

## Be-codoped GaMnAs의 상온 강자성 및 자기 수송 특성

임완순 · 우부성 · 고준서 · 김도진\* · 김효진 · 임영언 · 김창수<sup>1</sup>

충남대학교 재료공학과

<sup>1</sup>한국표준과학연구원

(2004년 10월 25일 받음, 2004년 11월 30일 최종수정본 받음)

MBE 장비를 이용하여 Mn과 Be flux의 변화를 주면서 Be-codoped GaMnAs를 성장시켰다. Mn flux의 범위는 고용체 특성의 GaMnAs에서, 과도한 flux에 의해 이차상이 형성된 상태까지 변화를 주면서 성장시켰다. Be 병행 도핑 효과 연구를 위해 두 가지의 Be flux 에서 박막을 성장하여 박막의 특성 변화를 관찰하였다. 과도한 Be 도핑을 통해 금속성의 전도를 가지는 상태와, 상대적으로 적은 양의 도핑을 통해 캐리어의 수는 증가하였으나 반도체 전도를 보이는 상태이다. 적은 양의 Be이 병행 도핑된 GaMnAs의 경우, 상온에서 강자성 특성을 보였으나, 이차상 형성에 의한 전기 비저항의 증가와 작은 자기저항에 의해 자기 수송 특성을 관찰하지 못했다. 그러나 많은 Be 도핑에 의해 금속 거동을 보이는 경우에는 많은 수의 캐리어와 전기 전도도의 증가로 인해 자기 수송 특성을 관찰할 수 있었다. Be 병행 도핑은 GaAs 기지 내에 효과적으로 캐리어를 공급하고, 이차상 MnAs뿐만 아니라 MnGa의 형성을 촉진하는 것으로 생각된다.

주제어 : GaMnAs, Be codoping, ferromagnetic semiconductor, spintronics

### 1. 서 론

전자 스핀의 소자 응용 (spintronics)에 대한 관심이 증가하면서 스핀 주입 소재 및 소자의 연구가 활발히 이루어지고 있다. 스핀 주입 소재 개발에 있어 가장 중요한 과제는 자성체에서 반도체로의 스핀 주입이다. 가장 유망한 스핀 주입 구조로 자성 반도체/반도체/자성 반도체가 제안 되었으며, 계면 문제를 해결함으로써 작동 온도 및 스핀 주입 효율을 만족할 수 있을 것으로 예상된다. 반도체로의 스핀 주입 소재 개발을 위해서는 상온에서 강자성 및 자기 수송 현상을 보이는 자성 반도체의 개발이 이루어져야 한다. 가장 기대되는 자성 반도체 중의 하나인 GaMnAs는 일본의 Ohno 그룹에서 집중적으로 연구되고 있으며[1-4], 그밖에도 많은 연구자들에 의해서도 연구되고 있다[5-7].

Ohno 그룹에서는 기판온도 200~300°C의 저온 분자선 에피택시 방법으로 GaAs내에 Mn의 고용한계 증가에 대한 연구를 수행하였으며, Mn의 함량을 약 7%까지 주입할 수 있음을 발표한 바 있다[2]. Mn이 10% 이상 고용되면 상온에서 강자성을 보이는 자성반도체가 될 것으로 예상되지만, Mn 함량이 5%를 초과하게 되면 GaMnAs 기지로부터 Mn이 분리되어 나와 GaAs 기지와 Schottky 장벽을 형성하여 전기적, 자기적 특성을 감소시키는 MnAs 이차상을 형성하게 된다[4]. 현재까지는 고용한계를 넘는 기술이 개발되지 않은 상태이며, Mn의 함량이 5%에서 최대 Curie 온도가 110 K에 이르는 것

로 보고되고 있다.

한편 최근 캐리어의 공급을 통한 자기적 특성 향상에 대한 연구가 보고되고 있으며, GaN 단일전구체 (Et<sub>2</sub>Ga(N<sub>3</sub>)NH<sub>2</sub>C(CH<sub>3</sub>)<sub>3</sub>)를 이용하여 성장된 Mg의 병행 도핑된 GaMnN에서 자기적 특성 향상을 보고한 바 있다[8,9]. Mg 이 병행 도핑된 GaMnN의 자기적 특성 향상은 Mg에 의해 공급된 많은 수의 자유 캐리어들이 멀리 떨어져 있는 Mn 이온들을 매개해 주었기 때문이며, 여기에서 주목할 점은 박막의 성장 시에 Mn과 Mg의 경쟁적 도핑효과에 의해 실제 도핑된 Mn의 함량이 ~0.3%로 아주 작다는 것이다. 이러한 연구는 자유 캐리어 농도의 중요성을 보여주고, 캐리어 매개 강자성 (carrier-mediated ferromagnetism)을 증명하는 결과이다.

