

بررسی تأثیر آلومینیوم بر مقاومت خوردگی فولاد منگنزی آستنیتی هادفیلد

مسعود سبزی^{۱*}، صادق معینی فر^۲، ابراهیم نجفی بیرگانی^۳
(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۱/۲۷، ش.ص ۱۴-۱، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۰۸/۰۵)

چکیده

در این پژوهش، مقاومت خوردگی فولاد منگنزدار هادفیلد ASTM A-۱۲۸ در شرایط با و بدون آلومینیوم مورد بررسی قرار گرفت. برای تهیه فولاد منگنزدار هادفیلد براساس استاندارد ASTM A-۱۲۸، ابتدا دو مدل Y شکل از جنس آلومینیوم تهیه شده و سپس قالب گیری به روش سیلیکات سدیم / CO₂ به صورت تغذیه روبسته انجام شد. سپس دو بلوک از فولاد هادفیلد که یکی بدون Al و دیگری حاوی ۱/۷٪Al بود، توسط کوره القایی بدون هسته ریخته‌گری شدند. پس از ریخته‌گری، هر دو نمونه تحت عملیات حرارتی آستنیت‌زدن در دمای ۱۱۰۰°C به مدت ۲ ساعت قرار گرفته و بلافاصله در حمام آب خالص سریع سرد شدند. برای بررسی ریزساختار نمونه‌ها از متالوگرافی و برای بررسی مورفولوژی خوردگی آن‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده گردید. همچنین برای بررسی رفتار خوردگی هر دو نمونه از روش‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در محلول ۳/۵٪NaCl استفاده شد. مشاهدات میکروسکوپ نوری نشان داد که آلومینیوم، سبب افزایش اندازه‌ی دانه‌ها و کاهش میزان کاربیدها در فولاد هادفیلد می‌شود. نتایج آزمون‌های خوردگی نشان داد که فولاد هادفیلد حاوی ۱/۷٪Al نسبت به فولاد هادفیلد بدون آلومینیوم از مقاومت خوردگی بالاتری برخوردار است؛ زیرا در اثر افزودن آلومینیوم به فولاد هادفیلد، میزان ذرات کاربیدی کاهش پیدا کرده بود و این امر باعث شده بود که مانع از تشکیل میکروپیل‌های گالوانیکی شود.

واژه‌های کلیدی: فولاد هادفیلد، مقاومت خوردگی، طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی، پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی، عملیات حرارتی.

^۱ - مربی، باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، واحد دزفول، دانشگاه آزاد اسلامی، دزفول، ایران

^۲ - استادیار، گروه مهندسی مکانیک، واحد شوشتر، دانشگاه آزاد اسلامی، شوشتر، ایران

^۳ - استادیار، گروه مواد و متالورژی، واحد اهواز، دانشگاه آزاد اسلامی، اهواز، ایران

* - نویسنده مسئول مقاله: mas.metallurg88@gmail.com

پیشگفتار

اولین آلیاژ آستنیتی منگنزداری که دارای حدود ۱/۲ درصد وزنی کربن و ۱۲ درصد وزنی منگنز بود، توسط رابرت هادفیلد^۱ در سال ۱۸۸۲ میلادی تهیه شد. فولاد هادفیلد یک آلیاژ غیر مغناطیسی تشکیل شده از آهن، کربن ۱-۱/۴ درصد وزنی و منگنز ۱۴-۱۰ درصد وزنی می‌باشد که از قابلیت کارسختی بالایی برخوردار بوده و دارای مقاومت بسیار خوبی در برابر سایش است. این فولاد با استحکام بالا، انعطاف پذیری خوب و مقاومت عالی در برابر سایش به صورت گسترده در صنایع مختلف نظیر صنایع سیمان، معدن، راهسازی و راه آهن به کار گرفته می‌شود [۱ و ۲]. در موارد خاص و بنا به کاربرد آن، عناصر آلیاژی دیگری نیز به این فولاد اضافه می‌شود. یکی از این عناصر تیتانیوم می‌باشد. استفاده از عنصر تیتانیوم جهت ریزدانه‌کردن ساختار و افزایش سختی در این فولاد نتایج بسیار مثبتی به جای گذاشته است [۳ و ۴]. اگرچه عنصر تیتانیوم، سبب افزایش سختی شده بود؛ اما مطالعه ریزساختار فولاد هادفیلد نشان می‌دهد که این عنصر با ایجاد ذرات کاربید تیتانیوم، باعث کاهش چقرمگی فولاد مذکور می‌شود [۵]. در همین رابطه، اسری‌واستاوا^۲ و همکارانش [۶]، به بررسی تأثیر ذرات تقویت کننده‌ی کاربید تیتانیوم بر رفتار خوردگی کامپوزیت‌های با زمینه فولاد آستنیتی هادفیلد پرداختند. این محققان نشان دادند که با افزایش میزان ذرات تقویت کننده‌ی کاربید تیتانیوم، مقاومت خوردگی کامپوزیت مذکور کاهش می‌یابد. به طور کلی بررسی‌های انجام شده بر روی فولادهای آستنیتی پرمنگنز نشان داده است که این فولادها مقاومت خوردگی پایینی در محلول H_2SO_4 دارند [۱ و ۲]. با بررسی دو نوع فولاد پرمنگنز، نشان داده شده حضور لایه‌های مارتنزیتی که در اثر تغییر شکل پلاستیک در این فولادها ایجاد شده‌اند، منجر به افزایش میزان وزن از دست رفته در آزمون‌های الکتروشیمیایی در محلول H_2SO_4 می‌شود [۷]. از آنجا که یکی از دلایل اصلی کاربرد فولاد هادفیلد به دلیل مقاومت به سایش بالای آن می‌باشد، تعدادی از محققین در تحقیقات جداگانه‌ای به بررسی خواص سایشی فولاد هادفیلد پرداختند. عباسی و همکارانش [۸]، برای بررسی رفتار سایشی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد، از

روش پین روی دیسک استفاده نمودند و نشان دادند که با توجه به میزان کارسختی بالای فولاد هادفیلد، ابتدا سایش در اثر کندگی (خراشان) و تغییر شکل پلاستیک شدید پیشرفت می‌کند و سپس با کارسخت شدن سطح، سایش خستگی اتفاق می‌افتد. مقدم و همکارانش [۹]، نشان دادند که افزودن وانادیوم به فولادهای منگنزی، سبب افزایش مقاومت به سایش آن‌ها نسبت به فولاد منگنزدار هادفیلد می‌شود که دلیل این رویداد، تشکیل ذرات کاربید وانادیوم گزارش شده است. تعدادی دیگر از محققین [۱۰-۱۲] به مقایسه خواص و ساختار فولاد هادفیلد و آلیاژهای آهن - کروم پرداختند و نتایج آن‌ها نشان می‌دهد که فولاد هادفیلد از سختی پایین‌تری برخوردار می‌باشد.

