



# Math-Net.Ru

Общероссийский математический портал

А. Г. Багмут, И. Г. Шипкова, В. А. Жучков, Эпитаксия, структурно-фазовое и магнитное состояние плёнок, синтезированных в лазерной плазме Ni,  
*Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2009, выпуск 2(), 200–208

<https://www.mathnet.ru/vsgtu717>

Использование Общероссийского математического портала Math-Net.Ru подразумевает, что вы прочитали и согласны с пользовательским соглашением

<https://www.mathnet.ru/rus/agreement>

Параметры загрузки:

IP: 216.73.216.37

14 декабря 2025 г., 19:35:24



УДК 539.548

## ЭПИТАКСИЯ, СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ И МАГНИТНОЕ СОСТОЯНИЕ ПЛЁНОК, СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ЛАЗЕРНОЙ ПЛАЗМЕ Ni

А. Г. Багмут, И. Г. Шипкова, В. А. Жучков

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,  
Украина, 61002, Харьков, ул. Фрунзе, 21.

E-mails: bagmut@kpi.kharkov.ua, ship@kpi.kharkov.ua, vas\_zh@ukr.net

*Исследованы структурно-фазовые состояния, а также изменение плотности и магнитных свойств при рекристаллизации тонкоплёночных лазерных конденсатов никеля. Для двух случаев эпитаксиального роста плёнок с кристаллической решёткой ГПУ (фаза  $\alpha$ -Ni) и с кристаллической решёткой ГЦК (фаза  $\beta$ -Ni) установлены ориентационные соотношения плёнка – подложка (001) KCl. Определены ориентационные соотношения между фазами  $\alpha$ -Ni и  $\beta$ -Ni, выполняющиеся в процессе полиморфного превращения при отжиге плёнок. Показано, что в результате полиморфного превращения происходит изменение плотности и магнитных характеристик плёнки. Плёнки уплотняются (на 18,5%) и приобретают магнитный момент. При перемagnetивании имеет место гистерезис.*

**Ключевые слова:** лазерное испарение, фазовый переход, эпитаксия, магнитные свойства.

**Введение.** Развитие физических представлений о процессах структурообразования инициировало разработку и внедрение новых импульсных методов управляемого выращивания плёнок. Вещество на подложке осаждается отдельными порциями из пароплазменного потока, который образуется за счёт распыления мишени пучком высокоэнергетичных ионов или фотонов. Метод импульсного лазерного осаждения (ИЛО) вещества в настоящее время широко используется для создания плёнок и покрытий различного функционального назначения [1]. Диаграмма, отражающая структурно-фазовое состояние плёнок, полученных методом ИЛО, которая учитывает соотношение потоков атомов газа (кислорода) и металла, падающих на ростовую поверхность, а также адсорбционную и химическую активность металла, приведена в [2]. Однако эта диаграмма не включает данных, касающихся ИЛО никеля.

Магнитные, электрофизические и каталитические свойства плёнок и наночастиц Ni предопределили резкое возрастание к ним интереса в последнее время. Наноструктуры с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решёткой наблюдали при гетероэпитаксиальном росте Ni на (001) поверхности MgO [3]. Однако с увеличением латерального размера островков (выше  $\sim 5$  нм) происходила трансформация решётки ГПУ в гранецентрированную кубическую (ГЦК) решётку по мартенситному механизму. Наночастицы Ni как с ГПУ, так и с ГЦК решётками получали осаждением из растворов и термическим

---

Александр Григорьевич Багмут (д.ф.-м.н., проф.), зав. кафедрой, каф. теоретической и экспериментальной физики. Ирина Геннадиевна Шипкова (к.ф.-м.н.), старший научный сотрудник, каф. физики металлов и полупроводников (лаборатория магнитных исследований). Василий Анатольевич Жучков, аспирант, каф. теоретической и экспериментальной физики.

разложением никелевых органо-металлических прекурсоров [4, 5]. Магнитные свойства наночастиц Ni с ГПУ и с ГЦК решётками соответствовали как парамагнитным, так и ферромагнитным состояниям. Плёнки Ni как с ГПУ, так и с ГЦК решётками методом ИЛО были получены в [6, 7], причём ферромагнитными свойствами обладали только плёнки никеля со структурой ГЦК.

