

02; 05; 07

© 1991 г.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ НАНОСЕКУНДНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ С МАГНИТНЫМИ ПЛЕНКАМИ TbFe

*С. Н. Гадецкий, Е. Н. Николаев*

Проведены исследования взаимодействия наносекундных лазерных импульсов с аморфными металлическими пленками TbFe. Показано, что чувствительность термомагнитной записи при наносекундном разогреве увеличивается в 2—3 раза по сравнению с чувствительностью при микросекундной записи. Размер и форма записанных доменов существенно зависят от состава аморфной пленки. Определены энергии лазерных импульсов и максимальные температуры локального разогрева, при которых в аморфных пленках TbFe наблюдаются необратимые изменения.

Оптические системы записи и воспроизведения информации имеют ряд преимуществ перед традиционными магнитными. К ним относятся более высокая плотность записи, отсутствие механического контакта между головкой и носителем, сохраняемость информации при воздействии сильных магнитных полей. Однако существует ряд обстоятельств, которые препятствуют более широкому распространению оптических систем записи. В первую очередь это сложность изготовления и разметки носителя информации, что увеличивает стоимость всей оптической системы. Кроме того, отрицательным фактором является ограниченный срок службы тонкопленочных систем, которые в настоящее время используются в качестве рабочих слоев реверсивных оптических носителей. Наконец, более низкое по сравнению с магнитными системами быстродействие ограничивает возможности ЭВМ при решении ряда задач. Дальнейший прогресс оптических устройств памяти связан с решением перечисленных выше проблем, а также с возможностью комбинирования различных видов записи (постоянная, однократная, реверсивная) в одном устройстве регистрации и хранения информации.

В настоящей работе предпринята попытка экспериментального изучения воздействия наносекундных лазерных импульсов на аморфные пленки TbFe, которые используются в качестве рабочих слоев реверсивных магнитооптических носителей информации [1-3]. Целью работы является исследование чувствительности магнитооптического носителя при переходе от микросекундных к наносекундным длительностям импульсов записи, определение энергетического порога, при котором наступают необратимые изменения в носителе, изучение возможности применения лазерной модификации рабочего слоя для разметки магнитооптического носителя, а также возможности совмещения однократной необратимой записи служебной информации и реверсивной записи на одном и том же носителе.

Исследуемые в данной работе аморфные магнитные пленки TbFe получены методом магнетронного высокочастотного (ВЧ) распыления составной мишени в атмосфере аргона. В качестве подложек использовалось покровное стекло толщиной 150 мкм. Остаточное давление газов в камере перед напылением аморфных пленок составляло  $5 \cdot 10^{-8}$  мбар. Для защиты пленок от окисления во время одного и того же цикла напыления на их поверхность наносили защитный слой нитрида кремния  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Защитный слой напыляли методом магнетронного ВЧ

распыления мишени  $\text{Si}_3\text{N}_4$  в атмосфере аргона. Толщина аморфных пленок TbFe варьировалась в пределах 500—1200 Å, толщина защитного слоя  $\text{Si}_3\text{N}_4$  была неизменной и составляла 1000 Å. Процентное содержание Tb в аморфных пленках изменялось от 17 до 27 ат.%, что практически перекрывало весь диапазон составов пленок с перпендикулярной магнитной анизотропией.

Взаимодействие наносекундных лазерных импульсов с пленками TbFe исследовалось на установке, блок-схема которой приведена на рис. 1. Источником импульсов длительностью 10 нс служил азотный лазер с продольным разрядом 1 ИЛГИ-503, работающий на длине волны 337 нм. Блок 2, состоящий из двух поляризаторов, позволял плавно изменять амплитуду импульсов излучения в пределах 0—5 мкДж. Система двух линз 3 и 4 позволяла уравнивать передний рабочий отрезок микроскопа и расстояние фокусировки выходного объектива микроскопа, который использовался для фокусировки лазерных импульсов на поверхность образца. Для непосредственного наблюдения процессов терромагнитной записи использовалась лазерная система подсветки 13—16 с гелий-нео-

