

بررسی سختی و خواص سایشی در پوشش سخت پودری ایجاد شده در سیستم Fe-Cr-C-Mo به روش جوش کاری GTAW بر روی فولاد ساده کربنی

محمد مهدی غفاری^۱، حسین پایدار^{۲*}، محمدرضا خانزاده قره شیران^۳

۱- کارشناس ارشد، گروه مهندسی مواد، واحد شهر مجلسی، دانشگاه آزاد اسلامی، مجلسی، اصفهان، ایران

۲- استادیار، گروه مکانیک، واحد تیران، دانشگاه آزاد اسلامی، تیران، اصفهان، ایران

۳- استادیار، مرکز تحقیقات مهندسی پیشرفته، واحد شهر مجلسی، دانشگاه آزاد اسلامی، مجلسی، اصفهان، ایران

*hpaidar47@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۱۲/۱۷، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۵/۱۱/۱۶)

چکیده

در این تحقیق مخلوطی از پودرهای فروکروم (مقدار متغیر) و فرمولیبدن و گرافیت (به مقدار ثابت) از طریق جوش کاری قوس تنگستن گاز GTAW بر روی زمینه فولاد ساده کربنی st37 روکش کاری شدند. بررسی خواص لایه ایجاد شده بر روی زیرلایه مربوطه با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی رویشی (SEM)، میکروآنالیزور عنصری (EDS) و ریزسختی‌سنجی صورت گرفت. آنالیز پرتو ایکس (XRD) مشخص نمود که ریزساختار نمونه‌های مورد آزمایش متشکل از آستنیت و کاربیدهای $(Cr, Fe)_7C_3$ هستند. علاوه بر این مشخص شد که با افزایش کربن و کروم، بخشی از کربن صرف تشکیل کاربید کروم M_7C_3 شده، کروم موجب افزایش سختی می‌شود. نتایج آزمون سایش بالاترین مقاومت به سایش را مربوط به نمونه ۲ حاوی $Cr=13,459$ نشان داده است. مطالعه نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی در ارتباط با سطوح سائیده شده، مشخص نمود که ساز و کار سایش برای نمونه حاوی کروم کمتر، همراه با مکانیزم کندگی، چسبان و شخم زدن است.

واژه‌های کلیدی:

ریزسختی‌سنجی، یوتکتیک، سخت کاری سطحی.

۱- مقدمه

رفتار سطحی، افزودن عناصر آلیاژی نظیر کروم، تنگستن، بور و کربن به مذاب ایجاد شده در سطح و تشکیل فازهای سخت مانند WC و B_4C با ضخامت مناسب بر روی سطح است [۴].

پدیده سایش یکی از معضلاتی است که صنعت از دیرباز با آن مواجه بوده است [۱-۲]. بنابراین از روکش کاری به جهت جلوگیری از سایش و بهینه کردن عمر کاری قطعات مهندسی استفاده می‌شود [۳]. یکی از روش‌های متداول بهبود

نوع کاربیدهای (M_2C_6, M_7C_3, M_3C) موجود در آلیاژهای Fe-Cr-C بستگی به میزان نسب Cr/C آلیاژ دارد، این نسبت تعیین کننده کاربرد آلیاژ در شرایط متفاوت سایش می‌باشد [۱۸]. مقاومت به سایش خراشان عالی در این آلیاژها وقتی حاصل می‌گردد که نسبت Cr/C در محدوده ۵ تا ۸ قرار گیرد که این نسبت به کاربیدهای $(Cr, Fe)_7C_3$ با آستنیت (غنی از آهن و کروم) در ساختار حاصل می‌گردد [۱۰].

در تحقیق حاضر، تاثیر عناصر کروم و مولیبدن با درصد وزنی کروم متغیر و مولیبدن و کربن ثابت، بر ریزساختار و سختی روکش ایجاد شده مورد بررسی قرار گرفت. با توجه به اطلاعات جمع‌آوری شده از مقالات پیشین، نسبت کروم به کربن همیشه ثابت بوده، اما در این پژوهش نسبت کروم به کربن متغیر می‌باشد و برابر ۷ و ۷/۶ اتخاذ شده است. هدف از انجام این پروژه بررسی تاثیرات نسبت Cr/C در پوشش پودری سخت کاری سطحی بر روی سطح فولاد با در نظرگیری مقدار مولیبدن ثابت در پودر سطحی و بررسی تاثیرات این تغییرات بر خواص سایشی، مکانیکی و متالورژیکی پوشش صورت گرفته است. بدین منظور جهت آلیاژسازی سطحی به روش جوش کاری، از فرایند GTAW^۱ دستی بر روی فولاد st37-2 استفاده شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

فولاد ساده کربنی st37-2 با ابعاد $200 \times 120 \times 10$ mm به عنوان فلز پایه استفاده شده است. سطح نمونه‌ها بعد از سنگ‌زنی به وسیله استون چربی‌زدایی گردید. مخلوط پودر فروکروم کم کربن و فرومولیبدن و گرافیت با تلورانس ۰/۱ گرم توزین و با نسبت‌های وزنی خاص پوشش داده شدند. در جدول ۱ ترکیب شیمیایی فلز پایه و در جدول ۲ مشخصات مخلوط پودرها بر حسب گرم و نسبت وزنی Cr/C برای نمونه‌های ۱ و ۲ مشخص شده است.

عملیات جوش کاری به علت صرفه اقتصادی و ایجاد لایه های نسبتاً ضخیم و مقاوم نسبت به عملیات حرارتی، آب-کاری و پوشش دادن در شرایط سایش خراشان و ضربه ارجحیت دارند [۵-۶]. ایجاد پوشش در سطح، کاربردهای گسترده‌ای در صنعت اتومبیل‌سازی، پتروشیمی، هوافضا و کشاورزی دارد [۷]. لایه‌های روکش سخت مقاوم به سایش پایه آهنی بر اساس سیستم آلیاژی و همچنین بر مبنای نوع عنصر آلیاژی مشخص می‌شود [۸]. بهترین سیستم آلیاژی از نوع Fe-Cr-C شناخته شده است [۹]. تحقیقات راجع به ریزساختار آلیاژهای Fe-Cr-C نشان می‌دهد که این نوع آلیاژها ساختارهای یوتکتیک و هیپویوتکتیک و هایپریوتکتیک دارند [۱۰-۱۱]، در این گونه موارد کاربیدهای M_7C_3 اولیه به مقدار زیاد با غلظت‌های بالای کربن تشکیل می‌شوند. این ریزساختار دارای خواص مقاوم به سایشی خوبی هستند [۱۲-۱۳]. عمده تحقیقات انجام شده بر روی Fe-Cr-C مطالعه ریزساختار و ارتباط آن با سختی بوده است [۱۴-۱۵]. به عنوان مثال ثابت و همکاران، در تحقیق خود به بررسی اثر ترکیب شیمیایی بر ریزساختار و مقاومت به سایش آلیاژ روکش سخت Fe-Cr-C بر روی فولاد ساده کربنی ایجاد شده با فرآیند جوش کاری GTAW پرداختند. آنها در این تحقیق با نسبت متغیر Cr/C نشان دادند که اندازه کاربیدهای اولیه و درصد اتم کروم در کاربیدهای اولیه و سختی کاربیدهای اولیه در هر ناحیه از منطقه اصلی به سمت روکش افزایش یافته و در مقابل، تراکم آنها در واحد سطح کاهش یافته است [۱۶].

ثابت و همکاران در تحقیق خود به بررسی ریزساختار و مقاومت به سایش لایه رویه سخت پایه Fe-C-Nb بر روی فولاد ساده کربنی به روش جوشکاری GTAW پرداختند. آنها دریافتند که با افزایش میزان نیویوم سختی سطح افزایش یافته و مقدار فاز مارتزیت کاهش می‌یابد و به مقدار آستنیت افزوده شده است و مقاومت به سایش لایه سخت با افزایش نیویوم زیاد شده است [۱۷].