Mg이 병행 도핑된 GaMnN의 자기적 특성 향상에 착안하여, GaMnAs에 Be을 병행 도핑함으로써 박막의 구조적, 전기적, 자기적 특성에 대한 연구를 수행하였다. 반도체 기지의 높은 비저항에 의해 자기 수송 현상의 관찰이 어렵기 때문에 [10], 매우 효과적인 dopant인 Be의 병행 도핑을 통해 캐리어를 공급하고 비저항을 감소시킴으로써 자성 반도체에서 자기 수송 현상 측정할 수 있으리라 예상된다. Be 병행 도핑 실험에서 두 가지의 Be flux 에서 박막을 성장하여 박막의 특성변화를 관찰하였다. 과도한 Be 도핑을 통해 금속성의 전도를 가지는 상태 (Be1250, BH-시편)와, 상대적으로 적은 양의 도핑을 통해 캐리어의 수는 증가하였으나 반도체 전도를 보이는 상태 (Be1100, BL-시편)였다. 각각의 Be flux에서 Mn flux를 고용한계 이하에서 이차상이 형성되는 flux까지

\*Tel: (042) 821-6639, E-mail: dojin@cnu.ac.kr

변화를 주어 성장하였다. 높은 Be flux에서 성장된 시편에서는 비록 이차상이 형성된다 하더라도 많은 수의 캐리어들에 의해 이차상과 주변과의 에너지 장벽을 넘어 자기 수송 현상을 관측되리라 예상하고 연구를 수행하였다.

### 2. 실험방법

저온 분자선 에피택시 (low temperature molecular beam epitaxy) 방법을 이용하여 GaAs (100) 기판위에 GaAs:(Mn,Be)를 성장시켰다. 소오스는 고형의 Ga, Mn, As, Be를 사용하였으며, background pressure는 액체 질소를 흘리는 상태에서  $10^{-10}$  torr였다. 기판의 세척은 trichloroethylene, acetone, methanol에 순차적으로 세척한 후, 50°C의 황산(H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) : 과산화수소(H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>) : 탈이온수(H<sub>2</sub>O) = 8 : 1 : 1 혼합 용액에서 40 초간 에칭하였다. 챔버 내에 기판을 장착한 후, 온도를 올려 GaAs 기판의 자연산화막 제거 온도인 580°C에서 reflection high-energy electron diffraction (RHEED) 패턴 관찰을 통해 기판온도를 calibration 하였고, 600°C에서 20분 동안 유지하여 산화막을 완전히 제거하였다. GaAs 원층층을 580°C에서 0.5 μm/hr의 속도로 ~250 nm 정도 성장시켰다. 저온에서 박막의 성장을 위하여 기판의 온도를 300°C로 낮추고 Ga, Mn, Be 셀의 셔터를 열어 0.25 μm/hr로 ~250 nm 정도 성장시켰다.

성장된 박막의 비저항은 four point probe와 stylus surface profile로 측정하였으며, Mn의 함량은 electron probe x-ray microanalysis (EPMA)로 조사하였다. 박막의 구조적 특성은 double crystal x-ray diffraction (DCXRD)로 관찰하였다. 상온 강자성 및 자기 수송 현상은 van der Pauw 형태의 시편에서 superconducting quantum interference device (SQUID)를 이용하여 측정하였다.

### 3. 결과 및 토론

박막 성장시에 기판의 온도는 박막의 물성을 결정하는 가장 중요한 변수 중 하나이다. 특히 박막의 전기적, 자기적 특성을 결정하는 Mn의 함량은 박막 성장시의 기판의 온도에 의해 결정되며 기판 온도가 낮을수록 고용한계가 높아진다. 전기 전도도가 강자성 천이온도 (T<sub>c</sub>)와 밀접한 관계가 있음은 이미 보고된 바 있으며, 상온에서의 비저항 측정을 통해 T<sub>c</sub>를 예상할 수 있다. T<sub>c</sub>의 증가를 위해서는 고용한계 내에서 치환형으로 들어가는 Mn의 함량을 극대화시켜야 한다. 그러나 Mn의 함량이 5%를 초과하면 이차상 MnAs가 생성되며, MnAs는 박막의 전기 전도도를 감소시켜 자기 수송 현상을 관찰하기 어렵다. 따라서 최대의 도핑 효과를 가지는 기판 온

도를 결정하는 실험이 수행 되어 한다. 박막의 최대의 전기 전도도와 자화값을 가지는 기판 온도 조건을 얻기 위해, 각 기판 온도에서 Mn의 주입 함량을 변화를 주면서 RHEED 패턴 변화 및 전기 전도도를 측정하였다. 기판 온도 범위는 275~325°C이었고, Mn 셀의 온도 범위는 830~910°C이었다.

