

SiGe HBT 제작을 위한 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 RBS 분석

RBS Analysis on the Si_{0.9}Ge_{0.1} Epitaxial Layer for the Fabrication of SiGe HBT

한태현¹, 안호명¹, 서광열^{1,a}

(Tae-Hyeon Han¹, Ho-Myeong An¹, and Kwang-Yell Seo^{1,a})

Abstract

In this paper, the strained Si_{0.9}Ge_{0.1} epitaxial layers grown by a reduced pressure chemical vapor deposition (RPCVD) on Si (100) were characterized by Rutherford backscattering spectrometry (RBS) for the fabrication of an SiGe heterojunction bipolar transistor(HBT). RBS spectra of the Si_{0.9}Ge_{0.1} epitaxial layers grown on the Si substrates which were implanted with the phosphorus (P) ion and annealed at a temperature between 850 °C - 1000 °C for 30min were analyzed to investigate the post thermal annealing effect on the grown Si_{0.9}Ge_{0.1} epitaxial layer quality. Although a damage of the substrates by P ion-implantation might be cause of the increase of RBS yield ratios, but any defects such as dislocation or stacking fault in the grown Si_{0.9}Ge_{0.1} epitaxial layer were not found in transmission electron microscope (TEM) photographs. The post high temperature rapid thermal annealing (RTA) effects on the crystalline quality of the Si_{0.9}Ge_{0.1} epitaxial layers were also analyzed by RBS. The changes in the RBS yield ratios were negligible for RTA a temperature between 900 °C - 1000 °C for 20 sec, or 950 °C for 20 sec - 60 sec. A SiGe HBT array shows a good Gummel characteristics with post RTA at 950 °C for 20 sec.

Key Words : SiGe, SiGe HBT, RBS, RPCVD, RTA

1. 서 론

최근 셀룰라, PCS, IMT-2000 등 무선 통신 시장의 활성화로 고주파 반도체 소자에 대한 수요가 급증하고 있다. 이와 같은 무선 통신용 반도체 칩은 GaAs MESFET이나 AlGaAs/GaAs HBT 등 화합물 반도체로 제작했으나 최근 들어 실리콘 기판을 이용한 실리콘-게르마늄 이종 접합 바이폴라 트랜지스터가 대안으로 주목받고 있다[1-3]. 실리콘 기판 상에 소량의 게르마늄이 첨가된 실리콘 게르마늄(Si_{1-x}Ge_x) 단결정 박막을 성장하면 실리콘

과 게르마늄의 격자 상수 차이(4.2 %)로 인해 압축 스트레인(compressive strain)을 갖는 박막이 성장된다. 성장된 실리콘 게르마늄 단결정 박막은 게르마늄의 조성이 증가함에 따라 에너지 밴드 갭이 감소하기 때문에 실리콘 기판 상에 이종 접합을 구현할 수 있다. 그러나, 실리콘 기판 상에 성장된 실리콘 게르마늄 단결정 박막은 게르마늄 조성에 따라 스트레인이 증가하기 때문에 임계 두께를 초과하게 되면 격자 부정합 전위(misfit dislocation) 같은 격자 결함을 유발하게 된다. 이러한 격자 결함은 접합 누설 전류를 증가시키는 원인이 되므로 실리콘 게르마늄 단결정 박막을 베이스로 사용하기 위해서는 이와 같은 격자 결함이 최소화되어야 한다. 게르마늄의 조성에 따른 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 안정화 특성은 Matthews와 Blaskeslee[4,5]에 의해 연구되었으며, 전위가 생기기 전의 박막의 두께를 임계 두께라 하였다. 임계 두께를 초과하는 박막은 전위가

1. 광운대학교 전자재료공학과

(서울 노원구 월계동 447-1)

a. Corresponding Author : kyseo@daisy.kw.ac.kr

접수일자 : 2004. 4. 6

1차 심사 : 2004. 4. 29

2차 심사 : 2004. 6. 25

심사완료 : 2004. 8. 5

생기기 때문에 베이스 박막으로 적합하지 않다. 임계 두께이하의 두께를 갖는 경우는 열적으로 안정하여 베이스 박막으로 적합하다고 볼 수 있다. 보고된 자료[6]에 의하면 게르마늄이 10 % 첨가된 경우 임계 두께는 약 150 nm 이고, 20 %인 경우는 약 50-60 nm임을 알 수 있다. 고주파 특성을 얻기 위해서는 베이스가 얇아야 하기 때문에 임계 두께가 얇은 것은 실리콘 게르마늄 박막을 베이스 박막으로 사용하는데 문제가 없는 것으로 알려져 있다. 그러나, 스트레인 실리콘 게르마늄 단결정 박막은 이중 접합 바이폴라 트랜지스터나 BiCMOS의 제작 공정에 수반되는 고온 열처리 과정에서 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 스트레인이 이완되어 격자 결함을 유발시킬 우려가 있다. 뿐만 아니라, 박막 성장 온도나 박막 성장 방법 등의 박막 성장 조건과 박막 성장 전의 기판 상태 및 박막 성장 후의 열처리 조건에 따라 스트레인 실리콘 게르마늄의 결정성이 영향을 받을 수 있다.