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فلز پایه (درصد وزنی)

ماده	Fe	Cr	Mo	P	Mn	Si	C	توضیحات
St37-2	۹۹/۰۴	---	---	۰/۰۱۲	۰/۷۲۷	۰/۱۳۱	۰/۰۴۶	---

جدول (۲): مشخصات مخلوط پودرها بر حسب گرم و نسبت وزنی Cr/C برای نمونه‌های ۱ و ۲

نمونه	پودر	۱	۲
فروکروم کم کربن (گرم)	۱۰۵	۱۱۴	
گرافیت (گرم)	۱۵	۱۵	
فرومولیبدن (گرم)	۷۵	۷۵	
نسبت فروکروم به گرافیت	۷	۷/۶	

پودرها به کمک آسیاب گلوله‌ای به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات همگن‌سازی قرار گرفتند. سپس با ۲۰٪ وزنی چسب سیلیکات سدیم مخلوط شده و به صورت خمیر به ضخامت یک میلی‌متر بر روی سطح ورق‌هایی با ضخامت ۱۰ میلی‌متر پوشش داده شدند و در کوره عملیات حرارتی در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت خشک گردیدند. نمونه‌های خشک شده تحت عملیات جوش کاری به روش تک‌پاس (رفت و برگشت) از طریق جوش کاری قوس تنگستن گاز (GTAW) TIG با میزان رقت ثابت به صورت رویه قرار گرفتند. جدول ۳ شرایط جوش کاری نمونه‌ها را نشان می‌دهد.

پودرها به کمک آسیاب گلوله‌ای به مدت ۱۰ دقیقه تحت عملیات همگن‌سازی قرار گرفتند. سپس با ۲۰٪ وزنی چسب سیلیکات سدیم مخلوط شده و به صورت خمیر به ضخامت یک میلی‌متر بر روی سطح ورق‌هایی با ضخامت ۱۰ میلی‌متر پوشش داده شدند و در کوره عملیات حرارتی در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت خشک گردیدند. نمونه‌های خشک شده تحت عملیات جوش کاری به روش تک‌پاس (رفت و برگشت) از طریق جوش کاری قوس تنگستن گاز (GTAW) TIG با میزان رقت ثابت به صورت رویه قرار گرفتند. جدول ۳ شرایط جوش کاری نمونه‌ها را نشان می‌دهد.

جدول (۳): شرایط عملیاتی جوش کاری

فرآیند جوش	GTAW
قطبیت	DCEN
شدت جریان (A)	۱۱۰
ولتاژ (V)	۱۴
سرعت جوش کاری (cm/min)	۱۰
زاویه جوش (Deg)	۶۰
گاز محافظ	آرگون با خلوص ۹۹/۹
دبی گاز (لیتر بر دقیقه)	۸
تعداد ردیف جوش کاری	۸
درصد هم‌پوشانی	۲۰
تعداد پاس	۲

پس از آلیاژسازی سطحی، آنالیز شیمیایی لایه‌ها به وسیله نشر نور (OES) انجام شد. جهت اطمینان در ارتباط با مقدار کروم و مولیبدن هر نمونه، روش XRF به کار برده شد تا درصد خطا به حداقل برسد. به منظور انجام آزمایش متالوگرافی، کلیه نمونه‌ها بعد از آماده‌سازی با سمباده به صورت دستی با محلول نیتال ۲ درصد اچ شدند. با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و

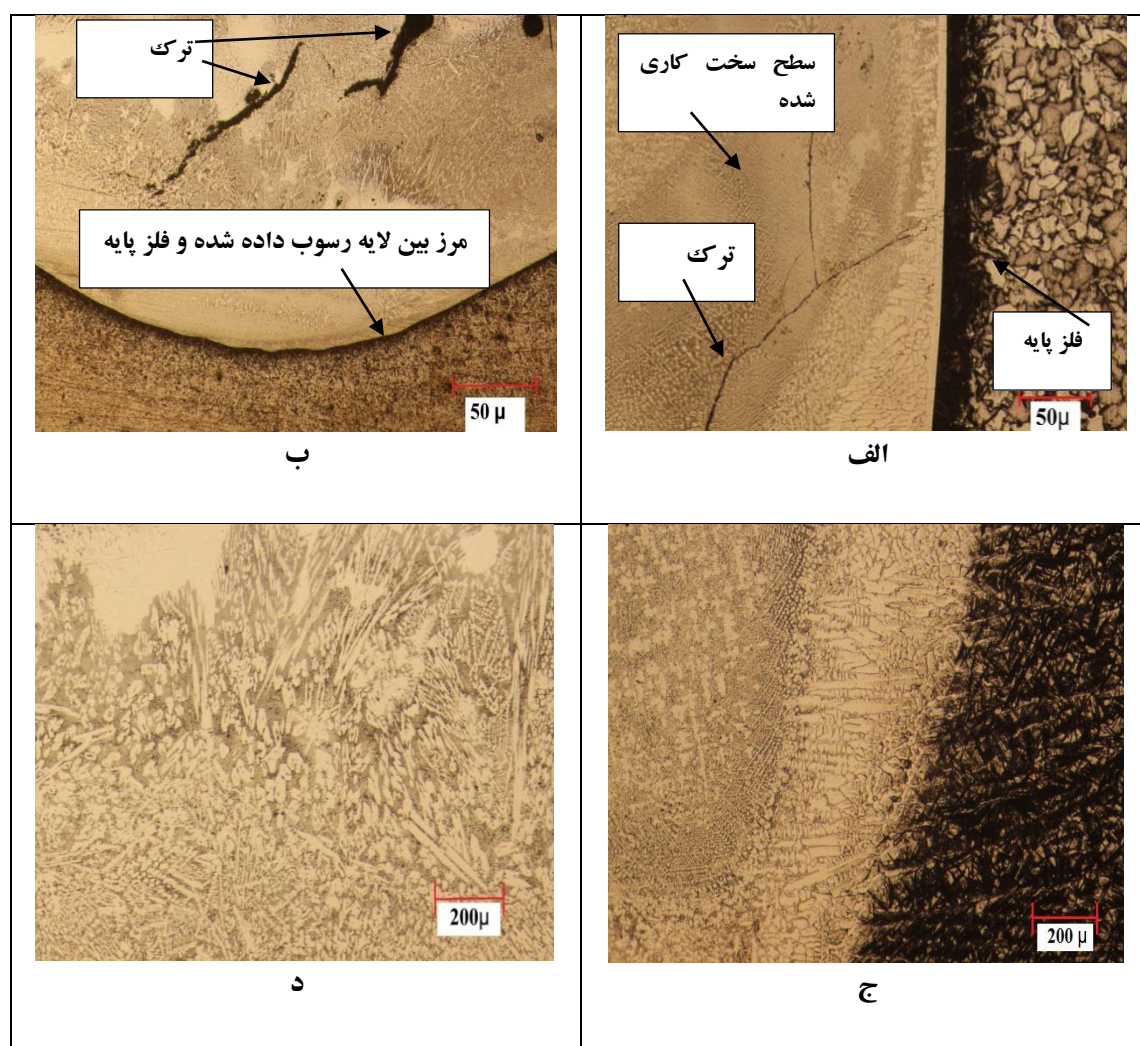
پس از آلیاژسازی سطحی، آنالیز شیمیایی لایه‌ها به وسیله نشر نور (OES) انجام شد. جهت اطمینان در ارتباط با مقدار کروم و مولیبدن هر نمونه، روش XRF به کار برده شد تا درصد خطا به

می‌گیرد، لذا آزمایش سایش مطابق با استاندارد ASTM G99 با استفاده از پین فولادی بلبرینگ AISI ۵۲۱۰۰ با نیروی ۴۰ نیوتن در فاصله ۱۰۰۰ متر و قطع آن در ۱۰۰ متر و منحنی سایش بر حسب مقدار کاهش وزن - مسافت، رسم گردید.

