

К. т. н. И. М. СОЛЬСКИЙ

Украина, г. Львов, Научно-производственное предприятие «Карат»
E-mail: solskii@carat.lviv.uaДата поступления в редакцию
24.05 2005 г.Оппонент д. ф.-м. н. М. В. ПАШКОВСКИЙ
(ЛНУ, г. Львов), к. ф.-м. н. В. Н. КАНИЩЕВ
(Ин-т монокристаллов, г. Харьков)

ВЫРАЩИВАНИЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМАТА КАДМИЯ С ВЫСОКОЙ ОПТИЧЕСКОЙ ОДНОРОДНОСТЬЮ

Рассмотрена технология получения крупногабаритных монокристаллов $CdWO_4$ методом Чохральского. Приведены оптические и сцинтилляционные характеристики получаемых кристаллов и детекторов на их основе.

В последние годы практические потребности экспериментальной физики высоких энергий и компьютерной томографии стимулировали значительный интерес к разработке новых сцинтилляционных детекторов на основе оксидных кристаллов, которые содержат элементы с большим атомным номером, что обуславливает высокую эффективность регистрации рентгеновского и γ -излучения, а также, как правило, радиационную и химическую стойкость.

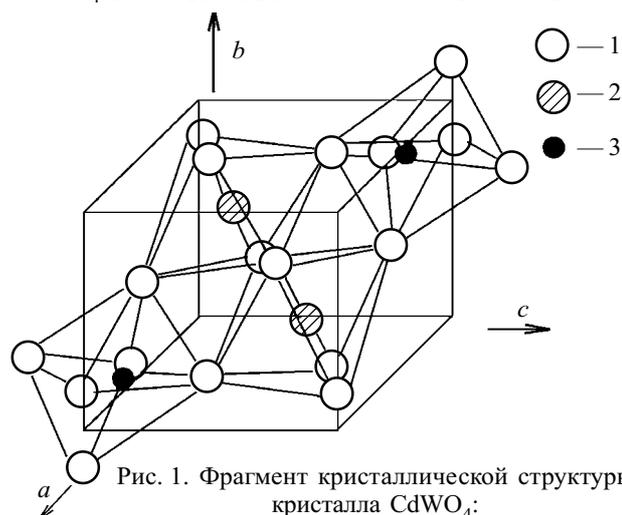
Вольфрамат кадмия $CdWO_4$ (CWO) является ярким представителем этого класса материалов, поэтому вызывает интерес как перспективная среда для создания сцинтилляционных детекторов полного поглощения гамма-квантов (гамма-радиометры для экологического мониторинга, гамма-каротаж в геологии) и детекторов для рентгеновских компьютерных томографов [1, 2]. Однако характеристики данных кристаллов не полностью удовлетворяют техническим требованиям. К недостаткам CWO следует отнести большое время высвечивания, составляющее десятки микросекунд [2]. Это ограничивает возможности использования таких сцинтилляторов при высоких скоростях счета фотонов. Кроме этого, требует улучшения конверсионная эффективность CWO, которая приблизительно в два раза меньше аналогичной для эталонных сцинтилляторов NaI-Tl [3, с. 181]. Для повышения чувствительности методик измерения низкофонового радиоактивного излучения необходимо значительное увеличение объема кристаллов CWO при сохранении высокоэнергетического разрешения [4].

Задачей настоящей работы было рассмотрение существующих подходов к получению монокристаллов вольфрамата кадмия и представление результатов, полученных в НПП «Карат» в области разработки технологии выращивания крупногабаритных монокристаллов CWO, а также изготовления на их основе сцинтилляционных детекторов.

Основные физико-химические свойства кристаллов $CdWO_4$

Рассмотрим коротко основные структурные и люминесцентные свойства кристаллов вольфрамата кадмия.

Вольфрамат кадмия относится к структурному типу вольфрамита (моноклинная сингония, пространственная группа P2/C). В элементарную ячейку вольфрамита входят две формульные единицы. На рис. 1 представлено изображение элементарной ячейки $CdWO_4$ [5]. Структуру CWO можно рассматривать



как несколько деформированную гексагональную упаковку атомов кислорода. В центрах кислородных восьмигранников расположены атомы Cd или W. Катионы одного элемента находятся в плоскостях, параллельных (100). Анионы кислорода, которые расположены между этими плоскостями, не лежат в одной плоскости, а образуют слой толщиной порядка 0,2 Å. Такой тип структуры создает открытые каналы вдоль направления c. Таким образом, структуру вольфрамита можно описать как систему зигзагоподобных цепочек, причем каждая цепочка состоит лишь из октаэдров, в центре которых находится атом одного сорта металла. Связь между катионом Cd^{2+} и анионом WO_6^{6-} — ионная, а связи в самом комплексе WO_6^{6-} в основном ковалентные.

