

Al 이온 주입된 p-type 4H-SiC에 형성된 Ni/Al 오믹접촉의 전기 전도 특성

Conduction Properties of Ni/Al Ohmic Contacts to Al-implanted p-type 4H-SiC

주성재^{1,a}, 송재열², 강인호¹, 방 옥¹, 김상철¹, 김남균¹, 이용재²
(Sung-Jae Joo^{1,a}, Jae Yeol Song², In-Ho Kang¹, Wook Bahng¹, Sang Cheol Kim¹,
Nam-Kyun Kim¹, and Yong Jae Lee²)

Abstract

Ni/Al ('/' denotes deposition sequence) contacts were deposited on Al-implanted 4H-SiC for ohmic contact formation, and the conduction properties were characterized and compared with those of Ni-only contacts. The thicknesses of the Ni and Al thin film were 30 nm and 300 nm, respectively, and the films were sequentially deposited by e-beam evaporation without vacuum breaking. Rapid thermal anneal (RTA) temperature was varied as follows : 840°C, 890°C, and 940°C. The specific contact resistivity of the Ni contact was about $\sim 2 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}^2$. However, with the addition of Al overlayer, the specific contact resistivity decreased to about $\sim 2 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$, almost irrespective of RTA temperature. X-ray diffraction (XRD) analysis of the Ni contact confirmed the existence of various Ni silicide phases, while the results of Ni/Al contact samples revealed that Al-containing phases such as Al_3Ni , Al_3Ni_2 , Al_4C_3 , and $\text{Al}_{3.21}\text{Si}_{0.47}$ were additionally formed as well as the Ni silicide phases. Energy dispersive spectroscopy (EDS) spectrum showed interfacial reaction zone mainly consisting of Al and Si at the contact interface, and it was also shown that considerable amounts of Si and C have diffused toward the surface. This indicates that contact resistance lowering of the Ni/Al contacts is related with the formation of the formation of interfacial reaction zone containing Al and Si. From these results, possible mechanisms of contact resistance lowering by the addition of Al were discussed.

Key Words : SiC, Ni/Al, Ohmic contact, XRD, EDS

1. 서 론

SiC는 실리콘에 비해 약 3배 넓은 밴드갭과 그로부터 기인한 7~10배에 달하는 높은 임계전계,

약 2.5배의 열전도도 등의 우수한 물성으로 인하여 실리콘 이후의 차세대 고온·고전압 및 극한환경용 전력반도체 소재로서 활발히 연구되고 있는 물질이다[1,2]. 이와 같이 뛰어난 잠재능력을 전력반도체 소자 특성으로 온전히 구현하기 위해서는 저손실 특성을 위해 낮은 접촉저항을 갖는 오믹접촉의 형성기술을 확보하는 것이 매우 중요하다.

n형 SiC에 오믹접촉을 형성하기 위해 가장 일반적으로 사용하는 금속은 Ni이며, 1000°C 내외의 열처리를 통하여 $10^{-5} \sim 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 범위 또는 그 이하의 우수한 오믹접촉을 안정적으로 얻을 수 있다는 사실이 널리 알려져 있다[3-6] 이와 같이 n형

1. 한국전기연구원 재료응용연구본부 에너지반도체연구센터

(경남 창원시 성주동 불모산길 70)

2. 동의대학교 전자공학과

a. Corresponding Author : sj_joo@keri.re.kr

접수일자 : 2009. 4. 21

1차 심사 : 2009. 5. 29

심사완료 : 2009. 8. 7

SiC에 대한 오믹접촉 형성은 문제가 없으나, p형 SiC에 대한 저저항 오믹접촉의 형성방법은 아직까지 완전한 해결방법을 확보하지 못한 상태이다[7]. 그 이유는 SiC가 넓은 밴드갭(4H-SiC : 3.26 eV)과 높은 전자친화도(3.7 eV)를 갖고 있음에 비해 거의 모든 금속의 일함수가 6 eV 미만이므로, 금속과 p형 SiC의 계면에 필연적으로 높은 쇼트키 장벽이 형성되기 때문이다[7]. 여기에 덧붙여, p형 4H-SiC를 형성하기 위한 불순물로 사용되는 Al의 이온화 에너지가 230 meV, B의 이온화 에너지는 300 meV에 이르므로 실온에서의 이온화율이 매우 낮으며, 실제로 불순물의 농도가 $10^{20}/\text{cm}^3$ 이어도 실제 정공(hole)의 농도는 약 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 를 넘기 어렵다[8]. 또한, 이온주입 공정을 이용할 경우 SiC 격자손상이 유발되는데, 1500°C 이상의 고온열처리로도 결정결함을 완벽하게 제거하기 어려우므로 [9], 결과적으로 결정결함에 포획되는 불순물 원자의 존재로 인하여 이온화율은 더 저하된다. 이와 같은 이유로, 계면에 쇼트키 장벽이 존재할 경우 고농도 도핑에 의한 터널링 효과를 이용하여 오믹접촉을 형성하는 보편적인 방법을 SiC에 단순하게 확장 적용하는 것은 어렵다.

