

(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 특허공보(B1)

(51) Int. Cl.⁶
H01L 21/28

(45) 공고일자 1995년05월22일
(11) 공고번호 특1995-0005257

(21) 출원번호	특1991-0011444	(65) 공개번호	특1992-0003416
(22) 출원일자	1991년07월06일	(43) 공개일자	1992년02월29일
(30) 우선권주장	2-177554 1990년07월06일 일본(JP) 2-177555 1990년07월06일 일본(JP)		
(71) 출원인	쓰보우찌 가즈오 일본국 미야기켄 센다이시 다이하꾸꾸 히도기다 2쵸오메 30-38		
(72) 발명자	쓰보우찌 가즈오 일본국 미야기켄 센다이시 다이하꾸꾸 히도기다 2쵸오메 30-38 마스 가즈야 일본국 미야기켄 센다이시 다이하꾸꾸 미가미네 1쵸오메 3-3-201		
(74) 대리인	장용식		

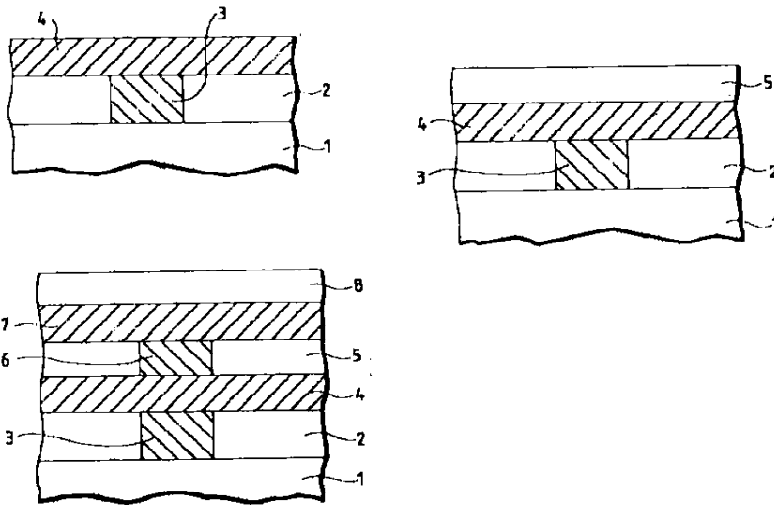
심사관 : 박형식 (책자공보 제3979호)

(54) 금속박막형성법

요약

내용 없음.

대표도



명세서

[발명의 명칭]

금속박막형성법

[도면의 간단한 설명]

제1a~c도는 본발명에 의한 단결정화 방법 및 그것을 이용한 배선 형성방법을 설명하기 위한 모식적 단면도,

제2도(a),(b),(c)는 본발명에 적용가능한 단결정 Si 시이드 패턴을 설명하기 위한 모식적 상면도,

제3도는 주사형 μ -RHEED 현미경을 설명하기 위한 모식도.

제4도는 순간 가열(RTA) 장치를 설명하기 위한 모식도,
 제5(a),(b)는 본발명의 적용가능한 시료형상과 레이저빔 조사방법을 설명하기 위한 모식도.
 제6도(a),(b)는 본발명에 적용가능한 시료형상과 레이저 빔조사 방법을 설명하기 위한 모식도.
 제7도(a),(b)도는 본발명에 적용가능한 시료형상과 레이저빔 조사방법을 설명하기 위한 모식도,
 제8도는 선상 히이터에 의한 가열 방법을 설명하기 위한 모식도,
 제9도는 램프를 사용한 가열 방법을 설명하기 위한 모식도.
 제10도는 고주파 가열법을 사용한 가열 방법을 설명하기 위한 모식도,
 제11도는 전자빔을 사용한 가열 방법을 설명하기 위한 모식도,
 제12도는 주사 μ -RHEED의 원리를 설명하기 위한 모식도,
 제13도는 주사 μ -RHEED의 현미경 관찰의 원리를 설명하기 위한 모식도.
 제14A,14B도는 전자선회석 패턴을 도시한 도면,
 제15~17도는 시료 전면에 퇴적한 Si막의 결정입계를 도시한 주사 μ -RHEED상에 1예를 도시한 도면으로서, 제15~17A도는 시료가열전, 제15~17B도는 시료가열후(검출회절반점 111), 제15-17C도는 가열후(검출회절반점 202)를 각각 나타낸다.
 제18,19도는 단결정화를 행하는 시료의 모식적 사시도.

* 도면의 주요부분에 대한 부호의 설명

- | | |
|-------------------|----------------------|
| 1 : 기체 | 2,5,8 : 절연막 |
| 3,6 : 단결정 | AI, 4, 7 : 단결정화되는 AI |
| 20 : 전자총 | 21 : 전자비임 |
| 22 : 회절전자선 | 23 : 형광판 |
| 24,24',24" : 광파이버 | 25,25', 25" : 광전자증배관 |
| 28 : CRT | 30 : 2차 전자검출기 |
| 31 : 시료 | 33 : 열전쌍 |
| 34 : 진공챔버 | 35 : 배기 장치 |
| 200 : 기체 | 201 : 지지대 |
| 202 : 석영관 | 203 : 램프 |
| 204 : 반사핀 | 82 : 가열기체 |
| 83 : 히이터 | 84 : 전원 |
| 92 : 가열기체 | 93 : 램프 |
| 94 : 반사미러 | 102 : 석영관 |
| 103, 111 : 가열기체 | 112 : 필라멘트 |
| 113 : 전자비임 | 115 : 집속코일 |
| 115' : 편향판 | |

[발명의 상세한 설명]

본발명은 금속박막형성법에 관한 것으로, 특히 반도체 집적회로장치등의 배선에 알맞게 적용될 수 있는 AI을 주성분으로 하는 금속박막형성법에 관한 것이다.

종래, 반도체를 사용한 전자디바이스나 집적회로(LSI)에 있어서, 전극이나 배선에는 주로 순알루미늄(AI) 또는 AI-Si 등의 AI을 주성분으로 하는 금속이 사용되어 왔다.

AI은 염가이고 전기 전도도가 높으며, 또 표면에 치밀한 산화막이 형성되므로, 내부가 화학적으로 보호되어 안정화하는 것과, Si와의 밀착성이 양호한 것등, 많은 이점을 가지고 있다.

그런데, 초 LSI 등의 집적도가 증대하고, 배선의 미세화나 다층배선화등이 근년에 특히 필요로 하게 되었다.

Si막의 퇴적방법으로서 단차부에서 배선절단이 생기지 않도록 스텝 커버리지가 뛰어난 퇴적방법이 필요하다.

또 미세한 콘택트 구멍이나 드루호울등의 비어호울에도 스텝 커버리지 좋게, 혹은 비어호울에 선택적으로 퇴적할 수 있는 방법이 필요하다. 또한, 일렉트로 마이그레이션, 스트레스 마이그레이션 내

성이 뛰어난 고신뢰성 배선인 것이 필요하다.

종래의 LSI에서는 단차부에 테이퍼를 설치하여 단차부에서의 스텝 커버리지의 열화를 방지하였으나, 미세화와 함께 단차부에 테이퍼를 설치할 수 없어서, 수직의 단차로 되어 왔다.

스퍼터법은 진공중의 입자의 직선 운동을 기초로 하므로, 수직의 단차부에서의 막두께는 아무래도 단차부 이외의 장소보다도 얇게 되어 버려, 양호한 스텝 커버리지를 유지할 수 없다.

또, 비어호를 개소에 있어서도 비어호울을 완전히 메울수는 없고, 비어호울내에 새집(공간) 등이 생겨버려 양호한 콘택트를 형성할 수 없다.

Al을 함유한 가스를 기체(基體 또는 기판)가 놓여진 공간에 수송하고, 원료가스의 기체 표면에서의 흡착과 반응을 사용하여 바라는 퇴적막을 형성하는 화학적기상 성장법 (이하 CVD법이라고 약칭한다)에 의하여 Al, Al-Si를 퇴적할 수 있다. CVD법에서는 원료가스의 기체표면상에서의 흡착과 반응을 이용하기 때문에 단차부에서의 스텝 커버리지가 뛰어난 특징이 있다. 또, 기체표면의 종류에 따라 선택되기도 가능하다.

CVD에는 일반적으로 원료가스로서 트리메틸알루미늄($(CH_3)_3Al$, 이하 TMA라고함), 트리이소부틸알루미늄($(iC_4H_9)_3Al$, 이하 TIBA라고함), 디메틸알루미늄 하이드라이드($(CH_3)_2AlH$, 이하 DMAH라고함)등의 유기금속원료가 사용되고 있다. 잘 알려져 있는 바와같이 CVD법으로 퇴적되는 Al막은 스퍼터법에 비하여 스텝 커버리지가 뛰어나다.

또, CVD에서는 SiO_2 가 형성된 Si 기체 표면상에 있어서 Si가 노출된 부분만에 선택적으로 퇴적하는 것도 가능하다.

DMAH와 수소를 사용한 CVD법(쓰보우찌오사「닛카이 마이크로 디바이스」 1990년 6월 1일호. p.89~102)에 의하면, Si나 금속등의 도전성 기체상에만 Al 또는 Al-Si의 선택성장이 가능하고, 또한 Si 기체상에 선택적으로 퇴적한 Al은 단결정이다.

Si상에 선택 성장한 Al 영역은 단결정이므로, 열처리시에 Si 계면에서 에로존이나 스파이크의 발생도 없고, 콘택트 저항의 열화가 없다. 또한 Al을 비어호울중에 선택적으로 퇴적한후, 기체 표면전면에 퇴적할 수 있어서, 비어호울을 완전히 평탄화하여 Al 또는 Al-Si를 퇴적시키는 것이 가능하다. 따라서 미세화가 진행되고 있는 초 LSI에 있어서 단차부나 콘택트부, 비어호울에서의 배선절단이 생기지 않는 양호한 배선을 형성할 수 있다.

일렉트로 마이그레이션(이하 EM라고 약칭함)은 배선에 전류를 계속 흐르게 하였을때, 배선절단이 생기는 현상이다.

배선절단은 Al 배선의 결정입계에서 생긴다고 일컬어지고 있다. 또, 스트레스마이그레이션(이하 SM라고 약칭함)은 Al 배선상에 형성된 SiO_2 나 SiN 등의 절연막에 의하여 Al 배선에 응력(스트레스)가 생겨, Al 배선의 단선을 야기하는 현상이다. 일반적으로 Al 또는 Al-Si는 결정학적으로는 다결정이다. 다결정이란 미세적으로 보면 단결정인 입자가 모인 상태이고, 하나 하나의 단결정 영역을 결정입자, 결정입자와 결정입자의 경계를 결정입계라고 한다. 일반적으로 초 LSI에 있어서 결정입자의 크기는 μm 오오더이며, EM, SM은 Al 또는 Al-Si 배선의 신뢰성을 손상시키는 커다란 원인이고, EM 및 SM 내성을 향상시키는 것이 초LSI의 배선 금속의 신뢰성을 향상시키기 위한 필수적 과제이다.

EM, SM성 향상을 위하여 Al 또는 Al-Si에 Cu나 Ti를 미량 첨가한다는 방법, 또한 Al 이외의 W, Mo, Cu등의 금속을 사용하는 방법이 검토되고 있으나, SiO_2 와의 밀착성, 본딩성이나 미세가공의 용이성 등 모든 조건을 만족시키려면 Al 또는 Al-Si 이외에는 선택의 여지가 없다.

미국전기전자학회(IEEE)의 1989년 12월 개최의 IEDM(International Electron Devices Meeting)의 다이제스트 p. 677~681에는 Al이 단결정이면, EM, SM 내성이 모두 월등히 향상되는 것이 보고되고 있다.

즉, Al 또는 Al-Si라도 종래와 같이 다결정은 아니고, 단결정으로 배선을 형성할 수 있다면,

밀착성, 본딩성, 미세가공의 용이성을 만족시키고, 또한 EM, SM에 의한 단선이 생기지 않는 고신뢰배선을 실현할 수 있다. 그러나, 초 LSI에 있어서 단결정 Al 또는 Al-Si 배선은 이하에 기술하는 바와 같이 실현되지 않았다. 단결정 Al 박막이 실현되었다는 보고가 있으나, 이들은 모두 Si 단결정기판상에서 실현된 것이다.

EM, SM 내성이 단결정 Si로 하면 향상된다는 보고(1989년 IEDM 다이제스트, 상기함)도 Si 기판상에 CVD법으로 형성한 Al막을 사용하여 측정한 결과이다. 초 LSI에 있어서의 Al 또는 Al-Si 배선은 SiO_2 등의 절연체상에 형성되고 있다.

SiO_2 상등의 절연체상에서는 스퍼터법, CVD법, ICB(이온 클러스터빔)법중 어느 방법에 있어서도 입경 μm 오오더의 결정입자로 이루어지는 다결정이다.

쓰보우찌오사(상기)에 의하면 먼저 비어호울에만 단결정 Al(제1의 Al)을 선택적으로 퇴적한후, 웨이퍼 전면에 제2의 Al을 기체 표면전면에 퇴적가능하다. 그러나 제1의 Al은 단결정이지만, 제2의 Al은 역시 μm 오오더의 결정입자로된 다결정이다.

본 발명은 상기의 상황을 감안하여 이루어진 것이고, SiO_2 등의 절연체상의 Al막이라도, 하층부분에 단결정 Al이 존재하면 절연체상의 Al이라도 열처리에 의하여 단결정화할 수 있다는 본발명자들에 의한 새로운 사실의 발견에 의거한 것이다.

이상과 같이 근년에 보다 미세화에 의한 고집적화, 고속화가 요망되고 있는 반도체의 기술분야에 있어, 고집적화가 되고, 또한 고성능화된 반도체 장치의 신뢰성을 향상시키기 위해서는 개선해야 할 여

지가 많이 존재 하고 있었다.

본 발명은 비단결정 금속박막 예컨대 배선층을 단결정화하고, 그에 의하여 배선의 내마이그레이션 특성을 향상시키는 방법을 제공하는 것을 목적으로 한다.

또, 본발명의 다른 목적은 절연막상에 단결정 Si를 형성할 수 있는 금속박막형성법을 제공하는데 있다.

본 발명의 또다른 목적은 비단결정금속막을 적어도 그의 일부에 있어 Si를 주성분으로 하는 단결정 금속에 접하여 형성하는 공정과, 상기 비단결정 금속막을 가열하여 적어도 그 일부분을 단결정화하는 공정을 가지는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법을 제공하는데 있다.

또한, 본발명의 또다른 목적은 Si를 주성분으로 하는 비단결정 금속막을 적어도 그 일부에 있어서 Si를 주성분으로 하는 단결정 금속에 접하여 형성하는 공정과, 상기 비단결정 금속막을 비정질화 또는 미결정화 하는 공정과, 상기 비정질화 또는 미결정화된 비단결정 금속막을 가열하여 적어도 그 일부분을 단결정화하는 공정을 가지는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법을 제공하는데 있다.

또한, 본발명의 다른 목적은 반도체 기체의 주면상에 절연막을 형성하는 공정과, 그 절연막에 개구부를 설치하여 상기 반도체의 표면을 노출시키는 공정과, 상기 개구부내에 Si를 주성분으로 하는 제1금속으로 된 단결정을 퇴적시키는 공정과, 상기 제1금속으로된 단결정상 및 절연막상에 Si를 주성분으로 하는 제2금속의 박막을 형성하는 공정과, 그 제1금속으로 된 단결정을 종결정으로 하고, 상기 제2금속의 박막을 가열하여 적어도 그 일부를 단결정화하는 공정을 가지는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법을 제공하는데 있다.

또한, 본발명은 반도체 기체의 주면상에 절연막을 형성하는 공정과, 그 절연막에 개구부를 설치하여 상기 반도체의 표면을 노출시키는 공정과, 상기 개구부내에 Si를 주성분으로 하는 제1금속으로 된 단결정을 퇴적시키는 공정과, 상기 제1금속으로된 단결정상 및 상기 절연막상에 Si를 주성분으로 하는 제2금속의 박막을 형성하는 공정과, 상기 제2금속의 박막을 비정질화 또는 미결정화하는 공정과, 그 제1금속으로된 단결정을 종결정으로 하고, 상기 제2금속의 박막을 가열하여 적어도 그 일부를 단결정화하는 공정을 가지는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법을 제공하는데 있다.

본 발명에 의하면, 단결정금속과 접하고 있는 비단결정금속박막을 가열함으로써 단결정금속을 종결정으로서 비단결정 금속박막을 단결정화할 수 있다. 이러한 단결정박막을 반도체 장치의 배선층으로 함으로써 마이그레이션 내성을 향상시킬 수 있다.

혹은 비단결정금속박막이 다결정인 경우에는 일단 비정질화하거나, 또는 미결정화하거나(물론, 비정질중에 미결정이 혼재하고 있는 상태라도 좋다)한후, 가열하여도 좋다. 이렇게하여 마이그레이션내성이 더욱 뛰어난 금속박막을 형성할 수 있다.

본 발명의 알맞은 실시태양에는 단결정 Si과 비단결정 Si과의 적어도 일부가 접하여 설치된 Si막에 열처리를 실시함으로써 비단결정 Si를 단결정화하는 것이다.

또, 본발명의 또다른 알맞은 실시태양에는 단결정 Si과 비단결정 Si과의 적어도 일부가 접하여 설치된 Si막에 이온 주입한후, 열처리를 실시함으로써 비단결정 Si를 단결정화하는 것이다.

또, 본발명의 또다른 알맞은 실시태양에는 단결정 Si과 비단결정 Si과의 적어도 일부가 접하여 설치된 Si막에 이온 주입한후, 열처리함으로써 비단결정 Si를 단결정화하는 것이다.

이때에 시이드(seed, 종결정)가 되는 단결정 Si를 형성하는 방법으로서는 디메틸알루미늄 하이드라이드($\text{Al}(\text{CH}_3)_2\text{H}$), 모노메틸 알루미늄 하이드라이드($\text{Al}(\text{CH}_3)\text{H}_2$), 트리이소부틸알루미늄($\text{Al}(\text{iC}_4\text{H}_9)_3$)을 원료 가스로서 사용한 CVD법을 사용하여 단결정 CVD법을 사용하여 단결정 Si상에 Si를 퇴적시켜 단결정 Si를 형성하는 방법이 바람직하다.

한편, 비단결정 Si를 형성하는 방법으로서는 상기 가스를 사용한 CVD법에 의하여 단결정 Si이외의 재료로된 표면에 Si를 퇴적시켜 다결정 Si를 형성하는 방법이나, 스퍼터링에 의하여 다결정 Si를 형성하는 방법, 트리메틸 알루미늄($\text{Al}(\text{CH}_3)_3$)이나 디메틸 알루미늄 클로라이드($\text{Al}(\text{C}_2\text{H}_5)_2\text{Cl}$)를 사용한 CVD법에 의하여 다결정 Si를 형성하는 방법등이 있다.

다결정 Si 시이드는 단결정화할 비단결정 Si과 적어도 일부가 접하도록 설치되면 된다. 예컨대, 시이드와 절연막이 격자상으로 형성되어 있어도 좋고, 시이드가 절연막에 형성된 비어호를 패턴내에 퇴적되거나, 혹은 시이드와 절연막이 라인앤드 스페이스 패턴을 구성하고 있어도 좋다.

본 발명의 또 하나의 알맞은 실시태양에는 절연막에 형성된 개공부(비어호)내에 형성된 단결정 Si을 시이드(종결정)로 하고 그 이외의 부분의 비단결정 Si를 가열하여 단결정화하는 것이다.

특히, 전기적 콘택트를 취하기 위한 비어호내에 선택적으로 Si를 퇴적시켜 단결정 Si을 형성한후, 절연막상에도 비 선택적으로 Si를 퇴적시킨다. 그리고, 열처리를 하여 절연막상의 Si를 단결정화시키는 것이 좋다. 이러한 방법을 사용하면, 비어호상의 Si에 뱀부가 형성되지 않고 평탄한 Si막을 형성할 수 있다.

시이드가 되는 단결정 Si를 형성하는 방법으로서는 알킬 알루미늄 하이드라이드와 수소를 이용한 CVD법(이하, Al-CVD법이라 한다)이 바람직하다. 이 CVD법을 이용하면 단결정 Si와 같은 전자 공여성의 표면에 선택적으로 Si를 퇴적시킬 수 있다.

알킬 알루미늄 하이드라이드란, 디메틸 알루미늄 하이드라이드($\text{Al}(\text{CH}_3)_2\text{H}$)나 모노메틸 알루미늄 하이드라이드(AlCH_3H_2)이다.

단결정화 되기전의 비단결정 Si을 형성하는 방법으로서는 통상의 스퍼터링법이나 CVD법이다. CVD법

을 사용하는 경우의 원료가스로서는 트리메틸 알루미늄($Al(CH_3)_3$)이나 트리이소부틸 알루미늄($Al(iC_4H_9)_3$), 디에틸 알루미늄 클로라이드($Al(C_2H_5)_2Cl$)이 있다. 이러한 방법을 사용하면, 반도체 장치에 알맞는 배선을 형성할 수 있는 것이다.

이하, 도면을 사용하여 본 실시태양예에 대하여 상술한다.

제1도는 본발명에 의한 단결정화법을 배선의 형성에 이용한 예를 설명하기 위한 모식적 단면도이다.

제1도(a)에 있어서 1은 단결정 Si 등으로 된 기체, 2는 산화실리콘등으로 된 절연막, 3은 사이드가 되는 단결정 Al, 4는 후술하는 단결정화법에 의하여 단결정화되는 Si이다.

먼저, 기체 (1) 상에 절연막(2)을 형성한다.

그리고, 반응성 이온 에칭등에 의하여 비어호울을 형성하여 기체(1)의 표면을 일부 노출시킨다. 여기서 절연막으로서 NSG, PSG, BSG, BPSG 등의 산화킬리콘막이나 질화실리콘막 혹은 산화질화실리콘막 등이다.

이들의 막은 주지의 열 산화법, CVD법, 스퍼터링법등에 의하여 형성할 수 있다.

이어서, 비어호울내에 단결정 Al(제1의 Al) (3)을 형성한다. 이 경우에 상기한 Al-CVD법을 이용하면, 비어호울내에 선택성 좋게 단결정 Al을 형성할 수 있다. 이때의 기체 표면온도로서는 알킬 알루미늄 하이 드라이드의 분해 온도이상 ~450°C 이하, 보다 바람직하기는 260°C 이상 440°C 이하, 최적으로 270°C 이상 350°C 이하이다. 이렇게하여 형성된 단결정 Al은 하지의 Si와의 계면도 양호하고 표면성도 뛰어나다.

비어호울내에 단결정 Al(3)을 형성한후, 단결정 Al(3)과 절연막(2)와의 비단결정 Al(제2의 Al)(4)를 형성한다. 이 경우에는 상기 Al-CVD법 이외의 주지의 퇴적법을 사용할 수 있다.

또, Al-CVD법을 사용하는 경우에는 비전자 공여성의 표면인 절연막(2)에 플라즈마에 의하여 이온이나 전자를 공급하거나, 플라즈마 대미지나 이온주입 등을 사용한 표면 개질공정을 부여하여 실질적으로 전자 공여성으로 하면 된다.

이와같이 표면 개질공정을 도입하면, 비단결정 Al을 절연막(2) 상에도 형성할 수 있는 것이다(제1도(a)).

그후, 후술하는 열처리를 하여 비단결정 Al을 단결정화할 수 있다. 이 열처리는 이 시점에서 실시하여도 되고, 그후 절연막(5)을 형성한후에 하여도 좋다. 또, 열처리는 단결정화할 비단결정 Al을 바라는 배선형 상으로 패터닝한후에 실시하여도 좋고, 단결정화후에 패터닝하여도 좋다.

제1도(b)에 도시한 바와같이 Al(4)을 패터닝한후 절연막(5)을 형성한다. 이 절연막(5)은 절연막(2)과 똑같이하여 CVD법이나 스퍼터링법등에 의하여 형성할 수 있다.

이상과 같이하여 단결정 Al 배선을 형성할 수 있는 것이다.

다층배선을 형성하기 위하여는 다시 같은 공정을 반복함으로써 제1도(c)에 도시한 바와같은 단결정 Al의 2층 배선구조를 얻을 수 있다. 또한, 같은 공정을 반복하면 3층, 4층이라는 다층 배선구조로 얻을 수 있다.

제1도(c)에 있어서, 부호(5)는 층간 절연막, 6은 선택퇴적한 단결정 Al, 7은 단결정화된 Al, 8은 보호 절연막이다.

이상은 Al을 주성분으로 하는 금속으로서 순수한 Si의 경우에 대하여 설명하였으나, 이 이외에도 Si를 예컨대 1% 정도로 미량 함유한 Al(Al-Si)도 단결정화할 수 있다. 이 경우에는 상기 Al-CVD법을 적용하는 경우에 알킬알루미늄 하이 드라이드의 가스와 수소가스와 함께 SiH_4, Si_2H_6 등의 Si를 함유한 화합물의 가스를 도입하여 막을 형성하면, 단결정 Al-Si 사이드를 형성할 수 있다.

제2도에 단결정 Al 사이드의 배치예를 도시한다.

제2도(a)는 반도체기체, 예컨대 Si의 표면에 형성된 절연체 (11)에 일변(L_1)의 개구부가 체커 패턴으로 설치되고, 단결정 Al이 개구부내에 선택적으로 퇴적된 예이다. 도시하지 않은 비단결정 Al막이 절연체 (11) 및 개구부(12)내의 단결정 Al을 덮어 형성되고 가열되므로써 단결정 Al을 사이드로 하여 단결정화 한다.

제2도(b)는 일변(L_2)의 개구부가 간격 (L_3)으로 비어호울 패턴으로 형성된 예를 도시하고, 제2도(c)는 폭 (L_5)의 절연체 (11)와 폭(L_4)의 개구부(12)가 라인 앤드 스페이스 패턴으로 형성된 예를 도시하고 있다. 어느 경우도 개구부내에 단결정 Al이 선택적으로 퇴적하고, 도시하지 않은 비단결정 Al막이 단결정 Al과 절연체를 덮어 형성되고 있다. 비단결정 Al막은 가열에 의하여 단결정 Al을 사이드로 하여 단결정화한다.

다음에, Al 또는 Al-Si를 단결정화하기 위한 열처리의 방법에 대하여 설명한다.

기본적 순서는 다음과 같다.

제1도(a),(b)와 같은 단면을 가진 시료를 제작하고, 가열한다. 가열처리의 전후에 있어서 X선 회절법, 종래 RHEED 관찰, 주사형 μ -RHEED 현미경 관찰을 행하였다.

가열에 의하여 퇴적한 상태에서는 다결정인 제2의 Al이 단결정화하는 것은 Al 원자가 이동하기 쉬워지고, 원자의 재배열이 생겼기 때문이라고 생각된다.

종래, 절연체 박막상의 Si, GaAs 등의 공유 결합을 가진 반도체가 열처리에 의하여 단결정화하는 것은

공지였다. 절연체 박막 위에 Al, 또는 Al-Si 박막이 대략 450°C의 열처리에 의하여 수 μm 정도의 입경의 결정입자로 된 다결정으로 성장하는 것은 알려져 있었으나, 본발명에서는 Al 또는 Al-Si의 하층부에 단결정 Al 영역이 존재하면, 10 μm 이상의 큰 범위에 걸쳐 절연체상의 Al 또는 Al-Si에서도 단결정화하는 것을 발견한 것이다.

시료의 가열 방법으로는 통상의 H₂, N₂, Ar이나 이들 가스의 혼합분위기에 있어서의 전기로에 의한 가열처리, 진공중에서의 가열외에 순간 가열로(이하 RTA라고 약칭한다)에 의한 가열, 레이저가열, 카본 히이터등의 선상 히이터를 사용한 가열, 고주파가열, 램프가열, 전자빔 가열등의 방법이 가능하다.

일반적으로, LSI에 있어서 Si상에 형성된 순 Al, 또는 Al-Si 박막은 가열에 의하여 Si와 반응하여 예컨대 Si 기체의 침식이나, Al 또는 Al-Si 하층에 형성된 Si p-n 접합의 리이크를 생기게 한다.

