

Co/Nb 이중층 구조의 막역전을 이용한 박막 CoSi₂의 형성

이종무 · 권영재 · 이병욱 · 김영욱* · 이수천*

인하대학교 금속공학과
*삼성전자(주) 반도체 부문

Formation of Thin CoSi₂ by Layer Inversion of Co/Nb bi-layer

Chongmu Lee, Youngjae Kwon, Byunguk Lee, Young Wuk Kim* and Soo Chun Lee*

Department of Metallurgical Engineering, Inha University

* Samsung Electronics, Semiconductor Business

초 록 Co/Nb이중층 구조의 RTA처리에 따른 층역전 현상을 이용하여 CoSi₂를 형성하였다. 중간에 삽입된 Nb층은 산화성향이 매우 커서 Si와 Co의 균일한 반응을 방해하는 Si기판 표면의 산화막을 충분히 제거해 줄 수 있을 뿐만 아니라 Co의 실리사이드화 반응시에 Co와 결합하여 안정한 화합물을 형성해서 기판 Si의 과잉 소모를 막아 줌으로써 실리사이드화 반응을 제어하는 역할을 하는 것으로 나타났다. Co/Nb이중층 구조를 800°C에서 열처리하여 얻은 최종 구조는 Nb₂O₅/Co₂Si · CoSi/NbCo₂/Nb(O,C)/CoSi₂/Si으로 이중층간의 역전과 안정한 CoSi₂상의 형성은 비교적 고온인 약 700°C부터 시작되었으며, 전 열처리 온도구간에서 Nb의 실리사이드가 발견되지 않았는데, 이러한 점들은 모두 Nb산화물이나 Co-Nb합금층과 같은 매우 안정한 중간 구조상들이 Co와 Si의 원활한 이동을 제한하기 때문으로 보인다.

Abstract Thin CoSi₂ films were formed through layer inversion of Co/Nb bilayer during rapid thermal annealing(RTA). The Nb interlayer seems to effectively prevent over-consumption of Si and to control the silicidation reaction by forming Co-Nb intermetallic compounds and removing the native oxide formed on Si substrate which interferes the uniform Co-Si interaction. The final layer structure of the Co/Nb bilayer after 800°C RTA was found to be Nb₂O₅/Co₂Si · CoSi/NbCo₂/Nb(O,C)/CoSi₂/ Si. The layer inversion and the formation of a stable CoSi₂ phase occurred above 700°C, and the Nb silicides were not found at any annealing temperature. These may be due to the formation of very stable Co-Nb intermetallic compounds and Nb oxides which limit the moving of Co and Si.

1. 서 론

반도체 소자의 크기가 점차로 감소되고 작동속도는 더욱 빨라짐에 따라 회로의 성능 개선에 대한 필요성이 매우 커지고 있다. 이러한 필요성과 관련하여 MOS 전극부의 얇은 접합(shallow junction)의 형성과 기생직렬저항의 감소 방법이 주된 관심사로 떠오르고 있으며^{1,2)}, 이러한 문제점들에 대한 해결책으로서 제안된 것들중 하나가 MOS의 게이트와 소스, 드레인 전극을 동시에 실리사이드화 시켜 주는 salicide(self-aligned silicide) 공정 기

술이다²⁾.

지금까지는 여러 금속 실리사이드들 중에서 가장 비저항이 낮은 TiSi₂ 등의 Ti실리사이드가 salicide용 전극 재료로서 주로 사용되어져 왔으나, 앞으로 소자의 고밀도화가 더욱 진행되면 Ti실리사이드 공정상에서 발생할 수 있는 여러 문제점들, 예를 들면, TiSi₂의 생성시에 그 중간 단계에서 수반되는 C49상으로부터 보다 낮은 비저항을 갖는 C54상으로의 상변태가 실리사이드 반응 면적 (또는 선폭)감소에 의하여 상당히 어려워지는 문제³⁾, Ti와 SiO₂의 큰 반응성으로 인해 gate와 S/D전

