

TiO SnO

/

nbeigmohammadi@aeoi.org.ir :

(دریافت مقاله: ۱۳۹۰/۵/۲ ؛ دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۱/۱۲/۱۳)

| ۱/۵ × ۱۰ ^{-۶} | | / | | TiO SnO | |
|------------------------|-----------|------|-------|---------|-----|
| XRD | | ۵۵° | ۵۰° | ۴۵° | |
| | UV/Vis/IR | | (I-V) | | SEM |
| | ۴۸ | ۳۵ | | | ۵۵° |
| | ۴/۰۳ | ۴/۰۵ | ۵۵° | / | |

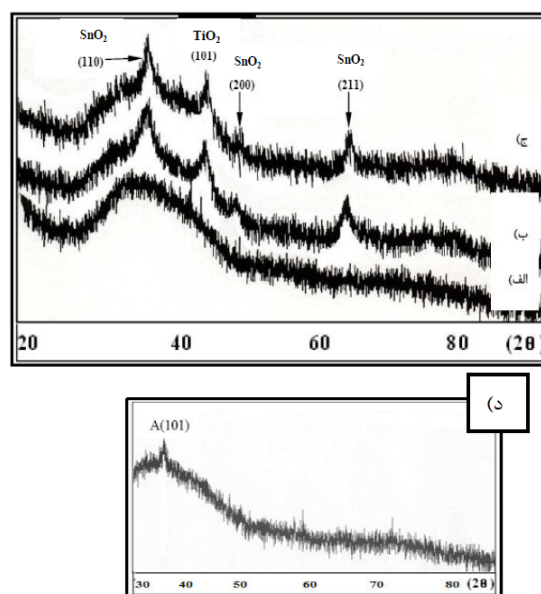
یکسوسازها، آشکارسازها، فتوکاتالیزورها و الکتروفوتوکاتالیزورها، در واکنش‌های اکسیداسیون احیاء (یا تخریب) آلاینده‌های محیط زیست، حسگرهای گاز و همچنین شکافت‌گرهای آب به کار می‌روند [۱ و ۲]. اکسیدهای نیم‌رسانای شفاف به صورت حجمی و یا لایه نازک، در گروه نیم‌رساناهای نوع n قرار دارند، با این ترکیبات بسیاری از خواص فیزیکی این اکسیدها اصلاح شده و موجب افزایش رسانش الکتریکی، شفافیت و خواص حسگری آنها و در بعضی موارد منجر به تغییر نوع رسانش این اکسیدها شده است. کنترل شرایط لایه‌نشانی مثل دما، فشار و زمان همچنین شرایط بازپخت روی خواص اپتیکی، الکتریکی و ساختاری لایه‌ها از

به‌منظور مطالعات عملی و همچنین به علل تجاری، آلیاژی از ترکیبات نیم‌رسانا بسیار سریع به علت تحرک الکترونی‌شان در صنایع اپتوالکترونیک رشد کرده‌اند. نیم‌رساناها در مواردی چون وابستگی هدایت الکتریکی به دما، نور، غلظت حاملین بار در واحد حجم و فاصله نوارهای ظرفیت-هدایت با فلزات متفاوت هستند. این تفاوت‌ها سبب بروز رفتارهای جالبی در نیم‌رساناها می‌گردد که در فلزات مشاهده نمی‌شود، لذا نیم‌رساناها نسبت به فلزات کاربردهای بیشتری دارند. به عنوان مثال نیم‌رساناها در ساخت پیل‌های خورشیدی، حفاظت کننده‌های فلزات در مقابل خوردگی، ترانزیستورها،

بعد از اتمام لایه‌نشانی نیز، فرآیند بازپخت تحت دماهای ۵۰۰، ۴۵۰ و ۵۵۰°C روی نمونه‌ها انجام پذیرفت.