따라서 가열처리는 될 수 있는대로 저온으로 행하는 것이 바람직하다. 그러나, Al 또는 Al-Si가 가열에 의하여 단결정화하기 위해서는 Al 원자가 열에너지에 의하여 이동하는 정도가 되어야 한다.

가열 방법으로는 가능한한 Al 또는 Al-Si만이 가열되고, Al 또는 Al-Si 하층의 Si 기체가 가열되지 않는 것이 바람직하다. 진공중의 가열은 제3도의 주사형 μ -RHEED 현미경내에서 기체의 이면의 히이터에 의하여 행할 수 있다.

진공중에서의 열처리의 경우, Al 표면의 산화를 억제하기 위하여 고진공인 것이 바람직하다. 대략 1×10^{-6} Torr 이하의 고진공인 것이 바람직하다. 제3도에 있어서 20은 전자총, 21은 전자빔, 22는 회절전자선, 23은 형광판, 24, 24' 및 24"는 광파이버, 25, 25' 및 25"는 광전자증배관, 26, 26' 및 26"는 전기신호로 전환된 회절반경강도신호, 27은 주사신호, 28은 CRT, 29는 2차 전자신호, 30은 2차 전자검출기, 31은 시료, 34는 진공챔버, 35는 배기장치이다.

제1도(a)에 도시한 바와같은 시료를 진공챔버(34)에 장전하고, 시료(31)의 뒷면으로부터 히이터(32)로 가열한다.

시료(31)는 온도는 시료 뒷면에서 열전쌍(33)으로 측정한다. 가열 방법은 히이터 가열이외의 램프가열, 레이저 가열이라도 좋다. 진공챔버(34)는 배기장치(35)에 의하여 진공배기되고 있다. 시료가열전의 진공챔버(34)의 진공도는 대략 5×10^{-10} Torr, 가열중의 진공도는 대략 $5 \times 10^{-9} \sim 5 \times 10^{-8}$ Torr이다. 진공도는 고진공일수록 좋으나, 상기 진공도보다 나쁘더라도 열처리에 의한 단결정화는 가능하다.

열전쌍(32)로 측정된 온도가 대략 550°C 이상일때, Al은 단결정화한다.

본 발명이 적용가능하였던 순간 가열로(Rapid Thermal Anneal, 이하 RTA이라고 약칭한다)에 대하여 설명한다.

RTA에서는 웨이퍼 표면만을 단시간으로 가열하고 Al 또는 Al-Si와 Si 기판과의 반응을 될 수 있는대로 경감될 수 있다.

RTA 장치의 구성예를 제4도에 도시한다.

200은 기체이고, 201은 기체 지지대이다.

기체지지대는 석영제이고, 제4도에 도시된 클럭(205) 위에 기체(200)가 얹혀 있다. 202는 석영관이고, 석영관(202)의 단면은 직사각형이든 원형이든 좋다. 또, 스테인레스와 같은 금속에 석영제의 창을 부착한 것이라도 좋다. 203은 램프이고 선상으로 되어 있다. 램프(203)으로부터의 빛은 반사판(204)에서 반사되어 기체(200)에 조사된다. 기체(200)의 Si 뒷면이 램프쪽을 향하고 있다. 램프에는 할로겐 램프, 텅스텐 램프, Xe램프, Xe-Hg 램프를 사용할 수 있다. RTA 장치에서는 가열속도가 빠른 할로겐 램프를 사용하였다.

가열시의 석영반응관내 압력은 감압하, 대기압하 어느것이라도 좋다. 또, 분위기 가스로서 H₂, Ar, N₂ 또는 이들의 혼합가스를 사용할 수 있다. 수분, 산소불순물이 가장 적은 고순도 가스가 입수될 수 있으므로, H₂ 분위기가 가장 바람직하다.

상기 구성의 RTA 장치에 있어서 대략 550°C 이상의 온도로 가열하면, Al의 단결정화가 생긴다. 실온으로부터 열처리 온도까지의 승온은 대략 5 내지 30초이다.

열처리 시간은 대략 10초 내지 1분이다. 상기 승온시간, 열처리시간 범위내에서는 단결정화 영역등에 차이는 없었다.

가열온도가 대략 550°C 이상인 것이 단결정화에 필요하였다. 그리고, 기체온도는 Pbs를 검출기에 사용한 방사온도계로 기체 표면에서 측정하였다.

다음에 본 발명이 적용 가능하였던 레이저 가열에 대하여 설명한다.

레이저 가열에 있어서도 기체 표면만을 가열하는것이 가능하고, 또 단결정화 영역이 RTA 장치보다 넓다는특징이 있다.

레이저로서는 출력 수 W~대략 20W인 아르곤 이온 레이저 (이하, Ar레이저라고 약칭한다), 크립톤이온 레이저 (이하, Kr레이저라고 약칭한다), He-Ne레이저, CO₂ 레이저, YAG레이저, ArF 또는 KrF, 혹은 XeF 또는 XeCl등의 엑시머 레이저를 사용할 수 있다. 발진주파수로서는 연속발진, 대략 10~100Hz의 펄스발진이라도 좋다.

레이저를 사용한 가열의 특징은 레이저를 시료상에서 주사시켜 단결정화 영역을 확대할 수 있는 점이다.

레이저 주사에 의한 단결정화 영역의 확대에 대하여 설명한다.

제5도(a) 또는 (b), 제6도(a) 또는 (b), 혹은 제7도(a) 또는 (b)와 같이 반도체 기체(61)상에 제1의 Al(62)이 폭(L₁₀)으로 형성되고, 또한 제2의 Al(63)이 기체상 전면에 형성되어 있는 시료를 사용한다. 제2의 Al(63) 위에는 제5도(b) 또는 제6도(b)와 같이 절연막(65)이 전면에 형성되어 있어도 좋다.

제7도(a), (b)와 같이 절연막(66)이 제1의 Al(62)의 라인에 대략 직교하도록 스트라이프상으로 형성되어 있어도 좋다.

상기 시료에 레이저 빔(67)을 제5도(a), (b) 또는 제7도(a)에 선(68)으로 표시된 것처럼 반복주사하거나, 또는 제6도(a), (b) 혹은 제7도(b)에 화살표(69)로 표시된 바와 같이 1방향 주사한다.

제5도(a), (b) 또는 제7도(a)의 레이저 빔은 연속발전 Ar 레이저 또는 펄스 발전 XeCl 엑시머레이저를 대략 20~100 μ m으로 집광한다.

제6도(a), (b) 또는 제7도(b)의 경우에는 예컨대 실린드리카렌즈를 사용한 광학계(70)으로 원형으로 집광되어 있는 레이저 빔을 평행빔(71)으로 한다.

레이저빔 또는 평행레이저 빔의 주사방향은 제5도(a) 또는 (b), 혹은 제6도(a) 또는 (b), 혹은 제7도(a) 또는 (b)와 같이 제1의 Al(62)의 라인에 대략 직각방향으로 주사한다.

Si 기판상에 약 7000Å의 열산화 SiO₂를 형성하고, 제1의 Al(62)용의 라인폭(L₁₀)이 대략 10 μ m. 제2의 Al(63)의 두께 대략 5000Å의 제6도(a)와 같은 시료에 있어서 Ar 레이저를 평행빔(71)으로 시료상을 1방향(69)으로 대략 1cm/초의 속도로 주사한다. 시료 뒷면은 가열하지 않는다.

Al 레이저의 출력은 대략 20~500W이고, 시료 뒷면상에서의 레이저 파워밀도는 대략 50~200KW/cm²이다. 레이저 가열 분위기는 H₂가스분위기, 1기압이다.

그리고, 기체온도는 레이저 조사부 온도를 Pbs검출기에 사용한 방사온도계로 측정한다. 기체 온도가 대략 500°C 이상일때, 제1절연막상의 Al을 단결정화할 수 있다.

다음에 본 발명이 적용 가능하였던 선상 히이터에 의한 가열방법에 대하여 설명한다.

제8도는 선상 히이터를 사용한 가열방법을 설명하기 위한 도면이다. 가열기체(82)는 가열기체 지지대(81)상에 놓여진다. 가열지지대(81)는 카본제이다. 가열기체(83)상에 선상히이터(83)가 배치된다. 선상히이터(83)도 카본제이고, 전원(84)으로부터 충전된다. 가열지지대(81)도 가열지지대 뒷면에 부착된 히이터(도시하지 않음)에 의하여 가열된다. 또, 선상히이터(83)는 화살표(85)의 방향으로 이동한다.

가열분위기압력은 대기압으로부터 진공까지 압력에 의존하지 않는다. Al표면의 산화를 방지하기 위하여 H₂, N₂, Ar 또는 그들의 혼합가스 분위기가 바람직하다. 진공하에서도 단결정화하나, 대기압하의 쪽이 장치 구성이 용이하다.

선상 히이터의 바로 아래부분에서 제2의 Al의 단결정화가 생긴다. 이러한 선상히이터 가열에 의하여 선상 히이터 바로 아래의 기체온도가 대략 550°C 이상의 기체온도에서 제2의 Al이 단결정화한다. 그리고, 기체온도는 Pbs를 사용한 방사온도계로 측정한다.

선상히이터를 사용한 가열 방식의 특징은 레이저를 사용한 가열과 똑같이 가열 영역을 주사하여 단결정화 영역을 확대할 수 있는 점이다.

다음에 본 발명이 적용 가능하였던 램프에 의한 가열방법에 대하여 설명한다.

제9도는 램프를 사용한 가열방법을 설명하기 위한 도면이다. 가열기체(92)는 가열기체 지지대(91)상에 놓여진다. 가열지지대(91)는 카본제이다. 램프(93)는 수은 램프, Hg-Xe램프, Xe램프, Xe플래시램프등을 사용할 수 있다. 램프는 선상의 구조로 되어 있는 것이 좋다. 램프(93)로부터의 빛은 반사미러(94)로 기체 표면상에서 선상이 되도록 집광된다.

가열지지대(91)도 가열 지지대 뒷면에 부착된 히이터(도시하지 않음)에 의하여 가열된다. 또, 가열 영역(95)은 램프의 이동에 의하여 가열기체상을 화살표(96)의 방향으로 이동한다. 가열분위기압력은 대기압으로부터 진공까지 압력에 의존하지 않는다.

Al표면의 산화를 방지하기 위하여 H₂, N₂, Ar 또는 그들의 혼합가스분위기가 바람직하다. 진공하에서도 단결정화하나, 대기압하의 쪽이 장치구성이 용이하다.

선상으로 가열된 영역에서 제2의 Al의 단결정화가 생겨 가열영역(95)에 있어서의 온도가 대략 550°C 이상의 기체온도에서 제2의 Al이 단결정화된다. 그리고, 기체온도는 Pbs를 사용한 방사온도계로 측정한다.

다음에 본 발명이 적용 가능하였던 고주파 가열에 의한 가열방법에 대하여 설명한다.

제10도는 고주파 가열을 사용한 가열방법을 설명하기 위한 도면이다. 가열기체(103)는 가열기체 지지대상에 놓인다. 101은 카본제의 지지대이다. 또 102는 간격을 두고 배설된 석영체의 판이다. 제10도와 같이 기체가 놓인 가열지지대를 주위에 설치된 고주파코일(도시하지 않음)에 의하여 가열한다. 석영의 판(102)은 고주파에 의하여 가열되지 않으므로, 가체상의 일부(104)의 부분이 가장 고온으로 가열된다.

웨이퍼가 화살표(105)로 표시되는 방향으로 이동함으로써 고온으로 가열되는 영역(104)도 웨이퍼상을 이동한다. 가열 분위기압력은 대기압으로부터 진공까지 압력에 의하지 않았다.

Al표면의 산화를 방지하기 위하여 H₂, N₂, Ar 또는 그들의 혼합가스분위기가 바람직하다. 진공하에서도 단결정화하나, 대기압하의 쪽이 장치 구성이 용이하다.

이하의 실시예에서는 분위기압력은 대기압이다.

선상으로 가열된 영역(104)에서 제2의 Al의 단결정화가 생기며, 가열영역(104)의 기체온도가 대략 550℃ 이상의 기체온도에서 제2의 Al을 단결정화할 수 있다. 그리고, 기체온도는 Pbs를 사용한 방사 온도계로 측정 한다.

본 발명이 적용 가능하였던 전자빔을 사용한 가열방법에 대하여 설명한다.

제11도는 전자빔을 사용한 가열 방법을 설명하기 위한 도면이다. 필라멘트 (112)로부터의 전자빔 (113)은 집속코일(115), 주사코일, 편향판(115')에 의하여 가열기체(111)상에서 선상으로 집속한다. 기체상에서는 114의 부분이 선상으로 고온으로 가열된다. 웨이퍼가 화살표(116)로 표시되는 방향으로 이동함으로써 고온으로 가열되는 영역 (114)도 웨이퍼상을 이동한다.

Al표면의 산화를 억제하기 위하여 가열분위기압력은 고진공인 것이 바람직하다. 대략 5⁻⁶ Torr 이하가 진공도에서 Al은 단결정화한다. 기체의 이동속도는 매분 대략 0.5~10cm이다. 가열 영역의 기체표면온도는 Pbs를 사용한 방사온도계로 측정하고, 대략 450℃ 이상일때 Al을 단결정화할 수 있다.

제3도에 도시한 주사형 μ-RHEED 현미경에 의한 단결정 영역의 관찰방법에 대하여 설명한다.

주사형 μ-RHEED 현미경은 Extended Abstracts of the 21st Conference on Solid State Devices and Materials(1989) p.217 및 Japanese Journal of Applied Physics vol.28 No.11(1989) L2075.으로 개시된 방법이다.

종래의 RHEED(Reflection High Energy Electron Diffraction, 반사고속전자회절)법에서는, 전자빔을 시료 표면에 2~3의 얇은 각도로 입사시켜 회절 전자선에 의하여 생기는 회절 패턴으로부터 시료 표면의 결정성을 평가하는 것이었다. 그러나, 전자빔직경이 100μm~수 100μm이나 되므로, 시료 표면의 평균적인 정보밖에 얻을 수가 없었다.

제3도에 도시한 주사형 μ-RHEED 현미경은 전자총(20)으로부터의 전자빔 직경을 0.1μm까지 좁혀서 시료 표면의 특정 미소영역으로부터의 전자선 회절패턴을 형광판(23)상에서 관측할 수 있다.

또 전자빔(21)을 시료표면상에서 2차원적으로 주사하고, 회절전자선(22)을 형광판(23)에 유도하고, 회절 패턴상의 임의의 회절반점강도 변화를 화상신호(26,26',26")로서 사용하여, 회절반점강도변화에 의한 시료 표면의 2차원적 영상(주사 μ-RHEED상)을 CRT(28)상에 얻을 수 있다.

이때, 제12도와 같이 회절패턴상의 다른 회절반점(A 및 C)을 사용한 주사에 μ-RHEED상을 관찰하면, 시료표면에 평행한 격자면이 예컨대(100)에 갖추어져 있어도 면내에서는 회전하고 있는 결정입계를 구별하여 영상화할 수 있다.

여기서 회절반점(A)은 회절패턴이 생기는 면과 입사전자선이 만드는 새지탈면이 직교하는 선상(선 L)의 회절반점이고, 회절반점(C)은 선(L) 상에는 없는 회절반점이나, 제13도와 같이 시료표면에 평행한 격자면이, 예컨대(100)이지만, 결정입자(x와 y)에서는 서로 면내에서 회전하고 있는 경우, 회절반점(A)을 사용한 주사 μ-RHEED 상에서는 결정입자(x 및 y)가 모두 강도가 강한 영역으로서 표시된다.

한편, 회절반점(C)을 사용한 주사 μ-RHEED상에서는 결정입자(x)만이 강도가 강한 영역으로서 표시된다.

따라서, 제12도에 도시되는 바와 같은 회절반점(A와 C)을 사용한 주사 μ-RHEED상을 관찰하면 관찰 영역의 결정이 면내회전을 포함한 다결정이나 단결정이나를 식별할 수 있다.

다음에, 열처리에 의한 SiO₂상의 Al의 단결정화의 예에 대하여 설명한다.

시료에 대하여 설명한다.

단 결정시이드 패턴은 전술한 제2도와 같은 것이다.

즉, 제2도(a)와 같은 체커 패턴의 경우에는 L₁의 크기를 0.5μm 내지 20μm로 한것, 제2도(b)와 같은 비어호울패턴의 경우에는 L₃를 20μm 이하로 한 것, 제2도(c)와 같은 라인 앤드 스페이스 패턴의 경우에는 L₅가 20μm 이하로 한 것이다. 그리고, 이러한 단결정시이드 패턴상에 비단결정 Al을 형성한 것을 시료로서 준비하였다.

이 시료를 X선 회절법으로 평가하였던바, Al(111) 피이크만이 관측되었다. 또, 전자빔직경 100μm 내지 1mm∅의 종래의 RHEED장치로 전자선회절 패턴을 관찰하였던바, 제14도(a)에 도시한 링상 패턴이 관측되었다. 따라서 전면에 퇴적한 Al은 (111)배향의 다결정인 것을 알았다.

그러나, 상기 X선 회절 및 종래 RHEED 관찰에서는 다결정인 것이 확인되나. 결정입자의 크기는 불명하다. 주사형 μ-RHEED 현미경으로 0.1μm∅까지 좁힌 전자선을 사용하여 전자선 회절 패턴을 관찰하였던바, 강도는 약하면서 제14도(b)에 도시한 바와 같은 스폿 패턴이 관찰되었다. 스폿상 회절 패턴상의 회절반점 강도를 사용하여 주사 μ-RHEED 상을 관찰한 결과가 제15도(a)이다. 사선부가 회절반점강도가 강한 영역, 흰부분은 회절반점강도가 약한 영역이다.

사선부영역의 크기로부터 결정입자의 크기가 대략 수-10μm 오오더인 것을 알 수 있다.

동일 시료를 주사형 μ-RHEED 현미경중에서 550℃ 15분 가열한후, 전자선회절패턴 및 주사 μ-RHEED 상을 관측하였다. 전자선 회절패턴은 가열전보다도 강도가 강한 제14도(b)와 같은 스폿 패턴이 관

찰하였다. 제14도(b)의 회절패턴은 회절반점이 출현하는 위치로부터 Al(111)면에 [101]방향으로부터 전자 선을 입사시켰을때에 생기는 회절패턴일 것을 알았다.

제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 (A)(111회절반점) 및 회절반점 (c) (202회 회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED 상을 관찰한 결과가 제15도(b) 및 (c)이다. 시료 표면상의 어느위치에 있어서도 회절반점 (A 및 C)는 모두 강하고, 관찰영역이 모두 단결정으로 되어있는 것이 확인되었다.

즉, SiO₂ 상의 Al박막이라도 Al하층에 단결정 Al이 존재하면 열처리에 의하여 단결정화하는 것이 확인되었다. 열처리후의 시료를 X선 회절장치로 평가하였던바, Al(111)피이크만이 관측되고. 또 종래의 RHEED 장치로 전자선회절패턴을 관찰하였던바, 제14도(b)와 같이 단결정을 나타내는 스포트패턴이 관측되었다.

다음에 다른 시료를 사용하여 단결정화를 관측하였다.

이 시료는 제16도(a)에 도시된 바와 같이 Si기체상에 열산화법에 의하여 1 μ m 두께의 산화실리콘막이 형성된 것이고, 이 산화실리콘막에는 드마이에칭에 의하여 Si표면이 노출된 개구부(Si 개구부)가 열려 있다.

제16도(a)의 영역 (I) 내에는 제2도(a), (b), (c)에 도시된 바와 같은 체커 패턴. 또는 비어호울 패턴 혹은 라인 앤드 스페이스가 형성되어 있다. 영역(II)에서는 상기 체커패턴, 또는 비어호울패턴. 혹은 라인 앤드 스페이스가 형성되어 있지 않는 영역, 즉 전면 SiO₂인 영역이다.

제16도(a)에 도시한 바와 같이 SiO₂의 패턴닝된 기체상에 DMAH와 H₂를 사용한 CVD법으로 먼저 Si개구부에만 선택적으로 제1의 Al을 퇴적하고, 표면 개질공정후, 제2의 Al을 기체 전면에 퇴적하였다.

Al을 퇴적후, X선 회절법으로 평가하였던바, Al(111) 피이크만이 관측하였다. 또, 전자빔 직경이 100 μ m ~ 1mm ϕ 의 종래 RHEED장치로 전자선회절 패턴을 관찰하였던바, 제14도(a)에 도시한 바와 같은 링상 패턴이 관측되었다.

따라서 전면에 퇴적한 Al이 (111) 배향의 다결정인 것이 확인되었다. 이어서, 주사형 μ -RHEED현미경으로 0.31 μ m까지 전자선을 좁힌 전자선을 사용하여 전자선 회절패턴을 관찰하였던바, 강도는 약하면서 제14도(b)에 도시한 바와 같은 스포트패턴이 관측되었다. 스포트상 회절패턴상의 회절반점강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰하였던바, 제15도(a)와 같이 수 ~ 10 μ m의 결정입자로된 다결정이었다.

이 시료를 주사 μ -RHEED현미경내에서 645 $^{\circ}$ C, 15부 가열한후, 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰하였다.

전자선회절패턴은 가열전보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 도시한 바와 같은 스포트 패턴이 관찰되었다.

제14도(b)의 회절패턴은 회절반점이 출현하는 위치로부터 Al(111)면에 [101]방향으로부터 전자선을 입사시켰을때에 생기는 회절패턴인 것을 알았다.

제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 (A) (111회석반점) 및 회절반점 (C) (202회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 결과가 제16도(b) 및 (c)이다.

제16도(b) 및 (c)에 있어서 사선부가 회절반점강도가 강한 영역이다. 제16도(b), (c) 모두 강도가 강한 영역은 (111)단결정이다. 제16도(b) 및 (c)로부터 단결정화한 영역이 Si개구부가 형성된 영역 (I)으로부터 대략 10 μ m인 것을 알았다.

즉, 열처리에 의하여 Al하층부에 Si노출부가 없더라도 패턴이 형성된 영역 (I)으로부터 대략 10 μ m의 거리 부분까지 단결정화하는 것이 확인되었다.

영역 (I)에 형성한 패턴은 제2도의 (a) 체커패턴, (b) 비어호울패턴, (c) 라인 앤드 스페이스 패턴의 어느 경우에도 영역 (I)로부터 대략 10 μ m의 범위에 걸쳐 단결정화하였다.

SiO₂ 두께가 500 Å ~ 1 μ m일때, SiO₂ 두께에 의존하지 않고, 열처리에 의하여 단결정화하는 영역은 제16도(b) 및 (e)와 똑같았다. 또, SiO₂ 상에 전면 퇴적하는 Al막두께가 500 Å ~ 1 μ m라도 단결정화하는 영역은 제16도(b) 및 (c)와 똑같았다.

레이저에 의한 가열, 선상 히터에 의한 가열, 고주파가열, 전자빔 가열과 같이 기체상의 가열영역이 이동하는 가열 방법의 경우 단결정화영역은 다음과 같이하여 측정하였다.

제17(a)의 영역 (III)에는, 제16도(a)의 영역 (I)과 마찬가지로 체커패턴, 비어호울패턴, 라인 앤드 스페이스패턴이 형성되어 있고, 제17도(a)의 영역 (IV)에는 제1절연막이 형성되어 있다. 이와 같은 기체에 제1의 Al 및 제2의 Al이 형성되어 있다.

제2의 Al은 퇴적한 상태에서는, 임경이 수 내지 10 μ m의 다결정이다.

제5도와 같은 레이저비임에서는 제17도(a)의 x방향으로 주사한다. 또 제6도와 같은 평행평행레이저를 사용하였을 경우, 램프가열, RF가열, 전자비임가열에 있어서는 x방향으로 가열영역을 이동한다.

가열처리 후의 μ -RHEED현미경에 의한 관찰결과를 제17도(b), (c)에 표시한다. 주사형 μ -RHEED현미경에 의한 전자선 회절패턴은, 가열전 보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스포트패턴이 관찰되었다.

제14도(b)의 회절패턴 상의 회절반점 A(111회절반점) 및 회절반점 C(202회절 반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 예를들면 제17도(b) 및 (c)에 표시하는 주사 μ -RHEED상이 관찰되

었다. 사선부가 회절반점 강도가 강한 영역을 표시하고 있다. 회전반점 A와 C의 양쪽이 강한 영역이 (111)단결정 영역이다.

제17도(c)에 있어서, L_8 의 거리를 측정하면, 가열에 의하여 단결정화한 영역을 알 수 있다.

더욱, 제17도(a)는, 제17도(b) 및 제(c)와 동일개소에 형성된 절연막의 패턴으로, 상기 시료로서는 영역(111)에는 제1의 AI가 1개만 존재하고 있다. 또 가열영역의 이동방향은 제17도(a)의 x방향이다.

제17도(c)에서는 L_8 은 대략 $10\mu\text{m}$ 처럼 표시하고 있는데 레이저 어니얼, 선상 히이터가열, 램프가열, RF가열, 전자비임가열을 행한 시료에서는 L_8 은 대략 1cm에 도달하였다.

즉, 열처리에 의하여 AI하중부에 Si노출부가 없어도 패턴의 형성된 영역에서 대략 1cm의 거리의 부분까지 단결정화하는 것이 확인되었다.

단결정화한 SiO_2 상의 AI에 대하여 일렉트로 마이그레이션 내성을 측정하였다. 종래의 스페이터법에 의한 AI 또는 AI-Si배선에서는 250°C , $1 \times 10^6 \text{ A/cm}^2$ 의 통전시험하에서 배선 단면적이 $1\mu\text{m}^2$ 의 경우 $1 \times 10^2 \sim 10^3$ 시간 정도의 평균 배선수명이 얻어지고 있다. 이에 대하여 본 발명에 의거한 단결정 AI배선은, 상기 시험에 있어서 단면적 $1\mu\text{m}^2$ 의 배선으로 $10^4 \sim 10^5$ 시간의 배선수명이 얻어졌다. 배선폭 $0.8\mu\text{m}$, 배선 두께 $0.3\mu\text{m}$ 의 배선에 있어서도 상기 시험으로 $10^3 \sim 10^4$ 시간의 평균배선 수명이 얻어졌다.

또 단결정화한 AI를 약 $1\mu\text{m}$ 의 폭으로 가공하고 플라즈마 CVD법에 의한 실리콘 질화막을 퇴적하고, 분위기온도 150°C , 1000시간의 스트레스를 가하여 단선이 생기는 비율을 측정하였다. 길이 1mm의 배선에 있어서, 종래 스페이터 AI에서는, 1000개 라인의 단선율이 10~20%인데 대하여, 본 발명에 의한 단결정 AI에서는, 1000개 라인에서 단선이 생기지 않았다.

즉, 단결정 AI배선에 의하여 EM·SM 내성을 각별히 향상시키는 것이 가능하였다.

본 발명의 더욱 다른 좋은 실시형태에는 절연막에는 형성된 개구부(비어호울)내에 형성된 단결정 AI를 시이드(종결정)로하여 그 외의 부분의 비단결정 AI를 가열하여 단결정화하는 것이다. 더욱이, 비어호울내에 선택적으로 AI를 퇴적시켜 단결정 AI를 형성한후, 절연막 위에도 비선택적으로 AI를 퇴적시킨다. 그리고 이온을 주입한후, 열처리를 실시하여 절연막상의 AI단결정화시키는 것이 바람직하다. 이와 같은 방법을 사용하면 비어호울상의 AI에 오목부가 형성되는 일 없이 평탄한 AI막을 형성할 수가 있다. 비단결정 AI막은 비정질화 또는 미결정화한 후, 가열에 의하여 단결정 AI를 시이드로써 단결정화 한다.

본 발명에서는, 상기와 같이 형성한 비단결정 AI막에 공지의 이온 주입법을 사용하여 H^+ (프로톤), Ar^+ , Si^+ , Al^+ 등의 이온을 때려 넣는다. 이온종으로서는 상기 이외의 이온을 때려 넣어도 좋지만, 초LSI용 AI, 또는 AI-Si배선의 신뢰성을 손상시키지 않을 목적으로 상기 4종의 이온이 바람직하게 사용할 수가 있고, 더욱 상이 4종 중에서는 Al^+ 또는 H^+ 가 가장 바람직하게 사용된다.

