

High Electron Mobility Transistor 소자의 고 내열성 오믹 접합에 관한 연구

김 영 중 · 김 형 준
홍익대학교 금속·재료과

Thermally Stable Ohmic Contacts for High Electron Mobility Transistors

Young-Jung Kim and Hyoung-June Kim

Dept. of Metallurgy and Materials Science, Hongik University, Seoul 121-791

(1996년 4월 26일 받음, 1997년 3월 20일 최종수정본 받음)

초 록 AlGaAs/InGaAs/GaAs high electron mobility transistors(HEMT) 소자의 오믹 접합재료로 일반적으로 사용되고 있는 AuGeNi의 접합저항과 열적 안정성을 향상시키기 위한 새로운 접합재료에 대해 연구하였다. 이를 위해 sub/M₁/Au-Ge/M₂/Au의 구조에서 M₁을 Ni과 Pd, M₂를 Ni, Ti, Mo로 하였을 경우의 접합 재료에 대한 오믹 접합 특성의 변화를 조사하였다. 또한 일반 열처리와 램프 히터를 이용한 고속 열처리에 따른 오믹 특성을 조사하였다. M₁을 Ni에서 Pd으로 대체하였을 경우 접합 저항은 약간 증가하였으며 접합 특성의 개선은 관찰되지 않았다. M₂를 Ni에서 Ti이나 Mo로 대체하였을 경우, 접합 저항은 감소하였고 열적 안정성과 접합 형상은 현저히 개선되었다. 특히 Ni/Au-Ge/Mo/Au의 접합재료는 금속 열처리에 의해 ~0.1Ω-mm의 극히 낮은 접합 저항과 우수한 접합 형상을 갖는 것으로 조사되었다.

Abstract New ohmic contact materials have been investigated for improving the contact resistance and thermal stabilities of conventional AuGeNi contacts for the application of AlGaAs/InGaAs/GaAs high electron mobility transistors. On the base of sub/M₁/Au-Ge/M₂/Au structures, various M₁(=Pd, Ni) and M₂(=Ni, Ti, Mo) metals were selected, and their ohmic properties were compared. In addition, effects of rapid thermal annealing instead of furnace annealing on ohmic properties were investigated. Replacement of Ni with Pd for M₁ layer slightly increased contact resistance with little improvement of contact morphologies. When Ni was replaced by refractory Ti and Mo for M₂ layer, contact resistance was lowered and surface morphology was greatly improved. Especially, Ni/Au-Ge/Mo/Au contact structures showed very low contact resistance of ~0.1Ω-mm, and good surface morphology after rapid thermal annealing.

1. 서 론

최근 고주파 통신 소자의 구현하기 위해 빠른 구동 속도와 높은 전류 구동력, 낮은 잡음의 이점이 있는 high electron mobility transistors(HEMT)소자의 구조와 공정에 대한 활발한 연구가 진행되고 있다. 수십 GHz의 고주파에 대응하는 HEMT소자의 구현을 위해서는 0.1Ω-mm 미만의 낮은 접합저항과 열 안정성이 우수한 오믹 접합이 필요한 것으로 보고된다¹⁾. 특히 AlGaAs/InGaAs/GaAs의 HEMT구조의 경우 오믹 접합의 전류 통로는 넓은 금지대를 갖는 AlGaAs를 통과하여 하부의 채널 층과 연결되므로 다른 GaAs소자에 비해 낮은 접합저항을 얻기가 어려운 것으로 보고되고 있다²⁾. 일반적으로 사용되고 있는 AuGeNi의 경우 접합저항이 낮고 공정 재연성이 우수하나 열 안정성이 취약하여 오믹 형성 후의 열처리에 의해 접합저항이 증가하고 표면 형상이 열화되는 단점이 있다. 특히, 열처리 후의 접합 모서리의 흘러내림은 소스/게이트의 기생저항을 줄이기 위해 소스와 게이트의 간격을 줄이는데 어려움을 주

고 있다³⁾. 이러한 AuGeNi의 취약점을 해결하기 위해 접합 구조 및 열처리 방법을 개선하거나 AuGeNi을 비합금화 접합 재료로 대체하기 위한 활발한 연구가 진행되고 있다.

AuGeNi은 다양한 다층 구조가 보고되고 있으나 가장 일반적인 구조는 sub/Ni/Au-Ge/Ni/Au로 하부와 상부에 위치한 Ni은 접합 특성에 중요한 역할을 한다. 우선, 하부 Ni 층은 GaAs 기판과 반응하여 표면 산화층의 제거, Ni, GaAs의 형성에 의한 균일한 반응층 형성 등의 역할을 하는 것으로 알려져 있다³⁾. 그러나 과도한 열처리에서 Ni은 GaAs와 반응하여 NiAs을 형성하여 반응층의 침투거리가 불균일하게 증가하는 문제점이 있다⁴⁾. 불균일한 반응층의 기판 침투는 이중접합구조를 갖는 HEMT 구조에서 특히 문제가 된다⁵⁾. 상부의 Ni 층은 최상부의 Au 층이 GaAs로 확산되어 액상의 β-AuGa상을 형성하는 것을 막아주는 확산 방지막의 역할을 한다. Au-Ge의 이원계 합금은 공정 반응에 의해 낮은 용융 온도를 갖는 β-AuGa(T_m=375℃)과 β-AuGa(T_m=347℃)을 형성하며, 이러한 AuGa 상은 오믹 열처리(T_a=400~450℃)나 후 열처리에서 액상으로

n^+ -GaAs	500 Å
n-AlGaAs	300 Å
i-AlGaAs	30 Å
i-GaAs	20 Å
i-InGaAs	120 Å
i-GaAs	7400 Å
Substrate	

