

بررسی تاثیر عناصر آلیاژی جدا شونده و ریز ساختار بر خوردگی بین دانه‌ای فولاد مقاوم در برابر حرارت مورد استفاده در صفحات مشبک کوره های گندله‌سازی

محمد مهدوی جعفری^{۱*}، مریم احتشام زاده^۲ و مجید باقری مسعود زاده^۳

^۱ کارشناسی ارشد، ^۲ استاد، بخش مهندسی مواد، دانشگاه شهید باهنر کرمان، کرمان، ایران

^۳ عضو واحد تحقیق و توسعه شرکت فولاد زرند ایرانیان، میدکو

* نویسنده مسئول: mohammadmahdavig@gmail.com

تاریخ ارسال : ۱۴۰۰/۱۲/۲۰ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۱/۰۳/۲۰

چکیده

صفحات مشبک^۱ یکی از اجزای مصرفی ماشین پخت در صنایع گندله‌سازی است که برای ساخت آن از فولاد زنگ نزن مقاوم در برابر حرارت استفاده می‌شود. عمر کاری این صفحات بر میزان تولید و کیفیت گندله تاثیرگذار است. هدف این مطالعه بررسی علت حساس شدن این فولاد و تاثیر عناصر بر روی عمر کاری آن است برای انجام این کار از صفحات مشبک مورد استفاده در کارخانه گندله‌سازی فولاد زرند استفاده شد فولاد مورد استفاده برای ساخت این صفحات فولاد Din 1.4837 است. نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی، آزمایش پراش پرتو ایکس و آزمون پلاریزاسیون مورد بررسی قرار گرفتند. نتایج حاکی از آن بود که هیچ‌گونه مناطق فقیر از کروم در این فولاد ایجاد نمی‌شود بلکه ترک‌های ایجاد شده در رسوبات به وجود آمده در این فولاد باعث حساسیت فولاد به خوردگی بین دانه‌ای می‌شود.

کلیدواژه: فولاد مقاوم در برابر حرارت، خوردگی بین دانه‌ای، صفحات مشبک و تست DL-EPR

Case Study

Investigation the Effect of Segregating Elements and Microstructure on Intergranular Corrosion of Heat Resistant Stainless Steel Grate Plates Applied in Travelling Chain Grate Used in Pelletizing kiln

M. Mahdavi Jafari ^{1*}, M. Ehtesham Zadeh ², M. Bagheri Masuod Zadeh³

¹ M.Sc., ² Professor, Department of Materials Science and Engineering, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman, Iran

³ZISCO Technical Research Department, MIDHCO

* Corresponding Author: mohammadmahdavig@gmail.com

Submission: 2022, 03, 11 Acceptance: 2022, 06, 10

Abstract

The grate plates are one of the pertaining components of the grate machine in the iron ore pellet industry, which is made up of heat-resistant stainless steel. The work life of these grate plates affects the production rate and quality of the pellets. The purpose of this study was to investigate the cause of this steel sensitization and the effect of elements on its lifetime. To do this, the lattice plates used in Zarand steel pellet factory were used to build these steel plates which are 1.4837 DIN steel. Samples were examined by electron microscopy, X-ray diffraction test and polarization test. The results indicated that there is no depletion chromium in this steel, but the steel carbide's crack cause the sensitivity of steel to intergranular corrosion.

Keywords: Heat resistance steel, Intergranular corrosion, Grate plate, & DL-EPR test

۱- مقدمه

گندله به معنای گلوله‌های تولید شده از نرمه سنگ آهن و سایر مواد افزودنی مانند آهک و بتونیت است که برای احیا به روش سنتی تولید آهن در کوره بلند یا روش‌های متعدد احیای مستقیم به کار می‌رود [۱]. روش‌های عمده تولید گندله در دنیا؛ سه روش کوره عمودی، لورگی و آلیس چالمرز است. تولید گندله در شرکت گندله‌سازی فولاد زرند ایرانیان به روش آلیس چالمرز انجام می‌شود. در این روش از ماشین پخت و کوره دوار برای خشک کردن و پخت گندله‌های خام استفاده می‌کند. گندله‌های خام برای عبور از ماشین پخت بروی صفحات مشبک ریخته شده و این صفحات مشبک به صورت زنجیری پیوسته در حال حرکت هستند. شرایط کاری این صفحات شامل محیط‌های مرطوب و سیکل دمایی ۲۵ تا ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد است. این صفحات معمولاً پس از شش ماه که در ماشین پخت قرار می‌گیرند از قسمت‌های مختلف دچار شکست شده و برای جلوگیری از ریزش گندله بایستی تعویض گردد. قیمت بالای هر یک از این صفحات مشبک و توقف فرایند تولید برای تعویض این صفحات باعث اهمیت مدت زمان عمر کاری آن‌ها شده است.

فولاد زنگ نزن به فولادی گفته می‌شود که حداقل دارای ۱۳ درصد وزنی کروم باشد [۲]. فولاد مورد استفاده برای ساخت صفحات مشبک از نوع Din 1.4837 است که به دلیل دارا بودن ۲۴ تا ۲۶ درصد وزنی کروم جزو فولادهای زنگ نزن محسوب می‌شود. دانشمندان با بررسی علت تخریب و حساس شدن فولادهای زنگ نزن در محیط‌های خورنده داغ به این نتیجه رسیده‌اند که دلیل تخریب این فولادها خوردگی بین‌دانه‌ای است [۳]. آن‌ها علت این خوردگی را به وجود آمدن مناطق عاری از کروم می‌دانند [۴]. در این پژوهش سعی خواهد شد تا با بررسی علت خوردگی و همچنین تأثیر عناصر مختلف بر آن، عمر کاری قطعات افزایش یابد. بررسی تأثیر کربن بر اکسیداسیون فولادهای زنگ نزن دارای کروم نشان

