

几种元素的界面插层对 Ta/NiFe/Ta 的各向异性磁电阻效应的影响*

许涌 蔡建旺[†]

(北京凝聚态物理国家实验室,中国科学院物理研究所,北京 100190)

(2011年4月25日收到;2011年5月4日收到修改稿)

文章中,通过磁控溅射制备了界面处插入 4d,5d 元素薄层(包括 Ru, Pd, Ag 和 Au)的 Ta/NiFe/Ta 多层膜,并对它们的磁输运和磁性以及微结构进行了测试和表征. 结果显示, Pd 和 Pt 一样界面效应显著,能有效地提高 NiFe 薄膜退火前后的 AMR 比值,并抑制磁性死层. 表面能比较小、熔点相对低的插层材料 Ag, Au 在退火过程中容易通过晶界扩散,强烈破坏其 AMR 性能. 对于熔点高、表面能比较大的插层材料如 Ru, 磁性死层同样得到了抑制, NiFe 薄膜的温度稳定性也可以得到提高. 结果表明界面插层从界面电子自旋-轨道散射、界面死层和界面原子扩散等方面深刻影响 NiFe 薄膜的 AMR.

关键词: 各向异性磁电阻, 界面效应, 原子扩散

PACS: 73.50.Jt, 75.47.-m

1. 引言

各向异性磁电阻 (AMR) 效应^[1]指的是铁磁金属电阻率随电流与磁化强度相对取向改变而改变的现象. 目前 AMR 效应广泛应用于定位感应、航迹推算、大容量存储磁带机等方面. 一般认为, AMR 效应来源于铁磁导体中的自旋-轨道耦合相互作用导致传导电子各向异性散射. 对于多晶样品, 由于随机取向的晶粒的平均效应 AMR 通常表现出二次对称性. 近年来对 AMR 物理的研究进一步扩展至一些表现出四次对称 AMR 的外延薄膜或者单晶材料, 包括稀磁材料 (Ga, Mn)As^[2, 3] 以及 Fe₃O₄^[4, 5]、锰氧化物^[6, 7] 和表现出负 AMR 效应的 Fe₄N^[8] 等. 性能上, 一些锰氧化物^[9-11] 在接近金属-绝缘体转变温度时表现出了特大 AMR 比值 (大于 30%), 不过由于温度较低, 且所需磁场很大, 距离实际应用比较遥远. 顺便指出, 巨磁电阻 (GMR) 多层膜和 AMR 薄膜对磁化强度方向的依赖关系完全不同, 在 GMR 自旋阀传感器的应用中往往需要尽可能减小磁性层的 AMR, 因此研究巨磁电阻多层膜中的

AMR 效应也具有重要意义^[12, 13]. 对于高灵敏 AMR 磁传感器而言, 坡莫合金 (Ni₈₁Fe₁₉) 因其具有比较可观的 AMR 效应 (室温下 3%—4%)、低矫顽力、低磁致伸缩、低磁晶各向异性等优点乃唯一实用化材料. 实际上, 基于 NiFe 薄膜 AMR 效应的器件核心最常采用 Ta/NiFe/Ta 三明治结构, 下面一层 Ta 作为缓冲层可极大地改善 NiFe 薄膜的结晶性和 (111) 织构, 保证薄膜优异的软磁性能; 另一方面, 由于 Ta 膜表面极易钝化, 上面一层 Ta 作为覆盖层可以保护 NiFe 不被氧化, 加之 Ta 的电阻率远大于 NiFe 薄膜, Ta 层分流效应并不明显, 所以这两层 Ta 对 NiFe 薄膜 AMR 性能至关重要. 需要指出的是, 实际应用中, 器件微型化要求 NiFe 薄膜尽量地薄 (比如说 10 nm), 以减小退磁场效应. 可是, 随着 NiFe 薄膜厚度的减小 (小于 20 nm 时), 由于电子的界面非弹性散射增加, Ta/NiFe/Ta 的 AMR 比值急剧减小. 另外, Ta 和 NiFe 的接触界面会出现磁性死层^[14], 磁性死层对 NiFe 薄膜的 AMR 性能具有相当的破坏作用; 高温退火处理后, 界面原子扩散使磁性死层厚度进一步增加, 导致 AMR 比值的进一步降低, 尤其对于 NiFe 层很薄的情形. 因此, 增强 NiFe 薄膜的 AMR

* 国家自然科学基金 (批准号: 10874216, 50831002) 资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: jwcai@iphy.ac.cn

性能为当前 AMR 研究的另一个重点内容^[15-18].

