

РАЗДЕЛ ТРЕТИЙ

ФИЗИКА РАДИАЦИОННЫХ И ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

УДК 621.785.3:539.216.2

МЕЖСЛОЕВОЕ ПЕРЕМЕШИВАНИЕ В МНОГОСЛОЙНЫХ ПЕРИОДИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИЯХ Mo/Si, MoSi₂/Si и Mo/C/Si/C ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ ГЕЛИЯ

*А.В. Пеньков**, *Е.Н. Зубарев**, *О.В. Польцева**, *А.Г. Пономаренко**, *В.В. Кондратенко**,
*В.В. Бобков***, *Т.И. Перегон***, *Л.П. Тищенко***

**Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков;*

***Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, г. Харьков, Украина*

С помощью электронной микроскопии поперечных срезов и малоугловой рентгеновской дифрактометрии исследованы начальные стадии ионно-лучевого перемешивания в многослойных периодических композициях Mo/Si и Mo/C/Si/C при облучении ионами гелия с энергией 40 кэВ. Показано отсутствие перемешивания в фазово-равновесной системе MoSi₂/Si. Начало процесса ионно-лучевого перемешивания в композициях Mo/Si обусловлено наличием в исходном состоянии перемешанных зон между молибденом и кремнием. Введение углеродных барьерных слоев между молибденом и кремнием препятствует формированию перемешанных зон и повышает радиационную стойкость. Установлена зависимость изменения толщин слоев многослойного покрытия от дозы облучения.

1. ВВЕДЕНИЕ

Исследование процессов, происходящих в многослойных периодических покрытиях при облучении потоками ускоренных частиц, представляет интерес в связи с важностью повышения радиационной стойкости многослойных рентгеновских зеркал, работающих в экстремальных условиях, в частности, в космической астрофизике. Высокоотражающие рентгеновские зеркала открывают новые возможности для исследования структуры и получения рентгеновских изображений солнца и других космических объектов. Для этих целей наиболее широко используются многослойные рентгеновские зеркала на основе многослойных периодических композиций (МПК) Mo/Si. Так, в космическом рентгеновском телескопе MSSTA [1], предназначенном для исследования спектра Солнечного излучения в широком диапазоне длин волн, использовалось 24 типа зеркал, 12 из которых были рентгеновские зеркала Mo/Si. В космических телескопах рентгеновские зеркала помимо температурной нагрузки в диапазоне 200...500 К также подвергаются воздействию потоков ускоренных частиц [2]. В основном, это электроны с энергиями 1...3 кэВ, протоны с энергиями более 100 кэВ, ионы и атомы с энергиями 30...40 кэВ [2]. В результате такого воздействия изменяется структура и параметры многослойного покрытия. Так, после 5-месячной экспозиции рентгеновского зеркала Mo/Si в открытом космосе его период уменьшился на ~ 0.5 % [2], что может привести к разюстировке оптической системы телескопа.

Кроме применения в астрофизике рентгеновские зеркала Mo/Si являются основными претендентами на использование в проекционной рентгеновской литографии на длине волны 13.4 нм в качестве монокроматоров, фокусирующих зеркал, масок [3]. При использовании в литографических системах мощных лазерно-плазменных источников для рентгеновских зеркал важно сохранить высокие оптические характеристики под воздействием лазерной плазмы [4].

Результаты ранее проведенных нами исследований показали, что при облучении ионами гелия с энергией 40 кэВ и дозой $4 \cdot 10^{16}$ см⁻² в МПК Mo/Si происходит межслоевое перемешивание, которое сопровождается уменьшением периода [5]. Целью данной работы было детальное исследование механизма ионно-лучевого перемешивания и повышение радиационной стойкости рентгеновских зеркал Mo/Si.

2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

МПК Mo/Si, MoSi₂/Si и Mo/C/Si/C с периодами 8.5...12.5 нм были изготовлены методом прямого магнетронного распыления на кремниевые подложки. Облучение ионами гелия с энергией 40 кэВ проводилось на линейном ускорителе с магнитным масс-сепаратором [6] с дозами от $3 \cdot 10^{15}$ до $5 \cdot 10^{16}$ см⁻².

Структура МПК исследовалась с помощью малоугловой рентгеновской дифрактометрии с компьютерным моделированием дифракционных кривых и

просвечивающей электронной микроскопии поперечных срезов. Для определения параметров МПК использовался метод подгонки расчетной дифракционной кривой к экспериментальной (рис. 1). Путем перебора подбирались такая комбинация параметров, описывающих многослойное покрытие, при которой достигалось наилучшее совпадение теоретической и экспериментальной дифракционных кривых.

