

## СТРУКТУРА, СУБСТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ КОНДЕНСАТОВ КВАЗИБИНАРНОЙ КАРБИДНОЙ СИСТЕМЫ WC-TiC.

**О.В. Соболев**

*Национальный технический университет "Харьковский политехнический институт"  
Украина*

Поступила в редакцию 18.06.2007

Методами широкоугольной рентгеновской дифрактометрии в сочетании с рентгенфлуоресцентным спектральным анализом изучено влияние состава распыляемого материала и температуры осаждения на фазовый и элементный составы, структуру, субструктурные характеристики и напряженное состояние ионно-плазменных конденсатов квазибинарной системы WC-TiC.

### ВВЕДЕНИЕ

Фазовые переходы позволяют при неизменной или практически неизменной средней концентрации элементов добиться существенного изменения функциональных свойств материала. В случае условий, близких к равновесным, к фазовым переходам могут приводить изменения макропараметров системы, таких, например, как температура и давление. В сильно неравновесных системах фазовые переходы могут быть инициированы действием не только макропараметров, но и могут происходить в результате проявления флуктуационной неоднородности на микро- и нано- уровнях, например, при концентрационном расслоении. Вследствие чего для материалов в метастабильном состоянии это приводит к достижению гораздо более широкого спектра возможных фазовых составов и структурных состояний. К таким материалам относятся нанокристаллические конденсаты, полученные осаждением из ионно-плазменных потоков, например, формируемые с использованием метода ионного распыления. В этом случае еще одной из особенностей структурного состояния материала конденсата является образование при его формировании высокой плотности неравновесных вакансий [1 – 3].

Особенно большой спектр различных фазовых составов и структурных состояний следует ожидать при конденсации твердых растворов, образующихся на основе квазибинарных систем боридов, карбидов или нитридов переходных металлов с сильно разнящимся

электронным строением. К таким переходным металлам относится пара: титан – вольфрам, которая позволяет достигнуть наиболее сильного различия по их химической активности к неметаллическим атомам (титан расположен в 4-й группе и 4-м периоде, а вольфрам в 6-й группе и 6-м периоде системы элементов). Кроме того, большое различие по массам и соответственно рассеивающей способности Ti и W атомов обеспечивает для этой системы высокую выявляемость различных структурных изменений при использовании для этого рентгendifракционных методов [4].

Структура на основе относительно простой кубической гранцентрированной решетки и высокие функциональные характеристики исходных составляющих, делает квазибинарную систему WC-TiC весьма перспективной для ее промышленного использования. Кроме того, простая решетка свойственная как отдельным компонентам этой системы так и твердому раствору в конденсированном состоянии [5], позволяет достаточно в полной мере охарактеризовать процессы, выявляемые по результатам исследований широкоугольной рентгеновской дифрактометрии.

Поэтому целью данной работы было на примере квазибинарной системы WC-TiC с кубической решеткой рассмотреть закономерности формирования фазового состава, структуры, напряженного состояния и их эволюцию при различной температуре осаждения нанокристаллических ионно-плазменных конденсатов.

Образцы были получены ионным распылением (магнетронная схема), при распылении горячепрессованных мишеней с различным объемным содержанием входящих в них WС и TiС составляющих: 1-я мишень имела средний состав – 31 мол.%TiС – 69 мол.%WС, 2-я мишень – 21 мол.%TiС – 79 мол.%WС и 3-я мишень – 15 мол.% TiС – 85 мол.%WС. Для распыления использовалась планарная магнетронная схема ионного распыления. Распыление осуществлялось в среде инертного газа Ar при давлении 2 – 3 мТорр. Подаваемое распыляющее напряжение составляло 320 – 400В, что обеспечивало скорость конденсации  $\approx 0,5$ нм/с. В качестве подложек использовались: алюминиевая и бериллиевая катанные фольги толщиной 15 мкм, подложка из шлифованного никеля толщиной 400 мкм и полированные подложки из монокристаллического кремния и ситалла толщиной 380 и 350 мкм, соответственно.

Исследование фазового состава, структуры, субструктурных характеристик (размер кристаллических областей когерентного рассеяния – кристаллитов и величина микродеформации) и напряженного состояния конденсатов осуществлялось методом широкоугольной рентгеновской дифракции на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в излучении Cu-K $_{\alpha}$  по стандартной методике [3, 5]. Для детальных рентгendifракционных исследований в качестве основных объектов использовались пленки на подложках из кремния и бериллия, а для отдельных сравнительных исследований – алюминиевая, никелевая и ситалловая подложки.

Исследование элементного состава проводилось методом рентгенфлуоресцентного спектрального анализа на установке СПРУТ-2 (производства АО “Укррентген”, Украина). Возбуждающее излучение задавалось рентгеновской трубкой с серебряным анодом.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Проведенный методом рентгеновской флуоресцентной спектроскопии анализ элементного состава показал, что соотношение Ti/W металлических атомов в покрытиях при

температуре конденсации, не превышающей 500 °С, остается практически неизменным и близким к составу мишени (рис. 1). При более высокой температуре конденсации отношение более легких титановых атомов к более тяжелым вольфрамовым атомам в конденсате уменьшается.