그림 1은 실리콘 게르마늄 이중 접합 바이폴라 트랜지스터의 단면도를 보여 주는 대표도이다. 그림 1에서 알 수 있듯이 실리콘 게르마늄 이중 접합 바이폴라 트랜지스터에서 실리콘 게르마늄 단결정 박막은 산화막 패턴이 형성된 실리콘 기판 상에 성장된다. 고속 바이폴라 트랜지스터에서는 베이스-컬렉터 접합 용량 성분(C_{jc})을 줄이고, 컬렉터 전류를 증가시키기 위해 그림 1과 같이 n-컬렉터의 일부에 선택적으로 인(P)을 이온 주입하여 고 농도의 SIC(selective ion-implanted collector)를 형성하는 것이 통상적이다. 또한, n+ 다결정 실리콘으로부터 인이나 비소와 같은 도판트를 확산시켜 에미터 접합을 형성하며, 도판트의 활성화를 위하여 고온 급속 열처리(RTA)를 수행하고 있다. 실리콘 게르마늄 BiCMOS 공정의 경우에도 실리콘 게르마늄 단결정 박막 성장 이후에 에미터 접합 형성이나 소오스와 드레인 접합을 형성하기 위해 급속 열처리를 하는 것이 보통이다.

그림 1. 대표적인 실리콘 게르마늄 이중 접합 바이폴라 트랜지스터 구조.

Fig. 1. Typical structure of an SiGe HBT.

본 논문에서는 실리콘 게르마늄 박막 성장 전에 실시한 이온 주입 후 열처리 및 박막 성장 이후의 고온 열처리 조건에 따른 스트레인 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 결정성을 조사하기 위하여 양산용 RPCVD 장비를 이용하여 실리콘 게르마늄 단결정 박막을 성장하고, RBS 분석을 통하여 실리콘 게르마늄 박막 특성을 분석하였다. 또한, 실리콘 게르마늄 이중 접합 바이폴라 트랜지스터를 제작하고 누설 전류를 평가하였다.

2. 실험

앞서 언급한 바와 같이 실리콘 게르마늄 단결정 박막 전, 후에 이루어지는 공정 단계에 의한 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 결정성 변화를 고찰하기 위하여 다음과 같이 시편을 준비하였다.

먼저, 기판의 이온 주입에 의한 기판 손상이 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 특성에 미치는 영향을 고찰하고자 비저항이 18 - 22 ohm·cm 인 p형 (100) 실리콘 기판에 n-형 실리콘 에피택셜층을 성장하고, 웨이퍼 전면에 인을 5×10^{12} atoms/cm², 170 keV 조건으로 이온 주입하였다. 이온 주입에 앞서 950 °C에서 200 A 두께의 열 산화막을 완충 용으로 성장하였다. 이온 주입에 의한 격자 손상을 제거하기 위해 850 °C, 900 °C 및 1000 °C의 질소 분위기에서 각각 30분간 열처리하고, 열 산화막은 습식 식각하여 제거하였다. 일부 웨이퍼는 비교를 위해 이온 주입 후 열처리를 하지 않았다. 단결정 박막 성장 전의 웨이퍼 세척 과정은 이후 성장되는 단결정 박막의 특성에 큰 영향을 줄 수 있기 때문에 주의를 기울여야 한다. 본 연구에서는 실리콘 게르마늄 성장하기 전에 황산과 과산화수소가 4:1로 혼합된 100 °C 혼합 용액에 10분간 웨이퍼를 담가 유기물을 제거하고, 다시 희석된 불산 용액에 웨이퍼를 담가 전 공정에서 웨이퍼 표면에 성장된 산화막을 제거하였다. 웨이퍼를 순수에 세척한 다음 스핀 건조시킨 후 웨이퍼 표면에 자연 산화막의 성장을 막기 위해 건조 즉시 박막 성장 장비에 웨이퍼를 장착하였다. 실리콘 게르마늄 단결정 박막 성장을 위해 사용된 장비는 ASM사의 Epsilon-one으로 매엽식 방식의 CVD 시스템[7]이다. 실리콘 게르마늄 단결정 박막 성장에 앞서 900 °C, 수소 분위기에서 10분간 고온 열처리하여 실리콘 표면의 잔류 산화막을 제거하고, 650 °C에서 SiH₄ 및 GeH₄ 가스를 이용하여 불순물이 첨가되지 않은 실리콘 게르마늄 박막을 400 Å 두께로 성장

하였다. 이때, 챔버 압력은 40 torr로 하였다. 실리콘 게르마늄 박막 내의 Ge은 박막 성장 시 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 스트레인 이완을 방지하기 위하여 10 %로 하였다. 일부 웨이퍼는 단결정 박막 후 고온 열처리에 의한 단결정 박막의 스트레인 이완 정도를 관찰하기 위해 급속 열처리를 수행하였다. 본 논문에서는 실리콘 게르마늄 이중 접합 바이폴라 트랜지스터의 에미터 형성 공정 뿐 아니라 실리콘 게르마늄 BiCMOS 의 접합 형성 공정을 고려하여 급속 열처리는 900 °C - 1000 °C 에서 20초 - 60초간 수행하였다.

