

열처리에 따른 이온 주입시 발생하는 2차결합의 거동

김석구^a, 객계달^a, 윤상현^b, 박철현^c
^a한양대학교 전자공학과, ^b두원공과대학, ^c충북대학교

Behavior of secondary defects by high energy Implantation along Thermal Process

Suk-Goo Kim^a, Kae-Dal Kwack^a, Sahng-Hyun Yoon^b, Chul-Hyun Park^c
^aHanyang University, ^bDoowon Technical College, ^cChongbuk University.

Abstract - 반도체 소자가 고집적화 되고 미세화 될 수록 좁은 면적에 여러 기능을 가진 우물을 형성시켜야 하나 기존의 우물로는 고온 장시간 열처리로 인하여 측면 확산이 깊게 되고, 불순물 농도 분포는 표면으로부터 농도가 점차 낮아진다. 따라서 기존 우물의 불순물 분포로는 기생 트랜지스터에 의한 래치-업과 알파 입자에 의한 SER의 감소를 위하여 필요한 벌크에서의 고농도 분포를 유지하기가 곤란하다. 이러한 문제는 차세대 반도체 개발을 위해서는 반드시 해결해야 할 것이며 이것을 해결할 수 있는 공정으로는 고 에너지 이온 주입과 저온, 단시간 열처리이다. 고 에너지 이온 주입 시의 불순물 분포를 어떻게 제어할 것인가에 대한 것과 여기서 부수적으로 나타나는 격자 손상과 그 회복 및 잔류결합의 성질을 어떻게 알고 이를 게터링 등에 이용할 것이냐에 대한 것이다. 실리콘 기판 내로 가속된 이온은 실리콘 격자와 충돌하면서 많은 1차 결합이 생기고, 이들은 후속 열처리 과정에서 활성화되면서 대부분은 실리콘 격자의 위치에 들어가 활성화되고, 그 나머지는 실리콘내의 격자간 산소, 격자간 실리콘, 격자 빈자리와 상호 작용을 하여 2차 결합을 형성한다. 에피택셜 웨이퍼와 p-type 웨이퍼에 비소 이온을 고에너지로 주입 후 2단계 열처리에 의한 농도분포변화와 핵생성과 결합 성장에 관해 실험하였고, 핵생성온도는 600°C 이하이고, 성장에 필요한 온도는 700°C 이상이다.

1. 서 론

실리콘을 이용한 반도체 제조 기술에는 불순물을 필요한 위치에 원하는 분포로 형성하는 기술이 필수적이다. 이 역할을 주로 담당하는 공정이 이온 주입 기술이다. 초기의 이온 주입 기술은 30~200keV 범위에서 소오스(pre-deposition)의 한 방법, 문턱 전압(threshold voltage)등을 위해서 사용되었다. 그러나 소자의 집적도가 점차 높아짐에 따라 정확한 이온 주입의 제어는 물론이고, 더 얇은 접합을 위해서 보다 낮은 에너지의 이온 주입이 요구되고 있으며, 측면 확산을 줄이기 위해서 열처리 시간의 감소가 요구되었고, 역 경사 농도분포를 얻기 위해서는 고 에너지 이온 주입이 필요하였다. 한편 실리콘 웨이퍼내에는 격자 성장 과정에서 나타나는 결합과 산소 농도가 있는데 이 초기 결합과 소자 제조를 위하여 진행되는 여러 단계의 공정에 기인한 결합이 소자가 형성되는 활성 영역에 놓이게 되면 소자의 동작에 치명적인 영향을 준다. 이러한 활성 영역의 결합을 비활성 영역으로 모으는 공정이 게터링(gettering)이다.¹⁾ 게터링 공정에는 주로 3단계(저-저-고온) 열처리를 적용하나 여기서 2단계(저-고온) 열처리를 적용하여 결합을 분석하였다. 고 에너지 이온 주입 시에는 실리콘과의 충돌로 많은 격자 손상을 입게 되고 이 손상은 후속 열처리 과정에서 활성화 된다.^{2),3)} 그러나 이온 주입량이 임계 주입량 이상이면 열처리 이후에도 잔류 결합이 남게 된다. 주입량이 $\sim 1 \times 10^{15}$ atoms/cm² 이상이면 실리콘 결

정은 비정질화 되고, 이를 고온 단시간 열처리하면 여러 가지 결합이 나타나게 된다. 고농도 As 이온 주입 시에는 Rp 부근이 비정질화가 되고, Rp 부근과 비정질 층과 결정질 실리콘 사이의 경계 접에 각각 서로 다른 두 가지 타입의 결합이 존재한다. 열처리 시간이 길어질 경우의 2차 결합에 대한 연구도 있었는데^{4),5)} 결합되는 전체 열처리 시간 동안 감소하게 된다. 본 연구는 에피택셜(epitaxial) 웨이퍼와 p-type 웨이퍼에 비소 이온을 고에너지 주입 후 2단계 열처리에 의한 농도 분포변화와 온도에 따른 2차결합의 핵생성과 결합 성장에 대하여 조사하였다.

