

GaMnN 박막의 중성자 조사 및 열처리 효과

이계진 · 강희수 · 김정애 · 우부성 · 김경현 · 김도진[†] · 김봉구* · 강영환*
· 유승호** · 김창균** · 김창수*** · 김효진 · 임영언

충남대학교 재료공학과
*원자력연구원 하나로이용기술개발부,
**화학연구원
***표준연구원 재료물성평가센터

Effects of Neutron Irradiation and Heat Treatment for GaMnN

K.J. Lee, H.S. Kang, J.A. Kim, F.C. Yu, K.H. Kim, D.J. Kim[†], B.G. Kim*, Y.H. Kang*,
S.H. Yoo**, C.G. Kim**, C.S. Kim***, H.J. Kim and Y.E. Ihm

Department of Materials Engineering, Chungnam National University

*Korea Atomic Energy Research Institute

**Korea Research Institute of Chemical Technology

***Materials Evaluation Center, Korea Research Institute of Standards and Science

(2003년 5월 7일 받음, 2003년 6월 25일 최종수정본 받음)

Abstract The room-temperature operating semiconductor GaMnN is known to be improved in its magnetic property when a highly conductive precipitate Mn_3GaN exists. Therefore, it is useful to investigate the behavior of the precipitate through heat treatments for further improvement of its magnetic property. Furthermore, neutron irradiation may further influence the behavior of the precipitates, and consequently, their effects on the magnetization. With the heat treatment, Mn_3GaN decomposed and a new phase of Mn_3Ga has generated. The kinetics was accelerated by neutron irradiation, which might generate defects that can help the decomposition of N and/or the formation of Mn_3Ga . The increase and decrease of the magnetization of the heat-treated GaMnN thin films were explained consistently by the behavior of the precipitates.

Key words GaMnN, precipitates, neutron irradiation, annealing

1. 서 론

III-V 강자성 반도체는 GaMnAs로부터 반도체로의 스핀주입이 확인되면서 스핀트로닉스 재료로서 큰 관심을 끌어들였다.¹⁾ GaMnN는 상온에서 작동할 수 있는 자성 반도체의 하나로서²⁾ 지금까지 ammonothermal,³⁾ ion implantation,⁴⁾ 고체확산,⁵⁾ 분자선에피택시 (molecular beam epitaxy : MBE)⁶⁻⁹⁾ 등의 방법으로 성장되어 연구되어왔는데, 가장 널리 사용된 방법은 MBE 방법으로 저온에서 비평형 상태의 결정성장이 가장 큰 이점으로 받아들여지고 있다. 그런데 많은 성장된 GaMnN는 Mn함량이 약 9%에 이르기 까지 n-형 전도를 띠는 것으로 보고하고 있는데,^{6,8,9)} 이는 GaN가 성장 시 많은 질소 vacancy를 형성하기 때문으로 사료된다. 한편 최근에 본 연구팀은 최초로 $Et_2Ga(N_3)NH_2C(CH_3)_3$ 라는 GaN 단일 전구체 소오스를 사용하여 c-축의 방향성을 갖는 다결정 GaMnN를 MBE로 성장시켰는데, p-형 전도도를 나타내었고, 성장된 GaMnN는 상온에서 강자성을 띠었다.¹⁰⁾

자성반도체를 스핀주입 소재로 사용하기 위해서는 상당히 좋은 전기전도도를 갖추어야 하는데,¹¹⁾ 지금까지의 균질한 고용체 (solid solution) 상태의 자성반도체는 Mn과 같은 자성원소의 고용한계 때문에 높은 전기전도도를 갖지 못한 것이 일반적이다. GaMnN도 역시 균질한 고용체의 경우 저항이 높아 스핀이동을 측정하기 어려웠다. 그런데 GaMnN의 경우에는 과잉의 Mn이 주입되어 석출물이 형성될 경우 GaMnAs와는 달리 GaMnN 층의 전기전도도를 향상시키는 것으로 나타났고 magnetotransport 특성의 측정이 가능하게 되었다.¹⁰⁾ 이는 석출물인 Mn_3GaN 클러스터가 상온에서 상자성 특성을 띠는 금속성 물질이면서, 동시에 고용체인 GaMnN와 오믹접촉을 형성하여 성장층의 전기전도도를 향상시키는 것으로 보인다. 이와 같은 GaMnN에서의 특이한 석출물의 거동은 그 물질의 magnetotransport 현상에 중요한 기여를 하므로 자세히 살펴볼 이유가 있다. 본 연구에서는 GaMnN를 열처리하여 불순물의 형성과 상변화를 조사하였고, 중성자를 조사한 후 열처리 한 결과와 비교함으로써 석출물의 거동에 대한 중성자조사 영향을 분석하였다.

