

تأثیر Fe_2O_3 بر ریزساختار و خواص مکانیکی شیشه‌های اسفنجی حاصل از ضایعات شیشه‌ی سودالایم و عامل اسفنج‌زای SiC *

سکینه عباسی^(۱) سید محمد میرکازمی^(۲) مینا سعیدی حیدری^(۳)

چکیده

در تحقیق حاضر، ریزساختار و خواص شیشه‌های متخلخل (اسفنجی) حاصل از ضایعات شیشه‌ی سودالایم با کاربرد سیلیسیم (SiC) به‌عنوان عامل اسفنج‌زا و Fe_2O_3 به‌عنوان عامل اکسیدان، با استفاده از میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM)، پیکنومتری و آزمون خمش سه نقطه‌ای بررسی شد. ابتدا دما و میزان بهینه‌ی SiC برای ساخت شیشه‌های متخلخل با استفاده از شیشه‌ی سودالایم به‌دست آمد. نتایج نشان دادند که نمونه‌ی حاوی ۴ درصد وزنی SiC که در دمای $850^\circ C$ اسفنجی شده است، دارای بیش‌ترین میزان تخلخل (۹۰ درصد) و استحکام خمشی معادل با $0.57 MPa$ می‌باشد. اما ریزساختار آن درشت و نامتقارن است. در ادامه، تأثیر افزودن Fe_2O_3 بر روی درصد تخلخل، ریزساختار و استحکام خمشی شیشه‌های متخلخل مطالعه شد. نتایج نشان دادند که نمونه‌هایی با حفره‌های بسیار ریزتر با توزیع اندازه‌ی یکنواخت‌تر به‌دست می‌آید. افزون بر این، استحکام خمشی نمونه‌ها به‌طور چشم‌گیری افزایش یافت، به‌طوری که شیشه‌های متخلخل با میزان تخلخل ۶۱/۴ تا ۷۳/۲ درصد و استحکام خمشی $4.12-7.05 MPa$ به‌دست آمدند، و این خواص نسبت به خواص نمونه‌های تجاری بهبود قابل ملاحظه‌ای یافته بود.

واژه‌های کلیدی شیشه‌ی متخلخل، ضایعات شیشه‌ی سودالایم، کاربرد سیلیسیم (SiC)، هماتیت (Fe_2O_3)، استحکام خمشی، ریزساختار.

The Effect of Fe_2O_3 on Microstructure and Mechanical Properties of Foam Glass Obtained from Soda-Lime Waste Glass and SiC as Foaming Agent

S. Abbasi

S. M. Mirkazemi

M. Saeedi Heydari

Abstract

In this study, the microstructure and properties of foam glass obtained as a result of the interaction of the waste glass with SiC as the foaming agent and Fe_2O_3 as the oxidizing agent have been investigated using scanning electron microscopy (SEM), as well as three-point bending and pycnometry tests. First, the temperature and optimized amount of SiC for making foam glass was determined. The results showed that the sample with 4% SiC is changed into a foam at $850^\circ C$ with the highest percentage porosity (90%) and bending strength of 0.57 MPa, although the size of pores was relatively large and their distribution was heterogeneous. Then, the effect of Fe_2O_3 addition on the amount of porosity, microstructure and bending strength was taken into consideration, and the samples with smaller pores and homogenous pore distribution were obtained. Moreover, the bending strength increased considerably in such a way that foam glasses with 61.4-73.2% porosity and 4.12-7.05 MPa bending strength were produced. These properties showed an enhancement when compared with those of the commercial samples.

Key Words Foam glass, soda-lime waste glass, Silicon Carbide (SiC), Hematite (Fe_2O_3), Bending Strength, microstructure.

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۰/۹/۲۹ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۱/۸/۱ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(۲) نویسنده‌ی مسئول: استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(۳) دانشجوی کارشناسی، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

مقدمه

به دلیل کاهش منابع طبیعی و ازدیاد روز افزون ضایعات جامد، بازیافت به عنوان یک موضوع محیط زیستی مهم مطرح شده است. سالانه ده‌ها میلیون تن ضایعات شیشه‌ای در سراسر دنیا تولید می‌شود. طبق گزارشی از کمیسیون اروپایی DGXI، ضایعات شیشه نزدیک به ۹۰۰۰۰۰ تن در سال است [1]. استفاده از این ضایعات سبب ذخیره‌ی صدها هزار تن ماده‌ی خام اولیه در هر سال می‌شود. این ذخیره‌سازی نیاز به استخراج ماده‌ی خام را کاهش می‌دهد و به حفظ محیط زیست کمک می‌کند. به‌ازای تولید شیشه‌ی جدید از ماده‌ی خام اولیه، آلودگی حاصل از خروج گازهای گل‌خانه‌ای (CO_2 ، CO ، SO_3 و نظیر آن) از کوره‌ی ذوب را خواهیم داشت. بازیافت شیشه مقدار این آلودگی را ۱۴ تا ۲۰ درصد و مصرف انرژی را ۲۵ تا ۳۲ درصد کاهش می‌دهد [2].

