

Cu/Capping Layer/NiSi 접착의 상호확산

유정주 · 배규식[†]
수원대학교 전자재료공학과

Interdiffusion in Cu/Capping Layer/NiSi Contacts

Jung-Joo You and Kyoo-Sik Bae[†]

Department of Electronic Materials Engineering, The University of Suwon, Suwon, 445-743, Korea

(2007년 7월 12일 받음, 2007년 8월 30일 최종수정본 받음)

Abstract The interdiffusion characteristics of Cu-plug/Capping Layer/NiSi contacts were investigated. Capping layers were deposited on Ni/Si to form thermally-stable NiSi and then were utilized as diffusion barriers between Cu/NiSi contacts. Four different capping layers such as Ti, Ta, TiN, and TaN with varying thickness from 20 to 100 nm were employed. When Cu/NiSi contacts without barrier layers were furnace-annealed at 400°C for 40 min., Cu diffused to the NiSi layer and formed Cu₃Si, and thus the NiSi layer was dissociated. But for Cu/Capping Layers/NiSi, the Cu diffusion was completely suppressed for all cases. But Ni was found to diffuse into the Cu layer to form the Cu-Ni(30at.%) solid solution, regardless of material and thickness of capping layers. The source of Ni was attributed to the unreacted Ni after the silicidation heat-treatment, and the excess Ni generated by the transformation of Ni₂Si to NiSi during long furnace-annealing.

Key words Cu/capping layer/NiSi Contact, Ti(Ta, TiN, TaN), Thickness, Diffusion Barrier, NiSi Dissociation, Cu and Ni Diffusion.

1. 서 론

NiSi는 TiSi₂나 CoSi₂에 버금가는 낮은 비저항을 가졌으며, 면저항의 선풍의존성이 없고, 실리콘 표면 형성 시 실리콘 소모량이 작은 장점으로 인해 90 nm 이하의 차세대 고집적 소자의 접착 및 게이트 재료로 적용하기 위해 오래 동안 연구되고 왔다.¹⁻³⁾ 그런데, NiSi는 300°C의 저온에서도 형성이 가능한 반면, 후속 열처리 공정 시 응집이 일어나거나 고 비저항의 NiSi₂로 전환하는 열적 불안정성으로 인해 높은 누설전류를 야기한다. 이러한 문제점을 해결하기 위하여 Pt, Pd, F, Ti 등을 혼합하거나^{4,5)} Ti나 TiN 같은 capping층을 사용하는 방법^{6,7)}이 시도되었다.

한편, 초고집적 소자의 배선재료로는 보다 비저항이 낮고 electromigration과 stress-migration 저항성이 높은 Cu가 Al 합금을 대체하여 사용되는 추세이다. 그러나, Cu는 200°C 이하에서도 Cu-Si 화합물을 형성하거나 Si내로 확산하여 재결합 센터로 작용하여 소자의 전기적 특성을 저하시킨다. 이를 최소화하기 위한 확산방지막으로는 Ti, TiN, Ta, TaN 등이 연구되고 있다.^{8,9)} 그런데, Cu

배선은 소자의 상층부에는 절연층과 접하고 있으나, 기저층의 소스/드레인 및 게이트에서는 Cu-plug^{10,11)} 형태로 접착층을 통하여 실리콘과 연결된다. Cu가 TiSi₂나 CoSi₂와 접촉하는 경우 300°C 이상에서는 Cu가 확산한 후 Cu 실리콘을 형성하여 소자특성을 저하시키므로 Cu와 실리콘 사이에 확산방지막을 놓아야만 열적안정성을 유지시킬 수 있다.¹²⁾ Cu/NiSi의 경우에도 350°C 이상에서는 Cu가 확산하여 Cu₃Si를 형성함으로써 누설전류를 증가시키는 것으로 보고되었다.¹¹⁾ 반면, Ti(Ta)-capping층(20 nm)을 확산방지막으로 사용한 경우¹³⁾에는 Ni이 Cu층으로 확산되는 현상이 관찰되었다. 본 논문에서는 이전의 연구^{6,10,13)}에서 사용한 Ti, Ta 외에 TiN, TaN을 capping층으로 적용하여 Cu/NiSi 접착의 열적안정성을 비교하였다. 특별히 이들 capping층의 종류와 두께가 Cu 및 Ni의 상호확산에 미치는 영향을 AES 깊이 분석을 중심으로 하여 연구하였다.