Цель данной работы состоит в следующем: 1) исследовать влияние температуры подложки  $T_s$  и отжига  $T_o$  на структуру и фазовый состав лазерных конденсатов никеля; 2) установить объёмные изменения и ориентационные соотношения между ГПУ и ГЦК решётками в плёнках Ni; 3) определить изменение магнитных характеристик плёнок при отжиге.

**1. Материалы и методы.** Мишень, изготовленную из никеля высокой чистоты, распыляли импульсами наносекундной длительности излучения лазера на АИГ:  $\text{Nd}^{3+}$  (длина волны 1,06 мкм) в режиме модулированной добротности при частоте следования импульсов  $\nu = 25$  Гц. Пароплазменный поток Ni конденсировали на ориентирующих подложках из монокристаллов KCl, расколотых по плоскостям спайности (001). Плёнки отделяли в дистиллированной воде и переносили на предметные сетки для электронно-микроскопических исследований.

Температуру подложки  $T_s$  варьировали в интервале 290–700 К. Давление остаточных газов в испарительной камере составляло  $\sim 10^{-5}$  мм рт. ст. Фазовые превращения в плёнках инициировали двумя способами. В первом случае использовали постконденсационный отжиг образцов в вакууме без отделения плёнки от подложки. Во втором случае использовали так называемую методику «in situ»: плёнку, отделённую от подложки, нагревали в колонне микроскопа ЭМ-100Л, используя специализированную приставку для нагрева объекта. В этом случае была возможность непрерывного наблюдения всех стадий структурного превращения.

Структурные исследования проводили методами электронографии и просвечивающей электронной микроскопии. Электронно-микроскопические фотографии структуры плёнок получали в электронном микроскопе ПЭМ-100-01 в режиме светлого поля при увеличениях 120–200 тысяч крат. По данным фотографий строили гистограммы, характеризующие распределение размеров зёрен никеля  $D$ , и определяли среднее значение размера зерна  $\langle D \rangle$ .

Магнитные характеристики плёнок Ni непосредственно после осаждения и после отжига при температурах 670–700 К исследовали с помощью высокочувствительного вибрационного магнитометра. Петли гистерезиса плёнок измеряли при комнатной температуре на образцах в форме квадрата площадью  $\sim 1 \text{ см}^2$  в полях до 1000 Э, приложенных в плоскости слоя в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Среднюю намагниченность насыщения  $I_s$  определяли путём сравнения сигналов эталонного и исследуемого образцов с заданными площадью и толщиной.

## 2. Результаты и их обсуждение.

**2.1. Структурно-фазовое состояние плёнок.** Получены следующие структурно-фазовые состояния тонкоплёночных лазерных конденсатов Ni при различных температурах подложки  $T_s$  (см. таблицу): 1) аморфные плёнки; 2) плёнки Ni с метастабильной ГПУ решёткой ( $\alpha\text{-Ni}$ ); 3) плёнки Ni со структурой ГЦК ( $\beta\text{-Ni}$ ).

На рис. 1, а приведены электронограмма и электронно-микроскопическое

**Структура тонкоплёночных лазерных конденсатов никеля**

$T_s, K$	290	350	420	520	660	700
Фаза	Аморфная	$\alpha$ -Ni (ГПУ)	$\alpha$ -Ni (ГПУ)	$\alpha$ -Ni (ГПУ)	$\alpha$ -Ni (ГПУ)	$\beta$ -Ni (ГЦК)

изображение поликристаллической плёнки, осажденной при  $T_s = 350$  К. Расшифровка электронограммы и сопоставление результатов с данными кристаллографических таблиц [8] позволили установить факт формирования низкотемпературной (метастабильной) фазы Ni со структурой ГПУ. Средний размер зёрен  $\alpha$ -Ni  $\langle D \rangle = 5,4$  нм.

