

ТВЕРДОТЕЛЬНЫЙ СИНТЕЗ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЕВЫХ ПЛЕНОК ПЕРМАЛЛОЕВОГО И ИНВАРНОГО СОСТАВОВ

В.С. Жигалов, В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова,
Г.Н. Бондаренко, М.А. Осколков*

Данная работа посвящена исследованию синтеза и свойств Fe-Ni пленок, полученных методом твердотельных реакций в двухслойных структурах, нанесенных на подложки из MgO. Модификация свойств в процессе синтеза исследовалась методами рентгеновской спектроскопии и магнитных измерений. В зависимости от соотношения толщин слоев Fe и Ni в диапазоне температур 650 – 750 К формируются гомогенные пленочные сплавы пермаллового или инварного состава. При этом парамагнитная фаза в инварной области концентраций зарождается при температуре несколько выше 750 К, а полностью продукт реакции состоит из кристаллитов, которые представляют собой сросшиеся γ - и FeNi-фазы, следуя [100], (001) FeNi || [100], (001) γ_{par} ориентационным соотношениям.

Введение

Пленки железо-никелевых сплавов являются предметом интенсивных исследований на протяжении многих десятилетий, так как обладают множеством уникальных свойств. Так, плёнки с повышенным содержанием 50 – 90 ат.% Ni (пермаллои) обладают низкой коэрцитивной силой, высокими значениями магнитной проницаемости и малыми потерями на перемагничивание. По этой причине они нашли применение в практических приложениях.

Помимо этого давно существует проблема инварной области Fe-Ni сплава («инварного эффекта»). Когда в области высоких концентраций железа (примерно 65 ат.%) сплавы резко меняют свои свойства: падает намагниченность насыщения, появляется низкий или даже отрицательный коэффициент термического расширения, имеет место аномальное поведение в зависимости от температуры модуля упругости, удельной теплоемкости и т.д. [1, 2]. В литературе существует много моделей возникновения этого эффекта, которые, тем не менее, не объясняют всю совокупность особенностей. Однако с учетом того, что инварные свойства в основном исчезают при T выше температуры Кюри, предполагают, что эффект имеет магнитную природу и одно из объяснений заключается в существовании γ -фазы (ГЦК-решетки) в двух модификациях – низкоспиновом и высокоспиновом (ферромагнитном) [1]. Также существует предположение, что причиной появления инварного эффекта может быть одновременное присутствие γ - и α -фаз (ОЦК-модификация) и связанная с этим многофазность. Уместно добавить, что в литературе для объяснения этого явления многократно привлекались имеющие место в сплавах неоднородности фазовой, структурной или химической природы [3-5]. И, наконец, дополняют сложную картину инварной области концентраций присутствующие в ней $\gamma \leftrightarrow \alpha$ – мартенситные превращения [1]. Однако ни один из описанных механизмов не объясняет всей совокупности явлений, характерных для инваров.

В связи с этим нам показалось интересным вернуться к изучению свойств железо-никелевых сплавов в пленочном состоянии, как пермаллоевой, так и инварной области концентраций. Поскольку синтез образцов проводился по новой технологии изготовления с привлечением твердотельных реакций в двухслойных структурах Fe/Ni, то представляло интерес провести изучение не только свойств образцов, но и процесса фазообразования на границе слоев в зависимости от температуры отжига.

Технология, образцы и методы исследования

Исходные двухслойные образцы железа и никеля изготавливались последовательным их осаждением на свежесколотую поверхность монокристаллов MgO (001) и на хорошо подготовленную поверхность пластин плавящего кварца. Испарение велось из тигля путем его разогрева бомбардировкой электронами в вакууме $\sim 10^{-6}$ мм рт.ст. при температуре, позволяющей осуществлять эпитаксиальный рост ($T_{\text{подл}} = 200$ °С). В исходном варианте при указанной температуре подложки оба слоя в образцах на MgO вырастали монокристаллическими и в рентгенографических спектрах имели по одному рефлексу, соответствующему отражениям Fe(002) и Ni(002) с соблюдением ориентационных соотношений:

$$[110](001)\alpha\text{-Fe} \parallel [100](001) \text{MgO} [7,8] \text{ и } [100](001)\text{Ni} \parallel [100](001)\text{MgO} [8].$$

На подложках из плавящего кварца вырастали полностью поликристаллические Ni/Fe плёнки независимо от температуры подложки. Соотношение толщин слоев выбиралось из соображения получения необходимого химического состава пленок.

* © В.С. Жигалов, В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова, Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, e-mail: zhigalov@iph.krasn.ru; Г.Н. Бондаренко, Институт химии и химической технологии СО РАН, М.А. Осколков, Сибирский государственный аэрокосмический университет им. М.Ф. Решетнева, 2005.

Данные о семи исходных двухслойных образцах представлены в табл. 1. Установленные составы согласно литературной информации [6] условно можно разделить на три области, объединенных общими свойствами. Два образца из серии, а именно (FeNi-1, -2), находятся в области пермаллоя, обогащенного никелем, четыре образца из представленных образцов (FeNi-3, -4, -5 и -6) соответствуют составам, лежащим в инварной области, и один из них (FeNi-7) лежит в области составов железо-никелевого сплава, обогащенных железом. Таким образом, нам удалось концентрационно охватить все характерные области сплава.