TiO SnO

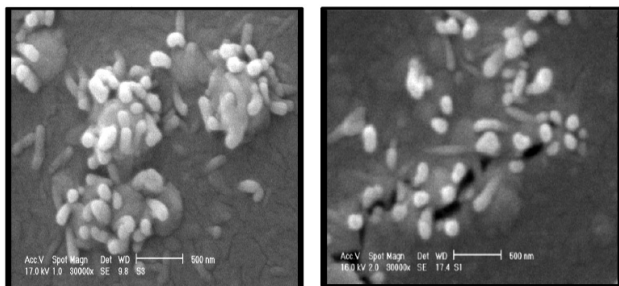
به منظور مطالعه خواص فیزیکی مانند ساختار بلوری و تخمین ابعاد دانه‌های لایه‌های نازک TiO SnO از آنالیز پراش پرتوی ایکس استفاده گردید. برای طیف پراش پرتوی ایکس، هدفی از جنس مس به عنوان منبع پرتو ایکس، با طول موجی برابر ۱/۵۴۰۶ Å ناشی از خط $\text{Cu } k\alpha_1$ در نظر گرفته شد. شکل ۱ آنالیز پراش پرتوی ایکس لایه نازک TiO SnO با زیرلایه شیشه، در دمای بازپخت ۵۰۰، ۴۵۰ و ۵۵۰°C را نشان می‌دهد. در قسمت الف - ۴۵۰°C لایه نازک به صورت بی‌شکل (غیربلوری) گزارش شده است، اما با افزایش دما تعداد قله‌ها افزایش می‌یابد، یعنی با افزایش دمای بازپخت، نقص شبکه از بین رفت و لایه از حالت غیربلوری به بلور تبدیل می‌گردد. در واقع افزایش دمای بازپخت به نحو مؤثری سبب کاهش نقایص شبکه و ناهمواری‌های پتانسیل وابسته به توزیع فضایی اتم‌ها در نمونه شده است. با توجه به اینکه مواد در دمای پایین ساختاری پیوسته و بی‌شکل دارند، با افزایش دما به یک ساختار بلوری خوب تغییر می‌کنند [۹]. در لایه نازک TiO SnO اتم‌های Sn^{+4} داخل مکان‌های خالی Ti^{+4} قرار گرفته‌اند، که نتیجه آن افزایش پارامترهای شبکه، به علت بزرگ بودن شعاع اتمی Sn^{+4} (۰/۷۱ Å) در مقایسه با Ti^{+4} (۰/۶۸ Å)، و تشکیل ساختار روتایل است [۱۰]. در شکل ۱ قله‌های (۱۱۰)، (۲۰۰) و (۲۱۱) مربوط به فاز روتایل SnO_2 می‌باشد و احتمالاً این امر به دلیل بالا بودن دمای ذوب TiO نسبت به SnO است و همچنین به دلیل استفاده از زیرلایه شیشه‌ای افزایش دمای بازپخت محدودیت ایجاد کرده است و بنابراین با این محدودیت دمایی انتظار می‌رود که فاز روتایل از TiO تشکیل نشود و قله (۱۰۱) تنها قله TiO است، که مربوط به فاز آناتاز است. با توجه به اینکه بعد از لایه‌نشانی تحت فرآیند بازپخت،



شکل ۱. آنالیز پراش پرتو ایکس لایه نازک TiO SnO با زیرلایه شیشه، تحت دمای بازپخت: الف) ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد، ب) ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، ج) ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، د) آنالیز پراش پرتو ایکس لایه نازک TiO با زیر لایه شیشه تحت دمای بازپخت ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد.

جمله اندازه دانه، ضخامت و استوکیومتری مؤثر است [۹]. روش‌های مختلفی مانند کندوپاش [۳]، تبخیر در خلأ [۴]، باریکه الکترونی [۵]، سل - ژل [۶]، اسپری پیرولیز [۷] و همین‌طور انباشت لیزری [۸] برای ساخت نانو لایه‌های اکسیدهای فلزی TiO SnO وجود دارد، که در این تحقیق از روش فیزیکی باریکه الکترونی استفاده گردید.

لایه‌های نازک TiO SnO توسط روش فیزیکی باریکه الکترونی، تحت شرایط دمایی ۲۰۰°C و فشار 1.5×10^{-5} Torr ساخته شدند. چشمه تبخیر از قرص‌های متراکم TiO SnO استفاده گردید. این قرص‌های متراکم از پودرهای نرم TiO و SnO با خلوص ۹۹ درصد شرکت Merck ساخته شدند. زیرلایه‌های مورد استفاده از جنس شیشه (سودالایم) و آلومینیوم / شیشه بودند. قبل از انجام لایه‌نشانی به منظور داشتن لایه‌هایی با کیفیت بهتر فرآیند تخلیه نورانی در محفظه خلأ صورت گرفت. سپس لایه‌ها با آهنگ لایه‌نشانی ۰/۱ nm/s پوشش‌دهی شدند. ضخامت لایه‌ها توسط ضخامت‌سنج کریستالی کوارتز حدود ۳۵۰ nm اندازه‌گیری گردید.

