環境に優しい光半導体

β -FeSi₂ の現状と将来展望

末 益 崇* 長谷川 文 夫**

1. はじめに

21世紀の産業発展を考える時、半導体の研究開発に携わる者も資源、環境、エネルギー問題を考慮せずに研究開発を行うことは出来ない。そのため、従来の性能至上主義だけでなく、環境への負荷を考慮した新材料、プロセス、デバイスへの積極的な展開が必要である。残念ながら、現在光デバイスに使われている化合物半導体の多くが、In, As, Cd, Hg, Seなどの希少元素、したがって環境には低負荷とは言えない元素から構成されている。図1(a)にこれまで研究開発されてきた代表的な半導体を、また、図1(b)に資源の豊富な元素から構成される半導体を禁制帯幅を軸として示す。材料間で研究の進展具合に大きな差があるものの、後者においても赤外から可視光領域まで幅広くカバーしていることが分かる。資源の豊富な材料は、同時に環境に優しい材料となってお

図1 半導体の禁制帯幅。(a) 光デバイスによく使われる半導体および(b) 資源の豊富な元素から構成される半導体。

り、プロセスから廃棄まで考えても環境に対して低負荷といえる。

半導体シリサイドの中では、資源が豊富で毒性の無いSiとFeから構成される半導体鉄シリサイド(β -FeSi₂)が注目を集めている。この材料は、元々耐熱・耐腐食材料として1950年代から研究開発されてきた遷移金属ケイ化物の1つである⁽¹⁾。 β -FeSi₂は、その中でも比較的大きなゼーベック係数を持つことから、熱電変換材料として研究され、既に実用化の例もある⁽²⁾。

β -FeSi₂が半導体研究者に注目されるようになったのは、1985年に米国のBost等により多結晶 β -FeSi₂膜の吸収特性から直接遷移型半導体であると報告され⁽³⁾、さらに、1997年英国サリー大の研究グループによるp-Si/ β -FeSi₂微結晶/n-Si構造からの赤外($\sim 1.5 \mu\text{m}$)エレクトロルミネッセンス(EL)の実証がなされてからであろう⁽⁴⁾。 β -FeSi₂は、Si基板上にエピタキシャル成長が可能であること、光通信で使われる $1.5 \mu\text{m}$ 帯で発光すること、吸収係数およびゼーベック係数が大きいこと等、従来のSiや化合物半導体に無い特徴を持っている。したがって、 β -FeSi₂はSi IC間およびIC内の電気配線に代わる光配線用の光源用半導体として⁽⁵⁾、さらには、環境低負荷型の太陽電池や熱電変換素子材料としても期待される半導体である。

本稿では、 β -FeSi₂について、作製方法、電気特性、光学特性などの基礎研究の進展状況と⁽⁶⁾、応用デバイスの1つである赤外発光ダイオードについて述べる。

2. 結晶構造とSi基板とのエピタキシャル関係

最初に、Siと β -FeSi₂のエピタキシャル関係を述べる。

* 筑波大学講師；理工学系(〒305-8573 つくば市天王台 1-1-1)

** 筑波大学教授；理工学系

Present Status and Future Prospects of β -FeSi₂: An Environmentally Friendly Semiconductor; Takashi Suemasu*, Fumio Hasegawa** (Institute of Applied Physics, University of Tsukuba, Tsukuba)

Keywords: iron disilicide, molecular beam epitaxy, metal-organic chemical vapor deposition, reactive deposition epitaxy, ion beam synthesis, light-emitting diode, solar cell, thermoelectric device

2002年3月7日受理

FeSi₂には、2つの安定な相が存在する。940℃以上で安定なα相とそれ以下の温度で安定なβ相である。α相は図2に示すような正方晶($a=b=0.269$ nm, $c=0.514$ nm)の構造をとり、抵抗率が約250 μΩ・cmの金属である⁽⁷⁾。一方、β-FeSi₂は斜方晶($a=0.986$ nm, $b=0.779$ nm, $c=0.783$ nm)の構造をとり、単位胞内にFe原子16個およびSi原子32個を有する複雑な構造をしている⁽⁸⁾。また、準安定な構造としてCoSi₂と同じ蛍石構造(CaF₂型)をもつ金属γ-FeSi₂($a=b=c\sim 0.543$ nm)も知られている。β-FeSi₂は、γ-FeSi₂がJahn-Teller歪みにより対称性が低下した結果に生まれたと考えられている。

