ゾーン精製で高純度化した原料による p 型 InSb 蒸着薄膜の生成と電気的特性

正 員 沖 村 浩 史 (東 海 大)

正 員 小 泉 義 晴 (東 海 大)

正 員 貝 田 翔 二 (九州東海大)

Preparation of p-InSb Thin Films using Zone Refined Source Materials and their Electrical Properties

Hiroshi Okimura, Member, Yoshiharu Koizumi, Member (Tokai University), Shoji Kaida, Member (Kyushu Tokai University)

InSb thin films were prepared on mica substrates by conventional vacuum evaporation with suitable temperature programming for source and substrate, and their electrical properties were investigated. Though the deposited films had InSb-In structure due to the loss of antimony during evaporation, the films prepared by zone refined InSb source material with lower deposition rate obtained p-type conduction. The films showed dendritic crystal regrowth, and obtained high mobilities of electron and hole respectively. The acceptor impurities were the residual impurities originally included in In and Sb source materials which had high segregation constants during the zone refining process. The p-InSb films showed n-type conduction at room temperature range, and the high electron mobility was available for many practical devices.

キーワード：薄膜, InSb 薄膜, p-InSb, ホール効果, 真空蒸着

1. ま え が き

各種の産業機器のエレクトロニクス化や、情報処理に伴う多量の情報信号を高速で処理するため、超小型で高性能の電子デバイスの開発が進められている。更に多機能性、多重処理に対応できる集積度の高い多層構造の集積回路の開発には、高い電子移動度をもつ薄膜やそのデバイスの開発が重要である。

最も高い電子移動度をもつ InSb は、この点で大きな可能性をもっている。一般に化合物半導体の薄膜は、構成元素の蒸気圧の差により組成比がずれやすい。このため、生成した膜は結晶性の程度が低く、キャリアの移動度も小さい。そこで、InSb 薄膜の生成には構成元素の化学量論的組成比を保つため、MBE 法や MOCVD 法などの生成法^{(1)~(5)}が利用されている。この場合、高い電子移動度をもつ薄膜のほとんどは、半導体単結晶基板上にエピタキシャル成長をさせて得られている。しかし、絶縁性基板上に生成された低価格の InSb 薄膜は、特に磁気センサの量産用などに依然大きな必要性をもっている。

InSb の融点は 525°C と低いので、InSb 薄膜の生成には量産に適した簡易な真空蒸着法^{(6)~(9)}が使用できる。しかしこの生成法では、蒸気圧の高い Sb が基板から再蒸発す

るため、過剰の In が偏析・析出し、薄膜は InSb-In の二相構造となる。またこの Sb の不足により、一般に得られる薄膜は n 型の電気伝導を示す。

多くの電子デバイスは n 型だけでなく p 型も必要としており、InSb では通常 Cu や Be などのアクセプタ不純物を添加することによって p 型薄膜^{(10)~(14)}を得ている。また、過剰のアニオン原子がアクセプタとなることを利用するよう Sb を補充しながら真空蒸着する方法で p 型薄膜を得ることも試みられている⁽¹⁵⁾。一方、ゾーン精製法による InSb 単結晶の生成中、バルクの頭部の高純度部分で p 型 InSb になるという報告⁽¹⁶⁾を検討すれば、蒸着条件によっては無添加の InSb の蒸発源で p 型の薄膜が得られる可能性がある。そこで本研究では、無添加の InSb の蒸発源を用い、一般の真空蒸着装置により得られる p 型薄膜の生成条件と電気的特性について報告する。

2. InSb 薄膜の生成

99.9999% (6 ナイン) の In と Sb を混合し、高純度水素中で融解・化合させた後、数回ゾーン精製を行って得られた高純度 InSb 多結晶を蒸発源の原料とし、Mo ヒータにより蒸着させた。基板はマイカを用い、油拡散ポンプにより約 2×10^{-5} Torr に保った真空中で蒸着を行った。蒸

着時の基板温度は高いほうが結晶粒子を大きく成長させ、高い電子移動度の膜を得るのに適している。しかし In より蒸気圧が高い Sb の再蒸発も大きくなるので、蒸着中基板温度と蒸発源温度をともに上昇させる二重温度プログラム法[文献(9)の Fig. 1]を標準プログラム S とした。次に、この標準プログラム S を種々に変化させ p 型の薄膜の生成できる可能性を調べたところ、

