

거대자기저항 센서를 중심으로 본 고밀도 정보저장기기용 기록헤드기술의 현황과 전망

김영근 · 정인섭 · 박태석

삼성전기주식회사, MR-HEAD 사업부

수원시 팔달구 매탄 3동 314

(1998년 3월 20일 받음)

I. 헤드기술의 개요

하드 디스크 드라이브 (Hard Disk Drive)와 같은 정보 저장기기는 컴퓨터 소프트웨어의 크기 증대, 개인용 컴퓨터의 멀티미디어화에 따라 그 저장용량에 대한 수요가 빠른 속도로 증가하고 있다. 저장용량의 척도로 기록밀도 (평방인치당 테이타비트수, bit/in²)를 들 수 있는데, Fig. 1에서와 같이 급격한 증가를 보이고 있다. 90년대초부터 이방성자기저항 (Anisotropic Magnetoresistance, AMR) 재생센서를 이용한 자기저항 헤드 (MR head)의 등장은 60% 연성장률 또는 10년당 100배의 증가율을 가능케 하였다. 현재의 빠른 연성장률은 2000년대부터 본격적으로 시장에 선보일 새로운 거대자기저항 (Giant Magnetoresistance, GMR) 센서를 이용한 MR 헤드의 출현으로 계속 유지될 것이다. 10 Gbit/in² 이상의 초고밀도 HDD의 경우, 헤드가 핵심기술이나 저장음의 기록매체, 정보처리의 관건인 channel 기술, 트랙을 제대로 찾아주는 servo 기술등의 발전이 병행되어야 한다.

1996년 6억 7천만개의 자기기록 헤드가 생산되었으며 이 중 약 30%가 MR 헤드였다. 2000년도에는 약 14억

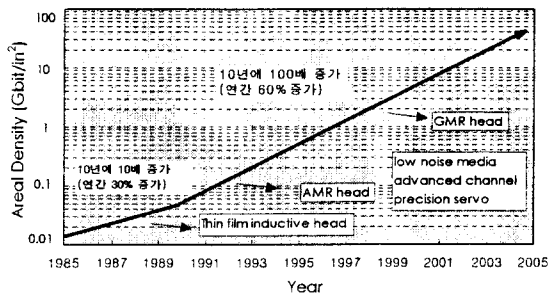


Fig. 1. HDD 기록밀도의 연별 추이.

3천만개의 헤드가 생산되리라 추정되며, 이 중 96% 이상이 MR (GMR 포함) 헤드가 될 것이라고 예상된다 [1].

고기록밀도시 매체에 기록된 자기비트의 크기는 감소되며, 누설자장의 세기도 작아지며, 결국 출력 또한 감소하게 된다. 헤드와 기록매체간의 간격이 증가할수록 매체로부터 누설되는 자장은 빠르게 감소함으로, 이를 보상기 위해 헤드는 기록매체로부터 수 μ -inch의 낮은 높이로 비행하도록 설계되어 있다. 그러나 비행높이 (flying height)를 줄이는 데에는 한계가 있을 뿐 아니라 신뢰성에 많은 문제가 생기게 된다.

기록밀도 1 Gbit/in²의 정도까지는 박막 인덕티브 (Thin Film Inductive) 헤드 또는 센서가 사용되고 있다. 인덕티브 헤드는 Faraday 법칙에 의한 자속변화를 감지한다. 즉, 재생출력전압 $V = -Nd\phi/dt = -Nvd\phi/dx$ 이며, 여기서 N은 코일의 턴수, ϕ 는 자속, v는 헤드-기록매체간의 속도, t는 시간이다. 이러한 인덕티브 헤드로부터의 출력크기를 증가시키기 위해서는 재생 전압이 N에 비례하기 때문에 재생헤드의 N을 증가시켜야 한다. 몇몇의 인덕티브헤드는 N=50 또는 그 이상을 사용한다. 그러나 기록의 관점에서 볼 때, N을 증가시키면 헤드의 인덕턴스가 증가하게 되어 헤드는 효율적으로 기록을 할 수 있는 인덕턴스의 한계값을 가진다. 박막 인덕티브 헤드는 재생 (읽기)과 기록 (쓰기) 동작시에 같은 헤드를 사용하기 때문에 재생과 기록특성을 동시에 최적화하기 매우 어렵다. 또한 인덕턴스가 증가하면 기록매체로부터 읽고 쓸 수 있는 최대 주파수가 감소하게 된다. Fig. 2에 모식적으로 인덕티브 헤드와 MR 헤드를 비교하였다.

MR 헤드에서는 기록과 관련하여 인덕티브 기록헤드의 코일 턴수를 크게 감소시킬 수 있으며, 인덕턴스가 크게 감소하여 고주파수 기록이 가능하다. MR 재생센

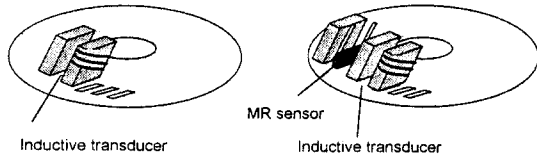


Fig. 2. (왼쪽) 박막 인덕티브 헤드와 (오른쪽) MR 헤드의 모식도. MR 헤드의 경우 재생센서로 AMR 또는 GMR 재료를 사용함.

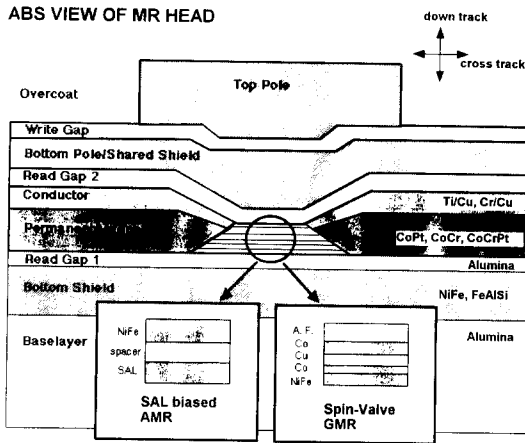


Fig. 3. Air bearing surface에서 본 MR 헤드의 구조. 코일은 두 pole 사이의 뒷쪽에 위치하여 그림에서는 보이지 않음. 경자성막이 MR 재생센서의 양단에 연결되어 센서 끝부분의 도메인 발생으로 인한 잡음을 억제 시킴.

서를 사용함으로써 인덕티브 재생헤드에 비해 큰 출력과 낮은 잡음특성을 얻을 수 있게 되었다. 재생출력전압은 Ohm의 법칙에 따라, $V = JR(\Delta R/R)w$ 이며, 여기서 J는 전류밀도, R은 저항, $\Delta R/R$ 은 MR 비, 그리고 w는 트랙폭이다. J, R, w는 설계 및 신뢰성관점에서 크게 바꿀 수 있는 여지가 없으며, 따라서 MR 비가 높은 경우 출력면에서 유리하다. 또한 MR 헤드는 재생센서가 기록센서보다 폭이 좁기 때문에 헤드의 정렬도에 덜 민감하게 되었다. 이는 헤드의 정렬도가 약간 나빠진다 하더라도 기록헤드에 의해 결정된 상대적으로 넓은 데이터 트랙내에 재생헤드가 위치하게 되기 때문이다. 우리가 통상 'MR 헤드'를 논할 때, 이 헤드는 (1) 재생 또는 읽기를 위한 MR 센서와 더불어, (2) 기록 또는 쓰기를 위한 인덕티브 헤드로 구성되어 있음을 말한다. Fig. 3에 매체면

(air bearing surface)에서 본 MR 헤드의 구조와 재료계의 예를 모식적으로 표시하였다. 이렇듯 재생과 기록이 분리된 헤드는 각각의 기능을 최적화하는 것을 가능케 해준다. 또한 MR 헤드는 헤드와 기록매체의 상대속도의 감소에 덜 민감하고, 작은 속도에서도 큰 출력을 얻을 수 있기 때문에 소형 HDD에서의 정보저장에 가장 적합하다.

