

СОЗДАНИЕ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ УСТРОЙСТВ ВЫСОКОПЛОТНОЙ ЦИФРОВОЙ МАГНИТНОЙ ЗАПИСИ

Подтверждена возможность создания нового класса высокоиндукционных магнитномягких пленок на основе Fe, удовлетворяющих требованиям к головкам для высокоплотной цифровой магнитной записи. Определены пути дальнейшего совершенствования высокоиндукционных магнитномягких пленок для сердечников магнитных головок, используемых в высокоплотной цифровой магнитной записи.

Ключевые слова: магнитная пленка, тонкопленочная магнитная головка, цифровая магнитная запись.

Введение

Основной тенденцией развития цифровой магнитной записи (ЦМЗ) является повышение плотности и скорости записи при обеспечении ее высокой достоверности. Это связано с непрерывно возрастающей потребностью увеличения объема хранимой информации, а также миниатюризацией и быстродействием магнитных записывающих устройств. Увеличение плотности в современной аппаратуре ЦМЗ происходит очень быстрыми темпами (только за период с конца 50-х по конец 90-х годов XX века – на 5-6 порядков) [1]. И если в 1997 году поверхностная плотность записи составляла в среднем 3-4 Гбит/дм² [1], то современная плотность ЦМЗ уже превышает 1 Тбит/дм² [2].

Каждый этап повышения плотности ЦМЗ определяется достижениями в различных областях сложной технологии магнитной записи. Так, в 80-90-х годах прошлого столетия увеличение плотности записи определялось, в первую очередь, появлением новых материалов (в том числе - высококоэрцитивных носителей из магнитотвердых сплавов), разработкой принципиально новых форматов записи и, связанных с этим, новых конструктивных и технологических решений. При этом ведущую роль стали играть материалы для сердечников магнитных головок. И поскольку в это время активно исследовался новый класс материалов – аморфные сплавы, привлекавшие внимание своим уникальным сочетанием физических и механических свойств, неудивительно, что именно они привлекли внимание разработчиков аппаратуры ЦМЗ. Использование сначала тонких металлических лент, а потом – сверхтонких пленок из аморфных сплавов для сердечников магнитных головок позволило осуществить скачок в увеличении плотности записи.

Целью работы является определение путей дальнейшего совершенствования высокоиндукционных магнитномягких пленок для сердечников магнитных головок, используемых в высокоплотной ЦМЗ.

Основная часть

Требования к эксплуатационным свойствам материала сердечника записывающей головки известны, но с ростом плотности записи и миниатюризации устройств ЦМЗ, они не только возрастают, но и расширяются. Так, во всем рабочем диапазоне частот должна обеспечиваться высокая эффективная магнитная проницаемость (более 1000 на частотах сотни мегагерц) в сочетании с низкой коэрцитивной силой (менее 0,126 А/м) Это необходимо для повышения эффективности магнитной головки, обеспечения высокого уровня сигнала при чрезвычайно слабых магнитных полях, уменьшения потерь на гистерезис и шума при воспроизведении сигнала. Кроме того, для записи сигнала на высококоэрцитивный носитель с минимальным его искажением необходимо, чтобы материал сердечника головки имел высокую индукцию насыщения (близкую к 2 Тл). Высокое удельное электросопротивление (примерно равное 200 Ом·см) способствует уменьшению потерь и расширению частотной характеристики. К этому добавляются повышенные требования к коррозионной стойкости и износостойкости, определяющих долговечность (срок службы) магнитной головки, а также термической стабильности (вплоть до 600°С), ибо при общем и локальном повышении температуры, возникающем как при

технологических операциях изготовления (пайка, склеивание, сушка), так и при эксплуатации в различных климатических условиях, ухудшаются электрические, магнитные и механические характеристики головки. Поэтому важно, чтобы изменение ее рабочих характеристик, вызванное изменением температурных условий, не превышало установленный заранее уровень.

