

ارزیابی ریزساختار و رفتار سایشی چدن داکتیل زمینه فریتی پوشش داده شده با

آلیاژ پایه نیکل پر کروم

محسن حاجیان فروشانی و مرتضی شمعیان

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۹۳/۰۸/۲۱ - پذیرش مقاله: ۹۳/۱۱/۰۷)

چکیده

در پژوهش حاضر روشی از جنس آلیاژ پایه نیکل پر کروم (۳۶ درصد وزنی) بوسیله جوشکاری قوسی تنگستن گاز (GTAW) بر سطح چدن داکتیل زمینه فریتی اعمال شد. ریزساختار روکش ایجاد شده و فصل مشترک توسط میکروسکوپ نوری و آزمون پراش پرتو ایکس (XRD) مورد مطالعه قرار گرفت. برای مقایسه رفتار سایشی روکش و فلز پایه از آزمون سایش رفت و برگشتی استفاده شد و در نهایت به منظور تعیین مکانیزم های غالب سایش، مسیر سایش و ذرات آن با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد مشاهده قرار گرفت. مطالعات و ارزیابی های انجام گرفته نشان داد ریز ساختار روکش ایجاد شده حاوی کاربید هایی نظیر $Cr_{23}C_6$ و Cr_7C_3 درون دندریت های محلول جامد غنی از نیکل است. علاوه بر این ساختار لدبوریت در مناطقی از فلز پایه که به صورت جزئی ذوب شده است نیز قابل مشاهده است. نتایج نشان داد، مقاومت سایشی روکش ایجاد شده به صورت قابل ملاحظه ای بیشتر از فلز پایه است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان داد، مکانیزم سایش ورقه ای، مکانیزم غالب سایش در زیرلایه و روکش بوده است.

واژه های کلیدی: روکش کاری جوشی، چدن داکتیل فریتی، سایش، آلیاژ پایه نیکل پر کروم.

Microstructural Study and Wear Behavior of Ferritic Ductile Iron Surface Alloyed With High Chromium Nickel Base Alloy

M. Hajian Foroushani and M. Shamanian

Materials Engineering Department, Isfahan University of Technology

(Received 12 November 2014, accepted 27 January 2015)

Abstract

In this study, ferritic ductile iron was coated by high chromium (36%wt.) nickel base alloy using gas tungsten arc welding (GTAW). The microstructure of the clad layer and the interface were studied using optical microscope (OM) and X-ray diffraction (XRD). The wear behavior of clad layer and base metal was compared through reciprocating wear test, and the wear track and wear debris were observed by scanning electron microscope (SEM). Results revealed that the microstructure of the clad layer consisted of carbide phases such as $Cr_{23}C_6$ and Cr_7C_3 embedded in Ni-rich solid solution dendrites. Moreover, ledeburite structure was observed in the partially melted zone. Results showed that wear resistance of the clad layer was considerably higher than that of the base metal. SEM images proved that predominant wear mechanism is delamination in the substrate and the clad layer.

Keywords: Cladding, Ferritic Ductile Iron, Wear, High chromium nickel base alloy.

E-mail of corresponding author: mohsen.hajian@ma.iut.ac.ir

مقدمه

چدن‌های داکتیل زمینه فریتی به دلیل قیمت ارزان و برخورداری از خواص مناسبی نظیر سیالیت بالا، ماشین کاری عالی، مقاومت خوردگی مناسب، قابلیت ریخته‌گری بالا، قابلیت جذب ارتعاشات، مقاومت خستگی خوب و خواص مکانیکی بالا به طور گسترده در صنایع مختلف از جمله خودروسازی به عنوان اجزای مختلف پمپ‌های هیدرولیکی (نظیر پوسته پمپ و پیستون‌ها)، صنایع ریلی، برخی از قطعات ماشین‌های کشاورزی، جعبه‌های دنده و ولوها مورد استفاده قرار گرفته‌اند [۱و۲]. با وجود خواص یاد شده، مقاومت سایشی چدن‌های داکتیل و به خصوص چدن‌های داکتیل زمینه فریتی در شرایط سخت (دمای بالا یا بارهای اعمالی زیاد) به شدت کاهش می‌یابد [۳].

از آنجایی که رفتار سایشی مواد مهندسی متأثر از مشخصه‌های سطحی ماده نظیر ریزساختار سطح، زبری سطح و سختی سطح است، همواره امکان بهبود رفتار سایشی مواد با تغییر مناسب خواص مذکور در سطح ماده وجود دارد [۳]. روکش‌کاری جوشی از جمله روش‌های است که به صورت گسترده‌ای برای بهبود خواص سطحی مواد مورد استفاده قرار گرفته است. در این روش روکشی از جنس ماده غیر مشابه با فلز پایه بوسیله فرآیندهای مختلف جوشکاری نظیر جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW)، جوشکاری قوسی الکتروود پوشش‌دار (SMAW)، جوشکاری قوسی زیر پودری (SAW)، جوشکاری قوسی فلز-گاز (GMAW)، جوشکاری قوسی پلاسما (PAW) و جوشکاری لیزر بر سطح ماده اعمال می‌گردد که از میان آنها روش GTAW به دلیل نرخ رسوب بالا، هزینه‌های پایین و سازگاری کامل با دامنه وسیعی از مواد مهندسی نسبت به سایر روش‌ها برتری دارد [۴و۵].

