

01,05

## Магнетизм бинарных пленочных систем $\text{Sm}-T$ ( $T = \text{Co}, \text{Ni}$ )

© А.Н. Низаев, Е.В. Кудюков, А.Н. Горьковенко, В.Н. Лепаловский,  
К.Г. Балымов, А.Д. Учаев, В.О. Васьковский

Уральский Федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
Екатеринбург, Россия

E-mail: azat.nizaev@urfu.ru

Поступила в Редакцию 6 марта 2026 г.

В окончательной редакции 9 марта 2026 г.

Принята к публикации 13 марта 2026 г.

Исследованы структурные и магнитные свойства пленок  $\text{Sm}_{100-x}\text{Co}_x$  и  $\text{Sm}_{100-x}\text{Ni}_x$ , полученных методом магнетронного напыления, во всем концентрационном диапазоне. Дано обоснование закономерностей концентрационного изменения гистерезисных свойств, температуры Кюри и эффективного магнитного момента на атом  $3d$  металла. Проведен анализ роли  $\text{Sm}$ -подсистемы в формировании магнитного упорядочения в составе пленок  $\text{Sm}_{100-x}\text{Co}_x$  и  $\text{Sm}_{100-x}\text{Ni}_x$ .

**Ключевые слова:** пленки, редкоземельные металлы, переходные металлы, самарий, магнитный момент.

DOI: 10.61011/FTT.2026.08.63682.14NN

### 1. Введение

Изучение магнитного состояния пленок  $R$ - $T$ -систем, где  $R$  — редкоземельный металл,  $T$  —  $3d$ -переходный металл группы железа, представляет значительный интерес, в первую очередь, как сред — носителей потенциально управляемого асперо-, сперо- или сперимагнетизма [1,2]. Возникновение неколлинеарных магнитных структур является, с одной стороны, следствием сильной дисперсии локальных осей легкого намагничивания в присущем тонким пленкам высокодефектном нанокристаллическом (или аморфном) состоянии, с другой стороны, отражает флуктуирующий в пространстве характер обменного взаимодействия, источником которого выступает  $R$ -подсистема [3–7].

Эффективность того или иного механизма формирования неколлинеарного магнитного порядка в  $R$ - $T$  пленках варьируется в зависимости от состава, что отражено в целом ряде публикаций. Эти исследования ориентированы в первую очередь на  $R$ - $T$  комбинации с большим магнитным моментом  $R$  и  $T$  составляющих, таких как  $(\text{Gd}, \text{Tb}, \text{Dy}, \text{Ho})-(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni})$  [8–14]. В таких соединениях магнитное упорядочение в зависимости от соотношения компонентов меняется от асперомагнитного, присущего пленкам чистых редкоземельных металлов, до сперимагнитного, характерного для пленок с высоким содержанием  $3d$  элементов. При этом в большей части концентрационного диапазона (при содержании  $T$ -элементов от 20 до 90 at.%) пленки являются, как правило, аморфными из-за большой разницы в величине атомных радиусов компонентов и ограниченной миграционной способности атомов, реализующейся при осаждении пленок на ненагретые подложки.

На этом исследовательском фоне малоизученными оказались пленочные системы, содержащие  $\text{Sm}$ . В большой мере это обусловлено малостью его собственного

магнитного момента и, как следствие, трудностями в использовании традиционных магнитных методов для изучения магнитной структуры  $\text{Sm}$ -содержащих пленок. Кроме того, магнетизм металлического  $\text{Sm}$  до сих пор является предметом дискуссии, склоняющейся, впрочем, к коллинеарному антиферромагнетизму, который реализуется при температуре ниже 113 К и испытывает трансформацию вблизи 14 К [15,16]. В то же время хорошо известно, что в составе интерметаллических соединений магнитные моменты  $\text{Sm}$  и  $3d$  металлов коллинеарны и образуют ферромагнитный порядок с очень сильной магнитокристаллической анизотропией, приводящей к большой коэрцитивной силе [17,18]. Это, в частности, инициировало работы по исследованию гистерезисных свойств пленок  $\text{Sm}-\text{Co}$  в области составов, обогащенных  $\text{Co}$ . Найдено, что и в пленочном состоянии данная бинарная система проявляет магнитотвердые свойства так, что коэрцитивная сила при комнатной температуре может превышать 30 кОе [19]. В работах по данной теме главное внимание уделяется технологии получения высококоэрцитивного состояния как в однослойных пленках  $\text{Sm}-\text{Co}$ , так и в пленочных сэндвичах типа  $\text{Sm}-\text{Co}/\text{Co}$ ,  $\text{Sm}-\text{Co}/\text{Cr}$  с ориентацией на использование подобных сред для высокоплотной записи информации. При этом исследования магнитной структуры, направленные на выявление условий формирования неколлинеарного магнетизма в пленках систем  $\text{Sm}-T$ , практически отсутствуют.