2. 본 론

2.1 실험방법

시편은 CZ 방법으로 제조된 p-type 웨이퍼($\rho = 8 \sim 12 \Omega \cdot \text{cm}$, $(\text{O}_i): 12 \sim 14 \text{ppma}$)와 P⁺/P⁺ 에피택셜 웨이퍼(p-epi, 층: 두께 $\approx 3.5 \mu\text{m}$, $\rho = 11 \sim 15 \Omega \cdot \text{cm}$, ρ^+ 기판: $\rho = 0.01 \sim 0.02 \Omega \cdot \text{cm}$)를 이용하였다. 먼저 이온 주입시 격자의 지나친 손상과 채널링(channeling)을 막고, 질소 분위기 어닐링 초기에 웨이퍼의 슬립(slip)을 막기 위해 전 웨이퍼에 대해 RTO(Rapid Thermal Oxidation) 방식으로 산화막을 100~200Å 씩 길렀다. 이들 두 가지 웨이퍼는 각각 두 그룹으로 나누어 한 그룹은 ⁷⁵As⁺, 1.5MeV, 1×10^{15} atoms/cm²으로 이온 주입하고, 한 그룹은 하지 않았다. 이들 그룹은 모두 2단계(Low-High) 어닐링을 실시하였다. 첫 번째 단계인 낮은 온도 어닐링은 600, 700, 800, 900, 1000°C에서 10시간 질소 분위기에서 각각 실시하였다. 높은 온도 어닐링은 1000°C, 5시간, 질소 분위기에서 실시하였다. ⁷⁵As⁺ 이온 주입에 따른 2단계 열처리 후의 농도 분포 변화 및 벌크(bulk) 농도를 알아보기 위하여 SRP(Spreading Resistance Profilometer) 분석을 하였다. 그리고 이온 주입 후 발생한 1차 결합이 2단계 열처리 후 어떻게 잔류하는지를 HRTEM(High Resolution Transmission Electron Microscopy)으로 분석하였다.

2.2 실험결과

열처리 후의 SRP 농도 분포를 그림 1에 나타내었다. 에피택셜 웨이퍼에 비소 이온 주입 후 열처리한 웨이퍼로서, 첨두치 깊이(peak depth)는 $\sim 0.9 \mu\text{m}$ 이며, 첨두치 농도(peak concentration)는 $\sim 8 \times 10^{18}$ atoms/cm³이며, 벌크농도(bulk concentration)는 $\sim 2 \times 10^{15}$ atoms/cm³ 정도의 고농도 도핑이었다. 특이한 것은 1차 열처리 온도가 높아짐에 따라 벌크내 붕소가 외부로 확산되면서 비소원자와 재결합하여 없어져 접합깊이(junction depth)가 줄어들었음을 알 수 있다. 이온 주입을 하지 않은 시료의 경우도 벌크에서 표면으로 붕소가 외부로 확산되면서 반송자 농도가 점차 감소함을 알 수 있다. 즉, 원래 웨이퍼에서 P-에피택셜 층의 두께는 약 $3.5 \mu\text{m}$ 이었으나 2단계 열처리 과정에서 약 $1.3 \mu\text{m}$ 으로 감소하였는데 이것은 벌크내의 고농도 붕소가 약 $2.2 \mu\text{m}$ 정도 표면

으로 확산하였음을 나타낸다. 그림 2는 벌크 농도차에 따른 접합 깊이의 차이가 바로 재결합에 기인한 것이다.

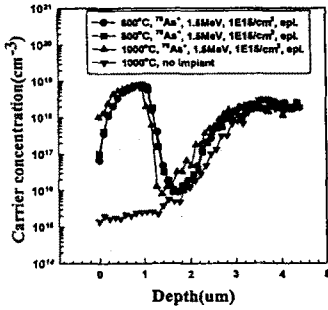


그림 1. 이온 주입 후 2단계 열처리 조건 (X₂, 10-hrs + 1000°C, 5hrs, N₂분위기)에 따른 반송자 농도를 SRP로 측정한 결과 - 에피택셜 웨이퍼

