

# تأثیر ضخامت پوسته $\text{Cr}_2\text{O}_3$ بر مقاومت الکتریکی فولاد AISI 430 پوشش داده شده مورد

## استفاده در سلولهای سوختی اکسید جامد

هادی ابراهیمی فر\* و مرتضی زند رحیمی\*\*

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه شهید باهنر کرمان

(دریافت مقاله: ۱۳۸۹/۳/۲۲ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۸۹/۹/۱)

چکیده - به منظور افزایش بازدهی و عمر کاری صفحات اتصال دهنده فلزی مورد استفاده در سلولهای سوختی اکسید جامد از پوششهای محافظ و رسانا استفاده می‌شود. در این پژوهش فولاد فریتی زنگ نزن AISI 430 در یک مخلوط پودری پایه کبالت به روش سمانتاسیون فشرده پوشش داده شد و تأثیر ضخامت لایه اکسیدی کرومیا ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) بر روی مقاومت سطحی ویژه (ASR) توسط آنیل همدمما در  $800^\circ\text{C}$  و آنیل ناهمدمما در دماهای بین  $400-900^\circ\text{C}$  بررسی شد. نتایج نشان داد که تشکیل اسپینل‌های  $\text{MnCo}_2\text{O}_4$  و  $\text{CoCr}_2\text{O}_4$  در طول اکسیداسیون، هدایت الکتریکی را بهبود می‌دهد. افزایش زمان آنیل همدمما و افزایش دمای آنیل باعث افزایش ضخامت لایه اکسیدی شده که در نتیجه موجب افزایش ASR می‌شود..

واژگان کلیدی: پیل‌های سوختی اکسید جامد (SOFCs)،  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  مقاومت سطحی ویژه (ASR)، فولاد زنگ‌نزن AISI 430

## The Influence of $\text{Cr}_2\text{O}_3$ Scale Thickness on the Electrical Resistance of Coated AISI 430 Used for SOFCs

H. Ebrahimifar and M. Zandrahimi

Department of Materials Science and Engineering, Shahid Bahonar University of Kerman

**Abstract:** In order to increase the efficiency and working life of mettalic interconnects used in solid oxide fuel cells, protective coatings with high electrical conductivity are used. In this study, AISI 430 ferritic stainless steel was coated in a cobalt-base pack mixture by pack cementation. The effect of oxide thickness on the area specific resistance (ASR) was investigated by applying isothermal oxidation at  $800^\circ\text{C}$  and non-isothermal oxidation at a temperature range of  $400 - 900^\circ\text{C}$ . Results showed that the

\*\* - دانشیار

\* - دانشجوی کارشناسی ارشد

*formation of MnCo<sub>2</sub>O<sub>4</sub> and CoCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> Spinel during oxidation improved electrical conductivity. The increase of isothermal oxidation time and temperature increases the oxide thickness, and consequently the ASR increased.*

**Keywords:** Solid oxide fuel cells (SOFCs), Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Area specific resistance (ASR), AISI 430 ferritic stainless steel.

## ۱- مقدمه

سلول سوختی اکسید جامد (SOFC) یک سیستم جدید تولید الکتریسیته با تولید آلودگی بسیار پایین است. این سیستم صدایی کم و بازدهی تبدیل انرژی بالایی دارد. مهمترین وظیفه صفحات اتصال دهنده به کار رفته در این پیلها، اتصال الکتریکی آند در یک پیل به کاتد در پیل دیگر است. همچنین این صفحات وظیفه جدا کردن سوخت از اکسیژن را در یک پیل بر عهده دارند. بنابراین صفحات اتصال دهنده باید در هر دو محیط احیا کننده و اکسید کننده پایدار، نسبت به گاز نفوذ ناپذیر و از هدایت الکتریکی مناسبی برخوردار باشند تا در دمای کاری سلولهای سوختی اکسید جامد شارش الکترونها به راحتی انجام گیرد.

فولادهای زنگ نزن فریتی پایه آهن - کروم به عنوان صفحات اتصال دهنده به جای سرامیکهای لانتانیم - کروم یا سوپر آلیاژهای پایه نیکل در نظر گرفته شده اند، تا دمای کاری این سلولها را به کمتر از  $800^{\circ}\text{C}$  کاهش دهند. ضریب انبساط حرارتی فولادهای زنگ نزن فریتی با سایر اجزای به کار رفته در سلولهای سوختی اکسید جامد مطابقت دارد. فولادهای زنگ نزن به دلیل رشد سریع لایه اکسیدی در دمای کاری تخریب می شوند. با استفاده از دو روش می توان نرخ رشد لایه اکسیدی را کاهش داد و خصوصیات الکتریکی و اکسیداسیون را بهبود بخشید. نخستین روش استفاده از آلیاژهای جدید و دومین روش استفاده از یک لایه پوشش محافظ و رسانا روی فولاد زنگ نزن فریتی است [۱].

تحقیقات اخیر بر روی ایجاد پوششهای محافظ - رسانا متمرکز شده اند. تکنیکهای متعددی برای ایجاد پوشش روی فولادهای زنگ نزن فریتی به کار گرفته شده اند. این تکنیکها شامل آبرکاری الکتریکی [۲-۵]، رسوب الکترو شیمیایی

آندی [۶]، رسوب الکتروشیمیایی کاتدی و سماتاسیون فشرده است [۶-۹]. تکنیک سماتاسیون فشرده به دلیل هزینه پایین و چسبندگی خوب پوشش به زیر لایه بسیار مورد توجه قرار گرفته است.

