

روکش کاری فولاد ساده کربنی با الکترودهای پرکروم- پرکربن و ارزیابی ریزساختار و رفتار سایشی روکش

قاسم عظیمی و مرتضی شمعانیان

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

چکیده

در این پژوهش رفتار سایشی فولاد ساده کربنی روکش کاری شده با الکترودهای پرکروم- پرکربن مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور دو نوع الکتروود پرکروم- پرکربن با ترکیب شیمیایی متفاوت بر روی فولاد St37 به روش جوش کاری قوسی فلز روپوش دار (SMAW) رسوب داده شد. سپس روکش ها از نظر ساختار میکروسکوپی، سختی و رفتار سایشی مورد ارزیابی قرار گرفتند. نتایج نشان می دهد که مقدار زیاد کرم به تنهایی باعث افزایش مقاومت به سایش در لایه های روکش نمی شود بلکه وجود ترکیب بهینه ای از کرم و عناصر آلیاژی کاربیدساز باعث افزایش موثر مقاومت به سایش می شود. بطور مثال وجود Nb و Mo در الکتروود پرکرم نه تنها باعث ایجاد کاربیدهای NbC و استخوان ماهی شکل $(Fe, Mo, Cr)_7C_3$ می شود بلکه باعث تغییر مورفولوژی کاربیدها، افزایش سختی و بهبود رفتار سایشی روکش می شود. بررسی ها نشان می دهد که پوشش های پرکرم- پرکربن دارای مقاومت سایشی قابل ملاحظه و ضریب اصطکاک پایین تحت شرایط آزمون سایش لغزشی در دمای محیط می باشند.

واژه های کلیدی: الکتروود پرکروم- پرکربن، فولاد ساده کربنی، ریزساختار، مقاومت سایشی

Weld cladding of low carbon steel with high chromium - high carbon electrodes and evaluation of the microstructure and wear behavior

Ghasem Azimi and Morteza Shamanian

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

Abstract : In this research the wear behavior of low carbon steel clad by high Cr- high C electrodes was studied. For this purpose, two types of high Cr- high C electrodes were selected and deposited on the St37 steel by SMAW. Then microstructure, microhardness and wear behavior of the alloyed surfaces was investigated. The results show that high chromium content is not the main reason of wear resistance modifying in clad layer but presence of the optimized composition of chromium and carbide- forming elements would result in the effective increasing of wear resistance. For instance, presence of Nb and Mo in high chromium electrodes, not only produce NbC carbides and $(Fe, Cr, Mo)_7C_3$ fish bone type carbides, but also modify the carbides morphology, hardness and wear behavior. The high Cr- high C coatings have outstanding wear resistance and low coefficient of friction under room temperature dry sliding wear test condition.

Keywords: high Cr- high C electrodes, low carbon steel, microstructure, wear

E-mail of corresponding author (s): Azimi_gh@cc.iut.ac.ir

مقدمه

دو نوع الکتروده سوئدی OK8478 ، OK8480 با

آنالیز جوش ارائه شده در جدول ۱ استفاده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلز جوش حاصل از الکترودهای

OK 8478 و OK 8480

ترکیب شیمیایی فلز جوش	%C	%Cr	%Si	%Mn	%Nb	%Mo	%W	%V
OK8478	۲۵	۳۳	۰۸	۱۰	-	-	-	-
OK8480	۵۰	۳۳	۲۰	۰۷	۷۰	۷۰	۲۰	۱۰

ابتدا چند نمونه مکعب مستطیل به ابعاد $(12 \times 12 \times 12)$ cm از جنس فولاد St37 تهیه گردید. سپس نمونه‌ها قبل از انجام اعمال روکش کاری، توسط دستگاه کف‌ساب پرداخت گردید تا سطح نمونه‌ها عاری از هرگونه اکسید و چربی باشد. همچنین باعث ایجاد اتصال بهتر پوشش به زیرلایه گردد. قبل از روکش کاری، الکترودها به مدت ۲ ساعت در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد در کوره خشک گردیدند، تا رطوبت موجود در آنها از بین رود. همچنین قطعات قبل از جوشکاری تا ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد پیش‌گرم شدند. سپس الکترودها بر روی نمونه‌ها توسط روش SMAW رسوب داده شدند. نمونه‌های روکش کاری شده تحت عمل سنگ‌زنی توسط سنگ مغناطیسی قرار گرفتند. از نمونه‌های روکش کاری شده و فولاد St37 نمونه‌های سایش به ابعاد $1/3 \times 12 \times 12$ cm توسط دستگاه اسپارک تهیه شد. هر کدام از نمونه‌های روکش کاری شده و نمونه شاهد تحت دو بار $150N$ و $180N$ مورد آزمایش سایش قرار گرفتند. پین مورد استفاده از نوع فولاد بلبرینگ با سختی HRC ۶۵ بود. ساختار نمونه‌های روکش کاری شده در قسمت روکش و همچنین فصل مشترک توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد ارزیابی قرار گرفت. نمونه‌های پوشش داده شده تحت سختی‌سنجی در مقطع عرضی پوشش، فصل مشترک و فلز پایه قرار گرفتند. همچنین به منظور تعیین فازهای موجود در ساختار (مثلاً نوع کاربیدها و ...) از دستگاه پراش پرتو ایکس اشعه X، استفاده شد. پس از

