بسم الله الرحمن الرحيم

دانشکده فیزیک و مهندسی هسته ای

رساله دکتری

رشد و مشخصه‌یابی لایه‌های نازک نانوساختار CdS/CdTe به منظور کاربرد در سلول‌های خورشیدی

نگارنده:

ملیحه معقولی

استاد راهنما:

دکتر حسین عشقی

بهمن ۱۳۹۹

تقدیم به

بانوی آب و آیینه، حضرت زهرا (س) و فرزند صالح ایشان، مهدی موعود (عج)

و تقدیم به

خانواده‌ی عزیزم که لحظات ناب باور بودن، جسارت خواستن، عظمت رسیدن و تمام تجربه‌های یکتا و زیبای زندگیم، مدیون وجود سبز آن‌هاست...

تشکر و قدردانی

سپاس بی کران پروردگار یکتا را که هستی مان بخشید و به طریق علم و دانش رهنمونمان شد و به همنشینی رهروان علم و دانش مفتخرمان نمود و خوشه چینی از علم و معرفت را روزیمان ساخت.

از استاد فرهیخته و بزرگوارم جناب آقای دکتر حسین عشقی به خاطر زحمات بی دریغ و راهنمایی های ارزشمندشان در نهایت فروتنی کمال تشکر را دارم و توفیقات روز افزون ایشان را از خداوند بزرگ خواهانم.

از اساتید ارجمند که داوری این پایان نامه را تقبل نموده اند صمیمانه سپاسگزارم.

از مسئولین محترم آزمایشگاه نانو، جناب آقای مهندس عسگری و جناب آقای مهندس شهیدی، به خاطر همکاری صمیمانه شان در طول مدت انجام کارهای آزمایشگاهی مربوط به پروژه، تشکر و قدردانی می نمایم. و در پایان از خانواده عزیزم، به پاس تمامی همراهی ها، حمایت ها و محبت هایشان سپاسگزارم.

تعهد نامه

اینجانب ملیحه معقولی دانشجوی دوره دکتری فیزیک/ماده چگال دانشکده فیزیک و مهندسی هسته‌ای دانشگاه صنعتی شاهرود، نویسنده پایان نامه **" رشد و مشخصه‌یابی لایه‌های نازک نانوساختار CdS/CdTe به منظور کاربرد در قطعات اپتوالکترونیک "** با راهنمائی **آقای دکتر حسین عشقی** متعهد می شوم :

- تحقیقات در این پایان نامه توسط اینجانب انجام شده است و از صحت و اصالت برخوردار است .
- در استفاده از نتایج پژوهش های محققان دیگر به مرجع مورد استفاده استناد شده است .
- مطالب مندرج در پایان نامه تاکنون توسط خود یا فرد دیگری برای دریافت هیچ نوع مدرک یا امتیازی در هیچ جا ارائه نشده است.
- کلیه حقوق معنوی این اثر متعلق به دانشگاه صنعتی شاهرود می باشد و مقالات مستخرج با نام « دانشگاه صنعتی شاهرود » و یا « Shahrood University of Technology » به چاپ خواهد رسید.
- حقوق معنوی تمام افرادی که در به دست آمدن نتایج اصلی پایان نامه تأثیرگذار بوده اند در مقالات مستخرج از پایان نامه رعایت می گردد.
- در کلیه مراحل انجام این پایان نامه، در مواردی که از موجود زنده (یا بافت های آن ها) استفاده شده است ضوابط و اصول اخلاقی رعایت شده است.
- در کلیه مراحل انجام این پایان نامه، در مواردی که به حوزه اطلاعات شخصی افراد دسترسی یافته یا استفاده شده است اصل رازداری ، ضوابط و اصول اخلاق انسانی رعایت شده است .

تاریخ:

امضای دانشجو:

مالکیت نتایج و حق نشر

- کلیه حقوق معنوی این اثر و محصولات آن (مقالات مستخرج ، کتاب ، برنامه های رایانه‌ای ، نرم افزار ها و تجهیزات ساخته شده) متعلق به دانشگاه صنعتی شاهرود می باشد . این مطلب باید به نحو مقتضی در تولیدات علمی مربوطه ذکر شود .
- استفاده از اطلاعات و نتایج موجود در پایان نامه بدون ذکر مرجع مجاز نمی باشد.

چکیده

در این رساله خواص فیزیکی لایه‌های نازک CdS و CdTe، همچنین خواص پیوندگاه نامتجانس سلول های خورشیدی CdS/CdTe مورد بررسی قرار گرفتند. در این تحقیق برای مشخصه‌یابی نمونه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM)، طیف سنجی پاشندگی انرژی پرتو ایکس (EDX)، پراش پرتو ایکس (XRD)، طیف سنجی رامان (Raman)، طیف سنجی اپتیکی فرابنفش-مرئی (UV-Vis)، طیف سنجی فوتولومینسانس (PL)، مشخصه یابی اثر سیبک و جریان-ولتاژ (در شرایط تاریکی و نورتابی) استفاده شده است.

در بخش اول این تحقیق لایه های نازک CdS با استفاده از روش مقرون به صرفه‌ی رسوبگذاری حمام شیمیایی ساخته شدند. با تغییر برخی از پارامترهای ساخت مانند مدت زمان، دمای لایه نشانی، تغییر نوع زیرلایه (شیشه و FTO) و بازپخت خواص فیزیکی آن‌ها مورد تحقیق و بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که نمونه ها دارای رسانندگی الکتریکی نوع n هستند و نمونه تهیه شده با کمترین مدت رشد (۳۰ min) کمترین مقاومت ورقه‌ای (۳/۶ MΩ/sq) را دارد. در بخش دوم لایه‌های نازک CdTe را با استفاده از روش کندوپاش ساخته و تاثیر پارامترهای گوناگون از جمله: مدت زمان رشد، دمای زیر لایه و بازپخت را بر خواص نمونه‌ها مورد بررسی قرار دادیم. نتایج نشان داد که نمونه-ها دارای رسانندگی نوع p هستند و خصوصیات الکتریکی لایه های CdTe به شدت تحت تاثیر عملیات حرارتی $CdCl_2$ است. در پایان مبادرت به ساخت تعدادی سلول خورشیدی CdS/CdTe نموده و تاثیر عواملی مانند: بازپخت، ضخامت لایهCdTe و غلظت $CdCl_2$ را بر مشخصه جریان-ولتاژ این قطعات در شرایط تاریکی و روشنایی مورد بررسی قرار دادیم. در این تحقیق، ما به بازدهی۲/۲۳ ٪ در سلول خورشیدی بهینه‌ی خود دست یافتیم.

کلید واژه‌ها: لایه نازک، CdS، CdTe، رسوبگذاری حمام شیمیایی، کندوپاش، سلول خورشیدی CdS/CdTe

لیست مقالات مستخرج از رساله

مقالات ISI:

1. Maghouli M., Eshghi H.**,** (2019), "Effect of Deposition Time on Physical Properties of Nanostructured CdS Thin Films Grown by Chemical Bath Deposition Technique ", **Superlattices and Microstructures**,128, 327-333.

2. Maghouli M., Eshghi H., (2020), "Studying the effect of deposition time on physical properties of CdTe Thin Films; Influence of CdTe electrical properties on CdS/CdTe heterojunction rectifying behavior", **Optik**, 218, 165132**.**

مقالات کنفرانسی:

۱. معقولی م، عشقی ح، (۱۳۹۷)، "تاثیر زمان لایه‌نشانی بر خواص فیزیکی لایه‌های نـازک نانوساختار CdS تهیه شده به روش رسوب‌گذاری حمام شـیمیایی"، **کنفرانس سـالانه فیزیک ایران**، ص ۴۷۱، قزوین.

۲. معقولی م، عشقی ح، (۱۳۹۷)، "تأثیر نوع زیرلایه (FTO و شیشه) بر خواص ساختاری و اپتیکی لایه‌های نازک CdS تهیه شده به روش رسوب گذاری حمام شیمیایی(CBD)"، **بیست و پنجمین کنفرانس اپتیک و فوتونیک ایران**، ص ۴۵، شیراز.

فهرست مطالب

فصل اول: مقدمه ای بر لایه های نازک نانوساختار (CdS) و تلوراید کادمیم (CdTe) و پیوند-گاه نامتجانس (CdS/CdTe)

۱-۱ مقدمه ای بر لایه های نازک ۲

۱-۱-۱ مقدمه ۲

۱-۱-۲ مراحل تشکیل لایه های نازک ۲

۱-۲ نیمرساناها ۳

۱-۳ انتقال حامل های بار درنیمرسانا ۴

۱-۳-۱ جریان سوق ۴

۱-۳-۲ جریان پخش ۶

۱-۴ انواع پیوندگاه در قطعات نیمرسانا ۶

۱-۴-۱ پیوندگاه p-n ۶

۱-۴-۱-۱ پیوندگاه متجانس ۸

۱-۴-۱-۲ پیوندگاه نامتجانس ۸

۱-۴-۲ اتصالات فلز-نیمرسانا ۱۰

۱-۴-۲-۱ اتصال شاتکی ۱۰

۱-۴-۲-۲ اتصال اهمی ۱۱

۱-۵ نحوه عملکرد سلول خورشیدی لایه نازک ۱۲

۱-۶ مشخصه جریان-ولتاژ یک سلول خورشیدی (در شرایط تاریکی و نورتابی) ۱۳

۱-۶-۱ معرفی پارامترهای وابسته به یک سلول خورشیدی ۱۴

۱-۷ اتلاف انرژی در سلول های خورشیدی با پیوندگاه p-n ۱۶

۱-۷-۱ اتلاف انرژی در سلول خورشیدی ایده آل ۱۶
۱-۷-۲ اتلاف انرژی در سلول خورشیدی واقعی ۱۶
۱-۸ معرفی لایه های نازک سولفید کادمیم (CdS)..... ۱۷
۱-۹ مروری بر کارهای انجام شده بر روی لایه های نازک سولفید کادمیم..... ۱۸
۱-۹-۱ بررسی اثر زمان لایه نشانی ۱۸
۱-۹-۲ بررسی اثر نوع زیرلایه ۲۱
۱-۹-۳ بررسی اثر دمای لایه نشانی ۲۴
۱-۹-۴ بررسی اثر بازپخت و pH محلول ۲۹
۱-۱۰ لایه های نازک تلورید کادمیم(CdTe)..... ۳۳
۱-۱۱ مروری بر کارهای انجام شده بر روی لایه های نازک تلورید کادمیم (CdTe)..... ۳۴
۱-۱۱-۱ بررسی اثر زمان لایه نشانی ۳۴
۱-۱۱-۲ بررسی اثردمای لایه نشانی ۳۶
۱-۱۱-۳ بررسی اثر بازپخت ۴۰
۱-۱۲ مروری بر کارهای انجام شده بر روی سلول های خورشیدی مبتنی بر لایه های نازک CdS/CdTe..... ۴۳
۱-۱۲-۱ بررسی اثر بازپخت ۴۳
۱-۱۲-۲ بررسی اثرضخامت لایه جاذب (CdTe) ۵۳

فصل دوم: مروری بر روش های مشخصه یابی نمونه ها

۲-۱ مقدمه..... ۵۸
۲-۲ میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM)..... ۵۸
۲-۳ آنالیز شیمیایی (مشخصه یابی EDX)..... ۵۹
۲-۴ پراش پرتو ایکس (XRD)..... ۵۹

۲-۵ طیف سنجی رامان (Raman Spectrocopy).....۶۲
۲-۶ طیف سنجی فرابنفش-مرئی (UV-Vis).....۶۳
۲-۶-۱ گاف نواری ۶۳
۲-۶-۲ ضرایب جذب و خاموشی ۶۴
۲-۶ -۳ انرژی اورباخ (دنباله نواری) ۶۵
۲-۷طیف سنجی فوتولومینسانس PL Spectroscopy).....۶۶
۲-۸ مشخصه یابی ترموالکتریکی و الکتریکی از طریق اثر سیبک و مشخصه یابی I-V...۶۷

فصل سوم: جزئیات مراحل آزمایشگاهی رشد نمونه ها

۳-۱ مقدمه.....۷۲
۳-۲ رسوبگذاری حمام شیمیایی (CBD).....۷۳
۳-۳ کندوپاش (RF Sputtering).....۷۳
۳-۴ جزئیات رشد لایه های نازک سولفید کادمیم (CdS) و تلورید کادمیم (CdTe).....۷۴
۳-۴-۱ معرفی و آماده سازی زیر لایه ها ۷۴
۳-۴-۲ رشد لایه های نازک سولفید کادمیم با روش CBD.....۷۵
۳-۴-۳ رشد لایه های نازک تلورید کادمیم با روش کندوپاش ۷۷
۳-۵ ساخت سلول خورشیدی CdS/CdTe.....۷۹

فصل چهارم: مطالعه تجربی خواص فیزیکی لایه‌های نازک نانوساختار سولفید کادمیم

۴-۱ مقدمه.....۸۲
۴-۲ بررسی خواص فیزیکی لایه های نازک CdS نانوساختار رشد یافته بر روی شیشه....۸۲
۴-۲-۱ مطالعه تاثیر زمان لایه نشانی ۸۲
۴-۲-۲ مطالعه تأثیر بازپخت ۹۱
۴-۳ بررسی خواص فیزیکی لایه های نازک CdS نانوساختار رشد یافته بر روی FTO.....۹۷

۴-۳-۱ مطالعه تاثیر زمان لایه نشانی ۹۷

۴-۳-۲ مقایسه خواص فیزیکی لایه های نازک CdS تهیه شده بر روی زیرلایه های شیشه و FTO ۱۰۶

۴-۳-۳ مطالعه تاثیردمای لایه نشانی ۱۰۹

فصل پنجم: مطالعه تجربی خواص فیزیکی لایه‌های نانوساختار تلوریدکادمیم

۵-۱ مقدمه ۱۱۸

۵-۲ بررسی تاثیر مدت زمان لایه نشانی بر خواص فیزیکی لایه های نازک CdTe ۱۱۸

۵-۳ مطالعه تأثیر بازپخت بر خواص فیزیکی لایه نازک CdTe ۱۳۰

۵-۴ بررسی تاثیر دمای لایه نشانی بر خواص فیزیکی لایه های نازک CdTe ۱۳۸

فصل ششم: مطالعه سلول خورشیدی CdS/CdTe

۶-۱ مقدمه ۱۴۸

۶-۲ مطالعه عملکرد سلول سنتز شده با شرایط بهینه ی لایه های سازنده ۱۴۸

۶-۳ مطالعه تاثیر بازپخت بر عملکرد سلول خورشیدی ۱۵۲

۶-۴ مطالعه تاثیر ضخامت لایه CdTe بر عملکرد سلول خورشیدی ۱۵۷

۶-۵ مطالعه تاثیر غلظت $CdCl_2$ در انجام فرایند بازپخت بر عملکرد سلول خورشیدی... ۱۶۲

پیشنهادات ۱۶۸

مراجع ۱۶۹

فهرست شکل‌ها

شکل۱-۱: روش های اساسی رشد لایه های نازک[۲].....۳

شکل۱-۲: نمونه نیمرسانا برای در نظرگرفتن چگالی جریان الکترون.....۵

شکل۱-۳: نوارهای انرژی دو نیمرسانا پس از تماس با یکدیگر(L_n و L_p طول پخش حامل‌های اقلیت هستند)[۴].....۷

شکل۱-۴: طرحی از نوارهای انرژی نیمرسانای نوع n و نوع p، قبل از تشکیل پیوندگاه[۵].....۸

شکل۱-۵: طرحی از نوارهای انرژی الف) یک پیوندگاه نامتجانس و (ب) پیوندگاه CdS/CdTe [۵ و ۶].....۹

شکل۱-۶: طرحی از نوارهای انرژی فلز و نیمرسانای نوع n قبل از اتصال[۷].....۱۰

شکل۱-۷: خمیدگی در نوارهای انرژی نیمرسانای نوع n بعد از اتصال با یک فلز در اتصال شاتکی[۷].....۱۱

شکل۱-۸: طرحی از نوارهای انرژی فلز و نیمرسانای نوع n قبل و بعد از اتصال (اهمی)[۸].....۱۲

شکل۱-۹: مدار معادل یک سلول خورشیدی[۸].....۱۳

شکل۱-۱۰ : مشخصه جریان-ولتاژ در یک سلول خورشیدی تحت تابش[۲].....۱۵

شکل۱-۱۱: آثار مقاومت های سری و شانت بر منحنی I-V یک سلول خورشیدی[۸].....۱۷

شکل۱-۱۲: طیف‌های XRD نمونه های رشد یافته در زمان های مختلف[۲۹].....۱۹

شکل ۱-۱۳: تغییرات ضخامت نمونه ها بر حسب زمان لایه نشانی[۲۹].....۲۰

شکل ۱-۱۴: تغییرات اندازه گاف نواری و انرژی اورباخ بر حسب زمان لایه نشانی[۲۹].....۲۰

شکل ۱-۱۵: طیف‌های XRD نمونه های رشد یافته بر روی زیرلایه های مختلف [۳۰].....۲۲

شکل ۱-۱۶: تصاویر SEM نمونه های رشد یافته بر روی زیرلایه های مختلف: (A) glass/CdS، (B) glass/ITO/CdS، (C) PC/CdS، (D) PET/CdS، (E) PET/ITO/CdS، (F) Si/CdS[۳۰].....۲۲

شکل ۱-۱۷: طیف‌های عبور نمونه های رشد یافته بر روی زیرلایه های مختلف [۳۰].....۲۳

شکل ۱-۱۸: طیف XRD نمونه رشد یافته در دمای ºC ۸۰[۳۱].....۲۵

شکل ۱-۱۹: آهنگ رشد لایه ها در دماهای مختلف [۳۱].....۲۵

شکل ۱-۲۰: میزان عبور میانگین در دماهای مختلف [۳۱].....۲۶

شکل ۱-۲۱: تصاویر SEM نمونه ها در دماهای لایه نشانی: (a) ۴۰ºC، (b) ۶۰ºC و (c) ۸۰ºC [۳۱].....۲۶

شکل ۱-۲۲: طیف‌های XRD نمونه های رشد یافته در دماهای مختلف لایه-نشانی و دمای بازپخت ۳۵۰ºC [۳۲].....۲۷

شکل ۱-۲۳: طیف‌های XRD نمونه‌ی رشد یافته در دمای ºC ۸۰ در دماهای مختلف بازپخت [۳۲].....۲۸

شکل ۱-۲۴: تصاویر SEM نمونه ها در دماهای مختلف لایه نشانی (a) ۶۰ºC، (b) ۷۰ºC، (c) ºC ۸۰ و (d) ºC ۹۰[۳۲].....۲۸

شکل ۱-۲۵: میزان عبور نمونه ها در دماهای مختلف لایه نشانی [۳۲].....۲۹

شکل۱-۲۶: طیف‌های XRD نمونه‌ها در pH های مختلف: (a) pH=۹/۵، (b) pH=۱۰، (c) pH=۱۰/۵، (d) pH=۱۱ [۳۳].....۳۰

شکل۱-۲۷: طیف‌های XRD نمونه‌ها در شرایط مختلف بازپخت: (a) بدون بازپخت، (b) بازپخت نمونه خالص، (c) بازپخت نمونه‌ای که تحت پوشش $CdCl_2$ قرار گرفته است [۳۳].....۳۱

شکل ۱-۲۸: تصاویر SEM لایه های نازک CdS (a) pH= ۹/۵، (b) pH=۱۰ ، (c) pH=۱۰/۵، (d) pH=۱۱ [۳۳].....۳۱

شکل ۱-۲۹: تصویر SEM لایه های نازک CdS (a) بدون بازپخت، (b) بازپخت نمونه خالص، (c) بازپخت نمونه ای که تحت پوشش $CdCl_2$ قرار گرفته است[۳۳].....۳۲

شکل ۱-۳۰: طیف‌های جذب نمونه‌ها در pHهای مختلف: (a) pH= ۹/۵، (b) pH=۱۰، (c) pH=۱۰/۵، (d) pH=۱۱ [۳۳].....۳۲

شکل۱-۳۱: طیف‌های XRD لایه های نازک CdTe در زمان های لایه نشانی متفاوت [۴۴].....۳۴

شکل۱-۳۲: تصاویر AFM لایه های نازک CdTe در زمان های لایه نشانی متفاوت [۴۴].....۳۵

شکل ۱-۳۳: طیف‌های عبور لایه های نازک CdTe در زمان های لایه نشانی متفاوت [۴۴].....۳۶

شکل۱-۳۴: طیف‌های XRD لایه های نازک CdTe در دماهای مختلف رشد [۴۵].....۳۷

شکل ۱-۳۵: طیف‌های رامان لایه های نازک CdTe در دماهای مختلف رشد [۴۵].....۳۸

شکل۱-۳۶: (a) تصویر FESEM و (b) الگوی EDAX لایه نازک CdTe تهیه شده در دمای رشد ۱۰۰°C، (C) تغییر درصد اتمی Cd و Te برحسب تابعی از دما [۴۵].....۳۸

شکل ۱-۳۷: طیف‌های عبور لایه های نازک CdTe در دماهای مختلف رشد[۴۵].....۳۹

شکل ۱-۳۸: تغییرات مقاومت ویژه و چگالی حامل های بار بر حسب دمای زیرلایه [۴۵].....۴۰

شکل ۱-۳۹: (a)-(e): تصایر SEM لایه های نازک CdTe قبل از انجام عملیات حرارتی و (f): میانگین اندازه ذرات در تصاویر (a)-(e) [۳۶].....۴۱

شکل ۱-۴۰: (a)-(e) : تصایر SEM لایه های نازک CdTe بعد از انجام عملیات حرارتی و (f): میانگین اندازه ذرات در تصاویر (a)-(e) [۳۶].....۴۱

شکل ۱-۴۱: تصاویر XRD لایه های نازک CdTe [۳۶].....۴۲

شکل ۱-۴۲: تصاویر XRD (a) لایه های CdS لایه نشانی شده روی زیرلایه glass/FTO و (b) لایه های CdTe لایه نشانی شده بر روی زیرلایه glass /FTO/CdS قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$[۳۸].....۴۴

شکل ۱-۴۳: تصاویر SEM (a) لایه های CdS لایه نشانی شده روی زیرلایه glass/FTO و (b) لایه های CdTe لایه نشانی شده بر روی زیرلایه glass /FTO/CdS قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$[۳۸].....۴۵

شکل ۱-۴۴: طیف های عبور برای (a) لایه های CdS و (b) لایه های CdTe قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$؛ (c) و $(\upsilon h\alpha)^2$ (d) بر حسب υh جهت تعیین گاف نواری برای نمونه های CdS و CdTe رشد یافته بر روی زیر لایهglass/FTO قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$ [۳۸].....۴۶

شکل ۱-۴۵: نمودارهای جریان-ولتاژ سلول در شرایط تاریکی (a) و روشنایی (b)، قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$ [۳۸].....۴۸

شکل ۱-۴۶: تصاویر FESEM (a) لایه glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed) قبل از بازپخت. (b) لایه glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed) پس از بازپخت. (c) لایه glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed)/CdTe قبل از بازپخت. (d) لایه glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed)/CdTe پس از بازپخت [۳۹]..... ۵۰

شکل ۱-۴۷: طیف فوتولومینسانس نمونه glass/SnO_2/CBD-CdS(unwashed)/CdTe [۳۹]..... ۵۱

شکل ۱-۴۸: تصویر FESEM و مشخصه J-V (a) و (b) برای نمونه glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe/annealed، (c) و (d) برای نمونه glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe/$CdCl_2$-treatment/annealed، مشخصه J-V نمونه glass/SnO_2/CBD-CdS(unwashed)/CdTe [۳۹]..... ۵۲

شکل ۱-۴۹: تصویر XRD نمونه ها با ضخامت مختلف CdTe [۴۹]..... ۵۴

شکل ۱-۵۰: تغییرات پارامترهای سلول به عنوان تابعی از ضخامت CdTe ؛ نشانه ها بیانگر نتایج اندازه گیری اولیه و بعد از هفت روز هستند. [۴۹]..... ۵۵

شکل ۲-۱ (الف) طرح کلی یک میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی (FESEM) و (ب) میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) دانشگاه تهران..... ۵۹

شکل۲-۲: پراش پرتو x توسط بلور..... ۶۰

شکل۲-۳: دستگاه پراش پرتو ایکس مورد استفاده، واقع در دانشگاه دامغان..... ۶۱

شکل۲-۴: دستگاه طیف سنجی رامان مدل Avantes 532-Ci واقع در دانشگاه صنعتی شاهرود..... ۶۲

شکل۲-۵: دستگاه طیف سنج UV-Vis مدل Shimadzo – 1800 در دانشگاه صنعتی شاهرود به کار رفته در مشخصه یابی اپتیکی نمونه ها..... ۶۴

شکل۲-۶: دستگاه فوتولومینسانس مدل SPECTRO-96 واقع در دانشگاه گلستان..... ۶۶

شکل۲-۷: طرح شماتیکی از ساز و کار رخ داده در اثر سیبک در نیمرسانا های نوع n و p ۶۸

شکل۲-۸ : تصویری از دستگاه آنالیز الکتروشیمیایی مدل، PGS 2065 در دانشگاه صنعتی شاهرود..... ۶۸

شکل۲-۹ : تصویری از دستگاه شبیه ساز طیف خورشید مدل، SIM-1000 در دانشگاه صنعتی شاهرود..... ۷۰

شکل ۲-۱۰: آرایش تجربی جهت رسم نمودار مشخصهI-V..... ۷۰

شکل۳-۱: تصویری از روش CBD جهت رشد لایه های نازک..... ۷۳

شکل۳-۲ : تصویری از روش کندوپاش جهت رشد لایه های نازک..... ۷۴

شکل ۳-۳: ساختار کلی سلول خورشیدیCdS/CdTe..... ۷۹

شکل ۴-۱: تصاویر FESEM نمونه های CdS مورد مطالعه تهیه شده در مدت زمان های ۳۰ (نمونه S_{1G})، ۴۰ (نمونه S_{2G}) و ۵۰min (نمونه S_{3G})..... ۸۳

شکل۴-۲: طیف‌های XRD نمونه های CdS مورد مطالعه..... ۸۳

شکل ۴-۳: طیف‌های رامان نمونه های CdS مورد مطالعه..... ۸۵

شکل ۴-۴: طیف‌های عبور، جذب و بازتاب نمونه‌های CdS مورد مطالعه. نمودار ضمیمه نشان دهنده-ی تغییرات ضریب جذب در نمونه‌ها می‌باشد..... ۸۶

شکل ۴-۵: تغییرات $(ahν)^2$ بر حسب hν در نمونه های CdS مورد مطالعه. نمودار ضمیمه خط برازشی داده ها را در گستره انژی بالا نشان می دهد..... ۸۷

شکل ۴-۶: تغییرات E_g و E_U نمونه‌های CdS مورد مطالعه..... ۸۸

شکل ۴-۷: طیف‌های فوتولومینسانس و تحلیل هر کدام به طور جداگانه در نمونه‌های CdS مورد مطالعه..... ۹۰

شکل ۴-۸: نمودار I-V نمونه های CdS مورد مطالعه..... ۹۰

شکل ۴-۹: تصاویر FESEM و EDX نمونه های CdS مورد مطالعه..... ۹۲

شکل۴-۱۰: طیف‌های XRD نمونه‌ی S_{1G} قبل و بعد از بازپخت..... ۹۳

شکل۴-۱۱: طیف‌های رامان نمونه‌ی S_{1G} قبل و بعد از بازپخت..... ۹۴

شکل۴-۱۲: طیف های عبور و جذب نمونه ی S_{1G} قبل و بعد از بازپخت..... ۹۵

شکل۴-۱۳: منحنی $(ahυ)^2$ بر حسب (hυ) جهت تعیین گاف نواری در در نمونه ی S_{1G} قبل و بعد از بازپخت.....۹۶

شکل۴-۱۴ : نمودار I-V نمونه ی S_{1G} قبل و بعد از بازپخت.....۹۶

شکل ۴-۱۵: تصاویر FESEM نمونه های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}) ۹۸

شکل ۴-۱۶: تصاویر EDX نمونه های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}) ۹۹

شکل۴-۱۷: طیف‌های XRD نمونه های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}) ۱۰۰

شکل ۴-۱۸: طیف‌های رامان نمونه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}) ۱۰۲

شکل ۴-۱۹: طیف های عبور و جذب نمونه های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان‌های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}) ۱۰۲

شکل ۴-۲۰: تغییرات $(ahν)^2$ بر حسب hν در نمونه های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}) مورد مطالعه جهت تعیین گاف نواری.....۱۰۳

شکل ۴-۲۱: وابستگی ضرایب جذب و خاموشی در نمونه های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}).....۱۰۴

شکل۴-۲۲: طیف فوتولومینسانس نمونه های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان‌های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}) مورد مطالعه.....۱۰۵

شکل ۴-۲۳: تصاویر FESEM نمونه‌های CdS مورد مطالعه.....۱۰۶

شکل۴-۲۴: الگوی پراش XRD نمونه های CdS مورد مطالعه.....۱۰۷

شکل ۴-۲۵: طیف جذب نمونه‌های CdS مورد مطالعه.....۱۰۸

شکل ۴-۲۶: تغییرات $(ahν)^2$ بر حسب hν جهت تعیین گاف نواری در نمونه‌های CdS مورد مطالعه..... ۱۰۹

شکل ۴-۲۷: تصاویر FESEM نمونه‌های CdS سنتز شده در دماهای مختلف..... ۱۱۰

شکل ۴-۲۸: تصاویر EDX نمونه‌های CdS سنتز شده در دماهای مختلف..... ۱۱۱

شکل۴-۲۹: تصاویر XRD نمونه های $S_{1F\text{-}90}$ (CdS با ساختار مکعبی)، $S_{1F\text{-}70}$ و $S_{1F\text{-}60}$ (CdS با ساختارآمورف)..... ۱۱۲

شکل ۴-۳۰: طیف رامان نمونه‌های CdS سنتز شده در دماهای مختلف..... ۱۱۳

شکل ۴-۳۱: طیف عبور و جذب نمونه‌های CdS سنتز شده در دماهای مختلف..... ۱۱۴

شکل ۴-۳۲: تغییرات $(ahν)^2$ بر حسب hν در نمونه‌های CdS مورد مطالعه جهت تعیین گاف نواری..... ۱۱۴

شکل ۴-۳۳: وابستگی ضرایب جذب و خاموشی به طول موج در نمونه‌های CdS سنتز شده در دماهای مختلف..... ۱۱۵

شکل۵-۱: تصاویر FESEM نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف..... ۱۱۹

شکل۵-۲: تصاویر EDX نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف..... ۱۱۹

شکل ۵-۳: طیف‌های XRD نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف..... ۱۲۰

شکل ۵-۴: طیف‌های رامان نمونه های M_1، M_2 و M_3 (لایه نشانی شده به ترتیب در زمان های۱۰، ۲۰ و ۳۰min)..... ۱۲۲

شکل۵-۵: طیف‌های جذب و عبور نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف..... ۱۲۲

شکل ۵-۶: تغییرات $(ahν)^2$ بر حسب hν در نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف. نمودار ضمیمه خط برازشی داده ها را در گستره انرژی های بالا نشان می دهد..... ۱۲۳

شکل ۵-۷: وابستگی ضرایب جذب و خاموشی به طول موج در نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف..... ۱۲۴

شکل ۵-۸: طیف‌های PL نمونه های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف..... ۱۲۴

شکل۵-۹: نمودار I-V نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف..... ۱۲۶

شکل۵-۱۰: بستگی دمایی مشخصه I-V در نمونه M_1 در دماهای اتاق (RT)، ۴۰، ۵۰، ۶۰، ۷۰، ۸۰، ۹۰ و $100^{\circ}C$.....۱۲۶

شکل۵-۱۱: بستگی دمایی مشخصه I-V در نمونه M_2 در دماهای اتاق (RT)، ۴۰، ۵۰، ۶۰، ۷۰، ۸۰، ۹۰ و $100^{\circ}C$.....۱۲۷

شکل۵-۱۲: بستگی دمایی مشخصه I-V در نمونه M_3 در دماهای اتاق (RT)، ۴۰، ۵۰، ۶۰، ۷۰، ۸۰، ۹۰ و $100^{\circ}C$.....۱۲۷

شکل۵-۱۳: وابستگی دمایی مقاومت نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف.....۱۲۸

شکل ۵-۱۴: تغییرات Ln(R) بر حسب $1000/T\ (1/K)$ و انرژی فعالسازی بر حسب زمان لایه نشانی نمونه های CdTe.....۱۲۹

شکل ۵-۱۵: تصاویر FESEM نمونه های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم).....۱۳۱

شکل۵-۱۶: تصاویر EDX نمونه های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) در دمای بازپخت ^{o}C ۳۸۰.....۱۳۲

شکل۵-۱۷: طیف XRD نمونه های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) در دمای بازپخت ^{o}C ۳۸۰.....۱۳۳

شکل ۵-۱۸: طیف رامان نمونه های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) در دمای بازپخت ^{o}C ۳۸۰. .....۱۳۵

شکل ۵-۱۹: طیف‌های جذب و عبور نمونه‌های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) در دمای بازپخت $380^{o}C$. نمودار ضمیمه نشان دهنده‌ی تغییرات ضریب جذب در نمونه‌ها می-باشد.....۱۳۶

شکل ۵-۲۰: (الف) تغییرات $(ahν)^2$ بر حسب hν در نمونه های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) جهت تعیین گاف نواری.....۱۳۶

شکل۵-۲۱: I-V در نمونه های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) در دمای بازپخت ^oC ۳۸۰.....۱۳۸

شکل ۵-۲۲: تصاویر FESEM نمونه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف از بالا و مقطع عرضی.....۱۳۹

شکل ۵-۲۳: تصاویر EDX نمونه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف.....۱۴۰

شکل ۵-۲۴: طیف‌های XRD نمونه های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف.....۱۴۱

شکل ۵-۲۵: طیف‌های رامان نمونه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف.....۱۴۲

شکل۵-۲۶: طیف‌های جذب و عبور نمونه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف.....۱۴۳

شکل ۵-۲۷: تغییرات $(ahν)^2$ بر حسب hν در نمونه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف. نمودار ضمیمه خط برازشی داده ها را در گستره انرژی بالا نشان می دهد.....۱۴۴

شکل ۵-۲۸: وابستگی ضرایب جذب و خاموشی به طول موج در نمونه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف..... ۱۴۴

شکل۵-۲۹: مشخصهI-V نمونه های CdTe مورد مطالعه تهیه شده در دماهای مختلف.....۱۴۵

شکل۶-۱: نمودار I-V نمونه S0 در شرایط تاریکی.....۱۴۹

شکل۶-۲: تحلیل داده های الکتریکی دیود پیوندگاهی ساخته شده S0 به منظور تعیین ضریب ایده آلی و جریان اشباع معکوس.....۱۴۹

شکل۶-۳: نمودار مشخصه J-V نمونه S0 در شرایط نورتابی.....۱۵۰

شکل۶-۴: نمودار I-V در شرایط تاریکی نمونه های بازپخت شده در دماهای مختلف.....۱۵۳

شکل۶-۵: تحلیل داده های الکتریکی دیود های پیوندگاهی بازپخت شده در حضور کلرید کادمیوم در دماهای مختلف، به منظور تعیین ضریب ایده آلی و جریان اشباع معکوس.....۱۵۴

شکل۶-۶: نمودار مشخصه J-V نمونه‌ی اولیه S0 و نمونه های بازپخت شده در شرایط، نورتابی.....۱۵۵

شکل۶-۷: نمودار I-V نمونه‌های ساخته شده با ضخامت‌های مختلف لایه CdTe در شرایط تاریکی.....۱۵۸

شکل۶-۸: تحلیل داده های الکتریکی دیود پیوندگاهی ساخته شده با ضخامت های مختلف لایه CdTe به منظور تعیین ضریب ایده آلی و جریان اشباع معکوس.....۱۵۹

شکل۶-۹: نمودار مشخصه I-V نمونه‌های ساخته شده با ضخامت های مختلف لایه CdTe در شرایط نورتابی.....۱۶۰

شکل۶-۱۰: نمودار I-V نمونه‌های ساخته شده با غلظت‌های مختلف $CdCl_2$ در شرایط تاریکی.....۱۶۳

شکل۶-۱۱ تحلیل داده های الکتریکی دیود پیوندگاهی ساخته شده با غلظت‌های مختلف $CdCl_2$ به منظور تعیین ضریب ایده آلی و جریان اشباع معکوس.....۱۶۴

شکل۶-۱۲: نمودار مشخصه I-V نمونه های ساخته شده با غلظت‌های مختلف $CdCl_2$ در شرایط نورتابی.....۱۶۵

فهرست جدول ها

جدول ۱-۱: شرایط لایه نشانی CdTe به روش کندوپاش [۴۴].....۳۴

جدول ۱-۲: برخی از مشخصات لایه نازک CdTe تهیه شده در زمان های لایه نشانی متفاوت [۴۴].....۳۵

جدول ۱-۳: شرایط لایه نشانی CdS و CdTe به روش کندوپاش [۳۸].....۴۴

جدول ۱-۴: گاف نواری (E_g , eV) لایه های CdS و CdTe و زبری سطح (R_a) لایه های CdTe [۳۸].....۴۷

جدول ۱-۵: نتایج عملکرد سلول CdTe قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$ [۳۸].....۴۸

جدول ۱-۶: پارامترهای فوتوولتایی نمونه ها [۳۹].....۵۳

جدول ۳-۱: شرایط رشد لایه های نازک CdS در مدت زمان های مختلف به روش حمام شیمیایی.....۷۵

جدول ۳-۲: شرایط رشد و بازپخت لایه نازک CdS. به روش حمام شیمیایی.....۷۶

جدول ۳-۳: شرایط رشد لایه های نازک CdS در دماهای مختلف به روش حمام شیمیایی.....۷۶

جدول ۳-۴: شرایط رشد لایه های نازک CdTe در زمان های مختلف به روش کندوپاش.....۷۷

جدول ۳-۵: شرایط رشد و بازپخت لایه نازک CdTe به روش کندوپاش.....۷۸

جدول ۳-۶: شرایط رشد لایه های نازک CdTe به روش کندوپاش در دماهای مختلف.....۷۸

جدول ۴-۱: اندازه بلورک (D) ، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ)، فاصله بین صفحه ای (d) و ثابت شبکه (a) لایه های نازک CdS.....۸۴

جدول ۴-۲: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه ها.....۹۳

جدول ۴-۳: اندازه بلورک (D) ، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ)، فاصله بین صفحه ای (d) و ثابت شبکه (a) در نمونه ی S_{1G} قبل و بعد از بازپخت ۹۴

جدول ۴-۴: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه ها.....۹۹

جدول۴-۵: اندازه بلورک (D) ، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ)، فاصله بین صفحه ای (d) و ثابت شبکه (a) در نمونه ها.....۱۰۱

جدول۴-۶: اندازه بلورک (D) ، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ) وابسته به جهتگیری (۱۱۱)، همچنین فاصله بین صفحه ای (d) و ثابت شبکه (a) در نمونه ها.....۱۰۸

جدول ۴-۷: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه‌های سنتز شده در دماهای مختلف.....۱۱۱

جدول ۵-۱: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه‌های سنتز شده در دماهای مختلف.....۱۲۰

جدول۵-۲: اندازه بلورک (D) ، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ) وابسته به جهتگیری (۱۱۱)، همچنین فاصله بین صفحه ای (d) و ثابت شبکه (a) لایه های نازک CdTe مورد مطالعه.....۱۲۱

جدول۵-۳: مقدارمقاومت لایه هایCdTe تحت شرایط اعمال دما.....۱۲۸

جدول ۵-۴: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه ها..... ۱۳۲

جدول۵-۵: اندازه بلورک (D)، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ) ، ثابت شبکه (a) و فاصله بین صفحه ای (d) لایه های نازک CdTe قبل و بعد از بازپخت..... ۱۳۴

جدول۵-۶: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه ها تهیه شده در دماهای مختلف..... ۱۴۰

جدول ۵-۷: اندازه بلورک (D)، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ) ، ثابت شبکه (a) و فاصله بین صفحه ای (d) لایه های نازک CdTe تهیه شده در دماهای زیرلایه ای متفاوت..... ۱۴۲

جدول ۶-۱: مقادیرنسبت یکسوشوندگی (RR)، ضریب ایده آلی (n) و جریان اشباع (I_0) نمونه S0..... ۱۵۰

جدول ۶-۲: مقادیر پارامترهای فوتوولتایی نمونهS0..... ۱۵۱

جدول ۶-۳: نتایج محاسبه مقاومت های سری(R_s) و شانت(R_{sh}) نمونه..... ۱۵۱

جدول ۶-۴: مقادیرنسبت یکسوشوندگی (RR)، ضریب ایده آلی (n) و جریان اشباع (I_0) در نمونه های مورد بررسی..... ۱۵۵

جدول ۶-۵: مقادیر پارامترهای فوتوولتایی نمونه ها..... ۱۵۶

جدول ۶-۶: نتایج محاسبه مقاومت های سری(R_s) و شانت(R_{sh}) نمونه ها ی بازپخت شده در دماهای مختلف در حضور کلرید کامیوم..... ۱۵۶

جدول ۶-۷: مقادیر نسبت یکسو شوندگی (RR)، ضریب ایده آلی (n) و جریان اشباع (I_0) در نمونه های مورد بررسی..... ۱۵۹

جدول ۶-۸: مقادیر پارامترهای فوتوولتایی نمونه‌های ساخته شده با ضخامت های مختلف لایه CdTe..... ۱۶۱

جدول ۶-۹: نتایج محاسبه مقاومت های سری (R_s) و شانت (R_{sh}) نمونه‌های بازپخت شده در دماهای مختلف در حضور کلرید کامیوم..... ۱۶۱

جدول ۶-۱۰: مقادیر نسبت یکسو شوندگی(RR)، ضریب ایده آلی(n) و جریان اشباع (I_0) در نمونه های مورد بررسی..... ۱۶۴

جدول ۶-۱۱: مقادیر پارامترهای فوتوولتایی نمونه های ساخته شده با غلظت‌های مختلف $CdCl_2$.....۱۶۶

جدول ۶-۱۲: نتایج محاسبه مقاومت های سری (R_s) و شانت (R_{sh}) نمونه ها.....۱۶۶

فصل اول

مقدمه ای بر لایه های نازک نانوساختار سولفید کادمیم (CdS)، تلورید کادمیم (CdTe) و پیوندگاه نامتجانس CdS/CdTe

۱-۱ مقدمه‌ای بر لایه‌های نازک

۱-۱-۱ مقدمه

اگر لایه بسیار نازکی از یک ماده را در نظر بگیریم، با وضعی مواجه هستیم که در آن دو سطح آن قدر به هم نزدیک‌اند که می‌توانند تاثیر بسزایی روی خواص فیزیکی ماده بگذارند. شکل گیری لایه نازک می‌تواند مستقیماً به وسیله یک فرآیند فیزیکی (تبخیر- چگالش) و یا از طریق یک واکنش شیمیایی یا الکتروشیمیایی صورت پذیرد. بایستی تأکید شود که فقط ضخامت کوچک این لایه‌ها نیست که خواص ویژه و برجسته لایه‌های نازک را به وجود می‌آورد، بلکه ریز ساختار این لایه‌ها، که از روش منحصر به فردِ تشکیل آنها به وسیله افزایش مداوم قطعات ساختمانی اولیه (اتم‌ها، مولکول‌ها یا یون‌ها) یکی بعد از دیگری ناشی می‌شود، اهمیت بیشتری دارد.

۱-۱-۲ مراحل تشکیل لایه‌های نازک

عمدتاً ساز وکار مختلف چگالش لایه نازک را بسته به شدت برهم‌کنش بین اتم‌های لایه در حال رشد و بین اتم‌های لایه و زیرلایه می‌توان تشخیص داد[۱]:

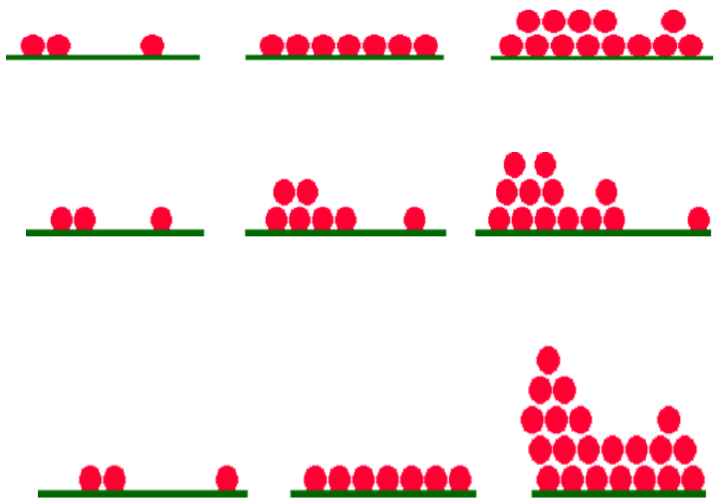
الف) رشد لایه-به–لایه (ساز وکار ون در مرو[1]): در این مدل، انرژی برهم‌کنش بین اتم‌های زیرلایه و اتم‌های انباشت، بیشتر از انرژی برهم کنش بین اتم های انباشت است. به‌گونه‌ای که پس از کامل‌شدن یک‌لایه، لایه بعدی شروع به رشد می‌کند.

ب) هسته‌بندی سه بعدی، تشکیل، رشد و به هم پیوستن جزیره‌ها (سازوکار ولمر-وبر[2]): اگر انرژی برهم‌کنش بین اتم‌های انباشت، بزرگتر از انرژی برهمکنش آنها با اتم‌های زیرلایه باشد، رشد به صورت جزیره‌ای واقع می‌شود.

1.Van der Merwe
2.Volmer-Weber

ج) جذب سطحی تک لایه و هسته‌بندی بعدی روی این لایه (ساز وکار استرانسکی-کراستانف[1]): در این مدل یک یا چند لایه تکمیل شده شکل می‌گیرد و سپس نوع رشد تغییرکرده و جزایر روی تک لایه‌های قبلی شروع به رشد می‌کنند.

شکل ۱-۱ روش‌های اساسی رشد لایه‌های نازک را به صورت طرحوار نشان می‌دهد. در اغلب مواقع، امتداد بلوری جزایر مختلف، به صورت اتفاقی توزیع می‌شود. در نتیجه موقعی که این جزایر به هم دیگر می‌رسند، مرزدانه‌ها و معایب نقطه‌ای و خطی مختلفی (به واسطه جور نبودن امتدادهای بلوری و پیکربندی هندسی دانه‌ها) در داخل لایه نازک به وجود می‌آیند.



شکل ۱-۱: روش‌های اساسی رشد لایه‌های نازک[۲].

۱-۲ نیمرساناها

نیمرساناها جامداتی هستند که به طورکلی در T=0 نارسانا هستند، اما گاف انرژی آن‌ها به اندازه‌ای است که با گرفتن مقداری انرژی، الکترون‌های نوار ظرفیت می‌توانند به نوار رسانش منتقل شوند و در

1. Stranski-Krastanov

دمای پایین‌تر از نقطه ذوب خود دارای رسانش قابل ملاحظه‌ای شوند. معمولا نیمرساناها را به دو صورت دسته بندی می‌کنند:

- بر اساس خلوص نیمرسانا

الف) نیمرسانای ذاتی: یک نیمرسانای خالص و عاری از هرگونه ناخالصی

ب) نیمرسانای غیرذاتی: یک نیمرسانا که به منظور تغییر خواص فیزیکی آن، با اتم‌های ناخالصی آلاییده شده است.

- بر اساس حامل‌های اکثریت در نیمرسانا

الف) نیمرسانای نوع n: نیمرسانایی که در آن حامل‌های بار اکثریت الکترون‌ها باشد.

ب) نیمرسانای نوع p: نیمرسانایی که در آن حامل‌های بار اکثریت حفره‌ها باشد.

۱-۳ انتقال حامل‌های بار درنیمرسانا

در این بخش فرآیندهای سوق و پخش حامل‌های بار را در نیمرسانا، مطرح می‌کنیم[۳ و ۴]. بحث این فرآیندها در مورد الکترون‌ها انجام می‌شود و می‌توان این نتایج را در مورد حفره‌ها تعمیم داد.

۱-۳-۱ جریان سوق

در یک نیمرسانا، الکترون‌های آزاد در اثر دریافت انرژی گرمایی بصورت تصادفی حرکت کرده و در مسیر خود با اتم‌های شبکه یا اتم‌های ناخالصی برخورد می‌کنند و پراکنده می‌شوند. زمان میانگین بین برخوردها زمان آزاد میانگین (τ_c) نامیده می‌شود. وقتی یک میدان الکتریکی به نیمرسانا اعمال می‌شود، الکترون نیروی $-qE$ را احساس می‌کند و در خلاف جهت میدان شتاب می‌گیرد. مولفه سرعت ناشی از میدان الکتریکی سرعت سوق، V_n نامیده می‌شود. تغییر تکانه یک الکترون در زمان آزاد میانگین، با عبارت زیر داده می‌شود:

$$m_n V_n = -qE\tau_c \qquad (۱-۱)$$

در نتیجه

$$V_n = -(q\tau_c/m_n)E = -\mu_n E \qquad (۱-۲)$$

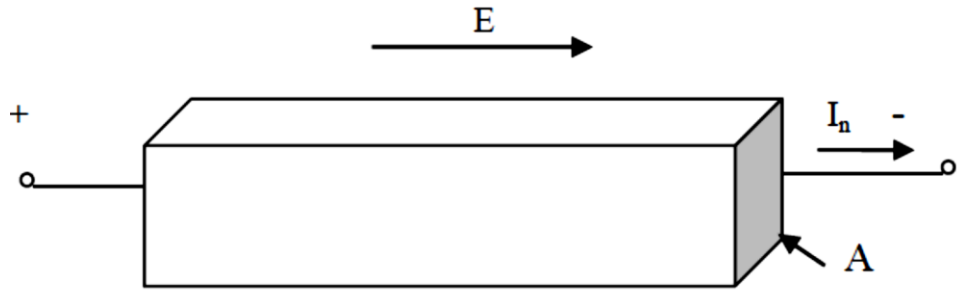
که μ_n تحرک الکترون نامیده می‌شود.

به طور مشابه سرعت سوق حفره‌ها با عبارت زیر بیان می‌شود:

$$V_p = (q\tau_c/m_p)E = \mu_p E \qquad (۱-۳)$$

ترابری حامل‌ها تحت تأثیر یک میدان الکتریکی اعمال شده، جریانی به نام جریان سوق تولید می‌کند. شکل ۱-۲ یک نیمرسانای نوع n را با سطح مقطع A و غلظت حامل n نشان می‌دهد. هنگامی که میدان الکتریکی E به نمونه اعمال می‌شود، چگالی جریان الکترون بوسیله معادله زیر بدست می‌آید:

$$J_n = \frac{I_n}{A} = -nqv_n = nq\mu_n E \qquad (۱-۴)$$



شکل۱-۲: نمونه نیمرسانا برای در نظرگرفتن چگالی جریان الکترون.

به طور مشابه چگالی جریان حفره توسط معادله‌ی (۱-۵) بدست می‌آید:

$$J_p = pq\mu_p E \qquad (۱-۵)$$

بدین‌ترتیب چگالی جریان سوق عبارتند از:

$$J=J_p+J_n=E\left(nq\mu_n+pq\mu_p\right)=\sigma E \qquad (۶-۱)$$

q قدر مطلق بار الکتریکی و σ رسانندگی (معکوس مقاومت ویژه) است.

۱-۳-۲ جریان پخش

ساز و کار بسیار مهم دیگر برای انتقال حامل‌ها، پخش است. پخش حامل‌ها وقتی رخ می‌دهد که یک تغییرات فضایی در تراکم حامل‌ها وجود داشته باشد. در این شرایط حامل ها از ناحیه‌ای با تراکم بالاتر به ناحیه‌ای با تراکم پایین‌تر حرکت می‌کنند؛ این جریان، جریان پخش نام دارد.

با در نظر گرفتن گرادیان تراکم الکترون‌ها در یک بعد، چگالی جریان پخش الکترون‌ها برابر است با:

$$J_n=qD_n\frac{dn}{dx} \qquad (۷-۱)$$

که D_n ضریب پخش الکترون نامیده می‌شود. به طور مشابه چگالی جریان پخش حفره-ها برابر است با:

$$J_p=-qD_p\frac{dp}{dx} \qquad (۸-۱)$$

علامت منفی نشان‌دهنده آن است که جریان پخش حفره‌ها خلاف گرادیان تراکم حفره ها است.

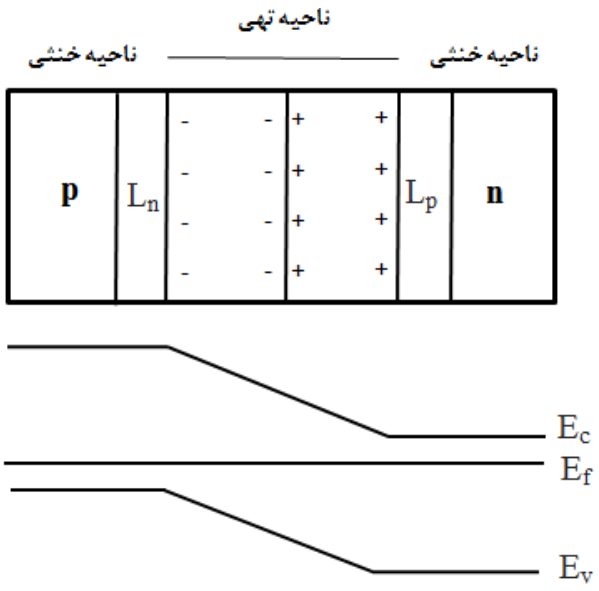
۱-۴ انواع پیوندگاه در قطعات نیمرسانا

در این بخش به رایج‌ترین پیوندگاه‌ها در قطعات نیمرسانا، از جمله پیوندگاه بین دو نیمرسانا و پیوندگاه بین فلز و نیمرسانا خواهیم پرداخت.

۱-۴-۱ پیوندگاه p-n

پیوندگاه p-n از تماس یک نیمرسانای نوع n و یک نیمرسانای نوع p حاصل می‌شود. نیمرسانای نوع n دارای تراکم بالایی از الکترون‌ها و نیمرسانای نوع p دارای تراکم بالایی از حفره‌ها است. به این پیوند که دارای خاصیت یکسوسازی است دیود نیمرسانا گفته می‌شود. زمانی که پیوندگاه p-n شکل

می‌گیرد، شیب تراکم حامل اکثریت سبب می‌شود که الکترون‌ها از نیمرسانای نوع n به نیمرسانای نوع p و برعکس حفره ها از نیمرسانای نوع p به نیمرسانای نوع n جابه‌جا شده و در طرفین فصل مشترک در ناحیه‌ای موسوم به ناحیه تهی با یکدیگر بازترکیب می‌شوند (شکل ۱-۳).



شکل ۱-۳: نوارهای انرژی دو نیمرسانا پس از تماس با یکدیگر (L_n و L_p طول پخش حامل های اقلیت هستند)[۴].

به علت حضور اتم‌های ناخالصی یونیزه شده، در ناحیه تهی یک میدان الکتریکی در محل پیوندگاه شکل می‌گیرد. این میدان الکتریکی در خلاف جریان پخشی حامل‌های اکثریت بوده و در شرایط تعادل گرمایی با جریان سوق حامل‌های اقلیت طرف مقابل خنثی می‌شود.

اختلاف پتانسیل دو سر ناحیه تهی در حالت تعادل، V_{bi} ، با رابطه زیر داده می‌شود[۵].

$$V_{bi} = \frac{kT}{q} \ln \frac{N_A N_D}{n_i^2} \qquad (۹-۱)$$

که در آن N_A تراکم ناخالصی های پذیرنده، N_D تراکم ناخالصی های دهنده، n_i تراکم حامل‌های ذاتی، k ثابت بولتزمن و T دما است.

پیوندگاه‌های p-n، شامل دو نوع پیوندگاه: متجانس و نامتجانس می‌باشند که به طور خلاصه به آن‌ها خواهیم پرداخت.

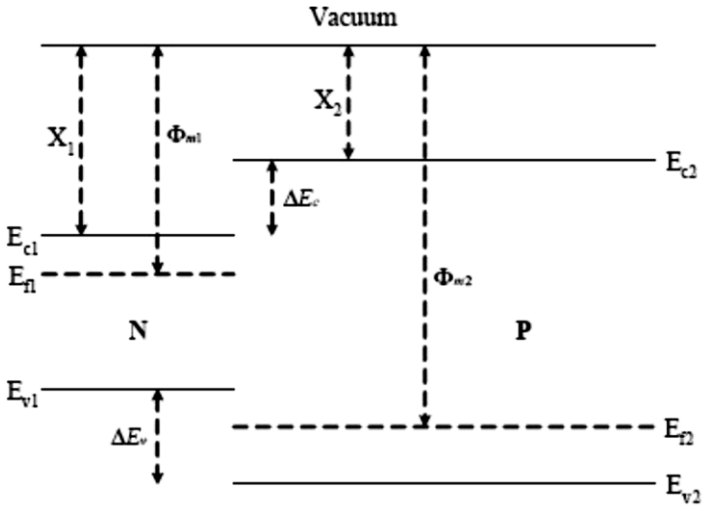
۱-۴-۱-۱ پیوندگاه متجانس

پیوندی است که بین لایه‌های مواد نیمرسانای مشابه رخ می‌دهد. در واقع هر دو لایه نیمرسانا، از یک ماده یکسان ساخته شده‌اند و لذا دارای گاف انرژی یکسان هستند، ولی با افزودن ناخالصی بخشنده و یا پذیرنده به هریک از آن‌ها، یکی به صورت نیمرسانای نوع n و دیگری به صورت نیمرسانای نوع p تبدیل خواهد شد[۵]. مانند سلول‌های خورشیدی سیلیکونی. شکل ۱-۳ نشان‌دهنده نوارهای انرژی مربوط به یک پیوندگاه متجانس است.

۱-۴-۱-۲ پیوندگاه نامتجانس

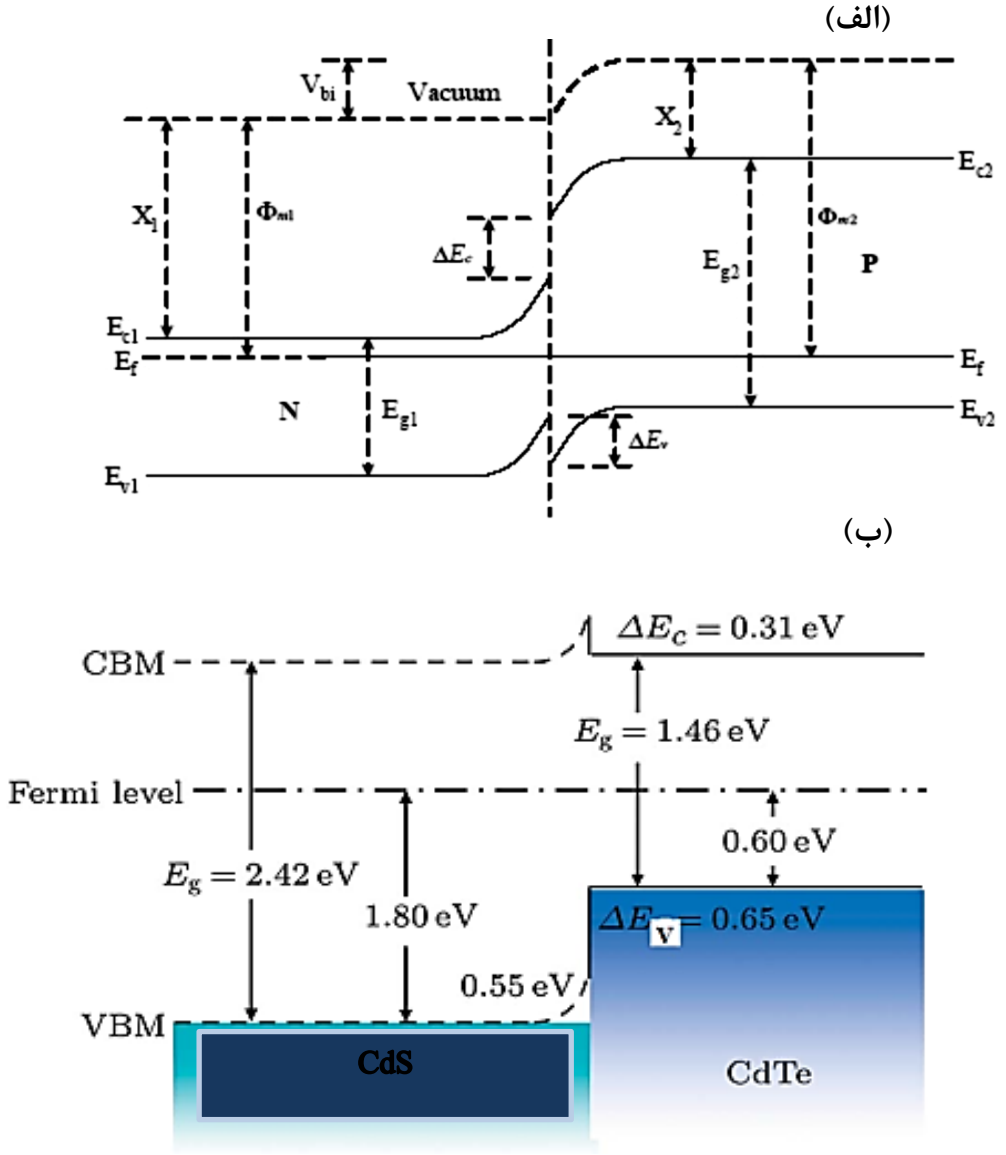
پیوندی است که بین لایه‌های نیمرسانا از مواد متفاوت ایجاد می‌شود و دارای گاف نواری یکسان نیستند. مانند سلول های خورشیدی CdS/CdTe.

شکل ۱-۴، طرح نوار های انرژی دو نیمرسانا را قبل از تشکیل پیوندگاه نشان می‌دهد.



شکل۱-۴: طرحی از نوارهای انرژی نیمرسانای نوع n و نوع p، قبل از تشکیل پیوندگاه[۵].

X، نشان‌دهنده الکترون‌خواهی است که به عنوان انرژی مورد نیاز برای انتقال یک الکترون از ته نوار رسانش به تراز خلا، تعریف می‌شود. ϕ_m، نشان‌دهنده تابع کار و انرژی مورد نیاز جهت انتقال یک الکترون از تراز فرمی به تراز خلا می‌باشد. طرح نوارهای انرژی الف) دو نیمرسانای نوع n و p و ب) پیوندگاه CdS/CdTe در حالت تعادل گرمایی بعد از تشکیل پیوندگاه در شکل ۱-۵ نشان داده شده است.



شکل۱-۵: طرحی از نوارهای انرژی الف) یک پیوندگاه نامتجانس و (ب) پیوندگاه CdS/CdTe [۵ و ۶].

همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود، ناپیوستگی در نوارهای رسانش و ظرفیت وجود دارد که ناشی از تفاوت در گاف نواری، الکترون‌خواهی و تابع کار دو نیمرسانا است و با معادلات زیر داده می‌شود[۵]:

$$\Delta E_c = X_1 - X_2 \qquad (۱-۱۰)$$

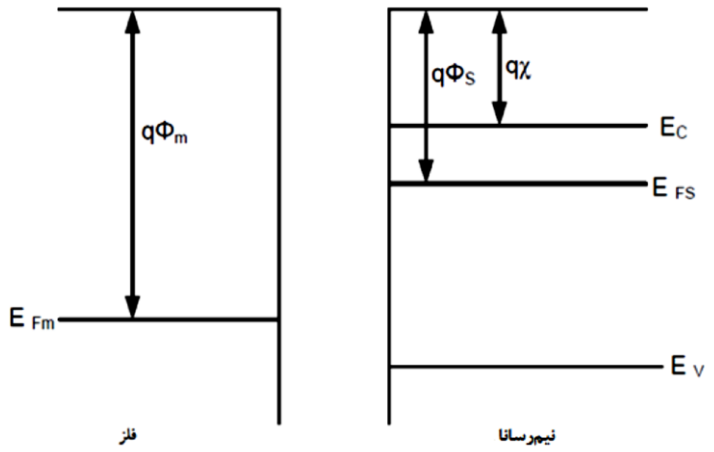
$$\Delta E_V = E_{g2} - E_{g1} - \Delta E_c \qquad (۱-۱۱)$$

۱-۴-۲ اتصالات فلز-نیمرسانا

در الکترودگذاری‌ها، از اتصال یک فلز بر روی یک نیمرسانا استفاده می‌شود. از این نوع اتصال می‌توان به اتصال شاتکی و اتصال اهمی اشاره نمود.

