

W/InGaN Ohmic 접촉의 전기적 구조적 특성

김 한 기 · 성 태 연

광주과학기술원 신소재공학과

Electrical and Structure Properties of W Ohmic Contacts to In_{0.17}Ga_{0.83}N

Han-Ki Kim and Tae-Yeon Seong

Department of Materials Science and Engineering, Kwangju Institute of Science and Technology (K-JIST), Kwangju, 500-712

(1999년 5월 24일 받음, 1999년 8월 26일 최종수정본 받음)

초 록 Si이 도핑된 n-In_{0.17}Ga_{0.83}N ($1.63 \times 10^{19} \text{cm}^{-3}$)에 W를 이용하여 낮은 접촉저항을 갖는 Ohmic 접촉을 형성시켰다. 열처리 온도를 증가시키기에 따라 비접촉 저항이 낮아졌으며, 가장 낮은 비접촉 저항은 950°C의 질소분위기 하에서 90초간 열처리 해 줌으로써 $2.75 \times 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$ 의 낮은 비접촉 저항값을 얻었다. 열처리 온도증가에 따른 In_{0.17}Ga_{0.83}N와 W의 계면반응과 W의 표면은 XRD와 SEM을 이용하여 분석하였다. XRD 분석을 통하여 W과 In_{0.17}Ga_{0.83}N이 반응하여 계면에 β -W₂N 상을 형성시킴을 확인할 수 있었다. SEM 분석결과 W표면은 850°C의 높은 열처리온도에서도 안정한 상태를 유지하였다. W과 InGaN의 Ohmic 접촉에 있어 비접촉 저항은 열처리 온도를 증가시키기에 따라 낮아지게 되는 온도 의존성을 갖는데 이에 대한 가능한 기구를 제시하였다.

Abstract Low resistance ohmic contacts to the Si-doped In_{0.17}Ga_{0.83}N ($\sim 10^{19} \text{cm}^{-3}$) were obtained using the W metallization schemes. Specific contact resistance decreased with increasing annealing temperature. The lowest resistance is obtained after a nitrogen ambient annealing at 950°C for 90 s, which results in a specific contact resistance of $2.75 \times 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$. Interfacial reactions and surface are analyzed using x-ray diffraction and scanning electron microscopy (SEM). The X-ray diffraction results show that the reactions between the W film and the In_{0.17}Ga_{0.83}N produce a β -W₂N phase at the interface. The SEM result shows that the morphology of the contacts is stable up to a temperature as high as 850°C. Possible mechanisms are proposed to describe the annealing temperature dependence of the specific contact resistance.

1. 서 론

III-V 질화물 반도체 (GaN, AlN, InN)와 그 합금인 InAlGaN는 직접 천이형 밴드구조를 갖는 화합물 반도체로서 상온에서 합금의 조성에 따라 1.9-6.2 eV의 넓은 밴드 갭 에너지를 갖는 물질이다. 따라서 이러한 물질들은 적색 영역에서 UV 영역에 이르는 LED¹⁾와 LD²⁾ 같은 단파장 발광 소자 뿐만 아니라 MODFET,³⁾ MESFET,⁴⁾ HEMT⁵⁾와 같은 전자소자 및 고온 전력소자로서 유망하다. 이러한 광전자 소자와 전자 소자의 성능 및 신뢰성을 향상시키기 위해선 고품위의 Ohmic 접합을 구현하는 것이 소자의 제작에 있어서 가장 기본적인 필수 요건이다. Ohmic 접합 특성이 좋지 않으면, 금속과 반도체 사이에 접촉 저항이 커지게 되고, 이로 인하여 carrier injection rate이 떨어지고, 계면에서의 열적 손실이 증가하게 되어 소자의 발광효율 및 양자 효율이 떨어지는 등, 전기적, 구조적, 광학적 특성에 매우 큰 손상을 주게 된다. 특히 In을 포함한 III-V 질화물 반도체의 경우, 고온 소자로서 사용되기 위해선 금속과 반도체간의 우수한 열적 안정성 및 낮은 접촉저항을 가지는 Ohmic 접합을 구현하는 것이 중요한 과제가 되어 오고 있

