



فصلنامه علمی ((دفاع هوافضایی))

دوره ۲، شماره ۲، شهریور ۱۴۰۲

عنوان مقالات

مقاله پژوهشی

بررسی خواص نوری کادمیم سلنید تحت آرایش نیکل

زهرا سیاهکالی^۱، نادر قبادی^۱، داریوش مهرپرور^۱، محمد فرخزادی^۲

۱- گروه فیزیک، دانشکده علوم، دانشگاه ملایر

۲- گروه ریاضی، دانشگاه فنی و حرفه ای تهران

چکیده

در این کار لایه های نازک نانوساختار کادمیم سلنید با استفاده از روش رسوبگیری شیمیایی ساخته شده اند. نقش ناخالصی نیکل روی اندازه گاف انرژی نوری و ساختار بلوری مکعبی کادمیم سلنید بررسی شده است. یکی از برتری های روش شیمیایی نسبت به روشهای فیزیکی، وارد کردن ناخالصی به ساختارهای بلوری مانند کادمیم سلنید است. کنترل گاف انرژی با وارد کردن ناخالصی نیکل، مهمترین هدف در این کار است. با محاسبه اورباخ انرژی می توان میزان بی نظمی در ساختار بلوری را محاسبه نمود.

اگر چه جذب ناشی از ناخالصی را می توان به عنوان جذب در ناحیه گاف نواری زیر سطح اصلی (باند به باند) در نظر گرفت، اما جذب ناشی از آرایش در لایه های نازک نانوساختار به اندازه جذب داخل گاف نواری نیست و انتقال نوری آنها نوار به باند است و دارای خطوط گسترده و قدرتمند در طیف های جذبی هستند. نظمی در تغییر گاف نواری با افزایش غلظت ناخالصی وجود دارد به طوری که افزایش یون های (Ni^{2+}) باعث کاهش گاف نواری نوری به 1.59eV می شود، گاف نواری نوری برای $CdSe$ در حالت حجیم 1.74eV است، بنابراین روش اضافه کردن ناخالصی، فاصله باند نوری $CdSe$ را کاهش می دهد که به طور متوسط روش ناخالصی ساختار جدید را ایجاد می کند. انرژی اورباخ نمونه ها را می توان از طیف جذبی بدون نیاز به تعیین ضریب جذب از تعیین ضخامت لایه تعیین کرد.

اطلاعات مقاله

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۰۵/۸

تاریخ دریافت: ۱۴۰۱/۱۱/۲۲

کلمات کلیدی:

آرایش نیکل، رسوب محلول شیمیایی، لایه نازک نانوساختار، انرژی اورباخ



نویسنده مسئول:

نادر قبادی

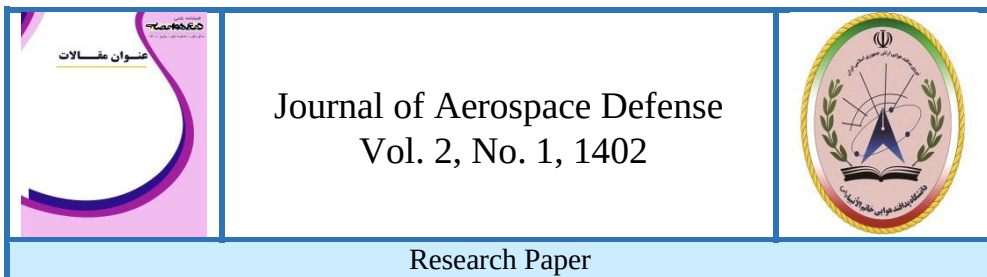
ایمیل:

nader.ghobadi@gmail.com

استناد به مقاله: نادر قبادی، زهرا سیاهکالی، داریوش مهرپرور، محمد فرخزادی، مهندسی گاف نواری نوری و انرژی

اورباخ در لایه های نازک نانوساختار $CdSe$ آرایش شده با نیکل، مجله علمی پژوهشی دفاع هوافضایی دوره ۲، شماره

۲، شهریور ۱۴۰۲.



Investigating the Optical Properties of Cadmium Selenide under Nickel Doping

Nader Ghobadi¹, Zahra Siahkali¹, Dariush Mehrparvar¹, Mohammad Farrokhzadi²

¹ Associate Professor, ¹Department of Physics, Faculty of Science, Malayer University, Malayer, Iran

² Department of Mathematics, Technical and Vocational University (TVU), Tehran, Iran

Article Information

Accepted: 1402/05/08

Received: 1401/11/22

Keywords:

Ni doping, chemical solution deposition, Nanostructure thin film, Urbach energy.



Corresponding author:

Nader Ghobadi

Email:

nader.ghobadi@gmail.com

Abstract

In this work, thin layers of cadmium selenide nanostructures were made using chemical deposition method. The role of nickel impurity on the optical energy gap and the cubic crystal structure of cadmium selenide has been investigated. One of the advantages of the chemical method compared to the physical methods is the impurity presence crystal structures such as cadmium selenide. Controlling the energy gap by nickel impurity is the most important goal in this work. By calculating the Urbach energy, it is possible to calculate the amount of disorder in the crystal structure.

Although absorption due to impurity can be considered as absorption inside band gap region below the fundamental (band-to-band) but absorption due to doping in nanostructured thin films aren't as absorption inside band gap and their optical transitions are band to band so have broad lines and powerful in absorption spectra. There is an order in band gap changing with doping concentration raising so that increasing of the Ni^{2+} ions decreases the optical band gap to 1.59eV although optical band gap for CdSe in bulk state is 1.74eV, so doping procedure decreases optical bandgap of CdSe that is mean doping procedure creates the new structure. It has shown that it's possible to determine the Urbach energy of the samples from the absorption spectrum without the need to determine the adsorption coefficient from the determination of thickness.

