

# اثر ترکیب بر رفتار تبلور و ویژگی دی‌الکتریک شیشه‌های سرامیک سیستم CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO بر پایه فاز ولاستونیت

محبوبه کیانی زیتانی<sup>۱\*</sup>، محمد رضوانی<sup>۲</sup>

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشکده مکانیک، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

۲- دانشیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده مکانیک، دانشگاه تبریز، تبریز، ایران

\*Mahbube\_kiani88@ms.tabrizu.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۹۰/۱۰/۰۴، تاریخ پذیرش: ۹۰/۱۲/۰۶)

## چکیده

در این تحقیق ترکیب‌های مختلف در سیستم CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO بر پایه فاز ولاستونیت انتخاب شدند. الگوهای پراش اشعه ایکس نشان دادند که ولاستونیت به عنوان یکی از فاز اصلی در شیشه‌های سرامیک‌های سینتر شده، تشکیل شد. سینترپذیری و تبلور نمونه‌های شیشه‌های سرامیک در دماهای مختلف بررسی شدند. دمای ۸۳۰ °C به عنوان دمای بهینه سینترپذیری انتخاب شد. در نهایت ویژگی‌های دی‌الکتریک از جمله  $\epsilon_r$  و  $\tan\delta$  برای نمونه‌های شیشه‌های سرامیک در دمای ۸۳۰ °C در محدوده فرکانس ۱۲-۸ گیگاهرتز اندازه‌گیری شدند. ثابت دی‌الکتریک و اتلاف دی‌الکتریک شیشه‌های سرامیک‌ها به ترتیب در محدوده ۶/۷-۷/۵ و ۰/۰۳۴-۰/۰۲۸ هستند.

## واژه‌های کلیدی:

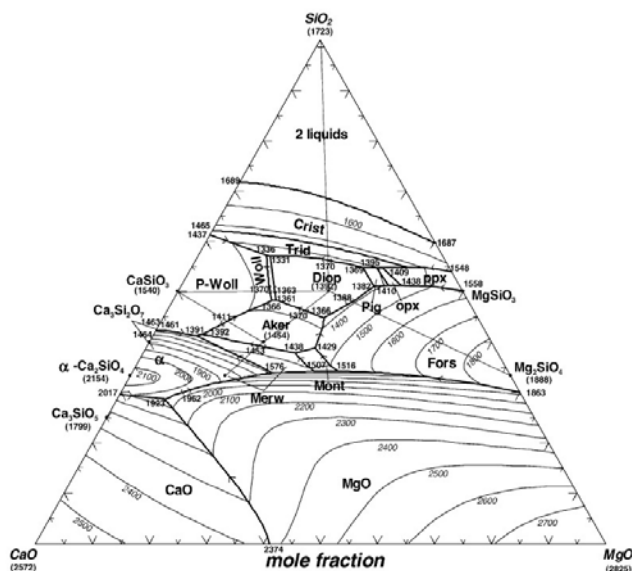
ثابت دی‌الکتریک، اتلاف دی‌الکتریک، شیشه‌های سرامیک CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO بر پایه ولاستونیت و آکرامانیت

## ۱- مقدمه

شفافیت، استحکام، سختی، مقاومت در برابر سایش، مقاومت شیمیایی و ضریب انبساط حرارتی از طریق کنترل ترکیب، مقدار تبلور، مورفولوژی بلور، اندازه و نسبت ابعادی بلور فراهم می‌کنند [۳-۶]. برای کاربردهای وسیع مربوط به ارتباطات بی‌سیم<sup>۱</sup>، در انتقال با فرکانس‌های بالا و حوزه‌های کامپیوتری، به‌منظور دستیابی به زیرلایه‌های LTCC (Low Temperature Co-fired Ceramic) با عملکرد مناسب برای ارسال سریع سیگنال‌ها، سرامیک‌های دی‌الکتریک با ضریب دی‌الکتریک و دمای سینترینگ پایین مورد نیاز است.