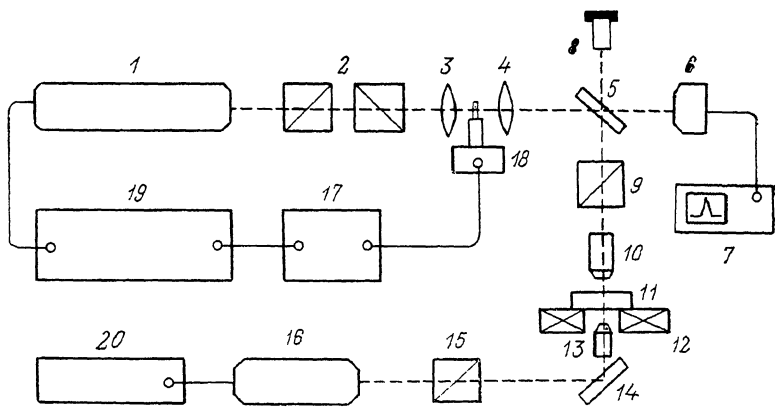


Рис. 1. Блок-схема установки для исследования взаимодействия наносекундных лазерных импульсов с пленками РЗМ-ПМ.

1 — импульсный лазер ИЛГИ-503; 2 — система поляризаторов; 3, 4 — линзы; 5 — спектроделитель; 6 — фотоприемник ФК-15; 7 — осциллограф; 8 — окуляр; 9, 15 — поляризаторы; 10, 13 — объективы; 11 — образец; 12 — катушки; 14 — зеркало; 16 — гелий-неоновый лазер; 17 — задающий генератор; 18 — система выделения одиночного импульса, 19 — блок управления импульсного лазера 1, 20 — блок питания гелий-неонового лазера 16.

новым лазером 16. Спектроделитель 5 позволял наблюдать ферромагнитные домены в микроскопе при помощи эффекта Фарадея на длине волны 633 нм и в то же время полностью отражал лазерные импульсы на длине волны 337 нм, в направлении выходного объектива микроскопа 10. Образцы 11 устанавливались на предметном столике микроскопа таким образом, чтобы напыленная сторона была направлена к выходному объективу. При помощи катушки 12 к образцу можно было прикладывать магнитное поле, величина которого изменялась от 0 до 100 Э. Энергия лазерных импульсов измерялась при помощи измерителя мощности излучения LM-2, а также калиброванного соответствующим образом фотозлемента коаксиального ФК-15 6.

Для определения чувствительности аморфных носителей при записи необходимо учитывать коэффициенты отражения и пропускания многослойной структуры TbFe— $\text{Si}_3\text{N}_4$  на рабочей длине волны. Эти характеристики многослойных структур определялись на спектрофотометре и эллипсометре. На рис. 2 приведена спектральная зависимость коэффициента отражения структуры  $\text{Si}_3\text{N}_4$ —TbFe со стороны пленки  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Рис. 2 свидетельствует о значительной дисперсии оптических свойств слоев  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и TbFe, так как значения минимумов на спектральной зависимости существенно отличаются. Приведенная спектральная зависимость позволяет сопоставить эксперименты по лазерному разогреву пленок TbFe в том случае, если используемые лазеры работают на разных длинных волн. Наиболее часто для лазерной записи используют полупроводниковые лазеры, работающие на длине волны 780—840 нм, или гелий-неоновые, у кото-

рых рабочая длина волны 633 нм. Длительность импульсов записи обычно варьируется в пределах 0.5—1.0 мкс [4].

