

بررسی الکترواپتیکی لایه‌های نازک اکسید تنگستن و اکسید وانادیوم به منظور طراحی قطعه الکتروکرومیک

حامد نجفی آشتیانی^۱، محمد سعید هادوی^۲

۱. گروه فیزیک، دانشگاه ولایت، ایرانشهر

۲. گروه فیزیک، دانشگاه سیستان و بلوچستان، زاهدان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۱/۱۱/۱۸؛ دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۲/۱۱/۲۹)

چکیده

در این مطالعه لایه‌های نازک الکتروکرومیک اکسید تنگستن و اکسید وانادیوم به روش فیزیکی تبخیر حرارتی در خلأ در ضخامت ۲۰۰ نانومتر بر روی زیر لایه هادی شفاف $\text{SnO}_2:\text{F}$ جایگذاری شده و مورد مطالعه اپتیکی در بازه طول موج ۴۰۰ تا ۷۰۰ نانومتر و مطالعه الکتریکی در بازه پتانسیل ۱/۵- تا ۱/۵+ ولت قرار گرفته‌اند. همچنین این لایه‌ها به منظور بررسی میزان تغییر گاف انرژی با دما، در دماهای ۱۲۰، ۳۰۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس بازپخت شدند. ضرایب شکست و خاموشی و نوع گذار این لایه‌ها در محدوده نور مرئی در ضخامت ۲۰۰ نانومتر تعیین و اندازه‌گیری شده‌اند. همچنین طرح الگوی پراش اشعه X و تصویر SEM و چرخه ولتاژمتری لایه‌ها نیز مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. نتایج این مطالعه با توجه به نوع لایه‌نشانی، ضخامت انتخاب شده لایه‌ها، نوع زیرلایه انتخابی، بازه دماهای بازپخت و الکترولیت انتخاب شده، در تطابق کامل با کار دیگر محققین است. بنابراین، این لایه‌ها با دارا بودن خصوصیات نظیر ساختار بلوری، ضرایب شکست و خاموشی یکنواخت در محدوده نور مرئی، پاسخ‌دهی مناسب کرومیک در تکرار سوئیچ‌های پتانسیلی، چسبندگی خوب به زیرلایه، و میزان درصد عبور اپتیکی بالا، بکارگیری در یک قطعه الکتروکرومیک کامل را پیشنهاد می‌کنند.

واژه‌های کلیدی: لایه نازک، الکتروکرومیک، اکسید تنگستن، وانادیوم اکساید

۱. مقدمه

داشته، و تنها به یک منبع ولتاژ DC ضعیف در حدود چند ولت برای تغییر رنگ و حفظ حالت رنگی نیاز دارد. این فناوری قابل قیاس با بلور مایع است. اکسیدهای فلزی نظیر WO_3 ، V_2O_5 ، NiO و MoO_3 که قابلیت استفاده به عنوان لایه الکترومیک را دارند، مزیت‌های ویژه‌ای نسبت به دیگر اکسیدهای فلزات

در سال‌های اخیر لایه‌های نازک اکسیدهای فلزات واسطه به دلیل تنوع خواص و کاربردهای آنها، به طور بسیار وسیعی مورد توجه محققین قرار گرفته است [۱-۵]. یک قطعه الکتروکرومیک، پاسخ نسبتاً سریعی به عنوان سوئیچ نوری

متفاوت فلوئور، و نیز بررسی الکترولیت‌ها با مولاریته‌های مختلف LiClO_4 در حلال پروپیلن کربنات و HClO_4 در حلال آب، (که به علت حجم زیاد و پرهیز از تکرار مطالب آورده نشده‌اند) بهترین بازدهی را در روش لایه‌گذاری تبخیر حرارتی در خلأ، با ضخامت ۲۰۰ نانومتر و زیرلایه $\text{SnO}_2:\text{F}$ با ناخالصی ۷٪ فلوئور و الکترولیت یک مولار LiClO_4 در حلال پروپیلن کربنات یافته‌ایم، که در این تحقیق به تفصیل بررسی شده‌اند و باعث ارتقاء بازدهی الکتروکرومیکی شده‌اند. همچنین در این تحقیق به منظور بررسی سازگاری هم‌زمان اپتیکی و الکتروکرومیکی دو لایه اکسید فلزی آندی و کاتدی، یعنی لایه‌های اکسید تنگستن و اکسید وانادیوم، مورد مطالعه قرار گرفته‌اند.

۲. روش تهیه نمونه

زیرلایه‌ها از نوع اسلایدهای شیشه‌ای با مساحت $2/5 \text{ cm}^2$ و ضخامت ۲ mm بوده و قبل از لایه‌نشانی به منظور تمیزسازی سطح آنها به روش استاندارد، آنها را با آب مقطر شسته و به مدت ۱۰ دقیقه در محلول اسید کلریدریک رقیق و سپس ۵ دقیقه در اتانول قرار داده و در پایان در دمای ۸۰ درجه سانتی‌گراد خشک شده‌اند. زیرلایه هادی شفاف لایه $\text{SnO}_2:\text{F}$ است که با روش اسپری پایرولیز جایگذاری شده است. این لایه‌ها با ناخالصی فلوئور ۷٪ دارای مقاومت اندازه‌گیری شده $-29 \Omega/\text{cm}^2$ می‌باشند، که برای این منظور کاملاً مناسب هستند. نمونه‌های مورد تحقیق در این گزارش به روش تبخیر حرارتی در خلأ از پودرهای خالص WO_3 و V_2O_5 تهیه شده‌اند که بر روی لایه $\text{SnO}_2:\text{F}$ جایگذاری شده‌اند. دستگاه لایه‌نشانی تبخیر حرارتی مورد استفاده مربوط به شرکت Vas فرانسه بوده و مجهز به ضخامت‌سنج می‌باشد که بوت تبخیر آن در این آزمایش از جنس تنگستن انتخاب شده است (شکل ۱). ضخامت فیلم‌ها توسط دستگاه ضخامت‌سنج ادواردز (مجهز به حسگرهای سیلیکونی که از متعلقات دستگاه است) در ضمن لایه‌نشانی اندازه‌گیری، ثبت و کنترل شده‌اند. در بررسی خواص الکتروکرومیکی لایه‌ها، پاسخ دهی الکترواپتیکی آنها و همچنین چرخه‌های CV لایه‌ها که منجر به ورود و خروج یون‌ها به لایه



شکل ۱. دستگاه لایه‌نشانی تبخیر حرارتی در خلأ، مورد استفاده در این تحقیق.

