

論文94-31A-12-15

## 알루미늄/실리콘 직접 접촉창에 증착된 화학증착 알루미늄의 스파이킹 특성

(Spiking characteristics of the CVD aluminum plugged  
on silicon direct contacts)

李京一\*, 金映成\*, 朱承基\*\*, 羅寬球\*\*, 金旻植\*\*

(Kyung-Il Lee, Young-Sung Kim, Seung-Ki Joo, Kwan-Goo Rha and Woo-Shik Kim)

### 要約

집적회로의 금속선 형성을 위한 알루미늄 박막을 화학증착법으로 형성하였으며 이후 열공정에 의한 알루미늄/실리콘 직접 접촉창에서의 스파이킹 현상을 관찰하였다. 화학증착법으로 실리콘 기판에 알루미늄 박막을 형성했을 때에는 기존의 스퍼터링법에 의해 알루미늄이 형성된 경우 일어나는 스파이킹 현상과는 달리 실리콘 기판 전체에서 실리콘 확산으로 인한 실리콘 소모가 관찰되었다. 화학증착 알루미늄의 경우 알루미늄 증착 도중 실리콘의 소모가 일어나며 연속적인 막이 형성된 경우 실리콘이 소모되는 깊이가 수 백 Å으로서 매우 얇은 접합층에 사용하기에는 어려울 것으로 판단되었으나 알루미늄을 서브마이크론 접촉창에 선택 증진을 하는 경우 실리콘이 소모되는 깊이는 무시할 수 있을 만큼 작았으며 실리콘과의 접촉저항도 매우 작았다.

### Abstract

Aluminum films were chemically vapor deposited for the metallization of the integrated circuits and the spiking characteristics of the direct CVD Al/Si contacts were investigated. When the aluminum was formed by CVD uniform consumption of the substrate silicon was observed, which is quite different from the phenomena observed in sputtered Al. Silicon consumption occurred during the deposition of CVD Al and the erosion depth of the silicon was several hundred Å when the continuous films were formed on the substrate while much less erosion of the silicon occurred when the Al were formed in islands. When the submicron contacts were selectively plugged, contact resistances were very low and the erosion depth of the silicon was trivial.

### 1. 서론

\*正會員, 金星일렉트론(주) 半導體研究所  
(GoldStar Electron Semi. Research Lab.)  
\*正會員, 서울대학교 金屬工學科  
(Dept. of Met. Eng., Seoul Nat'l Univ.)  
接受日字: 1994年 5月 28日

알루미늄은 높은 전기전도도, 실리콘과의 낮은 접촉저항 및 공정의 용이성등으로 인하여 집적회로 금속배선 형성시 가장 널리 사용되고 있는 재료로서 막의 형성에 있어서 지금까지는 직시형 증착법인 스퍼

터링법이 가장 많이 사용되어 왔다. 그러나 소자의 집적도가 증가하면서 계단도포성 (step coverage)이 우수하고 선택적 증착이 가능한 화학증착법에 의해 알루미늄 박막을 형성하려는 연구가 활발히 진행되고 있다.<sup>11-5)</sup>

알루미늄은 집적회로의 배선으로 뿐만 아니라 실리콘 접촉창 (contact window)의 충전에도 쓰이게 되는데 알루미늄 박막을 실리콘 접촉창에 직접 증착하면 후 열공정에 의해 알루미늄 박막 내로 실리콘이 확산되어 들어가면서 부분적으로 심각한 실리콘 소모가 일어나는 스파이킹 현상이 발생한다.<sup>16)</sup> 스퍼터링법에 의해 알루미늄 박막을 증착하는 경우 지금까지는 스파이킹의 방지를 위해 알루미늄과 실리콘 사이에 알루미늄 확산 방지층을 형성하거나, 후 열처리 온도에서 알루미늄 내에 고용될 수 있는 실리콘 보다 많은 양의 실리콘이 함유된 알루미늄-실리콘 합금을 사용함으로써 알루미늄 내로 실리콘이 확산되는 것을 방지하였다. 화학증착법으로 Al-Si 합금 박막을 형성하는 것은 스퍼터링 법에 비해 어렵고 TiW이나 TiN 와 같은 우수한 특성을 갖는 확산 방지층 재료가 개발됨에 따라 화학증착법에 의한 박막 형성시에는 공정이 까다로운 합금막의 증착보다는 장벽층을 형성한 뒤 이 위에 순수 화학증착 알루미늄을 증착하는 것이 용이하다.<sup>7-8)</sup>

