فصلنامه‌ی علمی پژوهشی

علم و مهندسی سرامیک

دوره‌ی ۸، شماره‌ی ۲، تابستان ۱۳۹۸

بی قاعدگی رسانش الکتریکی در شیشه‌های نقره وانادیم– تلوریمی در دماهای بالاتر از یک دمای مشخصه: شاهدی بر رسانش مخلوط یونی– پلارونی غیر بی دررو

زهرا اسمعیلی طحان، داریوش سوری*

گروه فیزیک، دانشکده علوم پایه، دانشگاه ملایر، ملایر

* d.souri@gmail.com

اطلاعات مقاله:

دریافت: ۷ بهمن ۱۳۹۷

پذیرش: ۲۸ مرداد ۱۳۹۸

کلید واژه:

رسانش مخلوط پلارونی–یونی، سرمایش سریع مذاب، جهش غیر بی‌دررو پلارون‌های کوچک، چگالی اکسیژن‌های غیرپیوندی

چکیده:

بی قاعدگی رسانش الکتریکی در رژیم رسانشی مخلوط یون–پلارون برای سیستم شیشه‌ای xAg_2O-$40TeO_2$-$(60-x)V_2O_5$ با $0 \le x \le 50$ درصد مولی، تهیه شده به روش معمول فرونشانی مذاب، مشاهده شد. در شیشه‌های مورد مطالعه، وابستگی دمایی رسانش الکتریکی جریان مستقیم نمونه‌ها از یک دمای مشخصه تا ۳۸۰ درجه کلوین اندازه گیری شد که ماهیت نیم‌رسانایی نمونه‌ها را تایید نمود. مقادیر اندازه‌گیری شده در دمای نوعی ۳۰۰ درجه کلوین در گستره‌ی $5/88\times10^{-7}$ – $3/33\times10^{-3}$ Scm^{-1} بدست آمد که نشان‌دهنده‌ی روند کاهشی رسانش الکتریکی با افزایش تراکم اکسید نقره برای نمونه‌های با $x=0$ –۳۰ و یک روند افزایشی در نمونه‌های با $x=40$–۵۰ می‌باشد. با افزایش درصد مولی Ag_2O در گستره‌ی $20 \le x \le 50$ و به ویژه برای نمونه با $x \ge 40$، مکانیسم رسانش از جهش پلارونی به پلارونی- یونی تغییر می‌یابد که شاهدی بر بی قاعدگی مکانیسم رسانشی است. مکانیسم رسانش الکتریکی نمونه‌های حاضر در دماهای بالاتر از یک دمای مشخصه، از مکانیسم جهش غیر بی‌دررو پلارون کوچک الکترون‌ها بین یون‌های وانادیم پیروی نموده و مقادیر تحرک و چگالی حامل بار به عنوان پارامترهایی مهم در بررسی خواص الکتریکی در رژیم غیر بی دررو محاسبه شدند. هم چنین بررسی پارامتر چگالی اکسیژن‌های غیرپیوندی نشان‌دهنده اثر Ag_2O روی پایداری گرمایی و تردی شیشه‌ها می‌باشد و دلالت بر معرفی نمونه‌ی با مقدار بحرانی $x=20$ بعنوان نمونه‌ی با بالاترین پایداری گرمایی دارد.

۱- مقدمه

علیرغم پیشینه دور بررسی ویژگی‌های مواد آمورف، سالانه دانشمندان و پژوهشگران فیزیک و علم مواد به نتایج جالب توجهی در زمینه انواع نیم‌رساناهای آمورف دست می‌یابند، چرا که حتی تغییر اندک درصدهای مولی مولفه های تشکیل دهنده مواد آمورف، باعث پیدایش خواص و ویژگی های

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-09-11]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1398.8.2.3.6]

متفاوت کاربردی در آن ها می شود[۷-۱]. بنابراین، ورود به حوزه پژوهش‌های آزمایشگاهی مختلف در زمینه ساخت و بررسی خصوصیات مواد آمورف با ساختار جدید و برخوردار از پتانسیل‌های مطلوب کاربردی، ضروری به نظر می‌رسد.