다. 초기에 Lin⁶⁾은 InN/GaN의 short period superlattice에 Ti/Al이중구조를 이용하여 Nonalloyed Ohmic 접촉을 형성하고 $6 \times 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$ 의 비접촉 저항을 보고하였다. 그 이후 Ren⁷⁾이 Ti/Pt/Au 삼중구조를 이용하여 InN에 Nonalloyed Ohmic 접촉을 형성하고 상온에서 $1.8 \times 10^{-7} \Omega \text{cm}^2$ 의 낮은 비접촉 저항을 보고 했으나, 열처리 온도가 증가함에 따라 접촉 특성이 퇴화되는 경향이 나타났다. 특히, 고온에서 In-N결합의 해리 현상에 의하여 금속의 표면상태가 거칠어지는 단점을 보고하였다. In을 기초로 한 질화물 반도체의 고온에서의 접촉 퇴화현상 때문에, 우수한 열적 안정성을 가지는 W이나 WSi와 같은 내화금속이 Ohmic 접촉에 사용되게 되었다. Durbha⁸⁾는 InGaN의 Ohmic 접촉에 있어 WSi₂를 처음으로 도입하여, 700°C의 열처리 온도에서 $1.48 \times 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$ 의 비접촉 저항과 WSi의 우수한 표면 안정성을 보고하였으나 보다 높은 열처리 온도에선 접촉 특성이 퇴화되었다. Ren⁹⁾ 역시 W, WSi₂, 등을 사용하여 InGaN에 Ohmic 접촉을 형성 하였는데, 상온에서 $2-4 \times 10^{-7} \Omega \text{cm}^2$ 의 낮은 비접촉 저항을 보고하였다. 그러나 이 역시 700°C 이상의 고온에서는 Ohmic 접촉 특성이 퇴화되는 경향을 나타내어, 고온에서 보다 안정한

Ohmic접촉에 대한 연구가 요구되고 있다. 또한 고온에서 일어나는 금속과 반도체간의 계면에서의 반응기구를 정확히 이해해야 보다 재현성 있고 신뢰성 있는 Ohmic 접촉을 구현할 수 있으므로 반응기구에 대한 이해가 절실히 필요하다.

본 연구에서는 Si이 도핑된 $n\text{-In}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{N}$ ($1.63 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$)에 W을 이용하여 낮은 비접촉 저항을 갖는 Ohmic 접촉을 형성시켰다. 본 연구에 쓰여진 $n\text{-In}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{N}$ 는 기존에 보고된 논문^{8,9}에 쓰인 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x \geq 0.65$)에 비해 적은 In 함량을 가지고 있어 더 넓은 밴드갭 에너지를 가짐에도 불구하고 더 낮은 비접촉 저항을 형성시켰다. 비접촉 저항 (specific contact resistance)은 TLM (Transmission Line Model) 방법에서 전류-전압 특성으로부터 구하였고, XRD와 SEM을 이용하여 금속과 반도체간의 계면반응 및 표면 상태를 분석하였다. 열처리 온도를 증가 시킴에 따라 더 낮은 비접촉 저항을 얻을 수 있었고, 금속의 표면 역시 850°C의 열처리 온도까지 안정한 상태를 유지하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 n형 $\text{In}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{N}$ 는 (0001) 면의 사파이어 위에 1 μm 두께의 도핑이 되지않은 GaN를 유기 금속 화학 증착법 (Emcore DGaN125TM)으로 성장시킨 후 이어서 Si을 도판트로 사용한 n형 $\text{In}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{N}$ 을 130nm의 두께로 성장시킨 것으로 전자의 농도는 $1.63 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$ 이다. InGaN의 표면은 trichloroethylene, acetone, methanol, DI water를 이용하여 각각 5분씩 초음파와 세척하였다. $\text{Cl}_2/\text{Ar}/\text{H}_2$ 를 이용하는 유도 결합 플라즈마 건식 식각 장치 (Oxford Plasma 100)를 이용하여 mesa 구조를 형성하였고, photolithography과 lift-off 공정을 통하여 transmission line method (TLM) 전극 구조를 형성하였다. 접촉 패드의 크기는 $100 \times 200\mu\text{m}^2$ 이고, TLM pad 사이 간격은 5, 10, 15, 20, 25, 35 μm 이다.

