

반도체형 epi- β -FeSi₂/Si(111) 구조의 형성과 전자구조

김건호 · 임태균 · 박정환 · 이정주 · 김현수
경상대학교 물리학과 및 기초과학연구소, 진주 660-701

강 정 수
가톨릭대학교 물리학과, 부천 422-743

최 치 규
제주대학교 물리학과 및 기초과학연구소, 제주 690-702

이 정 용
한국과학기술원 전자재료공학과, 대전 305-701

이 재 회
경일대학교 표면물리연구소, 경산 712-701

홍재화 · 정재인
산업과학기술연구소, 포항 790-600

김봉수 · 강태희 · 김미정
포항가속기연구소, 포항 790-784

(1996년 11월 22일 받음, 1997년 5월 8일 최종수정본 받음)

초고진공에서 Si(111)-7×7 표면에 Fe를 증착시키면서 저에너지 전자회절(LEED)과 방사광 광전자 분광법(SRPES)으로 표면구조 및 Fe/Si 계면 형성에 따른 전자구조의 변화, 그리고 고상 에피택시(SPE) 및 반응성 에피택시(RDE)로 성장시킨 β -FeSi₂의 전자구조를 조사하였고, 성장된 β -FeSi₂의 구조적 특성을 고분해능 투과전자 현미경(HRTEM)으로 조사하였다. Fe의 두께에 따른 Si-2p, Fe-3p core level 광전자 분석으로부터 실온에서 Si(111)-7×7 표면에 Fe를 증착시키면 약 10 Å까지는 층상성장을 하지 않으나 그 이상의 두께에서는 α -bcc Fe(111)면이 Si(111)면에 나란하게 에피택시 성장하는 것을 알 수 있었다. Si-2p core level 및 가전자띠의 스펙트럼을 통하여 Fe의 두께가 수 Å일 때에는 실온에서도 Fe/Si 계면에서 실리사이드 phase에 해당하는 상태가 관측되었다. 약 55 Å의 Fe가 증착된 시료를 700°C에서 약 10분간 *in situ*로 열처리하는 SPE 방법과 기판온도를 700°C로 하여 약 26 Å의 Fe를 증착하는 RDE 방법으로 β -FeSi₂를 Si(111)면에 에피택시 성장시킬 수 있었으며, 이 경우 β -FeSi₂(110)//Si(111), β -FeSi₂[001]||Si($\bar{1}$ 10) 혹은 β -FeSi₂(101)//Si(111), β -FeSi₂[101]||Si(0 $\bar{1}$ 1)의 정합성을 가지는 것으로 나타났다. β -FeSi₂의 가전자띠를 조사한 결과 Fermi 에너지 아래 약 1.4 eV에서 Fe-d와 Si-p 혹은 Si-d의 bonding이 가전자띠를 이루는 것을 알았다.

I. 서 론

전이금속은 Si와 결합하면 다양한 상의 실리사이드(silicide)를 형성하며 특히 전이금속/단결정 Si접합에서 계면에 형성되는 실리사이드는 많은 응용성 때문에 특히 중요하다. 이들 전이금속 실리사이드는 그 전기적 특성에 따라 금속형(metallic silicide)과 반도체형(semiconducting silicide)으로 구분되는데 대개의 전이금속 실리사이드(예를 들면 TiSi₂, PtSi, Pd₂Si, CoSi₂ 등)는 금속형 실리사이드로써 이들이 갖는 낮은 비저항, 오묘성 접합, 열적 안정성 등으로 인하여 VLSI에서 gate 전극이나 interconnection으로 이용되고 있다 [1-4]. 이에 반하여 CrSi₂, ReSi₂, β -FeSi₂ 등

극히 일부에 지나지 않으나 반도체형 실리사이드는 비교적 높은 비저항(수십 m Ω cm), 정류 특성, 낮은 전하운반자 농도($\sim 10^{19}$ cm⁻³) 등 반도체의 특성을 지니고 있고 이들의 에너지 band gap이 약 0.1 ~ 0.9 eV 영역에 분포하는 narrow band gap 물질로 향후 적외선 검지소자 등 응용 분야에서 유망한 소재로 각광을 받고 있다 [5-8].

FeSi₂는 3가지 형태로 존재하는데 이중 γ -FeSi₂와 α -FeSi₂는 금속형이고 β -FeSi₂는 반도체형이다. γ -FeSi₂는 CaF₂ 구조를 하며 약 400°C이하의 온도에서, 그리고 Fe막의 두께가 ~ 10 Å이하인 경우에만 발견되는 매우 불안정한 상으로 기판온도가 높아지면 β -FeSi₂로 상전이하거나 혹은 Fe막의 두께가 두꺼운 경우 β -FeSi₂/Si 계면 혹은

은 α-FeSi₂/Si 계면에 수 Å의 두께로 존재하는 것으로 알려져 있다 [9]. α-FeSi₂는 tetragonal 구조를 하고 있으며 ~ 930°C 이상의 고온에서 안정한 상이다 [10]. β-FeSi₂는 격자상수가 a=9.863 Å, b=7.791 Å, c=7.833 Å인 사방정(orthorhombic) 구조를 가지며 undoped 상태에서 p-type의 반도체로 에너지 band gap은 약 0.8 ~ 0.9 eV로 알려져 있다 [11,12]. β-FeSi₂에서 반도체성의 에너지 band gap은 CaF₂ 구조를 갖는 금속형의 γ-FeSi₂로부터 사방정의 β-FeSi₂로의 구조 전환에 따른 Jahn Teller 효과 [13,14]에 기인한다.

일반적으로 Fe를 단결정 Si기판에 증착한 후 통상적인 방법으로 전기로에서 열처리하게 되면 다결정으로 성장한다. 다결정 박막은 grain boundary 효과 때문에 일반적으로 우수한 물성을 나타내지 못하고 또한 퇴화(degradation)의 근본 원인이 되어 device에의 응용성이 떨어진다. 이러한 이유로 단결정 Si기판에 β-FeSi₂를 에피택시 성장시키려는 많은 시도가 있었으며, 그 결과 초고진공에서 고상에피택시(solid phase epitaxy : SPE) [15,16]나 반응성에피택시(reactive deposition epitaxy : RDE)방법으로 Si(100)면이나 Si(111)면에 β-FeSi₂의 에피택시를 실현할 수 있게 되었다 [17,18].

Si(111)면에 β-FeSi₂를 에피택시 성장시키는 연구나 β-FeSi₂의 물성에 관한 연구는 상당히 많이 이루어져 있으나 초고진공에서 Fe/Si 계면형성 과정에서의 전자구조에 관한 연구는 그리 많지 않다. Kafader 등 [19]은 Si(111)면에 3 Å의 Fe를 증착한 후 500 ~ 550°C에서 γ-FeSi₂의 template층을 성장시킨 후 35 ML의 Fe를 더 증착하고 600°C에서 열처리하여 β-FeSi₂를 형성시켰다. 이 시료에 대해 x-선 광전자분광법(x-ray photoelectron spectroscopy : XPS)과 각분해 광전자 분광법(angle resolved ultraviolet photoelectron spectroscopy : ARUPS)으로 가전자 띠를 조사한 결과 Fermi 에너지에서 반도체성의 gap을 확인할 수 있었고 nonbonding Fe-d 상태 때문에 γ-FeSi₂나 α-FeSi₂ 보다 Fermi 에너지 아래 약 1 eV에서의 Fe-d 상태의 폭이 넓어지는 것을 확인하였다. Crescenzi 등 [20]은 XPS, bremsstrahlung isochromat spectroscopy(BIS)로 Si(111)-7×7 표면에 100 Å의 Fe를 증착시킨 후 600°C에서 열처리하여 형성시킨 β-FeSi₂의 가전자띠가 이론적으로 계산한 [14,21] 상태(DOS)와 잘 일치하는 반도체성을 보고하였다. 그 외에도 Sirotti 등 [22], Alvarez 등 [23] 많은 사람들이 광전자 분광법으로 β-FeSi₂의 전자구조를 연구한 바 있으나 아직도 계면형성과정에서 중간 phase의 가전자 띠에 대한 광전자분광 연구는 많지 않다.

