

05,12

## Магнитная структура никелевой нанопроволоки после воздействия импульса тока высокой плотности

© Н.И. Нургазизов<sup>1</sup>, Д.А. Бизяев<sup>1</sup>, А.А. Бухараев<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, Казань, Россия

<sup>2</sup> Казанский (Приволжский) федеральный университет, Казань, Россия

E-mail: niazn@mail.ru

(Поступила в Редакцию 5 октября 2015 г.)

Методами магнитно-силовой микроскопии и вольт-амперометрии изучено изменение магнитной структуры никелевых нанопроволок, сформированных на непроводящей поверхности, после пропускания импульса тока высокой плотности. На основе полученных экспериментальных данных и результатов компьютерного моделирования сделан вывод, что основной причиной изменения магнитной структуры является нагрев проволоки импульсом тока. При последующем остывании вновь формирующаяся магнитная структура пиннигуется на неровностях рельефа исследуемой проволоки.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (гранты № 12-02-00820 и 15-02-02728) и программ президиума РАН.

### 1. Введение

Изучение магнитной структуры объектов, имеющих нанометровые размеры, и возможности изменения этой структуры различными способами в последнее время вызывают большой интерес [1,2]. Особое внимание уделяется изменению магнитной структуры нанопроволок под воздействием импульса тока высокой плотности, так как за счет малых размеров исследуемого объекта можно легко достичь плотности тока  $10^{13}$  А/м<sup>2</sup> при использовании стандартных приборов [3–6]. При этом изменение распределения намагниченности в ферромагнитной нанопроволоке после пропускания импульса тока высокой плотности обусловлено двумя основными механизмами. Первый механизм — это нагрев проволоки выше температуры Кюри протекающим током и переход в парамагнитное состояние [4]. При последующем остывании происходит спонтанное намагничивание проволоки при фазовом переходе из парамагнитного в ферромагнитное состояние. Второй механизм, который реализуется при более слабом импульсе тока, связан с перемагничиванием соседних доменов в исследуемой структуре за счет взаимодействия спин-поляризованного тока с магнитными моментами атомов решетки проволоки (spin torque effect) [7].

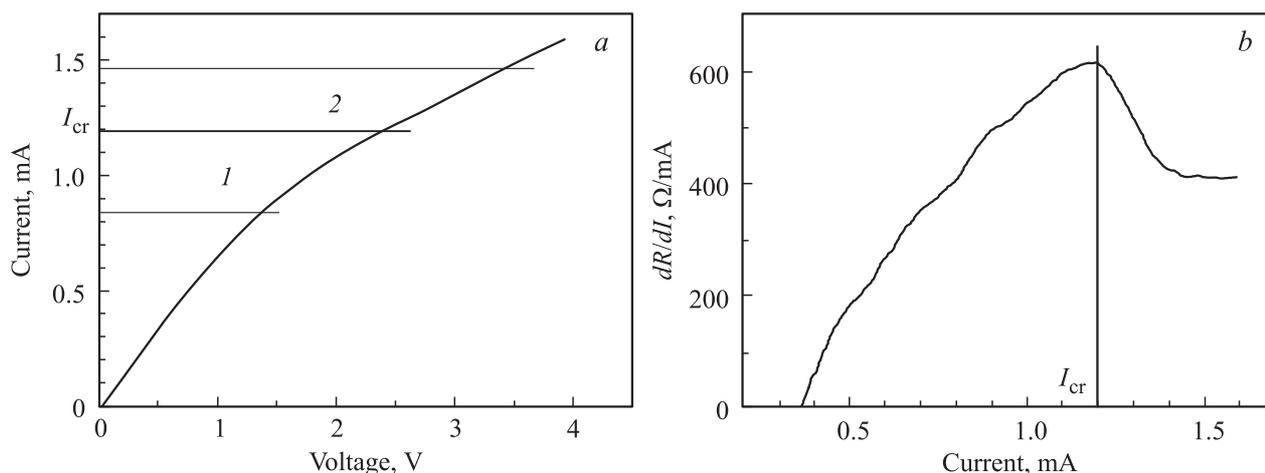
Установить степень нагрева нанопроволоки проходящим током можно по вольт-амперным характеристикам (ВАХ), регистрируемым при пропускании импульса тока. Хорошо известно, что на кривой зависимости сопротивления от температуры наблюдается перегиб, соответствующий нагреву ферромагнетика до температуры Кюри [8]. Соответственно перегиб на ВАХ также будет обусловлен нагревом проволоки до температуры Кюри, и на основе анализа ВАХ можно определить критический ток, который необходим для нагрева