따라서, p형 SiC에서는 오믹접촉 형성에 근본적으로 불리한 물리적인 한계를 극복하기 위해 다양한 전극재료 조합이 연구되었으며, 그 결과 Al/Ti 또는 Ti/Al[10-13], Ni/Al[14,15], Ni/Ti/Al[14,16]('/'는 증착순서를 의미함) 등의 재료를 사용한 연구에서 $10^{-3} \sim 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 범위에 걸친 양호한 접촉저항을 갖는 오믹접촉을 얻었음이 보고되었다. 이 연구결과들의 공통점은 Al이 포함되어 있으며, Al과 여타 금속의 물 비가 접촉저항에 매우 중요한 변수로 작용한다는 것이다. Al의 역할은 아직 확실하게 규명되지 않았고, p형 SiC에 가장 적합한 전극물질에 대해서도 아직 논의가 분분한 상황이다. 이러한 측면에서 볼 때, Ni/Al 시스템은 n형 오믹접촉으로 보편적으로 사용되는 Ni에 Al만 첨가하면 상대적으로 양호한 특성의 p형 오믹접촉을 얻을 수 있으므로 공정의 편의성이 돋보이는 구조이다.

본 논문에서는 Ni/Al 전극재료의 적용성을 평가하기 위하여, Al이 이온주입된 p형 4H-SiC에 Ni/Al 이중막을 증착하여 급속열처리(Rapid thermal anneal : RTA) 온도에 대한 접촉저항값의 변화를 분석하고 저온·저저항 p형 오믹접촉 형성의 가능성을 타진하였다. 또한 X선 회절법(X-Ray diffraction : XRD) 및 energy dispersive spectroscopy (EDS) 분석법을 이용하여 Ni/Al contact sample을 분석하고, Al 첨가에 의해 오믹접촉이 형성되는 원인을 모색하고자 하였다.

표 1. 실험조건 요약.

Table 1. Summary of experimental conditions.

Substrate	Al-implanted 4H-SiC epi-wafer
Al implantation	$4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, junction depth ~ 600 nm
Activation anneal	1700°C, 30 min, Ar 650 Torr
Ohmic metal	Ni 50 nm (reference sample) or Ni 30 nm / Al 300 nm
RTA temp.	940°C
	890°C
	840°C

2. 실험 내용

실험에 사용한 SiC 웨이퍼는 $0.03 \Omega \cdot \text{cm}$ 이하의 비저항을 갖는 n형 SiC 기판 위에 약 $4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ 의 도핑농도를 갖는 약 12 μm 의 n형 SiC 에피층이 성장되어 있는 상용제품이었다. 여기에 $4 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ 의 box형 농도분포와 약 600 nm의 접합 깊이를 갖도록 Al 이온을 주입한 후, Ar 분위기 (650 Torr)에서 1700°C, 30분 고온 열처리하여 Al을 활성화함으로써 p형 SiC 도핑영역을 형성하였다. 이후 SiC 웨이퍼를 RCA 세정법으로 세척하고, 절연 및 표면 보호를 위해 1150°C에서 건식산화 공정으로 약 20 nm의 산화막을 성장시켰다. lift-off 공정을 이용하여 Ni 30 nm / Al 300 nm 이중막을 패터닝함으로써 SiC 표면에 그림 1(a)와 같이 원형과 선형 transfer length method (TLM) 패턴을 형성하였으며, Ni/Al 금속막은 e-beam evaporator 장비에서 진공을 깨뜨리지 않고 연속적으로 증착하였다. 접촉저항 및 전류-전압 특성의 비교를 위하여 Al없이 Ni 50 nm 만을 증착한 기준 시편도 동일한 방법으로 준비하였다. 이어 840°C, 890°C, 940°C로 온도를 변화시키면서 200 mTorr의 Ar 분위기에서 90초간 급속열처리(Rapid thermal anneal : RTA)를 실시하여 오믹접촉을 형성하였다. 이상의 실험내용을 표 1에 요약하였다.