На магнитную проницаемость материала оказывает влияние магнитострикция, связанная, в свою очередь, с напряжениями в материале, приводящими к магнитной анизотропии. Поэтому материал, используемый в магнитопроводах магнитных головок, должен характеризоваться также близкой к нулю магнитострикцией и минимальными по величине полями анизотропии [3].

Появившиеся в конце XX века аморфные сплавы в виде тонких лент почти по всем показателям удовлетворяли указанным требованиям. Это позволило создать головки с аморфными магнитопроводами и существенно увеличить плотность записи. При этом предпочтение было отдано аморфным сплавам типа Co-Ni-Fe ($\text{Co}_{57}\text{Ni}_{10}\text{Fe}_5\text{Si}_{11}\text{B}_{17}$ – сплав 10-020 и $\text{Co}_{70}\text{Ni}_{13}\text{Fe}_6\text{Si}_7\text{B}_4$ – сплав 71КНСР), то есть сплавам на основе кобальта. Такое сочетание металл-металлоид характеризуется не только оптимальными значениями магнитной проницаемости и коэрцитивной силы, но и минимальным значением магнитострикции [3, 4]. Правильность выбора аморфных сплавов типа Co-Ni-Fe в качестве материала для магнитных головок (в том числе и в виде пленок), обеспечивающих высокую плотность записи, подтвердилась и в дальнейшем [5, 6].

Почти одновременно с кобальтовыми аморфными сплавами в головках был также опробован в виде тонкой ленты первый отечественный нанокристаллический сплав 5БДСР ($\text{FeCu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{16,5}\text{B}_6$) типа FINEMET на основе Fe с высокой индукцией насыщения, что свойственно сплавам такого типа, и близкой к нулю магнитострикцией. Этот сплав – аморфный в состоянии после закалки расплава – отжигали при температуре выше температуры кристаллизации, в результате чего образовывалась структура с соотношением аморфной и кристаллической фаз около 9:1 и со средними размерами кристаллитов 10-20 нм. Такая аморфно-кристаллическая наноструктура обеспечивала уникальное сочетание магнитных свойств в широком диапазоне частот (1-3000 кГц), не присущее другим известным в то время магнитномягким сплавам и ферритам. В частности, сплав обладал амплитудной магнитной проницаемостью $\mu_{3\text{МГц}} > 3000$ [7]. Кроме того, сплав был мало чувствителен к механическим воздействиям и относительно дешевый, из-за отсутствия в своем составе дефицитных Ni и Co. При этом такой сплав обладал повышенной чувствительностью к температурному воздействию. Несмотря на повышенную хрупкость отожженных лент, усложнявшую технологию изготовления магнитных головок и их невысокую коррозионную стойкость, перспективность использования такого типа материалов вместе с необходимостью поиска новых технологических приемов была несомненной [7]. К сожалению, в дальнейшем отечественные исследования в этом направлении не были доведены до логического завершения. Одновременно были разработаны богатые железом сплавы с наноразмерной структурой, низкой коэрцитивной силой и высокой магнитной проницаемостью (FINEMET, NANIPERM - FeZrBCu , HITPERM - FeCoZrBCu) в виде пленочных материалов [8, 9].

На сегодняшнем этапе развития ЦМЗ сплавы в виде микронной толщины быстрозакаленных лент уже не удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалу магнитного сердечника головки. На смену лентам пришли сверхтонкие пленки, получаемые современными высокоэнергетическими планарными технологиями, в частности, магнетронного напыления, которые обеспечивают за один технологический прием получение целого многослойного элемента конструкции, включающего один или несколько магнитных слоев [6]. Эти пленочные магнитномягкие сплавы имеют нанокристаллическую структуру, а по химическому составу принадлежат к системам Fe-Me-X ($X = \text{B, C, N, O}$; $\text{Me} = \text{Ti, Zr, Hf, Nb, Ta}$). Пленки таких сплавов способны обеспечить высокую намагниченность (B_s ,

= 1,5...1,75 Тл) в сочетании с более высокими значениями высокочастотной проницаемости ($\mu_{10\text{МГц}} = 2000...7000$) и характеризуются более высокой термической стабильностью [8]. Поэтому в настоящее время проводятся систематические исследования, испытания и накопление экспериментальных данных такого класса материалов.

