فصلنامة علمي- پژوهشي تحقيقات موتور



تارنمای فصلنامه: www.engineresearch.ir



# ایجاد لایهٔ مرکب سطحی آهن/کاربید سیلیسیم به روش پوششدهی قوسی تنگستن- گاز برای بهبود سختی و مقاومت به سایش قطعات موتور

حسين مظاهرى\*٬، محمود فاضل نجف آبادى ۲

<sup>(</sup>دانشکده مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد، نجف آباد، ایران، mazaheri2646@gmail.com <sup>۲</sup> گروه مهندسی مکانیک، بخش فنی و مهندسی، دانشگاه پیام نور، مرکز اصفهان، ایران، fazel@es.isfpnu.ac.ir <sup>\*</sup>نویسندهٔ مسئول، شماره تماس: ۰۹۱۳۳۳۰۲۶۴۶

### چکیدہ

#### اطلاعات مقاله

تاریخچهٔ مقاله: دریافت: ۱۳ دی ۱۳۹۳ پذیرش: ۱۱ اسفند ۱۳۹۳ کلیدواژهها: جوشکاری قوسی تنگستن گاز پوشش سخت سطحی ترکیب فولاد/کاربید سیلیسیم در موتورهای احتراق داخلی، با خروج گازهای بسیار گرم از موتور، دریچهٔ دود و نشیمنگاه گرمای شدیدی را تحمل میکنند. برای اجتناب از آسیب رسیدن به دریچه، با توجه به اینکه بخش عمدهای از حرارت در هنگام تماس دریچه با نشیمنگاه انتقال مییابد، تخمین ضریب انتقال حرارت تماسی و شناسایی کمیتهای مؤثر بر مقدار آن، یکی از چالشهای عمده در طراحی موتورهای احتراق داخلی است. در این مقاله، با استفاده از دماهای اندازهگیری شده در نقاط مشخصی از دریچهٔ دود و نشیمنگاه و با بهکارگیری روشهای برون یابی خطی و انتقال حرارت معکوس، ضریب انتقال حرارت تماسی تخمین زده میشود. همچنین، با شبیه سازی عددی مسأله به کمک نرمافزاری تجاری و با بهکار بردن ضرایب تخمین زده شده به وسیلهٔ روش معکوس به عنوان ورودی نرمافزار، دما در محل دماجفتها در حالت پایا استخراج و با دماهای اندازه گیری شده مقایسه شده است. خطاهای ناشی از حل عددی در مقایسه با دو روش دیگر بزرگتر است، ولی بهطور کلی نتایج حاصل از آن دماهای اندازه گیری شده را پوشش می دهد و قابل قبول است.



تمامى حقوق براى انجمن علمى موتور ايران محفوظ است.

#### ۱ – مقدمه

عملیات سطحی بر روی فولادها میتواند مقاومت خوردگی، مقاومت سایشی یا رفتار خستگی آنها را بهبود دهد[۱]. یکی از روشهای سختکاری سطحی<sup>۱</sup> استفاده از روشهای معمول جوشکاری برای پوششدهی روی سطح قطعات است. ویژگی منحصربهفرد این روش ضخامت زیاد پوشش، نرخ رسوبگذاری بالا، چسبندگی مناسب پوشش به زیرلایه و سهولت در ایجاد آن است. همین عوامل سبب

