

## ФАКТОРЫ, ОБУСЛАВЛИВАЮЩИЕ ФОРМИРОВАНИЕ АМОРФНОПОДОБНОГО И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ В ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ КОНДЕНСАТАХ

О.В. Соболев

Национальный технический университет "ХПИ" МОН Украины  
Украина

Поступила в редакцию 22.07.2008

Факторами, определяющими поверхностную подвижность атомов и таким образом кинетику структурообразования при ионно-плазменных методах конденсации, являются температура осаждения и плотность потока пленкообразующих частиц.

Формирование аморфноподобного структурного состояния ионно-плазменных конденсатов обуславливается низкой поверхностной подвижностью осаждаемых атомов при  $T_k < 0,1 T_{пл}$  (статистическое осаждение), а также присутствием примесных атомов остаточной атмосферы (O, N, C) при низкой плотности потока осаждаемых частиц (при  $P_{ост} = 10^{-2}$  Па,  $j_{Me} < 10^{14}$  см<sup>-2</sup>с<sup>-1</sup>) и в начальных слоях роста и приповерхностной области конденсата. В качестве дополнительного критерия формирования аморфноподобного состояния ионно-плазменного конденсата может выступать отношение атомных радиусов металлоида к металлу превышающее число Хэгга (0,59).

### ВВЕДЕНИЕ

Получение конденсированных материалов с аморфноподобной или нанокристаллической структурой основано на механизме интенсивной диссипации энергии, обобщенной в трех стадиях формирования. На первой стадии идет процесс зародышеобразования, который из-за отсутствия соответствующих термодинамических условий не переходит в полномасштабную кристаллизацию. В случае образования нанокристаллических зародышей существует вторая стадия, которая представляет собой формирование вокруг них аморфных кластеров, объединяющихся затем в межкристаллитную фазу (третья стадия), с образованием диссипативной наноструктуры [1]. Наличие такого термодинамически метастабильного состояния открывает совершенно новые возможности для достижения в конденсированном материале уникальных функциональных свойств [2 – 11]. Однако сложная многопараметрическая задача моделирования процессов формирования структурного состояния при осаждении конденсата из ионно-плазменных потоков, не имея в настоящее время прямого численного решения, может быть рассмотрена только для частных случаев на основе детального изучения закономерностей формирования структуры конденсата.

Поэтому целью данной работы было установление закономерностей формирования аморфноподобного и нанокристаллического структурного состояния ионно-плазменных конденсатов, полученных ионным распылением тугоплавких материалов на основе вольфрама.

### ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА

В работе исследовались образцы микронной и субмикронной толщины, полученные магнетронным распылением мишеней вольфрама, карбидов и боридов на его основе, карбидов и боридов титана, боридов циркония и хрома, а также мишеней квазибинарных систем WC-TiC и W<sub>2</sub>B<sub>5</sub>-TiB<sub>2</sub>.

Распыление осуществлялось в среде инертного газа Ar при давлении 2 – 3 мТорр. Подаваемое распыляющее напряжение составляло 320 – 450 В. Подложками служили монокристаллический кремний, толщиной 380 мкм, ситалл, толщиной 350 мкм, алюминиевая фольга толщиной 15 мкм и шлифованный никель, толщиной 400 мкм.

Для исследования фазового состава, структуры, напряженного состояния и субструктурных характеристик образцов (микроструктуры, размера кристаллитов, концентрации дефектов упаковки) использовались

современные методы рентгеновского анализа: рентгеновская дифрактометрия на отражение и на просвет (ДРОН-2, ДРОН-3М), включая модифицированный  $\sin^2\psi$ -метод для изучения напряженного состояния конденсатов с аксиальной текстурой [12] и съемки в “скользящей геометрии” для исследования тонких приповерхностных слоев [13]. Для изучения субструктурных характеристик использовался способ аппроксимации профилей дифракционных рефлексов. Для визуализации микроскопической картины структуры пленок использовалась просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ-125К). Состояние поверхности пленок изучалось с помощью растровой электронной микроскопии (РЭММА-101А). Элементный состав образцов определяется с помощью взаимодополняющих методов: лазерной масс-спектрометрии на энергомасс-анализаторе ЭМАЛ-2, Оже-электронного анализа (LAS-2000), рентгеновской флуоресцентной спектроскопии (СПРУТ-2), масс-спектропии вторичных ионов (TRIFT-II).

