

# 基片对交替溅射制备的 MnZn 铁氧体薄膜结构 和磁性的影响\*

张 弘<sup>1)</sup> 刘 曦<sup>2)</sup> 王兰喜<sup>2)</sup> 曹江伟<sup>2)</sup> 刘小晰<sup>2)</sup> 魏福林<sup>2)†</sup>

1) 兰州大学电子材料研究所, 兰州 730000)

2) 兰州大学磁性材料研究所, 兰州 730000)

(2008 年 7 月 28 日收到, 2008 年 12 月 8 日收到修改稿)

使用成分分别为  $MnFe_2O_4$  和  $ZnFe_2O_4$  的靶, 使用射频溅射交替沉积制备了成分不同的  $Mn_{1-x}Zn_xFe_2O_4$  薄膜, 沉积薄膜所用基片分别为单晶硅  $Si(100)$ , 氧化的单晶硅  $SiO_2/Si(100)$ ,  $ZnFe_2O_4$  为衬底的单晶硅  $ZnFe_2O_4/Si(100)$  及单晶氧化镁  $MgO(100)$ , 沉积态的薄膜为非晶结构, 经  $550^\circ C$  真空退火后可以得到 MnZn 多晶铁氧体薄膜. 成分为  $Mn_{0.5}Zn_{0.5}Fe_2O_4$  的薄膜呈现了较好的磁性, 相对高的  $M_s$  及低的  $H_c$ . 以  $MgO(100)$  为基片薄膜的矫顽力最低, 约为  $2148 A/m$ . 对基片材料对薄膜磁性的影响作了分析, 认为铁氧体薄膜中应力导致的磁弹性各向异性对薄膜的矫顽力起着主导作用, 选用合适的基片可使薄膜中晶粒细化至纳米尺度, 晶粒间增强的交换耦合作用可对薄膜中的磁弹性各向异性做有效平均并使其降低, 从而使 MnZn 铁氧体薄膜的软磁特性得到改善.

关键词: MnZn 铁氧体, 纳米晶, 软磁性, 磁性薄膜

PACC: 7550G, 7560E, 7570

## 1. 引 言

由于具有高磁导率, 高电阻率及良好的高频特性, MnZn 铁氧体材料被广泛应用于制作电子设备中的磁性器件. 为适应磁性器件片式化和电子设备微型化的要求, 越来越多的研究者致力于良好软磁特性 MnZn 多晶铁氧体薄膜的制备, 许多不同的薄膜或厚膜制备方法被应用于 MnZn 铁氧体系统的生成, 如激光脉冲沉积(PLD)<sup>[1,2]</sup>, 溅射<sup>[3,4]</sup>, 等离子体喷雾法<sup>[5]</sup>等等. 溅射法是一种广泛使用的薄膜制备方法, 但是 MnZn 铁氧体薄膜相对于块状材料的高矫顽力对这种薄膜的应用构成了障碍. 存在于薄膜与基片间的应力与材料的磁致伸缩系数的联合效应会在薄膜中产生磁弹性各向异性, 对薄膜的磁学性质产生重要的影响. 因此, 减小磁弹性各向异性对制备良好软磁性的 MnZn 铁氧体薄膜至关重要. 基片材料不同, 薄膜与基片间的应力状态也会发生变化. 研究使用了不同的材料作基片, 研究了基片材料对 MnZn 铁氧体薄膜结构和磁性的影响, 分析了不同材

料作基片时的应力状态, 讨论了晶粒细化对磁弹性各向异性的影响.

