

©1995

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОМПОНЕНТОВ ТВЕРДОГО РАСТВОРА $\text{Sn}_{1-z}\text{Ge}_z\text{Te}:\text{In}$ В ПЛЕНКАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО НАПЫЛЕНИЯ

*Д.И. Попов, С.Ф. Мусихин, С.А. Немов,
Р.В. Парфеньев, Т.Л. Макарова, В.Н. Светлов*

Санкт-Петербургский государственный технический университет
Поступило в Редакцию 23 мая 1994 года

Изучена корреляция электрофизических свойств в нормальном и сверхпроводящем состояниях с технологическими параметрами лазерного напыления слоев и с распределением компонентов сложного четырехкомпонентного материала $\text{Sn}_{1-z}\text{Ge}_z\text{Te}:\text{In}$ по толщине пленки. Дано качественное объяснение наблюдаемого характера распределения компонентов по толщине и предложено несколько механизмов, приводящих к такому распределению. Наблюдаемое обогащение приповерхностного слоя пленки In при $z = 0$ и Ge при $z > 0$ объяснено различными значениями парциального давления пара компонентов материала. Введение Ge в состав мишени резко снижает содержание In в приповерхностной области пленки. Наблюдался сверхпроводящий переход с критической температурой $T_c \approx 1.2-2.2$ К, которая снижалась при увеличении содержания Ge в пленке, как и в случае объемных образцов.

Сверхпроводящие свойства тонких слоев легированных индием твердых растворов $(\text{A}_{1-x}\text{C}_x^{\text{IV}})\text{B}^{\text{VI}}$, где $\text{A} = \text{Sn}$, $\text{C} = \text{Pb, Ge}$, $\text{B} = \text{Te, Se}$, представляют интерес в связи с обнаружением в объемных поликристаллах сверхпроводящего перехода с критической температурой T_c , близкой к температуре жидкого гелия [1], а также связанным с этим возможным техническим применением. Получение многокомпонентных пленок с составом, близким к составу шихты, представляет собой сложную задачу, одним из возможных способов решения которой является использование метода вакуумного импульсного лазерного напыления. В связи с этим необходим поиск оптимальных условий выращивания тонких слоев этим методом с помощью исследования их электрофизических свойств и изучения распределения компонентов по толщине.

Следует отметить, что важным показателем воспроизводимости состава шихты в пленке является наличие сверхпроводящего перехода с критической температурой, близкой к T_c в объемных образцах.

В настоящей работе приведены результаты исследования электрофизических свойств, включая сверхпроводящие, и оже-спектроскопических характеристик пленок в сопоставлении с технологическими параметрами их получения в применении к твердым растворам $\text{Sn}_{1-z}\text{Ge}_z\text{Te}$, легированным примесью индия, поликристаллические

объемные образцы которых переходят в сверхпроводящее состояние с критической температурой $T_c \approx 1-2$ К [2]. Интерес к подобным материалам обусловлен также тем, что примесь In в соединениях $A^{IV}B^{VI}$ обладает рядом уникальных свойств, в частности растворяется в очень больших количествах порядка 10–20 at.% (см., например, [3]). При этом In создает глубокие сильно локализованные (в пределах 1–2 элементарных ячеек) электронные состояния, энергетическое положение которых определяется составом матрицы [3]. В материалах на основе SnTe индий создает полосу резонансных состояний (с большой плотностью состояний, пропорциональной концентрации введенного In) на фоне валентной зоны [3,4].

1. Образцы, методика и результаты измерений

В качестве шихты для изготовления тонких пленок были выбраны объемные поликристаллические образцы твердых растворов $Sn_{1-z}Ge_zTe:In$ с постоянным содержанием легирующей примеси индия (16 at.%) и переменным количеством германия ($0 \leq z \leq 0.4$). Методом лазерного напыления в вакууме [5] на свежие сколы слюды мусковит $KAl_2(AlSi_3O_8)(OH)_2$ были получены две серии пленок. Оптимизация технологии напыления производилась на образцах первой серии с постоянным содержанием германия $z = 0.2$ путем варьирования температуры подложки T_{sub} (табл. 1). Найденная оптимальная температура подложки $T_{sub} = 140^\circ C$ была использована для изготовления второй серии тонких слоев твердых растворов с переменным содержанием германия. Важно отметить, что в использованном нами методе пленки изготавливались путем последовательного нанесения слоя в каждом импульсе. Энергия в импульсе составляла 0.3 J, что обеспечивало плотность мощности излучения лазера на мишени 10^9 W/cm².

Толщина полученных пленок d определялась эллипсометрическим методом и составляла 450–1200 Å. Измерения производились на эллипсометре ЛЭФ-3М на длине волны $\lambda = 6328$ Å в диапазоне углов падения $\varphi = 50-70^\circ$.