شیشه‌ها پس از ذوب، شکل‌دهی و طی عملیات حرارتی تبدیل به شیشه‌های سرامیک می‌شوند. یک یا چند فاز بلورین ممکن است در طول عملیات حرارتی تشکیل شود که ترکیبشان به‌طور معمول از شیشه پایه متفاوت است، در نتیجه ترکیب شیشه باقی‌مانده نیز از شیشه پایه متفاوت است [۱-۳]. شیشه‌های سرامیک‌ها معمولاً مشخصه‌های حرارتی، شیمیایی و بیولوژیکی مطلوب و خواص دی‌الکتریکی برتر از فلزات و پلیمرهای آلی در این حوزه‌ها را از خود نشان می‌دهند [۱]. این سیستم‌های شیشه‌های سرامیکی شرایط بسیار خوبی برای بهبود خواص آن‌ها از قبیل

در سیستم سه جزئی CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO رفتار تبلور فاز ولاستونیت و ویژگی های دی الکتریک بررسی شود.



شکل (۱): نمودار سه جزئی CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO

## ۲- مواد و روش تحقیق

جدول (۱) آنالیز شیمیایی ترکیب های مختلف را برای تهیه شیشه سرامیک سیستم SiO<sub>2</sub>-MgO-CaO بر پایه فاز ولاستونیت نشان می دهد.

جدول (۱): نسبت وزنی اکسیدها در ترکیب های شیشه

اکسید نمونه	SiO <sub>2</sub>	CaO	Na <sub>2</sub> O	MgO
W.3	۵۱/۷۲	۴۸/۲۸	۶	۳
W.6	۵۱/۷۲	۴۸/۲۸	۶	۶
W.9	۵۱/۷۲	۴۸/۲۸	۶	۹

با استفاده از مواد اولیه مصرفی شامل سیلیس، کربنات کلسیم و هیدروکسید منیزیم با خلوص بالای ۹۹/۵٪ بچ ترکیب های مختلف برای ذوب در بوتله زیر کنی، توزین شدند. ترکیب ها در دمای ۱۴۰۰ °C با نرخ ۱ °C min<sup>-1</sup> و زمان نگهداری ۲ ساعت ذوب و در آب سرد کوئچ شدند. فریت های بدست آمده به مدت ۲ ساعت در خشک کن قرار گرفته، سپس با استفاده از هاون برقی به مدت ۴۵ دقیقه آسیاب و به اندازه دانه

ثابت دی الکتریک به صورت عکس ریشه دوم بر سرعت ارسال سیگنال تأثیر می گذارد [۶-۹].

شیشه سرامیک SiO<sub>2</sub>-MgO-CaO به عنوان سیستم سرامیکی با ثابت دی الکتریک پایین و ویژگی های دی الکتریک خوب شناخته شده است [۱۰]. تبلور ترکیبات شیشه در سیستم سه تایی SiO<sub>2</sub>-MgO-CaO ممکن است شامل فازهای بلوری متعدد از قبیل ولاستونیت<sup>۲</sup> (CaO.SiO<sub>2</sub>)، فورستریت<sup>۳</sup> (2MgO.SiO<sub>2</sub>)، دایوپساید<sup>۴</sup> (CaO.MgO.2SiO<sub>2</sub>)، پرتوانستایت<sup>۵</sup> (MgO.SiO<sub>2</sub>) و آکرامیت<sup>۶</sup> (2CaO.MgO.2SiO<sub>2</sub>) باشد. این شیشه سرامیک ها به علت مقاومت ویژه و نیز خواص مکانیکی فازهای موجود، می توانند برای کاربردهای زیادی مناسب باشند. اما به علت مشکلات جوانه زنی، تبلور توده ای در این شیشه سرامیک ها نسبتاً مشکل است [۲]. ولاستونیت از ثابت دی الکتریک پایین، اتلاف دی الکتریک پایین و پایداری حرارتی بالایی برخوردار است. از اینرو در ساخت سرامیک ها، مواد پزشکی برای استخوان ها و ریشه های دندان، عایق های فرکانس بالا، مواد پرکننده در رزین ها و پلاستیک ها ساختمان های شهری، تولیدات متالورژی و رنگ استفاده می شود. در سال های اخیر با افزایش تولیدات ولاستونیت در سرتاسر جهان تقاضا برای این محصول افزایش یافته است [۱۱]. ولاستونیت از نظر ساختاری در دو شکل کاملاً متفاوت وجود دارد. فاز پایدار در دمای بالای ۱۱۵۰ °C یک سیلیکات حلقوی است که پزدو ولاستونیت<sup>۷</sup> یا α- ولاستونیت نامیده می شود که از حلقه های چهاروجهی [SiO<sub>4</sub>] با سه گوشه مشترک تشکیل می شود. زیر دمای ۱۱۵۰ °C، CaSiO<sub>3</sub> شامل زنجیرهایی از چهار وجهی های [SiO<sub>4</sub>] است که β- ولاستونیت یا ولاستونیت نامیده می شوند [۱۲]. همان طور که در شکل (۱) مشاهده می شود، به دلیل محدوده باریک فاز ولاستونیت در نمودار سه جزئی CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO، در تحقیق حاضر ترکیب شیشه مبنا بر پایه فاز ولاستونیت با توجه به ترکیب استوکیومتری (CaO ۴۸/۲۸٪ و SiO<sub>2</sub> ۵۱/۷۲٪) انتخاب شد. Na<sub>2</sub>O به عنوان عامل گداز آور و کاهنده ویسکوزیته اضافه گردید. در نهایت درصد های مختلف MgO به ترکیب استوکیومتری اضافه شد، تا

