

双合成反铁磁结构及其对自旋阀 巨磁电阻效应的影响*

苏喜平 包 瑾 闫树科 徐晓光 姜 勇†

(北京科技大学材料物理与化学系, 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

(2007 年 6 月 29 日收到, 2007 年 9 月 4 日收到修改稿)

用直流磁控溅射方法制备了双合成反铁磁结构 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Ru}(x\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ru}(y\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})$ ($x = 0.45, 0.45, 1.00$; $y = 0.45, 1.00, 1.00$) 的系列样品, 并对样品的性能及其作为钉扎层对自旋阀巨磁电阻 (GMR) 效应的影响进行了研究. 结果表明, 双合成反铁磁结构比普通合成反铁磁结构 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Ru}(0.5\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})$ 具有更优越的性能, 并且双合成反铁磁结构作为钉扎层对自旋阀的 GMR 有很大提高.

关键词: 双合成反铁磁, 自旋阀, 巨磁电阻

PACC: 7560, 7570P

1. 引 言

1991 年 Dieny 等^[1]利用反铁磁层的交换耦合作用成功设计出铁磁层/隔离层/铁磁层/反铁磁层的自旋阀结构. 这种结构的材料被应用于高灵敏度传感器件和高密度存储技术中^[2,3]. 由于反铁磁材料存在热稳定性问题, 在实际应用中受到一定限制. 合成反铁磁结构^[4]是在两铁磁层之间插入隔层 Ru. 当 Ru 层厚度小于 1 nm 时, Ru 层两侧的铁磁层具有强烈的反铁磁耦合作用, 这种反铁磁耦合效应有效地提高了钉扎场, 明显减小隔离层的静磁耦合作用和减少被钉扎层的退磁场, 同时 Ru 层对原子扩散还有一定的抑制作用. 合成反铁磁结构具有很好的热稳定性, 并要求其中的铁磁层具有较高的饱和场、低矫顽力、低饱和磁化强度. 目前常用的合成反铁磁结构是 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ru}(0.5\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})$.

本文采用双合成反铁磁结构有效地提高了饱和场, 降低了饱和磁化强度, 并通过在不同温度下对其进行真空退火^[5], 发现双合成反铁磁结构具有很好的热稳定性, 并且双合成反铁磁结构作为钉扎层对自旋阀的巨磁电阻 (GMR) 效应有明显提高.

2. 实验方法

我们采用直流磁控溅射法在玻璃衬底上制备了三类样品(表 1). 第一类为合成反铁磁结构 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ru}(0.5\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})$ 称为样品 A. 第二类为双合成反铁磁结构 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Ru}(x\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ru}(y\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})$, 该结构共分为三组, 其中 x 和 y 分别为 $x = 0.45$ 和 $y = 0.45$, $x = 0.45$ 和 $y = 1$, $x = 1$ 和 $y = 1$, 分别称为样品 B、样品 C、样品 D. 第三类为自旋阀结构, 其中 $\text{Ta}(2\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Cu}(5\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Ta}(2\text{ nm})$ 称为样品 E, $\text{Ta}(3\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ru}(0.45\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Cu}(5\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ta}(3\text{ nm})$ 称为样品 F, $\text{Ta}(3\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Ru}(1\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ru}(1\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Cu}(5\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ta}(3\text{ nm})$ 称为样品 G, $\text{Ta}(3\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Ru}(0.45\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ru}(0.45\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Cu}(5\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ta}(3\text{ nm})$ 称为样品 H.

溅射设备为美国 AJA 公司生产的 ATC 1800-F

* 国家自然科学基金(批准号: 50571021, 90607020)北京市自然科学基金(批准号: 2063030)教育部科学技术研究计划重点项目(批准号: 107116)国家重点基础研究发展规划(批准号: 2007CB936202)和教育部新世纪优秀人才支持计划(批准号: NCET-20060420151)资助的课题.

† 通讯联系人, E-mail: yjiang@mater.ustb.edu.cn

型磁控溅射仪,溅射的本底真空均优于 2.5×10^{-5} Pa,溅射时的工作气体为氩气.