HOW TO CITE: Nader Ghobadi, Zahra Siahkal, Dariush Mehrparvar, Mohammad Farrokhzadi, Optical Bandgap Engineering and Urbach Energy in Ni doped CdSe Nanostructured Thin Films, Invariant to Scale and Angle with Implementation on FPGA, Journal of Aerospace Defense, Vol. 2, No. 2, 1402.

۱- مقدمه

در نیمه رساناها، اهمیت ناخالصی به دلیل اثربخشی آن بر گاف نواری الکتریکی و نوری، انتقال الکترون و سایر پارامترهای ضروری مرتبط با خواص الکترونوری، به طور گسترده شناخته شده است. در میان این ویژگی ها، کنترل گاف نواری به دلیل تأثیرات فوق العاده ای که بر خواص الکتریکی و نوری دارد، از اهمیت ویژه ای برخوردار است. اگرچه مهندسی گاف نواری همواره برای همه نیمه رساناها مورد توجه بوده است، اما به دلیل نسبت سطح به حجم بالا در لایه های نانوساختار، مهندسی گاف نواری برای نیمه رساناهای لایه نازک بیشتر مورد توجه قرار گرفته است. پارامتر کلیدی در مدیریت گاف نواری، تغییرات در سطوح انرژی است و در این راستا، به خوبی شناخته شده است که یون های فلزات واسطه به عنوان ناخالصی می توانند حالت های میانی جدیدی ایجاد کنند که این توانایی می تواند منجر به سطوح مختلف فرمی، انتشار رنگی و همچنین تأثیر بر فرآیند نوترکیبی حامل اولیه شود.

از این منظر، ناخالصی فلزی برای ایجاد شکاف میانی عملکرد اساسی در تنظیم گاف نواری و بهبود عملکرد لایه های نازک در کاربردهایی مانند LED، فوتوکاتالیست و لیزر دارد [1-3].

اندازه گیری طیف جذب نوری یکی از مفیدترین ابزارها برای درک ساختار الکترونیکی جامدات در هر حالتی، بلوری، آمورف یا نانوساختاری است. گذار نوری در نیمه رساناها نقش مهمی در خصوصیات آنها دارد. مدل معروف Tauc برای جذب نوری لبه نزدیک نیمه رسانا ها به شرح زیر است:

$$\alpha = \frac{C(h\nu - E_g)^n}{h\nu}$$

$$n$$
 شاخص گذار است و به گذار طبیعی (انتقال مستقیم یا غیر مستقیم) بستگی دارد. محققان مقادیر مختلف $(A^*E(h\nu))^2$ را با n (انتقال شاخص) در مقابل $h\nu$ (eV) و برون یابی به انرژی فوتون صفر، مقادیر گاف نواری نوری را نشان می دهد. بهترین قسمت خطی نمودار برای تعیین مقادیر گاف نواری انتخاب می شود. در واقع قانون خاصی برای انتخاب مقدار n وجود ندارد. همیشه مواد در قالب نانوساختار دارای یک اختلال طبیعی برای روش تعیین گاف نواری نوری هستند [۲].

تأثیر آلاینش نیمه رسانا مدت هاست که به طور تجربی در بسیاری از نیمه رسانا ها شناخته شده است. برای خواص نیمه رسانا، تأثیر آلاینش بر گاف نواری نوری، انتقال و سایر پارامترهای اساسی مربوط به نیمه رسانا طبیعی است. در نیمه رسانا های حجیم نسبت سطح به حجم کم است و

بالعکس در نیمه رسانا های نانوساختار این نسبت بالا است، این مشخصه "آلودگی فلزات در ساختار نیمه رسانا" نقش ویژه ای را برای نیمه رسانا های نانوساختار آلودگی شده می دهد [3,4].

لایه های نانوساختار که از نانوذرات تشکیل شده اند، بسیار شبیه به مواد آمورف هستند، حتی اگر تک تک نانوذرات بلوری باشند. داده های طیف جذب برای هر نمونه با محاسبه انرژی اورباخ امکان درجه اختلال (بی نظمی) را فراهم می کند. آلودگی لایه های نانوساختار معمولاً بر وضوح لبه جذب تأثیر می گذارد. اغلب اتم های سطحی در لایه های نازک بیشتر از مواد در مقیاس بزرگ وجود دارد. محاسبه انرژی اورباخ با محاسبه لگاریتم طیف جذب بر حسب انرژی به دست می آید و دقیقاً میزان بی نظمی را به صورت عددی نشان می دهد [5,6].

آلودگی یون نیکل یا سایر یون ها در مقادیر بسیار کم به محلول اصلی، به شدت بر خواص نوری لایه های نازک نانوساختار تأثیر می گذارد. نیمه رسانا هایی مانند سولنید کادمیوم در حالت نانوساختار را می توان با فلزات دیگری مانند Ni, Co و Pb به جای کادمیوم در غلظت های کوچک جایگزین کرد تا گذار نوری به مقادیر مورد نظر ایجاد شود. به وضوح می توان مشاهده کرد که طیف جذب لایه های نانوساختار با جایگزینی فلزات دیگر، انتقال نوار به باند جدیدی را به ماده اصلی اضافه می کند. CdS, CdSe و ZnSe آلودگی شده با نیکل، این مواد کمک میکند که از بهترین کاندیداها برای کاربرد سلول خورشیدی باشند [7-14].

