فصلنامه‌ی علمی پژوهشی

علم و مهندسی سرامیک

دوره‌ی ۵، شماره‌ی ۳، پاییز ۱۳۹۵

# مطالعه سنتیک بلورینگی و تعیین شاخص آورامی در نمونه‌های آمورف $TeO_2$-$V_2O_5$-NiO توسط تحلیل کالریمتری

**داریوش سوری**

گروه فیزیک، دانشکده علوم پایه، دانشگاه ملایر

d.souri@gmail.com

***اطلاعات مقاله:***

دریافت: ۳۱ مرداد ۱۳۹۵

پذیرش: ۲۳ بهمن ۱۳۹۵

***کلید واژه:***

*شیشه‌های اکسیدی، گرماسنجی روبشی تفاضلی، شاخص آورامی، خواص گرمایی، انرژی فعال‌سازی بلورینگی*

***چکیده:***

*شیشه‌های اکسیدی دارای خواص منحصر بفردی هستند. در کار حاضر چگونگی تغییر خواص گرمایی با ترکیب نمونه‌ها بررسی شده است. در این کار، شیشه‌های سه مؤلفه‌ای $40TeO_2-(60-x)V_2O_5-xNiO$ با درصدهای مولی متفاوت $0\leq x\leq 20$ با روش استاندارد سرمایش سریع مذاب ساخته شده‌اند. نمودارهای گرماسنجی روبشی تفاضلی (DSC) برای این نمونه‌ها در بازه‌ی دمایی (۱۵۰-۵۰۰ °C) و در نرخ‌های گرمایش ۱۲ K/min و ۱۰، ۹، ۶، ۳=$\varphi$ مورد بررسی قرار گرفته‌اند. سپس با استفاده از نتایج کالریمتری، خواص گرمایی نظیر دمای تبلور ($T_{cr}$)، شاخص آورامی ($n$) و در نتیجه انرژی فعال‌سازی بلورینگی ($E_c$) محاسبه شده‌اند. به طور کلی نتایج حاصل از این پژوهش نشان دهنده‌ی روند کاهشی در انرژی فعال‌سازی بلورینگی با افزایش درصد مولی اکسید نیکل می‌باشد که می‌توان آن‌را به افزایش تراکم اکسیژن‌های غیرپیوندی و افزایش تردی این نمونه‌ها نسبت داد. مقادیر به‌دست آمده برای شاخص آورامی ($n$)، نشان می‌دهد که این شاخص حول مقدار $n\approx 1$ در افت وخیز است که مشخصه رشد بلوری سطحی یا تک بعدی می‌باشد، بنابراین می‌توان آن‌را احتمالا به رشد بلورک‌های سوزنی شکل تلوریمی نسبت داد.*

## ۱- مقدمه

شیشه‌های اکسیدی حاوی اکسیدهای فلزات واسطه، به‌دلیل کاربردهایشان در زمینه‌هایی از قبیل فیبرهای نوری[۳-۱] و کاربردهای الکتروشیمیایی[۵-۴]، علاقه و توجه بسیاری از پژوهشگران را بخود جلب نموده‌اند. در سال‌های اخیر، شیشه‌های تلوریمی حاوی اکسید فلزات واسطه به دلیل دارا بودن ویژگی‌های منحصر بفرد از قبیل رسانش الکتریکی مناسب (در گستره‌ی $10^{-4}$ تا $10^{-6}Scm^{-1}$)، دمای ذوب پایین (در گستره تقریبی ۶۰۰ تا ۹۰۰ °C)، نمگیری کم و خواص کالریمتری مناسب از قبیل پایداری گرمایی و ظرفیت گرمایی بالا، نظر بسیاری از پژوهشگران را به خود جلب کرده‌اند.

از طرفی می‌توان با تغییر درصد مولی مؤلفه‌های تشکیل دهنده این شیشه‌ها، به نمونه‌های مطلوبی از نظر خواص



[ Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-01 ]

[ DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.3.5.9 ]

فیزیکی مورد نظر رسید[۷-۶]. گرماسنجی روبشی تفاضلی (DSC) روش مناسبی برای بررسی رفتار کالریمتری شیشه‌ها در دماهای مختلف و نرخ‌های گرمایی متفاوت می‌باشد، که با استفاده از آنها دمای تبلور ($T_{cr}$) معیّن می‌شود[۹-۸].