проволоки до данной температуры. Для определения магнитной структуры ферромагнитной нанопроволоки с высоким разрешением оптимальным методом является использование магнитно-силового микроскопа (МСМ), который также позволяет контролировать геометрические параметры проволоки. В настоящей работе МСМ используется для изучения магнитной структуры никелевых нанопроволок, сформированных на поверхности диоксида кремния, и обсуждается механизм изменения этой структуры после воздействия импульса тока высокой плотности.

### 2. Приготовление образцов и методика проведения эксперимента

Методами сканирующей зондовой литографии и химического травления было изготовлено три типа никелевых проволок. Первый тип (для предварительных исследований) представлял собой никелевую проволоку с двумя массивными контактными площадками из того же материала, сформированными на концах проволоки. Второй тип образцов представлял собой нанопроволоку, на концах которой были сформированы контактные площадки из меди для снижения влияния массивных ферромагнитных контактов на распределение намагниченности в проволоке. Третий тип образцов — отдельно лежащая нанопроволока без контактов. Более подробно методика приготовления образцов с помощью сканирующей зондовой литографии описана в работах [9,10].

Распределение намагниченности в полученных проволоках исследовалось в камере сканирующего зондового микроскопа Solver HV (NT MDT). Измерения ВАХ при пропускании импульса тока через проволоку прово-



**Рис. 1.** *a)* Вольт-амперная характеристика никелевой нанопроволоки, полученная при начальном (отжигающем) пилообразном импульсе тока. Точка  $I_{cr}$  (перегиб кривой) — переход из ферромагнитного в парамагнитное состояние. Импульсы с амплитудой, соответствующей области 1, приводят к слабому изменению структуры намагниченности. Импульсы с амплитудой, соответствующей области 2, приводят к сильному изменению структуры намагниченности. *b)* Определение критического тока  $I_{cr}$  по первой производной зависимости сопротивления проволоки от тока.

дильсь классическим методом амперметра–вольтметра. На образец с генератора подавался одиночный положительный импульс напряжения, имеющий пилообразную форму, длительностью 0.1 s. При этом одновременно регистрировалось значение напряжения, падающего на проволоке, и тока, текущего через нее, с частотой выборки 5 kHz. Полученные значения напряжения и тока можно считать стационарными, так как, согласно нашим оценкам и расчетам других авторов [11,12], время установления стационарного значения распределения температуры в проволоке составляет менее 200 ns от момента начала прямоугольного импульса. Эти оценки подтверждаются и экспериментальными измерениями, при которых стационарное значение сопротивления проволоки устанавливается менее чем через 1  $\mu$ s от момента начала прямоугольного импульса напряжения [3,4]. В промежутках между измерениями ВАХ на образец подавалось напряжение около  $-40$  mV для контроля текущего сопротивления образца.

Весь цикл измерений проводился в вакууме при давлении  $10^{-3}$  Pa для предотвращения окисления проволоки при нагреве до высоких температур. После пропускания импульса тока образец исследовался с помощью МСМ. Затем подавался следующий импульс. Для того чтобы исключить изменение распределения магнитных доменов за счет отжига полученной проволоки протекающим током, предварительно на нее подавался импульс тока, превышающий по амплитуде все последующие импульсы. Данный импульс нагревал проволоку существенно выше температуры Кюри (630 K). ВАХ никелевой проволоки, полученная при таком импульсе, приведена на рис. 1, *a*.