از بین شیشه‌های مختلف، شیشه‌های تلوریمی شامل اکسید فلزات واسطه (TMO) به‌دلیل دارا بودن خواص فیزیکی منحصر به فرد، مورد دقت و توجه بسیاری از پژوهشگران قرار دارند [۱۲-۸ و۱]. از طرفی با توجه به ویژگی دی‌اکسید تلوریم در کمک به تشکیل شیشه در ترکیبات مختلف آمورف و نیز نم‌گیری پایین این ماده، استفاده از این ماده در ساخت شیشه بسیار مفید و مورد توجه می‌باشد[۱]. بنابراین با توجه به توضیحات ذکر شده و نیز پتانسیل بالای کاربردی شیشه‌های تلوریمی در ساخت وسایل الکتروشیمیایی و اپتوالکترونیکی مانند باتری‌های حالت جامد، حسگرها، کلیدزن‌های الکتریکی و نوری و همچنین ویژگیهای ضدباکتری و باکتری‌کشی [۱۳]، مطالعه وابستگی دمایی رسانش الکتریکی این دسته از شیشه‌ها در یک گستره دمایی وسیع می‌تواند گامی موثر در پیشرفت کاربرد این مواد باشد [۴-۲]. در مطالعات اخیر، شیشه‌های MoO_3-TeO_2-V_2O_5 [۵]، TeO_2-ZnO-NiO [۶]، TeO_2- PbO [۷] و TeO_2-V_2O_5-K_2O [۱۰] از حیث خواص فیزیکی بررسی شده‌اند. هم چنین ترکیبات مختلفی از شیشه‌های Ag_2O-TeO_2-V_2O_5 نیز از حیث خواص فیزیکی نوری و الکتریکی توسط نویسندگان این مقاله مورد بررسی و دقت نظر قرار گرفته است[۱۳-۱۱]. اغلب شیشه‌های مذکور از حیث رسانش الکتریکی بصورت پلارونی عمل نموده و بنظر می‌رسد که شاید با ورود یون‌های قلیایی مانند نقره، بتوان رسانش آنها را بهبود داد؛ بنابراین در پژوهش حاضر، از طریق وابستگی دمایی رسانش الکتریکی شیشه های اخیر در دماهای بالاتر از یک دمای مشخصه (دمای جدا کننده نواحی شیب بالا و پایین در نمودارهای وابستگی دمایی رسانش) به مطالعه بی‌قاعدگی رسانش الکتریکی و وجود رسانش یونی-پلارونی و همچنین تایید مکانیسم بی‌دررو جهش پلارون کوچک می‌پردازیم.

۲- فعالیت‌های تجربی

۲-۱- روش ساخت نمونه‌ها

در پژوهش حاضر، نمونه‌های xAg_2O-$40TeO_2$-(60-x)V_2O_5 با ذوب مولفه‌های اولیه دی اکسید تلوریم، پنتا اکساید وانادیم و اکسید نقره، تهیه شده از شرکت مرک آلمان، با درصدهای مولی متفاوت ۵۰- ۰ =x (که در ادامه متن به صورت TVAgx نمایش داده می‌شوند) به روش سرمایش سریع مذاب ساخته شدند. برای بررسی‌های الکتریکی، لازم است نمونه‌ها به صورت توده‌ای تهیه شوند. جزئیات تهیه نمونه‌های توده‌ای آمورف، توسط نویسندگان مقاله حاضر در مراجع شماره ۱۱ و ۱۲ شرح داده شده است. برای انجام بررسی‌های تجربی الکتریکی، لازم است نمونه‌های توده‌ای تهیه شده، به دقت صیقل داده شوند.

۲-۲- بررسی آزمایشگاهی نمونه‌ها

جهت بررسی ماهیت ساختاری نمونه‌های تهیه شده، طرح پراش پرتو x با دستگاه دیفرکتومتر اشعه x (Unisantis- XMD-300, CuKα ,India) به دست آمد. جرم حجمی نمونه‌ها نیز با روش ارشمیدس و استفاده از مایع غوطه‌وری پارازایلن (C_8H_{10}, ρ=0.861gr/cm^3) در دمای اتاق به

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-09-11]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1398.8.2.3.6]

دست آمد. اثر دما بر رسانش الکتریکی نمونه‌های تهیه شده با ضخامت ۱ mm و شعاع ۱ cm با دستگاه الکترومتر Keithley (model 617) از دمای مشخصه تا ۳۸۰ K با استفاده از روش چهار سیمه اندازه گیری شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- الگوی پراش پرتو X (XRD)

الگوی XRD نمونه‌های TVAg۰-۴۰ مؤید ساختار آمورف نمونه‌ها است[۱۲-۱۱]، ولی در نمونه TVAg۵۰ قله‌های مشاهده شده نشانگر وجود فاز بلوری می‌باشد. جزئیات مربوط به الگوی XRD و نیز فازهای بلوری در نمونه TVAg۵۰ در کارهای قبلی مؤلف ذکر شده است[۱۲-۱۱].