مطالعه ویژگی‌های ساختاری شیشه‌ها (از قبیل درک میزان تردی و سختی آنها) توسط DSC، روشی مناسب جهت درک بهتر رفتار شیشه‌ها بعنوان تابعی از ترکیب آنهاست [۱۵-۹]. بررسی نقش ترکیب شیشه‌ها بر خواص گرمایی، تراکم اکسیژن‌های غیر پیوندی و صلبیت و سختی ساختار آنها جهت دستیابی به نمونه‌های بهینه با مقاومت بالا در برابر شوک‌های گرمایی بمنظور کاربردهای عملی بسیار حائز اهمیت است. کاربردهای شیشه‌های اکسیدی بویژه استفاده آنها در ادوات اپتیکی از قبیل فیبرهای نوری نیازمند معرفی شیشه‌هایی است که پایداری گرمایی مطلوبی در برابر شوک‌های گرمایی و تغییر ساختار از آمورف به بلور داشته باشند و به عبارتی داری انرژی فعال‌سازی بلورینگی بالاتری باشند علی‌رغم کارهای مختلف در حوزه کالریمتری شیشه‌ها، هنوز تحلیل دقیقی از پدیده بلورینگی وجود ندارد و رفع این مانع نیازمند کارهای گسترده‌تری می‌باشد [۹].

علیرغم گزارش‌هایی در خصوص سنتیک دمای گذار شیشه‌ای نمونه‌های $TeO_2$-$V_2O_5$-NiO [۱۵و ۱۲و ۱۱] و سنتیک بلورینگی $TeO_2$-$V_2O_5$-Sb [۹]، مطلبی در مورد سنتیک بلورینگی و شاخص و ابعاد تبلور شیشه‌های $TeO_2$-$V_2O_5$-NiO گزارش نشده است. پویایی فرایند تبلور و نحوه تبلور می‌تواند بصورت دقیقتری توسط انرژی فعال‌سازی بلورینگی و شاخص آورامی بررسی و توصیف شود. شاخص آورامی (n)، ویژگی‌های هسته و فرآیند رشد بلور را نشان می‌دهد[۱۰]. با توجه به نبود گزارشی در خصوص سنتیک بلورینگی و تبلور در شیشه‌های $TeO_2$-$V_2O_5$-NiO، هدف این پژوهش محاسبه پارامترهای پویایی تبلور و شاخص آورامی و همچنین بررسی وابستگی دمای بلورینگی به نرخ گرمایش و ترکیب نمونه در این شیشه‌ها است تا بتوان نمونه با انرژی فعال‌سازی بیشتر و در نتیجه پایداری گرمایی بالاتر و تردی کمتر را معرفی نمود.

## ۲- فعالیت‌های تجربی

نمونه‌های توده‌ای ترکیبات سه مولفه‌ای شیشه‌های $40TeO_2$-$(60-x)V_2O_5$-$xNiO$ (که از این به بعد به طور اختصار Nxنامیده می‌شوند و x بعنوان درصد مولی مولفه اکسید نیکل دارای مقادیر x=۰ ,۱۰ ,۲۰mol% می‌باشد)، با بهره‌گیری از روش سرمایش سریع مذاب ساخته شده‌اند. پودرهای اولیه اکسید نیکل، پنتااکسید وانادیم و دی اکسید تلوریم (محصول شرکت مرک با خلوص ٪۹۹/ ۹۹) پس از مخلوط شدن با درصدهای مولی مورد نظر، در بوته آلومینا در اتمسفر عادی در کوره الکتریکی ATBIN ALF15 ذوب شده و مذاب حاصل در قالب استیل (نگهداشته شده در دمای اتاق) قالب ریزی شدند تا بسرعت به دمای اتاق سرمایش یافته و شیشه تشکیل گردد. جزییات بیشتر روش تهیه و مشخصه نگاری نمونه‌ها از جمله پراش پرتو ایکس و چگالی نمونه‌ها (اندازه گیری شده به روش ارشمیدس) در مراجع شماره ۱۱ و ۱۲ آمده است. تحلیل گرمایی این نمونه توسط دستگاه گرماسنجی روبشی تفاضلی ( DSC: Pyris1, USA) با استفاده از ۱۰ میلی گرم از پودر هر نمونه در فشار



[ Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-01 ]

[ DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.3.5.9 ]

ثابت تحت گاز $N_2$ با شار ثابت ۲۰ $cm^3/min$ (به‌منظور حفظ فشار ثابت محیط طی اندازه‌گیری‌های کالریمتری و آنتالپی و همچنین جلوگیری از تغییر استوکیومتری نمونه‌ها که ممکن است با جذب بیشتر اکسیژن توسط نمونه‌ها انجام گردد) در نرخ‌های گرمایش ۱۲K/min و$\varphi$=۳, ۶, ۹,۱۰ انجام شده است.

