

磁性薄膜研究的现状和未来*

戴道生

(北京大学物理系 北京 100871)

摘要 概括介绍了近十几年来磁性薄膜研究的主要成果、应用和可能的发展情况。主要内容有:钙钛矿结构氧化物薄膜的磁性和庞磁电阻效应,磁性金属多层薄膜的层间耦合和巨磁电阻效应及磁电阻磁头应用情况,光存储技术,纳米点阵存储技术,磁电子学。

关键词 磁特性,薄膜,巨磁电阻,磁电子学

THE PRESENT AND FUTURE OF MAGNETIC THIN FILMS

DAI Dao Sheng

(Department of Physics, Peking University, Beijing 100871)

Abstract A brief review is given of the magnetic and electric properties, magnetoresistance effect and applications of magnetic thin films. After an introduction, the magnetic and electric properties and colossal magnetoresistance effect of rare earth-Mn oxides of the perovskite structure doped with Ca, Sr and Ba are discussed. Section 3 presents the basic concept of interlayer exchange coupling between magnetic layers, giant magnetoresistance effects in multilayered films, and a comparison of the behavior of magnetoresistance effects in spin valve structures, granular films and sandwich films with tunneling effect, and also the development of applications for readout heads. Recent studies and possible results of data storage using near field optics and magnetic nanostructure arrays are discussed in sections 4 and 5, respectively. In section 6 recent investigations on magnetoelectronics are briefly introduced.

Key words magnetic properties, thin film, giant magnetoresistance, magnetoelectronics

1 引言

磁学和磁性材料学科领域,在50年来有非常巨大的发展。40年代末-50年代初发展起来的铁氧体软、硬磁材料,磁记录材料和技术,微波材料和雷达技术;50年代后期的石榴石材料和微波磁性材料;从60年代中期出现的 SmCo_5 第一代稀土永磁到90年代初的快淬、吸氮及纳米晶复合稀土永磁;从60年代末和70年代初发展起来的非晶态合金到90年代初的纳米晶软磁材料。薄膜磁性的研究始于40年代,到现在,各种大块材料都以其薄膜形态存在,并表现出优异和独特的磁性,如各向同性磁电阻;同时还出现人工设计的超晶格(常称之为多层膜)、三层膜、隧道结膜,和基于磁电阻效应的磁电子学。磁性

薄膜在磁记录和磁光存储技术方面已有广泛的应用,已形成了巨大的产业,在下个世纪将会有更大的发展。

本文将概括介绍磁性薄膜的主要研究和应用的现状以及可能的发展。

2 氧化物薄膜

(1) 铁氧体类:尖晶石和石榴石铁氧体薄膜在磁泡和磁记录技术等方面已有很多应用,特别是在雷达技术中有广泛的应用,但都是用于军备竞赛。近几年对微米量级厚薄膜的研究有不少工作,如用作汽车中小型雷达的微波集成器件可以防碰撞,并使汽

* 1999-09-27收到初稿,1999-11-25修回

车智能化.要做到这一点还得与硬磁膜相配合,如将稀土-过渡金属间化合物永磁叠加在铁氧体上,可做成各种小型化集成微波器件,其用途将非常广泛.

(2) 简单氧化物膜:包括 NiO , CoO , Fe_2O_3 等,单层膜看不出大用处,在人工调制膜中可用作耦合层或钉扎层,隧道结膜中也许用得着.例如 CoNiO 薄膜可用作偏置磁场的介质层^[1].

(3) 钙钛矿类:主要是 $R_{1-x}A_x\text{MnO}_3$ 氧化物薄膜,其中 A 为二价碱土金属, R 为三价稀土金属.例如 $(1-x)\text{LaMnO}_3 + x\text{CaMnO}_3$ 可形成 $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$.而这两种氧化物同样都具有反铁磁和绝缘体特性,理想情况下为立方结构.由于锰被包围在氧形成的八面体中,其 $3d$ 电子能级因扬-特勒(Jahn-Teller)效应而分裂为 t_{2g} 、 e_g 两个能级,前者较低,被 3 个电子占据,后者被 1 个电子占据,其晶格结构也畸变为正交(orthorhombic)结构或菱面体(rhombohedral)结构.但是,在形成 La-Ca-Mn-O 氧化物($x=0.2-0.5$)后,结构向高对称性转变(如四面体 tetrahedral 和立方结构).这时体系中具有三价和四价的锰,显示出铁磁性和金属性.其铁磁-顺磁转变温度(T_C -居里温度)和金属-绝缘体转变温度(T_p)很相近,见图 1 示出的 $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ 晶体的实验结果.上述特性及其转变具有普遍性,对此可用双交换模型作定性的解释^[2].

人们对钙钛矿结构氧化物电磁性质已作过很多研究,但自 1993 年后,发现该体系具有很大的磁电

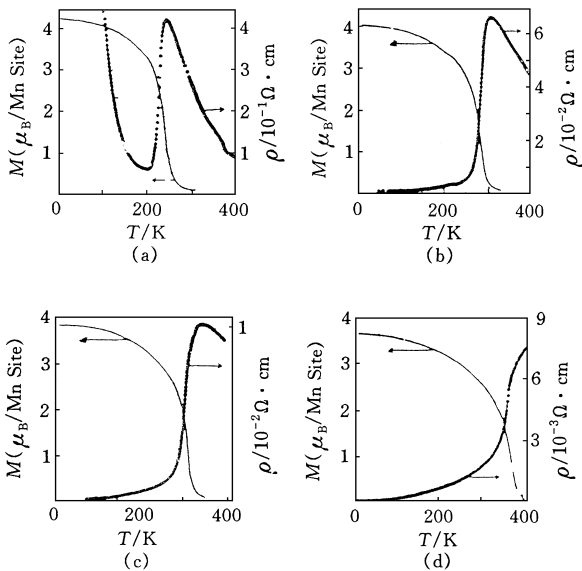


图 1 $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ 晶体的电阻率和磁矩与温度的变化关系
(a) $x=0.15$, $T_C=238\text{ K}$; (b) $x=0.175$, $T_C=283\text{ K}$
(c) $x=0.20$, $T_C=309\text{ K}$; (d) $x=0.30$, $T_C=369\text{ K}$
(磁场为 0.5 T)