Проведенные эксперименты показали, что лазерные импульсы наносекундной длительности могут оказывать различное действие на аморфные металлические пленки TbFe. Характер образований в пленке под действием лазерных импульсов существенно зависит от энергии лазерного излучения, а также от состава пленок РЗМ-ПМ. Можно выделить три характерных процесса, происходящих в металлических пленках TbFe под действием лазерных импульсов: зарождение и формирование магнитных доменов, возникновение необратимых изменений, которые, по всей видимости, связаны с кристаллизацией пленки, и плавление микрообластей пленки. Приведем характерные величины плотности энергии для реализации каждого из перечисленных процессов: зарождение и формирование магнитных доменов —  $10^{-2}$  Дж/см<sup>2</sup>, кристаллизация —  $5 \times 10^{-2}$  Дж/см<sup>2</sup>, плавление —  $9 \cdot 10^{-2}$  Дж/см<sup>2</sup>.

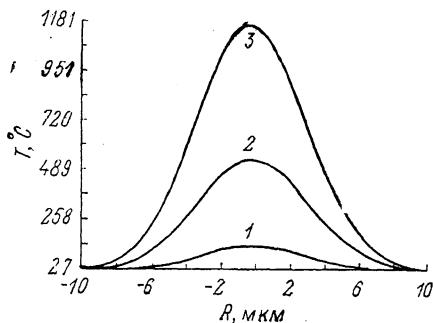
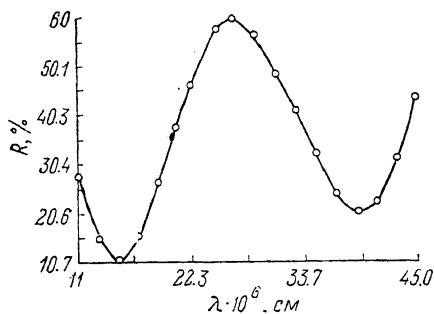


Рис. 2. Спектральная зависимость коэффициента отражения многослойной структуры  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{—TbFe}$ .

Рис. 3. Температурные профили в пленке  $\text{Tb}_{20}\text{Fe}_{80}$  в момент окончания действия лазерного импульса, соответствующие термоперемагничиванию, кристаллизации и плавлению металлической пленки.

Плотность энергии лазерного импульса, Дж/см<sup>2</sup>: 1 —  $10^{-2}$ , 2 —  $5 \cdot 10^{-2}$ , 3 —  $9 \cdot 10^{-2}$ .

Для интерпретации результатов воспользуемся теорией импульсного термо-разогрева, развитой в работе [5]. В этой работе изучается влияние лазерных импульсов на металлическую пленку толщиной  $h$ , с двух сторон окруженную полубесконечными диэлектрическими средами с разными коэффициентами теплопроводности  $\lambda_1, \lambda_2$  и температуропроводности  $K_1, K_2$ . Толщина металлической пленки  $h$  и ее термические коэффициенты  $\lambda_0$  и  $K_0$  таковы, что при наносекундных длительностях импульсов разогрева не возникает градиента температур по толщине металлической пленки. При гауссовом распределении энергии по сечению луча температурный профиль имеет следующий вид:

$$\begin{aligned} T_0(r, t) &= T_a + \Delta T_0(t) \exp(-r^2/r_0^2), \\ \Delta T_0(t) &= (2T_{00}/P^2) [x - \ln(1+x)], \\ P &= \frac{2}{\sqrt{\pi}} \frac{\lambda_1}{\lambda_0} \sqrt{\frac{K_0}{K_1}} + \frac{\lambda_2}{\lambda_0} \sqrt{\frac{K_0}{K_2}}, \\ x &= (P/h) \sqrt{K_0 t}; \quad I_f = E(1-R)/\pi r_0^2 t_0, \\ T_{00} &= I_f h / \lambda_0. \end{aligned} \quad (1)$$

Здесь  $I_f$  — плотность интенсивности лазерного импульса,  $t_0$  — длительность лазерного импульса,  $t$  — текущее время,  $T_a$  — температура окружающей среды. Процесс остывания описывается выражением

$$T(r, t) = T_a + \frac{r_0^2 \Delta T_0(t_0)}{r_0^2 + 4K_0(t-t_0)} \exp\left(-\frac{r^2}{r_0^2 + 4K_0(t-t_0)}\right). \quad (2)$$

Выводы теории [5] можно применить для реальной экспериментальной ситуации, так как при толщине защитной пленки  $\text{Si}_3\text{N}_4$  1000 Å и длительности лазерного импульса 10 нс глубина проникновения температурного фронта существенно меньше толщины пленки  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ( $h_1^2 \gg K_1 t_0$ ) [6].