Аморфно-кристаллическая наноструктура сплава обеспечивает уникальное сочетание магнитных свойств в широком диапазоне частот, из-за чего пленки на основе железа с такой структурой имеют возможность наиболее полно удовлетворить требованиям, предъявляемым к материалу сердечника головки для ЦМЗ. Теоретические и экспериментальные исследования пленок состава Fe-ZrN показывают, что ферромагнетики, имеющие размер зерна менее 50 нм, могут иметь чрезвычайно низкие значения коэрцитивной силы H_c и, следовательно, высокие значения магнитной проницаемости μ [1, 9-11]. Высокое удельное электросопротивление пленок Fe-ZrN, обеспечивающее снижение энергетических потерь на перемагничивание на высоких частотах, связано с высокой объемной долей границ зерен, что характерно для наноразмерных структур, а также с присутствием непроводящей фазы ZrN. В сплавах на основе ОЦК (объемно-центрированная кубическая) решеток металлов (железо до температуры 911°C имеет именно этот тип кристаллической решетки) с дисперсионно упрочняемыми фазами внедрения, характеризующимися высокой термодинамической стабильностью, рост зерна может не наблюдаться вплоть до 0,8 температуры плавления сплава. То есть в таких пленках при технологических нагревах до 600°C рост нанозерна не ожидается, что предполагает температурную стабильность магнитопровода магнитных головок. Высокие твердость и износостойкость этих пленок должны обеспечиваться за счет эффектов дисперсного упрочнения.

Физическая природа эффекта супермагнитности нанокристаллических ферромагнетиков кроется в структурных факторах коэрцитивной силы, (а, следовательно, и магнитной проницаемости, поскольку их зависимость взаимно обратна). Из теории ферромагнетизма известно, что при намагничивании ферромагнетика вследствие наличия в кристалле осей легкого и трудного намагничивания возникает анизотропия, и определенным образом в зависимости от кристаллографического направления меняются линейные размеры ферромагнетика (явление магнитострикции). Все это приводит к тому, что направление намагниченности, соответствующее минимальной энергии, изменяется, и появляется дополнительная энергия $K_{эф}$, складывающаяся из энергии кристаллической анизотропии K_1 и наведенной магнитоупругой энергии $\lambda_s \sigma$ (где λ_s – магнитострикция насыщения; σ – внутренние напряжения). Поскольку $H_c \sim K_{эф}$, минимизировать значение H_c (и, значит, максимально повысить значение магнитной проницаемости μ) можно, если значение $K_{эф}$ приближается к нулю. Воздействовать на величину $K_{эф}$ можно структурным фактором – соотношением объемных долей аморфной и нанокристаллической фаз (сплав FINEMET тому пример, ибо этим соотношением обязан своей нулевой магнитострикции) и термической обработкой – отжигом, влияющим на величину внутренних напряжений, определяющих значение магнитоупругой составляющей $\lambda_s \sigma$ эффективной константы магнитной анизотропии $K_{эф}$ [1].

В работе [1] приведены результаты исследований пленок Fe-ZrN толщиной 0,7 мкм с нанокompозитной дисперсно-упрочненной структурой, полученных методом высокочастотного реактивного магнетронного распыления. Пленки в исходном состоянии имеют смешанную структуру, состоящую из аморфной и двух кристаллических фаз с соотношением объемов примерно 91:9 и размерами зерен 3-4 нм и около 1,5 нм, соответственно. Взаимосвязь параметров этой структуры с уровнем достигаемых магнитных свойств количественно оценивалась по результатам отжига (рис.1).