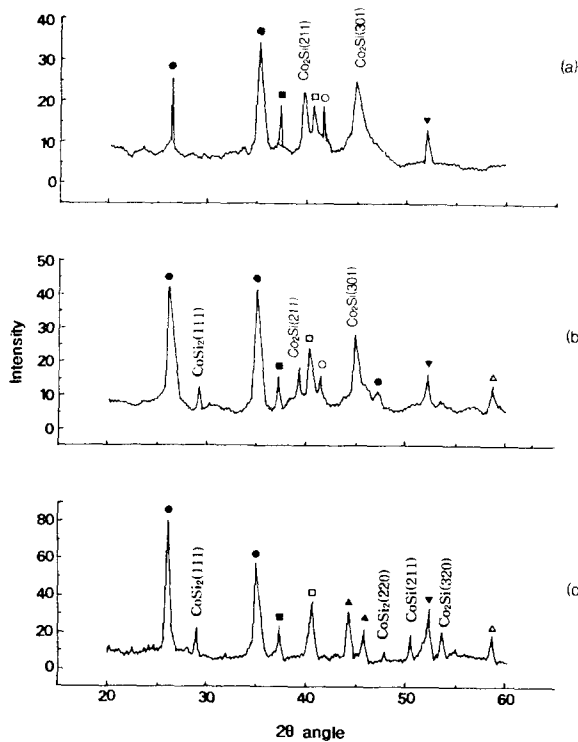


Fig. 1. XRD spectra of Co/Nb/Si sample after RTA for 30s at (a) 600°C, (b) 700°C, and (c) 800°C. (■ : Co₂Nb, □ : Nb₆Co₇, ● : Nb₂O₅, ○ : Nb₅Co₂Si, ▲ : NbCo₅, △ : Nb₂C, ▼ : Si)

극을 분리시켜 주는 oxide spacer가 Ti와 반응하여 전극들이 쉽게 단락 되는 문제³⁾, As이나 B 등과 같은 dopant들과의 높은 열적 불안정성⁴⁾, 그리고 막내의 높은 응력으로 인한 결함 발생⁵⁾ 등으로 인해 점차로 낮은 비저항과 높은 열적 안정성 등의 장점을 그대로 유지하면서 이와 같은 문제점들을 보이지 않는 Co 실리사이드에 대한 연구가 많이 이루어지고 있다^{6, 7, 8)}.

그러나 이렇게 Ti실리사이드에 비해 여러 면에서 상대적으로 많은 장점을 갖고 있는 Co실리사이드 공정도 단일층으로 실리사이드를 형성시킬 경우 그 형성반응시 Si의 소모가 너무 커서 점차로 축소되고 있는 MOS전극부에서 안정하게 얇은 접합을 형성하는 것이 힘들어지며, 1000°C 이상의 고온에서 열처리시 막이 응집되거나²⁰⁾, 또 직접 SiO₂를 환원시킬 수 없기 때문에 계면에서의 불균일한 반응으로 인하여 실리사이드/Si계면이 매우 거칠어져서 접촉저항이 증가하는 문제 등으로^{9, 10)},

양산 공정에서의 적용에 걸림돌이 되고 있다. 따라서 현재 여러 가지로 모색되고 있는 해결책들 중 한가지로 Co/내화금속의 이중층 구조를 통한 Co 실리사이드의 형성이 제안된 바 있다^{11, 12)}. 여기서 내화금속은 Si표면의 자연산화막을 환원시켜 제거함으로써 전 계면에 걸쳐 균일한 반응이 일어나 매끈하고 평탄한 계면을 만들어 주며, 중간에서 실리사이드화 반응을 제어하여 Si의 지나친 소모를 방지하는 역할을 하게 된다.

이와 같은 용도로 사용될 여러 내화금속들 중 특히 Nb는 Ta다음으로 산화성향이 크며¹³⁾, Co내에서의 solid solubility도 매우 낮아서¹⁴⁾ 위에서 말한 조건에 잘 부합하고, 또 자신의 실리사이드 형성온도도 650°C로 상당히 높은 편이므로¹⁵⁾, Co/내화금속의 층역전을 통한 균일하고 얇은 Co실리사이드층 형성에 매우 유력한 후보라 할 수 있다. 그러나 지금까지 이에 대한 연구는 자성재료등 실리사이드와는 관련 없는 용도로 일부 기초적인 조사가 진행된 바 있을 뿐이다. 따라서 본 논문에서는 이러한 여러 장점을 지니고 있는 Nb를 중간층으로 선택하여 Co/Nb이중층 구조를 형성하였다. 이어서 RTA처리를 통한 층역전 현상을 이용하여 얇은 Co실리사이드를 형성하고 반응 중에 형성되는 여러 중간 구조상들이 최종층구조에 미치는 영향에 대해 조사하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서 사용한 시편의 제작 공정은 다음과 같다. P형 Si(100)웨이퍼에 먼저 B이온을 주입하고 (E=80KeV, dose=2.0E13), 이어서 1150°C에서 780분간 drive-in 처리하였다. 그 다음 100Å 두께의 열산화막을 성장시키고 이어서 As이온을 주입한 후(40KeV, dose=5.0E15), 질소 분위기에서 850°C, 3분간 활성화 열처리하였으며 열처리가 끝난 시편들은 전면의 산화막을 제거함으로써 n⁻-Si 시편들을 만들었다.

