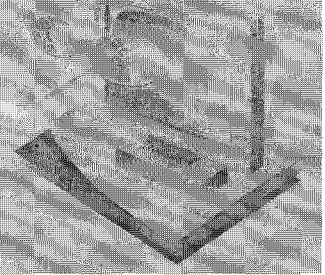


최신 열전소재 연구 동향



오민욱 선임연구원, 박수동 책임연구원 (한국전기연구원 에너지반도체 연구센터)

1. 서론

열전소재 (熱電素材, Thermoelectric materials)는 Seebeck 효과 및 Peltier 효과 등을 이용하여 전기를 생산하고, 발열 및 냉각을 할 수 있는 특성이 우수한 재료이다. Seebeck 효과는 그림 1과 같이 이종재료의 접합점에 온도차가 존재할 때 기전력이 발생하는 원리이며, Peltier 효과는 Seebeck 효과와는 반대로 전류를 접합점에 통전시키면 접합점에서 열이 흡수되거나 방출되는 원리이다.

열전변환기술은 열전발전과 열전냉각 기술로 이루어지며 다음과 같은 장점이 있다. 열전발전은 온도차가 존재하는 어느 시스템에서든 적용 가능한 장

점이 있다. 크게는 발전소, 제철소 등의 산업시설 배폐열, 자동차 배폐열, 그리고 작게는 체열 (體熱) 등을 열원으로 하여 발전을 할 수 있다. 또한, 열전발전 시스템은 기계적 부품이 없기 때문에 시스템 크기를 Micro-Watt에서 MW급까지 다양하게 설계 제작할 수 있으며, 반영구적 수명을 가지고 있다. 열전냉각 또한 이와 유사하게 장수명성, 시스템의 가변성, 정밀 온도제어, 무소음 등의 장점이 있다.

상술한 열전발전 및 냉각 등의 장점을 실용화하기 위하여 많은 선행 연구가 있었다. 특히 열전변환 기술 중 전체 시스템의 효율을 전반적으로 결정하는 열전소재의 경우 1800년대 초반부터 2000년대 초반까지 이루어진 기존의 연구결과들을 보면 열전소재 자체의 열전물성은 획기적으로 향상되지 않은 것을 알 수 있다. 그러나 2000년 이후로 미세구조 제어 기술, 나노 구조 형성 기술, 전자구조 제어 기술 등이 열전 분야에 적용됨으로써 열전물성의 비약적인 발전이 이루어졌다.

본 기고에서는 최근 급격히 발전하고 있는 열전변환기술 중에서 열전소재의 최신 연구 개발 동향, 국내 열전소재 연구개발 동향 등에 관하여 살펴보고자 한다.

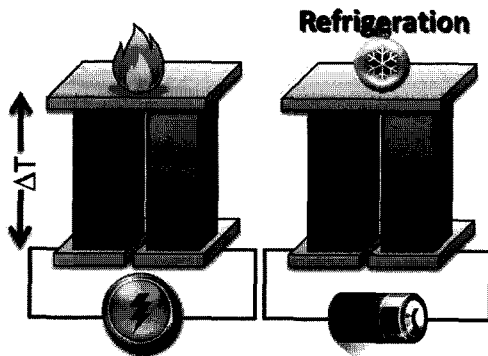


그림 1. 열전발전(좌) 및 열전냉각(우)의 개념도.

2. 우수한 열전소재란?

우수한 열전소재를 논하기 위해서는 열전소자를 먼저 소개하여야 한다. 열전소자는 두 종류의 열전

소재로 이루어진 소자로 주로 p형 반도체 및 n형 반도체의 접합으로 이루어져 있으며 형상은 그림 1과 같다. 열전소자를 통하여 열전발전 및 냉각이 이루어지기 때문에 열전소재의 우수성을 판단하기 위해서는 열전소재의 특성에 대하여 정의하여야 할 것이다.

열전발전소자의 효율 (η)은 고온부에서 흡수한 열유량 (Q_h) 대비 소자에서 생산하는 출력의 비로 정의할 수 있다. 이때 효율은 식(1)과 같이 정의된다 [1].

$$\eta = \frac{W}{Q_h} = \left(\frac{T_h - T_c}{T_h} \right) \frac{((1 + ZT)^{0.5} - 1)}{(1 + ZT)^{0.5} + T_c/T_h} \quad (1)$$

여기서 ZT는 열전소재의 무차원 특성치 (Dimensionless Figure of Merit)로서 $ZT = \alpha^2 T_0 / \kappa$ (α : Seebeck 계수 [V/K], σ : 전기전도도 [$\Omega^{-1}m^{-1}$], κ : 열전도도 [W/mK], T: 온도 [K])이다. 열전발전의 경우를 생각하면, 주어진 온도차 환경에서 최대 전력을 생산하기 위해서는 높은 온도차 유지를 위하여 열전도도는 우선 작아야 할 것이다. 또한, 생산된 전력이 Joule 열로 손실되는 것을 방지하기 위하여 전기전도도는 커야 한다. 그리고 가장 중요하게는 온도차에 의해 기전력이 많이 생성되기 위하여 Seebeck 계수가 커야 한다. 이와 같은 이유로 높은 ZT를 갖는 열전소재가 열전발전 및 열전냉각 특성이 우수하다. 그림 2에서 보는 것과 같이 열전소자의 에너지변환 효율은 ZT가 증가할수록 증가하는 것을 알 수 있다.

