSFET)에서 짧은 채널효과를 감소시키기 위하여 필요하다. [1] Ultra-shallow 접합은 두께뿐만 아니라 또한 낮은 저항(<100 $\Omega/\text{sq.}$) 값이 요구되며, 매우 예리한 계면 특성을 가져야한다. 이러한 특성을 지닌 도핑 접합을 형성하기 위하여 현재 일반적으로 반도체 공정에서 사용되고 있는 이온주입기의 경우 이온빔 에너지가 1 keV 미만, 적합하게는 200 eV 정도까지로 매우 저 에너지의 이온빔 에너지 조절이 가능하여야 하며 현재 이에 대한 연구가 많이 진행되고 있다. [2-5] 한편 이러한 저 에너지 이온빔(<5 keV)을 생성하는 것은 저 에너지 이온빔이 가지는 낮은 이온밀도 인하여 고에너지 이온주입기에 비하여 낮은 생산율을 보인다는 단점이 있다. p-형 첨가 물질로 주로 쓰이는 B⁺의 경우처럼 경원소의 경우 channeling에 의해 원치 않는 implantation profile tail이 형성되며 ultra-shallow 접합 형성과 관련된 도핑 농도, 깊이 등의 조절이 어려운 단점이 있다. 또한 이 저 에너지 영역은 이온빔에 의한 sputtering 효과가 강하게 보이는 영역이므로 이온주입에 의해 형성되는 결합에 의한 TED (Transient Enhanced Diffusion) 현상 등이 나타나게 되어 이를 조절하는 것이 최대 문제이다. 이러한 문제점을 해결하기 위해서 현재 경원소 대신 상대적으로 무거운 입자를 사용하는 경우가 대부분이다. p⁺-n MOSFET의 경우 고용한계로 인해 가장 많이 사용되는 B⁺의 경우 위의 단점들을 극복하기 위하여 BF₂, BSi, BGe [6-7] 등의 저에너지 이온주입법을 사용한 보고들이 있다. 한편 위와 같은 경우 큰 질량으로 인한 channeling 효과를 많이 줄일 수 있지만 이온 주입으로 인한 손상에 의한 열처리과정 후 TED 효과는 근본적으로 해결할 수 없었다. 이를 위해 저에너지 이온주입된 ⁷³Ge ion을 45 keV로 preamorphization을 시킨 후 BF₂/¹¹B이온을 차례로 주

입하는 등의 연구가 진행되고 있다. [8] 하지만 고가의 이온 주입기를 사용하는 점과 다중 공정이라는 단점을 지니고 있다. PIII(Plasma Immersion Ion Implantation)을 이용하여, BF₃, B₂H₆ [9-10]를 이용한 47-100 nm급 p⁺-n ultra-shallow 접합을 제작한 경우가 있고, n⁺-p MOSFET의 경우는 비교적 질량이 큰 PH₃/AsH₃을 이용하여 PIII을 통해 28-88 nm정도의 ultra-shallow 접합을 제작한 보고가 있다. [11]

이에 비해 큰 입자인 B₁₀H₁₄ 분자를 사용한 경우 위의 여러 가지 단점 즉 dechanneling, surface amorphization에 의한 TED의 효과 억제, shallow 주입 등의 문제를 효과적으로 해결한 보고 및 연구가 활발히 진행되고 있다. [12,13] 단일원자로 이루어진 플라즈마/이온 등에 비하여 거대 분자라고 볼 수 있는 수 nm 정도의 크기에 해당하는 클러스터 이온의 경우는 근본적으로 단원자형 이온 충돌과는 다른 현상을 보여준다. 첫 번째로 클러스터 이온은 높은 에너지로 가속시 각 구성원자들이 에너지를 공유함으로써 저 에너지 공정 현상을 보여준다. 즉 10여 개의 원자로 이루어진 decaborane 분자의 경우 10 keV 정도로 가속되는 경우 각각의 구성입자들이 가지는 에너지는 평균적으로 1 keV 정도로 고 에너지를 가지고 저 에너지 이온빔을 생성할 수 있는 것이다. 두 번째로 중성 클러스터가 이온화시 쿨롱 반발력에 의한 붕괴방지를 위하여 전체가 +1의 전하만으로 하전되기 때문에 클러스터의 전하/질량 비가 매우 낮아 공간 전하의 효과를 적게 받아 고 조사량의 이온 주입시 문제가 되는 charging 효과를 줄일 수 있으며 클러스터 이온이 많은 원자들을 포함하고 있기 때문에 높은 주사량의 이온 주입이 가능하다. 마지막으로 클러스터는 localized energy transfer 및 다중 산란에 의해 단원자 이온 주입과는 다른 damage layer가 형성되는 현상이다.

