

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ



دانشکده فیزیک و مهندسی هسته‌ای

رشته فیزیک گرایش نانو

پایان نامه کارشناسی ارشد

رشد و مشخصه یابی نانوساختارهای ZnTe

نگارنده: میترا سهرابی

اساتید راهنما:

دکتر مرتضی ایزدی فرد

دکتر محمد ابراهیم قاضی

تیر ۱۳۹۶

تعهد نامه

اینجانب میترا سهرابی دانشجوی دوره‌ی کارشناسی ارشد رشته‌ی علوم و فناوری نانو گرایش نانوفیزیک دانشکده‌ی فیزیک و مهندسی هسته‌ای دانشگاه صنعتی شاهرود نویسنده‌ی پایان نامه‌ی رشد و مشخصه‌یابی نانوساختارهای ZnTe تحت راهنمایی دکتر مرتضی ایزدی فرد و دکتر محمد ابراهیم قاضی متعهد می‌شوم.

- تحقیقات در این پایان نامه توسط اینجانب انجام شده است و از صحت و اصالت برخوردار است.
- در استفاده از نتایج پژوهش‌های 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.
- کلیه‌ی حقوق معنوی این اثر متعلق به دانشگاه صنعتی شاهرود می‌باشد و مقالات مستخرج با نام «دانشگاه صنعتی شاهرود» و یا «Shahrood University of Technology» به چاپ خواهد رسید.
- حقوق معنوی تمام افرادی که در بدست آوردن نتایج اصلی پایان نامه تاثیرگذار بوده اند در مقالات مستخرج از پایان نامه رعایت می‌گردد.
- در کلیه‌ی مراحل انجام این پایان نامه، در مواردی که از موجود زنده (یا بافت‌های آنها) استفاده شده است ضوابط و اصول اخلاقی رعایت شده است.
- در کلیه‌ی مراحل انجام این پایان نامه، در مواردی که به حوزه‌ی اطلاعات شخصی افراد دسترسی یافته یا استفاده شده است اصل رازداری، ضوابط و اصول اخلاق انسانی رعایت شده است.

تاریخ ۱۳۹۶/۴/۲۸

امضای دانشجو

مالکیت نتایج و حق نشر

- کلیه‌ی حقوق معنوی این اثر و محصولات آن (مقالات مستخرج، کتاب، برنامه‌های رایانه‌ای، نرم افزارها و تجهیزات ساخته شده) متعلق به دانشگاه صنعتی شاهرود می‌باشد. 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 نمی‌باشد.

این پژوهش را اگر شایسته باشد تقدیم می کنم به آنان که مهر آسمانی شان آرام بخش

آلام زمینی ام است

به استوارترین تکیه گاهم، دستان پرمهر پدرم

به سبزترین نگاه زندگیم، چشمان سبز مادرم

که هرچه آموختم در مکتب عشق شما آموختم و هرچه بکوشم قطره ای از دریای بی کران
مهربانی تان را سپاس نتوانم بگویم.

امروز هستی ام به امید شماست و فردا کلید باغ بهشتم رضای شماست.

ره آوردی گران سنگ تر از این ارزان نداشتم تا به خاک پایتان نثار کنم، باشد که حاصل تلاشم
نسیم گونه، غبار خستگی تان را بزدايد.

بوسه بر دستان پرمهرتان

هم اکنون که به لطف و توفیق الهی، نگارش این تحقیق را به پایان رسانیدم بر خود لازم می دانم از زحمات و تلاش های تمامی کسانی که در انجام این پژوهش مرا یاری نمودند سپاس گذاری نمایم.

همچنین از استادان بزرگوار و ارجمندم جناب آقای دکتر مرتضی ایزدی فرد و دکتر محمدابراهیم قاضی که در تمامی مراحل کار با صبر و حوصله زمینه انجام تحقیق اینجانب را فراهم نمودند تشکر می کنم.

چکیده

در این مطالعه ابتدا لایه های نازک نانو ساختار ZnTe خالص و آلاییده با مس به روش تبخیر حرارتی تهیه شدند و سپس خواص ساختاری و اپتیکی این نمونه ها مورد بررسی و تحلیل قرار گرفت. خواص ساختاری و مورفولوژی سطح نمونه ها به ترتیب با استفاده از دستگاه های تفرق سنج پرتو ایکس (XRD) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (FESEM)، ارزیابی شدند. خواص اپتیکی نمونه ها نیز از اندازه گیری طیف های عبور و بازتاب به کمک یک دستگاه UV-VIS بررسی شدند. بررسی خواص ساختاری لایه های نازک ZnTe خالص و بازپخت شده در دمای 150°C به مدت یک ساعت در خلا نشان داد که ساختار بلوری نمونه ها مکعبی بوده و کیفیت ساختار بلوری نیز قبل از بازپخت از خلوص بیشتری برخوردار و اندازه متوسط بلورک ها نیز بعد از عملیات بازپخت افزایش و تراکم دانه ها نیز بیشتر شدند. میزان عبور و گاف نواری نمونه ها نیز پس از عملیات بازپخت به صورت محسوسی افزایش یافتند. ضرایب خاموشی و شکست نیز تحت عملیات بازپخت به ترتیب کاهش و افزایش یافتند. رفتار قسمت حقیقی و موهومی ثابت دی الکتریک نمونه ها در توافق با ضرایب شکست و خاموشی آن ها بودند. در بررسی اثر دمای زیرلایه (27°C ، 100°C و 150°C) در کیفیت ساختاری و اپتیکی نشان داد که افزایش دمای زیرلایه باعث بهبود بلورینگی نمونه ها شده و گاف نواری نمونه ها نیز کاهش می یابد. ضرایب خاموشی و شکست این نمونه ها با افزایش دمای زیرلایه افزایش یافتند. در بررسی اثر فاصله زیرلایه تا منبع بر روی ساختار بلوری و خواص اپتیکی نمونه ها مشخص گردید که با افزایش فاصله زیرلایه تا منبع همان گونه که انتظار می رود ضخامت لایه ها کاهش، بلورینگی افزایش و میزان عبور نیز افزایش می یابد. گاف نواری نمونه های تهیه شده نیز با افزایش فاصله افزایش یافت. بررسی اثر ضخامت لایه ها بر روی خواص ساختاری و اپتیکی لایه ها نشان داد که با افزایش ضخامت ساختار بلورینگی خود را از دست داده و آمورف می شود. همچنین همان گونه که انتظار داشتیم میزان عبور و گاف نواری لایه ها با افزایش ضخامت کاهش یافتند. رفتار ضرایب خاموشی، شکست و ثابت های دی

الکتریک حقیقی و موهومی لایه ها نیز مورد بررسی قرار گرفتند. بررسی اثر آرایش مس (وزنی ۰.۸٪، ۰.۴٪ و ۰.۲٪) بر روی خواص ساختاری و اپتیکی لایه ها نشان داد که با افزودن ناخالصی مس اندازه بلورک ها افزایش و ثابت شبکه بلوری کاهش می یابد، همچنین میزان عبور و گاف نواری نمونه ها با افزودن ناخالصی و افزایش آن کاهش یافتند. میزان بازتاب از سطح لایه ها نیز با افزایش ناخالصی مس افزایش یافت. ضرایب شکست و خاموشی و قسمت حقیقی و موهومی ثابت دی الکتریک لایه ها نیز با افزایش ناخالصی مس افزایش یافتند.

واژگان کلیدی:

زینک تلوراید، لایه نازک، رشد و مشخصه یابی، آرایش، خواص ساختاری، خواص اپتیکی، ضریب شکست، ضریب خاموشی، قسمت حقیقی و موهومی ثابت دی الکتریک

لیست مقالات مستخرج از پایان نامه:

- (۱) سهرابی، میترا، ایزدی فرد، مرتضی، قاضی، محمد ابراهیم، " بررسی خواص ساختاری و اپتیکی لایه های نازک ZnTe سنتز شده به روش تبخیر گرمایی " پذیرفته شده در کنفرانس فیزیک ایران، دانشگاه شیراز، ۴-۱ شهریور ماه ۱۳۹۵
- (۲) سهرابی، میترا، ایزدی فرد، مرتضی، قاضی، محمد ابراهیم، " تاثیر دمای زیرلایه بر روی خواص ساختاری و اپتیکی لایه های نازک ZnTe سنتز شده به روش تبخیر حرارتی " پذیرفته شده در بیست و چهارمین همایش بلورشناسی و کانی شناسی ایران، دانشگاه صنعتی شاهرود، ۶ و ۷ بهمن ۱۳۹۵

فهرست مطالب

فصل اول - معرفی	۱
۱-۱ مقدمه	۳
۲-۱ مروری بر خواص نیمرساناهای گروه II-VI	۴
۳-۱- زینک تلوراید (ZnTe)	۸
۴-۱- کاربردهای ZnTe	۹
فصل دوم - مروری بر مطالعات انجام شده روی رشد و مشخصه یابی لایه های نازک ZnTe خالص و آلائیده	۱۴
۱-۲ مقدمه	۱۵
۲-۲ - تاثیر دمای زیرلایه و بازپخت بر خواص ساختاری، مورفولوژی و اپتیکی لایه های نازک ZnTe	۱۵
۳-۲ بررسی خواص اپتیکی و ساختاری لایه های نازک ZnTe خالص و آلائیده با کروم (Cr)	۲۱
۴-۲ بررسی خواص ساختاری لایه های نازک ZnTe آلائیده با کادمیم	۲۴
۵-۲- بررسی خواص ساختاری لایه های نازک ZnTe با ضخامتهای مختلف	۲۵
۶-۲ بررسی اثر دمای زیرلایه بر روی خواص ساختاری و اپتیکی لایه های نازک ZnTe	۲۷
فصل سوم: روش سنتز نمونه ها و روش های مشخصه یابی	۳۲
۱-۳ مقدمه	۳۳
۲-۳ دستگاه تبخیر حرارتی	۳۳
۳-۳ محفظه تبخیر و رشد	۳۴
۴-۳ سیستم خلاء	۳۵

۳-۵	آماده سازی زیر لایه	۳۵
۳-۶	عملیات لایه نشانی	۳۶
۳-۷	ضخامت سنجی	۳۷
۳-۸	معرفی ادوات مشخصه یابی نمونه ها	۳۷
۳-۸-۱	میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)	۳۸
۳-۸-۲	اندازه گیری های پراش پرتو ایکس (XRD)	۴۰
۳-۸-۳	طیف سنجی ناحیه فرابنفش - مرئی (UV-Vis)	۴۱
الف	دنباله نواری	۴۳
ب	محدودیت کوانتومی	۴۳
فصل چهارم:	نتایج و بحث	۴۶
۴-۱	مقدمه	۴۷
۴-۲	تاثیر بازپخت بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه های نازک ZnTe	۴۷
۴-۲-۱	خواص ساختاری	۴۸
۴-۲-۲	بررسی مورفولوژی سطح لایه ها	۴۹
۴-۲-۳	مطالعه خواص اپتیکی	۵۱
۴-۳	تاثیر دمای زیر لایه بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه های نازک ZnTe	۵۶
۴-۳-۱	خواص ساختاری	۵۶
۴-۳-۲	بررسی مورفولوژی سطح لایه ها	۵۸
۴-۳-۳	مطالعه خواص اپتیکی	۶۰

۴-۴	تاثیر فاصله زیرلایه تا منبع بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه نازک ZnTe.....	۶۴
۴-۴-۱	خواص ساختاری	۶۴
۴-۴-۲	بررسی مورفولوژی سطح لایه ها.....	۶۶
۴-۴-۳	مطالعه خواص اپتیکی	۶۷
۴-۵	بررسی تاثیر ضخامت بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه نازک ZnTe.....	۷۲
۴-۵-۱	خواص ساختاری	۷۲
۴-۵-۲	بررسی مورفولوژی سطح	۷۳
۴-۵-۳	مطالعه خواص اپتیکی	۷۴
۴-۶	بررسی تاثیر آلایش مس بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه نازک ZnTe.....	۷۹
۴-۶-۱	خواص ساختاری	۷۹
۴-۶-۲	بررسی مورفولوژی سطح	۸۱
۴-۶-۳	مطالعه خواص اپتیکی	۸۳
۵	فصل پنجم: نتیجه گیری و پیشنهادات.....	۹۰
۵-۱	نتیجه گیری	۹۱
۵-۲	پیشنهادهای جهت ادامه تحقیقات و مطالعات تکمیلی.....	۹۴
مراجع		۹۵

فهرست اشکال

- شکل ۱-۱ طرح واره ای از گاف مستقیم و غیرمستقیم ۳
- شکل ۲-۱ ارتباط بین انرژی گاف نواری و ثابت‌های شبکه برخی از نیمرساناهای تک عنصری (ساختار الماسی) و ترکیبات دوتایی نیمرساناهای (با ساختار زینک بلند) ۴
- شکل ۳-۱ عناصر گروه II-VI از جدول تناوبی مندلیف ۴
- شکل ۴-۱ طرح واره ساختار ورتسایت ۶
- شکل ۵-۱ طرح واره ساختار زینک بلند ۷
- شکل ۶-۱ طرح واره ای از ساختار زینک تلوراید ۸
- شکل ۷-۱ دیود گسیلنده نور آبی ۹
- شکل ۸-۱ طرح واره ای از عملکرد یک سلول خورشیدی ۱۰
- شکل ۱-۲ طیف‌های XRD لایه ها در دو دمای زیرلایه الف) C^0 ۱۲۳- و ب) C^0 ۲۷ ۱۴
- شکل ۲-۲ طیف‌های XDR لایه‌های نازک رشد یافته الف) در دمای زیرلایه C^0 ۱۲۳- و بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در ب) C^0 ۲۰۰، ج) C^0 ۳۰۰ و د) C^0 ۴۰۰ تحت اتمسفر آرگون ۱۶
- شکل ۳-۲ طیف XDR لایه‌های نازک رشد یافته الف) در دمای زیرلایه C^0 ۲۷ و بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در ب) C^0 ۲۰۰، ج) C^0 ۳۰۰ و د) C^0 ۴۰۰ تحت اتمسفر آرگون ۱۷
- شکل ۴-۲ تصاویر مورفولوژی سطح برای لایه های نازک ZnTe رشد یافته الف) دمای زیرلایه C^0 ۱۲۳- و سپس بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در ب) C^0 ۲۰۰، ج) C^0 ۳۰۰ و د) C^0 ۴۰۰ تحت اتمسفر آرگون ۱۸
- شکل ۵-۲ تصاویر مورفولوژی سطح برای لایه های نازک ZnTe رشد یافته الف) دمای زیرلایه C^0 ۲۷ و سپس بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در ب) C^0 ۲۰۰، ج) C^0 ۳۰۰ و د) C^0 ۴۰۰ تحت اتمسفر آرگون ۱۸

- شکل ۶-۲ محاسبه گاف نواری برای لایه های نازک ZnTe رشد یافته در دمای زیرلایه الف) C^0 ۱۲۳-
(ب) C^0 ۲۷ ۱۹
- شکل ۷-۲ محاسبه گاف نواری برای لایه های نازک ZnTe رشد یافته در دمای زیرلایه الف) C^0 ۲۷ و
سپس بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در ب) C^0 ۲۰۰، ج) C^0 ۳۰۰ د) C^0 ۴۰۰ تحت اتمسفر آرگون
..... ۲۰
- شکل ۸-۲ اندازه گیری های XRD برای لایه های نازک ZnTe (الف) خالص و (ب) آلائیده با Cr ۲۱
- شکل ۹-۲ جذب اپتیکی لایه های نازک ZnTe خالص و آلائیده با غلظت های مختلف کروم ۲۲
- شکل ۱۰-۲ نمودارهای محاسبه گاف نواری برای لایه های نازک ZnTe خالص و آلائیده با غلظت-
های ۰/۱ و ۰/۲ کروم ۲۲
- شکل ۱۱-۲ طیف های XRD لایه های ZnTe آلائش شده با مقادیر مختلف Cd ۲۳
- شکل ۱۲-۲ تصاویر SEM لایه های نازک ZnTe آلائیده با Cd ۲۴
- شکل ۱۳-۲ طیف های XRD اندازه گیری شده برای لایه های نازک ZnTe با ضخامت های مختلف ۲۵
- شکل ۱۴-۲ منحنی تغییرات اندازه بلورک لایه ها برحسب ضخامت لایه برای نمونه های ZnTe ۲۶
- شکل ۱۵-۲ طیف های XRD لایه های نازک ZnTe تهیه شده بر روی زیرلایه های شیشه ای در دماهای
متفاوت الف) 553^0K ب) 473^0K ج) 373^0K و د) 300^0K ۲۷
- شکل ۱۶-۲ طیف های جذب لایه های رشد یافته در دماهای زیرلایه متفاوت الف) 553^0K ب) 473^0K
ج) 373^0K و د) 300^0K ۲۸
- شکل ۱۷-۲ نمودار $(ahv)^2$ برحسب $h\nu$ برای لایه های رشد یافته بر روی زیرلایه های با دماهای متفاوت
الف) 553^0K ب) 473^0K ج) 373^0K و د) 300^0K ۲۹

- شکل ۳-۱ فیلامان‌ها و بوته‌های گوناگونی که در لایه نشانی به روش تبخیر حرارتی به کار گرفته می‌شوند ۳۳
- شکل ۳-۲ دستگاه تبخیر حرارتی مستقر در آزمایشگاه نانوفیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود ۳۵
- شکل ۳-۳ محل قرار گرفتن بوته و زیرلایه دستگاه تبخیر حرارتی ۳۶
- شکل ۳-۴ برهمکنش الاستیک و غیر الاستیک پرتوی الکترونی ورودی و ماده ۳۸
- شکل ۳-۵ (الف) میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بکار گرفته شده در بررسی ساختاری نمونه‌های تهیه شده مستقر در دانشگاه تهران (ب) طرحواره‌ای از اجزاء داخلی یک دستگاه SEM در مسیر عبور باریکه الکترونی تا سطح نمونه ۳۸
- شکل ۳-۶ تصویر دستگاه پراش پرتو ایکس (XRD) استفاده شده در این کار مستقر در دانشگاه دامغان ۴۰
- شکل ۴-۱ طیف های پراش پرتو X ثبت شده برای نمونه (۱) و (۲) بعد از بازپخت ۴۷
- شکل ۴-۲ تصاویر FESEM از سطح لایه های نازک ZnTe قبل از بازپخت در مقیاس‌های (الف) ۲۰۰ نانومتر (ب) ۵۰۰ نانومتر (ج) ۱ میکرومتر و بعد از بازپخت در مقیاس‌های (د) ۲۰۰ نانومتر (ه) ۵۰۰ نانومتر (و) ۱ میکرومتر ۴۹
- شکل ۴-۳ طیف های عبور اندازه گیری شده برای لایه های نازک ZnTe قبل از بازپخت (G) و بعد از بازپخت (GT) ۵۰
- شکل ۴-۴ طیف های بازتاب اندازه گیری شده برای لایه های نازک ZnTe قبل از بازپخت (G) و بعد از بازپخت (GT) ۵۰
- شکل ۴-۵ نمودار $h\nu - (ah\nu)^2$ برای نمونه قبل G و بعد از بازپخت GT ۵۱
- شکل ۴-۶ نمودارهای ضرایب خاموشی برای لایه‌های نازک ZnTe قبل (G) و بعد (GT) از بازپخت ۵۳

شکل ۴-۷ نمودارهای ضرایب شکست برای لایه‌های نازک ZnTe قبل (G) و بعد (GT) از بازیخت ۵۳

شکل ۴-۸ نمودار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای لایه‌های نازک ZnTe قبل (G) و بعد (GT) از

بازیخت ۵۴

شکل ۴-۹ نمودار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای لایه نازک ZnTe قبل (G) و بعد (GT) از بازیخت

..... ۵۴

شکل ۴-۱۰ طیف‌های پراش پرتو X ثبت شده نمونه‌های ۱ و ۲ و ۳ که به ترتیب در دماهای زیرلایه (27°C ،

100°C و 150°C) انباشت شده‌اند ۵۶

شکل ۴-۱۱ تصاویر FESEM از سطح لایه های نازک ZnTe در دمای زیرلایه 27°C در مقیاس‌های

الف) ۲۰۰ نانومتر ب) ۵۰۰ نانومتر ج) ۱ میکرومتر، دمای زیرلایه 100°C در مقیاس‌های د) ۲۰۰ نانومتر

ه) ۵۰۰ نانومتر و ۱ میکرومتر و دمای زیرلایه 150°C در مقیاس‌های ز) ۲۰۰ نانومتر ح) ۵۰۰ نانومتر

ط) ۱ میکرومتر ۵۸

شکل ۴-۱۲ طیف های عبور اندازه گیری شده برای نمونه‌های ۱ و ۲ و ۳ تهیه شده به ترتیب در دماهای

زیرلایه (27°C ، 100°C و 150°C) ۵۹

شکل ۴-۱۳ طیف های انعکاس اندازه گیری شده برای نمونه‌های ۱ و ۲ و ۳ تهیه شده به ترتیب در دماهای

زیرلایه (27°C ، 100°C و 150°C) ۶۰

شکل ۴-۱۴ نمودارهای $(ahv)^2_{-hv}$ برای نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ سنتز شده در دماهای زیرلایه (27°C ، 100°C

و 150°C) ۶۰

شکل ۴-۱۵ نمودار ضریب خاموشی برای نمونه ۱، ۲ و ۳ ۶۱

شکل ۴-۱۶ نمودار ضریب شکست برای نمونه ۱، ۲ و ۳ ۶۱

- شکل ۴-۱۷ نمودار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ سنتز شده در دماهای زیرلایه (27°C ، 100°C و 150°C) ۶۲
- شکل ۴-۱۸ نمودار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ سنتز شده در دماهای زیرلایه (27°C ، 100°C و 150°C) ۶۲
- شکل ۴-۱۹ طیف های پراش پرتو X ثبت شده برای نمونه های ۱ و ۲ که به ترتیب در فاصله‌های ۱۵ cm و ۸ cm از منبع (دماهای زیرلایه 150°C) انباشت شده‌اند ۶۴
- شکل ۴-۲۰ تصاویر FESEM از سطح لایه های نازک ZnTe در دمای زیرلایه 150°C و در فاصله ۸ سانتی متری زیرلایه تا منبع در مقیاس‌های الف) ۲۰۰ نانومتر ب) ۵۰۰ نانومتر ج) ۱ میکرومتر، در فاصله ۱۵ سانتی متری زیرلایه تا منبع در مقیاس‌های د) ۲۰۰ نانومتر ه) ۵۰۰ نانومتر و) ۱ میکرومتر ۶۵
- شکل ۴-۲۱ طیف های عبور اندازه گیری شده برای نمونه‌های ۱ و ۲ تهیه شده به ترتیب در فاصله‌های ۸ cm و ۱۵ cm زیرلایه‌ها تا منبع ۶۷
- شکل ۴-۲۲ طیف های بازتاب اندازه گیری شده برای نمونه‌های ۱ و ۲ تهیه شده به ترتیب در فاصله‌های ۸ cm و ۱۵ cm زیرلایه‌ها تا منبع ۶۷
- شکل ۴-۲۳ نمودارهای $(ahv)^2_{hv}$ برای نمونه‌های ۱ و ۲ سنتز شده به ترتیب در فاصله‌های زیرلایه تا منبع ۸ و ۱۵ سانتی متر ۶۸
- شکل ۴-۲۴ نمودار ضریب خاموشی (k)، برای نمونه ۱ و ۲ ۶۹
- شکل ۴-۲۵ نمودار ضریب شکست (n)، برای نمونه ۱ و ۲ ۶۹
- شکل ۴-۲۶ نمودار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای نمونه ۱ (فاصله زیرلایه تا منبع ۸cm) و نمونه ۲ (فاصله زیرلایه تا منبع ۱۵cm) ۷۰

شکل ۴-۲۷ نمودار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای نمونه ۱ (فاصله زیرلایه تا منبع ۸cm) و نمونه

۲ (فاصله زیرلایه تا منبع ۱۵cm) ۷۰

شکل ۴-۲۸ طیف های پراش پرتو X ثبت شده برای نمونه های ۱ و ۲ به ترتیب با ضخامت های ۷۵۰nm

و ۸۵۰nm ۷۲

شکل ۴-۲۹ تصاویر FESEM از سطح لایه های نازک ZnTe با ضخامت ۷۵۰nm در مقیاس های الف)

۲۰۰ نانومتر ب) ۵۰۰ نانومتر ج) ۱ میکرومتر و ضخامت ۸۵۰nm در مقیاس های د) ۲۰۰ نانومتر ه) ۵۰۰

نانومتر و) ۱ میکرومتر ۷۳

شکل ۴-۳۰ طیف های عبور اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ و ۲ تهیه شده به ترتیب در ضخامت های

۷۵۰ و ۸۵۰ نانومتر ۷۴

شکل ۴-۳۱ طیف های بازتاب اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ و ۲ تهیه شده به ترتیب در ضخامت های

۷۵۰ و ۸۵۰ نانومتر ۷۵

شکل ۴-۳۲ نمودارهای $(ahv)^2_{hv}$ برای نمونه های ۱ و ۲ سنتز شده به ترتیب در ضخامت های ۷۵۰ و

۸۵۰ نانومتر ۷۵

شکل ۴-۳۳ نمودار ضریب خاموشی (k) ، برای نمونه ۱ و ۲ ۷۶

شکل ۴-۳۴ نمودار ضریب شکست (n) ، برای نمونه ۱ و ۲ ۷۶

شکل ۴-۳۵ نمودار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای نمونه ۱ (ضخامت ۷۵۰nm) و نمونه ۲ (ضخامت

۸۵۰nm) ۷۷

شکل ۴-۳۶ نمودار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای نمونه ۱ (ضخامت ۷۵۰nm) و نمونه ۲ (ضخامت

۸۵۰nm) ۷۷

شکل ۴-۳۷ طیف های پراش پرتو X ثبت شده برای نمونه های ۱ (بدون آرایش)، ۲ (آرایش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آرایش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آرایش ۸٪ وزنی مس). ۷۹

شکل ۴-۳۸ تصاویر FESEM از سطح لایه های نازک ZnTe بدون آرایش در مقیاس های الف) ۲۰۰ نانومتر ب) ۵۰۰ نانومتر ج) ۱ میکرومتر، آرایش ۲٪ وزنی مس در مقیاس های د) ۲۰۰ نانومتر ه) ۵۰۰ نانومتر و) ۱ میکرومتر، آرایش ۴٪ وزنی مس در مقیاس های ز) ۲۰۰ نانومتر ح) ۵۰۰ نانومتر ط) ۱ میکرومتر و آرایش ۸٪ وزنی مس در مقیاس های ی) ۲۰۰ نانومتر ک) ۵۰۰ نانومتر ل) ۱ میکرومتر... ۸۲

شکل ۴-۳۹ طیف های عبور اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ (بدون آرایش)، ۲ (آرایش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آرایش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آرایش ۸٪ وزنی مس). ۸۳

شکل ۴-۴۰ طیف های بازتاب اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ (بدون آرایش)، ۲ (آرایش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آرایش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آرایش ۸٪ وزنی مس). ۸۴

شکل ۴-۴۱ نمودارهای $(ahv)^2_{hv}$ برای نمونه های ۱ (بدون آرایش)، ۲ (آرایش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آرایش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آرایش ۸٪ وزنی مس). ۸۴

شکل ۴-۴۲ نمودارهای تغییر گاف نواری برحسب تغییر غلظت مس ۸۵

شکل ۴-۴۳ نمودارهای ضریب خاموشی (k)، برای نمونه های ۱ (بدون آرایش)، ۲ (آرایش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آرایش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آرایش ۸٪ وزنی مس). ۸۶

شکل ۴-۴۴ نمودارهای ضریب شکست (n)، برای نمونه های ۱ (بدون آرایش)، ۲ (آرایش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آرایش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آرایش ۸٪ وزنی مس). ۸۶

شکل ۴-۴۵ نمودارهای قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای نمونه های ۱ (بدون آرایش)، ۲ (آرایش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آرایش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آرایش ۸٪ وزنی مس). ۸۷

شکل ۴-۴۶ نمودارهای قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای برای نمونه های ۱ (بدون آرایش)، ۲ (آرایش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آرایش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آرایش ۸٪ وزنی مس). ۸۸

فهرست جداول

جدول ۱-۲ اندازه بلورک های لایه های نازک رشد یافته در دماهای مختلف زیرلایه ۲۷
جدول ۲-۲ نسبت اتمی Zn:Te برای فیلم های رشد یافته در دماهای مختلف زیرلایه ۲۸
جدول ۲-۳ گاف نواری لایه های نازک به دست آمده در دماهای مختلف زیرلایه ۲۹
جدول ۱-۴ مقادیر پارامترهای مورد استفاده و همچنین اندازه بلورک محاسبه شده برای نمونه های ۱، ۲ ۴۸
جدول ۲-۴ گاف نواری مستقیم به دست آمده برای نمونه های ۱، ۲ ۵۲
جدول ۳-۴ مقادیر پارامترهای مورد استفاده و همچنین اندازه بلورک محاسبه شده برای نمونه های ۲ و ۳ ۵۷
جدول ۴-۴ گاف نواری مستقیم به دست آمده برای نمونه های ۱ و ۲ و ۳ ۶۱
جدول ۴-۵ مقادیر پارامترهای مورد استفاده و همچنین اندازه بلورک محاسبه شده برای نمونه های ۱ و ۲ ۶۴
جدول ۴-۶ گاف نواری مستقیم به دست آمده برای نمونه های ۱ و ۲ ۶۸
جدول ۴-۷ گاف نواری مستقیم به دست آمده برای نمونه های ۱ و ۲ ۷۶

جدول ۴-۸ مقادیر پارامترهای مورد استفاده و همچنین اندازه بلورک محاسبه شده برای نمونه‌های

۴،۳،۲،۱ ۸۰

جدول ۴-۹ گاف نواری مستقیم به دست آمده برای نمونه های ۴ و ۳،۲،۱ ۸۵

فصل اول - معرفی

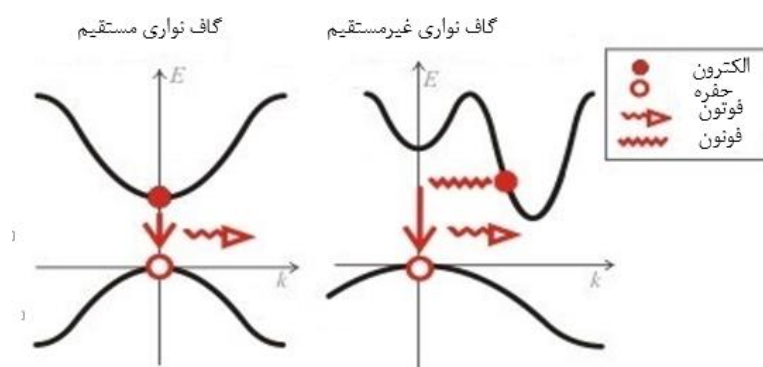
قرن بیست و یکم، به نام قرن فناوری نانو نامگذاری شده و یکی از مهمترین دوران شکوفایی و پیشرفت صنعت به شمار می رود. قرن نانو، قرن سلامتی، صرفه جویی و آرامش نامیده می شود. نانو نه یک ماده است نه یک جسم، فقط یک مقیاس است، کوچک شدن یک مقیاس، نانو یک میلیارد متر است. یعنی به اندازه ای کوچک که دیده نمی شود اما تاثیر بسیار شگرفی در زندگی انسان می تواند داشته باشد. معمولا منظور از مقیاس نانو ابعادی کمتر از ۱۰۰ نانومتر می باشد. در مقیاس نانو خواص فیزیکی، شیمیایی و بیولوژیکی تک تک اتم ها، ملکول ها با خواص حجمی ماده متفاوت است. به طور خلاصه نانو تکنولوژی به معنی مهندسی مواد در ابعاد اتمی-ملکولی و ساخت ترکیباتی با خواص کاملا متفاوت در ابعاد نانو است. تعریف دیگر نانوتکنولوژی "آرایش دادن و دستکاری اتم ها برای ساخت مواد مورد نظر است". مواد گوناگونی در ابعاد نانو مقیاس در حال سنتز و مشخصه یابی هستند و در این زمینه مطالعات بسیار زیاد و گسترده ای در حال انجام می باشد. نیمرساناها به دلیل کاربرد گسترده ای که در زندگی انسان دارند از اهمیت زیادی برخوردار می باشند. بنابراین نانوساختارهای بر پایه مواد نیمرسانای عنصری یا ترکیبی (نظیر ترکیب گروه III-V، II-VI، II-IV، IV-IV) از پتانسیل قابل توجهی برای ساخت قطعات اپتوالکترونیکی و اسپینترونیکی برخوردار می باشند.

در یک نیمرسانا تغییرات مقاومت الکتریکی در دمای اتاق در محدوده $10^9 - 10^{-2} \Omega \text{cm}$ می باشد که مقدار معمول بین مقاومت الکتریکی مواد رسانا و نارسا است. این در حالی است که مقاومت ویژه عایق ها بین $10^{22} - 10^{14} \Omega \text{cm}$ و مقاومت ویژه رساناهای خوب در حدود $10^{-6} \Omega \text{cm}$ در دمای اتاق می باشد.

در یک نیمرسانا گاف انرژی^۱ در محدوده تقریبا "۴-۵ eV تغییر می کند [۱]. گاف نواری به محدوده ای از طیف انرژی یک ماده جامد اطلاق می شود که در آن ناحیه ای انرژی هیچ حالت الکترونی قابل

¹ Energy gap

دسترس وجود ندارد. گاف انرژی به صورت اختلاف انرژی بین کمینه نوار رسانش و بیشینه نوار ظرفیت توصیف می‌شود. در یک نیمرسانای با گاف مستقیم کمینه نوار رسانش و بیشینه نوار ظرفیت در یک مقدار بردار موج واقع می‌شوند یعنی الکترون به صورت مستقیم به نوار رسانش می‌رود. لیکن در نیمرسانای با گاف غیرمستقیم لبه نوار رسانش (پایین ترین نقطه نوار رسانش) و لبه نوار ظرفیت (بالا ترین نقطه نوار ظرفیت) دارای عدد بلوری یکسانی نبوده و دارای بردار موج متفاوتی می‌باشند. بنابراین در این نیمرساناها برای گذار الکترون به نوار رسانش به فونون (جذب فونون یا گسیل فونون) نیاز می‌باشد.



