

## Magnetocaloric Effect of B-Rich $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ Synthesized by Arc-Melting

Jae-Woong Lee<sup>1</sup> and Chunghee Nam<sup>1,2\*</sup>

<sup>1</sup>Department of Photonics and Sensors, Hannam University, Daejeon 34430, Korea

<sup>2</sup>Department of Electrical and Electronic Engineering, Hannam University, Daejeon 34430, Korea

(Received 12 October 2020, Received in final form 22 October 2020, Accepted 22 October 2020)

$\text{AlFe}_2\text{B}_2$  is one of good candidates for the magnetic refrigerator with the magnetic cooling effect. In this study, we investigated the change of magnetocaloric properties by doping 1.5% and 5.0% of B in  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ . Structural phase analysis through X-ray diffraction was carried out to find the optimal conditions for the synthesis of  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$  by arc-melting, and then analyzed  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$  phase after post-treatment, such as acid-treatment and annealing. As a result of the structural phase analysis, the presence or absence of FeB impurities was determined according to the amount of doping in the post-treated  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ . Each sample was measured using Magnetic Properties Measurement System (MPMS) for magnetic properties. The magnetization and saturation magnetization in terms of temperature were measured, and the difference in magnetization value was observed according to the amount of B doping. The magnetic entropy change ( $-\Delta S$ ) was calculated from the measured M-H data.  $-\Delta S$  at 2 T has 2.01 J/kg·K and 2.24 J/kg·K for boron 1.5% and 5.0% doped samples, respectively. The difference between the magnetization values and  $-\Delta S$  was due to the amount of FeB impurities produced by B doping.

**Keywords :** magnetocaloric effect, intermetallic compound, defects

## Arc-Melter로 제작한 B-rich $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ 의 자기 열량 효과

이재웅<sup>1</sup> · 남충희<sup>1,2\*</sup>

<sup>1</sup>한남대학교 광센서공학과, 대전시 대덕구 한남로 70, 34430

<sup>2</sup>한남대학교 전기전자공학과, 대전시 대덕구 한남로 70, 34430

(2020년 10월 12일 받음, 2020년 10월 22일 최종수정본 받음, 2020년 10월 22일 게재확정)

$\text{AlFe}_2\text{B}_2$ 은 자기 냉각 효과를 이용한 자기냉각기의 냉매의 좋은 후보군 중 하나이다. 본 연구에서는  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ 에 B를 1.5%와 5.0% 추가적으로 도핑 하여 변하는 자기 열량 특성을 조사하였다. X-선 회절을 통한 구조 분석으로 아크멜팅 방법으로 제작된  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ 의 최적화된 제작 조건을 찾고, 산처리와 열처리를 포함한 후처리를 거친 후  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ 의 구조를 분석하였다. 구조 분석의 결과로 후처리를 거친  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ 에서 B의 도핑 정도에 따라 FeB 불순물의 존재 유무를 확인하였다. 각각의 시료는 Magnetic Property Measurement System(MPMS)를 이용하여 자기적 특성을 측정하였다. 온도에 따른 자화와 포화 자화를 측정하여 B의 도핑량에 따라 자화 값의 차이를 확인하였다. 측정된 M-H 데이터를 이용하여 자기 엔트로피 변화( $-\Delta S$ )를 계산하였다. 2 T에서의  $-\Delta S$ 는 B를 1.5%와 5.0% 도핑한 시료 각각 2.01 J/KgK과 2.24 J/KgK을 가진다. 이러한 자화값과  $-\Delta S$ 의 차이는 붕소의 도핑에 따른 FeB 불순물의 양에 의해 일어나는 것을 확인할 수 있었다.

**주제어 :** 자기열량효과, 금속간화합물, 불순물

### I. 서 론

자기 열량 물질은 1997년 Pecharsky와 Gschneidner에 의해  $\text{Gd}_5\text{Si}_2\text{Ge}_2$ 의 거대한 자기 열량 효과가 보고된 이후 기체 냉매의 대체품으로써 연구가 되어왔다[1]. 자기 열량 효과를

이용한 고체 냉매는 기존의 기체 냉매가 가지고 있는 환경오염, 소음, 낮은 효율과 같은 문제점들을 극복할 수 있다. 자기 열량 효과는 자기 열량 물질에 외부 자기장을 가해주고 제거하는 순환과정을 통해 발생하는 열의 차이를 이용하여 냉각을 시키는 구조를 가진다. 자기 열량 물질의 경우 First Order Magnetic phase Transition(FOMT)와 Second Order Magnetic phase Transition(SOMT), 두 가지의 자기적 전이 형태를 가진다. 기존의 자기 열량 물질은 높은 자기 엔트로피 변화

© The Korean Magnetics Society. All rights reserved.