2. 실험 방법

비저항이 1~30 Ω·cm 인 4 p형 (100) Si 웨이퍼 기판을 아세톤, IPA, 증류수로 각각 5분간 초음파 세척하여 유기물을, 그리고 10% HF 수용액으로 10분 동안 자연산화막을 제거한 후 증류수로 세정하고, DC 스퍼터를

[†]Corresponding author
E-Mail : ksbae@suwon.ac.kr (K. S. Bae)

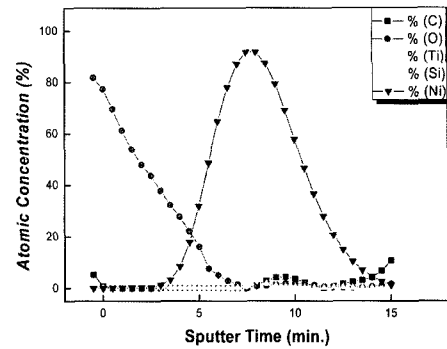
이용하여 상온에서 9×10^{-7} Torr의 진공도로 Ni(20 nm)을 증착하고 그 위에 capping 층(Ti, Ta, TiN, TaN)을 20, 50, 100 nm 증착하였다. Ti와 Ta는 Ar 분위기에서 DC power 300 W, 공정압 3 mTorr, 그리고 TiN와 TaN은 Ar:N₂=3:7의 분위기에서 DC power 500 W, 공정압 3mTorr를 유지하면서 증착하였다.

Ni 및 capping 층이 증착된 시편은 1×1 cm 크기로 절단하여 세척한 후 N₂ 분위기에서 500°C에서 100 초 동안 single-step으로 급속열처리(Rapid Thermal Annealing, RTA)하여 NiSi를 형성하였다.¹³⁾ 이때 불순물의 유입을 방지하기 위해 열처리 전후 약 10분 간 N₂ purging을 실시하였다. 이어서 Cu(100nm)를 9×10^{-7} Torr에서 DC 스퍼터로 증착하였다. Cu/capping 층/NiSi가 증착된 시편은 10^{-5} Torr의 관상로에서 400°C 40분간 열처리하여 확산 방지 특성을 연구하였다. 이 열처리 조건은 위의 NiSi 형성온도인 500°C보다 낮게, 그리고 TaN을 표면 capping 층으로 사용한 Wang 등의 연구¹¹⁾에서 TaN/Cu/NiSi 접착이 열적불안정성을 나타낸 350°C를 고려하여 선택하였다. 시편의 표면은 SEM(Scanning Electron Microscopy)으로 관찰하였으며, AES(Auger Electron Microscopy)에 의해 깊이에 따른 화학조성의 변화를 분석하였다.

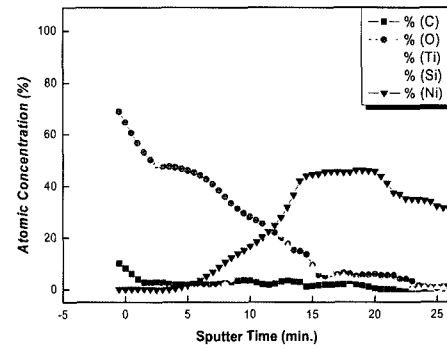
3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 Ni/Si 위에 Ti(20 nm) 및 TiN(20 nm)을 capping 층으로 증착한 후 500°C 100초 급속열처리하여 NiSi를 형성한 시편의 AES 분석 결과이다. Ti과 N이 거의 1:1의 원자비를 나타내어 균일한 TiN이 형성되었음을 알 수 있다. 두 경우 모두 capping 층에는 30~50 at.%의 산소가 포획되어 있고, Ni이 확산하여 NiSi를 형성하였음을 알 수 있다. 이렇게 증착 및 열처리장비에 따라 흡입된 산소량이 다른 데 capping 층은 물론 NiSi 박막의 특성에 영향을 미친다.⁴⁻⁷⁾ NiSi 층의 Ni과 Si의 원자비가 정확히 1:1이 아니라 Ni이 Si 보다 많은 것은 Ni 및 Ni₂Si가 남아 있기 때문이다.¹⁻³⁾ 그런데, Ti capping 층(Fig. 1-(b))으로는 Si이 확산하여 열적불안정성과 누설 전류를 야기하는 NiTiSi층⁷⁾이 형성된 반면, TiN의 경우(Fig. 1-(d)) Ni의 in-diffusion이 억제되고 그 결과 Si도 확산되지 않았다. 이와 같은 현상은 Ta와 TaN을 capping 층으로 사용하였을 때도 유사하게 나타났다.