شیشه‌ی متخلخل یک ماده‌ی مرکب (composite) است که از فاز شیشه‌ای جامد و فاز گازی تشکیل شده است، به‌گونه‌ای که فاز گازی درون حفره‌های غیر مرتبط با هم و درون فاز جامد قرار دارد [3]. شیشه‌های متخلخل به‌عنوان محصولاتی ارزشمند، اغلب با بازیافت ضایعات شیشه‌ای تولید می‌شوند. به‌این ترتیب، شیشه‌ی بازیافتی به‌جای شیشه‌ی نو برای تولید محصولی مفید به‌کار رفته و مصرف انرژی به‌میزان قابل توجهی کاهش می‌یابد. افزون بر این، به‌دلیل استفاده از مواد ارزان (مواد ضایعاتی شیشه) و روش تولید آسان، قیمت شیشه‌ی متخلخل نهایی بسیار پایین و دارای ارزش افزوده‌ی بالایی خواهد بود. این محصول به‌دلیل ساختار متخلخل خود، از خواص منحصر به فردی در میان انواع شیشه‌ها برخوردار است. سبکی، سختی و صلبیت (rigidity) بالا، مقاومت فشاری بالا، مقاومت در برابر آب و بخار آب، عایق حرارتی و صوتی، غیر قابل اشتعال بودن، غیر سمی و خنثا بودن از نظر شیمیایی، از جمله این خواص

منحصر به فردند. عایق حرارتی بودن مهم‌ترین خاصیت این نوع شیشه‌ها است، و این امکان استفاده از آن‌ها را در دماهای پایین و بالا میسر می‌سازد. این خاصیت در لایه‌ای با ضخامت ۵ سانتی‌متر از شیشه‌ی متخلخل، با اجرای عایق به ضخامت ۴۵ تا ۵۰ سانتی‌متر برابری می‌کند [3-5]. جدول (۱) محدوده دمایی کاربرد برخی از عایق‌های حرارتی رایج را نشان می‌دهد [5].

جدول ۱ محدوده دمایی کاربرد برخی از عایق‌های

حرارتی رایج [5]

ماده‌ی عایق	محدوده دمایی پایین (°C)	محدوده دمایی بالا (°C)
سیلیکات کلسیم	-۱۸	۶۵۰
شیشه‌ی متخلخل	-۲۶۰	۴۸۰
اسفنج الاستومر	-۵۵	۱۲۰
الیاف شیشه	-۳۰	۵۴۰
چوب طبیعی	۰	۱۰۰۰
اسفنج فنولیک	-	۱۵۰
پلی‌استیرن	-۵۰	۷۵
پلی‌اورتان	-۲۱۰	۱۲۰

صنایع پتروشیمی، به‌دلیل وقوع فرایندهای متأثر از رطوبت و ماهیت احتراق‌پذیر محصولات پالایش، نیازمند عایق‌هایی است که جاذب رطوبت نبوده و به‌راحتی نسوزند. شیشه‌های متخلخل با حفره‌های بسته، عایق‌های حرارتی هستند که مایعات اشتعال‌پذیر را جذب نکرده و هرگز نمی‌سوزند. مواد آلی از قبیل اسفنج‌های پلی‌اتیلن و پلی‌اورتان، قابلیت بالایی برای اشتعال و نشر مواد سمی دارند، در حالی که شیشه‌های متخلخل از مواد غیر آلی به‌دست می‌آیند، غیر قابل احتراق بوده و استحکام مکانیکی بالایی دارند. افزون بر این، شیشه‌ی متخلخل به‌منظور استفاده در صنایع نفت و گاز در حال توسعه است.

میزان اکسیژن قابل دسترس در اطراف ذرات عامل اسفنج‌زا در بالای دمای انتقال به حالت شیشه‌ای برای تکمیل واکنش اکسایش کافی نباشد، افزودن ماده‌ی اکسیدان که در دمای بالا تولید اکسیژن می‌کند، می‌تواند عمل اکسایش را بهبود بخشد. با افزودن عوامل اکسیدان به مجموعه‌ی پودر شیشه و عامل اسفنج‌زا، اکسیژن مورد نیاز برای اکسایش عامل اسفنج‌زا درون شیشه‌ی نرم شده تأمین می‌شود و به این ترتیب، چگالی حفره‌ها در شیشه‌های متخلخل حاصل افزایش می‌یابد و در نتیجه، عایق صوتی- حرارتی مناسب‌تری به دست می‌آید [16]. اکسیژن‌دهی اکسیدهای فلزی به شعاع یونی فلز و الکترون‌خواهی آن مربوط است. فلزات واسطه بیش‌تر از یک عدد اکسایش دارند، از این رو اکسیدهای آن‌ها به انجام واکنش اکسایش- احیا تمایل دارند. بنابراین، از بین اکسیدهای فلزات واسطه، عامل اکسیدان انتخاب شد. افزون بر این، در انتخاب اکسیدان‌ها باید به موقعیت آن‌ها در نمودار الینگهام توجه کرد. منحنی اکسیدهای انتخابی باید در نمودار الینگهام پایین‌تر از منحنی مربوط به عامل اسفنج‌زا باشد تا تمایل زیادی به احیا داشته باشد و بتواند عامل اسفنج‌زا را اکسید کند [16,17].

شیشه‌های متخلخل با داشتن درصد تخلخل بالاتر، عایق‌های حرارتی بهتری هستند. افزون بر این، استحکام بالاتر به معنای ضریب اطمینان بیش‌تر در هنگام کاربرد آن‌هاست. بنابراین، کنترل اندازه‌ی تخلخل، توزیع اندازه‌ی آن‌ها و دست‌یابی به بیش‌ترین میزان تخلخل به‌همراه بالاترین میزان استحکام خمشی در ساخت این نوع از شیشه‌ها چالش برانگیزند.

در این مقاله، تلاش شده است تا ابتدا مناسب‌ترین دمای عملیات حرارتی و درصد SiC (به‌عنوان عامل اسفنج‌زا) برای تولید شیشه‌های اسفنجی از ضایعات شیشه‌ی سودالایم به‌دست آمده و سپس، تأثیر افزودن عامل اکسیدان Fe_2O_3 در بهبود میزان تخلخل، ریزساختار و استحکام خمشی بررسی شود.

