

Фазовые, структурные и морфологические превращения в пленочных гетероструктурах W – C при импульсной фотонной обработке

**В. М. Иевлев, О. В. Сербин, С. Б. Куцев, В. Н. Санин,
А. П. Исаенко, Е. К. Белоногов**

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии, оже-электронной спектроскопии и атомно-силовой микроскопии исследованы фазовые, структурные и морфологические изменения, происходящие в пленочных гетероструктурах W – C, C – W – C, C – W...C – W – C и C – W...C – W при импульсной фотонной обработке (ИФО) в вакууме излучением ксеноновых ламп. Синтезированы пленки однофазного карбида (WC). Проведено сопоставление с результатами быстрой термической обработки в тепловом поле нагревателя и показана эффективность фотонного отжига. Установлено, что ИФО приводит к увеличению развитости поверхности за счет твердофазного синтеза кристаллической фазы W₂C и роста зерен в процессе рекристаллизации пленок.

Введение

Из-за высокой твердости, химической и температурной стабильности карбиды вольфрама входят в группу перспективных материалов для создания упрочняющих, защитных и жаропрочных покрытий.

Известны различные методы синтеза покрытий карбидов тугоплавких металлов и, в частности, карбидов вольфрама: химическое осаждение из парогазовой фазы с последующей термообработкой [1 – 3], различные варианты ионно-плазменного распыления [4 – 6], плазмотронное распыление [7]. В последнее время ведутся исследования нетрадиционных способов синтеза карбидов вольфрама, таких, например, как кумулятивное нанесение [8], с активацией процесса воздействием мощного электронного пучка [9].

Цель работы — исследование возможности синтеза пленок карбидов вольфрама при ИФО излучением ксеноновых ламп (некогерентное излучение в диапазоне 0,2 – 1,2 мкм) пленочных гетероструктур W – C. Основанием к выбору метода активации процесса твердофазного синтеза послужило успешное применение ИФО для систем Si – металл [10, 11], Cu – In – Se [12, 13].

Методика эксперимента

Исходные образцы получали методом электронно-лучевого испарения и последовательной конденсации W и C на окисленные монокристаллические пластины кремния толщиной 380 мкм и вольфрамовую фольгу толщиной 50 мкм. Рабочее давление в камере при нанесении пленок составляло $6 \cdot 10^{-5}$ Торр, скорость нанесения 3 нм/с. Были подготовлены гетероструктуры 4 типов: тонкие W – C, C – W – C суммарной толщиной 0,1 мкм, толстые двухслойные W – C и многослойная структура C – W – ... – W – C, суммарной толщиной 0,5 мкм. В последнем варианте толщина каждого слоя составляла около 25 нм. Для исследования элементного состава многослойные структуры (C – W ... C – W) наносили на медную фольгу. Анализ элементного состава исходных образцов по толщине проведен методом оже-электронной спектроскопии на установке РНИ-551 при послойном травлении ионами аргона.

ИФО проводили на установке УОЛП-1М излучением импульсных ксеноновых ламп ИНП-16/250.

В силу общеизвестных проблем измерения температуры при быстрых термических процессах [14], и тем более поглощенной энергии излучения,

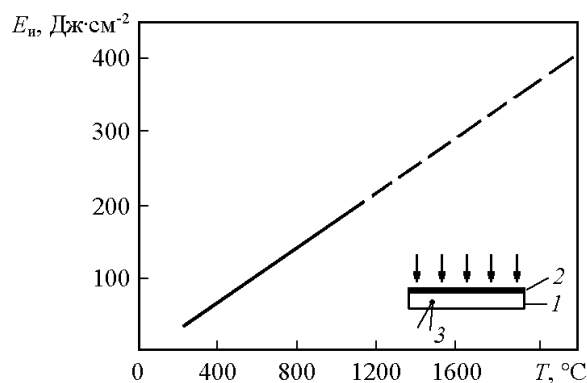


Рис. 1. Значения поступающей на образец энергии излучения (E_n), рассчитанной на основе измерения температуры черного тела (в интервале температур 230 – 1100°C); на вставке схема приемника для определения удельной интегральной энергии излучения ксеноновых ламп, поступающего на образец: 1 – пластина Cu, 2 – слой $Al_2O_3 + Al$, 3 – термопара.

была сделана оценка энергии, поступающей на образец для различных значений тока лампы. Для определения интегральной энергии излучения, поступающего на образец (E_n), была выбрана калориметрическая методика. В качестве приемника излучения использована медная пластина площадью 4 см² и толщиной 0,4 мм, покрытая с одной стороны слоем композита $Al_2O_3 - Al$ (рис. 1), нанесенного методом магнетронного распыления Al в среде кислорода.

Высокая открытая пористость обеспечивала практически полное поглощение излучения. Температуру пластины контролировали хромель-алюмелевой термопарой с выводом на быстродействующий самописец Endim 622.01. Задавая разные значения тока лампы и времени излучения, приемник нагревали до разных температур. По измеренной температуре рассчитывали величину интегральной энергии излучения, поглощаемой пластиной (которая в данном случае соответствует энергии излучения, поступающего на пластину).

Обработку гетероструктур W – C проводили в интервале значений $E_n = 80 - 450$ Дж·см⁻².

Для выявления эффекта ИФО в активности процесса синтеза карбидов вольфрама, было проведено также сравнительное исследование структурных превращений, происходящих в результате быстрого термического отжига в вакууме погружением образцов в аксиальную печь на 2 – 10 с. Интервал температур в печи (T_n) составлял 700 – 1250°C. Для сопоставления полученных результатов с результатами ИФО была проведена оценка температур, до которых нагревается образец при соответствующих значениях T_n . При расчете температуры образца в

печи учитывали теплопередачу за счет теплообмена излучением. Теплопередачей за счет подвеса образца пренебрегали, так как для этого использовали вольфрамовую проволоку толщиной 0,25 мкм.