공정이 완료된 후, TLM 패턴의 간격에 대한 총저항값의 그래프로부터 선형회귀법(linear regression)으로 직선의 기울기와 X축, Y축 절편을 구하여 이로부터 일련의 계산을 거쳐 transfer length와 접촉비저항(specific contact resistance)을 추출하였다 [17]. TLM법으로 접촉비저항을 구하는 방법을 간

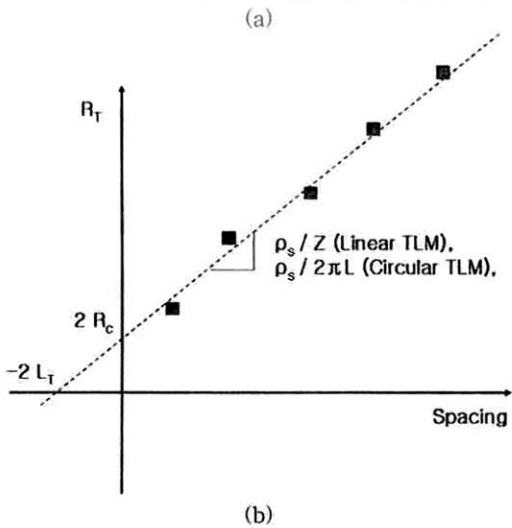
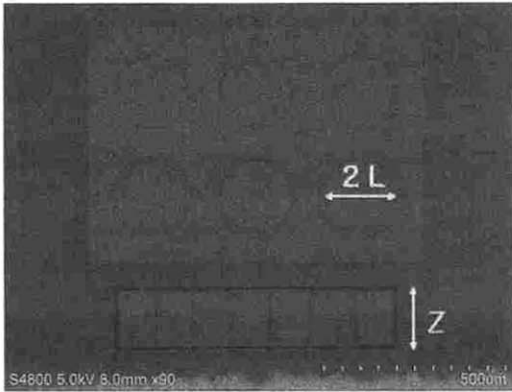


그림 1. (a) 접촉비저항 추출에 사용한 TLM 패턴의 SEM 사진, (b) TLM 패턴으로부터 접촉저항과 SiC 면저항을 추출하는 방법.

Fig. 1. (a) A SEM image of the TLM patterns used for extraction of the specific contact resistances, (b) illustration of the method for extraction of the SiC sheet resistance and the contact resistance from the total resistance-spacing graph.

략하게 설명하면, 그림 1(a)와 같이 전극의 간격에 변화를 준 원형 또는 선형 TLM 패턴을 형성하고, 전극 간격에 대한 총 저항값 R_T 를 구하여 그림 1(b)와 같이 그래프에 표시한다. 선형 TLM 패턴의 경우, 총 저항값 R_T 는 아래의 식 (1)과 같이 근사식으로 표시할 수 있으며, 그림 1(b)에 표시된 바와 같이 직선의 기울기와 x절편, y절편으로부터 SiC의 면저항 ρ_s 및 접촉비저항 ρ_c 를 구할 수 있다.

$$R_T \approx \frac{\rho_s}{Z} (d + 2L_T) \quad (1)$$

$$L_T = \sqrt{\frac{\rho_c}{\rho_s}} \quad (2)$$

- ρ_s : SiC의 면저항(sheet resistance)
- ρ_c : 접촉비저항 (specific contact resistance)
- d : 전극간격
- Z : TLM mesa width
- L_T : linear transfer length

이 때, 선형 TLM 패턴이 형성되는 부위는 mesa width Z와 전극의 폭이 일치하도록 사전에 건식식각 공정을 진행하여 통진방향과 통전면적을 제한하였다.