\*Corresponding author: Tel: +82-42-629-7472,

Fax: +82-42-629-7519, e-mail: chnam@hnu.ac.kr

(-ΔS)를 가지는 MnFe(P<sub>1-x</sub>As<sub>x</sub>)[2], MnAs[3], Heusler alloys [4], LaFeSi[5] 같은 FOMT 물질들이 많이 연구되었다. 하지만 높은 자기 엔트로피 변화를 가지는 장점에도 불구하고 좁은 작동 온도 구간과 높은 자기이력 손실의 단점을 가진다. 이러한 단점들 때문에 SOMT 물질의 연구가 이루어 졌다. 하지만 SOMT 물질의 경우 낮은 -ΔS를 가진다. 낮은 -ΔS를 높이기 위해 도핑이나 수소화, 구조 변이 같은 방법들을 이용한 연구가 진행되고 있다[6-12].

ThCr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> 타입의 ATr<sub>2</sub>X<sub>2</sub> 층상 구조를 가지는 물질의 경우 여러가지 흥미로운 물리적 특성을 갖는다. 예를 들어 AFe<sub>2</sub>X<sub>2</sub> (X = pnictogen atom)은 초전도 특성을 가지며[13,14], RMn<sub>2</sub>Ge<sub>2</sub> (R = Rare Earth)는 자기저항변화(magnetoresistance) 특성[15-17] 등을 가진다. 이러한 자기적 특성들은 층상 구조에 의해 원소간의 상호작용에 의해 야기된다. 그 중 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>의 경우 상온 근처에서 SOMT를 가지며, 희토류 물질이 들어가지 않는 물질이며 자기 열량 물질의 후보 군으로 제시되어 왔다. AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>은 1969년 Jetischko에 의해 처음으로 자성 및 구조적 특성이 되었다[18]. 층상 구조의 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>은 알루미늄 원소가 FeB 층을 분리시키는 구조를 가지고 있다. FeB은 높은 자화값을 가지는 강자성 특성을 보이지만, 600 K 근처의 높은 Curie 온도(T<sub>C</sub>)로 인해 상온에서 작동하는 자기 열량 물질로는 사용하기 적합하지 않다. AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>은 Al 층에 의해 Fe<sub>2</sub>B<sub>2</sub> 판이 분리되어 Fe-Fe와 Fe-B의 상호작용을 억제하는 층 구조를 가진다. 층상 구조를 가지는 이유로 인해 기존의 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>에 도핑을 하는 연구가 활발히 이루어졌다. 알루미늄을 과량 도핑 하여 불순물을 조절하는 연구를 하였으며[19], Ni, Mn, 또는 Co를 Fe 자리에 도핑 하는 연구도 이루어졌다[20-22]. Co와 Mn 도핑의 경우 T<sub>C</sub>를 감소시키는 결과를 보였으며, Mn 도핑에 의해 -ΔS 곡선이 평평한 부분을 야기시키는 현상을 확인하였다. B자리에 소량의 C 도핑을 통해 T<sub>C</sub>가 증가하는 결과가 보고되었다. 최근까지도 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>에 도핑을 하는 연구는 자기 열량 효과를 증진시키기 위해 꾸준히 지속되고 있다.

본 연구에서는 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>의 합성과정에서 Al의 양에 따라 불순물을 조절하여 단일 상에 가까운 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>을 제작하였고, B의 도핑을 통해 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>의 층상 구조가 유지되는 범위 내에서 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>의 격자를 왜곡시켜 자기적 특성의 원인이 되는 Fe-Fe와 Fe-B의 거리를 조절함에 따라 자기적 상호작용을 조절하여 자기열량효과를 측정하는 실험을 진행하였다. 이를 통해 B의 도핑이 -ΔS에 미치는 영향을 조사하였다.

