

**بررسی اثر آنتی اکسیدان فرو سیلیکون-آلومینیوم  
بر خواص نسوزهای منیزیا - گرافیت با ۱۵ درصد کربن باقیمانده**

حمیدرضا احمدی موعاری<sup>۱</sup>، سید خطیب‌الاسلام صدرنژاد<sup>۲</sup>، زیارتعلی نعمتی<sup>۳</sup>، رحیم یزدانی راد<sup>۱</sup>،  
علیرضا آقایی<sup>۱</sup>، حسین پایدار<sup>۳</sup>

۱- پژوهشگاه مواد و انرژی ۲- دانشگاه صنعتی شریف ۳- مرکز تحقیقات شرکت فرآورده‌های نوز آذر

**چکیده**

استفاده از فرو سیلیکون به همراه آلومینیوم به عنوان آنتی اکسیدان و تاثیر آن بر خواص نسوز منیزیا - گرافیت بنسدرت مورد مطالعه قرار گرفته است. در تحقیق حاضر تاثیر آنتی اکسیدان فروسیلیکون-آلومینیوم بر خواص نسوز منیزیا- گرافیت مورد بررسی قرار گرفت و خواصی چون استحکام فشاری سرد، استحکام خمشی سرد، دانسیته، تخلخل، مقاومت به اکسیدان و هیدراتاسیون بر روی نمونه‌های تهیه شده در دماهای ۷۵۰، ۱۰۰۰، ۱۳۰۰ و ۱۶۰۰ درجه سانتیگراد ارزیابی شد. نتایج حاصل بیانگر تغییرات مثبت در استحکام فشاری سرد، استحکام خمشی سرد، دانسیته، تخلخل و مقاومت به اکسیدان و هیدراتاسیون تا ایتیمم درصدی از آنتی اکسیدان فروسیلیکون-آلومینیوم (۴٪ وزنی فروسیلیکون- ۱ درصد وزنی آلومینیوم) بوده که مربوط به تشکیل فازهای کاربید آلومینیوم، کاربید سیلیسیم، اسپینل، فورستریت و مگنزیافریت در اثر افزایش دما می‌باشد.

## مقدمه

نسوزهای منیزیا- گرافیت بدلیل مقاومت در برابر شوک حرارتی و مقاومت به خوردگی بالایی که دارند، بطور وسیع در آستر کنورتورها، پاتیل‌ها و کوره‌های قوس الکتریکی مورد استفاده قرار می‌گیرند. ضعف عمده این نسوزها، حساسیت کربن به اکسیداسیون می‌باشند. آنتی اکسیدانهای متداول که به منظور جلوگیری از اکسیداسیون کربن بکار می‌روند عبارتند از: آلومینیوم، سیلیکون، آلیاژ Al-Mg، کاربیدها، ترکیبات بور و ترکیبات کمپلکس مثل  $Al_4SiC_4$  و  $Al_8B_4C_7$  [۱-۴].

آلومینیوم در دماهای میانی تشکیل کریستالهای صفحه‌ای شکل آلومینیوم کاربید را می‌دهد که در جهت افزایش استحکام دما بالا بسیار مؤثر می‌باشند. اما این ترکیب به سرعت با رطوبت واکنش کرده و هیدراته می‌گردد بنابراین در طول عملیات متناوب اپراتوری کوره، مواد نسوز ممکن است به تدریج ترک برداشته و شکسته شوند. سیلیکون نیز همانند آلومینیوم و با مکانیزم مشابه، اکسیداسیون کربن را بوسیله احیاء CO، کاهش می‌دهد. سیلیکون، در دماهای میانی تشکیل سیلیکون کاربید را می‌دهد که از نقطه نظر ترمودینامیکی تحت اتمسفر گاز منواکسید کربن نسبت به اکسید  $SiO_2$  در دماهای  $1020^\circ C$  و بالاتر پایدارتر می‌باشند. بنابراین تحت چنین شرایطی این ترکیبات (Al, Si) نقش خود را به عنوان آنتی اکسیدان نمی‌توانند بخوبی ایفا کنند. بنابراین استفاده از سیلیکون به همراه آلومینیوم نه تنها باعث می‌شود که مقاومت به اکسیداسیون آجر MgO-C نسبت به استفاده تنها از سیلیکون و آلومینیوم بیشتر شود بلکه به کنترل هیدراته شدن آلومینیوم کاربید نیز کمک می‌کند. به عقیده بسیاری از محققین استفاده از ترکیبی مؤثر و اقتصادی به منظور جلوگیری از اکسیداسیون کربن در نسوزهای منیزیا- گرافیت، هنوز یک ضرورت اجتناب ناپذیری می‌باشد [۵-۱۳].

