

УДК 621.315.592

Кинетика дефектообразования в ZnO в потоке радикалов кислорода

© М.Б. Котляревский*, И.В. Рогозин[†], А.В. Мараховский

Бердянський державний педагогічний університет,
71100 Бердянськ, Україна

* Академія управління та інформаційних технологій,
71118 Бердянськ, Україна

(Получена 20 сентября 2004 г. Принята к печати 14 октября 2004 г.)

Кинетический анализ дефектообразования в системе соединения $A^{II}B^{VI}$ (ZnO) — поток радикалов кислорода сделал возможным развить новый метод для получения монокристаллических слоев посредством высокотемпературной обработки монокристаллической подложки соединения $A^{II}B^{VI}$ (ZnO) в потоке радикалов кислорода. С помощью этого метода осуществлена инверсия проводимости в ZnO от n - к p -типу. Эта технология позволяет получать гетероструктуры.

1. Введение

В данной работе методы химии высоких энергий (МХВЭ) используются в синтезе пленочных структур $A^{II}B^{VI}$ с заданными свойствами [1]. В этом случае газовая фаза реагента B^{VI} активируется до нейтральных, возбужденных или ионизированных радикалов (атомов) с помощью внешнего источника возбуждения (фотолиз, газовый разряд и др.) и поступает в зону реакции. Одно из главных преимуществ МХВЭ состоит в понижении температуры синтеза.

Нами показано, что МХВЭ перспективны в технологии полупроводниковых соединений $A^{II}B^{VI}$ и $A^{III}B^V$, в которых неметалл (O, N, S, Se, Te, P, As) при температурах синтеза соединения существует только в газовой фазе.

Проблемой указанных соединений (ZnS, ZnO, ZnSe, CdS, GaN) с шириной запрещенной зоны ≥ 2.4 эВ является высокая (и потому трудно контролируемая) концентрация собственных дефектов — доноров, которые интенсивно генерируются в процессе их высокотемпературного синтеза. Это в свою очередь приводит к собственно дефектной монополярной проводимости n -типа этих соединений, ограничивая их применение в качестве базовых в полупроводниковой оптоэлектронике.

Рассмотрим взаимодействие кристалла $A^{II}B^{VI}$ (ZnS, ZnSe, ZnO) с паровой фазой B^{VI} (S, Se, O). В равновесных условиях отжиг кристалла в паровой фазе B^{VI} при высоких температурах не приводит к возникновению сверхстехиометрических дефектов по халькогену (например, акцепторных собственных дефектов типа межузельных в подрешетке халькогена — B_i или вакансионных в подрешетке Zn — V_{Zn}), так как при образовании акцепторного центра термодинамически выгодно возникновение компенсирующего донорного центра — V_B или A_i . В [2–5] проведен термодинамический анализ высокотемпературного равновесия собственных дефектов для ZnS, ZnSe, CdS, ZnO. Расчеты однозначно позволяют сделать вывод о том, что для этих соединений имеется

широкая область давлений пара халькогена — p_{B_2} (например, для ZnSe, ZnS вплоть до $p = 100–1000$ ГПа), где преобладающими дефектами являются V'_A и V''_B , так что собственно дефектная проводимость полностью скомпенсирована.

В [6–8] нами подробно проанализированы термодинамические и кинетические аспекты самокомпенсации дырочной проводимости и установлено, что основным фактором, определяющим монополярный тип проводимости этих соединений, является то, что атомы халькогена присутствуют в газовой фазе в молекулярном виде. В этих работах показано, что для соединений $A^{II}B^{VI}$ возможно подавление компенсации акцепторных центров путем понижения температур синтеза, если процесс осуществляется в активированном паре халькогена.