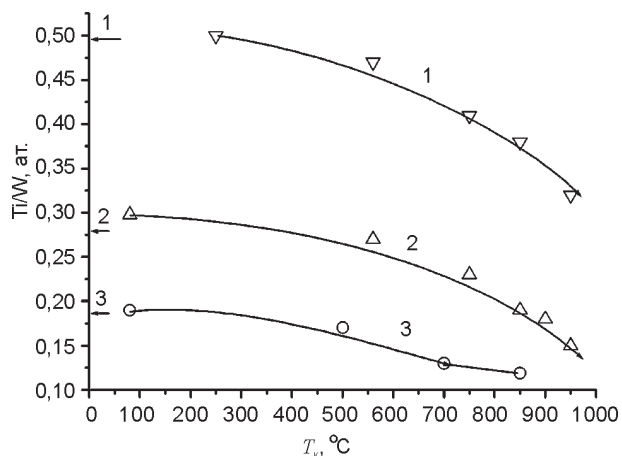


Рис. 1. Зависимость элементного состава от температуры осаждения для ионно-плазменных конденсатов полученных распылением 3-х мишеней с разными составами (стрелками слева указано соотношение Ti/W металлических атомов в мишени).

Характерной особенностью структурного состояния конденсатов, полученных как при относительно низкой (близкой к комнатной) температуре конденсации, так и при сравнительно большой температуре конденсации (до 750 °С) в широком интервале исследуемых составов (рис. 1), является формирование однофазного твердого раствора (W, Ti)С [6] с нанокристаллической структурой [7].

Причем, при низкой температуре конденсации 80 – 250 °С происходит формирование практически однотипного структурного состояния на всех используемых в работе подложках (рис. 2).

При более высокой температуре осаждения, начиная с 300 °С, на гладких шлифованных подложках из никеля и полированных подложках из ситалла и кремния наблюдалось формирование преимущественно ориентированных кристаллитов с осью (100) перпендикулярной плоскости роста. При этом на шероховатой (с высотой неоднородности  $R_z \approx 1$  мкм) бериллиевой и алюминиевой подложках эффект преимущественной ориентации растущих кристаллитов не наблюдался.

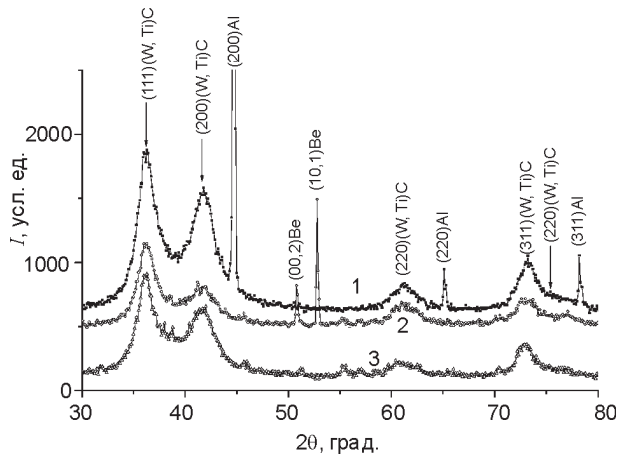


Рис. 2. Участки дифракционных спектров конденсатов, полученных распылением мишени состава 15 мол.% TiC – 85 мол.%WC. Температура осаждения 80 °С, подложки: 1 – алюминиевая фольга; 2 – бериллий; 3 – полированный монокристаллический кремний.

Степень совершенства текстуры (100), определенная при  $\psi$ -сканировании [8], изменялась немонотонно. При температуре осаждения 600 – 700 °С наблюдается резкое уменьшение полуширины дифракционной линии при  $\psi$ -сканировании, что свидетельствует об уменьшении угловой разориентации кристаллитов относительно оси текстуры (100) (рис. 3).

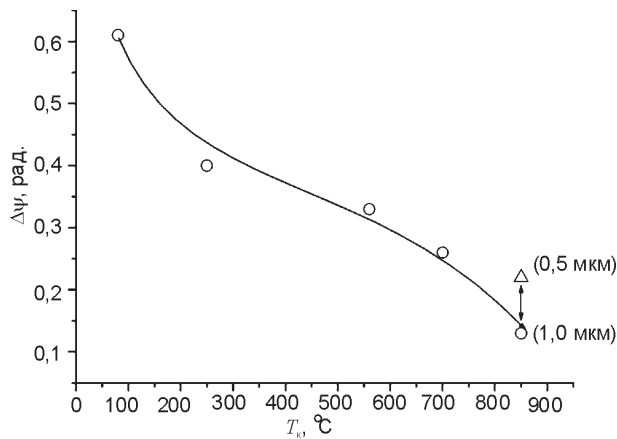


Рис. 3. Изменение степени совершенства текстуры (100) в конденсатах толщиной 1 мкм осажденных на кремниевую подложку при распылении мишени третьего состава.