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Если провести сравнительный анализ структурного состояния конденсатов различного типа в соответствии с температурой их осаждения на подложку, то видно (рис. 1), что при понижении температуры подложки при конденсации,  $T_k$ , размер кристаллитов уменьшается до величины менее 10 нм при  $T_k < 400$  К. Причем размер кристаллитов в фазах внедрения и твердых растворах фаз внедрения меньше, чем в металлическом конденсате (кривые 1 – 3 на рис. 1), а в фазах внедрения с высокой теплотой образования таких, как  $TiB_2$ , больше, чем в менее стабильных на основе вольфрама.

Учитывая, что  $T_k = 300$  К для большинства материалов, представленных на рис. 1, соответствует величине, близкой к  $0,1T_{шт}$ , то можно ожидать, что при меньшей  $T_k$  будут формироваться конденсаты со структурой, близкой к аморфноподобной. Известно, что в случае низкой температуры осаждения, когда конденсат формируется по мере случайного заполнения отдельных малых участков поверхности подложки, в соответствии со ста-

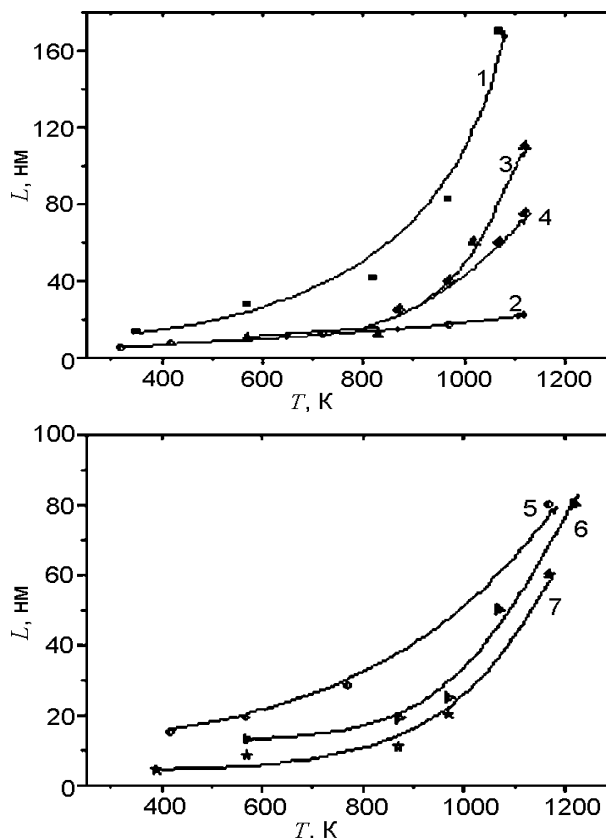


Рис. 1. Зависимость размера кристаллитов в конденсатах от  $T_k$  для составов: 1 – W; 2 – WC; 3 – 69 мол.% WC – 31 мол.% TiC; 4 – W/Ti; 5 –  $TiB_2$ ; 6 – 50 мол.%  $W_2B_5$  – 50 мол.%  $TiB_2$ ; 7 – 61 мол.%  $W_2B_5$  – 39 мол.%  $TiB_2$ .

тистикой Пуассона, такое осаждение считается статистическим, а структура конденсата, получаемая при таком осаждении, является аморфноподобной. При этом наличие легкой составляющей в фазах внедрения в значительной степени усиливает процесс диспергирования в осаждаемых конденсатах. Это приводит к тому, что при формировании конденсатов системы W-B, для которой  $r_B/r_W > 0,59$ , образуется аморфноподобная структура даже при достаточно высокой  $T_k$ . Формирование аморфноподобной структуры характерно и для  $T_k < 370$  К в случае квазибинарной 83 мол.%  $W_2B_5$  – 17 мол.%  $TiB_2$  системы (рис. 2, кривая 1) в то время, как при более высокой  $T_k$  происходит образование нанокристаллических конденсатов.

