

Сравнительное микроскопическое исследование поверхности магнитострикционных материалов

Т.П. Каминская,¹ А.Е. Иешкин,¹ А.А. Алероев,^{1,*} К.Ф. Миннебаев,¹ А.А. Татаринцев,¹ И.С. Терёшина¹

¹Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, физический факультет
Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2

(Поступила в редакцию 14.11.2025; после доработки 03.12.2025; подписана в печать 05.12.2025)

В работе проведено сравнительное исследование влияния различных методов обработки поверхности на свойства магнитострикционных сплавов $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_2$ (терфенол-Д) и $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2}$ со структурой фаз Лавеса. С помощью атомно-силовой, магнитно-силовой и сканирующей электронной микроскопии изучены структурные особенности поверхности после механической полировки, химического и ионного травления. Показано, что замещение атомов Fe на атомы Co оказывает значительное влияние на доменную структуру образцов. Проведённый анализ полученных результатов позволил определить оптимальные методы подготовки поверхности для исследования свойств высокострикционного сплава $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_2$ и замещенного состава $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2}$.

PACS: 75.30.Gw, 61.72.Ji, 81.20.Ev, 75.50.Dd УДК: 537, 537.6

Ключевые слова: терфенол-Д, магнитострикция, АСМ, МСМ, СЭМ, структура поверхности, доменная структура, фазы Лавеса, механическая полировка, химическое травление, ионное травление.

DOI: [10.55959/MSU0579-9392.81.2610501](https://doi.org/10.55959/MSU0579-9392.81.2610501)

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы наблюдается устойчивый интерес к многофункциональным материалам, способным одновременно проявлять, к примеру, магнитные и механические свойства [1, 2]. Такие материалы рассматриваются как основа для создания новых поколений сенсоров и исполнительных систем, где требуется высокая чувствительность, стабильность и воспроизводимость характеристик. Особое внимание привлекают соединения на основе редкоземельных элементов и железа. Среди них сплав $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_2$, известный как терфенол Д, занимает одно из ведущих мест благодаря высокой величине магнитострикции и широким возможностям практического применения [3, 4]. Он используется в устройствах, работающих в условиях повышенных нагрузок и требующих точного управления механическим откликом.

Для дальнейшего развития этой области необходимо детальное исследование факторов, определяющих функциональные свойства сплавов. Известно, что характеристики материалов с гигантской магнитострикцией зависят не только от их объёмных параметров, но и от состояния поверхности [5, 6], поскольку именно поверхность является наиболее чувствительной областью к структурным и магнитным неоднородностям. Даже незначительные изменения, такие как шероховатость, окисление или наличие дефектного слоя, способны приводить к локальным искажениям доменной структуры, перераспределению напряжений и,

как следствие, снижению эффективности функционального отклика, что особенно важно для тонких плёнок, лент и микро- и наноразмерных элементов, где поверхностные эффекты становятся доминирующими [7].

Важным направлением остаётся исследование влияния различных методов обработки поверхности на свойства материала. Механическая полировка, химическое и ионное травление позволяют удалять дефектные слои, формировать различный рельеф и выявлять зёрнистую структуру [8]. Однако эти методы могут не только улучшать морфологию, но и создавать новые дефекты, изменяющие магнитную текстуру. Поэтому сравнение их воздействия на поверхность является необходимым условием для выбора оптимальной подготовки образцов.

Современные методы исследования дают возможность проводить комплексный анализ состояния поверхности. Атомно-силовая микроскопия (АСМ) позволяет визуализировать топографию с наноразрешением и определить границы зёрен [9]. Магнитно-силовая микроскопия (МСМ) даёт информацию о конфигурации доменной структуры и локальном распределении магнитных моментов [10]. Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) обеспечивает высокое качество изображений микрорельефа и позволяет дополнить данные о морфологии [11]. Совместное использование этих методов открывает возможность комплексного изучения связей между микроструктурой и магнитными свойствами.

Дополнительным фактором, оказывающим влияние на функциональные характеристики, является легирование. Введение кобальта в состав

* E-mail: abdurahman.rts@gmail.com

Tb–Dy–Fe изменяет параметры кристаллической решётки и температуру магнитного упорядочения, а также влияет на характер доменной структуры [12, 13]. Это делает такие сплавы перспективными объектами для изучения в связи с возможностью целенаправленного управления их свойствами.

Таким образом, актуальной задачей является исследование влияния состояния поверхности и методов её подготовки на морфологические и магнитные характеристики сплавов Tb–Dy–Fe и Tb–Dy–Fe–Co. Полученные данные не только позволяют уточнить фундаментальные представления о связи микроструктуры с магнитострикционными свойствами, но и способствуют решению прикладных задач по созданию высокоэффективных материалов для функциональных устройств.

Цель работы заключается в сравнительном исследовании топологии поверхности и магнитной структуры сплавов Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe₂ и Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2} после механической полировки, химического и ионного травления с использованием методов атомно-силовой, магнитно-силовой и сканирующей электронной микроскопии.

1. МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТА

Исходные поликристаллические сплавы Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe₂ и Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2} были синтезированы методом дуговой плавки в высокочистой аргоновой атмосфере. Для достижения гомогенности составов образцы многократно переплавлялись (не менее трех раз), после чего подвергались термической обработке — отжигу при 1100°C в течение 10 ч [14]. Состав сплава после дуговой плавки контролировался с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDS). Магнитные и магнитострикционные свойства полученных образцов приведены в работах [14–16].