[†]E-Mail : dojin@cnu.ac.kr

2. 실험 방법

GaMnN는 MBE 방법으로 사파이어 (0001) 기판에 성장시켰다. MBE 장치의 기저압력은 액체질소를 흘리는 가운데 $\sim 10^{-10}$ Torr로 유지하였다. 기판온도 650°C에서 흰색분말 단일진구체 소오스인 $\text{Et}_2\text{Ga}(\text{N}_3)\text{NH}_2\text{C}(\text{CH}_3)_3$ 를 $\sim 70^\circ\text{C}$ 로 가열하여 마이크로밸브 조절로 1.4×10^{-6} Torr의 압력 조건과 고순도 Mn을 사용하여 성장시켰다. Mn 셀 온도는 석출물이 형성되지 않는 770°C와 석출물이 많이 형성되는 1030°C 사이에서 변화시켰다. 박막은 ~ 100 nm/hr의 성장속도로 ~ 500 nm 두께로 성장시켰다. 편의상 시편의 구분을 위하여 Mn셀 온도를 시편 번호로 정하였다.

중성자 조사 시험을 위하여 성장시킨 GaMnN 시편 중 Mn셀 온도를 770°C와 940°C에서 성장시켜 고용체를 이룬 GaMnN (시편770)와 석출물이 존재하는 GaMnN (시편940) 두 종류 시편을 3중 Al 캡슐 (Fig. 1)에 넣어 HANARO (High-flux Advanced Neutron Application Reactor) HTS 조사공에 장입한 후 열중성자 (0.625 eV, 유속 3.475×10^{13} neutron/cm²-sec)와 고속중성자 (0.82 MeV, 유속 8.0×10^{10} neutron/cm²-sec)를 $4.17 \times 10^{16}/\text{cm}^2$ (20분), 또는 $3.0 \times 10^{18}/\text{cm}^2$ (24시간) 조사시킨 후 도즈를 감량시키기 위하여 20일간 냉각시켰다. GaMnN 층의 Mn양은 electron probe x-ray microanalysis (EPMA)로 측정하였으며, carrier type은 Hall 효과 측정으로, 구조적 특성은 x-ray diffraction (XRD) 방법으로, 자기특성은 superconducting quantum interference device (SQUID)로 측정하였다. 열처리는 1000°C에서 30초간 RTA 방법으로 Ar 분위기에서 수행하였다.

3. 실험결과 및 토의

3.1. GaMnN의 성장과 구조적 특성

Fig. 2는 Mn 셀의 온도를 770-1030°C로 변화시키면서 성장시킨 GaMnN층의 Mn함량을 EPMA로 측정할 결과를 도기한 것이다. Mn의 유량은 Arrhenius 식에 따라 절대온도의 역에 직선적으로 변하므로 그림은 GaN

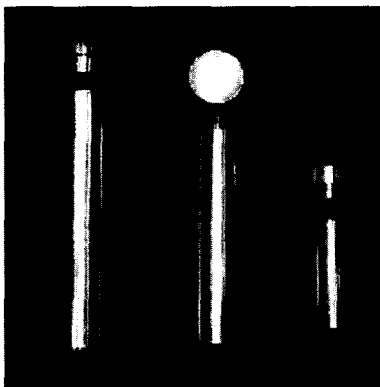


Fig. 1. Triple-layer aluminum capsule for neutron irradiation.

층에 주입되는 Mn의 양이 셀의 유량에 비례하여 증가하고 있음을 나타낸다. 그러나 주입되는 Mn이 모두 고용체인 GaMnN를 형성하는 것은 아니다. GaN에 대한 Mn의 고용한계 때문에 일부는 제2상으로 석출하게 되는데, 보통 $\sim 5\%$ 이상의 Mn을 주입하였을 때 Mn_3GaN 상이 석출하는 것을 관찰할 수 있었다. Fig. 3은 성장된 층의 XRD 측정 결과를 각각의 Mn셀 온도에 따라 나타낸 것이다. 시편770의 경우 사파이어 기판과 GaMnN가 포함된 GaN 회절피크 외에는 특별한 석출물에 대한 회절피크가 나타나고 있지 않다. 그림에서 (●) 기호는 GaN 및 GaMnN, (○) 기호는 사파이어 기판에 대한 회절피

