

05;06;11;12

Магнитные свойства термически напыленных тонких пленок Fe/GaAs (100)

© А.А. Веселов, А.Г. Веселов, С.Л. Высоцкий, А.С. Джумалиев, Ю.А. Филимонов

Саратовское отделение Института радиотехники и электроники РАН,
410019 Саратов, Россия
e-mail: fil@sfire.san.ru

(Поступило в Редакцию 21 января 2002 г.)

Термическим испарением при скоростях осаждения 3–30 Å/s и рабочем давлении $\sim 10^{-5}$ Торр получены тонкие (50–200 Å) пленки железа на подложках арсенида галлия (100). Методом ФМР на частоте 9.8 GHz исследованы зависимости намагниченности насыщения, констант кубической и одноосной плоскостной анизотропии, ширины линии ферромагнитного резонанса от толщины пленок. Показано, что параметры термически осажденных пленок Fe/GaAs (001) сравнимы с аналогичными величинами, обеспечиваемыми молекулярно-лучевой эпитаксией.

Введение

Магнитные свойства тонких пленок железа, выращенных на подложке арсенида галлия, активно исследуются как в связи с перспективностью применения таких структур в интегральных устройствах микроэлектроники [1,2] и спин-зависимой наноэлектроники [3], так и с целью изучения фундаментальных проблем магнетизма [4]. Параметры кристаллических решеток этих материалов отличаются не более чем на 5%, что обеспечивает возможность ориентированного роста пленок Fe. Молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) позволяет получать пленки Fe на подложках GaAs ориентаций (110) [5] и (100) [6–8], которые при толщинах $t \sim 30 \dots 200$ Å обладают высоким качеством кристаллической и магнитной структуры, что проявляется, например, в величине ширины линии ферромагнитного резонанса (ФМР) $\Delta H \approx 20$ Ое не хуже, чем у объемного материала. Сообщалось также о получении эпитаксиальных пленок Fe/GaAs методом ионно-лучевого распыления [9], обеспечивающим значения $\Delta H \approx 20$ Ое лишь для сравнительно толстых пленок > 700 Å. Свойства термически напыленных пленок Fe/GaAs до сих пор не рассматривались. В данной работе показана возможность получения методом термического распыления пленок Fe/GaAs (001) толщиной $t \approx 50\text{--}200$ Å, которые по своим свойствам сравнимы с пленками аналогичных толщин, полученных МЛЭ.

Отметим, что свойства термически напыленных пленок железа обсуждались ранее, по нашим сведениям, лишь в двух работах. В работе [10] была использована подложка MgO, при этом ширина линии ФМР самой тонкой из исследованных пленок толщиной 700 Å составляла порядка 40 Ое. В работе [11] напыление проводилось на скол монокристалла фтористого лития и лучший результат для пленки толщиной 900 Å составил 85 Ое. Свойства более тонких термически напыленных пленок Fe вообще не описаны. Между тем тонкие пленки интересны не только с точки зрения их использования, но и как объект, в котором удастся исследовать роль поверхности пленки и интерфейса в формировании

магнитных свойств [6,8]. Для пленок Fe/GaAs, полученных МЛЭ, указанное влияние наиболее ярко проявляется в поведении константы одноосной плоскостной анизотропии K_u и параметра ΔH от толщины пленки t . Представляется интересным подобрать технологические параметры термического распыления, которые при невысоком уровне вакуума в камере напыления 10^{-5} Торр и в присутствии в составе остаточной атмосферы масляных паров позволят тем не менее обнаружить указанное влияние интерфейса на формирование свойств термически напыленных пленок Fe/GaAs (001).

Термическое напыление пленок Fe/GaAs (001)

Для получения пленок Fe использовался вакуумный универсальный пост ВУП-5, обеспечивающий в откачиваемом объеме вакуум не хуже 10^{-5} Торр. Предварительно обезгаженный порошок железа равномерно располагался на танталовом тигле, который устанавливался так, чтобы обеспечить нормальное падение атомов Fe на подложку GaAs. Температура тигля в процессе напыления не превышала температуру плавления железа (1536°C), обеспечивая таким образом режим возгонки. Подложки размерами 4×3 mm вырезались из пластин промышленного полупроводящего GaAs(100) с чистотой поверхности, отвечающей 14 классу. Образцы очищались от органических соединений промывкой в щелочной среде и дистиллированной воде аналогично [7] и закреплялась на держателе, который мог нагреваться током для обеспечения возможности обезгаживания или выбора рабочей температуры подложки. Рядом в держателе располагалась кварцевая пластина, резонансная частота которой измерялась до и после напыления, что позволяло по известному способу кварцевого измерителя толщины [12] определять осаждения пленки и ее толщину.