Таблица 1

Тип подложки и соотношение толщин железа и никеля в исходных двухслойных образцах

Обозначение	Подложка	Соотношение толщин Fe/Ni	C_{Fe} , ат. %	Область
FeNi-1	MgO	$d_{Fe} / d_{Ni} = 81 / 257$ нм	32,5	Пермаллой
FeNi-2	MgO	81 / 167	43,6	Пермаллой
FeNi-3	MgO	145 / 222	65,2	Инвар
FeNi-4	MgO	145 / 207	70,7	Инвар
FeNi-5	Кварц	153 / 50	75,3	Инвар
FeNi-6	Кварц	153 / 44	77,7	Инвар
FeNi-7	Кварц	153 / 20,5	88,2	Сплав $Fe_{81}Ni_{19}$

Исходные двухслойные образцы, осажденные на монокристаллические подложки из MgO, подвергались последовательным отжигам через 50 °С в температурном интервале (200 – 850) °С в течение 30 мин, что приводило к образованию пленок гомогенных сплавов. Процесс синтеза гомогенных сплавов отслеживался измерениями атомной структуры, фазового состава, магнитных и электрических свойств после каждого этапа температурной обработки.

Формирование фаз в процессе синтеза идентифицировалось на дифрактометре DRON-4-07 (CuK α излучение). Параметр решётки a при комнатной температуре находился по значению (002) пика. Точность в определении параметра решётки должна быть не хуже ± 0.0005 нм.

Средний размер кристаллитов определяли по ширине дифракционного пика, измеренного на половине его высоты, используя хорошо известную формулу Шеррера.

Химсостав и толщину пленок определяли методом рентгеноспектрального флуоресцентного анализа.

Форму и параметры петель гистерезиса измеряли при комнатной температуре с использованием феррометра, позволяющего проводить измерения магнитостатических свойств и процессов перемагничивания в полях до 250 Э.

Первая константа магнитокристаллографической анизотропии K_1 определялась на крутильном магнетометре в магнитном поле 12 кЭ. Значение K_1V находили из кривой крутящих моментов по максимальной величине гармоники четвертого порядка $2L_{max} = K_1V$, где V – суммарный объем пленки.

Намагниченность насыщения M_S и поле перпендикулярной анизотропии $H_K = 2K_1/M_S$ определяли по методике, предложенной в работе [7].

Электрическое сопротивление в зависимости от температуры подложки измеряли четырёхзондовым методом.

Результаты исследования процесса синтеза пленок

Синтез пленок пермаллового состава

На рис. 1 представлены рентгеновские отражения (002) для ГЦК-симметрии ($\lambda = 0,1763 - 0,1792$ нм) и (002) для ОЦК-Fe ($\lambda = 0,1439 - 0,1432$ нм), иллюстрирующие процесс синтеза (фазообразования) в двухслойных пленках состава $C_{Fe} = 32,5$ ат. % (структура в табл. 1 обозначена как FeNi-1) под воздействием температуры обработки.

Анализ кривых рис. 1 показывает, что процесс химического взаимодействия между слоями Fe и Ni имеет место уже при первой температуре отжига (450 °С). Это мало заметно в изменениях спектра в области отражения ГЦК-линий (рис.1 *a*), но существенно меняется отражение линии Fe (002) ОЦК-решетки (рис.1 *b*), при этом уменьшается интенсивность линии и она смещается в сторону больших углов отражения. При $T_{отж} \geq 550$ °С интенсивность линии (002) ГЦК-решетки увеличивается более чем в два раза со смещением в сторону меньших углов отражения, а линия Fe (002) практически исчезает. Все изменения в спектрах свидетельствуют об образовании новой фазы с параметром решетки, $a = 0,3542$ нм. Указанный параметр имеет разброс в пределах 0,358 – 0,352 нм. Отжиг при $T \approx 750$ °С приводит к полному исчезновению ОЦК-отражения (рис. 1 *b*), т.е. к образованию единой ГЦК-фазы, центрированной на $\lambda = 0,1792$ нм и наиболее соответствующей по параметру решетки фазе FeNi.

Вновь образованная фаза является ферромагнитной, что следует из измерений магнитных свойств (намагниченности насыщения (*a*) и коэрцитивной силы (*b*)) в зависимости от температуры отжига (рис. 2). Изменение магнитных свойств, на наш взгляд, хорошо отражают происходящие в структуре изменения под действием температуры. Анализ рентгеновских измерений и магнитных свойств позволил отметить основные четыре особенности:

- фазовые превращения в двухслойных структурах начинаются уже при первых отжигах и сопровождаются увеличением коэрцитивной силы и уменьшением намагниченности;
- первое превращение начинается при $T_{отж} \geq 350$ °С и полностью заканчивается при температуре ~ 450 °С;
- второе превращение при $T_{отж} \geq 550$ °С приводит к образованию стабильных ферромагнитных фаз FeNi и FeNi₃ [7,8];
- при $T_{отж} \geq 700$ °С имеет место третье превращение, которое, по-видимому, предопределяет полный синтез пермаллоевых образцов, приводит к структурному упорядочению указанных фаз и характеризуется резким уменьшением величины коэрцитивной силы.