図3にSi(001)および(111)基板上でのβ-FeSi₂のエピタキシャル関係を示す。Si(001)上では、β-FeSi₂の b , c 軸方向の格子定数がSiの格子定数(0.543 nm)の約 $\sqrt{2}$ 倍であるため、図3(a)のようにβ-FeSi₂(100)//Si(001)となる⁽⁹⁾。また、2つの等価な成長様式があり、面内で2%程度の圧縮歪みを受ける。一方、Si(111)上では、図3(b)に示すようにβ-FeSi₂(110)又は(101)//Si(111)の2種類があり⁽¹⁰⁾、それぞれ3つの成長様式がある。これらは、面内で5%程度の引張り歪みと2%程度の圧縮歪みを受ける。

3. 作製方法

(1) バルク結晶の作製法

β-FeSi₂の物性を明らかにし、デバイスに結び付けるには高品質なβ-FeSi₂を作製する必要がある。β-FeSi₂は融点の高いFeとSiから構成されており、図4の相図⁽¹¹⁾からも判

図2 (a) α-FeSi₂と(b) β-FeSi₂の結晶構造。

図3 β-FeSi₂と(a) Si(001)基板および(b) Si(111)基板とのエピタキシャル関係。

るように融液からの成長が困難である。したがって、未だに大きなバルク結晶は得られていない。バルク的なものは、ヨウ素を用いた化学気相輸送法⁽¹²⁾や水平温度勾配法⁽¹³⁾などによって、20 mm程度の針状結晶が得られている。また、SbやGa溶媒を用いた融液成長法でも10 mm角程度の多結晶が得られており⁽¹⁴⁾、電気特性および光学特性の測定が待たれる。

(2) 薄膜の作製法

実際にデバイスに使うには薄膜が必要なので、ここでは代表的なβ-FeSi₂の薄膜成長法について述べる⁽⁶⁾。

(a) イオン注入(Ion Beam Synthesis; IBS)法

真空チャンバー内でFe⁺を高濃度にSi基板中に直接注入し(ドーズ量 $>10^{16}$ cm⁻²)、800~940℃でアニールを行いβ-FeSi₂を形成する方法である。Feの高純度化は半導体材料と比べて遅れており、一般に5N止まりである。しかし、IBS法では半導体プロセスでよく知られているように、FeCl₃などから質量分離されたFe⁺を注入するため、高純度のβ-FeSi₂相が作製可能であり、また、深さ方向の組成分布が制御しやすいなどの特徴をもっている。問題は、Fe⁺注入時に導入される欠陥で、サリ大のLEDが室温で中々発光しないのは、この欠陥が原因ではないかと考えられている。

(b) 熱反応堆積(Reactive Deposition Epitaxy; RDE)法

真空チャンバー内で、Si基板をFeとSiが反応する温度まで加熱した状態でFeを蒸着し、β-FeSi₂膜を得る方法である。この時、蒸着したFeの約3.2倍の厚さのβ-FeSi₂膜が形成される。膜の結晶性は、Feの蒸着速度とSi基板温度で決まり、それぞれ0.01~0.05 nm/s, 500℃前後でSi(001)上に[100]配向のエピタキシャル膜が得られている⁽¹⁵⁾。しかし、結晶性改善のため800℃以上でアニールを行うと、図5(a), (b)のX線回折の結果に示すように[100]配向を保持したまま結晶性が向上するものの、図5(a'), (b')のように島状に凝集してしまうという問題があった⁽¹⁶⁾。これは、2つの材料間の格子不整によると考えられる。

(c) 多層膜法

真空チャンバー内で化学量論組成比を満足するように蒸着した各数nm膜厚のSi/Fe多層膜をアニールしてβ-FeSi₂膜

図4 Fe-Si系の相図。

図5 β -FeSi₂ の X 線回折パターンと断面 TEM 像。
(a), (a') RDE 法による β -FeSi₂ 膜, (b), (b')
850°C, 30 分のアニールにより島状に凝集した β -
FeSi₂.