II. MR 헤드의 발달

현재 사용되고 있는 MR 센서는 재료내 흐르는 전류방향과 재료의 자화방향간의 상대적인 각도 차이에 의해 저항변화가 일어나는, 소위 이방성자기저항 (AMR)이라 불리는 물리적현상을 이용하는 것이다. 이 현상은 약 100년전에 발견되었다. 1971년 Ampex의 Hunt [2]에 의해 개발된 최초의 AMR 센서는 테이프 드라이브에서의 재생을 위한 것이었다. 이 센서는 트랙폭 1.3 mm, 높이 15.2 μm , 두께 0.2 μm , AMR 비 (정의는 III장에서 서술) 2%의 NiFe 막으로 구성되어 있다. 1985년 IBM에서 3480 테이프드라이브에 첫 MR 헤드를 선보인 이후 많은 헤드회사들이 MR 기술을 발전시켜 나갔으며, 1990년초부터 HDD에 적용하기 시작하였다.

1996년 겨울, IBM에서는 AMR 기술을 이용하여 5 Gbit/in² (240 ktpi \times 21 ktpi ; 비트밀도 \times 트랙밀도)의 기록밀도 실험에 성공하였다. 중요 기술결과는 1997년도 IEEE 주최의 국제자기학회 (INTERMAG '97 Conference)에 발표되었다 [3]. 주목할 것은 트랙내 bit error 비율이 10^{-9} 정도라는 것이다. 이때 재생 트랙폭은 0.7 μm , 높이는 0.5 μm , NiFe 두께는 90 Å 인데 이는 Hunt의 헤드와 비교할 때 트랙이 약 1000배 정도 감소한 정도의 크기이다! 일반적으로 비트밀도를 증가하기 위해, 설드간 거리를 줄이며 따라서 NiFe 막두께 또한 감소한다. IBM의 실험에서는 NiFe 막두께 감소에 따른 (MR비도 감소 : Fig. 5 참조) 재생출력 감소를 보상하기 위해 상대적으로 높은 전류밀도 (8×10^7 A/cm²)를 인가하였다. 그러나 HDD 동작시 헤드에 높은 전류밀도가 가해지면 장시간 사용시 센서의 온도상승 또는 Electromigration과 같은 신뢰성 문제를 야기하여 바람직하지 못할 수 있다.

GMR 재생센서를 이용한 MR 헤드는 고기록밀도를 얻기 위해 최근에 매우 관심이 높은 분야이다 [4]. 1988년 유럽과학자들에 의해 그 현상이 발견된 이후 [5], GMR에 관해 전세계적으로 많은 연구가 이루어졌다. 수 Å 두께의 비자성층막에 의해 분리된 강자성 박막 구조에 외부에서 자기장을 가하면 5~20%의 큰 자기저항 변화가 나타난다. AMR 센서와 마찬가지로 GMR 센서 역시 자속

의 변화율 대신 직접적인 자속변화를 감지하게 되며 GMR 재료는 큰 MR비를 보이기 때문에 GMR 센서는 AMR 센서에 비해 큰 출력을 얻을 수 있다. 작은 비트크기에 기인한 작은 누설자장에 민감하게 반응하기 때문에 GMR 센서가 고밀도 정보저장에 유용하며, 이러한 이유로 GMR이 차세대 헤드로 채택되게 된 것이다. 세계의 유수한 헤드회사들은 GMR 헤드의 조기 상업화를 시도하기 위해 연구개발에 많은 힘을 쏟고 있다. 1998년초 IBM에서는 비공식적으로 GMR 헤드를 이용하여 10 Gbit/in² (2000년초에 상용화)의 매우 높은 기록밀도를 구현하였다.

Shelley [6], Yamada [7], 및 Dee [8] 등은 AMR 헤드에 관련된 역사적, 기술적 사항들을 정리하였다. GMR에 관련된 기술해설논문으로는 White [9], Brug [10], Derbyshire [11] 등의 것이 있다.

III. AMR 매카니즘, 재료, 및 센서

AMR 현상은 원자들의 전자구름과 자장의 스핀궤도 상호작용에 의해 일어난다. Fig. 4에서 설명하듯이 자화 방향이 전류방향에 수직인 경우 저항이 가장 낮으며, 전류방향과 평행인 경우 저항이 가장 크다.

강자성재료에서 전류방향에 따른 비저항은 자장을 수평으로 인가하는 경우(ρ_{\parallel})와 수직으로 인가하는 경우(ρ_{\perp})로 나누어 측정할 수 있으며 AMR은 $\Delta\rho = \rho_{\parallel} - \rho_{\perp}$ 로 정의된다. 많은 도메인 구조를 가진 강자성재료는 ρ_{\parallel} 와 ρ_{\perp} 에 대응하는 수평과 수직의 인가자장에 의존하여 모든 도메인들이 배열된다. 정규화한 값인 $\Delta\rho/\rho_0$ 를 AMR 비라고 하며, 여기서 $\rho_0 = (\rho_{\parallel} + 2\rho_{\perp})/3$ 는 자장이 가해지지 않은 상태에서 자기소거되어 있는 재료의 등방성 비저항이다. $\Delta R/R_0$ 로 구해지는 AMR 비는 시편의 형상에 대해 알 필요없이 저항변화를 실측할 수 있기 때문에 공학적으로 유용하다:

$$\begin{aligned} \text{AMR 비} &= \Delta R/R = \Delta\rho/\rho_0 \\ &= (\rho_{\parallel} - \rho_{\perp}) / ((\rho_{\parallel} + 2\rho_{\perp})/3) \end{aligned} \quad (1)$$

각종 합금재료 (bulk 및 thin film)의 AMR 성질과 포화 자화값은 1975년에 발표된 McGuire와 Potter [12]의 논문에 잘 정리되어 있다. 박막에서는 표면산란이 증가하기 때문에 상대적으로 작은 AMR 비를 갖는다. Ni₇₀Co₃₀ 합금의 경우 Ni₈₀Fe₂₀ (permalloy)와 비교하여 큰 AMR 비를 보여준다. 그러나, NiCo 합금은 자기감지센서로 사용하기 위한 중요한 성질인 작은 이방성 자장 (H_k), 작은 보자력 (H_c), 영에 가까운 자기변형율 (λ_s)을 한 조성에서 동시에 갖지 못한다. 이러한 이유로 permalloy는 헤드에 오랫동안 활용되고 있다.

강자성 박막에서는 등방성 비저항 (ρ_0)이 MR비에 많은 영향을 준다. 이방성 산란과정에 의해 생기는 비저항의 변화량 ($\Delta\rho$)은 변하지 않는 반면, ρ_0 은 증착조건에 기인하는 격자결함, 불순물 원자, 결정입계, 표면거칠기, 응력 등에 따라 크게 변화한다 [13, 14]. 이와 더불어 ρ_0 은 박막의 두께가 감소할수록 커진다. 표면산란은 전도전자의 자유이동경로가 박막두께에 필적할 경우 매우 중요해진다. Fig. 5는 증착된 permalloy 막두께에 따른 MR비의 변화를 보여준다 [15].