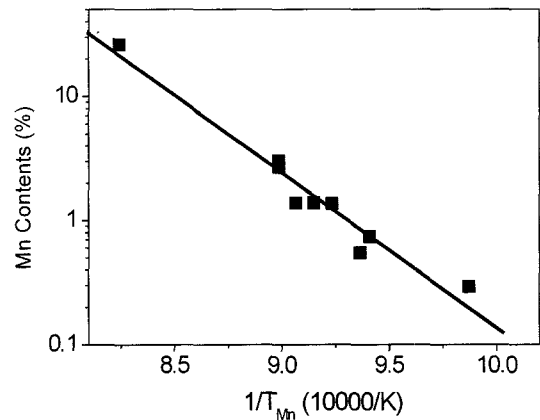


Fig. 2. Mn concentration in GaMnN measured by EPMA.

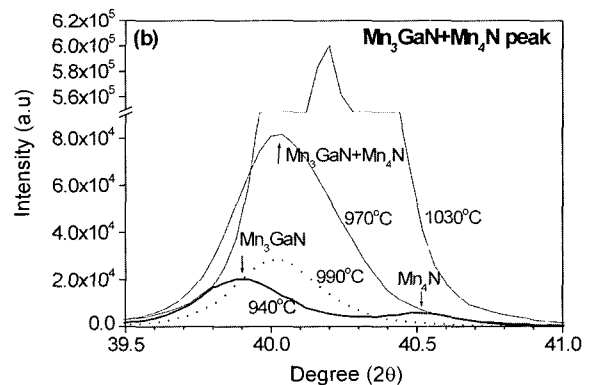
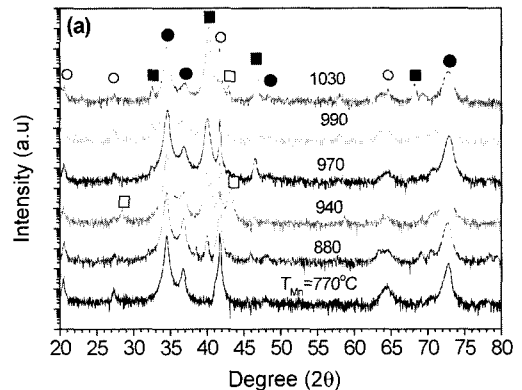


Fig. 3. (a) XRD patterns of the as-grown GaMnN films with varying Mn flux and (b) detail diffraction patterns for a precipitate peak.

크를 나타내고 있다. 그러나 Mn 유량이 높아질수록 석출물 피크가 나타나고 강도가 점점 커지는 것을 관찰할 수 있다. 다양한 석출물은 사각형으로 나타내었는데, 석출물 중 (■)는 Mn_3GaN 또는 $Mn_{4-x}Ga_xN$ (Mn_3GaN 와 Mn_4N 의 복합물), (□)는 Mn에 대한 회절피크, (⊗)는 Mn_3Ga 에 대한 회절피크를 나타낸다.

Mn_3GaN 는 Mn셀 온도 $880^\circ C$ 이상에서 과잉의 Mn 유량이 기판에 집속될 경우 주로 생성되는 석출물로서 상온에서 상자성 (paramagnetism)을 띠며 200 K 이하에서는 페리자성 (ferrimagnetism)을 띠는 물질이다.^{10,12)} Mn_3GaN 는 상온에서는 상자성을 띠기 때문에 상온에서 측정하는 박막층의 자화특성에는 영향을 주지 않는다. 즉, 상온에서의 강자성특성은 석출물의 모재를 구성하는 강자성 고용체인 GaMnN 영역에서 비롯되는 것이다. 주된 회절피크는 40.0도의 $Mn_3GaN/(111)$ 이며, Mn셀의 온도가 높을수록 32.5, 46.7, 68.1도 등에서도 회절피크가 나타나며 강도도 커지는 것을 볼 수 있다. Mn셀 온도 $1030^\circ C$ 의 경우처럼 Mn의 유량이 극단적으로 높은 경우 $Mn_3GaN/(111)$ 회절피크가 34.6도의 GaN(0002) 모재 피크 보다 커졌다.