Причем интересной особенностью было то, что при увеличении толщины покрытия совершенство текстуры повышалось (на рис. 3 приведены данные для конденсатов толщиной  $\approx 1$  мкм и для сравнения результаты для конденсата толщиной 0,5 мкм). Кроме

того следует отметить, что при  $T_{\text{конд}}$  более 830 °С (при распылении 3-й мишени) и более 900 °С (при распылении 2-й мишени) нарушалась однофазность конденсируемого материала, и пик, соответствующий (W, Ti)C – твердому раствору, распался на два субпика, соответствующих WC и TiC составляющим (рис. 4).

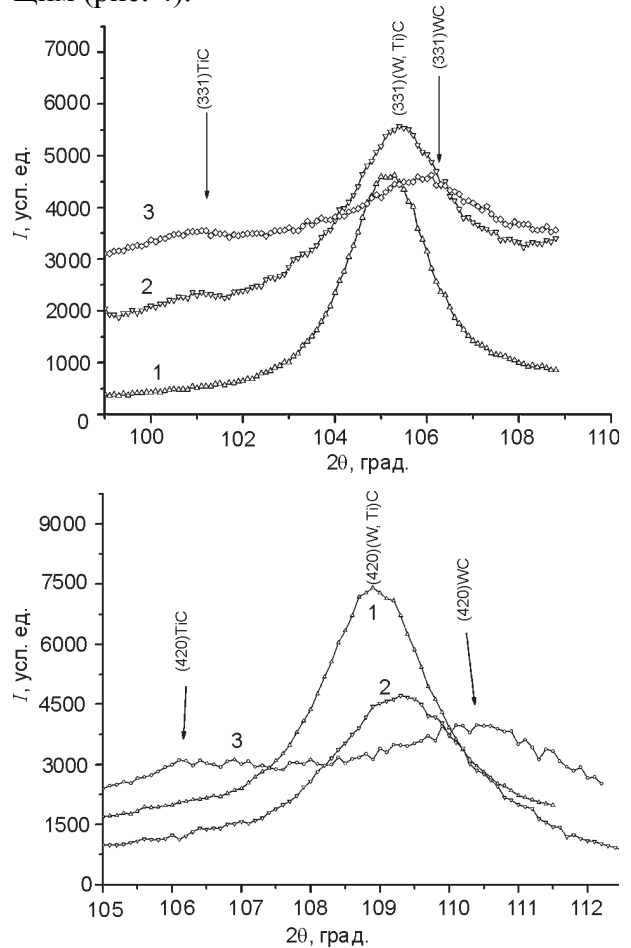


Рис. 4. Участки дифракционных спектров конденсата, полученных при распылении мишени 2-го состава и осажденные на кремниевую подложку при температуре конденсации 700° (1), 850° (2), и 950 °С (3). Отражения от плоскости (331) сняты при  $\psi = 46,5$ , а от (420) при  $\psi = 26,5$ .

В качестве характерных, на рис. 4 представлены отражения от плоскостей (331) и (420) твердого раствора до и после распада на WC и TiC составляющие. Конденсаты твердого раствора в этом случае были получены при распылении мишени 2-го состава: 21 мол.% TiC – 79 мол.%WC.

Изучение кинетики изменения фазового состава при изменении соотношения металлических атомов Ti/W в распыляемой мише-

