

Конденсированные среды и межфазные границы

Оригинальные статьи

DOI: <https://doi.org/10.17308/kcmf.2020.22/2529>

ISSN 1606-867X

Поступила в редакцию 30.01.2020

eISSN 2687-0711

Принята к публикации 15.03.2020

Опубликована онлайн 25.00.2020

УДК 538.975: 539.231

Рентгенодифракционное исследование тонких металлических пленок с магнитными слоями сплава Fe-Cr-Co

© 2020 В. С. Зайончковский^{✉,а}, И. А. Антошина^б, Аунг Чжо Чжо^а, Е. И. Исаев^б, И. М. Миляев^с

^аКалужский филиал «Московский государственный технический университет имени Н. Э. Баумана (национальный исследовательский университет)»,
ул. Баженова, 2, Калуга 248000, Российская Федерация

^бОбнинский институт атомной энергетики — филиал федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Студенческий городок, 1, Обнинск 249034, Калужская обл., Российская Федерация

^сИнститут металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН,
Ленинский пр. 49, Москва 119334, Российская Федерация

Аннотация

Цель статьи – определение фазового состава структур пленочных постоянных магнитов со слоями сплава Fe-Cr-Co микронного диапазона толщин, называемого сплавом Kaneko. Знание фазового состава необходимо для разработки физико-технологических подходов создания оптимальных структур на подложках монокристаллического кремния с пленочным постоянным магнитом на основе дисперсионно-твердеющего сплава с вектором намагниченности в плоскости кремниевой подложки.

Методом магнетронного напыления на кремниевой подложке были получены трехслойные металлические пленки: слой дисперсионно-твердеющего сплава на основе системы Fe-Cr-Co (толщиной 3600 нм), компенсационный медный слой (3800 нм) и ванадиевый адгезионно-барьерный слой (110 нм). Сформированные на кремниевой подложке многослойные пленки подвергались одномоментному отжигу в высоком вакууме в диапазоне температур 600–650 °С. Методом рентгеновской дифракции выполнен качественный фазовый анализ структур, полученных магнетронным напылением и подвергнутых одноступенчатой термической обработке.

Определено, что в слое дисперсионно-твердеющего сплава на основе системы Fe-Cr-Co, полученного магнетронным напылением, не образуются окислы основных компонентов и σ -фаза, как в процессе получения, так и после высоковакуумного «быстрого» одномоментного отжига в диапазоне температур 600–650 °С. При температуре отжига 630 °С наблюдается максимальная интенсивность рентгеновской линии (110) α -фазы, что свидетельствует о формировании преимущественно α -твердого раствора и является предпосылкой для корректного проведения последующих ступеней отжига для спинодального распада этой фазы.

Ключевые слова: магнетронное напыление, тонкие пленки, коэрцитивная сила, вакуумный отжиг, фазовый состав.

Для цитирования: Зайончковский В. С., Антошина И. А., Аунг Чжо Чжо, Исаев Е. И., Миляев И. М. Рентгенодифракционное исследование тонких металлических пленок с магнитными слоями сплава Fe-Cr-Co. Конденсированные среды и межфазные границы. 2020;22(1): 58–65. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2020.22/2529>

1. Введение

В настоящее время различные материалы являются основой для создания постоянных магнитов в объемном исполнении. Материалы, ис-

пользуемые для создания постоянных магнитов в пленочном исполнении для микроэлектроники, должны быть согласованы с технологиями интегральных схем. При этом пленочные постоянные магниты применяют для планарного магнитного смещения магнитомягких актив-

✉ Зайончковский Вячеслав Станиславович,
e-mail: zajonc4340@gmail.com



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

ных слоев магниторезисторов магниторезистивных интегральных микросхемах (ИМС) на кремниевых подложках [1–4]. Эти ИМС входят в состав бесконтактных датчиков тока и датчиков состояния битов в магнитных дисковых накопителях информации. Планарное смещение магниторезисторов необходимо для подавления части шума, связанной со скачками Баркгаузена. Созданные в работе [4] высококачественные пленочные магниты были реализованы на основе драгоценных металлов, что сильно увеличивает цену этих магнитов. Конкурентами магнитов из драгоценных металлов являются магниты из дисперсионно-твердеющих сплавов (ДТС) на основе систем Fe-Cr микронного диапазона толщин, называемых сплавом Kaneko [1, 5], и Al-Ni-Co [6]. Свойства этих сплавов зависят от внутренних свойств спинодальных фаз, формирующихся в сплавах, и от режимов выполняемых термообработок. Формирование парамагнитных σ - и γ - фаз оказывает деструктивный эффект на магнитные свойства материалов этих двух систем [4, 5]. Объемные сплавы системы на основе Fe-Cr-Co имеют лучшие механические характеристики, чем сплавы Al-Ni-Co, из которых заготовки для магнетронных мишеней можно изготовить только литьем. Сплавы системы Fe-Cr-Co могут обрабатываться давлением и резанием. Магниты на основе материалов системы Fe-Cr-Co выпускаются с использованием этапа термообработки в магнитном поле, при котором реализуется появление анизотропии формы кристаллитов α_1 -фазы, приводящей к высоким значениям коэрцитивной силы [7]. И чем выше величина напряженности магнитного поля будет при отжиге, тем выше будет величина коэрцитивной силы при последующих ступенчатых отжигах [8]. Процесс получения высококачественных магнитов на основе этих материалов нуждается в тщательной проверке фазового состояния на нескольких этапах термообработок.