В случае большого содержания в конденсате  $TiB_2$  составляющей с высокой теплотой образования и с  $r_B/r_{Ti} < 0,59$ , начиная с самой низкой, исследуемой в работе  $T_k \approx 300$  К, происходит формирование конденсатов с нанокристаллическим структурным состоянием.

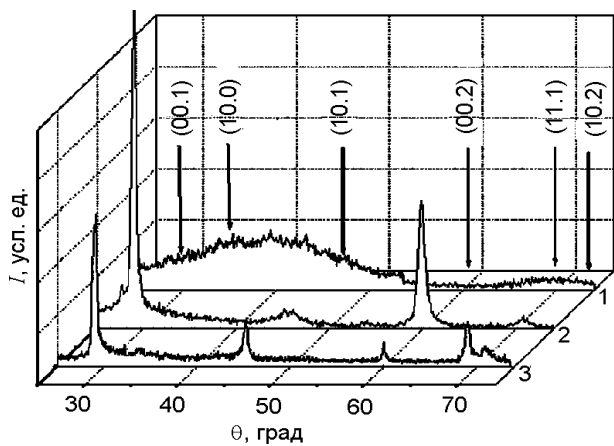


Рис. 2. Фрагменты широкоугольных дифракционных спектров отражения покрытиями твердого раствора (W,Ti) $B_2$ .  $T_k$  К: 1 – 570; 2 – 970; 3 – 1070.

В тоже время слои начальной стадии роста, обогащенные примесными атомами рабочей атмосферы, даже в случае осаждения металлических конденсатов имеют аморфноподобную структуру [14]. Вследствие этого модель роста конденсата при относительно невысокой температуре осаждения  $T_k < 700$  К (для большинства из исследуемых в работе материалов на основе вольфрама она не превышает  $0,2T_{пл}$ ) предполагает, что на начальном этапе формирования покрытий, полученных ионным распылением, идет образование пересыщенного примесными атомами слоя, толщина которого в зависимости от скорости осаждения и энергии осаждаемых частиц изменяется от одного до нескольких нанометров, достигая, по данным послойного элементного анализа в конденсатах, осажденных при низкой плотности потока пленкообразующих частиц ( $j_{Me} > 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ), величины  $7 \pm 10$  нм (рис. 3а). При этом наличие примесных легких атомов стабилизирует формирование мелкодисперсной аморфноподобной структуры конденсата.

В дальнейшем при увеличении толщины конденсата под действием сжимающих напряжений, развивающихся в результате “atomic peening” эффекта [15], происходит выталкивание легких примесных атомов к границам формируемых зерен с последующим выносом части примесных атомов на свободную поверхность (рис. 3б). Поверхность при этом может играть роль “диффузионного насоса”, а диффузия в наноструктурных и кластерных

конденсатах осуществляется по зернограничному механизму [9]. В оказавшемся более свободном от примесных атомов объеме конденсата под действием напряжений стимулируются кристаллизационные процессы (рис. 3в). Так как в результате перехода из аморфноподобного в кристаллическое состояние происходит уменьшение удельного объема на один металлический атом, то такое изменение структурного состояния приводит к релаксации упругих конденсационных напряжений сжатия. При дальнейшем увеличении толщины конденсата минимизация термодинамического фактора деформации, связанного с конденсационными напряжениями стимулирует формирование текстуры, уменьшение микродеформации и увеличение размера кристаллитов [16].