۳-۲- خواص الکتریکی و ملاحظات مربوطه

در این بخش، وابستگی دمایی رسانش الکتریکی DC نمونه‌های TVAgx در دماهای بالا (دمای بزرگتر از نصف دمای دبای) مطابق مدل جهش پلارون کوچک بین حالت‌های جایگزیده (SPH) مورد بررسی قرار می‌گیرد. در این مکانیسم، رسانندگی الکتریکی DC از رابطه زیر پیروی می‌کند [۱۴و۲]:

$$\sigma = \frac{\sigma_0}{T}\exp[-W/KT] \qquad (۱$$

که در آن

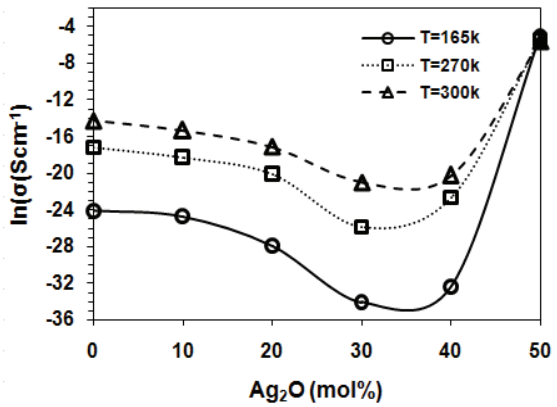
$$W = \begin{cases} W_H + W_D/2 & T > \Theta_D/2 \\ W_H & T < \Theta_D/4 \end{cases} \qquad (۲$$

در این رابطه، W, K, W_D , W_H, T, Θ_D, σ ,σ_0 به ترتیب انرژی فعال سازی، ثابت بولتزمن، انرژی بی نظمی، انرژی جهش، دمای نمونه، دمای دبای، رسانندگی DC و پیش فاکتور رسانندگی می‌باشند. پیش فاکتور σ_0 در معادله ۱ نیز در رژیم جهش غیربی در رو الکترون‌ها توسط رابطه زیر بدست می‌آید[۱۴و۲]:

$$\sigma_0 = \frac{\nu_0 Ne^2R^2C(1-C)}{k}\exp(-2\alpha R) \qquad (۳$$

در این رابطه، ν_0 فرکانس فوتون‌های نوری، C کسر کاهیده‌ی یون‌های فلزات واسطه، N چگالی یون‌های فلزات واسطه، α عامل فرو افت تابع موج الکترون و R فاصله متوسط یون‌های شبکه می‌باشد.

با توجه به داده‌های تجربی بدست آمده، مقادیر رسانش الکتریکی نمونه‌ها در دمای نوعی ۳۰۰ کلوین در گستره‌ی $۵/۸۸\times۱۰^{-۷}$ - $۳/۳۳\times۱۰^{-۳}$ $Scm^{-۱}$ قرار می‌گیرد که نشان‌دهنده‌ی کاهش رسانش الکتریکی با افزایش تراکم اکسید نقره برای نمونه‌های ۳۰-۰ و افزایش رسانش الکتریکی در نمونه‌های ۵۰-۴۰ است. در شکل ۱، تغییرات رسانش الکتریکی برای نمونه‌های مورد مطالعه در دماهای ۱۶۵، ۲۷۰ و ۳۰۰ کلوین نشان داده شده است.

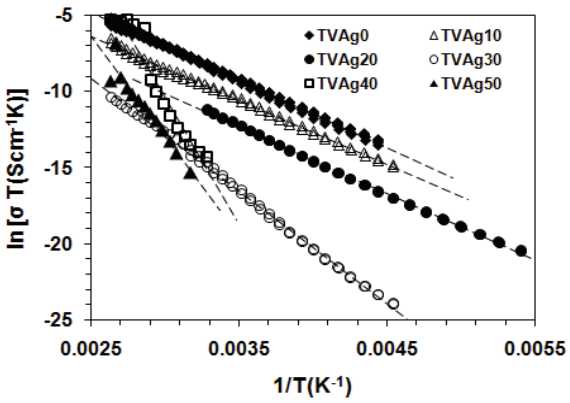


شکل ۱- نمودار تغییرات $\ln\sigma$ **برحسب درصد مولی** Ag_2O **برای نمونه‌های** TVAgx **در دماهای مختلف.**

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-09-11]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1398.8.2.3.6]

در شکل ۱، علاوه بر مشاهده اثر افزایش درصد مولی اکسید نقره روی نمونه‌های مورد پژوهش، خصلت نیم رسانا بودن نمونه‌ها به علت افزایش رسانش با افزایش دما تایید شد. شکل ۲، نمودار تغییرات $\ln(\sigma T)$ برحسب $\frac{1}{T}$ را در گستره‌ی دمایی $T > \frac{\Theta_D}{2}$ نشان می‌دهد.



شکل ۲- نمودار تغییرات $\ln(\sigma T)$ برحسب $\frac{1}{T}$ برای نمونه‌های TVAgx بالاتر از دمای مشخصه.

همان‌طور که در شکل ۲ مشاهده می‌شود، تطابق خوب نمودار با رابطه ۱ نشان می‌دهد که در گستره‌ی دمایی مورد بررسی، برهمکنش الکترون-فونون در مکانیسم رسانشی جهش پلارون کوچک عهده‌دار رسانش الکتریکی جریان مستقیم DC در نمونه‌های مورد مطالعه خواهد بود. چنین رفتاری برای شیشه‌های $Sb\text{-}TeO_2\text{-}V_2O_5$ [۹] و K_2O– $TeO_2\text{-}V_2O_5$ [۱۵] نیز مشاهده شده‌است.