تاکنون مواد بسیاری از جمله آلیاژهای پایه نیکل و پایه کبالت، آلیاژهای مس، آلیاژهای منیزیم، فولادهای آلیاژی و سرامیک‌ها به عنوان پوشش مورد استفاده قرار گرفته‌اند که

در میان آن‌ها آلیاژهای حاوی مقادیر زیادی از عنصر کروم توجه بیشتری را به خود جلب کرده‌اند [۴و۶]. شمعانیان و همکاران در پژوهشی که بر روی روکش‌کاری جوشی چدن داکتیل با استفاده از الکتروود فولاد زنگ نزن L ۳۰۹ و با بهره‌گیری از روش SMAW انجام دادند تاثیر ضخامت پوشش را بر روی خواص سایشی بررسی کرده‌اند. آنها مشاهده کردند با افزایش ضخامت پوشش مقاومت سایشی کاهش می‌یابد چرا که با افزایش ضخامت پوشش، سهم فلز پایه که دارای کربن بالایی نیز هست کمتر شده و بنابراین فازهای کاربیدی که عامل اصلی افزایش سختی و مقاومت به سایش هستند کاهش یافته و به تبع آن رفتار سایشی نیز ضعیف‌تر می‌شود [۷]. اعرابی و همکاران نیز با استفاده از الکتروود از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل با استفاده از روش SMAW تاثیر تعداد پاس را بر روی سختی و مقاومت سایشی چدن داکتیل زمینه پرلیتی بررسی کرده‌اند؛ آنها مشاهده کردند با افزایش تعداد پاس‌ها سختی کاهش و رفتار سایشی نیز ضعیف‌تر شده است که دلیل این امر، کاهش مقدار رقت با افزایش تعداد پاس‌ها و در نتیجه تشکیل کمتر فازهای سخت کاربیدی است [۸].

گیفنگ^۱ و همکارانش با استفاده از پودر C-B-W-Cr و با بکارگیری روش لیزر، روکشی با متوسط سختی ۱۲۰۱ ویکرز بر سطح چدن داکتیل ایجاد کردند که مقاومت سایشی را به شکل قابل ملاحظه افزایش داد. سختی بسیار بالای روکش ایجاد شده، به حضور همزمان فازهایی نظیر مارتنزیت، آستنیت باقی‌مانده و مقادیر بسیار زیادی از کاربیدهای مختلف نسبت داده شده است [۹].

اعرابی و همکارانش در تحقیق دیگری با استفاده از الکتروود استیلایت ۶ و با استفاده از روش TIG روکشی را بر سطح چدن داکتیل اعمال کردند و تغییرات ریزساختاری در منطقه ذوب جزیبی شده و منطقه متأثر از حرارت را به دقت مورد بررسی قرار دادند. در منطقه ذوب جزیبی شده به دلیل سرعت بالای انجماد ساختار سخت و ترد لدبوریت و در

¹ Guifang

شکل چشمگیری افزایش می‌دهند. بنابراین استفاده از الکترودهای پایه نیکلی حاوی عناصر مذکور علاوه بر افزایش مقاومت به خوردگی داغ و اکسیداسیون دمای بالا، مقاومت سایشی را نیز افزایش می‌دهند [۱۳]. به هر حال با توجه به بررسی‌ها و مطالعات انجام گرفته با وجود همه خواص یاد شده برای الکترودهای پایه نیکل پر کروم هیچگونه اطلاعات مرتبط با روکش کاری جوشی چدن‌های داکتیل زمینه فریتی با چنین الکترودهای و بخصوص با استفاده از فرآیند GTAW در منابع وجود ندارد.

در این پژوهش سطح چدن داکتیل زمینه فریتی بوسیله الکترودهای پایه نیکل پر کروم (۳۶ درصد وزنی کروم) با نام تجاری 35.45.Nb و با استفاده از روش جوشکاری قوسی تنگستن گاز جوشکاری شد. سپس ریزساختار روکش ایجاد شده مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفت. به منظور ارزیابی رفتار سایشی آن از آزمون سایش رفت و برگشتی استفاده شد و در پایان مسیر سایش و ذرات سایش نیز با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد مطالعه و ارزیابی قرار گرفت.

مواد و روش تحقیق

ابتدا نمونه‌هایی از جنس چدن داکتیل زمینه فریتی با ابعاد $100 \times 15 \times 12$ میلیمتر به عنوان زیرلایه آماده‌سازی شدند. نمونه‌ها پس از بریده شدن در ابعاد مذکور ابتدا توسط سنگ مغناطیس، سنگ‌زنی شده تا دو سطح کاملاً موازی ایجاد گردد؛ سپس سطح نمونه‌ها با استفاده از استون شسته شده تا هر گونه آلودگی از سطح ماده برطرف گردیده و عیوب جوشکاری به حداقل مقدار ممکن کاهش یابد. قبل از روکش کاری نمونه‌ها تا دمای 250°C درجه سانتیگراد پیش گرم شدند [۱۴] و در نهایت توسط سیم جوشی با نام تجاری 35.45.Nb ساخت شرکت Metrod با استفاده از روش جوشکاری قوسی تنگستن گاز جوشکاری شدند. ترکیب شیمیایی فلز روکش و زیرلایه مصرفی در جدول ۱ و پارامترهای جوشکاری در جدول ۲

منطقه متأثر از حرارت ساختار ترد مارتنزیت مشاهده شده است [۱۰].

