

真空退火对 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜 微结构的影响*

徐 明 柴春林¹⁾ 罗光明 杨 涛¹⁾ 赖武彦¹⁾ 麦振洪

(中国科学院物理研究所与凝聚态物理中心, 北京 100080)

1)(中国科学院物理研究所磁学国家重点实验室, 北京 100080)

(1999 年 6 月 10 日收到; 1999 年 7 月 15 日收到修改稿)

用直流磁控溅射法在 Si(001) 衬底上制备了以 Ta 为缓冲层、含有 15 周期的 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (4 nm)/Cu(6 nm) 多层膜. 样品分别在 150, 250, 350 °C 进行了真空退火处理. 用低角和高角 X 射线衍射法研究了多层膜的微结构. 结果表明, 所有样品均有较好的 [111] 取向, 而且随退火温度或时间的增加, [111] 取向程度变得更高. 超晶格周期、平均面间距在退火后略有减小, 表明多层膜结构在退火后变得更为致密. 多层膜界面粗糙度随退火温度或时间的增加而增大, 平均相关长度随退火温度或时间的增加而减小, 分析认为这是由于 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 界面存在严重的互扩散所导致的. 模拟 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜高角 X 射线衍射谱, 发现在 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 界面有非常厚的混合层存在, 而且混合层厚度随退火温度或时间的增加而增大. 模拟结果还表明, 随退火温度或时间的增加, $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 层面间距几乎保持不变, Cu 层面间距则随退火温度的增加而略有减小.

PACC: 6110; 7570

1 引 言

自从 1988 年 Baibich 在 Fe/Cr 多层膜中发现巨磁电阻(GMR)效应以来, 各种铁磁性金属/非铁磁性金属组成的磁性多层膜系统已成为凝聚态物理和材料科学中的一个研究热点. 近年来, 以 NiFe 和 Cu 为主要材料的磁性多层膜系统由于其饱和磁场低、磁灵敏度低、材料简单而备受关注^[1,2], 人们对于其在磁记录读出磁头的可能应用寄予了很大希望. 迄今为止已有多篇文章报道了用离子束溅射或磁控溅射生长的 NiFe/Cu 多层膜的微结构和磁电性质^[3-5]. 无论是在离子束溅射还是磁控溅射生长的 NiFe/Cu 多层膜中, 均观察到了较高的 GMR 值, 且 GMR 值随 Cu 层厚度变化而出现明显的振荡行为, 进而还发现 NiFe/Cu 多层膜的 GMR 值强烈地依赖于多层膜的微结构, 如周期厚度、界面粗糙度、生长取向、晶粒尺度等. 例如, GMR 随 Cu 层厚度的振荡行为与 NiFe 和 Cu 的 (200) 取向密切相关, 并强烈地依赖于缓冲层厚度; 以 Fe, Cu, NiFe 为缓冲层, 磁控溅射生长的 NiFe/Cu 多层膜表现出较弱的 (111) 织构, GMR 随缓冲层厚度增加而单调减小^[6,7]; 生长

* 中国科学院“九五”基础研究重点项目(批准号: KJ-951-AL-401)资助的课题.

在 Ta 缓冲层的 NiFe/Cu 多层膜则表现出较强的(111)织构, GMR 随缓冲层厚度增加而增大, 而且适当的退火处理有利于 GMR 的提高^[8]. 对于 NiFe/Cu 自旋阀多层膜, 人们发现退火导致多层膜的界面互扩散加剧, GMR 减小^[9,10]. 既然缓冲层和退火处理对多层膜的 GMR 有如此显著的影响, 那么详细表征缓冲层和退火处理对 NiFe/Cu 多层膜微结构的影响很有必要. 本文将主要讨论退火处理对 NiFe/Cu 多层膜微结构的影响.

在各种表征多层膜微结构的实验技术中, X 射线衍射法是最常用的一种, 结合低角 X 射线衍射(LAXRD)和高角 X 射线衍射(HAXRD)可以得到较全面的结构信息. 本文利用常规的 X 射线粉末衍射法进行 HAXRD 测量. 由于 NiFe 和 Cu 的原子序数较接近, 用常规的 X 射线源不可能得到两个或两个以上的低角 Bragg 衍射峰, 因此利用同步辐射光源进行 LAXRD 测量. 此外, 考虑到 NiFe 和 Cu 的晶格常数非常接近, NiFe/Cu 多层膜的界面可能会存在严重的互扩散, 在样品制备中选择了较厚的 NiFe 或 Cu 层.