واسطه داشته و از این رو توسعه روش‌های ساخت و نیز تعیین مشخصه این لایه‌ها از نقطه نظر کاربردی دارای اهمیت زیادی می‌باشد. از جمله کاربردهای این لایه‌های الکتروکرومیک می‌توان به موارد زیر اشاره داشت:

الف- به عنوان ماده رنگی در پنجره‌های هوشمند [۶]،

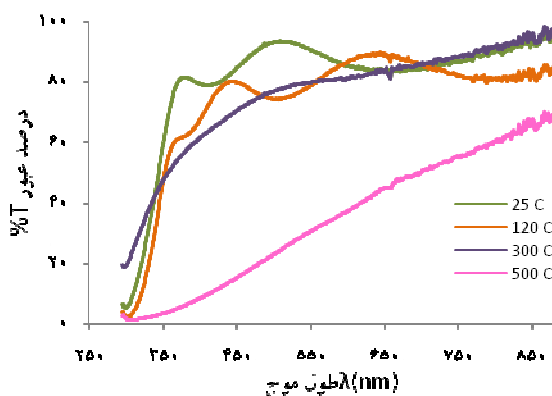
ب- به عنوان حسگرهای گازهای سمی [۷ و ۸]،

ج- به عنوان سوئیچ‌های نوری [۹]،

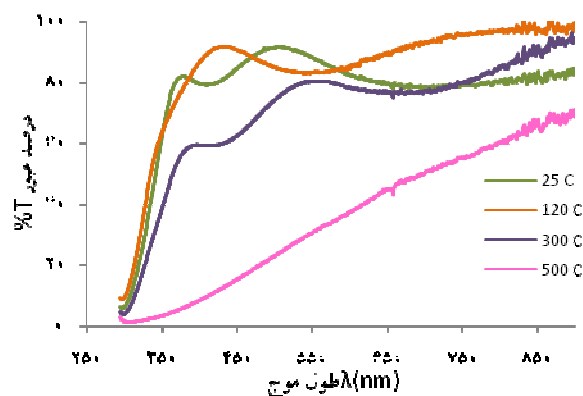
د- به عنوان مواد الکترواکتیو در باتری‌های لیتیوم [۱۰-۱۲].

بعضی از کاربردهای ذکر شده، نظیر کاربردهای الکتروکرومیکی و کاتالیستی به طور مشخص ساختار بلوری ماده مربوط می‌شود. از این رو تغییر پارامترهای لایه‌نشانی نظیر روش و ضخامت لایه‌گذاری، انتخاب نوع زیرلایه هادی شفاف، انتخاب الکترولیت مناسب و دیگر پارامترهای قابل تغییر در این روش تجربی، نظیر مدت زمان و درجه بازپخت لایه‌ها، می‌تواند در نهایت در بهبود بازدهی الکتروکرومیکی (λ/CE) که عامل نهایی مطلوب در این تحقیق است و به صورت نسبت تغییرات چگالی اپتیکی $(\lambda/\Delta OD)$ در طول موج مشخص λ به مقدار بار انتقال یافته در واحد سطح در مدت زمان تغییر چگالی اپتیکی یعنی q (برحسب C/cm^2) تعریف می‌شود، تأثیر گذار باشد.

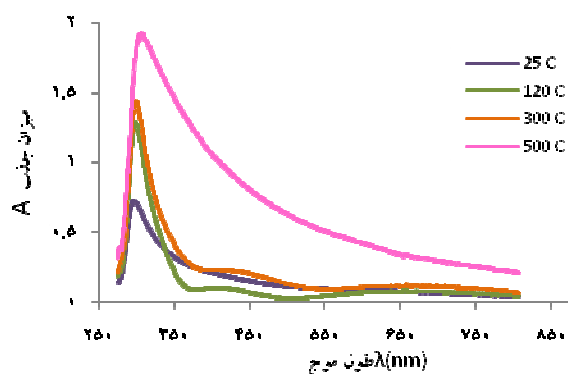
براین اساس، به طور تجربی با لایه‌گذاری لایه‌های WO_3 ، V_2O_5 در ضخامت‌های مختلف ۵۰، ۱۰۰ و ۲۰۰ نانومتر، و همچنین بکارگیری زیرلایه‌های SnO_2 با درصد ناخالصی‌های



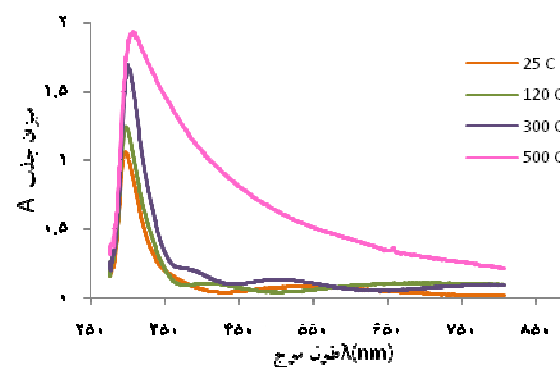
شکل ۳. (رنگی در نسخه الکترونیکی) درصد عبور اپتیکی لایه V_2O_5 برحسب طول موج در ضخامت 200 nm در دماهای بازپخت متفاوت.



شکل ۴. (رنگی در نسخه الکترونیکی) درصد عبور اپتیکی لایه WO_3 برحسب طول موج در ضخامت 200 nm در دماهای بازپخت متفاوت.