داد که کربن دارای تأثیر مخرب بر مقاومت به اکسیداسیون فولادهای دارای ۱۷ درصد وزنی کروم است [۵]. همچنین بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر فولاد زنگ نزن فریتی کم کربن پایدار شده 18Cr-2Mo-Ti نشان داد که در حین عملیات آیل نفوذی (Ti (C,N) (کاربونیتريد تیتانیوم) در زمینه حل می‌شود و همچنین در زمان کوئنچ با آب (Ti, (C, N) (Cr) (کاربونیتريد تیتانیوم و کروم) در بین دانه‌ها رسوب می‌کند. این رسوبات دارای نسبت کروم به تیتانیوم، یک به سه است، اما در حین عملیات پیرسازی در دمای ۴۸۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد این رسوبات به رشد خود ادامه می‌دهند و نسبت کروم به تیتانیوم به یک به دو افزایش می‌یابد. این رشد باعث تشکیل مناطق فقیر از کروم و حساسیت آلیاژ به خوردگی بین دانه‌ای می‌شود [۶].

مطالعات بر روی مکانیزم‌های گسترش مناطق فقیر از کروم در مرز دانه‌ها فولاد زنگ نزن ۳۱۶ نشان داد که تخریب فولاد زنگ نزن ۳۱۶ نتیجه گسترش مناطق فقیر از کروم در مرز دانه‌ها و خوردگی بین‌دانه‌ای است [۴]. با اعمال شرایط عملیات حرارتی پیرسازی بر ایجاد رسوبات، مناطق عاری از کروم و حساسیت به خوردگی بین‌دانه‌ای فولاد ۳۱۶ مشخص شد که کاربیدهای کروم از نوع $M_{23}C_6$ و فازهای بین‌فلزی σ و رسوبات اصلی هستند که در حین پیرسازی فولادهای زنگ نزن آستنیتی کم کربن از نوع ۳۱۶ با مدت زمان طولانی شکل می‌گیرند. کاربید کروم از نوع $M_{23}C_6$ تنها رسوبی است که باعث فقر کروم می‌شود که این موضوع خود دلیل اصلی حساسیت به خوردگی بین دانه‌ای این نوع فولاد است [۳].

تأثیر غلظت تیتانیوم، کربن و نیتروژن بر رفتار خوردگی بین دانه‌ای فولادهای ۳۱۶ و ۳۲۱ با استفاده از تست DL-EPR که روشی غیرمخرب و حساس برای تشخیص تغییرات ساختاری در فولادهای زنگ نزن عملیات حرارتی شده است و می‌تواند خاص و رفتار خوردگی را مشخص کند، بررسی شد. مشخص شد که افزودن تیتانیوم مقاومت فولاد زنگ نزن

را نسبت به خوردگی بین دانه‌ای بهبود خواهد بخشید. رسوب کاربیدهای تیتانیوم تشکیل کاربیدهای غنی از کروم را کاهش می‌دهد اگر چه کاهش میزان کربن به کمتر از ۰/۰۳ درصد وزنی تأثیر بیشتری نسبت به افزایش میزان تیتانیوم در جهت بهبود حساسیت به خوردگی بین دانه‌ای دارد فولاد زنگ نزن ۳۱۶ AISI دارای تیتانیوم مقاومت به خوردگی بین دانه‌ای بیشتری نسبت به فولاد ۳۲۱ AISI دارد. حضور مولیدن رسوب کاربیدهای غنی از کروم را کاهش می‌دهد زیرا باعث مستعد شدن تشکیل ترکیبات بین فلزی و افزایش پایداری کاربیدهای تیتانیوم می‌شود. در واقع مولیدن باعث ایجاد تمایل به جایگزین کردن کروم در تشکیل کاربیدها و فازهای بین فلزی می‌شود که در نتیجه باعث کاهش خطر رسوب می‌شود [۷].

همچنین بررسی مکانیزم‌های خوردگی بین دانه‌ای فولاد زنگ نزن پایدار شده نشان داد که خوردگی بین دانه‌ای در فولادهای زنگ نزن فریتی و آستنیتی پایدار شده به دلیل ایجاد مناطق فقیر از کروم ناشی از جدایش اتم‌های کروم و اکشن نداده در نزدیکی کاربیدهای مرز دانه‌ای مانند کاربید تیتانیوم، کاربید نئوبیوم تیتانیوم یا کاربید نئوبیوم بود. افزایش میزان کروم مقاومت به خوردگی بین دانه‌ای را در فولادهای زنگ نزن فریتی افزایش می‌دهد ولی نمی‌تواند از آن جلوگیری کند. در طول مرز دانه‌های فولادهای زنگ نزن کم کربن فریتی دارای ۱۱ درصد وزنی کروم و ۰/۰۰۲ درصد وزنی کربن، خوردگی بین دانه‌ای گسترش پیدا نکرد. در نتیجه کاهش میزان کربن تا حدود ۰/۰۰۲ درصد وزنی ممکن است روشی برای جلوگیری از خوردگی بین دانه‌ای باشد [۸]. با توجه به تحقیقات انجام شده توسط آن‌ها مکانیزم خوردگی بین دانه فولادهای زنگ نزن پایدار شده با تیتانیوم، عبارت است از انحلال کاربید تیتانیوم موجود در فولاد زنگ نزن پایدار شده و ایجاد اتم‌های کربن قابل انحلال در ماتریکس سپس در حین مرحله‌ی پیرسازی اتم‌های کربن به مرزدانه‌ها نفوذ می‌کنند و بعد از آن اتم‌های کربن در مرزدانه‌ها اتم‌های تیتانیوم و کروم را وادار به جدایش کرده و سپس اتم‌های

