

特约专栏

软磁金属薄膜面内单轴磁各向异性与微波性能调控

徐展, 张志, 胡芳, 徐锋

(南京理工大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 210094)

摘要: 随着信息技术的快速发展, 应用于该领域的高频软磁材料成为当前研究的热点之一。相比传统块体材料与微波铁氧体材料, 软磁金属薄膜有望在高频条件下实现高磁导率, 同时实现轻质化、薄型化等技术要求, 具有广阔的应用前景, 因而受到磁性材料和微波器件研究领域的一致关注。面对微波集成应用技术向更高频率发展的重大需求, 提高材料的面内单轴各向异性是该领域研究的核心内容。分别针对感生各向异性、形状各向异性、磁弹(应力)各向异性、交换各向异性、磁晶各向异性等不同类别, 综述软磁金属薄膜面内单轴磁各向异性与微波性能调控方面的进展。

关键词: 软磁金属薄膜; 面内单轴各向异性; 微波性能; 共振频率

中图分类号: O482.54 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2017)09-0609-07

Tuning of In-Plane Uniaxial Magnetic Anisotropy and the Microwave Properties in Soft Magnetic Metallic Thin Films

XU Zhan, ZHANG Zhi, HU Fang, XU Feng

(School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China)

Abstract: With the rapid development of information technology, the high frequency soft magnetic materials have become one of the hot research areas. Compared with the traditional bulk materials and microwave ferrite materials, the soft magnetic metallic thin films are expected to meet the technical requirements of high-performance, being lighter and thinner at the same time, and show great potentials in applications. Therefore, they attract much attention from the area of magnetic materials and microwave devices. Facing the development of integrated microwave technology toward higher frequency, to improve the in-plane uniaxial magnetic anisotropy is the key in this field. This paper summarizes the developments of the tuning of in-plane uniaxial magnetic anisotropy and microwave magnetic properties in soft magnetic metallic thin films, according to different kinds of anisotropies, including induced anisotropy, shape anisotropy, magnetoelastic anisotropy, exchange anisotropy, magnetocrystalline anisotropy, and so on.

Key words: soft magnetic metallic thin films; in-plane uniaxial magnetic anisotropy; microwave properties; resonance frequency

1 前言

软磁合金作为电力、信息等领域重要的功能材料之一, 以其能够迅速响应外磁场变化, 并兼具低损耗、高磁感应强度等特性, 而备受关注^[1,2]。电子信息技术的突飞猛进, 推动磁性器件向微型化、集成化、高频化方向

发展。以硅钢、非晶软磁等为代表的块体软磁合金, 弛豫频率往往低于 1 MHz, 其性能优势体现在工频到 MHz 范围内的高磁导率, 却难以满足信息技术领域 GHz 以上工作频率的要求。

近年来, 人们发现, 当软磁合金薄至薄膜范畴, 通过在薄膜制备过程中加以外磁场诱导, 可以感生出面内单轴磁各向异性。当微波信号沿磁各向异性易轴方向传输, 电场分量垂直膜面时, 其微波磁场分量沿着面内难轴方向, 相应的自然铁磁共振频率在 GHz 以上。这一 GHz 以上的铁磁共振行为, 可以有效吸收微波信号, 在噪声干扰抑制器、陷波滤波器、薄膜电感等微波集成器件中具有广阔的应用前景, 如图 1 所示^[3-5]。

收稿日期: 2017-01-27

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51271093, 51571121)

第一作者: 徐展, 男, 1991年生, 博士研究生

通讯作者: 徐锋, 男, 1978年生, 教授, 博士生导师, Email: xufeng@njust.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2017.09.01

根据 Kittel 关系, 面内单轴磁各向异性软磁薄膜, 其共振频率取决于饱和磁化强度和磁各向异性场^[6]。在材料体系确定的前提下, 饱和磁化强度提升空间非常有限。因此, 如何提高磁各向异性场成为该领域中研究者共同思考的问题。常见的磁各向异性包括感生各向异性、形状各向异性、磁弹(应力)各向异性、交换各向异性、磁晶各向异性等^[7]。本文分别针对不同类别的磁各向异性, 综述软磁金属薄膜磁各向异性和微波性能调控方面的进展。

