

■ 研究論文 ■

熱電モジュール用膜形状熱電材料の開発

The Development of Film-shaped Thermoelectric Materials for Thermoelectric Module

中 桐 康 司*・行 天 久 朗**・山 本 義 明**
 Yasushi Nakagiri Hisaaki Gyoten Yoshiaki Yamamoto

(1994年10月3日原稿受理)

Abstract

Film-shaped thermoelectric materials have been prepared for thermoelectric modules applying for cooling or electric generation. Flash evaporation and casting method are adopted for preparing film-shaped p, n-type (Bi, Sb)₂(Te, Se)₃ materials. The chemical characteristics and the thermoelectric properties of those samples have been investigated. By controlling of preparing temperature or selecting impurities, film-shaped thermoelectric materials comparable with bulk-shaped sintered materials are obtained. The thermoelectric power factor of the n-type film sample (6-7 μm), prepared by flash evaporation method, is 30 μW/cm·K². And that of the p-type film sample (0.5-0.7mm), prepared by casting method and added impurities, is 40 μW/cm·K².

1. はじめに

近年、地球環境保護が叫ばれており、フロンによるオゾン層破壊への対策方法や自然環境を利用したクリーンなエネルギーの活用が注目されている。その方法の一つとして、熱電モジュールの開発が期待されている。熱電モジュールとは、熱電材料を用いた電子デバイスであり、電気による熱の吸放熱（電子冷却）や温度差による発電（熱電発電）といった機能を持っている¹⁾。これにより、フロン冷媒を用いない冷却や温度差環境下での発電が行える。すなわち、電気エネルギーと熱エネルギーを直接的に変換する極めてシンプルなデバイスである。これまではエネルギー変換効率が低いことが課題となり、熱電モジュールが利用される用途は特殊な場合に限定されていた。ところが現在では、上記のような背景をもとに用途拡大の方向であり、性能向上のみならずモジュール構成の改良、開発も大いに期待されている。

図-1に、現状の熱電モジュールの模式図を示す。直

方体型の p 型および n 型の熱電材料が、金属電極により上下から挟まれて、交互に直列接続している。この熱電モジュールに直流電流が流れると、ペルチェ効果によりモジュールの表裏に温度差が発生する。また逆に、モジュールの表裏に温度差を与えるとゼーベック効果により発電を行う。

このモジュールについての課題を次に述べる。

まず、図-1のような構成では熱電材料が密集しており、一方の面からもう一方の面への熱流束が大きくなってしまふ。そのため、大面積に対しての吸放熱には、向いていない。すなわち、電子冷却の場合で考えると局所的な冷却には適しているが、冷凍、空調といった

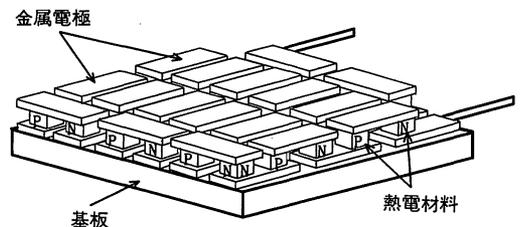


図-1 現状の熱電モジュールの模式図

* 松下電器産業㈱研究本部環境エネルギー研究所
 エコエネルギーグループ研究員
 ** " " " " 主任研究員
 〒570 大阪府守口市八雲中町3-1-1

第13回研究発表会(1995年4月13日・14日)にて発表。

大量の熱移動に対しては、あまり適した構造ではない。

一方、熱電材料の性能は、ゼーベック係数 S 、導電率 σ (または抵抗率 ρ)、熱伝導率 λ により性能指数 Z として次の式で表される。

$$Z = \frac{S^2 \cdot \sigma}{\lambda} \quad (1)$$

この性能指数が大きい材料として、 Bi_2Te_3 系材料があげられる。室温近辺で使用する熱電モジュール用の熱電材料には、この Bi_2Te_3 系材料が一般的に用いられている。この材料の製造方法は、一方向性凝固した溶製法または粉末焼結法である¹⁾。そして、切断、組立、半田付け等を行って、モジュール化を行う。このような製造方法は、細かい作業の工程が多く、あまり大量生産向きではない。