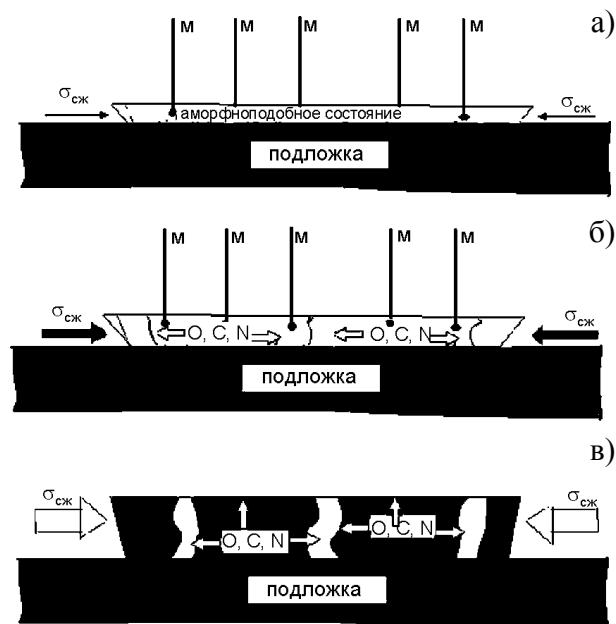


Рис. 3. Схема стадий процесса формирования ионно-плазменного конденсата: а) – начальная стадия образования пересыщенного примесными атомами аморфноподобного слоя конденсата (м – пленкообразующие атомы и ионы мишени); б) – стадия кристаллизации аморфноподобного слоя с уменьшением его объема под действием конденсационных напряжений сжатия; в) – стадия формирования бифазного (“нанокристаллиты” – “граница”) состояния с вытесненными на границу примесными атомами.

В соответствии с этой моделью в процессе формирования межкристаллитной границы (с увеличением толщины конденсата) должна наблюдаться следующая цепочка элементарных актов: искажение дальнего порядка в зонах межкристаллитных сочленений → ад-

сорбционное обогащение их примесным элементом → перераспределение электронной плотности и появление дальнедействующих сил межатомного взаимодействия → диффузионное перемещение атомов химических элементов с образованием микрогруппировок докритических размеров с размытыми границами и с намечающимся новым порядком в расположении (кластеров). Всю цепочку можно представить в виде понижающегося каскада потенциальных ям, из которых верхняя соответствует искаженной структуре дальнего порядка межкусталлитных границ, а нижняя – образованию в приграничной области нового устойчивого структурного состояния или фазы.

Таким образом, превращение аморфноподобного в нанокристаллическое состояние в результате действия напряжений или нагрева можно рассматривать как распад аморфной фазы на нанокристаллическую и зернограничную составляющие.

Для образования зародышей кристаллической структуры на поверхности роста необходимо, чтобы в течение времени осаждения одного монослоя поверхностная подвижность металлических атомов была достаточной для перемещения на расстояние межатомного порядка, то есть при  $j_{Me} = 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$  подвижность была бы равной  $10^{-16} \div 10^{-15} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ . В то же время коэффициент диффузии металлических атомов в сформированном конденсате в нанокристаллическом или кластерном структурном состоянии, как показали результаты при формировании модулированной структуры при длительном часовом отжиге, не превышает  $10^{-19} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$  [17]. В начальные моменты отжига сильно неравновесной структуры конденсата подвижность атомов несколько более высокая, однако и в этом случае величина  $D < 10^{-18} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$  [18]. Диффузионный коэффициент при упорядочении в процессе конденсации того же порядка  $(0,7 \div 8) \cdot 10^{-18} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ . Эта величина на четыре порядка превосходит аналогичное значение для массивного состояния, однако значительно ниже поверхностной подвижности атомов ( $D_n$ ).

Сопоставление полученных данных показывает, что процесс концентрационного рас-

слоения становится энергетически выгодным и потому протекает не в начальный момент формирования поверхностного слоя, а в процессе роста конденсата в его приповерхностной области. В этом процесс расслоения подобен происходящему в приповерхностном объеме растущего конденсата формированию текстуры и кристаллизации межфазных слоев под действием конденсационных напряжений [14 – 16].

На рис. 4 приведена схема протекающих таким образом процессов при осаждении конденсатов фаз внедрения с решеткой типа NaCl на примере (W,Ti)C твердого раствора [19].

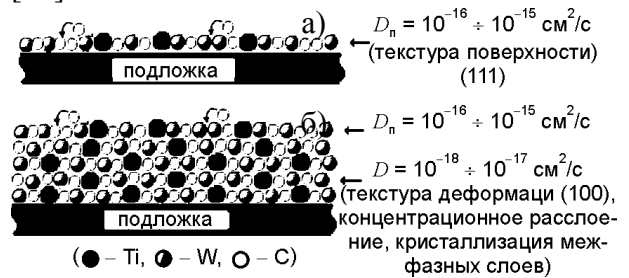


Рис. 4. Схема характерных диффузионных процессов в приповерхностных слоях – а) и объеме – б) растущего конденсата (W,Ti)C твердого раствора.