با استفاده از شیب نمودار تغییرات $\ln(\sigma T)$ برحسب $\frac{1}{T}$ در گستره‌ی دمایی بالا، می توان مقدار انرژی فعال‌سازی شیشه‌ها را با استفاده از روش کمترین مربعات با ضریب همبستگی خطی حدود ۰/۹۹۹۳ بدست آورد. مقادیر به دست آمده در جدول ۱ ذکر شده‌اند. هم چنین، مقایسه مقادیر انرژی فعال سازی (W) و گاف انرژی نوری (E_g) [۱۲و ۱۱] برای نمونه‌های مورد مطالعه (جدول ۱) موید این مطلب است که گذار حامل ها به صورت نوار به نوار نبوده و حامل های بار بین حالات جایگزیده جهش داشته‌اند.

جدول ۱- مقادیر چگالی (ρ)، انرژی فعال سازی (W)، فاصله یون های وانادیم (R_V)، گاف انرژی نوری (E_g)، رسانندگی الکتریکی DC در دمای K ۳۰۰ (σ_{300k})، پیش فاکتور رسانندگی فرمول مات $(\ln \sigma_0)$، حجم مولی اکسیژن (V_o).

Sample	ρ (gr cm^{-3})	W (eV) (Temperature range)[12]	R_V (A°)[12]	E_g (eV) [11]	σ_{300k} (S cm^{-1})	Ln σ_0 (S cm^{-1} K) [12]	V_o (cm^3 mol^{-1}) [12]
TVAg0	3.587	0.385 (225-380k)	4.12	2.35	5.88×10^{-7}	6.328	12.70
TVAg10	4.038	0.362 (220-380k)	4.21	2.30	2.07×10^{-7}	4.167	12.99
TVAg20	4.756	0.391 (200-305k)	4.30	2.19	3.49×10^{-8}	3.607	12.86
TVAg30	5.126	0.638 (220-380k)	4.61	2.30	7.32×10^{-10}	9.357	14.21
TVAg40	5.717	1.502 (310-380k)	5.09	2.72	1.55×10^{-9}	41.770	15.44
TVAg50	6.398	0.113 (315-380k)	6.18	-	3.33×10^{-3}	-	17.29

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-09-11]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1398.8.2.3.6]

۳-۳- رابطه بین انرژی فعال‌سازی و فاصله میانگین یون‌های وانادیم

از آنجایی که ارتباط بین انرژی فعال‌سازی با فاصله بین یون‌های موجود در ساختار نمونه‌ها می‌تواند تحلیلی ساده بر مکانیسم رسانش الکتریکی DC نمونه‌ها باشد، به بررسی ارتباط بین پارامتر انرژی فعال سازی و فاصله بین یون‌های وانادیم در نمونه‌های مورد پژوهش می‌پردازیم.

فاصله یون‌های وانادیم در هر نمونه را می‌توان با استفاده از رابطه زیر یافت:

$$R_V \approx (1/N_V)^{\frac{1}{3}} \qquad (۴$$

در این رابطه N_V چگالی یون‌های وانادیم می‌باشد که از رابطه زیر بدست می‌آید[۱۱و۹].

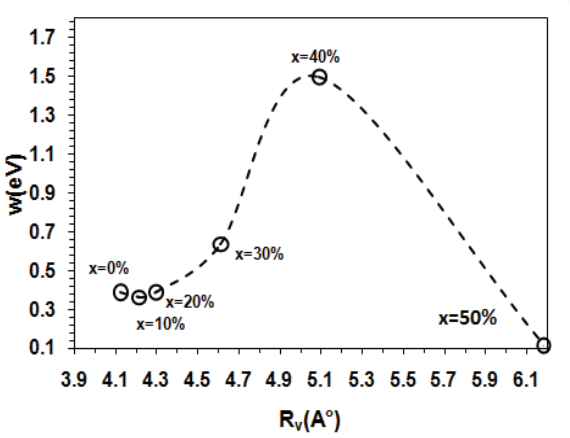
$$N_V = 2\,[(\rho\, X_{V_2O_5}/M_{V_2O_5})\,N_A] \qquad (۵$$

که NA، $M_{V_2O_5}$، $X_{V_2O_5}$، ρ، N_V، R_V به ترتیب عدد آووگادرو، جرم مولکولی ترکیب V_2O_5 در نمونه، درصد مولی ترکیب V_2O_5 در نمونه، چگالی نمونه، چگالی و فاصله یون‌های وانادیم در ترکیب نمونه هستند.

مقادیر چگالی نمونه ها و نیز چگالی و فاصله یون‌های وانادیم در ترکیبات نمونه در جدول ۱ ذکر شده‌اند.

شکل ۳ نمودار تغییرات انرژی فعال‌سازی نمونه‌ها را برحسب فاصله میانگین یون‌های وانادیم مطابق با مقادیر محاسبه شده، نشان می‌دهد.