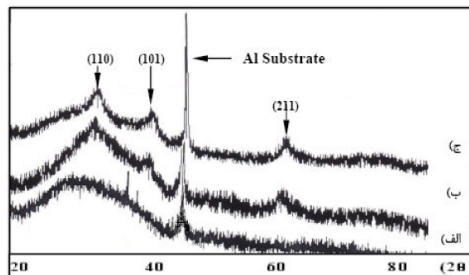


شکل ۳. تصاویر SEM، با بزرگنمایی ۵۰۰ نانومتر مربوط به لایه نازک $\text{TiO}_2\text{-SnO}_2$ با زیرلایه شیشه و آلومینیوم/شیشه، تحت دمای بازپخت ۵۵۰ درجه سانتی گراد.

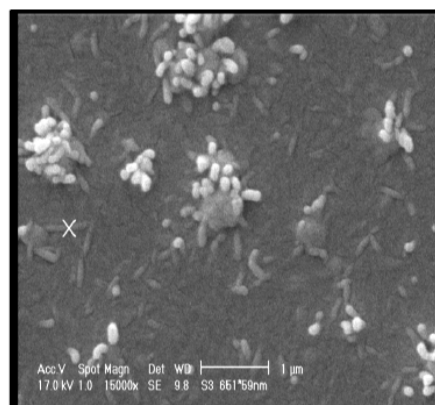
$\text{TiO}_2\text{-SnO}_2$ ابعاد دانه ۳۵ نانومتر مربوط به زیرلایه شیشه و ۴۸ نانومتر برای زیرلایه آلومینیوم/شیشه محاسبه شده است.

جهت مشاهده تصاویر سطح، مورفولوژی و نحوه دانه‌بندی لایه‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) استفاده گردید. میکروسکوپ الکترونی مورد استفاده مدل XL ۳۰ ساخت شرکت فیلیپس از کشور هلند و دستگاه لایه‌نشانی ساخت شرکت Bal-Tec از کشور سوئیس می‌باشد. شکل ۳ و ۴ به ترتیب تصاویر SEM مربوط به لایه‌های نازک $\text{TiO}_2\text{-SnO}_2$ با زیرلایه شیشه و آلومینیوم/شیشه تحت دمای بازپخت ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد.

با توجه به اینکه در دمای بازپخت ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، شکل قله‌ها در پراش پرتوی ایکس بهتر است، تصاویر میکروسکوپ الکترونی نیز تحت این شرایط گرفته شده است. تصاویر حاکی از این است که با تغییر نوع زیرلایه، مورفولوژی سطح نیز تغییر می‌کند. با گرفتن تصویر SEM از نقاط مختلف لایه نازک معلوم گردید که در یک حجم مشخص، وقتی زیرلایه از جنس آلومینیوم است، تعداد ذرات افزایش می‌یابد و ذرات نانویی Sn بیشتری در لایه وجود دارد. در واقع تجمع ذرات نانوساختار در تصویر بیشتر است. همچنین مطابق شکل ۴ اندازه ابعاد ذره در تصویر با بزرگنمایی ۱ میکرومتر که دارای رشد طولی است، برابر ۶۵۱×۵۹ نانومتر می‌باشد و ذرات دیگر بدون رشد طولی نیز دارای اندازه‌ای از همین مرتبه (۵۹ نانومتر) می‌باشند.



شکل ۲. آنالیز پراش پرتوی ایکس لایه نازک $\text{TiO}_2\text{-SnO}_2$ با زیرلایه آلومینیوم/شیشه تحت دمای بازپخت: (الف) ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد، (ب) ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، (ج) ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد.



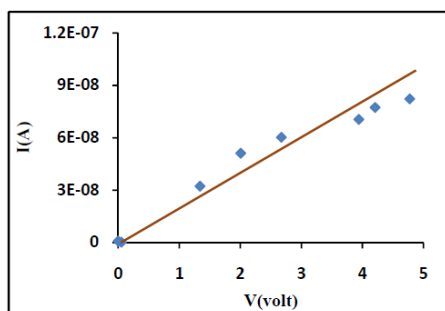
شکل ۴. تصویر SEM، با بزرگنمایی ۱ میکرومتر مربوط به لایه نازک $\text{TiO}_2\text{-SnO}_2$ با زیرلایه آلومینیوم/شیشه، تحت دمای بازپخت ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد.

ممکن است شبکه بلوری TiO_2 و SnO_2 در یکدیگر جای گرفته باشند، کمی اعوجاج در ساختار ایجاد می‌شود، که نتیجه آن جابه‌جایی اندک قله‌ها تحت زوایای مختلف خواهد بود. البته با علم به اینکه فاصله صفحات براگ در هر بلور ثابت است، می‌توان ماهیت قله‌ها را با استفاده از کارت‌های استاندارد (JCPDS) شناسایی کرد. در آنالیز پراش پرتوی ایکس شکل ۲ قله بلندی ناشی از حضور آلومینیوم بر روی لایه آلومینیوم/شیشه در ساختار شبکه مشاهده گردید.

