

Особенности роста наноразмерных слоев Mg_2Si в многослойных рентгеновских зеркалах Si/Mg_2Si

Л.Е. Конотопский*, И.А. Копылец, В.А. Севрюкова, Е.Н. Зубарев, В.В. Кондратенко

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

(Получено 20.01.2016; опубликовано online 21.06.2016)

Электронно-микроскопическими и рентгенографическими методами исследованы особенности роста наноразмерных слоев силицида магния в многослойном рентгеновском зеркале Si/Mg_2Si с периодом 14.7 нм в исходном состоянии и после отжига. Установлено, что в исходном состоянии слои силицида магния представляют собой аморфную матрицу с включениями нанокристаллической фазы силицида магния в неравновесной гексагональной модификации. Формирование силицида магния в гексагональной модификации происходит под действием механических напряжений, источником которых являются слои кремния. Отжиг многослойного рентгеновского зеркала Si/Mg_2Si при $T = 723$ К приводит к кристаллизации и рекристаллизации слоев силицида магния из аморфной фазы, что сопровождается уменьшением периода рентгеновского зеркала на 7.3 %.

Ключевые слова: Многослойное рентгеновское зеркало, Силицид магния, Рентгеновский фазовый анализ, Электронная микродифракция.

DOI: [10.21272/jnep.8\(2\).02021](https://doi.org/10.21272/jnep.8(2).02021)

PACS numbers: 68.60. – p, 68.60.Dv, 68.65.Ac

1. ВВЕДЕНИЕ

Выбор материалов для создания высокоотражающих многослойных рентгеновских зеркал (МРЗ) определяется соответствующими значениями их оптических констант и технологическими возможностями создания на их основе многослойных периодических композиций из чередующихся нанометровых (субнанометровых) сплошных слоев с приемлемой межслоевой шероховатостью. Согласно сформулированному Э. Спиллером правилу выбора материалов для создания МРЗ [1], один из двух материалов должен иметь минимальное поглощение в заданной части спектра рентгеновского излучения. К числу таких материалов относятся: Si, C, B_4C и Mg. Первые три из них широко используются для создания МРЗ в диапазоне длин волн 4-14 нм. Что касается Mg, то по оптическим характеристикам он является наиболее перспективным для двух частей спектра рентгеновского излучения: 0.989-2.5 нм и 25.1-35 нм. Первый диапазон представляет интерес для рентгеноспектрального анализа таких химических элементов как Mg, Na, F, O. Второй – для астрофизики, для получения изображений солнечной короны в излучении многозарядных ионов железа ($\lambda = 28.42$ нм) и гелия ($\lambda = 30.38$ нм) [2].

Однако использование Mg для создания МРЗ ограничивается двумя важными свойствами этого материала: низкая температура плавления ($T_{пл} = 923$ К) и высокая химическая активность. Низкая температура плавления ограничивает возможность применения МРЗ с магниевыми слоями при повышенных температурах и затрудняет возможность изготовления сплошных сверхтонких слоев.

В результате высокой химической активности, в процессе изготовления и последующей эксплуатации происходит межслоевое взаимодействие Mg с боль-

шинством из перспективных для создания МРЗ материалов, что сопровождается потерей отражательной способности. Компромиссным вариантом может быть переход к химическому соединению на основе Mg. Так соединение Mg_2Si является более тугоплавким ($T_{пл} = 1375$ К), чем Mg и менее химически активным. По своим оптическим характеристикам Mg_2Si несколько уступает Mg как в коротковолновом диапазоне, так и в длинноволновой части спектра. Вместе с тем, как показывают расчеты для коротковолнового диапазона, Mg_2Si в сочетании с вольфрамом имеет более высокую отражательную способность, чем МРЗ W/Si, традиционно используемые в рентгеноспектральном анализе для контроля химических элементов Mg, Na, F, O.

Значения действительной (n) и мнимой (k) части показателя преломления Mg и Mg_2Si для длины волны 30.4 нм близки ($n_{Mg} = 0.985$, $k_{Mg} = 0.0028$, $n_{Mg_2Si} = 0.965$, $k_{Mg_2Si} = 0.0047$), поэтому силицид магния может быть выбран в качестве слабопоглощающего слоя и в длинноволновом диапазоне. Значения n и k были взяты из CXRO [3].