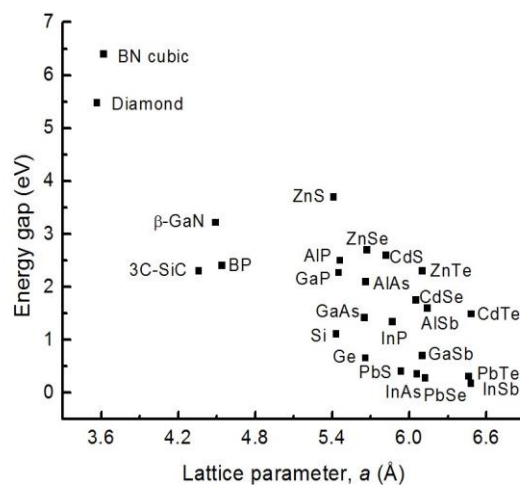
شکل ۱-۱: طرحواره ای از گاف مستقیم و غیرمستقیم.

مقدار گاف نواری^۱ برحسب ثابت شبکه برای بعضی از نیمرساناهای عنصری و دوتایی در شکل (۱-۲) نشان داده شده است.

۲-۱ مروری بر خواص نیمرساناهای گروه II-VI

نیمرساناهای گروه II-VI از ترکیب عناصر گروه II با عناصر گروه VI جدول تناوبی مندلیف به وجود می‌آیند. متداول ترین اعضای این خانواده شامل اکسیدها، سولفیدها، سلنیدها، تلوراید های برلیوم، منیزیم، روی، کادمیم و جیوه و همچنین آلیاژهای آنها می‌باشند. در شکل (۱-۳) عناصر گروه II-VI جدول تناوبی نشان داده شده است.

¹ Band gap



شکل ۱-۲: ارتباط بین انرژی گاف نواری و ثابت‌های شبکه برخی از نیمرساناهای تک عنصری (ساختار الماسی) و ترکیبات دوتایی نیمرساناهای (با ساختار زینک بلند) [۲].

Group →	12	13	14	15	16
↓ Period					
2		5 B	6 C	7 N	8 O
3		13 Al	14 Si	15 P	16 S
4	30 Zn	31 Ga	32 Ge	33 As	34 Se
5	48 Cd	49 In	50 Sn	51 Sb	52 Te
6	80 Hg	81 Tl	82 Pb	83 Bi	84 Po
7	112 Cn	113 Uut	114 Uuq	115 Uup	116 Uuh

شکل ۱-۳: عناصر گروه II-VI از جدول تناوبی مندلیف.

نیمرساناهای گروه IV جدول تناوبی، که Si و Ge پرکاربردترین آنها می باشند، محدودیت هایی مانند اندازه گاف نواری و نوع گاف نواری (غیرمستقیم) دارند. به همین دلیل ترکیبات نیمرسانای گروه II-VI

و III-V با توجه به خواص فیزیکی مختلفی از جمله خاصیت پیزو الکتریسیته^۱، فتوالکتریسیته^۲ و لومینسانس^۳ (تابناکی) و جرقه زنی^۴ مورد توجه محققین قرار گرفته اند[۳].

خاصیت پیزوالکتریسیته عبارت از تولید میدان الکتریکی (جریان الکتریکی) در اثر ایجاد تغییر شکل (کرنش)^۵ در ماده می‌باشد. در پدیده فتوالکتریسیته در اثر تابش فوتون به ماده نیمرسانا، یک جریان الکتریکی تولید می‌شود. پدیده لومینسانس با توجه به عامل ایجاد کننده آن نامگذاری می‌شود، به عنوان مثال: فتولومینسانس^۶ والکتrolومینسانس^۷. الکتrolومینسانس عبارتست از گسیل نور از ماده در اثر اعمال میدان الکتریکی به آن. در این فرایند الکترون برانگیخته شده و پس از بازترکیب مجدد با یک حفره، موج الکترومغناطیسی گسیل می‌شود. فتولومینسانس عبارتست از گسیل نور از ماده در اثر تحریک آن توسط تابش فوتونی. در اینجا به علت برانگیخته شدن الکترون‌ها و سپس بازترکیب آن‌ها با حفره‌ها، گسیل فوتونی اتفاق می‌افتد.

پدیده‌ی جرقه زنی، درخششی از نور می‌باشد که به وسیله جذب یک ذره پرانرژی (یک الکترون، یک ذره آلفا، یک یون یا یک فوتون پرانرژی) در یک ماده شفاف ایجاد می‌شود. این پدیده یک ویژگی مولکولی ذاتی در مولکول‌های مواد آلی و بسیاری از مواد معدنی از جمله نمک‌ها، گازها و مایعات است که از ساختار الکترونیکی آن‌ها ناشی می‌شود.

¹ Pizeoelectric

² Photoelectric

³ Luminescence

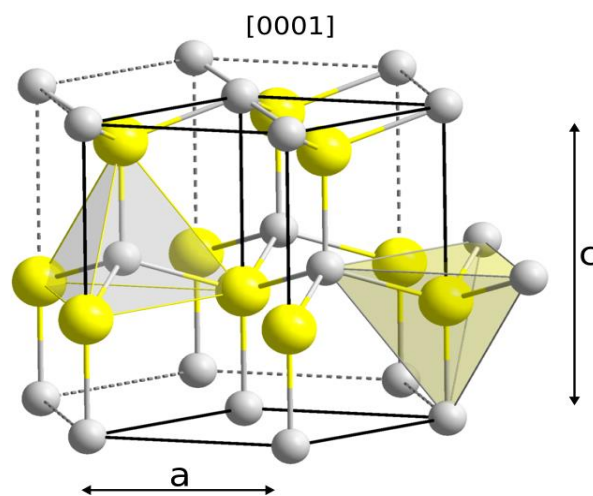
⁴ Scintillation

⁵ Strain

⁶ Photoluminescence

⁷ Electroluminescence

ترکیبات گروه II-VI نسبت به ترکیبات III-V از پایداری شیمیایی بهتری در دمای اتاق برخوردار هستند، و معمولاً در دو فاز زینک بلند^۱ و ورتسایت^۲ متبلور می‌شوند که معمولاً یکی از این فازها در دمای اتاق پایدارتر است [۴]. ساختار ورتسایت شامل دو شبکه شش‌گوشی تنگ پکیده است که نسبت به هم در امتداد محور $C \frac{3}{8}$ جابجا شده‌اند. این ساختار دارای گروه فضایی $P6_3mc$ بوده و یاخته بسط^۳ آن شامل چهار اتم است. در شکل (۴-۱) ساختار ورتسایت نشان داده شده است.



شکل ۴-۱: طرح‌واره ساختار ورتسایت [۲].

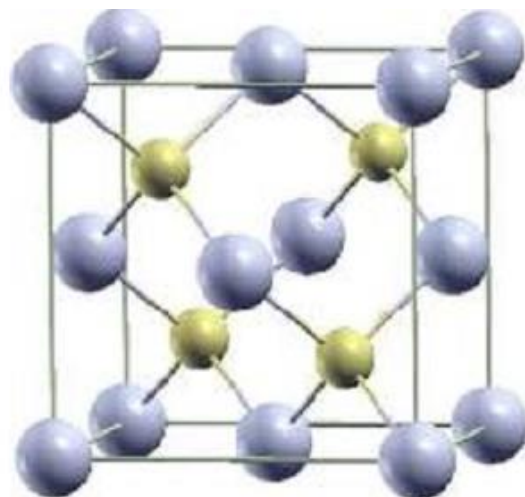
اگر قاعده‌های مثلثی دو تا چهاروجهی موازی یکدیگر قرار بگیرند، اما نسبت به هم به اندازه 60° درجه حول خط عمود چرخیده باشند، ساختار بلوری زینک بلند شکل می‌گیرد. این ساختار را می‌توان به صورت دو ساختار مکعبی مرکز وجوه پر (fcc)^۴ که نسبت به هم به اندازه یک چهارم قطر اصلی جابجا شده‌اند نیز در نظر بگیریم. شکل (۵-۱) یک ساختار زینک بلند را نشان می‌دهد.

¹ Zinc blend

² Wurtzite

³ Primitive

⁴ Face-Centered cubic



شکل ۱-۵: طرحواره ساختار زینک بلند [۲].

به جز دو ترکیب HgTe و HgSe گاف نواری تمام ترکیبات گروه II-VI مستقیم بوده و این ترکیبات ضریب جذب و گسیل بالایی دارند [۵]. نیمرساناهای گروه II-VI به دلیل گاف نواری پهنی که دارند، مهمترین مواد برای ساخت قطعات اپتوالکترونیک مانند دیودهای نور گسیل (LED^۱)، دیودهای لیزری (LD^۲) هستند.

ترکیباتی مانند HgS و HgTe که گاف نواری کوچکتري دارند برای ساخت آشکارسازهای محدوده فروسرخ مناسب هستند. از ترکیبات این گروه برای تشخیص تابشهای هسته‌ای در دمای اتاق نیز استفاده می‌شود [۶].

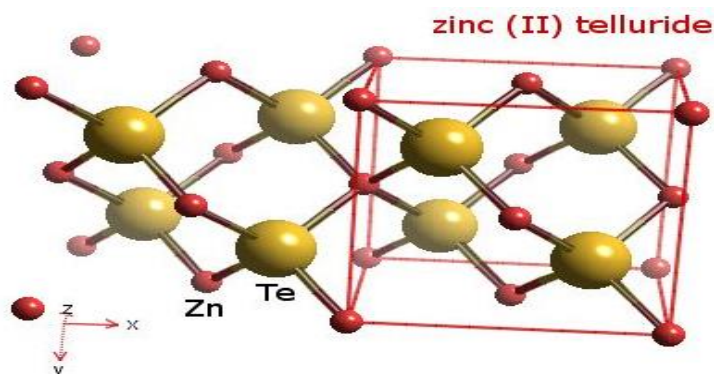
۱-۳- زینک تلوراید (ZnTe)

زینک تلوراید یک ترکیب شیمیایی با فرمول ZnTe است. این جامد، یک ماده نیمرسانا با گاف نواری مستقیم در محدوده انرژی $2.26\text{ eV} - 2.23\text{ eV}$ در دمای اتاق است [۱] و معمولاً یک نیمرسانای از نوع P بوده و ظاهری به صورت پودر خاکستری یا قهوه‌ای روشن دارد. زینک تلوراید دارای ساختار بلوری

^۱ light emitting diodes

^۲ Laser diode

مکعبی (زینک بلند) است. اما در شرایط خاص می‌تواند به صورت بلورهای شش‌گوشی (ساختار ورتسایت) نیز متبلور شود. در شکل (۶-۱) ساختار زینک تلوراید نشان داده شده است.



شکل ۶-۱: طرح‌واره‌ای از ساختار زینک تلوراید [۲].

چگالی، جرم مولی و دمای ذوب این ترکیب به ترتیب برابر $6/43 \text{ g/cm}^3$ ، $193/01 \text{ g/mol}$ و $1238/5^\circ \text{C}$ می‌باشد. و ثابت شبکه مکعبی آن $6/089^\circ \text{A}$ است [۷].

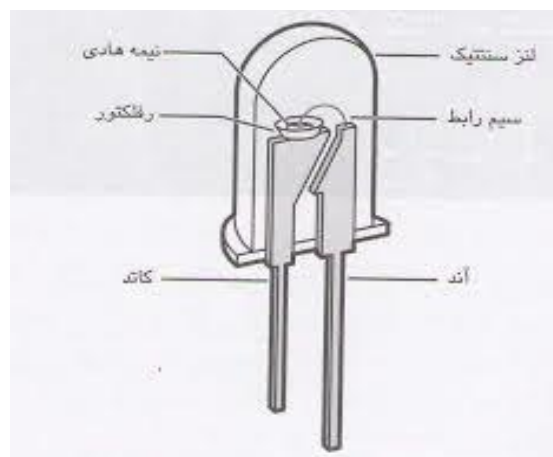
لایه‌های نازک ZnTe را می‌توان بر روی زیرلایه‌هایی از جنس آلومینیوم، آنتیموان، ایندیم آرسناید، گالیم آرسناید و سلنید سرب رشد داد [۸]. زینک تلوراید را می‌توان بر روی زیرلایه‌هایی از جنس شیشه به صورت لایه‌های نازک بس بلوری رشد داد و از آن در ساخت سلول خورشیدی استفاده نمود [۹]. ثابت های شبکه زینک تلوراید با ساختار ورتسایت برابر $a = 4/27^\circ \text{A}$ و $c = 6/99^\circ \text{A}$ گزارش شده است [۱۰ و ۱۱].

۴-۱- کاربردهای ZnTe

به طور کلی بهره‌برداری تجاری از ترکیبات از سالها پیش آغاز شده است. این مواد در ابتدا تنها برای ساخت قطعات اپتو الکترونیکی جهت استفاده در برخی از نواحی طیف الکترومغناطیسی به کار می‌رفتند. اما در حال حاضر با توسعه و پیشرفت روش‌های رشد و امکان آرایش نمونه‌های ZnTe با کیفیت مناسب حوزه کاربرد این ترکیب را به طور قابل توجهی افزایش داده است.

امکان آرایش زینک تلوراید با عناصر مختلف به راحتی وجود دارد. در نتیجه این ترکیب می‌تواند یکی از پرکاربردترین ترکیبات نیمرسانای گروه II-VI باشد. ZnTe در ساخت انواع قطعات اپتوالکترونیکی مانند دیودهای نورگسیل آبی^۱، دیودهای لیزری، اجزای ژنراتورهای ماکروویو و سلول‌های خورشیدی نقش مهمی دارد [۱۲]. دیود نورگسیل، یک قطعه پیوندگاه $p-n$ ^۲ وسیله ای است که با اعمال جریانی با بایاس مستقیم^۳، نور گسیل می‌کند. این دیود با لامپ‌های گداختی مرسوم که بر اثر گرم شدن رشته لامپ تا دمای خیلی زیاد نور تولید می‌کند، متفاوت است. این دیود لامپ سردی است که انرژی الکتریکی را مستقیماً به انرژی نورانی تبدیل می‌کند (بدون مرحله واسطه‌ای تبدیل گرما). این سازوکار تابندگی، دارای طول موج گسیلی در ناحیه مرئی یا فروسرخ است، که الکترولومینسانس نامیده می‌شود.

وقتی به دو سر پیوندگاه $p-n$ یک پیش‌ولت موافق اعمال شود، در دو سوی پیوندگاه حامل‌هایی تزریق می‌شوند. الکترون‌های تزریق شده سمت p از نوار رسانش حرکت کرده و با حفره‌های موجود در نوار ظرفیت بازترکیب شده و فوتونهایی با انرژی E_g گسیل می‌کنند [۱۳] از آنجا که ZnTe دارای گاف نواری حدود 2.26 eV است، از بازترکیب الکترون و حفره، نور آبی (با طول موج 460 nm) گسیل می‌شود، به همین دلیل این ماده در ساخت دیودهای گسیلنده نور آبی استفاده می‌شود (شکل ۷-۱).



شکل ۷-۱: دیود گسیلنده نور آبی [۱۳].

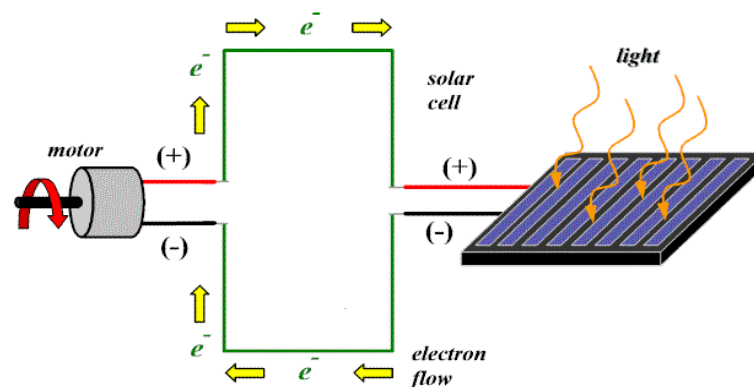
^۱ Blue light emitting diodes

^۲ Junction

^۳ Forward-biased

ترکیب سه تایی $Zn_{1-x}Cd_xTe$ در ساخت سلول‌های خورشیدی کاربرد دارد [۱۴] یک سلول خورشیدی، (که سلول فتوولتائیک^۱ هم نامیده می‌شود) یک قطعه الکتریکی است که انرژی نورانی را به انرژی الکتریکی تبدیل می‌کند. اثر فتوولتائیک ایجاد ولتاژ یا جریان الکتریکی در یک ماده پس از قرار گرفتن در معرض نور خورشید است که اولین بار توسط یک فیزیکدان فرانسوی به نام بکرل^۲ در سال ۱۸۳۹ مطرح شد [۱۵].

در واقع سلول خورشیدی حداقل از دو لایه نیم‌رسانا تشکیل می‌شود: یک لایه نیم‌رسانا از نوع منفی (n) و لایه دیگری از نوع مثبت (p). لایه منفی شامل الکترون‌هایی است که می‌توانند آزادانه حرکت کنند. هنگامی که سلول در معرض نور خورشید قرار می‌گیرد، الکترون‌های لایه منفی، فوتون‌های نور را جذب می‌کنند و طبیعتاً الکترون‌های آزاد، به سمت لایه مثبت حرکت می‌کنند، و در نهایت یک اختلاف پتانسیل ایجاد می‌شود. اگر بین دو لایه یک اتصال خارجی اعمال شود، جریان الکتریکی تولید خواهد شد. همچنین باید دقت داشت که هر واحد سلول خورشیدی تنها می‌تواند ۱-۲ وات انرژی تولید کند [۱۶].



شکل ۱-۸: طرح‌واره ای از عملکرد یک سلول خورشیدی [۱۷].

¹ Photovoltaic cell

² A.E.Becquerel

از ترکیبات نیمرسانای زینک تلوراید همچنین می توان جهت آشکارسازی اشعه ی X ، اشعه ی β ، اشعه ی گاما، اشعه های کیهانی و اشکارسازهای تابش الکترومغناطیسی مادون قرمز [۱۸]، در اخترشناسی [۱۹] و فیزیک انرژی های بالا [۲۰] استفاده نمود. همانگونه که قبلا اشاره گردید اکثر ترکیبات نیمرسانای گروه II-VI، گاف انرژی مستقیم دارند. بنابراین در باز ترکیب حامل ها در این ترکیبات نیازی به حضور فونون ها (جذب یا گسیل) نیست. در نتیجه، بازده لیزرهایی که از این ترکیبات ساخته می شوند بسیار بالاست.

زینک تلوراید اغلب اوقات برای تابش ترانزیت و عکسبرداری ترانزیت نیز مورد استفاده قرار می گیرد. هنگامی که یک بلور زینک تلوراید در کمتر از یک پیکو ثانیه تحت تابش پالس های نوری با شدت زیاد قرار بگیرد از خود یک پالس با فرکانس ترانزیت تولید می کند. به این پدیده یکسوسازی اپتیکی گفته می شود که یک فرایند اپتیکی غیرخطی است [۲۱]. از زینک تلوراید و آلیاژهای سه تایی بر پایه آن نه فقط برای به دست آوردن تابش الکترو لومینسانس، بلکه همچنین به عنوان ابزارهای جمع آوری تابش - های اپتو الکترونیکی نیز می توان استفاده نمود [۲۲]. از زینک تلوراید آلاینده با وانادیم ($ZnTe:V$)، در محافظت از حسگرهای مورد استفاده در طول موج مرئی می توان استفاده نمود.

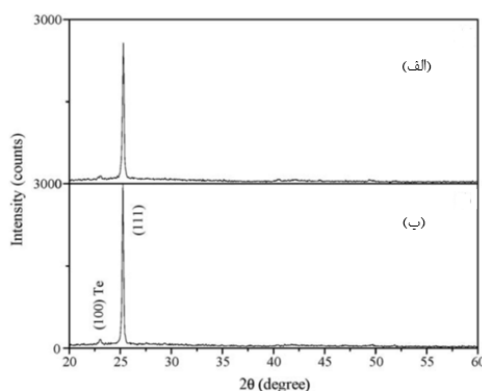
فصل دوم – مروری بر مطالعات انجام شده روی رشد
و مشخصه یابی لایه‌های نازک ZnTe خالص و آلائیده

در هر پژوهش با توجه به انجام تحقیقات مشابه، بررسی و مطالعه دقیق کارهای انجام شده در زمینه تحقیق موردنظر از عوامل مؤثر و ضروری در پیشبرد هدفمند یک پژوهش علمی خواهد بود. با توجه به روش‌های متنوع رشد لایه‌های نازک ZnTe، در این فصل تنها به روش تبخیر حرارتی و ارائه برخی نتایج حاصل از رشد لایه‌های زینک تلوراید پرداخته شده است.

۲-۲ - تاثیر دمای زیرلایه و بازپخت بر خواص ساختاری، مورفولوژی و اپتیکی لایه‌های نازک

ZnTe

گروه ای بکاکسیز^۱ و همکاران [۲۳] تاثیر دمای زیرلایه و سپس بازپخت را بر خواص ساختاری، مورفولوژی و اپتیکی لایه‌های نازک ZnTe که به روش تبخیر حرارتی تهیه شده بود را بررسی کردند. آن‌ها پودر ZnTe با خلوص ۹۹/۹۹ درصد را به عنوان مواد منبع در نظر گرفتند. دمای زیرلایه‌ها را در دو دمای 27°C و 123°C قرار دادند. ضخامت نهایی لایه‌ها 2500 نانومتر به دست آمد. سپس لایه‌ها در دمای 200°C ، 300°C و 400°C به مدت 30 دقیقه تحت اتمسفر آرگون بازپخت شدند. در شکل ۱-۲ طیف‌های پراش اشعه ایکس (XRD) لایه‌ها در دو دمای زیرلایه الف) 123°C - و ب) 27°C نشان داده شده است.

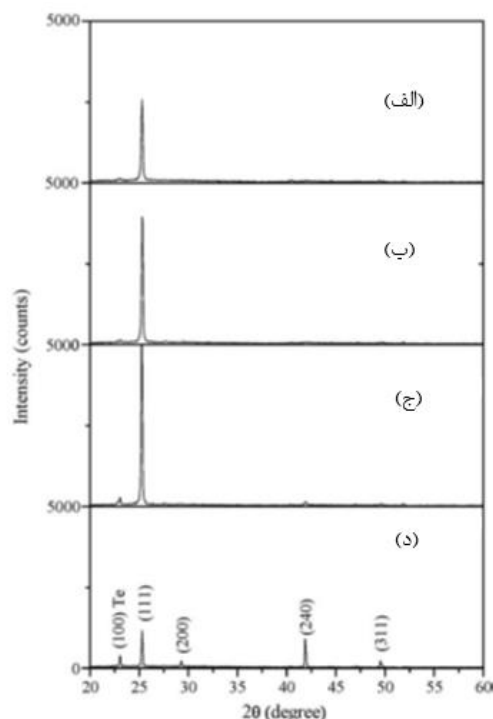


شکل ۱-۲: طیف‌های XRD لایه‌ها در دو دمای زیرلایه الف) 123°C - و ب) 27°C [۲۳].

¹ E.bacaksiz

بررسی طیف‌های XRD در دو دمای زیرلایه 27°C و 123°C - نشان داد که نمونه‌ها چندبلوری بوده و متعلق به ساختار مکعبی هستند و یک جهت ترجیحی قوی (۱۱۱) دارند که به ترتیب در موقعیت‌های $2\theta = 25/29^{\circ}$ و $2\theta = 25/25^{\circ}$ قرار دارند و دارای ثابت شبکه $0/608$ و $0/610$ نانومتر هستند. اختلاف ثابت شبکه در دو دمای زیرلایه متفاوت بسیار کم است که نشان می‌دهد ممکن است سطح لایه در معرض یک تنش کششی پس از حرارت دادن تا دمای اتاق قرار گرفته باشد. افزایش ثابت شبکه در دمای زیرلایه 27°C نشان می‌دهد که با افزایش دمای زیرلایه تنش رها می‌شود. منشا تنش ممکن است عدم تطابق ضریب انبساط حرارتی لایه و زیرلایه باشد. باید توجه داشت که ضرایب انبساط حرارتی برای ZnTe و شیشه در دمای اتاق به ترتیب $9 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ و $9/5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ می‌باشد. طیف‌های XRD همچنین یک قله کوچک مربوط به حضور Te در موقعیت $2\theta = 23/058^{\circ}$ برای هر دو دمای زیرلایه وجود دارد که نشان دهنده این است که لایه‌ها کمی غنی از تلوریم هستند. دلیل این امر پائین بودن فشار بخار Te نسبت به Zn می‌باشد. اختلاف در فشار بخار موجب بهم خوردن تناسب استوکیومتری شد. (گروه خواجه^۱ و همکاران [۲۴] پیشنهاد کردند می‌توان با کند کردن آهنگ لایه نشانی (حدود $0/1$ نانومتر بر ثانیه) و یا استفاده از قایقک باز این مشکل را رفع کرد. هرچند که استفاده از قایقک باز در این تحقیق منجر به افزایش آهنگ لایه نشانی گردید.) شدت قله ترجیحی (۱۱۱) افزایش و بیشینه نیم پهنا (FWHM) با افزایش دمای زیرلایه از $0/187^{\circ}\text{C}$ به $0/178^{\circ}\text{C}$ کاهش یافت. این نتایج نشان می‌دهد که تبلور و افزایش جهت ترجیحی با افزایش دمای زیرلایه افزایش می‌یابد. اندازه بلورک با رابطه شرر محاسبه شد که مشاهده شد اندازه بلورک با افزایش دمای زیرلایه از 46 نانومتر به حدود 52 نانومتر افزایش می‌یابد. در شکل ۲-۲ طیف‌های لایه‌های نازک رشد یافته در دمای زیرلایه 123°C - و بازپخت شده به مدت 30 دقیقه در 200°C ، 300°C و 400°C تحت اتمسفر آرگون به ترتیب در ب، ج، د نشان داده شده است.

² Khawaja

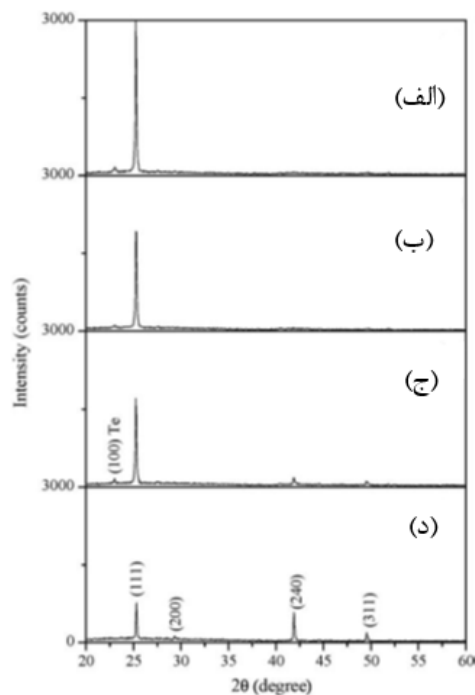


شکل ۲-۲: طیف‌های XDR لایه‌های نازک رشد یافته (الف) در دمای زیرلایه 123°C و بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در (ب) 200°C ، (ج) 300°C و (د) 400°C تحت اتمسفر آرگون [۲۳].

قله ترجیحی (۱۱۱) پس از بازپخت در دمای 200°C ، 300°C حفظ شد و شدت آن در این محدوده افزایش یافت. با افزایش دمای بازپخت به 400°C علاوه بر قله (۱۱۱) با شدت کمتر، قله‌های (۲۰۰)، (۲۴۰) و (۳۱۱) نیز ظاهر شدند که نشان دهنده تغییر بافت لایه‌ها می‌باشد. در شکل ۳-۲ طیف‌های XDR لایه‌های نازک رشد یافته در دمای زیرلایه 27°C و بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در 200°C ، 300°C و 400°C تحت اتمسفر آرگون نشان داده شده است.

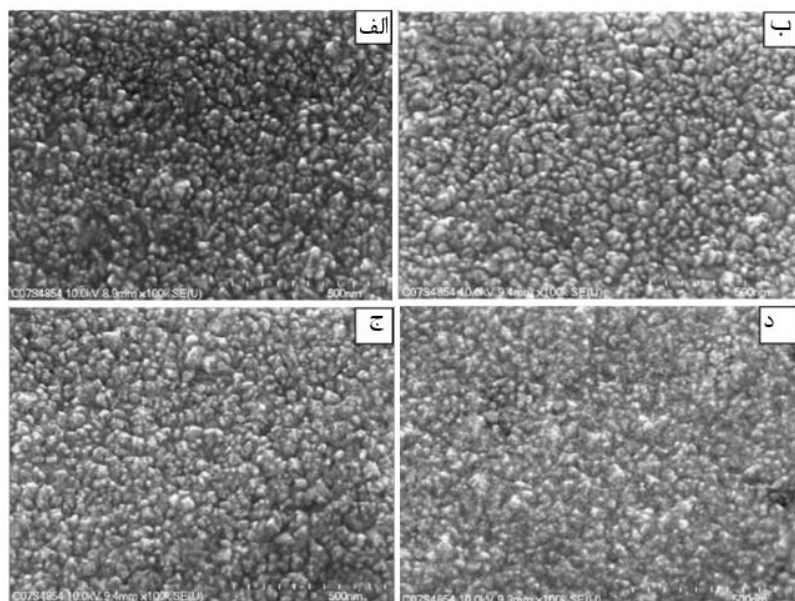
قله ترجیحی (۱۱۱) بعد از بازپخت حفظ شد هرچند که شدت آن با افزایش دمای بازپخت کمتر شد. در بازپخت 400°C قله‌های (۲۰۰)، (۲۴۰) و (۳۱۱) نیز ظاهر شدند و قله مربوط به Te اضافی نیز با افزایش دمای بازپخت از بین رفت که نشان دهنده همگن شدن شیمیایی و همچنین حفظ استوکیومتری لایه‌های نازک بعد از بازپخت در دمای بالا است. در شکل ۴-۲ تصاویر مورفولوژی سطح برای لایه‌های

نازک ZnTe رشد یافته در دمای زیرلایه 0°C -۱۲۳ و سپس بازیخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در 0°C ۲۰۰، 300°C و 400°C تحت اتمسفر آرگون نشان داده شده است.

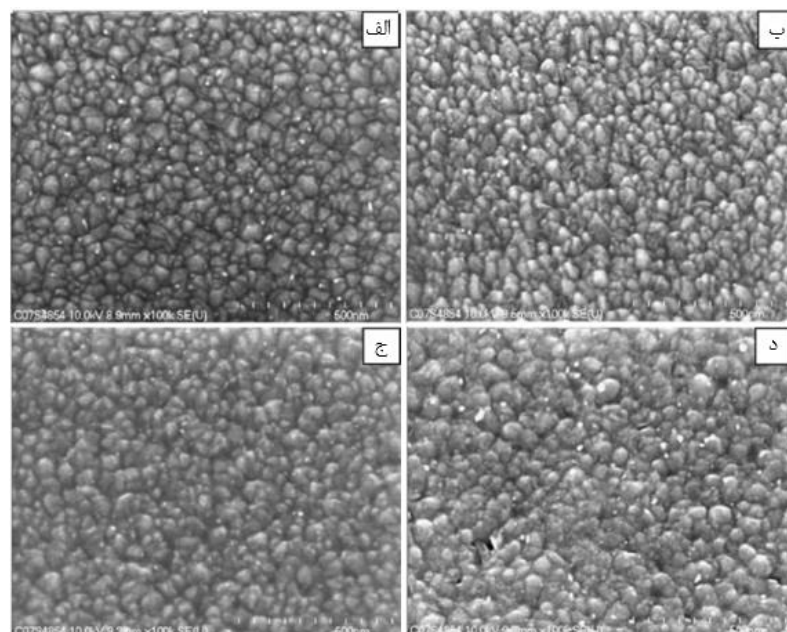


شکل ۲-۳: طیف XRD لایه‌های نازک رشد یافته (الف) در دمای زیرلایه 0°C ۲۷ و بازیخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در (ب) 0°C ۲۰۰، (ج) 300°C و (د) 400°C تحت اتمسفر آرگون [۲۳].

شکل (الف) نشان می‌دهد که ساختار حاوی دانه‌های ریز از ۱۰ نانومتر تا ۶۰ نانومتر است. شکل (ب) تا (د) نشان می‌دهد که تبلور مجدد موجب تکه تکه شدن و ادغام دانه‌ها می‌شود که با نتایج XRD تطابق دارد. همچنین در شکل (د) همگن بودن توزیع اندازه دانه‌ها مشاهده می‌شود. تصاویر مورفولوژی سطح برای لایه‌های نازک ZnTe رشد یافته در دمای زیرلایه 0°C ۲۷ و سپس بازیخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در 0°C ۲۰۰، 300°C و 400°C تحت اتمسفر آرگون در شکل ۲-۵ نشان داده شده است.



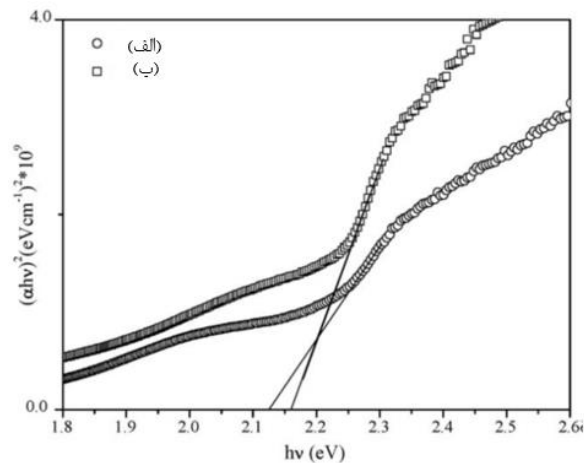
شکل ۲-۴: تصاویر مورفولوژی سطح برای لایه های نازک ZnTe رشد یافته الف) دمای زیرلایه $^{\circ}\text{C} 123$ - و سپس بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در ب) $^{\circ}\text{C} 200$ ، ج) $^{\circ}\text{C} 300$ و د) $^{\circ}\text{C} 400$ تحت اتمسفر آرگون [۲۳].