فروسیلیکون علاوه بر اینکه می‌تواند به عنوان منبعی ارزان و اقتصادی به منظور تأمین سیلیکون مورد استفاده قرار بگیرد در بردارنده آهن نیز می‌باشد که دارای پتانسیل جذب اکسیژن به منظور جلوگیری از اکسید شدن کربن می‌باشد. بنابراین می‌توان از فروسیلیکون به همراه آلومینیوم به منظور استفاده بهینه از مزیتها و ویژگیهای مثبت آنتی اکسیدانهای مذکور و افزایش مقاومت به اکسیداسیون آجر منیزیا- گرافیت استفاده کرد.

## روش تحقیق

ترکیب شیمیایی نسوز MgO-C که در این تحقیق، استفاده شد در جدول (۱) آمده است. مواد اولیه پس از اختلاط، تحت فشار بالایی بصورت آجرهای  $120 \times 120 \times 50$  mm پرس شدند و سپس به مدت ۱۸ ساعت در دمای  $240^\circ C$  تحت عملیات حرارتی کیورینگ قرار گرفتند. به منظور انجام تست‌های MOR، CCS، دانسیته و تخلخل، طبق استانداردهای DIN نمونه‌هایی تهیه گردید. نمونه‌ها هر یک در دماهای

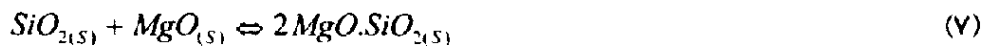
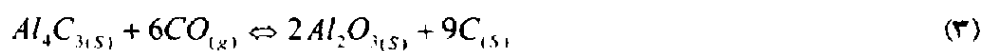
۷۵۰، ۱۰۰۰، ۱۳۰۰ و  $1600^{\circ}\text{C}$ ، تحت اتمسفر احیاء به مدت ۵ ساعت پخت شدند. آزمایش اکسیداسیون بر روی نمونه‌های تمپر شده به ابعاد  $50 \times 50 \times 70 \text{ mm}$  در دماهای ۱۰۰۰، ۱۳۰۰ و  $1600^{\circ}\text{C}$ ، در اتمسفر هوا به مدت ۲ ساعت انجام گرفت. نسبت سطح اکسید نشده به سطح کل و عمق لایه دکربوره شده به عنوان معیار آزمایش اکسیداسیون در نظر گرفته شدند. عمق لایه دکربوره شده و سطح اکسید نشده با دقت یک میلی‌متر از سطح مقطع نمونه‌ها اندازه‌گیری شد. به منظور آزمایش هیدراتاسیون نمونه‌هایی به ابعاد  $20 \times 40 \times 20 \text{ mm}$  تحت شرایط ۹۸٪ رطوبت و  $50^{\circ}\text{C}$  به مدت ۱۴۲ ساعت قرار گرفتند. نتایج بر اساس وضعیت ظاهری و بطور مقایسه‌ای و تغییرات نسبی وزن نمونه‌ها گزارش شده است.

شکل (۱)، تغییرات تخلخل ظاهری نمونه‌های فروسیلیکون-آلومینیوم را با افزایش دما نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌گردد با افزودن آنتی اکسیدانها، تخلخل ظاهری نمونه‌های تمپر شده نسبت به نمونه‌های بدون آنتی اکسیدان افزایش کمی داشته است. به نظر می‌رسد که با افزودن آنتی اکسیدان درصد جزء ریز در سیستم افزایش یافته و فرمولاسیون از حالت ایده‌آل که با استفاده از معادله آندریازن انتخاب شده است، خارج شده و تخلخل سیستم تا حد کمی نسبت به نمونه‌های بدون آنتی اکسیدان افزایش یافته است. جزء ریز ذرات باعث می‌شود تا آنها در بین پولکهای گرافیت قرار گرفته و موجب جدا نمودن پولکها از یکدیگر شده و مانع از پیچش مناسب آنها حول ذرات ریز می‌شوند و با ورود آنتی اکسیدانها به سیستم و افزایش جزء ریز، این روند تشدید می‌گردد [۱].