## 2. 实 验

以成分分别为  $MnFe_2O_4$  和  $ZnFe_2O_4$  的双靶交替沉积制备了一系列 Zn 含量不同的( $Mn_{1-x}Zn_xFe_2O_4$ ) 薄膜. 用于制备两个溅射靶的  $MnFe_2O_4$  和  $ZnFe_2O_4$  粉末是通过共沉淀的方法制备, 在  $1000^\circ C$  煅烧 3 h 后得到的. 然后把  $MnFe_2O_4$  和  $ZnFe_2O_4$  粉末分别压制成圆形靶体. 将  $MnFe_2O_4$  靶体置于  $N_2$  气氛中,  $ZnFe_2O_4$  靶体置于  $O_2$  气氛中, 在  $1250^\circ C$  烧结 24 h. 薄膜被沉积在单晶硅  $Si(100)$ , 氧化的单晶硅  $SiO_2/Si(100)$ ,  $ZnFe_2O_4$  为衬底的单晶硅  $ZnFe_2O_4/Si(100)$  及单晶氧化镁  $MgO(100)$  基片上. 沉积态的薄膜都是呈多层非晶结构. 将沉积态的薄膜放入真空炉中退火后, 得到(311)取向织构占优的 MnZn 铁氧体多晶薄膜. 表 1 列出了沉积与退火时的最佳条件.

\* 国家自然科学基金(项目号 60371016)资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: weifl@lzu.edu.cn

表 1 沉积与退火的最佳条件

步骤	项目	条件
沉积	基本真空度/Pa	$4 \times 10^{-4}$
	溅射气压/Pa	1.1
	溅射气体	Ar + O <sub>2</sub>
	氧分压( $P_{O_2}/P_{Ar+O_2}$ )%	5
	衬底温度/K	300
	薄膜厚度/nm	300
	退火	退火温度/°C
退火时间/min		90
退火气压/Pa		1.1
真空度/Pa		$2 \times 10^{-1}$

我们用 Veeco ADP-8 界面显微镜测量了薄膜的厚度,用 RIGAKU 2000( CuK $\alpha$  射线 )型 X 射线衍射仪分析了薄膜样品的晶格结构,利用振动样品磁强计( VSM )( LakeShore 7304 )测量了薄膜样品的磁性性质,并用扫描电镜( SEM )( HITACHI S-4800 )观察了样品的表面微观形貌,使用了 X 射线能量散射分析的方法确定薄膜的组分( EDS )。

### 3. 结果与讨论

无论是块体还是薄膜,实验已经证明,组成为 Mn<sub>1-x</sub>Zn<sub>x</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 的 MnZn 铁氧体材料,随着 Zn 含量的增加,矫顽力是单调下降的,原因是 Zn<sup>2+</sup> 的增加使材料的磁晶各向异性减小,而饱和磁化强度  $M_s$  随 Zn 含量的增加开始上升,在  $x = 0.5$  左右时达到最大,而后持续减小,所以我们制备的 MnZn 铁氧体薄膜的组成为 Mn<sub>0.5</sub>Zn<sub>0.5</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>。薄膜分别沉积在单晶 S( 100 ),氧化的 Si 基片[ SiO<sub>2</sub>/Si( 100 ) ],ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 作衬底的 Si 基片[ ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/ Si( 100 ) ]和单晶氧化镁 MgO( 100 )基片上。

图 1 给出了不同衬底之上 Mn<sub>0.5</sub>Zn<sub>0.5</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 薄膜的 X 射线衍射谱。图 1( a ) SiO<sub>2</sub>/S( 100 ) ( b ) S( 100 ), ( c ) MgO( 100 ) ( d ) ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/ S( 100 )。可以看到,与使用 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 作衬底的基片不同,在其他几种基片上沉积的薄膜 X 射线衍射谱在低的  $2\theta$  角度区有一个明显的峰包凸起,这意味这种薄膜中有非晶相存在<sup>[6,7]</sup>。这可能是基片和薄膜之间组元的相互扩散造成的,使用 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 衬底层的基片由于 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 的存在,防止了这种扩散<sup>[8]</sup>。