본 연구에서는 실시간으로 박막의 성장 상태를 확인할 수 있는 유용한 방법인 RHEED를 이용하여 MnAs가 형성되는 Mn 온도를 RHEED 패턴의 변화를 통해 관찰하였다. 고용한계 이하의 Mn 온도 영역에서는 패턴이 streaky 패턴이 관찰되지만, 고용한계를 넘어서서 전기 전도도가 감소하는 영역에서는 spotty 패턴이 관찰되었다. Mn 온도 변화에 따른 전기 전도도 측정 결과에서, Mn의 함량이 증가함에 따라 전기 전도도가 증가하다가 감소하는 경향을 보였다. 전기 전도도의 증가는 Mn의 고용량 증가에 따른 캐리어의 증가 때문이며, 최고점 이후의 전기 전도도 감소는 이차상 MnAs의 형성에 의한 GaAs 기지와 Schottky 장벽이 형성되었기 때문이다. RHEED 패턴 및 전기 전도도 변화 측정을 통해 최적의 기판 온도 및 Mn 온도를 결정하였다. 기판의 온도는 300°C이고, Mn의 온도는 890°C이었다. 이때의 전기 전도도와 Mn의 함량은 각각 115/Ωcm, 1.13 atomic%였다. 성장된 GaMnAs의 최대 정공 농도는  $\sim 10^{20}$  cm<sup>-3</sup>, mobility는  $\sim 7.9$  cm<sup>2</sup>/V·s였다.

GaAs:Mn 성장에서 Mn flux 변화에 따른 Mn 원소의 재료 내부로의 주입에 대한 정보를 확인하는 것은 매우 중요하다. 각각의 기판온도에서 Mn 셀 온도에 따른 Mn 함량 변화를 EPMA를 이용하여 측정하였다. Mn 셀 온도의 역수에 대해 Mn 함량의 변화가 선형적으로 비례함을 확인 하였다. 즉, 사용된 기판온도 범위 (275~325°C)에서는 고용한계에 의한 이차상 MnAs가 형성과 관계없이 Mn의 함량이 Mn flux에 의해 결정됨을 알 수 있었다.

최적의 기판 온도 및 Mn 온도를 결정한 뒤, Be 도핑 후 반도체 거동을 보이는 온도인 T<sub>Be</sub>=1100°C (Be1100)와 과도한 도핑을 통해 측정되어 금속 거동을 보이는 T<sub>Be</sub>=1250°C (Be1250)의 두 온도에게 각각 GaAs:(Mn,Be)를 성장시킨다. T<sub>Mn</sub>=860°C에서 성장된 GaMnAs는 M860으로, T<sub>Be</sub>=1100 °C, T<sub>Mn</sub>=860°C에서 성장된 GaAs:(Mn,Be)는 BL860으로, T<sub>Be</sub>=1250°C, T<sub>Mn</sub>=890°C에서 성장된 GaAs:(Mn,Be)는 BH890 명명한다.

성장된 GaAs:Mn, GaAs:(Mn,Be)의 구조적 특성을 DCXRD 방법으로 관찰하였다. Fig. 1(a)은 M-과 BL-시편들의 구조적 특성 변화를 보여준다. 관측되는 peak은 GaAs(004)와 shoulder peak인 GaMnAs이다. GaAs 격자로의 Mn의 고용은 재료의 열화를 발생시키게 되며, Mn flux가 과도한 M900의 경우에는 MnAs의 형성에 의해 GaMnAs shoulder peak이 완전히 사라짐을 알 수 있다. M860과 BL860의 두

시편을 비교해 보면 Be 도핑에 의해 GaMnAs의 분리각이 더욱 커짐을 알 수 있으며, 반치폭도 넓어져서 Be 도핑에 의해 결정성이 나빠졌음을 알 수 있다. 박막의 성장시에 in-situ 관측이 가능한 RHEED 패턴분석을 통해 BL860에서는 streaky 패턴을, BL900에서는 spotty 패턴을 이미 확인하였다. 고용한계 이상의 Mn이 GaAs에 doping될 경우, 성장이 진행될수록 MnAs의 형성에 의해 기판 표면이 매우 거칠어져서 RHEED 패턴이 spotty 또는 ring으로 변화하게 된다. 즉, BL900 시편은 성장시에 고용한계를 넘어 이차상이 형성되었음을 의미한다.

M-, BH-시편의 구조적 특성 변화를 Fig. 1(b)에서 보여준다. 고용한계를 넘어서는 Mn flux인 M910의 경우 shoulder peak이 관찰되지 않음을 알 수 있다. 그러나 BL-시편들과는 대조적으로 높은 Be flux 에서 성장된 BH-시편들은 작은 Mn flux에서조차 GaMnAs shoulder peak이 관측되지 않았다. 그 원인으로 Ga 자리를 치환하는 두 원소인 Mn과 Be의 경쟁적 도핑과, Be 병행 도핑에 의한 격자의

열화 발생에 의하여 이차상의 형성이 촉진되었기 때문으로 생각된다. XRD 측정 방법을 이용하여 실제로 새로운 상이 형성되었는지에 대하여 관찰하였으나 모든 시편에서 이차상과 관련된 peak이 관측되지 않았다. 그러나 RHEED 패턴의 관찰과 온도 의존성 자화값 변화 곡선을 분석을 통해 재료 내에 새로운 상이 존재를 확인하였으며, 이차상은 MnAs와 MnGa으로 생각된다.