کربن با اتم‌های تیتانیوم و کروم واکنش داده و باعث جدایش آن‌ها از آنها در طول مرز آنها می‌شود [۱۱-۸]. آزمایشات بر روی فولادهای زنگ نزن آستنیتی نشان داد که حین پیرسازی کاربیدهای کوچک $M_{23}C_6$ شروع به رشد می‌کند و پس از آن کاربیدی به شکل یک فیلم شکل می‌گیرد که نتیجه آن ایجاد مناطق فقیر از کروم است [۱۲]. همچنین با بررسی فولادهای زنگ نزن آستنیتی مشخص شد که مناطق فقیر از کروم در اطراف کاربیدهای $M_{23}C_6$ پس از مدت زمانی طولانی طی عملیات آنیل ظاهر می‌شوند [۱۳]. آزمایشات بر روی فولادهای مقاوم در برابر حرارت مشخص شد که در دماهای بالا ترک‌های بین دانه‌ای در فصل مشترک مرزدانه و کاربید شروع می‌شوند و پس از آن در طول مرز دانه‌ها اشاعه پیدا می‌کنند [۱۴].

بررسی فولادهای زنگ نزن فریتی پایدار شده با تیتانیوم نشان داد که فقر کروم در همسایگی رسوب بین دانه‌ای به دلیل جدایش اتم‌های کروم حل شده در طول مرزدانه‌ها است و به دلیل تشکیل کاربیدهای کروم نیست. این جدایش کروم در طول مرز دانه‌ها باعث خوردگی بین دانه‌ای در مواجهه با محیط خورنده می‌شود [۱۵].

بررسی استحاله‌های فازی و رسوب گذاری فولاد زنگ نزن دوبلکس نشان داد که کاربید دارای مورفولوژی مثلثی است و پس از مدت زمان نسبتاً کوتاهی از آغاز عملیات حرارتی رشد آن متوقف می‌شود؛ ولی نیتريد کروم که دارای مورفولوژی میله شکل است رشد خود به صورت پیوسته ادامه می‌دهد در نتیجه میزان نیتريد کروم به مراتب بیشتر از کاربید $M_{23}C_6$ است. در ابتدا در تقاطع مرزدانه‌ها و مرزهای دوقلویی‌ها جوانه‌های نیتريد کروم تشکیل می‌شود پس از مدتی مناطق فقیر از کروم رشد کرده که همزمان با رشد آن‌ها نیتريد کروم نیز رشد پیدا کرده و پس از مدت بسیار طولانی‌تر نیتريد کروم در داخل دانه‌های جوانه زده و رشد می‌کند [۱۶]. در فولاد زنگ نزن فریتی افزودن تشکیل دهنده‌ی کاربید ضعیف به خوبی از خوردگی بین دانه‌ای فولادهای زنگ نزن فریتی کم کروم جلوگیری می‌کند. از وقوع خوردگی بین

دانه‌ای در فولادهای زنگ نزن فریتی می‌تواند با مقدار مناسب کمک افزودنی‌هایی مانند مولیبدن، منگنز و سیلیسیم برای تشکیل CMn_4MoSi بین فلزی که در طول مرز دانه‌ها ایجاد می‌شود، جلوگیری کرد؛ زیرا ترکیبات بین فلزی که در طول مرز دانه‌ها رسوب می‌کنند، مانع از جدایش اتم‌های کربن در طول مرز دانه‌ها می‌شود. به دلیل انحلال کم کروم در ترکیب بین فلزی CMn_4MoSi ، کروم به خارج از این ترکیب بین فلزی نفوذ می‌کند و به مناطق فقیر از کروم باز می‌گردد [۱۷]. بررسی فولاد ۳۴۷ نشان داد که نحوه ایجاد مناطق فقیر از کروم عبارت است از تشکیل کاربید نئوبوم بین دانه‌ای و بعد از آن بزرگ شدن این کاربیدها و کاهش میزان نئوبوم در اطراف این کاربیدها و پس از آن تشکیل کاربید $M_{23}C_6$ که باعث ایجاد مناطق عاری از کروم می‌شود [۱۸].

بررسی فولاد زنگ نزن نشان داد که مناطق فقیر از کروم عمدتاً تحت تأثیر کسر حجمی M_7C_3 و $M_{23}C_6$ است و فاز $Cr_2(C, N)$ تأثیر چشمگیری بر ایجاد مناطق فقیر از کروم ندارد [۱۹]. بررسی تأثیر عملیات حرارتی پیرسازی بر مقاومت فولاد زنگ نزن دوبلکس نشان داد که تشکیل فاز سیگما دلیلی بر ایجاد مناطق فقیر از کروم در فولادهای زنگ‌نزن دوبلکس حین عملیات پیرسازی است [۲۰].

بررسی اثر عملیات حرارتی بر میکروساختار و خواص مکانیکی فولاد آستنیتی مقاوم در برابر حرارت مشخص شد که با انجام عملیات حرارتی بر روی این نوع فولاد که شامل نگه داشتن در نمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه و سپس در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت چهار ساعت

کاربید $M_{23}C_6$ در طول مرز دانه‌ها رسوب کرده و با افزایش دما و زمان پیرسازی مورفولوژی از زنجیر نسبتاً پیوسته به شبکه‌های پیوسته تغییر می‌کند [۲۱].

بررسی ریز ساختار و خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن مقاوم در برابر حرارت نشان داد که با افزایش زمان و دمای پیرسازی مورفولوژی کاربیدهای $M_{23}C_6$ از زنجیرهای شبه پیوسته به یک زنجیر پیوسته تغییر می‌کند که می‌تواند باعث ترک‌های بین دانه‌ای شود [۲۲]. همچنین با بررسی عملیات حرارتی پیرسازی بر فولاد زنگ نزن مشخص شد که رسوب نیتrideها و مناطق فقیر از کروم در اطراف آنها باعث کاهش مقاومت به خوردگی بین دانه‌ای می‌شود [۲۳].