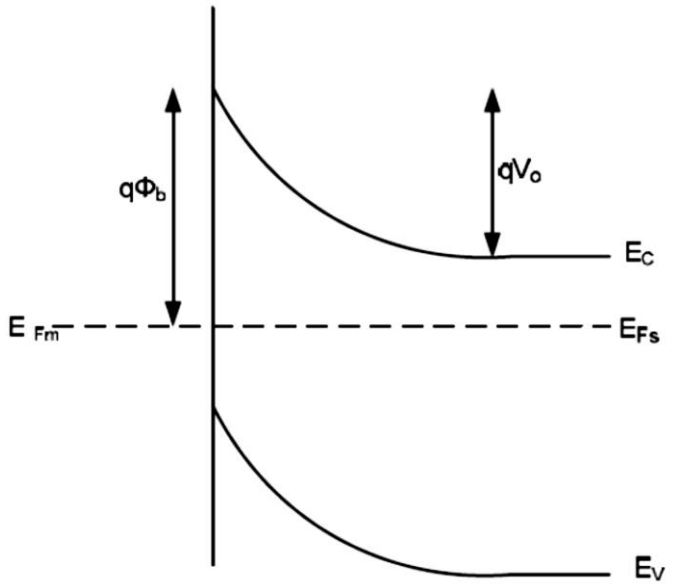
۱-۴-۲-۱ اتصال شاتکی

در شکل ۱-۶ طرحی از نوارهای انرژی فلز و نیمرسانای نوع n قبل از اتصال، نشان داده شده است. وقتی این دو ماده در تماس با هم قرار می‌گیرند، الکترون‌ها از نیمرسانا به فلز انتقال یافته و مشابه آنچه که در پیوندگاه p-n اتفاق افتاد، یک ناحیه تهی در نزدیکی پیوندگاه و یک میدان الکتریکی به سمت فلز ایجاد می‌شود.



شکل ۱-۶: طرحی از نوارهای انرژی فلز و نیمرسانای نوع n قبل از اتصال[۷].

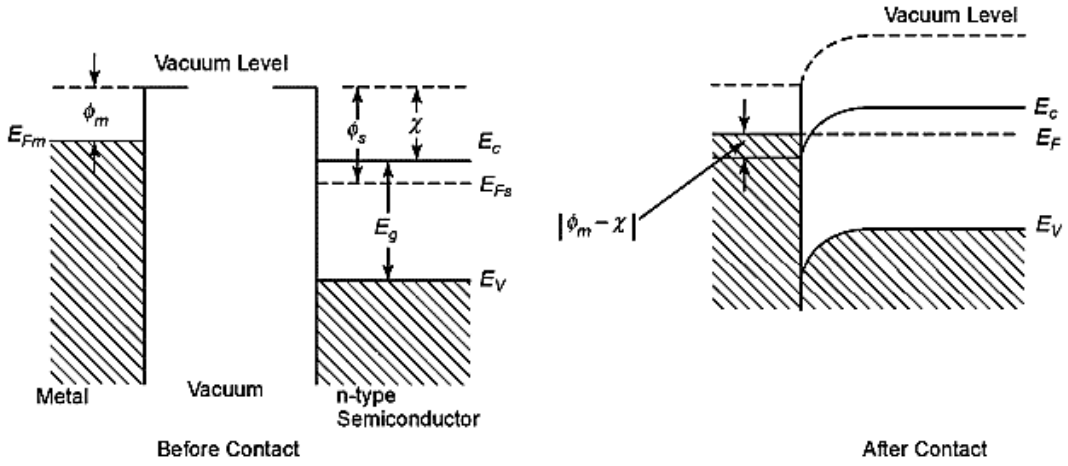
این میدان الکتریکی، مانع شارش الکترون‌های بیشتر به سمت فلز شده و یک تعادل برقرار می‌شود. در حالت تعادل گرمایی، سطح انرژی فرمی فلز و نیمرسانا باید همتراز باشد. این امر موجب خم شدن نوار انرژی در نیمرسانا می‌شود (شکل ۱-۷). این خمیدگی در نوار انرژی سدی را با ارتفاع $qV_0 = q(\phi_m - \phi_s)$، در برابر انتقال الکترون‌ها از نیمرسانا به فلز و سدی با ارتفاع $q\phi_B = q(\phi_m - \chi)$، در برابر انتقال الکترون‌ها از فلز به نیمرسانا ایجاد می‌کند. این سد به سد شاتکی معروف است.



شکل۱-۷: خمیدگی در نوارهای انرژی نیمرسانای نوع n بعد از اتصال با یک فلز در اتصال شاتکی[۷].

۱-۴-۲-۲ اتصال اهمی

اتصال اهمی در یک فلز و نیمرسانای نوع n زمانی شکل می‌گیرد که تابع کار نیمرسانا بیشتر از تابع کار فلز باشد. در اتصال اهمی، تبادل حامل ها که منجر به یک تراز فرمی ثابت می شود باعث خواهد شد که خمیدگی نوار انرژی نیمرسانا به سمت پایین باشد. در این اتصال سد شاتکی وجود ندارد (شکل ۱-۸).



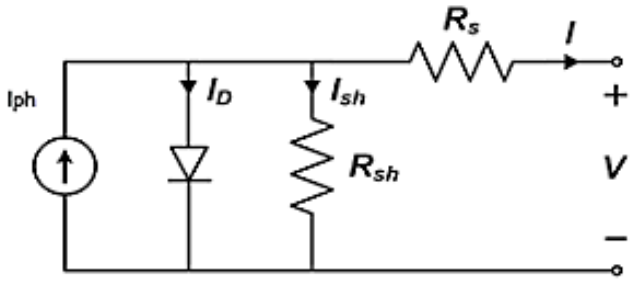
شکل۱-۸: طرحی از نوارهای انرژی فلز و نیمرسانای نوع n قبل و بعد از اتصال (اهمی)[۸].

۱-۵ نحوه عملکرد سلول خورشیدی لایه نازک

فرآیندی که در یک سلول خورشیدی اتفاق می‌افتد، تبدیل انرژی نوری به انرژی الکتریکی در یک پیوندگاه p-n است که شامل مراحل اساسی زیر می‌باشد:

(۱) جذب فوتون‌ها سبب می‌شود، زوج‌های الکترون-حفره در هر دو طرف p و n پیوندگاه تولید شوند. (۲) بر اثر پدیده پخش، الکترون‌ها و حفره‌هایی که در فاصله یک طول پخش از پیوندگاه تولید شده‌اند، به تهی لایه می‌رسند.(۳) در این مرحله، زوج‌های الکترون-حفره توسط میدان الکتریکی در محل پیوندگاه از هم جدا می‌شوند. (۴) اگر یک مقاومت بار به دیود وصل شود، جریانی در مدار برقرار خواهد شد.

یک سلول خورشیدی واقعی توسط مدار معادل شکل ۱-۹ توصیف می‌شود. ساده‌ترین مدار معادل یک سلول خورشیدی از پیوندگاه p-n به همراه یک منبع جریان، برای محاسبه حامل‌های تولید شده در اثر تابش نور، مقاومت شانت و مقاومت سری تشکیل شده است. به طور ایده آل یک سلول خورشیدی دارای مقاومت سری صفر و مقاومت شانت بینهایت است. اما در عمل مقاومت سری سلول-های خورشیدی غیر صفر و مقاومت شانت آن‌ها محدود است.



شکل۱-۹: مدار معادل یک سلول خورشیدی[۸].

۱-۶ مشخصه جریان-ولتاژ یک سلول خورشیدی (در شرایط تاریکی و نورتابی)

جریان-ولتاژ سلول خورشیدی در تاریکی رفتاری مشابه دیود دارد. با استفاده از منحنی جریان-ولتاژ دیود در شرایط تاریکی می‌توان ضریب ایده‌آلی (n) و جریان اشباع معکوس (I_0) را بدست آورد. برای یک دیود ایده‌آل انتظار می‌رود n=1 باشد. تونل زنی چند مرحله‌ای بین حالت‌های بین سطحی [۹] و یا مقاومت‌های سری و بالک، یا هر مقاومت اتلافی دیگری [۱۰] در یک دیود منجر به $n > 1$ می‌شود و قطعه را از سازوکار جریان ایده‌آل دور می‌سازد.

جریان در یک دیود پیوندگاهی ناهمگون از رابطه (۱-۱۲) تبعیت می‌کند[۳،۱۱ و۱۲]:

$$I=I_0 \left[\exp\left(\frac{qV}{nk_BT}\right)-1\right] \qquad (۱۲-۱)$$

که در آن که q بار الکترون، V ولتاژ اعمالی، T دمای مطلق، n ضریب ایده‌آلی قطعه و I_0 جریان اشباع معکوس است. تحت شرایط $V>3k_BT/q$ داریم:

$$I=I_0 \exp\left(\frac{qV}{nk_BT}\right) \qquad (۱۳-۱)$$

مقدار جریان اشباع معکوس را می‌توان از طریق تعیین عرض از مبدا در ناحیه خطی در نمودار نیم لگاریتمی جریان-ولتاژ بدست آورد.

ضریب ایده‌آلی را می‌توان به صورت رابطه (۱-۱۴) بیان کرد[۱۲]:

$$n=\frac{q}{k_B T}\left(\frac{dV}{d(LnI)}\right) \qquad (۱۴-۱)$$

ضریب ایده‌آلی قطعه را می‌توان از طریق تعیین شیب نمودار ln(I)-V بدست آورد.

با توجه به مدار معادل یک سلول خورشیدی که در شکل ۱-۹ نشان داده شده است جریان کل سلول خورشیدی تحت نورتابی برابر خواهد بود با [۸]:

$$I=I_L-I_d \qquad (۱۵-۱)$$

به طوری که I_d برابر است با:

$$I_d=I_0\left[e^{\left(\frac{V}{V_T}\right)}-1\right] \qquad (۱۶-۱)$$

که در آن، I_0 جریان اشباع معکوس، $V_T=nk_BT/q$ که در این رابطه q بار الکتریکی الکترون، k_B ثابت بولتزمن و n ضریب ایده آلی دیود است.

اگر جذب در سرتاسر قطعه یکنواخت باشد، I_L از رابطه[۸]:

$$I_L=qG_L(L_n+L_p)A \qquad (۱۷-۱)$$

بدست می‌آید، که G_L آهنگ تولید چگالی زوج های الکترون-حفره، A سطح مقطع ناحیه فعال سلول خورشیدی، L_n و L_p طول پخش حامل‌های اقلیتی تا ناحیه تهی است. که به ترتیب برابر است با $\sqrt{D_n\tau_n}$ و $\sqrt{D_p\tau_p}$ که در آن‌ها $D_{n,p}$ ضریب پخش و $\tau_{n,p}$ طول عمر حامل‌ها است. بدین ترتیب رابطه ۱-۱۵را می‌توان به صورت زیر نوشت[۸]:

$$I=I_L-I_0\left[e^{\left(\frac{V}{V_T}\right)}-1\right] \qquad (۱۸-۱)$$

۱-۶-۱ معرفی پارامترهای وابسته به یک سلول خورشیدی

- جریان اتصال کوتاه[1] (I_{sc})

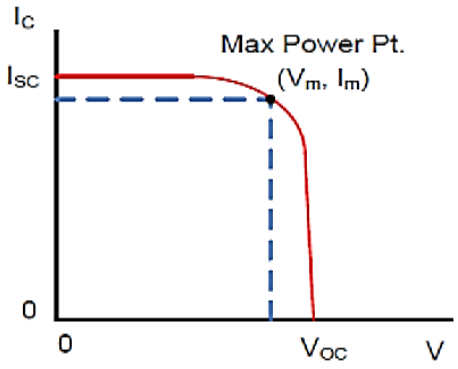
در منحنی جریان-ولتاژ، محل تلاقی منحنی با محور جریان، جریان اتصال کوتاه نامیده می‌شود (شکل ۱-۱۰).

1. short-circuit current

❑ ولتاژ مدار باز[1] (V_{oc})

اختلاف پتانسیل مدار در صورتی که هیچ جریانی از آن عبور نمی‌کند، ولتاژ مدار باز نامیده می‌شود (شکل ۱-۱۰). بنابراین با قراردادن I=0 در رابطه ۱-۱۸، می‌توان V_{oc} را به صورت زیر نوشت[۳]:

$$V_{oc}=V_T Ln(\frac{I_L}{I_0}+1) \qquad (۱۹-۱)$$



شکل۱-۱۰ : مشخصه جریان-ولتاژ در یک سلول خورشیدی تحت تابش[۲].

❑ بیشینه توان خروجی

بیشینه توان خروجی (p_{max}) نقطه‌ای است که در آن حاصل‌ضرب جریان در ولتاژ بیشترین مقدار خود را داشته باشد.

$$P_m=I_m V_m \qquad (۲۰-۱)$$

❑ عامل پرشدگی[2] (FF)

عامل پرشدگی بیانگر بیشترین میزان توان الکتریکی قابل حصول از یک سلول خورشیدی است[۳].

$$FF=\frac{I_m V_m}{I_{sc} V_{oc}} \qquad (۲۱-۱)$$

1. open-circuit current
2. Fill Factor

❑ بازده

بازده یک سلول خورشیدی به صورت نسبت ماکزیمم توان الکتریکی خروجی ایجاد شده به توان نور فرودی (P_{in}) تعریف می‌شود[۳]:

$$\eta = \frac{I_m V_m}{P_{in}} = \frac{I_{sc} V_{oc} FF}{P_{in}} \qquad (۲۲-۱)$$

برای بهبود بخشیدن به راندمان سلول خورشیدی، همه این سه پارامتر فتوولتایی(FF, V_{OC}, I_{Sc})، باید در بیشینه مقدار خود باشند.

۱-۷ اتلاف انرژی در سلول‌های خورشیدی با پیوندگاه p-n

۱-۷-۱ اتلاف انرژی در سلول خورشیدی ایده‌آل

۱- نیمرساناها نمی‌توانند فوتون‌هایی را که انرژی کمتر از گاف انرژی دارند جذب کنند.

۲- اگر انرژی فوتون‌ها بیشتر از گاف انرژی باشد، انرژی اضافی فوتون به شکل حرارت تلف می‌شود و در ارتعاشات شبکه مشارکت می‌کند.

۱-۷-۲ اتلاف انرژی در سلول خورشیدی واقعی

به دلیل مکانیزم‌های متعدد اتلاف انرژی، بازده سلول خورشیدی واقعی کمتر از سلول خورشیدی ایده‌آل است. سه عامل مهم که باعث کاهش بازده می‌شوند عبارتند از[۱۳]:

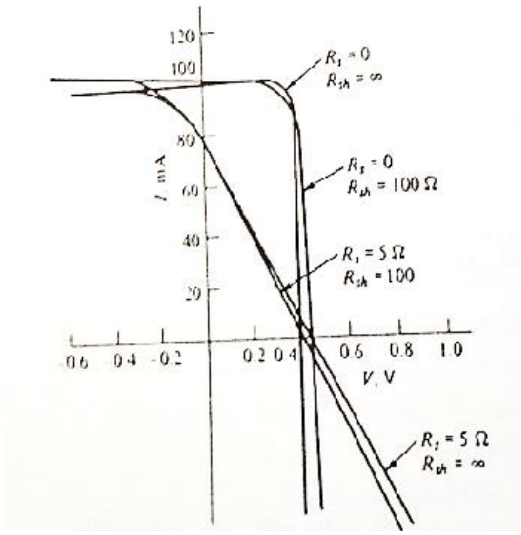
۱- اتلاف بازتابش: برای کاهش دادن بازتابش، پوشش‌های ضد انعکاس یا طرح‌دار کردن سطح به کار می‌رود.

۲- اتلاف بازترکیب: پارامترهایی از ماده که بر بازده تاثیر می‌گذارند عبارتند از: طول عمر حامل‌های اقلیت و تحرک حامل‌ها

تنها حامل‌هایی که درون ناحیه تهی و در فاصله‌ای به اندازه طول پخش از لبه ناحیه تهی تولید می‌شوند، توسط مدار جمع آوری می‌گردند. اگر طول پخش به اندازه کافی بلند نباشد سهم دیگری از اتلاف خواهیم داشت. تحت تاثیر ترازهای عمقی و نقص‌های شبکه مانند نابه‌جایی‌ها و مرزدانه‌ها طول پخش کاهش‌می‌یابد. همچنین آلایش زیاد نیز طول پخش را کم می‌کند.

۳- اتلاف مقاومت سری و شانت: منشا مقاومت سری، مقاومت کپه‌ای نیمرسانا و اتصالات می‌باشد. مقاومت شانت نیز به دلیل وجود نواقص شبکه و نشت جریان از لبه سلول به وجود می‌آید. شکل ۱-۱۱ اثر مقاومت‌های سری و شانت را بر منحنی I-V نشان می‌دهد.

علاوه بر موارد فوق زمانی که ضخامت سلول خورشیدی به اندازه کافی نباشد، بخشی از فوتون‌های فرودی از میان سلول عبور کرده و باعث اتلاف می‌شود[۴].



شکل۱-۱۱: آثار مقاومت‌های سری و شانت بر منحنی I-V یک سلول خورشیدی[۸].

۱-۸ معرفی لایه‌های نازک سولفید کادمیم (CdS)

سولفید کادمیم یکی از مهمترین نیمرساناهای ترکیبی از گروه II-VI جدول تناوبی است که دارای پهنای گاف نواری مستقیم در حدود ۲/۴ eV در دمای اتاق است. سولفید کادمیم دارای جرم

مولکولی gr/mol ۱۴۴/۱۵ و به رنگ زرد متمایل به نارنجی می‌باشد[۱۴]. CdS بسته به شرایط لایه نشانی در دو فاز بلوری رشد پیدا می‌کند [۱۵]: فاز شش‌گوشی (ورتزایت) و فاز مکعبی (زینک بلند). CdS به دلیل دارا بودن ویژگی‌های نوری و الکترونوری، کاربردهای زیادی در طراحی، تهیه و ساخت قطعات اپتوالکترونیکی دارد. همچنین بهترین گزینه به عنوان لایه پنجره، جهت کاربرد در سلول‌های خورشیدی CdTe و $CuIn(Ga)Se_2$ در نظر گرفته می‌شود [۱۶-۱۹]. برای تهیه لایه نازک این ماده روش‌های مختلفی در مراجع ذکر شده‌اند که عمدتاً عبارتند از: تبخیر حرارتی [۲۰]، اسپری پایرولیز شیمیایی [۲۱ و ۲۲]، کندوپاش [۲۳ و ۲۴] و رسوب‌گذاری حمام شیمیایی [1](CBD) [۲۵ و ۲۶]. از مهمترین مزیت‌های روش CBD می‌توان به سادگی و سهولت در انجام کار، عدم نیاز به تجهیزات پیشرفته و پرهزینه و امکان رشد لایه در ابعاد وسیع اشاره نمود [۲۷و۲۸]. در روش CBD ساختار لایه تحت تأثیر عواملی نظیر محتوای حمام شیمیایی، دما، pH محلول و زمان لایه‌نشانی است. جهت دستیابی به یک لایه CdS با ویژگی‌های خوب اپتوالکترونیکی، بهینه‌سازی شرایط رشد امری ضروری است.

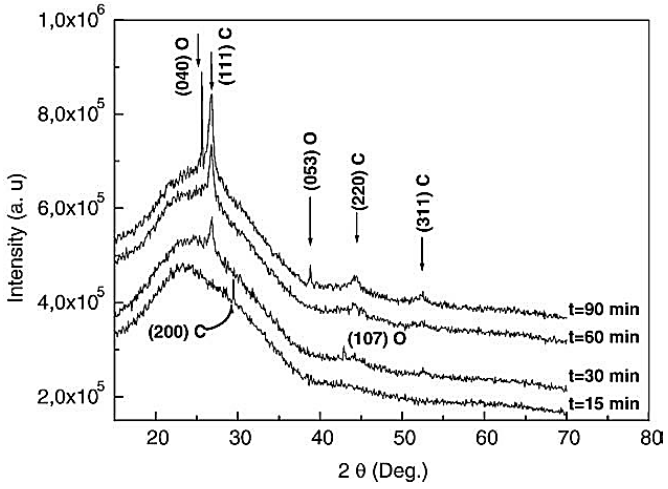
۱-۹ مروری بر کارهای انجام شده بر روی لایه‌های نازک سولفید کادمیم

۱-۹-۱ بررسی اثر زمان لایه‌نشانی

مولکیا[2] و همکاران [۲۹] اثر زمان لایه‌نشانی (۱۵ تا min ۹۰) را بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه‌های نازک CdS تهیه شده به روش رسوب‌گذاری حمام شیمیایی بررسی کرده‌اند. نمونه‌ها با استفاده از سولفات کادمیوم ($CdSO_4$) و تیوره ($CS(NH_2)_2$) به عنوان منبع اصلی برای اتم های Cd و S در محلول حمام با pH=۱۱ و دمای ثابت ۵۰ °C تهیه شدند.

1. Chemical Bath Deposition
2 .Moualkia

طیف XRD نمونه‌ها (شکل ۱-۱۲) نشان می‌دهد که نمونه رشد یافته در مدت min ۱۵ دارای قله ضعیفی در جهت (۲۰۰) مرتبط با ساختار مکعبی است. شاهد قله دیگری در نمونه رشد یافته در مدت min ۳۰ در زاویه ۴۳^{o} هستیم که نماینده صفحه بلوری (۱۰۷) از ساختار راست لوزی[1] است.



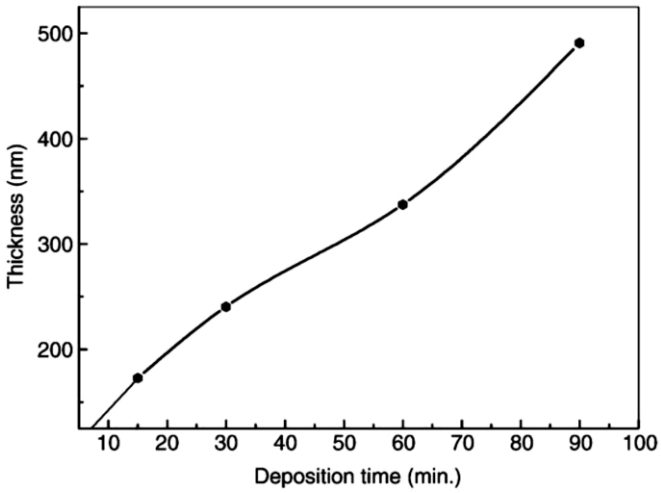
شکل ۱-۱۲: طیف‌های XRD نمونه‌های رشد یافته در زمان‌های مختلف[۲۹].

در نمونه رشد یافته در مدت ۹۰min دو قله دیگری در زوایای $۲۵/۵^{o}$ و ۳۹^{o} دیده می‌شود که به ترتیب به صفحات (۰۴۰) و (۰۵۳) از ساختار راست لوزی مربوط می‌شود. واضح است با افزایش زمان لایه-نشانی، شدت قله‌ها افزایش پیدا کرده‌اند. با توجه به این نتایج مشاهده می‌شود که نمونه‌ها ساختار ترکیبی مکعبی/ راست لوزی دارند.

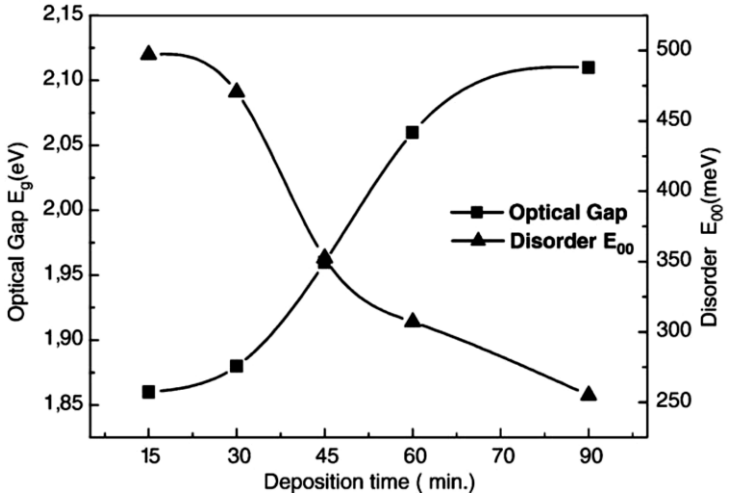
شکل ۱-۱۳ تغییرات ضخامت نمونه‌ها را بر حسب زمان رسوب‌گذاری نشان می‌دهد. مشاهده می-شود که اندازه ضخامت لایه‌ها با افزایش زمان لایه‌نشانی به صورت خطی از حدود ۱۲۵ تا nm ۵۰۰ افزایش یافته‌اند. نمودار تغییرات مقدار گاف نواری و دنباله نواری، وابسته به بی‌نظمی‌های بلوری در شکل ۱-۱۴ ارائه شده است. ملاحظه می‌شود که نحوه تغییرات اندازه گاف نواری با زمان رسوب گذاری عکس تغییرات دنباله نواری است. این موضوع نشانگر آن است که اندازه گاف نواری تحت تاثیر

1. Orthorhombic

بی‌نظمی‌های شبکه‌ای قرار گرفته است. با توجه به این نتایج، با افزایش زمان لایه‌نشانی، پهنای دنباله نواری لایه‌ها کاهش یافته و لایه‌ها به ساختار بلوری منظم‌تری رسیده‌اند.



شکل ۱-۱۳: تغییرات ضخامت نمونه‌ها بر حسب زمان لایه‌نشانی[۲۹].



شکل ۱-۱۴: تغییرات اندازه گاف نواری و انرژی اورباخ بر حسب زمان لایه‌نشانی[۲۹].

بر اساس این نتایج، وقتی زمان لایه‌نشانی افزایش می‌یابد و به ۹۰ min می‌رسد ساختار لایه‌ها از مکعبی به مخلوطی از مکعبی و راست لوزی تغییر می‌کند. همچنین با افزایش زمان لایه‌نشانی اندازه بلورک‌ها از ۳۵/۲ به ۶۹ nm افزایش پیدا می‌کند. مشاهده شده است که مقدار گاف نواری نمونه‌ها تحت تاثیر بی‌نظمی‌های شبکه‌ای قرار گرفته است.

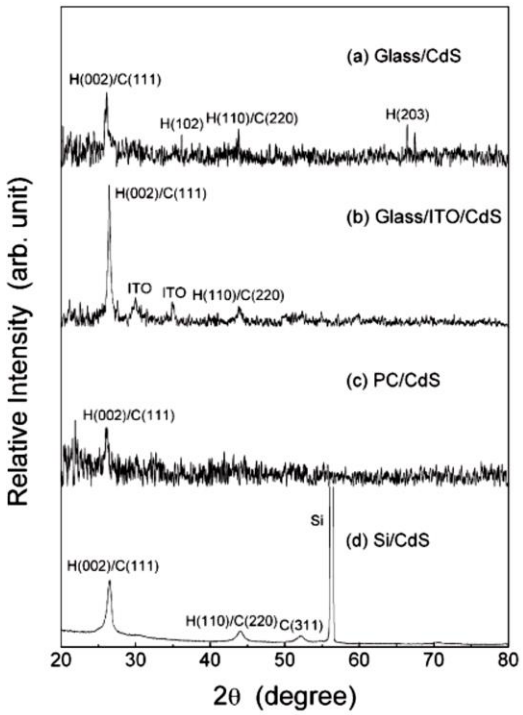
۱-۹-۲ بررسی اثر نوع زیرلایه

لی[1] و همکاران [۳۰] اثر نوع زیرلایه را بر روی خواص ساختاری و اپتیکی لایه‌های نازک سولفید کادمیم رشد یافته به روش رسوب‌گذاری حمام شیمیایی بررسی کردند. محلول مورد استفاده شامل ۰/۰۲۵ M کادمیم استات ($Cd(CH_3COO)_2{\cdot}2H_2O$)، ۰/۰۵ M تیوره ($H_2NCSNH_2$) و ۰/۱ M آمونیوم استات (CH_3COONH_4) می‌باشد. لایه‌ها بر روی زیر لایه‌های شیشه‌ای، ITO (In_2O_3:Sn)، پلی اتیلن ترفتالات (PET)، پلی کربنات (PC) و ویفرهای سیلیکونی نوع p در دمای ثابت 75^oC، pH برابر ۱۱ و تقریبا در مدت ۵۰ min رشد یافته‌اند.

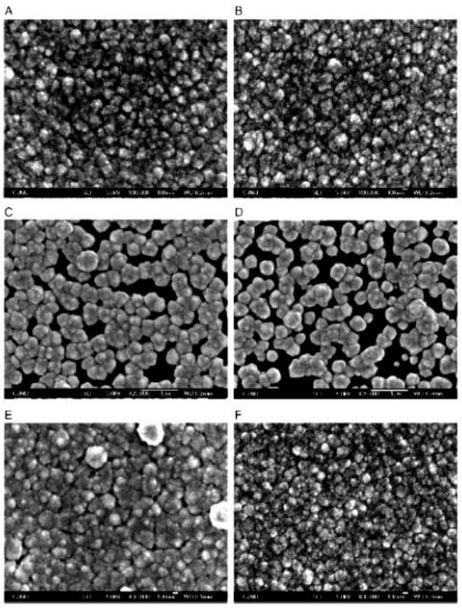
شکل ۱-۱۵ الگوهای XRD نمونه‌های مورد بررسی را نشان می‌دهد. با توجه به این نتایج مشاهده می‌شود که لایه رشد یافته بر روی شیشه ساختاری بس بلوری دارد و دارای قله‌ای در $2\theta= 26/14^o$ می‌باشد که مربوط به راستای (۱۱۱) ساختار مکعبی و نیز (۰۰۲) ساختار شش گوشی[2] است. قله های دیگری نیز در طیف مشخص است که مربوط به ساختارهای شش گوشی و مکعبی می‌باشد. گزارشاتی مبنی بر تشکیل لایه‌های CdS به صورت ترکیبی از شش گوشی و مکعبی وجود دارد. در نمونه‌ای که لایه CdS بر روی زیر لایه Glass/ITO لایه‌نشانی شده است قله تیزی در $2\theta= 26/46^o$ مشاهده می‌شود که متناظر با صفحه‌های (۰۰۲) شش گوشی/ (۱۱۱) مکعبی است. از طیف XRD لایه PET/CdS اطلاعاتی بدست نیامده است. شکل ۱-۱۶ تصاویر SEM لایه CdS رشد یافته بر روی زیر لایه‌های مختلف را نشان می‌دهد. لایه‌های رشد یافته بر روی زیر لایه شیشه‌ای ساختاری متراکم و دانه‌ای را با مرزدانه‌های مشخص نشان می‌دهند در حالی که سطح لایه‌های CdS تشکیل شده بر روی زیرلایه‌های PC و PET متخلخل و دارای حفره می‌باشد. اندازه دانه‌هایی که بر روی شیشه لایه‌نشانی شدند، ۲۰۰ nm و برای آن‌هایی که بر روی PC وPET لایه‌نشانی شدند، ۴۰۰ nm است. این موضوع

1. Lee
2. Hegxagonal

قابل توجه است که لایه‌هایی که بر روی ویفر سیلیکونی لایه نشانی شدند، سطحی متراکم و صاف‌تر نسبت به زیرلایه‌ی شیشه‌ای دارند.

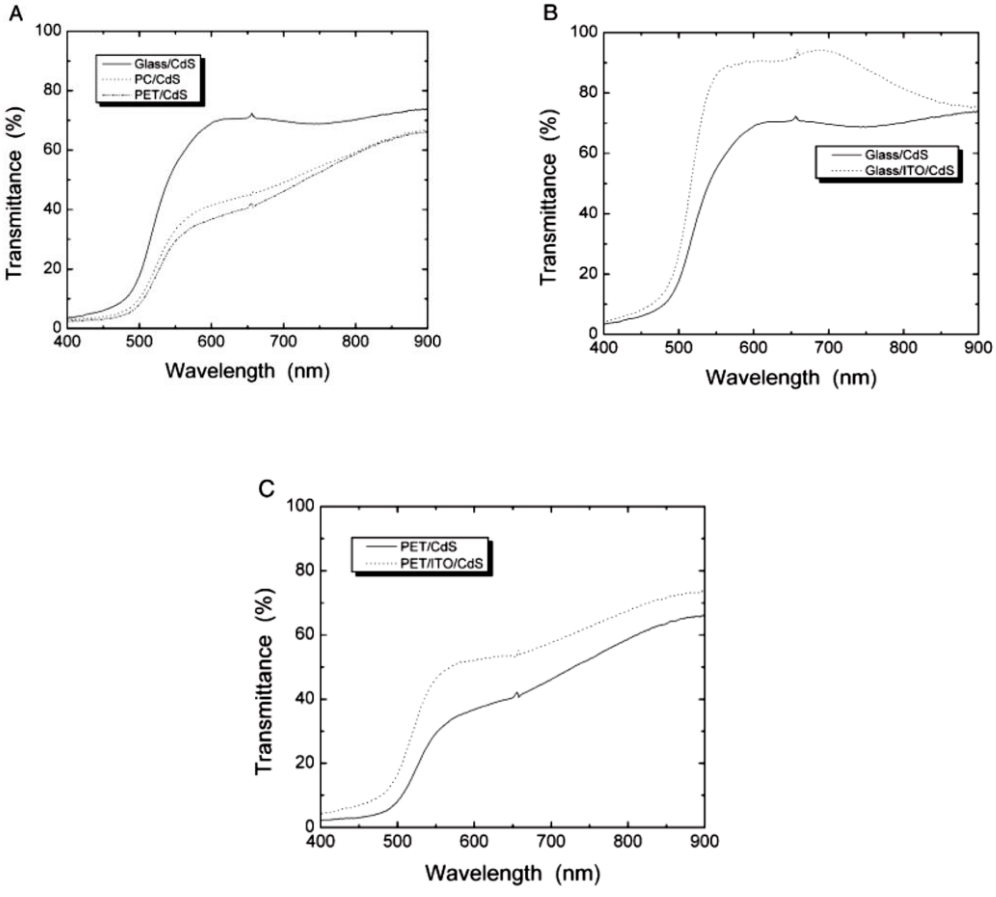


شکل ۱-۱۵: طیف‌های XRD نمونه‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌های مختلف [۳۰].



شکل ۱-۱۶: تصاویر SEM نمونه‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌های مختلف: (A) glass/CdS، (B) glass/ITO/CdS، (C) PC/CdS، (D) PET/CdS، (E) PET/ITO/CdS، (F) Si/CdS [۳۰].

شکل ۱-۱۷ طیف عبور اپتیکی نمونه‌ها را در محدوده طول موجی ۳۰۰-۹۰۰ nm نشان می‌دهد. میزان متوسط عبور نور از لایه‌هایی که بر روی زیرلایه PC و PET لایه‌نشانی شده است به ترتیب ٪۵۰ و ٪۵۵ است و برای زیرلایه شیشه‌ای به ٪ ۷۰ افزایش پیدا کرده است. میزان عبور نور برای لایه-هایی که بر روی زیرلایه ITO لایه نشانی شدند، نسبت به سایر زیرلایه‌ها بهبود پیدا کرده است. جذب نور در ناحیه با طول موج‌های بلندتر (بیشتر از ۵۲۰ nm) ناشی از نواقص بلوری همچون مرزدانه‌ها و چگالی دررفتگی‌ها است. میزان عبور بیشتر بدست آمده برای لایه هایی که بر روی زیرلایه‌های شیشه و ITO تشکیل شده‌اند به وجود کمتر نواقص در این لایه‌ها اشاره می‌کند.



شکل ۱-۱۷: طیف‌های عبور نمونه‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌های مختلف [۳۰].

بر اساس این نتایج، زیرلایه نقش مهمی در رشد لایه‌های نازک CdS دارد. نتایج XRD نشان داد که لایه‌های نازک رشد یافته بر روی شیشه ساختاری شش گوشی با جهت ترجیحی (۰۰۲) دارد اما این جهت ترجیحی برای لایه‌هایی که بر روی زیرلایه PC و PET لایه‌نشانی شدند کاهش می‌یابد و یا ناپدید می‌شود. لایه‌هایی که بر روی زیرلایه شیشه، سیلیکون و ITO رسوب‌گذاری شدند، بلورینگی بهتری نشان دادند. تصاویر SEM بیانگر این است که سطح لایه‌های CdS تشکیل شده بر روی زیرلایه‌های PC و PET نسبت به زیر لایه‌های شیشه، سیلیکون و ITO متخلخل و دارای حفره می‌باشد. نتایج اپتیکی نشان داد که بیشترین میزان عبور نور برای لایه‌هایی که بر روی زیرلایه ITO لایه نشانی شدند بدست آمده است.

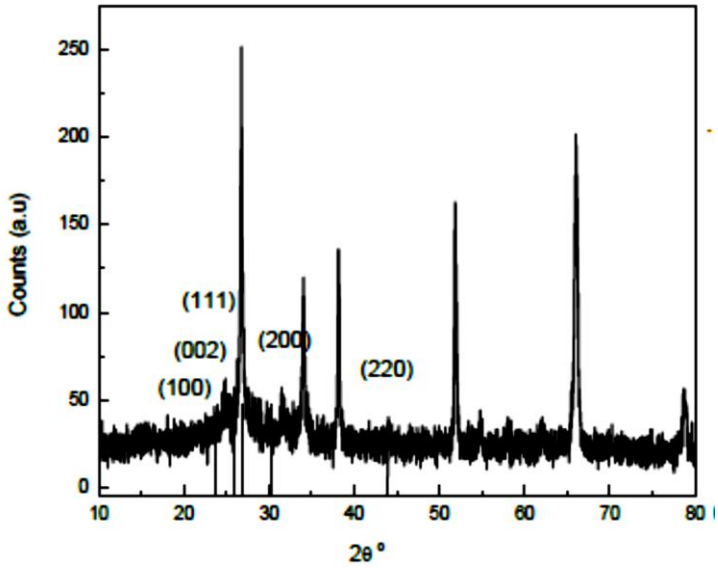
۱-۹-۳ بررسی اثر دمای لایه‌نشانی

کوماراج[1] و همکاران [۳۱] اثر دما را بر روی خواص فیزیکی لایه‌های نازک سولفید کادمیم رشد یافته به روش رسوب‌گذاری حمام شیمیایی، بررسی کردند. محلول حمام شیمیایی شامل M ۰/۰۰۱کادمیم سولفات ($3CdSO_4.8H_2O$, 99%) و M ۰/۰۰۲تیوره ($CS(NH_2)_2$, 99%) است. لایه‌نشانی در دماهای ^oC ۸۰-۴۰ به مدت یک ساعت انجام شد.

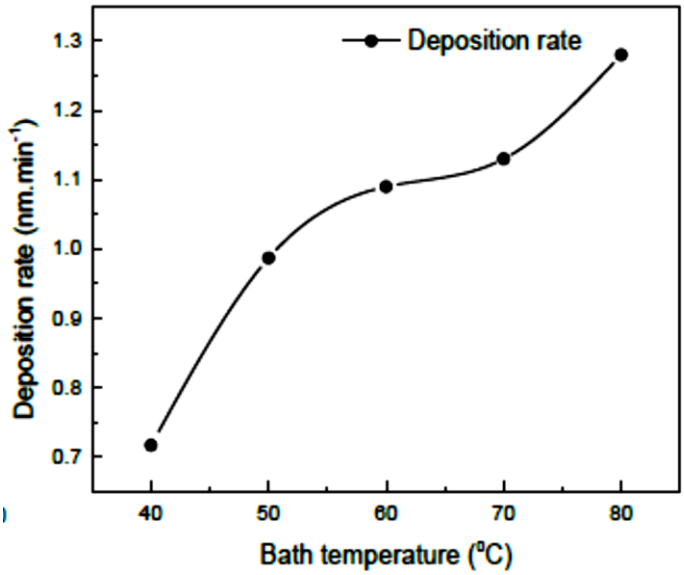
شکل ۱-۱۸ طیف XRD نمونه لایه‌نشانی شده در دمای ^oC۸۰ را نشان می-دهد. قله‌های تیز در زاویه‌های، ^{o}۲۶/۵، ^{o}۳۰/۸ و ^{o}۴۳/۹ متناظر با صفحات (۱۱۱)، (۲۰۰) و (۲۲۰) از ساختار مکعبی مشاهده می‌شود. نمونه دارای جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱) می‌باشد. این نتایج نشان می‌دهد که لایه‌ها ساختار بس بلوری دارند.

شکل ۱-۱۹ آهنگ رشد لایه‌ها را نشان می‌دهد. با توجه به نمودار، مشاهده می‌شود با افزایش دمای لایه‌نشانی آهنگ رشد لایه‌ها افزایش پیدا می‌کند.

1. Kumarage

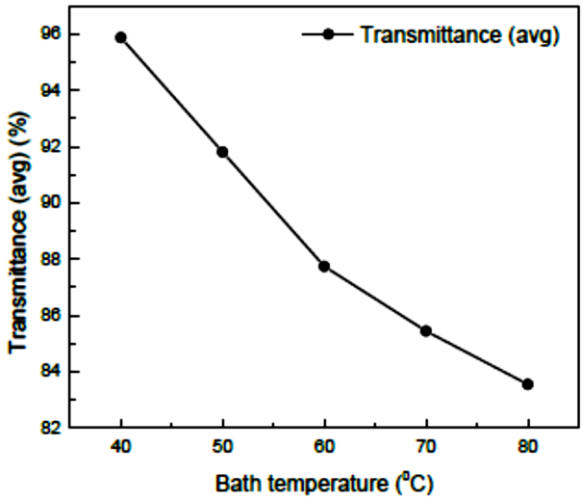


شکل ۱-۱۸: طیف XRD نمونه رشد یافته در دمای ۸۰ °C[۳۱].



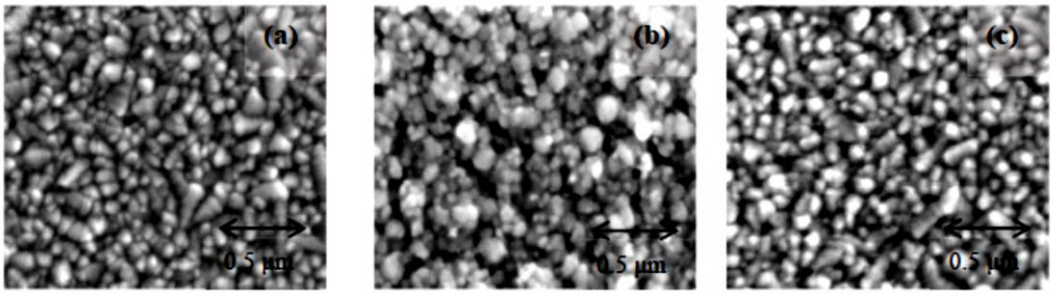
شکل ۱-۱۹: آهنگ رشد لایه‌ها در دماهای مختلف [۳۱].

شکل۱-۲۰ میزان عبور میانگین لایه‌ها را در دماهای مختلف نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که با افزایش دمای لایه‌نشانی میزان عبور نور کاهش پیدا می‌کند. علت این کاهش می‌تواند به وسیله افزایش ضخامت لایه‌ها توضیح داده شود.



شکل ۱-۲۰: میزان عبور میانگین در دماهای مختلف [۳۱].

تصاویر SEM نمونه‌ها، در شکل ۱-۲۱ نشان داده شده است. لایه‌هایی که در دمای ۶۰ °C لایه-نشانی شدند نسبت به بقیه دماهای لایه‌نشانی، خوشه‌هایی با اندازه‌ای بزرگتر دارند.



شکل ۱-۲۱: تصاویر SEM نمونه‌ها در دماهای لایه‌نشانی: (a) ۴۰°C، (b) ۶۰°C و (c) ۸۰°C [۳۱].

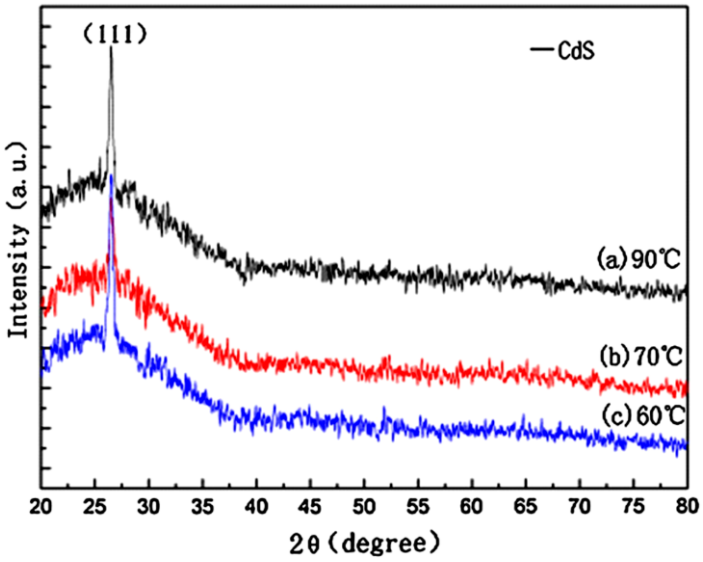
بر اساس نتایج بدست آمده، مشاهده شده که نمونه‌ها ساختار بس بلوری دارند. افزایش دمای لایه-نشانی موجب افزایش آهنگ رشد لایه‌ها و به دنبال آن افزایش ضخامت آن‌ها شده است. میزان عبور لایه‌ها و مورفولوژی سطح نیز تحت تاثیر دمای لایه‌نشانی قرار گرفته است.

زو[1] و همکاران [۳۲] نیز برای بررسی اثر دمای لایه‌نشانی بر خواص فیزیکی لایه‌های سولفید کادمیم رشد یافته به روش رسوب‌گذاری حمام شیمیایی، نمونه‌ها را در گستره دمایی ۵۰ تا ۹۰ °C تهیه کردند.

1. Zou

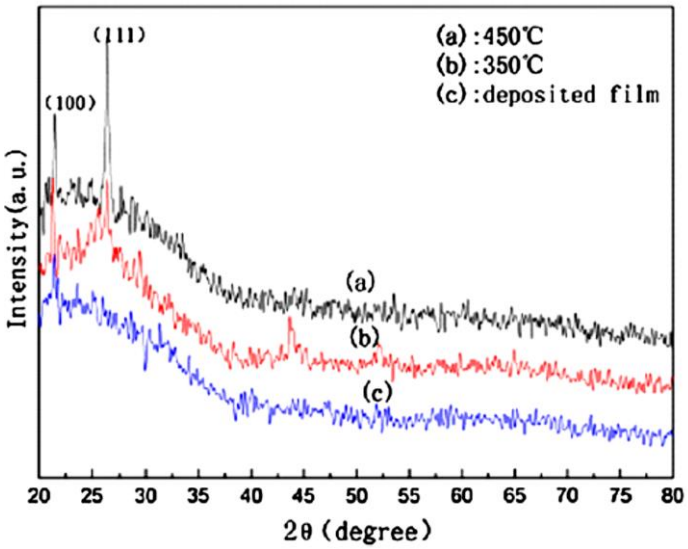
محلول مورد استفاده شامل کادمیم استات ($Cd(CH_3COO)_2{\cdot}2H_2O$) (۰/۰۰۲ M)، تیوره ($H_2NCSNH_2$) (۰/۰۲ M) و ۰/۱۲ mM آمونیوم استات (CH_3COONH_4) می‌باشد. لایه‌ها بر روی زیرلایه‌ی شیشه‌ای، رشد یافته‌اند و مدت لایه‌نشانی تقریبا ۹۰ min درنظر گرفته شده است. پس از آن نمونه‌ها در محیط آرگون و در دمای۳۵۰°C به مدت یک ساعت بازپخت شدند.

طیف XRD نمونه‌های رشد یافته در دماهای مختلف لایه‌نشانی و دمای بازپخت ۳۵۰°C در شکل ۱-۲۲ نشان داده شده است. در تصویر، یک قله در موقعیت $2\theta=26/5^{o}$ دیده می‌شود که متناظر با صفحه (۱۱۱) از ساختار مکعبی سولفید کادمیم است.



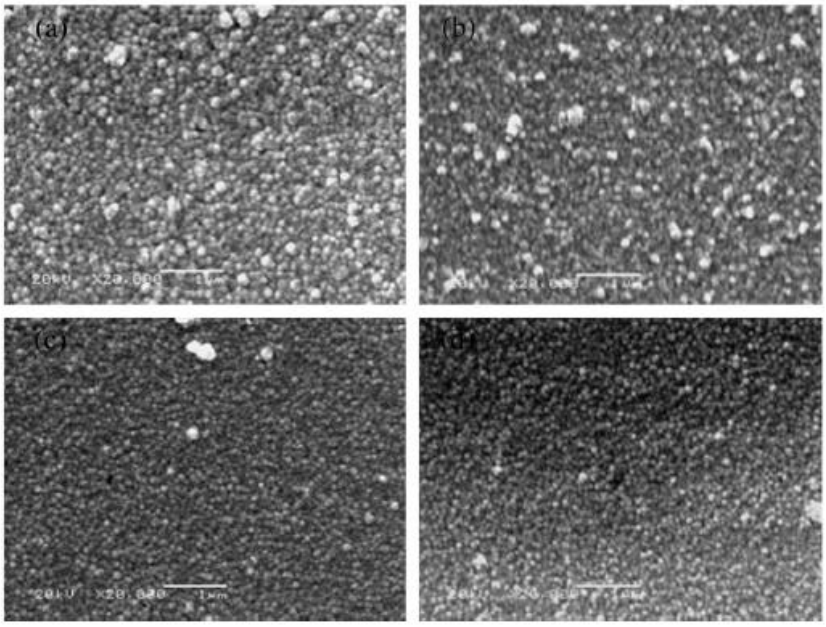
شکل ۱-۲۲: طیف‌های XRD نمونه‌های رشد یافته در دماهای مختلف لایه‌نشانی و دمای بازپخت ۳۵۰°C [۳۲].

به منظور بررسی اثر دمای بازپخت بر خواص ساختاری لایه‌ی سولفید کادمیم، نمونه‌ی رشد یافته در دمای ۸۰°C در دماهای ۳۵۰ و ۴۰۰°C بازپخت شده است. شکل ۱-۲۳ طیف XRD نمونه‌ها را نشان می‌دهد. با توجه به شکل ملاحظه می‌شود، نمونه بازپخت نشده ساختار آمورف دارد. مشاهده می‌شود، شدت جهت‌گیری ترجیحی در نمونه‌ها، با افزایش دمای بازپخت، افزایش پیدا می‌کند. بنابراین، بازپخت سبب می‌شود که بلورینگی لایه‌ها بهبود پیدا کند.



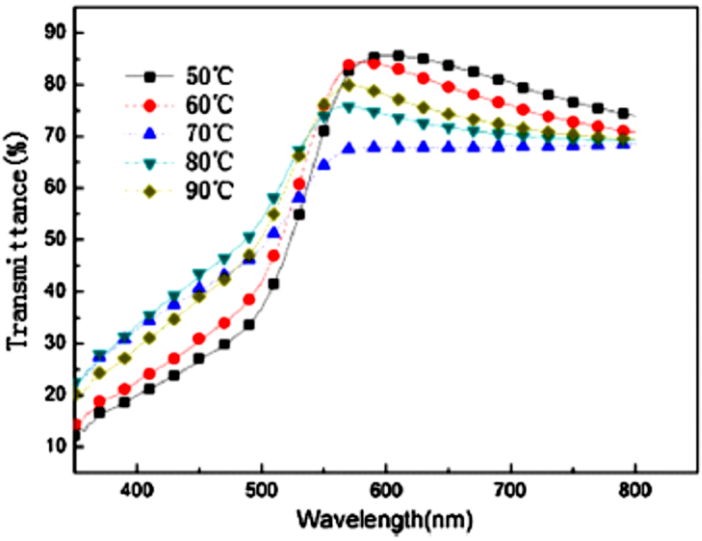
شکل ۱-۲۳: طیف‌های XRD نمونه‌ی رشد یافته در دمای ۸۰°C در دماهای مختلف بازپخت [۳۲].

شکل ۱-۲۴ تصاویر SEM لایه‌های نازک CdS را در دماهای مختلف لایه‌نشانی نشان می‌دهد. با افزایش دمای رسوب‌گذاری آهنگ رشد لایه‌ها افزایش پیدا کرده و لایه‌ها متراکم شده‌اند.



شکل ۱-۲۴: تصاویر SEM نمونه‌ها در دماهای مختلف لایه‌نشانی (a) ۶۰°C، (b) ۷۰°C، (c) ۸۰ °C و (d) °C ۹۰ [۳۲].

شکل ۱-۲۵ طیف عبور اپتیکی نمونه‌ها را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که نمونه‌ها میزان عبور بالایی دارند. در طول موج‌های بیشتر از ۶۰۰ nm میزان عبور نور بیشتر از ٪۶۵ است.



شکل ۱-۲۵: میزان عبور نمونه‌ها در دماهای مختلف لایه نشانی [۳۲].

مقاومت ویژه لایه‌ها با استفاده از کاوشگر چهار نقطه‌ای اندازه‌گیری شده اما با توجه به ضخامت کم لایه‌ها، عددی مشاهده نشد.

بر اساس نتایج، آهنگ رشد لایه‌ها با افزایش دمای لایه‌نشانی، بیشتر و لایه‌ها متراکم‌تر شده‌اند. بازپخت سبب بهبود بلورینگی لایه‌ها می‌شود. در طول موج‌های بیشتر از ۵۵۰nm میزان عبور بیشتر از ٪ ۷۰ است. رسیدن به لایه‌ای با کیفیت مناسب، برای دماهای لایه‌نشانی خیلی بالا و یا خیلی پایین امکان پذیر نیست.

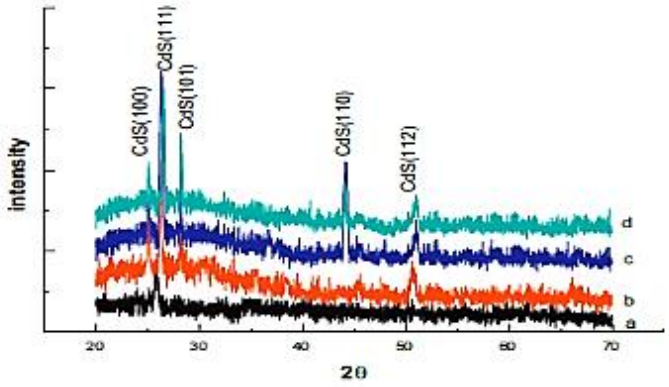
۱-۹-۴ بررسی اثر بازپخت و pH محلول

ژان[1] و همکاران[۳۳] خواص فیزیکی لایه‌های CdS تهیه شده به روش CBD را به وسیله تغییر pH محلول و تغییر دمای بازپخت بررسی نمودند. جهت تهیه لایه‌ها از محلول لایه‌نشانی حاوی M ۰/۰۰۷ کادمیم استات ($Cd(CH_3COO)_2{\cdot}2H_2O$) و M ۰/۰۵ تیوره ($H_2NCSNH_2$) استفاده نمودند. آن‌ها از آمونیاک جهت تنظیم pH محلول (۹/۵ تا ۱۱) استفاده کردند. دمای محلول $80^{\circ}C$ و مدت

1. Zhan

لایه نشانی ۶۰min در نظر گرفته شده است. در نهایت نمونه‌ها در محلول $CdCl_2$ قرارداده شده و سپس در دمای$400^{\circ}C$ به مدت ۶۰min داخل کوره قرار گرفتند.

شکل۱-۲۶، الگوی‌های پراش پرتو x لایه نازک CdS را در pH های مختلف نشان می‌دهد.

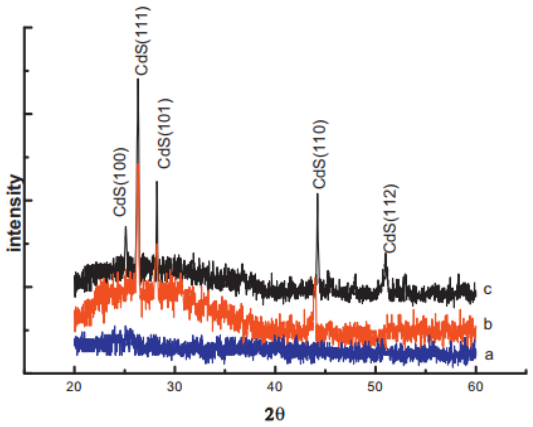


شکل۱-۲۶:طیف‌های XRD نمونه‌ها در pH های مختلف: (a) pH=۹/۵، (b) pH=۱۰، (c) pH=۱۰/۵، (d) pH= ۱۱ [۳۳].

وقتی pH محلول برابر ۹/۵ است یک قله کوچکی در ۲۶/۲° ظاهر می‌شود که مربوط به صفحه (۱۱۱) و متعلق به فاز مکعبی است. به ازای pH=۱۰ چهار قله در مکان‌های ۲۴/۸°، ۲۶/۲°، ۲۸/۲° و ۵۰/۸° مشاهده می‌شود که قله‌های۲۴/۸°، ۲۸/۲° و ۵۰/۸° به ترتیب مربوط به پراش از صفحه‌های (۱۰۰)، (۱۰۱) و (۱۱۲) وابسته به فاز شش گوشی هستند. در pH=۱۰/۵ قله پراش جدیدی در ۴۳/۷° ظاهر می شود که مربوط به جهت‌گیری (۱۱۰) است و متعلق به فاز شش گوشی است. علاوه بر آن بقیه قله‌ها به ویژه قله مربوط به صفحات (۱۱۱) و (۱۰۱) تیزتر شده‌اند که نشان می‌دهد بلورینگی CdS افزایش یافته است. با افزایش pH ساختار لایه نازک CdS از مکعبی به مخلوطی از ساختار شش گوشی و مکعبی تبدیل می‌شود.

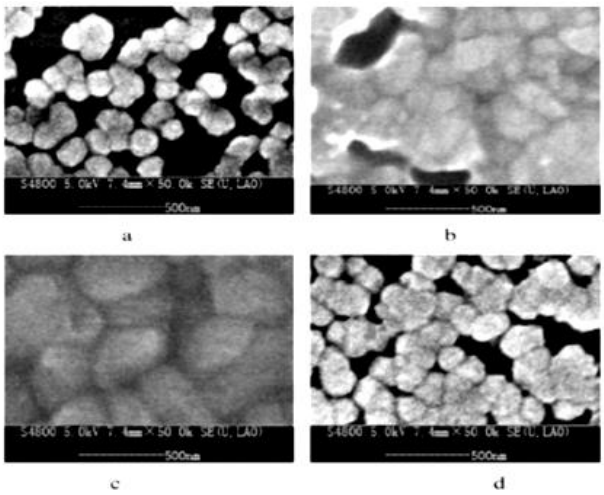
شکل۱-۲۷، طیف XRD نمونه‌ها را در شرایط مختلف بازپخت نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که در حالت بدون بازپخت قله‌ای مشاهده نمی‌شود و در حالتی که هم بازپخت صورت گرفته و هم

پوشش‌دهی با $CdCl_2$ شرایط بلورینگی بهتر شده است. استفاده از $CdCl_2$، موجب می‌شود که نسبت تناسب عنصری مناسبی بین Cd و S برقرار شود.



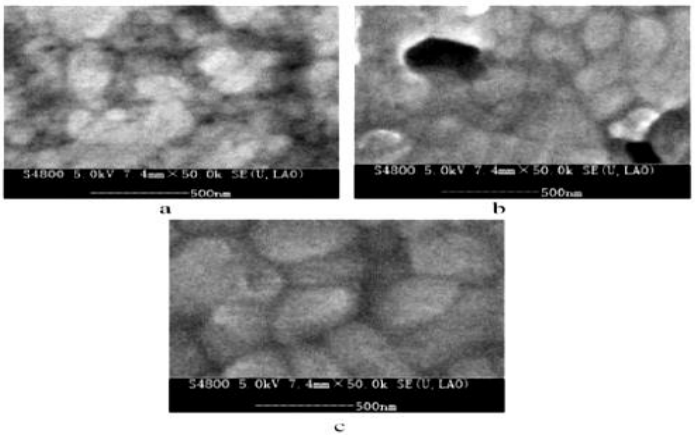
شکل ۱-۲۷: طیف‌های XRD نمونه‌ها در شرایط مختلف بازپخت: (a) بدون بازپخت، (b) بازپخت نمونه خالص، (c) بازپخت نمونه‌ای که تحت پوشش $CdCl_2$ قرار گرفته است [۳۳].

شکل ۱-۲۸ مورفولوژی سطح لایه نازک CdS را نشان می‌دهد. به ازای pH= ۹/۵ سطح پیوسته نیست و شکافی بین مرزدانه‌ها مشاهده می‌شود. علت آن می‌تواند غلظت پایین آمونیاک باشد که موجب کاهش غلظت یون S می‌شود. وقتی pH=۱۰/۵ است سطح لایه پیوستگی بهتری دارد.



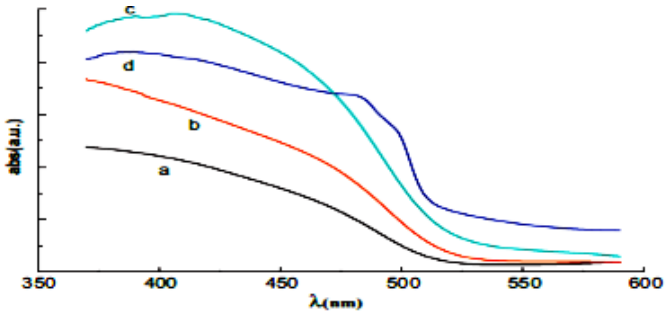
شکل ۱-۲۸: تصاویر SEM لایه‌های نازک CdS (a) pH= ۹/۵، (b) pH=۱۰ ، (c) pH=۱۰/۵، (d) pH=۱۱ [۳۳].

در شکل ۱-۲۹ مشاهده می‌شود، قبل از بازپخت اندازه دانه‌ها کوچک است، بازپخت و حضور $CdCl_2$ موجب رشد دانه‌ها شده است. رشد دانه می‌تواند سبب شود بلورینگی لایه‌ها افزایش پیدا کند. بهبود بلورینگی لایه‌ها طی عملیات حرارتی در الگوی پراش XRD مشهود است.



شکل ۱-۲۹: تصویر SEM لایه‌های نازک CdS (a) بدون بازپخت، (b) بازپخت نمونه خالص، (c) بازپخت نمونه‌ای که تحت پوشش $CdCl_2$ قرار گرفته است[۳۳].

شکل۱-۳۰ طیف جذبی لایه‌های نازک CdS را در pH های مختلف نشان می‌دهد.



شکل ۱-۳۰: طیف‌های جذب نمونه ها در pH های مختلف: (a) pH= ۹/۵، (b) pH=۱۰، (c) pH=۱۰/۵، (d) pH= ۱۱ [۳۳].

وقتی pH= ۹/۵ است لبه جذب ملایمی مشاهده می‌شود که به خاطر شکاف‌های زیاد بین مرزدانه-ها است (شکاف مرزدانه‌ها در تصویر SEM مشاهده می‌شود) که منجر به ایجاد ترازهای مربوط به نواقص در داخل گاف نواری می‌شود.

بر اساس این نتایج، وقتی مقدار pH محلول بیشتراز ۹/۵ می شود، ساختار لایه نازک CdS از مکعبی به مخلوطی از ساختار شش گوشی و مکعبی تبدیل می‌شود. وقتی pH=۱۰/۵ می شود لایه نازک CdS ساختار بلوری بهتری نسبت به بقیه لایه‌ها دارد. در بررسی بازپخت نمونه‌ها، با توجه به شکل XRD مشاهده شده که بازپخت در حضور $CdCl_2$ منجر به بهبود بلورینگی شده است.

۱-۱۰ لایه‌های نازک تلورید کادمیم(CdTe)

تلورید کادمیم یک نیمرسانای ترکیبی از گروه‌های دوم و ششم جدول تناوبی است که در ساخت وسایل مختلفی همچون آشکارسازهای تابشی [۳۴]، دستگاه های تصویربرداری با وضوح بالا [۳۵]، سلول‌های خورشیدی [۳۶] و سایر دستگاه‌های اپتوالکترونیک به کار می‌رود. CdTe یکی از امید بخش ترین نیمرساناها جهت استفاده در یک سلول خورشیدی است. علت این موضوع گاف نواری بهینه آن برای تبدیل انرژی فتوولتاییک است. لایه‌های نازک CdTe گاف نواری مستقیم با پهنایی در حدود ۱/۴۵ eV داشته و دارای دو ساختار شش‌گوشی و مکعبی هستند[۳۴]. لایه نازک CdTe دارای ضریب جذب بالا در ناحیه نور مرئی است (بیشتر از $۱۰^{۵}\ cm^{-1}$) به طوری که یک لایه نازک CdTe با ضخامت ۲ µm توانایی جذب ٪۹۹ فوتون‌ها را در محدوده طول موجی (۴۰۰-۸۰۰ nm) دارد و معمولاً به عنوان لایه جاذب در یک سلول خورشیدی استفاده می‌شود [۳۶-۳۸]. لایه‌های نازک CdTe با روش‌های گوناگونی همچون تبخیرحرارتی[۳۹]، اسپری پایرولیز[۴۰]، تصعید در فاصله نزدیک[1] [۴۱ و۴۲] و کندوپاش[۴۳] لایه‌نشانی می‌شوند. از میان این روش‌ها کندوپاش یک روش مناسب جهت دستیابی به لایه‌های چسبنده و متراکم است.