Fig. 1. A schematic diagram of substrate structure for HEMT devices

존재하여 급격한 접합 형상의 열화를 가져온다^{3,6)}. 따라서 Ni/Au-Ge/Ni/Au 오믹 접합재료의 열적 취약성을 개선하기 위해서는 상부의 확산 방지막 Ni을 다른 고용용점 금속으로 대체하는 것이 필요할 것으로 사료된다.

본 연구에서는 접합 특성과 열적 안정성을 향상시키기 위해 sub/ M_1 /Au-Ge/ M_2 /Au에서 M_1 과 M_2 를 기존의 Ni에서 다른 재료로 대체하고자 하였다. 우선 하부의 Ni을 Pd으로 대체하여 균일한 반응층과 작은 침투거리를 달성하고자 하였다. 최근 보고된 Pd/Ge의 연구에서 Pd은 매우 균일한 Pd_xGaAs를 형성하여 균일한 반응층을 형성하는 것으로 보고되었다⁷⁻⁹⁾. 또한 확산 방지막의 M_2 를 고용용점 금속인 Ti과 Mo로 대체하여 확산 방지막의 역할을 증대시키고자 하였다. 또한 접합의 열적 열화를 최소화하기 위해 일반 열처리로 대신에 램프 가열을 이용한 금속 열처리에 의한 효과도 조사하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서 사용된 기판 재료의 구조를 그림 1에 나타내었다. 기판은 semi-insulating GaAs wafer에 MOCVD로 성장된 AlGaAs/InGaAs/GaAs의 이중접합구조로 pseudomorphic HEMT소자에 일반적으로 사용되는 구조이다. 그림에서와 같이 낮은 접합저항을 위해 n-AlGaAs위에 heavy doping($\sim 10^{18}/\text{cm}^3$)된 n^- GaAs층을 표면에 성장

시켰다. 오믹 금속 다층막의 형성은 전자선 진공 증착기를 이용하여 하였다. 진공 증착은 Ti sublimation 펌프를 이용하여 초기 진공도를 2×10^{-7} Torr로 하였다. 본 연구에서 조사된 다층막의 종류와 두께를 표 1에 나타내었다. 모든 진공 증착용 금속은 99.999%의 순도를 사용하였으며, Au-Ge은 Au 88%, Ge 12%의 혼합 금속을 사용하였다.

접합 저항은 transmission line method(TLM)법을 이용하여 측정하였다. 이를 위해 p-HEMT 기판을 mesa 식각하여 semi-insulating GaAs 기판까지 식각하였다. 이러한 mesa 영역에 TLM 패턴을 형성하기 위해 금속 패드를 lift-off 방법에 의해 형성하였다. 금속 패드의 간격은 2, 4, 6, 8, 12 μm 이며 패드의 크기는 100 $\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$ 이다. Transfer contact resistance는 각 패드 간격에 따른 저항치의 외삽에 의해 구하였다. 정확한 저항치의 측정을 위해서는 I-V측정에서 탐침(probe tip)과 금속 접합간의 접합 저항의 제거가 필요하며, 이를 위해 4개의 탐침을 사용하여 측정하였다. 오믹 접합의 형성을 위해 증착된 시편을 일반 열처리와 고속 열처리를 이용하여 오믹 열처리하였다. 일반 열처리에서는 90% Ar+10% H₂의 분위기 하에서 열처리하였으며, 고속 열처리를 위해서는 할로젠 램프를 이용한 진공 고속 열처리를 사용하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 일반 열처리에 의한 접합 특성

열처리에 따른 접합저항의 변화를 조사하기 위해 분위기 열처리에서 90% Ar+10% H₂의 환원 분위기에서 3분간 열처리를 실시하였다. 각 접합금속에서 열처리에 따른 접합저항의 변화를 그림 2에 나타내었고, 최저의 접합저항을 갖는 열처리 온도와 접합 저항치를 표 2에 나타내었다. 표 2에서 보는 바와 같이 모든 접합은 400~450°C의 열처리에서 최저의 접합 저항치를 보였다. 이는 보고된 AuGeNi의 열처리 구간과 비슷하였다⁴⁾. 조사된 접합 재료의 접합 저항치는 0.1~0.27로 기존에 사용되는 Ni/Au-Ge/Ni/Au의 0.39 Ω -mm에 비해 낮은 값을 보였다.

하지층(M_1)의 영향

M_1 /Au-Ge/Mo/Au와 M_1 /AuGe/Ti/Au에서 하지층 M_2 가 Ni일 경우의 접합 저항은 각각 0.10 Ω -mm와 0.19 Ω -mm로 Pd의 0.27 Ω -mm과 0.22 Ω -mm에 비해 낮은 접합 저항치를 보이고 있다. Ni/Au-Ge/Ni/Au의 접합 반응에 관한 연구에서 하지층 Ni은 GaAs 표면의 산화층을 제

Table 1. Multilayer structures of ohmic contacts.