금속을 증착 하기 전에 InGaN 표면에 형성된 고유의 산화층을 제거하기 위하여 buffered oxide etch (BOE)에 30초 동안 담가 두었다. 60nm 두께의 W을 전자빔 기화장치 (PLS 500)를 이용하여 10^{-7}torr 의 압력하에서 증착한 후, 질소 분위기 하에서 RTA (Rapid Thermal Annealing)를 이용하여 500-950°C의 범위에서 90초 동안 열처리를 행하였다. Ohmic접촉의 전기적 특성은 I-V 측정기 (HP4155A)를 이용하였고 측정하였고, 이로부터 비접촉 저항을 계산하였다. 열처리에 따른 금속과 반도체간의 반응이 비접촉 저항에 미치는 영향을 관찰하기 위하여 XRD (HUBER Diffractometer 5020)를 이용하였고, 고온에서의 전극 금속의 표면상태를 관찰하기 위하여 SEM (JSM5800)을 사용하였다.

3. 결과 및 고찰

본 실험에서는 W/InGaN 간의 전기적, 구조적 Ohmic 접촉특성을 조사하였고, 열처리 온도에 따른 이들의 상관관계를 규명하고자 하였다. 그림 1은 InGaN 위에 형성된

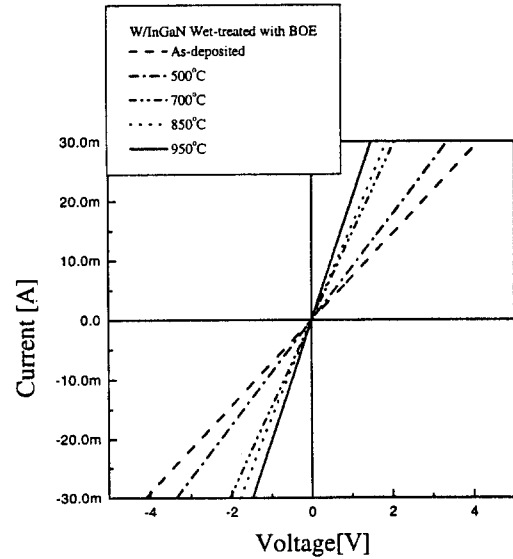


Fig. 1. The I-V characteristics of the W contacts on $n\text{-In}_{0.17}\text{Ga}_{0.83}\text{N}$ as a function of annealing temperature. An increase in annealing temperature leads to the improvement of the I-V characteristics.

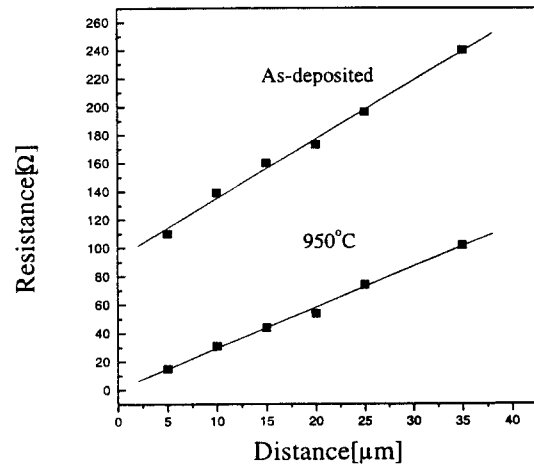


Fig. 2. Plot of resistance as a function of interspacing between the contact pads.

W 접촉의 열처리 온도 증가에 따른 I-V 특성을 보여준다. 이 결과를 보면 열처리 하지 않은 경우도 전형적이 Ohmic 특성을 나타내고 있다. 이는 InGaN층의 높은 농도 ($1.63 \times 10^{19}\text{cm}^{-3}$) 기인한 W과 InGaN 사이에 tunneling 효과 때문인 것으로 사료된다. RTA를 이용하여 열처리 온도를 상온에서 500°C, 700°C, 850°C, 950°C까지 각각 올려 90초 씩 열처리 했을 때 역시 Ohmic특성을 나타내고 있다. 또한 열처리 온도가 증가할수록 Ohmic 특성이 향상되는 것을 볼 수 있다.

그림 2는 TLM pattern의 간격에 따른 저항을 열처리 온도에 따라 플롯하여, Linear Fit Regression 방법에 의하여 Fitting 한 결과를 나타낸 것이다. TLM pattern의 간격에 따른 저항을 측정하여 비접촉 저항 (Specific contact resistance)을 계산하였고 그 식은 다음과 같다.