امیرصادقی و همکارانش در روکش کاری جوشی چدن داکتیل با استفاده از پودر فروکروم و بکارگیری روش TIG تاثیر مقدار حرارت ورودی را بر روی فازهای تشکیل شده و مقدار سختی بررسی کردند. آنها مشاهده کردند با افزایش مقدار حرارت ورودی از $11/7$ به $16/2$ KJ/cm، سختی از 1080 ویکرز به حدود 895 ویکرز کاهش می‌یابد که به دلیل تغییر ماهیت فازهای موجود در پوشش است. در حرارت ورودی کمتر ریزساختار روکش ایجاد شده شامل کاربیدهای اولیه $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ درون زمینه‌ای از فاز یوتکتیکی بوده در حالی که در حرارت ورودی $16/2$ KJ/cm ریزساختار لدبوریت به همراه کاربیدهای $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ ساختار مارتنزیت و آستنیت باقیمانده با مورفولوژی سوزنی تشکیل شده است [۱۱]. در همین راستا، عبود^۱ در اصلاح سازی خواص سطحی چدن داکتیل بوسیله ذوب و انجماد سریع سطح، تاثیر مقدار جریان را بر خواص لایه ایجاد شده بررسی کرده است. براساس نتایج به دست آمده با افزایش مقدار جریان هر چند عمق سخت شده بیشتر و منطقه متأثر از حرارت بزرگتر شده است اما مقدار سختی کاهش یافته است که دلیل آن تغییر ماهیت فازهای تشکیل شده با تغییر جریان در لایه سخت شده است [۱۲]. تحقیقات انجام گرفته توسط سایر محققین نشان می‌دهد سوپر آلیاژهای پایه نیکل مقاومت بالایی نسبت به خوردگی داغ و اکسیداسیون دمای بالا از خود نشان می‌دهند [۱۳]. با توجه به حضور مقادیر بالای کربن در زیرلایه‌های چدنی چنانچه روکش اعمالی بر سطح آن نیز حاوی مقادیر قابل توجهی عناصر کاربیدزای قوی نظیر کروم، تنگستن یا مولیبدن باشد فازهای کاربیدی زیادی در ریزساختار پوشش مشاهده می‌شوند. از آنجایی که فازهای کاربیدی معمولاً دارای سختی بالایی بوده مقاومت سایشی را به

¹Abboud

آزمون سایش و ریزسختی سنجی

به منظور بررسی تغییرات میزان سختی در فاصله بین فصل مشترک تا سطح روکش و تعیین پروفیل سختی آزمون ریزسختی سنجی با استفاده از دستگاه ریزسختی سنج ویکرز ساخت شرکت Buheller با اعمال نیروی ۲۰۰ mg و زمان توقف ۱۵ ثانیه بر مقطع عرضی نمونه‌ها انجام شد. به منظور تعیین دقیق پروفیل سختی، از سه قسمت مختلف نمونه (خط مرکزی جوش و دو طرف آن) پروفیل سختی گرفته شد و میانگین آنها به عنوان پروفیل نهایی گزارش گردید. برای مقایسه رفتار سایشی نمونه‌های روکش‌کاری شده با چدن داکتیل زمینه فریتی (زیرلایه) از آزمون سایش رفت و برگشتی در دمای محیط استفاده شد. به منظور تعیین نیروی مناسب برای انجام آزمون سایش، آزمون بارپذیری با سه نیروی ۳۰، ۶۰ و ۹۰ نیوتن انجام گرفت که با توجه به نرخ بسیار زیاد سایش در نیروی ۹۰ نیوتن، نیروی ۶۰ نیوتن به عنوان نیروی مناسب جهت آزمون نهایی انتخاب گردید. برای انجام آزمون سایش، از پین استوانه‌ای شکل، با طول ۱۲ میلیمتر و شعاع ۳ میلیمتر و سرکروی شکل، از جنس فولاد بلبرینگ (۵۲۱۰۰) با سختی متوسط HRC ۶۴ به عنوان جسم ساینده استفاده گردید. ترکیب شیمیایی پین مصرفی در جدول ۱ آمده است. قبل از انجام آزمون سایش سطح نمونه‌ها توسط استون تمیز شده، خشک گردیده و در نهایت با استفاده از ترازویی با دقت ± 0.1 mg وزن شده و تحت آزمون سایش قرار گرفتند. آزمون سایش تا مسافت نهایی ۱۰۰۰ متر انجام شد، خشک گردیده و کاهش وزن آنها ثبت گردید.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی مواد مصرفی (بر حسب درصد وزنی).

Mg	S	P	Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	Ti	Mn	C	Si	
-	-	-	پایه	۱۳	۳۶	۰/۹	۰/۱	۰/۰۲	۰/۹	۰/۴۴	۱/۲	روکش
۰/۰۸	۰/۰۵	<۰/۰۱۸	۰/۵	پایه	۰/۰۹	-	۰/۲	۰/۰۷	۰/۵۹	۲/۸	۴/۱۸	زیرلایه
-	<۰/۰۲۵	<۰/۰۲۵	-	پایه	۱/۶-۱/۳	-	-	-	-۰/۲۵ ۰/۴۵	۱/۱-۰/۹۸	-۰/۱۵ ۰/۳۵	پین سایش

آورده شده‌اند. پس از سرد شدن، نمونه‌ها مجدداً توسط سنگ مغناطیس جهت انجام مشاهدات ریزساختاری و انجام آزمون سایش سنگ زده و آماده‌سازی شدند.

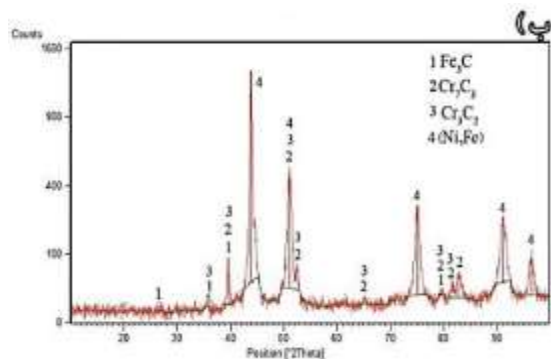
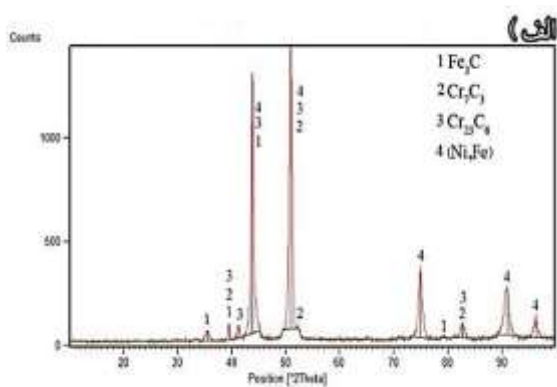
ارزیابی ریزساختار