Для МСМ-измерений использовались стандартные коммерческие кантилеверы MFM 10 (NT MDT) и

NSC 19/Co–Cr (MikroMasch). Стабильность работы таких зондов обеспечивается большим количеством нанесенного на них магнитного материала (толщина покрытия 40–70 nm), что приводит к увеличению их магнитного момента и уменьшению латерального разрешения. При сканировании такие кантилеверы могут изменять структуру намагниченности проволоки. Поэтому перед проведением измерений магнитное покрытие зондов утонялось при помощи ионного травления. Это также позволило удалить слой оксидов с поверхности зонда, который образуется при хранении на воздухе и тоже снижает разрешение кантилевера. Снижение чувствительности МСМ-зонда за счет уменьшения его магнитного момента компенсировалось проведением измерений в вакууме, который существенно увеличивает добротность регистрирующей системы и таким образом поднимает ее чувствительность.

Во время магнитно-силовых измерений использовалась однопроходная методика, при которой МСМ-зонд перемещается над поверхностью образца на достаточном удалении (несколько десятков нанометров) для того, чтобы исключить перемагничивание проволоки магнитным полем зонда. Перед проведением измерений плоскость движения МСМ-зонда во время сканирования выставлялась параллельно плоскости образца. Это позволяло исключить влияние изменения расстояния зонд–образец на получаемую картину распределения магнитных доменов в проволоке.

### 3. Результаты и обсуждение

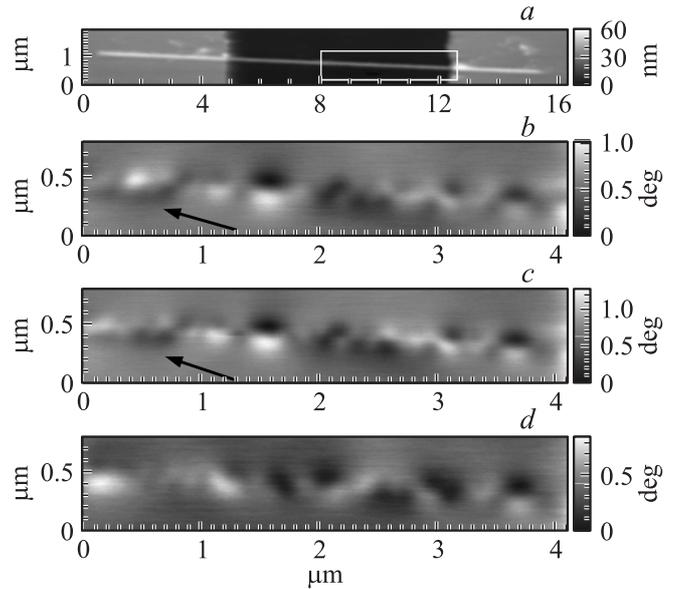
Для проведения исследований были изготовлены нанопроволоки длиной 5–50  $\mu$ m, шириной 0.1–1.5  $\mu$ m и высотой 8–30 nm. Геометрические параметры получа-

емых проволок контролировались с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) Solver P47 (NT MDT). Первые эксперименты по исследованию структуры намагниченности проволоки были выполнены на образцах первого типа (проволока и контактные площадки из никеля). Эксперименты, проведенные на таких проволоках, позволили установить, что изменения в магнитной структуре проволоки начинают происходить при импульсах тока, которые не нагревают проволоку до температуры Кюри. Также было установлено, что при ширине проволоки свыше 500 нм формируется сложная структура намагниченности, которая не позволяет достоверно зарегистрировать момент изменения МСМ-изображения после воздействия импульса тока. Поэтому дальнейшие измерения выполнялись на проволоках шириной 100–500 нм.

При импульсе тока свыше критического на ВАХ наблюдается характерный перегиб, который обусловлен переходом проволоки из ферромагнитного в парамагнитное состояние (рис. 1, *a*). Точно определить критический ток, при котором происходит переход, можно по экстремуму на производной зависимости сопротивления проволоки от протекающего тока (рис. 1, *b*). Исходя из геометрических размеров проволоки, полученных по АСМ-измерениям, нагрев до температуры Кюри происходил при критической плотности тока около  $1 \cdot 10^{12}$  А/м<sup>2</sup>. После импульса тока по величине выше критического наблюдалась существенная перестройка магнитной структуры проволоки. При этом влияние температурного отжига дефектов (при нагреве проволоки протекающим током) на получаемую картину распределения намагниченности в проволоке было исключено за счет первого импульса с максимальной амплитудой. На рис. 1, *a* приведена ВАХ первого (отжигающего) импульса; на ней обозначены критический ток  $I_{cr}$ ; область 2 для импульсов с амплитудой выше  $I_{cr}$ ; область 1 для импульсов с амплитудой меньше  $I_{cr}$ , после которых наблюдалось изменение магнитной структуры проволоки.