۲- مواد و روش تحقیق

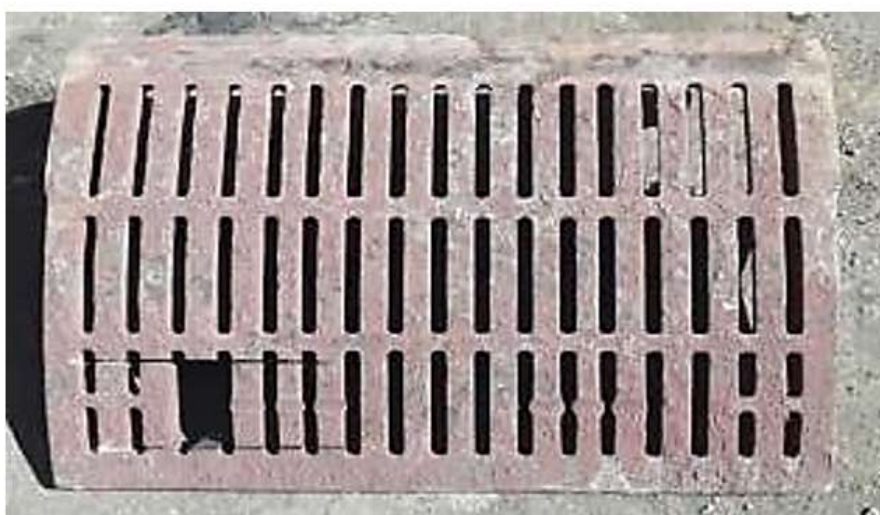
ترکیب شیمیایی صفحه مشبک در جدول ۱ ذکر شده است. فولاد مورد استفاده از نوع فولاد Din 1.4837 بود. این فولاد، فولادی است که هم اکنون در کارخانه گندله‌سازی زرنده برای صفحات مشبک استفاده می‌شود. دو نمونه مورد آزمایش قرار گرفتند. یکی از آنها برای قرارگیری در دستگاه ماشین پخت شکل (۱) و دیگری جهت مقایسه با این نمونه استفاده شد شکل (۲). نمونه‌ی G نمونه‌ای است که در ماشین قرار نگرفته ولی نمونه‌ی G' است که در ماشین پخت قرار گرفت. ماشین پخت شامل ۴ ناحیه با دماهای مختلف است که گریت پلیت در معرض دمای محیط تا دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد قرار می‌گیرد. مدت زمان قرارگیری صفحه مشبک مورد آزمایش، ۸ ماه حدوداً معادل ۸۰۳۰ سیکل است.

جدول ۱- نام و ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده جهت انجام آزمایش

نام آزمایشی نمونه	C	Si	Cr	Mn	Ni	Mo	Nb	S	P
G	۰/۴۶	۱/۷۴	۲۴/۷۱	۱/۱۱	۱۲/۲۶	۰/۱۸	۰/۰۷	۰/۰۲۹	۰/۰۲۸



شکل ۱ - صفحه مشبک مورد استفاده جهت قرار گیری در ماشین پخت



شکل ۲ - محل نمونه برداری از صفحه مشبک مورد آزمایش

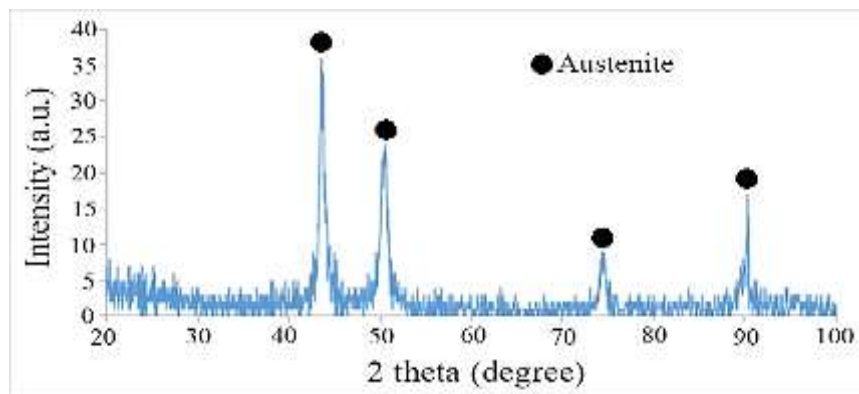
نمونه‌ها بررسی شد. با انجام آنالیز پراش اشعه ایکس (XRD) توسط دستگاه XRD شرکت Ital structur مدل MPD 3000 فاز زمینه نمونه G بررسی شد.

۳- نتایج و بحث

نتیجه بدست آمده از تست XRD (شکل ۳) نشان می‌دهد که فاز زمینه فولاد نمونه G آستنیت است. همچنین لازم به ذکر است که فولاد DIN 1.4837 در دسته فولادهای آستنیتی قرار دارد. شکل ۴ نشان‌دهنده تصویر بدست آمده توسط میکروسکوپ نوری از نمونه G بعد از ریخته‌گری و قبل از استفاده در ماشین پخت است؛ همان‌طور که مشخص است در فاز زمینه (آستنیت) رسوباتی تشکیل شده که پس از قرارگیری این نمونه در ماشین پخت و طی کردن سیکل مورد نظر رسوبات مطابق با شکل ۵ که از نمونه G' بدست آمده، افزایش می‌یابند.