크기가 큰 클러스터 이온 주입시 연속적인 ion projection range를 가지는 것이 아니고 대부분이, 표면에 평행한 방향으로의 운동량 전달로 인해 거의 완벽한 비정질층을 형성하고, 그 계면 밑에는 interstitial이 거의 없는 damage free layer 들이 그대로 형성되어 rapid thermal annealing 후 TED 효과를 상당히 억제할 수 있는 새로운 개념의 ultra-shallow 접합 형성 방법으로 본 연구에서 50-100 nm급 p⁺-n MOSFET용

ultra-shallow 접합 형성 기술로 개발하기 위해 B₁₀H₁₄ 이온빔을 생성하고 이를 5-10 kV 저에너지 영역에서 이온주입시켜 p⁺-n shallow 접합을 형성하고 그 전기적 특성을 조사하였다.

2. 실험방법

그림 1은 본 실험에서 사용한 이온 가속기의 개략도로서 1~30 kV까지 가속이 가능하다. 작은 시료 상자에 있는 고체 상태의 decaborane은 진공에서 승화되어 이온화 상자로 들어간다. 이때 필라멘트로부터 나온 열전자가 decaborane을 이온화시키고 열전자의 에너지는 전자 가속 전압으로 조절하였다. Decaborane을 충분히 승화시키기 위하여 시료 상자를 60℃ 정도로 가열하였다. 진공도 3×10⁻⁷ Torr 정도에서 시료 상자와 이온화 상자 사이의 variable leak valve를 열어 decaborane을 이온화 상자로 들어오게 했다. 전자 가속전압을 200 V로 해주고 이때의 전자 방출전류를 100 mA가 되도록 했다. 이온화된 decaborane을 적절한 가속전압으로 가속시킨 후 기판에 주입시켰다. 가속 전압은 5 kV, 10 kV로 하고 이온 선량은 1×10¹²/cm², 1×10¹³/cm²으로 이온 주입하였다. 15 kV에서는 1×10¹⁴/cm²으로 이온 주입하였는데 channeling 측정시 가속 에너지에 따른 결함을 확인하기 위해서 실시하였다. 기판에 주입되는 이온선량은 바로 옆에 설치된 Faraday cup을 통해 picoammeter로 전류값을 측정하였고 이 값들

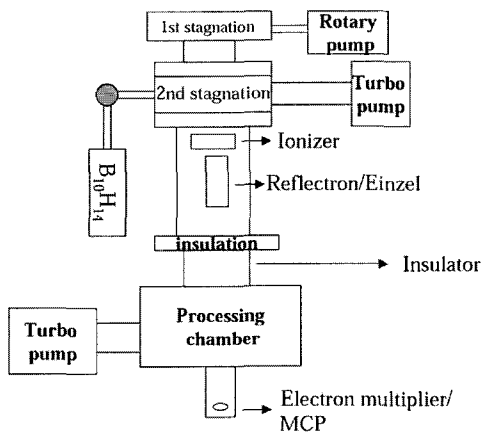


Fig. 1. Schematic diagram of the decaborane ion accelerator.

을 컴퓨터 프로그램을 통해 이온선량을 계산하였다.

Ultra-shallow p⁺-n 접합을 형성하기 위해 n형 (1 Ω·cm) Si (100)을 기판으로 사용하였으며 도핑 농도는 1.1×10¹⁵/cm³였다. Decaborane을 이온 주입하기 전에 기판을 초음파 세척기를 사용하여 T.C.E., 아세톤, 메탄올, 에탄올에 차례대로 10분 동안 세척하였다. 기판의 세척 후 native oxide를 묽은 HF 용액을 이용해 제거시켰다.

이온 주입 후 열처리 중 산화막 형성을 억제하기 위하여 질소 분위기 하에서 800℃, 900℃, 1000℃의 온도에서 ULAVAC 사의 RTA를 이용하여 10초로 각각 급속 열처리를 수행하였다.