2 实验及分析方法

利用直流磁控溅射法在 Si(001)衬底上制备了以 Ta 为缓冲层的[Ni₈₀Fe₂₀/Cu]₁₅多层膜, 其中反应室本底真空度为 4×10^{-5} Pa, Ar 生长气压为 0.35 Pa, Ni₈₀Fe₂₀和 Cu 层的名义厚度分别为 4 和 6 nm, 缓冲层 Ta 的溅射时间为 60 s. 样品分别在真空度低于 10^{-3} Pa 的石英管中进行 150, 250, 350 ℃ 的退火处理. 在 D/Max-2400 全自动 X 射线衍射仪上进行了 HAXRD 测量, 扫描范围为 20°—100°. LAXRD 测量是在北京同步辐射中心 X 射线衍射站完成的, 入射光能量为 9.0334 keV. 为保证入射光的准直性, 添加了两个均为 0.4 mm 的狭缝.

对于结晶性较好而且周期数不太大的多层膜, 可以用动力学方法计算其界面粗糙度(通常用均方根(RMS)粗糙度来表征). 粗糙界面(h)相对于平均界面($h=0$)的分布可以描述为

$$P(h) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} \exp\left(-\frac{h^2}{2\sigma^2}\right). \quad (1)$$

于是第 i 级 Bragg 衍射峰的反射率可以表示为

$$\frac{I_i}{I_0} = R_{0i} \exp\left[-\frac{(4\pi\sigma \sin \theta_i)^2}{\lambda^2}\right], \quad (2)$$

式中 R_{0i} , I_i , θ_i 和 σ 分别为理论反射率、测量峰强度、第 i 级 Bragg 衍射角和 RMS 粗糙度. 由方程(2)可以求出 RMS 粗糙度的表达式为^[11]

$$\sigma^2 = \left[\left(\frac{4\pi}{\lambda}\right)^2 (\sin^2 \theta_{i+1} - \sin^2 \theta_i)\right]^{-1} \ln\left(\frac{I_i R_{0i+1}}{I_{i+1} R_{0i}}\right). \quad (3)$$

计算出 R_{0i} 和 R_{0i+1} , 结合测得的 θ_i , θ_{i+1} , I_i 和 I_{i+1} , 可以确定多层膜界面粗糙度 σ .

当然, 低角 X 射线反射率也可由矩阵法计算得到. 发生在多层膜界面的反射率由下式给出:

$$r_i = \frac{\sin \theta_1 - n_2 \sin \theta_2}{\sin \theta_1 + n_2 \sin \theta_2}, \quad (4)$$

式中 θ_1 和 θ_2 分别为入射角和反射角, n_2 为薄膜的折射率. 由矩阵法计算出 X 射线反射率, 模拟 LAXRD 曲线, 可以准确地分析出多层膜层厚和界面粗糙度.

理论上, $[A/B]_n$ 型多层膜的 HAXRD 强度可以描述为^[12]

$$I(\theta) = CP(\theta)L(\theta)G(\theta)|F(\theta)|^2, \quad (5)$$

式中 $P(\theta) = 1 + \cos^2(2\theta)/2$ 为极化因子, $L(\theta) = 1/\sin(2\theta)$ 为洛伦兹因子, $G(\theta) = 1/\sin\theta$ 为几何因子, $F(\theta)$ 为 X 射线结构因子, C 为常数. 根据线性界面模型^[13], 诸如面间距、原子散射因子、德拜-瓦伦因子、原子面密度在界面处是线性变化的, 于是, 由一维光学模型, 可以得到 $[A/B]_n$ 型多层膜的总结构因子为

$$F = \{F_A + F_{A/B} \exp[iq_z(N_A - 1)d_A] + F_B \exp[iq_z(N_A d_A + N_{A/B}d + d_B - d_A)] + F_{B/A} \exp[iq_z(N_A d_A + N_{B/A}d + N_B d_B - d_A)]\} \frac{1 - \exp[iq_z N \Lambda]}{1 - \exp[iq_z \Lambda]}, \quad (6)$$

式中 $q_z = 4\pi \sin\theta/\lambda$ 为垂直方向的 X 射线矢量, N_A 和 N_B 分别为 A 层和 B 层的原子面数, d_A 和 d_B 分别为 A 层和 B 层的原子面间距, $d = (d_A + d_B)/2$, $\Lambda = N_A d_A + N_{A/B}d + N_B d_B + N_{B/A}d$, F_A , F_B , $F_{A/B}$ 和 $F_{B/A}$ 分别为 A 层、B 层、线性界面 A/B 和 B/A 的结构因子. 拟合 HAXRD 谱的形状和强度, 能够分析出多层膜的原子面间距、各层的原子面数、界面混合层数等结构参数.