امروزه شیشه‌های اسفنجی معمولاً با پرس کردن مخلوط پودر شیشه‌ی نسبتاً ریز و یک عامل گازساز (عامل اسفنج‌زا) و حرارت‌دهی آن تحت شرایط کنترل شده‌ی دمایی و زمانی ساخته می‌شوند. حین حرارت‌دهی، ذرات پودر شیشه با سازوکار ویسکوزفلو تف‌جوشی شده و با تجزیه‌ی ماده‌ی اسفنج‌زا، حباب‌های گاز ایجاد می‌شوند. خروج حباب‌های گاز از بدنه‌ی نرم شده‌ی شیشه باعث انبساط بدنه و ایجاد حفره‌های کروی می‌شود. این حفره‌ها پس از سرد شدن در بدنه‌ی شیشه تشکیل می‌شوند [6,7]. خواص نهایی شیشه‌ی اسفنجی به نوع و مقدار عامل اسفنج‌زا، اندازه‌ی اولیه‌ی ذرات شیشه و برنامه‌ی پخت بستگی دارد. این روش یکی از بهترین روش‌های بازیافت شیشه‌های ضایعاتی، به‌خصوص شیشه‌های پنجره و بطری، شیشه‌های بوروسیلیکاتی در صنایع شیمیایی، شیشه‌ی لامپ‌های فلورسنت و شیشه‌های لوله‌های اشعه‌ی کاتدی (مانند صفحه نمایش تلویزیون و کامپیوتر) به‌حساب می‌آید. افزون بر این، تف‌جوشی پودر شیشه‌ها در این روش در دمای نسبتاً پایین به‌وقوع می‌پیوندد، و این در مجموع از نقطه نظر اقتصادی مقرون به صرفه خواهد بود [6-8].

کربن یا مواد کربناتی در گذشته عوامل اسفنج‌زای رایج بوده‌اند. افزودن عوامل اسفنج‌زای پایه کربناتی مانند ذلومیت، کربنات سدیم و کربنات کلسیم، و یا پایه کربنی مانند کربن بی‌شکل و گرافیت، معمولاً باعث ایجاد حفره‌های درشت و ناهمگن و توزیع نامناسب آن‌ها و در نهایت، افت شدید استحکام مکانیکی شیشه‌های اسفنجی می‌شود [9-11]. در مقابل، افزودن عوامل اسفنج‌زای دیگر مانند TiN ، Si_3N_4 ، SiC و AlN باعث ایجاد شیشه‌های متخلخل با درصد تخلخل بالا و خواص مکانیکی بهتر شده است [12-15]. هر چند که این شیشه‌های متخلخل نیز استحکام قابل توجهی ندارند.

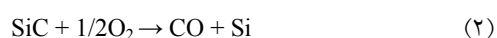
در مخلوط پودر شیشه و عامل اسفنج‌زا، اگر

از آنجا که نمونه‌ی دارای ۴ درصد وزنی SiC و اسفنج شده در دمای $850^\circ C$ بهترین خواص را داشت، در ادامه‌ی کار و برای بررسی تأثیر افزودن یک عامل اکسیدان، نمونه‌هایی حاوی ۴ درصد وزنی SiC به همراه ۰/۴، ۰/۸ و ۱/۲ درصد وزنی Fe_2O_3 با شرایط فوق‌الذکر تهیه شدند و در دمای $850^\circ C$ اسفنج شدند. چگالی ظاهری نمونه‌های حاصل مطابق با استاندارد ASTM D792 و بر اساس جرم تقسیم بر حجم نمونه به دست آمد، و درصد تخلخل نیز با استفاده از معادله‌ی $P = [1 - (d/d_p)] \times 100$ محاسبه شد که در آن، P درصد تخلخل، d چگالی ظاهری و d_p چگالی پیکنومتری می‌باشد [18].

نمونه‌های آزمون تعیین استحکام خمشی سه نقطه‌ای مطابق با استاندارد ASTM D790 و به ابعاد $15 \times 2 \times 1$ سانتی‌متر ساخته شدند. در این آزمون، فاصله‌ی تکیه‌گاه‌ها ۱۰ سانتی‌متر و سرعت اعمال نیرو ۲۰ میلی‌متر بر دقیقه بود. استحکام نهایی گزارش شده میانگینی از استحکام ۴ نمونه بود. تصویرهای ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، مدل VEGA ساخت شرکت TESCAN تهیه شد. قبل از تصویربرداری، سطح نمونه‌ها با لایه‌ی نازکی از طلا پوشش‌دهی شد تا به این وسیله سطح رسانای الکتریکی به دست آید.

نتایج و بحث

همان‌طور که ذکر شد، دماهای آزمایش بالاتر از دمای نرم شوندگی شیشه‌ی سودالایم ($570^\circ C$) انتخاب شدند و به این ترتیب، اکسیژن به آسانی وارد سیستم شده و اکسایش SiC به وقوع پیوست. واکنش‌های احتمالی به‌قرار زیرند (واکنش‌های ۱ تا ۶) [15].



لازم به ذکر است که برای ساخت شیشه‌های متخلخل از ضایعات شیشه‌های سودالایم با استفاده‌ی هم‌زمان از ترکیبات SiC و Fe_2O_3 ، تاکنون گزارشی ارائه نشده است.