3. 결과 및 고찰

실리콘 게르마늄 박막의 스트레인 이완 여부는 DXRD(Double-crystal X-ray diffractometry)를 이용하여 박막을 분석하고, 게르마늄 rocking curve의 반치폭(FWHM)을 조사하여 평가할 수 있다. 그러나, 실리콘 게르마늄 박막의 두께가 얇고 박막 내의 게르마늄의 양이 적은 경우는 게르마늄 스펙트럼의 크기가 작아서 박막의 스트레인 이완 여부를 정확히 판단하기 어렵다. 이러한 경우는 투과 전자 현미경 사진으로 박막 내의 전위 유무를 관찰하는 것이 보다 정확한 방법이나 비용과 시간이 많이 드는 단점이 있다. 다른 방법으로는 실리콘 게르마늄 박막의 RBS yield를 측정하고 random 스펙트럼과 channeling 스펙트럼의 yield ratio를 조사하여 박막의 결정성을 평가할 수 있다. 박막의 결정성이 나쁜 경우, RBS channeling 스펙트럼의 크기가 증가하기 때문에 RBS yield ratio가 증가하게 된다. RBS 방법은 직접적으로 실리콘 게르마늄 박막의 스트레인 이완 여부를 알 수는 없지만 열처리에 의해 실리콘 게르마늄 박막의 스트레인이 이완되어 전위가 발생하면 RBS yield가 증가하기 때문에 간접적으로 박막의 특성 변화를 평가할 수 있다.

본 논문에서는 실리콘 게르마늄 박막의 RBS 스펙트럼을 측정하고 channeling 스펙트럼과 RBS yield ratio의 변화를 평가하여 실리콘 게르마늄 박막의 열처리 효과를 조사하였다.

그림 2는 이온 주입에 의한 기판 손상 효과를 배제시키기 위하여 이온 주입이 수반되지 않은 실리콘 웨이퍼 상에 성장된 실리콘 게르마늄 단결정 박막을 RBS로 분석한 결과이다. 2.236 MeV로 가속된 α-입자(4He²⁺)를 시편의 결정 방향으로 정렬하여 입사시키면서 시편으로부터 후방 산란되는

입자의 에너지와 intensity를 검출하였다. 이때, 검출기는 입사 빔과 165° 각을 이루도록 조정하였다. 완전 결정(perfect crystal)의 경우에는 모든 입사 α-입자가 channeling 되며 시편의 표면에서 후방 산란되는 α-입자의 intensity 만이 검출되지만, 완전한 비정질인 경우는 모든 α-입자가 후방 산란되므로 그림 2의 random 스펙트럼과 같은 결과를 얻게 된다. 시편을 특정 방향으로 고정하지 않고 움직이는 경우에도 같은 결과를 얻을 수 있다. 그림 2의 random 스펙트럼은 후자에 해당된다. 단결정 내에 interstitial 이나 vacancy 등의 점 결함이나 전위나 stacking fault 등이 있는 경우에도 후방 산란되는 α-입자가 증가하여 channeling 스펙트럼의 yield의 증가를 가져온다. 그림 2의 실리콘 게르마늄 박막에서 random spectrum 과 channeling spectrum 과의 yield ratio 는 3.7 %를 보여 주고 있다. 양질의 실리콘 단결정 박막에서 RBS yield ratio가 3 ~ 5 % 인 점을 고려할 때, 본 실험에서 성장된 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 결정성은 매우 양호한 것으로 판단된다. 이로부터 본 실험에 사용된 실리콘 게르마늄 단결정 박막 성장 전의 웨이퍼 세척 공정과 실리콘 게르마늄 박막 성장을 위한 공정 조건이 양질의 단결정 박막을 얻기에 적합함을 알 수 있다.