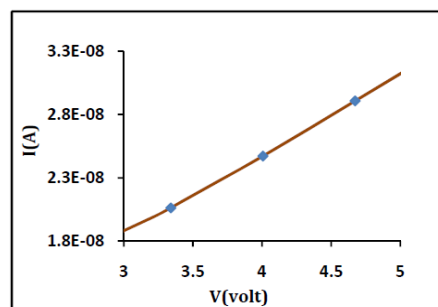
ابعاد دانه (D) طبق رابطه شرر [۱۱] به دست می‌آید:

$$D = \frac{(\lambda/\theta)}{B \cos \theta} \quad (1)$$

که در آن λ طول موج پرتوی ایکس، B پهنای قله در نیم بیشینه ارتفاع و θ زاویه پراش است، برای لایه‌های نازک



شکل ۶. نمودار تغییر جریان بر حسب ولتاژ لایه‌های نازک TiO SnO با زیرلایه آلومینیوم/شیشه تحت دمای بازپخت ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد.



شکل ۵. نمودار تغییر جریان بر حسب ولتاژ لایه‌های نازک TiO SnO با زیرلایه شیشه، تحت دمای بازپخت ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد.

حالت هر دو حفره اکسیژن، خالی بوده و (V_O^{**}) را خواهیم داشت، در این حالت، حفره‌ها فعال هستند. نتیجه اینکه رسانش مربوط به جاهای خالی اکسیژن است. کاهش جای خالی اکسیژن با کاهش رسانایی مرتبط است، که احتمالاً به خاطر افزایش تعداد مسیرهای نفوذی بین دانه‌های SnO است [۹]. این آلودگی منجر به افزایش غلظت حامل‌ها و کاهش مقاومت سطحی شده است. همچنین مشاهده گردید که در نمونه‌هایی که زیرلایه آلومینیوم بود، رسانایی نیز بهتر بود. در واقع با جانشین شدن اتم‌های پذیرنده Al در جایگاه‌های شبکه، تعداد حفره‌ها افزایش می‌یابد و در نتیجه رسانش الکتریکی نیز بالا می‌رود. همچنین علت تغییرات رسانش را می‌توان از روی آنالیز پرتوی ایکس و طیف سنجی با تخمین قطر نانوذرات توجیه کرد، بدین ترتیب که کاهش ابعاد دانه باعث افزایش پراکندگی الکترون و این منجر به کاهش تحرک پذیری حامل‌های بار در مرز دانه و کم شدن رسانایی می‌گردد.

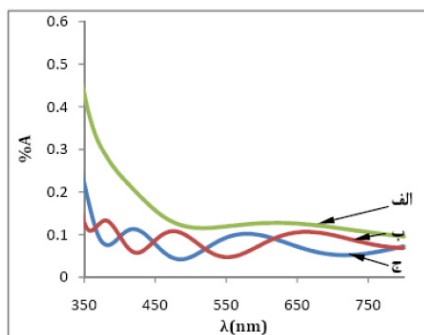
TiO SnO

برای میزان عبوردهی نور در بازه طول موجی خاص، می‌توان شناختی از خواص نوری لایه و یا ترکیب لایه و زیرلایه ارائه داد. TiO و SnO جز نیم‌رساناهای با گاف انرژی پهن (حدود ۳/۳-۴/۲ الکترون ولت) هستند. این خاصیت باعث شده در دما و ولتاژ شکست بالا از پایداری خوبی برخوردار باشند. خواص اپتیکی لایه‌ها یعنی طیف بازتابی (شکل ۷ تحت بازپخت ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد)، طیف جذب (شکل ۸ و ۹) و

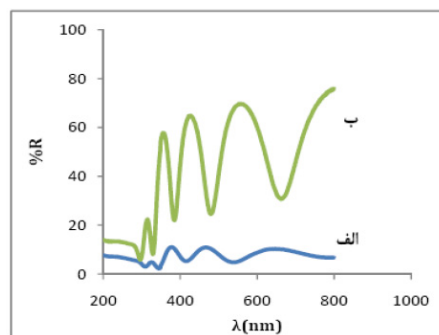
TiO SnO از جمله موادی هستند که ساختار استوکیومتری نانویی دارند، بنابراین الکترون‌های آزاد از توزیع جاهای خالی اکسیژن، منجر به ایجاد رسانش می‌شوند [۱۱]، بنابراین حضور یون‌های اکسیژن منجر به افزایش تهی‌سازی از لایه‌های سطحی TiO می‌شود. با این شرایط خصوصیات الکتریکی نانوذرات TiO به شدت به حالت‌های سطحی تولید شده توسط اکسیژن و دیگر ملکول‌های گاز، بار فضایی و سد الکترونی بستگی دارد [۱۲]. مشخصه‌یابی الکتریکی نمونه‌های مذکور توسط سیستم نگهدارنده دو سوزنی اندازه‌گیری گردید. شکل‌های ۵ و ۶ نمودار جریان بر حسب ولتاژ لایه‌ها را با زیرلایه شیشه و آلومینیوم (Al)/شیشه تحت دمای بازپخت ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد.

