

Co/내열금속/(100) Si 이중층 구조의 실리사이드화

권영재 · 이종무 · 배대륙* · 감호규*

인하대학교 금속공학과

*삼성전자 반도체연구소 LS 공정개발

(1998년 2월 24일 접수)

Silicidation of Co/M/(100) Si Bilayer Structures

Youngjae Kwon, Chongmu Lee, Ho-Kyu Kang* and Dae-Lok Bae*

Department of Metallurgical Engineering, Inha University

*LS Process Development Semiconductor R&D Center, Samsung Electronics

(Received February 24, 1998)

요 약

단결정 Si 기판 위에 증착한 Co/Hf과 Co/Nb 이중층으로부터 형성된 Co 실리사이드의 성장기구에 대하여 조사하였다. 두 경우 모두 500°C 이상에서 CoSi₂가 주로 형성되었으나 그 결정방위의 성장양상은 서로 달랐다. Co/Hf/(100)Si 구조에서는 Si 기판과 에피텍셜 관계를 갖는 결정립과 그렇지 않은 결정립이 서로 혼합되어 성장하였다. 그러나 Co/Nb/(100)Si에서는 처음부터 에피텍셜 관계를 갖지 않는 결정립들만이 형성되었다. 동일한 구조임에도 불구하고 이렇게 내열금속 중간층에 따라 성장된 실리사이드의 결정방위가 달라지는 것은 안정한 반응제어층의 형성 및 고온에서의 그 분해과정과 관련이 있었다. 여러 구성원소들로 이루어진 반응제어층이 고온까지 안정할 경우에는 Co의 확산이동을 균일하게 제어하여 실리사이드의 에피텍셜 성장이 가능하다.

ABSTRACT

The silicide formation mechanisms of Co/Hf and Co/Nb bilayer on (100) Si have been investigated. We observed that crystallographic orientations of the 500°C formed cobalt silicides were different each other with the varying intermediate layers. Epitaxial and non-epitaxial CoSi₂ formed simultaneously in Co/Hf/(100)Si. While only non-epitaxial CoSi₂ formed in Co/Nb/(100)Si. The reason why the crystallographic orientation of CoSi₂ is different for those two systems seemed to be related to the formation and decomposition of stable reaction barriers at high temperature. The stable reaction barrier formed at high temperature could control the uniform diffusion of Co atoms, which enables epitaxial growth of CoSi₂.

Key words : Co/M bilayer, Silicide, Silicate, Epitaxial growth, Reaction barrier

1. 서 론

Submicron 수준의 MOSFET(Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor) 소자에서는 gate 및 source/drain 지역의 기생저항을 낮게 유지하고 얇은 접합(shallow junction)을 형성하는 것이 대단히 중요하다.¹⁾ 그러므로 다른 실리사이드들에 비해 보다 더 낮은 비저항과²⁾ 높은 열적안정성³⁾의 특징을 갖고 있는 코발트 실리사이드는 MOSFET의 접합부를 이루는 전극재료로 많은 관심을 끌고 있다. 이와 같이 p-n 접합부에 얇은 실리사이드화 접합을 형성하는 방법으로는 크게 두 가지가 있는데, 그 한 방법은 이미 형성된 접합부에

코발트 막을 증착하고 열처리하여 실리사이드 전극을 형성하는 방법(post-junction annealing, PJS)이고, 다른 하나는 먼저 실리사이드를 형성하고 그 위에 도펀트를 주입한 후 활성화 열처리를 하는 방법(silicide-as-doping-source, SADS)으로, PJS에 비해 얇은 접합을 보다 안정하게 형성할 수 있다는 장점이 있다.⁴⁾ 그러나 이 두 가지 경우 모두 균일하고 열적안정성이 우수한 실리사이드막을 얻는 것이 중요하다. 이것은 막이 균일하지 못할 경우 입계가 막의 표면이나 계면과 만나는 지점에서 열처리후 응집(agglomeration)이 일어나 접합부의 전기적 특성을 크게 악화시키기 때문이다.⁴⁾ 그러므로 실리사이드막을 Si 기판과 에피텍셜 관계(epitaxial growth)를