## ۳- نتایج و بحث

### ۳-۱- مشخص نگاری ساختاری توسط پراش پرتو X

الگوهای XRD نمونه‌های توده‌ای Nx بروش پودری به‌دست آمده است که نتایج آن در مرجع شماره ۱۱ آمده است و طبیعت آمورف آن‌ها بدلیل عدم وجود پیک‌های بلوری در این الگوها تایید شده است[۱۱].

### ۳-۲- تحلیل گرمایی، سنتیک بلورینگی و شاخص آورامی

مناسب‌ترین راه برای تعیین ویژگی‌های گرمایی و دماهای مشخصه در شیشه‌ها، استفاده از آزمایشات کالریمتری است. شکل (۱) منحنی‌های نوعی کالریمتری DSC نمونه‌های Nx را در نرخ گرمایش ۶ K/min نشان می‌دهد، که به‌عنوان نمونه ای از نمودارهای DSC شیشه‌های مورد مطالعه نشان داده شده است. دماهای مشخصه $T_g$ گذار شیشه‌ای وبلورینگی $T_{cr}$ بصورت نوعی در شکل a-۱ نشان داده شده‌اند. منحنی‌های ترموگرام DSC شیشه‌ها معمولا یک ناحیه گرماگیر منسوب به گذار شیشه‌ای را نشان می‌دهند که عموما میانه‌ی ناحیه‌ی گرماگیر را به عنوان دمای گذار شیشه‌ای ($T_g$) در نظر می‌گیریم. این منحنی‌ها با یک یا چند پیک گرمازای مربوط به دمای بلورینگی $T_{cr}$ دنبال می‌شوند که در کار حاضر اولین و بلندترین قله مد نظر قرار گرفته است[۱۲و ۹]. وجود قله‌های گرمازای دیگر در منحنی DSC برخی نمونه‌ها، احتمالا به فازهای بلوری دیگری در نمونه مربوط است و رفتار نسبتا متفاوت و ضعیفتر نمونه N20 مربوط به این است که شیشه مذکور ضعیفتر بوده و حتی در درصدهای بالاتر از ۲۰ از اکسید نیکل شیشه تشکیل نشده است. در رابطه با کنترل رشد بلور، روش‌های غیر همدما می‌توانند برای ارزیابی پارامترهای جنبشی (پویای) بلورهای شیشه‌ای مورد استفاده قرار گیرد.

روش کسینجر اغلب برای تجزیه و تحلیل داده‌های بلورینگی و گذار شیشه‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱۳ و ۱۰]. شکل اصلاح شده معادله کسینجر با اعمال شاخص آورامی (n) در زیر آمده است[۱۰]:

$$\ln(\varphi^n/T_{cr}^2) = -(m E_C/R T_{cr}) + const. \quad (۱$$

در این رابطه $\varphi$ نرخ گرمایش است، n توان آورامی، R ثابت جهانی گازها و m شاخص رشد بلور است. در حالی که $E_c$ از شیب نمودار $\ln(\varphi^n/T_{cr}^2)$ برحسب $1/T_{cr}$ به‌دست می‌آید. اعتقاد بر این است که مقدار به‌دست آمده $E_c$ در تبدیلاتی که تشکیل هسته‌ها و رشد بلور همزمان اتفاق می‌افتد، اهمیت فیزیکی کمی دارد؛ درنتیجه وقتی که شیشه قبل از شروع رشد با جوانه‌ها اشباع شده باشد، $E_c$ به‌دست آمده به‌عنوان انرژی فعال سازی رشد بلور تعبیر می‌شود. مقدار n از رابطه (۲) به‌دست می‌آید[۹و۱۰].

$$n = -d\{\log[-\ln(1-\alpha)]\}/d\log\varphi \quad (۲$$



[ Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-01 ]

