

Структура и физико-механические свойства наноструктурных боридонитридных пленок

© Р.А. Андриевский, Г.В. Калинин, Н.П. Кобелев*, Я.М. Сойфер*, Д.В. Штанский**

Институт новых химических проблем Российской академии наук,
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

* Институт физики твердого тела Российской академии наук,
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

** Российский научный центр "ЦНИИЧерМет",
107005 Москва, Россия

(Поступила в Редакцию 2 апреля 1997 г.)

Приведены результаты электронно-микроскопического и рентгеноструктурного изучения наноструктурных пленок на основе борида титана, полученных магнетронным распылением при различных режимах. Состав и формулы синтезированных фаз оценивались с помощью Оже-анализа. Исследованы твердость, упругие и электрические свойства пленок. Обсуждается роль размерных эффектов и отклонения от стехиометрии (структурных вакансий).

Наноструктурные пленки — один из типичных низкоразмерных объектов, которые интенсивно изучаются в последнее время в связи с интересом к выявлению особенностей нанокристаллического состояния, характеризуемого обычно размерами менее 100 нм [1–3]. Информация о свойствах наноструктурных пленок фаз внедрения (карбидов, боридов и гидридов переходных металлов), за исключением нитрида титана, весьма ограничена и несистематична [4]. Однако эти объекты интересны, с одной стороны, как металлоподобные соединения, а с другой стороны, как типичные хрупкие фазы, не говоря уже о многочисленных приложениях материалов на основе фаз внедрения. В связи с этим данные о структуре и свойствах этих соединений в нанокристаллическом состоянии представляются важными как для теоретического материаловедения, так и для приложений. В продолжение наших работ по изучению наноструктурных металлов и нитридов [5–7] мы предприняли исследование структуры, твердости, упругих и электрических свойств пленок на основе борида титана. Интерес к этим пленкам обусловлен их высокой твердостью и износостойкостью, а также возможностью применения в качестве барьерных слоев в микроэлектронике [8–11], однако комплексного исследования их структуры, состава и свойств, насколько известно, не предпринималось [4].

1. Образцы и методика

Как и ранее [12], для получения пленок использовалось магнетронное напыление и высокочастотном (ВЧ) режиме ($N = 0.7 \text{ kW}$) и в режиме постоянного тока (ПТ) со смещением -30 V ($N = 1.5 \text{ kW}$). В качестве мишеней применялись диски диаметром около 80 мм и толщиной порядка 8 мм, спеченные из порошка TiB_2 и из смеси TiB_2/TiN (50 : 50 по массе). Содержание примесей кислорода и углерода в мишенях составляло соответственно 0.9 и 0.3%; их относительная плотность была около 90%. Давление аргона при распылении

составляло 0.4 Па; температура подложек, в качестве которых использовались кремний, ситалл, никель и нержавеющая сталь, составляла при напылении 150°C . Перед напылением подложки подвергались вакуумному отжигу (300°C , 10^{-4} Pa , 1 h) и обработке тлеющим ВЧ-разрядом ($N = 0.3 \text{ kW}$, $P_{\text{Ar}} = 0.4 \text{ Pa}$, 10 min). Толщина пленок контролировалась как микроскопическим методом, так и с использованием профилометра, а также взвешивания.

Измерения микротвердости пленок на кремниевых подложках проводились методом Виккерса на приборе ПМТ-3 с использованием нагрузки 0.3 N на основании 5–7 измерений с оценкой среднеквадратичной ошибки для вероятности 0.76. Электропротивление пленок на ситалловых подложках измерялось четырехзондовым методом; низкотемпературные измерения осуществлялись с использованием медьконстантовой термпары и были воспроизводимыми.

Определение модуля Юнга пленок, нанесенных на никелевые подложки, выполнялось по методике, основанной на бесконтактном измерении упругих свойств магнитострикционных материалов [13]. Суть этой методики заключается в следующем. На никелевую пластину толщиной 0.025–0.4 мм (ширина 1–3 мм, длина 15–20 мм) с обеих сторон наносились пленки одинаковой толщины. Такой образец помещался во вставленные одна в другую коаксиальные катушки, служащие для измерения магнитной проницаемости, и накладывалось внешнее постоянное магнитное поле (100–300 Oe), направленное вдоль оси. Из измерений частотной зависимости магнитной проницаемости определялась частота механического резонанса образца (установления в нем стоячих продольных волн). Характерные частоты составляли 100–200 kHz.