연자성체막으로 이루어진 AMR 센서는 R-H 곡선의 선형적인 부분에서 동작하기 위해 변곡점으로서의 바이어스를 필요로 한다. 부적절한 바이어스는 비대칭적인 펄스파형을 초래한다. 대표적인 바이어스 방법으로 SAL (Soft Adjacent Layer)을 NiFe에 붙여 사용하고 있다. 선형적인 SAL 물질은 전류의 손실효과 (shunting)를 최소화하기 위해 비저항이 높은 3원계 NiFe나 CoZr 합금으로 구성된다. 이 SAL의 역할은 NiFe에 적정전류가 흐를때, NiFe의 자화방향이 자기용이축방향에 대해 45° 회전하도록 해 주는 것이다. 그 결과 재생센서의 작동점 (bias point)이 Fig. 4의 경우 R-H 곡선상에서 오른쪽으로 바이어스된다.

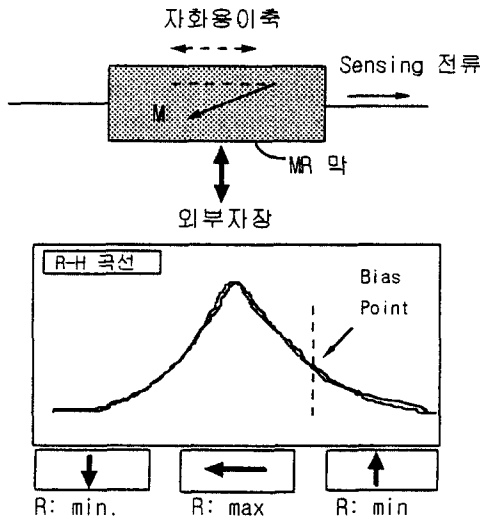


Fig. 4. AMR의 동작원리. Permalloy 막두께는 약 100~200 Å. Bias를 위한 SAL 막이 MR 막 뒷면에 있는 경우 bias는 R-H 곡선의 오른쪽 중간에 놓임.

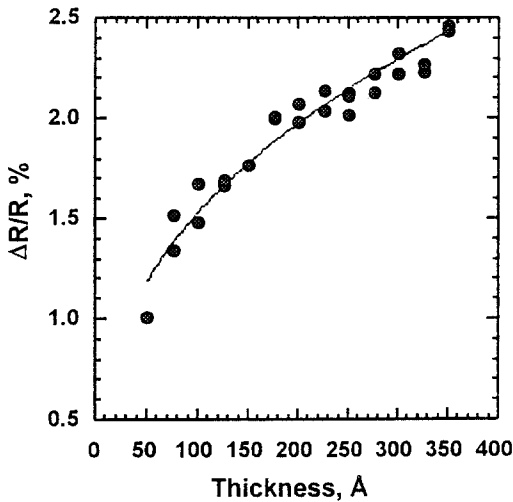


Fig. 5. Permalloy 막두께에 따른 AMR 비의 변화 [15].

IV. GMR 매카니즘, 재료, 및 센서

반평행상태의 자화분포를 가진 다층박막을 통과하는 전도전자의 저항은 평행상태의 자화분포를 지닌 것보다 크다. 한 방향의 스핀을 가진 전자가 반대방향의 스핀을 가진 부분을 지날 때 산란이 더 많이 일어난다. 반면 같은 방향의 스핀을 가진 부분을 지날 때 산란은 더 작게 일어난다. GMR은 이와같이 '스핀 의존성 전자산란' 으로 그 현상을 설명할 수 있다. 만약 인접하는 자성층이 반대방향으로 자화되어 있다면 윗방향 스핀전자의 자유이동경로는 두 층의 간격에 의해 제한되는 반면 (Fig. 6 오른쪽 그림), 자화방향이 평행한 경우 자유이동 경로는 수 개의 층들을 가로 지를 수 있을 만큼 증가한다 (Fig. 6 왼쪽 그림).

Fig. 6의 하단에 이를 전기회로도로서 설명하였다. 인가 자장이 클 경우 (평행 자화층), 큰 저항 (R)과 작은 저항 (r)이 평행으로 연결되어 낮은 저항 경로가 있으나 ($R_{low} = 2Rr / (R+r)$), 인가자장이 작을 경우 (반평행 자화층), 큰 저항과 작은 저항이 직렬로 연결되어 낮은 저항 경로는 존재하지 않게 된다 ($R_{high} = (R+r) / 2$). GMR 비는 아래와 같이 정의할 수 있다:

$$GMR \text{ 비} = \Delta R / R = (R_{low} - R_{high}) / R_{high} \quad (2)$$

스핀산란의 성질이 3차원적이어서 전류가 평면상에 흐르거나 (CIP) 평면에 수직으로 흐르거나 (CPP) 의 여부에 관계없이 때문에, 이론적으로 GMR은 전류의 방향에

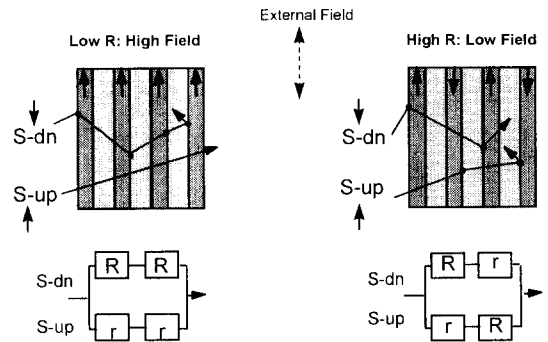


Fig. 6. 스핀의존 전자산란 효과. 계면에서 발생하며 각 막의 두께는 10~60 Å 정도임.

의존하지 않는다. 한편 계면에서의 스핀산란 이외에 재료 내부의 산란도 GMR에 기여하나 (NiFe의 경우), 계면 스핀산란이 GMR에 기여하는 정도가 지배적이다 [16].

아래는 반평행자화상태를 만드는 몇가지 방법이며, 여러 연구결과는 선별적으로 Table I에 정리하였다:

- 1) 반강자성 결합 (Antiferromagnetically Coupled)

중간의 비자성층을 통한 두 자성층간의 반강자성 교환 결합 [17]을 만든다. 이 결합은 수 kOe나 되는 높은 포화자장에서 알 수 있듯이 매우 강하다.
- 2) 정자기적 결합 (Magnetostatically Coupled)

박막의 미세구조를 바꿈으로써 강자성층 사이에 약한 정자기 결합을 만든다.
- 3) 하드바이어스 (Hard-biased Pseudo Spin-Valve)

두 강자성층 (결합되지 않은 연자성층과 경자성층) 사이의 보자력 차이를 이용하여 만든다.
- 4) 교환바이어스 (Exchange-biased Spin-Valve)

반강자성층을 덧붙임으로써 인공적으로 한 강자성층의 자화방향을 한 방향으로 고정시킨다 (두 개의 강자성층은 결합시키지 않음).