جهت انجام تست حساسیت به خوردگی بین دانه‌ای از تست DL-EPR مطابق با استاندارد JIS G 0580:2003 استفاده شد [5]. ابتدا نمونه‌ها با سنباده‌های ۶۰، ۱۲۰، ۴۰۰، ۸۰۰ و ۱۰۰۰ پولیش شده پس از مانت سرد، نمونه‌ها در محلول ۰/۵ مولار H_2SO_4 و ۰/۱ مولار KSCN قرار داده شد. دستگاه انجام این تست Princeton Applied Research مدل VersaSTAT 4 بود. این آزمایش در محدوده ولتاژ ۸۰۰- تا ۸۰۰ میلی‌ولت با نرخ ۱۰۰ میلی‌ولت بر دقیقه انجام شد.

جهت بررسی ریز ساختار با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی نمونه G و G' پس از پولیش (مانند روال انجام شده در قبل) به وسیله محلول KOH میکرو پولیش شد. با استفاده از میکروسکوپ نوری Leitz مدل METALLUX 3 و میکروسکوپ الکترونی Tescan Vega که دارای پراب طیف‌سنجی پراش انرژی اشعه ایکس (EDS) بود، سطح



شکل ۳- نتیجه آنالیز XRD از نمونه G

در شکل ۶ که از ترک اشاعه یافته در نمونه G' گرفته شده به خوبی مشخص است که این ترک‌ها در رسوبات به وجود آمده در فولاد رشد می‌کند. پس می‌توان گفت که این رسوبات برای فولاد بسیار مضر هستند که باعث ایجاد ترک و رشد آن می‌شوند.

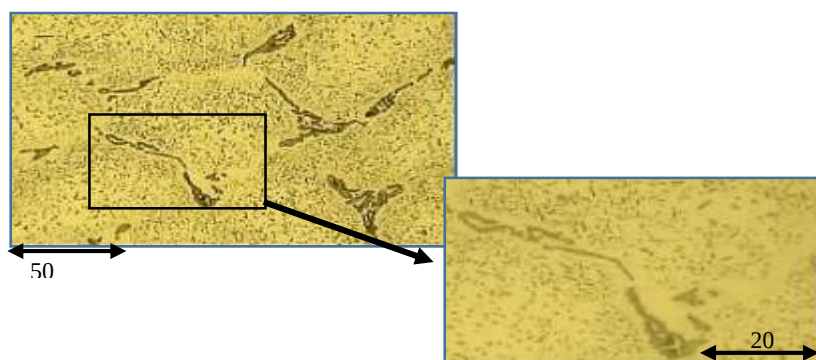
شکل‌های ۷ و ۸ به ترتیب مربوط به نمونه‌های G و G' هستند. این اشکال تصاویر میکروسکوپ الکترونی از رسوبات در این دو نمونه است. همانطور که در هر دو شکل مشاهده می‌شود؛ در رسوبات خاکستری ترک‌هایی مشاهده می‌شود. شکل ۹ نشان‌دهنده نقشه‌برداری از توزیع عناصر کربن و کروم است. در این شکل هیچگونه ناحیه فقیر از کروم در اطراف رسوب ایجاد شده در این فولاد وجود ندارد.

در شکل‌های ۱۰ نتایج حاصل از تست DL-EPR نمونه‌های

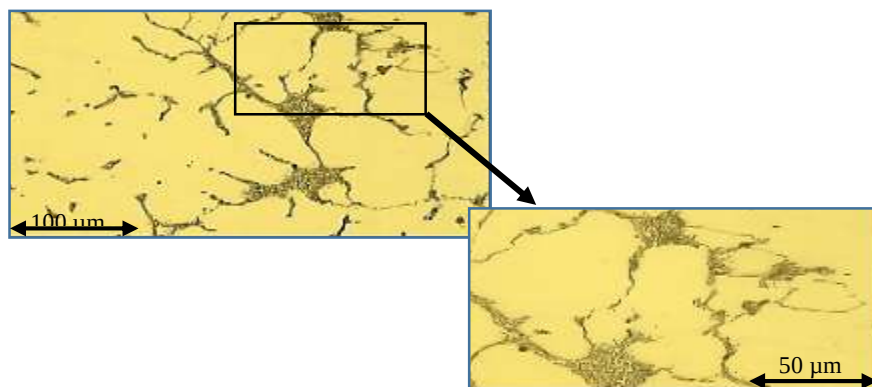
در این تصاویر منحنی قرمز رنگ مربوط به نمونه G و G' است. در این تصاویر منحنی قرمز رنگ مربوط به نمونه G و منحنی مشکی مربوط به نمونه G' است. برای محاسبه میزان حساسیت به خوردگی از فرمول ۱ استفاده شد [۲۴]. در جدول شماره ۲ میزان حساسیت نمونه‌های G و G' آورده شده است. هر چه که میزان DOS (درجه حساسیت) به عدد صد نزدیک‌تر باشد. فولاد حساسیت بیشتری نسبت به خوردگی بین دانه‌ای خواهد داشت.

$$\frac{I_r}{I_a} \times 100 = DOS \quad \text{فرمول (۱)}$$

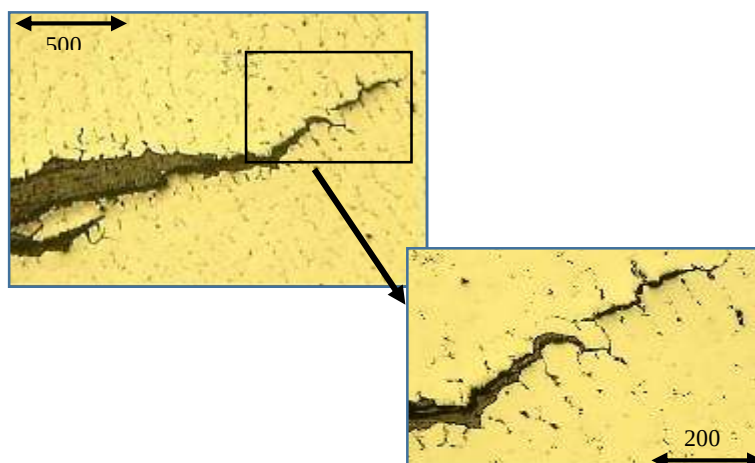
I_r = حداکثر جریان در حالت ریاکتیو
 I_a = حداکثر جریان در حالت اکتیو
 DOS = میزان حساسیت به خوردگی