Образцы длительное время хранились при комнатной температуре и атмосферном давлении. В результате хранения образцов произошло окисление их поверхности. В данной работе поверхность образцов подвергалась различным воздействиям.

Механическая полировка проводилась связанным абразивом с последовательным уменьшением размера зерна. На последнем этапе использовался свободный порошок SiC с размером зерна 5 мкм. Химическое травление поверхности проводилось 5%-м раствором соляной кислоты в этаноле в течение нескольких секунд.

Ионное травление осуществлялось на ускорителе ионов МГУ имени М.В. Ломоносова. Использовались ионы аргона с энергией 2 кэВ при нормальном падении. Перед образцом была установлена диафрагма из танталовой фольги диаметром 7 мм, ограничивающая пучок. Доза облучения составила 10¹⁷ ион/см². Давление в рабочей камере во время облучения составляло 3 × 10^{−4} Па.

Для проведения исследований методом атомно-силовой микроскопии использовались скани-

рующие зондовые микроскопы Vega и Solver (NT-MDT). Атомно-силовая микроскопия проводилась в полуконтактном режиме с помощью зондов NSG-03. Радиус кривизны зонда (наконечника) составлял 10 нм, длина — около 150 мкм, константа жесткости — 0.35–6.1 Н/м, резонансные частоты составляли 47–150 кГц. Магнитно-силовая микроскопия проводилась с помощью зондов MFM-01 (кремниевые магнитные зонды), покрытых пленкой CoCr. Радиус кривизны зонда (наконечника) составлял около 40 нм, длина — около 225 мкм, константа жесткости — 1–5 Н/м. Резонансные частоты составляли 47–90 кГц. Исследования проводились при комнатной температуре при отсутствии магнитного поля. Измерения и обработка снимков проводились с использованием программного обеспечения NOVA.

Для наблюдения топографических особенностей поверхности использовался также сканирующий электронный микроскоп Carl Zeiss Supra 40, оснащенный термополевым катодом (катод Шоттки) и имеющий максимальное разрешение около 1 нм. Изображения получали с помощью внутрилинзового детектора при энергии электронного пучка 10 кэВ.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

2.1. Структурные и магнитные свойства образцов

Прежде всего приведем основные структурные и магнитные характеристики исследуемых сплавов Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe₂ (далее по тексту — образец № 1) и Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2} (образец № 2), полученные после синтеза образцов (см. таблицу) [14–16].

Частичное замещение атомов Fe на атомы Co, как правило, приводит к заметному увеличению температуры Кюри, которая в нашем случае составляет 687 и 725 К для Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe₂ и Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2} соответственно. Из таблицы видно, что структурные и магнитострикционные параметры, а именно продольная магнитострикция и магнитострикционная восприимчивость, различаются при этом не сильно. Данные исследования и исследования, описанные ниже, проводились на объемных образцах.

2.2. Состояние поверхности образцов: окисленная и полированная поверхность

На рис. 1. представлены изображения морфологии поверхности образца № 1, полученное с помощью атомно-силовой микроскопии (см. рис. 1, а), а также снимки, полученные с помощью магнитно-силовой микроскопии (см. рис. 1, б, в). Видно, что поверхность образца на отдельных её участках достаточно гладкая и однородная. Такая поверхность

Таблица. Структурные свойства $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$ и $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{1.8}\text{Co}_{0.2}$ (a — параметр решетки, V — объем элементарной ячейки, $\Delta V/V$ — относительное изменение объема элементарной ячейки) и магнитные (T_C — температура Кюри, $\Delta T_C/T_C$ — относительное изменение температуры Кюри, λ_{\parallel} — величина продольной магнитострикции, $d\lambda_{\parallel}/dH$ — магнитострикционная восприимчивость)

Образец №	a , Å	V , Å ³	$\Delta V/V$, %	T_C , К	$\Delta T_C/T_C$, %	λ_{\parallel} , 10^{-6} $T = 300 \text{ K}, H = 5 \text{ кЭ}$	$d\lambda_{\parallel}/dH$, $10^{-9} \text{ Э}^{-1}, T = 300 \text{ K}$
1	7.328	393.5	-	687	-	900	270
2	7.321	392.4	0.3	725	5.5	880	260

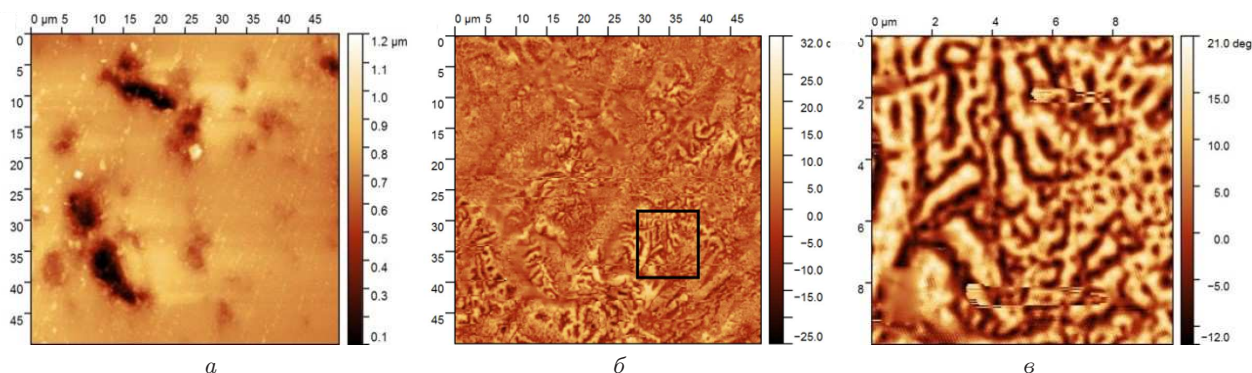


Рис. 1. АСМ-изображения морфологии поверхности образца № 1 — a), МСМ-изображения этой области — b и её выделенной (с помощью квадрата) части — $в$

пригодна для получения магнитно-силового изображения хорошего качества. Однако на поверхности образца можно также видеть впадины глубиной до 700 нм, длиной до 15 мкм и шириной до 5 мкм.