갓도록 성장시키면 실리사이드 막내에 이러한 입계를 최대한 배제할 수 있기 때문에 열적안정성을 크게 향상시킬 수 있을 뿐만 아니라,⁵⁾ 매끈한 실리사이드/Si 계면과 낮은 면저항을 얻을 수 있다.⁶⁾ 여러 금속의 실리사이드들 중 특히 코발트 실리사이드는 Si과 결정구조가 동일하고 격자상수의 차이가 1.2%에 불과하므로 MBE (Molecule Beam Epitaxy)나 IBS(Ion Beam Synthesis) 방법들을 이용하여 에피텍셜 실리사이드를 성공적으로 성장시킬 수가 있다.^{5,7-9)} 그러나 이러한 방법들은 공정이 복잡하고 증착속도가 매우 느리며, 초고진공을 필요로 하기 때문에 실제 소자의 제조에 적용하기에는 어려운 점이 많다. 이러한 문제점들로 인해 최근에는 코발트 층과 Si 기판 사이에 Ti 중간층을 삽입하여 보다 손쉽게 안정한 에피텍셜 실리사이드층의 성장을 유도하는 방법(Ti-interlayer mediated epitaxy, TIME)이 제안되어 현재 사용되고 있는 MOS 소자 제조공정에 큰 변화를 주지 않고서도 에피텍셜 실리사이드 전극의 형성이 가능하게 되었다.^{6,10-12)} 이러한 TIME 방법에서 Ti 중간층의 역할은 크게 두 가지로 알려져 있다. Ti은 Si에 비해 산화성향이 더 크기 때문에 열처리의 초기단계에서 Si 기판 표면의 자연산화막을 제거함으로써 원자적으로 깨끗한 반응계면을 제공하여 실리사이드의 균일한 핵생성을 유도하는 것이 그 첫 번째 역할이고, 두 번째 기능은 열처리의 중간단계에서 Co나 Si등의 구성원소들과 화합물을 형성하여 Co의 확산(diffusion barrier)과 실리사이드화 반응을 조절(reaction barrier)하여 코발트의 에피텍셜 성장을 제어하는 것이 그것이다.^{6,10)}

Ti을 중간매개층으로 이용한 코발트의 에피텍셜 성장이 성공한 후 이러한 반응기구를 다른 코발트/금속 쌍의 실리사이드화에 적용하고자 하는 시도가 있었다. Ta이나 Zr, Nb 같은 내열금속들은 모두 Si 보다 산화성향이 훨씬 더 크며, 실리사이드화 온도도 코발트에 비하여 더 높다. 그리고 실리사이드화 반응시 Si이 주확산자이므로 Ti와 마찬가지로 Co/M/Si 이중층 구조를 열처리할 때 층역전에 의하여 Si 기판쪽에 코발트 실리사이드의 형성을 예상할 수 있다.¹³⁻¹⁵⁾ 그러므로 이러한 내열금속들의 특성을 고려하여, Byun 등^{16,17)}은 Ti 외에 Zr 이나 Ta 같은 내열금속을 중간층으로 하여 코발트/내열금속 이중층 구조를 이용해 에피텍셜 실리사이드를 형성할 수 있었다고 한다.

Hf와 Nb는 Ti처럼 위에서 언급한 Co/metal 이중층 구조에서 실리사이드의 에피텍셜 성장을 유도할 수 있는 중간층 재료로 사용될 조건들을 모두 갖추고 있으면서도 아직 타 연구자들에 의해서는 연구된 바가 없는 재료들이다. Hf와 Nb는 모두 자연산화막을 Ti보다 더 잘 환원시킬 수 있으며, Co 원자들의 움직임을 조절하여 에피텍셜 실리사이드층을 성장시킬 수 있는 가능성이 있

다. 그러므로 이러한 배경에서 본 논문에서는 Co/Hf과 Co/Nb 이중층의 실리사이드화 과정을 조사하였다.

2. 실험방법

시편의 제작과정은 다음과 같다. 기판으로 사용한 (100) p⁺-Si 웨이퍼 상에 스퍼터링(sputtering)법을 사용하여 먼저 Hf과 Nb 막을 각각 50, 100, 및 150 Å 두께로 증착한 데 이어 150 Å의 Co 박막을 증착함으로써 Co/Hf/(100)Si과 Co/Nb/(100)Si 이중층 시편을 만들었다. 이 때 스퍼터 챔버 내의 초기진공도는 5×10^{-7} torr 수준이었으며, 막증착시의 진공도는 3-6 mtorr를 유지하였다. 금속막의 스퍼터 증착시 플라즈마 전력밀도는 Co의 경우에는 8.5 W/m^2 이었으며, 그밖에 금속의 경우에는 28.5 W/m^2 이었다. 이 시편들을 진공(2×10^{-5} torr)의 RTA 장비 내에서 각각 330, 420, 500, 600, 700 및 800°C로 가열하여 30초간 금속열처리(RTA)함으로써 여러 종류의 실리사이드 시편들을 만들었다.