Длительное время считалось, что вольфрамат кадмия обладает лишь одной широкой полосой люминесценции в области 420—580 нм (“сине-зеленое”

свечение) [6], которое возбуждается на длинноволновом крыле собственного поглощения (250—320 нм). При 4,2 К ее максимум расположен вблизи 490 нм, а полуширина полосы свечения составляет 4400 см^{-1} . В более поздних работах [7, 8] было показано, что при возбуждении в области $\lambda > 320 \text{ нм}$ в спектре излучения наблюдается также и вторая полоса с максимумом при 570 нм (“желтое” свечение).

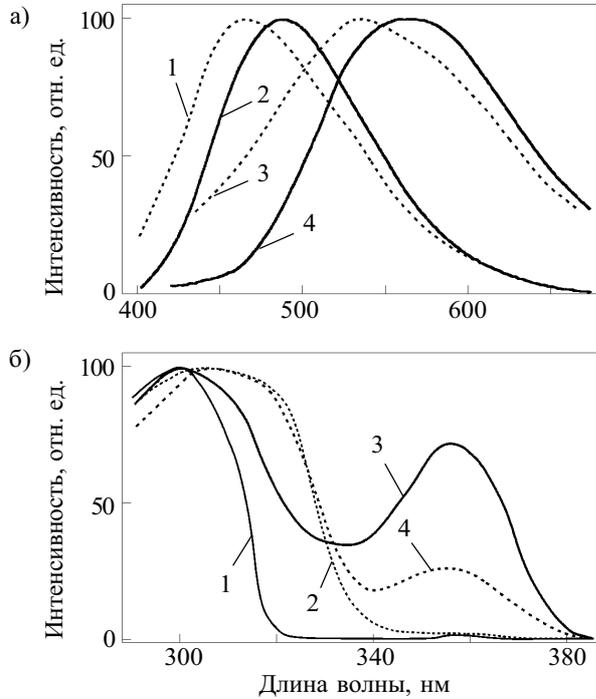


Рис. 2.

а — спектральное распределение фотолюминесценции CWO [3, с. 177]:

1 — $\lambda_{\text{возб}}=275 \text{ нм}$, $T=298 \text{ К}$; 2 — $\lambda_{\text{возб}}=275 \text{ нм}$, $T=4,2 \text{ К}$; 3 — $\lambda_{\text{возб}}=360 \text{ нм}$, $T=298 \text{ К}$; 4 — $\lambda_{\text{возб}}=360 \text{ нм}$, $T=4,2 \text{ К}$;

б — спектр возбуждения фотолюминесценции CWO [3, с. 177]: 1 — $\lambda_{\text{люм}}=465 \text{ нм}$, $T=4,2 \text{ К}$; 2 — $\lambda_{\text{люм}}=460 \text{ нм}$, $T=298 \text{ К}$; 3 — $\lambda_{\text{люм}}=600 \text{ нм}$, $T=4,2 \text{ К}$; 4 — $\lambda_{\text{люм}}=580 \text{ нм}$, $T=298 \text{ К}$

Соответствующие спектры фотолюминесценции и спектры ее возбуждения представлены на рис. 2. Как видно из рисунка, с ростом температуры обе полосы излучения смещаются в более коротковолновую область спектра, при этом возрастает их полуширина. Это смещение составляет $\approx 20 \text{ нм}$ для “сине-зеленого” свечения и $\approx 35 \text{ нм}$ для “желтого” свечения. Спектр возбуждения “сине-зеленой” люминесценции характеризуется наличием широкой полосы с максимумом при 300 нм ($T=4,2 \text{ К}$). При переходе к комнатной температуре этот максимум смещается до 305 нм (рис. 2, б). Для “желтого” свечения наблюдается дополнительная полоса возбуждения с максимумом при 355 нм. Положение этой полосы не зависит от изменения температуры. Сильное перекрытие обеих полос фотолюминесценции служит причиной появления полосы возбуждения “сине-зеленого” свечения также и в аналогичном спектре “желтого” свечения.