を形成する方法である。この方法では、Fe と Si の組成比を制御することができる。しかし、Si/Fe 多層膜のみを用いたのでは多結晶 β -FeSi₂ 膜しか得られず、かつ、結晶性改善の為に高温でアニールすると、RDE 法で作製した β -FeSi₂ 膜と同様に島状に凝集してしまう。我々は、RDE 法により形成した[100]高配向の β -FeSi₂ 薄膜上に Si/Fe 多層膜を堆積し、SiO₂ 膜で蓋をしてアニールすることで、高温アニールでも凝集せず、Si 基板とエピタキシャル関係を持つ[100]高配向の β -FeSi₂ 連続膜の作製に成功した⁽¹⁷⁾。この方法で作製した β -FeSi₂ 膜において、現在のところ最も高い移動度が得られている⁽¹⁸⁾。

(d) 同時蒸着法

真空チャンバー内で化学量論組成比を満足するように Si と Fe を室温で同時に蒸着した混合膜をアニールして、または、加熱した Si 基板に蒸着して直接 β -FeSi₂ 膜を形成する方法である。後者は、分子線エピタキシー(Molecular Beam Epitaxy; MBE)法と呼ばれる。Fe も Si も蒸気圧が低いので、Si と Fe を同時に蒸着する方法では組成比の制御が非常に難しい。(GaAs などでは V 族の蒸気圧が III 族のそれに比べて高いため、厳密な組成比制御無しにほぼ化学量論組成比の結晶が得られる。)しかし、Fe と Si が原子レベルで混ざった状態で堆積されるため、短時間のアニールで結晶性の良い膜が得られる。実際、多層膜法では高品質な β -FeSi₂ 膜を形成する為に 900°C で 10 時間以上の長時間アニールが必要であるが、同時蒸着法では 1 時間程度のアニールで、ほぼ同程度の X 線回折強度が得られている。今後、Si と Fe の組成比を正確に制御して成長できるようになれば、大きな進展が期待される⁽¹⁹⁾。

(e) 有機金属気相成長(Metal Organic Chemical Vapor Deposition; MOCVD)法

有機金属を用いた気相成長法であり、化合物半導体の結晶成長では一般的な成長方法である。しかし、Fe を含む有機金属が限られていたことから、 β -FeSi₂ の成長にはこれまで殆ど使われて来なかった。最近、東工大の研究グループが Si の原料に SiH₄ を、Fe の原料に Fe(CO)₅ を用いる MOCVD 法⁽²⁰⁾で Si(111) 面上に膜厚 500 nm 以上の高移動度かつ 10^{16} cm^{-3} 程度の低キャリア密度の β -FeSi₂ 膜の成長に成功している。さらに、不純物ドーピングにより pn 接合

を実現したとの報告もあり⁽²¹⁾、今後の発展が期待されている。

(f) その他の作製法

上記以外にも、ルツボが不要なレーザアブレーション法や、さらには、Si 基板と β -FeSi₂ の格子不整を解消するために SiGe 膜上への β -FeSi₂ 膜形成も試みられている⁽²²⁾。

4. 電気特性

ここでは、 β -FeSi₂ の電気特性について、最近得られた結果と今後の課題を中心に述べる。

(1) 伝導型の制御

これまで熱電変換素子用に研究開発されてきた β -FeSi₂ では、主に Fe 原子を不純物原子で置換することで、p 型および n 型を制御してきた。N 型ドーパントとして Ni, Co, Pt, Pd, B が、p 型ドーパントとして Mn, Cr, V, Ti, Al が知られている⁽⁶⁾。また、最近、MOCVD 法により β -FeSi₂ の Si 原子を B および P で置換することで、それぞれ p 型および n 型の β -FeSi₂ を実現したとの報告もある⁽²¹⁾。

(2) キャリア濃度と移動度

表 1 に、様々な成長方法で作製された β -FeSi₂ の内、最大の移動度とその膜のキャリア密度を示す。従来は、室温で 1 ~ 数 $10 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ と、移動度の小さな試料しか作製できていなかったが、多層膜法では移動度の最大値は $10^4 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ を超えている⁽¹⁸⁾。さらに通常の半導体と反対に正孔の有効質量が電子のそれよりも小さいため、正孔の移動度の方が電子の移動度より高い。