به جهت مشاهده و بررسی ریزساختار روکش ایجاد شده، ابتدا نمونه‌ها در مقطع عرضی برش داده شدند و پس از آماده‌سازی توسط سنباده‌های مختلف و پولیش نهایی توسط ذرات آلومینا با متوسط اندازه ذره $0.5 \mu\text{m}$ ، درون محلولی از اتانول، نیتریک اسید و استیک اسید با نسبت حجمی برابر اچ شدند. سپس نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری OLYMPUSE-BX60M مورد مشاهده و ارزیابی قرار گرفتند. به منظور تعیین ضخامت روکش از نرم افزار آنالیز تصویری Image J استفاده گردید که بر اساس آن ضخامت قسمت‌های مختلف روکش بین ۱۷۰۰ تا ۲۰۰۰ میکرون تعیین گردید. برای شناسایی فازهای موجود در ریزساختار سطح روکش، بر روی نمونه آزمون پراش پرتو ایکس انجام گرفت. سپس به منظور ارزیابی فازهای موجود در فصل مشترک نیز، سطح نمونه با استفاده از سنگ مغناطیس سنگ زنی شد و در حدود $1/7$ میلیمتر بار برداری گردید و در نهایت آزمون انجام گرفت. آزمون پراش پرتوی ایکس با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس مدل X'Pert-MPD ساخت شرکت Philips و با استفاده از تارگت مسی و تحت ولتاژ ۴۰ kV و طول موج 0.154 \AA انجام پذیرفت.

بازوهای دندریتی همانطوری که سایر محققین نیز گزارش کرده اند [۸] ترکیب مذاب برای تشکیل فازهای کاربیدی مناسب گردیده و کاربیدهای غنی از کروم تشکیل می‌گردند. نتایج آزمون پراش پرتو ایکس سطح روکش که در شکل ۳-الف نمایش داده شده است حضور فازهای غنی از نیکل و همچنین کاربیدهای غنی از کروم را تایید می‌کند. شکل شماره ۳-ب نیز الگوی پراش پرتو ایکس فصل مشترک روکش را با زیرلایه نشان می‌دهد.



شکل ۲. ریزساختار روکش ایجاد شده.



شکل ۳. الگوی پراش پرتو ایکس (الف) سطح روکش و (ب) فصل مشترک.

پس از انجام آزمون سایش با نیروی ۶۰ نیوتن و سه تکرار، مسیر سایش و ذرات آن توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل SEM Philips MI30 مورد مطالعه قرار گرفت تا مکانیزم یا مکانیزم‌های غالب در هر نمونه مشخص گردد.

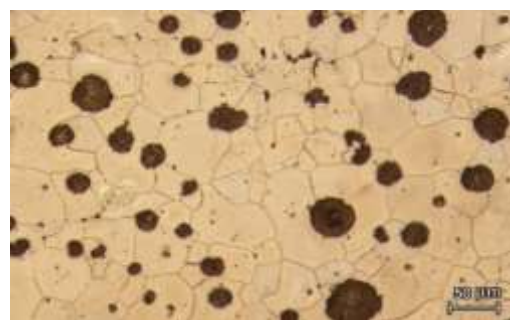
جدول ۲. پارامترهای جوشکاری GTAW

۱۲۰	آمپراژ (A)
۱۲	ولتاژ (V)
۴/۹	سرعت جوشکاری (cm/min)
DCEN	قطبیت
تنگستن -۲٪ توریم	جنس الکترود
آرگون	گاز محافظ

نتایج و بحث

ارزیابی ریزساختار

ریزساختار زیرلایه مصرفی، شامل کره‌های سیاه رنگ گرافیت درون زمینه‌ای از فریت است که در شکل ۱ قابل مشاهده است. ریزساختار سطح روکش ایجاد شده در شکل ۲ نمایش داده شده است. همانطور که انتظار می‌رود به دلیل حضور عناصر آلیاژی و سرعت بالای انجام ریزساختار انجمادی کاملاً دندریتی است.



شکل ۱. ریزساختار زیرلایه مصرفی.

در طی فرآیند انجماد اولین فاز منجمد شده فاز غنی از نیکل بوده که به صورت دندریتی منجمد می‌گردد. با پیشرفت انجماد و پس زده شدن عناصر آلیاژی بین

است [۱۶]. علاوه بر تغییر ماهیت فازهای موجود از فصل مشترک به طرف سطح پوشش ریزساختار فازهای تشکیل شده نیز به دلیل تغییر گرادیان دمایی (G) و نرخ سرد شدن (R) در این فاصله، تغییر می‌کند. با کاهش نسبت G/R از طرف فصل مشترک به سطح پوشش ریزساختار روکش از سلولی به دندریتی ستونی و از دندریتی ستونی به دندریتی هم محور تغییر می‌کند که در شکل ۵ نمایش داده شده است [۱۷]. در حین جوشکاری حرارت ناشی از قوس الکتریکی باعث افزایش دمای زیرلایه می‌شود به طوری که در بعضی مناطق ذوب شدن موضعی اتفاق می‌افتد. این مناطق ذوب شده در طی فرآیند انجماد به دلیل سرعت سرمایش زیاد در فرآیند جوشکاری امکان تشکیل ساختارهای گرافیتی را نداشته، بنابراین با تشکیل ساختار لدبوریت به چدن سفید تبدیل می‌گردند. در شکل شماره ۶ تشکیل چدن سفید در مناطق ذوب جزئی شده به وضوح قابل مشاهده است.