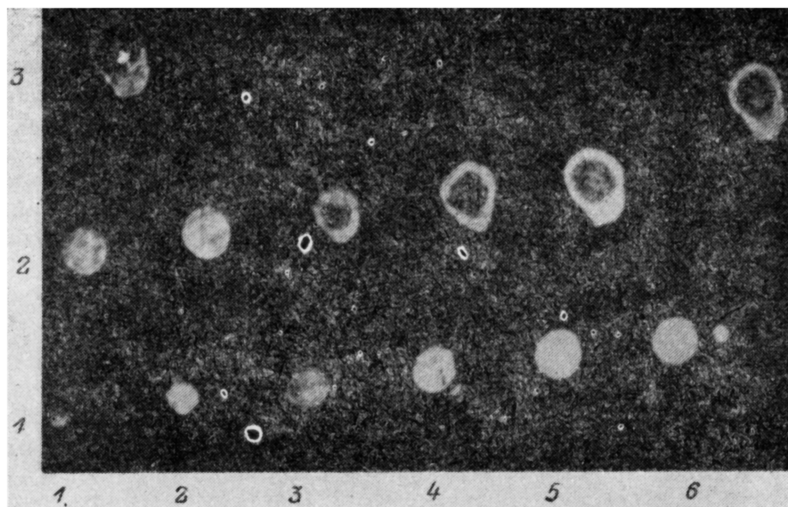


Рис. 4. Структуры, сформированные в аморфной пленке  $\text{Tb}_{20}\text{Fe}_{80}$  в результате действия лазерных импульсов длительностью 10 нс в присутствии магнитного поля 100 Э.

Порядок расположения структур в соответствии с ростом энергии лазерных импульсов (номер строки, номер столбца) следующий: 1, 1 → 1, 6 → 2, 1 → 2, 6 → 3, 1.

Характерные профили температуры в момент окончания действия лазерного импульса, полученные при помощи соотношений (1), приведены на рис. 3. На рис. 4 представлены соответствующие этим профилям образования в аморфной пленке  $\text{Tb}_{20}\text{Fe}_{80}$ . При максимальных температурах разогрева от 120 до

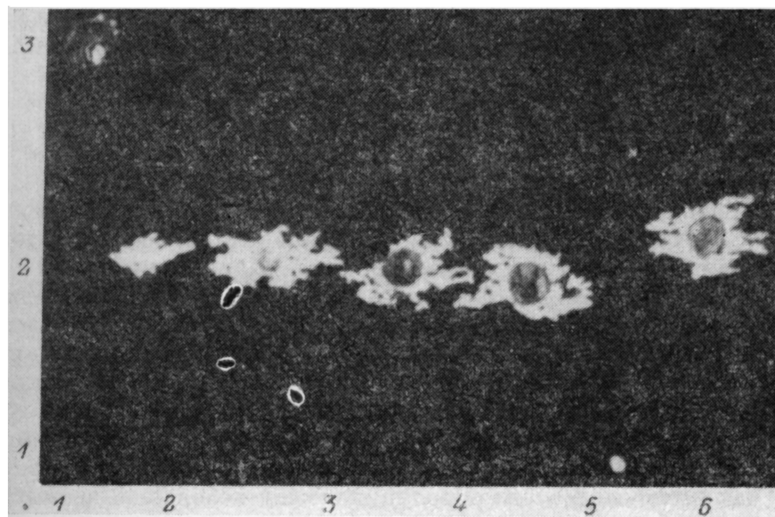


Рис. 5. Образование доменной структуры в пленке  $\text{Tb}_{20}\text{Fe}_{80}$  после полного перемagnetизации структур, показанных на рис. 4.