تغییرات رفتاری مشاهده شده برای نمونه‌ها در شکل ۳ نشان دهنده تغییر مکانیسم رسانش از جهش پلارونی به پلارونی-یونی با افزایش درصد مولی Ag_2O از $۲۰ \le x < ۴۰$ و به ویژه برای نمونه با $x \ge ۴۰$ می‌باشد.



شکل ۳- نمودار تغییرات انرژی فعال‌سازی برحسب فاصله یون‌های وانادیم در نمونه‌های TVAgx [۱۲].

در واقع، تغییرات در رسانش الکتریکی DC شیشه‌های TVAgx به دو بخش تقسیم می‌شود. رسانش در گستره‌ی TVAg۰-۲۰ الکتریکی بوده و رسانش ناشی از حضور یون‌های نقره (رسانش یونی) در این رسانش نقشی اندکی دارد؛ اما در گستره‌ی TVAg۲۰-۵۰ رسانش، ناشی از حضور موثر یون‌های نقره در ترکیبات شیشه‌ها می‌باشد؛ بنابراین در این گستره هر دو رسانش الکتریکی و یونی موثر خواهند بود و در $x \ge ۴۰$ تغییر جدی در انرژی فعالسازی الکتریکی نشاندهنده غلبه رسانش یونی است. این موضوع نشاندهنده بی قاعدگی در روند رسانش الکتریکی نمونه‌هاست چرا که بطور معمول در شیشه‌های اکسیدی حاوی فلزات واسطه (نظیر وانادیم)، رسانش پلارونی رسانش غالب است.

۴-۳- تعیین پارامترهای رسانش الکتریکی

در این بخش، پارامترهای مربوط به رسانش الکتریکی شیشه‌های مورد مطالعه در گستره‌ی دماهای بالا، توسط

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-09-11]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1398.8.2.3.6]

مدل SPH تحت بررسی و دقت نظر قرار می‌گیرد. برای بررسی برخی پارامترهای مهم مربوط به رسانش الکتریکی نظیر تحرک و چگالی حامل بار، لازم است مکانیسم رسانش از نظر بی دررو و غیربی دررو بودن تعیین شود.

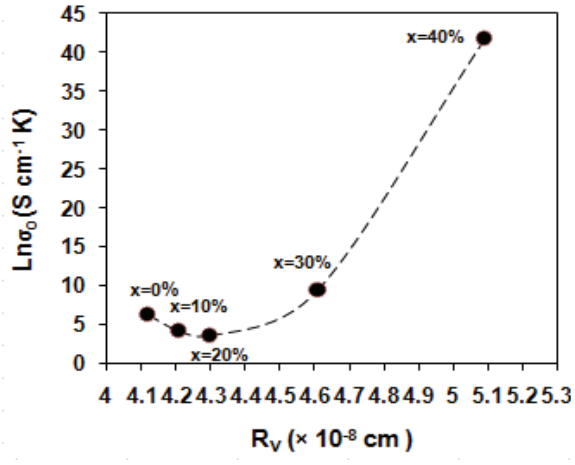
تعیین مکانیسم رسانش از نظر بی درروبودن و یا غیربی‌دررو بودن از دو دیدگاه قابل بررسی است.

همان طور که ذکر شد، پیش فاکتور σ_0 در معادله ۱ در مکانیسم غیربی دررو توسط رابطه ۳ بدست می‌آید [۱۴و۲].

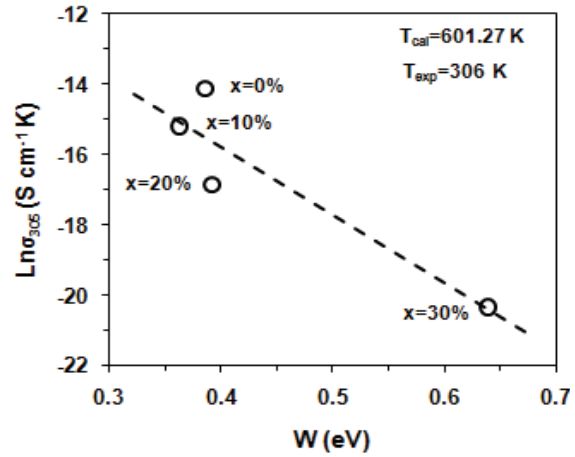
با توجه به اینکه در یک رژیم بی‌دررو αR نادیده گرفته می‌شود، معادله ۱ به صورت زیر نوشته می‌شود[۱۴و۲]:

$$\sigma = \frac{\nu_0 Ne^2 R^2 C(1-C)}{kT} \exp[-W/KT] \qquad (۶$$

بنابر این، در صورتی که $\exp(-2\alpha R)=1$ باشد، مکانیسم رسانش بی دررو خواهد بود و در غیر این صورت مکانیسم رسانش غیر بی دررو خواهد بود. بنابر توضیحات ذکر شده، از دو دیدگاه، بی دررو بودن و یا غیر بی درروبودن مکانیسم رسانش در نمونه ها بررسی می‌شود. در دیدگاه اول، بر طبق نمودار $\mathrm{Ln}(\sigma_0)$ بر حسب R_V (شکل ۴) و در دیدگاه دوم به عنوان تاییدی بر روش اول، نمودار $\mathrm{Ln}\sigma$ برحسب W (شکل ۵) در یک دمای آزمایشگاهی مشخص، تایید کننده مکانیسم غیر بی دررو در نمونه‌های مورد مطالعه می‌باشد. در نتیجه مقادیر محاسبات مربوط به تحرک و چگالی حامل بار به عنوان پارامترهای مهم در بررسی ویژگی های الکتریکی نمونه‌ها در مکانیسم غیربی دررو محاسبه می‌شوند.



شکل ۴- نمودار رابطه بین $\mathrm{Ln}\sigma_0$ و فاصله یون‌های وانادیم در نمونه‌های TVAgx.



شکل ۵- نمودار رابطه بین $\mathrm{Ln}\sigma$ در دمای آزمایشگاهی ۳۰۶K برحسب W در نمونه‌های TVAgx.

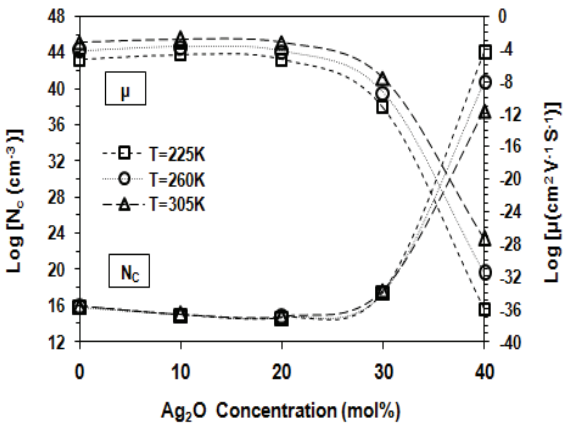
در دیدگاه اول، منحنی بودن نمودار شکل ۴ در نمونه‌های مورد مطالعه، موید شرط $\exp(-2\alpha R)\neq 1$ بوده و به عنوان تاییدی بر غیر بی‌دررو بودن مکانیسم رسانش است. در دیدگاه دوم، نمودار $\mathrm{Ln}\sigma$ برحسب W در یک دمای تجربی ثابت (T_{exp}=306K) در شکل ۵ رسم شده است. همان طور که در شکل ۵ مشاهده می شود، متفاوت بودن مقدار دمای بدست آمده حاصل از شیب خط چین رسم شده (طبق

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-09-11]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1398.8.2.3.6]

رابطه ۱) با استفاده از تکنیک کمترین مربعات (T_{cal})، با دمای تجربی (T_{exp})، تاییدی بر غیر بی درروبودن مکانیسم رسانش الکتریکی می‌باشد. بنابراین، پس از اثبات غیر بی دررو بودن مکانیسم رسانش، مقادیر تحرک و چگالی حامل بار با استفاده از روابط مربوطه بدست می‌آیند. نحوه محاسبه این مقادیر در مراجع ذکر شده است [۱۲و۱۱].

نمودار شکل ۶ تغییرات تحرک و چگالی حامل بار را در سه دمای متفاوت ۲۲۵، ۲۶۰ و ۳۰۵ کلوین بر حسب درصد مولی اکسید نقره برای نمونه‌های مورد مطالعه نشان می‌دهد.



شکل ۶- نمودار تغییرات تحرک (μ) و چگالی حامل بار (Nc) برحسب درصد مولی Ag_2O برای نمونه‌های TVAgx.

تغییرات تحرک و چگالی حامل بار نشان دهنده کاهش تحرک و افزایش چگالی حامل بار با شیب تند برای نمونه‌های با $x \geq 20$ درصد مولی Ag_2O می‌باشد که تأیید کننده تغییر در شرایط نمونه‌ها در این درصد مولی و وجود رسانش یونی علاوه بر رسانش الکترونی در نمونه‌های ذکر شده می‌باشد. ملاحظه می‌گردد که علیرغم افزایش چگالی جامل بار، تحرک رو به کاهش است و نقش هر دو عامل را در تحلیل رسانندگی باید بطور توام در نظر گرفت.

نتایج بررسی نوری نمونه‌ها توسط نویسندگان مقاله حاضر نیز تایید کننده این مطلب می‌باشد [۱۲و۱۱]. در بررسی نوری نمونه‌ها، گاف انرژی نوری نمونه‌های TVAg۰-۲۰ روند کاهشی و در نمونه‌های TVAg۲۰-۴۰ دارای روند افزایشی است؛ بنابراین کمینه گاف انرژی نوری، مربوط به نمونه TVAg۲۰ می‌باشد که موید تغییرات ساختاری و چگالی اکسیژن‌های غیرپیوندی در نمونه ها با افزایش درصد مولی اکسید نقره با شروع تغییر از نمونه TVAg۲۰ می‌باشد.