میدان یونی بالاتری از Ca<sup>2+</sup> دارد (۰/۳۶Ca<sup>2+</sup> و ۰/۵۹Mg<sup>2+</sup>) که استحکام پیوند بالاتری را در شبکه شیشه نتیجه می‌دهد [۱۳]. با توجه به دماهای انتقال به شیشه (T<sub>g</sub>)، شروع دمای سینترینگ و دمای تبلور (T<sub>p</sub>) مربوط به اطلاعات شکل (۲)، دماهای ۷۹۰، ۸۳۰، ۸۷۰ و ۹۱۰ با فاصله دمایی ۴۰°C و مدت زمان نگهداری ۱ ساعت به عنوان دماهای عملیات حرارتی انتخاب شدند. شکل (۳) الگوهای پراش اشعه ایکس (XRD) فریت‌های شیشه‌ای و نمونه‌های تبلور یافته در دماهای مختلف را نشان می‌دهند.

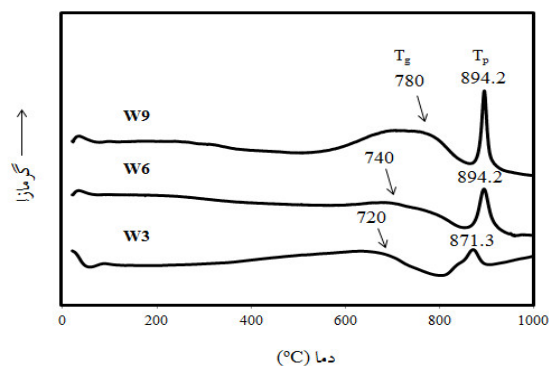
همان‌طور که در شکل (۳-الف) مشاهده می‌شود، فریت حاصل از ترکیب W.9 آمورف است. در دمای ۷۹۰°C در ۲۵=۳۳/۳۴<sup>۰</sup> درجه، پیک سیلیکات سدیم-کلسیم (Na<sub>2</sub>Ca<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>O<sub>9</sub>) به وضوح مشاهده می‌شود. هم‌چنین در ۲۵=۳۰/۳<sup>۰</sup> درجه، پیک ضعیفی از ولستونیت (CaSiO<sub>3</sub>) وجود دارد. در دمای ۸۳۰°C شدت فاز ولستونیت به شدت افزایش یافته و در ۲۵=۳۱/۲۸<sup>۰</sup> درجه، پیک آکرمائیت (Ca<sub>2</sub>MgSi<sub>2</sub>O<sub>7</sub>) ظهور می‌یابد. با افزایش دما تا ۹۱۰°C از شدت فاز سیلیکات سدیم-کلسیم و ولستونیت کاسته شده و فاز آکرمائیت به شدت افزایش می‌یابد، به‌طوری‌که در دمای ۹۱۰°C تقریباً فاز سیلیکات سدیم-کلسیم وجود ندارد و فاز اول آکرمائیت می‌باشد (البته کاهش شدت فاز ولستونیت کم است).