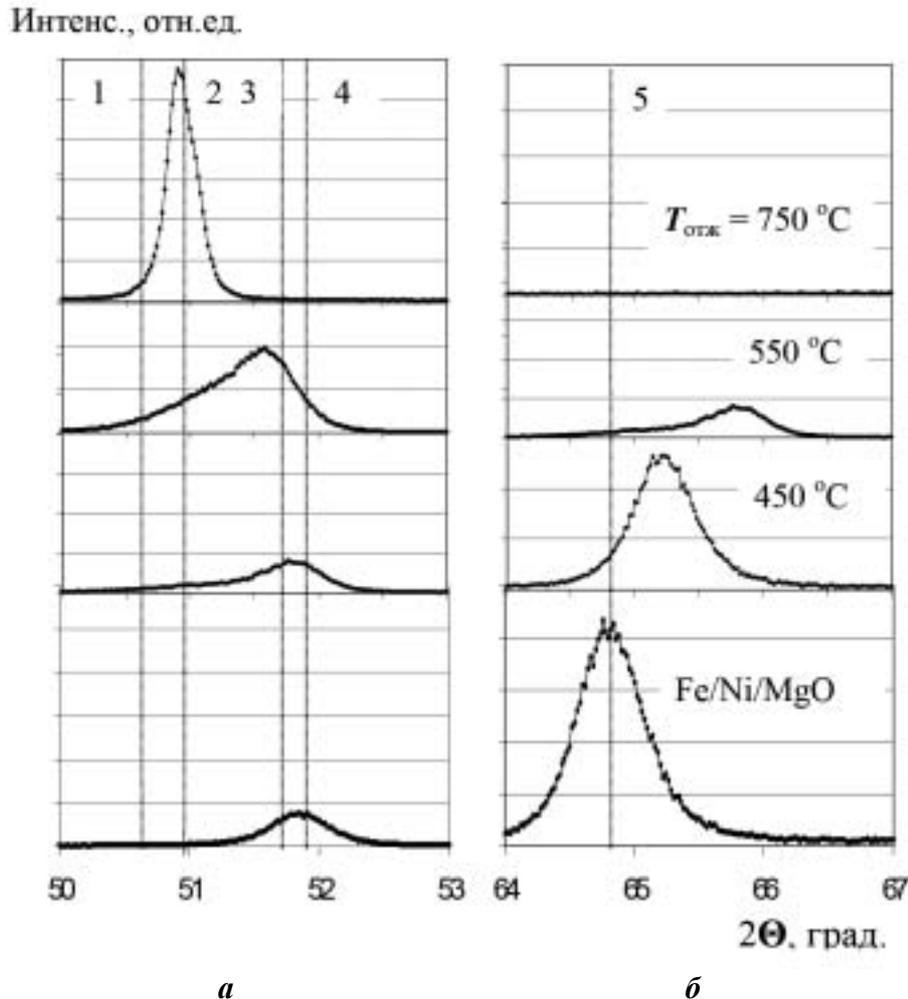


Рис. 1. Модификация рентгеновских (002) линий ГЦК (а) и (002) ОЦК-решетки (б) для пленочной структуры Fe/Ni/MgO с общим составом $C_{Fe} = 32,5$ % в зависимости от температуры отжига. Обозначения фаз взяты из литературы [7-8]: 1 – $\gamma_{пар}$; 2 – FeNi; 3 – FeNi₃; 4 – ГЦК-Ni и 5 – ОЦК-Fe [8, 9]

Отметим также, что перечисленные особенности в поведении магнитных свойств коррелируют с данными рентгеновского анализа (рис. 1).

Синтез пленок инварного состава

Совершенно другой характер носят изменения магнитных и структурных свойств под воздействием температурной обработки в двухслойных Fe/Ni-образцах с составом, лежащим в области инварных свойств. На рис. 3 приведены зависимости намагниченности насыщения (а) и коэрцитивной силы (б) от температуры отжига для пленок трех составов: 3 – (FeNi-3) $C_{Fe} = 65,2$ %; 4 – (FeNi-4) $C_{Fe} = 70,7$ % и 5 – (FeNi -6) $C_{Fe} = 77,3$ % (табл. 1).

Как и в пленках пермаллоевых составов, модификация свойств под воздействием температуры проходит практически по тому же сценарию. Однако температурные характеристики первого и второго превращений снижаются в сторону меньших величин. Так, судя по изменению намагниченности и коэрцитивной силы, первое превращение имеет место при $T \leq 350$ °С, а второе, в результате которого пленка становится однородной, - при температуре ≤ 550 °С, что является следствием произошедших в них твердотельных реакций.

При этой температуре резко (скачкообразно) уменьшается намагниченность для пленок всех исследуемых инварных составов.

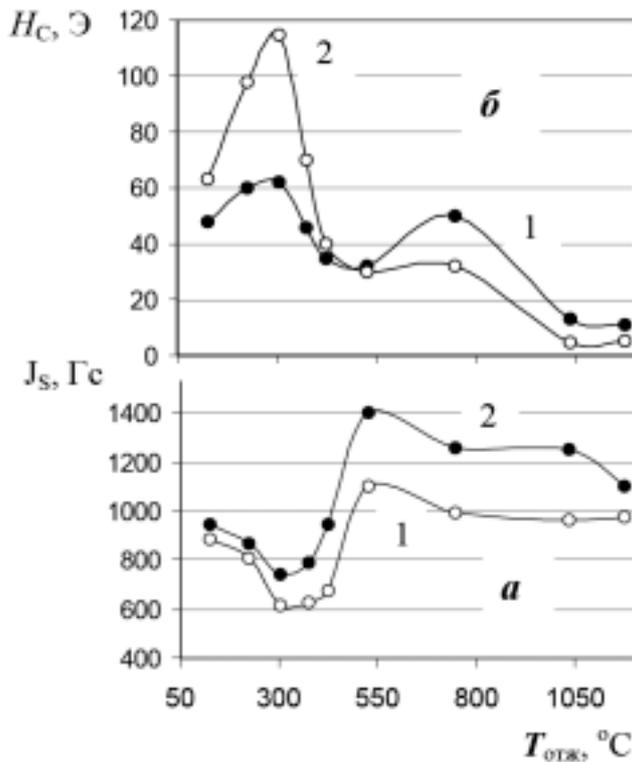


Рис. 2. Влияние температуры отжига на магнитные свойства в синтезируемых пленках пермаллоя:
1 – FeNi-1, $C_{Fe} = 32,5\%$;
2 – FeNi-2, $C_{Fe} = 43,6\%$