上記したようなモジュールの構成上および製造工程上の課題を解決する方法として、以下に示す理由により著者らは膜形状熱電材料を用いた熱電モジュールを提案している²⁾。

a) 膜形状材料形成技術により、基板や電極に熱電材料を直接的に低温での一括形成ができれば、工程が少なくなり製造コストの低減につながる。

b) 膜形状にすることで吸放熱面積を広げて、モジュールの熱流束を小さくする設計の可能性が広がる。

c) 電子デバイスの薄膜製造プロセスと薄膜熱電材料との複合的な組み合わせにより利用価値や付加価値が向上する可能性がある。

d) 現状とは違った製造プロセスを用いることにより材料性能向上の可能性がある。

本稿では、膜形状熱電材料を用いた熱電モジュールを想定して、 Bi_2Te_3 系材料を用いた膜形状熱電材料の作製方法および材料特性について報告する。

2. 膜形状材料を用いた熱電モジュール構成

膜形状熱電材料を考えた場合、電流を流す方向として二通りが考えられる。一つは膜厚方向に電流を流す場合(図-2(a))であり、もう一つは膜面方向に電流を流す場合(図-2(b))である。

熱電モジュールは、同じ性能の熱電材料を用いるならば、効率を下げないために形状因子 γ ($=A/L$; A は熱電材料断面積, L は電極間距離)を考慮する必要がある。すなわち、形状因子を変えなければモジュールとしての効率は一定に保たれる。

そのため、膜厚方向に電流を流す構成(図-2(a))では図-1の方式と基本的に変わらず、膜厚が薄いため

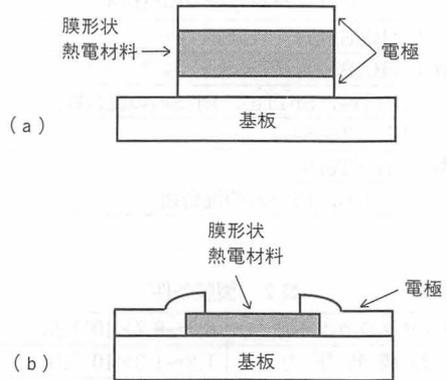


図-2 膜形状熱電材料を用いた熱電モジュールの構成方法例(一素子)

にそのまま全体が集積化されてしまい、より熱流束が大きくなる方向となる。そこで、ここでは膜面方向にすなわち基板と平行に電流が流れる構成(図-2(b))を取り上げて考える。この場合は、膜厚が薄くても幅を広げることで断面積を確保することができる。また、電極間距離も p型、n型の材料特性に合わせて容易に調節することができる。

この構成の場合には、図-1の構成の熱電モジュールと違って、基板の熱伝導による損失が全体の熱伝導損失量の中に含まれることになる。そのため、できるだけ基板による熱損失を低減する必要がある。例えば、低熱伝導性の基板、薄い基板、多孔質性の基板などを使用することが望ましい。

また、膜厚に関しても、効率と形状因子が関連しているため、薄膜から厚膜までの膜を製造できる方法を確立して、状況に応じて形状の最適化を行っていく必要がある。

3. 膜形状熱電材料の作製

膜形状熱電材料の製造方法として2種類の方法を検討した。一つは真空蒸着による薄膜製造法、もう一つはキャストによる無加圧の厚膜製造法である。

3.1 フラッシュ蒸着法による薄膜熱電材料の開発

フラッシュ蒸着法による Bi_2Te_3 系熱電材料の製膜を行った。i) 電極と熱電素子が直接接合することができ、ii) 低温合成できる可能性があり、iii) 電子デバイスとのプロセス上の整合性がある、といった理由から真空蒸着法による製膜を試みた。そして、化合物の蒸着では組成制御が問題となるので、組成ずれを起こさずに製膜を行うためにフラッシュ蒸着法を採用し

表1 蒸着材料の原料粉末

P型	$(\text{Bi}_{125}\text{Sb}_{75})_2 (\text{Te}_{97}\text{Se}_3)_3$
	$(\text{Bi}_{125}\text{Sb}_{75})_2 (\text{Te}_{97}\text{Se}_3)_{3.2}$
	$\text{Bi}_2\text{Te}_3, \text{Sb}_2\text{Te}_3, \text{Bi}_2\text{Se}_3$ の混合物
N型	$\text{Bi}_2 (\text{Te}_{95}\text{Se}_5)_3$
	$\text{Bi}_2 (\text{Te}_{95}\text{Se}_5)_{3.2}$
	$\text{Bi}_2\text{Te}_3, \text{Bi}_2\text{Se}_3$ の混合物