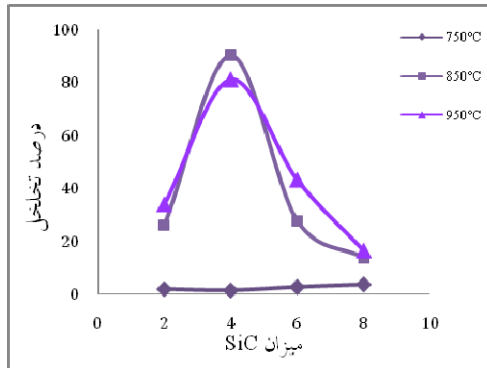
مواد و روش‌های آزمایش

برای تهیه‌ی نمونه‌ها، از ضایعات شیشه‌ی سودالایم (شیشه‌ی پنجره) استفاده شد. نتیجه‌ی آنالیز XRF بر روی این شیشه در جدول (۲) آورده شده است. ابتدا پودر شیشه با اندازه‌ی ذرات کم‌تر از ۶۳ میکرومتر تهیه شد. مخلوطی از این پودر با میزان‌های مختلف ۲، ۴، ۶ و ۸ درصد وزنی پودر SiC تجاری با اندازه‌ی دانه‌ی متوسط ۴۵ میکرومتر به همراه ۳ درصد چسب و ۸ درصد آب، با فشار 75 kgf.cm^{-2} پرس شد. نمونه‌های حاصل در کوره‌ی الکتریکی و در محیط هوا، در دماهای $750^\circ C$ ، $850^\circ C$ و $950^\circ C$ با سرعت گرمایش $10^\circ C/min$ عملیات حرارتی شدند. مدت زمان حرارت‌دهی نمونه‌ها در دمای نهایی، یک ساعت بود و نمونه‌ها پس از سرمایش کامل از کوره خارج شدند.

جدول ۲ آنالیز شیمیایی شیشه‌ی سودالایم استفاده شده در این تحقیق

درصد وزنی	عنصر	درصد وزنی	ترکیب
۳۳/۶۳	Si	۷۱/۹۳	SiO_2
۸/۴۹	Na	۱۱/۴۴	Na_2O
۷/۳۰	Ca	۱۰/۲۱	CaO
۲/۲۵	Mg	۳/۷۴	MgO
۰/۸۰۱	Al	۱/۵۱	Al_2O_3
۰/۳۴۴	K	۰/۴۱۴	K_2O
۰/۱۷۴	Fe	۰/۲۴۸	Fe_2O_3
۰/۰۹۶۵	Ti	۰/۱۶۱	TiO_2
۰/۰۶۰۳	S	۰/۱۵۰	SO_3
۰/۰۳۰۵	P	۰/۰۶۹۹	P_2O_5
۰/۰۶۳۷	Cl	۰/۰۶۳۷	Cl
۰/۰۰۸۴	Zr	۰/۰۰۸۴	ZrO_2

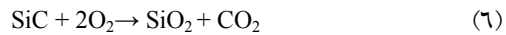
درون نمونه را مشکل کرده و در نتیجه، افزایش اندکی در حجم ماده رخ داده است.



شکل ۱ درصد تخلخل در نمونه‌های اسفنج شده حاوی مقادیر مختلفی از SiC در دماهای مختلف

طبق تعریف، شیشه‌های متخلخل با کاربرد عایق حرارتی، دارای حداقل ۵۰ درصد تخلخل هستند، [22]، در حالی که در نمونه‌های اسفنج شده در دماهای ۸۵۰ °C و ۹۵۰ °C که حاوی ۲ درصد وزنی SiC هستند، به ترتیب ۲۶ و ۳۴ درصد تخلخل به دست آمده است. حجم گاز آزاد شده (CO یا CO₂) در این نمونه‌ها کم بوده و در نتیجه، شیشه‌ی متخلخل به حساب نمی‌آیند. در این بین، نمونه‌های حاوی ۴ درصد وزنی SiC که در دماهای ۸۵۰ °C و ۹۵۰ °C اسفنج شده‌اند (S₄-۸۵۰ و S₄-۹۵۰)، بهترین شیشه‌های متخلخل از نظر چگالی و درصد تخلخل بوده‌اند.

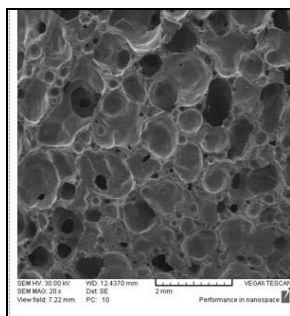
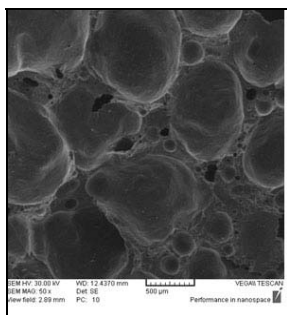
شکل‌های (۲ و ۳) به ترتیب تصویرهای SEM از نمونه‌های S₄-۸۵۰ و S₄-۹۵۰ را نشان می‌دهند. اندازه حفره‌ها در نمونه‌ی S₄-۸۵۰ در محدوده‌ی ۶۵۰-۴۵۰ میکرومتر و در نمونه‌ی S₄-۹۵۰ کم‌تر از ۵۰۰ میکرومتر می‌باشد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، نمونه‌ی S₄-۸۵۰ تخلخل بسته با توزیع نسبتاً باریکی از اندازه‌ی حفره‌ها را دارد، اما در نمونه‌ی S₄-۹۵۰ توزیع وسیعی از حفره‌ها به دست آمده است. در تصویر با بزرگ‌نمایی بالاتر، حفره‌های ریزتر درون دیواره‌ها



SiO₂ به‌طور طبیعی پایدار و دارای انرژی فعال‌سازی زیادی است. بنابراین، SiC به‌راحتی کربن خود را با اکسیژن موجود مبادله کرده و مطابق با رابطه‌ی ۶، تبدیل به SiO₂ خواهد شد. خروج گازهای ایجاد شده در سیستم باعث ایجاد ساختاری متخلخل می‌شود [15].