## II. 실험 방법

AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub> 화합물은 Arc-melter를 이용해 제작하였다. 사용한

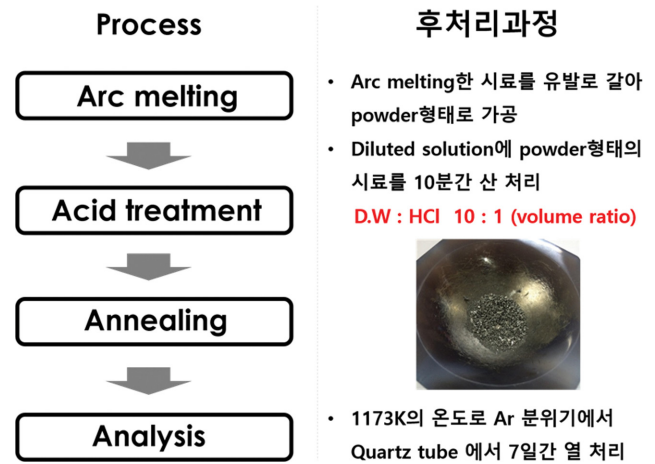


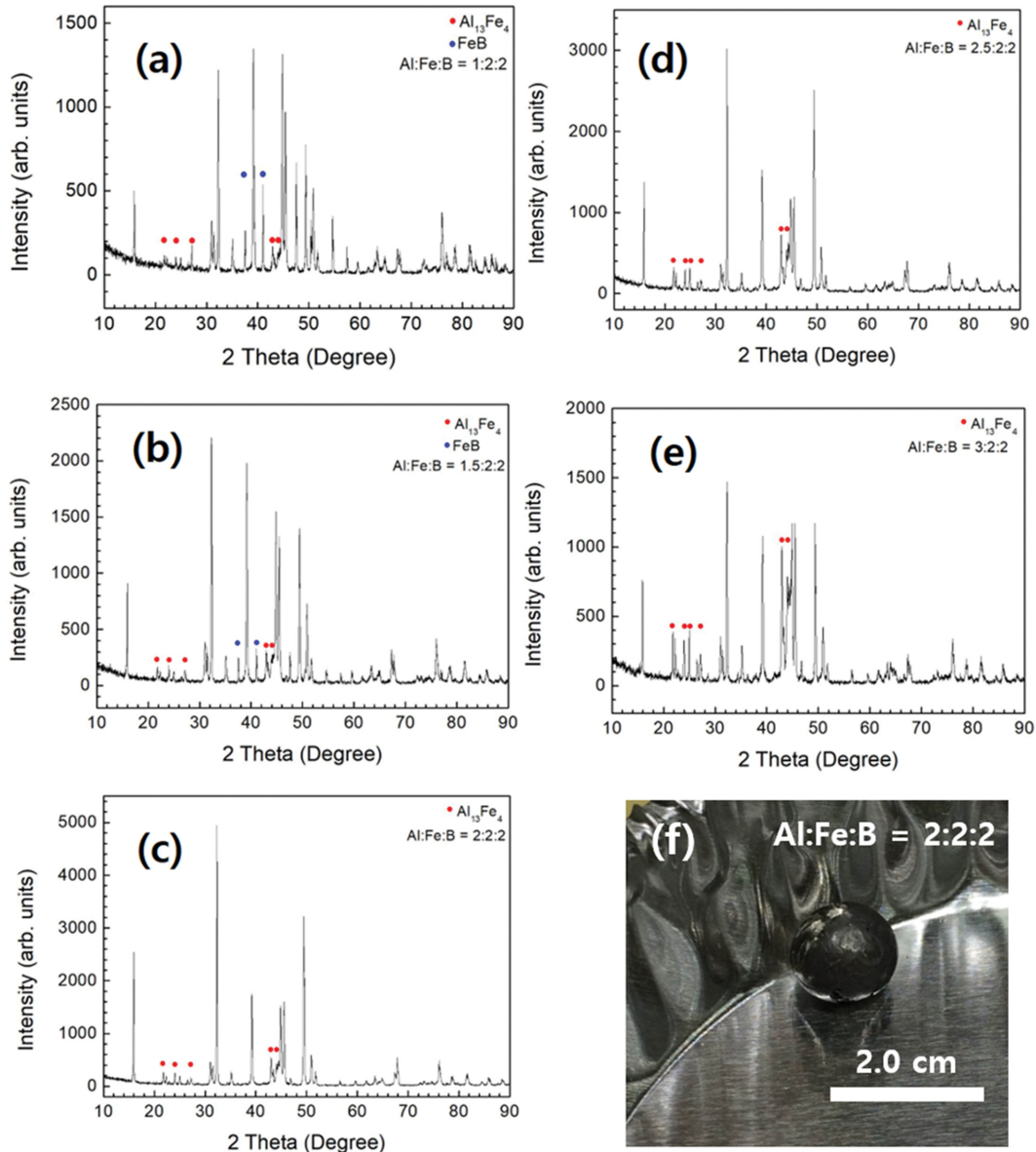
Fig. 1. (Color online) Process of the synthesis of AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>.