이 시편들에 대해 4 point probe를 사용하여 면저항을 측정하고, glancing angle XRD(Cu K α 1, $\lambda=1.54056 \text{ \AA}$)를 사용하여 실리사이드화 열처리에 의하여 생성된 상들을 분석하였다. 또한, AES depth profiling에 의하여 시편 표면으로부터의 깊이에 따른 조성의 변화를 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. Co/Hf 이중층의 실리사이드화

Fig. 1은 Co/Hf 이중층 구조에서 Hf 중간층의 두께를 각기 50, 100, 150 Å으로 하였을 때 각 열처리후의 면저

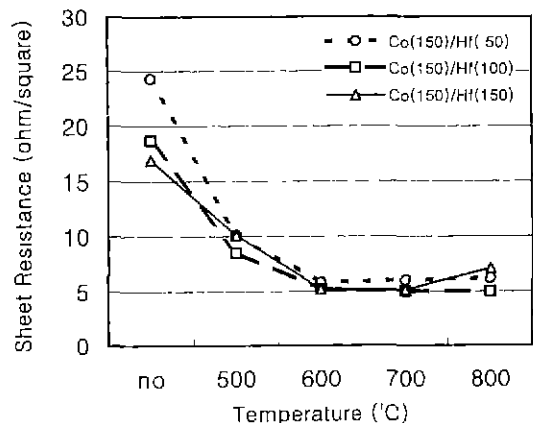


Fig. 1. The sheet resistance of Co/Hf bilayer silicides as a function of RTA annealing temperature. (a) Co(150 Å)/Hf(50 Å), (b) Co(150 Å)/Hf(100 Å) and (c) Co(150 Å)/Hf(150 Å)

항 변화를 보인 그래프이다. 증착직후에는 Hf 층의 두께가 증가할수록 면저항이 낮아졌으나 열처리후에는 Hf 층의 두께에 관계없이 전체적인 면저항의 변화가 거의 비슷하였다. 이 면저항의 변화를 보면, 여러 Co 실리사이드상들 중 가장 비저항이 낮은 CoSi₂ 상으로의 주된 상전이는 Hf 층의 두께에 관계없이 500°C 부근의 온도에서 거의 완료되는 것으로 보인다. 또한, 600°C 이상의 온도에서는 면저항이 5-6 Ω/□로, 비저항으로 환산하면 25 μΩcm 내외에서 열처리 온도를 더 올려 주어도 더 이상의 변화 없이 일정하게 유지되고 있다. 이러한 변화는 Fig. 2의 XRD 분석결과에서도 확인할 수 있다.

Fig. 2의 XRD 분석결과는 (100) Si 기판 위의 Co(150 Å)/Hf(100 Å) 이중층 구조를 500-800°C의 온도구간에서 30초간 열처리한 후 X-선의 입사각을 1°로 조절하여 glancing angle XRD로 상변화를 관찰한 결과이다. 관찰된 CoSi₂ 회절피크들은 주로 (111)과 (200) 및 (311) 결정면에서의 회절에 의한 것들이다(glancing angle XRD로는 이 각도에서 (200) 회절피크가 관찰되지 않는다). 500°C에서는 CoSi₂ 외에 CoSi에 의한 회절피크도 관찰되었는데, 이 온도에서 면저항이 다소 높았던 것은 이

CoSi 상 때문인 것으로 생각된다. 600°C 이상의 열처리 온도에서는 여러 실리사이드들 중 CoSi에 해당하는 피크는 사라지고 주로 CoSi₂ 상들이 발달하였다. 또한, 한가지 더 특기할 점은 600°C와 700°C의 열처리 온도에서 Co와 Hf의 실리케이트(silicate)상이 형성되었다가 800°C 이상에서는 두상의 피크가 모두 사라지고 HfSi 상이 새로이 나타났다는 점이다. 그런데 Fig. 4에 보인 AES 결과상으로는 이러한 중간 온도에서 Co-Hf 간의 합금의 존재가 예상되나 XRD 결과에서는 이 상의 존재가 확인되지 않았다. 이것은 이 온도단계에서 Hf 층 내로 상호확산한 Co와 Si가 Hf와 함께 기판 표면의 자연산화막을 분해하여 주로 M-Si-O의 실리케이트상의 형태로 같은 층 내에 함께 존재하기 때문으로 생각된다.

Fig. 3은 실리사이드의 에피택셜 성장을 확인하기 위해 glancing angle XRD에서 X-선의 입사각(16.7°)을 달리하여 다시 얻은 XRD 스펙트럼이다. 어느 정도의 차이는 있으나 모든 열처리 온도에서 (111)과 (200) CoSi₂ 피크가 동시에 관찰되고 있다. 500°C에서 처음 비에피택셜층과 더불어 다결정질 상태로 성장하기 시작한 에피택셜 Co 실리사이드층은 600°C에서 열처리한 경우 가장 크게 발달하였으며, 700°C 이상의 온도에서는