이상과 같이 만든 n⁻-Si 시편에 대해 우선 100:1 HF용액으로 Si웨이퍼 상의 자연산화막을 제거해 주었으며 이어서 e-beam evaporator를 사용하여 기저진공을 1×10^{-5} torr로 유지하면서 Co(12nm)/Nb(18nm) 이중층(Nb아래, Co위) 박막을 차례로 형성한 후, 금속 열

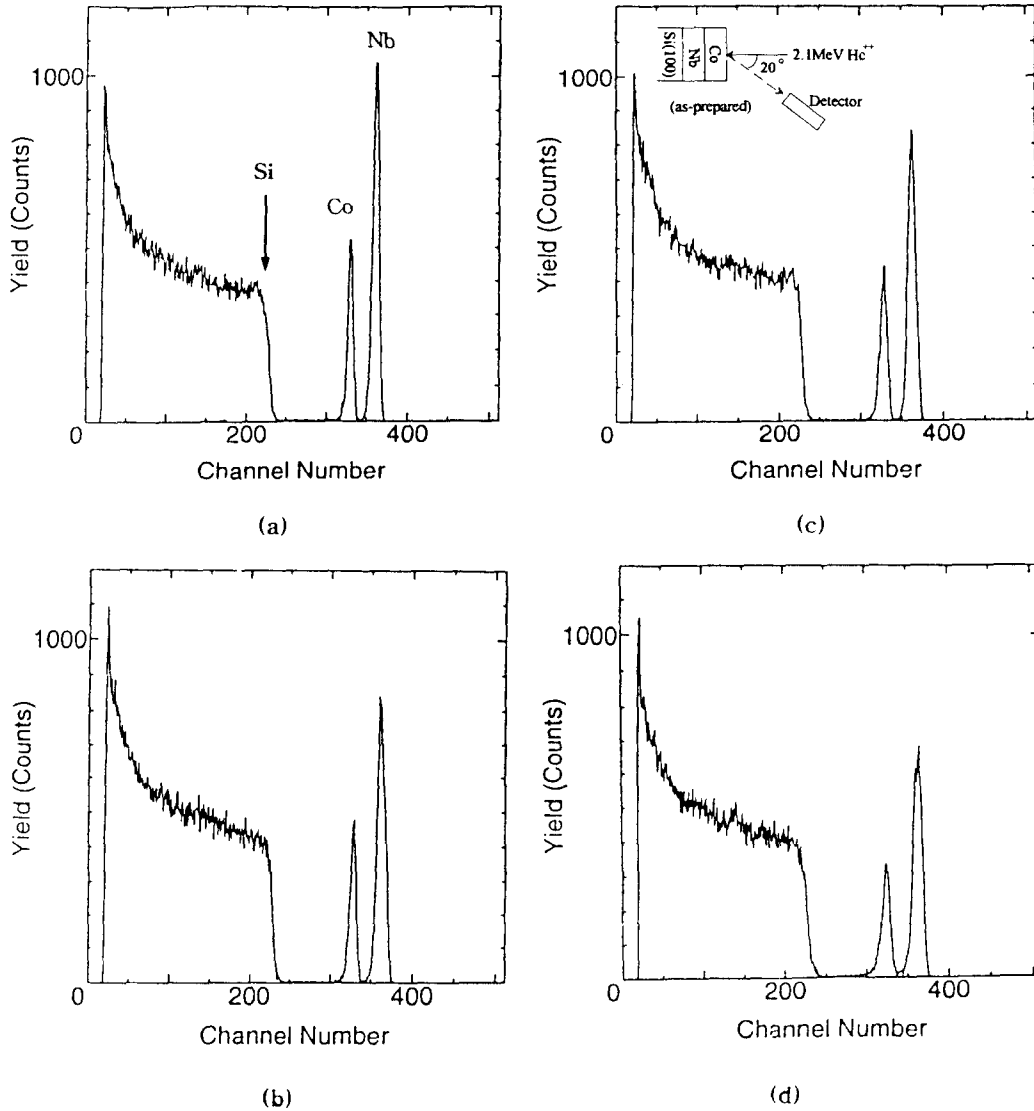


Fig. 2. RBS spectra of Co/Nb/Si sample after RTA for 30s : (a) no annealing, (b) 600°C, (c) 700°C, and (d) 800°C.

처리(Rapid Thermal Annealing)로 600, 700 및 800°C의 질소 분위기 하(순도:99.99%, 기저진공:1×10⁻⁴torr)에서 각각 30초간 열처리 함으로써 여러 종류의 시편을 만들었다.