阻效应¹⁾,例如 $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ 薄膜在居里点附近 MR 可达 99.99%^[3].由于效应非常大,而称之为 colossal magnetoresistance (CMR),中文译名为庞磁电阻.这在物理和应用上很有意义,引起了人们极大的兴趣,成为当前非常热门的研究问题.

这类氧化物的特性与传统的磁性物质的有较大的不同.除上面已提到的在居里温度附近同时存在磁性和导电性质的转变为一大特点外,还有以下一些共同的特点:一是不同稀土元素和碱金属形成的氧化物单晶体和薄膜的磁电阻值在居里温度附近都具有极大值,在较低温度时数值不大,而对一些多晶体和具有自旋团结构的材料,其磁电阻值在低温下可大于居里温度 T_C 附近的值;二是外加等静压可产生与磁场相似的效果,使居里温度有较大的上移,这是一个较普遍的现象.从图 2 可看到, $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($x=0.175$) 晶体的电阻随温度变化曲线^[4],随着压力和磁场的增加而很相似,其转变温度也在不断升高;但随着 Sr 含量的增加,上升的趋势变缓;三是从在有无磁场下测量热膨胀的结果发现,在 T_C 附近都出现晶格常数反常的变化特征,其原因是由于存在负自发磁致伸缩,以及 Jahn-Teller 效应.图 3 示出了 $(\text{La}_{1-x}\text{Tb}_x)_{2/3}\text{Ca}_{1/3}\text{MnO}_3$ 的交流磁化率、磁场为 0 和 5 T 时的晶格伸缩和膨胀系数以及电阻随温度的变化.可以看到,在磁场为零时有很大的热膨胀反常,热膨胀系数在 T_C 附近有很大的值,在磁场作用下热膨胀系数基本不变,只在 T_C 开始增大, T_C 以上先上升后下降.

到目前为止,产生 CMR 的原因以及磁性和导电机制的转变机制仍未清楚.所以上面提到的第一、二两个特点是人们非常积极研究的课题.总的看来,原因比较复杂,但经过近几年的积极研究,认识也有很大的深化.

理论上,有人认为单用双交换模型不能说明问题,必须考虑 Jahn-Teller 效应的作用^[5]才能解释其主要特性的产生原因,但有人不考虑 Jahn-Teller 效应,而是基于离子分布无序和磁无序模型^[6],也能解释其主要特性的由来.虽然做了不少理论工作,但

1) 磁电阻效应就是由磁场引起的导电材料中电阻率的变化.在磁场中这一变化的部分可写成 $\Delta\rho = \rho(H) - \rho(0)$,其中 $\rho(H)$ 和 $\rho(0)$ 分别表示材料在磁场 H 和零时的电阻率.其变化大小可定量表示为 $\text{MR} = \Delta\rho/\rho \times 100\%$,其中 ρ 可以是 $\rho(0)$ 或 $\rho(H)$.当为 $\rho(0)$ 时, MR 值最大为 100%;当为 $\rho(H)$ 时, MR 可超过 100%.通常材料的 MR 不大,金属多层膜中, $\text{MR} \geq 5\%$,称为巨磁电阻,而且是各向同性的.

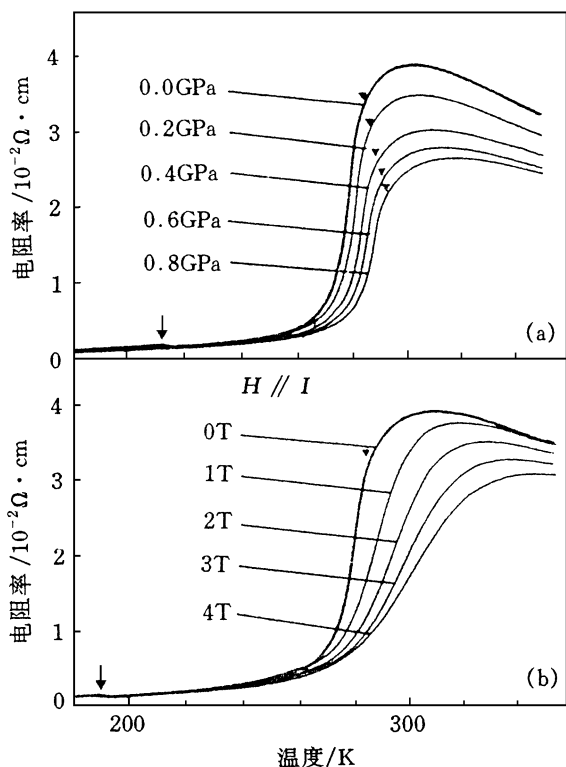


图2 $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ($x=0.175$) 晶体的电阻率随温度变化的情况
(a) 在不同压力作用下; (b) 在不同磁场作用下
(图中的 \blacktriangledown 指示居里温度, \downarrow 指示结构转变点)

要掌握根本原因还有相当一段路要走. 因为磁性转变和金属绝缘体转变基本同时发生的原因与产生 CMR 的机制虽有关联, 但不是一回事. 如能分开讨论, 必可收到事半功倍的效果.