화학증착 알루미늄을 단결정 실리콘 기판의 접촉창에 직접 증착하면 실리콘과 실리콘 산화물에서의 높은 선택적 증착비 차이 때문에 선택적 증착이 용이할 뿐만 아니라 알루미늄 입자의 크기가 스퍼터링법에 의해 형성된 경우보다 크기 때문에 폭이 작은 접촉창에서는 단결정으로도 충전이 가능하다.<sup>14-15)</sup> 따라서 공정이 간단하면서도 실리콘과의 접촉저항이 낮으며 접촉창에서의 전기적원자이동 (electromigration) 저항 특성도 향상시킬 수 있다. 그러나 장벽층이 없이 실리콘 기판 위에 알루미늄을 직접 증착하면 알루미늄과 실리콘 계면에서 일어

나는 실리콘의 이동으로 인해 스파이킹이 발생할 소지가 있다.

본 연구에서는 화학증착 알루미늄 박막을 TIBA의 열분해에 의해 실리콘 기판과 집적회로의 접촉창에 직접 형성한 뒤 이후 열공정에 의해 발생할 수 있는 스파이킹에 대하여 조사하였다. 이를 위하여 실리콘 기판에 화학증착법과 스퍼터링법으로 형성된 알루미늄 박막을 증착한 뒤 후 열처리를 행하여 실리콘 확산으로 인한 실리콘 소모 현상을 비교, 관찰하였다.

화학증착법으로 알루미늄 박막을 형성한 경우 기존의 스퍼터링법으로 알루미늄 박막을 형성할 때 발생

하는 스파이킹 현상이 일어나지 않음을 관찰하였으며 실리콘 직접 접촉창 (direct contact)에서도 장벽층이 없이 순수 알루미늄을 형성할 수 있는 가능성을 관찰하였다.

## II. 실험 방법

냉벽 저압 화학증착기에서 삼이소부틸알루미늄 (triisobutylaluminum : TIBA)의 열분해에 의해 화학증착 알루미늄 박막을 형성하였다. 실험에 사용한 기판은 P형 (100) 5 인치 웨이퍼로서 증착전 시편 세정은 황산 세정 10분, 이온교환수 세척 10분, 100:1 불산 세정 10분, 이온교환수 세척 10분을 한 뒤 HEPA 필터 아래에서 초음파로 건조하였다. 세척이 끝난 웨이퍼를 로드락에 장입한 후 초기 진공은  $1 \times 10^{-5}$  torr 이하로 유지하였다. 액체 TIBA를 증발기에서 40~70°C로 가열하여 200 mtorr의 증착조 내 TIBA 압력을 얻었다. 반송 가스 (carrier gas)는 사용하지 않았으며 박막 증착시 웨이퍼의 표면 온도는 230~250°C 이었다.

증착된 알루미늄 박막의 두께는 표면 굴곡 분석기 (surface profilometer) 및 주사전자현미경을 이용하여 측정하였으며 박막의 표면 상태 및 단면은 주사전자현미경과 투과전자현미경으로 관찰하였다. 화학증착 알루미늄 박막의 증착 조건은 표 1에 나타내었다.

표 1. 화학증착 알루미늄 박막의 증착 조건  
Table 1. Deposition condition of CVD Al films.

프리커서	(C <sub>4</sub> H <sub>9</sub> ) <sub>3</sub> Al	
기판 온도	240~260	°C
증착조 압력	200	mtorr
반송 가스	없음	
유 량	5	sccm
증착 시간	20~60	min
증착 속도	1~5	μm/hr
초기 진공	< 1x10 <sup>-5</sup>	torr

스퍼터링법으로 형성한 알루미늄 박막은 Al-0.5%Cu 합금막이었다. 실리콘 기판 위에 화학증착법과 스퍼터링법으로 각각 두께 1 μm의 알루미늄 박막을 형성한 뒤 350~450°C, 질소 분위기에서 30분간 후 열처리를 행하였다. 실리콘 기판에 스퍼터링법으로 전면 증착한 시편과 화학증착법으로 전면 증착,

선택적으로 서브마이크론 접촉창에 충전한 시편에 대하여 같은 배취에서 열처리를 행하였다. 열처리가 끝난 시편은 알루미늄을 불산으로 습식 식각하여 낸 뒤 실리콘 표면과 단면을 관찰함으로써 실리콘 기판에서의 스파이킹 현상을 관찰하다.