В работах [2, 3] описаны свойства пленок сплава системы Fe-Cr-Co на кремниевых подложках. Важнейшая характеристика магнитотвердых материалов – коэрцитивная сила H_c , имеет для этих слоев приемлемую величину для использования в магниторезистивных ИМС для субмикронных толщин слоев ДТС. Пленки со слоями ДТС толщиной несколько микрон имеют существенно меньшие значения величины H_c [9]. Для обеспечения приемлемого уровня значений H_c микронного диапазона толщин необходимо оптимально управлять процессом спинодального распада объемно-центрированной α -фа-

зы однородного твердого раствора хрома в железе, при отсутствии γ - и σ -типов фаз. Это можно сделать, если проводить фазовый анализ состава слоев, указанных выше пленок.

Целью настоящей работы является определение фазового состава слоев ДТС для разработки физико-технологических подходов создания оптимальной гетероструктуры с пленочным постоянным магнитом на основе дисперсионно-твердеющего сплава Fe-Cr-Co микронного диапазона толщин с вектором намагниченности в плоскости кремниевой подложки.

2. Экспериментальная часть

2.1. Технология получения пленок

Тонкие металлические пленки создавались магнетронным напылением на модифицированной установке вакуумного напыления УВН-71ПЗ, в которой три термических источника были заменены на три планарных магнетрона. Предварительный вакуум в вакуумной камере создавался с помощью ротационного форвакуумного насоса 2НВР-5Д, а высокий вакуум – с помощью турбомолекулярного насоса НВТ-950. С целью обеспечения высокого качества атмосферы остаточных газов производился нагрев колпака вакуумной камеры и карусели с подложками. При этом давление остаточных газов в вакуумной камере перед напуском рабочего газа (сверхчистого аргона марки – 5.5) было не выше $5 \cdot 10^{-4}$ Па. Температура подложек перед напылением адгезионного слоя (ванадия) составляла 200 °С и контролировалась с помощью терморезистора со скользящим контактом. В качестве мишеней использовали диски диаметром 90 мм из ванадия, меди и сплава на основе системы Fe-Cr-Co. Магнетроны функционировали с током плазмы до 3 А. Быстрая термическая обработка – БТО (rapid annealing), с целью достижения высококоэрцитивного состояния производилась в вакуумной печи при откачке диффузионным паромасляным насосом. При этом давление остаточных газов было не выше 10^{-3} Па, и вследствие откачки диффузионным паромасляным насосом атмосфера остаточных газов в печи имела восстановительный характер.

2.2. Измерительная аппаратура

Рентгенофазовый анализ напыленных пленок проводился с помощью дифрактометра ДРОН-7М с использованием медного излучения с длиной волны $\lambda_{\text{ком}} = 0.154186$ нм [10].

При получении рентгенограмм использовался режим пошагового сканирования с шагом

0.05 углового градуса, напряжение на рентгеновской трубке 30 кВ, анодный ток 15 мА, экспозиция 5 с. В нашей работе применялись интервалы съемки 10–110 угловых градусов.

2.3. Пленочные структуры

В данной статье представлены результаты исследования структур, созданных на монокристаллических кремниевых, двусторонне полированных подложках КДБ-10 с ориентацией плоскости (111). Для проведения рентгеновских измерений использовались образцы в виде квадратов со стороной 15 мм. Первым слоем, напыляемым на кремниевую подложку, был слой ванадия толщиной 110 нм. На него был напылен слой меди толщиной 3800 нм и последним напылялся слой Fe-Cr-Co толщиной 3600 нм. Толщины слоев определялись с помощью конфокального микроскопа «NanoFocus» в исполнении « μ -Surf» [11], по величине ступеней, сформированных с помощью фотолитографии и последующего мокрого травления.