3. 우수한 열전소재가 되기 위한 필요조건

다양한 종류의 소재 중에서 열전특성이 우수하기 위해서는 소재의 물성치인 β 값(식 2)이 커야 하는 것으로 알려져 있다 [2].

$$\beta = \frac{2(2\pi k)^{3/2} k^2 T^{5/2} m^{*3/2} \mu}{eh^3 \lambda_L} \quad (2)$$

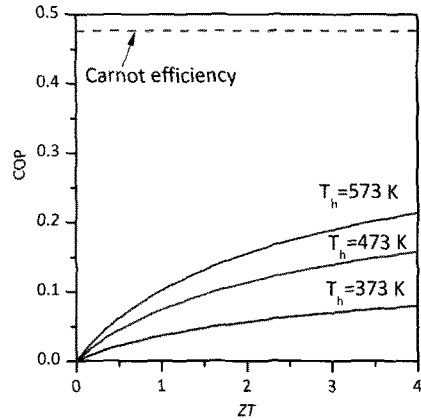


그림 2. ZT에 따른 열전발전소자의 에너지변환효율, Carnot 효율은 고온부 (T_h) 573K, 저온부 (T_c) 300K의 효율임.

여기서, k 는 Boltzmann 상수, m^* 은 전하의 유효 질량, μ 은 전하이동도, h 는 Plank 상수, e 는 전하량, λ_L 은 격자 열전도도이다. 따라서 전하의 유효질량이 크고 격자 열전도도가 작은 소재가 열전특성이 우수할 것으로 예측된다.

한편, 위의 식은 전하농도 및 산란 특성이 일정할 때를 가정한 것이다. 또한, 혼합 전도 및 복합체 등에서는 위의 식을 직접적으로 적용하기는 어려움이 있다. 그러나 지금까지 알려진 대부분의 열전재료는 β 값이 우수한 재료로서 상술한 원리가 경험적으로 잘 맞는 것을 의미한다.

4. 열전소재 물성 최적화

열전소재의 β 값이 우수하더라도 최적 열전 특성을 나타내기 위해서는 전하 농도 최적화가 필요하다. 전기전도도 및 제백계수의 전하농도 의존성을 살펴보면 그림 3과 같이 전하농도가 증가함에 따라 전기전도도는 증가하고 Seebeck 계수는 감소함을 알 수 있다. 그 결과 특정 농도 범위에서 ZT에서 분자 항인 출력인자 (Power factor) = $\alpha^2 \sigma$ 가 최대가 될 것임을 알 수 있다. 일반적으로 이 농도는 $10^{19} \sim 10^{20} cm^{-3}$ 으로 알려져 있으며 재료별로 최적 농도는 다르

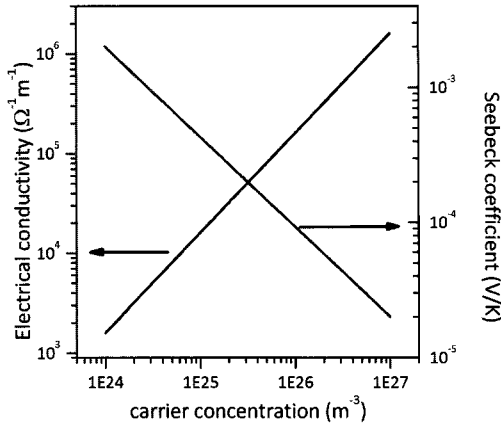


그림 3. 전하농도에 따른 전기전도도 및 제벡계수.

다. 따라서 열전소재의 농도 최적화를 위하여 도핑 등의 기법 등을 이용하여 출력인자를 최대화하여야 한다.

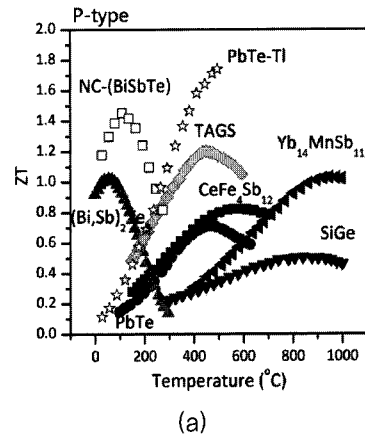
격자 열전도도는 단위 격자 원자 수에 반비례하므로 복잡한 결정구조를 갖는 소재가 대부분 열전도도가 낮다. 결정 내에 공공, 침입형 원소 등의 결함이 있을 때에도 격자 열전도도는 감소한다. 또한, 나노 크기의 제2상 형성 등에 의해서도 격자 열전도도는 크게 감소할 수 있다.