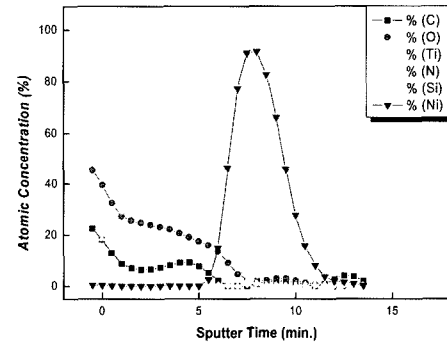
Fig. 2와 Fig. 3은 capping층 없이 Ni/Si를 열처리하여 NiSi를 형성하고 그 위에 Cu(100 nm)를 증착한 후 400°C 40분 열처리한 시편의 AES 분석결과와 SEM 표면사진이다. Ni/Si를 급속열처리하면 Ni의 원자비가 10 at.% 많은 NiSi 층이 뚜렷이 형성되어 있다(Fig. 2-(a)). 그러나, Cu/NiSi 접착을 관상로 열처리한 후(Fig. 2-(b))에는 Cu가 NiSi 층으로 확산하여 주로 Cu₃Si를 형성하



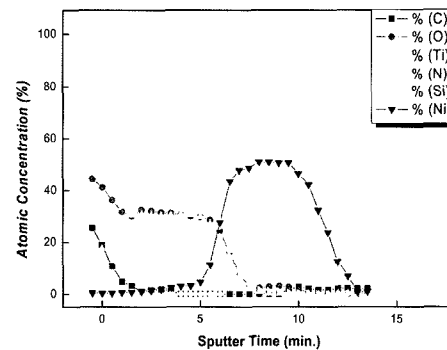
(a)



(b)

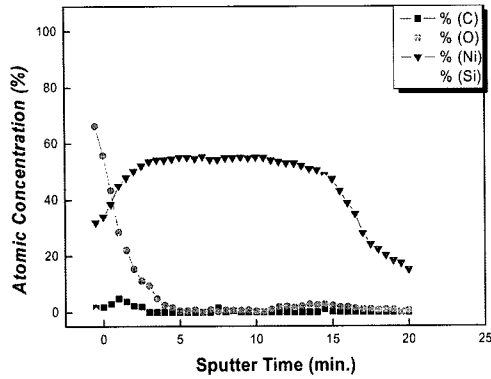


(c)

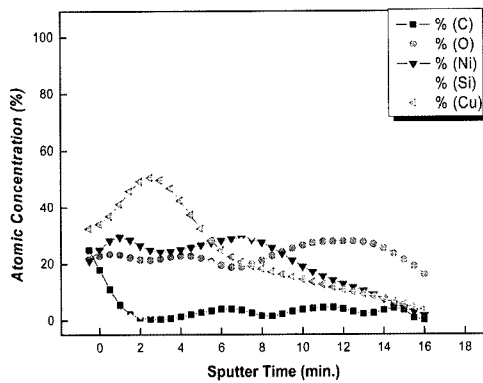


(d)

Fig. 1. AES depth profiles of (a) Ti/Ni/Si (as-deposited), (b) Ti/Ni/Si (RTAed at 500°C for 100sec.), (c) TiN/Ni/Si (as-deposited), and (d) TiN/Ni/Si (RTAed at 500°C for 100sec.).



(a)

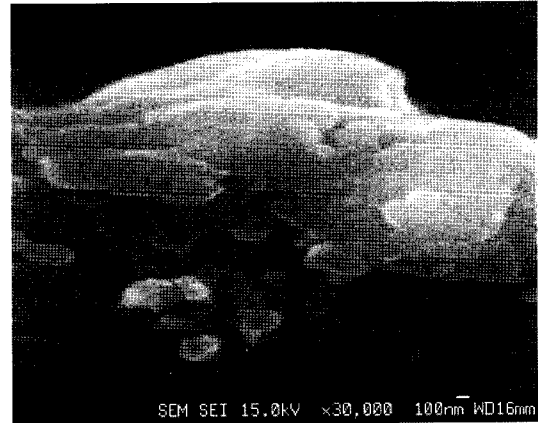


(b)

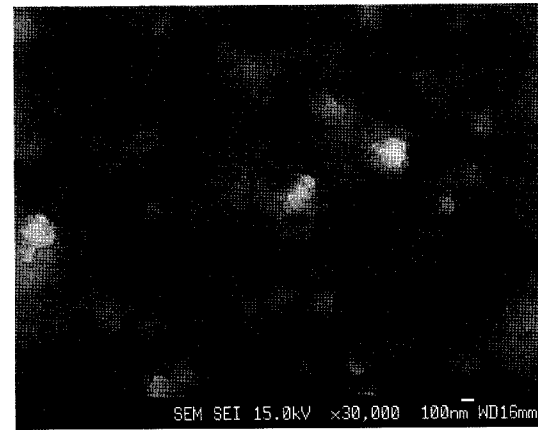
Fig. 2. AES depth profiles of (a) Ni/Si specimens RTAed at 500°C for 100sec., and (b) Cu/NiSi/Si furnace-annealed at 400°C for 40 min..