Исследование кинетики послесвечения [7] показало, что в широком температурном интервале (1,5—300 К) кривые затухания обеих полос люминесценции носят экспоненциальный характер. Температур-

ная зависимость времени послесвечения τ “сине-зеленого” свечения представлена на рис. 3. При $T=1,5 \text{ К}$ величина τ составляет 300 мкс. С ростом температуры это время уменьшается, и при $T=40 \text{ К}$ $\tau=20 \text{ мкс}$. Далее в температурном интервале 40—300 К величина времени послесвечения остается неизменной. Оказалось также, что во всем исследуемом температурном диапазоне время затухания “желтой” полосы люминесценции остается неизменным и составляет $\tau=3,6 \text{ мкс}$.

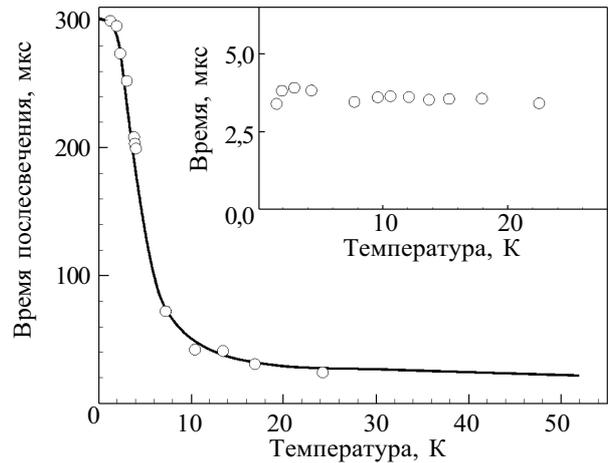


Рис. 3. Температурная зависимость времени послесвечения “сине-зеленого” и “желтого” (на вставке) излучения CWO [7]

Авторы [7] связывают “сине-зеленую” люминесценцию CWO с электронными переходами внутри октаэдрического комплекса WO_6^{6-} . Характерная температурная зависимость кинетики послесвечения в области низких температур свидетельствует о наличии излучающего центра с двумя возбужденными состояниями, расщепление между которыми составляет 12 см^{-1} .

Длинноволновая полоса излучения (“желтое” свечение) в работе [7] связывается с переходами в вольфрамовой группе, в которой отсутствует один ион кислорода. Такой вывод базируется на том, что спектр возбуждения этого излучения включает в себя полосу поглощения в области 350 нм, которая приписывается структурным дефектам, и ее величина зависит от условий выращивания кристаллов и их послеростовой обработки.

Ниже приведены некоторые физико-химические характеристики кристаллов CWO.

Плотность, г/см^3	7,9
Температура плавления, К	1598
Плоскость скалывания	<010>
Гигроскопичность	Нет
Максимум в спектре излучения, нм	740 и 540
Показатель преломления	2,3
Среднее время затухания, мкс	12
Послесвечение через 3 мс, %	0,1
Световыход, % от NaI-Tl	25—40

Характерной особенностью сцинтилляторов на базе кристалла CWO является их достаточно высокий световой выход (который составляет до 40% относительно NaI-Tl), а также высокая радиационная и

химическая стойкость. Возможность получения удельно-высокого разрешения, высокая эффективность регистрации, стойкость к действию климатических и механических факторов позволяют применять монокристаллы CWO там, где использование гигроскопичного и менее механически стойкого кристалла NaI—Tl невозможно [1—3].

Следует отметить также уникальное свойство CWO — почти полную независимость светового выхода от температуры в широком температурном интервале [6], тогда как, например, для германата висмута $\text{Bi}_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$ (BGO) световой выход в интервале 200—373 К понижается в 10 раз. При температуре 373 К падение светового выхода для кристаллов NaI—Tl составляет более 50% в сравнении с величиной, измеренной при 300 К, тогда как для кристаллов CWO оно не превышает 15—20% [2]. Особенно выгодно использовать CWO при температурах ниже 343 К, когда световой выход изменяется незначительно, а время послесвечения существенно уменьшается.

Одним из важных свойств кристаллов CWO является малое послесвечение, которое составляет менее 0,02% от начального уровня через 30 мс после прекращения облучения. Это делает кристаллы CWO незаменимым сцинтилляционным материалом для томографии.

Световой выход CWO пропорционален энергии γ -квантов [9], поэтому при хорошей прозрачности на длине волны собственного излучения этот кристалл может быть использован для спектрометрии γ -излучения. Благодаря высокому атомному номеру и плотности CWO детекторы на его основе обладают высокой регистрационной эффективностью в малых объемах.