다층박막의 경우처럼 GMR은 스퍼터링으로 증착된 자기적으로 불균일한 재료에서도 관찰된다 [18, 19]. 이는 Co_xCu_{1-x} 나 Fe_xCu_{1-x} 와 같이 서로 섞이지 않는 합금 막내에 정렬되지 않은 과립상의 강자성 입자들을 생성시킴으로써 만들 수 있다. 각 강자성입자의 스핀방향이 동일할 때는 낮은 저항이, 서로 다를 때에는 높은 저항이 측정되어 큰 저항변화를 보이고 있다. 과립상의 막을 만드는 것은 간단하지만, 과립상의 막은 반강자성체막으로 결합된 다층막과 같이 수 kOe 정도의 큰 포화자장값을 가지

Table I. GMR 현상이 보고된 재료계와 특성. 막두께 단위는 Å이며, granular films의 경우 조성은 at.% 임.

System	Temp.	MR, %	H _s , Oe	Deposition	Ref.
<u>Multilayers</u>					
[Fe (30) /Cr (9)] ₆₀	4.2 K	46	20,000	MBE	5)
	RT	23	14,000		
Au (250) /Co (5) /Au (50) /Co (10) /Au (250)	4.2 K	5.5	5,000	evap	36)
	RT	1.3	1,000		
Fe (40) / [Co (10) /Cu (9.3)] ₁₆ /Cu (19)	4.5	80	22,000	dc magn	37)
	RT	50	18,000		
[Fe (30) /Cr (18)] ₁₀	4 K	13	5,000	dc magn	38)
Ru (34) /Ni ₈₁ Fe ₁₉ (10) /Co (4.4) / [Cu (19) /Co (4.4) /Ni ₈₁ Fe ₁₉ (10) /Co (4.4)] ₁₉ /Ru (14)	RT	17	400	dc magn	16)
[Co (60) /Ag (60)] _n	4.2 K	42-CPP	500	sputt	39)
	4.2 K	10-CIP	500		39)
NiCo (50) / [Cu (8) /NiCo (15)] ₃₀	RT	16	120	dc magn	40)
<u>Granular Films</u>					
Fe ₃₀ Cu ₇₀	5 K	9	5,000	dc magn	18)
Co ₇₀ Cu ₃₀	RT	25			18)
Co ₁₉ Cu ₈₁	10 K	22	20,000	dc magn	19)
Co ₂₈ Cu ₇₂	RT	6			19)
Co ₄₃ Ag ₅₇	RT	17	12,000	dc magn	41)
<u>Discontinuous Multilayers</u>					
Ta (100) /Ag (20) / [NiFe (20) /Ag (40)] ₄ /NiFe (20) /Ag (20) /Ta (40)	RT	5.6	10	dc magn	20)
Ta (45) /Ag (22) /NiFe (20) [Ag (44) /NiFe (20)] ₄ /Ag (22) /Ta (110)	RT	5	20	dc magn	21), 22)
<u>Pseudo Spin-Valves (hard-biased)</u>					
[Cu (50) /Co (30) /Cu (50) /Ni ₈₀ Fe ₂₀ (30)] ₁₅	RT	9.9	500	evap	26)
Fe (55) /Cu (73) /Co (60) /Cu (30)	RT	3.1	400	evap	27)
NiFe (100) /Cu (50) /Co (50)	4.2 K	20	1,000	rf sputt	42)
Co (50) /NiFe (5) /Cu (50) /Co (5) /NiFe (50)	RT		15	rf sputt	28)
<u>Spin-Valves (exchange-biased)</u>					
Ta (50) /NiFe (60) /Cu (20) /NiFe (45) /FeMn (70) /Ta (50)	RT	5	10	dc magn	31)
NiCo (50) /Cu (26) /NiCo (30) /FeMn (70) /Cu (30)	RT	2.3	10		31)
Ta (100) /NiFe (120) /Cu (27) /NiFe (30) /FeMn (150)	RT	2.4		dc /rf magn	43)
NiO (500) /NiFe (10) /Co (10) /Cu (20) /NiFe (50)	RT	4		rf magn	44)
CoZrNb (65) /NiFe (35) /CoFe (65) /Cu (25) /CoFe (30) /IrMn (125)	RT	7	10	dc magn	45)
NiO (400) /NiFe (10) /CoFeB (10) /Cu (32) /CoFeB (20) /NiFe (55) /Ta (100)	RT	6	8	dc magn	46)

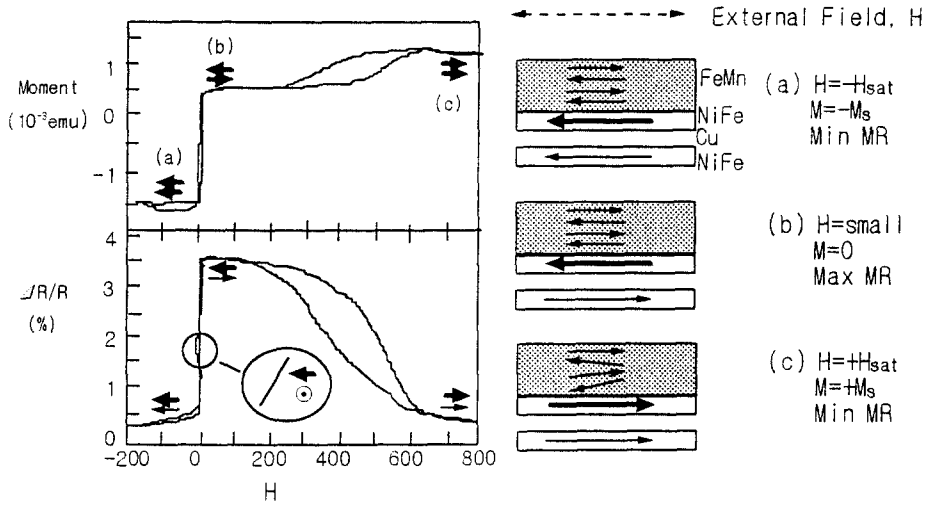


Fig. 7. Spin-Valve 박막의 MR 특성. 저자장영역에서 특성곡선이 선형적이며, H = 0에서 자유층과 고정층간의 자화 배열은 90° 임.

므로, MR 센서로써 사용하기에는 적당하지 않다. 기록매체로부터 헤드로 향하는 자장의 세기는 일반적으로 200 Oe 이하이다.

Hylton 등 [20]에 의해 고안된 NiFe/Ag 불연속 다층막 구조는 낮은 포화자장값을 가짐으로써 GMR을 재생센서로 사용하는데 있어 기대를 가져왔다. 증착후의 열처리 (약 300 °C에서 10분)를 통해 10 Oe의 포화자장에서 MR비 6%를 얻었다. 증착후의 열처리 공정은 Ag를 NiFe 막으로 확산시켜 NiFe 결정립을 분리시킴으로써 반평행상태의 정자기적 결합을 유도한다. Kim과 Sanders [21, 22, 23]는 적절한 열처리를 통해 자기변형율이 영이 되는 재료를 만들었으며, 열처리시 수반되는 미세조직의 변화가 GMR에 미치는 영향에 관한 메카니즘을 제시하였다. 그러나, 불행하게도 불연속 다층막은 복잡한 도메인 구조에 의한 잡음발생이 재생센서로 활용하는데 있어 가장 중요한 장애로 밝혀졌다 [24, 25].