Наблюдалось отражение монохроматического излучения от поверхности образца и измерялись два параметра, характеризующие из-

Таблица 1

Основные характеристики пленок $Sn_{0.8}Ge_{0.2}Te$, легированных 16 at.% индия, напыленных при разных температурах подложки

Номер образца	$T_{sub}, ^\circ C$	$\rho_{300}, m\Omega \cdot cm$	$R, cm^3/C, 100 K$	$R/\rho (100 K), cm^2/(V \cdot s)$	T_c, K	$\Delta T_c, K$
D1	90	2.55	$2.7 \cdot 10^{-3}$	3.1	1.49	0.45
D2	140	1.62	$9.3 \cdot 10^{-3}$	5.3	1.66	0.07
D3	150	2.80	$7.1 \cdot 10^{-3}$	2.2	1.64	0.25
D4	200	3.02	$4.4 \cdot 10^{-3}$	1.1	1.54	0.30

Примечание. Толщина пленок d варьировалась от 600 до 1200 Å.

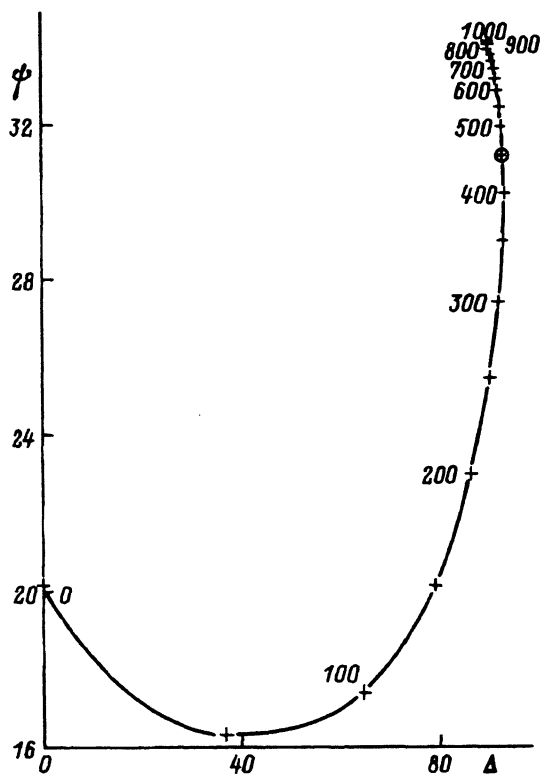


Рис. 1. Эллипсометрическая номограмма. Расчетная зависимость параметров Ψ и Δ в выражении (1) от толщины слоя SnTe:In ($C_{In} = 16$ at.%) на слюде для $\lambda = 0.6328 \mu\text{m}$ и $\varphi = 70^\circ$ (сплошная кривая).
 Метки (крестики) соответствуют увеличению толщины слоя твердого раствора на 50 Å. Кружком указано экспериментальное значение Ψ и Δ для пленки A2 из табл. 2.

менение его поляризации: амплитудный параметр Ψ и фазовый параметр Δ . Они связаны с относительным коэффициентом отражения структуры, состоящей из пленки и подложки, основным уравнением эллипсометрии [6]

$$\rho = R_p/R_s = \text{tg } \Psi \exp(i\Delta), \quad (1)$$

где R_p и R_s — комплексные коэффициенты отражения для компонент электромагнитной волны, поляризованных соответственно параллельно и перпендикулярно плоскости падения, Ψ — арктангенс относительного ослабления амплитуд при отражении, Δ — сдвиг фаз между этими векторами. Параметры Ψ и Δ содержат интегральную информацию о структуре, взаимодействующей с излучением, что в нашем случае означало информацию об оптических свойствах подложки (слюды), твердого раствора $\text{Sn}_{1-z}\text{Ge}_z\text{Te}:\text{In}$ и о толщине слоя.

Комплексный показатель преломления пленки и подложки $N = n - ik$ нами предварительно определялся в специальных экспериментах, где толщина слоя исследуемого вещества была значительно больше глубины проникновения излучения. В частности, для SnTe:In ($C_{In} = 16$ at.%) было получено значение $N = 1.037 - i \cdot 2.20$. Таким образом, единственным неизвестным параметром оставалась толщина слоя, которая определялась графоаналитическим методом (рис. 1).

Измерения электрических свойств проводились на постоянном токе четырехзондовым методом в интервалах температур 77–300 и 0.4–4.2 К в магнитном поле до 1.4 Т. Данные по электрическим параметрам

Основные характеристики пленок $\text{Sn}_{1-z}\text{Ge}_z\text{Te}$ с переменным содержанием германия z , напыленных при температуре подложки $T_{\text{sub}} = 140^\circ\text{C}$.