表2 製膜条件

バックグラウンド圧力	$6.7\sim 8.7 \times 10^{-5} \text{ Pa}$
製膜時圧力	$1.2\sim 1.3 \times 10^{-4} \text{ Pa}$
基板	ガラス(コーニング7059)
基板温度	室温 $\sim 400^\circ\text{C}$

た。

(1) 実験

蒸着材料としての原料粉末は、表1に示すように、すでに高い性能が確認されている組成を基本として、p, n型で、それぞれ3種類ずつの原料粉末を準備した。それらは、i) 基本組成の溶融物原料、ii) 組成補正を行った溶融物原料、iii) 各粉末を基本組成比に調整した混合物原料の3種類である。

溶融物原料は、溶融作製した1~5mmの小片(フルウチ化学, 99.999%)をさらに遊星型微粒粉碎機により細粉化して、粒径を選別(250~500 μm)して使用した。

混合物原料は、 $\text{Bi}_2\text{Te}_3, \text{Sb}_2\text{Te}_3, \text{Bi}_2\text{Se}_3$ の各化合物粉末(高純度化学, 99.999%)を所定比に混合したものを使用した。

製膜装置は通常の真空容器を用いて、内部に金属ポート(Ta)、粉末原料を少量ずつ金属ポート上に落下させる振動フィーダー、加熱ヒーターを備えた基板部を設置した。製膜条件は、表2に示すとおりである。

連続的に少量の粉末を通电により高温となった金属ポート上に落下させながら、フラッシュ蒸着を行った。この時に、一度にあまり大量に金属ポート上に粉末を落下させると、うまく蒸発せずに金属ポート内に残留してしまうので、常に適量と同じ速度で落下していくようにフィーダーの振動制御を行った。また、原料粉末の粒径に関しては、大きすぎたり小さすぎたりするとうまく蒸発が行われないので、最初に示した250~500 μm 程度の粒径に調節して、蒸着を行った。

材料解析として、X線回折法による結晶性の観察、また、エネルギー分散法、ICP発光分光による組成分析を行った。

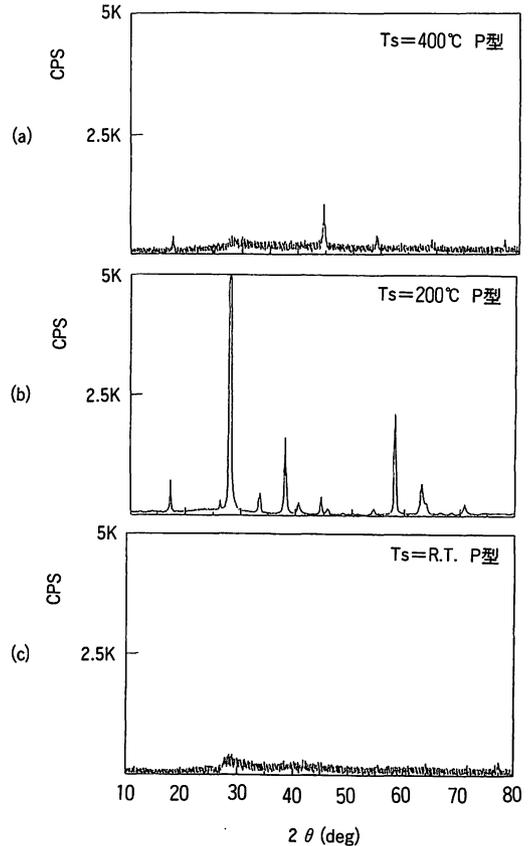


図3 X線回折図形

表3 元素分析の結果(at%)

	Bi	Sb	Te	Se
通常P型	10.4	30.7	57.1	1.8
	$(\text{Bi}_{125}\text{Sb}_{75})_2 (\text{Te}_{97}\text{Se}_3)_{2.87}$			
補正P型	9.9	30.2	58.1	1.8
	$(\text{Bi}_{125}\text{Sb}_{75})_2 (\text{Te}_{97}\text{Se}_3)_{2.99}$			
通常N型	40.6	...	56.4	3.0
	$\text{Bi}_2 (\text{Te}_{95}\text{Se}_5)_{2.93}$			
補正N型	39.5	...	57.5	3.0
	$\text{Bi}_2 (\text{Te}_{95}\text{Se}_5)_{3.06}$			

熱電特性(導電率, ゼーベック係数)の測定は、Arガス中において室温から200 $^\circ\text{C}$ の温度範囲で行った。導電率は直流4端子法で測定した。ゼーベック係数は、電極間の温度差を変化させた時(5~10deg)の起電力変化の傾きから求めた。