하드라이어스 다층막 [26, 27]이나 pseudo Spin-Valve [28, 29]의 경우는 자화과정중에서 보자력의 차를 이용하여 반평행상태를 만든다. 높은 자장의 경우 연자성막과 강자성막의 자화방향은 평행상태이나, 자장이 감소하면 연자성막의 자화방향은 반전되고 강자성막은 변하지 않아 반평행상태가 된다. 이와 같은 GMR 계는 정방향형태의 천이특성 때문에 재생센서보다는 비휘발성 기억소자 (Magnetic Random Access Memory, MRAM)로 응용 [30]하기에 더 적합하다.

IBM의 Diény 등 [31]에 의해 최초로 보고된 교환바이

어스 Spin-Valve (SV)는 비자성 금속막으로 분리된 두개의 강자성박막으로 구성된다. 이 중 한 강자성막의 자화는 자유롭게 움직이도록 허용되어 있으나 (자유층, free layer), 다른 한 막의 자화는 옆에 붙어있는 반강자성막 (FeMn [32], IrMn [33], NiMn [34], NiO [35])에 의해 고정되어 있다 (고정층, pinned layer). MR 특성이 인가자장에 대한 각 층의 자화방향 사이각의 함수라는 사실은 어떤 형태의 GMR 구조에서도 적용된다. 설계의 관점에서, 자유층은 외부자기장에 수직인 방향의 자화용이축을 갖는 반면, 고정층은 반강자성막과의 교환작용에 의해 가로 방향 (자유층 자화용이축에 수직인 방향)으로 자화방향이 고정되며 일방향 이방성을 갖는다. 이와같은 90° 배열로 거의 선형적인 저항변화를 얻을 수 있으므로 헤드의 재생센서로 이상적이다. 또한 90° 배열은 대칭적인 cross-track profile [47, 48, 49]을 제공하므로 servo 관점에서 유리하며, 45° AMR 헤드가 전형적으로 좌우 비대칭형을 나타내는 것과는 대조적이다. Fig. 7에 SV의 MR 특성곡선을 표시하였다. 매우 큰 자장에서는 고정층의 자화방향이 반전된다.

외부 자장에 의해 고정층의 자화방향이 반전되는 것을 방지하기 위해, 교환결합력 또는 고정자장 H_{pin} 은 300 Oe 이상이 되어야 한다. H_{pin} 을 크게하는 한 방법으로 반강자성체와 교환결합된 NiFe 층의 두께를 줄이면 된다. 한 예로 Kim 등 [32]은 NiFe/FeMn 교환결합구조에서 NiFe층이 30 Å 일때 NiFe 하지막에 따라 H_{pin} 이 800 Oe정도로 커질 수 있음을 알았다. 교환결합층은 큰 교환

Table II. 반강자성 교환결합막의 종류와 특성

재 료	교환결합 자장 (Oe)	Blocking 온도 (°C)	비저항 ($\mu\Omega \cdot \text{cm}$)	내식성	열처리	특 징	적용회사
$\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$	350	150	130	×	×	부식 심함	초기 IBM
$\text{Ni}_{50}\text{O}_{50}$	90	200	절연체	◎	×	spin-valve가 AF 위에 놓이기 용이	
$\text{Ni}_{70}\text{Mn}_{30}$	500	450	175	○	○	300°C 열처리	Seagate Quantum
$\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$	400	250	90	○	×		Toshiba
$\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$	60	320	절연체	◎	×	낮은 교환결합자계	Alps
CrPtMn	200	380	350	○	×		Hitachi
PdPtMn	240	300	-	○	○		Fujitsu

* 교환결합자계는 60 Å 두께의 NiFe 박막과의 교환결합자장 H_{pin} 을 나타냄.

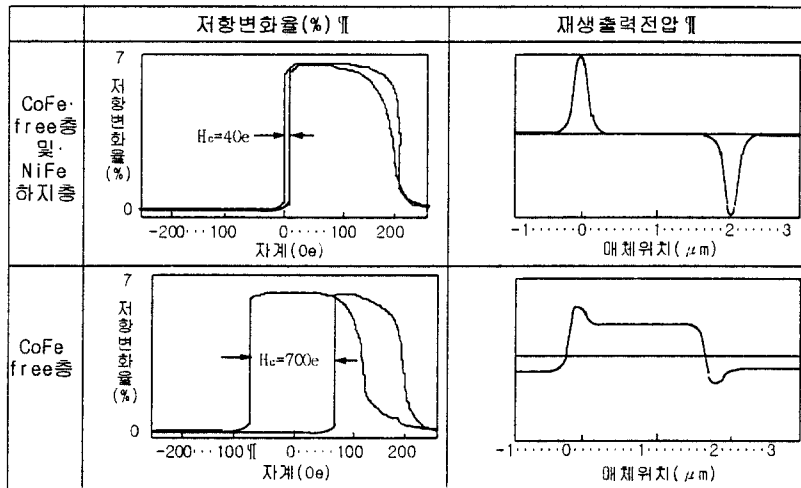


Fig. 8. NiFe/CoFe 복합자유층 구조와 CoFe 단순자유층 구조를 바탕으로한 Spin-Valve 센서의 MR 특성 및 동특성 비교.

결합계수와 높은 Blocking 온도 (T_b), 그리고 우수한 내열, 내식성이 요구된다. T_b 는 교환결합력이 사라지는 온도로 정의한다. 개발초기에 적용되었던 FeMn 박막은 특성의 안정성은 좋으나 내식성 문제가 제기됨에 따라 이를 대체하기 위해 많은 연구가 수행되고 있으며, 이를 요약하면 Table II와 같다. $\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$ 의 합금은 H_{pin} 이 450 Oe, T_b 가 240 °C 정도로 100~200 Å의 두께를 적용하고 있다 [45]. 이 재료는 100 °C에서도 $H_{\text{pin}} = 300$ Oe를 가지고 있어 실제 HDD의 작동 온도에서도 열적안정성을 유지할 수 있을 것으로 생각되나 내식성이 더 향상되어야 한다. NiMn은 매우 뛰어난 교환결합특성을 보여주나 고온열처리를 하여야 하는 단점이 있다. Michel 등 [35]에

의하면 NiO의 경우 Mn계 반강자성체와는 달리 NiO의 집합조직이 H_{pin} 에 크게 영향을 미치지 않음을 알았다. Hitachi의 Nakatani 등 [50]은 NiFe/FeMn계 SV막에서 여러 종류의 하지막이 MR 특성에 미치는 영향을 조사하였다. Ag, Cr 등에 비해 Ta, Nb 등의 하지막을 이용한 SV막의 경우 강한 (111) 집합조직을 형성하였고, MR비도 높아 졌다.