Номер образца	z	ρ_N , $\text{m}\Omega \cdot \text{cm}$	ρ_{300} , $\text{m}\Omega \cdot \text{cm}$	R , cm^3/C , (100 K)	R/ρ (100 K), $\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$	T_c , K	dH_{c2}/dT , kOe/K
A2	0	0.20 (0.41)	0.51 (0.52)	$2.1 \cdot 10^{-3}$ ($1.06 \cdot 10^{-3}$)	4.1 (2.0)	2.02 (2.46)	6.0 (6.7)
B2	0.05	0.31 (1.74)	0.68 (2.08)	$3.5 \cdot 10^{-3}$ ($3.4 \cdot 10^{-3}$)	5.1 (1.6)	1.82 (2.35)	7.7 (7.5)
C2	0.15	— (3.21)	1.86 (3.35)	— ($2.3 \cdot 10^{-3}$)	— (0.7)	1.20 (2.22)	9.1 (10.0)
D2	0.2	1.76 (1.01)	1.62 (2.75)	$9.3 \cdot 10^{-3}$ ($7.7 \cdot 10^{-3}$)	5.7 (2.8)	1.66 (1.97)	13.6 (8.4)
E2	0.3	1.46 (4.71)	1.40 (3.04)	$19.5 \cdot 10^{-3}$ ($10-12 \cdot 10^{-3}$)	13.9 (3.3-3.9)	< 0.4 (1.44)	— (14.8)

Примечание. Толщина пленок d варьировалась от 450 до 1200 Å. В скобках приведены данные для объемных поликристаллов.

пленок в нормальном и сверхпроводящем состояниях представлены в табл. 1, 2. Сверхпроводящий переход регистрировался путем измерения температурной зависимости сопротивления $\rho(T)$. Критическая температура T_c определялась на уровне $\rho = 0.5\rho_N$, где ρ_N — удельное сопротивление в нормальном состоянии. По разрушению сверхпроводимости в магнитном поле также на уровне $0.5\rho_N$ при разных T определялись значения второго критического магнитного поля H_{c2} . Величину производной $|dH_{c2}(T)/dT|_{T \rightarrow T_c}$ определяли из графика зависимости $H_{c2}(T)$. Плотность состояний $N(0)$ на уровне ферми в нормальном состоянии, как и ранее [7], оценивалась по теории грязного сверхпроводника из данных по ρ_N и $dH_{c2}/dT|_{T \rightarrow T_c}$ по формуле

$$N(0) = 2.84 \cdot 10^{14} \rho_N^{-1} \left| dH_{c2}/dT \right|_{T \rightarrow T_c}. \quad (2)$$

сверхпроводящие параметры исследованных слоев представлены в табл. 2 в сопоставлении с данными для объемных поликристаллических образцов.

2. Анализ состава пленок методом оже-спектроскопии

Анализ состава пленок по толщине был выполнен методом оже-электронной спектроскопии (ОЭС) на приборе LH-100 с энергией первичного пучка $E_p = 3 \text{ keV}$ с разрешением по энергии $E/E_p = 10^{-3} \div 10^{-4}$, при токе первичных электронов $10 \mu\text{A}$. Анализируются электроны, отраженные от поверхности пленки в интервале энергий $250 \div 1200 \text{ eV}$. Дифференциальные спектры ОЭС были получены в режиме непрерывного травления ионами Ag^+ со скоростями травления $10 \div 30 \text{ \AA}/\text{min}$. Анализ состава проводился по результатам измерений относительных интенсивностей I_i пиков следующих оже-переходов: In — 404, Sn —

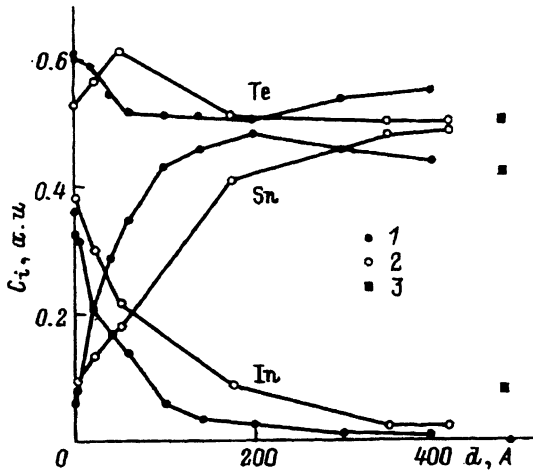


Рис. 2. Оже-профили распределения элементов по толщине для пленок лазерного (1) и термического напыления (2) [8], полученных из шихты состава SnTe, легированного 16% In. 3 — относительная концентрация элементов в шихте.

430, Te — 483, Ge — 1147, O — 504÷520, C — 272 eV, которые калибровались по объемным образцам известного состава. Относительная погрешность анализа элементного состава, рассчитанного по формуле

$$C_i = \frac{I_i/S_i}{\sum_j I_j/S_j} \quad (3)$$

с помощью коэффициентов элементной чувствительности S_j , нормированных по оже-переходу серебра (351 eV), составила 5%. Коэффициенты элементной чувствительности S_i других элементов (Sn, In, Ge, Te), зависящие от состава, определялись по оже-спектрам объемного образца после стравливания приповерхностного слоя, обогащенного кислородом и углеродом. Следует отметить, что коэффициенты элементной чувствительности проявляли заметный «эффект матрицы», т.е. зависели от реального состава материала. Были сняты спектры на поверхности и в глубине (после удаления углерода и кислорода с поверхности) объемных образцов. На основе анализа этих двух спектров можно утверждать, что S_j для углерода и кислорода имеют такие же значения, как и для свободных элементов.