성장된 M-, BL-, BH- 시편들의 자기적 특성을 SQUID를 이용하여 측정한 온도에 따른 자화값 변화 곡선을 Fig. 2(a)와 Fig. 2(b)에서 보여준다. 고용체인 M860~M890 시편들의 경우에 상온에서 상자성을 나타내며, Curie온도 이하의 저온(~100K)에서만 GaMnAs에 의한 강자성 특성을 보임을 알 수 있다. 과도한 Mn flux 하에서 성장된 박막인 M900, M910의 경우에는 박막 내에 형성된 강자성 금속인 MnAs에 의해 상온에서 작은 자화값을 가지는 것을 알 수 있다. M900, M910의 자화값 변화 곡선이 상온 근처에서 값이 급격하게 감소하는 것을 알 수 있다. 이러한 곡선의 변화는

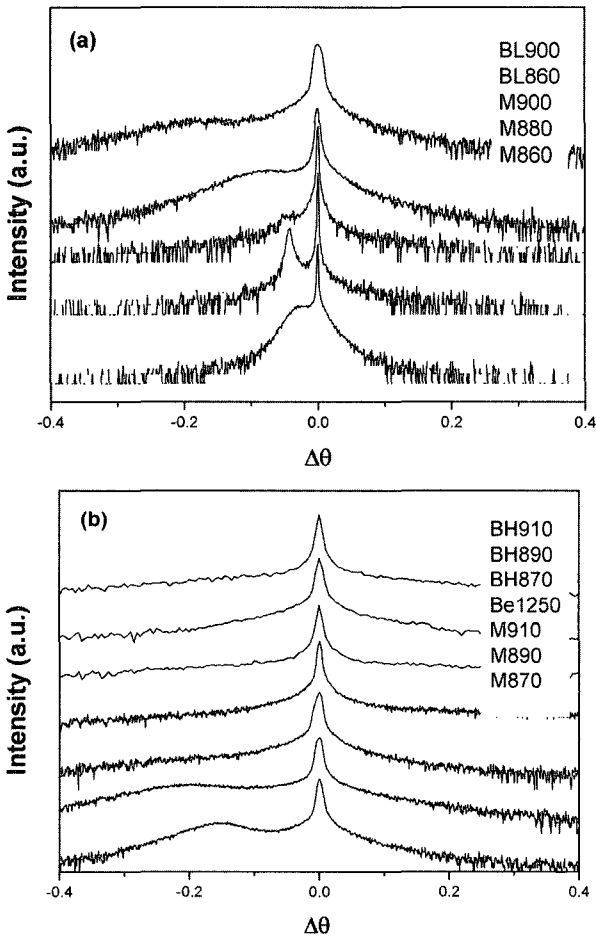


Fig. 1. DCXRD patterns for Be-codoped GaMnAs (004) in (a) BL-series ( $T_{Be}=1100^{\circ}C$ ) and in (b) BH-series ( $T_{Be}=1250^{\circ}C$ ). Comparison is made with GaMnAs without Be-codoping.

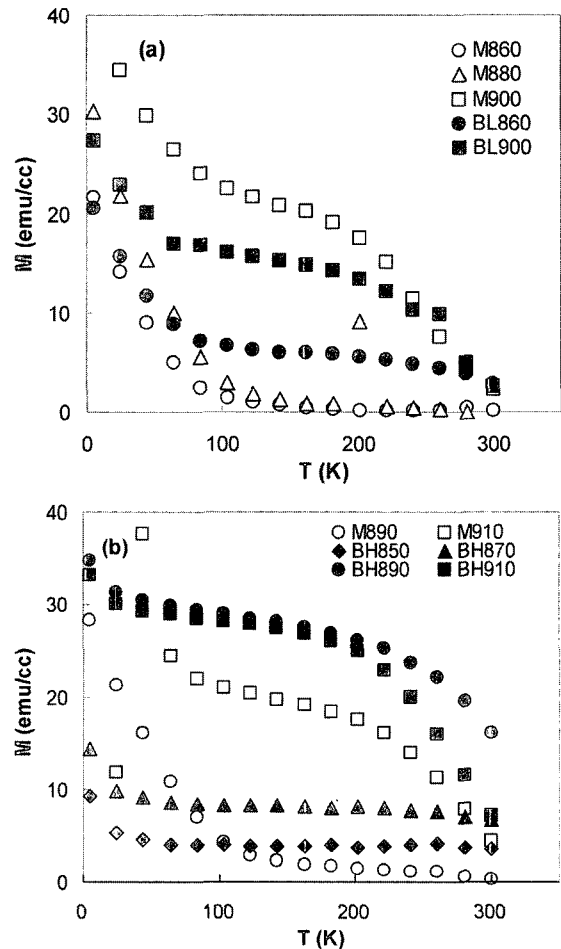


Fig. 2. Temperature dependent magnetization measured on GaAs:Mn and GaAs:(Mn,Be) layers: (a) light Be flux corresponding to  $T_{Be}=1100^{\circ}C$  and (b) degenerate Be flux corresponding to  $T_{Be}=1250^{\circ}C$ .