이 시편들은 SEM과 TEM을 이용하여 각각 표면 형상과 층의 단면 구조를 관찰하였으며, glancing angle XRD에 의하여 열처리한 후 생성된 상들을 분석하였다. 또한 RBS분석에 의하여 반응과 확산거리를 조사함으로써 전체적인 층구조를 결정하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1의 (a)~(c)는 Si기판 위에 증착한

Co/Nb이중층막을 600~800°C의 온도 범위에서 열처리한 다음 XRD분석을 실시한 결과이다. 증착 직후(as-deposited)의 결정 구조는 여기서 보이지는 않았으나 비정질이었으며, 후속 열처리에 의하여 결정질 구조로 바뀔 수 있었다.

반응의 연속 과정을 살펴보면, 먼저 Nb₂O₅의 경우 생성 자유에너지 변화가, ΔG_f(Nb₂O₅) = -422.1Kcal/mol^[3]로서, SiO₂의, ΔG_f(SiO₂) = -204.7Kcal/mol^[3]에 비하여 훨씬 더 크므로, Fig. 1의 (a)에서 확인할 수 있듯이 600°C에서 Si보다 산화성향이 더 큰 Nb가 Co/Nb계면과 Nb/Si기판 계면부에서 산화되어 얇은

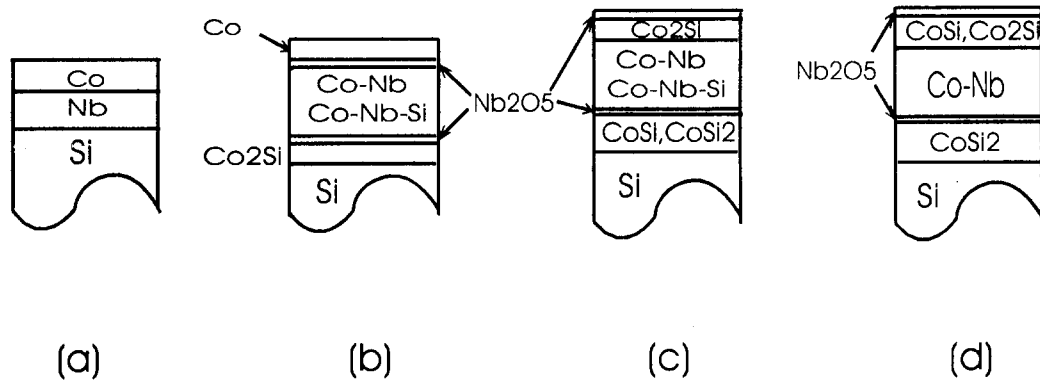


Fig. 3. Schematic cross-section views of Co/Nb/Si sample after RTA for 30s: (a) no annealing, (b) 600°C, (c) 700°C, and (d) 800°C.

Nb_2O_5 산화층을 형성한다. 물론, 이 중에는 Nb/Si계면의 SiO_2 자연산화막을 제거함으로써 생성되는 Nb_2O_5 도 상당량 있을 것이다. 따라서 Co/Nb이중층 구조를 사용할 때에는 Nb_2O_5 층이 생기지 않도록 Nb증착 장비와 RTA장비의 기저진공도 관리를 잘 해야 하며, Co 막의 증착 직전에 반드시 묽은 HF dipping 등의 방법으로 Nb막 위의 자연산화막층을 잘 제거해 주어야 할 것이다.

또한, 같은 XRD스펙트럼에서 보면 Nb_2O_5 등의 산화물 외에도 막의 중간 부분에서는 Co와 Nb의 금속간 화합물 및 Co-Nb-Si의 3원계 화합물이 생성되기 시작하며, Si계면에서는 Co실리사이드의 초기 생성상인 Co_2Si 가 생성되었다.

700°C에서 열처리한 경우 Fig. 1의 (b)를 보면 Si과의 계면에서 처음으로 $CoSi_2$ 가 생성되기 시작하였으며, Nb_6Co_7 의 금속간 화합물상이 발달하여 Co와 Nb간의 합금화가 더욱 진행되었고, 이 층위에 잔류해 있던 Co층이 Si와 반응하여 실리사이드화가 시작되고 있음을 알 수 있다. 그런데 Si는 $CoSi_2$ 층을 확산 통과할 수 없으므로¹⁵⁾ 상부의 Co실리사이드를 형성하는 데에 참여한 Si는 Co-Nb 합금층 내에 일부 존재하고 있던 Nb_3Co_2Si 등의 3원 화합물의 분해시에 생성된 것으로 생각된다.