سایش باعث تخریب قطعات و ماشین‌آلات به ویژه در صنایع معدنی و راه‌سازی می‌شود. دلیل تخریب بسیاری از قطعات مهندسی سایش بوده که بسته به نرخ سایش و نوع کاربرد، عمر کارکرد قطعات نسبتاً کوتاه شده و پس از آن از رده خارج می‌شوند. اگرچه وقوع پدیده سایش اجتناب ناپذیر است، اما می‌توان آن را کاهش داد. روکش کاری سطح مدت زمان زیادی است که جهت بهبود مقاومت سایشی فلزات مورد استفاده قرار می‌گیرد. مطالعات مختلفی خواص لایه‌های روکشی و کاربرد آنها را تحت شرایط مناسب بررسی کرده‌اند. از جمله این تحقیقات می‌توان مطالعاتی که درباره روش‌های روکش کاری [۱-۳]، نوع فلز زیرلایه [۴، ۵]، ترکیب فلزات روکشی [۶-۸] و ریزساختار لایه روکشی [۹-۱۰] را نام برد. ایجاد پوشش با استفاده از فلز پرکننده، الکتروده و یا پودر توسط جوشکاری اخیراً بطور گسترده مورد استفاده قرار گرفته است. بدین‌منظور از روش‌های مختلف جوشکاری از جمله SMAW، TIG و لیزر استفاده می‌شود [۱۱]. یکی از این روش‌ها ایجاد آلیاژهای روکشی سخت توسط روش جوشکاری SMAW^۱ و با استفاده از الکترودهای مختلف می‌باشد. در این تحقیق دو نوع الکتروده پرکروم- پرکربن و روش جوشکاری قوسی الکتروده روپوش‌دار (SMAW) جهت ایجاد روکش بر سطح فولاد ساده کربنی St37 استفاده شده است. سپس روکش‌های حاصل از لحاظ ریزساختار، سختی و رفتار سایشی مورد بررسی قرار گرفته و تاثیر حضور عناصر آلیاژی در الکتروده بر موارد مذکور ارزیابی شد.

روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد St37 با درصد کربن حدود ۰/۲ به عنوان فلز پایه استفاده شد. همچنین برای روکش کاری از

^۱.Shielded Metal Arc Welding

ریزساختار حاصل شامل آستنیت اولیه و فاز یوتکتیک (آستنیت - M_7C_3) است [۱۴-۲۰].

ناحیه دوم- تصویر متالوگرافی این ناحیه در شکل ۱۱ نشان داده شده است. ناحیه دوم، ساختاری یوتکتیک متشکل از آستنیت + کاربید M_7C_3 دارد. با فاصله گرفتن از فصل مشترک به سمت سطح پوشش از مقدار رقت کاسته شده و ترکیب شیمیایی به ترکیب شیمیایی الکتروود نزدیک-تر می شود. با افزایش میزان کرم و کربن، ترکیب شیمیایی به منطقه یوتکتیک می رسد [۱۶]. در این ناحیه، ساختار لایه لایه و یکنواختی تشکیل می شود، که در آن کاربیدهای اولیه وجود ندارد.

ناحیه سوم- در این ناحیه با دور شدن از فصل مشترک، سهم پوشش از زیر لایه به حداقل می رسد و ترکیب شیمیایی در منطقه هایپر یوتکتیک قرار می گیرد. در نتیجه ریزساختار، شامل کاربیدهای اولیه نسبتاً درشت است که به وسیله ساختار یوتکتیک احاطه شده است [۱۶]. تصویر متالوگرافی این ناحیه در شکل ۱۲ نشان داده شده است. در حین انجماد این لایه، اولین فازی که تشکیل می شود کاربیدهای اولیه M_7C_3 است، با توجه به شکل مشاهده می شود که این کاربیدها ساختار هگزاگونال دارند.