۲- مراحل آزمایش

در این تحقیق، لایه های نازک نانوذرات CdSe آلودگی شده با نیکل با رسوب گذاری از محلول های شیمیایی تهیه شده است. مواد ضروری عبارتند از، $(Cd(NO_3)_2)$ (برای تأمین Cd^{2+})، $(Ni(NO_3)_2)$ (تأمین کردن Ni^{2+})، Na_2SeSO_3 (تأمین کردن Se^{2-}). مراحل رسوب گذاری شامل موارد زیر است:

تمیز کردن زیرلایه، تهیه محلول ها، نیترات نیکل، استات کادمیوم و Na_2SeSO_3 ، زیرلایه های شیشه ای به صورت عمودی در محلول رسوب گذاری به حجم رسیده، غوطه ور شدند، در پایان فرآیند رسوب گذاری، تمامی زیرلایه های رسوب شده در فواصل زمانی مناسب (۱-۲۲ ساعت) از حمام شیمیایی خارج شدند. جزئیات در شکل ۱، ۲ و ۳ ارائه شده است.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- جذب نوری

گذار نوری در نیمه رسانا ها نقش مهمی در خصوصیات آنها دارد. رابطه معروف زیر برای جذب نوری باند به نوار نیمه رسانا ها می باشد [۲].

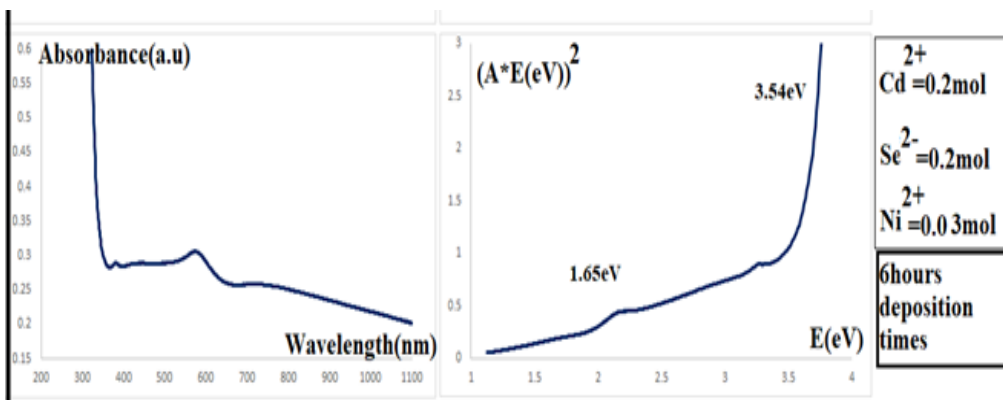
$$\alpha = \frac{C(h\nu - E_g)^n}{h\nu} \quad (1)$$

جایی که α ضریب جذب، $(h\nu)$ انرژی فوتون، C ثابت، E_g گاف نوری است و n برای نیمه رسانا های گاف مستقیم $\frac{1}{2}$ و برای نیمه رسانا های با گاف غیرمستقیم عدد ثابت ۲ است.

به خوبی مشخص شده که CdSe یک گاف نواری نوری مستقیم است و می توانیم از $n = \frac{1}{2}$ استفاده کنیم. گاف نواری نوری را می توان بدون اندازه گیری ضخامت تعیین کرد، که فقط نیاز به طیف های جذب بدون ضریب جذب دارد [15- 18].

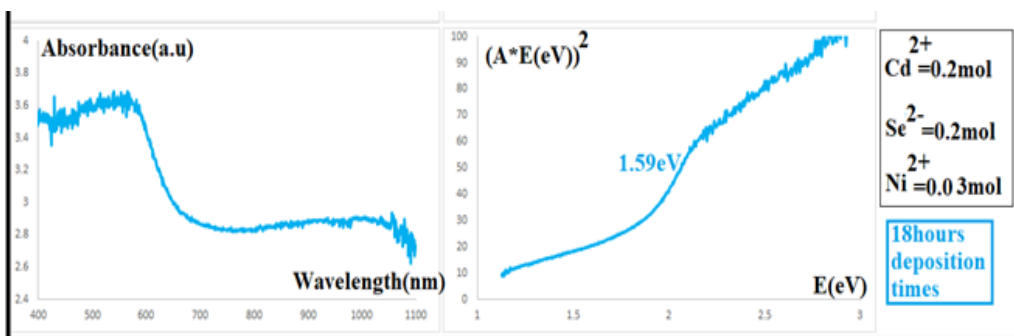
طیف جذبی برای نمونه ها توسط طیف سنجی UV-Vis (پركين-المر، طيف سنج UV/VIS USA-25 Lambda) در محدوده طول موج فرابنفش- مرئی (۱۹۰-۱۱۰۰ nm) اندازه گیری می شود و خواص نوری لایه های نازک CdSe با استفاده از آن مورد بررسی قرار گرفته است.

برای ارزیابی گاف نواری نوری، نمودار در $(A \times E(eV))^2$ در مقابل $(E(eV))$ در شکل های ۱، ۲ و ۳ نشان داده شده است. برای لایه های نازک CdSe آلایش شده با Ni (بهترین تناسب خطی برای $n = \frac{1}{2}$ به دست آمد) با زمان های مختلف رسوب گذاری (۶، ۱۸ و ۲۲ ساعت) و غلظت آلایش در یون های Ni^{2+} ۰.۰۳ مول



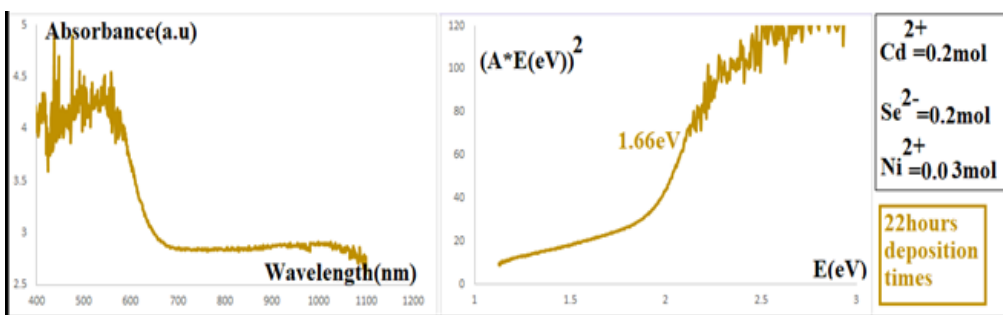
شکل ۱: نمودار جذب در مقابل طول موج و $(A * E(h\nu))^2$ در مقابل $E(eV)$ برای نمونه ی با زمان رسوب

۶ ساعت و یون نیکل 0.03 mol .