이온 주입후 열처리된 시료의 전기적인 특성을 측정하기 위해 금속 마스크 (stainless steel, 지름 300 μm, 지름 사이 간격 700 μm)를 사용하여 열증발법을 이용하여 Au 상부 전극을 증착하였다. 증착된 상부전극이 mesa 에칭시에 떨어져버리지 않고 160℃ 이하에서 Au 확산이 열적 안정성을 유지하기 위하여 증착 온도는 100℃로 유지하였다. I-V 측정 시 p⁺-n 접합보다 깊은 곳까지 부식시켜 전류의 경로가 제한되게 함으로써 정확한 측정값을 얻기 위해 mesa 에칭을 실시하였고 Au 상부전극이 증착된 시료의 뒷면에 Ohmic contact을 하여 시료의 I-V 특성을 HP 4145B parameter analyzer를 통해 측정하였다.

열처리한 시편의 dopant 활성화 정도를 분석하기 위하여 van der Pauw 법을 사용하여 Hall 측정을 수행하였다. 모든 측정은 상온에서 실시하였으며, 전류원으로는 Keithley 224 모델을 voltage meter로는 Keithley 2000 multimeter를 사용하였다. 이때 걸어준 자기장은 6000 G였다.

3. 결과 및 고찰

그림 2(a)는 이온 주입 에너지 5 kV, 10 kV, 15 kV로 각각 1×10¹³/cm², 1×10¹³/cm², 1×10¹⁴/cm² 이온선량을 이온 주입한 시편의 RBS channeling spectra이다. 그림 2를 보면 이온 주입을 한 시료와 이온 주입을 하지 않은 시료의 표면 backscattering yield에 뚜렷한 차이가 보이지 않았다. 이는 B₁₀H₁₄의 이온 주입 에너지가 10 kV라면 Si 표면에 입사시 구성 입자가 각각 이 운동 에너지를 나누어 가지게 되어 boron의

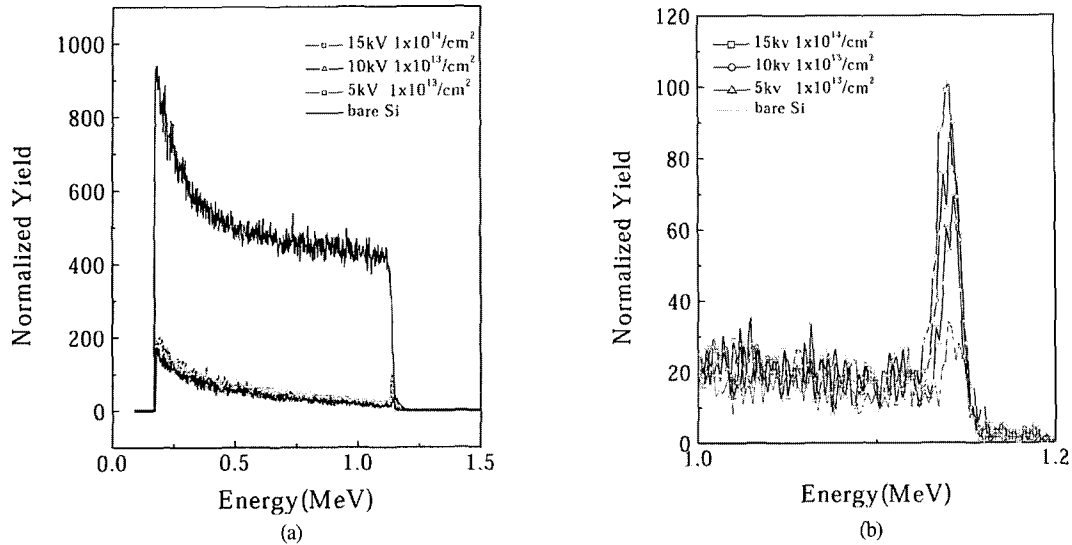


Fig. 2. (a) 2 MeV ${}^4\text{He}^{2+}$ $\langle 100 \rangle$ channeling spectra for a bare n-type Si and specimens implanted at the acceleration voltages of 5 kV, 10 kV, and 15 kV (b) enlarged feature of $\langle 100 \rangle$ channeling spectra of surface peaks.