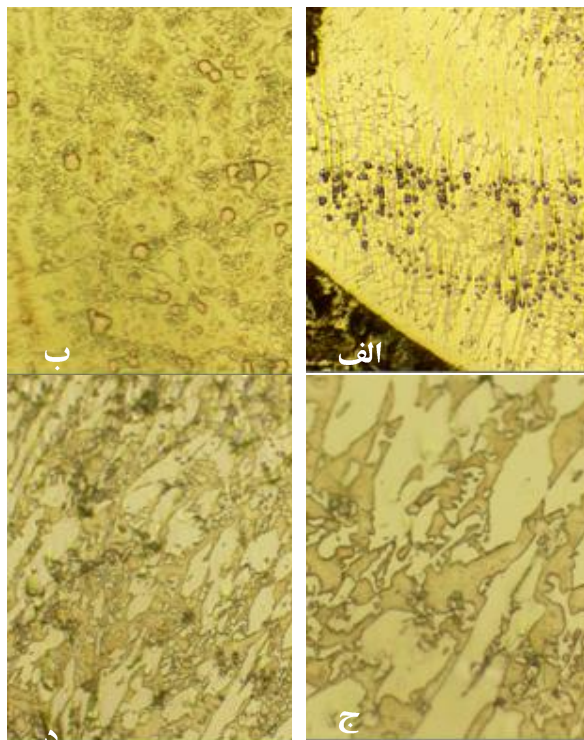
ناحیه چهارم- تصویر ۱۳ ناحیه چهارم را نشان می دهد. در این ناحیه نسبت به ناحیه سوم میزان رقت به حداقل خود رسیده است و میزان کرم و کربن حداکثر می باشد. این ناحیه از کاربیدهای اولیه ظریفی که بوسیله ساختار یوتکتیک احاطه شده اند تشکیل شده است. کاربیدهای اولیه M_7C_3 در ناحیه چهارم نسبت به ناحیه سوم دارای اندازه های کوچکتر و توزیع یکنواخت تر می باشند. علت این امر احتمالاً به دلیل افزایش سرعت سرد شدن در ناحیه چهارم نسبت به ناحیه سوم است. این امر باعث می شود که کاربیدهای اولیه به اندازه ناحیه سوم زمان برای رشد نداشته باشند و در نتیجه ساختار ظریفتری نسبت به ناحیه سوم ایجاد کنند.

آزمایش سایش نیز مسیر سایش نمونه ها و ذرات سایش توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد مطالعه قرار گرفت.

نتایج و بحث

ریزساختار فولاد استفاده شده در این پژوهش شامل فریت و پرلیت می باشد. در شکل ۱۱ الف ریز ساختار فصل مشترک فلز پایه با روکشی از جنس الکتروود ۸۴۷۸ ارایه شده است. بررسی ها نشان دهنده ریز ساختاری شامل زمینه آستنیت و کاربید آهن - کرم می باشد. هنگامی که مقدار کربن، از کربن یوتکتیک تجاوز کند کاربیدهای اولیه M_7C_3 تشکیل می شود. با توجه به حضور کروم بالا در این نوع الکتروود، اصولاً کاربیدهای اولیه، کاربیدهای کرم می باشند و قبل از انجماد یوتکتیک از مذاب رسوب می کنند. همچنین به دلیل میزان کرم بالا ($Cr > 15\%$) امکان تشکیل کاربید M_3C وجود ندارد و تمامی کاربیدهای تشکیل شده در این پوشش از نوع M_7C_3 می باشند [۱۲ و ۱۳]. پوشش ایجاد شده را از فصل مشترک تا سطح پوشش می توان به چند ناحیه تقسیم نمود. این پدیده به اثر میزان رقت ارتباط دارد. بنابراین در لایه اول کربن و عناصر آلیاژی رقیق و مقادیر آنها کم می باشد. ولی در نواحی دور از فصل مشترک پوشش و فلز پایه میزان رقت کمتر بوده و به علت بالا بودن کربن الکترودها ساختار به ساختار هایپر یوتکتیک نزدیک شده و بنابراین کاربیدهای اولیه ظاهر می شوند. در ادامه به بررسی لایه های مختلف پوشش پرداخته شده است:

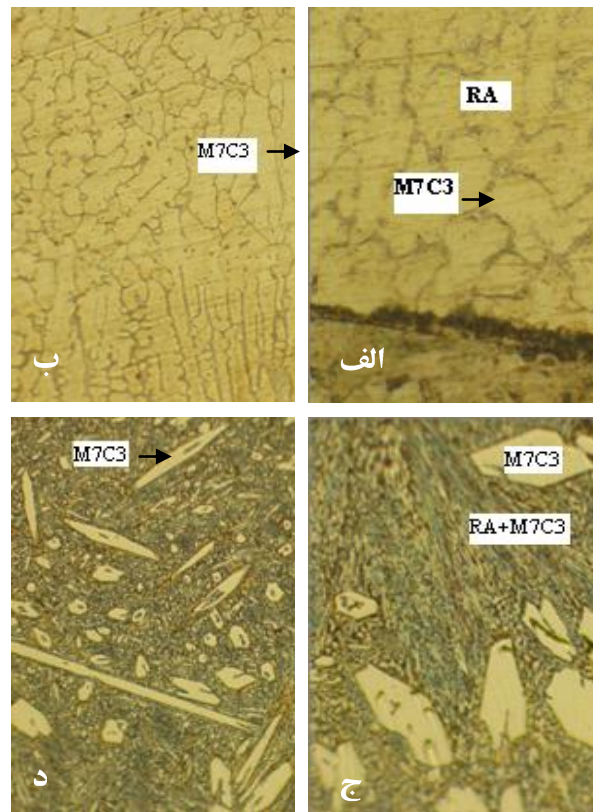
ناحیه اول- در شکل ۱۱ الف ریز ساختار لایه روکش در ناحیه اول یعنی مجاور فلز پایه نشان داده شده است. در فصل مشترک فلز پایه و پوشش انتظار می رود که غلظت کربن و کرم کمتر از میزان کرم و کربن موجود در الکتروود و در قسمت های بالای پوشش باشد. با توجه به ترکیب شیمیایی فلز پایه و بالا بودن میزان رقت (سهم فلز پایه در جوش) ترکیب این ناحیه در منطقه هیپو یوتکتیک قرار دارد.