Основной целью данной работы является построение модели магнитного упорядочения в пленках  $\text{Sm}-T$ , которая основывается на систематических экспериментальных данных по магнитным свойствам пленок в условиях широкого варьирования состава, термических и магнитопольевых воздействий, а также при сопоставлении магнетизма систем с  $T = \text{Co}, \text{Ni}$ .

## 2. Образцы и методика исследований

Пленки систем  $\text{Sm}_{100-x}(\text{Co}, \text{Ni})_x$  получены методом магнетронного напыления на стеклянные вращающиеся подложки в режиме сораспыления однокомпонентных мишеней Sm и  $T = \text{Co}, \text{Ni}$  в постоянном магнитном поле (технологическое поле) напряженностью 250 Ое, ориентированном в плоскости образцов. Давление остаточных газов и рабочего газа — аргона в вакуумной камере составляло  $5 \cdot 10^{-7}$  Торг и  $2 \cdot 10^{-3}$  Торг соответственно. Скорость роста пленочных образцов несколько изменялась в зависимости от состава, но не выходила за пределы интервала 0.05–0.1 нм/с. Варьирование состава образцов достигалось путем изменения соотношения скоростей осаждения Sm, Co и Ni, которые были предварительно определены на пленках чистых металлов. Номинальная толщина слоев Sm-T составляла 100 нм. Кроме того, на все образцы наносился защитный слой Ta толщиной 5 нм. В последующем толщины всех пленочных образцов измерялись на стилусном профилометре Dektak 150 с погрешностью  $\pm 2$  нм. Рентгеновский структурный анализ пленок проводился при помощи дифрактометра Bruker D8 в излучении  $\text{Cu } K_\alpha$ . Обработка результатов дифракционных экспериментов проводилась полнопрофильным методом Ритвельда в программном пакете FullProf Suite. Магнитные свойства определялись с использованием измерительного комплекса PPMS DynaCool (опция „вибромагнитометр“) в температурном диапазоне от 5 до 350 К в магнитном поле до 70 кОе, которое ориентировалось в плоскости пленочных образцов вдоль оси технологического поля.

## 3. Структурный анализ пленок $\text{Sm}_{100-x}\text{T}_x$

На рис. 1 представлены результаты дифрактометрии ряда образцов Sm-Co и Sm-Ni. Они показывают, что пленки чистых металлов имеют высокодисперсную поликристаллическую структуру. Если идентифицировать дифрактограмму Sm в гексагональной упаковке, как это делается, например, в [20], то можно констатировать наличие кристаллической текстуры типа  $[10\bar{1}0]$ . При этом параметр элементарной ячейки  $a$ , определенный по положению наблюдаемых рефлексов, составляет  $(0.3677 \pm 0.0005)$  нм. Характерно, что данное значение  $a$  несколько завышено по сравнению с соответствующими литературными данными для металла (0.3629) [20]. Это типичная для R-пленок ситуация, указывающая на растяжение решетки в плоскости [21]. Наблюдаемые искажения могут возникать из-за разности температурных коэффициентов расширения пленки и подложки при их охлаждении от повышенной температуры, реализующееся в ходе технологического процесса, до комнатной температуры. Следует также отметить значительное нелокализованное повышение интенсивности в области малых углов дифракции. Оно в большой мере формируется

аморфной стеклянной подложкой, дающей значительный вклад в картину дифракции из-за относительно малой толщины металлических пленок.

Пленки чистых Co и Ni, судя по положению и соотношению интенсивностей дифракционных линий, имеют структуры типа ГПУ и ГЦК, соответственно, с признаками кристаллической текстуры, особенно выраженной для Ni. Параметры ГПУ-решетки Co составляют  $a = (0.2516 \pm 0.0005)$  нм и  $c = (0.4076 \pm 0.0005)$  нм, у ГЦК-решетки Ni параметр  $a = (0.3625 \pm 0.0005)$  нм. Как и в случае Sm, эти параметры несколько отличаются от соответствующих табличных данных, что в целом характерно для пленочного состояния металлов.

Во всех бинарных системах наблюдается быстро нарастающая композиционная деградация кристалличности. Со стороны Sm практически полная аморфизация происходит при добавлении более 20 ат.% 3d металлов (рис. 1, а, с). Sm выступает еще более эффективным аморфизатором для Co и Ni, у которых потеря кристалличности наблюдается уже при содержании Sm на уровне 10 ат.% (рис. 1, б, д). Таким образом, пленки  $\text{Sm}_{100-x}(\text{Co}, \text{Ni})_x$  можно считать аморфными в интервале составов  $25 < x < 90$  и в композиционном отношении рассматривать их как непрерывный ряд твердых растворов.