به طور کلی فرایند سماتاسیون فشرده، رسوب شیمیایی بخار (CVD) به صورت درجاست. در این فرایند با حرارت دادن نمونه فلزی که در مخلوطی از پودر فلز و پودر نمک هالید قرار دارد پوشش بر روی سطح نمونه ایجاد می شود [۱۰]. نمک هالید با پودر فلزی واکنش داده و آن را به صورت ترکیبات تبخیر شده در می آورد. این ترکیبات در تماس با نمونه فلزی تجزیه شده و فلز مورد نظر روی سطح نمونه رسوب می کند [۱۱].

با توجه به اینکه اسپینلهای کبالت دارای هدایت الکتریکی و مقاومت به اکسیداسیون خوبی در شرایط کاری پیلهای سوختی اکسید جامد هستند [۱۲] و تا کنون تحقیقی در مورد ایجاد پوشش کبالت به روش سماتاسیون فشرده بر روی هیچ آلیاژی برای کاربرد صفحات اتصال دهنده در پیلهای سوختی اکسید جامد انجام نگرفته، در این تحقیق این نوع پوشش با استفاده از روش سماتاسیون فشرده ایجاد شده و اثر ضخامت لایه اکسیدی بر روی مقاومت سطحی ویژه (ASR) بررسی شده است.

برای به دست آوردن ضخامت لایه اکسیدی و مقاومت سطحی ویژه، آنیل همدمای در  $800^{\circ}\text{C}$  و آنیل ناهمدمای در دماهای مختلف ( $400-900^{\circ}\text{C}$ ) بر روی نمونه های پوشش دار و بدون پوشش انجام شده است.

## ۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد زنگ نزن فریتی AISI 430 با ترکیب شیمیایی ۱۷/۴٪ کروم، ۹۲/۰٪ منگنز، ۸۵/۰٪ سیلیسیم، ۱۲/۰٪ کربن و ۸۰/۷٪ آهن استفاده شد. به منظور انجام

آزمایشهای اکسیداسیون دمای بالا ابتدا کبالت توسط عملیات سماتاسیون فشرده بر روی زیرلایه زنگ نزن فریتی رسوب داده شد. برای ایجاد پوشش از این فولاد قطعاتی به ابعاد  $10\text{mm} \times 5\text{mm} \times 2\text{mm}$  تهیه شد. در مرحله بعد نمونه‌ها با کاغذ سنباده SiC تا شماره ۱۲۰۰ پولیش و با دستگاه آلتراسونیک در محلول استون و متانول چربی‌گیری شدند. از پودرهای کبالت، اکسید آلومینیوم و کلرید آمونیوم با دانه بندی ۱، ۷۰-۱۸۰ و ۲۴۰ میکرون استفاده شد. به منظور بهینه کردن کیفیت پوشش، فاکتورهای موثر در فرایند سماتاسیون فشرده مورد بررسی قرار گرفتند. این فاکتورها شامل میزان فعال کننده در مخلوط پودر (۲/۵-۰/۵ wt.%)، دما (۷۰۰-۹۰۰ °C) و زمان پوشش دهی ۱ تا ۶ ساعت انتخاب شدند. به طور کلی، مقدار نامناسب فعال کننده در مخلوط پودر (مقدار کم یا زیاد) منجر به تولید پوشش متخلخل می‌شود. برای فعال کردن واکنشهای شیمیایی و رسوب کبالت بر روی زیر لایه، حداقل دمایی لازم است. افزایش دما یا زمان پوشش دهی منجر به تولید لایه ضخیمتر پوشش می‌شود. اما در کاربرد صفحات اتصال دهنده لایه نازکتر پوشش برای منظور هدایت الکتریکی بالاتر و بازدهی بیشتر ضروری است. بهترین ترکیب پودر به دست آمده به صورت ۱۰٪ وزنی Co، ۱٪ وزنی  $\text{NH}_4\text{Cl}$  به عنوان فعال کننده و ۸۹٪ وزنی  $\text{Al}_2\text{O}_3$  و مناسبترین دما و زمان برای به دست آوردن بهترین کیفیت پوشش از لحاظ چسبندگی و عدم تخلخل در  $800^\circ\text{C}$  و مدت زمان ۳ ساعت به دست آمد. برای انجام عملیات پوشش دهی از کوره تحت گاز آرگون استفاده شد. بعد از انجام عملیات پوشش دهی وزن نمونه‌ها با ترازوی دیجیتال با دقت  $0.0001$  گرم اندازه‌گیری شد. آنیل همدمما در دمای  $800^\circ\text{C}$  درجه سانتی گراد به مدت ۲۰۰ ساعت در هوای ساکن انجام شد. همچنین آنیل ناهمدمما در دماهای مختلف ( $400-900^\circ\text{C}$ ) به مدت ۲۰ ساعت بر روی نمونه‌های پوشش دار و بدون پوشش انجام شد. برای اندازه‌گیری مقاومت سطحی ویژه (ASR) نمونه‌های پوشش دار و بدون پوشش از منبع جریان ثابت، آمپر متر و ولت