شکل ۲. ریزساختار نواحی مختلف روکش حاصل از الکتروود ۸۴۸۰: (الف) ناحیه اول (ب) ناحیه دوم (ج) ناحیه سوم (د) ناحیه چهارم

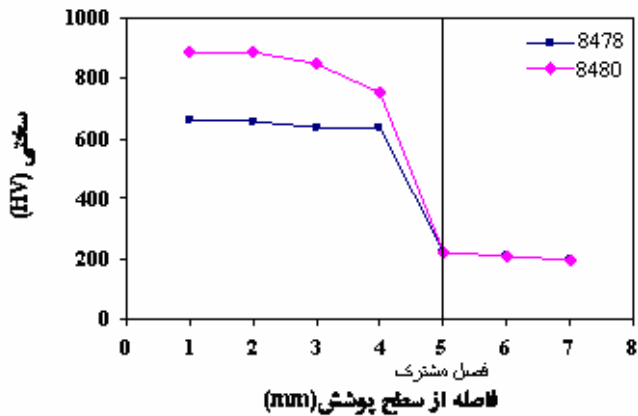
که حضور W, Mo, Nb, V در الکتروود ۸۴۸۰ سبب تشکیل کاربیدهای NbC, VC همراه با کاربیدهای غنی از کروم شده و لذا سختی پوشش حاصل از این نوع الکتروود بالاتر از الکتروود ۸۴۷۸ می‌باشد. در پروفیل سختی این پوشش‌ها با حرکت از سطح پوشش به سمت فصل مشترک افت سختی مشاهده می‌شود.

نتایج آزمون پراش پرتو ایکس اشعه X بر روی دو نوع روکش حاصل از الکترودهای ۸۴۷۸ و ۸۴۸۰ به ترتیب در شکل‌های ۶ و ۷ نشان داده شده است. با توجه به نتایج تفرق اشعه ایکس از پوشش ایجاد شده توسط الکتروود ۸۴۷۸، دو نوع کاربید Cr_7C_3 و $(Cr, Fe)_7C_3$ در زمینه آستنیتی مشاهده می‌شود. همچنین نتایج تفرق اشعه ایکس از پوشش الکتروود ۸۴۸۰ نشان دهنده تشکیل کاربیدهای $NbC, (Cr, Fe, Mo)_7C_3$ و Cr_7C_3 در زمینه آستنیتی می‌باشد.

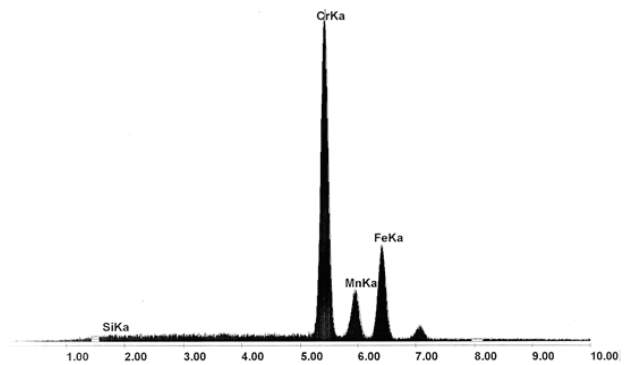
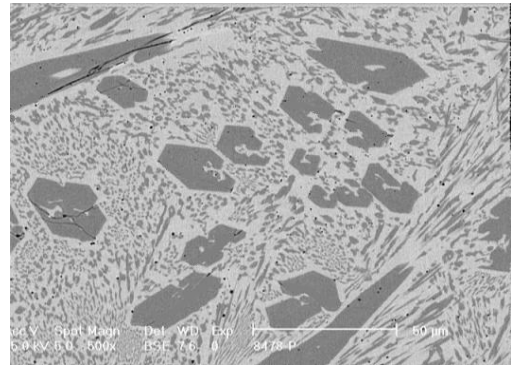