Несмотря на то, что первые предложения об использовании Mg_2Si в качестве слабопоглощающего слоя рентгеновских зеркал были сделаны более 25 лет назад [4], в настоящее время отсутствует подробная информация об особенностях роста и структуре наноразмерных слоев Mg_2Si . В данной работе изучалась возможность изготовления многослойной композиции Si/Mg_2Si с упором на исследование особенностей формирования слоев Mg_2Si , а также их временной и термической стабильности.

Выбор пары материалов Si/Mg_2Si обусловлен перспективностью применения МРЗ на ее основе для диапазона длин волн 25.1-35 нм исходя, во-первых, из оптических констант. Во-вторых, эта эвтектическая пара материалов позволяет избежать межслое-

* kkana357@gmail.com

вого взаимодействия, как при изготовлении, так и при последующем термическом воздействии, что повышает термическую стойкость МРЗ на ее основе.

Исследование структуры слоев силицида магния в составе многослойной композиции Si/Mg₂Si позволяет получить важную информацию о плотности, толщине и шероховатости каждого из слоев благодаря возможности моделирования спектров малоугловой рентгеновской дифракции. Также необходимо отметить, что отсутствие межслоевого взаимодействия в данной системе, облегчает возможность разделения процессов структурно-фазовых превращений, происходящих в каждом из слоев МРЗ.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы Si/Mg₂Si с периодом (суммой толщин пары чередующихся слоев) $d = 14.7$ нм (Si = 7.7 нм, Mg₂Si = 7 нм) и количеством периодов $N = 30$ на стеклянных и монокристаллических Si (111) и Si (001) подложках были изготовлены методом прямого магнетронного распыления в среде аргона. Толщина слоев контролировалась путем задания скорости транспортировки подложки над мишенями. Скорость осаждения вещества из мишеней Si и Mg₂Si поддерживалась стабильной.

Структура многослойной периодической композиции Si/Mg₂Si исследовалась методами электронной микродифракции и рентгеновской дифрактометрии с последующим компьютерным моделированием. Для получения изображений электронной микродифракции использовался просвечивающий электронный микроскоп ПЭМ-У. Величина ускоряющего напряжения составляла 100 кВ. Рентгенографические исследования проводились на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М в излучении Cu-K_{α1} ($\lambda = 0.15405$ нм). При съемке малоугловых рентгеновских дифрактограмм использовался метод съемки (θ - 2θ)-сканирования. Съемка дифрактограмм для рентгеновского фазового анализа осуществлялась в скользящей геометрии (GIXRD) при угле скольжения 2.5° [5, 6]. В этом случае проводится съемка отражений с разными $(hkl)_i$ при неподвижном положении поликристаллического образца. Также съемки дифрактограмм для рентгеновского фазового анализа осуществлялись в (θ - 2θ)-геометрии. Моделирование спектров малоугловой рентгеновской дифракции выполнялось в программе X-Ray Calc [7] на основе формул Френеля с учетом межслоевой шероховатости.

Измерение радиуса кривизны выполнялось рентгенографическим методом. Съемка проводилась на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М в излучении Cu-K_{α1} ($\lambda = 0.15406$ нм) и Cu-K_{α2} ($\lambda = 0.15444$ нм). Из данных съемки рентгеновской дифракции определялось угловое расстояние ω между максимумами Cu-K_{α1} и Cu-K_{α2}. Напряжения в пленках кремния рассчитывались исходя из измеренных значений радиуса кривизны монокристаллической подложки Si (001) по формуле Стоуни [8].

Отжиг МРЗ Si/Mg₂Si проводился в вакуумной камере при давлении $P = 10^{-6}$ Па, в диапазоне температур 373-723 К.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 1 представлена экспериментальная малоугловая рентгеновская дифрактограмма от МРЗ Si/Mg₂Si на стеклянной подложке.