فولاد منگنزدار هادفیلد به دلیل دارا بودن مقدار کربن بالا، ساختار آن در حالت ریخته‌گری، شامل دانه‌های آستنیت و رسوب‌های کاربید مرزدانه‌ای است که در این حالت ترد و شکننده بوده و به نوعی غیرقابل استفاده هستند. برای رفع این مشکل رواندوست و همکارانش [۱۳] گزارش دادند که اگر پس از ریخته‌گری، این فولاد تحت تند سرمایی مستقیم در آب قرار گیرد، کاربیدهای مرزدانه‌ای حذف شده و این عمل از اثرات نامطلوب کاربیدها بر روی خواص مکانیکی فولاد هادفیلد جلوگیری می‌کند. در همین راستا، حسینی و همکارانش [۱۴-۱۶] گزارش دادند که اگر پس از فرآیند عملیات حرارتی آستنیت، فولاد هادفیلد را در حمام آب نمک سرد کنیم، می‌توان از تشکیل ذرات کاربید مرزدانه‌ای در ساختار این فولاد منگنزدار جلوگیری نمود.

یکی از دلایل عمده استفاده از آلومینیوم در فولادها، اثر اکسیژن زدایی این عنصر می‌باشد. خیاط و همکارانش [۱۷] به بررسی تأثیر آلومینیوم بر خواص و ریزساختار فولاد منگنزدار هادفیلد پرداختند و دریافتند که افزودن آلومینیوم به فولاد منگنزدار هادفیلد، منجر به کاهش کاربیدهای مرزدانه‌ای در ساختار ریخته‌گری شده و مورفولوژی کاربیدها را از حالت پیوسته خارج کرده و به شکل منقطع تبدیل می‌کند. تیان و ژان^۳ [۱۸] با تحقیقاتی که انجام داده‌اند، نشان دادند که افزایش میزان آلومینیوم در فولادهای منگنزدار، نیروی محرکه لازم برای انجام استحاله آستنیت به مارتنزیت را در این فولادها افزایش

¹ - Robert Hadfield

² - Srivastava

³ - Tian and Zhan

در نهایت ریزساختارهای حاصل توسط میکروسکپ نوری مورد بررسی قرار گرفتند. برای تهیهی نمونه‌های مورد نیاز برای انجام آزمون‌های الکتروشیمیایی، نمونه‌ای استوانه‌ای به قطر ۷mm و ارتفاع ۳۰mm به وسیله دستگاه تراش از هر بلوک تهیه گردید. در مرحله بعد، نمونه‌های تراشکاری شده به سمباده و پولیش پرداخت شدند تا سطحی بدون آلودگی به دست آید. سپس یک قسمت به اندازهی 1cm^2 از نمونه جهت تماس با محلول $3/5\% \text{NaCl}$ در نظر گرفته شد و مابقی نیز پوشش داده شد. در این مرحله یک سمت نمونه استوانه‌ای تهیه شده را به درون محلول $3/5\% \text{NaCl}$ فرو برده و سمت دیگر آن به گیره‌ی دستگاه متصل گردید. به منظور ارزیابی رفتار خوردگی فولاد هادفیلد در محلول $3/5\% \text{NaCl}$ ، پس از آماده‌سازی نمونه‌های مورد نیاز برای انجام آزمون‌های خوردگی، ابتدا هر نمونه در پتانسیل مدار باز به مدت زمان نیم ساعت غوطه ور شد تا به حالت پایدار برسد. نخست آزمون OCP بر روی نمونه‌ها انجام شد و بعد طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در پتانسیل مدار باز و با بکارگیری دامنه‌ی 10mV در محدوده فرکانسی $10\text{mHz} - 100\text{kHz}$ انجام شد. سپس آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محدوده $400\text{mV} - 800\text{mV}$ تا 100mV نسبت به OCP و با نرخ روبش 0.01V/s انجام شد. آزمون‌های خوردگی با استفاده از پیل استاندارد سه الکترودی، شامل الکترود مرجع Ag/AgCl ، الکترود کمکی پلاتین و همچنین نمونه‌های فولادی مورد آزمون به عنوان الکترود کار، انجام گرفتند و سل مذکور به دستگاه پتانسیوستات - گالوانوستات (Autolab) متصل گردید. هر دو آزمون خوردگی مورد استفاده، در دمای 25°C انجام شد و برای اطمینان از به دست آمدن نتایج دقیق، هر آزمون سه بار تکرار شد. پس از پایان آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، از سطح خوردگی هر دو نمونه توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی تصاویری تهیه شد.

داده و همچنین دمای تشکیل مارتنزیت را کاهش می‌دهد.

با توجه به کاربردهای ذکر شده برای فولاد هادفیلد، در همه‌ی کاربردها، فولاد مذکور در معرض عوامل خوردنده بوده (به ویژه در صنایع ریلی) و بدون شک خوردگی می‌تواند یکی از علل تخریب این فولاد باشد. در صورتی که در پژوهش‌های گذشته بیش‌تر به دنبال بهبود و اصلاح خواص مکانیکی و ریزساختار این فولاد بوده‌اند. لذا در این پژوهش لازم دیده شد که به بررسی تأثیر آلومینیوم بر مقاومت خوردگی فولاد هادفیلد پرداخته شود که در پژوهش‌های پیشین به این موضوع پرداخته نشده بود.