Модуль Юнга пленок (E_f) оценивался из соотношения частот механического резонанса образца до (δ_0) и после напыления пленок (δ) по формуле

$$E_f = (E_0/\beta)(\delta^2 - \delta_0^2/\delta_0^2) + E_0(\gamma_f/\gamma_0)(\delta^2/\delta_0^2),$$

где E_0 — модуль Юнга никеля, γ_0 и γ_f — плотности никелевой ленты и пленки, β — отношение суммарной

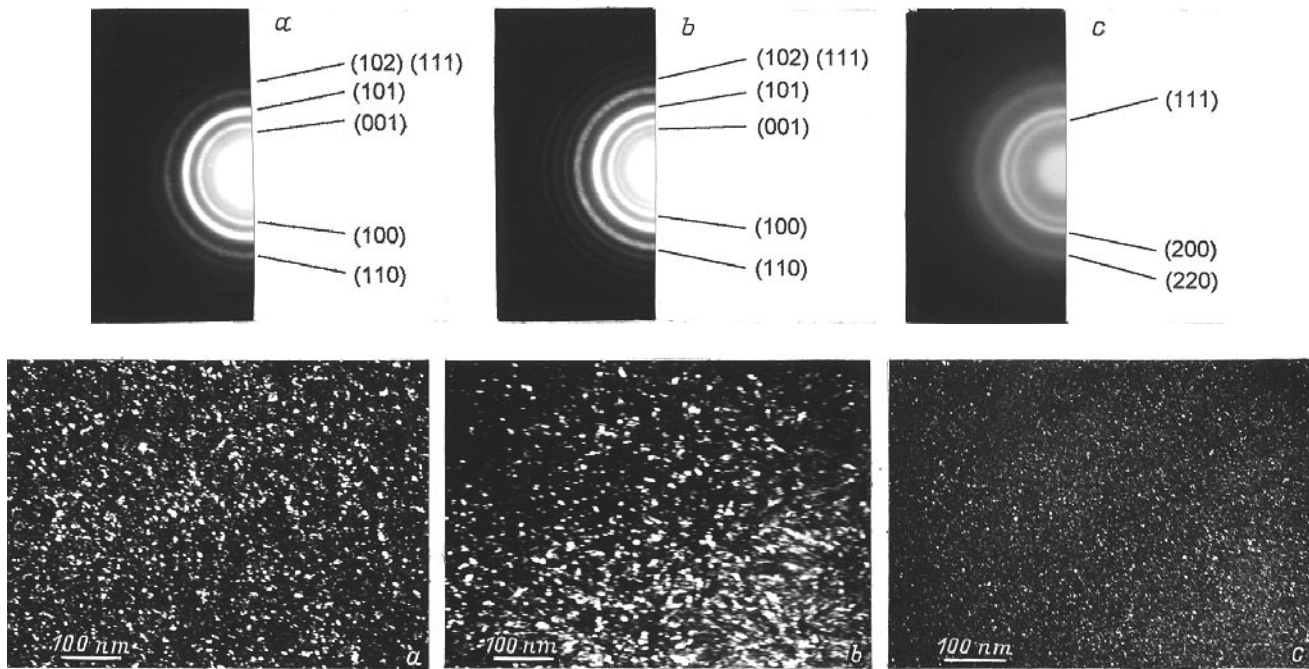


Рис. 1. Темнопольные электронно-микроскопические изображения и микроэлектронogramмы синтезированных пленок. *a* — пленка I, *b* — II, *c* — III.

толщины пленок к толщине подложки. Точность определения модуля Юнга по этому соотношению составляла 10–20%.

Для определения структуры и состава пленок использовались методы просвечивающей электронной микроскопии (прибор JEOL-200CX, оборудованный LINK-системой и энергодисперсионным спектрометром для рентгеновского микроанализа), рентгеновской дифрактометрии (прибор "Гейгерфлекс" с широкоугольным гониометром, излучение $\text{CuK}\alpha$) и Оже-электронной спектроскопии (установка JAMP-10). Фазовый состав и параметры решетки определялись с помощью электронной микродифракции и рентгеновских дифрактограмм, текстура изучалась путем наклона объектов в колонне микроскопа на угол 55° , а также из рентгеновских данных. Для электронно-микроскопических исследований использовались пленки, напыленные на нержавеющую сталь (бритвенные лезвия), рентгеновские исследования и Оже-анализы проводились на пленках, нанесенных на кремниевые подложки и нержавеющую сталь. О размере кристаллитов судили на основании темнопольных изображений, полученных в рефлексах (101) и (200).