شکل ۵. (رنگی در نسخه الکترونیکی) میزان جذب اپتیکی لایه V_2O_5 برحسب طول موج در ضخامت 200 nm در دماهای بازپخت متفاوت.



شکل ۶. (رنگی در نسخه الکترونیکی) میزان جذب اپتیکی لایه WO_3 برحسب طول موج در ضخامت 200 nm در دماهای بازپخت متفاوت.

کاهش را نشان می‌دهد. علت این امر را می‌توان در چگالش و به دنبال آن احیای لایه‌های WO_3 و V_2O_5 و حتی نرم شدن زیرلایه شیشه در دماهای 500°C درجه سانتی‌گراد جستجو کرد. محدودیت افزایش دما تا 500°C درجه سانتی‌گراد به علت نزدیک شدن به دمای ذوب شیشه است.

۲.۳. تعیین نوع گذار و گاف انرژی WO_3 و V_2O_5

با کمک ضریب جذب می‌توان گاف انرژی را از رابطه زیر محاسبه کرد:

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

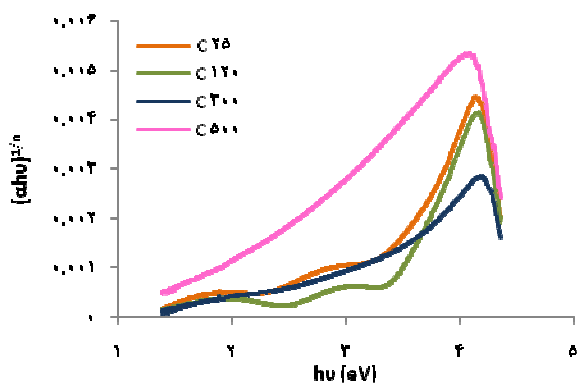
در این رابطه A مقداری ثابت، E_g گاف انرژی و $h\nu$ انرژی فوتون فرودی است [۱۳]. مقدار n نوع گذار الکترونی را تعیین می‌کند که به صورت تجربی از مقادیر ۱، ۳، ۲ برای گذارهای

الکتروکرومیکی می‌گردد، محلول یک مولار $LiClO_4$ در حلال پروپیلن کربنات انتخاب شده است.

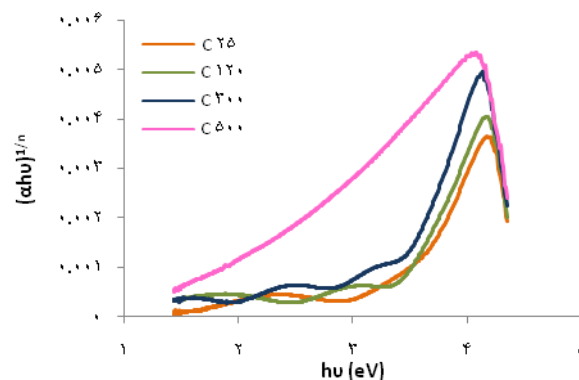
۳. تعیین مشخصه اپتیکی نمونه‌ها

۱.۳. بررسی اثر دمای بازپخت بر درصد عبور و جذب:

پس از تهیه فیلم‌ها، طیف‌های عبوری و جذبی با استفاده از دستگاه طیف‌سنج Jasco در ناحیه UV-Vis در ضخامت 200 nm نانومتری گرفته و نتایج حاصله در شکل‌های ۲ و ۳ (طیف‌های عبوری) و شکل‌های ۴ و ۵ (طیف‌های جذبی) رسم شده‌اند. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، درصد عبور اپتیکی بالا (حدود بیش از 80% درصد) استفاده از این لایه‌های نازک را در مقاصد توصیف شده ضمانت می‌کند که البته با افزایش دمای بازپخت لایه‌ها در دماهای حدود 500°C درجه سانتی‌گراد، عبور تا حدی



شکل ۷. (رنگی در نسخه الکترونیکی) نمودار $(\alpha hv)^{1/n}$ برحسب انرژی لایه V_2O_5 در ضخامت ۲۰۰ nm در دماهای بازپخت متفاوت.



شکل ۶. (رنگی در نسخه الکترونیکی) نمودار $(\alpha hv)^{1/n}$ برحسب انرژی لایه WO_3 در ضخامت ۲۰۰ nm در دماهای بازپخت متفاوت.

شدت بازتاب کمینه می‌شود [۱۶ و ۱۷]. اگر $n_1 < n_2$ باشد، در حالت ضخامت یکسان در شدت‌ها حالت عکس رخ می‌دهد و جای کمینه و بیشینه تعویض می‌شود. بنابراین در حالتی که ضخامت لایه d معلوم باشد با استفاده از روابط (۲) و (۳) می‌توان ضریب شکست لایه نازک را از روی نوسان‌های بازتاب محاسبه کرد. شکل‌های ۹ و ۱۰ نمودارهای درصد بازتاب برحسب طول موج را برای لایه‌های نازک WO_3 و V_2O_5 به ضخامت ۲۰۰ nm در حالت‌های بدون بازپخت و بازپخت در دماهای مختلف نشان می‌دهند. این نمودارها برخلاف نمودارهای عبور و جذب که توسط طیف‌سنج گرفته شده بودند، از رابطه (۴) و توسط محاسبه کامپیوتری بدست آمده‌اند که در آنها قله‌ها و کمینه‌ها، نوسان‌های بازتاب را در طول موج‌های خاص نشان می‌دهند

$$R = 1 - (T + A) \quad (4)$$

همان‌طور که از شکل‌های ۹ و ۱۰ پیداست، در دماهای با بازپخت بالا، نوسان‌های تداخلی از بین می‌روند و امکان محاسبه ضریب شکست ممکن نیست.