شکل ۲-۵: تصاویر مورفولوژی سطح برای لایه های نازک ZnTe رشد یافته الف) دمای زیرلایه $^{\circ}\text{C} 27$ و سپس بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در ب) $^{\circ}\text{C} 200$ ، ج) $^{\circ}\text{C} 300$ و د) $^{\circ}\text{C} 400$ تحت اتمسفر آرگون [۲۳].

مقایسه تصاویر شکل ۲-۴ با تصاویر شکل ۲-۵ نشان می‌دهد که لایه‌های نازک در دمای زیرلایه $^{\circ}\text{C} 27$ اندازه دانه بزرگتری نسبت به همان نمونه دمای زیرلایه $^{\circ}\text{C} 123$ دارند. با افزایش دمای زیرلایه دانه های بزرگتری توسعه یافتند. همچنین پس از عملیات حرارتی ساختار به صورت دانه‌های کروی

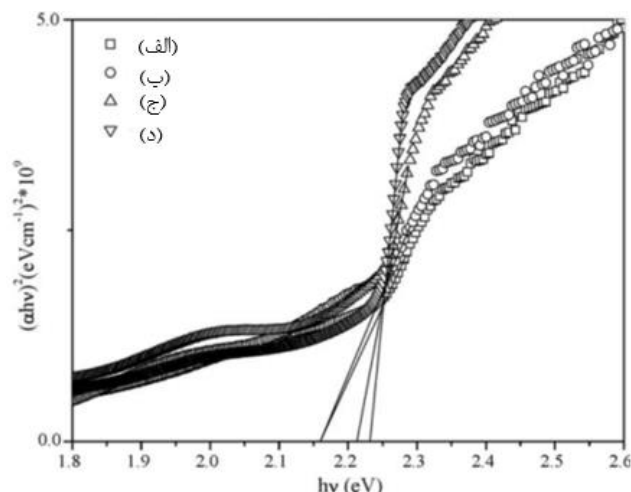
شد و ناپیوستگی در ساختار همچنان مشاهده شد. شکل ۲-۶ گاف نواری لایه‌های نازک رشد یافته در دمای زیرلایه (الف) 0°C -۱۲۳ و (ب) 0°C ۲۷ را نشان می‌دهد.



شکل ۲-۶: محاسبه گاف نواری برای لایه‌های نازک ZnTe رشد یافته در دمای زیرلایه (الف) 0°C -۱۲۳ و (ب) 0°C ۲۷. [۲۳]

مقادیر گاف نواری لایه‌های نازک تهیه شده در دمای زیرلایه 0°C ۲۷ و 0°C -۱۲۳ به ترتیب ۲/۱۳ eV و ۲/۱۶ eV به دست آمد که کمتر از مقادیر گزارش شده است. به دلیل حضور بسیار زیاد تلوریم در لایه‌ها یک تغییر لبه جذب به سمت انرژی بالاتر با افزایش دمای زیرلایه دیده شد. در شکل ۲-۷ گاف نواری لایه‌های نازک رشد یافته در دمای زیرلایه 0°C ۲۷ و سپس بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در 0°C ۲۰۰، 0°C ۳۰۰ و 0°C ۴۰۰ تحت اتمسفر آرگون به ترتیب در (الف)، (ب)، (ج) و (د) نشان داده شده است.

اثر عملیات حرارتی بر گاف نواری در شکل ۲-۷ نشان داده شده که بازپخت 0°C ۲۰۰ بی تاثیر در اندازه گاف بوده، ولی هنگامی دمای بازپخت تا 0°C ۳۰۰ افزایش می‌یابد لبه جذب به وضوح بیشتر شده و افزایش در آن با افزایش دمای بازپخت ادامه دارد. و در دمای بازپخت 0°C ۴۰۰ اندازه گاف نواری به ۲/۲۳ eV می‌رسد که به آنچه در گزارشات آمده (۲/۲۶ eV) بسیار نزدیک است. آن‌ها این امر را به رشد دانه و بهبود در لایه‌های نازک با عملیات حرارتی نسبت دادند.

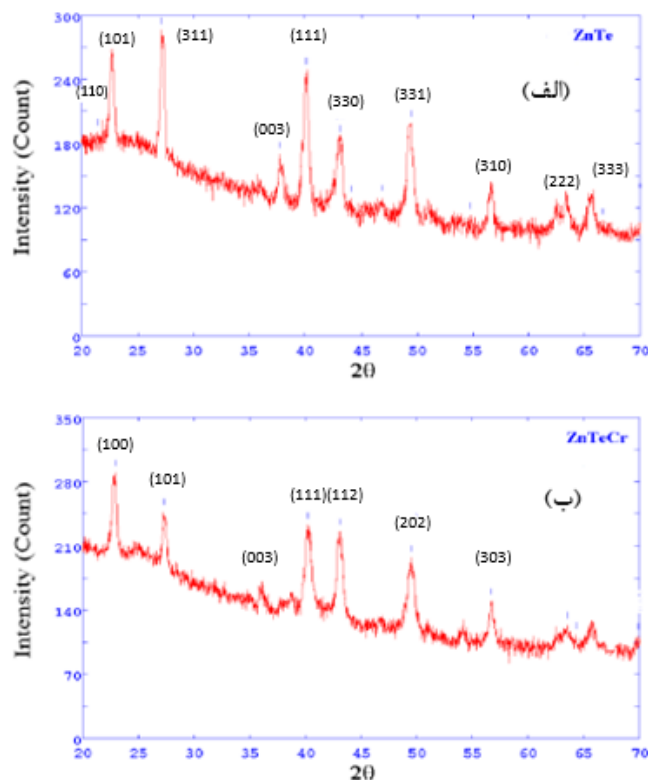


شکل ۲-۷: محاسبه گاف نواری برای لایه های نازک ZnTe رشد یافته در دمای زیرلایه الف) 27°C و سپس بازپخت شده به مدت ۳۰ دقیقه در ب) 200°C ، ج) 300°C د) 400°C تحت اتمسفر آرگون [۲۳].

۲-۳ بررسی خواص اپتیکی و ساختاری لایه های نازک ZnTe خالص و آلائیده با کروم (Cr)

گروه دینش سی^۱ و همکاران [۲۵] لایه های نازک ZnTe خالص و آلائیده با Cr را به روش تبخیر حرارتی آماده کرده و خصوصیات اپتیکی و ساختاری آن ها را بررسی کردند. آن ها ۱۰۰ mg مخلوطی همگن از پودرهای روی و تلوریم با خلوص ۹۹/۹۹ درصد را با غلظت های مختلف Cr ($x = 0/1$ و $0/2$) $\text{Zn}_{1-x}\text{Cr}_x\text{Te}$ ، را تهیه کرده و در بوتله مولیبدن قرار دادند. لایه نشانی تحت خلا 10^{-5} Torr بر روی زیرلایه های شیشه ای که از قبل تمیز شده بودند، انجام شد. به منظور بررسی خواص ساختاری آنالیز XRD بر روی نمونه های تهیه شده انجام شد. نتایج اندازه گیری XRD (شکل ۲-۸) نشان دادند که لایه های نازک ZnTe آلائیده با کروم دارای فاز شش گوشه بوده و لایه های نازک ZnTe خالص دارای فاز مخلوط مکعبی و شش گوشه می باشند. نمونه آلائیده با ساختار شش گوشه دارای ثابت های شبکه $a = 4/34^{\circ}\text{A}$ و $c = 6/79^{\circ}\text{A}$ بود.

¹ Dinesh C



شکل ۲-۸: اندازه‌گیری‌های XRD برای لایه نازک ZnTe (الف) خالص و (ب) آلائیده با Cr [۲۵].

برای بررسی خواص اپتیکی نمونه‌ها جذب اپتیکی لایه‌های ZnTe خالص و آلائیده با غلظت‌های مختلف کروم اندازه‌گیری شدند (شکل (۲-۹)). ضخامت نمونه‌ها ۳۰۰ نانومتر بود. بررسی تغییرات جذب لایه‌ها نشان داد که جذب در ناحیه طول موجی ۳۰۰-۵۰۰ نانومتر برای نمونه‌های آلائیده بیشتر از نمونه خالص می‌باشد. همچنین جذب نمونه با آرایش کروم بیشتر از سایر نمونه‌ها است. برای به دست آوردن گاف نواری مستقیم نمونه‌ها از قانون لامبرت^۱ استفاده شد:

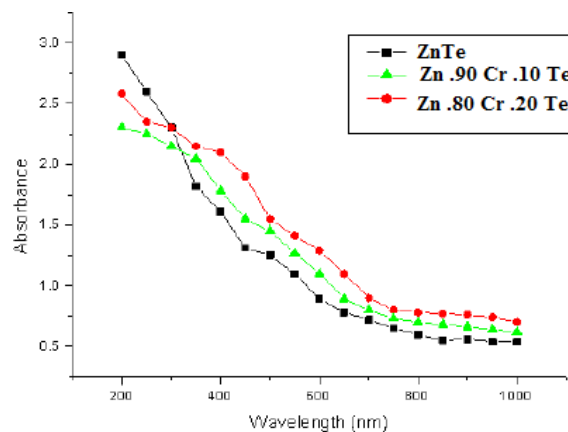
$$A = 2.303 A/d \quad (۱-۲)$$

$$\alpha = k (h\nu - E_g)^{1/r} / h\nu \quad (۲-۲)$$

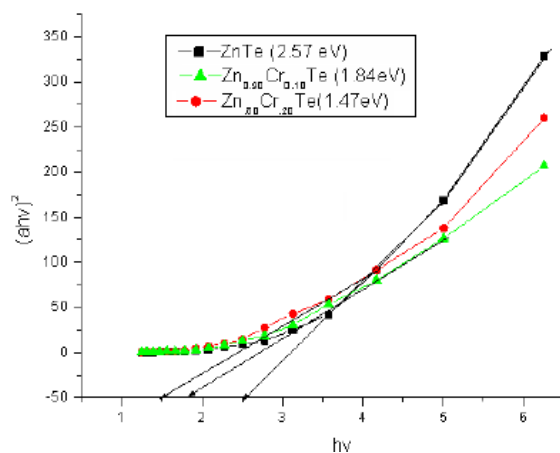
^۱ Lambert law

در این رابطه A جذب اپتیکی، k یک ثابت، α ضریب جذب و d ضخامت لایه‌های نازک ZnTe (خالص و آلاییده) می‌باشند. با رسم نمودار $(\alpha h\nu)^2 - h\nu$ و برون‌یابی قسمت خطی نمودار گاف نواری مستقیم لایه‌ها بدست آمدند (شکل ۲-۱۰).

انرژی گاف نواری برای نمونه ZnTe خالص حدود 2.57 eV و برای نمونه‌های آلاییده با غلظت‌های 0.1 و 0.2 کروم به ترتیب 1.84 eV و 1.47 eV بدست آمد. یعنی با افزودن ناخالصی کروم و افزایش آن گاف نواری لایه‌ها به طور قابل توجهی کاهش یافت.



شکل ۲-۹: جذب اپتیکی لایه‌های نازک ZnTe خالص و آلاییده با غلظت‌های مختلف کروم [۲۵].

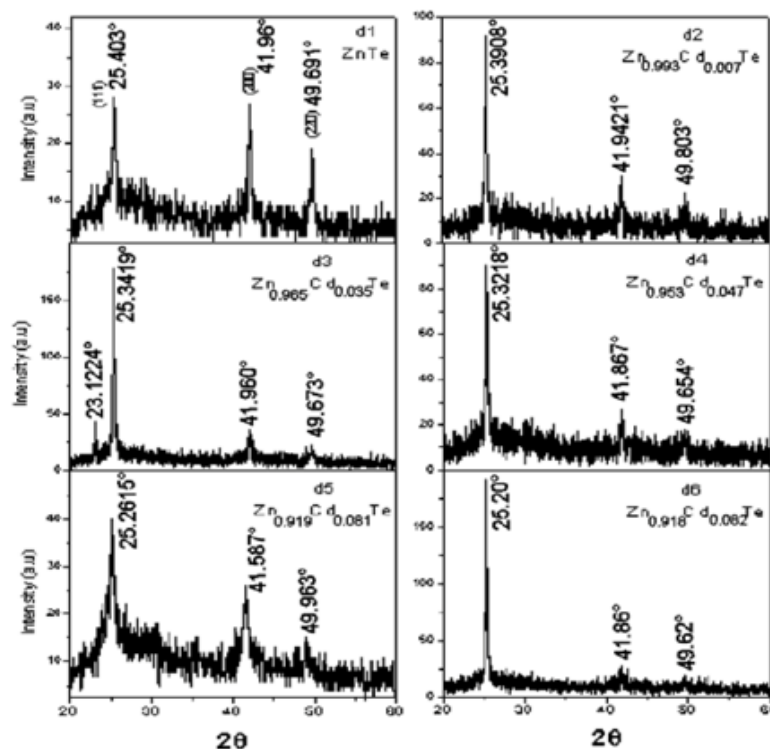


شکل ۲-۱۰: نمودارهای محاسبه گاف نواری برای لایه‌های نازک ZnTe خالص و آلاییده با غلظت‌های 0.1 و 0.2 کروم [۲۵].

۴-۲ بررسی خواص ساختاری لایه‌های نازک ZnTe آلاییده با کادمیم

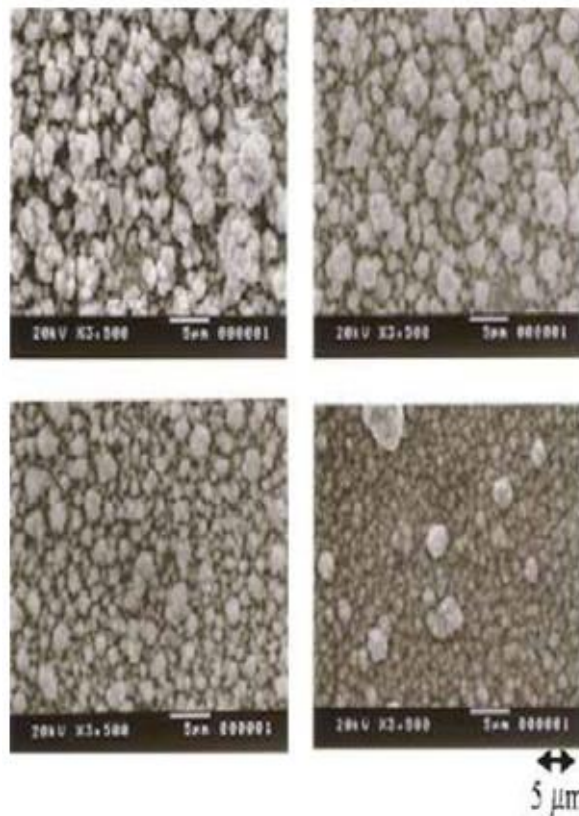
گروه اس. لاکشمی رنگایه^۱ [۲۶] و همکاران خواص ساختاری و اپتیکی لایه‌های نازک ZnTe آلاییده با Cd که به روش تبخیر حرارتی سنتز شدند را بررسی کردند. آنها برای اینکار از مخلوط پودرهای روی، تلوریم و کادمیم با نسبت‌های مشخص (ZnTe، Zn_{۰.۹۹۳}Cd_{۰.۰۰۷}Te، Zn_{۰.۹۶۵}Cd_{۰.۰۳۵}Te، Cd_{۰.۰۴۷}Te، Zn_{۰.۹۵۳}Cd_{۰.۰۴۷}Te و Zn_{۰.۹۱۸}Cd_{۰.۰۸۲}Te) استفاده نمودند. به منظور بررسی خواص ساختاری نمونه‌ها، طیف‌های XRD آنها ثبت و در شکل ۱۱-۲ نشان داده شده است.

مقایسه شدت قله‌های XRD نشان داد که راستای ترجیحی در همه نمونه‌ها راستای (۱۱۱) می‌باشد. همچنین مقایسه طیف‌های XRD نمونه‌ها نشان داد که کیفیت بلوری نمونه، شدت قله اصلی با افزایش غلظت ناخالصی نسبت به سایر نمونه‌ها بهتر است. شکل ۱۲-۲ تصاویر SEM لایه‌های نازک ZnTe آلاییده با Cd را نشان می‌دهد.



شکل ۱۱-۲ : طیف‌های XRD لایه‌های ZnTe آرایش شده با مقادیر مختلف Cd [۲۶].

¹ S. Lakshmi Rangaiah



شکل ۲-۱۲: تصاویر SEM لایه‌های نازک ZnTe آلائیده با Cd [۲۶].

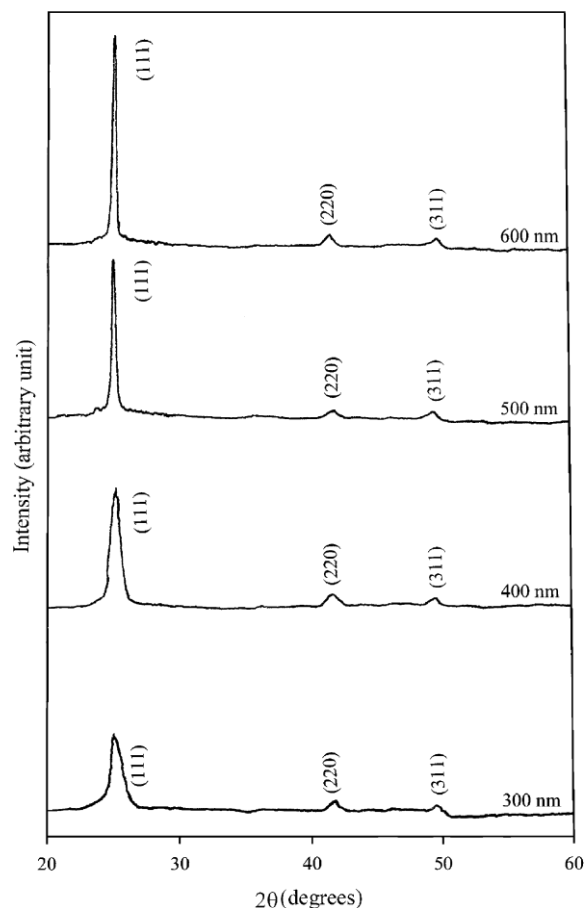
بررسی تصاویر SEM لایه‌های نازک ZnTe آلائیده با Cd به طور کلی نشان از ریزساختارهای نمونه‌ها داد و به طور گسترده‌ای برای برآورد اندازه دانه و مرز دانه استفاده می‌شود.

۲-۵- بررسی خواص ساختاری لایه‌های نازک ZnTe با ضخامت‌های مختلف

گروه ای.ای ابراهیم^۱ [۲۷] و همکاران خواص ساختاری و اپتیکی لایه‌های نازک ZnTe رشد داده شده با ضخامت‌های مختلف را به روش تبخیر حرارتی بر روی زیرلایه‌های شیشه‌ای بررسی کردند. ضخامت لایه‌ها که به وسیله بلور کوارتز اندازه‌گیری شده را حدود ۳۰۰-۶۰۰ نانومتر گزارش کرده‌اند.

از آنالیز XRD برای بررسی ساختار بلوری نمونه‌ها استفاده شد. طیف‌های XRD نمونه‌ها در شکل ۲-۱۳ نشان داده شده است.

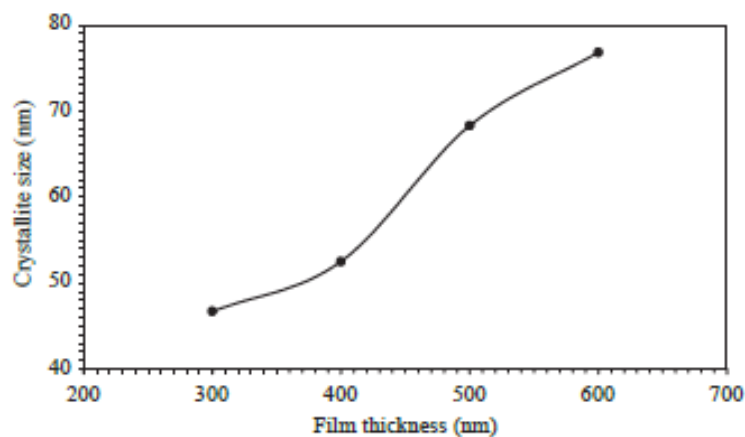
^۱ A.A.Ibrahim



شکل ۲-۱۳: طیف‌های XRD اندازه‌گیری شده برای لایه‌های نازک ZnTe با ضخامت‌های مختلف [۲۷].

بررسی طیف‌های XRD نمونه‌ها نشان داد که ساختار بلوری همه نمونه‌ها مکعبی بوده، راستای ترجیحی تشکیل بلور نیز (۱۱۱) می‌باشد. اندازه متوسط بلورک‌ها با استفاده از رابطه شرر حدود ۵۰-۸۰ نانومتر به دست آمد. نتایج به دست آمده نشان دادند که با افزایش ضخامت لایه‌های نازک ZnTe، اندازه بلورک‌ها و بلورینگی نمونه‌ها بهبود یافته است.

در شکل ۲-۱۴ نمودار تاثیر ضخامت‌ها بر اندازه بلورک نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود با افزایش ضخامت لایه‌های نازک ZnTe، اندازه بلورک‌ها نیز افزایش می‌یابد.



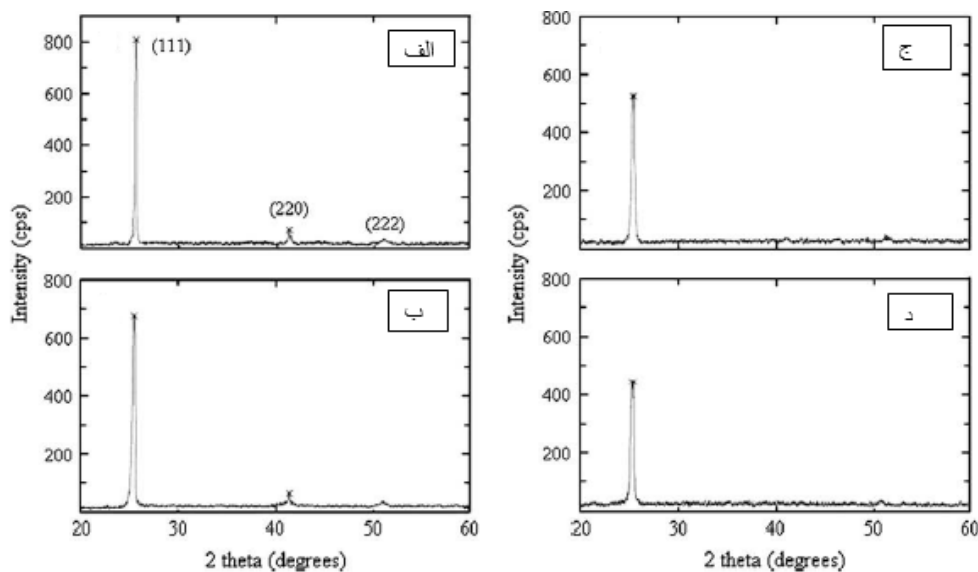
شکل ۲-۱۴: منحنی تغییرات اندازه بلورک لایه‌ها برحسب ضخامت لایه برای نمونه‌های ZnTe [۲۷].

۲-۶ بررسی اثر دمای زیرلایه بر روی خواص ساختاری و اپتیکی لایه‌های نازک ZnTe

گروه گوریش کا. راءو^۱ [۲۸] و همکاران اثر دمای زیرلایه را بر روی خواص ساختاری و اپتیکی لایه‌های نازک ZnTe سنتز شده به روش تبخیر حرارتی بر روی زیرلایه‌های شیشه‌ای بررسی کردند. برای تهیه لایه‌های نازک ZnTe از شمش ZnTe با خلوص ۹۹/۹۹٪ استفاده شد، برای تهیه لایه‌های موردنظر زیرلایه‌های شیشه‌ای در دماهای مختلف از ۵۵۳^۰K تا ۳۰۰^۰K قرار داده شدند.

ضخامت لایه‌های ZnTe تهیه شده از ۳۰۰nm تا ۹۰۰nm بود. ضخامت لایه‌ها توسط بلور کوارتز در حین انباشت اندازه‌گیری گردید. در شکل ۲-۱۵ طیف‌های XRD لایه‌های نازک ZnTe رشدیافته در دماهای زیرلایه متفاوت نشان داده شده است.

¹ Gowrish K. Rao



شکل ۲-۱۵: طیف‌های XRD لایه‌های نازک ZnTe تهیه شده بر روی زیرلایه‌های شیشه‌ای در دماهای متفاوت (الف) 553°K (ب) 473°K (ج) 373°K و (د) 300°K [۲۸].

بررسی طیف‌های XRD نمونه‌ها نشان داد که لایه‌ها دارای ساختار مکعبی بوده و راستای (۱۱۱) راستای ترجیحی تشکیل بلوری می‌باشد. اندازه بلورک‌های نمونه‌ها با استفاده از داده‌های طیف XRD به دست آمدند که نتایج آن در جدول ۲-۲ ثبت شده است. در جدول ۲-۳ نیز ترکیب شیمیایی لایه‌های رشد یافته در دماهای مختلف زیرلایه آمده است. بررسی اندازه بلورک‌ها نشان داد که با افزایش دمای زیرلایه، اندازه بلورک‌ها افزایش می‌یابد که این مسئله نشان داد که افزایش دمای زیرلایه تا 553°K منجر به بهبود بلورینگی نمونه‌ها می‌گردد. بررسی نتایج به دست آمده نشان داد که لایه‌های رشد یافته در دمای اتاق، غنی از تلوریم هستند. هنگامی که دمای زیرلایه افزایش داده شد، نسبت اتمی Zn:Te افزایش یافت و تقریباً به یک نزدیک شد.

جدول ۲-۱: اندازه بلورک‌های لایه‌های نازک رشد یافته در دماهای مختلف زیرلایه [۲۸].

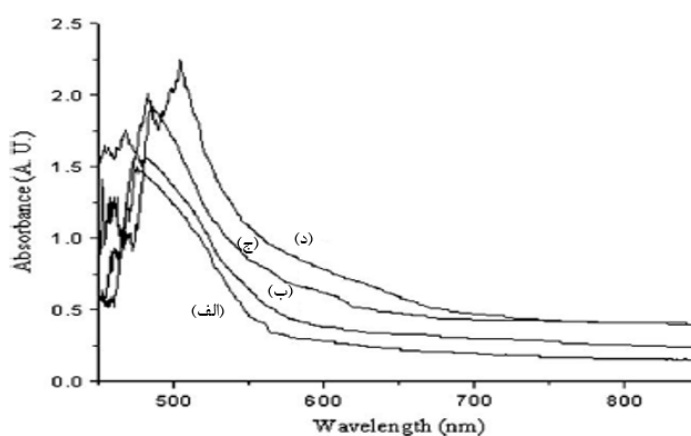
اندازه دانه‌ها ($^{\circ}\text{A}$)	دمای زیرلایه ($^{\circ}\text{K}$)
۵۵۲	۵۵۳
۵۰۳	۴۷۳
۴۳۳	۳۷۳
۳۷۹	۳۰۰

جدول ۲-۲: نسبت اتمی Zn:Te برای فیلم‌های رشدیافته در دماهای مختلف زیرلایه [۲۸].

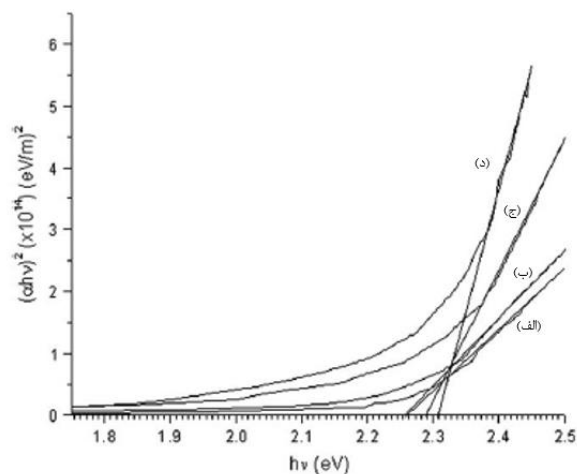
Zn : Te	دمای زیرلایه ($^{\circ}\text{K}$)
۱/۰۱	۵۵۳
۰/۹۷	۴۷۳
۰/۹۴	۳۷۳
۰/۸۴	۳۰۰

ترکیب لایه‌های سنتز شده به اینکه اتم‌های زینک و تلوریم چگونه جذب زیرلایه می‌شود بستگی دارد. بنابراین در دمای زیرلایه پایین‌تر، باتوجه به تفاوت در فشار بخار و ضرایب چسبندگی روی و تلوریم، تلوریم اضافی در لایه وجود دارد. هنگامی که زیرلایه گرم شود، تلوریم اضافی تبخیر می‌شود و همچنین ضریب چسبندگی روی افزایش می‌یابد و این مسئله منجر به یک تعادل بین مقادیر روی و تلوریم در لایه‌ها می‌گردد. در شکل (۲-۱۶) طیف‌های جذب لایه‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌های شیشه‌ای در دماهای مختلف نشان داده شده است.

برای محاسبه گاف نواری لایه‌ها نمودارهای $(ah\nu)^2 - h\nu$ رسم شدند که در شکل (۲-۱۷) این نمودارها نشان داده شده است.



شکل ۲-۱۶: طیف‌های جذب لایه‌های رشدیافته در دماهای زیرلایه متفاوت (الف) 553°K (ب) 473°K (ج) 373°K و (د) 300°K [۲۸].



شکل ۲-۱۷: نمودار $(ahv)^2$ بر حسب $h\nu$ برای لایه‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌های با دماهای متفاوت الف) 553°K ب) 473°K ج) 373°K و د) 300°K [۲۸].

مقادیر گاف نواری لایه‌ها در جدول ۲-۴ گزارش شده است. مقادیر گاف نواری به دست آمده نشان دادند که با افزایش دمای زیرلایه، انرژی گاف نواری کاهش می‌یابد. که علت آن بهبود در تبلور و استوکیومتری مواد در دمای بالا گزارش شده است.

جدول ۲-۳: گاف نواری لایه‌های نازک به دست آمده در دماهای مختلف زیرلایه [۲۸].

گاف نواری (eV)	دمای زیرلایه ($^\circ\text{K}$)
۲/۲۷	۵۵۳
۲/۲۷	۴۷۳
۲/۳۰	۳۷۳
۲/۳۲	۳۰۰

فصل سوم: روش سنتز نمونه‌ها و روش‌های

مشخصه یابی

روش سنتز و همچنین شرایط سنتز یک نمونه از مهمترین عواملی است که می‌تواند روی خواص فیزیکی آن، تاثیر قابل توجهی داشته باشد. در واقع، روش و شرایطی که برای تهیه یک نمونه مورد استفاده قرار می‌گیرد، بر مکانیسم رشد تاثیرگذار بوده و این تاثیر می‌تواند منجر به نتایج کاملاً متفاوتی شود. به طور کلی روش‌های تهیه لایه نازک را می‌توان به دو گروه: روش‌های شیمیایی (شامل الکتروشیمی) و روش‌های فیزیکی تقسیم کرد. برخی از روش‌های فیزیکی برای تهیه لایه‌های نازک عبارتند از روش روآراستی پرتو مولکولی (MBE)، کندوپاش کاتدی^۱ و تبخیر حرارتی در خلا^۲. در این میان، تبخیر حرارتی از جمله روش‌های کم هزینه و پرکاربرد در تهیه نمونه‌های لایه‌های نازک است که در ادامه به بررسی این روش می‌پردازیم [۲۹].

۳-۲ دستگاه تبخیر حرارتی

تبخیر در خلا، یک فرایند فیزیکی است که در آن، ماده اصلی توسط یک منبع حرارتی تبخیر شده، بدون برخورد با مولکول‌های گازی فضای بین زیرلایه و منبع، به زیرلایه می‌رسد. فرآیند تشکیل لایه‌ها به روش تبخیر حرارتی شامل چندین مرحله است [۳۰]:

(الف) تبدیل فاز جامد به فاز بخار ماده یا موادی که برای رشد نمونه موردنظر استفاده می‌شوند.

(ب) انتقال ذرات فاز بخار از چشمه تبخیر شده به سمت زیرلایه موردنظر.

(ج) رونشانی و بازآرایی این ذرات روی زیرلایه موردنظر.

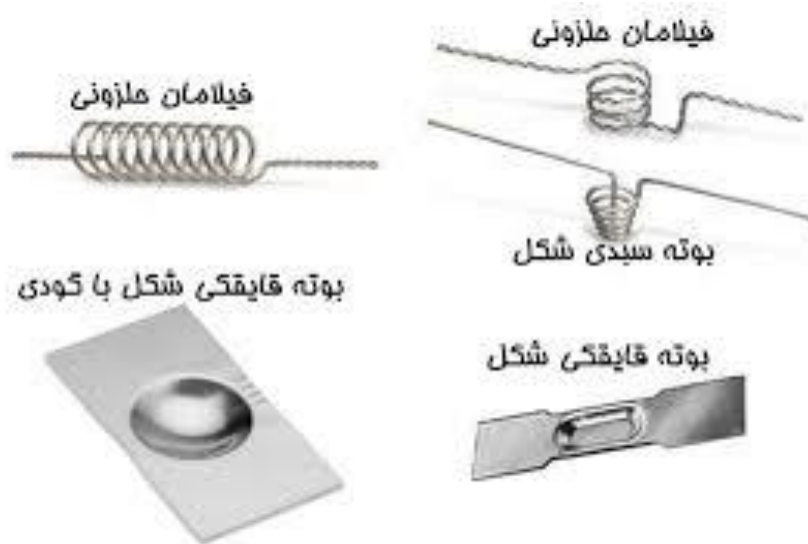
در نگاه کلی، دستگاه تبخیر در خلا شامل دو قسمت اصلی: محفظه تبخیر و رشد، و سیستم خلا می‌باشد.

