

РОЛЬ ВНУТРЕННИХ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ФОРМИРОВАНИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК $p\text{-(Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$

Ш.Д. Султонов, Н.Х. Юлдашев

Ферганский политехнический институт

Узбекистан

Поступила в редакцию 09.04.2009

Приведены результаты исследований статических деформационных характеристик при односторонних сжатиях и растяжениях поликристаллических пленок $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$, в которых существенны внутренние механические напряжения. Предложены некоторые способы линеаризации и симметризации этих характеристик.

Одной из важных задач полупроводниковой тензометрии является изготовление тензодатчиков с линейной и симметричной деформационной характеристикой (ДХ). В зависимости от причины возникновения нелинейности ДХ ее компенсируют определенными методами. Асимметричность ДХ пленочных полупроводниковых тензорезисторов, скорей всего, связана с внутренними механическими напряжениями (ВМН) в пленках, которые малоизучены. В настоящей работе приводятся результаты исследований статической ДХ поликристаллических пленок $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$, в которых существенны структурно-технологические ВМН, а также предлагаются некоторые способы линеаризации и симметризации этих характеристик.

Известно [1, 2], что ДХ полупроводниковых тензочувствительных пленок $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$ ученных термовакуумным испарением на нагретые подложки несимметричны, а для пленок на полиимиде ПМ-1 и на оксидированном дюралюминии еще и сильно нелинейны при деформациях сжатия. Эти особенности пьезосопротивления не наблюдаются в монокристаллах и, естественно, они в тонких поликристаллических пленках связаны с ВМН. Заведомо ВМН в неоднородных пленочных структурах из многокомпонентных соединений, таких как, $(\text{Bi}_x\text{Sb}_{1-x})_2\text{Te}_3$, обусловлены главным образом двумя источниками [3]:

1. Наличие структурных несовершенств типа дислокаций, пор, границ кристаллических зерен, изменения химического и фазового составов по толщине или объему пленки.

2. Различие термических коэффициентов линейных и объемных расширений материалов пленки $\alpha_{\text{пл}}$ и подложки $\alpha_{\text{под}}$, а также их межатомных расстояний.

В процессе роста пленки вероятность образования краевых, винтовых дислокаций и двойников определяется в основном материалом и температурой подложки, скоростью напыления, величиной температурного градиента в направлении роста и степенью отклонения от стехиометрического состава для молекулярных пучков. Любое несогласование скорости роста, теплоты кристаллизации и условий теплоотвода, а также гетерогенные образования находят свои отражения в количестве тепловой энергии, запасенной в соответствующих неоднородностях, приводящие, в конечном счете, к образованию ВМН. Большие ВМН возникают также и при охлаждении пленочной структуры, если коэффициенты тепловых расширений веществ пленки и подложки, а также их постоянные решетки заметно отличаются друг от друга и приводят к увеличению плотности дислокаций, образованию микротрещин в пленке. Здесь далеко не последнюю роль играет также ВМН, возникающие из-за поверхностных натяжений пленки, обусловленные межмолекулярными силами. Любая пленка, выращенная на неоднородной подложке методом вакуумного термического испарения многокомпонентных соединений, особенно разлагающихся при испарении, находится в деформированном состоянии под действием ВМН. Исходное механическое состояние свежеприготовленной тензочувствительной пленки описывает-

ся некоторым начальным значением относительной деформации ϵ_0 , обусловленной ВМН P_0 и, тем самым, определяющейся величиной отклонения механического состояния пленки от равновесного. Величина ϵ_0 по существу состоит из двух слагаемых