Первые изменения в МСМ-изображении никелевой проволоки наблюдались после импульса тока с амплитудой около 70% от критического тока (область 1 на рис. 1, *a*) на образцах первого (контактные площадки из никеля) и второго (контактные площадки из меди) типов (рис. 2). Из приведенных МСМ-изображений видно, что происходит изменение контраста в соседних областях: размер одной области (обозначена стрелкой на рис. 2, *b, c*) уменьшается при увеличении двух соседних областей. После импульса тока с амплитудой выше критической (область 2 на рис. 1, *a*) наблюдалась существенная перестройка магнитной структуры исследуемой проволоки на образцах первого и второго типа (рис. 2, *c, d*). При этом после импульсов тока с одинаковой амплитудой в некоторых случаях формировалась различная картина распределения намагниченности.

Измерения магнитной структуры никелевой проволоки без электрических контактов (образцы третьего

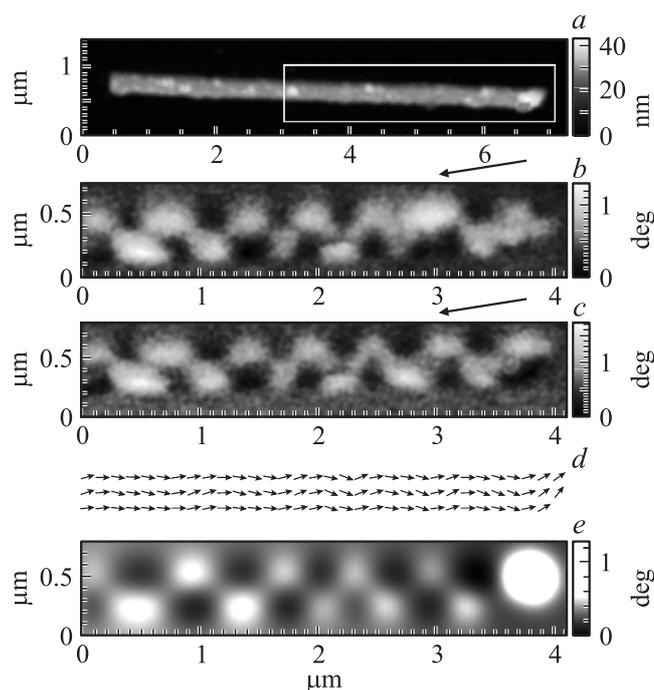


**Рис. 2.** *a*) АСМ-изображение никелевой нанопроволоки, соединяющей две медные контактные площадки. *b*) МСМ-изображение исходного состояния фрагмента проволоки (обозначен прямоугольником на части *a*). *c*) МСМ-изображение фрагмента проволоки после импульса 0.94 мА. Стрелкой обозначено место, где происходит изменение намагниченности проволоки. *d*) МСМ-изображение фрагмента проволоки после импульса (амплитуда 1.4 мА), нагревающего проволоку выше температуры Кюри.

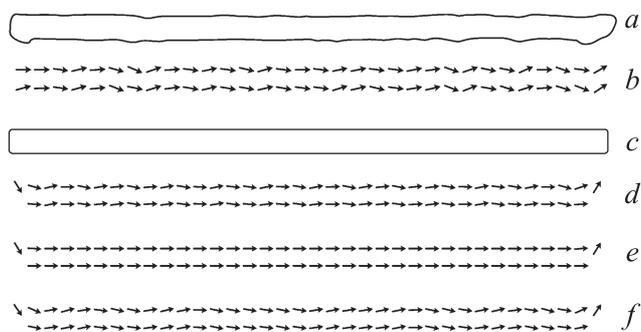
типа, рис. 3, *a*) после термического нагрева в вакууме показали, что изменения в магнитной структуре происходят при нагреве образца до температуры выше 400 К. При этом в интервале температур от 400 К до температуры Кюри (630 К) наблюдались небольшие изменения магнитной структуры (рис. 3, *b, c*). Термический нагрев образца выше температуры Кюри приводил к существенным изменениям в магнитной структуре, в некоторых случаях наблюдалась смена полюсов на концах проволоки.