3 结果与讨论

3.1 LAXRD 结果与讨论

正如引言中所指出的那样, 由于 Ni, Fe, Cu 在元素周期表中靠得很近, 导致 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 和 Cu 的 X 射线散射因子差别很小. 为了得到更多的 Bragg 峰和更高的衍射强度, 必须将入射 X 射线的能量调到 Ni 或 Cu 的吸收边附近, 使 X 射线散射因子差别增大. 本文将入射 X 射线的能量调到 Cu 的吸收边附近 (9.0334 keV). 图 1 给出 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的 LAXRD 结果. 可以看出每条谱线中几乎都有三个 Bragg 峰, 表明生长在 Ta 缓冲层上的 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜具有良好的周期结构. 随退火温度或时间的增加, 第二级和第三级峰向高角方向略有移动, 表明多层膜的周期略有减小. 由 LAXRD 谱中的 Bragg 峰, 可以用修正 Bragg 公式确定多层膜的周期. 表 1 列出多层膜的周期, 正如预期的那样, 随退火温度或时间的增加, 多层膜的周期略有减小.

利用(2)式计算了 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜界面的 RMS 粗糙度, 结果列于表 1. 从表 1 可以明显看出, 界面粗糙度随退火温度或时间的增加而增大. 通过模拟 LAXRD 谱(图 1(b)), 给出了其中一条 LAXRD 模拟曲线, 得到了 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜界面的 RMS 粗糙度(结果列于表 1 括号内), 与计算结果基本一致. 与 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Mo}$ 多层膜相比^[14], 可以看到 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜界面的 RMS 粗糙度要大得多. 为解释这一现象, 计算了 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜在 250 °C 的界面互扩散系数. 多层膜界面互扩散系数可以由下式求得^[15]:

$$\frac{d \ln I(t)}{dt} = -\frac{8\pi^2}{\lambda^2} D(t), \quad (7)$$

式中 $I(t)$ 为第一级衍射峰强度, t 为退火时间, λ 为 X 射线入射波长. 根据图 1(c) 的 X 射线衍射强度, 计算得到 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜在 $250\text{ }^\circ\text{C}$ 的界面互扩散系数为 $1.29 \times 10^{-23}\text{ m}^2/\text{s}$, 比 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Mo}$ 多层膜至少高出一个数量级. 由此可见, 粗糙的 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 界面与