$$\epsilon_0 = \epsilon'_0 + \epsilon''_0,$$

где ϵ'_0 , как и в случае массивных поликристаллических образцов, обусловлена объемными и поверхностными неоднородностями, пористостью и зернистостью, возникающих в непосредственном процессе роста пленки, а также поверхностными натяжениями, а ϵ''_0 – различие термических коэффициентов расширения $\alpha_{пл}$ и $\alpha_{под}$ (а также несоответствием их постоянных решеток). Заметим, что коэффициент α для Bi_2Te_3 при комнатной температуре имеет значение $\alpha_{пл} = 13,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, для дюралюминия – $\alpha_{под} = 23 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, а для полиимида ПМ-1 – $\alpha_{под} = (50 \div 63) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Второе слагаемое в (1), отражающее наличие подложки и ее вклад в формировании ВМН тонкой пленки, по существу, делает последней качественно отличным от массивного поликристалла тензочувствительным элементом. Для тонких пленок влияние ϵ''_0 на тензорезистивные свойства может быть очень существенным, порой определяющим, а с увеличением толщины или объема, естественно вклад ϵ'_0 в ϵ_0 монотонно растет. Величина ϵ''_0 может быть как положительной, так и отрицательной. Поэтому в зависимости от материалов конденсата и подложки, а также технологических факторов предварительная деформация ϵ_0 пленки (при отсутствии внешних воздействий), следовательно, и ее ВМН P_0 , ведут себя сложным образом не только по значениям, но и по знакам.

Франк и Ван-дер-Мерве [4] рассчитали величину ϵ_0 для эпитаксиальной монокристаллической пленки, предполагая, что последняя будет частично деформироваться, чтобы уменьшить несоответствие между параметрами своей решетки и решетки подложки, а остающиеся после этого несоответствия “принимает на себя” возникающая сетка приграничных дислокаций. Следуя [4], ВМН условимся считать сжимающими, если пленка как бы стремится расширяться параллельно поверхности. В этом случае знаки

ВМН и ϵ_0 , считаем отрицательной ($P_0, \epsilon_0 < 0$). Наоборот, знак ВМН, под действием которых пленка находится в растянутом состоянии, принимаем за положительный ($P_0, \epsilon_0 > 0$). Определяя величины ϵ_0 и P_0 в отдельности из соответствующих экспериментов можно оценить “эффективный модуль Юнга”

$$E_{эфф} = E_0 = |P_0/\epsilon_0|$$

характеризующий упругое состояние свежеприготовленной пленки как квазиоднородной сплошной среды. Естественно, величина E_0 сильно зависит от технологии получения пленочной структуры, дополнительной ее обработки и влияния окружающей среды [5, 6].

Поскольку пьезорезистивный эффект есть проявление электромеханического отклика полупроводника на внешнее механическое воздействие, то очевидно, что значение и характер протекания этого эффекта непосредственно зависит от исходного упругого состояния образца. Поэтому естественно ожидать, что наличие ВМН в тонких пленках и массивных поликристаллах, порой определяющим образом, влияет на их тензорезистивные свойства. Многочисленные исследования деформационных характеристик пленок из различных соединений показали [2], что во всех пленках, обладающих аномально большим коэффициентом тензочувствительностью (КТЧ, $K \geq 10^3 \div 10^4$), обнаруживаются большие ВМН, достигающие в отдельных случаях порядка $\epsilon_0 \approx 10^{-3}$ отн. ед. Интересно заметить, что последние ярко отражаются в резкой асимметрии и нелинейности деформационной характеристики при одной из двух односторонних деформаций разного знака [6]. Опыт также показывает, что знак ВМН в исследованных нами пленках совпадает всегда со знаком той деформации, при которой наблюдается более ранняя и сильная нелинейность деформационной характеристики данной пленки.

Большие ВМН, особенно в пленках с аномально высоким КТЧ, с течением времени вызывает необратимые структурные превращения в пленках, что приводит к релаксации исходного деформированного состояния, а значит и к релаксации величины ϵ_0 . Такая деградация упругого состояния тензочувствительной пленки отражается и в