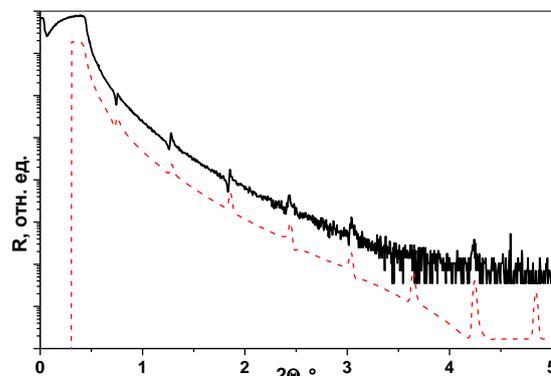


Рис. 1 – Экспериментальная (—) и расчетная (---) малоугловые рентгеновские дифрактограммы в излучении Cu-K_{α1} от МРЗ Si/Mg₂Si с периодом 14.7 нм и с количеством пар слоев $N = 30$. Расчетная и экспериментальная дифрактограммы разнесены по оси ординат

Следует отметить низкую интенсивность Брегговских максимумов. Это связано с тем, что в жестком рентгеновском диапазоне оптический контраст определяется разницей в плотностях слоев, составляющих МРЗ. Низкая интенсивность осцилляций в значительной степени обусловлена близкими значениями плотностей кремния и силицида магния. Действительно, согласно результатам, полученным из моделирования экспериментального спектра малоугловой рентгеновской дифракции, плотности слоев Mg₂Si и Si составили 2.2 г/см³ и 2.23 г/см³ соответственно (табл. 1).

Таблица 1 – Данные, полученные в результате моделирования кривой зеркального отражения МРЗ Si/Mg₂Si

| Кол-во периодов | Материал | Толщина слоя, нм | ρ , г/см ³ | Межслоевая шероховатость, нм |
|-----------------|--------------------|------------------|----------------------------|------------------------------|
| 1 | SiO ₂ | 1.5 | 2.18 | 0.9 |
| | Si | 7.7 | 2.23 | 0.3 |
| 30 | Mg ₂ Si | 7.0 | 2.2 | 0.3 |

Расчитанные на основе экспериментальных данных, полученных из малоугловой рентгеновской дифрактограммы, значения плотностей силицида магния и кремния отличаются от табличных величин, соответствующих массивным материалам ($\rho_{\text{Mg}_2\text{Si}} = 1.99$ г/см³, $\rho_{\text{Si}} = 2.33$ г/см³).

Ранее нами уже были получены различные многослойные композиции с кремнием в качестве одного из слоев, и его плотность варьировалась в пределах 2.27-2.33 г/см³ [9, 10]. При этом мишень кремния распылялась при давлении рабочего газа 0.2 Па. В связи с особенностями распыления мишени силицида магния, минимальное давление рабочего газа в камере составляло 0.3 Па, что является причиной роста слоев кремния с плотностью меньшей табличной.

Для того чтобы подтвердить факт влияния дав-

ления рабочего газа на плотность слоев кремния, были изготовлены однослойные пленки кремния на стеклянных подложках, полученных при давлении рабочего газа 0.16 и 0.3 Па. Согласно моделированию экспериментальных спектров малоугловых рентгеновских дифракций (рис. 2), плотность однослойных пленок кремния, полученных при давлении 0.16 Па и 0.3 Па, составила 2.33 г/см^3 и 2.23 г/см^3 соответственно.

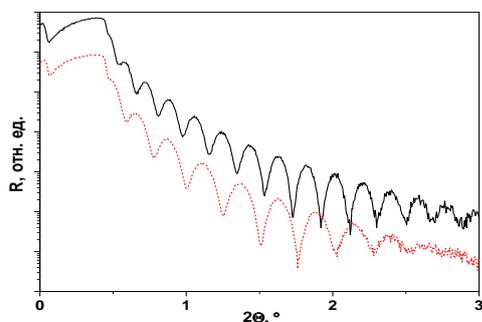
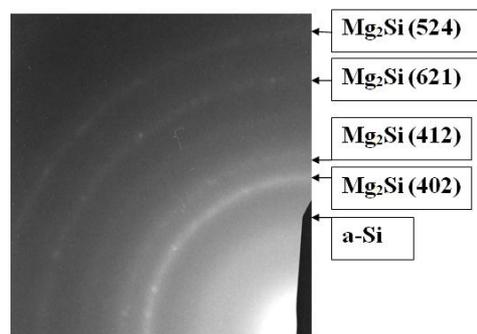