본 연구에서는 LEED(low energy electron diffraction) 및 SRPES(synchrotron radiation photoemission spectroscopy)를 이용하여 초고진공에서 원자적으로 깨끗한 Si(111)-7×7 표면에 Fe가 증착되는 과정에서 표면구조의

변화, 가전자띠의 변화, Si-2p core level을 통하여 계면형성과정을 조사하였으며, 약 55 Å의 Fe가 증착된 시료를 *in situ*로 열처리하는 SPE 방법으로 β-FeSi₂를 heteroepitaxy 성장시켜 표면구조 및 그 전자구조를 조사하였다. 또한 고온(~700°C)으로 유지한 Si(111)면에 Fe를 증착하는 RDE 방법으로 성장시킨 β-FeSi₂의 전자구조를 조사하여 이들 두 방법으로 형성시킨 실리사이드의 phase가 동일함을 확인하였다.

II. 실험

실험은 포항방사광가속기(PLS)의 2B1 VUV(진공자의선) 빔라인(line)에서 수행하였다. 실험용 진공 챔버는 분석용 챔버와 시료제작 챔버로 구성되어 있는데 이들 두 챔버는 gate valve로 연결되어 있다. 분석용 챔버에는 저장탱크로부터 유도되는 방사광이 구면경회절격자(spherical mirror grating : SMG)에 의해 단색화된 후 시료에 입사되며, 방출된 광전자의 에너지는 반구형 분석기(hemispherical energy analyzer)로 분석되도록 되어 있다. 실험 결과들의 규격화를 위하여 빔라인과 실험챔버 사이에 Ni 그물을 두고 그물전류를 측정하였으며, 또한 시료 표면의 예청을 위하여 Ne⁺ 이온 스퍼터가 설치되어 있다.

기판으로는 P가 도우핑된 Si(111) 웨이퍼를 사용하였으며 비저항은 약 0.4 Ωcm였다. 먼저 웨이퍼를 2.5 mm × 20 mm × 0.3 mm의 크기로 절단하여 시료지지대(sample holder)에 고정시킨 후 초고진공 시료제작 챔버에 장착하였다. 시료지지대는 직류전류를 웨이퍼에 직접 통전시킬 수 있도록 고온에 견딜 수 있는 Ta로 만들었다. 시료를 장착한 후 초고진공을 얻도록 전 진공계를 150°C에서 약 24시간 이상 baking하였고, baking후에 약 1.2 × 10⁻¹⁰ Torr의 진공에 도달하였으며 실험 중 액체질소로 챔버를 냉각하여 약 5 × 10⁻¹¹ Torr의 초고진공에 도달할 수 있었다.

웨이퍼에 직류를 통전시켜 약 800°C에서 수분간 가열하여 불순물을 증발시킨 후 약 1200°C로 2-3초간 순간가열(flash heating)을 4-5회 반복 시행하였다. 이때 온도 측정은 적외선 온도계(optical pyrometer)를 사용하였다. 통전가열로 웨이퍼 표면을 깨끗이 한 다음 실온(room temperature)에서 표면의 저에너지 전자회절(LEED : low energy electron diffraction)상을 조사한 결과 Si(111)-7×7으로 재구성되어 있었다. 본 실험에 사용한 Si(111) 웨이퍼와 동일한 수개의 시료를 통전가열한 예비실험에서 웨이퍼에 흐르는 전류밀도(J)와 웨이퍼의 온도(T) 사이에는

$$\log T = 0.3849 \log J + 2.8163 \quad (1)$$

의 관계가 성립함을 알 수 있었는데, 여기서 J는 A/mm²로 표시되는 전류밀도이고 T는 °C로 표시되는 기판온도이다.

이를 이용하면 적외선 온도계의 검은한계(약 600°C) 이하인 저온에서는 외삽에 의하여 온도를 측정할 수 있다.

실온에서 깨끗한 웨이퍼 표면에 고순도의 Fe를 증착시킨 다음 LEED상을 조사한 후 시료를 분석용 챔버로 이동시켜 Si-2p core level, Fe-3p core level 및 가전자띠의 광전자 분광 스펙트럼을 측정하였다. Fe의 증방원은 Johnson Matthey사의 Puratronic급(99.999%)의 고순도 Fe선을 W-필라멘트에 감은 후 저항가열법으로 Fe를 증발시켜 0.5 Å 단위로 증착하였으며, 이때 증착 두께와 증착율은 Sycon 수정 진동자형 두께조절기로 측정하였고 증착율은 약 3 Å/min였다. 실온에서 Si(111)-7×7 표면에 증착된 Fe의 두께에 따른 광전자 스펙트럼을 측정한 후 Fe의 두께가 55 Å 되었을 때 이를 700°C에서 10분간 *in situ*로 열처리하여 β-FeSi₂를 형성시킨 다음 LEED상과 광전자 분광측정을 수행하였다. 모든 측정이 끝난 후 2 keV의 Ne⁺ 이온으로 웨이퍼 표면을 스퍼터링하여 실리사이드층을 제거한 다음, 1200°C에서 4~5 회 순간가열하여 Si(111)-7×7 구조를 확인하고 웨이퍼의 온도를 700°C로 유지한채 Fe를 약 26 Å 정도 증착하여 RDE 방법으로 β-FeSi₂를 형성시키고 다시 LEED상과 광전자 스펙트럼을 측정하였다.

광전자 분광 측정이 끝난 후 시료를 UHV 챔버에서 꺼낸 후 β-FeSi₂/Si(111) 계면의 미시구조를 TEM으로 확인

하였다. TEM 관찰은 JEOL JEM 2000LX 원터널형을 사용하였다. 필라멘트는 pointed LaB₆이 200 keV에서 작동되는 집 분해능이 0.21 Å이며 Si[111] 혹은 Si[112] 방향을 정대축(zone axis)으로하여 Scherrer의 달 초점 근방에서 수행하였다

III. 결과 및 고찰

1. 표면 구조

그림 1는 표면 구조에 대한 LEED상을 나타낸 것이다. 농전가열로 기판을 깨끗이 한 후의 표면 LEED 상은 그림 1 (a)에 나타낸 바와 같이 7×7의 초격자 구조를 보여주고 있다. 이 표면에 Fe를 약 1 Å(Si(111)면의 표면 밀도 $7.8 \times 10^{14}/\text{cm}^2$ 을 고려하면 1 ML는 약 0.9 Å에 해당함) 증착한 때까지 LEED 상이 변하지 않았으며 Fe의 두께가 1.5 Å 이상이 되면 1×1 구조로 변하여 Fe가 약 4 Å일 때까지 그림 1 (b)와 같은 1×1 구조를 유지하였다. Fe의 두께가 증가하면 1×1 구조의 배경이 밝아지고 회절점의 강도가 점차 약해지는 희미한(diffuse) 1×1 구조로 바뀌어 약 8 Å일 때까지 계속된 다음 Fe의 두께가 10 Å 이상이 되면 그림 1 (c)와 같은 희미