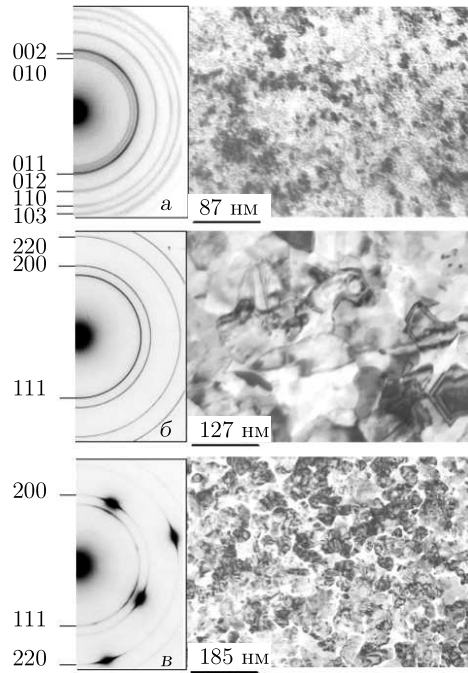


Рис. 1. а) электронограмма и изображение плёнки Ni со структурой ГПУ до отжига ( $T_s = 350$  К); б) то же после отжига ( $T_s = 350$  К); в) электронограмма и изображение плёнки Ni со структурой ГЦК, осажденной при  $T_s = 700$  К

микроскопическое изображение плёнки, осажденной при  $T_s = 700$  К. Расшифровка электронограммы и сопоставление результатов с данными кристаллографических таблиц [9] показали, что в этом случае формируется высокотемпературная (стабильная) фаза  $\beta$ -Ni со структурой ГЦК. Средний размер зёрен  $\langle D \rangle = 86,4$  нм. Плёнка растёт в параллельной ориентации относительно подложки KCl с соблюдением простого ориентационного соотношения

$$(001)[110]\beta\text{-Ni} // (001)[110]\text{KCl}, \quad (3)$$

при котором поверхность плёнки (001) Ni параллельна поверхности подложки (001) KCl.

Увеличение  $T_s$  выше 400 К инициирует повышение степени ориентированности плёнок. Происходит двухпозиционное зарождение и рост зёрен  $\alpha$ -Ni с соблюдением следующих ориентационных соотношений между плёнкой и подложкой KCl. В позиции 1:

$$(110)[\bar{1}1\bar{1}]\alpha\text{-Ni} // (110)[001]\text{KCl}; \quad (1a)$$

$$(110)[\bar{2}2\bar{1}]\alpha\text{-Ni} // (110)[001]\text{KCl}. \quad (1b)$$

Соотношения (1a) и (1b) выполняются для кристаллов, принадлежащих осям зон  $[\bar{1}1\bar{1}]$  и  $[\bar{2}2\bar{1}]$  соответственно. В первом случае поверхности подложки (001) KCl параллельна плоскость (559)  $\alpha$ -Ni. Во втором — плоскость  $(-10109)$   $\alpha$ -Ni.

В позиции 2:

$$(110)[\bar{1}1\bar{1}]\alpha\text{-Ni} // (\bar{1}10)[001]\text{KCl}; \quad (2a)$$

$$(110)[\bar{2}2\bar{1}]\alpha\text{-Ni} // (\bar{1}10)[001]\text{KCl}. \quad (2b)$$

Соотношения (2a) и (2b) выполняются для кристаллов, принадлежащих осям зон  $[\bar{1}1\bar{1}]$  и  $[\bar{2}2\bar{1}]$  соответственно.

При  $T_s \geq 700$  К формируются эпитаксиальные плёнки. На рис. 1, в приведены электронограмма и электронно-

**2.2. Превращения при отжиге.** Установлено, что постконденсационный отжиг плёнок на подложке в вакууме инициирует фазовый переход, при котором ГПУ решётка Ni трансформируется в решётку ГЦК (рис. 1, б). При этом средний размер зёрен  $\langle D \rangle$  увеличивается от 5,4 нм до 87,8 нм.

Отжиг «свободных» плёнок Ni в колонне микроскопа также инициирует фазовое превращение ГПУ→ГЦК. В этом случае заметного изменения  $\langle D \rangle$  не происходит. На рис. 2, а и 2, б представлены результаты электронографического исследования «in situ» полиморфного превращения  $\alpha$ -Ni (ГПУ)→ $\beta$ -Ni (ГЦК) при изотермическом отжиге плёнки ( $T_o = 750$  К,  $\tau_o = 40$  мин) в колонне электронного микроскопа. Исходная плёнка ( $\alpha$ -Ni) была осаждена при  $T_s = 420$  К. Наблюдается частичное упорядочение с соблюдением ориентационных соотношений (1) и (2). Схема электронограммы представлена на рис. 2, в. Здесь через  $\bullet$  обозначены рефлексы, принадлежащие кристаллам  $\alpha$ -Ni с осью зоны  $[\bar{1}1\bar{1}]$  в позиции 1;  $\blacksquare$  — рефлексы кристаллов  $\alpha$ -Ni с осью зоны  $[\bar{1}1\bar{1}]$  в позиции 2, которая повернута в плоскости рисунка на  $90^\circ$  относительно позиции 1;  $\circ$  — рефлексы кристаллов  $\alpha$ -Ni с осью зоны  $[\bar{2}2\bar{1}]$  в позиции 1;  $\square$  — рефлексы кристаллов  $\alpha$ -Ni с осью зоны  $[\bar{2}2\bar{1}]$  в позиции 2. В результате расшифровки электронограммы плёнки, полученной после отжига (рис. 2, б), показано, что формируется фаза  $\beta$ -Ni со структурой ГЦК. На рис. 2, г приведена схема этой электронограммы с отражениями от плоскостей с осью зоны  $[001]$ , где через  $\blacktriangle$  обозначены рефлексы кристаллов  $\beta$ -Ni с этой осью.