Layer thicknesses	Materials				
2000Å	Au	Au	Au	Au	Au
500Å	Ni	Ti	Mo	Ti	Mo
1000Å	Au-Ge	Au-Ge	Au-Ge	Au-Ge	Au-Ge
100Å	Ni	Pd	Pd	Ni	Ni

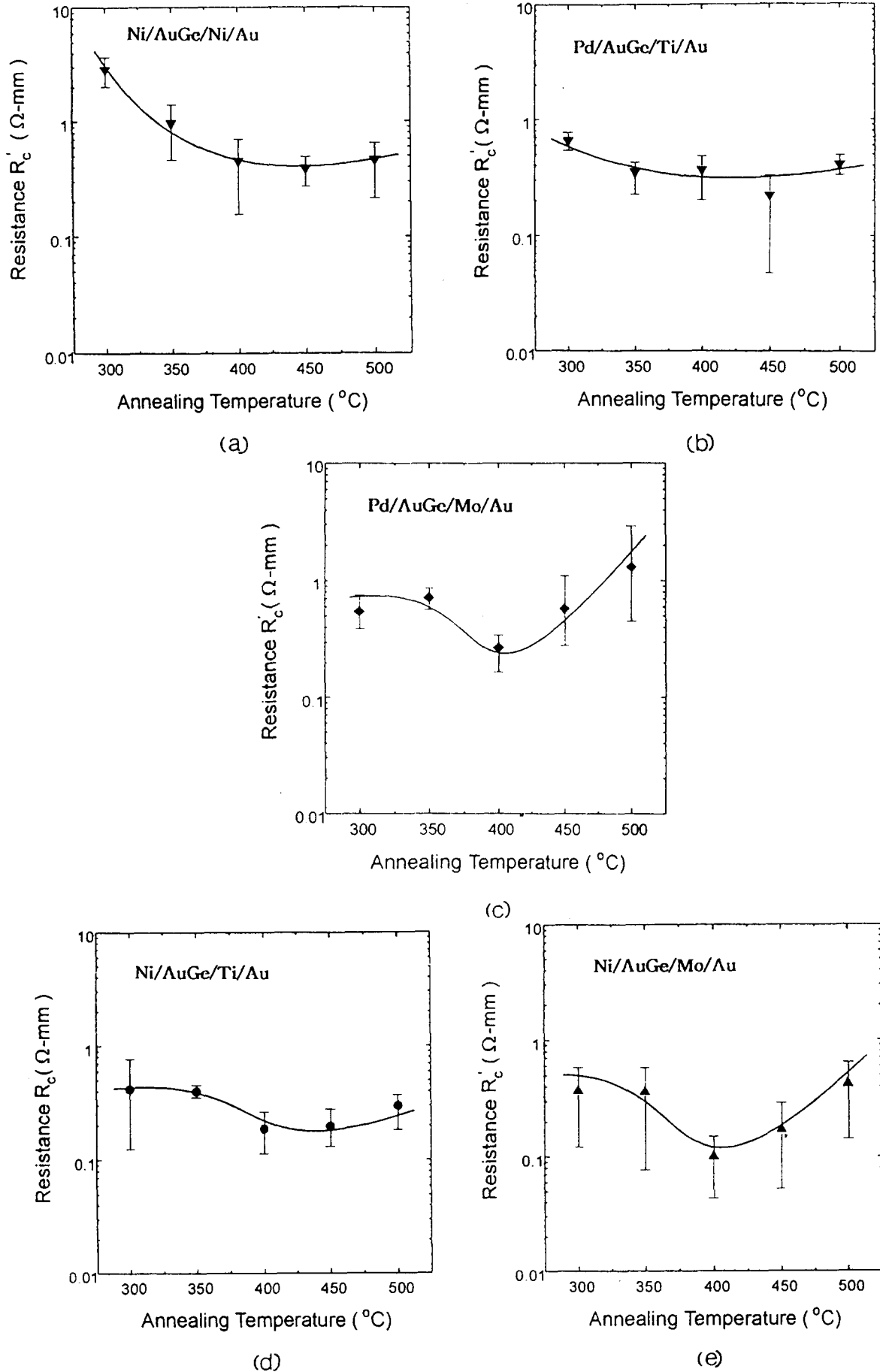


Fig. 2. Contact resistance plotted against alloying temperatures for a) Ni/Au-Ge/Ni/Au, b) Pd/Au-Ge/Ti/Au, c) Pd/Au-Ge/Mo/Au, d) Ni/Au-Ge/Ti/Au, and e) Ni/Au-Ge/Mo/Au

Table 2. The lowest contact resistances and alloying temperatures for various ohmic contacts

Contact structures	Alloying Temperatures(°C)	Average Lowest Transfer Contact Resistance(Ω -mm)
Ni/Au-Ge/Ni/Au	450	0.39
Pd/Au-Ge/Ti/Au	450	0.22
Pd/Au-Ge/Mo/Au	400	0.27
Ni/Au-Ge/Ti/Au	400	0.19
Ni/Au-Ge/Mo/Au	400	0.10