Лучистый теплообмен рассматривали как теплообмен между телом и его оболочкой [15]. Поток мощности Φ , передаваемый образцу:

$$\Phi = 5,67 \cdot 10^8 \left[\left(\frac{T_n}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_o}{100} \right)^4 \right] \cdot \epsilon_{пр}, \quad (1)$$

где T_n и T_o — абсолютные температуры печи и образца, К; $\epsilon_{пр}$ — приведенный коэффициент черноты пары тел.

Заданную температуру в печи считали неизменной. Поскольку процессы теплопередачи зависят от температуры образца, то расчет проводили с шагом по времени $\Delta t = 0,1$ с. Изменение температуры образца на каждом шаге определяли как

$$\Delta T = \frac{\Phi_i S_i \Delta t}{Cm}, \quad (2)$$

где $i = 1 - 6$ — номера граней образца; S_i — соответствующие им площади поверхности; C — удельная теплоемкость образца; m — масса образца.

Расчет показал, что для температур теплового поля внутри печи $T_n = 700; 1100$ и $1250^\circ C$ за 2 с температура образца T_o должна достигать соответственно 310; 920 и $1080^\circ C$.

Для проверки полученных данных, как и в случае ИФО, на обратную сторону образца (также покрытую пленкой SiO_2) наносили пленки металлов Ag и Au, чтобы определить, какие значения T_n соответствуют температурам плавления металлов. Рассчитанные значения T_o хорошо соответствовали определенным по плавлению пленок.

Для просвечивающей электронной микроскопии пленки толщиной 0,1 мкм отделяли путем травления в смеси HF + H₂O с последующей отмывкой в дистиллированной воде.

Фазовый состав и структуру пленок исследовали на электронных микроскопах ЭМВ – 100 АК, ПРЭМ-200 и рентгеновском дифрактометре ДРОН-4.

Морфологии поверхности исследовали на сканирующем микроскопе Solver 747 методом сканирующей атомно-силовой микроскопии.

Результаты и обсуждение

Импульсная фотонная обработка

Электронно-микроскопические исследования показали, что фазовые и структурные превращения