Содержание основных компонентов в мишени (Cr 25 вес. % и Co 12 вес. %) определялось с помощью портативного анализатора MetExpert (рентгеновского флуоресцентного спектрометра) [12]. В данном исследовании использовалась мишень из сплава на основе системы Fe-Cr-Co для получения СДТС. Для объемного сплава на основе системы Fe-Cr-Co используется простая термообработка, но при этом реализуются достаточно низкие магнитные параметры.

Однослойная пленка ДТС на кремнии может быть напылена и быть цельной в широком диапазоне толщин (от 80 до 3800 нм), но с ростом толщины СДТС сильнее проявляется деформация изгиба круглой монокристаллической пластины кремния. Для получения высококоэрцитивного состояния (ВКС) необходимо проводить отжиг для проведения спинодального распада пересыщенного твердого раствора хрома в железе, при этом часто имеет место разрушение слоя ДТС с отрывом от нижележащих слоев.

Для сохранения целостности структуры в состав пленки был включен компенсирующий слой меди, который может деформироваться в больших пределах, так как имеет большое относительное удлинение δ до разрыва ($\delta_{\max \text{Cu}} = 45\%$) [13]. Но в связи с тем, что этот слой имеет плохую адгезию к монокристаллическому кремнию, то в структуру пленки был добавлен адгезионный слой ванадия. Этот слой плохо приспособлен для компенсации модуляции параметра кристаллической решетки СДТС ($\delta_{\max \text{V}} = 17\%$), [14], но, с одной стороны, проявляет высокие адгезионные

свойства к монокристаллическому кремнию [15] и, с другой стороны, хорошо совместим со слоем меди [16]. Это связано с тем, что ванадий не образует интерметаллидов с медью. При этом слой ванадия является диффузионным барьером для меди, не допуская непосредственного контакта меди с кремнием.

При получении объемных магнитов на основе большинства марок ДТС с помощью высокотемпературной гомогенизации и последующей закалки не допускают появления нежелательных γ - и σ -фаз, которые возникают в процессе остывания слитков на воздухе при температурах выше 600 °С [17]. Однако для используемого нами состава мишени (Fe – 25 вес. % Cr – 12 вес. % Co) такое жесткое требование может не выдвигаться [18]. По нашей технологии пленки напылялись магнетронным способом, при этом температура подложек не превышала 200 °С, что недостаточно для плавления СДТС.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведена дифрактограмма металлической пленки, напыленной на кремниевую монокристаллическую подложку с ориентацией (111). На рентгенограмме представлены высокоинтенсивные максимумы (111) и (333) от кремниевой подложки. Рентгеновские максимумы от напыленных слоев пленки практически не видны в данном масштабе.

Для рентгенофазового анализа трехслойной металлической пленки были получены дифрактограммы в интервале углов 40–94° для того, чтобы исключить высокоинтенсивные максимумы от подложки (рис. 2). При этом шаг сканирования был равен 0.05°. В этом интервале углов 2θ наблюдается слабый максимум (222) кремния. Наличие рентгеновских максимумов разных порядков отражения от кристаллографической плоскости (111) согласуется с данными из Международной базы рентгеновских данных PDF-2 (карточка 03-065-1060 ICDD PDF-2).

На дифрактограмме присутствуют максимумы, соответствующие α -фазе твердого раствора FeCrCo (карточки 03-065-4664 и 00-034-0396 ICDD PDF-2). По рефлексу (110) (рис. 2) был рассчитан период решетки α -фазы $a = 0.2858$ нм, что соответствует нижней границе диапазона $a = (0.286–0.289)$ нм согласно [21].

Были проиндентифицированы рентгеновские максимумы меди (рис. 2). Медь имеет гранцентрированную кубическую решетку с параметром кристаллической решетки $a = 0.36148$ нм [23]. Согласно данным работы [22] в сплавах на