Согласно рис. 2, для кристаллов  $\alpha$ -Ni в позиции 1 с осями зон как  $[\bar{1}1\bar{1}]$ , так и  $[\bar{2}2\bar{1}]$ , дифракционный вектор  $\mathbf{g} = 110$  параллелен дифракционному вектору  $\mathbf{g} = 220$  для кристаллов  $\beta$ -Ni. Отсюда вытекают следующие ориен-

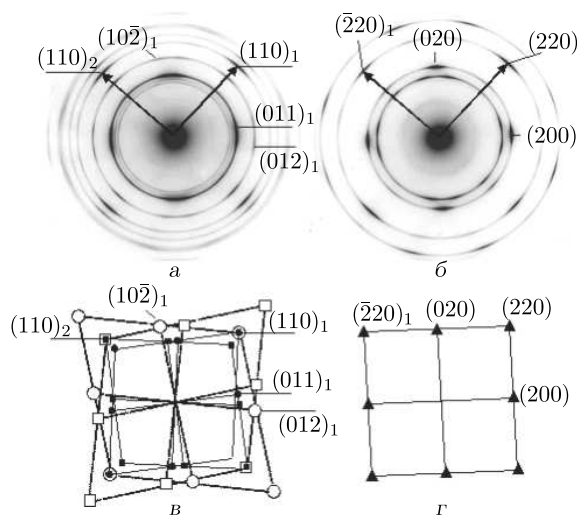


Рис. 2. Электронография «in situ» полиморфного превращения  $\alpha$ -Ni (ГПУ)→ $\beta$ -Ni (ГЦК) при изотермическом отжиге плёнки: а) электронограмма плёнки Ni до отжига ( $T_s = 420$  К); б) электронограмма этой плёнки после отжига ( $\tau_o = 120$  мин,  $T_o = 700$  К); в) схема электронограммы плёнки Ni до отжига; г) схема электронограммы плёнки Ni после отжига

тационные соотношения между начальной  $\alpha$ -Ni и конечной  $\beta$ -Ni фазами. Для позиции 1:

$$(110)[\bar{1}1\bar{1}]\alpha\text{-Ni} // (110)[001]\beta\text{-Ni}; \quad (4a)$$

$$(110)[\bar{2}2\bar{1}]\alpha\text{-Ni} // (110)[001]\beta\text{-Ni}. \quad (4b)$$

Соотношения (4a) и (4b) выполняются для кристаллов позиции 1, принадлежащих осям зон  $[\bar{1}1\bar{1}]$  и  $[\bar{2}2\bar{1}]$  соответственно.

Для позиции 2:

$$(110)[\bar{1}1\bar{1}]\alpha\text{-Ni} // (\bar{1}10)[001]\beta\text{-Ni}; \quad (5a)$$

$$(110)[\bar{2}2\bar{1}]\alpha\text{-Ni} // (\bar{1}10)[001]\beta\text{-Ni}. \quad (5b)$$

Соотношения (5a) и (5b) выполняются для кристаллов позиции 2, принадлежащих осям зон  $[\bar{1}1\bar{1}]$  и  $[\bar{2}2\bar{1}]$  соответственно.

Анализ гистограмм распределения размеров зёрен  $D$  в плёнках Ni до и после отжига показал, что в «свободных» плёнках полиморфное превращение  $\alpha\text{-Ni} \rightarrow \beta\text{-Ni}$  не сопровождается значительным изменением величины зерна. В начальном и конечном состояниях плёнки  $\langle D \rangle \approx 12$  нм.