IBM의 Parkin [51]은 NiFe/Cu 계면에 3 Å의 Co층을 더하면서 약 두배의 GMR비 측, Co층이 없을 때 3%에서 Co층이 있을 때 6%로 증가되는 것을 발견했다. 이것은 Co가 스핀의존산란을 증가시키기 때문이다. Co계면층은 SV 센서의 열적 안정성을 증가시키는 중요한 효

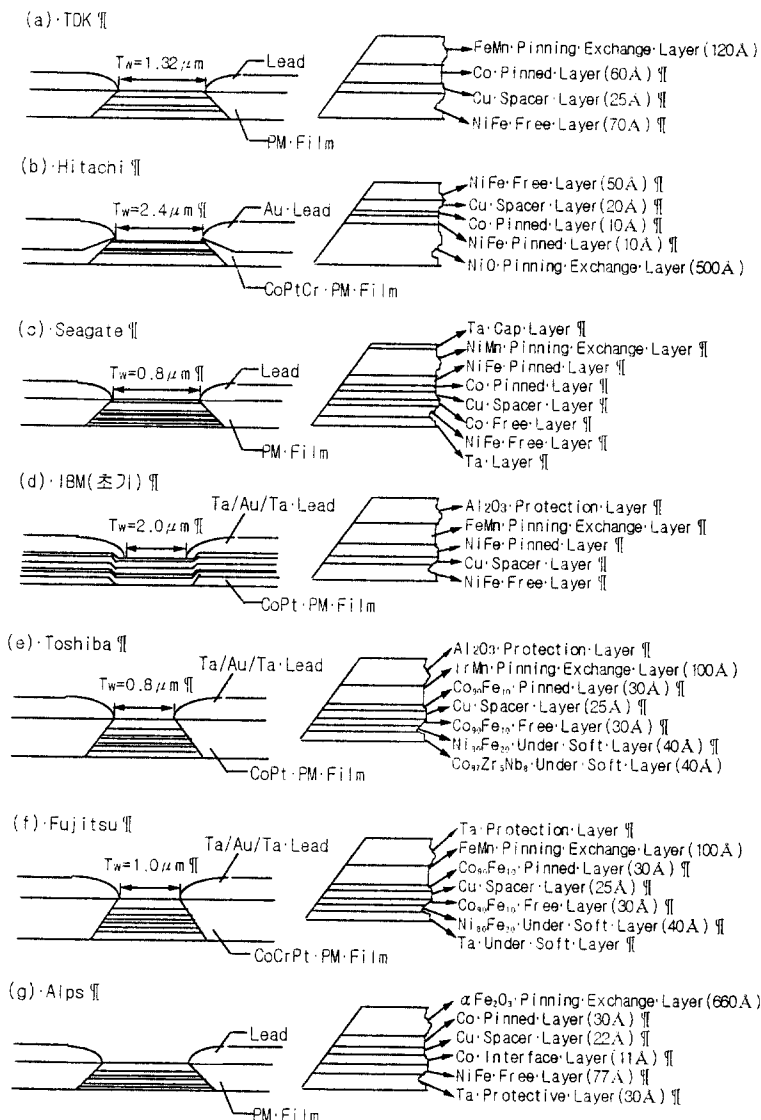


Fig. 9. 각사별 Spin-Valve 센서의 구조 : (a) TDK, (b) Hitachi, (c) Seagate, (d) IBM, (e) Toshiba, (f) Fujitsu, 및 (g) Alps.

과도 있다. 헤드 제조에서 여러 가지 열처리 (예로, coil의 절연을 위해 photo-resist를 250 °C에서 17시간동안 baking함)를 하게 되는데 열처리에 의한 확산효과로 계면특성이 열화될 수 있다 [52]. NiFe/Cu 구조와는 달리 Co/Cu 구조에서는 열역학적으로 서로 섞이지 않으므로 Co 층은 계면확산을 최소화시킬 수 있다. Hitachi의 Hamakawa 등은 NiO/NiFe/Cu/NiFe로 구성된 SV 센서에서 5 Å의 Co 계면층이 충분한 확산방지벽으로 동작하는 것을 발견했다 [44]. 그러나 NiFe/Co/Cu의 구

조에서는 자기저항변화를 위해 큰 외부자계가 필요하기 때문에 보자력이 비교적 낮고 자기변형율이 영에 가까운 Co₉₀Fe₁₀ 박막이 주목을 받게 되었다. Toshiba [45]와 Fujitsu [53]는 NiFe/Cu 대신에 CoFe/Cu 구조를 적용하고 있다. 그러나 Fig. 8에서 보듯, CoFe 박막은 NiFe 박막에 비해 보자력이 커서 감도가 낮아지기 때문에 [54], Fujitsu의 Kanai 등은 40 Å의 NiFe 박막을 하지 층으로 하여 30 Å의 Co₉₀Fe₁₀ 박막을 입혔고, H_c = 3.9 Oe, H_k = 8.3 Oe의 결과를 얻었다 [53]. XRD 실험결

과 NiFe이 있는 경우 (111) CoFe을 형성하여 CoFe의 연자성 특성을 향상시킬 수 있다. Toshiba의 CoZrNb/NiFe/CoFe의 경우도 같은 이유에서 연자성 특성을 향상시켜 준다. 이 경우 CoFe의 보자력이 5 Oe (열처리후 0.1 Oe) 이하로 낮아져 충분한 감도를 유지할 수 있다 [55]. 교환결합형 SV 계의 재료물성과 미세구조에 관한 해설논문으로 Kools [56]의 것이 있다. Fig. 9에 각 회사별로 보고된 SV 재생센서의 구조와 재료를 정리하였다.

SV 헤드 제조의 관점에서 볼 때, SV를 이루는 극박막 각각의 두께를 제어하는 것이 주요과제이다. Hitachi의 Hoshino 등 [57]은 NiFeCo/Cu/NiFeCo/FeMn으로 구성된 SV 구조에서 NiFeCo, Cu, 및 FeMn 각 막의 두께변화에 따른 MR 비를 측정하였다. 이 중 Cu 경우 25 Å을 중심으로 5 Å 두께 가감시 MR 비가 급격히 떨어진다. 따라서 원자층 두께의 제어가 가능한 증착설비 설계와 고진공기술이 요구된다. Heim 등 [58]은 최적의 SV 동작을 위한 설계인자를 논의하였고, Bertram [59]은 AMR과 SV 헤드에서 설계 인자들의 변화가 출력전압에 미치는 역할을 이해할 수 있는 선형분석을 시도하였다.

V. 제조공정과 기술과제

앞서의 Fig. 3에서 보듯, MR 헤드는 복잡한 3차원구조를 갖고 있으며 Al₂O₃-TiC로 구성된 경세라믹 기판위에 형성되어 있다. 헤드를 제조하기 위한 일련의 박막공정을 거친 후에 기판은 헤드를 포함하는 row로 절단가공된다. 이 row는 기록 pole과 MR 센서에서 각각 설계된 높이를 얻기 위해 lapping 공정을 거친다. 각 헤드는 row로부터 분리되고 디스크 상에서 비행할 수 있도록 서스펜션에 부착된다 (오늘날의 첨단헤드에서 비행높이는 300~500 Å이다). 모든 공정 분야에서 만족할 만한 수율로 MR 헤드를 제조하기 위해서는 매우 엄격한 공정제어가 요구된다. 웨이퍼 수율 Y는 각각의 독립된 공정 수율의 적합산으로 계산될 수 있다. MR 헤드를 제조하기 위한 공정수 n은 50~70개 정도이다 [60]. 증착 (sputtering, evaporation, electroplating), 포토 사진식각 (positive, negative), lift-off 그리고 에칭 (dry, wet) 등의 일련의 박막제조 기술이 포함된다. 각공정을 동일한 난이도로 볼때 n=60이면 웨이퍼 전체수율 80%를 얻기 위해서는 99.6%의 개별공정수율이 필요하다. 일부 공정은 신뢰성 및 재현성을 얻는데 있어서 더 어렵다. 기록밀도가 증가함에 따라 MR 센서 증착 및 패터닝 (트랙밀도를 높이기 위한 미세 재생 트랙폭), 슬드로부터 MR 센서를 분리하고 절연해주는 gap 재료

(비트 밀도를 증가시키기 위한 gap 두께 감소), 그리고 향상된 기록 pole (미세 기록 트랙 폭과 고보자력 기록매체에 기록할 수 있는 능력) 등의 기술 확보가 중요해진다. 일례로, Quantum의 Baubock 등 [15]에 의하면, 증착동안 서터 동작을 기관 테이블과 일치시킴으로써 MR막 두께 균일도를 향상시킬 수 있으며, 재생 트랙폭 결정을 위한 photoresist 형상은 초기 노광량과 노광후 베이킹 조건에 의해 영향을 받으며, MR 막의 이온 밀링동안에 분광발산을 이용한 밀링 종점탐지방법은 MR 하지막의 과식각을 방지할 수 있음이 보고되었다. 이밖에 우수한 센서 접합구조 형성 [61, 62], 센서높이 조절, 전류밀도 [63] 및 온도상승 제어 [64], 내부식성 향상, 정전기 방전 (ESD) 민감도 제어 [65, 66] 등의 공통적 기술과제가 있다.