مواد و روش‌ها

فولاد مورد استفاده در این پژوهش، فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد ASTM A-128، [۱۹] است. برای تهیه فولاد منگنزدار هادفیلد براساس استاندارد ASTM A-128، ابتدا دو مدل Y شکل از جنس آلومینیوم تهیه شده و سپس قالب گیری به روش سیلیکات سدیم/ CO_2 به صورت تغذیه روبرسته انجام شد. سپس دو بلوک از فولاد هادفیلد که یکی بدون Al و دیگری حاوی $1/7\% \text{Al}$ بود، توسط کوره القایی بدون هسته ریخته‌گری شدند. پس از ریخته‌گری، هر دو نمونه تحت عملیات حرارتی آستنیت‌زدن در دمای 1100°C به مدت ۲ ساعت قرار گرفته و بلافاصله در حمام آب خالص سریع سرد شدند. ترکیب شیمیایی هر دو بلوک توسط دستگاه کوانتومتر Foundry Master ساخت کشور آلمان کنترل شده و در جدول ۱ گزارش شده است. پس از ریخته‌گری و عملیات حرارتی، از هر بلوک نمونه‌هایی برش داده شد. سپس جهت بررسی ریزساختار نمونه‌های برش داده شده، نمونه‌ها ابتدا از سمباده ۶۰ تا ۳۰۰۰ به روش تر سمباده زده شدند و سپس تحت پولیش و اچ شدن قرار گرفتند. برای اچ کردن نمونه‌ها، محلول نایتال ۲ درصد مورد استفاده قرار گرفت و

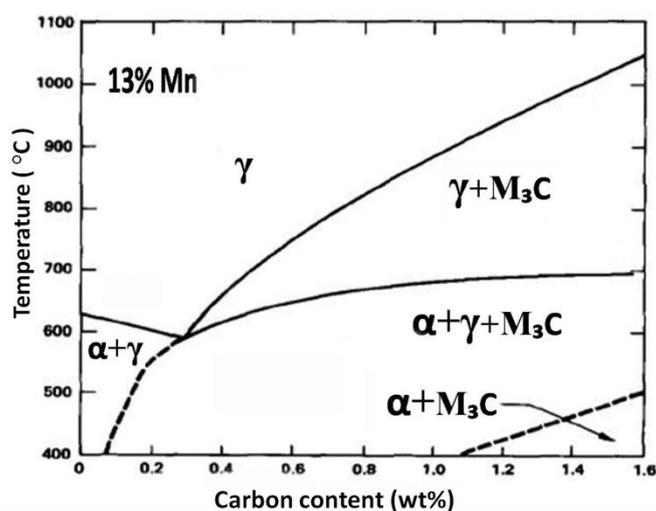
جدول ۱- آنالیز شیمیایی هر دو Y بلوک تولید شده بر حسب درصد وزنی

Sample	%Fe	%C	%Mn	%Al	%Si	%P
ASTM A-128 Grade A	Bal	۱/۰۵ - ۱/۳۵	۱۱ min	-	۱ Max	۰/۰۷max
Block without Al	Bal	۱/۲۶	۱۲/۴۸	-	۰/۳۶۲	۰/۰۱۹
Block With Al	Bal	۱/۲۹	۱۲/۳۶	۱/۶۸	۰/۳۱۵	۰/۰۱۵

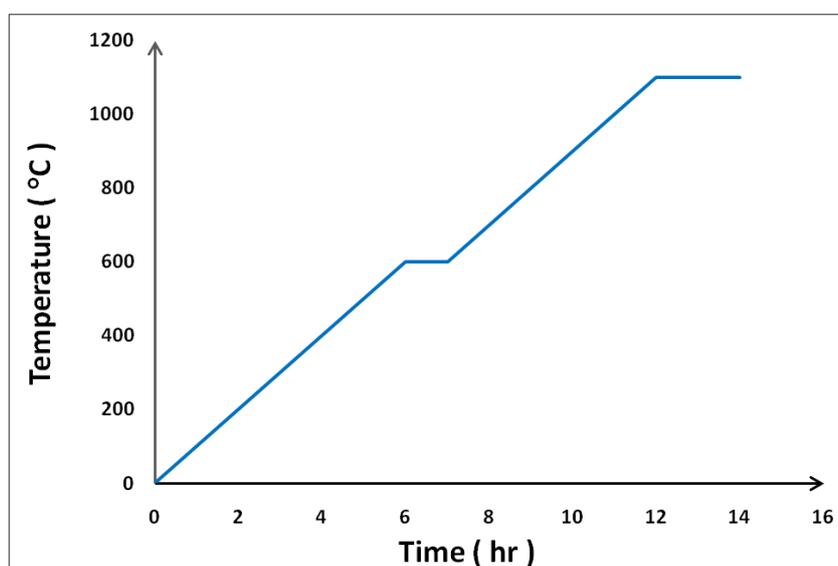
نتایج و بحث

کاربیدی در ریزساختار پس از ریخته گری و عملیات حرارتی وجود داشته باشد. با توجه به دیاگرام تعادلی Fe-Mn-C که در شکل ۱ [۲۰] نشان داده شده است، ذرات کاربیدی برای فولاد هادفیلد با $1/2\%C$ تقریباً از دمای $900^{\circ}C$ شروع به تشکیل کرده و تا دمای $400^{\circ}C$ ادامه دارد. لذا برای حل شدن کاربیدهای موجود در فولاد هادفیلد، لازم است که این فولاد در دماهای بالاتر از $900^{\circ}C$ حرارت داده شود که در این پژوهش دمای $1100^{\circ}C$ به مدت ۲ ساعت برای این منظور انتخاب شد (شکل ۲).

فولاد هادفیلد، پرکاربردترین فولاد آستنیتی منگنزدار مورد استفاده در صنعت می‌باشد که در این پژوهش به بررسی تأثیر عنصر آلیاژی آلومینیوم بر مقاومت خوردگی این فولاد پرداخته شده است. ترکیب شیمیایی هر دو بلوک تولید شده در جدول ۱ مشاهده می‌شود. همان گونه که مشاهده می‌شود، کربن در حدود $1/2$ درصد وزنی در ترکیب وجود دارد. از طرفی هم عنصر کاربیدزایی مانند منگنز در ترکیب وجود دارد؛ بنابراین انتظار می‌رود که شرایط برای تشکیل میزان زیادی از ذرات



شکل ۱- نمودار تعادلی Fe-C-Mn در ۱۳ درصد وزنی Mn [۲۰]