1. Close Space Sublimation

۱-۱۱ مروری بر کارهای انجام شده بر روی لایه‌های نازک تلورید کادمیم (CdTe)

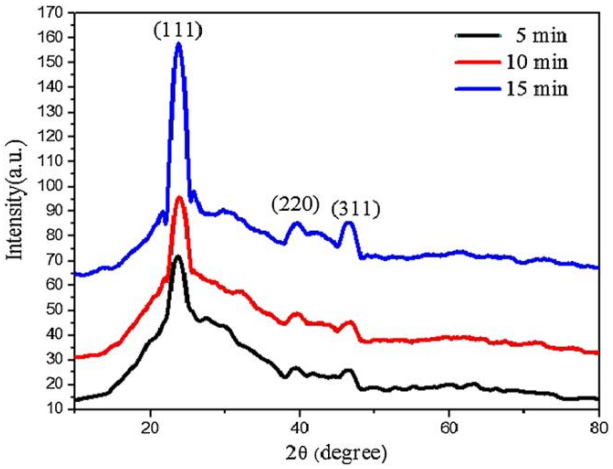
۱-۱۱-۱ بررسی اثر زمان لایه‌نشانی

قرآن نویس و همکاران [۴۴] تأثیر زمان را در رشد لایه CdTe تهیه شده به روش کندوپاش بررسی کردند. به منظور لایه نشانی CdTe روی شیشه به روش کندوپاش از یک هدف CdTe با درصد خلوص ٪۹۹/۹۹ استفاده کردند. درجدول ۱-۱ شرایط تهیه‌ی لایه‌ها ذکر شده است.

جدول ۱-۱: شرایط لایه‌نشانی CdTe به روش کندوپاش [۴۴].

پارامتر لایه‌نشانی	مقدار
فاصله زیرلایه تا هدف (cm)	۷
زمان لایه‌نشانی(min)	۵-۱۵
فشار دستگاه (Pa)	۲×۱۰^{۵}
توان دستگاه (W)	۱۰۰

طیف XRD نمونه‌ها در شکل ۱-۳۱ نشان داده شده است.



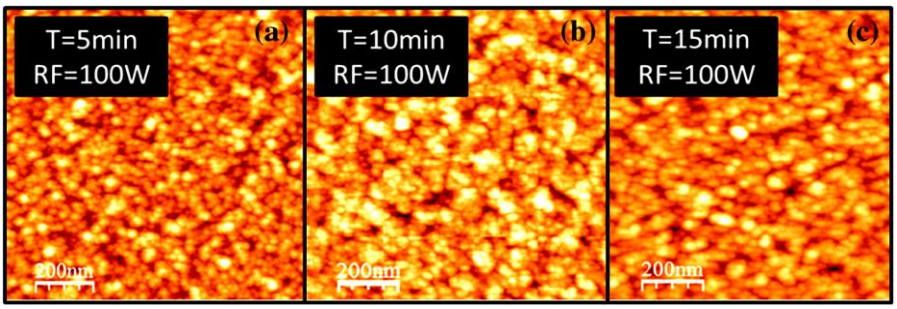
شکل۱-۳۱: طیف‌های XRD لایه‌های نازک CdTe در زمان‌های لایه‌نشانی متفاوت [۴۴].

مشاهده کردند، لایه‌هایی که در مدت زمان طولانی‌تری آماده شده‌اند، بلورینگی بهتری دارند و قله‌های پراش تأییدکننده ساختار مکعبی زینک بلند CdTe می‌باشد. با استفاده از قله مربوط به جهت ترجیحی (۱۱۱) و رابطه دبای شرر اندازه بلورک‌ها محاسبه شد. در جدول ۱-۲ به برخی از مشخصات لایه نازک CdTe اشاره شده است. ملاحظه می‌شود که با افزایش زمان لایه‌نشانی، اندازه بلورک‌ها بزرگتر شده‌اند.

جدول ۱-۲: برخی از مشخصات لایه نازک CdTe تهیه شده در زمان‌های لایه نشانی متفاوت [۴۴].

Deposition time (min)	Thickness (nm (	RMS (nm)	*h k l*	2θ (°)	FWHM	Crystal size	E_g (eV)
5	165	2.04	111	23.6	0.006	20.5	1.47
10	180	2.51	111	23.8	0.003	39.8	1.50
15	410	2.99	111	23.6	0.002	83.4	1.75

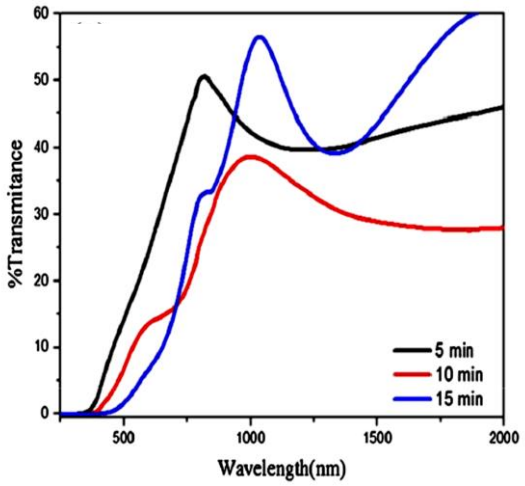
شکل ۱-۳۲ تصاویر AFM نمونه‌ها را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، سطح لایه‌ها از ذرات ریز و گردی تشکیل شده است. زبری سطح نمونه‌ها در جدول ۱-۲ داده شده است. ملاحظه می‌شود که زبری سطح با افزایش زمان لایه‌نشانی از ۲/۰۴ به ۲/۹۹ nm افزایش یافته است که علت آن می‌تواند افزایش ضخامت لایه‌ها باشد.



شکل ۱-۳۲: تصاویر AFM لایه‌های نازک CdTe در زمان‌های لایه‌نشانی متفاوت [۴۴].

در بررسی خواص اپتیکی، طیف عبور لایه‌ها (شکل ۱-۳۳) مورد مطالعه قرار گرفت. ملاحظه شد که با افزایش زمان لایه‌نشانی، میزان عبور لایه‌ها افزایش پیدا کرده‌اند که این موضوع ناشی از بهبود شرایط بلورینگی لایه‌ها با گذشت زمان است. نتایج محاسبات گاف نواری نمونه‌ها در جدول ۱-۲ آمده

است. میزان گاف نواری با افزایش زمان لایه‌نشانی از ۱/۴۷ به ۱/۷۵ eV افزایش یافته است که علت آن می‌تواند ناشی از افزایش بلورینگی نمونه‌ها باشد.



شکل ۱-۳۳: طیف‌های عبور لایه‌های نازک CdTe در زمان‌های لایه‌نشانی متفاوت [۴۴].

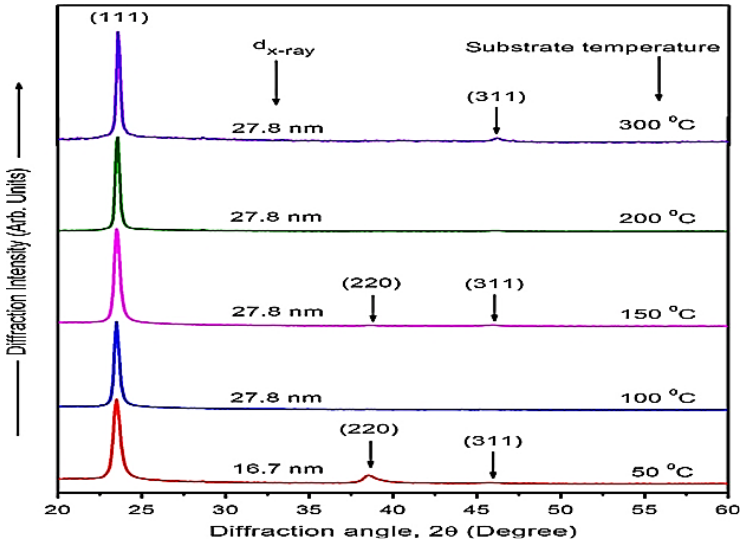
بدین ترتیب بر اساس این نتایج مشاهده شده است که تلورید کادمیم دارای ساختار مکعبی زینک بلند بوده و زمان لایه نشانی نقش بسزایی را در بهبود بلورینگی لایه‌ها ایفا می‌کند و لایه ی سنتز شده در مدت زمان طولانی‌تر (۱۵ min)، بلورینگی بهتری دارد. اندازه گاف نواری لایه‌ها، نیز تحت تاثیر بهبود بلورینگی نمونه‌ها قرار گرفته است و با افزایش زمان لایه‌نشانی، افزایش یافته است.

۱-۱۱-۲ بررسی اثردمای لایه‌نشانی

کالکارینی[1] و همکاران [۴۵] به مطالعه وابستگی خواص فیزیکی لایه CdTe به دمای زیرلایه، آماده شده به روش کندوپاش پرداختند. در این مقاله از یک قرص CdTe با درصد خلوص ٪۹۹/۹۹ و قطر ۴ اینچی به عنوان ماده منبع استفاده شد. فاصله بین زیرلایه و هدف تقریباً ۷ cm و زمان لایه نشانی ۳۰ min لحاظ شد. لایه‌ها در دماهای متفاوت (۵۰-۳۰۰°C) رشد داده شدند. در این تحقیق از گاز آرگون به عنوان کنترل کننده شارش جرمی استفاده شد. توان ۱۰۰w و فشار 5×10^{-3} mbar درنظر گرفته شد.

1. Kulkarni

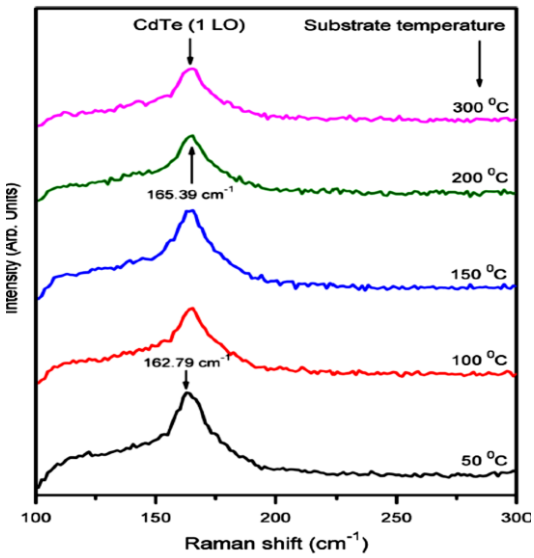
تصاویر XRD (شکل۱-۳۴) بدست آمده از لایه‌ها بیانگر این مطلب است که همه لایه‌های نازک بس بلور هستند و ساختار مکعبی با جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱) دارند. افزایش دمای زیرلایه موجب افزایش بلورینگی لایه‌ها شده است. هم چنین ملاحظه کردند که اندازه متوسط بلورک‌های لایه تلورید کادمیم تهیه شده در دمای زیر لایه ۵۰°C تقریبا برابر با ۱۶/۷ nm و در دمای زیر لایه ۱۰۰°C برابر ۲۷/۸ nm است. در دماهای زیر لایه بیشتر از ۱۰۰°C، تغییری در اندازه متوسط بلورک‌ها مشاهده نشده است. آن‌ها بیان کردند که دمای زیر لایه ۱۰۰°C، می تواند یک دمای زیرلایه بهینه برای نمونه ها باشد.



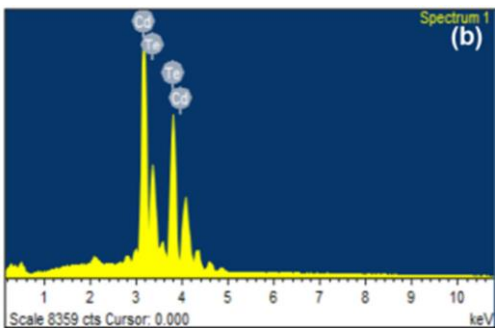
شکل۱-۳۴: طیف‌های XRD لایه‌های نازک CdTe در دماهای مختلف رشد [۴۵].

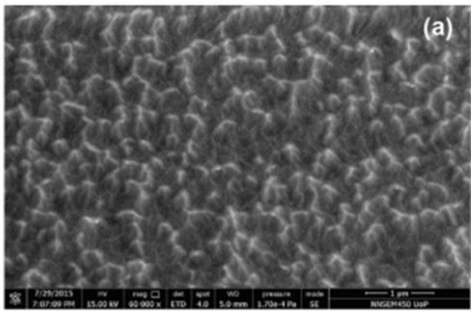
جهت بررسی بیشتر خواص ساختاری از لایه‌ها طیف رامان (شکل۱-۳۵) گرفته شد. قله رامان مشاهده شده حاکی از تشکیل لایه CdTe است. با افزایش دمای زیرلایه، مد فونون LO به سمت عدد موج‌های بالاتر جابه‌جا می‌شوند. این جابه جایی به دور شدن از شرایط تناسب عنصری در ترکیب لایه نسبت داده شده است. شکل ۱-۳۶ تصاویر FESEM و EDAX نمونه لایه‌نشانی شده را در دمای ۱۰۰°C نشان می‌دهد. این نتایج، نشان می‌دهد که فرآیند سنتز در روش کندوپاش به صورت رشد دانه‌ای بوده و لایه از سطحی متراکم و بدون حفره تشکیل شده است. آنالیز EDAX حضور عناصر Cd

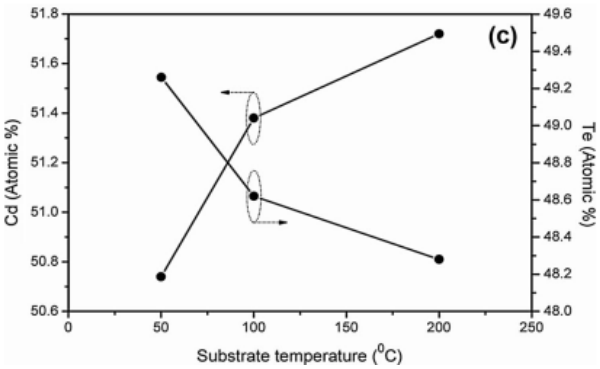
و Te را در لایه تایید کرده است و همانطور که در نمودار c مشاهده می‌شود با افزایش دمای زیرلایه مقدار Cd افزایش یافته است.



شکل ۱-۳۵: طیف‌های رامان لایه‌های نازک CdTe در دماهای مختلف رشد [۴۵].

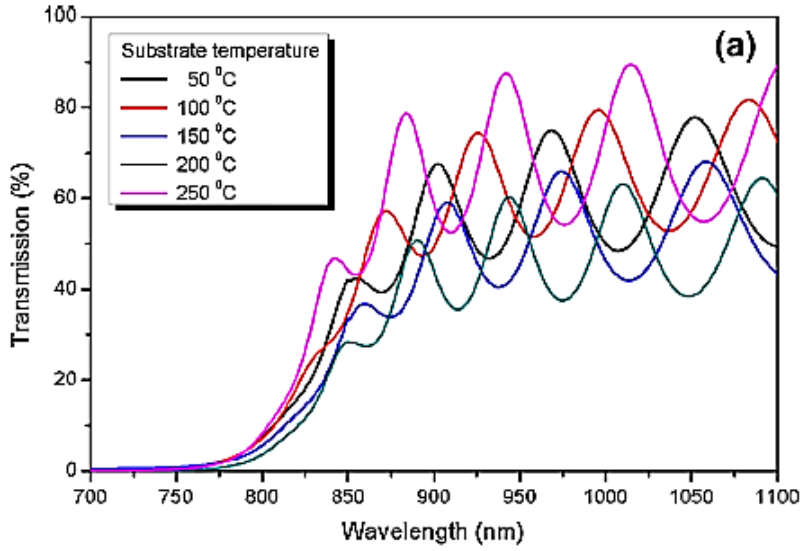






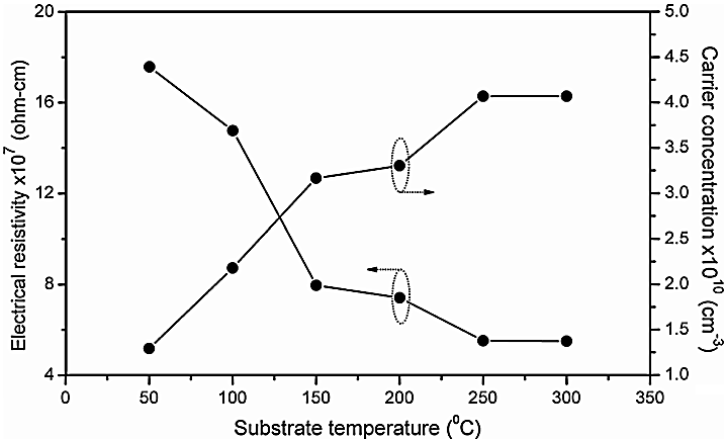
شکل۱-۳۶: (a) تصویر FESEM و (b) الگوی EDAX لایه نازک CdTe تهیه شده در دمای رشد C ۱۰۰° (C) تغییر درصد اتمی Cd و Te برحسب تابعی از دما [۴۵].

طیف عبوری لایه‌ها در محدوده طول موجی ۱۱۰۰ nm -۷۰۰ در شکل ۱-۳۷ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود میزان متوسط عبور بالای ٪۶۰ است. میزان عبور بالا می‌تواند به علت کمتر شدن پراکندگی نور ناشی از نواقص ساختاری و بهبود بلورینگی لایه‌ها باشد. در محدوده طول موج نور مرئی میزان عبور اپتیکی لایه‌ها تقریباً صفر است و می‌توانند به عنوان لایه جاذب در سلول خورشیدی مورد استفاده قرار گیرند.



شکل ۱-۳۷: طیف‌های عبور لایه‌های نازک CdTe در دماهای مختلف رشد[۴۵].

مقاومت ویژه و تراکم حامل‌ها با استفاده از اثر هال بدست آمده است. نتایج حاکی از آن است که مقاومت ویژه با افزایش دمای زیرلایه کاهش پیدا کرده که علت آن به کاهش نواقص ساختاری نسبت داده شده است. شکل ۱-۳۸ تغییرات مقاومت ویژه و چگالی حامل‌های بار را بر حسب دمای زیرلایه نشان می‌دهد.



شکل ۱-۳۸: تغییرات مقاومت ویژه و چگالی حامل‌های بار بر حسب دمای زیرلایه [۴۵].

بر اساس این نتایج، همه لایه‌های نازک CdTe بس بلور هستند و جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱) دارند. در بررسی خواص ساختاری مشاهده شده است که افزایش دمای زیرلایه موجب افزایش بلورینگی لایه ها شده است. با توجه به تصویر EDAX در دمای لایه نشانی بالای ۱۰۰°C درصد Cd بیشتر است. طیف عبور نمونه‌ها نشان داد که در محدوده طول موج نور مرئی میزان عبور اپتیکی لایه-ها تقریبا صفر است. بررسی خواص الکتریکی لایه ها بیانگر کاهش مقاومت ویژه با افزایش دمای زیرلایه است.

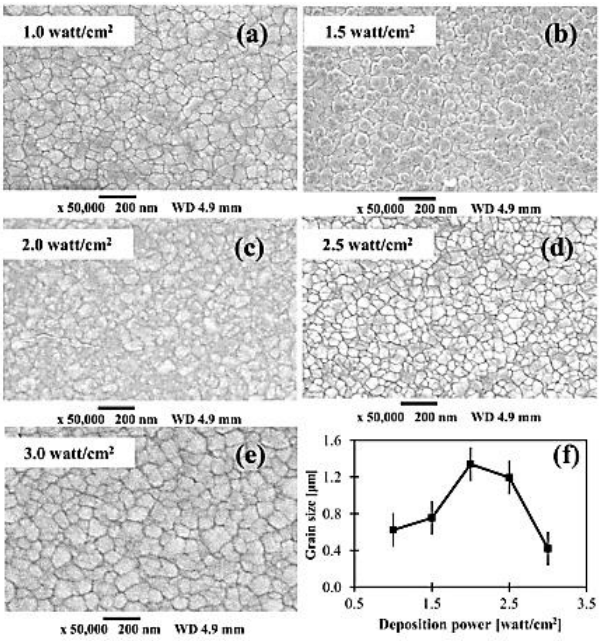
۱-۱۱-۳ بررسی اثر بازپخت

بنابر بر گزارش ایسلام[1] و همکاران [۳۶] لایه‌های نازک تلورید کادمیم با روش کندوپاش بر روی زیرلایه شیشه‌ای لایه‌نشانی شدند. لایه‌ها در توان‌های متفاوت (۱-۳ W/cm^2) رشد داده شدند. دما و فشار دستگاه به ترتیب ^oC ۳۰۰ و mTorr ۸ درنظر گرفته شد. جهت انجام عملیات بازپخت، لایه‌ها در محلول M ۰/۳ کلرید کادمیم به مدت S۱۰ قرار گرفتند. پس از آن لایه‌ها در دمای^oC ۳۹۰ و محیط N_2/O_2 به مدت min ۱۵ تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند.

تصاویر SEM لایه‌ها قبل از انجام عملیات بازپخت و میانگین اندازه ذرات متناظر در شکل ۱-۳۹ آمده

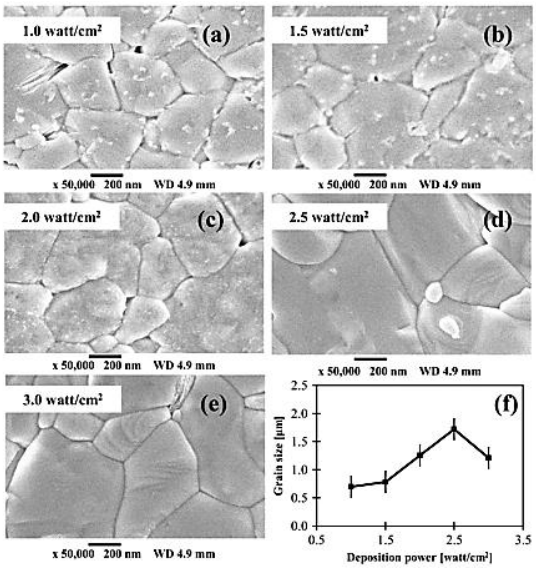
1. Islam

است. ملاحظه می‌شود که شکل و اندازه ذرات وابسته به مقدار توان دستگاه است و بزرگترین ذرات در توان W/cm^2 ۲ بدست آمده است. علت این امر می‌تواند آهنگ رشد بهینه در این توان باشد.



شکل ۱-۳۹: (a)-(e): تصایر SEM لایه‌های نازک CdTe قبل از انجام عملیات حرارتی و (f): میانگین اندازه ذرات در تصاویر (a)-(e) [۳۶].

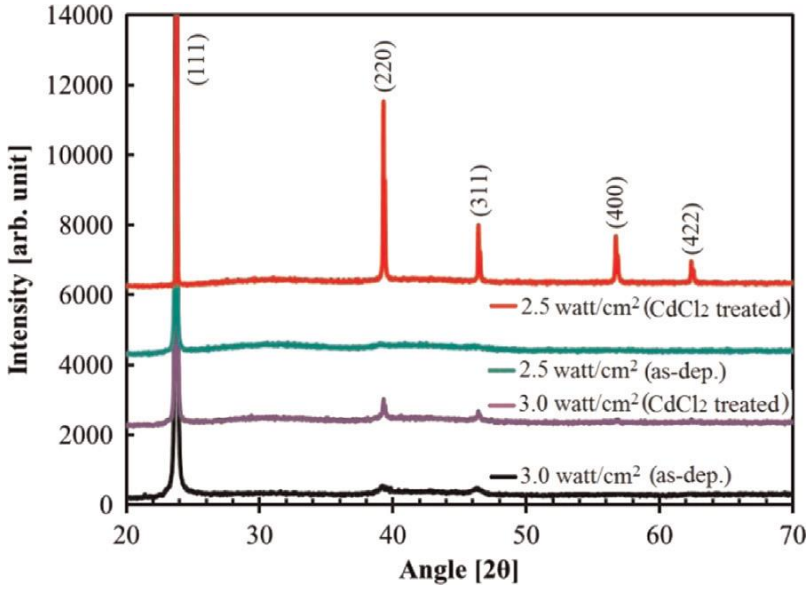
تصاویر SEM لایه‌ها پس از بازپخت در شکل ۱-۴۰ نشان داده شده است.



شکل ۱-۴۰: (a)-(e) : تصایر SEM لایه‌های نازک CdTe بعد از انجام عملیات حرارتی و (f): میانگین اندازه ذرات در تصاویر (a)-(e) [۳۶].

با مقایسه تصاویر SEM قبل و بعد از بازپخت، مشاهده می شود که اندازه دانه‌ها افزایش پیدا کرده است (بیشتر از دو برابر). افزایش اندازه دانه‌ها منجر به کاهش مرزدانه‌ها می‌شود که در نهایت می‌تواند باعث کاهش میکروکرنش‌ها و نواقص ساختاری شود.

تغییرات در اندازه دانه‌ها ناشی از عملیات حرارتی کلرید کادمیم، به وضوح در تصاویر XRD لایه‌ها نیز (شکل ۱-۴۱) قابل مشاهده است. قبل از بازپخت در تصویر XRD یک قله بلند متناسب با جهت-گیری ترجیحی (۱۱۱) و چند قله دیگر با شدت ضعیف ملاحظه می‌شود. پس از انجام عملیات حرارتی کلرید کادمیم در دمای ^{o}C ۳۹۰ شاهد تبلور مجدد بلور هستیم. به طوری که شدت سایر قله‌ها متناسب با (۲۲۰)، (۳۱۱) و (۴۰۰) افزایش پیدا می‌کند. همچنین مشاهده می‌شود که شدت قله‌ها در توان دستگاه W/cm^2 ۲/۵ بیشتر است.



شکل ۱-۴۱: تصاویر XRD لایه‌های نازک CdTe [۳۶].

بر اساس تصاویر SEM وXRD ملاحظه می‌شود که توان دستگاه W/cm^2 ۲/۵، توان بهینه در سنتز لایه‌های تلورید کادمیم حرارت دیده است و انجام عملیات حرارتی کلرید کادمیم منجر به بهبود خواص فیزیکی لایه‌های نازک تلورید کادمیم می‌شود.

۱-۱۲ مروری بر کارهای انجام شده بر روی سلول‌های خورشیدی مبتنی بر لایه های نازک CdS/CdTe

سلول‌های خورشیدی CdS/CdTe، یکی از انواع سلول‌های لایه نازک هستند. در این سلول‌ها معمولا از CdTe به عنوان لایه جاذب و از CdS به عنوان لایه پنجره استفاده می‌شود. خصوصیات فیزیکی مناسب از جمله پایداری، میزان گاف نواری و داشتن خواص ساختاری مناسب همچون تطابق ثابت شبکه، CdS نوع n را مناسب‌ترین ماده برای اتصال نامتجانس با CdTe نوع p ساخته است. موسسه‌های تحقیقاتی GE[1] و First Solar جهت ساخت و بهبود عملکرد سلول CdTe تلاش‌های بسیاری انجام داده‌اند. در سال ۲۰۱۱ موسسه First Solar اعلام کرده که به سلول CdTe با بازده ٪ ۱۷/۳ دست یافته است که این موضوع جامعه محققین CdTe را شگفت‌زده ساخت چرا که رکورد بازده ٪ ۱۶/۵ را که از سال ۲۰۰۱ تا ۲۰۱۱ اعتبار داشت شکسته شد. مؤسسه GE در سال ۲۰۱۳ به بازده ٪ ۱۹/۶ رسید و در ماه اوت ۲۰۱۳ First Solar بازده ٪۲۱ را اعلام کرد[۴۶]. اخیرا بازده ٪ ۲۲/۱ نیز برای این سلول گزارش شده است[۴۷ و ۴۸]. در ادامه به مروری بر مقالات منتشر شده در مورد سلول‌های خورشیدی مبتنی بر این لایه ها می‌پردازیم.

۱-۱۲-۱ بررسی اثر بازپخت

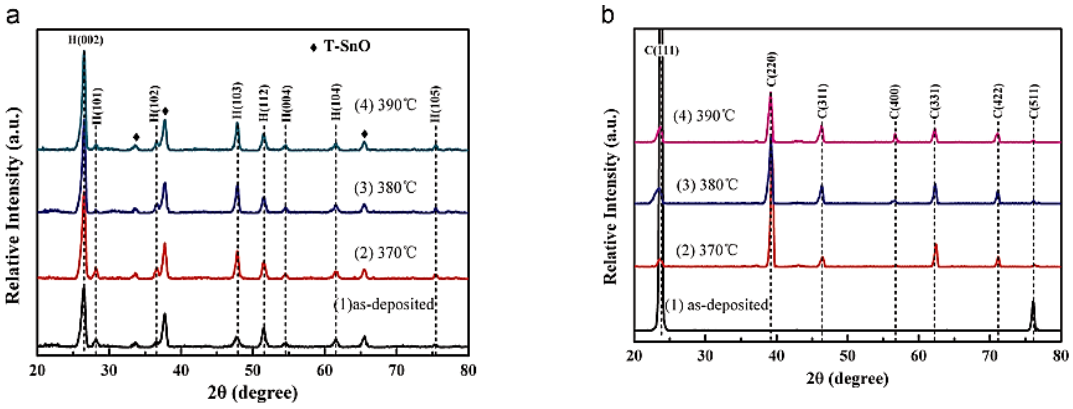
گیو[2] و همکاران [۳۸] خواص فیزیکی لایه‌های CdS و CdTe را به صورت جداگانه بررسی کرده و سپس عملکرد سلول خورشیدی CdTe را تحت دماهای مختلف بازپخت مطالعه نموده‌اند. جهت تهیه لایه‌ها از روش کندوپاش با شرایط مندرج در جدول ۱-۳ استفاده شده است. لازم به ذکر است که عملیات حرارتی کلرید کادمیم در مخلوطی از اتمسفر هوای خشک و بخار کلرید کادمیم و در سه دمای ۳۷۰، ۳۸۰ و ۳۹۰°C انجام گردیده است.

1. General Electric
2. Guo

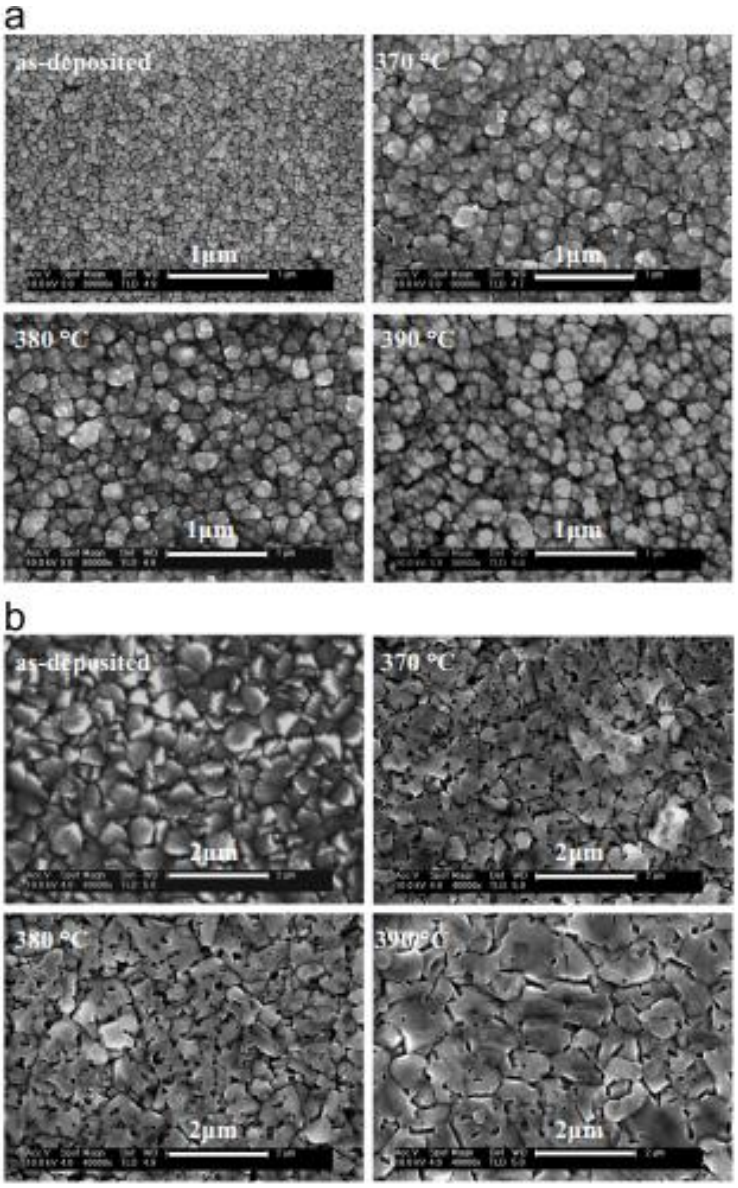
جدول ۱-۳: شرایط لایه‌نشانی CdS و CdTe به روش کندوپاش [۳۸].

پارامترها	CdS	CdTe
دمای رشد لایه‌ها ($^{\circ}C$)	۲۵۰	۳۰۰
فاصله‌زیرلایه-هدف (cm)	۶	۵
توان دستگاه (W)	۳۵	۳۰
فشار دستگاه (Pa)	۲	۲

آن‌ها با بررسی طیف XRD (شکل۱-۴۲) لایه‌ها مشاهده نمودند که لایه‌های CdS دارای ساختار شش گوشی هستند و لایه‌های CdTe بس بلور بوده و ساختار مکعبی با جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱) دارند. لایه‌های CdTe قبل از بازپخت دو قله مرتبط با ساختار مکعبی با جهت‌گیری‌های ترجیحی (۱۱۱) و (۵۱۱) نشان می‌دهند. پس از بازپخت در حضور $CdCl_2$، تعدادی قله جدید متناظر با ساختار مکعبی با جهت‌گیری‌های ترجیحی (۲۲۰)، (۳۱۱)، (۴۰۰) و (۳۳۱) بین دو قله (۱۱۱) و (۵۱۱) دیده می‌شود.

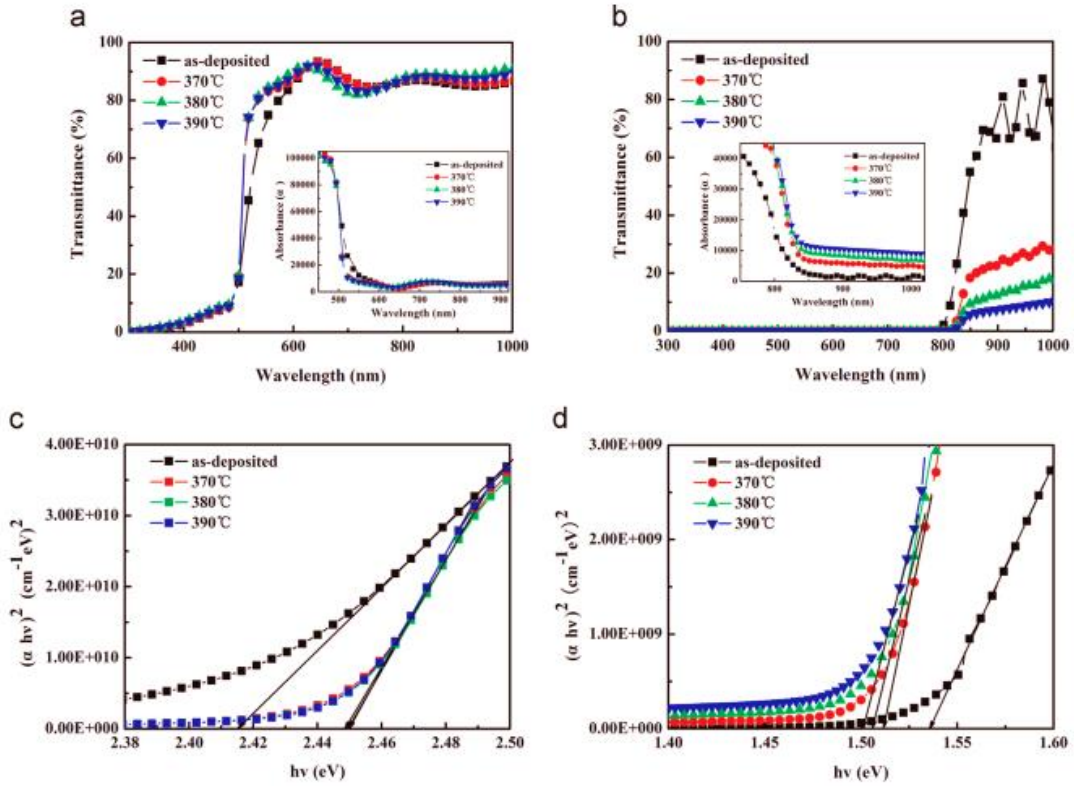


شکل ۱-۴۲: تصاویر XRD (a) لایه‌های CdS لایه‌نشانی شده روی زیرلایه glass/FTO و (b) لایه‌های CdTe لایه‌نشانی شده بر روی زیرلایه glass /FTO/CdS قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$ [۳۸].



شکل ۱-۴۳: تصاویر SEM (a) لایه‌های CdS لایه‌نشانی شده روی زیرلایه glass/FTO و (b) لایه‌های CdTe لایه‌نشانی شده بر روی زیرلایه glass /FTO/CdS قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$ [۳۸].

اثر عملیات حرارتی $CdCl_2$ بر لایه‌ها به وسیله SEM مورد بررسی قرار گرفت. با توجه به شکل ۱-۴۳(a) مشاهده شده که لایه CdS متشکل از دانه‌هایی متراکم با ابعاد حدود ۷۰nm بوده که پس از بازپخت در حضور $CdCl_2$ به حدود ۱۵۰-۳۰۰nm افزایش یافت. به طور مشابه لایه‌های CdTe از سطحی یکنواخت و بدون حفره با دانه‌هایی در حدود ۵۰۰nm تشکیل شده که پس از عملیات حرارتی $CdCl_2$ افزایش یافته و در دمای ۳۹۰°C به ۲۰۰۰nm رسیده است.



شکل ۱-۴۴: طیف‌های عبور برای (a) لایه‌های CdS و (b) لایه‌های CdTe قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$؛ (c) و (d) $(\alpha h\upsilon)^2$ بر حسب hυ جهت تعیین گاف نواری برای نمونه‌های CdS و CdTe رشد یافته بر روی زیر لایه glass/FTO قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$ [۳۸].

اندازه گیری خواص اپتیکی برای این نمونه‌ها با استفاده از طیف نگاری نوری[1] انجام شده است (شکل ۱-۴۴). این نتایج نشان دهنده این است که لایه CdS در محدوده طول موج ۸۵۰-۶۳۰nm دارای میانگین عبور بیشتر از ٪ ۸۵ است. لایه CdS بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$ درمحدوده طول موج زیر ۶۳۰ nm دارای میزان عبور بیشتری می‌باشد. لایه CdTe (لایه جاذب) درمحدوده طول موج کمتر از $\lambda g= (hc/Eg)$ میزان جذب بالایی دارد. همچنین مشاهده شده که در محدوده طول موج بالاتر از λg لایه‌های CdTe بازپخت شده، میزان عبور پایین‌تری دارند که علت آن را می‌توان به اثر پراکندگی نسبت داد که ناشی از زبری سطح لایه‌های CdTe بازپخت شده است. در جدول ۱-۴

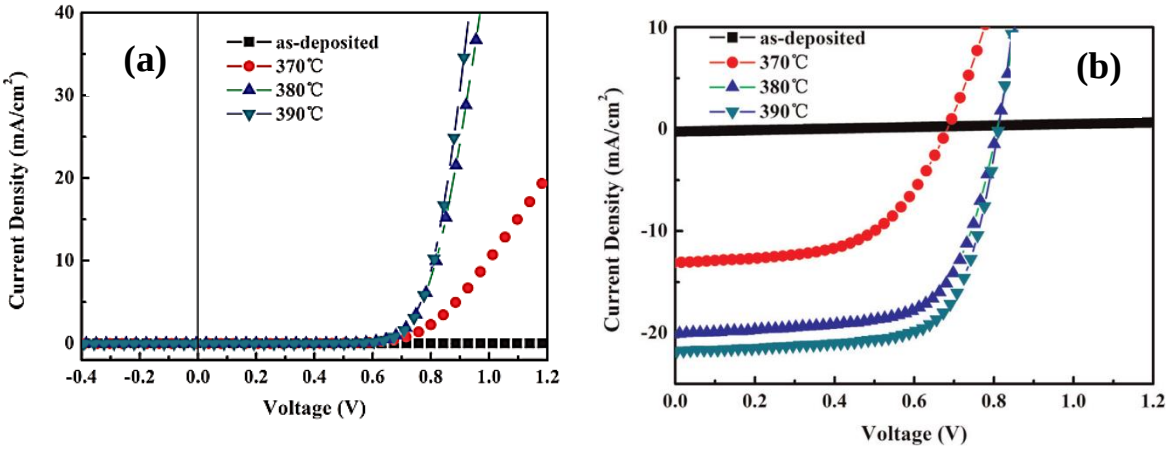
1. UV-Visible

ملاحظه می‌شود که با افزایش دمای بازپخت مقدار زبری سطح لایه افزایش یافته که منجر به کـاهش میزان عبور نور در محدوده طول موج بالاتر از λg شده است.

جدول ۱-۴: گاف نواری (E_g , eV) لایه‌های CdS و CdTe و زبری سطح (R_a) لایه‌های CdTe [۳۸].

Samples ID	CdS film	CdTe film	CdS, CdTe film	CdTe film	CdTe film
	E_g (T%, eV)	E_g (T%, eV)	ΔE_g (T%, eV)	E_g (EQE, eV)	(R_a, nm)
As-deposited	2.415	1.536	0.879	1.502	2.3
370 °C	2.448	1.512	0.936	1.439	11.3
380 °C	2.449	1.506	0.943	1.409	17.6
390 °C	2.450	1.501	0.949	1.396	26.9

با تحلیل داده‌های اپتیکی در نمودار $(\alpha h\upsilon)^2$ بر حسب hυ و برون‌یابی از داده‌ها در انرژی‌های بالا گاف نواری لایه‌ها تعیین شده‌اند (جدول ۱-۴). همچنین به منظور مطالعه محدوده واقعی انرژی قابل استفاده توسط سلول خورشیدی کمیت ΔE_g تعریف کردند. ΔE_g، اختلاف بین گاف نواری لایه پنجره و لایه جاذب است. مشاهده نمودند که با افزایش دمای بازپخت، ΔE_g افزایش پیدا می‌کند (جدول ۱-۴) که این امر می‌تواند سبب شود جریان مدار کوتاه در سلول خورشیدی تلورید کادمیم افزایش پیدا کند. نمودار جریان-ولتاژ درشرایط تاریکی (شکل ۱-۴۵ (a))، نشان می‌دهد که در حالت بدون بازپخت، مشخصات دیود ظاهر نشده و با افزایش دمای بازپخت از ۳۷۰ به ۳۹۰°C مشخصات دیود بهبود یافته است. شکل (۱-۴۵ (b))، نمودار جریان-ولتاژ سلول خورشیدی CdTe را درشرایط نورتابی (۱/۵ AM) نشان می‌دهد. نتایج عملکرد سلول قبل و بعد از بازپخت در جدول ۱-۵ آورده شده است.



شکل ۱-۴۵: نمودارهای جریان-ولتاژ سلول در شرایط تاریکی (a) و روشنایی (b)، قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$[۳۸].

نتایج بدست آمده بیانگر این است که افزایش دمای بازپخت موجب افزایش بازده سلول شده و در حالت بدون بازپخت، بازده کمترین مقدار خود را دارد.

جدول ۱-۵: نتایج عملکرد سلول CdTe قبل و بعد از عملیات حرارتی $CdCl_2$ [۳۸].

Device conditions	V_{oc} (mV)	J_{sc} (mA/cm²)	FF (%)	η (%)
As-deposited	328	0.24	25	0.02
370 °C	682	13.07	56	5.02
380 °C	808	20.00	67	10.81
390 °C	811	21.76	68	12.02

بر اساس نتایج مشاهده شده می‌توان گفت که عملیات حرارتی $CdCl_2$ منجر به افزایش اندازه دانه‌ها در نمونه‌ها و افزایش، ΔE_g (محدوده انرژی خورشیدی قابل استفاده) شده است. همچنین انجام عملیات حراتی $CdCl_2$ در دمای ۳۹۰°C سبب شده که بازده سلول از٪ ۰/۰۲(در حالت بدون بازپخت) به ٪ ۱۲/۰۲ افزایش پیدا کند.

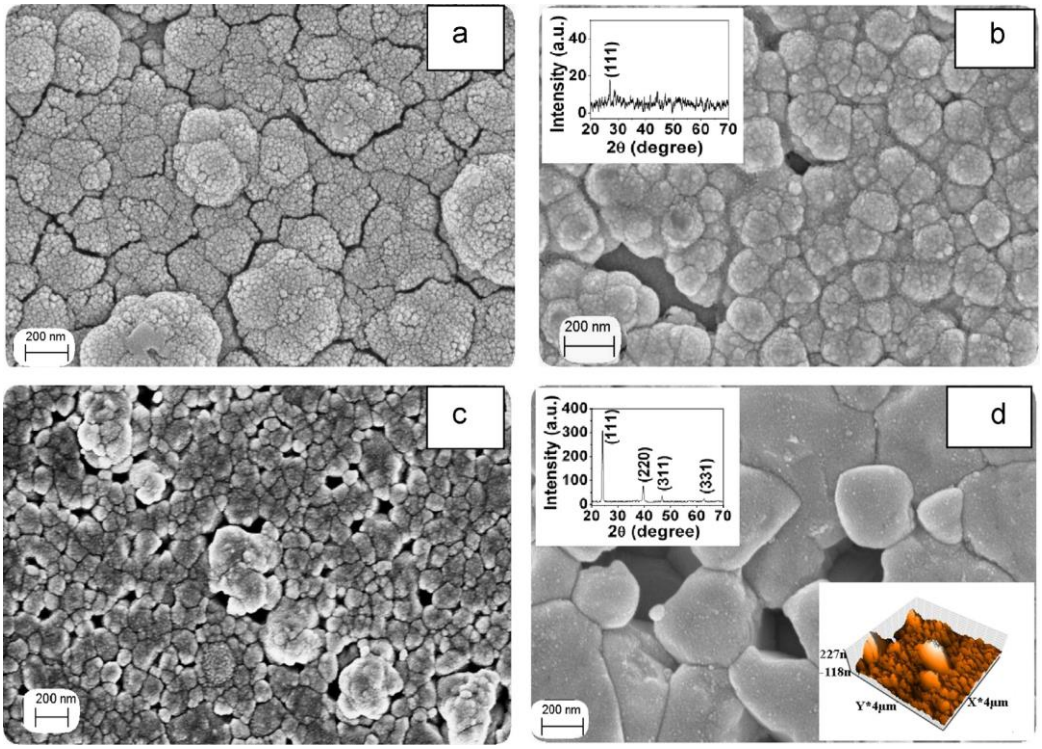
قوش و همکاران[1] [۳۹] روشی جدید را برای انجام عملیات حرارتی $CdCl_2$ در سلول خورشیدی glass/SnO2/CBD-CdS/CdTe بررسی کردند. آن‌ها از یک لایه FTO با مقاومت ورقه‌ای ۱۸ Ω /sq

1. Ghosh

به عنوان زیر لایه استفاده کردند. CdS با روش رسوب گذاری حمام شیمیایی (CBD) بر روی FTO لایه‌نشانی شد. محلول مورد استفاده شامل ۰/۰۱ M کلرید کادمیم ($CdCl_2$)، ۰/۱ M آمونیوم کلرید (NH4Cl) و ۰/۰۵ M تیوره (H_2NCSNH_2) بوده است. دمای محلول، pH و مدت زمان لایه‌نشانی به ترتیب ^oC ۸۰، ۱۰ و min ۴۵ لحاظ شد. لایه CdTe با روش تبخیر حرارتی تهیه شد. جهت رشد لایه از یک قرص CdTe با درصد خلوص٪ ۹۹/۹۹ استفاده گردید. دمای زیر لایه در حین لایه‌نشانی تا ^oC ۴۰ افزایش یافت. لایه‌های glass/SnO_2/CBD-CdS و glass/SnO_2/CBD-CdS/CdTe تحت عملیات سریع حرارتی در محیط آرگون و با شرایط دمایی ^oC ۴۰۰ به مدت min ۴ قرار گرفتند. عملیات حرارتی مجددا در دمای ^oC ۴۶۰ و به مدت min ۴ تکرار شد. جهت اتصال پشتی از طلا استفاده کرده‌اند. بر خلاف گزارش‌های قبلی، لایه CdS پس از لایه نشانی به روش CBD، مورد شستشو قرار نگرفت و از ذرات کلوئیدی سولفید کادمیم که حاوی کلرید کادمیم باقیمانده است استفاده شد تا در حین انجام عملیات حرارتی نیازی به استفاده از کلرید کادمیم نباشد.

تصاویر FESEM نمونه‌ها در شکل ۱-۴۶ نشان داده شده است شکل‌های ۱a و ۱bمورفولوژی سطح نمونه‌ی glass/SnO_2/ CBD-CdS (unwashed) را قبل و بعد از بازپخت نشان می‌دهند. نمونه قبل از بازپخت ساختار متراکم و آمورف دارد. ملاحظه می‌شود که پس از بازپخت اندازه دانه‌ها افزایش یافته است. تناسب عنصری لایه پس از بازپخت با استفاده از آنالیز EDAX مطالعه شد. نسبت تناسب عنصری کادمیم به گوگرد، ۱/۰۸ بدست آمد که بیانگر تهی جاهای گوگرد در نمونه است. طیف XRD نمونه در تصویر ۱b یک قله در موقعیت ^{o} ۲Θ=۲۶/۸۴ نشان می‌دهد که متناظر با ساختار مکعبی سولفید کادمیم با جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱) است. شکل‌های ۱c و ۱dمورفولوژی سطح نمونه‌ی glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed)/CdTe را قبل و بعد از بازپخت نشان می‌دهند. اندازه دانه‌ها در لایه CdTe پس از بازپخت در محدوده ۲۰۰ تا nm ۴۰۰ است که نسبت به قبل از بازپخت ۴ تا ۵ برابر افزایش پیدا کرده است. زبری سطح این نمونه تقریبا nm ۴۰ بدست آمد. طیف XRD نمونه پس از بازپخت یک قله در موقعیت ^{o} ۲Θ=۲۴/۲۹ نشان می‌دهد که متناظر با ساختار مکعبی تلوراید

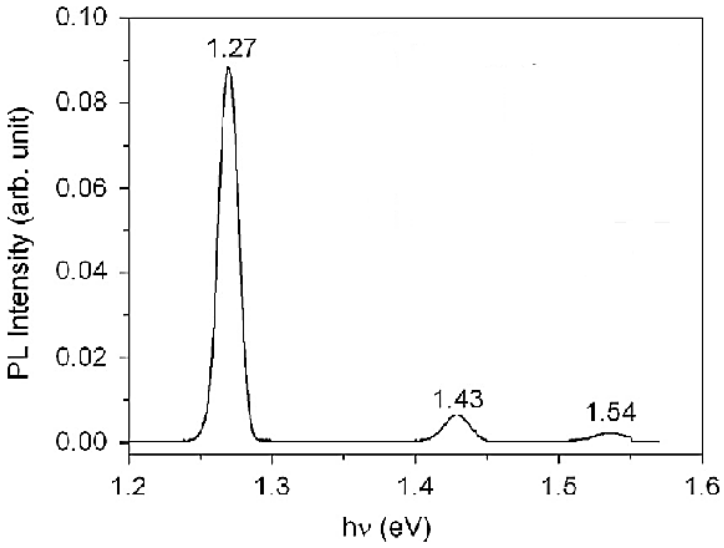
کادمیم با جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱) است .نتایج آنالیز EDAX بیانگر تهی جاهای کادمیم است (Cd/Te~۰/۹۸).



شکل ۱-۴۶: تصاویر FESEM (a) لایه glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed) قبل از بازپخت. (b) لایه glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed) پس از بازپخت. (c) لایه glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed)/CdTe قبل از بازپخت. (d) لایه glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed)/CdTe پس از بازپخت [۳۹].

طیف PL از سطح جلویی نمونه glass/SnO2/CBD-CdS(unwashed)/CdTe بازپخت شده، تحت طول موج برانگیختگی تقریبا ۶۶۰ nm در شکل ۱-۴۷ آمده است. طیفPL ، دارای یک قله در ۱/۲۷ eV و دو قله با شدت ضعیف‌تر در موقعیت های ۱/۴۳ و ۱/۵۴ eV است. مطالعات EDAX از سطح جلویی نمونه glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed)/CdTe که CdTe است، نشان داد که لایه دارای کمبود کادمیم است. بنابراین قله ظاهر شده در ۱/۲۷ eV می‌تواند به گذار بین تراز پذیرنده به وجود آمده ناشی از تهی‌جاهای کادمیم و نوار رسانش نسبت داد. قله دیگر که در ۱/۴۳ eV قرار دارد،

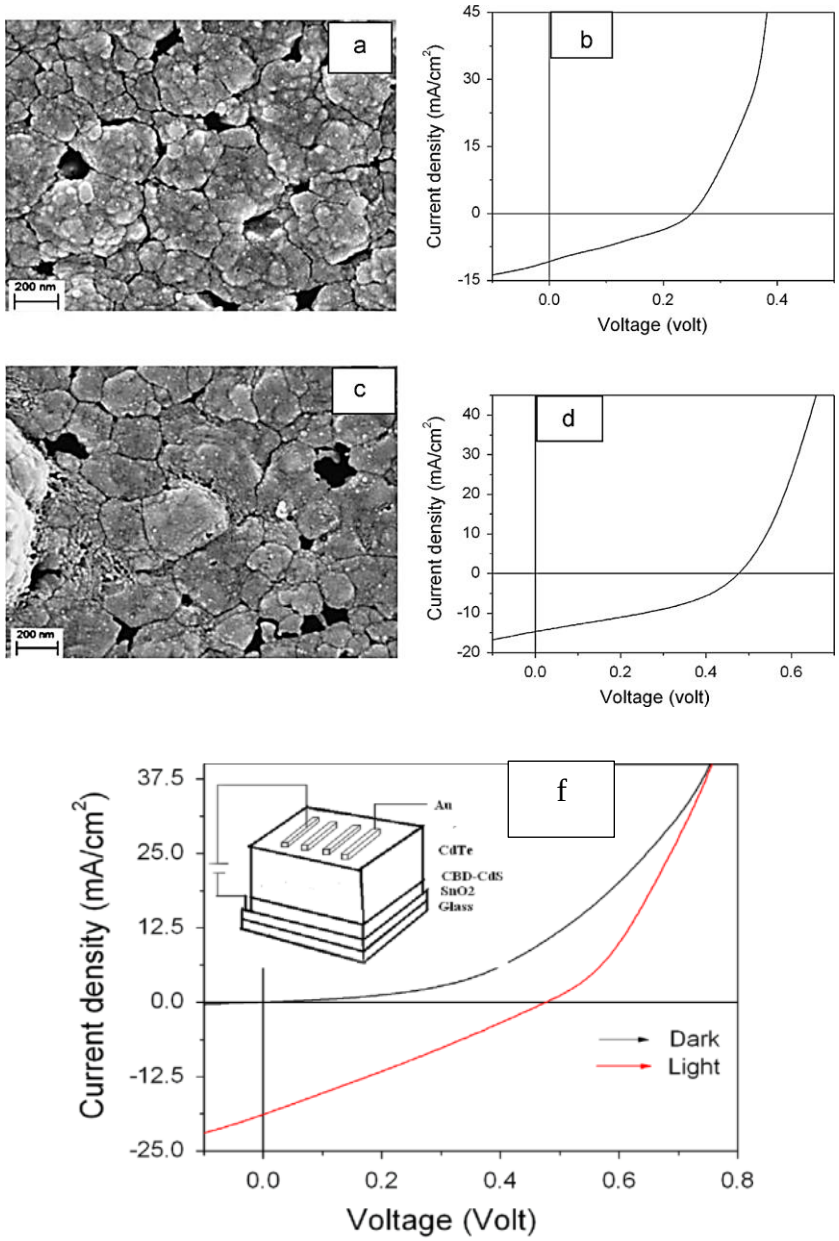
مرتبط با ترکیب $V_{Cd}Cl_{Te}$ است. گسیل ظاهر شده در ۱/۵۴ eV، نزدیک لبه گاف نواری می‌تواند به علت نواقص موجود در لایه باشد.



شکل ۱-۴۷: طیف فوتولومینسانس نمونه glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed)/CdTe[۳۹].

به منظور بررسی این ایده که با حضور کلرید کادمیم باقیمانده بر روی لایه سولفید کادمیم تهیه شده به روش رسوبگذاری حمام شیمیایی نیازی به کلرید کادمیم در حین فرایند بازپخت نیست. باید اطلاعاتی از سلول خورشیدی glass/SnO_2/ CBD-CdS(washed)/CdTe بازپخت شده در غیاب و در حضور کلرید کادمیم ارائه بدهیم و نتایج را با سلول glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed)/CdTe مقایسه کنیم. تمامی پارامترها از جمله دما و زمان بازپخت ثابت نگه داشته شده‌اند. ملاحظه می‌شود که رشد دانه‌های CdTe در نمونه‌ی glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe که در حضور کلرید کادمیم حرارت دیده، نسبت به همین نمونه در غیاب کلرید کادمیم بیشتر است. نتایج حاصل از اندازه‌گیری J-V که در جدول ۱-۶ ارائه شده است نشان می‌دهد که مقادیر J_{sc} و V_{oc} و بازده برای نمونه glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe در حضور کلرید کادمیم بیشتر از نمونه مشابه بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم است. بر اساس نتایج مشاهده می‌کنیم مقادیر پارامترهای

فوتوولتایی نمونه‌ی glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم نزدیک به مقادیر نمونه بازپخت شده ی glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed)/CdTe است.



شکل ۱-۴۸: تصویر FESEM و مشخصه J-V (a) و (b) برای نمونه glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe/annealed، (c) و (d) برای نمونه glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe/$CdCl_2$-treatment/annealed ، مشخصه J-V نمونه glass/SnO_2/CBD-CdS(unwashed)/CdTe [۳۹].

جدول ۱-۶: پارامترهای فوتوولتایی نمونه‌ها [۳۹].

Cell structure	J_{sc} (mA/cm^2)	V_{oc} (mV)	η (%)	FF
Proposed technique: glass/SnO_2/CBD-CdS (unwashed)/CdTe/annealed	18.9	478	4.1	0.29
glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe/annealed	10.8	250	1.4	0.30
glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe/$CdCl_2$-treatment/annealed	14.7	476	4.2	0.36

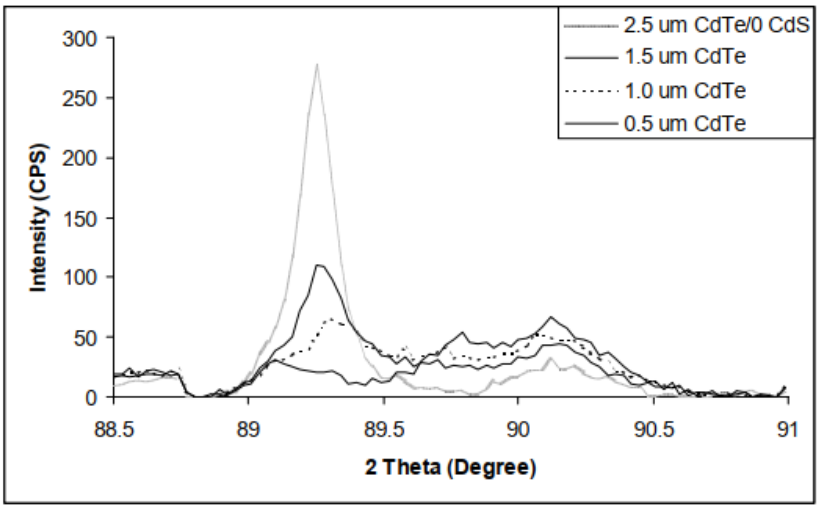
بر اساس نتایج، مورفولوژی سطح و خواص الکتریکی در نمونه‌ی glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe پس از بازپخت در حضور کلرید کادمیم بهبود یافته است. همچنین مشاهده شد که مقدار بازده سلول glass/SnO_2/ CBD-CdS(unwashed)/CdTe نزدیک به مقدار بدست آمده بازده سلول glass/SnO_2/CBD-CdS(washed)/CdTe بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم است. در نتیجه حضور کلرید کادمیم باقیمانده بر روی لایه سولفید کادمیم تهیه شده به روش رسوبگذاری حمام شیمیایی و یا استفاده از کلرید کادمیم در حین فرایند بازپخت تاثیر مشابهی بر عملکرد سلول دارند.

۱-۱۲-۲ بررسی اثرضخامت لایه جاذب (CdTe)

گوپتا[1] و همکاران [۴۹] اثر ضخامت لایه CdTe را بر عملکرد سلول CdS/CdTe بررسی کردند. آن‌ها تعدادی سلول با ضخامت CdTe مختلف (از ۰/۵تا ۳میکرومتر) ساختند و شرایط رشد CdS را ثابت نگه داشتند. جهت ساخت سلول از یک FTO با مقاومت ورقه‌ای ۸ Ω /sq به عنوان زیر لایه استفاده شد. لایه‌های CdS و CdTe به روش کندوپاش رشد داده شدند. توان، دما و فشار دستگاه به ترتیب ۲۵ W، ۲۵۰ ^oC و ۱۸ mTorr درنظر گرفته شد. پس از لایه نشانی CdTe بر روی CdS، عملیات بازپخت در حضور بخار کلرید کادمیم در دمای ۳۸۷ ^oC به مدت ۲۰ min انجام شد. پس از آن به ترتیب ۳ nm مس و ۲۰ nm طلا به عنوان اتصال پشتی بر روی سلول لایه‌نشانی شد و در نهایت ۴۵ min در هوا و در دمای ۱۵۰ ^oCحرارت دید.

1. Gupta

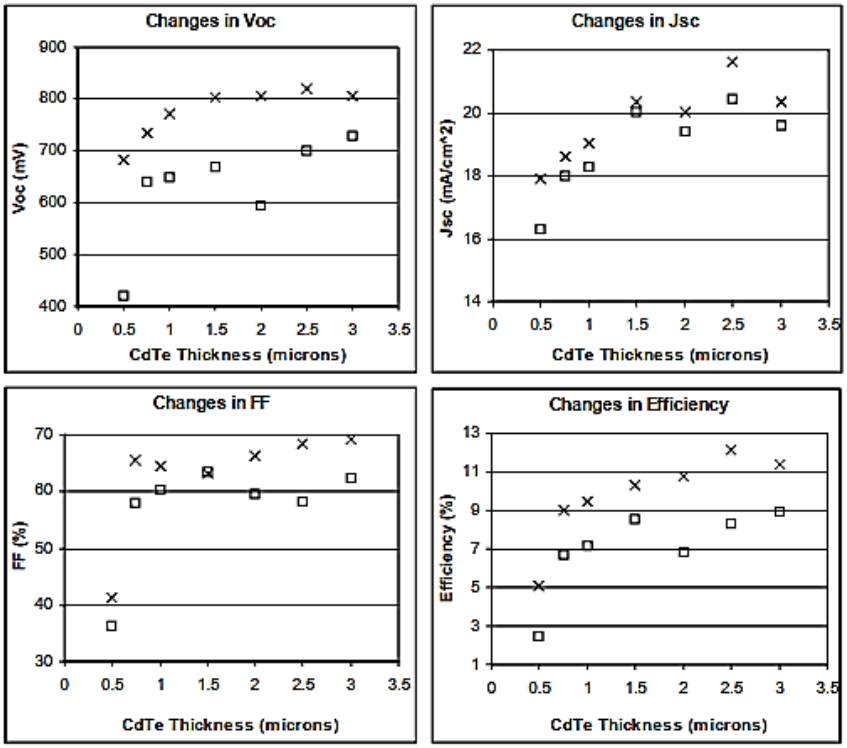
اثر تغییرات ضخامت CdTe بر روی نفوذ CdS به CdTe در سلول‌های ساخته شده بدون اتصال پشتی با استفاده از پراش پرتو x مورد بررسی قرار گرفت. شکل ۱-۴۹ الگوی پراش پرتو x را در گستره ۲Θ=۸۸/۵°-۹۰° نشان می‌دهد. بر اساس نتایج حاصل از طیف کامل‌تر پرتو x ، دریافتند که CdTe دارای جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱) است که این جهت‌گیری مستقل از ضخامت CdTe است. اما پس از عملیات حرارتی کلرید کادمیم، جهت‌گیری تصادفی می‌شود. با توجه به تصویر، ملاحظه می‌شود که قله‌ای در موقعیت ۲Θ=۸۹/۲۵° وجود دارد که متعلق به CdTe است. این قله در نمونه‌ای که با بیشینه ضخامت CdTe (۲/۵ μm) و بدون CdS ساخته شده، بیشترین شدت را دارد. شدت این قله در نمونه CdTe ۰/۵ μm، کمترین مقدار را دارد. قله ظاهر شده در موقعیت ۲Θ=۸۹/۸°، بیانگر حضور آلیاژ CdS_xTe_{1-x} در ناحیه سطح تماس CdS و CdTe است که برای نمونه با کمترین ضخامت بیشترین شدت را دارد؛ این امر نشان‌دهنده این است که CdS کاملا به لایه CdTe نفوذ کرده و CdTe از بین رفته است.