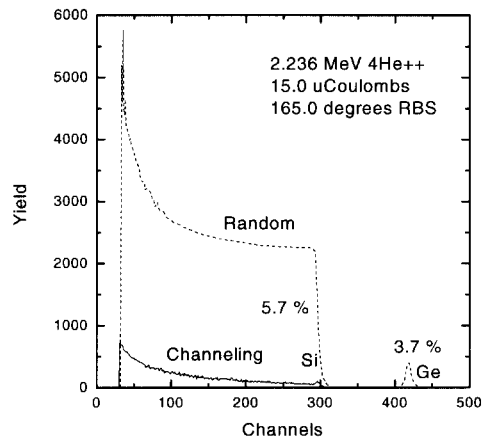


그림 2. 이온 주입이 수반되지 않은 실리콘 기판 상에 성장된 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 RBS 스펙트럼.

Fig. 2. RBS spectra of the Si_{0.9}Ge_{0.1} epitaxial layer grown on the Si substrate without ion implantation.

그림 3은 실리콘 게르마늄 성장 전에 5×10^{12} atoms/cm², 170 keV 조건으로 인을 이온 주입하고 서로 다른 열처리를 한 실리콘 기판 상에 실리콘 게르마늄 박막을 성장하고 RBS 스펙트럼을 분석한 결과이다. 인의 이온 주입 조건은 동일하며 이온 주입 후 기판의 재결정화 및 도판트의 재분포를 위해 확산로에서 시편에 따라 온도를 달리하여 30분간 열처리하였다. 열처리 온도는 각각 850 °C, 900 °C 및 1000 °C로 하였다. 그림 3에서 reference SiGe은 그림 2에 보여 준 이온 주입이 수반되지 않은 기판에 성장된 실리콘 게르마늄 박막의 RBS 스펙트럼이다. 그림 4는 그림 3의 게르마늄 peak 부분을 확대하여 도시한 스펙트럼이다. 그림 3과 그림 4로부터 실리콘 게르마늄 박막의 RBS yield ratio는 이온 주입 후 기판의 열처리 조건에 따라 9.9 - 10.3 % 를 얻었으며, 실리콘 기판의 RBS yield ratio는 7.1 - 8.1 %를 얻었다. 열처리 온도에 따른 RBS yield ratio를 도시하면 그림 5와 같다.

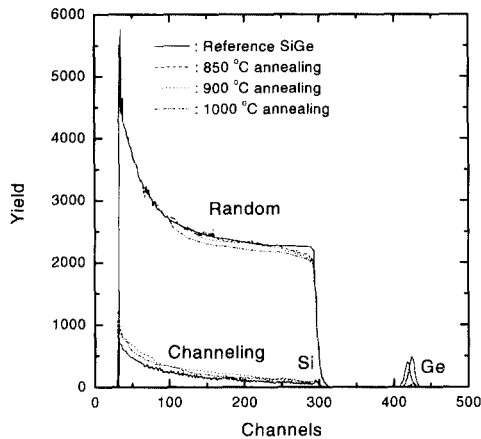


그림 3. 이온 주입 후 열처리 온도를 달리한 실리콘 기판 상에 성장된 실리콘 게르마늄 박막의 RBS 스펙트럼.

Fig. 3. RBS spectra of the Si_{0.9}Ge_{0.1} layer grown on the Si substrates with different annealing temperatures after ion implantation.

그림 2의 이온 주입이 없는 웨이퍼의 경우와 비교하면 실리콘 게르마늄 단결정 박막과 실리콘 기

판의 RBS yield ratio는 각각 2.7배와 1.4배 정도 증가하는 것으로 분석되었다. 그림 3의 Si channeling 스펙트럼을 보면 실리콘 기판은 이온 주입 상태로 재결정화 되었음을 알 수 있다. 다만, random 스펙트럼의 yield가 시편에 따라 차이가 있음을 알 수 있다. 실리콘 기판의 RBS yield ratio가 증가한 것은 random 스펙트럼의 yield가 감소하여 상대적으로 증가한 것으로 생각된다. 그림 4의 게르마늄 스펙트럼에서 보면, 이온 주입한 기판 상에 성장된 실리콘 게르마늄 박막은 열처리 조건에 무관하게 random 스펙트럼과 channeling 스펙트럼의 yield가 증가한 것을 볼 수 있다. Channeling 스펙트럼이 증가한 것으로 보아 실리콘 게르마늄 단결정 박막 성장 전에 실시한 이온 주입에 의한 실리콘 기판의 격자 손상이 이후 열처리에 의해 완전히 제거되지 않은 것으로 보이며 이로 인해 실리콘 게르마늄 박막에 결정 결함이 생긴 것으로 생각된다. 그러나, 이온 주입 후 열처리 온도 변화에 대해서는 거의 변화가 없는 것을 알 수 있다.