**2.3. Объёмные изменения.** Относительное изменение плотности никеля  $\gamma$  в результате фазового перехода из состояния 1 с плотностью  $\rho_1$  в состояние 2 с плотностью  $\rho_2$  определяли «in situ» непосредственно в колонне электронного микроскопа согласно [10], при этом использовали соотношение

$$\gamma = \frac{\rho_2 - \rho_1}{\rho_1} = \left( \frac{X_1}{X_2} \right)^3 - 1. \quad (6)$$

В соотношении (6)  $X_1$  и  $X_2$  есть расстояние между теми же самыми метками в плёнке никеля в исходном (1) и конечном (2) состояниях соответственно. В качестве меток использовали микронеоднородности плёнки, например, затвердевшие микрокапли Ni (так называемый «брызговой эффект»).

Установлено, что фазовый переход из структурного состояния с решёткой ГПУ-Ni в состояние с решёткой ГЦК сопровождается увеличением плотности плёнки. Рис. 3 иллюстрирует изменение кристаллической решётки Ni при отжиге плёнки в колонне микроскопа с помощью специализированной приставки для нагрева образца. Плёнку  $\alpha$ -Ni конденсировали при  $T_s = 350$  К. Структура плёнки (ГПУ до отжига) показана на рис. 3, а. Отжиг проведён при температуре  $T_o = 750$  К в течение  $\tau_o = 40$  мин. Структура плёнки (ГЦК после отжига) показана на рис. 3, б. Электронограмма и микрофотография сняты после полного остывания плёнки до комнатной температуры в колонне микроскопа.

Установлено, что в случае структурного перехода ГПУ  $\rightarrow$  ГЦК относительное изменение плотности никеля  $\gamma = 18,5 \pm 2,9\%$  (с уровнем надёжности 95%). Увеличение плотности при фазовом переходе ГПУ  $\rightarrow$  ГЦК согласуется с данными таблиц JCPDS. Так, по данным таблиц [8] и [9] плотность Ni с решёткой ГПУ  $\rho_1 = 7,372$  г/см<sup>3</sup>, а с решёткой ГЦК  $\rho_2 = 8,911$  г/см<sup>3</sup>. Следуя (6), для приведённых данных  $\gamma = 20,9\%$ . Это значение укладывается в полученный в нашей работе доверительный интервал для  $\gamma$  от 15,6 до 21,4%.

**2.4. Изменение магнитных характеристик при отжиге плёнок.** Плёнки  $\alpha$ -Ni с метастабильной структурой ГПУ при намагничивании в магнитных

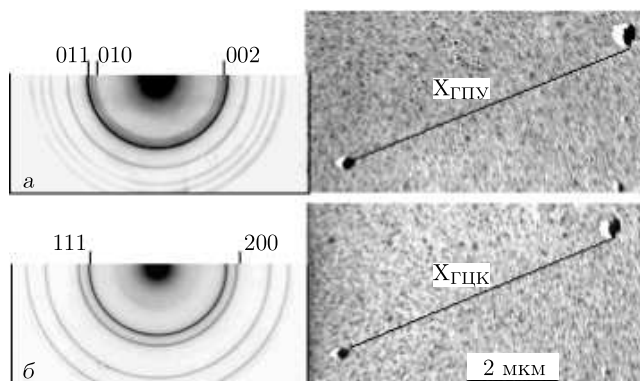


Рис. 3. Отжиг плёнки Ni в колонне микроскопа с приставкой для нагрева образца: а) электронограмма и изображение плёнки в исходном состоянии (решётка ГПУ); б) то же после отжига (решётка ГЦК)

полях до 1000 Э не проявляют магнитный момент, превышающий порог чувствительности магнитометра (рис. 4, а). Порог чувствительности магнитометра (при указанных выше геометрических параметрах образцов) соответствует намагниченности менее 1–5 Гс.

После отжига, инициирующего фазовое превращение ГПУ→ГЦК, магнитное состояние этой плёнки резко изменяется: магнитный момент значительно увеличивается, а при перемагничивании наблюдается гистерезис (рис. 4, б). Анизотропия в плоскости слоя отсутствует. Коэрцитивная сила  $H_c \approx 110$  Э, поле насыщения  $H_s \approx 420$  Э. Аналогичные данные для эпитаксиальной ферромагнитной плёнки  $\beta$ -Ni, которая изначально после конденсации ( $T_s = 700$  К) имела структуру ГЦК (рис. 4, в), следующие:  $H_c \approx 180$  Э,  $H_s \approx 700$  Э, намагниченность насыщения  $I_s = 320$  Гс.