キャリア密度については、MOCVD 法で成長した膜で $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ と従来より 2 桁下がり大きく進展した⁽²⁶⁾。しかし、その他の成長方法ではノンドーパ試料にもかかわらず室温でのキャリア濃度が依然として 10^{18} cm^{-3} 台と大きい。この原因として β -FeSi₂ 中の点欠陥が考えられる。我々は、多層膜法により Fe と Si の比を変えて β -FeSi₂ を形成した場合、ドーピングをしていないにもかかわらず Si リッチの場合には成長層が n 型に、また、Fe リッチの場合には p 型になることを見出した⁽¹⁸⁾。焼結法で成長した β -FeSi₂ においても、同様の結果が得られている⁽²⁹⁾。電子スピン共鳴法により、n 型になる Si 過剰の試料では Fe 空孔が存在し、p 型になる Fe 過剰の試料では Si 空孔が存在しており、これらの空孔がそれぞれドナーおよびアクセプターになっていると報告されている⁽³⁰⁾。今後、 β -FeSi₂ pn 接合の実現に向けて解決すべき課題である。

5. 光吸収特性とバンド構造

ここでは、 β -FeSi₂ の光吸収特性および歪みによるバンド構造の変化について述べる。

(1) β -FeSi₂ の光吸収係数

β -FeSi₂ は、図 6 に示す通り吸収係数が 1 eV で 10^5 cm^{-1} と他の太陽電池材料と比べて大きく、また、資源が豊富で無

表1 さまざまな成長方法で作製されたノンドープ β -FeSi₂ 膜の電気特性.

成長方法	基板	結晶性	伝導型	移動度, μ (cm ² /Vs)	密度 (cm ⁻³) (室温)	文献
IBS	Si(001)	多結晶	p	最大 7360 (80 K) 441 (室温)	$\sim 10^{19}$	(23)
多層膜法	Si(001)	[100]配向	n	最大 6900 (46 K) 500 (室温)	3×10^{18}	(24)
			p	最大 13000 (50 K) 457 (室温)	3×10^{18}	(18)
同時蒸着法	Si(001)	[100]配向	p	最大 11000 (55 K) 200 (室温)	1×10^{18}	(25)
MOCVD	Si(111)	[101]配向	n	最大 4000 (160 K) 380 (室温)	1×10^{16}	(26)
スパッタ	Si(111)	多結晶	n	最大 475 (160 K) 290 (室温)	4×10^{17}	(27)
	SiO ₂	多結晶	p	最大 2.2 (70 K) 0.4 (室温)	2×10^{20}	(28)

図6 太陽電池に用いられる半導体と β -FeSi₂ の光吸収係数の比較.

毒な材料から構成されているため、新しい太陽電池材料として期待されている。現在、太陽電池材料としては一般に非晶質あるいは多結晶 Si が使われているが、吸収係数が小さいために 100 μ m もの厚さが必要である。しかし、 β -FeSi₂ で太陽電池を作ったとの報告はない。これは、これまで厚く (~ 1 μ m) 連続した β -FeSi₂ 膜が得られていなかったためである。MOCVD 法によりこれが解決される可能性があり、さらに Fe 板上やガラス上への β -FeSi₂ 太陽電池の作製も期待される。

(2) 歪みによるバンド構造の変化

直接遷移型半導体では、吸収係数 α 、光のエネルギー $h\nu$ 、禁制帯幅 E_g の関係は次式で与えられる。

$$\alpha \propto (h\nu - E_g)^{1/2}$$

これまで成長された β -FeSi₂ 膜の吸収特性の多くがこの式に従ったため、 β -FeSi₂ は直接遷移型半導体であるとの報告が、多くの研究者によりなされてきた。しかし、 β -FeSi₂ からの 1.5 μ m フォトルミネッセンス(PL)は、非常に弱い上に、Si 中に埋め込まれた β -FeSi₂ や Si 基板上に成長された β -FeSi₂ 膜からしか報告されていない⁽³¹⁾。Fe の純度の問題もあるかも知れないが、バルク単結晶からは未だに PL の報告が無く、 β -FeSi₂ が本当に直接遷移型半導体であるのかとの

図7 Si(111) 基板上にエピタキシャル成長した β -FeSi₂ のバンド構造⁽³³⁾: (a) β -FeSi₂(101)//Si(111), および, (b) β -FeSi₂(110)//Si(111) の場合.