Процесс напыления проводился следующим образом. Подложка обезгаживалась в течение 5 мин. при температуре 550°C, после чего остывала естественным образом.

В это время тигель нагревался до рабочей температуры, достижение которой определялось как по величине потребляемой мощности, так и визуально — через смотровое окно по появлению на полированном участке заслонки напыленного слоя. При выбранной температуре подложки (достигаемой в процессе остывания или обеспеченной нагревом держателя), контролируемой с помощью термодары, заслонка открывалась на выбранное время, обеспечивая возможность падения потока атомов железа как на подложку, так и на кварцевую пластину.

Магнитные параметры пленок определялись с помощью метода ФМР на частоте ≈ 9.8 GHz при частоте модуляции магнитного поля 30 kHz. Ширина линии ФМР определялась как расстояние между экстремумами наблюдаемой зависимости от магнитного поля производной от отраженной мощности, средняя точка между экстремумами определяла величину резонансного поля H_r . Сопоставление экспериментальной и расчетной зависимости H_r от угла θ между направлением внешнего касательного к поверхности структуры постоянного магнитного поля H_0 и осью [100] позволяло определять эффективную намагниченность насыщения $4\pi M_{0\text{eff}}$ и константы кубической K_1 и одноосной K_u анизотропии аналогично [7].

Результаты и обсуждение

На рис. 1–4 изображены зависимости $4\pi M_{0\text{eff}}$, K_1 , K_u и ΔH от толщины пленок, полученных в разных условиях. Кривые 1 и 2 описывают результаты, полученные при напылении на подложки, остывшие после обезгаживания, а затем нагретые перед открыванием заслонки до $\sim 50^\circ$ и $\sim 150^\circ\text{C}$; назовем эти технологии режимами 1 и 2 соответственно. Кривые 3 представляют данные, полученные в случае, когда заслонка открывалась в момент достижения подложкой температуры $\sim 150^\circ\text{C}$ при остывании после обезгаживания (режим 3). Для сравнения приведены результаты, достигнутые в [7] с помощью МЛЭ (кривые 4). Отметим, что характер зависимостей магнитных параметров от толщины в целом соответствует приведенным в [5–7] данным.

Из рисунка видно, что технологический режим 2 обеспечивает наилучшее качество пленок. Насыщение зависимости $4\pi M_{0\text{eff}}(t)$ (рис. 1) происходит уже при толщине около 80 \AA , сравнимой со случаем технологии МЛЭ (кривая 4), хотя и при величине $4\pi M_{0\text{eff}} \approx 16 \text{ kG}$, на 10% меньшей. Причиной последнего служит, очевидно, большее число посторонних включений в решетку вследствие более низкого вакуума. В режиме 1 температура подложки с начала напыления растет вследствие теплового излучения тигля. Поскольку специальных мер по стабилизации температуры подложки в процессе напыления не принималось, рост температуры прекращался лишь при достижении теплового равновесия подложки с окружающими технологическими конструкциями при $\approx 150^\circ\text{C}$ (рис. 5). Вероятно, по этой причине

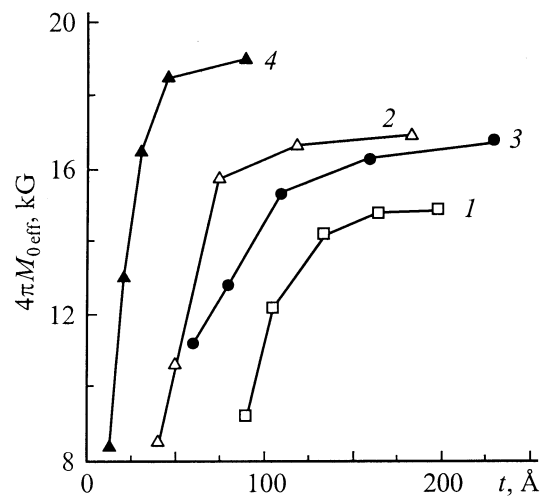


Рис. 1. Зависимости намагниченности насыщения $4\pi M_{0\text{eff}}$ от толщины пленок.