В случае материалов фаз внедрения с кристаллической решеткой типа NaCl при формировании поверхностного слоя высокая подвижность атомов приводит к образованию текстуры (111), минимизирующей поверхностную энергию кристаллитов. Это проявляется на дифракционных спектрах конденсатов в виде увеличения относительной интенсивности отражений от плоскостей (111) на начальной стадии роста конденсата карбида [20]. В дальнейшем рост конденсата сопровождается развитием высоких напряжений в объеме конденсата (рис. 3), что приводит к формированию текстуры (100), кристаллизации межфазных слоев и концентрационному расслоению. В последнем случае в основе протекания процесса расслоения в конденсируемых материалах лежит различное действие факторов, определяющих термодинамический потенциал материала. Так на стадии формирования поверхностных слоев конденсируемых атомов, когда минимален вклад в термодинамический потенциал ( $F = U - T \cdot S$ ) фактора внутренней энергии ( $U$ ), определяе-

мого объемным состоянием материала, основной вклад вносит вероятностный фактор  $S$  (энтропия). Наибольшая величина  $S$  соответствует максимальной вероятности термодинамического состояния, которое достигается при равномерном распределении металлических атомов в твердом растворе  $ABABAB\dots$ . При увеличении толщины конденсата становится существенным фактор внутренней энергии, который стимулирует упорядочение (кластеризацию), так как при этом минимизируется воздействие фактора примесных атомов. Действие этого фактора приводит к кластерообразованию с периодической модуляцией состава.

Следует также отметить, что объемная диффузионная подвижность, достигающая в конденсатах  $10^{-18} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ , значительно ниже поверхностной подвижности осажденных атомов. С этим, по-видимому, связана более высокая температура формирования равновесных фаз в конденсате при осаждении. Действительно, в случае, например, карбида вольфрама для формирования равновесной  $\alpha$ -WC фазы с гексагональной решеткой необходимо, чтобы подвижность металлических атомов, близкая к  $10^{-15} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ , была как минимум в нескольких приповерхностных слоях для обеспечения объемной минимизации энергии при образовании  $\alpha$ -фазы, что становится достижимым только при высоких температурах осаждения.

Стабилизация аморфноподобного состояния в конденсатах систем W-B и W-Cr коррелирует с высоким отношением в этих случаях атомных радиусов бора к металлу ( $r_B/r_W \approx 0,62$ ,  $r_B/r_{Cr} \approx 0,67$ ). Как известно, в соответствии с эмпирическим правилом Хэгга, структуры внедрения с достаточно простыми металлическими подрешетками могут образовываться лишь в тех случаях, когда отношение атомных радиусов металлоида к металлу удовлетворяет неравенству  $r_X/r_{Me} \leq 0,59$ . При большем значении  $r_X/r_{Me}$  размеры пустот оказываются недостаточными для размещения неметаллического атома, что приводит в равновесных условиях к формированию сложных кристаллических решеток. Как показали авторы работы [21], данный критерий может быть эффективно использован и для пред-

сказания структурного состояния имплантированных сплавов. В соответствии с этим критерием высокодозная имплантация высокоэнергетических неметаллических ионов в металлическую матрицу должна приводить к формированию кристаллических фаз, если  $r_X/r_{Me} < 0,59$ . Если же  $r_X/r_{Me} > 0,59$ , то следует ожидать образование метастабильного аморфного сплава, так как в этом случае формирование соединений с простой структурой невозможно. При этом верхнего предела значения отношения радиуса металлоида к радиусу металла, вызывающего аморфизацию, по-видимому, не существует [22].

Закономерности, полученные при высокодозном легировании путем ионной имплантации, при котором состав получаемых смесей не лимитируется принципами термодинамики, могут быть использованы и при прогнозировании структурного состояния ионно-плазменных конденсатов. Наиболее подверженными аморфизации должны в ряду элементов внедрения B-C-N быть бориды из-за наибольшего атомного радиуса металлоида.