이온주입 조건으로서, 상기 H^+ , Al^+ , Ar^+ , Si^+ 의 이온을 대략 50KV 이상의 가속전압으로 대략 $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ 이상의 도오즈량으로 때려넣으면 좋다.

그 결과, 제2의 AI의 막두께가 대략 5000Å 이더라도 제2의 AI를 비정질 또는 미결정화하는 것이 가능하다.

이온주입에 의하여 퇴적한 상태에서는 다결정인 AI가 비정질화한다. 다결정이라기 보다는 비정질이 편이 AI원자는 열에너지에 의하여 단결정화하였다. 종래, 절연체 박막상의 Si, GaAs 등의 공유결합을 갖는 반도체가 열처리에 의하여 단결정화 하는 것은 공지였다. 예를들면, 개상 에피택셜법(이하 SPE라 약칭함)이라 불리우는 방법에서는, 단결정 Si 기판상에 Si를 퇴적하고, 이온주입을 행하고 퇴적한 Si를 비정질화하고, 그후, 전기로 등에서 열처리를 행하고, 비정질화한 Si를 단결정화 하였다. 본 발명은 금속박막일지라도, 이온주입을 행하여 비정질화 또는 미결정화한 절연막상의 AI가 비교적 저온에서 단결정화 하는 것을 발견한 것이다. 종래, 절연체 박막상의 AI 또는 AI-Si 박막의 열처리에 의하여 결정입자의 크기가 대략 450°C 의 열처리로 수 μm 정도의 결정입자의 다결정막으로 성장하는 것이 알려져 있다. 그러나 제1도(a)와 같은 구조에 AI퇴적을 하는 방법이 확립되어 있지 않았으며, 선택적으로 퇴적한 AI(제1도(a)의 제1의 AI)가 단결정이 아니었기 때문에 열처리에 의하여 단결정화하는 것이 불가능하였다.

본 발명에 의하여 비로소 절연체박막상의 AI박막(제1도(a)의 제 2의 AI)일지라도 하층부에 선택성상 결정 AI(제1도(a)의 제1의 AI)가 존재하면, 이온주입 후의 열처리에 의하여 다결정화하는 것이 가능해졌다.

반도체기체로서는 Si기판이 가장 바람직하지만 Si 이외의 GaAs, InP, Ge 등의 반도체기체 일지라도 무관하다. AI 또는 AI-Si를 형성한 시료의 단면구조는 제1도(a)에 표시한대로이다.

이하에 기술하는 실시예에 있어서 제2의 AI가 제1의 AI상에서 얇아져 있거나 또 두꺼워져 있거나 하여도, 단결정화하는 것은 변함이 없다.

또, 제1도(b)에 표시하는 바와 같이, 제2의 AI막상에 절연막(5)이 형성되어 있어도 관계없다. 절연막(5)에는 상압 CVD법에 의한 SiO_2 , 인 도오프산화막(PSG), 보론도오프산화막(BSG), 인 및 보론도오프산화막(BPSG), 감압 CVD법에 의한 실리콘질화막(SiN), ECR법에 의한 실리콘 질화막을 사용할 수가 있다.

단결정화하기 위한 열처리의 방법은 전술한 대로이다.

다음에 비정질 내지 미결정화 공정을 포함하는 Si의 단결정화의 예에 대하여 설명한다.

시료에 대하여 설명한다.

단결정 시이드패턴은 전술한 제2도와 같은 것이다. 즉, 제2도(a)와 같은 체커패턴의 경우에는 L_1 의 크기를 $0.5\mu\text{m}$ 내지 $20\mu\text{m}$ 로 한것, 제2도(b)와 같은 비어호울패턴의 경우에는 L_3 를 $20\mu\text{m}$ 이하로 한것, 제2도(c)와 같은 라인 앤드 스페이스패턴의 경우에는 L_5 가 $20\mu\text{m}$ 이하로한 것이다. 그리고, 이와 같은 단결정 시이드패턴상에 비단결정 A1를 형성한 것을 시료로서 준비하였다.

이 시료를, X선회절법으로 평가한 즉, Al(111) 피크만이 관측되었다. 또 전자비임직경 $100\mu\text{m}$ 내지 $1\text{mm}\varnothing$ 의 종래의 RHEED 장치에서는 전자선회절 패턴을 관찰한 즉, 제14도(a)에 표시하는 링상패턴이 관찰되었다. 따라서 전면에 퇴적한 Al(11)는 배향의 다결정임을 알았다.

그러나, 상기 X선회절 및 종래 RHEED 관찰에서는, 다결정임이 확인되지만, 결정입의 크기는 불명이다. 주사형 μ -RHEED 현미경으로 $0.1\mu\text{m}$ \varnothing 까지 축소한 전자선을 사용하여 전자선회절패턴을 관찰한 바에 따르면, 강도는 약하지만 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스포트패턴이 관찰되었다. 스포트상 회절패턴상의 회절 반점 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 결과가 제15도(a)이다. 사선부가 회절반점 강도가 강한 영역, 흰부분이 회절반점 강도가 약한 영역이다.

사선부영역의 크기로부터 결정입의 크기가 대략 수 $\sim 10\mu\text{m}$ 오오더임을 알 수 있다.

이 시료에, 예를들면 Al^+ 이온을 가속전압 50KV으로 도오즈양 $1 \times 10^{16} \text{cm}^2$ 주입하였다.

상기 이온주입을 행하면, 제2의 Si는 비정질화 또는 미결정화한다. 비정질화 및 미결정화는 이하와 같이 확인하였다. 우선 X선회절 측정을 행하였다. 퇴적한 상태에서는, Al(111) 회절피크가 관찰되었으나 이온 주입한 시료의 X선회절 패턴을 측정할 즉, Al에 관한 회절피크가 관찰되지 않았다. 또 종래 RHEED 장치에 의하여 전자선회절 패턴을 측정하였는데 링패턴을 측정할 즉, 링패턴도 아니고 스포트패턴도 아니고 소위 하로인 전자선회절 패턴이 관측되었다. 즉, 이온주입에 의하여 Al 또는 Al-Si막이 단결정도 아니고, 또 다결정도 아닌 비정질 또는 미결정 상태로 되었다.

동일 시료를 주사형 μ -RHEED 현미경 중에서 250°C , 15분 가열한 후, 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관측하였다. 전자선회절 패턴은, 가열전 보다도 강도가 강한 제14도(b)와 같은 스포트패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴은 회절반점이 출현하는 위치로부터 Al(111)면이 [101]방향으로 전자선을 입사시켰을때 생기는 회절패턴임을 알았다. 제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111 회절반점) 및 회절반점 C(202 회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 결과가 제15(b) 및 (c)이다. 시료표면상의 어느 위치에 있어서도 회절반점 A 및 C는 모두 강하고, 관찰영역이 모두 단결정으로 되어 있는 것이 확인되었다. 즉, SiO_2 상의 Al 박막일지라도 Al 하층에 단결정 Si가 존재하면 열처리에 의하여 단결정화하는 것이 확인되었다. 열처리후의 시료를 X선회절 장치로 평가한 즉, Al(111) 피크만이 관찰되고, 또 종래의 RHEED 장치를 전자선회절 패턴을 관찰한 즉, 제14도(b)와 같이 단결정을 표시하는 스포트패턴이 관측되었다.

다음의 별도의 시료를 사용하여 단결정화를 관측하였다. 이 시료는 제16도(a)로 표시되는 바와 같이 기체상에 열산화법 의하여 $1\mu\text{m}$ 두께의 산화실리콘 막이 형성된 것이고, 이 산화실리콘막에는 드라이에칭에 의하여 Si표면이 노출한 개구(Si 개구부)가 열어져 있다.

제16도(a)의 영역 (I)내에는, 제2도(a),(b),(c)에 표시되는 바와같은 체커 패턴, 또는 비어호울패턴 또는 라인 앤드 스페이스가 형성되어 있다. 영역 (II)에서는 상기 체커패턴 또는 비어호울패턴 또는 라인 앤드스페이스가 형성되어 있지 않은 영역, 즉 전면 SiO_2 인 영역이다. 제16도(a)에 표시하는 바와 같이 SiO_2 의 페터닝된 기체상에, DMAH와 H_2 를 사용한 CVD법으로 우선 Si 개구부에만 선택적으로 제1의 Al를 퇴적하고, 표면 개질공정후, 제2의 Al를 기체전면에 퇴적하였다.

Al를 퇴적후, X선회절법으로 평가한 즉, Al(111) 피크만이 관측되었다. 또 전자비임 직경이 $100\mu\text{m} \sim 1\text{mm}\varnothing$ 의 종래 RHEED 장치로 전자선회절 패턴을 관찰한 즉 제14도(a)에 표시하는 바와 같은 링상패턴이 관측되었다. 따라서, 전면에 퇴적한 Al가 (111)배향의 다결정임이 확인되었다. 뒤이어 주사형 μ -RHEED현미경으로 $0.1\mu\text{m}$ 까지 전자선을 조절한 전자선을 사용하여 전자선회절패턴을 관찰한 즉, 강도는 약하지만 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스포트패턴이 관측되었다. 스포트상 회절패턴상의 회절반점강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 제15(a)와 같이 수 $\sim 10\mu\text{m}$ 의 결정입자로 이루어지는 다결정이었다.

이 다결정 Si은 이온주입에 의하여 비정질화 하였다.

이 시료를 주사 μ -RHEED 현미경내에서 260°C , 15분 가열한 후, 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관측하였다. 전자선회절패턴은 가열전 보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스포트 패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴은, 회절반점이 출현하는 위치로부터 Al(111)면에 [101]방향으로 전자선을 입사시켰을 때에 생기는 회절패턴임을 알았다. 제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111 회절반점) 및 회절반점 C(202 회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 결과가 제16도(b) 및 (c)이다. 제16도(b) 및 (c)에 있어서 사선부가 회절반점 강도가 강한 영역이다 제16도(b), (c) 모두가 강도가 강한 영역은(111) 단결정이다. 제16도(b) 및 (c)로부터 단결정화한 영역이 Si 개구부가 형성된 영역 (I)으로 부터 대략 $10\mu\text{m}$ 임을 알 수 있다. 즉 열처리에 의하여 Al 하층부에 Si 노출부가 없더라도 패턴이 형성된 영역 (I)으로 부터 대략 $10\mu\text{m}$ 의 거리부분 까지 단결정화 하는 것이 확인되었다.

영역 (I)에 형성한 패턴은, 제2도(a) 체커패턴(b) 비어호울패턴(c) 라인 앤드 스페이스패턴의 어느

경우도 영역 (1)에서 대략 10 μ m의 범위에 걸쳐서 단결정화하였다.

SiO₂ 두께가 500 Å, ~1 μ m일때, SiO₂ 두께에 의존하지 않고, 열처리에 의하여 단결정화하는 영역은, 제 16도(b) 및 (c)와 마찬가지로였다. 또 SiO₂ 상에 전면이 퇴적하는 Al 막두께가 500 Å ~1 μ m일지라도 단결정화 하는 영역은 제16도(b) 및 (c)와 마찬가지로였다.

단결정화한 SiO₂ 상의 Al에 대하여 일렉트로 마이그레이션 내성을 측정하였다. 종래의 스퍼터법에 의한 Al 또는 Al-Si 배선에서는, 250 $^{\circ}$ C, 1 \times 10⁶ A/cm²의 통전 시험하에서 배선단면적이 1 μ m²인 경우 1 \times 10²~10³ 시간정도의 평균배선 수명이 얻어졌었다. 이에 대하여 본 발명에 의거하는 단결정 Al 배선은, 상기 시험에 있어서 단면적 1 μ m²인 경우 1 \times 10⁴~10⁵ 시간의 배선수명이 얻어졌다. 또 배선 폭 0.8 μ m, 배선두께 0.3 μ m의 배선에 있어서도 상기 시험에서 10³-10⁴ 시간의 평균배선수명이 얻어졌다. 또 단결정화한 Al를 대략 1 μ m의 폭으로 가공하고, 플라즈마 CVD법에 의한 실리콘질화막을 퇴적하고, 분위기온도 150 $^{\circ}$ C, 1000시간의 스트레스를 가하여, 단선이 생기는 비율을 측정하였다. 길이 1mm의 배선에 있어서, 종래의 스퍼터Al에서는 1000본의 라인에 있어서 단선은 10~20%인데 대하여, 본 발명에 의한 단결정 Al에서는, 1000본의 라인에 있어서 단선은 생기지 않았다.

즉, 비정질화 내지 미결정화한 후 단결정화한 Al 배선에 의하여 EM, SM 내성을 각별히 향상시키는 것이 가능하였다.

(실시예 1)

우선, 측정반 시료의 제작방법은 이하와 같다. 시료의 단면형상을 제1도(a)에 표시한다.

Si 웨이퍼상을 수소연소방식(H₂ : 4 l/min, O₂ : 2 l/min)에 의하여 1000 $^{\circ}$ C의 온도에서 열산화를 행하였다. Si 웨이퍼의 면방위는 (100) 및 (111)을 사용하였다. 이 Si 웨이퍼 전체에 포토레지스트를 도포하고 노광기에 의하여 소망의 패턴을 베이킹하였다. 포토레지스트를 현상 후, 반응성이온 에칭(RIE)등으로 포토레지스트를 마스크로서 밑바탕의 SiO₂ 를 에칭하여, 부분적으로 Si 표면을 노출시켰다.

다음에, 상기 Si 웨이퍼에 감압 CVD법에 의하여 Al막을 퇴적하였다. 원료가스에는 디메틸알루미늄하이드라이드와 수소를 사용하였다. 퇴적온도는, 대략 270 $^{\circ}$ C. 퇴적시의 반응관내 압력은 대략 1.5Torr이다. 우선 Si 표면의 노출한 표면에만 Al(제1의 Al)을 선택적으로 퇴적하고, Al 막두께가 SiO₂ 막두께와 같게 되었을때 표면개질 공정을 행하고, 그후 Al(제2의 Al)을 Si 웨이퍼 전체에 퇴적하였다. 표면개질공정으로서, 감압 CVD장치내에 플라즈마를 발생시켰다.

측정한 시료에 형성된 SiO₂ 패턴형상, Al 막두께는 이하와 같다.

SiO₂ 막두께는 1000 Å, 2500 Å., 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다. Si 웨이퍼상에 형성된 패턴은 제2도(a)에 표시하는 체커패턴이다. 체커의 사이즈 L₁은 0.25, 0.5, 1, 2, 3, 5, 10, 20 μ m의 8종류이다. 웨이퍼 전체에 퇴적한 Al(제1도의 제2의 Al, 4)의 두께는 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다. 상기의 공정을 경유하여 제작한 시료를 제3도에 표시한 주사형 μ -RHEED 현미경에 장전하고, 전자선회절 패턴 관찰, 주사 μ -RHEED상 관찰을 행하였다. 뒤이어, 히이터에 통전하여 시료를 가열하고, 재차 전자선회절패턴, 주사 μ -RHEED상을 관찰하였다. 주사형 μ -RHEED 현미경으로 가열한 조건은(1) 550 $^{\circ}$ C, 6시간, (2) 600 $^{\circ}$ C, 2시간 (3) 645 $^{\circ}$ C, 15분간 (4) 670 $^{\circ}$ C, 5분간 (5) 700 $^{\circ}$ C, 5분간의 5수준이다.

Al를 퇴적후, 주사 μ -RHEED현미경으로 장전하기 전에 X선회절법으로 평가한 즉, SiO₂ 막두께, 체커 사이즈, 제2의 Al의 막두께에 의존하지 않고, 어느 시료도 Al(111) 피크만이 관측되었다. 또 전자비임 직경이 100 μ m~1mm ϕ 의 종래 RHEED 장치로 전자선회절 패턴을 관찰한 즉, 어느 시료도 제14도(a)에 표시하는 바와 같은 링상패턴이 관찰되었다. 따라서 전면이 퇴적한 Al이 (111)배향의 다결정임이 확인되었다.

주사형, μ -RHEED 현미경에 시료를 장전하고 0.1 μ m까지 전자선을 조절한 전자선을 사용하여 전자선회절 패턴을 관찰한 즉, 강도는 약하면서 제14도(b)에 표시하는 바와 같이 스포트패턴이 관찰되었다. 스포트상회절 패턴상의 회절반경도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 제15도(a)와 같이, 수~10 μ m이 결정입자로 이루어지는 다결정이었다.

다음에, 주사 μ -RHEED 현미경내에서 앞서 표시한 5수준의 열처리를 행한후, 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰하였다 Si 웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께, 체커사이즈, 제2의 Al의 막두께에 의존하지 않고 어느 시료도 전자선회절 패턴은 가열전 보다도 강도가 강한 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스포트패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴은 회절반점의 출현하는 위치로부터 Al(111)면에 [101]방향으로 전자선을 입사시켰을때에 생기는 회절패턴이었다. 제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111 회절반점) 및 회절반점 C(202 회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 결과는 제15도(b) 및 (c)와 마찬가지로였다. 제15도(b) 및 (c)에 있어서 사선부가 회절반점 강도가 강한 영역이다. 관찰한 체커패턴이 형성된 위에 퇴적한 Al막에서는 회절반점 A도 C도 같이 강하고, 열처리에 의하여 단결정화한 것이 확인되었다. 열처리 후의 시료를 종래의 RHEED 장치로 전자선회절패턴을 관찰한 즉, 어느시료에 있어서나 제14도(b)와 같은 단결정을 표시하는 스포트패턴이 관찰되었다.

670 $^{\circ}$ C, 5분간 및 700 $^{\circ}$ C, 5분간의 2조건 열처리에서는 SiO₂ 상의 Al막은 단결정화하였지만, 열처리 후 Al막의 막두께에 불균일이 생겼다. 또 열처리후 광전자 분광법 (ESCA), 오제전자분광법(AES)에 의한 깊이방향 분포를 측정한 즉, SiO₂ 와 제2의 Si계면에서 Al과 Si, 이 0풀려 나오는 것이 관찰되

었다. 또 500℃, 6시간의 열처리에서는 단결정화가 생기지 않았다.

(실시예 2)

실시예 1과 마찬가지로 순서로 제1도(a)에 표시하는 바와 같은 시료를 제작하고 주사형 μ -RHEED 현미경으로 시료를 장전하고 열처리를 행하였다.

실시예 1과 상이한 것은 Si 웨이퍼상에 형성한 패턴형상이다. Si 웨이퍼상의 패턴은, 제2도(b)에 표시하는 비어호울패턴이다. 비어호울의 사이즈 L_2 는 0.25, 0.5, 1, 2, 5 μ m의 5종류, L_3 은 1, 2, 5, 10, 20 μ m의 5종류이다. L_2 , L_3 의 조합으로 생기는 25종류의 비어호울패턴을 형성하였다. SiO₂ 막두께, 웨이퍼 전면에 퇴적한 Al(제1도의 제2의 Al, 4)의 두께는 실시예1과 마찬가지로이다.

상기의 공정을 거쳐 제작한 시료를 실시예1과 마찬가지로의 순서로 시료의 열처리 및 관찰을 행하였다. 시료의 열처리조건도 실시예 1과 마찬가지로이다.

실시예 1과 마찬가지로, 시료열처리전의 X선회절, 종래 RHEED 장치에 의한 전자선회절패턴 관찰, 주사 μ -RHEED 현미경에 의한 전자선회절 패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰로 부터, 전면에 퇴적한 Al(제2의 Al)는 어느 시료에 있어서도 수~10 μ m 정도의 결정입자로 이루어지는(111) 배향다결정이었다.

뒤이어 주사 μ -RHEED 현미경내에서 먼저 표시한 5수준의 열처리를 행한 후, 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 실시예 1과 마찬가지로, Si 웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께 비어호울치수, 제2의 Al의 막두께에 의존하지 않고, 어느 시료나 전자선회절패턴은 가열전 보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스폿패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111 회절반점) 및 회절반점 C(202 회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 실시예 1과 마찬가지로, 제15도(b) 및 (c)와 마찬가지로의 주사 μ -RHEED상이 관찰되었다. 즉 비어호울패턴이 형성된 위에 퇴적한 Al막에서는 회절반점 A나 C도 다같이 강하고, 열처리에 의하여 단결정화한 것이 확인되었다.

실시예 1과 마찬가지로, 670℃, 5분간 및 700℃, 5분간의 2의 조건의 열처리에서는 SiO₂상의 Al막은 단결정화하였지만, 열처리 후 Al막의 막두께에 불균일이 생겼다. 또 열처리후, 광전자분광법(ESCA), 오제전자분광법(AES)에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, SiO₂와 제2의 Al의 계면에서 Al와 Si의 풀림이 관찰되었다. 또 500℃, 6시간의 열처리에서는 단결정화는 생기지 않았다.

(실시예 3)

실시예 1과 마찬가지로 순서로 제1도(a)표시하는 자와 같은 단면을 갖는 시료를 제작하고, 주사형 μ -RHEED 현미경으로 시료를 장전하고 열처리를 행하였다.

실시예 1과 다른 것은 Si 웨이퍼상에 형성한 패턴형상이다. Si 웨이퍼상의 패턴은, 제2도(c)에 표시하는 라인 앤드 스페이스패턴이다. 라인 앤드 스페이스의 사이즈는 L_4 는 0.25, 0.5, 1, 2, 5 μ m의 5종류, L_5 는 1, 2, 5, 10, 20 μ m의 5종류이다 L_4 , L_5 의 조합으로 생기는 25종류의 라인 앤드 스페이스 패턴을 형성하였다. SiO₂ 막두께, 웨이퍼 전면에 퇴적한 Al(제1도의 제2의 Al, 4)의 두께는 실시예 1과 마찬가지로이다.

상기의 공정을 거쳐 제작한 시료를 실시예 1과 마찬가지로 순서로 시료의 열처리 및 관찰을 행하였다. 시료의 열처리 조건도 실시예 1과 마찬가지로이다.

실시예 1과 마찬가지로, 시료열처리전의 X선회절, 종래 RHEED 장치에 의한 전자선회절패턴 관찰, 주사 μ -RHEED 현미경에 의한 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰로 부터, 전면에 퇴적한 Al(제2의 Al)는 어느 시료에 있어서도 수~10 μ m 정도의 결정입자로 이루어지는(111) 배향다결정이었다.

뒤이어 주사 μ -RHEED 현미경내에서 앞서 표시한 5수준의 열처리를 행한 후, 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 실시예 1과 마찬가지로 Si 웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께, 라인 앤드 스페이스치수, 제2의 Al의 막두께에 의존하지 않고, 어느 시료도 전자선회절패턴은 가열전 보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스폿패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111 회절반점) 및 회절반점 C(202 회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 실시예 2와 마찬가지로, 제15도(b) 및 (c)와 같은 μ -RHEED상이 관찰되었다. 즉 라인 앤드 스페이스패턴이 형성된 위에 퇴적한 Al막에서는 회절반점 A도 C도 다같이 강하고, 열처리에 의하여 단결정화한 것이 확인되었다.

실시예 1과 마찬가지로, 670℃, 5분간 및 700℃, 5분간의 2조건의 열처리에서는 SiO₂ 상의 Al막은 단결정화하였지만, 열처리 후 Al막의 막두께에 불균일이 생겼다. 또 열처리후, 광전자분광법(ESCA), 오제전자분광법(AES)에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, SiO₂와 제2의 Al의 계면에서 Al와 Si와 O의 풀림이 관찰 되었다. 또 500℃, 6시간의 열처리에서는 단결정화가 생기지 않았다.

(실시예 4)

실시예 1과 마찬가지로 순서로 제1도(a)표시하는 바와 같은 시료를 제작하고, 주사형 μ -RHEED 현미경으로 시료를 장전하고 열처리를 행하였다.

실시예 1과 다른 것은 Si 웨이퍼상에 형성한 패턴형상이다 Si 웨이퍼상의 패턴에 대하여 설명한다. 제16도(a)에 표시되는 바와 같이 영역 (I)에서는 SiO₂에 개구부가 형성되어 있지만, 영역 (II)에서는 Si 개구부가 없고 SiO₂가 전면에 형성되어 있다. 영역(I)에 형성되어 있는 패턴은 제2도

(a),(b),(c)에 표시되는 체커패턴, 비어호울패턴, 라인 앤드 스페이스 패턴이다. 체커의 치수 L_1 는 0.25, 0.5, 1, 2, 3, 5 μ m의 6종류이다. 비어호울의 사이즈는 L_2 는 0.25, 0.5, 1, 2, 5 μ m의 5종류, L_3

은 1, 2, 5 μ m의 3종류이다 L₂, L₃, 의 조합으로 생기는 15종류의 비어호울패턴을 형성하였다. 라인 앤드 스페이스의 사이즈는 L₄는 0.25, 0.5, 1, 2 μ m의 4종류, L₅는 1, 2, 5 μ m의 3종류이다. L₄, L₅의 조합으로 생기는 12종류의 라인 앤드 스페이스패턴을 형성하였다. SiO₂ 막두께, 웨이퍼 전면에 퇴적한 Al(제1도(a)의 제2의 Al, 4)의 두께는 실시예 1과 마찬가지로이다.

상기의 공정을 경유하여 제작한 시료를 실시예 1과 마찬가지로 순서로 시료의 열처리 및 관찰을 행하였다.

시료의 열처리 조건도 실시예 1과 마찬가지로이다.

실시예 1과 마찬가지로, 시료열처리전의 X선회절, 종래 RHEED 장치에 의한 전자선회절패턴 관찰, 주사 μ -RHEED 현미경에 의한 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰로부터, 전면에 퇴적한 Al(제2의 Al)는 어느 시료에 있어서도 수~10 μ m 정도의 결정입자로 이루어지는(111) 배향다결정이었다.

다음에, 주사 μ -RHEED 현미경내에서 먼저 표시한 5수준의 열처리를 행한 후, 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 실시예 1과 마찬가지로 Si 웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께, 영역 (1)에 형성된 패턴의 형상 및 치수, 제2의 Al의 막두께에 의하지 않고 어느 시료도 전자선회절 패턴은 가열 전 보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 패턴이 관찰되었다.

제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111 회절반점) 및 회절반점 C(202 회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 제16도 (b) 및 (c)와 마찬가지로의 주사 μ -RHEED상이 관찰되었다. 사선부가 회절반점 강도가 강한 영역을 표시하고 있다. 회절반점 A나 C나 양쪽이 강한 영역이 (111)단결정영역이다. 제16도(b) 및 (c)와 마찬가지로 단결정화한 영역이 Si개구부가 형성된 영역 (1)으로 부터 거의 10 μ m (제16도(c)에서는 L₆으로 표시되는 영역)임을 알수 있다 즉 열처리에 의하여 Al 하층부에 Si 노출부가 없더라도 패턴이 형성된 영역 (1)으로 부터 대략 10 μ m의 거리의 부분까지 단결정화하는 것이 확인되었다.

실시예 1과 마찬가지로, 670 $^{\circ}$ C, 5분간 및 700 $^{\circ}$ C, 5분간의 2의 조건의 열처리에서는 SiO₂ 상의 Al막은 단결정화하였지만, 열처리 후 Al막의 막두께에 불균일이 생겼다. 또 열처리후, 광전자분광법(ESCA), 오제전자분광법(AES)에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, SiO₂와 제2의 Al의 계면에서 Al와 Si와 O의 풀림이 관찰되었다. 또 500 $^{\circ}$ C, 6시간의 열처리에서는 단결정화는 생기지 않았다.

(실시예 5)

실시예 1,2,3 및 4에서는 절연막으로서 열산화법에 의한 SiO₂를 사용하였다. 본 실시예에서는, 절연막으로서 상압 CVD에 의하여 성막한 SiO₂(이하, CVD SiO₂라 약함), 상압 CVD법에 의하여 성막한 브론도오프한 산화막(이하 BSG라 약함), 상압 CVD법에 의하여 성막한 인-도오프한, 산화막(이하 PSG라 약함). 상압 CVD법에 의하여 성막한 보론 및 인도오프한 산화막(이하 BPSG라 약함), 플라즈마 CVD법에 의하여 성막한 질화막(이하 BPSG라 약함), 플라즈마 CFD법에 의하여 성막한 질화막(이하 P-SiN라 약함), 열질화막(이하 T-SiN라 약함), 감압 CVD법에 의하여 성막한 열질화막(이하 LP-SiN라 약함), ECR 장치에 의하여 성막한 질화막(이하 ECR-SiN라 약함)을 사용하여 실시예 1,2,3,4와 마찬가지로의 시료를 제작하여 X선회절, 종래 RHEED 장치에 의한 전자선회절패턴 관찰. 주사형 μ -RHEED 현미경에 장착하여, 열처리를 행하고, 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰을 행하였다. 절연막의 두께는 대략 5000 Å 로 하였다. 더욱 열질화막(T-SiN)의 두께는 대략 100 Å 로 하였다. 제2의 Al의 막두께는, 대략 7500 Å 로 하였다. 형성한 패턴형상은 실시예 1,2,3,4와 마찬가지로이다. 얻어진 결과는 실시예 1,2,3,4와 마찬가지로이다.