그리고 800°C 열처리의 Fig. 1의 (c)를 보면, 다른 논문들^{12, 18, 19)}에서와는 달리 700°C에 이어 800°C에서도 $CoSi_2$ 상의 발달이 그다지 뚜렷하지 못하고 여전히 Co_2Si 나 $CoSi$ 상이 발견되고 있는 것을 알 수 있다. 또한 Co와 Nb

간의 화합물도 더욱 발달하여 Nb_6Co_7 외에 Nb_2Co 나 $NbCo_3$ 와 같은 상들도 많이 생성되었음을 알 수 있다. 이것은 Co-Nb의 금속간 화합물이 대단히 안정하여 Co-Nb합금층으로부터 Si계면부의 실리사이드층으로 Co가 원활히 공급되지 못하고, 따라서 $CoSi_2$ 상의 생성이 제한적으로 이루어지기 때문이다. 또한 XRD스펙트럼으로 부터도 확인할 수 있듯이 Co-Nb합금층 내의 Co-Nb-Si 3원계 화합물이 모두 소진됨으로써 표면의 silicide층에서는 Co에 비해 Si가 부족하여 안정한 $CoSi_2$ 상이 생성되지 못하는 것도 한가지 원인으로 보인다. 그러나 정확한 상의 생성 관계는 막두께와도 연관되어 있기 때문에 이에 대한 좀 더 자세한 연구가 필요하다 하겠다.

다른 한가지 더 주목할 만한 사실은 전 열처리 온도에서 Nb의 실리사이드가 발견되지 않은 점으로 $NbSi_2$ 의 생성열($\Delta H_f(NbSi_2) = -10.7 \text{ kcal/mole}$)¹⁷⁾이 Co_2Si , $CoSi$ 및 $CoSi_2$ 의 생성열(-9.2, -12.0 및 -8.2 kcal/mole)¹⁷⁾에 비하여 결코 적지 않음에도 불구하고 XRD스펙트럼 상에서 검출되지 않은 것은 Nb의 실리사이드화 반응이 다른 어떤 반응에 의해 방해받는 것이 아닌가 생각된다. 즉, Si원자들이 Nb원자들을 만날 기회가 많다면, $NbSi_2$ 가 생성되었을텐데, 그러지 못한 것은 Nb_2O_5 층과 중간 Nb층 또는 Co-Nb합금층 내에서 Si원자들의 확산속도가 낮아 Si원자들이 Nb_2O_5 층, Nb층 및 Co-Nb합금층을 통과하지 못하고 있는 동안 Nb막 내에서 확산속도가 상대적으로 빠른 Co원자들이 Nb막을 통과하여 Si기판 쪽

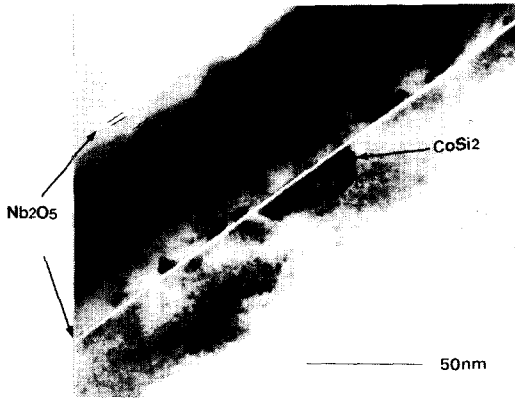


Fig. 4. TEM cross-section views after 800°C, 30s RTA of Co/Nb/Si (× 300,000)

으로 내려와 Si 원자들과 결합함으로써 먼저 Co 실리사이드 층을 형성하기 때문인 것으로 보인다. 일단, Co 실리사이드 층이 형성된 후로는 NbSi₂가 실리사이드 형성 온도도 더 높고 (CoSi₂: 550°C, NbSi₂: 650°C)¹⁵⁾, 반응의 활성화 에너지도 더 높기 때문에 (Co₂Si: 1.5~2.0 eV, NbSi₂: 2.7 eV)^{15, 16)} Nb 실리사이드가 형성될 기회는 거의 없을 것이다. 그리고 아직 Si 계면에서 CoSi₂가 생성되기 전의 초기 반응 단계에서 미량의 Si가 Nb 층으로 확산해 들어가지도 하겠지만, Nb의 산화성향이 워낙 크기 때문에 (내화금속 중 Ta 다음으로 크다) Nb의 산화가 우선적으로 일어나고, 또 계속해서 Co와 Nb의 합금화도 급속히 이루어지므로 일부가 Co-Nb-Si의 3원 화합물로 존재하다가 상부의 잔류 Co와 반응하여 표면부에 Co₂Si, CoSi 등을 형성할 수 있을 뿐이며 NbSi₂는 형성되지 않는다.