شکل ۱. ریزساختار نواحی مختلف روکش حاصل از الکتروود ۸۴۸۷: (الف) ناحیه اول (ب) ناحیه دوم (ج) ناحیه سوم (د) ناحیه چهارم RA: آستنیت باقی‌مانده

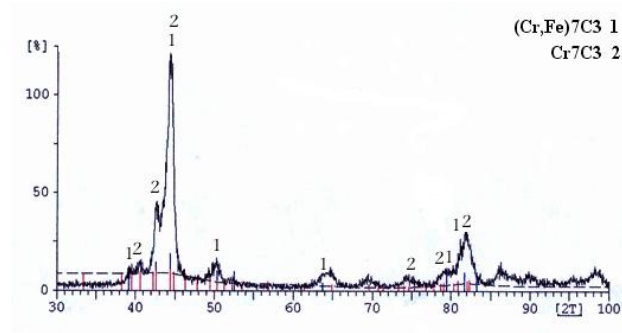
در شکل ۲ ریز ساختار روکش الکتروود ۸۴۸۰ که شامل چهار ناحیه می‌باشد نیز ارایه شده است. همچنین تصاویر ۳ و ۴ تصاویر حاصل از میکروسکوپ الکترونی (SEM) روکش‌ها را نشان می‌دهند. شکل ۳ نشان‌دهنده تشکیل کاربیدهای کروم در روکش حاصل از الکتروود ۸۴۷۸ می‌باشد. ولی در روکش حاصل از الکتروود ۸۴۸۰ به علت وجود عناصر آلیاژی همانند Nb و Mo کاربیدهای NbC و استخوان ماهی شکل $(Fe, Mo, Cr)_7C_3$ تشکیل می‌شود. در شکل ۵ تغییرات سختی از سطح روکش بطرف زیرلایه برای هر دو الکتروود آمده است. با توجه به پروفیل سختی در هر دو الکتروود، مشاهده می‌شود که سختی روکش‌های ایجاد شده بسیار بالا می‌باشد. همچنین در زیرلایه نزدیک فصل مشترک سختی نسبت به فلز پایه بیشتر است. قابل ذکر است که سختی روکش ایجاد شده توسط الکتروود ۸۴۸۰ بالاتر از الکتروود ۸۴۷۸ می‌باشد. می‌توان بیان داشت



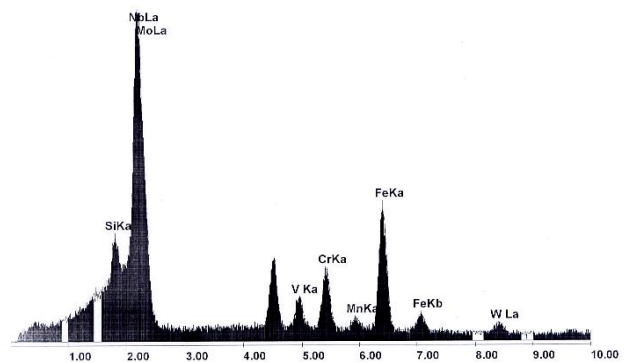
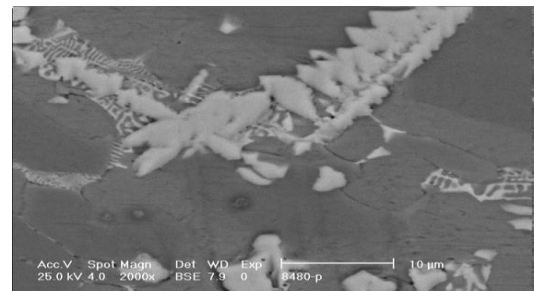
شکل ۵- تغییرات سختی از سطح روکش‌ها



شکل ۳- تصویر میکروسکوپی SEM و آنالیز EDS از ناحیه چهارم روکشی از جنس الکتروده ۸۴۷۸



شکل ۶- آزمون پراش پرتو X از سطح روکشی از جنس الکتروده

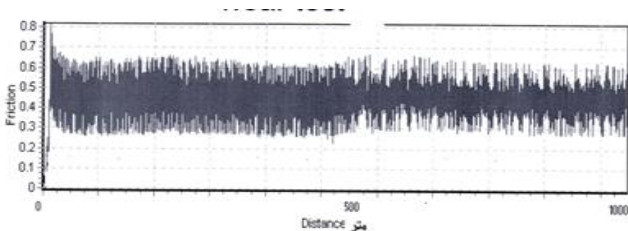


شکل ۴- تصویر میکروسکوپی SEM و آنالیز EDS از ناحیه چهارم روکشی از جنس الکتروده ۸۴۸۰