RTA 후 상분석(phase analysis)을 위하여 Cu K α 특성 X선을 이용하여 가속전압 40 kV, 전류 30 mA로 고정하고 X선 회절분석을 실시하였으며, 금속막과 SiC의 계면분석을 위해 단면 투과전자현미경(Transmission electron spectroscopy : TEM)과 in situ EDS 분석을 진행하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 2는 940°C에서 RTA 처리를 거친 Ni 접촉 및 Ni/Al 접촉의 전류-전압 특성을 보여주고 있다. Ni 접촉에 비해 Ni/Al 접촉의 전류-전압 특성의 선형성이 개선되었으며, 직선의 기울기로부터 오믹 접촉의 저항값도 또한 크게 감소한 것을 알 수 있다. 이것은 Al overlayer를 첨가하여 금속-SiC 접

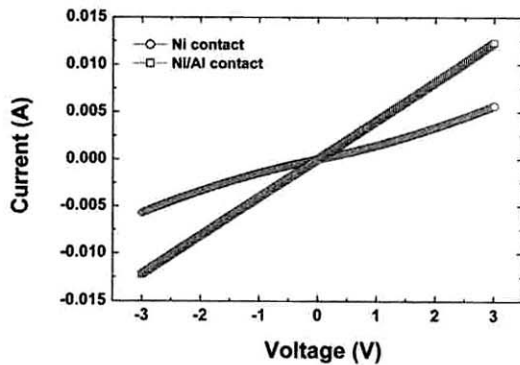


그림 2. Ni 및 Ni/Al 접촉의 전류-전압 특성.
Fig. 2. I-V characteristics of the Ni and Ni/Al contacts.

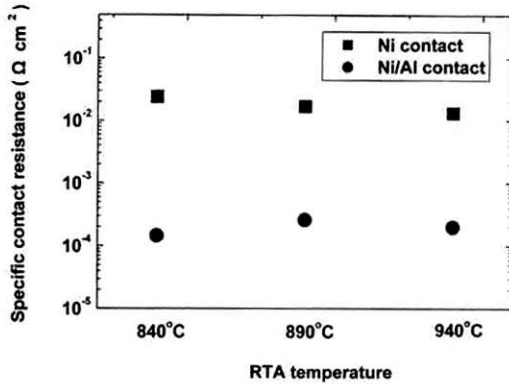


그림 3. RTA 온도에 대한 Ni 접촉 및 Ni/Al 접촉의 접촉비저항값의 변화.

Fig. 3. Specific contact resistances of the Ni and Ni/Al contacts vs. RTA temperature.

합의 오믹접촉 특성이 현저하게 개선되었음을 뜻한다. 이와 같은 현상은 RTA 처리의 실험온도범위인 840 ~ 940°C에서 일관되게 관찰되었다.

RTA 온도에 대한 Ni 접촉과 Ni/Al 접촉의 접촉비저항값의 변화를 그림 3에 나타냈다. 참고로 그림 3의 접촉비저항값은 Ni 접촉과 Ni/Al 접촉의 데이터를 집계하여 산포에 의한 영향을 최소화하기 위해 중간값(median)을 구하여 표시하였다. Ni 접촉의 접촉비저항값이 약 $\sim 2 \times 10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 임에 비해, Ni/Al 접촉의 접촉비저항값은 $\sim 2 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 로 약 1/100로 감소했음을 알 수 있다. RTA 온도에 대해 접촉비저항값의 변화는 의존성이 미약했으며, 특히 Ni/Al 접촉은 840 °C의 낮은 RTA 온도에도 불구하고 $\sim 1.5 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 로 우수한 전도성을 보였다. 이것은 최근 세계적으로 p-type 오믹접촉 물질로 많이 연구되고 있는 Ti/Al 시스템이 1000 °C 이상의 고온열처리를 요구함에 비해[3,12] 상대적으로 매우 낮은 온도에서 우수한 접촉비저항값을 보인 결과라고 할 수 있다.

이와 같이 접촉비저항이 낮아지는 원인을 파악하기 위해 각각의 시편에 대해 XRD 분석을 실시하였다. 그림 4는 Ni 접촉에 대한 XRD 스펙트럼이다. 증착된 Ni의 두께가 50 nm로 얇은 점을 고려하여, 박막으로부터의 검출신호를 극대화하기 위해 X선의 입사각을 2°로 낮추어 스펙트럼을 얻었다. 그림 4를 보면 Ni과 SiC의 반응으로부터 Ni₂Si, Ni₃Si 등 니켈 실리사이드가 형성되었음을 알 수 있다. 일반적으로, SiC에서 오믹접촉을 형성

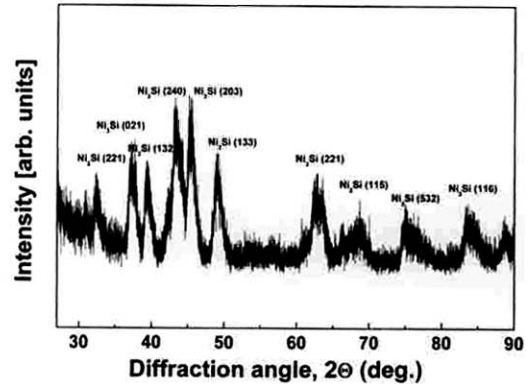


그림 4. 940°C에서 RTA 처리된 Ni 접촉에 대한 저각 XRD 스펙트럼.