همچنین مشاهده می‌شود که در نمونه‌های بدون آنتی اکسیدان، با افزایش دما، تخلخل افزایش می‌یابد که احتمالاً مربوط به خروج مواد ناشی از تشکیل شبکه رزیت و شبکه کربنی رزین می‌باشد. همچنین تشکیل گاز  $\text{CO}$ ،  $\text{Mg(g)}$  ناشی از احیاء منیزیا توسط کربن و خروج آنها از سیستم در دمای بالاتر از  $1300^{\circ}\text{C}$  نیز ممکن است مزید بر علت افزایش تخلخل در نمونه بدون آنتی اکسیدان باشد. عامل دیگری که به نظر می‌رسد می‌تواند بر روی تخلخل ظاهری تأثیر داشته باشد انبساط حرارتی بازگشت ناپذیر فاز گرافیت می‌باشد که در تمام نمونه‌های آنتی اکسیدان دار و بدون آنتی اکسیدان عمل می‌کند و موجب افزایش تخلخل می‌گردد.

در شکل (۱) مشاهده می‌شود که تخلخل ظاهری نمونه‌های آنتی اکسیدان دار تا دمای  $1300^{\circ}\text{C}$  با شیب کمتری نسبت به نمونه‌های بدون آنتی اکسیدان افزایش یافته و سپس کاهش می‌یابد که این امر می‌تواند مربوط به تشکیل فازهای کاربیدی و اکسیدی ناشی از آلومینیوم، سیلیسیم و آهن باشد که با انبساط حجمی همراه می‌باشند و باعث پر شدن حفره‌ها و تخلخل‌ها می‌گردد و موجب کاسته شدن روند افزایش تخلخل تا دمای  $1300^{\circ}\text{C}$  می‌شوند.

تشکیل فازهایی همچون فورستريت، اسپینل و مگنز یا فریت در پیش از دمای  $1300^{\circ}\text{C}$  در کنار فازهای کاربیدی مذکور سبب کاهش محسوس تخلخل ظاهری شده است. انبساط حجمی ناشی از این فازها باعث بلوکه شدن حفرات و تخلخل های ساختار شده که حاصل آن کاهش خروج مواد فرار و گازهای CO و Mg(g) از سیستم می باشد. معادلات مربوط به آنتی اکسیدانهای Al، Si و Fe به صورت ذیل می باشد:



کاربید آهن طبق یک مکانیزم ناشناخته ای به مگنز یا فریت ( $MgO \cdot Fe_2O_3$ ) تبدیل می گردد. در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$ ، نمونه A5، تخلخل کمتری را نسبت به نمونه های دیگر از خود نشان داده است که مربوط به تشکیل شدن فاز  $Al_4C_3$  طبق معادله (2) می باشد که باعث پر شدن حفره ها گشته و در نتیجه کاهش بیشتری را در تخلخل ظاهری نسبت به نمونه های دیگر بدنبال دارد. البته آهن موجود در نمونه های فرو سیلیکون نیز در این دما با تشکیل کاربید آهن می تواند چنین تاثیری را بر تخلخل بگذارد اما بدلیل کم بودن مقدار آهن، این اثر کمتر احساس می شود. در دمای بیش از  $1200^{\circ}\text{C}$ ، سیلیکون نیز وارد واکنش شده و با تشکیل سیلیکون کارباید بر اساس معادله (5)، بلوکه کردن حفره ها را سرعت می بخشد. هر چه میزان فازها در بستن خلل و فرج ها بیشتر باشد کاهش تخلخل ظاهری بیشتر می گردد. بنابراین نمونه هایی که هم دارای فرو سیلیکون و هم آلومینیوم هستند تاثیر بیشتری بر کاهش تخلخل ظاهری دارند.

همان طور که در شکل (1) ملاحظه می گردد، در دمای  $1600^{\circ}\text{C}$ ، نمونه A1 دارای کمترین تخلخل ظاهری می باشد که از حضور فازهای اسپینل و فورستريت و مگنز یا فریت در کنار یکدیگر ناشی می شود که با انبساط حجمی خود موجب شده تا حفره ها و تخلخل های بیشتری نسبت به نمونه های دیگر بلوکه شوند و نفوذپذیری کاهش یابد. اسپینل تشکیل شده متخلخل می باشد [5-7]، که می تواند اثر منفی بر

کاهش تخلخل بگذارد. همین امر می تواند سبب تخلخل بیشتر نمونه A3 نسبت به نمونه A1، در دمای  $1600^{\circ}\text{C}$  شده باشد.