شکل ۷- آزمون پراش پرتو X از سطح روکشی از جنس الکتروده ۸۴۸۰

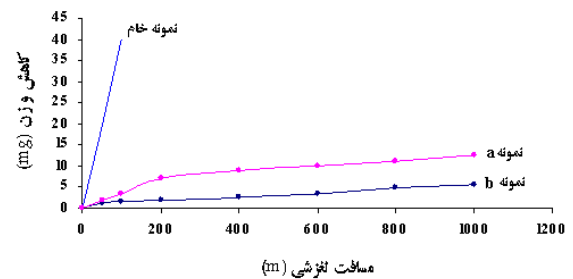
نمودارهای کاهش وزن بر حسب مسافت سایش برای روکش‌های ایجاد شده توسط الکترودهای ۸۴۷۸، ۸۴۸۰ و فلز پایه با بار 150 N در شکل ۸ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود وجود عناصر آلیاژی در پوشش ۸۴۸۰ نرخ سایش را به طور موثری کاهش داده است. همچنین میزان، وسعت و عمق مناطق ساییده شده

همچنین قابل ذکر است که سطوح تحت سایش مورد بررسی قرار گرفته که نتایج در شکل‌های ۱۳، ۱۲ و ۱۴ آمده است. دیده می‌شود که در نمونه فولاد خام به دلیل حضور شیارهای سایشی و ذرات سایش ورقه‌ای شکل، مکانیزم غالب سایش از نوع خراشان همراه با ورقه‌ای شدن بوده است. برای نمونه‌های روکش کاری شده با هر دو نوع الکتروود بر روی سطوح سایش آثاری از کندگی ذرات کاربیدی از سطوح سایش مشاهده می‌شود، که ناشی از جدا شدن آنها از زمینه فلزی است. آنالیز ارائه شده در شکل ۱۵ تأییدی بر جدا شدن ذرات کاربیدی از سطح می‌باشد. ذرات ریز همراه با ذرات درشت اکسیدی احتمالاً ناشی از ذرات سایشی پین می‌باشد. با توجه به ذرات سایشی و سطوح سایش نمونه‌های روکش کاری شده، می‌توان گفت که احتمالاً مکانیزم غالب سایش این نمونه‌ها شکست ذرات کاربیدی و جدا شدن ذرات از سطح یعنی از نوع کندگی سطح می‌باشد. همچنین کاهش در اندازه کاربیدها منجر به کاهش شکست کاربیدها می‌شود، که در نتیجه بهبود مشخصی در مقاومت به سایش ایجاد می‌کند. بنابراین علاوه بر نسبت کرم به کربن اهمیت حضور Nb, Cr, Mo نیز بایستی در نظر گرفته شود. وجود عناصر آلیاژی کاربیدساز قوی‌تر از کرم، باعث کاهش نرخ سایش می‌گردد. در نتیجه حضور عنصر کرم به مقدار زیاد برای کاهش مقاومت به سایش کافی نیست و در واقع ترکیب بهینه‌ای از کرم، عناصر آلیاژی کاربیدساز و همچنین عناصری که باعث افزایش چقرمگی و استحکام زمینه می‌شوند، مناسب است.



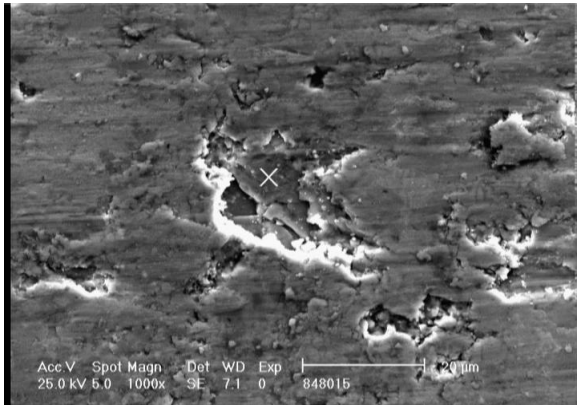
شکل ۹- منحنی ضریب اصطکاک بر حسب مسافت لغزش در بار ۱۸۰N برای نمونه خام

کاهش یافته و قطر و عمق تکه‌های کنده شده از سطح کوچکتر شده است. در مجموع وجود عناصر آلیاژی استحکام و چقرمگی زمینه فلزی را افزایش و باعث کاهش سایش نسبت به پوشش ۸۴۷۸ شده است. در نتیجه به دلیل افزایش استحکام، چقرمگی و سختی زمینه فلزی سایش آن توسط پین محدود شده و در نتیجه پین نمی‌تواند به راحتی در داخل زمینه فرو رفته و در آن حرکت کند. بنابراین حجم و عمق سایش زمینه فلزی کاهش می‌یابد.