MnAs의 Curie 온도인  $\sim 313$  K를 향하고 있으며, 이를 통해 이차상 MnAs의 존재를 간접적으로 확인할 수 있다. M890과 BH890의 두 시편을 통해 Be 병행 도핑에 의한 영향을 비교하였다. 같은 Mn flux이지만 Be 도핑에 의해 포화 자화값이 크게 증가한 것을 알 수 있다. 자화값의 증가는 재료내의 강자성 상의 증가를 의미하는 것이며, Be 병행 도핑에 의해 이차상의 형성이 촉진됨을 알 수 있다. BH850~BH870에서 비록 도핑된 Mn이 상대적으로 아주 적은 양이지만, 저온 영역에서부터 상온 이상의 영역까지 자화값이 일정하게 유지되는 흥미로운 현상이 관찰된다. 만약 자기적 특성이 MnAs로부터 기인된 것이라면 M910과 유사하게 313 K 영역에서 자화값이 감소하는 현상을 보여야 하지만, 일정한 자화값의 관찰을 통해 상온 이상에서 강자성 특성을 보이는 새로운 상이 존재를 예상할 수 있다. 본 연구에서는 새로운 강자성 상에 대해 MnGa으로 추정하고 있다. MnGa은 Curie 온도가 600 K 이상으로 보고 되고 있는 물질이며[11], 이로 인해 상온 이상에서 온도에 의존성 자화값 곡선이 일정하게 유지되는 것으로 판단된다.

BH850~BH910 시편들의 비교를 통해 재료내의 이차상의 거동과 안정한 상으로의 변화 형태를 알 수 있다. Mn의 함량이 아주 적은 BH850의 경우는 저온 영역에서 상온 영역까지 자화값이 일정하게 유지되는 현상이 관찰된다. 그러나 Mn 함량이 증가할수록 상온까지 일정하게 유지되던 자화값이, 값은 커지고 상온 근처에서 점점 곡선이 휘는 현상이 관찰된다. BH910의 시편은 M910 시편과 유사하게 MnAs의 Tc 근처에서 급격하게 자화값이 감소하는 경향을 보인다. 적은 Mn flux에서는 Be 도핑에 의해 MnGa의 형성이 촉진되고, 상대적으로 많은 Mn flux에서는 Be 도핑에 의해 MnGa 상도 형성되지만, MnAs의 형성이 더욱 우세하게 일어나기 때문으로 생각된다. 즉, MnAs 상이 MnGa 상보다 안정한 상임을 증명하는 결과로 생각된다. BH890 시편의 경우에는 MnAs와 MnGa가 혼재되어 있는 것으로 생각되며 이를 경계로 Mn flux에 따라 생성되는 이차상의 종류와 양이 달라질 것으로 예상된다.

Mn, Be의 도핑에 의한 전기적 특성 변화를 관찰하기 위해 Hall 측정 장비를 이용하여 GaAs:Mn, GaAs:(Mn,Be), GaAs:Be 시편들의 비저항, 정공 농도, mobility를 측정하였다. M- 시편들의 정공 농도는  $\sim 10^{19}$  cm<sup>-3</sup>, mobility는  $\sim 10$  cm<sup>2</sup>/V-s였다. Be1250의 시편의 전기 전도도는 872/Ωcm의 최고값을 나타내었고, 정공의 농도 및 mobility는 각각  $\sim 3.9 \times 10^{20}$  cm<sup>-3</sup>,  $\sim 16.9$  cm<sup>2</sup>/V-s였다. BL- 시편의 경우  $\sim 10^{19}$  cm<sup>-3</sup>의 정공 농도와  $\sim 30$  cm<sup>2</sup>/V-s의 mobility를 나타내었으며, 과도하게 Be을 도핑한 시편 (BH-)에서는  $\sim 10^{20}$  cm<sup>-3</sup> 이상의 정공 농도와  $\sim 15$  cm<sup>2</sup>/V-s의 mobility를 나타내었다. Be이 Mn에 비해 효과

적인 dopant임을 알 수 있고, Be 병행 도핑을 통해 캐리어의 농도를 제어할 수 있다. 또한 BH- 시편에서는 많은 캐리어들 사이의 산란에 의해 mobility가 BL- 시편들에 비해 상대적으로 낮은 것을 알 수 있었다.