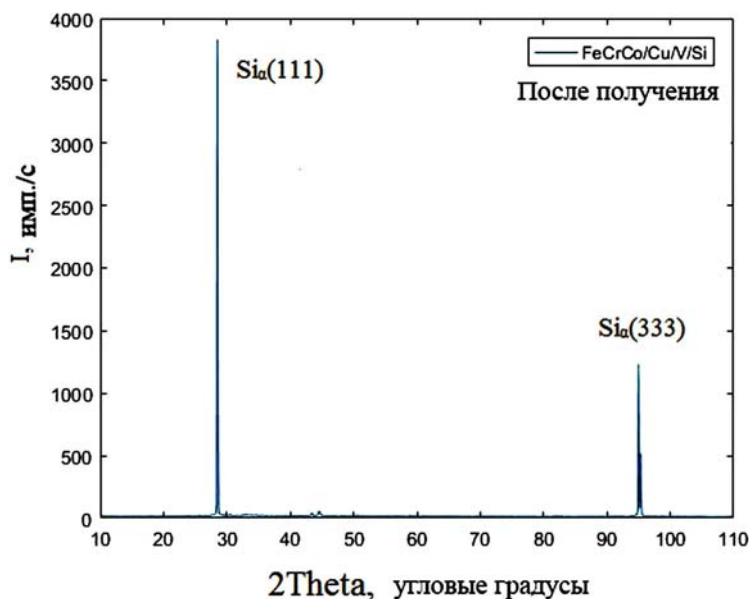


Рис. 1. Дифрактограмма трехслойной металлической пленки на кремниевой монокристаллической подложке с ориентацией плоскости (111). Шаг сканирования 0.1° , интервал съемки (10–110) $^\circ$

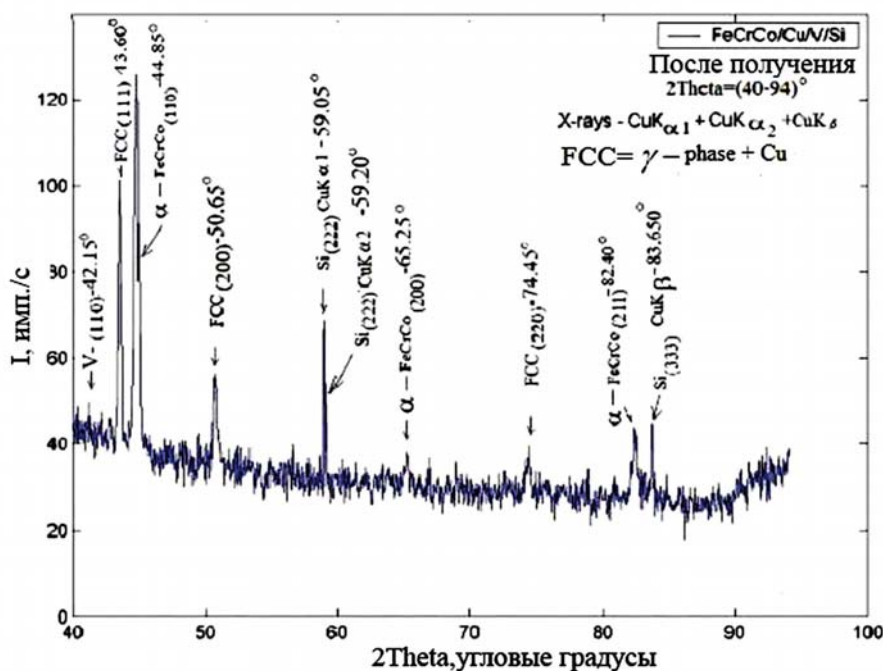


Рис. 2. Дифрактограмма трехслойной металлической пленки на кремниевой монокристаллической подложке с ориентацией плоскости (111). Шаг сканирования 0.05° , интервал съемки (40–94) $^\circ$

основе системы Fe-Cr-Co возможно существование γ -фазы с гранцентрированной кубической решеткой и периодом решетки $a = (0.357-0.361)$ нм. Медь и γ -фаза имеют кристаллические решетки с очень близкими параметрами. Поэтому в рамках данного исследования разделить рефлексы от γ -фазы и меди не представилось возможным. Разделение рефлексов можно провести, используя, например, методы нейтронографии.

Высокие уровни коэрцитивной силы для объемных образцов были достигнуты только при проведении отжига в диапазоне 500–700 $^\circ\text{C}$ [17]. Для выяснения фазового состава СДТС после термической обработки были приготовлены образцы из одной кремниевой пластины с напыленной в одном процессе металлической пленкой. Образцы подвергались отжигу в вакуумной печи в течении 1 минуты в диапазоне температур 600–650 $^\circ\text{C}$ [17].

Для сравнения дифрактограмм отожженных образцов необходимо убедиться в идентичности условий их съемки. Для этого необходимо было выбрать рентгеновский рефлекс, который не зависит от условий отжига. Таким рефлексом можно считать дублет (222), полученный от кремниевой подложки при прохождении рентгеновских лучей через напыленную трехслойную металлическую пленку, рис. 3. На этом рисунке представлен рентгеновский максимум (222) кремниевой подложки для образ-

цов после напыления и после последующих отжигов при температурах 600, 630 и 650 °С. Интенсивность максимума не изменялась, что свидетельствует о том, что скорость счета фотонов при данных съемках была стабильной с точностью до 5 %.