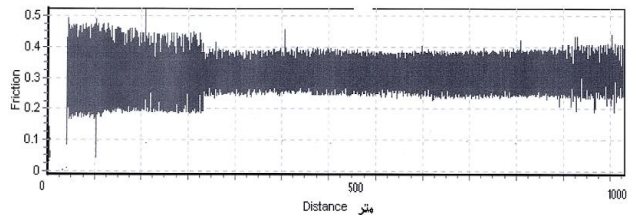


شکل ۸- منحنی کاهش وزن بر حسب مسافت سایش در بار ۱۵۰ N برای فولاد بدون روکش، روکش نوع ۸۴۷۸ (نمونه a) و ۸۴۸۰ (نمونه b)

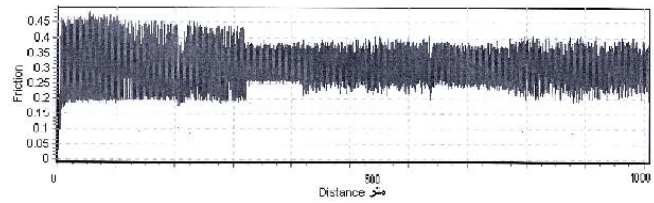
اندازه‌گیری ضریب اصطکاک نمونه فولاد مصرفی و نمونه‌های روکش کاری شده بر حسب مسافت لغزش در بارهای ۱۵۰N و ۱۸۰N انجام گرفت که نتایج حاصل مربوط به بار ۱۸۰N در شکل‌های ۹، ۱۰ و ۱۱ نشان داده شده است. همانگونه که ملاحظه می‌شود با استفاده از روکش مناسبی از جنس الکترودهای پرکروم- پرکربن، ضریب اصطکاک از مقدار حدود ۰/۵ در نمونه خام به حدود ۰/۳ در نمونه‌های روکش دار کاهش می‌یابد. این موضوع ناشی از سختی بالای پوشش و کاهش درگیری ناهمواری‌های سطحی می‌باشد البته با توجه به آنکه سطوح تحت سایش، مربوط به نمونه‌های جوشکاری شده می‌باشد، لذا دارای مقداری زبری بوده که باعث ایجاد تلورانس‌های نسبتاً وسیع در اندازه‌گیری ضریب اصطکاک می‌گردد. پس از طی مقداری مسیر سایش و حذف زبرهای سطح دامنه ضریب اصطکاک کاهش یافته و به مقدار حدود ۰/۳ می‌رسد.



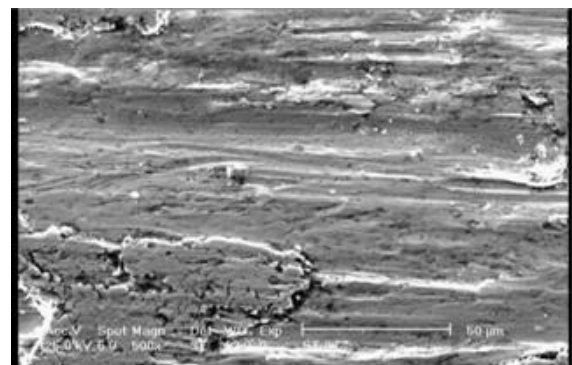
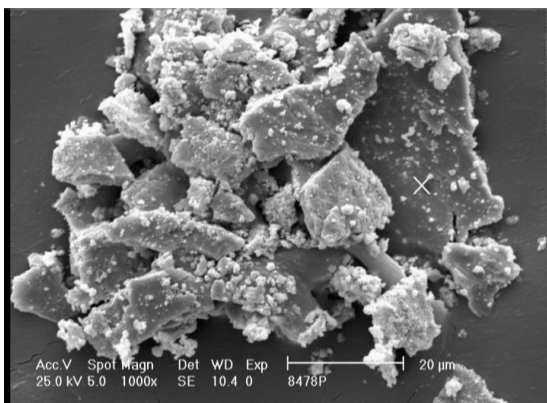
شکل ۱۴- تصویر میکروسکوپی سطح سایش روکش ۸۴۸۰ در بار ۱۵۰N



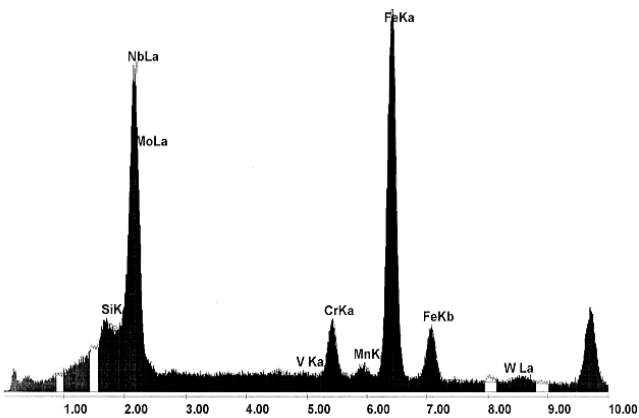
شکل ۱۰- منحنی ضریب اصطکاک بر حسب مسافت لغزش در بار ۱۸۰ N برای روکش ۸۴۷۸