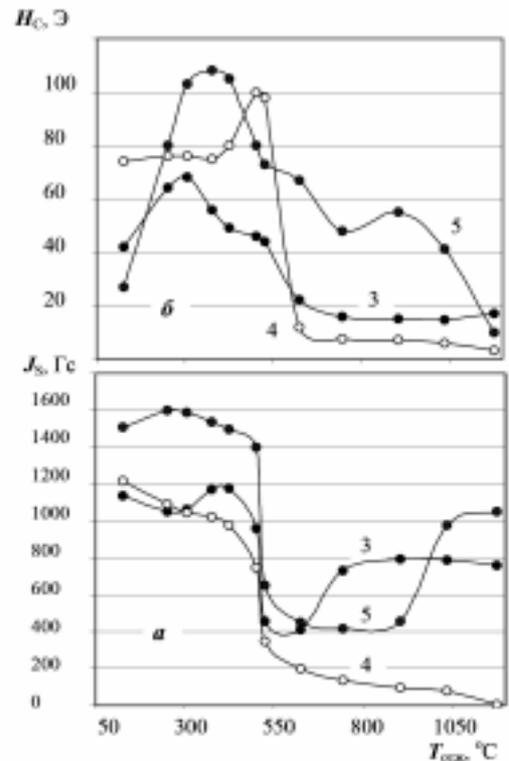
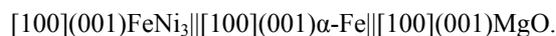


Рис. 3. Влияние температуры отжига на магнитные свойства в синтезируемых пленках инварного состава: 3 – FeNi-3, $C_{Fe} = 65,2\%$;
4 – FeNi-4, $C_{Fe} = 70,7\%$ и 5 – FeNi-6, $C_{Fe} = 77,7\%$

Однако в дальнейшем с увеличением температуры отжига ход кривых уже зависит от состава пленки. Так, намагниченность в пленке FeNi-3 с $C_{Fe} = 65,2\%$ после практически трехкратного уменьшения вновь увеличивается по величине в два раза при $T \geq 650^\circ\text{C}$. В пленке FeNi-4 ($C_{Fe} = 70,7\%$) J_s в последующем уменьшается по величине (практически до нуля) независимо от величины температуры отжига. В образце (FeNi-6, кривая 5), имеющем в своем составе железа больше, чем в предыдущих образцах ($C_{Fe} = 77,3\%$), намагниченность при увеличении $T_{отж}$ ведет себя подобно пленке FeNi-3, однако рост J_s имеет место при более высокой температуре ($> 950^\circ\text{C}$).

Отмеченные особенности в поведении намагниченности от $T_{отж}$, скорее всего, являются следствием фазовых превращений (перестроек) и о них можно судить по модификации рентгеновских спектров. На рис. 4 и рис. 5 приведены рентгеновские спектры для пленочных структур Fe/Ni/MgO с общим составом 70,7 и 65,2 ат.% Fe (табл. 1), показывающие эволюцию рентгеновского рефлекса γ -фазы в зависимости от $T_{отж}$.

Дифракционные данные, приведенные на рис. 4, показывают, что пленка никеля полностью реагирует с Fe при температуре отжига $\sim 350^\circ\text{C}$ с образованием новой фазы с параметром решетки, $a = 0,3545$ нм. Из стабильных интерметаллических соединений только фаза Ni_3Fe имеет близкий параметр решетки, $a = 0,3545$ нм (JCPDS card 38-0419), однако эпитаксиальные железо-никелевые пленки в зависимости от толщины могут значительно отличаться в сторону меньших значений. Это предполагает, что фаза FeNi₃ первой образуется на межфазной границе слоев Ni(001) и Fe(001). Сильный и единственный рефлекс (002) предполагает эпитаксиальный рост FeNi₃-фазы, а близость параметра ее решетки с параметром решетки Ni позволяет утверждать, что в начальном этапе твердофазного синтеза слой Ni заменяется FeNi₃ с сохранением ориентационных соотношений [10-12].



Увеличение температуры отжига свыше 450°C приводит к образованию FeNi-фазы с параметром решетки, $a = 0,3568$ нм, который несколько меньше, чем заявленный в [12], но характерный для пленок. Фаза FeNi также растет эпитаксиально между слоями FeNi₃(001) и Fe(001). Такой рост FeNi-фазы соответствует ориентационным соотношениям [10-12]

[100](001)FeNi₃||[100](001)FeNi||[100](001) α -Fe||[100](001)MgO.