거하고 GaAs기판과 반응하여 400°C 이상에서 NiAs(Ge) 혹은 Ni₂GeAs의 계면 화합물을 형성하는 것으로 알려져 있으며, 이러한 상의 형성은 접합 저항을 낮추는 것으로 보고되고 있다^{3,10}. Pd과 GaAs의 반응은 주로 Pd/Ge의 접합구조에서 조사되었다^{7~9}. Pd은 GaAs기판과 반응하여 Pd_xGaAs의 계면 화합물을 형성하여 n형 dopant Ge이 Ga 위치에 치환되어 n⁻ doping되는 것을 돕는 것으로 보고된다⁷. 또한 Pd과 Ge은 반응하여 안정된 PdGe상을 형성하며, Pd/Ge접합에서 낮은 접합저항을 얻기 위해서는 PdGe상이 형성되고 잉여의 Ge이 GaAs 내로 확산되어야 하는 것으로 보고된다⁵. Pd이 Ni에 비해 상대적으로 높은 접합저항을 보이는 것은 안정된 PdGe의 형성으로 GaAs에 doping되는 잉여의 Ge의 양이 적기 때문인 것으로 예측되나 이에 대한 규명을 위해서는 좀 더 자세한 연구가 필요하다.

확산 방지층(M₂)의 영향

앞서 언급하였듯이 GaAs/M₁/Au-Ge/M₂/Au의 하층 M₁은 GaAs와의 반응을 통해 표면 산화층을 제거하고 적절한 화합물 생성에 의한 n⁻ doping효과를 주어 접합저항에 중요한 역할을 한다. 접합 저항에 영향을 주는 또 하나의 중요 변수는 AuGe과 Au사이에 존재하는 확산 방지층 M₂의 역할이다. 맨 상부층의 Au는 접합막의 면저항을 낮추고 상층 금속 배선의 via contact을 위해 필수적으로 사용되고 있다. 그러나 상부 Au층은 확산에 의해 Ga과 반응하여 350°C 이상에서 액상의 β-AuGa상(혹은 β-AuGa)을 형성한다³. 따라서 Au층의 확산이 과도하게 일어난 경우 급격한 접합의 열화를 가져오게 된다. Ni/Au-Ge/Ni/Au를 550°C에서 10분간 열처리하여 접합저항의 열화가 일어난 시편의 Auger depth profile을 그림 3에 나타내었다. 그림에서 보는 바와 같이 GaAs/Ni-Ge-As/Au-Ga의 분포를 보이고 있다. 이처럼 접합의 Au는 확산 현상에 의해 모두 최상부층으로 이동함을 알 수 있다. 또한 GaAs 계면은 접합금속과 반응하여 분해되고 분해된 As은 Ni과 반응하여 NiAsGe을 형성하고 분해된 Ga은 최상부층으로 이동하여 Au와 공존해 있는 것을 알 수 있다. 이 같은 결과는 많은 연구자에 의해 보고되었으며^{3,4} 상부층의 Au와 Ga은 액상의 β-AuGa상을 형성하는 것으로 보고된다. 따라서 열적으로 안정되고 낮은 접합저항을 얻기 위해

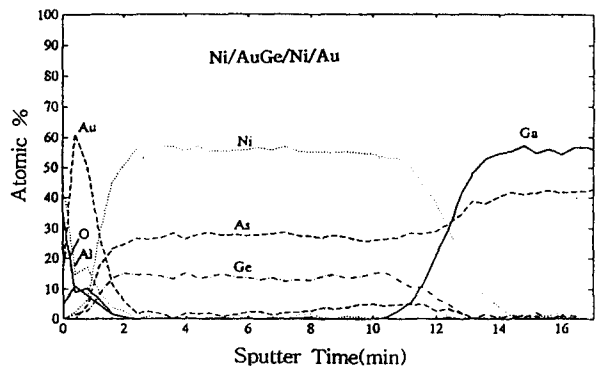


Fig. 3. Auger depth profile of Ni/Au-Ge/Ni/Au contacts after anneals at 550°C for 10 minutes

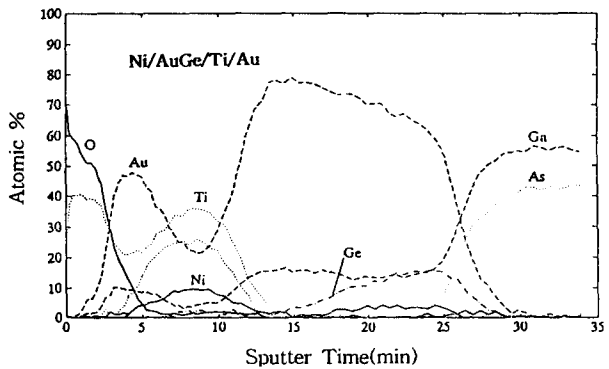


Fig. 4. Auger depth profile of Ni/Au-Ge/Ti/Au contacts after anneals at 550°C for 10 minutes

서는 M₂ 층이 상부의 Au가 GaAs와 상호확산하여 반응하는 것을 막아주는 확산 방지막의 역할을 하여야 할 것으로 생각된다.