تغییرات دانسیته نسبت به دما که در شکل (۲) آمده است یک روند تقریباً یکنواخت را نشان می دهد و دامنه تغییرات آن جزئی می باشد. البته از دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  و  $1300^{\circ}\text{C}$  به بعد، محدوده نوسانات کمی بیشتر شده است که احتمالاً مربوط به تشکیل فازهای اکسیدی و کاربیدی ناشی از آنتی اکسیدانها می باشد. عوامل موثر بر تغییرات تخلخل ظاهری در اینجا نیز صادق است. همان طور که در شکل (۲) مشاهده می شود نمونه A1 بدلیل حضور آنتی اکسیدانهای Fe، Si، Al و در نتیجه فازهای نهایی ناشی از آنها یعنی مگنزیاز فریت، فورستریت و اسپینل که با انبساط حجمی خود موجب متراکم شدن ساختار می گردند، دانسیته بیشتری در دمای  $1600^{\circ}\text{C}$ ، نسبت به نمونه های دیگر از خود نشان می دهد.

نتایج مربوط به تست استحکام فشاری سرد و استحکام خمشی سرد نمونه های فروسیلیکون-آلومینیوم به ترتیب در شکل های (۳ و ۴) آورده شده است. همانطور که مشاهده می شود، استحکام فشاری سرد نمونه های بدون آنتی اکسیدان با افزایش دما یک روند نزولی را در پی دارد. خروج مواد فرار ناشی از پیرولیز شبکه رزیت و تشکیل یک ساختار کربنی و نیز احیاء منیزیا در مجاورت کربن موجود (در دماهای بیش از  $1300^{\circ}\text{C}$ ) و اکسیداسیون کربن می تواند موجب کاهش استحکام گردد.

در نمونه های حاوی آنتی اکسیدان فروسیلیکون-آلومینیوم می توان بیان کرد که کاهش استحکام تا دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  مربوط به پیرولیز شبکه رزیت و اکسیداسیون کربن و خروج مواد فرار ناشی از آنها از سیستم و تشکیل شبکه کربنی می باشد. اما تغییرات استحکام های فشاری و خمشی سرد در بیش از دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  به گونه ای دیگر است. بطوریکه باعث تفاوت محسوسی نسبت به نمونه های بدون آنتی اکسیدان شده است که شکل های (۳ و ۴) گویای این مطلب می باشند. تشکیل فازهای کاربیدی و اکسیدی ناشی از سیلیکون، آهن و آلومینیوم در دماهای بیش از  $1000^{\circ}\text{C}$  و تشکیل فازهای اسپینل، فورستریت و مگنزیاز فریت در کنار فازهای کاربیدی در دمای بیش از  $1300^{\circ}\text{C}$  موجب افزایش استحکام های فشاری و خمشی سرد شده است.

در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  بدلیل تشکیل فاز  $\text{Al}_4\text{C}_3$  در نمونه A5 و به مقدار کمتر در نمونه A3 و انبساط حجمی ناشی از آن سبب افزایش MOR, CCS در آن نسبت به نمونه های دیگر شده است. فاز کاربید آهن ناشی از آهن فروسیلیکون نیز، چنین تأثیری را در نمونه های حاوی فروسیلیکون بر استحکام های فشاری و خمشی ایجاد می کند ولی بدلیل مقدار کم آن در این نمونه ها، این اثر محسوس نمی باشد.

از دمای  $1300^{\circ}\text{C}$  به بعد و تشکیل SiC در نمونه های حاوی فروسیلیکون، استحکام فشاری و خمشی سرد نمونه های مذکور افزایش می یابد. در دمای بیش از  $1300^{\circ}\text{C}$ ، نمونه های A1 و A3، استحکام فشاری

و خمشی بیشتری را نسبت به نمونه‌های A0 و A5، از خود نشان می‌دهند. تشکیل فازهای مگنتریا فریت و اسپینل و فورستریت در این نمونه‌ها، اتصالات بیشتری را نسبت به نمونه‌های A0 و A5 بین اجزاء سیستم ایجاد می‌کند. از آنجا که با افزایش دما میزان این ترکیبات بیشتر می‌گردد، میزان اتصالات سرامیکی بین اجزاء سیستم نیز افزایش یافته و موجب تقویت استحکام‌های فشاری و خمشی سرد و بالا رفتن آنها می‌گردد. از آنجا که اسپینل تشکیل شده متخلخل می‌باشد و می‌تواند باعث یک ساختار باز و افزایش تخلخل و در نتیجه کاهش استحکام گردد، بنابراین نمونه A1 دارای استحکام خمشی و فشاری بیشتری نسبت به نمونه A3 می‌باشد، چرا که اسپینل کمتری را نسبت به نمونه A3 دارا می‌باشد.