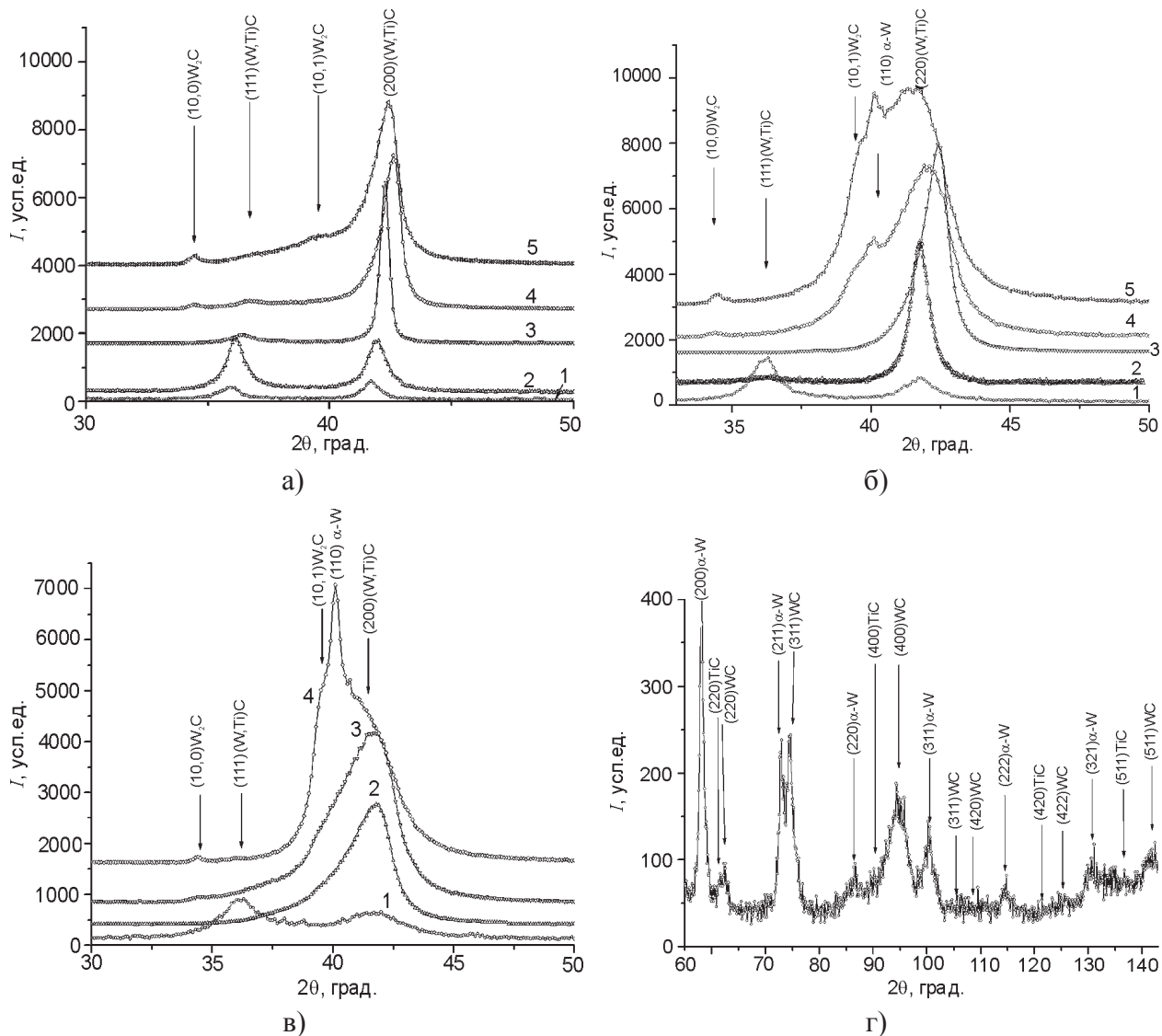


Рис. 5. Участки дифракционных спектров конденсатов, полученных распылением мишеней разных составов: а) – 31 мол.% TiC – 69 мол.% WC ( $T_k = 250$  °C (1), 560 °C (2), 850 °C (3), 900 °C (4), 950 °C (5)), б) – 21 мол.% TiC – 79 мол.% WC ( $T_k = 80$  °C (1), 300 °C (2), 700 °C (3), 850 °C (4), 950 °C (5)), в) – 15 мол.% TiC – 85 мол.% WC ( $T_k = 80$  °C (1), 700 °C (2), 750 °C (3), 850 °C (4)), г) – 15 мол.% TiC – 85 мол.% WC ( $T_k = 850$  °C).

ни и варьировании в пределах 80 – 900 °C температуры подложки при конденсации показало (рис. 5), что при относительно высокой концентрации атомов титана в распыляемой мишени 1-го состава однофазность конденсатов твердого раствора сохраняется до наивысшей из исследуемых температур осаждения 950 °C (рис. 5а). В тоже время, при распылении мишеней с меньшим содержанием титановых атомов (мишени 2 и 3) максимальная температура, при которой формировался еще однофазный конденсат твердого раствора не превышала 750 °C (рис. 5б, в). При более высокой температуре 800 – 850 °C в конденсатах, полученных распылением

мишени второго состава появляются дифракционные линии  $W_2C$ -фазы с ГПУ решеткой (рис. 5б) и линии  $\alpha$ -W фазы. Еще более выражено (что свидетельствует о большем их объемном содержании) образование кристаллитов  $W_2C$  и  $\alpha$ -W фаз при температуре осаждения 850 °C проявляется в конденсатах, полученных распылением мишени третьего состава с наименьшим удельным содержанием атомов Ti (рис. 5в, г). Видно, что в этом случае преимущественно происходит образование кристаллитов  $\alpha$ -W фазы, а также WC и TiC карбидов, как результат распада (W,Ti)C твердого раствора (рис. 5г).

Таким образом, при малом содержании атомов титана, в процессе высокотемпературного осаждения происходит формирование кристаллитов трех основных фаз: монокарбидов титана и вольфрама, а также  $\alpha$ -W с ОЦК-решеткой. В равновесных условиях подобная реакция формирования низшего карбида вольфрама ( $W_2C$ ) и его распад на практически чистый  $\alpha$ -W и монокарбид вольфрама (WC) происходит при недостатке по углероду при температуре 1255 °C [9], что значительно выше используемой температуры подложки при конденсации.

Известно, что формирование фаз с меньшим содержанием углеродных атомов по сравнению с исходным монокарбидом осуществляется путем образования упорядоченной вакансионной подсистемы в углеродной подрешетке (100), а, соответственно, предварительного образования в ней недостатка по углеродным атомам. Как видно из рис. 3, 5, такой процесс наиболее интенсивно протекает в текстурированных конденсатах с осью (100), осажденных на гладкую поверхность, например из кремния, на которой достаточно высокой является подвижность осажденных атомов, а угол рассеяния при столкновении осаждаемых атомов с поверхностью, достаточно мал. Таким образом, планарность осаждаемого покрытия и высокая подвижность углеродных атомов при конденсации при температуре выше 700 °C приводит к их интенсивному реиспарению и уходу из области осаждения конденсата. Наиболее выражено этот процесс проходит в обогащенных атомами вольфрама областях, в которых обеднение по углероду проходит вплоть до образования кристаллитов, сильная металлическая связь в которых стимулирует формирование, свойственной для чистого вольфрама кубической ОЦК решетки.