表 2 列出了沉积在不同基片上薄膜的饱和磁化

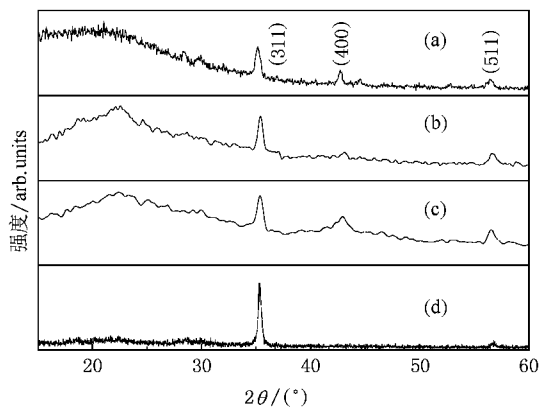


图 1 不同衬底之上 Mn<sub>0.5</sub>Zn<sub>0.5</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 薄膜的 XRD 谱 ( a ) SiO<sub>2</sub>/Si( 100 ); ( b ) S( 100 ); ( c ) MgO( 100 ); ( d ) ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/ S( 100 )

强度与矫顽力参数。除了在 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/ S( 100 )基片上沉积的薄膜的  $M_s$  接近于块体材料(约 0.42 T),其他的薄膜的  $M_s$  均要远小于块状材料,薄膜当中较小的  $M_s$  可能都要归因于尚未完全晶化的剩余非晶态存在的结果。

表 2 样品的饱和磁化强度的  $M_s$  和矫顽力  $H_c$

基片	SiO <sub>2</sub> /S( 100 )	S( 100 )	MgO( 100 )	ZnFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub> /S( 100 )
$4\pi M_s/T$	0.389	0.301	0.282	0.425
$H_c/(kA/m)$	3.8	3.1	2.2	7.9

材料矫顽力和磁性内禀参数的关系近似可以表示为

$$H_c \propto \frac{K_1}{M_s} \quad (1)$$

沉积在 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/S( 100 )基片的薄膜有最大的  $M_s$ ,理论上应有最小的矫顽力,但在这种薄膜中却显现出最大的矫顽力  $H_c$ 。

众所周知,材料矫顽力是结构灵敏量,即材料的微结构特点,如晶粒尺寸、结构缺陷等有关。图 2 是在沉积在不同基片上的 Mn<sub>0.5</sub>Zn<sub>0.5</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 薄膜的 SEM 照片。沉积在 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 衬底基片上的薄膜中晶粒尺寸较大且大小不匀,约为 300—500 nm,而沉积在其他基片上的薄膜其晶粒尺寸均匀,都小于 20nm,此外,除沉积在以 SiO<sub>2</sub>/S( 100 )为衬底的薄膜表现缺陷较多外,其他基片上的薄膜都比较致密,缺陷很少。

MnZn 尖晶石铁氧体属于亚铁磁物质,它具有低的磁晶各向异性(  $\sim 10^{-3} J/m^3$  ),而且,块体材料的矫顽力一般都低于 79.58 A/m,所以块状 MnZn 铁氧体一向作为软磁材料被广泛使用。从表 2 中我们可以

清楚地看到几种薄膜的矫顽力都远大于块状的 MnZn 铁氧体. 众所周知, 要得到优秀的软磁性的基本前提是很低的、最好是趋近于零的磁各向异性. 相关起作用的各向异性按量级依次为: 1) 磁晶各向异

性; 2) 磁致伸缩与应力诱导的磁弹性各向异性; 3) 诱导单轴晶体各向异性. 因此, 软磁行为出现的前提是有效的磁晶各向异性尽可能的低. 更高级的要求则是诱导磁弹性各向异性也尽可能低.