متر استفاده شد. سیمهای پلاتینی به یک طرف نمونه‌های پولیش داده شده جوش داده شدند. به منظور جلوگیری از چسبیدن نمونه‌ها به یکدیگر و آلیاژ شدن و ایجاد خطا، نمونه‌های جوش داده شده با سیمهای پلاتینی به مدت ۲۴ ساعت در دمای  $800^\circ\text{C}$  پیش اکسید شدند. به منظور اندازه‌گیری مقادیر ASR از یک منبع جریان ثابت، با دانسیته جریان  $500\text{mAcm}^{-2}$  استفاده شد و ولتاژ توسط ولت‌متر در هر ۳۰ دقیقه اندازه‌گیری شد. با استفاده از قانون اهم و اطلاعات به دست آمده مقادیر ASR محاسبه شد. برای به دست آوردن مقاومت توزیع شده در اتصالات استفاده شده و سیمها، دو سیم پلاتینی به دو طرف یک نمونه بدون پوشش جوش داده شد و نتایج به دست آمده از نتایج آزمون اصلی کم شد. اندازه‌گیری ASR به عنوان تابعی از دما و زمان در هوای ساکن در کوره الکتریکی انجام شد.

### ۳- نتایج و بحث

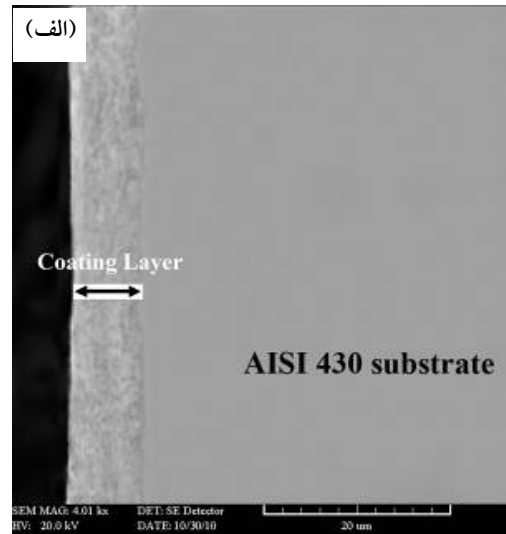
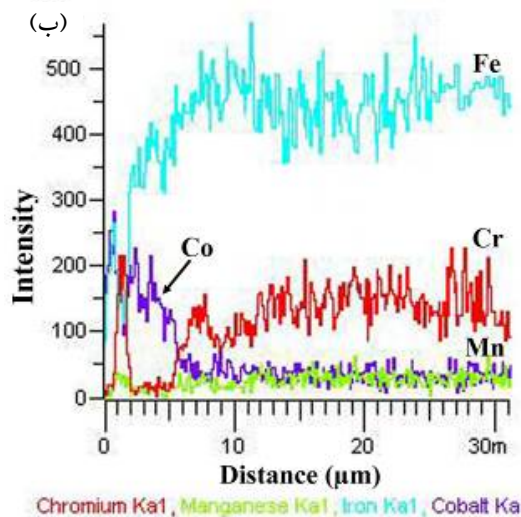
#### ۳-۱- ایجاد پوشش بر روی زیر لایه

شکل (۱) تصویر SEM، شکل (۱-الف) و تحلیل EDS، شکل (۱-ب) پوشش ایجاد شده بر روی زیر لایه را نشان می‌دهد. پوشش ایجاد شده چسبندگی کاملی بر روی زیر لایه داشته و هیچ گونه جدایش، ناپیوستگی و تخلخلی بین زیر لایه و پوشش دیده نمی‌شود. شکل (۲) تحلیل XRD نمونه پوشش داده شده را نشان می‌دهد که شامل فازهای CoCr و  $\text{MnCo}_2\text{O}_4$  است. در این XRD فازهای فریت و FeCr نیز مشاهده می‌شود که مربوط به زیر لایه‌اند.

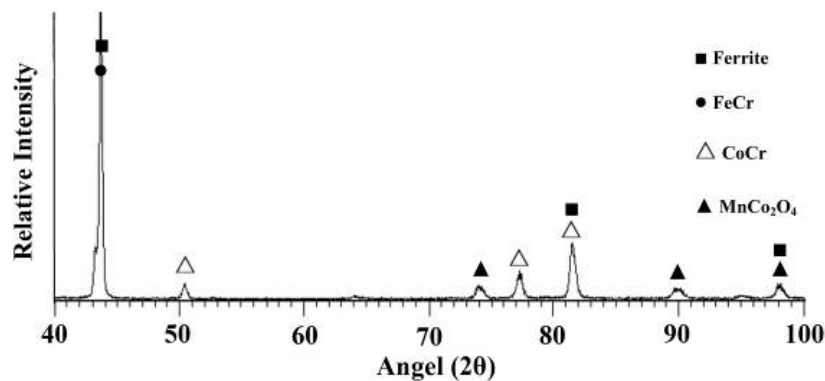
#### ۳-۲- تأثیر ضخامت لایه اکسیدی بر روی ASR در آنیل همدمما