گستردگی کاربرد آن برای پوششدهی قطعات شده است [۲–۳]. یکی از روشهای متداول بهبود رفتار سطحی، افزودن عناصر همچون کرم، کربن، کبالت و مولیبدن یا ذرات ی نظیر TiC ،SiC، نظیر WC و B4C به مذاب ایجاد شده در سطح و تشکیل لایهای با ضخامت قابل توجه بر روی سطح است [۴]. مقاومت حرارتی و سختی های پیشرفته باعث گردیده تا بتوان از این مواد در موتور و سایر اجزای متصل به انواع خودرو سبک و سنگین استفاده نمود. پوششها و اجزایی که کاملاً از مواد ی ساخته شده باشند تا به حال توسط صنایع خودروسازی معرفی گردیدهاند. اجزا و قطعات فلزی دارای پوششی میتوانند درمحیطهایی با دمای گرم، مانند اجزای تحت اصطکاک یا موتور خودروها استفاده گردد. پوششها و اجزای کوچک ساخته شده از اولین اجزایی اند که در موتور به کار گرفته خواهند شد. همچنین پوششهای سرامیکی در صنایع هوافضا که به روشهای پاشش حرارتی اعمال میشوند، کاربرد دارند. پوششهای سرامیکی در سه بخش موتورهای هوایی، پیشرانه موشک و ارابه فرود هواپیما توسط روشهای پاشش حرارتی اعمال میشوند. این پوششها شامل پوششهای اکسیدی مانند آلومینا، پوششهای سرمتی مانند کاربید تنگستن و پوششهای کامپوزیتی مانند - AlSi HbN اند. پوشش های اکسیدی مانند پوشش های آلومینایی و کرومیایی و پوششهای کاربیدی مانند کاربید تنگستن بعنوان پوششهای مقاوم به سایش در بخشهایی از موتور هوایی مانند زبانههای پره پروانه و پرههای استاتور مورد استفاده قرار می گیرند [۵].

از عمده کاربردهای عملیات سطحی میتوان به صنایع برق، هستهای، هوافضا [۶]، خودروسازی [۷]، مبدلهای حرارتی ، پیلهای سوختی [۸] و صنایع پزشکی [۹] اشاره کرد. از مهمترین کاربردهای پوششهای سرامیکی میتوان به نسل جدید موتور خودروها اشاره کرد. بدنه و اجزای موتور همچون سمبهها و تاج سمبه که حرارت زیادی را متحمل میشوند، میتوانند با پوشش سرامیکی ساخته شوند. این کار امکان مقاومت بیشتر در برابر حرارت زیادتری را به اجزای موتور می بخشد. پوششهای سرامیکی در دمای زیاد هیچ تغییر شکل و تغییر ساختاری از خود نشان نمی دهند. اما رسانا نیستند و باید به همراه مکملهای فلزی بکار روند. در آینده، موتورهای سبک وزن (در

مقایسه با موتورهای چدنی سنگین) ممکن است ساخته شوند که در دمای گرم، بدون نیاز به مبدل حرارتی و با بازده سوخت بالا کار کنند. افزایش بازده سوخت این گونه ها نتیجه سبک شدن موتور خودرو و افزایش دمای احتراق است [۱۰].

محققان زیادی در زمینه ایجاد پوششهایی فعالیت نمودهاند. یوچی لین<sup>۲</sup> و در پژوهشی به بررسی ریزساختار و عملکرد سایشی لایهٔ SiC پوشش داده شده بر روی فولاد کشته شدهٔ SKD61 با روش GTAW پرداختهاند. آنها گزارش دادهاند که ذرات SiC در طی فرآیند GTAW پرداختهاند. آنها گزارش دادهاند که ذرات Fe<sub>3</sub>C و Fe<sub>3</sub>Siz و همچنین تجزیه شده و حالتهای شبه پایدار مانند Fe<sub>3</sub>C و Fe<sub>3</sub>Siz و همچنین حالت پایدار گرافیت در سیسستم سه تایی Fe-Si-C به وجود آمدهاند. این محققین مدعی شدهاند که همین رخدادها منجر به افزایش سختی و مقاومت به سایش لایهٔ سطحی شده است [۱۱].

مانر" و همکاران در تحقیقی دیگر سطح فولاد زنگ نزن AISI 304 را با پودر SiC بهروش جوشکای قوسی تنگستن – گاز پوشش دادند. آنها نشان دادند که میتوان با ترکیب ثابت پودر اولیه و فقط با کاهش حرارت ورودی و افزایش مقدار پودر استفاده شده، ناحیه ذوب در زیرلایه را به حداقل رسانده و مقدار رقت را به حداقل کاهش داد. با این کار ساختار هیپویوتکتیک سطحی به ساختار هایپریوتکتیک تبدیل خواهد شد. آنها پیشنهاد کردند که بیشینهٔ سختی به دست آمده به