شکل ۲- سیکل عملیات حرارتی اعمال شده به هر دو Y بلوک

مشاهدات ریزساختاری

شکل ۳، تصاویر متالوگرافی تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری از فولاد منگنزی ASTM A-۱۲۸ مورد استفاده در این پژوهش را در شرایط مختلف نشان می‌دهد. همان گونه که مشاهده می‌شود، در حالت ریخته‌گری و بدون عملیات حرارتی در نمونه‌ی بدون آلومینیوم، ریزساختار متشکل از یک زمینه آستنیتی و مقدار زیادی کاربید پیوسته در مرزها می‌باشد؛ اما برای نمونه‌ی حاوی آلومینیوم از میزان ذرات کاربیدی کاسته شده و همچنین کاربیدها از حالت پیوسته خارج شده و به شکل منقطع و پراکنده تبدیل شده‌اند. با انجام عملیات حرارتی در دمای 1100°C ، میزان کاربیدها در ریزساختار کاهش یافته و پس از سریع سردی در حمام آب خالص، مقداری کاربید پراکنده در ریزساختار نمونه‌ی بدون آلومینیوم مشاهده می‌شود؛ اما نکته قابل توجه کم‌تر بودن میزان کاربیدها و درشت بودن دانه‌ها در نمونه‌های حاوی آلومینیوم نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم است. در نمونه‌ی حاوی آلومینیوم (نمونه‌ی B)، آلومینیوم باعث افزایش حلالیت کربن در زمینه آستنیت شده و این امر موجب کاهش تشکیل ذرات کاربیدی و افزایش اندازه دانه‌ها شده است. نتایج حاصل شده در این پژوهش در اثر افزودن آلومینیوم با نتایج زودیماس^۱ [۲۱]، خیاط [۱۷] و همکارانشان مطابقت دارد. زودیماس و همکارانش گزارش کردند که افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد، منجر به کاهش ضریب اکتیویته کربن در آستنیت و افزایش حلالیت کربن در زمینه آستنیت این فولادها می‌شود. خیاط و همکارانش نیز نشان دادند که افزودن ۱/۵ درصد وزنی آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد آستنیتی منگنزدار هادفیلد، سبب افزایش اندازه دانه‌های آستنیت شده که اندازه‌ی این دانه‌ها با انجام عملیات آنیل انحلالی هم تغییری نمی‌کند [۱۷].

دلیل زمینه آستنیتی در فولاد هادفیلد عملیات شده را می‌توان با حضور مقادیر بالای کربن و منگنز و همچنین عملیات حرارتی در دمای 1100°C (باتوجه به دیاگرام فاز) اثبات نمود؛ چون هم کربن و هم منگنز آستنیت‌زا هستند و همچنین منگنز از تبدیل آستنیت به مارتنزیت

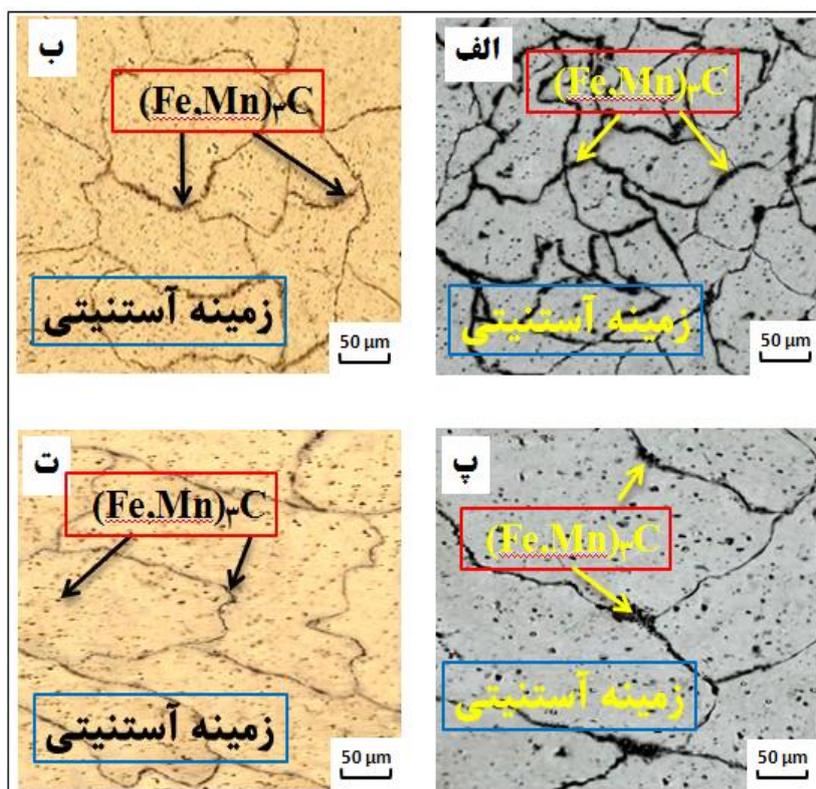
در دماهای پایین جلوگیری می‌کند. لی و چوی^۲ [۲۲]، گزارش دادند که با افزایش منگنز در آلیاژهای Fe-Mn، دمای شروع مارتنزیت^۳ به میزان بسیار زیادی کاهش می‌یابد، به گونه‌ای که در آلیاژهای پرمنگنز یک زمینه کاملاً آستنیتی را می‌توان مشاهده نمود.

همان گونه که از تصاویر متالوگرافی ملاحظه می‌شود، آلومینیوم با افزایش حلالیت کربن در آستنیت و بزرگ کردن دانه‌های آستنیت، مانع از درگیر شدن کربن با عناصر کاربیدزا شده و لذا در نمونه‌ی حاوی آلومینیوم در هر دو حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی، ملاحظه می‌شود که میزان رسوبات کاربیدی کم‌تری تشکیل شده است. برای بررسی ذرات کاربیدی، میزان ذرات کاربیدی به وسیله نرم افزار Image J اندازه‌گیری شده و در شکل ۴ نشان داده شده است. در این شکل هم مشاهده می‌شود که نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A) نسبت به نمونه‌ی حاوی آلومینیوم (نمونه‌ی B)، در هر دو حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی از میزان کاربید بیش‌تری برخوردار است.

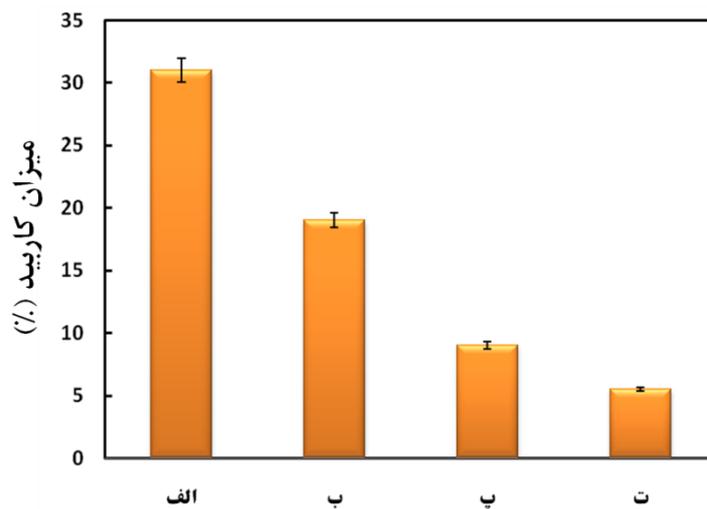
² - Lee and Choi

³ - Martensite start (Ms)