2. Результаты и обсуждение

1) Структура и состав. В табл. 1 и на рис. 1–3 представлены результаты исследований структуры и состава для трех типов пленок, полученных распылением мишени TiB_2 в режимах ПТ и ВЧ, а также мишени TiB_2/TiN (соответственно пленки I–III). В последнем случае режим ПТ не удалось реализовать в связи с неустойчивостью разряда.

Прежде всего обратим внимание на существенно малые размеры кристаллитов в исследованных пленках. Как видно из рис. 1, для всех исследованных пленок эти размеры менее 10 nm; самые мелкие (3–6 nm) характерны для пленок III, наиболее крупные наблюдаются для режима ВЧ. Отмеченный малый размер следует связать с низкой температурой осаждения в наших опытах, но подробности закономерностей влияния разных факторов на размер кристаллитов требуют дальнейшего изучения.

Как явствует из рентгеновских и электронных дифрактограмм (рис. 1 и 2), все пленки оказались однофазными, причем для объектов I и II четко обнаруживается характерный для диборида титана структурный тип AlB_2 , а пленки III кристаллизуются в структуре типа NaCl, характерной для нитрида титана. Какие-либо дополнительные рефлексы, относящиеся к другим фазам (например, TiB , Ti_2N , Ti_3B_4 , Ti и т.д.), не обнаруживались.

Отмеченный выше малый размер кристаллитов скрывается на заметном уширении рефлексов на электронограммах и рентгенограммах; сопоставление интенсивности линий показало, что пленки не обладают ярко выраженной текстурой. Это совпадает с результатами [8], хотя наблюдения текстуры типа $\langle 100 \rangle$ при осаждении пленок TiB_2 также описаны [14].

В случае гексагональной фазы значения периодов решетки существенно отличаются от известных наиболее характерных данных для TiB_2 ($a = 0.3028\text{--}0.3040$ nm, $c = 0.3228\text{--}0.3234$ nm) [15]. Значительные отличия для параметров решетки пленок TiB_2 отмечались также и другими авторами [8,10].

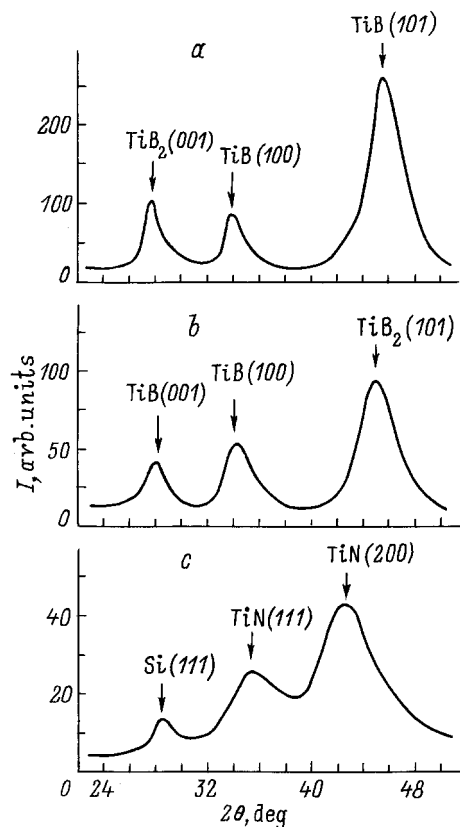


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы пленок. *a* — пленка I, *b* — II, *c* — III.

Это может быть связано прежде всего с составом пленок, которые, судя по данным Оже-анализа (рис. 3), содержат довольно много азота, а также примеси кислорода и углерода. Как видно из этих данных, распределение элементов по толщине пленок вполне равномерное, но если наличие азота в пленках III, распыляемых из мишеней TiB_2/TiN , вполне естественно, то его присутствие в пленках I и II кажется довольно странным и подлежит дальнейшему выяснению. Вероятно, это может быть связано с остаточным парциальным давлением азота в нашей вакуумной системе, составлявшим около 10^{-4} Па, что создавало предпосылки для дополнительного азотирования получаемых пленок.

