

как это видно из рис. 2, становится возможной кластеризация вакансий в процессе отжига при $T = 500-1000$ °С, причем процесс кластеризации вакансий, по-видимому, связан с присутствием в образцах SiC примесей (азот, кислород). Две высокотемпературные стадии отжига связаны с диссоциацией вакансионных кластеров.

Таким образом, в данной работе показано, что облучение монокристаллов карбида кремния ионами ^{120}Xe с энергией ~ 1 МэВ/нуклон приводит к образованию вакансионных дефектов, сосредоточенных внутри приповерхностного слоя толщиной ~ 14 мкм. Существует критический флюенс ионов ксенона, равный $\sim 5 \cdot 10^{13}$ см $^{-2}$, начиная с которого облученная система в процессе отжига становится неустойчивой, что приводит к кластеризации первичных вакансий в диапазоне температур 500–1000 °С. Такие вакансионные кластеры могут вызывать деградацию электронных свойств приборов на основе карбида кремния. Устранение подобных дефектов требует проведения термообработки при температурах порядка 2000 °С.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Флеров Г.Н., Оганесян Ю.Ц. // Вестник АН СССР. 1980. № 12. С. 28–45.
- [2] Гирка А.И., Клопиков Е.Б., Скуратов В.А., Шишкин А.В. // ФТП. 1989. Т. 23. В. 2. С. 328–331.
- [3] Бару В.Г., Волькенштейн Ф.Ф. Влияние облучения на поверхностные свойства полупроводников. М.: Наука, 1978. 288 с.
- [4] Davison С.М., Manning I. // Comput. Phys. Commun. 1986. N 42. P. 137.

Московский
инженерно-физический
институт

Поступило в Редакцию
1 апреля 1989 г.

Письма в ЖТФ, том 15, вып. 12
11

26 июня 1989 г.

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ПЛЕНОК \dot{C} -УГЛЕРОДА ПРИ ОТЖИГЕ

А.В. Станишевский

Процессы графитизации и кристаллизации при термообработке аморфных пленок углерода, полученных осаждением атомарных и молекулярных потоков углерода в вакууме и имеющих в основном графитоподобную структуру, достаточно хорошо изучены, однако при отжиге пленок так называемого \dot{C} -углерода, полученных конденсацией частиц с повышенной энергией, в некоторых случаях имеют место структурные изменения, которые нельзя объяснить в рамках известных моделей [1, 2].

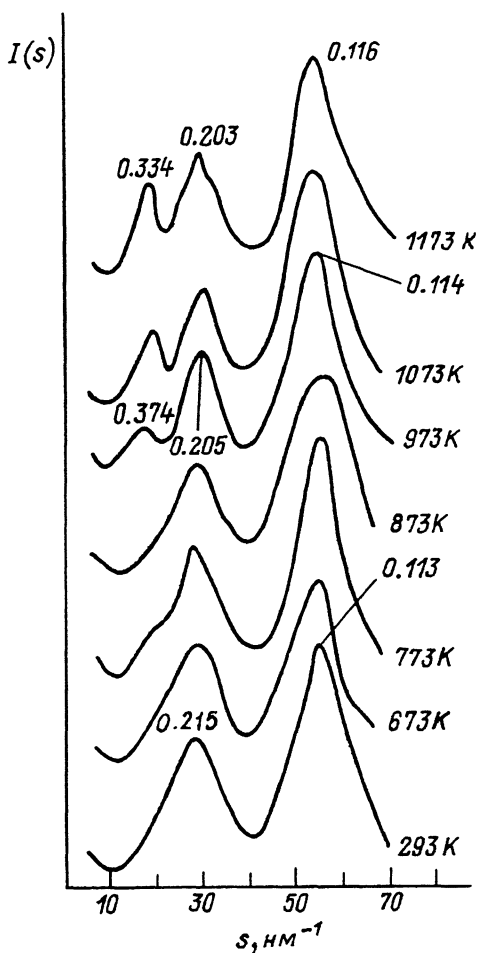


Рис. 1. Кинетика изменений интерференционных функций при отжиге пленок.

Известно, например, что при отжиге пленок $\dot{\zeta}$ -углерода, осажденных различными способами при энергиях частиц 10–300 эВ, вместе с образованием структуры турбостратного или трехмерно упорядоченного гексагонального графита часто появляются фазы карбина, кубического графита, а также новые модификации, например δ -углерод [3].

В настоящей работе обнаружено, что в процессе отжига пленок $\dot{\zeta}$ -углерода, конденсированных периодическим осаждением высокоинтенсивных потоков низкоэнергетичных частиц, образуется кристаллическая фаза с ПЦК-решеткой, не соответствующая известным модификациям углерода.