(실시예 6)

실시예 1,2,3,4,5에서 제1의 Al 및 2의 Al는 같이 감압 CVD법에 의한 CVD Al막이었다. 본 실시예에서는 제2의 Al을 스퍼터법으로 형성하였다. 제2의 Al 이외의 조건은 실시예 1,2,3,4,5와 마찬가지로 하여 Al막을 열처리하였다.

얻어진 결과는 실시예 1,2,3,4,5와 마찬가지로이다.

(실시예 7)

실시예 1,2,3,4,5,6에 있어서 제1의 Al 및 제2의 Al 모두 순수 Al이었다. 본 실시예에서는 순수 Al에 대신하여 Al-Si을 사용하였다. 막중의 Si함유량은 0.2, 0.5 및 1.0%이다.

얻어진 결과는 실시예 1,2,3,4,5,6와 마찬가지로이다.

(실시예 A)

실시예 1과 마찬가지로의 시료를 준비하였다.

실시예 1과 마찬가지로, 시료열처리 전의 X선회절, 종래 RHEED 장치에 의한 전자선회절패턴 관찰. 주사 μ -RHEED 현미경에 의한 전자선회절 패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰로부터 전면에 퇴적한 Al(제2의 Al)는, 어느 시료에 있어서도, 수~10 μ m 정도의 결정입자로 이루어지는 (111)배향 다결정이었다.

상술의 시료를 제4도에 표시한 RTA 장치에 장전하고, 열처리를 행하였다. 기체온도는, PbS을 사용한 방사온도계로 측정하여, 450 $^{\circ}$ C, 500 $^{\circ}$ C, 600 $^{\circ}$ C, 650 $^{\circ}$ C의 5수준이다. 열처리온도 까지의 승온시간은 10초, 20초, 40초, 60초로 하였다.

다음에 제3도의 주사 μ -RHEED 현미경내에서 열처리를 행한 시료의 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰하였다. Si 웨이퍼의 면방위 SiO₂ 막두께, 체커사이즈, 제2의 Al의 막두께에 의존하

지 않고. 어느 시료도 전자선회절패턴을 가열전 보다도 강도가 강한 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스포트 패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴은, 회절반점이 출현하는 위치로부터 A1(111)면에 [101]방향으로 전자선을 입사시켰을 때에 생기는 회절패턴이었다. 제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111 회절반점) 및 회절반점 C(202 회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 결과는 제15도(b) 및 (c)와 마찬가지로 되었다. 제15도(b) 및 (c)에 있어서 사선부가 회절반점 강도가 강한 영역이다. 관찰한 체커패턴의 형성된 위에 퇴적한 A1막에서는 회절반점 A도 C도 다같이 강하고, 열처리에 의하여 단결정화한 것이 확인 되었다. 열처리후의 시료를 종래의 RHEED장치를 전자선회절패턴을 관찰한 즉, 어느 시료에 있어서도 제14도(b)와 같은 단결정을 표시하는 스포트패턴이 관찰되었다.

650°C의 열처리에서는, SiO₂ 상의 A1막은 단결정화 하였지만, 열처리후 A1막의 막두께에 불균일이 생겨 있었다. 또, 650°C의 열처리 후의 시료에 있어서 광전자분광법 (ESCA) 오제전자분광법(AES)에 의한 깊이방향 분포를 측정한 즉, SiO₂와 제2의 A1의 계면에서의 A1과 Si와 O의 풀림이 관찰되었다. 또 550°C 이하의 열처리에서는 단결정화가 생기지 않았다.

(실시에 A2)

실시에 2와 마찬가지로, 제2도(b)의 비어호울패턴을 갖는 시료를 제작하고, RTA 장치에 의한 열처리를 행하였다. 비어호울사이즈는 실시에 2와 마찬가지로이다. 상기의 공정을 지나 제작한 시료를 실시예 (A1)와 마찬가지로 순서로 시료의 열처리 및 관찰을 행하였다. 시료의 열처리 조건도 실시예 A1와 마찬가지로이다.

실시에 A1과 마찬가지로 시료열처리 전의 X선회절, 종래 RHEED 장치에 의한 전자선회절패턴 관찰, 주사 μ -RHEED 현미경에 의한 전자선회절 패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰해 본바, 전면에 퇴적한 A1(제2의 A1)는, 어느 시료에 있어서도, 수~10 μ m 정도의 결정입자로 이루어지는 (111)배향다결정이었다.

다음에 RTA장치로 열처리를 행한후, 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 실시예 1과 마찬가지로 Si웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께, 비어호울치수, 제2의 A1의 막 두께에 의존하지 않고, 어느 시료도 전자선회절 패턴은 가열전 보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스포트패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(III회절반점) 및 회절반점 C(202회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 실시예 A1과 마찬가지로 제15도(b) 및 (c)와 마찬가지로의 주사 μ -RHEED상이 관찰되었다. 즉, 비어호울패턴이 형성된 후에 퇴적한 A1막에서는 회절반점 A도 C도 다같이 강하고, 열처리에 의하여 단결정화한 것이 확인되었다.

실시에 A1과 마찬가지로, 650°C의 열처리에서는, SiO₂ 상의 A1막은 단결정화 하였지만, 열처리후 A1막의 막두께에 불균일이 생겨 있었다. 또 650°C의 열처리 후의 시료에서는, 광전자분광법 (ESCA), 오제전자 분광법 (AES)에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, SiO₂와 제2의 A1의 계면에서, A1, Si와 O의 풀림이 관찰되었다. 또 500°C의 열처리에서는 단결정화가 생기지 않았다.

실시에 A3

실시에 3과 마찬가지로 라인 앤드 스페이스패턴을 갖는 시료를 준비하고, RTA장치로 열처리를 행하였다.

실시에 A1과 마찬가지로 순서로 시료의 열처리 및 관찰을 행하였다. 시료의 열처리 조건도 실시예(A1)과 마찬가지로이다.

실시에(A1)과 마찬가지로, 시료열처리 전의 X선회절, 종래 RHEED장치에 의한 전자선회절패턴 관찰, 주사 μ -RHEED현미경에 의한 전자선회절 패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰해 본바, 전면에 퇴적한 A1(제2의 A1)는, 어느 시료에 있어서도, 수~10 μ m 정도의 결정입자로 이루어지는(111) 배향다결정이었다.

다음에 주사 μ -RHEED현미경내에서, 먼저 표시한 5수준의 열처리를 행한후, 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 실시예 A1과 마찬가지로 Si웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께, 라인 앤드 스페이스 치수, 제2의 A1의 막두께에 의존하지 않고 어느 시료도 전자선회절패턴은 가열전 보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스포트패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴 상의 회절반점 A(111 회절반점) 및 회절반점 C(202회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 실시예 A1과 마찬가지로, 15도(b) 및 (c)와 마찬가지로의 주사 μ -RHEED상이 관찰되었다. 즉, 라인 앤드 스페이스패턴이 형성된 후에 퇴적한 A1막에서는 회절반점 A도 C도 모두 강하고, 열처리에 의하여 단결정화한 것이 확인되었다.

실시에 A1과 마찬가지로 650°C 열처리에서는, SiO₂ 상의 A1막은 단결정화하였지만, 열처리후 A1막의 막두께에 불균일이 생기고 있었다. 또 650°C의 열처리후의 시료에서는 광전자분광법(ESCA), 오제전자분광법(AES)에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, SiO₂와 제2의 A1의 계면에서 A1과 Si와 O의 풀림이 관찰되었다. 또 500°C, 열처리에서는 단결정화가 생기지 않았다.

실시에 A4

실시에1 또는 실시예 A1와 마찬가지로의 순서를 제1도(a)에 표시하는 바와 같은 단면을 갖는 시료를 제작하고 주사형 μ -RHEED현미경으로 시료를 장전하고, 열처리를 행하였다.

실시에 (A1)과 상이한 것은 Si웨이퍼 상에 형성한 패턴형상이다. Si웨이퍼상의 패턴에 대하여 설명한다.

제16도(a)에 표시되는 것과 같이 영역 (I)에서는 SiO₂에 개구부가 형성되어 있는데 영역 (II)에는

Si개구부가 없고, SiO₂가 전면에 형성되어 있다. 영역(1)에 형성되어 있는 패턴은 제2도(a), (b), (c)에 표시되는 체커패턴, 비어호울패턴, 라인 앤드 스페이스패턴이다. 체커의 치수 L₁은 0.25, 0.5, 1, 2, 3, 5μm의 6종류이다. 비어호울의 사이즈 L₂는 0.25, 0.5, 1, 2, 5μm의 5종류, L₃은 1, 2, 5μm의 3종류이다. L₂, L₃의 조합으로 생기는 15종류의 비어호울패턴을 형성하였다. 라인 앤드 스페이스의 사이즈 L₄는 0.25, 0.5, 1, 2μm의 4종류, L₅는 1, 2, 5μm의 3종류이다. L₄, L₅의 조합으로 생기는 12종류의 라인 앤드 스페이스패턴을 형성하였다. SiO₂막두께, 웨이퍼 전면에 퇴적한 Al(제1도(a)의 2의 Al, 4)의 두께는 실시예 A1과 마찬가지로이다.

상기의 공정을 거쳐 제작한 시료를 실시예 A1과 마찬가지로 순서로 시료의 열처리 및 관찰을 행하였다. 시료의 열처리 조건도 실시예 A1과 마찬가지로이다. 상기의 공정을 거쳐 제작한 시료를 실시예 A1과 마찬가지로 순서로 시료의 열처리 및 관찰을 행하였다. 시료의 열처리 조건도 실시예 A1과 마찬가지로이다.

실시예 1과 마찬가지로 시료열처리전의 X선회절, 종래 RHEED장치에 의한 전자선회절패턴 관찰, 주사 μ-RHEED현미경에 의한 전자선회절패턴 및 주사 μ-RHEED상 관찰해본바, 전면에 퇴적한 Al(제2도의 A1)은 어느 시료에 있어서도 수~10μm정도의 결정입자로 이루어지는 (111)배향다결정였다.

다음에, RTA장치로 열처리를 행한후, 전자선회절패턴 및 주사 μ-RHEED상을 관찰한 즉, 실시예 A1과 마찬가지로, Si웨이퍼의 면방위, SiO₂막두께, 영역(1)에 형성된 패턴의 형상 및 치수, 제2의 Al의 막두께에 의존하지 않고, 어느 시료도 전자선회절패턴은 가열전 보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스폿패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111회절반점) 및 회절반점 C(202회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ-RHEED상을 관찰한 즉, 제16도(b) 및 (c)와 마찬가지로의 주사 μ-RHEED상이 관찰되었다. 사선부가 회절반점 강도가 강한 영역을 표시하고 있다. 회절반점 A도 C도 양쪽이 강한 영역이 (111)단결정영역이다. 제16도(b) 및 (c)와 마찬가지로 단결정화한 영역이 Si개구부가 형성된 영역 (1)으로 부터 대략 10μm(제16도(c)에서는 L₆으로 표시되는 영역)임을 알게되었다. 즉, 열처리에 의하여 Al하층부에 Si노출부가 없더라도 패턴이 형성된 영역(1)으로부터 대략 10μm의 거리의 부분까지 단결정화 하는 것이 확인되었다.

실시예 1과 마찬가지로, 650°C의 열처리에서는 SiO₂ 상의 Al막은 단결정화하였지만, 열처리 후 Al막의 막두께에 불균일이 생기고 있었다. 또, 650°C의 열처리 후의 시료에서는, 광전자분광법 (ESCA), 오제전자분광법 (AES)에 의하여 깊이방향분포를 측정한 즉, SiO₂와 제2의 Al의 계면에서 Al과 Si와 O의 풀링이 관찰되었다. 또 500°C의 열처리에서는 단결정화는 생기지 않았다.

실시예 A5

실시예 A1, A2, A3, A4에 있어서 제1절연막으로서 열산화법에 의한 SiO₂를 사용하였다. 본 실시예에서는 제1절연막으로서 상압 CVD에 의하여 성막한 SiO₂ 8이하 CVD SiO₂라 약칭함), 상압 CVD법에 의하여 성막한 브룬도우프한 산화막(이하 BSG라 약칭함), 상압 CVD법에 성막한 인도오프한 산화막(이하 PSG라 약칭함), 상압 CVD법에 의하여 성막한 브룬 및 인도오프한 산화막(이하 BPSG라 약칭함), 플라즈마 CVD법에 성막한 질화막(이하 P-SiN라 약칭함), 열질화막(이하 T-SiN라 약칭함) 감압 CVD법에 의하여 성막한 열질화막(이하 LP-SiN라 약칭함), ECR장치에 의하여 성막한 질화막(이하 ECR-SiN라 약칭함)을 사용하여 실시예 A1, A2, A3, A4와 마찬가지로의 시료를 제작하여 X선회절, 종래 RHEED에 의한 전자선회절패턴 관찰, 주사형 μ-RHEED현미경에 장전하고, 열처리를 행하고, 전자선회절 패턴 및 주사 μ-RHEED상 관찰을 행하였다.

제1절연막의 두께는 대략 5000Å으로 하였다. 더욱 열질화막(T-SiN)의 두께는 대략 100Å으로 하였다. 제2의 Al의 막두께는 대략 7500Å으로 하였다. 형성된 패턴형상은 실시예 A1, A2, A3, A4와 마찬가지로이다. 얻어진 결과는 A1, A2, A3, A4와 마찬가지로이다.

실시예 A6

실시예 A1, A2, A3, A4, A5에 있어서 제1의 Al 및 제2의 Al은 같이 감압 CVD법에 의한 Al막이었다.

본 실시예에서는 제2의 Al을 스퍼터법으로 형성하였다. 제2의 Al이외의 조건은 실시예 A1, A2, A3, A4, A5와 마찬가지로하여 Al막을 열처리하였다. 얻어진 결과는 실시예 A1, A2, A3, A4, A5와 마찬가지로이다.

실시예 A7

실시예 A1, A2, A3, A4, A5, A6에서 제1의 Al 및 제2의 Al은 다같이 순 Al은 다같이 순 Al이었다. 본 실시예에서는 순 Al에 대신하여 Al-Si를 사용하였다. 막중의 Si함유량은 0, 2, 0.5, 1.0%이다. 얻어진 결과는 실시예 A1, A2, A3, A4, A5, A6와 마찬가지로이다.

실시예 A8

실시예 A1~A7에 있어서 시료의 단면구조는 제1도(a)와 같았다. 실시예 A1~A8에서 제1의 Al 및 제2의 Al퇴적후 제1도(b)에 표시하는 바와 같이 제2의 절연막(5)을 형성한후, RTA장치로 열처리를 행하였다. 단면구조 이외의 조건은, 실시예 A1~A7와 같다. 열처리후의 제2의 Al의 결정성은 제2의 절연막(5)을 제외하고 RHEED장치, 주사 μ-RHEED현미경에 의한 관찰을 행하였다.

제1도(b)의 절연막(5)으로서 상압 CVD에 의한 SiO₂, PSG, BSG, BPSG, 플라즈마 CVD법에 의한 실리콘 질화막, ECR장치에 의한 실리콘 질화막의 6종류를 사용하였다. 막두께는 어느 막에 대하여도 1000Å, 3000Å, 5000Å, 1μm로 하였다. 얻어진 결과는 실시예 A1~A7과 마찬가지로이다.

실시에 B1

실시에 1과 마찬가지로 시료를 준비하였다. 실시에 1과 마찬가지로, 시료열처리 전의 X선회절, 종래 RHEED장치에 의한 전자선회절 패턴 관찰, 주사 μ -RHEED현미경에 의한 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰해 본바, 전면에 퇴적한 Al(제2의 Al)는, 어느 시료에 있어서도 수~10 μ m정도의 결정입자로 이루어지는(III) 배향다결정이었다.

상술의 시료를 이하의 방법으로 레이저가열을 행하였다. 레이저에는, 연속발진 Ar 레이저(발진파장 약 488nm 및 514.5nm, 발진출력최대 20W)을 사용하였다. 시료상에서는 비임직경은, 대략 20 μ m, 30 μ m, 70 μ m, 100 μ m이다. 주사방향은 제5도(a)에 표시하는 바와 같이 일방향으로 되풀이 행하여 주사하였다. 비임주사의 되풀이 폭은, 비임계와 거의 같은 크기로 하였다. 레이저비임의 주사속도는, 매분약 0.5, 1, 2, 5, 10cm이다. 기체 표면온도는 PbS를 사용하는 방사온도계로 측정하바 대략 450 $^{\circ}$ C, 550 $^{\circ}$ C, 600 $^{\circ}$ C, 650 $^{\circ}$ C, 700 $^{\circ}$ C 였다.

기체표면에서의 온도는 레이저비임직경, 레이저출력, 레이저비임주사 속도에 의하여 변화하였다. 이하의 결과는 레이저비임직경, 레이저비임주사속도, 주사간격을 주었을때, 표면온도가 상기 약 450 $^{\circ}$ C, 550 $^{\circ}$ C, 600 $^{\circ}$ C, 650 $^{\circ}$ C, 700 $^{\circ}$ C되도록 레이저출력을 변화시켰다.

레이저가열은 수소자분위기, 대기압에서 행하였다. 상술의 각 시료를 상기 레이저 가열조건으로 열처리를 행한후, 주사 μ -RHEED현미경내에서, 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰하였다. Si웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께, 체커사이즈, 제2의 Al의 막두께에 의존하지 않고, 어느 시료도 레이저비임직경, 주사속도, 비임되풀이 폭에 의존하지 않고, 시료표면 온도가 550 $^{\circ}$ C이상의 경우, 전자선회절패턴은 가열전 보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 표시하는 바와 같은 스포트패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴은 회절반점이 출현하는 위치로부터 Al(111)면에 [101]방향으로 전자선을 입사시켰을 때에 생기는 회절패턴이었다. 제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111회절반점) 및 회절반점 C(202회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 결과는 제15도(b) 및 (c)와 마찬가지로 제15도(b) 및 (c)에 있어서 사선부가 회절반점 강도의 강한 영역이다. 관찰 체커패턴의 형성된 후에 퇴적한 Al막에서는 회절반점 A도 C도 모두 강하고, 열처리에 의하여 단결정화한 것이 확인되었다. 열처리후의 시료를 종래의 RHEED장치로 전자선회절패턴을 관찰한즉, 어느 시료에 있어서도 제14도(b)와 같은 단결정을 표시하는 스포트패턴이 관찰되었다. 즉, 레이저가열에 의하여 퇴적한 상태에서는 다결정이었던 시가 단결정화하였다. 더욱, 기체표면온도가 650 $^{\circ}$ C이상 일때 오제전자분광법 또는 이차이온 질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정하면 기체 표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

실시에 B2

실시에 2와 마찬가지로 순서로 체커패턴을 갖는 시료를 준비하여, SiO₂ 막두께, 웨이퍼전면에 퇴적한 Al(제1도의 제2의 제2,4)의 두께는 실시에 1과 마찬가지로이다. 상기의 공정을 경유하여 제작한 시료를 실시에 B1과 마찬가지로 순서로 시료의 열처리 및 관찰을 행하였다. 시료의 열처리 조건도 실시에 B1과 마찬가지로이다.

실시에 B1과 마찬가지로, 시료열처리 전의 X선회절, 종래 RHEED장치에 의한 전자선회절패턴 관찰, 주사 μ -RHEED현미경에 의한 전자선회절 패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰해 본바, 전면에 퇴적한 Al(제2의 Al)는, 어느 시료에 있어서도, 수~10 μ m정도의 결정입자로 이루어지는 (111)배향다결정였다.

뒤이어, 실시에 B1과 마찬가지로 조건으로 레이저비임조사 열처리를 행하고 주사형 μ -RHEED현미경으로 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰한즉, 실시에 B1과 마찬가지로, Si웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께, 체커사이즈, 제2의 Al의 막두께에 의하지 않고 어느 시료도 레이저비임직경, 주사속도, 비임 되풀이 폭에 의존하지 않고, 시료표면온도가 550 $^{\circ}$ C이상의 경우, 주사 μ -RHEED상 관찰로부터 단결정화한 것이 확인되었다. 또 실시에 1과 마찬가지로, 기체 표면온도가 650 $^{\circ}$ C이상일때, 오제전자분광법과 또는 이차이온 질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정하면, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

실시에 B3

실시에 B1과 마찬가지로 순서로 제1도(a)에 표시하는 바와 같은 단면을 갖는 시료를 제작하고, 레이저 가열에 의한 열처리를 행하였다. 실시에 B1과 다른 것은 Si웨이퍼상에 형성한 패턴형상이다. Si웨이퍼상의 패턴은, 제2도(c)에 표시하는 라인 앤드 스페이스패턴이다. 라인 앤드 스페이스의 사이즈 L₄, L₅는 실시에3과 같다.

상기의 공정을 경유하여 제작한 시료를 실시에 B1과 마찬가지로 수순으로 시료의 열처리 및 관찰을 행하였다. 시료의 열처리조건도 실시에 B1과 마찬가지로이다.

실시에 B1과 마찬가지로, 시료열처리 전의 X선회절, 종래 RHEED장치에 의한 전자선회절패턴 관찰, 주사 μ -RHEED현미경에 의한 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰로부터, 전면에 퇴적한 Al(제2의 Al)는, 어느시료에 있어서도, 수~10 μ m정도의 결정입자로 이루어지는 (111)배향다결정이었다. 뒤이어 실시에 B1과 마찬가지로 조건으로 레이저비임 조사 열처리를 행하고, 주사형 μ -RHEED현미경으로 전자선회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰한 즉, 실시에 B1과 마찬가지로 Si웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께, 라인 앤드 스페이스 사이즈, 제2의 Al의 막두께에 의하지 않고 어느 시료도, 레이저비임직경 주사속도, 비임되풀이 폭에 의존하지 않고 시료표면 온도가 550 $^{\circ}$ C이상의 경우, 주사 μ -RHEED상 관찰로부터 단결정화한 것이 확인되었다. 또 실시에 1과 마찬가지로, 기체표면온도가 650 $^{\circ}$ C 이상일때 오제전자분광, 또는 이차이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정하면, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

실시에 B4

실시에 B1, B2, B3과 마찬가지로 시료를 제작하였다. 실시에 B1, B2, B3과 다른것은 레이저비임의 형상 및 주사방법이다.

상술의 시료를 이하의 방법으로 레이저가열을 행하였다. 레이저에는 연속발전 Ar 레이저(발전파장 약 488nm 및 514.5nm)를 사용하였다. 시료상에서의 비임형상은, 제6도(a)에 표시하는 바와 같은 평형평행비임이다. 실린드리카렌즈를 사용한 광학계 (70)에 의하여 원형비임 (67)을 평행비임(71)에 형성하였다. 평행비임의 형상은 대략 $20\mu\text{m} \times 1\text{cm}$, $50\mu\text{m} \times 1\text{cm}$, $100\mu\text{m} \times 1\text{cm}$ 이다. 주사방향은, 제6도(a)에 표시하는 바와 같이 일방향으로 주사하였다. 레이저비임의 주사속도는 매분 약 0.5, 1, 2, 5, 10cm이다. 기체표면 온도는 PbS를 사용한 방사온도계로 측정하고, 대략 450°C, 550°C, 600°C, 650°C, 700°C이다.

기체표면에서의 온도는 레이저비임형상, 레이저출력, 레이저비임 주사속도에 의하여 변화하였다. 이하의 결과는 레이저비임직경, 레이저비임 주사속도를 주어졌을때, 표면온도가 상기 대략 450°C, 550°C, 600°C, 650°C, 700°C되도록 레이저출력을 변화시켰다. 레이저가열은, 수소가스분위기, 대기압에서 행하였다. 레이저비임에 의한 가열처리후, 주사형 μ -RHEED현미경, X선회절법, 종래 RHEED관찰에 의하여 얻어진 결과는, 실시에 B1, B2, B3와 같고 기체표면온도가 대략 550°C이상일때, 제2의 Si는 단결정화하였다.

또, 실시에 B1, B2, B3와 마찬가지로 기체표면 온도가 650°C이상일때 오제 전자분광법, 또는 이차이온 질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉 기체표면상의 절연막과 제2의 Si의 계면에 있어서 Si 및 Si의 용출이 관찰되었다.

실시에 B5

실시에 B1, B2, B3에서는 시료단면구조는 제1도(a)에 표시하는 바와 같이 시료표면은, 제2의 Si가 전면제 형성되어 있었다. 본 실시예에서는 실시에 B1, B2, B3에 있어서, 제2의 Si위에 제1도(b)에 표시하는 예와 같이 절연막(5)을 형성하여 실시에 B1, B2, B3와 마찬가지로 레이저에 의한 가열 열처리를 행하였다. 제2의 Si위의 절연막으로서 상압 CVD에 의하여 성막한 SiO₂ (이하 CVD SiO₂라 약칭함), 상압 CVD법에 의하여 성막한 보론도오프한 산화막(이하, BSG라 약칭함), 상압 CVD법에 의하여 성막한 인도오프한 산화막(이하 PSG라 약칭함), 상압 CVD법에 의하여 성막한 보론 및 인도오프한 산화막(이하 BPSG라 약칭함), 플라즈마 CVD법에 의하여 성막한 질화막(이하 P-SiN라 약칭함), ECR장치에 의하여 성막한 질화막(이하 ECR-SiN라 약칭함)을 사용하였다. 이하 제2의 Si상의 절연막을 제2 절연막으로 한다. 제2절연막의 두께로서는 1000 Å, 2000 Å, 5000 Å, 1 μm 로 하였다. 레이저가열조건은 실시에 1, 2, 3과 마찬가지로 하였다. 레이저 가열후 제2절연막을 에칭에 의하여 제거하고, 실시에 B1, B2, B3과 마찬가지로 주사 μ -RHEED현미경으로 전자선회절패턴, 주사 μ -RHEED상을 관측하였다. 얻어진 결과는 실시에 B1, B2, B3와 마찬가지로 기체온도가 550°C이상일때, 제2의 Si는 단결정화 하였다. 또 실시에 B1, B2, B3와 마찬가지로 기체표면온도가 650°C이상일때, 오제전자분광법 또는 이차이온 질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정하면 기체표면상의 절연막과 제2의 Si의 계면에 있어서 Si 및 Si의 용출이 관찰되었다.

실시에 B6

실시에 B4에서는, 시료단면구조는 제1도(a)에 표시하는 바와 같이 시료 표면은 제2 Si가 전면제 형성되어 있었다. 본 실시예에서는 실시에 B4에 있어서, 제2의 Si위에 제1도(b)에 표시하는 바와 같이 절연막을 형성하여, 실시에 B4와 마찬가지로 레이저에 의한 가열열처리를 행하였다. 제2의 Si 위의 절연막으로서 CVD SiO₂, BSG, PSG, BPSG, P-SiN, ECR SiN를 사용하였다. 이하 제2의 Si위의 절연막을 제2절연막으로 한다. 제2절연막의 두께로서는 1000 Å, 2000 Å, 5000 Å, 1 μm 로 하였다 레이저 가열 조건은, 실시에 B4와 마찬가지로 하였다. 레이저가열후 제2절연막을 에칭에 의하여 제거하여 실시에 B4와 마찬가지로, 주사 μ -RHEED현미경으로 전자선회절패턴, 주사 μ -RHEED상을 관측하였다. 얻어진 결과는 실시에 4와 마찬가지로, 기체온도가 550°C이상일때, 제2의 Si는 단결정화하였다. 또 실시에 4와 마찬가지로 기체표면온도가 650°C이상일때, 오제전자분광 또는 이차이온 질량분석법에 의한 깊이 방향분포를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Si의 계면에 있어서 Si 및 Si의 용출이 관찰되었다.