¹ Cathode Sputtering

² Vacuum deposition

۳-۳ محفظه تبخیر و رشد

فرآیند رشد به روش تبخیر حرارتی در محفظه‌ای که فشار آن تا حد امکان پایین است صورت می‌گیرد. فیلامان‌ها یا بوته‌هایی که برای قرار دادن ماده منبع استفاده می‌شوند معمولاً از جنس تنگستن یا مولیبدن هستند، که نقطه ذوب بالا داشته و قابلیت حل شدن آن‌ها در ماده منبع پایین است. این فیلامان‌ها یا بوته‌ها با عبور جریان الکتریکی به اندازه کافی داغ شده و می‌توانند مواد محتوی خود را تبخیر نمایند. همچنین بایستی در برابر شوک‌های حرارتی مقاوم باشند. انواع فیلامان‌ها و بوته‌های مورد استفاده در محفظه رشد به روش تبخیر حرارتی در شکل (۳-۱) نشان داده شده است [۳۰].



شکل ۳-۱: فیلامان‌ها و بوته‌های گوناگونی که در لایه نشانی به روش تبخیر حرارتی به کار گرفته می‌شوند [۳۰].

برای افزایش دمای زیرلایه به دمای دلخواه مورد نظر، از یک منبع تولید گرما که به طور مستقیم با زیرلایه در تماس است، استفاده می‌شود. در سیستم لایه نشانی معمولاً از یک بلور نوسانگر کوارتز که در محل مناسب در کنار زیرلایه قرار داده می‌شود برای اندازه‌گیری ضخامت لایه‌ها استفاده می‌شود.

۳-۴ سیستم خلاء

معمولاً^۱ برای ایجاد خلاء در محفظه رشد به روش تبخیر حرارتی، از دو نوع پمپ استفاده می‌شود: پمپ چرخنده^۱ یا پمپ پشتیبان، برای ایجاد فشارهای تا حدود 10^{-3} تور و پمپ پخشی^۲، برای ایجاد فشار تا حدود 10^{-5} تور. در مسیر هریک از این پمپ‌ها، یک فشارسنج قرار دارد که فشار اتمسفر درون محفظه رشد را اندازه‌گیری می‌کند. از یک فشارسنج پیرانی^۳، برای اندازه‌گیری فشار هوای محفظه در حین انجام خلا اولیه و فشار هوای پشت پمپ دیفیوژن استفاده می‌شود. فشارسنج پنینگ^۴ نیز در مسیر بین پمپ پخشی و محفظه تبخیر قرار دارد و فشار هوای محفظه را اندازه‌گیری می‌کند.

۳-۵ آماده سازی زیرلایه

برای آماده‌سازی زیرلایه برای لایه‌نشانی، ابتدا لازم است از هر نوع آلودگی‌های سطحی پاک شوند. فرایند تمیزسازی زیرلایه‌های شیشه‌ای در این کار شامل مراحل زیر بود:

الف) شستشوی زیرلایه با آب و مایع ظرفشویی.

ب) شستشوی زیرلایه با آب مقطر و سپس استون.

ج) شستشوی زیرلایه با آب مقطر و سپس اتانول.

د) تمیز کردن زیرلایه‌ها در محلول آب مقطر به مدت ۲۰ دقیقه در دستگاه التراسونیک.

ه) خشک کردن زیرلایه‌ها با هوای گرم (مثلاً با استفاده از یک دستگاه سشوار).

¹ Rotary pump

² Diffusion pump

³ Pirani gauge

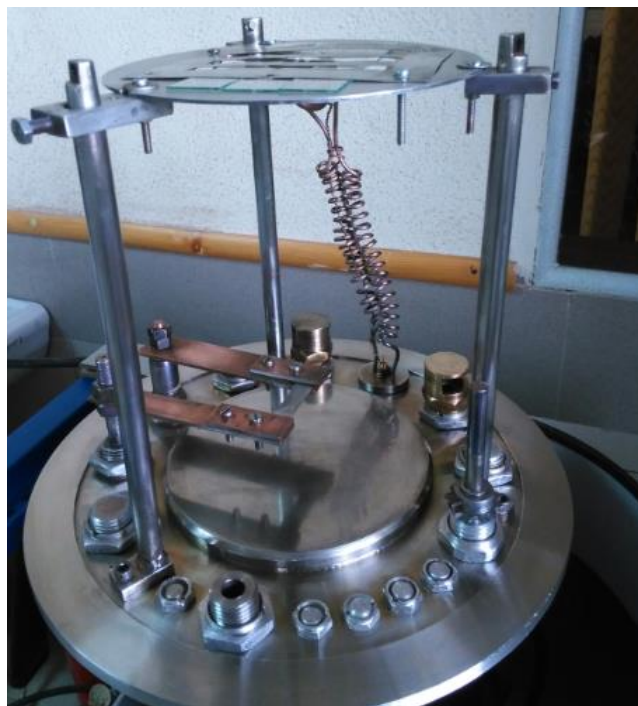
⁴ Penning gauge

۳-۶ عملیات لایه نشانی

در اینکار برای تهیه نمونه‌های ZnTe خالص و آلائیده با Cu، از پودرهای روی و تلوریم با خلوص ۹۹/۹۹ درصد و پودر مس با خلوص ۹۹/۷ درصد استفاده شد. برای تبخیر مواد، از بوته‌ای از جنس مولیبدن استفاده شد. برای کنترل دمای زیرلایه از یک گرمکن الکتریکی استفاده گردید. در این تحقیق زیرلایه‌ها در فاصله‌های ۸ و ۱۵ سانتیمتر از بوته و بالای آن قرار گرفتند. لایه‌های نازک ZnTe، با ضخامت‌های متفاوت و شرایط زیرلایه در دمای اتاق، دمای ۱۰۰ و ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، تهیه شدند. در این کار از دستگاه تبخیر در خلا مدل ادوارد مستقر در آزمایشگاه رشد بلور دانشکده فیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود استفاده شد. در شکل (۲-۳) تصویری از این دستگاه و در شکل ۳-۳ محل قرار گرفتن بوته و زیرلایه نشان داده شده است.



شکل ۲-۳: دستگاه تبخیر حرارتی مستقر در آزمایشگاه نانوفیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود.



شکل ۳-۳: محل قرار گرفتن بوتله و زیرلایه دستگاه تبخیر حرارتی.

۳-۷ ضخامت سنجی

برای اندازه‌گیری ضخامت لایه‌های انباشت شده در دستگاه تبخیر حرارتی استفاده شده در این کار، از یک بلور کوارتز که فرکانس نوسان آن، ۶ مگاهرتز بود استفاده شد. به دلیل حساسیت فرکانس تشدید بلور کوارتز به دما، لوله خنک کننده آب سرد فنری شکلی در تماس با آن تعبیه شده است. جهت تنظیمات ضخامت سنج، نسبت فاصله ضخامت سنج تا منبع به فاصله زیرلایه تا منبع، به عنوان یک ضریب ثابت، و چگالی ماده موردنظر به دستگاه داده می‌شوند. بدین ترتیب، ضخامت لایه انباشت شده و آهنگ تبخیر، در حین انباشت قابل اندازه‌گیری است.

۳-۸- معرفی ادوات مشخصه‌یابی نمونه‌ها

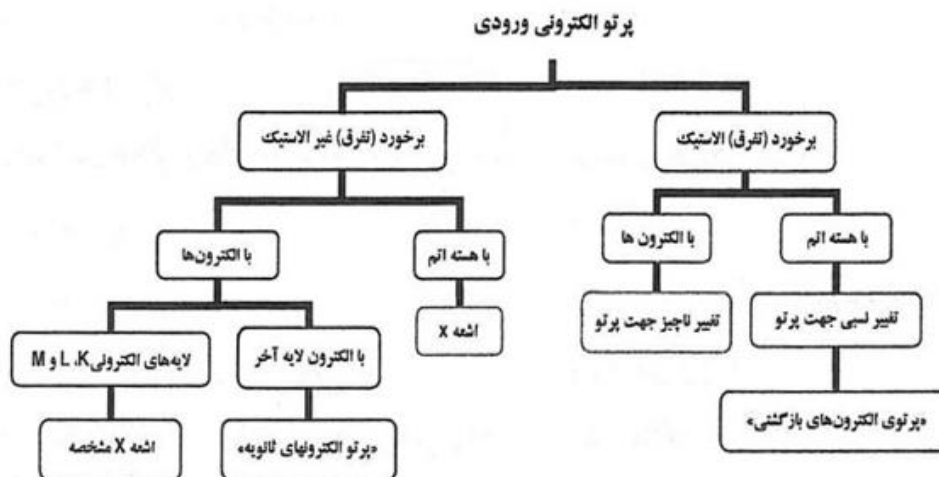
۳-۸-۱- میکروسکوپ الکترونی روبشی^۱ (SEM)

میکروسکوپ‌های الکترونی روبشی یکی از انواع بسیار معروف میکروسکوپ‌های الکترونی می‌باشند که از آن‌ها می‌توان برای بررسی مورفولوژی نمونه‌های موردنظر استفاده نمود. این میکروسکوپ از زمان اختراع آن با پیشرفت‌های چشمگیری همراه بوده است. در این دسته از میکروسکوپ‌ها پرتویی از الکترون‌ها را (که منبع آن الکترون‌های خروجی بر اثر گسیل گرما یونی از یک تفنگ الکترونی است) به سمت نمونه مورد مطالعه شلیک می‌کنند. در اثر برخورد این باریکه با سطح نمونه الکترون‌های ثانویه گسیل می‌شوند. الکترون‌های پرتو (که الکترون‌های اولیه نامیده می‌شوند) الکترون‌های نمونه را جدا می‌کنند. سپس این الکترون‌های ثانویه به سمت صفحه‌ای که دارای بار مثبت است (آشکارساز) کشیده می‌شوند و در آنجا تبدیل به سیگنال می‌شوند. این سیگنال‌ها توسط رایانه به تصاویر قابل مشاهده تبدیل می‌شوند [۳۱]. 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 می‌باشند، در صورتی که پرتو الکترون‌های پس پراکنده حاوی اطلاعاتی در رابطه با ترکیب شیمیایی ماده هستند [۳۱].

در آماده سازی نمونه غیر رسانا معمولاً سطح نمونه با لایه نازکی از کربن، طلا یا آلیاژ طلا پوشش داده می‌شود. علت این امر آن است که باید بین نمونه و پایه اتصال الکتریکی برقرار شود. برای ثبت تصاویر از نمونه‌های پودر معمولاً "آن‌ها را روی یک فیلم رسانا پخش کرده شده و کاملاً خشک می‌کنند. قدرت تفکیک میکروسکوپ‌های الکترونی روبشی بسیار زیاد است و در بعضی از دستگاه‌های SEM مقدار آن به ۱ نانومتر نیز می‌رسد. این میکروسکوپ برای مشاهده نمونه‌هایی که از خود بخار آزاد می‌کنند، مناسب نیست چرا که بخارات تولید شده با الکترون‌های شلیک شده به نمونه برهمکنش پیدا می‌کنند. برای رفع این عیب میکروسکوپ‌هایی به بازار آمده که قادرند در دمای بسیار پایین و از نمونه منجمد

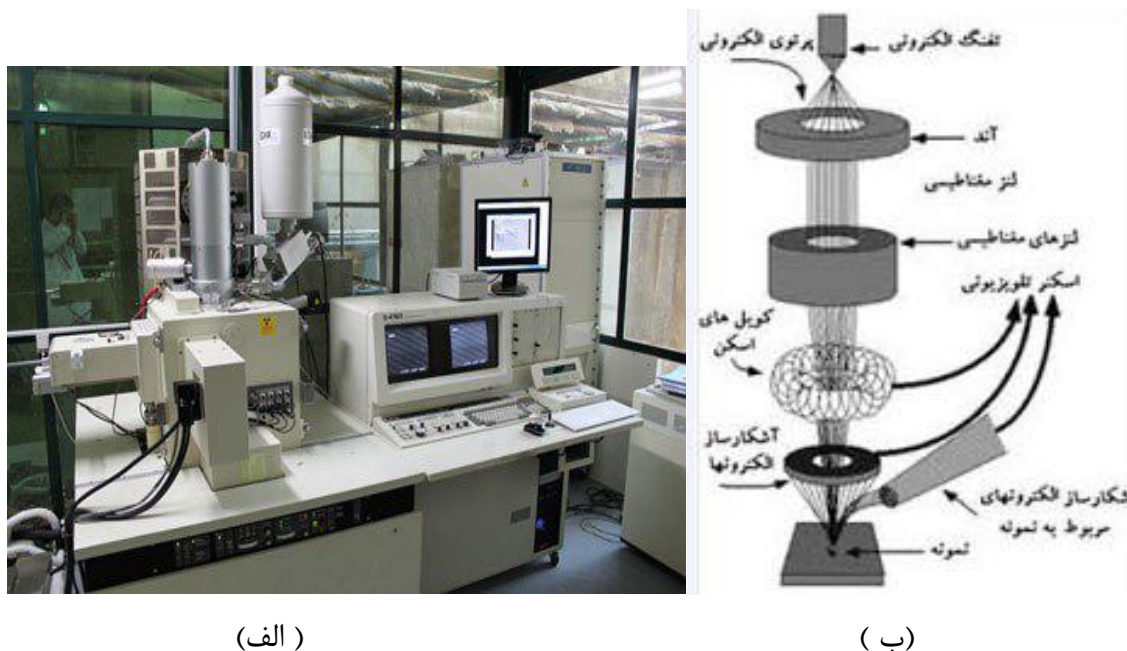
¹ Scanning electron microscope

تصویربرداری کنند [۳۱]. در شکل (۳-۴) برهمکنش الاستیک و غیر الاستیک پرتوی الکترونی ورودی و ماده به صورت فلوچارت نشان داده شده است.



شکل ۳-۴: برهمکنش الاستیک و غیر الاستیک پرتوی الکترونی ورودی و ماده [۳۱].

در شکل (۳-۵) نمایی از یک میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد استفاده در این کار به همراه طرح-واره‌ای از اجزاء داخلی به همراه مسیر عبور باریکه الکترونی تا سطح نمونه نشان داده شده است.



شکل ۳-۵: (الف) میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بکار گرفته شده در بررسی ساختاری نمونه‌های تهیه شده مستقر در دانشگاه تهران (ب) طرح‌واره‌ای از اجزاء داخلی یک دستگاه SEM در مسیر عبور باریکه الکترونی تا سطح نمونه.

۳-۸-۲- اندازه‌گیری‌های پراش پرتو ایکس (XRD)

پراش پرتو ایکس، یا XRD یک روش استاندارد و غیرمخرب، به منظور آنالیز فازی و بررسی اندازه‌ی بلورک‌ها استفاده می‌شود. این کار از طریق پردازش و آنالیز پرتو ایکس بازگشتی از سطح نمونه امکان‌پذیر است. وقتی یک پرتو X به یک نمونه برخورد می‌کند مقداری از انرژی آن جذب نمونه شده و مقداری نیز بازتاب داده می‌شود. بازتاب پرتو ایکس از صفحات مختلف بلوری با توجه به معادله براگ (۳-۱) صورت می‌گیرد.

$$n\lambda = 2d_{hkl}\sin(\theta_{hkl}) \quad (۱-۳)$$

در این معادله d_{hkl} فاصله بین صفحات بلوری در راستای hkl ، n مرتبه پراش (یک عدد صحیح)، λ طول موج پرتو ایکس و θ_{hkl} زاویه براگ است. با معلوم شدن d برای ساختارهای مکعبی با استفاده از رابطه (۲-۳) ثابت شبکه a را می‌توان بدست آورد:

$$1/d^2 = l^2 + k^2 + h^2/a^2 \quad (۲-۳)$$

برای یک نمونه چند بلوری^۱، نمودار حاصل از پراش پرتو ایکس قله یا قله‌هایی است که با توجه به پهنای و موقعیت این قله‌ها می‌توان اطلاعات مفیدی در خصوص نوع ساختار و پارامترهای ساختاری نمونه نظیر اندازه بلورک‌ها، کرنش شبکه بلوری و فاصله صفحات بلوری به دست آورد. با استفاده از رابطه شرر^۲ (۳-۳) می‌توان اندازه بلورک‌های ساختار بلوری موردنظر را به دست آورد.

$$D = a/\sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \cos(\theta) \quad (۳-۳)$$

که در این رابطه λ طول موج پرتو X فرودی، θ زاویه پراش و β پهنای قله در نصف شدت بیشینه است [۳۲]. همچنین چگالی در رفتگی از رابطه ۳-۴ به دست می‌آید. از رابطه ۳-۵ نیز کرنش در شبکه بلوری را می‌توان به دست آورد [۳۸].

^۱ Polycrystalline

^۲ Scherrer

$$\delta = 1/D^2 \quad (4-3)$$

$$\varepsilon = \beta / 4 \tan(\theta) \quad (5-3)$$

شکل ۳-۶ یک دستگاه پراش پرتو ایکس (مدل ۳۰۰ XMD) استفاده شده در این تحقیق نشان داده شده است.



شکل ۳-۶: تصویر دستگاه پراش پرتو ایکس (XRD) استفاده شده در این کار مستقر در دانشگاه دامغان.

۳-۸-۳- طیف‌سنجی ناحیه فرابنفش-مرئی (UV-Vis)^۱

برای بررسی خواص اپتیکی نمونه‌ها می‌توان از اندازه‌گیری‌های طیف عبور، جذب و بازتاب استفاده نمود. برای این منظور می‌توان از یک دستگاه طیف سنج ناحیه فرابنفش-مرئی استفاده نمود. طیف سنج‌های مورد استفاده برای این کار به دو گروه تک باریکه و دو باریکه‌ای تقسیم می‌شوند. در طیف سنج تک باریکه‌ای شدت پرتو فرودی بر نمونه، قبل و بعد از عبور از نمونه اندازه‌گیری می‌شود. در طیف سنج دو باریکه‌ای نور فرودی در دو مسیر مرجع (شاهد) و مسیر شامل نمونه عبور کرده و سپس با یکدیگر

¹ UV-VIS spectrophotometer

مقایسه می‌شوند. میزان عبور یا جذب یا بازتاب از نمونه نسبت به مسیر مرجع (که معمولا شامل زیرلایه مورد استفاده برای لایه نشانی است) اندازه گیری می‌شود. در این کار از یک طیف سنج دو باریکه‌ای مدل shimadzo-1800 استفاده شد. سپس با استفاده از داده‌های به دست آمده می‌توان کمیت‌های اپتیکی موردنظر مانند گاف نواری، ضریب شکست، ضریب خاموشی و ثابت‌های دی الکتریک نمونه مورد بررسی را به دست آورد.

به منظور تعیین بزرگی گاف نواری نمونه‌ها از رابطه ۳-۶ استفاده شد [۳۳].

$$(\alpha h\nu) = c (h\nu - E_g)^{1/m} \quad (۳-۶)$$

که در این رابطه α ضریب جذب اپتیکی، $h\nu$ انرژی فوتون ورودی، E_g گاف انرژی و C یک ثابت است. برای محاسبه گاف نواری مستقیم نمونه‌ها $m=2$ و برای محاسبه گاف نواری غیرمستقیم آن‌ها $m=0.5$ جایگذاری می‌شوند. سپس با رسم منحنی $(\alpha h\nu)^{1/m}$ بر حسب $h\nu$ و برازش قسمت خطی این منحنی با محور انرژی مطابق رابطه (۳-۴) گاف نواری نمونه تعیین می‌شود. در صورتی که از داده‌های طیف عبور بخواهیم ضریب جذب اپتیکی نمونه‌ها (α) را به دست آوریم بایستی از رابطه‌ی ۳-۷ استفاده کنیم [۳۳].

$$\alpha = 1/t [(1-R)^2 / T] \quad (۳-۷)$$

و در صورتی که جذب نمونه‌ها (A) را اندازه گیری کرده باشیم می‌توانیم از رابطه (۳-۸) ضریب جذب (α) را به دست آوریم:

$$a = 2.303 \frac{A}{t} \quad (۳-۸)$$

که در این روابط t ضخامت لایه، R مقدار بازتاب و T مقدار عبور در یک طول موج مشخص است. عوامل گوناگونی از قبیل حضور دنباله نواری^۱ و همچنین پدیده محدودیت کوانتومی^۲ می‌توانند بر

^۱ Band Tail

^۲ Quantum Confinement

مقدار گاف نواری ماده ی نیمرسانا تاثیر بگذارند. در ادامه این بخش به معرفی این پدیده ها می-پردازیم.

الف) دنباله نواری

در یک بلور واقعی ناکاملی هایی وجود دارد که ممکن است ناشی از نواقص ذاتی (تهی جاها، نواقص پاد- نقطه ای و ...) و یا ناکاملی های غیرذاتی (ناخالصی های شیمیایی) باشد. این ناکاملی ها و ناخالصی ها سبب ایجاد ترازهای انرژی در داخل گاف نواری ماده می شوند. این ترازها می توانند نقش ترازهای دهنده یا پذیرنده ی الکترونی را برعهده داشته باشند.

ترازهای انرژی E_a (انرژی یون پذیرنده) از لبه ی نوار ظرفیت (E_v) و ترازهای انرژی E_d (انرژی یونش بخشنده) از لبه ی نوار رسانش (E_c) اندازه گیری می شوند [۳۵]. وجود این ترازها در حد تراکم های بالا می تواند منجر به شکل گیری دنباله ی نواری و در نتیجه کاهش گاف نواری ماده شود.

ب) محدودیت کوانتومی

معمولا هنگامی که ابعاد ذرات تشکیل دهنده ی یک لایه بین ۱ تا ۱۰۰ نانومتر باشند، نانوذره نامیده می شوند. به طور کلی مواد دارای سه بعد طول، عرض و ارتفاع هستند. نانو ذرات در هر سه بعد در مقیاس نانو هستند. ابعادی از مواد نانو ساختار که در مقیاس نانو هستند، اصطلاحاً محدودیت کوانتومی دارند. محدودیت کوانتومی به این معنی است که به دلیل محدودیت ابعاد در مقیاس نانو، نوارهای انرژی به صورت ترازهای انرژی گسسته درآمده و هرچه ابعاد ذره کوچکتر باشد، فاصله ی بین ترازهای انرژی از هم بیشتر می شود و برعکس. در نتیجه انتظار می رود، با تغییر اندازه نانو ذرات فاصله ی بین ترازهای انرژی و در نتیجه میزان گاف نواری در آن ها تغییر کند. هرچه اندازه

نانو ذرات بزرگتر شود، فاصله ی بین ترازهای انرژی کمتر و در نتیجه گاف نواری ماده کوچکتر و

نهایتاً" در شرایط ذرات بزرگ گاف نواری ماده به شرایط کپه‌ای میل می‌کند [۳۶].

برای به دست آوردن ضریب خاموشی (K) و ضریب شکست (n) نمونه‌ها که می‌توان از روابط (۳-)

(۷) و (۸-۳) استفاده کرد [۳۴]:

$$K = \alpha\lambda/4\pi \quad (۷-۳)$$

$$n = (1+R) + (4R - (1-R)^2 K^2)^{1/2} / (1-R) \quad (۸-۳)$$

ثابت دی‌الکتریک برای موادی به کار می‌رود که هنگام قرار گرفتن در میدان‌های الکتریکی دارای خاصیت

قطبیدگی هستند. قسمت حقیقی ثابت دی‌الکتریک از رابطه (۳-۹) و قسمت موهومی ثابت دی‌الکتریک

از رابطه (۳-۱۰) بدست می‌آید. در این روابط n ضریب شکست و K ضریب خاموشی نمونه‌ها می-

باشند [۳۴].

$$\epsilon_r = n^2 - K^2 \quad (۹-۳)$$

$$\epsilon_i = 2nK \quad (۱۰-۳)$$

فصل چهارم: رشد و مشخصه یابی نانوساختارهای

ZnTe

۴-۱ مقدمه

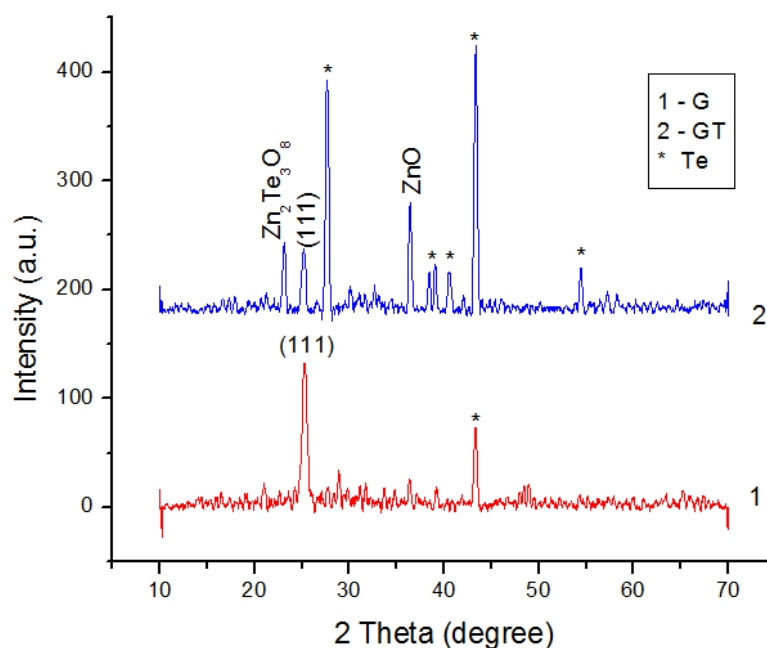
در این کار اثر پارامترهای مختلف رشد بر روی خواص فیزیکی لایه‌های نازک زینک تلوراید تهیه شده به روش تبخیر حرارتی (PVD)، مورد بررسی قرار گرفت. پارامترهای متغیر در این تحقیق شامل مطالعه تاثیر بازپخت، دمای زیرلایه، فاصله زیرلایه تا بوته، ضخامت لایه و سرانجام اثر آلاینش مس بر خواص ساختاری و اپتیکی لایه‌های نازک زینک تلوراید می‌باشد. برای مشخصه یابی نمونه‌ها از ثبت تصاویر FESEM، اندازه گیری پراش پرتو ایکس (XRD) و طیف سنجی فرابنفش- نور مرئی (UV-Vis) در محدوده طول موجی ۱۱۰۰-۳۵۰ nm استفاده شد.

۴-۲ تاثیر بازپخت بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه‌های نازک ZnTe

در این بررسی برای تهیه لایه‌های نازک ZnTe ابتدا مقدار ۵۰ میلی گرم پودر Zn با خلوص (۹۹/۹۹٪) و ۵۰ میلی گرم پودر Te با خلوص (۹۹/۹۹٪) به خوبی با هم مخلوط شدند و سپس پودر همگن حاصل در یک بوته از جنس مولیبدن جایگذاری و در دستگاه PVD قرار داده شد. به منظور جلوگیری از بیرون ریختن پودر ZnTe از بوته یک درپوش مناسب تهیه و روی بوته قرار داده شد. زیرلایه‌های شیشه‌ای (دمای زیرلایه 150°C) که از قبل تمیز شده بودند (به روشی که در فصل ۳ توضیح داده شد) در دستگاه PVD به فاصله ۸ سانتی‌متری از بوته مولیبدنی قرار داده شد. پس از رسیدن دستگاه به خلا مناسب^(۵) ۱۰ تور) با برقراری جریان در بوته مولیبدنی پودر ZnTe موجود در آن تبخیر و بر روی زیرلایه شیشه‌ای انباشت شد. ضخامت لایه‌ها با استفاده از ضخامت‌سنج کوارتز دستگاه (در حین انباشت) حدود ۷۵۰ نانومتر تخمین زده شدند. سپس نمونه‌ها در یک کوره تیوپی تحت خلا (10^{-2} تور) و دمای 150°C به مدت یک ساعت بازپخت شدند. نمونه بازپخت نشده با نام G و بازپخت شده با نام GT علامت گذاری شدند.

۴-۲-۱- خواص ساختاری

برای بررسی خواص ساختاری نمونه ها طیف XRD آن ها اندازه گیری شد. طیف های XRD نمونه ها در شکل ۴-۱ نشان داده شده است.



شکل ۴-۱: طیف های پراش پرتو X ثبت شده برای نمونه ZnTe قبل از بازپخت (G) و بعد از بازپخت (GT).

طیف های ثبت شده نشان دادند که نمونه قبل از بازپخت دارای قله پراش از صفحات (۱۱۱) در موقعیت $2\theta = 25/29^\circ$ مربوط به تشکیل ساختار مکعبی ZnTe بوده (کارت استاندارد: ۰۷۴۶-۰۱۵-۰۰) که این ساختار بعد از بازپخت نیز همچنان حفظ شده است، اگر چه شدت قله (۱۱۱) بعد از بازپخت کاهش یافته است. الگوی پراش نمونه ها با نتایج گروه ای بکاکسیز^۱ و همکاران در توافق می باشد [۲۳].

در طرح پراش هردو نمونه قله مربوط به تشکیل فاز ناخالصی Te نیز در موقعیت زاویه ای $2\theta = 43/13^\circ$ مشاهده می شود (کارت استاندارد: ۰۵۶۳-۰۸۵-۰۱). تعداد قله های مربوط به این فاز ناخالصی در نمونه بازپخت شده بیشتر است. علاوه براین در طیف XRD نمونه بازپخت شده قله های پراش مربوط

¹ E.bacaksiz

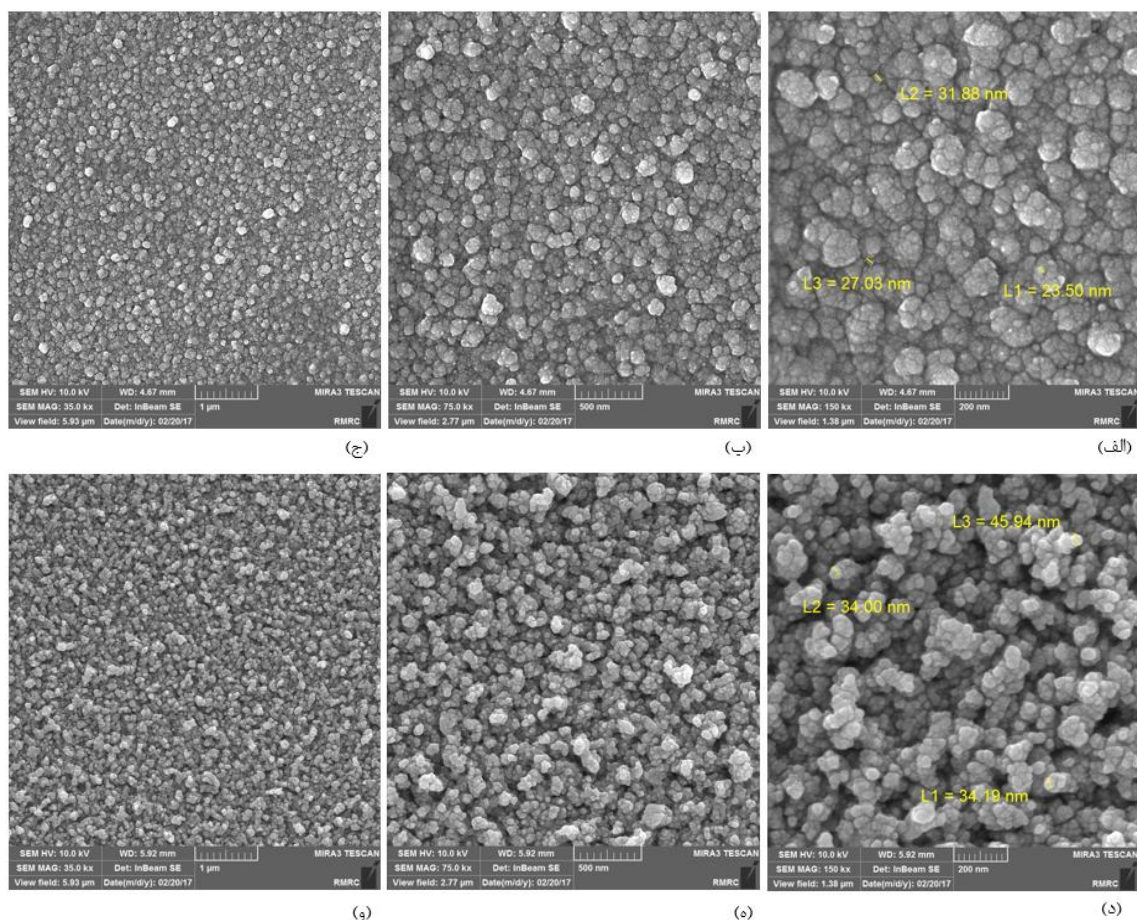
به تشکیل فازهای ثانویه $Zn_2Te_2O_8$ در موقعیت $2\theta = 27/50^0$ (کارت استاندارد: ۰۲۴۱-۰۴۴-۰۰) و ZnO در موقعیت $2\theta = 36/49^0$ (کارت استاندارد: ۱۱۳۶-۰۰۱-۰۰) نیز به طور واضح مشاهده می‌شوند. به‌طور کلی مقایسه طیف‌های XRD این دو نمونه نشان می‌دهند که ساختار بلوری نمونه قبل از بازپخت از خلوص بیشتری برخوردار است. اندازه متوسط بلورک‌ها با استفاده از رابطه شرر (۳-۳) و داده‌های مربوط به قله (۱۱۱) تخمین زده شدند که نتایج آن در جدول ۴-۱ گزارش شده است. این بررسی نشان داد که اندازه متوسط بلورک‌ها بعد از عملیات بازپخت افزایش می‌یابد. که این با نتایج مربوط به بررسی تصاویر FESEM نمونه‌ها که در ادامه خواهد آمد مطابقت دارد. مقدار کرنش و چگالی در رفتگی نیز بعد از بازپخت کاهش یافتند.