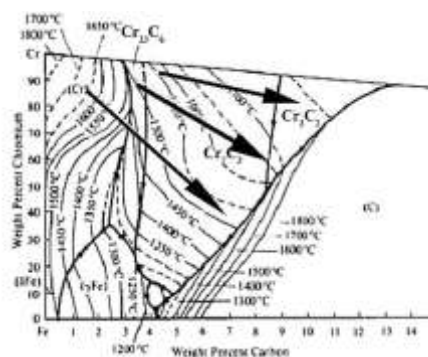


شکل ۵. تغییر ریزساختار جوش از فصل مشترک به طرف سطح روکش.



شکل ۶. تشکیل ساختار لدبوریت در منطقه ذوب جزئی شده.

طبق تصویر ریزساختار منطقه فصل مشترک شامل کاربیدهای کروم و آهن (Cr_7C_3, Cr_3C_2, Fe_3C) و محلول جامد نیکل و آهن (Ni, Fe) است که تقریباً با فازهای موجود در سطح روکش یکسان بوده به جز اینکه فاز کاربید کروم با ترکیب $Cr_{23}C_6$ که در سطح روکش وجود داشته است در فصل مشترک حضور نداشته و در عوض کاربیدهای کروم با ترکیب Cr_7C_3 و Cr_3C_2 پیک‌های بزرگتری را به خود اختصاص داده‌اند. با توجه به دیاگرام سه تایی Fe-Cr-C که در شکل ۴ دیده می‌شود با افزایش مقدار کربن و کاهش مقدار کروم (در جهت پیکان‌های روی شکل)، تمایل سیستم برای انجماد فاز $Cr_{23}C_6$ کاهش یافته و به جای آن فازهای Cr_7C_3 و Cr_3C_2 منجمد می‌گردند. در این نمونه نیز مقدار کربن در فصل مشترک به دلیل مجاورت با زیرلایه چدنی بسیار بیشتر از سطح پوشش است و با توجه به اینکه کروم نیز از طریق نفوذ جانشینی خود را از سطح پوشش به منطقه فصل مشترک رسانیده است مقدار آن در فصل مشترک بسیار کمتر از سطح پوشش است؛ بنابراین احتمال تشکیل فازهای Cr_7C_3 و Cr_3C_2 در منطقه فصل مشترک بسیار بیشتر از فاز $Cr_{23}C_6$ است. تشکیل کاربیدهای کروم با ترکیبات ذکر شده توسط نجاری و همکاران در روکش‌کاری جوشی فولاد ساده کربنی با الکتروود استلایت ۶ نیز مشاهده شده



شکل ۴. نمودار فازی سه تایی آهن-کروم-کربن [۱۵].

شرایط نفوذ کربن از کره‌های گرافیتی به زمینه اطراف فراهم شده و کربن به زمینه اطراف نفوذ می‌کند و درصد کربن این مناطق افزایش می‌یابد. با افزایش درصد کربن نقطه ذوب کاهش یافته و احتمال ذوب این مناطق افزایش می‌یابد، بنابراین احتمال تشکیل لدبوریت در این مناطق (مجاورت کره‌های گرافیتی) نیز بیشتر می‌گردد [۲].

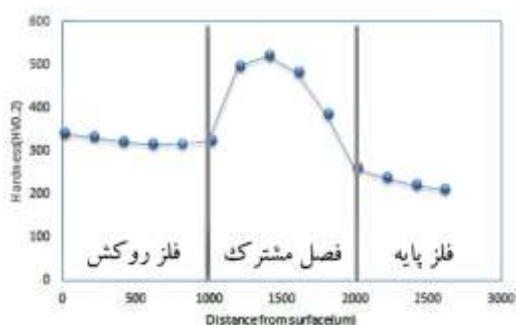
آزمون سایش

سختی یکی از پارامترهای موثر در تعیین رفتار سایشی مواد است.

رابطه شماره ۱ چگونگی وابستگی مقاومت سایشی مواد به میزان سختی آن را نشان می‌دهد:

$$Q = K.W.V/H \quad (1)$$

که در آن Q نرخ سایش بر حسب حجم بر واحد زمان، W مقدار نیروی اعمالی، V سرعت، H مقدار سختی و K عددی ثابت است [۲۱]. بر اساس رابطه ذکر شده با افزایش مقدار سختی نرخ سایش کاهش می‌یابد. پروفیل سختی روکش ایجاد شده در شکل ۷ قابل مشاهده است. سختی چدن داکتیل مصرفی در حدود ۲۲۰ ویکرز بوده در حالی که سختی روکش ایجاد شده به طور متوسط ۳۴۰ ویکرز است که این سختی در فصل مشترک به بالای ۵۰۰ ویکرز رسیده است.



شکل ۷. پروفیل سختی روکش ایجاد شده.

حضور فازهای متفاوت در قسمت‌های مختلف باعث ایجاد این تغییرات سختی گردیده است به نحوی حضور