출발 원료는 알루미늄(RND Korea, 순도 99.999%), 전해 철(RND Korea, 순도 99.99%), 붕소 결정(Kojundo Chemical Laboratory, 순도 99.99%) 를 사용하였다. Arc-melter로 생성되는 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>의 균질성을 높이기 위해 re-melting을 3~4회 정도 시행하였다. 초기 화학량적 비율은 불순물 생성을 막기 위해 알루미늄 양을 조절하여 Al:Fe:B 을 X:2:2(X = 1.0, 1.5, 2.0, 2.5, 3.0) 비율로 제작하였다. B 도핑한 시료는 불순물을 최소화시키는 알루미늄의 조건을 바탕으로 B를 1.5%, 5.0% 과량을 추가하여 같은 방법으로 제작하였다. 제작한 button 형태의 시료를 마노 유발을 이용하여 분쇄한 후, 염산을 초순수 증류수에 희석시켜 염산과 초순수 증류수 비율 1:10의 용액에 10분간 산 처리를 하여 불순물을 제거하였다. 산 처리한 시료를 초순수 증류수를 이용해 세척한 후 80 °C의 온도에서 24시간 건조시켰다. 그 후, AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub> 분말을 프레스를 이용해 펠릿 모양으로 가공한 후 Mo foil로 감싸고 아르곤 분위기에서 quartz 안에 밀봉한 후 900 °C의 온도로 7일간 열처리를 하였다. 제작 과정은 Fig. 1의 모식도로 정리하였다.

합성된 시료의 결정 구조를 확인하기 위해 Cu Kα 타겟을 사용하는 X-선 회절기(RIGAKU D/MAX-2500)를 이용하였다. 자기적 특성을 분석하기 위해 Magnetic Property Measurement System(MPMS; SQUID; Quantum Design MPMS XL)을 이용하여 각각의 시료에 대해 온도에 따른 자화값과 외부 자기장에 따른 자화값을 측정하였다.

## III. 결과 및 토의

Fig. 2는 초기 알루미늄의 비율에 따른 시료의 X-선 회절 패턴을 보여준다. Arc-melter로 제작한 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>의 경우 Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub>와 FeB 불순물이 쉽게 생성이 된다. 이러한 불순물



**Fig. 2.** (Color online) (a)~(e) XRD patterns of as-cast  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$  with different Al ratio during synthesis. (f) Button shape of as-cast  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ .

생성을 막기 위해서 초기 알루미늄의 비율을 변경하여 불순물을 조절하였다. Fig. 2(a)~(e)는 알루미늄의 비율이 각각 1:2:2 에서 3:2:2까지 알루미늄을 0.5씩 추가하여 제작한 X-선 회절 패턴이다. Fig. 2(a)와 (b)에서 보는 것처럼, 알루미늄이 적은 경우에는  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  불순물과 함께 FeB이 생성된다. Fig. 2(c)에서처럼, 알루미늄의 비율을 증가시키면  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ 와 FeB의 불순물의 비율이 줄어든다.  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ 은 arc melting과 정에서 알루미늄의 손실이 일어나는데, 제작과정에서 손실되는 Al을 추가적으로 넣어주어 화학량적 비율의 불일치를 보완해주어 불순물 생성이 감소하였다. 그 후, 추가적으로 알루미늄을 추가할수록 알루미늄의 손실에 대한 FeB 불순물은 생성되지 않지만 알루미늄의 과량으로 인해  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  불순물이

더 생성되는 것을 Fig. 2(d)와 (e)에서 알 수 있다. Fig. 2(f)는 Al:Fe:B = 2:2:2 조건에서 아크멜팅으로 제작한 버튼 형태의  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$  샘플을 보여준다.

Fig. 3은 B를 1.5%와 5.0% 과량으로 넣은 시료의 산 처리 후 X-선 회절 패턴이다. 산 처리를 통해  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  불순물을 제거하였지만 완전히 제거되지 못하고 남아있는 미세한 양의  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  불순물 상이 확인된다. X-선 회절 패턴으로는 붕소의 양에 따라 산 처리 후의 시료에서  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  불순물 이외에 또다른 불순물상은 확인되지 않았다.