Насколько можно было судить из результатов энергодисперсионного анализа, заметные примеси аргона в наших пленках отсутствовали.

На дифрактограмме пленки III (рис. 2, *c*) наблюдались два размытых пика, соответствующих межплоскостным расстояниям $d_{111} = 0.2526$ нм и $d_{200} = 0.215$ нм. Более детальный анализ структуры проводился по данным микродифракции, которые привели к следующим значениям межплоскостных расстояний для первых пяти линий: $d_{111} = 0.253$ нм, $d_{200} = 0.209$ нм, $d_{220} = 0.15$ нм, $d_{311} = 0.129$ нм, $d_{222} = 0.122$ нм (соответственно значение a колебалось от 0.418 до 0.44 нм). Это также свидетельствует о значительной величине микроискажений

решетки, поскольку в области гомогенности $\text{TiN}_{0.7-1.0}$ значение a колеблется от 0.4224 до 0.4241 нм [16]. Отметим также, что выявленное смещение дифракционных линий не может быть связано с наличием дефектов упаковки, в том числе и двойникового типа.

Из приведенных выше значений d_{111} и d_{200} следует, что если положение максимума линии (111) ГЦК-решетки практически совпадает (с учетом ошибки измерений) на рентгенограммах и электронограммах, то для рефлекса (200) ситуация иная. Характерно, что наклон образца в колонне микроскопа на угол 55° не привел к изменению положения линии (200) на электронограмме. Наблюдаемое различие может быть понято в связи с особенностями напряженного состояния в пленках. Макронапряжения, возникающие в пленках, проявляющиеся в смещении дифракционных линий и вызванные

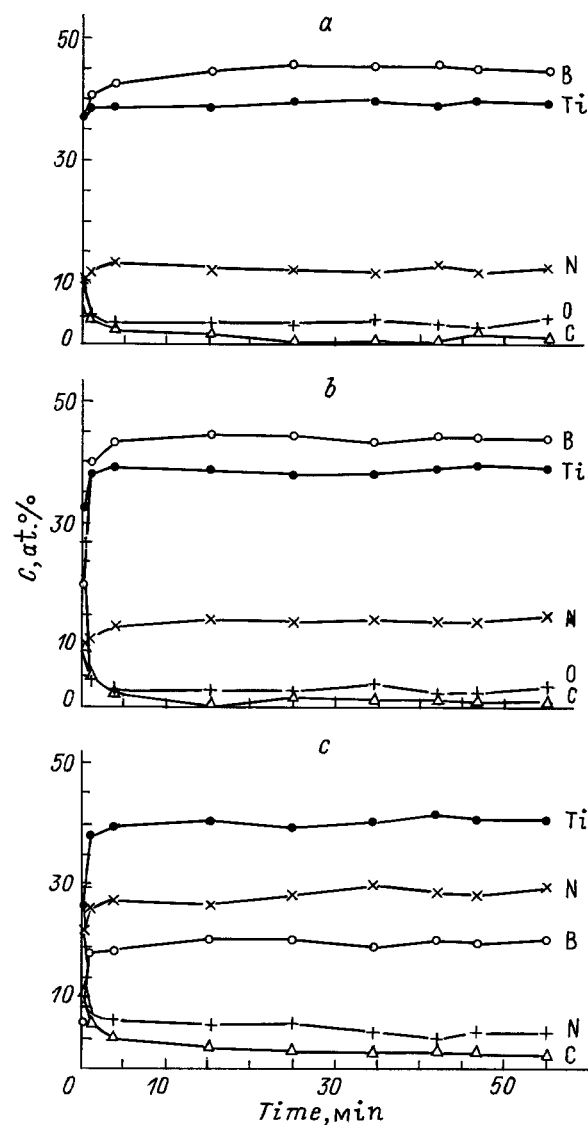


Рис. 3. Результаты Оже-анализа пленок. *a* — пленка I (среднее содержание компонентов в ат. %: 44.1 В, 39 Тi, 12.3 N, 3.3 O, 1.3 С), *b* — II (43 В, 38 Тi, 15 N, 2.5 O, 1.5 С), *c* — III (20.4 В, 29.2 N, 40.2 Тi, 7.2 O, 3 С).