我们之前的工作^[18]发现,通过在 Ta/NiFe/Ta 多层膜的上下界面插入一层极薄的 Pt 层可以显著地提高 AMR,抑制磁性死层并改善样品的热稳定性.插入薄 Pt 层主要是基于以下的考虑:AMR 效应主要来源于自旋-轨道相互作用,而 Pt 具有比较强的自旋-轨道相互作用,在 NiFe 层的两侧插入 Pt 层可以增强界面处的自旋-轨道散射,可能会带来更大的 AMR 比值.为了系统研究不同界面插层对 NiFe 薄膜 AMR 性能的影响,并进一步寻找改善其 AMR 效应的界面修饰层,本文将 Pt 用其他一些自旋-轨道相互作用较强的 4d,5d 金属元素代替,深入研究了不同元素插层样品的 AMR 磁电阻特性、磁性和其微结构.我们发现 Pd 和 Pt 一样界面效应显著,抑制磁性死层,显著增强 NiFe 薄膜退火前后的 AMR,而 Ag, Au 插层在退火过程中容易扩散,强烈破坏 NiFe 薄膜的 AMR 性能, Ru 插层则可提高 NiFe 薄膜的温度稳定性,显示出界面插层从界面电子自旋-轨道散射、界面死层和界面原子扩散等方面深刻影响 NiFe 薄膜的 AMR.

2. 实验细节

本研究的样品结构为 Ta(4 nm)/X/NiFe(5—40 nm)/X/Ta(4 nm),其中, $X = \text{Ru, Pd, Ag, Au}$, 两个插层 X 的厚度恒定为 1.2 nm. 为了便于比较,我们同样制备了插层为 Pt 和没有插层的系列样品.衬底采用热氧化硅片,样品采用直流磁控溅射方法生长.溅射系统的背景真空好于 4×10^{-5} Pa,溅射工作介质 Ar 气压为 0.5 Pa.真空腔内装有 8 个靶枪,可一次沉积 18 个多层膜样品.所有靶的纯度均为 99.99%.薄膜生长时,衬底处施加了一个平行于衬底表面的磁场($30 \text{ kA} \cdot \text{m}^{-1}$)以诱导 NiFe 层的单轴各向异性.部分样品在 3×10^{-5} Pa 真空炉中 $350 \text{ }^\circ\text{C}$ 退火一小时,退火过程中沿样品易轴方向施加 $80 \text{ kA} \cdot \text{m}^{-1}$ 外磁场.用振动样品磁强计(VSM)测量样品的磁滞回线,四探针法其测量磁电阻.不同插层对 NiFe 层微结构的影响通过 Bruker 公司的 D8-Discover 型 X 射线衍射仪(XRD)测量,包括常规镜面反射式 $2\theta/\theta$ 衍射(specular diffraction)和掠入射面内衍射(in-plane grazing incidence diffraction),X 射线光源为 Cu 靶 $K\alpha$ 线.

3. 结果和讨论

图 1 给出制备态时插层为 Pt, Pd, Au 的样品和无插层样品(NiFe 厚度都是 5 nm)的磁电阻曲线.可以看出,相对于无插层的参照样品,当有了 Pt, Pd, Au 这三种重金属插层后,AMR 比值均有较大幅度的提高.无插层的 5 nm NiFe 薄膜 AMR 比值是 1.09%,插层为 Pt, Pd, Au 的同样厚度的 NiFe 薄膜,其 AMR 比值全都增强至 1.74% 左右,表明 Pd, Au 界面插层对 Ta/NiFe/Ta 薄膜 AMR 效应具有和 Pt 插层类似的增强效果.图 2(a)和(b)分别给出的是插层为 Pt, Pd, Au 的样品以及无插层的参照样品在制备态和退火后的 AMR 随 NiFe 厚度变化关系.在制备态时,这三种金属插层对 Ta/NiFe/Ta 薄膜 AMR 的改善在比较薄的时候(小于 15 nm)效果明显.一般来说, Ta/NiFe/Ta 多层膜在高温退火后 AMR 效应会有不同程度的下降.从图 2(b)中可以看出, $350 \text{ }^\circ\text{C}$ 退火后 Pt 和 Pd 插层对 Ta/NiFe/Ta 薄膜的 AMR 起着改善作用,尤其是 NiFe 层较薄的情形,但 Au 插层却反而大大加剧了相应薄膜 AMR 的恶化程度.图 2(c)和(d)给出插层为 Ru, Ag 的样品和无插层参照样品在制备态和退火后的 AMR 测量结果.在制备态时,这两种金属插层对 Ta/NiFe/Ta 薄膜 AMR 几乎没有影响.而在退火之后, Ru 界面插层能改善 Ta/NiFe/Ta 薄膜的 AMR 性能, Ag 插层使 Ta/NiFe/Ta 薄膜的 AMR 比值下降比对应无插层样品更为严重.下面从几个角度来解释上述不同金属插层对 NiFe 薄膜 AMR 性质的影响.