在真空度为 5×10^{-5} Pa 的条件下,对样品 A 退火 1 h,退火温度为 200 °C,对样品 D 分别在 100, 200, 300 °C 下退火 1 h.

样品的室温磁滞回线测量是在北京大学物理系

的 2900 型交流梯度磁强计上完成的,样品形状为正方形,尺寸为 3 mm × 3 mm,外加磁场范围为 -226—226 A/m,磁场平行于膜面.用标准四探针法测量室温下自旋阀的 GMR 曲线,样品尺寸为 22 mm × 22 mm,磁场和电流都沿膜面,且相互平行.

表 1 各样品的具体结构和成分

样品结构	样品编号	t_{Ta}/nm	$t_{\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}}/\text{nm}$	t_{Ru}/nm	$t_{\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}}/\text{nm}$	t_{Ru}/nm	$t_{\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}}/\text{nm}$	t_{Cu}/nm	$t_{\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}}/\text{nm}$	t_{Ta}/nm
合成反铁磁结构	A	—	3	0.50	5	—	—	—	—	—
双合成反铁磁结构	B	—	5	0.45	3	0.45	5	—	—	—
	C	—	5	0.45	3	1.00	5	—	—	—
	D	—	5	1.00	3	1.00	5	—	—	—
	E	2	—	—	—	—	3	5	5	2
自旋阀结构	F	3	3	0.45	5	—	—	5	3	3
	G	3	5	1.00	3	1.00	5	5	3	3
	H	3	5	0.45	3	0.45	5	5	3	3

3. 实验结果及讨论

图 1 为样品 A 在室温下测得的磁滞回线.正如文献 [6] 中指出,当 Ru 层厚度为 0.5 nm 时,合成反铁磁结构的样品 A 的饱和场 H_s 约为 168 A/m,矫顽力 H_c 为 0.89 A/m,饱和磁化强度 M_s 为 15.4 A/m,其中两铁磁层的反铁磁耦合作用最强.

图 2 为样品 B、样品 C 和样品 D 在室温下测量得到的磁滞回线.从图 2 可以看出,三个双合成反铁磁结构的样品的饱和磁场强度很接近,约为 196 A/m,但是样品 B 的饱和磁化强度最低,约为 9.6 A/m.这是因为当 Ru 层厚度为 0.45 nm 时,Ru 两侧的相邻铁磁层之间的反铁磁耦合作用最强,强烈的反铁磁耦合作用使得 Co/Ru 界面的磁矩倾斜,从而大大降低了饱和磁化强度.而当 Ru 层厚度为 1 nm 时,Ru 两侧的相邻铁磁层之间的反铁磁耦合作用很弱,对饱和磁化强度的影响很小.图 2 中样品 B 的三个铁磁层都受到反铁磁耦合作用的影响,因而饱和磁化强度最小.样品 C 中有一 Ru 层厚度为 1 nm,因此有两铁磁层受到反铁磁耦合作用影响,因而其饱和磁化强度比样品 B 略高,但差别不大.样品 D 中两 Ru 层厚度均为 1 nm,三铁磁层的反铁磁耦合作用很弱,受到反铁磁耦合作用影响很小,因此饱和磁化强度比样品 B 和样品 C 要高很多,且差别较大.比较图 1 和图 2 可以看出,双合成反铁磁结构样品 B 的饱