M-, BL-, BH- 시편들의 전기적 특성 변화를 van der Pauw 형태를 이용하여 측정한 결과를 Fig. 4-3에 나타내었다. Fig. 4-3(a)는 M-, BL-의 온도에 따른 비저항 변화를 측정한 결과로 온도가 감소함에 따라 비저항이 증가하는 반도체 거동을 보임을 알 수 있다. Mn의 함량이 적어 이차상이 생성되지 않은 시편인 M860, ML860, ML880에서, 증가하던 전기 비저항이  $\sim 60^\circ\text{C}$  부근에서 감소하는 것이 관찰된다. 이때의 온도는 금속-반도체 천이온도로 재료의 Curie 온도와 거의 일치하는 온도이다. 저온 영역에서 나타나는 전기 비저항

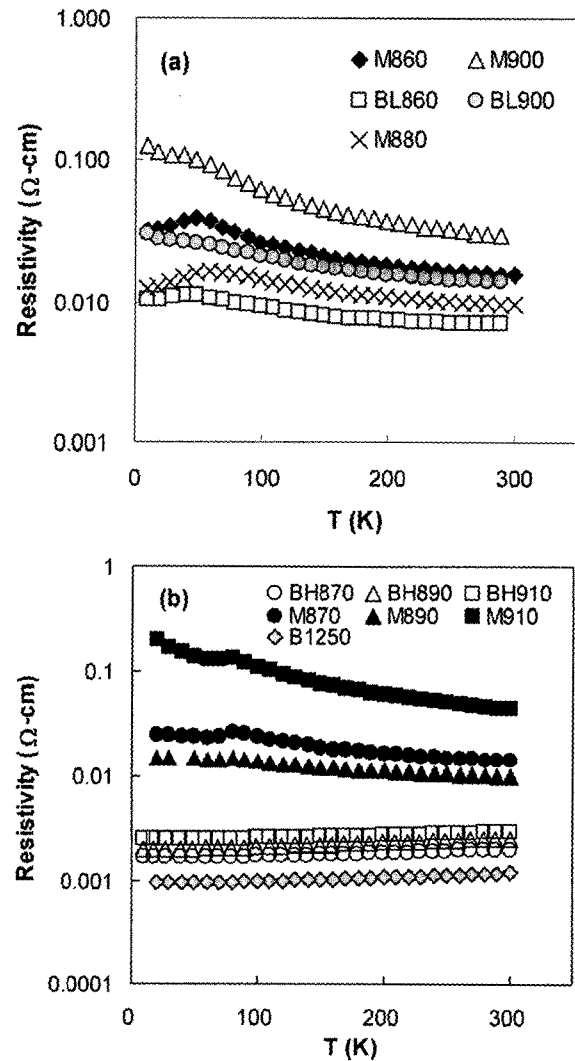


Fig. 3. Temperature dependent resistivity measured on GaAs:Mn and GaAs:(Mn,Be) layers for Be flux corresponding to (a)  $T_{\text{Be}}=1100^\circ\text{C}$  and (b)  $T_{\text{Be}}=1250^\circ\text{C}$ .

변화가 반도체에서 금속 거동으로 바뀌는 현상은 GaMnAs의 강자성 특성에 의한 것이다. 그러나 고용한계를 넘어서는 Mn flux하에서 형성된 시편 M900, ML900은 저온 영역에서 비

저항의 변화가 거의 관찰되지 않는다. GaMnAs의 영향이 거의 없음을 의미하며, 안정한 상인 MnAs의 형성에 의해 GaMnAs의 형성이 감소 되었기 때문이다. Be을 과도하게 도핑한 BH-의 시편의 온도 의존성 비저항 곡선을 Fig. 3(b)에서 보여주고 있으며 온도가 감소함에 따라 비저항이 감소하는 금속 거동을 보임을 알 수 있다. 과도한 Be의 도핑에 의한 축재에 의해 전기 전도도가 크게 증가하고, 금속 거동을 나타낸다. Be 병행 도핑에 의해 GaMnAs의 형성이 억제되고 상온 강자성체인 이차상 MnAs와 MnGa의 형성 되었기 때문에, 저온 영역에서 GaMnAs에 의한 변화가 전혀 관찰되지 않는다.

자기 수송 현상의 측정을 위해 SQUID를 이용하여 전기적 특성을 측정하였다. Fig. 4(a,b)는 BL- 시편의 측정 결과로 ~60 K까지 비정상 Hall 효과가 관찰됨을 알 수 있으며, 성장된 GaMnAs의 Curie 온도와 일치하는 결과이다[12]. BL860과 BL900 시편의 비정상 Hall 효과 특성을 비교하여 보면, BL860은 Mn의 양이 적게 도핑되어 이차상의 형성이 거의 이루어지지 않고, 강자성 특성이 전기 전도도가 우수한 GaMnAs에 의한 것으로 생각된다. 즉, 저온 영역에서 자기장에 의한 면저항에 변화에 비해 비정상 Hall 효과가 크게 나타나게 된다. 그러나 BL900에서는 강자성 특성이 많은 양의 Mn 도핑에 의해 형성된 전기 전도를 감소시키는 MnAs에서 나오므로 비정상 Hall 효과가 작게 나타나게 된다. 과도한 Mn flux에 의해 에너지 장벽을 형성하는 이차상 MnAs가 형성이 촉진되고, Be 병행 도핑에 의해 GaMnAs의 양이 감소 하였기 때문이다. BL900 시편의 경우에는 MnAs에 의한 상온 강자성 특성을 보이지만 작은 자기저항이 높은 면저항에 의해 상온에서는 비정상 Hall 효과를 관찰할 수 없다. 즉, 비정상 Hall 효과의 관찰하기 위해서는 전기 전도도의 증가를 통해 작은 자기 저항에 의한 변화를 감지해낼 수 있어야 한다.