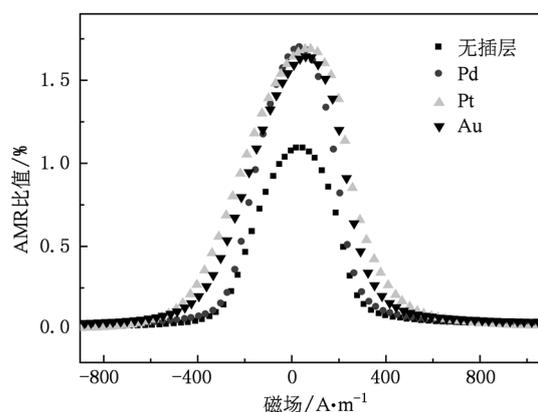


图 1 插层为 Pd, Pt, Au 及无插层的制备态样品在 NiFe 厚度为 5 nm 时的 AMR 随外磁场的变化曲线

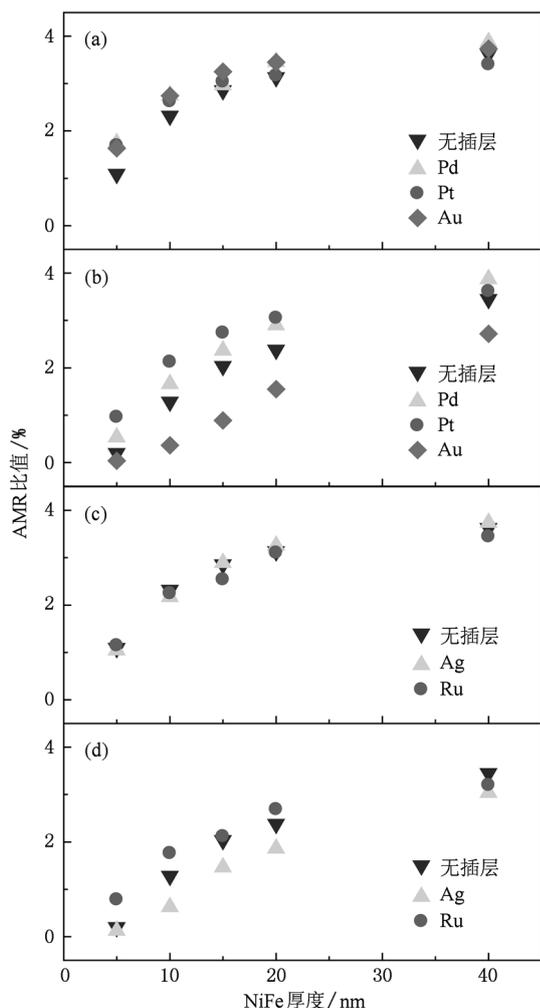


图2 不同界面插层 Ta/NiFe/Ta 薄膜的 AMR 比值随 NiFe 厚度变化 (a)Pd, Au, Pt 插层样品制备态; (b)Pd, Au, Pt 插层样品 350 °C 退火后; (c)Ag, Ru 插层样品制备态; (d)Ag, Ru 插层样品 350 °C 退火后

我们首先通过 X 射线衍射研究不同插层对 NiFe 层微结构的影响. 图 3 和图 4 分别为 NiFe 厚度为 15 nm 时不同插层样品的镜面反射衍射谱和掠入射面内衍射谱. 从图 3(a) 和 4(a) 可以看出, 相比于无插层样品, 制备态样品在插入 Au 层后 NiFe(111) 和(220) 的峰宽、峰强基本不变, 而插入 Pt, Pd, Ru 后, NiFe 的(111) 峰和(220) 峰略有展宽和变弱; 对于 Ag 插层, NiFe 的衍射峰则变得非常弱. 另外, 引入上述金属插层后, NiFe 的面内(220) 峰均稍稍向低角方向移动, 说明 NiFe 的面内晶格参数有所增加. 由于 Pt, Pd, Au, Ag 都属于面心立方(fcc) 结构, 晶格常数都大于 0.38 nm, 同属于 fcc 结构的 NiFe 的晶格常数较小(约为 0.355 nm), 而 Ru 属于六角密堆(hcp) 结构, 表面能极小的六角面较容易生长,