500 °С образуются только доменные структуры, причем домены после лазерного разогрева имеют достаточно симметричную круглую форму (образования 1, 1—2, 2). Если максимальная температура в пятне начинает превышать 500 °С, то внутри доменов образуются области, которые имеют промежуточный конт-

рает по отношению к контрасту доменов разной намагниченности (образования 2,3—2,6) (рис. 4). По всей видимости, эти области со средним контрастом являются областями кристаллической фазы в пленке  $Tb_{20}Fe_{80}$ . Доказательством этого является тот факт, что после полного перемагничивания пленки эти формирования не исчезают (рис. 5). Кроме того, при воздействии магнитного поля обратного направления, эти области являются местом зарождения доменной структуры (рис. 5). Эта особенность характерна для пленок  $TbFe$  всех исследуемых составов. Другим возможным механизмом образования необратимой фазы в аморфной пленке является стимулированное окисление металлического слоя  $TbFe$ . Однако этот процесс менее вероятен, так как, во-первых, металлическая пленка с двух сторон защищена диэлектрическими слоями и, во-вторых, окисление происходит селективно вследствие большей химической активности редкоземельного металла. Это приводит к эффективному изменению состава металлического слоя, и, следовательно, мы должны наблюдать различные про-

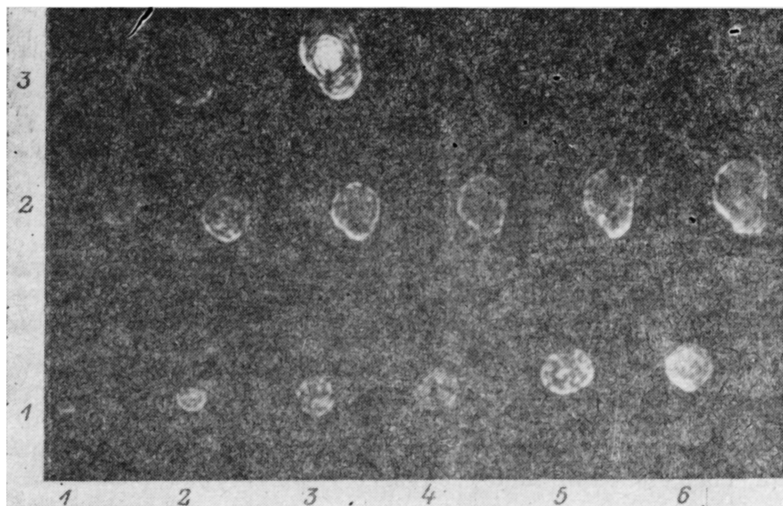


Рис. 6. Структуры, сформированные в аморфной пленке  $Tb_{20}Fe_{80}$  в результате действия лазерных импульсов длительностью 10 нс в отсутствие внешнего магнитного поля.

Порядок расположения структур в соответствии с ростом энергии лазерных импульсов такой: 1, 1 → 1, 6 → 2, 1 → 2, 6 → 3, 1 → 3, 2.

цессы перемагничивания вблизи областей необратимых изменений для пленок с различным содержанием Tb. В пленках с концентрацией Tb, меньшей, чем 22 % ( $Tb_{22}Fe_{78}$  — состав компенсации при комнатной температуре), должно наблюдаться уменьшение коэрцитивной силы вблизи окисленных областей. В пленках с содержанием Tb, большим, чем 22 %, наоборот, должно наблюдаться увеличение коэрцитивной силы. Эксперимент в обоих случаях показывает уменьшение коэрцитивной силы. Для более точного установления природы необратимой фазы необходимы данные рентгеноструктурного анализа.

Необходимо также отметить, что появление кристаллизованных областей внутри магнитного домена приводит к искажению его круглой и симметричной формы. По всей видимости, здесь наблюдается действие магнитострикционного характера, так как существует корреляция между небольшой асимметрией распределения энергии по сечению лазерного луча и искажениями формы магнитного домена (рис. 4).