### Ⅲ. 실험 결과 및 고찰

실리콘 기판 위에 스퍼터링법으로 두께 1 μm의 Al-0.5%Cu 박막을 형성한 뒤 열처리를 행하였다. 열처리가 끝난 뒤 10:1 불산으로 알루미늄 합금 박막을 습식 식각 제거하였으며 그림 1에 나타난 것처럼 실리콘 기판 표면을 주사전자현미경으로 관찰하였다. 알루미늄 합금 박막내에 실리콘이 함유되어 있지 않고 알루미늄과 실리콘 기판 사이에 확산 장벽층도 없었으므로 350℃의 열처리에 의해서도 스파이킹이 발생하였다. 스파이크의 단면을 관찰한 그림 1(c), 1(d)의 결과로부터 두 종류의 스파이크의 모양을 관찰할 수 있었으며 각각의 스파이크면이 (100) 실리콘 기판을 사용할 때 관찰되는 (111), (100) 면임을 알 수 있었다. 열처리 온도가 400℃ 일 때엔 그림 1-(c), 에 나타난 스파이크의 경우 깊이가 1 μm까지 되어 대부분의 집적회로 소자 접합층 (junction)을 파괴할 것이다.

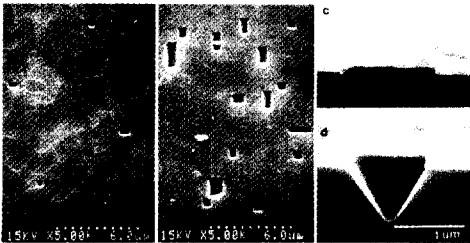


그림 1. 두께 1 μm의 Al-0.5%Cu 스퍼터링 박막을 질소 분위기에서 30 분간 열처리한 뒤 제거하여 관찰한 실리콘 표면. 열처리 온도는 (a) 350℃, (b) 400℃, (c), (d)는 (b)의 단면.

Fig. 1. Silicon surface after the removal of 1 μm sputtered Al-0.5%Cu alloy films annealed for 30 minutes under nitrogen ambient. The annealing temperature were (a) 350℃, (b) 400℃, (c), (d) are cross-section of (b).

화학증착법에 의해 두께 1 μm의 순수 알루미늄 박막을 실리콘 기판 위에 증착하였으며 스퍼터링법에 의해 알루미늄 막을 형성한 시편과 같은 열처리 배취에서 후 열처리를 행하였다. 열처리 후 알루미늄을 습식 제거하여낸 뒤 실리콘 표면을 관찰하였으며 결과를 그림 2에 나타내었다. 스퍼터링 법에 의해 알루미늄 박막을 형성하였을 때에는 스파이크가 발생하였으나 같은 두께의 알루미늄이 화학증착법에 의해 형성되었을 때에는 스파이크가 발생하지 않았다. 실리콘 표면에 화학증착 알루미늄 입자 모양의 무늬가 관찰되며 단면을 관찰하면 그림 2(c)에 나타난 것처럼 알루미늄 입자의 입내에 해당하는 부분의 실리콘이 전체적으로 소모가 일어난 것을 알 수 있다. 즉, 실리콘의 확산이 스퍼터링 법에 의해 형성된 알루미늄의 경우에서처럼 자연 산화막이 먼저 파괴된 일부분에서 집중되어 일어나지 않고 실리콘 기판 전체에서 동시에 일어나므로 실리콘이 소모된 깊이가 매우 얇으며 그 모양도 스퍼터링의 경우와 전혀 다른 양상을 보이고 있다.