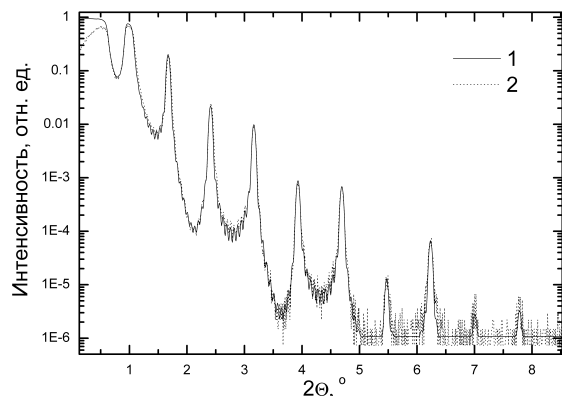


Рис. 1. Экспериментальная (1) и теоретическая (2) кривые малоугловой рентгеновской дифракции МПК Mo/Si

В качестве подгоночных параметров использовались толщины и плотности слоев, шероховатости границ раздела. Теоретические дифракционные кривые рассчитывались по методу рекуррентных соотношений [7]. В качестве начальных значений использовались толщины слоев, измеренные по элек-

тронно-микроскопическим изображениям. Затем в процессе подгонки эти толщины уточнялись, определялись плотности слоев и шероховатость межфазных границ.

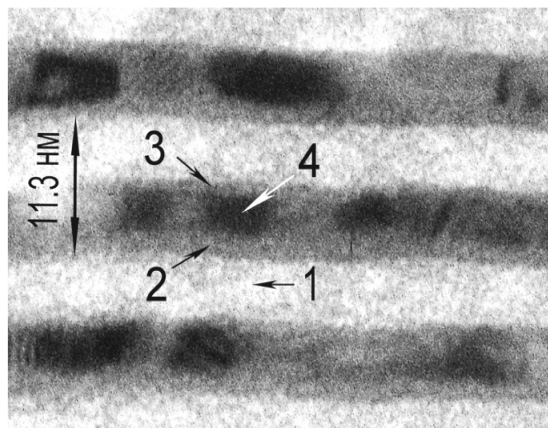
Период МПК определялся по профилям малоугловой рентгеновской дифракции из уравнения Вульфа-Брегга с учетом преломления [7]. В качестве характеристики интенсивности перемешивания использовали изменение периода МПК, который определялся с большой точностью (0.1 %).

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

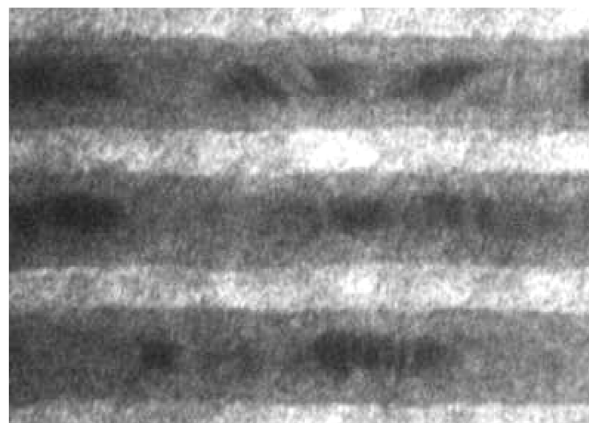
3.1. МПК Mo/Si

В исходном состоянии многослойное покрытие Mo/Si состоит из периодически чередующихся слоев аморфного кремния и поликристаллического текстурированного молибдена, разделенных аморфными перемешанными зонами (рис. 2,а).

Эти зоны образуются во время изготовления покрытия в результате межслоевого диффузионного взаимодействия. Они асимметричны. Когда Mo наносится на кремний (граница Mo-на-Si), толщина перемешанной зоны составляет 0.95 нм. При напылении кремния на молибден (граница Si-на-Mo) перемешанная зона имеет толщину 0.45 нм. Асимметрия толщин соседних перемешанных зон обусловлена различными условиями для диффузии в случае роста Mo-на-Si и Si-на-Mo [8]. Средний состав перемешанных зон в исходном состоянии соответствует силициду молибдена $MoSi_2$.



а



б

Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение поперечного среза МПК Mo/Si в исходном состоянии (а) и после облучения He^+ с энергией 40 кэВ и дозой $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (б). Подложка снизу. 1 – Si; 2 – зона Mo-на-Si;

3 – зона Si-на-Mo; 4 – Mo

При облучении многослойной периодической композиции ионами гелия происходит взаимное перемешивание слоев на границах раздела, которое проявляется в увеличении толщины аморфных перемешанных зон, уменьшении толщины слоев молибдена и кремния (см. рис. 2,б).