После получения доказательства стабильности регистрации дифрактограмм можно провести анализ изменения содержания α -фазы по изменению интенсивности рентгеновского максимума (110). Согласно рис. 4, максимальную интег-

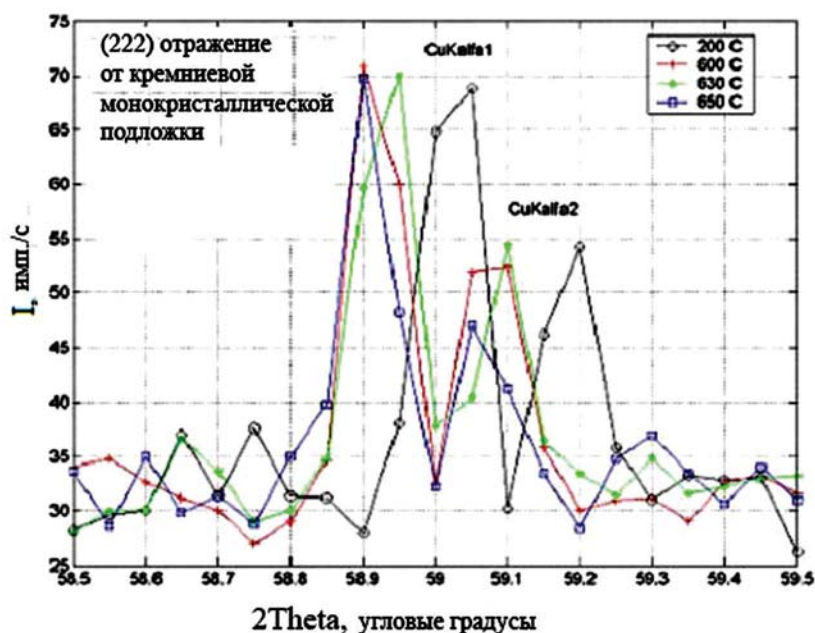


Рис. 3. Интенсивность рентгеновского максимума (222) кремния для образцов после напыления и после одноминутного изохронного отжига при 600, 630 и 650 °С

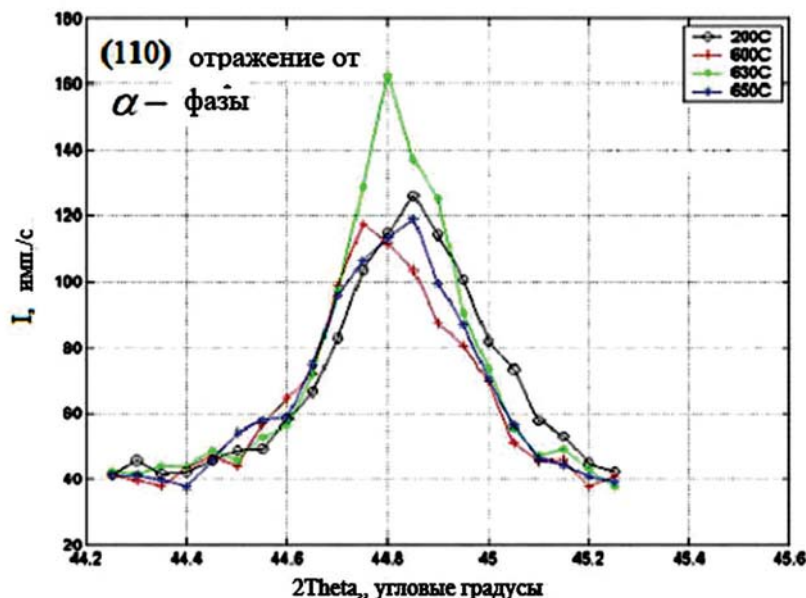


Рис. 4. Интенсивность рентгеновского максимума (110) α -фазы для образцов после напыления и после одноминутного изохронного отжига при 600, 630 и 650 °С

ральную интенсивность имеет линия (110), полученная для образца, после отжига при 630 °С.

Профили рентгеновской линии (111) « γ -фазы + Cu» для образцов после напыления и после последующих отжигов при температурах 600, 630 и 650 °С представлены на рис. 5.