В соответствии с полученными данными по формированию структуры при  $j_{Me} = 10^{14} \div 10^{16} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$  ионно-плазменных конденсатов разных систем “переходной металл-металлоид” можно предложить подход к прогнозированию структурного состояния ионно-плазменных конденсатов, который основан на использовании соотношения атомных радиусов металлоида к металлу Хэгга. Для интервала температур осаждения  $T_k = 0,1 \div 0,3T_{III}$  при соотношении радиусов менее 0,59 происходит формирование кристаллических структур. Этому критерию соответствовали исследуемые в работе конденсаты карбида вольфрама и титана, боридов титана и циркония (рис. 5). При соотношении, превышающем 0,59, при котором в равновесных условиях образуются фазы со сложной кристаллической решеткой, при осаждении из ионно-плазменных потоков стимулируется формирование аморфноподобного структурного состояния, что было выявлено для системы W-B, Cr-B, а также для квазибинарной системы  $TiB_2$ - $WB_2$  с большим содержанием  $WB_2$  составляющей. Кроме того, на рис. 5 приведены данные из работы [23], в которой структурное

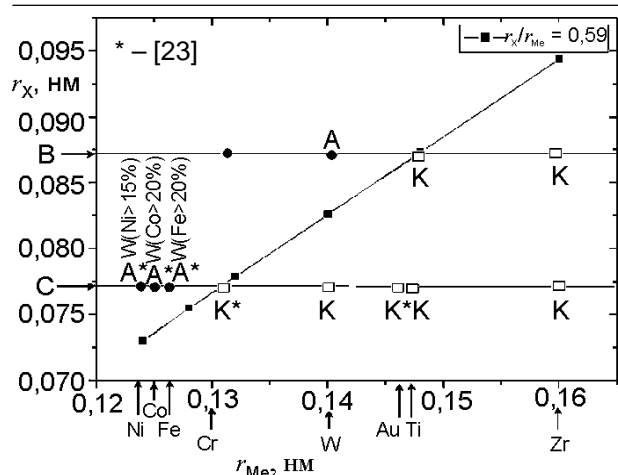


Рис. 5. Зависимость структурного состояния материала ионно-плазменного конденсата системы “переходной металл – металлоид” от соотношения атомных радиусов металлоида ( $r_x$ ) и металла ( $r_{Me}$ ): А – аморфноподобное состояние; К – кристаллическое состояние.

состояние было определено для ионно-плазменных конденсатов карбидов переходных металлов для большого числа двойных и тройных систем. Для последних, переход в аморфноподобное состояние наблюдался в случае наибольшего соотношении  $r_C/r_{Ni} \approx 0,63$  при содержании 15 ат.% никелевых атомов в тройном карбиде на основе карбида вольфрама, а для Fe и Co с меньшим атомным соотношением  $r_C/r_{Me} \approx 0,62$  аморфноподобное состояние в конденсате достигалось при содержании более 20% соответствующих металлических атомов в конденсированном материале.

Таким образом, для переходных металлов, атомный радиус которых лежит в интервале  $0,145 \div 0,139$  нм, образование кристаллических фаз химических соединений должно происходить в основном в конденсатах фаз внедрения с небольшим атомным радиусом металлоида (N, C), а для металлов с  $r < 0,13$  нм образование кристаллического структурного состояния можно ожидать в основном при формировании только нитридных фаз.

### ВЫВОДЫ

1. Неравновесные условия получения материалов ионно-плазменных конденсатов вследствие сверхбыстрой термализации осаждаемых частиц позволяют получать уникальные структурные состояния. Основными факторами, определяющими поверхностную подвижность атомов и тем

самым кинетику структурообразования при ионно-плазменных методах конденсации, являются температура осаждения и плотность потока пленкообразующих частиц.

2. Используя поверхностную подвижность металлических атомов в процессе осаждения и плотность потока осаждаемых пленкообразующих частиц в качестве физических параметров координат можно выделить характерные области:

– аморфного состояния, связанного с низкой подвижностью при  $D_{II} < 10^{-16} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$  и высокой относительной плотностью попадающих в конденсат газовых атомов примесной атмосферы при  $j_{Me} < 10^{14} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ;

– кристаллического структурного состояния, определяемого высокой подвижностью осаждаемых атомов при  $j_{Me} > 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ .

3. Предложен подход для прогнозирования аморфноподобного состояния материала конденсата при относительно высокой температуре осаждения  $0,1 \div 0,25 T_{пл}$ , в основу которого положено отношение  $r_x/r_{Me} > 0,59$ .

4. На основании анализа структурного состояния материала в широком диапазоне толщин и режимов терморadiационного воздействия процессы структурообразования классифицированы на поверхностные и объемные. К поверхностному классу отнесено формирование текстуры материала, основанное на минимизации поверхностной энергии, а также преимущественно статистическое распределение атомов в поверхностных слоях многокомпонентных конденсатов. К объемному классу отнесены эффекты текстурообразования и кристаллизации под действием деформационного фактора, а также концентрационное расслоение в конденсатах твердых растворов.

5. Предложена и обоснована модель роста ионно-плазменных конденсатов, полученных при низкой плотности потока пленкообразующих атомов ( $10^{14} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1} < j_{Me} < 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ), температуре осаждения  $0,1 T_{пл} < T_k < 0,25 T_{пл}$  и  $P_p = 0,1 \div 0,5$  Па, которая в качестве основных этапов вклю-

чает формирование начального пересыщенного примесными газовыми атомами аморфноподобного слоя с последующей кристаллизацией материала по мере роста конденсата, сопровождающегося вытеснением примесных атомов к границам и развитием конденсационных сжимающих напряжений в пленке связанной с подложкой. Минимизация энергии деформации стимулирует развитие текстуры в конденсатах, степень совершенства которой повышается с увеличением толщины пленки.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Шпак А.П., Черемской П.Г., Куницкий Ю.А., Соболев О.В. Кластерные и наноструктурные материалы. Т. 3. – К.: Академперіодика, 2005. – 516 с.
2. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
3. Пул Ч., Оуэнс Ф. Нанотехнологии /Пер. с англ. под ред. Ю. И. Головина. – М.: Техносфера, 2004. – 328 с.
4. Mayo M.J. Processing of nanocrystalline ceramics from ultrafine particles//Int. Mater. Rev. – 1996. – Vol. 41, № 1. – P. 85-115.
5. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. – М.: Академия, 2005. – 192 с.
6. Гусев А. И. Эффекты нанокристаллического состояния в компактных металлах и соединениях//УФН. – 1998. – Т. 168, № 1. – С. 55-83.
7. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. II. Механические и физические свойства//ФММ. – 2000. – Т. 89, № 1. – С. 91-112.
8. Cheng Y.H., Tay B.K. Structure and mechanical properties of tungsten carbide films deposited by off-plane double bend filtered cathodic vacuum arc//J. Vac. Sci. Technol. A. – 2003. – Vol. 21, № 2. – P. 411-415.
9. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 416 с.
10. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику. – М.: Машиностроение, 2007. – 496 с.
11. Tjong S. C., Chen H. Nanocrystalline Materials and Coatings//Materials Science and Engineering. – 2004. – Vol. R 45. – P. 1-88.
12. Гладких Л.И., Соболев О.В. Рентгенографическое определение макронапряжений в текстурированных конденсированных пленках//В кн.: Методические указания к лабораторным работам по курсу “Актуальные проблемы физического материаловедения”. – Харьков: НТУ “ХПИ”, 2006. – С. 3-20.
13. Козьма А.А., Пинегин В.И., Соболев О.В., Фронтова Е.А. Роль поправки на преломление и поглощение в прецизионном определении параметров структуры ионно-плазменных конденсатов//Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 1997. – Т. 63, № 6. – С. 33-37.
14. Соболев О.В. Механизм формирования фазово-структурного состояния конденсатов, полученных ионным распылением//Физическая инженерия поверхности.– 2008.– Т. 6, № 1-2. – С. 20-36.
15. Соболев О.В. Фазовый состав, структура и напряженное состояние вольфрамовых слоев, формируемых из ионно-плазменных потоков //Физика металлов и металловедение. – 2001. – Т. 91, № 1. – С. 63-71
16. Соболев О.В. Фазовый состав, структура, субструктурные характеристики и макродеформированное состояние ионно-плазменных нанокристаллических конденсатов квазибинарной  $TiB_2-W_2B_5$  системы//Наносистемы. Наноматериалы. Нанотехнології. – 2006. – Т. 4, № 3. – С. 707-727.
17. Соболев О.В. Процесс наноструктурного упорядочения в конденсатах системы W-Ti-B//Физика твердого тела. – 2007. – Т. 49, Вып. 6. – С. 1104-1110.
18. Шпак А.П., Соболев О.В., Татаренко В.А., Куницкий Ю.А., Барабаш М.Ю., Леонов Д.С., Дементьев В. А. Закономерности формирования неравновесной структуры ионно-плазменных конденсатов квазибинарных карбидных и боридных систем//Металлофиз. и новейшие технологии. – 2008. – Т. 30, № 4. – С. 525-535.
19. Sobol' O.V. Thermal factor effect on phase formation, structure, substructure features, and stress state in ion-plasma nano-crystalline condensates of quasi-binary carbide WC-TiC//Functional Materials. – 2007. – Vol. 14, № 4. – P. 436-445.
20. Sobol' O.V., Sobol' E.A., Podtelevnikov A.A. Peculiarities of texture formation in coatings obtained from ion-plasma beams//Functional materials. – 1999. – Vol. 6, № 5. – P. 868-876