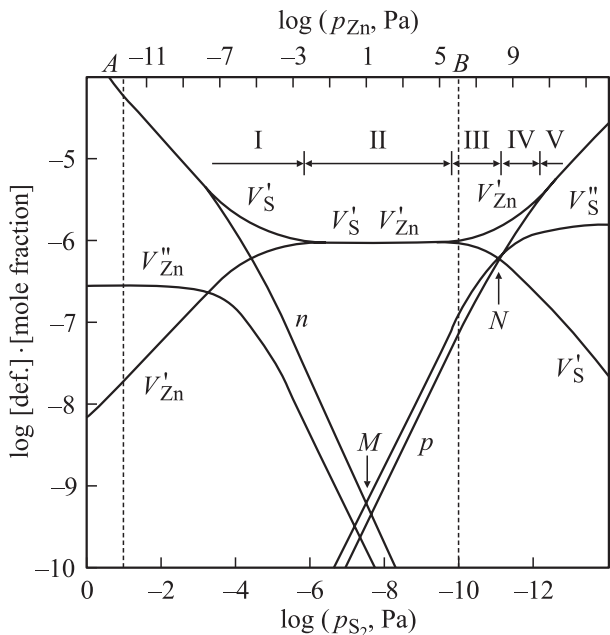


Рис. 1. Концентрационное равновесие собственных дефектов в ZnS при 1000 К; точки А и В соответствуют насыщенным парам Zn и S₂ соответственно; остальные обозначения см. в тексте.

[†] E-mail: rogozin@bdpu.org

На рис. 1 приведен результат расчета зависимости концентраций дефектов на примере ZnS от парциальных давлений паров его компонентов при 1000 К. Как видно из рисунка, имеется относительно широкая область давлений пара халькогена ($10^{-1} - 10^6$ Па), где проводимость практически не меняется и остается очень низкой. Расчеты показывают, что область давлений пара p_{B_2} , при которых степень самокомпенсации начинает уменьшаться, лежит в области недостижимых давлений пара халькогена. Эти выводы относятся к окиси цинка.

Термодинамические факторы, определяющие тенденцию соединений $A^{II}B^{VI}$ к монополярной проводимости, обусловлены особенностями и свойствами фаз кристалл-пар. Термодинамический анализ указывает пути получения собственно дефектной и примесной дырочной проводимости в соединениях $A^{II}B^{VI}$. Это прежде всего неравновесные МХВЭ обработки кристаллов, такие как ионное легирование собственным неметаллическим компонентом или акцепторной примесью, отжиг под пленкой вещества с неадекватной растворимостью компонентов соединения, а также отжиг кристалла в атмосфере атомарного халькогена [9–11]. Далее будет рассмотрен именно этот последний метод.

2. Кинетический анализ состава собственных дефектов

Указанный выше метод состоит в увеличении потока атомарного халькогена J_B выше равновесного для данного давления p_{B_2} и для данной температуры за счет диссоциации его молекул под внешним воздействием. В ВЧ разряде процент диссоциирующих молекул кислорода достигает 15%. При диссоциации 1% молекул кислорода с давлением $p_{O_2} \approx 1$ Па давление атомарного кислорода составит $p_O \approx 10^{-2}$ Па. Такое же давление активированного кислорода может быть достигнуто за счет термической диссоциации при 1000 К молекулярного кислорода с давлением $p_{O_2} = p_{O_2}^0 / K_D = 10^2$ ГПа, где K_D — константа реакции $O_2 = 2O + D$, D — энергия диссоциации молекулы кислорода. Следовательно, при термообработке в газовой фазе с ВЧ активацией создается давление атомарного кислорода, практически недостижимое за счет термической диссоциации при используемых условиях термообработки.

Неравновесная концентрация атомов халькогена при отжиге соответствует какому-то эффективному, значительно более высокому давлению p_{B_2} , не сопровождаемому конденсацией, что в принципе обеспечивает возможность реализации состояний, соответствующих точкам M и N (см. рис. 1), и, как следствие, достижение стехиометрического и сверхстехиометрического содержания халькогена в соединении.