۳- نتایج و بحث

در شکل ۱ تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های شماره ۱ و ۲ در ارتباط با ریزساختار از مقطع عرضی نمونه روکش کاری شده نشان داده شد.

میکروسکوپ الکترونی Philips X'pert MPD نقشه توزیع عناصر و آنالیز خطی انجام گردید. بر روی نمونه‌های صیقل یافته آزمایش (XRD) تحت زاویه دو تا (2θ) ۱۰ تا ۱۱۰ درجه صورت گرفت. میزان سختی هر نمونه به دو روش ماکروسختی با دستگاه سختی سنج ۳۰ کیلوگرم طبق استاندارد ASTM E92-82 و ریزسختی با دستگاه سختی سنج ۳ metlux با نیروی ۵۰ گرم طبق استاندارد ASTM E384-05A تعیین گردید. از آنجایی که آلیاژ روکش سخت پایه Fe-Cr-C-Mo برای کاربردهای سایش خراشان تحت نیروی بالا مورد استفاده قرار



شکل (۱): (الف): تصویر میکروسکوپی نوری برای نمونه شماره ۱ بالاتر، (ب): تصویر میکروسکوپی نوری برای نمونه ۲، (ج): تصویر میکروسکوپ نوری برای نمونه ۱ با بزرگنمایی بالاتر و (د): تصویر میکروسکوپ نوری برای نمونه ۲

ایجاد شده در طی گرم شدن به فریت ویدمن اشتاتن تبدیل می شود.

در شکل ۱ تصویر ج از نمونه شماره ۱ و تصویر د از نمونه شماره ۲، ساختار متالوگرافی نوری نشان داده شد. در این شکل می توان مورفولوژی های ستونی و دندریتی را در دو نمونه مذکور مشاهده نمود. با بررسی آنالیز کوانتومتری نمونه ها (جدول ۴)، در نمونه شماره ۲ با افزایش میزان فرو کروم بر مقدار کروم افزوده می شود، در صورتی که در مقدار مولیبدن و کربن تغییر چندانی حاصل نشده است.

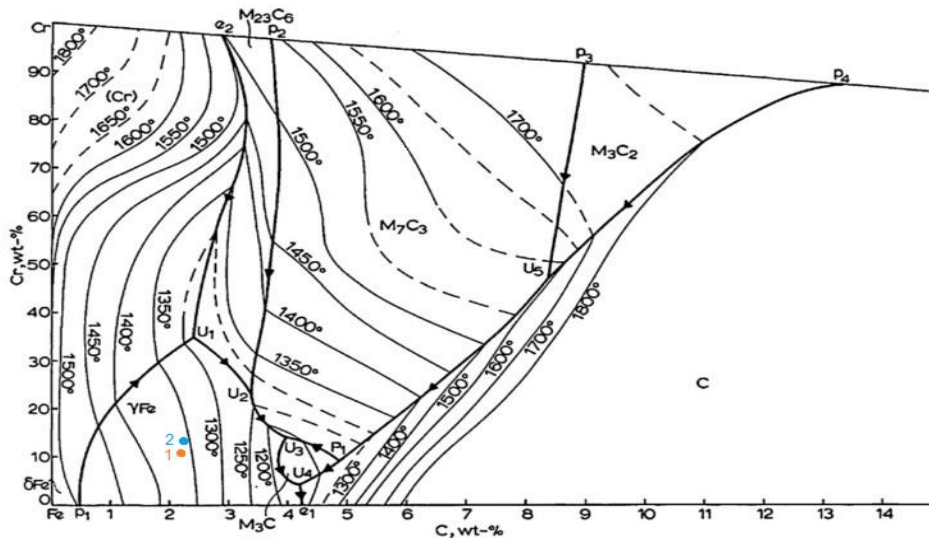
واضح است که لایه روکش کاری شده کاملاً چسبان بوده و شامل دو ناحیه مورفولوژی ستونی همراه با ساختار دندریتی است. همان طور که در این شکل مشاهده می شود، فصل مشترک لایه رسوب داده شده با فلز پایه، متشکل از ساختار تیغه ای است ولی در مناطق دورتر از این فصل مشترک ساختار هم محور می باشد. دلیل این تغییر ساختار در مجاورت فصل مشترک، حرارت ناشی از فرآیند جوش کاری است که باعث آستنیت شدن ساختار در منطقه مجاور جوش شده و به علت سرعت سرد شدن بالا ساختار آستنیتی

جدول (۴): آنالیز کوانتومتری ترکیب شیمیایی لایه رسوبی (بر حسب درصد وزنی) نمونه های شماره ۱ و ۲

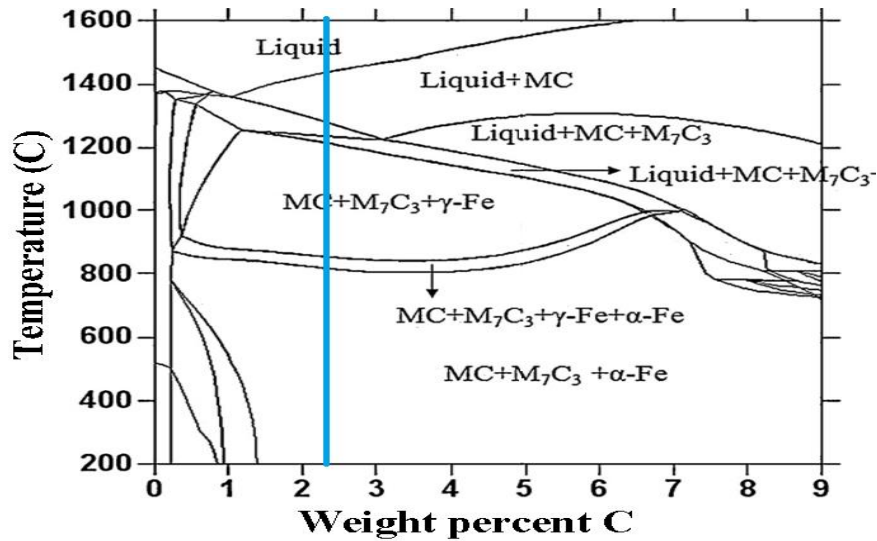
نام عنصر	Fe%	C%	Cr%	Mn%	Si%	Mo%	Cu (ppm)	Ni%
نمونه شماره ۱	74.27	2.164	11.982	0.537	1.187	9.443	0.142	0.096
نمونه شماره ۲	71.695	2.265	13.459	0.777	0.244	8.981	30.422	0.995

در شکل ۲، نمودار گوشه ای آهن با ساختار سه تایی آهن-کروم-کربن نشان داده شده است. در این نمودار محل قرارگیری فازهای اولیه نمونه های مورد مطالعه، مطابق با مقدار درصد کربن و کروم در آنالیز کوانتومتری جوش (جدول ۴)، با شماره های ۱ و ۲ نشان داده است. با توجه به این نمودار، جوانه زنی و رشد فاز آستنیت در محدوده دمای ایزوترمال بین ۱۳۵۰ تا ۱۴۰۰ درجه سانتی گراد صورت می گیرد. بررسی مکانیزم انجماد آلیاژ Fe-