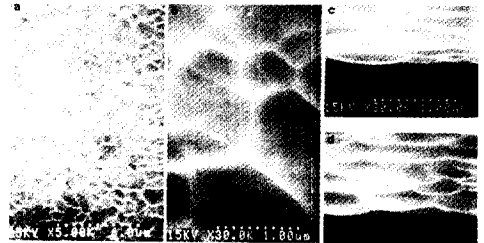


그림 2. 두께 1 μm의 화학증착 알루미늄 박막을 질소 분위기에서 30 분간 열처리한 뒤 제거하여 관찰한 실리콘 표면. 열처리 온도는 (a) 400℃, (b) (a)의 확대, (c) 400℃, (d) 450℃.

Fig. 2. Silicon surface after the removal of 1 μm CVD aluminum films annealed for 30 minutes under nitrogen ambient. The annealing temperature were (a) 400℃, (b) magnified view of (a), (c) 400℃, (d) 450℃.

스퍼터링법으로 알루미늄을 형성하는 경우 알루미늄과 자연 산화막의 반응에 의해 산화막이 먼저 파괴되는 몇 군데를 통하여 실리콘이 이동하며 알루미늄 내에서는 알루미늄 입내 보다 실리콘의 확산 속도가 빠른 입계를 통해 실리콘의 이동이 주로 일어난다.

스퍼터링법으로 형성된 알루미늄은 화학증착법에 의해 형성된 알루미늄에 비해 입자의 크기가 작아 실리콘이 빨리 이동할 수 있는 입계가 많으며 자연 산화막이 파괴된 몇 곳만을 통하여 실리콘의 확산이 일어나 짧은 시간 내에 알루미늄 전체에 실리콘이 고용되므로 국부적으로 심각한 실리콘 기판의 소모가 일어나는 스파이킹 현상이 발생한다.<sup>[6]</sup> 화학증착 알루미늄에서는 알루미늄과 실리콘이 직접 접촉하고 있는 알루미늄의 입내 부분에서만 실리콘의 소모가 관찰되며 알루미늄의 입계에 해당하는 부분의 실리콘은 소모되지 않은 것처럼 보인다.

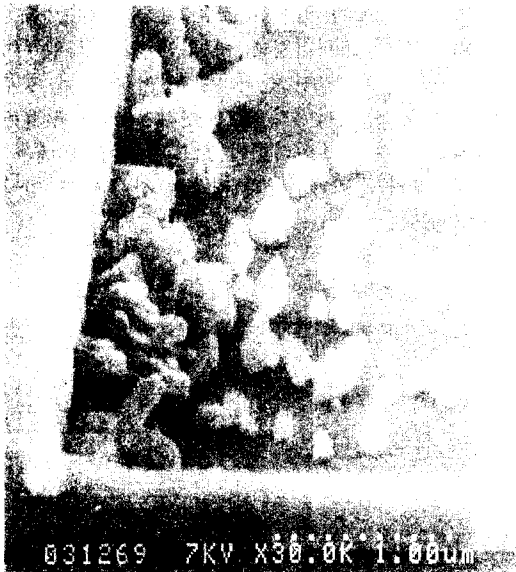


그림 3. 실리콘 기판에 증착된 화학증착 알루미늄의 섬형 증착 특성

Fig. 3. Island growth characteristics of CVD Al deposited on Si substrate.

화학증착 알루미늄은 기판의 촉매 작용에 의해 실리콘 기판에서 자라며 실리콘 위에서는 입자의 성장 속도에 비해 핵 생성 속도가 매우 느리기 때문에 그림 3에 나타낸 것처럼 섬형 증착 (islands growth) 특성을 나타낸다.<sup>[6]</sup> 이러한 특성 때문에 증착 초기 형성된 알루미늄 입자가 계속 성장해 입자끼리 만남으로서 연속적인 막을 형성하게 되며 그림 4에 나타낸 것처럼 막의 표면이 매우 거칠다. 따라서 연속적인 막이 형성되었을 때에는 실리콘 기판과 알루미늄 입자에 의해 둘러싸여진 공공이 형성되며 알루미늄 증착된 실리콘 기판에 존재하고 있던 자연 산화막은 알루미늄 막의 성장중 알루미늄 핵이 생성, 성장하면

서 알루미늄과 반응하여 알루미늄 입자가 실리콘과 접하고 있는 곳에서는 없어지는 것으로 판단된다.