5. 최신 열전소재 연구 동향

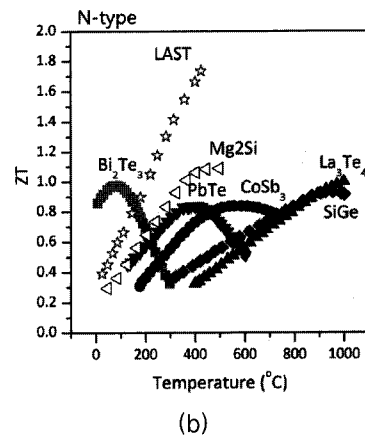
그림 4는 최근까지 개발된 p형 및 n형 열전소재의 ZT 결과를 도시하였다. 상온에서부터 1000°C 구간에서 최고의 성능을 보이는 열전소재 등을 도시하였다. 상온 영역에서는 Bi-Te계 화합물, 중온 영역에서는 Zn₄Sb₃ 및 PbTe계 화합물, 고온에서는 Yb-Mn-Sb 화합물이 최고 ZT를 보이는 것을 알 수 있다. 각 재료의 구체적 특성에 대하여는 다음의 세부항목에서 상세하게 기술할 것이다. 이들 열전소재는 기존의 열전소재 (SiGe 등)에 비하여 저렴하며 친환경적이라 할 수 있다. 단, PbTe 화합물의 경우 Pb가 ROHS에 해당되지만 2018년까지 EU에서의 사용은 유예된 상태이다.

5.1 Bi₂Te₃계

1950년대부터 개발된 Bi₂Te₃계 화합물은 상온 부근에서 n형 및 p형 모두 최고의 열전성능을 나타내고 ZT는 상온에서 약 1 정도이다[3]. Bi₂Te₃의 결정구조는 그림 5와 같이 공간군 R-3m (S.G. # 160)로서 육방정계이다. 이러한 결정구조로 인하여 열전특성이 이방성이 있고 일반적으로 육방정의 a축 방향 특성이 c축에 비하여 우수하다. 따라서 ZT~1의 특성도 Zone melting법 등으로 제조된 잉곳의 열전특성을 a축 방향으로 측정했을 때 얻을 수 있다. 또한, Te-Te 결합은 약한 Van der Waals 결합으로 이루어져 있어



(a)



(b)

그림 4. 최신 열전소재의 온도에 따른 ZT.

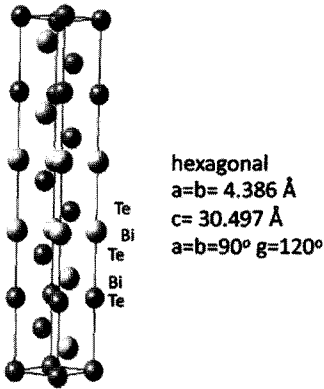


그림 5. Bi_2Te_3 의 결정구조.

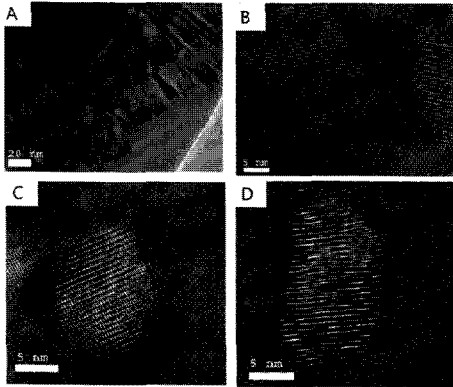


그림 6. $\text{NC-Bi}_2\text{Te}_3$ 화합물의 미세구조. A, B: 저배율 투과 현미경 이미지, C, D: 결정립 내에 존재하는 Nanodot.

벽개면이 쉽게 형성되고 기계적 성질이 나쁜 것으로 알려져 있다 [3]. 최근에 개발된 Nano composite Bi_2Te_3 는 100°C 에서 p-type $ZT=1.4$ 를 나타낸다 [3]. 또한, 이 재료는 상온에서 $ZT=1.2$, 250°C 에서 $ZT=0.8$ 을 나타낸다. 이러한 우수한 열전특성은 기존의 Bi-Te계 재료에 비하여 현저히 낮은 열전도도 때문이었다. 낮은 열전도도는 그림 6과 같은 약 50 nm 크기의 결정립 및 결정립 내부에 존재하는 Nanodot 등에 의한 것으로 설명되고 있다. 나노 크기를 갖는 무질서한 배열의 결정립은 열전특성의 이방성을 나타내지 않으며 벽개면의 형성을 억제하며 기계적 강도 또한 우수할 것으로 예측된다.