其面内格点间距(a_{Ru} 约为 0.27 nm) 较之 NiFe(111) 面的面内格点间距($\frac{\sqrt{2}}{2}a_{NiFe} = 0.25$ nm) 同样要大一些, 所以上述所有薄插层大都使 NiFe 薄膜受到一定的张应力作用使其(111) 面内晶格被拉伸, 不利于 NiFe 薄膜的理想(111) 生长.

以往的研究表明 NiFe 薄膜的晶粒大小直接影响着薄膜的 AMR 比值^[1]. 例如采用 NiFeCr 作为缓冲层材料时, NiFe 薄膜的晶粒变大, 增强了 AMR 效应^[15]. 在我们的实验中, 薄插层的引入使 NiFe 晶粒或多或少有所减小, 且不同插层对 NiFe 薄膜的影响有比较大的区别. 例如引入 Au 插层对 NiFe 薄膜的微结构影响较小, 但是引入 Ag 插层导致 NiFe 薄膜的织构显著变差. 无论如何, 制备态时 Pt, Pd, Au 插层对 NiFe 薄膜 AMR 性能的提高不可能来源于微结构的明显改善.

图 3(b) 和图 4(b) 是具有不同插层的 15 nm NiFe 薄膜在 350 °C 退火后的镜面反射衍射谱和掠入射面内衍射谱. 不同插层对 NiFe(111) 峰宽有不同的影响: Ag, Au 插层样品在退火后峰宽变大, 而其他插层样品在退火后峰变窄. 例如 Au 插层样品的峰宽在退火前是 0.705°, 退火后增大至 0.74°; Ru 插层样品的峰宽在退火前是 0.76°, 退火后变小至 0.73°. 根据 Scherrer 公式, 我们样品的垂直膜面方向晶粒大小超过 10 nm, 比膜厚略小. 退火过程中的峰宽变窄意味着 Ru, Pd, Pt 插层样品在退火过程中 NiFe 晶粒长大, 而 Ag 和 Au 插层样品峰宽变大则说明 NiFe 晶粒有所减小. 我们推测, 界面 Au 和 Ag 原子可能还包括 Ta 原子在退火过程中发生了比较严重的扩散^[19], 尤其是晶界扩散, 这一点在下面的讨论及磁测量中将进一步被证实.

Ta/NiFe/Ta 薄膜高温退火过程中通常伴随着 NiFe 晶粒长大和界面 Ta 扩散这两个过程. 从图 3 和图 4 中可以看到, 无插层的 Ta/NiFe/Ta 三层膜退火后由于 Ta 的界面扩散使 NiFe(111) 峰向高角方向移动, 而其面内(220) 峰则向低角方向移动(从 76.1° 移至 75°). 对于不同插层, 样品退火后 NiFe(111) 衍射峰位移动非常小, 但面内(220) 峰移动各不相同: Pd 和 Pt 插层情形(220) 峰向低角方向略微移动; Ru 插层样品则在退火前后(220) 峰位几乎不变; 而 Au 和 Ag 插层样品退火后(220) 峰位向低角方向移动显著, 达到和无插层样品的峰位相一致的程度. Pt, Pd, Ru 插层在退火过程中起到了稳定多层