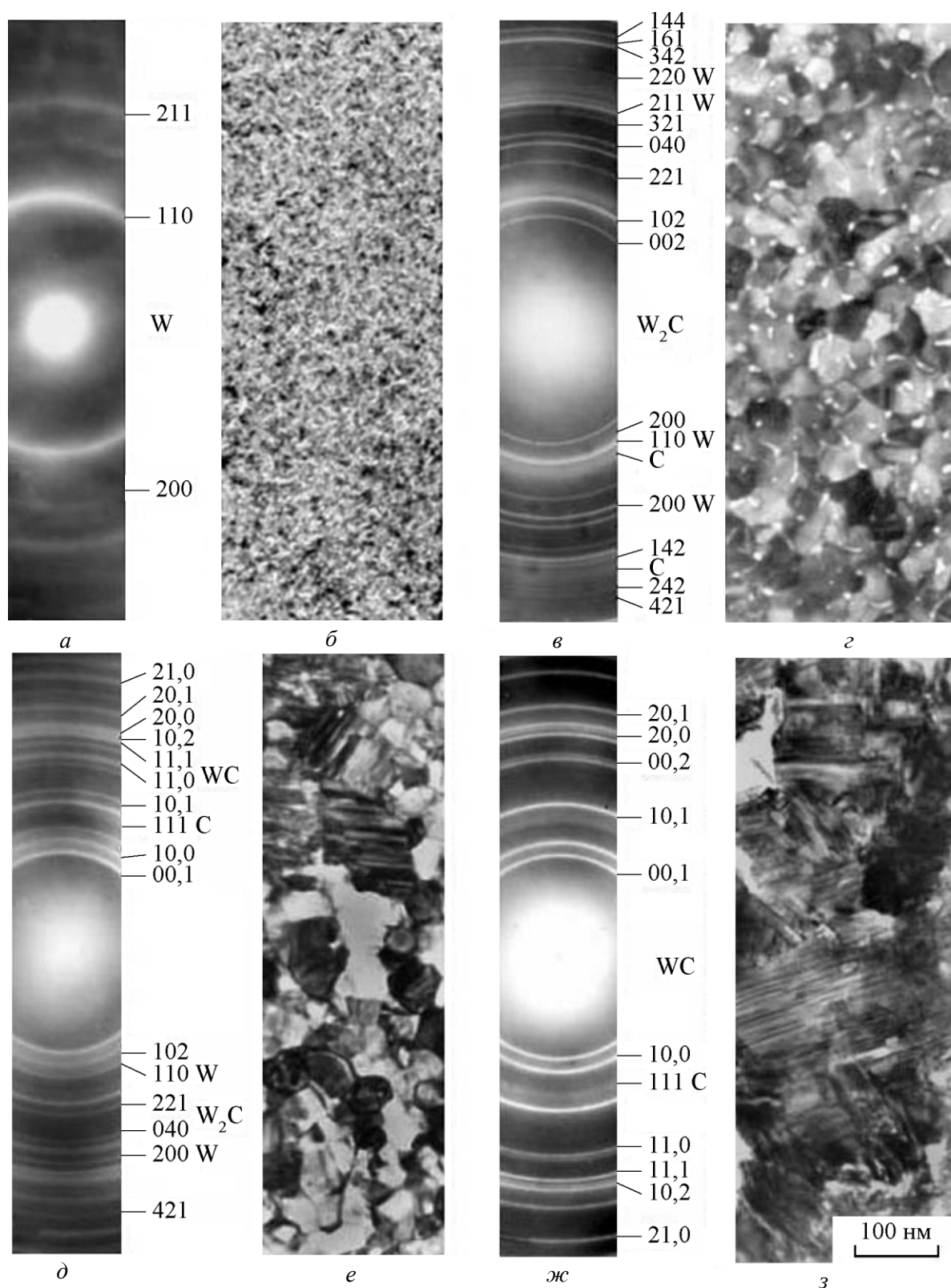


Рис. 2. Электронограммы и микрофотографии исходной гетероструктуры С – W – С (*a*, *б*) и после ИФО при различных $E_{\text{и}}$: 200 (*в*, *г*); 260 (*д*, *е*); 320 Дж · см⁻² (*ж*, *з*).

в гетероструктурах W – C и C – W – C толщиной 0,1 мкм при ИФО идентичны и происходят при одних и тех же пороговых значениях E_{II} . На рис.2 приведены электронограммы и микрофотографии, характеризующие эти превращения в трехслойных гетероструктурах C – W – C суммарной толщиной 0,1 мкм. Как видно из рис.2а, на электронограмме исходных гетероструктур присутствуют только кольца, принадлежащие металлической фазе — нанокристаллической пленке ОЦК W со средним размером зерна около 5 нм.

ИФО при $E_{II} < 170$ Дж·см⁻² структуру существенно не изменяет.

При $E_{II} > 170$ Дж·см⁻² наряду с рекристаллизацией пленки вольфрама (о чем свидетельствуют повышение четкости соответствующих дифракционных колец на электронограмме (рис.2в)) образуется карбид W_2C^* ($a=0,4721$, $b=0,6030$, $c=0,5180$ нм [16]). Для W_2C характерна высокодисперсная структура с максимальным размером зерна около 100 нм (рис. 2г). Поскольку межплоскостные расстояния W_2C с ромбической решеткой и β - W_2C с гексагональной решеткой ($a = 0,2992$, $c = 0,4721$ нм [16]) практически одинаковы, идентификацию фазы основывали на относительной интенсивности дифракционных колец. В пользу вывода об образовании преимущественно орторомбического W_2C свидетельствует отсутствие дефектов упаковки и ничтожно малое количество двойникованных зерен (признаки, характерные для плотноупакованных структур).

Увеличение E_{II} до 260 Дж·см⁻² приводит к образованию многофазных структур (C + W + W_2C + WC) с нанокристаллизацией углерода: широкое кольцо углеродной фазы с размером кристаллитов не более 10 нм соответствует отражениям (111) для кубической решетки алмаза. Карбид WC имеет параметры, близкие к параметрам гексагональной решетки с $a = 0,29063$ и $c = 0,28386$ нм [16]. Средний размер зерен W_2C составляет около 90 нм, а двойникованных блоков WC около 200 нм. Для кристаллитов WC характерна слоистая (двойниковая) субструктура (рис. 2е) с шириной слоев 10 – 20 нм. Доля металлической фазы, как следует из электронограммы, уменьшается.

При $E_{II} = 320$ Дж·см⁻² формировался однофазный карбид (WC) с сохранением в пленке следов углеродной фазы. Средний размер кристаллитов, образованных тонкими двойниковыми прослойками, составлял около 300 нм (рис. 2з).

* Обозначение фаз согласно International Centre for Diffraction Data, 1998.

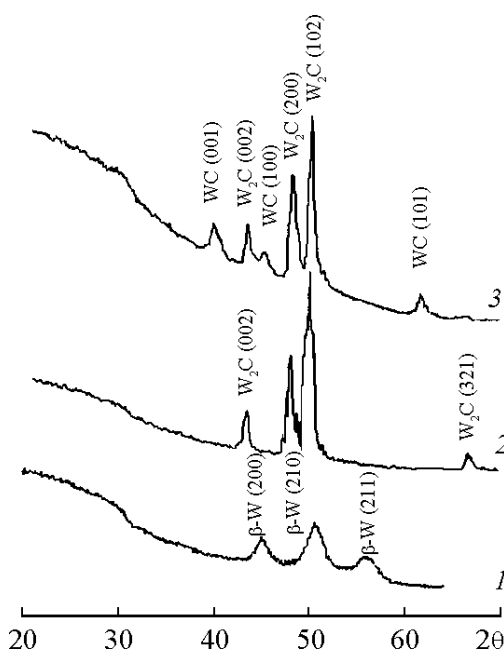


Рис. 3. Дифрактограммы многослойных гетероструктур C – W – ... – W – C: 1 – исходная гетероструктура; 2 – для $E_{II} = 200$; 3 – 250 Дж·см⁻².

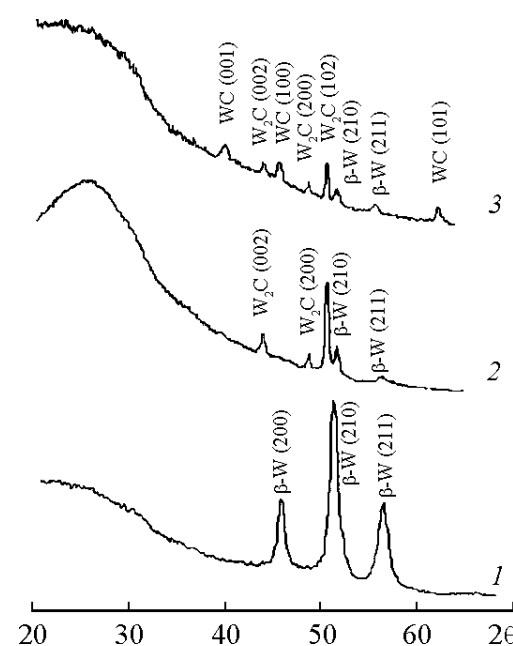


Рис. 4. Дифрактограммы двухслойных гетероструктур W – C: 1 – исходная гетероструктура; 2 – для $E_{II} = 260$; 3 – 450 Дж·см⁻².