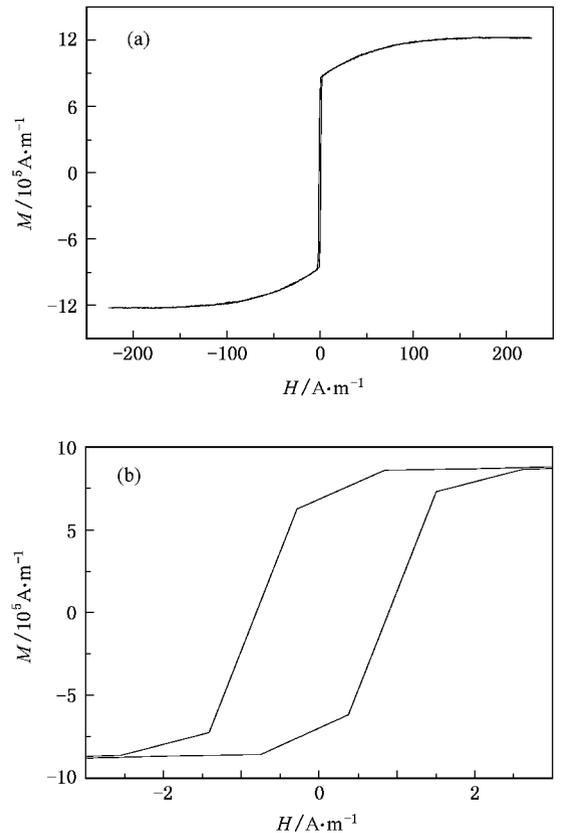


图 1 样品 A 在室温下测得的磁滞回线及局部放大 (a) $H = -226 \sim 226$ A/m, (b) $H = -3 \sim 3$ A/m

和磁化强度比样品 A 要低很多.这是因为双合成反铁磁结构增加了两个 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{Ru}$ 界面, $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{Ru}$ 界面

的自旋倾斜^[7],并且在界面处会形成 CoRu 合金,使铁磁层的有效厚度减小,形成磁死层,从而降低了饱和磁化强度.由此可知,样品 B 更适合作为合成反铁磁结构.

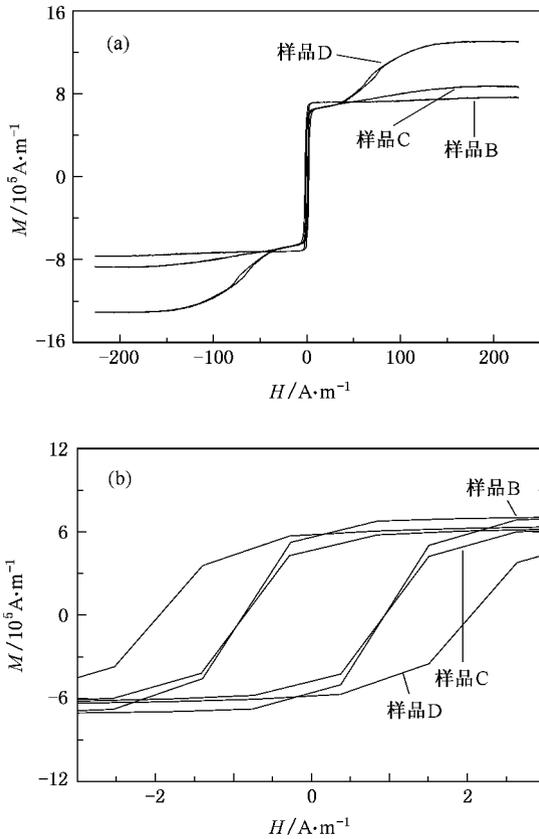


图2 样品 B、样品 C 和样品 D 在室温下测得的磁滞回线及局部放大 (a) $H = -226 \sim 226$ A/m, (b) $H = -3 \sim 3$ A/m