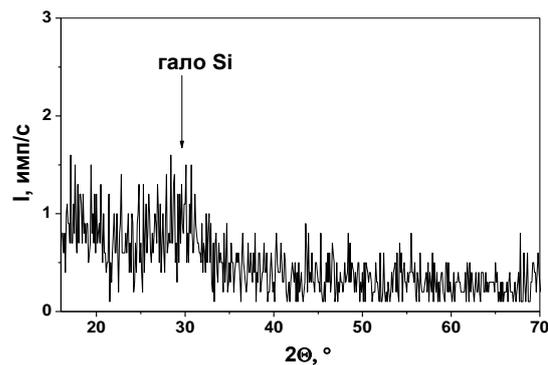
Рис. 2 – Экспериментальные спектры малоугловых рентгеновских дифракций в излучении $Cu-K_{\alpha 1}$ от пленок Si, полученных при давлении рабочего газа в камере 0.16 Па (—) и 0.3 Па (---). Дифрактограммы разнесены по оси ординат

Плотность слоев силицида магния, рассчитанная из малоугловой рентгеновской дифракции, напротив, больше табличной плотности кубического силицида магния, который получается при стандартных условиях. На рентгеновской дифрактограмме фазового анализа, полученной от МРЗ Si/Mg_2Si ($d = 14.6 \text{ нм}$, $N = 30$) в исходном состоянии присутствует только гало от аморфных слоев кремния, а рефлексы от кристаллической фазы Mg_2Si отсутствуют (рис. 3б). В тоже время, согласно данным, полученным из электронной микродифракции поперечных срезов МРЗ Si/Mg_2Si (рис. 3а), слои силицида магния состоят из аморфной и кристаллической фазы. При этом силицид магния кристаллизуется в гексагональной модификации, о чем свидетельствует наличие отражений Mg_2Si (402), Mg_2Si (412), Mg_2Si (621), Mg_2Si (524). Тем не менее, плотность, полученная в результате моделирования экспериментальных спектров малоугловой рентгеновской дифракции, меньше плотности гексагонального (2.35 г/см^3) и больше кубического (1.99 г/см^3) силицида магния. Это объясняется наличием в слоях Mg_2Si аморфной и кристаллической гексагональной фазы силицида магния, так как при моделировании спектров малоугловой рентгеновской дифракции расчетная плотность материалов является усредненной по толщине слоев.

Таким образом, исходя из результатов фазового рентгеновского анализа и электронной микроскопии поперечных срезов МРЗ Si/Mg_2Si , установлено, что в исходном состоянии слои силицида магния представляют собой аморфную матрицу с включениями нанокристаллов силицида магния в гексагональной модификации. Это хорошо согласуется с данными о плотности слоев, полученными из моделирования экспериментального спектра малоугловой рентгеновской дифракции.



А



б

Рис. 3 – Электронная микродифракция поперечного среза МРЗ Si/Mg_2Si в исходном состоянии (а) и дифрактограмма в излучении $Cu-K_{\alpha}$ МРЗ Si/Mg_2Si (б)

Следует отметить, что гексагональная модификация силицида магния является метастабильной и для ее формирования необходимы определенные условия. Так в работе [11] Mg_2Si с гексагональной решеткой был получен при давлении 2.5 ГПа и температуре 1173 К. При этом отмечается, что данный материал обладает большей устойчивостью к воздействию минеральных кислот и влажному воздуху, чем кубический Mg_2Si . Формирование гексагональной модификации Mg_2Si возможно и в сплавах Al-Mg-Si [12], при этом в работе [13] сообщается о том, что формирование данной фазы происходит под влиянием напряжений, источником которых является алюминий.

Мы считаем, что в МРЗ Si/Mg_2Si кристаллизация слоев силицида магния в гексагональной модификации, а не в кубической, связана с действием сжимающих напряжений, источником которых являются слои кремния. О том, что в тонких пленках кремния, полученных методом прямого точного магнетронного распыления, развиваются сжимающие напряжения ($\sigma \approx -1.2 \text{ ГПа}$) сообщается в работе [14]. Измеренные нами напряжения в однослойных пленках кремния толщиной 450 нм составили порядка 0.7 ГПа. Меньшая величина напряжений, по сравнению с литературными данными, обусловлена тем, что мы осаждали пленки кремния в более низком вакууме ($P = 0.3 \text{ Па}$).

Для исследования влияния температуры на слои Mg_2Si была проведена серия отжигов образца 1, который представлял собой МРЗ Si/Mg_2Si на Si (111)

подложке с количеством периодов 30 и толщинами слоев $\text{Si} = 7.7$ нм, $\text{Mg}_2\text{Si} = 7$ нм в температурном интервале 373-723 К с шагом 50 К. После каждого отжига снималась малоугловая рентгеновская дифрактограмма и измерялся период.