شکل ۲: نمودار جذب در مقابل طول موج و $(A * E(h\nu))^2$ در مقابل $E(eV)$ برای نمونه ی با زمان رسوب

۱۸ ساعت و یون نیکل 0.03 mol .



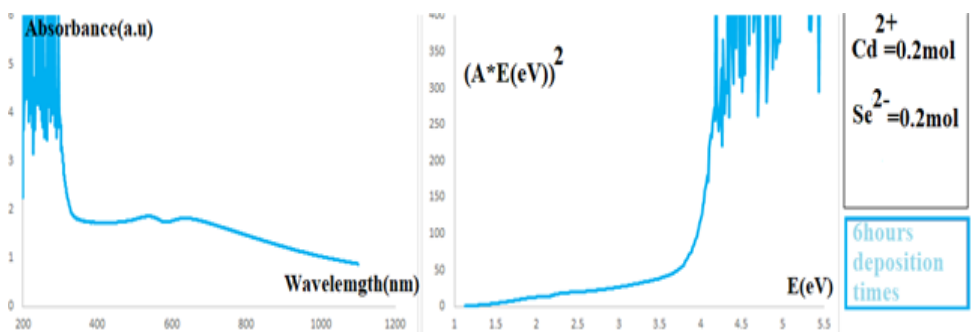
شکل ۳: نمودار جذب در مقابل طول موج و $(A * E(h\nu))^2$ در مقابل $E(eV)$ برای نمونه ی با زمان رسوب

۲۲ ساعت و یون نیکل 0.03 mol .

فرآیند رسوب گذاری برای آماده سازی لایه های نازک نانوساختار با رسوب گذاری محلول شیمیایی دارای تأثیر پارامترهای طبیعی پیچیده ای بر رشد دانه، استوکیومتری، انتقال های نوری و پیکربندی لایه است. این پارامترها می توانند دما، عامل کمپلکس و زمان واکنش، غلظت اولیه مواد تشکیل شده و غلظت ناخالصی باشند.

باید مراحل رسوب گذاری را که حاوی هسته و رشد ذرات است به خاطر بسپارید. در طی این مراحل چندین مکانیسم مهم هستند زیرا بر روی مقادیر اساسی لایه های نازک موثر هستند. مکانیسم ها عبارتند از یون-یون، خوشه هیدروکسید، تجزیه پیچیده یون به یون و مکانیسم تجزیه خوشه پیچیده.

گاف نواری نوری برای CdSe مکعبی در حالت حجیم ۱.۷۴eV است و دارای انتقال مستقیم است. مشاهده می شود که آلایش Ni به CdSe، گذارهای جدید مربوط به NiSe را اضافه می کند به این معنی است که غلظت کوچک یون Ni گذار جدیدی به CdSe ایجاد می کند که نمونه دارای گاف نواری نوری متعدد است. افزایش زمان رسوب گذاری باعث کاهش گاف نواری نوری می شود نمونه هایی با زمان رسوب ۱۸ ساعت شرایط بهینه ای دارند زیرا افزایش یون های Ni^{+2} گاف نواری را به ۱.۵۹eV کاهش می دهد، اگرچه فاصله گاف نواری نوری برای CdSe مکعبی در حالت حجیم ۱.۷۴eV است، بنابراین روش آلایش اساساً ساختار نوری CdSe را کاهش می دهد به این معنی که آلایش، ساختارهای جدیدی ایجاد می کند.



شکل ۴: نمودار $(A * E(h\nu))^2$ در مقابل $E(eV)$ برای مقایسه CdSe خالص.

شکل ۴، CdSe خالص نشان می دهد و که با مقایسه با حالت آلایش شده با ۰.۰۳ مول نیکل می توان دریافت که حالت آلایش شده انتقال جدیدی را به عنوان باند به باند ایجاد می کند، اگرچه در

حالت توده ای، جذب به دلیل ناخالصی و آرایش می تواند به عنوان جذب در ناحیه گاف نواری زیر پایه (باند به باند) در نظر گرفته شود.

۳-۲- انرژی اورباخ

حال باید پارامتری به نام انرژی اورباخ را معرفی کنیم، در نزدیکی لبه گاف نواری نوری و همچنین در امتداد نمودار جذب، قسمتی نمایی به نام انرژی دنباله اورباخ وجود دارد. این قسمت نمایی زمانی ظاهر می شود که مواد علاوه بر بی نظمی، تبلور ضعیفی نیز داشته باشند، زیرا در نزدیکی نوار ظرفیت حالت های محلی و همچنین در نوار رسانش که بالای لبه تحرک قرار دارد، حالت کشیده ای وجود دارد و علاوه بر آن، لبه جذب نوری تیز نیست [19, 20]. انرژی اورباخ را می توان با استفاده از رابطه زیر محاسبه کرد [6]:

$$\alpha(E, T) = \alpha_0 \exp\left[\frac{E - E_U}{E_U(T)}\right] \quad (1)$$

ما می دانیم E_U انرژی اورباخ است، و $\alpha = \Delta(E) / \Delta(Ln\alpha)$ و $E_U^{-1} = E_U$ و E_U مختصات نقطه همگرایی دسته اورباخ هستند و در مرجع [۶] ارائه شده اند.