شکل ۱-۴۹: تصویر XRD نمونه‌ها با ضخامت مختلف CdTe [۴۹].

شکل ۱-۵۰ نتایج حاصل از اندازه‌گیری نمونه‌ها را در شرایط نورتابی (AM ۱/۵) در ابتدا و پس از هفت روز نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که ولتاژ مدار باز، جریان مدار کوتاه و بازده در سلول ساخته شده با ضخامت CdTe برابر۲/۵ μm بیشترین مقدار را دارند. مدتی پس از گذشت ساخت

سلول، اتصال پشتی Cu/Au منجر به تخریب عملکرد سلول می شود که علت آن هم نفوذ مس به سطوح داخلی سلول است. مشاهده می‌شود که پارامترهای فوتوولتایی سلول‌های ساخته شده با کمترین ضخامت و همچنین ضخامت ۲ µm تلورید کادمیم پس از هفت روز کاهش چشمگیری داشته‌اند.



شکل ۱-۵۰: تغییرات پارامترهای سلول به عنوان تابعی از ضخامت CdTe ؛ نشانه‌های × و □به ترتیب بیانگر نتایج اندازه‌گیری اولیه و بعد از هفت روز هستند. [۴۹].

بر اساس نتایج، پارامترهای فوتوولتایی سلول glass/SnO_2/CdS/CdTe/Cu/Au تحت تاثیر ضخامت لایه جاذب (CdTe) قرار دارد. با توجه به تصاویر XRD، ضخامت کم (۰/۵ µm) تلورید کادمیم سبب شده که CdS به لایه CdTe نفوذ پیدا کند و لایه خالص CdTe از بین برود. همچنین مشاهده شده که ضخامت CdTe برابر با۲/۵ µm، ضخامت بهینه در ساخت سلول است و عملکرد سلول نسبت به سایر ضخامت‌ها بهتر و افت عملکرد سلول با گذشت زمان نسبت به نازک ترین تلورید کادمیم، کمتر است.

فصل دوم

مروری بر روش‌های مشخصه‌یابی لایه‌های نازک

۲-۱ مقدمه

انجام مشخصه‌یابی‌های مختلف پس از تهیه نمونه‌ها، نقش مهمی جهت تعیین خواص بهینه برای بهره‌گیری در قطعات کاربردی ایفا می‌کند. برای بررسی ساختارهای لایه نازک، روش های مختلفی به کار گرفته می‌شود که عمدتاً مبتنی بر اصول اپتیکی و الکترونی می‌باشد. در این فصل به معرفی دستگاه‌ها و ابزارهای مورد استفاده که در اندازه‌گیری خواص نمونه‌ها به کار گرفته شده، می‌پردازیم.

۲-۲ میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM)[1]

اساس کار میکروسکوپ‌های الکترونی شبیه به میکروسکوپ‌های نوری است با این تفاوت که در میکروسکوپ‌های الکترونی از پرتو الکترون به جای نور استفاده می‌شود و علاوه بر شکل نمونه مورد مشاهده، می‌توان ساختار و ترکیب آن را بدست آورد. شکل ۲-۱ (الف) طرح کلی یک میکروسکوپ الکترونی روبشی را نشان می‌دهد. دستگاه FESEM شامل یک تفنگ الکترونی است که پرتو الکترونی را با شتاب زیاد پس از گذر از عدسی‌های متمرکز کننده الکترومغناطیسی با قطری در حدود ۱۰ نانومتر به سطح نمونه می تاباند. در اثر برخورد باریکه الکترونی با ماده الکترون های ثانویه تولید می-شوند. علاوه بر الکترون‌های ثانویه الکترون‌های پس پراکنده شده نیز وجود دارند. پرتو الکترون‌های ثانویه که از نزدیکی سطح گسیل می‌شوند، حاوی اطلاعاتی از مشخصات سطحی یا توپوگرافی سطح نمونه بوده، در صورتی که پرتو الکترون‌های پس پراکنده حاوی اطلاعاتی در رابطه با ترکیب شیمیایی ماده می باشد. در آماده سازی مواد نیمرسانا، به علت اینکه باید بین نمونه و پایه اتصال الکتریکی برقرار باشد، سطح نمونه را با لایه نازکی از کربن، طلا و یا آلیاژ طلا پوشش می‌دهند[۵۰ و ۵۱]. در شکل ۲-۱ (ب) نمایی از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی مدل HITACHI S-4160 که از آن جهت مطالعه‌ی مورفولوژی سطح نمونه‌ها استفاده کرده‌ایم، نشان داده شده است.

1. Field Emission Scanning Electron Microscope

۲-۳ آنالیز شیمیایی (مشخصه‌یابی EDX[1])

علاوه بر ایجاد تصویر در میکروسکوپ‌های الکترونی روبشی می‌توان از پرتو ایکس برگشتی از نمونه برای آنالیز مواد استفاده کرد. این عمل می‌تواند توسط آنالیز انرژی پرتوها انجام شود. توسط این تکنیک می‌توان عناصر تشکیل‌دهنده مواد را مشخص کرد. به این صورت که با اندازه‌گیری تعداد فوتون‌های هر نوع پرتو x گسیل شده در هر ثانیه، می توان مقدار درصد هر عنصر را در نمونه به طور کمی تعیین نمود. طیف EDX مشتمل بر مجموعه‌ای از قله‌هاست به طوری که هر قله در این نمودار مختص یک عنصر به خصوص بوده و ارتفاع هر قله متناسب با میزان تراکم عناصر در ماده می باشد.

شکل ۲-۱ (الف) طرح کلی یک میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی (FESEM) و (ب) میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) دانشگاه تهران.

۲-۴ پراش پرتو ایکس (XRD)[2]

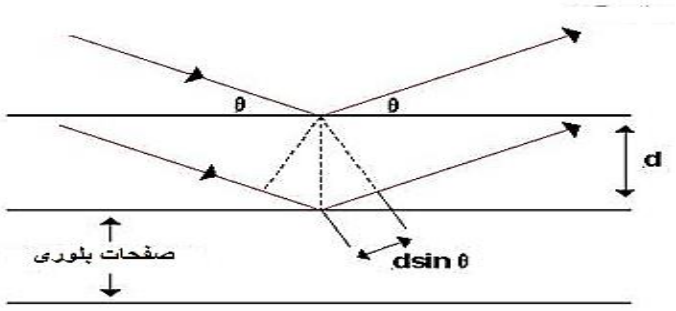
پراش یک اثر تداخلی است که می‌تواند منجر به یک پراکندگی قوی در جهتی خاص شود. پراش (تفرق) پرتو ایکس متداول‌ترین روش برای تعیین ساختار یک بلور و در نتیجه مشخص کردن موضع اتم‌های آن در شبکه است. اگر یک دسته الکترون سریع و پرانرژی به یک هدف فلزی در یک لوله

1. Energy Dispersive X-ray
2. X-ray diffraction

تخلیه برخورد کند، الکترون‌ها در این برخورد سرعت خود را ازدست داده و قسمتی از انرژی جنبشی آنها به پرتو x تبدیل می‌گردد. با برخورد این پرتو به یک ماده بلوری، مطابق قانون براگ تفرق اتفاق می‌افتد. قانون براگ گویای این مطلب است که بیشینه شدت زمانی حاصل می‌شود که اختلاف راه بین دو پرتو متوالی از صفحات مجاور بلوری مضرب درستی از طول موج باشد[۵۲]:

$$n\lambda=2d\sin\theta \qquad (۱-۲)$$

در این رابطه، همانطور که در شکل۲-۲ نشان داده شده است، d فاصله بین صفحات، θ زاویه‌ای که باریکه پرتو x با صفحه بلوری می‌سازد، λ طول موج پرتوی x و n یک عدد صحیح است.



شکل۲-۲: پراش پرتو x توسط بلور.

قله‌های بدست آمده از تفرق، مشخصه مواد مختلف‌اند که با استفاده از زاویه پراش می‌توان نوع ساختار بلوری را تعیین کرد. شکل۲-۳ دستگاه پراش پرتو ایکس(Bruker-AXS) با گسیل خط طیفی Cu-Kα (۰/۱۵۴۰۵۶ nm) به کار گرفته شده در این رساله را نشان می دهد.

شکل۲-۳: دستگاه پراش پرتو ایکس مورد استفاده، واقع در دانشگاه دامغان.

با استفاده از داده‌های بدست آمده از الگوی XRD نمونه‌ها می‌توان اندازه بلورک‌ها (D)، چگالی در رفتگی‌ها (δ) و کرنش‌های بلوری (ε) را طبق روابط نظری ذیل بدست آورد[۵۳، ۵۴ و ۵۵]:

$$D = 0.9\lambda/\beta\cos(\theta) \qquad (۲-۲)$$

$$\delta = 1/D^2 \qquad (۳-۲)$$

$$\varepsilon = \frac{1}{4}\beta\cos\theta \qquad (۴-۲)$$

علاوه بر کمیات فوق می‌توان ثابت‌های شبکه‌ای را نیز بدست آورد، به طوری که در یک ساختار مکعبی داریم:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2+k^2+l^2}{a^2} \qquad (۵-۲)$$

در این روابط d فاصله بین صفحات بلوری، a ثابت شبکه، β تمام پهنا در نیم بیشینه شدت، D اندازه بلورک‌ها، θ زاویه براگ و λ طول موج پرتو X است.

۲-۵ طیف‌سنجی رامان (Raman Spectrocopy)

طیف سنجی رامان مطالعه نوعی از برهمکنش بین نور و ماده است که در آن نور دچار پراکندگی غیرالاستیک می‌شود. این تکنیک بر اساس فرکانس ارتعاشی پیوندهای شیمیایی بین اتم‌ها کار می‌کند. در روش طیف‌سنجی رامان معمولا از نور یک لیزر با طول موج مشخص استفاده می‌شود. فوتون‌ها با مولکول‌ها برهمکنش می‌کنند و بازتابیده، جذب یا پراکنده می‌شوند. طیف‌سنجی رامان فوتون‌های پراکنده شده را مطالعه می‌کند. پراکندگی فوتون‌ها می‌تواند به دو شکل الاستیک و غیر الاستیک رخ دهد. به پراکندگی الاستیک فوتون‌ها، پراکندگی رایلی گفته می‌شود. در پراکندگی رامان، فوتون فرودی با ماده برهمکنش می‌کند و طول موج آن به سمت طول موج‌های بیشتر یا کمتر جابجا می‌شود. جابجایی به طول موج‌های بیشتر غالب بوده و این فرایند به پراکندگی رامان استوکس موسوم است. به طور خلاصه می‌توان گفت در اثر برخورد نور به ماده و تحت اثر پراکندگی رامان، فوتون‌هایی با فرکانس متفاوت از فرکانس نور تابیده شده تولید می‌شوند. تغییر در انرژی فوتون‌ها محصول ارتعاش پیوندهای شیمیایی است. شکل ۲-۴ تصویری از دستگاه طیف سنجی رامان موجود در دانشگاه صنعتی شاهرود را با طول موج تحریکی ۵۲۰ nm نشان می‌دهد.

شکل۲-۴: دستگاه طیف‌سنجی رامان مدل Avantes 532-Ci واقع در دانشگاه صنعتی شاهرود.

۲-۶ طیف‌سنجی فرابنفش-مرئی (UV-Vis)

غالبا انرژی‌های مرتبط با گذارهای بین ترازهای مختلف الکترونی در نوارهای ظرفیت و رسانش در منطقه فرابنفش (UV) و مرئی (Vis) طیف الکترومغناطیس هستند. طیف‌سنجی معمولاً با عنوان محدوده طول موجی که در آن سنجش انجام می‌شود، نامیده می‌شود. در این نوع طیف‌سنجی باریکه-ای از نور به ماده مورد نظر تابانده می‌شود و با بررسی نور بازتابشی، جذبی یا عبوری به دریافت اطلاعات می‌پردازیم. نمونه‌های مورد بررسی در این تحقیق، توسط دستگاه اسپکتروفوتومتر دو باریکه-ای در گستره طول موجی ۱۱۰۰-۳۰۰ نانومتر مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. در شکل ۲-۵ تصویری از دستگاه اسپکتروفوتومتر مدل Shimadzo – 1800 که از آن جهت مشخصه‌یابی اپتیکی نمونه‌ها استفاده کرده‌ایم، نشان داده شده است. این دستگاه شامل دو جایگاه یکی برای قرارگیری نمونه لایه-نشانی شده (مرجع) و جایگاه دیگر برای زیرلایه به تنهایی (شاهد) می‌باشد. با استفاده از داده‌های حاصل از این دستگاه، می‌توان برخی از پارامترهای اپتیکی از قبیل گاف نواری، ضرایب جذب و خاموشی و انرژی اورباخ را بدست آورد.

۲-۶-۱ گاف نواری

به ناحیه انرژی ممنوع بین لبه نوار ظرفیت و لبه نوار رسانش، گاف نواری (گاف انرژی) گفته می-شود. هنگامی که یک نیمرسانا توسط نورخورشید نورتابی شود، اگر انرژی فوتون کمتر از گاف انرژی نیمرسانا باشد ($h\upsilon<E_g$) نور از نمونه عبور می‌کند، زمانی که انرژی فوتون بیشتر از گاف انرژی باشد، الکترون‌ها از نوار ظرفیت به نوار رسانش برانگیخته می‌شوند و یک حفره را در نوار ظرفیت به جای می‌گذارند، به عبارت دیگر یک فوتون توسط نیمرسانا جذب می‌شود و یک جفت الکترون-حفره ایجاد می‌شود. فرایند جذب در نیمرساناها تابع نوع گاف نواری (مستقیم و یا غیرمستقیم) ماده مورد نظر است. غالباً این پدیده توسط رابطه تاک (۲-۶) بیان می‌شود.

$$(ah\upsilon)^m=A(h\upsilon-E_g) \qquad (۶-۲)$$

شکل۲-۵: دستگاه طیف سنج UV-Vis مدل Shimadzo – 1800 در دانشگاه صنعتی شاهرود به کار رفته در مشخصه‌یابی اپتیکی نمونه ها.

که در آن a میزان جذب نور، E_g انرژی گاف نواری، hυ انرژی فوتون، A و m مقادیر ثابت هستند. m برای نیمرساناهای با گاف انرژی مستقیم برابر با ۲ و برای نیمرساناهای باگاف انرژی غیر مستقیم برابر با ۰/۵ می‌باشد. گاف نواری از رسم خط مماس بر نمودار $(ah\upsilon)^2$ بر حسب (hυ) محاسبه می‌شود. نقطه تقاطع خط مماس بر نمودار $(ah\upsilon)^2$ با محور انرژی به ازای a=0، برابر E_g می‌باشد[۵۶].

۲-۶-۲ ضرایب جذب و خاموشی

وقتی امواج الکترومغناطیس به ماده برخورد می‌کنند بخشی از پرتو نور از جسم عبور می‌کند، بخشی بازتاب شده و بقیه بسته به میزان ضریب جذب ماده (α) توسط جسم جذب می‌شوند. جذب نور در ماده می‌تواند تحت تاثیر عواملی همچون وجود حامل‌های آزاد، ناخالصی‌ها و نواقص باشد. ضریب جذب لایه‌های نازک را می‌توان با استفاده از رابطه (۲-۷) بدست آورد [۵۷-۶۰].

$$\alpha=2.303\frac{a}{t} \qquad (۷-۲)$$

که در آن a میزان جذب نور و t ضخامت لایه است.

ضریب خاموشی (k) از طریق رابطه (۲-۸) قابل محاسبه است.

$$k = \frac{\lambda\alpha}{4\pi} \qquad (۸-۲)$$

۲-۶ -۳ انرژی اورباخ (دنباله نواری[1])

در یک بلور واقعی ناکاملی‌هایی ناشی از نواقص ذاتی (تهی جاها، نواقص پاد-نقطه ای[2] و...) و یا نواقص غیرذاتی (ناخالصی های شیمیایی) وجود دارد. حضور ناخالصی ها و ناکاملی ها سبب ایجاد ترازهای انرژی در گاف نواری ماده می‌گردد. ترازهای انرژی که در داخل گاف نواری تشکیل می‌شود اگر نزدیک لبه‌ی نوار ظرفیت (E_v) باشد نقش تراز پذیرنده الکترون (E_a) و اگر نزدیک لبه‌ی نوار رسانش(E_c) باشد نقش تراز دهنده‌ی الکترونی (E_d) را دارند. وجود چنین ترازهایی در حد تراکم های بالا می‌تواند منجر به شکل گیری دنباله نواری و در نتیجه کاهش گاف نواری در نیمرسانا شود[۶۱].

وجود چنین ترازهایی در گاف نواری منجر به جذب فوتون‌هایی می‌شوند که انرژی کمتری نسبت به گاف نواری دارند. پهنای انرژی این دنباله که به انرژی اورباخ (E_U) موسوم است را می‌توان از رابطه (۲-۹) بدست آورد[۲۸].

$$\alpha = \alpha_0 \exp(h\upsilon/E_U) \qquad (۹-۲)$$

که α ضریب جذب، α_0 مقداری ثابت و E_U انرژی اورباخ است. انرژی اورباخ را می‌توان با استفاده از ضریب جذب و با رسم نمودار $\ln(\alpha)$ بر حسب $h\upsilon$، از معکوس شیب قسمت خطی نمودار بدست آورد.

1. Band tail
2. Anti-site Defects

۲-۷ طیف‌سنجی فوتولومینسانس (PL Spectroscopy)

تکنیک فوتولومینسانس (PL) روشی غیر مخرب است که برای مطالعه‌ی خواص اپتیکی مورد استفاده قرار می‌گیرد. به طور کلی پدیده‌ی فوتولومینسانس به نشر نور از مواد اشاره دارد که از طریق تحریک اپتیکی تولید شده‌اند. در روش طیف‌سنجی PL، جسم تحت تابش نور با انرژی بالاتر از انرژی گاف نواری ماده نیمرسانا قرار می‌گیرد. این فوتون‌ها در برهمکنش با الکترون‌ها موجب می‌شوند تا انتقال از یک تراز انرژی پایینی به ترازی با انرژی بالاتر اتفاق افتد. پس از گذشت مدت زمان بسیار کوتاهی که به نوع ماده بستگی دارد، الکترون‌ها به ترازهای اولیه بازگشته و انرژی خود را به صورت تابش آزاد می‌کنند. بدیهی است که طول موج این نور بیشتر از نور فرودی است.

طیف فوتولومینسانس (PL) نمونه‌ها با استفاده از دستگاه اسپکتروفتومتر (SPECTRO-96) موجود در دانشگاه گلستان (شکل ۲-۶) با طول موج تحریکی ۳۸۰nm اندازه‌گیری شد.

شکل۲-۶: دستگاه فوتولومینسانس مدل SPECTRO-96 واقع در دانشگاه گلستان.

۲-۸ مشخصه‌یابی ترموالکتریکی و الکتریکی از طریق اثر سیبک و مشخصه‌یابی I-V

الف) اثر سیبک

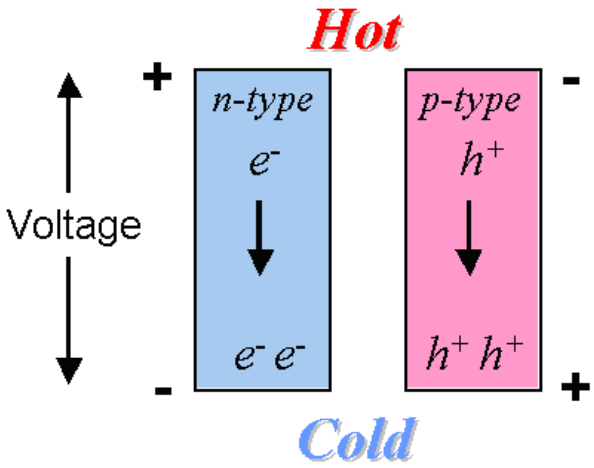
از خاصیت ترموالکتریک موسوم به اثر سیبک می‌توان برای تعیین نوع حامل‌های اکثریت در یک نیمرسانا استفاده کرد. در بررسی اثر سیبک، دو سر نیمرسانا را در دو دمای مختلفی قرار می‌دهند، این اختلاف دما موجب اختلاف پتانسیل بین این دو سر می شود. علامت ولتاژ در آزمایش سیبک در مواد نیمرسانا تعیین کننده نوع حامل‌ها می‌باشد. شکل ۲-۷ طرح شماتیکی از ساز و کار رخ داده در اثر سیبک در نیمرساناهای نوع n و p را نشان می‌دهد.

یک نیمرسانای نوع n را در نظر بگیرید. در این نیمرساناها الکترون‌ها حامل‌های اکثریت هستند و جریان الکتریکی عمدتا از طریق سوق الکترون‌ها ایجاد می‌شود. اگر نیمرسانا تحت گرادیان دمایی قرار بگیرد. الکترون‌های آزاد در سر گرم‌تر که دارای سرعت بیشتری نسبت به الکترون های آزاد قسمت سرد می‌باشند، جایگاه خود را ترک کرده و به سمت بخش سردتر می روند. در نتیجه، در سر گرم نمونه پتانسیل مثبت و در سر سرد پتانسیل منفی ایجاد می‌شود.

در اثر سیبک رابطه بین گرادیان دما و اختلاف پتانسیل ایجاد شده در دو سر نیمرسانا، به صورت فرمول زیر داده می‌شود[۶۲].

$$\Delta V = S\Delta T \qquad (۱۰-۲)$$

که در آن S ضریب سیبک نامیده می شود.



شکل۲-۷: طرح شماتیکی از ساز و کار رخ داده در اثر سیبک در نیمرسانا های نوع n و p.

ب) مشخصه I-V اتصالات اهمی

بررسی خصوصیات الکتریکی (مشخصه‌یابی I-V) نمونه‌ها به وسیله دستگاه آنالیز الکتروشیمیایی مدل PGS 2065 (شکل ۲-۸) انجام شد.

شکل۲-۸ : تصویری از دستگاه آنالیز الکتروشیمیایی مدل، PGS 2065 در دانشگاه صنعتی شاهرود.

به منظور انجام این آزمایش، الکترود شانه‌ای بر روی نمونه‌ها قرار داده شد و سپس با تماس دو سیم نازک مسی به الکترود یک اتصال فلز-نیمرسانا ایجاد شد. پس از آماده سازی نمونه، در ادامه با متصل کردن پایانه‌های خروجی دستگاه آنالیز الکتروشیمیایی به اتصالات نمونه‌ی مورد نظر و اعمال ولتاژ در یک بازه ی مشخص، میزان جریان الکتریکی عبوری از لایه اندازه گیری شد.

به منظور تعیین مقدار انرژی فعالسازی وابسته به توزیع ترازهای انرژی در داخل گاف نواری نیمرساناها می‌توان وابستگی دمایی مقاومت را مطالعه نمود. انرژی فعالسازی، مقدار انرژی لازم برای گذار الکترون از تراز دهنده به نوار رسانش در نیمرسانای نوع n و یا از نوار ظرفیت به ترازهای پذیرنده در نیمرسانای نوع p است[۶۳]. جهت بدست آوردن انرژی فعالسازی (E_a) می‌توان از رابطه (۲-۱۱) استفاده کرد[۶۳].

$$R(T) = R_0 \exp(E_a/k_B T) \qquad (۲-۱۱)$$

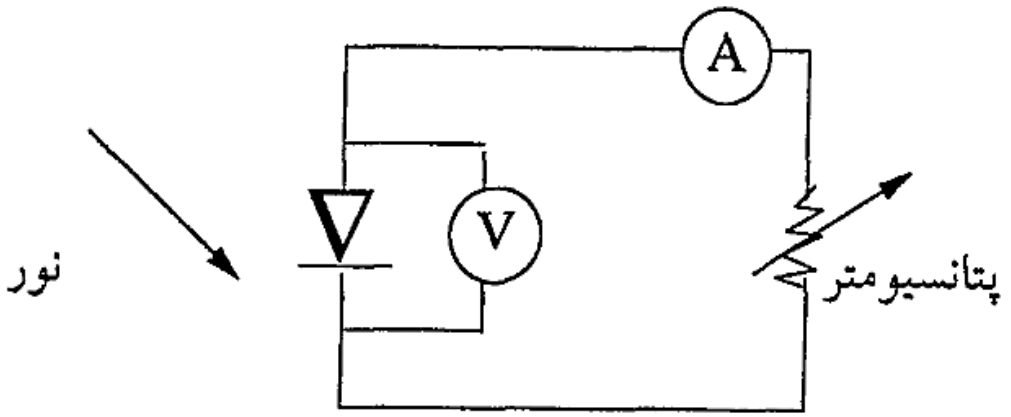
که در آن R مقاومت نیمرسانا در دمای T، R_0 مقداری ثابت، k_B ثابت بولتزمن ($۸/۶۲۵\times۱۰^{-۵}$eV/K) و E_a انرژی فعالسازی است.

ج) مشخصه جریان -ولتاژ سلول خورشیدی

جریان-ولتاژ سلول های ساخته شده در شرایط تاریکی با استفاده از دستگاه آنالیز الکتروشیمیایی (شکل ۲-۸) اندازه‌گیری شد. برای بدست آوردن پارامترهای سلول خورشیدی، اندازه‌گیری جریان – ولتاژ در شرایط روشنایی (شرایط $100\ mW/cm^2 - AM\ 1.5$) انجام شد. نورتابی با استفاده از دستگاه شبیه ساز طیف خورشید، مدل SIM-1000 (شکل ۲-۹) انجام شد.

شکل۲-۹ : تصویری از دستگاه شبیه ساز طیف خورشید مدل، SIM-1000 در دانشگاه صنعتی شاهرود.

به منظور رسم نمودار I-V نمونه را در مداری که آرایش تجربی آن در شکل (۲-۱۰) نشان داده شده است، قرار دادیم و با تغییر مقاومت، ولتاژ و جریان نمونه را در روشنایی اندازه گرفتیم.



شکل ۲-۱۰: آرایش تجربی جهت رسم نمودار مشخصهI-V.

فصل سوم

جزئیات مراحل آزمایشگاهی رشد نمونه‌ها

۳-۱ مقدمه

اساس روش‌های ساخت لایه‌های نازک بر دو مبنای فیزیکی و شیمیایی استوار است که روش‌های عمده لایه‌نشانی، بر پایه این روش‌ها دسته‌بندی می‌شوند. از آنجا که خواص اپتیکی و ساختاری لایه-های نازک شدیداً به ریز ساختار لایه بستگی دارد بنابراین هر روش لایه‌نشانی همراه با پارامترهای وابسته‌اش لایه‌هایی با خواص مختلف ارائه می‌دهند. بسته به نوع کاربرد لایه نازک و شرایط مورد نظر، روش‌های مختلف مورد استفاده قرار می‌گیرد.

❑ روش‌های فیزیکی[۱]

قدیمی‌ترین روش پوشش‌دهی لایه‌های نازک، روش فیزیکی است که در سال ۱۸۵۷ توسط فارادی با تبخیر یک فیلامان فلزی انجام گرفت. در این روش لایه توسط انتقال مستقیم اتم‌ها از منبع به زیر لایه شکل می‌گیرد. از جمله روش‌های فیزیکی می‌توان به روش‌های تبخیری[۲] و کندوپاش[۳] اشاره کرد[۶۴].

❑ روش‌های شیمیایی[۴]

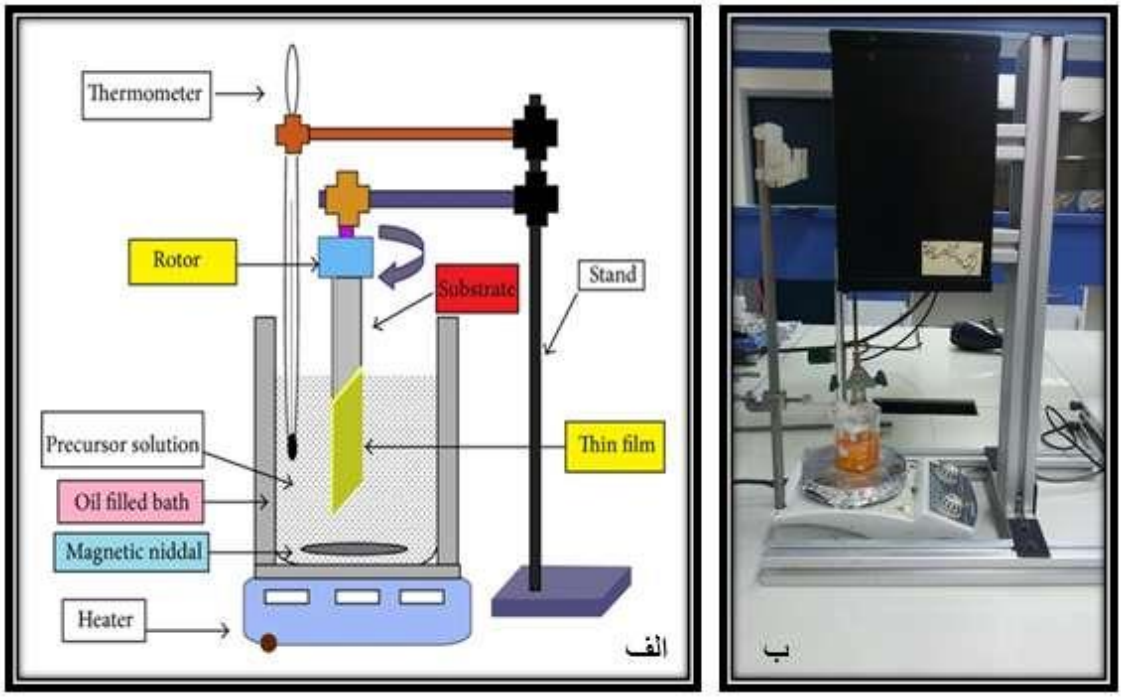
در روش‌های شیمیایی لایه توسط برهمکنش شیمیایی بر روی سطح زیرلایه شکل می‌گیرد. از میان روش‌های شیمیایی می‌توان به رسوب‌گذاری حمام شیمیایی (CBD)[۵]، رونشانی بخار شیمیایی(CVD)[۶] و افشانه تجزیه حرارتی[۷] اشاره کرد[۶۵].

ما در این تحقیق از روش CBD برای ساخت لایه‌های نازک CdS و از روش کندوپاش جهت تهیه لایه‌های نازک CdTe استفاده کردیم. در ادامه به شرح جزئیات این روش‌ها می‌پردازیم.

1. Physical Method
2. Evaporation
3. Sputtering
4. Chemical Method
5. Chemical Bath Deposition
6. Chemical Vapor Deposition
7. Spray Pyrolysis

۳-۲ رسوب‌گذاری حمام شیمیایی (CBD)

روش CBD به لحاظ سادگی و اقتصادی بودن از دیر باز مورد توجه قرار گرفته است. روش CBD مستلزم کنترل رسوب از محلول ماده مرکب، برروی بستر مناسب می‌باشد. معمولاً با تغییر pH محلول، دمای محلول و زمان ماندن زیرلایه در محلول و ...می‌توان ضخامت لایه و سرعت لایه‌نشانی را کنترل کرد. شکل ۳-۱ تصویری از روش CBD را نشان می‌دهد.

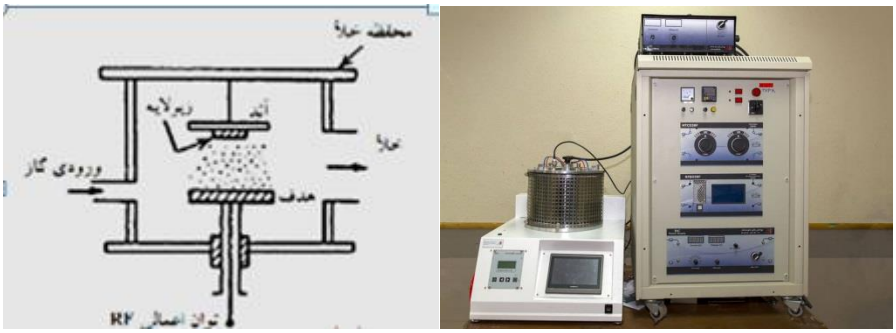


شکل۳-۱: تصویری از روش CBD جهت رشد لایه‌های نازک.

۳-۳ کندوپاش (RF Sputtering)

در این روش یک نمونه از ماده پوشش و زیرلایه در محفظه خلأ قرار گرفته و یک گاز خنثی، معمولاً آرگون، به داخل آن فرستاده می‌شود. نمونه پوشش (هدف) که از زمین عایق شده است به یک منبع الکتریکی وصل می‌شود. اعمال ولتاژ سبب تخلیه الکتریکی شده و در نتیجه یون‌های آرگون به وجود می‌آید. یون‌های آرگون تولید شده با انرژی زیاد جذب نمونه پوشش یا هدف شده و اتم‌های

نمونه پوشش از آن جدا می‌شوند. اتم‌های خارج شده به سمت زیرلایه حرکت کرده و بر روی آن چگالیده شده و پوشش را تشکیل می‌دهند. در این روش فشار محفظه، ولتاژ و جریان عبوری، نوع و شکل هندسی هدف، شکل هندسی و شرایط سطحی زیرلایه و فاصله میان هدف و زیرلایه از جمله عوامل مهم و تأثیرگذار در لایه‌نشانی می‌باشند. شکل ۳-۲ تصویری از دستگاه کندوپاش مورد استفاده و طرحی از سیستم لایه نشانی به روش کندوپاش را نشان می‌دهد.



شکل۳-۲ : تصویری از روش کندوپاش جهت رشد لایه‌های نازک.

۳-۴ جزئیات رشد لایه‌های نازک سولفید کادمیم (CdS) و تلورید کادمیم (CdTe)

۳-۴-۱ معرفی و آماده سازی زیر لایه‌ها

در این تحقیق، از شیشه تجاری با ابعاد mm^3 ۱×۲۵×۷۵ و از شیشه‌ای با ابعاد mm^3 ۳/۳×۲۰×۵۰ پوشش داده شده با FTO با ضخامت ۵۰۰ nm و مقاومت ویژه ۱۵ Ω .cm به عنوان زیرلایه استفاده شده است. عاری بودن سطح زیرلایه‌ها از آلودگی امری ضروری است. بدین منظور ابتدا زیرلایه ها با آب و صابون کاملاً شسته شده و سپس به مدت ۱۰ دقیقه درون هیدروکلریک اسید قرارداده شدند. آنگاه به مدت ۵ دقیقه داخل محلول اتانول جوشانده شده و در نهایت در بشر حاوی آب مقطر داخل دستگاه آلتراسونیک قرار گرفتند.

۳-۴-۲ رشد لایه‌های نازک سولفید کادمیم با روش CBD

برای تهیه لایه نازک CdS از محلول ۰/۰۳۳ M کادمیم استات ($Cd(OOCCH_3)_2.2H_2O$)، ۰/۱ M آمونیوم استات ($CH_3CO_2NH_4$)، ۰/۰۶۷ M تیوره (H_2NCSNH_2) و آمونیوم هیدروکسید (NH_4OH) (به منظور تنظیمpH) استفاده کردیم. در مرحله‌ی اول محلول کادمیم استات و آمونیوم استات آماده می‌کنیم، سپس pH محلول تنظیم می‌کنیم و در مرحله‌ی بعد زیرلایه‌ها را به طور عمودی در محلول قرار می‌دهیم. در نهایت پس از رسیدن محلول به دمای مورد نظر، محلول تیوره را اضافه می‌کنیم. انتظار می رود در داخل حمام شیمیایی واکنش شیمیایی به صورت رابطه (۳-۱) صورت گیرد[۶۶]:

$$Cd\left(NH_3\right)_4^{+2} + SC\left(NH_2\right)_2 + 2OH^- \rightarrow CdS + CH_2N_2 + 4NH_3 + 2H_2O \qquad (۱-۳)$$

در این تحقیق تاثیر پارامترهای مختلف بر روی خواص فیزیکی نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفته است. در ادامه جزئیات مربوط به تهیه و رشد هر گروه از نمونه ها، به طور جداگانه ارائه گردیده است.

❑ مطالعه اثر زمان لایه‌نشانی

اثر زمان لایه‌نشانی بر روی خواص فیزیکی لایه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه شیشه‌ای و زیر لایه FTO به صورت جداگانه بررسی شده است. جدول ۳-۱ شرایط رشد لایه‌های CdS را بر روی زیر لایه شیشه‌ای (نمونه‌های S_{1G}، S_{2G} و S_{3G}) و زیر لایه FTO (نمونه‌های S_{1F}، S_{2F} و S_{3F}) نشان می‌دهد.

جدول ۳-۱: شرایط رشد لایه‌های نازک CdS در مدت زمان‌های مختلف به روش حمام شیمیایی.

نام نمونه	دمای حمام شیمیایی (°C)	pH حمام شیمیایی	مدت زمان رشد (min)
S_{1G} and S_{1F}	۹۰	۱۱	۳۰
S_{2G} and S_{2F}	۹۰	۱۱	۴۰
S_{3G} and S_{3F}	۹۰	۱۱	۵۰

❑ مطالعه اثر بازپخت

جدول ۳-۲ شرایط رشد و بازپخت لایه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه شیشه‌ای را در حضور گاز آرگون نشان می‌دهد.

جدول ۳-۲: شرایط رشد و بازپخت لایه نازک CdS به روش حمام شیمیایی.

نام نمونه	دمای حمام شیمیایی (°C)	pH حمام شیمیایی	مدت زمان رشد (min)	دمای بازپخت (°C)	زمان بازپخت (min)
S_{1G}	۹۰	۱۱	۳۰	as.grown	as.grown
S_{1G-400}	۹۰	۱۱	۳۰	۴۰۰	۶۰

❑ مطالعه اثر دمای لایه‌نشانی

جدول ۳-۳ شرایط رشد لایه‌های نازک CdS را که بر روی زیرلایه FTO و در دماهای مختلف لایه نشانی شده‌اند، نشان می‌دهد.

جدول ۳-۳: شرایط رشد لایه‌های نازک CdS در دماهای مختلف به روش حمام شیمیایی.

نام نمونه	دمای حمام شیمیایی (°C)	pH حمام شیمیایی	مدت زمان رشد (min)
S_1	۹۰	۱۱	۳۰
S_2	۷۰	۱۱	۳۰
S_3	۶۰	۱۱	۳۰

۳-۴-۳ رشد لایه‌های نازک تلورید کادمیم با روش کندوپاش

جهت رشد لایه نازک CdTe با روش کندوپاش از یک قرص تلورید کادمیم با درصد خلوص ٪۹۹/۹۹ و قطر ۲ in به عنوان ماده هدف استفاده شده که در فاصله ۷/۵ cm با زیر لایه قرار داده شده است. در این تحقیق تاثیر پارامترهای مختلف بر روی خواص فیزیکی نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفته است. در ادامه جزئیات مربوط به تهیه و رشد هر گروه از نمونه‌ها، به طور جداگانه ارائه گردیده است.

❑ مطالعه اثر زمان لایه‌نشانی

جدول ۳-۴ شرایط رشد لایه‌ها نازک CdTe را که بر روی زیر لایه شیشه‌ای و در زمان‌های مختلف لایه نشانی شده‌اند، نشان می‌دهد.

جدول ۳-۴: شرایط رشد لایه‌های نازک CdTe در زمان‌های مختلف به روش کندوپاش.

نام نمونه	دمای لایه نشانی (°C)	توان دستگاه (W)	فشار دستگاه (m Torr)	شار گاز آرگون (sccm)	زمان لایه‌نشانی (min)
M_1	۲۰۰	۱۰۰	۶/۳	۳۰	۱۰
M_2	۲۰۰	۱۰۰	۶/۳	۳۰	۲۰
M_3	۲۰۰	۱۰۰	۶/۳	۳۰	۳۰

❑ مطالعه اثر بازپخت

جدول ۳-۵ شرایط رشد و بازپخت لایه‌های CdTe رشد یافته بر روی زیر لایه شیشه‌ای را در محیط آرگون، در غیاب $CdCl_2$ و در حضور $CdCl_2$ نشان می‌دهد. جهت بازپخت نمونه در حضور $CdCl_2$،

لایه در محلول کلرید کادمیم قرار داده شد و سپس درون کوره قرار گرفت.

جدول ۳-۵: شرایط رشد و بازپخت لایه نازک CdTe به روش کندوپاش.

نام نمونه	دمای لایه نشانی (°C)	توان دستگاه (W)	فشار دستگاه (m Torr)	شار گاز آرگون (sccm)	زمان لایه‌نشانی (min)	دمای بازپخت (°C)	زمان بازپخت (min)
as.grown	۲۰۰	۱۰۰	۶/۳	۳۰	۳۰	-	-
Heat treated	۲۰۰	۱۰۰	۶/۳	۳۰	۳۰	۳۸۰	۳۰
$CdCl_2$-treated	۲۰۰	۱۰۰	۶/۳	۳۰	۳۰	۳۸۰	۳۰

❑ مطالعه اثر دمای لایه‌نشانی

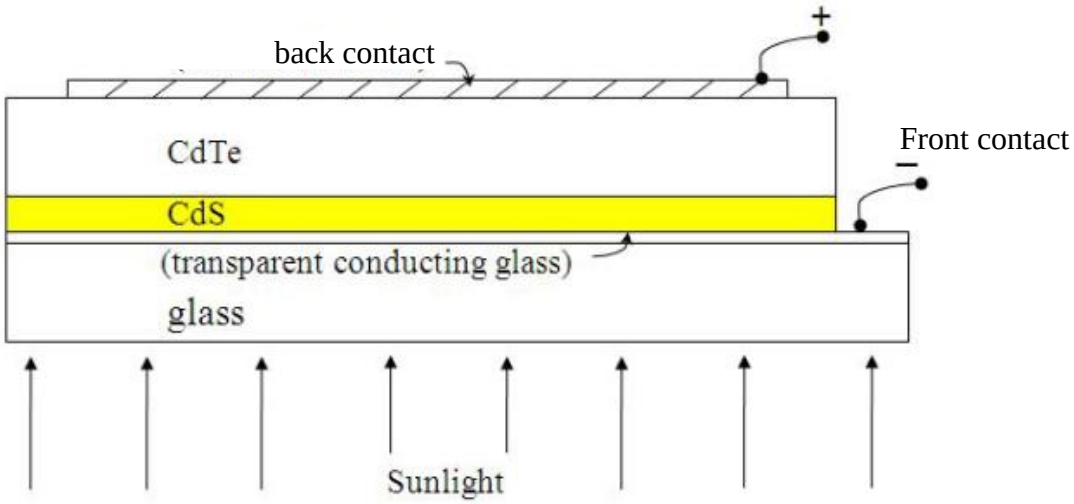
جدول ۳-۶ شرایط رشد لایه‌ها نازک CdTe را که بر روی زیرلایه شیشه‌ای و در دماهای مختلف لایه نشانی شده‌اند، نشان می‌دهد.

جدول ۳-۶: شرایط رشد لایه‌های نازک CdTe به روش کندوپاش در دماهای مختلف.

نام نمونه	دمای لایه نشانی (°C)	توان دستگاه (W)	فشار دستگاه (m Torr)	میزان شارش آرگون (sccm)	زمان لایه‌نشانی (min)
T_1	۱۰۰	۱۰۰	۶/۳	۳۰	۳۰
T_2	۲۰۰	۱۰۰	۶/۳	۳۰	۳۰
T_3	۳۰۰	۱۰۰	۶/۳	۳۰	۳۰

۳-۵ ساخت سلول خورشیدی CdS/CdTe

در این پروژه برای ساخت سلول خورشیدی CdS/CdTe از لایه FTO تجاری با ضخامت ۵۰۰ nm و مقاومت ویژه ۱۵ Ω .cm به عنوان الکترود جلویی استفاده شده است. لایه CdS (لایه پنجره) به کار گرفته شده در ساخت سلول شرایط مشابه نمونه S_{1F} در جدول ۳-۱ و لایه CdTe (لایه جاذب) شرایط مشابه نمونه M_3 در جدول۳-۴ را دارد که نسبت به سایر نمونه‌ها خواص فیزیکی بهتری از خود نشان دادند. در نهایت از اتصال طلا به ضخامت ۱۰۰nm برای الکترود پشتی استفاده شده است. اولین سلول ساخته شده را S0 نامگذاری کردیم. تصویری از ساختار کلی سلول CdS/CdTe در شکل ۳-۳ ارائه شده است.



شکل ۳-۳: ساختار کلی سلول خورشیدیCdS/CdTe.

❑ مطالعه اثر بازپخت بر عملکرد سلول CdS/CdTe

جهت بررسی اثر بازپخت نمونه‌ها را با شرایط کاملا مشابه سلول S0 تهیه نموده ایم اما قبل از مرحله لایه نشانی اتصال طلا، نمونه در حضور کلرید کادمیم (ریختن یک قطره محلول کلرید کادمیم -اتانول بر روی لایه CdS/CdTe) و در محیط آرگون به مدت ۳۰ min در دماهای ۳۶۰، ۳۸۰ و ۴۰۰ °C حرارت دیده است. نمونه‌ها به ترتیب S0(360)، S0(380) و S0(400) نامگذاری شده‌اند.

❑ مطالعه اثر ضخامت لایه CdTe بر عملکرد سلول CdS/CdTe

به منظور بررسی چگونگی تاثیر ضخامت لایه جاذب (CdTe) بر عملکرد سلول CdS/CdTe، دو سلول خورشیدی دیگر با شرایط مشابه سلول S0(400)، تنها با ضخامت لایه جاذب متفاوت ساخته شده‌اند. شرایط رشد تلورید کادمیم درسلول خورشیدی S0(400) مشابه نمونه M_3 در بخش ۵-۲ بوده و ضخامت تلورید کادمیم در آن برابر ۲/۳ µm است. این سلول خورشیدی را در این بخش S0(400)-2.3 نامگذاری کرده‌ایم. دو سلول خورشیدی دیگر را که ضخامت لایه تلورید کادمیم در آن‌ها ۱/۶ µm (دارای شرایط رشد مشابه نمونه M_2 در بخش ۵-۲) و ۰/۵ µ m (دارای شرایط رشد مشابه نمونه M_1 در بخش ۵-۲) بوده به ترتیب S0(400)-1.6 و S0(400)-0.5 نامگذاری کرده‌ایم.

❑ مطالعه تاثیر غلظت $CdCl_2$ در انجام فرایند بازپخت بر عملکرد سلول خورشیدیCdS/CdTe

جهت بررسی اثر غلظت کلرید کادمیم در فرایند بازپخت، نمونه S0(400)-2.3 در بخش قبل که خصوصیات فوتوولتایی بهتری را نشان داده، انتخاب کرده‌ایم. غلظت کلرید کادمیم در این نمونه برابر ۰/۰۹ M بوده و آن را در این بخش C1 نامگذاری کرده‌ایم. دو نمونه دیگر کاملا مشابه با این سلول خورشیدی ساخته شدند تنها با این تفاوت که غلظت کلرید کادمیم استفاده شده در مرحله بازپخت سلول خورشیدی را در این نمونه ها تغییر دادیم. نمونه‌ها C2 (با غلظت ۰/۱۸ M کلرید کادمیم) و C3 (با غلظت ۰/۲۷ M کلرید کادمیم) نامگذاری شدند.

فصل چهارم

نتایج و بحث

مطالعه تجربی خواص فیزیکی لایه های نازک نانوساختار

سولفید کادمیم

۴-۱ مقدمه

در این فصل به بررسی تاثیر پارامترهای مختلف لایه‌نشانی بر مورفولوژی سطح، خواص ساختاری، اپتیکی و الکتریکی لایه‌های نازک نانوساختار سولفید کادمیم تهیه شده به روش رسوب‌گذاری حمام شیمیایی می‌پردازیم. در بخش ۴-۲، به بررسی تاثیر زمان لایه‌نشانی و بازپخت پرداخته‌ایم. سپس در بخش ۴-۳ لایه‌های سولفید کادمیم را بر روی زیر لایه‌ی FTO تهیه کرده و تاثیر زمان لایه‌نشانی و همچنین اثر نوع زیرلایه را مورد مطالعه قرار داده‌ایم. در بخش ۴-۴ تاثیر دمای لایه‌نشانی بر خواص فیزیکی لایه‌های FTO/CdS مورد مطالعه قرار گرفته است.

۴-۲ بررسی خواص فیزیکی لایه های نازک CdS نانوساختار رشد یافته بر روی شیشه

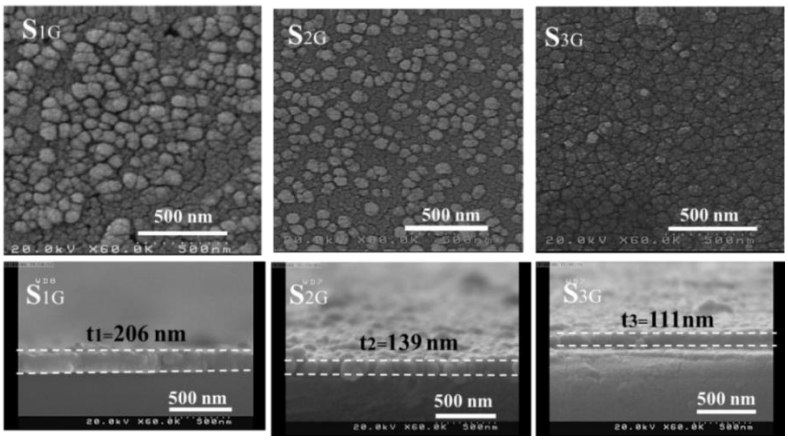
۴-۲-۱ مطالعه تاثیر زمان لایه نشانی

در این بخش به مطالعه چگونگی تاثیر زمان لایه‌نشانی بر خواص فیزیکی لایه‌ها پرداخته‌ایم. بدین منظور نمونه‌ها در بازه‌های زمانی مختلف ۳۰، ۴۰ و ۵۰min (به ترتیب نمونه‌های S_{1G}، S_{2G} و S_{3G}) در دمای ۹۰ °C و pH= ۱۱ بر روی زیرلایه شیشه‌ای لایه‌نشانی شدند.

مورفولوژی سطح

شکل ۴-۱ تصاویر FESEM لایه‌ها را نشان می‌دهد. بر اساس این نتایج لایه‌های نازک سنتز شده به صورت دانه‌های کروی رشد پیدا کرده‌اند به طوری که اندازه دانه‌های تشکیل شده با افزایش زمان لایه نشانی رو به کاهش گذارده (بترتیب در حدود ۱۰۰، ۷۰ و ۶۰ nm) و سطح لایه ها هموارتر شده اند. تصاویر FESEM لایه‌ها از مقطع عرضی نشان می‌دهد که با افزایش زمان لایه‌نشانی ضخامت آن‌ها

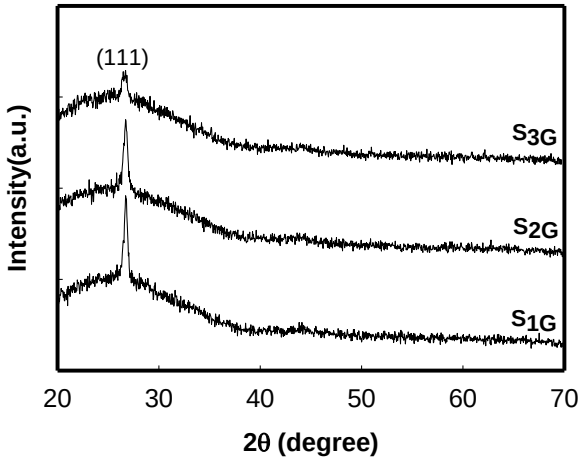
از nm ۲۰۶ (نمونه S_{1G}) به nm ۱۱۱ (نمونه S_{3G})کاهش یافته است. تغییرات کاهشی ضخامت می-تواند ناشی از حل شدن لایه تشکیل شده در محلول حمام شیمیایی با افزایش زمان لایه نشانی باشد.



شکل ۴-۱: تصاویر FESEM نمونه‌هایCdS مورد مطالعه تهیه شده در مدت زمان‌های ۳۰ (نمونه S_{1G})، ۴۰ (نمونه S_{2G}) و ۵۰min (نمونه S_{3G}).

خواص ساختاری

شکل ۴-۲ الگوی پراش XRD نمونه‌های رشد یافته در زمان‌های مختلف را نشان می‌دهد. لایه‌ها دارای رشد ترجیحی درجهت (۱۱۱) با ساختار مکعبی (مطابق با کارت JCPDS Card no. 42-1411) هستند. شدت قله با افزایش زمان لایه‌نشانی کاهش یافته است.



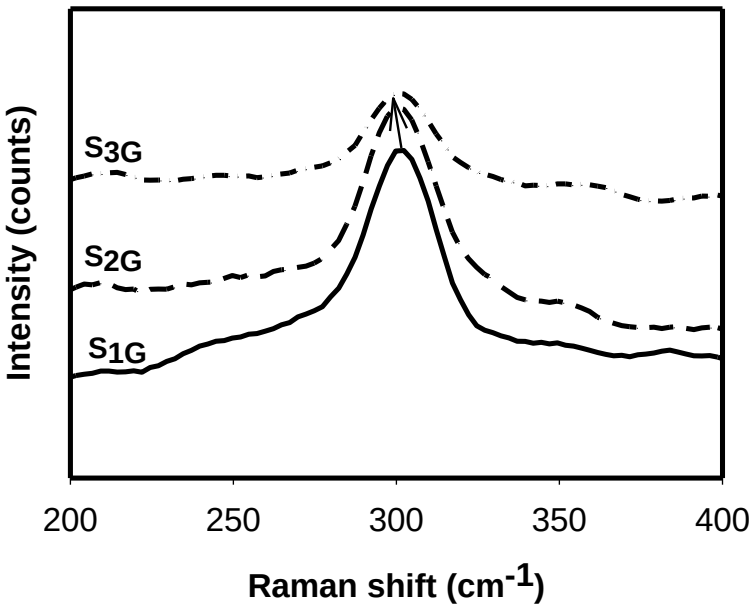
شکل۴-۲: طیف‌های XRD نمونه‌های CdS مورد مطالعه.

برای بررسی دقیق‌تر خواص ساختاری به محاسبه‌ی اندازه بلورک‌ها (D) (معادله ۲-۲) با در نظر گرفتن جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱)، چگالی دررفتگی‌ها (δ) (معادله ۲-۳) و کرنش‌های بلوری (ε) (معادله ۲-۴) ثابت شبکه (a) (معادله ۲-۵) پرداخته‌ایم. تحلیل داده‌های مربوط به اندازه بلورک‌ها، میزان میکروکرنش‌های بلوری، چگالی دررفتگی‌ها و همچنین اندازه ثابت شبکه در جدول ۴-۱ ارائه شده‌اند.

جدول ۴-۱: اندازه بلورک (D) ، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ)، فاصله بین صفحه‌ای (d) و ثابت شبکه (a) لایه‌های نازک CdS.

نمونه‌ها	FWHM (degree)	D (nm)	Ɛ ($\times 10^{-3}$)	δ ($\times 10^{11}$) (cm^{-2})	d (Å) (111)	a (Å)
S_{1G}	۰/۴۱۵	۱۹/۵	۱/۷۷	۲/۳۳	۳/۳۳۷۷	۵/۷۸۱
S_{2G}	۰/۴۷۴	۱۷/۱	۲/۰۲	۳/۰۴	۳/۳۳۱۰	۵/۷۶۹
S_{3G}	۰/۵۹۹	۱۴/۳	۲/۴۳	۴/۳۳	۳/۳۳۰۵	۵/۷۶۸

این نتایج گویای آن است که با افزایش زمان لایه نشانی اندازه متوسط بلورک‌های تشکیل شده کاهش یافته و در مقابل میزان دررفتگی‌ها و کرنش‌های بلوری رو به افزایش گذاشته اند. با توجه به گزارش کریپر و همکاران[۵۵] برای لایه CdS با ساختار مکعبی، ثابت شبکه استاندارد ۵/۸۱۱ Å است که نمونه S_{1G} نزدیک‌ترین مقدار را به این عدد دارد.



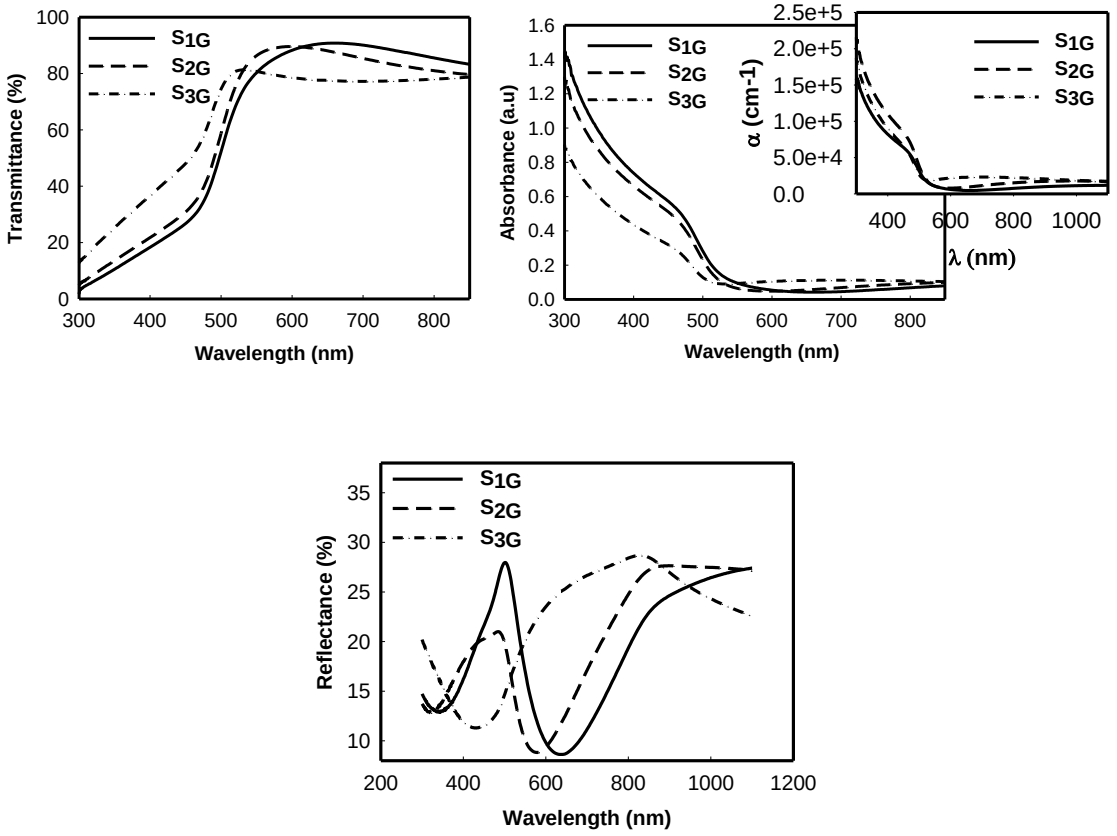
شکل ۴-۳: طیف‌های رامان نمونه‌های CdS مورد مطالعه.

شکل۴-۳ طیف رامان بدست آمده از لایه‌های نازک CdS با طول موج برانگیختگی ۵۳۲ nm (۲/۳۳eV) را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود قله اصلی، مربوط به اولین مرتبه پراکندگی از فونون اپتیکی طولی مدهای LO 1، در نمونه های S_{1G}، S_{2G} و S_{3G} به ترتیب در موقعیت های ۳۰۲/۳، ۲۹۹/۸ و ۲۹۷/۳ cm^{-1} قرار دارند و در مقایسه با حالت تک بلور (۳۰۵ cm^{-1}) [۶۷] رو به کاهش گذارده‌اند که علت آن می‌تواند ناشی از تاثیر وجود کرنش‌ها و نواقص بلوری بر روی ارتعاشات پیوند اتم‌ها در شبکه بلورین نمونه های سنتز شده باشد [۶۸-۷۰]. با توجه به این نتایج می توان دریافت که موقعیت قله ظاهر شده در طیف رامان در نمونه S_{1G} به حالت ایده‌آل (شرایط تک بلور) نزدیک‌تر است که با داده‌های وابسته به الگوی پراش XRD نمونه‌ها هماهنگ است.

خواص اپتیکی

شکل ۴-۴ طیف عبور و جذب نمونه‌های مورد مطالعه را نشان می‌دهد. نتایج بدست آمده نشانگر آن است که در محدوده طول موج بالای لبه جذب (بیشتر از ۴۸۰nm ~)، میزان عبور لایه‌ها بیشتر از

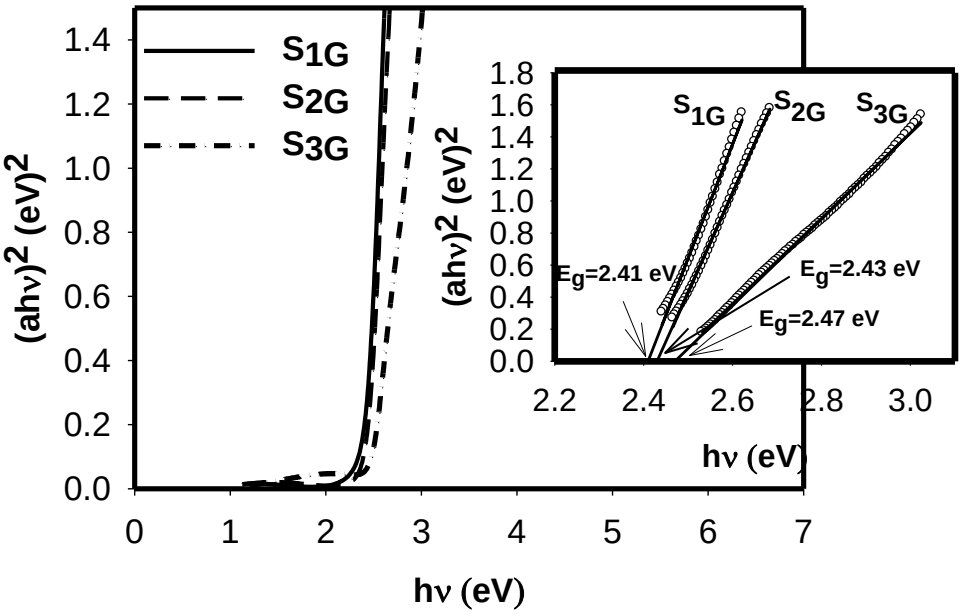
۷۵٪ است که می‌تواند به عنوان لایه پنجره در سلول خورشیدی مورد توجه قرار گیرد. تغییر موقعیت میزان عبور در این لایه‌ها در ناحیه طول موج‌های بلند با توجه به نتایج جدول ۴-۱ می‌تواند ناشی از تغییرات رو به افزایش نواقص بلوری و نیز کاهش اندازه بلورک‌ها با افزایش زمان سنتز لایه نشانی باشد [۳۰]. حضور این ناراستی‌های بلوری می‌توانند به پراکندگی بیشتر نور در هنگام عبور از لایه منجر شوند.



شکل ۴-۴: طیف‌های عبور، جذب و بازتاب نمونه‌های CdS مورد مطالعه. نمودار ضمیمه نشان دهنده‌ی تغییرات ضریب جذب در نمونه‌ها می‌باشد.

همچنین چنانچه از طیف جذب لایه‌ها پیداست با افزایش مدت زمان رشد لبه جذب لایه‌ها به سوی طول موج‌های کوتاهتر جابجا شده‌اند که می تواند بر مقدار گاف نواری نمونه‌ها که در ادامه بدان پرداخته ایم تاثیر بگذارد. طیف‌های بازتابی لایه ها نشانگر آن است که میزان بازتاب نور در ناحیه عبور نور مرئی بسته به میزان ناهمواری های سطحی به طور متوسط در حدود ۱۰ تا ۱۵ ٪ می باشد.