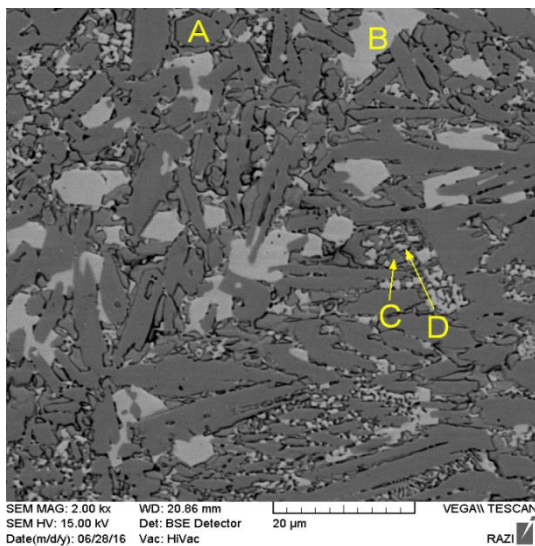
در شکل ۲، نمودار گوشه ای آهن با ساختار سه تایی آهن-کروم-کربن نشان داده شده است. در این نمودار محل قرارگیری فازهای اولیه نمونه های مورد مطالعه، مطابق با مقدار درصد کربن و کروم در آنالیز کوانتومتری جوش (جدول ۴)، با شماره های ۱ و ۲ نشان داده است. با توجه به این نمودار، جوانه زنی و رشد فاز آستنیت در محدوده دمای ایزوترمال بین ۱۳۵۰ تا ۱۴۰۰ درجه سانتی گراد صورت می گیرد. بررسی مکانیزم انجماد آلیاژ Fe-



شکل (۲): دیاگرام گوشه ای آهن با ساختار سه تایی آهن-کروم-کربن [۱۹]



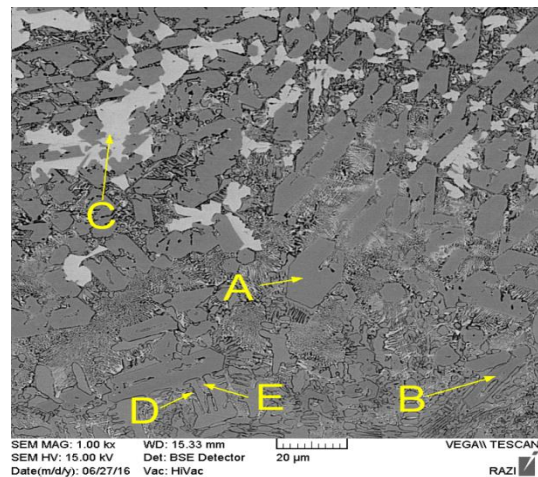
شکل (۳): نمودار انجماد یونکتیک آلیاژهای سخت کاری Fe-Cr-C در نمونه‌های ۱ و ۲ [۱۹]



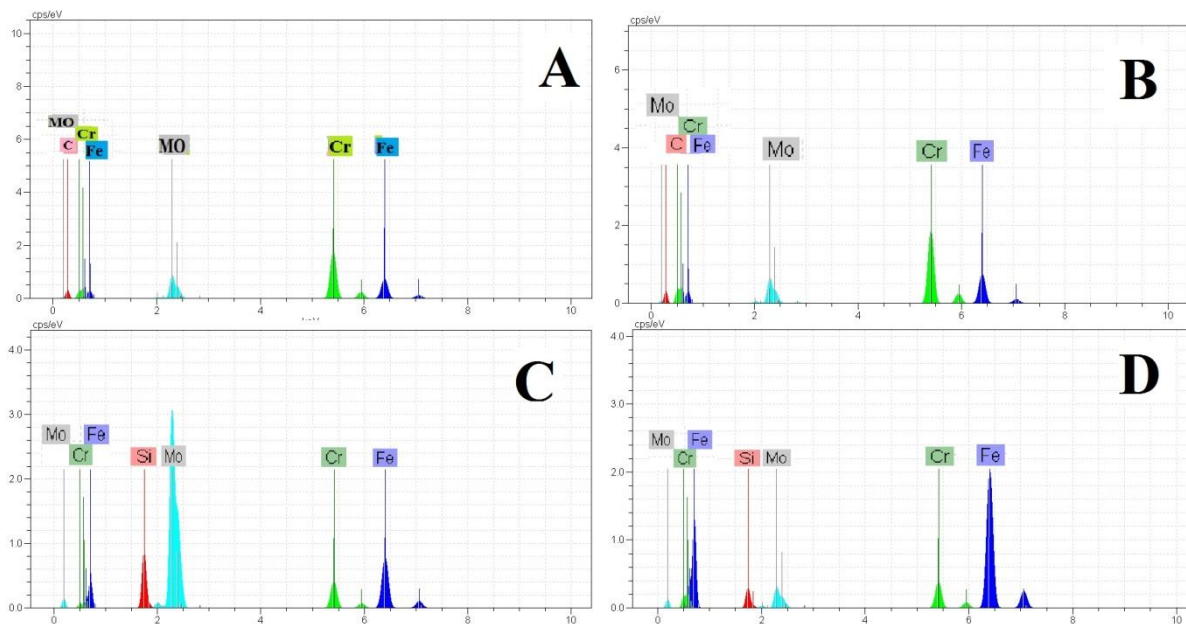
شکل (۵): تصویر میکروسکوپ الکترونی (BSE) نمونه ۲ از محل آنالیز EDS

شکل ۵ از نمونه ۲، نشان‌دهنده کاربید کروم از نوع M_7C_3 می‌باشد که حاصل تبدیل نسبت‌های جرمی کروم و کربن است (نقطه A) که نوع کاربید کمپلکس آن M_7C_3 می‌باشد. متعاقباً نقاط B و D که نقاط روشن‌تری در این تصویر هستند، مطابق با آنالیزهای شکل ۷، مناطق غنی از مولیبدن را نشان می‌دهند. در این نقاط کربن نیز وجود دارد. مقداری کربن در نقطه C مشاهده شد که با کمی بررسی محاسباتی می‌توان متوجه شد که بخشی از کربن صرف تشکیل کاربید M_7C_3 نقش داشته است.