در بخش زیر روش تعیین انرژی اورباخ بدون ضخامت سنجی ارائه شده است. α ضریب جذبی است که توسط قانون بیر-لامبرت تعریف شده است $\alpha = \frac{2.303 \times A}{t}$ ، که در آن t و A به ترتیب ضخامت لایه و جذب لایه هستند.

در معادله (۱)، $\alpha = \frac{2.303 \times A}{t}$ جایگزین شد.

$$\alpha = \frac{2.303 \times A}{t} = \alpha_0 \exp\left[\frac{E - E_0}{E_U(T)}\right]$$

به صورت لگاریتمی نوشته شد:

$$\ln(\alpha) = \ln\left(\frac{2.303 \times A}{t}\right) = \ln\left(\frac{2.303}{t}\right) + \ln(A) = \ln(\alpha_0) + \ln\left(\exp\left[\frac{E - E_0}{E_U(T)}\right]\right).$$

$$\ln(A) = \left[\frac{E - E_0}{E_U(T)}\right] + \ln(\alpha_0) - \ln\left(\frac{2.303}{t}\right) \quad \text{سپس مرتب می نمایم:}$$

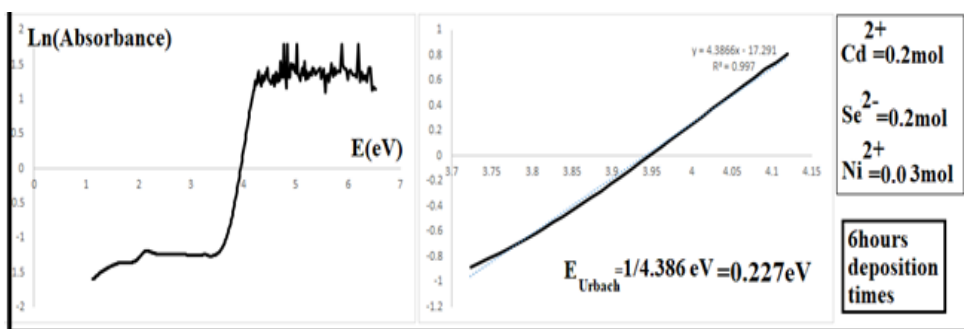
و در نهایت به صورت زیر می نویسیم:

$$\ln(A) = \left[\frac{E-E_0}{E_U(T)} \right] + \ln\left(\alpha_0 \frac{t}{2.303}\right)$$

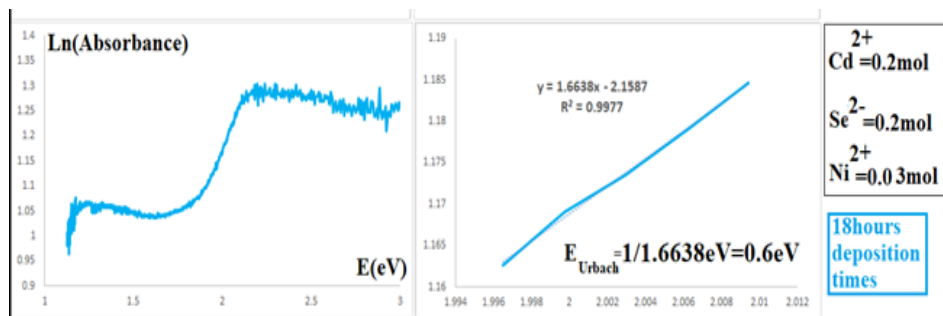
آخرین شکل معادله فوق این است:

$$\ln(A) = \left[\frac{E}{E_U(T)} \right] + \left[\frac{-E_0}{E_U(T)} \right] + \ln\left(\alpha_0 \frac{t}{2.303}\right)$$

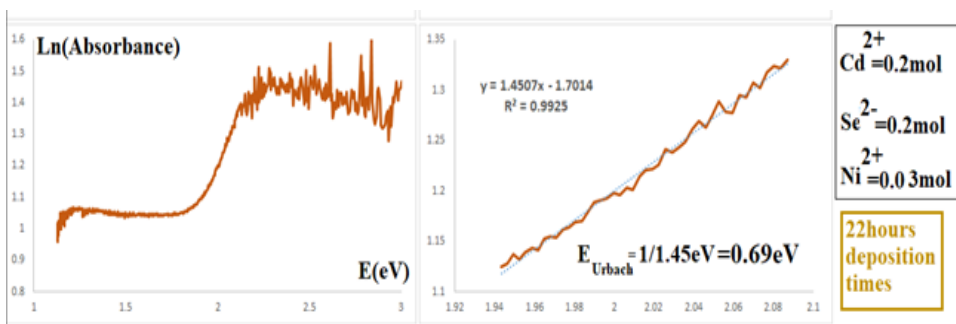
از شکل ۵، ۶ و ۷، انرژی اورباخ برای نمونه هایی با غلظت ۰.۰۳ در زمان های مختلف مشاهده می شود و همانگونه که در شکل دیده می شود انرژی اورباخ Cdse آلاپیده شده با نیکل با افزایش زمان رسوب دهی، افزایش می یابد.



شکل ۵: Ln (جذب) در مقابل E (ev) برای نمونه با زمان رسوب ۶ ساعت و یون نیکل ۰.۰۳mol.



شکل ۶: Ln (جذب) در مقابل E (ev) برای نمونه با زمان رسوب ۱۸ ساعت و یون نیکل ۰.۰۳mol.



شکل ۷. Ln (جذب) در مقابل E (ev) برای نمونه با زمان رسوب ۲۲ ساعت و یون نیکل ۰.۰۳ mol.