Формирования в пленке  $Tb_{20}Fe_{80}$  (рис. 4) были получены под действием лазерных импульсов в присутствии магнитного поля амплитудой 100 Э. Отчетливо видно, что магнитные образования представляют собой однодоменные области обратной по отношению к остальной пленке намагниченности. При воздействии лазерных импульсов на пленку в отсутствие внешнего магнитного поля магнитные образования оказываются размагниченными (рис. 6). Внутри формирований

ясно видна лабиринтная доменная структура. Поля рассеяния пленки не оказывают существенного влияния на доменную структуру внутри магнитного образования, так как действуют на расстоянии порядка толщины пленки ( $\sim 0.1$  мкм) [7], а радиус магнитного образования составляет несколько микрон. Некоторая концентричность доменной структуры (рис. 6) внутри магнитного образования указывает на возможность последовательного формирования доменной структуры по мере продвижения изотермического фронта к центру во время остывания участка пленки. Времена остывания разогретого участка пленки составляют  $\sim 100$  нс, следовательно, постоянная времени формирования лабиринтной структуры значительно меньше, чем 100 нс.

Для оценки окончательного радиуса магнитного домена, сформировавшегося под действием лазерного импульса, необходимо использовать уравнение баланса сил, действующих на доменную границу в различные моменты процесса остывания участка магнитной пленки [8]. Расчеты показывают, что для аморфных пленок TbFe, у которых температура компенсации ниже комнатной ( $15 < x < 22$ ), окончательный радиус доменов практически совпадает с областью, разогреваемой до температуры, превышающей температуру Кюри (рис. 4). Воспользовавшись уравнениями (2), можно получить в явном виде значения радиуса области, в которой температура пленки превышает заданную  $T$ ,

$$r_{\max} = r_0 (\Delta T_0 (l_0) / e (T - T_c))^{1/2}. \quad (3)$$

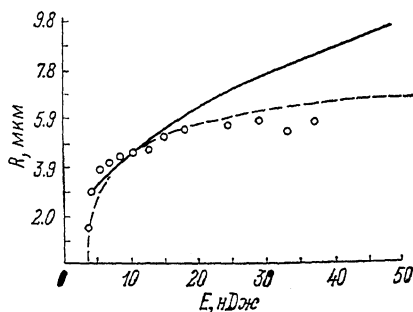


Рис. 7. Зависимость радиуса магнитного домена в пленке Tb<sub>20</sub>Fe<sub>80</sub> от энергии лазерного импульса (1) и теоретическая зависимость радиуса области, в которой  $T \geq T_c$ , от энергии лазерного импульса с учетом расплывания тепла вдоль пленки (2) и без учета расплывания тепла (3).

На рис. 7 представлены экспериментальная зависимость радиуса магнитного домена от энергии лазерных импульсов, а также зависимость радиуса области с  $T > T_c$  от того же параметра. Отчетливо видно, что эти две зависимости достаточно хорошо согласуются друг с другом при малых и средних энергиях. При больших энергиях наблюдается значительное расхождение между экспериментальной зависимостью и теоретической, в которой учитывается расплывание тепла вдоль металлической пленки. Теоретическая зависимость  $R_{T_c}(E)$ , которая не учитывает теплового расплывания вдоль металлического слоя, более точно описывает экспериментальную зависимость при больших энергиях. Видимо, это связано с тем, что в уравнении (2) необходимо учитывать члены, которые описывают распространение тепла в прилегающие диэлектрические слои [5]. Кроме того, (2) не учитывает того обстоятельства, что при больших энергиях в центре пятна образуется кристаллизованная область (рис. 4), следовательно, часть тепловой энергии поглощается в процессе кристаллизации.