۳-۵- حجم مولی اکسیژن

بررسی پارامتر حجم مولی اکسیژن در نمونه‌های مورد مطالعه، نشان دهنده تاثیر تغییرات حجم مولی Ag_2O روی پایداری گرمایی و استحکام شیشه‌ها می باشد. مقادیر حجم مولی اکسیژن در شیشه‌های TVAgx با استفاده از رابطه زیر قابل محاسبه می‌باشد [۱۹-۱۶] .

$$V_O = \frac{\left\{(M_{V_2O_5} - 16C_V)x_{V_2O_5} + M_{TeO_2}x_{TeO_2} + M_{Ag}x_{Ag}\right\}}{\rho\left\{(5 - C_V)x_{V_2O_5} + 2x_{TeO_2} + x_{Ag}\right\}} \quad (۷$$

در این رابطه، پارامترهای C_V، M_i، X_i، ρ به ترتیب کسر کاهیده یون های وانادیم، وزن مولی اکسید، کسر مولی ترکیب شیشه و چگالی حجمی نمونه‌ها می‌باشند. مقادیر محاسبه شده حجم مولی اکسیژن نیز با توجه به مقادیر محاسبه شده چگالی و کسر کاهیده یون های وانادیم با استفاده از روش تیتراسیون در جدول ۱ ذکر شده است.

مطابق آنچه در جدول شماره‌ی ۱ آمده است، تغییر پارامتر حجم مولی اکسیژن در نمونه‌های TVAgx در گستره ۱۲/۷۰-۱۷/۱۸ cm^3/mol می‌باشد.

نتایج، نشان دهنده افزایش تدریجی حجم مولی اکسیژن با

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-09-11]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1398.8.2.3.6]

افزایش درصد مولی Ag_2O برای نمونه‌های TVAg۰–۵۰ به جز نمونه TVAg۲۰ می‌باشد؛ که نشان دهنده کاهش اکسیژن‌های غیرپیوندی در نمونه TVAg۲۰ می‌باشد. این موضوع در بررسی‌های اپتیکی صورت گرفته روی نمونه‌های مورد مطالعه نیز با توجه به دارا بودن کمینه گاف انرژی برای این نمونه تایید شد. بنابر توضیحات فوق، نمونه TVAg۲۰ از بین نمونه‌های مورد بررسی، دارای استحکام ساختاری مناسب برای ساخت ابزاری مانند دیودهای نوری، سلول‌های خورشیدی و نیز دیودهای لیزری می‌باشد.

۴- نتیجه‌گیری

- خصلت نیم‌رسانایی بودن نمونه‌ها به علت افزایش رسانش با افزایش دما تایید شد.
- رسانش الکتریکی نمونه‌ها در دماهای بالاتر از یک دمای مشخصه، از مکانیسم جهش پلارون‌های کوچک پیروی می‌کند و در دماهای پایین‌تر از آن مکانیسم جهشی گستره متغیر مکانیسم غالب است.
- تغییرات در رسانش الکتریکی DC شیشه‌های TVAgx به سه بخش تقسیم می‌شود. رسانش در گستره‌ی TVAg۰–۲۰ الکترونیکی بوده و رسانش ناشی از حضور یون های نقره (رسانش یونی) در این رسانش نقشی ندارد؛ اما در گستره‌ی TVAg۲۰–۴۰، رسانش ناشی از حضور موثر یون‌های نقره در ترکیبات شیشه‌ها می‌باشد؛ بنابراین در این گستره هر دو رسانش الکترونیکی و یونی موثر خواهند بود.
- مکانیسم رسانش در نمونه‌ها غیربی دررو تعیین شد.
- مقادیر انرژی فعال سازی (W) و انرژی گاف نوری (E_g) برای نمونه‌ها نشان دهنده گذار نوار به نوار حامل نبوده و موئد گذار حامل به صورت جهش حامل بار بین حالات جایگزیده می‌باشد.
- نتایج نشان دهنده‌ی افزایش تدریجی حجم مولی اکسیژن با افزایش درصد مولی Ag_2O برای نمونه‌های TVAg۰–۵۰ به جز نمونه‌ی TVAg۲۰ می‌باشد؛ که نشان دهنده کاهش اکسیژن‌های غیرپیوندی در نمونه TVAg۲۰ می‌باشد. این موضوع در بررسی‌های اپتیکی صورت گرفته روی نمونه‌های مورد مطالعه نیز با توجه به دارا بودن کمینه گاف انرژی برای این نمونه تایید شد. بنابر توضیحات فوق، نمونه TVAg۲۰ از بین نمونه‌های مورد بررسی، دارای استحکام ساختاری مناسب‌تری می‌باشد.