حفره‌های اکسیژن روی سطح اکسیدها به طور شیمیایی و الکتریکی، فعال بوده و این حفره‌ها به عنوان دهنده‌های نوع n عمل می‌کنند که اغلب، رسانندگی اکسیدها را افزایش می‌دهند. حفره‌های اکسیژن به سه صورت می‌توانند وجود داشته باشند:

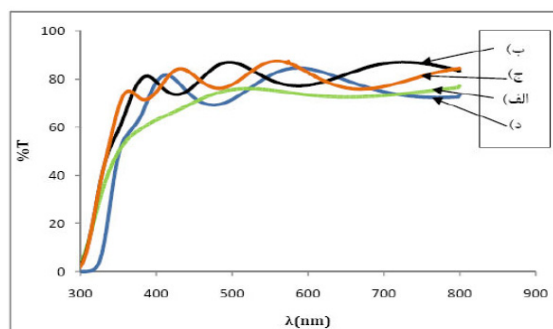
- ۱) حفره خنثی اکسیژن (V_O): در این حالت دو حفره اکسیژن با اتمی که دو الکترون آزاد دارد جفت شده، و حفره اکسیژن خنثی تشکیل می‌گردد (V_O).
- ۲) حفره یکبار یونیزه شده اکسیژن (V_O^*): در این حالت یکی از حفره‌های اکسیژن با یک الکترون از اتم مورد نظر جفت می‌شود.
- ۳) حفره دو بار یونیزه شده اکسیژن (V_O^{**}): اکسیژن بدون تشکیل پیوندی در کنار اتم مورد نظر قرار می‌گیرد، در این



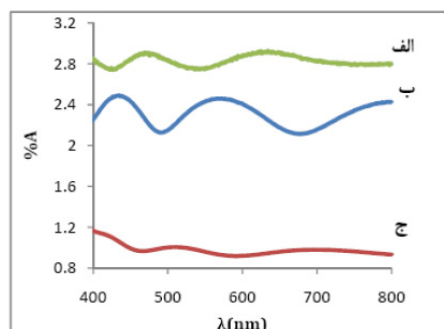
شکل ۸. طیف جذبی لایه‌های نازک $\text{TiO}_2/\text{SnO}_2$ با زیرلایه شیشه تحت دمای بازپخت: الف) 550°C درجه سانتی‌گراد، ب) 500°C درجه سانتی‌گراد، ج) 450°C درجه سانتی‌گراد.



شکل ۷. طیف بازتابی لایه نازک $\text{TiO}_2/\text{SnO}_2$ با زیرلایه الف) شیشه، ب) آلومینیوم، تحت دمای بازپخت 550°C درجه سانتی‌گراد.



شکل ۱۰. طیف عبوری لایه‌های نازک $\text{TiO}_2/\text{SnO}_2$ با زیرلایه شیشه تحت دمای بازپخت: الف) 550°C درجه سانتی‌گراد، ب) 500°C درجه سانتی‌گراد، ج) 450°C درجه سانتی‌گراد و د) لایه نازک TiO_2 .

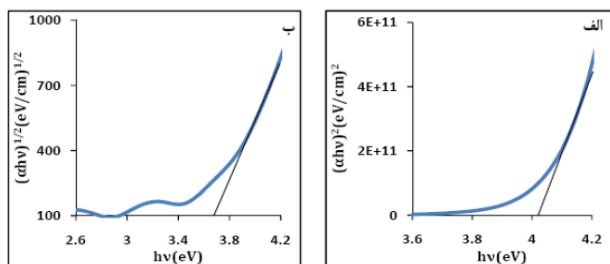


شکل ۹. طیف جذبی لایه‌های نازک $\text{TiO}_2/\text{SnO}_2$ با زیرلایه آلومینیوم تحت دمای بازپخت الف) 550°C درجه سانتی‌گراد، ب) 500°C درجه سانتی‌گراد، ج) 450°C درجه سانتی‌گراد.