5.2 PbTe계 화합물

PbTe계 화합물 중에는 우선 LAST-m (Lead-Antimony-Silver-Tellurium)으로 불리기도 하는 $\text{AgPb}_m\text{SbTe}_{m+2}$ 화합물이 우수한 열전특성을 보인다. 700 K 에서 LAST-18의 경우 n형이며, $ZT\sim 1.7$ 의 우수한 열전특성을 보인다 [4]. 결정구조는 각각의 원소들이 단순한 NaCl 구조를 서로 공유하는 구조로 금속 양이온들은 NaCl 구조에서 임의적으로 배열되어 있다. Ag, Pb, Sb는 Na 위치를 차지하며, Te은 Cl 위치를 차지한다. 그러나 고배율 투과전자현미경 분석을 수행한 결과 LAST-m 화합물은 완전히 균일한 화합물은 아니며 그림 7과 같이 1-10 nm의 크기를 갖고 조성이 불균질한 나노 구조를 갖고 있다. 이러한 나노 사이즈의 불균질 영역에서 발생하는 Coulomb force 등의 변화가 전기전도도 및 Seebeck 계수 등의 전기적특성에 영향을 미치는 것으로 생각되고 있다. LAST-m 화합물의 격자진동에 의한 열전도도는 700K 에서 약 0.45 W/mK 로 매우 낮는데, 이것은 미세구조 전반적으로 존재하는 다수의 나노 구조에 의해 포논의 이동이 산란되기 때문으로 생각되고 있다. 한편, PbTe 합금에서 Sn를 Pb 치환형 합금원소로 첨가한다. 이를 바탕으로 n형의 LAST 화합물을 만들기 위해 LASTT (Lead-Antimony-Silver-Tellurium-Tin) 화합물을 제조하였으나 결과적으로 p형의 화합물이었으며, n형의 화합물을 만들기 위한 많은 연구가 진행되고 있다 [5]. 한편, LAST 화합물은 그 제조법 및 미세한 조성변화에도 열전특성이 민감하게 변하는 것으로 보고되고 있다.

LAST 화합물의 경우 제조 방법 등에 의해 열전특성이 크게 변하는 것으로 보고되고 있다[6]. 동일한 제조법으로 제조된 LAST 화합물에서 m 값에 따른 열전특성을 조사한 결과 LAST-18에서 최적의 특성을 나타내었다 [6](그림 8). 한편, 동일한 조성의 LAST 화합물에서 제조법의 차이에 따른 열전특성은 표 1에서 확인할 수 있다. 표에서와 같이 LAST 화합물은 제조 공정에 따른 열전특성이 크게 다른 것을 알 수 있다 [6]. 따라서 우수한 열전특성을 확보하기 위해서는 세심한 제조 공정 기술 확립이 필

요하다.

PbTe에 Ag와 Sb이 함께 도핑됨으로써 열전특성의 현저한 증가가 발생하는데 PbTe 내에서 Ag와 Sb의 구체적 역할을 규명하기는 매우 어렵다. 최근의 연구에 따르면 Ag와 Sb를 각각 PbTe 내에 도핑하면 LAST-18과 동일한 조성에서는 완전히 고용되지 않

는다는 것이 밝혀졌다 [7]. 또한, 그림 9와 같이 LAST 18의 열전특성은 Ag와 Sb를 따로 도핑한 결과로부터 유추한 열전특성과는 현저히 다른 것을 알 수 있다 [7]. 이러한 결과들은 PbTe 내에서 Ag와 Sb이 따로 떨어져 있지 않고 매우 가까이 위치하여 Ag-Sb의 상호 작용이 매우 클 것임을 간접적으로 의미한다 [7].

표 1. 제조 방법에 따른 열전물성 (Ref. 4와 6 참조).

Sample	Seebeck coefficient ($\mu\text{V/K}$)	Electrical resistivity ($10^{-3} \Omega \text{ cm}$)	Carrier concentration (10^{19} cm^{-3})	Carrier mobility ($\text{cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$)	Thermal conductivity (W/mK)
LAST-18	-200	2.87	0.36	401	1.3
LAST-18 ^a	-135	0.54	~2.0	~800	2.3

p형 PbTe 합금 중에는 TI을 첨가한 합금에서 가장 우수한 열전특성이 보고되었다. Heremans 등이 보고한 바에 따르면 500°C에서 약 $ZT=1.5$ 를 나타내

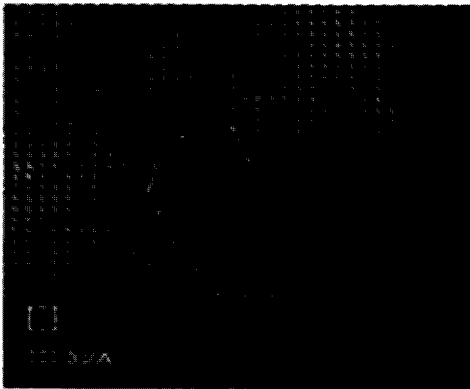


그림 7. LAST-18 화합물의 고배율 투과전자 현미경 사진.