- (1) 蒸発源となる In と Sb を混合融解し化合させる前に、それぞれ真空 (約 10^{-3} Torr) 中で融解させて揮発性の不純物を少なくしたのち、両者をそのまま同一のボートに乗せて融解し、ゾーン精製を行って純度を上げるとともに化合させて InSb の結晶とする。
- (2) InSb 多結晶の生成時のゾーン精製回数を、10 回以上に増やす。
- (3) 基板および蒸発源の最高到達温度をやや低くし、蒸着速度を遅くする。

の条件で p 型の薄膜が得られることがわかった。そこで、この代表的な温度プログラムを図 1 に示す。ここで、

- (i) プログラム S: 最高到達基板温度および蒸発源温度はそれぞれ 440°C , $1,100^{\circ}\text{C}$, 蒸着時間は約 20 分
 - (ii) プログラム M: 最高到達基板温度および蒸発源温度はそれぞれ 430°C , $1,080^{\circ}\text{C}$, 蒸着時間は約 30 分
 - (iii) プログラム L: 最高到達基板温度および蒸発源温度はそれぞれ 420°C , $1,050^{\circ}\text{C}$, 蒸着時間は約 40 分
- として、最高到達基板温度および蒸発源温度を下げる代わりに蒸着時間を長くするプログラムとした。得られた膜の厚さは $0.5\sim 0.8\ \mu\text{m}$ で、蒸発源 InSb の精製の程度と各プログラムの組合せに従って生成される各薄膜の電気的特性を比較した。

T_{so} : 蒸発源温度, T_s : 基板温度
図中の文字はプログラムの種類を示す。

図 1 InSb 薄膜生成の温度プログラム

Fig. 1. Temperature programs for source T_{so} and substrate T_s .

3. 実験結果と検討

〈3・1〉 薄膜の結晶成長 生成した InSb 薄膜の結晶性を見るため、代表的な薄膜の表面写真を図 2 に示す。薄膜はデンドライト状結晶成長をしており、どの薄膜も液滴状の粒子をもっている。EPMA の面分析によれば、この粒子は偏析・析出した In である⁽⁹⁾。この In の偏析による粒子密度は、図 2 の薄膜 D (プログラム L による) では薄膜 A (プログラム S による) に比較してかなり減少していることから見られるように、プログラム M, L による薄膜において減少している。

次に図 3 に代表的な薄膜の X 線回折図を示す。どちらの回折図においても In による回折線が見られるが、その強度は薄膜 D において小さく、これは図 2 の表面写真の結果と一致している。X 線回折の結果から、生成した薄膜はすべて InSb-In の 2 相構造となっている。しかしプログラム L による薄膜 D の InSb 相は、次節で示すように p 型となっている。生成する薄膜は、蒸着過程の初期には蒸気圧の高い Sb 成分が多いが、かなりの Sb は膜表面から再蒸発で失われてしまうので、後半は In 成分が多い。しかし、デンドライト成長した結晶部分は全体的に化学量論的組成に近い p 型薄膜となり、また失われた Sb に対応する In は過剰な In 粒滴となって表面近くに析出する。

(a) 薄膜 A, (b) 薄膜 D

図 2 InSb 薄膜表面の顕微鏡写真 ($\times 600$)

Fig. 2. Microphotographs of InSb film ($\times 600$).

〈3・2〉 薄膜の電気的特性 生成した InSb 薄膜は、どの場合も蒸着後半にデンドライト状の結晶再成長が見られた。このため、室温で電子移動度 μ_e が $40,000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ 以上の n 型伝導を示す薄膜が得られた。

薄膜の電気的特性を調べるため、マイカ基板上で長方形 (約 $2 \times 10 \text{ mm}^2$) のホール効果測定用素子を切り出し、ホール定数 R_H および導電率 σ について、温度 T との関係求めた。またホール測定には Pauw 法も用いたが、両者の誤差は約 7% 以下であった。

図 4 に代表的な薄膜のホール定数 R_H の温度依存性を示す。また各薄膜の精製条件は表 1 に示す。低温領域において R_H の符号が逆転する p 型伝導特性は、蒸発源 InSb の合成時に真空処理を行い、プログラム M, L のどちらに従って蒸着した薄膜においても見られ、プログラム S による薄膜では、真空処理をしない蒸発源の InSb 結晶を用いた薄膜では n 型、真空処理をして揮発性の不純物を減少させた原料により生成した薄膜では、低温度で R_H の符号の逆転は見られないものの、 R_H が減少する n, p 領域の混合型 (mixed)⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾ が見られる。