Таблица 1. Состав и параметры структуры исследованных пленок

Режим распыления (мишень)	Тип пленки	Размер кристаллитов, nm	Состав	Структурный тип	Период решетки, nm		Плотность, g/cm ³
					<i>a</i>	<i>c</i>	
ПТ(TiB ₂)	I	4–8	Ti(B _{0.73} N _{0.2} O _{0.05} C _{0.02}) _{1.56}	AlB ₂	0.3060	0.3201	4.22
ВЧ(TiB ₂)	II	5–10	Ti(B _{0.65} N _{0.24} O _{0.04} C _{0.03}) _{1.64}	AlB ₂	0.3083	0.3246	4.19
ВЧ(TiB ₂ /TiN)	III	3–6	Ti(B _{0.34} N _{0.49} O _{0.12} C _{0.05}) _{1.49}	NaCl	~0.42	–	~4.04

Таблица 2. Твердость H_V , модуль Юнга E , удельное электросопротивление ρ и температурный коэффициент электросопротивления $\alpha = \Delta\rho/\rho_{298}\Delta T$ пленок.

Тип пленок	Толщина, μm	H_V , GPa	E , GPa	ρ_{298} , $\mu\Omega \cdot \text{cm}$	α , 10^{-3}K^{-1}
I	2.9	35.6 ± 3.2 (~ 49)	460 ± 50	155	0.3
II	2.8	25.3 ± 3.1 (~ 37)	430 ± 50	160	0.29
III	1.5	18.6 ± 0.9 (~ 49)	480 ± 100	255	0.17

Таблица 3. Твердость, упругие и электрические свойства компактных образцов TiB₂ и TiN [4,16,19,26–28]

Фаза	Структурное состояние	H_V , GPa (при нагрузке P, N)	E , GPa	ρ_{298} , $\mu\Omega \cdot \text{cm}$	α , 10^{-3}K^{-1}
TiB ₂	Поликристалл	33.5 ($P = 1$)	550–580	14.1	1.5
	Монокристалл	27(0001); 23(10 $\bar{1}$ 0) ($P = 1$)	190(a); 212(c)	6.8	3.1
TiN	Поликристалл	17.2–22.2 ($P = 1$)	618	25	0.5–1
	Монокристалл	22.6 ($P = 0.03$)	–	18	6

анизотропией кристаллитов, различием свойств пленки и подложки и другими факторами, могут исчезать при отделении пленки от подложки; это может сказываться на различии результатов рентгенографических и электрографических исследований. В то же время разброс значений a , определенных по различным hkl , сохраняется для тонких фольг и свидетельствует в пользу преобладающего влияния состава на искажения решетке.

Обнаруженный однофазный характер пленок и результаты Оже-анализа дают возможность оценить формулы синтезированных фаз, предполагая, что атомы всех элементов внедрения находятся в неметаллической подрешетке. Эти формулы приведены в табл. 1 и свидетельствуют о существенной нестехиометричности полученных соединений. По данным [15], область гомогенности диборида титана довольно узка (TiB_{1.89–2.0}), т. е. синтезированные нами пленки I и II по составу находятся в области, далекой от стехиометрии, и обладают значительным количеством структурных вакансий. С другой стороны, пленка III — по составу сверхстехиометрическая фаза. Примеры аналогичных пленочных карбонитридных фаз (например, Ti(N_{0.72}C_{0.17}O_{0.11})_{1.38}), синтезированных взаимодействием при 100°C тетрадиметиламида титана и азота, активированного в ячейке электронного циклотронного резонанса, приведены в литературе [4,17].

Как известно [18,19], система TiB₂–TiN является псевдозвтектической с весьма малой взаимной растворимостью компонентов; образования тройных соединений

в этой системе в равновесных условиях не отмечено. Иная ситуация реализуется в неравновесных условиях осаждения пленок, когда многие авторы [4,8–11,20–23] отмечали образование тройных фаз типа выявленных нами. Однако подробный анализ этих результатов, полученных не в идентичных условиях, и закономерности фазообразования при осаждении боридных, нитридных и смешанных пленок должны быть предметом отдельного рассмотрения.