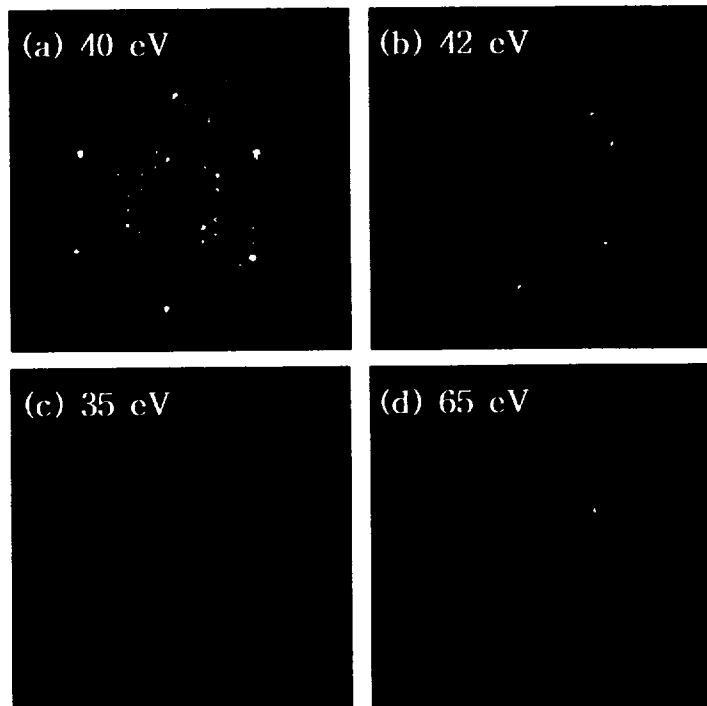


그림 1. LEED patterns of (a) clean Si(111)-7×7, (b) (1×1), (c) Fe(111), and (d) β-FeSi₂(001) + Si(111)-7×7.

한 삼각형의 최절무늬로 바뀌어 이후 Fe의 두께가 55 Å이 될 때까지 유지되었다. 이러한 최미한 삼각형의 LEED상은 Fe bulk 결정의 (111)면에 대한 1×1 pattern인데 이것은 증착된 Fe가 α-bcc phase의 단결정 Fe로 그 (111)면이 Si(111)면에 나란하게 에피택시 성장한 결과이다. Lagomarsino 등 [15]도 실온에서 Si(111)-7×7 표면에 Fe를 증착시킬 때 약 4 ML(4 Å) 까지는 (1×1) 구조를 보이나 그 후 수십 ML의 Fe가 증착될 때 까지 LEED 상을 관찰하지 못하다가 Fe를 약 300 Å 증착함에 따라 bulk Fe의 (111) 면에 대한 삼각형구조(그림 1의 (c)와 동일한 LEED 상)를 형성한다고 보고하였으나 본 연구에서는 Fe가 8 Å 이상이 되면 이미 bulk Fe가 성장하는 것으로 보인다. 그림 1 (d)는 Fe가 55 Å 증착된 시료를 700°C에서 10분간 *in situ*로 열처리한 후에 얻은 LEED상이다. 그림에서 나타난 바와 같이 이러한 상은 β-FeSi₂(110) 혹은 (101)면에 대한 최절상에 Si(111)-7×7 구조가 더해진 것을 나타내고 있다. Lagomarsino 등 [15]이 3 Å의 Fe를 증착한 후에 700°C에서 열처리하여 β-FeSi₂를 성장시킨 경우에 나타난 LEED 상에서 β-FeSi₂(110)면에 대한 최절에 Si(111)-7×7이 더해진 결과와 동일하였다. 이들은 7×7 구조의 출현이 β-FeSi₂ 막의 일부가 끊어져 기판의 최절상이 β-FeSi₂의 상에 더해진 결과로 설명하고 있고, Alvarez 등 [24]도 Si(100)-2×1 기판에 350°C에서 RDE로 β-FeSi₂를 성장시킬 때 측면으로 연속적인 성장대신에 island 형태가 되므로 증착초기에 기판 Si가 그대로 노출된다고 보고하였다. Kafader 등 [19]도 Si(111)-7×7 기판에 실온에서 Fe를 10 ML 이상 증착한 후 600°C에서 열처리하는 경우 β-FeSi₂(101) 혹은 β-FeSi₂(110)가 Si(111)에 에피택시 성장하며 이 경우 LEED 상은 2×4 pattern을 이룬다고 보고하였다. Scarinci 등 [16]은 약 3 Å의 Fe를 Si(111)-7×7 표면에 증착한 후 *in situ*로 600°C에서 열처리하여 β-FeSi₂를 성장시킬 때에는 β-FeSi₂의 표면에 Si층이 생기지 않는다고 보고한 바 있다. 그렇지만 SPE 혹은 RDE로 실리사이드를 형성시키는 많은 경우에 실리사이드 표면에 Si가 segregate하는 것으로 보고되고 있으며 [25,26] 이를 감안하면 본 실험에서 나타난 LEED 상은 표면의 Si층이 있을 가능성을 배제할 수 없다고 생각된다.

β-FeSi₂가 Si(111) 면에 에피택시 성장하는 경우는 β-FeSi₂(101)/Si(111) 에피택시(type-A) 혹은 β-FeSi₂(110)/Si(111) 에피택시(type-B)의 두가지가 가능하다 [27,28]. 전자의 경우 7.791×12.60 Å²의 장방향의 unit mesh가 β-FeSi₂[010]||Si[110] 방향과 나란하게 성장하며, 후자인 경우 7.833×12.57 Å²의 unit mesh가 β-FeSi₂[001]||Si[110] 방향과 나란하게 성장한다. 이 두가지 에피택시에 대한 격자부정합률(lattice mismatch)은 Si[110]에 대해 각각 1.4% 및 2.0%이므로 사실상 구분하기 힘들다. 그림 2에 Si(111) 면에 대한 β-FeSi₂(101) 면의 가능한 정합성을 도시하였다.

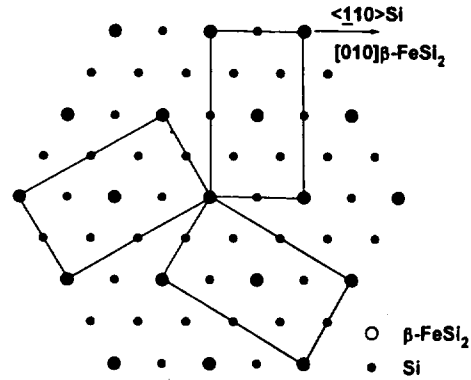


그림 2. One possible lattice matching of β-FeSi₂ to the Si(111) surface. There are three distinct but crystallographically equivalent epitaxial relationships.

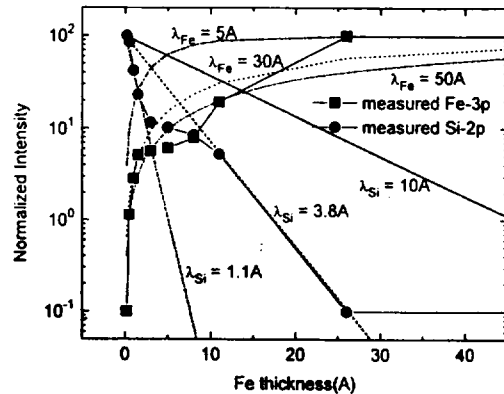


그림 3. Normalized peak heights of Si-2p and Fe-3p core level photoemission spectra as a function of Fe thickness on Si(111)-7×7 at room temperature. Theoretical fitting curves with different photoelectron escape depth are also plotted in order to see the layer by layer growth mode.