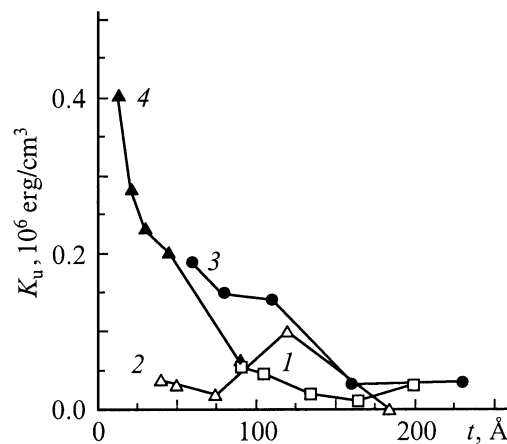


Рис. 2. Зависимости константы плоскостной одноосной анизотропии K_u от толщины пленок.

пленки тоньше 90 \AA , рост которых проходит в постоянно меняющихся условиях, имеют столь несовершенную структуру, что исследовать их с помощью метода ФМР не удавалось. Отметим, что при использовании режима 2 температура подложки оставалась практически постоянной.

Особенностью полученных результатов оказалось то, что качество пленок определялось не только стабильностью температуры подложки, но и ее температурной историей. Из рис. 2 видно, что несмотря на равенство температур подложек при напылении в режимах 2 и 3, характер зависимости $K_u(t)$ в этих случаях резко отличается. Кривая 2, имея локальный максимум при $t \approx 100 \text{ \AA}$, в целом демонстрирует стабильный и невысокий уровень этой константы, что свидетельствует о высокой степени кубической симметрии. В то же время режим 3 приводит к заметному росту величины K_u с уменьшением толщины аналогично тому, как это имеет место при $t < 100 \text{ \AA}$ для технологии МЛЭ

(рис. 3, кривые 3 и 4). При этом зависимости констант кубической анизотропии (рис. 3, кривые 2 и 3), несмотря на то что при равных толщинах кривая 2 демонстрирует большие значения K_1 , имеют аналогичный вид.

Обсудим возможные причины разницы в поведении зависимостей $K_u(t)$ пленок, полученных в режимах 2 и 3. В работе [6] рост одноосной анизотропии с уменьшением толщины пленки связывался с влиянием неэквивалентности кристаллографических направлений $[110]$ и $[1\bar{1}0]$ в подложке GaAs (100), что в свою очередь определяло направление преимущественного роста островков на начальных стадиях роста пленки. Там же указывалось на то, что максимальной величины этот эффект может достигнуть для Ga- или As-стабилизированной поверхности GaAs (100). Вероятно, в наших экспериментах была реализована именно такая ситуация — в режиме 3 в результате испарения (в процессе обезгаживания) более летучего мышьяка вблизи поверхности мог формироваться обогащенный галлием слой, определяющий возникновение одноосной анизотропии. Напротив, в подложке, которая перед напылением остыла, равновесие галлия и мышьяка имеет возможность восстановить-

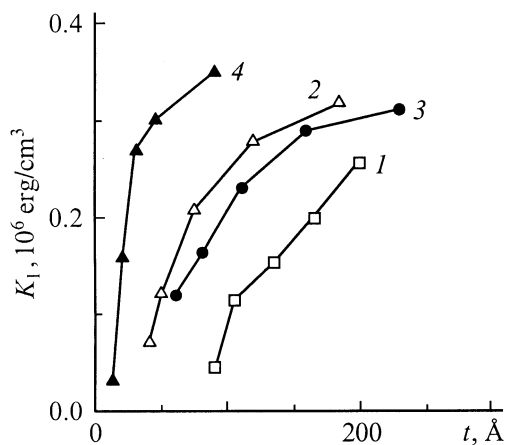


Рис. 3. Зависимости константы кубической анизотропии K_1 от толщины пленок.

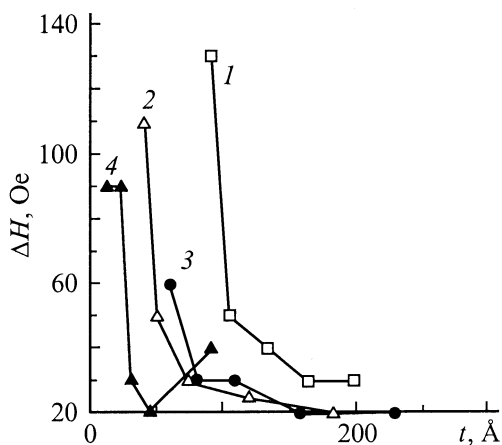


Рис. 4. Зависимости ширины линии ФМР ΔH от толщины пленок.