#### بررسی مقاومت به اکسیداسیون نمونه‌ها

بطور کلی چنین به نظر می‌رسد که مکانیزم کلی اکسیداسیون کربن و گرافیت در نسوزهای حاوی کربن، یک مکانیزم ویفوزیونی است و کنترل کننده این مکانیزم، لایه متخلخل دکربوره شده بر روی سطح نسوز می‌باشد، بطوریکه بایستی عوامل اکسید کننده نظیر اکسیژن گازی موجود در محیط از لایه دکربوره شده عبور کند و پس از اکسید شدن کربن و گرافیت، گازهای ایجاد شده از واکنش اکسیداسیون به بیرون منتقل شوند [۸-۱۰].

شکل‌های (۵ و ۶) به ترتیب بیانگر عمق لایه دکربوره شده و میزان سطح اکسید نشده نمونه‌های فروسیلیکون-آلومینیوم را با افزایش دما نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌گردد با افزایش دما میزان عمق لایه دکربوره شده و سطح ناحیه اکسید شده بیشتر می‌گردد، البته میزان این تغییرات در بیش از دمای  $1300^{\circ}\text{C}$  محسوس تر می‌باشد.

در هنگام اکسیداسیون کربن و خروج گاز منواکسید کربن از سطح نمونه به طرف مرکز آن، میزان تخلخل افزایش می‌یابد بطوریکه سبب تشکیل یک ساختار متخلخل در سطح نمونه می‌گردد. عوامل اکسید کننده بخصوص اکسیژن می‌بایست از این لایه به داخل نفوذ کنند تا روند اکسیداسیون همچنان ادامه یابد. در نمونه بدون آنتی اکسیدان، این فرآیند بدلیل ایجاد تخلخل بیشتر ناشی از اکسیداسیون کربن، با سرعت بیشتری انجام می‌پذیرد و با افزایش دما عمق لایه اکسید شده و سطح دکربوره شده نسبت به نمونه‌های آنتی اکسیدان‌دار به میزان بیشتری افزایش یافته است. با کاهش تخلخل در فرآیند تولید و با استفاده از آنتی اکسیدان می‌توان مقاومت به اکسیداسیون نسوز منیزیا-گرافیت را افزایش داد. در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  مقاومت به اکسیداسیون نمونه A5 نسبت به نمونه‌های دیگر بیشتر می‌باشد که این اثر در شکل‌های (۵ و ۶) کاملاً مشهود است. در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  ( $\text{Al}_2\text{C}_3$ ) نسبت به نمونه‌های دیگر بهتر می‌باشد که علت آن مربوط به تشکیل شدن فاز کاربید آلومینیوم در نتیجه پر شدن حفره‌ها می‌باشد که کاهش تخلخل و نفوذ پذیری را بدنبال دارد. هر چه میزان این فاز بیشتر باشد خلل و فرج‌های بیشتری پر شده و

مقاومت به اکسیداسیون افزایش می‌یابد، به همین دلیل پس از نمونه A5 نمونه‌های A3 و A1 وضعیت مطلوبتری را در این دما نسبت به نمونه‌های دیگر از خود نشان داده‌اند.

شکل (۶) مطلب مذکور را گویاتر نشان می‌دهد. همچنین این رفتار در نمونه‌های فروسیلیکون‌دار بدلیل تشکیل فاز کاربید آهن می‌تواند وجود داشته باشد ولی بدلیل میزان کم آهن موجود در فروسیلیکون، این اثر کمتر احساس می‌شود. در دمای  $1300^{\circ}\text{C}$ ، تشکیل فاز کاربیدی SiC در نمونه‌های فروسیلیکون‌دار، باعث شده تا به همراه فازهای کاربید آلومینیوم و کاربید آهن، حفره‌ها و تخلخل‌های بیشتری بلوکه شود و در نتیجه افزایش مقاومت به اکسیداسیون نمونه‌های A1 و A3 را نسبت به نمونه‌های دیگر در پی داشته باشد.

تشکیل فازهای اسپینل، فورستریت و مگنزیافریت در دمای بیش از  $1300^{\circ}\text{C}$  در کنار یکدیگر، در نمونه‌های دارای فروسیلیکون - آلومینیوم باعث شده تا با انبساط حجمی خود حفره‌ها و خلل و فرج‌های بیشتری را پر کرده و لایه پیوسته و متراکم و نفوذ ناپذیری را ایجاد کنند. همین امر باعث شده تا نمونه‌های A1 و A3 در دمای  $1600^{\circ}\text{C}$  نسبت به نمونه‌های دیگر، مقاومت بیشتری را در برابر اکسیداسیون از خود نشان دهند. همانطور که قبلاً ذکر شد، اسپینل تشکیل شده متخلخل می‌باشد و مقدار این فاز بیش از حد ایتیمم موجب افزایش تخلخل در ساختار شده و در افزایش مقاومت به اکسیداسیون اثر منفی، می‌تواند بجا نگذارد. به همین دلیل نمونه A1 از مقاومت به اکسیداسیون بهتری نسبت به نمونه A3 برخوردار می‌باشد.