Co/Nb 이중층 구조의 실리사이드화 과정에서 발생하는 이러한 중간층들은 Co의 급격한 실리사이드화 반응을 중간에서 제어하는 일종의 반응에 대한 장벽의 역할을 함으로써 MOS 트랜지스터의 소스와 드레인 전극부의 얇은 접합 (shallow junction) 형성에 유용하게 이용될 수 있을 것으로 보인다.

Co/Nb 이중층의 실리사이드화 과정은 Fig. 2의 (a)~(d)에 보인 RBS 분석 결과에도 잘 나타나 있다. 분석시 사용한 이온 빔은 2.1 MeV He⁺이며, Co가 Si 내로 확산해 들어감에 따라 1 channel 당 100 Å의 비율로 피크의

폭이 넓어진다. Fig. 2의 좌측에 있는 넓은 폭의 피크는 Si 기관이고, 오른쪽의 높고 예리한 피크는 Nb이며, 가운데의 예리한 피크는 Co에 의한 것이다. 600°C와 700°C에서 열처리할 경우에는 as-deposited의 경우 상태에 비하여 Co 피크와 Nb 피크가 약간 감소한 것으로 보아 Co와 Nb 원자들이 일부 이동한 것으로 보이나 실리사이드는 아직 거의 형성되지 않은 것으로 생각된다. 그러나 800°C에서는 피크 아래의 면적의 변화로부터 계산한 Co와 Nb의 확산 거리가 각각 800 Å와 250 Å으로 CoSi₂ 층과 Co-Nb 합금층이 형성되었음을 짐작할 수 있다. 따라서 XRD와 RBS 분석 결과로부터 추정된 최종의 실리사이드 층 구조는 Fig. 3에 보인 바와 같이 Nb₂O₅/Co₂Si·CoSi/NbCo₂/Nb(O,C)/CoSi₂/Si이다. 이 때 Nb 산화물 층에 개재된 C는 Nb의 증착 중에 유입된 것으로 보인다.

Fig. 4의 TEM 사진에서는 NbC 또는 Nb₂O₅로 추정되는 가운데의 가는 백색 선을 경계로 하여 위쪽에는 표면으로부터 순서대로 Co₂Si와 CoSi가 혼합되어 있는 실리사이드 층, Co-Nb의 합금층, 그리고 아래쪽에는 CoSi₂ 층이 형성되어 있는 것을 볼 수 있다. Si 기관상의 SiO₂의 자연 산화막 층은 Nb₂O₅의 생성 열이 SiO₂의 생성 열보다 훨씬 더 크기 때문에¹⁷⁾ Nb에 의하여 환원되어 제거되었으나, 새로운 Nb₂O₅ 또는 NbC 층이 생성된 것으로 보인다. 이때의 산소는 SiO₂로부터 온 것 외에 Nb 막 내에 있던 것들이 이동해 와서 추가된 것으로 생각된다. 그리고 이러한 산화막 층 아래에 형성된 CoSi₂ 층은 800°C의 급속 열처리를 하였음에도 불구하고 응집 현상 (agglomeration)이 어느 정도 진행된 것을 관찰할 수 있었다. 이러한 현상은 막막의 입계가 표면 또는 기관과의 계면과 만나는 삼중점 (triple point)에서 입계 에너지와 표면 및 계면 에너지 간의 국부적 평형에 의하여 발생한 thermal grooving이 그 계면 에너지를 낮추고자 하는 열역학적 구동력에 의하여 막 입자들이 점차로 성장하면서 어떤 입계 크기를 지날 때 막이 연속성을 잃음으로서 발생한다²¹⁾. 이러한 응집은 막의 전기적 특성을 크게 열화시키기 때문에 이것을 막는 데는 실리사이드 막을 연속된 상태로 안정하게 유지시키는 것이 중요하며 이러한 응집