图3为样品 A 退火后和样品 D 退火前后在室温下测量得到的磁滞回线.为了进一步研究双合成

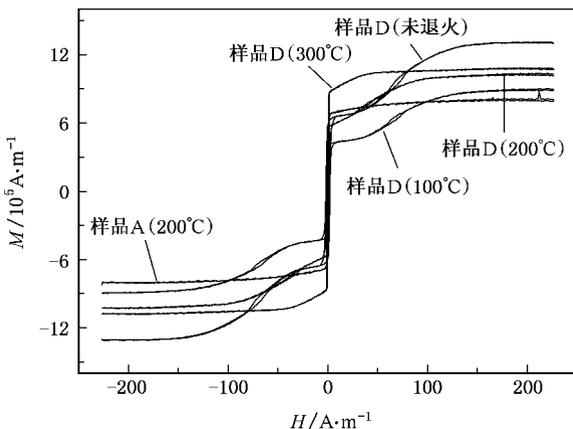


图3 样品 A 退火后和样品 D 退火前后在室温下测得的磁滞回线

反铁磁结构的热稳定性.我们将样品 A 和样品 D 在真空条件下退火 1 h,真空度为 5×10^{-5} Pa,样品 A 的退火温度为 200 °C,样品 D 的退火温度为 100, 200, 300 °C.从图 3 可以看出,样品 D 在 100 和 200 °C 退火之后仍能保持较高的饱和场 H_s ,饱和磁化强度 M_s 和矫顽力 H_c 均比退火前降低.样品的综合性能得到提高.这是因为对样品退火后,样品的微观结构会发生变化,使原来均匀的薄膜变得不均匀,在界面处 Co 与 Ru 相互扩散,在 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{Ru}$ 界面会形成 CoRu 合金,减少了磁性层的有效厚度,使 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 的铁磁性下降,从而降低了饱和磁化强度.当样品 D 在 300 °C 下退火时,虽然样品的饱和磁化强度 M_s 和矫顽力 H_c 都有所降低,但样品的结构被严重破坏,形成非连续膜,饱和场 H_s 大大降低了,样品的综合性能明显下降.从图 3 还可以看出,样品 A 在 200 °C 退火之后饱和场 H_s 下降了很多,因而样品的综合性能显著降低,而样品 D 在 200 °C 退火后仍然保持很好的综合性能,直到 300 °C 退火后其性能才开始下降.因此,双合成反铁磁结构比单合成反铁磁结构有更好的热稳定性.

GMR 一般定义为 $[R(H) - R(0)]/R(0)$,其中 $R(0)$ 和 $R(H)$ 分别为零场下和外加磁场为 H 时样品的电阻值.

图 4 和图 5 分别为样品 E 和样品 F 的 GMR 曲线.从图 4 可以看出,传统自旋阀结构的样品 E 的 GMR 值仅为 1.5%,而用合成反铁磁结构的样品 A 代替 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 作为钉扎层后,自旋阀结构的样品 F 的 GMR 值(图 5)提高了一倍,达到 3.0%,与合成反铁磁结构对电流垂直平面自旋阀 GMR 提高的效果类似^[8].这是因为根据 Campbell 和 Fer^[9]报道,在 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{Ru}$ 界面会形成 CoRu 合金,导致在

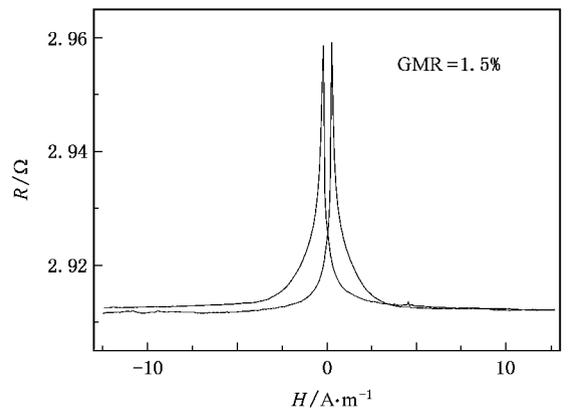


图4 样品 E 的 GMR 曲线

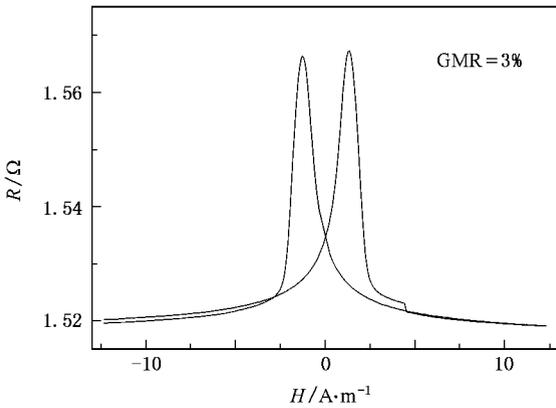


图5 样品 F 的 GMR 曲线

$\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{Ru}$ 界面的自旋各向异性增强,使界面处强烈散射主自旋,根据 Valet-Fert (VF)模型^[10],比 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{Cu}$ 界面的自旋散射要强很多^[8],从而提高了 GMR 效应.另外,合成反铁磁结构的样品 A 中两 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 层之间是强烈的反铁磁耦合作用,能消除隔离层的静磁耦合作用和减少被钉扎层的退磁场.