Толщина перемешанных зон линейно увеличивается при увеличении дозы облучения, а толщина молибдена и кремния линейно уменьшается (рис. 3).

Суммарное изменение толщины слоев кремния, молибдена и перемешанных зон приводит к уменьшению периода многослойного покрытия. Период МПК линейно уменьшается при увеличении дозы облучения.

Перемешивание происходит по баллистическому механизму, причем существенный вклад дает перемешивание первично-выбитыми атомами [5, 9]. Рост перемешанных зон сопровождается уменьшением

их плотности в результате обеднения их молибденом, которое становится заметным при дозах больше $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. При дозе $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ средняя плотность перемешанных зон составляет $4 \text{ г} \cdot \text{см}^{-3}$, что в 1.5 раза меньше, чем плотность MoSi_2 – самого богатого кремнием силицида молибдена.

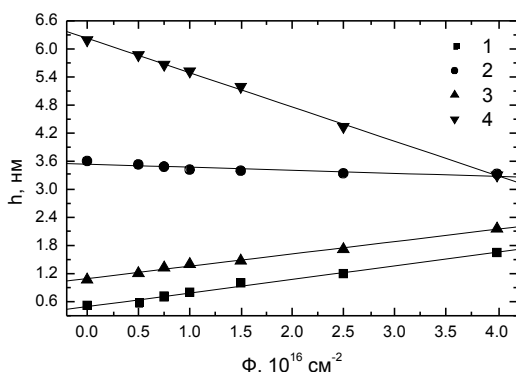


Рис. 3. Зависимость толщин слоев (h) в МПК Mo/Si от дозы облучения по результатам моделирования дифракционных кривых

Таким образом, в процессе облучения при комнатной температуре средний состав перемешанных зон изменяется от дисилицида молибдена к сплаву с более высокой концентрацией кремния. Незначительный расход чистого молибдена при этом недостаточен для сохранения исходного состава перемешанных зон.

Ионно-лучевое перемешивание на границах Мо-на-Si и Si-на-Мо происходит по различным механизмам, но приводит к близким результатам. Мы не видим существенного различия в среднем составе перемешанных зон после облучения. Скорости их роста также отличаются незначительно. Рост «толстой» перемешанной зоны Мо-на-Si, по-видимому, происходит преимущественно вследствие транспорта атомов молибдена, которые изначально находились в этой зоне в направлении первичного пучка. Если бы поток кремния из перемешанной зоны в направлении ионного пучка существенно превышал встречный поток из слоя Si, то это приводило бы к увеличению концентрации молибдена в зоне и увеличению ее плотности. Атомы, выбитые из молибденового слоя, по-видимому, не вносят существенного вклада в рост перемешанных зон, поскольку, как было показано, толщина слоя молибдена меняется незначительно. В результате возникает следующее противоречие. Вероятность столкновений налетающих ионов с атомами в слое молибдена существенно выше, чем вероятность столкновения с атомами молибдена в перемешанной зоне, поскольку в силициде атомная концентрация Мо в 3 раза ниже, чем в чистом молибдене. Это должно приводить к большему числу смещений в слое молибдена, и толщина слоя должна уменьшаться. Это подтверждают расчеты в TRIM 2003. Однако этого в эксперименте не наблюдается.

Это противоречие можно разрешить, предположив, что количество выбитых атомов Мо в перемешанной зоне и в слое молибдена определяется не только концентрацией атомов, которая определяет вероятность столкновений, но и их окружением. Для выбивания атома из его устойчивого положения ему необходимо передать энергию больше, чем пороговая энергия смещения E_d . Эта энергия для поликристаллического молибдена довольно высока и составляет $\sim 40 \text{ эВ}$ [10]. Известно [11, 12], что пороговая энергия смещения в аморфных веществах может быть существенно меньше, чем в поликристаллическом состоянии. Основываясь на экспериментальных данных о величине E_d для атомов вольфрама в аморфном оксиде W_2O_3 и в кристаллическом вольфраме (20 и 45 эВ соответственно) [12], мы предполагаем, что для молибдена в аморфном силициде эта величина может составлять 10...15 эВ. Моделирование ионно-лучевого перемешивания в программе TRIM показывает, что величина пороговой энергии смещения молибдена в силициде оказывает существенное влияние на характер перемешивания на границе Мо-на-Si. Уменьшение E_d молибдена до 12 эВ приводит к увеличению количества выбитых атомов молибдена из перемешанных зон в несколько раз (рис. 4), что позволяет объяснить полученные экспериментальные результаты.