疑問が出されていた。実際、バンド計算からは、直接遷移よりも間接遷移の方が数 10 meV ほどギャップが小さく、間接遷移型半導体であるとの計算例が多く出されている。このようなバンド構造は、我々が成長した高品質 β -FeSi₂ 膜の光吸収特性からも明らかとなっている⁽³²⁾。

このような矛盾に対して、最近、 β -FeSi₂ のバンド構造は、Si, Fe 原子の位置や歪みに非常に敏感で、 β -FeSi₂ が歪むことで間接遷移型から直接遷移型になるとの理論計算が多く報告されている⁽³³⁾⁽³⁴⁾。また、単なる歪みではなく、斜方晶から単斜晶への結晶構造の変化が必要であるとの指摘もある⁽³⁵⁾。歪みによるバンド構造変化の一例として、図 7(a), (b) に Si(111) 上に β -FeSi₂ をエピタキシャル成長した場合のバンド構造の計算例を示す⁽³³⁾。 β -FeSi₂(101)//Si(111) では b 軸方向に圧縮歪みを受け、 c 軸方向に引張り歪みを受けて間接遷移型のままであるが、 β -FeSi₂(110)//Si(111) ではこの反対の歪みを受けて、直接遷移になることが定性的に示されている。このような計算は、Si(001) 上の β -FeSi₂ についても行われている⁽³⁴⁾。今後、発光に最適な歪み方を明らかにすることが必要であろう。

6. Si/ β -FeSi₂ 粒/Si 構造 LED の作製と発光特性

ここでは、 β -FeSi₂ のデバイス応用の 1 つとして注目され

ている赤外発光ダイオードについて述べる。 β -FeSi₂を活性領域として電流注入により発光が得られているのは、現在のところ英国サリー大学と我々のところのみである(4)(36)~(38)。ここでは、我々が室温EL発光に成功したLED作製法とその発光特性を示す。

(1) Si/ β -FeSi₂ 粒/Si 構造の作製法

Si中に β -FeSi₂膜を埋込む試みは、最初にIBS法により行われてきたが、 β -FeSi₂膜をSi中に形成するには相当量(ドーパ量 $>10^{17}$ cm⁻²)のFe⁺を高エネルギーで注入する必要がある、導入される欠陥が多くなる。このため、Fe⁺注入量を減らして β -FeSi₂微結晶をSi中に形成した構造が主流となっている。我々は、欠陥の導入を避けるため、IBS法ではなくRDE法で作った β -FeSi₂をSi MBE法で埋込む方法を用いてきた⁽¹⁶⁾。図8に、RDE成長し、850°Cのアニールにより島状に凝集した β -FeSi₂を500°Cおよび750°Cと温度を変えてMBE成長Siで埋込んだSi/ β -FeSi₂粒/Si構造の形成過程を示す⁽³⁸⁾。この方法では、 β -FeSi₂は最終的に直径約100 nmの粒状になってSi基板に対し[100]配向を保持したまま埋込まれる。また、図8に示すように、最終的な形状は同じにもかかわらず、 β -FeSi₂はSiでの埋込み温度により埋込み過程での形状が異なっている。図9に示す通り、500°Cで埋込んだ場合はPL発光が得られるのに対し、750°Cで埋込んだ場合は β -FeSi₂からのPL発光が殆ど見られなかった。この両者の違いは、Si中の β -FeSi₂粒に加わっている歪みの違いであることが、高分解能TEM解析の結果分かった。図10に示すように、Siの格子間隔を基準として見積もった β -FeSi₂の a 軸の格子定数は、750°Cで埋込んだ場合は0.99 nmとほぼ無歪みのバルクの値と等しいが、500°Cで埋込んだ場合は1.08 nmと10%も a 軸が伸びた構造になっている。この結果は、 β -FeSi₂は無歪みの状態では間接遷移型で、 a 軸が延びることにより直接遷移型になると言うバンド構造の理論計算の結果と一致している⁽³³⁾⁽³⁴⁾。

図8 Si/ β -FeSi₂粒/Si埋込み構造形成過程の断面TEM像。 β -FeSi₂粒を(a), (b), (c) 500°Cで埋込んだ場合、(a'), (b') 750°Cで埋込んだ場合⁽³⁸⁾。