## 4. Магнитные свойства пленок $\text{Sm}_{100-x}\text{Co}_x$

Согласно данным, представленным в ряде наших работ [22–26], магнетизм пленок тяжелых редкоземельных элементов (Gd, Tb, Dy, Ho), полученных методом магнетронного распыления, может быть описан в рамках неколлинеарной асперомагнитной структуры. Она эффективно реализуется как суперпозиция ферромагнитного вклада от крупных R-кристаллитов с относительно совершенной кристаллической структурой и сперомагнитного вклада от мелкодисперсной нанокристаллической и, возможно, аморфной составляющих. В качестве непосредственных причин сперомагнетизма рассматриваются дисперсия локальных осей магнитной анизотропии, а также флуктуации величины и знака обменного взаимодействия, приводящие к фрустрированности атомных магнитных моментов.

В основе высказанных выше суждений лежит анализ полевых и температурных зависимостей намагниченности, который выявил аномально низкую спонтанную намагниченность основного состояния и значительную высокополевую магнитную восприимчивость, свидетельствующую об отсутствии тенденции к магнитному насыщению в высоких магнитных полях. Однако в отношении пленок Sm такой анализ оказался неэффективен из-за практически полного отсутствия какого-либо магнитного отклика от образцов при 5 К при разрешении методики  $\sim 10^{-5} \text{ Г} \cdot \text{см}^3$ . По аналогии с другими R можно полагать, что и в случае пленок Sm в части их

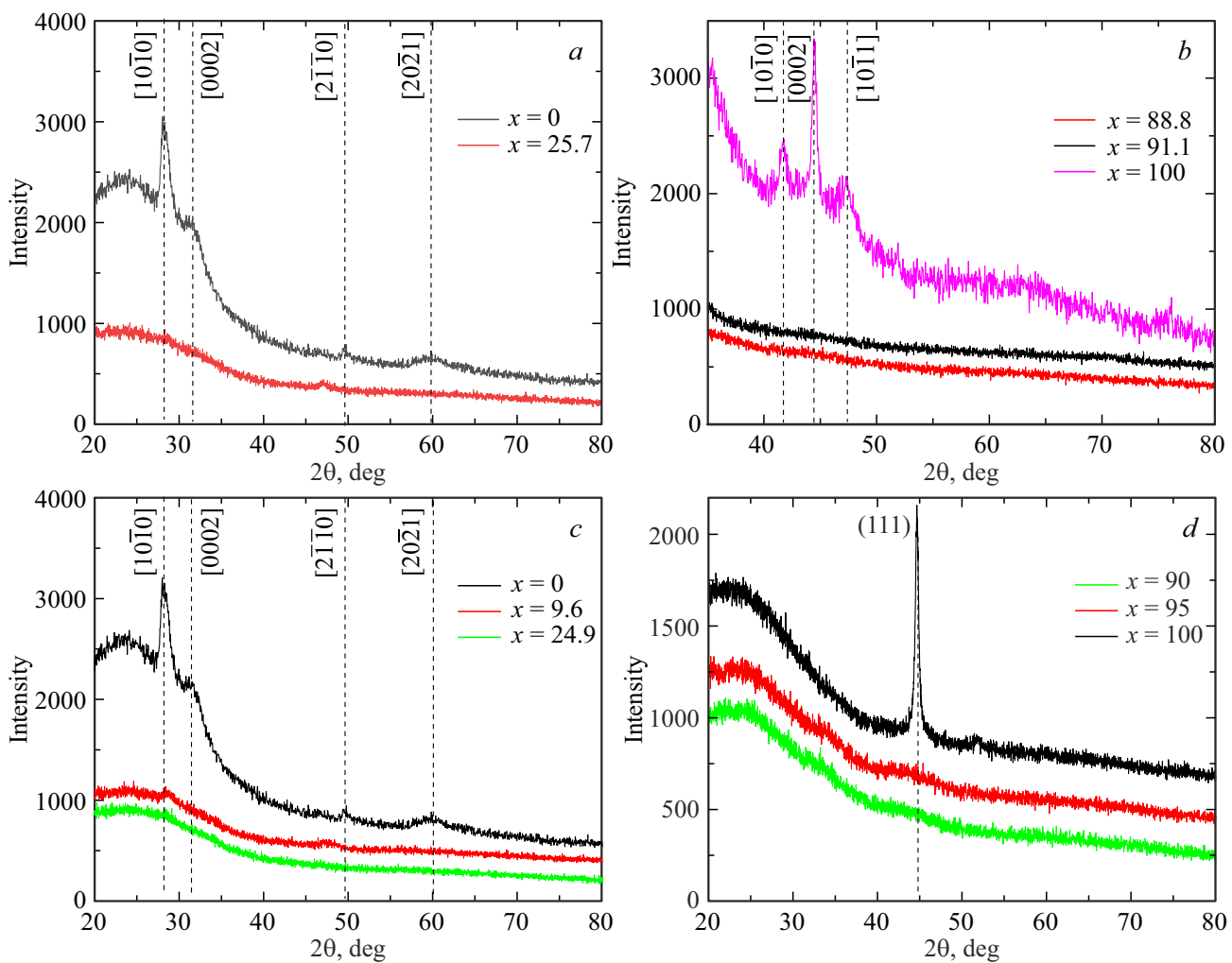


Рис. 1. Дифрактограммы пленок  $\text{Sm}_{100-x}\text{Co}_x$  (a, b) и  $\text{Sm}_{100-x}\text{Ni}_x$  (c, d).