حضور کاربیدهای M7C3 پراکنده در سطح فولاد مربوط است [۱۲]. در همین راستا یانگ<sup>۴</sup> و همکاران ذرات SiC را بر روی همبسته -Ti 6Al-4V با فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن – گاز و با استفاده از سیم توگردی پوشش دادند. آنها مدعی اند که به این شیوه یک پیوند موادی خوب بین پوشش و زیرلایه را میتوان به دست آورد که پوشش یکنواخت، متراکم و تقریباً عاری از نقص بوده و باعث افزایش قابل توجه سختی خواهد شد [۱۳]. اسمان<sup>۵</sup> و همکاران ذرات کاربید سیلیسیم را با روش جوشکاری قوسی تنگستن – گاز بر روی فولاد سالیتار تازه شکل گرفته در سطح فولاد میتواند مقاومت به سایش و سختی سطح را بهبود بخشد [۱۳].

فولاد ASTM A106 به دلیل پایداری در شرایط سرویسدهی دمای گرم، قابلیت کاربرد وسیعی دارد. اما مقاومت به سایش ضعیف، محدودیت بزرگی را برای کاربرد این فولاد ایجاد کرده است [۵۵– ۱۶]. در این پژوهش تشکیل لایهای ترکیبی حاوی ذرات SiC بر روی سطح فولاد A106 به منظور امر افزایش سختی و بهبود خواص سایشی این فولاد بررسی شده است. در این راستا، تأثیر تغییر درصد حجمی SiC و تغییر شدت جریان فرآیند بر ریزساختار، سختی و رفتار سایشی پوشش ایجاد شده مورد بررسی و مطالعه قرار گرفته است.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Hard facing

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup>Yu-Chi Lni

<sup>&</sup>lt;sup>3</sup> Soner

<sup>&</sup>lt;sup>4</sup>Yong

<sup>&</sup>lt;sup>5</sup> Osman

## ۲-مواد و روش آزمون

در این پژوهش از فولاد کربنی ASTM A106 Gr.B (معادل با فولاد St 45.8 مطابق با استاندارد (DIN) با ابعاد ۸×۴۵×۱۰۵ میلیمتر استفاده شد. در ابتدا قطعات تمیز شده و تا سنبادهٔ شمارهٔ ۳۲۰ سنباده زده شد تا آلودگیهای سطحی آن برطرف گردد. سپس تحلیل عنصری و بررسی ریزساختار روی مادهٔ اولیه انجام شد. برای ایجاد لایهٔ سطحی از پودر SiC با ابعاد متوسط ذرات ۳ تا ۴ میکرومتر استفاده شد. ثابتسازی ذرات با آغشته نمودن آنها به اتانول و استفاده ز شابلون حاوی حفرهٔ با ابعاد ۲۱×۲۰۰ میلیمتر انجام شد. برای ذوب سطحی فولاد، از روش جوشکاری قوسی تنگستن – گاز (GTAW) استفاده شد. گاز محافظ مصرفی آرگون با خلوص ۹۹٬۹۹ قطر استفاده شد. گاز محافظ مصرفی آرگون با خلوص ۹۹٬۹۹ قطر مطابق با جدول ۱ انجام شد.

جدول ۱: متغیرهای فرآیند رویه سازی به روش GTAW با نرخ دمش ۸ لیتر بر دقیقه آرگون و قطبیت DCEN

بر دخيفه از نون و خطبيك الأنان						
سرعت	شدت	درصد	شماره			
(mm/min)	جريان (A)	حجمي ذرات	نمونه			
•	•	•	١			
37,18	٩٠	۴	۲			
۱۸,۲۸	٩٠	٨	٣			
18,99	٩٠	١٢	۴			
27,44	11.	٨	۵			
४९,•९	۱۳۰	٨	۶			
	سرعت سرعت (mm/min) ۰ ۳۲,۱۶ ۱۸,۲۸ ۱۶,۹۹ ۲۸,۴۴ ۲۹,۰۹	شدت سرعت شدت سرعت (mm/min) (A) (mm/min) ۰ ۰ ۰ ۳۲,۱۶ ۹۰ ۱۸,۲۸ ۹۰ ۱۶,۹۹ ۹۰ ۲۸,۴۴ ۱۱۰ ۲۹,۰۹	بر عید (رو) و عبد (رو) و عبد (رو) رو الم (رو) الم ((d) ((d) ((d) ((d) ((d) ((d) ((d) ((d			