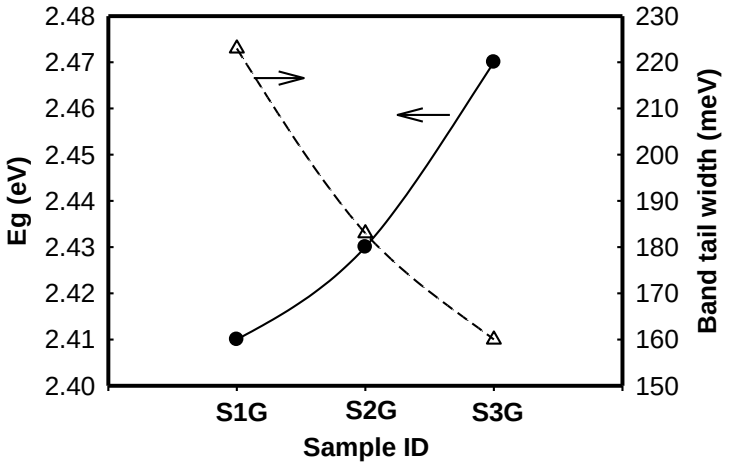
به منظور محاسبه‌ی گاف نواری مستقیم (E_g) نمونه‌ها از رابطه ۲-۶ استفاده کرده‌ایم. با رسم منحنی $(ah\upsilon)^2$ بر حسب $h\upsilon$ (شکل ۴-۵) و تعیین محل برونیابی داده‌ها به روش برازش کمینه سازی کوچکترین مربعات[1] در ناحیه انرژی بالا با محور افقی به ازای a=۰ (نمودار ضمیمه) می‌توان گاف نواری نمونه‌ها را بدست آورد.



شکل ۴-۵: تغییرات $(ah\nu)^2$ بر حسب $h\nu$ در نمونه‌های CdS مورد مطالعه. نمودار ضمیمه خط برازشی داده‌ها را در گستره انرژی بالا نشان می‌دهد.

به منظور تعیین پهنای دنباله نواری (E_U) با استفاده از داده‌های طیف جذب در نزدیکی لبه جذب از رابطه اورباخ استفاده شده است. شکل ۴-۶ تغییرات E_g و E_U را برای لایه‌های CdS مورد مطالعه نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است نمونه S_{1G} با کمترین میزان گاف نواری (۲/۴۱ eV) بیشترین پهنای دنباله نواری (۲۲۳ meV) و نمونه S_{3G} با بیشترین مقدار گاف نواری (۲/۴۷ eV) کمترین پهنای دنباله نواری را (۱۶۰ meV) دارد. مقدار اختلاف گاف نواری در این نمونه‌ها دربازه‌ی ۲/۴۱ eV-۲/۴۷ و اختلاف پهنای دنباله نواری دربازه‌ی ۱۶۰ meV-۲۲۳ با هم مطابقت دارند.

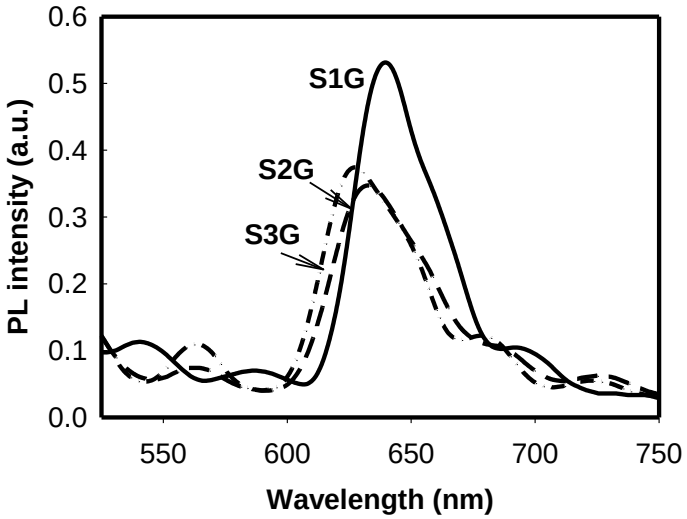
1. least square fit method

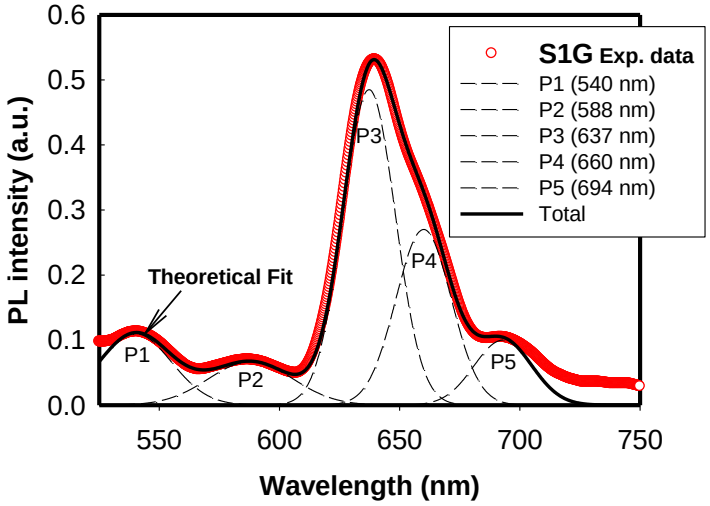


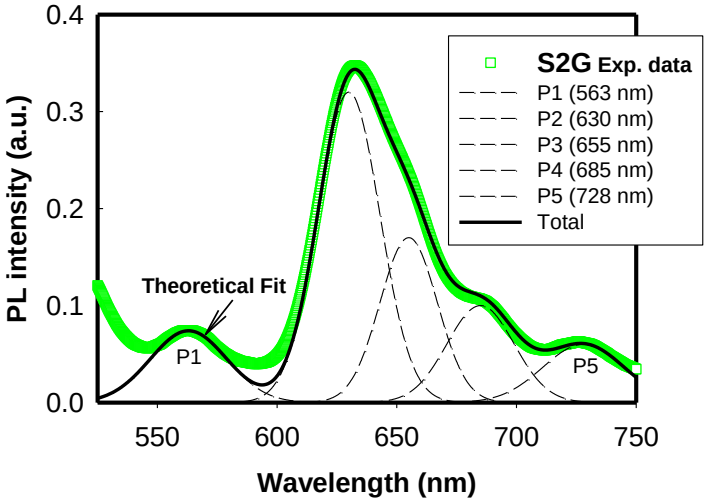
شکل ۴-۶: تغییرات E_g و E_U نمونه‌های CdS مورد مطالعه.

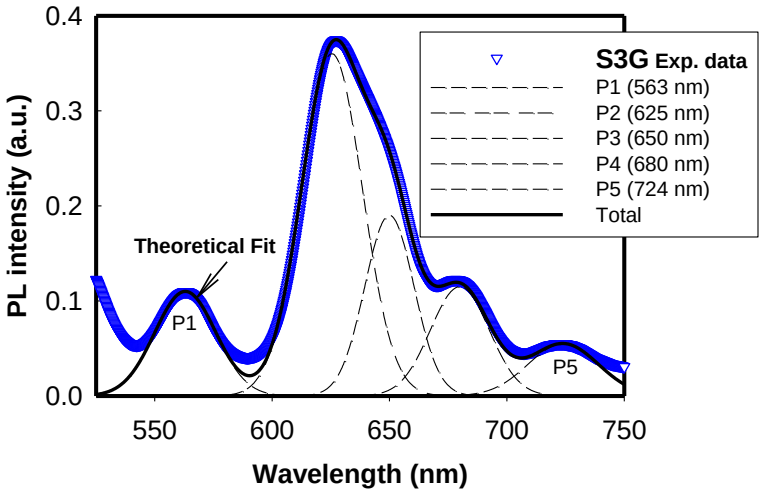
همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش زمان لایه‌نشانی گاف نواری لایه‌ها به تدریج افزایش یافته در حالی که دنباله نواری کاهش یافته است.

شکل ۴-۷ طیف PL لایه‌ها را همراه با پنج برازش گوسی برای هر طیف به صورت جداگانه نشان می‌دهد. موقعیت قله‌ها در منحنی‌های گوسی (نامگذاری شده به صورت P_1-P_5) منشاهای متفاوتی دارد: قله P_1، ۵۴۰ nm در S_{1G} و ۵۶۳ nm در S_{2G} و S_{3G} می‌تواند به ترازهای وابسته به تهی‌جاهای سولفور (V_s)[۷۱] در نزدیک نوار رسانش مرتبط باشد. واضح است که توزیع ترازهای مرتبط با این قله در نمونه S_{1G} نسبت به نمونه‌های S_{2G} و S_{3G} به نوار رسانش نزدیک‌تر است. تفاوت انرژی متناظر با موقعیت این قله‌ها به نوبه خود بر خواص الکتریکی لایه‌ها تاثیر گذاشته که در بخش خواص الکتریکی بحث شده است. قله‌های دیگر وابسته به سایر منحنی‌های گوسی واقع در در طول موج‌های بزرگتر (۵۸۸-۷۲۸ nm)، متناظر با قله‌های P_2-P_5، به نواقص بلوری شامل تهی‌جاهای Cd (V_{Cd}) و Cd های درون شبکه‌ای (I_{Cd}) نسبت داده می‌شوند[۷۲].


PL intensity (a.u.)
Wavelength (nm)
S1G
S2G
S3G


PL intensity (a.u.)
Wavelength (nm)
S1G Exp. data
P1 (540 nm)
P2 (588 nm)
P3 (637 nm)
P4 (660 nm)
P5 (694 nm)
Total
Theoretical Fit
P1
P2
P3
P4
P5

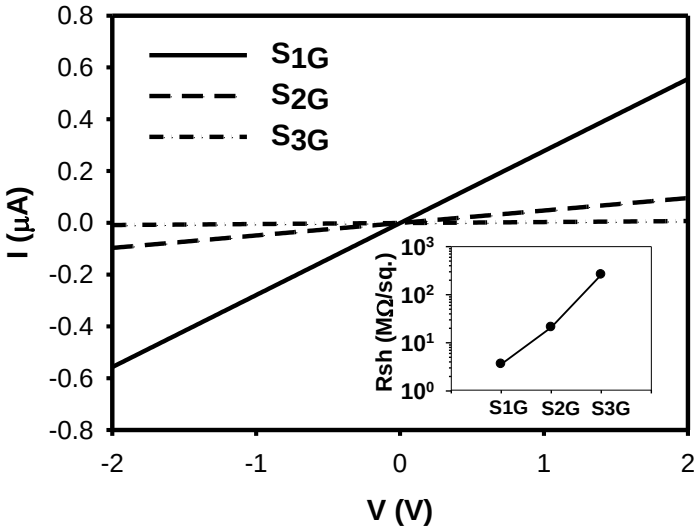

PL intensity (a.u.)
Wavelength (nm)
S2G Exp. data
P1 (563 nm)
P2 (630 nm)
P3 (655 nm)
P4 (685 nm)
P5 (728 nm)
Total
Theoretical Fit
P1
P5



شکل ۴-۷: طیف‌های فوتولومینسانس و تحلیل هر کدام به طور جداگانه در نمونه‌هایCdS مورد مطالعه.

خواص الکتریکی

شکل ۴-۸ مشخصه جریان-ولتاژ (I-V) نمونه‌ها را در بازه ولتاژ ۲V± در شرایط تاریکی نشان می-دهد. واضح است تمام نمونه‌های مربع شکل (1 cm×1 cm) مشخصه اهمی دارند.



شکل ۴-۸: نمودار I-V نمونه‌های CdS مورد مطالعه.

طبق این نتایج مقاومت ورقه‌ای (R_{sht}) نمونه‌های S_{1G} ، S_{2G} و S_{3G} به ترتیب: ۳/۶، ۲۱ و MΩ/sq ۲۶۰ می‌باشد. این تغییرات در یک نمودار نیم لگاریتمی به صورت ضمیمه نشان داده شده است. مقاومت پایین نمونه S_{1G} نسبت به دو نمونه دیگر می تواند ناشی از: (۱) نزدیکی موقعیت انرژی قله P_1 مرتبط با حالت‌های شبه بخشنده V_S به نوار رسانش که منجر به افزایش حامل‌های آزاد بیشتری شده، و (۲) اندازه بلورک‌های بزرگتر و چگالی دررفتگی کمتر آن، (جدول ۴-۱) که منجر به افزایش تحرک حامل‌ها می‌گردد، باشد.

نتیجه‌گیری

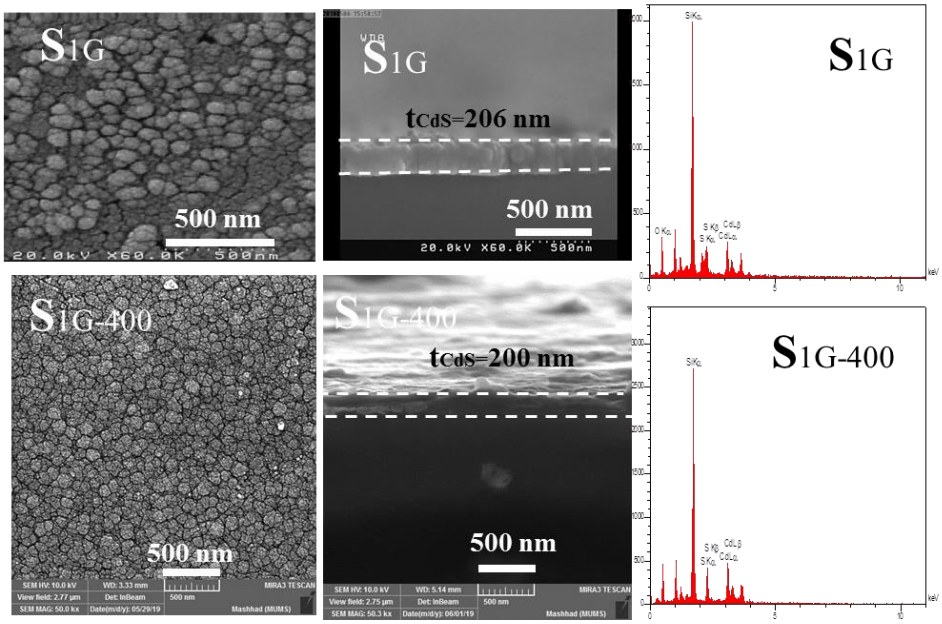
در این تحقیق لایه‌های نانوساختار CdS بر روی زیرلایه شیشه به روش حمام شیمیایی در مدت زمان‌های متفاوت ۱۰، ۲۰ و ۳۰ min لایه‌نشانی شدند. تصاویر FESEM نشان داد که لایه‌های نازک CdS به صورت دانه‌های کروی رشد پیدا کرده و با افزایش زمان لایه‌نشانی اندازه آنها از حدود nm ۱۰۰ به nm ۶۰ کاهش یافته است. طیف XRD نمونه‌ها بیانگر رشد ترجیحی لایه‌ها در جهت (۱۱۱) با ساختار مکعبی بوده به طوری که با افزایش مدت لایه‌نشانی کیفیت بلورینگی لایه‌ها رو به کاهش گذارده‌اند (جدول۴-۱). طیف عبور اپتیکی لایه‌ها نشان داد که در محدوده طول موج های ۵۲۰ تا ۱۱۰۰ nm میزان عبور نور در حدود ۸۰٪ است، که می‌تواند به عنوان یک ویژگی مهم در سلول‌های خورشیدی محسوب شود. در نهایت دریافتیم که نمونه S_{1G} با کمترین مدت رشد، کمترین اندازه گاف نواری (۲/۴۱ eV) و همچنین کمترین مقاومت ورقه‌ای (۳/۶ MΩ/sq) را دارد که علت آن می‌تواند ناشی از وجود ترازهای کم عمق شبه بخشنده (تایید شده به وسیله طیف PL) ، و نیز تحرک پذیری بیشتر حامل‌ها باشد که به وسیله طیف‌های رامان و XRD تایید شده‌اند.

۴-۲-۲ مطالعه تأثیر بازپخت

در این قسمت به بررسی اثر بازپخت بر خواص فیزیکی نمونه S_{1G} در بخش قبل پرداخته‌ایم. بدین منظور نمونه در دمای ^{o}C ۴۰۰ به مدت یک ساعت در محیط آرگون بازپخت شد (نمونه $S_{1G\text{-}400}$).

مورفولوژی سطح

شکل ۴-۹ تصاویر FESEM و EDX لایه‌ها را نشان می‌دهد. با توجه به تصاویر مورفولوژی سطح لایه‌ها مشخص است که تراکم دانه ها به صورت نسبتا یکنواخت در سطح نمونه بازپخت شده افزایش پیدا کرده است. همچنین با توجه به تصاویر مقطع عرضی پس از بازپخت ضخامت لایه قدری کاهش یافته که می تواند به معنی فشردگی لایه و حذف نواحی تخلخل در نمونه باشد.



شکل ۴-۹: تصاویر FESEM و EDX نمونه‌های CdS مورد مطالعه.

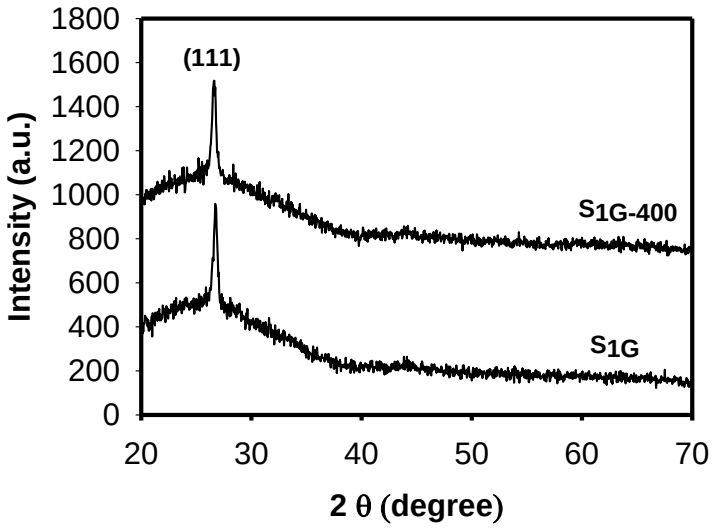
نتایج آنالیز EDX در جدول ۴-۲ ارائه گردیده است. این نتایج نشانگر آن است که اگرچه قبل و بعد از بازپخت در نمونه‌ی مورد نظر تناسب عنصری کامل برقرار نبوده اما نسبت گوگرد به کادمیم از حدود ۰/۸۱ قبل از بازپخت به حدود ۰/۶۴ پس از بازپخت رسیده است. این تغییرات کاهشی در تناسب عنصری لایه می تواند بر خواص الکتریکی و اپتیکی لایه که در ادامه بدان پرداخته ایم تاثیر داشته باشد. همچنین با توجه به نواقص ذاتی وابسته به تهی جاهای اتم‌های گوگرد انتظار می‌رود نمونه‌ها دارای رسانندگی الکتریکی نوع n باشند که با استفاده از خاصیت ترموالکتریک موسوم به اثر سیبک مورد تایید قرار گرفت.

جدول ۴-۲: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه ها.

عنصر	S_{1G} (W%)	S_{1G} (A%)	S_{1G-400} (W%)	S_{1G-400} (A%)
S	۱۸/۷۷	۴۴/۷۶	۱۵/۴۶	۳۹/۰۷
Cd	۸۱/۲۳	۵۵/۲۴	۸۴/۵۴	۶۰/۹۳

خواص ساختاری

شکل ۴-۱۰ طیف XRD نمونه‌ها را نشان می‌دهد. در هر دو نمونه قله پراش تیزی متناظر با صفحه (۱۱۱) مشاهده شده است که تشکیل ساختار مکعبی را تایید می‌کند. ملاحظه می‌شود که بازپخت تاثیری بر نوع ساختار لایه‌ها نداشته است.



شکل۴-۱۰: طیف‌های XRD نمونهS_{1G} قبل و بعد از بازپخت.

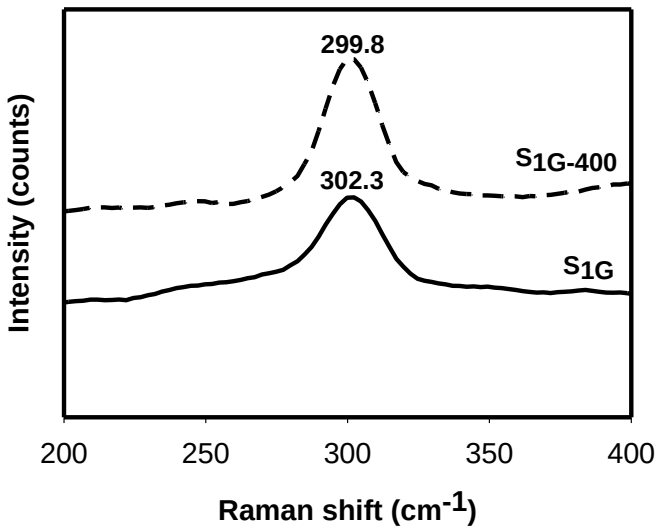
اندازه بلورک‌ها (D) و همچنین دیگر کمیت‌ها نظیر چگالی دررفتگی‌ها (δ)، کرنش‌های بلوری (ε) و ثابت شبکه محاسبه شدند. نتایج حاصل از محاسبات در جدول ۴-۳ ارائه شده است. ملاحظه می شود که پس از بازپخت ابعاد بلورک‌ها کوچکتر شده و بر میزان تراکم دررفتگی‌ها و همچنین مقدار کرنش های بلوری افزوده شده است. این موضوع می تواند با توجه به نتایج وابسته به تناسب عنصری نمونه

قبل و بعد از بازپخت قابل انتظار باشد.

جدول ۴-۳: اندازه بلورک (D) ، میکروکرنش (ε)، چگالی دررفتگی (δ)، فاصله بین صفحه‌ای (d) و ثابت شبکه (a) در نمونه‌ی S_{1G} قبل و بعد از بازپخت .

نمونه	FWHM (degree)	D (nm)	ε ($\times10^{-3}$)	δ ($\times10^{11}$)(cm^{-2})	d (Å) (111)	a (Å)
S_{1G}	۰/۴۱۵	۱۹/۵	۱/۷۷	۲/۳۳	۳/۳۳۷۷	۵/۷۸۱
S_{1G-400}	۰/۴۳۶	۱۸/۷	۱/۸۴	۲/۸۵	۳/۳۴۶۵	۵/۶۸۹

شکل ۴-۱۱ طیف رامان بدست آمده از لایه‌های نازک CdS را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود قله‌های نمونه های S_{1G} و S_{1G-400} به ترتیب در موقعیت های ۳۰۲/۳ و cm^{-1} ۲۹۹/۸ قرار دارند که مربوط به اولین مرتبه پراکندگی از فونون اپتیکی طولی مدهای LO 1 هستند.

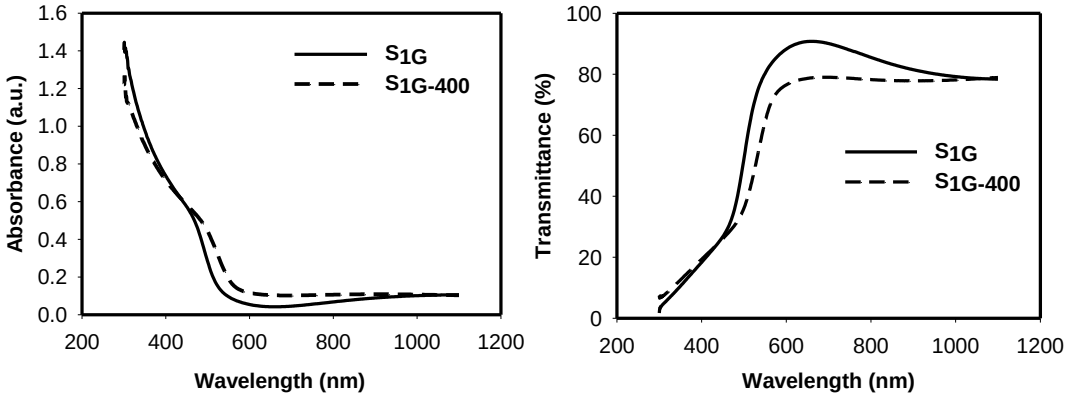


شکل۴-۱۱: طیف‌های رامان نمونه یS_{1G} قبل و بعد از بازپخت.

این نتایج نشان می‌دهد که موقعیت این قله در لایه‌ی بازپخت شده در مقایسه با نمونه ی بازپخت نشده نسبت به حالت تک‌بلور ($۳۰۵\ cm^{-1}$) کاهش داشته است که علت آن می‌تواند ناشی از وجود کرنش‌ها و نواقص بلوری بیشتر در این نمونه باشد.

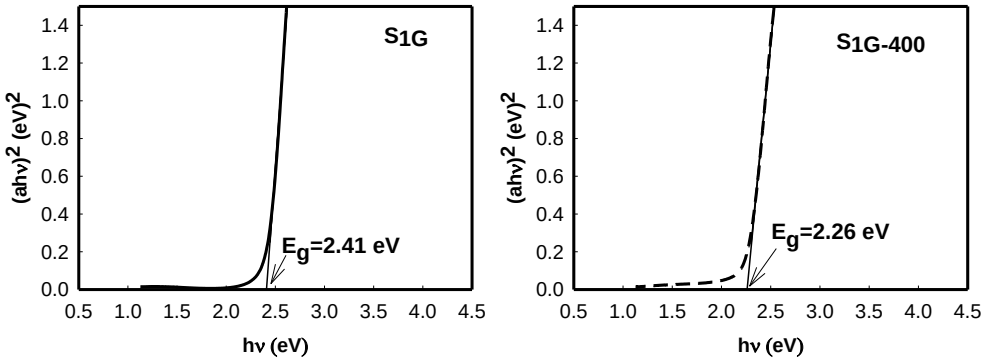
خواص اپتیکی

شکل ۴-۱۲ طیف عبور و جذب لایه‌ها را نشان می‌دهد. با توجه به این نتایج ملاحظه می‌شود که در ناحیه مرئی (۴۰۰- ۷۰۰nm) نمونه‌ی S_{1G-400} از عبور کمتری (جذب بیشتری) نسبت به نمونه‌ی S_{1G} برخوردار است.



شکل۴-۱۲: طیف‌های عبور و جذب نمونه یS_{1G} قبل و بعد از بازپخت.

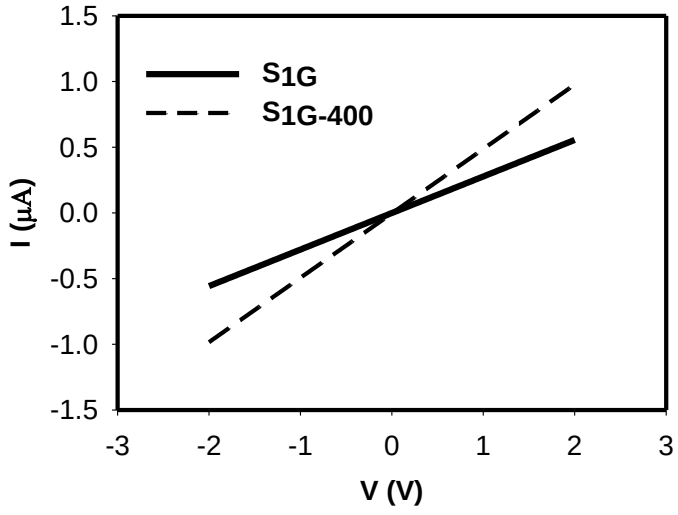
میزان عبور بیشتر در نمونه S_{1G} را می‌توان به بلورینگی بهتر این لایه، با توجه به مطالعه خواص ساختاری نمونه‌ها مرتبط دانست. با رسم منحنی $(ahυ)^2$ بر حسب $(hυ)$ و تعیین محل برونیابی داده‌ها با محور افقی، گاف نواری مستقیم نمونه‌ها محاسبه شد (شکل ۴-۱۳). نتایج حاکی از آن است که گاف نواری در نمونه S_{1G-400} نسبت به S_{1G} کاهش داشته است (از ۲/۴۱ به $۲/۲۶\ eV$). این تغییرات با بزرگی پهنای دنباله نواری ناشی از حضورترازهای ناکاملی (با توجه به نتایج EDX) مطابقت دارد به طوری که نمونه‌ی بازپخت شده دارای پهنای دنباله نواری بیشتری نسبت به نمونه بازپخت نشده است و در نتیجه گاف نواری کوچکتری دارد.



شکل۴-۱۳: منحنی $(ahυ)^2$ بر حسب $(hυ)$ جهت تعیین گاف نواری در نمونه یS_{1G} قبل و بعد از بازپخت.

خواص الکتریکی

جهت بررسی تاثیر بازپخت بر روی خواص الکتریکی نمونه از اندازه‌گیری جریان- ولتاژ استفاده شد. شکل ۴-۱۴ نمودار جریان-ولتاژ نمونه‌ها را در تاریکی نشان می‌دهد. این داده‌ها بیانگر اتصال اهمی در لایه‌ها است. طبق این نتایج مقاومت ورقه‌ای (R_{sht}) نمونه‌های بدون بازپخت و بازپخت شده به ترتیب ۳/۶ و ۲/۱ MΩ/sq بدست آمده است.



شکل۴-۱۴ : نمودار I-V نمونه یS_{1G} قبل و بعد از بازپخت.

مشاهده می‌شود که رسانندگی الکتریکی لایه پس از بازپخت افزایش پیدا کرده است. این تغییرات می‌تواند به افزایش تراکم حامل‌های بار آزاد ناشی از تراکم توزیع ترازهای ناکاملی شبه بخشنده ذاتی، عمدتا تهی جاهای اتم‌های گوگرد، در نزدیکی لبه نوار رسانش لایه‌ها مرتبط باشد که با نتایج EDX مطابقت دارد.

نتیجه‌گیری

در این تحقیق به منظور بررسی اثر بازپخت بر خواص فیزیکی لایه CdS، نمونه S_{1G} در دمای ^{o}C ۴۰۰ به مدت یک ساعت در محیط آرگون قرار داده شد. تصاویر مورفولوژی سطح لایه‌ها بیانگر افزایش تراکم دانه‌ها در سطح نمونه بازپخت شده است. نتایج آنالیز EDX کاهش نسبت گوگرد به کادمیم در نمونه بازپخت شده را نشان می‌دهد که این تغییرات کاهشی بر خواص الکتریکی و اپتیکی لایه تاثیرگذار بوده است. باتوجه به نتایج ساختاری ملاحظه می‌شود که پس از بازپخت نمونه ماهیت بس-بلوری خود را حفظ کرده است. تحلیل داده های اپتیکی نمونه‌ها بیانگرآن است که پس از بازپخت، میزان گاف نواری مستقیم نمونه‌ها به علت افزایش پهنای دنباله‌ی نواری، کاهش یافته است. رسانندگی بیشتر در لایه بازپخت شده می‌تواند ناشی از تراکم ترازهای ناکاملی شبه بخشنده ذاتی بیشتر، عمدتا تهی جاهای اتم‌های گوگرد، در نزدیکی لبه نوار رسانش باشد. تغییرات کاهشی گاف نواری و افزایش رسانایی لایه پس از پازپخت با نتایج آنالیز EDX سازگار است.

۴-۳ بررسی خواص فیزیکی لایه‌های نازک CdS نانوساختار رشد یافته بر روی FTO

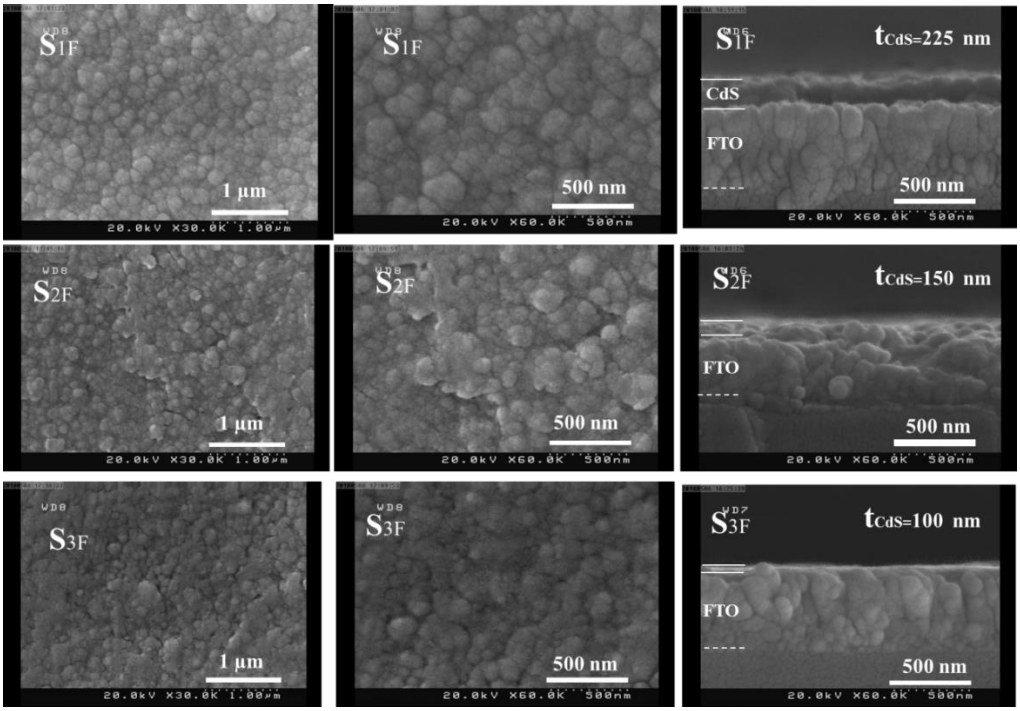
۴-۳-۱ مطالعه تاثیر زمان لایه نشانی

در این بخش به مطالعه تاثیر مدت زمان لایه‌نشانی بر خواص فیزیکی لایه‌های CdS که بر روی زیرلایه FTO (SnO_2: F) تجاری با مقاومت ویژه ۱۵ Ω.cm و ضخامت ۵۰۰ nm لایه‌نشانی شدند

پرداخته‌ایم. بدین منظور نمونه‌ها در بازه‌های زمانی مختلف ۳۰، ۴۰ و ۵۰min (به ترتیب نمونه‌های S_{1F}، S_{2F} و S_{3F}) در دمای ۹۰ °C و pH= ۱۱ تهیه شدند که جزئیات آن در جدول ۳-۱ ارائه شده است.

مورفولوژی سطح

تصاویر FESEM (شکل ۴-۱۵) نشانگر رشد نانوساختارهایی متشکل از نانوذرات گوی مانند در سطح لایه‌ها هستند. لایه‌ها ساختاری متراکم و بدون تخلخل دارند. ابعاد دانه‌ها در نمونه‌های S_{1F}، S_{2F} و S_{3F} به ترتیب در حدود ۷۰-۱۲۰، ۵۰-۱۱۰ و ۴۰-۹۰ nm است. همچنین تصاویر FESEM لایه های مورد بررسی از مقطع عرضی، بیانگر آن است که با افزایش زمان لایه‌نشانی نه تنها اندازه دانه‌ها کاهش یافته، بلکه همچنین ضخامت لایه‌ها نیز روندی کاهشی داشته است: به ترتیب در حدود ۲۲۵ و ۱۵۰ و ۱۰۰ nm.

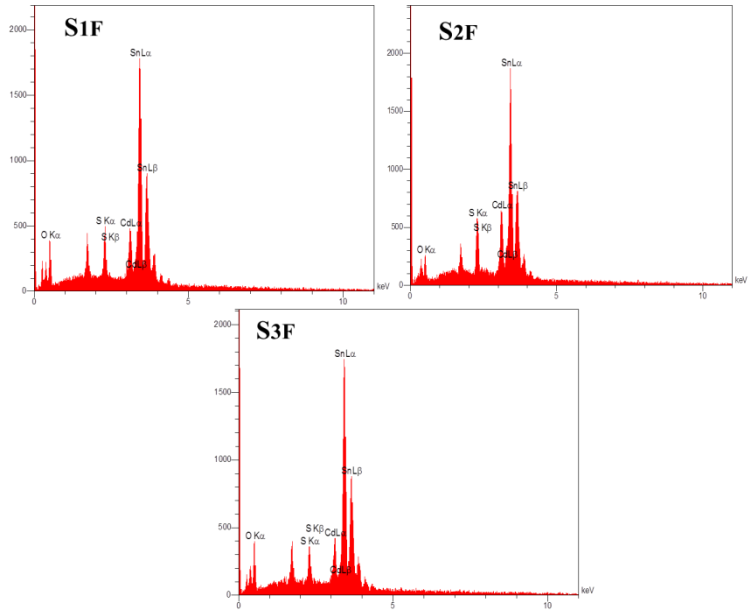


شکل ۴-۱۵: تصاویر FESEM نمونه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان‌های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}).

آنالیز EDX جهت بررسی عناصر و میزان درصد اتمی آن‌ها در نمونه‌ها انجام شده است. شکل ۴-۱۶ طیف EDX نمونه‌ها و جدول ۴-۴ مقادیر درصدهای اتمی (A%) و وزنی (W%) عناصر موجود در لایه ها را نشان می دهد. آنالیز ترکیب عنصری، وجود عناصر Cd و S را در لایه نازک تایید می‌کند. نتایج نشان‌دهنده کمبود اتم‌های گوگرد در لایه‌ها از شرایط تناسب عنصری ایده‌آل (نسبت ۱ به ۱) است به طوری که با افزایش مدت زمان سنتز به طور کلی تراکم اتم‌های گوگرد رو به کاهش گذارده‌اند. با توجه به نواقص ذاتی وابسته به تهی جاهای کمبود گوگرد انتظار می‌رود نمونه‌های فوق همگی دارای رسانندگی الکتریکی نوع n باشند.

جدول ۴-۴: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه ها.

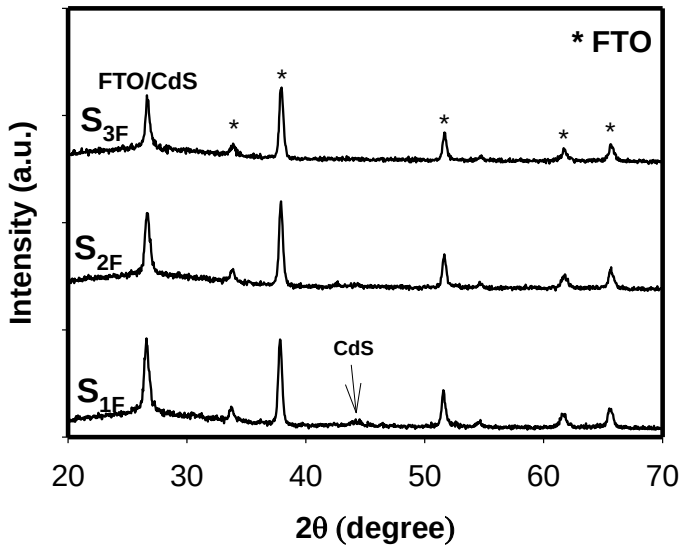
عنصر	S_{1F} (W%)	S_{1F} (A%)	S_{2F} (W%)	S_{2F} (A%)	S_{3F} (W%)	S_{3F} (A%)
S	۱۴/۱۰	۳۶/۵۳	۱۴/۱۴	۳۶/۶۰	۱۳/۱۳	۳۴/۶۳
Cd	۸۵/۹۰	۶۳/۴۷	۸۵/۸۶	۶۳/۴۰	۸۶/۸۷	۶۵/۳۷



شکل ۴-۱۶: تصاویر EDX نمونه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان‌های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}).

خواص ساختاری

طرح پراش پرتو ایکس لایه‌ها (شکل۴-۱۷) قله‌ای را در موقعیت $2\theta=26/7^{\circ}$ نشان می‌دهد که متناظر با جهت‌گیری بلوری (۱۱۱) وابسته به ساختار مکعبی CdS و صفحه (۱۱۰) ساختار چهارگوشی SnO_2 می‌باشد. در شکل قله‌ی ضعیفی مربوط به راستای (۲۲۰) ساختار مکعبی CdS وجود دارد که در نمونه‌ی S_{1F} واضح تر است. چنانچه پیداست در طیف XRD نمونه‌ها، قله‌های دیگری نیز مشاهده می‌شوند که با علامت ستاره مشخص شده‌اند. این قله‌ها وابسته به جهت‌گیری‌های بلوری مختلف در زیرلایه FTO می باشد. مشاهده می‌شود که با افزایش زمان لایه‌نشانی، شدت قله (۱۱۱) کاهش یافته است و این امر بیانگر اهمیت اثر زمان لایه‌نشانی و وجود یک زمان بهینه در رشد لایه می‌باشد.



شکل۴-۱۷: طیف های XRD نمونه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان‌های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}).

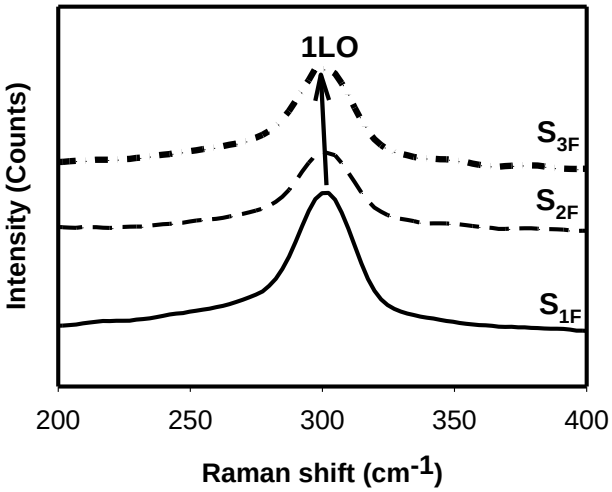
برای بررسی دقیق‌تر خواص ساختاری به محاسبه‌ی اندازه بلوک‌ها (D) (معادله ۲-۲) با در نظر گرفتن جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱)، چگالی دررفتگی‌ها (δ) (معادله ۲-۳) و کرنش‌های بلوری (ε) (معادله ۲-۴) ثابت‌های شبکه (a) (معادله ۲-۵)پرداخته‌ایم. تحلیل داده‌های مربوط به اندازه بلورک‌ها،

میزان میکروکرنش‌های بلوری، چگالی دررفتگی‌ها و همچنین اندازه ثابت شبکه در جدول ۴-۵ ارائه شده است. این نتایج بیانگر این مطلب است که با افزایش زمان لایه نشانی اندازه بلورک‌ها کاهش یافته و در مقابل میزان دررفتگی‌ها و کرنش‌های بلوری رو به افزایش گذاشته‌اند. به عبارتی می‌توان گفت که افزایش مدت لایه‌نشانی منجر به کاهش کیفیت بلورینگی لایه‌ها شده است. برای لایه CdS با ساختار مکعبی، ثابت شبکه استاندارد ۵/۸۱۱ Å گزارش شده است که نمونه S_{1F} نزدیک‌ترین مقدار را به این عدد دارد.

جدول۴-۵: اندازه بلورک (D) ، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ)، فاصله بین صفحه‌ای (d) و ثابت شبکه (a) در نمونه‌ها .

نمونه‌ها	FWHM (degree)	D (nm)	Ɛ ($\times 10^{-3}$)	δ ($\times 10^{11}$) (cm^{-2})	a (Å)	d (Å) (111)
S_{1F}	۰/۳۸۸	۲۰/۹	۱/۶۵	۲/۲۹	۵/۷۹۹	۳/۳۴۸۱
S_{2F}	۰/۴۸۸	۱۶/۷	۲/۰۷	۳/۵۸	۵/۷۸۵	۳/۳۴۰۱
S_{3F}	۰/۴۹۳	۱۶/۵	۲/۰۹	۳/۶۷	۵/۷۸۲	۳/۳۳۸۳

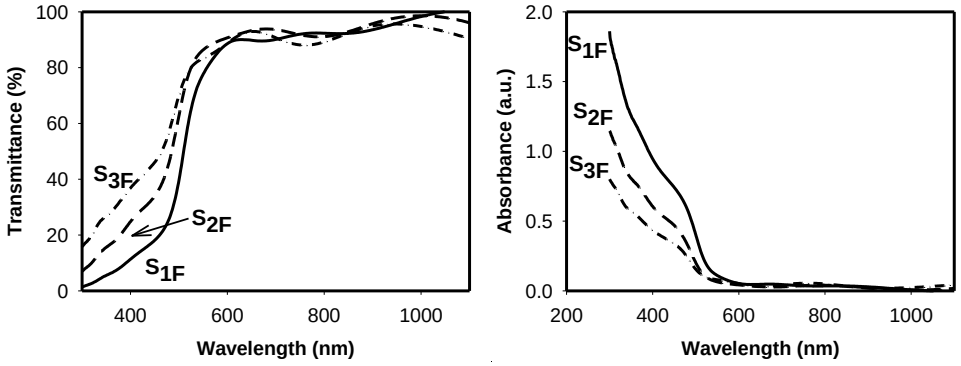
شکل۴-۱۸ طیف رامان بدست آمده از لایه‌های نازک CdS را تحت طول موج برانگیختگی (۵۳۲ nm (۲/۳۳eV نشان می‌دهد. قله مشاهده شده در نمونه‌های S_{1F}، S_{2F} و S_{3F} به ترتیب در مکان-های ۳۰۲/۳ ۲۹۹/۸ وcm^{-1} ۲۹۷/۳ قرار دارد که متناظر با اولین مرتبه پراکندگی از فونون اپتیکی طولی (1LO) می‌باشد. CdS می‌تواند دارای دو ساختار شش‌گوشی و مکعبی باشد که برای هر دو ساختار مکان 1LO نزدیک cm^{-1} ۳۰۵ گزارش شده است. مکان مد 1LO در نمونه S_{1F} به حالت ایده-آل تک بلور نزدیک‌تر است و این امر بیانگر این است که لایه بلورینگی بهتری را نشان می‌دهد که این نتیجه توسط XRD تأیید می‌شود.



شکل ۴-۱۸: طیف‌های رامان نمونه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان‌های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}).

خواص اپتیکی

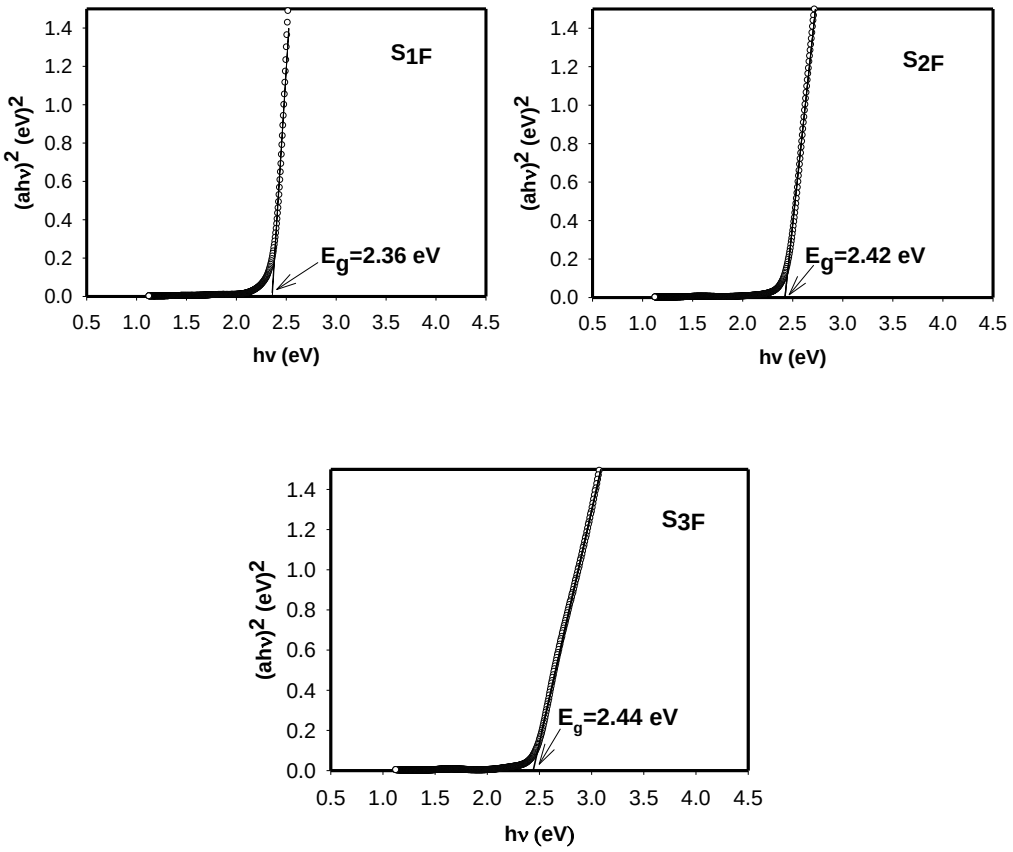
خصوصیات اپتیکی لایه‌های نازک CdS با استفاده از طیف‌های جذب (A) و عبور (T) لایه‌ها مورد بررسی قرار گرفتند. شکل ۴-۱۹ طیف جذب و عبور نمونه‌ها را نشان می‌دهد.



شکل ۴-۱۹: طیف های عبور و جذب نمونه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان‌های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}).

در طیف عبور نمونه‌ها مشاهده می‌شود که در ورای طول موج لبه جذب، میزان عبور لایه‌ها بیشتر از ۸۰٪ است و می توان این لایه‌ها را به عنوان لایه پنجره در سلول خورشیدی مورد توجه قرار داد.

طیف جذب لایه‌ها، جابه‌جایی لبه جذب نمونه‌ها را نشان می‌دهد. به طوری که با افزایش مدت زمان رشد لبه جذب لایه‌ها به سوی طول موج های کوتاه‌تر جابجا شده‌اند که می‌تواند بر مقدار گاف نواری نمونه‌ها تاثیر بگذارد. گاف اپتیکی نمونه‌ها با استفاده از رابطه تاک برای گاف مستقیم محاسبه گردید (شکل ۴-۲۰). گاف نواری از رسم خط مماس بر نمودار $(ahυ)^2$ بر حسب $(hυ)$ محاسبه شد. نقطه تقاطع خط مماس بر نمودار $(ahυ)^2$ با محور انرژی، E_g می‌باشد.

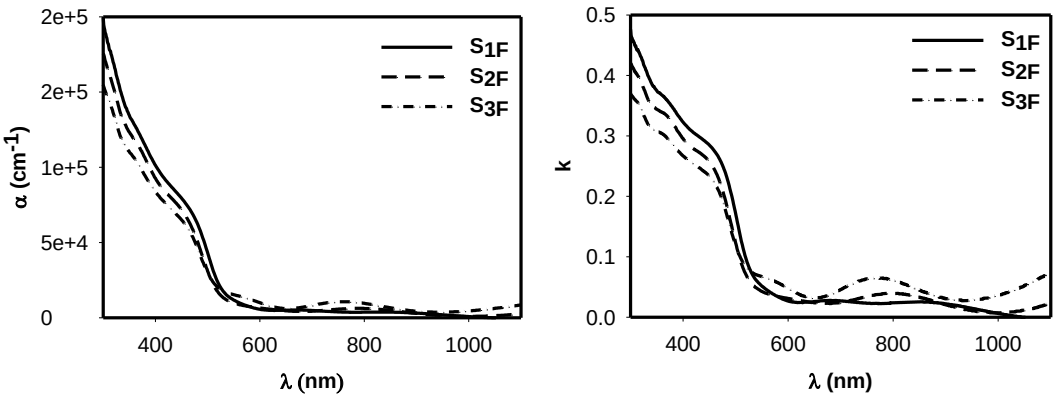


شکل ۴-۲۰: تغییرات $(ahν)^2$ بر حسب hν در نمونه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان‌های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}) مورد مطالعه جهت تعیین گاف نواری.

تحلیل داده‌ها نشانگر آن است که با افزایش زمان لایه‌نشانی گاف نواری نمونه‌ها از ۲/۳۶ به eV ۲/۴۴ افزایش یافته‌اند. بنا به گزارش انریکو و همکاران[۶۶]، همچنین لجیمی و همکاران[۷۳]، تغییرات گاف نواری می‌تواند متاثر از عواملی همچون اندازه ذره، پارامترهای ساختاری، حضور

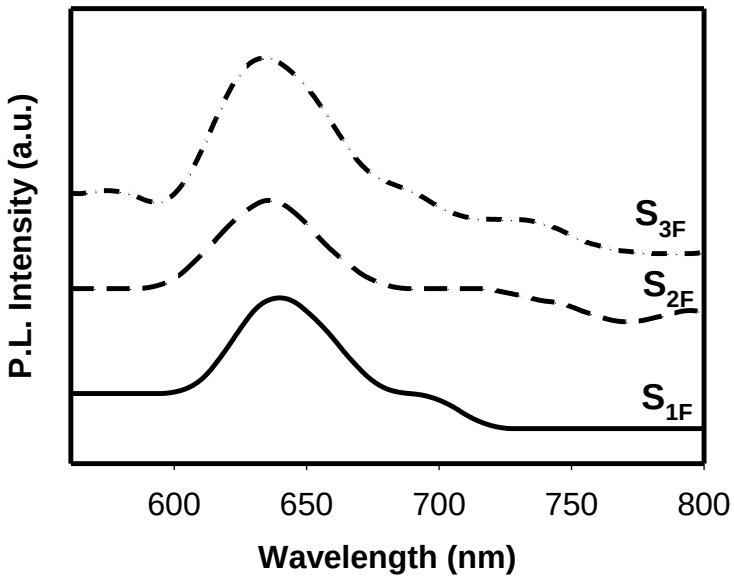
ناخالصی‌ها و کرنش شبکه باشد. با توجه به جدول ۴-۵ مشاهده می‌شود که با افزایش زمان لایه-نشانی، میزان کرنش‌های بلوری افزایش یافته و به دنبال آن ثابت شبکه کاهش پیدا کرده که همین امر می‌تواند علت افزایش گاف نواری در نمونه‌های ما باشد.

ضرایب جذب (α) و خاموشی (k)، با استفاده از داده‌های طیف جذب و عبور، به کمک روابط (۲-۷ و ۲-۸) محاسبه شده‌اند. شکل ۴-۲۱ وابستگی ضرایب جذب و خاموشی را به طول موج نشان می‌دهد که محدوده مقادیر بدست آمده مطابق با گزارشات است.[۶۰].



شکل ۴-۲۱: وابستگی ضرایب جذب و خاموشی در نمونه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان‌های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}).

طیف فوتولومینسانس لایه‌های نازک CdS در شکل ۴-۲۲ نشان داده شده است. قله غالب در نمونه-های S_{1F}، S_{2F} و S_{3F} به ترتیب در طول‌موج‌های ۶۳۸/۴ ، ۶۳۵/۸ و ۶۳۴/۲ nm قرار دارد که همگی در ناحیه گسیل قرمز هستند. این گسیل می‌تواند مرتبط با نواقصی همچون اتم‌های V_{Cd} و I_{Cd} درون شبکه بلوری ماده باشد[۷۳].



شکل۴-۲۲: طیف‌های فوتولومینسانس نمونه‌های CdS رشد یافته بر روی زیر لایه FTO با زمان‌های رشد ۳۰ (نمونه S_{1F})، ۴۰ (نمونه S_{2F}) و ۵۰min (نمونه S_{3F}).

نتیجه‌گیری

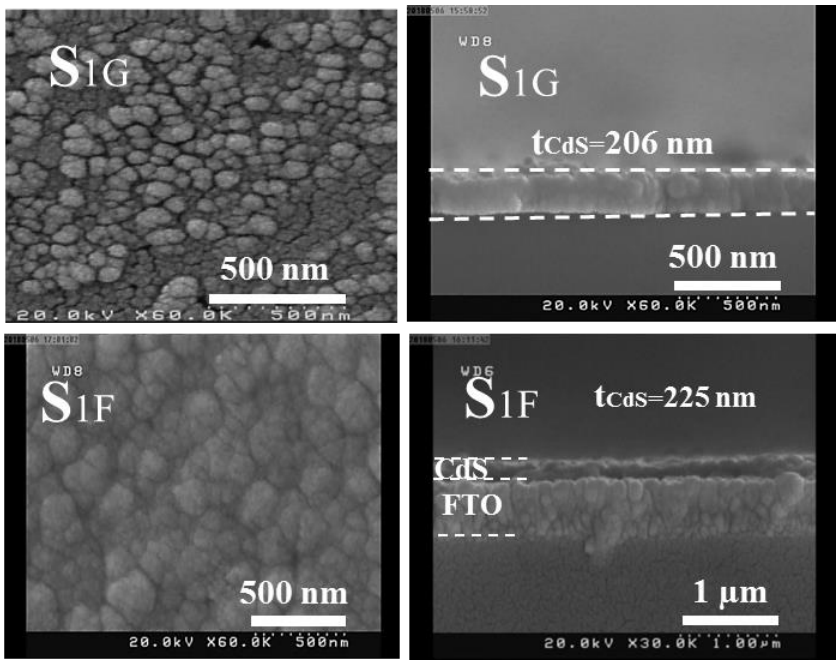
لایه‌های نانوساختار CdS بر روی زیرلایه‌های FTO به روش حمام شیمیایی لایه‌نشانی شدند. تصاویر FESEM نشانگر رشد لایه‌های نازک CdS به صورت دانه‌های کروی بوده که با افزایش زمان لایه-نشانی اندازه آنها کاهش یافته است. آنالیز EDX وجود عناصر Cd و S را در لایه ها تایید می‌کند و بیانگر کمبود عنصر گوگرد در تناسب عنصری لایه‌ها است. طرح پراش پرتو ایکس بیانگر فاز بلوری مکعبی برای لایه‌ها بوده به طوری که با افزایش مدت لایه‌نشانی کیفیت بلورینگی لایه‌ها کاهش پیدا کرده است. لایه‌های تشکیل شده، میزان عبور بیشتر از ۸۰٪ را در طول موج‌های بزرگتر از لبه جذب نشان داده اند. تحلیل داده‌های اپتیکی نشان می‌دهد که گاف نواری مستقیم نمونه‌ها از ۲/۳۶ به eV ۲/۴۴ رو به افزایش گذارده‌اند که علت آن می‌تواند ناشی از افزایش کرنش‌های بلوری و کاهش ثابت شبکه باشد. قله غالب مشاهده شده در طیف فوتولومینسانس نمونه‌ها در ناحیه گسیل قرمز بوده و معمولا به نواقصی همچون اتم‌های V_{Cd} و I_{Cd} درون شبکه بلوری ماده نسبت داده می‌شود.

۴-۳-۲ مقایسه خواص فیزیکی لایه‌های نازک CdS تهیه شده بر روی زیرلایه های شیشه و FTO

در این بخش اثر نوع زیرلایه را بر خواص فیزیکی لایه نازک CdS بررسی می‌کنیم. بدین منظور به مقایسه خواص فیزیکی نمونه S_{1G} (بخش ۴-۲) و نمونه S_{1F} (بخش ۴-۳) به ترتیب رشد یافته بر روی زیر لایه شیشه‌ای و FTO که با شرایط مشابه (دمای محلول °C ۹۰ و pH= ۱۱ و مدت زمان لایه نشانی min ۳۰) تهیه شده‌اند، می‌پردازیم.

مورفولوژی سطح

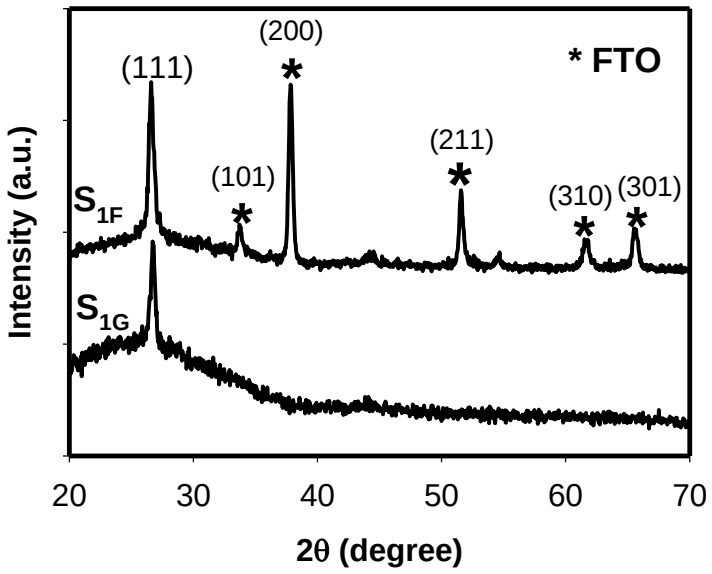
تصاویر FESEM (شکل ۴-۲۳) نشانگر رشد دانه‌ای لایه‌ها می‌باشد. چنانچه پیداست سطح نمونه S_{1F} تراکم بیشتری در مقایسه با نمونه S_{1G} برخوردار است. ابعاد دانه‌ها در نمونه‌ی S_{1G} در گستره ۵۰ تا ۱۰۰ nm و در نمونه ی S_{1F} در گستره ۷۰ تا ۱۲۰ nm هستند، به طوری که این افزایش می‌تواند ناشی از حضور یک زیرلایه بلورین در نمونه‌ی S_{1F} با لایه واسط FTO، که در بخش "خواص ساختاری" بدان پرداخته‌ایم، در مقایسه با زیرلایه شیشه با ساختار آمورف شیشه باشد.



شکل ۴-۲۳: تصاویر FESEM نمونه‌های CdS مورد مطالعه.

خواص ساختاری

برای بررسی ویژگی‌های ساختاری نمونه‌ها از الگوهای پراش پرتو X استفاده شده است. شکل ۴-۲۴ طیف XRD لایه‌های نازک CdS سنتز شده بر روی زیرلایه‌های شیشه و FTO را نشان می‌دهد. قله واقع در موقعیت $2\theta=26/7^{\circ}$ متناظر با جهت‌گیری بلوری (۱۱۱) وابسته به ساختار مکعبی CdS و جهت گیری بلوری (۱۱۰) وابسته به ساختار چهارگوشی SnO_2 می‌باشد. چنانچه پیداست در طیف XRD نمونه‌ی S_{1F} علاوه بر این قله، قله‌های دیگری نیز مشاهده می‌شوند که با علامت ستاره (*) مشخص شده‌اند. این قله‌ها وابسته به جهت‌گیری‌های بلوری مختلف در زیرلایه FTO می باشد.



شکل۴-۲۴: الگوی پراش XRD نمونه‌های CdS مورد مطالعه.

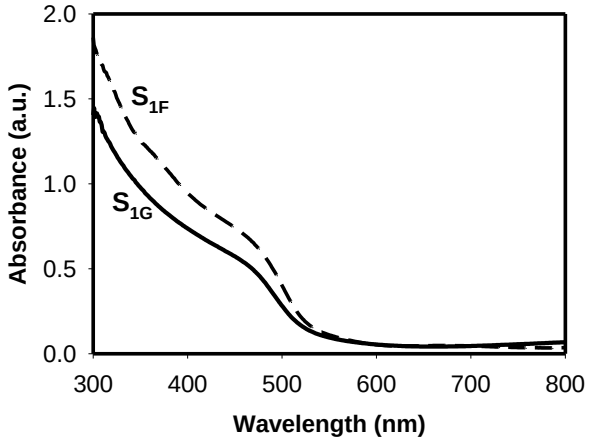
برای بررسی دقیق‌تر خواص ساختاری به محاسبه‌ی اندازه بلورک‌ها (D) (معادله ۲-۲) با در نظر گرفتن جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱)، چگالی در رفتگی‌ها (δ) (معادله ۲-۳) و کرنش‌های بلوری (ε) (معادله ۲-۴) ثابت‌های شبکه (a) (معادله ۲-۵)پرداخته‌ایم. نتایج حاصل از این محاسبات در جدول ۴-۶ ارائه شده است. از این نتایج می‌توان دریافت که لایه S_{1F} نسبت به S_{1G} دارای اندازه بلورکی بزرگتر و همچنین از میزان کرنش و دررفتگی بلوری کمتری برخوردار می باشد.

جدول۴-۶: اندازه بلورک (D) ، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ) وابسته به جهت‌گیری (۱۱۱)، همچنین فاصله بین صفحه‌ای (d) و ثابت شبکه (a) در نمونه‌ها.