次に、図 5 に各薄膜の導電率 σ の温度依存性を示す。蒸発源の差やプログラムの違いによる σ の差は小さい。しかし、p 型伝導を示す薄膜の σ は低温度においてやや小さくなっている。

一般に正孔密度 p と電子密度 n が同程度存在する混合伝導では、正孔および電子の移動度をそれぞれ μ_h , μ_e と

すれば、 R_H は次のように表される。

$$R_H = \frac{p\mu_h^2 - n\mu_e^2}{e(p\mu_h + n\mu_e)} \quad (1)$$

この式から、InSb では p 型薄膜であっても、電子移動度が正孔移動度より約 1 桁大きいので、室温領域の R_H は負となり、n 型電気伝導を示す。

次に室温より温度を下げると、温度 T_m で R_H は最大値 R_{Hm} をとった後 R_H は急激に減少し、(1) 式が 0 となる条件の温度 T_0 で $R_H = 0$ となる。更に温度を下げると R_H は符号を反転して正となり、その値は再び増加するが次第に飽和する。この低温領域における符号の反転から、これらの薄膜は p 型となっていることがわかる。表 1 に R_H の温度依存性から得られる室温における各種データを示す。

図 4 のホール定数と図 5 の導電率のデータから、各薄膜の電気的特性を、次の 4 種類の温度領域で調べた。

- (1) 室温 T_r
- (2) R_H が最大になる温度 T_m

(a) 薄膜 A, (b) 薄膜 D

図 3 InSb 薄膜の X 線回折図

Fig. 3. X-ray diffraction patterns of InSb thin films.

図 4 ホール定数 R_H の温度依存性 [各薄膜 (A ~ D) の生成条件は表 1 に示されている]

Fig. 4. Temperature dependence of Hall constant R_H of the films shown in Table 1.

表 1 ホール効果の測定から得られる室温における各種電気伝導データ

Table 1. Electrical parameters which were obtained from Hall effect at room temperature.

薄膜	プログラム	前処理	ゾーン回数	伝導型	R_{Hr} (cm^3/C)	σ_r (S/cm)	μ_r (cm^2/Vs)	n_r (cm^{-3})	R_{He} (cm^3/C)	$N_A - N_D$ (cm^{-3})	b
A	S	ゾーン精製のみ	10	n	-160	320	51,200	3.9×10^{16}	-1,200	-5.2×10^{15}	—
B	S	真空処理あり	15	mixed	-165	320	52,800	3.8×10^{16}	—	—	—
C	M	真空処理あり	15	p	-140	340	51,000	4.5×10^{16}	270	2.3×10^{16}	22.8
D	L	真空処理あり	15	p	-160	310	49,600	3.9×10^{16}	380	1.6×10^{16}	29.4

(3) $R_H=0$ となる反転温度 T_0

(4) p 型領域で R_H が飽和した低温度領域

この場合、生成する薄膜には過剰の In が含まれているので、得られるデータは概略の値となるが、それぞれの蒸着条件についてのキャリア密度と移動度を求め、p 型薄膜の電気的特性を推定することができる。

(1) 室温における各薄膜の電子密度 n_r 、電子移動度 μ_{er} をそれぞれ $n=(eR_H)^{-1}$ および $\mu=R_H\sigma$ の式より求めた。得られた n_r および μ_{er} を、表 1 に示す。 n_r は $3.5\sim 4.5\times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ で、これまでの報告値 ($1.7\sim 3.1\times 10^{16}\text{cm}^{-3}$)⁽¹⁾⁽³⁾⁽⁴⁾ よりやや大きい。一方、電子移動度 μ_{er} は $50,000\text{cm}^2/\text{Vs}$ 付近にあるが、不純物の多いと見られる蒸着源による薄膜においてはやや小さかった。次に不純物密度 N_A-N_D は、低温 ($110\sim 120\text{K}$) の涸渇領域におけるホール定数 R_{He} から得られ、表 1 に示す。p 型薄膜の N_A-N_D は $1.5\sim 2.5\times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ で、これまで報告されている値より少なかった ($6\times 10^{16}\text{cm}^{-3}$ 以上)⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。また N_A-N_D が得られるのは完全に p 型となっている薄膜についてであって、薄膜 B では反転温度が測定範囲より低温度部にあるため、この測定では求められない。またこのことは、薄