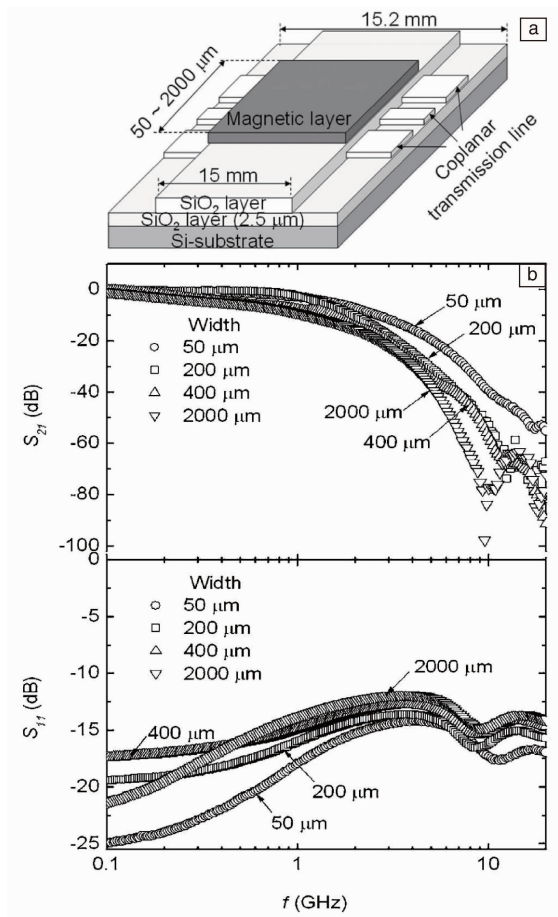


图 1 典型噪音抑制器整体器件结构示意图(a), 及其噪声抑制效果(b)^[5]

Fig. 1 Schematic diagram of a typical noise suppressor (a) and the effect of its noise suppression (b)^[5]

2 感生各向异性调控

实现面内单轴磁各向异性最常见的手段是利用磁场诱导感生各向异性。在软磁金属薄膜中添加适量的非磁元素, 由于具有不同磁性的两相之间的偶极作用, 可以有效地诱导感生各向异性^[8-12]。这类薄膜的成分可以 $F-M-X$ 形式描述, 其中 F 为 Fe, Co, Ni 等铁磁金属及其合金, M 为 Nb, Hf, Ta, Zr, Al, Si 等非磁性元素, X

为 N, O, F 元素。这类薄膜常呈纳米颗粒膜形态, 不仅有效抑制了磁性晶粒的生长, 改善了软磁性能, 更可以提高电阻率, 有利于获得优异的高频性能。

Chang 等人^[13]通过共溅射方法制备了 Co-M ($M = \text{Ti}, \text{Zr}, \text{Hf}$) 薄膜, 发现掺杂原子半径大的元素更易获得良好的软磁性能与高频特性, 并在 $\text{Co}_{93}\text{Hf}_7$ 薄膜中得到 320 Oe 的各向异性场与 5.2 GHz 的共振频率。Kim I^[14]通过射频磁控溅射法制备了 $(\text{Fe}_7\text{Co}_3)_{1-x}\text{B}_x$ 薄膜, 研究了 B 的掺杂量对薄膜磁性能的影响, 发现 B 的引入减小了薄膜的矫顽力并增大了电阻率, $\text{Fe}_{55}\text{Co}_{28}\text{B}_{17}$ 的感生各向异性场达 120 Oe, 铁磁共振频率提高至 3.3 GHz。Liu Y 等人^[15]通过反应溅射法制备了 FeCo-Si-N 纳米晶薄膜, 呈典型的颗粒膜结构, 其微观结构受 Si 和 N 的成分影响, 如图 2 所示, 从而影响薄膜的高频特性, 薄膜的各向异性场与共振频率可以分别实现 40 Oe 与 1.6 GHz 范围的调制。

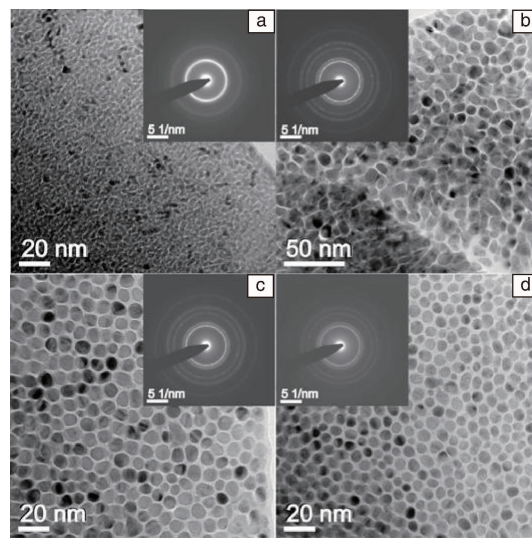


图 2 不同 Si 含量 FeCoSiN 纳米晶薄膜的明场像与选取电子衍射花样: (a) 23%; (b) 32%; (c) 40%; (d) 45%^[15]

Fig. 2 TEM BF micrographs and SAD patterns (inset) of the Fe-Co-Si-N film with Si concentration of (a) 23%, (b) 32%, (c) 40%, and (d) 45%

Ge S 等人^[16]制备了 $(\text{Fe}_{65}\text{Co}_{35})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$ 薄膜, 实验结果表明在 $x = 0.57$ 时, 薄膜表现出较好的软磁特性, 易轴矫顽力低至 1.7 Oe, 难轴矫顽力低至 4 Oe, 面内各向异性场为 60 Oe, 共振频率达到 2.4 GHz。Zhang B 等人^[17]在 FeCoNiNbB 中掺杂 SiO_2 制备了纳米颗粒薄膜, 结果发现适量 SiO_2 的添加可以改善静磁特性, 即降低薄膜的矫顽力并提高单轴各向异性和电阻率, 并且进一步结合倾斜沉积将面内各向异性场与薄膜共振频率提高至 580 Oe 与 7.8 GHz。Wang Y 等人^[18]通过 CoFe 和 TiO_2 共溅射, 制得了 CoFe-Ti-O 颗粒膜, 对其微波特性和磁性进