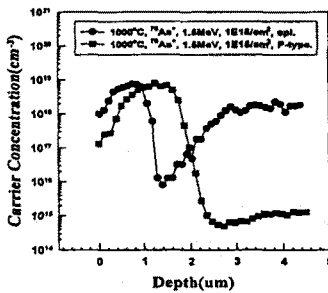


그림 2. 2가지 웨이퍼에 이온 주입 후 2단계 열처리 시 SRP로 측정한 반송자 농도 분포. 1차 열처리 온도는 1000°C

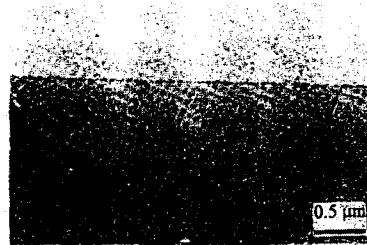
그림 3은 에피택셜 웨이퍼에 이온 주입을 하고 2단계 열처리 중 첫 번째 열처리 온도를 변화시켰을 때의 2차 결합이다. 먼저 그림 (a)는 첫 번째 열처리 온도를 600°C로 하였을 때의 고 분해능 투과전자현미경 사진으로 이온 주입 직후 비소의 Rp가 ~1.1 μ m이던 것이 열처리 후에는 1.5 μ m를 중심으로 환전위(dislocation loops)와 선전위(dislocation lines)가 하나의 줄을 이루고 있으며 표면에도 선전위 또는 적층결합(stacking faults)이 조금 나타났다. 이것은 고농도 비소 이온 주입으로 실리콘 격자가 비정질화가 되고, 열처리 초기에 재결정화 된다. 이 재결정화 초기의 작은 결합이 상호 작용하여 비정질 실리콘과 결정질 실리콘의 계면에 비교적 안정된 2차 결합을 이루기 때문이다. 일반적으로 이온 주입 직후의 점 결합은 낮은 온도 열처리 시 막대기 모양(rod type)결합에서 점차 온도가 증가함에 따라 선전위, 환전위의 형태로 변하고, 열처리 시간이 길어질 경우는 환전위의 밀도가 줄어드는 대신 커지는 경향이 있다. 그림(b)는 첫 번째 열처리 온도를 700°C로 하였을 때의 결과이다. (a)번에서 나타난 환전위가 보이지 않고, 대신 이 곳과 표면 사이의 선전위와 환전위가 상당히 많이 있음을 보여준다. 따라서 여기서 알 수 있는 중요한 사실 하나는 온도가 증가함으로써 내부의 환전위와 선전위가 선전위의 형태로 표면으로 기어 올라가고(climb) 있다는 것이다. 그림에 나타나지 않았지만 1차 열처리 온도가 900°C, 1000°C일 때에는 표면 가까이 2차 결합이 분포하였고 그 크기는 열처리 온도의 증가에 따라 더 커졌다.

그림 4는 상기의 결과를 토대로 열처리 온도에 따른 핵

생성 밀도의 변화를 도식해 놓은 것이다. 이 그림에서 알 수 있는 것은 열처리 온도가 550~600°C부근에서 핵생성 밀도가 가장 높고 여기서 멀어질수록 핵생성 밀도가 점차 감소함을 알 수 있다. 한편 본 실험에서 나타난 핵 생성과 성장의 임계온도는 이온 주입을 하지 않았을 경우의 800°C에 비해 낮은 온도인 700°C로 나타났다. 즉, 800°C보다 낮은 온도에서는 2차 결합의 핵생성이 주로 일어나고, 700°C보다 높은 온도에서는 핵생성보다는 주로 성장이 발생한다.



(a)



(b)

그림 3. As, 1.5MeV, 1×10^{15} atoms/cm²로 이온 주입된 에피택셜 실리콘 웨이퍼를 첫 번째 열처리 온도에 따라 HRTEM에 나타난 2차결합. 1차 열처리 온도는 각각 (a) 600°C (b) 700°C 임.

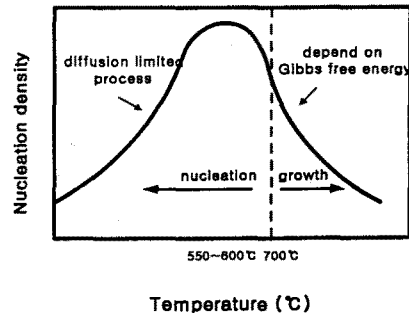


그림 4. 고에너지 이온 주입시 온도에 따른 핵생성 밀도

그림 5는 결합 크기에 따른 핵생성 밀도의 변화를 나타내고 있다. 해당온도에서 임계 핵생성 크기, h*c보다 작은 기존의 결합이 있었다면 이 결합은 열처리 시 녹아 없어질 것이고 반대로 이 크기보다 크면 그 결합은 살아 남음과 동시에 성장할 수도 있다. 그림에서 실선은 점선보다 해당 온도에서 임계 핵생성 크기보다 큰 결합이 많이 존재하므로 해당 온도에서 열처리 하면 많은 핵이 성장된다. 그리고 h*c는 온도증가에 따라 커지는 경향이 있다.