Mn_4N 은 Mn_3GaN 에서 Ga이 Mn으로 치환된 구조인데 모두 perovskite 구조를 가지며 격자상수가 유사하여 거의 동일한 회절각에서 피크가 나타난다. 그림 3(b)는 $Mn_3GaN/(111)$ 피크를 자세히 본 것인데 시편940에서는 두 상이 분리되어 나타났고, 다른 시편에서는 두 가지의 상이 random하게 혼합된 $Mn_{4-x}Ga_xN$ 의 회절패턴으로 나타났다. 이 석출물의 회절피크를 Mn_4N 와 Mn_3GaN 의 두 상이 혼합된 경우로 판단하는 근거는 자성특성 결과로부터 결정한 것이며 뒤에 기술할 것이다. 한편 시편940의 경우 Mn셀 온도가 높거나 낮은 다른 시편들과 달리 bcc 구조의 δ -Mn으로 판단되는 석출이 상당량 일어났는데, 이러한 Mn의 석출은 본 GaMnN 계열 시편 성장 때 나타나는 보편적인 경향은 아니다. 사실 Mn 회절피크는 정상적으로 성장되었을 때 Mn이 극단적으로 많이 주입된 시편1030의 경우에도 약간 관찰될 뿐이다 (Fig. 3). 또 이는 시편940에서 발생한 Mn_4N 와 Mn_3GaN 의 상분리 경향과도 상관없지 않을 것으로 추측된다. 따라서 시편940의 경우 (시편970도 유사함) 성장 시 기판온도 등의 제어가 달랐을 가능성이 있으나 그 원인은 파악 중이다.

3.2. 열처리 후의 구조 특성

시편간의 회절피크 강도를 사파이어 기판 피크의 강도에 대해 표준화하여 성장 후의 박막과 $1000^\circ C$ 에서 30초간 열처리 후의 박막의 결정성을 비교하였다. 열처리를 하였을 때 GaMnN 고용체인 시편770의 경우는 GaN 회절피크의 강도가 6배 정도 크게 증가하였으며, 이는 일반적인 열처리 효과인 결정성의 향상으로 볼 수 있다. 그런데 Mn의 함량이 커질수록 열처리 효과에 의한 GaN 피크의 강도 증가는 둔화되어 시편970의 경우 거의 변

화가 없었고, 시편1030의 경우 오히려 감소하였다. 후자의 경우 열처리에 의한 석출물의 분해와 새로운 석출상의 형성에 따라 작은 클러스터들이 산재하면서 GaN의 회절강도를 열화 시키는 것으로 판단된다.

GaMnN 고용체인 시편770의 경우 열처리한 후 별다른 구조상 변화가 없으나, 그 외 Mn_3GaN , 또는 $Mn_{4-x}Ga_xN$ 가 석출한 다른 시편의 경우 열처리 후 석출물의 회절피크 강도가 작아지는 것을 관찰할 수 있다. Fig. 4(a)와 4(b)는 시편940과 시편1030의 성장 후 및 열처리한 후 XRD로 측정된 결과를 비교한 것인데, 열처리 후 시편940에서는 Mn_3GaN , Mn_4N 및 Mn 석출물의 회절피크가 완전히 소멸된 것을 볼 수 있다. 상대적으로 훨씬 많은 Mn이 주입된 시편1030에서는 Mn_3GaN 의 회절 피크의 강도가 작아지면서 Mn_3Ga 이 생성 되었다. 그러나 열처리에 따라 Mn_3Ga 상의 석출이 XRD로 검출되는 것은 시편1030과 같이 Mn의 함량이 매우 많을 때 뿐이다. Mn_3Ga 의 생성은 뒤에서 보듯이 증성자가 조사된 경우 더욱 활성화되지만, 기본적으로는 열처리 효과에 의해 GaMnN 및 Mn_3GaN 로부터 질소가 이탈되어 나타나는 결과로 판단된다. GaMnN에서 열처리에 따라 질소가 분해되는 것은 이미 보고된 바 있다.¹³⁾ 결론적으로 일련의 시편들을 열처리할 경우 Mn_3GaN 석출물의 분해가 일어나지만 새로운 상을 석출시키기 보다는 고용체를 균질화시키고, 결정성을 향상시키는 양상이 강하다. 다만 상대적으로 소량의 클러스터가 형성되어 XRD의 측