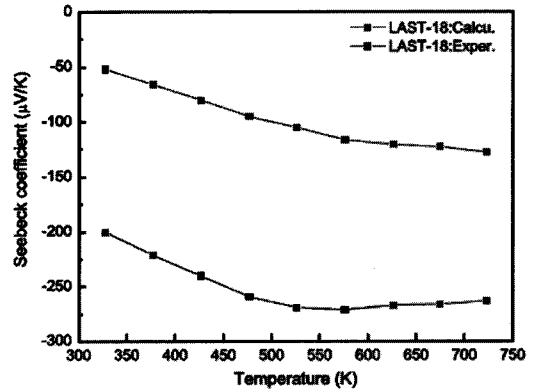


그림 9. LAST의 실험적 제벡계수와 Ag, Sb이 독립적으로 도핑된 합금의 제벡계수로부터 유추된 제벡계수.

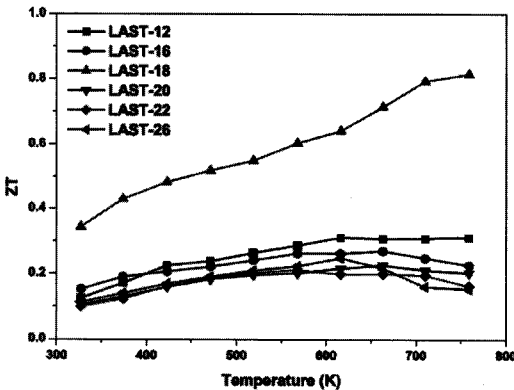


그림 8. LAST 합금에서 m값 변화에 따른 ZT 변화.

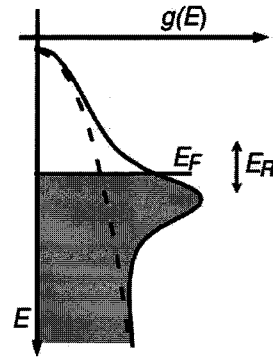


그림 10. TI 첨가 PbTe의 전자 상태밀도 함수의 개략도.

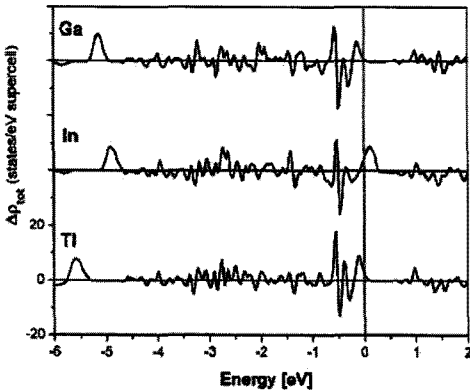


그림 11. 도핑 원소 첨가에 따른 전자 상태밀도 함수의 변화.

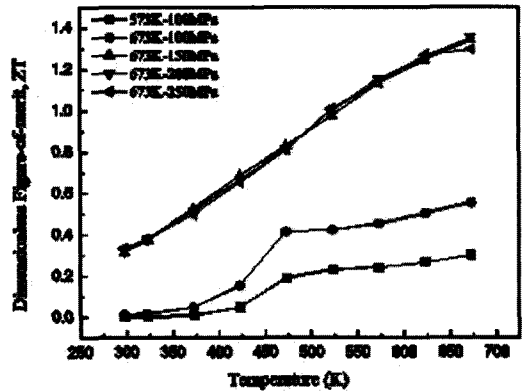


그림 12. Zn₄Sb₃의 Hot-pressing 조건에 따른 열전 특성.

며 이는 기존의 결과의 약 2배에 해당하는 우수한 열전특성이다 [8]. Tl 첨가에 따른 열전특성 향상은 LAST와 같은 나노구조체 형성에 의한 것이 아닌 전자구조의 변화에 따른 것으로 알려져 있다 [8]. 제백계수는 그림 10과 같이 전자 상태 밀도 함수에서 Fermi 레벨 근처의 대칭성이 깨어질 때 크게 증가하는 것으로 알려져 있다. 2006년도의 Ahmad의 연구에 따르면 PbTe에 Tl을 첨가하면 가전자대에 그림 11과 같은 전자 상태 밀도 함수의 변화가 생기고 그 결과 제백계수가 향상되어 열전특성이 향상될 수 있음이 이론적으로 예측되었다 [9]. 2008년도에 Heremans 등은 이러한 예측을 실험적으로 확인한 것이다. 한편, 최근에는 Tl이 첨가되지 않은 친환경적인 다른 도핑 원소 등을 이용하여 이러한 전자구조 변화를 이용한 열전특성 향상 연구를 계속적으로 진행하고 있는 것으로 알려져 있다.