При общих закономерностях синтеза пленок карбидов вольфрама (последовательность образования карбидных фаз $W + C \rightarrow W + C + W_2C \rightarrow W + C + W_2C + WC \rightarrow WC$) для толстых пленок имеются некоторые особенности. На рис. 3 и 4 представлены

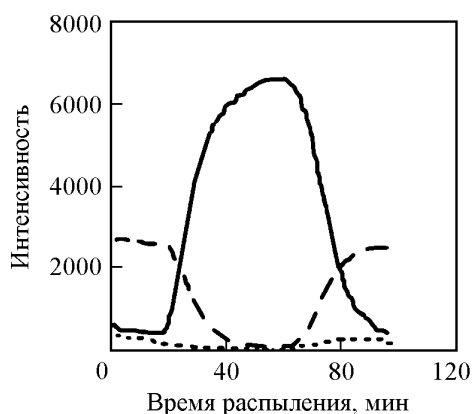


Рис. 5. Характер распределения компонентов многослойной гетероструктуры C – W – ... – C – W по толщине (для 3 верхних слоев).

дифрактограммы соответственно для многослойных и двухслойных гетероструктур толщиной 0,5 мкм: исходных (кривая 1) и после ИФО для различных $E_{и}$ (кривые 2, 3).

Анализ дифрактограмм исходных гетероструктур показал, что кристаллическая фаза отвечает β -W. Формирование β -W, очевидно, связано с захватом кислорода из остаточной среды в процессе длительной конденсации W (в течение 10 мин). Образование β -W происходит при концентрации кислорода от 2 до 5 % [17], что вполне может достигаться при данных условиях конденсации тугоплавких металлов [18].

На рис. 5 приведены результаты исследования распределения компонентов исходной гетероструктуры по толщине образца. Характер распределения свидетельствует о том, что в модулированной структуре кислород в основном находится в пленках W.

В табл.1 приведены параметры образующихся карбидов, рассчитанные по рентгеновским дифрактограммам. С учетом погрешности они хорошо согласуются с приведенными в [16]. В то же время для фазы W_2C характерно увеличение параметра c кристаллической решетки, что может быть связано с отклонением от стехиометрического состава [19].

Последовательность образования карбидных фаз в толстых гетероструктурах обоих типов с увеличением $E_{и}$ в общем практически одинакова. Более высокие пороговые значения $E_{и}$ для начала образования карбидных фаз в толстых двухслойных гетероструктурах объясняются тем, что синтез фаз лимитируется процессом взаимодиффузии, а диффузионная длина в них в 10 раз больше, чем в тонких и многослойных толстых гетероструктурах.

Термический отжиг

На рис.6 приведены электронограммы и микрофотографии тонких гетероструктур C – W – C, прошедших термический отжиг при $T_{п} = 700 - 1250^\circ C$. Результаты фазового анализа образцов представлены в табл.2.

Как следует из рис.6 и табл.2, для времени обработки 2 с при $T_{п} = 700^\circ C$ сохраняется исходный фазовый состав гетероструктуры. В интервале $T_{п} = 800 - 1100^\circ C$ синтез карбидов не происходит, но выявляется оксид WO_3 , доля которого растет с увеличением температуры отжига. Пленки имеют высокодисперсную субструктуру, которая с увеличением температуры практически не изменяется.

При достижении T_o , соответствующей температуре плавления золота ($T_{п}$ около $1250^\circ C$), на электронограмме проявляются очень слабые кольца, соответствующие началу синтеза W_2C . При выдержке образца в печи в течение 10 с на нем устанавливается температура $T_o \approx T_{п}$ около $1250^\circ C$ и формируется трехфазная гетероструктура: W + W_2C + WC.

Согласно [20] оксид WO_3 образуется при $484^\circ C$, что хорошо согласуется с нашими данными по фазовому составу и рассчитанными температурами. При $T_{п} = 1250^\circ C$ температура образца составляет около $1080^\circ C$, что вполне достаточно для начала синтеза карбида W_2C [19]. Тот факт, что при ИФО синтез карбида W_2C начинается при $E_{и} \sim 180 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$, что соответствует температуре образца $\sim 1080^\circ C$ (достигалась температура плавления золота на противоположной стороне пластины), и не образуется оксид

Таблица 1

Параметры решеток карбидных фаз, образующихся при ИФО толстых гетероструктур

Исходная гетероструктура	Режимы синтеза, Дж·см ⁻²	Образующиеся карбиды	Параметры решетки, нм		
			a	b	c
Двухслойная W – C	260	W ₂ C	0,4729±0,0015	0,6016±0,0019	0,5179±0,0016
	450	W ₂ C	0,4725±0,0015	0,6006±0,0019	0,5200±0,0016
	450	WC	0,2912±0,0009	—	0,2825±0,0008
Многослойная C – W – ... – C – W	200	W ₂ C	0,4724±0,0015	0,6012±0,0019	0,5191±0,0017
	260	W ₂ C	0,4723±0,0015	0,6011±0,0019	0,5210±0,0017
	260	WC	0,2911±0,0009	—	0,2842±0,0009