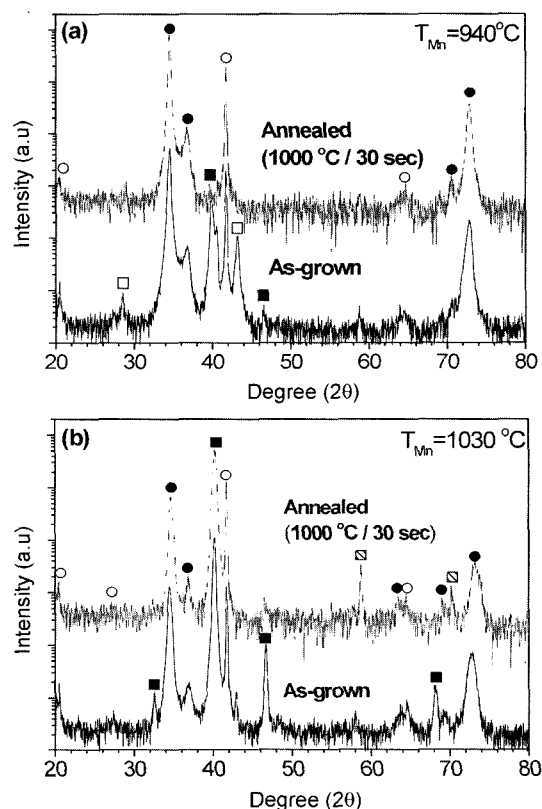


Fig. 4. XRD patterns for as-grown and annealed specimens for (a) sample 770 and (b) sample 940.

정한계 때문에 검출되지 않을 가능성으로 보는 것이 논리적이다. 그러나 이 결과는 중성자를 조사하고 열처리한 시편에서 Mn_3Ga 상이 석출된 것과 비교된다.

3.3. 중성자 조사 및 열처리 후의 특성

중성자 조사는 고용체를 형성한 시편 770과 석출물이 있는 시편 940에 대해 수행하였다. 여기서 시편 770에 중성자를 20분 및 24시간 동안 조사한 시편을 각각 '770A' 및 '770B', 시편 940의 경우 각각 '940C' 및 '940D'라고 하자. 시편 770B와 시편 940C에 대해 성장 후, 중성자 조사 후, 그리고 열처리 후에 측정된 XRD 결과를 비교하여 Fig. 5(a)와 5(b)에 나타내었다. 이들 시편에 중성자를 조사 후 측정된 XRD 회절피크에서는 구조적 변화를 확실할만한 근거를 찾아낼 수 없으나 시편을 열처리하였을 때 38.5도에 새로운 회절피크가 나타났는데 이는 유일하게 Mn_3Ga 으로 할당할 수 있다.

그런데 다양한 회절피크가 나타나는 시편 940의 경우 XRD에 근거하여 존재하는 물질을 절대적으로 확인하기는 용이한 작업이 아니다. 다만 열처리 후 질소의 이탈과 함께 Mn_3Ga 의 형성에 따라 소멸될 수 있는 상으로써 Mn_3GaN , Mn_4N , Mn 등을 고려하여 가능성을 높일 수 있다. 시편 940과 시편 1030의 43.2도에 나타나는 회절피크는 열처리 후 소멸할 수 있는 cubic구조의 δ -Mn 또는 cubic구조의 Mn_3N_2 로 할당할 수 있다. 그런데 시편 940의 28.4도에 나타나는 회절피크는 유일하게 δ -Mn

으로 할당할 수 있다. 더군다나 43.2도의 회절피크를 Mn_3N_2 에 할당할 경우 다른 면에서의 회절피크가 없는 상태이므로 28.4, 43.2도의 회절피크를 δ -Mn으로 할당하는 것이 타당한 것으로 판단된다. 또 GaN 성장 시 가스 분압이 높은 질소가 과다해지는 상태를 가정하기는 어렵고 일반적으로 질소가 부족하여 질소 vacancy가 나타난다. 따라서 Mn_3N_2 는 더욱 형성되기 어려울 것이 예측된다. 이 경우 $Mn_{4-x}Ga_xN$ 계열의 피크로 할당된 40.2도의 피크가 (Fig. 3) δ -Mn를 포함하는 것이 가능하다.