实验研究也从广泛和多样掺杂的套路转为重点深入的方式, 因而积累了一些规律性结果, 使人们认识到, 必须定量地掌握电、磁性能和结构之间的相互关系, 才能真正清楚地了解这类氧化物的物理特性 (包括 CMR) 的起因. 我认为磁-晶格结构耦合 (通过自发磁致伸缩和磁致伸缩) 是主要的因素; 再就是电-声子 (结构伸缩) 和磁自旋-载流子耦合. 因为对于所有的磁性材料, 都具有磁致伸缩, 在磁性转变温度处存在自发体磁致伸缩, 因而使热膨胀具有反常特性. 凡是具有正自发体磁致伸缩的磁体, 其热膨胀系数在 T_C 附近为负极值 (∇ 形), 反之具有正极值 (\wedge 形)^[7]. 对于钙钛矿结构的氧化物也同样服从这一规律, 并且具有较大的负自发体磁致伸缩 ($\sim 10^{-4}$ 量级, 而绝大多数磁性材料都 $\leq 10^{-5}$). 另外, 在这类氧化物中, Mn^{3+} 和 Mn^{4+} 之间的交换作用对磁性的转变温度起决定作用. 在适当的锰氧间距时 (即适当的 $\text{Mn}-\text{O}$ 键长和键角情况) 显示铁磁性.

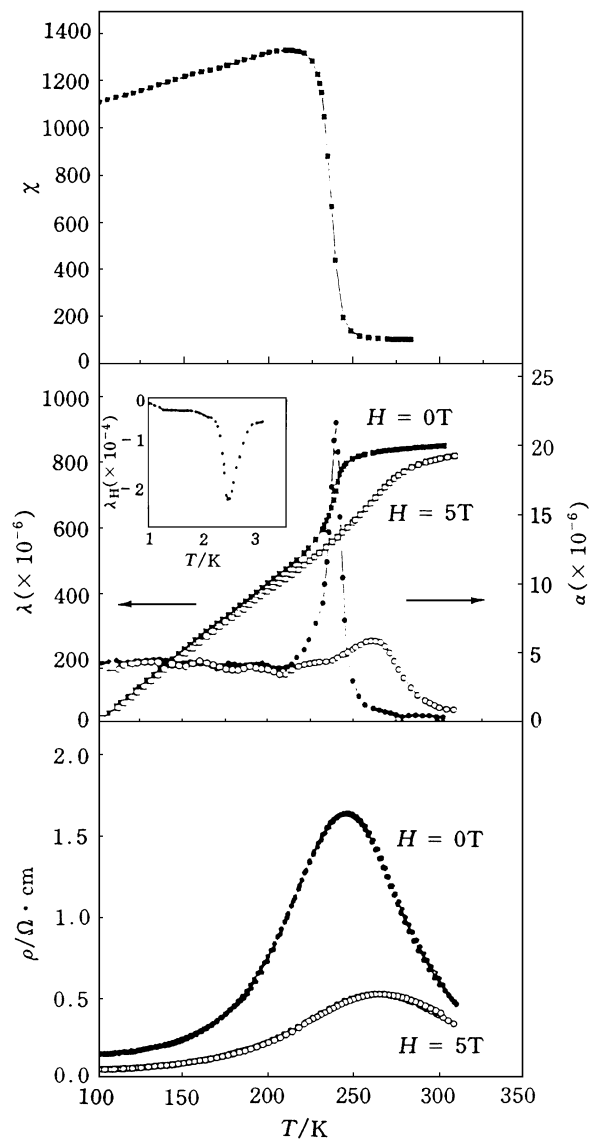


图3 $(\text{La}_{1-x}\text{Tb}_x)_{2/3}\text{Ca}_{1/3}\text{MnO}_3$ 的交流磁化率 χ (上图), 磁场为 0 和 5 T 时的晶格收缩 λ 和膨胀系数 α (中图, 用小黑圆点表示), 以及电阻率 ρ 随温度 (下图) 的变化
(中图的插图为磁致伸缩系数 λ_H 随温度的变化)

随着温度的上升, 晶胞体积膨胀, 到达某特定大小后, 磁性消失. 外加磁场后, 产生磁致伸缩, 延缓 (或抑制) 了晶格的膨胀 (即延缓了 $\text{Mn}-\text{O}$ 键的变化), 这就使磁转变温度升高, 由于效应较大, 所以在磁场作用下, T_C 向上移动可达几十度之多.

由于在 T_C 附近存在较大的自发体磁致伸缩效应, 使得晶格常数在这一温度附近有较大的变化 (即磁-晶格耦合效应较大), 可能导致电-声子耦合变化较大, 从而发生局域化-退局域化的转变. 这就会使导电机理发生 (金属-绝缘体) 转变. 如有兴趣可参阅文献 [8].

3 金属膜和巨磁电阻

(1) 单层金属合金膜. 一般厚度(纳米到微米)的金属薄膜已有很多的应用, 如磁记录用的 FeCrCo 膜和磁光存储用的 TbFeCo 膜等, 以及 FeNi 膜传感器. 对于铁镍合金, 其磁电阻是各向异性的(简称为 AMR), 即在某一平面上所加的电流和磁场相互平行时 $\Delta\rho = \rho(H) - \rho(0) > 0$, 而在相互垂直时 $\Delta\rho < 0$. 目前已用作磁电阻磁头等, 并已商品化生产.