ее статических деформационных характеристиках, в изменении КТЧ во времени. Чтобы избавиться от такого нежелательного эффекта, свежеприготовленные тензочувствительные пленки, подвергаются термической обработке, лазерному отжигу и другим дополнительным обработкам, которые частично снимают ВМН, связанного в основном, с внутренней деформацией ϵ'_0 . Однако ВМН, ответственное за ϵ''_0 , а значит нелинейность и несимметричность деформационной характеристики пленки полностью этими дополнительными обработками не устраняется. Для этой цели мы использовали метод предварительной деформации (ПД), суть которого заключается в следующем. Сначала необходимо определить знаки и величины ВМН в исследуемой пленке, полученной обычным методом, для чего снимают ее ДХ при нагрузках одностороннего сжатия и растяжения, откуда определяется знак ВМН. Затем в зависимости от знака и величины ВМН повторно получают пленки напылением на предварительно деформированной, определенным образом, подложке. Если, например, до напыления к подложке приложена сжимающая сила, то когда она снимается после образования пленки, последняя приводит в искусственно наведенное состояние растяжения. Очевидно, что ПД растяжения $\epsilon^* > 0$ может в той или иной степени компенсировать деформацию сжатия в пленке, обусловленную ВМН сжатия ($P_0, \epsilon_0 < 0$). При этом главная цель состоит в выборе условия

$$\epsilon^* = -\epsilon_0 \text{ или } P^* = -P_0,$$

когда ВМН полностью компенсируется напряжением, созданным ПД пленки. Для заданных значений температуры подложки, скорости конденсации пленки и других технологических параметров изменив величину ПД можно добиться того, что ВМН (P_0) будет компенсироваться механическим напряжением предварительной деформации (P^*). В результате изготовленный таким образом тензорезистор будет практически одинаково реагировать на последующие деформации растяжения и сжатия, т.е. деформационная характеристика будет иметь симметричный вид.

Предварительная деформация подложек осуществлялась на приборе, одна из возможных конструкций которого показана на рис. 1. Подложка – 2, крепилась на вогнутом подложкодержателе – 4 так, чтобы между ними осуществлялся хороший тепловой контакт, и она могла быть равномерно нагретой от нагревателя – 3. При этом, вогнутая поверхность держателя позволяла изгибать подложку толщиной d , напрягая ее до необходимой величины, на которую наносилась тензочувствительная пленка – 1 из $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$. На рабочий участок подложки действовал постоянный изгибающий момент, который вызывал равномерную деформацию одностороннего сжатия рабочего участка длиной ℓ . Эту деформацию определяли по величине прогиба y в середине пластинки по формуле:

$$\epsilon = \frac{4d}{\ell^2} y$$

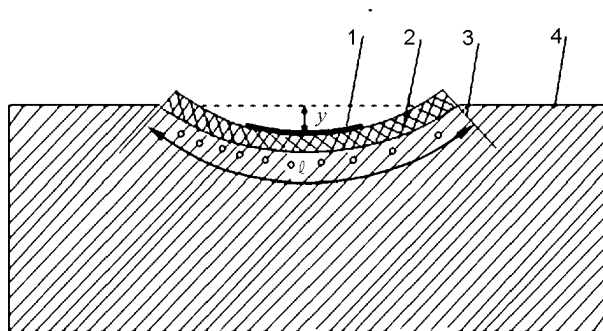


Рис. 1. Схема конструкции для создания предварительной деформации сжатия (растяжения) в пленке и подложке. 1 – пленка, 2 – подложка, 3 – нагреватель, 4 – подложкодержатель.

Когда подложка с нанесенной на нее пленкой освобождается от конструкции, то они приходят к исходному недеформированному состоянию, а пленка уже испытывает деформацию $\epsilon^* = -\epsilon$, равную по величине, но обратную по знаку, предварительной деформации подложки.

В наших экспериментах значение ПД ϵ^* в зависимости от стрелы прогиба могло изменяться в пределах от $0,5 \cdot 10^{-5}$ до $2,0 \cdot 10^{-3}$ отн. ед. Значение напряжения, созданного в пленке ПД подложки, рассчитали исходя из конструкции прибора дополнительным экспериментом в пределах упругих деформаций.

Для исследования статических деформационных характеристик были изготовлены образцы, как на нейтральных, так и на предварительно деформированных подложках из

оксидированного дюралюминия. Одновременно напылялись 4 пленки с различным уровнем предварительной деформации и 2 контрольные пленки без деформации подложки. Температура подложек для каждой партии была постоянной и контролировалась хромель-алюмелевой термопарой. Внутренние напряжения исследовались в пленках, которые осаждались при температурах от 50 °C до 150 °C и скоростях напыления от 100 до 400 Å/c.