두 시편에서 중성자를 조사한 후 열처리하였을 때 모두 Mn_3Ga 가 석출되었다. 시편 770의 경우는 $GaMnN \rightarrow Mn_3Ga$ 의 진행을 예상할 수 있다. 시편 940C의 경우는 특이하게 성장된 경우지만 성장 시 이미 Mn_3GaN , Mn_4N , δ -Mn이 석출한 상태이며, 중성자조사 후 열처리 도중 질소의 이탈에 따라 Mn_3GaN ; Mn_4N ; Mn ; $GaMnN \rightarrow Mn_3Ga$ 의 진행을 통한 Mn_3Ga 의 형성을 가정할 수 있다. 이상의 결과는 중성자 조사가 열처리 후 Mn_3Ga 상의 생성을 촉진시키는데 영향을 주었다는 것을 시사해준다. 열처리는 기본적으로 질소의 이탈을 조장하고 또한 Mn과 Ga의 확산을 용이하게 만들 것이지만 중성자 조사를 한 경우 이들 과정을 가속화시켜 Mn_3Ga 피크를 나타나게 하는 것이다. 이러한 중성자 조사 유무에 따른 석출물 형성의 거동 차이는 중성자 조사에 의해 결정 내에 결함을 형성시켜 빠른 확산을 유도할 수 있었다는 것을 시사해준다. 고속중성자가 물질 내의 결함 형성과 밀접하게 관련되어 있을 것으로 추측되나 그 과정에 대해서는 자세한 연구가 필요하다.

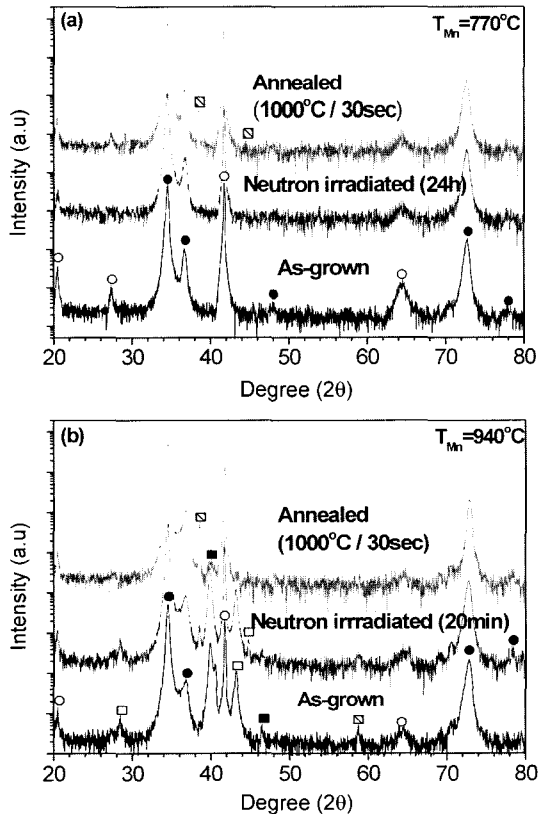


Fig. 5. XRD patterns for as-grown, neutron irradiated, and annealed specimens for (a) sample 770 and (b) sample 940.

3.4. GaMnN 층의 자기특성

상온에서 SQUID로 시편 770B 및 시편 940C에 대한 자기특성을 온도에 따라 측정된 결과를 Fig. 6(a) 및 6(b)에 나타냈다. 중성자 조사 후 시편 770에서는 자화값이 증가하고, 시편 940에서는 감소하였다. 후속 열처리 후 그 경향은 심화되며, 이는 중성자조사가 열처리 효과와 유사한 효과를 나타낸다는 것을 시사해준다. 그러나 중성자조사 시 시편의 온도가 60°C 이하로 제한된다는 점을 고려할 때 중성자조사의 자성특성에의 영향은 열적인 영향이라기 보다는 주로 결함의 형성에 따른 상변화의 특성 변화에 의한 간접적인 효과로 판단된다.

시편 770의 경우 고용체로서 비저항이 10 ohm-cm 정도의 반도체이다. 열처리에 따라 저항의 변화는 미미하나 자성체인 Mn_3Ga 이 형성되고, $GaMnN$ 의 결정성이 향상됨에 따라 박막의 자화값은 증가하는 것으로 판단된다. 한편 자성반도체에서는 자화값이 주입된 자성원소와 캐리어 농도에 의해 정해지며 전기전도도가 높을수록 자성특성이 우수하다.¹¹⁾ 시편 940에서 열처리 후 자화값이 감소하는 것은 높은 전기전도도를 갖는 주된 석출물인 Mn_3GaN 의 분해와 관련 지을 수 있다. Mn_3GaN 는 높은 전기전도도를 갖는 금속성 물질이며 주위의 $GaMnN$ 와 오믹접촉을 형성하여 박막의 전기전도도를 향상시키