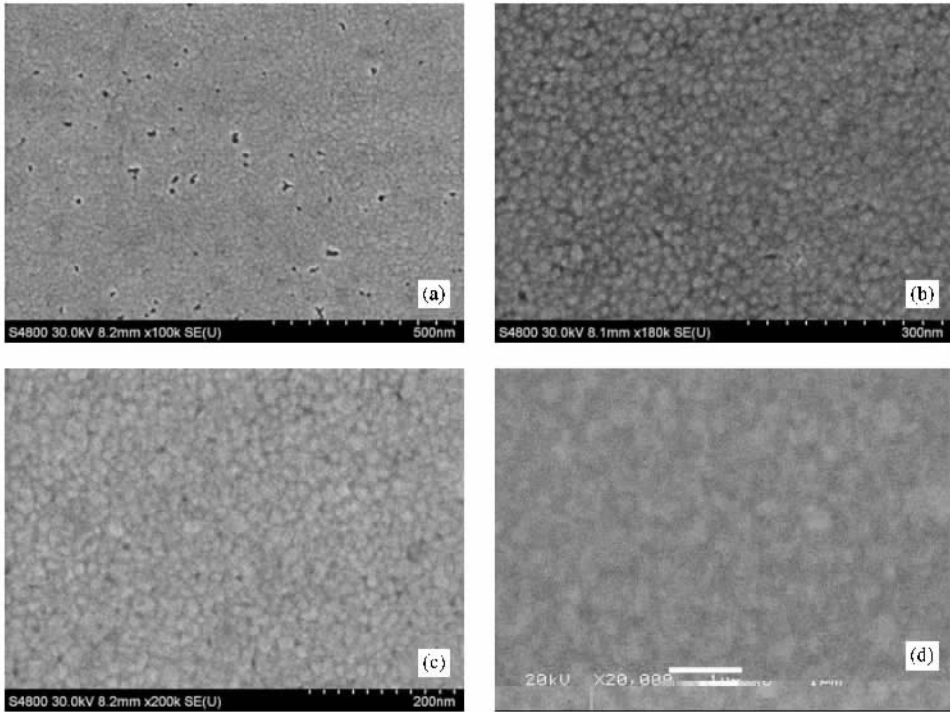


图 2 不同衬底之上  $\text{Mn}_{0.5}\text{Zn}_{0.5}\text{Fe}_2\text{O}_4$  薄膜的 SEM 照片 (a)  $\text{SiO}_2/\text{Si}(100)$ ; (b)  $\text{Si}(100)$ ; (c)  $\text{MgO}(100)$ ; (d)  $\text{ZnFe}_2\text{O}_4/\text{Si}(100)$

由随机各向异性模型理论得知, 在磁性材料中, 存在交换能和磁晶各向异性能相互平衡的临界尺度  $L_0$ . 又称之为铁磁交换耦合长度. 当晶粒尺寸小于  $L_0$  时, 单个晶粒的磁矩的取向将不再由晶粒的易磁化轴的方向, 而是在晶粒间交换耦合互作用的推动下逐渐平行排列. 其结果, 导致形成一个大大降低了的平均有效的磁晶各向异性, 有效各向异性可以表示为<sup>[9]</sup>

$$K \propto \frac{K_1}{\sqrt{N}}. \quad (2)$$

它与交换耦合长度相关体积内的磁性粒子数的开方根成反比. 晶粒尺寸越小, 平均有效各向异性就越小, 材料的软磁性就越好.

材料的铁磁交换耦合长度可以被定义为<sup>[9]</sup>

$$L_0 = \sqrt{A/K_1}, \quad (3)$$

其中,  $A$  为交换作用常数,  $K$  为材料的磁晶各向异性常数.

对于 MnZn 铁氧体材料, 由 (3) 式决定的铁磁交

换耦合长度  $L_0$  大约为 160 nm. 在我们的研究当中, 除了沉积在  $\text{ZnFe}_2\text{O}_4/\text{Si}(100)$  基片上的薄膜, 其他薄膜的晶粒尺寸均小于 20 nm, 比铁磁交换耦合长度  $L_0$  要小很多. 因此, 磁晶各向异性被晶粒间的交换作用降低了很多, 并由此导致了薄膜中的有效各向异性变得更低. 如果薄膜的矫顽力被磁晶各向异性所决定, 那么  $H_c$  就应该更小, 但是 MnZn 铁氧体薄膜的  $H_c$  要比块状形态时大很多. 所以我们可以得出这样的结论. 在我们的研究当中, 磁弹性各向异性超越了有效的磁晶各向异性并主导了铁氧体薄膜的磁学性质.