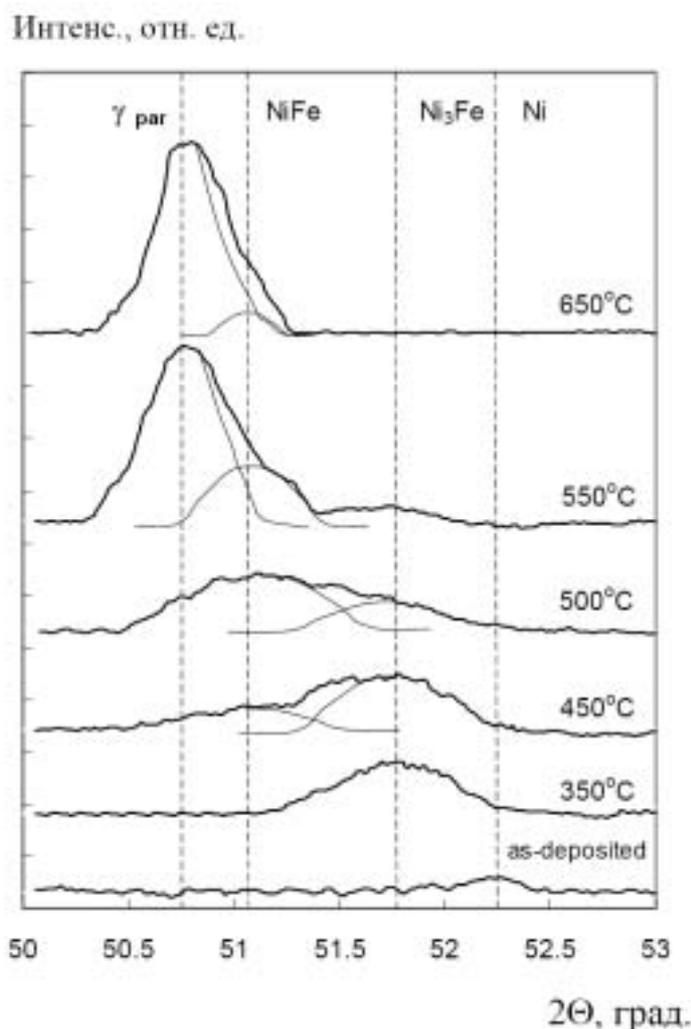


Рис. 4. Модификация рентгеновской (002) линии ГЦК-решетки для пленочной структуры Fe/Ni/MgO с общим составом $C_{Fe} = 70,7\%$ в зависимости от температуры отжига. Обозначения фаз, взяты из литературы [7, 8]: 1 – γ_{par} ; 2 – FeNi; 3 – FeNi₃ и 4 – ГЦК-Ni [8, 9]

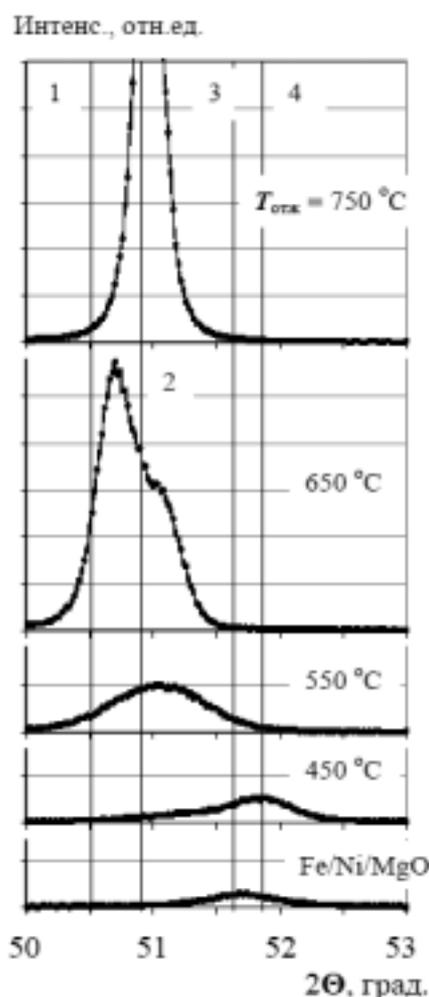


Рис. 5. Модификация рентгеновской (002) линии ГЦК-решетки для пленочной структуры Fe/Ni/MgO с общим составом $C_{Fe} = 65,2\text{ ат. \%}$ в зависимости от температуры отжига. Обозначения фаз, взяты из литературы [8,9]: 1 – γ_{par} ; 2 – FeNi; 3 – FeNi₃ и 4 – ГЦК-Ni

При температуре отжига $\sim 500\text{ }^\circ\text{C}$ и выше FeNi₃-фаза исчезает, переходя в парамагнитную фазу – γ_{par} . Эволюция рентгеновского рефлекса γ -фазы от $T_{отж}$ полностью коррелирует с зависимостью намагниченности (рис. 3 а, кривая 4). Предположение о том, что новая фаза является парамагнитной, следует из резкого падения J_S при $T_{отж} \geq 500\text{ }^\circ\text{C}$, причем с увеличением температуры этот процесс усиливается вплоть до полного исчезновения ферромагнитного порядка. Кроме того, новая фаза с параметром решетки $a = 0,3600\text{ нм}$ соответствует атомно разупорядоченной γ_{par} -фазе, представленной в JCPDS card 47-1417.

Парамагнитная фаза – продукт твердофазного синтеза остаточного слоя железа и FeNi-фазы и растет подобно предыдущим фазам эпитаксиально на границе раздела Fe(001) с FeNi(001), удовлетворяя ориентационным соотношениям между ними и подложкой. Дальнейшие отжижки до температур $800\text{ }^\circ\text{C}$ и выше не приводят к появлению новых фаз.