2. Fe 성장 mode

그림 3은 실온에서 Si(111)-7×7 표면에 Fe를 증착시킬 때 증착된 Fe의 두께에 따른 Si-2p 및 Fe-3p core level의 강도를 나타낸 그림이다. Fe의 두께가 약 1.5 Å에서부터 10 Å까지는 Fe-3p나 Si-2p 피크의 크기가 증착된 Fe의 두께에 비례하지 않은 영역이 있음을 볼 수 있다. 이 결과는 실온에서 Si(111)-7×7 표면에 Fe를 증착하게 되면 약 10 Å 정도로 계면에서 실리사이드의 phase가 생기는 것을 나타내는 것이라 생각된다. 만일 증착된 Fe가 반응을 하지 않고 층상성장한다면 Fe를 d Å 증착한 후에 측정되는 Si-2p의 강도(I_{Si})와

Fe-3p의 강도(I_{Fe})는 다음의 식과 같이 표시된다 [23].

$$I_{Si} = I_0 e^{-d/\lambda_{Si} \cos \phi} \quad (2)$$

$$I_{Fe} = I^\infty (1 - e^{-d/\lambda_{Fe} \cos \phi}) \quad (3)$$

여기서 I_0 는 표면에 Fe를 증착하기 전의 기판에 대한 Si-2p의 강도, I^∞ 는 bulk Fe의 3p의 강도, d 는 Fe막의 두께를 나타내고, 그리고 λ_{Si} 와 λ_{Fe} 는 각각 Si-2p 및 Fe-3p core level 광전자의 평균자유행로이다. 광전자의 물질 내에서의 평균 자유행로는 광전자의 에너지에 따라 달라진다. 광전자 분광 측정에서 사용한 입사 비입의 에너지는 Si-2p의 경우는 117 eV, 그리고 Fe-3p의 경우는 158 eV이므로 이에 대한 Si-2p와 Fe-3p 광전자의 에너지는 각각 약 20 eV 및 100 eV이다. 이에 대한 λ_{Si} 와 λ_{Fe} 를 참고문헌 [32]에 의하여 추정하면 $\lambda_{Si} \sim 10 \text{ \AA}$ 와 $\lambda_{Fe} \sim 5 \text{ \AA}$ 를 얻을 수 있다. 그러나 실제 광전자의 평균자유행로는 matrix 효과에 크게 영향을 받기 때문에 그림에서는 $\lambda_{Si} = 10, 3.8$ 및 1.1 \AA 으로 (2)식에 따라 fitting한 것과 $\lambda_{Fe} = 5, 30$ 그리고 50 \AA 으로 (3)식에 따라 fitting한 것을 표시하였다. 어느 경우나 측정된 강도와 적절히 fitting시킬 수 없으며 이는 Fe가 층상성장을 하지 않는 것을 나타낸다. 다만 Fe의 두께가 1.4 \AA 까지는 $\lambda_{Si} = 1.1 \text{ \AA}$ 과 $\lambda_{Fe} = 30 \text{ \AA}$ 으로 fitting시킬 수 있어 Fe가 층상성장한다고 볼 수 있으나 평균자유행로의 값이 적절치 않고 또 LEED 결과와도 일치하지 않는다. 따라서 실온에서 Fe가 층상성장한다고 볼 수 없다.

실온에서 Si 기판에 Fe를 증착시킬 때 Fe의 성장 mode에 관하여 보고된 결과들은 상당히 다른 것으로 나타나고 있다. Urano 등 [29]은 Si(111) 기판을 실온으로 유지한 채 Fe를 증착하면서 LEED, Auger 분광 및 광전자 분광법으로 조사한 결과 Fe는 층상성장(layer by layer growth)하여 Fe(111)면이 Si(111)면에 나란하게 에피택시 성장한다고 보고하였으나, Ufuktepe 등 [30]은 광전자 분광법으로 조사한 결과 Si(111)-7x7 표면에 Fe를 약 4 \AA 증착하면 FeSi 상이 형성되며 Fe의 두께가 약 10 \AA 까지 증가하면 Fe-과다형의 실리사이드의 상이 형성된 후 Fe의 증착을 계속하면 금속 Fe 층을 이룬다고 보고한 바 있다. De Crescenzi 등 [31]도 역 광전자 분광(inverse photoemission spectroscopy)법으로부터 실온에서 Si(111)-7x7 표면에 Fe를 증착하는 경우 증착 초기에 $\sim 1 \sim 2 \text{ \AA}$ 일 때 이미 β -FeSi₂의 상을 형성하고 그 위에 증착되는 Fe는 금속으로 성장하며 그 조성은 지수적으로 증가하는 층상성장을 보인 바 있다. Moritz 등 [9]은 Si(111) 기판에 Fe 성장 mode를 조사하였는데 처음 $\sim 2.5 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ (약 3.5 \AA 에 해당함)의 Fe 원자를 증착시키면 Fe 원자들은 Si와 혼합되어 그 조성이 FeSi₂와 비슷한 phase를 형성하고 그 위에 Fe를 더 증착하게 되면 표면에는 Fe-과다로 남게 되는데 만일 $\sim 2.5 \times 10^{15}/\text{cm}^2$ 의 Fe가 증착된 시료를 500°C 에서 열처리하게 되면 γ -FeSi₂로 성장하며 Fe 두

께가 이보다 더 큰 경우에는 열처리하게 되면 β -FeSi₂로 성장한다고 보고하였다.

Gallego와 Miranda [32]는 AES와 EELS를 이용하여 초고진공에서 기판온도를 실온으로 유지하면서 Si(100)면에 Fe를 증착하면서 Fe 두께에 따른 47 eV의 Fe-MVV 및 92 eV의 Si-LVV AES 피이크를 측정된 자료와 EELS로 Si의 bulk interband 전이에 의한 plasmon loss 피이크($\sim 5 \text{ eV}$)가 약 2 \AA 의 Fe를 증착하면 없어지는 것으로 보아 증착된 Fe는 실온에서 실리사이드 phase를 형성하지 않는다고 보고하였으며, 또한 Kanaji 등 [33]도 실온에서 Si(100)-2x1 기판에 Fe를 증착하는 경우에 Fe가 층상성장함을 보였으며 따라서 Si(100) 기판에 대해서는 Si(111) 기판과 달리 층상성장하는 것으로 나타나 Fe의 경우 기판의 배향이 성장 mode에 매우 중요한 역할을 하는 것으로 보인다.