جدول ۴-۱: مقادیر پارامترهای مورد استفاده و همچنین اندازه بلورک محاسبه شده برای نمونه‌های ۱ و ۲.

نام نمونه	2θ (درجه)	پهنای در نیم بیشینه (رادیان)	اندازه متوسط بلورک (nm) ± 0.024	ثابت شبکه بلوری a_0 ($\text{\AA}$)	ϵ	δ
G	۲۵/۲۹	۰/۰۰۸۲	۱۷/۴۳۱	۶/۱۱	۰/۰۰۹۱	۰/۰۰۳۲۹
GT	۲۵/۲۵	۰/۰۰۷۴	۱۹/۲۴۲	۶/۱۸	۰/۰۰۸۲	۰/۰۰۲۷۰

۴-۲-۲- بررسی مورفولوژی سطح لایه‌ها

برای بررسی مورفولوژی نمونه‌ها تصاویر FESEM از سطح آن‌ها ثبت گردید. تصاویر FESEM نمونه‌ها قبل و بعد از بازپخت و در مقیاس‌های مختلف در شکل ۴-۲ نشان داده شده است.



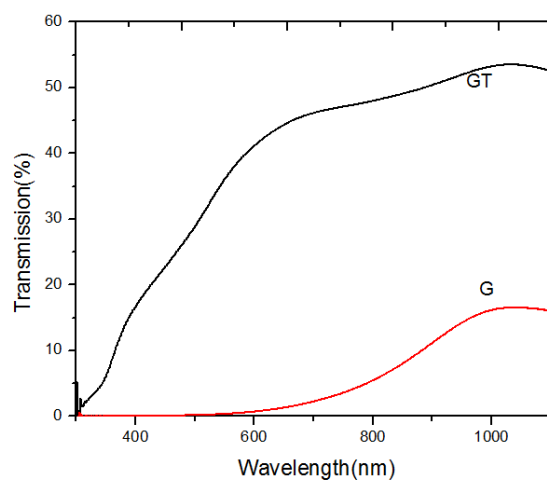
شکل ۴-۲: تصاویر FESEM از سطح لایه های نازک ZnTe قبل از بازپخت در مقیاس های الف) ۲۰۰ نانومتر ب) ۵۰۰ نانومتر ج) ۱ میکرومتر و بعد از بازپخت در مقیاس های د) ۲۰۰ نانومتر ه) ۵۰۰ نانومتر و) ۱ میکرومتر.

تصاویر FESEM ثبت شده از سطح لایه ها نشان می دهند که نمونه ها از کلوخه های تقریباً کروی و یکنواختی تشکیل شده اند. این کلوخه ها خود از دانه های ریز تر تقریباً کروی شکل تشکیل شده اند. نمونه قبل از بازپخت شامل دانه های ریزی از حدود ۲۳ نانومتر تا ۳۱ نانومتر می باشد. بعد از بازپخت، به نظر می رسد که اندازه دانه ها بزرگتر شده و ابعاد این دانه های ریز از حدود ۳۴ نانومتر تا ۴۵ نانومتر متغیر می باشد. ضمناً در نمونه بعد از بازپخت کلوخه ها از دانه های بیشتر و بهم چسبیده تری تشکیل شده اند. اندازه این کلوخه ها در نمونه بعد از بازپخت نسبت به نمونه بازپخت نشده بزرگ تر است. مقایسه تصاویر FESEM نشانگر تراکم بیشتر دانه ها در نمونه بازپخت شده می باشد که با نتایج گروه

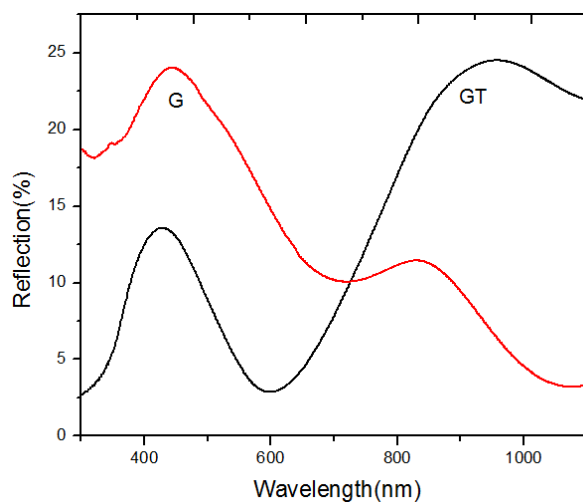
ای بکاکسیز^۱ و همکاران در بررسی خواص ساختاری، مورفولوژی و اپتیکی لایه های نازک ZnTe که به روش تبخیر حرارتی انباشت شدند مطابق می باشد [۲۳].

۴-۲-۳- مطالعه خواص اپتیکی

برای بررسی خواص اپتیکی نمونه ها طیف های عبور و بازتاب آنها در محدوده طول موجی ۱۱۰۰nm-۳۵۰ اندازه گیری شدند. نتیجه این اندازه گیری ها در شکل های ۴-۳ و ۴-۴ نشان داده شده است.



شکل ۴-۳: طیف های عبور اندازه گیری شده برای لایه های نازک ZnTe قبل از بازپخت (G) و بعد از بازپخت (GT).

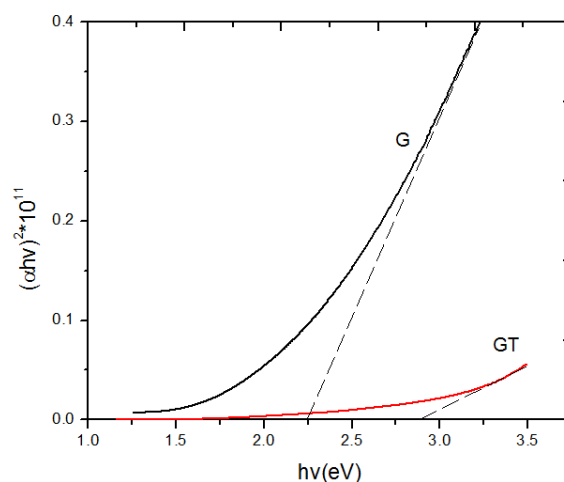


شکل ۴-۴: طیف های بازتاب اندازه گیری شده برای لایه های نازک ZnTe قبل از بازپخت (G) و بعد از بازپخت (GT).

¹ E.bacaksiz

حداکثر مقدار عبور برای نمونه بدون بازپخت حدود ۱۷ درصد می باشد در حالی که برای نمونه بازپخت شده حداکثر عبور حدود ۵۰ درصد می باشد. میزان بازتاب نیز در محدوده طول موجی اندازه گیری شده برای نمونه بدون بازپخت و نمونه بازپخت شده حداکثر ۲۴ درصد می باشد. میزان بازتاب برای نمونه بازپخت شده در ناحیه نزدیک گاف نواری کمتر از ناحیه شفاف این نمونه است. برای نمونه بدون بازپخت این رفتار برعکس می باشد. میزان بازتاب در ناحیه شفاف برای این نمونه کمتر از ناحیه نزدیک گاف نواری آن است بنابراین رفتار طیف بازتاب در نمونه بازپخت شده طبیعی تر به نظر می رسد. بنابراین به نظر می رسد مراکز جذب در نمونه بدون بازپخت فعال تر می باشند که این احتمالاً ممکن است به دلیل رسانش بهتر (مقاومت الکتریکی کمتر) این نمونه در مقایسه با نمونه بازپخت شده باشد. علت افزایش میزان عبور در نمونه بازپخت شده احتمالاً به دلیل کاهش ضخامت در اثر عملیات بازپخت نیز می تواند باشد اگرچه همان گونه که در طیف XRD این نمونه مشاهده شد حضور فازهای ناخالصی ZnO ، Te و $\text{Zn}_2\text{Te}_3\text{O}_8$ در این نمونه بیشتر است.

برای محاسبه گاف نواری نمونه ها از رابطه ۳-۴ استفاده شد. با رسم نمودار $h\nu - (ah\nu)^2$ و برون یابی قسمت خطی نمودار با محور انرژی، گاف نواری مستقیم نمونه ها تخمین زده شد. نمودارهای مربوطه در شکل ۴-۵ نشان داده شده است. مقادیر گاف نواری نمونه ها در جدول ۴-۲ گزارش شده است.



شکل ۴-۵: نمودار $h\nu - (ah\nu)^2$ برای نمونه قبل و بعد از بازپخت GT.

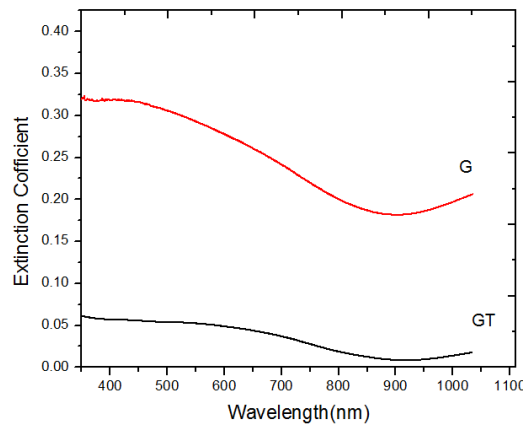
جدول ۴-۲: گاف نواری مستقیم به دست آمده به همراه خطا برای نمونه‌های ۱ و ۲.

گاف نواری ± 0.02 (eV)	نام نمونه
۲/۲۵	G
۲/۹۰	GT

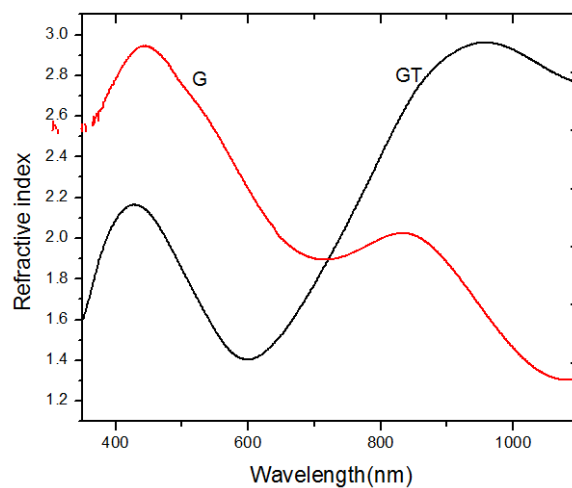
گاف نواری مستقیم برای نمونه قبل از بازپخت حدوداً ۲/۲۵ eV به دست آمد که در توافق با مقادیر گزارش شده توسط گروه‌های تحقیقاتی دیگر است (۲/۲۳-۲/۲۶ eV) [۱]. برای نمونه بعد از بازپخت گاف نواری به حدود ۲/۹۰ eV افزایش یافت علت اختلاف زیاد مقدار گاف نواری بعد از بازپخت با گاف نواری گزارش شده برای لایه‌های نازک ZnTe (۲/۲۳-۲/۲۶ eV) می‌تواند به دلیل افزایش قابل توجه در فازهای ناخالصی در این نمونه باشد. برای به دست آوردن ضرایب خاموشی (K) و شکست (n) نمونه‌ها به ترتیب از مجموعه روابط ۳-۷ و ۳-۸ استفاده شد. نمودارهای k و n به ترتیب در شکل‌های ۴-۶ و ۴-۷ نشان داده شده است.

همان طور که در شکل ۴-۶ مشاهده می‌شود و انتظار می‌رود ضریب خاموشی نمونه G در ناحیه فرابنفش، به طور قابل توجهی افزایش و سپس با افزایش طول موج کاهش می‌یابد. ضریب خاموشی می‌تواند به عنوان معیاری برای میزان جذب فوتون در ماده در نظر گرفته شود. ضریب خاموشی کوچکتر معرف راحت تر بودن عبور امواج الکترومغناطیسی از درون ماده می‌باشد. هرچه ضریب خاموشی بزرگتر باشد به این معنی است که نفوذ امواج الکترومغناطیسی به درون محیط دشوارتر است به طور کلی ضریب خاموشی نمونه بازپخت شده کمتر از نمونه بدون بازپخت است. این نتیجه با اندازه گیری‌های مربوط به طیف عبور از نمونه‌ها در توافق است. مقایسه ضرایب شکست نمونه‌های G و GT بر حسب طول موج در شکل ۴-۷ نشان داده شده است. هرگاه ضریب شکست با افزایش طول موج کم شود ماده شفاف خواهد بود و در نواحی که ضریب شکست با افزایش طول موج افزایش می‌یابد جذب اتفاق می‌افتد.

افتد. مقایسه ضرایب شکست نمونه‌ها نشان می‌دهد که به طور کلی ضریب شکست لایه با افزایش طول موج برای نمونه قبل از بازپخت کاهش و برای نمونه بعد از بازپخت افزایش یافته است.

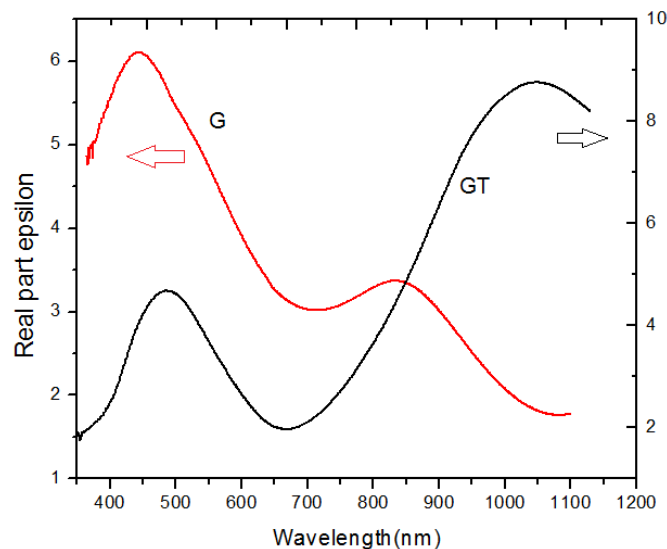


شکل ۴-۶: نمودارهای ضرایب خاموشی برای لایه‌های نازک ZnTe قبل (G) و بعد (GT) از بازپخت.

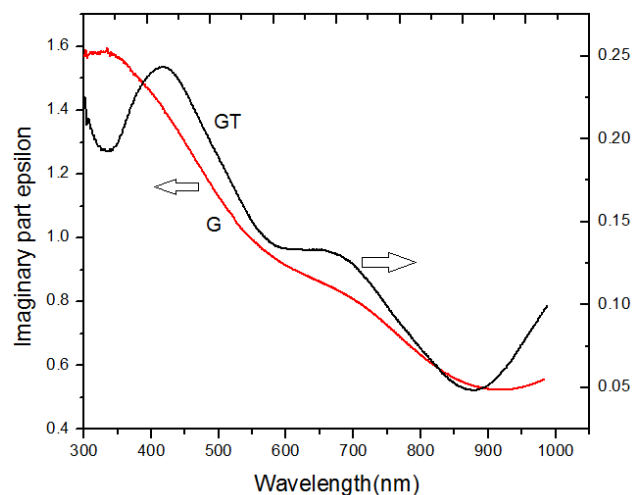


شکل ۴-۷: نمودارهای ضرایب شکست برای لایه‌های نازک ZnTe قبل (G) و بعد (GT) از بازپخت.

برای به دست آوردن قسمت‌های حقیقی و موهومی ثابت دی الکتریک به ترتیب از روابط ۳-۹ و ۳-۱۰ استفاده شد که نتایج به دست آمده در شکل‌های ۴-۸ و ۴-۹ نشان داده شده است.



شکل ۴-۸: نمودار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای لایه‌های نازک ZnTe قبل (G) و بعد (GT) از بازپخت.



شکل ۴-۹: نمودار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای لایه نازک ZnTe قبل (G) و بعد (GT) از بازپخت.

قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک (میزان پاشندگی موج الکترومغناطیسی) که با رفتار ضریب شکست نمونه‌ها در توافق است برای نمونه بعد از بازپخت بیشتر از نمونه قبل از بازپخت می‌باشد در صورتی که این موضوع برای قسمت موهومی ثابت دی الکتریک (میزان اتلاف انرژی الکترومغناطیسی) نمونه‌ها برعکس است. حضور قله‌ها در بخش موهومی ثابت دی الکتریک مربوط به گذارهای الکترون از نوارهای ظرفیت به نوار رسانش می‌باشد. بررسی نمودار بخش موهومی ثابت دی الکتریک ($2nk$) نشان می‌دهد که اولین نقطه بحرانی تابع دی الکتریک در طول موج 350 nm برای نمونه قبل از

بازپخت و ۴۵۰ nm برای نمونه بعد از بازپخت رخ می دهند. این نقطه می تواند آستانه گذارهای اپتیکی مستقیم بین بیشینه نوار ظرفیت و کمینه نوار رسانش را نشان دهد. که نزدیک لبه جذب بنیادی در نمونه ها است.

۳-۴ تاثیر دمای زیرلایه بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه های نازک ZnTe

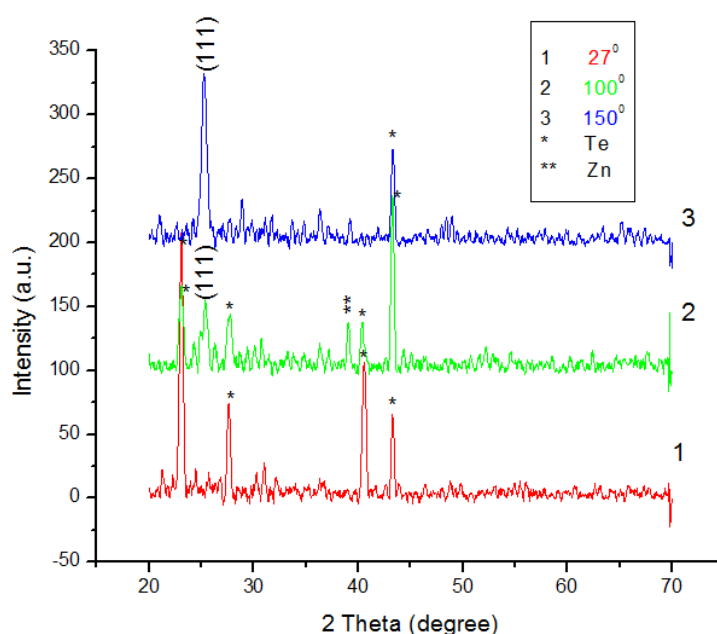
در این بررسی برای تهیه لایه های نازک ZnTe موردنظر ابتدا مقدار ۵۰ mg از پودر Zn و Te با خلوص بالای ۹۰٪ در همزن سرامیکی به طور کاملاً یکنواخت با یکدیگر به خوبی مخلوط شدند. سپس پودر حاصل را در یک بوته از جنس مولیبدن جایگذاری و در دستگاه PVD قرار داده شد. به منظور جلوگیری از بیرون پاشیدن پودر ZnTe از بوته یک درپوش مناسب استفاده شد. سپس زیرلایه های شیشه ای که قبلاً تمیز شده بودند در دستگاه PVD و به فاصله ۸ cm از بوته مولیبدن قرار داده شدند. دمای زیرلایه های شیشه ای از طریق یک گرم کن الکتریکی تعبیه شده در دستگاه PVD و در تماس با زیرلایه ها کنترل می گردید. لایه نشانی در فشار حدود 10^{-5} Torr، انجام شد. لایه های نازک ZnTe مورد نیاز در سه دمای زیرلایه مختلف 27°C ، 100°C و 150°C تهیه شدند. ضخامت لایه ها در حین انباشت توسط ضخامت سنج بلور کوارتز، حدود ۷۵۰ نانومتر اندازه گیری شدند.

۳-۴-۱- خواص ساختاری

برای بررسی خواص ساختاری نمونه ها طیف های XRD آن ها اندازه گیری شد. طیف های XRD نمونه ها در شکل ۴-۱۰ نشان داده شده است.

طیف های ثبت شده نشان دادند که در نمونه با دمای زیرلایه 27°C ، ساختار تشکیل نشده و فقط دارای قله های پراش مربوط به ساختار تلوریم می باشد. (کد مرجع: ۲۳۱۲-۰۷۸-۰۱)، در نمونه با دمای زیرلایه 100°C ، قله (۱۱۱) مربوط به تشکیل ساختار مکعبی ZnTe مشاهده شد که این ساختار با افزایش دمای زیرلایه تا 150°C نیز همچنان حفظ شد. قله (۱۱۱) ساختار مکعبی در

موقعیت $2\theta = 25.5^\circ$ قرار دارد (کد مرجع: ۰۰۲۲-۰۸۰-۰۱)، در طیف پراش نمونه ۳ تهیه شده در دمای زیرلایه 150°C شدت قله (۱۱۱) نسبت به فاز ناخالصی از شدت بیشتری برخوردار است. مقایسه طیف‌های XRD نمونه‌ها نشان می‌دهد که با افزایش دمای زیرلایه قله اصلی مربوط به ساختار ZnTe حفظ شده و شدت قله ترجیحی (۱۱۱) افزایش ولی پهنای قله نیز با افزایش دمای زیرلایه کاهش می‌یابد. حضور فاز ثانویه تلوریم نیز با افزایش دمای زیرلایه کاهش یافته است ولی همچنان لایه‌ها شامل فاز ثانویه تلوریم هستند.



شکل ۴-۱۰: طیف‌های پراش پرتو X ثبت شده برای نمونه‌های ۱ و ۲ و ۳ که به ترتیب در دماهای زیرلایه 27°C ، 100°C و 150°C انباشت شدند.

مقادیر اندازه بلورک‌ها که با استفاده از رابطه شرر محاسبه شدند در جدول ۴-۳ گزارش شده است. همان طور که نتایج به دست آمده نشان می‌دهند اندازه متوسط بلورک‌ها و ثابت شبکه بلوری با افزایش دمای زیرلایه اندکی افزایش یافته اند. همچنین میزان کرنش و چگالی در رفتگی با افزایش دمای زیرلایه کاهش یافت. به طور کلی با افزایش دمای زیرلایه، اندازه متوسط بلورک افزایش و فازهای ثانویه کاهش می‌یابند. بنابراین افزایش دمای بازپخت تا 150°C باعث بهبود بلورینگی نمونه شده است.

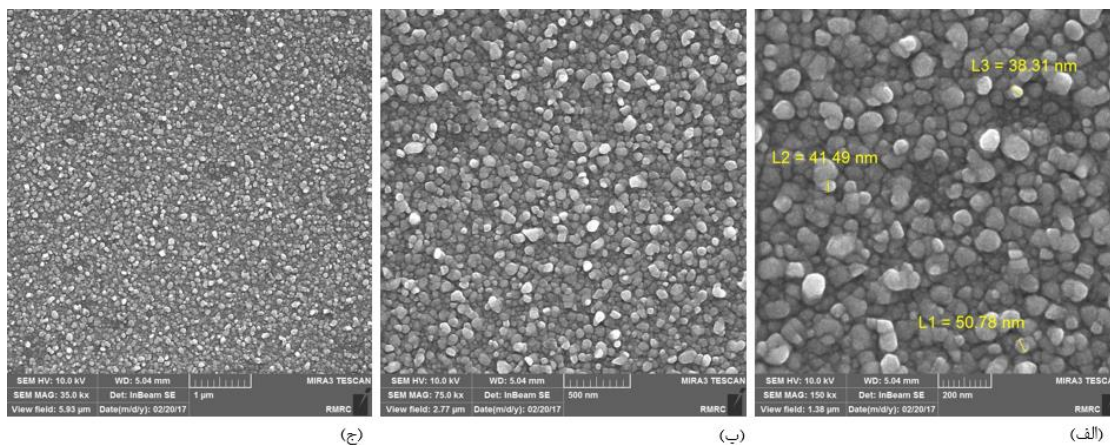
جدول ۳-۴: مقادیر پارامترهای مورد استفاده و همچنین اندازه بلورک محاسبه شده برای نمونه‌های ۲ و ۳.

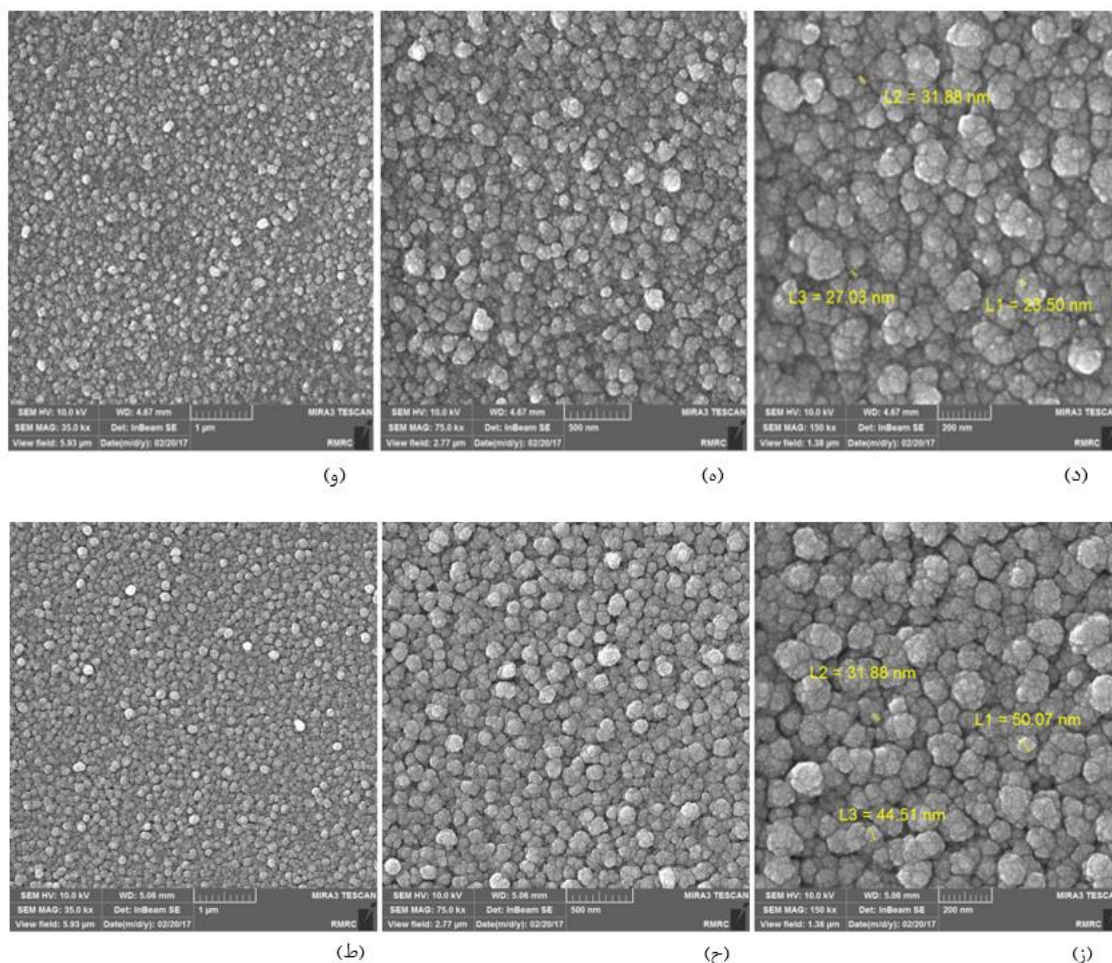
نمونه ها	2θ (درجه)	پهنای در نیمبیشینه (رادیان)	اندازه متوسط بلورک (nm) ± 0.23	ثابت شبکه بلوری a_0 ($\text{\AA}$)	ε	δ
نمونه ۲	۲۵/۵۰	۰/۰۱۲۲	۱۱/۶۵۱	۶/۰۶	۰/۰۱۳۴	۰/۰۰۷۳
نمونه ۳	۲۵/۲۹	۰/۰۰۸۲	۱۷/۴۳۳	۶/۱۱	۰/۰۰۹۱	۰/۰۰۳۲۹

۴-۳-۲- بررسی مورفولوژی سطح لایه‌ها

برای بررسی مورفولوژی نمونه‌ها تصاویر FESEM از سطح آن‌ها ثبت شد. تصاویر FESEM ثبت شده

از نمونه‌ها در شکل (۴-۱۱) در سه مقیاس ۲۰۰ nm، ۵۰۰ nm و ۱ μm نشان داده شده است.





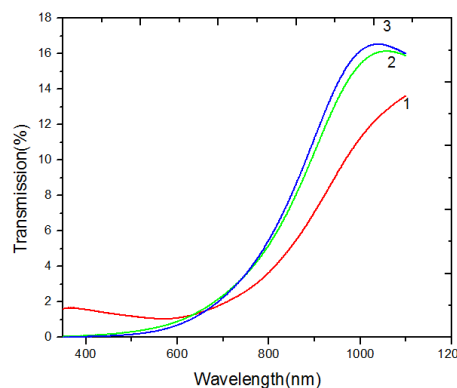
شکل ۴-۱۱: تصاویر FESEM از سطح لایه های نازک ZnTe در دمای زیرلایه 27°C (در مقیاس های الف) 200 نانومتر (ب) 500 نانومتر (ج) 1 میکرومتر، دمای زیرلایه 100°C (در مقیاس های د) 200 نانومتر (ه) 500 نانومتر (و) 1 میکرومتر و دمای زیرلایه 150°C (در مقیاس های ز) 200 نانومتر (ح) 500 نانومتر (ط) 1 میکرومتر.

تصاویر FESEM ثبت شده از سطح لایه ها نشان می دهند که نمونه ها از کلوخه های تقریباً کروی و یکنواختی تشکیل شده اند. این کلوخه ها خود از دانه های ریز تر تقریباً کروی شکل تشکیل شده اند. نمونه ZnTe در دمای زیرلایه 27°C (دارای ساختار آمورف) شامل دانه های ریزی از حدود 38 نانومتر تا 50 نانومتر می باشد. تصاویر نمونه های با دمای زیرلایه 100°C نیز حاوی دانه های ریزی از حدود 23 نانومتر تا 31 نانومتر می باشند اما یکپارچه تر و یکنواخت تر از نمونه های در دمای زیرلایه 27°C می باشند. تصاویر نمونه های با دمای زیرلایه 150°C نشان از یکنواختی بیشتری نسبت به بقیه نمونه ها داشته و همچنین تخلخل کمتری نسبت به بقیه نمونه ها دارند. ضمناً در دمای زیرلایه 0°C

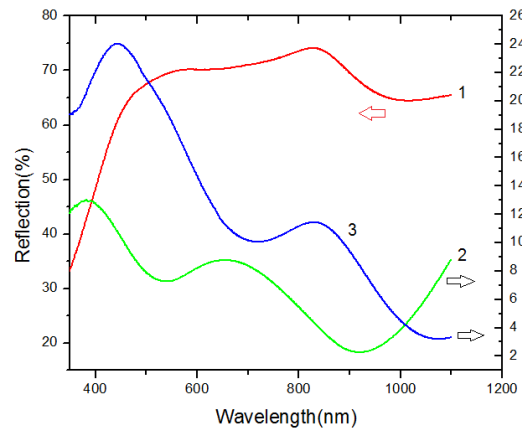
۱۵۰ کلوخه ها از دانه های بیشتر و بهم چسبیده تری و بزرگ تری از ۳۱ نانومتر تا ۵۱ نانومتر تشکیل شده اند. اندازه این کلوخه ها در نمونه با دمای زیرلایه 150°C نسبت به نمونه های با دمای زیرلایه کمتر، بزرگ تر است. مقایسه تصاویر FESEM نشانگر تراکم بیشتر دانه ها با افزایش دمای زیرلایه می باشد.

۳-۳-۴- مطالعه خواص اپتیکی

برای بررسی خواص اپتیکی نمونه ها طیف های عبور و بازتاب آنها در محدوده طول موج 1100nm - 350 اندازه گیری شدند. نتیجه این اندازه گیری ها در شکل های ۴-۱۲ و ۴-۱۳ نشان داده شده است. همان طور که در شکل های ۴-۱۲ و ۴-۱۳ دیده می شود حداکثر عبور و بازتاب در نمونه ۱ (زیرلایه در دمای اتاق)، در محدوده طول موجی اندازه گیری شده به ترتیب حدود ۱۳٪ و ۷۵٪ است. این مقادیر برای نمونه ۲ (دمای زیرلایه 100°C)، به ترتیب حدود ۱۵٪ و ۱۴٪ و برای نمونه ۳ (دمای زیرلایه 150°C)، نیز ۱۶٪ و ۲۴٪ می باشد. با توجه به مقادیر عبور و بازتاب از سطوح به نظر می رسد که میزان بازتاب در ناحیه طول موجی اندازه گیری شده برای نمونه ۱ از سایر نمونه ها بیشتر است. همچنین لبه جذب نمونه ۲ نسبت به نمونه ۳ یک جابجایی آبی اندک از خود نشان می دهد. با توجه به حضور فازهای ثانویه در نمونه ها، طیف های عبور در محدوده جذب انرژی (حوالی گاف نواری نمونه ها) به سمت انرژی های کمتر به نرمی افزایش می یابند.

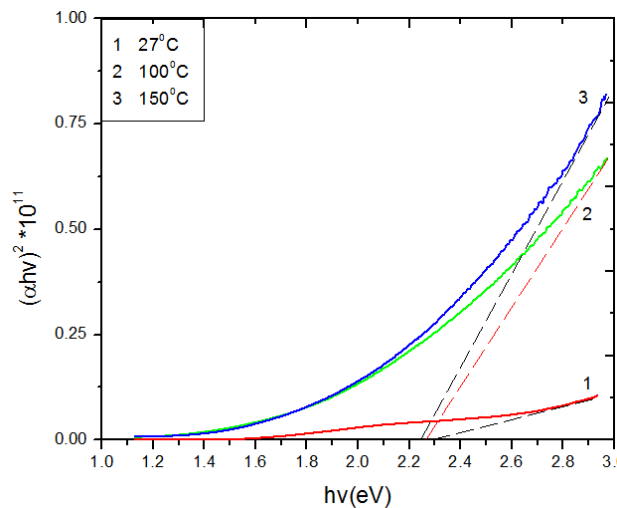


شکل ۴-۱۲: طیف های عبور اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ و ۲ تهیه شده به ترتیب در دماهای زیرلایه 100°C و 150°C .