Приведенные выше данные о свойствах и характеристиках кристаллов вольфрамата кадмия свидетельствуют об актуальности разработки воспроизводимой технологии получения кристаллов больших размеров ($\varnothing 60$ —65 мм, длина цилиндрической части не меньше 140 мм) и с высоким оптическим качеством.

Выращивание кристаллов CWO

Из целого ряда методов выращивания монокристаллов CWO наиболее распространенным на данное время стал метод Чохральского.

Анализ режимов синтеза исходного сырья CWO проведен в работах [10—13]. Получение шихты для выращивания базируется на реакции твердофазного синтеза между оксидами кадмия и вольфрама. В особенности следует обратить внимание на то, что в процессе роста происходит испарение компоненты Cd из расплава, что приводит к нарушению стехиометрического состава выращенного кристалла и является одной из причин появления в нем дефектов.

В кристаллах, выращенных из шихты с недостатком более летучей компоненты Cd, по всей длине кристаллической були наблюдаются в большом количестве макродефекты с размерами 10—30 мкм. Такие кристаллы непригодны для практического применения, поскольку присутствие включений приводит к росту рассеяния света и ухудшению энергетического разрешения детекторов [10]. Введение в рас-

плав избыточного CdO (1—1,5%) улучшает оптическое качество кристаллов, однако не приводит к полному исчезновению макродефектов [12, 13]. В то же время приготовление строго стехиометрической шихты не разрешает получать оптически качественные монокристаллы $\varnothing 30$ —35 мм. Вследствие перегрева расплава возле стенок тигля происходит нарушение его стехиометрии, вызванное термическим распадом CWO [14].

В работе [10] были установлены значения оптимального отношения количества Cd к количеству WO_3 в расплаве ($K=1,009$), при котором отклонение состава кристалла от стехиометрического было минимальным.

Причиной появления дефектов может служить не только отклонение состава шихты от стехиометрического, а и наличие неконтролируемых примесей. В частности, качественные кристаллы со световым выходом 30% и более относительно NaI—Tl можно получить лишь при условии использования шихты с содержанием примесей не более 10^{-4} мас. % [9].

Как показано в работах [12, 13, 15, 16], важным фактором, определяющим качество кристаллов CWO, является температурный градиент на границе раздела «кристалл—расплав». Данный градиент одновременно с другими параметрами (скорость вращения кристалла, скорость вытягивания, соотношение диаметра тигля и кристалла) определяет форму межфазной границы, амплитуду и частоту температурных осцилляций, процессы микросегрегации примесей. Оказалось, что радикальным средством избежания дефектов и блочности является недопущение переохлаждения расплава на начальной стадии роста. Это обусловлено тем, что механизм образования дефектов связан главным образом с несоответствием габитуса растущего кристалла и внутренней симметрии расплава в переохлажденном состоянии. Предотвращение переохлаждения расплава однозначно позволяет избежать появления макровключений, уменьшить блочность, а также существенно уменьшить содержание центров рассеяния.

На основе исследований, проведенных в [11], было показано, что минимальная плотность дислокаций наблюдается в булях, рост которых осуществлялся в атмосфере кислорода. Было определено, что оптимальное значение давления кислорода в камере составляет $1,5 \cdot 10^5$ — $1,7 \cdot 10^5$ Па.

Важным для получения кристаллов CWO является выбор кристаллографического направления, вдоль которого происходит рост. В CWO диффузия протекает медленно в направлениях [010] и [100]. Поэтому кристаллы, выращенные в направлениях [001], «закрыты» для диффузии, что существенно затрудняет ликвидацию дефектных центров путем термической обработки.

Было установлено, что на заключительной стадии выращивания кристалла перед охлаждением необходимо проводить сужение були с целью уменьшения потока тепла от расплава. После этого кристаллическая буля или отрывается от расплава, или охлаждается, будучи соединенной с расплавом тонким перешейком. Данная процедура применяется с целью уменьшения термического удара при отрыве кристалла

от расплава, который может привести к резкому увеличению плотности дислокаций в хвостовой части слитка.

Проведенный анализ литературных источников по проблеме выращивания монокристаллов вольфрамата кадмия [2, 3, 11] показал, что основными задачами, которые необходимо решать для получения высококачественных кристаллов большого размера, являются:

- создание однородного теплового поля на границе раздела «кристалл—расплав», а также при охлаждении выращенного кристалла;
- установление оптимальной концентрации оксида кадмия в расплаве;
- уменьшение концентрации примесей в расплаве;
- установление оптимальной концентрации кислорода в атмосфере выращивания.