۳-۳- مطالعات XRD

دو فاز بلوری مکعبی و شش ضلعی برای CdSe وجود دارد. نمونه های تهیه شده دارای پیک های مربوط به فاز مکعبی (گروه فضایی: $Fm\bar{3}m$) با ثابت سلول $a=b=c=0.6077$ نانومتر هستند که با JCPDS ۰۰-۰۱۹-۰۱۹۱۱ مطابقت دارد. پیک های پراش شدید و تیز در CdSe خالص قدرتمند هستند. ۳ شاخص میلر بلوری در محدوده ۱۰ تا ۹۰ درجه برای CdSe مکعبی، [۱۱۱] در 25.6° ، [۲۲۰] در 42.7° و [۳۱۱] در 49.2° وجود دارد. [۱۱۱] قله اصلی با شدت ۱۰۰٪ است. CdSe خالص آماده شده دارای سه شاخص میلر است که در تمام جهت بلوری رشد می کند. CdSe آرایش شده با نیکل دارای فاز مکعبی است به طوری که آرایش نیکل فاز مکعبی را تغییر نمی دهد اما شدت پیک جهت [۲۲۰] و [۳۱۱] کاهش می یابد.

۳-۳-۱- رویکرد شرر و ویلیامسون هال

رویکرد ویلیامسون هال برای تغییر در نانو ساختار نمونه های آماده شده پیشنهاد شده است. اندازه دانه و کرنش شبکه با روش ویلیامسون هال بررسی می شود. عرض کامل در نصف حداکثر شدت (FWHM) با β_{hkl} دو پهن شدگی به دلیل اندازه نانو ذرات و کرنش شبکه معرفی می شود

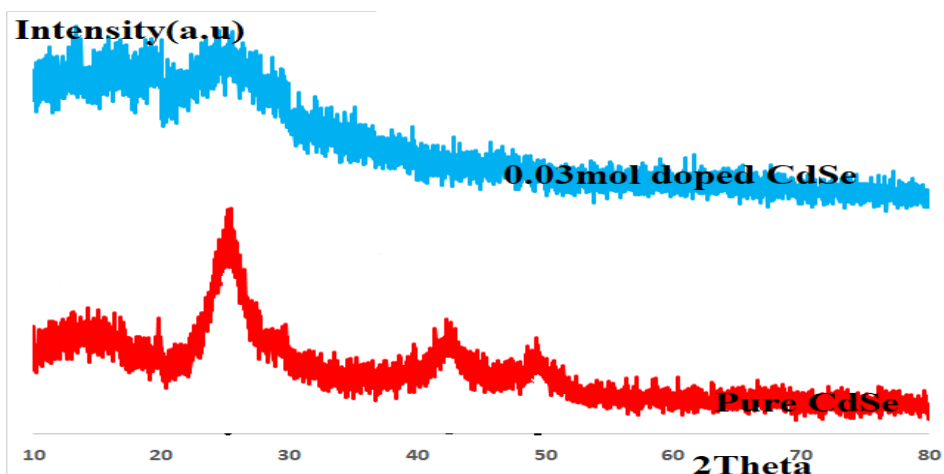
$$(\beta_{klh} = \beta_D + \beta_{strain})$$

روش شرر برای تعیین اندازه نانوذرات به شرح زیر است:

$$D(Schreer) = \frac{K\lambda}{\cos(\theta_{klh})\beta_D}$$

$D(Schreer)$ اندازه ذرات شرر، $K=0.89$ ، $\lambda = 0.15406 \text{ nm}$ طول موج پرتو ایکس و θ_{hkl} زاویه پراش است. آخرین رابطه ویلیامسون هال برای تعیین اندازه ذرات و کرنش شبکه به صورت زیر است: $\epsilon_{WH} \sin(\theta_{klh}) + \frac{K\lambda}{D_{WH}} \cos(\theta_{klh}) = 4\epsilon_{WH} \sin(\theta_{klh})$ و ϵ_{WH} کرنش شبکه است. نمودار $\beta_{klh} \cos(\theta_{klh})$ در مقابل $\sin(\theta_{klh})$ نتیجه ϵ_{WH} و D_{WH} به عنوان شیب خط و برش محور y .

بنابراین شیب خط $4 \times \epsilon_{WH}$ و عرض از مبدا $y = \frac{K\lambda}{D_{WH}}$ می باشد.



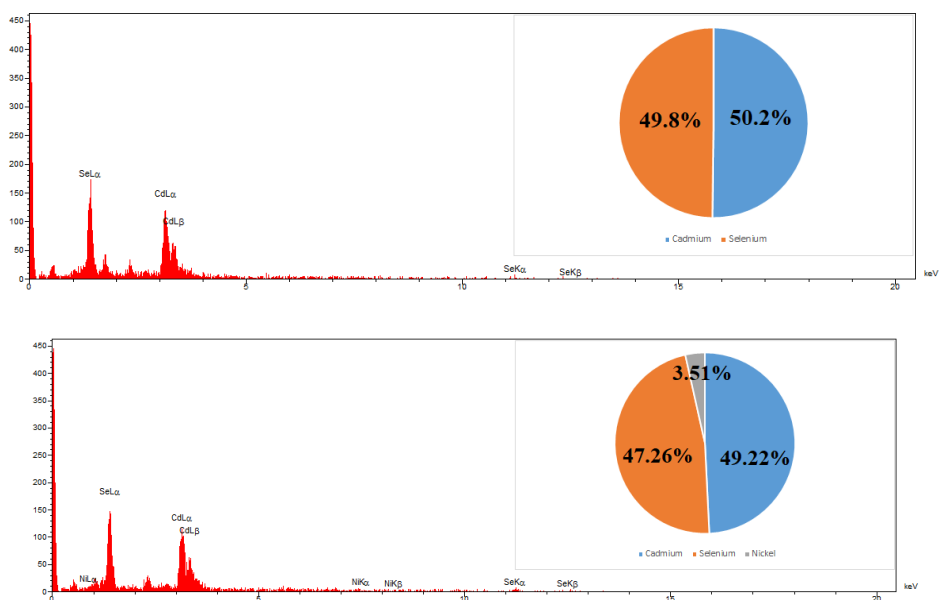
شکل ۸: الگوهای XRD برای CdSe خالص و CdSe آلایش شده با نیکل مربوط به روش ویلیامسون هال.