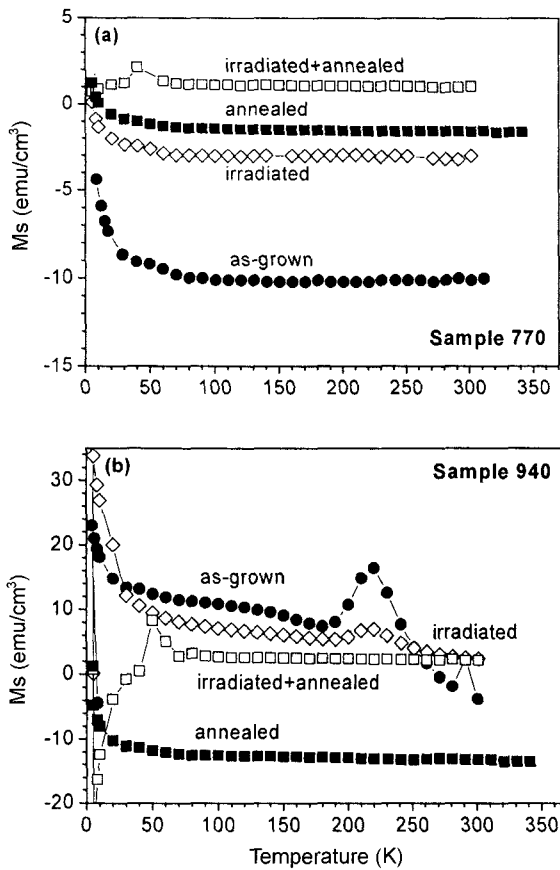


Fig. 6. Variation of the saturation magnetization with temperature for as-grown, neutron irradiated, and annealed specimens for (a) sample 770 and (b) sample 940.

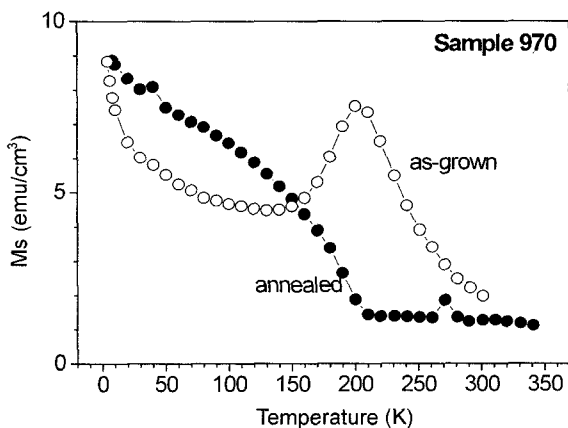


Fig. 7. Variation of the saturation magnetization with temperature for as-grown and neutron irradiated specimens for sample 970.

는 역할을 하는 것을 본 연구진이 밝힌 바 있다.¹⁰⁾ 그러나 시편 940는 성장 후 Mn_3GaN 의 석출로 비저항이 10^{-4} ohm-cm order의 금속성을 띠나, 열처리 후 분해되면서 시편의 저항은 10 ohm-cm 정도로 증가된다. 비록 자성체인 Mn_3Ga 상이 형성된다 하더라도 높은 전기전도도를 갖는 Mn_3GaN 의 효과 보다 상대적으로 작아 전

체적인 자화값이 작아지는 것으로 판단된다.

한편 시편 940과 유사한 자화곡선을 보이는 시편 970의 열처리 후 측정 결과를 Fig. 7에 나타내었다. 성장 후 측정된 자화곡선은 Mn_3GaN 와 Mn_4N 이 혼합된 $Mn_{4-x}Ga_xN$ 의 특성을 나타내었다.¹²⁾ 이러한 특성은 XRD 패턴의 해석에서 석출물 피크를 $Mn_{4-x}Ga_xN$ 로 판단하는 결정적인 근거로 작용하였는데, Ga의 조성은 대략 10% 이하로 판단되며 상대적으로 Mn_3GaN 가 훨씬 많은 상이다. 그런데 열처리 후 자화곡선은 Mn_4N 가 완전히 분해되고 Mn_3GaN 만 존재하는 경우의 전형적인 양상을 보여주고 있다. 이러한 열처리 후 자화특성은 본 실험실에서 Mn을 과다하게 주입시켰을 때 (예컨대 시편 1030) 전형적으로 나타나는 곡선으로 박막 성장 시 Mn_4N 는 거의 형성되지 않는다.