磁弹性各向异性可以表示如下:

$$K_\sigma = -\frac{3}{2}\lambda_s\sigma, \quad (4)$$

$\sigma$  为薄膜中的机械应力. 一般来说, 薄膜应力由两部分组成: 1) 薄膜结构本身导致的内禀部分, 其产生机理尚不十分清楚; 内禀应力通常等于或高于由薄膜和衬底之间热膨胀系数差导致的热应力. 2) 薄膜与

衬底之间的热膨胀系数(TEC)的差异所导致的热学部分.热应力由方程(5)给出<sup>[10]</sup>:

$$\sigma^{\text{th}} = \frac{E_f}{1 - \gamma_f} (\alpha_f - \alpha_s) \Delta T, \quad (5)$$

$\alpha_f$  和  $\alpha_s$  分别为薄膜与衬底的热膨胀系数.  $E_f$  和  $\gamma_f$  分别是薄膜的杨氏模量与泊松系数.  $\Delta T$  是沉积温度与测量温度之差.在我们的研究当中,沉积态的薄膜是非晶结构,尖晶石结构的磁性相是在热处理后才出现的.所以这里的  $\Delta T$  应是热处理温度与测量温度之间的差.

多晶磁性材料与应力相关的矫顽力,可以被表示成

表 3 不同衬底的热膨胀系数与所沉积薄膜的矫顽力对比

基片	SiO <sub>2</sub> /Si(100)	Si(100)	MgO(100)	ZnFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub> /Si(100)	MnZn
TMC/°C	0.6 × 10 <sup>-6</sup>	3.6 × 10 <sup>-6</sup>	12.8 × 10 <sup>-6</sup>	3.6 × 10 <sup>-6</sup>	11 × 10 <sup>-6</sup>
H <sub>cm</sub> (kA/m)	17.1	15.8	4.1	15.8	—

沉积在 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/Si(100)基片上的 MnZn 铁氧体薄膜是在 Si(100)单晶基片上先沉积数十纳米厚的 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 薄膜,接着在其上沉积 MnZn 铁氧体薄膜.由于 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 衬底和 MnZn 铁氧体都是尖晶石结构,晶格常数也接近,沉积在 Si(100)基片和 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/Si(100)基片上的 MnZn 铁氧体薄膜,由应力决定的矫顽力应该接近.实际上,沉积在 ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/Si(100)基片上的薄膜的矫顽力是理论计算值的 1/2,约为 8000 A/m.由此可以推论,在讨论 MnZn 铁氧体薄膜的矫顽力机理时,重点要考虑热应力对矫顽力的影响,而内禀应力则可以忽略不计.基于这一点, H<sub>cm</sub> 需要被校正.表 4 给出了修正后的 H<sub>cm</sub> 与测量得到的矫顽力值 H<sub>c</sub>.

表 4 H<sub>cm</sub> 的修正值与的 H<sub>c</sub> 实际值

基片	SiO <sub>2</sub> /Si(100)	Si(100)	MgO(100)	ZnFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub> /Si(100)
H <sub>cm</sub> (kA/m)	8.6	7.9	2.0	7.9
H <sub>c</sub> (kA/m)	3.8	3.1	2.2	7.9

我们可以从表 4 中看出以 MgO(100)为衬底上的薄膜的矫顽力 H<sub>cm</sub> 的计算值与测量值非常相近.而 MnZn 薄膜的热膨胀系数与 Si(100)和 SiO<sub>2</sub>/Si(100)的热膨胀系数之间的差大于与 MgO(100)衬底的热膨胀系数之间的差值,这就意味着沉积在 Si(100)和 SiO<sub>2</sub>/Si(100)衬底上的薄膜有较大的磁弹性各向异性,矫顽力应该较大.考虑应力时薄膜的矫顽

$$H_{\text{cm}} = \frac{3}{2} \frac{p \lambda_s \bar{\sigma}}{\mu_0 M_s}, \quad (6)$$

$$p = \frac{3\delta/l}{1 + \chi(\delta/l)^2}, \quad (7)$$

这里  $\bar{\sigma}$  是平均应力,  $\delta$  是畴壁宽度,  $l$  是应力波的波长.