Кинетический метод анализа состава собственных дефектов оказался очень полезным для системы кристалл-активированная газовая фаза неметаллического компонента. Именно при таком подходе показана [12] возмож-

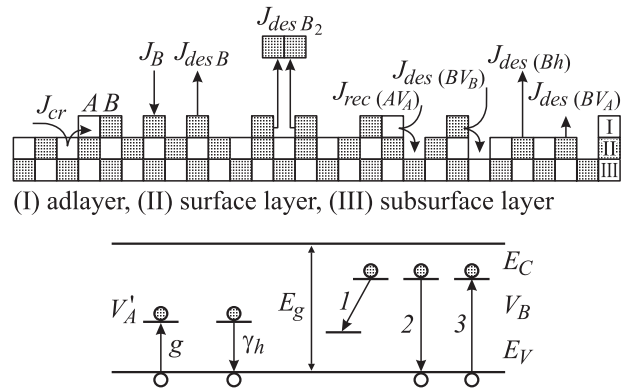


Рис. 2. Схема, иллюстрирующая АДК равновесие на поверхности кристалла AB и соответствующие электронные переходы: 1 — переход при взаимодействии атома B поверхностного слоя с V_A ($J_{des(BV_A)}$); 2 — переход при взаимодействии атома B поверхностного слоя с дыркой $J_{des(Bh)}$; 3 — переход при рекомбинации атома B из надповерхностного слоя с V_B^\bullet ($J_{rec(BV_B^\bullet)}$).

ность значительного расширения диапазонов регулируемой собственно дефектной проводимости, а также достижения инверсии типа проводимости в указанных соединениях. Анализ кинетики дефектообразования позволил предложить некоторые физико-химические методы управления процессами дефектообразования, которые определяются процессами адсорбционно-десорбционно-кристаллизационного (АДК) равновесия на поверхности кристалла (рис. 2).

На основе модели АДК равновесия предложена кинетическая модель дефектообразования в соединениях $A^{II}B^{VI}$. Составлена и решена система кинетических уравнений для системы кристалл $A^{II}B^{VI}$ -пар халькогена; при этом предполагалось, что с поверхностью кристалла взаимодействует только атомарный компонент пара. При расчете АДК равновесия на поверхности кристалла учитывались взаимодействия нейтральных и заряженных дефектов с газовой фазой.

Система кинетических дифференциальных уравнений, описывающих процесс дефектообразования, имеет вид:

$$\frac{dN'_B}{d\tau} = J_B - J_{des B} - 2J_{des B_2} - J_{cr} + J_{rec(AV_A)} - J_{rec(BV_B^\bullet)}, \quad (1)$$

$$\frac{dV_A}{d\tau} = J_{cr} - J_{rec(AV_A)} - g[V_A] + \gamma_h p[V'_A] - J_{des(BV_A)}, \quad (2)$$

$$\frac{dV'_A}{d\tau} = g[V_A] - \gamma_h p[V'_A] + J_{des(BV_A)}, \quad (3)$$

$$\frac{dV_B^\bullet}{d\tau} = J_{des(BV_A)} + J_{des(Bh)} - J_{rec(BV_B^\bullet)}, \quad (4)$$

$$\frac{dp}{d\tau} = g[V_A] - \gamma_h p[V'_A] - J_{des(Bh)} + J_{rec(BV_B^\bullet)}, \quad (5)$$

$$p + [V_B^\bullet] = [V'_A]. \quad (6)$$

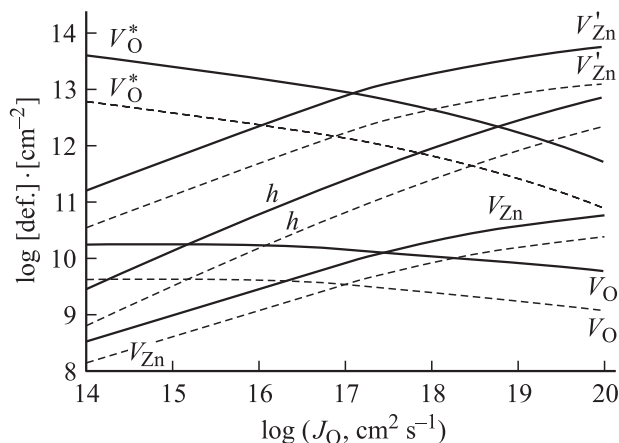


Рис. 3. Зависимости концентраций дефектов в поверхностном слое кристалла ZnO от потока атомов (радикалов) кислорода при 1200 К (сплошные линии) и 1000 К (штриховые линии).