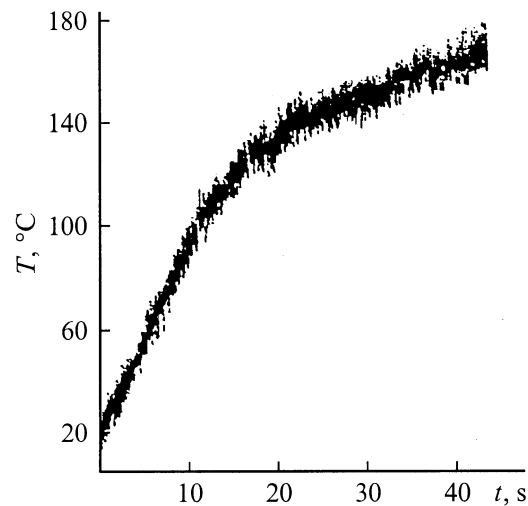


Рис. 5. Зависимости температуры подложки от времени при напылении в режиме 1.

ся в результате процессов диффузии. Таким образом, преимущество режима 3, заключающееся в том, что исключается процесс повторной адсорбции остаточных газов на поверхность подложки при остывании пленки, оказывается препятствием при росте кубически анизотропных кристаллов, но может быть использовано при необходимости получения пленок с большой одноосной анизотропией.

На рис. 4 представлена зависимость ширины линии ФМР от толщины. Видно, что и по этому параметру режимы, описываемые кривыми 2 и 3, позволяют достигать лучших результатов, чем в случае 1; при этом величина ΔH в интервале толщин $70 < t < 200 \text{ \AA}$ не превышает значений, достигаемых МЛЭ, имея при этом монотонный, а не резонансный характер зависимости от толщины.

Заключение

Таким образом, показана возможность с помощью термического испарения получать тонкие ($50\text{--}200 \text{ \AA}$) пленки железа на подложке арсенида галлия (100) с узкой ($20\text{--}60 \text{ Oe}$) линией ферромагнитного резонанса. Подбором технологического режима напыления обеспечены зависимости намагниченности насыщения, констант кубической и одноосной плоскостной анизотропии от толщины, близкие к аналогичным для пленок, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией. Показано, что на формирование анизотропных свойств пленки железа влияет не только температура подложки, но и ее температурная история.

Работа поддержана грантом РФФИ № 01-02-17178.

Список литературы

- [1] *Schloemann E., Tuistison R., Weissman J. et al. // J. Appl. Phys.* 1988. Vol. **63** (8). P. 3140–3142.
- [2] *Chen S. Tsai, Jun Su, Chin. C. Lee // IEEE Tsans. on Magn.* 1999. Vol. 35. N 5. P. 3178–3180.
- [3] *Wolf S.A., Treger D. // IEEE Transactions on Magnetics.* 2000. Vol. 36. N 5. P. 2748–2751.
- [4] *Hans J. Hag, Stiefel B., Moser A. et al. // J. Appl. Phys.* 1996. Vol. **79** (8). P. 5609–5614.
- [5] *Prinz G.A., Krebs J.J. // Appl. Phys. Lett.* 1981. Vol. **39** (5). P. 397–399.
- [6] *Krebs J.J., Jonker B.T., Prinz G.A. // J. Appl. Phys.* 1987. Vol. **61** (7). P. 2596–2599.
- [7] *Высоцкий С.Л., Джумалиев А.С., Филимонов Ю.А. и др. // РиЭ.* 2000. Т. 45. № 2. С. 209–213.
- [8] *Oliver S.A., Vittoria C., Schloemann E. et al. // J. Appl. Phys.* 1988. Vol. **63** (8). P. 3802–3804.
- [9] *Goryunov Yu.V., Garif'yanov N.N., Khaliullin G.G. et al. // Phys. Rew. B.* 1995. Vol. 52. N 18. P. 13450–13458.
- [10] *Luc Thomas, Stuart S.P. Parkin, Jun Yu. // Appl. Phys. Lett.* 2000. Vol. 76. N 6. P. 766–768.
- [11] *Gondo Y., Usami S., Itoh K. et al. // J. Appl. Phys.* 1963. Vol. **34** (4). P. 1081–1082.
- [12] *Ваганов А.Б., Василевский В.В. // ФТТ.* 1974. Т. 16. Вып. 7. С. 2044–2049.
- [13] *Технология тонких пленок. Справочник / Под ред. Л. Майссела, Р. Глэнга. Нью-Йорк, 1970. Пер. с англ. / Под ред. М.И. Елинсона, Г.Г. Смолко. Т. 2. М.: Сов. радио, 1977. 768 с.*