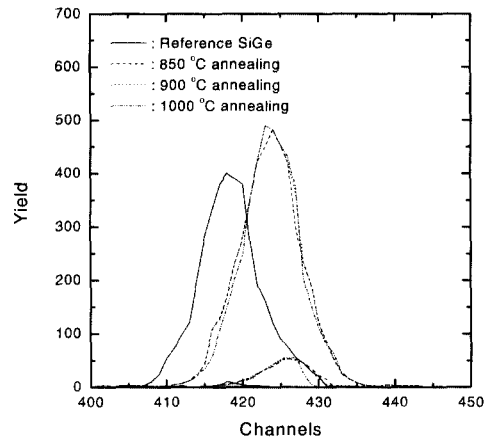


그림 4. 그림 3의 게르마늄 peak을 확대하여 도시한 스펙트럼.

Fig. 4. Enlarged RBS spectra of the Ge peak in Fig. 3.

그림 6은 이온 주입 후 1000 °C에서 30분간 열처리한 다음 실리콘 게르마늄을 성장한 시편의 투과 전자 현미경 사진이다. TEM 사진에서 보듯이 격자 결함은 발견되지 않았다.

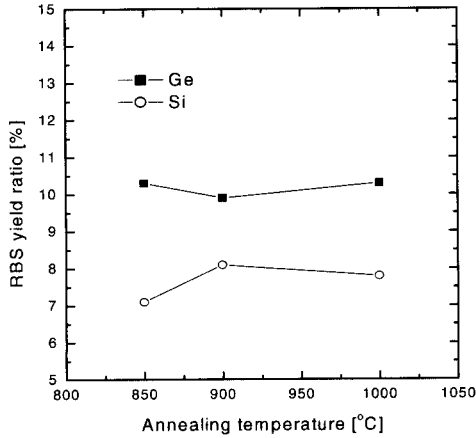


그림 5. 그림 3에서 열처리 온도 변화에 따른 RBS yield ratio.

Fig. 5. RBS yield ratio versus annealing temperature in Fig. 3.

가한 원인을 정확히 알 수 없으며 이에 대해서는 좀 더 깊은 연구가 요구된다.

그림 7은 이온 주입 후 열처리하지 않은 기판 상에 성장된 실리콘 게르마늄 단결정 박막을 분석한 결과이다. 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 RBS yield ratio는 그림 3보다 큰 15.8 % 을 나타냈다. 당초 예상과 달리, RBS yield ratio가 낮게 분석된 것은 실리콘 게르마늄 단결정 박막을 성장하기 전 기판 표면에 잔류하는 산화막을 제거하기 위해 필수적으로 요구되는 900 °C, 수소 분위기에서 10분간 열처리로 인하여 실리콘 기판의 재결정화가 진행되었기 때문으로 생각된다.

다음은 실리콘 게르마늄 이중 접합 바이폴라 트랜지스터이나 BiCMOS 제작 공정에서 실리콘 게르마늄 단결정 박막을 성장한 이후에 수행될 수 있는 고온 급속 열처리에 의한 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 스트레인 이완을 조사하기 위하여 900 - 1000 °C에서 고온 급속 열처리를 실시하였다.

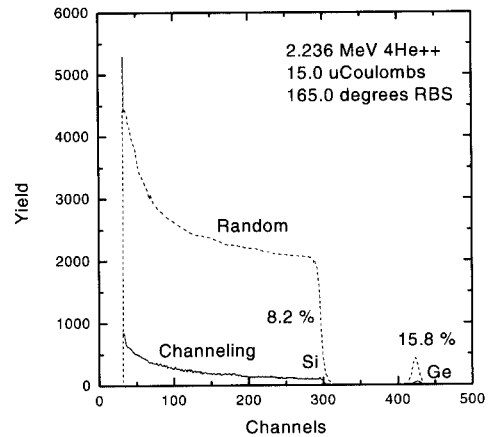


그림 6. 이온 주입 후 1000 °C, 30분간 열처리한 기판 상에 성장된 실리콘 게르마늄 박막의 투과 전자 현미경 사진.

Fig. 6. TEM photograph of the $Si_{10.9}Ge_{0.1}$ epitaxial layer grown on the Si substrate annealed at 1000 °C for 30 min after ion implantation.

그림 7. 이온 주입 후 열처리가 수반되지 않은 실리콘 기판 상에 성장된 실리콘 게르마늄 박막의 RBS 스펙트럼.

Fig. 7. RBS spectra of the $Si_{10.9}Ge_{0.1}$ layer grown on the Si substrate without annealing after ion implantation.