شکل ۱: تصویر نمادین از شیوه مورد استفاده در ایجاد پوشش

تصویر نمادین از روش مورد استفاده در شکل ۱ نشان داده شده است. ضخامت پوشش ایجاد شده در این مرحله بین ۳ تا ۴ میلیمتر بوده و پس مسطح سازی توسط سنگ مغناطیسی ضخامت پوشش به ۲ تا ۳

میلی متر کاهش پیدا کرد. ریز ساختار پوشش به دست آمده با استفاده از ذره بین نوری و ذره بین نوری روبشی (SEM) همراه با تحلیل نقطه ای بررسی شد. برای آماده کردن نمونه ها از محلول نایتال ۴ درصد (۹۶ میلی لیتر الکل + ۴ میلی لیتر اسید نیتریک یک مولار) استفاده شد. شکل سختی از سطح به طرف فلز پایه و در مقطع عرضی پوشش توسط میکروسختی سنجی و با فرو روندهٔ ویکرز با بار اعمالی ۱۰۰ گرم در مدت زمان اعمال ۵ ثانیه مطابق با استاندارد ASTM E92

آزمون میکروسختی سنجی بر روی ذرهبینهای متالورژیکی، که برای این کار طراحی شدهاند، انجام می شود. فرورونده هرم الماسی کوچکی است که بر روی صفحه یک عدسی شیئی مخصوص جاسازی شده است. سطح نمونه آزمایش، پرداخت و بسیار براق شده و برای مطالعات میکروگرافی اچ می شود. مشاهده قطعه از زیر ذرهبین با درشت نمایی ۲۰۰ تا ۲۰۰۰، امکان متمرکز کردن عدسی روی دانههای مجزای ماده و فروکردن هرم الماسی با نیروی کم، در آن نقطه را فراهم می سازد. پس از آن قطر لبه مربع شکل فرورفتگی به دقت اندازه گیری و سختی محاسبه می شود. دقت متعارف اندازه گیری در حدود ۰٬۰۰۰ میلی متر است. بررسیهای سایشی نیز توسط دستگاه سایش رفت و برگشتی، با استفاده از قفل کن های فولاد ۵۲۱۰۰ و با بار N ۱۵۰ مطابق با استاندارد ASTM G 133-95 انجام شد. جرم از دست داده شده در فواصل ۵۰، ۵۰، ۱۰۰، ۱۰۰، ۱۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰، ۲۰۰ متر توسط ترازوی GIBERTINIE 42 S-B با دقت ۰,۰۰۰ گرم اندازهگیری شد. آزمونهای سایش به منظور تكرارپذيري تا سه بار و ميانگين نتايج براي محاسبه كاهش وزن و مسافت لغزش انجام گرفت. برای بررسی سطوح سایش، نمونههایی به ابعاد ۶٫۰×۱×۱٫۵ برش داده شد و ذرات سایش نیز جمع آوری و ارزیابی شدند. شکل ۲ نمونههای مورد استفاده در آزمونهای مختلف را نشان میدهد.



شکل ۲: الف) نمونههای مانت شده استفاده شده در متالوگرافی و میکروسختی سنجی، ب) نمونهها بعد از انجام آزمون سایش، ج) نمونههای استفاده شده برای بررسی سطوح سایش.

#### ۳- نتايج و بحث

نتایج حاصل از مجموعه آزمونهای انجام شده در ادامه مورد تحلیل قرار گرفته است.

## ۳-۱- بررسیهای ریز ساختاری

شکل ۳ ریز ساختار فولاد پایه مورد استفاده را نشان میدهد. دیده می شود، این نمونه ها ساختاری فریت – پرلیتی با دانه های هم محور در محدودهٔ ابعادی ۱۰ تا ۷۰ میکرون داشتهاند. ابعاد ذرات تقویت کننده کاربیدی نیز با توجه به شکل ۴ تعیین گردید.



