

Thema | 자성반도체 연구 동향

조 성래 교수
(울산대 물리학과)

1. 서론

현재의 일렉트로닉스는 전자의 전하 특성만을 이용하고 있어, 전자의 스핀 특성은 무시되고 있다. 전자의 스핀과 전하 특성 모두를 정보전달 수단으로 이용하고자 하는 분야가 스핀트로닉스이다. 전자의 전하 특성과 함께 전자의 스핀과 물질 내의 자성원소와의 상호작용결과 발생하는 전자의 스핀 편극에 따른 수송 특성을 이용하면 저전력으로 구동할 수 있는 비휘발성이며 정보처리속도가 증가된 차세대 스핀소자 개발이 가능하다. 이러한 스핀소자의 개발에 있어 우선적으로 해결해야할 점으로는 스핀의 Lifetime을 증가시키고, 이종물질 계면에서 원활히 편극된 전하의 주입과 관측이 이루어져야 하며, 간단하게 전자나 핵의 스핀을 조작하는 기술을 개발하는 것이다. 최근에는 광학적인 방법으로 스핀 주입, 관측 및 조작하는 기술이 개발되었으며, 이는 전자의 스핀과 광자사이의 연관성을 조작할 수 있음을 의미하는 것이다. 이와 같이 스핀트로닉스는 일렉트로닉스, 포토닉스, 마그네틱스의 집합체라 할 수 있으며, 향후 기술혁명을 가져올 수 있는 분야라 볼 수 있다. 특히 스핀 FET(Field Effect Transistor), MRAM(Magnetic Random Access Memory), 스핀 LED(Light Emitting Diode), 스핀 RTD(Resonant Tunneling Diode), 테라 헤르츠급 광 스위치, Modulators, Encoders, Decoders, Quantum Computing을 위해 요구되는 양자 Bit 등이 제안 또는 실현되었다[1]. 이러한 스핀트로닉스의 성공여부는 우선적으로 각종 결함을 포함하고 있는 물질 내에서 전자 스핀의 거동을 얼마나 잘 이해하고 조작하느냐에 달려 있다. 금속 자성체를 이용하여 편극된 전자를 반도체에 공급하였을 때 계면에서의 산란에 의해 편극을 쉽게 잃어버리는 특성이 있어, 최근에는 이를 대체할 소재로 강자성반도체가 최근에 관심을 불러일으키고 있다. 상온 이상에서 강자성을 띄며 전기적, 광학적 특성이 우수한 새로운 강자성반도체의 개발은 신개념의 스핀소자 제작과 함께 원천 기술 확보라는 관점에서 국가적으로 볼 때 상당히 중요하다고 할 수 있다. 본 글에서는 국내외 강자성반도체 관련 연구동향을 살펴본다.

2. 스핀소자

1988년 자성/비자성 다층 박막에서 발견된 거대 자기저항 효과(GMR, Giant Magnetoresistance)가 스핀소자의 개발을 예고했다[2]. 스핀밸브는 하드디스크의 “읽기” 헤드로 사용되고 있으며, 두 금속 강자성체 사이에 나노미터 두께의 비자성 금속이 위치한다(그림1). 두 층의 강자성체 중 한 층에 반강자성체가 이웃하고 있는데, 이 층의 역할은 강자성체의 자기모멘트 방향을 고정시키고 자기모멘트 방향으로 스핀이 편극된 전자를 만들어내는 것이다. 외부 자기장으로 다른 층의 강자성체의 자기모멘트 방향을 같은 또는 반대 방향으로 만들 수 있다. 이 때 비자성체를 통과하는 편극된 전자가 느끼는 전기저항은 두 자성체의 자화 방향이 같으면 작아지고 방향이 다르면 커진다. 이러한 자기저항의 차이로 쓰인 정보를 읽어낼 수 있으며, 스핀밸브를 이용하여 하드디스크의 읽기 헤드가 소형화되었고 대용량의 하드디스크가 저렴한 가격에 공급되어 정보산업에 크게 기여하고 있다.