#### مقاومت در برابر هیدراتاسیون

یکی از مشکلات آنتی اکسیدان Al، قابلیت هیدراتاسیون شدید  $\text{Al}_2\text{C}_3$  ناشی از آن می‌باشد، که در اثر هیدراته شدن و تشکیل فاز هیدرات آلومینیوم  $(\text{Al}(\text{OH})_3)$  است. این واکنش با انبساط حجمی بالایی همراه بوده و قادر است باعث تخریب ساختار گردد. نتایج مقایسه‌ای تست هیدراتاسیون در جدول (۲) آمده است. با توجه به نتایج جدول (۲) مشخص می‌گردد که تنها نمونه‌های حاوی Al می‌توانند مستعد هیدراته شدن باشند.

از آنجا که هیدراته شدن نمونه‌های حاوی Al، ناشی از فاز کاربید آلومینیوم می‌باشد، بنابراین هر چه میزان فاز مذکور، و یا به عبارت دیگر هر چه میزان آنتی اکسیدان Al بیشتر باشد، هیدراته شدن، با شدت بیشتری صورت می‌پذیرد. به همین علت در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  و  $1300^{\circ}\text{C}$  نمونه A5 نسبت به نمونه‌های دیگر به شدت هیدراته شده است زیرا حاوی بیشترین مقدار فاز کاربید آلومینیوم در محدوده دمایی

$1300^{\circ}\text{C}$  -  $1000^{\circ}\text{C}$  می باشد. با افزایش دما به بیش از  $1300^{\circ}\text{C}$ ، مقدار فاز  $\text{Al}_4\text{C}_3$  کاهش یافته و اسپینل جایگزین آن می گردد، در نتیجه نمونه A5 در دمای  $1600^{\circ}\text{C}$  نسبت به دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  و  $1300^{\circ}\text{C}$  به میزان کمتری هیدراته شده است. این نتایج در شکل (۷) نشان داده شده است. همان طور که در جدول (۲) و شکل (۷) دیده می شود نمونه A1 کمترین استعداد را برای هیدراته شدن نسبت به نمونه های A3 و A5 از خود نشان داده است بطوری که، در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  و  $1300^{\circ}\text{C}$  به میزان بسیار جزئی هیدراته شده است و در دمای  $1600^{\circ}\text{C}$  اثری از هیدراته شدن در آن دیده نمی شود. این امر به علت جایگزین کردن درصدی از آنتی اکسیدان فرو سیلیکون بجای آنتی اکسیدان Al و کاهش مقدار آلومینیوم می باشد که باعث شده میزان هیدراتاسیون تا حد زیادی کاهش یابد. همچنین در نمونه A1 بدلیل تشکیل فازهای مگنزییا فریت، فورستریت و اسپینل در بیش از دمای  $1300^{\circ}\text{C}$  (به میزان کمتر نسبت به نمونه A3 - اسپینل بدلیل متخلخل بودن می تواند بر روی نفوذپذیری اثر منفی بگذارد-) و انبساط حجمی ناشی از تشکیل آنها، ساختار متراکم تر می گردد و حفره ها بیشتر بسته می گردند و در نتیجه پرمیته و نفوذ بخار آب به داخل آجر منیزیا - گرافیت کاهش می یابد.

### نتیجه گیری

- ۱- نمونه های فروسیلیکون - آلومینیوم بدلیل تشکیل فازهای کاربردی ناشی از آلومینیوم، سیلیکون و آهن و فازهای اسپینل، فورستریت و مگنزییا فریت نسبت به نمونه های حاوی فقط آلومینیوم و یا فقط فرو سیلیکون، تخلخل کمتری را با افزایش دما از خود نشان می دهند.
- ۲- بدلیل تشکیل اتصالات و پیوندهای سرامیکی بیشتر ناشی از آنتی اکسیدانهای Al، Si، Fe، نمونه های فرو سیلیکون - آلومینیوم، نسبت به نمونه های حاوی فقط آلومینیوم و یا فقط فروسیلیکون، استحکام فشاری سرد و استحکام خمشی سرد بیشتری را با افزایش دما نشان می دهند.
- ۳- تشکیل فازهای اسپینل، فورستریت و مگنزییا فریت و انبساط حجمی ناشی از آنها در نمونه های فروسیلیکون - آلومینیوم سبب متراکم تر شدن ساختار شده و خلل و فرج های بیشتری بسته شده و در نتیجه موجب کاهش تخلخل و نفوذ پذیری گشته و مقاومت بیشتری در برابر اکسیداسیون نسبت به نمونه های حاوی فقط آلومینیوم و یا فقط فروسیلیکون از خود نشان می دهند.
- ۴- در بین نمونه های حاوی فرو سیلیکون - آلومینیوم، نمونه ۴٪ وزنی فروسیلیکون - ۱٪ وزنی آلومینیوم بهترین مقاومت به هیدراتاسیون را در بر دارد.