شکل ۳: تصویر ذره بین نوری ریز ساختار فولاد ASTM A106-Gr.B مورد استفاده



شکل ۴: تصویر SEM از ذرات پودر SiC مورد استفاده در پوشش سازی همچنین در جدول ۲ ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده ارائه گردیده است که با تحلیل استاندارد فولاد مSTM A106 موجود در جدول ۳ مطابقت دارد. ملاحظه می گردد که ترکیب شیمیایی بخوبی با ساختار ذرهبینی مشاهده شده در تصویر شکل ۳ تطابق دارد.

جدول ۲: ترکیب شیمیایی فولاد ASTM A106 Gr.B					
Mn	Si	С	عنصر		
۰,۴۸	٠,١۶	٠,١٢	درصد		
Ni	S	Р	عنصر		
٠,١	۰,۰۰۵	۰,۰۰۶	درصد		
Fe	Cu	Al	عنصر		
بقيه	٠,١١	۰,۰۳۱	درصد		

شکل ۵ سطح مقطع نمونههای پوشش داده شده را در بزرگنمایی پایین نشان میدهند. تصاویر نشان داده شده در این شکل مشخص میکند که در تمامی نمونهها، سطح و فصل مشترک زیرلایه و

پوشش خالی از ترک و حفره است. به عبارت دیگر با استفاده از این روش لایهٔ ترکیبی متراکم، با کیفیت و با نفوذ کامل لایهٔ پیش نشانی شده به زیرلایهٔ فولادی به دست آمده است. نتایج گزارش شده از مطالعات سایر محققین نیز همین نتیجه را در پی داشته است [۱۷].

جدول ۱۰ تخلیل استاندارد فولاد ASIM AIOB [۵۵]					
Grade C	Grade B	Grade A	A106		
۰,۳۵	۰,۳	۰,۲۵	C (حداکثر)		
۲۹, ۰ تا ۱٫۰۶	۲۹, ۰ تا ۱,۰۶	۲۲, ۲۰ تا ۰٫۹۳	ءدMn		
۰,۰۳۵	۰,۰۳۵	۰,۰۳۵	P (حداکثر)		
۰,۰۳۵	۰,۰۳۵	۰,۰۳۵	S (حداکثر)		
٠,١	٠,١	۰,۱	Si (حداقل)		
۴, ۰	۰,۴	۰,۴	Cr (حداکثر)		
۴, ۰	۰,۴	۰,۴	Cu (حداکثر)		
٠,١۵	٠,١۵	٠,١۵	Mo (حداکثر)		
۴, ۰	۰,۴	۰,۴	Ni (حداکثر)		
۰,۰۸	۰,۰۸	۰,۰۸	V (حداکثر)		





شکل ۵: سطح مقطع نمونههای پوشش داده شده در بزرگنمایی کم،

الف) نمونه ۲، ب) نمونه ۳، ج) نمونه ۴، د) نمونه ۵، ه) نمونه ۶ شکل ۶ تصویر نمادین از نحوه انجماد حوضچه جوش حین انجماد را نشان میدهد. آن گونه که در این تصویر مشاهده می گردد، ساختار انجمادی حوضچه جوش تابعی از نرخ سرد شدن مذاب و تفاوت دمایی بین المان مذاب تحت بررسی و مرز حوضچه است [۱۸]. در نمونههای تحت بررسی در این پژوهش، حجم مذاب ایجاد شده در سطح در برابر کل فلز جامد بسیار کم است. لذا محتمل است که در رژیم انجمادی حاصل از این شرایط، سرعت سرد شدن تند مذاب و در