상온에서의 자기 수송 현상은 과도한 Be flux하에서 성장되어 전기 전도도가 우수한 시편인 BH910에서 관찰할 수 있었다. BH910에서 측정된 비정상 Hall 효과를 Fig. 4(c)에서 보여주고 있다. BH910의 강자성 특성은 이차상 MnAs나 MnGa에 의한 것으로 판단되지만, 상온에서 자기 수송 현상에 의한 이력곡선을 명확하게 보여준다. 이러한 자기 수송 현상은 저온에서 상온까지 저항값의 변화가 거의 없었으며, 이것은 GaMnAs에 의한 기여가 거의 없음을 의미하는 결과이다. GaAs:Mn 시스템에서 이차상이 내부에 형성이 되면 금속성의 이차상과 GaAs 기지의 계면에서의 Schottky 장벽에 의한 전기 전도도의 감소로 자기 수송 현상을 관찰할 수 없다. 그러나 본 연구에서는 재료 내에 강자성 이차상이 형성되었지만, Be 병행 도핑을 통한 자유 캐리어 및 전기 전도도 증가로 인하여 자기 수송 현상을 관찰할 수 있었다.

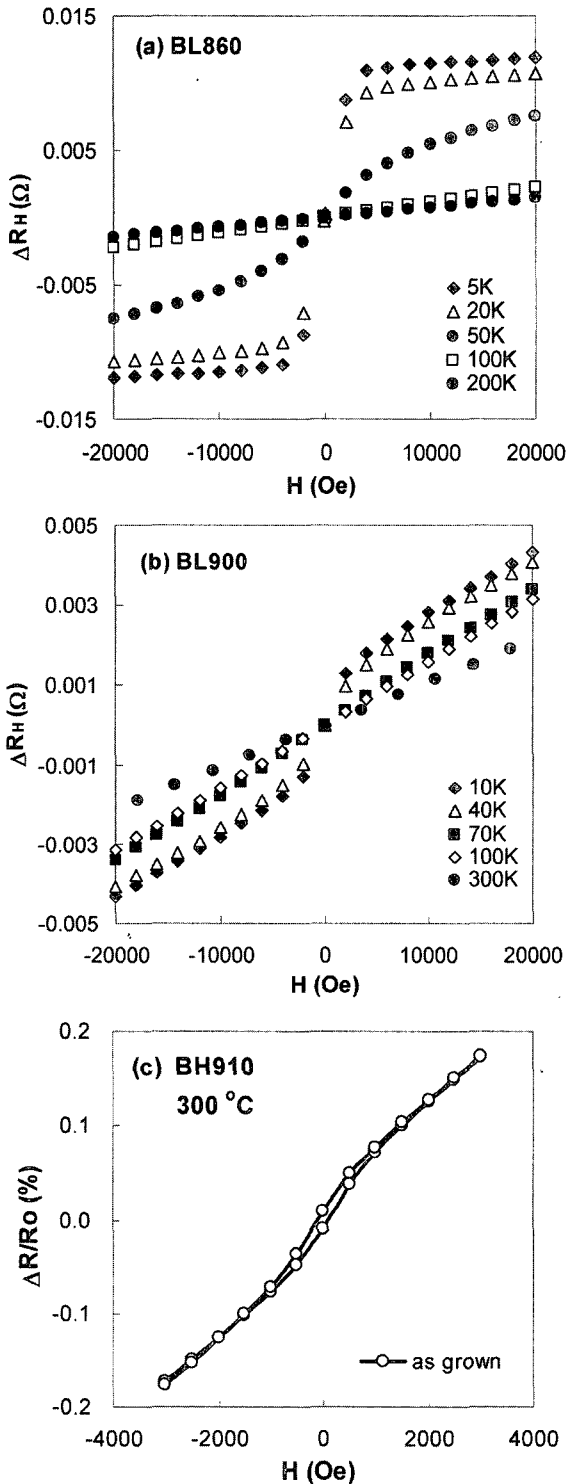


Fig. 4. Anomalous Hall effect of GaAs:(Mn,Be) layers measured with varying temperature for (a) BL860, (b) BL900. (c) is for BH910 revealing 300 K.