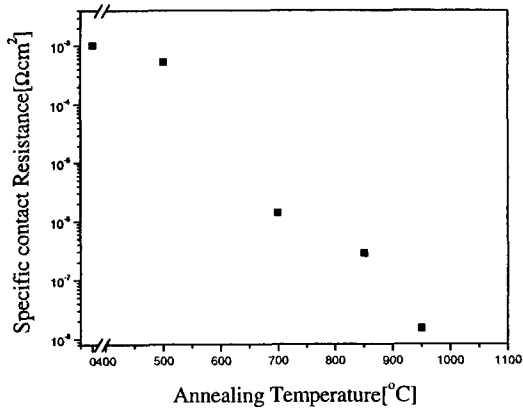


Fig. 3. Plot of the specific contact resistance of the W ohmic contacts on n-In_{0.17}Ga_{0.83}N vs. annealing temperature.

$$R(l) = 2R_c + (R_{sheet}l/w)$$

$$\rho_c = L_T^2 \times R_{sheet}$$

여기서, w : pad width, l : contact spacing, R_c : contact resistance, R_{sheet} : sheet resistance, ρ_c : specific

contact resistance, L_T : transfer length

열처리 하지 않은 TLM pattern의 경우 $1.03 \times 10^{-3} \Omega \text{cm}^2$ 의 비접촉 저항을 나타내었다. 그러나 열처리 온도가 증가함에 따라 비접촉 저항이 대폭 감소하게 되어, 950°C에서는 최저의 비접촉 저항 $2.75 \times 10^{-8} \Omega \text{cm}^2$ 을 얻었다. 열처리를 하지 않은 sample에 비해, 950°C에서 열처리한 sample의 sheet resistance가 감소함을 볼 수 있는데 아직 정확한 이유는 분명하지는 않지만 이는 열처리에 온도가 증가함에 따라 W과 InGaN사이에서 일어난 합금화 현상에 기인한 것으로 사료된다.

그림 3은 열처리 온도의 증가에 따른 비접촉 저항의 변화를 나타내고 있다. 온도가 증가함에 따라 비접촉 저항이 감소함을 알 수 있다. Ren⁹⁾이나 Vartuli¹⁰⁾ 등도 In_{0.65}Ga_{0.35}N에 W를 이용하여 Ohmic 접촉을 형성시켜 열처리 온도의 변화에 따라 $4 \times 10^{-7} - 6 \times 10^{-8} \Omega \text{cm}^2$ 범위의 비접촉 저항을 보고 했다. 표 1에서 기존의 여러 그룹에서 발표한 InGaN에 대한 비접촉 저항 값과 본 실험에서의 비접촉 저항을 비교하였다. 표 1에서 알 수 있듯이 본 실험에서 쓰여

Table 1. Summary of the InGaN specific contact resistance and annealing temperature.

	In mole fraction	Specific contact resistance	Annealing temperature
A. Durbaha et al. ⁸⁾	In _{0.5} Ga _{0.5} N	$1.48 \times 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$	800°C
F. Ren et al. ⁹⁾ C.B. Vartuli et al. ¹⁰⁾	In _{0.65} Ga _{0.35} N	$5 \times 10^{-8} \Omega \text{cm}^2$	600°C
This work	In _{0.17} Ga _{0.83} N	$2.75 \times 10^{-8} \Omega \text{cm}^2$	950°C