Тот факт, что в результате распада твердых растворов (Ti, W)C с недостатком по углероду формируются кристаллиты монокарбида титана, а помимо монокарбида вольфрама формируются еще и низший по углероду карбид вольфрама и вольфрам – свидетельствует о большей прочности связей Ti-C в сравнении с W-C. Это предположение находится в хо-

рошем согласии с диаграммой состояния системы Ti-W-C: твердый раствор (Ti,W)C, не насыщенный по углероду, распадается на две фазы – W и (Ti,W)C, а не на два простых карбида [9].

Действительно, вследствие высокого вклада  $d(W-W)$ -металлической связи, связь W-C значительно слабее связи Ti-C (100), что и является причиной преимущественного обезуглероживания и формирования обогащенных вольфрамовыми атомами областей. В этом случае в соответствии с реакцией:  $WC + O_2 \rightarrow W + CO_2$  выигрыш свободной энергии составляет  $\Delta H_{900K} = -435$  кДж/моль [11]. Образующийся в результате этой реакции легколетучий  $CO_2$  удаляется из области конденсации при непрерывной вакуумной откачке.

В качестве основных причин приводящих к формированию низших карбидов и распаду (W, Ti)C-твердого раствора на WC и TiC составляющие помимо высокой подвижности атомов, стимулированной наличием вакансионной подсистемы в металлической и неметаллической подрешетках, может выступать и развитие конденсационных напряжений [12].

Определенный методом многократных наклонных съемок при температуре конденсации 80 °C и хорошей адгезии к кремниевой подложке макродеформация конденсата оказалась достаточно высокой сжимающей (определенная из “ $a$ ” – “ $\sin^2\psi$ ” – графика величина сжимающей деформации  $\epsilon \approx -1,6\%$ , что близко к величине критической для ионно-плазменных конденсатов карбидов [13]).

Наличие достаточно совершенной текстуры ( $\Delta\psi < 15^\circ$  (рис. 3)) при температуре конденсации превышающей 600 °C, приводит к необходимости определения напряженно-деформированного состояния съемки отражений (331), (420), (422), (511) и (333) под соответствующими кристаллографическими углами 46,5; 26,5; 35,3; 15,7 и 54,7° по отношению нормали к плоскости (100) [5]. Учитывая, что в ГЦК решетке к смещению линий может приводить не только макродеформация и ориентированная микродеформация, но и образование дефектов упаковки,



характерное, например, для конденсатов карбида вольфрама осажденных при высокой температуре [14], для построения “ $\alpha$ ”–“ $\sin^2\psi$ ” – графика использовались не смещающиеся под действием дефектов упаковки отражения от плоскостей (333) и (422) или слабо смещающиеся – отражения от плоскости (511).

Результирующие значения величины макродеформации для разных составов и температуры конденсации приведены на рис. 6.

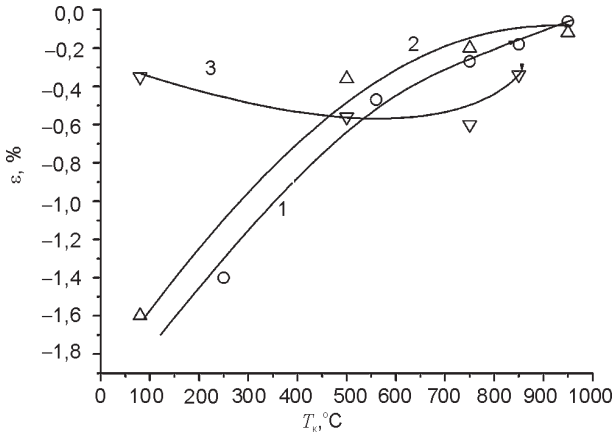


Рис. 6. Зависимость величины макродеформации от температуры осаждения на кремниевую подложку для конденсатов, полученных распылением мишеней разных составов: 1 – 31 мол.% TiC – 69 мол.% WC, 2 – 21 мол.% TiC – 79 мол.% WC и 3 – 15 мол.% TiC – 85 мол.% WC.

Видно, что при низкой температуре осаждения и относительно высоком содержании TiC составляющей в конденсатах развивается и остается не релаксированной высокая макродеформация. В тоже время, при высокой температуре конденсации, а также при малом содержании TiC величина макродеформации относительно низка и не превышает – 0,3%. При этом нелинейный характер зависимости в температурном интервале 750 – 900 °C обусловлен протеканием в этом температурном интервале процесса формирования полифазного материала (рис. 5б, в, г).