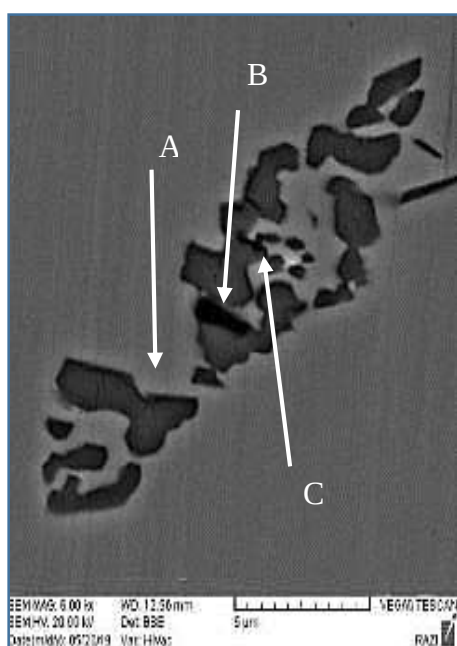
شکل ۵ - ریز ساختار نمونه G' که نسبت به نمونه G رسوبات میان دانه‌ای ایجاد شده و رسوبات بین دانه‌ای افزایش یافته‌اند



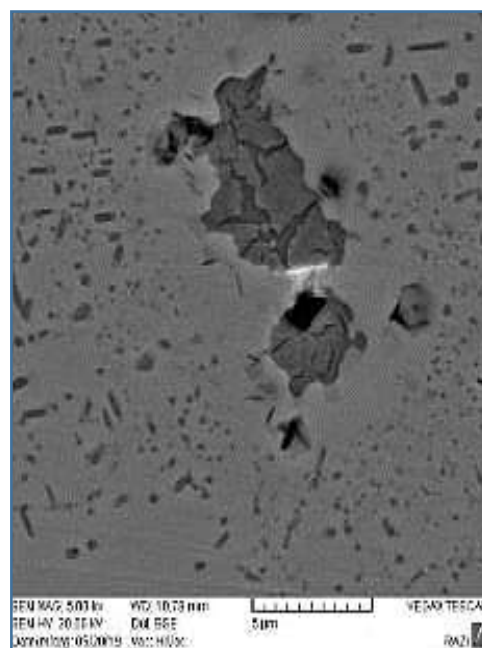
شکل ۴ - ریز ساختار نمونه G شامل فاز زمینه آستنیت و رسوبات بین دانه‌ای



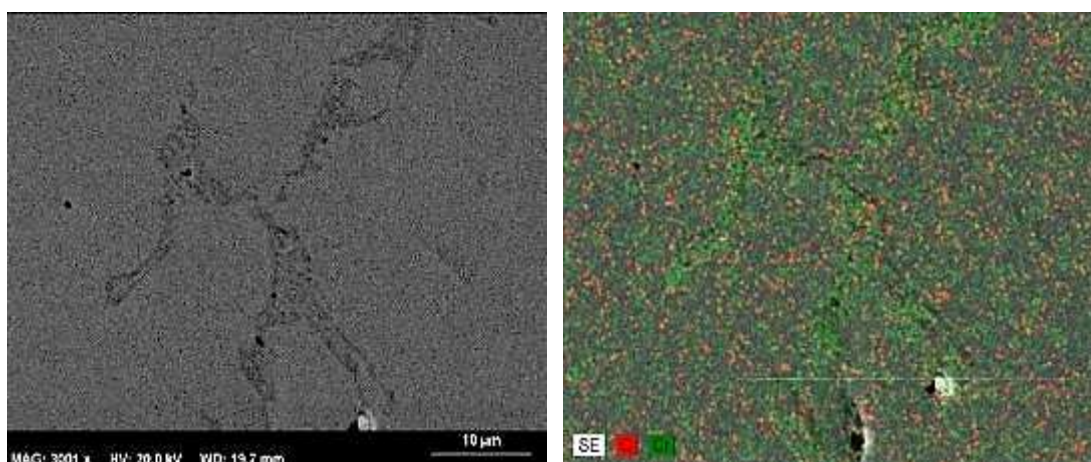
شکل ۶- ریز ساختار نمونه G' که نسبت به نمونه G رسوبات میان دانه‌ای ایجاد شده و رسوبات بین دانه‌ای افزایش یافته‌اند