В пленках SnTe:In, полученных лазерным напылением из шихты, содержащей 16 at.% In, общая картина распределения элементов Sn, In и Te по толщине (рис. 2) аналогична распределению этих элементов в пленке, полученной методом термического испарения из той же шихты [8] (рис. 2), и характеризуется обогащением индием и обеднением оловом приповерхностного слоя. Сравнение пленок, полученных методом лазерного напыления и методом термического испарения из шихты двух разных составов SnTe:In и $\text{Sn}_{1-x}\text{Pb}_x\text{Te:In}$, но с одинаковым содержанием In, обнаруживает сходное распределение компонентов и слабую зависимость характера распределения химических элементов от толщины слоя, несмотря на то что пленки, полученные первым методом, были на порядок тоньше.

Отношение концентраций элементов $C_{\text{In}}/C_{\text{Sn}}$ на поверхности пленки достигает 4–5 как для термической, так и для лазерной пленки SnTe:In

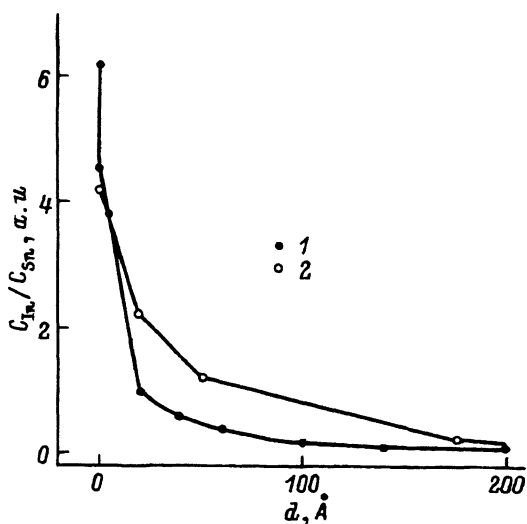


Рис. 3. Зависимость отношения концентрации элементов C_{In}/C_{Sn} по глубине слоя для пленок, приведенных на рис. 2.

1 — лазерное, 2 — термическое напыление [8].

(рис. 3). Однако для последней наблюдается более резкий спад концентрации In по мере удаления от поверхности слоя. Введение Pb в SnTe:In даже в большом количестве практически не влияет на отношение C_{In}/C_{Sn} на поверхности пленки, но в то же время значительно затягивает спад концентрации атомов In по толщине пленки (особенно в термических пленках) (рис. 4).

Для слоев $Sn_{1-z}Ge_zTe:In$, полученных методом лазерного напыления, было обнаружено, что приповерхностный слой не обогащен индием (рис. 5) в отличие от приповерхностного слоя пленок со свинцом (рис. 4), но обогащен теллуrom (рис. 6). Отметим также, что отношение $C_{In}/(C_{Sn} + C_{Ge})$ (рис. 5, табл. 2) на поверхности слоев, напыленных из шихты $Sn_{1-z}Ge_zTe:In$, меньше единицы в отличие от пленок со свинцом $Sn_{1-x}Pb_xTe:In$ (рис. 4).

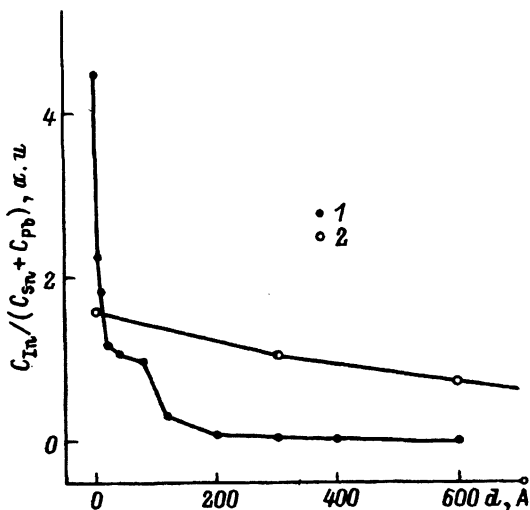


Рис. 4. Отношение концентраций компонентов $C_{In}/(C_{Sn} + C_{Pb})$ вблизи поверхности пленок, напыленных из шихты состава $Pb_{0.4}Sh_{0.6}Te:In$ (20 at. %).

1 — лазерное напыление ($d = 600 \text{ \AA}$),
2 — термическое напыление ($d = 8200 \text{ \AA}$) [8].