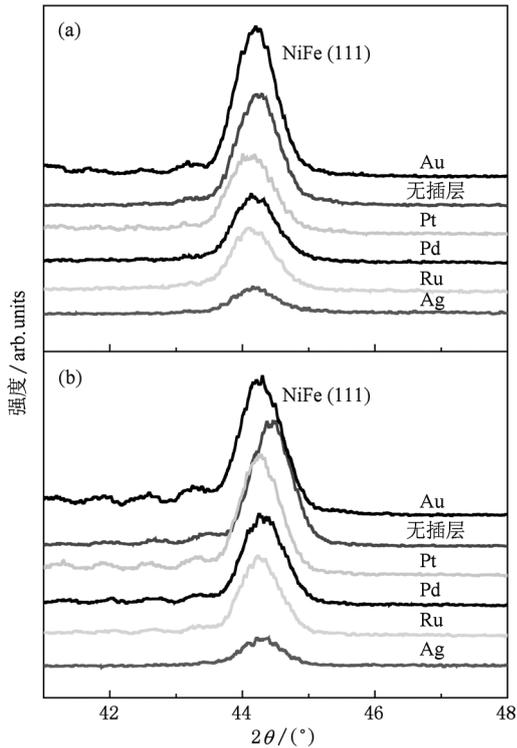


图3 Ru, Pd, Ag, Pt 和 Au 插层与无插层 Ta/NiFe(15 nm)/Ta 样品在制备态(a)和退火后(b)的镜面反射 X 射线衍射谱

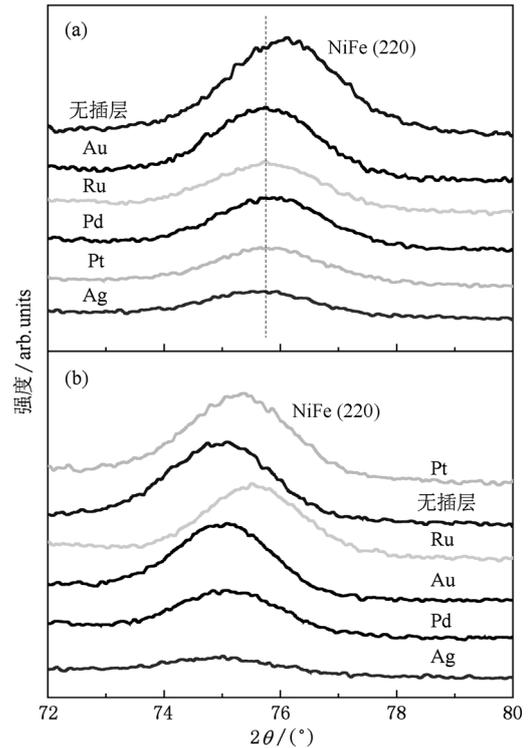


图4 Ru, Pd, Ag, Pt 和 Au 插层与无插层 Ta/NiFe(15 nm)/Ta 样品在制备态(a)和退火后(b)的掠入射面内 X 射线衍射谱

膜结构阻挡 Ta 扩散的作用, Ag 和 Au 原子(可能还包括 Ta 原子)在退火过程中发生了比较严重的扩散,这是退火后 Ag 和 Au 插层样品 AMR 显著降低的一个原因.

必须指出, Pt, Pd, Ru 插层样品退火后保持其优异软磁性, 矫顽力几乎没有变化, 易轴方向矫顽力保持为约 $100 \text{ A} \cdot \text{m}^{-1}$, 而 Au 和 Ag 插层样品退火后矫顽力大大增加. 图 5(a) 给出了 NiFe 薄膜厚度为 15 nm 时 Pd, Ag, Au 插层样品退火后在易轴方向的磁滞回线. 事实上, 制备态时 Au 和 Ag 插层样品的易轴矫顽力约 $104 \text{ A} \cdot \text{m}^{-1}$ 和 $144 \text{ A} \cdot \text{m}^{-1}$, 退火后分别为 $1952 \text{ A} \cdot \text{m}^{-1}$ 和 $376 \text{ A} \cdot \text{m}^{-1}$. 另外, 从图 5(a) 还可以看出, 退火后 Pd 插层样品在易轴方向的反磁化过程依然由畴壁位移主导, 表现出理想的矩形回线. 退火后的 Ru 和 Pt 插层样品亦与之类似. 然而, Au 和 Ag 插层样品需要较大的磁场才能饱和, 呈现磁畴转动磁化过程. 所有这一切都和退火过程中 Au 和 Ag 的扩散有关. 我们进一步用 VSM 的 ΔM 模式来了解退火后样品内部的晶粒间相互作用情况. 图 5(b) 给出了插层为 Ag 和 Au 时退火后的样品的 ΔM 曲线. 两个样品的 ΔM 值里都基本为负值, 且出现了负的尖峰, 表明样品晶粒之间的相互作用是静

磁相互作用, 也就是说可能有部分的 Ag 或 Au(可能还包括 Ta 原子)扩散到 NiFe 的晶界之中, 阻隔了直接交换相互作用, 改变了晶粒之间的相互作用类型. ΔM 曲线的测量结果间接地表明 Ag 和 Au 在退火过程中发生了比较显著的扩散.