며^{11,14}), 그 결과 NiSi 층이 완전히 분해되고 Ni과 Si의 out-diffusion이 일어났다. 이때 표면층에는 위치에 따라 Fig. 3-(a)의 단면 SEM 사진(side view)에 보이는 것과 같이 Cu₃Si가 돌출물(protrusion)의 형태로 생겨난다. 이 돌출물이 충분히 성장한 경우에는 Fig. 3-(b)의 표면 SEM 사진(top view)과 같이 crack을 유발한다¹¹). Cu가 NiSi와 직접 접촉하고 있는 경우에는 Cu가 확산하여 열적불안정성을 야기한다. 이러한 현상을 방지하려면 Cu와 NiSi 사이에 확산방지막이 있어야 한다.

Fig. 4는 NiSi를 형성할 때 사용한 Ti capping층을 확산방지막으로 활용하기 위하여, Ti-capping/NiSi/Si위에 Cu(100 nm)를 증착한 후 400°C 40분 열처리한 시편의 AES 분석결과이다. Ti capping층의 두께를 20, 50, 100 nm로 달리하여 비교하였다. Ti capping 층은 두께와 상관없이 금속증착 및 NiSi 형성 열처리 시 포획된 60 at.%의 산소를 함유하고 있으나, Fig. 2-(b)에서와 같은 Cu와 Ni의 상호확산은 일어나지 않았다. 특히 Cu는 capping층의 두께에 상관없이 확산되지 않고 원래의 표면층으로 남아 있어 capping 층이 Cu의 확산방지에 효과적임을 알



(a)

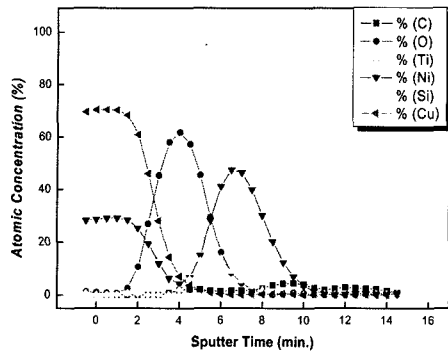


(b)

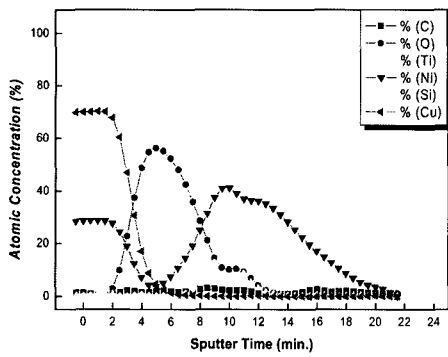
Fig. 3. (a) Cross-sectional and (b) surfacial SEM images of Cu/NiSi/Si specimens furnace-annealed at 400°C for 40 min.

수 있다. 그런데, 특이한 것은 Ni이 오히려 Cu층으로 out-diffusion하여 Ni 조성이 30 at.%로 균일한 고용체를 형성한 것이다. Ti 층에는 NiSi층과의 경계 부분에서는 Ni이 미량 확산되어 있지만 내부에는 남아 있지 않다. 따라서, 대부분의 Ni은 Ti 층에 용해되지 않고 통과하여 Cu 층으로 확산한 것이다. 이는 Wang 등의 연구¹¹)에서 Cu가 NiSi와 직접 접촉하여 있을 때는 Cu가 NiSi층으로 확산하여 Cu₃Si를 형성한 것과는 상이한 결과이다. 한편, Si도 Cu/NiSi/Si의 경우(Fig. 2-(b))와는 달리 Ti 층에 의해 표면층으로의 확산이 방지된 것으로 나타났다. 그런데, Ti capping층을 NiSi층 보다 훨씬 두꺼운 100 nm로 한 경우(Fig. 4-(c))에도 20nm인 경우(Fig. 4-(a))와 마찬가지로 Ni이 Cu 층으로 확산하여 Ni 30 at.%의 Cu 고용체를 형성하였다. Capping 층이 Ta 인 경우에는 Ta층에 포획된 산소의 함량이 작은 것을 제외하고는 Ti-capping과 마찬가지로 Ta-Ni 고용체가 capping층의 두께에 상관없이 형성되었다(Fig. 5).