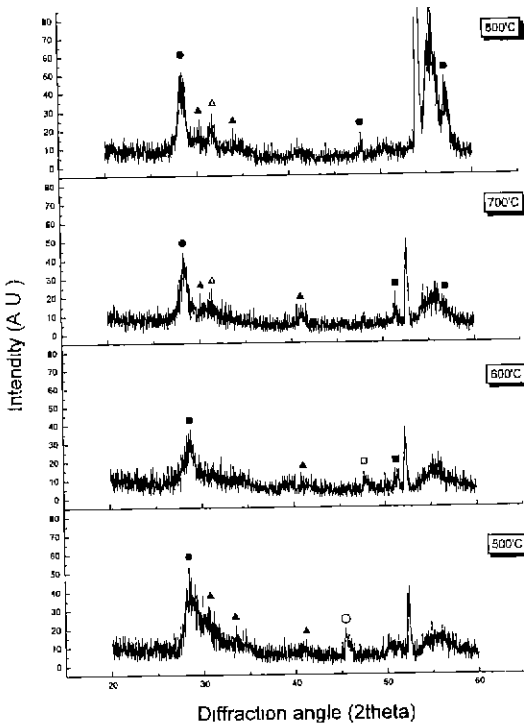


Fig. 2. XRD spectra of the Co(150 Å)/Hf(100 Å)/(100) Si substrate as a function of annealing temperature (incidence angle of X-ray: 1.0°) (● CoSi₂, ○ CoSi, ▲ HfO₂, △ HfSi, ■ β-Co₂SiO₄, □ HfSiO₄).

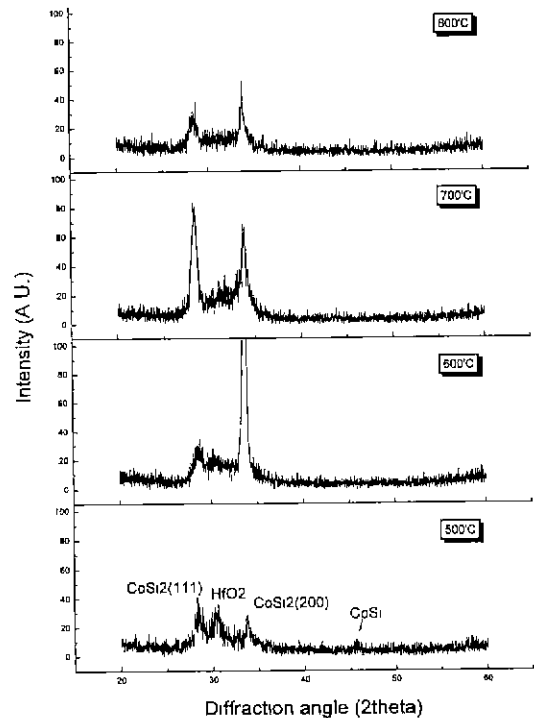


Fig. 3. XRD spectra of the Co(150 Å)/Hf(100 Å)/(100) Si substrate as a function of annealing temperature (incidence angle of X-ray: 16.7°).

(111)과 (200) CoSi_2 피크가 서로 비슷한 높이를 보이고 있다. 이러한 모습은 600°C까지는 다결정질 상태로 성장하다가 700°C 이상에서 에피택셜 실리사이드의 성장이 지배적이었던 Co/Ti 계와는 그 상전이 양상이 크게 다름을 암시하는 것이다.¹⁸⁾ Co/Ti 계에 대한 앞서의 연구결과¹⁸⁾와 Kim¹⁹⁾ 및 Selinder²⁰⁾ 등의 논문을 서로 비교할 때 아 단계에서 추정되는 원인은 Ti와 Hf의 자연산화막 환원기구와 실리사이드화 반응의 중간단계에서 여

러 구성원소들의 화합물로 이루어진 반응제어층의 기능의 차이이다. Ti는 Co-Ti-O의 형태로 자연산화막을 환원제거하고 600°C 이상의 온도에서 Co-Ti-O와 실리사이드 사이의 분해반응에 의해 Co와 Si간의 이동을 조절함으로써 에피택셜 실리사이드의 형성을 유도한다.^{18,20)} 그러나 Hf는 단지 Hf oxide나 M-Si-O 혼합층의 형태로 자연산화막을 제거하고 그 층을 통한 구성원소의 확산을 제어하는 역할만 하는 것으로 생각된다. 그러므로 600°C 정도까지는 이러한 Hf 중간층이 에피택셜 실리사이드 성장을 위한 중간매개층으로서의 역할을 어느 정도 수행할 수 있다. 그러나 열처리 온도가 700°C 이상으로 상승할 경우에는 이러한 중간층들이 열적으로 불안정하여 분해됨으로써 시편 표면에 Hf 산화물이나 Hf 실리사이드들이 형성되고, Co 원자들의 확산이 불균일하게 일어남으로써 에피택셜 격자의 제 위치를 찾아가지 못하는 것으로 판단된다. 이러한 양상은 다음의 AES 깊이분포도에서도 확인할 수 있다.