نتیجه آن، رشد دندریتی حالت جامد در برای عکس انتقال حرارت انجام گردد. از سوی دیگر با توجه دمای مذاب در حوضچه (گرمتر از مذاب را دارند اما فرصت کافی برای این امر وجود ندارد. لذا تنها انحلال جزئی آنها با سازوکار ذوب ترکیبی پیپ و ساواژ [۱۸] در اینجا محتمل است. بر اساس این سازوکار با انحلال جزئی ذرات، ترکیب مناب در فصل مشترک ذرات و فلز تغییر کرده استو از سیلیسیم و کربن غنی خواهد شد. لذا دو رخداد مهم محتمل خواهد بود. نخست آنکه این تغییر در ترکیب موجب افزایش هم سیمایی بین ذرات و زمینه شده و اتصال ذرات با زمینه تقویت گردد و دوم آنکه آهن غنی از سیلیسیم و کربن به صورت فریت غنی از این عناصر به صورت بیش دندریتی رشد کرده و ذرات کاربیدی را در بر بگیرد. بدین صورت پیش دندریتی رشد کرده و ذرات کاربیدی را در بر بگیرد. بدین صورت پیش میشود، پس از اتمام فرآیند ایجاد پوشش، ذرات کاربیدی اولیه که دارای شکل هندسی بودهاند، با سطح شناسی غیر مسطح و قرار گرفته در میان حالت فریت مشاهده گردند.



شکل ۶۰ تصویر نمادین از تغییرات حالت انجماد در سرتاسر منطقه ذوب[۱۸]

شکل ۷ تصاویر ریزی از ریزساختار پوشش در بزرگنمایی قویتر را نشان میدهد. این تصاویر ساختار دندریتی پوشش که در نتیجهٔ انجماد سریع مذاب سطحی در طی فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن – گاز را بوضوح نشان میدهد.

در خصوص تجزیه کاربید سیلیسیم و نقش آن در حصول چنین ساختار دندریتی سایر محققین نیز به آن اشاره داشتهاند [۱۹]. بررسیهای دقیق تر نشان داد، بر اساس پیش بینی، ذرات کاربید سیلیسیم وارد شده به لایهٔ سطحی در میان شاخههای دندریتی قرار گرفتهاند. تصویر ارائه شده در شکل ۸ حضور مقدار قابل توجه از ذرات کاربید سیلیسیم در ساختار پوشش را بوضوح نشان میدهد. همچنین دیده میشود، این ذرات که قبل از استفاده، سطحی کاملاً مسطح دارای سطحی غیر یکنواخت و ناصاف شدهاند. این امر در تصویر ارائه شده در شکل ۸ بخوبی مشاهده میشود. این نکته نیز پیش بینی متصل به سازوکار انحلال ذرات و ذوب ترکیبی پیپ و ساواژ را بخوبی تایید مینماید. از طرف دیگر، در برخی از ذرات کاهش محسوس ابعادی مشاهده میگردد. ناصافی سطح ذرات و کاهش ابعاد می تواند به دلیل انحلال بخشی از کاربید سیلیسیم در آهن باشد.



شکل ۷: ریزساختار پوشش سطحی نمونههای مختلف الف) نمونه ۲، ب) نمونه ۳، ج) نمونه ۴، د) نمونه ۵، ه) نمونه ۶



شکل ۸ از ریز ساختار پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲ شکل ۹ ریز ساختار بخشی از پوشش ایجاد شده بر روی نمونه ۲ را در بزرگنمایی قویتر نشان میدهد. در این تصویر دانههای فریت، کولونیهای پرلیت و ذرات کاربید سیلیسیم بخوبی قابل تشخیص اند. دیده میشود، علیرغم مقدار کربن کم فولاد مورد استفاده، مقدار پرلیت تشکیل شده در پوشش بیش از مقدار مورد انتظار است. حضور این پدیده را میتوان به انحلال بخشی از ذرات کاربید سیلیسیم و ورود کربن به مذاب دانست. از سوی دیگر، در اطراف ذرات کاربید سیلیسیم ناحیهای از فریت مشاهده میشود که حین آماده سازی شیمیایی بیش از فریت زمینه خورده شده است. این به معنی فعال و ناپایدارتر بودن اتمها در این ناحیه است. این پدیده میتواند به انحلال ذرات کاربید سیلیسیم و کربن بالاتر از حد حلالیت تعادلی کربن در یک شعاع مشخص در اطراف ذرات باشد. همانگونه که دیده می شود این امر صحت پیش

بینی اولیه در این خصوص را تایید مینماید. نتایج تحلیل EDS از این ناحیه که در شکل ۱۰ ارائه شده است، نشان میدهد که این مناطق از کربن و سیلیسیم غنی اند. این امر توسط سایر محققان نیز گزارش شده است[۲۰]. انحلال سریع سطحی ذرات حین فرآیند، موجب ناصافی سطح ذرات کاربید سیلیسیم شده و پیوندهای میکرو مکانیکی این ذرات با زمینه را تقویت نموده است. در حقیقت این پدیده نقش مهمی در ایجاد یک مادهٔ مرکب سطحی و عدم جدایش ذرات حین فرآیند علیرغم تفاوت در چگالی این دو ماده داشته است.