Из результатов определения состава и периодов решетки были оценены также значения рентгеновской плотности (γ_R) синтезированных фаз (табл. 1), которые, естественно, за счет нестехиометричности оказались существенно меньше аналогичных значений для TiB₂ ($\gamma_R = 4.47 \text{g/cm}^3$ [15]) и для TiN ($\gamma_R = 5.39 \text{g/cm}^3$ [16]). Для пленок I по сравнению с пленками II характерна большая плотность и меньший размер кристаллитов, что может быть связано с различиями в мощности и соответственно в скоростях осаждения, реализуемых в режимах ПТ и ВЧ.

Отметим, что оценки γ_R для пленки III предполагают наличие структурных вакансий в металлической подрешетке, как это обычно делается для сверхстехиометрических фаз внедрения со структурой типа NaCl [4,24], а для пленок I и II оценки проведены в предположении о наличии вакансий в неметаллической подрешетке. Дальнейшие исследования заселенности подрешеток в синтезированных пленках, как и более точные определения па-

раметров решетки, особенно для пленок типа III, должны уточнить эти предположения и соответственно могут внести коррективы в значения γ_f . Не исключено также, что определенная часть примесных неметаллических атомов может переходить из октаэдрических позиций в тетраэдрические, как это предполагается, например, для сверхстехиометрического нитрида титана [25].

2) Свойства. Для удобства анализа полученных характеристик (табл. 2) в табл. 3 приведены также наиболее достоверные показатели аналогичных свойств для компактных образцов диборида и нитрида титана. При сравнении данных, приведенных в этих таблицах, нужно иметь в виду влияние отклонений от стехиометрии и наличия примесей на свойства нитридов и боридов [19,24], а также особенности методики измерений.

В столбце для твердости в табл. 2 в скобках приведены оцененные по методу [29] значения H_V , относящиеся к твердости собственно пленок и позволяющие в значительной степени элиминировать влияние подложки на измерения тонких и неодинаковых по толщине пленок. При сравнении данных по твердости нужно, конечно, иметь в виду влияние нагрузки при измерениях на величину твердости. С учетом этого обстоятельства анализ полученных нами результатов при сопоставлении с данными табл. 3 позволяет сделать вывод, о том что твердость пленок в 1.5–2 раза выше соответствующих показателей для обычных поли- и монокристаллических объектов. Такое отличие естественно связать с влиянием наноструктуры и проявлением зависимости типа известного соотношения Холла–Петча. Заметим, однако, что в случае металлов переход в нанокристаллическое состояние сопровождается существенно большим ростом твердости. Для железа, меди, серебра, никеля и палладия это повышение составляет 4–6 раз [2,3,5]. Такое различие в поведении хрупких по природе нитридов [6] и боридов переходных металлов и пластичных металлов, очевидно, связано с особенностями деформации этих объектов в нанокристаллическом состоянии.

Информация об упругих свойствах наноструктурных беспористых пленок представляет интерес в связи с возможностью проверки оценок [30], выполненных методами молекулярной динамики и свидетельствующих о снижении значений модулей Юнга, сдвига и объемной упругости для наноструктурных материалов (применительно к меди оцененное снижение составляет соответственно ~25, ~50 и 8%). В случае порошковых материалов такая проверка затруднена влиянием остаточной пористости. Как видно из табл. 2, характерные величины модуля Юнга для исследованных пленок составляют порядка 460–490 GPa. Это несколько меньше экспериментально полученных величин E для поликристаллических TiB_2 и TiN (табл. 3). Ранее в работе [5] уже обсуждались возможные причины снижения упругих свойств в наноструктурных материалах (влияние аморфизированных приграничных областей, роль межзеренного проскальзывания и внутренних напряжений, неравновесное состояние границ и др.). Применительно к полученным

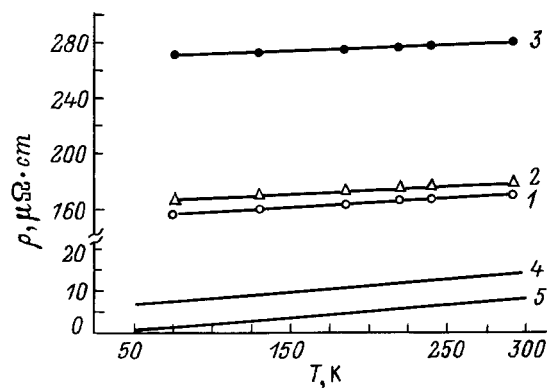


Рис. 4. Температурная зависимость электросопротивления. 1 — пленка I, 2 — II, 3 — III, 4 — поликристалл TiB_2 [28], 5 — монокристалл TiB_2 [28].