¹ - Zuidema



شکل ۳- تصاویر متالوگرافی Y بلوک در بزرگنمایی: الف) نمونه A قبل از عملیات حرارتی، ب) نمونه A بعد از عملیات حرارتی، پ) نمونه B قبل از عملیات حرارتی، ت) نمونه B بعد از عملیات حرارتی



شکل ۴- نحوه توزیع کاربید در نمونه های مختلف توسط نرم افزار Image J: الف) نمونه A قبل از عملیات حرارتی، ب) نمونه B قبل از عملیات حرارتی، پ) نمونه A بعد از عملیات حرارتی، ت) نمونه B بعد از عملیات حرارتی

آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

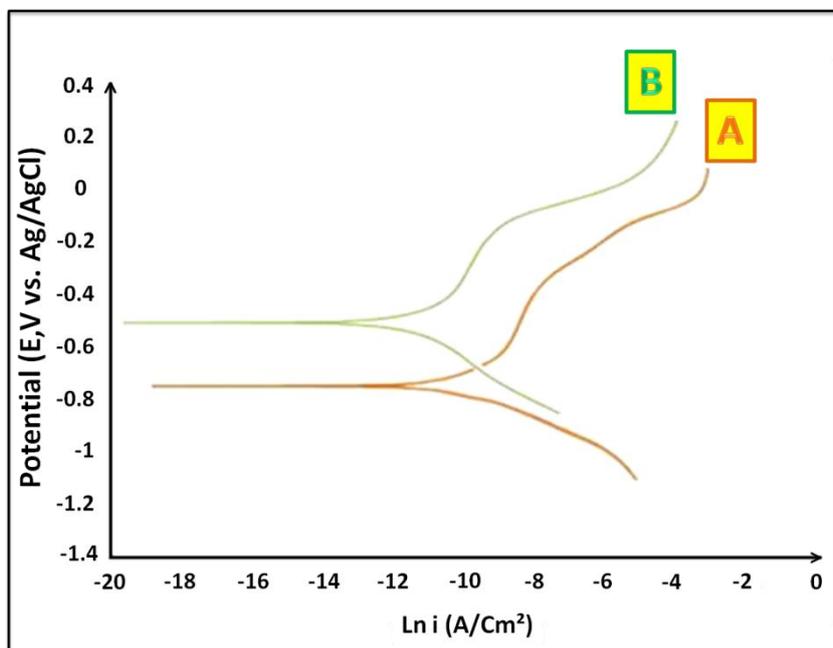
نمونه‌ی حاوی آلومینیوم دارای میزان کاربید و تعداد مرزدانه‌ی بیش‌تری است، به دو دلیل خوردگی تشدید می‌شود [۲۳ و ۲۴]:

۱- نمونه‌ی بدون آلومینیوم دارای اندازه دانه‌ی کم‌تری می‌باشد. در نتیجه در این نمونه نسبت به نمونه‌ی حاوی آلومینیوم تعداد مرزدانه‌ها بیش‌تر بوده و مرزدانه‌ها محل‌های پرانرژی بوده که از نظر شیمیایی فعال‌تر هستند و تمایل به خوردگی را افزایش می‌دهند.

۲- زمانی که ذرات کاربیدی نجیب‌تر در کنار زمینه فعال قرار می‌گیرند، زوج الکتروشیمیایی تشکیل داده و باعث تضعیف شدن مقاومت خوردگی خواهد شد.

در مجموع، نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک حکایت از این دارد که با افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد، مقاومت خوردگی افزایش می‌یابد.

در شکل ۵ نمودارهای مربوط به آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و در جدول ۲ نتایج مربوط به این آزمون نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که در بین هر دو نمونه‌ی مورد آزمایش، نمونه‌ی حاوی آلومینیوم (نمونه‌ی B) نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A) از مقاومت خوردگی بالاتری برخوردار است؛ زیرا همان‌گونه که از تصاویر متالوگرافی مشاهده گردید، نمونه‌ی حاوی آلومینیوم نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم از میزان کاربید و تعداد مرزدانه‌ی کم‌تری برخوردار است. در واقع نمونه‌ی بدون آلومینیوم به دلیل داشتن میزان کاربید و به تبع آن تعداد مرزدانه‌ی بیش‌تر، دارای مقاومت خوردگی کم‌تری نسبت به نمونه‌ی حاوی آلومینیوم است. ذرات کاربیدی، ترکیب‌هایی هستند که رفتار نجیبی نسبت به زمینه‌ی آستنیتی در فولاد هادفیلد از خود نشان می‌دهند. بنابراین زمانی که نمونه‌ی بدون آلومینیوم نسبت به



شکل ۵- نمودارهای مربوط به آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در حداقل سه بار تکرارپذیری

جدول ۲- متوسط نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در حداقل ۳ بار تکرارپذیری

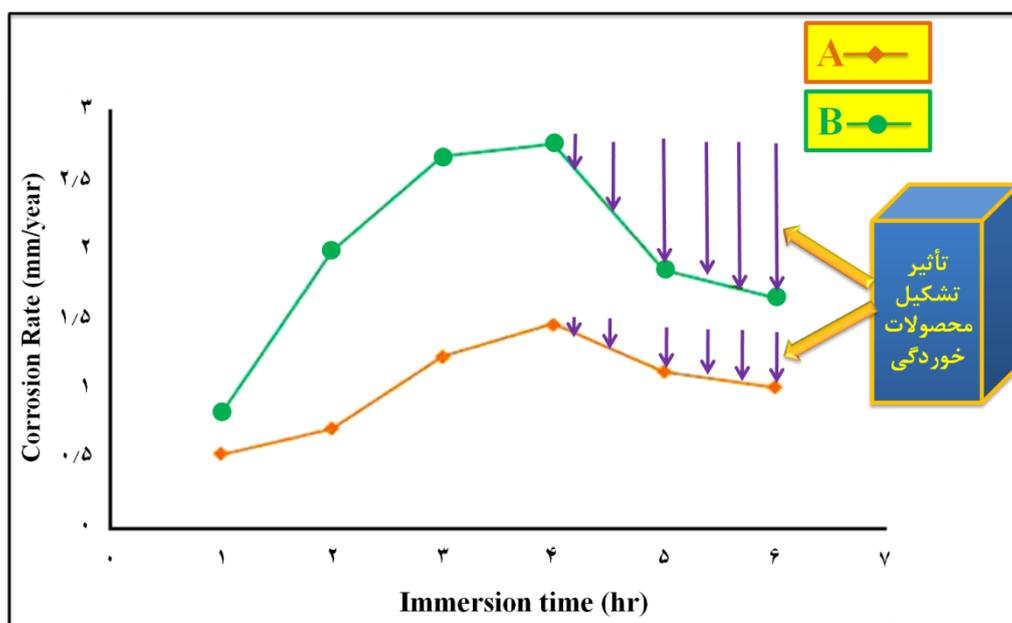
Corr. Rate (mm/year)	R_p ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)	E_{corr} (mV vs. Ag/AgCl)	i_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Al	کد اختصاری نمونه	نمونه
0.5215 ± 0.02	263 ± 5	-769 ± 10	45 ± 5	without	A	Y بلوک اول
0.3947 ± 0.02	286 ± 5	-524 ± 10	8 ± 5	With	B	Y بلوک دوم