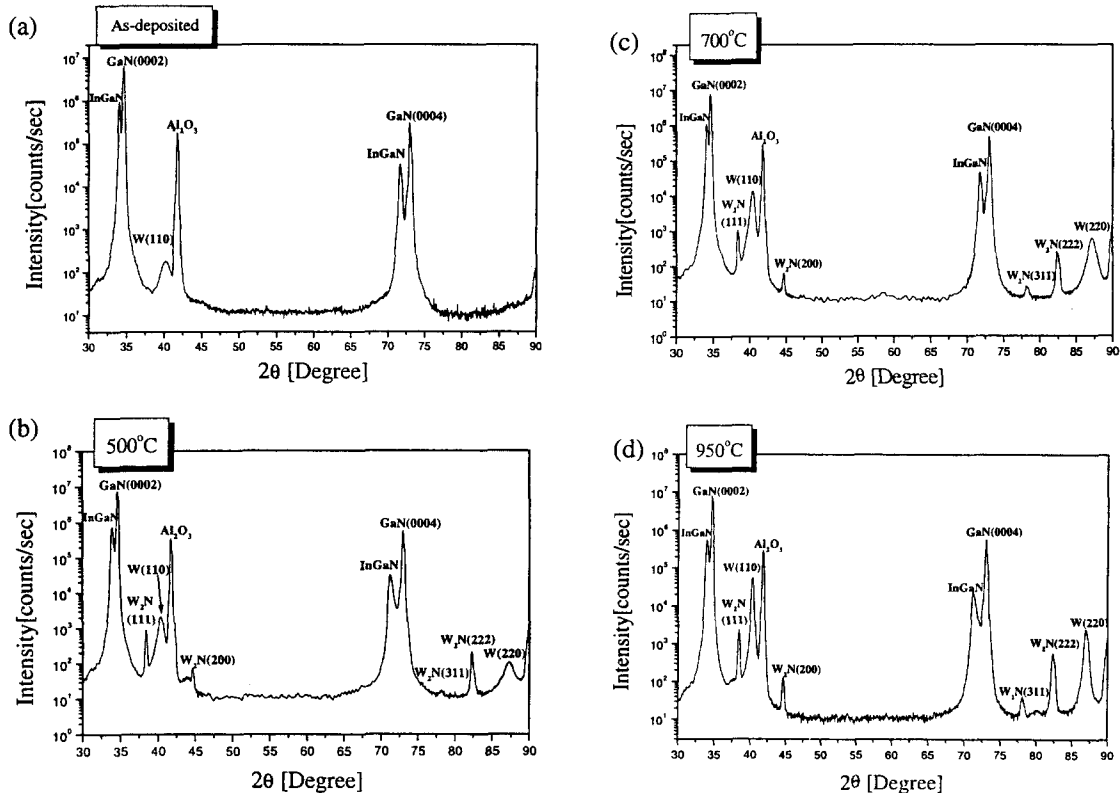


Fig. 4. X-ray diffraction data for the W/InGaN : (a) as-deposition, (b) annealed at 500°C, (c) annealed at 700°C, and (d) annealed at 950°C.

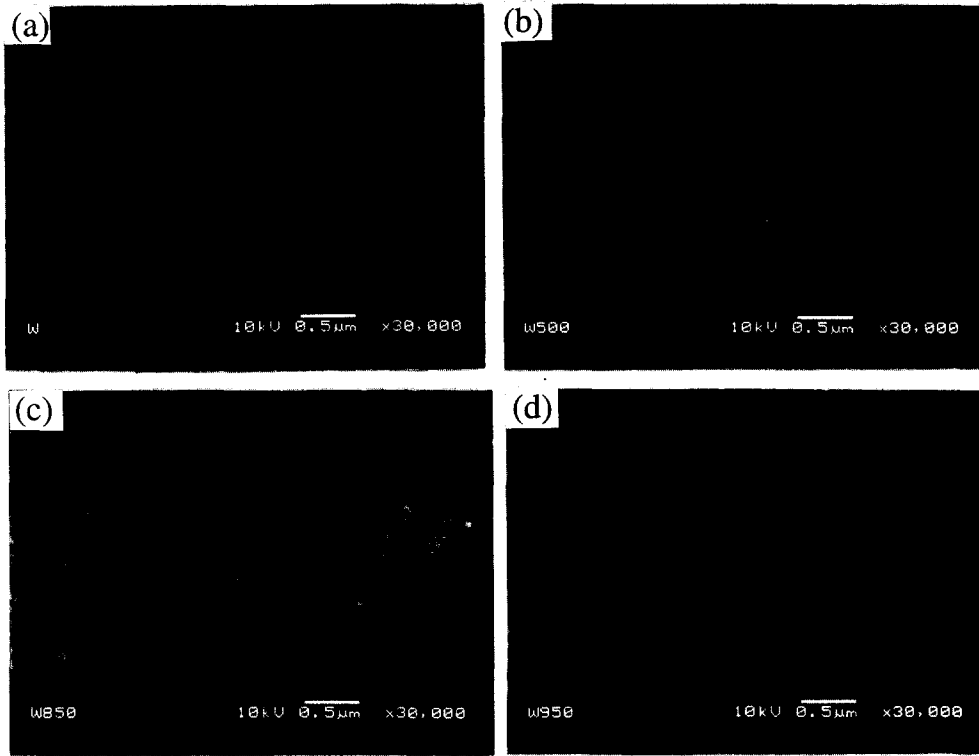


Fig. 5. SEM micrographs of the surface of W on n-In_{0.17}Ga_{0.83}N : (a) as-deposited, annealed at (b) 500°C, (c) 850°C, and (d) 950°C.