Fig. 4는 Co(150 Å)/Hf(100 Å) 이중층 구조의 AES 깊이분포도이다. 이 깊이분포도에서 600°C와 700°C 열처리후의 결과를 서로 비교해 보면, 그 차이가 더욱 뚜렷해진다. 즉, 600°C에서는 Hf의 분포 피크 부근에서 좌우측과 Co 및 Si의 농도가 서로 다른 정체층(plateau region)의 존재가 뚜렷이 확인되지만, 700°C의 경우에는 그렇지 못하다. XRD와 AES 결과를 종합해 보면, 600°C에서는 기관쪽에 에피택셜 실리사이드가 주로 형성되고 Hf 중간층 위의 상부층에는 다결정질 실리사이드가 주로 형성돼 있는 것으로 보인다. 그러나 700°C 이상에서 열처리할 경우 불균일하게 형성된 Hf 중간층의 분해반응이 일어나며 Co 등의 구성원소들의 확산제어 역할이 약화되면서 Si

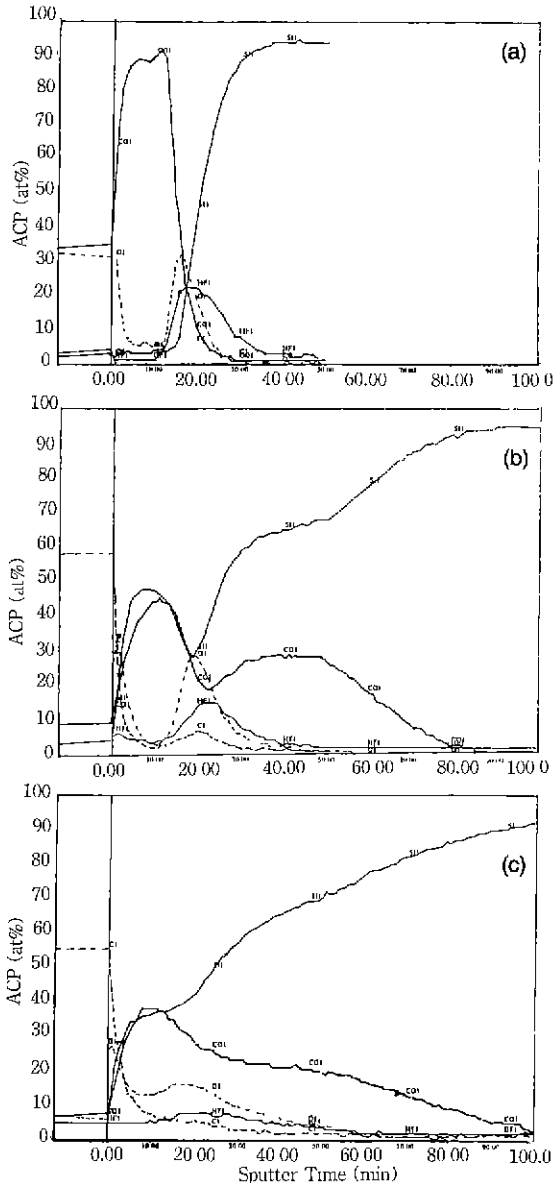


Fig. 4. AES depth profiles of the Co/Hf/(100)Si sample rapid thermal annealed for 30s at (a) as-deposited, (b) 600°C and (c) 700°C

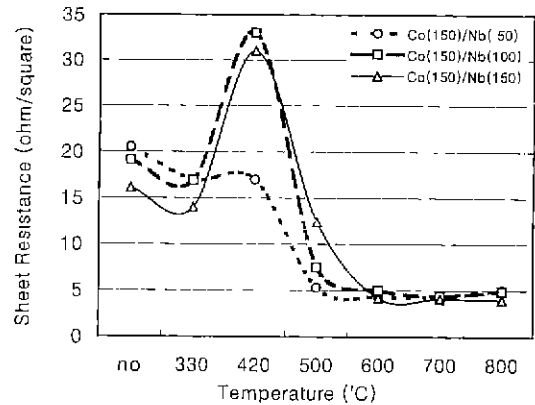


Fig. 5. The sheet resistance of Co/Nb bilayer silicides as a function of RTA annealing temperature (a) Co(150 Å)/Nb(50 Å), (b) Co(150 Å)/Nb(100 Å) and (c) Co(150 Å)/Nb(150 Å)

기판쪽에서도 비정합 Co 실리사이드층이 발달하여 전체 적으로 다결정질 구조를 이루게 된다.

3.2. Co/Nb 이중층의 실리사이드화

다음의 Fig. 5는 Nb 중간층의 두께를 각기 50, 100, 150 Å으로 하였을 때, 그 열처리 온도에 따른 Co/Nb 이중층 구조의 먼저항 변화를 조사한 것이다. Nb 층의 두께가 두꺼워짐에 따라 상전이 온도가 약간씩 증가하는 경향을 보였다. 즉, Nb 중간층의 두께가 50 Å인 경우 실리사이드의 저온 안정상은 330-420°C 구간에서 주로 형성되었다가 500°C 부근에서 CoSi₂로의 상전이가 완료된 반면, 100 Å 이상으로 증가될 때는 다소 높아진 420-500°C 구간에서 CoSi₂로의 상전이가 일어나기 시작하다가 600°C에서 완료되는 것으로 생각된다. 중착직후에는 동일한 두께임에도 Hf에 비해 Nb의 비저항이 더 낮기 때문에 Co/Nb 이중층의 경우가 더 낮은 먼저항을 보인다.