В конденсатах (W, Ti)C твердого раствора, осажденных на полированные никелевые подложки с высоким коэффициентом термического расширения ( $\alpha_{Ni} \approx 17,1 \cdot 10^{-6}$  град<sup>-1</sup>) большая по величине конденсационная деформация сжатия (–1,05 ÷ –1,4%) сохранялась в покрытии даже при высокой температуре осаждения 850 – 900 °C (при распылении мишеней 1-го и 2-го составов).

Известно, что основными факторами оказывающими влияние на конечное структурное состояние ионно-плазменного конденсата являются: разница коэффициентов термического расширения конденсата  $\lambda_k$  и подложки  $\lambda_n$  ( $\Delta\lambda = (\lambda_k - \lambda_n)$ ) и конденсационная “atomic peening” – деформация, образуемая в результате бомбардировки растущего покрытия осаждаемыми частицами [15]. Считая, что величина “atomic peening” – деформации при больших толщинах конденсата слабо зависит от типа подложки, наблюдаемое в эксперименте отличие деформированного состояния конденсатов, нанесенных на Si и Ni подложки, можно объяснить различием  $\Delta\lambda$ . Оценки показывают, что в этом случае, полученные значения макродеформации могут иметь место при  $\lambda_{Si} \ll \lambda_k \approx \lambda_{Ni}$ .

Следует отметить, что величина макродеформации сжатия в конденсатах осажденных на шероховатые алюминиевую и бериллиевую подложки была меньшей и не превышала – 0,25%.

Использование двух порядков отражения от плоскостей для расчета субструктурных характеристик позволило определить не только влияние температуры конденсации на динамику изменения среднего размера кристаллитов, но и на развитие в них микродеформированного состояния.

На рис. 7 приведены результирующие зависимости для конденсатов, полученных распылением мишеней трех разных составов.

Следует отметить, что полученные для нанокристаллитов (W, Ti)C-твердого раствора субструктурные характеристики для конденсатов на бериллиевой подложке во всем температурном интервале соответствуют однофазным образцам (W, Ti)C-твердого раствора, в то время как при относительно низком содержании атомов Ti и температуре осаждения 850 °C на кремниевой подложке наблюдался распад твердого раствора и формирование помимо кристаллитов (W, Ti)C твердого раствора (или WC и TiC составляющих при распаде твердого раствора) кристаллитов низшей карбидной фазы на основе вольфрама (W<sub>2</sub>C) или кристаллитов с ОЦК-решеткой присущей  $\alpha$ -W фазе (рис. 5).