この際、温度測定はCA熱電対で行い、クロメル線を電気信号取り出しリード用にも使用した。そして、銅に対するクロメルの熱起電力を事前に測定しておき、今回の試料から得られた熱起電力からクロメルの熱起

電力を差し引いて補正したもの、すなわち、銅に対する熱起電力を算出して、試料のゼーベック係数とした。

(2) 材料解析結果

まず、基板温度を変えて薄膜試料を作製し、結晶性および組成を分析した。図-3に基板温度を変えた場合の試料のX線回折図形を示す。基板温度が高温(300~400°C)の場合は、結晶性が悪かった(図-3(a))。また、組成分析により、Bi元素がかなり減少しており、適正な組成が得られていないことがわかった。これは、基板に付着した後にBi元素が再蒸発したものとと思われる。

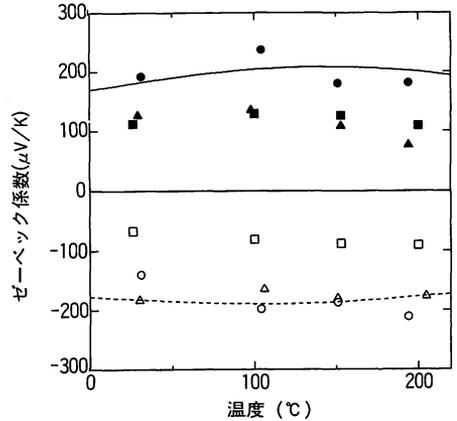
一方、基板温度が室温および低温(<100°C)の場合は、アモルファスもしくは非常に結晶性の悪い試料しか得られなかった(図-3(c))。これは、基板温度が低いため、結晶成長までのエネルギーが得られなかったためと考えられる。

基板温度を200°Cとすると、結晶性の良い試料を得ることができた(図-3(b))。この時には組成も適正なものが得られていた。すなわち、通常の製法の合成温度(400~600°C)と比較して、200°Cというかなりの低温で合成できることが分かった。もちろん、熱電材料の蒸発源は高温になっているが、被付着物が低温で使用できるのであれば基板選択の範囲が広がることになる。

図-3(b)では、特に優先配向は見られず、Bi₂Te₃粉末結晶の場合とほぼ同じ回折図形を示していた。すなわち、結晶性がかなり良い多結晶状態であることが分かる。Bi₂Te₃の結晶構造に対してSb元素やSe元素は、それぞれBi元素やTe元素の位置に置換して導入されるので、組成を変化させても固溶体を形成して、格子定数もほとんど変化しないことが知られている³⁾。

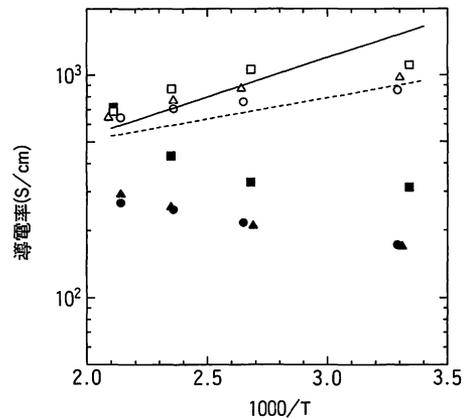
次に、原料組成補正の効果を調べるため、ICP発光分光分析により厳密に行った組成分析の結果を表3に示す。

すべての試料において、出発原料組成よりTeの量が減少していることがわかった。これは、熱電モジュールとして使用する場合に電流密度があまり高くないように、できるだけ膜厚を厚く(6~7μm)していることによる。つまり、蒸着に時間をかけており、金属ボートからの放射熱により真空容器内に準備した試料が熱せられて、金属ボート上で蒸発する前に昇華するTeの量が無視できなくなったためと考えている。出発時点で原料組成を行った試料の組成は、適正な組成となっていた。これらの結果から、製膜状況に合わ