زیرا فرآیند جذب یا ممکن است به واسطه انتقالات داخلی بین الکترون لایه d باشد یا به واسطه انتقال الکترون از اتم همسایه به یون فلز واسطه صورت گیرد و برعکس [۱۴]. نکته دیگر اینکه دمای بازپخت روی خواص اپتیکی مؤثر است. معمولاً اکسیژن به صورت شیمیایی روی سطح لایه و در حفره‌ها، با گرفتن یک الکترون از نوار رسانش به صورت O^- جذب می‌شود. اکسیژن جذب شده منجر به تغییر لبه جذب به دلیل افزایش غلظت حاملان می‌گردد. طیف عبور لایه‌های نازک $\text{TiO}_2/\text{SnO}_2$ با زیرلایه شیشه نیز در شکل ۱۰ آورده شده است. با افزایش دمای بازپخت لبه جذب به سمت طول موج‌های بیشتر میل می‌کند. افزایش جذب و کاهش سریع عبور در $\lambda < 380\text{nm}$ ناشی از جذب نور به دلیل تحریک الکترون‌ها از نوار ظرفیت به نوار هدایت است. عبور ناحیه میانی قویاً به استوکیومتری و خلوص لایه‌های نازک مرتبط است [۱۳]. لایه‌ها

طیف عبوری (شکل ۱) با دمای بازپخت 500°C و 550°C توسط طیف‌سنج Cary ۵۰۰ اندازه‌گیری گردید. در نهایت گاف انرژی لایه‌های نازک $\text{TiO}_2/\text{SnO}_2$ محاسبه شد.

حضور فریزهای تداخلی در این طیف‌ها بیانگر یکنواختی ضخامت، اثر تداخلی لایه نازک و تفاوت ضریب شکست لایه و زیرلایه می‌باشد. در شکل ۷ به دلیل حضور زیرلایه آلومینیوم میزان بازتابندگی بیشتر است. جذب فرابنفش در همه نمونه‌ها بالاست و با افزایش دمای بازپخت میزان جذب نیز افزایش یافت. جذب به طور کلی در ناحیه با طول موج‌های کوتاه به ساختار الکترونی مواد وابسته است، در حالی که در ناحیه طول موج بلند، ناشی از تغییرات شبکه و یا جذب حامل‌های آزاد است [۱۳]. در زیرلایه شیشه روند کاهش جذب سریع‌تر بود. کاهش جذب در طول موج‌های بلند می‌تواند، به دام افتادگی اتم‌های Ti در داخل نانو بلورهای SnO را در پی داشته باشد.



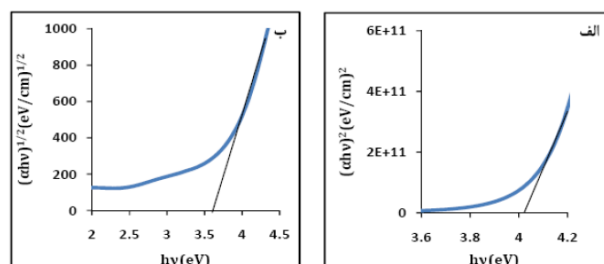
شکل ۱۲. گاف انرژی لایه نازک TiO₂/SnO₂ برای گذار مجاز دمای بازپخت ۵۰° درجه سانتی گراد: الف) مستقیم، ب) غیرمستقیم.

تابشی ($h\nu$)، که از برون‌یابی سهم خطی به دست می‌آید، گاف انرژی را تعیین کرد. البته برای یافتن نوع گذار به ازای هر مقدار n نمودار را بر حسب $h\nu$ رسم کرده، هر کدام از آنها که خطی‌تر است مقدار n را معلوم می‌کند [۳]. پس از رسم نمودارها معلوم شد نمودار $(\alpha h\nu)^{1/n}$ بر حسب $h\nu$ دارای دنباله‌نمایی بهتری است وقتی 2 و $n = \frac{1}{4}$ برای گذار مستقیم و گذار غیرمستقیم مجاز است. گاف انرژی به ازای 2 و $n = \frac{1}{4}$ برای نمونه‌های با زیرلایه شیشه تحت دماهای ۴۵۰، ۵۰۰ و ۵۵۰° درجه سانتی‌گراد محاسبه گردید. در جدول ۱ گاف انرژی لایه‌های نازک TiO₂/SnO₂ در جدول ۱ آورده شده است.