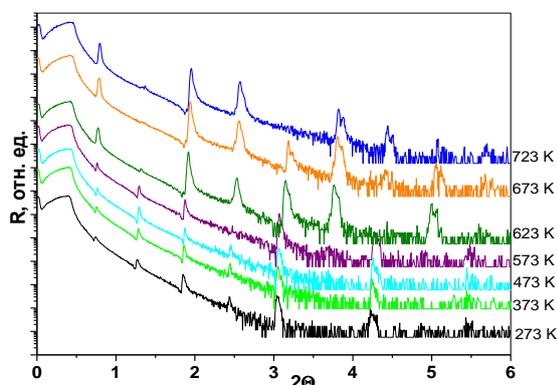


Рис. 4 – Малоугловые рентгеновские дифрактограммы в излучении $\text{Cu-K}\alpha_1$ от МРЗ $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ в исходном состоянии и после отжига

Термический отжиг МРЗ $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ до 573 К не приводит к существенным изменениям положения и интенсивности максимумов на картине малоугловой рентгеновской дифракции (рис. 4). Последующий нагрев МРЗ $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ до 623 К сопровождается увеличением интенсивностей дифракционных максимумов. Также на температурном участке 573-673 К происходит резкое уменьшение периода на 0.51 нм (рис. 5). Такой характер поведения зависимости периода от температуры отжига характерен для многих металл-кремниевых рентгеновских зеркал и это связано, как правило, с формированием перемешанных зон на межслоевых границах МРЗ. Так как система $\text{Si-Mg}_2\text{Si}$ является эвтектической, то возможность взаимодействия слоев кремния и силицида магния исключена. Мы считаем, что уменьшение величины периода МРЗ $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ связано с процессами, происходящими в слоях Mg_2Si , а именно с кристаллизацией.

Для экспериментального подтверждения связи уменьшения периода с процессами кристаллизации в слоях силицида магния, был изготовлен образец 2 с 30 периодным покрытием $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$, в котором толщина Mg_2Si была увеличена в два раза по сравнению с толщиной Mg_2Si в образце 1. Полученный образец был отожжен при температуре 673 К. При этом величина периода многослойного периодического покрытия $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ в образце 2 уменьшилась на 1.2 нм, что в два раза больше чем в образце 1. Очевидно, что это связано с тем, что толщина слоя силицида магния в образце 2 была в два раза большей, что подтверждает связь уменьшения периода в МРЗ $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ с процессами, происходящими в слоях силицида магния. Изменение толщины кремниевых слоев при этом не наблюдалось.

Данные, полученные по уменьшению величины периода в образцах 1 и 2, подтверждают факт отсутствия взаимодействия между слоями в МРЗ $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ при нагреве. Это связано с тем, что увеличение толщины одного из слоев рентгеновского зеркала, состо-

ящего из материалов, которые могут взаимодействовать между собой, не должно приводить к увеличению усадки периода в результате действия высоких температур, при условии, что толщины слоев МРЗ достаточны, чтобы полностью сформировать перемешанную зону.

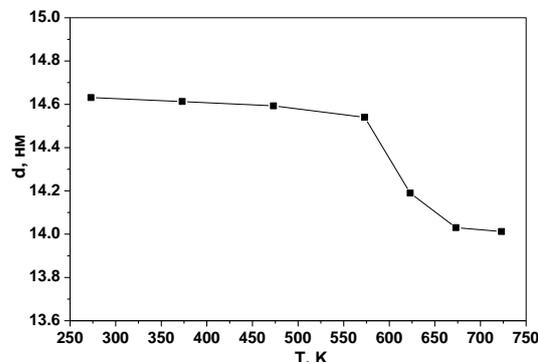
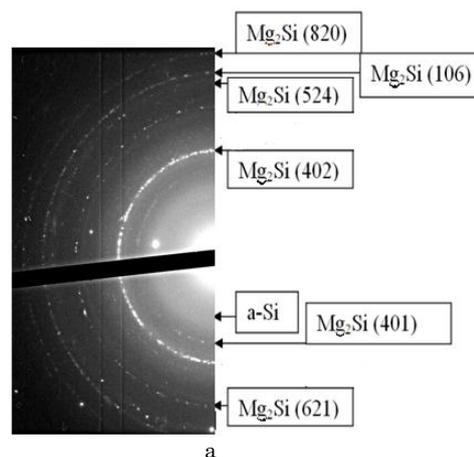
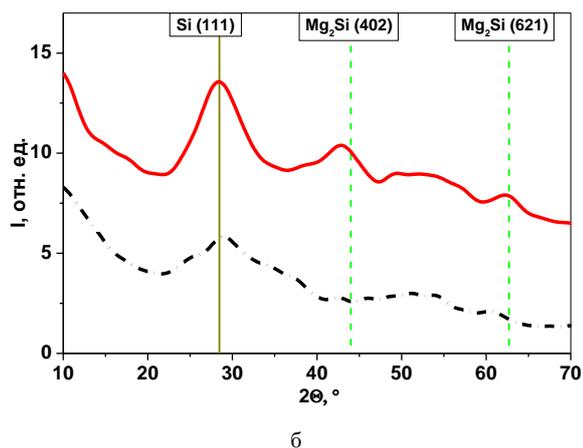


