

## МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ

**Плотность записи информации в магнитных накопителях непрерывно растет. В 2000 году фирма IBM выпустила накопитель на магнитном носителе с многослойным рабочим покрытием с коэрцитивной силой около 4500 Э. Поверхностная плотность записи такого носителя равна 103 Гбайт/дюйм<sup>2</sup>. Для ее воспроизведения относительное магнетосопротивление чувствительного элемента многослойного магниторезистивного преобразователя должно составлять 15–30%. Что же необходимо для формирования высокочувствительного элемента, пригодного для считывания информации со столь высокой плотностью записи?**

Существенное влияние на уровень и форму выходного сигнала, а также на его частотную характеристику оказывают анизотропные магнитные свойства составных элементов многослойного тонкопленочного преобразователя. Чувствительные элементы таких преобразователей, прежде всего предназначенных для воспроизведения информации, все чаще изготавливаются на магниторезистивных материалах [1–8]. Высокую чувствительность магниторезистивного элемента может обеспечить чрезвычайно тонкий (толщиной не более 0,7 нм) туннелируемый диэлектрический слой (оксид алюминия), заключенный между магнитными слоями. В некоторых модификациях магниторезистивных преобразователей для воспроизведения информации с высокой плотностью записи в чувствительный элемент вводят антиферромагнитный слой NiMn с высокой критической температурой, благодаря чему достигается стабильность обменного взаимодействия при наличии спин-вентильного перехода. Для исследования анизотропных магнитных свойств составных элементов был изготовлен комбинированный преобразователь на базе многослойного элемента с NiMn-вентильным переходом, состоящего из пленок Ta (толщиной 3 нм)/NiFe (8 нм)/CoFe (1 нм)/Cu (2,5 нм)/CoFe (4 нм)/NiMn (20 нм)/Ta (3 нм) и чувствительного элемента для определения в них поля анизотропии [2].

Измерения влияния отжига в вакууме около  $6,5 \cdot 10^{-4}$  Па при напряженности внешнего магнитного поля 500 Э и температуре 25°C показали, что при увеличении длительности термического отжига с 0 до 17 ч поле анизотропии изменялось от +18 до -15 Э. Для NiFe-магнитных элементов его значение не зависит от длительности отжига и при-

мерно равно нулю. Относительное магнетосопротивление многослойного образца, составляющее примерно 3 %, после термической обработки уменьшалось до 2%. По-видимому, это объясняется нарушением ориентации намагниченности в анизотропных слоях, что и приводит к уменьшению относительного магнетосопротивления. Измеренная зависимость воспроизведения комбинированного преобразователя с NiMn-вентильным переходом в интервале задающего тока 4–6 мА близка к линейной. Уровень выходного сигнала изменялся приблизительно в интервале от -400 до +800 мкВ, причем наблюдались симметричные импульсы сигнала воспроизведения и высокая стабильность его формы, что весьма важно при считывании информации с высокой плотностью записи.

Исследовались также магнеторезистивные и электрические свойства тонкопленочных образцов с гранулированной структурой, нанесенных на стеклянные подложки ионно-плазменным способом в смеси газов аргона и кислорода с применением мишени в виде сплава Co(72%)Al(28%). Образцы состава Co(46%)Al(19%)O(35%) имели зернистую структуру с зернами нанометровых размеров. С целью изучения влияния термообработки на их свойства [7,8] образцы отжигались при температуре 300°C в течение 1; 6 и 38 ч. По мере увеличения длительности отжига границы зерен размывались, одновременно на самих зернах наблюдалась мелкодисперсная структура.