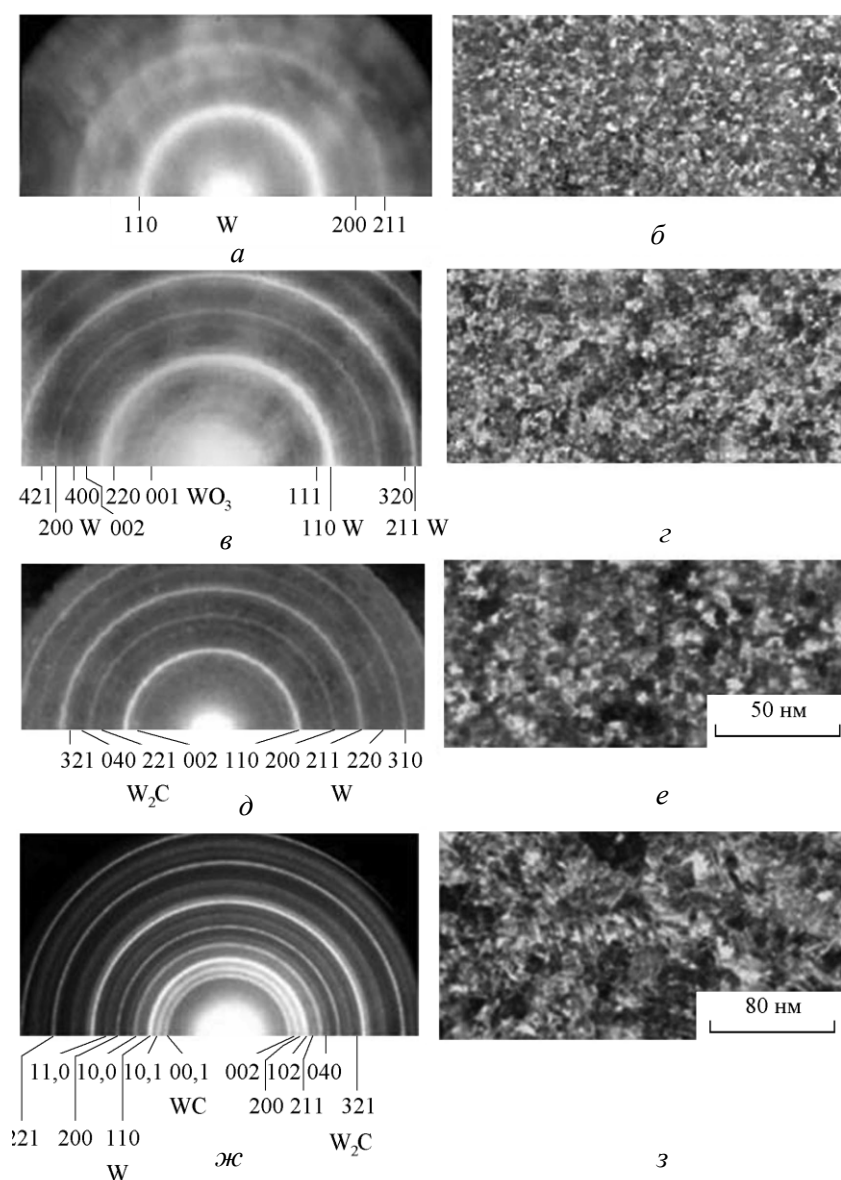


Рис. 6. Микрофотографии и электронограммы, иллюстрирующие структурно-фазовые превращения при быстром термическом отжиге тонкопленочной гетероструктуры С – W – С: а, б – $T_{\text{п}} = 700$; в, з – 1100; д, е – 1250°С; ж, з – 1250°С (время отжига 10 с)

вольфрама, можно связать с эффектом ультрафиолетовой составляющей излучения ксеноновых ламп. Синтезу карбидов W при термическом отжиге также

может препятствовать образующийся оксид WO_3 . Как показано в [19], в результате реакции WO_3 с углеродом образуются промежуточные оксиды, и синтез карбидов облегчается после восстановления WO_3 с участием углерода.

При фотонном отжиге для всех режимов не отмечалось образование WO_3 , что должно способствовать реакции образования карбида. Первое согласуется с отмеченным в работе [21] фактом индуцированной лазерным излучением десорбцией оксидов с поверхностей поликристаллического вольфрама.

Таблица 2

Фазовый состав пленок для некоторых значений $T_{\text{п}}$			
$T_{\text{п}}, ^\circ\text{C}$ (измеренные)	$T_0, ^\circ\text{C}$ (рассчитанные)	Время отжига, с	Кристаллические фазы
700	310	2	W
1100	920	2	W + WO_3
1250	1080	2	W + W_2C
1250	1250	10	W + W_2C + W C