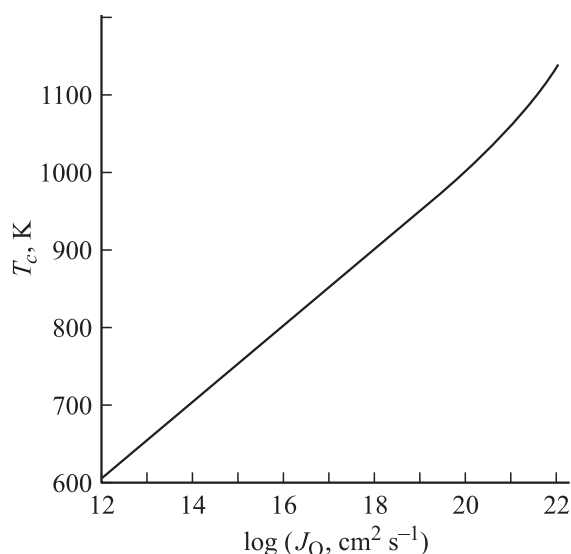


Рис. 4. Зависимость критической температуры от потока атомов кислорода.

На рис. 3 представлена зависимость концентраций дефектов в кристалле ZnO от потока атомов кислорода. Как видно, повышение температуры при постоянном потоке J_O не повышает величину дырочной проводимости, а увеличивается лишь степень компенсации. Величина потока, при которой происходит переход от компенсированной проводимости к некомпенсированной, а уравнение электронейтральности $[V'_{Zn}] = [V^*_O]$ переходит в $[V'_{Zn}] = p$, т.е. когда появление вакансии металла приводит к появлению свободной дырки в валентной зоне, а не компенсированной вакансии халькогена, зависит от температуры отжига.

Для данного потока существует критическая температура, выше которой нельзя получить некомпенсированную дырочную проводимость:

$$T_c = \frac{G_{des B} - E_g + E_{a1} + E_{d1} + G_{dif A} + G_{dif B}}{k \{ \ln(v_A d_B^2 N_B v_B^{1/2}) - \ln(J_B^{1/2} v_B d_A) \}}. \quad (7)$$

На рис. 4 показана зависимость критической температуры от потока атомов кислорода. Видно, что критическую температуру можно значительно повысить, только увеличив J_O . Расчеты показывают, что для ZnO T_c составляет 800 К при потоках атомов кислорода порядка $10^{16} - 10^{17} \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$, реально достижимых в эксперименте.

Таким образом, из термодинамического и кинетического анализов следует, что одним из способов управления составом собственных дефектов соединений с целью расширения пределов регулирования типа проводимости является способ, заключающийся в увеличении потока неметалла выше равновесного для данного p_{B_2} и данной температуры за счет активирования молекулярного неметалла.

3. Радикало-лучевая геттерирующая эпитаксия

На основе кинетического анализа АДК равновесия в системе кристалл–газовая фаза радикалов (атомов) халькогена нами разработан метод получения эпитаксиальных пленок $A^{II}B^{VI}$ в гетеро- и гомофазных системах. В данном методе впервые применена технология, основанная на термообработке соединения $A^{II}B^{VI}$ в атмосфере радикалов (атомов) халькогена [13]. Генерация радикалов (атомов) осуществляется ВЧ разрядом или фотолизом. Метод назван нами радикало-лучевая геттерирующая эпитаксия (РЛГЭ) [14]. При отжиге в атомарном паре халькогена (например, ZnO в радикалах O) преобладающим является квазиэпитаксиальный механизм, согласно которому происходит наращивание слоев кристаллической решетки на кристаллической матрице. При этом атомы халькогена поступают из газовой фазы, а атомы металла вытягиваются (геттерируются) атомами халькогена из объема кристалла с образованием акцепторов — вакансий металла, в данном случае цинка.