هر چند حضور ساختار سخت و ترد لدبوریت در چدن‌های نشکن مطلوب نیست اما به هر حال تشکیل این ساختار حین جوشکاری چدن‌های گرافیتی توسط بسیاری از محققین گزارش شده است. حیدر زاده سهی و همکارانش در حین روکش‌کاری چدن داکتیل با پودر اکسید کروم با استفاده از روش پیش‌نشانی^۳ تشکیل ساختار لدبوریت را در ریزساختار چدن داکتیل مشاهده کرده‌اند [۱۸]. شایگن^۴ و همکاران در اصلاح سازی سطحی چدن داکتیل با استفاده از جریان الکتریکی [۲]، ال-بنا^۵ و همکاران در جوشکاری و روکش‌کاری چدن داکتیل با استفاده از الکترودهای مختلف پایه نیکل و فولادی [۱۹]، عسکری پیکانی و همکاران در جوشکاری چدن داکتیل با الکترودهای E7018 و E Ni-CI [۲۰]، عبود^۶ در اصلاح سازی سطحی چدن داکتیل از طریق ذوب و انجماد سریع با استفاده از فرآیند جوشکاری TIG [۱۲]، گیفنگ^۵ و همکاران در روکش‌کاری چدن داکتیل با استفاده از پودر C-B-W-Cr و با بکارگیری روش لیزر [۹]، اعرابی و همکاران در روکش‌کاری چدن داکتیل با استفاده از الکترودهای اینکونل^۶ ۶۱۷ و با بکارگیری روش TIG [۱۷]، شمعیان و همکاران در لایه نشانی الکتروود فولاد زنگ نزن ۳۰۹ بر سطح چدن داکتیل با استفاده از فرآیند SMAW [۷] و امیرصادقی و همکاران در آلیاژسازی سطحی چدن داکتیل با استفاده از پودرهای پایه مولیبدن و پایه کروم و ذوب آن بوسیله روش TIG [۱۱] همگی تشکیل ساختار لدبوریت را در منطقه ذوب جزیی شده مشاهده کرده‌اند. به هر حال احتمال تشکیل لدبوریت در همه مناطق یکسان نبوده بلکه در مناطق نزدیک به کره‌های گرافیتی احتمال تشکیل این ساختار بیشتر است. در مناطق نزدیک به کره‌های گرافیتی با افزایش دما و تغییر زمینه اطراف از فریت به آستنیت

¹Preplating

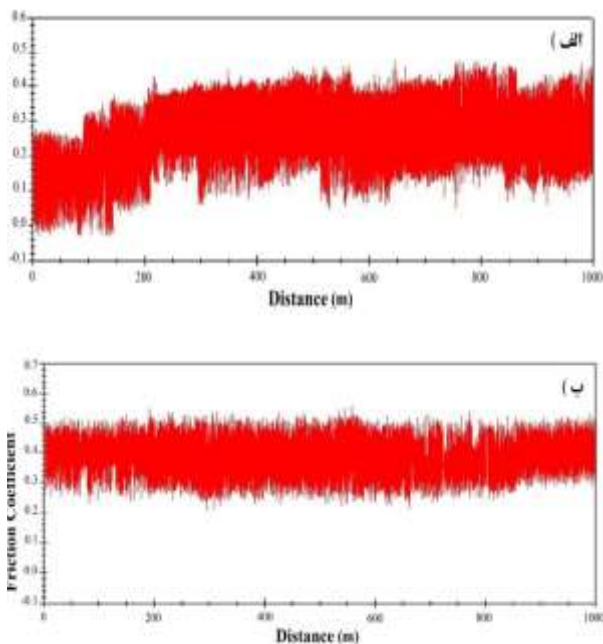
²Shigen

³EL Bana

⁴Abbud

⁵Guifing

⁶Inconel



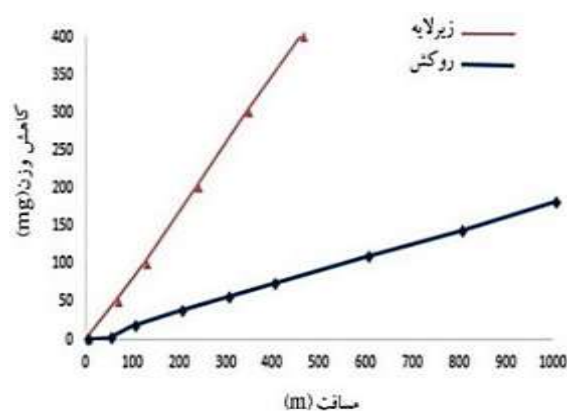
شکل ۹. نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت برای (الف) زیرلایه و (ب) روکش.

هر چند با خروج گرافیت‌ها ضریب اصطکاک به دلیل خاصیت روانکاری گرافیت کاهش می‌یابد ولی با خروج گرافیت‌ها زمینه اطراف آن که فاز نرم فریت است به راحتی تغییر فرم داده و از سطح جدا می‌شوند که در نهایت رفتار سایشی ضعیفی را برای چدن‌های داکتیل زمینه فریتی به همراه دارد [۲۲].

نمودار ضریب اصطکاک زیرلایه و روکش در شکل ۹ (الف و ب) قابل مشاهده است. شکل ۹-الف تغییرات ضریب اصطکاک زیرلایه را بر حسب مسافت نشان می‌دهد؛ طبق نمودار، ضریب اصطکاک در ابتدای آزمون در حدود ۰/۱ بوده و با ادامه آزمون سایش ضریب اصطکاک افزایش یافته است که این امر به دلیل افزایش سطح تماس نمونه با سطح پین رخ می‌دهد. به دلیل سختی کم زیرلایه، با ادامه آزمون سایش، پین به راحتی درون نمونه فرو رفته، بنابراین سطح تماس افزایش یافته و به تبع آن تعداد اتصالات موضعی و لحظه‌ای که بین پین و سطح زیرلایه ایجاد می‌شود، افزایش می‌یابد. با زیاد شدن تعداد این

فازهای کاربیدی در سطح پوشش باعث افزایش سختی این منطقه نسبت به زیرلایه و حضور فازهای کاربیدی بعلاوه حضور همزمان فاز سخت لدبوریت باعث افزایش سختی در فصل مشترک نسبت به سطح روکش شده است. بیشتر بودن مقدار سختی در فصل مشترک نسبت به سطح پوشش در روکش کاری جوشی چدن داکتیل با استفاده از الکتروود فولاد زنگ نزن دوفازی توسط شمعیان و همکاران نیز مشاهده شده است [۷].