Ниже приведены технологические приемы, которые были применены в НПП «Карат» для получения высококачественных кристаллов вольфрамата кадмия.

При разработке технологического процесса выращивания монокристаллов CWO больших размеров ($\varnothing 60$ —65 мм и длина цилиндрической части не меньше 140 мм) были приняты во внимание следующие факторы:

- Содержание примесей Fe, Ni, Cr, Cu, Co в исходном сырье не должно превышать 10^{-4} мас. % [10].
- При подготовке исходного сырья необходимо учитывать испарение Cd в процессе выращивания кристалла [10].
- Режимы смешивания и синтеза шихты должны обеспечивать получение монофазного соединения $CdWO_4$.
- Осевой градиент температуры должен обеспечивать плавную, выпуклую форму поверхности раздела фаз (фронта кристаллизации) на протяжении всего процесса выращивания кристалла.
- Конструкция теплового узла должна обеспечивать максимальную симметрию тепловых полей и минимальные радиальные градиенты температуры, а также равновесный послеростовой отжиг кристалла.
- Для обеспечения постоянной скорости выращивания кристалла скорость вытягивания кристалла должна задаваться с учетом понижения уровня расплава.
- Скорость вращения кристалла должна изменяться с учетом изменения теплоотвода от фронта кристаллизации в процессе роста.

На основе проведенных технологических исследований была установлена необходимая квалификация исходных компонентов, режимы синтеза и соотношение составляющих частей шихты, что влияет на качество монокристаллов. В частности, было установлено, что для получения высококачественной монофазной шихты $CdWO_4$ необходимо брать порошки оксида вольфрама (WO_3) квалификации ОСЧ 16-3 и карбоната кадмия ($CdCO_3$) квалификации не хуже ХЧ ТУ 6-09-4399—88, причем размеры зерен порошков обоих компонентов должны быть близкими.

Стехиометрическая смесь порошков прессовалась в «таблетки» и проходила твердофазный синтез на воздухе при температуре 1273 К на протяжении 10 ч. На-

плавка шихты в тигель проводилась с обеспечением минимального перегрева.

В ходе наших исследований был сконструирован и изготовлен тепловой узел [17, 18], который позволил оптимизировать совокупность факторов, обеспечивающих стабильность тепловых условий и фронта кристаллизации. Основу теплового узла составляют платиновый тигель диаметром 150 мм и активный (разогреваемый высокочастотным электромагнитным полем) тепловой экран диаметром 160 мм. Отношение диаметра тигля к его высоте составляло 1,5. Тигель и экран окружены тремя слоями корундовой изоляции, что разрешило создать в рабочем объеме необходимые осевой и радиальные градиенты температуры.

Монокристаллы выращивались на воздухе на ориентированную заправку. Направление роста [001] лежит в плоскости интенсивного скалывания.

Скорость выращивания монокристалла CWO в течение всего процесса составляла 3 мм/ч, а скорость вытягивания рассчитывалась компьютером на основе данных взвешивания выращиваемого кристалла, плотности кристалла и расплава. При этом автоматически учитывалось понижение уровня расплава.

Изменения осевого градиента температуры в процессе роста корректировались путем запрограммированного изменения скорости вращения кристалла от 18 до 15 об/мин на стадии выхода на диаметр и от 15 до 18 об/мин на стадиях выращивания цилиндрической части кристалла и обратного конуса.

Для снижения концентрации неконтролируемых примесей процессы выращивания проводились в два этапа. На первом — из синтезированной шихты вытягивались монокристаллы CWO и проводился их химический анализ. Затем в зависимости от результатов анализа осуществлялось корректирование состава путем добавления необходимого количества $CdCO_3$, а монокристаллы, полученные на первом этапе, использовались как сырье для получения монокристаллов необходимого качества. Для изучения этой взаимосвязи нами исследовалось оптическое поглощение и световой выход сцинтилляционных элементов, полученных из кристаллов CWO, выращенных из шихты с различным содержанием оксида кадмия, концентрация которого изменялась путем догрузки определенного количества $CdCO_3$ перед каждым процессом выращивания.