Fig. 6은 역시 동일한 Co(150 Å)/Nb(100 Å) 구조를

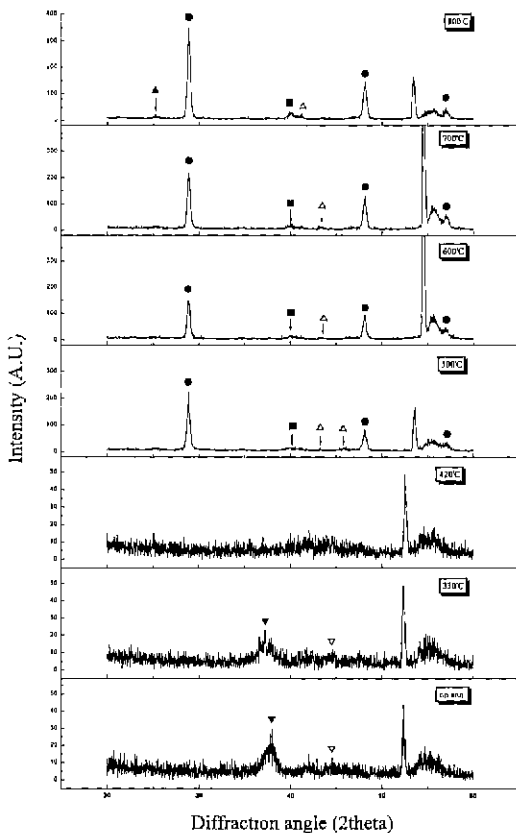


Fig. 6. XRD spectra of the Co(150 Å)/Nb(100 Å)/(100) Si substrate as a function of annealing temperature (incidence angle of X-ray: 1.0°) (● CoSi₂, ▲ β-Nb₂O₅, △ Nb₂O₅, ■ Nb₅Co₇, ▼ Nb, ▽ Co).

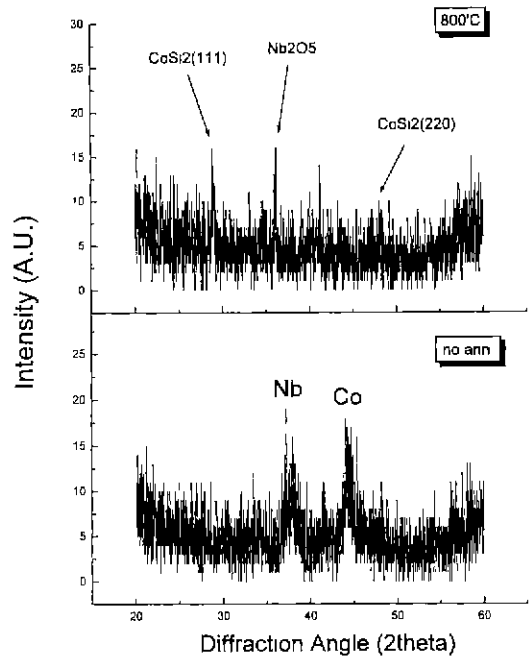


Fig. 7. XRD spectra of Co silicide from the Co(150 Å)/Nb(100 Å)/(100)Si structure (incidence angle of X-ray: 16.7°).

각 온도에서 열처리한 후 XRD 분석을 실시한 결과로, Co/Hf 계와 다른 점은 CoSi₂ 상의 피크가 크게 발달한 온도가 500°C로 안정상의 CoSi₂ 실리사이드 생성 온도가 약간 더 높아진 것과 500°C이상에서 관찰된 Co-Nb 합금층을 제외하면 별다른 Nb 중간층에 의한 피크를 관찰할 수 없다는 것이다. 500°C에서 CoSi₂ (111) 및 (220) 피크가 새로 나타났으며, 그 이상의 열처리 온도에서는 온도가 증가해도 이들 실리사이드의 피크 높이에는 큰 변화가 없다. Fig. 7은 X-선의 입사각만 바꾸어 다시 얻은 XRD 스펙트럼으로 Co/Hf 이중층의 결과와는 달리 아무런 에피텍셜 실리사이드 피크를 관찰할 수 없다.