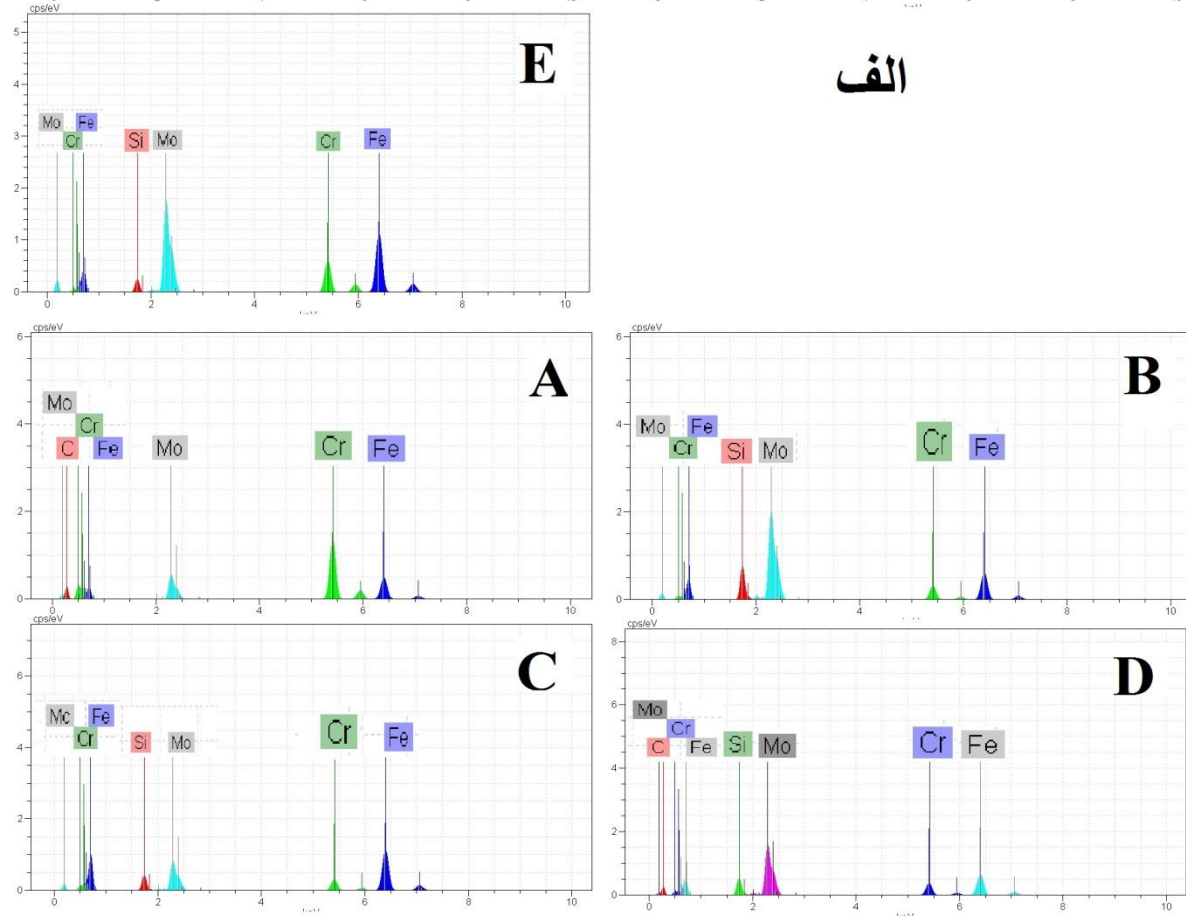
شکل ۴ در نمونه ۱، تصاویر کاربیدهای تیغه‌ای شکل و شش-گوش (نقاط A و B) و تبدیل نسبت‌های جرمی کروم و کربن را نشان می‌دهد که کاربید کمپلکس به دست آمده از نوع کاربیدهای M_7C_3 می‌باشد. علاوه بر این آنالیز نقاط روشن، حضور مولیبدن را نشان می‌دهند. منطقه دندریتی (نقطه D) غنی از آهن و بین دندریت‌ها (نقطه E) متشکل از مولیبدن است. همان‌گونه که اشاره شد، دندریت‌ها شامل فاز آستنیت هستند که در اثر پدیده کورینگ، مولیبدن از دندریت پس‌زده می‌شود و مقدار آن بین شاخه‌ها افزایش می‌یابد.



شکل (۴): تصویر میکروسکوپ الکترونی (BSE) نمونه ۱ از محل آنالیز EDS



الف



ب

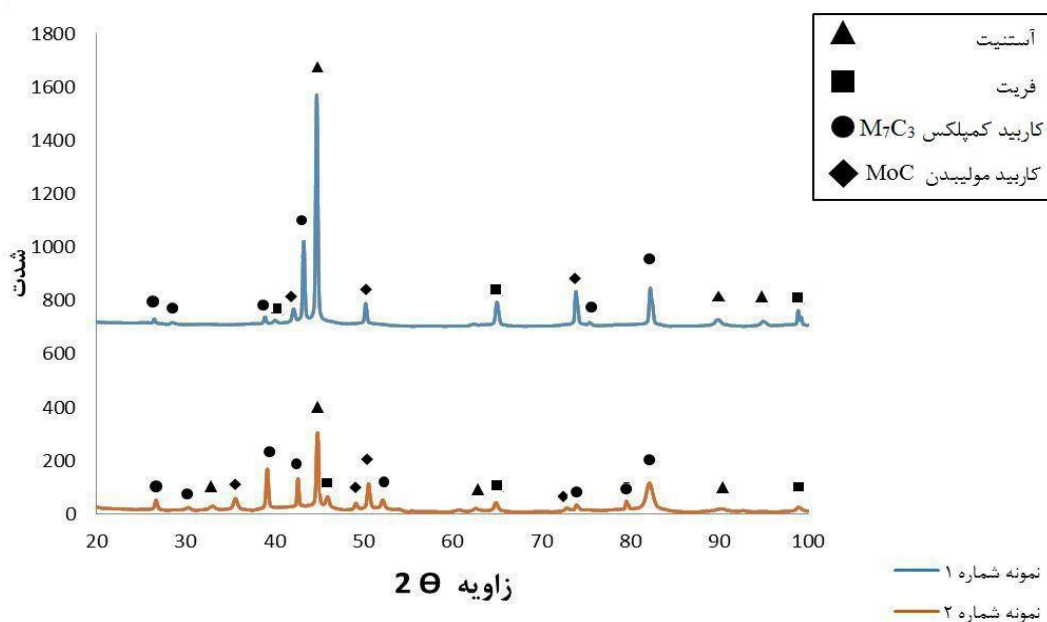
شکل (۶): آنالیز EDS: (الف): نقطه‌های (A, B, C, D, E)، مربوط به شکل ۴ از نمونه شماره ۱، (ب): نقطه‌های (A, B, C, D)، مربوط به شکل ۵ و از نمونه

موضوع را می توان در جدول ۵ در ارتباط با نقطه A از نمونه ۲ به وضوح مشاهده نمود. با توجه به جدول ۵ می توان به این مسئله پی برد که در نمونه ۲ علاوه بر افزایش میزان درصد عنصر کروم، مقدار درصد مولیبدن به مقدار قابل توجهی کاهش یافته است.

در شکل ۶ آنالیز EDS مربوط به نمونه ۱ نقطه های (A, B, C, D, E) و نمونه ۲ نقطه های (A, B, C, D) مشاهده می شوند. با توجه به این شکل به عنوان مثال در نمونه ۱ در نقطه D و نمونه ۲ در نقطه A، می توان دریافت که مقدار درصد عنصر کروم در نمونه ۲ به نسبت از نمونه ۱ بیشتر می باشد. همچنین، این

جدول(۵): آنالیز EDS نمونه های شماره ۱ و شماره ۲

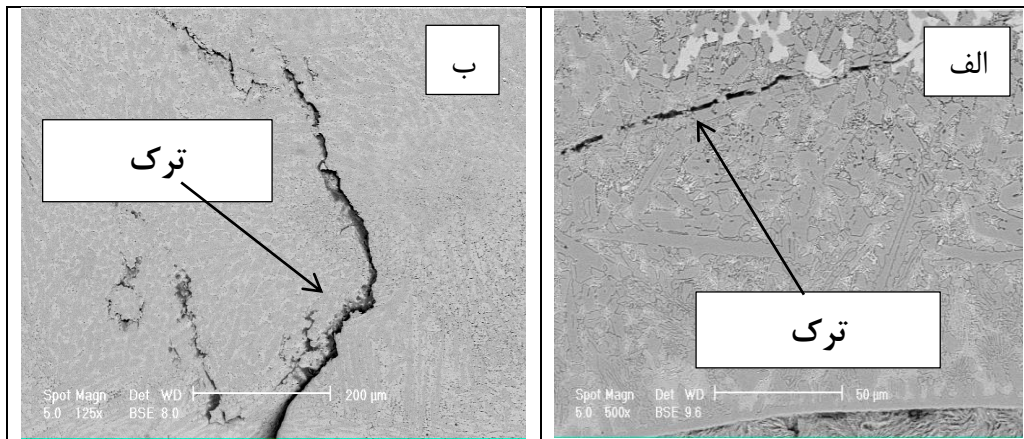
نقطه E		نقطه D		نقطه C		نقطه B		نقطه A		نمونه شماره ۱
درصد	عنصر	درصد	عنصر	درصد	عنصر	درصد	عنصر	درصد	عنصر	
۱/۴۲	سیلیکون	۲/۱۱	سیلیکون	۵/۴۲	سیلیکون	۷۹/۳	کربن	۳/۹۵	کربن	
۱۱/۴۱	کروم	۸/۷۷	کروم	۱۱/۴۱	کروم	۵۰/۲۹	کروم	۴۵/۳۰	کروم	
۵۳/۱۵	آهن	۸۴/۵۲	آهن	۳۴/۲۸	آهن	۳۴/۲۶	آهن	۳۵/۴۴	آهن	
۲۷/۹۰	مولیبدن	۵/۶۰	مولیبدن	۴۸/۸۹	مولیبدن	۱۱/۶۶	مولیبدن	۱۵/۳۱	مولیبدن	
		نقطه D		نقطه C		نقطه B		نقطه A		نمونه شماره ۲
		درصد	عنصر	درصد	عنصر	درصد	عنصر	درصد	عنصر	
		۵/۸۵	کربن	۳/۳۷	سیلیکون	۶/۱۰	سیلیکون	۴/۲۳	کربن	
		۱۴/۶	کروم	۱۰/۰۰	کروم	۱۲/۴۶	کروم	۵۲/۵۲	کروم	
		۴۱/۷۴	آهن	۶۹/۶۵	آهن	۳۸/۰۶	آهن	۳۲/۱۰	آهن	
		۳۳/۷۶	مولیبدن	۱۶/۹۸	مولیبدن	۴۳/۳۹	مولیبدن	۱۱/۱۵	مولیبدن	