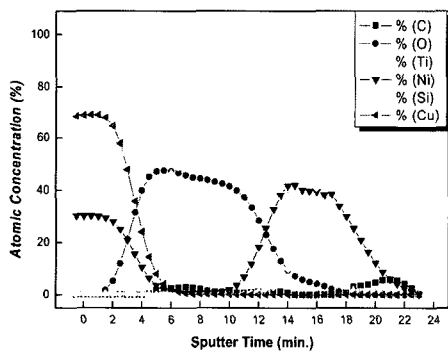
Cu-Ni은 대표적인 전율고용체로서 Ni의 Cu에의 혼합



(a)



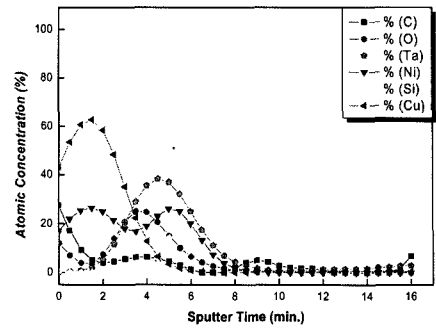
(b)



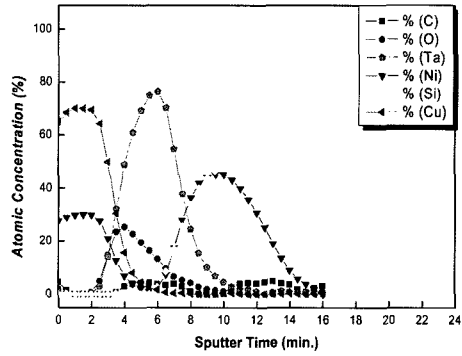
(c)

Fig. 4. AES depth profiles of the Cu/Ti/NiSi/Si specimens, furnace-annealed at 400°C for 40 min.: (a) Ti(20 nm), (b) Ti(50 nm), and (c) Ti(100 nm).

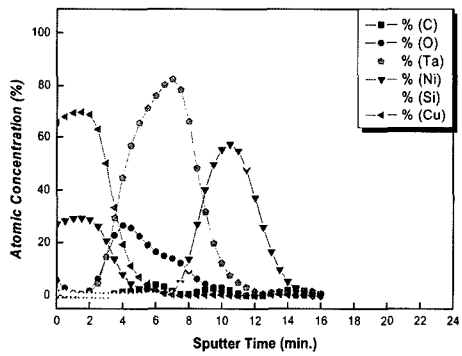
열(heat of solution)이 30 at.%까지는 3.94 KJ/mol 이나 그 이상에서는 줄어드는 것과 Ti은 Ni에 약 25%까지 고용되지만 Ni은 Ti에 거의 고용되지 않는다는 점¹⁵⁾을 감안하면 위에서 나타난 결과는 Cu-Ni 고용체의 형성과정으로 이해될 수 있다. 그러나, 100 nm 두께의 Cu층을 완전히 고용할 만큼의 Ni이 어떻게 공급될 수 있었는지는 확실하지 않다. 특히, Ti 중간층을 100 nm 정도로 증가시키면 Cu 층과 완전히 격리되기 때문에 Ni의 확산이 차단될 것으로 예상되었지만 결과는 다르게 나타났다. 즉,



(a)



(b)



(c)

Fig. 5. AES depth profiles of the Cu/Ta/NiSi/Si specimens, furnace-annealed at 400°C for 40 min.: (a) Ta(20 nm), (b) Ta(50 nm), and (c) Ta(100 nm).

capping 층의 두께에 상관없이 Cu 표면층이 Ni의 강력한 sink 층으로 작용하였다.