i_{corr} : جریان خوردگی، E_{corr} : پتانسیل خوردگی، R_p : مقاومت پلاریزاسیون، Corr. Rate: سرعت خوردگی.

آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی

شکل ۷ نمودار نایکویست مربوط به آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در محلول ۳/۵٪ NaCl را نشان می‌دهد. همان گونه که از این شکل ملاحظه می‌شود، نمونه‌ی حاوی ۱/۷ درصد وزنی آلومینیوم (نمونه‌ی B) نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A)، مقاومت امپدانس واقعی بیشتری دارد. نتایج حاصل شده از آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی ارتباط مستقیمی با تغییرات ریزساختاری ایجاد شده دارد. در اثر افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد، تغییرات اساسی در میزان رسوبات و اندازه دانه‌های آستینیت رخ داده است (شکل ۳).

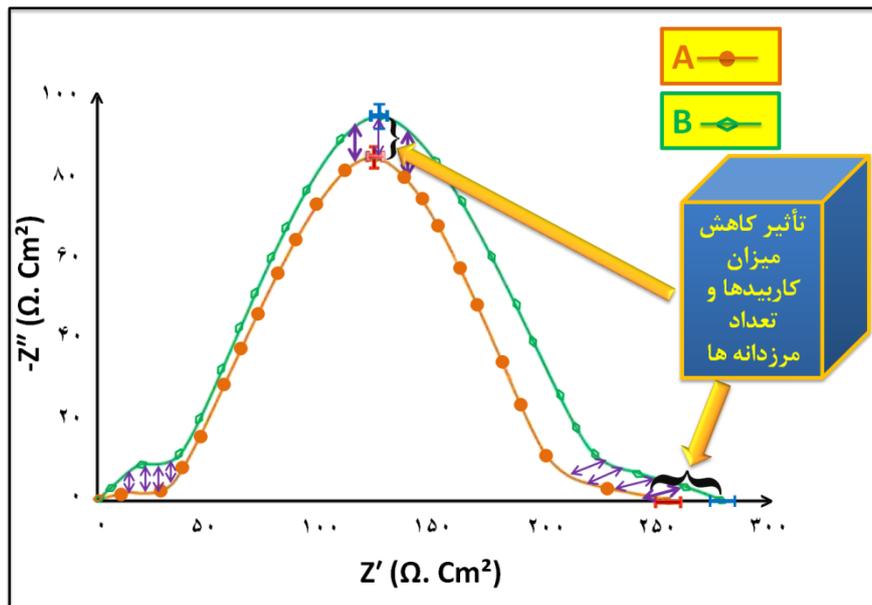
در این پژوهش همچنین اقدام به بررسی نرخ خوردگی در بازه‌های زمانی مختلف غوطه‌وری شد که نتایج آن در شکل ۶ نشان داده شده است. در این آزمون نیز مشاهده می‌شود که نمونه‌ی حاوی آلومینیوم (نمونه‌ی B) نرخ خوردگی کمتری نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A) دارد که این رفتار نشان از مقاومت خوردگی بالاتر نمونه‌ی حاوی آلومینیوم دارد. همچنین در این شکل مشاهده می‌شود که پس از گذشت حدود ۴ ساعت از زمان غوطه‌وری، نرخ خوردگی کاهش شدیدی پیدا می‌کند که این امر به دلیل تشکیل محصولات خوردگی بر سطح نمونه‌ها می‌باشد. چون هنگامی که محصولات خوردگی بر سطح فولاد تشکیل می‌شوند، مانع از تماس مستقیم یون‌های خورنده با سطح در تماس فولاد می‌شوند و در نتیجه نرخ خوردگی را کاهش می‌دهند.



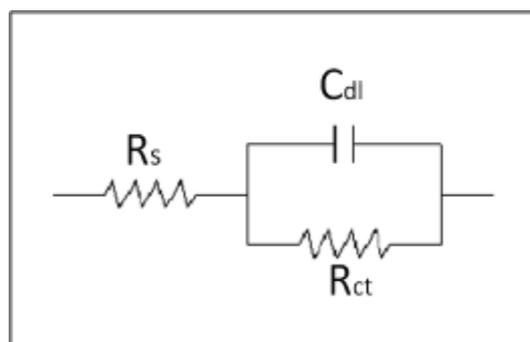
شکل ۶- نرخ خوردگی هر دو نمونه در ۶ بازه زمانی غوطه‌وری

در شکل ۸ مدار معادل مورد استفاده برای محاسبه پارامترهای طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی نشان داده شده است [۲۵]. مدار معادل نشان داده شده متشکل از یک مقاومت محلول (R_s)، ظرفیت خازنی (C_{dl}) و مقاومت انتقال بار (R_{ct}) می‌باشد. جدول ۳ نتایج EIS را با توجه به مدار معادل نشان داده شده در شکل ۸ را نشان می‌دهد. در این جدول هم مشاهده می‌شود که نمونه حاوی ۱/۷ درصد وزنی آلومینیوم نسبت به نمونه بدون آلومینیوم، مقاومت خوردگی بیش‌تری دارد.