براساس طیف‌های بازتابی و جذبی بدست آمده ثابت‌های n و k برحسب طول موج محاسبه شده و در شکل‌های ۱۱ و ۱۲ رسم شده است [۱۸ و ۱۹]. در شکل ۱۱ مشاهده می‌شود که در طول موج‌های کوتاه‌تر ضریب شکست بیشتر از مقادیر طول موج میانی در محدوده مریی است. در ناحیه مریی ضریب شکست برای هر دولایه و در حالت بدون بازپخت لایه‌ها در

غیرمستقیم و مقادیر $1/2$ ، $3/2$ ، $1/3$ برای گذارهای مستقیم طوری انتخاب می‌شوند که در محدوده طولانی‌تری از انرژی منطبق یا مماس بر منحنی باشند. شکل‌های ۶ و ۷ طیف نوعی مربوط به $(\alpha hv)^{1/n}$ برحسب انرژی را برای ضخامت ۲۰۰ nm لایه‌های WO_3 و V_2O_5 نشان می‌دهند. در این طیف‌ها $n = 3/2$ در نظر گرفته شده است. شیب مماس بر طیف‌های شکل‌های ۶ و ۷ که محور افقی انرژی را قطع می‌سازند، E_g را می‌دهند و می‌توان نمودار E_g برحسب دمای بازپخت را برای ضخامت ۲۰۰ nm در شکل ۸ رسم نمود. گاف انرژی محاسبه شده برای این لایه‌ها در این تحقیق در تطابق با دیگر گزارش‌های مرتبط با لایه‌های WO_3 و V_2O_5 توسط دیگر محققین است [۱۴-۱۷].

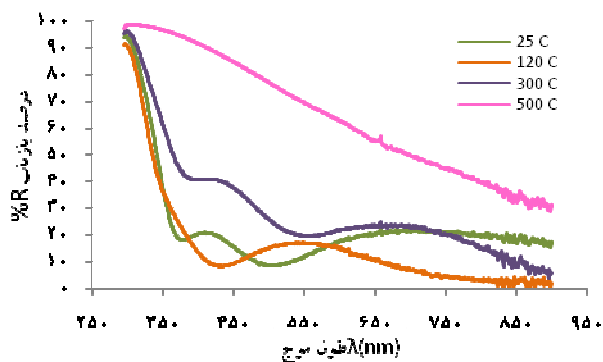
۳.۳. محاسبه ثابت‌های اپتیکی n و k برای فیلم‌های تهیه شده

در محاسبه ضریب شکست، به علت اختلاف فاز بین بازتاب از دو سطح لایه نازک (هوا-لایه و لایه-زیرلایه) تداخل ایجاد می‌شود. اگر n_1 و n_2 به ترتیب ضرایب شکست لایه و زیر لایه باشند، شدت بازتاب نور متحمل نوساناتی می‌شود که متناسب با ضخامت اپتیکی لایه یا $n_2 d$ است. اگر $n_1 > n_2$ باشد، قله‌های تداخلی هنگامی که ضخامت لایه برابر

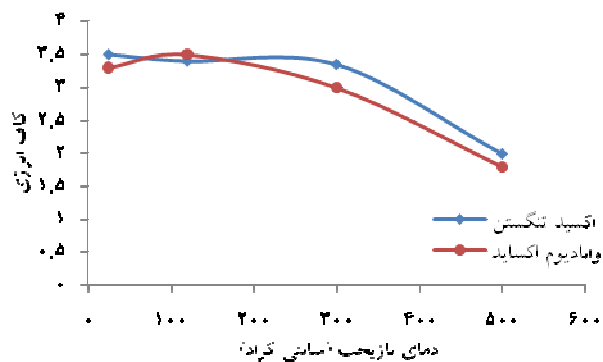
$$d = \lambda/4n_1, 3\lambda/4n_1, 5\lambda/4n_1, \dots \quad (2)$$

است، آشکار می‌شوند. برای مقادیری از d که در نیمه بین این مقادیر قرار گیرد، یعنی

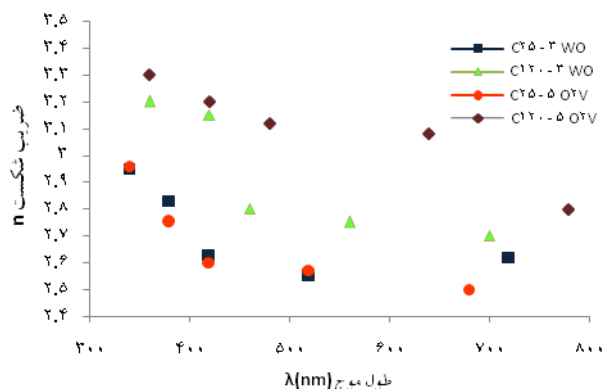
$$d = \lambda/2n_1, \lambda/n_1, 3\lambda/2n_1, \dots \quad (3)$$



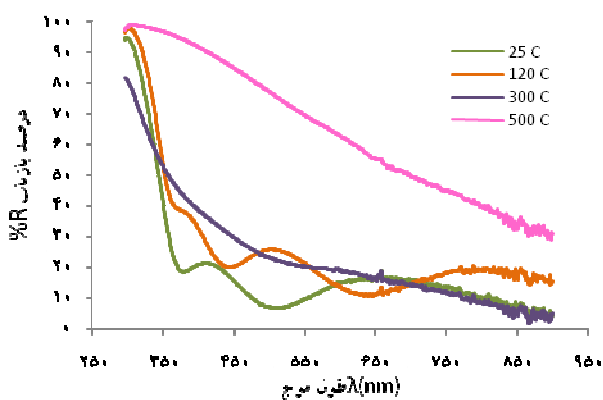
شکل ۹. (رنگی در نسخه الکترونیکی) درصد بازتاب اپتیکی لایه WO₃ برحسب طول موج در ضخامت ۲۰۰ nm در دماهای بازپخت متفاوت.



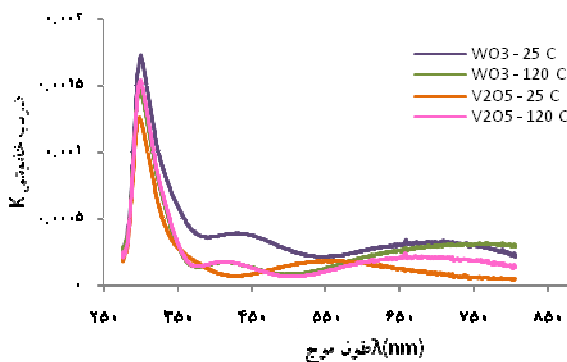
شکل ۸. (رنگی در نسخه الکترونیکی) نمودار Eg برحسب دمای بازپخت دو لایه WO₃ و V₂O₅.