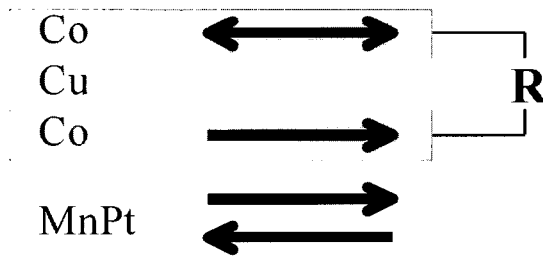


그림 1. 스핀 밸브 구조.

MTJ(Magnetic Tunnel Junction) 구조는 스핀밸브와 유사하나, 비자성체 층을 금속 대신 아주 얇은 절연층으로 대체한 것으로, 두 강자성체 사이에서 전자가 절연층을 통과하는 터널링 효과를 이용한 것이다. 일반적으로 나노미터 안팎의 얇은 Al_2O_3 와 MgO 산화막 비자성체를 사용하여 스핀 정보를 가진 전자가 터널링 하였을 때 두 강자성층의 자화 방향에 따라 전자가 느끼는 저항이 다름을(TMR(Tunneling Magnetoresistance) 효과) 이용한 소자이

다. 이 현상을 이용하여 현재의 반도체 DRAM(Dynamic Random Access Memory)을 대체하는 MRAM 소자 제작을 활발히 연구하고 있으며, 국내에서도 차세대 메모리로 적극 연구 개발 중이다. MRAM은 자화로 정보를 저장하고 자기저항으로 저장된 정보를 읽어낸다[3].

Ohno 그룹에서 발표한 강자성 반도체를 이용한 LED는[4] 전통적인 LED 구조에서 p-형 반도체로 p-형(GaMn)As 강자성반도체를 이용하였을 때, 그림2에서 보는 바와 같이 순방향으로 전류를 흘리면 p-반도체에서 편극된 홀과 편극되지 않은 전자들이 InGaAs 양자우물에 주입될 때 원편광된 빛을 내게 된다. 이는 6K의 낮은 온도에서 관측된 결과로 상온에서 동작하기 위해선 우선 상온이상의 큐리온도를 갖는 반도체를 이용하여야 한다. 스핀 LED 소자에서 가장 중요한 점은 편극된 전하를 얼마나 원활히 LED로 주입하느냐 하는 것이다. 원편광된 빛의 파장은 사용되는 반도체의 에너지 간극을 조절함으로써 가능하다.

전통적인 FET에서는 Source에서 전하가 공급되고 Drain으로 전하가 흐른다. Gate 전압으로 Source-Drain으로의 Channel 크기를 조절함으로써 흐르는 전하량을 조절한다. 그렇지만 Source와 Drain을 강자성체로 사용하였을 경우, Emitter에서는 자화 방향으로 편극된 전하가 공급되고, Collector에서는 Collector와 같은 스핀 방향의 전하만을 받는 스핀 필터 역할을 한다(Datta-Das 스핀 FET[5]). Collector와 Emitter가 같은 자화 방향에서는 외부 요인이 없으면 Emitter에서 나온 전하는 모두 Collector로 간다. 그렇지만 Gate에서 전기장을 가하면 통과하는 전자의 스핀은 세차운동을 하게 된다. 이와 같이 Gate 전압을 조절함으로써 세차의 정도를 조절하고 이는 흐르는 전류를 조절하게 된다. Datta-Das 스핀 FET는 제안된 상태이며 아직 구현되지 않았다. 전하와 스핀 자유도의 결합으로 신기능성 소자의 출현이 예상되고 있으며, 이미 제안된 소자와 더불어 새로운 현상들이 많이 발견될 것으로 생각된다.