5.3 β-Zn₄Sb₃ 화합물

β-Zn₄Sb₃ 화합물은 673 K 이하의 온도에서 우수한 열전특성을 보이는 재료이다. 그 결정구조는 공간군 R3C이며 263K~765K 온도구간에서 안정한 상이지만, 673K 이상에서는 ZnSb 및 Zn으로 상분해 되기 시작한다. β-Zn₄Sb₃는 Quartz관을 이용하여 원료 분말을 용해하고 제조된 합금을 분쇄하여 Hot pressing 및 SPS 등을 이용하면 고밀도의 합금이 제

조된다. β-Zn₄Sb₃ 화합물의 열전특성은 p형으로서 최대 약 ZT=1.4가 673K에서 관찰되었다. β-Zn₄Sb₃의 power factor ($\alpha^2\sigma$)는 673K에서 0.87 W/mK²로 우수한 편은 아니지만, 300 K에서의 열전도도가 약 0.9 W/mK로 매우 낮기 때문에 우수한 열전특성을 나타낸다 [11].

β-Zn₄Sb₃의 낮은 열전도도는 그 결정구조의 특성에 기인한 것으로 이해되고 있다. 단결정 및 Rietvelt법 등을 이용한 결정구조 분석에 따르면 일부 Zn 원자는 결정구조의 침입형 자리에 위치하는 것이 관찰되었으며, 이러한 침입형 Zn은 열적 진동 반경이 매우 커 Phonon의 이동을 산란시켜 열전도도를 크게 감소시키는 것으로 알려지고 있다 [11]. Sb 또한 합금에서 Sb³⁺ 및 Sb²⁺ 이온으로 구성되어 있는데 이러한 Sb 이온의 불규칙성 또한 낮은 열전도도의 원인으로 지목되고 있다 [11]. 다른 합금계에서 많이 이루어지고 있는 도핑원소 첨가는 β-Zn₄Sb₃ 합금에서는 크게 연구되지 못하고 있다. Sn 및 Cd 등의 합금원소 등이 치환형 원소로 첨가 가능하나 그 첨가량이 제한적이어서 열전특성의 향상은 이루어지지 못했다 [11].

Zn₄Sb₃의 열전특성 또한 PbTe와 마찬가지로 제조 공정에 영향을 받는 것으로 최근 보고되었다. 동일한 분말을 이용하여 다양한 Hot pressing 공정으로 제조 시에 열전물성은 그림 12와 같이 HP 조건에 따

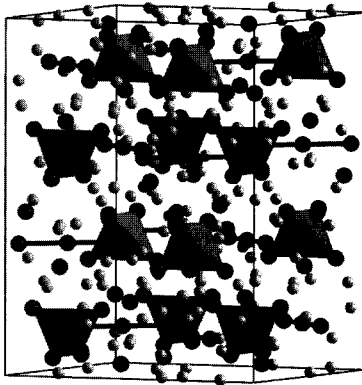


그림 13. $Yb_{14}MnAlSb_{11}$ 의 결정구조.

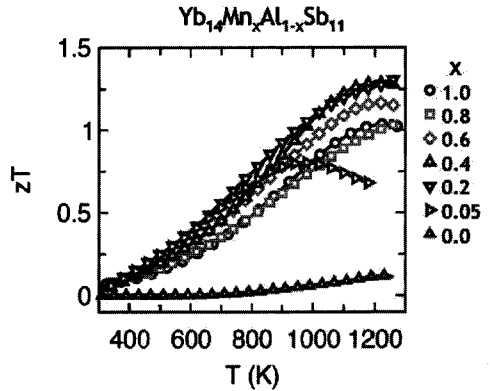


그림 14. $Yb_{14}Mn_xAl_{1-x}Sb_{11}$ 화합물의 열전특성.

라 크게 차이가 나는 것을 알 수 있고 있는 이것은 고압 소결 등에 따른 Zn의 휘발 억제 때문인 것으로 보고되었다 [12].

5.4 $Yb_{14}MnSb_{11}$ 화합물

$Yb_{14}MnSb_{11}$ 의 최대 열전특성은 p형으로 1,223 K에서 약 $ZT=1$ 정도로 기존 재료의 2배에 달한다 [13](그림 4). 전기비저항은 1,200K에서 $5.4 m\Omega m$ 이며 Seebeck 계수는 1275K에서 $185 \mu V/K$ 로 p형이다. 한편, 열전도도는 300-1275 K 영역에서 0.7-0.9 W/mK로서 매우 낮으며, 그 결과 우수한 열전특성이 나타난다. 이러한 낮은 열전도도는 그림 12와 같은 복잡한 결정구조 및 그 구조를 이루는 무거운 원소들에 기인한 것으로 생각되고 있다. 최근에는 Al 도핑에 의해 그림 14과 같이 1,223K에서 약 $ZT=1.25$ 로 향상될 수 있음을 보고되었다 [14].