Однако, как следует из рис. 5, в пленках, имеющих меньшее содержание железа $C_{Fe} = 65,2\text{ ат. \%}$ (FeNi-3 см. табл. 1), есть некоторые отличия от описанного выше образца. Прежде всего, образец не переходит полностью в парамагнитную γ_{par} -фазу даже при $T_{отж} = 650\text{ }^\circ\text{C}$, а с увеличением температуры отжига ($750\text{ }^\circ\text{C}$) пленка вновь имеет FeNi-фазу как основную.

Подобное фазообразование отражается на поведении фундаментального параметра – намагниченности (см. рис. 3 а, кривая 3). Так, после температуры ≥ 500 °С, сопровождающейся синтезом парамагнитной фазы и связанного с этим падения J_S , дальнейшее увеличение $T_{отж}$ приводит к росту намагниченности. Уменьшение парамагнитной фазы с увеличением температуры отжига, по-видимому, связано с недостатком железа в исследуемой системе [10].

Подобное увеличение намагниченности насыщения, но при больших температурах, мы наблюдаем в образце с повышенным содержанием железа $C_{Fe} = 77,7$ ат.%. Можно предположить, что это связано с присутствием, а в дальнейшем с увеличением нерастворенной фазы α -Fe при больших температурах отжига, что подтверждается данными рентгеновского спектра, полученными с образца FeNi-6 на кварцевой подложке (рис.6). Из приведенного спектра следует, что в данном образце, наряду с парамагнитной ГЦК-фазой ($\lambda = 0,207$ нм), присутствует большая доля α -Fe(110) с $\lambda = 0,201$ нм и промежуточная фаза, центрированная на $\lambda = 0,203$ нм. Отметим, что все указанные фазы обладают дополнительными рефлексиями, указывающими на разброс параметров решетки по величине.



Рис. 6. Субструктура рентгеновского спектра с образца FeNi-6 ($C_{Fe} = 77,7$ %) в диапазоне углов отражения $2\Theta = 43 - 46$ град

Синтез пленок железо-никелевого сплава, обогащенных железом

В пленочной структуре Fe/Ni/кварц, содержащей больше железа, чем в предыдущих исследуемых образцах ($C_{Fe} = 88,2$ %), твердофазный синтез под воздействием термообработки осуществляется по другому варианту. На рис. 7 приведены зависимости намагниченности насыщения (а) и коэрцитивной силы (б) от температуры отжига для пленки указанного состава. Интересно, что обе зависимости от $T_{отж}$ ведут себя аналогично, хотя J_S носит фундаментальный характер и определяется фазовым состоянием, а H_C определяется структурными характеристиками. Можно предположить, что ход кривых, особенно при малых температурах отжига, определяется процессом синтеза и фазообразования на межфазной границе Fe/Ni.

Рентгенографический анализ удалось сделать по единственному присутствующему на спектрах рефлексу (002) ОЦК-решетки. На рис. 8 показана рентгеновская линия ОЦК-решетки после последнего отжига в 1050 °С. Эволюция спектра от $T_{отж}$ заключалась лишь в смещении линии в сторону больших углов (от $\lambda = 0,143$ нм, характерному для α -Fe до $\lambda = 0,1404$ нм, что соответствует параметру данного сплава).

Таким образом, на основании проведенных измерений магнитных свойств и рентгеновского дифракционного анализа в зависимости от температуры обработки можно предположить следующий механизм твердофазного синтеза интерметаллидов на межфазной границе Fe(001) и Ni(001) монокристаллических пленок. При температурах выше 350 °С начинается процесс диффузии атомов железа, которые дискретно расширяют решетку никеля с последовательным формированием FeNi₃- FeNi-фаз. Дальнейшая миграция атомов Fe в FeNi-решетку при $T_{отж} \geq 500$ °С вызывает ее дальнейшее расширение, а для инварных составов – разрушение ферромагнитного порядка и формирование парамагнитной $\gamma_{пар}$ -фазы [10].

Данные по намагниченности насыщения для всех синтезированных образцов, взятых из разных областей составов железо-никелевых сплавов, мы внесли на комбинированную диаграмму $J_S - C_{Fe}$, взятую из монографий [1,6]. В таком виде данные по J_S представлены на рис. 9. Во всех случаях намагниченность в образцах, полученных по технологии твердофазного синтеза, имеет меньшие значения по сравнению с литературными данными, особенно это заметно для образцов с большим содержанием железа. Причиной такого несоответствия может быть присутствие парамагнитной фазы в больших объемах по сравнению с образца-

ми, полученными обычным сплавлением [1,6]. Вопрос о причине указанной особенности потребовал дополнительных рентгеновских исследований.

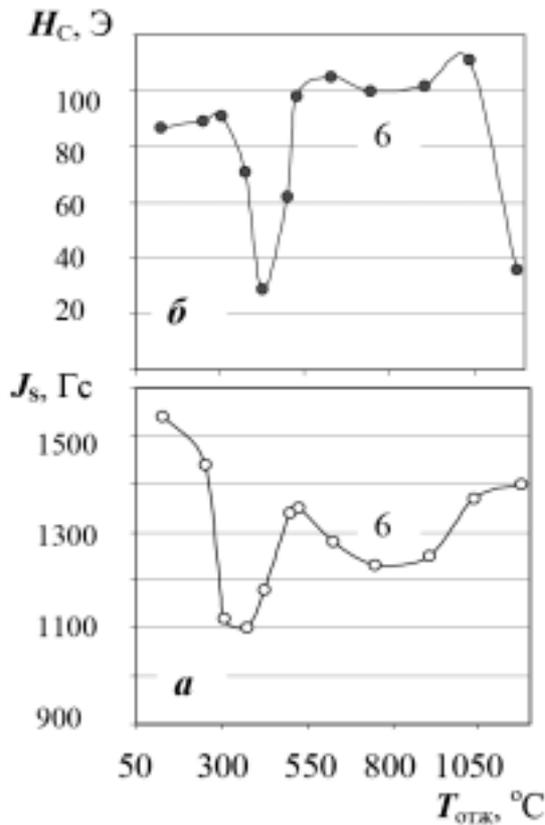


Рис. 7. Влияние температуры отжига на магнитные свойства в синтезируемой пленке: – FeNi-7, $C_{Fe} = 88,2$ ат. %