به گونه‌ای که نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A) با افزایش میزان رسوبات کاربیدی و تعداد مرزانه‌ها، شرایط را برای تشکیل میکروپیل‌های گالوانیکی، وقوع خوردگی موضعی میکروگالوانیکی و کاهش مقاومت خوردگی فراهم نموده است. در نتیجه، ملاحظه می‌شود که نمونه‌ی حاوی ۱/۷ درصد وزنی آلومینیوم نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم، مقاومت امپدانس واقعی بیش‌تری دارد. در مجموع با مقایسه نمودارهای نایکوئیست هر دو نمونه، مشاهده می‌شود که قطر نیم دایره نمودارهای نایکوئیست که نمادی از مقاومت پلاریزاسیون نمونه‌هاست، برای نمونه‌ی حاوی ۱/۷ درصد وزنی آلومینیوم که دارای میزان کاربید و تعداد مرزانه‌ی کم‌تری می‌باشد، بیش‌تر است. همچنین نتایج مقاومت خوردگی حاصل شده از آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی با نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک همخوانی دارند.



شکل ۷- نمودار نایکوئیست مربوط به آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در حداقل سه بار تکرارپذیری



شکل ۸- مدار معادل مورد استفاده برای محاسبه‌ی پارامترهای طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی

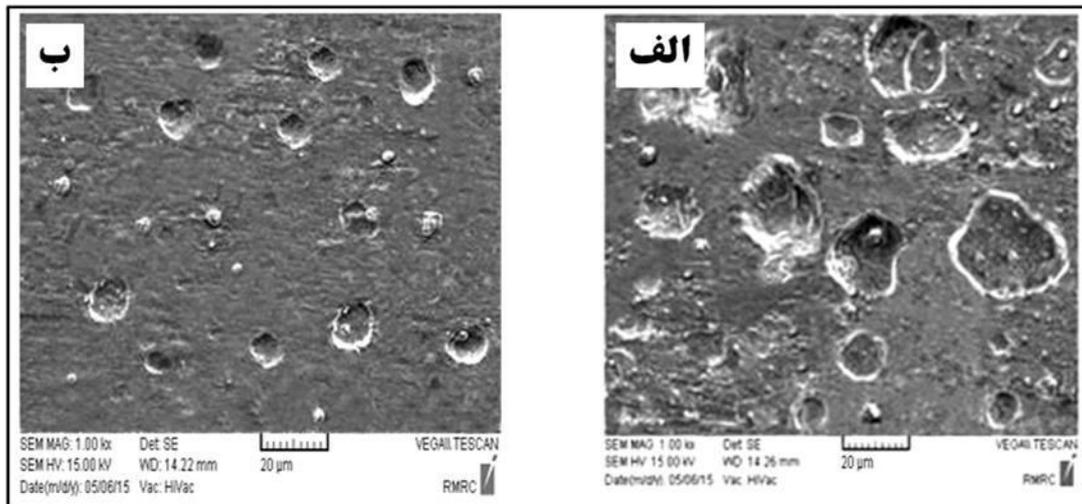
جدول ۳- محاسبه‌ی پارامترهای EIS برای هر دو نمونه

نمونه	Al	R_s ($\mu\text{A}/\text{Cm}^2$)	C_{dl} ($\mu\text{F}/\text{Cm}^2$)	R_{ct} ($\Omega \cdot \text{Cm}^2$)	Corr. Rate (mm/year)
A	Without	۰/۰۲۰۶	۱۰۹/۲۰۱۷	۲۵۹/۶۷	۰/۵۵۱۸
B	With	۰/۰۲۱۰	۱۲۴/۸۲۵۷	۲۸۳/۷۳	۰/۳۹۵۱

بررسی سطح خوردگی

سطح مشاهده می‌شود. در سطح نمونه‌ی بدون آلومینیوم هم تعداد و هم عمق حفره‌های ایجاد شده در سطح بیش‌تر است؛ چون در نمونه‌ی بدون آلومینیوم مقدار ذرات کاربیدی و تعداد مرزخانه‌ها بیش‌تر بوده و این عوامل به ایجاد خوردگی موضعی میکروگالوانیکی و کاهش مقاومت خوردگی کمک کرده است (ذرات کاربیدی نقش کاتد و زمینه‌ی آستنیتی نقش آند را در خوردگی موضعی میکروگالوانیکی ایفا می‌کنند [۲۶]). همچنین سطح خوردگی هر دو نمونه (تعداد و عمق حفره‌های ایجاد شده در سطح) با نتایج مقاومت خوردگی حاصل شده از آزمون‌های خوردگی مطابقت دارد.

همان گونه که از آزمون‌های خوردگی مشخص شد، نمونه‌ی حاوی ۱/۷ درصد وزنی آلومینیوم (نمونه‌ی B) نسبت به نمونه‌ی بدون آلومینیوم (نمونه‌ی A)، مقاومت خوردگی بالاتری دارد. پس از پایان آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، از سطح خوردگی هر دو نمونه توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی تصاویری تهیه شده که در شکل ۹ نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می‌شود، در سطح نمونه‌ی بدون آلومینیوم نسبت به سطح نمونه‌ی حاوی آلومینیوم یکسری حفرات خیلی درشت در



شکل ۹- تصاویر SEM پس از پایان آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک از سطح خوردگی: الف) نمونه A، ب) نمونه B

نتیجه گیری

براساس مطالعات ریزساختاری و آزمایش‌های خوردگی انجام شده می‌توان نتیجه گرفت که:

۱- افزودن آلومینیوم به فولاد آستنیتی منگنزار هادفیلد باعث افزایش مقاومت خوردگی این فولاد می‌شود. این پدیده به دلیل توانایی آلومینیوم در پایداری فاز آستنیت، افزایش حلالیت کربن در آستنیت و کاهش میزان رسوبات کاربیدی در فولادهای منگنزی است.

۲- افزودن آلومینیم به ترکیب شیمیایی فولاد آستنیتی منگنزار هادفیلد از تشکیل زوج میکروگالوانیکی در ساختار این فولاد جلوگیری کرده و باعث کاهش نرخ خوردگی می‌شود.

۳- با بررسی سطوح خوردگی فولاد آستنیتی منگنزار هادفیلد توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مشخص شد که خسارات خوردگی در این فولاد به شکل حفره می‌باشد که با افزودن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی فولاد هادفیلد، تعداد و عمق این حفره‌ها کاهش می‌یابد.

سپاسگزاری

نویسندگان این مقاله بر خود لازم می‌دانند که از همکاری‌های مهندس آرش پوربشارتی، مهندس محمد امین قدم دزفولی و کلیه اساتیدی که در این پژوهش آن‌ها را یاری نمودند، کمال تشکر و قدردانی را داشته باشند.

References:

1-D. K. Subramanya, A. E. Swansiger and H.S. Avery, "Austenitic Manganese Steels", ASM Metals Handbook, 10th ed., Vol.1, pp.822-840, 1991.