Поскольку существование вакансий цинка возможно в двух зарядовых состояниях, в зависимости от степени их компенсации вакансиями кислорода и от положения уровня Ферми в электропроводности кристаллов p -типа может наблюдаться один из двух уровней, соответствующий одно- и двукратно заряженной вакансии цинка (V'_{Zn} или V''_{Zn}).

В [15] исследована фотолюминесценция слоев ZnO со сверхстехиометрическим содержанием кислорода. Использовались монокристаллы ZnO, выращенные из газовой фазы, как беспримесные, так и легированные Li и Na. Концентрация примеси составляла $10^{16} - 10^{17} \text{ см}^{-3}$, проводимость $10^{-5} - 10^{-7} \text{ С/см}$. Все эти образцы проходили термообработку по технологии РЛГЭ.

Исходные монокристаллы ZnO отжигались в атмосфере радикалов (атомов) кислорода при 670–970 К. Давление кислорода в камере роста составляло $1 - 10^{-3} \text{ Па}$. Для получения радикалов кислорода использовали

ВЧ разряд мощностью 80 Вт. Сепарация заряженных частиц осуществлялась с помощью магнитного фильтра. Поток атомарного кислорода составлял $J_O = 10^{16} - 10^{17} \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Слои ZnO, полученные при потоке радикалов кислорода $J_O \approx 1.5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$ и температуре отжига 670–870 К, по данным эффекта Холла, обладают *p*-типом проводимости. Наиболее низкоомные слои ZnO *p*-типа получены при 710 К ($\rho \approx 6 \cdot 10^2 \text{ Ом} \cdot \text{см}$), подвижность дырок $\mu_p \approx 23 \text{ см}^2 / (\text{В} \cdot \text{с})$. Увеличение температуры отжига до 810 К приводит к увеличению удельного сопротивления до $\rho \approx 3 \cdot 10^7 \text{ Ом} \cdot \text{см}$. При $T_a \geq 910 \text{ К}$ слои ZnO имеют *n*-тип проводимости и удельное сопротивление более $10^9 \text{ Ом} \cdot \text{см}$. Приведенные данные показывают, что при $T_a \geq 910 \text{ К}$ наблюдается превышение критической температуры отжига для ZnO. Эти данные хорошо согласуются с теоретическими расчетами.

В ультрафиолетовой области спектр слоев ZnO со сверхстехиометрическим содержанием кислорода (*p*-тип) содержит интенсивную полосу 369.5 нм с шириной 14 мэВ. В видимой области наблюдается слабая полоса с максимумом при 400 нм. Сравнивая спектры люминесценции слоев ZnO *n*- и *p*-типов, можно заключить, что в них имеются полосы связанных экситонов с максимумами при 369.0 и 369.5 нм соответственно. В [16] показано, что полоса 369.0 нм обусловлена экситонами, связанными с нейтральным донором, а 369.5 нм — с нейтральным акцептором.

Увеличение продолжительности отжига при 710 К приводит к увеличению интенсивности полосы с максимумом при 400 нм. В спектрах образцов, отожженных в течение 4 ч, наблюдается единственная полоса 400 нм. Видно, что она полностью перекрывает экситонную часть спектра.

По аналогии с полосой 345 нм в ZnO [8] мы предполагаем, что центром, ответственным за полосу 400 нм, в ZnO может быть однократно положительно заряженный ассоциат $(V_{\text{Zn}} - V_{\text{O}})^{\bullet}$. Такое предположение обусловлено тем, что при обогащении ZnO кислородом уменьшается концентрация его вакансий, и поддержание электронейтральности происходит за счет перезарядки части вакансий до двухзарядного состояния $(V_{\text{O}}^{\bullet\bullet})$.

4. Гетерофазная эпитаксия соединений $A^{II}B^{VI}$

Более сложной является кинетика дефектообразования в гетерофазной системе, когда кристалл — это соединение неметалла B' (например, селена), а поток радикалов B'' — это другой неметалл (например, кислород).