그림 5에 나타낸 것처럼 공공이 형성된 곳 아래에는 알루미늄 입자에 의한 자연 산화막의 분해가 일어나지 않는 반면 알루미늄 입자가 실리콘과 접하고 있는 곳에서는 자연 산화막의 분해가 일어나기 때문에 실리콘의 확산이 알루미늄 입자를 통해 일어나며 알루미늄과 접하고 있는 부분에서만 실리콘의 소모가 일어난 것으로 보인다. 스퍼터링법으로 알루미늄을 형성한 경우 열처리 후에만 실리콘의 소모가 일어난 반면 화학증착 알루미늄의 경우 열처리의 유, 무에 관계없이 동일한 양상으로 같은 양만큼의 실리콘 소모가 일어나 알루미늄 증착중 자연 산화막의 분해 및 실리콘의 확산이 일어났음을 알 수 있었다.

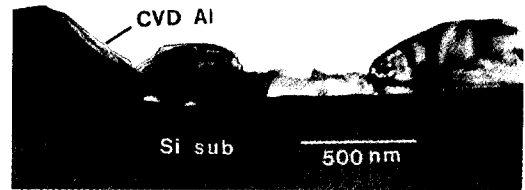


그림 4. 실리콘 기판에 증착된 화학증착 알루미늄의 단면 투과전자현미경 이미지

Fig. 4. Cross sectional TEM image of CVD Al deposited on Si substrate.

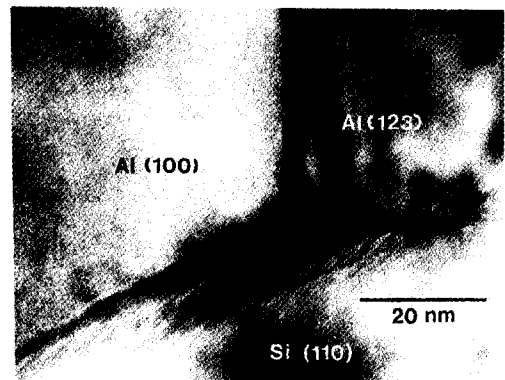


그림 5. 화학증착 알루미늄/실리콘 계면의 단면 투과전자현미경 이미지

Fig. 5. Cross sectional TEM image of CVD Al/Si interface.

화학증착 알루미늄이 연속적인 막보다 섬형으로 증착되었을 때에는 실리콘이 소모되는 양이 적었다. 높

이가 0.3  $\mu\text{m}$  인 섬형 입자의 경우 실리콘이 소모되는 깊이는 그림 6(a), 6(b)에 나타난 것처럼 50Å 보다 얇았다. 알루미늄을 증착한 뒤 후 열처리 온도가 400  $^{\circ}\text{C}$  이면 알루미늄 내로 고용될 수 있는 실리콘의 양이 0.5% 이하이다. 따라서 두께 0.3  $\mu\text{m}$  인 알루미늄 입자의 경우 실리콘 전면에서 실리콘의 소모가 일어난다면 알루미늄 내로 실리콘이 포화 고용된다고 하더라도 실리콘의 소모 깊이는 10~20Å 일 것이다. 그러나 0.5  $\mu\text{m}$  두께의 연속적인 알루미늄이 형성되었을 때에는 그림 6(c)에 나타난 것처럼 실리콘 소모량이 많았다. 알루미늄 내로 고용될 수 있는 양보다 많은 실리콘의 소모가 일어났으며 실리콘의 소모가 실리콘 기판의 대부분 영역에서 일어났음에도 소모 깊이가 ~500Å 정도 되었다. 또한 알루미늄과 접하고 있지 않은 곳의 실리콘은 원래의 실리콘 표면과 높이가 유사했으나 알루미늄 입자와 접하고 있는 부분에서는 원래의 실리콘 표면보다 500~Å 정도 실리콘 표면이 낮았다.