膜がかなり弱い p 型、あるいは p, n 混合型になっていることを示す。

(2) R_H が最大をとる温度 T_m におけるホール定数 R_{Hm} と導電率 σ_m の値から、電子移動度と正孔移動度の比 b 、電子移動度 μ_{em} 、電子密度 n_m が得られる。電子移動度と正孔移動度の比 $b(=\mu_e/\mu_h)$ は、 R_{Hm} と涸渇領域における R_{He} から次式⁽¹⁰⁾ より求められ、表 1 に示す。

$$\frac{R_{Hm}}{R_{He}} = -\frac{(b-1)^2}{4b} \dots\dots\dots (2)$$

各薄膜の b は、Cu⁽¹⁰⁾ や Be⁽¹³⁾ を添加した膜の値 (24~32) の範囲内にあり、Sb 添加の膜ともほぼ同程度である。

この T_m における電子密度 n_m は、p 型半導体では不純物密度を (N_A-N_D) 、 $p=(N_A-N_D)+n$ 、および (1) 式で、 $dR_H/dn=0$ として得られる次式より求められる。

$$n_m = \frac{N_A-N_D}{b-1} \dots\dots\dots (3)$$

電子および正孔の密度、 n_m と $p_m[(N_A-N_D)+n_m]$ の値をそれぞれ表 2 に示す。また n_m と p_m の積から真性キャリア密度 n_i が求められる。真空蒸着による薄膜は多結晶膜で、格子欠陥に由来するキャリア密度の増加があるため、得られた n_i は $3\sim 5\times 10^{15}\text{cm}^{-3}$ の範囲内にあり、いずれもバルク単結晶の値⁽¹⁹⁾ ($1\sim 3\times 10^{15}\text{cm}^{-3}$) より大きかった。

温度 T_m における電子移動度 μ_{em} 、正孔移動度 μ_{hm} は導電率 σ_m から計算でき、それぞれ表 2 に示す。この場合 μ_{hm} は次式⁽¹⁰⁾ から、また μ_{em} は移動度比 b が温度に依存しないとして求めた。

$$\mu_{hm} = \frac{\sigma_m}{e\{n_m(b+1)+(N_A-N_D)\}} \dots\dots\dots (4)$$

得られた μ_{em} は室温における μ_{er} より大きいですが、これは T_m が格子散乱の減少で InSb 薄膜の移動度が最大を示す付近にあるからである。

正孔移動度 μ_{hm} は、バルク単結晶の値⁽¹⁹⁾ より小さい。しかし薄膜についての他の報告値⁽¹⁰⁾ よりやや大きいですが、これは本生成法による薄膜の結晶化の程度が大きいことによる。

(3) p 型薄膜のホール定数は、反転温度 T_0 で 0 となる。この T_0 は、高純度の薄膜では高温側側に移動することが図 4 よりわかる⁽¹⁵⁾。この T_0 におけるキャリア密度と移動度は、このときの導電率 σ_0 と不純物密度 N_A-N_D から、また電子密度 n_0 は (1) 式で $R_H=0$ の条件から次式により求められる。

図 5 導電率 σ の温度依存性 [各薄膜 (A~D) の生成条件は表 1 に示されている]

Fig. 5. Temperature dependence of conductivity.

表 2 R_H が最大となる温度 T_m における各種電気伝導データ

Table 2. Electrical parameters of InSb films at temperature T_m .

薄膜	プログラム	伝導型	T_m (K)	R_{Hm} (cm^2/C)	σ_m (S/cm)	n_m (cm^{-3})	p_m (cm^{-3})	μ_{em} (cm^2/Vs)	μ_{hm} (cm^2/Vs)
B	S	mixed	190	-2,400	15	—	—	—	—
C	M	p	210	-1,400	18	1.1×10^{15}	2.4×10^{16}	54,700	2,400
D	L	p	200	-2,600	13	5.6×10^{14}	1.7×10^{16}	72,300	2,460

表 3 $R_H=0$ となる温度 T_0 における各種電気伝導データ
Table 3. Electrical parameters of InSb films at temperature T_0 .