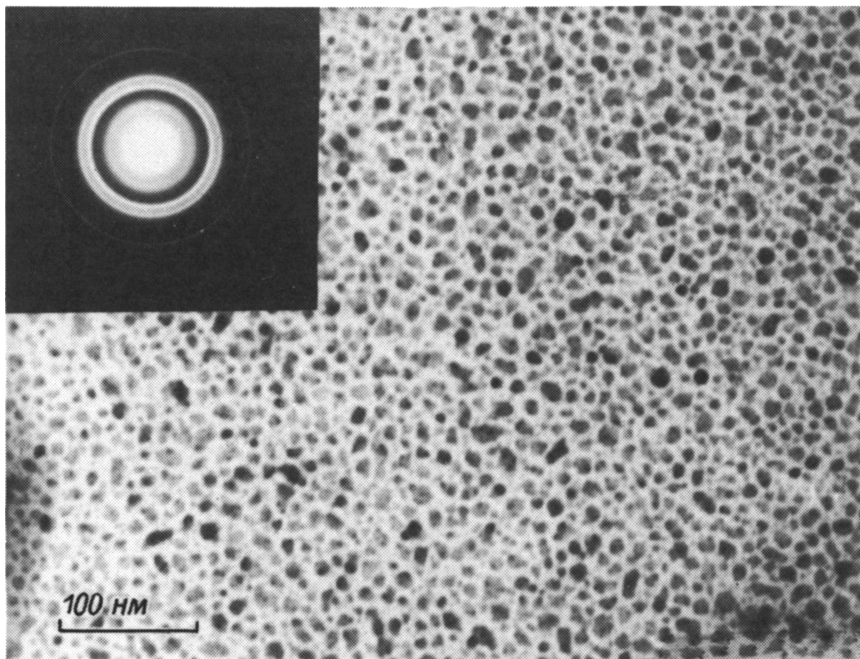


Рис. 2. Структура отожженной при 1323 К пленки δ -углерода, $\times 100000$.

Пленки с толщиной 30–60 нм были получены на подложках из кремния, ситалла и КС1 при мгновенной скорости осаждения 0.1–1 мкм/с методом, описанным в работе [4]. Отжиг образцов, отделенных от подложек, проводился на молибденовых и графитовых сеточках в вакууме 10^{-3} Па при нагреве резистивным нагревателем до 1373 К со скоростью 30–50 К/мин.

Электронно-микроскопические исследования показали, что исходные пленки представляют собой однородный мелкодисперсный конденсат, электронограмма от которого дает два диффузных максимума, положение которых соответствует условным межплоскостным расстояниям 0.113 и 0.215 нм.

На рис. 1 представлены экспериментальные интерференционные функции, полученные обработкой электронограмм от пленок углерода, отожженных при различных температурах. Из приведенных зависимостей видно, что с ростом температуры структура пленок претерпевает ряд изменений, которые позволяют выделить по крайней мере три основных этапа превращений при отжиге в диапазоне температур до 1373 К.

На первой стадии до 823–923 К положение максимумов интенсивности и размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) (в среднем 1.2–1.4 нм) не изменяются, но разрешаемость макси-

Образующая фаза $\alpha = 0,421$ нм	Кубический алмаз [6] $\alpha = 0,357$ нм		Кубический графит [6] $\alpha = 0,5545$ нм		Кубические фазы по работам [8] $\alpha = 0,428$ нм						
	[6]		[6]		[7] $\alpha = 0,3694$ нм		[3] $\alpha = 0,357$ нм		[8]		
	d	hkl	d	hkl	d	hkl	d	hkl	d		
0.243	111	0.205	111	0.3208	111	0.2133	111	0.206	111	3.025	011
0.212	200	0.126	220	0.277	200	0.1847	200	0.179	200	2.139	002
0.149	220	0.1072	311	0.2467	210	0.1306	220	0.126	220	1.746	112
0.127	311	0.0885	400	0.1961	220	0.1114	311	0.1078	311	1.513	022
0.122	222	0.0813	331	0.1844	221/300	0.1066	222			1.353	013
0.0967	400	0.0721	422	0.160	222	0.0923	400			1.235	222
0.094	331	0.0680	333/511	0.1485	321	0.0847	331			1.144	123
0.0861		0.0625	440			0.0826	420			1.070	004
0.0811						0.0754	422				
						0.0711	333				
						0.0624	531				

мумов по отношению к фону улучшается, что указывает на изменения в полностью „неорганизованной“ фазе.

При достижении температуры 823–923 К наблюдается размытие максимумов интенсивности, которое является следствием начала структурных превращений внутри упорядоченных областей и увеличения гетерофазности конденсата.