이상의 RBS 분석과 TEM 사진으로는 이온 주입된 기판에서 channeling 스펙트럼의 yield가 증

먼저, 인을 5×10^{12} atoms/cm², 170 keV 조건으로 이온 주입하고 1000 °C에서 30분간 열처리한 기판 상에 실리콘 게르마늄 박막을 이전과 동일한 조건으로 성장하였다. 급속 열처리 조건은 실리콘 게르

마늄 이중 접합 바이폴라 트랜지스터의 에미터 접합 형성이나 실리콘 게르마늄 BiCMOS의 소오스와 드레인 접합 형성에 사용 가능한 온도 조건을 선택하였다. 급속 열처리 시간을 20초로 일정하게 하고 열처리 온도를 변화시키면서 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 RBS 스펙트럼을 조사하였다. 그림 8은 900 °C - 1000 °C 의 아르곤(Ar) 분위기에서 20초간 열처리된 시편으로부터 측정된 RBS 스펙트럼이다. 박막 성장 전의 기판 조건이 동일하지만 실리콘 게르마늄 박막 성장 이후의 급속 열처리는 하지 않은 시편의 RBS 스펙트럼(no RTA)을 함께 도시하였다. 그림 9는 게르마늄 peak을 확대하여 나타낸 스펙트럼이다.

RTA 열처리를 받은 시편의 channeling 스펙트럼이 no RTA에 비해 조금 넓어진긴 했지만 전체적으로 보면 급속 열처리 후 측정된 RBS yield ratio는 급속 열처리 온도를 달리한 경우 큰 차이가 없었다. 실리콘 게르마늄 박막의 스트레인이 RTA에 의해 이완된다면 RTA 온도가 증가함에 따라 RBS yield ratio는 증가할 것이다. 그러나, 그림 10에서 보면 RTA 온도 변화에 따른 RBS yield ratio는 증가하는 경향을 보이지 않았다. 또한, RTA 온도 변화에 따라 그림 9의 channeling 스펙트럼이 일정한 것으로 볼 때, 20초간 진행된 RTA는 실리콘 게르마늄 박막의 특성에 영향을 주지 않은 것으로 판단된다.

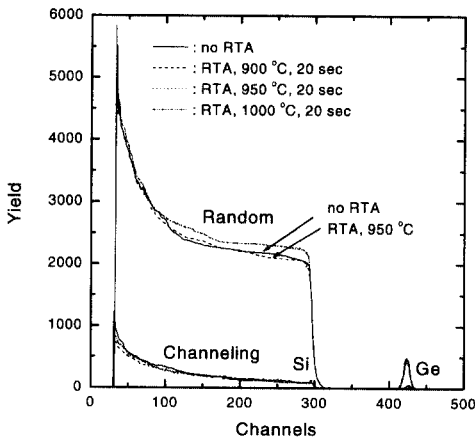


그림 8. 급속 열처리 온도를 달리한 경우 실리콘 게르마늄 박막의 RBS 스펙트럼.
 Fig. 8. RBS spectra of the Si_{0.9}Ge_{0.1} layers with RTA temperatures as a parameter.

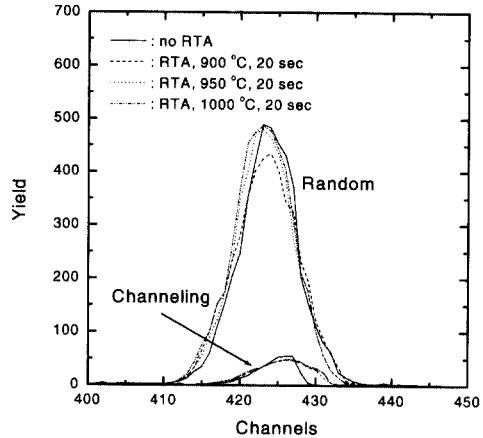


그림 9. 그림 8에서 게르마늄 peak을 확대하여 도시한 스펙트럼.
 Fig. 9. Enlarged RBS spectra of the Ge peak in Fig. 8.

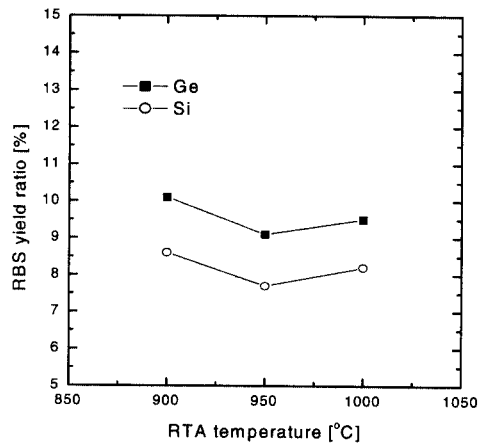


그림 10. 그림 8에서 RTA 온도 변화에 따른 RBS yield ratio.
 Fig. 10. RBS yield ratio versus RTA temperature in Fig. 8.

실리콘 게르마늄 이중 접합 바이폴라 트랜지스터 제작에 있어 고온 급속 열처리는 얇은 에미터 접합 형성, 에미터 다결정 실리콘 박막 내의 도판트 활성화 및 실리콘 게르마늄 베이스 박막의 붕소 확산 억제 등을 고려하여 진행되어야 한다. 급속 열처리 온도가 높으면 도판트의 활성화 측면에

서 유리하지만 도판트의 확산을 가져오기 때문에 얇은 집합이나 얇은 베이스를 형성하기에 적합하지 않을 뿐만 아니라 실리콘 게르마늄 박막의 스트레인 이완에 대한 우려가 있다. 따라서, 이와 같은 요구 사항을 고려하여 급속 열처리 온도와 시간을 조절할 필요가 있다.