가속에너지로 환산하면 약 1 kV 정도 밖에 안 되는 저 에너지 이온 주입이기 때문이다. 표면 부근을 확대해 본 결과 (그림 2(b)) 모든 시편들이 이온 주입을 하지 않은 bare Si보다 backscattering yield가 높게 나타났다. 가장 높은 이온 주입 에너지를 가지는 15 kV, $1 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 으로 이온 주입한 시편의 back-scattering yield가 가장 높게 나타났는데 이는 Si의 표면 peak와 이온 주입에 의한 dechanneling되는 피크로 인한 것이다. 이온 주입 에너지가 5 kV, 10 kV, 15 kV 차례로 증가함에 따라 backscattering yield가 높아짐이 관찰되었다. 이처럼 Si 표면의 비정질 영역은 이온 주입 에너지의 증가에 따라 증가한 것으로 생각되며 spectra로부터 얻은 두께는 표면으로부터 5 kV, 10 kV, 15 kV 각각 1.9 nm, 2.5 nm, 4.3 nm였다. 비록 이 측정이 정량적인 측정은 아니지만 비정질화된 영역이 매우 얇다는 것을 보여 주고 있다. 그림 3(a)는 이온 주입 에너지 10 kV, 이온 선량 $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ 로 이온 주입된 시료를 열처리를 하지 않은 as-implanted와 800°C, 900°C 열처리를 한 경우에 대한 RBS channeling spectra를 나타낸다. 이온 주입하고 열처리를 안한 시료는 이온 주입에 의해 생긴 결함 때문에 열처리를 행한 경우보다 backscattering yield가 높음을 알 수 있었다. 그림 3(b)에서 보는 바와 같이 800°C, 900°C에서

10초 동안 열처리를 한 경우의 channeling spectra와 이온 주입을 하지 않은 시료 즉 bare n-Si의 channeling spectra는 거의 비슷하게 나타났는데 이는 열처리를 통해 결정성이 거의 회복된 것으로 보인다. 이 결과로부터 열처리 온도를 증가시키기에 따라 결함들이 사라지고 결정성이 회복되어 감을 알 수 있었다. 비정질화된 깊이는 spectra로부터 측정된 바로 표면으로부터 as-implanted는 2.54 nm이고 bare n-Si, 800°C, 900°C는 각각 0.55 nm, 0.86 nm, 0.98 nm이었으며 그림 4는 15 kV에서 이온 주입된 샘플의 고분해능 투과전자현미경 사진이다. 이 사진으로부터 측정된 비정질층의 두께와 spectra로부터 계산한 비정질층의 두께가 잘 일치한다는 것을 확인할 수 있었다.

표 1에 5 kV와 10 kV의 주입에너지에서 $1 \times 10^{12}/\text{cm}^2$ 와 $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ 의 주입량으로 이온 주입 후 800°C, 900°C, 1000°C에서 10초 동안 열처리를 실시한 후 hole dose와 면저항을 나타내었다. 그림 5는 이온 주입 에너지 10 kV의 $1 \times 10^{12}/\text{cm}^2$ 와 $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ 의 주입량을 열처리 온도에 따른 전기 전도도에 기여할 수 있는 활성화된 hole dose와 면저항을 나타내었다. 주입량 $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ 와 이온 주입에너지 10 kV의 조건에서 열처리 온도가 800°C에서 1000°C로 증가함에 따라 hole dose는 $4.23 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ 에서 $8.1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ 로 증가하고