Fig. 4. A low incidence-angle XRD spectrum for a 940°C-annealed Ni contact.

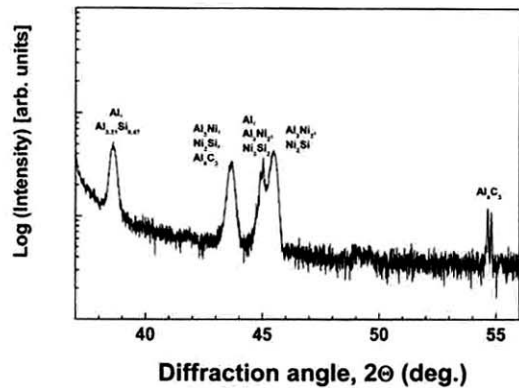


그림 5. 940°C에서 RTA 처리된 Ni/Al 접촉에 대한 XRD 스펙트럼.

Fig. 5. An XRD spectrum for a 940°C-annealed Ni/Al contact.

하기 위해서는 전극용 금속이 SiC에 대해 어느 정도의 반응성을 가져야 하는데, n형 SiC에서는 Ni만 사용해도 충분히 낮은 접촉비저항을 갖는 오믹접촉이 형성되며[3-6], 이 때 Ni₂Si 등의 니켈 실리사이드 상들이 관찰된다[5]. 이와는 대조적으로 그림 4의 결과는 p형 SiC에 대해서는 니켈 실리사이드 반응층 생성만으로는 충분히 우수한 전도성을 갖는 오믹접촉을 형성하기 어려움을 보여준다.

그림 5는 940°C에서 RTA 처리된 Ni/Al 시편에 대한 XRD 스펙트럼이다. Ni₂Si, Ni₃Si₂ 등의 니켈

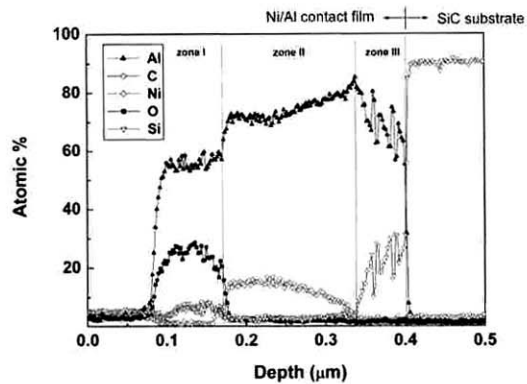
실리사이드 상들과 함께 Al_3Ni , Al_3Ni_2 , $Al_{3.21}Si_{0.47}$, 그리고 Al_4C_3 등의 화합물과 관련된 peak 들이 검출되었다.

깊이 방향에 대한 원소분포를 조사하기 위해, RTA 처리된 Ni/Al 시편의 단면 TEM 시편을 제작하고 in situ EDS를 이용하여 금속/SiC 계면분석을 시도하였다. 그림 6(a)는 890°C에서 RTA된 Ni/Al 오믹접촉 시편의 단면 TEM 사진이다. Al agglomeration에 의해 매우 거칠어진 표면형상을 관찰할 수 있다. 이 시편의 EDS 분석 결과는 그림 6(b)와 같으며, Ni/Al 금속막이었던 부분이 대략 3개의 zone으로 구분됨을 볼 수 있다. Ni/Al 금속막의 표면으로부터 약 100 nm 에 이르는 zone I에서는 Al이 산소에 의해 산화된 것으로 보인다. 이것은 본 실험에 사용한 RTA 장비의 base pressure가 수 mTorr 정도로 좋지 못한 점을 감안하면 RTA 진행 중에 용융된 Al이 chamber 안의 잔류산소에 의해 산화된 현상으로 여겨진다. 또한 zone I에는 SiC 기판으로부터 Ni/Al 금속막 표면 부근까지 확산한 Si와 C가 존재함을 볼 수 있다. zone II는 주로 Al과 Ni로 구성되어 있으며, XRD 분석에서 확인된 Al_3Ni 과 Al_3Ni_2 등의 금속간 화합물이 구성성분의 대부분을 차지하는 것으로 보인다. SiC 기판과 Ni/Al 금속막의 계면인 zone III은 Al과 Si이 주요 구성원소이며, Ni은 거의 관찰되지 않는다. 참고로, 본 실험에 사용한 EDS 장비의 특성상 탄소는 그림 6(b)에서 SiC 기판에서의 탄소 함량이 3~4 atomic %로 검출될 정도로 여타 원소들처럼 민감하게 검출되지 않는 한계가 있었다. 즉, 그림 6(b)의 결과로 보면, zone III는 Al과 Si이 주요 구성원소이며, C도 일부 포함되었을 가능성이 있다. 따라서 XRD 분석결과에서 검출된 $Al_{3.21}Si_{0.47}$ 이 zone III의 주요 구성물질인 것으로 판단되며, XRD 스펙트럼에서 검출된 Al_4C_3 도 zone III에 일부 존재할 것으로 생각된다.