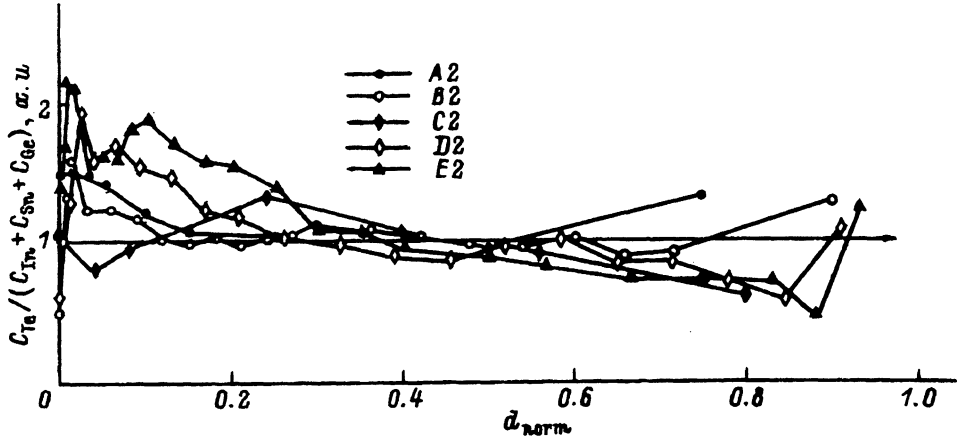


Рис. 5. Зависимость отношения концентраций компонентов $C_{Te}/(C_{Sn} + C_{Ge} + C_{In})$ для нормированных на толщину слоя d_{norm} пленок, напыленных из шихты $Sn_{1-z}Ge_zTe:In$ (16 at.%) с разным содержанием Ge (z) (табл. 2). Стрелка показывает отношение компонентов в шихте.

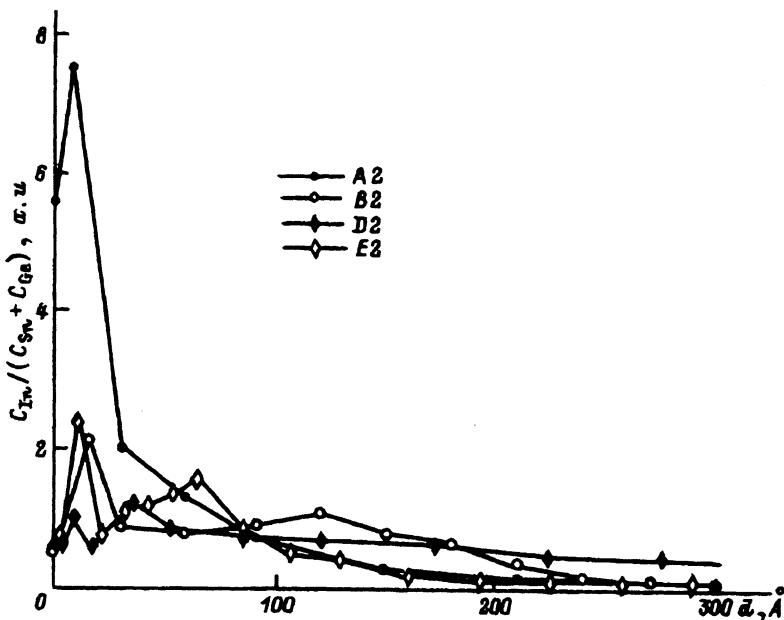


Рис. 6. Отношение концентраций компонентов $C_{In}/(C_{Sn} + C_{Ge})$ вблизи поверхности пленок, изготовленных лазерным напылением из шихты $Sn_{1-z}Ge_zTe:In$ (16 at.%) с разным содержанием Ge (z) (табл. 2).

При анализе оже-пика Sn у поверхности необходимо учитывать возможность тонкой структуры. На форму пика влияет различный химический сдвиг неэквивалентных атомов олова, которое находится как на поверхности в окисленном состоянии, так и в решетке SnTe. Такое перекрытие сигналов от Sn в окисленном и неокисленном состоянии на поверхности приводит к уширению сигнала на 2–3 eV.

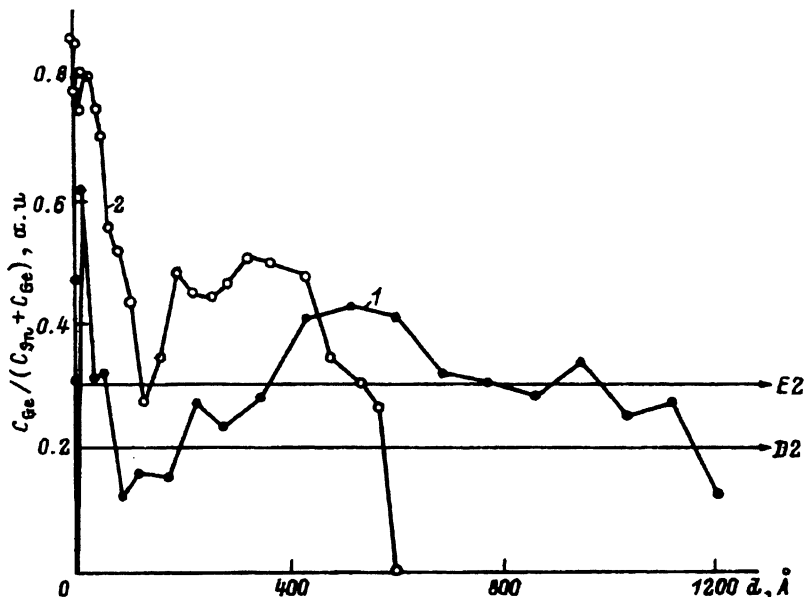


Рис. 7. Отношение концентраций компонентов $C_{Ge}/(C_{Sn} + C_{Ge})$ в глубине слоев для пленок, полученных из шихты $Sn_{1-z}Ge_zTe:In$ (16 ат.%) с содержанием Ge $z = 0.2$ (1), 0.3 (2).