진 In_{0.17}Ga_{0.83}N는 Ren⁹⁾이나 Vartuli¹⁰⁾ 등이 보고 한 In_{0.65}Ga_{0.35}N보다 더 적은 In함량을 가져 보다 넓은 밴드갭 (~3eV)에도 불구하고, 더 낮은 비접촉 저항을 나타내었다. 이러한 이유는 열처리 온도의 차이로 볼 수 있다. Ren⁹⁾ 등이나 Durbha⁹⁾ 등은 각각 600°C와 800°C의 열처리 온도에서 가장 낮은 비접촉 저항을 얻었다. 본 연구에서는 이보다 더 높은 950°C에서 열처리 해줌으로써 Nitrogen의 outdiffusion양을 증가시켜 InGaN 표면에서의 effective carrier concentration을 한층 더 증가 시켰다. 이렇게 증가된 InGaN 표면의 carrier concentration에 의해 낮은 In의 양에도 불구하고 950°C의 고온 열처리를 낮은 비접촉 저항을 얻을 수 있는 것으로 사료된다. 또한 In 함량이 작기 때문에 고온에서 일어나는 In-N해리 현상이 적게 나타나 비교적 고온에서 안정한 Ohmic특성을 얻을 수 있었다. (이에 반해서 Ren⁹⁾이나 Vartuli¹⁰⁾ 등의 경우는 높은 In량으로 인해 고온에서 In-N의 해리현상이 용이할 것으로 사료되며 이 때문에 본 연구의 경우보다 더 낮은 열처리 온도에서 최저 비접촉 저항 값을 보이는 것으로 생각된다.) 열처리 온도의 증가에 따른 W/InGaN의 Ohmic 특성의 향상은 이미 여러 문헌에서 보고한 결과와 일치하며, 이는 계면에서 W과 InGaN간의 화학적 변화를 의미하나 아직까지 정확한 반응기구를 제시하지 못하고 있다.

그림 4는 계면에서의 W 과 InGaN간의 반응에 따른 새로운 상을 확인하기 위한 XRD결과이다. 그림 4(a)는 열처리를 하지않은 sample의 XRD결과를 나타낸다. 그림 4(a)에서는 각각의 W, InGaN, GaN, Al₂O₃ peak들이 나

타하는데, 이는W과 InGaN간에 반응이 일어나지 않았음을 나타낸다. 또한 W (110) peak이 넓게 나타나는데 이는 초기에 형성된 작은 W grain들의 크기에 기인한 것으로 생각된다. 그림 4(b)는 500°C에서 열처리를 한 sample의 XRD결과이다. 열처리 온도 증가에 따라 W과 InGaN간의 반응에 의해 새로운 상의 peak이 나타나게 되는데, 이는 cubic 구조를 가지는 β-W₂N상의 (111), (200), (311), (220) peak을 나타낸다. 그림 4(c)와 그림 4(d)에서 알 수 있듯이, 700°C와 950°C에서 열처리한 sample의 XRD 결과는 500°C에서 열처리한 sample과 비슷한 경향을 보여 주고 있다.

XRD결과를 비교해 보면 두 가지 특징을 알 수 있다. 첫째는 열처리 온도가 증가함에 따라 W peak들의 강도가 점진적으로 증가하며 peak의 FWHM은 감소한다는 사실이다. 이는 높은 열처리 온도에 의해 초기의 작은 grain들이 성장하여 재결정 및 결정 성장을 이루어 보다 향상된 결정성을 나타냄을 말해준다. 두 번째는 계면에 형성된 β-W₂N 상의 peak의 강도가 열처리 온도가 증가함에 따라 증가하며, β-W₂N(111)상의 rocking curve FWHM은 온도가 증가 함에 따라 4.9683(500°C)에서 3.644(950°C)로 감소한다는 사실이다. 이는 InGaN로부터 outdiffusion되는 nitrogen의 양이 열처리 온도의 증가에 따라 증가하여, 보다 많은 양의 nitrogen이 W과 반응함을 말해준다. 계면에 형성되는 β-W₂N의 양은 열처리 온도에 영향을 받기 때문에, 열처리 온도가 증가할수록 강한 β-W₂N peak의 강도가 나타난다. 또한 고온에선 열역학적으로 계면 에너지