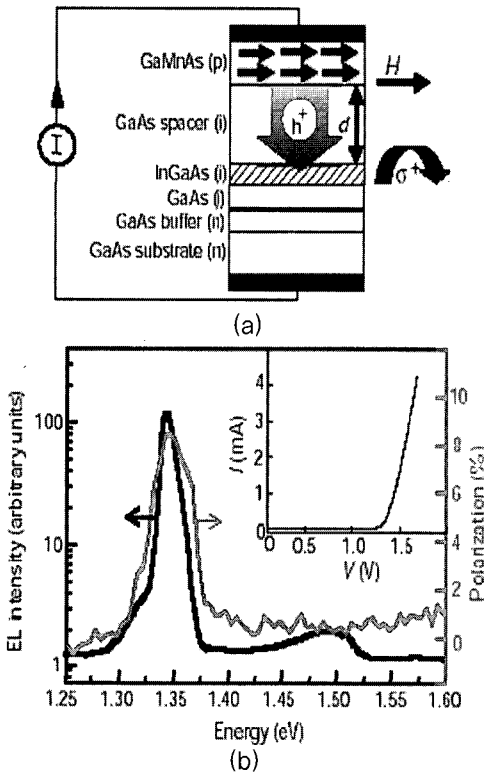


그림 2. 스핀 LED 구조 및 EL.

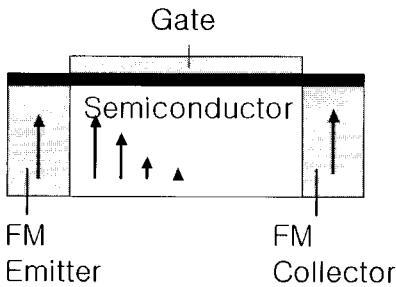


그림 3. Datta-Das 스핀 FET.

3. 강자성반도체 필요성

궁극적으로 우리는 전하의 스핀을 인위적으로 조작하고자 한다. 우선 편극된 스핀을 만들고, 이를 원하는 곳에 주입하고, 손실을 최소화하여 스핀을 수송하며, 또한 외부에서 자기장, 전기장, 광 등을 사용하여 스핀의 방향을 인위적으로 조작하고자 한다.

그런데, 금속 자성체를 스핀 Source로 사용하여 금속 자성체 내의 전자 스핀정보를 반도체 내로 전달하고자 하였을 경우 가장 큰 문제점 중의 하나는 자성체와 반도체의 계면에서 결정 구조, 전자구조, 화학결합의 차이로 인하여 스핀이 계면에서 산란되어 반도체 내로 주입되는 스핀의 효율이 떨어진다는 점이다. 이를 극복하고자 절연체를 금속과 반도체 사이에 넣어 터널링을 통하여 산란없이 스핀을 주입하는 Ballistic한 방법이 사용되고 있다[3]. 최근에는 절연층으로 에피 MgO 층을 사용하여 주입되는 스핀의 효율을 높이는 연구결과들이 보고되고 있다.

금속 자성체를 이용한 스핀 주입 시 야기되는 문제점을 해결하기 위한 또 하나의 방법은 강자성반도체를 이용하는 것이다. IV, II-VI, III-V, II-IV-V₂족 등의 반도체는 다이아몬드나 Zinc-blende 및 유사 Zinc-blende 구조로 결정을 이루고 있으며, Conductivity Mismatch에 의한 계면에서의 스핀 산란을 크게 줄일 수 있으리라 여겨지는 점이 강자성반도체가 우선적으로 필요한 이유이다. 하지만, 강자성반도체를 단지 스핀 주입/관측 역할만을 하도록 하는 것은 그 특성을 간과하는 것이다. 강자성반도체도 반도체이다. 즉, 기존 일렉트로닉스에서 제작된 다이오드, 트랜지스터와 같은 각종 소자 제작이 가능하고, 전하와 스핀 자유도 모두 또는 그 하나의 자유도를 이용한 새로운 소자 제작이 가능하다.