Стрелки показывают отношение компонентов в шихте.

Что касается относительного распределения германия по толщине пленки (рис. 7), то отношение $C_{Ge}/(C_{Sn} + C_{Ge})$ увеличивается в приповерхностном слое по отношению к соответствующему значению в объеме примерно в два раза. Обращают на себя внимание также максимумы профилей отношения $C_{Ge}/(C_{Sn} + C_{Ge})$ в глубине пленки ($\sim 0.5d$) для составов с большим содержанием германия (рис. 7), а также влияние Ge на распределение индия (рис. 5). Как отмечалось выше, введение германия в состав мишени резко снижает содержание In в приповерхностной области пленки.

Можно предложить следующее качественное объяснение наблюдаемого характера распределения компонентов по толщине слоев. К такому распределению компонентов в пленке могут приводить процессы, происходящие как на поверхности мишени, так и при росте пленки. В случае термического напыления из-за разных парциальных давлений паров различных элементов вначале испаряются более легкоплавкие и летучие элементы, в первую очередь теллур, что приводит к постепенному обеднению ими шихты. Поскольку парциальное давление паров In ниже, чем у Te и Pb , то в процессе испарения шихта постепенно обогащается индием. Это приводит к тому, что содержание In в приповерхностной области пленки возрастает.

Аналогичные процессы, по-видимому, происходят и при лазерном напылении. При многократном сканировании лазерного луча по поверхности мишени происходит ее постепенное обогащение компонентами, имеющими самое низкое парциальное давление паров [9]. Поверхность мишени $Sn_{1-z}Ge_zTe:In$ при $z = 0$ обогащается индием, а при $z > 0$ — германием, поскольку парциальное давление паров Ge ниже,

чем у In. В результате приповерхностная область пленки при напылении из шихты SnTe:In обогащается индием, а при введении в состав твердого раствора мишени Ge — обогащается германием (рис. 7). При этом содержание In у поверхности резко падает (рис. 5).

Помимо изменений, происходящих в мишени в ходе напыления, на распределение компонентов слоя по толщине могут также оказывать влияние процессы, происходящие при росте пленки. Если предположить, что рост пленки происходит по механизму пар-жидкость-кристалл, то можно ожидать, что каждая очередная порция материала подплавляет какую-то часть ранее осажденной пленки. При охлаждении каждого последующего слоя распределение компонентов происходит в соответствии и их коэффициентами сегрегации. В пределах каждого слоя In и Ge, по-видимому, собираются на наружной стороне слоя, а Sn — на внутренней. С каждым импульсом происходит подплавление предыдущего слоя, что влечет за собой переход компонентов из предыдущего слоя во вновь осажденный слой.

Кроме факторов, связанных с коэффициентом сегрегации, распределение компонентов может зависеть от температуры плавления бинарных соединений, которые можно образовать из четырехкомпонентного состава. Так, у соединений GeTe и SnTe близки температуры плавления: 725 и 790°C соответственно. Следовательно, при переходе из жидкого состояния в кристаллическое из расплава они должны выпадать примерно одновременно, т.е. распределения Ge и Sn по толщине должны быть подобными. Температуры плавления различных соединений (фаз) индия с теллуром, индия и теллура в отдельности гораздо ниже 700°C, так что могут образовываться фазы соединений индия с теллуром, которые не соответствуют четырехкомпонентному составу шихты. По-видимому, именно эти факторы вызывают отклонение содержания Te от состава исходного материала в приповерхностном слое (см. данные на рис. 6 при нормированной толщине слоев $d_{\text{norm}} < 0.3$).

Отметим также, что при переходе подплавленного поверхностного слоя из расплава в твердое состояние важен размер атомов, входящих в состав материала. Соотношения между размерами нейтральных атомов, ковалентными и ионными радиусами для олова, индия и германия одинаковы, так что можно сравнить только один из них. Размер нейтрального атома Sn (1.58 Å) является промежуточным между In (1.66 Å) и Ge (1.39 Å). Атом In является самым большим по размеру в этом ряду, и, кроме того, ему не хватает одного электрона для создания насыщенной связи с атомом Te в решетке типа NaCl, следовательно, возможно вытеснение его из решетки при затвердевании расплава. Распределение Ge в свою очередь должно повторять распределение Sn, поскольку эти атомы занимают эквивалентное положение в решетке и имеют одинаковую валентность. Таким образом, индий должен собираться у поверхности, а германий и олово — в объеме пленки. С другой стороны, различный вид распределения индия вблизи поверхности пленок составов $\text{Sn}_{1-z}\text{Ge}_z\text{Te:In}$ и $\text{Sn}_{1-x}\text{Pb}_x\text{Te:In}$ указывает на то, что при замещении атома Sn более легким атомом Ge происходит вытеснение последнего на поверхность благодаря большему коэффициенту диффузии при затвердевании расплава.