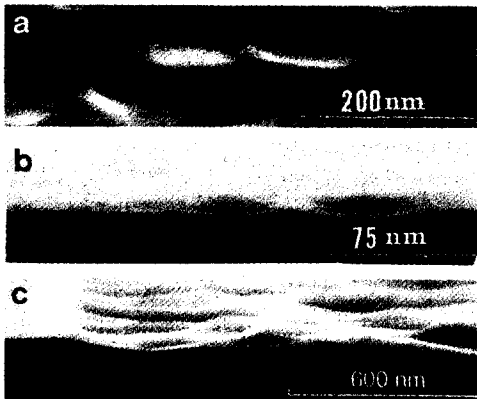


그림 6. 주사전자현미경으로 관찰한 실리콘 표면. 화학증착 알루미늄은 열처리 후 실리콘 표면 관찰 전에 제거하였음. (a) 섬형 알루미늄 (높이:0.3 $\mu\text{m}$ ) 형성. (b) (a)의 경사 단면. (c) 연속적 Al (높이:0.5 $\mu\text{m}$ ) 형성

Fig. 6. Si surfaces observed with SEM. CVD Al were annealed and removed before the observation of silicon surfaces. (a) Island Al (H:0.3 $\mu\text{m}$ ) was formed. (b) Tilted cross section of (a). (c) Continuous Al (H:0.5 $\mu\text{m}$ ) was formed.

알루미늄 입자가 서로 만나 연속적인 막을 이루게

되면 실리콘이 알루미늄 입자와 접하고 있는 계면을 통해 확산되기는 하지만 일단 알루미늄 내로 확산된 실리콘이 알루미늄 입자의 입계를 통해 급격히 확산하며 이 입계에서는 실리콘의 고용 한도를 넘는 범위까지도 고용된다.<sup>[11]</sup> 따라서 실리콘이 소모되는 모양은 섬형 증착의 경우처럼 알루미늄 입자의 모양을 가지지만 실리콘이 소모되는 양이 많아져 그림 6(c)에 나타난 것처럼 실리콘 기판이 ~500Å 소모된다. 그러나 한 개의 알루미늄 입자로 실리콘이 확산된 경우 실리콘이 소모되는 깊이는 무시할 수 있을 만큼 작았다. 실제로 화학증착 알루미늄이 적용될 서브마이크론 접촉창에서는 알루미늄이 단결정으로 자라날 수 있으므로 실리콘이 소모되는 깊이는 매우 얇을 것이다. P 기판에 As을 이온주입후 열공정을 거치면서 깊이가 0.3  $\mu\text{m}$ , 면저항이 32 $\Omega/\square$ 인 n<sup>+</sup> 집합층에 알루미늄을 선택 충전하여 CVD Al/Si 직접 접촉창을 형성하였다. 100 쌍짜리 접촉창열 (contact string)과 켈빈 저항을 이용하여 접촉저항을 측정된 결과 그림 7에 나타난 것처럼 0.5  $\mu\text{m}$ 의 서브마이크론 접촉창에서 개당 20~30 $\Omega$ 의 접촉저항을 나타내었다.

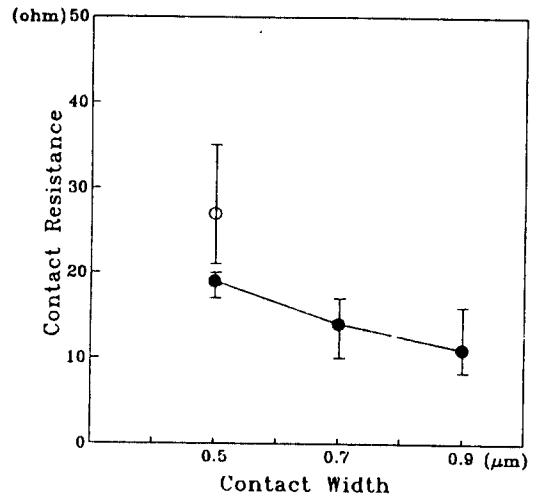


그림 7. 화학증착 알루미늄과 n<sup>+</sup> 실리콘의 접촉저항. 접촉저항은 100 쌍짜리 접촉창열(○)과 켈빈저항(●)으로 측정하였음

Fig. 7. Contact resistances between n<sup>+</sup> Si and CVD Al. The contact resistances were measured with 100 pair contact strings(○) and Kelvin resistors(●).