스핀소자 응용을 위하여 특성이 우수한 강자성반도체 신소재 개발이 우선해야 한다. 현재 이용되고 있는 강자성반도체는 자성이온을 반도체에 일부 치환한 묽은 강자성반도체이다. 묽은 강자성반도체는 낮은 치환율로 인하여 낮은 자기모멘트를 갖게 되며 반도체 내의 전자나 정공의 스핀 편극을 높이기 어렵기 때문에 소자 이용 시 외부자기장을 가해야만 한다[5]. 이를 해결하기 위해선 높은 자기모멘트를 가지며 큐리온도가 상온 이상인 순수 강자성반도체 개발이 필요하다. 또한 외부인자 자기장, 전기장, 광 등을 이용한 전하의 스핀 방향을 인위적으로 제어하는 기술과 강자성반도체에서의 자성원소의 강자성 배열에 대한 메카니즘에 관련한 연구가 필요하다. 현상을 정확히 이해해야만 그 특성을 이용할 수 있기에 원인 규명은 중요하다.

4. 강자성반도체 재료 개발 현황

4.1 뭉은 강자성반도체

최근에 활발히 연구되고 있는 뭉은 강자성반도체는 자성이온을 반도체에 일부 치환하여 강자성 특성과 반도체의 전자구조를 갖는 물질을 의미한다. 많은 계에서 강자성 현상이 보고되었으며, 표1에 종류와 특성을 요약하였다. [6-34] 뭉은 강자성반도체에서 강자성 현상은 Zener 모델로 일반적으로 설명한다. 예로 GaAs에 Mn을 치환하였을 때[19] Mn은 Ga 격자에 치환되며, 치환된 Mn은 받게 역할을 하여 홀을 생성한다. 이렇게 생성된 홀들은 자유롭게 움직이며, Mn과 Mn 사이의 상호작용을 매개하여 Mn들의 스핀을 같은 방향으로 배열하게 만든다. GaAs계는 이 이론으로 잘 설명된다. 반면, II-VI족 반도체의 경우 2가의 전이금속이 치환되거나 잉여 자유전하를 생성하지 못한다. 이 경우 낮은 전이금속 농도로 인해 자성원소 사이의 거리가 충분히 멀기에 자성원소 사이에서는 상호작용이 없는 상자성 상태가 되며,

높은 농도에서는 반강자성이 됨이 알려져 있다. 그런데, 최근에 (ZnMn)Te에 잉여 홀을 대략 10^{20} cm^{-3} 생성하였을 경우 (ZnMn)Te는 강자성체가 됨이 보고되었다[9]. 홀이 Mn 자성이온들 사이를 매개하여 Mn 자성이온들의 스핀 배열을 평행하도록 만든 것으로 이해되고 있다.

그런데, 매개하는 전하의 임계 전하 농도에 관해서는 논란이 있다. 왜냐하면, 낮은 전하농도 10^{15} cm^{-3} 에서도 (ZnCr)Te의 경우[8] 강자성체가 됨이 보고되었기 때문이다. 이에 대한 설명으로는 실제 자성원소를 임의의 반도체에 치환하였을 경우에 자성원소의 분포가 얼마나 균일하게 분포하느냐를 생각해 볼 필요가 있다. 자성 원소가 많이 분포하는 영역과 그렇지 않은 영역이 존재할 가능성이 있기 때문이다. MBE(Molecular Beam Epitaxy)와 같은 장치로 낮은 온도의 비평형 상태에서 성장된 박막의 경우 상대적으로 균일한 분포를 얻을 수 있으나 열적 평형 상태에서 성장시킨 덩치 단결정이나 상대적으로 높은 온도에서 성장시킨 박막의 경우 분포가 균일하지 않을

표 1. 뭉은 강자성반도체 종류 및 특성.