مقاومت ویژه سطحی آلیاژ اکسید شده وابسته به ضخامت و هدایت الکتریکی لایه اکسیدی است زیرا مقاومت الکتریکی لایه اکسیدی زیادتر از زیر لایه است. ضخامت لایه اکسیدی را می‌توان با استفاده از معادله (۱) به دست آورد:

$$L = \frac{\Delta W}{A \times \rho} \quad (1)$$



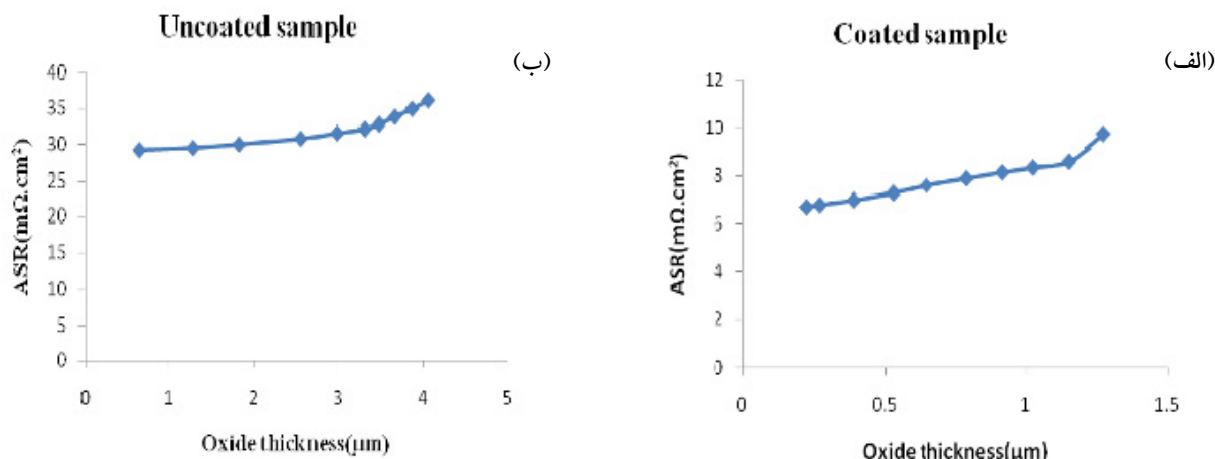
شکل ۱- (الف) تصویر SEM و شکل (ب) تحلیل EDS از سطح مقطع عرضی نمونه پوشش داده شده.



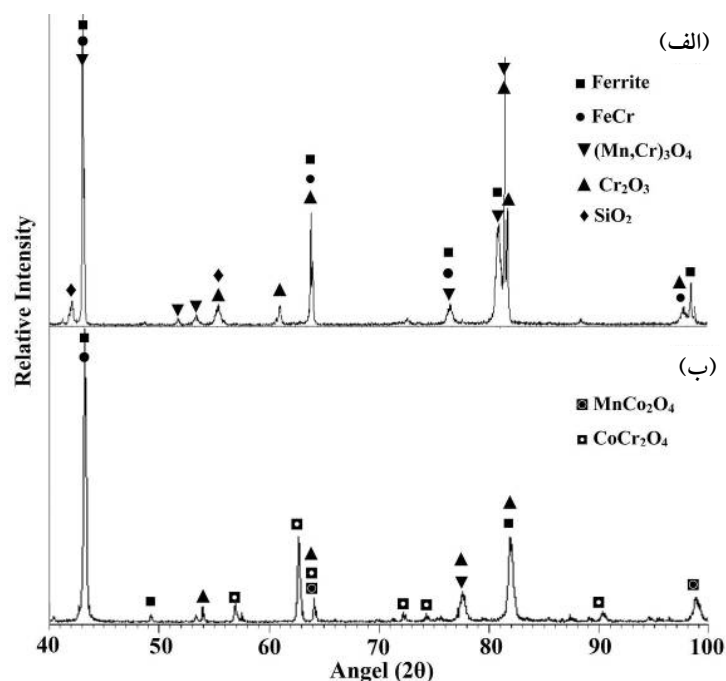
شکل ۲- تحلیل XRD از نمونه پوشش داده شده.

است. همچنین در تمام زمانهای اکسیداسیون مقادیر ASR نمونه‌های پوشش‌دار پایتتر از نمونه‌های بدون پوشش است. با افزایش زمان اکسیداسیون ضخامت لایه اکسیدی افزایش پیدا می‌کند بنابراین مقاومت ویژه سطحی نمونه افزایش می‌یابد. لایه اکسیدی به عنوان یک مانع الکتریکی عمل کرده و هدایت الکتریکی را کاهش می‌دهد. در نمونه‌های بدون پوشش لایه اکسیدی بدون هیچ گونه مانعی رشد می‌کند و بنابراین رشد لایه اکسیدی آسانتر از نمونه‌های بدون پوشش صورت می‌گیرد. در نمونه‌های پوشش داده شده، لایه پوشش نفوذ به بیرون کاتیون کروم و نفوذ به داخل آنیون اکسیژن را محدود می‌کند [۱۱] و این مسئله باعث کاهش ASR این نمونه‌ها ( $9/7 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2$ ) در

در معادله (۱)،  $\Delta W$  تغییر وزن در اثر اکسید شدن،  $A$  مساحت سطح نمونه و  $\rho$  دانسیته لایه اکسیدی کرومیاست که  $5/21 \text{ g/cm}^3$  است [۱۳]. شکل (۳) مقاومت سطحی ویژه به عنوان تابعی از ضخامت لایه اکسیدی در اکسیداسیون همدمای برای نمونه‌های پوشش‌دار، شکل (۳-الف) و بدون پوشش، شکل (۳-ب) را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود بعد از ۲۰۰ ساعت اکسیداسیون در دمای  $800^\circ \text{C}$ ، ماکزیمم ضخامت لایه اکسیدی بر روی نمونه‌های پوشش‌دار ( $1270 \text{ nm}$ ) کمتر از نمونه‌های بدون پوشش ( $4059 \text{ nm}$ ) است. بنابراین مقاومت به اکسیداسیون نمونه‌های پوشش داده شده نسبت به نمونه‌های بدون پوشش بهبود یافته