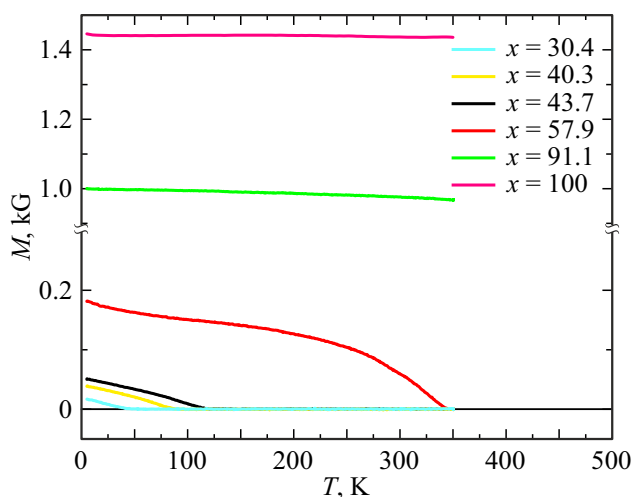
объема должен иметь место сперомагнетизм, поскольку их структура, как и пленок других  $R$ , носит высокодисперсный (нанокристаллический) характер, в условиях которого имеют место как флуктуации обменного взаимодействия, так и случайная ориентация осей легкого намагничивания. На нанокристаллической, в частности, указывает значительное уширение линий, которое демонстрируют дифрактограммы на рис. 1, a, c. Согласно оценке, сделанной по методу Селякова-Шеррера, средний размер областей когерентного рассеяния  $\text{Sm}$  составляет около 20 nm. Однако важным отличительным свойством этого редкоземельного элемента является его аномально низкий атомный магнитный момент ( $0.7 \mu_B$ ), что в совокупности с малым магнитным объемом пленки, вероятно, и не позволяет зафиксировать магнитную восприимчивость сперомагнитной структуры в полях вплоть до 90 kOe. К этому нужно добавить тот факт, что основному состоянию металлического  $\text{Sm}$ , как отмечалось во введении, соответствует антиферромагнитный порядок. То есть, если в пленках и присутствуют области с коллинеарным магнитным порядком, то они не дают

вклада в спонтанную намагниченность, как это имеет место в пленках других  $R$ .

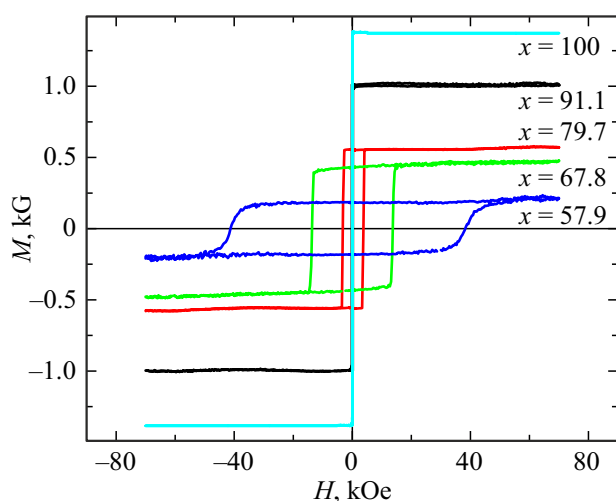
Введение  $\text{Co}$  не меняет картину магнитных свойств системы  $\text{Sm}_{100-x}\text{Co}_x$  вплоть до  $x \approx 30\%$ , когда, по-видимому, начинает формироваться магнитное упорядочение в  $\text{Co}$ -подсистеме [23]. Это следует из температурных зависимостей спонтанной намагниченности  $M_s(T)$ , представленных на рис. 2. Они измерены при нагреве образцов в слабом магнитном поле из исходного состояния, которое получено путем охлаждения пленок до 5 K в сильном поле (90 kOe). Как видно, эти кривые имеют типичный для ферромагнетиков выпуклый вид, и температура Кюри быстро увеличивается с ростом концентрации  $\text{Co}$  так, что при  $x \geq 60$  превышает комнатную температуру. При этом увеличивается и спонтанная намагниченность, достигая при  $x = 100$  величины около 1400 G, то есть выходя на уровень массивного  $\text{Co}$ . В этой части  $\text{Sm}$  выглядит как немагнитный разбавитель. Однако анализ других магнитных свойств показывает, что это далеко не так.