纯金属超薄膜在理论上意义很大, 对自发磁化、各向异性等理论给出实验验证. 表 1 给出了理论计算的不同维度时材料的磁矩值(μ_B 为单位)^[9]. 可以看到, 随着维度的降低, 材料中的原子磁矩升高. 对大块材料和单个原子的结果很容易验证, 其他的结果就需要制备出高质量的磁性超薄膜和线链, 并经仔细测量和分析后才能给出验证. 因为薄膜必须在基片上生长, 而且在表面上是否有覆盖物, 其磁性都会有很大的不同.

表 1 理论计算的不同维度时材料的磁矩值(μ_B)^[9]

材料	大块	表面	单层	链	原子
V(bcc)	0	0	2.87	-	3.0
Cr(bcc)	0.59	2.49	3.87	-	4.0
Fe(bcc)	2.25	2.98	3.20	3.36	4.0
Co(hcp)	1.64	1.76	1.89	-	3.0
Ni(fcc)	0.56	0.68	1.02	1.07	2.0

(2) 金属多层膜. 近 10 年, 金属多层膜研究得非常广泛, 发现和解决了一些问题. 如层间耦合及其随非磁层厚度振荡(长短周期)、巨磁电阻效应. 其类型有人工超晶格、多层膜、三明治膜、自旋阀型膜等. 总的来看, 层间耦合是源于导电电子的极化和类 RKKY 作用, 也可用量子阱模型来解释, 而巨磁电阻效应是源于自旋相关散射. 更详细原因并未完全研究清楚^[10].

Unguris 等人^[11]在单晶 Fe 须上镀了一层楔形 Cr, 其厚度沿某一方向缓慢由零增加到 5—20nm, 再镀上一层 Fe(2nm 厚), 如图 4 所示. 从图上可看到, Fe 晶须上的磁矩取向如箭头所示. 用扫描电镜极化分析方法测表面上 Fe 层的磁矩取向时, 发现其磁矩的方向与下层 Fe 的磁矩取向随 Cr 层厚度的增加时而相反, 时而相同, 反映出两个 Fe 层之间存在铁磁和反铁磁的交换耦合. 这种交替的变化具有一定的空间周期性, 长度 1.8nm. 图 5 示出了 Fe/Cu/Fe 和

Co/Cu/Co 多层膜的反铁磁耦合强度和磁电阻(MR)值随 Cu 层厚度增加而呈周期振荡的关系. 以 Fe 或 Co 为磁层, 不同金属为非磁层制成的多层膜都具有交换耦合振荡现象, 其周期多为 1.0nm^[12] (只有 Cr 为 1.8nm 和 Os 为 1.5nm). 有关详细论述可参看文献^[13].

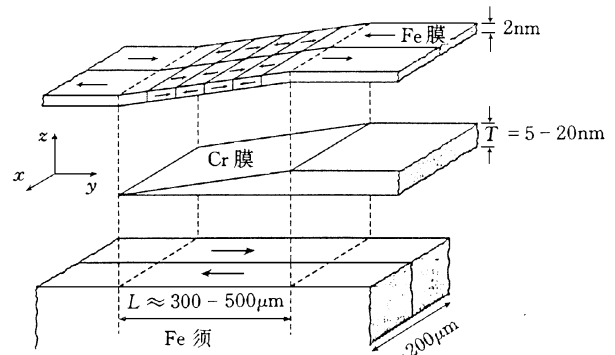


图 4 Fe/Cr/Fe 三层膜的反铁磁耦合实验结果示意图

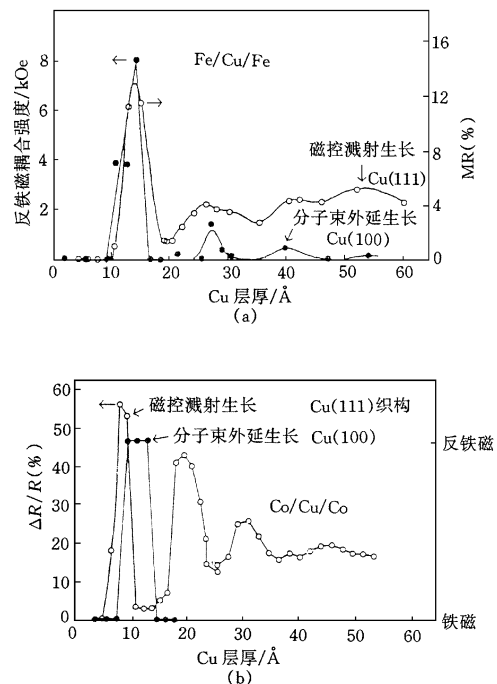


图 5 Fe/Cu/Fe 多层膜的反铁磁耦合强度(图 a)和 Co/Cu/Co 多层膜的 $\Delta R/R$ (图 b)随 Cu 层厚度增加而振荡的实验结果

在耦合型磁性多层膜中, 其磁电阻值较大, 也同样具有振荡现象, 但是这类薄膜的磁电阻的饱和磁场较高, 一般为几百奥斯特($1 \text{ Oe} = 10^3 / \pi \text{ A/m}$), 因此不利于实用. 人们利用两磁层的矫顽力相差较大的情况, 设计了自旋阀型三层或多层膜, 由于夹在磁层中间的非磁性层较厚($\geq 5.0 \text{ nm}$), 使得两磁层间的耦合很小, 这样, 在磁场的作用下按各自的磁化过程被磁化. 如 Cu/Co/Cu/Fe₂₀/Ni₈₀ 自旋阀型多层膜中的 Co 层和 Fe₂₀Ni₈₀ 层的矫顽力分别为 10^2 和几个