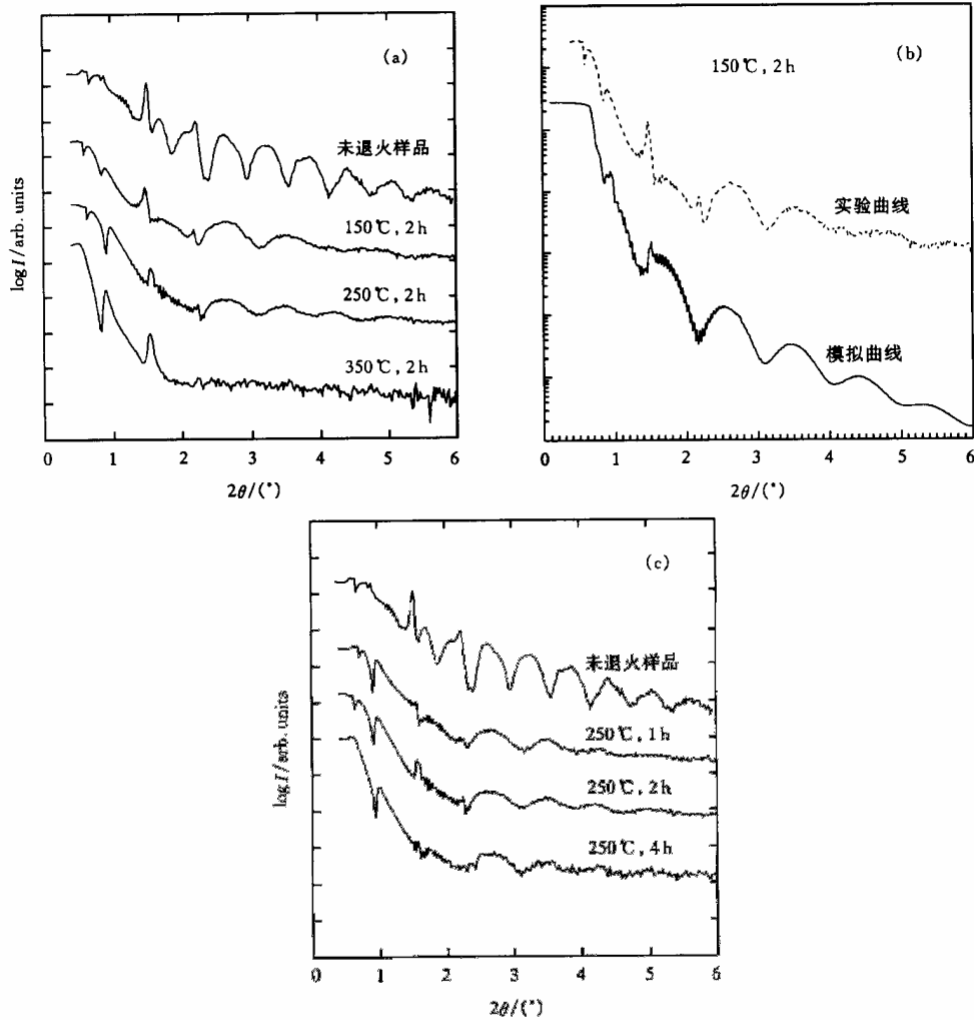


图 1 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的 LAXRD 结果

表 1 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的结构参数

退火条件	Δ/nm	σ/nm	$I_{200}/I_{(11)}$	L/nm	$d_{\text{NiFe}}/\text{nm}$	d_{Cu}/nm	$t_{\text{NiFe}/\text{Cu}}/\text{nm}$	$t_{\text{Cu}/\text{NiFe}}/\text{nm}$	γ
未退火	11.30	1.04(7)	0.0277	30.16	0.2050	0.2095	1.66	1.66	0.159
150 $^\circ\text{C}$, 2 h	11.34	1.12(11)	0.0220	30.23	0.2048	0.2091	2.07	2.07	0.122
250 $^\circ\text{C}$, 1 h	11.22	1.35(13)	0.0192	28.08	0.2050	0.2089	1.66	1.66	0.113
250 $^\circ\text{C}$, 2 h	11.23	1.38(14)	0.0234	28.09	0.2050	0.2089	2.48	2.48	0.118
250 $^\circ\text{C}$, 4 h	10.81	1.67(17)	0.0035	27.91	0.2050	0.2089	2.48	2.48	0.102
350 $^\circ\text{C}$, 2 h	11.02	1.43(15)	0.0144	26.15	0.2047	0.2082	3.35	3.35	0.089

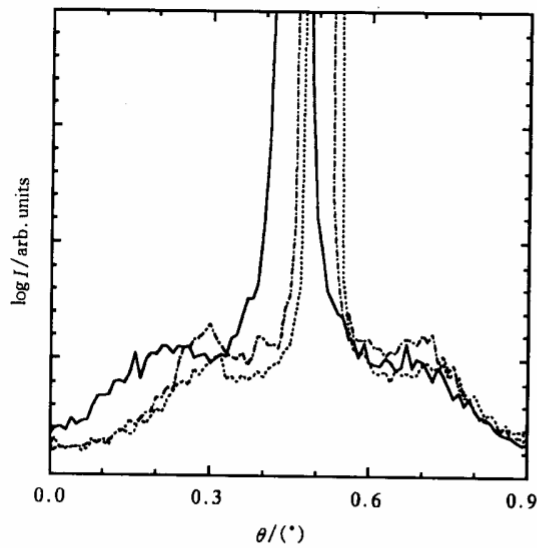


图2 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜在第一级 Bragg 衍射峰附近的横扫描结果 —— 为未退火样品, - - - 为 250 °C 退火 1 h 的样品, ····· 为 250 °C 退火 4 h 的样品

是沿着[111]方向择优生长的. I_{200}/I_{111} 随退火温度或时间的增加而减小, 说明[111]取向程度变得更高. 根据 Stearns 等人的经验规则, 薄膜应该沿着具有最大原子面密度的方向生长. 对 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 或 Cu 薄膜, (111) 面具有最大原子面密度, 所以多层膜沿着[111]方向择优生长, [111]取向程度随退火温度或时间的增加而增大.