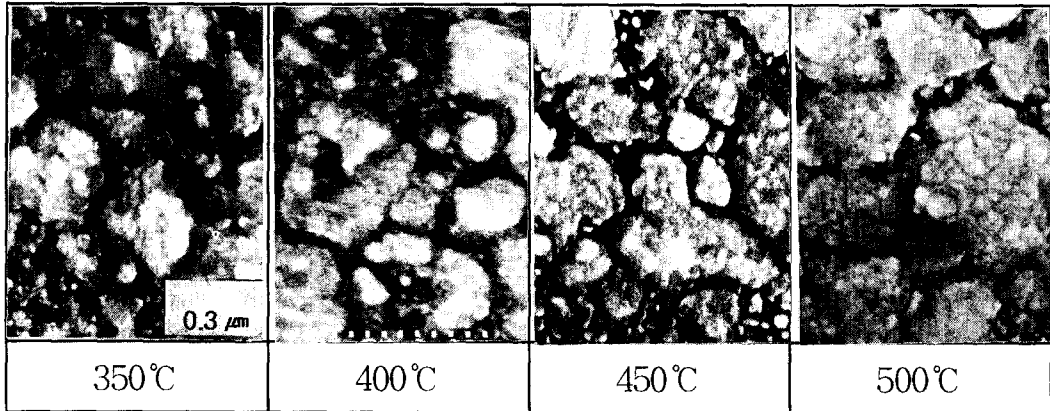


Fig. 5. SEM micrographs of Co/Nb bilayers on Si after RTA at various temperatures for 1min

현상에 영향을 미치는 인자들로써 실리사이드화 열처리중의 분위기, 특히 산소에 의한 열화 정도가 크다고 알려져 있다²²⁾. 그외 막두께, 입도, 계면에너지 등도 막의 응집에 큰 영향을 미친다고 보고된 바 있다²¹⁾. 본 실험에서는 막증착 및 실리사이드화 열처리시 진공도 등의 문제로 인하여 일정량의 산소가 개재됨으로써 삼중점에서 계면에너지가 평형을 이룰 수 있는 정합 실리사이드의 형성이 어려웠고, Nb중간층의 두께가 Co층보다 더 두꺼워서 원활한 Co원자의 이동이 제한을 받아 결과적으로 최종 Co실리사이드층의 두께가 매우 얇아져 예상 보다 낮은 열처리 온도에서도 응집이 일어난 것으로 보인다. 이러한 점은 안정한 CoSi_2 의 형성을 이룰 수 있는 온도 하한과 응집이 일어나기 시작하는 최고 온도간의 process window의 선택에 제한을 가할 것이므로, 최적 공정조건에 대한 추가적인 연구가 필요하리라 하겠다.

Co/Nb이중층 구조에서 두 원자들간의 초기 상호 확산거동은 최종 Co실리사이드의 구조에 큰 영향을 미칠 것으로 생각된다. 따라서 실리사이드화 열처리에 의하여 형성되는 합금층이나 실리사이드층 내에서의 원자들의 분포, 특히 편석 관계에 대한 비교 자료를 조사하기 위하여 350~500°C 범위(승온시간: 10min, 열처리시간: 1min, 상온까지의 냉각시간: ≈ 2 hr) 내에서 각 원자들의 이동이 보다 충분히 이루어 질 수 있도록 furnace 열처리한 시편 표면의 상태를 SEM으로 관찰하였다.

Fig. 5는 Co/Nb/Si를 350~500°C 범위에서 열처리한 시편으로, 350°C의 경우를 보면, 벌써 표면의 Co결정립들 사이로 Nb원자들이 편재되어 있는 것을 관찰할 수 있다. 온도가 450, 500°C 등으로 증가해도 여전히 Nb 원자들이 결정립계에 편재된 분포를 보였으며, Co의 결정립들이 점차 성장함에 따라 Co_2Si 로 실리사이드화 되어 가는 것을 관찰할 수 있었다. 그리고 이렇게 Co입계를 따라 확산이동한 Nb 원자들은 600°C 이상의 본 열처리 단계에서 분위기중의 산소와 반응하여 표면에 Nb산화층을 이루는 것으로 생각된다.

4. 결 론

이상에서 얻은 주요한 결과를 정리하면 다음과 같다.

1) Co/Nb/Si 열처리시 Nb_2O_5 의 ΔG_r , Nb_2O_5 가 커서 Nb/Si계면이나 Co/Nb계면에 Nb_2O_5 층이 생길 가능성이 매우 높다. 따라서 Nb 및 Co 증착 시나 열처리 시에 기저진공도를 잘 관리하여 산소의 유입을 최대한 억제해야 한다.

2) Co/Nb/Si 구조를 실리사이드화 열처리하였을 때 반응의 초기 단계에서부터 Co와 Nb가 상호 확산하여 Nb_3Co , Nb_2Co , NbCo , 등의 금속간 화합물이 생성되었다.

3) 실리사이드화 반응 중에 형성된 Co-Nb 합금이나 Nb_2O_5 등의 산화물들은 일종의 반응에 대한 장벽 역할을 함으로써 Co의 실리사이드화 반응을 중간에서 제어해 줄 수 있게 된다.