شکل ۴-۱۳: طیف های انعکاس اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ و ۲ و ۳ تهیه شده به ترتیب در دماهای زیرلایه 0°C ، 27°C ، 100°C و 150°C .

نمودارهای مربوط به تعیین گاف نواری نمونه ها در شکل شماره ۴-۱۴ نشان داده شده است. بر اساس اندازه گیری های الگوی پراش از نمونه ها برای نمونه اول که دمای زیرلایه آن دمای اتاق بود و دارای ساختار آمورف بود اندازه گاف نواری برای این نمونه $2/30 \text{ eV}$ محاسبه شد. برای دو نمونه ۲ و ۳ که دارای ساختار بلوری ZnTe هستند. مقادیر گاف نواری در جدول ۴-۴ ذکر شده است. مقادیر گاف نواری برای این دو نمونه با افزایش دمای زیرلایه کاهش می یابد.

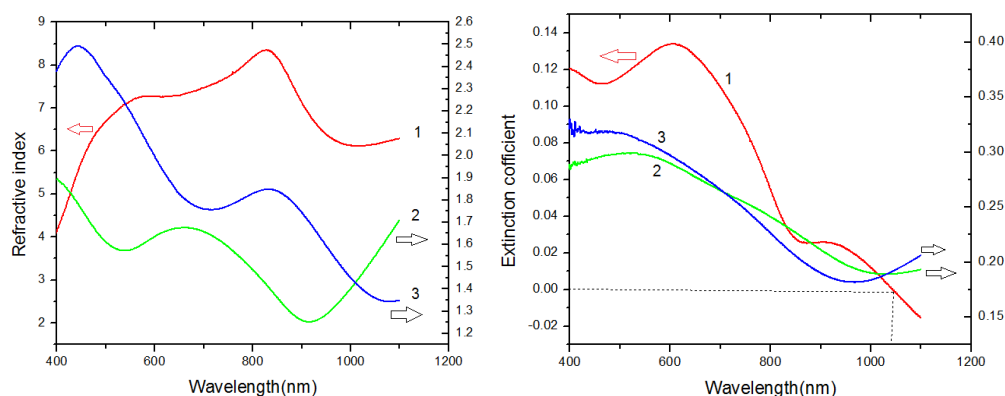


شکل ۴-۱۴: نمودارهای $(\alpha h\nu)^2_{h\nu}$ برای نمونه های ۱ و ۲ و ۳ سنتز شده در دماهای زیرلایه 0°C ، 27°C ، 100°C و 150°C .

جدول ۴-۴: گاف نواری مستقیم به دست آمده به همراه خطا.

گاف نواری ± 0.3 (eV)	نمونه‌ها
۲/۳۰	نمونه ۱
۲/۲۷	نمونه ۲
۲/۲۵	نمونه ۳

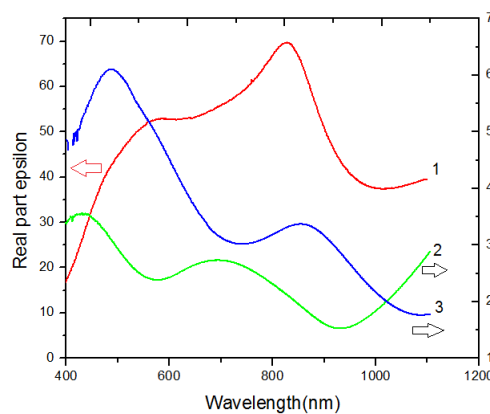
برای به دست آوردن ضرایب خاموشی (K) و شکست (n) نمونه‌ها به ترتیب از مجموعه روابط ۳-۷ و ۳-۸ استفاده شد. نمودارهای n و k برای نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ به ترتیب در شکل‌های ۴-۱۵ و ۴-۱۶ نشان داده شده است.



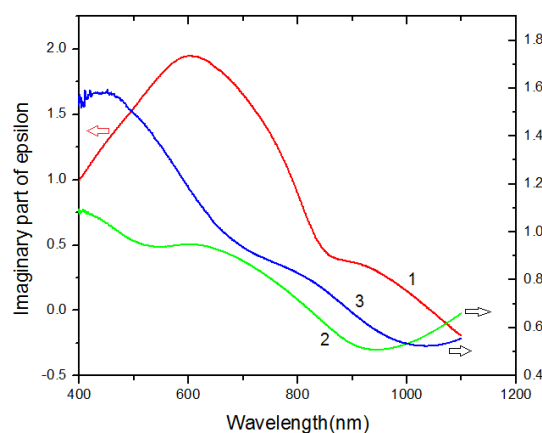
شکل ۴-۱۵: نمودار ضریب خاموشی برای نمونه ۱، ۲ و ۳. شکل ۴-۱۶: نمودار ضریب شکست برای نمونه ۱، ۲ و ۳.

همان‌طور که در شکل‌های ۴-۱۵ و ۴-۱۶ مشاهده می‌شود به طور کلی ضرایب خاموشی و شکست نمونه ۳ (دمای زیرلایه 150°C) از نمونه ۲ بیشتر است. ضریب خاموشی نمونه‌ها با کاهش طول موج، خصوصاً در ناحیه فرابنفش، افزایش و سپس با افزایش طول موج کاهش می‌یابد. بزرگتر بودن ضریب خاموشی به منزله جذب بیشتر موج الکترومغناطیس توسط نمونه ۳ می‌باشد. لذا می‌توان نتیجه گرفت که احتمالاً رسانندگی نمونه ۳ از نمونه ۲ اندکی، بیشتر است. هرگاه ضریب شکست با افزایش طول موج کم شود

ماده در این ناحیه طول موجی شفاف خواهد بود و در مواردی که ضریب شکست با افزایش طول موج زیاد می شود فرآیند جذب غالب می شود. همان طور که در شکل ۴-۱۶ مشاهده می شود ضریب شکست نمونه‌ها به طور طبیعی با افزایش طول موج کاهش می یابد. ضریب شکست نمونه ۲ در طول موج‌های بیشتر از ۹۰۰ nm دوباره شروع به افزایش می کند که این مسئله ممکن است به دلیل حضور فازهای ناخالصی در این نمونه و در نتیجه افزایش جذب به دلیل این ناخالصی‌ها باشد. تمام قله‌های قابل مشاهده در طیف ضریب شکست مربوط به قله‌های ظاهر شده در بخش حقیقی ثابت دی الکتریک است. برای به دست آوردن قسمت حقیقی و موهومی ثابت دی الکتریک به ترتیب از روابط ۳-۹ و ۳-۱۰ استفاده شد. نمودارهای مربوطه در شکل‌های ۴-۱۷ و ۴-۱۸ نشان داده شده است.



شکل ۴-۱۷: نمودار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ سنتز شده در دماهای زیرلایه (0°C ، 100°C و 150°C).



شکل ۴-۱۸: نمودار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ سنتز شده در دماهای زیرلایه (0°C ، 100°C و 150°C).

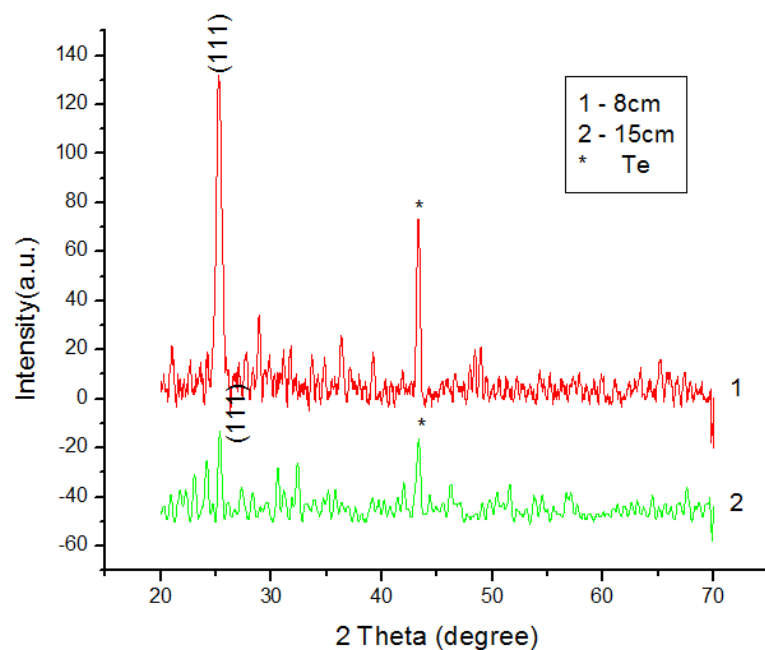
رفتار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک که معرف میزان پاشندگی موج الکترومغناطیسی است برای نمونه ۳ و ۲ با کاهش طول موج (افزایش انرژی) به طور طبیعی افزایش می‌یابد. یعنی با افزایش دمای زیرلایه از 100°C به 150°C میزان پاشندگی و اتلاف انرژی موج الکترومغناطیسی افزایش می‌یابد. بررسی نمودار بخش موهومی ثابت دی الکتریک (ϵ'') نشان می‌دهد که تقریباً اولین گذار الکترونی از نوار ظرفیت به کمینه نوار رسانش در طول موج 400 nm برای نمونه ۲ و 450 nm برای نمونه ۳ رخ می‌دهند. در نهایت با توجه به این بررسی و بهبود کیفیت لایه‌های انباشت شده در دمای زیرلایه 150°C ، در ادامه این کار برای تهیه نمونه‌های ZnTe موردنظر دمای زیرلایه 150°C مورد استفاده قرار گرفت.

۴-۴ تاثیر فاصله زیرلایه تا منبع بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه نازک ZnTe

در مطالعه بعدی برای بررسی تاثیر فاصله زیرلایه تا منبع مواد اولیه (موجود در بوته مولیبدنی) در خواص ساختاری و اپتیکی لایه‌های نازک ZnTe ابتدا مقدار 50 mg از پودر Zn و Te با خلوص بالای ۹۰٪ را در همزن سرامیکی به طور کاملاً یکنواخت با یکدیگر مخلوط کردیم و پودر حاصل را در بوته مولیبدن در دستگاه PVD ریخته و درپوش نیز برای بوته قرار دادیم تا از پخش و پرش مواد جلوگیری کنیم. سپس زیرلایه‌های شیشه‌ای که قبلاً تمیز شدند در دستگاه PVD و به فاصله‌های 8 cm و 15 cm از بوته مولیبدن مستقر شدند. با قرار دادن گرم‌کن در محفظه خلا و در تماس با زیرلایه‌ها، دمای آن‌ها در مقدار موردنظر (150°C) تنظیم شد. لایه‌نشانی در فشار حدود 10^{-5} Torr ، تحت شرایط اشاره شده انجام گردید. ضخامت لایه‌ها در حین انباشت توسط ضخامت سنج بلور کوارتز، به ترتیب حدود 750 و 700 نانومتر اندازه‌گیری شدند.

۴-۴-۱ خواص ساختاری

برای بررسی خواص ساختاری نمونه‌ها طیف‌های XRD آن‌ها اندازه‌گیری شدند. در شکل ۴-۱۹ نتایج این اندازه‌گیری‌ها نشان داده شده است.



شکل ۴-۱۹: طیف های پراش پرتو X ثبت شده برای نمونه های ۱ و ۲ که به ترتیب در فاصله های ۸ cm و ۱۵ cm از منبع (دماهای زیرلایه 150°C) انباشت شدند.

جدول ۴-۵ مقادیر پارامترهای مورد استفاده و همچنین اندازه بلورک محاسبه شده برای نمونه های ۱ و ۲.

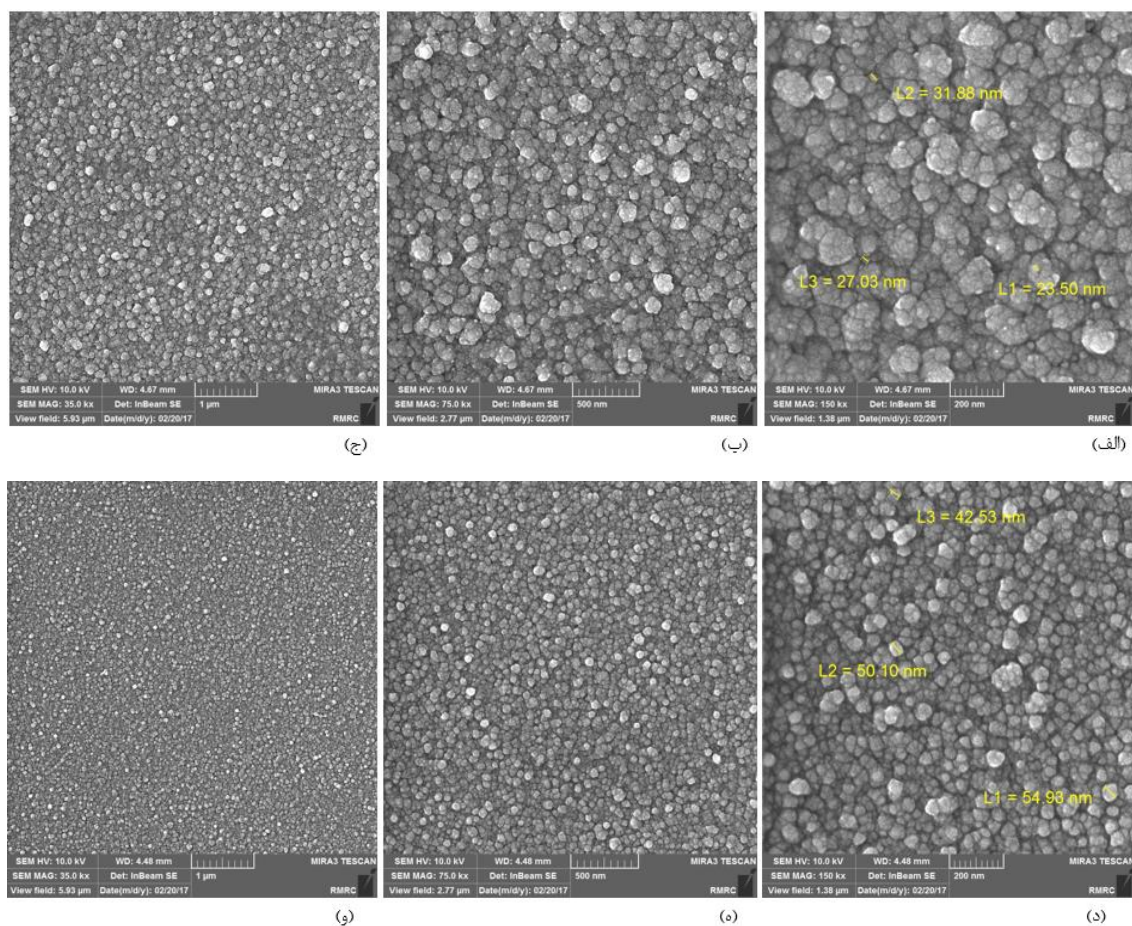
نمونه ها	ضخامت (nm)	2θ (درجه)	پهنا در نیم بیشینه (رادیان)	اندازه متوسط بلورک (nm) ± 0.026	ثابت شبکه بلوری a_0 (Å)	ϵ	δ
نمونه ۱	۷۵۰	۲۵/۲۹	۰/۰۰۸۲	۱۷/۴۳۰	۶/۱۱	۰/۰۰۹۱	۰/۰۰۳۲۹
نمونه ۲	۷۰۰	۲۵/۳۹	۰/۰۰۷۴	۱۹/۳۱۰	۶/۰۷	۰/۰۰۸۲۲	۰/۰۰۲۶۸

در طیف های XRD نمونه ها قله پراش از صفحات (۱۱۱) با موقعیت زاویه ای $2\theta = 25.39^{\circ}$ مربوط به تشکیل ساختار مکعبی ZnTe مشاهده شد. (کد مرجع: ۲۰۸۵-۰۷۵-۰۱) همچنین با کاهش فاصله نمونه تا منبع (نمونه ۱) پهنا در نیم بیشینه مربوط به قله (۱۱۱) افزایش یافته لیکن، فاز ثانویه مربوط به اتم های Te نیز در طیف های XRD همچنان وجود دارد. مقادیر متوسط اندازه بلورک برای نمونه ها با استفاده از رابطه شرر محاسبه و نتایج آن در جدول ۴-۵ گزارش شده است. نتایج به دست آمده

نشان می دهد که با افزایش حدود دو برابری فاصله زیرلایه تا بوته مولیبدنی، اندازه بلورک های لایه ZnTe انباشت شده افزایش و ثابت شبکه بلوری کاهش یافته است. میزان کرنش افزایش و چگالی در رفتگی کاهش یافته است.

۴-۲ بررسی مورفولوژی سطح لایه ها

برای بررسی مورفولوژی سطح نمونه ها تصاویر FESEM آن ها ثبت شد و در شکل (۴-۲۰) نشان داده شده است.



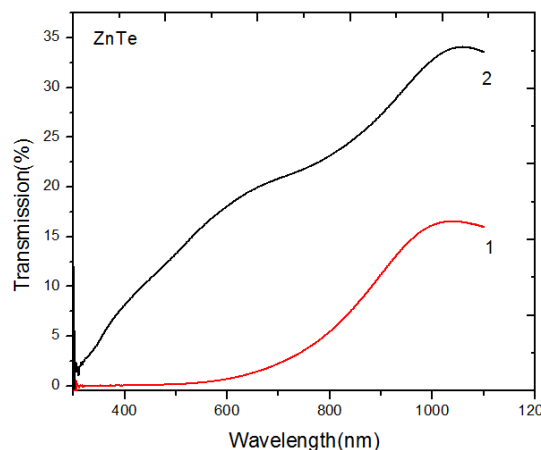
شکل ۴-۲۰: تصاویر FESEM از سطح لایه های نازک ZnTe در دمای زیرلایه 150°C و در فاصله ۸ سانتی متری زیرلایه تا منبع در مقیاس های الف) ۲۰۰ نانومتر ب) ۵۰۰ نانومتر ج) ۱ میکرومتر، در فاصله ۱۵ سانتی متری زیرلایه تا منبع در مقیاس های د) ۲۰۰ نانومتر ه) ۵۰۰ نانومتر و) ۱ میکرومتر.

تصاویر FESEM ثبت شده از سطح لایه‌ها نشان می‌دهند که نمونه‌ها از کلوخه‌های تقریباً کروی و یکنواختی تشکیل شده‌اند. این کلوخه‌ها در نمونه انباشت شده در فاصله ۸ سانتی متری تا منبع، از دانه‌های ریز تر تقریباً کروی شکل در ابعاد حدود ۲۳ نانومتر تا ۳۱ نانومتر تشکیل شده‌اند. مقایسه تصاویر FESEM نشان می‌دهد که نمونه انباشت شده در فاصله ۱۵ سانتی متری از منبع تبخیر، از یکنواختی بهتری برخوردار می‌باشد و اندازه دانه‌ها بزرگتر شده و ابعاد این دانه‌های ریز از حدود ۴۲ نانومتر تا ۵۰ نانومتر متغیر می‌باشد. ضمناً در نمونه انباشت شده در فاصله ۱۵ سانتی متری از منبع تبخیر، کلوخه‌ها متراکم تر و در عین حال توزیع آن‌ها یکنواخت تر شده است. اندازه این کلوخه‌ها در نمونه انباشت شده در فاصله ۱۵ سانتی متری از ، نسبت به نمونه انباشت شده در فاصله ۸ سانتی متری، کوچک تر است.

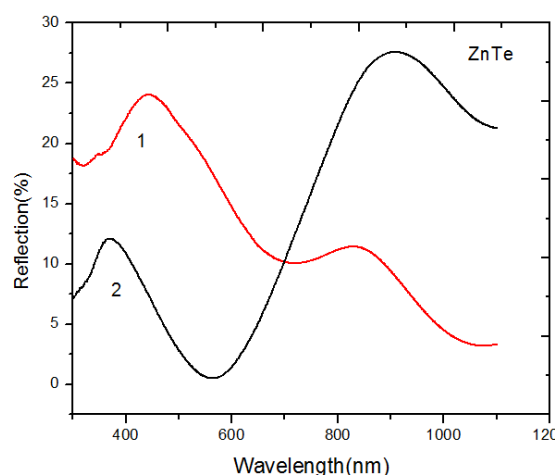
۴-۴-۳ مطالعه خواص اپتیکی

برای بررسی خواص اپتیکی نمونه‌ها طیف‌های عبور و بازتاب آنها در محدوده طول موج 1100 nm - 350 nm اندازه‌گیری شدند. نتیجه این اندازه‌گیری‌ها در شکل ۴-۲۱ و ۴-۲۲ نشان داده شده است. همان‌طور در شکل‌ها مشاهده می‌شود حداکثر عبور و بازتاب در نمونه ۱ (فاصله 8 cm زیرلایه تا منبع)، در محدوده طول موجی اندازه‌گیری شده به ترتیب حدود 16% و 24% است. این تصاویر برای نمونه ۲ (فاصله 15 cm زیرلایه تا منبع)، به ترتیب حدود 32% و 26% به دست آمد. بنابراین به طور کلی نمونه ۲ در همه بازه طول موجی از شفافیت بیشتری برخوردار است. همچنین لبه جذب در نمونه ۲ نسبت به نمونه ۱ دارای یک جا به جایی آبی است (جا به جایی به سمت انرژی‌های بیشتر) که نشانگر افزایش گاف نواری در این نمونه می‌باشد. رفتار طیف بازتاب در هر دو نمونه شبیه به هم می‌باشد لیکن موقعیت قله‌های مشاهده شده روی طیف اندکی نسبت به هم جا به جا شده است که این می‌تواند به دلیل تغییر گاف نواری نمونه‌ها نسبت به هم باشد. میزان بازتاب در ناحیه جذب قوی تر در نمونه‌ها 550 nm -

۳۵۰ برای نمونه ۱ از نمونه ۲ بیشتر است. نمونه ۲ که در فاصله دورتری نسبت به منبع تبخیر انباشت شده دارای ضخامت کمتر و بلورینگی بیشتر بوده در نتیجه دارای میزان عبور بیشتری می باشد.



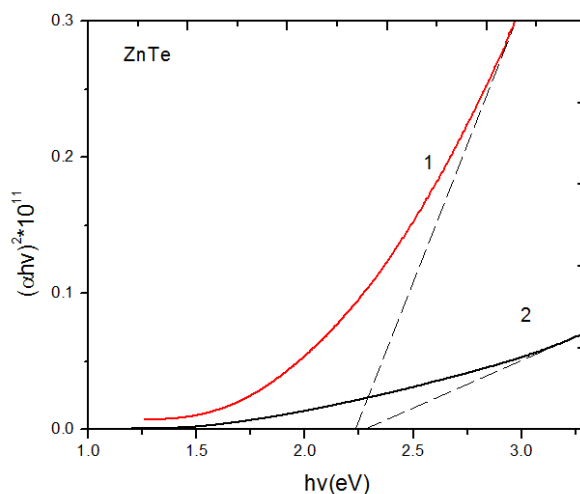
شکل ۴-۲۱: طیف های عبور اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ و ۲ تهیه شده به ترتیب در فاصله های ۸ cm و ۱۵ cm زیرلایه ها تا منبع (بوته مولیبدنی).



شکل ۴-۲۲: طیف های بازتاب اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ و ۲ تهیه شده به ترتیب در فاصله های ۸ cm و ۱۵ cm زیرلایه ها تا منبع (بوته مولیبدنی).

نمودارهای $ah\nu^2 - h\nu$ برای تعیین گاف نواری نمونه های ۱ و ۲ در شکل شماره ۴-۲۳ نشان داده شده است و مقادیر گاف نواری به دست آمده در جدول ۴-۶ گزارش شده است.

گاف های نواری مستقیم به دست آمده برای نمونه ها در توافقی با مقادیر گزارش شده می باشد (eV) (۲/۲۳-۲/۲۶).

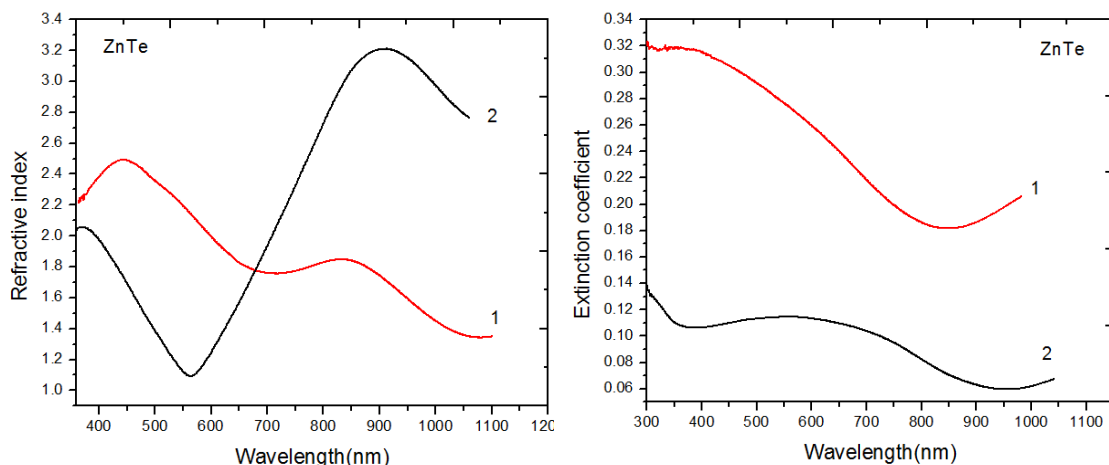


شکل ۴-۲۳: نمودارهای $(ahv)^2_{hv}$ برای نمونه‌های ۱ و ۲ سنتز شده به ترتیب در فاصله‌های زیرلایه تا منبع ۸ و ۱۵ سانتی متر.

جدول ۴-۶: گاف نواری مستقیم به دست آمده به همراه خطا برای نمونه ۱ و ۲.

گاف نواری	نمونه ها
$\pm 0.02 \text{ (eV)}$	
۲/۲۳	نمونه ۱ (۸ cm)
۲/۲۶	نمونه ۲ (۱۵ cm)

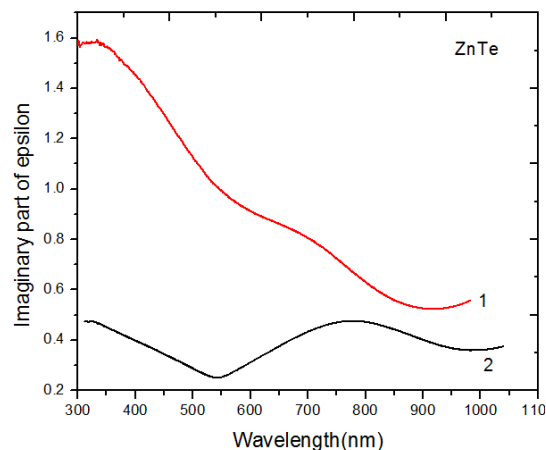
همان گونه که قبلاً اشاره شد برای به دست آوردن ضرایب خاموشی (K) و شکست (n) نمونه ها به ترتیب از مجموعه روابط ۳-۷ و ۳-۸ استفاده شد. نمودارهای k و n برای دو نمونه ۱ و ۲ در شکل‌های ۴-۲۴ و ۴-۲۵ نشان داده شده است.



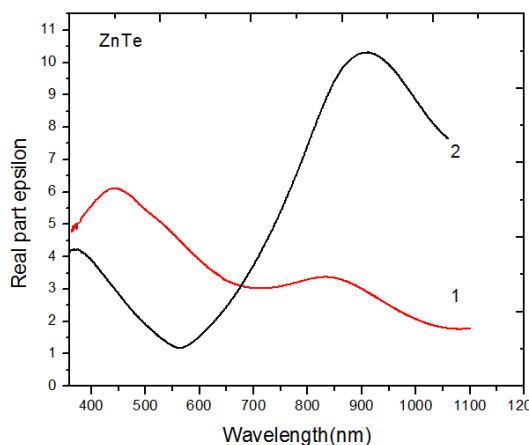
شکل ۴-۲۴: نمودار ضریب خاموشی (k)، برای نمونه ۱ و ۲. شکل ۴-۲۵: نمودار ضریب شکست (n)، برای نمونه ۱ و ۲.

همان طور که در شکل های ۴-۲۴ و ۴-۲۵ مشاهده می شود ضریب خاموشی نمونه ۱ از نمونه ۲ بیشتر است. بزرگتر بودن ضریب خاموشی به منزله جذب بیشتر موج الکترومغناطیسی توسط این نمونه در بازه مورد نظر می باشد. رفتار قسمت ضریب شکست نمونه ۱ به گونه ای است که مقدار آن با افزایش طول موج کاهش می یابد ولیکن در نمونه ۲ مقدار ضریب شکست با افزایش طول موج تا حدود 600 nm کاهش و پس از آن مجدداً افزایش می یابد. افزایش ضریب شکست در محدوده طول موجی که نمونه ۲ دارد، غیر عادی می باشد و ماده رفتار غیر طبیعی از خود نشان می دهد. حضور مراکز جذب فعال در این ناحیه طول موجی می تواند از علل این رفتار غیر عادی نمونه باشد. رفتار طیف عبور این نمونه در مقایسه با طیف عبور نمونه شماره ۱ (شکل ۴-۲۱) می تواند موید این مسئله باشد. همان گونه که در شکل ۴-۲۱ دیده می شود میزان عبور در نمونه ۲ در محدوده طول موجی تا حدود 800 nm با شیب ملایم افزایش می یابد که به معنی حضور گذارهای الکترونی بین نواری انرژی مجاز در این ناحیه انرژی می باشد که لازمه انجام این گذارها جذب فوتون ها در این ناحیه انرژی خواهد بود.

به منظور بررسی بیشتر خواص اپتیکی نمونه ها، منحنی های قسمت حقیقی و موهومی تابع دی الکتریک با استفاده از مجموع روابط ۳-۹ و ۳-۱۰ رسم شدند. نمودارهای مربوطه در شکل های ۴-۲۶ و ۴-۲۷ نشان داده شده اند.



شکل ۴-۲۶: نمودار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای نمونه ۱ و ۲ ZnTe.



شکل ۴-۲۷: نمودار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای نمونه ۱ و ۲ ZnTe.

قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک که معرف پاشندگی در نمونه هاست همان گونه که در شکل ۴-۲۷ دیده می شود برای نمونه ۱ با افزایش فرکانس (افزایش انرژی) افزایش می یابد (پاشندگی عادی). این وضعیت برای نمونه ۲ با افزایش طول موج تا حدود ۵۵۰ nm نیز برقرار است. لیکن با افزایش بیشتر طول موج (کاهش انرژی) مجدداً " قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک افزایش می یابد که همان گونه که در قسمت قبل اشاره شد در این ناحیه طول موجی با یک پاشندگی غیر عادی برای نمونه ۲ مواجه هستیم. قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای نمونه ها که معرف میزان اتلاف است از همان رفتار ضرائب خاموشی برای نمونه ها تبعیت می کند. بررسی نمودار بخش موهومی ثابت دی الکتریک

نشان می‌دهد که اولین قله‌ها برای نمونه‌های ۱ و ۲ به ترتیب در محدوده طول موج های ۴۵۰ nm و ۳۵۰ nm (در محدوده ای که تقریباً آغاز فرآیند جذب در نمونه هاست) رخ می‌دهند.

۴-۵- بررسی تاثیر ضخامت بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه نازک ZnTe

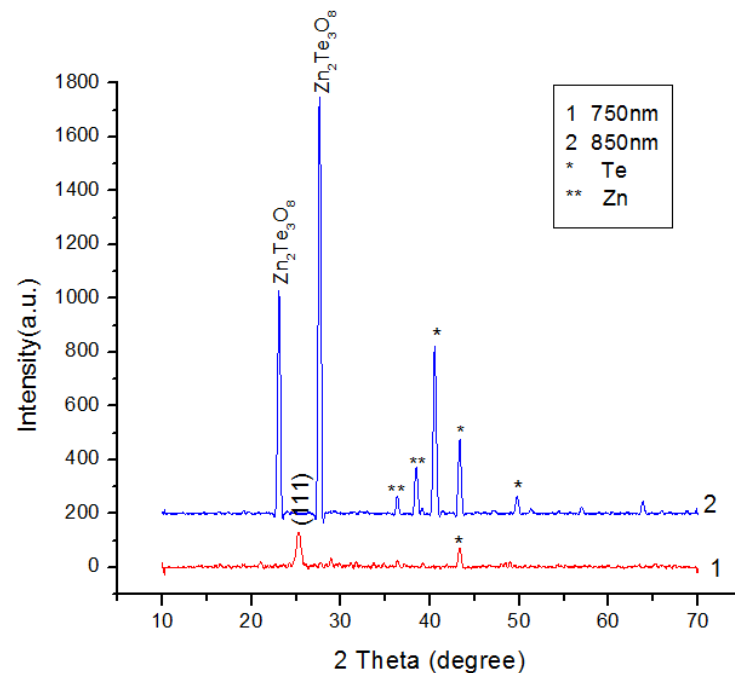
برای بررسی تاثیر ضخامت روی خواص اپتیکی و ساختاری لایه های نازک ZnTe دو نمونه با ضخامت های متفاوت تهیه شدند برای این کار مقدار ۲۰۰ mg از پودر Zn و Te با خلوص بالای ۹۰٪ را در همزن سرامیکی به طور کاملاً یکنواخت با یکدیگر مخلوط کردیم و پودر حاصل را در بوتله مولیبدن در دستگاه PVD ریخته و درپوش نیز برای بوتله قرار دادیم تا از پخش و پرش مواد جلوگیری کنیم. سپس زیرلایه-های شیشه‌ای که قبلاً تمیز شدند در دستگاه PVD و به فاصله ۸ cm از بوتله مولیبدن مستقر شدند با قرار دادن یک گرم‌کن الکتریکی در محفظه خلا و در تماس با زیرلایه‌ها، دمای زیرلایه در مقدار موردنظر (۱۵۰°C) تنظیم شد. لایه نشانی در فشار حدود 10^{-5} Torr، تحت شرایط اشاره شده انجام گردید. ضخامت لایه‌ها در حین انباشت توسط ضخامت‌سنج بلور کوارتز، حدود ۸۵۰ نانومتر اندازه‌گیری شدند. به این ترتیب دو نمونه با ضخامت های ۷۵۰ و ۸۵۰ نانومتر تهیه شدند. این نمونه ها به ترتیب نمونه ۱ و نمونه ۲ نام گذاری شدند.