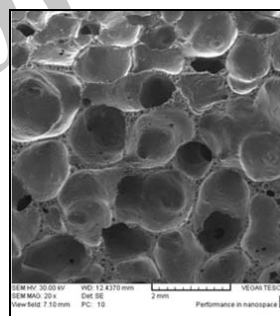
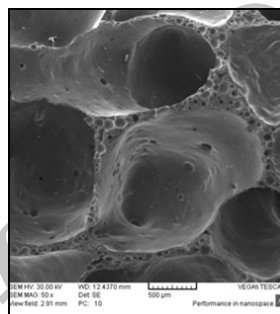
شکل (۱)، درصد تخلخل نمونه‌های متخلخل حاصل از شیشه‌ی سودالایم و درصدهای مختلف SiC در سه دمای متفاوت ۷۵۰ °C، ۸۵۰ °C و ۹۵۰ °C را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در دماهای ۸۵۰ °C و ۹۵۰ °C با افزایش عامل اسفنج کننده (SiC) کاهش چگالی و در نتیجه، افزایش درصد تخلخل به‌طور پیوسته رخ نمی‌دهد، بلکه به‌جای آن تخلخل ابتدا زیاد شده و سپس کم می‌شود. دلیل آن را می‌توان این‌گونه بیان کرد که چگالی حین خروج گاز به‌طور مداوم تا کم‌ترین مقدار خود کاهش می‌یابد. پس از پایان این مرحله، فرایند تدریجی اتلاف و فروریختگی اسفنج به‌دلیل به‌هم پیوستن حفره‌ها آغاز می‌شود. بنابراین، سطح انرژی سیستم با کاهش سطح ویژه‌ی دیواره‌های حفره‌ها کاهش می‌یابد، و انرژی آزاد سیستم به کم‌ترین مقدار خود نزدیک می‌شود. افزایش ضخامت دیواره‌های حفره‌ها منجر به کاهش درصد تخلخل و افزایش چگالی می‌شود [19,20]. با این حال، درصد تخلخل در نمونه‌های اسفنج شده در دمای ۷۵۰ °C با افزایش مقدار SiC به‌طور پیوسته و به مقدار بسیار کم افزایش یافت، و چگالی آن‌ها بین ۲/۴۱ تا ۲/۵۵ گرم بر سانتی‌متر مکعب به دست آمد. شیشه‌ی سودالایم دارای چگالی حدود ۲/۵ گرم بر سانتی‌متر مکعب می‌باشد، [21] و این بیان‌گر آن است که SiC در این دما نقش اسفنج‌کنندگی خود را ایفا نکرده است. افزون بر این، گرانروی بالای مذاب انبساط گاز

SiC، خروج گازهای حاصل از اکسایش و تفجوشی پودرهای شیشه رقابت ایجاد می‌شود [۲۴]. احتمالاً با افزایش دما از $850^\circ C$ به $950^\circ C$ و به دلیل تکمیل فرایند تفجوشی، گازهای حاصل امکان خروج از سیستم را نداشته‌اند و در نتیجه، چگالی افزایش و درصد تخلخل کاهش یافته است. افزون بر این، در فرایند تفجوشی نمونه‌ها سرعت گرمایش یکسان ($10^\circ C/min$) بوده است و در نتیجه، نمونه‌ی تفجوشی شده در $950^\circ C$ پس از ۹۵ دقیقه و نمونه‌ی تفجوشی شده در دمای $850^\circ C$ پس از ۸۵ دقیقه به دمای نهایی می‌رسند. بنابراین، زمان خروج گاز به میزان ۱۰ دقیقه بیش‌تر می‌شود که این بر سرعت خروج گاز مؤثر است. به این ترتیب، سرعت بالاتر خروج گاز منجر به یکنواختی کم‌تر تخلخل در ریزساختار نمونه‌ی S_4-950 شده است.



شکل ۳ تصویرهای SEM از نمونه‌های حاوی ۴ درصد SiC تفجوشی شده در دمای $950^\circ C$ در بزرگ‌نمایی‌های متفاوت

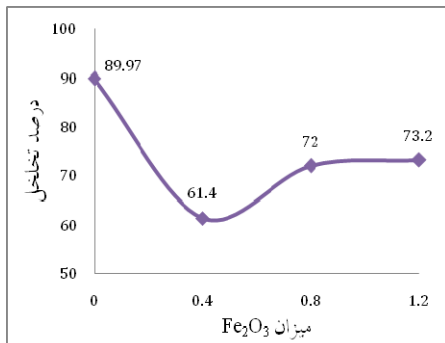
مشاهده می‌شوند، و این منجر به تقویت خاصیت عایق بودن شیشه‌های متخلخل می‌شود. قابل ذکر است که تخلخل بسته نسبت به تخلخل باز در خاصیت عایق بودن شیشه بسیار مؤثرترند، [23]، و همان‌طور که مشاهده می‌شود، میزان تخلخل بسته در این نمونه‌ها بسیار زیاد است، و این منجر به هدایت حرارتی کم‌تر ماده خواهد شد.