Рис. 5 – Зависимость периода МРЗ $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ от температуры отжига

Уменьшение периода МРЗ $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ сопровождается процессами кристаллизации и рекристаллизации слоев силицида магния. Это подтверждается результатами рентгеновского фазового анализа (рис. 6б) и электронной микродифракции поперечных срезов МРЗ $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ отожженного при температуре 723 К (рис. 6а). При этом согласно результатам моделирования спектров малоугловых рентгеновских дифрактограмм, плотность слоев силицида магния возрастает с 2.2 г/см³ в исходном состоянии до 2.35 г/см³ после отжига, то есть до значения плотности соответствующей гексагональной модификации. Возросшее различие в плотности слоев Si и Mg_2Si объясняет увеличение интенсивности порядков отражения на картине малоугловой рентгеновской дифракции. Увеличение плотности Mg_2Si в результате кристаллизации составило 6.8 %, а толщина слоев силицида магния в МРЗ $\text{Si/Mg}_2\text{Si}$ при отжиге в температурном интервале 573-673 К уменьшается на 7.3 %. Полученные данные близки и подтверждают связь уменьшения периода с процессами кристаллизации в слоях силицида магния, а также свидетельствуют о том, что моделирование выполнено правильно. Отличие на 0.5 % находится на уровне погрешности, с которой определяется плотность.



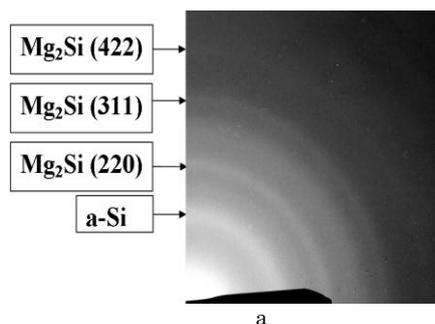


б

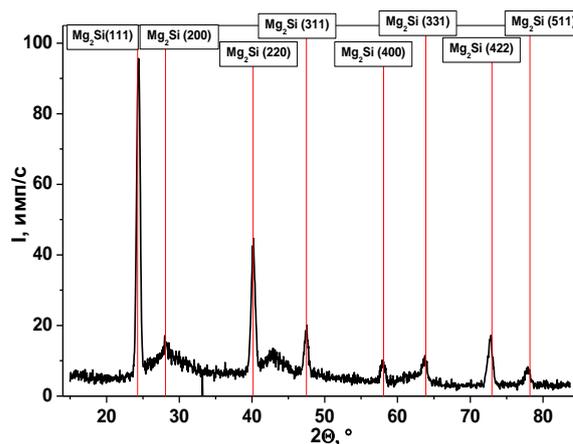
Рис. 6 – Электронная микродифракция поперечного среза МРЗ Si/Mg_2Si после отжига при температуре 723 К (а). Дифрактограммы в излучении $Cu-K_{\alpha 1}$ от МРЗ Si/Mg_2Si в исходном состоянии (.....) и после отжига при температуре 723 К (—), полученные в геометрии скользящих рентгеновских лучей (б)

Следует отметить, что напряжения развиваются именно в системе пленка-подложка, так как если отделить пленку от подложки, то напряжения в «свободной» пленке срелаксируют. Поэтому для подтверждения факта влияния напряженных слоев кремния на кристаллизацию силицида магния в гексагональной модификации мы провели следующий эксперимент. На подложку $NaCl$ была осаждена пленка углерода ($H = 30$ нм), которая впоследствии была отделена от подложки и помещена на медную сеточку, которая используется для получения электронно-микроскопических изображений. МРЗ Si/Mg_2Si было осаждено на полученную углеродную пленку. Таким образом, было получено МРЗ Si/Mg_2Si , в котором кремниевые слои находятся в ненапряженном состоянии. После термического отжига при $T = 723$ К была снята электронная микродифракция (рис. 7а). Согласно результатам полученным из микродифракции слои силицида магния закристаллизовались в кубической модификации, что подтверждает факт влияния напряжений, источником которых являются слои кремния, на кристаллизацию Mg_2Si .