شکل ۱۱. (رنگی در نسخه الکترونیکی) نمودار ضریب شکست بر حسب طول موج دو لایه WO₃ و V₂O₅.



شکل ۱۰. (رنگی در نسخه الکترونیکی) درصد بازتاب اپتیکی لایه V₂O₅ برحسب طول موج در ضخامت ۲۰۰ nm در دماهای بازپخت متفاوت.



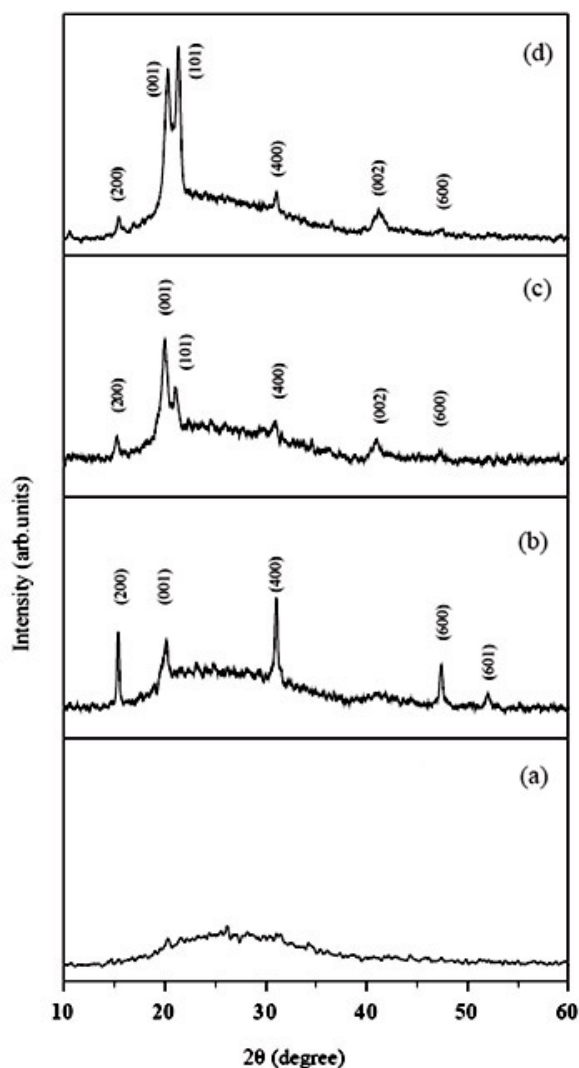
شکل ۱۲. (رنگی در نسخه الکترونیکی) نمودار ضریب خاموشی بر حسب طول موج دو لایه WO₃ و V₂O₅.

الکتروکرومیک در این ناحیه فراهم می‌آورد.

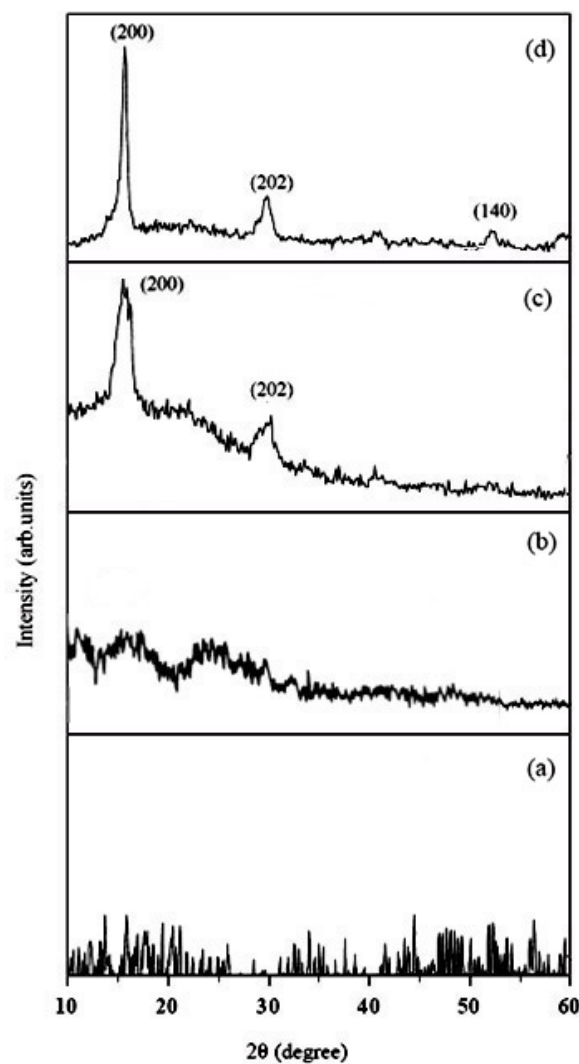
همچنین برای محاسبه ضریب خاموشی از ارتباط ضریب خاموشی (k) با ضریب جذب (α) که به صورت رابطه زیر است استفاده شده است [۲۴].

$$k = \alpha \lambda / 4\pi \quad (5)$$

حدود ۲/۵ می‌باشد. با بازپخت لایه‌ها در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد ضریب شکست نیز افزایش می‌یابد. روند مشاهده ضریب شکست با کارهای گزارش شده برای این لایه‌ها توافق بالایی دارد [۲۰-۲۳]. مزیت ثابت بودن ضریب شکست در محدوده نور مرئی، امکان استفاده از لایه‌ها را در قطعات



شکل ۱۴. طرح پراش اشعه X لایه V_2O_5 (a) $250^\circ C$ ، (b) $120^\circ C$ ، (c) $300^\circ C$ ، (d) $500^\circ C$.