를 줄이기 위해 β - W_2N grain의 정렬이 일어나기 때문에 보다 향상된 결정성을 가진 β - W_2N 가 계면에 형성되어 peak의 강도를 증가 시킨다고 여겨진다. 열처리 온도 증가에 따른 rocking curve의 FWHM의 감소는 계면에 형성된 β - W_2N 상의 mosaicity가 온도 증가에 따라 정렬이 일어나기 때문인 것으로 생각된다. 그러나 계면에 형성된 β - W_2N 상은 1000°C 이상의 온도에선 불안정하여 grain이 불규칙해 진다고 보고 되고 있다.¹¹⁾

상온과 500°C-950°C 범위의 열처리 온도에서 sample의 표면 상태를 알아보기 위하여 SEM을 사용하였다. 그림 5에서 알 수 있듯이 500°C와 850°C에서 열처리한 W의 표면은 열처리 하지않은 W sample과 거의 비슷한 표면 상태를 나타내고 있다. 이와 같은 고온에서의 표면의 안정성은 고온 응용을 위한 반도체 소자에 있어 필수적인 요소이다. 그러나 열처리 온도를 950°C로 올리면 박막의 agglomeration현상에 기인해 표면 퇴화 때문에 표면이 거칠어지게 된다.

비접촉 저항의 열처리 온도 의존성에 대한 반응기구는 다음과 같이 설명할 수 있다. XRD 결과로부터 알 수 있듯이 열처리 온도가 증가함에 따라, InGaN로부터 outdiffusion되는 nitrogen에 의해 계면 β - W_2N 상이 형성되고, 더 높은 열처리 온도에선 β - W_2N grain의 성장과 정렬이 일어나서 결정성을 향상시킨다. InGaN로부터 outdiffusion한 nitrogen은 InGaN의 표면에 nitrogen 공공을 형성시키고, 온도가 증가할수록 보다 많은 양의 nitrogen의 outdiffusion에 의해 InGaN 표면에 많은 양의 nitrogen 공공이 축적되게 된다. 이와 같은 nitrogen 공공은 InGaN의 전도에 있어 도우너 역할을 한다고 Binari¹²⁾와 Cole¹¹⁾ 등이 보고하고 있다. 따라서 nitrogen 공공의 축적에 의해 증가된 표면의 carrier 농도는 InGaN와 W의 접합에 있어 tunneling효과를 증가시켜 I-V특성을 향상시키게 된다. 또한 열처리 온도의 증가에 따라 계면에 광범위하게 성장하는 β - W_2N 상이 W와 InGaN간의 면저항 및 비접촉 저항을 향상시키고 동시에 Ga와 In에 대한 확산 장벽(Diffusion barrier) 역할을 해줌으로써 높은 열처리 온도에서도 안정한 접촉을 유지시킨 것으로 사료된다. 다른 하나의 가능성은 접합의 면적과 관계가 있는 것으로 생각된다.¹³⁾ 열처리 온도가 증가하면서 계면의 β - W_2N 상이 보다 더 두텁게 지게 되는데, 이는 W와 InGaN간에 더욱 더 광범위한 계면반응이 일어났음을 말해준다. 이런 광범위한 계면반응은 InGaN와 W사이에 거친 계면을 유발시키고, 이로 인해 접합 면적이 늘어나게 된다. 마지막으로 또 다른 가능성으로, Cole¹¹⁾ 등의 보고에 의하면 다량의 nitrogen outdiffusion에 의해 Ga-rich인 전도성 층이 InGaN 표면에 형성되어 전기적 특성을 향상시킬 수 있고 한다. 이와 같은 전도성층은 carrier의 주입이 용이하게 만들어 더욱 향상된 I-V특성을 나타내게 한다.

따라서 열처리 온도의 증가에 따른 비접촉 저항의 감소는 표면에 증가한 carrier의 농도, 광범위한 계면반응에 의해 증가된 접합 면적, 혹은 Ga-rich인 전도성층에 형성에 기

인하거나 이들 현상이 복합적으로 나타나 접합의 전기적 특성에 영향을 주는 것으로 사료된다.