Но основные закономерности дефектообразования и в этом случае должны быть схожи. В кристалле AB' идет процесс образования вакансий V_A , а атомы металла A ,

вышедшие на поверхностный слой, образуют димеры AB'' . В системе кинетических уравнений (1)–(5) надо учесть соединение в димеры обоих неметаллов (например, SeO_2) и десорбцию таких молекул. Поток такого типа десорбции приводит к образованию дефектов $V_{B'}$ в кристалле, а сам этот кристалл превращается за счет диффузии B'' по вакансиям $V_{B'}$ в кристалл AB'' .

Таким образом, на начальных стадиях отжига в гетерофазной системе конкурируют два механизма дефектообразования. Первый — квазиэпитаксиальный с образованием V_A и ростом слоя AB'' . Второй — замещение атомов B' атомами B'' .

Система кинетических уравнений, моделирующая процессы в такой гетерофазной системе, в первом приближении может быть записана в следующем виде (предполагается, что A — Zn, B' — Se, B'' — O):

$$\frac{dN'_O}{d\tau} = J_O - J_{des\ O} - 2J_{des\ O_2} - J_{des(\text{SeO}_2)} - J_{cr} - J_{rec(\text{OV}_{\text{Se}})} - J_{rec(\text{ZnV}_{\text{Zn}})}, \quad (8)$$

$$\frac{dN_O}{d\tau} = \lambda[V_{\text{Se}}]J_O + J_{rec(\text{OV}_{\text{Se}})} - J_{des(\text{OV}_{\text{Zn}})}, \quad (9)$$

$$\frac{dN_{\text{Zn}}}{d\tau} = J_{cr} - J_{rec(\text{ZnV}_{\text{Zn}})}, \quad (10)$$

$$\frac{dN_{\text{Se}}}{d\tau} = J_{des(\text{SeO}_2)} - J_{rec(\text{OV}_{\text{Se}})} + J_{des(\text{SeV}_{\text{Zn}})}. \quad (11)$$

Уравнение материального баланса имеет вид: $[V_{\text{Se}}] + [O] + [\text{Se}] = \text{const}$.

В этих выражениях те же обозначения, что и в уравнениях (1)–(5), J_O — поток атомов (радикалов) кислорода, падающих на двумерный кристалл, N'_O — концентрация адсорбированных в надповерхностном слое кристалла атомов кислорода, N_O — концентрация атомов кислорода в поверхностном слое, $[O]$ — концентрация кислорода в надповерхностном и поверхностном слоях.

В гетерофазном случае процессы диффузии в объем из поверхностного слоя играют большую роль. Именно диффузионные процессы в значительной степени определяют, будут ли нарастать поверхностные слои ZnO и образуется ли резкая граница раздела (рис. 5) в гетеропереходе ZnO–ZnSe(S, Te) или слои ZnO будут расти за счет диффузии кислорода в объем, и граница раздела будет размыта. Решение уравнений (8)–(11) позволяет по соотношению скоростей генерации вакансий V_A и V_B определить параметры гетерофазной квазиэпитаксии, при которых получают те или иные типы гетероперехода, тип проводимости и концентрация дефектов в слоях ZnO и ZnSe(S, Te).

Таким образом, предложенный метод анализа кинетики дефектообразования, основанный на модели квазиэпитаксии, четко показывает роль поверхности в АДК равновесии. Позволяет оценить роль условий (температура, поток J_B) в установлении нестационарных и стационарных концентрационных соотношений дефектов.