■, □: p, n-通常組成試料, ▲, △: p, n-組成補正試料
●, ○: p, n-混合物試料, —: p型焼結材料, ----: n型焼結材料

図-4 薄膜材料のゼーベック係数の温度変化



■, □: p, n-通常組成試料, ▲, △: p, n-組成補正試料
●, ○: p, n-混合物試料, —: p型焼結材料, ----: n型焼結材料

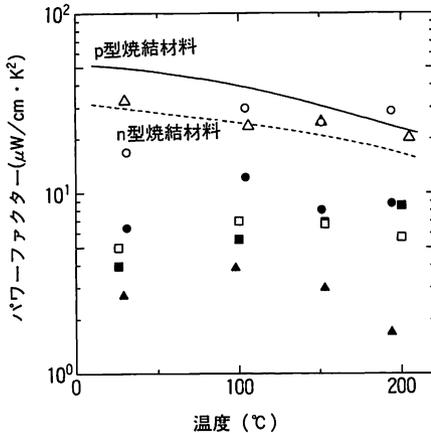
図-5 薄膜材料の導電率の温度変化

せて原料時点での組成補正を行うことにより、所定の組成の試料が得られることがわかった。

(3) 熱電特性の測定結果および考察

準備した原料粉末を用いて基板温度200°Cで作製した薄膜試料の熱電特性を図-4, 図-5に示す。バルクの焼結材料の値^{4), 5)}を比較用に図中に示している。(p型-Bi_{0.5}Sb_{1.5}Te₃(Se), n型-Bi₂Te_{2.85}Se_{0.15}(SbI₃))

p型試料は、全般的にバルク焼結材料よりも導電率が低く、温度の上昇にともなって導電率が向上する半導体的傾向を示していた。これは、結晶粒間の界面抵抗が高いためと考えられる。混合物試料は、ゼーベック係数は高いが、導電率は低かった。通常組成試料と



■, □: p, n-通常組成試料, ▲, △: p, n-組成補正試料
●, ○: p, n-混合物試料

図-6 薄膜材料の熱電特性の温度変化

組成補正試料は、どちらもゼーベック係数は低い値であった。導電率は、通常組成試料が一番高かった。

一方、n型試料は、一般的に導電率が高温上昇に伴って、少しずつ導電率が減少する金属的傾向を示していた。バルク焼結材料と比較しても同等の性能を持っていることがわかる。これは、結晶粒界の結晶状態がバルク焼結材料とほぼ同じ状態になっているためと考えられる。ゼーベック係数は、通常組成試料が低い値で、組成補正試料と混合物試料は、バルク焼結材料とほぼ同等の値であった。

次に、それぞれの試料の熱電性能を比較するために、図-6にパワーファクター ($S^2\sigma$) の温度依存性を示す。p型試料は焼結材料よりもかなり低い値であった。一方、n型試料では組成補正試料および混合物試料においては、焼結材料とほぼ同等の値を示していた。

これらの結果より、混合物試料でもそれほど熱電性能としては低くないことと、n型試料においてはバルク焼結材料とほぼ同等のパワーファクターを得ることができることが分かった。

混合物の場合は溶融物と比較して、材料供給時点では不均一性が高いが、蒸発時に溶融状態と似た状態になって均一性が高くなるのかもしれない。組成補正の効果は、組成に対しては明確に表れていたが、熱電性能に関してはそれほど明確な差としては表れなかった。溶融物よりも混合物で原料調整ができれば汎用性が広くなると考えられる。

このように、フラッシュ蒸着法に対して、粒径、基板温度、原料組成の補正、粉末混合物試料の検討を行い、その熱電特性を測定することができた。熱電性能

については、n型試料では性能の高いものが得られたが、p型試料では性能が低くなっていた。更なる性能向上のためには、結晶性向上およびキャリア濃度の調整のための不純物添加が必要であると考えられる。

3.2 キャスティング法による厚膜熱電材料の作製

キャスト法による無加圧の厚膜熱電材料の作製を行った。これは、次のような理由による。1) 蒸着法では膜厚に限界があるが、電流密度を低くするためには厚膜が必要である。2) 真空蒸着法よりもコストが低い製造法である。3) 組成制御や不純物添加が比較的容易である。4) 印刷製膜法へと展開することができる。

キャスト法の熱処理条件等の実験条件は、太田ら⁶⁾の文献を参考にした。

(1) 実験

出発原料としては、フラッシュ蒸着で用いたものと同じ原料を準備した。この場合、組成補正の原料は用いずに、溶融物と混合物の2種類を準備した。

まず、上記の試料に以下の処理を行った。粉末原料をプロピレングリコール中に分散させてスラリー化した。次に、ガラス基板上に長方形の穴があいた金属マスクを置き、その中にスラリーを充填した。その後、金属マスクを取り除くことにより、試料を無加圧で立方体型に成型した。