Конфигурация поверхностной магнитной доменной структуры (в виде полей рассеяния доменов) окисленного образца № 1 показана в разных масштабах (сканирование 50×50 и 10×10 мкм). На рис. 1, b видны разные типы доменных структур. Как известно из литературы [17], в поликристаллических образцах определение типов доменных структур (ДС) и их оценка могут быть субъективными. Как в магнитомягких, так и магнитотвердых сплавах в результате магнитно-структурных фазовых превращений может возникать неоднородная микроструктура. Более того, в матрице одной кристаллической фазы могут выделяться мельчайшие частицы другой фазы, которые создают большие препятствия для смещения доменных стенок, так что стенки оказываются закрепленными в своих положениях. В таких образцах возможно наблюдение на поверхности совершенно необычных сложных доменных структур.

В материалах с высокой магнитострикцией домены будут стремиться расположиться так, чтобы минимизировать упругую энергию, что и приведет при наличии внутренних напряжений к появлению сложных магнитных структур, поскольку формирование различных типов доменных структур будет способствовать перераспределению внутренних напряжений.

На рис. 1, $в$ наблюдается нерегулярная смешанная доменная структура с размерами доменов от

30 нм до 5 мкм. Присутствуют довольно крупные зигзагообразные домены (тип доменной структуры приближен к лабиринтной), а также домены типа «звёздочек», кольцевые, полукольцевые и точечные. Необходимо отметить, что поверхность образца № 2 имела слишком ярко выраженный рельеф, что не позволило провести для неё аналогичные исследования.

Далее в работе была проведена механическая полировка поверхности образцов № 1 и № 2 с целью удаления окисленного слоя поверхности. После чего с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) были получены снимки поверхности обоих образцов (см. рис. 2, $a, б$). Для образца № 1 подтверждено присутствие глубоких впадин (как указывалось выше, до 700 нм), которые не были устранены с помощью полировки поверхности.

Методом АСМ и МСМ были проведены исследования морфологии поверхности для определения высоты рельефа, а также выявления основных особенностей наблюдаемой доменной структуры (см. рис. 3). Установлено, что поверхность образца № 2 более гладкая, чем у образца № 1. Более того, наблюдаются впадины глубиной только до 400 нм. На поверхности образца № 2 отсутствовали трещины и выступы, поэтому полученная магнитная картина была выражена достаточно хорошо и в целом напоминала МСМ-изображение для образца № 1. Размеры доменов различной формы для образца № 2 варьируются от 25 нм до 3 мкм (что несколько меньше, чем для образца № 1). Стоит также заметить, что доменная структура более регулярная по сравнению с ДС образца № 1. В ней практически от-

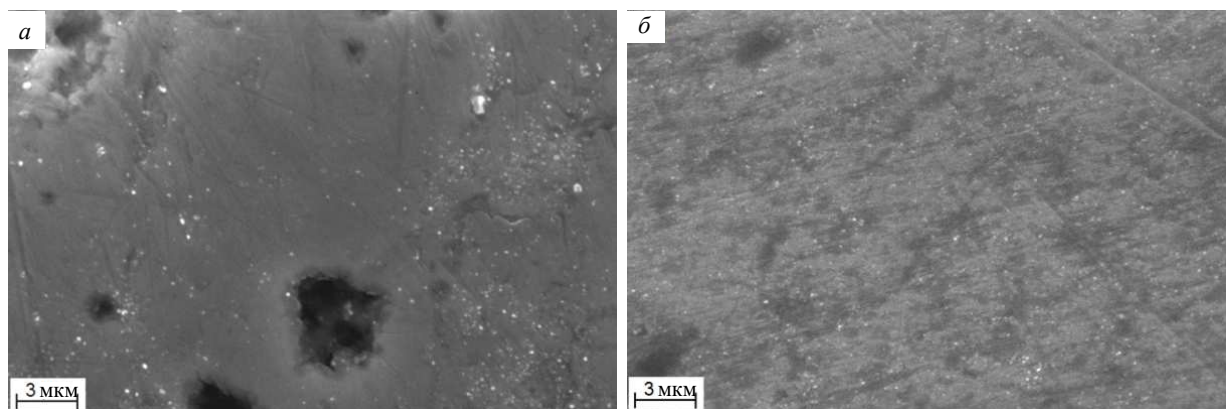


Рис. 2. Изображения поверхности образцов № 1 — *a* и № 2 — *б* после механической полировки, полученные с помощью СЭМ