6. 국내 열전소재 연구 동향

국내에서는 1990년도를 기점으로 KIST와 홍익대학교 등을 통해 저온용 열전변환재료인 Bi-Te계에 대한 연구를 수행하였다. 이후 신 열전재료에 대한 연구들이 KAIST, 서울대학교, 연세대학교, 인천대학교, 충남대학교, 충주대학교의 대학교들과 한국전기연구원, 재료연구소, 세라믹기술원, 포항산업과학

기술연구원 등의 연구원을 중심으로 진행되어 Bi-Te계, 산화물계, Skutterudite계, Fe-Si계, Pb-Te계 등에 대한 연구가 소규모로 수행된 바 있다.

최근에는 국내에서도 열전소재 기술의 국제적 발전과 더불어 우수한 연구 성과가 다수 보고되고 있다. 대표적으로 삼성중기원에서는 In_4Se_3 계 화합물의 열전특성을 새롭게 발견하여 Nature materials에 보고한 바 있다 [15]. 한국전기연구원에서는 $AgSbTe_2$, PbTe화합물, GeTe, Zn_4Sb_3 , Mg_2Si 계 화합물에서 $ZT>1.0$ 이상의 우수한 열전특성을 보고하고 있다. 이러한 열전특성 향상은 나노구조체 형성 및 열전특성 최적화 등을 이용하여 달성되었다. 또한, 전산모사를 이용한 신 열전재료 개발 기술을 이용하여 보다 효과적인 신 열전재료 개발에 적용하고 있다 [16]. 그 밖에 대구경북과학기술원, 재료연구소에서는 Bi-Te계 화합물에서 나노 분말 형상 제어 및 결정립 방향 제어 기술 개발 등을 통하여 열전특성 향상을 도모하고 있다. 산화물계 열전소재는 세라믹기술원, 세종대학교 등에서 중점적으로 연구 개발되고 있다.

7. 결론

최근 국내·외적으로 열전변환기술에 대한 관심이 나날이 증대하고 있는 것은 열전소재 특성 향상



에 기인한 것이다. 상온용 Bi-Te계 화합물의 열전특성은 기존 대비 약 50% 향상되었으며, 중온용 열전재료들은 100% 가까운 열전특성 향상이 보고되고 있다. 이러한 열전특성 향상은 크게 나노구조체(나노결정립, Nanodot 등) 도입으로 인한 열전도도 감소, 전자구조 변형을 통한 제베크계수 향상 등의 2가지 요소가 주된 이유라고 할 수 있다. 그 밖에는 기존에 열전소재로 연구되지 않았던 재료가 새롭게 열전소재로 부각되는 경우가 있을 수 있다. 최근에도 새로운 열전 성능 향상 기법 등이 계속적으로 소개되고 있고, 실험 및 이론적으로 그 결과들이 분석 및 확인되고 있는 실정이다. G. Zeng 등은 에너지 필터링 모델을 제안하여 복합 열전소재에서 열전특성 향상을 기대할 수 있음을 제안하고 있다 [17]. 벌크 물질이 아닌 나노와이어 소재의 열전물성 또한 크게 향상될 수 있을 것으로 기대되고 있다. 열전소재의 열전물성 향상은 아직 진행형임이 확실하다. 그 결과로 열전소재를 이용한 열전변환기술의 상용화 시기도 더욱 앞당겨질 것으로 생각된다. 열전변환기술이 상용화되었을 때 취할 수 있는 에너지 소비 효율 향상은 자동차만을 고려하였을 때에 약 5% 수준인 것으로 알려 지고 있다. 따라서 미래 국제사회에서 에너지 강국이 되기 위하여 국내 열전소재 연구개발에 대한 범정부적 지원이 강력히 필요할 것이다.