На рис. 3 приведены петли гистерезиса пленок разного состава, измеренные при 5 К. Как видно, все они имеют форму близкую к прямоугольной и при  $x < 80$  отличаются очень высокой коэрцитивной силой (вплоть до 40 кОе). В этом, несомненно, проявляется роль Sm, который практически не вносит вклада в намагниченность, но, находясь в обменной связи с Co, задает высокую магнитную анизотропию всей системы.

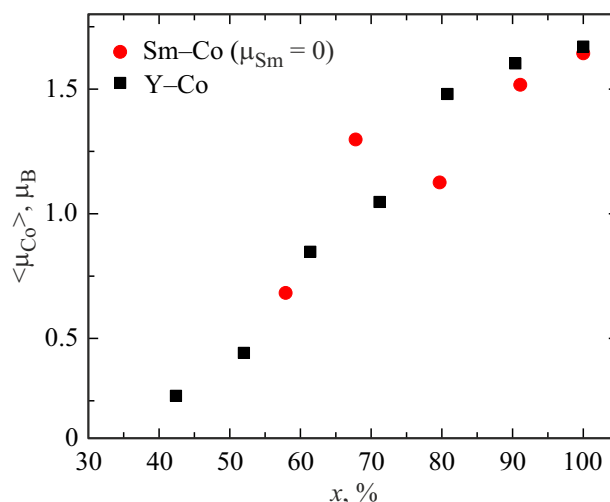
Еще одной количественной характеристикой магнитного состояния пленок  $R-T$  является эффективный магнитный момент, рассчитанный на атом того или иного компонента. На рис. 4 приведена концентрационная зависимость среднего магнитного момента  $\langle \mu_{Co} \rangle$ , приходящегося на атом Co. При этом использовались табличные значения плотностей чистых металлов и предположение об их линейной комбинации в бинарной



**Рис. 2.** Зависимости спонтанной намагниченности пленок  $\text{Sm}_{100-x}\text{Co}_x$  от температуры, измеренные в поле напряженностью 100 Ое при монотонном нагреве образцов.



**Рис. 3.** Петли гистерезиса, измеренные в плоскости пленок  $\text{Sm}_{100-x}\text{Co}_x$  при 5 К.



**Рис. 4.** Концентрационные зависимости эффективного магнитного момента Co при 5 К в системах  $\text{Sm}_{100-x}\text{Co}_x$  и  $\text{Y}_{100-x}\text{Co}_x$ .

системе. Кроме того, расчет строился, исходя из того, что Sm не дает вклада в спонтанную намагниченность. Как видно из рис. 4, в значительном интервале концентраций магнитный момент на атомах Co отсутствует, что является следствием модификации его электронной структуры электронами проводимости, инициированными Sm-подсистемой. Упорядоченный магнетизм в Co-подсистеме возникает при  $x \sim 40$ , и при увеличении концентрации Co имеет место монотонное возрастание  $\langle \mu_{Co} \rangle$ . В пределе ( $x = 100$ ) он выходит на уровень близкий к табличным значениям для данного ферромагнетика ( $1.7\mu_B$ ). На этом же рисунке представлена зависимость  $\langle \mu_{Co} \rangle(x)$  из работы [23], полученная на пленках  $\text{Y}_{100-x}\text{Co}_x$ , то есть на системе в которой редкоземельный элемент заведомо не несет магнитного момента. Налицо практическое совпадение двух приведенных зависимостей, что служит подтверждением исходного предположения о пренебрежимо малом участии Sm в формировании спонтанной намагниченности бинарной системы Sm-Co.

## 5. Магнитные свойства пленок $\text{Sm}_{100-x}\text{Ni}_x$

Никель, как и кобальт, относится к числу зонных ферромагнетиков, спонтанная намагниченность которых формируется коллективизированными электронами. В то же время он имеет значительно меньшую спонтанную намагниченность основного состояния ( $\sim 500$  Г против  $\sim 1400$  Г для Co) и меньшую температуру Кюри ( $\sim 630$  К против  $\sim 1400$  К для Co), что отражает индивидуальность его зонной структуры. Как следует из вышеизложенного, магнетизм  $R-T$  систем, в частности Sm- $T$  пленок, во многом определяется особенностями гибридизации подзон проводимости двух элементов.

И в этой связи слабо изученное пленочное состояние комбинации Sm-Ni может быть особенно интересно.