شکل ۷- تصویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه G



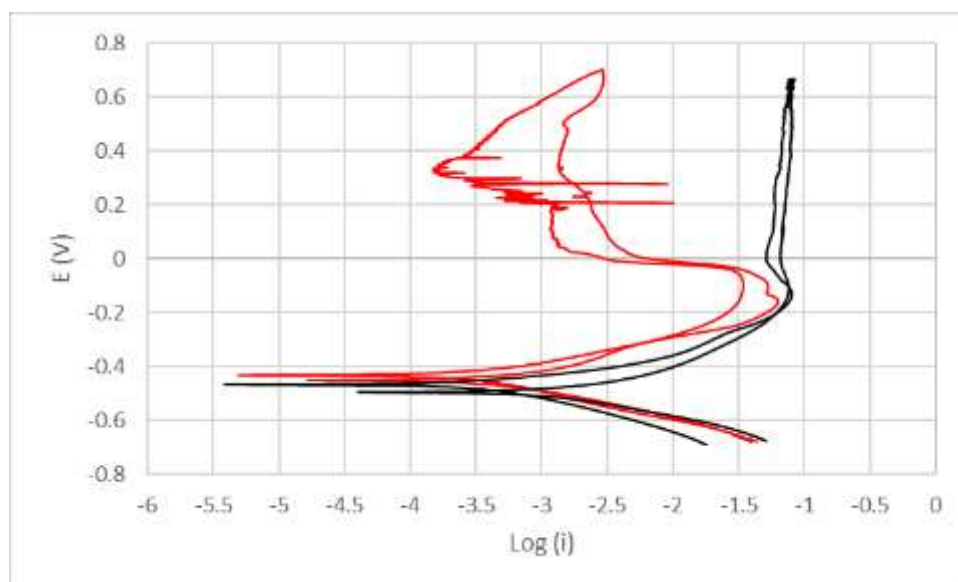
شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه G' و ترک‌های موجود در آن



شکل ۹ - نقشه برداری از توزیع عناصر کربن و کروم در نمونه G'

جدول ۲ - میزان I_a ، I_r و DOS مربوط به نمونه های G و G'

نام نمونه	I_r (mA)	I_a (mA)	DOS
G	۳۵/۴۸	۶۳/۰۹	۵۶/۲۳
G'	۷۹/۴۳	۸۹/۱۲	۸۹/۱۳



شکل ۱۰ - منحنی پلاریزاسیون تست DL-EPR نمونه های G و G'

نتیجه‌گیری

تحقیقات مختلف بر روی فولادهای زنگ نزن در مورد خوردگی بین دانه‌ای، ایجاد مناطق فقیر از کروم را دلیل اصلی حساسیت به خوردگی بین دانه‌ای بیان می‌کنند اما در این فولاد با توجه به تصاویر به دست آمده از نقشه توزیع عناصر کربن و کروم مشخص شد که مناطق عاری از کروم در این فولاد به وجود نمی‌آید. پس در نتیجه نمی‌توان گفت که حساسیت به خوردگی بین دانه‌ای در این فولاد به دلیل وجود مناطق عاری از کروم است.

با دقت بیشتر در منحنی‌های پلاریزاسیون بدست آمده از تست DL-EPR نوساناتی در قسمت برگشت منحنی از ناحیه پسیو مشاهده می‌شود این نوسانات نشان دهنده وجود حفره‌هایی در فولاد است که پس از مدتی مجدداً پسیو می‌شوند این حفرات همان ترک‌های موجود در رسوبات فولاد است. این مورد هم در نمونه‌های کار نکرده و هم در نمونه‌ها کار کرده اتفاق افتاد. پس می‌توان نتیجه گرفت که علت به وجود آمدن حساسیت به خوردگی در این فولادها ترک‌های موجود در رسوبات فولاد است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی شکل‌های ۷ و ۸ نشان دهنده ترک‌هایی در رسوبات به وجود آمده در این فولاد است. ترک‌های موجود در این رسوبات ناشی از فاز‌های دارای گوگرد است [۲۵ و ۲۶]. پس می‌توان نتیجه گرفت که مضرترین عنصر موجود در این فولاد است که باید تا حد امکان میزان آن را کاهش داد.

تشکر و قدردانی

با افتخار تقدیم به زنده یاد مهندس افصلی پور، زنده یاد بانو صبا، خانواده و تمامی کسانی که من را در این راه یاری رساندند.

مراجع

- [1] K. Meyer. Pelletizing of Iron Ores. Vol. 52: Springer-Verlag Berlin, 1980.
- [2] D. Talbot, J. Talbot. Ralph, Brian, "Corrosion Science and Technology, (Taylor and Francis Group) Elsevier, 2009.
- [3] AH.. Advani, L.E. Murr, D.G. Atteridge, R. Chelakara, "Mechanisms of Deformation-Induced Grain Boundary Chromium Depletion (Sensitization) Development in Type 316 Stainless Steels.", Metallurgical Transactions, Vol.22, No. 12, 1991, Pp 2917-34.
- [4] H. Sahlaoui, K. Makhoulouf, H. Sidhom, J. Philibert "Effects of Ageing Conditions on the Precipitates Evolution, Chromium Depletion and Intergranular Corrosion Susceptibility of Aisi 316L: Experimental and Modeling Results.", Materials Science, and Engineering, Vol 372, No. 1-2, 2004, Pp 98-108.
- [5] T. Moroishi, H. Fujikawa, H. Makiura. "The Effect of Carbon, Zirconium, Niobium, and Titanium on the Oxidation Resistance of Chromium Stainless Steel.", Journal of the electrochemical society, Vol 126, No. 12, 1979, Pp 2173.
- [6] T.M. Devine, A.M. Ritter, B.J. Drummond, "Influence of Heat Treatment on the Sensitization of 18Cr-2Mo-Ti Stabilized Ferritic Stainless Steel.", Metallurgical Transactions, Vol 12, No. 12, 1981, Pp 2063-69.
- [7] A. Pardo, M.C. Merino, A.E. Coy, F. Viejo, M. Carboneras, R. Arrabal, "Influence of Ti, C and N Concentration on the Intergranular Corrosion Behaviour of Aisi 316Ti and 321 Stainless Steels.", Acta Materialia, Vol 55, No. 7, 2007, Pp 2239-51.
- [8] J.K. Kim, Y.H. Kim, K.Y. Kim, "Influence of Cr, C and Ni on Intergranular Segregation and Precipitation in Ti-Stabilized Stainless Steels.", Scripta Materialia, Vol 63, No. 4, 2010, Pp 449-51.
- [9] J.K. Kim, Y.H. Kim, B.H. Lee, K.Y. Kim, CCCC, Vol 56, No. 4, 2011, Pp 1701-10.
- [10] J.K. Kim, Y.H. Kim, J.S. Lee, K.Y. Kim, "Effect of Chromium Content on Intergranular Corrosion and Precipitation of Ti-Stabilized Ferritic Stainless Steels.", Corrosion Science, Vol 52, No. 5, 2010, Pp 1847-52.
- [11] J.K. Kim, B.J. Lee, B.H. Lee, Y.H. Kim, K.Y. Kim, "Intergranular Segregation of Cr in Ti-Stabilized Low-Cr Ferritic Stainless Steel.", Scripta Materialia, Vol 61, No. 12, 2009, Pp 1133-36.
- [12] K. Kaneko, T. Fukunaga, K. Yamada, N. Nakada, M. Kikuchi, Z. Saghi, J.S. Barnard, P. Midgley, "Formation of M₂₃C₆-Type Precipitates and Chromium-Depleted Zones in Austenite Stainless Steel.", Scripta Materialia, Vol 65, No. 6, 2011, Pp 509-12.
- [13] T. Tokunaga, H. Ohtani, J. Ågren, "Evaluation of Sensitization and Self-Healing in Austenitic Stainless Steels Based on Simulations of Cr-Depleted Zones.", ISIJ international, 51, No. 6, 2011, Pp 965-68.
- [14] N.H. Heo, J.C. Chang, S.J. Kim, "Elevated Temperature Intergranular Cracking in Heat-Resistant Steels.",