شکل (۳-ب) الگوی XRD ترکیب W.6 را نشان می‌دهد. در فریت این ترکیب نیز هیچ پیکی مشاهده نمی‌شود. در دمای ۷۹۰°C پیک ضعیفی از فاز ولستونیت مشاهده می‌شود. در دمای ۸۳۰°C فاز ولستونیت به شدت افزایش می‌یابد. با فازهای سیلیکات سدیم-کلسیم و آکرمائیت تبلور می‌یابند. با افزایش دما تا ۹۱۰°C از شدت فاز سیلیکات سدیم-کلسیم کاسته شده و فاز آکرمائیت به شدت افزایش می‌یابد. در دمای ۹۱۰°C فاز آکرمائیت با اختلاف کمی از فاز ولستونیت به عنوان فاز اول می‌باشد، هم‌چنین فاز سیلیکات سدیم-کلسیم از بین می‌رود. شدت فاز ولستونیت از دمای ۸۳۰°C تا ۸۷۰°C افزایش یافته و در دمای ۹۱۰°C کاهش می‌یابد.

زیر ۶۳ میکرومتر تبدیل شدند. به منظور بررسی رفتار تبلور از آنالیز حرارتی افتراقی (Pyris TG/DTA, Perkin Elmer) استفاده شد. نمونه‌های قرصی شکل با قطر ۲۲ mm و ضخامت ۴ mm با استفاده از روش پرس با فشار ۳۰ MPa شکل داده شدند. دماهای مختلف عملیات حرارتی با نرخ ۱۰°C min<sup>-1</sup> و زمان نگهداری ۱ ساعت انتخاب شدند. به منظور بررسی سینترپذیری شیشه سرامیک‌های بدست آمده، دانسیته نسبی (نسبت دانسیته بالک به دانسیته پیکنومتری)، دانسیته بالک، جذب آب و درصد تخلخل نمونه‌ها به روش ارشمیدس و دانسیته پیکنومتری اندازه‌گیری شد. نوع فازهای بلورین با استفاده از نتایج بدست آمده توسط پراش سنج اشعه ایکس (Siemens D500, Germany) شناسایی شدند. در نهایت ویژگی‌های الکترونیک با استفاده از دستگاه‌های آنالیز شبکه (Agilent Network Analyzers, 8757D) اندازه‌گیری گردید.