**3. Обсуждение.** Наблюдаемое многообразие структурно-фазовых состояний лазерных конденсатов никеля (см. таблицу) предопределено спецификой самого метода ИЛО плёнок. Основными физическими параметрами этого метода, определяющими формирование структуры, являются: плотность пароплазменного потока распыляемого металла; плотность потока газовых частиц атмосферы испарительной камеры; склонность металла к адсорбции газовых примесей и к образованию с ними химических соединений; ( $\tau_o = 120$  мин,  $T_o = 700$  К); наличие ионной компоненты в осаждаемом потоке; ориентация и температура подложки. При этом формирование некристаллических твёрдых тел при

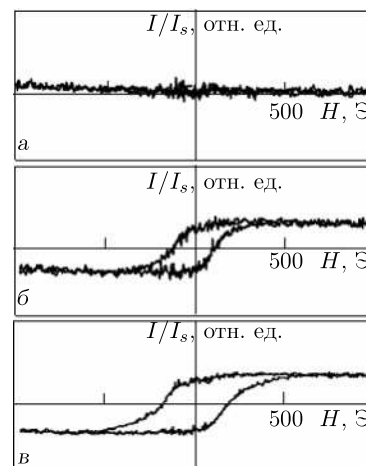


Рис. 4. Кривые намагничивания плёнок, осажждённых из лазерной эрозивной плазмы: а) поликристаллическая плёнка  $\alpha$ -Ni со структурой ГПУ, осаждённая при  $T_s = 350$  К (рис. 1, а); б) то же после отжига ( $\tau_o = 120$  мин,  $T_o = 700$  К), плёнка  $\beta$ -Ni со структурой ГЦК (рис. 1, б); в) эпитаксиальная плёнка  $\beta$ -Ni со структурой ГЦК, осаждённая при  $T_s = 700$  К (рис. 3)

лазерном распылении мишени Ni предопределено следующими факторами. Это закалка неравновесных состояний, образующихся на подложке непосредственно после осаждения каждой порции вещества; хемосорбция и внедрение в плёнку газовых примесей, активируемых высокоэнергетичными ионами лазерной эрозионной плазмы. Последнее обстоятельство способствует подавлению миграции адатомов и препятствию коалесценции некристаллических комплексов.

С повышением  $T_s$  захват газовых примесей ростовой поверхностью плёнки уменьшается. Соответственно интенсифицируется миграция адатомов и коалесценция некристаллических комплексов, что приводит к формированию кристаллического конденсата. Дискретность поступления вещества на подложку и малая толщина слоя, осаждаемого за один импульс конденсации, инициируют проявление фазового размерного фактора. Образование плёнки метастабильной модификации  $\alpha$ -Ni с кристаллической решёткой ГПУ в соответствии с [11] следует трактовать как фазовый переход, связанный с уменьшением толщины плёнки. Превращение обусловлено изменением свободной энергии при возрастании относительной доли поверхности.

Отжиг в вакууме плёнок  $\alpha$ -Ni как на подложке, так и в свободном состоянии при  $700\text{ K} \leq T_o \leq 750\text{ K}$  инициирует процессы рекристаллизации. В случае плёнок на подложке результатом рекристаллизации является увеличение на порядок среднего размера зёрен никеля  $\langle D \rangle$  и трансформация кристаллической решётки ГПУ  $\rightarrow$  ГЦК. В самоподдерживающихся плёнках трансформация кристаллической решётки происходит без заметного изменения  $\langle D \rangle$ . Нижняя граница указанного интервала температур  $T_o$  совпадает с температурой эпитаксиального роста плёнки  $\beta$ -Ni в параллельной относительно подложки (001) KCl ориентации, задаваемой соотношением (3). Соотношение (3) выполняется и в случае термического испарения Ni на подложках щёлочно-галогенидных кристаллов.

Две позиции роста плёнок  $\alpha$ -Ni на подложке (001) KCl, описываемые соотношениями (1) и (2), обусловлены эквивалентностью направлений  $[110]$  и  $[\bar{1}\bar{1}0]$  на подложке KCl. Эти соотношения аналогичны соотношениям (4) и (5), описывающим ориентацию фаз  $\alpha$ -Ni и  $\beta$ -Ni до и после рекристаллизации плёнки. Это также связано с эквивалентностью направлений  $[110]$  и  $[\bar{1}\bar{1}0]$  ГЦК фазы  $\beta$ -Ni.