21. Hohmuth K., Rauschenbach B., Kolitsch A. Formation of Compounds by Metalloid Ion Implantation in Iron//Nucl. Instrum. and Method. – 1983. – Vol. 209-210. – P. 249-257.
22. Комаров Ф. Ф. Ионная имплантация в металлы. – М.: Металлургия, 1985. – 216 с.
23. Trindade B., Viera M.T., Bauer-Grosse P. Amorphous phase forming ability in (W-C)-based sputtered films//Acta mater.–1998. – Vol. 46, № 5. – P. 1731-1739.

**ЧИННИКИ, ЩО ОБУМОВЛЮЮТЬ  
ФОРМУВАННЯ АМОРФНОПОДІБНОГО  
АБО НАНОКРИСТАЛІЧНОГО  
СТРУКТУРНОГО СТАНУ У  
ІОННО-ПЛАЗМОВИХ КОНДЕНСАТАХ**

**О.В. Соболев**

Чинниками, що визначають поверхневу рухливість атомів і таким чином кінетику структуроутворення при іонно-плазмових методах конденсації є температура осадження та щільність потоку плівкоутворюючих частинок.

Формування аморфноподібного структурного стану іонно-плазмових конденсатів обумовлюється низкою поверхневою рухливістю атомів, що осаджуються при  $T_k < 0,1 T_{пл}$  (статистичне осадження), а також присутністю домішкових атомів залишкової атмосфери (O, N, C) при низькій щільності потоку частинок, що осаджуються (при  $P_{ост} = 10^{-2}$  Па,  $j_{Me} < 10^{14}$  см<sup>-2</sup>с<sup>-1</sup>) і у початкових шарах росту або приповерхній області конденсату. У якості додаткового критерію формування аморфноподібного стану іонно-плазмового конденсату може виступати відношення атомних радіусів металоїду до металу, що перевищує число Хейга (0,59).

**FACTORS CAUSING THE FORMATION  
OF AMORPHOUS-LIKE AND  
NANO-CRYSTALLINE STRUCTURE  
STATE ION-PLASMA CONDENSATES**

**O.V. Sobol'**

Factors determining the surface atomic mobility, and thus the kinetics of structure formation under ion-plasma condensation are the condensation temperature and film forming particle flux density.

The formation of amorphous-like structure state of ion-plasma condensates is caused by low surface mobility of deposited atoms at  $T_k < 0,1 T_m$  (statistic deposition), and presence of impurity atoms of residual atmosphere (O, N, C) at low deposited particle flux density (at  $P_{res} = 10^{-2}$  Pa,  $j_{Me} < 10^{14}$  cm<sup>-2</sup>s<sup>-1</sup>), and in initial and subsurface layers of growing condensate. As an additional criterion for amorphous-like state formation of ion-plasma condensate, the metalloid-to metal atomic radii ratio exceeding G. Hagg number (0.59) may be used.