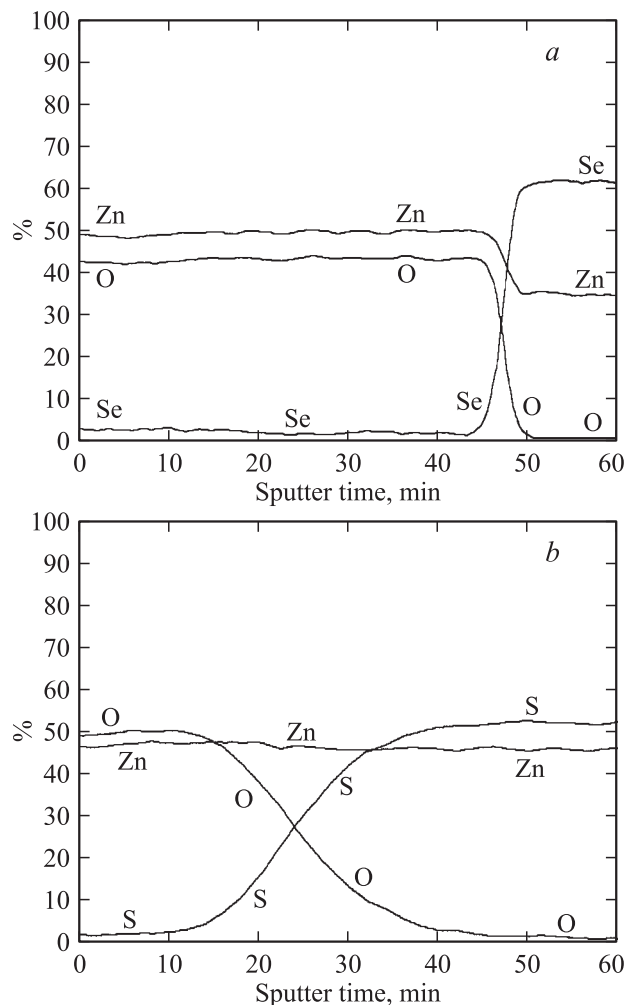


Рис. 5. Концентрационные профили гетероструктур: *a* — ZnO-ZnSe, *b* — ZnO-ZnS. Температура подложки 800 К.

Моделирование кинетики дефектообразования в системе кристалл $A^{II}B^{VI}$ -неравновесный пар халькогена показало, что стационарные концентрации дефектов в поверхностных слоях устанавливаются очень быстро, поэтому диффузия дефектов в объем, как и предполагалось в модели, на них не влияет.

С использованием данного технологического метода возможно получение практически любых приборных структур оптоэлектроники и акустоэлектроники (например, ZnO-ZnSe, ZnS-ZnSe, CdS-CdSe, ZnO-ZnTe и др.). Параметры синтезированных слоев могут быть различными. Например, слои ZnO, полученные на базе ZnSe, обладают как *n*-, так и *p*-типом проводимости.

С использованием вышеописанной методики нами получены и исследованы [17] излучающие структуры ZnO-ZnSe. Спектральные характеристики электролюминесценции (ЭЛ) полученных структур исследованы при 300 К. В спектре присутствуют интенсивные полосы при 467.0, 525.0 нм и слабая полоса с максимумом при 615.0 нм. Появление полосы 525.0 нм обусловлено

возникновением слоев *p*-ZnSe. Следует отметить, что структура начинает слабо люминесцировать при напряжениях ~ 2.5 В, однако исследование спектральных характеристик затруднено слабостью свечения. Обращают на себя внимание следующие особенности ЭЛ: низкие напряжения инжекции, наличие в спектре ЭЛ полосы в области края фундаментального поглощения, причем интенсивность этой полосы возрастает в 10 раз при увеличении напряжения с 4.5 до 8 В. Измерения внешней эффективности излучения показали, что изготовленные структуры обладали внешней эффективностью излучения 0.1%.

Вольт-амперная характеристика (ВАХ) при напряжениях прямого смещения до 2.5 В имеет линейный участок. Этот участок соответствует формуле Саа-Шокли-Нойса, полученной для случая рекомбинации носителей в области *p-n*-перехода: $I = I_s \exp[qU/(nkT - 1)]$. Отклонение зависимости от экспоненциальной для напряжений смещения более 2.5 В можно объяснить наличием объемного сопротивления селенида цинка, откуда следует, что величина барьера в *p-n*-переходе ~ 2.5 В.