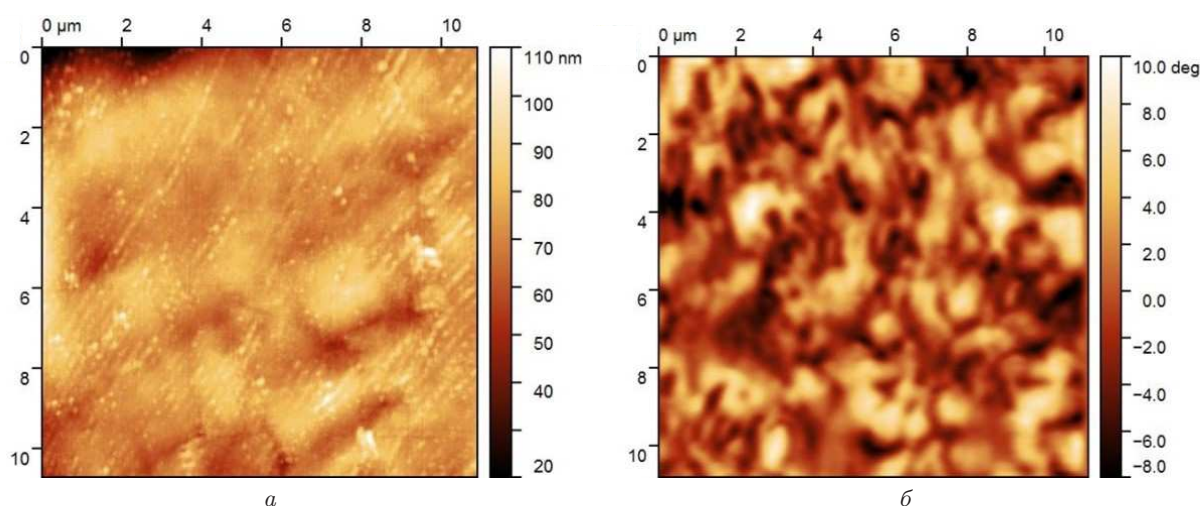


Рис. 3. АСМ-изображение морфологии поверхности образца № 2 — *a*, МСМ-изображение — *б*, полученные после механической полировки

существуют зигзагообразные домены, а количество полукольцевых незамкнутых доменов преобладает над другими типами доменов.

2.3. Состояние поверхности образцов после химического травления

Химическое травление приводит к проявлению микроструктуры обоих образцов (см. рис. 4 — изображения поверхности образцов № 1 и № 2, полученные с помощью СЭМ). На обоих образцах присутствует структура, проявляющаяся на различных масштабах. Выделяются овальные области с характерными размерами 3–6 мкм, внутри которых видна ячеистая структура с размерами ячеек порядка 200 нм. Существенного отличия между структурой образцов № 1 и № 2 обнаружено не было.

На рис. 5 представлен АСМ-снимок морфологии поверхности образца № 1, выполненный в наноразмерном диапазоне. Хорошо видны мелкие зерна (размер зерен от 25 до 40 нм), которые в большинстве своём формируют дугообразные

структуры/цепочки (длиной от 200 нм до 2 мкм и шириной 100–250 нм).

На АСМ-снимке образца № 2 (рис. 6, *a*), выполненном на наноуровне, хорошо видны мелкие плоские зёрна размерами от 25 до 70 нм (размер зерен определялся программой NOVA с помощью сечений). Сечение S1 приведено на рис. 6, *a*, а на рис. 6, *б* дан профиль поперечного сечения поверхности образца 2. Мелкие зерна собраны в конгломераты и уложены закругленными рядами (см. рис. 6, *в*, сделанный на микроуровне). По нашим оценкам ширина рядов достигает 300 нм (см. рис. 6, *в* — сечение S2 и рис. 6, *г* — профиль поперечного сечения поверхности).

2.4. Состояние поверхности образцов после ионного распыления

На рис. 7, *a* приведено АСМ-изображение рельефа поверхности образца № 1 (размером 50×50 мкм) после механической полировки и ионного травления. Часть образца (левая, размером 25×50 мкм)