Оптические свойства кристаллов $CdWO_4$

На рис. 4 приведены спектры поглощения образцов кристаллов CWO ($20 \times 20 \times 2$ мм), выращенных из перекристаллизованного сырья с разной величиной избытка Cd (кривые 1—3). Кристаллы, полученные из шихты без избытка Cd (кривая 1), характеризуются заметной окраской зелено-желтого цвета. По мере увеличения концентрации избыточного Cd интенсивность поглощения уменьшается (кривые 2, 3), и при концентрации избыточного Cd $\approx 1,0$ мас. % в шихте кристаллы CWO являются практически бесцветными по всей длине цилиндрической части (до 140 мм).

Спектр дополнительного поглощения (рис. 4, вставка), полученный путем вычитания кривых 1 и 3, можно представить в виде суперпозиции двух полос:

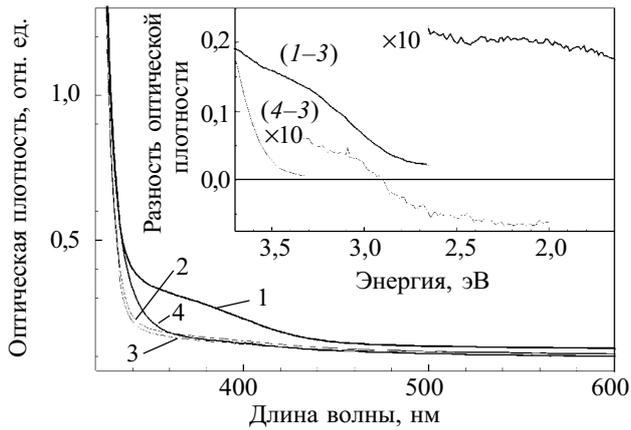


Рис. 4. Спектр поглощения кристаллов CWO, полученных из перекристаллизованной шихты при различной величине избытка CdO (1 — без избытка; 2 — 1,0 мас.%; 3 — 1,1 мас.%; 4 — кристалл CWO, выращенный из шихты на основе CdCO₃ и WO₃ с избытком 1,1 мас.% CdO. Вставка: спектры дополнительного поглощения кристаллов CWO, полученные как разница между спектрами 1 и 3, 4 и 3

интенсивной с максимумом при 3,4—3,3 эВ (365—370 нм) и более слабой с максимумом при 2,21 эВ (560 нм). Наиболее вероятной причиной дополнительного поглощения кристаллов CWO в области сцинтилляций является наличие дефектов структуры, обусловленных испарением определенного количества Cd как наиболее летучего компонента. В этом случае уже после первой кристаллизации мы получаем шихту с соотношением компонент Cd/W < 1, чему соответствует определенный уровень концентрации вакансий кадмия V_{Cd}²⁻ и кислорода V_O²⁺, а также, возможно, и их ассоциатов. Именно центр V_{Cd}²⁻ отвечает, очевидно, за интенсивную полосу дополнительного поглощения CWO с максимумом в области 365—370 нм, что в целом согласуется с данными [10, 11, 19], тогда как поглощение в области длин волн > 450 нм может быть связано с центрами, образованными дефектами в анионной подрешетке [3].

Следует заметить, что наличие оптически активных центров, связанных с дефектами решетки, существенно влияет на сцинтилляционные параметры кристаллов (табл. 1). Из таблицы видно, что по мере увеличения избытка Cd в расплаве и уменьшения дополнительного поглощения возрастает световой выход образцов — как при возбуждении источником

γ-квантов (⁶⁰Co, E=1,02 МэВ), так и при возбуждении α-частицами (²³⁹Pu, E=5,5 МэВ). Для бесцветных кристаллов CWO, выращенных с избытком 1,0—1,1 мас.% Cd в шихте, достигается максимальное значение светового выхода — 36,5% от NaI:Tl.

С целью выбора оптимальных технологических вариантов приготовления исходного сырья нами были также получены кристаллы CWO из шихты на основе CdCO₃ и WO₃, которая содержала избыток CdCO₃ (в перерасчете на Cd) 1,1 мас.%. Спектр поглощения элемента из такого кристалла представлен на рис. 4 кривой 4. Кристалл обладает желтоватой окраской, которой отвечает спектр дополнительного поглощения, содержащий полосу с максимумом при 3,1 эВ (≈400 нм) в видимой области спектра (рис. 4, вставка, кривая (4-3)). С учетом данных по поглощению кристаллов 1—3, для кристалла 4 скорее всего справедливо соотношение Cd/W > 1. Световой выход таких кристаллов составляет 0,87—0,9 от значения для образца № 3 (табл. 1).