Совершенно другая картина наблюдается для пленок TbFe, у которых температура компенсации превышает комнатную. Существенно изменяется форма магнитных доменов, которые возникают под действием лазерных импульсов (рис. 8). Она становится асимметричной с резко выраженными изломами. Это свидетельствует о неустойчивости доменной границы во время установления окончательного радиуса магнитного домена. Кроме того, необходимо отметить, что окончательный радиус доменов после лазерного воздействия в пленках Tb<sub>x</sub>Fe<sub>100-x</sub> с  $x > 22$  существенно отличается от радиуса лазерного луча на поверхности пленки. При  $r_0 = 3.1$  мкм радиус домена может достигать 2.1 мкм, причем с увеличением энергии лазерных импульсов радиус магнитного домена уменьшается (рис. 8). Это свидетельствует о том, что эффективная сила, действующая на доменную границу во время остывания после лазерного разогрева, направлена к центру домена [8]. При возрастании энергии импульсов увеличивается время, в течение которого температура в пятне поддерживается на уровне между  $T_c$  и  $T_{кр}$ , которая соответствует замораживанию доменной гра-

ницы вследствие повышения коэрцитивной силы. На рис. 9 приведены зависимости, характеризующие температурную релаксацию после разогрева лазерными импульсами. Воспользовавшись данными этими зависимостями, а также уравнением баланса сил, действующих на ДГ [9], можно оценить среднюю скорость движения ДГ во время термической релаксации. Для пленки  $Tb_{27}Fe_{73}$  эта величина порядка  $\sim 10$  м/с.

Кроме особенностей термического перематничивания в пленках  $TbFe$  по мере роста содержания  $Tb$  наблюдается некоторое увеличение температур кри-

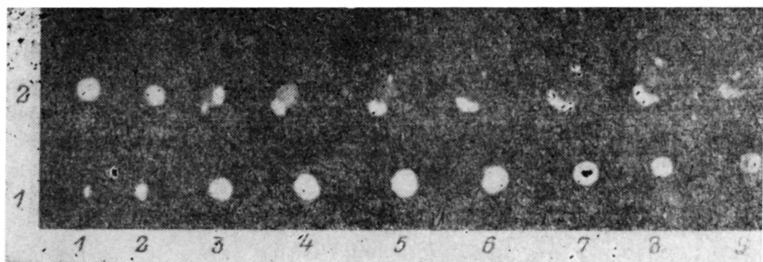


Рис. 8. Структуры, сформированные в пленке  $Tb_{27}Fe_{73}$  в результате действия лазерных импульсов длительностью 10 нс в присутствии магнитного поля 100 Э.

Порядок расположения структур в соответствии с ростом энергии лазерных импульсов следующий: 1, 1 → 1, 9 → 2, 1 → 2, 9.

сталлизации и плавления. В пленках состава  $Tb_{18}Fe_{82}$  кристаллизация происходит при максимальной температуре в пятне  $550^\circ C$ . В то же время металлические слои  $Tb_{27}Fe_{73}$  кристаллизуются при максимальной температуре  $650^\circ C$ .

Для интерпретации полученных результатов необходимо знать энергии активации процессов кристаллизации аморфных пленок  $TbFe$ . Так как в литературе отсутствуют данные об энергии активации процессов кристаллизации аморфных пленок  $TbFe$ , то мы использовали величины, полученные в [9] для аналогичных систем — аморфных пленок  $GdCo$ . Значения энергии активации

получены методом измерения удельного сопротивления при постоянной скорости нарастания температуры в пленке. В [9] показано, что энергия активации в пленках РЗМ—ПМ может варьироваться в пределах 1.2—2.5 эВ. Используя

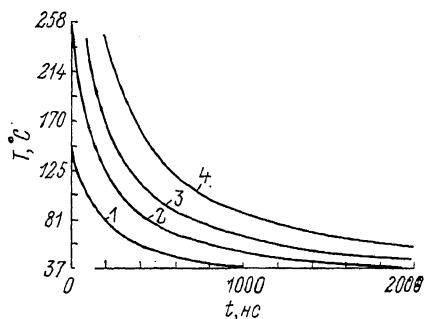


Рис. 9. Температурная релаксация в центре пятна после разогрева лазерными импульсами с энергией 1.8 (1), 3.0 (2), 4.2 (3), 6.3 вДж (4).