실시에 B7

실시에 B1, B2, B3, B4에서는 제1도(a)의 Si기체상에 형성된 절연막은 열산화법에 의한 SiO₂이었다. 본 실시예에서는 Si기체상의 절연막으로서 CVD SiO₂ 막, BSG, PSG, BPSG, P-SiN, T-SiN, LP-SiN, ECR SiN를 사용하였다. 이들 절연막의 두께는 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다. 제1의 Si막, 제2의 Si막의 두께, 레이저 가열조건은 실시에 B1, B2, B3, B4와 마찬가지로 하였다.

실시에 B1, B2, B3, B4와 같이, 기체온도가 550°C이상일 때, 제2의 Si는 단결정화하였다. 또, 실시에 B1, B2, B3, B4와 같이, 기체표면온도가 650°C이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Si의 계면에 있어서 Si 및 Si의 용출이 관찰되었다.

실시에 B8

실시에 B7에서는 시료단면구조는 제1도(a)에 도시한 바와 같이 시료표면은, 제2의 Si이 전면으로 형성되어 있었다. 본 실시예에서는 실시에 B7에 있어서 제2의 Si위에 제1도(b)에 도시한 바와 같이 절연막을 형성하여, 실시에 B7과 같은 순서로 레이저에 의한 가열 열처리를 행하였다. 제2의 Si위의 절연막으로서 CVD, SiO₂ 막, BSG, PSG, BPSG, P-SiN, T-SiN, LP-SiN, ECR-SiN를 사용하였다. 이들 절연막의 두께는, 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다.

제1의 Si막, 제2의 Si막의 두께, 레이저 가열조건은 실시에 B1, B2, B3, B4와 같았다. 실시에 B7과

같이, 기체온도가 550°C 이상일 때, 제2의 Al은 단결정화하였다. 또, 실시예 B7과 같이, 기체표면온도가 650°C 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석에 의한 깊이방향분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

실시예 B9

레이저 가열에 의한 제2의 Al의 단결정화 영역을 측정하였다. 시료형상의 모식도를 제5도(a)에 도시한다. 단면구조는 제1도(a)와 같다. Si기체상의 절연막에는 폭(L₁₀)의 라인이 형성되어 있다. 라인의 폭(L₁₀)은 0.5μm, 1μm, 2μm, 5μm, 10μm, 20μm의 6종류이다. Si웨이퍼의 면방위는 (100) 및 (111)을 사용하였다. 절연막으로서 열산화법에 의한 SiO₂를 사용하였다. SiO₂막두께는, 1000Å, 2500Å, 5000Å, 7500Å, 10000Å의 5종류이다. 웨이퍼 전면에 퇴적한 Al(제1도(a)의 제2의 Al, 4, 또는 제5도(a)의 제2의, Al 63)의 두께는 1000Å, 2500Å, 5000Å, 7500Å, 10000Å의 5종류이다. Si기체의 면방위, SiO₂두께, 제1의 Al의 폭(L₁₀), 제2의 Al의 두께의 4조건이 조합할 수 있는 2×5×8×6=480종류의 시료를 준비하였다.

제2의 Al의 결정성은, X선 회절법, 종래 RHEED장치에 의한 전자선 회절패턴관찰, 주사 μ-RHEED현미경에 의한 전자선 회절패턴 및 주사 μ-RHEED상 관찰에서, 실시예 1과 같이, 수~10μm의 결정입자로 부터 이루어지는 다결정이었다. 가열용의 레이저는, 연속발진 Ar 레이저(발전파장 대략 488nm 및 514.5nm 발진 출력최대 20W)를 사용하였다. 시료상에서의 비임직경은 대략 20μm, 30μm, 70μm, 100μm이다.

주사방향은, 제5도(a)에 도시한 바와 같이 일방향으로 반복을 행하여 주사하였다. 비임주사의 반복 폭은 비임계와 거의 같은 크기로 하였다. 레이저비임의 주사속도는, 매분 대략 0.5, 1, 2, 5, 10cm이다.

기체표면온도는, PbS를 사용한 방사온도계로 측정하고, 대략 450°C, 550°C, 500°C, 650°C, 700°C이다.

기체표면에서의 온도는 레이저비임직경, 레이저출력, 레이저비임 주사속도에 의해 변화했다.

이하의 결과는, 레이저비임직경, 레이저비임 주사속도, 주사간격을 주었을 때에, 표면온도가 상기 대략 450°C, 550°C, 650°C, 700°C로 되도록 레이저 출력을 변화시켰다. 레이저 가열은, 수소가스분위기, 대강바우로 행하였다.

레이저에 의한 가열처리후, 주사형 μ-RHEED현미경에 있어서 전자선 회절패턴 및 주사 μ-RHEED상을 관찰하였던 바, 전자회절패턴은 실시예 B1과 같이 가열처리전보다도 강도가 강한 스폿 패턴이 관찰되었다(제14도(b)). 111회절반점, 202회절반점을 사용하여 측정할 주사 μ-RHEED상은 제17도(b) 및 (c)와 같았다. 여기서 제1의 Al의 방향(라인방향)은 제17도(a)의 y방향으로 평행하다. 또 레이저의 주사방향은 X방향으로 평행하다. 제17도(c)의 L₈을 측정함으로써 단결정화한 영역의 길이를 알 수가 있다. 제17도(c)로는, L₈이 마치 10~20μm 정도와 같이 표시되어 있으나, 기체온도 550°C 이상일 때, L₈은 대략 1cm이었다. 즉 단결정인 제1의 Al을 핵으로서 SiO₂상의 제2의 Al의 길이 1cm에 걸쳐서 단결정화하였다.

실시예 B1, B2, B3, B4와 같이, 기체표면온도가 650°C 이상일 때 오제전자분광 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 B10)

실시예 B9와 같은 순서를 시료를 제작하고, 레이저에 의해 가열처리하였다.

실시예 B9와 다른 것은 시료단면구조이다. 실시예 B9로는, 시료단면구조는 제1도(a), 또는 제5도(a)에 도시한 바와 같이 시료표면은 제2의 Al이 전면으로 형성되어 있었다.

본 실시예에서는 제2의 Al위에 제1도(b), 또는 제5도(b)에 도시한 바와 같이 절연막을 형성하여, 실시예 B9와 같은 순서로 레이저에 의한 가열 열처리를 행하였다. 제2의 Al위의 절연막으로서, CVD SiO₂, PSG, BSG, BPSG, P-SiN, ECR-SiN을 사용하였다.

이하 제2의 Al위의 절연막을 제2절연막으로 한다. 제2절연막의 두께로서는, 1000Å, 2000Å, 5000Å, 1μm으로 하였다. 레이저 가열조건은 실시예 B1, B2, B3과 같다.

레이저 가열후 제2절연막을 에칭에 의해 제거하여 실시예 B9와 같이, 주사 μ-RHEED 현미경으로 전자회절패턴, 주사 μ-RHEED상을 관찰하였다.

얻어진 결과는 실시예 B9와 같이, 기체온도가 550°C 이상일 때, 제2의 Al은 단결정화하였다. 실시예 B9와 같이 단결정화한 영역을 주사 μ-RHEED상에 의해 관찰한 바, 제17도(b) 및 (c)와 같았다. L₈은 대략 1cm이었다.

실시예 9와 같이 기체표면온도가 650°C 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이 방향분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰하였다.

(실시예 B11)

레이저 가열에 의한 제2의 Al의 단결정화 영역을 측정하였다. 시료형상의 모식도를 제6도(a)에 도시한다. 단면구조는, 제1도(a)와 같다. Si 기체상의 절연막에는 폭(L₁₀)의 라인이 형성되어 있다. 시료형상은 실시예 B9와 같다 제2의 Al의 결정성은, X선 회절법, 종래 RHEED 장치에 의한 전자선 회절패턴관찰, 주사 μ-RHEED 현미경에 의한 전자선 회절패턴 및 주사 μ-RHEED상 관찰에서, 실시예 9와

같이, 수 ~ 10 μ m의 결정입자에서 이루어지는 다결정이었다.

상술의 시료를 이하의 방법으로 레이저 가열을 행하였다. 레이저에는, 연속발진 Ar 레이저(발진파장 대략 488nm 및 514.5nm)를 사용하였다. 시료상에서의 비임형상은 제6도(a)에 도시한 바와같은 평형 평행비임이다. 실린드릭 렌즈를 사용한 광학계(70)에 의해 원형비임을 평행비임으로 형성하였다. 평행비임의 형상은 대략 20 μ m \times 1cm, 5 μ m \times 1cm, 100 μ m \times 1cm이다. 주사방향은 제6도(a)에 도시한 바와 같이 일방향으로 주사하였다. 레이저 비임 주사속도는 매분 대략 0.5, 1, 2, 5, 10cm이다. 기체표면 온도는, PbS를 사용한 방사온도계로 측정하고, 대략 450 $^{\circ}$ C, 550 $^{\circ}$ C, 600 $^{\circ}$ C, 650 $^{\circ}$ C, 700 $^{\circ}$ C이다.

기체표면의 온도는 레이저 비임직경, 레이저 출력, 레이저 비임주사속도에 의해 변화하였다. 이하의 결과는 레이저 비임직경, 레이저 비임주사속도를 주었을 때에, 표면온도가 상기 대략 450 $^{\circ}$ C, 550 $^{\circ}$ C, 600 $^{\circ}$ C, 650 $^{\circ}$ C, 700 $^{\circ}$ C로 되도록 레이저 출력을 변화시켰다. 레이저 가열은, 수소가스분위기, 대기압으로 행하였다.

레이저에 의한 가열처리후, 주사형 μ -RHEED 현미경에 있어서, 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰한 바, 전자선 회절패턴은 실시예 B9와 같이, 가열처리전보다도 강한 강도의 스폿 패턴이 관찰되었다.(제14도(b)). 111 회절반점, 202 회절반점을 사용하여 측정된 주사 μ -RHEED상은 제17도(b) 및 (c)와 같았다. 여기서 제1의 Si의 방향(라인방향)은, 제17도(a)의 y방향으로 평행이다. 또, 레이저의 주사방향은 X방향으로 평행이다. 제17도(c)의 L₈을 측정함으로써 단결정화한 영역의 길이를 알 수가 있다.

제17도(c)로는, L₈이 마치 10-20 μ m 정도와 같이 도시되어 있으나, 기체온도 550 $^{\circ}$ C 이상일 때, L₈은 대략 1cm이었다. 즉, 단결정인 제1의 Si를 핵으로서 SiO₂ 상의 제2의 Si이 길이 1cm에 걸쳐서 단결정화하였다. 또, 실시예 B1, B2, B3, B4와 같이, 기체표면온도가 650 $^{\circ}$ C 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온 질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Si의 계면에 있어서 Si 및 Si의 용출이 관찰되었다.

(실시예 B12)

실시예 B11과 같은 순서를 시료를 제작하고, 레이저에 의해 가열처리를 행하였다. 실시예 B11과 다른 것은, 시료단면구조이다. 실시예 B11로는, 시료단면구조는 제1도(a), 또는 제5도(a)에 도시한 바와 같이 시료표면은 제2의 Si이 전면으로 형성되어 있었다.

본 실시예에서는 제2의 Si위에 제1도(b), 또는 제5도(b)에 도시한 바와 같이 절연막을 형성하여, 실시예 B11과 같은 순서로 평행레이저 비임에 의한 가열처리를 행하였다. 제2의 Si위의 절연막으로서, CVD SiO₂, PSG, BSG, BPSG, P-SiN, ECR-SiN을 사용하였다.

이하 제2의 Si위의 절연막을 제 2절연막으로 한다. 제2절연막의 두께로서는, 1000 Å , 2000 Å , 5000 Å , 1 μ m으로 하였다. 레이저 가열후 제2절연막을 에칭에 의해 제거하여 실시예 B11과 같이, 주사 μ -RHEED현미경으로 전자선 회절패턴, 주사 μ -RHEED상을 관측하였다. 얻어진 결과는 실시예 B11과 같이, 기체온도가 550 $^{\circ}$ C 이상일 때, 제2의 Si은 단결정화하였다. 실시예 B11과 같이 단결정화한 영역을 주사 μ -RHEED상에 의해 관찰한 바, 제17도(b) 및 (c)와 같았다 L₈은 대략 1cm이었다. 실시예 11과 같이 기체표면온도가 650 $^{\circ}$ C 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Si의 계면에 있어서 Si 및 Si의 용출이 관찰하였다.

(실시예 B13)

실시예 B9, B10과 같은 방법, 순서로 레이저 가열처리를 행하였다.

실시예 B9, B10과 다른 것은, 시료형상이다. 시료형상을 제7도(a)에 도시한다. 실시예 B₁₀으로는, 제2의 Si상의 절연막(제2절연막)은, 시료표면에 균일하게 형성되어 있었으나, 본 실시예에서는 제7도(a)에 도시한 바와 같이 제1의 Si의 방향(라인방향)과 거의 직행한 방향으로 스트라이프상으로 형성하였다.

제2절연막으로서, CVD SiO₂, PSG, BSG, BPSG, P-SiN, ECR-SiN을 사용하였다. 제2절연막의 두께로서는, 1000 Å , 2000 Å , 5000 Å , 1 μ m로 하였다 제2의 절연막의 스트라이프 치수는 L₁₄로서 1, 2, 5, 10 μ m, L₁₅로서, 1, 2, 5, 10 μ m의 각 4종류의 조합으로 이루어지는 16종류의 스트라이프를 형성하였다. F레이저 가열조건은, 실시예 B1, B2, B3과 같았다. 레이저 가열후 제2절연막을 에칭에 의해 제거하여, 실시예 B9와 같이, 주사 μ -RHEED 현미경으로 전자선 회절패턴, 주사 μ -RHEED상을 관측하였다.

얻어진 결과는 실시예 B9와 같이, 기체온도가 550 $^{\circ}$ C 이상일 때, 제2의 Si은 단결정화하였다. 실시예 B9와 같이 단결정화한 영역을 주사 μ -RHEED상에 의해 관찰한 바, 제17도(b) 및 (c)와 같았다. L₈은 대략 1cm이었다. 실시예 9와 같이 기체표면온도가 650 $^{\circ}$ C 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Si의 계면에 있어서 Si 및 Si의 용출이 관찰되었다.

(실시예 B14)

실시예 B13과 같은 시료를 제작하고, 레이저에 의해 가열처리를 행하였다. 실시예 B14과 다른 것은 레이저의 주사방법이다. 레이저의 주사방법은 제10도(b)에 도시한 바와 같은 평행비임을 사용하였다. 레이저에는 연속발진 Ar 레이저 (발진파장 대략 488.5nm 및 514.5nm)를 사용하였다. 시료상에서의 비임형상은, 제7도(b)에 도시한 바와 같은 평행평행비임이다. 실린드릭 렌즈를 사용한 광학계 70에 의해 원형비임을 평행비임으로 형성하였다. 평행비임으로 형상은 대략 20 μ m \times 10cm, 50 μ m \times 1cm, 100 μ m \times 1cm이다. 주사 방향은 제7도(b)에 도시한 바와 같이 일방향으로 주사하였다.

레이저 비임주사속도는 매분 대략 0.5, 1, 2, 5, 10cm이다. 기체표면온도는 PbS를 사용한 방사온도 계로 측정하고, 대략 450℃, 550℃, 600℃, 650℃, 700℃이다. 기체표면에서의 온도는 레이저 비임 형상, 레이저 출력, 레이저 비임주사속도에 의해 변화하였다.

이하의 결과는 레이저 비임직경, 레이저 비임주사속도를 주었을 때에, 표면온도가 상기 대략 450℃, 550℃, 600℃, 650℃, 700℃로 되도록 레이저 출력을 변화시켰다. 레이저 가열은 수소가스분위기, 대기압으로 행하였다.

얻어진 결과는 실시예 B13과 같이, 기체온도가 550℃ 이상일 때, 제2의 A1은 단결정화하였다. 실시예 B13과 같이 단결정화한 영역을 주사 μ -RHEED상에 의해 관찰한 바, 제17도(b) 및 (c)와 같았다. L_8 은 대략 1cm이었다. 실시예13과 같이 기체표면온도가 650℃ 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 A1의 계면에 있어서 Si 및 A1의 용출이 관찰하였다.

(실시예 B15)

실시예 B9, B10, B11, B12, B13, B14로는 예컨대 제5도 (a) 및 (b), 제6도(a) 및 (b), 제7도(a) 및 (b)에 대하여 Si 기체상에 형성된 절연막은, 열산화법에 의한 SiO₂이었다.

본 실시예에서는 Si 기체상의 절연막으로서 CVD SiO₂ 막으로서 CVD SiO₂ 막, BSG, PSG, BPSC, P-SiN, T-SiN, LP-SiN, ECR-SiN을 사용하였다. 이들 절연막의 두께는 1000Å, 2500Å, 5000Å, 7500Å, 10000Å의 5종류이다. 제1의 A1막 및 제2의 A1막의 두께는 실시예 B1, B2, B3, B4와 같았다.

실시예 B9, B10, B11, B12, B13, B14과 같이 기체온도가 550℃ 이상일 때 제2의 A1은 단결정화하였다. 또 실시예 B9, B10, B11, B12, B13, B14과 같이 기체표면온도가 650℃ 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 A1의 계면에 있어서 Si 및 A1의 용출이 관찰되었다.

(실시예 B16)

실시예 B1~B15에서는 제1의 A1 및 제2의 A1은 같이 DMAH(디메틸알루미늄 하이드라이드)와 수소를 사용한 LP-CVD법에 의해 순 A1을 사용하였다. 본 실시예로는 순 A1에 대신하여 Al-Si를 사용하였다.

DMAH와 수소를 사용한 LP-CVD에 있어서 Si₂H₆를 첨가하여 Al-Si를 퇴적하였다. 제1의 Al-Si 및 제2의 Al-Si막중의 Si 함유량은 0.2, 0.5, 1.0%이다.

실시예 B1~B15에 있어서 A1을 Al-Si에 대신하여, 실시예 B1~B15와 같은 열처리를 행하였다. 얻어진 결과는 실시예 B1~B15와 같았다.

(실시예 B17)

실시예 B1~B15에 있어서 제1의 A1 및 제2의 A1은 같이 DMAH와 수소를 사용한 LP-CVD를 사용하여 형성하였다. 열처리에 의해 제2의 A1이 단결정화하기 위하여는 제1의 A1이 단결정일 필요가 있다. LP-CVD법으로는 제1의 A1 및 제2 A1을 동일장치내에서 연속적으로 퇴적할 수 있는 이점이 있으나 제2의 A1은 다결정 또는 비정질이면 CVD법에 의한 A1막일 필요는 없다.

본 실시예에서는 실시예 B1~B15에 있어서 제2의 A1만 스퍼터법으로 형성하였다. 제2의 A1을 X선 회절법, 종래 RHEED장치에 의한 전자선 회절패턴 측정, 주사형 μ -RHEED현미경에 의한 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰을 행하였던 바, 퇴적한 상태에서는 입직경 대략 1 μ m 이하의 다결정이었다.

실시예 B1~B15와 같은 조건으로 가열처리한 바 얻어진 결과는 실시예 B1~B15와 같은, 기체온도가 550℃ 이상일 때 제2의 A1은 단결정화하였다. 단 실시예 B9~B14와 같은 순서로 측정한 L_8 의 단결정화 영역은 제2 A1에 CVD A1을 사용한 1cm보다 짧은 대략 0.8cm이었다. 또, 실시예 B1~B15와 같이 기체표면온도가 650℃ 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 A1의 계면에 있어서 Si 및 A1의 용출이 관찰하였다.

(실시예 B18)

실시예 B1~B15와 같은 시료형상, 가열조건으로 제1의 A1에는 DMAH와 수소와 Si₂H₆를 사용한 LP-CVD법에 의한 Al-Si, 제2의 A1에는 DMAH와 수소를 사용한 LP-CVD법에 의한 순 A1을 사용하였다.

제1의 Al-Si중의 Si 함유량은 0.2, 0.5, 1.0%이다.

얻어진 결과는 실시예 B1~B15와 같았다.

(실시예 B19)

실시예 B1~B15와 같은 시료형상, 가열조건으로 제1의 A1에는 DMAH와 수소와 Si₂H₆를 사용한 LP CVD 법에 의한 Al-Si, 제2의 A1에는 스퍼터법에 의한 Al-Si를 사용하였다. 제1의 Al-Si중의 Si 함유량은 0.2, 0.5, 1.0%이다.

얻어진 결과는 실시예 B1~B15와 같았다. 단 실시예 B9~B14와 같은 순서로 측정한 L_8 의 단결정화 영역은 제2의 A1에 CVD A1을 사용한 1cm보다 짧고 대략 0.8cm이었다

(실시예 B20)

실시예 B0~B19에서는 시료가열은 시료표면에서 레이저 비임을 조사하였다. 실시예 1~19와 다른 것은 시료가열에 있어서, 표면에서의 레이저에 의한 가열에 더하여 시료이면에서의 가열을 행하였다.

시료이면에서의 가열은 시료를 얻는 대(도시하지 않음)를 저항가열하였다. 시료이면의 온도는 대략 250℃, 300℃, 350℃로 하였다. 레이저 조사조건은 실시예 B1~B19와 같았다.

얻어진 결과는 실시예 B1~B19와 같았다. 단결정화 온도는 실시예 B1~B19에서는, 550℃였으나, 본 실시예에서는, 기체표면의 온도가 대략 500℃로 단결정화하였다. 단결정화 온도가 실시예 B1~B19보다 저하한 것은, 이면에서 시료를 가열하였기 때문에, 이면의 제2의 Al 또는 제2의 Al-Si가 보다 작은 조사 에너지로 Al 원자의 유동이 촉진되기 때문이라고 생각된다.

(실시예 C1)

실시예 1, 2, 3에 표시되는 방법으로, 제1의 Al 및 제2의 Al이 퇴적한 시료를 준비하고, 선상히이터를 사용하여 가열을 행하였다. 제1의 절연막의 패턴은 제2도 (a), (b), (c)에 표시되는 체커패턴, 비어호을 패턴, 라인 앤드 스페이스 패턴이다. 제2도에 도시되는 패턴치수(L₁~L₅)는 실시예 B1~B3과 같다. 또, Si 기체의 면방위, 제1절연막의 두께, 제2의 Al의 두께도 실시예 B1~B3과 같다. 제1의 Al 및 제2의 Al을 퇴적후, X선 회절법으로 평가한 바, SiO₂막 두께, 체커사이즈, 제2의 Al의 막 두께에 의존하지 않고, 어느 것의 시료도 Al(111) 피이크만이 관측되었다. 또, 전자비임직경이 100 μm~1mm∅의 종래 RHEED 장치로 전자선 회절패턴을 관찰한 바, 어느 것의 시료도 제14도(a)에 도시한 바와 같은 링형상패턴이 관찰 되었다. 따라서, 전면에 퇴적한 Al이 (111)의 배향의 다결정인 것이 확인되었다. 또한, 주사형 μ-RHEED 현미경으로 시료를 장전하고, 0.1μm까지 전자선을 수축한 전자선을 사용하여 전자선 회절패턴을 관찰한 바, 강도는 약하면서 제14도(b)에 도시한 바와 같은 소프트 패턴이 관찰되었다. 소프트상 회절패턴 상의 회절반점강도를 사용하여 주사 μ-RHEED상을 관찰한바, 제15도(a)와 같은 수~10μm의 결정입자에서 이루어지는 다결정이었다.

상술의 시료를 이하의 방법으로 선상히이터를 사용하여 가열을 행하였다.

제8도에 선상히이터를 사용한 가열방법을 도시한다. 가열지지대(81)는 가열기체지지대(81)상에 놓여진다. 가열지지대(81)는 카아본체이다. 가열기체(82)상에 선상히이터(83)가 배치된다. 선상히이터(83)도 카아 본체이고, 전원(84)으로부터 통전된다. 가열지지대(81)도 가열지지대 이면에 부착된 히이터(도시하지 않음)에 의해 가열된다. 또, 선상히이터(83)는 85의 방향으로 이동한다. 가열은 수 소분위기, 대기압하에서 행하였다. 선상히이터(83)는 화살표(85)의 방향으로 이동시켰다. 이동속도는 매분 대략 0.5, 1, 2, 5, 10cm이다. 선상히이터(83) 바로 아래의 기체표면온도는 PbS를 사용한 방사온도계로 측정하고, 대략 450℃, 500℃, 600℃, 650℃, 700℃이다.

상기 가열조건으로 열처리를 행한후, 주사 μ-RHEED 현미경내에서 전자선 회절패턴, 및 주사 μ-RHEED상을 관찰하였다. 웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께(제1절연막 두께), 패턴형상 · 치수, 제2의 Al의 막두께에 의존하지 않고 어느 것의 시료도, 선상히이터(83) 바로아래의 기체표면온도가 550℃ 이상인 경우, 전자선 회절패턴은 가열전보다도 강도가 강한, 제14도(b)에 도시한 바와 같은 소프트 패턴이 관찰되었다. 제14(b)의 회절패턴은 회절반점의 출현하는 위치에서 Al(III)면에 [101]방향으로 전자선을 입사시켰을 때에 생기는 회절패턴이었다. 제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111 회절 반점) 및 회절반점 C(202 회절 반점)의 강도를 사용하여 주사 μ-RHEED상을 관찰한 결과는 제15도 (b) 및 (c)와 같았다. 제15도(b) 및 (c)에 있어서 사선부가 회절반점강도가 강한 영역이다. 체커패턴, 비어호을패턴, 라인 앤드 스페이스 패턴이 형성된 위에 퇴적된 Al막(제2의 Al막)으로는 회절반점 A도 C도 같이 강하고, 열처리에 의해 단결정화 한 것이 확인되었다. 열처리후의 시료를 종래의 RHEED 장치로 전자선 회절패턴을 관찰한 바, 어느 것의 시료에 있어서도 제14도(b)와 같은 단결정을 도시한 소프트 패턴이 관찰되었다.

즉, 가열에 의해 퇴적한 상태에서는 다결정이었다. Al이 단결정화하였다. 또, 기체표면온도가 850℃ 이상일 때, 오제전자분광법(AES)에 의한 깊이방향분포를 측정한 바, SiO₂와 제2의 Al의 계면에서 Al과 Si와 O의 용출이 관찰되었다. 또, 500℃, 6시간의 열처리로는 단결정화는 생기지 않았다.

(실시예 C2)

실시예 C1으로는 시료단면구조는 제1도(a)에 도시한 바와 같이 시료표면은 제2의 Al이 전면으로 형성되어 있었다. 본 실시예에서는 제2의 Al위에 제1도(b)에 도시한 바와 같이 절연막을 형성하여, 실시예 C1과 같은 순서로 선상히이터에 의한 가열열처리를 행하였다. 제2의 Al상의 절연막으로서 상압 CVD에 의해 성막한 SiO₂(이하 CVD SiO₂라 약함), 상압 CVD법에 의해 성막한 보론도우프한 산화막(이하 BSG라 약함), 상압 CVD법에 의해 성막한 인도우프한 산화막(이하 PSG라 약함), 상압 CVD법에 의해 성막한 보론 및 인도우프한 산화막(이하 BPSG라 약함), 플라즈마 CVD법에 의해 성막한 질화막(이하 P-SiN라 약함), ECR 장치에 의해 성막한 열질화막(이하 ECR-SiN이라 약함)을 사용하였다.

이하의 제2의 Al상의 절연막을 제2절연막으로 한다. 제2절연막의 두께로서는 1000 Å, 2000 Å, 5000 Å, 1μm로 하였다. 가열조건은 실시예 C1과 같다. 가열 후, 제2절연막을 에칭에 의해 제거하여, 실시예 C1과 같게 주사형 μ-RHEED 현미경으로 전자선 회절패턴, 주사 μ-RHEED상을 관찰하였다. 얻어진 결과는 실시예 C1과 같게, 기체온도가 550℃ 이상일 때, 제2의 Al은 단결정화하였다. 또, 실시예 C1과 같게, 기체표면온도가 650℃ 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분포에 의한 깊이방향온도를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 C3)

실시예 C1에서는, 제1도(a)의 Si 기체상에 형성된 제1절연막은 열산화법에 의한 SiO₂이었다. 본 실시예에서는 Si 기체상의 제1절연막으로서, CVD SiO₂ 막, BSG, PSG, BPSG, P-SiN, T-SiN, LP-SiN, ECR-SiN을 사용하였다. 이들 절연막의 두께는 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다.