금속/실리사이드 접착은 열처리 시 금속과 실리사이드의 종류에 따라 다양한 상호반응이 일어난다. NiSi가 Al 전극과 접해 있는 Al/NiSi/Si의 경우¹⁶⁾에는 300~500°C 열처리 시 NiSi가 분해하여 NiAl₃을 형성한다. Cu/TiSi₂/Si의 경우에도 실리사이드가 분해하여 Cu₃Si와 Cu₃Ti 같은 화합물을 형성한다.¹⁷⁾ 반면, Li 등¹⁷⁾의 연구에서 확인된 바와 같이 Cu/NiSi/Si를 300°C이상에서 열처리하면

Cu가 NiSi를 지나 Si층으로 확산하여 Cu₃Si를 형성하였지만 NiSi는 분해되지 않는다. 이와 같은 반응은 CoSi₂, CrSi₂, PtSi에서도 유사한 형태로 일어난다. 그러나, Ni 실리사이드가 Ni과 접해 있는 경우에는 Ni 실리사이드가 분해될 수 있다. Hung과 Mayer¹⁸⁾는 NiSi위에 Ni을 증착하고(Ni/NiSi/Si) 300°C에서 30분 열처리하면 Ni과 NiSi가 반응하여 Ni₂Si로 상전이 된다고 보고하였다. 이 경우에는 Ni이 Ni₂Si 형성에 소모되므로 다른 층으로 확산할 가능성은 줄어든다. 그런데, 본 연구에서는 NiSi가 안정한 400°C에서 열처리하였으므로 Ni과 NiSi가 반응하기 보다는 NiSi층에 남아 있던 Ni₂Si(Fig. 1)가 NiSi로 상전이 하여 잉여 Ni이 생산되었을 가능성이 더 높다. 그렇다면, 실리사이드화 열처리 후 NiSi 층에 남아 있던 미 반응한 Ni과 400°C 장시간 열처리 시 Ni₂Si가 NiSi로 상전이하면서 발생하는 잉여 Ni이 Cu 층으로 확산하는 것이 가능하다. 그 결과, Fig. 4와 5에서 나타난 바와 같이 Cu 층이 약 30 at.%의 Ni로 고용되었을 것으로 추론된다. 이로 미루어 NiSi 형성 시 급속열처리를 여러 번 하거나, 관상로에서 장시간 열처리하여 미반응 Ni이 잔존하지 않도록 유도하면 Ni의 확산은 최소화될 수 있을 것으로 생각된다. 그런데, 이전의 연구¹³⁾에서 Al/Ti/NiSi에서는 Cu의 경우와는 달리 Ni이 표면층으로 전혀 확산하지 않았다. Ni은 Ti에서와 마찬가지로 Al에는 거의 고용되지 않기 때문으로 생각된다. 따라서, NiSi 박막의 열적안정성과 Ni의 확산은 인접한 금속만이 아니라, 비교적 멀리 떨어져 있는 금속과의 친화성, 즉 혼합열이 큰 영향을 미치며, Ni에 대해서 Cu는 다른 확산 방지막에 의해 격리되어 있더라도 강력한 sink로 작용할 수 있음을 의미한다.

Cu는 Pd, Pt, Ti 등과는 화합물을 형성하지만 Ni이나 Co와는 고용체를 형성한다. Cu-Ni의 경우 250°C이상이면 고용체가 형성될 수 있다. Cu/Ni 박막의 경우Cu보다는 Ni이 100배 이상 더 빨리 확산하고 Cu-Ni는 전 조성에서 고용체를 형성하며, 특히 Cu에 비해 Ni층이 상대적으로 얇은 경우 Ni의 빠른 확산에 의한 고용화가 먼저 완료된다. Cu-Ni 고용체는 Ni 함량에 비례하여 비저항도 증가하며¹⁹⁾ Cu에 비해 Ni의 비저항이 약 4배 높다.²⁰⁾ 따라서 Ni의 원자 함량이 30%이므로, 이 고용체의 전기전도도는 Cu의 약 반 정도로 줄어들지만 Cu/capping층/NiSi의 접촉으로서의 전기적 특성에 미치는 영향은 그리 크지 않을 것으로 생각된다. 또한, NiSi 층도 Ni의 out-diffusion에도 불구하고 확산방지층이 없는 Fig. 2-(b)와는 달리 독립된 층을 유지하고 있어 열적안정성 및 전기적 특성은 큰 문제가 없을 것으로 판단된다.