Важно отметить, что однослойная пленка Mg_2Si также кристаллизуется при $T = 723$ К в кубической модификации (рис. 7б). Это является еще одним подтверждением влияния напряжений, источником которых являются слои кремния, на формирование слоев Mg_2Si в гексагональной модификации.



а



б

Рис. 7 – Электронная микродифракция МРЗ Si/Mg_2Si , осажденного на углеродную пленку (а). Дифрактограмма в излучении $Cu-K_{\alpha 1}$ однослойной пленки Mg_2Si толщиной 1мкм отожженной при температуре 723 К (б)

Необходимо отметить, что слои силицида магния имеют низкий уровень среднеквадратичной шероховатости $\sigma \approx 0.3$ нм, что меньше, чем у таких МРЗ, как: SiC/Mg , ZrC/Mg , Co/Mg , в которых σ превышает 0.5 нм [15-17]. Теоретически рассчитанный коэффициент отражения МРЗ Si/Mg_2Si с реальной структурой слоев составил 36 %, что свидетельствует о перспективности использования этой пары материалов для создания рентгеновских зеркал. Усадку периода, которая наблюдается при отжиге до 673 К можно убрать путем проведения предварительной термической обработки рентгеновских зеркал, изготовленных с заранее рассчитанным большим периодом.

4. ВЫВОДЫ

В данной работе впервые исследованы особенности формирования наноразмерных слоев Mg_2Si и возможность их использования в МРЗ Si/Mg_2Si .

Установлено, что плотности слоев кремния и силицида магния отличаются от табличных значений и составляют 2.2 г/см³ и 2.23 г/см³ соответственно. Меньшая плотность кремния, по сравнению с табличной величиной, обусловлена осаждением многослойных покрытий Si/Mg_2Si при относительно высоком давлении рабочего газа 0.3 Па. Большая, по сравнению с табличным значением, плотность силицида магния обусловлена его структурой.

Согласно результатам фазового рентгеновского анализа и электронной микроскопии поперечных срезов МРЗ Si/Mg_2Si в исходном состоянии слои силицида магния представляют собой аморфную матрицу с включениями нанокристаллов силицида магния в гексагональной модификации.

Структура МРЗ Si/Mg_2Si остается неизменной при нагреве до 573 К. В результате термического отжига до 673 К происходит резкое падение величины периода, что связано с кристаллизацией силицида магния в гексагональной модификации из аморфной фазы Mg_2Si и, как следствие, увеличение плотности слоев силицида магния до 2.35 г/см³. При этом в МРЗ Si/Mg_2Si сохраняется высокий уровень периодичности.

Возрастание плотности Mg_2Si при нагреве приводит к уменьшению коэффициента отражения зеркал Si/Mg_2Si на 10 относительных процентов. Такое

уменьшение не является принципиальным с учетом возможности эксплуатации зеркал при повышенных температурах.

Особливості росту нанорозмірних шарів Mg_2Si у багатшарових рентгенівських дзеркалах Si/Mg_2Si

Л.Є Конотопський, І.А. Копилець, В.А. Севрюкова, Є.М. Зубарев, В.В. Кондратенко

Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут", вул. Фрунзе, 21, 61002 Харків, Україна

Електронно-мікроскопічними та рентгенографічними методами досліджені особливості росту нанорозмірних шарів силіциду магнію у багатшаровому рентгенівському дзеркалі Si/Mg_2Si у вихідному стані та після відпалу. Встановлено, що у вихідному стані шари силіциду магнію являють собою аморфну матрицю з включеннями нанокристалічної фази Mg_2Si у метастабільній гексагональній модифікації. Формування силіциду магнію у гексагональній модифікації відбувається під впливом механічних напружень, джерелом яких є шари кремнію. Відпал багатшарового рентгенівського дзеркала Si/Mg_2Si при $T = 723$ К призводить до кристалізації та рекристалізації силіциду магнію з аморфної фази, що супроводжується зменшенням періоду рентгенівського дзеркала на 7.3 %.