نمونه	FWHM (degree)	D (nm)	Ɛ ($\times10^{-3}$)	δ ($\times10^{11}$)(cm^{-2})	d(Å) (111)	a (Å)
S_{1G}	۰/۴۱۵	۱۹/۵	۱/۷۷	۲/۳۳	۳/۳۳	۵/۷۸۱
S_{1F}	۰/۳۸۸	۲۰/۹	۱/۶۵	۲/۲۹	۳/۳۵	۵/۷۹۹

خواص اپتیکی

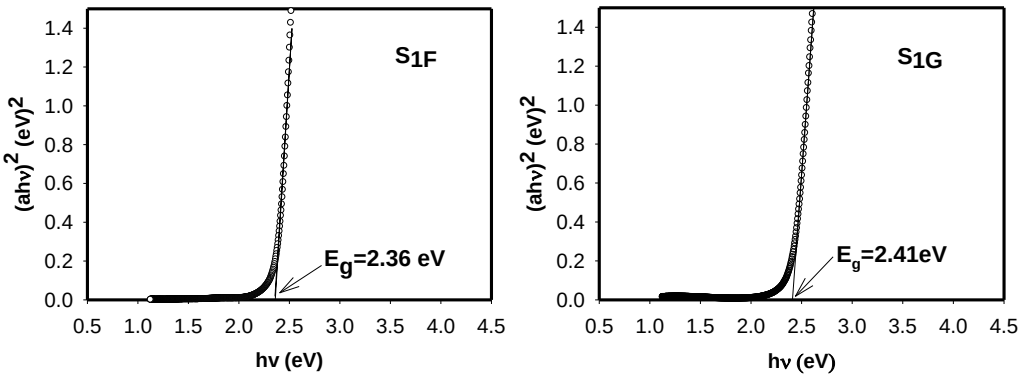
شکل ۴-۲۵ طیف جذب لایه‌های S_{1G} و S_{1F} را با حذف اثر زیرلایه نشان می‌دهد. با توجه به این نتایج ملاحظه می‌شود که در ناحیه مرئی (۴۰۰- ۷۰۰nm) نمونه‌ی S_{1F} از جذب بیشتری نسبت به نمونه‌ی S_{1G} برخوردار است. این موضوع می‌تواند متاثر از ضخامت بیشتر لایه در نمونه‌ی S_{1F} در مقایسه با نمونه‌ی S_{1G} باشد.



شکل ۴-۲۵: طیف‌های جذب نمونه‌های CdS مورد مطالعه.

با رسم منحنی $(ah\upsilon)^2$ بر حسب $(h\upsilon)$ و تعیین محل برونیابی داده‌ها در ناحیه انرژی بالا با محور افقی به ازای a=۰ می‌توان گاف نواری را بدست آورد (شکل ۴-۲۶). بر اساس این تحلیل که در نمودار

ضمیمه شکل ۴-۲۶ ارائه شده است گاف نواری در نمونه S_{1F} نسبت به S_{1G} کاهش داشته است (از ۲/۴۱ به ۲/۳۶ eV). این تغییرات می‌تواند ناشی از تفاوت در بزرگی ثابت شبکه در این دو نمونه باشد.



شکل ۴-۲۶: تغییرات $(ahv)^2$ بر حسب hv جهت تعیین گاف نواری در نمونه های CdS مورد مطالعه.

نتیجه‌گیری

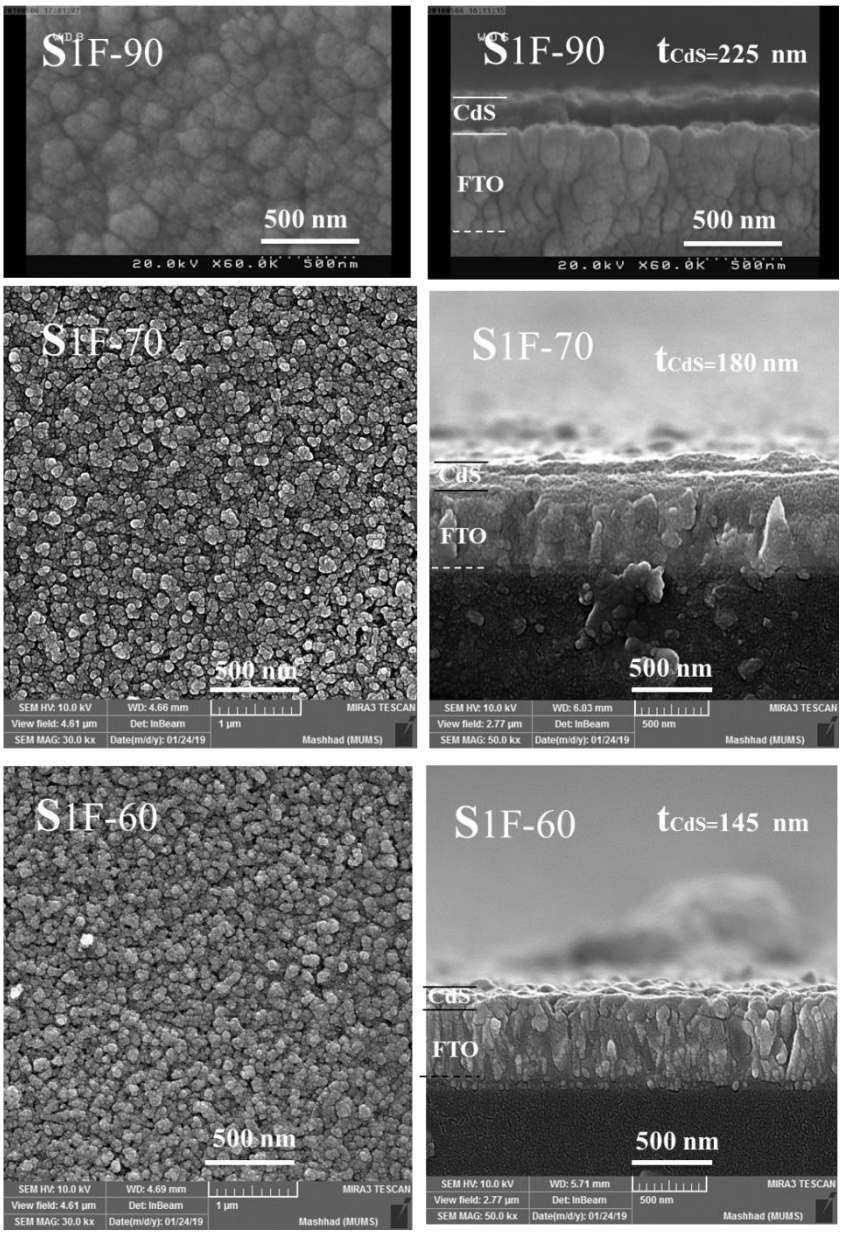
در این بخش به بررسی مقایسه‌ای تاثیر نوع زیرلایه (شیشه و FTO) بر خواص فیزیکی لایه‌های سولفید کادمیوم با زمان لایه نشانی یکسان (۳۰ دقیقه) پرداخته‌ایم. تصاویر FESEM نشانگر رشد دانه‌ای لایه‌ها می‌باشد و ابعاد دانه‌ها در نمونه S_{1F} در مقایسه با نمونه S_{1G} افزایش پیدا کرده است. طیف‌های XRD نمونه‌ها حاکی از آن است که لایه‌های رشد یافته بر روی هر دو زیر لایه دارای ساختار بلورین مکعبی بوده و نمونه‌ی سنتز شده بر روی FTO از کیفیت بلوری بهتری برخوردار است. تحلیل داده‌های اپتیکی نمونه‌ها بیانگر کاهش گاف نواری (۲/۴۱ به ۲/۳۶ eV) در نمونه S_{1F} نسبت به S_{1G} است

۴-۳-۳ مطالعه تاثیردمای لایه نشانی

در این بخش به مطالعه اثر دمای لایه‌نشانی بر خواص فیزیکی لایه‌های نازک CdS که بر روی زیر لایه FTO لایه‌نشانی شده‌اند، پرداخته‌ایم. بدین منظور نمونه‌های S_{1F_90}، S_{1F_70} و S_{1F_60} به ترتیب در دمای ۹۰ ، ۷۰ و ۶۰° C طبق شرایط مندرج در جدول ۳-۳ لایه‌نشانی شدند.

مورفولوژی سطح

شکل ۴-۲۷ تصاویر FESEM نمونه‌ها را نشان می‌دهد. همانطور که پیداست، سطح لایه‌ها از نانو ذرات کروی پوشیده شده است.

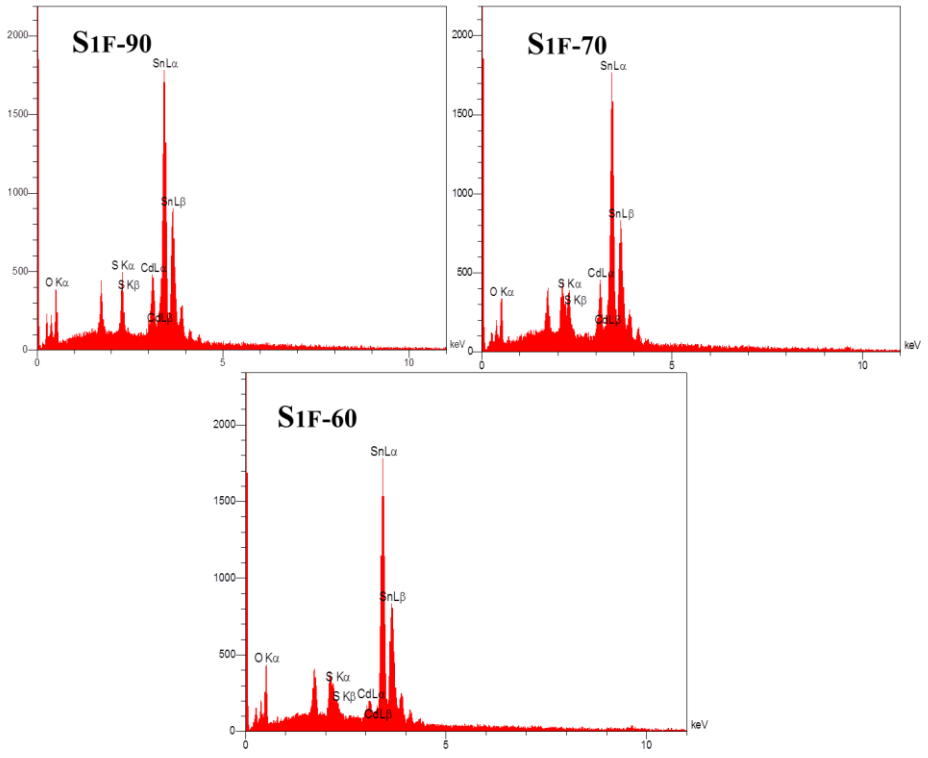


شکل ۴-۲۷: تصاویر FESEM نمونه‌های CdS سنتز شده در دماهای مختلف.

مقایسه تصاویر نشان می‌دهد که با کاهش دمای لایه‌نشانی، اندازه دانه‌ها کوچکتر شده است. به طوری که در نمونه‌های S_{1F-90}، S_{1F-70} و S_{1F-60} به ترتیب در حدود ۷۰-۱۲۰، ۴۰-۱۰۰ و ۳۰- nm

۸۰ است. برای بررسی ضخامت لایه‌ها تصاویر FESEM از سطح مقطع آن‌ها ثبت شده است. ملاحظه می‌شود که با کاهش دمای لایه‌نشانی ضخامت لایه‌ها نیز روند کاهشی داشته و از ۲۲۵ به nm ۱۴۵رسیده است.

شکل۴-۲۸ تصاویر آنالیز EDX و جدول ۴-۷ نتایج بدست آمده در این نمونه‌ها را نشان می‌دهد. این نتایج حاکی از کوچک بودن درصد اتم‌های S نسبت به اتم‌های Cd در نمونه‌ها می‌باشد.



شکل ۴-۲۸: تصاویر EDX نمونه‌های CdS سنتز شده در دماهای مختلف.

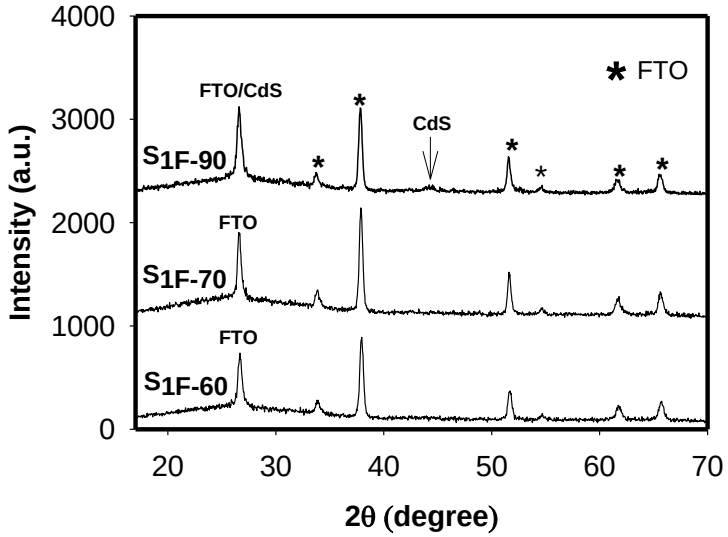
جدول ۴-۷: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه‌های سنتز شده در دماهای مختلف.

عنصر	$S_{1F\ -90}$ (W%)	$S_{1F\ -90}$ (A%)	$S_{1F\ -70}$ (W%)	S_{1F-70} (A%)	S_{1F-60} (W%)	S_{1F-60} (A%)
S	۱۴/۱۰	۳۶/۵۳	۱۴/۶۳	۳۷/۵۲	۲۴/۰۵	۴۷/۳۹
Cd	۸۵/۹۰	۶۳/۴۷	۸۵/۳۷	۶۲/۴۸	۷۵/۹۵	۵۲/۶۱

این نتایج بیانگر آن است که با کاهش دمای سنتز درصد اتمی گوگرد به کادمیوم رو به افزایش گذارده است(بترتیب: ۰/۵۸، ۰/۶۰ و ۰/۹۰). با توجه به تهی‌جاهای گوگرد می‌توان انتظار داشت که نمونه‌های فوق همگی دارای رسانندگی الکتریکی نوع n باشند.

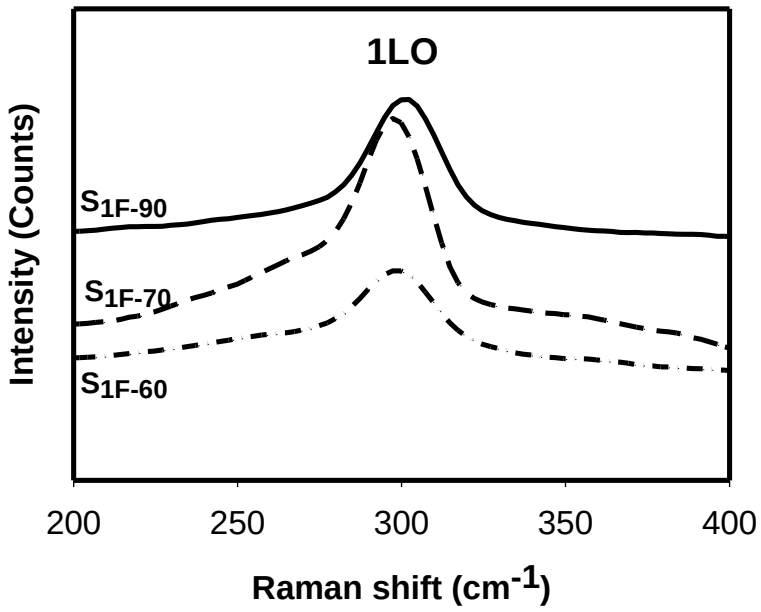
خواص ساختاری

شکل ۴-۲۹ طیف پراش پرتو ایکس لایه‌های رشد یافته را نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که نمونه رشد یافته در دمای لایه‌نشانی $۹۰^{o}C$ (نمونهS_{1F-90}) دارای ساختار مکعبی با جهت ترجیحی (۱۱۱) است. همچنین در طیف XRD این نمونه شاهد قله دیگری مرتبط با راستای (۲۲۰) ساختار مکعبی CdS هستیم. سایر قله ها که با علامت ستاره مشخص شده‌اند مربوط به زیر لایه (FTO) می-باشد. نتایج بدست آمده از الگوی پراش پرتو X حاکی از آن است که نمونه‌های S_{1F-70} و S_{1F-60} ساختار آمورف پیدا کرده‌اند. شکل گیری فاز آمورف در این دو نمونه می‌تواند ناشی از دمای رشد باشد.



شکل۴-۲۹: تصاویر XRD نمونه‌های S_{1F-90} (CdS با ساختار مکعبی)، S_{1F-70} و S_{1F-60} (CdS با ساختار آمورف)

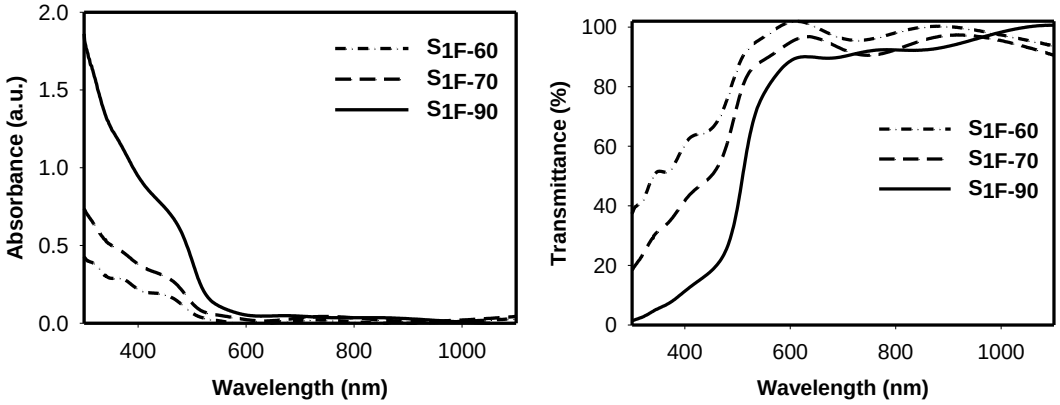
شکل ۴-۳۰ طیف رامان اندازه‌گیری شده برای لایه‌های نازک FTO/CdS را نشان می‌دهد. قله ظاهر شده در طیف رامان نمونه‌ها متناظر با اولین مد اپتیکی طولی (1LO) فونون برای لایه نازک CdS است که برای نمونه‌های S_{1F-90}، S_{2F-70} و S_{3F-60} به ترتیب در مکان ۳۰۲/۳، ۲۹۷/۳ و cm^{-1} ۲۹۹/۸ قرار دارد.



شکل ۴-۳۰: طیف رامان نمونه‌های CdS سنتز شده در دماهای مختلف.

خواص اپتیکی

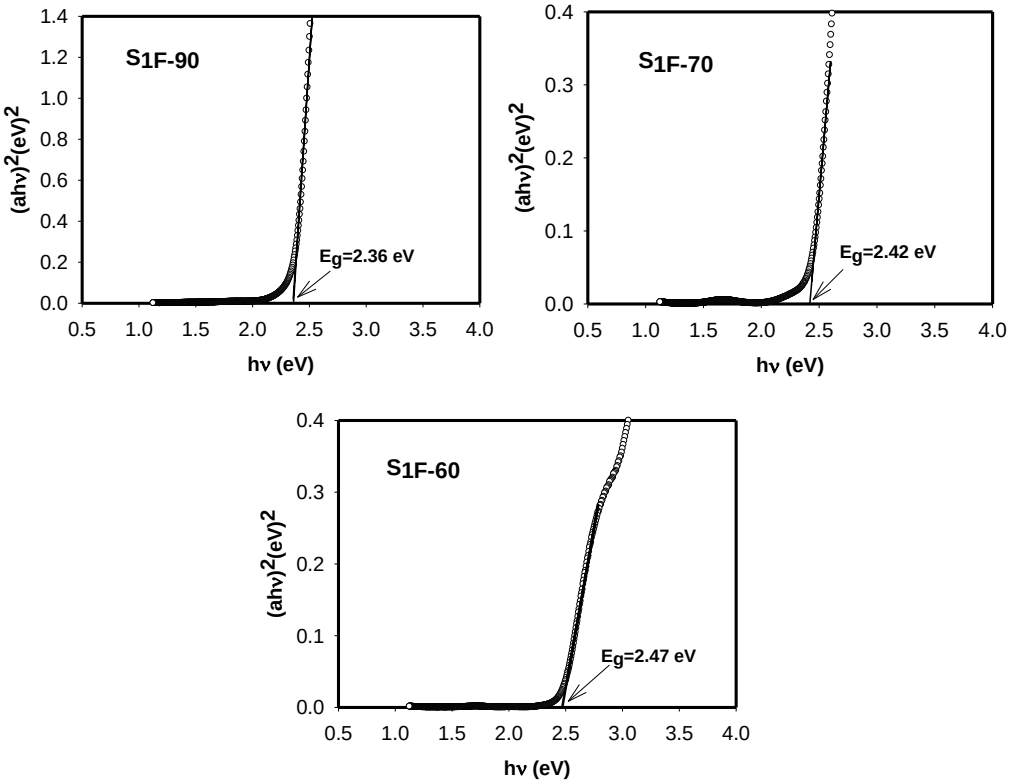
شکل ۴-۳۱ طیف عبور و جذب نمونه‌ها را نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که لایه‌های CdS میزان عبور بالایی در ناحیه مرئی داشته به طوری که میانگین عبور در طول موج‌های بزرگتر از ۵۰۰nm، بیشتر از ۹۰٪ است. چنانچه ملاحظه می‌شود، با کاهش دمای لایه نشانی با توجه به کاهش ضخامت لایه ها از ۲۲۵ به ۱۴۵ nm میزان عبور نور در نمونه‌ها افزایش یافته است.



شکل ۴-۳۱: طیف عبور و جذب نمونه‌های CdS سنتز شده در دماهای مختلف.

شکل ۴-۳۲ نمودار $(ahν)^2$ بر حسب hν را برای تعیین گاف نواری مستقیم نمونه‌ها نشان می‌دهد.

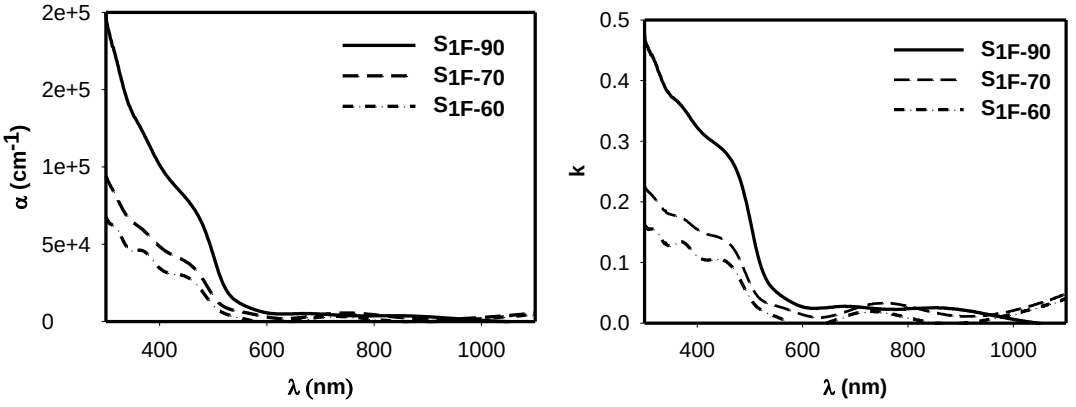
از برون‌یابی نمودار در انرژی‌های بالا، اندازه گاف نواری برای هر نمونه محاسبه شده است



شکل ۴-۳۲: تغییرات $(ahν)^2$ بر حسب hν در نمونه های CdS مورد مطالعه جهت تعیین گاف نواری.

نتایج حاکی از آن است که گاف نواری از ۲/۳۶ در نمونه S_{1F-90} به حدود ۲/۴۲ در نمونه S_{2F-70} و سپس به ۲/۴۷ eV در نمونه S_{3F-60} افزایش پیدا کرده است. این تغییرات با بزرگی پهنای دنباله نواری ناشی از حضورترازهای ناکاملی (با توجه به نتایج EDX) مطابقت دارد. به طوری که نمونه S_{1F-90} با بیشترین تهی‌جاهای گوگرد دارای کمترین گاف نواری است.

ضرایب جذب (α)، خاموشی (k)، با استفاده از داده‌های طیف جذب و عبور، به کمک روابط (۲-۷ و ۲-۸) محاسبه شده‌اند. شکل ۴-۳۳ وابستگی ضرایب جذب و خاموشی را به طول موج نشان می‌دهد مقادیر بدست آمده مطابق با گزارشات است.[۵۰].



شکل ۴-۳۳: وابستگی ضرایب جذب و خاموشی به طول موج در نمونه‌های CdS سنتز شده در دماهای مختلف.

نتیجه‌گیری

تاثیر دمای لایه‌نشانی روی خواص ساختاری و اپتیکی لایه‌های FTO/CdS تهیه شده به روش حمام شیمیایی، مورد بررسی قرار گرفته است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی نشانگر ساختار ذره‌ای سطح لایه‌ها است. بررسی طیف XRD نمونه‌ها نشان داد که با کاهش دمای لایه‌نشانی، لایه‌ها ساختاری آمورف پیدا می‌کنند. داده‌های اپتیکی بیانگر میزان عبور بالای لایه‌ها در طول موجی بلندتر از ۵۰۰ نانومتر است. مشاهده شده است که با کاهش دمای لایه‌نشانی، گاف نواری از ۲/۳۶ در نمونه S_{1F-90} به حدود ۲/۴۷ eV در نمونه S_{3F-60} رسیده است. علت این تغییرات می‌تواند پهنای دنباله

نواری ناشی از ترازهای شبه بخشنده مرتبط با تهی‌جاهای گوگرد باشد. به طوری که S_{3F-60} با کمترین تهی‌جاهای گوگرد دارای بیشترین گاف نواری و S_{1F-90} با بیشترین تهی‌جاهای گوگرد دارای کمترین گاف نواری است. در خصوص کارهای انجام شده می‌توان گفت که معمولا برای بدست آوردن لایه‌های CdS با کیفیت بلورینگی بالا عملیات بازپخت انجام می‌شود که در کار ما بدون بازپخت، چنین لایه‌ای حاصل شده است.

فصل پنجم

نتایج و بحث

مطالعه تجربی خواص فیزیکی لایه های نانوساختار

تلوریدکادمیم

۵-۱ مقدمه

در این فصل به بررسی خواص فیزیکی لایه‌های تلورید کادمیم (CdTe) که به روش کندوپاش تهیه شدند، می‌پردازیم. در این تحقیق تاثیر مدت زمان لایه‌نشانی (۵-۲)، تاثیر بازپخت (۵-۳) و همچنین دمای لایه‌نشانی (۵-۴) بر خواص فیزیکی لایه‌های رشد یافته مورد مطالعه قرار گرفتند.

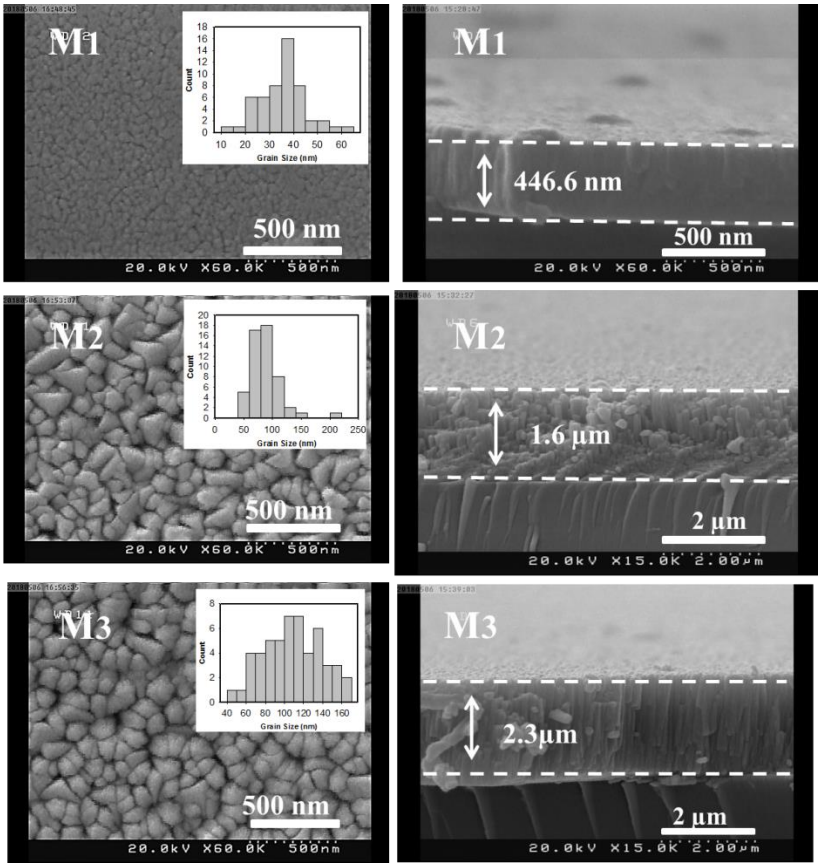
۵-۲ بررسی تاثیر مدت زمان لایه نشانی بر خواص فیزیکی لایه های نازک CdTe

در این بخش به مطالعه تاثیر مدت زمان لایه‌نشانی بر خواص فیزیکی لایه‌ها پرداخته‌ایم. بدین منظور نمونه‌ها در بازه‌های زمانی مختلف ۱۰، ۲۰ و ۳۰min (به ترتیب نمونه‌های M_1، M_2 و M_3) طبق شرایط مندرج در جدول ۳-۴ بر روی زیرلایه شیشه‌ای لایه‌نشانی شدند.

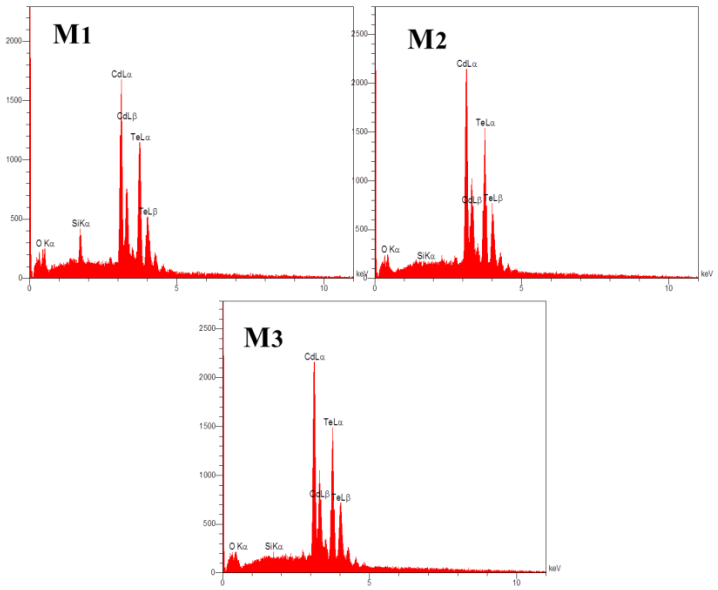
مورفولوژی سطح

شکل ۵-۱ تصاویر FESEM لایه‌های نازک CdTe تهیه شده در زمان‌های مختلف را نشان می‌دهد. تصاویر گویای تشکیل ذرات متراکم و دانه‌ای شکل است[۲۹]. اندازه متوسط ذرات برای نمونه‌های M_1، M_2 و M_3 به ترتیب برابر ۳۷، ۸۹ و ۱۱۰ nm است. همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش زمان لایه‌نشانی، اندازه ذرات افزایش پیدا کرده‌اند. تصاویر FESEM لایه‌ها از مقطع عرضی نشان می‌دهد که لایه‌ها رشدی ستونی داشته‌اند و با افزایش زمان لایه‌نشانی ضخامت آن‌ها افزایش یافته است که سازگار با سایر گزارشات است[۷۴].

شکل ۵-۲ تصاویر EDX لایه‌های مورد بررسی را نشان می‌دهد. در جدول ۵-۱ میزان درصد وزنی و اتمی Cd و Te آمده است. لایه CdTe بسته به شرایط تناسب عنصری لایه به دو صورت، نیمرسانای n و p رشد پیدا می‌کند به طوری که اگر ترکیبات عنصری تلورید کادمیم از حالت غنی از تلوریم به حالت غنی از کادمیم تبدیل شود، نوع رسانایی الکتریکی آن از p به n تغییر می‌کند [۷۵].



شکل۵-۱: تصاویر FESEM نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف.



شکل۵-۲: تصاویر EDX نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف.

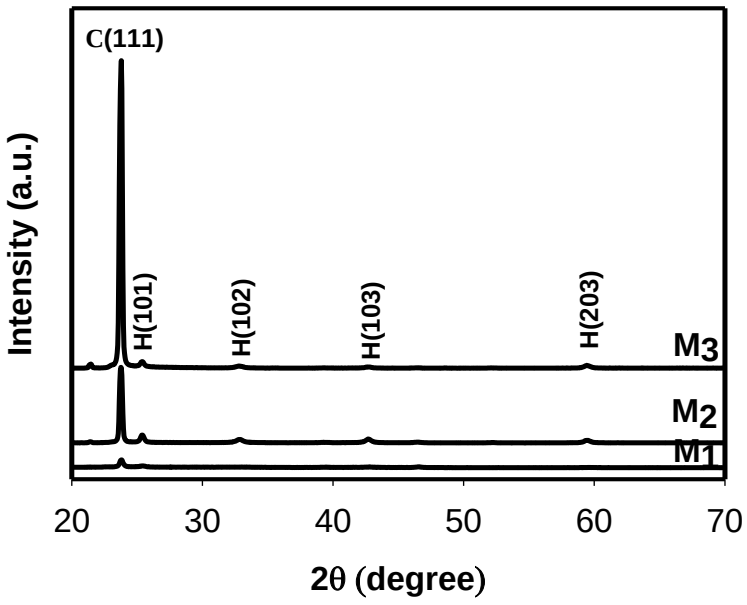
نتایج EDX نشان می‌دهد که لایه‌ها غنی از Te هستند و بنا بر گزارشات منتشر شده انتظار می رود نمونه های فوق همگی دارای رسانندگی الکتریکی نوع p باشند [۷۵-۷۷].

جدول ۵-۱: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه‌های سنتز شده در زمان های مختلف.

عنصر	M_1(W%)	M_1(A%)	M_2(W%)	M_2(A%)	M_3(W%)	M_3(A%)
Cd	۴۳/۸۷	۴۷/۰۲	۴۷/۹۳	۳۸/۹۷	۴۵/۶۰	۴۸/۷۶
Te	۵۶/۱۳	۵۲/۹۸	۵۲/۰۷	۴۰/۵۹	۵۴/۴۰	۵۱/۲۴

خواص ساختاری

شکل ۵-۳ الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌ها را نشان می‌دهد. نتایج بدست آمده نشانگر آن است که همه نمونه‌ها یک قله غالب در موقعیت $2\theta=23/76^{o}$ متناظر با صفحه (۱۱۱) دارند. این نتایج همچنین حاکی از ساختار مکعبی CdTe در لایه‌ها است، تعدادی قله ضعیف نیز متناظر با ساختار شش‌گوشی CdTe ظاهر شده است[۳۵]. با توجه به شدت قله ترجیحی پراش در این نمونه‌ها می توان دریافت که با افزایش مدت زمان لایه نشانی بلورینگی لایه‌ی رشد یافته بهبود یافته است.



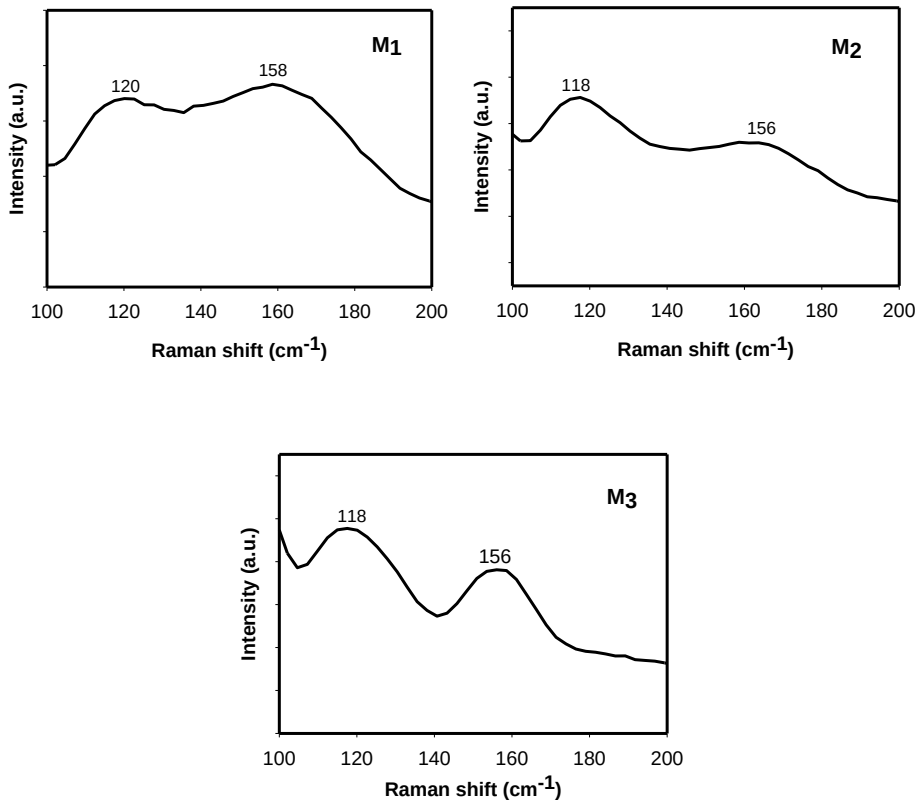
شکل ۵-۳: طیف‌های XRD نمونه هایCdTe سنتز شده در زمان های مختلف.

جهت مطالعه بیشتر خواص ساختاری CdTe، با در نظر گرفتن جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱)، اندازه بلورک‌ها (D)، چگالی دررفتگی‌ها (δ)، کرنش‌های بلوری (ε) و ثابت شبکه (a) به ترتیب به کمک روابط (۲-۲) تا (۲-۵) محاسبه شده اند. نتایج بدست آمده از این تحلیل‌ها در جدول ۵-۲ گزارش شده است. چنانچه مشاهده می‌شود، با افزایش زمان لایه نشانی اندازه بلورک‌ها افزایش یافته و میزان کرنش و چگالی دررفتگی در نمونه‌ها رو به کاهش گذارده‌اند. همچنین مقادیر محاسبه شده برای ثوابت شبکه ای در نمونه‌ها قابل مقایسه با دیگر گزارشات است[۳۷].

جدول۵-۲: اندازه بلورک (D) ، میکروکرنش (ε)، چگالی دررفتگی (δ) وابسته به جهت‌گیری (۱۱۱)، همچنین فاصله بین صفحه‌ای (d) و ثابت شبکه (a) لایه‌های CdTe مورد مطالعه.

نمونه‌ها	FWHM (degree)	D (nm)	ε ($\times 10^{-3}$)	δ ($\times 10^{11}$) (cm^{-2})	a (Å)	d (Å) (111)
M_1	۰/۳۰۸	۲۶/۳	۱/۳۲	۱/٤٤	٦/٤٧٠٤	۳/۷۳۵۸
M_2	۰/۲۷۰	۳۰/۱	۱/۱۵	۱/۱۰	٦/٤٧٨٧	۳/۷٤۰٦
M_3	۰/۲۵۵	۳۱/۸	۱/۰۹	۰/۹۹	٦/٤٧٩١	۳/۷٤۰۸

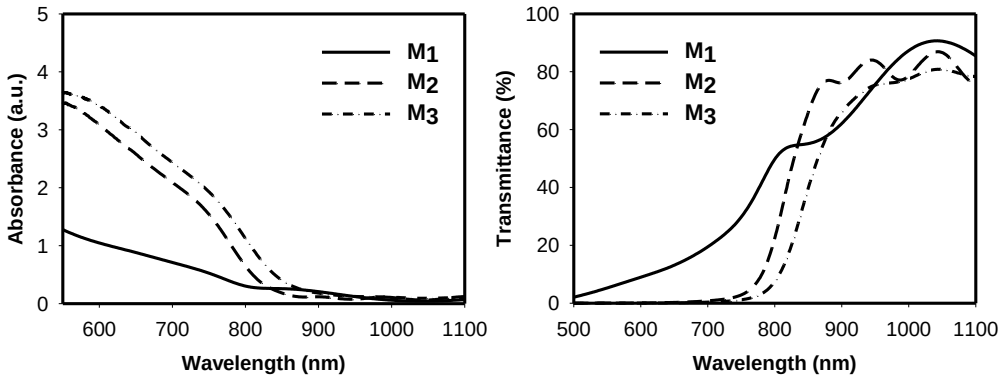
شکل ۵-۴ نمایشگر طیف رامان نمونه‌ها است. نتایج بدست آمده نشانگر حضور دو قله است. قله اول برای نمونه M_1 در ۱۲۰ و برای نمونه‌های M_2 و M_3 در cm^{-1} ۱۱۸ قرار دارد، علت این تغییر می-تواند ناشی از تفاوت میکروکرنش های بلوری در نمونه‌ها باشد. موقعیت این قله متناظر با ارتعاشات فونون مربوط به ساختار شش‌گوشی Te است. قله‌ی دیگری که در لایه‌ها مشاهده می‌شود، مرتبط با مد اپتیکی طولی (1LO) فونون برای CdTe می‌باشد[۷۸ و ۷۹].



شکل ۵-۴: طیف‌های رامان نمونه های M_1، M_2 و M_3 (لایه نشانی شده به ترتیب در زمان های۱۰، ۲۰ و ۳۰min).

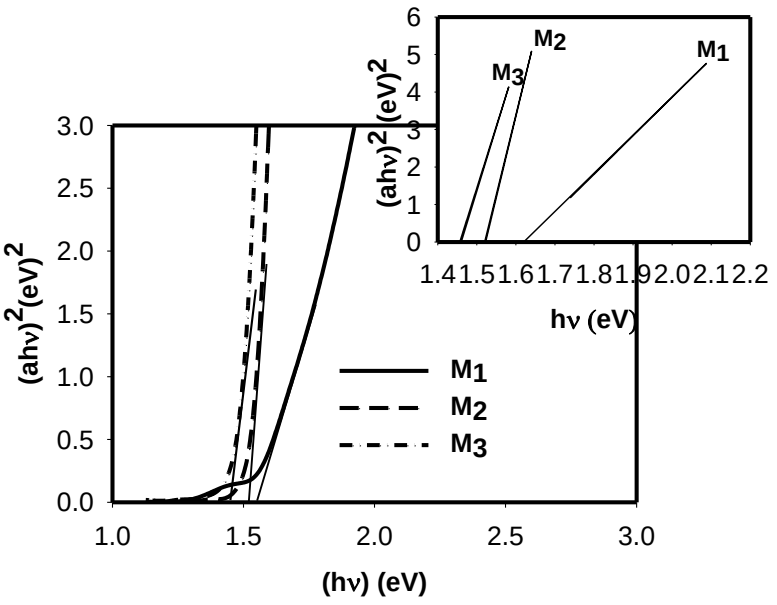
خواص اپتیکی

خصوصیات اپتیکی لایه‌های CdTe با استفاده از طیف‌های جذب (A) و عبور (T) لایه‌ها مورد بررسی قرار گرفتند. شکل ۵-۵ طیف جذب و عبور نمونه‌ها را نشان می‌دهد.



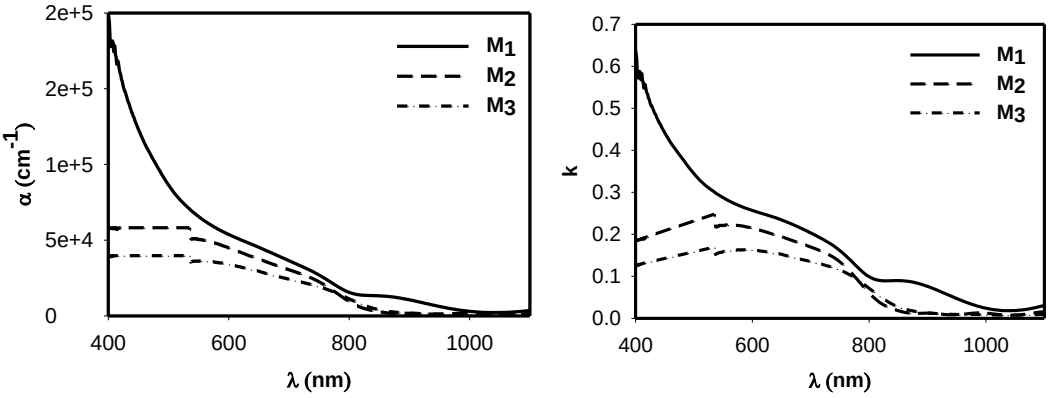
شکل۵-۵: طیف‌های جذب و عبور نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف.

چنانچه پیداست، در محدوده طول موج نور مرئی میزان عبور اپتیکی نمونه‌های M_2 و M_3 خیلی ناچیز است. بنابراین با افزایش زمان لایه‌نشانی، لایه‌ها می‌توانند در ناحیه مرئی نور بیشتری را جذب کنند. از آنجاییکه لایه CdTe به عنوان لایه جاذب در ساخت سلول خورشیدی کاربرد دارد، قدرت جذب لایه در ناحیه مرئی حائز اهمیت است. با استفاده از داده‌های طیف جذب (a) و به کمک رابطه تاک (۲-۶) گاف نواری مستقیم نمونه‌ها بدست آمده است (شکل ۵-۶). گاف نواری نمونه‌ها در محدوده eV ۱/۴۶-۱/۶۲ قرار دارد که با مقادیر گزارش شده برای لایه CdTe همخوانی دارد[۴۵]. این نتایج نشان می دهد که با افزایش مدت زمان رشد، گاف نواری نمونه‌ها بترتیب از ۱/۶۲ به ۱/۵۲ و سرانجام به eV ۱/۴۶ تحت تاثیر کرنش‌های بلوری و در نتیجه تغییر در ثابت شبکه لایه‌ی رشد یافته رو به کاهش گذارده‌اند.



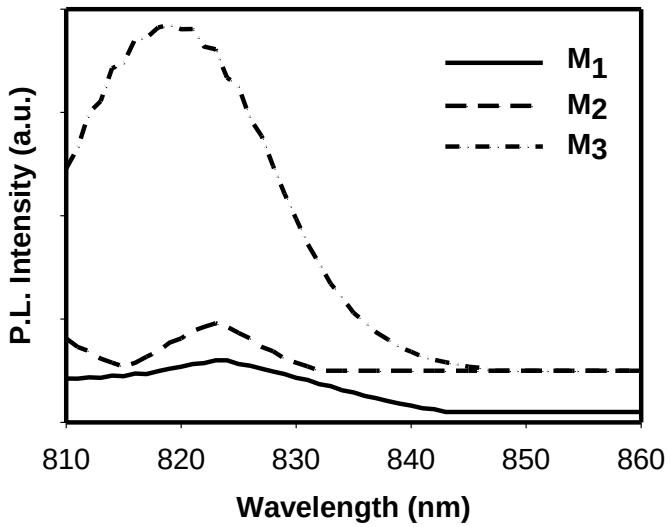
شکل ۵-۶: تغییرات $(ahv)^2$ بر حسب hv در نمونه های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف، نمودار ضمیمه خط برازشی داده ها را در گستره انرژی های بالا نشان می‌دهد.

ضرایب جذب (α) و خاموشی (k) لایه‌ها با استفاده از داده های طیف جذب و به کمک روابط (۲-۷ و ۲-۸) محاسبه شده‌اند. شکل ۵-۷ وابستگی ضرایب جذب و خاموشی به طول موج را در نمونه‌ها نشان می‌دهد.



شکل ۵-۷: وابستگی ضرایب جذب و خاموشی به طول موج در نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف.

با افزایش طول موج بخصوص در ناحیه بزرگتر از ۸۰۰ نانومتر در ضرایب جذب و خاموشی کاهش قابل ملاحظه ای مشاهده می‌شود. علت این امر می‌تواند ناشی از کاهش برهمکنش فوتون‌های نوری با الکترون‌های جایگزیده در نوار ظرفیت جهت برانگیختکی به نوار رسانش باشد. ضریب جذب نمونه M_1 نسبت به نمونه‌های دیگر بیشتر است که علت آن می‌تواند ناشی از چگالی دررفتگی بیشتر این لایه در مقایسه با دو نمونه‌ی دیگر باشد (جدول ۵-۲).



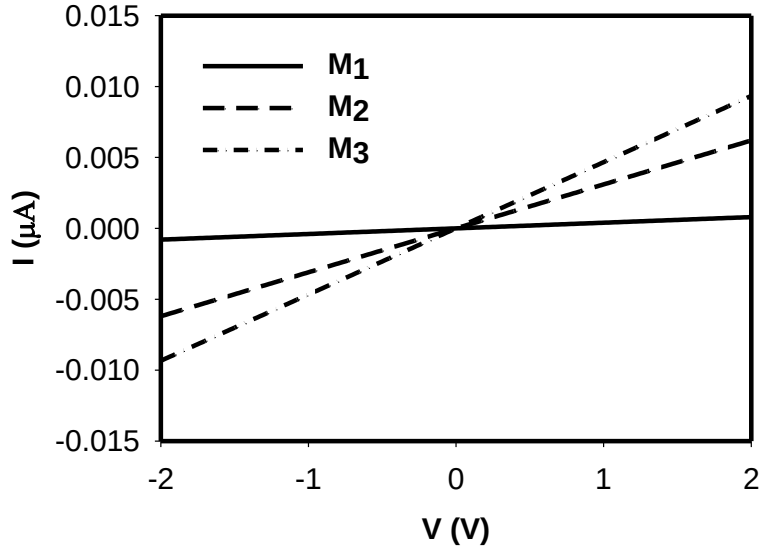
شکل ۵-۸: طیف‌های PL نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف.

شکل ۵-۸ طیف فوتولومینسانس نمونه‌ها را در دمای اتاق نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که با افزایش زمان لایه‌نشانی نه تنها شدت قله افزایش پیدا کرده بلکه موقعیت قله تقریبا از ۸۲۳ به nm ۸۱۷ تغییر کرده است. بر اساس گزارشات قبلی می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش زمان لایه‌نشانی بلورینگی لایه‌ها افزایش پیدا کرده است. این تغییر با طیف EDX و بخش خواص الکتریکی هماهنگی دارد. چرا که بنا بر نتایج طیف EDX مشاهده کردیم با افزایش زمان لایه نشانی، تناسب عنصری لایه-ها بهبود پیدا کرده است (تراکم کمتر نواقص) و همچنین بر اساس مطالبی که در ادامه (بخش خواص الکتریکی) آمده است، دیده می‌شود با افزایش زمان لایه‌نشانی پهنای توزیع حالت‌های نواقص ذاتی درون گاف نواری باریک تر شده و به نوار ظرفیت نزدیک می‌شوند و ترازهای سطحی شبه پذیرنده را تشکیل می‌دهند.

خواص الکتریکی و ترموالکتریکی

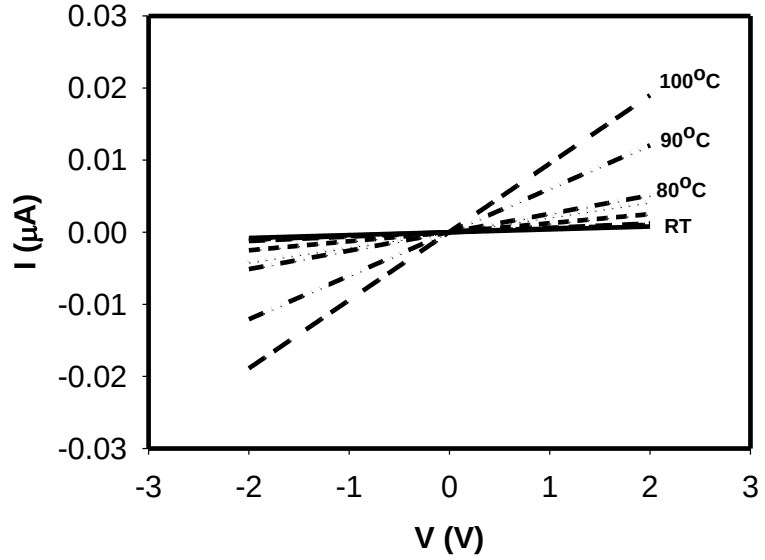
به منظور مطالعه نوع رسانندگی لایه نازک CdTe (n و یا p) از خاصیت ترموالکتریک موسوم به اثر سیبک استفاده کرده‌ایم. نتایج نشان داد که که حامل‌های اکثریت در این نیمرسانا حفره‌ها می‌باشد. در نتیجه این نیمرسانا دارای رسانندگی نوع p است.

شکل ۵-۹ نمودارI-V لایه‌های CdTeرا در شرایط تاریکی نشان می‌دهد. نتایج بدست آمده بیانگر رفتار اهمی نمونه‌ها می‌باشد. مقاومت الکتریکی نمونه‌ها را می‌توان با استفاده از محاسبه عکس شیب نمودار بدست آورد. بر اساس نتایج بدست آمده، ملاحظه می‌شود که با افزایش زمان لایه‌نشانی مقاومت الکتریکی نمونه‌ها از ۲/۵ به ۰/۲ GΩ (تقریبا ۱۰ برابر)کاهش یافته است. این تغییرات کاهشی را می‌توان به افزایش بلورینگی لایه‌ها (تحرک بیشتر حامل‌ها) و همچنین چگالی بیشتر حامل‌ها نسبت داد که نه تنها با تراکم نواقص بلکه با انرژی فعالسازی حالت‌های وابسته به نوار پذیرنده مرتبط است.

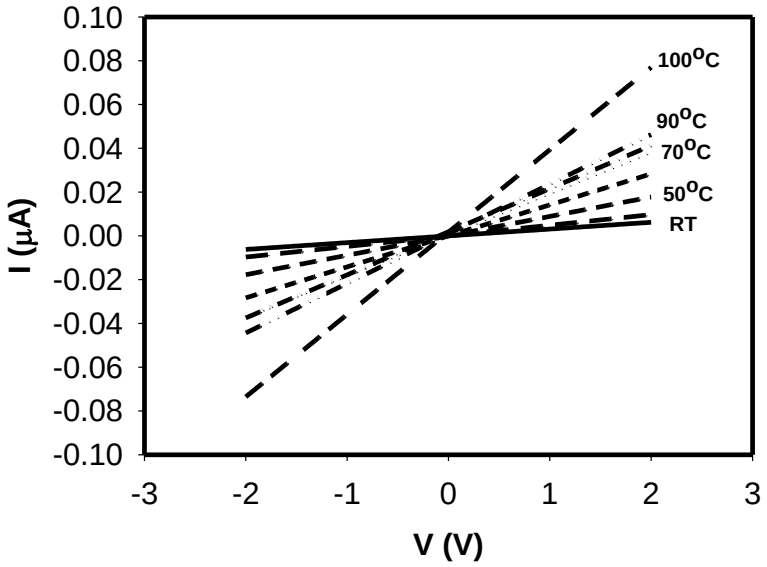


شکل۵-۹: نمودار I-V نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف.

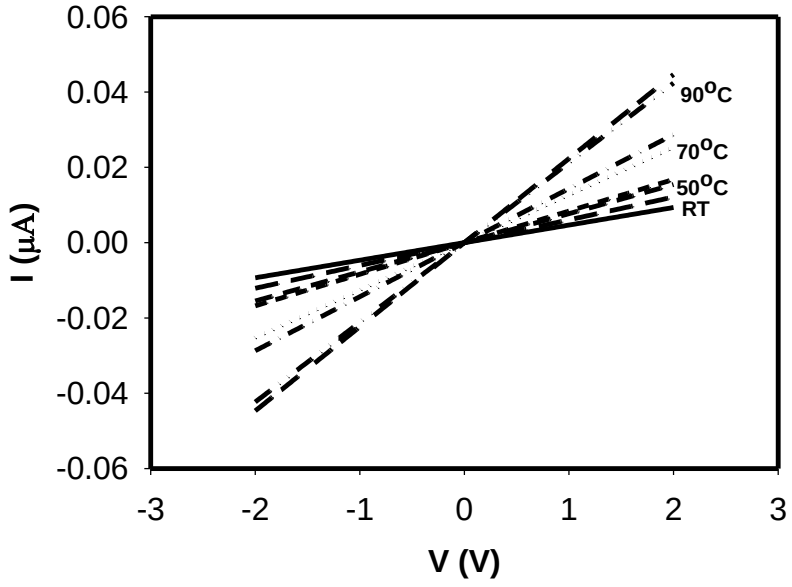
به منظور محاسبه انرژی فعالسازی حالت‌های نواقص ذاتی توزیع شده بستگی دمایی مشخصه I-V نمونه‌ها را در شرایط تاریکی و اعمال دما در گستره ^{o}C ۱۰۰-۲۵ بررسی شده است (شکل های ۵-۱۰، ۵-۱۱ و ۵-۱۲).



شکل۵-۱۰: بستگی دمایی مشخصه I-V در نمونه M_1 در دماهای اتاق (RT)، ۴۰، ۵۰، ۶۰، ۷۰، ۸۰، ۹۰ و $^{\circ}C$ ۱۰۰.



شکل۵-۱۱: بستگی دمایی مشخصه I-V در نمونه M_2 در دماهای اتاق (RT)، ۴۰، ۵۰، ۶۰، ۷۰، ۸۰، ۹۰ و $^{\circ}C$ ۱۰۰.



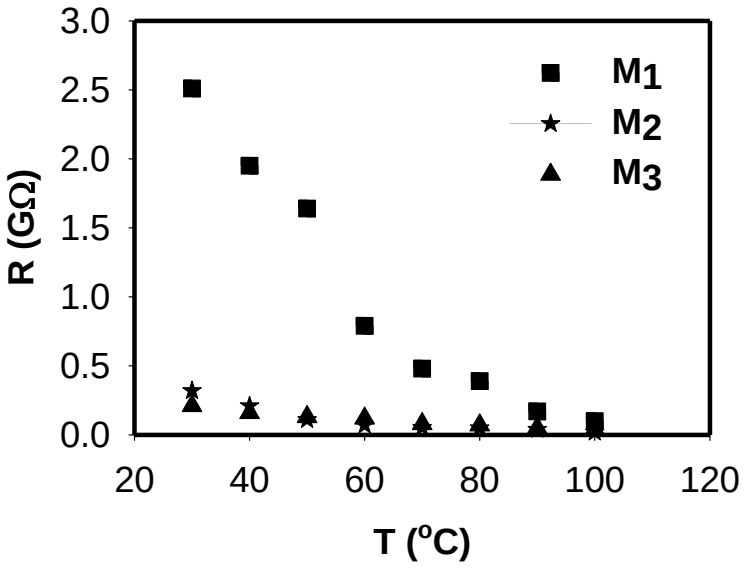
شکل۵-۱۲: بستگی دمایی مشخصه I-V در نمونه M_3 در دماهای اتاق (RT)، ۴۰، ۵۰، ۶۰، ۷۰، ۸۰، ۹۰ و $^{\circ}C$ ۱۰۰.

داده‌های تجربی مقاومت لایه‌ها در جدول ۵-۳ ارئه شده است. شکل ۵-۱۳ وابستگی دمایی مقاومت نمونه‌ها را نشان می‌دهد. چنانچه پیداست مقاومت با افزایش دما کاهش یافته است، این رفتار مشخصه یک نیمرسانا است که علت آن افزایش چگالی حامل‌های اکثریت در نوار است. در نمونه‌های

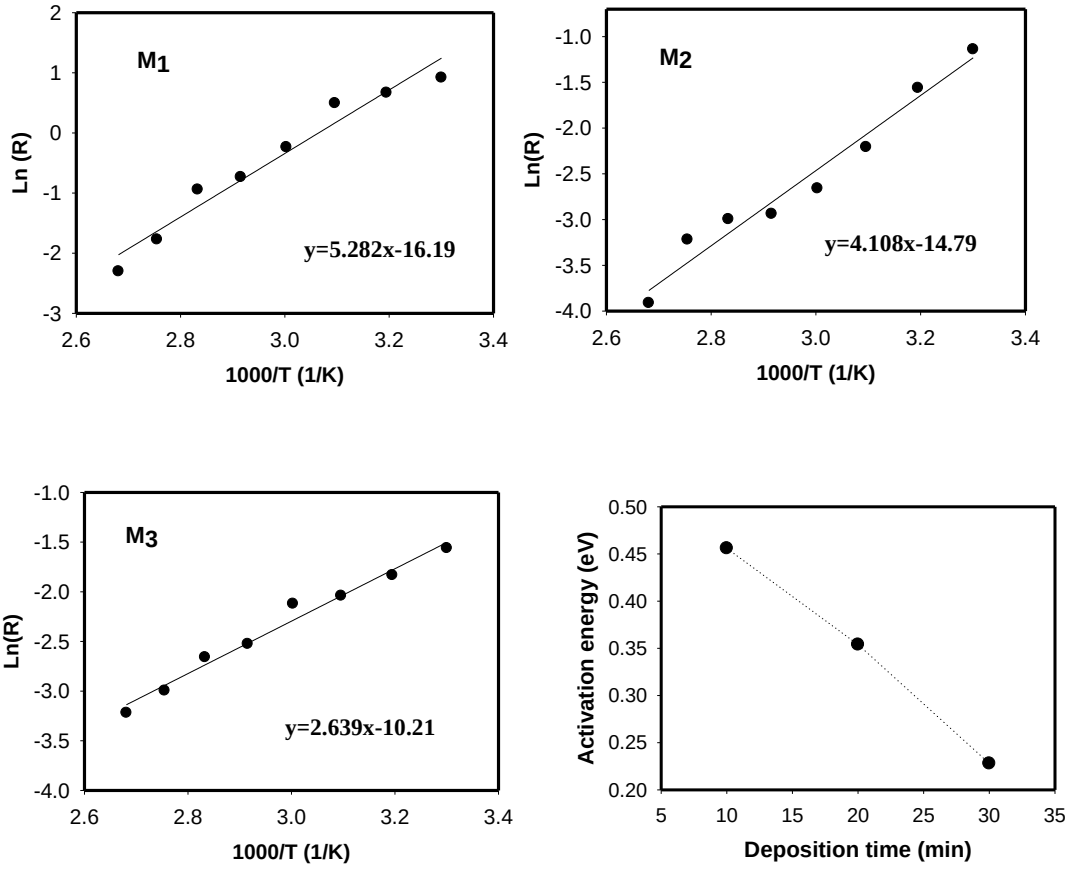
ما الکترون‌ها بر اثر برانگیختگی گرمایی با یک انرژی فعالسازی از نوار ظرفیت به ترازهای ایجاد شده ناشی از نواقص می‌روند.

جدول۵-۳: مقدارمقاومت لایه‌هایCdTe تحت شرایط اعمال دما.

$T(^{O}C)$	$R_{M_1}(G\Omega)$	$R_{M_2}(G\Omega)$	$R_{M_3}(G\Omega)$
RT	۲/۵۱	۰/۳۲	۰/۲۱
٤۰	۱/۹۵	۰/۲۱	۰/۱٦
۵۰	۱/٦٤	۰/۱۱	۰/۱۳
٦۰	۰/۷۹	۰/۰۷	۰/۱۲
۷۰	۰/٤۸	۰/۰۵۳	۰/۰۸
۸۰	۰/۳۹	۰/۰۵۰	۰/۰۷
۹۰	۰/۱۷	۰/۰٤	۰/۰۵
۱۰۰	۰/۱۰	۰/۰۲	۰/۰٤



شکل۵-۱۳: وابستگی دمایی مقاومت نمونه‌های CdTe سنتز شده در زمان های مختلف.



شکل ۵-۱۴: تغییرات Ln (R) بر حسب ۱۰۰۰/T (1/K) و انرژی فعالسازی بر حسب زمان لایه‌نشانی نمونه‌های CdTe.

انرژی فعالسازی نمونه‌ها با استفاده از معادله آرنیوس (رابطه ۲-۱۱) محاسبه شد. جزئیات این آنالیز در شکل ۵- ۱۴ آمده است. بنابر این نتایج با افزایش زمان لایه نشانی انرژی فعالسازی کاهش یافته است (به ترتیب ۰/۴۵۶، ۰/۳۵۴ و ۰/۲۲۸ eV). این تغییرات کاهشی با بهبود بلورینگی و تناسب عنصری نمونه‌ها با افزایش زمان لایه‌نشانی سازگار است.

نتیجه گیری

در این تحقیق به مطالعه اثر زمان لایه‌نشانی روی خواص ساختاری، مورفولوژی، اپتیکی و الکتریکی لایه‌های CdTe رشد یافته به روش کندوپاش در مدت زمان‌های مختلف (۱۰، ۲۰ و ۳۰ دقیقه) پرداخته‌ایم. با توجه به نتایج مشخص شده است که با افزایش زمان لایه‌نشانی (الف) اندازه نانو ذرات

تلورید کادمیم با ساختار مکعبی افزایش یافته است؛ (ب) غلظت تلوریم کاهش یافته است؛ (پ) گـاف نواری نمونه‌ها کاهش یافته است از ۱/۶۲ به ۱/۴۶ eV که با کاهش انرژی فعالسازی ترازهای وابسته به نواقص بالای نوار ظرفیت مطابقت دارد.