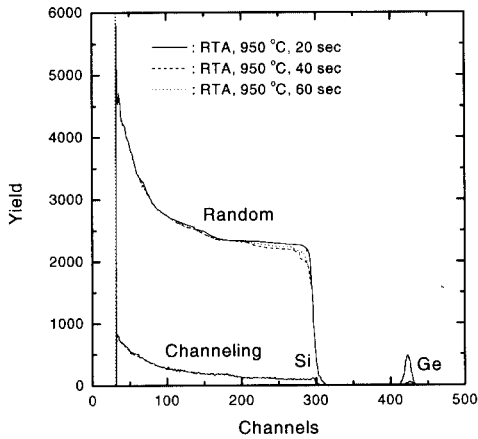


그림 11. 급속 열처리 시간을 달리한 경우 실리콘 게르마늄 박막의 RBS 스펙트럼.

Fig. 11. RBS spectra of the Si_{0.9}Ge_{0.1} layers with RTA time as a parameter.

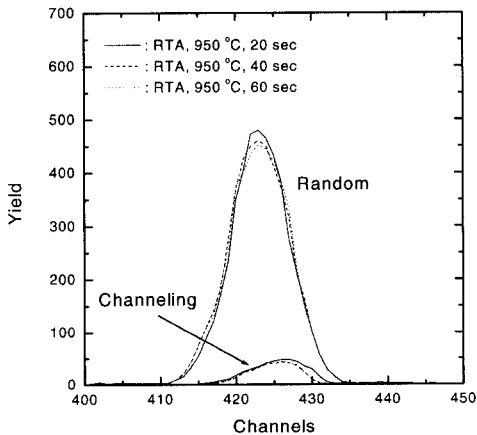


그림 12. 그림 11에서 게르마늄 peak을 확대하여 도시한 스펙트럼.

Fig. 12. Enlarged RBS spectra of the Ge peak in Fig. 11.

그림 11은 급속 열처리 온도를 950 °C로 일정하게 하고 급속 열처리 시간을 20초, 40초 및 60초로 변화시켰을 때, 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 특성을 분석한 결과이다. 실리콘 기판의 random 스펙트럼은 미세한 차이를 보였지만 channeling 스펙트럼은 동일한 결과를 보였다. 또한, 급속 열처리 시간을 증가시켰을 때, 그림 12와 같이 게르마늄 스펙트럼의 변화는 없는 것으로 분석되었다. 그림 12에서 RBS yield ratio는 급속 열처리 시간이 20초에서 40초 및 60초로 증가함에 따라 9.1 %에서 11.2 % 및 10.9 %로 변화하였으나 그림에서 보듯이 channeling 스펙트럼의 변화 보다는 random 스펙트럼의 변화가 큰 점으로 미루어 볼 때, RBS yield ratio의 증가는 박막의 특성 변화 보다 분석 오차에 의한 것으로 사료된다.

그림 13은 이상의 실험에서 분석한 실리콘 게르마늄 박막을 사용하여 제작된 실리콘 게르마늄 이중 집합 바이폴라 트랜지스터의 Gummel 특성 곡선이다. 측정에 사용된 트랜지스터는 에미터 면적이 $1 \times 8 \mu\text{m}^2$ 인 트랜지스터를 80개 병렬로 연결한 구조를 갖는다. 트랜지스터를 제작하기 위하여 필드 산화막을 성장한 다음, 컬렉터 영역의 일부에 선택적으로 인을 $5 \times 10^{12} \text{ atoms/cm}^2$, 170 keV 조건으로 이온 주입하고 1000 °C에서 30분간 열처리하였다. 필드 산화막이 성장된 웨이퍼 전면에 100 Å 두께의 완충용 실리콘 박막을 성장하고, 붕소의 농도가 1.8×10^{19} 인 실리콘 게르마늄 박막(Ge=10 %)과 300 Å 두께의 불순물이 첨가되지 않은 실리콘 박막을 순차적으로 성장하였다. 에미터 전극을 위해 in-situ phosphorus doped polysilicon을 사용하였으며 에미터 집합 형성을 위한 급속 열처리는 950 °C에서 20초간 수행하였다.

그림 13에서 보듯이 제작된 트랜지스터는 전체 에미터 면적이 $1 \times 8 \times 80 \mu\text{m}^2$ 로 크지만, 누설 전류 없이 양호한 컬렉터 및 베이스 전류의 출력 특성을 보였다. 이로부터 사용된 실리콘 게르마늄 박막은 양질의 박막이며, 950 °C에서 20초간 급속 열처리하여도 박막의 특성이 나빠지지 않는 것을 알 수 있다.