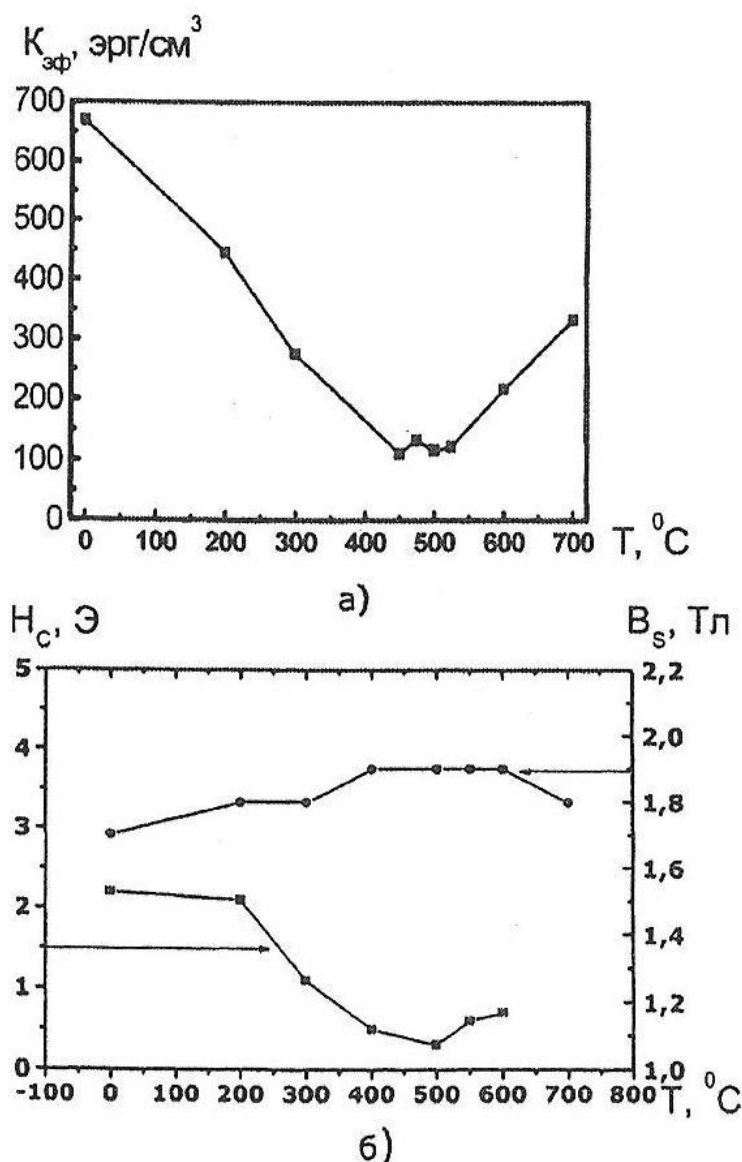


Рис.1. Зависимости от температуры одночасового отжига пленок $\text{Fe}_{78}\text{Zr}_{11}\text{N}_{11}$ эффективной константы магнитной анизотропии $K_{\text{эф}}$ (а) и магнитных параметров B_s , H_c (б) [1]

Видно, что с ростом температуры отжига значения H_c и $K_{\text{эф}}$ уменьшаются и при температурах $450\text{--}550^{\circ}\text{C}$ имеют минимальные значения ($H_c \approx 0,3$ Э, $K_{\text{эф}} \approx 100$ эрг/см 3). Это объясняется тем, что при таких температурах отжига в исследованных пленках наблюдается оптимальное соотношение объемных долей аморфных и нанокристаллических областей.

Важна динамика изменения величины индукции насыщения. Характерное для ОЦК решетки железа значение $B_s = 2,147$ Тл. Но присутствие в пленке Fe-ZrN аморфной фазы снижает это значение до $1,7$ Тл. Однако в процессе отжига при 550°C доля аморфной фазы уменьшается, что приводит к увеличению B_s пленки до $1,9$ Тл.