行了研究,发现面内各向异性场与铁磁共振频率分别提高至 65 Oe 与 3 GHz 以上。Lu G 等人^[19]利用反应溅射法制备了 Fe-Co-Hf-O 颗粒膜,薄膜中的 Hf-O 颗粒抑制 FeCo 晶粒的生长,改善了软磁性能、高频特性并提高了电阻率,通过控制氧分压与溅射功率可以对结构与成分进行调控,可获得 50 Oe 以上的感生面内各向异性,铁磁共振频率达到 3.2 GHz。

3 形状各向异性调控

随着微纳加工技术的不断发展完善,通过软磁金属薄膜的图案化处理获得明显的形状各向异性,成为获得磁各向异性的常用方法。Chen 等人^[20]研究了 FeTaN 条形薄膜的形状各向异性场对铁磁共振频率的贡献,发现当条形宽度从 500 μm 减小至 30 μm 时,薄膜单轴各向异性由 12 Oe 增加至 36 Oe,铁磁共振频率由 1.38 GHz 提升至 2.58 GHz。Zhuang 等^[21]通过电镀与光刻技术制备了图形化的 FeNi 薄膜,研究结果表明当长宽比从 10:1 提高至 40:1 时,薄膜的各向异性场与铁磁共振频率分别从 50 Oe 与 1 GHz 增大至 150 Oe 与 5.3 GHz。Han 等人^[22]研究了条形 FeTa 薄膜的高频磁性、磁化翻转机制与磁畴结构,进一步表明了更窄的条形宽度有利于得到更高的各向异性场,通过对条形宽度的调制得到了 250 Oe 以上的单轴各向异性与 5 GHz 以上的铁磁共振频率。近期,Ren 等人^[7]结合磁控溅射与光刻技术制备了图形化的 FeNi 条形薄膜,通过系统地调制条形宽度与间隙宽度提高形状各向异性场,实现了高达 576 Oe 的面内单轴各向异性场与 1~10.6 GHz 的超宽铁磁共振频率的调制。图形化薄膜的超高各向异性场和易于调节的优势为进一步提高薄膜高频性能提供了新的自由度。

4 交换各向异性调控

利用铁磁/反铁磁交换偏置效应引入单向的交换各向异性,可实现交换偏置场随铁磁层厚度的反比增强,对面内有效各向异性及铁磁共振频率具有显著提升效果^[23-31]。利用交换偏置效应,法国学者 Acher、Queste 等人^[23]最先探讨了 $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}/\text{Ir}_{23}\text{Mn}_{77}$ 双层膜的高频磁导率,发现其共振频率由单层膜感生各向异性的 0.67 GHz 提高至交换偏置后的 2.7 GHz。Viala 等人^[24]研究了高饱和磁化强度 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 和 $\text{Co}_{50}\text{Fe}_{50}$ 薄膜与 $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ 反铁磁薄膜构成的反铁磁/铁磁/反铁磁三层膜,在 $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ (50 nm)/ $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ (15 nm)/ $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ (50 nm) 三层膜体系中得到了高达 755 Oe 的有效单向磁各向异性场。席力等^[25]通过铁磁层厚度调制,获得 100 Oe 以上范围的交换各项异性的调制,在 FeCoSi/MnIr/FeCoSi 体系中观察到

了 8.2 GHz 的共振频率。而 Chen 等人^[26,27]分别设计出 $\text{NiO}/(\text{FeCo}/\text{NiO})_{10}$ 、 $\text{IrMn}/(\text{FeCo}/\text{IrMn})_{10}$ 多层复合结构,在 $\text{Fe}_{65}\text{Co}_{35}$ 、 $\text{Fe}_{70}\text{Co}_{30}$ 中得到了 500~600 Oe 的高面内各向异性,同时实现了 9~10 GHz 的铁磁共振频率,进入了 X 波段的频率范围。

Phuoc 等人^[27-31]还研究了 NiFe/IrMn、NiFe/FeMn 和 FeCo/IrMn 多层膜及其混合体系的交换偏置效应及磁导率,通过薄膜厚度(包括铁磁层和反铁磁层厚度)对交换偏置、面内各向异性及铁磁共振频率进行了有效调制,如图 3 所示。他们还基于稀释反铁磁效应探索了 Al_2O_3 稀释 IrMn 对 FeCo/IrMn 体系交换偏置的影响,研究结果表明在特定稀释条件下交换偏置效应有所增强,共振频率有相应提升^[31]。

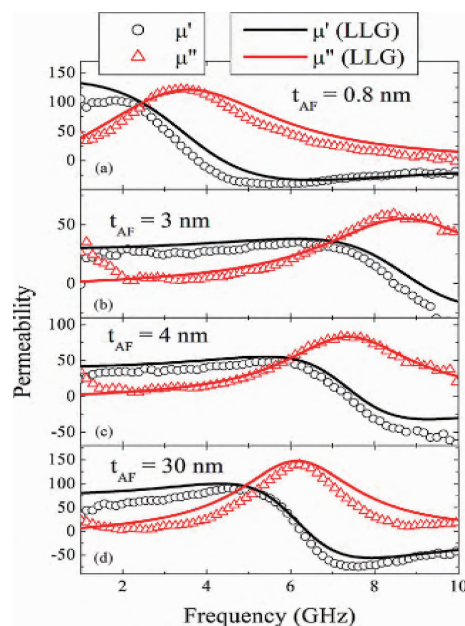


图3 不同反铁磁层厚度 $[\text{FeCo} (40 \text{ nm})/\text{MnIr} (t_{\text{AF}} \text{ nm})]_{10}$ 多层膜的磁导率谱^[27]