图 6 为样品 G 和样品 H 的 GMR 曲线.比较图 4、图 5 和图 6 可以发现,GMR 双峰的间距不同,这是因为 GMR 双峰对应的磁场是钉扎层中与 Cu 层相邻的 CoFe 层的翻转场.图 4 中样品的钉扎层只有一层 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$,因而翻转场很小,而图 5 和图 6 中样品的钉扎层为合成反铁磁结构,因为合成反铁磁结构中铁磁层之间是强烈的反铁磁耦合作用,与 Cu 层相邻的 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 层在合成反铁磁结构的作用下磁矩翻转的时间延迟,因而翻转场增大,所以合成反铁磁结构作为钉扎层的样品的 GMR 双峰的磁场间距变大.样品 G 和样品 H 的 GMR 值分别为 3.36% 和 3.5%.从图 6(b)可以看出,当两 Ru 层厚度均为 0.45 nm 时,该自旋阀的 GMR 值最高,达到 3.5%.这是因为此时 Ru 层两侧的 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 层之间的反铁磁耦合作用最强,界面散射更强,能够更好地减小隔离层的静磁耦合作用和减少被钉扎层的退磁场.比较样品 H 和样品 F 的 GMR 曲线可以看出,双合成反铁磁结构作为钉扎层比单合成反铁磁结构作为钉扎层的自旋阀 GMR 值有所提高.这是因为双合成反铁磁结构增加了两个 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{Ru}$ 界面,在 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{Ru}$ 界面 Ru 掺杂在 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 中,会在更大程度上提高主自

旋电子的自旋散射,导致 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{Ru}$ 界面的自旋各向异性增强,从而增强了界面散射,提高了 GMR 效应.由此可知,双合成反铁磁结构更适合作为钉扎层应用于自旋阀.