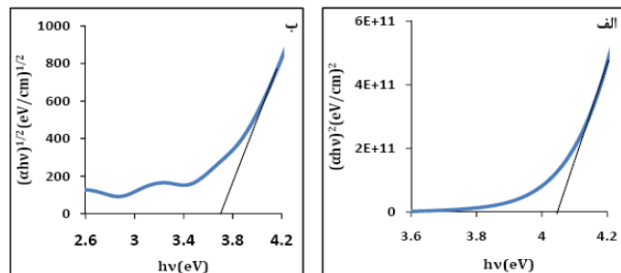
طبق جدول ۱ گاف انرژی با آلاینده‌گی SnO₂ افزایش یافت، علت این امر بالا بودن گاف انرژی SnO₂ نسبت به TiO₂ می‌باشد. به طور کلی این تغییرات در گاف انرژی معمولاً با تراکم الکترونی در ماده به صورت رابطه (۴)

$$\Delta E_g \propto \alpha n^2, \quad (4)$$

موسوم به جابه‌جایی بروشتین-ماس در ارتباط است (E_g) وابسته به تراکم الکترونی در لایه متغیر است [۱۵]. از طرفی میزان گاف انرژی به دلیل تشکیل نانوذرات اکسیدی، نسبت به ضخامت لایه بیشتر شده و ماده به سیستم سه بعدی میل می‌کند. با افزایش دمای بازپخت نیز میزان گاف انرژی کاهش می‌یابد. طبق رابطه (۲) با رسم ضریب جذب برحسب انرژی فوتون



شکل ۱۱. گاف انرژی لایه نازک TiO₂/SnO₂ برای گذار مجاز دمای بازپخت ۵۵° درجه سانتی گراد: الف) مستقیم، ب) غیرمستقیم.



شکل ۱۳. گاف انرژی لایه نازک TiO₂/SnO₂ برای گذار مجاز دمای بازپخت ۴۵° درجه سانتی گراد: الف) مستقیم، ب) غیرمستقیم.

در ناحیه طول موجی ۸۰۰-۳۸۰ نانومتر از شفافیت خوبی برخوردارند و این بیانگر این است که عناصر پراکننده نور حذف شده‌اند و ساختار کریستالی، با کاهش چگالی نقص در نزدیکی لبه نوار بهبود یافته است.

گاف انرژی معمولاً تابعی از دما، ساختار بلوری و ناخالصی اضافه شده به ماده است. همچنین نحوه انباشت لایه و سرعت لایه‌نشانی نیز ممکن است در گاف انرژی تأثیر داشته باشد. برای محاسبه گاف انرژی ابتدا باید ضریب جذب را از رابطه (۲)

$$\alpha = -\frac{1}{t} \ln\left(\frac{T_2}{T_1}\right), \quad (2)$$

به دست آورد. طبق این رابطه t ضخامت لایه، T_1 درصد عبور نور از زیرلایه و T_2 درصد عبور نور از لایه با حضور زیرلایه است. سپس به کمک رابطه (۳)

$$\alpha(\omega) = \frac{A(h\nu - E_g)^n}{h\nu}, \quad (3)$$

می‌توان از محل تقاطع مجانب منحنی با محور انرژی فوتون

جدول ۱. گاف انرژی لایه‌های نازک $\text{TiO}_2\text{-SnO}_2$ با زیرلایه شیشه تحت بازپخت 450°C ، 500°C و 550°C درجه سانتی‌گراد.

| گاف مستقیم | گذار غیر مستقیم | لایه نازک $(\text{Ti,Sn})\text{O}_2$ |
|------------|-----------------|--------------------------------------|
| ۳٫۸ | ۳٫۴ | TiO_2 |
| ۴٫۰۳ | ۳٫۶ | 550° |
| ۴٫۰۴ | ۳٫۷ | 500° |
| ۴٫۰۵ | ۳٫۷۲ | 450° |

می‌توان تعیین کرد که آیا گاف انرژی مستقیم است یا غیرمستقیم. گاف غیرمستقیم نسبت به حالت مستقیم، در نزدیکی آستانه دارای جذب اپتیکی ضعیفتری است. بنابراین در این تحقیق مشخص گردید گاف انرژی نیم‌رسانای مورد بحث مستقیم است. پس از این نتایج و تصاویر SEM ارائه شده می‌توان نانو بودن ذرات را نیز اثبات کرد.