Fig. 3 Permeability spectra of $[\text{FeCo} (40 \text{ nm})/\text{MnIr} (t_{\text{AF}} \text{ nm})]_{10}$ multilayers with different AF thicknesses^[27]

5 应力各向异性调控

调控应力各向异性需要控制薄膜应力。借助磁电耦合效应,将磁性薄膜与压电衬底结合,利用压电衬底的单轴应力以及两者之间的应力耦合,可以实现电压对应力各向异性的精确控制。

Sun 等人开展了系列基于磁电耦合效应调控软磁薄膜应力各向异性和微波性能的工作。最初,他们将沉积于超薄衬底 Si 基片上具有高磁致伸缩系数的 FeGaB 软磁薄膜与 PZT 压电陶瓷粘结^[32],在电场调制下铁磁共振率由 2.3 GHz 上移 110 MHz。而在 FeGaB/Si 与 PMN-PT

压电单晶的粘结复合结构^[33]中,铁磁共振频率的电场调制效应则较为显著,由初始的 1.6 GHz 上移 900 MHz,相对频移幅度 $\Delta f_r/f_r$ 达 56%。在上述研究中,应力、应变耦合通过粘结层和 Si 衬底传递,磁电耦合效果受到限制。针对这一问题,Pettiford 等人^[32]预测,如果压电材料中的应变直接传递到铁磁薄膜中,将会产生 10 倍以上的频移幅度,大大增强该材料铁磁共振频率的可调性。2009 年,他们在压电单晶上直接沉积铁磁薄膜,大幅提高了界面相互作用强度。在 $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{PZT}$ 多铁异质结^[34]中实现了 600 Oe 可调节的各向异性场。随后借助 PZN-PT 单晶与 FeGaB 软磁薄膜的直接磁电耦合,使得薄膜铁磁共振频率从感生各向异性产生的 1.75 GHz 大幅提升至 7.57 GHz(如图 4)^[35]。

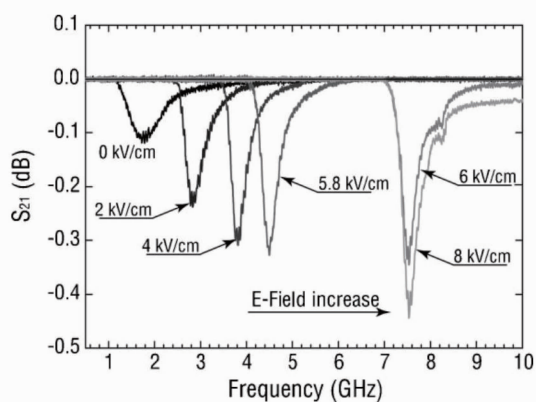


图 4 不同电场下, FeGaB/PZN-PT 多铁异质结微波透射系数 S_{21} 频谱^[35]

Fig. 4 Electric field dependence of the transmission coefficient (S_{21}) frequency spectra of the FeGaB/PZN-PT multiferroic heterostructure^[35]

蒋长军等人^[36-39]通过界面的应力诱导的磁电耦合获得了各向异性场的线性调制。他们认为此效应来自压电效应对各向异性场的调控。通过将 FeCo 薄膜沉积在压电陶瓷 PMN-PT 上,当外加电场从 0 升至 $12.5 \text{ kV} \cdot \text{cm}^{-1}$,面内各向异性场由 8 增大至 200 Oe,得到铁磁共振频率由 0.8 到 2 GHz 的调制^[38]。

除了上述磁电耦合方式外,2009 年, Li 等人^[40]基于常见的均匀共溅射技术,发展出一种成分梯度溅射(CGS)技术,并通过该技术实现了薄膜中成分、应力、性能的梯度分布。更重要的是,通过应力的梯度分布,实现了单轴的应力(磁弹)各向异性,从而有效提高了薄膜的各向异性场和共振频率。他们首先在 FeCoHf 薄膜中得到高达 547 Oe 的单轴磁各向异性场,共振频率达到 7 GHz 以上。并在随后的研究中指出,高 Hf 含量引入更大的成分应力,导致更高的单轴磁弹各向异性。进一步,

他们结合成分梯度溅射与磁电耦合,在 FeCoB/PZN-PT 多铁异质结中,在外加 $8 \text{ kV} \cdot \text{cm}^{-1}$ 的电场下获得高达 1498 Oe 的高单轴各向异性场,其中由成分梯度溅射贡献了 384 Oe 磁弹各向异性场,磁电耦合作用贡献了 1114 Oe 的应力各向异性场,高于常用的磁场退火产生的各向异性场 1~2 个数量级。铁磁共振频率达到 12.96 GHz,涵盖 C 波段至 X 波段,进入了 Ku 波段的频率范围^[41]。