그룹	물질명	결정구조	도펀트	큐리온도(K)	참고문헌
IV	Ge	다이아몬드	Mn	116, 285	6, 7
	SiC	Zinc-blende	Ni, Mn, Fe	50, 250, 270	8
II-VI	ZnTe	Zinc-blende	Mn Cr	10 15	9 10
	BeTe	Zinc-blende	Mn	24	11
	ZnO	Wurtzite	표2 참조		12-17
III-V	GaAs	Zinc-blende	Mn	110, 140	18, 19
	InAs	Zinc-blende	Mn	30, 300	20, 21
	InSb	Zinc-blende	Mn	8.5	22
	GaP	Zinc-blende	Mn	250	23
	GaN	Wurtzite	Mn Cr	300, 900280	24 25
	AlN	Wurtzite	Cr	>350, 900	26
V ₂ VI ₃	Bi ₂ Te ₃	Rhombohedral	Fe	12	27
	Sb ₂ Te ₃	Rhombohedral	V	24	28
IV-VI	PbTe	rock salt	Sn:Mn	100	29
	GeTe	비정질	Mn	150	30
II-IV-V ₂	CdGeP ₂	Chalcopyrite	Mn	320	31
	ZnGeP ₂	Chalcopyrite	Mn	312	32
	Zn(Si,Ge)N ₂	Chalcopyrite	Mn	280	33
II-VI ₂	TiO ₂	Anatase, rutile	Co	>300	34

가능성이 매우 크다. 자성원소는 열역학적 에너지가 낮은 곳에 위치한다. 예로 Ge에 3% Mn을 치환하였을 경우, 하나의 Mn이 다이아몬드 구조의 (0,0,0)에 위치할 때, 이웃하는 Mn의 안정된 위치는 (1/4,1/4,1/4) 또는 (1,1,0)으로 계산되었다[35]. 이는 Mn들이 서로 모이고 싶어하며, Ge내의 Mn 분포가 균일하지 않을 가능성을 보이는 것이다. 자성원소의 분포가 상대적으로 고밀도와 저밀도의 영역이 존재할 경우, 자유전하는 자성원소가 적게 분포된 영역보다 많이 분포된 영역에서 오래 머무르면서, 적은 양의 전하로도 자성원소들 사이의 상호작용을 크게 한다. 이를 Disordering 효과라 하며[36], 적은 농도의 전하밀도에서의 강자성 현상을 설명하고 있다. 강자성 반도체에서 자성원소의 강자성 배열에 대한 메카니즘 규명은 활발히 진행 중이다.

산화물 묽은 강자성반도체로는 ZnO와 TiO₂가 대표적인 물질이다. 표2에 ZnO계 묽은 강자성반도체의 종류 및 특성을 나타내었다[37]. 전이금속이 ZnO의 Zn 격자에 잘 치환되며(치환율은 20% 이상), 제

조 방법이나 전이금속 종류에 따라 자성 특성이 대치되는 점이 특징이다. ZnO의 경우 산소 결핍으로 인한 n-형 운반자(전자)의 농도가 제조방법에 따라 다를 것으로 예상된다. 지금까지 보고된 ZnO계 묽은 자성반도체의 경우 강자성 현상은 주로 자화결과에 의존하고 있으며 비정상 홀효과나 AMR(Anisotropic Magnetoresistance) 등의 수송 특성 결과를 보여주지 못해 강자성 현상 관측이 자성 불순물에서 기인한 것으로 여겨지기도 하였다. 그런데 최근에 ZnMnO의 경우 산소 결핍에 의한 n-형과[38] P를 도펀트로 이용하여 p-형[39] ZnMnO에서 비정상 홀효과를 이우영 교수와 김효진 교수팀에 의해서 각각 관측됨으로써 n-형 및 p-형 ZnO계 강자성반도체를 제조할 수 있게 되었다.