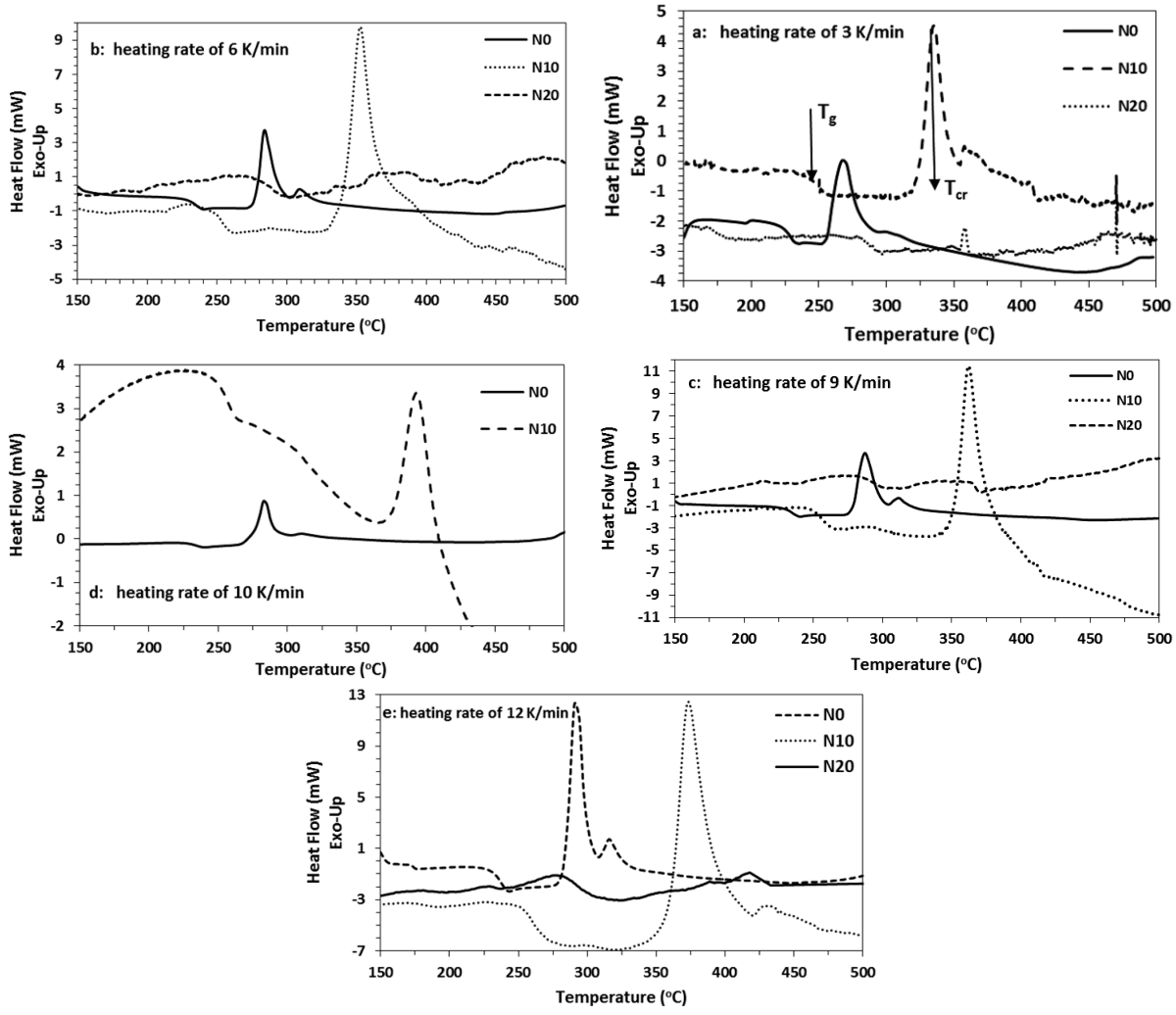
[ DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.3.5.9 ]

که در آن $\alpha$ بیانگر کسر حجمی فاز بلوری شده می‌باشد و از رابطه (۳) به‌دست می‌آید.

$$\alpha=A/A_0 \qquad (۳$$

در این معادله با توجه به طرحواره نشان داده شده در شکل (۲)، $A_0$ مساحت زیر نمودار بین دمای $T_1$ دمای شروع تبلور و $T_2$ دمای پایان تبلور است؛ و A مساحت زیر نمودار بین دمای $T_1$ و دمای انتخابی T است.

جهت استفاده از معادله کسینجر اصلاح شده معرفی شده با رابطه (۱)، ابتدا باید شاخص آورامی (n) به‌دست آید.

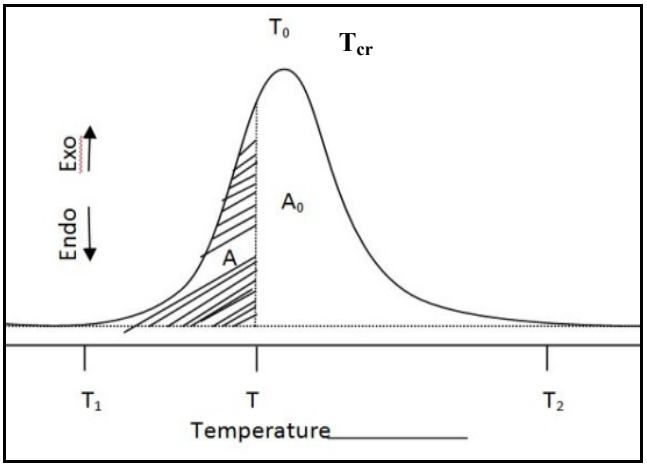



**شکل ۱- نمودارهای DSC نمونه‌های** Nx . a) **در نرخ گرمایش** ۳ K/min b) **در نرخ گرمایش** ۶ K/min c) **در نرخ گرمایش** ۹ K/min d) **در نرخ گرمایش** ۱۰ K/min e) **در نرخ گرمایش** ۱۲ K/min.