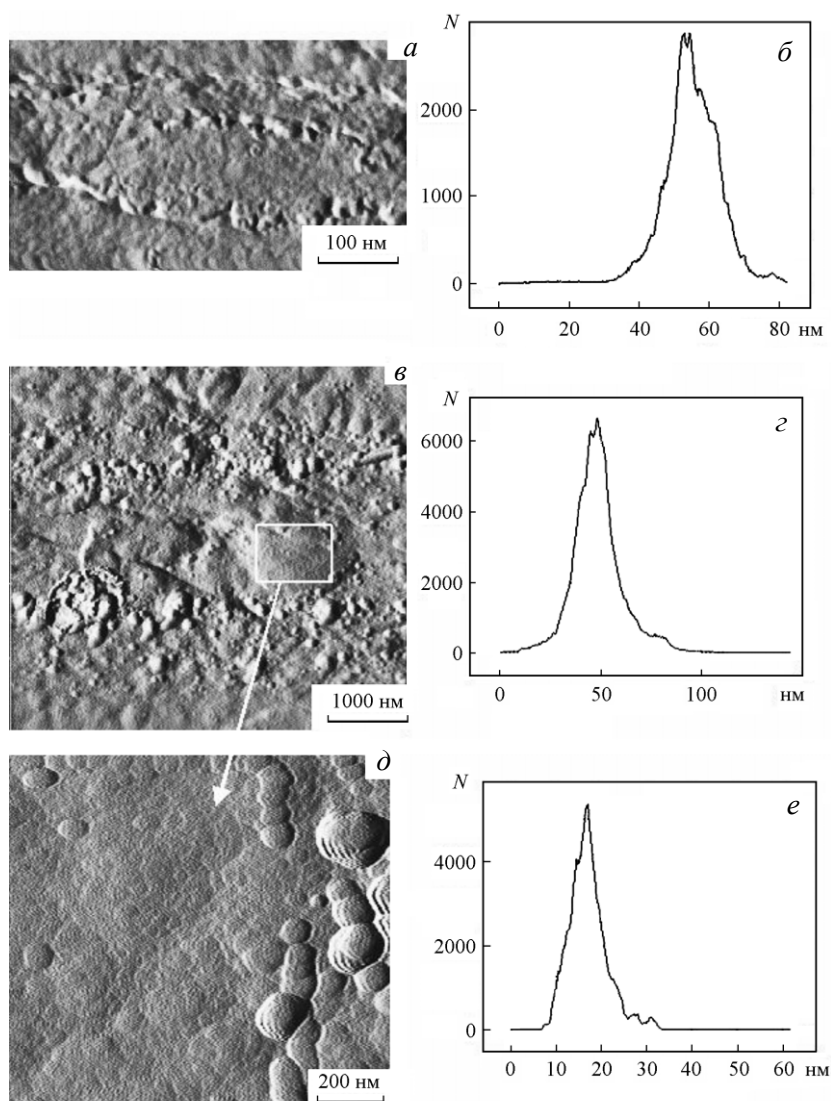


Рис. 7. АСМ изображения и гистограммы распределения высоты микрорельефа поверхности: *a, б* – W-фольги; *в, г, д, е* – пленки системы С – W – С на W-фольге в исходном состоянии.

Сопоставление рис. 2*в, г* и рис. 6*д, е*, отвечающих близким температурным режимам (в обоих случаях достигается температура плавления золота на обратной стороне пластины), показывает, что в случае ИФО доля карбидной фазы выше, и размеры зерен больше на порядок величины. Пока не ясна природа эффекта быстрого фотонного отжига. Ускорение процесса можно объяснить образованием большей концентрации неравновесных вакансий в металлической пленке при ИФО [22], что способствует ускорению взаимодиффузии и рекристаллизации. Принципиальное значение может иметь ультрафиолетовая составляющая в спектре излучения ксеноновых ламп. В этом аспекте представляют интерес результаты работы [23], где обнаружено, что

поверхность металла (монокристалла меди) может быть реструктурирована (образование межузельных атомов и вакансий) при облучении зеленым светом мощного импульсного лазера, в то время как в эквивалентном термическом режиме ИК-излучение не вызывает структурных изменений. Эффект связывается с длительным первичным возбуждением локализованных *d*-электронов за счет межзонных переходов одновременно с фотонным возбуждением.

Морфология поверхности

На рис. 7 – 9 приведены АСМ изображения морфологии поверхности и гистограммы распре-

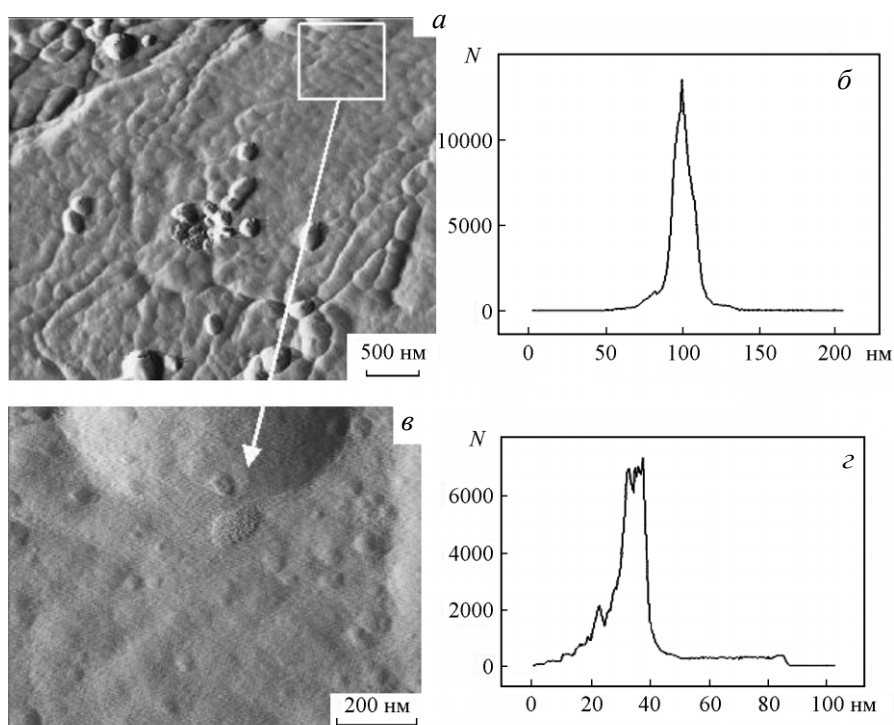


Рис. 8. АСМ изображения (*а, в*) поверхности пленки и гистограммы распределения высоты микрорельефа (*б, г*) системы С – W – С на W-фольге после ИФО при $E_{и} = 285 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$.