На рис. 2 приведены деформационные характеристики пленок, полученных при температурах подложки $T_{\text{п}} = 50$ °C (кривая 1), 90 °C (2) и 120 °C (3) без ПД со скоростью напыления $W = 200$ Å/c. Видно, что все кривые несимметричны и обнаруживают нелинейности в области деформации сжатия. Исходя из вышеизложенного заключаем, что в рассматриваемых пленках существует внутреннее напряжения сжатия, причем значение этих напряжений наибольшее в пленке с $T_{\text{п}} = 90$ °C, так как в ней степень нелинейности наибольшая.

Из рис. 2 видно, что все пленки обладают большей тензочувствительностью при одностороннем растяжении, чем при сжатии. Дальнейшие исследования пленок, полученных на подложках с ПД показывают, что сначала

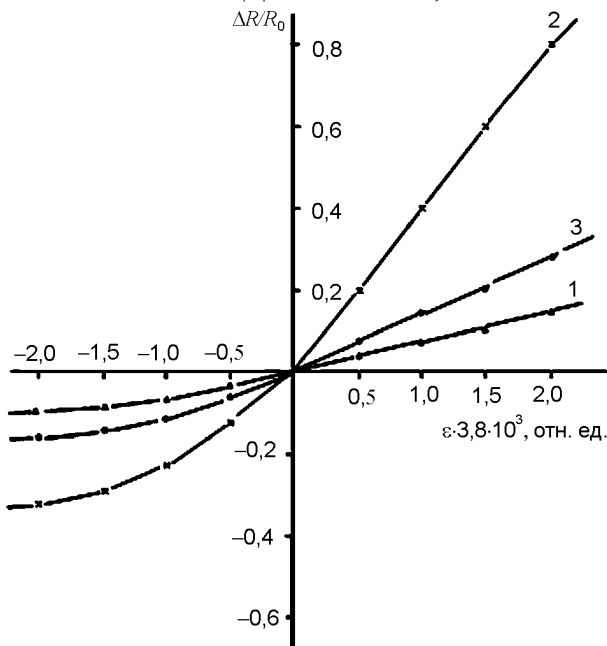


Рис. 2. Деформационная характеристика пленок из $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$, полученных на подложках из дюралюминия с температурами $T_{\text{п}} = 50$ °C (кривая 1); 90 °C (2) и 120 °C (3) $W = 200$ Å/c.

с ростом уровня ПД указанная разница тензочувствительности монотонно уменьшается, также, как и уменьшается нелинейность и асимметричность ДХ пленок. Для каждой пары значений $T_{\text{п}}$ и W при неизменных других технологических параметрах имеется определенное значение ϵ^* , при котором нелинейность характеристики пленки исчезает и она принимает симметричный вид. Такая пленка в области умеренных упругих деформаций характеризуется одним и тем же значением КТЧ как при деформации одностороннего сжатия, так и при растяжениях, что является одной из главных целей данной работы. С дальнейшим ростом ПД линейность и симметричность деформационной характеристики пленок нарушается, причем нелинейность теперь наблюдается в области растяжения. Сказанное подтверждается экспериментальными кривыми 1 – 6 рис. 3, для пленок полученных на подложках с одинаковой температурой, равной 90 °C, однако с разными уровнями ПД: $\epsilon \cdot 10^{-3} = 0$ (кривая 1); $-0,5$ (2); $-1,0$ (3); $-1,4$ (4); $-1,75$ (5); $-2,0$ (6).