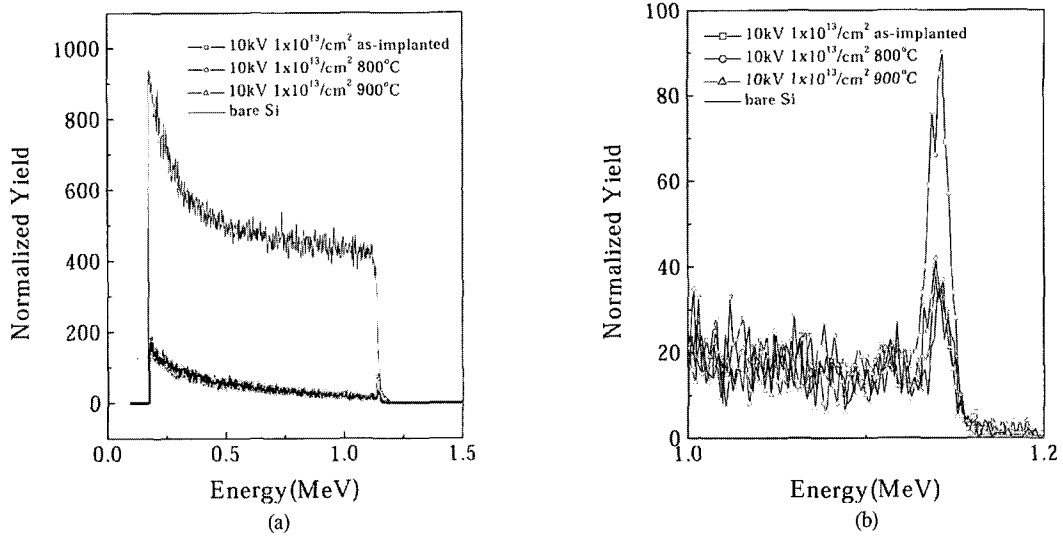


Fig. 3. (a) 2 MeV ⁴He²⁺ <100> channeling spectra for a bare n-type Si and annealed samples at 800, 900, and 1000 °C (b) enlarged feature of <100> channeling spectra of surface peaks.

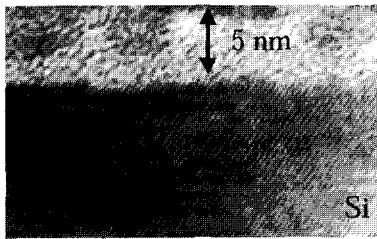


Fig. 4. High resolution cross sectional transmission electron microscope image of a implanted sample at the acceleration voltage of 15 kV.

면저항은 3.372 kΩ에서 1.721 kΩ로 낮아졌다. 마찬가지로 1×10¹²/cm² 주입시 열처리 온도가 증가함에 따라 활성화된 hole dose가 1.65×10¹³/cm²에서 3.8×10¹³/cm²로 증가하고 면저항이 5.628 kΩ에서 3.2987 kΩ로 낮아졌다. 또한 5 kV 가속 전압으로 이온 주입한 경우와 비교하여 보면 동일한 주입량과 동일한 열처리 온도를 가지는 시료들은 이온 주입에너지가 증가함에 따라 활성화된 hole dose가 증가하고 면저항이 낮아졌다. 마찬가지로 동일한 이온 주입에너지와 동일한 열처리 온도를 가지는 시료들은 이온 주입량이 증가함에 따라 활성화된 hole dose가 증가하고 면저항이 낮아졌다. 결과적으로 주입에너지, 주입량, 열처리 온도가 증가할수록 hole dose가 증가하고 낮은 면저항을 나타낸다는 것을 알 수 있다.

Table 1. Hall measurement and sheet resistance results at different conditions

가속 전압	주입량 (/cm ²)	온도 (°C)	dose (/cm ²)	R _s (kΩ)
5 kV	1×10 ¹²	800	6.4×10 ¹²	9.771
5 kV	1×10 ¹²	900	6.4×10 ¹²	15.586
5 kV	1×10 ¹²	1000	1.2×10 ¹³	8.724
5 kV	1×10 ¹³	800	9.4×10 ¹²	11.275
5 kV	1×10 ¹³	900	1.9×10 ¹³	6.198
10 kV	1×10 ¹²	800	1.65×10 ¹³	5.628
10 kV	1×10 ¹²	900	3.1×10 ¹³	3.596
10 kV	1×10 ¹²	1000	3.8×10 ¹³	3.297
10 kV	1×10 ¹³	800	4.23×10 ¹³	3.372
10 kV	1×10 ¹³	900	4.26×10 ¹³	2.980
10 kV	1×10 ¹³	1000	8.1×10 ¹³	1.721

주입에너지가 증가할수록 실리콘 기판에 주입되는 주입깊이가 증가하게 되고, 같은 주입량으로 주입 하더라도 5 kV, 1×10¹³/cm²보다는 10 kV, 1×10¹³/cm²로 주입했을 경우가 실리콘 내에 더 많은 boron이 주입되어 낮은 면저항을 나타낸다. 열처리온도가 증가할수록 전기적으로 활성화된 boron 이온이 증가하기 때문에 전기 전도도에 기여할 수 있는 boron 이온이 많아지고, 주입된 dopant의 확산으로 주입 깊