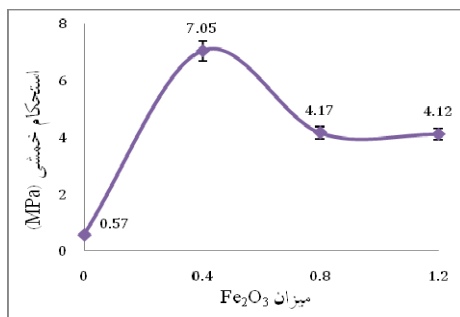
شکل ۲ تصویرهای SEM از نمونه‌های حاوی ۴ درصد SiC تفجوشی شده در دمای $850^\circ C$ با بزرگ‌نمایی‌های متفاوت.

استحکام خمشی سه نقطه‌ای نمونه‌های S_4-850 و S_4-950 به ترتیب 0.057 ± 0.004 و 0.185 ± 0.004 مگاپاسکال به دست آمد. استحکام خمشی معمولاً با میزان تخلخل رابطه‌ی عکس دارد، به گونه‌ای که استحکام خمشی با افزایش درصد تخلخل کاهش می‌یابد. درصد تخلخل در نمونه‌ی S_4-850 (۹۰ درصد) نسبت به نمونه‌ی S_4-950 (۸۱ درصد) بالاتر، میزان استحکام خمشی نسبتاً کم‌تر و توزیع تخلخل یکنواخت‌تر است. به نظر می‌رسد که با افزایش دما، بین فرایندهای اکسایش

به دلیل افزایش میزان اکسید درون نمونه، حفره‌ها زمان کم‌تری برای رشد و شکل‌گیری در سیستم داشته‌اند و در نتیجه، درصد تخلخل کاهش یافته است.



شکل ۴ درصد تخلخل در نمونه‌های حاوی شیشه‌ی سودالایم و ۴ درصد وزنی SiC بر حسب میزان Fe_2O_3 .



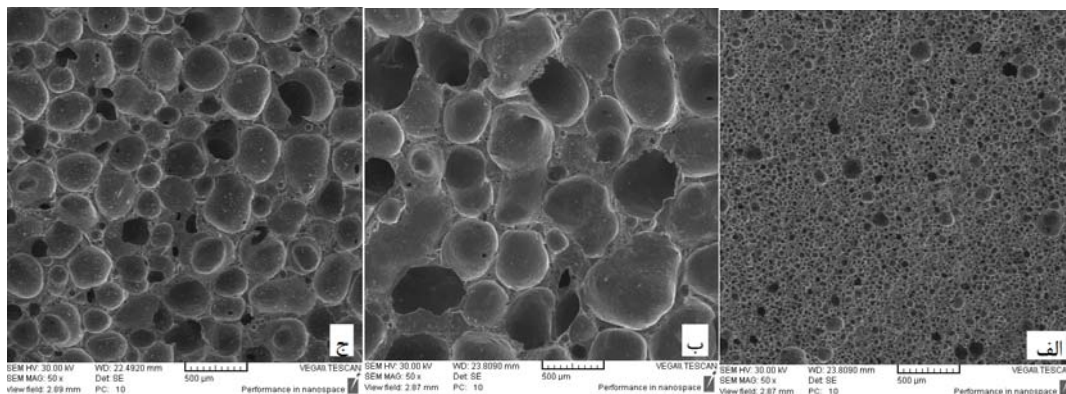
شکل ۵ استحکام خمشی سه نقطه‌ای نمونه‌های حاوی ۴ درصد Fe_2O_3 بر حسب میزان SiC

نتایج اندازه‌گیری استحکام خمشی سه نقطه‌ای نمونه‌های مذکور در شکل (۵) ارائه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، نمونه‌های حاوی Fe_2O_3 نسبت به نمونه فاقد Fe_2O_3 دارای استحکام خمشی بسیار بیشتری هستند و بنابراین هدف مورد نظر از افزایش عامل اکسید کننده تأمین شده است. بیشترین استحکام خمشی مربوط به نمونه حاوی ۰/۴ درصد Fe_2O_3 است که کمترین میزان تخلخل را نیز دارا بوده است. با افزایش میزان Fe_2O_3 ، استحکام خمشی کاهش یافته است که به علت افزایش میزان تخلخل در نمونه می‌باشد.

نمونه‌ی S_4-850 با داشتن میزان و توزیع تخلخل مطلوب، استحکام مکانیکی کمی دارد، ولی با کاهش اندازه‌ی حفره‌ها می‌توان این ضعف را از بین برد. برای این منظور، ماده‌ای با نقش اکسیدان (Fe_2O_3) به ترکیب اولیه‌ی نمونه‌ی S_4-850 افزوده شد. برناردو و همکاران نیز چنین ترکیب‌هایی (اثر هم‌زمان عوامل اسفنج‌کننده و اکسیدان) را بررسی کرده‌اند. آن‌ها اثر هم‌زمان SiC و MnO_2 را مطالعه کرده‌اند. MnO_2 بر اکسایش SiC مؤثر بوده و با تبدیل به MnO ، منجر به تشکیل میزان زیادی گاز اکسیژن در سیستم می‌شود [25]. داکمن و همکارش نیز تأثیر افزودن MnO_2 را بررسی کرده و مشاهده نموده‌اند که تخلخل باز در نمونه افزایش، و مقاومت و همگنی نمونه بیش‌تر شده است [26].