4. 결 론

MBE를 이용하여 GaAs, GaAs:Mn, GaAs:(Mn,Be) 시편을 성공적으로 성장시켰으며, Mn, Be의 도핑양에 따른 결과의 비교 분석 및 연구를 통해 재료의 구조적, 자기적, 전기적 특성 연구를 수행 하였다. Be 병행 도핑을 통해 반도체 또는 금속 거동을 보이는 시편의 전기적 특성을 제어할 수 있었다. 낮은 Be flux 하에서 성장된 BL- 시편들은 형성된 강자성 이차상에 의해 상온 강자성 특성을 보였으나, 높은 면저항에 의해 작은 자기 저항 변화가 가려져 자기 수송 현상을 관찰할 수 없었다. 과도한 Be flux 하에서 성장된 BH910 시편에서 상온 강자성 특성 및 자기 수송 현상을 관찰하였다. 자기 수송 현상은 강자성 이차상 MnGa과 MnAs로부터 기인되었으며, Be 병행 도핑에 의한 전기 전도도 증가를 통하여 관찰할 수 있었다.

감사의 글

본 연구는 특정기초연구(R01-2004-000-10104-0), ReCAMP, BK21의 지원을 받아 수행하였습니다. 한국기초과학지원연구원의 SQUID를 이용하여 물성 분석을 수행하였습니다.

참 고 문 헌

- [1] A. Shen, Y. Horikoshi, H. Ohno, and S. P. Guo, *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 1540(1997).
- [2] H. Ohno, *Science*, **281**, 951(1998).
- [3] A. Shen, F. Matsukura, S. P. Guo, Y. Sugawara, H. Ohno, M. Tani, H. Abe, and H.C. Liu, *J. Crystal Growth*, **201/202**, 679(1999).
- [4] H. Ohno, *J. Mag. Mater.*, **200**, 110(1999).
- [5] T. Hayashi, M. Tanaka, T. Nishinaga, H. Shimada, H. Tsuchiya, and Y. Otuka, *J. Crystal Growth*, **175/176**, 1063(1997).
- [6] H. Shimizu, T. Hayashi, T. Nishinaga, and M. Tanaka, *Appl. Phys. Lett.*, **74**, 398(1999).
- [7] A. Van Esch, L. Van Bockstal, J. De Boeck, G. Verbanck, A. S. van Steenbergen, P. J. Wellmann, B. Grietens, R. Bogaerts, F. Herlach, and G. Borghs, *Phys. Rev.*, **B56**, 13103(1997).
- [8] K. H. Kim, K. J. Lee, D. J. Kim, H. J. Kim, Y. E. Ihm, C.G. Kim, S. H. Yoo, and C. S. Kim, *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 4755(2003).
- [9] K. H. Kim, K. J. Lee, D. J. Kim, C. S. Kim, H. C. Lee, C. G. Kim, S. H. Yoo, H. J. Kim, and Y. E. Ihm, *J. Appl. Phys.*, **93**, 6793(2003).
- [10] H. Ohno, A. Shen, F. Matsukura, A. Oiwa, A. Endo, S. Katsumoto, and Y. Iye, *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 363(1996).
- [11] M. Tanaka, J. P. Harbison, J. Deboeck, T. Sands, B. Philips, T. L. Cheeks, V. G. Keramidis, *Appl. Phys. Lett.*, **63**, 1565(1993).
- [12] K. H. Kim, J. H. Park, B. D. Kim, C. S. Kim, D. J. Kim, H. J. Kim, Y. E. Ihm, *Metals Mater.*, **8**, 177(2002).

Ferromagnetism and Magnetotransport of Be-codoped GaMnAs

W. S. Im, F. C. Yu, C. X. Gao, D. J. Kim\*, H. J. Kim, Y. E. Ihm and C. S. Kim<sup>1</sup>

Department of Materials Science and Engineering, Chungnam National University, Daejeon, 305-764 Korea

<sup>1</sup>Korea Research Institute of Standards and Science, Daejeon 305-606, Korea

(Received 25 October 2004, in final form 30 November 2004)

Be-codoped GaMnAs layers were systematically grown via molecular beam epitaxy with varying Mn- and Be-flux. Mn flux was controlled to cover from solid solution type GaMnAs to precipitated GaMnAs. Two Be flux were chosen to exhibit semiconducting and metallic resistivity in the grown layers. The structural, electrical, and magnetic properties of GaAs:(Mn,Be) were investigated. The lightly Be-codoped GaMnAs layers showed ferromagnetism at room temperature, but did not reveal magnetotransport due to small magneto-resistance and high resistance of the matrix. However, room temperature magnetotransport could be observed in the degenerate Be-codoped GaMnAs layers, and which was assisted by the high conductivity of the matrix. The Be-codoping has promoted segregation of new ferromagnetic phase of MnGa as well as MnAs.

Key words : GaMnAs, Be codoping, ferromagnetic semiconductor, spintronics