Phuoc 等擅长于表征微波性能的温度依赖性。有意思的是,他们在梯度共溅射制备的 FeCoHf、FeCoZr 薄膜中观察到了反常的磁各向异性的温度依赖关系^[42, 43]。如图 5 所示,与普通溅射方法不同,梯度共溅射制备的 FeCoHf 薄膜各向异性场随温度升高而增大,带来铁磁共振频率提高。分析表明,这应归因于 Si 衬底与 FeCoHf 薄膜热膨胀系数的差异。Si 衬底热膨胀系数为 $2.3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$,远小于 FeCoHf 薄膜的 $12 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 。当温度升高时,FeCoHf 薄膜由于 Si 衬底的钳制因而受到压缩张力并随温度升高而增大。对于成分梯度溅射制备的 FeCoHf 薄膜,压应力带来的应力各向异性是其单轴各向异性的主要来源,所以出现了反常的磁各向异性的温度依赖关系。

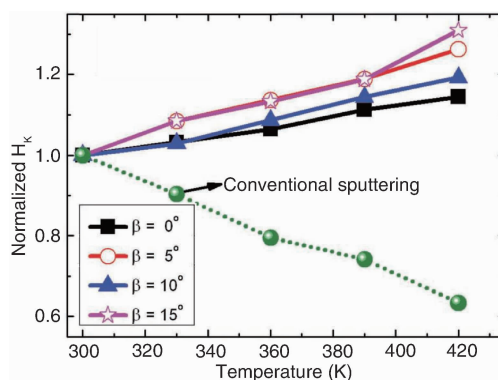


图 5 普通溅射与不同溅射角度下梯度溅射的 FeCoHf 薄膜的归一化各向异性场与温度变化关系^[42]

Fig. 5 Temperature dependences of normalized magnetic anisotropy field (H_K) of the FeCoHf films grown at different deposition angles by gradient sputtering technique and the FeCoHf film of the same composition fabricated by conventional oblique sputtering^[42]

6 磁晶各向异性调控

薄膜成分结构一旦确定,想要再调控磁晶各向异性,可以借助于倾斜溅射。倾斜溅射是一种较为传统的实现薄膜面内单轴磁各向异性的手段,其原理在于利用衬底平面与薄膜沉积方向的倾斜角,使得晶粒在自阴影效应

作用下形成定向倾斜的柱状晶, 进而增强单轴磁各向异性^[44-49]。图6给出倾斜基片方法示意图, 其优势在于角度控制更精确^[47, 48]。

薛德胜课题组^[44, 50]在Co基金属薄膜体系中, 实现了大范围的面内磁各向异性与宽频段的铁磁共振频率的连续调节。在利用倾斜溅射的方法制备的 $\text{Co}_{90}\text{Zr}_{10}$ 中^[50], 发现随着溅射角度从 10° 到 70° 增加, 单轴各向异性场与共振频率均升高并在 55° 时达到各自的峰值(517.6 Oe, 7.13 GHz), 超过峰值后迅速减小, 实现了宽至5.3 GHz的频率调节。最近, Li等人^[51]通过倾斜溅射的方法在CoFeB薄膜中获得了608.8 Oe的高面内单轴各向异性, 并且随着溅射角度的改变可实现从2.83到9.71 GHz的频率调节, 范围涵盖了从S到X波段。徐展等人^[52]也报道了在 Co_2FeSi 合金薄膜中通过倾斜溅射得到了626.7 Oe的高面内单轴各向异性, 从而实现2.8至10.8 GHz的调节, 显示该方法是制备高面内各向异性、高共振频率软磁薄膜的有力手段。

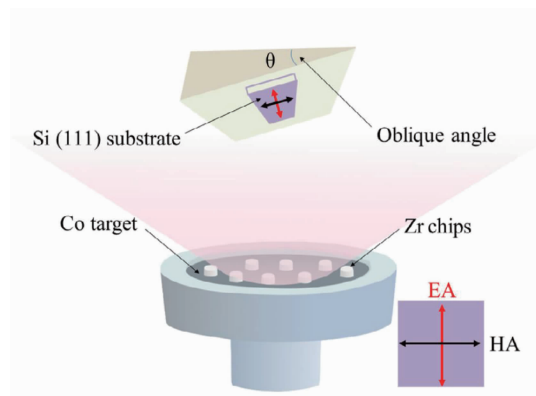


图6 基片倾斜溅射示意图^[50]

Fig. 6 Schematic drawing of the oblique sputtering arrangement^[50]

7 多层膜层间耦合作用调控

金属软磁薄膜沉积过程中晶粒随厚度的增加而长大, 这将改变薄膜的微观结构, 恶化薄膜的软磁性能。突破薄膜厚度限制的重要途径之一是制备磁性多层膜。在铁磁/非磁金属多层膜结构中, 引入界面各向异性与铁磁层间的交换耦合作用为调控软磁薄膜高频特性增加了新的途径^[52-59]。薛德胜课题组在多周期的 $(\text{Co}_{90}\text{Zr}_{10}/\text{Cu})_n$ 体系中^[53], 获得了面内单轴各向异性的多层膜, 控制CoZr层总体厚度不变同时保持Cu隔离层厚度固定为20 nm, 通过改变铁磁层的周期实现对界面各向异性的调控。当 $n=15$ 时, 面内各向异性场为142.8 Oe, 铁磁共振频率高