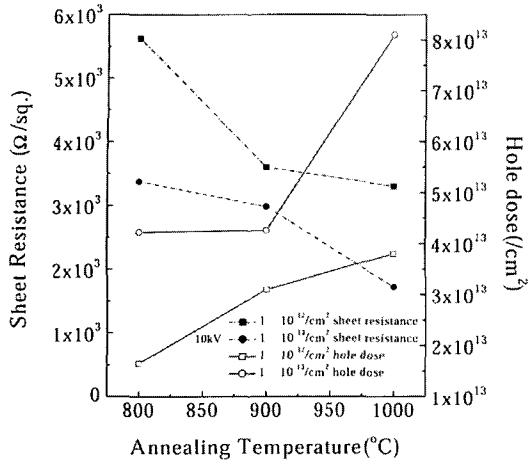


Fig. 5. Dependency of the sheet resistance and hole dose upon the RTA temperature.

이가 증가하게 되어 면저항이 감소하게 된다. 주입량을 증가시키면 실리콘 기판 내에 더 많은 boron 이온이 주입되므로 동일 열처리 온도로 열처리할 경우 활성화에 기여하는 이온이 더 많게 되고, 더 많이 주입된 이온의 농도 구배에 의한 확산으로 접합깊이가 증가하기 때문에 낮은 면저항을 나타낸다. 따라서 측정된 면저항은 접합깊이, 주입된 dopant의 농도에 반비례 관계에 있음을 알 수 있다. [14]

Ultra-shallow 접합이 됨에 따라 역전압에 대해 낮은 누설전류를 가지는 전압-전류의 특성을 조사하였다. [15,16] I-V 측정 시 p-n 접합보다 깊은 곳까지 부식시켜 전류의 경로를 제한되게 함으로써 정확한 측정값을 얻으려 했다. Hall 측정을 통해 p⁺층이 형성되었음을 확인했으나 더 정확하게 알아보기 위해 Au 상부 전극 증착 후 mesa 에칭을 하지 않은 상태에서 상부 전극간의 I-V를 측정한 결과는 그림 6과 같았으며 1 V 이상에서 포화되는 것을 볼 수 있었으며 정방향 바이어스와 역방향 바이어스에서 비슷한 전류값을 나타내는 것으로 보아 ohmic 접촉이 제대로 형성된 것으로 생각된다. 이것으로 p⁺층이 형성되어 있음을 확인할 수 있었으며 측정한 I-V 특성이 금속/n-Si schottky 접합이 아닌 p-n 접합에 의한 것임을 확신할 수 있다. 이 I-V의 기울기는 약 5 kΩ으로 Hall 측정을 통한 면저항값과 비슷함을 알 수 있다. 그림 7(a)은 이온 주입 에너지 10 kV로 이

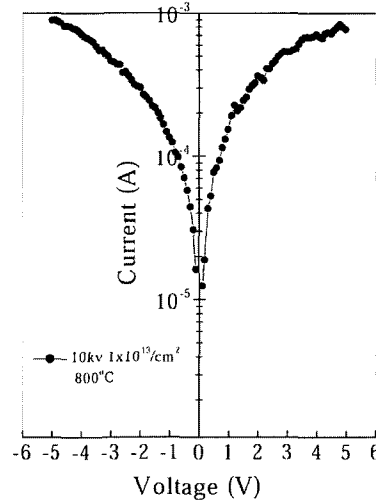


Fig. 6. I-V characteristics obtained between Au dots without mesa etching.