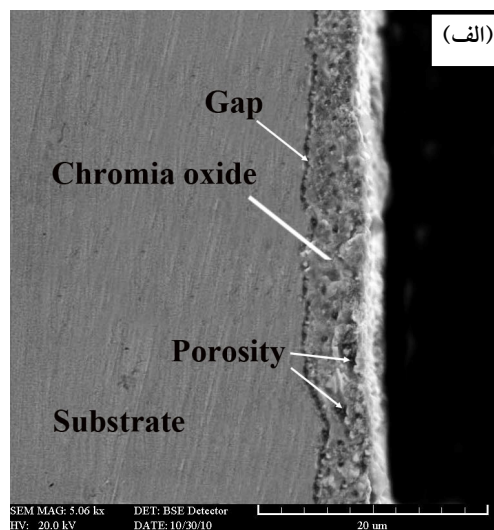
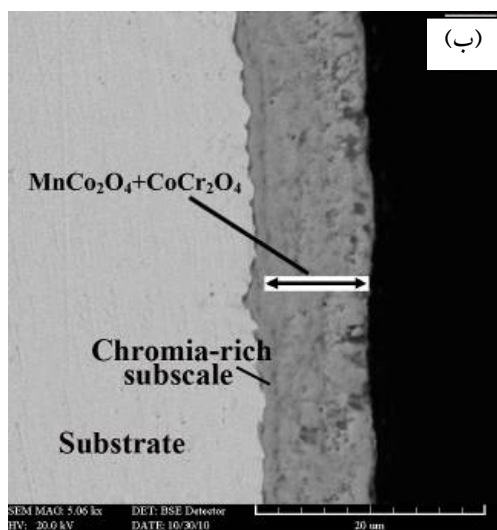
شکل ۳- ASR به عنوان تابعی از ضخامت لایه اکسیدی در اکسیداسیون همدا برای نمونه‌های (الف) پوشش دار و (ب) بدون پوشش.



شکل ۴- الگوی XRD نمونه (الف) بدون پوشش و (ب) پوشش داده شده بعد از ۲۰۰ ساعت اکسیداسیون همدا.

مقدار کمی منگنز است. این فاز بر روی آلیاژهای Fe-Cr مانند ZMG 232 [۱۴] و SUS 430 [۱۵] که مقدار کمی منگنز دارند نیز مشاهده شده است. زمانی که آلیاژ در معرض اکسیداسیون همدا در محدوده  $850 - 650$  °C قرار می‌گیرد لایه اسپینل  $(Mn,Cr)_3O_4$  بر روی سطح تشکیل می‌شود [۱۶]. کرومیا در نمونه‌های بدون پوشش در اثر نفوذ به بیرون کاتیون کروم و نفوذ به داخل آنیون اکسیژن تشکیل می‌شود و سیلیکا در نمونه‌هایی که

مقایسه با نمونه‌های بدون پوشش  $(36/1 \text{ m}\Omega \text{ cm}^2)$  می‌شود. در شکل (۴) تحلیل XRD نمونه‌های بدون پوشش و پوشش دار که به مدت ۲۰۰ ساعت تحت عملیات اکسیداسیون همدا قرار گرفته‌اند نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در نمونه بدون پوشش فازهای  $(Mn,Cr)_3O_4$ ، کرومیا و سیلیکا وجود دارد. وجود اسپینل‌های  $(Mn,Cr)_3O_4$  بر روی زیر لایه بدون پوشش مربوط به زیر لایه فولاد زنگ نزن فریتی است که حاوی

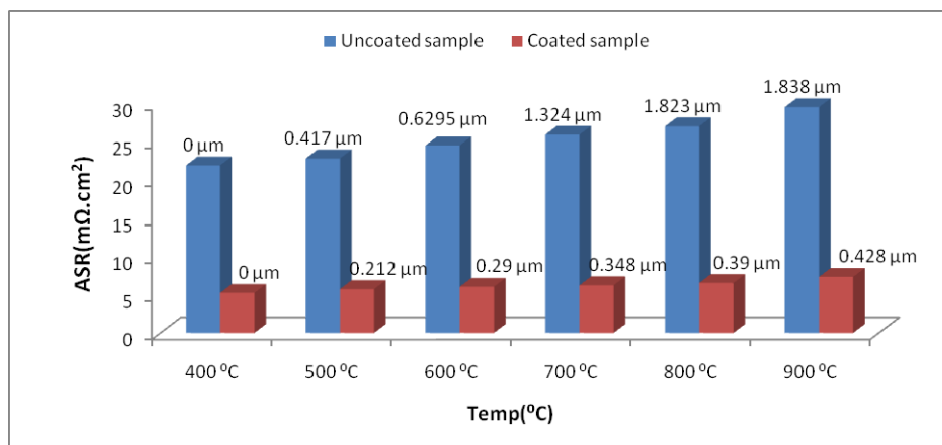


شکل ۵- تصویر SEM از سطح مقطع عرضی نمونه (الف) بدون پوشش (ب) پوشش داده شده بعد از ۲۰۰ ساعت اکسیداسیون همدمما در دمای ۸۰۰ °C