۴-۵-۱ خواص ساختاری

برای بررسی خواص ساختاری نمونه ها طیف‌های XRD آن‌ها اندازه گیری شدند. الگوهای XRD نمونه ها در شکل ۴-۲۸ نشان داده شده‌اند.

مقایسه طیف‌های XRD نمونه‌ها نشان می‌دهد که نمونه ۱ با ضخامت ۷۵۰ نانومتر، دارای ساختار مکعبی ZnTe بوده که شامل قله مربوط به پراش از صفحات (۱۱۱) با موقعیت زاویه‌ای $2\theta = 25.39^\circ$ است (کد مرجع: ۲۰۸۵-۰۷۵-۰۱). با افزایش ضخامت تا ۸۵۰ نانومتر (نمونه ۲) قله مربوط به صفحات (۱۱۱) حذف و فازهای ثانویه به طور قابل توجهی در این نمونه ظاهر شده اند. یعنی نمونه

شماره ۲ دارای ساختار آمورف است. بنابراین افزایش ضخامت لایه ها در محدوده انتخاب شده نه تنها موجب بهتر شدن ساختار نگردید بلکه موجب افزایش فازهای ناخالصی جدید گردیده است.

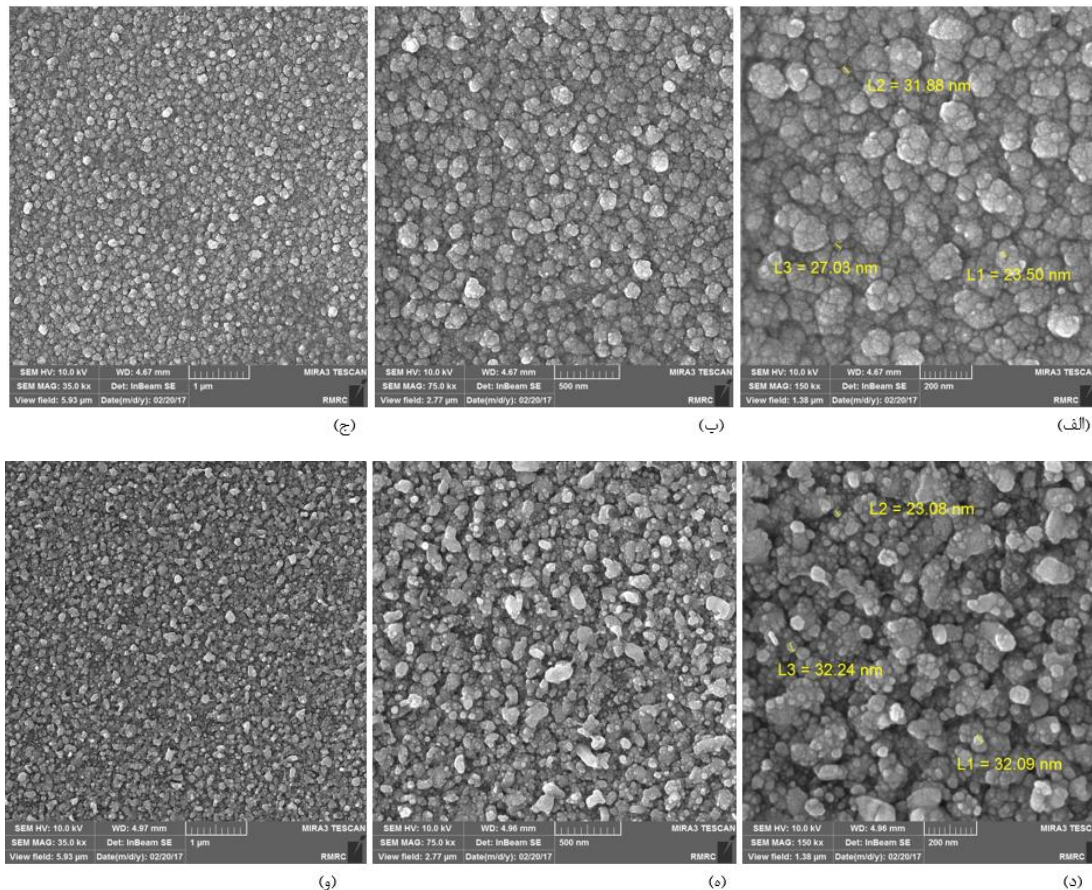


شکل ۴-۲: طیف های پراش پرتو X ثبت شده برای نمونه های ۱ و ۲ (به ترتیب با ضخامت های ۷۵۰nm و ۸۵۰nm).

۴-۵-۲ بررسی مورفولوژی سطح

برای بررسی مورفولوژی سطح نمونه ها، تصاویر FESEM از نمونه ها ثبت و در شکل (۴-۲۹) در ضخامت های مختلف ۷۵۰nm و ۸۵۰nm و در مقیاس های مختلف نشان داده شده است. تصاویر FESEM ثبت شده از سطح لایه ها نشان دادند که نمونه ZnTe با ضخامت ۷۵۰nm (نمونه ۱) از کلوخه های تقریباً کروی و یکنواختی تشکیل شده اند این کلوخه ها یکنواخت تر از لایه ZnTe با ضخامت ۸۵۰nm می باشد و خود از دانه های ریز تر تقریباً کروی شکل تشکیل شده اند. اندازه دانه ها در نمونه با ضخامت کمتر، از ۲۷ نانومتر تا حدود ۳۲ نانومتر متغیر است. دانه بندی در نمونه ZnTe با ضخامت بیشتر (نمونه ۲) با تخلخل زیاد و ظاهری متفاوت نسبت به نمونه با ضخامت کمتر است. مقایسه تصاویر

FESEM نشان می دهد که به طور کلی افزایش ضخامت منجر به تغییر دانه بندی و افزایش تخلخل و کاهش یکنواختی سطح نمونه با ضخامت بیشتر (نمونه ۲) شده است.



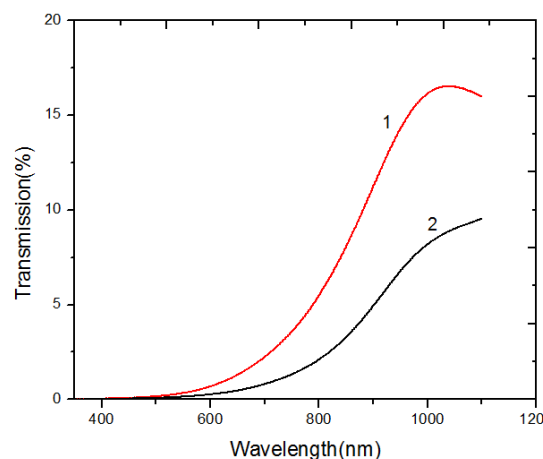
شکل ۴-۲۹: تصاویر FESEM از سطح نمونه ۱ (ضخامت ۷۵۰nm در مقیاس های الف) ۲۰۰ نانومتر ب) ۵۰۰ نانومتر ج) ۱ میکرومتر و نمونه ۲ (ضخامت ۸۵۰nm در مقیاس های د) ۲۰۰ نانومتر ه) ۵۰۰ نانومتر و) ۱ میکرومتر.

۴-۵-۳ مطالعه خواص اپتیکی

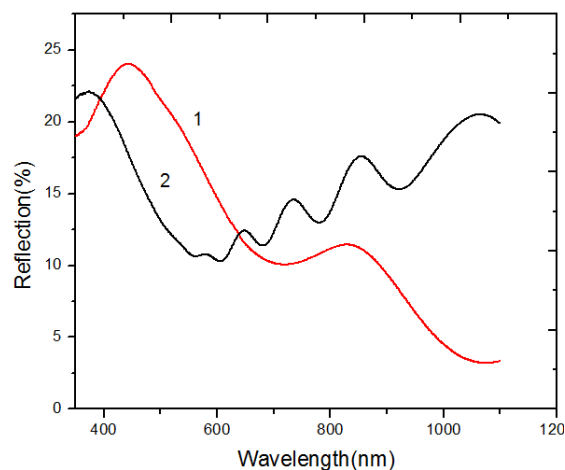
برای بررسی خواص اپتیکی نمونه ها طیف های عبور و بازتاب آنها در محدوده طول موج ۱۱۰۰-۳۵۰ نمت گردید. نتیجه این اندازه گیری ها در شکل های ۴-۳۰ و ۴-۳۱ نشان داده شده است.

همان طور که در شکل ۴-۳۰ و ۴-۳۱ دیده می شود حداکثر عبور و بازتاب در نمونه ۱ (ضخامت ۷۵۰ nm)، در محدوده طول موجی اندازه گیری شده به ترتیب حدود ۱۷٪ و ۲۴٪ است. این مقادیر برای نمونه ۲ (ضخامت ۸۵۰ nm)، به ترتیب حدود ۱۰٪ و ۲۲٪ می باشد که نشان می دهد با افزایش

ضخامت همان گونه که انتظار داریم مقدار عبور کمتر شده است. بررسی طیف های عبور نشان می دهد که لبه جذب در نمونه ۱ نسبت به نمونه ۲ دارای یک جا به جایی به سمت انرژی های بیشتر (جا به جایی آبی) است که موید افزایش گاف نواری نمونه ۱ نسبت به نمونه ۲ می باشد. بررسی قسمت بازتاب دو نمونه حاکی از رفتار متفاوت دو نمونه در بازتاب برای طول موج های بیشتر از حدود ۵۵۰nm می باشد. برای نمونه شماره ۱ که دارای ساختار مکعبی ZnTe است بازتاب در نواحی که جذب اتفاق افتاده است (در محدوده طول موجی کمتر از حدود ۵۵۰nm) به طور طبیعی بیشتر است. این مسئله برای نمونه شماره ۲ در همین محدوده طول موجی صادق است لیکن با افزایش طول موج فوتون فرودی احتمالاً به دلیل حضور قابل توجه ناخالصی های مربوط به اتم های Zn و Te مجزا شاهد افزایش مجدد بازتاب به صورت نوسانی در این نمونه هستیم. حالت نوسانی قسمت بازتاب در نمونه ۲ در طول موج های بیشتر از حدود ۵۵۰nm می تواند ناشی از تداخل امواج بازگشتی از فصل مشترک و سطح لایه انباشت شده باشد.

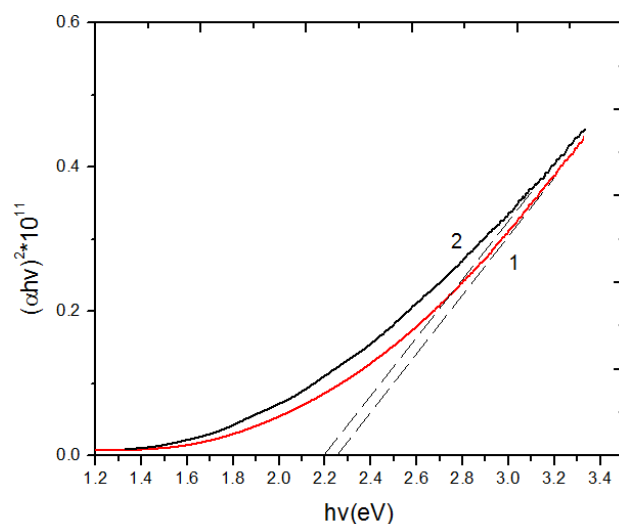


شکل ۴-۳۰: طیف های عبور اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ و ۲ ZnTe تهیه شده به ترتیب در ضخامت های ۷۵۰ و ۸۵۰ نانومتر.



شکل ۳۱-۴: طیف های بازتاب اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ و ۲ ZnTe تهیه شده به ترتیب در ضخامت های ۷۵۰ و ۸۵۰ نانومتر.

برای تعیین گاف نواری لایه ها نمودارهای $(ahv)^2 - hv$ رسم شدند که نتایج آن در شکل شماره ۳۲-۴ نشان داده شده است. تصاویر گاف نواری نمونه ها در جدول ۴-۷ گزارش شده است. اندازه گاف نواری مستقیم برای نمونه ۱ (ضخامت ۷۵۰ nm)، حدوداً ۲/۲۶ eV به دست آمد که در توافق با مقادیر گزارش شده توسط گروه های تحقیقاتی دیگر است [۲۳]. گاف نواری برای نمونه بدون ساختار ۲ (ضخامت ۸۵۰ nm)، نیز در حدود ۲/۰۳ eV به دست آمد.

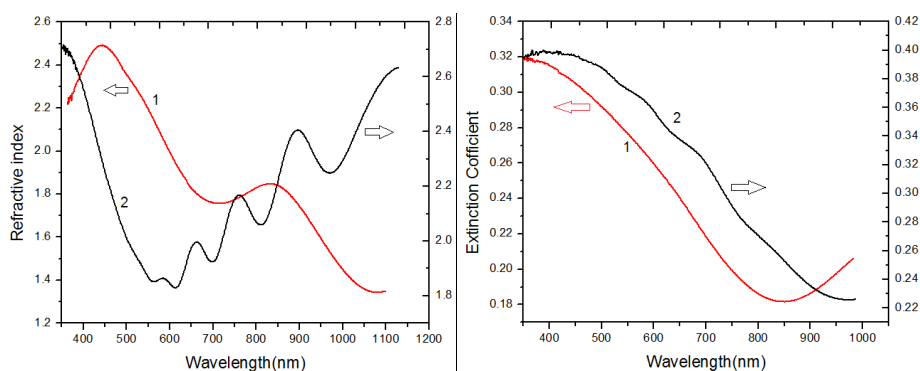


شکل ۳۲-۴: نمودارهای $(ahv)^2 - hv$ برای نمونه های ۱ و ۲ سنتز شده به ترتیب در ضخامت های ۷۵۰ و ۸۵۰ نانومتر.

جدول ۴-۷: گاف نواری مستقیم به دست آمده به همراه خطا برای نمونه ۱ و ۲.

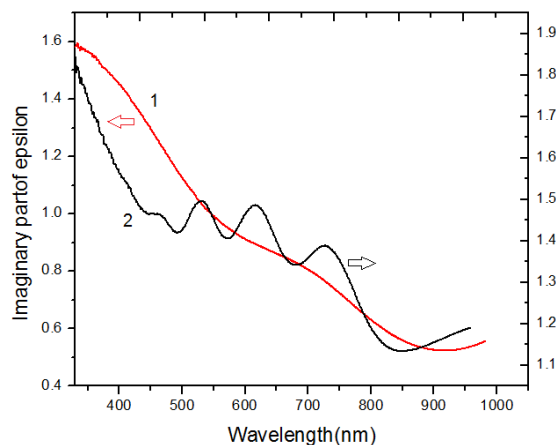
گاف نواری	نمونه ها
$\pm 0.2 \text{ (eV)}$	
۲/۲۶	نمونه ۱
۲/۰۳	نمونه ۲

برای به دست آوردن ضرایب خاموشی (K) و شکست (n) نمونه ها به ترتیب از مجموعه روابط ۳-۷ و ۸-۳ استفاده شد. نمودارهای n و k برای دو نمونه ۱ و ۲ در شکل های ۴-۳۳ و ۴-۳۴ نشان داده شده است. مقایسه ضرایب خاموشی نشان می دهد که به طور کلی ضریب خاموشی نمونه ۱ در محدوده طول موجی ۳۵۰-۸۵۰ nm از ضریب خاموشی نمونه ۲ کمتر است که این رفتار با رفتار طیف عبور نمونه ها (بیشتر بودن عبور نمونه ۱ از نمونه ۲ در این بازه طول موجی) در توافق است. رفتار ضریب شکست نمونه ها نیز کمابیش طبیعی می باشد. با کاهش طول موج (در محدوده گاف نواری) در هر دو نمونه ضرایب شکست به طور قابل توجهی افزایش می یابد. ضرایب شکست نمونه ها در محدوده ای که جذب افزایش می یابد (محدوده گاف نواری نمونه ها) افزایش را نشان می دهد. افزایش ضریب شکست نمونه ۲ در محدوده ای که دور از محدوده گاف انرژی است ممکن است به دلیل حضور فازهای ناخالصی Zn و Te در این نمونه باشد که به دلیل خاصیت فلزی باعث افزایش بیشتر جذب فوتون های فرودی بر سطح این نمونه شده باشد.

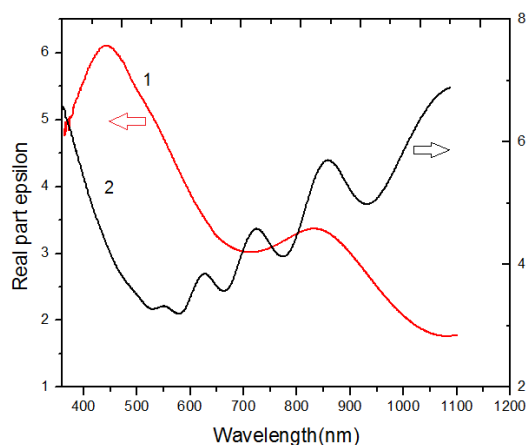


شکل ۴-۳۳: نمودار ضریب خاموشی (k)، برای نمونه ۱ و ۲. شکل ۴-۳۴: نمودار ضریب شکست (n)، برای نمونه ۱ و ۲.

برای به دست آوردن قسمت حقیقی و موهومی ثابت دی الکتریک به ترتیب از روابط ۳-۹ و ۳-۱۰ استفاده شد. که نمودارهای مربوطه در شکل‌های ۴-۳۵ و ۴-۳۶ نشان داده شده است.



شکل ۴-۳۵: نمودار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای نمونه ۱ (ضخامت ۷۵۰ nm) و نمونه ۲ (ضخامت ۸۵۰ nm).



شکل ۴-۳۶: نمودار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای نمونه ۱ (ضخامت ۷۵۰ nm) و نمونه ۲ (ضخامت ۸۵۰ nm).

رفتار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک که معرف پاشندگی است با رفتار ضریب شکست نمونه ها در توافق است. نوسانی شدن قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای نمونه ۲ در طول موج های بلند (بزرگ تر از حدود ۵۰۰ nm) همان گونه که قبلا نیز اشاره شد ممکن است به دلیل حضور فازهای ناخالصی فلزی (Zn و Te) در این نمونه باشد. رفتار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک نمونه ها که معرف میزان اتلاف موج فرودی در عبور از لایه هاست نیز مشابه رفتار ضرایب خاموشی آن ها است

(افزایش ثابت دی الکتریک موهمومی در نزدیک لبه جذب و کاهش آن در نواحی انرژی دور از لبه جذب).

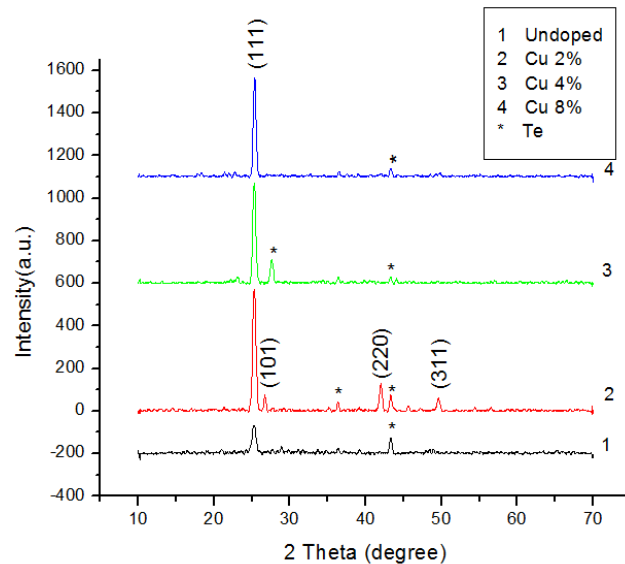
۴-۶ بررسی تاثیر آلاینش مس بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه نازک ZnTe

برای بررسی تاثیر آلاینش عنصر مس (Cu) بر خواص ساختاری و اپتیکی لایه های نازک ZnTe ابتدا سه نمونه لایه نازک ZnTe با مقادیر آلاینش متفاوت مس (۲ و ۴ و ۸ درصد وزنی) با روش تبخیر حرارتی اشاره شده در قسمت های قبلی تهیه شدند. برای این کار از زیرلایه های شیشه ای که به فاصله ۸cm از بوته مولیبدن مستقر شدند استفاده شد. دمای سطح زیرلایه ها با استفاده از یک گرم کن الکتریکی در دمای 150°C تنظیم شد. لایه نشانی در فشار حدود 10^{-5} Torr، انجام گردید. ضخامت لایه ها در حین انباشت توسط ضخامت سنج بلور کوارتز، ۷۵۰-۷۸۰ نانومتر اندازه گیری شدند. نمونه های مورد مطالعه به ترتیب با شماره های ۱ (بدون آلاینش)، ۲ (۲٪ وزنی Cu)، ۳ (۴٪ وزنی Cu) و ۴ (۸٪ وزنی Cu) علامت گذاری شدند.

۴-۶-۱ خواص ساختاری

برای بررسی خواص ساختاری نمونه ها طیف های XRD آن ها اندازه گیری شدند. طیف های پراش اشعه X نمونه ها در شکل ۴-۳۷ نشان داده شده است. حضور قله مربوط به پراش از صفحات (۱۱۱) در طیف XRD همه نمونه ها موید تشکیل ساختار مکعبی ZnTe می باشد. راستای ترجیحی در همه نمونه ها راستای (۱۱۱) می باشد. در ابتدا با افزودن آلاینش مس به مقدار ۲٪ وزنی قله های ساختار مکعبی ZnTe در موقعیت های زاویه ای $2\theta = 25/39^{\circ}$ مربوط به پراش از صفحات (۱۱۱)، $2\theta = 42/07^{\circ}$ مربوط به پراش از صفحات (۲۲۰) و $2\theta = 49/78^{\circ}$ مربوط به پراش از صفحات (۳۱۱) مشاهده شد (کد مرجع: ۰۷۵-۲۰۸۵-۰۱). با افزایش آلاینش تا ۴٪ وزنی، قله های (۲۲۰) و (۳۱۱) حذف شد اما شدت قله (۱۱۱) افزایش می یابد. سپس با دو برابر کردن آلاینش مس تا ۸٪ در حالی از مقدار فاز ثانویه تلوریم در لایه ها کاسته می شد که شاهد بیشتر شدن شدت قله مربوط به پراش از صفحات (۱۱۱) هستیم. مقایسه

طیف‌های XRD نمونه‌ها نشان می‌دهد که کیفیت بلوری نمونه و شدت قله اصلی تحت تاثیر میزان حضور اتم‌های مس تغییر می‌کند.



شکل ۴-۳۷: طیف‌های پراش پرتو X ثبت شده برای نمونه‌های ۱ (بدون آلاینش)، ۲ (آلاینش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آلاینش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آلاینش ۸٪ وزنی مس).

با توجه به داده‌های حاصل از طیف XRD نمونه‌ها و رابطه شرر (معادله ۳-۳) اندازه متوسط بلورک‌ها و همچنین ثابت شبکه بلوری (a_0) محاسبه شدند که نتایج آن در جدول ۴-۸ گزارش شده است که مقادیر اندازه بلورک‌ها بین ۱۷/۴۳ nm تا ۲۳/۰۵ nm می‌باشند که این نتایج مطابق با کار ژول کیو^۱ و همکاران بود [۳۷]. مقایسه اندازه متوسط بلورک‌ها نشان می‌دهد که با افزودن ناخالصی Cu و افزایش آن اندازه بلورک‌ها نیز افزایش یافته است. به نظر می‌رسد حضور ناخالصی باعث تسهیل محسوسی در فرآیند جوانه زنی و افزایش ابعاد جوانه‌ها شده باشد. مقایسه مقادیر ثابت شبکه نمونه نیز نشان می‌دهد که حضور ناخالصی مس منجر به کاهش ثابت شبکه بلوری شده است. این کاهش می‌تواند به دلیل جانشین شدن اتم‌های ناخالصی مس به جای اتم‌های روی ماده میزبان ایجاد شده باشد. شعاع یونی Cu^{+2} ($0.57 \text{ \AA}$) از شعاع یونی Zn^{+2} ($0.6 \text{ \AA}$) کوچک‌تر است. جا به جایی در موقعیت قله‌ها به سمت

¹ Gul, Q

زوایای بزرگ تر نیز به دلیل تغییر در ثابت شبکه ZnTe می باشد. یعنی اگر یون های Cu^{+2} به جای یون های Zn^{+2} در ماده میزبان جانشین شده باشند به دلیل تغییر شعاع یونی این دو عنصر این جا به جایی به سمت زوایای بزرگ تر قابل توجیه خواهد بود. در نمونه های تهیه شده با افزایش ناخالصی مس میزان کرنش و چگالی در رفتگی نمونه ها کاهش یافتند.

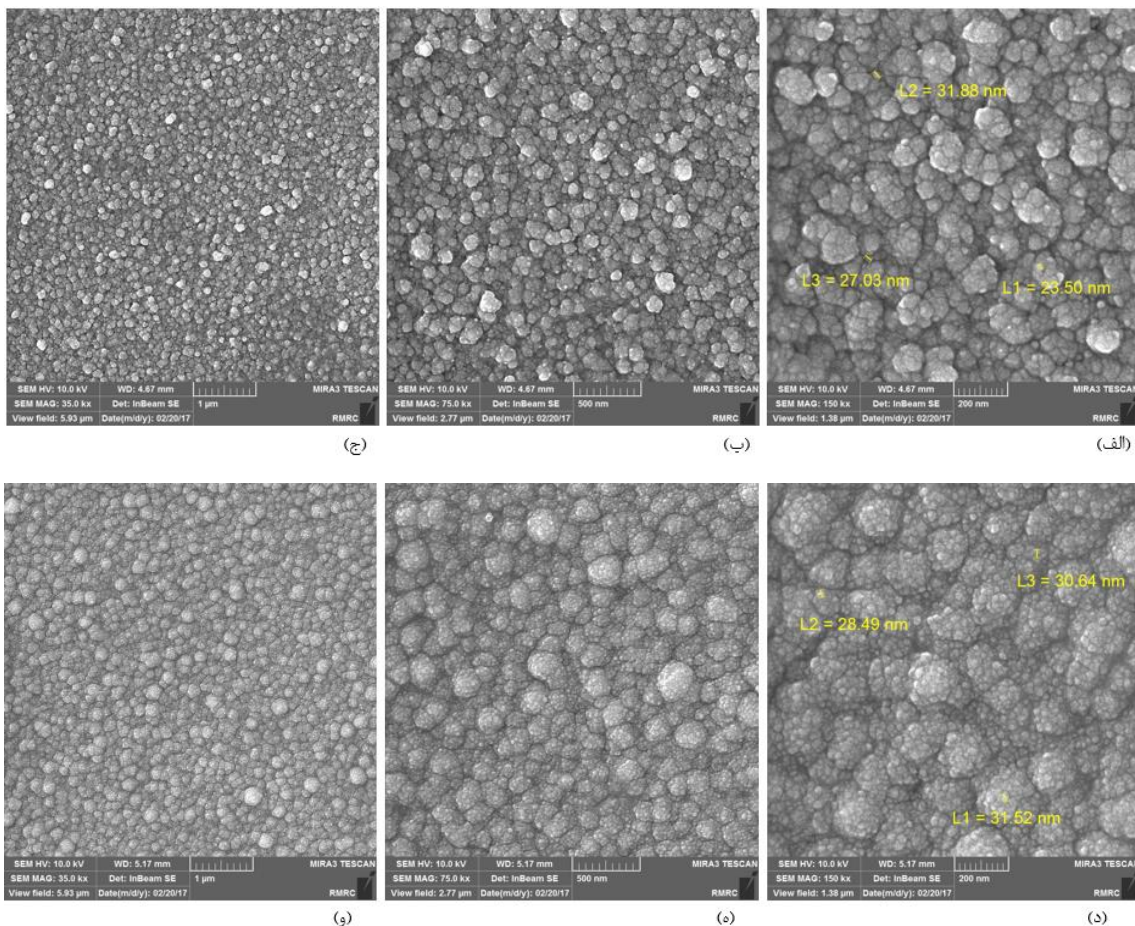
جدول ۴-۸ مقادیر پارامترهای مورد استفاده و همچنین اندازه بلورک محاسبه شده برای نمونه های ۴۰۱، ۳۰۱ و ۴۰۳.

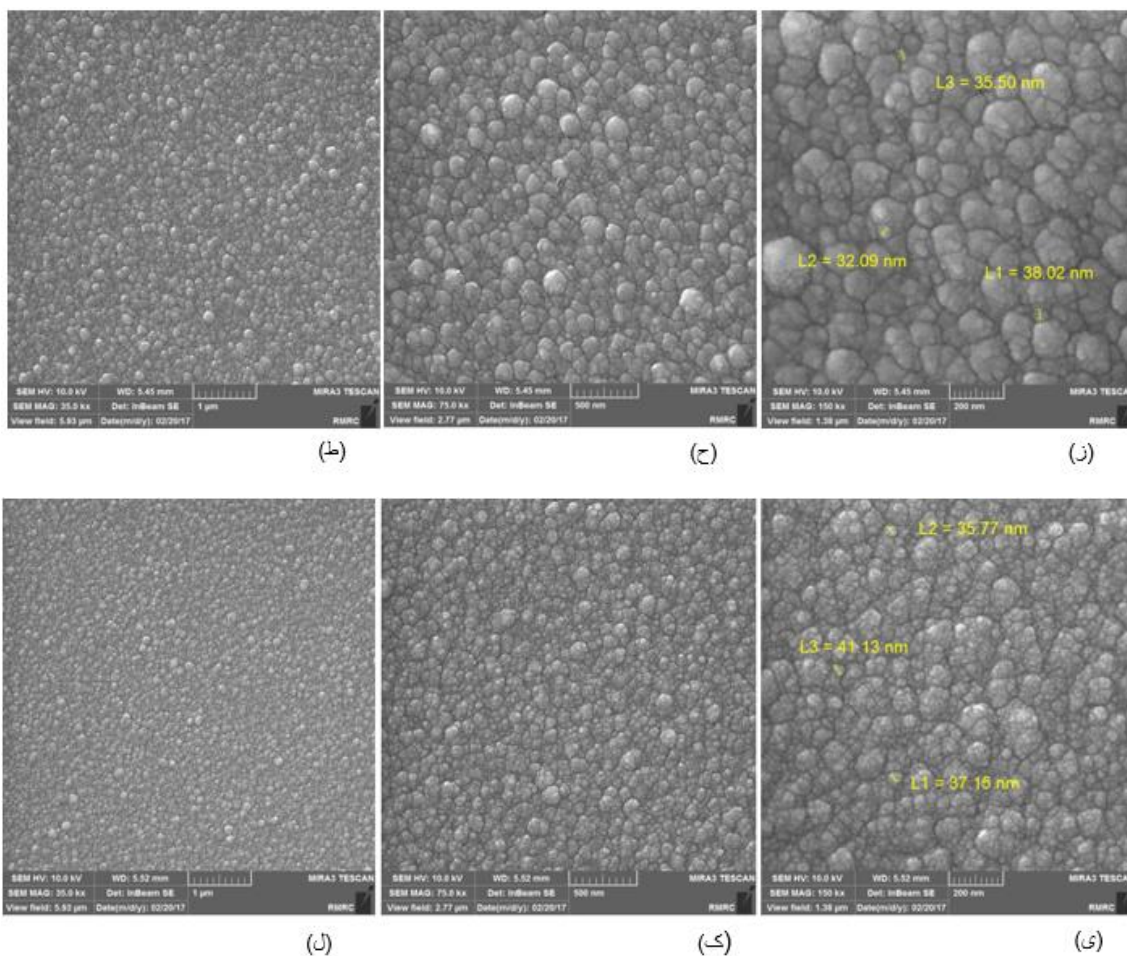
نمونه ها	2θ (درجه)	پهنا در نیم بیشینه (رادیان)	اندازه متوسط بلورک (nm) ± 0.027	ثابت شبکه بلوری a_0 ($\text{\AA}$)	δ	ε
نمونه ۱	۲۵/۲۹	۰/۰۰۸۲	۱۷/۴۳۲	۶/۱۱	۰/۰۰۳۲۹	۰/۰۰۹۱
نمونه ۲	۲۵/۳۰	۰/۰۰۷۳	۱۹/۵۹۰	۶/۰۹	۰/۰۰۲۶۰	۰/۰۰۸۱
نمونه ۳	۲۵/۳۰	۰/۰۰۶۹	۲۰/۷۱۰	۶/۰۹	۰/۰۰۲۳	۰/۰۰۷۶
نمونه ۴	۲۵/۳۵	۰/۰۰۶۲	۲۳/۰۵۱	۶/۰۷	۰/۰۰۱۸	۰/۰۰۶۹

۴-۶-۲ بررسی مورفولوژی سطح

جهت بررسی مورفولوژی سطح نمونه ها و نحوه دانه بندی نمونه ها، تصاویر FESEM از سطح نمونه ها ثبت شدند. تصاویر مربوطه در شکل (۴-۳۸) نشان داده شده است. بررسی تصاویر FESEM ثبت شده از سطح لایه ها نشان دادند که سطح تمام نمونه ها از کلوخه های تقریبا کروی و یکنواخت بهم چسبیده ای تشکیل شده است که این کلوخه ها خود نیز از دانه های ریز تر تقریبا کروی شکلی تشکیل شده اند. نمونه بدون آلاش شامل کلوخه های متشکل از دانه های ریزی در ابعاد حدود ۲۳-۳۱ nm می باشد. به طور کلی با افزودن ناخالصی مس دانه بندی سطح لایه ها دستخوش کمی تغییرات شده است به گونه

ای که ابتدا کلوخه ها به نظر درشت تر و متراکم تر می رسند. تعداد دانه ها در این کلوخه های متراکم افزایش یافته است. سپس با افزایش بیشتر ناخالصی مس (تا ۴٪ وزنی) ابعاد کلوخه ها کوچک شده لیکن سطح زیرلایه به طور پیوسته تری با ماده انباشت شده (ZnTe) پر شده است. با افزایش بیشتر ناخالصی مس (تا ۸٪ وزنی) ابعاد کلوخه ها کوچک تر شده لیکن تخلخل بین کلوخه ها نیز کاهش می یابد. با حضور ناخالصی مس تا ۲٪ وزنی اندازه دانه ها به حدود ۲۸ نانومتر تا ۳۱ نانومتر افزایش می یابد. سپس با افزودن بیش تر ناخالصی مس تا ۴٪ وزنی اندازه دانه ها بزرگتر شده و ابعاد این دانه های ریز از حدود ۳۲ نانومتر تا ۳۸ نانومتر متغیر می باشد. با افزودن ناخالصی بیشتر مس تا ۸٪ وزنی شاهد افزایش بیشتر دانه ها از تا حدود ۴۱ نانومتر هستیم.