با افزایش دمای بازپخت، در الگوی پراش پرتوی ایکس تعداد قله‌ها افزایش یافت، زیرا نقص شبکه از بین رفته و لایه، بلوری می‌گردد. قله بلندی ناشی از حضور Al در لایه‌هایی با زیرلایه آلومینیوم در ساختار شبکه مشاهده می‌شود. میانگین ابعاد دانه طبق فرمول شرر برابر ۳۵ و ۴۸ نانومتر مربوط به زیرلایه شیشه و آلومینیوم/شیشه محاسبه گردید. به طوری که ابعاد دانه در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نیز تقریباً در این محدوده است. در مورد رسانش الکتریکی نیز حفره‌های اکسیژن روی سطح اکسیدها به طور شیمیایی و الکتریکی، فعال بوده و این حفره‌ها به عنوان دهنده‌های نوع n عمل می‌کنند که اغلب، رسانندگی اکسیدها را افزایش می‌دهند. کاهش جای خالی اکسیژن با کاهش رسانایی مرتبط است، که احتمالاً به خاطر افزایش تعداد مسیرهای نفوذی بین دانه‌های SnO_2 است [۹]. در واقع این آلیاژ منجر به

افزایش غلظت حامل‌ها و کاهش مقاومت سطحی گردید. همچنین مشاهده شد در نمونه‌هایی که زیرلایه آلومینیوم بود، رسانایی نیز بهتر بود. در واقع با جانشین شدن اتم‌های پذیرنده Al در جایگاه‌های شبکه، تعداد حفره‌ها افزایش یافته و در نتیجه رسانش الکتریکی نسبت به دیگر نمونه‌ها بالا می‌رود. نکته دیگر این است که دمای بازپخت روی خواص اپتیکی مؤثر است. حضور فریزهای تداخلی در طیف‌های بازتاب، جذب و عبوری بیانگر یکنواختی ضخامت، اثر تداخلی لایه نازک و تفاوت ضریب شکست لایه و زیرلایه می‌باشد. در طیف بازتاب به دلیل حضور زیرلایه آلومینیوم نسبت به نمونه‌های دیگر میزان بازتابندگی بیشتر شد. در طیف جذبی با افزایش دمای بازپخت میزان جذب افزایش یافت. در لایه‌های نازک $\text{TiO}_2\text{-SnO}_2$ با زیرلایه شیشه روند کاهش جذب سریع‌تر گزارش گردید. کاهش جذب در طول موج‌های بلند می‌تواند، به دام افتادگی اتم‌های Ti در داخل نانو بلورهای SnO_2 را در پی داشته باشد. با افزایش دمای بازپخت لبه جذب به سمت طول موج‌های بیشتر میل کرد. گاف انرژی نمونه‌ها مستقیم است و با افزایش دمای بازپخت کاهش می‌یابد. از طرفی میزان گاف انرژی به دلیل تشکیل نانو ذرات اکسیدی، نسبت به سیستم کپه‌ای (توده‌ای) بالا می‌رود، زیرا در حالت کپه‌ای ضخامت لایه بیشتر شده و ماده به سیستم سه بعدی میل خواهد کرد.

4. A Tricoli, M Righettoni, and S E Pratsinis, *Nanotechnology* **20** (2009) 315502.
5. M C Carotta, M Ferrini, D Gnani, M Merli, G Martinelli, M C Casale, and M Notaro, *Sensor and Actuators B: Chem.* **58** (1999) 310.
6. J Toledo-Antonio, F Pedraza, and X B Khimi,

1. A Celzard and J F Mareche, *Journal of Chemical Education* **79** (2002) 854.
2. A E Jimenez Gonzalez and S Gelover Santiago, *IOP Semiconductor Science Technology* **22** (2007) 709.
3. M J Zhou, Z O Zeng, and L Zhong, *Materials and Corrosion* **60** (2009) 324.

11. J Tauc, R Grigorvici, and A Bancu, *Phys. Status Solid* **15** (1966) 627.
12. N F Mott and E A Davis, “*Electronic Process in Non-crystalline Materials*”, Clarendon Press, Oxford University (1971).
13. A E Jimenez Gonzalez and S Gelover Santiago, *Semicond. Sci. Technol.* **22** (2007) 709.
14. C A Hogarth and A A Hosseini, *Journal of Materials Science* **18** (1983) 2697.
15. E A Morais, L V Andrade Scalvi, and V Geraldo, *Materials Research* **6**, 4 (2003) 445.
7. A Chandra Bose, P Thangadurai, and S Ramasamy, *Materials Chemistry and Physics* **95** (2006) 72.
8. T Y Yang, H M Lin, B Y Wei, C Y Wu, and C K Lin, *Rev. Adv. Mater. Sci.* **4** (2003) 48.
9. F Edelman, *et al.*, *Materials Science and Engineering B* **69-70** (2000) 386.
10. S Yu Vassiliev, A I Yusipovich, and Y E Rogynskaya, *Journal of Solid State Electrochem.* **9** (2005) 698.