شکل (۴) تأثیر میزان تخلخل در نمونه‌های حاوی شیشه‌ی سودالایم، ۴ درصد وزنی SiC و مقادیر مختلفی از Fe_2O_3 که در دمای $850^\circ C$ تف‌جوشی شده‌اند را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، درصد تخلخل با افزایش میزان Fe_2O_3 از ۰/۴ به ۰/۸ درصد وزنی زیاد شده است، و با افزودن مقدار بیشتری Fe_2O_3 (۱/۲ درصد وزنی) تغییر کمی یافته است. این به آن معنی است که Fe_2O_3 ابتدا به‌عنوان اکسیدان عمل کرده و با تولید اکسیژن بیش‌تر در نمونه، سبب افزایش میزان تخلخل شده است. در ادامه، افزایش Fe_2O_3 در ترکیب منجر به تشکیل FeO شده که به‌عنوان گدازآور عمل کرده است. بنابراین، با افزایش سرعت تف‌جوشی و غلبه‌ی آن بر سرعت خروج گازهای حاصل از واکنش، درصد تخلخل به‌مقدار کمی افزایش یافته است.

افزون بر این، مشاهده می‌شود که نمونه‌های حاوی Fe_2O_3 دارای چگالی بالاتر و تخلخل کم‌تری هستند. به دلیل احیای Fe_2O_3 و قرارگیری اکسیژن بیش‌تر در دسترس SiC، اکسایش SiC بهتر رخ داده و گازهای CO و CO_2 بیش‌تری از نمونه خارج می‌شوند. به‌نظر می‌رسد که در مقایسه با نمونه‌ی فاقد اکسیدان و



شکل ۶ تصاویر SEM از ریزساختار شیشه‌های متخلخل حاصل از ضایعات شیشه‌های سودالایم به همراه ۴ درصد SiC و الف) ۰/۴، ب) ۰/۸ و پ) ۱/۲ درصد Fe_2O_3

و این به آن معنی است که با افزایش بیش‌تر Fe_2O_3 ، تغییری در خواص ایجاد نخواهد شد. به عبارت دیگر، گدازآوری اکسید مذکور تأثیر اکسیدانی آن را خنثی می‌کند.

افزون بر این، با مقایسه‌ی تصویرهای ۲، ۳ و ۶ مشاهده می‌شود که با افزودن Fe_2O_3 ، حفره‌های بسیار ریزی که بین حفره‌های بزرگ موجود بوده‌اند، از بین رفته‌اند. این رخداد به دلیل وقوع پدیده‌ی درشت شدن ساختار اسفنجی می‌باشد که در آن، با افزایش میزان اکسیژن موجود در سیستم حفره‌های کوچک به نفع حفره‌های بزرگ‌تر از بین رفته و به این ترتیب، ریزساختار یکنواختی به دست آمده است.

نتیجه‌گیری

– برای اولین بار و به‌طور هم‌زمان، عوامل اسفنج‌زای SiC و اکسیدان Fe_2O_3 برای ساخت شیشه‌ی متخلخل با استفاده از ضایعات شیشه‌های سودالایم به‌کار برده شد.

– با افزودن مقادیر مناسبی از Fe_2O_3 به پودر شیشه‌ی سودالایم، شیشه‌ی متخلخل با توزیع یکنواختی از اندازه‌ی حفره‌ها و درصد تخلخل ۷۳/۲ درصد به دست آمد که در حد نمونه‌های تجاری است.

در شکل (۶)، تصویرهایی از ریزساختار شیشه‌های متخلخل ساخته شده نشان داده شده‌اند. این تصویرها به‌خوبی نتایج حاصل از اندازه‌گیری درصد تخلخل و استحکام را تصدیق می‌کنند. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، نمونه‌ی حاوی Fe_2O_3 نسبت به نمونه‌ای که بدون حضور عامل اکسیدان تهیه شده است دارای حفره‌های ریزتر با توزیع یکنواخت‌تر می‌باشد. افزون بر این، در نمونه‌های حاوی Fe_2O_3 دیواره‌های جداکننده‌ی حفره‌ها نازک‌تر از نمونه‌های فاقد Fe_2O_3 هستند، به‌گونه‌ای که به افزایش استحکام خمشی نمونه‌ها کمک کرده‌اند. در واقع، توزیع متفاوت فاز جامد در لبه‌ها و سطوح حفره‌ها باعث بهبود استحکام مکانیکی می‌شود.

مشاهده می‌شود که نمونه‌ی حاوی ۰/۴ درصد Fe_2O_3 دارای حفره‌های بسیار ریزی است، و جابجایی گاز درون حفره‌های کوچک معمولاً متوقف می‌شود و در نتیجه، چنین شیشه‌های متخلخلی قابلیت عایق بودن بیش‌تری را در برابر حرارت و صوت خواهند داشت [15]. نمونه‌ی دارای ۱/۲ درصد Fe_2O_3 نسبت به نمونه‌ی محتوی ۰/۸ درصد Fe_2O_3 حفره‌های کوچک‌تری دارد، ولی در میزان استحکام و درصد تخلخل این دو نمونه تفاوت ناچیزی مشاهده می‌شود،

به دست آمد، و این بسیار بالاتر از استحکام خمشی نمونه‌های تجاری (۱/۶-۰/۵۵ MPa) می‌باشد.