薄膜	プログラム	伝導型	T_0 (K)	σ_0 (S/cm)	n_0 (cm^{-3})	p_0 (cm^{-3})	μ_{e0} (cm^2/Vs)	μ_{h0} (cm^2/Vs)
B	S	mixed	—	—	—	—	—	—
C	M	p	170	5.0	4.4×10^{13}	2.3×10^{16}	30,000	1,320
D	L	p	163	4.3	1.9×10^{13}	1.6×10^{16}	46,500	1,580

$$n_0 = \frac{N_A - N_D}{b^2 - 1} \dots\dots\dots (5)$$

また電子移動度 μ_{e0} は σ_0 と (5) 式から得られ、次式より求めることができる。

$$\mu_{e0} = \frac{\sigma_0}{en_0(b+1)} \dots\dots\dots (6)$$

反転温度 T_0 における、電子密度 n_0 および正孔密度 p_0 の値を、移動度比 b が温度に依存しないとして計算した結果、電子密度 n_0 は 10^{13}cm^{-3} の桁にあり、また p_0 は表 3 に示すように $(N_A - N_D)$ および p_m の値と同程度である。また T_0 における電子移動度 μ_{e0} と正孔移動度 μ_{h0} を、それぞれ表 3 に示す。電子密度と同様に、正孔移動度も低温で減少することがわかる。

次に図 4 から見られるように、ゾーン精製により純度を上げた蒸発源で標準プログラム S に従って蒸着された薄膜では、温度の減少につれてホール定数が一定でなく、徐々に減少する特性をもつ場合がある。この薄膜 B の R_H の符号の逆転は、この測定温度範囲では見られない。この R_H の減少は正孔の存在が無視できず、かなりの低温領域で符号が逆転するか、または部分的に n 型領域に p 型領域が混在している p, n 混合型の伝導⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾ となっていることも考えられるが、この R_H が温度とともに減少する電気伝導は、ゾーン精製で純度を上げた InSb で生成した薄膜で極めてひんぱんに見られる。

以上の結果から、真空中で融解した In と Sb を蒸発源として生成した薄膜が完全な p 型となり、真空中処理を行わない膜は極めて弱い p 型あるいは p, n 混合型の薄膜となった。これは 99.9999% の In および Sb 中に含まれている不純物は、Liang⁽¹⁶⁾ によれば、Cu, Zn, Sn, As, Al, Ga, S, Se, Te, Cd, Si, Mg など、特に 10 回以上のゾーン精製でも除去できない偏析係数 k が 1 に近い不純物は Zn ($k=2.3$), Cd (0.26), Se (0.35), Te (~ 1), As (5.4) などであると報告している。このため、Zn や Cd がアクセプタ不純物となって InSb に残るため、生成した薄膜の基本部分に p 型領域が生じるものと考えられる。また Se や S などの蒸気圧の高い、ドナーとなる可能性のある不純物が InSb の化合前に真空処理で除去されることも、無添加の InSb 蒸発源により p 型薄膜が生成できることの原因であると考えられる。

本研究で生成した InSb 蒸着薄膜は、InSb-In の二相構造となっている。しかし、高純度の InSb 蒸発源でプログラム M および L により生成した薄膜の InSb 相は、p 型

の薄膜となっており、移動度も大きい p 型薄膜が得られる。この InSb 薄膜では p 型であっても移動度の比 b が 1 桁以上大きいので、 T_0 以上の温度領域では n 型電気伝導を示す。また、偏析係数の関係でゾーン精製で除けない不純物以外は除去された高純度の薄膜になっているので、室温付近で使用すれば、その高い電子移動度を用いる実用の半導体薄膜デバイスに利用できる。

4. あとがき

化合物の化学量論的組成を維持し、析出 In 量を減らすため蒸着速度を遅くしたプログラム M, L に従って、ゾーン精製により純度を上げた InSb 蒸発源により簡易な真空蒸着装置を用いて生成した薄膜は、p 型の伝導特性を示すことがわかった。この方法による薄膜では異種の不純物を添加せず、構成原子のバランスの差とゾーン精製で除去できないアクセプタ不純物と、また蒸着後半に生じるデンドライト状の結晶成長を利用しているため、キャリアの移動度の低下も小さい p 型薄膜となった。また、この膜の電子移動度と正孔移動度の比 b も 1 桁以上大きいので、室温領域で高い電子移動度を利用できることがわかった。