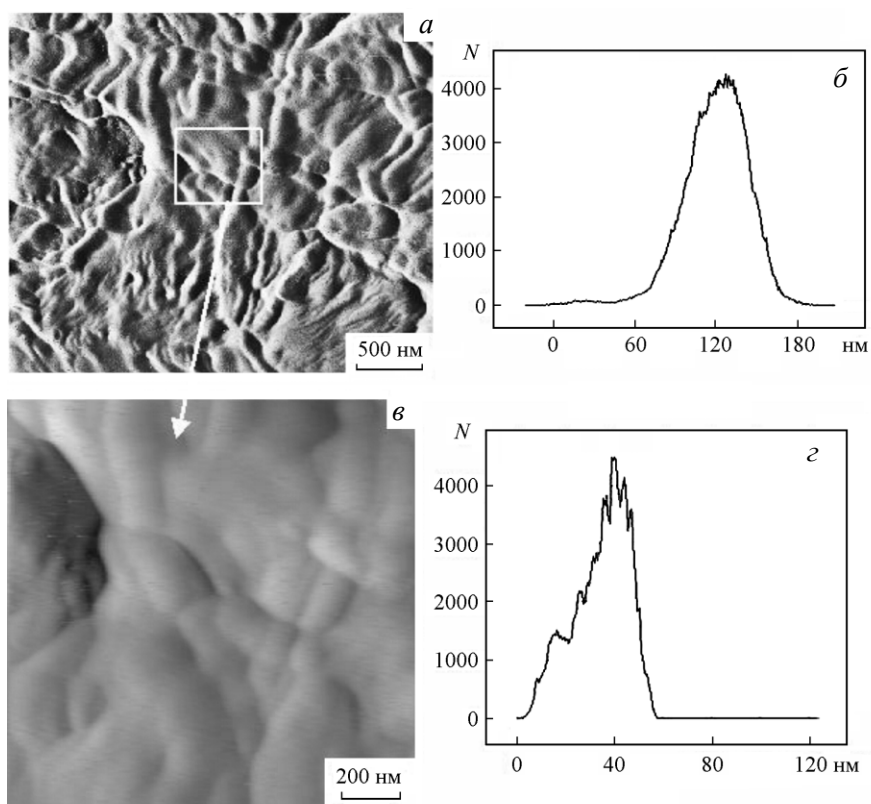


Рис. 9. АСМ изображения поверхности пленки (*а, в*) и гистограммы распределения высоты микрорельефа (*б, г*) системы С – W – С на W-фольге после ИФО при $E_{и} = 425 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$.

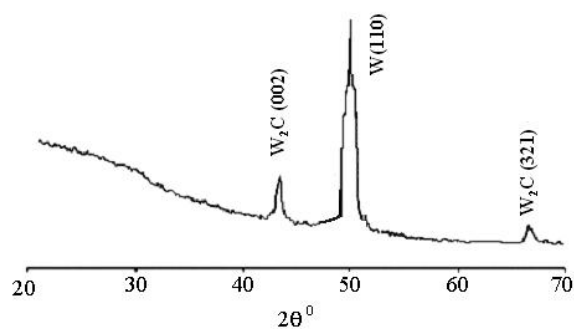


Рис. 10. Дифрактограмма пленки С – W – С на W-фольге после ИФО при $E_{\text{и}} = 285 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$.

деления высот микрорельефа W-фольги, исходных гетероструктур С – W – С и прошедших ИФО.

Как видно из рис. 7д, исходная гетероструктура С – W – С характеризуется глобулярной морфологией с размером глобул 20 – 50 нм. Такая морфология характерна для вакуумных конденсатов углерода [24]. Шероховатость (R), определяемая как среднеарифметическое отклонение высоты профиля, составляла 4,8 нм, а среднеквадратичное отклонение высоты профиля от среднего уровня (σ) — 7,0 нм. После ИФО происходит изменение морфологии поверхности: латеральный размер неровностей увеличивался с увеличением плотности энергии светового потока (при $E_{\text{и}} = 285 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ — до 50 – 100 нм (рис. 8), при $E_{\text{и}} = 425 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ — 150 – 200 нм (рис. 9)). Также увеличивается шероховатость поверхности: после ИФО при $E_{\text{и}} = 285 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ — $R = 7,56$ и $\sigma = 12,2$ нм; при $E_{\text{и}} = 425 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ — $R = 10,5$ и $\sigma = 13,8$ нм. Размеры элементов рельефа коррелируют с микроструктурой пленок W_2C . Данные анализа дифрактограмм подтвердили наличие фазы W_2C после ИФО (рис. 10).

Выводы

1. Показана возможность синтеза однофазного нанокристаллического карбида WC с гексагональной решеткой.
2. Установлены пороговые значения энергии излучения (и температуры) начала образования карбидов.
3. Показано, что в эквивалентных термических режимах ИФО эффективнее быстрого термического отжига и для нее характерно принципиальное отличие субструктуры образующихся пленок.
4. Морфология поверхности исходных слоев С – W – С характеризуется глобулярной структурой с размером глобул 20 – 50 нм. ИФО приводит к увеличению развитости поверхности за счет твердо-

фазного синтеза кристаллической фазы W_2C и роста зерен в процессе рекристаллизации пленок.

Работа поддержана грантами: РФФИ №06-03-96503р_центр_офи, Президента РФ “Поддержка ведущих научных школ” НШ-7098.2006.3 и ФЦП “Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2012 годы”, №2007-3-1.3-24-07-074.