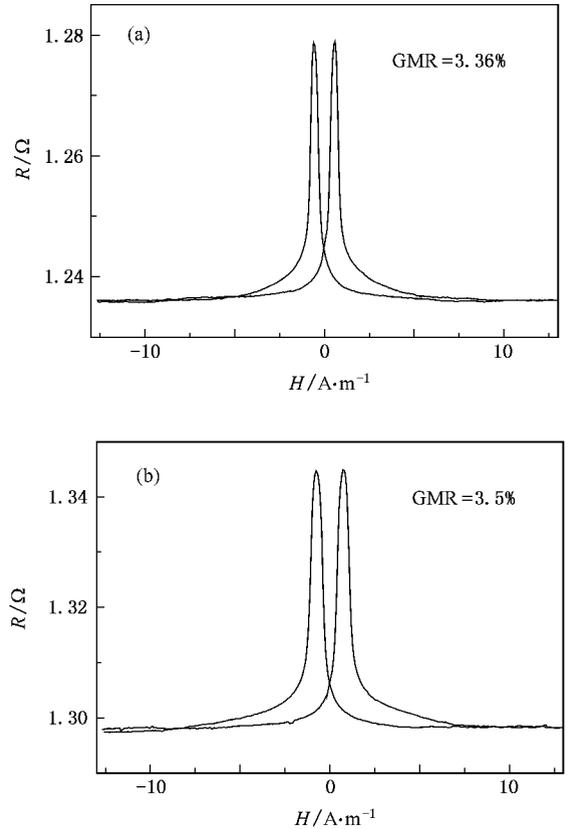


图6 样品 G 和样品 H 的 GMR 曲线 (a)样品 G 的 GMR 曲线, (b)样品 H 的 GMR 曲线

4. 结 论

我们系统地研究了合成反铁磁结构及其作为钉扎层对自旋阀 GMR 效应的影响.通过优化合成反铁磁结构,发现双合成反铁磁结构样品 B 具有较高的饱和场、较低的饱和磁化强度和矫顽力,具有强烈的反铁磁耦合作用,能够有效消除隔离层的静磁耦合作用和减少被钉扎层的退磁场.并且对样品 B 进行了退火处理,发现其具有很好的热稳定性.双合成反铁磁结构作为钉扎层的自旋阀的 GMR 值从传统自旋阀的 1.5% 提高到 3.5%.因此,双合成反铁磁结构的样品 B 比较适合作为钉扎层用于自旋阀中,具有很好的应用前景.



- [1] Dieny B , Speriosu V S , Parkin S S P , Gumev B A , Wilhoit D R , Mauri D 1991 *Phys. Rev. B* **43** 1297
- [2] Li M H , Yu G H , Jiang H W , Cai J W , Zhu F W 2001 *Acta Phys. Sin.* **50** 2230 (in Chinese) [李明华、于广华、姜宏伟、蔡建旺、朱逢吾 2001 物理学报 **50** 2230]
- [3] Lu Z Q , Chai C L , Lai W Y 2000 *Acta Phys. Sin.* **49** 328 (in Chinese) [卢正启、柴春林、赖武彦 2000 物理学报 **49** 328]
- [4] Cai J W 2006 *Prog. Phys.* **26** 180 (in Chinese) [蔡建旺 2006 物理学进展 **26** 180]
- [5] Chai C L , Teng J , Yu G H , Zhu F W , Lai W Y , Xiao J M 2002 *Acta Phys. Sin.* **51** 1846 (in Chinese) [柴春林、滕 蛟、于广华、朱逢吾、赖武彦、肖纪美 2002 物理学报 **51** 1846]
- [6] Inomata K , Nozaki T , Tezuka T , Sugimoto S 2002 *Appl. Phys. Lett.* **81** 310
- [7] De Gennes P G 1960 *Phys. Rev.* **118** 141
- [8] Jiang Y , Abe S , Nozaki T , Tezuka T , Inomata K 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 14
- [9] Campbell I A , Fert A 1982 *Ferromagnetic Materials* (Vol. 3) (Amsterdam : North Holland) p751
- [10] Valet T , Fert A 1993 *Phys. Rev. B* **48** 7099

Effect of dual-synthetic antiferromagnet structure on giant magnetoresistance in spin valves^{*}

Su Xi-Ping Bao Jin Yan Shu-Ke Xu Xiao-Guang Jiang Yong[†]

(State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials , Department of Materials Physics and Chemistry , University of Science and Technology Beijing , Beijing 100083 , China)

(Received 29 June 2007 ; revised manuscript received 4 September 2007)

Abstract

The properties of dual-synthetic antiferromagnet (DSAF) structure $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Ru}(x\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})/\text{Ru}(y\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})$ (in which $x = 0.45$ $y = 0.45$; $x = 0.45$ $y = 1$; $x = 1$, $y = 1$) were studied. The effect of DSAF structure on giant magnetoresistance (GMR) single spin-valve (SPV) structures was also studied. The study shows that the properties of DSAF are better than those of the conventional synthetic antiferromagnet $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5\text{ nm})/\text{Ru}(0.5\text{ nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(3\text{ nm})$. We demonstrated that the DSAF structure as a pinned layer dramatically enhances the GMR ratio in single SPV films at room temperature.

Keywords : dual-synthetic antiferromagnet , spin-valve , giant magnetoresistance

PACC : 7560 , 7570P

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 50571021 , 90607020) , the Natural Science Foundation of Beijing , China (Grant No. 2063030) , the Key Program of Science and Technology Research of Ministry of Education , China (Grant No. 107116) , the State Key Development Program for Basic Research of China (Grant No. 2007CB936202) and the Program for the New Century Excellent Talents in University of Ministry of Education , China (Grant No. NCET-20060420151) .

[†] Corresponding author. E-mail : yjiang@mater.ustb.edu.cn