Таким образом, МСМ-измерения показали, что при термическом нагреве проволоки и при пропускании через нее импульса тока наблюдаются схожие изменения в структуре намагниченности проволоки. Это позволило сделать предварительный вывод о том, что изменения в магнитной структуре проволоки при пропускании импульса тока высокой плотности преимущественно обусловлены ее нагревом протекающим током.

МСМ-измерения проводились в полуконтактной моде, при которой регистрировалось изменение фазы между колебаниями, возбуждающими зонд, и реальными колебаниями зонда. Данная разность фаз пропорциональна градиенту силы взаимодействия МСМ-зонда и исследуемого образца в данной точке. Для того чтобы установить на основе МСМ-изображения распределение намагниченности в проволоке, решалась обратная задача. На первом этапе структура намагниченности



**Рис. 3.** АСМ-изображение отдельно лежащей никелевой нанопроволоки (*a*) и МСМ-изображения исходного состояния фрагмента этой проволоки (*b*) и состояния после нагрева до 400 К (*c*). Стрелками обозначены области, где происходит изменение намагниченности проволоки. *d* — смоделированное в программе ООММФ распределение намагниченности в этой проволоке при комнатной температуре, *e* — соответствующее этому распределению виртуальное МСМ-изображение.



**Рис. 4.** Контур проволоки (*a*), представленной на рис. 3, и смоделированное в программе ООММФ распределение намагниченности (*b*) в этой проволоке при температуре 300 К. *c* — контур модельной проволоки (параллелограмм со сторонами  $30 \times 30 \times 6000$  нм), использованной для расчетов распределения намагниченности при разных температурах, *d–f* — смоделированное для нее распределение намагниченности при температуре 300 (*d*), 400 (*e*), 500 К (*f*).

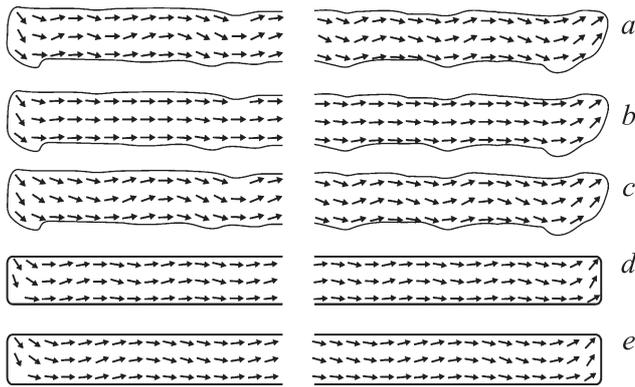
образца была смоделирована при помощи программы ООММФ [13]. Для этого реальная проволока была представлена в виде планарной структуры, однородной по высоте, которая вычислялась как средняя высота проволоки, полученная по АСМ-измерениям. Форма

планарной структуры была получена оконтуриванием АСМ-изображения (рис. 4, *a*). Моделирование показало, что при комнатной температуре направление намагниченности плавно изменяется вдоль основной оси проволоки, создавая зигзагообразную структуру; на концах проволоки образуются полюса (рис. 4, *b*). При этом изменения направления намагниченности коррелируют с неоднородностями сечения проволоки. Далее, на втором этапе, по полученному распределению намагниченности в проволоке было построено модельное МСМ-изображение (рис. 3, *e*), которое сопоставлялось с экспериментальным. Для этого использовалась разработанная ранее программа виртуального микроскопа [14]. Для удобства сравнения экспериментального и модельного МСМ-изображений на рис. 3, *b, e* отображена только часть проволоки. Полученные изображения хорошо совпадают, что позволяет говорить о соответствии модельного распределения намагниченности реальному. Небольшие отличия, вероятно, связаны с тем, что при создании модели для ООММФ-расчетов нанопроволока принималась однородной по высоте, и часть неровностей по ширине была сглажена из-за конечного размера элементарных ячеек, на которые разбивается проволока при моделировании.