TiO₂는 Anatase, Rutile, Brookite 등 3가지의 대표적인 결정 구조를 갖는다. 2001년에 Matsumoto 등은 Anatase 구조의 TiO₂에 Co를 치환하였을 때 상온에서 10¹⁸ cm⁻³의 전자를 갖고, Co당 0.32 μ_B의 자기모멘트와 400 K 이상의 큐리온도를 갖는 투명한 자석

표 2. ZnO 묽은 강자성반도체 종류 및 특성[35].

Compound	TM content	Substrate	Fabrication method	Growth temperature (°C)	Oxygen pressure (Torr)	Postannealing	T _C (K)	Notes
ZnO:Mn	<0.35	c-Sapphire	PLD	600	5 × 10 ⁻⁵		N/A	
ZnO:Mn	0.36	c-Sapphire	PLD	600	5 × 10 ⁻⁵		N/A	Spin glass
Zn _{1-x} TM _x O		c-Sapphire	PLD	500-600	1 × 10 ⁻⁹ to 10 ⁻⁶		N/A	
ZnO:Co	0.02-0.5	c-Sapphire	PLD	300-700	1 × 10 ⁻⁶ to 10 ⁻³			Spin glass
ZnO:Mn	0.01-0.36	c-Sapphire	PLD	610	5 × 10 ⁻⁵			Paramagnetic
ZnO:(Co, Mn, Cr, or Ni)	0.05-0.25	r-Sapphire	PLD	350-600	2-4 × 10 ⁻⁵		280-300	2 μ _B /Co
ZnO:Ni	0.01-0.25	c-Sapphire	PLD	300-700	1 × 10 ⁻⁵			Superpara- or ferromagnetic
ZnO:V	0.05-0.15	r-Sapphire	PLD	300	10 ⁻⁵ to 10 ⁻³		>350	0.5 μ _B /V
ZnO:(Co,Fe)	<0.15	SiO ₂ /Si	Magnetron sputtering	600	2 × 10 ⁻³	600 °C, 10 min, 1.0 × 10 ⁻⁵ Torr	>300	12-15 emu/cm ³
ZnO:Co	0.03-0.05	Bulk ZnO	Ion implantation			700 °C, 5 min under O ₂	>300	Oriented Co precipitates
ZnO:Co	0-0.25	c-Sapphire	Sol gel	<350		700 °C, 1 min	>350	0.56 μ _B /Co
ZnO:Mn	0-0.3	c-Sapphire	PLD				>30-45	0.15-0.17 μ _B /Mn
ZnO:Mn	<0.04		Sintered pellets	500-700	Air, atmospheric pressure		>425	0.006 emu/gm, single phase
ZnO:Mn	0.02	Fused quartz	PLD	400			>425	0.05 emu/gm, single phase
ZnO:(Fe,Cu)	0-0.1	Solid-state reaction	897				550	0.75 μ _B /Fe
ZnO:Co	0.015		PLD	650	5 × 10 ⁻⁵		>300	Ferromagnetic
ZnO:(Co,Al)	0.04-0.12	Glass	rf sputtering		1 × 10 ⁻² in Ar		>350	0.21 μ _B /Co
ZnO:Mn	0.04-0.09	c-sapphire	Reactive sputtering	200-380			>400	3 μ _B /Co
ZnO:(Mn,Sn)	0-0.3		Implantation			5 min, 700 °C	250	Ferromagnetic

Note: N/A=Not applicable.

표 3. 순수 강자성반도체 종류와 특성.