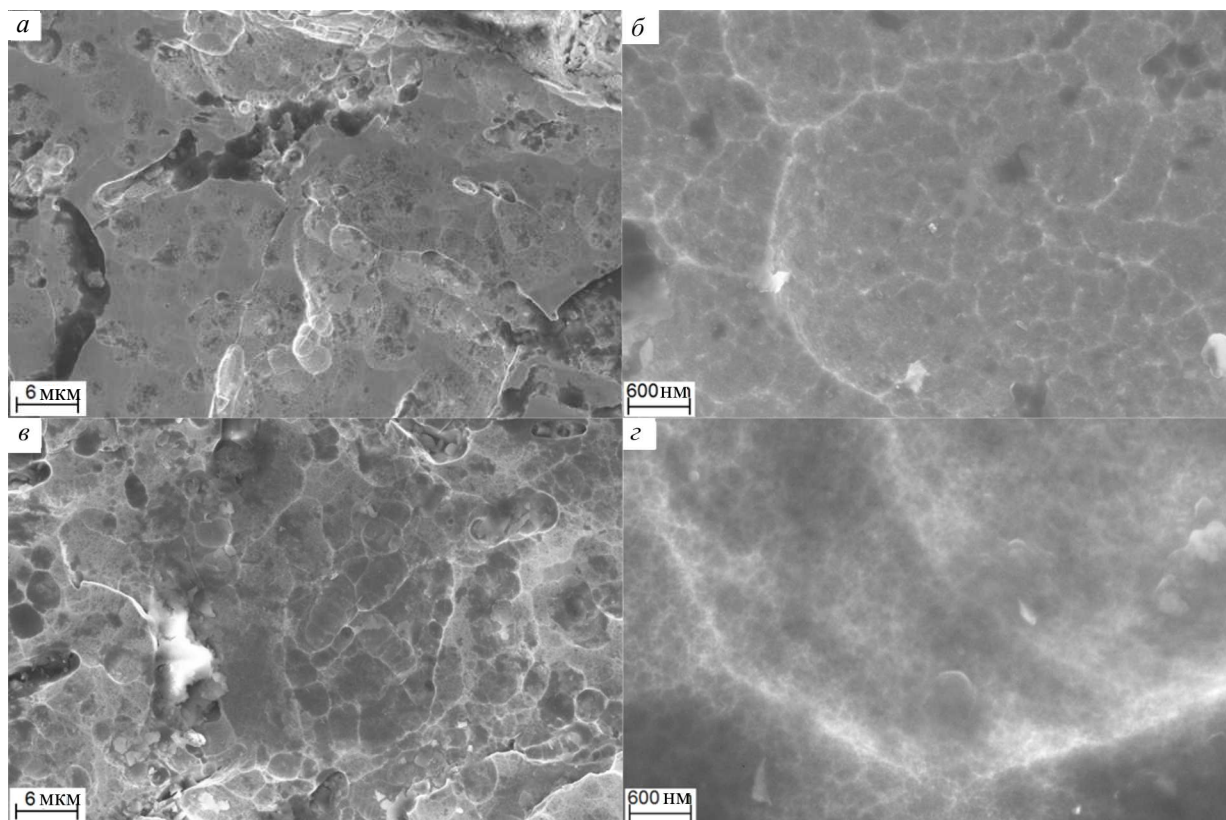


Рис. 4. Изображения поверхности образцов № 1 (а, б) и № 2 (в, г), полученные с помощью СЭМ

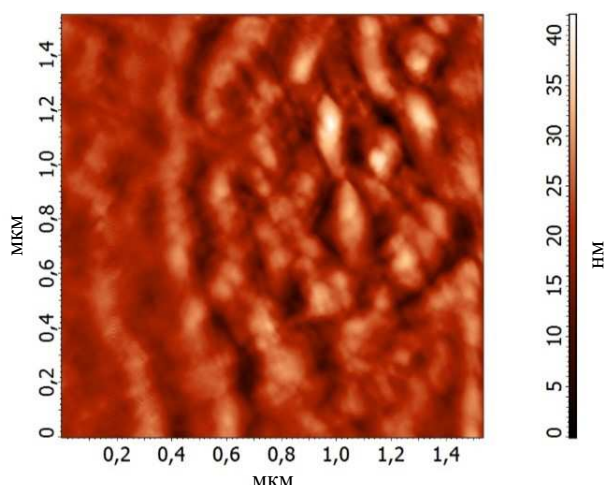


Рис. 5. АСМ-изображение морфологии поверхности образца № 1 после химического травления

была закрыта маской, то есть воздействию ионов не подвергалась. Перепад высот на границе двух частей (левой и правой) позволил определить толщину удаленного слоя. Перепад высот определялся по изображению АСМ, которое содержало границу между этими частями. Толщина удаленного слоя составила около 50 нм, что соответствует величине коэффициента распыления 3 ат./ион. По данным моделирования процессов взаимодействия ионов с веществом с помощью метода Монте-Карло,

реализованного в программном пакете TRIM [18], коэффициент распыления составил 2.8 ат./ион. Результаты эксперимента и моделирования близки друг к другу.

Известно, что при механической полировке в приповерхностной области, как правило, возникает дефектный слой. Этот слой может ухудшать качество изображений, полученных с помощью методик силовой микроскопии, связанных с наблюдением отклика от некоторого элемента объема. В то же время при ионном травлении толщина дефектного слоя определяется глубиной проникновения ионов. В нашем случае, по оценке с помощью TRIM, проективный пробег ионов составил 2.8 нм при среднеквадратичном отклонении 1.6 нм. Таким образом, нарушенный ионной бомбардировкой слой имеет толщину не более 4–5 нм.

Ионное облучение может приводить к формированию на поверхности развитого рельефа как за счет собственных неоднородностей образца (например, за счет различной скорости распыления кристаллитов с разной ориентацией), так и в результате развития топографических неустойчивостей [19, 20]. При выбранных параметрах облучения заметных изменений рельефа поверхности на изображениях АСМ с размерами от 50 мкм до 3 мкм не наблюдалось, то есть в данном случае ионное травление привело только к уменьшению толщины дефектного слоя, но не к проявлению структуры кристаллитов. Отметим, что увеличение дозы облуче-