이상의 결과로부터 Ni/Al 금속막을 증착하여 열처리했을 경우 SiC와 금속막의 계면에 Al과 Si으로 구성된 계면 반응층이 형성됨을 알았다. 이 계면 반응층의 정확한 역할을 규명하기 위해서는 추가적인 연구가 필요하며, 현재로서는 Ni/Al 오믹접촉의 형성 원인을 다음에 열거한 가설들 중 하나일 것으로 예상하고 있다. 먼저 생각해 볼 수 있는 가능성은, 계면 반응층이 작은 밴드갭을 가지고 있어서 p형 SiC과 접촉 형성시 기존의 타 금속재료를 사용했을 때에 비해 낮은 쇼트키 장벽을 형성할 경우이다. 실제로, p형 오믹접촉의 전극재료로



(a)



(b)

그림 6. (a) 890°C에서 RTA 처리된 Ni/Al 오믹접촉 시편의 단면 TEM 사진, (b) 890°C에서 RTA 처리된 Ni/Al 시편의 EDS 분석결과.

Fig. 6. (a) A cross-section TEM image, and (b) an EDS result of the 890°C-annealed Ni/Al ohmic contact specimen

최근 많이 연구되고 있는 Al-Ti 조합의 경우, 계면에 형성되는 Ti_3SiC_2 가 이와 같은 역할을 하는 계면층으로 유력시되고 있다[12]. 그러나 $Al_{3.21}Si_{0.47}$ 의 경우 본 연구팀이 파악하고 있는 범위 안에서는 전기적 특성에 대해 아직 보고된 바가 없어 이에 대해 결론을 내리기 어렵다. 또한 Al_4C_3 는 SiC와 Al의 반응에 의해 Al/SiC 계면에 형성되는 열역학적으로 안정한 물질이라는 사실이 알려져 있으나[18-20], 밴드갭이 약 3 eV에 이르러 낮은 저

항의 오믹접촉에 적합한 물성을 갖고 있는지 의문점이 남아 있다[21]. 두 번째는 Al 첨가에 의해 계면 부근의 SiC 내부의 유효 도핑농도가 증가하여 쇼트키 장벽 터널링이 촉진됨으로써 접촉비저항이 낮아질 가능성이 있다. 이와 관련하여 기존의 연구결과를 살펴보면, 1000°C 이상의 고온에서 SiC의 Si가 외부확산된다는 사실이 알려져 있으며[22], Si vacancy가 valence band로부터 약 0.45 eV 높은 에너지 준위를 갖는 일종의 acceptor 역할을 할 수 있다는 이론적 예측과[23] 실험적 입증 사례[24]도 보고된 바 있다. 실제로 본 연구에서도 그림 6(b)와 같이 Si이 SiC 외부로 확산되어 계면에 쌓여 있는 현상을 관찰하였으며, 이는 SiC 계면 부근에서의 vacancy 농도의 증가 가능성을 간접적으로 입증한다. 마지막으로, Al이 금속막/p-SiC 계면에 격리(dopant segregation)되어 dipole을 형성함으로써 band bending이 일어나, 실질적인 쇼트키 장벽의 높이가 낮아질 가능성을 생각할 수 있다. 이것은 최근에 새로운 이슈가 되고 있는 실리콘 쇼트키 장벽 MOSFET (SB-MOSFET) 제작시 source/drain으로 사용되는 금속의 쇼트키 장벽을 낮추기 위해 실제로 사용하는 방법이며[25-27], 최근의 연구결과[27]에 의하면 p-Si에 NiSi 접촉 형성시 Al을 이온주입하여 NiSi/p-Si 계면에 격리함으로써 쇼트키 장벽의 높이를 원래의 0.4 eV에서 0.12 eV까지 낮추는데 성공하였다. 이 메카니즘은 p-SiC에도 충분히 적용할 수 있는 원리이며, Al 첨가에 의해 접촉비저항이 현저하게 개선되는 원인을 설명해 줄 수 있는 유력한 가설 중의 하나로 생각된다.