Capping 층으로 TiN 을 적용하였을 때의 AES 깊이 분석 결과를 Fig. 6에 나타내었다. Fig. 1-(d)에서 보다 더 많은 양의 산소가 capping 층에 포함되어 있는 것은

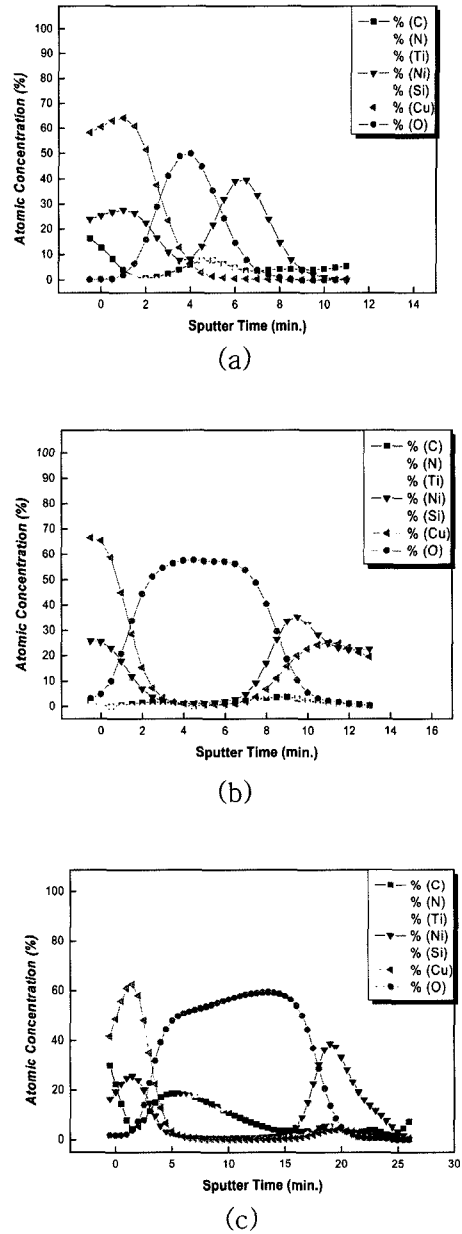


Fig. 6. AES depth profiles of the Cu/TiN/NiSi/Si specimens, furnace-annealed at 400°C for 40 min.: (a) TiN(20 nm), (b) TiN(50 nm), and (c) TiN(100 nm).

장시간 열처리에 따른 것으로 보인다. 그런데, TiN의 경우에도 두께에 관계없이 Cu의 확산은 효율적으로 방지되었지만, Ni은 확산하여 Cu-Ni 고용체를 형성하였다. TaN의 경우에도 Fig. 7의 TaN(20 nm)에 대한 AES 분석 결과에서 보인 바와 같이 동일한 현상을 나타내었다. 따라서, Ni은 TiN과 TaN 같은 질화물과도 반응하지 않고 통과하여 Cu 층으로 확산될 수 있다. Ni이 Ti, Ta, TiN, TaN 층을 통과하여 Cu로 확산하는 기제(mechanism)에 대해서는 앞으로의 연구가 요구된다.

이상의 결과에서, Cu/NiSi 접촉의 열적안정성 및 전기

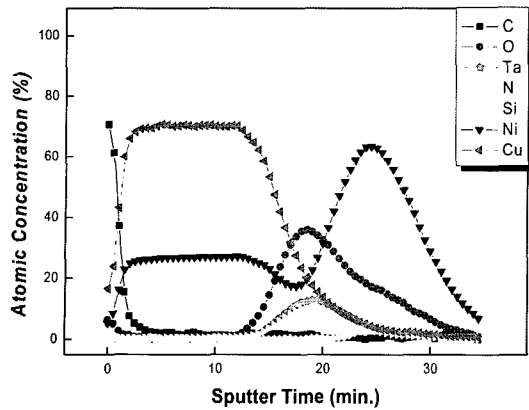


Fig. 7. AES depth profiles of the Cu/TaN(20 nm)/NiSi/Si specimens, furnace-annealed at 400°C for 40 min.(poly-Si substrate).

적 특성을 유지하기 위해서는 Cu의 확산은 물론, Ni 실리사이드의 분해 및 Ni의 확산을 방지하는 것도 동시에 고려하여야 함을 알 수 있다. 이를 위해서는 NiSi 형성 시 급속열처리를 여러 번 하거나, 관상로에서 장시간 열처리하여 미반응 Ni이 잔존하지 않도록 열처리 조건을 개선하는 방안이 효과적일 것으로 생각된다. 또한, Cu 확산방지막 밑에 Ni 확산방지막을 추가하여 다중 확산방지막을 적용하는 방안도 고려될 수 있다.