Важной характеристикой проведенных экспериментов является зависимость интенсивности рентгеновских максимумов от температуры отжига для линии (110) α -фазы и линии (111) « γ -фазы + Cu», рис. 6. Максимальная интенсивность

линии (110) α -фазы наблюдается для образца, прошедшего отжиг при температуре 630 °С, при этом достигается минимум линии (111) « γ -фазы + Cu». Толщина слоя меди при отжиге в этом диапазоне температур не меняется, поэтому изменения линии (111) « γ -фазы + Cu» происходят за счет изменения концентрации γ -фазы. При этом интенсивность этой линии для образца, прошедшего отжиг при температуре 630 °С, достигает минимума. То есть при этой температуре достигается условие минимальной кон-

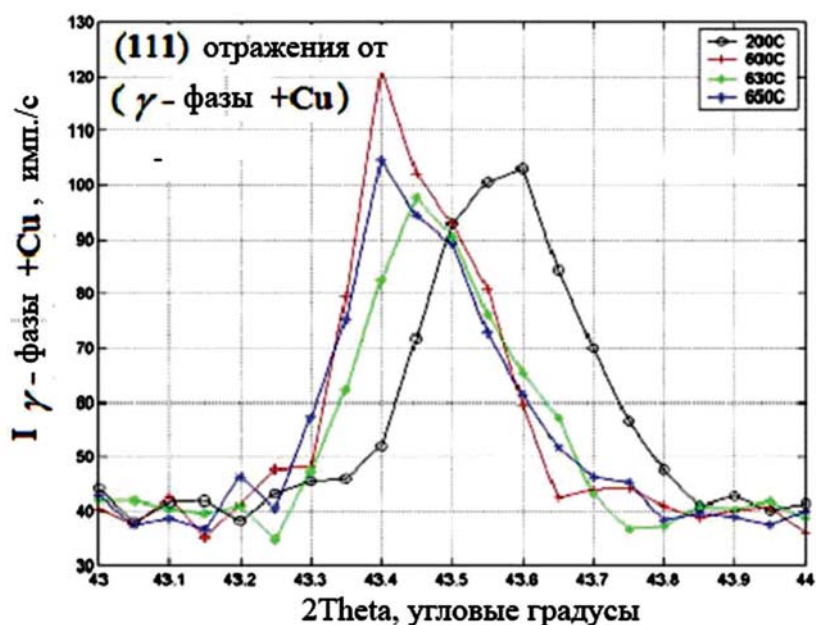


Рис. 5. Интенсивность рентгеновского максимума (111) « γ -фазы + Cu» для образцов после напыления и после одноминутного изохронного отжига при 600, 630 и 650 °С

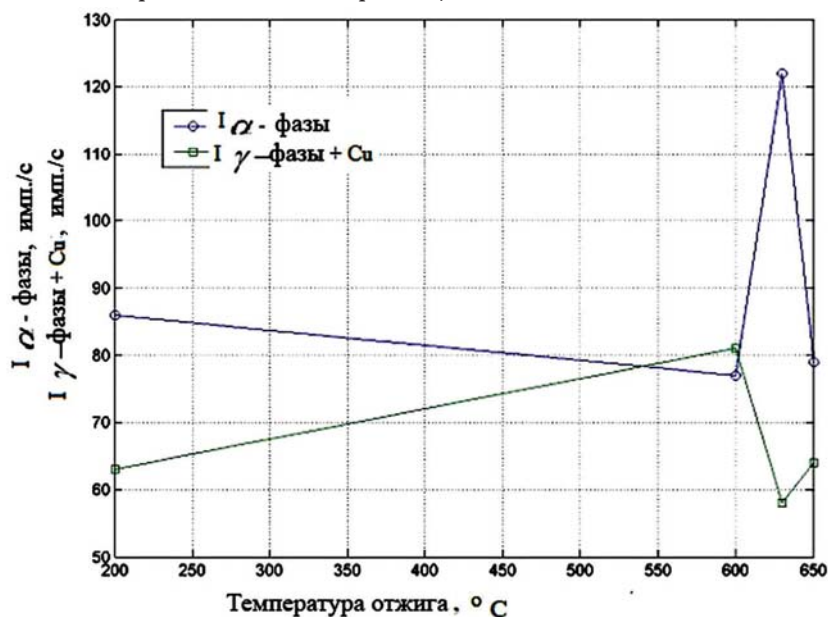


Рис. 6. Зависимость интенсивности рентгеновских линий (110) α -фазы, и (111) « γ -фазы + Cu» от температуры отжига, без учета уровня шума 40 имп./с

центрации γ -фазы и максимальной концентрации α -фазы. А так как при длительных отжигах α -фаза распадается на фазы α_1 и α_2 , то это приведет к росту коэрцитивной силы исследуемых пленок [1].