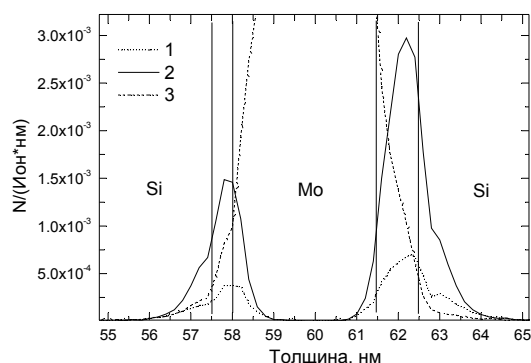


Рис. 4. Влияние пороговой энергии смещения Мо на концентрацию атомов молибдена, выбитых из перемешанных зон (TRIM 2003): 1 – $E_d=40 \text{ эВ}$; 2 – $E_d=12 \text{ эВ}$; 3 – атомы, выбитые из слоя Мо

Рост «тонкой» перемешанной зоны Si-на-Мо также происходит вследствие перераспределения атомов Мо. При облучении формируется поток атомов молибдена, выбитых из тонкой перемешанной зоны и направленный навстречу потоку ионов (см. рис. 4). В результате этого «тонкая» перемешанная зона растет в противоположную сторону по отношению к «толстой» зоне.

Перемешивание слоев происходит неравномерно по толщине многослойного покрытия. Об этом свидетельствуют различия в толщинах одноименных слоев по мере продвижения от поверхности покрытия к подложке. Как видно из рис. 5, толщины слоев кремния и молибдена уменьшаются в глубь образца, а толщины перемешанных зон увеличиваются.

При дозе $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ различие в толщинах слоев для кремния и перемешанных зон по толщине покрытия достигает $\sim 20 \dots 30 \%$. В то же время толщина слоев молибдена изменяется незначительно, что согласуется с отмеченным выше малым расходом молибдена по сравнению с кремнием при ионном перемешивании. Период многослойного покрытия уменьшается от поверхности к подложке на $\sim 3 \%$. Неоднородность перемешивания по глубине хорошо коррелирует с расчетным распределением энергии, выделенной в столкновениях. Согласно расчетам выделение энергии линейно возрастает от поверхности к подложке [5], где наблюдается наибольшее перемешивание.

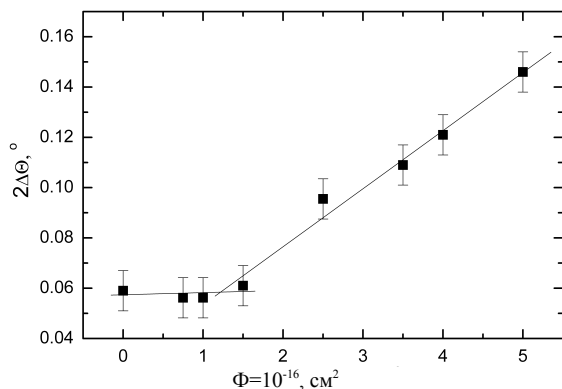


Рис. 6. Зависимость полуширины дифракционного пика от дозы облучения

Облучение ионами гелия сопровождается генерацией сжимающих механических напряжений в многослойном покрытии Mo/Si. Под действием этих напряжений кремниевая подложка с многослойным покрытием изгибается таким образом, что покрытие располагается на выпуклой стороне. Радиус изгиба кремниевой подложки с многослойным покрытием составляет $\sim 12 \text{ м}$ при дозе облучения $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Изгиб подложки с покрытием приводит к уширению всех дифракционных порядков отражения на картине малоугловой рентгеновской дифракции (рис. 6).

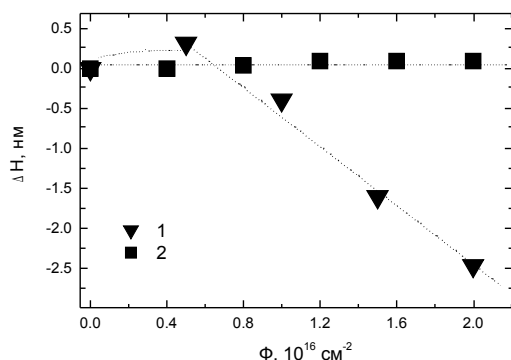


Рис. 7. Зависимость изменения периода МПК Mo/MoSi₂/Si/MoSi₂ (1) и MoSi₂/Si (2) от дозы облучения

Увеличение полуширины дифракционных максимумов становится заметным при дозе облучения $1.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. При увеличении дозы до $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ по-

луширина возрастает более чем в два раза. Необходимо отметить, что возрастание полуширины не может быть объяснено градиентом толщин слоев по глубине покрытия вследствие неравномерности процесса перемешивания. Хорошее совпадение экспериментальной и расчетной дифракционных кривых достигается при увеличении в процессе моделирования угла расходимости дифрагированного рентгеновского пучка $\Delta\theta$ с 0.015° в исходном состоянии и при малых дозах облучения до $0,06^\circ$ для дозы $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Такое уширение дифрагированного пучка выглядит естественным при переходе к съемке выпуклого образца.