전술한 바와 같이 M₂층을 Ni에서 Ti이나 Mo의 고용용점 금속으로 대체하였을 경우 0.19 Ω -mm와 0.10 Ω -mm의 낮은 접합저항을 얻을 수 있었다. 이는 Ti, Mo층의 Au와 Ga의 상호 확산을 막아주기 때문인 것으로 생각된다. 그러나 이 경우에도 열처리 온도가 400°C 이상에서 10분 이상 경과하는 경우 상부의 Au층은 Ti, Mo층을 통과하여 하부의 GaAs와 불균일 반응을 하는 것으로 나타났다. 그림 4는 Ni/Au-Ge/Ti/Au를 550°C에서 열처리하여 접합저항의 열화가 일어난 경우의 Auger depth profile이

다. 그림에서 보는 바와 같이 M_2 가 Ni인 경우(그림 3)에 비해 Ti은 Au의 확산을 어느 정도 막아주는 것으로 보인다. 열처리 후의 접합은 GaAs/Au-Ge-Ga/Ti-Ni-As/Au-Ga/Ti의 분포를 보인다. 이는 상당한 양의 상부 Au 층은 Ti을 통해 GaAs쪽으로 이동하며 AuGa을 형성하며, Ti은 상부층으로 확산되는 결과인 것으로 볼 수 있다. 또한 분해된 As는 Ni과 함께 Ti층으로 확산하여 화합물을 형성하는 것으로 보인다. 이러한 농도 분포로 볼 때, 낮은 접합 저항을 가져오는 NiAs(Ge)은 존재하지 않는 것으로 보인다.

접합의 표면형상

그림 5는 Ni/Au-Ge/ M_2 /Au에서 M_2 를 Ni, Ti, Mo로 하였을 때의 350°C에서의 표면 형상을 나타내는 광학 현미경 사진이다. Ni의 경우 표면은 뭉침(ball-up) 현상에 의해 표면이 극히 열화되었다. 이는 Auger의 분석에서처럼

상부 Au 층이 GaAs와 반응하여 액상의 β -AuGa를 형성하는데 기인하는 것으로 보인다. 반면에 Ti, Mo의 경우 표면 형상이 크게 개선됨을 알 수 있다. Ti의 경우, Ni에서와 같이 표면의 뭉침 현상은 관찰되었으나 그 정도는 감소하였다. Mo의 경우 접합 표면은 매우 평탄하였으며 뭉침 현상은 전혀 관찰되지 않았다. 이는 Ti, Mo의 확산 방지층에 의해 상부의 Au와 Ga의 반응에 의한 과도한 β -AuGa의 형성이 방지되기 때문인 것으로 생각되며, 이는 Auger 분석 결과와 일치한다.

그러나 Ti, Mo의 경우도 400~450°C 이상에서는 표면 형상의 열화가 관찰되었다. 그림 6은 500°C에서의 표면 사진이다. Ti의 경우(그림 6a), 뭉침 현상은 350°C에 비해 더욱 진행되지는 않았으나 표면이 상당히 산화되었다. 이는 Auger의 분석 결과(그림 4)에서와 같이 산소와의 반응성이 높은 Ti층이 표면으로 이동하여 열처리 중의 잔류 산소