4. 결론

Al 이온주입된 p형 4H-SiC에 Ni, Ni/Al을 접촉 금속으로 사용하여 온도를 달리하며 RTA를 실시한 후 I-V 특성을 조사하였다. Ni/Al을 전극용 금속으로 사용한 경우 Ni 접촉에 비해 I-V 특성의 선형성이 개선되었으며, 접촉비저항이 약 2 order 감소하였다. 또한 840°C의 낮은 온도에서 RTA 처리 후에도 $\sim 1.5 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 로 전기전도성이 우수한 Ni/Al 오믹접촉이 형성됨을 확인하였다. 이와 같이 Al overlayer 첨가에 의해 접촉비저항이 크게 낮아지는 원인을 규명하기 위해 XRD, EDS 등의 분석을 실시하였다. Ni/Al 접촉에서는 Si와 C의 외부확산에 의해 Al, Si, C의 계면 반응층이 금속막/SiC 계면에 형성되어 있음을 확인하였으며,

XRD 분석으로부터 이 계면층이 $\text{Al}_{3.21}\text{Si}_{0.47}$ 및 Al_4C_3 등으로 구성되어 있음을 알았다. 이상의 결과로부터 Al 첨가에 의해 접촉비저항이 개선되는 원인에 대해 추론 가능한 가설들을 제시하였으며, 향후 이를 규명하기 위한 실험이 진행될 예정이다.

감사의 글

본 논문은 지식경제부가 지원하는 기본사업인 "고밀도 전원 응용을 위한 SiC 수직구조 junction FET 소자 개발" 과제를 통해 개발된 결과임을 밝힙니다.

참고 문헌

- [1] B. J. Baliga, "Silicon carbide power devices", World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd., Singapore, p. 16, 2005.
- [2] S.-J. Kim, "Effect on metal guard ring in breakdown characteristics of SiC Schottky barrier diode", J. of KIEEME(in Korean), Vol. 18, No. 10, p. 877, 2005.
- [3] S. Tanimoto, N. Kiritani, M. Hoshi, and H. Okushi, "Ohmic contact structure and fabrication process applicable to practical SiC devices", Mater. Sci. Forum, Vol. 389-393, p. 879, 2002.
- [4] J. Crofton, P. G. McMullin, J. R. Williams, and M. J. Bozack, "High-temperature ohmic contact to n-type 6H-SiC using nickel", J. Appl. Phys., Vol. 77, p. 1317, 1995.
- [5] F. La Via, F. Roccaforte, A. Makhtari, V. Raineri, P. Musumeci, and L. Calcagno, "Structural and electrical characterization of titanium and nickel silicide contacts on silicon carbide", Microelectron. Eng., Vol. 60, p. 269, 2002.
- [6] L. G. Fursin, J. H. Zhao, and M. Weiner, "Nickel ohmic contacts to p- and n-type 4H-SiC", Electron. Lett., Vol. 37, p. 1092, 2001.
- [7] M. W. Cole and P. C. Joshi, in "Silicon carbide : materials, processing, and devices" (edited by Z. C. Feng and J. H. Zhao), Taylor & Francis, p. 252, 2004.
- [8] A. Hallén, R. Nipoti, S. E. Saddow, S. Rao,