Si 기체의 면방위, 제1의 Al막, 제2의 Al막의 두께, 선상히이터에 의한 가열조건은 실시예 C1과 같았다.

실시예 C1과 같이, 기체온도가 550°C 이상일 때, 제2의 Al은 단결정화하였다. 또, 실시예 C1과 같게, 기체표면온도로써 650°C 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰하였다.

(실시예 C4)

실시예 C3으로는 시료단면구조는 제1도(a)에 도시한 바와 같이 시료표면은, 제2의 Al이 전면으로 형성되어 있었다. 본 실시예에서는, 제2의 Al상에 제1도(b)에 도시한 바와 같이 절연막을 형성하여, 실시예 C1과 같은 순서로 선상히이터에 의한 가열열처리를 행하였다. 제2의 Al의 위에 절연막으로서 CVD SiO₂ 막, BSG, PSG, BPSG, P-SiN, LP-SiN, ECR-SiN을 사용하였다. 이들의 절연막의 두께는 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다.

Si 기체의 면방위, 제1의 Al막, 제2의 Al막의 두께, 선상히이터에 의한 가열조건은 실시예 C3과 같았다.

실시예 C3과 같게, 기체온도가 550°C 이상일 때, 제2의 Al은 단결정화하였다. 또, 실시예 C3과 같게, 기체표면온도가 650°C 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰하였다.

(실시예 C5)

선상히이터 가열에 의한 제2의 Al의 단결정화 영역을 측정하였다. 실시예 B9의 레이저 가열의 경우에 표시한 제5도(a)와 같다. 단면구조는 제1도(a)와 같다. Si 기체상의 절연막에는 폭(L₁₀)의 라인인 형성되어 있다. 라인의 폭(L₁₀)은 0.5μm, 1μm, 2μm, 5μm, 10μm, 20μm의 6종류이다 Si 웨이퍼의 면방위는(100) 및 (111)을 사용하였다. 절연막으로서 열산화법에 의한 SiO₂를 사용하였다. SiO₂는, 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다. 웨이퍼 전면에 퇴적한 Al(제1도의 제2의 Al, 4, 또는 제5(a)의 제2의 Al 63)의 두께는 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다. Si 기체의 면방위, SiO₂ 두께, 제1의 Al의 폭(L₁₀), 제2의 Al의 두께의 4조건이 조합할 수 있는 2×5×8×6=480종류의 시료를 준비하였다.

제2의 Al의 결정성은, X선 회절법, 종래 RHEED 장치에 의한 전자선 회절패턴관찰, 주사 μ-RHEED 현미경에 의한 전자선 회절패턴 및 주사 μ-RHEED상 관찰에서, 실시예 B1, C1과 같게, 수~10μm의 결정입자로 이루어지는 다결정이었다.

가열은 실시예 C1과 같은 방법으로 행하였다. 이동속도는 매분 대략 0.5, 1, 2, 5, 10cm이다. 선상히이터(83)의 바로아래의 기체표면온도는 PbS를 사용한 방사온도계로 측정하고, 대략 450°C, 500°C, 600°C, 650°C, 700°C이다. 가열은, 수소가스분위기, 대기압으로 행하였다.

가열처리후, 주사형 μ-RHEED 현미경에 있어서 전자선 회절패턴 및 주사 μ-RHEED상을 관찰한 바, 전자회절패턴은 실시예 C1과 같게, 가열처리전보다도 강도가 높은 스폿 패턴이 관찰되었다(제14도(b)). 111 회절반점, 202 회절반점을 사용하여 측정할 주사 μ-RHEED상은 제17도(b) 및 (c)와 같았다. 여기서 제1의 Al의 방향(라인방향)은, 제17도(a)의 y방향으로 평행이다. 또 히이터의 주사방향은 X방향으로 평행이다. 제17도(c)의 L₈을 측정함으로써 단결정화한 영역의 길이를 알 수가 있다. 제17도(c)로는, L₈이 마 치 10~20μm정도처럼 하여 도시하고 있으나, 기체온도 550°C 이상일 때, L₈은 대략 1cm이었다. 즉, 단결정인 제1의 Al을 각각으로 하여 SiO₂상의 제2 Al의 길이가 1cm에 걸쳐서 단결정화하였다. 또, 실시예 C1과 같게, 기체표면온도가 650°C 이상일 때 오제전자분광 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 C6)

실시예 C5와 같은 순서로 시료를 제작하고, 선상히이터에 의해 가열열처리를 행하였다. 실시예 C5와 다른 것은 시료단면구조이다. 실시예 C5로는, 시료단면구조는 제1도(a), 또는 제5도(a)에 도시한 바와 같이 시료표면에는 제2의 Al이 전면으로 형성되어 있다. 본 실시예에서는 제2의 Al의 위에 제1도(b) 또는 제5도(b)에 도시한 바와 같이 절연막을 형성하여, 실시예 C5와 같은 순서로 선상히이터에 의한 가열열처리를 행하였다. 제2의 Al의 위에 절연막으로서 CVD SiO₂, PSG, BSG, BPSG, P-SiN, ECR-SiN을 사용하였다.

이하 제2의 Al상의 절연막을 제2절연막으로 한다. 제2절연막의 두께로서는, 1000 Å, 2000 Å, 5000 Å, 1μm로 하였다. 선상히이터에 의한 가열조건은 실시예 C1과 같다. 가열후, 제2절연막을 에칭에 의해 제거하여, 실시예 C5와 같게, 주사 μ-RHEED 현미경으로 전자선 회절패턴, 주사 μ-RHEED상을 관찰하였다. 얻어진 결과는 실시예 C5와 같게, 기체온도가 550°C 이상일 때, 제2의 Al은 단결정화하였다. 실시예 C5와 같게, 제17도(b) 및 (c)와 같은 주사 μ-RHEED상이 얻어지고 단결정화한 영역(L₈)은 대략 1cm이었다. 실시예 C5와 같게, 기체표면온도가 650°C 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 C7)

실시예 C5, C6으로는, 예컨대 제5도(a) 및 (b)에 있어서 Si 기체상에 형성된 절연막은 열산화법에 의한 SiO₂ 이었다. 본 실시예에서는 Si 기체상의 절연막으로서 CVD SiO₂ 막, BSG, PSG, BPSG, P-SiN, T-SiN, LP-SiN, ECR-SiN을 사용하였다. 이들 절연막의 두께는, 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å

\AA , 10000\AA 의 5종류이다. Si 기체의 면방위, 제1의 Al막, 제2의 Al막의 두께. 선상히터에 의한 가열조건은, 실시예 C1과 같았다.

실시예 C5, C6과 같게, 기체온도가 550°C 이상일 때, 제2의 Al은 단결정화하였다. 실시예 C5, C6과 같게, 제17도(b) 및 (c)와 같은 주사 μ -RHEED상이 얻어지고, 단결정화한 영역(L_8)은 대략 1cm 이었다. 실시예 C5, C6과 같게 기체표면온도가 650°C 이상일 때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 C8)

실시예 C1~C7로는 제1의 Al 및 제2의 Al은 같이 DMAH와 수소를 사용한 LP-CVD법에 의해 순 Al을 사용하였다.

본 실시예에서는 순 Al에 대신하여 Al-Si를 사용하였다. DMAH와 수소를 사용한 LP-CVD에 있어서, Si_2H_6 를 첨가하여 Al-Si를 퇴적하였다. 제1의 Al-Si 및 제2의 Al-Si막중의 Si 함유량은 0.2, 0.5, 1.0%다.

실시예 C1~C7과 같은 열처리를 행하였다.

얻어진 결과는 실시예 C1~C7과 같았다.

(실시예 C9)

실시예 C1~C7에 있어서, 제1의 Al 및 제2의 Al같이 DMAH와 수소를 사용한 LP-CVD를 사용하여 형성하였다. 열처리에 의해 제2의 Al이 단결정화하기 위하여는 제1의 Al이 단결정인 필요가 있다.

LP-CVD법에서는 제1의 Al 및 제2의 Al을 동일장치내에서 연속적으로 퇴적할 수 있는 이점이 있으나, 제2의 Al은, 다결정 또는 비정질이면 CVD법에 의한 Al막인 필요는 없다.

본 실시예에서는 실시예 C1~C7과 같은 시료, 가열처리조건에서, 제2의 Al만 스퍼터법으로 형성하였다.

제2의 Al을 X선 회절법, 종래 RHEED장치에 의한 전자선 회절패턴측정, 주사형 μ -RHEED 현미경에 의한 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰을 행한바, 퇴적한 상태로는 입자직경 대략 $1\mu\text{m}$ 이하의 다결정이었다.

실시예 C1~C7과 같은 조건에서 가열처리한바, 얻어진 결과는, 실시예 C1~C7과 같게, 기체온도가 550°C 이상일때, 제2의 Al은 단결정화하였다.

단, 실시예 C5~C7과 같은 순서로 측정한 L_8 의 단결정화 영역은, 제2의 Al에 CVD Al을 사용한 1cm 보다 짧고 대략 0.8cm 이었다.

또, 실시예 C5~C7과 같게, 기체표면온도가 650°C 이상일때 오제전자분광, 또는 2차이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 C10)

실시예 C1~C7과 같은 시료형상, 가열조건으로, 제1의 Al에는, DMAH와 수소와 Si_2H_6 을 사용한 LP-CVD법에 의한 Al-Si, 제2의 Al에는, DMAH와 수소를 사용한 LP-CVD법에 의한 순 Al을 사용하였다.

제1의 Al-Si 중의 Si 함유량은 0.2, 0.5, 1.0%이다.

얻어진 결과는 실시예 C1~C7과 같았다.

(실시예 C11)

실시예 C1~C7과 같은 시료형상, 가열조건으로, 제1의 Al에는, DMAH와 수소와 Si_2H_6 을 사용한 LP-CVD법에 의한 Al-Si, 제2의 Al에는, 스퍼터법에 의한 LP-CVD법에 의한 순 Al을 사용하였다.

제1의 Al-Si중의 Si 함유량은 0.2, 0.5, 1.0%이다.

얻어진 결과는 실시예 C1~C7과 같았다.

단, 실시예 C5~C7과 같은 순서로 측정한 L_8 의 단결정화 영역은, 제2 Al에 CVD Al을 사용한 1cm 보다 짧고 대략 0.8cm 이었다.

(실시예 D1)

실시예 C1~C11에서 각각 표시한 시료와 같은 시료를 준비하고 램프를 사용하여 가열을 행하였다.

제9도에, 램프를 사용한 가열방법을 도시한다.

가열기체 (92)는 가열기체지지대 (91)상에 놓여진다. 가열지지대 (91)는 카아본제이다. 램프(93)에는 선상의Xe 램프를 사용하였다. 램프(93)에서의 광은, 반사미러 (94)로 기체표면상에서 선상으로 되도록 집광된다.

가열지지대 (91)도 가열지지대 이면에 부착된 히터 (도시하지 않음)에 의해 가열된다. 또, 가열영역 (95)은 램프의 이동에 의해 가열기체상을 이동시켰다. 가열은, 수소분위기, 대기압으로 행하였다.

기체지지대(91)를 이동함으로써 가열영역을 화살표(96)의 방향으로 이동시켰다. 이동속도는 매분 대략 0.5, 1, 2, 5, 10cm이다.

가열영역(95)의 기체표면온도는 PbS를 사용한 방사온도계로 측정하고, 대략 450°C, 550°C, 600°C, 650°C, 700°C이다.

이상으로 표시한 방법으로 가열한 바, 얻어진 결과는 실시예 CI~CII과 같았다.

(실시 예 EI)

실시에 CI~CII로 각각 표시한 시료와 같은 시료를 준비한 고주파를 사용하여 가열을 행하였다.

제10도에, 고주파 가열에 의한 가열방법에 대하여 설명한다.

가열기체 (103)는 가열기체지지대상에 놓여진다. 101은 카아본제의 지지대이다. 또, 102는 석영제의 판이다. 제10도와 같이 기체가 놓여진 가열지지대를 주위에 설치된 고주파 코일(도시하지 않음)에 의해 가열하였다. 석영의 판(102)은 고주파에 의해 가열되지 않으므로 기체상의 일부(104)의 부분이 가장 고온으로 가열된다.

웨이퍼를 화살표(105)로 표시되는 방향으로 이동시킴으로써 고온으로 가열되는 영역 (104)도 웨이퍼상을 이동한다. 가열은, 수소분위기, 대기압하에서 행하였다. 이동속도는 매분 0.5, 1, 2, 5, 10cm이다.

가열영역(104)의 기체표면온도는 PbS를 사용한 방사온도계로 측정하고, 대략 450°C, 550°C, 600°C, 650°C, 700°C이다.

이상으로 표시한 방법으로 가열한 바, 얻어진 결과는 실시예 CI~CII과 같았다.

(실시 예 FI)

실시에 CI~CII로 각각 표시한 시료와 같은 시료를 준비하고 전자비임을 사용하여 가열을 행하였다.

제11도에 전자비임을 사용한 가열방법을 도시한다.

필라멘트(112)에서의 전자비임(113)은 집속코일 및 주사코일(115), 편향판 (115')에 의해 가열기체 (114)상에서 선상으로 집속한다. 기체상에서는, 111의 부분이 선상으로 고온으로 가열된다. 웨이퍼가 화살표(116)로 도시되는 방향으로 이동함으로써 고온으로 가열되는 영역 (114)도 웨이퍼상을 이동한다. 가열분위기압력은, 10^{-8} Torr 이하의 진공분위기로 행하였다.

기체의 이동속도는, 매분 대략 0.5, 1, 2, 5, 10cm이다. 가열영역의 기체표면온도는 PbS를 사용한 방사온도계로 측정하고 대략 450°C, 550°C, 600°C, 650°C, 700°C이다.

이상 표시한 방법으로 가열한 바, 얻어진 결과는 실시예 CI~CII과 같았다. 이상 설명한 실시예에 의하면 모든 하지재료로 이루어지는 하지표면상에도 단결정 Si를 형성할 수가 있다.

또 표면성, 내마이크레이션성, 하지 Si와의 계면성등, 반도체 장치의 배선재료로서 바람직한 특성을 가지는 Si배선을 형성할 수가 있다.

(실시 예 G1)

우선, 측정된 시료의 제작방법은 이하와 같다. 시료의 단면형상을 제1도(a)에 도시한다.

Si웨이퍼를 수소연소방식 ($H_2:4l/min, O_2:2l/min$)에 의해 1000°C의 온도로 열산화를 행하였다. Si웨이퍼의 면방위는 (100) 및 (111)을 사용하였다. 이 Si 웨이퍼 전체에 포토레지스트를 도포하고, 노광기에 의해 소망의 패턴을 소부(베이킹)하고, 포토레지스트를 현상후, 반응성 이온 에칭 (RIE) 등으로 포토레지스트를 마스크로서 하지의 SiO_2 를 에칭하고, 부분적으로 Si표면을 노출시켰다.

다음에, 상기 Si웨이퍼에 감압 CVD법에 의해 Si막을 퇴적하였다. 원료가스에는 디메틸알루미늄하이드라이드와 수소를 사용하였다. 퇴적온도는, 대략 270°C, 퇴적시의 반응관내 압력은, 대략 1.5Torr이다.

우선 Si 표면의 노출한 표면에만 Al(제1의 Al)을 선택적으로 퇴적하고, Al막두께가 SiO_2 막 두께와 같아진 때에 표면개질공정을 행하고, 그후, Al(제2의 Al)을 Si 웨이퍼 전면으로 퇴적하였다. 표면구개질공정으로서 감압 CVD장치내에 플라즈마를 발생시켰다.

측정된 시료에 형성된 SiO_2 패턴형상, Al막두께는 아래와 같다. SiO_2 막두께는, 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다. Si웨이퍼상에 형성된 패턴은 제2도(a)에 도시한 체커패턴이다. 체커의 사이즈(L_1)는 0.25, 0.5, 1, 2, 3, 5, 10, 20 μm 의 8종류이다. 웨이퍼 전면에 퇴적한 Al(제1도의 제2의 Al, 4)의 두께는 100 Å, 2500 Å, 5000 Å의 3종류이다.

Si 기체의 면방위, SiO_2 두께, 체커사이즈(L_1), 제2의 Al의 두께 4조건이 조합할 수 있는 $2 \times 5 \times 8 \times 3 = 240$ 종류의 시료를 준비하였다.

제1의 Al 및 제2의 Al을 퇴적후, X선 회절법으로 평가한 바, SiO_2 막두께, 체커사이즈, 제2의 Al막두께에 의존하지 않고 어느 시료도 Al(111) 피이크만이 관측되었다. 또 전자비임직경이 100 $\mu m \sim 1mm \phi$ 의 종래 KHEED장치로 전자선 회절패턴을 관찰한 바, 어느 시료도 제14도(a)에 도시한 바와 같은 링형상 패턴이 관찰되었다.

따라서, 전면에 퇴적한 Si이 (111) 배향의 다결정인 것이 확인되었다.

또한, 주사형 μ -RHEED 현미경으로 시료를 장전하고, 0.1 μ m까지 전자선을 조른 전자선을 사용하여 전자선 회절패턴을 관찰한 바, 강도는 약하지만 제14도(b)에 도시한 바와 같은 스포트 패턴이 관찰되었다.

스포츠상 회절패턴상의 회절반점강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 바 제15도(a)와 같은 상이 얻어졌다. 사선부가 회절반점강도가 강한 영역이고, 수 \sim 10 μ m의 결정립자로 이루어지는 다결정인 것을 표시하고 있다.

상술의 시료에 공지의 이온주입법으로 Al^+ 를 제2의 Al에 이온주입하였다. 가속전압은 50KV, 도우즈량 $5 \times 10^{15} cm^{-2}$ 또는 $1 \times 10^{16} cm^{-2}$ 이다.

상기 이온주입을 행하면 제2의 Al은 비정질화 또는 미결정화한다. 비정질화 및 미결정화는 이하와 같이 하여 확인하였다 우선, X선 회절측정을 행하였다.

퇴적한 상태로는 Al(111) 회절 피크가 관찰되었으나 이온주입한 시료의 X선 회절패턴을 측정하면 Al에 관한 회절 피크가 관측되지 않았다.

또 종래 RHEED장치에 의해 전자선 회절패턴을 측정하면 링패턴도 없고, 스포트 패턴도 없고 소위 하로인 전자선 회절패턴이 관측되었다.

즉, 이온주입에 의해 Al 또는 Al-Si막이 단결정도 아니고, 또 통상의 다결정도 없고, 비정질 또는 미결정상태로 하였다.

이온주입을 행한 시료를 전기로에 넣고, 200 $^{\circ}C$, 250 $^{\circ}C$, 300 $^{\circ}C$, 350 $^{\circ}C$, 400 $^{\circ}C$, 450 $^{\circ}C$, 550 $^{\circ}C$, 600 $^{\circ}C$ 의 9수준의 온도로 열처리를 행하였다. 열처리시간은 대략 3시간이다. 열처리는 수소가스분위기, 대기압하에서 행하였다.

상술의 각 시료를, 상기 조건으로 열처리를 행한후, 주사 μ -RHEED 현미경내에서 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰하였다.

Si 웨이퍼의 면방위, SiO₂ 막두께, 체커사이즈, 제2의 Al의 막두께에 의존하지 않고 어느 시료도, 열처리온도가 250 $^{\circ}C$ 이상의 경우, 전자선 회절패턴은 가열전보다도 강도가 강한 제14도(b)에 도시한 바와 같은 스포트 패턴이 관찰되었다. 제14도(b)의 회절패턴은 회절반점이 출현하는 위치에서 Al(111)면에 [101]방향으로 전자선을 입사시켰을때에 생기는 회절패턴이었다.

제14도(b)의 회절패턴상의 회절반점 A(111회절반점) 및 회절반점 C(202회절반점)의 강도를 사용하여 주사 μ -RHEED상을 관찰한 결과는 제15도(b) 및 (c)와 같았다.

제15도(b) 및 (c)에 있어서 사선부가 회절반점강도가 강한 영역이다. 관찰한 체커패턴이 형성된 위에 퇴적한 Al막으로는 회절반점 A도 C도 같이 강하고 열처리에 의해 단결정화한 것이 확인되었다.

열처리후의 시료를 종래의 RHEED장치로 전자선 회절패턴을 관찰한 바, 어느 시료에 있어서도 제14도(b)와 같은 단결정을 도시한 스포트 패턴이 관찰되었다.

즉, 이온주입에 의해 제2의 Al의 비정질화후의 열처리에 의해, LP-CVD법으로 퇴적한 상태로는 다결정이었던 Al이 단결정화하였다.

또, 기체표면온도가 600 $^{\circ}C$ 일때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정할 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 G2)

실시예 G1에 있어서는, 제2의 Al에 Al^+ 를 이온주입하였으나, 본 실시예로는 실시예 G1과 같은 순서, 시료에 있어서 Si^+ 를 이온주입하였다.

Si^+ 의 이온주입조건은 이하와 같다

가속전압은 80KV, 도우즈량은, $5 \times 10^{15} cm^{-2}$ 또는 $1 \times 10^{16} cm^{-2}$ 이다.

얻어진 결과는 실시예 G1과 같고, 이온주입에 의해 제1의 비정질화, 또는 미결정화한 상태로 되고, 열처리온도 250 $^{\circ}C$ 이상에서는 제2의 Al이 단결정화하였다.

(실시예 G3)

실시예 G1에 있어서는 제2의 Al에 Al^+ 를 이온주입하였으나, 본 실시예에서는, 실시예 G1과 같은 순서 시료에 있어서 H^+ 를 이온주입하였다.

H^+ 의 이온주입조건은 이하와 같다.

가속전압 20KV, 도우즈량은, $5 \times 10^{16} cm^{-2}$ 또는 $1 \times 10^{17} cm^{-2}$ 이다.

얻어진 결과는 실시예 G1과 같고, 이온주입에 의해 제2의 Al은, 비정질화, 또는 미결정화한 상태로 되고, 열처리온도는 250 $^{\circ}C$ 이상에서는 제2의 Al이 단결정화하였다.

(실시예 G4)

실시예 G1에 있어서는, 제2의 Al에 Al^+ 를 이온주입하였으나, 본 실시예에서는, 실시예 1과 같은 순

서, 시료에 있어서, Ar^+ 를 이온주입하였다.

Ar^+ 의 이온주입조건은 이하와 같다.

가속전압 80KV, 도우즈량은 $5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 또는 $5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ 이다.

얻어진 결과는 실시예 G1과 같고, 이온주입에 의해 제2의 AI은, 비정질화, 또는 미결정화한 상태로 되고, 열처리온도 250°C 이상에서는 제2의 AI이 단결정화하였다.

(실시예 G5)

실시예 G1과 같은 순서로 제1도(a)에 도시한 바와 같은 단면을 가지는 시료를 제작하고, 이온주입 및 열처리를 행하였다.

실시예 G1과 다른 것은, Si웨이퍼상에 형성한 패턴형상이다. Si웨이퍼상의 패턴은, 제2도(b)에 도시한 비어호울패턴이다. 비어호울의 사이즈 L_2 는 0.25, 0.5, 1, 2, 5 μm 의 5종류, L_3 는 1, 2, 5, 10, 20 μm 의 5종류이다.

L_2, L_3 의 조합할 수 있는 25종류의 비어호울패턴을 형성하였다. SiO_2 막두께, 웨이퍼 전면에 퇴적한 AI(제1도의 제2의 AI, 4)의 두께는 실시예 G1과 같다. 상기의 공정을 거쳐 제작한 시료를 실시예 G과 같은 순서로, Al^+ 을 이온주입하고, 그후 전기로로 열처리 및 관찰을 행하였다. Al^+ 의 이온주입조건은 실시예G1과 같다. 시료의 열처리 조건도 실시예 G1과 같다.

실시예 G1과 같게, LP-CVD법으로 퇴적한 상태의 제2의 AI의 X선 회절, 종래 RHEED장치에 의한 전자선 회절패턴관찰, 주사 μ -RHEED 현미경에 의한 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰을 행하였던바, 전면에 퇴적한 AI(제2의 AI)은, 어느 시료에 있어서도, 수 \sim 10 μm 정도의 결정입자로 이루는 (111) 배향 다결정이었다.

또, Al^+ 를 이온주입하면 어느 시료도 실시예 G1과 같게, 비정질 또는 미결정상태로 되어 있는 것이 확인되었다.

이어서, 실시예 G1과 같은 조건에서, 전기로에 있어서 열처리를 행하고, 주사형 μ -RHEED 현미경으로 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰한바, 실시예 G1과 같게, Si웨이퍼의 면방위, SiO_2 막 두께, 체커사이즈, 제2의 AI의 막두께에 의존하지 않고 어느 시료도, 열처리온도가 250°C 이상의 경우, 주사 μ -RHEED상 관찰에서 단결정화한 것이 확인되었다.

또, 실시예 G1과 같게, 기체표면온도가 600°C 이상일때, 오제전자분광, 또는 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향분포를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 AI계면에 있어서 Si 및 AI의 용출이 관찰되었다.

(실시예 G6)

실시예 G5에 있어서, 제2의 AI에 Al^+ 를 이온주입하였으나, 본 실시예에서는 실시예 G5와 같은 순서로 시료에 있어서 Si^+ 를 이온주입하였다.

Si^+ 의 이온주입조건은 실시예 G2와 같다.

얻어진 결과는 실시예 G5와 같으며, 이온주입에 의해 제2의 비정질화, 또는 미결정화한 상태로 되고, 열처리온도 250°C 이상에서는 제2의 AI이 단결정화 하였다.

(실시예 G7)

실시예 G5에 있어서는 제2의 AI에 Al^+ 이온을 주입하였으나 본 실시예에서는 실시예 G5와 같은 순서로 시료에 있어서 H^+ 를 이온주입하였다.

H^+ 의 이온주입 조건은 실시예 G3과 동일하다.

얻어진 결과는 실시예 G5와 같으며, 이온주입에 의해 제2의 AI은 비정질화, 혹은 미결정화한 상태가 되며, 열처리온도 250°C 이상에서는 제2의 AI가 단결정화하였다.

(실시예 G8)

실시예 G5에 있어서는 제2의 AI에 Al^+ 이온을 주입하였으나 본 실시예에서는 실시예 G5와 같은 순서로 시료에 있어서 Ar^+ 를 이온주입하였다.

Ar^+ 의 이온주입 조건은 실시예 G4과 동일하다.

얻어진 결과는 실시예 G1과 같으며, 이온주입에 의해 제2의 AI은 비정질화, 혹은 미결정화한 상태가 되고, 열처리온도 250°C 이상에서는 제2의 AI가 단결정화하였다.

(실시예 G9)

실시예 G1과 같은 순서로 제1(a)에 도시하는 바와 같은 단면을 갖는 시료를 제작하고, 이온주입 및 열처리를 행하였다. 실시예 G1과 다른 점은 Si웨이퍼상에 형성한 패턴 형상이다. Si 웨이퍼상의 패턴은 제2도(c)에 도시하는 라인 앤드 스페이스 패턴이다. 라인 앤드 스페이스의 사이즈(L_4)는 0.25,

0.5, 1, 2, 5 μm 의 5종류, L_5 는 1, 2, 5, 10, 20 μm 의 5종류이다.

L_4 , L_5 의 조합으로 이루어지는 25종류의 라인 앤드 스페이스 패턴을 형성하였다. SiO_2 막두께, 웨이퍼 전면에 퇴적한 Al(제1도의 제2의 Al, 4)의 두께는 실시예 1과 동일하다.

상기 공정을 걸쳐 제작한 시료를 실시예 G1과 같은 순서로 Al^+ 를 이온주입하고, 그후 전기로에서 열처리 및 관찰을 행하였다. Al^+ 의 이온주입조건은 실시예 G1과 동일하다. 시료의 열처리 조건도 실시예 G1과 같다.