Таким образом, предложено несколько возможных механизмов, способных объяснить наблюдаемое распределение компонентов сложного четырехкомпонентного состава по толщине пленки. Естественно, ре-

зультатирующее распределение определяется всеми действующими факторами. Однако влияние их различно на разных стадиях роста пленки. Обогащение поверхности мишени менее летучим компонентом, видимо, более существенно на последних стадиях роста, т.е. оно должно оказывать большее влияние на приповерхностную область пленки. В то же время распределение компонентов в области пленки, расположенной ближе к подложке, скорее всего определяется процессами в самом слое в ходе роста. Так, если обратиться к рис. 7, распределение германия имеет минимум при 100–200 Å, максимум при 400–600 Å и значительный рост концентрации непосредственно на поверхности. Кроме непосредственно приповерхностной области, распределение компонентов которой определяется составом поверхности мишени на момент испарения сканирующим лучом, в глубине пленки большую роль играет способность атома встраиваться в решетку по механизму замещения.

3. Электрофизические и сверхпроводящие характеристики пленок

Отметим, что все полученные слои, как и исходные поликристаллы, использованные в качестве шихты, имели дырочный тип проводимости с концентрацией носителей тока $p \approx 10^{21} \text{ cm}^{-3}$.

Из табл. 1 и рис. 8 видно, что температура сверхпроводящего перехода T_c и ширина перехода ΔT_c , определенная между уровнями $0.1\rho_N$ и $0.9\rho_N$, довольно сильно зависят от температуры подложки T_{sub} , при которой формируется пленка. Зависимость T_c от T_{sub} имеет максимум, что означает существование оптимальной температуры подложки для использованной технологии и данного состава материала. При этой же оптимальной температуре подложки наблюдается наименьшее размытие по температуре сверхпроводящего перехода (табл. 1). Этот вывод подтверждается данными по электрофизическим свойствам слоев в нормальном состоянии. Как следует из табл. 1, слои, полученные при этой температуре, характеризовались наименьшим удельным сопротивлением при комнатной температуре, максимальным коэффици-

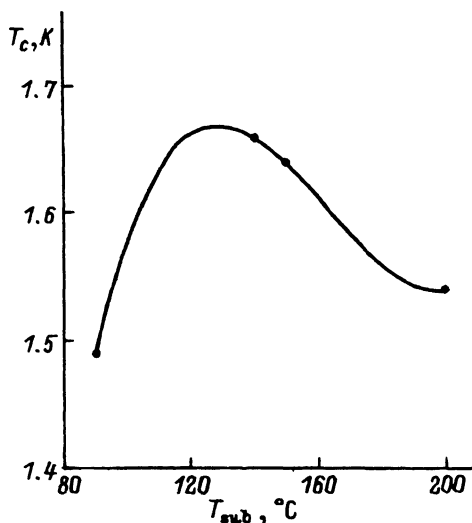


Рис. 8. Зависимость температуры сверхпроводящего перехода T_c для пленок серии D1–D4 (табл. 1) от температуры подложки T_{sub} . Температурное размытие сверхпроводящего перехода в табл. 1.

ентом Холла (минимальной концентрацией дырок), максимальной подвижностью R/ρ (R — коэффициент Холла), т.е. обладали наименьшим количеством дефектов кристаллической структуры.

По зависимостям $H_{c2}(T)$ в параллельном и перпендикулярном относительно плоскости пленки магнитном поле в слоях (A2, B2, C2) была оценена эффективная толщина пленки, перешедшей в сверхпроводящее состояние по формуле [10]

$$d = \sqrt{\frac{6\Phi_0 H_{c2}^\perp}{\pi (H_{c2}^\parallel)^2}}, \quad (4)$$

где Φ_0 — квант магнитного потока, H_{c2}^\perp и H_{c2}^\parallel — значения верхнего критического поля при магнитном поле \mathbf{H} , перпендикулярном и параллельном плоскости пленки соответственно.

Сопоставление результатов расчета d по формуле (4) исследованных пленок со значениями толщины слоев d_{ell} , определенными эллипсометрическим методом, показало, что пленки на 80–85% своей толщины являются сверхпроводящими.

Оценки величины $N(0)$ в пленках по формуле (2) показали, что максимальной критической температуре соответствует, как и в объемных образцах, максимальная плотность состояний на уровне Ферми, но спад $N(0)$ при увеличении содержания германия в пленках не такой резкий, как в случае объемных образцов. Это коррелирует с изменением состава по толщине пленок.