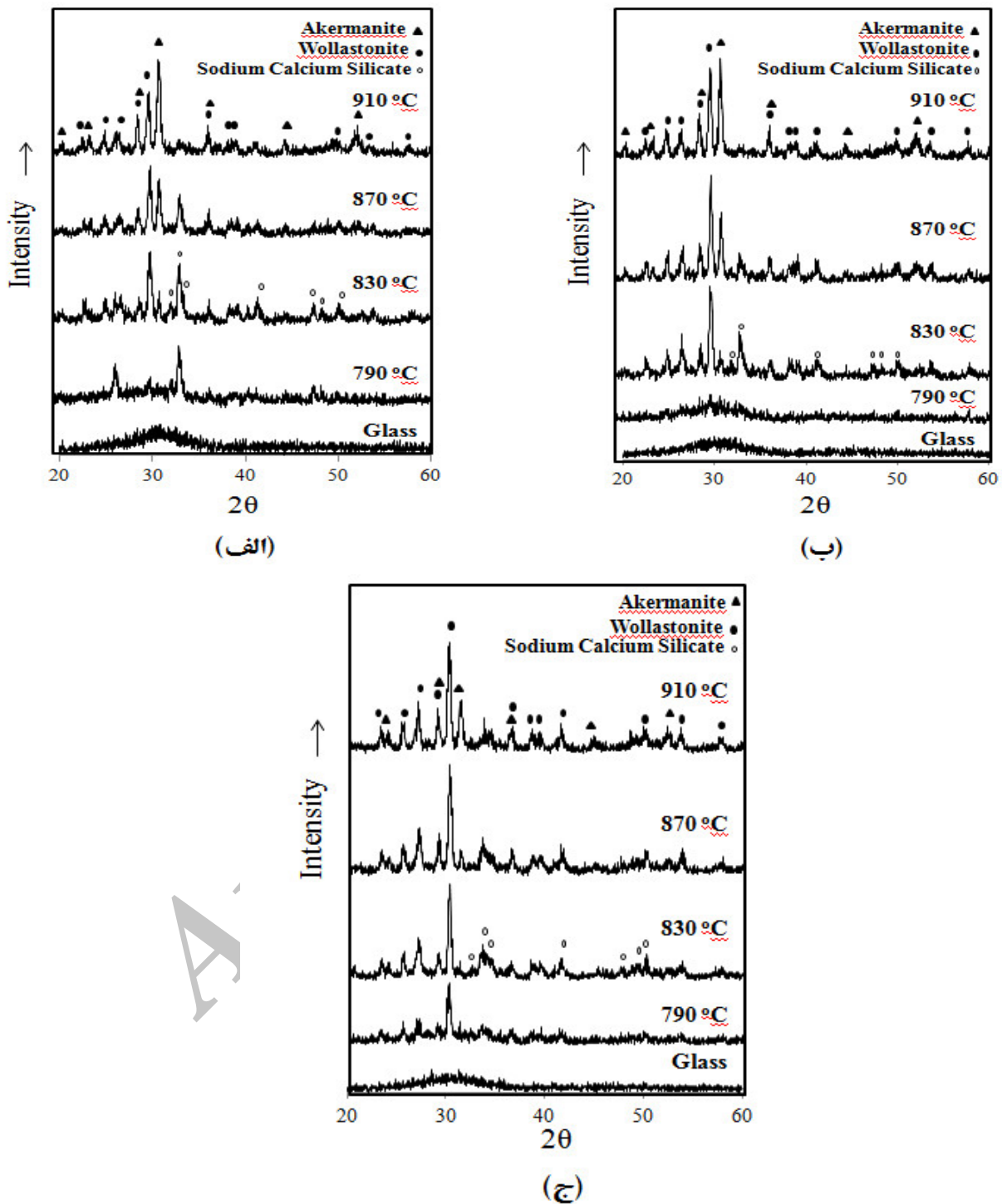
### ۳- نتایج و بحث

شکل (۲) گرمانگاشت آنالیز DTA ترکیب‌های مختلف شیشه را نشان می‌دهد.



شکل (۲): آنالیز DTA ترکیب‌های مختلف شیشه

بر اساس اطلاعات شکل (۲) با کاهش مقدار MgO دمای انتقال به شیشه (T<sub>g</sub>) و دمای تبلور (T<sub>p</sub>) کاهش می‌یابد. به‌عبارتی افزایش MgO سبب افزایش T<sub>g</sub> و کاهش نقل و انتقالات اتمی می‌شود که افزایش ویسکوزیته را نتیجه می‌دهد. Mg<sup>2+</sup> قدرت



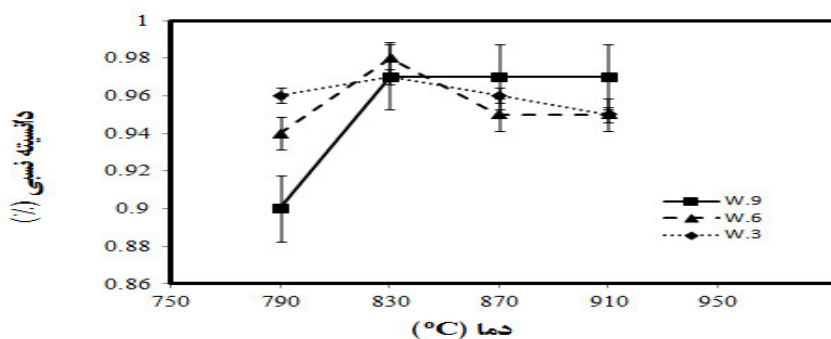
شکل (۳): الگوهای XRD فریت و شیشه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای مختلف و زمان یک ساعت: (الف) ترکیب W.9، (ب) ترکیب W.6 و (ج) ترکیب W.3

هیچ پیک تبلوری نمی‌باشد. در دمای ۷۹۰°C پیک فاز ولاستونیت مشاهده می‌شود و همزمان فاز سیلیکات

الگوی XRD فریت و شیشه‌های عملیات حرارتی شده ترکیب W.3 در شکل (۳-ج) نشان داده شده است. فریت حاصله دارای