Область *p-n*-перехода исследовалась с помощью вторично-ионного масс-спектрометра PHI-6600 [17]. Профили распределения O и Se свидетельствуют о резком переходе от ZnO к ZnSe. Из результатов ВАХ можно заключить, что *p-n*-переход находится в области селенида цинка, т.е. сформирована *p*-ZnO-*p*-ZnSe-*n*-ZnSe-структура. Поверхностный слой ZnO играет роль инжектирующего контакта к слою *p*-ZnSe, а также служит „окном“ для вывода излучения.

Список литературы

- [1] А.Н. Георгобиани, М.Б. Котляревский, В.Н. Михаленко, Б.Г. Урусов, А.В. Лавров. А.с. СССР № 684810 (1977).
- [2] Н.К. Морозова, О.М. Морозова. Изв. АН СССР. Неорг. матер., **17** (8), 1335 (1981).
- [3] М.Т. Ныгес. Автореф. канд. дис. (Таллин, 1974).
- [4] А.М. Гурвич. *Введение в физическую химию кристаллофосфоров* (М., Высш. шк., 1982) с. 132.
- [5] В.А. Никитенко, С.А. Стенли, Н.К. Морозова. Изв. АН СССР. Неорг. матер., **24** (11), 1830 (1988).
- [6] В.Н. Михаленко, Б.П. Дементьев, М.Б. Котляревский, А.Н. Георгобиани. Изв. вузов. Физика, № 8, 150 (1978).
- [7] А.Н. Георгобиани, М.Б. Котляревский, В.Н. Михаленко. Изв. АН СССР. Неорг. матер., **17** (8), 1329 (1981).
- [8] А.Н. Георгобиани, М.Б. Котляревский, В.Н. Михаленко. Тр. ФИАН, **138**, 79 (1983).
- [9] A.N. Georgobiani, M.B. Kotlyarevsky. Rad. Eff., **47**, 21 (1980).
- [10] А.Н. Георгобиани, М.Б. Котляревский, В.Н. Михаленко. Кр. сообщ. по физике, № 4, 14 (1977).
- [11] А.Н. Георгобиани, М.Б. Котляревский, В.В. Ластовка, Д.А. Носков. Кр. сообщ. по физике, № 6, 30 (1977).
- [12] В.Н. Михаленко, М.Б. Котляревский, А.Н. Георгобиани, В.А. Соколов. ЖФХ, **54**, 345 (1980).
- [13] А.Н. Георгобиани, М.Б. Котляревский. Изв. АН СССР. Неорг. матер., **17** (7), 1153 (1981).

- [14] А.Н. Георгобини, М.Б. Котляревский, В.Н. Михаленко. Изв. АН СССР. Неорг. матер., **18** (1), 12 (1982).
- [15] М.Б. Котляревский, А.Н. Георгобини, И.В. Рогозин, А.В. Мараховский. ЖПС, **70** (1–3), 86 (2003).
- [16] T.V. Butkhuzi, A.V. Bureyev, A.N. Georgobiani, N.P. Keke-lidze, T.G. Khulordava. J. Cryst. Growth, **117**, 366 (1992).
- [17] А.Н. Георгобини, М.Б. Котляревский, В.В. Кидалов, И.В. Рогозин. Неорг. матер., **33** (2), 232 (1997).

Редактор Л.В. Беляков

Kinetics of defect-formation in ZnO in the stream of oxygen radical

M.B. Kotlyarevsky, I.V. Rogozin, A.V. Marakhovsky*

Berdiansk Teachers Training University,
71100 Berdiansk, Ukraine

* Academy of Management
and Information Technologies,
71118 Berdiansk, Ukraine

Abstract A kinetic analysis of the defect formation in the system $A^{II}B^{VI}$ (ZnO) compound–flux of oxygen made it possible to develop a new method for obtaining single crystal layers by means of thermal treatment the of $A^{II}B^{VI}$ (ZnO) compound single crystal substrates in the radical oxygen flux. With this method, an inversion of the conductivity in ZnO from *n*- to *p*-type has been accomplished. This technology made it also possible to obtain heterostructures.