Объемный характер сверхпроводимости в слоях и близость параметров сверхпроводящего перехода к их значениям в объемных поликристаллах позволяют сделать вывод о том, что сверхпроводимость пленок $\text{Sn}_{1-z}\text{Ge}_z\text{Te}:\text{In}$ так же, как и объемных образцов, обусловлена существованием резонансных состояний примеси индия [2,7], расположенных в материалах на основе $\text{SnTe}:\text{In}$ на фоне разрешенных состояний валентной зоны.

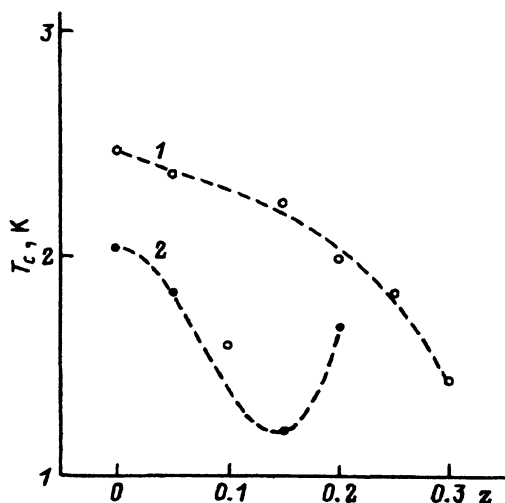


Рис. 9. Зависимость температуры сверхпроводящего перехода T_c в $\text{Sn}_{1-z}\text{Ge}_z\text{Te}:\text{In}$ (16 at.%) от содержания Ge в шихте (z).

1 — объемные образцы, 2 — пленки лазерного напыления (табл. 2).

Зависимости критической температуры от содержания Ge в тонких слоях и в поликристаллах $\text{Sn}_{1-z}\text{Ge}_z\text{Te}$, легированных 16 at.% индия (рис. 9, табл. 2), подобны наблюдавшимся ранее в тройных соединениях $\text{Sn}_{1-x}\text{Pb}_x\text{Te}:\text{In}$ [1], и потому их также можно объяснить перестройкой энергетического спектра по мере роста концентрации германия z в твердых растворах и смещением резонансного уровня In относительно зонных экстремумов валентной зоны с большой плотностью состояний [1,11]. Однако следует отметить, что значения T_c для объемных образцов выше, чем для пленок, полученных из шихт соответствующих составов. Этот результат коррелирует с отмеченными выше особенностями переноса примеси In в процессе изготовления слоев и с характером ее распределения по толщине пленок.

Таким образом, на примере свойств тонких слоев тройных твердых растворов $\text{Sn}_{1-z}\text{Ge}_z\text{Te}$ и $\text{Pb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{Te}$, легированных In, показано, что использование метода лазерного напыления позволяет удовлетворительно воспроизводить в тонких слоях параметры сверхпроводящего перехода, близкие к их значениям в объемных образцах. Полученные распределения по толщине компонентов твердого раствора и легирующей примеси в пленках важны для создания структур с пониженной размерностью, обладающих сверхпроводящими свойствами.

Авторы благодарны Д.В.Шамшуру и В.И.Прошину за участие в эксперименте и обсуждении результатов.

Список литературы

- [1] Bushmarina G.S., Drabkin I.A., Mashovets D.V., Parfeniev R.V., Shamshur D.V., Shakhov M.A. // *Physica B*. 1991. V. 169. P. 687-688.
- [2] Березин А.В., Житинская М.К., Немов С.А., Парфеньев Р.В., Шамшур Д.В. // *ФТТ*. 1992. Т. 34. № 4. С. 1216-1219.
- [3] Кайданов В.И., Равич Ю.И. // *УФН*. 1985. Т. 145. № 1. С. 51-86.
- [4] Кайданов В.И., Немов С.А., Равич Ю.И. // *ФТП*. 1992. Т. 26. № 2. С. 201-222.
- [5] Мусихин С.Ф., Немов С.А., Прошин В.И., Семин И.Е., Шамшур Д.В., Березин А.В., Имамкулиев С.Д. // *ФТП*. 1993. Т. 27. № 27. С. 513-516.
- [6] Аззам Р., Башара Н. *Эллипсометрия и поляризованный свет*. М., 1981. 583 с.
- [7] Бушмарина Г.С., Драбкин И.А., Компанец В.В., Парфеньев Р.В., Шамшур Д.В., Шахов М.А. // *ФТТ*. 1986. Т. 28. № 4. С. 1094-1099.
- [8] Бакулин Е.А., Данилов В.А., Парфеньев Р.В., Светлов В.Н., Шамшур Д.В., Шахов М.А. // *ФТТ*. 1993. Т. 35. № 1. С. 173-179.
- [9] Dubowski J.J. // *Acta Phys. Pol. A*. 1991. V. 80. N 2. P. 221-244.
- [10] Чопра К. *Электрические явления в тонких пленках*. М.: Мир, 1972. 435 с.
- [11] Березин А.В., Немов С.А., Парфеньев Р.В., Шамшур Д.В. // *ФТТ*. 1993. Т. 35. № 1. С. 53-58.