4) 그리고 열처리 중에 NbSi_2 가 전혀 생성되

지 않았는데, 이것은 NbSi₂의 생성열이 CoSi₂의 생성열 보다 작아서가 아니라 Nb₂O₅, Nb 및 Co-Nb합금층 내에서 Si의 확산속도가 Co의 그것보다 훨씬 더 낮기 때문으로 생각된다.

5) 따라서 최종적으로 형성된 CoSi₂층의 두께가 매우 얇고 NbSi₂생성 등의 부가적인 Si의 소모원이 없기 때문에 MOS 전극부의 얇은 집합 유지에 매우 유리하다.

6) 열처리의 초기 단계(500°C 이하)에서 Co와 Nb간의 합금화가 일어날 때 이 두 원소는 서로 균일하게 섞이지 않고 임계를 따라 우선적으로 확산하여 편석되는 경향을 보였다.

7) Co/Nb/Si구조를 800°C에서 열처리하여 얻어지는 최종적 구조는 Nb₂O₅/Co₂Si · CoSi₂/NbCo₂/Nb(O,C)/CoSi₂/Si으로, 여기서 CoSi₂의 형성이 다른 이중층 구조들에 비해 다소 늦게 700°C경부터 시작되어 800°C에서도 일부 준안정한 Co₂Si나 CoSi상이 존재하였다.

안정한 CoSi₂상을 얻을 수 있는 열처리 온도는 막의 응집 문제도 고려해야 하기 때문에 Co/Nb의 상대적 두께와 열처리 분위기 등의 최적 조건에 대한 추가적인 조사가 필요하다.

감사의 글

본 연구는 삼성전자(주)의 지원에 의하여 수행된 것으로 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. K.K. Ng and W.T. Lynch, IEEE Trans. Electron, Dev., July, **965** (1986).
2. S. Wolf, "Silicon Processing for the VLSI Era", Lattice Press, Vol **2**, 143(1990)
3. C. Mallardeau, Y. Morand, and E. Abonnean, J. Electrochem. Soc., January, **238** (1989).
4. D.B. Scott et al., IEEE Trans. Electron Dev., March, **562** (1987).
5. L.C. van den Hove et al. Ext. Abs. of the Electrochem. Soc. Meeting, Spring, **312** (1988).
6. L.C. van den Hove et al., IEEE Trans Electron Dev., March, **554** (1987).
7. S.P. Muraka et al., IEEE Trans Electron Dev., Oct. **2108** (1987).
8. L. Van den Hove et al., Electrochem. Soc. Abstracts, Vol. **88-1**, Atlanta, GA, May 15 -20, 312 (1988).
9. K.H. Jung et al., Ext. Abs. Electrochem. Soc. Conf., Spring, 1989, p.201, Abs. No. **143**.
10. C. Wei et al., Proceedings 6th Internatl IEEE VMIC Conf., Santa Clara, CA, **129** (1989).
11. S.L. Hsia, T.Y. Tan, P. Smith, and G.E. Mcguire, J. Appl. Phys, **70**, 7579 (1991).
12. 변정수, "코발트/내열금속 이중박막을 이용한 코발트 실리사이드 박막의 형성에 관한 연구", 서울대학교 무기재료공학과 박사 학위 논문, 1993
13. L.B. Pankratz and R.B. Mrazek, "Thermodynamic Properties of Elements and Oxides", U.S. Dept. of the Interior Bureau of Mines, Washington D. C., (1982).
14. T.B. Massalski, "Binary Alloy Phase Diagrams", American Society for Metals, Metals Park, OH (1986).
15. N.G. Einspruch, "VLSI Electronics Microstructure Science and", Vol. 6, Academic Press, New York (1981).
16. E.G. Colgan, C. Cabral, and D.E. Kotecki, J. Appl. Phys. **77**(2), 614 (1995).
17. K.N. Tu and J.W. Mayer, "Silicide formation, in Thin Films-Interdiffusion and Reactions", Ch. 10, J.M. Poate · K.N. Tu and J.W. Mayer eds, Wiley Interscience, NY, (1978).
18. S. Ogawa et al. "Silicides, Germanides, and their Interface", MRS symp. proc. Vol. **320**, 355 (1994).
19. K. Maex, Mat. Sci. and Eng. R11 Nos. **2-3**, Nov, 53 (1993).
20. Q.F. Wang, C.M. Osburn, P.L. Smith, C.A. Canovai, and G.E. Mcguire, J. Electrochem. Soc. **140**(1), 200 (1993).
21. T.P. Nolan and R. Sinclair, J. Appl. Phys. **71**(2), 614 (1992).
22. S. Ogawa, T. Yoshida, and J. Kouzaki, Appl. Phys. Lett. **56**, 725 (1990).