물질명	결정구조	에너지 간극(eV)	큐리온도(K)	자기모멘트 Per Formula Cell (μ_B)	참고문헌
EuS	NaCl (fcc)	1.7	16		
EuO	NaCl (fcc)	1.2	69	6.8	
CdCr ₂ Se ₄	spinel	1.5	130	5.6	43,44
MnGeP ₂	chalcopyrite	0.08	320	3.2	45
MnGeAs ₂	chalcopyrite	0.24	335	3.2	45

이 됨을 보고하여 많은 주목을 받았다[40]. 이어 많은 결과들이 보고되었는데 그 중 부정적인 결과들도 많았다. 대표적으로 노태원, 박재훈 교수팀은 Laser MBE로 성장된 박막에 Annealing 실험과 XMCD 관측결과 Anatase 구조의 TiCoO₂에서 관측된 강자성 현상은 시료에 존재하는 Co Precipitate에 의한 것으로 결론을 내리고 있다[41]. 최근에 Toyosaki 등은 Rutile 구조의 TiCoO₂에서 강자성 현상을 보고하였는데, 전자 농도를 박막 성장 시 산소 분압을 변화시킴으로써 조절하였으며 상온에서 10²⁰ cm⁻³ 까지 변화시킬 수 있었다. 상온에서 편극화된 전자와 자성 원소 사이의 교환상호작용을 의미하는 비정상 홀 저항을 관측함으로써 투명한 전도성 TiCoO₂ 강자성 박막 자석을 실현하였다[42].

4.2 순수 강자성반도체

지금까지 알려진 순수 강자성반도체를 표3에 정리하였다. NaCl 구조의 EuS와 EuO은 에너지 간극이 각각 1.7과 1.2 eV의 반도체로서 자기모멘트가 큰 물질이다[43]. 반강자성의 Eu-O-Eu 상호작용 보다 강자성의 Eu-Eu 교환상호작용이 강한 s-f Hybridization의 결과로 인하여 강자성 현상이 반도체에서 관측되는 것으로 이해되고 있다. 큐리온도가 100 K이하여서 상온에서의 응용성이 떨어지는 단점이 있다.

5. 결론

국내에서도 이 분야의 연구를 활발히 수행하고 있으며 짧은 기간이지만 신소재 개발에 많은 연구 성과를 이루었다. 특히 산화물 강자성반도체 관련 연구결과는 최근에 많이 보고되었는데, 이는 산화물

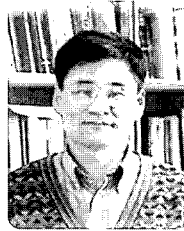
박막 제조에 많은 경험과 필요한 Laser-MBE 등의 연구기기가 많이 보급되어 있기 때문에 여겨진다. 향후 연구 방향으로는 신소재 합성, 특성 향상, 메카니즘 규명과 더불어 알려진 소재를 이용한 스핀소자 제작으로 이어질 것으로 예상된다. 이를 이루기 위해선 정보와 연구시설을 공유하여 상대적으로 부족한 여건을 극복하고 새로운 것에 대한 꾸준한 탐구와 연구를 수행함으로써, 태동기에 있는 강자성반도체를 이용한 스핀소자 연구에 있어 국제적인 경쟁력을 가질 수 있으리라 생각된다. 국내 스핀트로닉스 분야의 큰 발전을 기원한다.

참고 문헌

- [1] S. A. Wolf et al., Science 294, p. 1488, 2001.
- [2] M. Baibich et al., Phys. Rev. Lett. 61, Vol. 2, p. 472, 1988.
- [3] 김 창경, 한국자기학회지, Vol. 13, p. 82, 2003.
- [4] Y. Ohno et al., Nature 402, p. 790, 1999.
- [5] S. Datta, B. Das, Appl. Phys. Lett. 56, p. 665, 1990.
- [6] Y. D. Park et al., Science 295, p. 651, 2002.
- [7] S. Cho et al., Phys. Rev. B 66, p. 033303, 2002.
- [8] N. Theodoropoulou et al., J. Vac. Sci. & Technol A 20, p. 579, 2002.
- [9] Ferrend et al. Phys. Rev. B 63, p. 085201, 2001.
- [10] H. Sato et al. J. Appl. Phys. 91, p. 8085, 2002.
- [11] L. Hansen et al. Appl. Phys. Lett. 79, p. 3125, 2001.
- [12] Saeki et al. Solid State Comm. 120, p. 439, 2001.
- [13] J. H. Kim et al., J. Appl. Phys. 92, p. 6066, 2002.
- [14] Ueda et al., Appl. Phys. Lett. 79, p. 988, 2001.
- [15] H. J. Lee et al., Appl. Phys. Lett. 81, p. 4020, 2002.
- [16] Y. M. Cho et al. Appl. Phys. Lett. 80, p. 3358, 2002.
- [17] S-J. Han et al., Appl. Phys. Lett. 81, p. 4212, 2002.
- [18] H. Ohno et al. Appl. Phys. Lett. 69, p. 363, 1996.