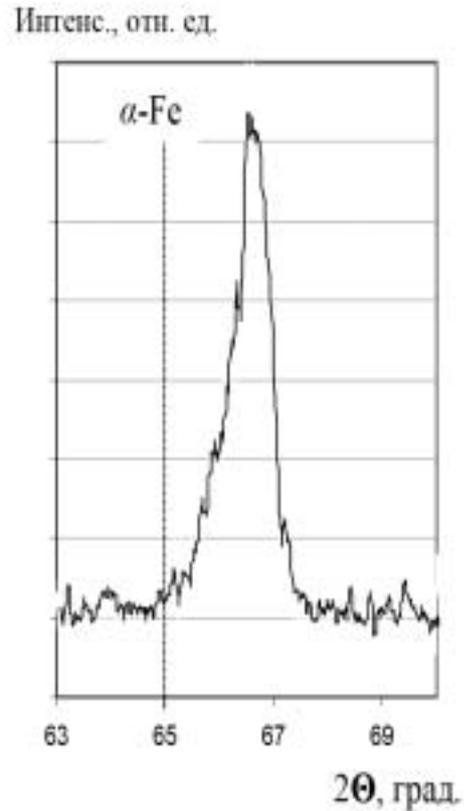


Рис. 8. Рентгеновская (002) линия ОЦК-решетки для пленочной структуры Fe/Ni/MgO с содержанием железа $C_{Fe} = 88,2$ ат. % после температуры отжига 1050 °C

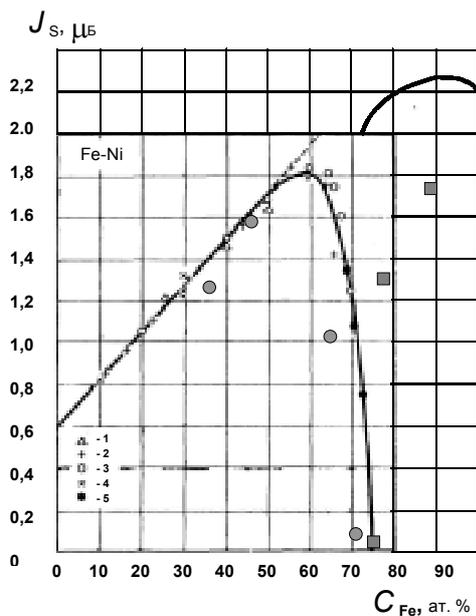


Рис. 9. Комбинированная диаграмма концентрация железа-намагниченность в железо-никелевых сплавах [1,6]. Данные по намагниченности всех синтезированных образцов: ●- для пленок на подложках из MgO; ■ – на подложках из кварца

На рис. 10 представлены два рентгеновских ГЦК-рефлекса (220) и (111) с высоким разрешением для синтезированных пленок, имеющих составы $C_{Fe} = 70,7$ (а) и 77,7 ат. % (б). Для всех исследуемых образцов характерно наличие субструктуры рефлексов. Так, в пленке FeNi-4 на монокристаллической подложке из MgO (рис. 10 а) присутствует четыре хорошо выраженных подрефлекса с разбросом λ от 0,1265 до 0,1277, а в пленке FeNi-5 на подложке из плавленного кварца – шесть.