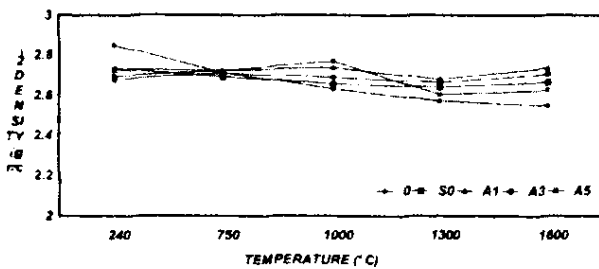
۵- بررسی های انجام شده بیانگر تغییرات مثبت در استحکام فشاری سرد و استحکام خمشی سرد و تخلخل و مقاومت به اکسیداسیون تا ایتیمم درصدی از آنتی اکسیدان فروسیلیکون - آلومینیوم یعنی ۱٪ وزنی فروسیلیکون - ۱٪ وزنی آلومینیوم می باشد.

#### مراجع

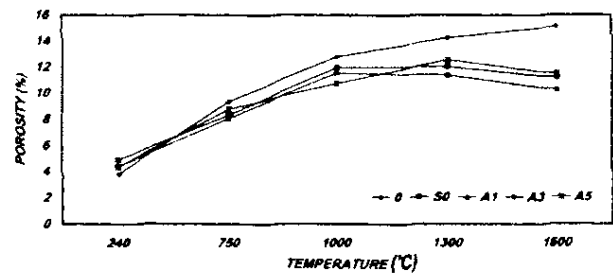
- 1- H.Shikano "Refractories Hand book" The Technical Association of Refractories, Japan, 1998, 170-182.
- 2- K.Anan "Wear of Refractories in Basic Oxygen Furnaces (BOF)" Journal of the Technical Association of Refractories, Japan, 21(4), 2001, 241-6.
- 3- A.Yamaguchi, K.Inoue, S.Hashimoto "Synthesis, Sintering and Properties of  $Al_4SiC_4$ " UNITECR. 2001, Congress, 1349-56.
- 4- L.Hongxia "Synthesis of New Composite Anti-Oxidants and Their Application to Carbon Containing Refractories" China's Refractories, 9(2), 2000, 3-6.
- ۵- زیارتعلی نعمتی، محمدرضا پویا مهر، محمد رنجبر "اثر آنتی اکسیدانهای فلزی در اکسیداسیون نسوزهای منیزیا - گرافیتی" دومین کنگره متالورژی فلزات غیر آهنی ایران، ۱۳۷۹.
- 6- S.Zhang, N.J.Marriott, W.E.Lee "Thermochemistry and Microstructures of MgO-C Refractories Containing Various Antioxidants" Journal of the European Ceramic Society, 21(2001), 1037-1047.
- 7- C.Baudin, C.Alvarez, R.E.Moore "Influence of Chemical Reactions in Magnesia - Graphite Refractories : I, Effects on Texture and High - Temperature Mechanical Properties" J.Am.Ceram.Soc.82(12) 1999, 3529-38.
- 8- N.K.Ghosh, D.N.Ghosh, K.P.Jagannathan "Oxidation Mechanism of MgO - C in Air at Various Temperatures" British Ceramic Transactions 99(3), 2000, 124-128.
- 9- S.Hiroyuki, K.Masayasu "Oxidation Kinetics of Magnesia - Carbon Refractories" 44 th International Colloquium on Refractories, Aachen, 2001, 52-54.
- 10- N.K.Ghosh, K.P.Jagannathan, D.N.Ghosh "Oxidation of Magnesia - Carbon Refractories with Addition of Aluminium and Silicon in Air" Interceram, 50(3), 2001, 196-202.