[19] K. W. Edmonds et al., Appl. Phys. Lett. 81, p. 4991, 2002.
 [20] H. Ohno et al., Phys. Rev. Lett. 88, p. 2884, 1992.
 [21] A. J. Blattner & B. W. Wessels, J. Vac. Sci. Technol. B 20, p. 1582, 2002.
 [22] T. Wojtowicz et al., Appl. Phys. Lett. 82, p. 4310, 2003.
 [23] Overberg et al. Appl. Phys. Lett. 79, p. 3128, 2001.
 [24] Thaler et al. Appl. Phys. Lett. 80, p. 3964, 2002.
 [25] S. E. Park et al., Appl. Phys. Lett. 80, p. 4187, 2002.
 [26] S. Y. Wu et al., Appl. Phys. Lett. 82, p. 3047, 2003.
 [27] V. A. Kubachinski et al, Phys. Lett. A 285, p. 173, 2001.
 [28] J. S. Dyck et al., Physica B 210, p. 80, 2002.
 [29] M. V. Radchenko et al., J. Mag. Mag. Mat. 247, p. 77, 2002.
 [30] Y. Fukuma et al., J. Appl. Phys. 89, p. 7389, 2001.
 [31] G. A. Medvedkin et al., Jpn. J. Appl. Phys. 39, L949, 2000.
 [32] S. Cho et al., Phys. Rev. Lett. 87, 146403, 2001.
 [33] S. J. Pearton et al., J. Appl. Phys. 92, p. 2047, 2002.
 [34] R. Maier et al., Appl. Phys. Lett. 78, p. 2536, 2001.
 [35] Y. J. Zhao et al., Phys. Rev. Lett. 90, p. 047204, 2003.
 [36] M. Berciu et al. Phys. Rev. Lett. 87, p. 107203, 2001.
 [37] S. J. Pearton et al, J. Vac. Sci. Technol. B 22, p. 932, 2004.
 [38] W. Y. shim, L.I. Lee, K. A. jeon, S. Y. Lee, M. H. jung, W. Y. Lee, 한국자기학회 정기총회, p. 161, 2004.
 [39] 김 현중, 주웅길, 심재호, 김효진, 홍순구, 김도진, 임영언, 한국자기학회 정기총회, p. 158, 2004.
 [40] Matsumoto et al. Science 291, p. 854, 2001.
 [41] Y. Kim et al., Phys. Rev. Lett. 90, p. 017401, 2003.
 [42] H. Toyosaki et al. Nature Materials 3, p. 221, 2004.
 [43] C. Haas, CRC Crit. Rev. Solid State Sci. 1, 47, 1970.
 [44] Y. Park et al., Appl. Phys. Lett. 81, p. 1471, 2002.
 [45] S. Cho et al., Solid State Commun. 129, p. 609, 2004.

저|자|약|력



성 명 : 조 성래

◆ 학 력

- 1987년 부산대 물리학과 이학사
- 1989년 부산대 대학원 물리학과 이학석사
- 1997년 Northwestern Univ. 물리학과 이학박사

◆ 경 력

- 1998년 - 2000년 Northwestern Univ. 물리학과 Post-Doc
- 2000년 - 현 재 울산대 물리학과 교수