Литература

1. Емяшев А.В. Газофазная металлургия тугоплавких соединений. М: Металлургия, 1987, 207 с.
2. Гнесин Г.Г., Фоменко С.Н. Износостойкие покрытия на инструментальных материалах (обзор). Порошковая металлургия. 1996, № 9 – 10, с. 17 – 26.
3. Белый А.В., Карпенко Г.Д., Мышкин Н.К. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. М.: Машиностроение, 1991, 225 с.
4. Sobol' O.V., Sobol' E.A., Podtelezchnikov A.A. Peculiarities of texture formation in coatings obtained from ion-plasma beams. Functional Materials. 1999, v. 6, no. 5, p. 868 – 876.
5. Соболев Е.А. и др. Механизм β -WC \rightarrow α - W_2C превращения при отжиге пленок карбида вольфрама, полученных магнетронным распылением. ISTFE-12, 2002, т. 3, с. 330 – 333.
6. Esteve J. et al. Mechanical and tribological properties of tungsten carbide sputtered coatings. Thin Solid Films, 2000, v. 373, no. 1 – 2, p. 282 – 286.
7. Погребняк А.Д. и др. Структура и свойства покрытия из твердого сплава, нанесенного высокоскоростной импульсной струей на медную подложку. Письма в ЖТФ, 2001, т. 27, № 17, с. 82 – 87.
8. Громилов С.А. и др. Образование фаз в системе при кумулятивном нанесении покрытий. Поверхность. Рентгеновские синхротронные и нейтронные исследования, 2001, № 6, с. 82 – 84.
9. Семенов А.П., Смирнягина Н.Н. Синтез карбидов кремния и вольфрама и пленок карбида под воздействием мощного электронного пучка. Неорганические материалы, 1998, т. 34, № 8, с. 982 – 985.
10. Иевлев В.М., Куцев С.Б. Формирование пленок силицидов металлов методом импульсной фотонной обработки. Вестник ВГТУ. Сер. Материаловедение. 1997, вып.1.2, с. 8 – 13.
11. Иевлев В.М., Куцев С.Б., Санин В.Н. Твердофазный синтез силицидов при импульсной фотонной обработке гетеросистем Si – Me (Me: Pt, Pd, Ni, Mo, Ti). Физика и химия обработки материалов, 2002, № 1, с. 27 – 31.
12. Ievlev V.M. et al. Synthesis of CuInSe₂ film using pulse photon treatment. Functional Materials, 1999, v. 6, no. 5, p. 818 – 822.
13. Иевлев В.М., Белоногов Е.К., Базовой Б.П. Применение ИФО для синтеза пленок CuInSe₂. Неорганические материалы, 2000, т. 36, № 9, с. 868 – 870.

14. Районова Ю.П., Бархоткин А.В. Диагностика и контроль быстрых термических процессов. Изв. вузов Электроника, 1999, № 4, с.59 – 7.
15. Исаченко В.П. и др. Теплопередача. М.: Энергоиздат, 1981, 417 с.
16. JCPDS- International Centre for Diffraction Data, 1998.
17. O’Keefe M.J., Grant J.T. Phase transformation of sputter deposited tungsten thin films with A-15 structure. J. Appl. Phys., 1996, v. 79, no. 12, p. 9134 – 9141.
18. Иевлев В.М. и др. Эффект ювенильной поверхности кремния в формировании пленок дисилицида молибдена. Поверхность. Физика, химия, механика. 1990, №2, с. 147 – 150.
19. Стормс Э. Тугоплавкие карбиды. М: Атомиздат, 1970, 304 с.
20. Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Структура и свойства металлов. Справочник. Киев: Наукова думка, 1986, 598 с.
21. Beleznoi C. et al. Laser-induced desorption of various tungsten oxides on polycrystalline W surfaces. Appl. Surface Sci., 1999, v. 138/139, p. 512 – 516.
22. Маркевич М.И., Чапланов А.М. Особенности быстрого термического отжига при импульсной световой обработке. Физика и химия обработки материалов, 2002, №4, с. 90 – 93.
23. Ernst Hans-Joachim, Charra Fabrice, Douillard Ludovic. Interband electronic excitation-assisted atomic-scale restructuring of metal surfaces by nanosecond pulsed laser light. Science, 1998, v. 279, p. 679 – 681.
24. Трофимов В.И., Осадченко В.А. Рост и морфология тонких пленок. М.: Энергоиздат, 1993, 242 с.

***Иевлев Валентин Михайлович** — Воронежский государственный университет, доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области материаловедения тонких пленок, электронной микроскопии тонких пленок.*

***Сербин Олег Викторович** — Российский государственный открытый технический университет путей сообщения (г. Воронеж), кандидат физико-математических наук, инженер 2 категории. Специалист в области материаловедения тонких пленок, электронной микроскопии тонких пленок.*

***Куцев Сергей Борисович** — Воронежский государственный технический университет, доктор физико-математических наук, заведующий Региональной лабораторией электронной микроскопии и электронографии. Специалист в области материаловедения тонких пленок, электронной микроскопии тонких пленок.*

***Санин Владимир Николаевич** — Воронежский государственный технический университет, доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области аморфных твердых тел, неорганических стекол.*

***Исаенко Александр Павлович** — ОАО ВЗПП «Микрон» (г. Воронеж), кандидат физико-математических наук, начальник СКТБ-2. Специалист в области тонких пленок.*

***Белоголов Евгений Константинович** — Воронежский государственный технический университет, кандидат физико-математических наук, доцент. Специалист в области электронной и сканирующей зондовой микроскопии тонких пленок, материаловедения тонких пленок.*