جدول (۱). خلوص و ترکیب شیمیایی نسوزهای MgO-C

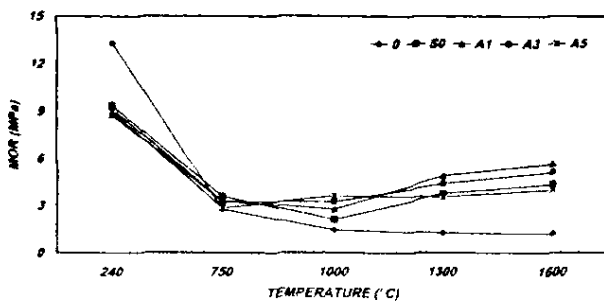
ماده اولیه	خلوص	00	A0	A1	A3	A5
منیزیم زبتری چینی	%۹۷ MgO	۰/۸۵	۰/۸۵	۰/۸۵	۰/۸۵	۰/۸۵
گرافیت بولکنی چینی	%۹۵ C	۰/۱۵	۰/۱۵	۰/۱۵	۰/۱۵	۰/۱۵
رزین فنولیک	-	۰/۴	۰/۴	۰/۴	۰/۴	۰/۴
پودر آلومینیوم	> %۹۹ Al	۰	۰	۱	۳	۵
پودر فروسیلیکون	%۷۱/۸۵ Si %۲۵/۳ Fe	۰	۵	۴	۲	۰



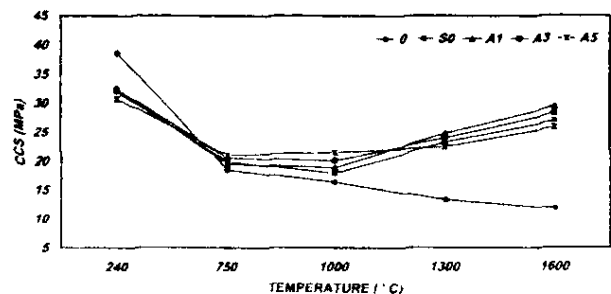
شکل ۲: تغییرات دانسیته بالک با افزایش دما



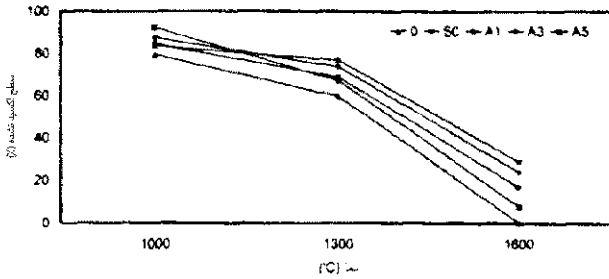
شکل ۱: تغییرات تخلخل ظاهری با افزایش دما



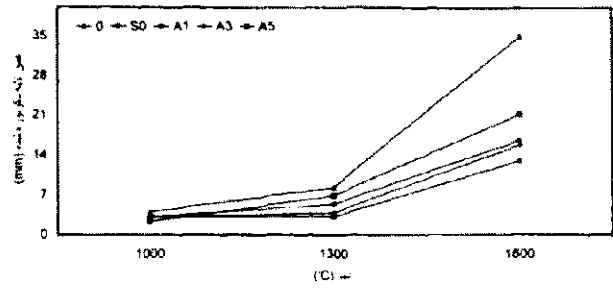
شکل ۴: تغییرات MOR با افزایش دما



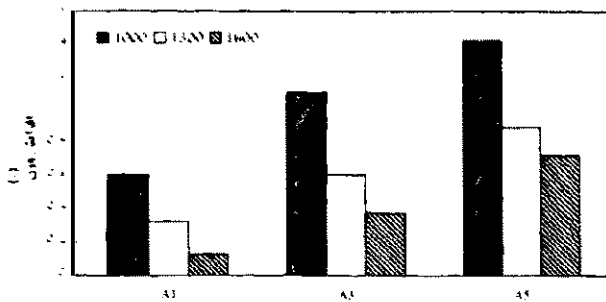
شکل ۳: تغییرات CCS با افزایش دما



شکل ۶: میزان سطح اکسید نشده با افزایش دما



شکل ۵: عمق لایه دکربوره شده با افزایش دما



شکل ۷: تغییرات وزنی نمونه های هیدراته شده

جدول ۲: نتایج تست هیدراتاسیون نمونه های فرو سیلیکون-آلومینیوم

دما (°C)	00	A0	A1	A3	A5
۱۰۰۰	هیدراته نشد	هیدراته نشد	بسیار ناچیز	کم	بسیار شدید
۱۳۰۰	هیدراته نشد	هیدراته نشد	بسیار ناچیز	بسیار کم	شدید
۱۶۰۰	هیدراته نشد	هیدراته نشد	هیدراته نشد	بسیار کم	کم