مشاهده شده است که روش آلایش، فاز بلوری CdSe مکعبی را در آلایش 0.01 mol Ni (غلظت کم) تغییر نمی دهد، اما آلایش در غلظت 0.03 mol Ni ، دو شاخص بلوری $[220]$ و $[311]$ از سه جهت را در محدوده 10° تا 80° ناپدید شده است در حالی که تمام جهت بلوری در فاز مکعبی برای CdSe خالص و 0.01 mol نیکل آلایش وجود دارد.

از روش ویلیامسون هال برای تخمین اندازه نانوبلورها و کرنش شبکه استفاده شد. در میان CdSe خالص و CdSe آلایش شده با 0.01 mol نیکل، CdSe خالص کمترین کرنش شبکه را دارد و آلایش نیکل تا 0.01 mol ، کرنش شبکه را افزایش می دهد به طوری که غلظت آلایش نیکل بالاتر، باعث کاهش طبیعی بلوری می شود.

۳-۴- تجزیه و تحلیل EDAX

تجزیه و تحلیل کمی عنصری لایه ها با استفاده از تکنیک EDAX برای لایه های نازک CdSe که بر روی یک زیرلایه شیشه ای قرار گرفته اند، در نقاط مختلف برای بررسی استوکیومتری فیلم ها، اندازه گیری شد. شکل ۹ یک الگوی معمولی EDAX و جزئیات تجزیه و تحلیل نسبی را برای لایه نازک CdSe نشان می دهد. تجزیه و تحلیل عنصری تنها برای Cd و Se اندازه گیری شد. میانگین درصد اتمی Cd:Se برای نمونه با زمان رسوب ۶ ساعت $49.8\% : 50.2\%$ بود. میانگین درصد اتمی Ni:Se:Cd $49.22\% : 47.26\% : 3.51\%$ بود.

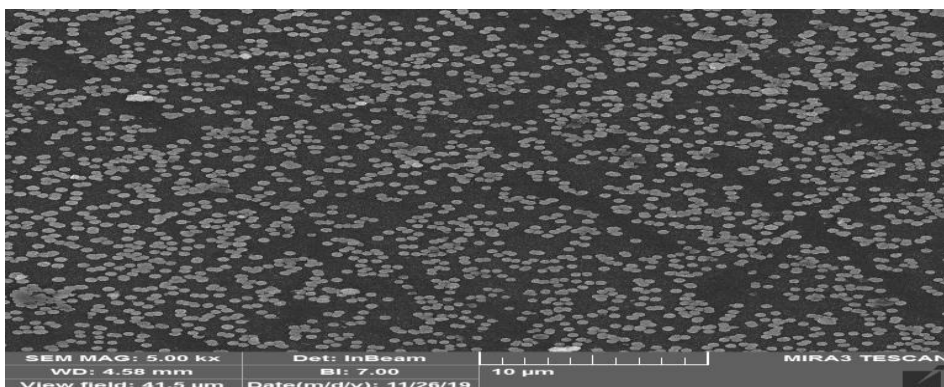


شکل ۹: الگوی EDAX معمولی لایه های نازک CdSe و CdSe آرایش شده با Ni.

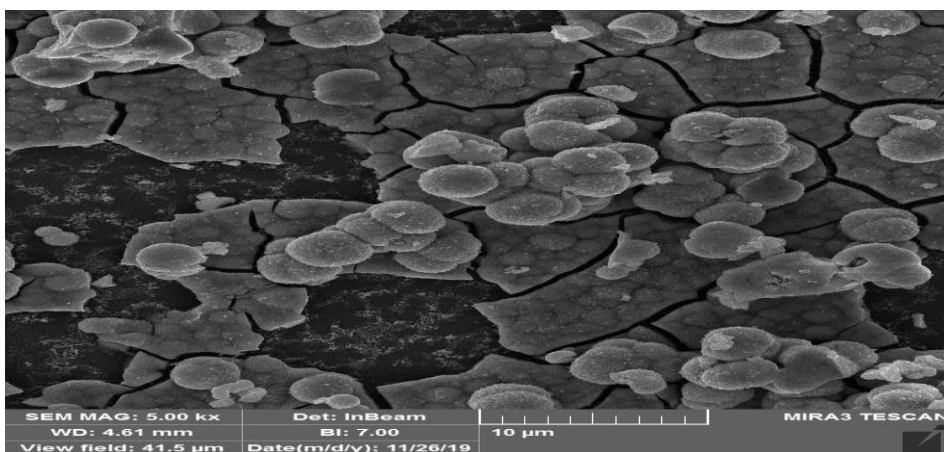
۳-۵- میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی (FESEM)

میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی (FESEM) تکنیک مناسبی برای مورفولوژی سطح لایه های نازک است. تصاویر سطح نمونه ها برای نشان دادن چینش لایه های نازک نشان داده شده است. وجود یون های نیکل باعث پیوستگی بیشتر لایه ها شده است.

شکل ۱۰ و ۱۱ تصاویر FESEM از نمونه خالص و CdSe آلوده با نیکل را نشان می دهد. مشاهده می شود که لایه های نازک نانوساختار CdSe زیرلایه ها را می پوشانند. از تصاویر به وضوح مشخص است که فیلم از دانه هایی در اندازه نانو تشکیل شده است.



شکل ۱۰: CdSe خالص.



شکل ۱۱: CdSe آلوده با نیکل.