شکل شماره ۸ رفتار سایشی روکش و زیرلایه را نشان می‌دهد. طبق نمودار رفتار سایشی نمونه روکش شده به طور چشمگیری افزایش یافته است به نحوی که در نیروی ثابت ۶۰ نیوتن مقاومت سایشی حدود ۷ برابر افزایش یافته است. این بهبود در رفتار سایشی نمونه‌های روکش شده را می‌توان اولاً به حضور مقادیر زیاد کاربیدهای سخت تشکیل شده در حین روکش کاری نسبت داد چرا که با حضور کاربیدهای یاد شده سختی افزایش یافته و طبق رابطه ۱ مقاومت سایشی روکش افزایش می‌یابد. علاوه بر سختی دلیل دیگر اختلاف زیاد مقاومت سایشی روکش با زیرلایه ریزساختار خاص چدن‌های داکتیل زمینه فریتی است که شامل کره‌های گرافیتی احاطه شده توسط زمینه نرم فریت است؛ در حین آزمون سایش کره‌های گرافیتی از جای خود خارج شده و بین دو سطح درگیر قرار می‌گیرد.



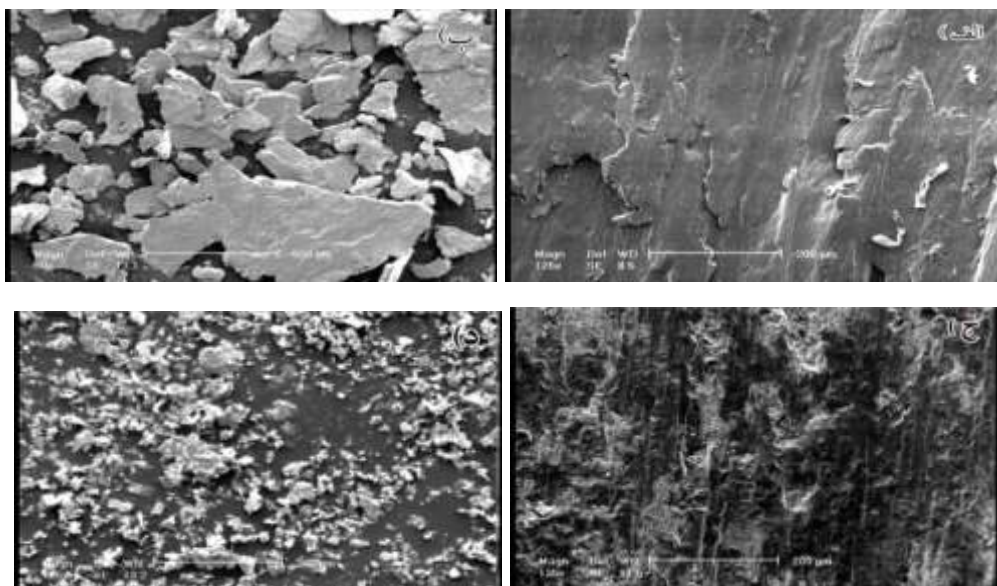
شکل ۸. نمودار سایشی زیرلایه و روکش.

ماده به صورت ورقه های تخت و پولک شکل است [۸]؛ بنابراین با بررسی شکل ذرات جدا شده از سطح می توان به صورت دقیقتری در مورد این مکانیزم قضاوت کرد. شکل ۱۰-ب ذرات سایشی روکش ایجاد شده را نمایش می دهد. شکل ورقه ای و تخت ذرات مکانیزم سایش ورقه ای را به عنوان مکانیزم غالب در روکش ایجاد شده تایید می کند. نتایج مشابهی در روکش کاری جوشی چدن داکتیل توسط سایر محققین نظیر اعرابی و همکاران [۸] و شمعیان و همکاران [۷] نیز گزارش شده است. تصویر ۱۰-ج مسیر سایش زیرلایه را نشان می دهد. با توجه به مسیر سایش و با مشاهده ذرات ورقه ای شکل سایش در شکل ۱۰-د مکانیزم غالب سایش در زیرلایه نیز سایش ورقه ای بوده است. سختی کم نمونه بدون روکش باعث ایجاد چنین ذرات ریز و نسبتاً گردی گردیده است چرا که ذرات جدا شده بین دو سطح درگیر، حبس شده و به دلیل سختی پایین به راحتی به شکل کروی تغییر فرم داده یا شکسته می شوند [۸].

اتصالات نیروی لازم جهت گسیختن آنها نیز افزایش یافته و در نتیجه ضریب اصطکاک افزایش می یابد [۱۷]. به هر حال ضریب اصطکاک در طول مسیر برای نمونه بدون پوشش به طور متوسط در حدود $0/3$ و برای نمونه روکش شده همانطور که در شکل ۹-ب دیده می شود ضریب اصطکاک در حدود $0/4$ بوده است. مقدار کمتر ضریب اصطکاک در نمونه بدون پوشش به دلیل حضور گرافیت ها در ریزساختار این نمونه است. همانطور که در پیش ذکر شد گرافیت ها در حین آزمون سایش از جای خود خارج شده، بین دو سطح درگیر قرار گرفته و به عنوان یک روانکار جامد ضریب اصطکاک را کاهش می دهند [۲۳].

شکل شماره ۱۰ (الف، ب، ج و د) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مسیر سایش و ذرات سایش نمونه های روکش دار و فلز پایه را بعد از انجام آزمون سایش با نیروی ۶۰ نیوتن نشان می دهد.

ر شکل ۱۰-الف که مسیر سایش نمونه روکش شده را نشان می دهد آثار مکانیزم سایش ورقه ای شدن وجود دارد. منشا اصلی مکانیزم ورقه ای شدن به هم پیوستن حفرات و ترک های زیر سطحی و جدا کردن قسمتی از



شکل ۱۰. تصاویر میکروسکوپ الکترونی (الف) مسیر سایش روکش (ب) ذرات سایش روکش (ج) مسیر سایش زیرلایه (د) ذرات سایش زیرلایه.