3. Core level 결합에너지

본 논문에서 나타낸 모든 스펙트럼들은 광전자들의 비탄성 산란에 의한 배경신호(inelastic background)를 제거한 결과들이다. core level의 정확한 위치 및 폭을 정확하게 결정하기 위하여 아래와 같은 Lorentzian 분포함수를 사용하여 core level 스펙트럼들을 fitting하였으며, Si-2p_{1/2} 피이크와 Si-2p_{3/2} 피이크의 비는 2 : 1로 고정시켰다.

$$f(\epsilon) = \frac{a_0}{1 + (\frac{\epsilon - a_1}{a_2})^2} + \frac{\frac{1}{2}a_0}{1 + (\frac{\epsilon - a_1 + \Delta E}{a_2})^2} \quad (4)$$

여기서, a_0 는 Si-2p_{1/2}의 크기, a_1 는 위치, a_2 는 Lorentzian 퍼짐정도, 그리고 ΔE 는 Si-2p_{1/2}과 Si-2p_{3/2} 피이크의 에너지차를 나타내며 모든 fitting에서 0.6 eV로 일정하게 유지하였다. 피이크들이 중첩되어 있는 경우에는 이 함수를 여러개 중첩하였다. 표 1에 148 eV의 입사비입으로 Si(111)-7x7, Fe(10 Å)/Si(111) 및 β -FeSi₂에 대하여 측정된 Si-2p core level 광전자 스펙트럼을 최적 fitting하였을 때의 결합에너지

표 1. Parameters obtained from the best fit of the Si-2p core level photoemission spectra for Si(111)-7x7, Fe(10 Å)/Si(111) and β -FeSi₂. The binding energy(BE) of the different components is given along with their relative intensity and Lorentzian widths(LW).

	BE(eV)	intensity(%)	LW(eV)
Si(111)-7x7	99.3	41.4	0.19
	99.1	58.6	0.20
Fe(10 Å)/Si(111)	99.0	48.1	0.22
	98.6	51.9	0.26
β -FeSi ₂	99.3	26.1	0.19
	99.1	57.5	0.21
	98.7	16.4	0.20

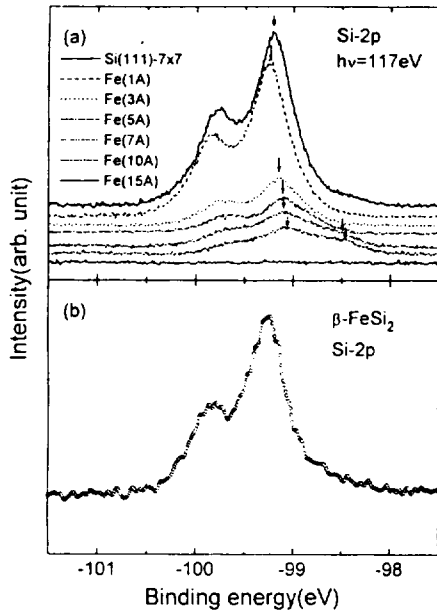


그림 4. (a) Si-2p core level photoemission spectra taken by 117 eV incident photon energy at different Fe thickness on Si(111)-7x7 surface. (b) Si-2p core level photoemission spectra of β-FeSi₂ taken by 117 eV incident photon energy.

지, 각 성분 피크의 상대강도 및 Lorentzian 폭을 표시하였다.

그림 4 (a)는 실온에서 Si(111)-7x7 표면에 Fe를 증착시키면서 입사비임의 에너지를 117 eV로하여 측정된 Si-2p core level을 Fe의 두께에 따라 나타낸 것이다. 그림에서 나타난 바와 같이 Si(111)-7x7 표면에 Fe가 약 1 Å 정도 증착되면 Si-2p의 결합에너지는 원래의 99.2 eV보다 약 0.1 eV 정도 감소되다가 Fe의 두께가 증가함에 따라 점차 높은 에너지 쪽으로 이동한다(그림에 표시한 화살표 참조). Fe의 두께가 약 3 ~ 7 Å 까지는 Si(111)-7x7에서보다 약 0.1 eV 정도 낮은 결합에너지를 가지며 Fe의 두께가 약 10 Å 이상이 되면 약 0.2 eV 정도 결합에너지가 감소하는 것으로 나타났다. Fe의 두께가 7 Å 이상이 되면 결합에너지가 약 98.5 eV 근방에서 새로운 상태가 출현한 것을 발견할 수 있다. 그림 4 (b)는 55 Å의 Fe가 증착된 시료를 700°C에서 *in situ*로 10 분간 열처리하여 β-FeSi₂를 형성시킨 후 입사비임 에너지를 117 eV로하여 측정된 Si-2p core level 광전자 스펙트럼으로 Si(111)-7x7과 거의 같은 것을 알 수 있다.

그림 5는 148 eV의 입사비임으로 Si(111)-7x7과 β-FeSi₂, 그리고 117 eV의 에너지로 Fe(10 Å)/Si(111)에 대하여 측정된 Si-2p core level 광전자 스펙트럼을 표 1에 나타낸 변수 값으로 최적 fitting한 것을 나타낸다. 그림 5 (a)에서 나타

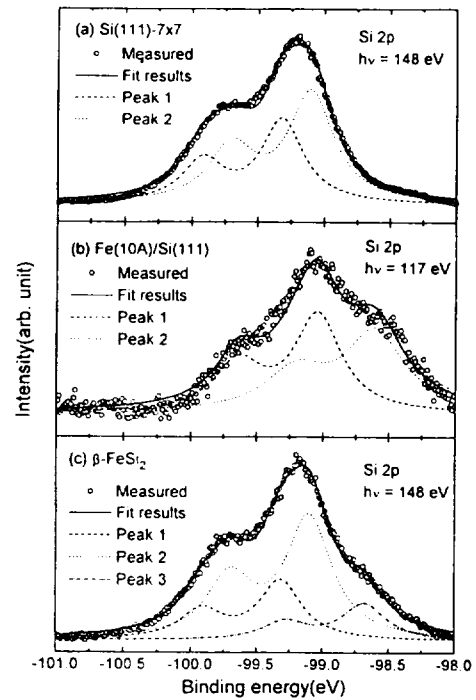


그림 5. Photoemission spectra of the Si-2p core level from (a) Si(111)-7x7, (b) Fe(10 Å)/Si(111) and (c) epitaxial β-FeSi₂. Raw data(c) are shown with the best fit and the corresponding components. The fit parameters are reported in Table 1.

난 바와 같이 Si(111)-7x7에 대한 Si-2p가 두 개의 doublet으로 이루어진 것은 bulk Si와 surface Si에 기인한 결과로 생각할 수 있다. 그림 5 (b)는 Fe가 10 Å 증착된 시료에서 얻은 스펙트럼을 fitting한 결과인데 그림 3에서 확인된 바와 같이 Si-2p_{3/2}의 결합에너지가 98.6 eV와 99.1 eV인 두 개의 doublet으로 이루어져 있다. 99.1 eV의 피크는 bulk Si에 의한 것이고, 98.6 eV의 피크는 계면에서 실리사이드의 상이 형성되었기 때문에 나타난 것으로 보인다. 그림 5 (c)에서 확인할 수 있는 바와 같이 β-FeSi₂의 Si-2p core level은 Si(111)-7x7과 거의 같으나 단지 약 98.6 eV 근방에 shoulder를 가지고 있는 것을 알 수 있다. 이 스펙트럼은 세 개의 doublet으로 이루어져 있는데 두 개는 Si(111)-7x7과 일치하고 낮은 에너지의 피크는 그림 5 (b)에서 관측된 것과 같은 피크이다. Sirotti 등 [34]은 낮은 에너지에서 나타나는 이런 shoulder 구조는 금속형인 α-FeSi₂나 FeSi에서는 나타나지 않는 것으로 반도체형의 β-FeSi₂의 특징적인 미시구조로 해석하였다. 따라서 그림 3, 그림 4 그리고 그림 5의 결과로부터 실온에서 Si(111)-7x7 표면에 Fe를 증착하면 Fe의 두께가 수 Å이 되면 β-FeSi₂의 phase가 형성되는 것

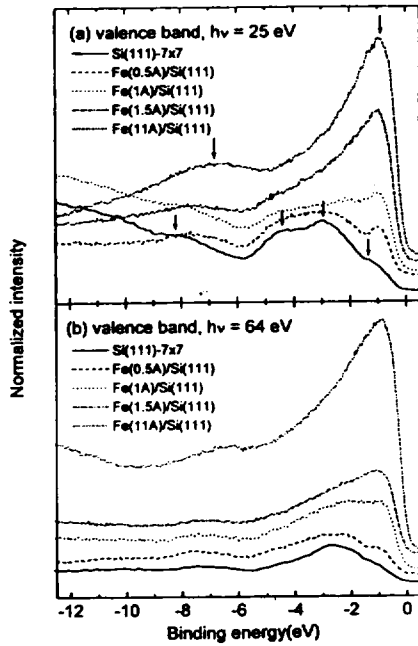


그림 6. Valence band photoemission as a function of Fe thickness on Si(111)-7x7 at room temperature taken with (a) 25 eV incident photon energy, and (b) 64 eV incident photon energy.