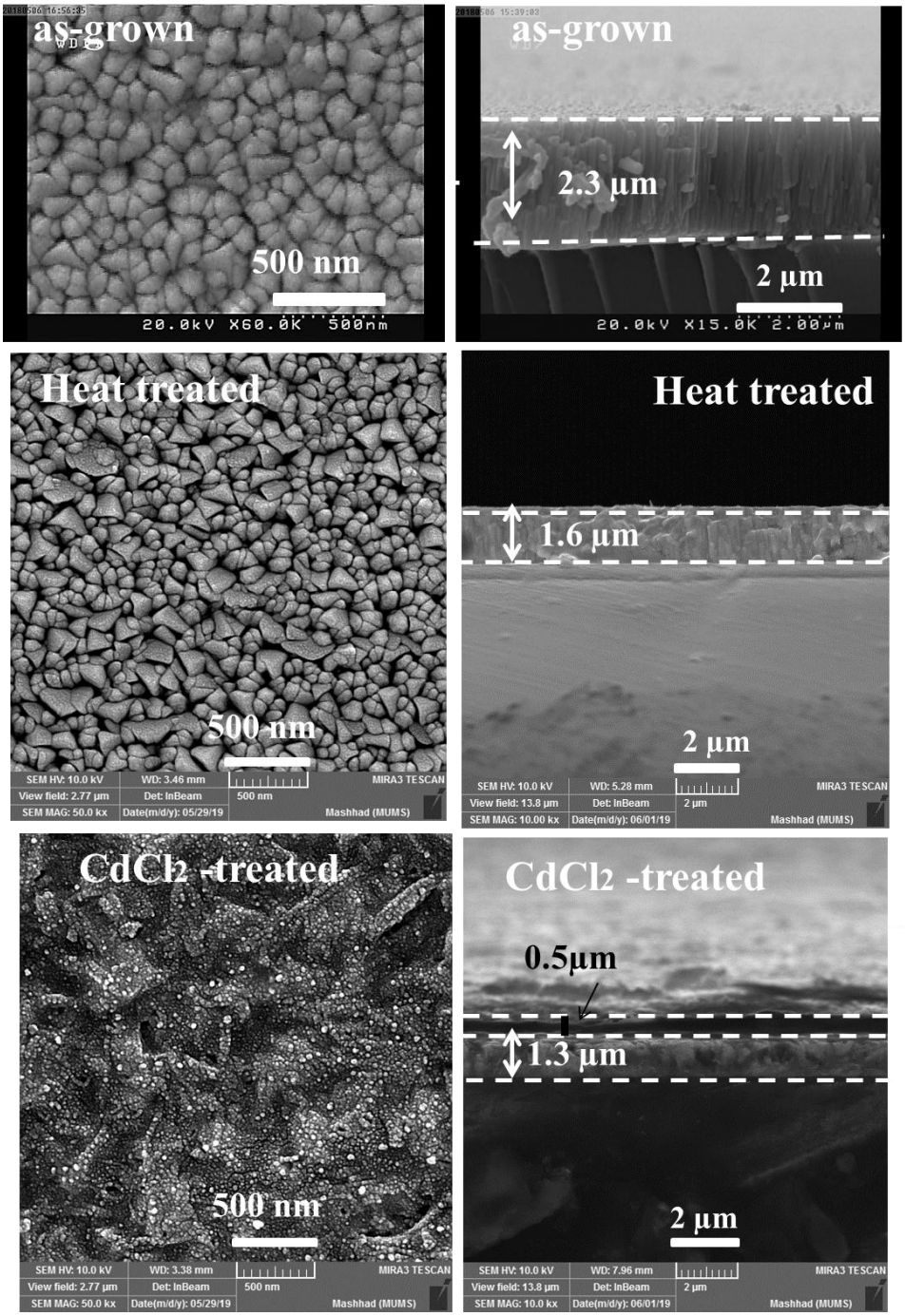
۵-۳ مطالعه تأثیر بازپخت بر خواص فیزیکی لایه نازک CdTe

به منظور بررسی اثر بازپخت بر خواص فیزیکی به ویژه خواص الکتریکی لایه CdTe، نمونه‌ی M_3 بخش قبل که خصوصیات فیزیکی بهتری را نشان داده ، انتخاب شده است.

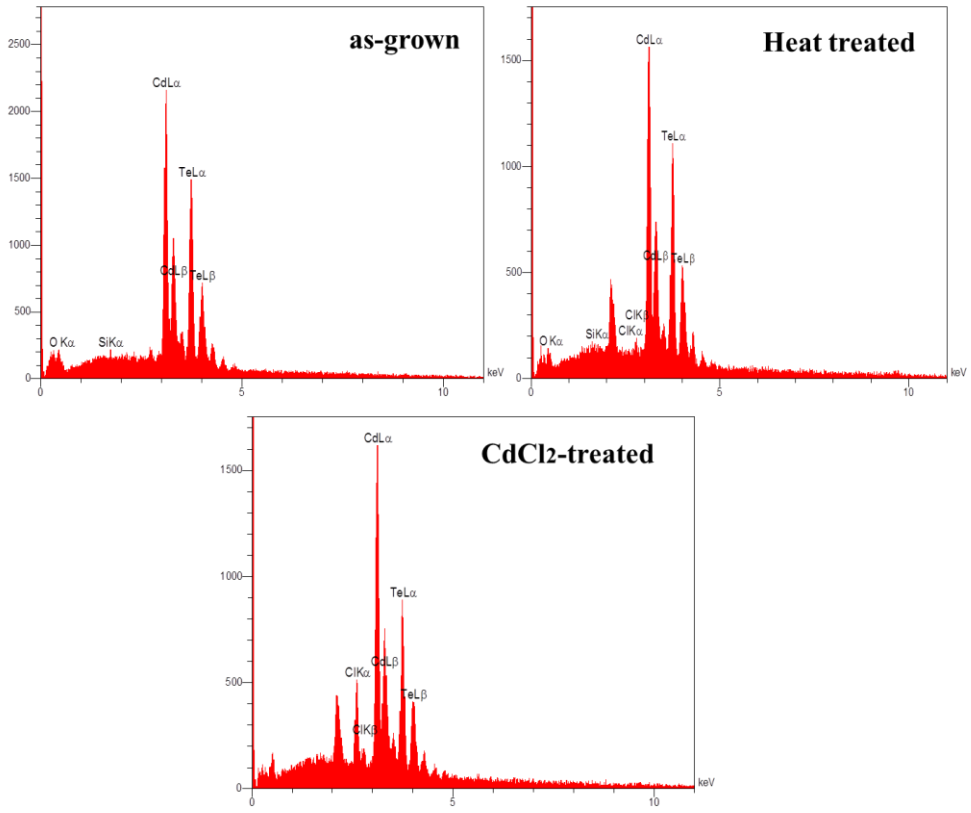
شرایط بازپخت به ازای دمای ^oC ۳۸۰ به مدت نیم ساعت در محیط آرگون در غیاب کلرید کادمیم ($CdCl_2$) و در حضور آن می‌باشد. جهت بازپخت نمونه در حضور کلرید کادمیم، نمونه به مدت کمتر از ۱۰ ثانیه در محلول کلرید کادمیم-اتانول قرار داده شد و سپس درون کوره قرار گرفت. در این بخش نمونه‌ی M_3، as-grown و نمونه‌های حرارت دیده در غیاب و در حضور $CdCl_2$ به ترتیب Heat treated و $CdCl_2$ –treated نامگذاری شدند.

مورفولوژی سطح

در شکل ۵-۱۵ تصاویر FESEM نمونه‌ها نشان داده شده است. با مشاهده‌ی این تصاویر ملاحظه می شود که سطح نمونه‌ها یکنواخت و همگن است و هیچ گونه ترک یا شکافی نیز دیده نمی‌شود. چنانچه پیداست میانگین اندازه دانه‌ها پس از بازپخت در غیاب کلرید کادمیم روندی کاهشـــی داشته و از ۱۱۰ به ۹۰nm رسیده است. طبق این تصـــاویر تفاوت آشـــکاری در مورفولوژی سـطحی نمونه‌ی بازپخت شـده در حضور کلرید کادمیم قابل مشـاهده اسـت و سطح لایه متشکل از ریزدانه‌ها می‌باشد. ضخامت لایه CdTe پس از بازپخت کاهش یافته و از ۲/۳ به ۱/۳ µm رسیده است.



شکل ۵-۱۵: تصاویر FESEM نمونه‌های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم).



شکل۵-۱۶: تصاویر EDX نمونه‌های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) در دمای بازپخت ^{o}C ۳۸۰.

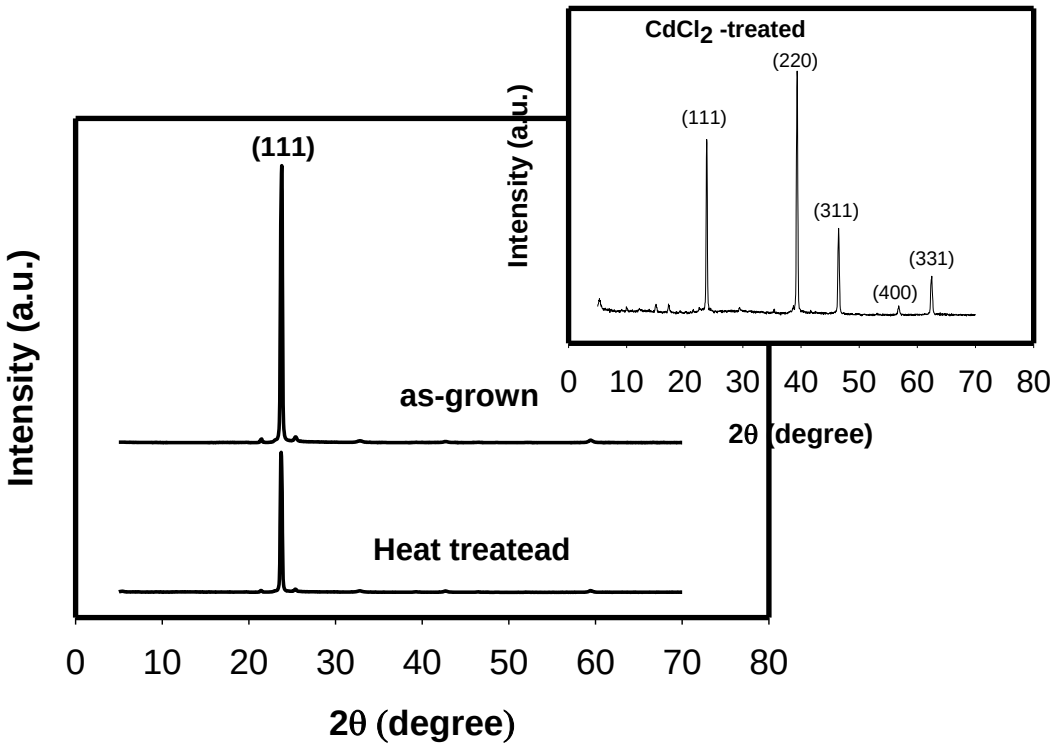
شکل ۵-۱۶ تصاویر EDX لایه‌های مورد بررسی را نشان می‌دهد. در جدول ۵-۳ میزان درصد وزنی و اتمی عناصر آمده است. نتایج این آنالیز نشان می‌دهد که پس از بازپخت نمونه در حضور کلرید کادمیم($CdCl_2$-treated) ، کلر به آرامی در شبکه بلوری تلوریدکادمیم جایگزین شده است.

جدول ۵-۳: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه ها.

عنصر	as-grown (W%)	as-grown (A%)	Heat treated (W%)	Heat treated (A%)	$CdCl_2$-treated (W%)	$CdCl_2$-treated (A%)
Cd	۴۵/۶۰	۴۸/۷۶	۴۴/۳۵	۴۷/۴۱	۴۹/۳۸	۴۸/۳۸
Te	۵۴/۴۰	۵۱/۲۴	۵۵/۵۷	۵۲/۳۲	۴۷/۰۹	۴۰/۶۵
Cl	–	–	–	–	۳/۵۳	۱۰/۹۶

خواص ساختاری

شکل ۵-۱۷ طیف XRD نمونه‌ی مورد بررسی را قبل و بعد از بازپخت در دو شرایط مختلف نشان می دهد. چنانچه پیداست پس از بازپخت، نمونه‌ها ماهیت بسبلوری خود را حفظ نموده‌اند.



شکل۵-۱۷: طیف‌های XRD نمونه‌های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) در دمای بازپخت ^{o}C ۳۸۰.

با توجه به الگوی پراش مشاهده می‌شود که نمونه as-grown دارای ساختار مکعبی با جهت ترجیحی (۱۱۱) است. این نتایج همچنین حاکی از حضور تعدادی قله ضعیف متناظر با ساختار شش-گوشی CdTe است که پس از بازپخت در غیاب کلرید کادمیم، شدت قله (۱۱۱) کاهش یافته است. پس از بازپخت در حضور کلرید کادمیم، قله‌های مربوط به ساختار شش گوشیCdTe ناپدید شده‌اند. شدت قله (۱۱۱) کاهش یافته اما شدت سایر قله‌های مربوط به ساختار مکعبی افزایش یافته اند. اندازه بلورک ها، همچنین دیگر کمیت‌ها نظیر فاصله صفحات بلوری، چگالی دررفتگی ها، کرنش و ثابت

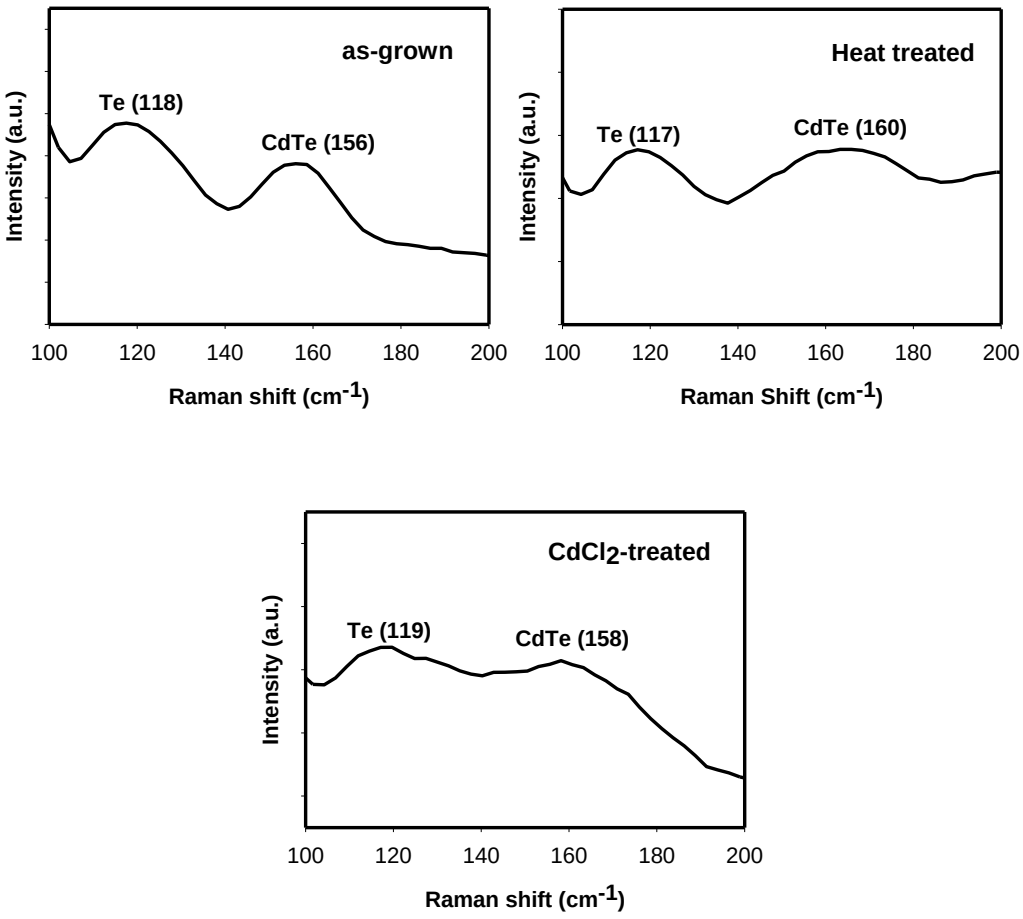
شبکه با در نظر گرفتن جهت‌گیری ترجیحی نمونه‌ها محاسبه شد که نتایج آن در جدول شـماره ۵-۴ گزارش شده است.

جدول۵-۴: اندازه بلورک (D)، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ) ، ثابت شبکه (a) و فاصله بین صفحه‌ای (d) لایه‌های CdTe قبل و بعد از بازپخت

نمونه‌ها (جهتگیری ترجیحی)	FWHM (degree)	D (nm)	Ɛ ($\times 10^{-3}$)	δ ($\times 10^{11}$) (cm^{-2})	a (Å)	d (Å)
as-grown (111)	۰/۲۵۵	۳۱/۸	۱/۰۹	۰/۹۹	٦/٤٧٩	۳/۷٤۰۸
Heat treated (111)	۰/۲٦۷	۳۰/۳	۱/۱٤	۱/۰۹	٦/٤۸۷	۳/۷٤٥٦
$CdCl_2$-treated (111)	۰/۲٤٥	۳۳/۰٥	۱/۰٥	۰/۹۲	٦/٤۷٦	۳/۷۳۹۰
$CdCl_2$-treated (220)	۰/۲٦٤	۳۱/۹	۱/۰۹	۰/۹۸	٦/٤٥۸	۲/۲۸۹۸

مشاهده می‌شود پس از بازپخت لایه در غیاب کلرید کادمیم، اندازه بلورک‌ها کاهش یافته و کرنش و چگالی دررفتگی رو به افزایش گذارده‌اند. بازپخت در حضور کلرید کادمیم منجـر بـه بهبـود خـواص ساختاری شده است.

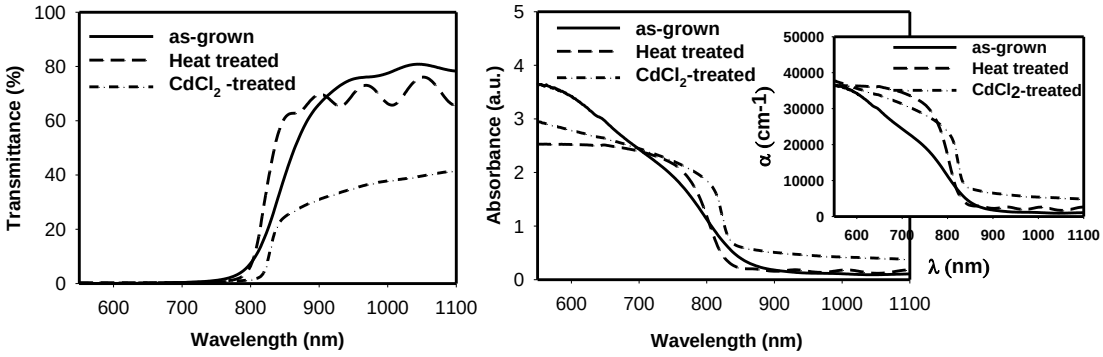
شکل۵-۱۸ طیف پراکندگی رامان نمونه‌های فوق را نشان می‌دهد. قله‌ای در تصویر مشاهده می-شود که موقعیت آن برای نمونه‌های as-grown، Heat treated و $CdCl_2$ –treated به ترتیب در ۱۱۸، ۱۱۷ و ۱۱۹ cm^{-1} قرار دارد ، این قله متناظر با ارتعاشات فونون مربوط به ساختار شش‌گوشی Te است. قله‌ی دیگری در لایه‌ها مشاهده می‌شود که مرتبط با فونون اپتیکی طولی (1LO) در لایه CdTe می‌باشد.



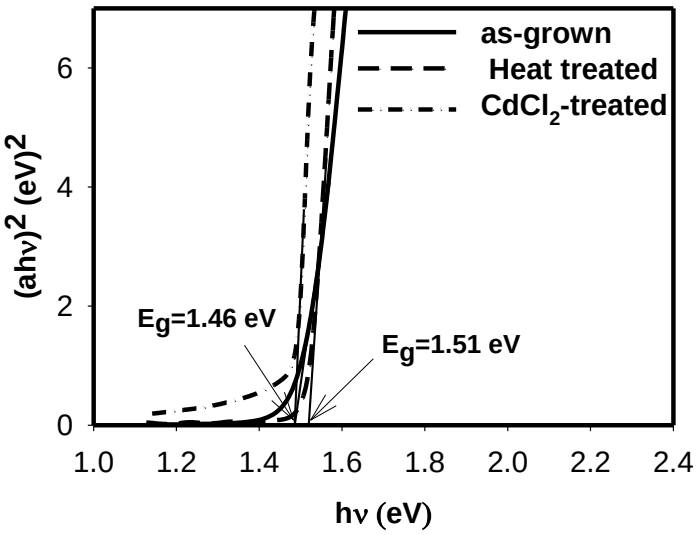
شکل ۵-۱۸: طیف‌های رامان نمونه‌های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) در دمای بازپخت ^{o}C ۳۸۰.

خواص اپتیکی

شکل ۵-۱۹ طیف‌های عبور و جذب اپتیکی نمونه‌ها را نشان می‌دهد. بررسی طیف‌های عبور بیانگر آن است که تمامی نمونه‌ها در ناحیه مرئی و فروسرخ دارای عبور اپتیکی ناچیز و جذب بالایی می‌باشند. میزان عبور نور پس از بازپخت نمونه کاهش پیدا می‌کند و این موضوع نشان‌دهنده جذب بیشتر نور توسط لایه پس از عملیات حرارتی می‌باشد.



شکل ۵-۱۹: طیف‌های جذب و عبور نمونه‌های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) در دمای بازپخت ^{o}C ۳۸۰. نمودار ضمیمه نشان دهنده‌ی تغییرات ضریب جذب در نمونه‌ها می‌باشد.



شکل ۵-۲۰: (الف) تغییرات $(ahv)^2$ بر حسب hv در نمونه‌های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) جهت تعیین گاف نواری.

گاف اپتیکی نمونه‌ها با استفاده از رابطه تاک (۲-۶) محاسبه شده است (شکل ۵-۲۰). مقادیر انرژی گاف نواری برای نمونه‌های as-grown، Heat treated و $CdCl_2$ –treated به ترتیب برابر با ۱/۴۶، ۱/۵۱ و ۱/۴۶ eV می‌باشد. علت افزایش گاف نواری در نمونه Heat treated نسبت به as-

grown می‌تواند افزایش کرنش‌های بلوری و به دنبال آن کاهش ثابت شبکه باشد (جدول ۵-۴). حضور ناخالصی کلر می‌تواند بر مقدار گاف نواری در نمونه $CdCl_2$ –treated تاثیر بگذارد.

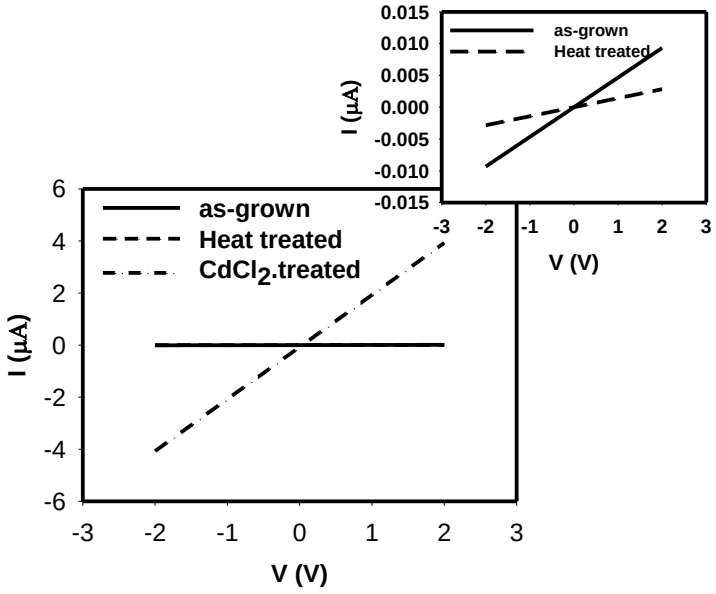
خواص الکتریکی

نمودار تغییرات جریان-ولتاژ نمونه‌ها در شرایط تاریکی در شکل ۵-۲۱ ارائه شده است. با توجه به اینکه نمودار جریان-ولتاژ نمونه‌های as-grown و Heat treated قابل تفکیک از یکدیگر نیستند، در تصویر ضمیمه در مقیاس دیگر رسم شده‌اند. مشاهده می‌شود، اتصالات هر سه نمونه رفتار اهمی ازخود نشان داده‌اند. طبق این نتایج، مقاومت ورقه‌ای (R_{sht}) نمونه‌های as-grown، Heat treated و $CdCl_2$ –treated به ترتیب ۰/۲ GΩ/sq، ۰/۷ GΩ/sq و ۰/۵ MΩ/sq می‌باشد. بازپخت نمونه در غیاب کلرید کادمیم منجر شده است که رسانایی لایه کاهش پیدا کند که علت آن می‌تواند به کاهش بلورینگی لایه پس از بازپخت مربوط باشد. بازپخت در حضور کلرید کادمیم افزایش قابل ملاحظه رسانایی را به دنبال داشته است. حضور عنصر کلر موجب شده تراکم حامل های بار آزاد ناشی از تراکم توزیع ترازهای ناکاملی های شبه پذیرنده‌ی ذاتی در نزدیکی لبه ی نوار ظرفیت نمونه افزایش پیدا کند و در نهایت موجب افزایش رسانایی لایه شود[۳۷ و ۸۰].

نتیجه گیری

در این تحقیق تاثیر بازپخت بر خواص فیزیکی لایه نانوساختار CdTe با شرایط دمایی ^{o}C ۳۸۰ و مدت زمان نیم ساعت، در محیط آرگون مورد بررسی قرار گرفت. تصاویر FESEM نشان دهنده‌ی وابستگی مورفولوژی سطح و ضخامت نمونه‌ها به شرایط بازپخت بوده، همچنین بنا بر نتایج طیف EDX نمونه حرارت دیده در حضور کلرید کادمیم شامل ناخالصی کلر بوده و بازپخت در حضور کلرید کادمیم سبب افزایش ترازهای شبه پذیرنده در نزدیکی لبه نوار ظرفیت شده که رسانندگی بیشتر این نمونه را به دنبال داشته است. این نتیجه با مشخصه I-V نمونه‌ها مطابقت دارد. با توجه به الگوهای

XRD تمام نمونه‌ها با ساختار مکعبی رشد پیدا کرده‌اند. بازپخت در حضور کلرید کادمیم سبب شده است که قله های ضعیفی از ساختار شش‌گوشی که در طیف XRD مشاهده شدند، حذف شوند.



شکل۵-۲۱: I-V در نمونه‌های as-grown (بدون بازپخت)، Heat treated (بازپخت شده در غیاب کلرید کادمیم) و $CdCl_2$ –treated (بازپخت شده در حضور کلرید کادمیم) در دمای بازپخت ^{o}C ۳۸۰.

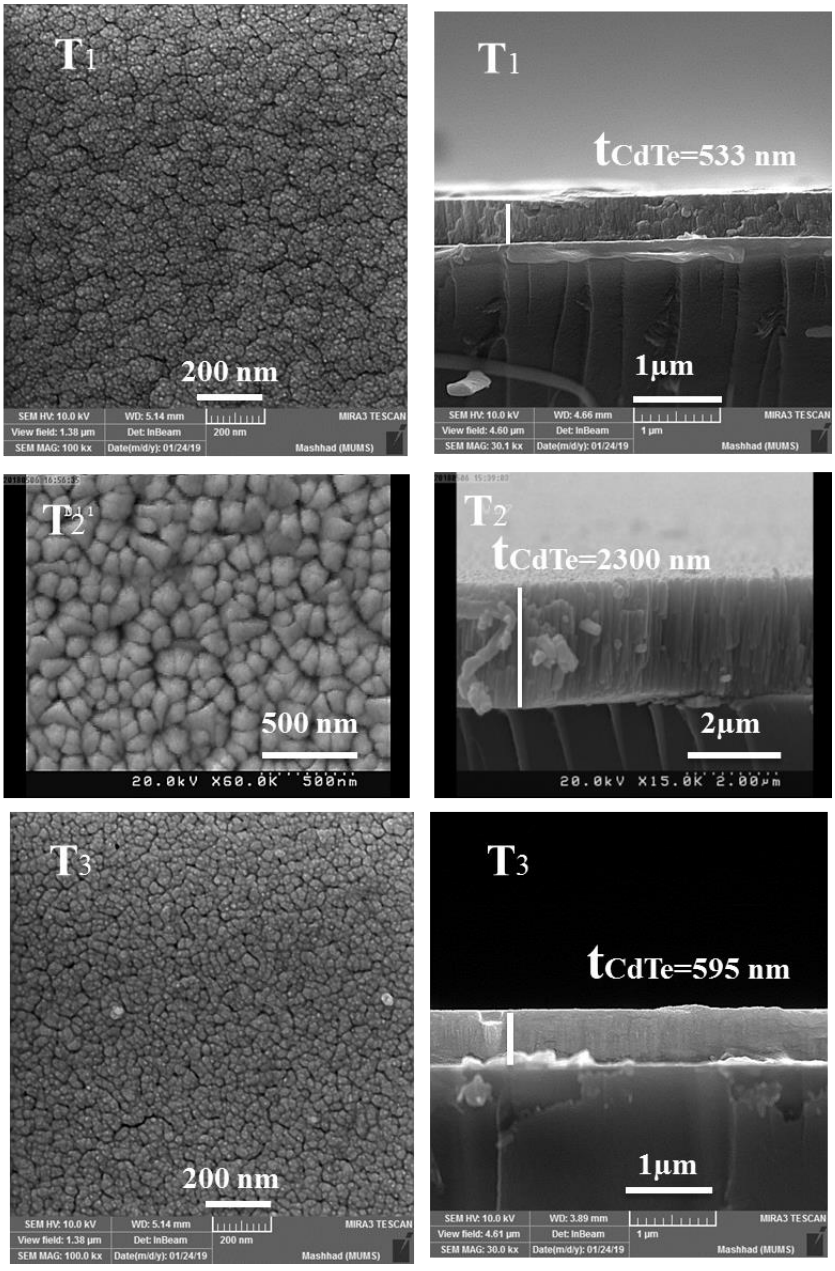
۵-۴ بررسی تاثیر دمای لایه نشانی بر خواص فیزیکی لایه های نازک CdTe

در این بخش با تغییر دمای لایه‌نشانی به بررسی خواص فیزیکی لایه‌ها پرداخته‌ایم. بدین منظور لایه‌نشانی در دماهای۱۰۰ ، ۲۰۰ و ^{o}C ۳۰۰ طبق شرایط مندرج در جدول ۳-۶ انجام شده است. نمونه‌ها به ترتیب T_1، T_2(همان نمونه M_3 در بخش ۵-۲) و T_3 نامگذاری شدند.

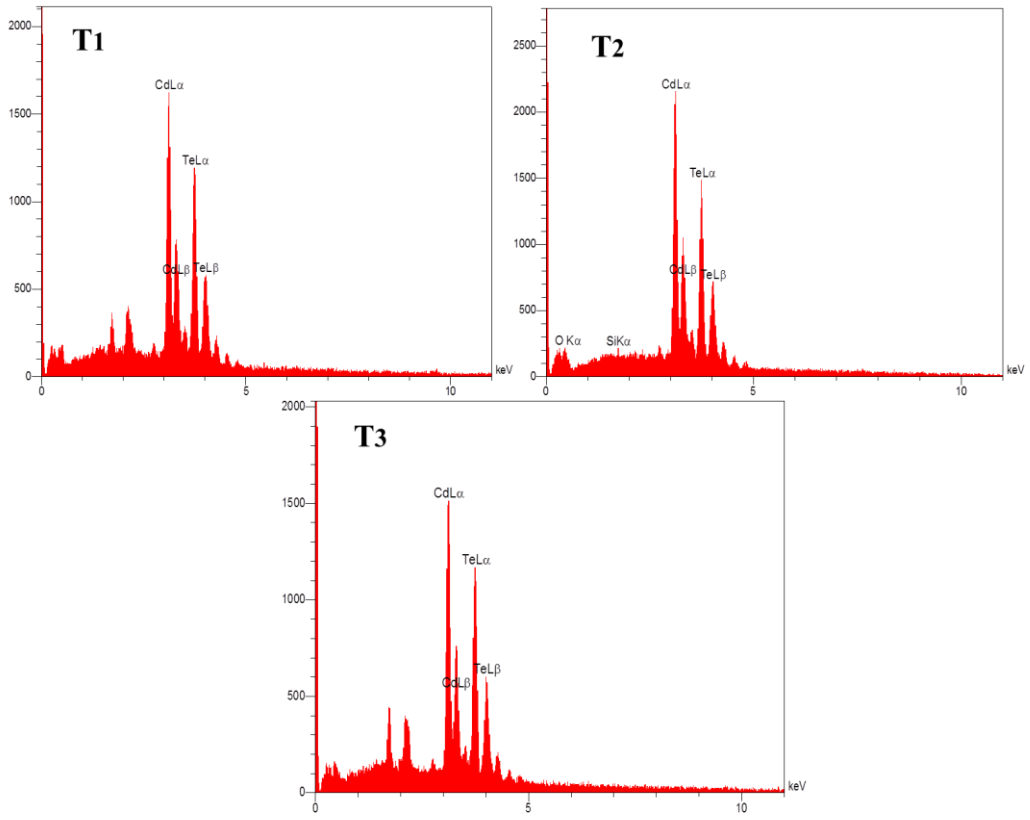
مورفولوژی سطح

تصاویر FESM ثبت شده از بالا و مقطع عرضی لایه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف لایه‌نشانی در شکل ۵-۲۲ نشان داده شده است. در هر سه نمونه لایه یکنواختی از CdTe با مرزدانه-های مشخص، بر روی زیرلایه ایجاد شده است. چنانچه پیداست نمونه‌ها از ساختار دانه‌ای تشکیل

شده است. اندازه ذرات در نمونه‌های T_1، T_2 و T_3 به ترتیب در بازه‌های ۵-۳۰، ۱۰۰-۱۲۰ و ۱۵ nm-۵۰ است. تصویر مقطع عرضی لایه‌ها نشان می‌دهد که دمای لایه‌نشانی نقش مهمی بر فشردگی دانه‌ها و نیز ضخامت لایه‌ها داشته است.



شکل ۵-۲۲: تصاویر FESEM نمونه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف از بالا و مقطع عرضی.



شکل ۵-۲۳: تصاویر EDX نمونه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف.

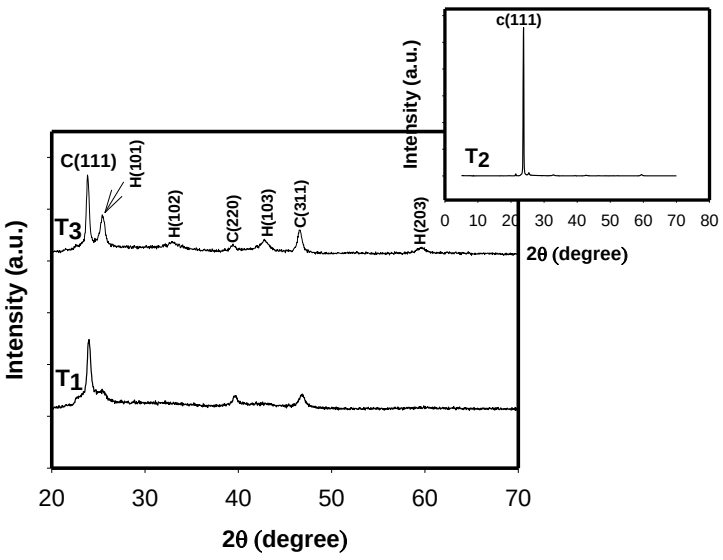
شکل ۵-۲۳ تصاویر EDX لایه‌های مورد بررسی را نشان می‌دهد. در جدول ۵-۵ میزان درصد وزنی و اتمی Cd و Te آمده است. لایه CdTe به دو صورت، نیمرسانای نوع n و p رشد پیدا می‌کند. نتایج EDX نشان می‌دهد که لایه‌ها غنی از Te هستند. طبق گزارشات[۷۵-۷۷]، انتظار می‌رود نمونه‌ها دارای رسانندگی الکتریکی نوع p باشند. در واقع وجود تهی‌جاهای کادمیم در شبکه بلوری ماده نیز می‌تواند منشاء تشکیل ترازهای انرژی شبه پذیرنده در گاف نواری در نزدیکی لبه نوار ظرفیت باشد[۷۷]. تشکیل این ترازها می‌تواند منجر به رسانندگی نوع p در این ماده شود.

جدول۵-۵: نتایج مربوط به طیف EDX نمونه ها تهیه شده در دماهای مختلف.

	T_1(W%)	T_1(A%)	T_2(W%)	T_2(A%)	T_3(W%)	T_3(A%)
Cd	۴۳/۱۳	۴۶/۲۷	۴۵/۶۰	۴۸/۷۶	۴۲/۵۷	۴۵/۷۰
Te	۵۶/۸۷	۵۳/۷۳	۵۴/۴۰	۵۱/۲۴	۵۷/۴۳	۵۴/۳۰

خواص ساختاری

شکل ۵-۲۴ طیف‌های XRD لایه‌های رشد یافته را نشان می‌دهد. الگوهای پراش نشان می‌دهد که ساختار اصلی نمونه‌ها مکعبی و رشد ترجیحی در جهت (۱۱۱) است. شدت قله در این جهت به اندازه بلورک‌ها بستگی دارد به طوری که در نمونه T_2 با بیشترین اندازه بلورک، شاهد بیشترین شدت قله هستیم. چنانچه پیداست در نمونه‌های T_1 و T_2 شاهد حضور فازهای بلوری مکعبی (فاز غالب) و شش‌گوشی CdTe هستیم. با تحلیل این داده‌ها می‌توان به اطلاعات مهم دیگری از جمله اندازه بلورک‌ها (D)، میکروکرنش (ε)، چگالی دررفتگی (δ)، ثابت شبکه (a) و فاصله بین صفحه‌ای (d) در ماده پی برد. نتایج این محاسبات در جدول ۵-۶ ارائه شده است.

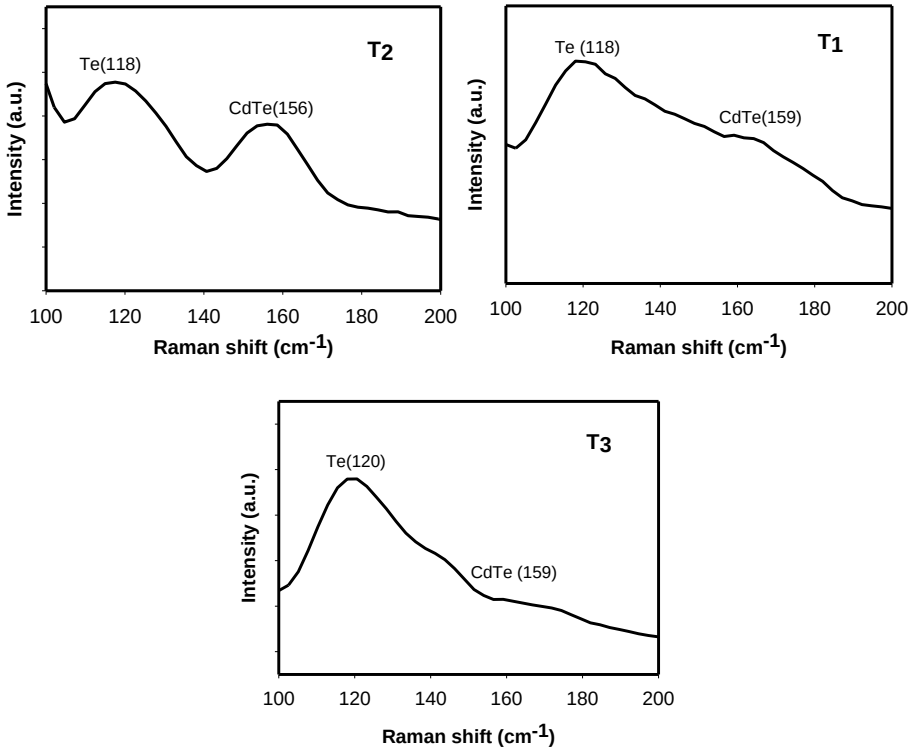


شکل ۵-۲۴: طیف‌های XRD نمونه هایCdTe سنتز شده در دماهای مختلف.

با توجه به این نتایج، مشاهده می‌شود که با افزایش دمای لایه نشانی از ۱۰۰ به ^{o}C ۲۰۰ اندازه متوسط بلورک‌های تشکیل شده افزایش یافته و در مقابل میزان دررفتگی‌ها و کرنش‌های بلوری رو به کاهش گذاشته‌اند اما در دمای ^{o}C ۳۰۰ شاهد کاهش اندازه بلورک‌ها و افزایش میزان دررفتگی‌ها و کرنش‌های بلوری هستیم. علت این امر می‌تواند انرژی مناسب اتم‌ها حین لایه نشانی در دمای ^{o}C ۲۰۰ باشد که سبب شکل گیری دانه‌های بزرگتر با مرزدانه‌های کمتر شده است.

جدول ۵-۶: اندازه بلورک (D)، میکروکرنش (Ɛ)، چگالی دررفتگی (δ) ، ثابت شبکه (a) و فاصله بین صفحه‌ای (d) لایه‌های CdTeتهیه شده در دماهای زیرلایه ای متفاوت.

نمونه‌ها	FWHM (degree)	D (nm)	Ɛ ($\times 10^{-3}$)	δ ($\times 10^{11}$) (cm^{-2})	a (Å)	d (Å)
T_1	۰/۴۲۳	۱۹/۱	۱/۸۰	۲/۷۲	٦/٤١٩	۳/۷۰۵۸
T_2	۰/۲۵۵	۳۱/۸	۱/۰۹	۰/۹۹	٦/٤٧٩	۳/۷٤۰۸
T_3	۰/۳۵۱	۲۳/۱	۱/۵۰	۱/۸۷	٦/٤٥١	۳/۷۲٤٥



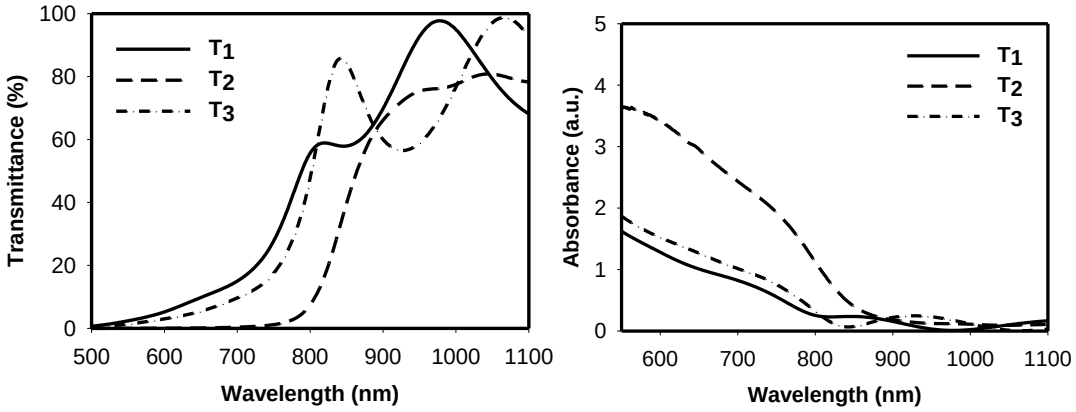
شکل ۵-۲۵: طیف‌های رامان نمونه های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف.

شکل ۵-۲۵ طیف رامان نمونه‌های فوق را نشان می‌دهد. طیف پراکندگی نمونه‌های مورد بررسی دارای قله‌ای است که موقعیت آن برای نمونه‌های T_1 و T_2 در ۱۱۸ و برای نمونه T_3 در cm^{-1} ۱۲۰ قرار دارد، این قله متناظر با ارتعاشات فونون مربوط به ساختار شش‌گوشی Te است. قله‌ای است که موقعیت آن برای نمونه‌های T_1 و T_2 در ۱۱۸ و برای نمونه T_3 درcm^{-1} ۱۲۰ قرار دارد، سایر قله‌های

واقع در۱۵۶ (مربوط به نمونه T_2) و cm^{-1} ۱۵۹ (مربوط به نمونه‌های T_1 و T_3) مرتبط با فونون اپتیکی طولی (1LO) در لایه CdTe می‌باشد.

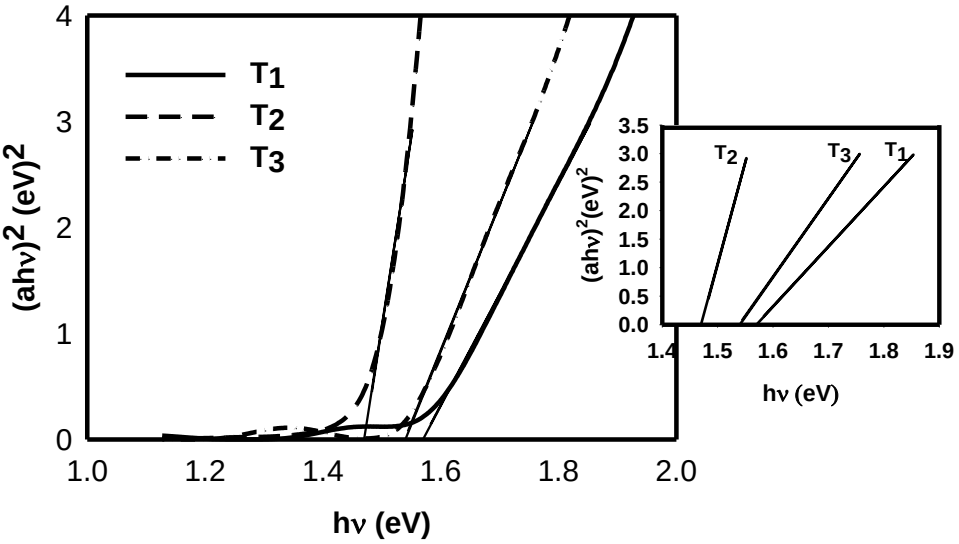
خواص اپتیکی

شکل ۵-۲۶ طیف‌های عبور و جذب نمونه‌های مورد بررسی را برحسب تابعی از طول موج نشان می‌دهد. چنانچه ملاحظه می‌شود، نمونه‌ها در محدوده طول موج نور مرئی میزان عبور پایین (نزدیک صفر) و جذب بالایی دارند. وجود قله‌های بیشینه و کمینه در طیف عبور نمونه‌ها به ویژه در نمونه های T_1 و T_3 می تواند به معنی وقوع تداخل‌های چندگانه که غالبا در لایه های تخت و مسطح رخ می‌دهد باشد که با تصاویر میکروسکوپ الکترونی سازگار است.



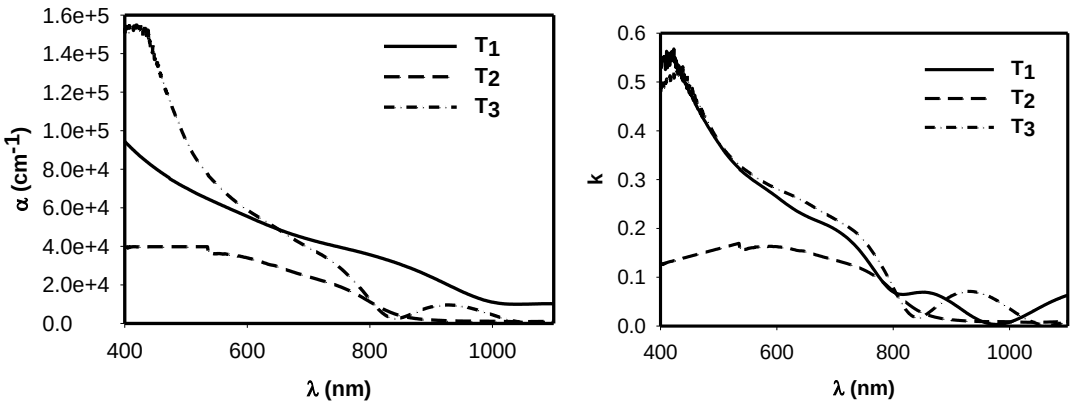
شکل۵-۲۶: طیف‌های جذب و عبور نمونه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف.

شکل ۵-۲۷ نمودار مربوط به انجام آنالیز مربوط به تعیین گاف نواری مستقیم را با استفاده از رابطه تاک نشان می‌دهد. این نتایج حاکی از آن است که گاف نواری نمونه اپتیکی در نمونه‌های T_1، T_2 و T_3 به ترتیب برابر با ۱/۵۷، ۱/۴۶ و ۱/۵۴ eV است. تغییرات گاف نواری می‌تواند متاثر از تغییرات میکروکرنش‌ها و به دنبال آن تغییرات ثابت شبکه باشد[۶۶].



شکل ۵-۲۷: تغییرات $(ahν)^2$ بر حسب hν در نمونه های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف. نمودار ضمیمه خط برازشی داده‌ها را در گستره انرژی بالا نشان می‌دهد.

ضرایب جذب (α) و خاموشی (k) لایه‌ها با استفاده از داده‌های طیف جذب و به کمک روابط (۲-۷ و ۲-۸) محاسبه شده‌اند. شکل ۵-۲۸ وابستگی ضرایب جذب و خاموشی به طول موج را در نمونه‌ها نشان می‌دهد. در هر سه نمونه، ضریب جذب لایه‌ها با افزایش طول موج کاهش می‌یابد که نتیجه‌ای قابل انتظار است. با توجه به این نمودارها ضریب خاموشی با افزایش طول موج با رفتاری متناظر با طیف ضریب جذب تغییر پیدا می‌کند.

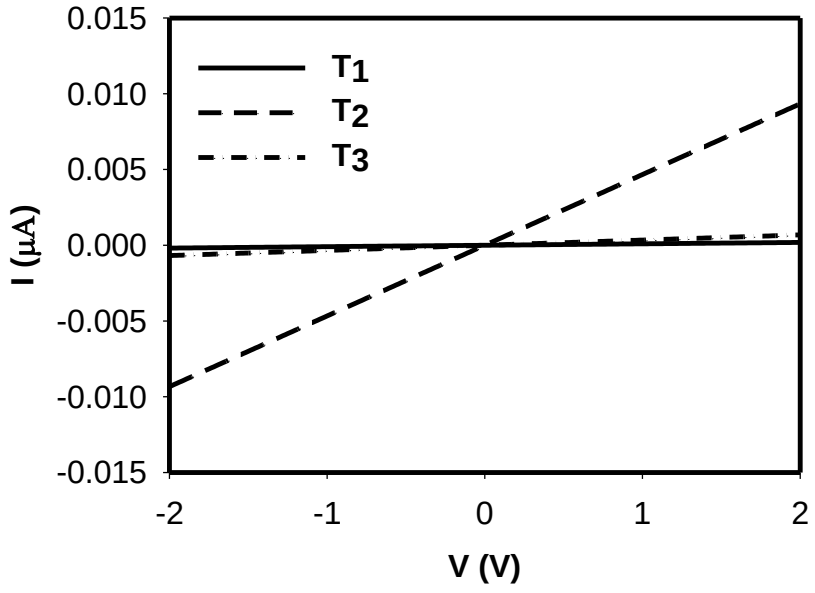


شکل ۵-۲۸: وابستگی ضرایب جذب و خاموشی به طول موج در نمونه‌های CdTe سنتز شده در دماهای مختلف.

علت تغییرات کاهشی این ضرایب با افزایش طول موج می‌تواند ناشی از کاهش برهمکنش فوتون‌های نوری با الکترون‌های جایگزیده در نوار ظرفیت جهت برانگیختکی به نوار رسانش باشد. ضریب جذب نمونه T_2 نسبت به نمونه‌های دیگر کمتر است که علت آن می‌تواند ناشی از چگالی دررفتگی کمتر این لایه در مقایسه با دو نمونه ی دیگر باشد (جدول ۵-۶).

خواص الکتریکی

شکل ۵-۲۹ نمودار جریان-ولتاژ نمونه‌ها را در شرایط تاریکی نشان می‌دهد. این داده‌ها بیانگر ایجاد اتصال اهمی در لایه‌ها می‌باشد. طبق این نتایج، مقاومت ورقه‌ای نمونه‌ها (R_{sht}) به ترتیب ۱۰/۶، ۰/۲ و ۲/۹ GΩ/sq می‌باشد. همچنین با توجه به شکل ملاحظه می‌شود که بیشترین رسانندگی الکتریکی مربوط به نمونه T_2 است. علت این امر می‌تواند، اندازه بلورک‌های بزرگتر و چگالی دررفتگی کمتر آن، (جدول ۵-۶) باشد که منجر به افزایش تحرک حامل‌ها می‌گردد.



شکل۵-۲۹: مشخصه I-V نمونه‌های CdTe مورد مطالعه تهیه شده در دماهای مختلف.

نتیجه گیری

در این تحقیق به بررسی اثر دمای لایه‌نشانی (۱۰۰، ۲۰۰ و ۳۰۰ ^{o}C) در ساخت لایه‌های CdTe بر روی زیرلایه شیشه به روش کندوپاش پرداخته‌ایم. تصاویر FESEM نشان داد که نمونه‌ها از ساختار دانه‌ای تشکیل شده است و لایه رشد یافته در دمای 200 ^{o}C (نمونه T_2) دارای اندازه دانه بزرگتری است. الگوی XRD نمونه‌ها حاکی از آن اســـت که قله جهت‌گیری ترجیحی (۱۱۱) متعلق به فاز مکعبی CdTe در نمونه T_2 بیشترین شدت را دارد که نشـانگر کیفیت بلوری بهتر این لایه است. که این می‌تواند گویای تغییرات رسـانندگی الکتریکی و همچنین گاف نواری مسـتقیم اپتیکی نمونه‌ها باشـد. تحلیل داده‌های اپتیکی نمونه‌ها بیانگر این است که نمونه T_2 کمترین گاف نواری (۲/۴۶ eV) را نسبت به دو نمونه دیگر دارد، علت آن می‌تواند متاثر از تغییرات میکروکرنش‌ها و به دنبال آن تغییرات ثابت شبکه باشد.

فصل ششم

نتایج و بحث

CdS/CdTe

۶-۱ مقدمه

لایه‌های CdS و CdTe کاربردهای بسیاری در قطعات اپتوالکترونیک دارند بدین منظور در این پروژه به طور مفصل خواص فیزیکی آن‌ها مورد بحث قرار گرفته است. از جمله این کاربردها استفاده از این لایه‌ها در ساخت سلول خورشیدی است. در بخش ۶-۲ مشخصه جریان-ولتاژ سلول ساخته شده، مورد تحقیق قرار گرفته است. بررسی تاثیر بازپخت بر عملکرد سلول CdS/CdTe در بخش ۶-۳، تاثیر ضخامت لایه CdTe (لایه جاذب) بر عملکرد سلول در بخش ۶-۴ و تاثیر غلظت $CdCl_2$ در انجام فرایند بازپخت، بر عملکرد سلول در بخش ۶-۵ مورد مطالعه قرار گرفته است.

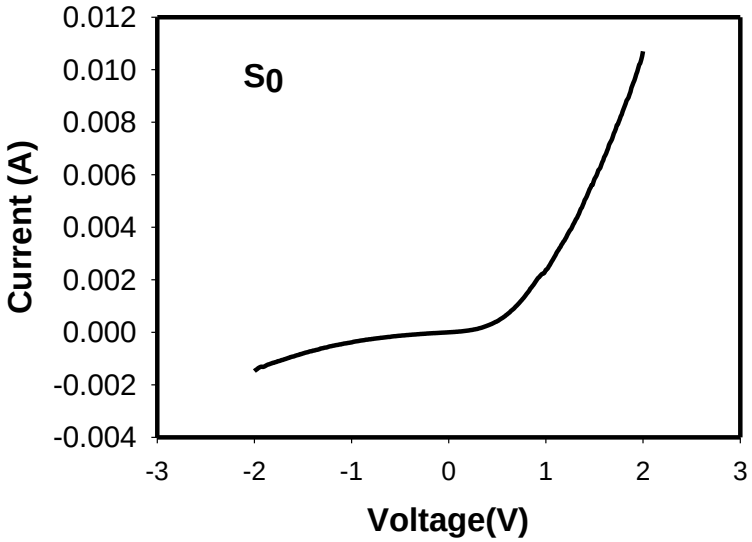
۶-۲ مطالعه عملکرد سلول سنتز شده با شرایط بهینه ی لایه‌های سازنده

در این بخش، جهت ساخت سلول از لایه‌های CdS (نمونه S_{1F} در بخش ۴-۳) و CdTe (نمونه M_3 در بخش ۵-۲) به ترتیب به عنوان لایه پنجره و جاذب استفاده شده است. جهت ایجاد اتصال پشتی از لایه نازکی از طلا به ضخامت ۱۰۰nm استفاده شد.

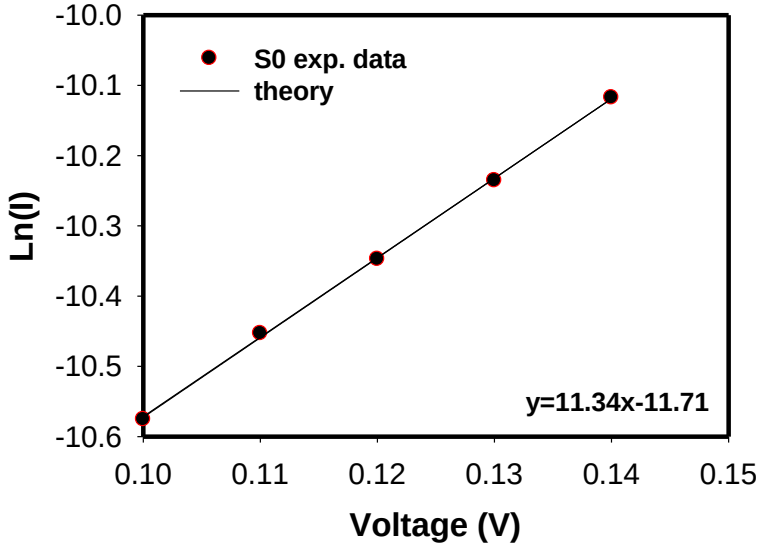
مشخصه جریان-ولتاژ

منحنی جریان-ولتاژ (I-V) نمونه‌ی S0، تحت تاریکی در شکل ۶-۱ رسم شده‌است. همانطور که مشاهده می‌شود، منحنی I-V قطعه دارای مشخصه دیودی است. در ساخت یک دیود کیفیت لایه-های n و p حائز اهمیت است، چرا که وجود شکاف ها و سوراخ های ریز در لایه‌ها زمینه را برای اتصال لایه تماس فلزی و الکترود جلویی(FTO) فراهم می‌کند و مدار اتصال کوتاه می‌شود و نمودار I-V به صورت خطی تغییر خواهد کرد. رفتار یکسو شوندگی دیود به وسیله پارامتر RR که نسبت یکسو شوندگی نام دارد، سنجیده می‌شود. RR به صورت نسبت جریان بایاس مستقیم به جریان بایاس معکوس در یک ولتاژ معین تعریف می‌شود. برای تعیین ضریب ایده‌آلی (n) و جریان اشباع (I_0) در این

پیوندگاه‌ها، مطابق با توضیحات ارائه شده در بخش ۱-۶ عمل کردیم. نتایج حاصل از محاسبات در شکل ۶-۲ و جدول ۶-۱ آورده شده است.



شکل۶-۱: نمودار I-V نمونه S0 در شرایط تاریکی.



شکل۶-۲: تحلیل داده های الکتریکی دیود پیوندگاهی ساخته شده S0 به منظور تعیین ضریب ایده آلی و جریان اشباع معکوس.

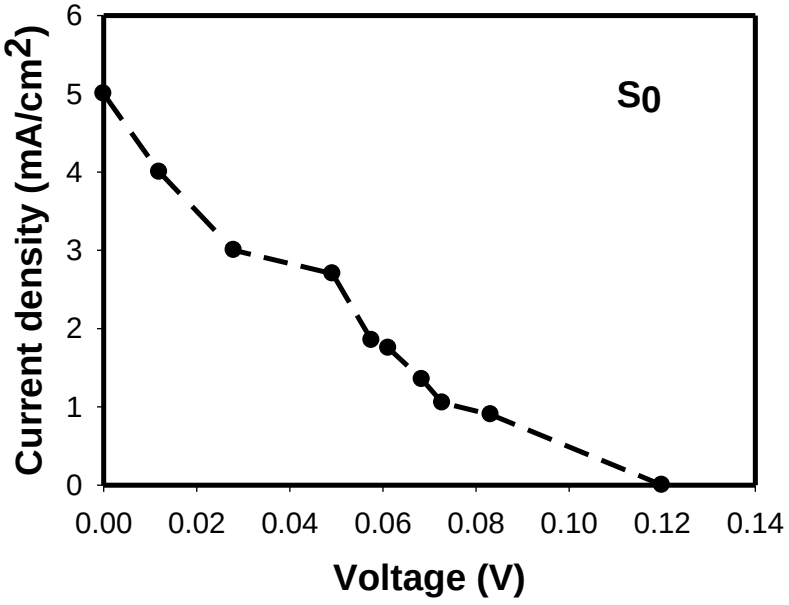
برای یک دیود ایده‌آل انتظار می‌رود n=1 باشد، تونل زنی چند مرحله‌ای بین حالت‌های سطحی،

مقاومت‌های سری و یا هر مقاومت اتلافی دیگری سبب می‌شود که $n > 1$ شود و قطعه را از سازوکار جریان ایده‌آل دور سازد[۱۰، ۱۱]. مقادیر ضریب ایده‌آلی (n) و جریان اشباع (I_0) سلول ساخته شده با گزارش مین و همکاران که به ترتیب مقادیر ۸/۱۰ و $۲/۱\times۱۰^{-۷}$ بیان کرده اند، مطابقت دارد[۳۸].

جدول ۶-۱: مقادیرنسبت یکسوشوندگی (RR)، ضریب ایده‌آلی (n) و جریان اشباع (I_0) نمونهS0.

نمونه	RR(±1.5V)	n	I_0(A)
S0	۷/۲۴	۳/۴	$۸/۲۱\times۱۰^{-۶}$

برای بدست آوردن پارامترهای فوتوولتایی، اندازه‌گیری در شرایط روشنایی (شرایط$100 - 1.5$ AM (mW/cm^2) و نور تابی بر روی سطحی به مساحت $۰/۴\ cm^2$ انجام شد. شکل ۶-۳، منحنی J-V نمونه را در شرایط نورتابی نشان می‌دهد.



شکل۶-۳: نمودار مشخصه J-V نمونه S0 در شرایط نورتابی.

مقادیر اندازه‌گیری شده شامل ولتاژ مدار باز (V_{oc}) و جریان اتصال کوتاه (J_{sc}) همچنین مقادیر محاسبه شده وابسته به عامل پرشدگی (FF) (با استفاده از رابطه ۱-۲۱) و بازده (η) (با استفاده از

رابطه ۱-۲۲) در جدول ۶-۲ آمده است. همانطور که مشاهده می شود، بازدهی سلول بسیار پایین است. از جمله عواملی که بر بازده سلول تاثیر می‌گذارد، بازترکیب است که به دو صورت نوری و غیر نوری اتفاق می‌افتد. اگر فوتونی به واسطه بازترکیب الکترون-حفره انتشار یابد، بازترکیب از نوع نوری است. اما زمانی که الکترون از نوار هدایت به یک حالت در گاف انرژی بدون انتشار فوتون انتقال یابد، فرآیند بازترکیب غیر نوری از طریق ترازهای تله رخ می‌دهد. انرژی آزاد شده به صورت گرما به شبکه بلوری داده می‌شود.

جدول ۶-۲: مقادیر پارامترهای فوتوولتایی نمونهS0.

نمونه	V_{oc} (V)	J_{sc} (mA/cm^2)	V_{max} (V)	J_{max} (mA/cm^2)	FF(%)	η (%)
S0	۰/۱۲	۵/۰	۰/۰۵	۲/۷۰	۲۲	۰/۱۳

جدول ۶-۳: نتایج محاسبه مقاومت های سری(R_s) و شانت(R_{sh}) نمونه.