شکل ۱۳. طرح پراش اشعه X لایه WO_3 (a) $250^\circ C$ ، (b) $120^\circ C$ ، (c) $300^\circ C$ ، (d) $500^\circ C$.

۴.۳. بررسی ساختاری فیلم‌های تهیه شده

الگوی پرتوهای اشعه X در شکل‌های ۱۳ و ۱۴ نشان می‌دهد که طبیعت لایه‌ها آمورف بوده و با افزایش دمای بازپخت، لایه‌ها همزمان با احیا به سمت بلوری شدن پیش می‌روند. در لایه WO_3 صفحات (۲۰۲) و (۲۰۰) و در لایه V_2O_5 صفحات (۰۰۱) و (۴۰۰) در بازه 2θ به ترتیب در 16° و 30° و همچنین در 15° و 20° در اثر افزایش دما رشد پیدا کرده‌اند. در دمای $500^\circ C$ علاوه بر این دو جهت‌گیری ارجح، دارای جهت‌گیری در صفحه (۱۴۰) در لایه WO_3 نیز می‌باشیم.

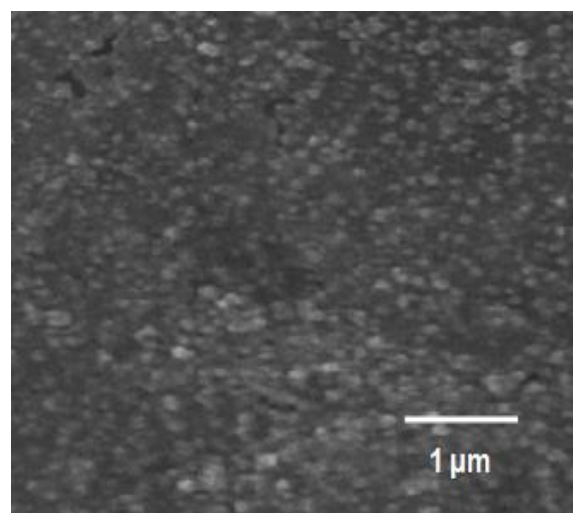
و برای محاسبه ضریب جذب α در طول موج‌هایی که جذب پایین دارند می‌توانیم از تعریف چگالی اپتیکی (ad) به شکل رابطه زیر استفاده کنیم [۲۵]

$$\alpha = \sqrt{d \ln(I/I_0)} \quad (6)$$

در طول موج‌های کوتاه، ضریب خاموشی (k) که با ضریب جذب (α) متناسب است، دارای بیشترین مقدار است که به تدریج با افزایش طول موج کاهش یافته و در محدوده نور مرئی تقریباً یکنواخت می‌شوند.

جدول ۱. اندازه دانه‌های بلورهای لایه WO₃ در دمای بازیخت ۵۰۰°C برای چند صفحه نوعی.

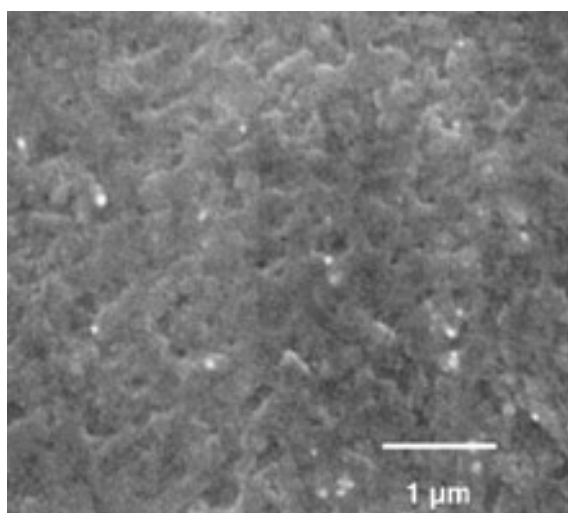
اندازه بلور (nm)	پهنای قله β برحسب درجه	قله براگ ۲θ برحسب درجه	صفحه
۴۲،۰۴	۰،۲۰	۱۶،۱۲	(۲۰۰)
۵۷،۴۸	۰،۱۵	۳۰،۱۰	(۲۰۲)
۴۸،۸۱	۰،۱۹	۵۲،۲۶	(۱۴۰)



شکل ۱۵. تصویر SEM لایه نازک WO₃.

جدول ۲. اندازه دانه‌های بلورهای لایه V₂O₅ در دمای بازیخت ۵۰۰°C برای چند صفحه نوعی.

اندازه بلور (nm)	پهنای قله β برحسب درجه	قله براگ ۲θ برحسب درجه	صفحه
۴۹،۴۰	۰،۱۷	۱۵،۰۸	(۲۰۰)
۴۴،۴۷	۰،۱۹	۱۹،۶۴	(۰۰۱)
۴۱،۱۴	۰،۲۱	۳۱،۸۲	(۴۰۰)



شکل ۱۶. تصویر SEM لایه نازک V₂O₅.

سیم پلاتین انتخاب شده است، طیف‌های CV نمونه‌ها تهیه و در شکل‌های ۱۷ و ۱۸ نشان داده شده‌اند. محلول الکترولیت انتخابی LiClO₄ در حلال پروپیلن کربنات با غلظت ۰،۱ مولار در لیتر است. همان طور که ملاحظه می‌شود چرخه‌ها کاملاً با معکوس کردن پتانسیل، برگشت پذیری خود را و با تکرار به دفعات، تکرار پذیری را برای هر دو لایه و همچنین سازگاری، با الکترولیت انتخابی، نشان می‌دهند.

در شکل ۱۷ اختلاف پتانسیل با پله‌های پتانسیل ۳ mV و در یک چرخه +۱،۵ تا -۱،۵ ولت اعمال شده است. کاتیون‌های مثبت H⁺ تحت اختلاف پتانسیل حدود ۱،۵ ولت توانایی ورود به شبکه WO₃ را پیدا کرده و با تغییر ساختار باعث تغییر رنگ لایه الکتروکرومیک از شفاف به آبی تیره می‌شوند [۲۷ و ۲۸]. همچنین در شکل ۱۸ اختلاف پتانسیل با پله‌های پتانسیل ۱ mV و در چرخه +۱،۵ تا -۱،۵ ولت اعمال شده است. در این حالت آنیون‌های منفی e⁻ وارد شبکه V₂O₅

برای تعیین اندازه‌های بلور در دو دمای ۳۰۰°C و ۵۰۰°C می‌توان از رابطه شرر به صورت زیر کمک گرفت [۲۶].