нами данным следует добавить еще и возможное влияние структурных вакансий в результате нестехиометричности (табл. 1). Простые оценки показывают, что при размере кристаллитов около 5 nm доля аморфизированных приграничных областей в предположении ширины границы порядка 1 nm может составлять около 50%. Полагая, как обычно, что уменьшение модуля Юнга при переходе из кристаллического состояния в аморфное составляет 40% [31], получаем в первом приближении, что для наноструктурного материала с величиной кристаллитов 5 nm значение модуля Юнга может быть примерно на 20% ниже по сравнению с обычным поликристаллом. Однако и отклонение от стехиометрии для фаз внедрения также существенно сказывается на уменьшении величины E [19,26]. Так, например, значения E для $TiN_{0.95}$ и $TiN_{0.87}$ составляют соответственно 618 и 480 GPa [26]. Указанное обстоятельство, а также точность нашей методики не позволяют пока высказать более определенные суждения о природе упругих характеристик синтезированных пленок, хотя сами по себе полученные величины по сравнению с данными других авторов, использующих преимущественно методику наноиндентирования [4,11], представляются вполне разумными.

На рис. 4 показан температурный ход электросопротивления пленок I–III, а также для сравнения приведены аналогичные данные для поли- и монокристалла TiB_2 высокой чистоты [28]. Положительный знак температурной зависимости ρ и металлоподобный характер синтезированных пленок очевиден, хотя общий уровень электросопротивления на порядок и более превышает аналогичные характеристики равновесных поли- и монокристаллических образцов. Это естественно связать с рассеянием носителей на границах кристаллитов, структурных вакансиях, примесях и искажениях решетки. Отметим, что наши данные по ρ_{298} для пленок I и II даже ниже результатов, опубликованных в литературе [4,32], а для пленок III сравнимы с результатами упоминавшейся работы [17]. Характерно также, что рост электросопротивления с температурой для наноструктурных пленок

проходит интенсивнее, чем для равновесных объектов (угловые коэффициенты соответствующих зависимостей $\rho = f(T)$ отличаются примерно в 2 раза); такая ситуация отмечалась также при исследовании температурной зависимости ρ для обычной и наноструктурной меди (размер кристаллитов 7 nm; отличие в параметре $\Delta\rho/\Delta T$ составляло ~ 2.6) [33]. Последнее обстоятельство свидетельствует в пользу преобладающего вклада рассеяния носителей на межкристаллитных границах в повышенные значения ρ пленок. Следует остановиться также на величине температурного коэффициента электросопротивления. Для пленок I, II полученные значения α в 5–10 раз меньше, чем для соответствующих равновесных образцов; примерно такая же картина наблюдается и для пленок нитрида титана [4]. Наконец, более высокие значения ρ и более низкие величины α для пленок III вообще характерны для сверхстехиометрических нитридов переходных металлов, у которых в этом интервале составов отмечен переход от металлической проводимости к полупроводниковой [4].

Таким образом, для полученных магнетронным распылением пленок на основе диборида титана характерен размер кристаллитов менее 10 nm, образующиеся соединения существенно нестехиометричны, а параметры их твердости и электросопротивления в значительной степени обусловлены влиянием размерного эффекта. Предстоит количественное уточнение роли структурных вакансий и размера кристаллитов в формировании физико-механических свойств пленок.

Авторы признательны Н.Б. Дьяконовой, В.Н. Смирнову и С.Ю. Шаривкеру за помощь в выполнении работ, также Российскому фонду фундаментальных исследований за финансовую поддержку (грант № 95-02-03518).