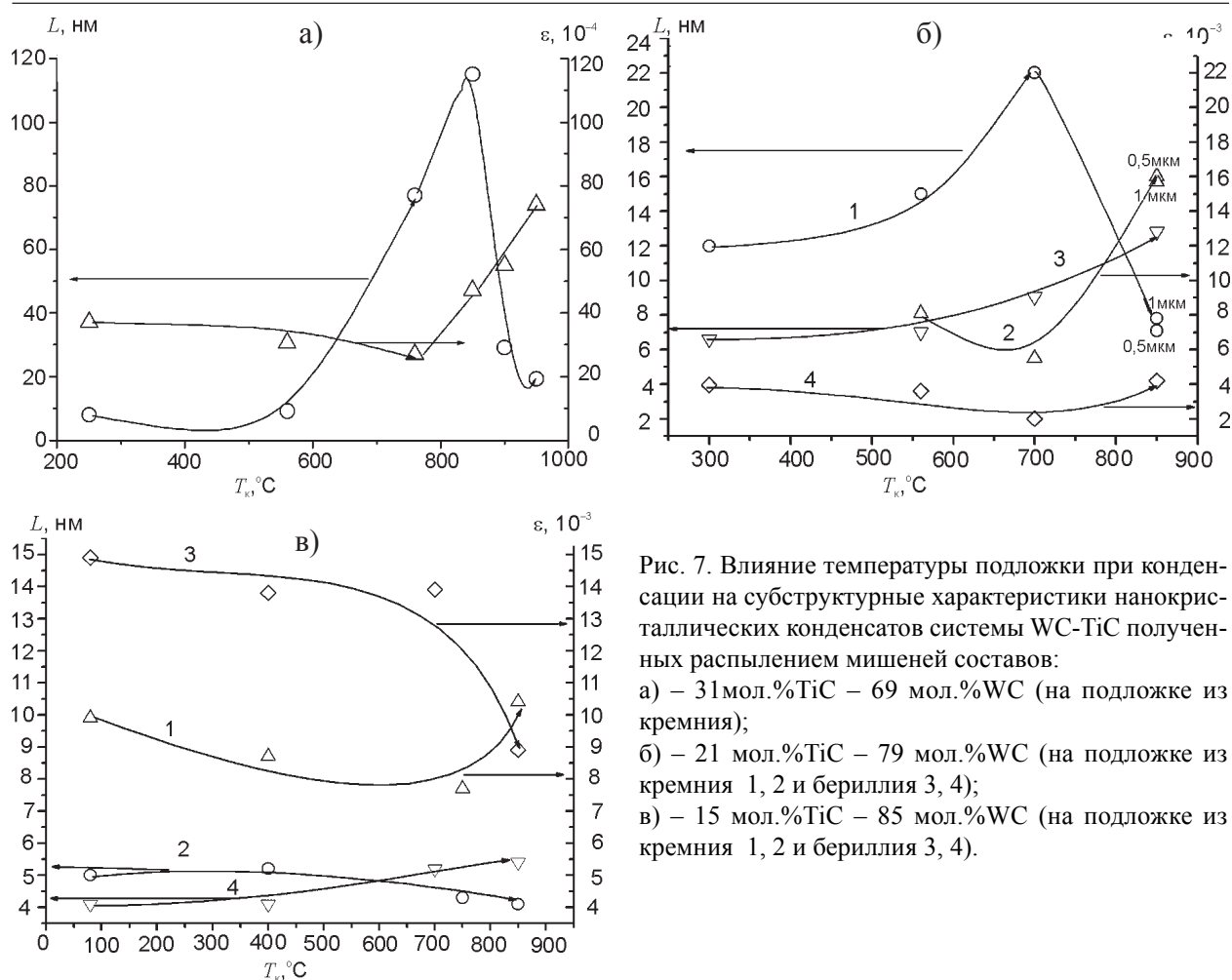


Рис. 7. Влияние температуры подложки при конденсации на субструктурные характеристики нанокристаллических конденсатов системы WC-TiC полученных распылением мишеней составов:  
 а) – 31 мол.%TiC – 69 мол.%WC (на подложке из кремния);  
 б) – 21 мол.%TiC – 79 мол.%WC (на подложке из кремния 1, 2 и бериллия 3, 4);  
 в) – 15 мол.%TiC – 85 мол.%WC (на подложке из кремния 1, 2 и бериллия 3, 4).

Как видно из рис. 7, при относительно низких температурах осаждения, при которых конденсаты однофазны, прослеживается характерное изменение субструктурных характеристик: размер областей когерентного рассеяния увеличивается с повышением температуры, а величина микродеформации уменьшается. Однако в интервале температур 700 – 900 °C, для которого характерны процессы образования предвыделений или выделения вторых фаз, наблюдается обратный ход зависимостей. В этой области вначале происходит увеличение микродеформации в кристаллитах твердого раствора, а средний размер самих кристаллитов уменьшается. Причем при высокой концентрации атомов титана, характерной для первой серии, а также при конденсации на бериллиевую шероховатую подложку, на которой процесс текстурообразования не проявляется вплоть до температуры 850 °C, увеличение размера кристаллитов наблюдается вплоть до самой высокой температуры

конденсации, а микродеформация в кристаллитах в температурном интервале 700 – 850 °C либо продолжает монотонно уменьшаться, либо не сильно увеличивается (рис. 7).

С образованием многофазного материала покрытия на кремниевой подложке при высокой температуре осаждения 850 °C можно связать и наблюдаемые для этой температуры особенности субструктурных характеристик (W, Ti)C-твердого раствора или  $\beta$ -WC составляющей, заключающиеся в уменьшении среднего размера нанокристаллитов и повышении величины микродеформации. Для состава с наименьшим содержанием титановых атомов, полученного при распылении 3-й мишени, второй основной из фаз многофазного покрытия, помимо (W, Ti)C-твердого раствора, являлась  $\alpha$ -W фаза (рис. 5в, г). При этом в формируемых кристаллитах  $\alpha$ -W фазы наблюдалась сравнительно низкая величина микродеформации (0,08%), а средний размер  $\alpha$ -W кристаллитов был меньшим, по

сравнению с кристаллитами (W,Ti)C твердого раствора и составлял в среднем 6 нм. Также надо отметить, что характерной особенностью изменения субструктурных характеристик при увеличении толщины (а, соответственно, и времени конденсации) образцов было увеличение среднего размера (W, Ti)C кристаллитов и понижение развивающейся в них микродеформации (см., например, рис. 7б).

Как следует из анализа структурного состояния конденсатов и его субструктурных характеристик, преимущественная ориентация кристаллитов в карбидных фазах после распада твердого раствора сохраняется, а кристаллиты металлической фазы  $\alpha$ -W, образующиеся при уходе углерода являются неориентированными. Поэтому, при съемке с фокусировкой по Бреггу-Брентано, мы получаем спектр дифракционных линий, приведенный на рис. 5г. В этой связи можно предположить, что диффузия углеродных атомов при высокотемпературном формировании кристаллитов приводит к усилению металлической связи и носит разориентирующий характер для формируемых кристаллитов  $\alpha$ -W-фазы.

## ВЫВОДЫ

Таким образом, в конденсатах, полученных ионным распылением мишени квазибинарного состава WC-TiC, в достаточно большом концентрационном интервале происходит формирование однофазного (W,Ti)C твердого раствора с кубической решеткой, присущей TiC фазе. При относительно низкой температуре конденсации (менее 300 °C) вне зависимости от типа и шероховатости используемых для осаждения подложек заметного отличия в формируемой структуре не наблюдается. Отличие, связанное с появлением преимущественной ориентации растущих кристаллитов с осью текстуры (100) проявляется при осаждении на гладкую полированную подложку кремния (и аналогично ситалла и никеля) при температуре конденсации более 300 °C.