화학증착 알루미늄을 실리콘 기판에 직접 증착한

뒤 후 열처리를 행하여도 스파이킹 현상은 나타나지 않으나 실리콘 소모가 수 백Å 일어나며 매우 얇은 접합층에서 문제를 발생 시킬 수 있다. 그러나 화학 증착 알루미늄을 서브마이크론 접촉창에 선택적으로 충전하면 단결정으로 충전이 가능하여 실리콘 소모에 의한 접합층 파괴를 줄일 수 있을 뿐만 아니라<sup>4,11)</sup> 실리콘과 알루미늄이 직접 접촉하므로 낮은 접촉저항을 갖는 안정한 접촉창을 형성할 수 있을 것이다.

#### IV. 결 론

실리콘 기판에 화학증착법으로 순수 알루미늄 박막을 증착한 뒤 후 열처리를 했을 때에는 스퍼터링법에 의해 증착한 경우 일어나는 스파이킹 현상과는 달리 실리콘 기판 전체에서 화학증착 알루미늄 입자 모양의 실리콘 소모가 관찰되었다. 화학증착 알루미늄의 경우 알루미늄 증착 도중 실리콘의 소모가 일어나며 알루미늄이 연속적인 막을 이루었을 때에는 실리콘이 소모되는 깊이가 수 백Å 이었으나 알루미늄 입자끼리 서로 만나지 않고 섬형으로 증착한 경우 실리콘의 소모량은 매우 적었다. 알루미늄을 서브마이크론 직접 접촉창에 선택 충전하는 경우 실리콘과의 접촉 저항도 우수할 뿐만 아니라 실리콘이 소모되는 깊이는 무시할 수 있을 만큼 작았다.

#### 參 考 文 獻

[1] R. A. Levy, M. L. Green and P. K. Gallagher, "Characterization of LPCVD aluminum for VLSI processing", *J. Electrochem. Soc.*, 131, 9, p.2175, 1984

[2] H. W. Piekarr, L. F. Tz. Kwakman and E. H. A. Granneman, "LPCVD of aluminum in a batch-type load-locked multi chamber processing system", *VMIC Technical Digest*, p.122, 1989.

[3] K. P. Cheung, C. J. Case, R. Liu, R. J. Schutz and R. S. Wagner, "Improved CVD aluminum deposition

using in-situ sputtered nucleation layers", *VMIC Technical Digest*, p.303, 1990.

- [4] K. Tsubouchi and K. Matsu, "Selective aluminum chemical vapor deposition", *J. Vac. Sci. Tech.*, A10, 4, p.856, 1992
- [5] M. J. Cooke, R. A. Heineke, R. C. Stern and J. W. C. Maes, "LPCVD of Al-Si alloys for semiconductor metallization", *Solid State Technology*, 12, p.62, 1982.
- [6] D. Pramanik and A. N. Saxena, "VLSI metallization using aluminum and its alloys", *Solid State Technology*, 1, p.127, 1983.
- [7] I. J. Raaijmakers et al., "Microstructure and barrier properties of reactively sputtered Ti-W nitride", *J. Electronic Materials*, 19, 11, p.1221, 1989.
- [8] E. Kondoh et al., "Diffusion barrier properties of TiN films for submicron silicon bipolar technology", *J. App. Phys.*, 72, 1, p.2743, 1989.
- [9] K. Tsubouchi, K. Matsu, K. Sasaki and N. Mikoshiba, "Selective Al CVD on hydrogen-terminated Si surface", *IEDM Technical Digest*, p.269, 1991.
- [10] K.-I. Lee, Y.-S. Kim and S.-K. Joo, "Effect of substrate temperature on the selectivity in low pressure chemical vapor deposition of aluminum", *J. Electrochem. Soc.*, 139, 12, p.3578, 1992.
- [11] K. Tani, S. Nishikawa, "Improvement of the interface between selectively deposited Al and Si by annealing", *SSDM Extended Abstract*, p543, 1993.

---

著 者 紹 介

---

李 京 一(正會員) 第 31卷 A編 第 10號 參照

.

朱 承 基(正會員) 第 31卷 A編 第 10號 參照

.

金 盱 植(正會員) 第 31卷 A編 第 10號 參照

.



金 映 成(正會員)

1988年 ~ 1992年 서울대 금속과  
졸업. 1992年 ~ 1994年 동대학  
원 석사. 1994年 동대학원 박사과  
정

羅 寬 球(正會員) 第 31卷 A編 第 10號 參照