由 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的 (111) 峰, 计算了多层膜的平均面间距 \bar{d} (表 1). 注意到多层膜的平均面间距随退火温度的增加从 0.20805 nm 减小到 0.20724 nm, 与低温下 $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu}$ 多层膜平均晶格常数的变化截然相反^[16]. 一种可能的解释是, 在低温下 NiFe 层的热膨胀是影响多层膜微结构的主要原因, 故多层膜平均晶格常数随温度升高而增大; 高温退火使多层膜因膜中应力释放而变得更加致密, 因而多层膜的平均面间距减小.

较高的界面互扩散有关.

图 2 为第一级 Bragg 衍射峰附近的横扫描结果. 从图 2 可以看出, $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的漫散射强度很小, 而且在退火前后基本上保持不变, 表明多层膜的垂直相关粗糙度较小, 而且几乎不受退火的影响, 这进一步证实了 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的界面粗糙度主要是由界面互扩散导致的.

3.2 HAXRD 结果与讨论

图 3 为 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的 HAXRD 谱. 在 43.5° 和 95.7° 左右有两个较为明显的衍射峰, 分别对应于多层膜的 (111) 和 (222) 峰. 在 50.5° 左右有一个非常弱的峰, 对应于多层膜的 (200) 峰. (200) 峰与 (111) 峰的强度比 I_{200}/I_{111} (见表 1) 非常小, 表明多层膜

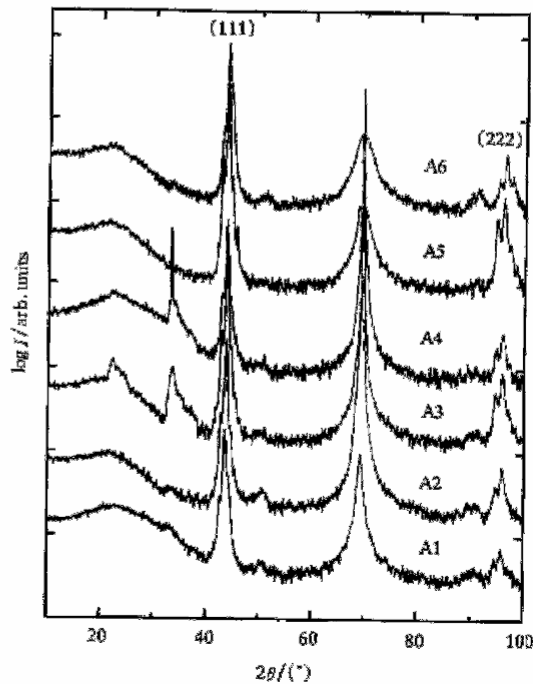


图3 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的 HAXRD 结果

根据超晶格的主衍射峰,还能够进一步确定多层膜的平均相关长度.假定衍射谱线是洛伦兹型的,可以认为衍射峰的宽化是由多层膜中的晶粒和应变引起的.于是多层膜的平均相关长度 L_M 可由下式求得^[17]:

$$L_M = M\Lambda / (1 + M\Lambda\Gamma \cos \theta / \lambda), \quad (8)$$

式中 M 为周期数, Λ 为超晶格的周期, Γ 为主(111)峰的半峰宽, $\cos \theta \approx [1 - (\lambda/2\bar{d})^2]^{1/2}$, λ 为 X 射线波长, \bar{d} 为多层膜的平均面间距.计算得到 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的平均相关长度约为 26—30 nm.多层膜的平均相关长度随退火温度升高而减小,随退火时间的增加变化不大.多层膜的平均相关长度明显大于各子层的厚度,表明在 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜中可能存在柱晶生长.

在 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的 HAXRD 谱中,均能见到 -1 级(111)卫星峰.我们知道,如果多层膜界面处成分变化是陡峭的,则 HAXRD 谱中卫星峰强度较高.因此可以用卫星峰与主峰的相对强度 γ 来表征界面粗糙程度^[18].

$$\gamma = (I_{\text{sat}} - I_{\text{back}}) / (I_{111} - I_{\text{back}}), \quad (9)$$

式中 I_{sat} 为 -1 级卫星峰强度, I_{111} 为零级衍射峰强度, I_{back} 为 X 射线衍射的本底强度.表 1 列出了 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的 γ 值.非常小的 γ 值表明在 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 和 Cu 界面有较高的粗糙度. γ 值随退火温度或时间的增加而减小,说明界面粗糙度在增大,这与 LAXRD 的结果一致.