Co/metal 이중층 구조의 에피텍셜 실리사이드의 형성 과정에서 이러한 차이가 발생하는 것은 역시 열처리의 초기단계 및 중간단계에서 metal 중간층의 역할의 차이에 기인하는 것으로 생각된다. 중간층 재료로서 가장 많이 연구된 Ti과 본 논문에서 살펴 본 Hf 및 Nb 중에서 자연산화막을 환원하여 제거할 수 있는 능력은 Nb가 가장 우수하다.¹⁵⁾ ($\Delta G^{\circ}_f, TiO_2 = -190.652$, $\Delta G^{\circ}_f, HfO_2 = -231.659$, $\Delta G^{\circ}_f, Nb_2O_5 = -369.683$ Kcal/mol, at 800K) 그러나 열처리 초기 단계에서 Si 기판의 자연산화막을 제거하여 반응계면을 깨끗이 유지하는 효과보다는 중간 단계 이후에 여러 구성원소들간의 반응 및 이들의 이동을 적절히 제어해 주는 것이 에피텍셜 실리사이드의 성

장 관점에서 볼 때 더 중요한 것으로 생각된다.¹⁹⁻²¹⁾ 그런데, Co/Nb 계에서는 Fig. 6과 7에서 볼 수 있듯이 500°C 이상에서 Co-Nb 간의 화합물이 형성된 후 800°C까지 계속하여 존재하였다. 그리고 그 외에 Nb 산화물의 형성도 관찰할 수 있었으나 500-700°C의 중간 열처리 단계에서 Co/Ti나 위의 Co/Hf 계에서 볼 수 있었던 Co-M-Si-O 나 M-Si-O 등의 삼원계 화합물의 형성과 그의 분해반응에 대한 증거는 찾을 수 없었다. 앞에서도 언급하였지만 이러한 삼원화합물의 형성과 그 분해과정에서 이루어지는 Co 원자의 확산이동의 조절은 Co 실리사이드의 에피택셜 성장에 무척 중요한 역할을 하게 된다. 따라서 Co/Nb 계에서는 중간 열처리 단계에서 이런 Co-Nb 합금층에 의한 반응제어(reaction barrier)가 이루어지지 못하고 단지 합금층을 통한 확산에 의해 Co 원자가 실리사이드화 반응이 일어나고 있는 Si 기판쪽으로 공급된다. 더군다나 이러한 확산은 결정립 계면을 따라 주로 이루어질 것이기 때문에 500°C 정도의 비교적 낮은 온도에서 Si 계면에 에피택셜 실리사이드의 핵이 형성된다 해도 XRD 스펙트럼에서 볼 수 있는 것처럼 Co와 Si간의 이동 및 반응이 매우 빨리 진행되어 이들 Co 원자들이 올바른 격자위치를 찾아갈 여유는 없을 것이다. Byun 등¹³⁾은 여러 Co/내열금속 이중층의 실리사이드화에 있어서 Ta나 Zr 중간층의 경우에는 에피택셜 실리사이드의 성장이 가능하였으나 V이나 Cr, Mo 등의 경우 에피택셜 성장이 불가능하였다고 보고한 바 있는데, 그것은 이상에서 기술한 바와 같은 이유 때문인 것으로 생각된다.

4. 결 론

Co/Hf, Nb/(100)Si 구조의 열처리에 따른 실리사이드화 반응을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Co/Hf 이중층 구조를 열처리할 때 CoSi_2 상으로의 상전이는 이미 500°C 부근에서 대부분 일어나며, 이 온도 구간에서 일부 CoSi 의 저온 형성상이 생성되기도 한다. 600°C 이상에서 CoSi_2 상으로의 상전이가 완료되었다.
2. Co/Hf 이중층 구조에서 에피택셜 실리사이드의 형성은 다른 결정방위를 갖는 실리사이드들과 더불어 500°C 부근에서부터 형성되기 시작하였으며, 600°C에서 가장 크게 발달하였다가 700°C 이상에서는 다른 결정방위를 갖는 결정면들도 발달하여 다결정질 구조를 이루었다.
3. Co/Hf 계에서는 열처리의 중간단계에서 Co-Si-O와 Hf-Si-O 등의 실리케이트상이 형성되었다. 그 후 800°C 이상의 고온에서 이 두 금속간의 층역전이 완전히 일어나면서 중간 화합물층의 분해반응이 일어나 시

편표면에 Hf 산화물과 Hf 실리사이드 등이 형성되었다. 이러한 중간 화합물층의 형성과 분해과정은 Co 실리사이드의 에피택셜 성장에 매우 중요한 역할을 한다.

4. 그러므로 700°C 이상에서 실리사이드의 성장이 완전한 에피택셜 층으로 일어나지 못하고 다결정질 상태로 형성되는 것은 실리사이드화 반응의 중간단계에서 형성되는 이러한 중간층들이 반응제어층으로써 Co와 Si의 이동을 제대로 제어하지 못하기 때문이다. 이러한 경향은 구성원소들의 확산이 더욱 빨라질 고온에서 보다 더 뚜렷이 나타난다.
5. Co/Nb 이중층을 이용하여 Co 실리사이드를 형성할 때 Nb 중간층의 두께가 점차로 증가됨에 따라 열처리 초기단계에서 CoSi_2 상으로의 상전이가 조금씩 지연되었다.
6. Co/Nb 구조에서는 Ti나 Hf의 이중층 구조와는 달리 고온에서의 열처리후에도 아무런 에피택셜 실리사이드의 생성이 일어나지 않았다. 이것은 Nb이 다른 내열금속들에 비해서 산화물의 환원력은 상당히 우수하지만, 실리사이드화 반응중 구성원소들의 이동을 제어해 줄 수 있는 안정한 반응제어층을 형성할 수 없기 때문에 열처리 초기 단계에서 에피택셜 실리사이드층의 핵이 형성된다 할지라도 계속해서 성장할 수가 없었다.