При температуре конденсации превышающей 850 °C и соотношении атомов в распы-

ляемой мишени  $Ti/W \leq 0,25$ , развитие текстуры (100) сопровождается формированием вместо однофазного (W, Ti)C-твердого раствора, полифазного конденсата, в котором, наряду с кристаллитами твердого раствора, выявляются кристаллиты фаз:  $\beta$ -WC (с кубической решеткой типа NaCl), TiC (с кубической решеткой типа NaCl),  $\alpha$ -W с объемно-центрированной кубической решеткой, а также следы  $W_2C$ -фазы с гексагональной решеткой.

Использование с целью исследования макродеформированного состояния способа многократных наклонных съемок позволило установить, характерную для конденсатов закономерность: стабильное до высоких температур состояние (W, Ti)C твердого раствора наблюдается в конденсатах, подверженных действию высокой деформации сжатия. Этому состоянию отвечают конденсаты, полученные при низкой температуре осаждения (300 °C и менее) на всех типах подложек, а также конденсаты, нанесенные при высокой температуре на гладкие подложки с высоким КТР.

Автор выражает благодарность к.ф.-м.н, ведущему научному сотруднику Стеценко А.Н. за получение образцов ионно-плазменных конденсатов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Hultman L., Clemens H.//Progress in Materials Science. – 2006. – Vol. 51. – P. 1032.
2. Sobol' O.V., Grigorjev O.N., Kunitsky Yu.A., Dub S.N., Podtelezchnikov A.A., Stetsenko A.N. //Science of Sintering. – 2006. – Vol. 38. – P. 63.
3. Sobol' O.V.// Functional Materials. – 2006. – Vol. 13(4). – P. 577.
4. Sobol' O.V.//Physics of the Solid State. – 2007. – Vol. 49(6). – P. 1161.
5. Sobol' O.V., Sobol' E.A., Podtelezchnikov A.A.// Functional materials. – 1999. Vol. 6(5). – P. 868.
6. Koutzaki S.H., Krzanowski J.E., Nainaparampil J.J.//Metallurgical and Materials Transactions A. – 2002. – Vol. 33(6). – P. 1579.
7. Соболев О.В. Об общности структуры ионно-плазменных конденсатов фаз внедрения со слоистой упаковкой атомов//Оборудование и технологии термической обработки металлов



- и сплавов. ОТТОМ-5. Ч. 2. Харьков: ННЦ ХФТИ, ИПЦ “Контраст”. – 2004. – С. 241-246.
8. Sobol' O.V.//Nanosystems, Nanomaterials, Nanotechnologies. – 2006. – Vol. 4, № 3. – P. 707.
  9. Горбачева Т.Б. Рентгенография твердых сплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 103 с.
  10. Самсонов Г.В., Упадхая Г.Ш., Нешпор В.С. Физическое материаловедение карбидов. – К.: Наукова думка, 1974. – 456 с
  11. Козьма А.А., Соболев О.В., Соболев Е.А.// Вестник ХГУ, Серия “Физика”. – 1999. – Вып. 440(3). – С. 149.
  12. Shpak A.P., Sobol' O.V., Cheremskoy P.G., Kuniytsky Yu.A., Stetsenko A.N.//Nanosystems, Nanomaterials, Nanotechnologies. – 2006. – Vol. 4, № 2. – P. 412.
  13. Соболев О.В. Закономерности формирования структуры ионно-плазменных конденсатов в кластерном и нанокристаллическом состояниях//Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов. ОТТОМ-7, Харьков: ННЦ ХФТИ, ИПЦ “Контраст”. – 2006. – Т. 3. – С. 72-80.
  14. Sobol' O.V., Sobol' E.A., Gladkikh L.I., Gladkikh A.N.//Functional Materials.– 2002. –Vol. 9 (3). – P. 486.
  15. Sobol' O.V.//Fizika Metallov i Metallovedenie.– 2001. – Vol. 91(1). – P. 63.

**СТРУКТУРА, СУБСТРУКТУРНІ  
ХАРАКТЕРИСТИКИ ТА НАПРУЖЕНИЙ  
СТАН НАНОКРИСТАЛІЧНИХ  
ІОНО-ПЛАЗМОВИХ КОНДЕНСАТІВ  
КВАЗІБІНАРНОЇ КАРБІДНОЇ  
СИСТЕМИ WC-TiC**

**О.В. Соболев**

Методами ширококутової рентгенівської дифрактометрії та рентгенофлюоресцентного спектрального аналізу вивчено вплив складу матеріалу, що розпорошується, та температури осадження на фазовий та елементний склад, структуру, субструктурні характеристики та напружений стан іонно-плазмових покриттів квазібінарної системи WC-TiC.

**STRUCTURE, SUBSTRUCTURE  
FEATURES, AND STRESS STATE IN  
QUASI-BINARY CARBIDE WC-TiC  
ION-PLASMA NANOCRYSTALLINE  
CONDENSATES**

**O.V. Sobol'**

Using X-ray diffraction and X-ray fluorescent spectral methods the effects of sputtered material and deposition temperature on the phase and element composition, structure, substructure features, and stress state in the ion-plasma quasi-binary WC-TiC coatings.