۲- آ. پوربشارتی، "مقدمه ای بر فولاد های هادفیلد"، پایانامه کارشناسی، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول، بهمن ۱۳۹۲.

3- M.B. Limoei and Sh. Hosseini, "Optimization of properties and structure with addition of titanium in hadfield steels", Proc. Conf. of Metal 2012, Czech Republic, Vol. 1, p. 6, 2012.

4- V.N. Najafabadi, K. Amini and M.B. Alamdarlo, "Investigating the effect of titanium addition on the wear resistance of

Hadfield steel", Metall. Res. Technol., Vol. 111, pp. 375 – 382, 2014.

۵- و. نجف آبادی، ح. مناجاتی زاده و ک. امینی، "بررسی تأثیر تیتانیوم بر بهبود خواص فولاد هادفیلد ASTM A128-C"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال هفتم شماره اول، ص ۴۵ – ۵۴، بهار ۱۳۹۲.

6- A.K. Srivastava and K. Das, "In-situ Synthesis and Characterization of TiC-Reinforced Hadfield Manganese Austenitic Steel Matrix Composite", Iron and Steel Institute of Japan Int., Vol. 49, No. 9, pp.1372-1377, 2009.

7- A. Grajcar, W. Krukiewicz and S. Kołodziej, "Corrosion behaviour of plastically deformed high-Mn austenitic steels", J. Achievem. Mater. Manuf. Eng., Vol. 43, No. 1, pp. 228 – 235, 2010.

۸- م. عباسی، ش. خیراندیش، ی. خرازی و ج. حجازی، "بررسی تأثیر برخی عوامل اصلی بر رفتار سایشی فولاد هادفیلد"، نشریه علوم و مهندسی سطح، سال ۵ شماره ۷، ص ۶۹ – ۸۰، تابستان ۱۳۸۸.

9- E.G. Moghaddam, N. Varahram and P. Davami, "On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel", Mate. Sci. and Eng. A, Vol. 532, pp. 260-266, 2011.

10- J.O. Agunsoye, T.S. Isaac, and A.A. Abiona, "On the Comparison of Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of High Chromium White Iron with the Hadfield Austenitic Manganese Steel", JMMCE, Vol. 1, pp. 24-28, 2013.

11- M. Lindroos and et al., "The Deformation, Strain Hardening, and Wear Behavior of Chromium-Alloyed Hadfield Steel in Abrasive and Impact Conditions", Tribol Lett, Vol. 57, pp. 1-11, 2015.

12- I. El-Mahallawi, R. Abdel-karim and A. Naguib, "Evaluation of effect of chromium on wear performance of high manganese steel", J. Mater. Sci. Technol., Vol. 17, pp. 1385-1390, 2001.

۱۳- م. رواندوست، م. نقوی و م.ح. شاعری، "بررسی اثر کوئنچ مستقیم بر ریز ساختار فولاد منگنزی هادفیلد"، مجموعه مقالات یازدهمین کنگره سالانه انجمن مهندسی متالورژی ایران، اصفهان، ج ۱، ص ۹، ۱۳۸۶.

۱۴- ش. حسینی، م. ب. لیمویی، ا. ابراهیمی قایی و ن. عرب، "تأثیر ترکیب محلول کوئنچ بر میزان حجم کاربید، ماکرو و میکرو سختی فولادهای منگنزی هادفیلد"، نشریه علمی فنی و تخصصی چدن و فولاد، شماره ۱، ص ۲۱ – ۲۵، آذر ۱۳۹۰.

15- S. Hosseini, M. B. Limooei, M. Hossein Zade, E. Askarnia, and Z. Asadi, "Optimization of Heat Treatment Due to Austenising Temperature, Time and Quenching Solution in Hadfield Steels", World Academy of Science, Engineering and Technology, Vol.7, pp. 1940-1943, 2013.

16- S. Hosseini and M.B. Limooei, "Optimization of Heat Treatment to Obtain Desired Mechanical Properties of High Carbon Hadfield Steels", World Appl. Sci. J., Vol. 15, pp. 1421-1424, 2011.

۱۷- م. خیاط، ش. خیراندیش و م. عباسی، "تأثیر آلومینیوم بر ریزساختار فولاد آستنیتی منگنزی هادفیلد در شرایط مختلف عملیات حرارتی"، مجموعه مقالات دومین همایش بین المللی و هفتمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران و انجمن ریخته گری ایران، سمنان، ج ۱، ص ۵، ۱۳۹۲.

18- X. Tian and Y. Zhang, "Mechanism on the Effect of Al upon the $\gamma \rightarrow \epsilon$ Martensite Transformation in the Fe-Mn Alloys", Journal of Material Science and Technology, Vol. 12, pp. 369-372, 1996.

19- Annual book of ASTM standards, "ASTM 128 A / 128 M, Standard specification for steel castings, austenitic manganese", ASTM Int., vol. 1, 1980.

۲۰- م. مرعشی، "متالورژی کاربردی فولادها"، جلد دوم، چاپ سوم، انتشارات آزاده، تهران، ۱۳۸۵.

21- B.K. Zuidema, D.K. Subramanyam and W.C. Leslie, "The effect of Aluminium on the work hardening and wear resistance of Hadfield manganese steel", Metall. Trans. A, Vol. 18A, pp. 1629-1639, 1987.

22- Y.K. Lee and C.S. Choi, "Driving Force for $\gamma \rightarrow \epsilon$ Martensitic Transformation and Stacking Fault Energy of γ in Fe-Mn Binary System", Metallurgical and Material Transaction A, Vol. 31A, pp. 355-360, 2000.

۲۳- د. پیرون، "الکتروشیمی خوردگی"، م.ع. گلغزار (مترجم)، دانشگاه صنعتی اصفهان، مرکز نشر، اصفهان، ۱۳۸۷.

۲۴- خ. مرشد بهبهانی و م. پاکشیر، "تعیین درجه ی حساس شدن فولاد ضدزنگ ۶۱۳ AISI با استفاده از آزمون امیدانس الکتروشیمیایی"، مجله مواد نوین، سال ۴، شماره ۴، ص ۲۹-۴۲، ۱۳۹۳.

25- J.H. Hong, S.H. Lee, J.G. Kim and J.B. Yoon, "Corrosion behaviour of copper containing low alloy steels in sulphuric acid", Corr. Sci., Vol. 54, pp. 174-182, 2012.

۲۶- م. فرزاد، "مهندسی خوردگی و حفاظت از فلزات"، چاپ اول، موسسه چاپ و انتشارات یادواره کتاب، ۱۳۷۸.