شکل (۷): آنالیز پراش پرتو ایکس از نمونه های شماره ۱ و ۲

بر اساس مشاهدات تصاویر SEM (شکل ۸)، در نمونه‌ها ترک مشاهده شد. الکترودهای سخت کاری سطحی حاوی عناصر آلیاژی بالایی هستند. بلافاصله پس از جوش کاری رسوب سخت آنها شروع به انقباض می‌نماید و انتقال حرارت سریعی در منطقه سخت کاری شده صورت می‌گیرد. از آنجایی که انعطاف پذیری پوشش‌های سخت کاری کم است، رسوب جوش حاصله ترک می‌خورد که مناسب برای آزاد سازی تنش‌های پسماند جوش است و اثری بر مقاومت به سایش رسوب ندارد. با توجه به تصاویر میکروسکوپی نوری (شکل ۱ الف و ب) و همچنین به شکل ۸، ترک موجود در نمونه شماره ۱ (تصویر الف) و نمونه شماره ۲ (تصویر ب) به وضوح دیده می‌شود.

آنالیز پراش پرتو ایکس در شکل ۷ از نمونه‌های سخت کاری شده Fe-Cr-C-Mo در حالت دو پاس و همپوشانی ۲۰٪ نشان داده شده است. آنالیز پراش پرتو ایکس در این شکل نشانگر وجود کاربیدهای کروم و مولیبدن در ساختار زمینه آستنیت و فریت می‌باشد. این آنالیز نشان می‌دهد که نمونه شماره ۲ دارای کاربید M_7C_3 است، با مقایسه پیک‌های آنالیز پراش اشعه ایکس در شکل ۷ می‌توان دریافت که افزایش درصد عنصر کروم در نمونه شماره ۲ باعث افزایش بیشتر پیک‌های کاربیدهای کمپلکس M_7C_3 شده است که علت آن مشارکت بیشتر عنصر کاربیدزای کروم در تشکیل کاربید می‌باشد. همچنین افزایش عنصر کروم به عنوان عنصر محدودکننده تشکیل آستنیت در سیستم Fe-Cr-C-Mo باعث کاهش شدت پیک آستنیت شده است.



شکل (۸): تصاویر ترک موجود در تصویر: (الف): نمونه شماره ۱ و (ب): نمونه شماره ۲

جدول (۶): نتایج آزمون ریزسختی از زمینه و کاربیدهای فلز جوش Fe-Cr-C-Mo بر حسب HV

شماره نمونه	عدد سختی درون کاربیدی	انحراف معیار
۱	۱۴۶۰	۲۴,۷۴۸
	۱۴۲۵	
۲	۱۴۹۰	۵۰
	۱۵۰۰	

است. به همین دلیل از میزان درشت شدن این فازها کاسته شده است که میزان این کاهش، در جدول ۶ نشان داده شده است.

با افزایش کروم، به مقدار درصد این عنصر در داخل کاربیدهای کمپلکس افزوده شده و میزان مولیبدن آنها نسبتاً کاهش یافته

بیشترین ریزسختی نمونه شماره (۲) ۱۵۰۰ ویکرز می‌باشد. این سختی بیانگر این مطلب می‌باشد که درصد عناصر آلیاژی مانند کروم در نمونه شماره ۲ بیشتر است که با توجه به آنالیز نمونه در جدول ۵ این مقدار سختی معقول به نظر می‌رسد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود در جدول ۷ سطح نمونه ۲ از

سختی بیشتری نسبت به نمونه ۱ برخوردار است. دلیل این امر را می‌توان به وجود درصد کمتر کاربیدهای کروم در نمونه ۱ نسبت به نمونه ۲ دانست که علت آن به طور طبیعی ناشی از میزان کمتر کروم در آلیاژ روکش می‌باشد.

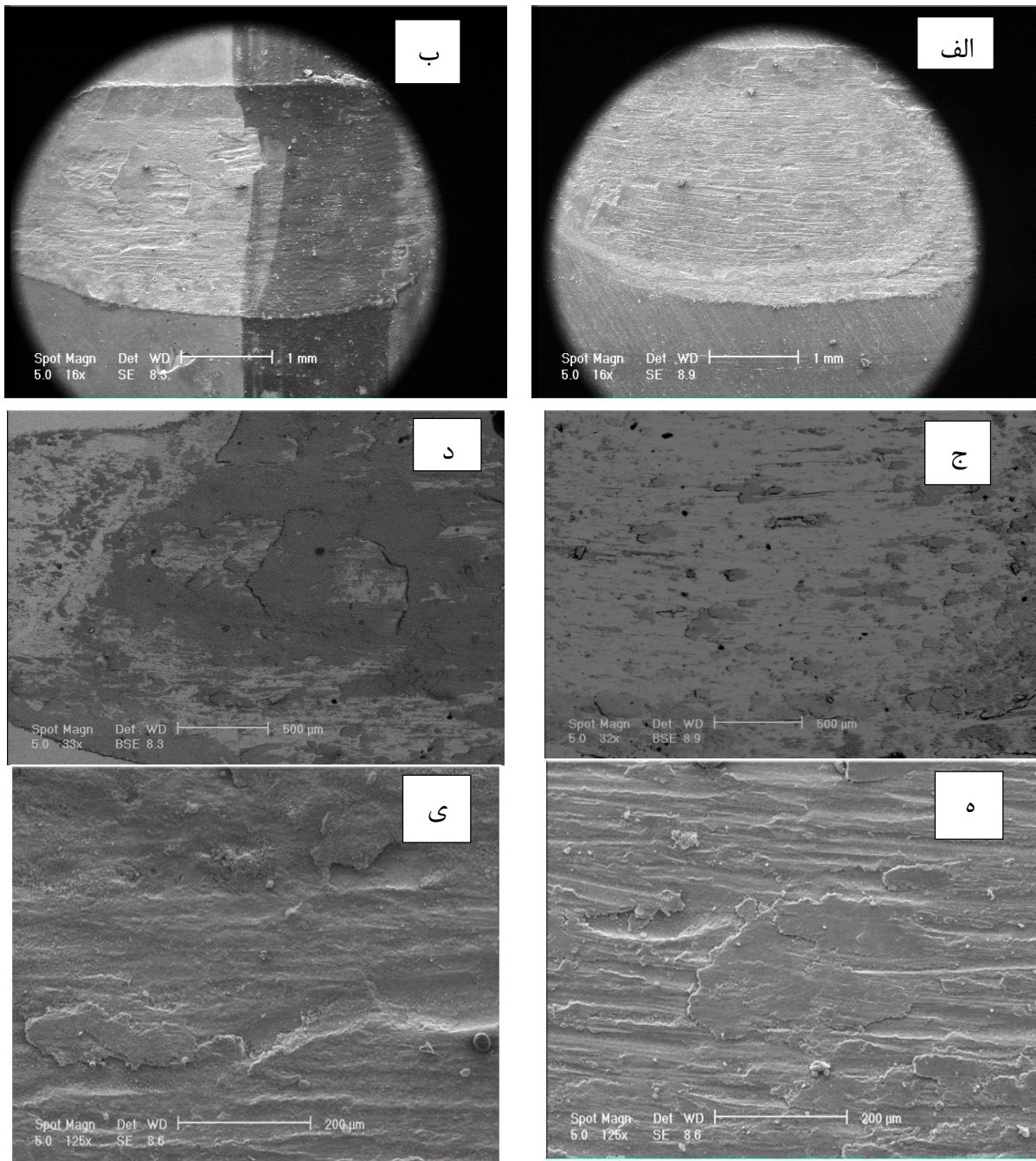
جدول (۷): نتایج آزمون ماکروسختی از سطح روکش آلیاژی Fe-Cr-C-Mo بر حسب HV