Оценка уровня напряжений в многослойном покрытии, выполненная на основании измеренного радиуса кривизны [13], дает для дозы облучения $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ величину сжимающих напряжений $\sim 2.9 \text{ ГПа}$. Такой уровень напряжений характерен для облученных гелием металлических пленок, в которых атомная концентрация гелия достигает нескольких процентов [14]. В нашем случае средняя концентрация гелия составляет $\sim 2 \text{ ат. \%}$ (по данным расчета в TRIM 2003). Источником напряжений могут быть как дефекты, образовавшиеся при облучении, так и внедренные атомы гелия. Сложность исследуемого объекта (аморфная структура перемешанных зон и кремниевых слоев, невысокое кристаллическое совершенство молибденовых слоев, большое число межфазных границ раздела, наноразмерные толщины слоев) затрудняет изучение структурных превращений в многослойном покрытии, установление и локализацию источников генерируемых напряжений.

3.2. МПК MoSi₂/Si

Обращает на себя внимание тот факт, что из 4-х типов межфазных границ в многослойной системе Mo/Si (Mo/MoSi₂, MoSi₂/Si, Si/MoSi₂ и MoSi₂/Mo) наиболее существенное перемешивание наблюдается на границах MoSi₂/Si и Si/MoSi₂. В то же время многослойная система MoSi₂/Si, составленная именно из таких границ раздела, как показали наши исследования, не претерпевает никаких изменений. При облучении МПК MoSi₂/Si ионами гелия с энергией 40 кэВ вплоть до дозы $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ наблюдаются только незначительные изменения на кривых малоугловой рентгеновской дифракции. Эти изменения меньше порога чувствительности применяемых методов исследования. Мы можем только предположить, что они связаны с некоторым изменением шероховатости границ раздела при облучении. Период МПК в процессе облучения практически не изменяется (рис. 7). Это свидетельствует о том, что в этой системе при данных условиях облучения ионно-лучевое перемешивание отсутствует. Таким образом, несмотря на то, что многослойные покрытия Mo/Si и MoSi₂/Si близки с точки зрения баллистики (средняя плотность энергии, выделенной в столкновениях, в МПК Mo/Si примерно на 10% выше, чем в MoSi₂/Si), облучение приводит к кардинально различным результатам. Это связано с тем, что система MoSi₂/Si в

отличие от Mo/Si является фазово-равновесной [15]. Такое поведение фазово-равновесных систем хорошо известно [9, 10]. Замедление или полное отсутствие перемешивания при облучении таких систем объясняется влиянием термодинамических факторов. Поток атомов, возникающий при облучении ионами, выводит систему из состояния термодинамического равновесия. Стремление системы к восстановлению равновесия приводит к возникновению обратного потока атомов, который восстанавливает исходное состояние [10].

Разница между системами Mo/Si и MoSi₂/Si состоит в наличии слоя молибдена. Несмотря на то, что поток атомов, выбитых из слоя молибдена невелик (и уменьшение толщины слоев молибдена при облучении также невелико), наличие молибдена приводит к возникновению градиента химического потенциала. Поэтому, несмотря на наличие одинаковых границ, эти две системы не эквивалентны с точки зрения термодинамики.

Для проверки этой гипотезы было проведено исследование ионно-лучевого перемешивания в модельном образце, в котором на границах между молибденом и кремнием наносились прослойки MoSi₂, толщиной 4 нм, а толщина молибдена и кремния была такая же, как в покрытиях Mo/Si. При увеличении расстояния между кремнием и молибденом величина градиента химического потенциала должна уменьшиться, что должно привести к замедлению перемешивания. На рис. 7 приведена зависимость уменьшения периода МПК Mo/MoSi₂/Si/MoSi₂ от дозы облучения.