4. 결 론

Cu-plug/NiSi 접착의 열적안정성을 연구하기 위하여 NiSi 형성 시 증착하였던 capping 층을 확산방지막으로 활용하여 Cu/NiSi의 상호확산에 대해 연구하였다. Capping 층으로는 Ti, Ta, TiN 및 TaN을 사용하였고, 각 capping 층의 두께를 달리하여 확산방지 특성에 미치는 영향을 비교하였다. 확산방지막이 없는 경우 Cu가 NiSi층으로 확산하여 Cu₃Si를 형성하고 그 결과 NiSi 층이 분해되었다. 반면, capping 층을 확산방지막으로 사용한 경우 capping 층의 종류와 두께에 관계없이 Cu의 확산은 일어나지 않았다. 그러나, 모든 경우 Ni이 Cu층으로 확산하여 표면 층에는 Cu-Ni(~30 at.%)의 고용체가 형성하였으며, capping 층의 두께를 달리하여도 Ni 확산은 방지되지 않았다. 이는 실리사이드화 열처리 후 NiSi 층에 남아 있던 미반응 Ni과, 400°C 장시간 열처리 시 Ni₂Si가 NiSi로 상전이하면서 발생하는 잉여 Ni이 Cu 층으로 확산하는 것으로 추론된다. 이로 미루어 NiSi 형성 시 열처리 조건을 개선하여 미반응 Ni이 잔존하지 않도록 유도하거나, Cu 확산방지막과 Ni 확산방지막을 다층으로 적용하여야만 Ni의 확산은 방지될 수 있을 것으로 판단된다.

참 고 문 헌

1. C. Fitz, M. Goldbach, A. Dupont, and S. Schmidbauer, *Microelectron. Eng.*, **82**, 460 (2005).
2. A. Lauwers, J. A. Kittl, M.J.H. Van Dal, O. Chamirian, M.A. Pawlak, M. de Potter, R. Lindsay, T. Raymakers, X. Pages, B. Mebarki, T. Mandrekar, and K. Maes, *Materials Science and Engineering B*, **114-115**, 29 (2004).
3. Y. Jung, O. Song, S. Kim, Y. Choi, and C. Kim, *Kor. J. Mater. Res.*, **15**(5), 301 (2005).
4. D. Z. Chi, D. Mangelinck, A. Z. Zuruzi, A. S. W. Wong, and S. K. Lahiri, *J. Electron. Mater.*, **30**(12), 1483 (2001).
5. Y. Setiawan, P.S. Lee, C.W. Tan, and K.L. Pey, *Thin Solid Films*, **504**, 153 (2006).
6. Soo-Jin Park, Ken-Woo Lee, Ju-Youn Kim, Hyung-Tak Jun, and Kyoo-Sik Bae, *Kor. J. Mater. Res.*, **13**(7), 460 (2003).
7. Chi-Chang Wu, Wen-Fa Wu, P.Y. Su, L.J. Chen, and Fe-Hsiang Ko, *Microelectron. Eng.*, **84**(5-8), 1801 (2007).
8. Sungjin Hong and Jaegab Lee, *Kor. J. Mater. Res.*, **12**(11), 889 (2002).
9. S. Song, Y. Liu, M. Li, D. Mao, C. Chang, and H. Ling, *Microelectron. Eng.*, **83**, 423 (2006).
10. Ken-Woo Lee, Ju-Youn Kim, and Kyoo-Sik Bae, *Kor. J. Mater. Res.*, **15**(5), 318 (2005).
11. Chao-Chun Wang, Hsin-Hung Lin and Mao-Chieh Chen, *Jap. J. Appl. Phys.*, **43**(9A), 5997 (2004).
12. W. L. Yang, W-F Fa, H. C You, K-L Ou, T. F. Lei, and C-P Chou, *IEEE Trans. Electron Devices ED-49*(11), 1947 (2002).
13. Jung-Joo You and Kyoo-Sik Bae, *Kor. J. Mater. Res.*, **16**(10), 614 (2006).
14. N. Mattoso, *J. Mater. Sci.*, **30**, 3242 (1995).
15. E. A. Brandes and G.B Brook, *Smithells Metals Reference Handbook*(7th ed.), 8-21, Butterworth, London (1992).
16. M. Barter and M.-A. Nicolet, *Thin Solid Films*, **91**, 89 (1982).
17. J. Li, Y. Shacham-Diamand, and J. W. Mayer, 1991 IEEE-VMIC Conf. 153 (June 11-12, 1991).
18. L. S. Hung and J. W. Mayer, *Thin Solid Films*, **109**, 85 (1983).
19. J. E. Lewis and P. S. Ho, *J. Vac. Sci. Technol.*, **20**(3), 466 (1982).
20. F. Cardarelli, *Materials Handbook*, 531-535, Springer-Verlag, London (2001).