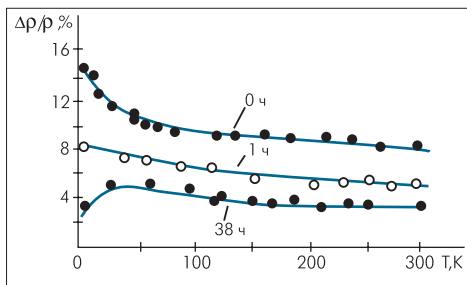
Изучение температурных характеристик показало, что удельное электрическое сопротивление  $\rho$  полученных таким способом образцов с нагревом монотонно уменьшается, причем чем продолжительнее отжиг, тем менее ощутимо изменение  $\rho$ . Например, значение  $\rho$  образцов CoAlO, отожженных в течение 1 ч при нагреве от 0 до 290 К, уменьшалось с  $\sim 10^8$  до  $2 \cdot 10^5$  мкОм·см, а образцов, отожженных в течение 38 ч в том же интервале температур, – с  $\sim 2 \cdot 10^6$  до  $2 \cdot 10^5$  мкОм·см. Значение относительного магнетосопротивления  $\Delta\rho/\rho$  тонкопленочных образцов CoAlO также зависит от длительности отжига и температуры (рис.1). Наибольшее значение  $\Delta\rho/\rho$  имеют неотожженные образцы, причем с увеличением температуры с 4 до 290 К оно монотонно уменьшается примерно с 14,2 до 8%. Для образцов, отожженных в течение 1 ч,  $\Delta\rho/\rho$  в том же интервале температур уменьшается с 8 до 6%; для образцов, отожженных в течение 38 ч, на начальном участке температурной зависимости (4 – 30 К)  $\Delta\rho/\rho$  возрастает с 2,4 до 5%, а при дальнейшем повышении температуры постепен-

### Представляем автора статьи

**КАРПЕНКОВ Степан Харланович**, доктор технических наук, профессор, академик Российской академии естественных наук. Лауреат Государственной премии и премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники. Заслуженный деятель науки Российской Федерации. Сфера научных интересов – материалы магнитных накопителей и преобразователей.

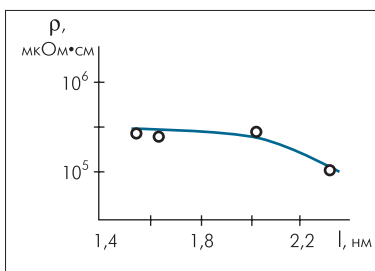
С.Карпенков

но уменьшается до ~3,5%. Можно предположить, что с увеличением длительности отжига происходит ослабление туннельного эффекта



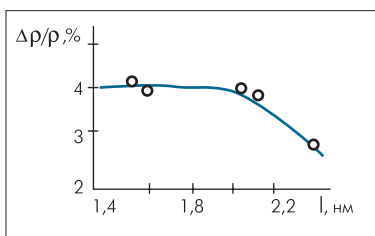
**Рис. 1. Температурная зависимость относительного магнетосопротивления при различной длительности отжига**

в гранулированной структуре CoAlO, что и приводит к уменьшению относительного магнетосопротивления. С целью определения зависимости магнетосопротивления туннельного перехода в гранулированных пленках, содержащих железо и кобальт, от размеров кристаллических зерен, которые можно варьировать путем изменения технологических параметров процесса осаждения [8], исследовались тонкопленочные образцы, осажденные на стеклянные подложки ВЧ-методом в атмосфере аргона. В процессе осаждения подложки располагались на держателе, вращающемся со скоростью 1,86–11,54 об/мин. Использовались две мишени – металлическая (железо или кобальт) и диэлектрическая (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Путем изменения рассеиваемой мощности на мишенях удавалось осаждать образцы различного состава. Удельное электрическое сопротивление и магнетосопротивление образцов измерялись методом постоянного тока, намагниченность – вибрационным магнитометром. Наноструктура осажденных тонкопленочных образцов определялась с помощью рентгеноструктурного анализа и электронного микроскопа. Все измерения проводились при комнатной температуре.



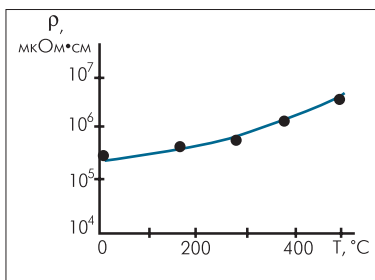
**Рис. 2. Влияние величины зерен на удельное электрическое сопротивление**

Изучение наноструктуры тонкопленочных образцов, при осаждении которых использовались мишени Со и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при рассеиваемой на них мощности 140 и 200 Вт, соответственно, показало, что они состоят из гранул кобальта размером 2–4 нм, с промежуточными 0,5–1-нм областями Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. При осаждении образцов держатель подложки вращался со скоростью 4,48 об/мин, и она охлаждалась потоком воды.



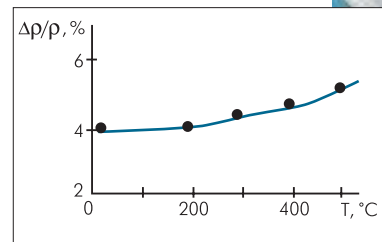
**Рис. 3. Зависимость относительного магнетосопротивления образцов от величины зерен**

При формировании тонкопленочных образцов с применением Со- или Fe-мишени и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> концентрация алюминия с изменением скорости вращения держателя с 1,86 до 1,54 об/мин существенно не изменялась и составляла ~20 и 25 ат.% для образцов CoAlO и FeAlO, соответственно.