Установленное в работе изменение магнитного момента плёнок в результате отжига (рис. 4, а и 4, б) можно пояснить изменением кристаллической структуры Ni от метастабильной ГПУ (фаза  $\alpha$ -Ni) к равновесной фазе со структурой ГЦК (фаза  $\beta$ -Ni). Известна модель описания электронной структуры переходных металлов [12], в рамках которой Ni с ГПУ структурой не может обладать спонтанной намагниченностью, тогда как Ni со структурой ГЦК является ферромагнитным. В таком случае изменения свойств после отжига обусловлены магнитным фазовым превращением.

С другой стороны, существуют и противоположные точки зрения. В работе [13] показано, что гексагональный Ni является ферромагнетиком и имеет магнитный момент  $0,59\mu_B$ , который ненамного меньше, чем магнитный момент стабильной ГЦК фазы Ni ( $0,60\mu_B$ ). Однако в нанодисперсных плёночных системах, когда зёрна изолированы друг от друга и объёмная концентрация магнитной фазы менее 30%, возможно проявление суперпарамагнетизма



и, как следствие, в полях до 1000 Э будет наблюдаться малый магнитный момент.

Пленки  $\alpha$ -Ni со структурой ГПУ, осажденные на (001) KCl, характеризуются мелкозернистой поликристаллической структурой ( $\langle D \rangle = 5,4$  нм) и отсутствием магнитного момента (рис. 4, а). Однако анализ электронно-микроскопических фотографий, приведённых на рис. 1, а, свидетельствует о достаточно плотном контакте зёрен. Переход в ферромагнитное состояние в результате отжига плёнки на подложке сопровождается увеличением  $\langle D \rangle$  до 87,8 нм. Это сопоставимо с размером зёрен изначально (после конденсации) ферромагнитных плёнок, для которых  $\langle D \rangle = 86,4$  нм. Указанные обстоятельства усиливает предположение о том, что изменение магнитных свойств плёнок после отжига обусловлено магнитным фазовым превращением.

#### Выводы.

1. С увеличением температуры подложки ( $T_s \geq 300$  К) при импульсном лазерном осаждении никеля последовательно формируются следующие структурно-фазовые состояния тонкоплёночных лазерных конденсатов: аморфное состояние, кристаллическое состояние с метастабильной ГПУ решёткой (фаза  $\alpha$ -Ni), кристаллическое состояние со стабильной ГПУ решёткой (фаза  $\beta$ -Ni).
2. Двухпозиционное зарождение и рост зёрен  $\alpha$ -Ni на подложке (001) KCl имеет место при  $T_s \geq 400$  К. Обе позиции содержат группы кристаллов, для которых оси зон  $[11\bar{1}]$  и  $[22\bar{1}]$  ориентированы по нормали к подложке.
3. Формирование и рост плёнки  $\beta$ -Ni в параллельной ориентации относительно подложки (001) KCl происходит при  $T_s \geq 700$  К.
4. Отжиг плёнок Ni с метастабильной ГПУ решёткой инициирует полиморфное превращение ГПУ  $\rightarrow$  ГЦК, которое происходит в соответствии с ориентационными соотношениями (4) и (5) между фазами и сопровождается относительным увеличением плотности вещества на 18,5%.
5. В результате полиморфного превращения  $\alpha$ -Ni  $\rightarrow$   $\beta$ -Ni происходит изменение магнитных характеристик плёнки: плёнки приобретают магнитный момент, а при перемагничивании наблюдается гистерезис.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Альтудов Ю. К., Гарицын А. Г. Лазерные микротехнологии и их применение в электронике. — М.: Радио и связь, 2001. — 631 с.
2. Багмут А. Г. Формирование, естественное старение и отжиг аморфных и кристаллических лазерных конденсатов золота // *Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед.*, 2008. — № 6. — С. 65–79.
3. Tian W., Sun H. P., Pan X. Q., Yu J. H., Yeadon M., Boothroyd C. B., Feng Y. P., Lukaszew R. A., Clarke R. Hexagonal close-packed Ni nanostructures grown on the (001) surface of MgO // *Applied Physics Letters*, 2005. — Vol. 86, No. 13. — P. 13915-1–13915-3.
4. Yoon Tae Jeon, Je Yong Moon, Gang Ho Lee, Jeunghye Park, Yongmin Chang Comparison of the magnetic properties of metastable hexagonal close-packed Ni nanoparticles with those of stable face-centred cubic Ni nanoparticles // *J. Phys. Chem. B.*, 2006. — Vol. 110, No. 3. — P. 1187–1191.
5. Yuanzhi Chen, Dong-Liang Peng, Dongxing Lin, Xiaohua Luo. Preparation and magnetic properties of nickel nanoparticles via the thermal decomposition of nickel organometallic precursor in alkylamines // *Nanotechnology*, 2007. — Vol. 18, No. 505703. — P. 1–6.
6. Багмут А. Г., Жучков В. А. Электронная микроскопия фазовых превращений при отжиге тонкоплёночных лазерных конденсатов Ni / В сб.: *Актуальные проблемы прочности*. Материалы XLVII международн. конф. — Нижний Новгород: ННГУ, 2008. —