نمونه	R_s ($\Omega.cm^2$)	R_{sh} ($\Omega.cm^2$)
S0	۱۴	۴۴

مقاومت‌های سری و شانت نیز بر عملکرد یک سلول خورشیدی تاثیرگذار هستند. مقاومت سری که ناشی از مقاومت لایه و اتصالات است برای یک سلول ایده‌آل برابر صفر است. مقاومت شانت نیز به دلیل حضور نواقص شبکه و نشت جریان از لبه های سلول خورشیدی به وجود می آید که مقدار آن برای یک سلول ایده‌آل بینهایت است. مقادیر تقریبی مقاومت‌های شانت و سری را می‌توان از روی شیب منحنی J-V به ترتیب در نزدیکی J_{sc} و V_{oc} (شکل ۶-۴) بدست آورد[۸۱]. نتایج محاسبات در جدول ۶-۳ آمده است. با مقایسه مقادیر مقاومت شانت و سری نمونه با گزارشات سایرین می‌توان

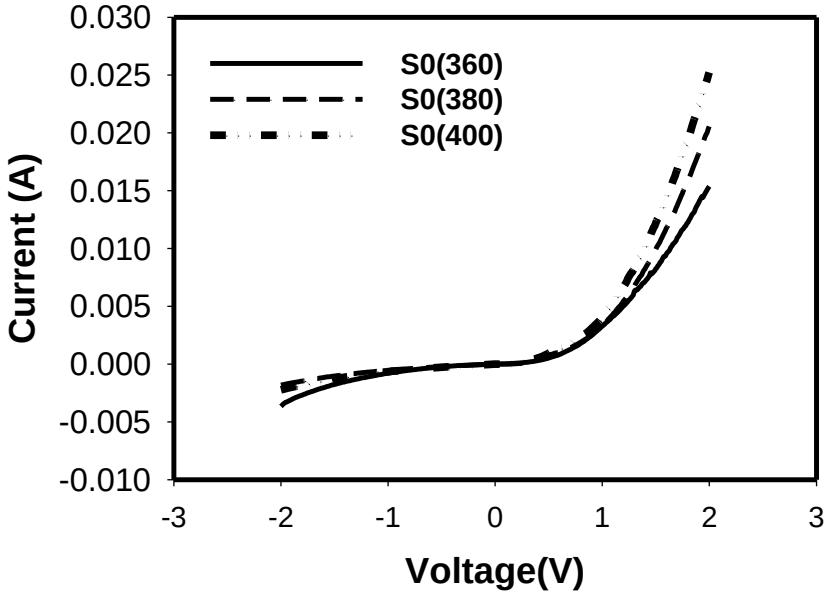
نتیجه گرفت که نشت جریان در سلول و مقاومت بالای لایه ها و اتصالات منجر به بازدهی پایین سلول گردیده است[۳۶].

۶-۳ مطالعه تاثیر بازپخت بر عملکرد سلول خورشیدی

به منظور افزایش میزان بازدهی سلول خورشیدی، اثر بازپخت بر روی سلول S0 مورد مطالعه قرار گرفت. نمونه‌هایی با شرایط کاملا مشابه سلول S0 تهیه شدند. اما قبل از مرحله لایه نشانی اتصال طلا، نمونه در حضور کلرید کادمیم (ریختن یک قطره محلول 0.09 M کلرید کادمیم –اتانول بر روی لایه CdTe) و در محیط آرگون به مدت ۳۰ min در دماهای ۳۶۰، ۳۸۰ و ۴۰۰ °C حرارت داده شده و به ترتیب S0(360)، S0(380) و S0(400) نامگذاری شده‌اند.

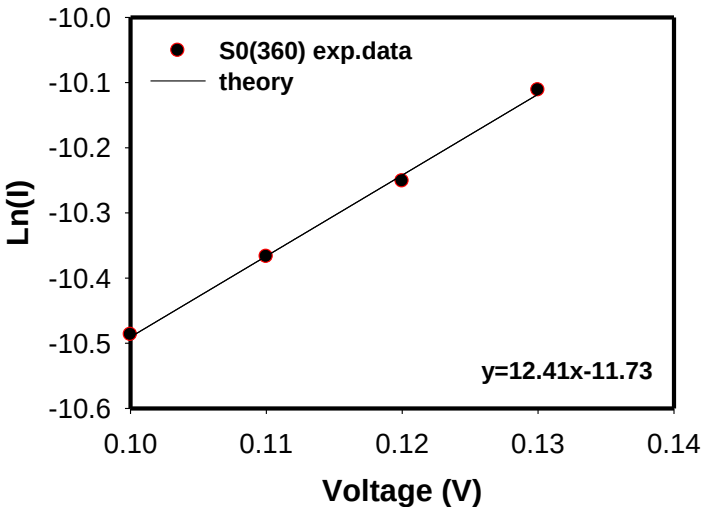
مشخصه جریان-ولتاژ

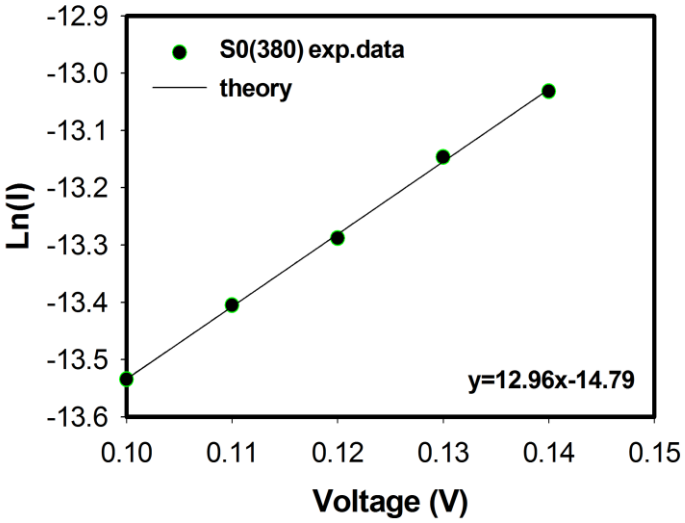
شکل ۶-۴ مشخصه I-V نمونه‌های بازپخت شده را در شرایط تاریکی نشان می‌دهد. چنانچه آشکار است، این نمونه‌ها رفتار یکسو شوندگی را از خود نشان می‌دهند. جهت بررسی بیشتر مشخصات دیودی نمونه‌ها، ضریب ایده‌آلی و جریان اشباع را با توجه به توضیحات ارائه شده در بخش ۶-۱ محاسبه کردیم. نتایج در شکل ۶-۵ و جدول ۶-۴ ارائه شده است.

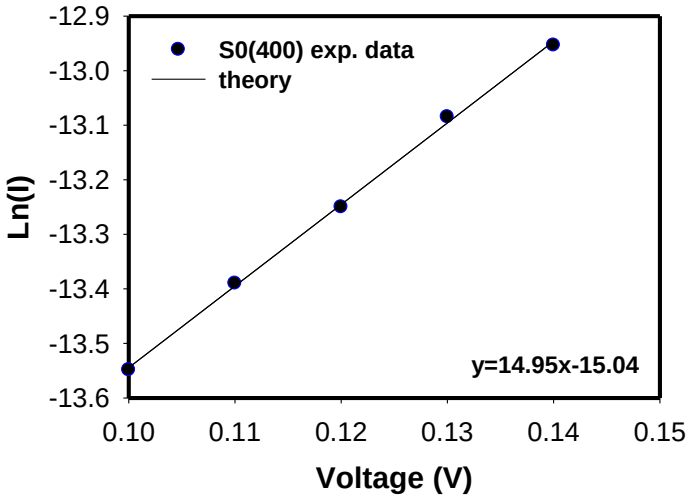


شکل۶-۴: نمودار I-V در شرایط تاریکی نمونه های بازپخت شده در دماهای مختلف.

مقایسه نشان می‌دهد که انجام عملیات حرارتی منجر به کاهش ضریب ایده‌آلی و کاهش جریان اشباع معکوس و در نهایت بهبود خواص دیودی شده است. قرارگرفتن نمونه ها تحت عملیات حرارتی در حضور کلرید کادمیم سبب می‌شود که اتم کلر به لایه تلورید کادمیم نفوذ کند و در نهایت باعث به وجود آمدن ترازهای پذیرنده کم عمق از تهی‌جاهای کادمیم شود که این امر موجب کاهش مقاومت لایه تلورید کادمیم می‌شود[۳۷ و ۸۲]. این مطلب به وسیله نتایج مربوط به خواص الکتریکی در بخش ۵-۳ تایید می‌شود. طبق نتایج مندرج در بخش۴-۲-۲، بازپخت در محیط آرگون رسانایی الکتریکی لایه سولفید کادمیم را نیز افزایش داده است. هم چنین در بررسی خواص ساختاری لایه تلورید کادمیم (بخش ۵-۳) افزایش بلورینگی لایه پس از بازپخت در حضور کلرید کادمیم را مشاهده کردیم. در نهایت می‌توان گفت کاهش مقاومت لایه‌های پنجره وجاذب و بهبود خواص ساختاری لایه جاذب می‌تواند از جمله عوامل موثر در بهبود کیفیت دیود پس از انجام عملیات حرارتی کلرید کادمیم باشد.







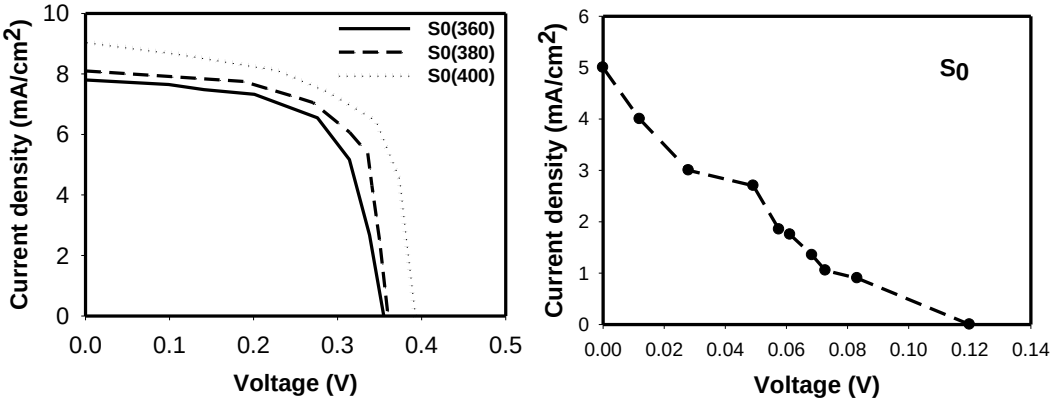
شکل۶-۵: تحلیل داده های الکتریکی دیود های پیوندگاهی بازپخت شده در حضور کلرید کادمیوم در دماهای مختلف،

به منظور تعیین ضریب ایده آلی و جریان اشباع معکوس.

جدول ۶-۴: مقادیرنسبت یکسوشوندگی (RR)، ضریب ایده‌آلی (n) و جریان اشباع (I_0) در نمونه‌های مورد بررسی.

نمونه	RR(±1.5V)	n	I_0(A)
S0(360)	۷/۳۰	۳/۱	$۸/۰۳\times۱۰^{-۶}$
S0(380)	۸/۸۱	۳/۰	$۳/۷۴\times۱۰^{-۷}$
S0(400)	۹/۶۳	۲/۶	$۲/۹۴\times۱۰^{-۷}$

برای بدست آوردن پارامترهای فوتوولتایی، اندازه‌گیری در شرایط روشنایی (شرایط AM 1.5 – 100 mW/cm^2) انجام شد. شکل ۶-۶، منحنی J-V نمونه‌ها را در شرایط نورتابی نشان می‌دهد. مقادیر اندازه‌گیری شده ولتاژ مدار باز (V_{oc}) و جریان اتصال کوتاه (J_{sc}) همچنین مقادیر محاسبه شده وابسته به عامل پرشدگی (FF) (با استفاده از رابطه ۱-۲۱) و بازده (η) (با استفاده از رابطه ۱-۲۲) در جدول ۶-۵ آمده است.



شکل۶-۶: نمودار مشخصه J-V نمونه‌ی اولیه S0 و نمونه‌های بازپخت شده، در شرایط نورتابی.

تحلیل این نتایج (جدول ۶-۵) نشانگر بهبود چشمگیر تمامی پارامترها نظیر ولتاژ مدار باز، جریان اتصال کوتاه و بازده سلول از طریق بازپخت نمونه‌ها در حضور کلریدکادمیم می‌باشد. افزایش بازده سلول تحت تاثیر بازپخت می‌تواند به علت کاهش مقاومت لایه‌های CdS (لایه پنجره) و به ویژه CdTe (لایه جاذب) بازپخت شده (به ترتیب گزارش شده در بخش های ۴-۲-۲ و ۵-۳) و بهبود خواص ساختاری لایه جاذب است که باعث کاهش مقاومت سری سلول شود. بدین ترتیب ملاحظه

می شود که افزایش دمای بازپخت منجر به افزایش بازده سلول خورشیدی شده است. قوش و همکاران [۳۹] لایه‌های CdS و CdTe را که به ترتیب با روش‌های رسوبگذاری حمام شیمیایی و تبخیر گرمایی تهیه شدند، در ساخت سلول به کار بردند و بازده ٪۴/۲ را گزارش کردند که به بازده نمونه S0(400) نزدیکتر است.

جدول ۶-۵: مقادیر پارامترهای فوتوولتایی نمونه‌ها.

نمونه‌ها	V_{oc} (V)	J_{sc} (mA/cm^2)	V_{max} (V)	J_{max} (mA/cm^2)	FF(%)	η (%)
S0(360)	۰/۳۵	۷/۸	۰/۲۸	۶/۵	۶۶	۱/۸۱
S0(380)	۰/۳۶	۸/۱	۰/۲۷	۷/۱	۶۵	۱/۹۱
S0(400)	۰/۳۹	۹/۱	۰/۳۵	۶/۵	۶۳	۲/۲۳

مقادیر محاسبه شده مقاومت شانت و سری نمونه‌ها در جدول ۶-۶ آورده شده است این نتایج نشانگر آن است که مقاومت سری قطعه با افزایش دمای بازپخت کاهش یافته و این امر منجر به افزایش بازده سلول شده است.

جدول ۶-۶: نتایج محاسبه مقاومت های سری(R_s) و شانت(R_{sh}) نمونه‌های بازپخت شده در دماهای مختلف در حضور کلرید کامیوم.

نمونه‌ها	R_s ($\Omega.cm^2$)	R_{sh} ($\Omega.cm^2$)
S0(360)	۶/۳	۶۶۰
S0(380)	۴/۵	۳۳۰
S0(400)	۴/۲	۲۸۰

نتیجه گیری

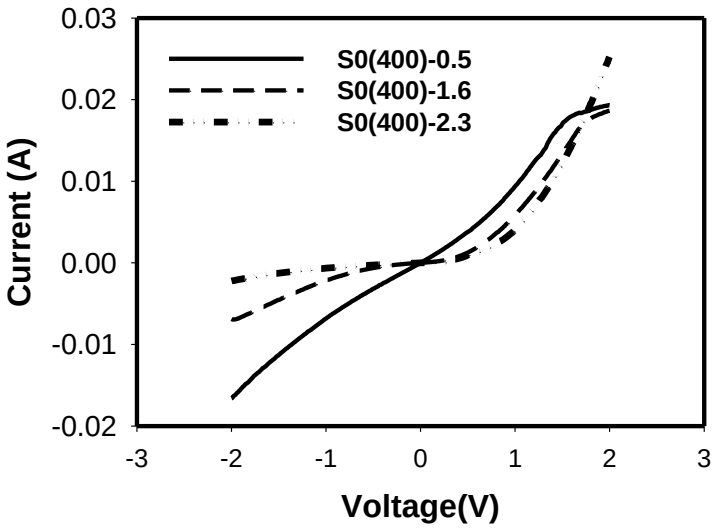
بررسی تحلیلی مشخصه جریان-ولتاژ نمونه‌ها در تاریکی بیانگر بهبود مشخصه دیودی قطعات ساخته شده پس از بازپخت در حضور کلرید کادمیم است. ضریب ایده آلی نمونه S0 از ۳/۴ به۲/۶ پس از بازپخت در دمای ۴۰۰ °C کاهش پیدا کرده و به مقدار ایده آل نزدیک‌تر شده است. نتایج حاصل از اندازه گیری جریان-ولتاژ در شرایط نورتابی حاکی از آن است که بازپخت در حضور کلرید کادمیم افزایش چشمگیر تمامی پارامترها نظیر ولتاژ مدار باز، جریان اتصال کوتاه و بازده سلول را به دنبال داشته است.(افزایش بازده از ۰/۱۳ به ۲/۲۳ درصد). افزایش بازده می تواند تحت تاثیر افزایش رسانندگی الکتریکی لایه‌ها پس از بازپخت و در نهایت کاهش مقاومت سری سلول باشد.

۶-۴ مطالعه تاثیر ضخامت لایه CdTe بر عملکرد سلول خورشیدی

به منظور بررسی چگونگی تاثیر ضخامت لایه جاذب (CdTe) بر عملکرد سلول CdS/CdTe، دو سلول خورشیدی دیگر با شرایط مشابه سلول S0(400)، تنها با ضخامت لایه جاذب متفاوت ساخته شده‌اند. شرایط رشد تلورید کادمیم درسلول خورشیدی S0(400) مشابه نمونه M_3 در بخش ۵-۲ بوده و ضخامت تلورید کادمیم در آن برابر ۲/۳ µm است. این سلول خورشیدی را در این بخش S0(400)-2.3 نامگذاری کرده‌ایم. دو سلول خورشیدی دیگر را که ضخامت لایه تلورید کادمیم در آن‌ها ۱/۶ µm، مشابه نمونه M_2، و ۰/۵ µm، مشابه نمونه M_1 در بخش ۵-۲، بوده و به ترتیب S0(400)-1.6 و S0(400)-0.5 نامگذاری کرده‌ایم.

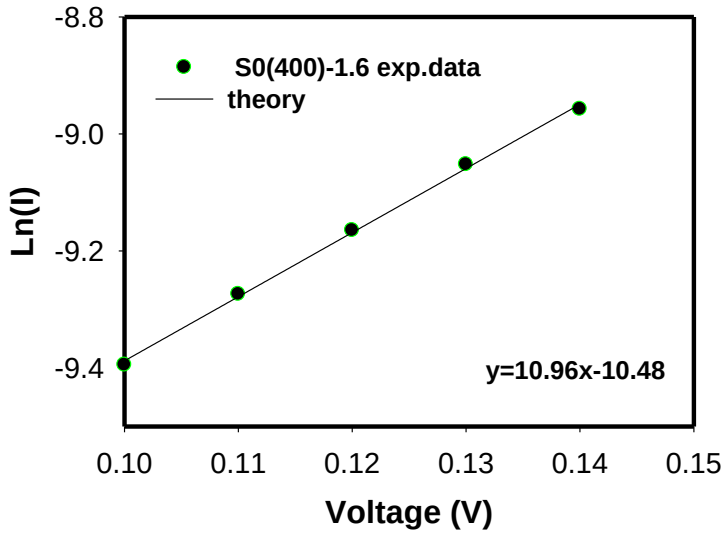
مشخصه جریان-ولتاژ

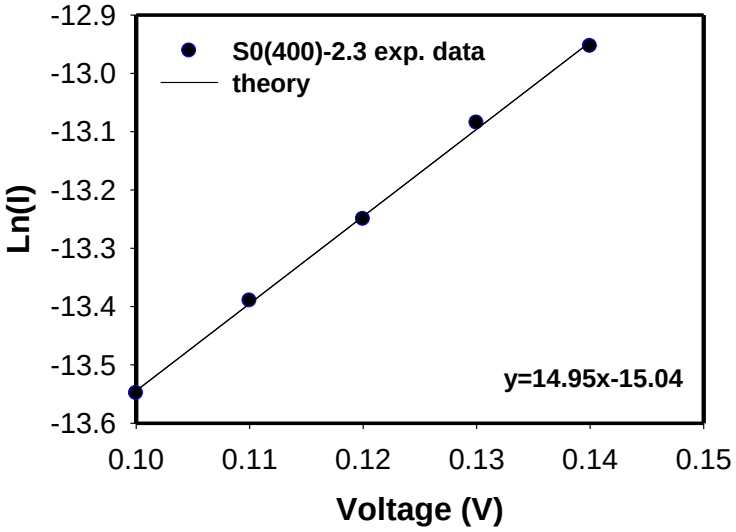
شکل ۶-۷ نمودار جریان-ولتاژ (I-V) نمونه‌ها را در دمای اتاق و در شرایط تاریکی نشان می‌دهد. این نتایج حاکی از آن است که به جز نمونه S0(400)-0.5، دو نمونه دیگر از خود رفتار یکسوشوندگی نشان می‌دهند. مقادیر RR به دست آمده برای نمونه‌ها در جدول ۶-۷ آمده است.



شکل۶-۷: نمودار I-V نمونه های ساخته شده با ضخامت های مختلف لایه CdTe در شرایط تاریکی.

جهت بررسی بیشتر مشخصات دیودی این نمونه‌ها، ضریب ایده‌آلی و جریان اشباع معکوس را با توجه به توضیحات ارائه شده در بخش ۱-۶ محاسبه کردیم. جزئیات این محاسبات در شکل ۶-۸ و نتایج وابسته در جدول ۶-۷ آورده شده است.





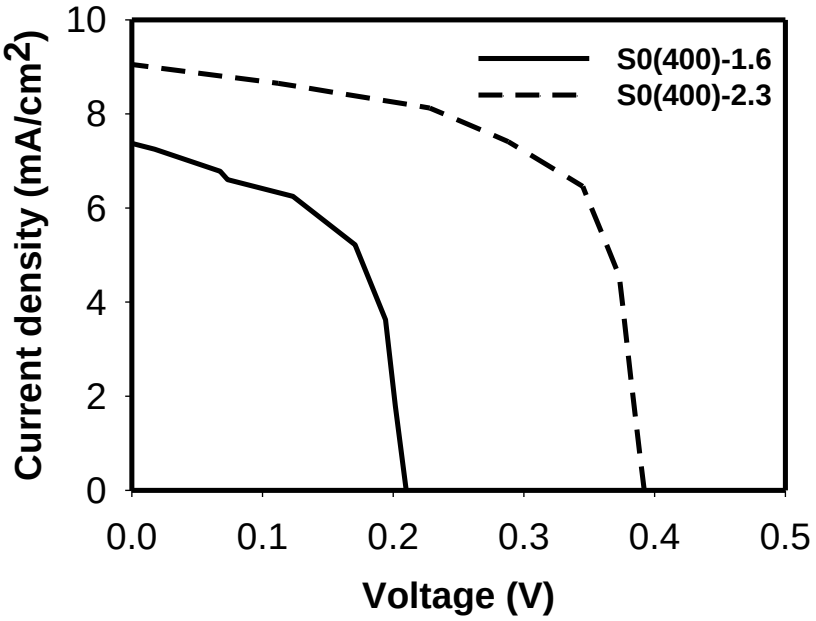
شکل۶-۸: تحلیل داده های الکتریکی دیود پیوندگاهی ساخته شده با ضخامت های مختلف لایه CdTe به منظور تعیین ضریب ایده آلی و جریان اشباع معکوس.

ملاحظه می‌شود که ضریب ایده‌آلی نمونه‌ها بیشتر از مقدار ایده‌آل (n=۱) است. ضریب ایده‌آلی تحت تاثیر عواملی همچون تونل زنی چند مرحله‌ای بین حالت‌های بین سطحی [۱۰] و یا مقاومت-های سری ، یا هر مقاومت اتلافی دیگری [۱۱] قرار دارد. با توجه به نتایج، مشاهده می‌شود که مقدار ضریب ایده‌آلی نمونه S0(400)-2.3 که لایه تلورید کادمیم به کار گرفته در آن مقاومت الکتریکی کمتری دارد (تقریبا ۱۰ برابر)(با توجه به نتایج خواص الکتریکی گزارش شده در بخش ۵-۲)، نسبت به دو نمونه دیگر به مقدار ایده‌آل نزدیک تر است.

جدول ۶-۷: مقادیر نسبت یکسو شوندگی (RR)، ضریب ایده‌آلی (n) و جریان اشباع (I_0) در نمونه‌های مورد بررسی.

نمونه	RR(±2V)	n	I_0(A)
S0(400)-0.5	۱/۱۶	-	-
S0(400)-1.6	۲/۷۱	۳/۵۰	$۲/۷۹\times۱۰^{-۵}$
S0(400)-2.3	۱۱/۳۰	۲/۶	$۲/۹۴\times۱۰^{-۷}$

برای بدست آوردن پارامترهای فوتوولتایی، اندازه‌گیری در شرایط روشنایی (شرایط AM 1.5 – 100 mW/cm^2) انجام شد. شکل ۶-۹، منحنی J-V نمونه‌های S0(400)-1.6 و S0(400)-2.3 را در شرایط نورتابی نشان می‌دهد. لازم به ذکر است که در نمونه S0(400)-0. 5 با ضخامت لایه جاذب ۰/۵ µm به دلیل فقدان رفتار یکسوکنندگی خاصیت فوتوولتایی مشاهده نشد. مقادیر اندازه‌گیری شده ولتاژ مدار باز (V_{oc}) و جریان اتصال کوتاه (J_{sc}) همچنین مقادیر محاسبه شده وابسته به عامل پرشدگی (FF) (با استفاده از رابطه ۱-۲۱) و بازده (η) (با استفاده از رابطه ۱-۲۲) برای این نمونه‌ها در جدول ۶-۸ آمده است. بر اساس نتایج بدست آمده با افزایش ضخامت لایه جاذب مقادیر V_{oc} تحت تاثیر افزایش مقاومت شانت و J_{sc} به علت کاهش مقاومت سری در سلول افزایش یافته‌اند. نمونه S0(400)-2.3 که لایه جاذب آن در زمان طولانی تری رشد یافته و دارای ضخامت بیشتری (۲/۳ µm) است، خواص فوتوولتایی بهتر و بازده بیشتری نسبت به نمونه S0(400)-1.6 نشان داده است. علت این امر می تواند ناشی از جذب بیشتر در ناحیه مرئی و مقاومت کمتر لایه تلورید کادمیم با ضخامت µm ۲/۳ باشد که در بخش ۵-۲ تحت عنوان نمونه M_3 بررسی شد.



شکل۶-۹: نمودار مشخصه I-V نمونه‌های ساخته شده با ضخامت های مختلف لایه CdTe در شرایط نورتابی.

مقادیر تقریبی مقاومت‌های شانت و سری را می‌توان از روی شیب منحنی J-V به ترتیب در نزدیکی J_{sc} و V_{oc} بدست آورد. نتایج محاسبات در جدول ۶-۹ آمده است. با توجه به این نتایج مشاهده می‌شود که نمونه S0(400)-2.3 مقاومت سری کمتر و مقاومت شانت بیشتری نسبت به نمونه دیگر دارد که به شرایط ایده آل نزدیکتر است.

جدول ۶-۸: مقادیر پارامترهای فوتوولتایی نمونه‌های ساخته شده با ضخامت های مختلف لایه CdTe.

نمونه‌ها	V_{oc} (V)	J_{sc} (mA/cm^2)	V_{max} (V)	J_{max} (mA/cm^2)	FF(%)	η (%)
S0(400)-0.5	-	-	-	-	-	-
S0(400)-1.6	۰/۲۱	۷/۴	۰/۱۷	۵/۲	۵۸	۰/۸۹
S0(400)-2.3	۰/۳۹	۹/۱	۰/۳۵	۶/۵	۶۳	۲/۲۳

جدول ۶-۹: نتایج محاسبه مقاومت های سری (R_s) و شانت (R_{sh}) نمونه‌های ساخته شده با ضخامت های مختلف لایه CdTe.

نمونه‌ها	R_s ($\Omega.cm^2$)	R_{sh} ($\Omega.cm^2$)
S0(400)-0.5	-	-
S0(400)-1.6	۴/۴	۱۱۲
S0(400)-2.3	۴/۲	۲۸۰

نتیجه گیری

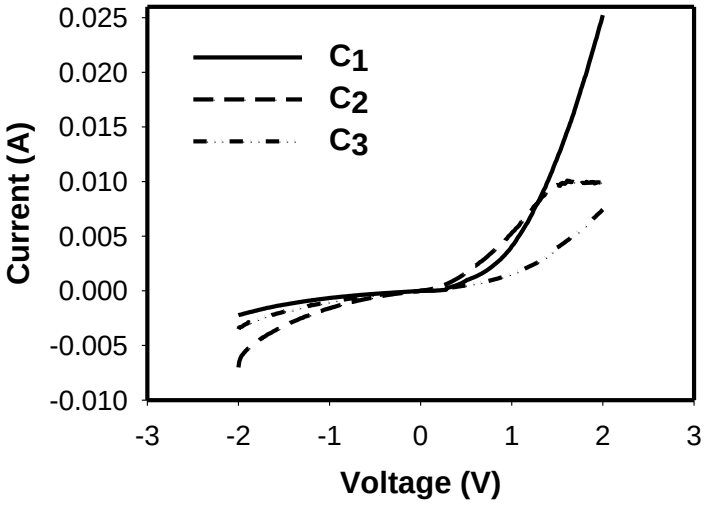
بررسی اثر ضخامت لایه جاذب بر عملکرد دیودی قطعات حاکی از آن است که نمونه -S0(400) 0.5 با کمترین ضخامت لایه جاذب (۰/۵ µm) رفتاری اهمی دارد. افزایش ضخامت لایه جاذب (از ۰/۵ به ۲/۳ µm) منجر به بهبود مشخصه دیودی شده است. نتایج بررسی خصوصیات فوتولتایی نشان داد که نمونه S0(400)-2.3 بیشترین بازده را دارد که علت این امر می تواند ناشی از جذب بیشتر در ناحیه سرخ و فرو سرخ نزدیک (ناحیه گاف نواری) و مقاومت کمتر لایه تلورید کادمیم با ضخامت µm ۲/۳ باشد که در بخش ۵-۲ تحت عنوان نمونه M_3 بررسی شد.

۶-۵ مطالعه تاثیر غلظت $CdCl_2$ در انجام فرایند بازپخت بر عملکرد سلول خورشیدی

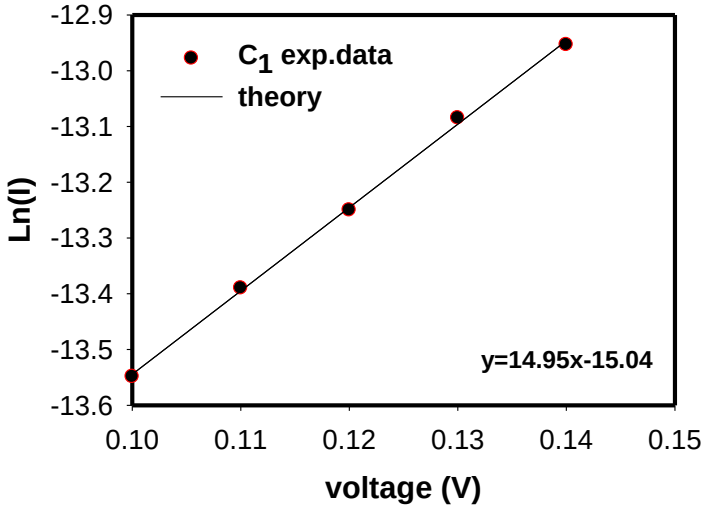
جهت بررسی اثر غلظت کلرید کادمیم در فرایند بازپخت، نمونه S0(400)-2.3 در بخش قبل را که خصوصیات فوتوولتایی بهتری را نشان داده، انتخاب کرده و غلظت کلرید کادمیم در این نمونه برابر M ۰/۰۹ بوده و آن را در این بخش C1 نامگذاری کرده‌ایم. در ادامه دو نمونه‌ی دیگر با غلظت‌های متفاوت از این ترکیب را مورد بررسی قرار دادیم نمونه‌ها C2 (با غلظت M ۰/۱۸ کلرید کادمیم) و C3 (با غلظت M ۰/۲۷ کلرید کادمیم) نامگذاری شدند.

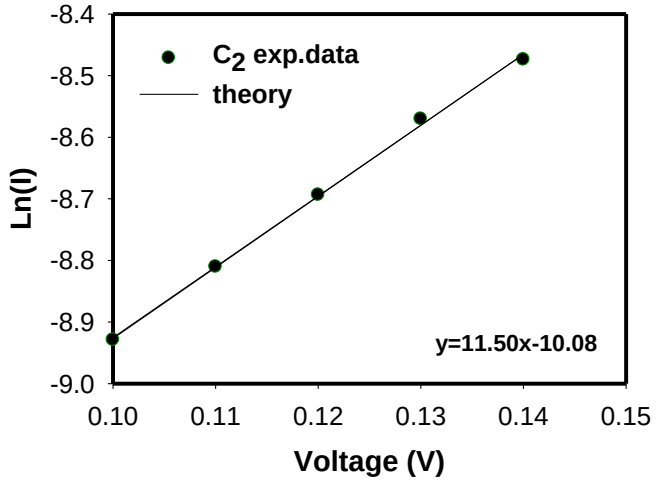
مشخصه جریان-ولتاژ

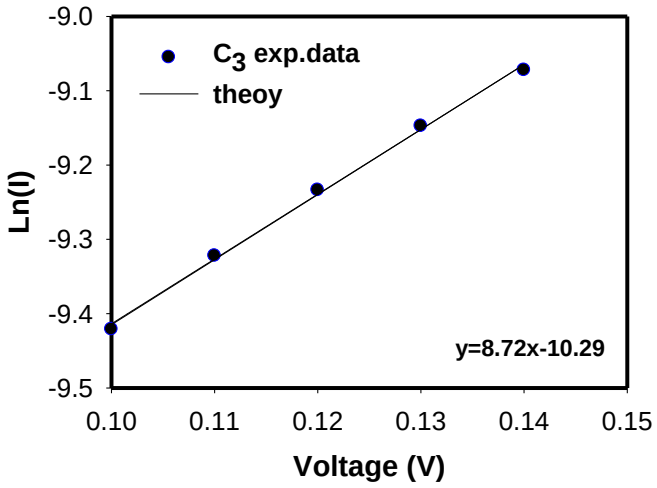
شکل ۶-۱۰ مشخصه I-V نمونه‌ها را تحت شرایط تاریکی نشان می‌دهد. نمونه‌ها رفتار یکسو شوندگی را از خود نشان می‌دهند. جهت بررسی بیشتر مشخصات دیودی نمونه‌ها، ضریب ایده‌آلی و جریان اشباع را با توجه به توضیحات ارائه شده در بخش ۶-۱ محاسبه کردیم. تحلیل داده ها در شکل ۶-۱۱ و نتایج حاصل در جدول ۶-۱۰ آورده شده است.



شکل۶-۱۰: نمودار I-V نمونه های ساخته شده با غلظت‌های مختلف $CdCl_2$ در شرایط تاریکی.







شکل۶-۱۱ تحلیل داده های الکتریکی دیود پیوندگاهی ساخته شده با غلظت‌های مختلف $CdCl_2$ به منظور تعیین ضریب ایده آلی و جریان اشباع معکوس.

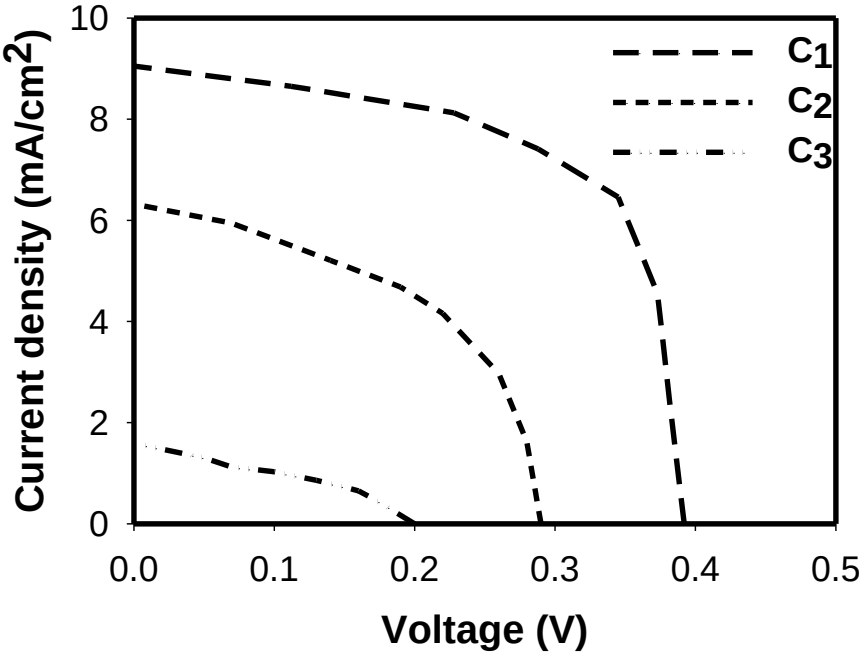
جدول ۶-۱۰: مقادیر نسبت یکسو شوندگی(RR)، ضریب ایده آلی(n) و جریان اشباع (I_0) در نمونه‌های مورد بررسی.

نمونه	RR (±1.5 V)	n	I_0(A)
C1	۹/۶۳	۲/۶	$۲/۹۴\times۱۰^{-۷}$
C2	۳/۰۳	۳/۳۴	$۴/۱۹\times۱۰^{-۵}$
C3	۲/۱۱	۴/۴۱	$۳/۳۹\times۱۰^{-۵}$

بر اساس نتایج بدست آمده، با افزایش غلظت کلرید کادمیم ضریب ایده آلی دیود از حالت ایده آل دورتر شده و عملکرد دیودی قطعه کاهش پیدا کرده است. از جمله عوامل موثر بر این کاهش، نشت جریان ناشی از بازترکیب‌های ناحیه تهی است[۸۳].

برای بدست آوردن پارامترهای فوتوولتایی، اندازه‌گیری در شرایط روشنایی (شرایط 1.5 AM – 100 mW/cm^2) انجام شد. شکل ۶-۱۲، منحنی J-V نمونه‌ها را در شرایط نورتابی نشان می‌دهد. مقادیر اندازه‌گیری شده ولتاژ مدار باز(V_{oc})، جریان مدار کوتاه (J_{sc})، عامل پرشدگی (FF) (با استفاده از رابطه ۱-۲۱) و بازده (η) (با استفاده از رابطه ۱-۲۲) در جدول ۶-۱۱ آمده است. ملاحظه می‌شود

که با افزایش غلظت کلرید کادمیم از ۰/۰۹ M به ۰/۲۷ M مقادیر V_{oc} تحت تاثیرکاهش مقاومت شانت (کاهش طول عمر حامل‌ها و افزایش مراکز بازترکیب) و J_{sc} به علت افزایش مقاومت سری (افزایش مقاومت لایه و اتصالات) در سلول کاهش یافته‌اند. نتایج حاکی از آن است که با افزایش غلظت کلرید کادمیم از بازدهی سلول خورشیدی کاسته شده است. این کاهش در بازدهی قطعات می تواند ناشی از کاهش طول عمر و در نهایت کاهش طول پخش حامل‌ها (CdS دارای طول پخش در حدود ۱۶۴ nm [۸۴] و CdTe دارای طول پخش در حدود ۱ تا ۳ µm [۸۵] هستند) در اثر افزایش حضور ناخالصی ها و نواقص بلوری باشد که به افزایش تعداد مراکز بازترکیبی در لایه‌ی تلورید کادمیم می‌انجامد.



شکل۶-۱۲: نمودارهای مشخصه I-V نمونه های ساخته شده با غلظت‌های مختلف $CdCl_2$ در شرایط نورتابی.

مقادیر محاسبه شده مقاومت شانت و سری نمونه‌ها در جدول ۶-۱۲ آورده شده است. مشاهده می شود که با افزایش غلظت کلرید کادمیم از ۰/۰۹ M به ۰/۲۷ M در انجام فرایند بازپخت، مقاومت شانت کاهش و مقاومت سری سلول خورشیدی افزایش یافته است که این نتیجه با کاهش بازده سلول با افزایش غلظت کلرید کادمیم مطابقت دارد.

جدول ۶-۱۱: مقادیر پارامترهای فوتوولتایی نمونه های ساخته شده با غلظت‌های مختلف $CdCl_2$.

نمونه‌ها	V_{oc} (V)	J_{sc} (mA/cm^2)	V_{max} (V)	J_{max} (mA/cm^2)	FF(%)	η (%)
C1	۰/۳۹	۹/۰۵	۰/۳۵	۶/۵	۶۳	۲/۲۳
C2	۰/۲۹	۶/۳۲	۰/۲۲	۴/۲	۵۰	۰/۹۲
C3	۰/۲۰	۱/۵۹	۰/۱۳	۰/۹	۳۵	۰/۱۱

جدول ۶-۱۲: نتایج محاسبه مقاومت های سری (R_s) و شانت (R_{sh}) نمونه‌ها.

نمونه‌ها	R_s ($\Omega.cm^2$)	R_{sh} ($\Omega.cm^2$)
C1	۴/۲	۲۸۰
C2	۶/۲	۱۸۴
C3	۶۰/۰	۱۷۲

نتیجه گیری

بررسی مشخصه I-V نمونه‌ها تحت شرایط تاریکی نشان‌دهنده رفتار یکسو شوندگی آن‌ها است. با افزایش غلظت کلرید کادمیم از ۰/۰۹ M به ۰/۲۷ M ضریب ایده آلی دیود از حالت ایده آل دورتر شده و عملکرد دیودی قطعه کاهش پیدا کرده است. این تغییرات می‌تواند ناشی از تغییرات چگالی حالت های جایگزیده وابسته به ناکاملی های بلوری در لایه‌ها و در نتیجه حاکم شدن جریان بازترکیب بر جریان پخش در پیوندگاه باشد. نتایج حاصل شده از بررسی خصوصیات فوتوولتایی نمونه‌ها بیانگر آن است که با افزایش غلظت کلرید کادمیم از بازدهی سلول خورشیدی کاسته شده است. این کاهش

در بازدهی قطعات می تواند ناشی از کاهش طول عمر حامل ها بر اثر افزایش حضور ناخالصی ها و نواقص بلوری باشد که به افزایش تعداد مراکز بازترکیبی در لایه ی تلورید کادمیم می‌انجامد. در خصوص کارهای انجام شده ی ما می‌توان گفت که ساخت سلول CdS/CdTe با روش CBD برای لایه CdS و کندوپاش برای لایه CdTe برای نخستین بار انجام شده است.

پیشنهادات

- استفاده از انواع دیگر هادی‌های شفاف، نظیر ITO که دارای شفافیت و رسانندگی بالایی هستند.
- استفاده از لایه بافر (واسط) بین لایه های FTO و سولفید کادمیوم (CdS) که منجر به کاهش ناهماهنگی شبکه ای بین این دو لایه گردیده و در نتیجه از پراکندگی فوتون‌های نور در لایه پنجره می‌کاهد.
- افزایش ضخامت لایه تلورید کادمیوم(CdTe) به بیش از ۲/۳ µm.
- افزایش دمای بازپخت ساختار دولایه ای CdS/CdTe و بررسی میزان در هم نفوذی دو لایه و تشکیل فاز سه تایی.
- لایه الکترود پشتی نقش بسیار حساسی در انتقال جریان ایجاد شده به خارج از سلول خورشیدی را دارد. بر همین اساس استفاده از یک آلیاژ با قابلیت رسانایی بالا و همچنین چسبندگی مناسب به سطح تلورید کادمیم می‌تواند تاثیر بسیار زیادی در افزایش کارایی سلول خورشیدی داشته باشد. آلیاژهایی نظیر: ZnTe:Cu/Au و Sb_2O_3/Mo.

مراجع

[۱] اکراتور ل، (۱۳۸۷)، **"فیزیک لایه‌های نازک "**،جلد دوم، چاپ اول، سوالونی ه ، مرکز نشر دانشگاهی، تهران.

[۲] معقولی م ، (۱۳۹۲)، پایان‌نامه کارشناسی ارشد،**"تهیه و بررسی خواص اپتوالکترونیکی پیوند نامتجانس نـانو ساختارCu_2S/CdS "**، دانشگاه گلستان.

[۳] صلواتی نیاسری م ، ثابت م، (۱۳۸۹)، **"سلول‌های خورشیدی نانوساختار"**، چاپ اول، انتشارات دانشگاه کاشان.

[4] Soga T., (2006), "**Nanostructured Materials For Solar Energy Conversion**", First ed**, Elsevier**, Netherlands.

[5] Bapanapalli S.,(2005), Masters Thesis, "**CdTe/CdS Thin Film Solar Cells With Zinc Stannate Buffer Layer**", University of South Florida.

[6] Girish Kumar S. and Rao K. S. R., (2014), "Physics and chemistry of CdTe/CdS thin film heterojunction photovoltaic devices: fundamental and critical aspects", **Energy & Environmental Science**, 7, 45-102.

[7] Jayabal M.,(2005**)**, Masters Thesis**,** "**Molybdenum as a Back Contact for CuCl Treated CdTe/CdS Solar Cells**", University of South Florida.

[۸] یانگ ا، (۱۳۸۸)، **"مبانی قطعات نیمرسانا"**، چاپ سوم، رنجبر ن، مرکز نشر دانشگاهی، تهران.

[9] Srivastava R., (2012), "Investigation on Temperature Sensing of Nanostructured Zinc Oxide Synthesized via Oxalate Route", **Journal of Sensor Technology**, 2, 8-12.

[10] Özyurt Kus F., Serin T., Serin N., (2009), "Current transport mechanisms of n-ZnO/p-CuO heterojunctions", **J. Optoelectron. Adv. Mater**, 11, 1855–1859.

[11] Verschraegen J., Burgelman M., Penndorf J., (2005), "Temperature dependence of the diode ideality factor in $CuInS_2$-on-Cu-tape solar cells", **Thin Solid Films**, 307, 480–481.

[12] Mahesha M. G., kasturi V. B. and shivakumar G. K., (2008), "Characterization of Thin Film Al/p-CdTe Schottky Diode", **Turk J Phys**, 32, 151 – 156.

[13] Wolf M., (1960), "Limitations and Possibilities for Improvement of Photovoltaic Solar Energy Converters: Part I: Considerations for Earth's Surface Operation", **Proceedings of the IRE**, 48, 1246-1263.

[14] Boakye F., Nusenu D., (1997), "The energy band gap of cadmium sulfide", **Solid State Commun**,102, 323–326.

[15] Slonopas A., Ryan H., Foley B., Sun Z., Sun K., Globus T. and Norris P., (2016), "Growth mechanisms and their effects on the opto-electrical properties of CdS thin films prepared by chemical bath deposition", **Materials Science in Semiconductor Processing**, 52, 24-31.

[16] Wondmagegn W., Mejia I., Salas-Villasenor A., Stiegler H., Quevedo-Lopez M., Pieper R., Gnade B., (2016), "CdS thin film transistor for inverter and operational amplifier circuit applications", **Microelectron. Eng.**, 157, 64–70.

[17] Chu T.L., Chu S.S., (1994), "Thin film II–VI photovoltaic", **Solid-State Electronics**, 38, 533-549.

[18] Xuan T.T., Liu J.Q., Xie R.J., Li H.L., Sun Z., (2015), "Microwave-assisted synthesis of CdS/ZnS: Cu quantum dots for white light-emitting diodes with high color rendition", **Chem. Mater.**, 27, 1187-1193.

[19] Gosavi S. R., Nikam C. P., Shelke A. R., Patil A. M., Ryu S. W., Bhat J. S., Deshpande N. G., (2015), "Chemical synthesis of porous web-structured CdS thin films for photosensor applications", **Mater. Chem. Phys.**, 160, 244-250.

[20] Singh B., Singh J., Kaur J., Moudgil R.K., Tripathi S.K, (2016), "Investigations of the drift mobility of carriers and density of states in nanocrystalline CdS thin fims", **Physica B.**, 490, 49–56.

[21] Shaban M., Mustafa M., El Sayed A.M., (2016), "Structural, optical and photocatalytic properties of the spray deposited nanoporous CdS thin films; influence of copper doping, annealing and deposition parameters", **Materials Science in Semiconductor Processing**, 56, 329–343.

[22] Loyola Poul Raj I., Valanarasu S., Hari Prasad K., Chidhambaram M.S. N., Ganesh V., Algarni H., Elhosiny Ali H., (2020), "Enhancement of photo-sensing properties of CdS thin films bychanging spray solution volume", **Sensors and Actuators A**, 315, 112306.

[23] Das N.K., Chakrabartty J., Farhad S.F.U., Sen Gupta A.K., Ikball Ahamed E.M.K., Rahman K.S., Wafi A., Alkahtani A., Matin M.A., Amin N., (2020), "Effect of substrate temperature on the properties of RF sputtered CdS thin films for solar cell applications", **Results in Physics**, 17, 103132

[24] Kim D., Park Y., Kim M., Choi Y., Seob Y., Lee J., (2015), "Optical and structural properties of sputtered CdS films for thin film solar cell applications", **Materials Research Bulletin**, 69, 78–83.

[25] Moreno-Regino V.D., Castañeda-de-la-Hoya F.M., Torres-Castanedo C.G., Márquez-Marín J., Castanedo-Pérez R., Torres-Delgado G., Zelaya-Ángel O., (2019), "Structural, optical, electrical and morphological properties of CdS films deposited by CBD varying the complexing agent concentration", **Results in Physics**, 13, 102238.

[26] Maticiuc N., Katerski A., Danilson M., Krunks M., Hiie J. , (2017), "XPS study of OH impurity in solution processed CdS thin films", **Solar Energy Materials and Solar Cells**, 160, 211–216.

[27] Khallaf H., Oladeji I. O., Chai G. and Chow L., (2008), "Characterization of CdS thin films grown by chemical bath deposition using four different cadmium sources", **Thin Solid Films**, 516, 7306–7312.

[28] Barote M.A., Yadav A.A., Masumdar E.U., (2011), "Synthesis, characterization and photoelectrochemical properties of n-CdS thin films", **Physica B: Physics of Condensed Matter**, 406, 1865–1871.

[29] Moualkia H., Hariech S. & Aida M. S., (2009), "Structural and optical properties of CdS thin films grown by chemical bath deposition", **Thin Solid Films**, 518, 1259–1262.

[30] Lee J.H. ,(2007), "Influence of substrates on the structural and optical properties of chemically deposited CdS films", **Thin Solid Films**, 515, 6089-6093.

[31] Kumarage W. G. C., Wijesundara L. B. D. R. P., Seneviratne V. A., Jayalath C. P. and Dassanayake B. S., (2016), "Influence of Bath Temperature on CBD-CdS Thin Films", **Procedia Engineering,** 139, 64-68.

[32] Limei Z., Xiaofei X., Sumei W.,(2013), "Effects of deposition temperature on the performance of CdS films with chemical bath deposition", **Surface & Coatings Technology,** 228, 171-174.

[33] Zhan H., Lib J. k., Cheng Y. f., (2015), "Preparation and properties of CdS thin films deposited by chemical bath deposition", **Optik**, 126, 1411‑1414.

[34] Hosseinpanahi F., Raoufi D., Karimi k. B., Babaei R., Hasani E., (2015), "Fractal features of CdTe thin films grown by RF magnetron sputtering", **Applied Surface Science**, 357, 1843-1848.

[35] Becerril-Silva M., Meléndez-Lira M., Farias-Mancilla J.R., Zelaya-Angel O., (2018), "Airy pattern on narrow photoluminescence spectrum of band to band recombination in CdTe:Te thin films", **Journal of Luminescence**, 194, 565–568.

[36] Islam M.A., Khandaker M.U., Amin N., (2015), "Effect of deposition power in fabrication of highly efficient CdS:O/CdTe thin film solarcell by the magnetron sputtering technique", **Materials Sciencein Semiconductor Processing**, 40, 90–98.

[37] Islam M.A., Huda Q., Hossain M.S., Aliyu M.M., Karim M.R., Sopian K., Amin N., (2013), "High quality 1 μm thick CdTe absorber layers grown by magnetron sputtering for solar cell application", **Current Applied Physics**, 13, 115-121.

[38] Guo M., Zhu X., Li H., (2015), "Properties of sputtered CdS and CdTe films and performance of CdTe solar cell as a function of annealing temperature",, **Materials Science in Semiconductor Processing**, 40, 917–924.

[39] Ghosh B., Ghosh D., Hussain S., Amarendra G., Chakraborty B.R., Dalai M.K., Sehgal G., Bhar R., Pal A.K., (2014), "A novel $CdCl_2$ treatment for glass/SnO2/CBD-CdS/CdTe solar cell", **Materials Sciencein Semiconductor Processing**, 24, 74–82.

[40] Gunjal S.D., Khollam Y.B., Jadkar S.R., Shripathi T., Sathe V.G., Shelke P.N., Takwale M.G., Mohite K.C., (2014), "Spray pyrolysis deposition of p-CdTe films: Structural, optical and electrical properties", **Solar Energy**, 106, 56-62.

[41] Wei X., Hao L., Hsiang N., Ching W., (2011), "Effects of high-temperature annealing on ultra-thin CdTe solar cells", **Thin Solid Films**, 520, 563–568.

[42] Doroody C., Rahman K.S., Abdullah S.F., Harif M.N., Rosly H.N., Tiong S.K., Amin N., (2020), "Temperature difference in close-spaced sublimation (CSS) growth of CdTe thin film on ultra-thin glass substrate", **Results in Physics**, 18, 103213.

[43] Li H., Liu X., (2015), "Improved performance of CdTe solar cells with CdS treatment", **Solar Energy,** 115, 603‑612.

[44] Ghorannevis Z., Akbarnejad E., Ghoranneviss M., (2016), "Effects of various deposition times and RF powers on CdTe thin film growth using magnetron sputtering", **J. Theor. Appl. Phys.,** 10, 225-231.

[45] Kulkarni R., Pawbake A., Waykar R., Jadhavar A., Rokade A., Karpe S., Diwate K., Funde A., Sharma V., Lonkar G., Jadkar S., (2016), "Substrate temperature dependent structural, optical, morphology and electrical properties of RF sputtered CdTe thin films for solar cell application", **J. Mater. Sci: Mater.**, 12, 12405-12411.

[46] Luo R., Liu B., Yang X., Bao Z., Li B., Zhang J., Li W., Wu L., Feng L., (2016), "The large-area CdTe thin film for CdS/CdTe solar cell preparedby physical vapor deposition in medium pressure", **Applied Surface Science**, 360, 744-748.

[47] Green M. A., Emery K., Hishikawa Y., Warta W., and Dunlop E. D.,(2016), "Solar cell efficiency tables", **Prog. Photovolt. Res. Appl.**, 24, 3-11.

[48] Reyes-Banda G., Regalado-Perez E., Pintor-Monroy M.I., Hernandez-Guti errez C. A., Quevedo-Lopez M.A., Mathew X., (2019), "Effect of Se diffusion and the role of a thin CdS buffer layer in the performance of a CdSe/CdTe solar cell", **Superlattices and Microstructures**, 133, 106219.

[49] Gupta A., Matulionis I., Drayton J. and Compaan A.D., (2001), "Effect of CdTe thickness reduction in high efficiency CdS/CdTe solar cells", **Materials Research Society,** 668, 641-646

[۵۰] سوالونی ه، (۱۳۸۴)، **"مبانی علم سطح در نانوفناوری: روش‌های جدید آنالیز سطح، فصل مشترک و لایه‌های نازک"**، جلد دوم، چاپ اول، انتشارات دانشگاه تهران.

[51] Kaufmann E. N., (2003), "**Charactrization of Maerial**", Second ed., INC.

[۵۲] سیم‌چی ع ، (۱۳۸۷)، **"خواص، روش‌های تولید و کاربرد"**، چاپ اول، انتشارات دانشگاه صنعتی شریف، تهران.

[53] Yücel E. and Şahin O., (2016), "Effect of pH on the structural, optical and nanomechanical properties of CdS thin films grown by chemical bath deposition", **Ceramics International**, 42, 6399–6407.

[54] Vanalakar S.A., Mali S.S., Jo E.A., Kim J.Y., Kim J.H., Patil P.S., (2014), "Triton-X mediated interconnected nanowalls network of cadmium sulfide thin films via CBD and their photoelectrochemical performance", **Solid State Sciences**, 36, 41–46.

[55] Kariper A., Güneri E., Göde F., Gümüs C., & Özpozan T., (2011), "The structural, electrical and optical properties of CdS thin films as a function of pH", **Materials Chemistry and Physics**, 129, 183–188.

[56] Tauc J., Grigorovic R., Vancu A., (1966), "Optical properties and electronic structure of amorphous germanium", **Phys. Status Solidi**, 15, 627-637.

[57] Al-Wardy R. A., (2018), "Studying the Effect of Deposition Time on Optical Properties of CdS Thin Films", **IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series,** 1032, 012002.

[58] Lalitha S., Sathyamoorthy R., Senthilarasu S., Subbarayan A., Natarajan K., (2004), "Characterization of CdTe thin film dependence of structural and optical

properties ontemperature and thickness", **Solar Energy Materials & Solar Cells**, 82, 187–199.

[59] Ikhmayies S. J., (2016), "S-rich $CdS_{1-y}Te_y$ thin films produced by the spray pyrolysis technique", **Energies**, 9, 234-253.

[60] Mohamed H. A., (2013), "Dependence of efficiency of thin-film CdS/CdTe solar cell on optical and recombination losses", **Journal of Applied Physics**, 113, 93-105.

[61] Sze S.M., (1981), "**Physics of Semiconductor Devices**", John Wiley and Sons, New York

[62] Papadopoulos C. A., Vlachos D. S., Avaritsiotis J. N., (1996), "A new planar device based on Seebeck effect for gas sensing applications", **Sensors and Actuators**, 34, 524-527.

[63] Mahato S., Biswas D., Gerling L. G., Vozb C. and Puigdollers J., (2017), "Analysis of temperature dependent current-voltage and capacitance-voltage characteristics of an Au/V_2O_5/n-Si Schottky diode", **AIP Advances,** 7, 085313.

[64] Faraday M., (1857), "Experimental Relations of Gold (and Other Metals) to Light", **Philos. Trans. R. Soc. Lond**., 147, 145-181.

[65] Maissel L. I. and Glang R., (1970), "**Handbook of Thin Film Technology**", Ch.1, McGraw-Hill, New York.

[66] Enr J.P. and Mathew X., (2003), "Influence of the thickness on structural, optical and electrical properties of chemical bath deposited CdS thin films", **Solar Energy Materials & Solar cells**, 76, 313-322.

[67] Moss R., Vuong K. D., Lee D. H., Noble R., Finnigan D., Orloff S., Tenpas E., Park C., Fagan J., Wang X.W., (1996), "CdS thin film deposition by CW Nd : YAG laser", **Thin Solid Films**, 290-291, 13–17.

[68] Zhao P.Q., Liu L.Z., Xue H.T., Wu X.L., Shen J.C., Chu P.K., (2013), "Resonant Raman scattering from CdS nanocrystals enhanced by interstitial Mn", **Appl. Phys. Lett**., 102, 061910.

[69] Jerominek H., Pigeon M., Patela S., Jakubczyk Z., Delisle C., Tremblay R., (1988), "CdS microcrystallites doped thin film glass waveguides", **J. Appl. Phys**., 63, 957-959.

[70] Aksay S., Polat M., Özer T. , Köse S., Gürbüz G., (2011), "Investigations on structural, vibrational, morphological and optical properties of CdS and CdS/Co films by ultrasonic spray pyrolysis", **Appl. Surf. Sci**., 257, 10072-10077.

[71] Agata M., Kurase H., Hayashi S. and Yamamoto K., (1990), "photoluminescence spectra of gas-evaporated CdS microcrystals", **Solid State Communications**, 76, 1061-1065.

[72] Lee J., (2004), "Raman scattering and photoluminescence analysis of B-doped CdS thin films", **Thin Solid Films**, 451-452 ,170–174.

[73] Lejmi N., Savadogo O., (2001), "The effect of heteropolyacids and isopolyacids on the properties of chemically bath deposited CdS thin films", **Solar Energy Materials & Solar Cells**, 70, 71-83.

[74] Pawlewicz W.T., Allen R.P., Barrus H. G. and Laegreld N., (1977), "structure and properties of sputter-deposited CdTe", **Revue De Physique Appliquée** 12, 417.

[75] Dharmadasa I. M., Echendu O.K., Fauzi F., Abdul-Manaf N. A., Olusola O.I., Salim H.I., Madugu M.L., Ojo A.A., (2017), "Improvement of composition of CdTe thin films during heat treatment in the presence of $CdCl_2$", **J. Mater. Sci.: Mater. Electron.**, 28, 2343-2352.

[76] Becerril M., Zelaya-Angel O., Vargas-Garcia J.R., Ramirez-Bon R., Gonzalez-Hernandez J., (2001), "Effects of Cd vacancies on the electrical properties of polycrystalline CdTe sputtered films", **J. Phys. Chem. Solids**, 62, 1081.

[77] Babkair S. S., Ansari A.A., Al-Twarqi N.M., (2011), "Activation energy and density of states of CdTe thin films from temperature dependent I–V measurements", **Materials Chemistry and Physics**, 127, 296–299.

[78] Nassar Z. M., Yukselici M. H, and Bozkurt A. A., (2016), "Structural and optical properties of CdTe thin film: A detailed investigation using optical absorption", XRD and Raman spectroscopies, **Phys. Status Solidi B**, 253, 1104-1114.

[79] Moure-Flores F., Quiñones-Galván J.G., Guillén-Cervantes A., Arias-Cerón J.S., Hernández-Hernández A., Santoyo-Salazar J., Santos-Cruz J., Mayén-Hernández S.A., Olvera M., Mendoza-Álvarez J.G., Meléndez-Lira M., Contreras-Puente G., (2014), "CdTe thin films grown by pulsed laser deposition using powder as target: Effect of substrate temperature", **Journal of Crystal Growth**, 386, 27-31.

[80] Paudel N. and Yan Y., (2013), "High-efficiency CdS/CdTe solar cells on commercial SnO2:F coated soda-lime glass substrates", **IEEE 39th Photovoltaic Specialists Conference (PVSC) PART 2**.

[81] Ginley D. and Cahen D., (2012), "**Fundamentals of Materials for Energy and Environmental Sustainability**", Cambridge University.

[82] Romeo N., Bosio A., Canevari V., Podesta A., (2004), "Recent progress on CdTe/CdS thin film solar cells", **Solar Energy**, 77, 795-801.

[83] Angeles-Ordóñez G., Regalado-Pérez E., Reyes-Banda M.G., Mathews N.R., Mathew X., (2017), "CdTe/CdS solar cell junction activation: Study using $MgCl_2$ as environment friendly substitute to traditional $CdCl_2$", **Solar Energy Materials & Solar Cells**, 160, 454–462.

[84] Al-kabbi A.S. and Tripathi S.K, (2016), "Diffusion Length Measurement in CdS Thin Film by Steady State Photocarrier Grating Technique", **Journal of Nano engineering and Nanomanufacturing**, 6, 161-165.

[85] Wight D.R, Bradley D., Williams G., Astles M., Irvine S.J.C and Jones C.A, (1982), " minority carrier diffusion length in CdTe", **Journal of Crystal Growth**, 59, 323-331.

Abstract

In this thesis, the physical properties of CdS and CdTe thin films also the heterostructure junction properties of CdS/CdTe solar cells were investigated In this research for samples characterizations the field emission scanning electron microscope (FESEM), Energy Dispersive X-ray (EDX), X-ray diffraction (XRD), Raman Spectroscopy, UV-Vis. Spectroscopy, Photoluminescence (PL), Seebeck effect and current-voltage (in dark and illumination conditions) characterizations were used.

In the first section, thin films of CdS were fabricated by the cost effective chemical bath deposition (CBD) method. The effects of time duration, temperture deposition, type of the substrate (glass and FTO) and finally annealing effect on the physical properties were studied. The results showed all the grown samples have n-type nature and sample with the lowest growth time has the lowest electrical sheet resistance (3.6 MΩ/sq). In the second section, thin films of CdTe were successfully grown by RF magnetron sputtering. In this study we investigated various parameters including: the deposition time duration, temperature of the substate and finally annealing effect on physical properties of the samples. The results show that all samples have p-type conductivity and the electrical properties of the grown samples are very sensitive to the $CdCl_2$ treatment. At the end, we tried to fabricate a number of CdTe/CdS solar cells and studied the effect of various parameters such as: annealing, the thickness of CdTe layer, and $CdCl_2$ concentration on I-V characteristics in of these devices the dark and light conditions. In this research, we achieved an efficiency of 2.23% in our optimized solar cell.

Keywords: Thin film, CdS, CdTe, chemical bath deposition (CBD), RF magnetron sputtering, CdTe/CdS solar cells.

Shahrood University of Technology

Faculty of Physics

Synthesis and characterization of CdS/CdTe nanostructure thin films applicable in solar cells

By:

Malihe Maghouli

Supervisor:

Dr. Hossein Eshghi

February 2021