مراجع

[1] R. El-Mallawany, "Some physical properties of tellurite glasses", Tellurite Glass Smart Materials (ISBN: 978-3-319-76568-6), Springer, https://doi.org/10.1007/978-3-319-76568-6_1 (ISBN: 978-331976568-6;978-331976567-6), pp. 67–105, 2018.

[2] M. Pal, K. Hirota, Y. Tsujigami, H. Sakata, "Structural and electrical properties of MoO_3-TeO_2 glasses", Journal of Physics D: Applied Physics, Vol. 34, pp.459-464, 2001.

[3] R. Jose, T. Suzuki, Y. Ohishi, "Thermal and optical properties of TeO_2–BaO–SrO–Nb_2O_5 based glasses: New broadband Raman gain media", Journal of Non-Crystalline Solids, Vol. 352, pp.5564-5571, 2006.

[4] G. S. Murugan, T.Suzuki, Y. Ohishi, "Tellurite glasses for ultrabroadband fiber Raman amplifiers", Applied Physics Letters, Vol. 86, Article number 161109, 2005.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-09-11]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1398.8.2.3.6]

[5] D. Souri, "Effect of molybdenum tri-oxide molar ratio on the optical and some physical properties of tellurite–vanadate–molybdate glasses", Measurment, Vol. 44, pp.717-721, 2011.

[6] O. A. Zamyatin, M. F. Churbanov, J. A. Medvedeva, S. A. Gavrin, E. V. Zamyatina, A. D. Plekhovich, "Glass-forming region and optical properties of the TeO_2–ZnO–NiO system", Journal of Non-Crystalline Solids, Vol. 479, pp.29-41, 2018.

[7] S. H. Elazoumi, H. A. A. Sidek, Y. S. Rammah, R. El Mallawany, M. K. Halimah, K. A. Matori, M. H. M. Zaid, "Effect of PbO on optical properties of tellurite glass", Results in Physics, Vol. 8, pp.16-25, 2018.

[8] D. Souri, M. Mohammadi, H. Zaliani, "Effect of antimony on the optical and physical properties of Sb-V_2O_5-TeO_2 glasses", Electronic Materials Letters, Vol. 10, pp.1103-1108, 2014.

[9] D. Souri, P. Azizpour, H. Zaliani, "Electrical conductivity of V_2O_5–TeO_2–Sb glasses at low temperatures", Journal of Electronic Materials, Vol. 43, pp.3672-3680, 2014.

[10] M. Farahmandjou, S. A. Salehizadeh, "The optical band gap and the tailing states determination in glasses of TeO_2-V_2O_5-K_2O system", Glass Physics and Chemistry, Vol. 39, pp.473-479, 2013.

[11] D. Souri, Z. E. Tahan, "A new method for the determination of optical band gap and the nature of optical transitions in semiconductors", Applied Physics B: Lasers and Optics, Vol. 119, pp.273-279, 2015.

[12] D. Souri, Z. Esmaeili Tahan, S. A. Salehizadeh, "DC electrical conductivity of Ag_2O–TeO_2–V_2O_5 glassy systems", Indian Journal Physics, Vol. 90, pp.407-415, 2016.

[13] Y. Shahmoradi, D. Souri, M. Khorshidi, "Glass-ceramic nanoparticles in the Ag_2O-TeO_2–V_2O_5 system: antibacterial and bactericidal potential, their structural and extended XRD analysis by using Williamson-Smallman approach", Ceramics International, Vol. 45, pp.6459-6466, 2019.

[14] N. Lebrun, M. Levy and J. L. Souquet, "Electronic conductivity in glasses of the TeO_2-V_2O_5-MoO_3 system", Solid State Ionics, Vol. 40 & 41, pp.718-722, 1990.

[15] S. A. Salehizadeh, B. M. G. Melo, F. N. A. Freire, M. A. Valente, M. P. F. Graça, "Structural and electrical properties of TeO_2–V_2O_5–K_2O glassy systems", Journal of Non-Crystalline Solids, Vol. 443, pp.65-74, 2016.

[16] D. Souri, "Crystallization kinetic of Sb–V_2O_5–TeO_2 glasses investigated by DSC and their elastic moduli and Poisson's ratio", Physica B: Condensed Matter, Vol. 456, pp.185-190, 201.

[17] H. Mori, H. Matsuno, H. Sakata, "Small Polaron Hopping Conduction in V_2O_5-Sb-TeO_2 Glasses", Journal of Non-Crystalline Solids, Vol. 276, pp.78-94, 2000.

[18] H. Sakata, M. Amano, T.Yag, "DC conductivity of V_2O_5–PbO-TeO_2 glasses and the effect of pressure", Journal of Non-Crystalline Solids, Vol. 194, pp.198-206, 1996

[19] H. Qiu, M. Kundo, H. Sakata, "Synthesis and electrical properties of Fe_2O_3-MoO_3-TeO_2 glasses", Materials Chemistry and Physics, Vol. 51, pp.233-238, 1997

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-09-11]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1398.8.2.3.6]