奥斯特.这样,在外磁场很小时,两个磁层中的磁矩可互相反平行,电阻值较大;当磁场大于 $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ 合金层的矫顽力后,磁矩相互平行,电阻较小,因此可在较低磁场情况下获得较大的磁电阻值.大多数自旋阀型三层和多层膜中的高矫顽力磁层用的是 $\text{Fe Mn}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ 膜代替 Co 层,其中 Fe Mn 是反铁磁体,它对 $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ 层的磁矩起钉扎作用.在制成 $\text{Fe Mn}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Cu}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ 膜后,可使相邻的 $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ 层不被反向磁场磁化,但另一个 $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ 层仍易于磁化.此 Fe Mn 层的作用相当于一个偏置磁场,它是由 Fe Mn 和 $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ 之间的交换作用所致,称为交换偏置.目前,人们对各向异性交换耦合方面的研究较积极(交换偏置),一般多用反铁磁合金膜做钉扎层,可对软磁合金层产生偏置磁场,因而制成可实用的自旋阀型磁电阻膜.要求该反铁磁层能提供合适的磁场,好的抗腐蚀性和温度稳定性. Fe Mn 易氧化,远不如 Ni Mn ,其 T_C 分别为 150 和 300°C .而 T_C 和磁场的大小与其厚度有关. Ir Mn 和 CoNiO 也是很好的一种钉扎层材料,它们的层厚一般较小,提供的偏置磁场较大^[1].

(3) 磁电阻磁头.近五年来磁记录中的硬盘存储密度提高很快,这和磁电阻薄膜磁头的使用直接有关.表 2 给出了磁电阻磁头参数和磁头与硬盘存储密度及一些设计参数的发展情况^[14].

表 2 磁电阻薄膜磁头设计的关键特征与记录密度的发展之间的关系

年份	记录密度 / GB/in ²	P2 W/μm	MR W/μm	MR/gap/nm	传感器层 / nm
1995	1	2.50	2.00	300	15.0(AMR)
1997	3	1.35	1.10	250	12.0(AMR)
1998	5	1.10	0.70	200	9.0(AMR)
2000	10	0.80	0.50	140	5.0(GMR)
2002	20	0.55	0.35	100	3.5(GMR)
2003	40	0.40	0.25	70	2.5(GMR)
2005	80	0.28	0.18	50	1.8(GMR)

注:P2 W为写入极头宽度;MR W为磁电阻传感器的宽度;AMR为各向异性磁电材料,多用 $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ 膜制成;GMR为巨磁电阻材料

尺寸是否还能再小下去?主要是传感器输出的灵敏度、介质和电子的噪音以及超顺磁效应等因素使尺寸不大可能小于 50nm .实际上密度很难再比 10GB/in^2 高了($1\text{GB}=10^9\text{bits}$).从 AMR 和 GMR 磁电阻磁头尺寸对存储密度的发展的影响及可能的变化看,GMR 磁头占优势,但要看到,单层膜制膜工艺较简单,如果磁电阻磁头的工艺有所改进,或新的材料(如 Bi)的出现,并考虑到磁致伸缩效应,则 AMR 磁头仍可能是今后在读出磁头应用中最有竞

争力者.

(4) 最近报道了多层膜正巨磁电阻和洛伦兹正磁电阻与自旋结构(spin structure)有关,MR 很小 ($< 0.05\%$)^[15]; $\text{Co}/\text{Mn}/\text{Co}$ 多层膜的 $\text{MR} = 15\%$ ^[16], $\text{Cr}/\text{Ag}/\text{Cr}$ 的 MR 在 8T 时为 3% ,这是非磁性金属三层膜给出的相当大的磁电阻值,认为是导电电子在 Ag 的界面散射产生的^[17].Bi 是抗磁性很大的金属,有很大的磁电阻效应,在霍尔效应测磁场探头制成前,用其磁电阻效应来测磁场也很方便.

(5) 金属/氧化物薄膜:主要是三明治型隧道结薄膜,其结构为 $\text{FM}/\text{NI}/\text{FM}$ (FM ——ferromagnetic metal,NI——non magnetic insulator).其磁电阻效应是理论上先计算出的^[18],用隧道磁电阻率(tunneling magnetoresistance, TMR) $\eta(0) = -2P_1P_2/(1+P_1P_2)$ 表示.当时是用 $\text{Fe}/\text{Ge}/\text{Co}$ 膜计算,在 4.2K 时 $\eta(0) = 14\%$.其中 $P_i = (D_{i\downarrow} - D_{i\uparrow})/(D_{i\uparrow} + D_{i\downarrow})$, D_i 为态密度(其中 $i = 1, 2$).近年来,人们在实验上用 $\text{Fe}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe}$ 薄膜做出较好的结果,在 300K 时得到 $\eta(0) = 15.6\%$ ^[19].由于制备工艺较难,要想实用可能还得做不少工作.另外,有理论指出,如采用铁磁氧化物为结层,磁矩的取向与两边的金属层的磁矩相反,可具有较大的磁电阻效应.这在无偏置磁场时也能做磁传感器件,因而很有意义.如想较深入了解有关问题,请看专门论述^[20].

(6) 颗粒膜的磁性和巨磁电阻.当 Fe, Co 与 Cu, Ag 或 Au 形成二元合金后,如磁性金属含量较少,则它可从非磁性金属中脱溶出来并形成颗粒,因而称为颗粒膜.颗粒的大小在几个纳米($1-10\text{nm}$)量级,如 Fe 或 Co 含量占总体积 30% 左右时,该薄膜具有较大的磁电阻效应.在低温时可达 60% ,其温度系数较大,在室温降到 10% 以下.由于这类颗粒膜是亚稳态,稳定性不太好,其磁电阻值远比其磁性难饱和得多^[21].表 3 给出了目前具有磁电阻效应的几种主要薄膜材料的特点.