(2) 室温EL特性

p⁺-Si/p-Si/ β -FeSi₂粒/n⁺-Si構造LEDの室温発光特性の1例を図11に示す。EL発光は1.6 μ m(0.78 eV)付近に見られ、 β -FeSi₂のバンドギャップに相当する。1.1 eV付近のSiからの発光は β -FeSi₂からの発光に比べて無視できるほど小さい。したがって、このLEDは β -FeSi₂を活性領域とするシリコン系LEDと言える。

しかしながら、挿入図に示したように、このLEDは電流密度が20 A/cm²近くなると殆ど発光しない。このような非直線性は通常の可視光LEDでも、非発光再結合中心の多い不良品で良く見られるもので、このダイオードがまだまだ多くの非発光再結合中心を含んでいることを示していると言える。これらの非発光再結合中心を減らすこと、 β -FeSi₂粒を埋込む位置を最適化して、電流注入効率を高めること、 β -FeSi₂粒のサイズの再現性を上げることが今後の課題である。

図9 β -FeSi₂粒をSi中に埋込む温度によるPLスペクトルの違い。

図10 Si中に埋込まれた β -FeSi₂粒の β -FeSi₂/Si界面の高分解断面TEM像。 β -FeSi₂粒を(a) 750°Cで埋込んだ場合、(b) 500°Cで埋込んだ場合⁽³⁸⁾。

図11 $p^+-Si/\beta\text{-FeSi}_2/n^+-Si$ 構造 LED の室温 EL スペクトル。挿入図は発光強度の注入電流依存。

7. む す び

$\beta\text{-FeSi}_2$ の作製方法, LED の研究の現状と今後の課題について述べた。これまでの研究から, $\beta\text{-FeSi}_2$ は間接遷移型と考えられるが, Si 中に埋込んで歪みを与えることにより, 直接遷移型になり, $\beta\text{-FeSi}_2$ を活性領域とするシリコン系 LED が作製可能であることを示した。発光波長も 1.6 μm と石英ファイバーの吸収の少ない領域で, Si も透過する。Fe も Si も地球に豊富にある元素で, 無害であり, 将来 IC 間および IC 内の光配線の光源として有望である。また, 薄膜成長法の進展により, 高品質の pn 接合ができれば, 太陽電池などの受光素子への応用研究にも弾みがつくと考えられる。 $\beta\text{-FeSi}_2$ を中心とする半導体シリサイドの研究は始まったばかりであり, 未開の分野が限りなく広がっている。今後, この材料に少しでも多くの方が興味を持っていただければ幸いである。

本報告で紹介した筆者等の研究室における研究成果は, 田中雅也君(現 LSI ロジック), 熊谷義直君(現農工大), 藤井哲雄君(現ローム), 高倉健一郎君(現熊本電波高専), 飯倉祐介君(現東京エレクトロン), 広井典良君(現並木精密), 伊倉巧裕君(現富士電機), 根岸洋一郎君(古河電工)等により得られたものである。また, 日本学術振興会科学研究費補助金基盤研究 B09450121 および B12450137 の援助を得て行われた。

文 献

- (1) 西田勲夫: 鉄と鋼, **81**(1995), N454-N460.
- (2) 上村欣一, 西田勲夫: 熱電半導体とその応用, 日刊工業新聞社, (1988).
- (3) M. C. Bost and J. E. Mahan: J. Appl. Phys., **58**(1985), 2696-2703.
- (4) D. Leong, M. Harry, K. J. Reeson and K. P. Homewood: Nature, **387**(1997), 686-688.