对于 Mn<sub>0.5</sub>Zn<sub>0.5</sub>Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 铁氧体,  $E_f$  和  $\gamma_f$  分别大约 180 GPa 和 0.11<sup>[11]</sup>. 饱和磁致伸缩系数  $\lambda_s$  约 2 × 10<sup>-6</sup><sup>[12]</sup>.  $p$  在我们的讨论当中的最大值可以为 1. 假设内禀应力与热应力相同,那么沉积在不同的基片上的 MnZn 铁氧体薄膜由应力和磁致伸缩联合诱导的磁弹性各向异性决定的矫顽力应如表 3 中所示.

力应该与计算值相近,但实际上在 Si(100)和 SiO<sub>2</sub>/Si(100)为基片的薄膜的矫顽力只有计算值的一半或三分之一.造成这种差异其原因可能是:

1) 沉积态的薄膜是非晶结构,热处理之后发生了部分的结晶,所以薄膜是由纳米尺度的多晶铁氧体和残余非晶基质共同构成的.那么薄膜的饱和磁致伸缩系数就应来自这两部分的共同贡献<sup>[13]</sup>.

$$\lambda_s = v_{\text{cr}} \lambda_s^{\text{MnZn}} + (1 - v_{\text{cr}}) \lambda_s^{\text{am}}, \quad (8)$$

在这里  $\lambda_s^{\text{MnZn}}$  和  $\lambda_s^{\text{am}}$  表示 MnZn 铁氧体和残余非晶基质的局域磁弹性常数.  $v_{\text{cr}}$  是结晶态 MnZn 铁氧体的体积分数. MnZn 铁氧体的  $\lambda_s$  是负值,而残余非晶态 Fe 基材料的  $\lambda_s$  是正值<sup>[13]</sup>. 因此,由于这两部分的磁致伸缩系数的相互抵消,整个薄膜的饱和磁致伸缩系数将会很低.那么当结晶比达到某一合适的定值时,是有可能得到很低的饱和磁致伸缩系数,磁弹性各向异性的影响也相应降低.

2) 纳米晶材料中晶粒之间的交换耦合相互作用不仅对磁晶各向异性产生平均效应,对磁弹性各向异性也有类似效果.对于纳米晶结构的材料系统,当晶粒尺寸小于交换耦合长度时,晶粒间的交换耦合作用增强,与局域变化的磁致伸缩相关联的磁弹性各向异性在纳米尺度范围的波动是随机相互抵消的.它导致低的各向同性的磁致伸缩系数,使材料的磁学性质对应力的敏感性降低.因此,小晶粒尺寸对磁致伸缩效应是很重要的因素,它开辟了一条利用纳米尺度晶粒间交换作用通向低的各向同性磁致伸

缩的新途径.

## 4. 结 论

使用不同的基片材料,通过非晶受控晶化制备了 MnZn 铁氧体薄膜.薄膜的矫顽力远高于块体材料,这和存在于薄膜和基片之间的热应力诱导产生的磁弹性各向异性有关,是 MnZn 铁氧体薄膜软磁

性能变差的重要原因.

研究发现,当薄膜中磁性晶粒细化到纳米尺度并小于 MnZn 铁氧体的交换耦合尺度  $L_0$  时,由于磁性粒子之间的交换耦合作用增强,与区域变化的磁致伸缩系数相关联的磁弹性各向异性在纳米尺度范围的波动是随机相互抵消的,材料的磁学性质对应力导致的磁弹性各向异性的敏感度降低,软磁性可以得到较大的改善.