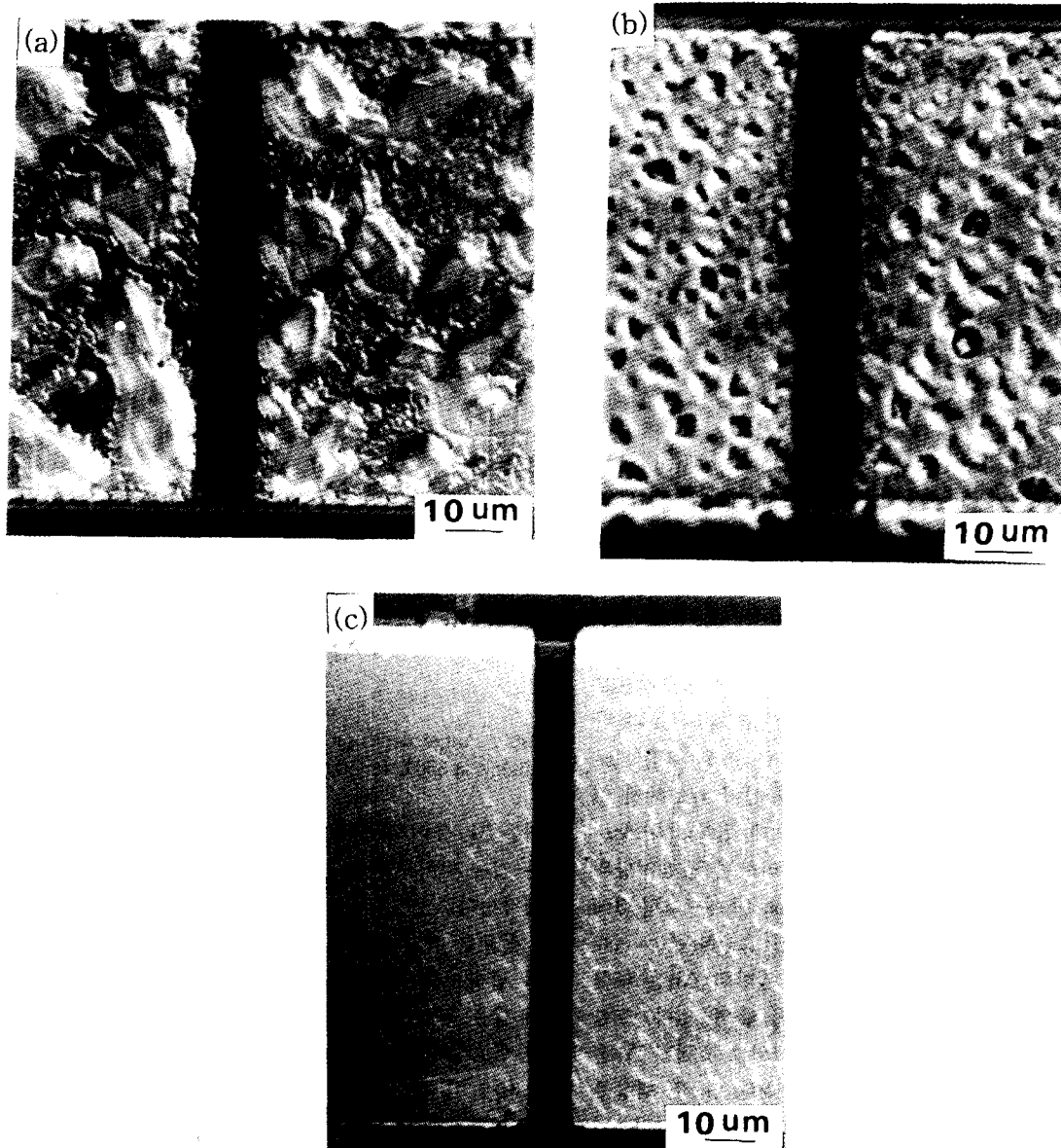


Fig. 5. Optical micrographs of contact morphology after anneals at 350°C for 3 mins for a) Ni/Au-Ge/Ni/Au, b) Ni/Au-Ge/Ti/Au, and c) Ni/Au-Ge/Mo/Au

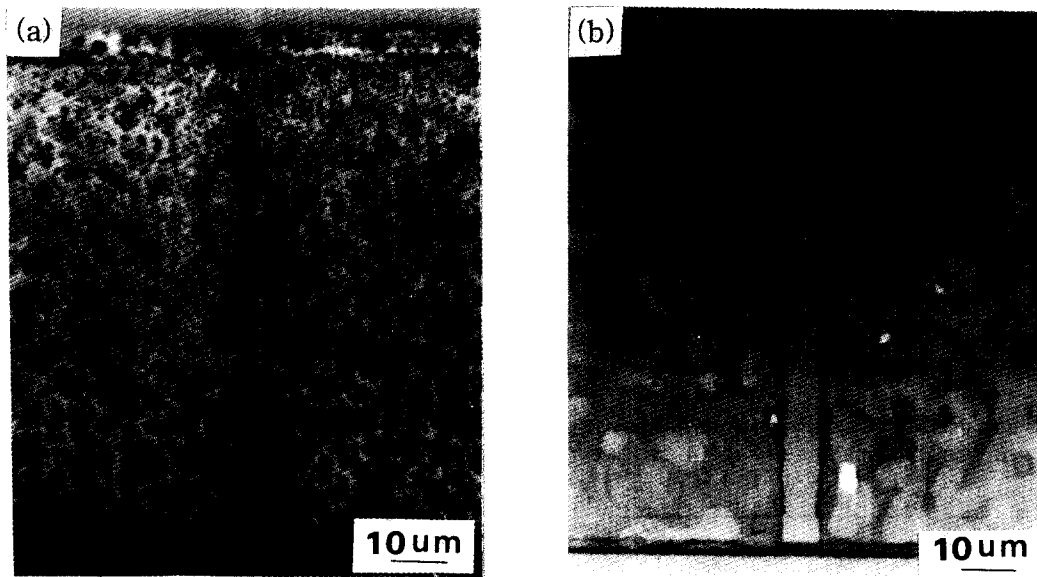


Fig. 6. Optical micrographs of contact morphology after anneals at 500°C for 10 mins for a) Ni/Au-Ge/Ti/Au and b) Ni/Au-Ge/Mo/Au

와 반응하여 Ti 산화물을 형성하기 때문인 것으로 보인다. Mo의 경우(그림 6b), 표면 산화는 관찰되지 않았으며 표면도 극히 평탄함을 유지하고 있다. 그러나 그림에서 보는 바와 같이 표면층 내부에는 뭉침 현상에 의한 불균일 반응층이 형성되어 있는 것을 알 수 있다. 이 시편의 Auger분석 결과 상당한 양의 상층부 Au가 Mo를 통과하여 GaAs쪽으로 이동하여 Au-Ga를 형성하였다. 따라서 상부의 Au/Mo층이 표면의 뭉침 현상을 방지해 주나 하부에서는 과도한 AuGa의 형성에 의해 뭉침이 일어나는 것을 알 수 있다. 상부의 Au/Mo 층을 스퍼터링한 후의 Auger의 분석에서 하부층에는 Au-Ga과 Ni-As-Ge 생성물이 형성되어 있는 것으로 조사되었다.