严格来说, 材料间的扩散难易程度需用互扩散系数来表征, 但定性地, 材料扩散的难易程度和材料的表面能、熔点和原子半径有一定关联. 表 1 给出了这 Ru, Pd, Ag, Pt, Au 的熔点和室温下的表面能大小^[20]. Au 和 Ag 的熔点比较低, 表面能比较小, 在薄膜生长工艺中, 这类材料容易扩散经常用来作为表面活化剂辅助材料的生长^[21, 22], 在退火过程中它们比较容易扩散到 NiFe 薄膜中去. 而 Pt 和 Ru 的熔点很高, 表面能大, 表现出很强的温度稳定性, 在多层膜结构中起着阻挡扩散的作用. NiFe 薄膜中其他杂质元素的扩散通常会导致 AMR 效应的减弱^[17, 19, 23]. Pd 这种材料的熔点和表面能处于一个中间值, 高温 (350 °C) 退火会导致 Pd 一定程度的扩散, 可能会带来 AMR 比值的降低, 这和前面插层 Pd 在退完火后的 AMR 比值略低于 Pt 的结果一致.

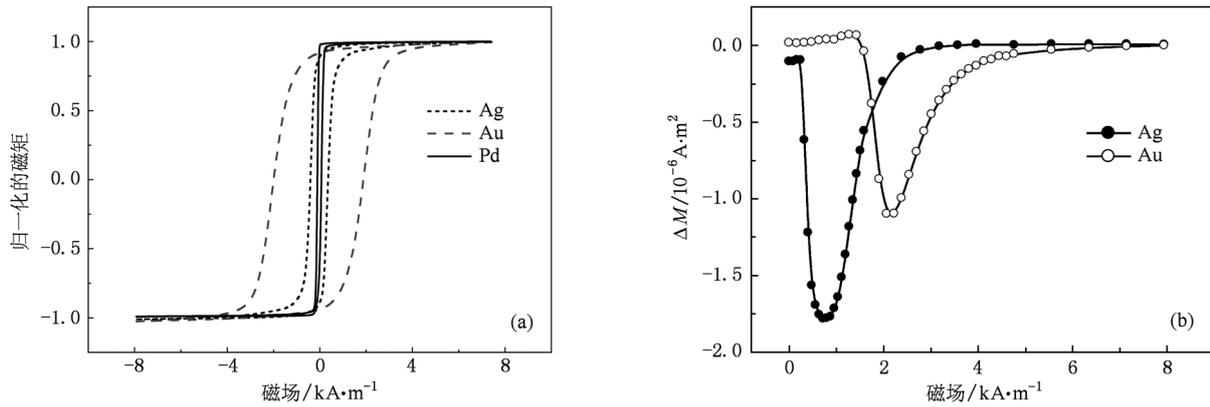


图5 (a)Pd, Au, Ag 插层样品退火后的磁滞回线; (b)Pd, Au, Ag 插层样品退火后的 ΔM 曲线. NiFe 层厚度均为 15 nm

表1 Ru, Pd, Ag, Pt, Au 插层材料的熔点和常温下的表面能^[20], 以及插入各种材料后样品在退火前后的死层厚度

| 材料 | 熔点/K | 常温时的表面能/ $J \cdot m^{-2}$ | 制备态死层厚度/nm | 退火后死层厚度/nm |
|-----|------|---------------------------|------------|------------|
| 无插层 | | | 1.65 | 2.44 |
| Ru | 2583 | 3.409 | 0.51 | 0.92 |
| Pd | 1825 | 2.043 | -0.02 | 0.56 |
| Ag | 1323 | 1.302 | 1.04 | 3.15 |
| Pt | 2045 | 2.691 | 0.32 | 0.57 |
| Au | 904 | 1.626 | 0.79 | 3.85 |

一般 Ta 和 NiFe 界面处都会形成磁性死层^[14, 16, 24, 25], 制备态的 Ta/NiFe/Ta 存在 1.5 nm 左右的磁性死层, 退火之后的死层厚度会进一步增加. 磁性死层会减小薄膜的有效厚度, 导致 AMR 比值的降低, 尤其是对于磁性层较薄的情形. 应当指出, 所有非磁插层都有一定的分流效应从而削弱 AMR 效应, 而由插层导致的 NiFe 晶粒变细亦可能使其 AMR 变小. 但是, 插层对 NiFe 界面磁性死层和界面扩散的抑制则将部分增强其 AMR 效应; 另外, 4d 和 5d 元素插层界面处增强的电子自旋-轨道散射可能增强 AMR 效应, 所有这些因素综合影响 NiFe 薄膜最终的 AMR 数值. 表 1 中列出了各种插层样品退火前后对应的死层厚度. 在无插层的时候, NiFe 薄膜在退火前后的死层厚度是 1.65 nm 和 2.44 nm, 这和报道的结果^[16]一致. 插入层为 Ag 时, 制备态样品磁性死层厚度为 1.04 nm, 是所有插层样品中表现死层厚度最大的材料, 可能由于 Ag 非常容易扩散, 加之插入层厚度很薄, 不易形成一个连续层; 制备态下 Ru, Pd, Pt, Au 插层对 NiFe 磁性死层的抑制则要有效得多, 尤其 Pd 和 Pt 插层. 从 AMR 随 NiFe 厚度的变化和制备态样品磁性死层的厚度来判断, 仅仅插层对 NiFe 界面