- 
- [ 1 ] Suzuki Y *et al* 1996 *Appl. Phys. Lett.* **68** 714
- [ 2 ] Welch R G, Neamtu J, Rogalski M S, Palmer S B 1996 *Mater. Lett.* **29** 199
- [ 3 ] Cho H S, Kim H J 1995 *J. Appl. Phys.* **78** 418
- [ 4 ] Gao J H, Cui Y T, Yang Z 2004 *Acta. Phys. Sin.* **53** 3550 ( in Chinese )[ 高建华、崔艺涛、杨正 2004 物理学报 **53** 3550 ]
- [ 5 ] Yan Q Y, Gambino R J, Sampath S, Huang Q 2005 *J. Appl. Phys.* **97** 3902
- [ 6 ] Yin Z Y, Wang J Y, Li J 1987 *Chin. Phys. Lett.* **4** 430
- [ 7 ] Liu Y, Cao J W, Yang Z 2006 *Mater. Sci. Eng. B* **127** 108
- [ 8 ] Zheng D S, Xie T, Bai J M, Wei F L, Yang Z 2002 *Acta. Phys. Sin.* **51** 908 ( in Chinese )[ 郑代顺、谢 天、白建民、魏福林、杨正 2002 物理学报 **51** 908 ]
- [ 9 ] Herzer G 1990 *IEEE Trans. Magn.* **26** 1397
- [ 10 ] Viala B, Minor M K, Barnard J A 1996 *J. Appl. Phys.* **80** 3941
- [ 11 ] Ravinder D, Alivelumanga T 1998 *Mater. Lett.* **37** 51
- [ 12 ] Biełkowski A, Szewczyk R, Wiśniewska A 2004 *J. Phys.* **54** D169
- [ 13 ] Buschow K H 1997 *Handbook of Magnetic Materials* ( Elsevier, Amsterdam )

# The effect of substrates on magnetic properties and structure of MnZn ferrite films by alternate deposition \*

Zhang Hong<sup>1)</sup> Liu Xi<sup>2)</sup> Wang Lan-Xi<sup>2)</sup> Cao Jiang-Wei<sup>2)</sup> Liu Xiao-Xi<sup>2)</sup> Wei Fu-Lin<sup>2)†</sup>

1) *Research Institute of Electronic Material, Lanzhou University, Lanzhou 730000, China*

2) *Research Institute of Magnetic Materials, Lanzhou University, Lanzhou 730000, China*

( Received 28 July 2008 ; revised manuscript received 8 December 2008 )

## Abstract

$Mn_{1-x}Zn_xFe_2O_4$  films were prepared by alternative rf-sputtering from targets of  $MnFe_2O_4$  and  $ZnFe_2O_4$ . The films were deposited on substrates such as single-crystal Si(100), oxidized single-crystal Si(100), single-crystal Si(100) with  $ZnFe_2O_4$  underlayer and single-crystal MgO(100). The deposited films are amorphous. After annealing in vacuum furnace at 550°C, the polycrystalline Mn-Zn ferrite crystallizes. The film with composition of  $Mn_{0.5}Zn_{0.5}Fe_2O_4$  shows better magnetic properties: high magnetization  $M_s$  and lower coercivity  $H_c$ . The coercivity of the film deposited on MgO(100) substrate is the lowest. In this paper, the influences of substrate on film structure and the magnetic properties are investigated. It is believed that the magneto-elastic anisotropy resulting from stress in films dominates the coercivity of Mn-Zn ferrite films. The grain size may be refined to nanometer scale instrumentally by using suitable substrate; the stronger exchange coupling between grains would lead to a lower magneto-elastic anisotropy by averaging to the grains. Therefore, the soft magnetic properties of Mn-Zn ferrite films are improved.

**Keywords:** MnZn ferrite, nano-crystalline, soft magnetic properties, magnetic film

**PACC:** 7550G, 7560E, 7570

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No.60371016).

† Corresponding author. E-mail: weifl@lzu.edu.cn