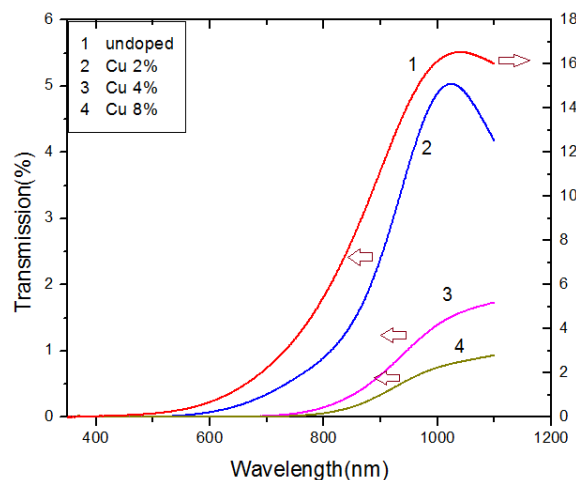
شکل ۴-۳: تصاویر FESEM از سطح لایه های نازک ZnTe بدون آلاینش در مقیاس های الف) ۲۰۰ نانومتر ب) ۵۰۰ نانومتر ج) ۱ میکرومتر، آلاینش مس ۲ درصد در مقیاس های د) ۲۰۰ نانومتر ه) ۵۰۰ نانومتر و) ۱ میکرومتر، آلاینش مس ۴ درصد در مقیاس های ز) ۲۰۰ نانومتر ح) ۵۰۰ نانومتر ط) ۱ میکرومتر و آلاینش مس ۸ درصد در مقیاس های ی) ۲۰۰ نانومتر ک) ۵۰۰ نانومتر ل) ۱ میکرومتر.

۴-۶-۳ مطالعه خواص اپتیکی

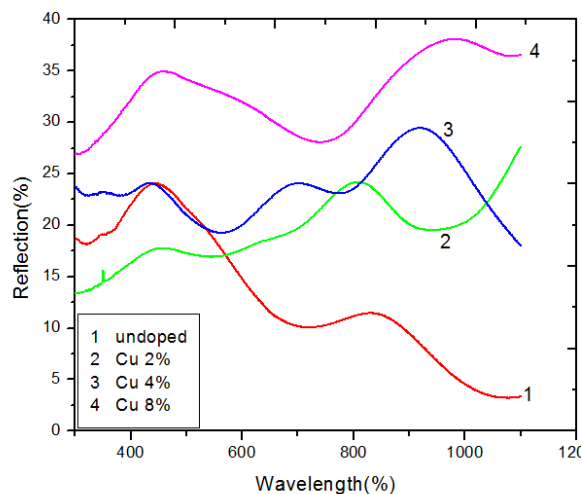
برای بررسی خواص اپتیکی نمونه ها طیف های عبور و بازتاب آنها در محدوده طول موج ۱۱۰۰-۳۵۰ اندازه گیری شدند. نتیجه این اندازه گیری ها در شکل ۴-۳۹ و ۴-۴۰ نشان داده شده است.

همان طور که در شکل ۴-۳۹ و ۴-۴۰ دیده می شود حداکثر مقدار عبور نمونه بدون آلاینش ۱۷٪ می باشد که با افزودن ناخالصی مس (۲٪ وزنی) مقدار عبور به حدود ۵٪ کاهش می یابد. با افزایش بیشتر مقدار ناخالصی مس تا ۴٪ وزنی میزان عبور بسیار کمتر شده و به حدود ۱/۵٪ کاهش می

یابد. سرانجام با افزایش بیشتر میزان ناخالصی مس به ۸٪ وزنی میزان عبور نمونه به کمتر از ۱٪ کاهش می یابد. بنابراین مقدار عبور نمونه ها با افزایش میزان ناخالصی مس به طور چشمگیری کاهش می یابد. بررسی رفتار طیف بازتاب نمونه ها نشان می دهد که به طور کلی ضمن تغییر رفتار منحنی بازتاب میزان حداکثر بازتاب از سطح نمونه ها نیز افزایش یافته است. افزایش بازتاب از سطح نمونه ها در حضور ناخالصی مس ممکن است به دلیل حضور فازهای ناخالصی فلزی در نمونه باشد که به دلیل ماهیت فلزی آن از یک سو باعث کاهش میزان عبور و از سوی دیگر باعث افزایش میزان بازتاب شده است. همان گونه که قبلا نیز اشاره شده است حضور بعضی قله ها روی قسمت بازتاب به گذارهای بین نواری (نوار ظرفیت و نوار رسانش) وابسته می باشد. حداکثر بازتاب در محدوده طول موجی اندازه گیری شده برای نمونه بدون آلاینش ۲۴٪ می باشد که با افزودن ناخالصی مس تا ۸٪ وزنی مقدار بازتاب تا حدود ۳۷٪ افزایش می یابد.

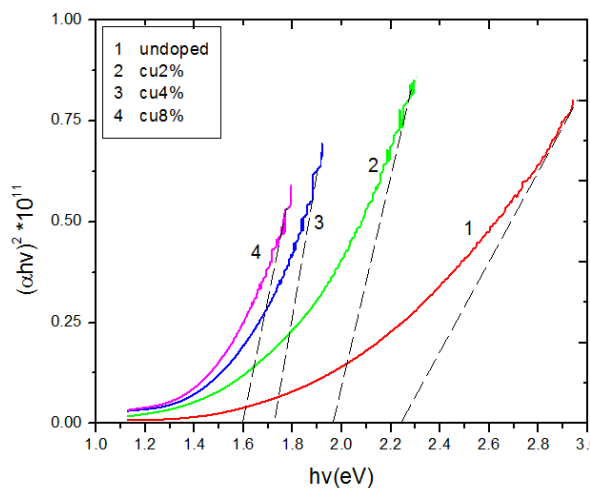


شکل ۴-۳: طیف های عبور اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ (بدون آلاینش)، ۲ (آلاینش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آلاینش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آلاینش ۸٪ وزنی مس).



شکل ۴-۴: طیف های بازتاب اندازه گیری شده برای نمونه های ۱ (بدون آلیش)، ۲ (آلیش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آلیش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آلیش ۸٪ وزنی مس).

نمودارهای $ah\nu^2 - hv$ برای تعیین گاف نواری مستقیم نمونه ها در شکل شماره ۴-۴۱ نشان داده شده است. مقادیر گاف نواری به دست آمده نشان می دهند که حضور ناخالصی مس و افزایش درصد ناخالصی به طور کلی باعث کاهش گاف نواری می شود. میزان این کاهش به ازای حداکثر غلظت ناخالصی به کار رفته (۸٪ وزنی) نسبت به نمونه بدون آلیش حدود ۲۸ درصد است.

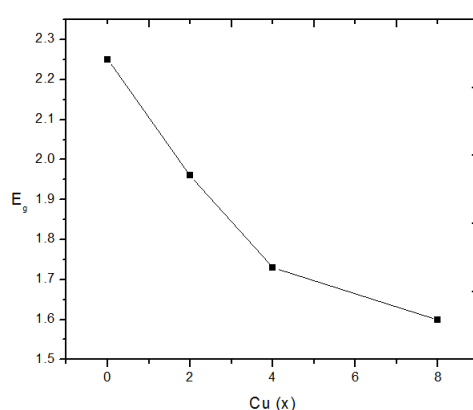


شکل ۴-۴۱: نمودارهای $ah\nu^2 - hv$ برای نمونه های ۱ (بدون آلیش)، ۲ (آلیش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آلیش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آلیش ۸٪ وزنی مس).

جدول ۴-۹: گاف نواری مستقیم به دست آمده برای نمونه های ۱، ۲، ۳ و ۴.

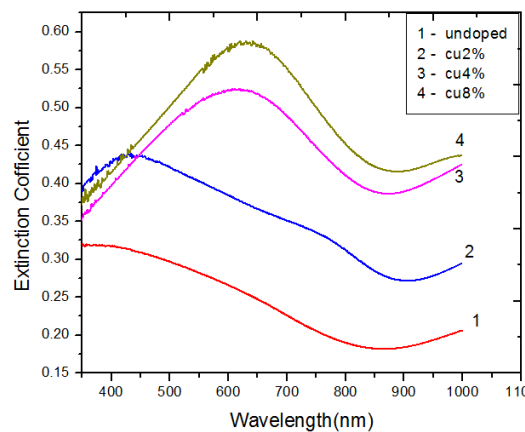
نمونه ها	غلظت درصد وزنی	گاف نواری (eV) ± 0.02	غلظت درصد وزنی	گاف نواری (eV) گزارش شده [۳۷]
نمونه ۱	۰	۲/۲۵	۰	۲/۲۴
نمونه ۲	۲	۱/۹۶	۶	۲
نمونه ۳	۴	۱/۷۳	۸	۱/۸۴
نمونه ۴	۸	۱/۶۰	۱۰	۱/۶۴

نمودار تغییرات گاف نواری به ازاء افزایش غلظت ناخالصی مس در شکل ۴-۴۲ آمده است. این کاهش نواری را می توان به افزایش اندازه دانه ها نسبت داد. همچنین افزایش دنباله نواری به دلیل حضور ناخالصی مس چنانچه در شکل ۴-۳۹ نیز دیده می شود می تواند از دلایل دیگر کاهش گاف نواری باشد. این رفتار با نتایج گروه زول کیو و همکاران برای نمونه های ZnTe آلوده به روش تبخیر حرارتی در توافق می باشد [۳۷].

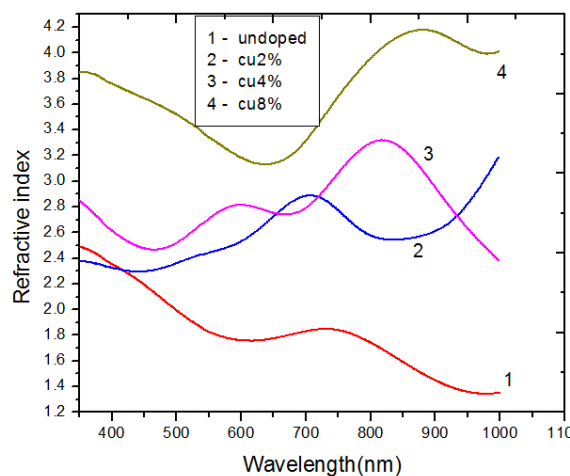


شکل ۴-۴۲: نمودار تغییر گاف نواری بر حسب تغییر غلظت ناخالصی مس.

نمودارهای ضرایب خاموشی (k) و شکست (n) برای نمونه‌های بدون آرایش و آلاییده با مس در شکل‌های ۴۳-۴ و ۴۴-۴ نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل‌های ۴۳-۴ و ۴۴-۴ مشاهده می‌شود به طور کلی مقدار ضریب شکست با افزایش ناخالصی افزایش می‌یابد. علت افزایش ضریب شکست با افزایش ناخالصی را می‌توان به جذب بیشتر موج فرودی توسط ماده نسبت داد. بررسی رفتار ضریب خاموشی نمونه‌ها نیز نشان می‌دهد که برای نمونه‌های دارای آرایش مس به طور کلی در همه ناحیه طول موجی ضریب خاموشی افزایش یافته است. افزایش ضریب خاموشی به معنی کاهش عبور موج الکترومغناطیسی به دلیل افزایش جذب (اتلاف) می‌باشد. رفتار طیف عبور نمونه‌ها (شکل ۴-۳۹) این موضوع را تأیید می‌کند. مطابق با نتایج گروه ژول کیو و همکاران [۳۷].



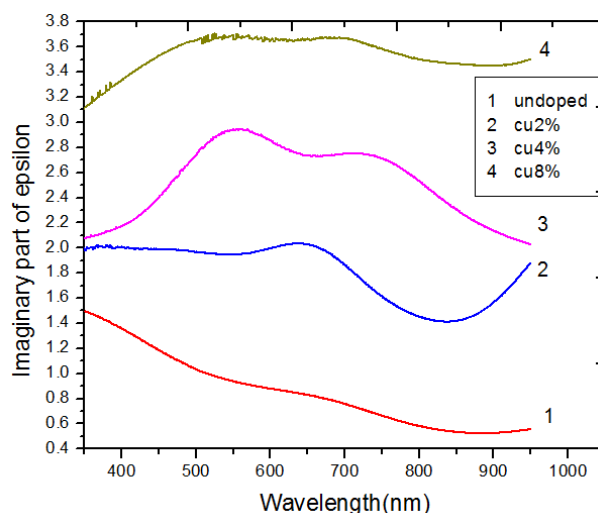
شکل ۴-۴۳: نمودارهای ضریب خاموشی (k)، برای نمونه‌های ۱ (بدون آرایش)، ۲ (آرایش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آرایش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آرایش ۸٪ وزنی مس).



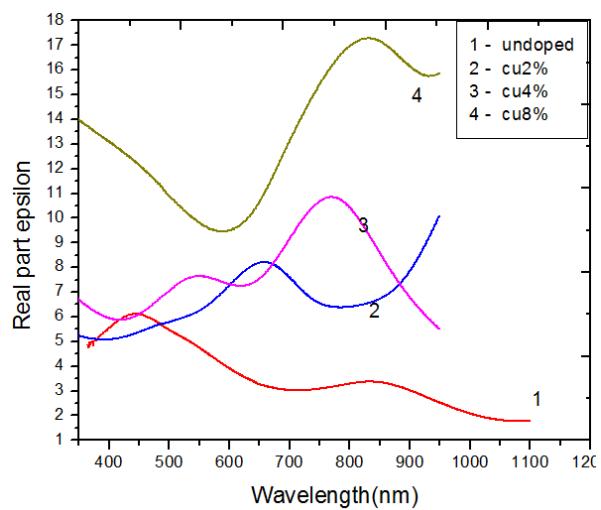
شکل ۴-۴۴: نمودارهای ضریب شکست (n)، برای نمونه‌های ۱ (بدون آرایش)، ۲ (آرایش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آرایش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آرایش ۸٪ وزنی مس).

ثابت دی الکتریک نمونه ها (قسمت حقیقی و موهومی) نیز به ترتیب از روابط ۳-۹ و ۳-۱۰ به دست آمدند. نمودارهای بخش های حقیقی و موهومی ثابت دی الکتریک نمونه ها در شکل های ۴-۴۵ و ۴-۴۶ رسم شده اند.

رفتار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک که معرف اتلاف موج فرودی است با رفتار ضریب خاموشی نمونه ها در توافق می باشد. حضور ناخالصی مس و افزایش آن باعث افزایش اتلاف موج الکترومغناطیسی فرودی می شود. همچنین رفتار قسمت حقیقی تابع دی الکتریک نمونه ها که نشان دهنده پاشندگی موج الکترومغناطیسی فرودی است با رفتار ضریب شکست آن ها مطابقت دارد. به طور کلی ضرائب شکست در نواحی که جذب وجود دارد دارای افزایش است و در نواحی که نمونه ها شفاف هستند دستخوش کاهش می شود.



شکل ۴-۴۵: نمودارهای قسمت موهومی ثابت دی الکتریک برای نمونه های ۱ (بدون آلیش)، ۲ (آلیش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آلیش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آلیش ۸٪ وزنی مس).



شکل ۴-۴: نمودارهای قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک برای نمونه های ۱ (بدون آلیش)، ۲ (آلیش ۲٪ وزنی مس)، ۳ (آلیش ۴٪ وزنی مس) و ۴ (آلیش ۸٪ وزنی مس).

فصل پنجم: نتیجه گیری و پیشنهادات

۵-۱ نتیجه گیری

در این پژوهش اثر پارامترهای مختلف رشد بر روی خواص فیزیکی لایه‌های نازک زینک تلوراید تهیه شده به روش تبخیر حرارتی (PVD)، مورد بررسی قرار گرفت. پارامترهای متغیر در این تحقیق شامل مطالعه تاثیر بازپخت، دمای زیرلایه، فاصله زیرلایه تا منبع، ضخامت لایه و سرانجام اثر آلودگی مس بر خواص فیزیکی و ساختاری لایه‌های نازک زینک تلوراید بود. مشخصه یابی و تحلیل داده‌های مربوط در این کار وابسته به بررسی‌های مورفولوژی سطح (FESEM)، پراش پرتو ایکس (XRD)، طیف سنجی فرابنفش-نور مرئی (UV-Vis) بود. نتایج اثر بازپخت روی خواص لایه ها به شرح ذیل می باشد:

✓ طیف های XRD نشان دادند که ساختار بلوری نمونه های قبل از بازپخت دارای فاز ناخالصی نبودند.

✓ شدت قله اصلی ساختار بلوری نمونه بعد از بازپخت کاهش یافت.

✓ اندازه متوسط بلورک ها بعد از بازپخت افزایش یافت.

✓ تصاویر FESEM نشان داد که اندازه دانه های کروی بعد از بازپخت بزرگتر و متراکم تر شدند.

✓ میزان عبور نمونه ها بعد از بازپخت (به دلیل کاهش ضخامت در اثر عملیات بازپخت) افزایش یافت.

✓ گاف نواری نمونه بعد از بازپخت به دلیل افزایش قابل توجه در فازهای ناخالصی افزایش یافت.

✓ ضریب خاموشی بعد از بازپخت کاهش یافت (در توافق با اندازه گیری های مربوط به طیف عبور).

✓ ضریب شکست لایه ها بعد از عملیات بازپخت افزایش یافت.

✓ قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک (میزان پاشندگی موج الکترومغناطیسی) بعد از بازپخت افزایش و قسمت موهومی ثابت دی الکتریک (میزان اتلاف انرژی الکترومغناطیسی) کاهش یافت.

نتایج تاثیر دمای زیرلایه نیز به شرح ذیل می باشد:

- ✓ طیف های XRD نشان دادند که نمونه با دمای زیرلایه 27°C دارای ساختار آمورف است.
 - ✓ با افزایش دمای زیرلایه از 100°C تا 150°C شدت قله اصلی مربوط به ساختار مکعبی ZnTe افزایش و پهنای قله کاهش یافت.
 - ✓ اندازه بلورک ها با افزایش دمای زیرلایه افزایش یافت.
 - ✓ افزایش دمای زیرلایه باعث بهبود بلورینگی نمونه ها شد.
 - ✓ تصاویر FESEM نشان دادند که با افزایش دمای زیرلایه اندازه کلوخه ها و نیز اندازه دانه ها بزرگ تر و تراکم دانه ها بیشتر شدند.
 - ✓ میزان بازتاب در ناحیه طول موجی اندازه گیری شده برای نمونه ۱ (دارای ساختار آمورف) از سایر نمونه ها بیشتر است.
 - ✓ با افزایش دمای زیرلایه، گاف نواری نمونه ها کاهش می یابد.
 - ✓ ضرایب خاموشی و شکست با افزایش دمای زیرلایه افزایش یافتند.
 - ✓ با افزایش دمای زیرلایه میزان پاشندگی و اتلاف انرژی موج الکترومغناطیسی افزایش یافتند.
- نتیج تغییر فاصله زیرلایه تا منبع:
- ✓ طیف های XRD نمونه ها نشان دادند که با افزایش فاصله زیرلایه تا منبع اندازه متوسط بلورک ها افزایش می یابند.
 - ✓ با افزایش فاصله زیرلایه تا منبع ضخامت نمونه ها کاهش یافت.
 - ✓ ثابت شبکه بلوری نمونه ها با افزایش فاصله زیرلایه تا منبع کاهش یافت.

- ✓ تصاویر FESEM نمونه ها نشان دادند که با افزایش فاصله زیرلایه تا منبع اندازه دانه ها بزرگ تر، یکنواختی بهتر، کلوخه ها متراکم تر شدند.
 - ✓ با افزایش فاصله زیرلایه تا منبع عبور نمونه ها یک جا به جایی آبی از خود نشان داد که نشانگر افزایش گاف نواری می باشد.
 - ✓ با افزایش فاصله زیرلایه تا منبع تبخیر، ضخامت کمتر و بلورینگی بیشتر و عبور افزایش می یابد.
 - ✓ ضریب خاموشی (جذب) و قسمت موهومی ثابت دی الکتریک با افزایش فاصله زیرلایه تا منبع کاهش یافت و ضریب شکست تا طول موج 600 nm کاهش و پس از آن مجدداً افزایش یافت (رفتار غیر عادی ماده)، دلیل آن می تواند حضور مراکز جذب فعال در این ناحیه طول موجی باشد.
 - ✓ قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک (پاشندگی) با افزایش فاصله زیرلایه تا منبع به دلیل حضور مراکز جذب فعال در ناحیه طول موجی بیشتر از 550 nm رفتار غیر عادی دارد.
- نتیج اثر ضخامت به شرح ذیل می باشد :
- ✓ طیف های XRD نمونه ها نشان داد که با افزایش ضخامت ساختار آمورف شد و موجب افزایش فازهای ناخالصی جدید گردید.
 - ✓ تصاویر FESEM نشان دادند که نمونه با ضخامت کمتر یکنواخت تر از نمونه با ضخامت بیشتر می باشد.
 - ✓ افزایش ضخامت منجر به تغییر دانه بندی و افزایش تخلخل و کاهش یکنواختی سطح نمونه ها شد.
 - ✓ با افزایش ضخامت، میزان عبور و گاف نواری کاهش یافتند.
 - ✓ ضریب خاموشی با افزایش ضخامت در محدوده طول موجی $300-850\text{ nm}$ افزایش یافت.
 - ✓ ضریب شکست با کاهش طول موج (محدوده گاف نواری نمونه ها) برای هر دو نمونه افزایش یافت.

✓ افزایش ضریب شکست نمونه با ضخامت بیشتر در محدوده دور از گاف انرژی به دلیل حضور فازهای ناخالصی Zn و Te می باشد.

✓ رفتار قسمت حقیقی ثابت دی الکتریک (پاشندگی) با رفتار ضریب شکست نمونه ها و رفتار قسمت موهومی ثابت دی الکتریک (میزان اتلاف موج فرودی) با رفتار ضریب خاموشی نمونه ها در توافق می باشند.

نتیج اثر آلایش ناخالصی مس به شرح ذیل می باشد:

✓ طیف های XRD نمونه ها نشان دادند که با افزودن ناخالصی مس و افزایش آن، اندازه بلورک ها افزایش یافت و ثابت شبکه کاهش یافت.

✓ تصاویر FESEM نشان دادند که با افزودن ناخالصی مس تا ۸٪ وزنی، اندازه کلوخه ها کوچک تر گردید و تخلخل بین کلوخه ها کاهش یافت و اندازه دانه ها افزایش یافتند.

✓ با افزایش ناخالصی مس میزان عبور نمونه ها و گاف نواری کاهش و میزان بازتاب افزایش یافت.

✓ ضرایب شکست و خاموشی و قسمت حقیقی و موهومی ثابت دی الکتریک با افزایش ناخالصی مس افزایش یافتند.

۲-۵ پیشنهادات جهت ادامه تحقیقات و مطالعات تکمیلی

۱- مطالعه و ساخت لایه های نازک زینک تلوراید با روش های دیگر رشد و نیز با زیرلایه های دیگر و سپس بررسی خواص فیزیکی آن ها.

۲- بررسی اثر بازپخت در حضور گازهای مختلف دیگر بر خواص اپتیکی و ساختاری لایه های نازک زینک تلوراید.

۳- استفاده از لایه های نازک زینک تلوراید خالص و آلایش یافته در ساخت قطعات نظیر فوتو دیود ها.

۴- استفاده از لایه های نازک زینک تلوراید برای حسگر های گاز ها.

مراجع

- [1] Cardona, M., & Peter, Y. Y, (2005), "*Fundamentals of semiconductors*", Springer-Verlag Berlin Heidelberg.
- [2] Li, Z, (2011), "*Growth and Characterization of ZnSe and ZnTe Alloy Nanowires*", (Doctoral dissertation, University of Toronto).
- [3] Lee, W. G., Kim, Y. K., Kim, J. K., Starzhinskiy, N., Ryzhikov, V., & Grinyov, B. (2008), "Growth and properties of new ZnSe (Al, O, Te) semiconductor scintillator", *Radiation Measurements*, 43(2), 502-505.
- [4] Ray, B. (2013), "*II–VI Compounds: International Series of Monographs in The Science of The Solid State*", (Vol. 2), Elsevier.
- [5] S.Hinckley, (2003), www.some.ecu.au/units.
- [6] Schlesinger, T. E., Toney, J. E., Yoon, H., Lee, E. Y., Brunett, B. A., Franks, L., & James, R. B. (2001), "Cadmium zinc telluride and its use as a nuclear radiation detector material", *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 32(4), 103-189.
- [7] Tropsch, W. J., Thomas, M. E., & Harris, T. J, (1995), "Properties of crystals and glasses", *Handbook of optics*, 2, 33-61.
- [8] Theis, D, (1977), "Temperature coefficients of some characteristic reflectivity structure of ZnSe and ZnS", *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 38(10), 1125-1129.
- [9] Kohn, W, (1985), "Density functional theory: fundamentals and applications", *Highlights of Condensed Matter Theory*, edited by F. Bassani, F. Fumi, and MP Tosi (North-Holland, Amsterdam, 1985), 1-15.
- [10] Chemical Rubber Corporation, Handbook of Chemistry and Physics, 1999-2000, 80th edition, p.12-98
- [11] C.Kittel, (1976), "Introduction to Solid State Physics", 5th edition, p. 28
- [12] Amin, N., Sopian, K., & Konagai, M, (2007), "Numerical modeling of CdS/CdTe and CdS/CdTe/ZnTe solar cells as a function of CdTe thickness", *Solar energy materials and solar cells*, 91(13), 1202-1208.
- [13] Schubert, E. F., Gessmann, T., & Kim, J. K, (2005), "Light emitting diodes. John Wiley & Sons", Inc.
- [14] Rozale, H., Lazreg, A., Chahed, A., & Ruterana, P, (2009), "Structural, electronic and optical properties of the wide-gap CdS/CdTe/ZnTe superlattices and microstructures", 46(4), 554-562.
- [15] <http://en.wikipedia.org/wiki/Solar-cell>.

- [16] Swanson, R. M, (2000), "The promise of concentrators Progress in Photovoltaics Research and Applications", 8(1), 93-111.
- [17] www.Solarcell.net.in.
- [18] Miyajima, S., Imagawa, K., & Matsumoto, M, (2002), "CdZnTe detector in diagnostic x-ray spectroscopy", *Medical physics*, 29(7), 1421-1429.
- [19] Parsons, A. M., Barthelmy, S. D., Bartlett, L. M., Birsa, F. B., Gehrels, N. A., Naya, J. E., ... & Teegarden, B. J, (1996, October), "CdZnTe background measurements at balloon altitudes. In SPIE's 1996 International Symposium on Optical Science, Engineering, and Instrumentation", (pp. 432-441), International Society for Optics and Photonics.
- [20] Ouahrani, T., Reshak, A. H., Khenata, R., Baltache, H., Amrani, B., & Bouhemadou, A, (2011), "Structural, electronic, linear, and nonlinear optical properties of ZnCdTe₂ chalcopyrite", *physica status solidi (b)*, 248(3), 712-718.
- [21] Baxter, J. B., & Guglietta, G. W, (2011), "Terahertz spectroscopy Analytical chemistry", 83(12), 4342-4368.
- [22] Wu, Q., Litz, M., & Zhang, X. C, (1996), "Broadband detection capability of ZnTe electro-optic field detectors", *Applied Physics Letters*, 68(21), 2924-2926.
- [23] Bacaksiz, E., Aksu, S., Ozer, N., Tomakin, M., & Özçelik, A, (2009), "The influence of substrate temperature on the morphology, optical and electrical properties of thermal-evaporated ZnTe Thin Films", *Applied Surface Science*, 256(5), 1566-1572.
- [24] Khawaja, E. E., Al-Daous, M. A., Durrani, S. M. A., & Al-Kuhaili, M. F, (2005), "Chemical inhomogeneity in zinc telluride thin films prepared by thermal evaporation", *Thin Solid Films*, 485(1), 16-21.
- [25] Sharma, D. C., Srivastava, S., Vijay, Y. K., & Sharma, Y. K, (2013), "Preparation and characterization of the chromium doped ZnTe thin films", *Advanced Materials Letters*, 4(1), 68-70.
- [26] S. Lakshmi Rangaiah, G. Sudhakar, S. Obedulla Sharif, M. Jaheer Ahmed, G. Mahaboob basha, T. Subba Rao, (2014), "Synthesis and Structure Characterization of ZnTe Doped With Cd Semiconductor Thin Film", ISSN - 2249-555X, Volume : 4 , Issue : 5.
- [27] Sharma, D. C., Srivastava, S., Vijay, Y. K., & Sharma, Y. K, "Study of Optical Properties of Bilayer ZnTe: Al Film Grown on Glass Substrate by Thermal Evaporation Method",
- [28] Ibrahim, A. A., El-Sayed, N. Z., Kaid, M. A., & Ashour, A, (2004), "Structural and electrical properties of evaporated ZnTe thin films", *Vacuum*, 75(3), 189-194.
- [29] Rao, G. K., Bangera, K. V., & Shivakumar, G. K, (2009), "The effect of substrate temperature on the structural, optical and electrical properties of vacuum deposited ZnTe thin films", *Vacuum*, 83(12), 1485-14.
- [30] Baghchesara, M. A., Cheraghizade, M., & Yousefi, R, (2016), "Growth and characterization of ZnTe nanowires grown in a large scale by a CVD method", *Materials Letters*, 162, 195-198.

۳۱- ر.افضلی، (۱۳۸۹)، " فیزیک و فناوری لایه‌های نازک " ، چاپ اول، تهران، دانشگاه صنعتی

خواجه نصیرالدین طوس.

- [32] WWW.nano.ir.

۳۳- د.ف.کریم زاده، م.ا.قاسمعلی، م.س.سالمی زاده، (۱۳۹۱)، "نانو مواد"، چاپ سوم، اصفهان، جهاد دانشگاهی واحد صنعتی اصفهان.

[34] Yakuphanoglu, F., & Sekerci, M, (2005), "Optical characterization of an amorphous organic thin film", *Optica Applicata*, 35(2), 209.

۳۵- ف.حسینی نسب، م. افسری ولایتی، س. م. قاسمی نژاد لیچانی. (۱۳۹۱) "علوم و فناوری نانو"، ویرایش اول، چاپ سوم، انتشارات کوچک آموز.

[36] Habubi, N. F., Chiad, S. S., Jabbar, S., & Jabbar, W, (2012), "Synthesis and Optical Properties of Sprayed ZnO and ZnO: Ga Thin Films", *Journal of the Arkansas Academy of Science*, 66(1), 82-86.

[37] Gul, Q., Zakria, M., Khan, T. M., Mahmood, A., & Iqbal, A, (2014), "Effects of Cu incorporation on physical properties of ZnTe thin films deposited by thermal evaporation", *Materials Science in Semiconductor Processing*, 19, 17-23.

[38] IBM Corporation, chapter3, "Crystal Structures and Crystal Geometry".

ABSTRACT: In this study Thin films of pure ZnTe and Cu doped ZnTe were prepared by thermal evaporation method and then the structural and optical properties of these samples were investigated. Structure and Morphology of the samples were evaluated using X-ray diffraction device (XRD) and scanning electron microscopy (FESEM), respectively. Optical properties of the samples were also studied by measuring transmission and reflection spectra using a UV-VIS device. Investigation of the structural properties of pure and Cu doped ZnTe thin films annealed at 150 °C for one hour in vacuum showed that the crystalline structure of the samples is cubic and the crystallinity of thin films decrease by annealing. The average crystallite size increases after annealing. The transmittance and the bandgaps of the samples increase significantly after annealing. Extinction coefficient decreases and refractive index increase after annealing. The same behavior was also observed for real and imaginary parts of dielectric constants. In the study of the effect of substrate temperature (27° C, 100° C and 150° C) on structural and optical properties, increase of substrate temperature improves the crystallinity of the samples and the band gaps of the samples decrease. Extinction coefficient and refractive index increase with increase in substrate temperature. The results show that increase in distance between source and substrate causes decrease in thickness. Increase in Transmittance and crystallinity and bandgaps. Increase in thin films thickness causes amorphous structure and reduction of the bandgap and Transmittance. The study of the effect of copper doping (2%, 4% and 8%) on the structural and optical properties of the layers showed that by adding copper impurity, the size of crystallite increase and the lattice constant, Transmittance spectrum and bandgap decrease. Reflection from the surface of the layers increases with increasing copper impurity. The refractive and extinction coefficients and the real and imaginary parts of the dielectric constant of the layers also increase with increasing copper impurity.

Keywords: ZnTe, Thin film, , Growth and characterization, dopant, Optical Properties, structural Properties, refractive index, Extinction coefficient, real and imaginary parts of dielectric constants



Shahrood University of Technology

Faculty of Physics and Nuclear Engineering

MSc Thesis in Nano Physics

Title of thesis: Growth and Characterization of ZnTe nanostructures.

By: Mitra Sohrabi

Supervisors:

Dr. Morteza Izadifard

Dr. Mohammad Ebrahim Ghazi

July 2017