磁性死层的抑制单独无法解释 AMR 效应的不变和增强, 因此, Ru, Pd, Ag, Pt 和 Au 插层界面处无疑增强了电子自旋-轨道散射, 对 AMR 效应有重要贡献. 对于 Ag 插层制备态样品, 其界面处增强的电子自旋-轨道散射对 AMR 效应的贡献可能与死层、晶粒细化、分流效应等其他负面结果相抵消, 所以其 AMR 效应基本没有变化. Ag 和 Au 插层样品退火后死层厚度甚至超过了 3 nm, 由于强烈原子扩散, 相应的 AMR 效应因此大幅下降. 当在插入层是 Pd 和 Pt 时, 制备态样品的磁性死层基本抑制(实验误差以内), 界面处增强的电子自旋-轨道散射加之 NiFe 有效厚度的增加使其 AMR 效应增强较为明显; 退火后这些样品的磁性死层的厚度都小于 0.6 nm, 磁性死层仍得到较好的抑制, 所以其 AMR 效应的温度稳定性都较好. 需要指出的是, Ru 插层样品制备态的死层厚度并不算大, 但制备态 AMR 效应基本和无插层样品一致, 可能和 Ru 的特定电子结构相关, 其界面自旋-轨道散射并不如 Pd, Pt 和 Au 一样显著, 无论如何, Ru 插层对 Ta 的扩散阻挡作用, 提高系统 AMR 和相应磁性的温度稳定性, 值得肯定.

4. 结 论

在 Ta/NiFe/Ta 多层膜中引入 Ru, Pd, Ag, Au 等界面插层以尝试改善其 AMR 性能. 当引入 Au 和 Pd 插层时, NiFe 制备态薄膜由于增强的界面自旋-轨道散射和界面磁性死层的抑制, 其 AMR 比值大幅

增加. 不过, 由于 Au 原子表面能较小、熔点较低, 退火过程中发生严重扩散, Au 插层的 AMR 比值退火后大幅降低, 但 Pd 插层基本类似 Pt 插层的结果, 性能稳定, 能增大薄膜退火后的 AMR 比值. Ag 插层材料由于易扩散, 对 NiFe 薄膜 AMR 效应和温度稳定性没有改进; 而 Ru 插层结构稳定, 阻挡了多层膜的层间扩散, 样品的温度稳定性获得增强.