На рис. 5 представлены температурные зависимости спонтанной намагниченности пленок системы  $\text{Sm}_{100-x}\text{Ni}_x$ , измеренные по той же методике, что и для пленок Sm-Co. Они, действительно, отражают определенную специфику магнетизма данной системы. Как видно, признаки магнитного упорядочения начинают проявляться только при  $x \sim 60$ , то есть при значительно большей концентрации 3d элемента, чем в случае с Co. Это представляет логичным, учитывая низкую эффективность собственного обменного взаимодействия в Ni-подсистеме. Но, что интересно, температура Кюри в большой области составов ( $40 < x < 90$ ) практически не меняется и составляет около 15 К, то есть близка к температуре антиферромагнитного фазового перехода в кристаллическом Sm. Величина спонтанной намагниченности при  $T = 5$  К с увеличением  $x$  монотонно возрастает, но в указанном выше диапазоне находится на низком уровне. Складывается впечатление, что магнетизм бинарной системы в данной области составов формируется не Ni, а Sm-подсистемой. Интенсивный рост температуры Кюри и спонтанной намагниченности происходит только при  $x \geq 95$ , и это можно связать с реализацией магнитного упорядочения в Ni-подсистеме.

Дополнительную информацию о магнитной структуре пленок Sm-Ni можно получить из сравнения концентрационных зависимостей среднего атомного момента Ni —  $\langle \mu_{\text{Ni}} \rangle(x)$  для пленок  $\text{Sm}_{100-x}\text{Ni}_x$  и  $\text{Y}_{100-x}\text{Ni}_x$  [23]. Они приведены на рис. 6. При этом по аналогии с системой Sm-Co считалось, что спонтанная намагниченность формируется только Ni-подсистемой. Однако результат получился совершенно иной — в отличие от случая Sm-Co представленные зависимости различаются и сильно. Для системы Y-Ni магнитный момент на Ni возникает при  $x > 70$  и более или менее равномерно растет с увеличением  $x$ . Для системы Sm-Ni в значительной области составов  $\langle \mu_{\text{Ni}} \rangle$  практически постоянен, но мал по величине. И только при  $x > 90$  наблюдается быстрый рост магнитного момента вплоть до табличного значения для Ni. Отсюда можно заключить, что предположение об отсутствии магнитного момента на Sm, по-видимому, не верно. При  $x < 90$  именно он, скорее всего, определяет спонтанную намагниченность системы, а Ni-подсистема активно включается только при больших  $x$ . Но вплоть до  $x = 100$  ее магнитный момент не дотягивает до соответствующих значений  $\langle \mu_{\text{Ni}} \rangle$  системы Y-Ni. Для выяснения конкретного механизма найденных закономерностей необходимо специализированное теоретико-экспериментальное исследование. На данном этапе можно лишь констатировать наличие эффективного взаимовлияния самариевой и никелевой подсистем в условиях аморфного состояния. С одной стороны, электронная система Ni, по-видимому, так модифицирует косвенный обмен между атомами Sm, что в подсистеме последнего возникает ферромагнитная

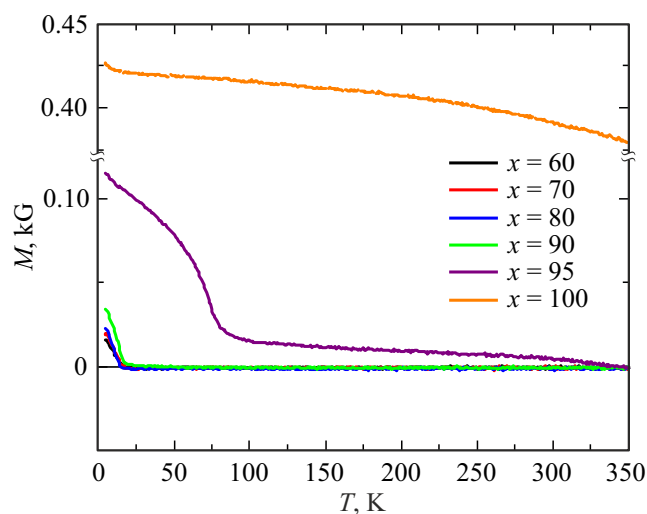


Рис. 5. Зависимости спонтанной намагниченности пленок  $\text{Sm}_{100-x}\text{Ni}_x$  от температуры, измеренные при нагреве образцов в поле напряженностью 100 Ое.

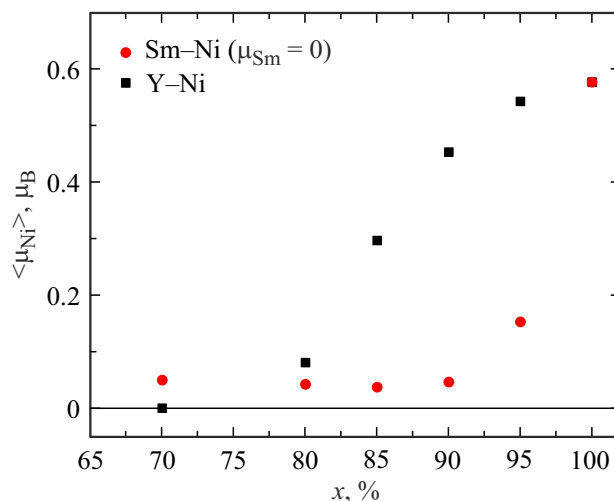


Рис. 6. Концентрационные зависимости эффективного магнитного момента Ni при 5 К в системах  $\text{Sm}_{100-x}\text{Ni}_x$  и  $\text{Y}_{100-x}\text{Ni}_x$ .