۴- نتیجه گیری

CdSe آلوده با نیکل ۰.۰۳ مول به ما کمک می کند تا گذار نوری را برای اهداف مورد نظر تنظیم کنیم. روش آلوده در طول فرآیند رسوب از طریق روش رسوب دهی محلول شیمیایی ساده تر از سایر روش های ساخت است.

نتایج نشان داد که آلاینش در حین رسوبگذاری نقش مهمی در کنترل گذارهای نوری، استوکیومتری، رنگ ساختار شیمیایی و افزودن فاز جدید (NiSe) به فاز پس‌زمینه (CdSe) دارد.

در بسیاری از نمونه‌ها دو گذار وجود دارد که به دلیل آلاینش نیکل در CdSe می باشد، بنابراین این گذارهای نوری دو گاف نوری مربوط به NiSe و CdSe با هم هستند.

آلاینش Ni به CdSe گذارهای جدید مربوط به NiSe را اضافه می کند، به این معنی که غلظت کوچک یون Ni گذار جدیدی به CdSe ایجاد می کند که نمونه های آماده شده دارای گاف نواری نوری متعددی هستند.

داده‌های نوری نشان می‌دهند که اگرچه جذب ناشی از ناخالصی را می‌توان به‌عنوان جذب در ناحیه گاف نواری زیر پایه (باند به باند) در نظر گرفت، اما آلاینش در لایه‌های نازک نانوساختار به اندازه جذب داخل گاف نواری نیست و گذار نوری آنها نوار به باند است. لایه نازک نانوساختار با ناخالصی دارای خطوط گسترده است و انتقال قدرتمندی را در طیف جذب نشان می‌دهد.

نشان داده شده است که می‌توان انرژی اورباخ نمونه‌ها را از طیف جذبی بدون نیاز به تعیین ضریب جذب از تعیین ضخامت تعیین کرد.

۵- مراجع

[1] Optical Properties of Materials and Their Applications. Edited by Jai Singh. John-Wiley & Sons Inc. (1e, 2006)

[12] Tauc, J, Menth, A: States in the gap. J Non-Cryst Solids 569, (1972) 8–10.

[2] C. Burda, X. Chen, R. Narayanan and M.A. El-Sayed, Chemistry and Properties of Nanocrystals of Different Shapes, Chem. Rev. 105 (2005) 1025-1102.

[3] A.L. Efros, M. Rosen, Ann. Rev. Mater. Sci. 30 (2000)475.

[4] L.E. Brus, Appl. Phys. A. 53 (1991) 465.

[5] M. Kranjčec, I.P. Studenyak, M.V. Kurik, On the Urbach rule in non-crystalline solids, J. Non-Cryst. Solids, 355 (2009) 54-57.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2008.03.051>

[6] K. Tanaka, Minimal Urbach energy in non-crystalline materials, J. Non-Cryst. Solids, 389 (2014) 35-37. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2014.02.004>

- [7] P.P. Hankare, P.A. Chate, S.D. Delekar, M.R. Asabe, I.S. Mulla, Journal of Physics and Chemistry of Solids, 67 (2006) 2310-2315.
- [8] C.D. Lokhande, P.M. Gondkar, R.S. Mane, V.R. Shinde, S.-H. Han, Journal of Alloys and Compounds, 475 (2009) 304-311.
- [9] A.K. Dutta, S.K. Maji, D.N. Srivastava, A. Mondal, P. Biswas, P. Paul, B. Adhikary, ACS Applied Materials & Interfaces, 4 (2012) 1919-1927.
- [10] S.H. Mohamed, Journal of Physics D: Applied Physics, 43 (2010) 035406.
- [11] Y. Chen, G.-F. Huang, W.-Q. Huang, L.-L. Wang, Y. Tian, Z.-L. Ma, Z.-M. Yang, Materials Letters, 75 (2012) 221-224.
- [12] G. Poongodi, P. Anandan, R.M. Kumar, R. Jayavel, Spectrochimica Acta Part A: Molecular and Biomolecular Spectroscopy, 148 (2015) 237-243.
- [13] A.K. Dutta, S.K. Maji, D.N. Srivastava, A. Mondal, P. Biswas, P. Paul, B. Adhikary, ACS Applied Materials & Interfaces, 4 (2012) 1919-1927.
- [14] A.R. Patil, V.N. Patil, P.N. Bhosale, L.P. Deshmukh, Materials Chemistry and Physics, 65 (2000) 266-274.
- [15] N. Ghobadi. Derivation of ineffective thickness method for investigation of the exact behavior of the optical transitions in nanostructured thin films. J Mater Sci: Mater Electron. (2015), DOI 10.1007/s10854-016-4925-3
- [16] N. Ghobadi, M. Ganji, C. Luna, A. Arman, A. Ahmadpourian, Effects of substrate temperature on the properties of sputtered TiN thin films, J. Mater. Sci.: Mater. Electron. 27, 2800–2808 (2016).
- [17] Sahar Rezaee, Nader Ghobadi. Synthesis of Ag-Cu-Pd alloy thin films by DC-magnetron sputtering: Case study on microstructures and optical properties. Results in Physics 9 (2018) 1148–1154.
- [18] N. Ghobadi, E. Gholami Hatam, Surface studies, structural characterization and quantity determination of PbSe nanocrystals deposited by chemical bath deposition technique. J. Cryst. Growth 418, 111–114 (2015).
- [19] P. Sohrabi, N. Ghobadi. Optical and photocatalytic behaviors of iron selenide thin films grown by chemical bath deposition versus deposition time and annealing temperature. Applied Physics A 125 (9), 620.
- [20] M. Alijani, B. K. Kaleji, S. Rezaee. Highly visible-light active with Co/Sn co-doping of TiO₂ nanoparticles for degradation of methylene blue Journal of Materials science: Materials in Electronics. October 2017, Volume 28, Issue 20, pp 15345–15353.