达4.59 GHz, 突破了单层膜的斯诺克极限。该极限值的提高源自多周期薄膜引入的界面各向异性。

除了界面各向异性, 在铁磁/非磁/铁磁结构中, 铁磁层间的相互作用常被忽视。影响铁磁层相互作用最主要因素为中间非磁层的厚度。当厚度较薄时, 铁磁层之间存在着铁磁交换相互作用; 而当厚度较厚时, 铁磁层之间仍然存在着静磁耦合^[56, 57]。在CoNb/Ta多层膜体系^[54]中, 更强的层间耦合作用导致了更高的共振频率。控制CoNb层厚度不变, 通过改变Ta厚度调制相邻CoNb层间的交换耦合作用, 当Ta厚度从8.0 nm减小1.8 nm时, 铁磁共振频率和各向异性场分别从1.4 GHz和12 Oe增大为6.5 GHz和520 Oe。

交换耦合的铁磁/非磁/铁磁三明治结构中存在两个铁磁共振模式, 其中声学模被广泛应用于射频微波器件, 而光学模由于其极低的磁导率制约难以应用。最近, 李山东课题组^[59]在FeCoB/Ru/FeCoB结构中通过调节单轴各向异性与反铁磁层间交换耦合作用获得了高达11.28 GHz的光学模共振频率, 同时共振最大磁导率保持在200(图7), 为设计多频带微波器件与基于高频光学模的器件提供了新途径。

8 各向同性微波性能的构建

面向GHz以上频率实现各向同性的高磁导率是高频软磁薄膜应用面临的挑战之一。柴国志^[60, 61]等人报道了在 $\text{Ni}_{0.5}\text{Zn}_{0.5}\text{Fe}_2\text{O}_4$ 铁氧体掺杂的CoFe薄膜中存在高达5 GHz以上铁磁共振频率, 同时具有各向同性的磁导率。通过分析动态各向异性, 发现这种高频特性来自条纹状磁畴与旋转的亚铁磁自旋和铁磁晶粒之间的交换耦合作用引起薄膜中高的可转动磁各向异性贡献, 其中当铁磁共振频率为6 GHz时, 可转动磁各向异性为243 Oe, 远大于8 Oe的静态单轴各项异性的贡献。李山东课题组^[62]利用旋转叠加不同 $\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3}-\text{B}$ 薄膜层的易磁化方向获得了准各向同性的多层膜。该体系中, 各个单层膜具有各自独立的单轴磁各向异性方向, 而相邻层的易磁化轴方向彼此成 60° 夹角。层间耦合作用与多层膜的平均效应使得该三层膜中实现了铁磁共振频率高达3.7 GHz时磁导率的各向同性。最近, Pan等人^[63]通过理论分析, 在两个铁磁层的单轴各向异性场等效且方向正交的 $\text{Co}_{90}\text{Zr}_{10}/\text{SiO}_2/\text{Co}_{90}\text{Zr}_{10}$ 三层膜中得到了铁磁共振频率3 GHz以上各向同性的微波性能, 如图8所示, 并进一步通过改变倾斜溅射的角度调控铁磁层的单轴各向异性, 获得了铁磁共振频率3.1到5.3 GHz的调制, 从而可实现在更高工作频率下的各向同性的高磁导率特性。

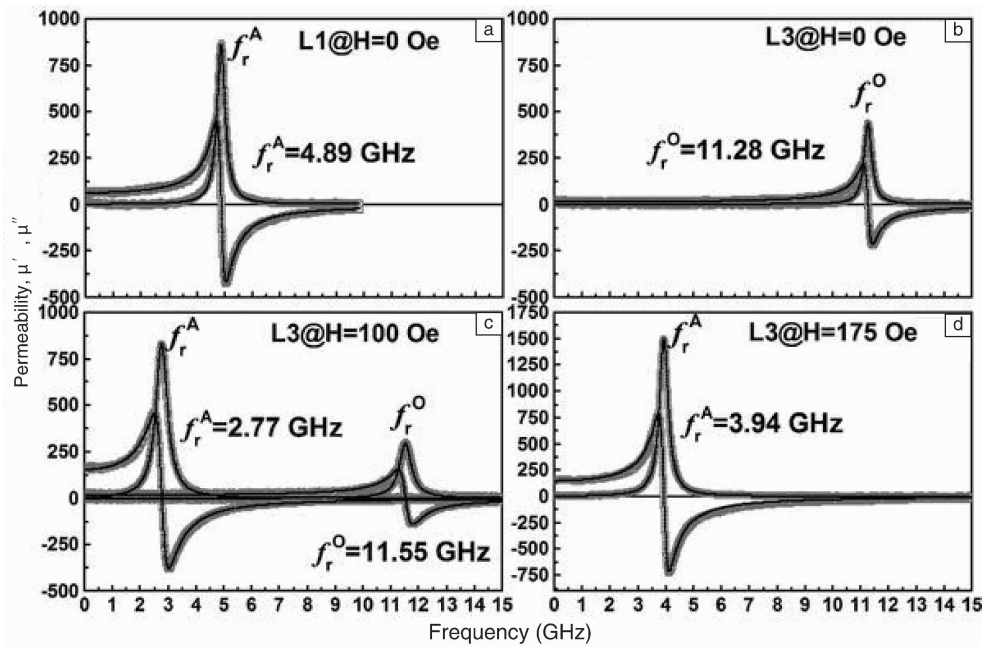


图 7 样品 L1 与样品 L3 在不同外场下的磁导率谱^[59]: (a) 样品 L1 在 0 Oe 外场下; (b~d) 样品 L3 在 0, 100 和 175 Oe 外场下