نرخ نفوذ یونها توسط ترکیبات اسپینل موجود در لایه پوشش کبالت کاهش یافته است، شکل (۵-ب). در نمونه بدون پوشش لایه اکسید کروم چسبندگی خوبی بر روی زیر لایه ندارد. این مسئله می‌تواند در اثر عدم تطابق ضریب انبساط حرارتی کرومیا و سیلیکا و همچنین تشکیل شبکه سیلیکا در فصل مشترک پوسته و زیر لایه باشد. در این نمونه تخلخلها و حفره‌های زیادی در لایه اکسید، و ما بین لایه اکسید و زیر لایه دیده می‌شود. این حفرات در اثر نفوذ به بیرون کاتیونهای کروم، سیلیسیم و منگنز از مرزخانه‌ها در طول اکسیداسیون ایجاد می‌شوند.

همان‌گونه که قبلا ذکر شد، مقاومت الکتریکی نمونه‌های بدون پوشش بعد از ۲۰۰ ساعت اکسیداسیون همدمما بیشتر از نمونه‌های پوشش داده شده با کبالت است. افزایش مقدار ASR نمونه‌های بدون پوشش نسبت به نمونه‌های پوشش داده شده به عوامل مختلفی بستگی دارد. مهمترین عامل تشکیل لایه اکسیدی کرومیا و ضخامت بیشتر آن در نمونه‌های بدون پوشش نسبت به نمونه‌های پوشش دار است. با توجه به اینکه هدایت الکتریکی اسپینل  $(Mn, Cr)_3O_4$  و کرومیا کمتر از زیر لایه فلزی است [۱۹ و ۲۰]، با افزایش ضخامت این لایه‌ها در نمونه بدون

حاوی بیشتر از ۰/۵ درصد سیلیسیم‌اند بر روی سطح این فولاد به صورت یک فیلم شبکه مانند پیوسته تشکیل می‌شود [۱۷]. تشکیل اسپینل  $(Mn, Cr)_3O_4$  و فازهای کرومیا و سیلیکا بر روی سطح نمونه بدون پوشش نشان دهنده نامحافظ بودن سطح در برابر واکنشهای اکسیداسیون است. تشکیل اسپینلهای محافظ کاهش ضخامت لایه کرومیا نسبت به زیر لایه بدون پوشش شده است. در نمونه‌های پوشش داده شده، لایه محافظ ضمن محدود کردن نفوذ به بیرون کاتیون کروم و نفوذ به داخل آنیون اکسیژن، از اکسید شدن زیر لایه جلوگیری کرده و در نتیجه ضخامت لایه کرومیا نسبت به زیر لایه بدون پوشش کاهش یافته است. شکل (۵) تصویر SEM از سطح مقطع عرضی نمونه بدون پوشش، شکل (۵-الف) و نمونه پوشش داده شده را، شکل (۵-ب) بعد از ۲۰۰ ساعت اکسیداسیون همدمما نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود لایه اکسید کروم در نمونه پوشش داده شده با کبالت نیز تشکیل شده که این مسئله در تحقیقات دیگر محققان نیز مشاهده شده است [۱۶-۱۸]. در نمونه بدون پوشش، شکل (۵-الف) ضخامت لایه اکسید کرومیا تقریباً  $4 \mu m$  است، در حالی که رشد این لایه به دلیل کاهش



شکل ۶- ASR به عنوان تابعی از ضخامت لایه اکسیدی در دماهای بین ۴۰۰-۹۰۰°C برای نمونه‌های پوشش‌دار و بدون پوشش.

این عوامل شامل هدایت الکتریکی زیادتر ترکیبات اسپینل موجود در لایه پوشش ( $\text{MnCo}_2\text{O}_4$  و  $\text{CoCr}_2\text{O}_4$ ) نسبت به کرومیا، اسپینل Cr-Mn و سیلیکاست. عامل دیگر عدم وجود فاز سیلیکا در الگوی پراش اشعه ایکس نمونه‌های پوشش داده شده با کبالت است که منجر به چسبندگی بیشتر لایه پوشش بر روی زیر لایه می‌شود. این پدیده منجر به افزایش سطح تماس واقعی لایه پوشش و زیر لایه و در نتیجه کاهش ASR می‌شود.

### ۲-۳- تأثیر ضخامت لایه اکسیدی بر روی ASR در آئیل ناهمدا

تأثیر ضخامت لایه اکسیدی بر روی ASR با تغییر دما از ۴۰۰ تا ۹۰۰ °C بررسی شد. نتایج این بررسی در شکل (۶) نشان داده شده است. همان گونه که در این شکل مشاهده می‌شود با افزایش دما ضخامت لایه اکسیدی افزایش پیدا می‌کند و در نتیجه ASR افزایش می‌یابد. در تمامی دماها مقادیر ASR برای نمونه‌های پوشش‌دار کمتر از نمونه‌های بدون پوشش بود. با افزایش دمای اکسیداسیون از ۴۰۰ به ۹۰۰ °C انرژی اکتیواسیون اکسیداسیون کاهش می‌یابد و احتمال انجام واکنش‌های اکسیداسیون با تسهیل نفوذ به بیرون و یا به داخل کاتیونها و آنیونها افزایش می‌یابد. این مسئله باعث افزایش ضخامت لایه اکسیدی (شکل ۶) و در نتیجه افزایش ASR می‌شود. به طور کلی مقاومت سطحی یک آلیاژ اکسید شده با افزایش دما به دلیل افزایش ضخامت لایه اکسیدی افزایش