Fig. 4는 B를 과량으로 넣은 시료의 산 처리와 열처리 후의 X-선 회절 패턴이다. B를 1.5% 추가로 넣은 시료에서는 FeB 불순물이 확인 되었지만, 5.0% 추가한 시료에서는 FeB

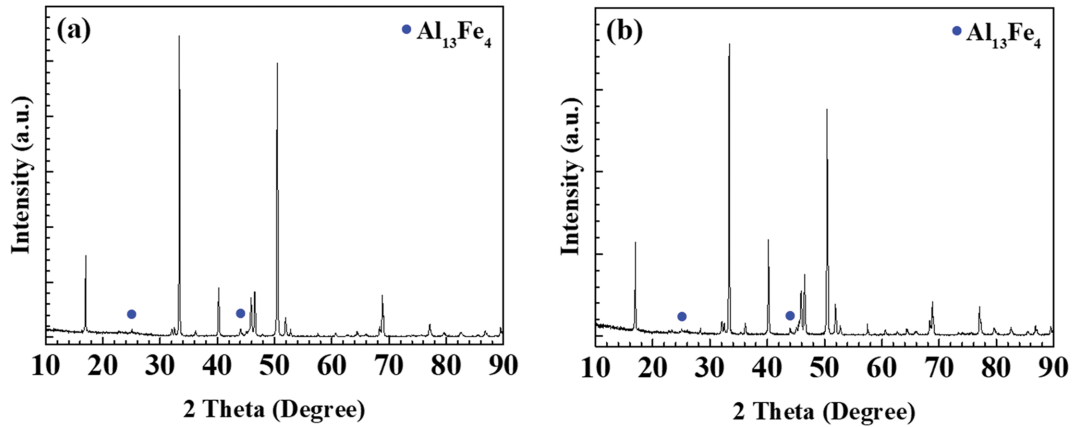


Fig. 3. (Color online) XRD patterns of (a) 1.5% and (b) 5.0% of B-rich  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$  after acid-treatment.

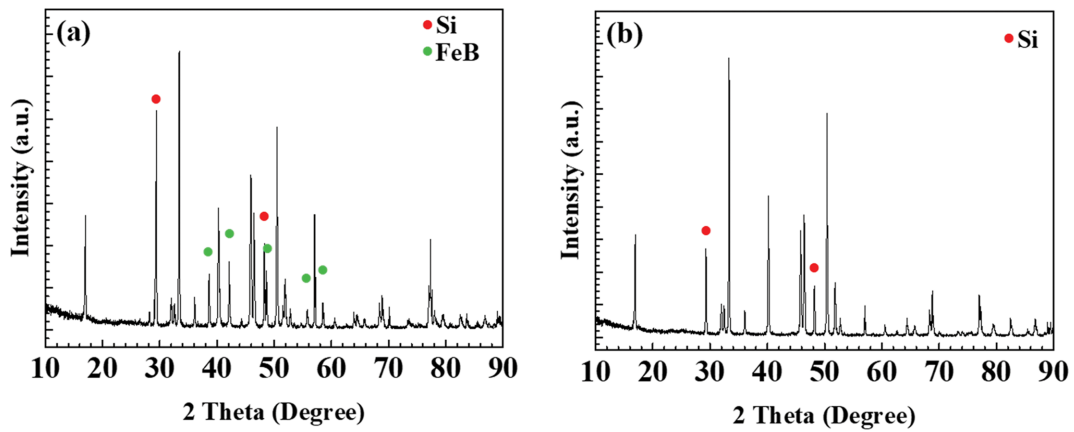


Fig. 4. (Color online) XRD patterns of (a) 1.5% and (b) 5.0% of B-rich  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$  after annealing.