続いて、Ar気流中 (2l/min) での乾燥と熱処理により、溶媒の除去と焼成を行った。乾燥温度は、100°Cとした。熱処理温度は、p型材料は473°C、n型材料は463°Cとした。これらは、それぞれ融点の8割付近の温度である⁶⁾。得られた試料の厚さは、0.5~0.7mmであった。

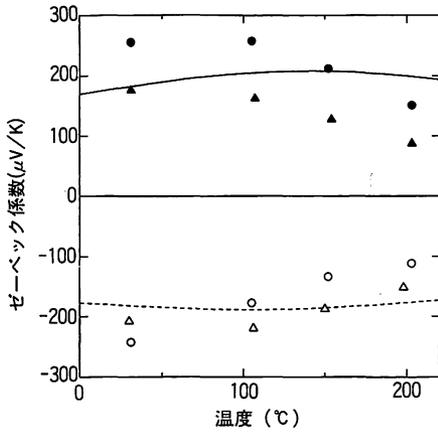
これらの試料の熱電特性を測定した結果を図-7、図-8に示す。一般的にゼーベック係数の性能はある程度得られているが、導電率が低い。特に、混合物では、P型試料の性能が良くないことがわかる。導電率向上のためには、不純物添加による結晶性の向上が必要である。

この結果をふまえ、原料の安定性も考慮して、出発原料としては溶融物を使用し、各種の不純物を添加して性能向上を図ることとした。

(2) 添加物の検討

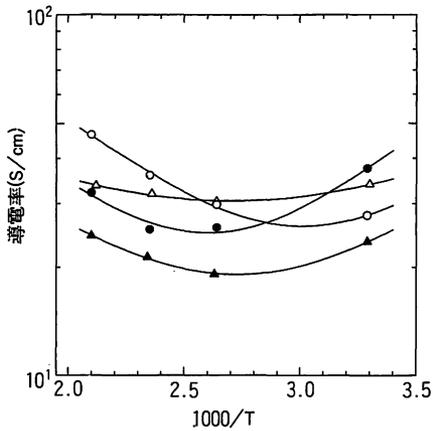
添加する不純物として、ハロゲン化物及び酸化物を検討した (表4)。添加量は0.1, 0.5, 1.0, 2.0wt%とした。

添加物の効果により得られた熱電性能の結果を図-9、



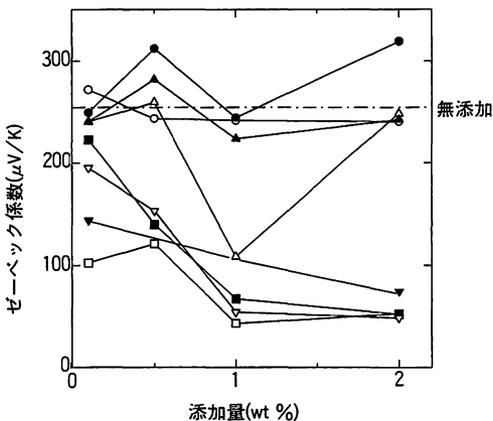
●, ○: p, n-溶融物試料, ▲, △: p, n-混合物試料
—: p型焼結材料, ----: n型焼結材料

図-7 厚膜材料のゼーベック係数の温度変化



●, ○: p, n-溶融物試料, ▲, △: p, n-混合物試料

図-8 厚膜材料の導電率の温度変化



○: SdI₃, ●: SbBr₃, □: AgI, ■: PbI₂, △: MgO, ▲: Bi₂O₃, ▽: PbO (粉末), ▼: PbO(ガラスフリット)

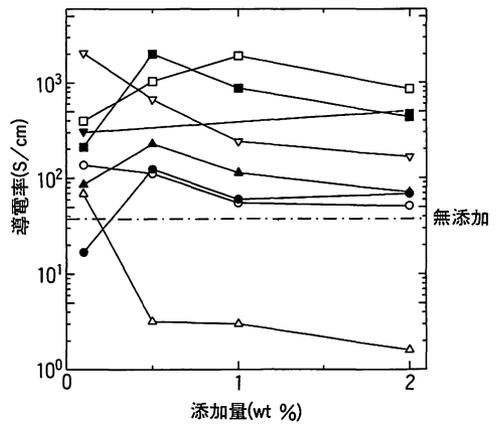
図-9 厚膜材料のゼーベック係数の添加量に対する変化 (p型試料, 室温)

図-10, 図-11, 図-12に示す。

これらの図は、不純物添加量に対して、室温における各試料の熱電性能をそれぞれプロットしたものである。図-9, 図-10より、p型試料では、ゼーベック係数は無添加の場合と比較して高くなった試料もあるが、