온선량 $1 \times 10^{12}/\text{cm}^2$ 으로 이온 주입 후 800°C, 900°C, 1000°C, 10초 동안 열처리 후 p-n 접합 형성시킨 시료들의 측정값이다. -5 V일 때 800°C에서 약 $10^4 \text{ A}/\text{cm}^2$, 900°C에서 약 $10^5 \text{ A}/\text{cm}^2$, 1000°C에서 약 $10^6 \text{ A}/\text{cm}^2$ 의 누설전류밀도가 발생하였으며 측정된 모든 시편에서 인가된 역방향 바이어스 범위에서는 항복전압을 관측할 수 없었다. 즉 온도가 증가함에 따라 누설전류가 감소됨을 알 수 있다. 이는 온도의 증가로 안정적인 저항 층을 형성하고 결함의 감소가 이루어짐을 알 수 있다. 또한 Hall 측정한 결과에서도 온도가 증가할수록 활성화된 이온의 양이 증가함을 알 수 있었고 저항도 감소함을 보았다. 그림 7(b)는 이온 주입 에너지 10 kV로 이온선량 $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$ 으로 이온 주입 후 800°C, 900°C, 1000°C, 10초 동안 열처리한 시료의 측정 결과이다. 이 시료도 또한 열처리 온도가 증가하면서 누설 전류 밀도가 감소함을 보였다. -5 V인가 전압시 각각 $10^4 \text{ A}/\text{cm}^2$, $3 \times 10^5 \text{ A}/\text{cm}^2$ 그리고 $1 \times 10^5 \text{ A}/\text{cm}^2$ 의 값을 보였다. 한편 동일한 열처리 온도 800°C, 동일한 이온선량 $1 \times 10^{12}/\text{cm}^2$ 으로 이온 주입되고 이온 주입 에너지를 5 kV와 10 kV로 했을 경우 5 kV에서 약 $10^5 \text{ A}/\text{cm}^2$ 정도, 10 kV에서는 약 $10^4 \text{ A}/\text{cm}^2$ 정도의 누설전류를 보였다. 즉 이온 주입 에너지를 증가시킴으로 인해 결함 양이 증가하기 때문에 누설 전류 밀도가 증가한다.

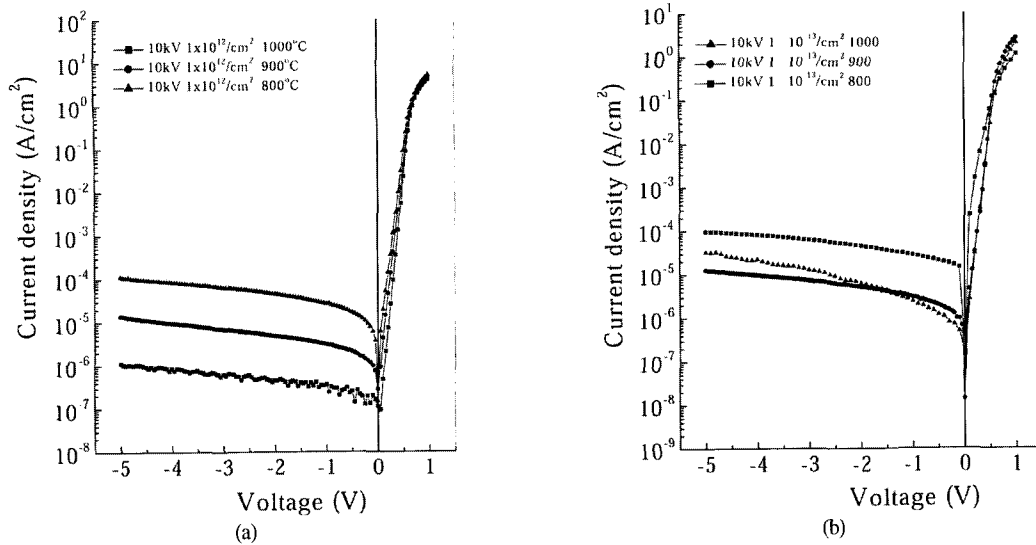


Fig. 7. I-V characteristics obtained from p⁺-n junction implanted at 10 kV B₁₀H₁₄ ions with a dose of (a) $1 \times 10^{12}/\text{cm}^2$ and (b) $1 \times 10^{13}/\text{cm}^2$.