انحراف معیار	نمونه ۲	نمونه ۱	
۱۴۴,۹۵۶	۱۱۷۱	۹۶۶	سختی سطح مقطع نمونه

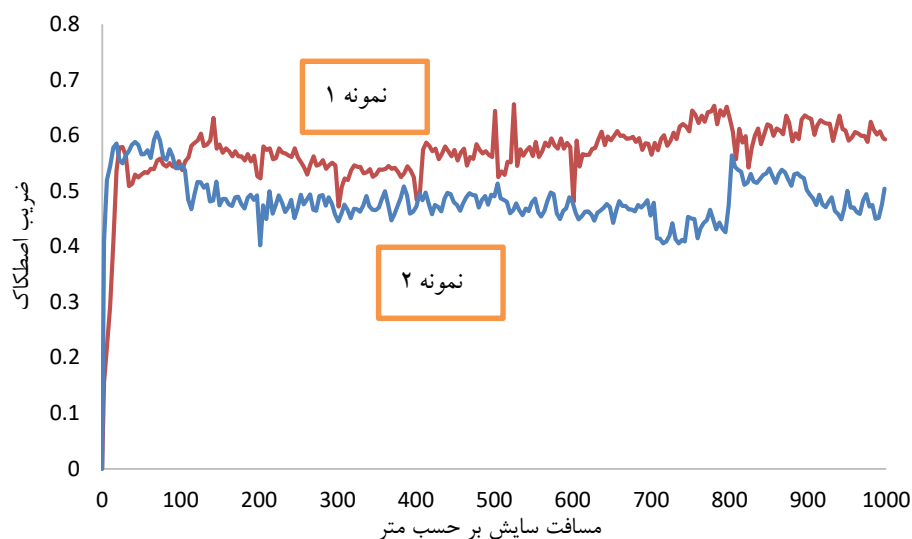
ذرات کاربید یوتکتیک بر روی ذرات کاربید اولیه M_7C_3 به تدریج کاهش می‌یابد. فاز کاربید اولیه شکسته شده و پس از جدایش، باعث افزایش نرخ سایش می‌شود. با توجه به شکل ۱۰ نمودارهای ضریب اصطکاک و شکل ۱۱ نرخ سایش می‌توان چنین استنباط کرد که کاهش نرخ سایش نمونه‌های ۱ و ۲ در مسافت‌های ۵۰۰ متر و ۸۰۰ متر، ناشی از عدم تشکیل ترک در سطح و تجمع نابعجایی‌ها در لایه زیرین سطح می‌باشد. به بیان بهتر، ایجاد تنش‌های پسماند، منجر به تشکیل ترک در سطح می‌شود و نرخ سایش نمونه‌ها را افزایش می‌دهد [۲۰]. بنا بر این با مقایسه ضریب اصطکاک این دو نمونه می‌توان چنین برداشت نمود که نمونه شماره ۲ دارای اندازه بهینه می‌باشد که با تغییرات میزان عناصر آلیاژی حاصل می‌گردد. علت کاهش نرخ سایش در نمونه‌های هیپویوتکتیکی مربوط به افزایش سختی در حین سایش است که این افزایش سختی به علت تبدیل فاز آستنیت به مارتنزیت در اثر کار مکانیکی به وجود می‌آید.

۴- بررسی خواص سایشی

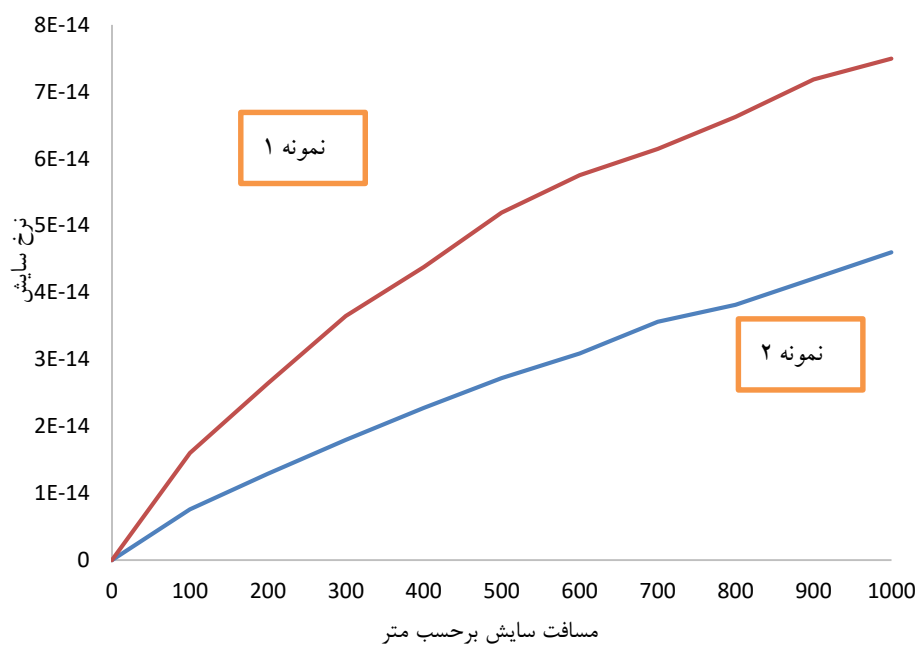
ساختار هیپویوتکتیک آلیاژ Fe-Cr-Mo-C به علت دارا بودن مقادیر زیادی از کاربیدهای کروم و مولیبدن، دارای سختی بسیار بالایی می‌باشد. به وضوح می‌توان مشاهده نمود که خراش‌های ناشی از سایش روی سطح نمونه شماره ۱ (شکل ۹ الف و ج و ه) عمیق‌تر از نمونه شماره ۲ (شکل ۹ ب و د و ی) هستند. علاوه بر این ریزترک‌ها و حفره‌های ناشی از اعمال نیروی سایش بر روی قطعه دیده می‌شود (شکل ۹ ج از نمونه ۱ و د از نمونه ۲). حفره‌های مشاهده شده، یکنواخت نیستند. این بدین معناست که این حفرات می‌توانند اثر کاربیدهای درشتی باشند که در اثر نیروی فشاری سایش، تراشیده و از جای خود کنده شده‌اند. ولی در نمونه شماره ۲ به دلیل سختی بالاتر، شدت اثر خراش و همچنین تغییر فرم پلاستیکی در شکاف‌های موجود کمتر است. همچنین در شکل ۹ ه از نمونه شماره ۱ و شکل ۹ ی از نمونه شماره ۲ وجود مکانیزم سایش چسبان را می‌توان مشاهده نمود. اندازه ذرات کاربید M_7C_3 حدود ۱ الی ۲ میکرون می‌باشد که هم اندازه حفرات است. همچنین به مرور زمان، اثر مهار کردن^۲