- Materials Science, and Engineering, Vol 559 ,2013, Pp 665-77.
- [15] J.H. Park, J.K. Kim, B.H. Lee, S.S Kim, K.Y. Kim, "Three-Dimensional Atom Probe Analysis of Intergranular Segregation and Precipitation Behavior in Ti-Nb-Stabilized Low-Cr Ferritic Stainless Steel.", Scripta Materialia, Vol 68, No. 5 ,2013, Pp 237-40.
- [16] Maetz, Jean-Yves, Sophie Cazottes, Catherine Verdu, Xavier Kleber, "Precipitation and Phase Transformations in 2101 Lean Duplex Stainless Steel During Isothermal Aging.", Metallurgical, and Materials Transactions, Vol 47, No. 1 ,2016, Pp 239-53.
- [17] J.H. Park, H.S. Seo, K.Y. Kim, "Alloy Design to Prevent Intergranular Corrosion of Low-Cr Ferritic Stainless Steel with Weak Carbide Formers.", Journal of The Electrochemical Society, Vol 162, No. 8 ,2015, Pp C412.
- [18] T. Fukunaga, K. Kaneko, R. Kawano, K. Ueda, K. Yamada, N. Nakada, M. Kikuchi, J.S. Barnard, P.A. Midgley, "Formation of Intergranular M23c6 in Sensitized Type-347 Stainless Steel.", ISIJ international, Vol 54, No. 1 ,2014, Pp 148-52.
- [19] A.C. McLeod, C.M. Bishop, K.J. Stevens, M.V. Kral, Metallography, "Microstructural Characterization and Image Analysis in Ex-Service Hp Alloy Stainless Steel Tubes for Ethylene Pyrolysis.", Microstructure, and Analysis, Vol 5, No. 3 ,2016, Pp 178-87.
- [20] J.H. Kim, E.J. Oh, B.C. Lee, C.Y. Kang , "Effect of Aging Treatment on Impact Toughness and Corrosion Resistance of Super Duplex Stainless Steel.", Journal of Materials Engineering, and Performance, Vol 25, No. 1 ,2016, Pp 9-14.
- [21] A. Telang, A.S. Gill, K. Zweier, C. Liu, J. MK Wiezorek, and V.K. Vasudevan, "Effect of Thermo-Mechanical Processing on Sensitization and Corrosion in Alloy 600 Studied by Sem-and Tem-Based Diffraction and Orientation Imaging Techniques." Journal of Nuclear Materials, No 505 ,2018, Pp 276-88.
- [22] P. Liu, Z.K. Chu, Y. Yuan, D.H. Wang, C.Y. Cui, G.C. Hou, Y.Z. Zhou, X.F. Sun, "Microstructures and Mechanical Properties of a Newly Developed Austenitic Heat Resistant Steel.", Acta Metallurgica Sinica, Vol 32, No. 4 ,2019, Pp 517-25.
- [23] L. He, L. Wirian, P.M. Singh, "Effects of Isothermal Aging on the Microstructure Evolution and Pitting Corrosion Resistance of Lean Duplex Stainless Steel Uns S32003.", Metallurgical and Materials Transactions, Vol 50, No. 5 ,2019, Pp 2103-13.
- [24] D.N. Wasnik, V. Kain, I. Samajdar, B. Verlinden, "Resistance to Sensitization and Intergranular Corrosion through Extreme Randomization of Grain Boundaries.", Acta Materialia, Vol 50, No. 18 ,2002, Pp 4587-601.
- [25] Y.M. Won, B.G. Thomas, "Simple Model of Microsegregation During Solidification of Steels.", Metallurgical and materials transactions, Vol 32, No. 7 ,2001, Pp 1755-67.
- [26] N.H. Heo, C. Hong, Y.U. Heo, M.H. Kang, K.B. Yoo, S.J. Kim, "Dependence of Elevated Temperature Intergranular Cracking on Grain Size and Bulk Sulfur Content in Tp347h Austenitic Stainless Steels.", ISIJ International, Vol 56, No. 6 ,2016, Pp 1091-96.