으로 생각된다.

4. 가전자띠

그림 6 (a)는 입사비임의 에너지를 25 eV로 하고 증착된 Fe의 두께에 따른 가전자띠의 광전자 스펙트럼을 나타낸 것이다. Si(111)-7x7에서는 Fermi 에너지 아래 약 -1, -3 그리고 -4.2 eV에서 Si-3p에 의한 상태와 -8.2 eV에서 Si-3s에 의한 상태가 주로 가전자띠에 기여하고 있었으나(그림에서 화살표 참조), Fe가 증착됨에 따라 Fermi 에너지 아래 -0.8 ~ -0.9 eV에서 Fe-3d에 의한 상태가 발전되기 시작하여 약 3 Å 이상의 Fe가 증착되면 Si-3p에 의한 상태는 더 이상 관측되지 않는다. Fe가 11 Å 증착된 시료에서 약 -7 eV에서 발견되는 상태(화살표 참조)는 아마도 시료표면에 O원자의 흡착에 기인한 것으로 보인다. 그림 6 (b)에서는 입사비임의 에너지를 64 eV로하여 Fe 증착량에 따른 가전자띠의 광전자 스펙트럼을 나타내었는데 그림 6 (a)와 유사한 경향을 보여 준다.

그림 7 (a)는 입사비임 에너지를 25 eV로하여 얻은 Si, Fe 및 β -FeSi₂의 가전자띠에 대한 광전자 스펙트럼이다. Si의 가전자띠는 Si(111)-7x7에서, Fe의 가전자띠는 Fe(55 Å)/Si(111)에서, 그리고 β -FeSi₂의 가전자띠는

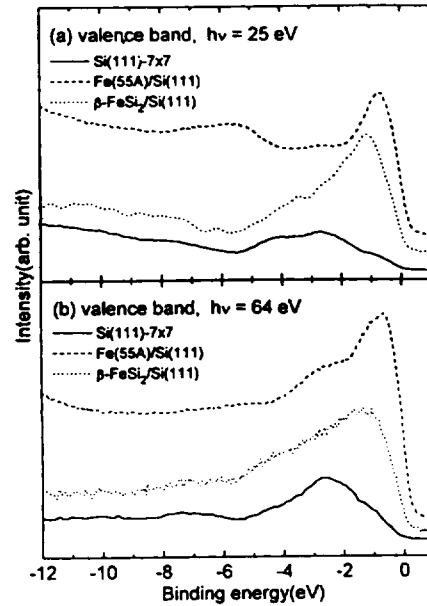


그림 7. Valence band photoemission spectra of Si, Fe and β -FeSi₂ taken with 25 eV incident photon energy.

Fe(55 Å)/Si(111) 시료를 700°C에서 10 분간 열처리하여 형성시킨 β -FeSi₂로부터 얻은 스펙트럼이다. 그림 7 (b)는 동일한 시료에 대하여 입사비임 에너지를 64 eV로하여 얻은 가전자띠 스펙트럼이다. β -FeSi₂인 경우에는 Fermi 에너지 아래 약 -1.4 eV에서 Si-3p와 Fe-3d의 재혼성에 의한 상태가 약 1.2 eV의 폭을 가지고 대칭적인 주 피이크를 이루고 있다. Fe(55 Å)/Si(111) 시료에서 Fermi 에너지 아래 약 -6 eV ~ -7 eV에서 보이는 상태는 Fe 표면에 약간의 산소가 흡착된 것 때문에 생긴 것으로 생각된다. 주 피이크에서 외삽한 band edge는 Fermi level에서 -0.2 eV에 위치하며 이는 Si의 band edge(-0.4 eV)의 약 절반에 해당한다. 주 피이크의 위치와 폭은 Christensen [14]이나 Eppenga [21]가 이론적으로 계산한 β -FeSi₂의 총 DOS와 거의 일치하는 것을 알 수 있다. 이들의 계산에 따르면 Fermi 에너지 아래 -1.4 eV의 주 피이크는 Fe-d와 Si-p 혹은 d 부분 DOS 때문이며 -6 eV ~ -7 eV의 약한 상태는 Si-p에 의한 것이다. Alvarez 등 [23]은 Si(100)-2x1 기판을 475°C로 유지한 채 Fe를 증착하는 RDE 방법으로 형성시킨 β -FeSi₂에 대한 UPS 실험에서 Fermi 에너지 아래 약 -0.8, -1.3, 그리고 -1.6 eV에 β -FeSi₂ phase에 특징적인 DOS가 형성됨을 확인하였으나 본 실험에서는 주 피이크에서 미시구조는 측정되지 않았다.

전이금속 실리사이드의 전자구조는 분광학적으로나 이론적으로 많은 연구가 있었다. 실리사이드의 bonding은 전이금속 d-band와 실리콘의 sp³ band의 재혼성(rehybridization)으로 이루어지며 특히 금속실리사이드

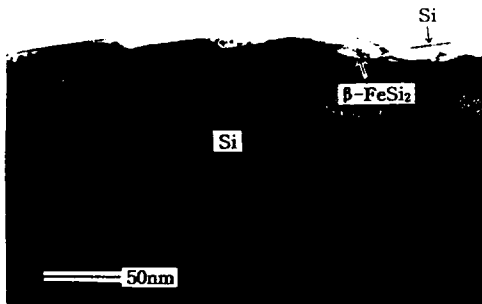


그림 8. Cross sectional transmission electron microscope picture of β-FeSi₂ sample prepared by deposition of 26 Å Fe on Si(111)-7×7 substrate at 700°C in UHV.

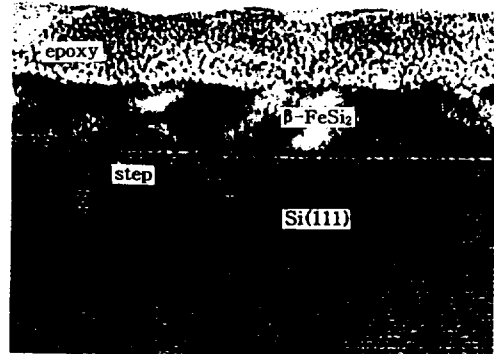


그림 9. The lattice image of the same sample as in Fig. 8 obtained by high resolution transmission electron microscope.