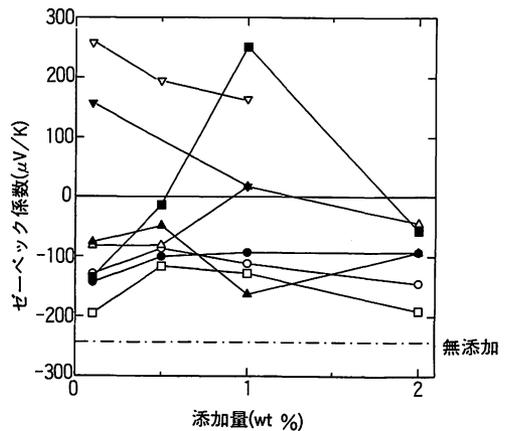
表 4 添加物の種類

金属ハロゲン化物	SbI ₃ , SbBr ₃ PbI ₂ , AgI
金属酸化物	PbO (ガラスフリット, 粉末) Bi ₂ O ₃ , MgO



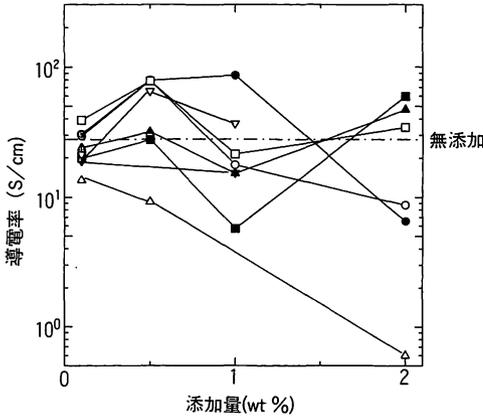
○: SdI₃, ●: SbBr₃, □: AgI, ■: PbI₂, △: MgO, ▲: Bi₂O₃, ▽: PbO (粉末), ▼: PbO(ガラスフリット)

図-10 厚膜材料の導電率の添加量に対する変化 (p型試料, 室温)



○: SdI₃, ●: SbBr₃, □: AgI, ■: PbI₂, △: MgO, ▲: Bi₂O₃, ▽: PbO (粉末), ▼: PbO(ガラスフリット)

図-11 厚膜材料のゼーベック係数の添加量に対する変化 (n型試料, 室温)



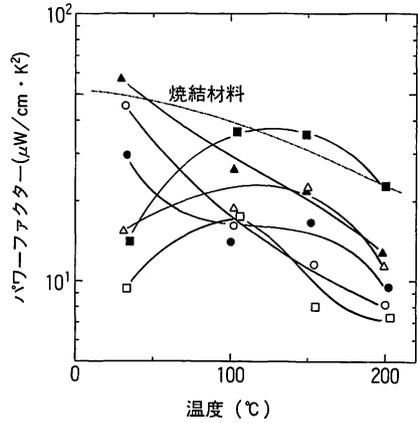
○ : SdI₃, ● : SbBr₃, □ : AgI, ■ : PbI₂, △ : MgO, ▲ : Bi₂O₃, ▽ : PbO (粉末), ▼ : PbO (ガラスフリット)

図-12 厚膜材料の導電率の添加量に対する変化 (n型試料, 室温)

全般的には、若干低くなっていた。それに対して、導電率が全般的にかなり高くなっていた。試料によっては、一桁以上もの向上があった。これらの結果は、不純物添加物により、無加圧であるにも関わらず試料の結晶性が高くなったためと考えられる。

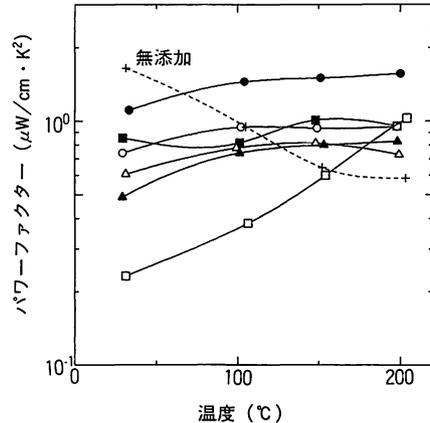
一方、図-11、図-12よりn型試料では、導電率は無添加の場合と比較して若干の変動はあるが、ほとんど同様の値を示していた。それに対して、ゼーベック係数はすべて低くなっていた。不純物を添加することによりp型に極性が変化しているものも観察された。これらの結果は、添加物によりホルルのキャリアが増加したことを示している。結晶化の進行がホルルと電子両極のキャリアの混在を進めたので、移動度が増加してもキャリア密度が減少するため導電率の増加が得られなかったと考えられる。