Вторая стадия кристаллизации условно характеризуется появлением на электронограмме диффузного максимума, положение которого изменяется от 0,380 до 0,335 нм при увеличении температуры от 923 до 1223 К. Этот максимум обычно относят к расстоянию между параллельными плоскостями (002) в турбостратных структурах графита. Такое плавное изменение положения этого максимума авторы работы [1] связывали с кристаллизацией неупорядоченного углерода, находящегося между ОКР, удалением внедренных атомов углерода из областей между искаженными графитовыми сетками и совершенствованием за счет этого графитовых сеток. На этом этапе происходит смещение положений остальных максимумов с 0,215 до 0,204 и с 0,113 до 0,116 нм соответственно. Подобные картины электронной дифракции при указанных положениях максимумов также характерны для турбостратного графита [5]. Следует отметить и тот факт, что в конденсатах в рассмотренном интервале температур не наблюдалось появления никаких кристаллических включений.

Последующее увеличение температуры до 1273–1373 К, в отличие от ожидаемого появления кристаллической структуры графита, приводит к быстрому (в течение 20–30 с) образованию фазы, имеющей структуру с ПИК-решеткой с периодом 0,421 нм, которую нельзя отнести с известным и предполагаемым кубическим модификациям углерода (см. таблицу).

Как видно из рис. 2, кристаллиты новой фазы имеют размер 10–30 нм и равномерно распределены в мелкодисперсной матрице, имеющей, по-видимому, структуру, близкую к структуре турбостратного графита.

Таким образом, образование фаз, обладающих структурой с кубической решеткой, достаточно характерно для пленок i -углерода. Приведенные результаты показывают, что при отжиге углеродных пленок, полученных осаждением низкоэнергетических частиц, происходят структурные превращения, которые могут приводить в процессе графитизации к образованию ряда промежуточных кристаллических фаз углерода. Их появление, вероятно, обусловлено конкурирующими процессами фазовых превращений элементов с различной структурой ближнего порядка. Соотношение числа таких элементов определяется, в частности, условиями осаждения и методом получения пленок.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Б о й к о Б.Т., П а л а т н и к Л.С. // ФТТ. 1971. Т. 13. № 2. С. 611–613.

- [2] Полтавцев Ю.Г., Захаров В.П., Чугаев В.Н. // Кристаллография. 1971. Т. 16. В. 2. С. 415-419.
- [3] Палатник Л.С., Гусева М.Б., Бабаев В.Г., Савченко Н.Ф., Фалько И.И. // ЖЭТФ. 1984. Т. 87. В. 3. С. 914-917.
- [4] Осадин Б.А., Шаповалов Г.И. // ФиХОМ. 1978. № 5. С. 43-52.
- [5] Гусева М.Б., Бабаев В.Г., Никифорова Н.Ф. // Поверхность. 1984. № 2. С. 61-70.
- [6] Федосеев Д.В., Новиков Н.В., Вишневская А.С., Теремецкая И.Г. Алмаз. Киев: Наукова думка, 1981. 78 с.
- [7] Анисимов С.И., Сухруков В.В., Тетельбаум Д.И., Зорин Е.И. // Письма в ЖТФ. 1981. Т. 7. В. 2. С. 115-117.
- [8] Матюшенко Н.И., Стрельницкий В.Е., Гусев В.А. // Письма в ЖЭТФ. 1979. Т. 30. В. 4. С. 218-221.

Институт электроники
АН БССР, Минск

Поступило в Редакцию
28 марта 1989 г.

Письма в ЖТФ, том 15, вып. 12
01; 02

26 июня 1989 г.

ОТРИЦАТЕЛЬНЫЕ ИОНЫ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ

Г.Ф. Грибакин, Б.В. Гульцев,
В.К. Иванов, М.Ю. Кучиев

1. До последнего времени считалось [1], что среди всех атомов с полностью заполненными подоболочками только один - $Pd4d^{10}$ образует отрицательный ион, присоединяя дополнительный электрон в незаполненную подоболочку ($Pd^{-} 4d^{10} 5s$). Однако недавно в эксперименте [2], выполненном методами лазерной фотоэлектронной спектроскопии, и в расчете [3], использовавшем многоконфигурационное приближение Хартри-Фока, было обнаружено, что существует устойчивое связанное состояние отрицательного иона $Ca^{-} 4s^2 4p$ с энергией сродства: $E_a^{[2]}(Ca) = 43 \pm 7$ мэВ, $E_a^{[3]}(Ca) = 45$ мэВ.

В настоящей работе проведен расчет, показывающий, что не только атом $Ca 4s^2$, но и более тяжелые атомы щелочноземельных металлов $Sr 5s^2$ и $Ba 6s^2$ образуют отрицательные ионы с конфигурацией $ns^2 np$. Образование устойчивых отрицательных ионов Ca^{-} , Sr^{-} и Ba^{-} происходит благодаря сильному поляризованному потенциалу притяжения, действующему между медленным