감사의 글

본 연구는 (주) 삼성전자의 연구비 지원으로 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. S. Wolf, Silicon Processing for the VLSI Era Vol 2-Process Integration, pp.154-160, Lattice Press, 1990.
2. J. C. Hensel, R. T. Tung, J. M. Poate and F. C. Unterwald, *Appl. Phys. Lett.* **44**, 913 (1984).
3. M. F. Wu, A. Vantomme, H. Pattyn, G. Langouche, K. Maex, J. van Hellemont, J. Vanacken, H. Vloeberg and Y. Bruynseraede, *Nucl. Instrum. Methods B45*, 658 (1990).
4. K. Maex, "Silicides for Integrated Circuits: TiSi_2 and CoSi_2 ," *Mater. Sci. and Eng.*, **R11**, Nos. 2-3 (1993).
5. R. T. Tung, J. C. Bean, J. M. Gibson, J. M. Poate and D. C. Jacobson, *Appl. Phys. Lett.* **40**, 684 (1982).
6. M. L. A. Dass, D. B. Fraser and C.-S. Wei, "Growth of epitaxial CoSi_2 on (100) Si ," *Appl. Phys. Lett.* **58**, 1308 (1991).
7. K. N. Tu, E. I. Alessandrini, W. K. Chi, H. Krantle and J. W. Mayer, *Jpn. J. Appl. Phys. Suppl. 2 Part 1*, 669 (1974).
8. A. E. White et al, *Appl. Phys. Lett.* **95**, 50 (1987)

9. A. E. White, K. T. Short, R. C. Dynes, J. P. Garno and J. M. Gibson, *Appl. Phys. Lett.* **50**, 479 (1979).
10. S. L. Hsia, T. Y. Tan, P. Smith and G. E. McGuire, "Formation of Epitaxial CoSi₂ Films on (001) Silicon Using Ti-Co Alloy and Bimetal Source Materials," *J. Appl. Phys.* **70**(12), 7579 (1991).
11. T. I. Selinder, D. J. Miller and K. E. Gray, "In Situ X-ray Diffraction Study of the Role of Annealing Ambient in Epitaxial CoSi₂ Growth from Co/Ti Bilayers on Si (001)," *Appl. Phys. Lett.* **67**(11), 1597 (1995).
12. A. Vantomme, M. A. Nicolet and N. D. Theodor, "Epitaxial CoSi₂ films on Si (100) by Solid Phase Reaction," *J. Appl. Phys.* **75**(8), 3882 (1994).
13. Jeong Soo Byun, Ph. D. Thesis, 서울대학교 무기재료 공학과 (1993).
14. M. -A. Nicolet and S. S. Lau, in *VLSI Electronics Microstructure Science*, Vol. 6, Chap 6, edited by N. G. Einspruch and G. B. Larrabee. Academic, New York, 1983.
15. L. B. Pankratz, Thermodynamic Properties of Elements and Oxides, pp.672 (Bulletin (US, Bureau of Mines)) 1982.
16. J. S. Byun, S. B. Kang, H. J. Kim, C. Y. Kim and K. H. Park, "Epitaxial growth of CoSi₂ on Si wafer Using Co/Ta Bilayer," *J. Appl. Phys.* **74**, 3156 (1993).
17. J. S. Byun, J. J. Kim, W. S. Kim and H. J. Kim, "Layer Reversal of Co/Zr Bilayer and Epitaxial Growth of CoSi₂ Layer on Si (001) Substrate," *J. Electrochem. Soc.* **142**(8), 2805 (1995).
18. 권영재, 이종무, 배대륙, 강호규. "Co/Ti 이중층을 이용한 Si 단결정 기판위의 에피택셜 Co 실리사이드의 형성." 한국재료학회지, Accepted.
19. G. B. Kim, H. K. Baik and S. M. Lee, "Control of Co Flux Through Ternary Compound of the Formation of Epitaxial CoSi₂ Using Co/Ti/Si System," *Appl. Phys. Lett.* **69**(23), 3498 (1996).
20. T. I. Selinder, T. A. Roberts, D. J. Miller, M. A. Beno, G. S. Knapp, K. E. Gray, S. Ogawa, J. A. Fair and D. B. Fraser, "In situ X-ray Diffraction Study of CoSi₂ Formation During Annealing of a Co/ti Bilayer on Si (100)," *J. Appl. Phys.* **77**(12), 6730 (1995).
21. S. Ogawa, M. L. A. Dass, J. A. Fair, T. Kouzaki and D. B. Fraser, *MRS Symp Proc.* **312** 193 (1993).