دارد: سینترینگ جریان ناروان و تبلور [۱۵]. اگرچه در شیشه‌های سرامیک‌های سینتر شده، چگالش و تشکیل فاز بلوری همزمان رخ می‌دهد، اما تبلور، سرعت سینترینگ را کاهش می‌دهد یا حتی از آن جلوگیری می‌کند [۱۶]. به طوریکه اگر تبلور پیش از چگالش رخ دهد، ویسکوزیته شیشه باقی‌مانده افزایش می‌یابد که باعث کاهش جریان ناروان سیستم می‌شود. در این حالت چگالش از طریق سینترینگ جریان ناروان به درستی رخ نخواهد داد و منجر به یک بدنه متخلخل می‌شود [۱۷-۱۸]. از طرفی مطابق الگوی پراش اشعه ایکس در این نمونه‌ها، پس از دمای ۸۳۰°C شدت پیک‌های فاز آکرامنیت، میزان CaO فاز آمورف باقی‌مانده کاهش یافته که این منجر به افزایش ویسکوزیته، فاز آمورف می‌شود و در نتیجه از سینترینگ جلوگیری می‌کند. در نتیجه دمای ۸۳۰°C به عنوان دمای بهینه سینترینگ انتخاب شد. خواص دی‌الکتریک ترکیب‌های W.3، W.6 و W.9 در دمای ۸۳۰°C به عنوان دمای بهینه سینترینگ در فرکانس ۱۲-۸ گیگاهرتز (باند x) اندازه‌گیری شد. نتایج حاصل از اندازه‌گیری خواص دی‌الکتریک با استفاده از دستگاه Network Analyzer به صورت عدد مختلط می‌باشد که بخش حقیقی به عنوان ثابت دی‌الکتریک و نسبت بخش موهومی به بخش حقیقی به عنوان اتلاف دی‌الکتریک گزارش می‌شود.

سدیم-کلسیم و تبلور می‌یابند. در دمای ۸۳۰°C فاز سیلیکات سدیم-کلسیم ظهور می‌یابد و فاز ولستونیت به شدت افزایش می‌یابد. در دمای ۸۷۰°C فاز آکرامنیت متبلور می‌شود. با افزایش دما تا ۹۱۰°C شدت فاز سیلیکات سدیم-کلسیم کم شده و فاز آکرامنیت افزایش می‌یابد. فاز ولستونیت در همه دماها به عنوان فاز اول است. همان‌طور که در الگوهای XRD نمونه‌های شیشه سرامیک مشاهده می‌شود. در همه ترکیب‌ها فاز سیلیکات سدیم-کلسیم تبلور یافته و با افزایش دما، کاهش می‌یابد. احتمالاً در دماهای پایین Na<sup>+</sup> با Ca<sup>2+</sup> و Si<sup>4+</sup> که به مقدار زیادی در ترکیب‌های شیشه وجود دارد برهمکنش کرده و تشکیل فاز سیلیکات سدیم-کلسیم می‌دهد. با توجه به ترکیب فاز آکرامنیت واضح است که با افزایش MgO، آکرامنیت بیشتری بوجود می‌آید. درصد تخلخل باز و جذب آب در مورد شیشه سرامیک‌های سینتر شده، صفر بدست آمد. معیار چگالی نسبی بالاتر، نشان‌دهنده تخلخل بسته کمتر و سینترپذیری بهتر می‌باشد. همان‌طور که در شکل (۴) مشاهده می‌شود همه ترکیب‌ها در دمای ۸۳۰°C بیشترین دانسیته نسبی را دارند. بعد از این دما سینترپذیری نمونه‌ها کاهش می‌یابد. زمانی که نمونه فریت شکل داده شده تحت عملیات حرارتی قرار می‌گیرد، رقابت بین سینترینگ و تبلور شروع می‌شود. سطح ویژه و انرژی سطحی پودر در طی سینترینگ تمایل به کاهش دارند. برای کاهش انرژی آزاد، شیشه به یک ماده چندبلوری تبدیل می‌شود. بنابراین دو مسیر همزمان برای کاهش انرژی آزاد سیستم وجود