図-13、図-14は、各種添加物によるパワーファクターの温度変化を示している。これらの試料は、先ほどの添加物の中で、比較的性能の良いものを選んで図に示している。その結果、p型材料では、温度上昇に伴って、若干性能が落ちる試料もあるが逆に増加する試料もあった。特に、AgI (0.5wt%) 添加試料およびPbI₂ (1.0wt%) 添加試料では、焼結材料と同等の性能を示している。一方、n型材料では、すべて焼結材料とは比較にならないほど値が低かった。温度上昇に伴って若干の性能向上がみられ、無添加の場合よりも高い性能を示しているが、全般的に焼結材料には及ばない低い性能を示した。



○ : PbO(0.2wt%), ● : PbO(0.5wt%), □ : PbO(1.0wt%)
△ : AgI(0.1wt%), ▲ : AgI(0.5wt%), ■ : PbI₂(1.0wt%)

図-13 厚膜材料の熱電特性の温度変化 (p型試料)



○ : AgI(0.2wt%), ● : AgI(0.5wt%), □ : AgI(1.0wt%)
△ : SbI₃(0.2wt%), ▲ : SbBr₃(0.5wt%), ■ : SbBr₃(1.0wt%)

図-14 厚膜材料の熱電特性の温度変化 (n型試料)

これらの結果より、不純物添加を行うことによりp型材料では性能がかなり向上し、焼結実用材料に匹敵する値が得られていることがわかった。一方、n型材料では、今回の製造法、添加物においては性能の向上はみられなかった。

4. まとめ

熱電モジュール用膜形状熱電材料として、Bi₂Te₃系材料を用いて薄膜材料および厚膜材料を作製し、その化学的特性および熱電特性を測定した。熱電性能の総合的な評価を行うためには、熱伝導率の測定が必要であるが、今回は、パワーファクターを用いて評価を行った。以下にそれらのまとめを示す。

1) フラッシュ蒸着法を用いた膜形状熱電材料の作製法を検討し、薄膜Bi-Te系材料を低温かつ最適組成で製膜することが可能となった。特に、n型材料において焼結材料と同等のパワーファクターを得た。

2) キャスティング法を用いた無加圧の膜形状熱電材料作製法を検討し、厚膜Bi-Te系材料を製膜することが可能となった。特に、不純物添加によりp型材料において焼結材料と同等のパワーファクターを得た。

参考文献

1) 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).

- 2) 中桐, 行天, 三宅, 山本; エネルギー・資源学会第13回研究発表会講演論文集 (1994) p171.
 3) A. F. Ioffe (坂田民雄 訳); 「サーモエレメント」, 日刊工業新聞社 (1962).
 4) R. S. Caputo and V. C. Truscello; "Two-Watt Radioisotope Power Generators for Underwater Applications", Proc. IECEC, (1974) p637.
 J. Jaklovsky, R. Ionescu, N. Nistor and A. Chiculta; Phys. Stat. Sol., 27A, (1975) 329-332.
 5) 海部, 田中, 太田, 坂田, 山梨, 西田; 日本金属学会講演概要, 春期, (1987) p288.
 6) 太田, 梶川, 熊代; 電気学会論文誌B, 109巻5号 (1988) 213-219.

協賛行事ごあんない

「第2回CO₂固定化とエネルギー高効率利用に関する国際シンポジウム」について

- | | | | |
|--------|---|---------------------------------|-----|
| 1. 主催 | 東京工業大学炭素循環素材研究センター | 6. 参加登録費 | |
| 2. 協賛 | 日本機械学会, 日本伝熱学会 他 | 発表者・一般参加者 | |
| 3. 会期 | 1995年10月23日(月)~10月25日(水) | 7月31日まで: 30,000円 (学生参加費15,000円) | |
| 4. 会場 | 東京工業大学百年記念館フェライト会議室
〒152 東京都目黒区大岡山2-12-1 | 8月1日以降: 40,000円 (学生参加費17,000円) | |
| 5. 公用語 | 英語 | 7. 招待講演 | 20件 |

■ シンポジウム事務局 東京工業大学炭素循環素材研究センター 辻 正道
 〒152 東京都目黒区大岡山2-12-1
 TEL: (03) 5734-3292 FAX: (03) 5734-3292 or 3436