4. 결 론

Si이 도핑된 n-In_{0.17}Ga_{0.83}N(1.63×10¹⁹cm⁻³)에 W를 Ohmic접합 시켜 접합의 전기적, 구조적 특성을 연구하였다. Sample은 각각 nitrogen 분위기 하에서 RTA를 이용하여 500°C-950°C의 온도범위에서 90초 동안 열처리 하였다. 열처리 후 측정된 I-V특성에서 모든 sample이 완벽한 Ohmic 접촉 거동을 나타내었고, 비접촉 저항은 열처리 온도의 증가에 따라 감소하였다. 열처리를 하지 않았을 경우 1.03×10⁻³Ωm²의 비접촉 저항을 나타내었고 950°C에서 90초 동안 열처리를 해 줄 경우 대폭 감소하여 2.75×10⁻⁸Ωcm²의 비접촉 저항을 나타내었다. XRD 분석결과 500°C 이상의 열처리 온도에서 β - W_2N 상이 W와 InGaN사이의 계면에 형성되어 W 접합이 낮은 비접촉 저항을 갖는데 중요한 역할을 한다는 것을 발견하였다. 열처리 온도가 증가함에 더 많은 Nitrogen이 outdiffusion하여 광범위하게 β - W_2N 상을 형성시키고 이로 인하여 InGaN 표면에 effective carrier 농도를 증가시켜 낮은 비접촉 저항을 유발하였다. 850°C의 높은 열처리 온도에서도 안정한 표면을 갖은 Ohmic접합을 내식 금속인 W를 이용하여 구현하였다. 또한 비접촉 저항의 열처리 온도에 대한 의존성을 설명할 수 있는 기구를 제시 하였다.

감사의 글

본 연구는 학술진흥재단 (과제번호 : KRF-98-016-E00073)의 과학기술 기초연구지원에 의해 이루어 졌으며 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

1. S. Nakamura, M. Senoh, N. Iwasa, and S. Nagahama, *Jpn. J. Appl. Phys. Part 2* **34**, L797 (1995).
2. S. Nakamura, M. Senoh, N. Iwasa, T. Yamada, T. Matushita, H. Kiyoku, and Y. Sugi-moto, *Jpn. J. Appl. Phys. Part 2* **35**, L217 (1996).
3. M. Asif Khan, A.R. Bhattarai, J.N. Kuznia, and D. T. Olson, *Appl. Phys. Lett.* **63**, 1214 (1993).
4. M. Asif Khan, J.N. Kuznia, A.R. Bhattarai, and D. T. Olson, *Appl. Phys. Lett.* **62**, 1786 (1993).
5. M. Asif Khan, J.N. Kuznia, D.T. Olson, J.M. Van Hove, M. Blasingame, and L. F. Reitz, *Appl. Phys. Lett.* **60**, 2917 (1993).
6. M.E. Lin, F.Y. Huang, and H. Morkoc, *Appl. Phys. Lett.* **64**, 2557 (1994).
7. F. Ren, C.R. Abernathy, S.J. Rearton, and P.W. Wisk, *Appl. Phys. Lett.* **64**, 1508 (1994).
8. A. Durbha, S.J. Rearton, C.R. Abernathy, J.W. Lee, P.H. Holloway, and F. Ren, *J. Vac. Sci. Technol. B*

- 14, 2582 (1996).
9. F. Ren, C.B. Vartuli, S.J. Pearton, C.R. Abernathy, S.M. Donovan, J.D. MacKenzie, R.J. Shul, J.C. Zolper, M.L. Lovejoy, A.G. Baca, H. Hagerott-Crawford, and K.A. Jones, *J. Vac. Sci. Technol. A* **15**, 802 (1997).
 10. C.B. Vartuli, S.J. Pearton, C.R. Abernathy, J.D. MacKenzie, R.J. Shul, J.C. Zolper, M.L. Lovejoy, A. G. Baca, and M. Hagerott-Crawford, *J. Vac. Sci. Technol. B* **14**, 3520 (1996).
 11. M.W. Cole, D.W. Eckart, W.Y. Han, R.L. Pfeffer, T. Monahan, F. Ren, C. Yuan, R.A. Stall, S.J. Pearton, Y. Li, and Y. Lu, *J. Appl. Phys.* **80**, 278 (1996).
 12. S.C. Binari, L.B. Rowland, W. Kruppa, G. Kelner, K. Doverspike, and D.K. Gaskill, *Electron. Lett.* **30**, 1248 (1994).
 13. J-S Jang, I-S Chang, H-K Kim, T-Y Seong, S Lee and S-J Park, *Appl. Phys. Lett.*, **74**, (1999) 70.