- با افزودن عامل اکسیدان Fe_2O_3 ، حفره‌های ریزتر با توزیع یکنواخت‌تر به دست آمدند و این استحکام را به میزان قابل توجهی افزایش داد.
- نمونه‌ای با استحکام خمشی سه نقطه‌ای ۷/۰۵ MPa

مراجع

1. R. Lebullenger, S. Chenu, J. Rocherullé, O. Merdrignac-Conanec, F. Cheviré, F. Tessier, A. Bouzaza, S. Brosillon, "Glass foams for environmental applications", *Non-Cryst. Solids* 356, pp. 2562-2568, (2010).
2. M. Chen, F.S. Khang, J. Zhu, "Effective utilization of waste cathode ray tube glass-Crystalline silicotitanate synthesis", *Hazard. Mater.* 182, pp. 45-49, (2010).
3. F. Méar, P. Yot, M. Ribes, "Effects of temperature, reaction time and reducing agent content on the synthesis of macroporous foam glasses from waste funnel glasses", *Mater. Lett.* 60, pp. 929-934, (2006).
4. M.C. Limbachiya, J.J. Roberts, "Sustainable waste management and recycling: glass waste", (2004).
5. F. Méar, P. Yot, R. Viennois, M. Ribes, "Mechanical behaviour and thermal and electrical properties of foam glass", *Ceram. Int.* 33, pp. 543-550, (2007).
6. N. Gupta, R. Ye, M. Porfiri, "Comparison of tensile and compressive characteristics of vinyl ester/glass microballoon syntactic foams", *Composites Part B* 41, pp. 236-245, (2010).
7. S. Roy, M. Junk, S. Sundar, "Understanding the porosity dependence of heat flux through glass fiber insulation", *Math. Comput. Model.* 43, pp. 485-492, (2006).
8. M. Wiśniewska, S. Chibowski, T. Urban, "The temperature influence on the adsorption and electrokinetical properties in the nonionic polymer/controlled porosity glass (CPG) system", *Mater. Chem. Phys.* 103, pp. 216-221, (2007).
9. R. Nomoto, M. Komoriyama, J. F. McCabe, S. Hirano, "Effect of mixing method on the porosity of encapsulated glass ionomer cement", *Dent. Mater.* 20, pp. 972-978, (2004).
10. J. van der Schaaf, R.G.C. Beerkens, "A model for foam formation, stability, and breakdown in glass-melting furnaces", *Colloid Interface Sci.* 295, pp. 218-229, (2006).
11. E. Rysiakiewicz-Pasek, J. Komar, A. Cizman, R. Poprawski, "Calorimetric investigations of $NaNO_3$ and $NaNO_2$ embedded into porous glasses", *Non-Cryst. Solids* 356, pp. 661-663, (2010).
12. M.W. Quintero, J.A. Escobar, A. Rey, A. Sarmiento, C.R. Rambo, A.P. Novaes de Oliveira, D. Hotza, "Flexible polyurethane foams as templates for cellular glass-ceramics", *Mater. Process. Technol.* 209, pp. 5313-5318, (2009).
13. E.J. Minay, P. Veronesi, V. Cannillo, C. Leonelli, A. R. Boccaccini, "Control of pore size by metallic fibres in glass matrix composite foams produced by microwave heating", *Eur. Ceram. Soc.* 24, pp. 3203-3208, (2004).

14. A.R. Boccaccini, P. Veronesi, C. Leonelli, "Microwave processing of glass matrix composites containing controlled isolated porosity", *Eur. Ceram. Soc.* 21, pp. 1073-1080, (2001).
15. M. Scheffler, P. Colombo, "Cellular ceramics: structure", manufacturing, properties and applications (2005)
16. M. Chen, F.S. Zhang, J. Zhu, "Detoxification of cathode ray tube glass by self-propagating process", *Hazard. Mater.* 161, pp. 1109-1113, (2009).
17. H.W. Guo, Y.X. Gong, S.Y. Gao, "Mixed alkali effect in $xK_2O-(30-x)Na_2O-30P_2O_5-40ZnO$ glasses", *Mater. Lett.* 64, pp. 997-999, (2010).
18. M. Chen, F.S. Zhang, J. Zhu, "Detoxification of cathode ray tube glass by self-propagating process", *Hazard. Mater.* 165, pp. 980-986, (2009).
19. S.A. Tekalur, A.E. Bogdanovich, A. Shukla, "Shock loading response of sandwich panels with 3-D woven E-glass composite skins and stitched foam core", *Compos. Sci. Technol.* 69, pp. 736-753, (2009).
20. H.R. Fernandes, D.U. Tulyaganov, J.M.F. Ferreira, "Preparation and characterization of foams from sheet glass and fly ash using carbonates as foaming agents", *Ceram. Int.* 35, pp. 229-235, (2009).
21. P.G. Yot, F.O. Méar, "Lead extraction from waste funnel cathode-ray tubes glasses by reaction with silicon carbide and titanium nitride", *Hazard. Mater.* 172, pp.117-123, (2009).
22. P.G. Yot, F.O. Méar, "Characterization of lead, barium and strontium leachability from foam glasses elaborated using waste cathode ray-tube glasses", *Hazard. Mater.* 185, pp. 236-241, (2011).
23. A.S. Llaudis, M.J.O. Tari, F.J.G. Ten, E. Bernardo, P. Colombo, "Foaming of flat glass cullet using Si_3N_4 and MnO_2 powders", *Ceram. Int.* 35, pp. 1953-1959, (2009).
۲۴. م. سعیدی حیدری، م. میرکاظمی، "تأثیر دما و میزان SiC بر خواص و ریزساختار شیشه‌های اسفنجی حاصل از ضایعات پانل نمایشگر تلویزیون لوله اشعه کاتدی (CRT)", نشریه مهندسی متالورژی و مواد، سال ۲۳، شماره ۱، (۱۳۹۰)، ۷۱-۸۰.
25. E. Bernardo, M. Florean, S. Hreglich, "Reutilization and stabilization of wastes by the production of glass foams", *Ceram. Int.* 33, pp. 963-968, (2007).
26. V. Ducman, M. Kovacevic, "The foaming of waste glass", *Key Eng. Mater.* 132-136, pp. 2264-2267, (1997).