составляющая. С другой стороны, гибридизация электронных орбиталей двух металлов, вероятно, приводит к уменьшению обменного расщепления 3d подзоны Ni.

На рис. 7 представлены низкотемпературные петли гистерезиса образцов  $\text{Sm}_{100-x}\text{Ni}_x$  нескольких составов. Они показывают, что для пленок с низкой намагниченностью насыщения, которая реализуется в диапазоне  $60 < x < 90$ , коэрцитивная сила велика и приближается к уровню, наблюдавшемуся на системе Sm-Co. В принципе это не противоречит высказанному выше предположению о том, что в данной области составов спонтанную намагниченность определяет Sm-подсистема, которая является носителем высокой магнитной анизотропии. При  $x > 90$  доминирующую роль начинает играть Ni, и это

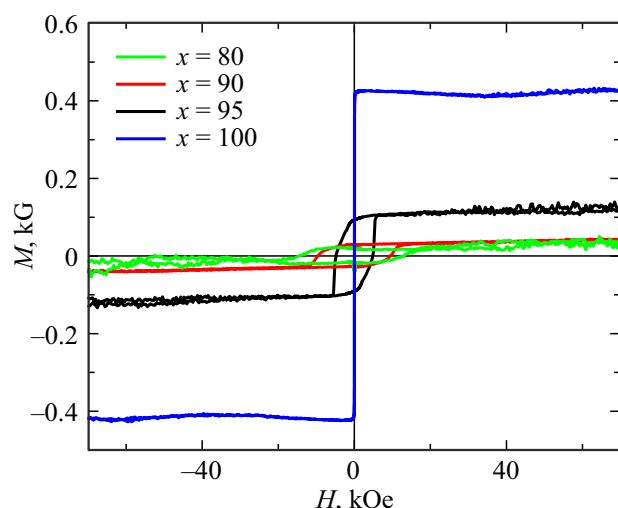


Рис. 7. Петли гистерезиса пленок  $\text{Sm}_{100-x}\text{Ni}_x$  при 5 К.

приводит к наблюдающемуся на эксперименте быстрому уменьшению коэрцитивной силы.

## 6. Заключение

Проведено систематическое экспериментальное исследование пленочных систем  $\text{Sm}-(\text{Co}, \text{Ni})$ , синтезированных методом магнетронного распыления, в ходе которого выявлены как общие закономерности изменения структурных и магнитных характеристик пленок, так и особенности конкретных систем при варьировании состава. Пленкам чистых металлов  $\text{Sm}$ ,  $\text{Co}$ ,  $\text{Ni}$  свойственна высокодисперсная поликристаллическая структура, которая деградирует в бинарных системах до уровня рентгеноаморфного состояния при содержании  $3d$  металлов в диапазоне 20–95 %. Сходство концентрационных структурных преобразований сопровождается существенными различиями в магнитных свойствах пленок.

Основываясь на данных по концентрационному изменению спонтанной намагниченности, температуры Кюри, гистерезисных свойств, среднего магнитного момента на атом  $3d$  металла, дано физическое толкование закономерностей формирования магнетизма двух систем. В пленках  $\text{Sm-Co}$  спонтанная намагниченность целиком формируется  $\text{Co}$ -подсистемой, но обменное расщепление энергетических подзон в ней зависит от концентрации  $\text{Sm}$  и практически отсутствует при содержании  $\text{Sm}$  более 60 %. В пленках  $\text{Sm-Ni}$  взаимовлияние электронных подсистем двух элементов реализуется иначе. В широкой области концентраций  $\text{Sm}$  инициирует слабый магнитный момент, который и определяет спонтанную намагниченность.  $\text{Ni}$ -подсистема становится магнитоактивной, когда концентрация атомов  $\text{Ni}$  превышает 90 %. Но и в этом случае ее магнетизм ослаблен в три раза по сравнению с тестовой системой  $\text{Y-Ni}$ .

## Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ, проект FEUZ-2026–0016.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] J.M.D. Coey. *J. Appl. Phys.* **49**, 3, 1646 (1978).
- [2] C.M. Hurd. *Contemporary Physics* **23**, 5, 469 (1982).
- [3] Z. Hu, J. Besbas, R. Smith, N. Teichert, G. Atcheson, K. Rode, P. Stamenov, J.M.D. Coey. *Appl. Phys. Lett.* **120**, 11, 112401 (2022).
- [4] В.О. Васильковский, Е.В. Кудюков, Е.А. Степанова, Е.А. Кравцов, О.А. Аданакоева, А.С. Русалина, К.Г. Балымов, А.В. Свалов. *ФММ* **122**, 5, 513 (2021).
- [5] Himalay Basumatary, J. Arout Chelvane, D.V. Sridhara Rao, A. Talapatra, J. Mohanty, Deepak Kumar, Vajinder Singh, S.V. Kamat, Rajeev Ranjan. *Journal of Alloys and Compounds*. **869**, 5, 159571 (2021).
- [6] S. Uchiyama. *Materials Chemistry and Physics*. **42**, 1, 38 (1995).
- [7] Krnel, S. Vrtnik, A. Jelen, P. Koželj, Z. Jagličić, A. Meden, M. Feuerbacher, J. Dolinšek. *Intermetallics*. **117**, 106680 (2020).
- [8] Ł. Frąckowiak, F. Stobiecki, M. Urbaniak, M. Matczak, G. David Chaves-O'Flynn, M. Bilski, A. Glenz, P. Kuświk. *JMMM* **544**, 168682 (2022).
- [9] D. Chen, Y. Xu, S. Tong, W. Zheng, Y. Sun, J. Lu, N. Lei, D. Wei, J. Zhao. *Phys. Rev. Mater.* **6**, 1, 9 (2022).
- [10] P.J. Grundy. *JMMM* **21**, 1, 1 (1980).
- [11] M.M. Elkenany, S.H. Aly, S. Yehia. *Cryogenics*. **123**, 103439 (2022).
- [12] T. McGuire, R. Gambino. *IEEE Transactions on Magnetics*. **14**, 5, 838 (1978).
- [13] M. Takahashi, T. Shimamori, T. Miyazaki, T. Wakiyama, A. Yoshihara. *IEEE Translation Journal on Magnetics in Japan* **4**, 11, 666 (1989).
- [14] P. Hansen, D. Raasch, D. Mergel. *J. Appl. Phys.* **75**, 10, 5267 (1994).
- [15] J.M. Lock. *Proceedings of the Physical Society. Series B*. **70**, 6, 566 (1957).
- [16] P. Huray, S. Nave, R. Haire. *Journal of the Less Common Metals*. **93**, 2, 293 (1983).
- [17] M.F. de Campos, F.J.G. Landgraf, N.H. Saito, S.A. Romero, A.C. Neiva, F.P. Missell, E. de Moraes, S. Gama, E.V. Obrucheva, B.V. Jalnin. *J. Appl. Phys.* **84**, 368 (1998).
- [18] O. Gutfleisch, K.-H. Müller, K. Khlopkov, M. Wolf, A. Yan, R. Schäfer, T. Gemming, L. Schultz. *Acta Materialia* **54**, 4, 997 (2006).
- [19] T.G.A. Verhagen, D.B. Boltje, J.M. van Ruitenbeek, J. Aarts. *J. Appl. Phys.* **116**, 5, 053903-1 (2014).
- [20] F.H. Ellinger, W.H. Zachariasen. *J. Am. Chem. Soc.* **75**, 22, 5650 (1953).
- [21] Y.Z. Zhang, S.R. Zhang, D.B. Yu. *Rare Met.* **42**, 1414 (2023).
- [22] А.Н. Низаев, Е.В. Кудюков, А.Н. Горьковенко, М.А. Сёмкин, Е.А. Кравцов, В.Н. Лепаловский, А.В. Свалов, В.О. Васильковский. *ФММ* **126**, 1, 3 (2025).

- [23] А.Н. Низаев, Е.В. Кудюков, А.Н. Горьковенко, Е.А. Степанова, Н.В. Селезнёва, А.В. Свалов, В.Н. Лепаловский, В.О. Васьковский. ФТТ **67**, 7, 1207 (2025).
- [24] В.О. Васьковский, Е.В. Кудюков, Е.А. Степанова, Е.А. Кравцов, О.А. Аданакана, А.С. Русалина, К.Г. Балымов, А.В. Свалов. ФММ **122**, 5, 513 (2021).
- [25] В.О. Васьковский, А.Н. Горьковенко, О.А. Аданакана, А.В. Свалов, Н.А. Кулеш, Е.А. Степанова, Е.В. Кудюков, В.Н. Лепаловский. ФММ **120**, 11, 1151 (2019).
- [26] А.В. Свалов, В.Н. Лепаловский, Е.А. Степанова, И.А. Макарочкин, В.О. Васьковский, А. Laganaga, Г.В. Курляндская. ФТТ **63**, 9, 1198 (2021).

*Редактор В.В. Емцев*