Fig. 7 The permeability spectra of samples L1 and L3 at various fields^[59]: (a) Sample L1 at 0 Oe and (b~d) sample L3 at 0, 100 and 175 Oe, respectively

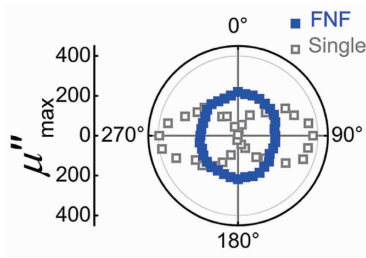


图 8 30°倾斜溅射制备的 Co₉₀Zr₁₀ 铁磁/非磁/铁磁结构三层膜与 Co₉₀Zr₁₀ 单层膜的磁导率最大值的角度变化关系^[63]

Fig. 8 The θ dependence of permeability maximum (μ'') of the Co₉₀Zr₁₀ FNF films and the Co₉₀Zr₁₀ single layer fabricated by 30° oblique deposition^[63]

9 结 语

实现优异的微波性能的关键在于调制金属软磁薄膜的面内单轴磁各向异性场。近年来,研究人员充分利用各类不同的磁各向异性机制,甚至是综合利用各类不同的磁各向异性机制,实现了面内各向异性场以及铁磁共振频率的大幅提高,为在更高频率微波领域应用打下了基础,将推动软磁金属薄膜在信息通讯领域的广泛应用。

参考文献 References

[1] Liu Yapei, He Shijin, Bao Daxin, et al. *Journal of Magnetic Materials*

and Devices [J], 2003, 34 (3): 26–29.

- [2] Bie Shaowei, Jiang Jianjun, Feng Zekun, et al. *Electronic Components and Materials* [J], 2008, 27(5): 1–5.
- [3] Wang S X, Sun N X, Yamaguchi M, et al. *Nature* [J], 2000, 407 (6801): 150–151.
- [4] Yamaguchi M, Kim K H, Kuribara T, et al. *IEEE Transactions on Magnetics* [J], 2002, 38(5): 3183–3185.
- [5] Sohn J, Han S H, Yamaguchi M, et al. *Applied Physics Letters* [J], 2007, 90(14): 143520.
- [6] Kittel C. *Physical Review* [J], 1947, 71(4): 270.
- [7] Ren Y, Li X, Wang Y, et al. *Scientific Reports* [J], 2016, 6: 31773.
- [8] Zhang Z, Fan X, Lin M, et al. *Journal of Physics D: Applied Physics* [J], 2010, 43(8): 085002.
- [9] Phuoc N N, Chai G, Ong C K. *Journal of Applied Physics* [J], 2012, 112(8): 083925.
- [10] Xiao G, Liou S H, Levy A, et al. *Physical Review B* [J], 1986, 34 (11): 7573.
- [11] Geng H, Wei J Q, Wang Z W, et al. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2013, 576: 13–17.
- [12] Timopheev A A, Bdikin I, Lozenko A F, et al. *Journal of Applied Physics* [J], 2012, 111(12): 123915.
- [13] Chang H W, Huang Y H, Hsieh C C, et al. *Journal of Applied Physics* [J], 2012, 111(7): 07A333.
- [14] Kim I, Kim J, Kim K H, et al. *IEEE Transactions on Magnetics* [J], 2004, 40: 2706–2708.
- [15] Liu Y, Ramanujan R V, Liu Z W, et al. *Applied Physics A: Materials Science & Processing* [J], 2010, 100(1): 257–263.