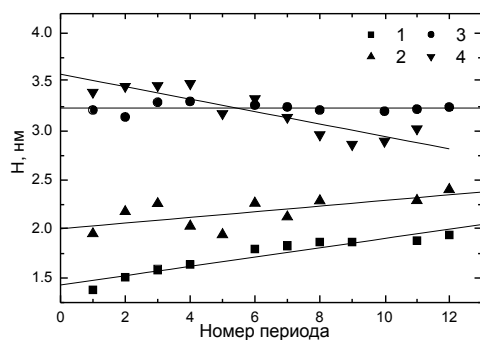
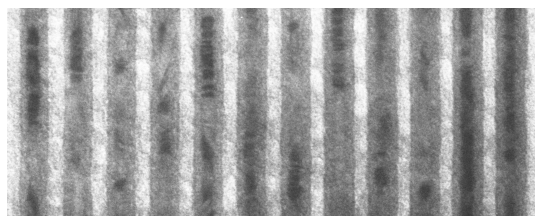


Рис. 8. Электронно-микроскопическое изображение МПК Mo/Si после облучения дозой $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (а) и распределение толщин слоев в МПК, измеренное по этому изображению (б)

Эту зависимость можно разделить на две стадии. Из рисунка видно, что на начальных стадиях облу-

чения период многослойного покрытия не изменяется, т.е. наблюдается некоторая задержка. При увеличении дозы облучения более $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ начинается вторая стадия, когда период МПК уменьшается, при этом скорости уменьшения периода МПК Mo/Si и Mo/MoSi₂/Si/MoSi₂ близки. По-видимому, начало второй стадии связано с тем, что в результате выбивания атомов молибденового слоя концентрация молибдена в перемешанной зоне увеличивается, в результате чего возникает градиент химического потенциала. Это смещает химическое равновесие на границе MoSi₂/Si. В результате термодинамические силы уже не препятствуют ионно-лучевому перемешиванию.

Уменьшение периода в МПК Mo/MoSi₂/Si/MoSi₂ обусловлено в основном перемешиванием на границах между силицидом и кремнием, поскольку, как показали наши исследования, в системе Mo/MoSi₂ облучение приводит к существенно меньшему изменению периода.

3.3. МПК Mo/C/Si/C

Ионно-лучевое перемешивание в МПК Mo/Si можно замедлить, если устранить вклад в этот процесс молибдена из перемешанных зон. С этой целью были изготовлены многослойные покрытия, в которых на границах между молибденом и кремнием наносился диффузионный барьер – слой углерода номинальной толщиной 0.6 нм, который блокирует формирование перемешанных зон в исходном состоянии [16]. Электронно-микроскопическое изображение такого покрытия приведено на рис. 8.

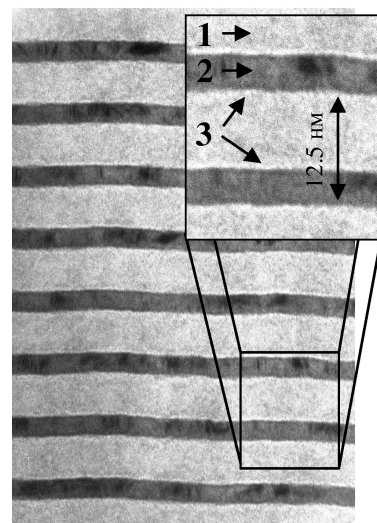


Рис. 9. Электронно-микроскопическое изображение МПК Mo/C/Si/C в исходном состоянии. Подложка снизу. 1 – Si; 2 – Mo; 3 – C

Между слоями молибдена и кремния видны светлые прослойки. Это и есть углеродные слои. При этом формирования аморфных перемешанных зон MoSi₂ не наблюдается. Введение углеродных прослоек не приводит к изменению структуры кремниевых и молибденовых слоев в сравнении с МПК Mo/Si. Слои кремния остаются аморфными, а слои

молибдена – поликристаллическими текстурированными.

Как следует из рис. 9, введение углеродных прослоек существенно замедляет ионно-лучевое перемешивание в МПК Mo/Si. Заметное уменьшение периода в системе Mo/C/Si/C наблюдается при дозах $1...1.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Замедление перемешивания на границе Mo-на-Si обусловлено отсутствием потока атомов молибдена, выбитых из перемешанной зоны. Перемешивание на этой границе происходит вследствие имплантации атомов молибдена в барьерный слой и дальше в кремний. По данным моделирования, между молибденом и барьерным слоем происходит формирование перемешанной зоны толщиной около 0.5 нм, плотность которой возрастает при увеличении дозы облучения и составляет $\sim 6 \text{ г/см}^{-3}$ при дозе облучения $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Это перемешанная зона, по-видимому, состоит из молибдена, кремния и углерода.