На рис. 4а показаны деформационные характеристики пленок, полученных на предварительно деформированных подложках с уровнем деформации $\epsilon^* = -0,5 \cdot 10^{-3}$ отн. ед. Кривые 1' – 3' соответствуют кривым 1 – 3

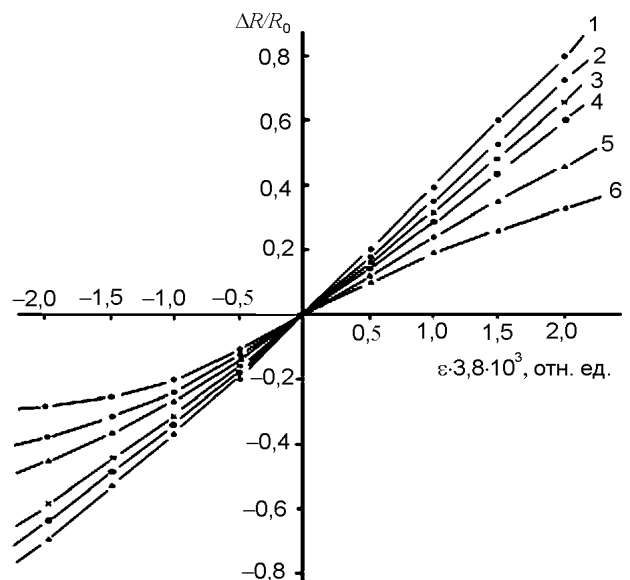


Рис. 3. Деформационные характеристики пленок из $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$, полученных на подложке из оксидированного дюралюминия с $T_{\text{п}} = 50$ °C и $W = 200$ Å/c при различных уровнях ПД: $\epsilon^* = 0$ (1); $-0,5 \cdot 10^{-3}$ (2); $-1 \cdot 10^{-3}$ (3); $-1,4 \cdot 10^{-3}$ (4); $-1,75 \cdot 10^{-3}$ (5); $-2 \cdot 10^{-3}$ (6).

на рис. 2, которые приведены пунктирными линиями, т.е. для обеих групп пленок один и тот же технологический режим получения, если не учитывать наличия ПД во втором случае. Видно, что приложенная ПД растяжения $\epsilon^* = 0,5 \cdot 10^{-3}$ отн. ед. почти уже линейаризовала характеристику пленки с $T_{\text{п}} = 50^\circ\text{C}$ и существенно влияла на характеристики пленок с $T_{\text{п}} = 90^\circ\text{C}$ и 120°C .

На рис. 4б представлены деформационные характеристики пленок с $T_{\text{п}} = 50^\circ\text{C}$ (1) 90°C