3.3 HAXRD 的计算模拟结果

图 4 实线是根据线性界面模型,计算模拟 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜 HAXRD 谱的结果.模拟程序如下:首先由体材料[111]取向的面间距估计出各层的原子面数,使主峰和第一级卫星峰与测量峰位大致对齐,然后微调原子面间距和原子面数,使主峰和第一级卫星峰与测量峰位对齐,最后通过增加界面层原子面数以降低卫星峰的强度.这样就得到了 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜 HAXRD 谱的计算模拟结果.表 1 列出计算模拟所用的结构参数,如 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 和 Cu 层的原子面间距 d_{NiFe} , d_{Cu} ; $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$, Cu 层和界面层 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$, $\text{Cu}/\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 的原子面数 N_{NiFe} , N_{Cu} , $N_{\text{NiFe}/\text{Cu}}$ 和 $N_{\text{Cu}/\text{NiFe}}$. $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 层的面间距 d_{NiFe} 约为 0.205 nm, Cu 层的面间距 d_{Cu} 约为 0.2082—0.2095 nm,进一步证实了 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 和 Cu 层确实是沿着[111]方向择优生长的.随着退火温度或时间的增加, $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 层的面间距几乎保持不变,而

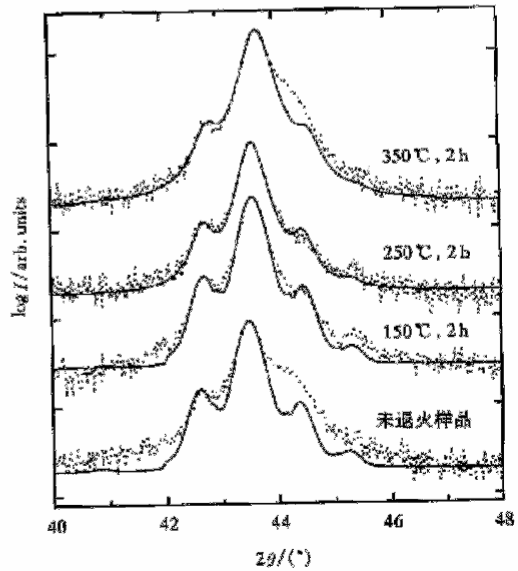


图 4 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜的 HAXRD 计算结果
—为模拟结果,为实验曲线

Cu 层的层间距则略有减小. 由计算模拟还发现, 在 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 界面有非常厚的混合层存在, 而且混合层厚度 ($t_{\text{NiFe/Cu}}$ 和 $t_{\text{Cu/NiFe}}$) 随退火温度或时间的增加而增大. 这是由于一方面 Ni(Fe) 晶粒的晶界能够提供一条高扩散途径^[15], 另一方面 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 和 Cu 的结构相同, 晶格常数非常接近, 因此它们所形成的多层膜界面可能具有较低的激活能, 从而为界面的高速互扩散提供了可能性.

比较由计算模拟所得到的混合层厚度与由 LAXRD 所确定的界面粗糙度, 注意到前者比后者要大得多. 这可能是由于 LAXRD 的 Bragg 衍射峰强度的降低并不完全决定于界面混合程度, 但是界面互扩散所导致的界面粗糙化肯定会使 LAXRD 的 Bragg 衍射峰强度降低^[19], 由此推测在 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 界面混合层中可能还存在有序合金相. 进一步的工作正在进行中.

4 结 论

用 LAXRD 和 HAXRD 法研究了直流磁控溅射法生长的 $[\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}]_{15}$ 多层膜的微结构. 结果表明, 多层膜界面粗糙度随退火温度或时间的增加而增大, 超晶格周期、平均层间距、平均相关长度在退火后略有减小. HAXRD 结果还表明, 所有样品均有较好的 [111] 取向, 而且随退火温度或时间的增加, [111] 取向程度变得更高. 模拟 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 多层膜 HAXRD 谱发现, 随退火温度或时间的增加, $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 层面间距几乎保持不变, Cu 层面间距则随退火温度的增加而略有减小. 本文还揭示了在 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ 界面有非常厚的混合层存在, 而且混合层厚度随退火温度或时间的增加而增大.