3.2 고속 열처리에 의한 접합특성

확산 방지막 M₂를 Ni에서 Ti이나 Mo로 대체하였을 경우 표면 형상의 열화는 감소되는 것으로 관찰되었다. 그러나 Ti, Mo의 경우도 일반 열처리에서는 최저의 접합 저항을 갖는 400~450°C의 열처리 온도에서 완전한 표면 형상의 유지는 어려운 것으로 조사되었다. 이는 일반 열처리의 3분 간의 열처리 과정에서 상부 Au층의 확산과 액상의 AuGa층의 형성이 불가피함을 보여준다. 이러한 문제점을 해결하기 위해 고속 열처리(rapid thermal annealing, RTA)를 이용하여 오믹 열처리를 시행하였다. 그림 7은 Ni/Au-Ge/Ti/Au와 Ni/Au-Ge/Mo/Au에 대해 RTA 방식에 의해 2~3 초간 고속 열처리한 후의 접합저항을 나타낸 것이다. M₂가 Ti과 Mo의 접합은 550°C에서 가장 낮은 접합저항을 보이며, 각각 0.25Ω-mm, 0.12Ω-mm의 낮은 접합 저항치를 보였다. Ti의 경우 500°C에서는 우수한 표면 형상을 보이나 550°C에서는 접합 형상의 열화가 관찰되었다. 반면에 Mo의 경우 550°C까지 극히 우수한 접합형상을 보이고 있다(그림 8). 따라서 Mo는 Ti에 비해 확산 방지막으로 우수한 특성을 보이는 것으로 사료된다.

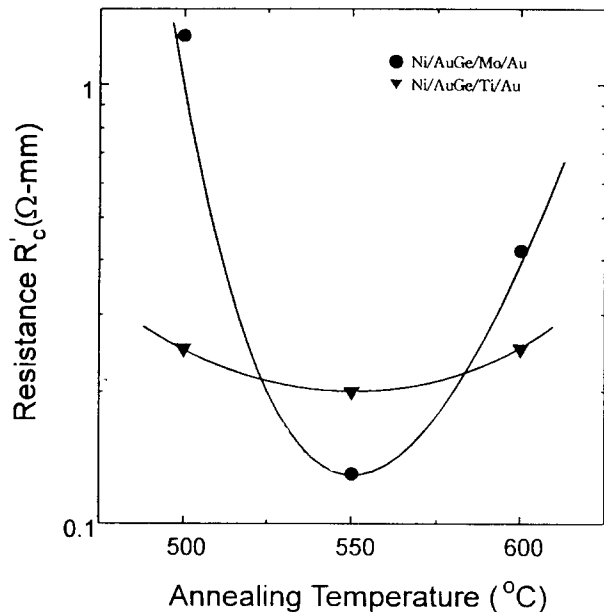


Fig. 7. Contact resistance plotted against alloying temperatures after rapid thermal anneals for 2 seconds ; a) Ni/Au-Ge/Ti/Au and b) Ni/Au-Ge/Mo/Au

가장 낮은 접합 저항치를 보이는 550°C의 열처리 후, Ti과 Mo에 대한 Auger분석을 그림 9에 나타내었다. 그림에서 보는 바와 같이 Ti과 Mo는 Au의 확산을 효율적으로 방지함을 알 수 있다. 그러나 Ti의 경우(그림 9a), 열처리 후의 접합은 GaAs/Ni-Ge/Au/Ge-Ni-Ti/Ti/Au의 분포도를 보인다. 이는 상당한 양의 Ti은 GaAs 쪽으로 확산되며, AuGe의 Ge은 상부의 Ti과 하부의 Ni 쪽으로 분산 확산되는 것을 나타낸다. 또한 GaAs에 접한 하부 Ni의 상당한 양이 Ti쪽으로 이동하여 Ti의 하부 계면에 편석되어 있는 것을 알 수 있다. 반면에 Mo의 경우(그림 9b), GaAs/Ni

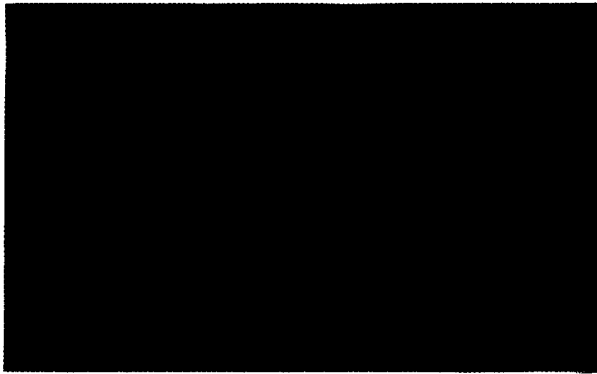


Fig. 8. Optical micrographs of contact morphology of Ni/Au-Ge/Mo/Au contacts after rapid thermal anneals at 550°C for 2 seconds.