4. 결 론

고용체 및 석출물이 있는 GaMnN의 중성자조사 및 열처리에 따른 구조 및 자성특성을 조사하였다. 과잉의 Mn이 주입되었을 때 석출물은 Mn_3GaN 가 주종이며, 성장 조건에 따라 $Mn_{4-x}Ga_xN$ 와 Mn이 석출되기도 하였다. 시편을 단순 열처리 하였을 때 석출물은 질소의 이탈과 함께 분해하였으나, 전체적으로 결정성이 향상되었고 새로운 석출물은 검출되지 않았다. 그러나 중성자 조사 후 열처리하였을 때는 질소의 분해와 함께 Mn_3Ga 상이 형성되었으며, 중성자 조사가 질소의 분해와 Mn_3Ga 의 석출 kinetics를 가속화시키는 것으로 판단되었다. 성장 시에 형성된 Mn_3GaN 석출물이 열처리에 따라 소멸되고 새로운 자성체인 Mn_3Ga 이 형성됨에 따라 GaMnN 고용체의 경우 열처리 후 자화값이 증가하였고, 석출물이 있는 GaMnN의 경우 전기전도도가 높은 Mn_3GaN 석출물의 분해에 따라 자화값이 감소하였다.

감사의 글

본 논문은 하나로공동이용활성화 사업과 ReCAMP의 지원으로 수행되었으며, BK21 사업 지원에 감사드립니다. 기초과학연구소의 SQUID 측정에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. Y. Ohno, D.K. Young, B. Beschoten, F. Matsukura, H. Ohno and D.D. Awschalom, *Nature* **402**, 790 (1999).
2. T. Dietl, H. Ohno, F. Matsukura, J. Cibert and D. Ferrand, *Science* **287**, 1019 (2000).
3. M. Zajac, R. Doradzinski, J. Gosk, J. Szczytko, M. Lefeld-Sosnowska, M. Kaminska, A. Twardowski, M. Palczewska, E. Grzanka and W. Gebicki, *Appl. Phys. Lett.*, **78**, 1276 (2001).
4. N. Theodoropoulou, A.F. Hebard, M.E. Overberg, C.R. Abernathy, S.J. Pearton, S.N.G. Chu and R.G. Wilson, *Appl. Phys. Lett.*, **78**, 3475 (2001).

5. M. L. Reed, N. A. El-Masry, H. H. Stadelmaier, M. K. Ritums, M. J. Reed, C. A. Parker, J. C. Roberts and S. M. Bedair, *Appl. Phys. Lett.*, **79**, 3473 (2001).
6. M. E. Overberg, C. R. Abernathy, S. J. Pearton, N. A. Theodoropoulou, K. T. McCarthy and A. F. Hebard, *Appl. Phys. Lett.*, **79**, 1312 (2001).
7. Y. L. Soo, G. Kioseoglou, S. Kim, S. Huang, Y. H. Kao, S. Kuwabara, S. Owa, T. Kondo and H. Munekata, *Appl. Phys. Lett.*, **79**, 3926 (2001).
8. G. T. Thaler, M. E. Overberg, B. Gila, R. Frazier, C. R. Abernathy, S. J. Pearton, J. S. Lee, S. Y. Lee, Y. D. Park, Z. G. Khim, J. Kim and F. Ren, *Appl. Phys. Lett.*, **80**, 3964 (2002).
9. S. Sonoda, S. Shimizu, T. Sasaki, Y. Yamamoto and H. Hori, *J. Cryst. Growth* **237-239**, 1358 (2002).
10. K. H. Kim, K. J. Lee, D. J. Kim, H. J. Kim, Y. E. Ihm, D. Djayaprawira, M. Takahashi, C. S. Kim, C. G. Kim and S. H. Yoo, *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 1775 (2003).
11. K. H. Kim, J. H. Park, B. D. Kim, C. S. Kim, D. J. Kim, H. J. Kim and Y. E. Ihm, *Metals Mater.*, **8**, 177 (2002).
12. J. P. Bouchaud, *Ann. Chim.*, **3**, 81 (1968).
13. J. M. Baik, H. W. Jang, J. K. Kim and J. L. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 583 (2003).