شکل (۴): نمودار چگالی نسبی ترکیب‌های شیشه سرامیک

سرامیک W.3 پایین ترین ثابت دی الکتریک را دارد. زیرا بیشترین مقدار فاز ولاستونیت را نسبت به ترکیب های دیگر دارد. ولاستونیت دارای ویژگی های دی الکتریک بسیار خوبی است. ثابت دی الکتریک ۵ و اتلاف دی الکتریک  $10^{-4} \times (1-3)$  [۲۱]. نمونه W.6 بالاترین ثابت دی الکتریک و کمترین اتلاف دی الکتریک را دارد. شاید دلیل این امر بالاترین دانسیته نسبی یا به عبارتی کمترین مقدار تخلخل است. اتلاف دی الکتریک کل، جمع تلفات داخلی و خارجی است. اتلاف دی الکتریک داخلی، اتلاف در بلورهای کامل (بی عیب) است، که به ساختار بلور بستگی دارد. اتلاف دی الکتریک داخلی به تقارن بلور، فرکانس اعمالی و دما بستگی دارد. اتلاف خارجی با عیوب در شبکه بلوری مانند ناخالصی ها، عیوب ریزساختاری، مرزخانه ها، تخلخل میکروترک ها و ... ارتباط دارد [۲۲]. بنابراین دانسیته بالاتر (تخلخل کمتر)، اتلاف کمتری را نتیجه می دهد.

جدول (۲) ویژگی های دی الکتریک نمونه های شیشه سرامیک را نشان می دهد. ثابت دی الکتریک نمونه های شامل فازهای مختلف که به صورت تصادفی قرار گرفته اند از رابطه لگاریتمی زیر بررسی می شود:

$$\log \varepsilon = \sum v_i \log \varepsilon_i$$

که  $v_i$  و  $\varepsilon_i$  به ترتیب، کسر حجمی و ثابت دی الکتریک فاز (i) هستند. به طور کلی در سرامیک ها، ثابت دی الکتریک به طور مستقیم با پلاریزاسیون و اعداد اتمی و به طور معکوس با استحکام پیوند و دانسیته تغییر می کند [۱۹]. ثابت دی الکتریک مواد به تخلخل، اندازه فاز بلوری، جهت و توزیع دانه ها و دانسیته بستگی دارد. این ثابت با افزایش تخلخل در مواد کاهش می یابد، به علت اینکه ثابت دی الکتریک تخلخل یک است [۱۸ و ۲۰]. همان طور که در جدول (۲) مشاهده می شود، شیشه

جدول (۲): ویژگی های دی الکتریک نمونه های شیشه سرامیک

ویژگی های دی الکتریک نمونه	$\varepsilon = \varepsilon' + \varepsilon'' * j$	$\tan \delta = \varepsilon'' / \varepsilon'$
W.9	$\varepsilon = 7/25 - 0/025j$	۰/۰۰۳۴
W.6	$\varepsilon = 7/50 - 0/021j$	۰/۰۰۲۸
W.3	$\varepsilon = 6/70 - 0/020j$	۰/۰۰۳۰

## ۵- مراجع

- [1] W.Holand and G. Beal, "Glass Ceramic Technology ", p. 15-25, The American Ceramic Society, New York, 2002.
- [2] P. Alizadeh and V.K. Marghussian, " The Effect of Compositional Changes on the Crystallization Behavior and Mechanical Properties of Diopside-Wollastonite Glass-Ceramics in the SiO<sub>2</sub>-CaO-MgO (Na<sub>2</sub>O) System ", Journal of the European Ceramic Society, Vol. 20, pp. 765-773, 2000.
- [3] M. N. Rahaman, " Ceramic Processing and Sintering ", p. 27, CRC Prerss, New York ,2003.
- [4] D.U. Tulyaganov et al, " Synthesis of Glass-Ceramics in the CaO-MgO-SiO<sub>2</sub> System with B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, Na<sub>2</sub>O and

## ۴- نتیجه گیری

در این تحقیق نمونه های شیشه سرامیک بر پایه فاز ولاستونیت آماده سازی شد. بیشترین فاز ولاستونیت در ترکیب W.3 تبلور یافت. دمای ۸۳۰ °C دمای بهینه سینترپذیری انتخاب گردید. ترکیب W.3 با دانسیته نسبی ۰/۹۷، ثابت دی الکتریک ۶/۷۰ و اتلاف دی الکتریک ۰/۰۰۳ به عنوان بهترین ترکیب با ویژگی های دی الکتریک و سینترپذیری مناسب انتخاب گردید.