پوشش مقدار ASR نیز افزایش می‌یابد. ضخامت لایه اکسیدی کرومیا در نمونه بدون پوشش، شکل (۵-الف) تقریباً چهار برابر نمونه‌های پوشش‌دار، شکل (۵-ب) است و این مسئله منجر به مقدار زیادتر ASR در نمونه‌های بدون پوشش می‌شود. عامل دیگر را می‌توان به تشکیل فاز سیلیکا در نمونه‌های بدون پوشش نسبت داد. هدایت الکتریکی سیلیکا کمتر از زیر لایه فلزی و اسپینلهای کبالت است بنابراین تشکیل یک لایه عایق سیلیکا به طور موثر می‌تواند مقاومت الکتریکی فولادهای حاوی سیلیسیم را تحت تأثیر قرار دهد. در نمونه‌های بدون پوشش، شکل (۵-الف) بروز عیوبی همانند حفره و سوراخ در فصل مشترک بین فلز و پوسته اکسیدی نیز می‌تواند باعث افزایش ASR شود. این عیوب چسبندگی پوسته اکسیدی را به زیر لایه فلزی کاهش می‌دهند و منجر به کاهش سطح تماس واقعی بین پوسته اکسیدی و زیر لایه فلزی شده و در نتیجه باعث افزایش ASR می‌شوند [۲۰]. سطح نمونه‌های بدون پوشش به دلیل عدم تطابق ضریب انبساط حرارتی پوسته اکسیدی و زیر لایه، در برخی از نواحی دچار ترک شد. وجود ترکها بر روی سطح نمونه بدون پوشش، سطح تماس واقعی بین زیر لایه و پوسته اکسیدی را کاهش می‌دهد که افزایش ASR را به دنبال خواهد داشت [۲۱ و ۲۲].

عوامل متعددی هدایت الکتریکی نمونه‌های پوشش داده شده با کبالت را نسبت به نمونه بدون پوشش بهبود می‌دهند.

به بیرون کاتیون کروم و نفوذ به داخل آنیون اکسیژن کاهش می‌دهد و این مسئله باعث کاهش ASR می‌شود.  
۲. با افزایش دما به دلیل افزایش ضخامت لایه اکسیدی و کاهش هدایت الکتریکی مقادیر ASR افزایش می‌یابند.

### قدردانی

این پژوهش با همکاری سازمان انرژیهای نو ایران (سانا) انجام گرفته است و نویسندگان کمال تقدیر و تشکر را از این سازمان به دلیل حمایت‌های مالی دارند.

می‌یابد [۲۳-۲۵]. همچنین در دماهای بالاتر، ضخامت بیشتری از زیر لایه تحت واکنشهای اکسیداسیون قرار می‌گیرد و بنابراین ضخامت لایه اکسیدی کرومیا افزایش خواهد یافت. افزایش ضخامت لایه اکسیدی کرومیا منجر به کاهش هدایت الکتریکی و در نتیجه افزایش ASR خواهد شد.

### ۶- نتیجه‌گیری

۱. ترکیبات اسپینیل موجود در لایه پوشش ( $MnCo_2O_4$  و  $CoCr_2O_4$ ) نرخ رشد لایه اکسیدی را با محدود کردن نفوذ