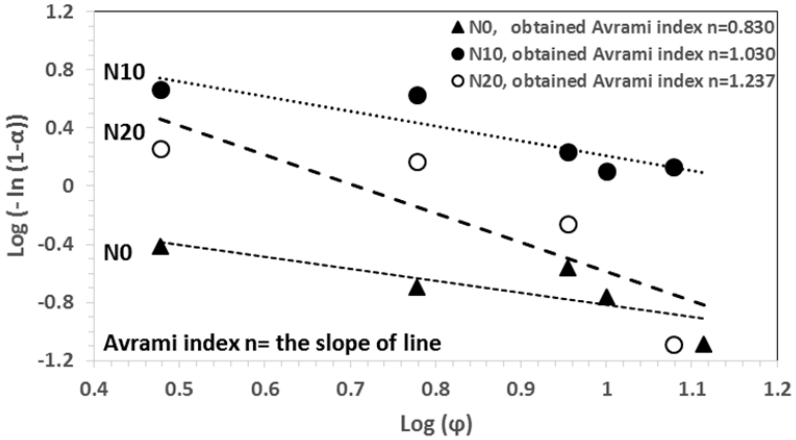


[ Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-01 ]

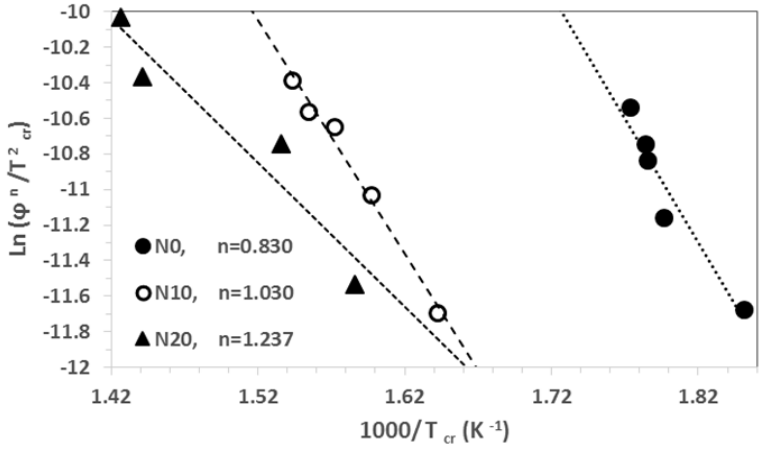
[ DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.3.5.9 ]




**شکل ۲- روش محاسبه کسر حجمی فاز بلوری شده (α) بوسیله تحلیل منطقه فاز بلوری در دمای T [۱۰]**




**شکل ۳- تعیین شاخص آورامی (n) برای نمونه‌های Nx با استفاده از معادله شماره ۳.**




**شکل ۴- نمودار $\ln(\varphi^n/T_{cr}^2)$ برحسب $1000/T_{cr}$ برای نمونه‌های Nx با استفاده از معادله شماره ۱ و شاخص آورامی مربوطه از شکل شماره ۳ با لحاظ m=۱.**



[ Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-01 ]

[ DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.3.5.9 ]

مطابق شکل (۳) با رسم نمودار (($\log(-\ln(1-\alpha))$ بر حسب $\log(\varphi)$ مقدار توان آورامی (n) از منفی شیب نمودار محاسبه می‌گردد، که نتایج آن در جدول (۱) قابل مشاهده است. بر اساس این نمودارها مقدار n بین ۰/۸۳ تا ۱/۲۴ به‌دست می‌آید و می‌توان گفت علیرغم خطاهای احتمالی محاسباتی و آزمایشگاهی حول مقدار $n \approx 1$ در افت وخیز است که مشخصه رشد بلوری سطحی یا تک بعدی می‌باشد و بنابراین احتمالا می‌توان آنرا به رشد بلورک‌های سوزنی شکل تلوریمی نسبت داد. لازم به ذکر است که با توجه به نمودارهای DSC نمونه‌ها و نرم افزار مناسب، مقدار $\alpha$ در دمای اختیاری محاسبه شده است. و نتایج آن در جدول (۱) قابل مشاهده است.