表 3 几种 MR 材料的典型参数^[22]

材料名称	MR/ %	饱和场/ Oe	灵敏度 / %/ Oe	不足之处
单层膜(AMR)	2-3	5-20	0.4	只用于低场
多层膜	10-80	100-2000	0.1	磁滞,磁致伸缩
颗粒膜	8-40	800-8000	0.01	磁滞,磁致伸缩
自旋阀	5-10	5-50	1.0	热稳定
三明治	5-8	10-40	0.5	—
GMR 材料	100	1000	0.1	高温系数
隧道结	10-50	5-25	2.0	高电阻,RC 时间

4 光存储技术

当前可重复写、擦的有磁光和相变两大类,而单纯是只读或写入一次和多次读的光盘已经商业化生产,如 CD, DVD, CD-R 等.不管是哪种,其存储容量由读写激光光斑的尺寸来决定.关键是受波长 λ 和孔径 $NA (= n \sin \alpha)$ 之比 (λ/NA) 所限制.理论上在空气中 $NA \approx 1$.这样,对直径为 120 mm 的光盘,用 $\lambda = 400 \text{ nm}$ 的激光束聚焦写入后,最大的信息容量为 20 GB.实际上传统的磁光技术只能达到 5 GB.为提高记录密度,可采用近场光学的技术来记录信息^[23],用磁畴膨胀技术的方法读出^[24].近场光学技术有:(1) 固体浸入棱镜头 (solid immersion lens, SIL) 技术;(2) 扫描近场光学显微镜 (scanning near-field optical microscopy, SNOM) 技术.前者主要使 NA 提高,但也不会超过 1 倍,而方法较简单;后者是采用孔径很小 ($0.1 \mu\text{m}$) 的光纤来写和读.图 6 示出了 SIL 技术的基本点及其和传统 MO 的比较.

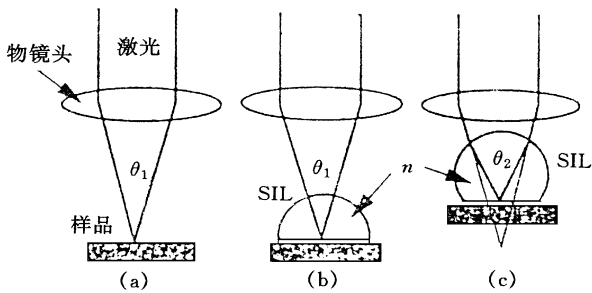


图 6

- (a) 通常的棱镜聚焦尺寸 d_1 ; (b) 油浸半球棱镜聚焦尺寸 d_2 ;
(c) 油浸过半球棱镜聚焦尺寸 d_3 (其中 n 为光折射率)

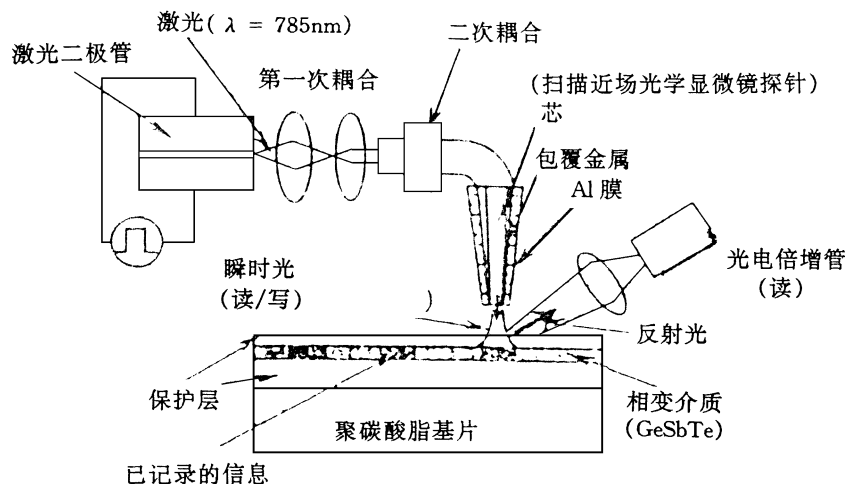


图 7 反射式近场光学读写技术示意过程

图 7 给出了 SNOM 的写和读示意过程.通过 SNOM 技术可以提高存储密度,比磁记录高 1—2 个量级,但记录点越小,读出噪音就越大,还有成本较高的问题.对于磁光盘来说,即使采用 GMR 磁头读出,密度也很难提高了.最近人们采用可弯曲的光纤探针和 SNOM 中对极化光束可产生不同反差的技术,实现了三维光存储,在一个微米量级的记录点上可存储多位信息.这是很吸引人的发展领域^[25].

5 纳米点阵存储技术

为提高磁存储密度,要求道密度和位密度都能同时增加,因而每个记录点的尺寸和间距都得降低.目前一个记录点的尺寸在 $1 \mu\text{m}$ 量级,如能达到 100 nm ,则密度可提高 100 倍.但在连续介质薄膜情况,受到颗粒的超顺磁性和两个反向畴之间畴壁厚度等因素的限制,使记录密度最高不能超过 10 GB/in^2 .这就限制了目前磁记录的进一步提高.而信息存储密度以每年 60% 的速度提高(见表 2).纳米尺度的磁点阵磁盘是解决超高密度存储的很吸引人的办法.因这种磁盘上的纳米介质彼此不连接,不存在因颗粒很小所受到的限制.采用不同的纳米加工技术,可制成不同类型的纳米点阵磁盘.纳米加工技术主要有两类:一是纳米刻蚀和印记 (imprint) 技术(见图 8)^[26,27];二是原子力 (AFM) 和磁力显微镜 (MFM) 或扫描隧道显微镜 (STM)^[28].从磁盘制备来看,用印记技术有利于盘片的商业化生产,但在写入和读出时还得用 MFM 技术^[26],或用 AFM 热写入^[29].第二类方法是用 AFM 或 STM 的探针尖将所需的金属原子搬运到特定表面上,以形成纳米点,

并组成有规律性的点阵^[28].在基础研究(如零维磁性)和应用上很有意义,可用作超高密度存储介质($10^{10} \sim 10^{11}$ 位/ cm^2).