- Т. 2. — С. 338–340.
7. Багмут А. Г., Шипкова И. Г., Жучков В. А. Структурные превращения и изменение магнитных свойств при отжиге тонкоплёночных лазерных конденсатов Ni / В сб.: *Магнитные материалы. Новые технологии*: Материалы III Байкальск. международн. конф. — Иркутск: ИГПУ, 2008. — С. 32–33.
  8. International Center for Diffraction Data — JCPDC, 1996. — card No. 45–1027.
  9. International Center for Diffraction Data — JCPDC, 1996. — card No. 04–0850.
  10. Багмут А. Г., Николайчук Г. П. А. с. 1689794 СССР. Способ определения относительного изменения плотности / Харьков. политехнич. ин-т им. В. И. Ленина.: Бюл. 1991. № 41. 3 с.
  11. Бублик А. И., Пинес Б. Я. Фазовый переход при изменении толщины в тонких металлических плёнках // *ДАН СССР*, 1952. — Т. 87, № 2. — С. 215–218.
  12. Гудинаф Дж. Зонная структура переходных d-металлов и их сплавов. — М.: Изд-во иностр. лит-ры, 1963. — 160 с.
  13. He X., Kong L. T., Liu B. X. Calculation of ferromagnetic states in metastable bcc and hcp Ni by projector-augmented wave method // *J. Appl. Phys.*, 2005. — Vol. 97, No. 10. — P. 106107–106107-3.

Поступила в редакцию 14/VIII/2009;  
в окончательном варианте — 12/X/2009.

MSC: 82D20, 82D40, 82D80

## EPITAXY, STRUCTURE, PHASE AND MAGNETIC STATE OF THE FILMS, SYNTHESIZED IN Ni LASER PLASMA

*A. G. Bagmut, I. G. Shipkova, V. A. Zhuchkov*

National technical university “Kharkov polytechnic institute”,  
21, Frunze str., Khar'kov, 61002, Ukraine.

E-mails: bagmut@kpi.kharkov.ua, ship@kpi.kharkov.ua, vas\_zh@ukr.net

*The structure, phase state and changing of density and magnetic properties were studied at recrystallization of thin films of laser condensates of nickel. For two cases of epitaxial growth with HCP crystal lattice (phase  $\alpha$ -Ni) and with BCC crystal lattice (phase  $\beta$ -Ni) orientation relations “film — substrate” (001) KCl were established. An orientation relation between phases of  $\alpha$ -Ni and of  $\beta$ -Ni, that takes place during polymorphous transformation at the film annealing, was determined. It was demonstrated, that as the result of a polymorphous transformation there is a change of magnetic characteristics. Density increases, (at 18.5%); films get magnetic properties and hysteresis takes place at magnetization reversal.*

**Key words:** laser evaporation, phase transition, epitaxy, magnetic properties.

Original article submitted 14/VIII/2009;  
revision submitted 12/X/2009.

---

*Alexandr. G. Bagmut* (Dr. Sci. (Phys & Math.)), Head of Dept., Dept. of Theoretical & Experimental Physics. *Irina. G. Shipkova* (Ph. D. (Phys & Math.)), Senior Scientific Researcher, Dept. Physics of metals & semiconductors (Laboratory of Magnetic Research). *Vasiliy. A. Zhuchkov*, Postgraduate Student, Dept. of Theoretical & Experimental Physics.