- [1] McGuire T R, Potter R I 1975 *IEEE Trans. Magn.* **11** 1018
- [2] Wu D, Wei P, Johnston-Halperin E, Awschalom D D, Shi J 2008 *Phys. Rev. B* **77** 125320
- [3] Rushforth A W, Výborný K, King C S, Edmonds K W, Champion R P, Foxon C T, Wunderlich J, Irvine A C, Vašek P, Novák V, Olejník K, Sinova J, Jungwirth T, Gallagher B L 2007 *Phys. Rev. Lett.* **99** 147207
- [4] Li P, Jiang E Y, Bai H L 2010 *Appl. Phys. Lett.* **96** 092502
- [5] Ramos R, Arora S K, Shvets I V 2008 *Phys. Rev. B* **78** 214402
- [6] Bibes M, Laukhin V, Valencia S, Martínez B, Fontcuberta J, Gorbenko O Y, Kaul A R, Martínez J L 2005 *J. Phys.: Condens. Matter* **17** 2733
- [7] Bibes M, Martínez B, Fontcuberta J, Trtik V, Ferrater C, Sánchez F, Varela M, Hiergeist R, Steenbeck K 2000 *J. Magn. Mater.* **211** 206
- [8] Tsunoda M, Komasaki Y, Kokado S, Isogami S, Chen C C, Takahashi M 2009 *Appl. Phys. Exp.* **2** 083001
- [9] Yau J B, Hong X, Posadas A, Ahn C H, Gao W, Altman E, Bason Y, Klein L, Sidorov M, Krivokapic Z 2007 *J. Appl. Phys.* **102** 103901
- [10] Li R W, Wang H, Wang X, Yu X Z, Matsui Y, Cheng Z H, Shen B G, Plummere E W, Zhang J 2008 *Proc. Natl. Acad. Sci. U. S. A.* **106** 14224
- [11] Egilmez M, Patterson R, Chow K H, Jung J 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 232506
- [12] Jiang H W, Wang A L, Zheng W 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 2338 (in Chinese) [姜宏伟、王艾玲、郑 鵬 2005 物理学报 **54** 2338]
- [13] Miller B H, Stojković B P, Dahlberg E D 1999 *Phys. Lett. A* **256** 294
- [14] Ingvarsson S, Xiao G, Parkin S S P, Gallagher W J 2002 *J. Magn. Mater.* **251** 202
- [15] Lin T, Mauri D, York B, Rice P M 2004 *Appl. Phys. Lett.* **84** 386
- [16] Kowalewski M, Butler W H, Moghadam N, Stock G M, Schulthess T C, Song K J, Thompson J R, Arrott A S, Zhu T, Drewes J, Katti R R, McClure M T, Escorcia O 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 5732
- [17] Miyazaki T, Ajima T 1989 *J. Magn. Mater.* **81** 91
- [18] Liu Y F, Cai J W, Sun L 2010 *Appl. Phys. Lett.* **96** 092509
- [19] Kitada M, Yamamoto H, Tsuchiya H 1984 *Thin Solid Films* **122** 173
- [20] Mezey L Z, Giber J 1982 *Jpn. J. Appl. Phys.* **21** 1569
- [21] Egelhoff W F, Chen P J, Powell C J, Stiles M D, McMichael R D, Lin C L, Sivertsen J M, Judy J H, Takano K, Berkowitz A E 1996 *J. Appl. Phys.* **80** 5183
- [22] Kitakami O, Shimada Y, Oikawa K, Daimon H, Fukamichi K 2001 *Appl. Phys. Lett.* **78** 1104
- [23] Nagura H, Saito K, Takanashi K, Fujimori H 2000 *J. Magn. Mater.* **212** 53
- [24] Yu G H, Zhao H C, Li M H, Zhu F W, Lai W Y 2002 *Appl. Phys. Lett.* **80** 455
- [25] Moghadam N Y, Stocks G M 2005 *Phys. Rev. B* **71** 134421

Effects of interfacial Ru, Pd, Ag, and Au insertion layers on the anisotropic magnetoresistance in Ta/NiFe/Ta trilayers^{*}

Xu Yong Cai Jian-Wang[†]

(Beijing National Laboratory for Condensed Matter Physics, Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

(Received 25 April 2011; revised manuscript received 4 May 2011)

Abstract

Ta/NiFe/Ta trilayers are commonly used in various commercial sensors based on anisotropic magnetoresistive (AMR) effect. Technologically it is desirable to reduce NiFe film thickness to diminish the demagnetization effect for the smaller and smaller devices. However, the AMR ratio of thin NiFe film decreases rapidly with film thickness decreasing when the NiFe film is thinner than 20 nm. Our previous work revealed that the AMR ratio and the thermal stability of Ta/NiFe/Ta trilayers can be significantly improved through interfacial Pt addition due to the enhanced interfacial spin-orbit scattering and the suppressed magnetic dead layers. In this paper, 4d and 5d elements including Ru, Pd, Ag and Au, are also introduced at the interfaces of Ta/NiFe/Ta films fabricated by DC magnetron sputtering. It is found that the insertion of interfacial Pd layers leads to an appreciable AMR enhancement in the as-sputtered state and after annealing. Insertion layers of Ag and Au with small surface energy and relatively low melting point suffer from thermal interdiffusion and seriously deteriorate the AMR of the annealed films, whereas Ru insertion layers exhibit improved thermal stability. The present results indicate that the AMR of Ta/NiFe/Ta films can be notably affected by the extremely thin interfacial insertion layers due to the changed interfacial spin-orbit scattering, magnetic dead layer and atomic interdiffusion.

Keywords: anisotropic magnetoresistance, interface effect, interdiffusion

PACS: 73.50.Jt, 75.47.-m

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 10874216, 50831002).

[†] Corresponding author. E-mail: jwcai@iphy.ac.cn