شکل (۹): تصاویر BSE و SE از نمونه‌های شماره ۱ (الف، ج و ه) و شماره ۲ (ب، د و ی)



شکل (۱۰): نمودار ضریب اصطکاک بر حسب مسافت در نمونه‌های ۱ و ۲



شکل (۱۱): نرخ سایش نمونه‌های ۱ و ۲

۵- نتیجه گیری

۲- افزودن کروم بیشتر سبب افزایش سختی سطح به مقدار ۱۱۷۱ ویکرز در نمونه شماره ۲ با محتوای $Cr=13,459$ و ۹۶۶ ویکرز در نمونه شماره ۱ حاوی $Cr=11,982$ شده است.
 ۳- لایه روکش کاری شده، چسبان بوده و شامل دو ناحیه مورفولوژی ستونی همراه با ساختار دندردیتی است. همچنین فصل

۱- ریزساختار نمونه‌های مورد آزمایش متشکل از آستنیت و کاربیدهای $(Cr,Fe)_7C_3$ هستند. این موضوع دلالت بر این دارد که با افزایش کربن و کروم، بخشی از کربن در تشکیل کاربید کرم M_7C_3 نقش داشته است.

- [7] A. Röttger, S. Weber & W. Theisen, "Supersolidus liquid-phase sintering of ultrahigh-boron high-carbon steels for wear-protection applications" *Materials Science and Engineering*, Vol. 532A, pp. 511-521, 2012.
- [8] S. G. Sapate & A. V. RamaRao, "Erosive wear behaviour of weld hardfacing high chromium cast irons: effect of erodent particles" *Tribology International*, Vol. 39, No. 3, pp. 206-212, 2006.
- [9] D. K. Dwivedi, "Microstructure and abrasive wear behaviour of iron base hardfacing", *Materials Science and Technology*, Vol. 20, No. 10, pp. 1326-1330, 2004.
- [10] R. Chotěborský, P. Hrabě, M. Müller, J. Savková & M. Jirka, "Abrasive wear of high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys", *Research in Agricultural Engineering*, Vol. 54, No. 4, pp. 192-198, 2008.
- [11] C. W. Kuo, C. Fan, S. H. Wu & W. Wu, "Microstructure and wear characteristics of hypoeutectic, eutectic and hypereutectic (Cr, Fe) 23C6 carbides in hardfacing alloys", *Materials transactions*, Vol. 48, No. 9, pp. 2324-2328, 2007.
- [12] S. Atamert & H. K. D. H. Bhadeshia, "Microstructure and stability of Fe- Cr- C hardfacing alloys", *Materials Science and Engineering*, Vol. 130A, No. 1, pp. 101-111, 1990.
- [13] C. M. Chang, Y. C. Chen & W. Wu, "Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe-Cr-C hardfacing alloy", *Tribology international*, Vol. 43, No. 5, pp. 929-934, 2010.
- [14] M. Kirchgaßner, E. Badisch & F. Franek, "Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact", Vol. 265, No. 5, pp. 772-779, 2008.
- [15] E. Zumelzu, I. Goyos, C. Cabezas, O. Opitz & A. Parada, "Wear and corrosion behaviour of high-chromium (14-30% Cr) cast iron alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 128, No. 1, pp. 250-255, 2002.
- [۱۶] ح. ثابت، ش. خیراندیش، ش. میردامادی، م. گودرزی، "بررسی ریزساختار و مشخصات کاربیدهای $(Cr, Fe)_7C_3$ در آلیاژهای بیروکتیک روکش سخت پایه Fe-Cr-C"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین مهندسی مواد، شماره اول، بهار ۱۳۹۰، ص ۳۴-۲۱.
- مشترک لایه رسوب داده شده با فلز پایه، متشکل از ساختار تیغه-ای است، ولی در مناطق دورتر از این فصل مشترک ساختار هم-محور می‌باشد.
- ۴- نمونه شماره ۲ با محتوای $Cr = 13,459$ دارای بیشترین مقاومت به سایش است.
- ۵- در نمونه یوتکتیکی، ساز و کار سایش برای نمونه‌های جوشکاری شده با کروم کم، همراه با کندگی، چسبان و شخم-زدن می‌باشد.
- ۶- کاهش نرخ سایش نمونه شماره ۱ حاوی $Cr = 11,982$ و نمونه شماره ۲ حاوی $Cr = 13,459$ در مسافت‌های ۵۰۰ متر و ۸۰۰ متر، ناشی از عدم تشکیل ترک در سطح و تجمع نابعایی‌ها در لایه زیرین سطح می‌باشد.
- ۶- منابع**
- [1] F. Molleda, J. Mora, F. J. Molleda, E. Mora, E. Carrillo & B. G. Mellor, "A study of the solid-liquid interface in cobalt base alloy (Stellite) coatings deposited by fusion welding (TIG)", *Materials characterization*, Vol. 57, No. 4, pp. 227-231, 2006.
- [2] F. Madadi, F. Ashrafzadeh & M. Shamanian, "Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy on carbon steel using RSM", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 510, No. 1, pp. 71-77, 2012.
- [3] J. R. Davis, *ASM handbook, volume 6: welding, brazing and soldering*. ASM International, Materials, USA, pp. 787-799, 1993.
- [4] Y. C. Lin & Y. C. Chen, "Reinforcements affect mechanical properties and wear behaviors of WC clad layer by gas tungsten arc welding", *Materials & Design*, Vol. 45, pp. 6-14, 2013.
- [5] S. Buytoz, M. Ulutan & M. M. Yildirim, "Dry sliding wear behavior of TIG welding clad WC composite coatings", *Applied Surface Science*, Vol. 252, No. 5, pp. 1313-1323, 2005.
- [6] M. F. Buchely, J. C. Gutierrez, L. M. Leon & A. Toro, "The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys" *Wear*, Vol. 259, No. 1, pp. 52-61, 2005.

C، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد،
دانشکده مهندسی مواد، ۱۳۹۴.

[20] J. Yang, J. Tian, F. Hao, T. Dan, X. Ren, Y. Yang & Q. Yang, "Microstructure and wear resistance of the hypereutectic Fe-Cr-C alloy hardfacing metals with different La₂O₃ additives", Applied Surface Science, Vol. 289, pp. 437-444, 2014.

۷- پی نوشت

[1] Gas Tungsten Arc Welding

[2] Clamping Effect

[۱۷] ح. ثابت، س. ر. امیرآبادی زاده، م. صادقی و م. ن. میرزا، "بررسی ریزساختار و مقاومت به سایش لایه رویه سخت پایه Fe-C-Nb بر روی فولاد ساده کربنی" فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین مهندسی مواد، شماره سوم، ص ۴۳-۵۰، پائیز ۱۳۸۸.

[18] S. Atamert & H. K. D. H. Bhadeshia, "Microstructure and stability of Fe- Cr- C hardfacing alloys" Materials Science and Engineering, Vol. 130A, No. 1, pp. 101-111. 1990.

[۱۹] ب. صمیمی، ع. سعادت و م. ر. خانزاده قره شیران، بررسی تاثیر افزودن مولیبدن بر خواص سایشی و متالورژیکی پوشش های سخت Fe-Cr-