- and B. G. Svensson, "Advances in selective doping of SiC via ion implantation", in : S.E. Saddow and A. Agarwal (Eds.), *Advances in silicon carbide processing and applications*, Artech House, Inc., Boston-London, 2004.
- [9] V. Heera, D. Panknin, and W. Skorupa, "P-type doping of SiC by high dose Al implantation - problems and progress", *Appl. Surf. Sci.*, Vol. 184, p. 307, 2001.
- [10] X. Wang, S. Soloviev, Y. Gao, G. Straty, T. Sudarshan, J. R. Williams, and J. Crofton, "Al/Ni and Al/Ti ohmic contact to P-type SiC diffused layer", *Mat. Res. Soc. Symp.*, Vol. 640, p. H5.19.1, 2001.
- [11] J. Y. Lin, S. E. Mohney, M. Smalley, J. Crofton, J. R. Williams, and T. Izaacs-Smith, "Engineering the Al-Ti/p-SiC ohmic contact for improved performance", *Mat. Res. Soc. Symp.*, Vol. 640, p. H7.3.1, 2001.
- [12] B. J. Johnson and M. A. Capano, "Mechanism of ohmic behavior of Al/Ti contacts to p-type 4H-SiC after annealing", *J. Appl. Phys.*, Vol. 95, p. 5616, 2004.
- [13] M. Gao, S. Tsukimoto, S. H. Goss, S. P. Tumakha, T. Onishi, M. Murakami, and L. J. Brillson, "Role of interface layers and localized states in TiAl-based ohmic contacts to p-type 4H-SiC", *J. Electron. Mater.*, Vol. 36, p. 277, 2007.
- [14] R. Konishi, R. Yasukochi, O. Nakatsuka, Y. Koide, M. Moriyama, and M. Murakami, "Development of Ni/Al and Ni/Ti/Al ohmic contact materials for p-type 4H-SiC", *Mat. Sci. Eng. B*, Vol. 98, p. 286, 2003.
- [15] H. Vang, M. Lazar, P. Brosselard, C. Raynaud, P. Cremillieu, J.-L. Leclercq, J.-M. Bluet, S. Scharnholz, and D. Planson, "Ni-Al ohmic contact to p-type 4H-SiC", *Superlattices and Microstructures*, Vol. 40, p. 626, 2006.
- [16] S.-J. Joo, J. Y. Song, I.-H. Kang, W. Bahng, S. C. Kim, and N.-K. Kim, "Electrical characteristics of Ni/Ti/Al ohmic contacts to Al-implanted p-type 4H-SiC", *J. of KIEEME(in Korean)*, Vol. 21, No. 11, p. 968, 2008.
- [17] D. K. Schroder, "Semiconductor material and device characterization (2nd edition)", John Wiley & Sons, Inc., p. 154, 1998.
- [18] V. M. Bermudez, "Auger and electron energy-loss study of the Al/SiC interface", *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 42, p. 70, 1983.
- [19] K. Yasuda, T. Hayakawa, and M. Saji, "Annealing effects of Al/n-type 6H SiC rectifying contacts", *IEEE Trans. Electron Dev.*, Vol. ED-34, p. 2002, 1987.
- [20] J. C. Viala, P. Fortier, and J. Bouix, "Stable and metastable phase equilibria in the chemical interaction between aluminum and silicon carbide", *J. Mater. Sci.*, Vol. 25, p. 1842, 1990.
- [21] W. King and R. Dorward, "Electrical resistivity of aluminum carbide at 990-1240K", *J. Electrochem. Soc.*, Vol. 132, p. 388, 1985.
- [22] L. Muehlhoff, W. J. Choyke, M. J. Bozack, and John T. Yates, Jr., "Comparative electron spectroscopic studies of surface segregation on SiC(0001) and SiC(000-1)", *J. Appl. Phys.*, Vol. 60, p. 2842, 1986.
- [23] L. Wenchang, Z. Kaiming, and X. Xide, "An electronic structure study of single native defects in beta -SiC", *J. Phys. : Condens. Matter.*, Vol. 5, p. 891, 1993.
- [24] T. Wimbauer, B. Meyer, A. Hofstaetter, A. Scharmann, and H. Overhoff, "Negatively charged Si vacancy in 4H SiC: A comparison between theory and experiment", *Phys. Rev. B*, Vol. 56, p. 7384, 1997.
- [25] J. M. Larson and J. P. Snyder, "Overview and status of metal S/D schottky-barrier MOSFET technology", *IEEE Trans. Electron. Devices*, Vol. 53, p. 1048, 2006.
- [26] Z. Zhang, Z. Qiu, R. Liu, M. Östling, and S.-L. Zhang, "Schottky-barrier height tuning by means of ion implantation into preformed silicide films followed by drive-in anneal", *IEEE Electron Dev. Lett.*, Vol. 28, p. 565, 2007.
- [27] M. Sinha, E. F. Chor, and Y.-C. Yeo, "Tuning the schottky barrier height of nickel silicide on p-silicon by aluminum segregation", *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 92, p. 222114, 2008.