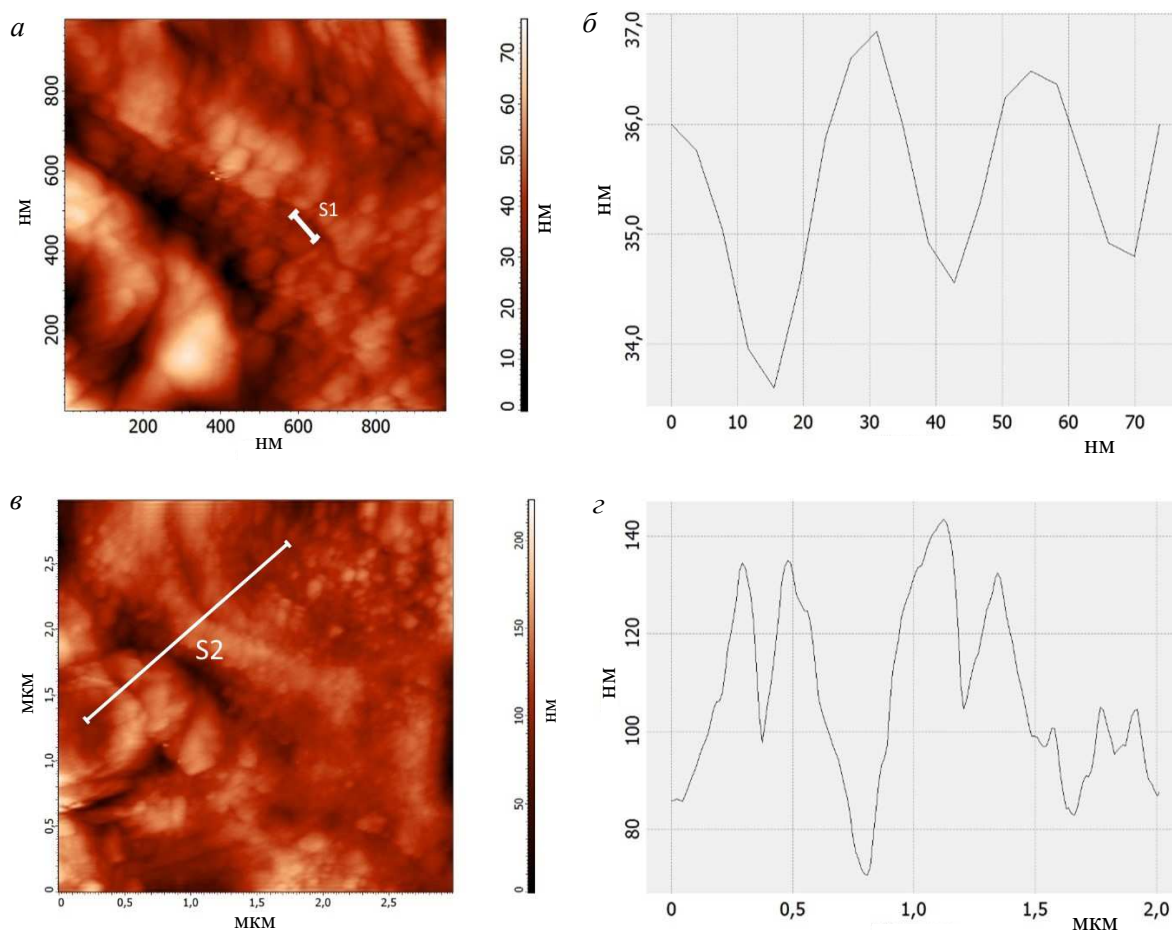


Рис. 6. АСМ-изображение морфологии поверхности образца № 2 (а, в) после химического травления в нано- (а) и микромасштабах (в), профиль поперечного сечения поверхности образца, выполненного вдоль линии S1 (б) и S2 (г)

ния могло бы использоваться для наблюдения такой структуры в материале.

Ионное травления позволило получить высокое качество поверхности исследуемых образцов и, как следствие, высокое разрешение магнитной структуры. На рис. 7, кроме рельефа области поверхности размером 50×50 мкм (а), приведено соответствующее МСМ-изображение доменной структуры (б), а также МСМ-изображение участка (размером 10×10 мкм) этой области, полученное при более высоком разрешении (в). На поверхности четко видны следы механической полировки в виде царапин, основная часть которых имеет глубину около 50 нм (алмазный фон) с отдельными царапинами глубиной до 200 нм (рис. 7, а). А так как среднеквадратичная шероховатость гладких участков поверхности не превышала 15 нм (по областям размером 10×10 мкм), удается получить четкую картину доменной структуры. В результате на рис. 7, б наблюдается двухуровневая иерархия доменов в поверхностном слое. Это полосовые домены шириной 3–5 мкм и равномерно наложенные на них зигзагообразные домены шириной от 0.5 до 0.9 мкм. При более высокой разрешении внутри зигзагообразных

доменов наблюдаются точечные домены (диаметр доменов варьируется от 100 до 200 нм).

На рис. 8 приведено АСМ-изображение образца № 2: рельефа области поверхности размерами 50×50 мкм (а) и МСМ-изображение с участка поверхности 10×10 мкм (б), а также МСМ-изображение с участка поверхности 3×3 мкм (в). На поверхности (рис. 7, а) видны следы полировки в виде царапин глубиной от 5 до 40 нм (с единичными царапинами глубиной до 120 нм). Среднеквадратичная шероховатость гладких участков поверхности также, как и для образца 1, не превышала 15 нм (по областям размером 10×10 мкм).