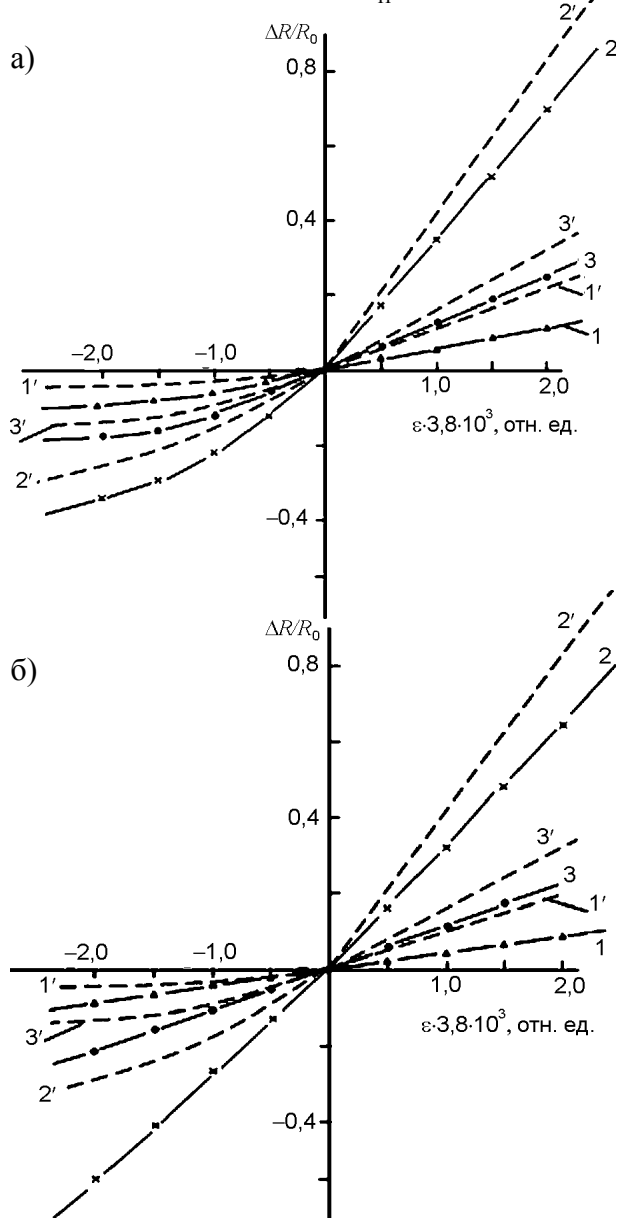


Рис. 4. Деформационные характеристики пленок из $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$, полученных на подложках с ПД при температурах $T_{\text{п}} = 50^\circ\text{C}$ (кривая 1), 90°C (2) и 120°C (3). Значение ПД для кривых 1–3 на рис а) одинаково и равно $-0,5 \cdot 10^{-3}$ отн. ед., а для кривых на рис. б) различно: $-0,7 \cdot 10^{-3}$ (кривая 1), $-1,4 \cdot 10^{-3}$ (2), и $-1,8 \cdot 10^{-3}$ (3). Пунктирные линии изображают кривые (1–3) из рис. 2. $W = 200 \text{ \AA}/\text{с}$.

(2) и 120°C (3), которые получены соответственно при значениях ПД подложек: $\epsilon_1 = -0,7 \cdot 10^{-3}$; $\epsilon_2 = -1,4 \cdot 10^{-3}$ и $\epsilon_3 = -1,8 \cdot 10^{-3}$ отн. ед. Пунктирные кривые изображают кривые 1–3 из рис. 2. Видно, что указанные значения предварительной деформации подложек полностью линейаризуют и симметризируют деформационные характеристики соответствующих пленок. Отсюда можно сделать вывод, что ПД растяжения $\epsilon_1^* = 0,7 \cdot 10^{-3}$; $\epsilon_2^* = 1,4 \cdot 10^{-3}$; и $\epsilon_3^* = 1,8 \cdot 10^{-3}$ отн. ед. полностью компенсируют ВМН пленок из $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$, полученных на подложках из оксидированного дюралюминия, нагретых до температуры $T_{\text{п1}} = 50^\circ\text{C}$; $T_{\text{п2}} = 90^\circ\text{C}$ и $T_{\text{п3}} = 120^\circ\text{C}$ с одинаковой скоростью напыления $W = 200 \text{ \AA}/\text{с}$.

В дальнейшем были исследованы ВМН в пленках в зависимости от скорости напыления W при неизменных температурах подложки. Как видно из табл. 1 значение ВМН пленок увеличивается с ростом W , также как и с ростом $T_{\text{п}}$. Это объясняется укрупнением кристаллических зерен и ростом вероятности образования дислокаций и различных объемных дефектов упаковки с увеличением скорости осаждения пленки [7].

В табл. 1 также приведены рассчитанные значения эффективного модуля Юнга $E_{\text{эфф}}$. Эта величина грубо может характеризовать упругие свойства пленки. Между $E_{\text{эфф}}$ и технологическими параметрами ($T_{\text{п}}$, W), определяющими структуру пленки, прослеживается четкая корреляция. Безусловно, представляет интерес возможность отдельного изучения ВМН, обусловленных наличием подложки и объемных дефектов, т.е. ВМН приводящих к

Таблица 1

№ пленки	$T_{\text{п}}, ^\circ\text{C}$	$W, \text{ \AA}/\text{с}$	$\epsilon_0 \cdot 10^3$, отн. ед.	$P_0 \cdot 10^{-7}$, Па	$E_{\text{эфф}} \cdot 10^{-12}$, Па
1	50	200	$\approx 0,7$	$\approx 0,2$	$\approx 0,3$
2	70	200	1,0	0,5	0,5
3	90	200	1,4	1,1	0,8
4	120	200	1,8	1,8	1,0
5	150	200	2,0	2,4	1,2
6	90	100	0,8	0,5	0,6
7	90	150	1,1	0,9	0,8
8	90	250	1,4	1,3	0,9
9	90	300	1,5	1,5	1,0
10	90	400	1,8	2,0	1,1