에서는 Fermi level 바로 아래에서의 bonding 상태와 Fermi 준위 근처 혹은 Fermi 준위 윗쪽의 수 eV에 걸치는 anti-bonding으로 이루어 진다 [35,36]. Fe 실리사이드 중에서도 FeSi에 대하여 XPS를 이용한 가전자띠의 측정이나 [37], SRPES를 이용한 가전자띠의 측정에서 [34] Fermi 준위 바로 아래에서 Fe-*d*와 Si-*p*의 혼성결합에 의한 강한 피이크를 관찰할 수 있었다. γ-FeSi₂에 대한 ARPES측정 [38]에서 Fermi 준위 아래 약 -1.8 eV와 -7 eV에서 Christensen [14]이 금속형 실리사이드인 γ-FeSi₂에 대해 계산한 bulk DOS와 관련한 피이크를 확인하였으며 또한 Fermi 준위에서의 광전자 방출은 γ-FeSi₂가 금속임을 나타낸다고 보았다. Kafader [19] 등도 γ-FeSi₂에 대한 XPS와 ARUPS측정에서 nonbonding Fe-3*d* 띠를 나타내는 피이크가 Fermi 준위 아래 약 -1.8 eV에서 그리고 CsCl 구조를 갖는 FeSi에서 발견되지 못한 Fermi 준위 아래 약 -2 ~ -4 eV에서 보다 강화된 상태가 출현하는 것을 보았다. α-FeSi₂에 비하여 [34,37] β-FeSi₂의 전자상태 사이의 가장 큰 차이는 bonding과 antibonding *d*-혼성 band 사이의 넓은 에너지 갭이다. 그 결과로 Fermi level 근처의 부분적으로 채워진 antibonding 상태가 부족하다는 점이다. Moritz 등 [9]은 실온에서 Si(111)-7×7 기판에 Fe를 증착한 후 *in situ* 열처리하는 과정에서 증착된 Fe의 두께가 약 4 Å 이하이면 γ-FeSi₂가 형성되고 그 이상에서는 β-FeSi₂가 형성됨을 확인하였는데 γ-FeSi₂는 Fermi 에너지에서 금속성의 날카로운 DOS를, 그리고 β-FeSi₂에서는 Fermi 에너지에서 퍼진(broad) DOS를 이루는 것을 UPS 측정결과 확인하였다. 이들은 β-FeSi₂의 가전자띠의 스펙트럼은 Fermi 에너지 부근에서 Si-3*p*와 Fe-3*d*의 혼합(mixing) 때문에 broad 해진다고 설명하고 있으며 본 연구에서 측정된 가전자띠의 구조와 유사하였다.

5. TEM 분석 결과

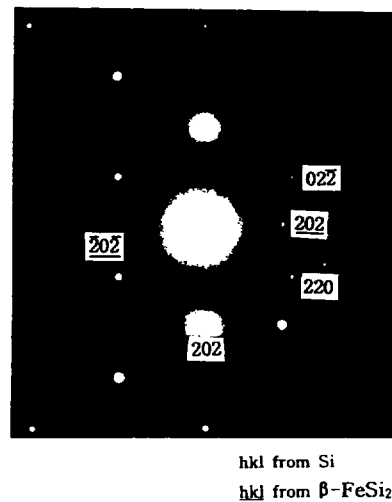


그림 10. Selective area diffraction pattern obtained with the electron beam along the [111] Si pole.

그림 8은 기판온도를 700°C로 유지한 채 Fe를 26 Å 증착하여 RDE 방법으로 β-FeSi₂를 성장시킨 시료에 대한 TEM 단면 사진이다. 그림에서 나타난 바와 같이 FeSi₂는 약 34 ~ 42 Å의 두께로 판상으로 잘 발달한 것을 확인할 수 있으며 계면은 상당히 평활하게 나타났다. 이 시료에 대한 HRTEM 격자상은 그림 9이다. 계면에서는 1 원자층 ~ 4 원자층 정도의 스텝이 발견되나 원자적으로 명확한(abrupt) 계면을 형성하고 있으며 전형적인 heteroepitaxy의 모습을 보여준다. Si(111)면의 면간거리 $d_{111} = 3.135 \text{ \AA}$ 을 내부 배울기준으로 추정하면 성장된 실리사이드의 두께는 약 35 ~ 40 Å로 나타났다. 그림 10은 그림 9의 SAD pattern이다. Zur-McGill 규칙 [39,40]에 따르면 Si(111)면에 최소의 mismatch로 성

장할 수 있는 β -FeSi₂는 (101)면 혹은 (110)면인데 이 경우 각 단위세포는 12.59×7.79 Å² 및 12.57×7.83 Å²으로 Si[110]축에 대해서는 각각 1.45% 및 2.01%의 부정합율을 가지고 Si[112]축에 대해서는 각각 5.30% 및 5.49%의 부정합율을 가진다 [28,41]. 이 두 가능한 정합에 대한 SAD pattern은 본 연구에서의 사용한 TEM의 공간 분해능으로는 사실상 구분이 불가능하다. SAD pattern에서 큰 회절점들은 계면에 거의 수직인 방향인 Si의 {220}면들에 대한 것이며 작은 회절점들은 β -FeSi₂에 대한 것이다. Si와 β -FeSi₂의 격자상수로 부터 각 회절점을 지수화하였으며 그 결과 β -FeSi₂(110)//Si(111), β -FeSi₂[001]||Si(110) 혹은 β -FeSi₂(101)//Si(111), β -FeSi₂[101]||Si(011)의 정합성을 갖는 것으로 나타났으며, 이것은 그림 1-(d)의 LEED 상과 일치하였다.

IV. 결 론

초고진공에서 Si(111)-7×7 기판 위에 고순도의 Fe를 증착하면서 Fe/Si(111)계면의 형성과정 및 700°C에서 SPE와 RDE 방법으로 형성한 β -FeSi₂의 결정구조적 및 전자구조적 특성을 LEED, SRPES 및 TEM으로 연구하여 얻은 결론은 다음과 같다.

실온에서 Si(111)-7×7 표면에 Fe가 증착되면 약 2 ~ 15 Å의 두께에서는 Fe가 층상성장을 하지않고 실리사이드의 phase와 같은 전자구조를 나타내다가 Fe의 두께가 더 증가하면 bcc Fe가 Fe(111)//Si(111)으로 성장한다. 약 55 Å의 Fe를 증착한 후 700°C에서 SPE 방법으로 β -FeSi₂를 형성시킨 경우나 기판온도를 700°C로 유지하면서 약 26 Å의 Fe를 증착시키는 RDE방법으로 β -FeSi₂를 형성시키는 두가지 경우 모두 β -FeSi₂(110)//Si(111), β -FeSi₂[001]||Si(110) 혹은 β -FeSi₂(101)//Si(111), β -FeSi₂[101]||Si(011)의 정합성으로 에피택시 성장하였다. Fe가 증착됨에 따라 Si-2p core level의 결합에너지는 처음에는 Si(111)-7×7인 경우보다 0.1 eV 정도 증가하였으나 Fe의 두께가 증가함에 따라 차차 감소하여 Si(111)-7×7 보다 ~ 0.2 eV 정도 낮아졌으나 β -FeSi₂가 형성됨에 따라 다시 약 0.1 eV 정도 증가하였다. Fe를 약 7 ~ 10 Å 증착한 시료의 Si-2p core level 스펙트럼에서 98.6 eV 근방의 β -FeSi₂의 특징적인 피크를 확인하였다. β -FeSi₂의 가전자띠의 전자구조는 Fermi 에너지 아래 약 1.4 eV에서 Fe-d와 Si-d 혹은 Si-p의 재혼성에 의한 상태가 약 1.2 eV의 폭으로 주 피크를 이루고 있다.