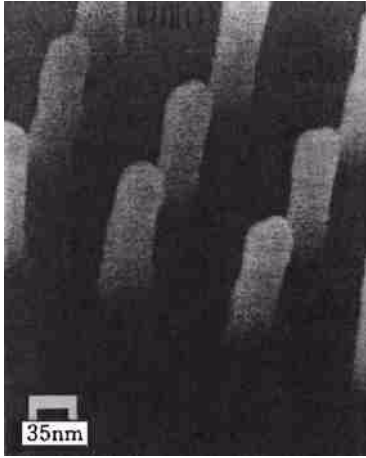


图8 Ni量子点阵的SEM图像
(每个点直径35nm,高120nm,间隔100nm,密度为65GB/in²)

6 磁电子学

金属多层膜中的磁电阻效应源于自旋相关散射,因而自旋在运输过程中可以受到控制.基于此,Johnson提出了双极性自旋三极管原理(bipolar spin transistor)^[30].用磁性薄膜来制作电子元件和器件是一个新交叉学科,后被Prinz称为磁电子学^[31].图9给出了Co/Cu/Co三层膜组成的双极性自旋三极管示意原理,e,b,c层分别为三极管的发射极、基极和

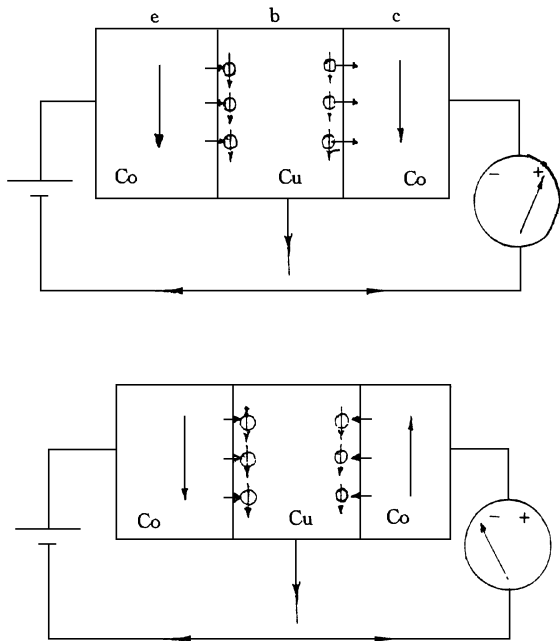


图9 双极性自旋三极管示意图

集电极.当两个Co层的磁矩相互平行时,电流由e极流向b和c极;如磁矩取向相反,电流由e和c流向b极.自旋三极管是线性器件(半导体三极管是非线性的),它可以做电流放大器,也可以用作存储元件.

由于多层膜中的电子自旋的输运成为磁电子学的基础,而如何控制自旋在运输过程的技术是其发展的关键.自1993—1995年提出可用巨磁电阻效应制备磁三极管、随机存储器后,引起人们很大的兴趣,从材料的角度看,前者要求转变耦合的磁场不能大,但又要求耦合稳定,后者要求两磁层的矫顽力不同.而这几年研究工作进展不太明显,从目前来看,磁性和半导体材料混合型薄膜有些工作^[32].总的看来,目前磁电子学所研究的问题可暂分成两个层次:一是磁性薄膜和半导体管子的混合电子元件的研制;再一个是控制电子自旋相关散射运输过程的电子元件的研制^[33,34].

大家都知道,利用硅半导体场效应管中有电量与否可表示存储“1”或“0”的信息,制成了动态随机存储(dynamic random access memory, DRAM)元件,是计算机的内存的主要元件.虽然体积小,运算快,但不能断电.如电源中断,所存信息消失.经过改进,也只能保持一个较短时间.早在60年代,都用磁芯来做内存的记忆元件,利用磁随机存储元件(magnetic random access memory, MRAM).其最大优点是在电源中断后所存的信息仍能长期不消失.由于体积大,速度较慢,70年代为半导体芯片取代.

基于三层膜中的巨磁电阻效应,密度高,存取速度快的新型MRAM已经设计出来.其原理如图10(a)所示,当上下两层磁膜的磁矩相互平行时,电阻较低,记作“1”信息,反之电阻较高,记作“0”信息.可将电阻高的作为起始态;图10(b)示出了一条记录用的三层膜,并被分成为一块块很小的记录单元,在每个单元的上面有一条位电流线(实际是几十纳米宽的薄膜),下有一条字电流线.当这两条线同时有电流流过时才会对这个存储单元起作用,即可以写入或读出.读出是通过测量三层的电阻变化进行的.其运作原理和60年代用作内存的记忆磁芯的情况完全一样,只是体积小了百万倍或更多^[33,34].

目前看来,磁电子学处于初步发展阶段,在研制磁性材料和半导体混合电子元件方面做了一些工作,对如何控制电子自旋在运输过程中问题的研究困难较大,虽有想法,但实现这一想法的结果还未见报道.