- [16] Ge S, Yao D, Yamaguchi M, *et al.* *Journal of Physics D: Applied Physics* [J], 2007, 40(12): 3660.
- [17] Zhang B, Wang G, Zhang F, *et al.* *Applied Physics A: Materials Science & Processing* [J], 2009, 97(3): 657.
- [18] Wang Y, Zhang H, Wen D, *et al.* *Journal of Applied Physics* [J], 2013, 113(17): 17A316.
- [19] Lu G, Zhang H, Xiao J Q, *et al.* *Journal of Applied Physics* [J], 2011, 109(7): 07A327.
- [20] Chen X, Ma Y G, Ong C K. *Journal of Applied Physics* [J], 2008, 104(1): 013921.
- [21] Zhuang Y, Vroubel M, Rejaei B, *et al.* *Journal of Applied Physics* [J], 2006, 99(8): 08C705.
- [22] Han X M, Ma J H, Wang Z, *et al.* *Journal of Physics D: Applied Physics* [J], 2013, 46(48): 485004.
- [23] Acher O, Queste S, Barholz K U, *et al.* *Journal of Applied Physics* [J], 2003, 93(10): 6668–6670.
- [24] Viala B, Visentin G, Gaud P. *IEEE Transactions on Magnetics* [J], 2004, 40(4): 1996–1998.
- [25] Xi L, Zhang Z, Lu J M, *et al.* *Physica B: Condensed Matter* [J], 2010, 405(2): 682–685.
- [26] Chen J, Tang D, Li Y, *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* [J], 2010, 322(20): 3109–3111.
- [27] Phuoc N N, Hung L T, Ong C K. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2010, 506(2): 504–507.
- [28] Phuoc N N, Xu F, Ong C K. *Applied Physics Letters* [J], 2009, 94(9): 092505.
- [29] Phuoc N N, Hung L T, Xu F, *et al.* *Journal of Applied Physics* [J], 2010, 108(2): 023909.
- [30] Phuoc N N, Xu F, Ma Y, *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* [J], 2009, 321(17): 2685–2690.
- [31] Phuoc N N, Ong C K. *Journal of Applied Physics* [J], 2012, 111(9): 093919.
- [32] Pettiford C, Lou J, Russell L, *et al.* *Applied Physics Letters* [J], 2008, 92(12): 122506.
- [33] Lou J, Reed D, Pettiford C, *et al.* *Applied Physics Letters* [J], 2008, 92(26): 262502.
- [34] Liu M, Obi O, Lou J, *et al.* *Advanced Functional Materials* [J], 2009, 19(11): 1826–1831.
- [35] Lou J, Liu M, Reed D, *et al.* *Advanced Materials* [J], 2009, 21(46): 4711–4715.
- [36] Yang C, Wang F, Zhang C, *et al.* *Journal of Physics D: Applied Physics* [J], 2015, 48(43): 435001.
- [37] Jia C, Wang F, Jiang C, *et al.* *Scientific Reports* [J], 2015, 5: 11111.
- [38] Jiang C, Yang C, Wang F, *et al.* *Journal of Physics D: Applied Physics* [J], 2015, 48(25): 255002.
- [39] Zhang C, Wang F, Dong C, *et al.* *Nanoscale* [J], 2015, 7(9): 4187–4192.
- [40] Li S, Huang Z, Duh J G, *et al.* *Applied Physics Letters* [J], 2008, 92(9): 092501.
- [41] Li S, Xue Q, Duh J G, *et al.* *Scientific Reports* [J], 2014, 4: 7393.
- [42] Phuoc N N, Ong C K. *Advanced Materials* [J], 2013, 25(7): 980–984.
- [43] Phuoc N N, Ong C K. *Journal of Applied Physics* [J], 2013, 113(20): 203916.
- [44] Fan X, Xue D, Lin M, *et al.* *Applied Physics Letters* [J], 2008, 92(22): 222505.
- [45] Phuoc N N, Xu F, Ong C K. *Journal of Applied Physics* [J], 2009, 105(11): 113926.
- [46] Zhu X, Wang Z, Zhang Y, *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* [J], 2012, 324(18): 2899–2901.
- [47] Zhong X, Phuoc N N, Chai G, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2014, 610: 126–131.
- [48] Wang G, Dong C, Wang W, *et al.* *Journal of Applied Physics* [J], 2012, 112(9): 093907.
- [49] Liu X, Zuo Y, Zhou X, *et al.* *Journal of Applied Physics* [J], 2015, 117(10): 103902.
- [50] Wang Z, Fan X, Zhao X, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2015, 628: 236–239.
- [51] Li C, Chai G, Yang C, *et al.* *Scientific Reports* [J], 2015, 5: 17023.
- [52] Xu Z, Zhang Z, Hu F, *et al.* *Materials Research Express* [J], 2016, 3(11): 116103.
- [53] Chai G, Xue D, Fan X, *et al.* *Applied Physics Letters* [J], 2008, 93(15): 152516.
- [54] Chai G, Yang Y, Zhu J, *et al.* *Applied Physics Letters* [J], 2010, 96(1): 012505.
- [55] Chai G, Wang Z, Wang G, *et al.* *IEEE Transactions on Magnetics* [J], 2011, 47(10): 3115–3117.
- [56] Liu X L, Wang L S, Luo Q, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2016, 680: 531–537.
- [57] Xu F, Liao Z, Huang Q, *et al.* *IEEE Transactions on Magnetics* [J], 2011, 47(10): 3100–3103.
- [58] Wang X, Chai G, Xue D. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2014, 584: 171–174.
- [59] Li S, Li Q, Xu J, *et al.* *Advanced Functional Materials* [J], 2016, 26(21): 3738–3744.
- [60] Chai G, Phuoc N N, Ong C K. *Applied Physics Letters* [J], 2013, 103(4): 042412.
- [61] Chai G, Phuoc N N, Ong C K. *Scientific Reports* [J], 2012, 2: 832.
- [62] Li S, Du H, Zhang Y, *et al.* *Journal of Applied Physics* [J], 2014, 115(17): 17A310.
- [63] Pan L, Wang F, Wang W, *et al.* *Scientific Reports* [J], 2016, 6: 21327.