ϵ'_0 и ϵ''_0 . При этом следует заметить, что значения ϵ^* для пленок, рассмотренных на рис. 4б, определяют $\epsilon_0 = \epsilon'_0 + \epsilon''_0 = -\epsilon^*$. Поэтому свежеприготовленные пленки, имеющие линейные и симметричные деформационные характеристики, как на рис. 4б, в дальнейшем подвергали к термическим отжигам в вакууме и на воздухе с целью снятия ВМН, связанных объемными дефектами. Оказалось, что в соответствии с ожиданием действительно деформационные характеристики отожженных пленок частично делинеаризируются и десимметризируются. Далее изучая характеристики отожженных пленок с различными уровнями ПД подложек определили те значения ϵ^* , которые в основном определяются ВМН, связанных наличием подложки, т.е. ϵ''_0 .

В табл. 2 приведены значения ϵ'_0 и ϵ''_0 , определенные описанным выше методом. Все пленки подвергались термической обработке на воздухе при температуре 125 °С в течении 4-х часов. Видно, что при низких температурах подложки и больших скоростях напыления роль объемных дефектов в формировании пленок становится существенной. Если учитывать, что после любой термообработки ВМН, связанные объемными дефектами, никогда полностью не исчезают, то очевидно, что результаты табл. 2 являются грубыми приближениями: величина ϵ'_0 занижена и наоборот, ϵ''_0 – завышена.

Таблица 2

№ пленки	$T_{\text{п}}, \text{ }^\circ\text{C}$	$W, \text{ } \text{Å}/\text{с}$	$\epsilon'_0 \cdot 10^3, \text{ отн. ед.}$	$\epsilon''_0 \cdot 10^3, \text{ отн. ед.}$
1	50	200	0,2	0,5
2	70	200	0,2	0,8
3	90	200	0,4	1,0
4	120	200	0,5	1,3
5	150	200	0,6	1,4
6	90	100	0,1	0,7
7	90	150	0,2	0,9
8	90	250	0,4	1,0
9	90	300	0,5	0,9
10	90	400	0,9	0,9

Примечание: Здесь величина ϵ''_0 принята равной ϵ_0 для пленок, подверженных термообработке, а величина ϵ'_0 рассчитана как разница величины ϵ_0 из табл. 1 и ϵ''_0 .

На рис. 5 приведена зависимость КТЧ пленок $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$, осажденных со скоростью $W = 200 \text{ Å}/\text{с}$ на нейтральные (кривые 1, 2) и предварительно деформированные (3) подложки из оксидированного дюралюминия, от температуры подложки. Видно, что для пленок на нейтральных подложках КТЧ при деформациях растяжения и сжатия почти в два раза отличаются при любых $T_{\text{п}}$. Кривая 3 описывает зависимость $K(T_{\text{п}})$ для пленок с линеаризованными и симметризованными деформационными характеристиками, полученных на подложках с предварительной деформацией и путем дополнительной термической обработкой на воздухе при температуре $T_{\text{п}} = 125 \text{ }^\circ\text{C}$ в течении 4-х часов.

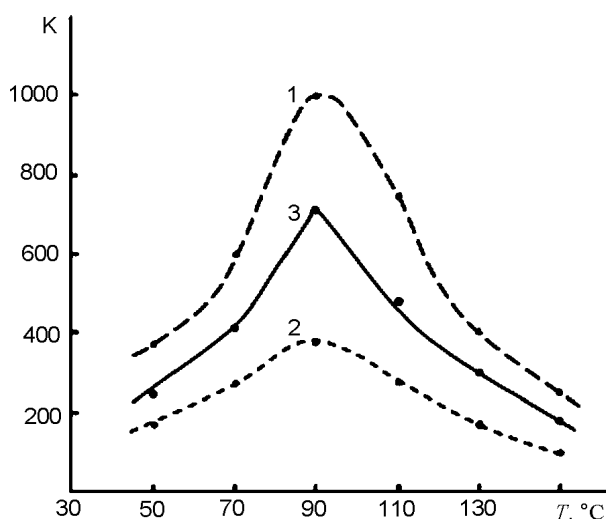


Рис. 5. Зависимость коэффициента тензочувствительности пленок $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$ от температуры подложки. Кривые 1 и 2 сняты при деформациях растяжения и сжатия, у пленок на нейтральных подложках, а кривая 3 – у пленок, полученных на подложках с предварительной деформацией. $W = 200 \text{ Å}/\text{с}$.