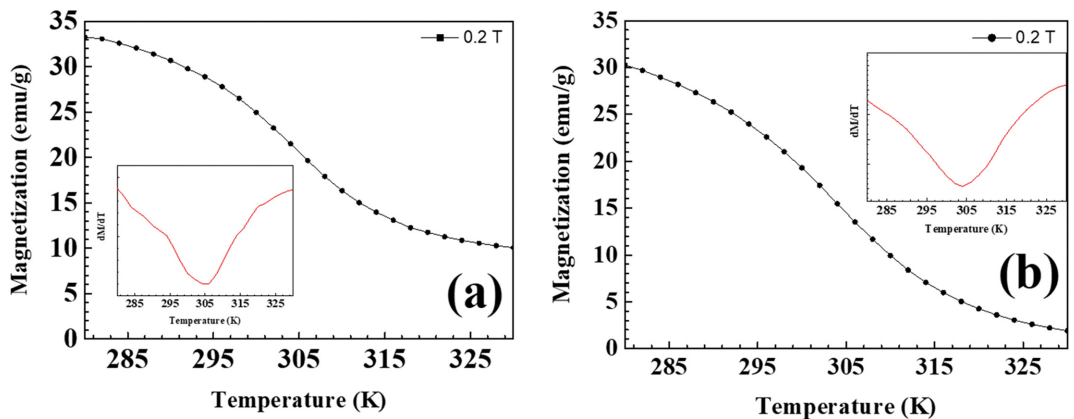
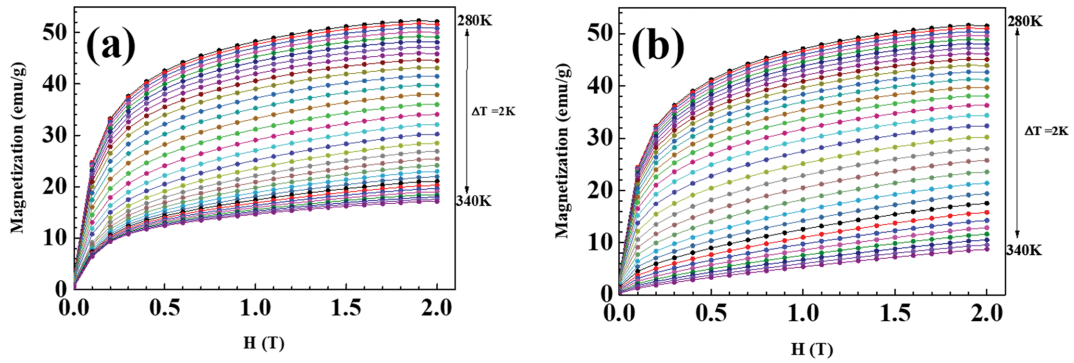


Fig. 5. (Color online) Magnetization at 0.2 T in terms of temperature for (a) 1.5% and (b) 5.0% of B-rich  $\text{AlFe}_2\text{B}_2$ . The insets show  $T_C$  defined from  $dM/dT$ .

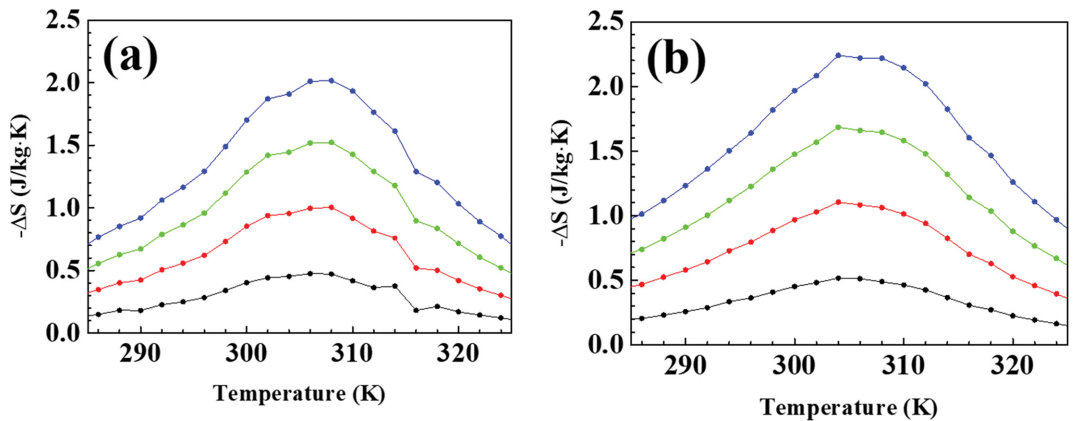
불순물이 확인되지 않았다. B 5.0% 과량의 시료에서는 산 처리 후의 시료에서도 FeB 불순물이 확인되지 않았고 열 처리 후의 시료에서도 마찬가지로 FeB 불순물이 존재하지 않으므로, FeB 효과는 B 1.5% 과량의 시료에서 나타날 것으

로 예상할 수 있다.

Fig. 5는 각각의 시료의 온도에 따른 자화를 나타낸 그래프이다. 자화는 280 K에서 330 K까지 2 K 간격으로 0.2 T의 외부 자기장 조건에서 측정하였다. 자기 상전이가 일어나기



**Fig. 6.** (Color online) Isothermal magnetization curves from 280 K to 340 K with the applied magnetic field between 0 T to 2 T for (a) 1.5% and (b) 5.0% of B-rich AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>.



**Fig. 7.** (Color online) Magnetic entropy changes in terms of temperature for (a) 1.5% and (b) 5.0% of B-rich AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>. Applied field is increased from 0.5 T to 2 T.