Список литературы

- [1] R.J. Siegel. *Phys. Chem. Sol.* **55**, 10, 1097 (1994).
- [2] H. Gleiter. *Nanostruct. Mater.* **6**, 1-4, 3 (1995).
- [3] C. Suryanarayana. *Int. Mater. Rev.* **40**, 2, 41 (1995).
- [4] Р.А. Андриевский. *Успехи химии* **66**, 1, 57 (1997).
- [5] Н.П. Кобелев, Я.М. Сойфер, Р.А. Андриевский, Б. Гюнтер. *ФТТ* **36**, 1, 216 (1994).
- [6] R.A. Andrievski, V.S. Urbanovich, N.P. Koblelev, V.M. Kuchinski. In: *Fourth Euro Ceramics / Ed. A. Bellosi. Gruppo Edit. Faenza, Italy* (1995). V. 4. P. 307.
- [7] Р.А. Андриевский. *Успехи химии* **64**, 4, 311 (1995).
- [8] C. Mitterer, M. Rauter, P. Rodhammer. *Surf. Coat. Technol.* **41**, 4, 351 (1990).
- [9] W. Herr, B. Matthes, E. Broszeit, K.H. Kloos. *Mater. Sci. Eng.* **A140**, 4, 660 (1991).
- [10] O. Knotek, F.J. Löffler. *Hard Mater.* **3**, 1, 29 (1992).
- [11] P. Hammer, A. Steiner, R. Villa, M. Baker, P.N. Gibson, J. Haupt, W. Gissler. *Surf. Coat. Technol.* **68-69**, 4, 194 (1994).
- [12] Р.А. Андриевский, Г.В. Калинин, А.Ф. Потафеев, М.А. Пономарев, С.Ю. Шаривкер. *Неорган. материалы* **31**, 12, 1536 (1995).
- [13] А.С. Аронин, В.А. Кислов, Н.П. Кобелев, Я.М. Сойфер. *ФТТ* **33**, 4, 1001 (1991).
- [14] J. Chen, J.A. Barnard. *Mater. Sci. Eng.* **A191**, 4, 233 (1995).
- [15] J.L. Murray, P.K. Liao, K.E. Spear. *Bull. Alloy Phase Diagr.* **7**, 6, 550 (1986).
- [16] W.J. Lengauer. *All. Comp.* **186**, 4, 293 (1992).
- [17] H. Tsuda, Y. Numasawa. *Jap. J. Appl. Phys.* **34**, 6A, L691 (1995).
- [18] В.Д. Чупов, В.И. Унрод, С.С. Орданьян. *Порошковая металлургия*, **1**, 62 (1981).
- [19] Р.А. Андриевский, И.И. Спивак. *Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе. Металлургия, Челябинск* (1989). 367 с.
- [20] М.И. Айвазов, И.А. Домашнев. *Неорган. материалы* **7**, 10, 1735 (1971).
- [21] M. Tamura, H. Kubo. *Surf. Coat. Technol.* **54/55**, 4, 255 (1992).
- [22] Q.Q. Yang, L.S. Wen, Chen, Y.Q. Zheng, Y.Z. Zhuang. *Vacuum* **46**, 2, 181 (1995).
- [23] Д.В. Штанский, Е.А. Левашов, В.И. Косянин, Н.Б. Дьяконова, И.В. Лясоцкий. *ФММ* **80**, 1, 120 (1995).
- [24] Р.А. Андриевский, Я.С. Уманский. *Фазы внедрения. Наука, М.* (1977). 239 с.
- [25] R.R. Manory, G. Kimmel. *Thin Solid Films* **150**, 2, 277 (1987).
- [26] К.И. Портной, А.А. Мукасеев, В.Н. Грибков, Ю.В. Левинский. *Порошковая металлургия*, **5**, 87 (1968).
- [27] B.O. Johansson, J.-E. Sundgren, J.E. Greene, A. Rokekett, S.A. Barnett. *J. Vac. Sci. Technol.* **A3**, 2, 303 (1985).
- [28] А.М. Прохоров, Н.П. Лякишев, Г.С. Бурханов, В.А. Дементьев. *Неорган. материалы* **32**, 11 (1996).
- [29] V. Jonsson, S. Hogmark. *Thin Solid Films* **114**, 2, 257 (1984).
- [30] S.R. Philipot, D. Wolf, H. Gleiter. *J. Appl. Phys.* **78**, 2, 847 (1995).
- [31] А.М. Глезер, Б.В. Молотилов. *Структура и механические свойства аморфных сплавов. Металлургия, М.* (1992). 208 с.
- [32] J.G. Ryan, S. Roberts, G.J. Slusser, D. Adams. *Thin Solid Films* **153**, 2, 329 (1987).
- [33] Y.K. Huang, A.A. Menovsky, F.R. de Boer. *Nanostruct. Mater.* **5**, 6, 505 (1993).