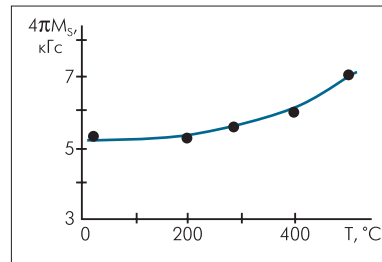
**Рис. 4. Измерение удельного электрического сопротивления в зависимости от температуры подложки**

Но средний размер зерен образцов FeAlO уменьшался примерно с 2,5 до 1,5 нм. В самих кристаллических зернах железа наблюдались линии (110) объемно-центрированной кубической структуры. По мере увеличения размера зерен / удельное электрическое сопротивление с тонкопленочных образцов FeAlO монотонно уменьшалось (рис.2). При увеличении / тех же образцов с 1,5 до 2,5 нм относительное магнетосопротивление Δρ/ρ уменьшалось с ~4 до 2,5% (рис.3). Было также показано, что температура подложки в процессе напыления существенно влияет на электрические (рис.4), магниторезистивные (рис.5)



**Рис. 5. Зависимость относительного магнетосопротивления от температуры подложки**

и магнитные (рис.6) свойства тонкопленочных образцов FeAlO с гранулированной структурой, осажденных при скорости вращения 11,5 об/мин. При повышении температуры подложки от комнатной до 500°C удельное сопротивление возрастает почти на порядок, а относительное магнетосопротивление Δρ/ρ, измеренное в магнитном поле напряженностью 10 кЭ, увеличивается с ~4 до 5%. В том же интервале температур подложки намагниченность возрастает с ~5,2 до 7 кГс, что можно объяснить появлением магнитных примесей в промежуточных областях Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.



**Рис. 6. Влияние температуры подложки на намагниченность тонкопленочных образцов**

и магнитные (рис.6) свойства тонкопленочных образцов FeAlO с гранулированной структурой, осажденных при скорости вращения 11,5 об/мин. При повышении температуры подложки от комнатной до 500°C удельное сопротивление возрастает почти на порядок, а относительное магнетосопротивление Δρ/ρ, измеренное в магнитном поле напряженностью 10 кЭ, увеличивается с ~4 до 5%. В том же интервале температур подложки намагниченность возрастает с ~5,2 до 7 кГс, что можно объяснить появлением магнитных примесей в промежуточных областях Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Таким образом, при формировании гранулированных пленок с туннельным переходом путем изменения параметров технологического процесса (скорости вращения, температуры подложки) можно получить тонкопленочные материалы с различными электрическими, магниторезистивными и магнитными свойствами.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Coughlin T.M. High Density Hard Disk Drive Trends in the USA. – J.Magn. Soc. Japan, 2001, v.25, № 3-1, p.5-8.
2. Shi T., Suzuki T., Ishiwata N. et al. Anisotropy Control in Fabrication Process for Spin-valve Dual Element Heads. – IEEE Trans. Magn., 1998, v.34, №4, p.1411-1413.
3. Карпенков С.Х. Магнитные накопители. Технические средства повышения плотности записи. – ЭЛЕКТРОНИКА: НТБ, 2000, №5, с.26-28.
4. Карпенков С.Х. Анизотропные пленки для тонкопленочных преобразователей. – Техника машиностроения, 2000, №6, с.49-50.
5. Карпенков С.Х. Тонкопленочные материалы с гигантским магнетосопротивлением. – Зарубежная электронная техника, 1999, №3, с.68-87.
6. Карпенков С.Х. Пермаллойсодержащие магниторезистивные материалы. – Машиностроитель, 2001, №3, с.33.
7. Ha J.G., Mitani S., Takashi K. et al. Transport Phenomena and Giant Magnetoresistance for an Annealed Co-Al-O Granul Films. – J. Magn. Soc. Japan., 1999, v.23, №3, p.79-81.
8. Kobayashi N., Ohnuma S., Masamoto T. et al. Tunnel-type Magnetoresistance in Metal-fluoride Nano-granular Films. – J. Magn. Soc. Japan, 2000, v.24, №4-2, p.571-574.