حال باتوجه به مقدار n به‌دست آمده برای نمونه‌های مورد مطالعه، می‌توان انرژی فعال‌سازی را از طریق معادله تغییر یافته کیسینجر (۱) به‌دست آورد. مطابق شکل (۴)، اگر نمودار $\ln(\varphi^n/T_{cr}^2)$ را بر حسب $1000/T_{cr}$ رسم کنیم، با محاسبه شیب نمودار و ضرب آن در مقدار ثابت جهانی گازها (R)، می‌توان انرژِی فعال‌سازی نمونه را به‌دست آورد. لازم به ذکر است که مقدار m با توجه به یکسانی شرایط آزمایشگاهی فرایند کالریمتری نمونه‌ها و جهت انجام مقایسه بهتر نتایج نمونه‌های مختلف، معادل واحد لحاظ شده است و باید توجه کرد که مقدار n به مقدار انتخابی m وابسته نیست [۱۰]. با توجه به مقادیر به‌دست آمده برای توان آورامی و استفاده از معادله (۱)، انرژی فعال‌سازی نمونه‌های Nx محاسبه می‌شود که نتایج کلی آن در جدول (۱) قابل مشاهده است. وابستگی انرژی فعال‌سازی بلورینگی محاسبه شده با استفاده از شاخص آورامی به میزان مؤلفه اکسید نیکل در نمونه‌های Nx در شکل (۵) آمده است که روند کاهشی تغییرات انرژی فعال‌سازی را با افزایش مولفه اکسید نیکل نشان می‌دهد که آن را می‌توان به افزایش تراکم اکسیژن‌های غیر پیوندی نسبت داد؛ این موضوع با روند کاهشی گاف انرژی ($E_g$) همین نمونه‌ها بر اساس گزارشات قبلی[۱۱] کاملا سازگار است (جدول (۱)). علاوه بر این، می‌توان چگالی پکیدگی اکسیژن (OPD)[1] نمونه‌ها را با استفاده از رابطه زیر به‌دست آورد[۱۴]:

$$OPD=\rho O_n/M=O_n/V_m \qquad (۴$$

که در آن $\rho$، $O_n$، M و $V_m(=M/\rho)$ به‌ترتیب چگالی، تعداد اتم‌های اکسیژن بر واحد فرمولی، جرم مولکولی و حجم مولی نمونه‌ها می‌باشند. مقادیر این کمیت در جدول (۱) آمده است و با داشتن روند افزایشی با افزایش درصد مولی اکسید نیکل، نشاندهنده افزایش چگالی اکسیژن‌های غیر پیوندی است و باید نتیجه آن کاهش گاف انرژی[۱۱] و کاهش انرژی فعال‌سازی بلورینگی نمونه‌ها و افزایش تردی نمونه‌ها [۱۵] باشد که عملا نتایج ذکر شده این کمیت‌ها کاملا در توافق هستند. لازم به ذکر است که افزایش چگالی اکسیژن‌های غیر پیوندی، آستانه جذب نمونه را در طیف جذب فرابنفش–مرئی به سمت طول موج‌های بلندتر سوق داده و باعث کاهش گاف انرژی می‌گردد. مقادیر گاف انرژی نمونه‌های مورد بررسی در مرجع ۱۱ و جدول شماره (۱) آمده است و نشان‌دهنده روند کاهشی آن با افزایش درصد مولی اکسید نیکل است. همچنین مقادیر تردی نمونه‌های مذکور در مرجع ۱۵ آمده است و روند افزایشی را با افزایش

[1] Oxygen Packing Density



[ Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-01 ]

[ DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.3.5.9 ]

درصد مولی اکسید نیکل نشان می‌دهد. بنابراین، افزایش چگالی اکسیژن‌های غیر پیوندی که منجر به کاهش گاف انرژی می‌گردد، به معنی ایجاد پیوندهای آویزان[1] و سست شدن ساختار شیشه می‌باشد که افزایش تردی نمونه‌ها را با افزایش مولفه اکسید نیکل توجیه می‌نماید و منجر به کاهش انرژی فعال‌سازی بلورینگی می‌گردد.