نتیجه‌گیری

روکشی از جنس آلیاژ پایه نیکل پر کروم با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن گاز بر سطح چدن داکتیل زمینه فریتی اعمال گردید. ریزساختار روکش ایجاد شده شامل فازهای کاربیدی مختلف درون زمینه‌ای از فاز غنی از نیکل است. در اثر ذوب و انجماد سریع در منطقه ذوب جزئی شده ساختار لدبوریت (چدن سفید) تشکیل شده است. رفتار سایشی نمونه روکش داده شده نسبت به فلز پایه به‌طور چشمگیری افزایش یافته است که دلیل این اختلاف اولاً حضور فازهای سخت کاربیدی در ریزساختار روکش ایجاد شد و دوم ریزساختار خاص چدن های داکتیل زمینه فریتی است. بررسی مسیر سایش و ذرات آن نشان داد مکانیزم غالب سایش در هر دو نمونه مکانیزم سایش ورقه‌ای شدن بوده است.

مراجع

- Surface and Coating Technology, 205(2011)4320-8.
6. D. Xueping, L. Huan, Y. Lijun and G. Ying, *Simulation of metal transfer in GMAW based on fluent*, Acta Metallurgica Sinica, 26(2013)265-70.
7. M. Shamanian, S. M. R. Mousavi Abarghouie and S. R. Mousavi Pour, *Effects of surface alloying on microstructure and wear behavior of ductile iron*, Materials and Design, 31(2010)2760-6.
8. R. Arabi Jeshvaghani, E. Harati and M. Shamanian, *Effects of surface alloying on microstructure and wear behavior of ductile iron surface-modified with a nickel-based alloy using shielded metal arc welding*, Materials and Design, 32(2011)1531-6.
9. S. Guifang, Z. Rui, L. Peng, F. Aixian and Z. Yongkang, *Laser surface alloying of C-B-W-Cr powders on nodular cast iron*, Surface and Coating Technology, 205(2011)2747-54.
10. R. Arabi Jashvaghani, M. Shamanian, M. Jaberzadeh, *Enhancement of wear resistance of ductile iron surface alloyed by stellite 6*, Materials and Design, 32(2011)2028-33.
11. A. Amirsadeghi and M. Heydarzadeh Sohi, *Comparison of the influence of molybdenum and chromium TIG surface alloying on the microstructure, hardness and wear resistance of ADI*, Journal Of Materials Processing Technology, 201(2008)673-7.
12. J. H. Abboud, *Microstructure and erosion characteristic of nodular cast iron surface modified by tungsten inert gas*, Materials and Design, 35(2012)677-84.
۱۳. عالی حجت الله، غیاثوند حسن و رهگذر محمد رضا، سوپرآلیاژها، راهنمای علمی - کاربردی، انتشارات جهان جام جم، تهران، ۱۳۸۲.
14. *Welding, Brazing and soldering*, ASM Handbook, vol. 6, 1993.
1. A. Akdemir, M. Tekeli and N. Ataberk, *Fatigue crack growth behavior in ferritic ductile iron with surface crack under reverse bending*, Computational Materials Science, 4(2007)38-43.
2. Z. Shigen and F. Jinhui, *Rolling contact fatigue performance of ductile iron improved by electric contact surface strengthening*, Tribology International, 60(2013)58-63.
3. Y. Hua, W. Aihua, X. Zhaoting, X. Kaidong and H. Zaowen, *Microstructure and wear resistance of composite layers on a ductile iron with multcarbide by laser surface alloying*, Applied Surface Science, 256(2010)7001-9.
4. N. Venkateswara Rao, G. Madhusudhan Reddy and S. Nagarjuna, *Weld overlay cladding of high strength low alloy steel with austenitic stainless steel Structure and properties*, Materials and Design, 32(2011)2496-506.
5. F. Madadi, M. Shamanian and F. Ashrafizadeh, *Effect of pulse current on microstructure and wear resistance of Stellite6/tungsten carbide claddings produced by tungsten inert gas process*,

15. Alloy phase diagrams, ASM Handbook, vol. 3.1994.

۱۶. نجاری نسیم، شمعانیان مرتضی و ساعتچی احمد،

رویه کاری فولاد ساده کربنی با استلایت ۶ و

ارزیابی ریزساختار و تاثیر حضور لایه میانی فولاد

زنگ نزن مارتنزیتی و آستنیتی، نشریه انجمن علوم

و مهندسی سطح، ۹ (۱۳۸۹) ۵۵-۶۵.

17. R. Arabi Jashvaghani, M. Jaberzadeh, H. Zohdi, M. Shamanian, *Microstructural study and wear behavior of ductile iron surface alloyed by Inconel 617*, Materials and Design, 54(2014)491-497.

18. M. Heydarzadeh Sohi, M. Ebrahimi, H.M. Ghasemi and M. Shahripour, *Microstructural study of surface melted and chromium surface alloyed ductile iron*, Applied Surface Science, 258(2012)7348-53.

19. E. M. El Banna, MS. Nageda and MM. Abo El Saadat, *Study of restoration by welding of pearlitic ductile cast iron*, Materials Letters, 42(2000)311-20.

20. M. Askari Paykani, M. Shayan and M. Shamanian, *Weldability of ferritic ductile cast iron using full factorial design of experiment*, Journal of Iron Steel Research, 21(2014)252-63.

21. *Friction, Lubrication and Wear Technology*, ASM Handbook, vol. 18.1992.

۲۲. بابا زاده محمد و رضوی سید حسن، بررسی

خواص سایشی چدن‌های داکتیل با ساختار دوگانه فریتی،

بینیت به دور گرافیت، نهمین سمینار مهندسی سطح و

عملیات حرارتی ایران، تهران، انجمن علوم و تکنولوژی

سطح ایران، ۱۳۸۷.

23. H. Yan, A. Wang, Z. Xiong, K. Xu, Z. Huang, *Microstructure and wear resistance of composite layers on a ductile iron with multcarbide by laser surface alloying*, Applied Surface Science, 256 (2010)7001-9.