전 280 K에서의 자화는 B 1.5% 과량의 시료가 더 높은 값을 가진다. 이것은 상온 근처에서 강자성 특성을 갖는 FeB 불순물 때문에 나타나는 것으로 이해할 수 있다. Fig. 5의 inset은 각 시료의  $T_C$ 를 구하기 위해 자화를 온도로 미분한 그래프이다. Fig. 5의 inset에 있는 그래프의 peak 지점을  $T_C$ 로 정의하면 B 5.0% 과량 시료의 경우  $T_C = 304$  K, B 1.5% 과량 시료의  $T_C = 306$  K이다.  $T_C$ 의 차이는 FeB의 높은 자기 상전이 온도에 의해서 나타나게 되는데, FeB을 포함하는 B 1.5% 과량 시료가 FeB을 포함하지 않는 B 5.0% 과량 시료보다 높은  $T_C$ 를 가지는 것을 알 수 있다.

Fig. 6은 B과량 첨가된 두 시료에 대한 등온 상태에서의 가해진 외부 자기장에 따른 자화의 (M-H) 그래프이다. 온도 변화를 2 K로 하면서 280 K에서 340 K까지 각각의 등온 자화 곡선을 얻었다. 가해진 외부 자기장은 0~2 T까지 0.1 T의 간격으로 측정하였다. 280 K 온도에서는 B 5.0% 과량 시료와 1.5% 시료 모두 52 emu/g 근처의 값을 가진다. 하지만  $T_C$  이상의 340 K에서는 B 1.5% 과량의 시료의 경우, 강자성 특성의 FeB 불순물상이 남아 있기 때문에 상대적으로 큰 자

화값을 가지며 상자성 특성의 선형적인 M-H 곡선의 특성이 미약하게 나타난다(Fig. 6a). 하지만 B 5.0% 과량의 시료의 경우, FeB 불순물상이 없기 때문에  $T_C$  이상의 온도에서는 일반적인 상자성 물질의 선형의 M-H 그래프 형태를 보인다(Fig. 6b).

Fig. 7은 Maxwell 방정식을 이용하여 M-H 그래프에서 계산된  $-\Delta S$ 를 나타낸다.  $-\Delta S$ 의 최대 값은 외부 자기장 2 T 조건에서 B 1.5%와 5.0% 도핑한 시료 각각에 대해 2.01 J/KgK과 2.24 J/KgK을 가진다. 온도에 따른  $-\Delta S$ 의 온도 반치폭은 B 1.5%와 5.0% 도핑한 시료 각각 29.1 K과 33.8 K을 가진다. 두 시료의  $-\Delta S$ 의 최대값과 온도 반치폭의 차이는

**Table I.** Magnetic properties of B-rich samples after acid treatment and annealing.

Excess boron (%)	M at 2 T, 280 K (emu/g)	$-\Delta S_{max}$ (J/kgK)	RCP (J/kg)
1.5	52.1	2.01	59
5.0	51.5	2.24	76

AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub> 시료가 포함하고 있는 상온 근처에서 강자성 특성을 갖는 FeB 불순물의 영향 때문이다. 앞서 구한  $-\Delta S$ 의 최대 값과 온도 반치폭을 곱하여 relative cooling power(RCP)를 계산할 수 있는데, B 1.5%와 5.0% 도핑한 시료 각각의 RCP는 2 T에서 59 J/Kg와 76 J/Kg이다. FeB 불순물이 없는 샘플이 RCP가 더 큰 것을 알 수 있으며, B 도핑한 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub> 두 시료의 자기적 특성의 결과를 Table I에 정리하였다.

#### IV. 결 론

아크멜팅 방법으로 제작된 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>은 B의 양을 1.5%와 5.0% 도핑하여 만들어 졌으며, 산 처리와 열 처리를 거친후 불순물 정도를 확인하여 자기적 특성을 분석하였다. X-선 회절 측정을 통해 제작된 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>의 구조 분석을 하였다. B을 5.0% 도핑한 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>는 단일 상을 가지지만 B 1.5% 도핑한 시료에서 FeB 불순물이 발견되었다. 상온 근처에서 강자성 특성을 가지는 FeB으로 인하여 B 1.5% 도핑한 시료의 경우 높은 온도에서 잔여 히는 자화가 관측되며 B 5.0% 도핑한 시료보다 높은 T<sub>c</sub>를 보인다. B 도핑한 시료의 M-H 곡선을 통해 B 1.5% 도핑한 시료 경우에는, 상전이 온도 이상에서 강자성 특성이 340 K에서도 보이는 것이 확인되었다. B을 도핑한 AlFe<sub>2</sub>B<sub>2</sub>에 대해  $-\Delta S$ 의 최댓값은 B 1.5% 도핑한 시료와 B 5.0% 도핑한 시료 각각 2 T에서 2.01 J/KgK과 2.24 J/KgK을 보인다. B의 도핑량이 높을수록 FeB 불순물로 인한 잔여하는 자화에 의해 자기적 상전이 과정에서 변화하는 자화 정도가 감소하여  $-\Delta S$ 의 최댓값은 감소한다.