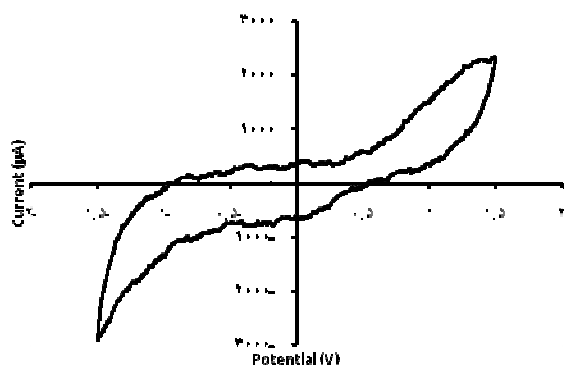
$$g = 0.94 \lambda / (\beta \cos \theta) \quad (7)$$

که در آن طول موج اشعه X و برابر با ۱،۵۴۶ آنگستروم و β پهنای ۲θ برحسب درجه و زاویه θ نصف زاویه‌ای است که قله براگ مشاهده شده است. در جداول ۱ و ۲ مقادیر مربوط به محاسبه اندازه دانه‌ها و همچنین اندازه بلورها برای چند صفحه نوعی لایه‌های WO₃ و V₂O₅ در دمای بازیخت ۵۰۰°C نشان داده شده است.

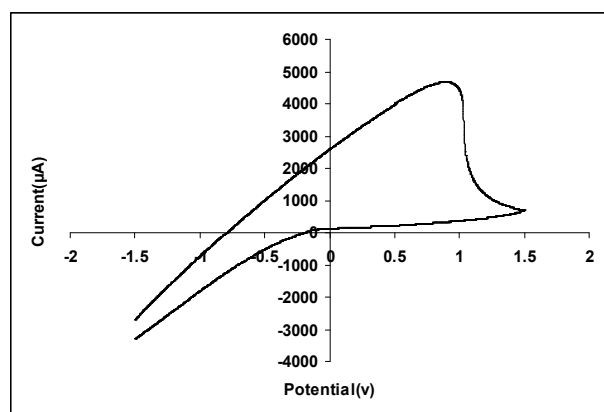
شکل‌های ۱۵ و ۱۶ تصاویر SEM لایه‌های WO₃ و V₂O₅ را در ضخامت ۲۰۰nm نشان می‌دهند. همان طور که در شکل مشخص است ساختار دانه‌ای شکل و اندازه دانه‌ها از مرتبه نانومتر می‌باشند.

۵.۳. بررسی چرخه ولتاژ لایه‌ها

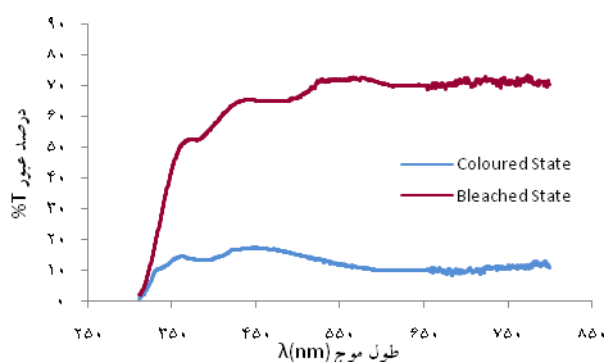
با استفاده از دستگاه CV شامل سه الکتروود، که الکتروود مرجع از



شکل ۱۸. چرخه ولتامتری لایه اکتروکرومیک $\text{SnO}_2\text{:F} - \text{WO}_3$ در HClO_4 .



شکل ۱۷. چرخه ولتامتری لایه اکتروکرومیک $\text{SnO}_2\text{:F} - \text{WO}_3$ در HClO_4 .



شکل ۱۹. رنگی در نسخه الکترونیکی اثر الکتروکرومیک با اعمال ولتاژ $+1.5$ تا -1.5 ولت.

۴. نتیجه گیری

در این تحقیق دو اکسید فلزی الکتروکرومیک تنگستن و وانادیوم مورد بررسی قرار گرفته‌اند. این لایه‌های شفاف که در ضخامت 200 nm و در خلأ 10^{-6} torr لایه‌نشانی شدند، در بازه نور مرئی مورد مطالعه اپتیکی و ساختاری قرار گرفتند که هر دو لایه عبور اپتیکی مناسب و در حدود 80% را از خود نشان دادند و در دماهای پایین ساختار آمورف داشته که با افزایش دمای بازپخت به سمت ساختارهای بلوری متمایل می‌شوند. بررسی اپتیکی این لایه‌ها منتهی به محاسبه گاف انرژی در دماهای بازپخت مختلف می‌شود. با افزایش دمای بازپخت، گاف انرژی کاهش را برای هر دو اکسید فلزی نشان می‌دهد. ثابت‌ها اپتیکی n و k محاسبه شده نیز با افزایش طول موج کاهش می‌یابند که البته در محدوده نور مرئی مقدار ثابتی دارند. تصاویر SEM گرفته شده، اندازه دانه‌های بلوری را از

شده و با تغییر ساختار باعث تغییر رنگ لایه الکتروکرومیک از شفاف به زرد می‌شوند. تغییر اپتیکی ایجاد شده در اثر اعمال ولتاژ در شکل ۱۹ نشان داده شده است. درصد عبور در حالت بی‌رنگی این قطعه الکتروکرومیک حدود 80% می‌باشد که در حالت رنگی تحت اعمال اختلاف پتانسیل به حدود 20% کاهش یافته است. این کاهش عبور چشم‌گیر حتی با چشم غیر مسلح نیز به وضوح قابل رؤیت است [۱۴ و ۲۹].