Изменение структуры намагниченности проволоки при повышении температуры было смоделировано путем изменения константы кристаллической анизотропии и намагниченности насыщения никеля, задаваемых в качестве параметров при численных расчетах в программе ООММФ. Для этого использовалась зависимость константы кристаллической анизотропии от температуры, приведенная в работе [15]. Намагниченность насыщения рассчитывалась на основе трехмерной модели Гейзенберга [16] по формуле  $M_s(T) = M_s(T_0)(1 - T/T_c)^{0.362}$ , где  $M_s(T_0)$  — намагниченность насыщения при температуре 0 К,  $T_c$  — температура Кюри,  $T$  — температура частицы.

В интервале температур от комнатной до 550 К изменение намагниченности насыщения никеля происходит плавно и не должно оказывать существенного влияния на распределение магнитных моментов в проволоке. В то же время константа кристаллической анизотропии никеля изменяется довольно существенно, переходя от отрицательных значений к положительным при температуре около 370 К. Такое поведение константы кристаллической анизотропии может привести к изменению структуры намагниченности проволоки при повышении температуры.

Как показали расчеты на модельных никелевых проволоках (при этом проволока аппроксимировалась параллелограммом со скругленными углами, рис. 4, *c*), увеличение температуры приводит к изменению структуры намагниченности. При комнатной температуре (300 К) в такой проволоке формируется зигзагообразная структура намагниченности (рис. 4, *d*). В интервале температур 350–400 К проволока становится однородно намагниченной вдоль основной оси (рис. 4, *e*). При дальнейшем



**Рис. 5.** Смоделированное в программе OOMMF распределение намагниченности в реальной проволоке (обозначена контуром) при температуре 300 (a), 400 (b), 500 К (c). Изменение структуры намагниченности при нагреве до 500 К наблюдается в левой части проволоки. d, e — смоделированное в программе OOMMF распределение намагниченности в проволоке в виде параллелограмма со сторонами  $30 \times 300 \times 6000$  nm при температуре 300 (d), 500 К (e).

увеличении температуры опять появляется зигзагообразная структура намагниченности, которая имеет другой период (рис. 4, f).

Изменение структуры намагниченности при повышении температуры происходит несколько иначе, если при расчетах учитывать реальную форму проволоки (рис. 5). Для наглядности на рис. 5 приведены два боковых фрагмента проволоки без центральной части. Здесь также в интервале температур 350–400 К зигзагообразная структура намагниченности проволоки практически исчезает, и она становится однородно намагниченной вдоль основной оси. Однако сохраняются небольшие искажения направления намагниченности в областях, где есть неоднородность по ширине (рис. 5, b). При увеличении температуры до 500 К (рис. 5, c) структура намагниченности в правой части проволоки вновь становится такой же, как и при комнатной температуре, изменения происходят только в левой части проволоки (рис. 5, a, c). Это обусловлено тем, что правая часть проволоки более однородна по ширине в отличие от левой (рис. 5, a) и период изменения направления намагниченности привязан к изменению ширины проволоки. В левой части проволоки, более однородной по ширине, период зигзагообразной структуры увеличивается так же, как и в случае идеальной проволоки (рис. 5, d, e).

Распределение намагниченности в проволоке, установленное по результатам МСМ-измерений и компьютерного моделирования, показало, что при сечении никелевой проволоки меньше  $30 \times 500$  nm в ней не происходит образования доменов (намагниченных областей с высокой степенью однородности), разделенных узкими доменными стенками (рис. 4). Направление намагниченности плавно изменяется вдоль длинной оси проволоки. Поэтому, по-видимому, степень спиновой поляризации

тока, протекающего в такой проволоке, низкая. В связи с этим изменения магнитной структуры проволоки за счет взаимодействия спин-поляризованного тока с магнитными моментами атомов решетки исследуемого материала не происходит.