#### 감사의 글

본 연구는 교육부의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임(NRF-2019R1D1A3A03017434).

#### References

[1] V. K. Pecharsky and K. A. Gschneidner Jr., Phys. Rev. Lett. **78**, 4494 (1997).  
 [2] H. Wada and Y. Tanabe, Appl. Phys. Lett. **79**, 3302 (2001).

[3] T. Krenke, E. Duman, M. Acet, E. F. Wassermann, X. Moya, L. Manosa, and A. Planes, Nat. Mater. **4**, 450 (2005).  
 [4] K. Fukamichi, A. Fujita, and S. Fujieda, J. Alloys Comp. **408-412**, 307 (2006).  
 [5] H. Zhu, H. Song, and Y. H. Zhang, Appl. Phys. Lett. **81**, 3416 (2002).  
 [6] M. K. Chattopadhyay, M. A. Manekar, and S. B. Roy, J. Phys. D: Appl. Phys. **39**, 1006 (2006).  
 [7] Y. H. Zhuang, J. Q. Li, W. D. Huang, W. A. Sun, and W. Q. Ao, J. Alloys Comp. **421**, 49 (2006).  
 [8] L. F. Bao, F. X. Hu, R. R. Wu, J. Wang, L. Chen, J. R. Sun, B. G. Shen, L. Li, B. Zhang, and X. X. Zhang, J. Phys. D: Appl. Phys. **47**, 055003 (2014).  
 [9] J. L. Zhao, J. Shen, B. G. Shen, F. X. Hu, and J. R. Sun, Solid State Commun. **150**, 2329 (2010).  
 [10] W. Iwasieczko and A. G. Kuchin, J. Alloys Comp. **563**, 130 (2013).  
 [11] J. Liu, T. Gottschall, K. P. Skokov, J. D. Moore, and O. Gutfleisch, Nat. Mater. **11**, 620 (2012).  
 [12] N. T. Trung, L. Zhang, L. Caron, K. H. J. Buschow, and E. Brück, Appl. Phys. Lett. **92**, 172504 (2010).  
 [13] S. A. J. Kimber, A. Kreyssig, Y. Zhang, H. O. Jeschke, R. Valenti, F. Yokaichiya, E. Colombier, J. Yan, T. C. Hansen, T. Chatterji, R. J. McQueeney, P. C. Canfield, A. I. Goldman and D. N. Argyriou, Nat. Mater. **8**, 471 (2009).  
 [14] J. Paglione and R. L. Greene, Nat. Phys. **6**, 645 (2010).  
 [15] H. Wada, H. Yoshioka and T. Goto, J. Phys. Condens. Matter **14**, 41 (2002).  
 [16] E. V. Sampathkumaran, P. L. Paulose and R. Mallik, Phys. Rev. B **54**, R3710 (1996).  
 [17] L. Morellon, P. A. Algarable, M. R. Ibarra and C. Ritter, Phys. Rev. B **55**, 12363 (1997).  
 [18] W. Jeitschko, Acta Crystallogr. Sect. B. **25**, 163 (1969).  
 [19] E. M. Levin, B. A. Jensen, R. Barua, B. Lejeune, A. Howard, R. W. McCallum, M. J. Kramer, and L. H. Lewis, Phys. Rev. Mater. **2**, 034403 (2018).  
 [20] S. Hirt, F. Yuan, Y. Mozharivskyj, and H. Hillebrecht, Inorg. Chem. **55**, 9677 (2016).  
 [21] Q. Du, G. Chen, W. Yang, J. Wei, M. Hua, H. Du, C. Wang, S. Liu, J. Han, Y. Zhang, and J. Yang, J. Phys. D: Appl. Phys. **48**, 335001 (2015).  
 [22] B. T. Lejeune, B. A. Jensen, R. Barua, E. Stonkevitch, R. W. McCallum, and M. J. Kramer, J. Magn. Mater. **481**, 262 (2019).