### واژه نامه

#### 1. area specific resistance

### مراجع

1. Lee, C., and Bae, C., "Oxidation-Resistant Thin Film Coating on Ferritic Stainless Steel by Sputtering for Solid Oxide Fuel Cells," *Thin Solid Films*, Vol. 516, pp. 6432-6437, 2008.
2. Chen, X., Hou, P. Y., Jacobson, C. P., Visko, S. J., and De Jonghe, L.C., "Protective Coating on Stainless Steel Interconnect for SOFCs: Oxidation Kinetics and Electrical Properties," *Solid State Ionics*, Vol. 176, pp. 425-433, 2005.
3. Yang, Z., Xia, G., Simmer S. P., and Stevenson, J.W., "Thermal Growth and Performance of Manganese Cobaltite Spinel Protection Layers on Ferritic Stainless Steel SOFC Interconnects," *Journal of the Electrochemical Society*, Vol. 152, pp. 1896-1901, 2005.
4. Yang, Z., Xia, G., Li, X., and Stevenson, J. W., "(Mn,Co)<sub>3</sub>O<sub>4</sub> Spinel Coatings on Ferritic Stainless Steels for SOFC Interconnect Applications," *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 32, pp. 3648-3654, 2007.
5. Yang, Z., Xia, G., and Stevenson, J. W., "Mn<sub>1.5</sub>Co<sub>1.5</sub>O<sub>4</sub> Spinel Protection Layers on Ferritic Stainless Steels for SOFC Interconnect Applications," *Electrochemical and Solid-State Letters*, Vol. 8A, pp. 168-170, 2005.
6. Wei, W., Chen, W., and Ivey, D. G., "Anodic Electrodeposition of Nanocrystalline Coatings in the Mn-Co-O System," *Chemistry of Materials*, Vol. 19, pp. 2816-2822, 2007.
7. Wei, P., Deng, X., Bateni, M. R., and Petric, A., "Oxidation and Electrical Conductivity Behavior of Spinel Coatings for Metallic Interconnects of Solid Oxide Fuel Cells," *Corrosion* Vol. 63, pp. 529-536, 2007.
8. X. Deng, P. Wei, Bateni, M. R., and Petric., A., "Cobalt Plating of High Temperature Stainless Steel Interconnects", *Journal of Power Sources*, Vol. 160, pp. 1225-1229, 2006.
9. Chou, Y. S., Stevenson, J. W., and Singh, P., "Effect of Aluminizing of Cr-Containing Ferritic Alloys on the Seal Strength of a Novel High-Temperature Solid Oxide Fuel Cell Sealing Glass," *Journal of Power Sources*, Vol. 185, pp. 1001-1008, 2008.
10. Xiang, Z.D., Datta, P.K., "Pack Aluminisation of Low Alloy Steels at Temperatures Below 700 °C," *Surface and Coatings Technology*, Vol. 184, pp. 108-115, 2004.
11. Chaliampalias, D., Stergioudis, G., Skolianos, G., and Vourlias, G., "The Effect of the Deposition Temperature and Activator Concentration on the Structure of NiCrBSi Coatings Deposited on Low Carbon Steels by Pack Cementation Process," *Materials Letters*, Vol. 62, pp. 4091-4093, 2008.
12. Petric, A., and Ling, H., "Electrical Conductivity and Thermal Expansion of Spinel at Elevated Temperatures," *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 90, pp. 1515-1520, 2007.
13. Shackelford, J. F., and Alexander, W., *CRC materials science and engineering handbook, 3<sup>rd</sup> ed*, 50, CRC Press, New York, 2001.
14. Horita, T., Xiong, Y., Yamaji, K., Sakai, N., and Yokokawa, N., "Evaluation of Fe-Cr Alloys as Interconnects for Reduced Operation Temperature SOFCs," *Journal of the Electrochemical Society*,



- Vol. 150, pp. 243-248, 2003.
15. Brylewski, T., Nanko, M., Maruyama, T., and Przybylski, T., "Application of Fe-16Cr Ferritic Alloy to Interconnector for a Solid Oxide Fuel Cell," *Solid State Ionics*, Vol. 143, pp. 131-150, 2001.
  16. Cooper, L., Benhaddad, S., Wood, A., and Ivey, D. G., "The Effect of Surface Treatment on the Oxidation of Ferritic Stainless Steels Used for Solid Oxide Fuel Cell Interconnects," *Journal of Power Sources*, Vol. 184, pp. 220-228, 2008.
  17. Shaigan, N., Ivey, D. G., and Chen, W., "Oxidation and Electrical Behavior of Nickel/Lanthanum Chromite-Coated Stainless Steel Interconnects," *Journal of Power Sources*, Vol. 183, pp. 651-659, 2008.
  18. Shaigan, N., Ivey, D. G., and Chen, W., "Oxidation Co/LaCrO<sub>3</sub> Composite Coatings for AISI 430 Stainless Steel Solid Oxide Fuel Cell Interconnects," *Journal of Power Sources*, Vol. 185, pp. 331-337, 2008.
  19. Huang, K., Hou, P. Y., and Goodenough, J. B., "Reduced area Specific Resistance for Iron-Based Metallic Interconnects by Surface Oxide Coatings," *Materials Research Bulletin*, Vol. 36, pp. 81-95, 2001.
  20. Holt, A., and Kofstada, P., "Electrical Conductivity and Defect Structure of Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. II. Reduced Temperatures (<math>< 1000^{\circ}\text{C}</math>)," *Solid State Ionics*, Vol. 69, pp. 137-143, 1994.
  21. Shaigan, N., Ivey, D. G., and Chen, W., "Oxidation and Electrical Behavior of Nickel/Lanthanum Chromite-Coated Stainless Steel Interconnects," *Journal of Power Sources*, Vol. 183, pp. 651-659, 2008.
  22. Shaigan, N., Qu, W., Ivey, D. G., and Chen, W., "A Review of Recent Progress in Coatings, Surface Modifications and Alloy Developments for Solid Oxide Fuel Cell Ferritic Stainless Steel Interconnects," *Journal of Power Sources*, Vol. 195, pp. 1529-1542, 2010.
  23. Zhu, W. Z., and Deevi, S. C., "Opportunity of Metallic Interconnects for Solid Oxide Fuel Cells: a Status on Contact Resistance," *Materials Research Bulletin*, Vol. 38, pp.957-972, 2003.
  24. Gonzalez-Carrasco, J. L., Perez, P., Adeva, P., and Chao, J., "Oxidation Behaviour of an ODS NiAl-Based Intermetallic Alloy," *Intermetallics*, Vol. 7, pp. 69-78, 1999.
  25. Hou, P. Y., Huang, K., and Bakker, W. T., "Promises and Problems with Metallic Interconnects for Reduced Temperature Solid Oxide Fuel Cells, in: S.C. Singhal, M. Dokiya (Eds.)," *Proceedings of the Sixth International Symposium on Solid Oxide Fuel Cells (SOFC VI)*, Honolulu, Hawaii, pp. 737-748, 1999.