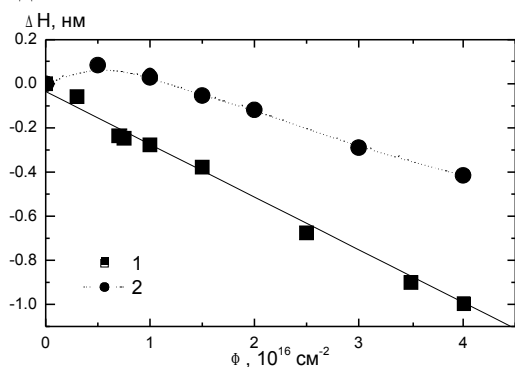


Рис. 10. Зависимость уменьшения периода (H) МПК Mo/Si (1) и Mo/C/Si/C (2) от дозы облучения при комнатной температуре

На границе Si-на-Mo происходит имплантация кремния в барьерный слой и частично в слой Mo. Имплантация кремния в молибден и молибдена в барьерный слой приводит сначала к размытию границы, а затем и формированию перемешанной зоны, плотность которой также увеличивается при увеличении дозы облучения.

На границах между барьерными слоями и кремнием происходит перемешивание, но поскольку плотности этих слоев мало отличаются друг от друга на фоне тяжелого молибденового слоя, то перемешивание между кремнием и углеродом не проявляется на рентгеновской дифракции.

При сравнении дифракционных кривых МПК Mo/C/Si/C в исходном состоянии и после облучения дозой $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ видно, что увеличения полуширины дифракционных пиков, как после облучения МПК Mo/Si, не происходит. Форма пиков несколько изменяется, что обусловлено неоднородностью перемешивания по толщине МПК и не связано с изгибом подложки с МПК в результате действия механических напряжений. Таким образом, введение углеродных барьеров не только повышает радиационную стойкость покрытия, но и препятствует возникновению механических напряжений, которые наблюдались в МПК Mo/Si.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенные исследования показывают, что начало процесса атомного перемешивания обусловливается наличием перемешанных зон на границах раздела, которые формируются в процессе изготовления МПК Mo/Si. Введение углеродного барьера субнанометровой толщины сопровождается изменением структуры межслоевых границ раздела и приводит к уменьшению интенсивности перемешивания. С точки зрения оптических характеристик введение углеродного барьера не уменьшает отражательную способность зеркал и позволяет повысить их радиационную стойкость.

Наибольшей радиационной стойкостью обладает фазово-равновесная МПК MoSi₂/Si, однако их рентгенооптические характеристики уступают как Mo/Si, так и Mo/C/Si/C-зеркалам.

Представленные результаты свидетельствуют об эффективности совместного использования электронной микроскопии поперечных срезов, моделирования спектров рентгеновской дифракции и многослойных пленочных периодических композиций в качестве исследуемого (как реального, так и модельного) объекта для описания начальных стадий атомного перемешивания с разрешением на атомном уровне.

ЛИТЕРАТУРА

1. A.B.C. Walker et al. The Multi Spectral Solar Telescope Array VIII: The Second Flight // *Proc. SPIE* 2515. 1995, p. 182–193.
2. A.I. Fedorenko, V.V. Kondratenko, L.S. Palatnik, S.A. Yulin, E.N. Zubarev, V.P. Nikitskiy, S.B. Ryabuka. Space test of Mo-Si, MoSi₂-Si, W-Si and WSi₂-Si X-ray multilayer mirror on Russian Orbital Station "Mir" // *Proc. SPIE* 2453. 1995 p. 11–14.
3. S. Braun, H. Mai, M. Moss, R. Scholz, A. Leson. Mo/Si multilayers with different barrier layers for applications as extreme ultraviolet mirrors // *Jpn. J. Appl. Phys.* 2002, v. 41, p. 4074–4084.
4. G.D. Kubiak. EUVL Cappillary Discharge Source // *Second EUVL Source Workshop*. Santa-Clara. 2001.
5. Д.Л. Воронов, Е.Н. Зубарев, В.В. Кондратенко, А.В. Пеньков, В.А. Севрюкова, Т.И. Перегон, Л.П. Тищенко. Ионно-лучевое перемешивание в многослойных периодических композициях Mo/Si // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2004, т. 26, №6, с. 753–763.
6. В.В. Чечетенко, Е.В. Савченко, Я.М. Фогель, И.Н. Шклярченко, Р.Г. Яровая. Изучение влияния ионной бомбардировки на некоторые структурно-чувствительные параметры тонких пленок // *Оптика и спектроскопия*. 1969, т. 22, №4, с. 626–635.
7. А.В. Виноградов, И.А. Брытов, А.Я. Грудский, М.Т. Коган, И.В. Кожевников, В.А. Слемзин. *Зеркальная рентгеновская оптика*. Л.: «Машиностроение», 1989, 463 с.
8. S. Yulin, T. Feigl, T. Kuhlman, N. Kaiser, A.I. Fedorenko, V.V. Kondratenko, O.V. Poltseva, V.A. Sevryukova, A.Yu. Zolotaryov, E.N. Zubarev.