- (5) 日経エレクトロニクス12月3日号, (2001), 109-123.
- (6) 例えば, H. Lange: Phys. Status Solidi. (b) **201**(1997), 3-65; V. E. Borisenko: *Semiconducting Silicide*, Springer-Verlag, New York, (2000).
- (7) T. Hirano and M. Kaise: J. Appl. Phys., **68**(1990), 627-633.
- (8) Y. Dusauso, J. Protas, R. Wandji and B. Roques: Acta Crystallogr. **B27**(1971), 1209-1218.
- (9) J. E. Mahan, K. M. Geib, R. Y. Robinson, R. G. Long, Y. Xinghua, G. Bai, M. Nicolet and M. Nathan: Appl. Phys. Lett., **56**(1990), 2126-2128.
- (10) W. Raunau, H. Niehus, T. Schilling and G. Cosma: Surf. Sci., **286**(1993), 203-211.
- (11) O. Kubaschewski: *Iron-Binary Diagram*, Springer-Verlag, New York, (1982), 136.
- (12) G. Behr, J. Werner, G. Weise, A. Heinrich, A. Burkov and C. Glandun: Phys. Status Solidi. (a) **160**(1997), 549-556.
- (13) H. Kakemoto, Y. Makita, S. Sakuragi and T. Tsukamoto: Jpn. J. Appl. Phys., **38**(1999), 5192-5199.
- (14) H. Udono and I. Kikuma: Jpn. J. Appl. Phys., **39**(2000), L225-L226.
- (15) M. Tanaka, Y. Kumagai, T. Suemasu and F. Hasegawa: Jpn. J. Appl. Phys., **36**(1997), 3620-3624.
- (16) T. Suemasu, M. Tanaka, T. Fujii, S. Hashimoto, Y. Kumagai and F. Hasegawa: Jpn. J. Appl. Phys., **36**(1997), L1225-L1228.
- (17) T. Suemasu, N. Hiroi, T. Fujii, K. Takakura and F. Hasegawa: Jpn. J. Appl. Phys., **38**(1999), L878-L881.
- (18) K. Takakura, T. Suemasu, Y. Ikura and F. Hasegawa: Jpn. J. Appl. Phys., **39**(2000), L789-L791.
- (19) N. Hiroi, T. Suemasu, K. Takakura, N. Seki and F. Hasegawa: Jpn. J. Appl. Phys., **40**(2001), L1008-L1011.
- (20) K. Akiyama, S. Ohya, H. Takano, N. Kieda and H. Funakubo: Jpn. J. Appl. Phys., **40**(2001), L460-L462.
- (21) 秋山賢輔他: 第62回秋季応用物理学会学術講演会予稿集, No. 3, 1024.
- (22) D. R. Peals, R. Haight and J. Ott: Appl. Phys. Lett., **62**(1993), 1402-1404.
- (23) 前田佳均, 三宅 潔: 第59回秋季応用物理学会学術講演会予稿集, No. 3, 1024.
- (24) K. Takakura, T. Suemasu, N. Hiroi and F. Hasegawa: Jpn. J. Appl. Phys., **39**(2000) L233-L236.
- (25) 関 直貴他: 第62回秋季応用物理学会学術講演会予稿集, No. 3, 1023.
- (26) 木村 武他: 第62回秋季応用物理学会学術講演会予稿集, No. 3, 1024.
- (27) P. Muret and I. Ali: J. Vac. Sci. & Technol., **B16**(1998), 1663-1666.
- (28) S. Teichert, R. Kilper, T. Franke, J. Erben, P. Haussler, W. Henrion, H. Lange and D. Dankin: Appl. Surf. Sci., **91**(1995), 56-62.
- (29) T. Miki, Y. Matsui, Y. Teraoka, Y. Ebina, K. Matsubara and K. Kishimoto: J. Appl. Phys., **76**(1994), 2097-2103.
- (30) T. Miki, Y. Matsui, K. Matsubara and K. Kishimoto: J. Appl. Phys., **75**(1994), 1693-1698.
- (31) 末益 崇, 長谷川文夫: 応用物理, **69**(2000), 804-810.
- (32) K. Takakura, N. Hiroi, T. Suemasu, S. Chichibu and F. Hasegawa: Appl. Phys. Lett., **80**(2002), 556-558.
- (33) L. Miglio, V. Meregalli and O. Jespen: Appl. Phys. Lett., **75**(1999), 385.
- (34) S. J. Clark, H. M. Al-Allak, S. Brand and R. A. Abram: Phys. Rev. B, **58**(1998), 10389-10393.
- (35) K. Yamaguchi and K. Mizushima: Phys. Rev. Lett., **86**(2001), 6006-6009.
- (36) T. Suemasu, Y. Negishi, K. Takakura and F. Hasegawa: Jpn. J. Appl. Phys., **39**(2000), L1013-L1015.
- (37) M. A. Lourenco, T. M. Butler, A. K. Kewell, R. M. Gwilliam, K. J. Kirkby and K. P. Homewood: Jpn. J. Appl. Phys., **40**(2001), 4041-4044.
- (38) T. Suemasu, Y. Negishi, K. Takakura, F. Hasegawa and T. Chikyow: Appl. Phys. Lett., **79**(2001), 1804-1806.