感谢宁太山老师在 HAXRD 测试方面的帮助以及北京同步辐射中心吴忠华、王德武老师在 LAXRD 测量中所提供的帮助.

- [1] B. Dieny, V. S. Spericosu, S. S. P. Parkin *et al.*, *Phys. Rev.*, **B43**(1991), 1297.
- [2] W. Tang, C. Gerhardt, J. Heise *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **80**(1996), 2327.
- [3] R. Nakatani, T. Dei, T. Kobayashi *et al.*, *IEEE Trans. Magn.*, **28**(1992), 2668.
- [4] S. S. P. Parkin, *Appl. Phys. Lett.*, **60**(1992), 512.
- [5] M. Sato, S. Ishio, T. Miyazaki, *IEEE Trans. J. Magn. Jpn.*, **9**(1994), 44.
- [6] R. Nakatani, T. Dei, Y. Sugita, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **31**(1992), L1417.
- [7] T. Dei, R. Nakatani, Y. Sugita, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **32**(1993), 1097.
- [8] A. M. Zeltser, N. Smith, *J. Appl. Phys.*, **79**(1996), 9224.
- [9] T. C. Huang, J. P. Nozières, V. S. Spericosu *et al.*, *Appl. Phys. Lett.*, **62**(1993), 1478.
- [10] V. S. Spericosu, J. P. Nozières, B. A. Gurney *et al.*, *Phys. Rev.*, **B47**(1993), 11579.
- [11] H. Ueda, O. Kitakami, Y. Shimada *et al.*, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **33**(1994), 6173.
- [12] Y. S. Gu, W. P. Cai, Z. H. Mai *et al.*, *Phys. Rev.*, **B50**(1994), 6119.
- [13] M. B. Stearns, C. H. Lee, T. L. Groy, *Phys. Rev.*, **B40**(1989), 8256.
- [14] G. M. Luo, M. L. Yan, Z. H. Mai *et al.*, *Phys. Rev.*, **B56**(1997), 3290.
- [15] X. Y. Zhang, Y. F. Xu, M. L. Yan *et al.*, *J. Magn. Magn. Mater.*, **187**(1998), 12.
- [16] W. Tang, C. Gerhardt, J. Heise *et al.*, *J. Magn. Magn. Mater.*, **191**(1999), 45.
- [17] M. B. Stearns, *Phys. Rev.*, **B38**(1988), 8109.

- [18] H. Kano, K. Kagawa, A. Suzuki *et al.*, *Appl. Phys. Lett.*, **63**(1993), 2839.
[19] Y. Huai, R. W. Cochrane, M. Sutton, *Phys. Rev.*, **B48**(1993), 2568.

EFFECT OF ANNEALING ON MICROSTRUCTURE OF $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}$ MULTILAYERS*

XU MING CHAI CHUN-LIN^{a)} LUO GUANG-MING
YANG TAO^{a)} LAI WU-YAN^{a)} MAI ZHEN-HONG

(*Institute of Physics and Center for Condensed Matter Physics,
Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080*)

a)(*State Key Laboratory of Magnetism, Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080*)

(Received 10 June 1999; revised manuscript received 15 July 1999)

ABSTRACT

$[\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}]_{15}$ multilayers were fabricated by dc-magnetron sputtering and annealed at 150, 250 and 350 °C, respectively. The structures were investigated by low-angle and high-angle X-ray diffraction. It was found that, as the annealing temperature increases, the [111] preferred orientation of superlattices is improved slightly, while the superlattice period, interplane distance, average multilayer coherence length decrease. The interfacial roughness increases with the increase of annealing temperature and/or annealing time, this can be attributed to the interfacial interdiffusion. A significantly intermixing layer located in the interlayer region between the $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ and Cu sublayers has been revealed by simulation of high-angle X-ray diffraction, and its thickness increases as the annealing temperature or annealing time increases. The simulation results furthermore showed that the interplane distances of the $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ layer keeps constant, and that the Cu layer decreases slightly as the annealing temperature increases.

PACC: 6110; 7570

* Project supported by the Science Foundation for Great Significant Items in the Ninth "Five-Year-Plan" from Chinese Academy of Sciences (Grant No. KJ-951-AL-401).