Результаты компьютерного моделирования и МСМ-измерений позволяют предположить следующий механизм изменения намагниченности никелевой проволоки под воздействием импульса тока высокой плотности. При протекании импульса тока происходит нагрев проволоки. При нагреве до 350 К проволока становится однородно намагниченной за счет того, что константа кристаллической анизотропии близка к нулю и основным фактором, определяющим образование магнитной структуры, становится анизотропия формы. При этом сохраняются небольшие искажения направления намагниченности на неоднородностях ширины проволоки. После увеличения температуры выше 400 К формируется зигзагообразная структура намагниченности уже с другим периодом. Для реальной проволоки при остывании после импульса тока изменение направления намагниченности может пиннинговаться на неоднородностях ширины. Соответственно структура намагниченности после импульса тока (или после термического нагрева до температуры выше 400 К) будет отличаться от начальной, что и наблюдалось при МСМ-измерениях. Если импульс тока нагревает проволоку выше температуры Кюри, то при остывании происходит спонтанное намагничивание проволоки, и сформировавшаяся структура намагниченности может существенно отличаться от начальной.

#### 4. Заключение

Анализ ВАХ никелевой проволоки полученных при пропускании импульса тока высокой плотности, и МСМ-исследования позволили установить, что при критической плотности тока ( $1 \cdot 10^{12}$  A/m<sup>2</sup>) происходит нагрев проволоки протекающим током до температуры Кюри. При импульсах с плотностью тока от 70 до 100% от критической наблюдается изменение структуры намагниченности, обусловленное тем, что при нагреве образца свыше 400 К может сформироваться зигзагообразная структура намагниченности с другим периодом. При остывании образца после импульса тока сформированная структура намагниченности может сохраниться за счет пиннинга изменений направления намагниченности в проволоке на неоднородностях ширины. Такое поведение структуры намагниченности связано с зависимостью от температуры константы кристаллической анизотропии, которая при 370 К переходит через нуль. Импульс тока выше критического приводит к нагреву образца выше температуры Кюри и спонтанному намагничиванию проволоки при остывании. Такой импульс может существенно изменить начальную структуру намагниченности никелевой проволоки.

## Список литературы

- [1] Magnetic nano- and microwires / Ed. M. Vazquez. Woodhead Publ., Cambridge (2015). 870 p.
- [2] J.P. Liu, E. Fullerton, O. Gutfleisch, D.J. Sellmyer. Nanoscale magnetic materials and applications. Springer, Dordrecht (2010). 719 p.
- [3] A. Yamaguchia, S. Nasu, H. Tanigawa, T. Ono, K. Miyake, K. Mibu, T. Shinjo. Appl. Phys. Lett. **86**, 012 511 (2005).
- [4] A. Yamaguchi, A. Hirohata, T. Ono, H. Miyajima. J. Phys.: Condens. Matter. **24**, 024 201 (2012).
- [5] G.S.D. Beach, C. Knutson, C. Nistor, M. Tsoi, J.L. Erskine. Phys. Rev. Lett. **97**, 057 203 (2006).
- [6] M. Hayashi, L. Thomas, R. Moriya, C. Rettner, S.S.P. Parkin. Science **320**, 5873, 209 (2008).
- [7] D.C. Ralph, M.D. Stiles. J. Magn. Magn. Mater. **320**, 1190 (2008).
- [8] С.В. Вансовский. Магнетизм. Наука, М. (1971). 1032 с.
- [9] А.А. Бухараев, Д.А. Бизяев, Н.И. Нургазизов, Т.Ф. Ханипов. Микроэлектроника **41**, 2, 90 (2012).
- [10] Д.А. Бизяев, А.А. Бухараев, С.А. Зиганшина, Н.И. Нургазизов, Т.Ф. Ханипов, А.П. Чукланов. Микроэлектроника **44**, 6, 437 (2015).
- [11] C.Y. You, S.S. Ha. Appl. Phys. Lett. **91**, 022 507 (2007).
- [12] K.J. Kim, J.C. Lee, S.B. Choe, K.H. Shin. Appl. Phys. Lett. **92**, 192 509 (2008).
- [13] M.J. Donahue, D.G. Porter. OOMMF (<http://math.nist.gov/oommf/>).
- [14] Д.В. Овчинников, А.А. Бухараев. ЖТФ **71**, 8, 85 (2001).
- [15] Р. Бозорт. Ферромагнетизм. ИИЛ, М. (1956). 784 с.
- [16] J. Coey. Magnetism and magnetic materials. Cambridge University Press, Cambridge (2010). 617 p.