고밀도 구현을 위한 상기의 공통적 기술과제 이외에, GMR 헤드제조시 고유한 기술적 해결과제로 (i) 두께 변화에 덜 민감한 연자성특성과 더 높은 ΔR/R을 지닌 강자성체의 개발, (ii) 강하고 안정된 교환결합 성능을 갖는 반강자성 재료의 개발, (iii) 적절한 자하배열을 이루기 위한 열처리, (iv) 표면 및 계면 조도, 오염의 최소화 등을 들 수 있다. 10 Gbit/in²의 헤드를 얻기 위한 필수조건들이 Brug 등 [67]에 의해 기술되었다.

VI. 향후 전망

최근에 선보이고 있는 GMR 헤드를 채용한 HDD는 1999년부터 본격적인 양산 적용이 시작될 것으로 예상되고 있다. 한편, AMR 헤드의 성능과 제조기술력 (수율, 생산성)이 계속 향상됨에 따라 예상보다 그 수명이 길어져 AMR 헤드를 적용한 HDD는 2000년 이후에도 큰 시장을 구성하게 될 것이다. 그럼에도 불구하고 AMR 헤드 역시 조만간 (늦어도 5년 이내에) GMR 헤드에게 그 자리를 내 주어야 할 것으로 보인다. GMR 헤드의 성장율로 미루어 볼 때 2002년 정도에는 GMR 헤드의 적용이 AMR 헤드를 앞설 것으로 예상된다. 헤드산업의 사업성 측면에서 볼 때, 헤드의 초기개발 후 2~3년 이내에 HDD의 양산에 적용됨으로, 어느 회사건 늦어도 1999년까지는 GMR 헤드의 개발을 완료해야 수십조원 규모의 거대한 시장에 뛰어 들 수 있을 것이다.

VII. 요약

재생센서 발달의 관점에서 MR 헤드 기술을 검토해 보았다. AMR 센서는 지난 20년 동안 개발되어 왔으며 최근 수년간 디스크 및 테이프 드라이브와 같은 정보저장기

기에 성공적으로 활용되고 있다. 현재 초고밀도 저장의 요구에 대응하기 위하여 GMR 센서 기술개발이 활발히 진행되고 있다. AMR과 GMR 센서의 매카니즘, 재료특성, 동작원리와 헤드구조에 대하여 알아보았다. 복잡한 형상구조를 갖는 MR 헤드는 독특한 제조공정과 설계기술을 요구하고 있다. GMR 헤드는 고기능 재료, 진보된 박막기술, 가공조립기술, 안정된 헤드 설계, 생산기술등이 종합적으로 확보되어야만 조기에 상업화를 이룰 수 있을 것이다.

감사의 글

본 논문을 작성하는 데 도움을 주신 사업부내 신제품개발팀의 민경익, 함현주, 정원제, 송은영, 신재홍씨께 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] Trend Focus, Inc. (1997).
- [2] R. P. Hunt, IEEE Trans. Magn., **7** (1971) 150.
- [3] C. Tsang, T. Lin, S. MacDonald, M. Pinarbasi, N. Robertson, H. Santini, M. Doerner, T. Reith, L. Vo, T. Diola, and P. Arnett, IEEE Trans. Magn., **33** (1997) 2866.
- [4] Y. K. Kim, in 'Pushing Head Technology to the Limit II, IDEMA, Sunnyvale (1996) 35.
- [5] M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, F. Petroff, P. Eitenne, G. Creuzet, A. Friederich, and J. Chazelas, Phys. Rev. Lett., **61** (1988) 2472.
- [6] F. B. Shelledy, and J. L. Nix, IEEE Trans. Magn., **28** (1992) 2283.
- [7] K. Yamada, J. Magn. Soc. Jpn., **16** (1992) 636.
- [8] R. Dee, and B. Engel, Data Storage, **3** (1996) 71.
- [9] R. L. White, IEEE Trans. Magn., **28** (1992) 2484.
- [10] J. A. Brug, T. C. Anthony, and J. H. Nickel, MRS Bulletin, **21** (1996) 23.
- [11] K. Derbyshire and E. Korczynski, Solid State Technology, **38** (1995) 57.
- [12] T. R. McGuire, and R. I. Potter, IEEE Trans. Magn., **11** (1975) 1018.
- [13] J. D. Freeman, J. Vac. Sci. Technol. A, **9** (1991) 421.
- [14] Y. K. Kim, and M. Oliveria, J. Appl. Phys., **74** (1993) 1233.
- [15] G. Baubock, H. Q. Dang, D. C. Hinson, L. L. Rea, and Y. K. Kim, IEEE Trans. Magn., **32** (1996) 25.
- [16] S. S. P. Parkin, Appl. Phys. Lett., **61** (1992) 1358.
- [17] P. Grunberg, R. Schreiber, Y. Pang, U. Walz, M. B. Brodsky, and H. Sowers, J. Appl. Phys., **61** (1987) 3750.
- [18] J. Q. Xiao, J. S. Jiang, and C. L. Chien, Phys. Rev. Lett., **68** (1992) 3749.
- [19] A. E. Berkowitz, A. P. Young, J. R. Mitchell, S. Zhang, M. J. Carey, F. E. Spada, F. T. Parker, A. Hutten, and G. Thomas, Phys. Rev. Lett., **68** (1992) 3745.
- [20] T. L. Hylton, K. R. Coffey, M. A. Parker, and J. K. Howard, Science, **261** (1993) 1021.
- [21] Y. K. Kim, and S. C. Sanders, Appl. Phys. Lett., **65** (1995) 1009.
- [22] Y. K. Kim, S. C. Sanders, and S. E. Russek, IEEE Trans. Magn. **31** (6), 3964 (1995).
- [23] J. W. Dykes, Y. K. Kim, A. Tsoukatos, S. Gupta, and S. C. Sanders, J. Appl. Phys. **79** (8), 5584 (1996).
- [24] M. A. Parker, K. R. Coffey, J. K. Howard, C. H. Tsang, R. E. Fontana, and T. L. Hylton, IEEE Trans. Magn., **32** (1996) 142.
- [25] L. S. Kirschenbaum, C. T. Rogers, S. E. Russek, and S. C. Sanders, IEEE Trans. Magn., **31** (1995) 3943.
- [26] T. Shinjo, and H. Yamamoto, J. Phys. Soc. Jpn., **59** (1990) 3061.
- [27] A. Chaiken, P. Lubitz, J. J. Krebs, G. A. Prinz, and M. Z. Harford, Appl. Phys. Lett., **59** (1991) 240.
- [28] Z. Wang, and Y. Nakamura, J. Appl. Phys., **79** (1996) 6639.
- [29] B. A. Everitt, A. V. Pohm, and J. M. Daughton, J. Appl. Phys., **81** (1997) 4020.
- [30] J. M. Daughton, Thin Solid Films, **216** (1992) 162.
- [31] B. Dieny, V. S. Speriosu, S. S. P. Parkin, B. A. Gurney, D. R. Wilhoit, and D. Mauri, Phys. Rev. B, **43** (1991) 1297.
- [32] Y. K. Kim, K. Ha, and L. L. Rea, IEEE Trans. Magn., **31** (1995) 3823.
- [33] H. N. Fuke, K. Saito, Y. Kamiguchi, H. Iwasaki,