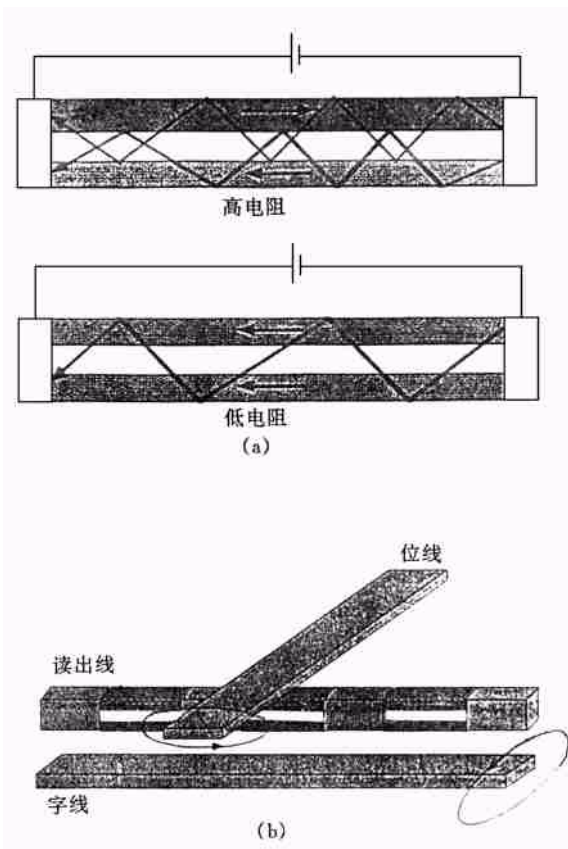


图 10
(a) 三层膜中的磁矩取向和电阻;
(b) MRAM 单元的写和读的示意过程

参 考 文 献

[1] Devasahaya M A J, Kryder M H. IEEE Trans. Magn., 1999, 35:649
 [2] Zener C. Phys. Rev., 1950, 82:403; Goodenough J B. Phys. Rev., 1955, 100:564
 [3] Xiong G C et al. Appl. Phys. Lett., 1995, 66:1427
 [4] Moritomo Y et al. Phys. Rev. B, 1955, 51:1649
 [5] Millis A J et al. Phys. Rev. Lett., 1995, 74:5144; 1996, 77:175
 [6] Sheng L et al. Phys. Rev. Lett., 1997, 79:1710; Phys. Rev. B, 1997, 54:R7053

[7] Vonsovskii S V. Magnetism. Vol. 2. Jerusalem: John Wiley & Son, 1971. 1109—1119
 [8] 戴道生等. 物理学进展, 1997, 17:201 [DAI Dao Sheng et al. Progress in Physics, 1997, 17:201 (in Chinese)]
 [9] Freeman A J, Wu Rur Qian. J. Magn. Magn. Mater., 1992, 104:1
 [10] Kawakami R K et al. Phys. Rev. Lett., 1999, 82:4098
 [11] Unguris J et al. Phys. Rev. Lett., 1991, 67:140
 [12] Parkin S S P. Phys. Rev. Lett., 1990, 64:2304
 [13] 翟宏如等. 物理学进展, 1997, 17:159 [ZHAI Hong Ru et al. Progress in Physics, 1997, 17:159 (in Chinese)]
 [14] Fontana R E et al. IEEE Trans. Magn., 1999, 35:806
 [15] Parkin S S P. Appl. Phys. Lett., 1993, 63:1987
 [16] Zhao H W et al. J. Appl. Phys., 1997, 81:5203
 [17] Verbanck G et al. Appl. Phys. Lett., 1997, 70:1477
 [18] Julliere M. Phys. Lett., 1975, 54A:225
 [19] Miyazaki T et al. J. Magn. Magn. Mater., 1995, 151:403
 [20] 李伯藏. 几种新型薄膜材料. 吴锦雷等主编. 北京:北京大学出版社, 1998. 51 [LI Bo Zang. Several new kinds of thin film materials. WU Jin Lei et al eds. Beijing: Peking University Press, 1998. 51 (in Chinese)]
 蔡建旺等. 物理学进展, 1997, 17(2):119 [CAI Jian Wang et al. Progress in Physics, 1997, 17(2):119 (in Chinese)]
 [21] 彭初兵等. 物理学报, 1995, 44:653 [PENG Chu Bing et al. Acta Physica Sinica, 1995, 44:653 (in Chinese)]
 [22] Daughton J M. J. Magn. Magn. Mater., 1999, 192:334
 [23] 保坂纯男. 日本应用磁气学会志, 1999, 22(6):1035 (in Japanese)
 [24] Awano H et al. Appl. Phys. Lett., 1996, 69:4257
 [25] Mitsuokka Y et al. J. Appl. Phys., 1998, 83(8):3998
 [26] Chou S Y. Proc. IEE 1997, 85(4):652
 [27] Devolder T et al. Appl. Phys. Lett., 1999, 74:3383
 [28] Zhu J G, Lin X D, Shi R C. J. Appl. Phys., 1999, 83:6223; Wirth S S et al. J. Appl. Phys., 1999, 85:5249
 [29] Binnig G et al. Appl. Phys. Lett., 1999, 74:1329
 [30] Johnson M. Science, 1993, 260:320
 [31] Prinz G A. Phys. Today, 1995, 4:58
 [32] Xu Y B et al. J. Appl. Phys., 1999, 85(8):5369
 [33] De Boeck J, Gustaaf Borghs. Physics World, 1999(4):27
 [34] Prinz G A. Science, 1998, 282(27):1660