На рис. 8, б видна регулярная равномерная зигзагообразная доменная структура. Однако при более высоком разрешении, наряду с зигзагообразными доменами, обнаруживаются домены другой формы, а именно кольцевые и полукольцевые. Ширина зигзагообразных доменов — 150–200 нм, что значительно меньше, чем ширина зигзагообразных доменов у образца 1. Ширина кольцевых и полукольцевых доменов также составляет 150–250 нм. Действительно, легирование железа кобальтом в соединениях RFe_2 приводит не только к увеличению тем-

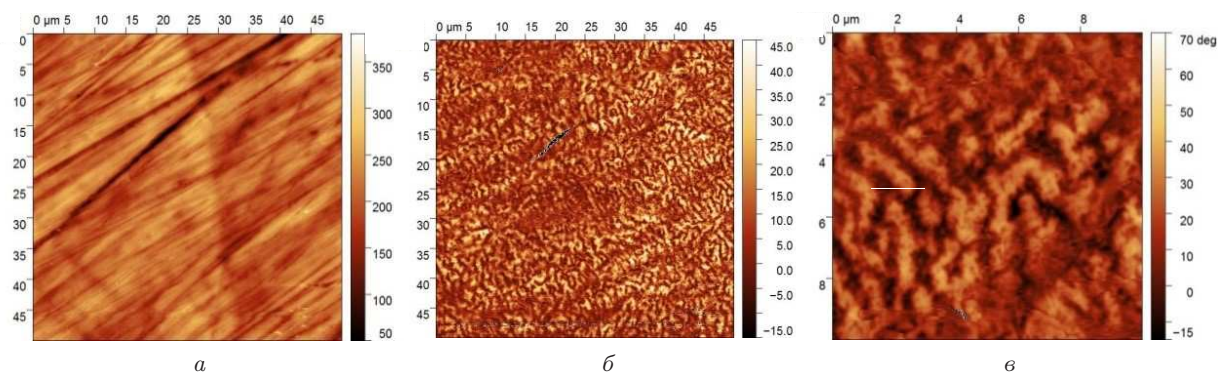


Рис. 7. Образец № 1 после механической полировки и ионного травления: АСМ-изображение рельефа поверхности размером 50×50 мкм (а), МСМ-изображение доменной структуры в этой области (б), МСМ-изображение размером 10×10 мкм участка этой области (в)

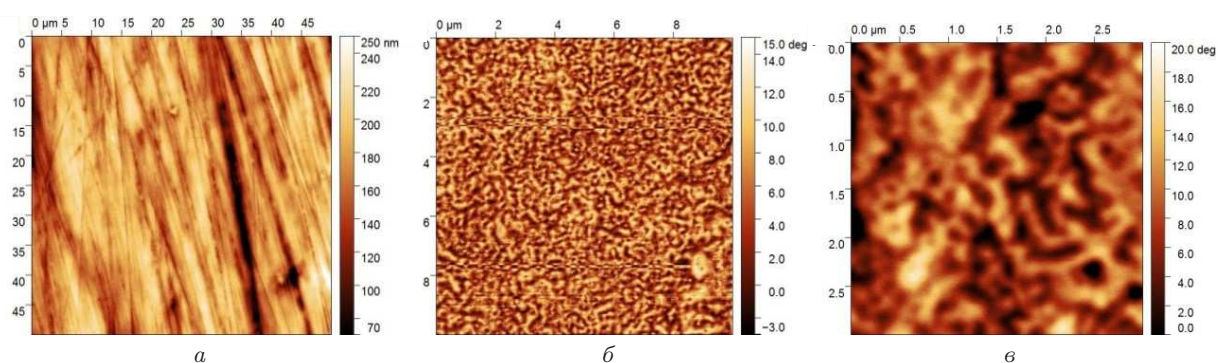


Рис. 8. Образец № 2 после механической полировки и ионного травления. АСМ-изображение рельефа поверхности размерами 50×50 мкм (а), МСМ-изображение участка поверхности 10×10 мкм (б), МСМ-изображение участка поверхности 3×3 мкм (в)

пературы Кюри (см. таблицу 1), но и при малых концентрациях Со к увеличению намагниченности насыщения. Поэтому домены становятся более мелкими и многочисленными для снижения магнито-статической энергии.

3. ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Использование методов атомно-силовой и магнитно-силовой микроскопии позволило детально изучить структуру поверхности двух образцов $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_2$ и $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2}$, а также их доменную структуру после различных методов подготовки — механической полировки, химического и ионного травления.

Химическое травление поверхности с последующими исследованиями методами СЭМ и АСМ показало, что легирование Со состава $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_2$ не вносит заметных изменений в зёрненную структуру сплава. После ионного травления механически полированных образцов на поверхности сплава $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_2$ обнаружены зигзагообразные домены шириной от 0.5 до 0.9 мкм, внутри которых наблюдаются точечные домены диаметром от 100 до 200 нм. На поверхности $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2}$ наблюдалась регулярная равномерная зигзагообраз-

ная доменная структура. Ширина зигзагообразных доменов — 150–200 нм, что значительно меньше, чем ширина зигзагообразных доменов у образца $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_2$. Наряду с зигзагообразными доменами, обнаруживаются кольцевые и полукольцевые домены, ширина которых также составляет 150–250 нм.

Установлено также, что различные методы подготовки поверхности образцов существенно влияют на микроструктуру и магнитную доменную структуру. Так, механическая полировка уменьшает шероховатость поверхности исследуемых сплавов $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_2$ и $Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2}$, однако может снижать видимость магнитных доменов. Химическое травление позволяет четко выявить зёрненную структуру. Ионное травление обеспечивает наилучшее качество получаемых изображений, что подчеркивает преимущество данного метода при необходимости выполнения высокоточных исследований и измерения параметров структуры.

Исследование выполнено в рамках государственного задания МГУ имени М.В. Ломоносова. Работа выполнена с использованием оборудования, приобретенного за счет средств Программы развития Московского университета.