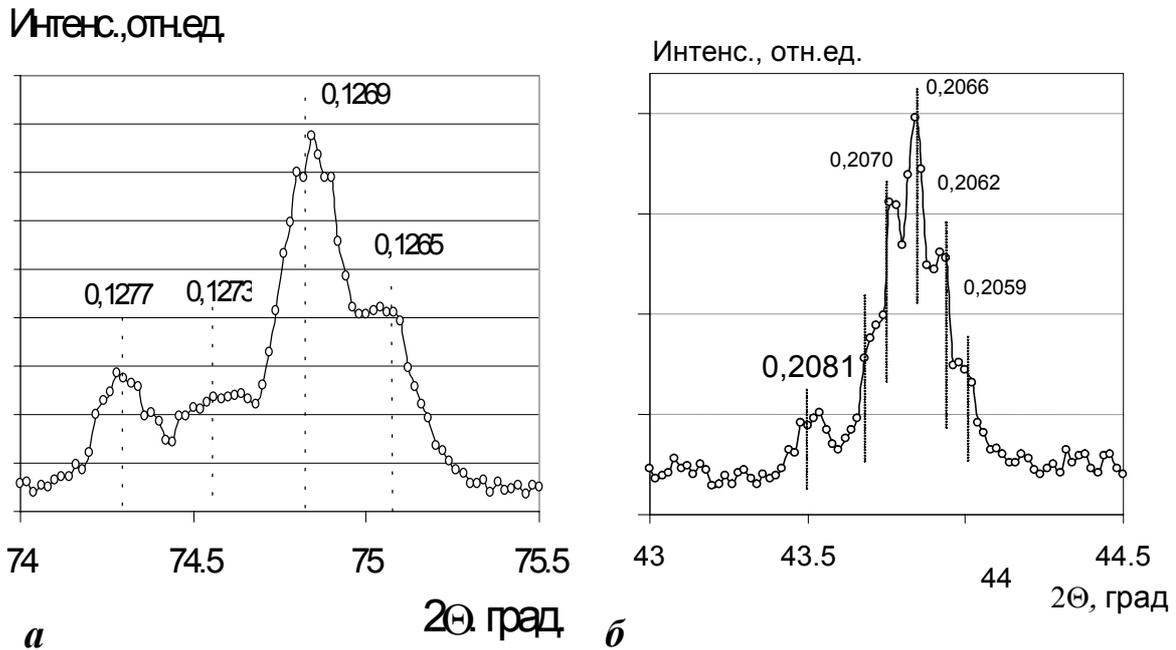


Рис. 10. Субструктура рентгеновской линии (220) с образца FeNi-4 ($C_{Fe} = 70,7\%$) и рентгеновской линии (111) с образца FeNi-5 ($C_{Fe} = 77,7\%$) в диапазоне углов отражения $2\theta = 43 - 46$ град

По-видимому, существенный разброс параметра решетки в синтезированных образцах инварного состава может быть дополнительной причиной наблюдаемых особенностей (рис. 9) и инварного эффекта, наряду с другими механизмами, предлагаемыми в литературе для объяснения данного эффекта (таких как, присутствие фазовых, структурных и химических неоднородностей, а также, фазовых и структурных превращений и.д.).

В ряде работ, например в [11-12] и других установлено, что и сам твердофазный синтез в двухслойных структурах во многом определяется проходящими в них превращениями: *порядок-беспорядок*, *металл-диэлектрик*. В данной работе, на наш взгляд, также прослеживается связь между синтезом, его критическими температурами и фазовыми, а возможно и мартенситными $\gamma \leftrightarrow \alpha$ – превращениями.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Седов В.Л. Антиферромагнетизм гамма-железа. Проблема инвара / В.Л. Седов. - М: Наука, 1987. - 288 с.
2. Antropov V.P., Katsnelson M.I., van Schilfgaarde M., Harmon B.N., Phys. Rev. Lett. **75**, 729 (1995);
3. Antropov V.P., Katsnelson M.I., Harmon B.N., et al., Phys. Rev. **B54**, 1019 (1996);
4. Kong L.T., and Liu B.X., Appl. Phys. Lett. **84**, 3627 (2004).
5. Van Schilfgaarde M., Abrikosov L.A., Johanson M., Nature **400**, 46 (1999);
6. Wang Y., Stoks G.M., Nicholson D.M.C., Shlton W.A., J. Appl. Phys. **81**, 3873 (1997).
7. Chamberod A., Laugier J., Penisson J.M., JMMM **10**, 139 (1979).
8. Danon J., Scorzelly R.B., Souza-Azevedo I., et al., Nature **284**, 537 (1980).
9. Вонсовский С.В. Магнетизм / С.В. Вонсовский. – М.: Наука, 1971. - 1031 с.
10. Диаграмма состояний двойных металлических систем, Т.2 / под ред. Н.П. Лякишева, -М.: Машиностроение, 1982.
11. Rancourt D.G., Scorzelly R.B., JMMM **150**, 30 (1984).
12. Rancourt D.G., Lagarec K., Densmore A., et al., JMMM **191**, L255 (1999).
13. Мягков В.Г. Твердофазный синтез в эпитаксиальных Ni/Fe/MgO(001) тонких пленках / В.Г. Мягков, О.А. Баюков, Л.Е. Быкова, В.С. Жигалов, Г.Н. Бондаренко // Письма в ЖЭТФ. – 2004.-Т.80.-Вып.7.-С.555-559.
14. Мягков В.Г. Особенности самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в двухслойных S/Fe тонких пленках и переход металл-диэлектрик в моносульфиде железа / В.Г.Мягков, Л.Е. Быкова, В.С. Жигалов, А.И. Польский, Г.Н. Бондаренко // ДАН.-2000.-Т.371.-№6.-С.763-765.

15. Мягков В.Г. Твердофазные реакции, самораспространяющийся высокотемпературный синтез и фазовый переход порядок-беспорядок в тонких пленках / В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова, Г.Н. Бондаренко, В.С. Жигалов, А.И. Польский, Ф.В. Мягков // Письма в ЖЭТФ.- 2000.-Т.71.-В.5.-С.268-273.

SOLID-STATE SYNTHESIS OF IRON – NICKEL FILMS RECORDINGS PERMALLOY AND INVAR OF COMPOSITIONS

**V.S. Zhigalov, V.G. Myagkov, L.E. Bykova,
G.N. Bondarenko, M.A. Oskolkov**

The paper is devoted to examination of synthesis and properties Fe-Ni films obtained of solid-state synthesis in bilayer film structures on an MgO(001) substrate. The modification of properties during synthesis was explored by methods of an X-ray spectroscopy and magnetic measurings. Depending on a relation of Fe and Ni thickness in temperature up 650 - 750 K range are shaped homogeneous film alloys permalloy or invar composition. Thus the paramagnetic phase in invar of area of concentrations originates at temperature a little bit above 750 K, and completely resultant of reaction consists of crystal grains, which represent γ_{par} and FeNi-phase, following $[100]$, (001) FeNi || $[100]$, (001) γ_{par} orientation relations.