بازدهی این قطعه الکتروکرومیک طراحی شده که بنا به تعریف از میزان تغییرات چگالی اپتیکی در طول موج خاص 633 nm نانومتر به میزان بار الکتریکی عبوری در واحد سطح که در مدت زمان تغییر رنگ و با توجه به جریان عبوری و همچنین سطح مقطع موثر بدست می‌آید، مقدار $109 = CE(\lambda = 633 \text{ nm})$ تعیین می‌شود که در مقایسه با دیگر قطعات الکتروکرومیک گزارش شده در حد بسیار بالا و قابل قبولی می‌باشد [۳۰-۳۴].

ولتاژ بر این قطعات الکتروکرومیک توجه به کارگیری از این لایه‌ها با قابلیت تکرارپذیری را پیشنهاد و تأیید می‌نماید. اعمال اختلاف پتانسیل همزمان به هر دو لایه، خواص الکتروکرومیکی مشابهی را نشان می‌دهند که مکمل یکدیگر خواهند بود و بازدهی قطعه الکتروکرومیک را افزایش می‌دهند.

مرتبه صد نانومتر نشان می‌دهند که جهت استفاده در قطعه الکتروکرومیک برای ورود یون‌های مثبت و منفی ساختار مناسبی می‌باشد. چرخه‌های CV برای این دو لایه الکتروکرومیک و سازگاری با یک الکترولیت مشترک در بازه $+1/5$ تا $-1/5$ ولت را نشان داده و نیز تکرارپذیری را تأیید می‌کنند. کاهش عبور اپتیکی با درصد بسیار بالا در اثر اعمال

مراجع

1. H Yang, F Shang, L Gao, and H Han, *Applied Surface Science* **253** (2007) 5553.
2. R Solarska, B D Alexander, and J Augustynski, *Comptes Rendus Chimie* **9** (2006) 301.
3. G J Fang, K-L Yao, and Z-L Liu, *Thin Solid Films* **394** (2001) 63.
4. J Livage, D Ganguli, *Solar Energy Materials & Solar Cells* **60** (2000) 201.
5. C M Lampert, C G Granqvist (Eds), "Large-area Chromogenics: Materials and Devices for Transmittance Control", SPIE Optical Engineering Press, Washington (1988).
6. O Schilling and K Colbow, *Sens. Actuators B* **21** (1994) 151.
7. D Wruck, S Ramamurthi and M Rubin, *Thin Solid Films* **182** (1989) 79.
8. M U Qadria, M Cinta Pujola, J Ferré-Borrullb, E Llobet, M Aguilóa, and F Díaz; *Procedia Engineering* **25** (2011) 260.
9. H Hirashima, M Ide, and T Yoshida, *J. Non-Cryst. Solids* **86** (1986) 327.
10. F Nava, O Bisi, P Psaras, H Takai, and K N Tu, *Thin Solid Films* **140** (1986) 167.
11. Wen-Jing Li and Z-W Fu, *Applied Surface Science* **256**, 8 (2010) 2447.
12. C Navonea, S Tintignaca, J P Pereira-Ramosa, R Baddour-Hadjeana, and R Salot; *Solid State Ionics* **192**, 1 (2011) 343.
13. R Sivakumar, A Moses Ezhil Raj, B Subramanian, M Jayachandran, D C Trivedi, and C Sanjeeviraja, *Materials Research Bulletin* **39** (2004) 1479.
14. A Subrahmanyam, and A Karuppasamy, *Solar Energy Materials and Solar Cells* **91**, 4 (2007) 266.
15. c, C Mathieu; *Catalysis Today* **113**, 3–4 (2006) 230.
16. C G Granqvist, "Handbook of Electrochromic Materials", Elsevier, Amsterdam (1995).
17. S M A Durrnia, E E Khawaja, M A Salimb, M F Al-Kuhailib, and Al Shukri, *Solar Energy Materials & Solar Cells* **71** (2002) 313.
18. L Ottaviano, A Pennisi, F Simone, and A M Salvi, *Optical Materials* **27** (2004) 307.
19. P S Patil, S B Nikam, and L D Kadam, *Materials Chemistry and Physics* **69** (2001) 77.
20. T Nishide and F Mizukami, *Thin Solid Films* **259** (1995) 212.
21. E E Khawaja, S M A Durrani, and M A Daus, *Journal of Physics: Condensed Matter* **9** (1997) 9381.
22. Y B Saddeek and K A Aly, *Materials Chemistry and Physics*, In Press.
23. A Kumar, P Singh, N Kulkarni, and D Kaur, *Thin Solid Films* **516** (2008) 912.
24. م خانلری و همکاران، مجله پژوهش فیزیک ایران، جلد ۱۰، ۴ (۱۳۸۹) ۲۸۱.
25. A D McNaught, A Wilkinson, IUPAC, "Compendium of Chemical Terminology", Blackwell Scientific Publication, Oxford, UK (1997).
26. B D Cullity, "Elements of X-Ray Diffraction", Addison-Wesley Publishing (1978).
27. K J Patela, C J Panchala, M S Desai, and P K Mehta; *Materials Chemistry and Physics* **124**, 1 (2010) 884.
28. S S Kalagia, S S Malib, D S Dalavib, A I Inamdarc, H Imc, and P S Patil, *Electrochimica Acta* **85** (2012) 501.
29. I Quinzeni, S Ferrari, E Quartarone, and P Mustarelli, *Journal of Power Sources* **196**, 23 (2011) 10228.
30. C G Granqvist, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **60** (2000) 201.
31. S R Bathe, and P S Patil, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **91** (2007) 1097.
32. J Arakaki, R Reyes, M Horn, and W Estrada, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **37** (1995) 33.
33. R Deshpande et al., *Solid State Ionics* **178** (2007) 895.
34. F L Souza, M A Aegerter, and E R Leite, *Electrochimica Acta* **53**, 4 (2007) 1635.