실시예 G1과 마찬가지로 LP-CVD법으로 퇴적한 상태의 제2의 Al의 X선 회절, 종래 RHEED장치에 의한 전자선 회절패턴관찰, 주사 μ -RHEED 현미경에 의한 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED상 관찰을 행하였던바, 전면에 퇴적한 Al(제2의 Al)을 어느 시료에 있어서도 수 \sim 10 μm 정도의 결정입자로 이루어지는 (111)배향 다결정이었다.

또, Al^+ 를 이온주입하면 어느시료도 실시예 G1과 마찬가지로 비정질 혹은 미결정상태가 되어있는 사실이 확인되었다.

이어서 실시예 G1과 같은 조건으로 전기로에 있어서 열처리를 행하고, 주사형 μ -RHEED현미경으로 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰하였던바, 실시예 G1과 마찬가지로 Si 웨이퍼의 면방위, SiO_2 막두께, 체커 사이즈, 제2의 Al의 막두께에 관계없이 어느 시료도 열처리온도가 250 $^\circ\text{C}$ 이상의 경우, 주사 μ -RHEED상 관찰에서 단결정화한 사실이 확인되었다.

또, 실시예 G1과 마찬가지로 기체표면온도가 600 $^\circ\text{C}$ 이상일때, 오제전자분광, 혹은 이차이온 질량분석법에 의한 깊이 방향 분포를 측정할 즉 기체 표면상의 절연막과 제2의 Al계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 G10)

실시예 G9에 있어서는 제2의 Al에 Al^+ 를 이온 주입하였으나, 본 실시예에서는 실시예 G9와 같은 순서로 시료에 있어서 Si^+ 를 이온 주입하였다.

Si^+ 의 이온주입조건은 실시예 G3과 동일하다. 이하와 같다.

얻어진 결과는 실시예 G9와 같으며, 이온주입에 의해 제2의 Al은 비정질화, 혹은 미결정화한 상태가 되며, 열처리온도 250 $^\circ\text{C}$ 이상에서는 제2의 Al이 단결정화하였다.

(실시예 G11)

실시예 G9에 있어서는 제2의 Al에 Al^+ 를 이온 주입하였으나 본 실시예에서는 실시예 G9와 같은 순서로 시료에 있어서 H^+ 를 이온주입하였다.

H^+ 의 이온주입 조건은 실시예 G3과 동일하다.

얻어진 결과는 실시예 G9와 같으며, 이온주입에 의해 제2의 Al은 비정질화, 혹은 미결정화한 상태가 되며, 열처리온도 250 $^\circ\text{C}$ 이상에서는 제2의 Al이 단결정화하였다.

(실시예 G12)

실시예 G9에 있어서는 제2의 Al에 Al^+ 를 이온 주입하였으나 본 실시예에서는 실시예 G9와 같은 순서로 시료에 있어서 Ar^+ 를 이온주입하였다

Ar^+ 의 이온주입 조건은 실시예 G4와 동일하다.

얻어진 결과는 실시예 G9와 같으며, 이온주입에 의해 제2의 Al은 비정질화, 혹은 미결정화한 상태가 되며, 열처리온도 250 $^\circ\text{C}$ 이상에서는 제2의 Al이 단결정화하였다.

(실시 예 G13)

실시예 G1 \sim G12에서는 시료 단면구조는 제1도(a)에 도시하는 바와 같이 시료표면은 제2의 Al이 전면에 형성되어 있었다.

본실시예에서는 실시예 G1 \sim G12에 있어서 제2의 Al상에 제1도(b)에 도시하는 바와 같이 절연막을 형성하여 실시예 G1 \sim G12와 같은 순서로 이온주입 및 전기로에 의한 열처리를 행하였다.

또한, 본실시예에서는 제1의 Al 및 제2의 Al퇴적후, 이온주입을 행하고, 이온주입후, 전기로에 의한 열처리를 행하였다.

이온주입조건, 열처리조건은 실시예 G1 \sim G12와 같았다.

제2의 Al상의 절연막으로서 상압 CVD에 의해 성막한 SiO_2 (이하 CVD SiO_2 라 함), 상압 CVD법에 의해 성막한 보론도프한 산화막(이하 BSG라 함), 상압 CVD법에 의해 성막한 인도프한 산화막(이하 PSG라 함), 상압 CVD법에 의해 성막한 보론 및 인도프한 산화막(이하 BPSG라 함), 플라즈마 CVD법에 의해 성막한 질화막(이하 P-SiN이라 함), ECR장치에 의해 성막한 질화막(이하 P-SiN이라 함)을 이용하였다.

이하 제2의 Al상의 절연막을 제2절연막이라 한다.

제2절연막의 두께는 1000 Å, 2000 Å, 5000 Å, 1μm으로 하였다.

열처리온도는 실시예 G1~G12와 같다.

열처리후, 제2절연막을 에칭에 의해 제거하고 실시예 G1~G12와 마찬가지로 주사 μ-RHEED 현미경으로 전자 회절패턴, 주사 μ-RHEED상을 관찰하였다. 얻어진 결과는 실시예 G1~G12와 같고, 기체온도가 250°C 이상일때, 제2의 AI는 단결정화하였다.

또, 실시예 G1~G12와 마찬가지로 기체표면온도가 600°C 이상일때, 오제전자분광, 혹은 2차이온 질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정한 즉 기체표면상의 절연막과 제2의 AI의 계면에 있어서 Si 및 AI의 용출이 관찰되었다.

(실시예 G14)

실시예 G1~G12에서는 시료단면구조는 제1도(A)에 도시하는 바와 같이 시료표면은 제2의 AI이 전면 에 형성되어 있었다.

본 실시예에서는 제2의 AI상에 제1도(b)에 도시하는 바와 같이 절연막을 형성하여 실시예 G1~G12와 같은 순서로 이온주입 및 전기로에 의한 열처리를 행하였다. 실시예 G13에서는 이온주입후 제2절연막을 퇴적하여 전기로에 의한 열처리를 행하였으나 본 실시예에서는 제1의 AI, 제2의 AI 퇴적후, 제2절연막을 퇴적한후, 이온주입을 행하고, 전기로에 의한 열처리를 행하였다. 이온주입조건, 열처리조건은 실시예 G1 ~G12와 같다.

제2의 AI상의 절연막으로서 CVD SiO₂, BSG, PSG, BPSG, P-SiN, ECR-SiN을 사용하였다. 제2절연막의 두께로서는 500 Å, 1000 Å로 하였다.

열처리온도는 실시예 G1~G12와 같다.

열처리후 제2절연막을 에칭에 의해 제거하고 실시예 G1~G12와 마찬가지로 주사 μ-RHEED 현미경으로 전자회절패턴, 주사 μ-RHEED상을 관찰하였다.

얻어진 결과는 실시예 G1~G12와 같으며, 기체온도가 250°C 이상일때, 제2의 AI는 단결정화하였다.

또, 실시예 G1~G12와 마찬가지로 기체표면온도가 600°C 이상일때, 오제전자분광, 혹은 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정한 즉 기체표면상의 절연막과 제2 AI의 계면에 있어서 Si 및 AI의 용출이 관찰되었다.

(실시예 G15)

실시예 G1~G14에서는 제1도(a)의 Si기체상에 형성된 절연막(제1절연막)은 열산화법에 의한 SiO₂였다.

본 실시예에서는 Si기체 상의 절연막으로서 CVD SiO₂ 막, BSG, PSG, BPSG, P-SiN, T-SiN, LP-SiN, ECR-SiN을 이용하였다.

이들 절연막의 두께는 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다.

제1의 AI막, 제2의 AI막 두께, 이온주입조건은 실시예 G1~G14와 같았다.

실시예 G1~G14와 마찬가지로 기체온도가 250°C 이상일때, 제2 AI는 단결정화하였다. 또, 실시예 G1~G14와 마찬가지로 기체온도가 600°C 이상일때, 오제전자분광, 혹은 2차이온질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정한 즉 기체표면상의 절연막과 제2의 AI의 계면에 있어서 Si 및 AI의 용출이 관찰되었다.

(실시예 G16)

제2의 AI의 단결정화 영역을 측정하였다.

시료형상 모시도를 제18도에 도시한다.

단면구조는 제1도(a)와 같다.

Si기체상의 절연막에는 폭(L₁₀)의 라인이 형성되어 있다.

즉, 폭(L₁₀)의 단결정 AI(제1의 AI)가 형성된다.

라인의 폭(L₁₀)은 0.5μm, 1μm, 2μm, 5μm, 10μm, 20μm의 6종류이다.

Si웨이퍼의 면방위는(100) 및 (111)을 이용하였다.

절연막으로서 열산화법에 의한 SiO₂를 이용하였다.

SiO₂막두께는 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다.

웨이퍼 전면에 퇴적한 AI(제1도의 제2의 AI, 4, 혹은 제18도의 제2의 AI 63)의 두께는 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å의 3종류이다.

Si기체의 면방위, SiO₂ 두께, 제1의 AI의 폭(L₁₀), 제2의 AI의 두께의 4조건의 조합으로 이루어지는 2×5×6×3=180종의 시료를 준비하였다.

제 2의 AI의 결정성은 X선 회절법, 종래 RHEED장치에 의한 전자선 회절 패턴관찰, 주사 μ-RHEED현

미경에 의한 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED 상 관찰에서 실시예 G1과 마찬가지로 수 $\sim 10\mu\text{m}$ 의 결정입자로 이루어지는 다결정이었다.

이온 주입조건은 실시예 G1과 같은 조건으로 Al^+ 를 주입하였다.

이온주입에 의해 제2의 AI는 비정화 혹은 미결정화하였다.

이온주입후, 실시예 G1과 같은 조건으로 전기로에 의해 열처리를 행하였다.

열처리후, 주사형 μ -RHEED 현미경에 있어서, 전자선 회절패턴 및 주사 μ -RHEED상을 관찰하였던바, 전자선 회절패턴은 실시예 G1과 마찬가지로 가열처리 전보다 강도가 강한 제14도(b)와 같은 스폿 패턴이 관찰되었다.

11회절반점, 202회절반점을 이용하여 측정한 주사 μ -RHEED상은 각각 제17도(b) 및 (c)와 같았다.

제17도(a)는 Si기체상의 패턴을 도시하는 도면이고, 제1의 AI의 방향(라인방향)은 제17도(a)의 y방향에 거의 평행이다. 제17도(c)의 L_8 을 측정함으로써 단결정한 영역의 길이를 알 수 있다.

제17도(c)에서는 L_8 이 마치 $10\sim 20\mu\text{m}$ 정도와 같이 도시하고 있으나 기체온도가 250°C 이상일때, L_8 은 대략 1cm 였다.

즉, 단결정인 제 1의 AI을 핵으로 하여 SiO_2 상의 제2의 AI이 길이 1cm 에 걸쳐 단결정화하였다 또, 실시예 G1~G12와 마찬가지로 기체 표면온도가 600°C 이상일때,오제전자분광, 혹은 2차 이온질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정한 즉 기체표면상의 절연막과 제2의AI계면에 있어서 Si 및 AI의 용출이 관찰되었다.

(실시 예 G17)

실시예 G16에 있어서는 제2의 AI에 Al^+ 를 이온주입하였으나 본실시예에서는 실시예 G16과 같은 순서로 시료에 있어서 Si^+ 를 이온주입하였다.

Si^+ 의 이온주입조건은 실시예 G2와 같다.

얻어진 결과는 실시예 G16과 같으며, 이온주입에 의해 제2의AI은 비정질화, 혹은 미결정화한 상태가 되고, 열처리 온도 250°C 이상에서는 제 2의 AI가 단결정화하였다

(실시예 G18)

실시예 G16에 있어서는 제2의 AI에 Al^+ 를 이온주입하였으나 본실시예에서는 실시예 G16과 같은 순서로 시료에 있어서 H^+ 를 이온주입하였다.

H^+ 의 이온주입조건은 실시예 G3과 같다.

얻어진 결과는 실시예 G16과 같으며, 이온주입에 의해 제2의 AI은 비정질화, 혹은 미결정화한 상태가 되고, 열처리온도 250°C 이상에서는 제2의 AI이 단결정화하였다.

(실시예 G19)

실시예 G16에 있어서는 제2의 AI에 Al^+ 를 이온주입하였으나 본실시예에서는 실시예 G1과 같은 순서로 시료에 있어서 Ar^+ 를 이온주입하였다.

Ar^+ 의 이온주입조건은 실시예 G4와 같다.

얻어진 결과는 실시예 G16과 같으며, 이온주입에 의해 제2의 AI은 비정질화, 혹은 미결정화한 상태가 되고, 열처리온도 250°C 이상에서는 제2의 AI가 단결정화하였다.

(실시예 G20)

실시예 G16~G19에서는 시료단면구조는 제18도에 도시하는 바와 같이 제2의 AI이 시료표면의 전면에 형성되어 있었다.

본실시예에서는 제2의 알상에 제19도에 도시하는 바와 같이 절연막을 형성하여 실시예 G16~G19와 같은 순서로 이온주입 및 전기로에 의한 열처리를 행하였다.

또한, 본실시예에서는 제1의 AI 및 제2의 AI되적후, 이온주입을 행하고, 이온주입후, 전기로에 의한 열처리를 행하였다.

이온 주입조건, 열처리조건은 실시예 G16~G19와 같다.

제2의 AI 상의 절연막(제2절연막)으로서 CVD SiO_2 , BSG, PSG, BPSG, P-SiN, ECR-SiN을 이용하였다.

제2의 절연막의 두께는 1000Å , 2000Å , 5000Å , $1\mu\text{m}$ 로 하였다.

열처리온도는 실시예 G16~G19와 같다.

열처리후 제2절연막을 에칭에 의해 제거하여 실시예 G16~G19와 마찬가지로 주사 μ -RHEED 현미경으로 전자선 회절패턴, 주사 μ -RHEED상을 관찰하였다. 얻어진 결과는 실시예 G16~G19와 같고, 기체온도가 250°C 이상일때, 제2의 AI은 단결정화하였다.

또, 실시예 G16~G19와 마찬가지로 기체표면온도가 600℃ 이상일때 오제전자분광, 혹은 2차 질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 G21)

실시예 G16~G19에서는 시료단면구조는 제1도(a)에 도시하는 바와 같이 시료표면은 제2의 Al이 전면에서 형성되어 있었다.

본실시예에서는 실시예 G1~G12에 있어서의 제2의 Al상에 제19도에 도시하는 바와 같이 절연막을 형성하여 실시예 G16~G19와 같은 순서로 이온주입 및 전기로에 의한 열처리를 행하였다.

또한, 본실시예에서는 제1의 Al 및 제2의 Al퇴적후, 제2절연막을 퇴적한 후, 이온주입을 행하고 전기로에 의한 열처리를 행하였다.

실시예 G20에서는 이온주입후, 제2절연막을 퇴적하여 전기로에 의한 열처리를 행하였으나 이온주입조건, 열처리조건은 실시예 G16~G19와 같다.

제2의 Al상의 절연막으로서 CVD SiO₂, BSG, PSG, BPSG, P-SiN, ECR-SiN을 이용하였다.

제2의 절연막의 두께는 500 Å, 1000 Å으로 하였다.

열처리온도는 실시예 G16~G19와 같다.

열처리후 제2절연막을 에칭에 의해 제거하여 실시예 G16~G19와 마찬가지로 주사 μ-RHEED 현미경으로 전자선 회절패턴, 주사 μ-RHEED상을 관찰하였다.

얻어진 결과는 실시예 G16~G19와 같고, 기체온도가 250℃ 이상일때, 제2의 Al은 단결정화하였다.

또, 실시예 G16~G19와 마찬가지로 기체표면온도가 600℃ 이상일때 오제전자분광, 혹은 2차 질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정한 즉, 기체표면상의 절연막과 제2의 Al계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 G22)

실시예 G16~G21에서는 제18도 또는 제19도의 Si기체상에 형성된 절연막(제1 절연막)은 열산화법에 의한 SiO₂였다.

본실시예에서는 Si기체상의 절연막으로서 CVD SiO₂ 막, BSG, PSG, BPSG, P-SiN, T-SiN, LP-SiN, ECR-SiN을 이용하였다.

이들 절연막의 두께는 1000 Å, 2500 Å, 5000 Å, 7500 Å, 10000 Å의 5종류이다.

제2의 Al막, 제2의 절연막의 두께, 이온주입조건은 실시예 G16~G21과 같았다.

실시예 G16~G21과 마찬가지로 기체온도가 250℃ 이상일때, 제2의 Al은 단결정화하였다. 또, 실시예 16~21과 마찬가지로 기체온도가 600℃ 이상일때 오제전자분광, 혹은 2차 이온 질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정한 즉 기체표면상의 절연막과 제2의 Al의 계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 G23)

실시예 G1~G22에서는 제1의 Al 및 제2의 Al은 모두 DMAH(디메틸알루미늄하이드라이드)와 수소를 이용한 LP-CVD법에 의해 순 Al을 이용하였다.

본 실시예에서는 순 Al대신 Al-Si를 이용하였다.

DMAH와 수소를 이용한 LP-CVD에 있어서 Si₂H₆을 첨가하여 Al-Si를 퇴적하였다. 제1의 Al-Si 및 제2의 Al-Si막중의 함유량은 0.2, 0.5, 1.0%이다.

실시예 G1~G22에 있어서 Al을 Al-Si로 바꾸어 실시예 G1~G22와 같은 열처리를 행하였다.

얻어진 결과는 실시예 G1~G22와 같았다.

(실시예 G24)

실시예 G1~G22에 있어서는 제1의 Al 및 제2의 Al은 함께 DMAH와 수소를 이용한 LP-CVD법을 이용하여 형성하였다.

열처리에 의해 제2의 Al이 단결정화하기 위해서는 제1의 Al이 단결정일 필요가 있다.

LP-CVD법에서는 제1의 Al 및 제2의 Al을 동일장치내에서 연속적으로 퇴적할 수 있는 이점이 있으나, 제2의 Al은 다결정 혹은 비정질이면 CVD법에 의한 Al막일 필요는 없다.

본실시예에서는 실시예 G1~G22와 같은 시료, 가열처리 조건으로 제2의 Al만 스퍼터법으로 형성하였다.

제2의 Al을 X선 회절법, 종래 RHEED장치에 의한 전자선 회절패턴측정, 주사형 μ-RHEED 현미경에 의한 전자선 회절패턴 및 주사 μ-RHEED상 관찰을 행하였던 바, 퇴적한 상태에서는 입경 대략 1μm 이하의 다결정이었다.

실시예 G1~G22와 같은 조건으로 이온주입 및 가열처리하였던바, 얻어진 결과는 실시예 G1~G22와 마찬가지로 기체온도가 250℃ 이상일때 제2의 Al은 단결정화하였다. 단, 실시예 G1~G22와 같은 순

서로 측정된 L₃의 단결정화영역을 제2의 Al에 CVD Al을 이용한 1cm보다 짧고, 대략 0.8cm였다. 또, 실시예 G1~G22와 마찬가지로 기체표면온도가 600℃ 이상일때 오제전자분광, 혹은 2차 이온 질량분석법에 의한 깊이방향 분포를 측정한 즉 기체표면상의 절연막과 제2의 Al계면에 있어서 Si 및 Al의 용출이 관찰되었다.

(실시예 G25)

실시예 G1~G22와 같은 시료형상, 가열조건에서 제1의 Al에는 DMAH와 수소 Si₂H₆을 이용한 LP-CVD법에 의한 Al-Si, 제2의 Al에는 DMAH와 수소를 이용한 LP-CVD법에 의한 순 Al을 이용하였다.

제1의 Al-Si중의 Si함유량은 0.2, 0.5, 1.0%이다.

얻어진 결과는 실시예 G1~G22와 같았다.

(실시예 G26)

실시예 G1~G22와 같은 시료형상, 가열조건에서 제1의 Al에는 DMAH와 수소와 Si₂H₆을 이용한 LP-CVD법에 의한 Al-Si, 제2의 Al에는 스퍼터법에 의한 Al-Si를 이용하였다.

제1의 Al-Si중의 -Si함유량은 0.2, 0.5, 1.0%이다.

얻어진 결과는 실시예 G1~G22와 같았다.

단, 실시예 G16~G22와 같은 수순으로 측정된 L₈의 단결정화영역은 제2의 Al에 CVD Al을 이용한 1cm보다 짧고, 대략 0.8cm였다.

이상 설명한 바와 같이 본 발명에 의하면 SiO₂상의 Al막이라도 SiO₂가 패터닝되고, Si가 노출한 부분에 단결정 Si가 존재할때, 열처리에 의해 단결정화 할 수 있었다. 게다가, 단결정화는 저온의 열처리로 가능하다.

이 단결정화한 Al을 배선에 이용함으로써 마이그레이션 내성을 향상시킬 수 있다.

(57) 청구의 범위

청구항 1

반도체 기체의 주면상에 절연막을 형성하는 공정; 상기 절연막에 개구부를 형성하여 상기 반도체의 표면을 노출시키는 공정; Al을 주성분으로 하는 제1단결정 금속을 상기 절연막의 표면높이와 같은 표면 높이가 되도록 상기 개구부내에 퇴적하는 공정 ; 상기 제1단결정 금속 및 상기 절연막 위에 Al을 주성분으로 하는 제2금속박막을 형성하는 공정 ; 및 알킬알루미늄 하이드라이드 가스와 수소가스를 이용한 CVD법에 의하여 상기 제1단결정 금속으로서 Al 단결정을 상기 개구부내에 선택적으로 퇴적시키고 상기 제1단결정 금속을 시이드로 사용하여 상기 제2금속박막의 적어도 그 일부를 단결정 상태로 변환시키기 위하여 상기 제2금속박막을 가열하는 공정을 포함하는 것을 특징으로 하는 반도체 장치에 있어서의 금속박막형성법.

청구항 2

반도체 기체의 주면상에 절연막을 형성하는 공정과, 그 절연막에 개구부를 설치하여 상기 반도체 표면을 노출시키는 공정과, 상기 개구부내에 Al을 주성분으로 하는 제1금속으로 이루어지는 단결정을 퇴적시키는 공정과, 상기 제1금속으로 이루어지는 단결정상 및 상기 절연막상에 Al을 주성분으로 하는 제2금속의 박막을 형성하는 공정과, 그 제1금속으로 이루어지는 단결정을 종결정으로 하고 상기 제2금속의 박막을 가열하여 적어도 그 일부를 단결정화하는 공정을 갖는 것을 특징으로 하는 반도체 장치에 있어서의 금속박막형성법.

청구항 3

제2항에 있어서, 상기 제1금속으로 이루어지는 단결정으로서 디메틸알루미늄 하이드라이드의 가스와 수소가스를 이용한 CVD법에 의해 Al 단결정을 상기 개구부내에 선택적으로 퇴적시키는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 4

제2항 또는 제3항에 있어서, 상기 가열을 상기 제2의 금속의 박막상에 또한 제2의 절연막을 형성한 후에 행하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 5

제2항 또는 제3항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 550℃ 이상으로 가열하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 6

제5항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 저항가열법에 의해 가열하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 7

제5항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 복사가열법에 의해 가열하는 것을 특징으로 하는 금속박막

형성법.

청구항 8

제5항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 레이저빔 가열법에 의해 가열하는 것을 특징으로 하는 금속 박막형성법.

청구항 9

제5항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 전자빔 가열법에 의해 가열하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 10

제5항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 유도가열법에 의해 가열하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 11

반도체 기체의 주면상에 절연막을 형성하는 공정 : 상기 절연막에 개구부를 형성하여 상기 반도체의 표면을 노출시키는 공정; , Si을 주성분으로 하는 제1단결정 금속을 상기 절연막의 표면높이와 같은 표면 높이가 되도록 상기 개구부내에 퇴적하는 공정 ; 상기 제1단결정 금속 및 상기 절연막 위에 Si을 주성분으로 하는 제2금속박막을 형성하는 공정; 상기 제2금속박막을 비정질상태 또는 미결정상태로 변환시키는 공정; 및 알킬알루미늄 하이드라이드 가스와 수소가스를 이용한 CVD법에 의하여 상기 제1단결정금속으로서 Si단결정을 상기 개구부내에 선택적으로 퇴적시키고 상기 제1 단결정금속을 시이드로 사용하여 상기 제2금속박막의 적어도 그 일부를 단결정 상태로 변화시키기 위하여 상기 제2금속박막을 가열하는 공정을 포함하는 것을 특징으로 하는 반도체장치에 있어서의 금속박막형성법.

청구항 12

제11항에 있어서, 상기 비정질화 또는 미결정화를 이온주입에 의해 행하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법 .

청구항 13

반도체 기체의 주면상에 절연막을 형성하는 공정과, 그 절연막에 개구부를 설치하여 상기 반도체 표면을 노출시키는 공정과, 상기 개구부내에 Si을 주성분으로 하는 제1금속으로 이루어지는 단결정을 퇴적시키는 공정과, 상기 제1금속으로 이루어지는 단결정상 및 상기 절연막상에 Si을 주성분으로 하는 제2금속의 박막을 형성하는 공정과, 상기 제 2금속의 박막을 비정질화 또는 미결정화하는 공정과, 그 제1금속으로 이루어지는 단결정을 종결정으로 하고, 상기 제2금속의 박막을 가열하여 적어도 그 일부를 단결정화하는 공정을 갖는 것을 특징으로 하는 반도체장치에 있어서의 금속박막형성법.

청구항 14

제13항에 있어서, 상기 제1금속으로 이루어지는 단결정으로서 디메틸알루미늄 하이드라이드가스와 수소가스를 이용한 CVD법에 의해 Si단결정을 상기 개구부내에 선택적으로 퇴적시키는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법 .

청구항 15

제13항 또는 제14항에 있어서, 상기 비정질화 또는 미결정화를 이온주입에 의해 행하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 16

제13항 또는 제14항에 있어서, 상기 가열을 상기 제2금속의 박막상에 다시 제2의 절연막을 형성한 후에 행하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 17

제13항 또는 제14항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 250℃ 이상으로 가열하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 18

제15항에 있어서, 상기 가열을 상기 제2금속의 박막상에 다시 제2의 절연막을 형성한 후에 행하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법 .

청구항 19

제15항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 250℃ 이상으로 가열하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 20

제16항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 250℃ 이상으로 가열하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 21

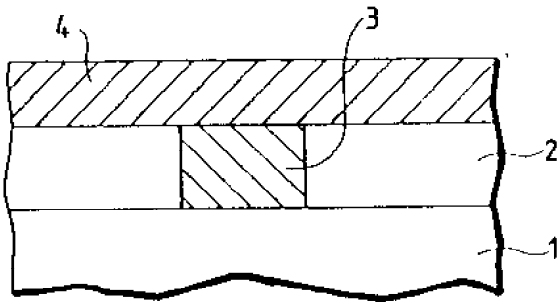
제18항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 210℃ 이상으로 가열하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

청구항 22

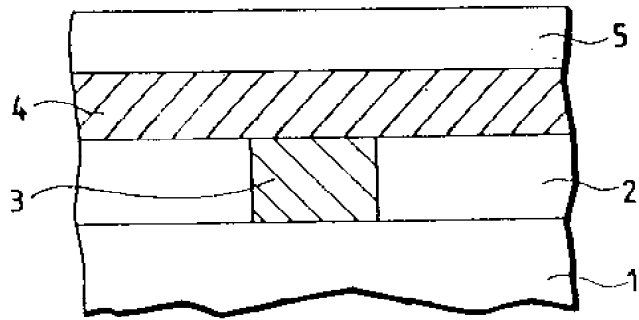
제4항에 있어서, 상기 제2금속의 박막을 550℃ 이상으로 가열하는 것을 특징으로 하는 금속박막형성법.