- and M. Sahashi, *J. Appl. Phys.*, **81** (1997) 4004.
- [34] T. Lin, D. Mauri, N. Staud, C. Hwang, and G. L. Gorman, *Appl. Phys. Lett.*, **65** (1994) 1183.
- [35] R. P. Michel, A. Chaiken, Y. K. Kim, and L. E. Johnson, *IEEE Trans. Magn.*, **32** (1996) 4651.
- [36] C. Dupas, P. Beauvillain, C. Chappert, J. P. Renard, F. Trigui, P. Veillet, E. Velu, and D. Renard, *J. Appl. Phys.*, **67** (1990) 5680.
- [37] S. S. P. Parkin, R. Bhadra, and K. P. Roche, *Phys. Rev. Lett.*, **66** (1991) 2152.
- [38] E. E. Fullerton, D. M. Kelly, J. Guimpel, I. K. Schuller, and Y. Bruynseraede, *Phys. Rev. Lett.*, **68** (1992) 859.
- [39] W. P. Pratt, S. -F. Lee, J. M. Slaughter, R. Loloee, P. A. Schroeder, and J. Bass, *Phys. Rev. Lett.*, **66** (1991) 3060.
- [40] X. Bian, J. O. Strom-Olsen, Z. Altounian, Y. Huai, and R. W. Cochrane, *Appl. Phys. Lett.*, **62** (1993) 3525.
- [41] J. A. Barnard, A. Waknis, M. Tan, E. Haftek, M. R. Parker, and M. L. Watson, *J. Magn. Magn. Mater.*, **114** (1992) L 230.
- [42] D. Lottis, A. Fert, R. Morel, L. G. Pereira, J. C. Jacquet, P. Galtier, J. M. Coutellier, and T. Valet, *J. Appl. Phys.*, **73** (1993) 5515.
- [43] H. Kanai, J. Kane, K. Aoshima, M. Kanamine, and Y. Uehara, *IEEE Trans. Magn.*, **31** (1995) 2612.
- [44] Y. Hamakawa, H. Hoshiya, T. Kawabe, Y. Suzuki, R. Arai, K. Nakamoto, M. Fuyama, and Y. Sugita, *IEEE Trans. Magn.*, **32** (1996) 149.
- [45] H. Yoda, H. Iwasaki, T. Kobayashi, A. Tsutai, and M. Sahashi, *IEEE Trans. Magn.*, **32** (1996) 3363.
- [46] H. Kanai, J. Kane, K. Yamada, K. Aoshima, M. Kanamine, J. Toda, and Y. Misoshita, *IEEE Trans. Magn.*, **33** (1997) 2875.
- [47] C. Tsang, R. E. Fontana, T. Lin, and D. E. Heim, *IEEE Trans. Magn.*, **30** (1994) 3801.
- [48] D. Lu, and J. -G. Zhu, *IEEE Trans. Magn.*, **31** (1995) 2615.
- [49] Y. K. Kim, J. C. Harig, G. Noyes, K. Ho, M. Kane, and B. M. Lairson, *IEEE Trans. Magn.*, **33** (1997) 4411.
- [50] R. Nakatani, K. Hoshino, S. Noguchi, and Y. Sugita, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **33** (1994) 133.
- [51] S. S. P. Parkin, *Phys. Rev. Lett.*, **71** (1993) 1641.
- [52] T. C. Huang, J. -P. Nozieres, V. S. Speriosu, B. A. Gurney, and H. Lefakis, *Appl. Phys. Lett.*, **62** (1993) 1478.
- [53] H. Kanai, K. Yamada, K. Aoshima, Y. Ohtsuka, J. Kane, M. Kanamine, J. Toda, and Y. Mizoshita, *IEEE Trans. Magn.*, **32** (1996) 3368.
- [54] *Nikkei Electronics*, **671** (1996) 84.
- [55] Y. Kamiguchi, K. Saito, H. Iwasaki, M. Sahashi, M. Ouse, and S. Nakamura, *J. Appl. Phys.*, **79** (1996) 6399.
- [56] J. C. S. Kools, *IEEE Trans. Magn.*, **32** (1996) 3165.
- [57] K. Hoshino, S. Noguchi, R. Nakatani, H. Hoshiya, and Y. Sugita, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **33** (1994) 1327.
- [58] D. E. Heim, R. E. Fontana, C. Tsang, V. S. Speriosu, B. A. Gurney, and M. L. Williams, *IEEE Trans. Magn.*, **30** (1994) 316.
- [59] H. N. Bertram, *IEEE Trans. Magn.*, **31** (1995) 2573.
- [60] R. E. Fontana, *IEEE Trans. Magn.*, **31** (1995) 2579.
- [61] R. E. Fontana, S. A. MacDonald, C. Tsang, and T. Lin, *IEEE Trans. Magn.*, **32** (1996) 3440.
- [62] Y. K. Kim and J. L. Nix, US Patent 5,608,593 (1997).
- [63] A. B. Kos, S. E. Russek, Y. K. Kim, and R. W. Cross, *IEEE Trans. Magn.*, **33** (1997) 3541.
- [64] A. Jander, R. S. Indeck, J. A. Brug, and J. H. Nickel, *IEEE Trans. Magn.*, **32** (1996) 3392.
- [65] A. J. Wallash and Y. K. Kim, *J. Appl. Phys.*, **81** (1997) 4921.
- [66] A. Wallash and Y. K. Kim, *IEEE Trans. Magn.*, to be published (1998).
- [67] J. A. Brug, L. Tran, M. Bhattacharyya, J. H. Nickel, T. C. Anthony, and A. Jander, *J. Appl. Phys.*, **79** (1996) 4491.

Giant Magnetoresistive Sensors for High Density Information Storage Applications

Young Keun Kim, In-Seop Jeong, and Tae Seok Park

MR-Head Division, Samsung Electro-Mechanics,

Suwon 442-743

(Received 20 March 1998)

MR head technology from the perspective of read sensor evolution was reviewed. AMR sensors have been developed for last two decades and successfully employed into information storage devices such as disk drives. Development of manufacturable GMR sensors is of emerging technological interest because GMR sensors can further meet the need of ultrahigh recording density. In this review, the mechanisms, materials systems, operating principles of both AMR and GMR sensors, and the head structures were discussed. Constructing GMR heads with ultrathin sensor materials and complex topographical structures demands unique fabrication and design challenges. The commercialization of GMR heads can only be realized by the successful implementations of high performance materials, advanced thin film processes, and stable head design.