그림 6은 본 실험에 따른 2단계 열처리시 결합 거동을 도식해 놓았다. 실험 결과에서 처음 1차 온도가 600°C일 때는 임계 크기보다 큰 결합들이 많으므로 많은 핵이 생성되었을 것이고 이것을 2차 열처리를 하면 그 표면

적을 줄여서 안정하게 되는 Ostwald ripening으로 크기가 커짐을 알 수 있다. 그러나 (b)처럼 1단계 온도가 700°C로 높으므로 핵생성이 거의 일어나지 않고 성장만 많이 된 것을 알 수 있다. 따라서 이 커다랗게 성장한 결함이 2단계 열처리 후에는 아주 큰 상태로 되기 때문에 내부 응력이 너무 강하게 되므로 결국 이것은 그림과 같이 표면으로 {111}면과 평행하게 이동한다. 이 때 표면에서는 격자 빈자리(vacancy)가 공급되기도 한다.

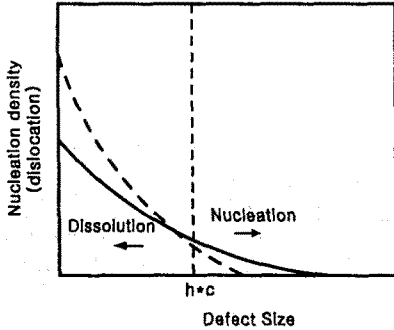


그림 5. 입계 결함 크기와 핵생성과의 관계

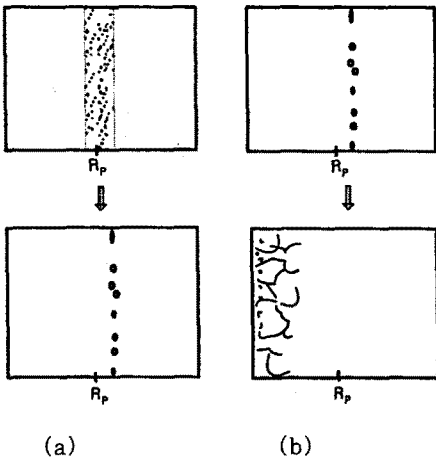


그림 6. 1차 열처리 온도에 따른 2단계 질소 분위기 열처리 후의 결함 변화

- (a) 600°C, 10hrs + 1000°C, 5hrs
- (b) 700°C, 10hrs + 1000°C, 5hrs

3. 결론

Rp부근과 비정질 층과 결정질 실리콘 사이의 경계 점에 각각 서로 다른 두 가지 타입의 결함이 존재한다. 에피택셜 웨이퍼와 p-type 웨이퍼에 비소 이온을 고에너지로 주입 후 2단계 열처리에 의한 농도분포변화와 온도에 따른 2차 결함의 핵생성과 결함성장 등에 대해 조사하였다. 비소 고농도 이온 주입 후 열처리 시에는 핵생성 온도는 600°C 이하이고, 성장에 필요한 온도는 700°C 이상이다. 이것은 이온 주입을 하지 않았을 경우의 산소석출시 결함성장 온도 800°C와 구분된다. 또한 1단계 열처리 온도가 높을 때 결함이 크게 성장하고, 이것은 내부 응력이 과도하게 작용하므로 결함이 표면으로 기어올라가게 하는 구동력으로 작용하였고, 이것은 내부 결함을 조절할 수 있는 한 방법을 제시한다.

(참고 문헌)

- (1) T. Y. Tan, E. E. Gardner and W. K. Tice, "Intrinsic gettering by oxide precipitates induced dislocations in Czochralski Si", Appl. Phys. Lett. 30, 175(1977).
- (2) S. Kishino, Y. Matsushita, M. Kanamori and T. Iizuka, "Thermally Induced Microdefects in Czochralski Grown Silicon: Nucleation and Growth Behavior", Jpn. J. Appl. Phys., 21, (1982).
- (3) D. M. Maher, A. Staudinger, and J. R. Patel, "Characterization of structural defects in annealed silicon containing oxygen", J. Appl. Phys., 47, 3813(1976).
- (4) P. F. Byrne, N. W. Cheung and D. K. Sadana, "Damage induced through megavolt arsenic implantation into silicon", Appl. Phys. Lett. 41, 537(1982).
- (5) M. Tamura, T. Ando and K. Ohya, "MeV-ion induced damage in Si and its annealing", Nucl. Instru. and Methods in Phys. Res. B59/60, 572(1991).