Исходя из изложенных выше результатов оптимальным с точки зрения достижения наибольших значений оптической прозрачности и светового выхода является, по нашему мнению, выращивание кристаллов CWO из перекристаллизованного сырья с коррекцией шихты в сторону 1,0—1,1 мас.% избытка Cd.

Характеристики сцинтилляционных детекторов

После выращивания из монокристаллов CWO изготавливались образцы необходимой формы и размеров. Для механической обработки использовались станки “Алмаз-6”, “Алмаз-12” (резка), СДШ, СДП, В1М3 (шлифование и полирование). Полирование проводилось на алмазных порошках АСМ-С с размерами зерна 2/1 мкм.

Были изготовлены сцинтилляционные элементы размерами Ø40×40 мм и Ø60×60 мм, которые обладали световым выходом ≈36,5% относительно NaI:Tl и энергетическим разрешением ≈9% при возбуждении источником γ-квантов ¹³⁷Cs (662 кэВ) [16]. Результаты по измерению энергетического разрешения наших кристаллов большого объема приведены в табл. 2. Там же для сравнения приведено разрешение “эталонного” кристалла CWO небольшого размера (10 см³), которое является рекордным — 7,5% при энергии 662 кэВ [4].

Изготовленные сцинтилляционные элементы, поставленные НПО “Селди”, стали основой сцинтилляционных детекторов, которые прошли испытания в составе низкофонового γ-радиометра для регистра-

Таблица 1
Зависимость световых выходов кристаллов CWO, полученных из перекристаллизованной шихты, от избытка CdO

Номер образца	Величина добавки CdO, мас. %	Световой выход образцов, отн. ед.			
		по ⁶⁰ Co (τ=2 мкс), %	по ⁶⁰ Co (τ=5 мкс), %	по ²³⁹ Pu (τ=5 мкс), %	относительно NaI-Tl (4,4 отн. ед. свет. вых.), %
1	0,0	68	73	83	26,4
2	1,0	90,5	95	90	34,7
3	1,1	100	100	100	36,5
4*	1,1	—	87	92,6	—

*Образец 4 изготовлен из перекристаллизованной шихты.

Таблица 2
Энергетическое разрешение кристаллов CWO, %

Характеристики кристаллов	Энергия возбуждения	Энергия возбуждения		
		570 кэВ	662 кэВ	1063 кэВ
Размеры (объем)	Масса, кг			
Ø40×30 мм (37,5 см ³)	0,3	9,7	8,5	6,7
Ø50×37 мм (73 см ³)	0,6	11,1	9,8	7,6
Ø54×65 мм (149 см ³)	1,1	13,2	11,4	9,3
Ø54×95 мм (217 см ³)	1,7	14,9	13,8	11,1
Ø25×20 мм (10 см ³)	0,08	8,8	7,5	6,4

ции низких уровней радиоактивности (завод “Эталон”, г. Белая Церковь, Украина).

Таким образом, разработан технологический процесс выращивания монокристаллов вольфрамата кадмия больших размеров (диаметр 60—65 мм, длина 140 мм) с удовлетворительными оптическими свойствами.