Довольно часто в объемных образцах сплавов Fe-Cr-Co присутствует σ -фаза, резко снижающая магнитные характеристики этих сплавов. Согласно работе [21], эта фаза может занимать до 59 % от объема образца. Для этой фазы наибольшую интенсивность имеют рентгеновские максимумы, связанные с отражением от плоскостей σ -фазы с индексами (411) и (410) [24]. На дифрактограммах всех образцов до и после отжига отсутствуют рефлексы, связанные с отражением от σ -фазы, обладающей тетрагональной решеткой типа β -урана. Согласно карточке 01-089-4790 ICDD PDF-2 [24], наиболее интенсивные отражения данной структуры (411) и (410). Параметры решетки σ -фазы по данным работы [21] имеют значения в диапазонах: $a = (0.8794-0.881)$ нм, $c = (0.4552-0.458)$ нм. Проведенные по этим данным расчеты показали, что в излучении CuK_α местоположение рентгеновских максимумов (411) и (410) должно соответствовать диапазонам углов 2θ ($46.91-47.05^\circ$) и ($41.34-42.29^\circ$) соответственно. В таких же угловых диапазонах наблюдались рефлексы σ -фазы в работе [5]. На дифрактограммах в нашей работе данные рефлексы отсутствуют, что позволяет утверждать, что объем σ -фазы в СДТС ниже предела детектирования данным методом.

Отсутствие рентгеновских рефлексов на углах $2\theta = 49.5^\circ$ и $2\theta = 54.2^\circ$ свидетельствует об отсутствии окисла основного компонента верхнего слоя пленок – окисла железа Fe_2O_3 .

4. Выводы

1. Проиндицированные дифрактограммы гетероструктуры пленочного постоянного магнита на кремниевой монокристаллической подложке, содержащей магнитный слой дисперсионно-твердеющего сплава Fe-Cr-Co показали наличие α -фазы, объем которой достигает максимального значения при температуре одноминутного «быстрого» отжига при 630°C .

2. Определено, что полученные при магнетронном напылении слои ДТС состава Fe-25 вес. % Cr-12 вес. % Co не содержат σ -фазу, и она не образуется после одноминутного высоковакуумного отжига в диапазоне температур $600-650^\circ\text{C}$.

3. Установлено, что, полученная магнетронным напылением гетероструктура не содержит окислы основного компонента железа до и по-

сле одноминутного высоковакуумного отжига в диапазоне температур $600-650^\circ\text{C}$.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет известных финансовых конфликтов интересов или личных отношений, которые могли бы повлиять на работу, представленную в этой статье.

Список литературы

1. Kaneko H., Homma M., Nakamura K. New ductile permanent magnet of Fe-Cr-Co system. *AIP Conference Proceedings*. 1972;5: 1088–1092. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.2953814>
2. Tsung-Shune Chin, Kou-Her Wang, Cheng-Hsiung Lin. High coercivity Fe-Cr-Co thin films by vacuum evaporation. *Japanese Journal of Applied Physics*. 1991;30(8): 1652–1695. DOI: <https://doi.org/10.1143/jjap.30.1692>
3. Chang H. C., Chang Y. H., Yao S. Y. The magnetic properties and microstructures of Fe-Cr-Co thin films obtained by ion beam sputtering. *Materials Science and Engineering B*. 1996; 39(2): 87–94. DOI: [10.1016/0921-5107\(95\)01428-4](https://doi.org/10.1016/0921-5107(95)01428-4)
4. Masahiro Kitada, Yoshihisa Kamo, Hideo Tanabe. Magnetoresistive thin-film sensor with permanent magnet biasing film. *Journal of Applied Physics*. 1985;58(4): 1667–1670. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.336058>
5. Rastabi R. A., Ghasemi A., Tavoosi M., Ramazani M. Magnetic features of Fe-Cr-Co alloys with tailoring chromium content fabricated by spark plasma sintering. *Magnetic Materials*. 2017;426(15): 742–752. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.10.132>
6. Zubair Ahmad, Zhongwu Liu, A. ul Haq. Synthesis, magnetic and microstructural properties of Alnico magnets with additives. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2017;428: 125–131. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.12.023>
7. Jin Y., Zhang W., Kharel P. R., Valloppilly S. R., Skomski R., Sellmyer D. J. Effect of boron doping on nanostructure and magnetism of rapidly quenched Zr₂Co₁₁-based alloys. *AIP Adv*. 2016;6(5): 056002. DOI: <https://doi.org/https://doi.org/10.1063/1.4942556>
8. Lin Zhang, Zhaolong Xiang, Xiaodi Li, Engang Wang. Spinodal decomposition in Fe-25Cr-12Co alloys under the influence of high magnetic field and the effect of grain boundary. *Nanomaterials (Basel)*. 2018;8(8): 578. DOI: <https://doi.org/10.3390/nano8080578>
9. Zayonchkovskiy V., Kyaw A. K., Milyaev, I., Perov N., Prokhorov I., Klimov A., Andreev A. (2019). Thin metal films with dispersion-hardening magnetic layers of Fe-Cr-Co alloy. *Kondensirovannyye Sredy*

i Mezhfaznye Granitsy = Condensed Matter and Interphases. 2019;21(4): 505–518. DOI: <https://doi.org/10.17308/kcmf.2019.21/2362>

10. Миркин Л. И. *Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов*. М.: Физматгиз; 1961. 863 с.