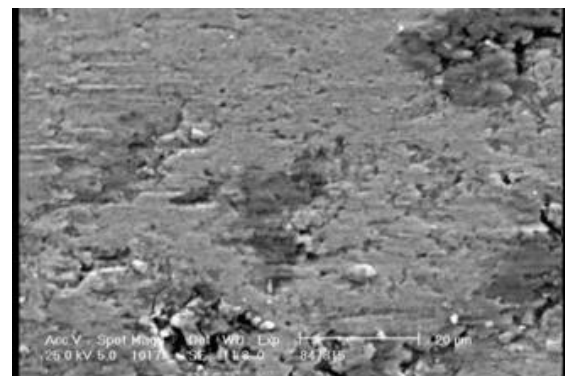
شکل ۱۱- منحنی ضریب اصطکاک بر حسب مسافت لغزش در بار ۱۸۰ N برای روکش ۸۴۸۰



شکل ۱۲- تصویر میکروسکوپی سطح سایش نمونه خام در بار ۱۵۰N



شکل ۱۵- تصویر SEM ذرات پودر روکش ۸۴۸۰ همراه با آنالیز EDS در بار ۱۵۰N



شکل ۱۳- تصویر میکروسکوپی سطح سایش روکش ۸۴۷۸ در بار ۱۵۰N

3. X. Wu, *Surf. Coat. Technol.* 115(1999) 111-115.
4. G. Dehm, C. Scheu, *Wear* 225 (1999) 18-26.
5. W. Lu, R. Wu, *Scripta Mater.* 44(2001) 1069-1075.
6. K.L. Wang, X.G. Wei, *Appl. Surf. Sci.* 174 (2001) 191-200.
7. H. So, C.T. Chen, *Wear* 192(1996) 78-84.
8. M.C. Jeng, *Wear* 143 (1991) 353-363.
9. Y. Yng, *Appl. Surf. Sci.* 140 (1999) 19-23.
10. J.L. de Mol van Otterloo, *Scripta Mater.* 36 (1997) 239-245.
11. Y.C. Lin, S.W. Wang, *Wear* 265 (2004) 720-725
12. C.Fan, W. Wu, *Surf. Coat. Technol.* (2006).
13. M. Eroglu, N. Ozdemir, *Surf. Coat. Technol.* 154 (2002) 209-217.
14. J.A. Pero-Sanz, J. Asensio, *Mater. Character.* 43 (1999) 33-39.
15. M. Izciler, H. Celik, *Mater. Process. Technol.* 105 (2000) 234-245.
16. R.B. Richard, D.V. Doane, *ASM Handbook, Heat Treating*, 4, ASM International, USA, 1993, pp. 703-705.
17. C.P. Tabrett, I.R. Sare, *J. Mater. Sci.*, 2000, 2069-2077.
18. H. Berns, A. Fischer, *Mater. Character.* 39 (1997) 499-525
19. O.N. Dogan, A.J. Hawk, *Metall. Mater. Trans. A* 28A (1997) 1315-1328.
20. H. Oh, S. Lee, S. Ahn, *METALL. Mater. Trans. A* 32 (2001) 515-524.

نتیجه گیری

- ۱- با استفاده از الکترودهای پرکروم- پرکربن می توان پوشش های سختی بر سطح فولاد ساده کربنی ایجاد نمود.
- ۲- پوشش ایجاد شده رامی توان به چند ناحیه تقسیم نمود. این پدیده به اثر میزان رقت ارتباط دارد.
- ۳- کاربیدهای اولیه (M_7C_3) در سطح، دارای اندازه های کوچک تر و توزیع یکنواخت تر می باشند. علت این امر احتمالاً به دلیل بیشتر بودن سرعت سرد شدن در سطح است، در نتیجه ساختار ظریف تر می شود.
- ۴- حضور Nb، W و V باعث افزایش سختی پوشش - حاصل از الکترودهای غنی از کروم - کربن و بهبود رفتار سایشی می گردد.
- ۵ - مقدار زیاد کرم به تنهایی باعث افزایش مقاومت به سایش نمی شود بلکه وجود ترکیب بهینه ای از کرم و عناصر آلیاژی کاربیدساز باعث افزایش موثر مقاومت به سایش می شود.
- ۵- تشکیل پوشش با استفاده از الکترودهای پرکروم- پرکربن باعث کاهش ضریب اصطکاک می شود.

تشکر و قدردانی

هزینه طرح پژوهشی فوق توسط دانشگاه صنعتی اصفهان پرداخت شده است.

مراجع

1. J. Choi, s.k. Choudhuri, *J. Mater. Sci.* 35(2000) 3213-3219.
2. N. Abe, M. Tomie, *Vacuum* 59 (2000) 373-380.