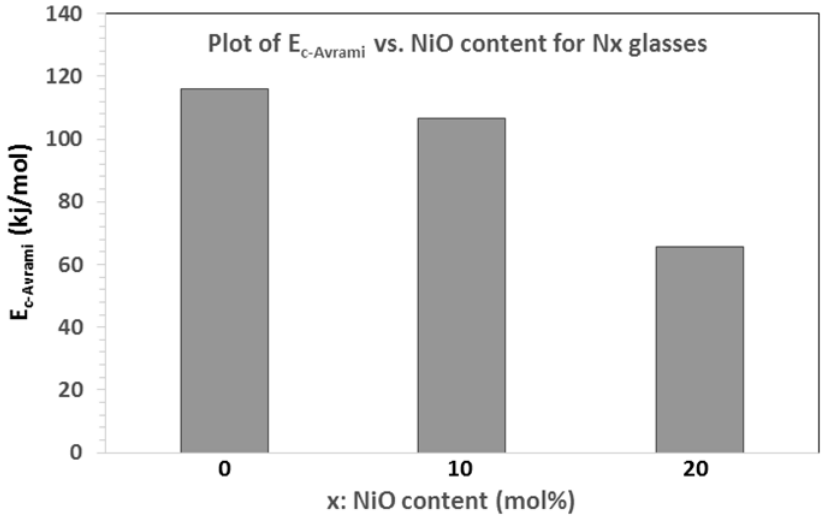
شایان توجه است که در فرآیند ساخت، نمونه‌ی شیشه‌ای در درصدهای بالاتر اکسید نیکل بخوبی تشکیل نمی‌شد و تحلیل کالریمتری صرفا با سه نمونه انجام شده است.

[1] Dangling Bonds



[ Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-01 ]

[ DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.3.5.9 ]




**شکل ۵- نمودار تغییرات انرژی فعالسازی بلورینگی محاسبه شده در مدل کیسینجر اصلاح شده (مدل آورامی) به درصد مولی مؤلفه‌ی NiO در شیشه‌های Nx.**

**جدول ۱- مقادیر جرم حجمی (ρ)، حجم مولی (Vm)، چگالی پکیدگی اتمهای اکسیژن (OPD)، دمای بلورینگی ($T_{cr}$)، شاخص آورامی (n)، کسر حجمی فاز بلوری شده (α)، و انرژی فعالسازی بلورینگی با استفاده از شاخص آورامی ($E_{c\text{-}Avrami}$) برای نمونه‌های Nx.**

| composition | Φ (K/min) | ρ (g cm$^{-3}$) [۱۱] | $V_m$ ($cm^3 mol^{-1}$) [۱۱] | OPD (g-atom $L^{-1}$) | $E_g$(eV) [۱۱] | $T_{cr}$(°C) [۱۲] | α | n | $E_{c\text{-}Avrami}$ (kj/mol) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| N۰ | ۳ | ۳/۸۵۶ | ۴۴/۸۵۳ | ۷۸/۸۲ | ۲/۰۲ | ۲۶۷/۱۵ | ۰/۳۲۰ | ۰/۸۳۰ | ۱۱۵/۸۷ |
| | ۶ | | | | | ۲۸۳/۲۰ | ۰/۱۸۲ | | |
| | ۹ | | | | | ۲۸۶/۸۰ | ۰/۲۳۹ | | |
| | ۱۰ | | | | | ۲۸۷/۵۰ | ۰/۱۵۹ | | |
| | ۱۲ | | | | | ۲۹۰/۶۴ | ۰/۰۷۸ | | |
| N۱۰ | ۳ | ۳/۹۰۰ | ۴۱/۶۰۴ | ۸۱/۷۲ | ۱/۸۳ | ۳۳۵/۸۰ | ۰/۹۹۰ | ۱/۰۳۰ | ۱۰۶/۷۵ |
| | ۶ | | | | | ۳۵۲/۷۰ | ۰/۹۸۶ | | |
| | ۹ | | | | | ۳۶۲/۸۰ | ۰/۸۲۱ | | |
| | ۱۰ | | | | | ۳۹۲/۹۰ | ۰/۷۱۷ | | |
| | ۱۲ | | | | | ۳۷۴/۶۰ | ۰/۷۴۳ | | |
| N۲۰ | ۳ | ۴/۰۱۹ | ۳۷/۷۰۳ | ۷۹/۵۷ | ۱/۷۵ | ۳۵۷/۳۰ | ۰/۸۳۸ | ۱/۲۳۷ | ۶۵/۸۰ |
| | ۶ | | | | | ۳۷۷/۹۰ | ۰/۷۷۴ | | |
| | ۹ | | | | | ۳۴۲/۶۰ | ۰/۴۲۳ | | |
| | ۱۲ | | | | | ۴۲۷/۹۰ | ۰/۰۷۸ | | |



[ Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-01 ]

[ DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.3.5.9 ]