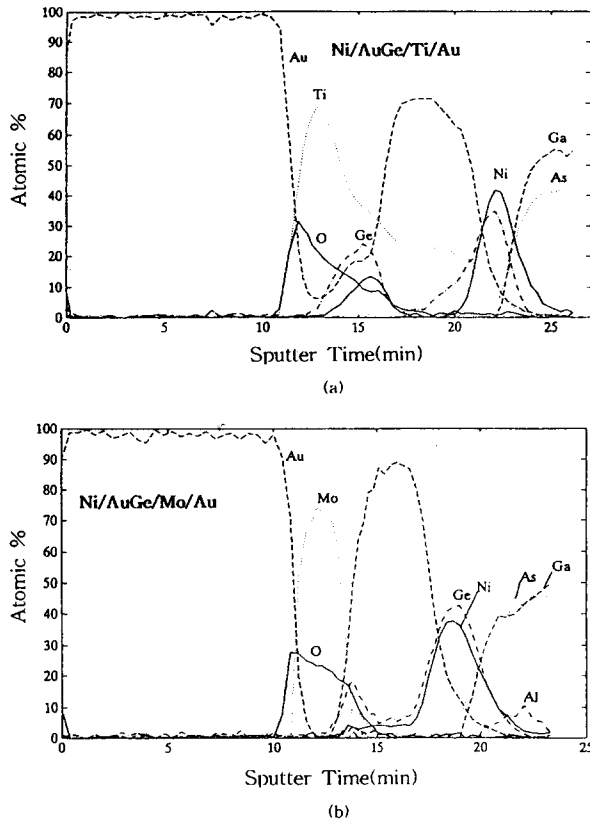


Fig. 9. Auger depth profile after rapid thermal anneals at 550°C for 2 seconds for a) Ni/Au-Ge/Ti/Au and b) Ni/Au-Ge/Mo/Au

-Ge/Au/Mo/Au의 극히 이상적인 접합 구조를 형성함을 알 수 있다. Mo은 완전한 확산 방지막의 역할을 하며 대부분의 Ge은 하부 Ni쪽으로 확산됨을 알 수 있다. 이러한 Auger의 분석 결과와 관련하여 Ti에 비해 낮은 Mo의 접합 저항은 Ge과 Ni이 GaAs 계면에 존재하여 균일한 n⁺ doping 효과를 가져오기 때문으로 사료된다. 또한 이 접합에서는 어떠한 AuGa의 생성도 관찰되지 않으며, 따라서

이 접합의 극히 우수한 표면 형상을 설명할 수 있다.

4. 결 론

본 연구에서는 HEMT 소자의 n⁺ GaAs에 보편적으로 사용하는 Ni/Au-Ge/Ni/Au의 열적 취약성을 개선하기 위해 Ni을 고용용접 금속으로 대체하는 M₁/Au-Ge/M₂/Au (M₁=Ni, Pd, M₂=Ti, Mo)의 접합재료를 연구하였다. M₁을 Ni에서 Pd으로 대체하였을 경우 접합 저항은 약간 증가하였으며 현저한 접합 특성의 개선은 관찰되지 않았다. Au의 확산 방지 역할을 하는 M₂를 Ni에서 Ti, Mo로 대체하였을 경우 접합 저항은 낮아지고 열적 안정성은 매우 향상되었다. 특히 Ni/Au-Ge/Mo/Au 접합은 ~0.1Ω-mm의 낮은 접합저항치와 우수한 표면 형상을 보이며, 따라서 HEMT 소자의 오믹 접합으로 유망할 것으로 사료된다.

감사의 글

본 연구는 1994년도 교육부 반도체 분야(과제번호 : ISRC-E-3055)의 연구비 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고 문헌

1. C.S. Wu, G.L. Lan, C.K. Pao, S.X. Bar, and M. Hu, Proceeding of Mat. Res. Soc. Symp. vol. 300, 41 (1993).
2. W.L. Jones and L.F. Eastman, IEEE Trans. Electron Dev. ED-33, 712 (1986).
3. Y.-C. Shih, M. Murakami, E.L. Wilkie, and A.C. Callegari, J. Appl. Phys. 62, 582 (1987).
4. M. Murakami, K.D. Childs, J.M. Baker, and A. Callegari, J. of Vac. Sci. Technol. B4, 903 (1986).
5. D.W. Langer, A. Ezis, and A.K. Rai, J. of Vac. Sci. Technol. B5, 1030 (1987).
6. T.C. Shen, G.B. Gao, and H. Morkoc, J. of Vac. Sci. Technol. B10, 2113 (1992).
7. E.D. Marshall, B. Zhang, L.C. Wang, P.F. Jiao, W. X. Chen, T. Sawada, S.S. Lau, K.L. Kavanagh, T.F. Kuech, J. Appl. Phys. 62, 942 (1987).
8. E.D. Marshall, L.S. Yu, S.S. Lau, T.F. Kuech, and K.L. Kavanagh, Appl. Phys. Lett. 54, 721 (1989).
9. J. Tsuchimoto, S. Shikata, and H. Hayashi, J. Appl. Phys. 69, 6556 (1991).
10. T.S. Kuan, P.E. Batson, T.N. Jackson, H. Rupprecht, and E.L. Wilkie, J. Appl. Phys. 54, 6952 (1983).