- Interlayer transition zones in Mo/Si superlattices // *J. Appl. Phys.* 2002, v. 92, p. 1216–1221.
9. Ф.Ф. Комаров, А.П. Новиков, А.Ф. Буренков. Ионная имплантация. Мн.: «Университетское», 1994, 303 с.
10. M. Nastasi, J.W. Mayer. Ion beam mixing in metallic and semiconductor materials // *Mat. Sci. Eng.* 1994, R12, p. 1–54.
11. M.J. Caturlaa, T. Diaz de la Rubia. Recrystallization of a planar amorphous-crystalline interface in silicon by low energy recoils: A molecular dynamics study // *J. Appl. Phys.* 1995, v. 77, N 7, p. 3121–3125.
12. B.A. Gurovich, D.I. Dolgy, E.A. Kuleshova, E.P. Velikhov, E.D. Ol'shansky, A.G. Domantovsky, B.A. Aronzon, E.Z. Meilikhov. Controlled. Transformation of Electrical, Magnetic and Optical Material Properties by Ion Beams // *Курчатовский институт. Обзор современной науки и техники*: <http://www.kiae.ru/rus/inf/new/new7.htm>.
13. Ш. Мюрарка. *Силициды для СВИС*. М.: «Мир», 1986, 176 с.
14. Е.Н. Зубарев, А.А. Козьма, А.Н. Стеценко, А.И. Федоренко, Т.И. Перегон, Л.П. Тищенко. Влияние исходной структуры и напряжений на кинетику накопления радиационных дефектов в тонких пленках ванадия // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1987, в. 2(40), с. 21–26.
15. М. Хансен, К. Андерко. *Структуры двойных сплавов*. М.: «Металлургиздат», 1962, т. 2, с. 1488.
16. Н. Takenaka, Т. Kawamura. Thermal stability of Mo/C/Si/C Multilayer soft X-ray Mirrors // *J. Electron Spec.* 1996, v. 8, p. 381–387.

МІЖШАРОВЕ ПЕРЕМІШУВАННЯ В БАГАТОШАРОВИХ ПЕРІОДИЧНИХ КОМПОЗИЦІЯХ Mo/Si, MoSi₂/Si і Mo/C/Si/C ПРИ ОПРОМІНЮВАННІ ІОНАМИ ГЕЛІУ

О.В. Пеньков, Е.М. Зубарев, О.В. Польцева, О.Г. Пономаренко, В.В. Кондратенко, В.В. Бобков, Т.І. Перегон, Л.П. Тищенко

За допомогою електронної мікроскопії поперечних зрізів і малокутової рентгенівської дифрактометрії досліджені початкові стадії іонно-променевого перемішування в багатошарових плівкових композиціях Mo/Si і Mo/C/Si/C при опромінюванні іонами гелію з енергією 40 кэВ. Показана відсутність перемішування у фазовій-рівноважній системі MoSi₂/Si. Початок процесу іонно-променевого перемішування в композиціях Mo/Si обумовлений наявністю в початковому стані перемішаних зон між молібденом і кремнієм. Введення вуглецевих бар'єрних шарів між молібденом і кремнієм перешкоджає формуванню перемішаних зон і підвищує радіаційну стійкість. Встановлена залежність зміни товщини шарів багатошарового покриття від дози опромінювання.

INTERLAYER MIXING IN Mo/Si, MoSi₂/Si and Mo/C/Si/C MULTILAYERS DURING IRRADIATION BY HELIUM IONS

A.V. Penkov, Ye.N. Zubarev, O.V. Poltseva, A.G. Ponomarenko, V.V. Kondratenko, V.V. Bobkov, T.I. Peregon, L.P. Tishenko

The initial stages of ion-beam mixing are explored in Mo/Si and Mo/C/Si/C multilayers at an irradiation by 40 кэВ helium ions using electron microscopy of cross-sections and low angle x-ray diffractometry. Absence of interdiffusion is shown in the immiscible system MoSi₂/Si. Beginning of process of ion-beam mixing in Mo/Si composition is caused by presence in the initial state of the mixed zones between molybdenum and silicon. Introduction of carbon barrier layers between molybdenum and silicon blocks forming of the mixed zones and increase radiation stability. Dependence of layer thicknesses versus irradiation dose was studied.