RBS 분석에 사용된 실리콘 게르마늄 박막은 웨이퍼 전면에 실리콘 게르마늄이 성장되었다는 점에서 트랜지스터 제작에 사용된 실리콘 게르마늄 박막과 박막의 특성이 동일하다고 보기는 어렵지만 트랜지스터의 전기적 특성으로부터 간접적으로 실리콘 게르마늄 박막의 특성이 양호하다는 결론을 얻을 수 있다.

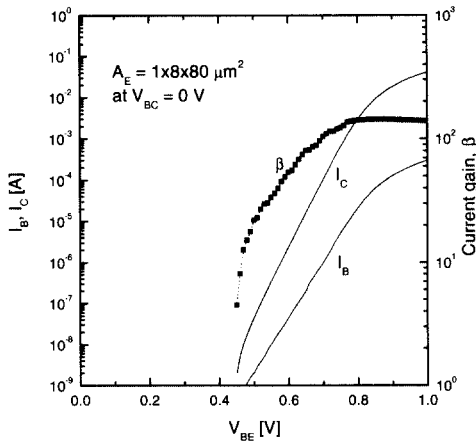


그림 13. SiGe HBT의 Gummel 특성 곡선.
 Fig. 13. Gummel plot of an SiGe HBT.

4. 결론

본 논문에서는 실리콘 게르마늄 단결정 박막 성장 전의 이온 주입 후 열처리나 실리콘 게르마늄 단결정 박막 성장 이후의 급속 열처리에 의한 실리콘 게르마늄 단결정 박막의 특성 변화를 RBS 분석으로 조사하였다.

RPCVD 시스템을 이용하여 650 °C, 40 torr 조건에서 성장된 400 Å 두께의 실리콘 게르마늄 단결정 박막(Ge=10 %)은 이온 주입된 기판 상에서 성장될 때 실리콘 게르마늄 박막의 RBS yield ratio는 증가한 반면, 박막 성장 이후 900 °C 내지 1000 °C에서 실시한 급속 열처리에 의해 박막의 특성 변화는 없는 것으로 분석되었다. 950 °C에서 20초간 에미터 급속 열처리를 실시하여 실리콘 게르마늄 이중 접합 바이폴라 트랜지스터를 제작한 결과, 누설 전류 없이 양호한 출력 특성을 얻었다.

결론적으로 이온 주입된 기판 상에 RPCVD를 이용하여 성장된 실리콘 게르마늄 박막은 9.0 % ~ 11.0 %의 RBS yield ratio 값을 나타냈지만 실리콘 게르마늄 이중 접합 바이폴라 트랜지스터의 제작에 활용할 수 있을 것으로 본다.

참고 문헌

[1] D. L. Harame, K. Schonenberg, M. Gilbert, D. Nguyen-Ngoc, J. Malinowaski, S.-J. Jeng,

B. Meyerson, J. D. Cressler, R. Groves, G. Berg, K. Tallman, K. Stein, G. Hueckel, C. Kermarrec, T. Tice, G. Fitzgibbons, K. Walter, D. Colavito, T. Houghton, N. Greco, T. Kebede, B. Cunningham, S. Subbanna, J. H. Comfort, and E. F. Crabbe, "A 200 mm SiGe-HBT technology for wireless and mixed-signal applications", IEEE IEDM Tech. Dig., p. 437, 1994.
 [2] K. Washio, "SiGe HBT and BiCMOS technologies for optical transmission and wireless communication systems", IEEE Transactions on Electron Devices, Vol. 50, No. 3, p. 656, 2003.
 [3] B. R. Ryum, D.-H. Cho, S.-M. Lee, and T.-H. Han, "A 9GHz bandwidth preamplifier in 10Gbps optical receiver using SiGe-base HBT", ESSDERC, p. 356, 1997.
 [4] J. M. Matthews and A. E. Blakeslee, "Defects in epitaxial multilayers I. Misfit dislocations in layers", J. Crystal Growth, Vol. 27, p. 118, 1974.
 [5] J. M. Matthews and A. E. Blakeslee, "Defects in epitaxial multilayers II. Dislocation pile-ups, threading dislocations, slip lines and cracks", J. Crystal Growth, Vol. 32, p. 265, 1975.
 [6] J. D. Cressler, "SiGe HBT technology: A new contender for Si-based RF and microwave circuit applications", IEEE Transactions on Microwave Theory and Techniques, Vol. 46, No. 5, p. 572, 1998.
 [7] 김상훈, 박찬우, 이승윤, 심규환, 강진영, "Si-Ge-H-Cl 계를 이용한 자기정렬 HBT용 Si 및 SiGe의 선택적 에피 성장", 전기전자재료학회 논문지, 16권, 7호, p. 573, 2003.