результаты данной работы и учитывая, что скорости разогрева в нашем случае составляют  $10^8$ — $10^9$   $^\circ C/c$ , можно оценить максимальные температуры в лазерном пятне, при которых должен происходить фазовый переход. Значения величин, полученных в соответствии с теорией [10], составляют  $900$ — $1000^\circ C$ . Некоторые расхождения с экспериментально полученными величинами, вероятно, связаны с неадекватным теоретическим описанием процессов, происходящих при скоростях изменения температуры  $10^8$ — $10^9$   $C/c$  и градиентах температуры  $10^3$   $^\circ C/мкм$ .

Полученное из эксперимента увеличение температуры плавления пленок  $TbFe$  по мере увеличения содержания  $Tb$  примерно в два раза превышает рост температуры кристаллизации. Для пленок  $Tb_{18}Fe_{82}$  характерна температура плавления  $1100^\circ C$ , а для пленки  $Tb_{27}Fe_{73}$  —  $1300^\circ C$ . Эти значения несколько ниже температур плавления чистых компонентов пленки  $Tb$  и  $Fe$ .

Таким образом, наши исследования показали, что при укорочении лазерных импульсов до 10 нс чувствительность термомагнитной записи на пленках

TbFe возрастает в два-три раза по сравнению с записью микросекундными импульсами, что обусловлено уменьшением расплывания тепла при малых временах разогрева. Процессы термического перемагничивания в пленках TbFe существенно зависят от их состава. В пленках с содержанием Tb меньше 22 % записанные термическим путем магнитные домены отличаются регулярностью и симметричностью. В пленках с содержанием Tb более 22 % форма доменов существенно асимметрична, имеет много изломов, что связано с неоднородным движением доменной границы к центру домена при остывании участка пленки. Необратимые изменения в пленках TbFe происходят при температуре 550—650 °С. По всей видимости, эти изменения связаны с локальной кристаллизацией металлического аморфного слоя. Локальное плавление пленки наблюдается при температурах 1100—13000 °С или плотностях энергии  $9 \times 10^{-2}$  Дж/см<sup>2</sup>. Это означает, что при комбинированном использовании носителей РЗМ-ПМ для однократной и реверсивной записи необходимо иметь десятикратный запас по мощности полупроводникового лазера.

Авторы хотели бы выразить благодарность Т. Г. Похилу за помощь в поляризационных измерениях и плодотворное обсуждение результатов работы.

### Список литературы

- [1] Meiklejohn W. H. // Proc. IEEE. 1986. Vol. 74. P. 1570—1581.
- [2] Luborsky F. E. // Mater. Res. Soc. Proc. 1987. Vol. 80. P. 375—384.
- [3] Shien H. D., Kryder M. H. // J. Appl. Phys. 1987. Vol. 61. N 3. P. 1108—1122.
- [4] Deguchi T., Katayama H., Takahashi A. et al. // Appl. Opt. 1984. Vol. 23. N 22. P. 3972—3978.
- [5] Hansen P. // J. Appl. Phys. 1987. Vol. 62 (1). P. 216—230.
- [6] Paek U. C., Kestenbaum A. // J. Appl. Phys. 1973. Vol. 44. N 5. P. 2260—2268.
- [7] Эшенфельдер А. Физика и техника цилиндрических магнитных доменов. М.: Мир, 1983.
- [8] Sato T., Nagato K., Kawamoto A. et al. // IEEE Trans. on Magn. 1988. Vol. 24. N 6. P. 2305—2307.
- [9] Luborsky F. E. // J. Non-Cryst. Sol. 1984. Vol. 61-62a. Pt 2. P. 829—834.
- [10] Henderson D. W. // J. Non-Cryst. Sol. 1979. Vol. 30. N 3. P. 301—315.

Институт энергетических проблем  
химической физики АН СССР  
Москва

Поступило в Редакцию  
4 сентября 1990 г.  
В окончательной редакции  
7 мая 1991 г.