終りに、日ごろ御指導をいただいている酒井善雄東京工業大学名誉教授および本研究に種々の御意見をいただいた静岡大学 大下正秀教授に感謝の意を表す次第である。また、本実験に協力された卒業生 平賀元文、林 省三氏に謝意を表したい。

(平成 8 年 4 月 26 日受付, 同 8 年 7 月 24 日再受付)

文 献

- (1) J. I. Chyi, S. Kalem, N. S. Kumar, C. W. Litton & H. Morkoc: *Appl. Phys. Lett.*, **53**, 1092 (1988)
- (2) S. Wood, J. Gregg, R. F. C. Farrow, W. J. Takei, F. A. Shirland & A. J. Noreika: *J. Appl. Phys.*, **55**, 4225 (1984)
- (3) J. E. Oh, P. K. Bhattacharya & S. Tsukamoto: *ibid.*, **66**, 3618 (1989)
- (4) J. I. Chyi, D. Biswas, S. V. Iyer, N. S. Kumar & H. Chen: *Appl. Phys. Lett.*, **54**, 1016 (1989)
- (5) P. E. Thompson, J. L. Davis & J. Waterman: *J. Appl. Phys.*, **69**, 7166 (1991)
- (6) H. Wieder & A. Clawson: *Solid-State Electron*, **8**, 467 (1965)
- (7) N. F. Teed: *ibid.*, **10**, 1069 (1967)
- (8) L. W. Chou: *Thin Solid Films*, **215**, 188 (1992)
- (9) H. Okimura, T. Matsumae & M. Ohshita: *J. Appl. Phys.*, **66**, 4252 (1989)
- (10) R. Potter & H. Wieder: *Solid-State Electron*, **7**, 253 (1964)
- (11) C. H. Ling, J. H. Fisher & J. C. Anderson: *Thin Solid Films*, **14**, 267 (1972)
- (12) K. V. Krishna, P. C. Mathur & O. P. Taneja: *ibid.*, **60**, 249 (1979)
- (13) A. J. Noreika, J. Gregg, Jr., W. J. Takei & M. Fracombe: *J.*

- Vac. Sci. Technol.*, **A1**, 558 (1983)
- (14) A. L. Dawar, O. P. Taneja, B. K. Sachar & P. C. Mathur: *J. Electro Chem. Soc.*, **128**, 1552 (1981)
 - (15) H. Okimura, Y. Koizumi & S. Kaida: *Thin Solid Films*, **254**, 169 (1995)
 - (16) R. K. Willardson & H. L. Goering: *Compound Semiconductors*, vol. 1, Chap. 27 (1962) Reinhold, New York
 - (17) J. Shigeta, N. Kotera & T. Oi: *J. Appl. Phys.*, **47**, 621 (1976)
 - (18) W. Hanus & M. Oszwaldowski: *Thin Solid Films*, **61**, 235 (1979)
 - (19) C. Hilsum & A. C. Rose-Innes: *Semiconducting III-V Compounds*, Chap. 6 (1961) Pergamon, Oxford

沖村 浩史 (正員) 1933年1月15日生。1958年東京工業大学電気工学科卒業。同年三菱油化(株)入社。1960年東京工業大学電子工学科助手。1971年東海大学金属材料工学科助教授, 1973年同教授, 現在に至る。この間, 1973~74年, 1984~86年アメリカ・ノースウェスタン大学材料工学研究所リサーチフェロー。工学博士。主として, 電気電子材料および半導体デバイスの研究に従事。

材料科学会, SHM, 応用物理学会会員。

小泉 義晴 (正員) 1940年3月15日生。1963年東海大学工学部応用理学科卒業。同年同大学工学部応用理学科助手, 1968年同応用物理学科講師, 同助教授を経て, 1990年同教授, 現在に至る。工学博士。主として, 磁性薄膜, 磁性酸化物の物性基礎の研究に従事。物理学会, 応用物理学会, 日本応用磁気学会会員。

貝田 翔二 (正員) 1942年6月3日生。1977年早稲田大学理工学研究科電気工学専攻博士課程修了。同年九州東海大学工学部電気工学科講師, 同助教授を経て, 1985年同教授, 現在に至る。工学博士。主として, 薄膜電子・磁性材料の結晶成長の研究に従事。応用物理学会会員。