ВЫВОДЫ

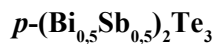
В заключение заметим, что свежеприготовленные пленки $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$ обладают существенным гистерезисом ДХ при циклических нагружениях и могут быть использованы как датчики накопления усталостных повреждений. После термической обработки параметры исследованных пленок всегда стабилизировались и гистерезис КТЧ сводился до минимума. Предложенные здесь методы можно применять для изготовления пленочных тензорезисторов с линейными и сим-

метричными ДХ из других полупроводниковых материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Абдуллаев Э.А., Юлдашев Н.Х. Эффект пьезосопротивления в халькогенидах свинца и висмута. Часть I. – Ташкент.: Фан, 1989. – 182 с.
2. Абдуллаев Э.А., Султонов Ш.Д., Юлдашев Н.Х. Эффект пьезосопротивления в халькогенидах свинца и висмута. Часть II. – Фергана: Фаргона, 2006. – 118 с.
3. Гольцман Б.М., Комиссарчик М.Г., Леонтьев П.А. Исследование напряжений I и II рода в пленках твердых растворов $\text{Bi}_2\text{Sb}_2\text{Te}_3$. В кн. “Физика и технология тонких пленок сложных полупроводников”. – Ужгород, 1975. – 178 с.
4. Метьюз Дж. У. Монокристаллические пленки, полученные испарением в вакууме. В кн. “Физика и технология тонких пленок” – М.: Мир, 1970. – С. 167-227.
5. Атакулов Б., Абдуллаев Э.А., Ахмедов М.М., Юлдашев Н.Х. Получение и исследование состава, структуры и тензометрических свойств полупроводниковых пленок $(\text{Bi}_x\text{Sb}_{1-x})_2\text{Te}_3$ //Рус. Деп. в ВИНТИ Дек. 1986. № 10985.
6. Султонов Ш.Д., Юлдашев Н.Х. Статические деформационные характеристики поликристаллических пленок $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$ с учетом внутренних механических напряжений// Материалы 16 межд. конференции “Современные методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики”, Ялта, Крым (Украина). 2008.
7. Каримов М.А., Юлдашев Н.Х. Роль границ раздела зерен в люкс-амперной характеристике поликристаллической пленки твердого раствора $\text{CdSe}_{1-x}\text{S}_x$ //Поверхность. Рентгеновские синхротронные и нейтронные исследования. – 2006. – № 5. – С.88-93.

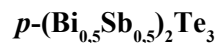
РОЛЬ ВНУТРІШНІХ МЕХАНІЧНИХ НАПРУГ У ФОРМУВАННІ ДЕФОРМАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛІКРИСТАЛІЧНИХ ПЛІВОК



Ш.Д. Султонов, Н.Х. Юлдашев

Наведено результати досліджень статичних деформацийних характеристик при односторонніх стисках і розтяганнях полікристалічних плівок $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$, у яких істотні внутрішні механічні напруги. Запропоновано деякі способи лінеаризації й симетризації цих характеристик.

THE ROLE OF INTERNAL MECHANICAL PRESSURES IN FORMATION OF DEFORMATION CHARACTERISTICS POLYCRYSTALLINE THIN FILMS



Sh.D. Sultonov, N.Kh. Yuldashev

The research results of static deformation characteristics are resulted at unilateral compression and stretching polycrystalline thin films $(\text{Bi}_{0,5}\text{Sb}_{0,5})_2\text{Te}_3$ in which internal mechanical pressure are essential. Some methods of linearization and symmetrization these characteristics are proposed.