11. Сайт компании NanoFocus. Режим доступа: <https://m.nanofocus.de/en/>

12. Сайт компании ООО «ГЕО-НДТ». Режим доступа: <https://www.geo-ndt.ru/pribor-6855-rentgenofluorescentnii-analizator-meteksper.htm>

13. *Справочник по цветным металлам*. Режим доступа: <https://libmetal.ru/index.htm>

14. Сайт «Всё о металлургии». Режим доступа: <http://metal-archive.ru/vanadiy/955-mehanicheskie-svoystva-vanadiya.html>

15. Громов Д. Г. Мочалов А. И., Сулимин А. Д., Шевяков В. И. *Металлизация ультрабольших интегральных схем*. М.: БИНОМ; 2012. 277 с.

16. Лякишев Н. П., Банных О. А., Рохлин Л. Л. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник в трех томах*. М.: Машиностроение; 1997. 872 с.

17. Кекало И. Б., Самарин Б. А. *Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами*. М.: Металлургия; 1989. 496 с.

18. ГОСТ 24897-81. *Материалы магнитотвердые деформируемые. Solid magnetic deformed materials. Marks*. М.: Издательство стандартов; 1981. 21 с.

19. Bragg W. L. The diffraction of short electromagnetic waves by a crystal. *Proceedings of the Cambridge Philosophical Society*, 17, 43–57 (1913). Communicated by Professor Sir J. J. Thomson. Read 11 November 1912. In: *X-ray and Neutron Diffraction*. Elsevier; 1966. p. 19–125. DOI: <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-011999-1.50015-8>

20. Кремний. *Физическая энциклопедия*. Гл. ред. А. М. Прохоров. М.: Советская энциклопедия; 1990. 704 с.

21. Vompe T. N., D'yakonova N., Milyaev I., Prutskov M. Kinetics of σ -phase formation in a strain aging hard magnetic Fe-33% Cr-12% Co-2% Cu alloy. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012;(1): 55–57. DOI: <https://doi.org/10.1134/s0036029512010168>

22. Генералова К. Н., Ряпосов И. В., Шацов А. А. Порошковые сплавы системы Fe-Cr-Co, термооб-

работанные в области «ребра». *Письма о материалах*. 2017;7(2): 133–136. DOI: <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2017-2-133-136>

23. Медь. *Физическая энциклопедия*. М.: Советская энциклопедия; 1992. 672.

24. International Centre for Diffraction Data (ICDD). Режим доступа: www.icdd.com

25. Козвонин В. А., Шацов А. А., Ряпосов И. В. Поликомпонентные концентрационнонеоднородные сплавы системы Fe-Cr-Co-Si-V повышенной плотности. *Вестник ПНИПУ. Машиностроение материаловедение*. 2016;18(4): 188–202. DOI: <https://doi.org/10.15595/2224-9877/2016.4.14>

Информация об авторах

Зайончковский Вячеслав Станиславович, к. ф.-м. н., доцент кафедры материаловедения и химия, Калужский филиал МГТУ им. Н. Э. Баумана, Калуга, Российская Федерация; e-mail: zajonc4340@gmail.com. ORCID iD: <https://orcid.org/0000-0002-6519-6003>

Антошина Ирина Александровна, к. ф.-м. н., доцент отделения лазерных и плазменных технологий, Обнинский институт атомной энергетики — филиал федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Обнинск, Калужская обл., Российская Федерация; e-mail: antoshina_irina@mail.ru. ORCID iD: <https://orcid.org/0000-0001-9143-2404>.

Аунг Чжо Чжо, аспирант, Калужский филиал МГТУ им. Н. Э. Баумана, Калуга, Российская Федерация; ORCID iD: <https://orcid.org/0000-0001-8427-3046>

Исаев Евгений Игоревич, к. ф.-м. н., доцент отделения лазерных и плазменных технологий, Обнинский институт атомной энергетики — филиал федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Обнинск, Калужская обл., Российская Федерация; e-mail: e.isaev87@gmail.com. ORCID iD: <https://orcid.org/0000-0002-1777-5342>.

Миляев Игорь Матвеевич, д. ф.-м. н., в. н. с., Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва, Российская Федерация.

Все авторы прочитали и одобрили окончательный вариант рукописи