4. 결 론

- (1) 이온 주입 에너지가 5 kV, 10 kV, 15 kV 차례로 증가함에 따라 backscattering yield가 높아짐이 관찰되었다. 이처럼 Si 표면의 비정질 영역은 이온 주입 에너지의 증가에 따라 증가하였다. 이 결과는 전류-전압특성과 일치하였다. 즉 이온 주입 에너지가 증가함에 따른 결함의 증가가 누설 전류에 영향을 끼쳤음을 알 수 있다. 이온 주입하고 열처리를 안한 시료는 이온 주입에 의해 생긴 결함 때문에 열처리를 행한 경우보다 backscattering yield가 높았다. 비록 결정내 결함의 분포 영역에 대한 정량적인 측정은 아니지만 spectra 계산에 의해 비정질화된 영역이 매우 얇다는 것을 제안할 수 있었다.
- (2) 이온 주입에너지와 동일한 열처리 온도를 가지는 시료들은 이온 주입량이 증가함에 따라 활성화된 hole dose가 증가하고 면저항이 낮아졌다. 결과적으로 주입에너지, 주입량, 열처리 온도가 증가할수록 hole dose가 증가하고 낮은 면저항을 나타낸다는 것을 알 수 있다.
- (3) 열중착법을 사용하여 Au 상부 전극을 올리고 p⁺-n 접합의 생성여부를 알기 위해 상부 전극 간의 I-V를 측정하여 측정된 I-V 특성이 금속/n-Si

접합이 아니라 p⁺-n 접합에 의한 것임을 확인하였다. 시편을 mesa 에칭한 후 I-V 측정을 통해 shallow 접합의 누설전류를 관찰하였다. 이온 주입 에너지 증가에 따라 결함의 양이 증가하여 누설 전류 밀도가 증가하고 온도가 증가함에 따라 결함이 감소하여 누설 전류 밀도가 감소됨을 알 수 있었다. 모든 시료에서 약 $10^{-4} \text{A}/\text{cm}^2$ 이하의 누설전류 밀도를 보였다.

참 고 문 헌

- [1] SIA Roadmap for ULSI Technology, 2000.
- [2] E. J. H. Collart, K. Weemers, D.J. Gravesteijn, and J.G.M. van Berkum, Proc. on *Fourth Int. Workshop Measurement, Characterization and Modeling of Ultra-Shallow Doping Profiles in Semiconductors*, M. Current, M. Kump, and G. McGuire, eds., Research Triangle Park, NC, USA 1997, p.6.
- [3] M. Kase, Y. Kikuchi, T. Kubo, H. Niwa, and T. Fukuda, Proc. on *11th Int. Conf. on Ion Implantation Technology*, J. Matsuo, G. Takaoka, and I. Yamada, eds., 1998 pp.110-113.
- [4] M. Halling and W. Krull, Proc. on *11th Int. Conf. on Ion Implantation Technology*, J. Matsuo, G.

- Takaoka, and I. Yamada, eds., 1999, pp. 586-589
- [5] D. Brown, Proc. on *11th Int. Conf. on Ion Implantation Technology*, J. Matsuo, G. Takaoka, and I. Yamada, eds., 1999, pp.55-58.
- [6] E. C. Jonea and N. M. Cheung, IEEE Electron Dev. Lett. **14**, 444 (1993).
- [7] X. Y. Qian, N. W. Cheung, M. A. Lieberman, and M. I. Current, Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B **55**, 821 (1991).
- [8] D. H. Lee, Y.S. Sohn, K. Y. Min, S. W. Jin, S. K. Lee, and D. J. Ahn, Proc. on *11th Int. Conf. on Ion Implantation Technology*, J. Matsuo, G. Takaoka, and I. Yamada, eds., 1999, pp.83-86.
- [9] N. W. Cheung, Mater. Chem. Phys. **46** (2-3), 132 (1996).
- [10] E. C. Jones and N. W. Cheung, IEEE Electron Dev. Lett. **14**, 444 (1993).
- [11] B. L. Yang, N. W. Cheung, S. Denholm, and J. Shao, Proc. on *11th Int. Conf. on Ion Implantation Technology*, (1999) pp.1163-1166.
- [12] D. Takeuchi, N. Shimada, J. Matusuo, I. Yamada, Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B **121**, 345 (1997).
- [13] N. Shimada, T. Aoki, J. Matsuo, I. Yamada, K. Goto, and T. Sugui, Mater. Chem. Phys. **54**, 80 (1998).
- [14] A. Nishida, E. Murakami, S. Kimura, IEEE Trans. on Electron Devices, **45**(3) (1998).
- [15] A. Bousetta, J. A. van den Berg, D. G. Armour, P. C. Zalm, Appl. Phys. Lett. **58**, 1626 (1991).
- [16] H. T. Sukamoto, H. Yamamoto, T. Suzuki, Jpn. J. Appl. Phys. **31**, L659 (1992).