Нулевая магнитострикция, как указывалось выше, в рассматриваемом нанокompозите объясняется соотношением нанокристаллической и аморфной фаз, оптимальное значение которого достигается после отжига при $450\text{--}550^{\circ}\text{C}$, когда эффективная константа магнитной анизотропии $K_{\text{эф}}$ имеет минимальное значение.

Выводы

1. Отмечена эволюция в использовании материалов для современных головок ЦМЗ от тонких аморфных лент и пленок из сплавов на основе кобальта к сверхтонким нанокристаллическим пленкам из сплавов на основе железа.

2. Подтверждена возможность создания на основе развиваемого физико-химического и структурного подхода нового класса высокоиндукционных магнитномягких пленок, наиболее полно удовлетворяющих требованиям, предъявляемым к комплексу свойств материала сердечника магнитной головки для ЦМЗ. В частности, экспериментально получены пленки на основе железа Fe-ZrN с нанокристаллической структурой, термически стабильные до 550°C, сочетающие высокую индукцию насыщения (1,9 Тл) с низким значением коэрцитивной силы ($H_c \approx 0,3$ Э) и близкой к нулю магнитострикцией, превосходящие по комплексу этих свойств известные магнитномягкие пленки на основе кобальта или железа.

Литература

1. Шефтель Е.Н. Магнитномягкие нанокристаллические пленки сплавов Fe – тугоплавкая фаза внедрения для применения в устройствах магнитной записи // *Материаловедение*, №4, 2009. – С. 10-17.
2. Y.-L. Qin, D. E. Laughlin, Y. Peng, J.-G. Zhu The effects of post-annealing on microstructure and magnetic properties of percolated perpendicular media // *IEEE Trans. Magn.*, Vol-43, No. 6, 2006. – P. 2136-2138.
3. Пруднікова З.Г. Ширококутні магнітні головки з аморфних сплавів для запису-відтворення електроакустичних сигналів. Автореф. дис. канд. техн. наук // НТУУ "КПІ". К., 2004. – 19 с.
4. Розорин Г.Н., Прудникова З.Г. Аморфные сплавы – сущность и перспективы применения // *Арсенал XXI століття*, №1.- 2002. – С. 56-62.
5. Stoev K., et al. Demonstration and characterization of 130 Gb/in² recording systems, presented at the 4-th Annu. Conf. Magnetism and Magnetic Materials (MMM), Tampa, FL, Nov. 2002, P. AG-08.
6. Розорин Г.Н., Прудникова З.Г., Скрылев В.Ю., Розоринова Е.Г. Высокомоментные материалы для магнитных головок, используемых при сверхвысокоплотной записи // *Арсенал XXI століття*, №2.– 2007. – С. 24-26.
7. Прудникова З.Г., Садчиков В.В. Нанокристаллический сплав 5БДСР для магнитопроводов широкополосных магнитных головок // *Сталь*, №10.–1993. – С. 76-79.
8. Nago K., Sakakima H., Ihara K. Microstructures and magnetic properties of Fe-(Ta, Nb, Zr)-N alloy films // *IEEE Transaction J. On Magn. In Japan*, Vol. 7, N2, 1992. – P. 119-127.
9. Yamauchi K., Yoshizawa Y. Recent development of nanocrystalline soft magnetic alloys // *Nanostructured Materials*, Vol.6, 1995. – P. 247-254.
10. McHenry M.E., Laughlin D.E. Nana-scale materials development for future applications // *Acta materials*, Vol.48, 2000. – P. 223-238.
11. Шефтель Е.Н., Утицких С.И., Иванов А.Н и др. Рентгеновское исследование влияния температуры отжига на фазово-структурное состояние пленок Fe₇₉Zr₁₀N₁₁, полученных магнетронным напылением // *ФММ*, Т.105, №5.– 2008. – С.1-6.

Надійшла 20.11.2014 р.

Рецензент: д.т.н., проф. Розорин Г.М.