Ключові слова: Багатшарове рентгенівське дзеркало, Силіцид магнію, Рентгенівський фазовий аналіз, Електронна мікродифракція.

Features of Mg_2Si Layer Growth in Si/Mg_2Si Multilayers

L.E. Konotopskiy, I.A. Kopylets, V.A. Sevrykova, E.N. Zubarev, V.V. Kondratenko

National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", 21, Frunze St., 61002 Kharkiv, Ukraine

Features of magnesium silicid layer growth in Si/Mg_2Si multilayers in initial state and after thermal annealing were studied by methods of transmission electron microscopy and X-Ray scattering. As-deposited magnesium silicide layers are amorphous with nanocrystal inclusions of metastable h - Mg_2Si . Formation of Mg_2Si in hexagonal modification occurs under the influence of stress produced by silicon layers. At $T = 723$ K Mg_2Si layers finished crystallizes in hexagonal modification, with some coarsening of grains. That is accompanied with 7.3 % reduction in period of the Si/Mg_2Si multilayer.

Keywords: X-Ray mirror, Magnesium silicide, X-Ray phase analysis, Electron microdiffraction.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. E. Spiller, *Appl. Phys. Lett.* **20**, 365 (1972).
2. I.L. Beygman, S.A. Bozhenov, I.A. Sitnik, S.V. Kuzin, I.Yu. Tolstikhina, A.M. Urnov, *Astron. Lett.* **31** No 1, (2005).
3. <http://www.cxro.lbl.gov/>.
4. Troy W. Barbee, *MRS Bulletin* **15**, No2 (1990).
5. Л.И. Гладких, С.В. Мальхин, А.Т. Пугачев, *Дифракционные методы анализа внутренних напряжений* (Харьков: НТУ «ХПИ»: 2006) (L.I. Gladkikh, S.V. Malykhin, A.T. Pugachev, *Difraktsionnyye metody analiza vnutrennikh napryazheniy* (Kharkov: NTU «KHP»: 2006)).
6. M. Birkholz, *Thin film analysis by X-Ray scattering* (Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA: 2006).
7. <http://sci-progs.com/>.
8. B.G. Cohen, M.W. Focht, *Solid-State Electron.* **13**, 105 (1970).
9. I.O. Zhuravel, Ye.A. Bugayev, L.E. Konotopskiy, E.M. Zubarev, V.A. Sevryukova, V.V. Kondratenko, *Tech. Phys.* **59**, 701 (2014).
10. Y.P. Pershyn, E.M. Gullikson, I.A. Artyukov, V.V. Kondratenko, V.A. Sevryukova, D.L. Voronov, E.N. Zubarev, A.V. Vinogradov, *Advances in X-Ray/EUV Optics and Components VI*, 81390N (Bellingham: SPIE: 2011).
11. P. Cannon, E.T. Conlin, *Science* **145**, 487 (1964).
12. Yasuya Ohmori, Long Chau Doan, Yoshitsugu Matsuura, Sengo Kobayashi, Kiyomichi Nakai, *Mater. Trans., JIM* **42**, 2576 (2001).
13. W. Ren, Y Han, C. Liu, *Solid State Commun.* **152**, 440 (2012).
14. Tai D. Nguyen, Troy W. Barbee, *X-Ray Optics, Instruments, and Missions*, 3444 (Bellingham: SPIE: 1998).
15. Jingtao Zhu, Zhanshan Wang, Zhong Zhang, Fengli Wang, Hongchang Wang, Wenjuan Wu, Shumin Zhang, Da Xu, Lingyan Chen, Hongjun Zhou, Tonglin Huo, Mingqi Cui, Yidong Zhao, *Appl. Opt.* **47**, C310 (2008).
16. Л.Е. Конотопский, И.А. Копылец, В.В. Кондратенко, *ФІП* **13**, 24 (2015) (L.Ye. Konotopskiy, I.A. Kopylets, V.V. Kondratenko, *FIP* **13**, 24 (2015)).
17. K. Le Guen, M.-H. Hu, J.-M. Andre', P. Jonnard, S. K. Zhou, H. Ch. Li, J. T. Zhu, Z. S. Wang, C. Meny, *J. Phys. Chem.* **114**, 6484 (2010).