감사의 글

본 연구는 교육부 기초과학연구소(BSRI-96-2406), 한국과학재단 핵심전문연구(951-0204-047-2) 및 특정기초연

구(96-0702-01-01-3), 그리고 경상대학교 허영중연구상장재단의 일부 지원에 의해 수행되었기에 감사를 드립니다. 또한 포항 가속기연구소에서의 실험은 과학기술처와 포항종합제철의 지원을 받았으며, 실험시에 측정에 도움을 준 조용권, 권세균 군에게 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] M-A. Nicolet and S. S. Lau, in *VLSI Electronics. Microstructure Science*, edited by N. Einspruch and G. Larrabee (Academic Press Inc., N.Y., 1983). Vol 6, p. 391.
- [2] L. J. Chen and K. N. Tu, *Mat. Sci Rep.* **6**, 53 (1991).
- [3] C. Y. Ting, S. S. Iyer, C. M. Osburn, G. J. Hu and A. M. Schweighart, in *VLSI Science and Technology*, edited by C. J. Dell'Oca and W. M. Bullis. Electrochemical Society (Pennington, NJ, 1982), p. 213.
- [4] C. K. Choi, J. Y. Lee, H. H. Park, S. M. Jung and K. H. Kim, *J. Korean Phys. Soc.* **26**, 407 (1993).
- [5] J. Derrien, J. Chevrier, V. Le Thanh and J. E. Mahan, *Appl. Surf. Sci.* **56-58**, 382 (1992).
- [6] K. H. Kim, G. Bai, M-A. Nicolet, T. S. Park, K. S. Sohn, S. Y. Lee and E. W. Lee, *J. Korean Phys. Soc.* **24**, 151 (1991).
- [7] C. A. Dimitriadis, J. H. Werner, S. Logothetidis, M. Stutzmann, J. Weber and R. Nesper, *J. Appl. Phys.* **68**, 1726 (1990).
- [8] M. C. Bost and J. E. Mahan, *J. Appl. Phys.* **58**, 2696 (1985).
- [9] H. Moritz, B. Rösen, S. Popović, A. Rizzi and H. Lüth, *J. Vac. Sci. Technol.* **B10**, 1704 (1992).
- [10] Y. Dusausoy, J. Protas, R. Wandji and B. Roques, *Acta Crystallogr. Sect.* **B27**, 1209 (1971).
- [11] K. Lefki, P. Mulet, N. Cherief and R. C. Cinti, *J. Appl. Phys.* **69**, 352 (1990).
- [12] C. Giannini, S. Largomarsino, F. Scarinci and P. Castrucci, *Phys. Rev.* **B45**, 8822 (1992).
- [13] Carol S. Nichols, in *Structure and Bonding in Condensed Matter* (Cambridge University Press, N. Y., 1995), p. 193.
- [14] N. E. Christensen, *Phys. Rev.* **B42**, 7148 (1990).
- [15] S. Lagomarsino, F. Scarinci, G. Savelli, C. Giannini, P. Castrucci and M. G. Grimaldi, *J. Appl. Phys.* **71**, 1224 (1992).

- [16] F. Scarinci, S. Lagomarsino, C. Giannini, G. Savelli, P. Castrucci, A. Roda and L. Scopa, *Appl. Surf. Sci.* **56-58**, 444 (1992).
- [17] S. Kennou, N. Cherief, R. R. Cinti, T. A. Nguyen Tan and J. Y. Veullen, *Surf. Sci.* **211/212**, 685 (1989).
- [18] J. E. Mahan, K. M. Geib, G. Y. Robinson, R. G. Long, Y. Xinghua, G. Bai, M-A. Nicolet and M. Nathan, *Appl. Phys. Lett.* **56**, 2156 (1990).
- [19] U. Kafader, P. Wetzel, C. Pirri and G. Gewinner, *Appl. Phys. Lett.* **63**, 2360 (1993).
- [20] M. De Crescenzi, G. Gaggiotti, N. Motta, F. Patella, A. Balzarotti, G. Mattogno and J. Derrien, *Surf. Sci.* **251-252**, 175 (1991).
- [21] R. Eppenga, *J. Appl. Phys.* **68**, 3027 (1990).
- [22] F. Sirotti, M. DeSantis, X. Jin and G. Rossi, *Phys. Rev.* **49**, 11134 (1994).
- [23] J. Alvarez, J. J. Hinarejos, E. G. Michel, G. R. Castro and R. Miranda, *Phys. Rev.* **B45**, 14042 (1992).
- [24] J. Alvarez, J. J. Hinarejos, E. G. Michel, J. M. Gallego, A. L. Vazquez de Parma, J. de la Figuera, C. Ocal and R. Miranda, *Appl. Phys. Lett.* **59**, 99 (1991).
- [25] C. K. Choi, J. Y. Lee, Y. P. Lee, H. H. Park, S. M. Jung and K. H. Kim, *J. Korean Phys. Soc.* **26**, 407 (1993).
- [26] V. Hinkel, L. Sorba, H. Haak and K. Horn, *Appl. Phys. Lett.* **50**, 1257 (1987).
- [27] J. E. Mahan, V. Le Thanh, J. Chevier, I. Berbezier, J. Derrien and R. G. Long, *J. Appl. Phys.* **74**, 1747 (1993).
- [28] N. Cherief, C. D'Anterrosches, R. C. Cinti, T. A. Nguyen Tan and J. Derrien, *Appl. Phys. Lett.* **55**, 1671 (1989).
- [29] T. Urano and T. Kanaji, *Surf. Sci.* **33/34**, 68 (1988).
- [30] Y. Ufuktepe, M. Onellion, *Solid State Commun.* **76**, 191 (1990).
- [31] M. De Crescenzi, G. Gaggiotti, N. Motta, F. Patella, A. Balzarotti and J. Derrien, *Phys. Rev.* **B42**, 5841 (1990).
- [32] J. M. Gallego and R. Miranda, *J. Appl. Phys.* **69**, 1377 (1991).
- [33] T. Kanaji, T. Urano, A. Hiraki and M. Iwami, in *Proceedings of the 8th International Vacuum Congress*, edited by F. Abélés and M. Crost, (Cannes, France, 1980), Vol. 1, p. 117.
- [34] F. Sirotti, M. De Santis and G. Rossi, *Phys. Rev.* **B48**, 8299 (1993).
- [35] C. Calandra, O. Bisi and G. Ottaviani, *Surf. Sci. Rep.* **4**, 271 (1984).
- [36] K. H. Kim, T. S. Park, K. S. Sohn and S. C. Kim, *J. Korean Phys. Soc.* **20**, 82 (1987).
- [37] R. Girlanda, E. Piparo and A. Balzarotti, *J. Appl. Phys.* **76**, 2837 (1994).
- [38] W. L. O'Brien and B. P. Tonner, *Surf. Sci.* **312**, 233 (1994).
- [39] A. Zur and T. G. McGill, *J. Appl. Phys.* **55**, 378 (1984).
- [40] A. Zur, T. C. McGill and M.-A. Nicolet, *Tables of Lattice Matches between Transition Metal Silicides and Silicon*, AIP document No. PAPS JAPIA-57-600-76 (1985).
- [41] D. Gerthsen, K. Radermacher, Ch. Dieker and S. Mantl, *J. Appl. Phys.* **71**, 3788 (1992).