참고 문헌

- [1] H. J. Goldsmid, " Conversion Efficiency and Figure-of-Merit", in CRC Handbook of Thermoelectrics, edited by D. M. Rowe, CRC Prsss, p19-25 (1995).
- [2] C. M. Bhandari, " Thermoelectric Transport Theory", in CRC Handbook of Thermoelectrics, edited by D. M. Rowe, CRC Prsss, p27-42 (1995).
- [3] B. Poudel et al., "High-Thermoelectric Performance of Nanostructured Bismuth Antimony Telluride Bulk Alloys", Science, Vol. 320, p634-638 (2008).
- [4] K. F. Hsu et al., "Cubic $AgPb_mSbTe_{2+m}$: Bulk Thermoelectric Materials with High Figure of Merit", Science, Vol. 303, p818-821 (2004).
- [5] J. Androulakis, K. F. Hsu, R. Pcionek, H. Kong, C. Uher, J. J. D'Angelo, A. Downey, T. Hogan and M. G. Kanatzdis, " Nanostructuring and High Thermoelectric Efficiency in p-type $Ag(Pb_{1-y}Sn_y)_mSbTe_{m+2}$ ", Adv. Mater., Vol. 18, p1170-1173 (2006).
- [6] H. S. Dow, M. W. Oh et al., " Thermoelectric Properties of $AgPb_mSbTe_{m+2}$ ($12 < m < 26$) at Elevated Temperature", J. Appl. Phys., Vol. 105, p113703 (2009).
- [7] H. S. Dow, M. W. Oh et al., " Effect of Ag or Sb Addition on the Thermoelectric Properties of PbTe", J. Appl. Phys., Vol. 108, p113709 (2010).
- [8] J. P. Heremans et al., " Enhancement of Thermoelectric Efficiency in PbTe by Distortion of the Electronic Density of States", Science, Vol. 321, p554-557 (2008).
- [9] S. Ahmad, S. D. Mahanti, K. H. Hoang, and M. G. Kanatzidis, " Ab initio Studies of the Electronic Structure of Defects in PbTe", Phys. Rev. B, Vol. 74, p155205 (2006).
- [10] T. Caillat, J. P. Fleurial, and A. Borshchevsky, " Preparation and Thermoelectric Properties of Semiconducting Zn_4Sb_3 ", J. Phys. Chem. Solids, Vol. 58, p1119-1125 (1997).
- [11] G. J. Snyder, M. Christensen, E. Nishibori, T. Caillat, and B. B. Iversen, " Disordered Zinc in Zn_4Sb_3 with Phonon-Glass and Electron-Crystal Thermoelectric Properties", Nat. Mater. Vol. 3, p458-463 (2004).
- [12] J. H. Ahn, M. W. Oh et al., Mater. Res. Bull. in press.
- [13] S. R. Brown, S. M. Kauzlarich, F. Gascoin, and G. J. Snyder, " $Yb_{14}MnSb_{11}$: New High Efficiency Thermoelectric Materials for Power Generation" Chem. Mater., Vol. 18, p1873-187713 (2006).
- [14] E. S. Toberer, C. A. Cox, S. R. Brown, T. Ikeda, A. F. May, S. M. Kauzlarich, and G. J. Snyder, " Traversing the Metal-Insulator Transition in a Zintl Phase: Rational Enhancement of Thermoelectric Efficiency in $Yb_{14}Mn_{1-x}Al_xSb_{11}$ ", Adv. Func. Mater., Vol. 18, p2795-2800 (2008).
- [15] J. S. Rhyee, K. H. Lee, S. M. Lee, E. Cho, S. I. Km, E. Lee, Y. S. Kwon, J. H. Shim, and G. Kotliar, " Peierls Distortion as a Route to High Thermoelectric Performance in $In_4Se_{3-\delta}$ Crystals", Nature, Vol. 459, p965-968 (2009).
- [16] M. W. Oh et al., " Electronic Structure and Thermoelectric Transport Properties of $AgTiTe$:

First-Principles Calculations", Phys. Rev. B, Vol. 77, p165119 (2008).

- [17] G. Zeng, J. M. O. Zide, W. Kim, J. E. Bowers, A. C. Gossard, Z. Bian, Y. Zhang, A. Shakouri, S. L. Singer, and A. Majumdar, " Cross-plane Seebeck Coefficient of ErAs:InGaAlAs Superlattices", J. Appl. Phys., Vol. 101, p034502 (2007).

저|자|약|력|



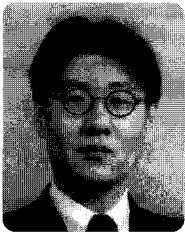
성 명 : 오민욱

◆ 학 력

- 2000년 한국과학기술원 재료공학과 공학사
- 2002년 한국과학기술원 재료공학과 공학 석사
- 2006년 한국과학기술원 재료공학과 공학 박사

◆ 경 력

- 2002년 - 2004년 일본 Kyoto대학 재료공학과 특별연구학생
- 2005년 일본 Kyoto대학 재료공학과 특별연구학생
- 2006년 - 현재 한국전기연구원 에너지반도체 연구센터 선임연구원



성 명 : 박수동

◆ 학 력

- 1987년 경북대학교 공과대학 금속공학과 공학사
- 1990년 경북대학교 대학원 금속재료공학과 공학석사
- 1999년 경북대학교 대학원 금속공학과 공학박사

◆ 경 력

- 2002년 - 현재 한국전기연구원 에너지반도체 연구센터 책임연구원