- [1] Yang Z., Li J., Zhou Z. et al. // *Metals*. **12**. 341 (2022).
- [2] Dong M., Liu T., Guo X. et al. // *J. Appl. Phys.* **125**. 033901 (2019).
- [3] Tereshina I.S., Nikitin S.A., Politova G.A. et al. // *Solid State Phenomena*. **152**. 7 (2009).
- [4] Gong J., Li J., Bao X., Gao X. // *Micromachines*. **14** (10) 1861 (2023).
- [5] Olabi A.G., Grunwald A. // *Materials Des.* **29**. 469 (2008).
- [6] Li J.H., Zhou Z.G., Han Z.P. et al. // *J. Mater. Sci. Tech.* **175**. 185 (2024).
- [7] Speliotis A., Kalogirou O., Niarchos D. // *J. Appl. Phys.* **81**. 5696 (1997).
- [8] Zhao Y., Li J., Bao X., Gao X. // *J. Mater. Res. Technol.* **34**. 2836 (2025).
- [9] Яминский И.В., Базров Д.В. // Основы атомно-силовой микроскопии. М.: НОУДПО «Институт АйТи», 2011.
- [10] Vellekoop S.J.L., Abelman L., Prothun S., Lodder C. // *J. Magn. Magn. Mater.* **190**. 148 (1998).
- [11] Миронов В.Л. // Основы сканирующей зондовой микроскопии. Нижний Новгород: Институт физики микроструктур РАН, 2004.
- [12] Duc N.H., Mackay K., Betz J. et al. // *J. Phys. Condens. Matter*. **12**. 7957 (2000).
- [13] Панкратов Н.Ю., Политова Г.А., Терёшина И.С., Никитин С.А. // *Вестн. Моск. ун-та. Физ. Астрон.* **79**, № 6. 2460505 (2024).
- [14] Политова Г.А., Терёшина И.С., Никитин С.А. и др. // *Физ. тв. тела*. **47**, № 10. 1834 (2005). (Politova G.A., Tereshina I.S., Nikitin S.A. et al. // *Phys. Solid. State*. **47**, № 10. 1909 (2005)).
- [15] Терёшина И.С., Никитин С.А., Политова Г.А. и др. // *Физ. тв. тела*. **51**, № 1. 85 (2009). (Tereshina I.S., Nikitin S.A., Politova G.A. et al. // *Phys. Solid. State*. **51**, № 1. 92 (2009)).
- [16] Терёшина И.С., Туляков А.П., Никитин С.А. и др. // *Физ. тв. тела*. **49**, № 2. 304 (2007). (Tereshina I.S., Tulyakov A.P., Nikitin S.A. et al. // *Phys. Solid. State*. **49**, № 2. 315 (2007)).
- [17] Кандаурова Г.С. // Доменная структура и магнитный гистерезис одноосных ферромагнетиков. Докт. дисс. Свердловск, 1973.
- [18] Ziegler J.F., Ziegler M.D., Biersack J.P. // *Nucl. Instrum. Methods B* **268**. 1818 (2010).
- [19] Norris S.A., Aziz M.J. // *Appl. Phys. Rev.* **6**. 011311 (2019).
- [20] Vázquez L., Redondo-Cubero A., Lorenz K. et al. // *J. Phys.: Condens. Matter*. **34**. 333002 (2022).

Comparative Microscopic Investigation of the Surface of Magnetostrictive Materials

T.P. Kaminskaya, A.E. Ieshkin, A.A. Aleroev^a, K.F. Minnebaev, A.A. Tatarintsev, I.S. Tereshina

Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University

Moscow 119991, Russia

E-mail: ^aabdurahman.rts@gmail.com

This paper presents a comparative study of the influence of various surface treatment methods on the properties of magnetostrictive Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe₂ (Terfenol-D) and Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2} alloys with a Laves phase structure. Using atomic-force, magnetic-force, and scanning electron microscopy, the structural features of the surfaces were studied after mechanical polishing, chemical etching, and ion etching. It was shown that substituting Co atoms for Fe atoms significantly affects the domain structure of the samples. An analysis of the obtained results allowed us to determine the optimal surface preparation methods for studying the properties of the highly magnetostrictive Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe₂ alloy and the substituted alloy Tb_{0.3}Dy_{0.7}Fe_{1.8}Co_{0.2}.

PACS: 75.30.Gw, 61.72.Ji, 81.20.Ev, 75.50.Dd

Keywords: terfenol-D, magnetostriction, AFM, MFM, SEM, surface structure, domain structure, Laves phases, mechanical polishing, chemical etching, ion etching.

Received 14 November 2025.

English version: *Moscow University Physics Bulletin*. 2026. **81**, No. 1. Pp. .

Сведения об авторах

1. Каминская Татьяна Петровна — канд. техн. наук, доцент, науч. сотрудник; e-mail: ktp53@mail.ru.
2. Иешкин Алексей Евгеньевич — канд. физ.-мат. наук, вед. науч. сотрудник; e-mail: ieshkin@physics.msu.ru.
3. Алероев Абду-Рахман Ахмадович — аспирант; e-mail: abdurahman.rts@gmail.com.
4. Миннебаев Кашиф Файзелхакович — канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник; e-mail: minnebaev@mail.ru.
5. Татаринцев Андрей Андреевич — канд. физ.-мат. наук, доцент; e-mail: tatarintsev@physics.msu.ru.
6. Терёшина Ирина Семёновна — доктор физ.-мат. наук, вед. науч. сотрудник; e-mail: irina_tereshina@mail.ru.