На базе выращенных монокристаллов изготовлены сцинтилляционные элементы, ставшие основой детекторов для низкофонового γ -радиометра.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Цирлин Ю. А., Глобус М. Е., Сысоева Е. П. Оптимизация детектирования гамма-излучения сцинтилляционными кристаллами.— М.: Энергоатомиздат, 1991.
2. Nagomaya L. L. Scintillators based on compound oxides for detection of ionic radiation // Nucl. Tracks. Radiat. Meas.— 1993.— Vol. 21, N 1.— P. 15—18.
3. Глобус М. Е., Гринев Б. В. Неорганические сцинтилляторы. Новые и традиционные материалы.— Харьков: Акта, 2001.
4. Георгадзе А. Ш., Даневич Ф. А., Здесенко Ю. Г. и др. Сцинтилляторы $CdWO_4$ большого объема // Приборы и техника эксперимента.— 1996.— № 3.— С. 48—52.
5. Norell D. I., Cantrell I. S., Chang L. I. Phase relation and crystal structures of Zn and Cd tungstates // J. Amer. Ceram. Soc.— 1980.— Vol. 63, N 5—6.— P. 261—264.
6. Kroger F. A. Some aspects of the luminescence of solids. Chap. 3.— Amsterdam: Elsevier. Publ. Co., 1948.
7. Lammers M. J. J., Blasse G., Robertson D. S. The luminescence of cadmium tungstate // Phys. Stat. Sol. (a).— 1981.— Vol. 63, N 2.— P. 569—572.
8. Ovechkin A. E., Ryzhikov V. D., Tomylaitis G., Zukauskas A. Luminescence of $ZnWO_4$ and $CdWO_4$ crystals // Ibid.— 1987.— Vol. 103, N 2.— P. 285—290.
9. Нагорная Л. Л., Овечкин А. Е., Вострецов Ю. Я. и др. Спектрометрические характеристики дефектов на основе монокристаллов вольфрамата кадмия // Проблемы получения и исследования монокристаллов.— 1988.— № 21.— С. 54—59.
10. Батенчук М. М. Влияние дефектов структуры на люминесценцию и сцинтилляционные свойства вольфрамов / Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук.— Львов: ЛГУ, 1985.
11. Лимаренко Л. Н., Носенко А. Е., Пашковский М. В. Влияние структурных дефектов на физические свойства вольфрамов.— Львов: Вища школа, 1978.
12. Robertson D. S., Young I. M., Telfer J. R. The cadmium oxide-tungsten oxide phase system and growth of cadmium tungstate single crystals // J. Mater. Sci.— 1979.— Vol. 14.— P. 2967—2974.
13. Whiffin P. A. C., Brice J. C. The suppression of thermal oscillation in Czochralski growth // J. Cryst. Growth.— 1971.— Vol. 10.— P. 91—96.
14. Кобзарь-Зленко В. А. Влияние давления инертного газа на термическую устойчивость расплавов молибдатов и вольфрамов // Монокристаллы и техника.— 1972.— Вып. 7.— С. 90—94.
15. Cokayne B., Lent B., Roslingtong J. M. Interface shape changes during the Czochralski growth of gadolinium gallium garnet single crystals // J. Mater. Sci.— 1976.— Vol. 11.— P. 209—263.
16. Carruthers J. R. Flow transitions and interface shapes in the Czochralski growth of oxide crystals // J. Cryst. Growth.— 1976.— Vol. 36.— P. 212—214.
17. Nekrasov V., Borodenko Yu., Selegenev E. et al. Scintillation blocks of high sensitivity for detection of gamma-radiation based on cadmium tungstate // Proceedings of the 5th International Conf. on Inorganic Scintillators and their Applications SCINT99.— Moscow, Russia.— 1999.— P. 740—745.
18. Сольский И. М., Сугак Д. Ю., Габа В. М. Получение оптически однородных монокристаллов ниобата лития // Технология и конструирование в электронной аппаратуре.— 2005.— № 5.— С. 55—61.
19. Melcher C. L., Manete R. A., Schweitzer J. S. Applicability of barium fluoride and cadmium tungstate scintillators for well logging // IEEE Trans. Nucl. Sci.— 1989.— Vol. 36, N 1.— P. 1188—1192.

НОВЫЕ КНИГИ

НОВЫЕ КНИГИ



Неволин В. К. Зондовые нанотехнологии в электронике.— М.: Техносфера, 2005.— 152с.: ил.

Прогресс в микроэлектронике связывают с уменьшением линейных размеров функциональных элементов. Если их размеры становятся порядка нанометров, то существенными являются квантовые эффекты, принципиально меняющие физику работы. Созданием таких элементов и интегральных квантовых схем на их основе занимается нанотехнология.

В монографии изложены физические основы зондовой нанотехнологии на базе сканирующих туннельных и атомно-силовых микроскопов, показаны основные достижения, обсуждаются проблемы, требующие решения.

Предназначена для студентов старших курсов, аспирантов и молодых ученых, желающих познакомиться с новым научным направлением и попробовать свои силы в развитии технологии XXI века.

НОВЫЕ КНИГИ



Нанотехнологии в электронике. Под. ред. чл.-корр. РАН Ю. А. Чаплыгина.— М.: Техносфера, 2005.

В монографии с позиций современных научно-технических достижений анализируются перспективные направления внедрения нанотехнологии в области разработки и создания материалов, приборов и структур для нанoeлектроники, фотоники, микро- и наносистемной техники, биомедицинской техники.

Книга написана ведущими специалистами Московского государственного института электронной техники (технического университета) (МИЭТ) на основе теоретических и экспериментальных исследований, проведенных в МИЭТ в последние годы.

Для специалистов, аспирантов и студентов, работающих в области нанотехнологий и в смежных областях.