- Crystallization Porosity", *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 26, pp. 2511-2517, 2006.
- [16] S. Banijamali et al, "Crystallization and Sintering Characteristics of  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  Glasses in the Presence of  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{CaF}_2$  and  $\text{ZrO}_2$ ", *Thermochimica Acta*, Vol. 488, pp. 60-65, 2009.
- [17] S. Banijamali et al, "Sinterability, Crystallization and Properties of Glass- Ceramic Tiles belonging to  $\text{CaF}_2\text{-CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  System", *Ceramics International*, Vol. 33, pp. 1557-1561, 2007.
- [18] Y. Shimada et al, "Low Dielectric Constant Multilayer Glass- Ceramic Substrate with Ag-Pd Wiring for VLSI Package", *IEEE Transactions On Components, Hybrids and Manufacturing Technology*, Vol. 11[1], pp. 163-170, 1988.
- [19] M. S. Jogad, "Dielectric Measurement on Magnesium Aluminum Silicate Glass-Ceramics Prepared by Different Routes", *Materials Letters*, Vol. 57, pp. 619-62, 2002.
- [20] M. Mohammadi et al, "Effect of Frit Size on Sintering, Crystallization and Electrical Properties of Wollastonite Glass-Ceramic", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 37, pp. 150-156, 2011.
- [21] M. T. Sebastian, "Dielectric Materials for Wireless Communication", p. 1 and 11-13, Elsevier, Oxford, UK, 2008.
- $\text{CaF}_2$  Additives, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 26, pp. 1463-1471, 2006.
- [5] F.M. Bertan et al, "Extruded  $\text{ZrSiO}_4$  Particulate-Reinforced LZSA Glass-Ceramics Matrix Composite", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 29, pp. 1134-1142, 2009.
- [6] J. Kim et al, "Thermal and Dielectric Properties of Glass-Ceramics Sintered Based on Diopside and Anorthite Composition", *J Electroceram*, Vol. 23, pp. 209-213, 2009.
- [7] R. Wang et al, " $\text{CaF}_2\text{-AlF}_3\text{-SiO}_2$  Glass-Ceramic with Low Dielectric Constant for LTCC Application", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 490, pp. 204-207, 2010.
- [8] K. Kata and Y. Shimada, "Low Dielectric Constant Glass-Ceramic Composite Controlled Isolated Porosity", *Journal of the Ceramic Society of Japan*, Vol. 100[4], pp. 570-576, 1992.
- [9] Ch. R. Chang and J. H. Jean, "Crystallization Kinetics and Mechanism of Low-Dielectric, Low-Temperature, Cofirable  $\text{CaO-B}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  Glass-Ceramics", *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 82 [7], pp. 1725-32, 1999.
- [10] H. P. Wang, "Synthesis and Microwave Dielectric Properties of  $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  Submicron Powders Doped with  $\text{Li}_2\text{O-Bi}_2\text{O}_3$  by sol-gel Method", *Materials Research Bulletin*, Vol. 44, pp. 619-622, 2009.
- [11] H. Ming et al, "Characterization and Analysis of  $\text{CaO-SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$  Ternary System Ceramic", *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, Vol. 22 [4], pp. 389-393, 2010.
- [12] K. F. Hesse, "Refinement of the Crystal Structure of Wollastonite-2M (Parawollastonite)", *Zeitschrift Fur Kristallographie*, Vol. 168, pp. 93-98, 1984.
- [13] Milos B.Volf, "Chemical Approach to Glass", p. 118-123, 234, 246, Elsevier, New York, 1984.
- [14] M.O. Prado et al, "On The Sinterability Of Crystallizing Glass Powders", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 354, pp. 4589-4597, 2008.
- [15] A. Karamanov and M. Peliono, "Sinter-Crystallization in the Diopside- Albite System part I. Formation of Induced

۶- پی نوشت

- 1- Wireless
- 2- Wollastonite
- 3- Forsterite
- 4- Diopside
- 5- Protoenstatite
- 6- Akermanite
- 7- Pseudowollastonite