도면

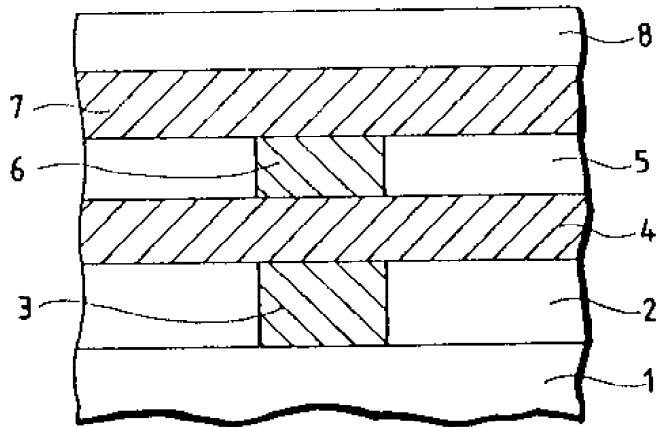
도면 1A



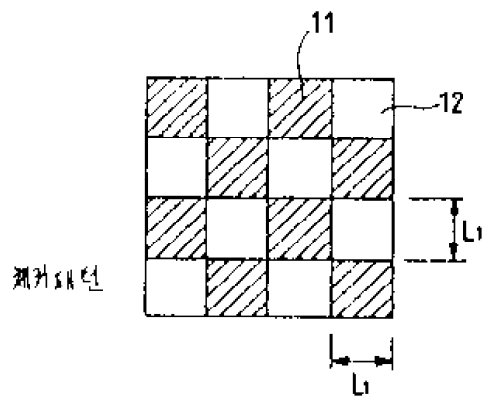
도면 1B



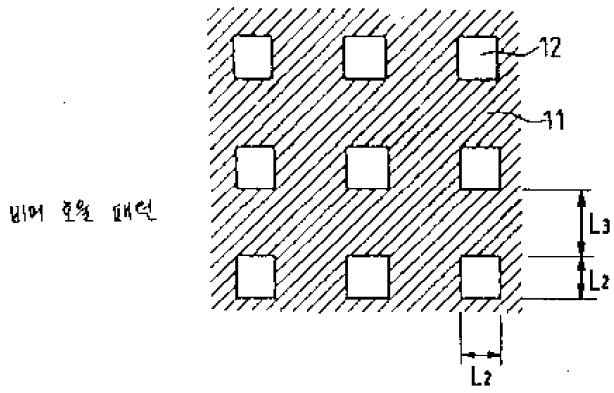
도면10



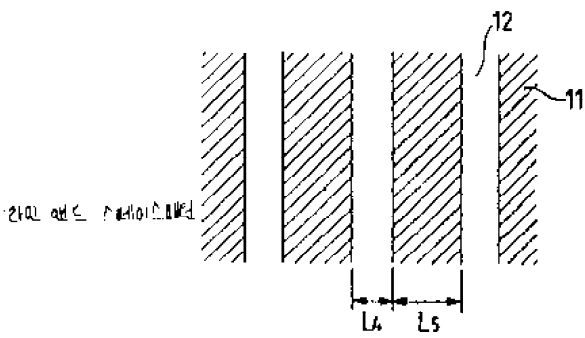
도면2A



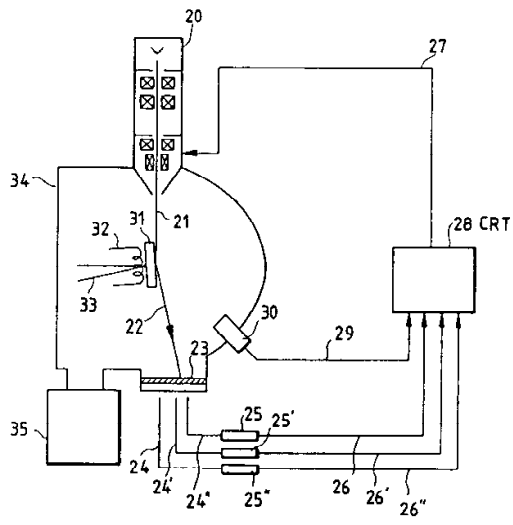
도면2B



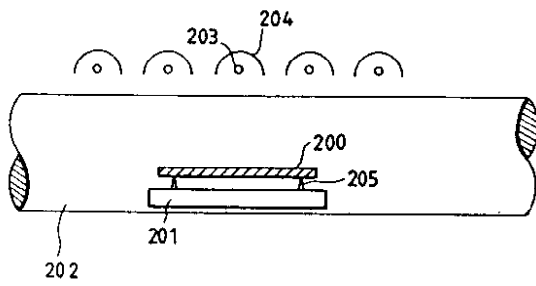
도면2C



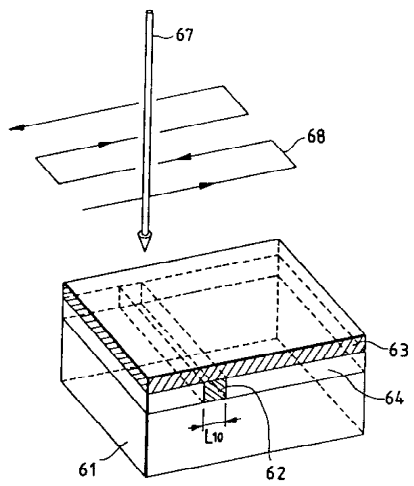
도면3



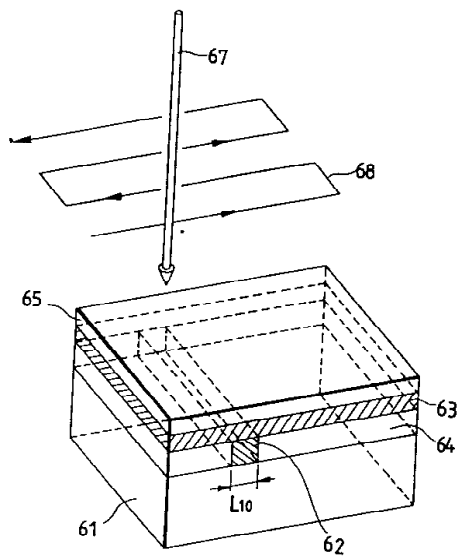
도면4



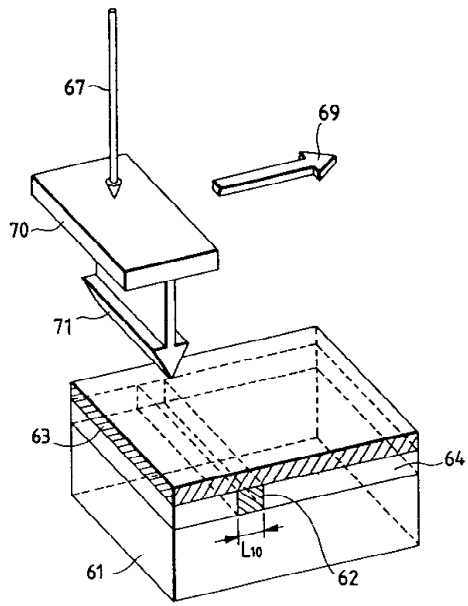
도면5A



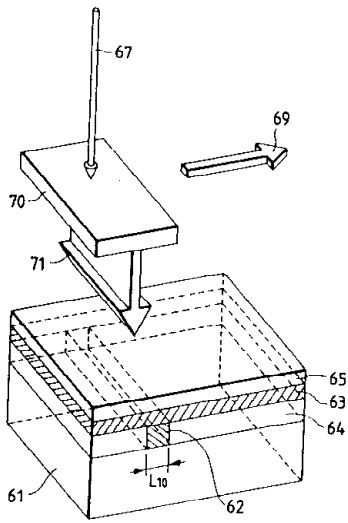
도면5B



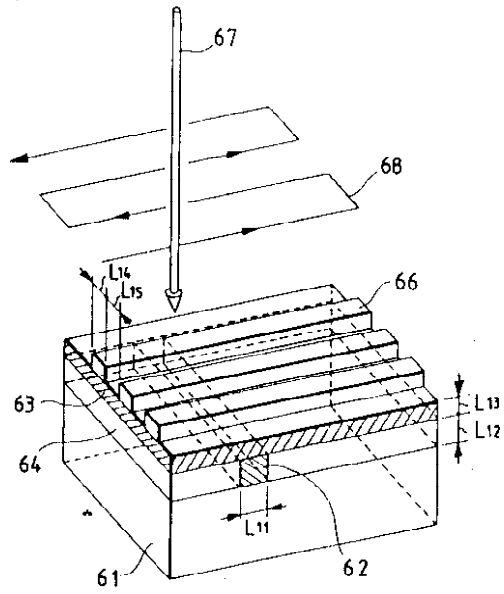
도면6A



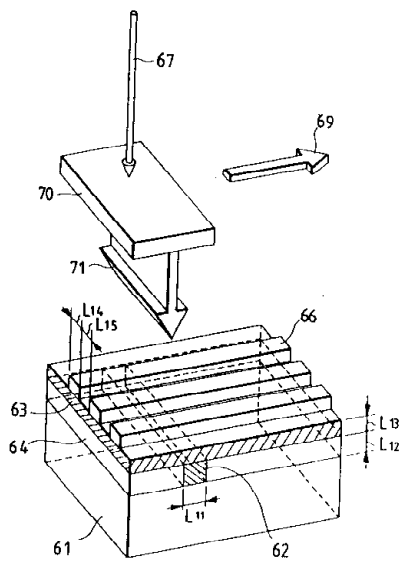
도면6B



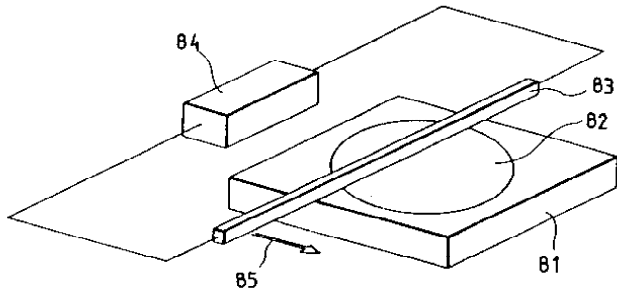
도면7A



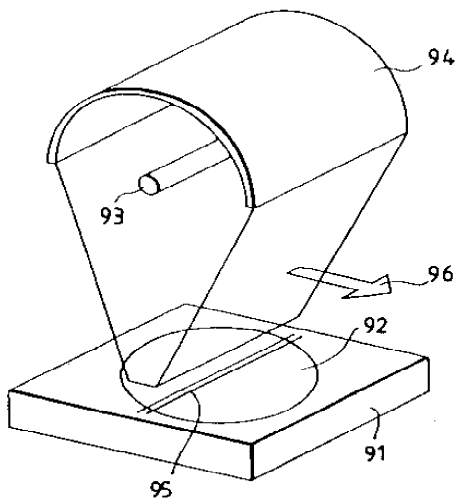
도면7B



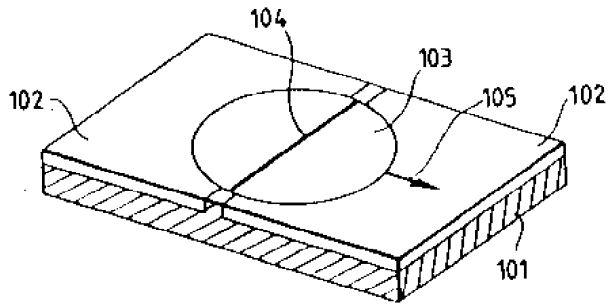
도면8



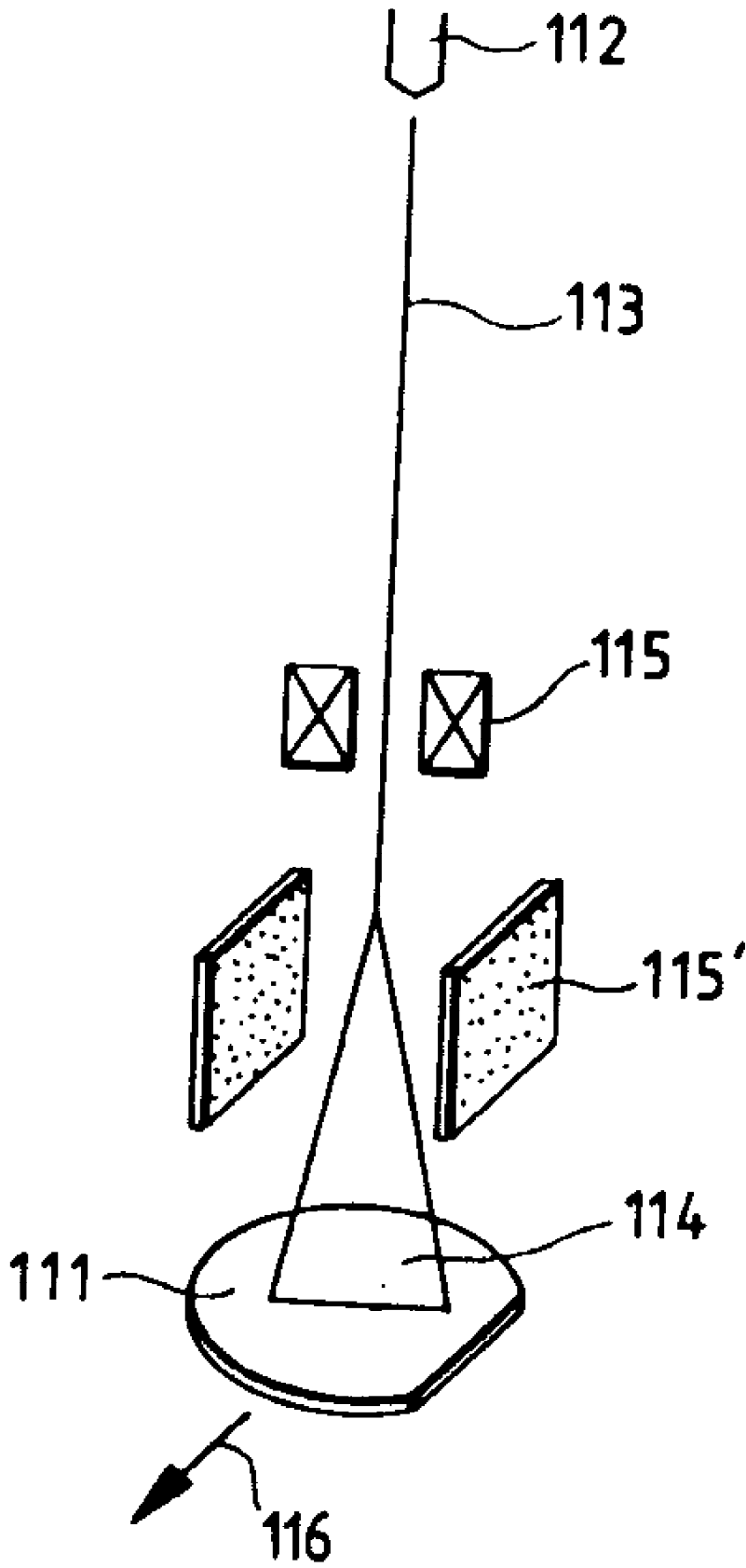
도면9



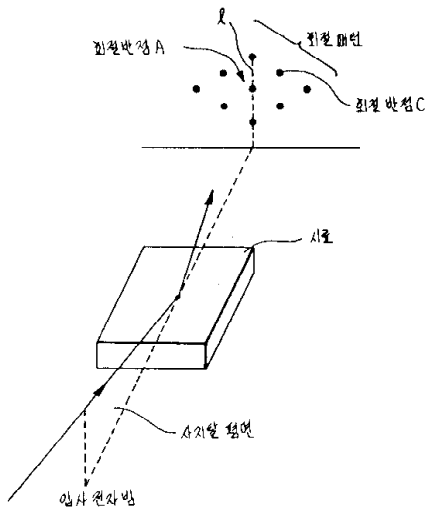
도면 10



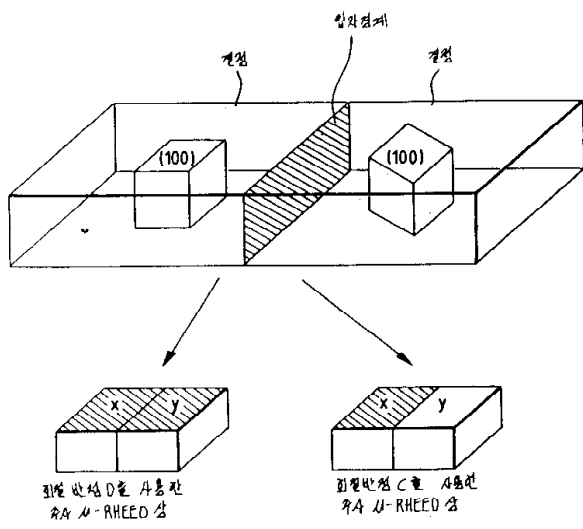
도면11



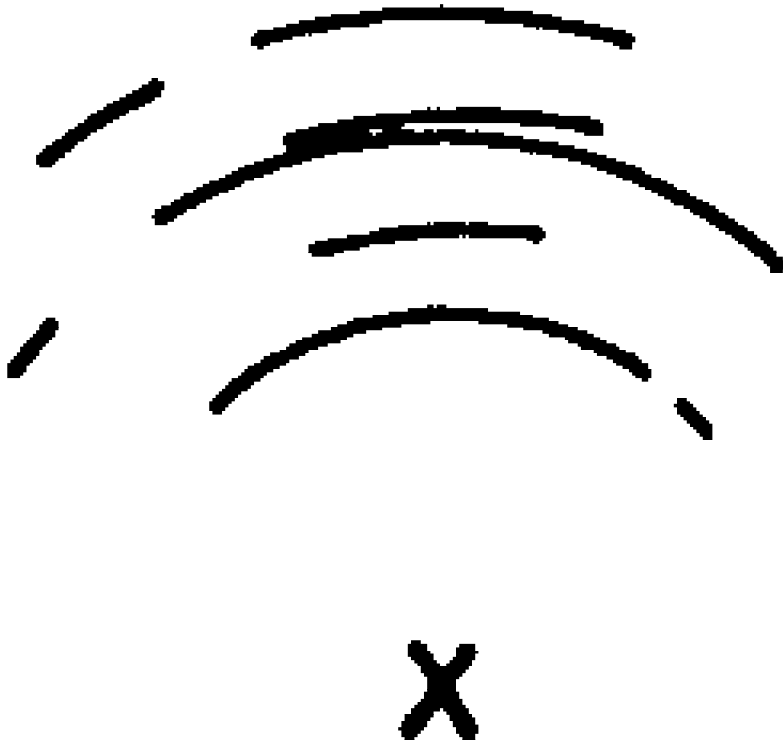
도면 12



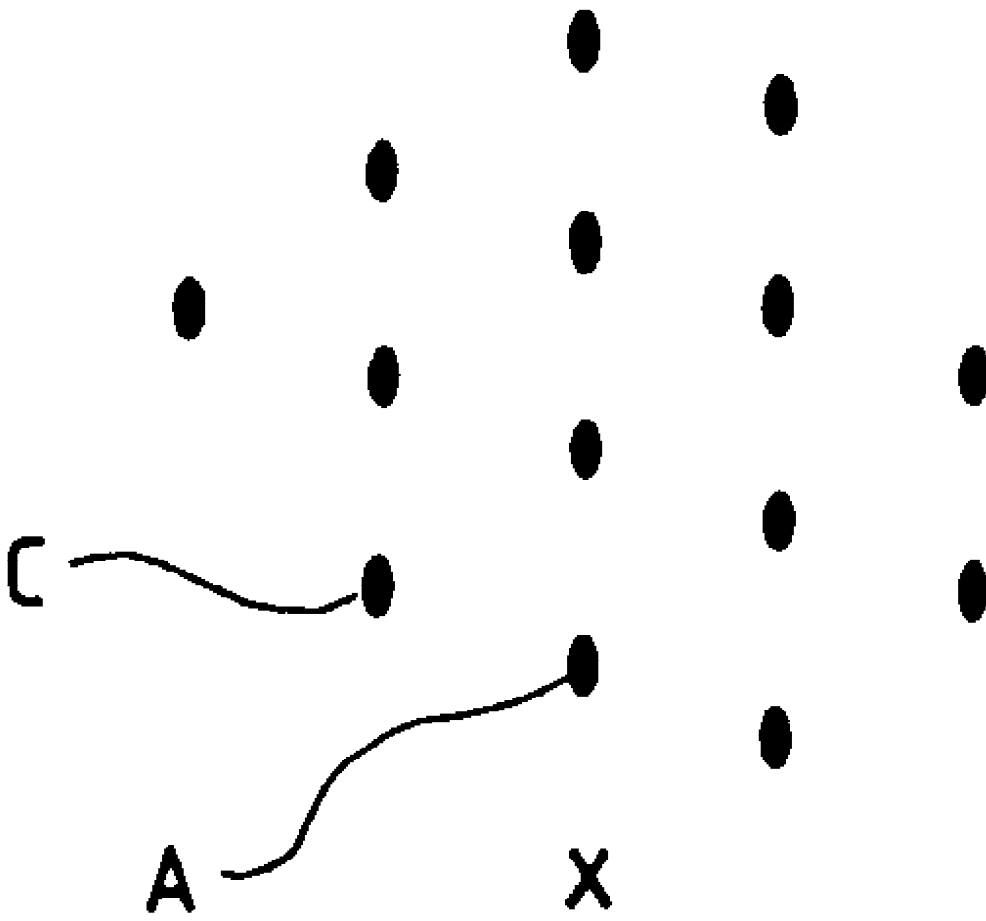
도면 13



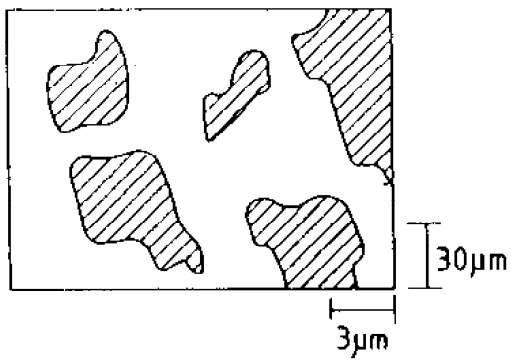
도면 14A



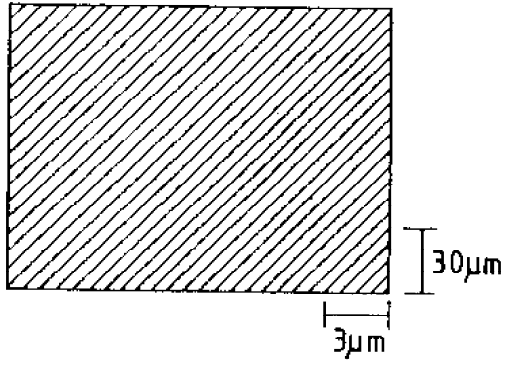
도면 14B



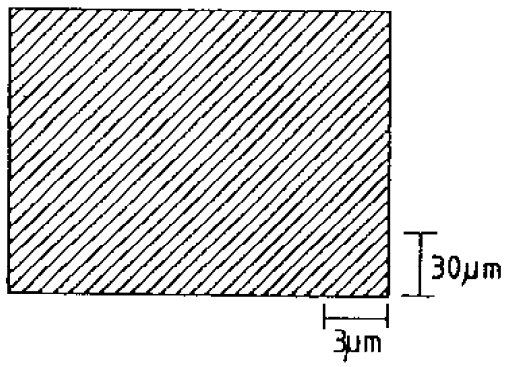
도면 15A



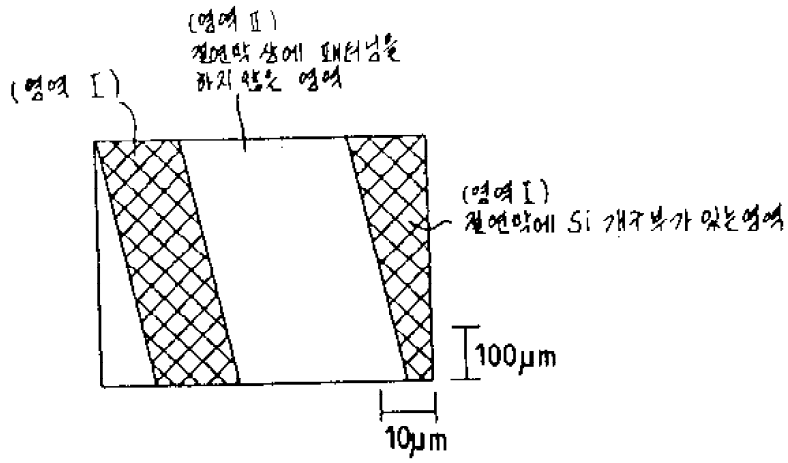
도면 15B



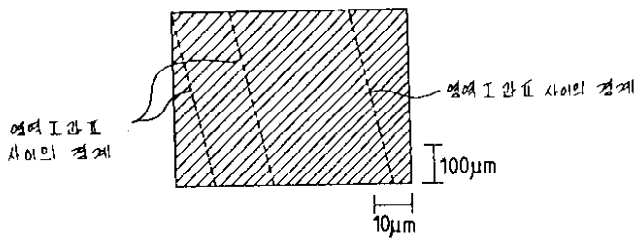
도면 15C



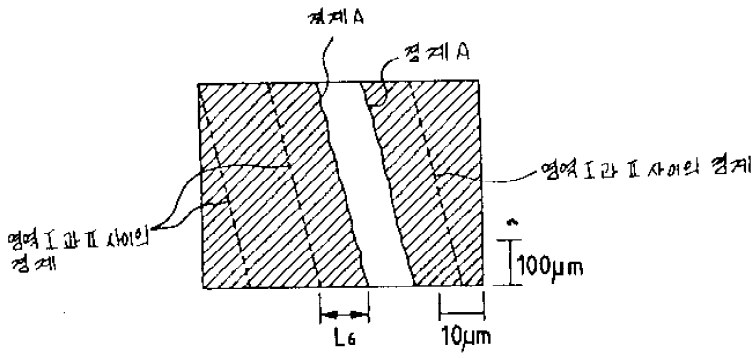
도면 16A



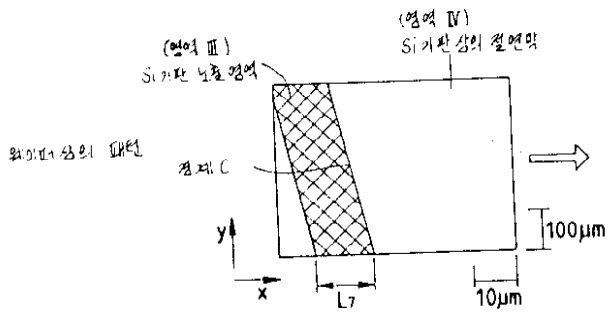
도면 16B



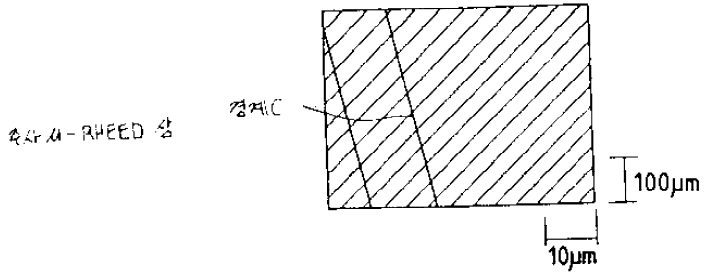
도면 16C



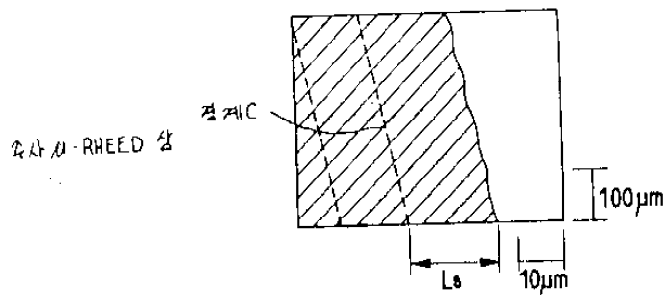
도면 17A



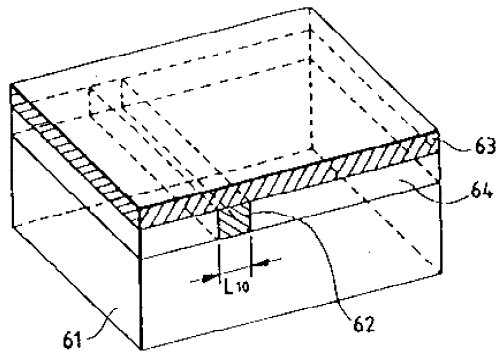
도면 17B



도면 17C



도면 18



도면 19