## ۴- نتیجه‌گیری

- بر اساس مشخصه نگاری پراش پرتو ایکس (گزارش شده در پژوهش‌های گذشته که در بخش ۳-۱ به آن اشاره شده است)، نمونه‌های Nx ماهیت آمورف دارند.
- با توجه به نتایج به دست آمده، مقدار شاخص آورامی در گستره ۱/۲۴≤n≤۰/۸۳ می‌باشد و انرژی فعال‌سازی به دست آمده از این روش برابر ۶۵/۸≤ $E_{c\text{-}Avrami}$ ≤۱۱۵/۹ kj/mol است.
- محاسبات برای مقدار (n)، نشان می‌دهد که حول مقدار n ≈۱ در افت وخیز است که مشخصه رشد بلوری سطحی یا تک بعدی می‌باشد، بنابراین احتمالا می‌توان آن را به رشد بلورک‌های سوزنی شکل تلوریمی نسبت داد.
- نتایج نشان‌دهنده روند کاهشی تغییرات انرژی فعال‌سازی را با افزایش مولفه اکسید نیکل است که آنرا می‌توان به افزایش تراکم اکسیژن‌های غیر پیوندی نسبت داد؛ این موضوع با روند کاهشی گاف انرژی ($E_g$) (بر اساس گزارش‌های قبلی ذکر شده در بخش ۳-۲) و چگالی پکیدگی اکیسژن در همین نمونه‌ها کاملا سازگار است.

## مراجع


[1] E. P. Golis, M. Reben, J. Wasylak, and J. Filipecki; *Investigations of tellurite glasses for optoelectronics devices*, Opt. Appl. XXXVIII,pp 163-169, 2008.

[2] G. S. Murugan and Y. Ohishi; $TeO_2$–$BaO$–$SrO$–$Nb_2O_5$ glasses: a new glass system for waveguide devices applications, J. Non-Cryst. Solids,Vol 341, pp 86-9,2004.

[3] Y. Wang, S. Dai, F. Chen, T. Xu, and Q. Nie; Physical properties and optical band gap of newtellurite glasses within $TeO_2$-$Nb_2O_5$- $Bi_2O_3$ system, Mater. Chem. Phys.Vol 113, pp 407-411, 2009.

[4] M. Pal, K. Hirota, Y. Tsujigami, and H. Sakata; *Structural and electrical properties of $MoO_3$-$TeO_2$ glasses*, J. Phys. D: Appl. Phys. Vol 34 ,pp 459-464, 2001.

[5] N. Lebrun, M. Levy, and J. L. Souquet; *Electronic conductivity in glasses of the $TeO_2$-$V_2O_5$-$MoO_3$ system*, Solid State Ion. Vol 40, pp 718-722, 1990.

[6] D. Souri; DSC and elastic moduli studies on tellurite – vanadate glasses containing molybdenum, Measurment,Vol 44 pp 1904-1908, 2011.

[7] D. Souri; Glass transition and fragility of telluro-vanadate glasses containing antimony oxide, J. Mater. Sci. Vol 47, pp 625-631,2012.

[8] B. Wunderlich; Thermal Analysis, New York: Academic Press pp. 137–1401, 1990.

[9] 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, 2015.

[10] S. Grujic, N. Blagojevic, M. Tosic, V. Zivanovic, J. Nikolic; *Crystallization Kinetics of $K_2O{\cdot}TiO_2{\cdot}3GeO_2$ Glass Studied by DTA*, Sci. Sinter.Vol 40, pp333-338,2008.

[11] D. Souri, S. A. Salehizadeh; *Effect of NiO content on the Optical band gap, refractive index and density of $TeO_2$-$V_2O_5$-NiO glasses,* J. Mater. Sci.Vol 44 ,pp5800-5805,2009.

[12] S. A. Salehizadeh, D. Souri; *The glassy state of the amorphous $V_2O_5$-NiO-$TeO_2$ samples,* J. Phys. Chem. Solids 72 ,pp 1381-1385, 2011.

[13] H. E. Kissinger; *Variation of peak temperature with heating rate in differential thermal analysis*,




[ Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-01 ]

[ DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.3.5.9 ]

J.Res.Nat.Bur.Stand.(US) Vol 57, pp 217-221, 1956.

[14] Y. B. Saddeek, A. Aly, S. A. Bashier; *Optical study of lead borosilicate glasses,* Physica B: Condensed Matter, Vol 405, pp 2407-2412, 2010.

[15] D. Souri, S. A. Salehizadeh; *Glass transition, fragility, and structural features of amorphous nickel–tellurate–vanadate samples*; J. Therm. Anal. Calorim, Vol 112 , pp 689-695, 2013

[ Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-01 ]

[ DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.3.5.9 ]