شکل ۱۰: نتایج تحلیل EDS بخشهایی از پوشش ایجاد شده بر روی نمونه۲: الف) ذرات کاربید، ب) فریت اطراف ذرات ج) سمانتیت اطراف ذرات

نتایج حاصل از ریز سختی پوشش های ایجاد شده در طی این پژوهش در شکل ۱۱ ارائه شده است. همان گونه که دیده می شود، پوشش های ترکیبی تشکیل شده بر سطح به دلیل حضور حالت تقویت کنندهٔ کاربید سیلیسیم، ورود کربن اضافی به سطح و در نتیجهٔ افزایش میزات پرلیت و نیز دانه های ریز ایجاد شده تحت شرایط انجمادی میزات پرلیت و نیز دانه های ریز ایجاد شده تحت شرایط انجمادی برخوردار اند. این شرایط می تواند مقاومت قوی در برابر سایش را در پی داشته باشد.



شکل ۱۱: شکل سختی سطح مقطع عرضی نمونههای پوشش داده شده

نمودارهای متصل به شکل سختی پوششها نشان میدهد، با افزایش ذرات تقویت کننده، سختی لایههای ایجاد شده در سطح و در فصل مشترک افزایش مییابد. همچنین در خصوص نمونههای ۳ ، ۵ و ۶ که دارای مقدار یکسان از ذرات تقویتکننده بوده و با شدت جریانهای متفاوت جوشکاری تحت عملیات سطحی قرار گرفتهاند (طبق جدول ۱)، میتوان گفت کاهش حرارت ورودی منجر به کاهش رقت آهن از زیر لایه و ریزتر شدن ساختار شده است. این عوامل باعث افزایش سختی نمونهٔ ۵ نسبت به نمونهٔ ۶ و ۳ و نیز افزایش سختی نمونهٔ ۶ نسبت به نمونهٔ ۶ و ۳ و نیز افزایش دیگر [۲1] نیز نتایج مشابهی را ارائه نمودهاند.

## ۳-۳-رفتار سایشی

شکل ۱۲ نمودار کاهش وزن برحسب مسافت طی شده برای نمونههای آزمون سایش را نشان میدهد. مشاهده می شود که با افزایش مسافت طی شده مقدار جرم از دست داده شدهٔ نمونهٔ ۱ به شکل پیوسته و بدون نشان دادن رفتار کند شونده، افزایش می یابد. MSTM A106- کی یوسته و بدون نشان دادن رفتار کند شونده، افزایش می این نتایج با توجه به رفتار سایشی ضعیف فولاد -ASTM A106 این این این تایج با توجه به رفتار سایشی ضعیف مولاد -۲۲] دور از Gr.B که توسط محققین دیگر نیز گزارش شده است [۲۲] دور از انتظار است.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Energy dispersive spectrometer



شکل ۱۲: نمودار کاهش وزن برحسب مسافت طی شده برای نمونههای قرار گرفته تحت آزمون سایش

این در حالی است که در سایر نمونهها و با افزایش سختی، مقدار مقاومت در برابر سایش افزایش یافته است. آن گونه که نمودارهای کاهش وزن بر حسب مسافت سایش نشان میدهند، آن چه در مقدار مقاومت به سایش نمونهها اهمیت داشته است، مقدار مطلق سختی بوده است. به گونهای که نمونههای شماره ۳، ۵ و ۶ علیرغم برخورداری از مقدار یکسان از ذرات تقویت کنندهٔ کاربیدی در پوشش، مقاومت در برابر سایش متفاوتی را از خود نشان دادهاند. اما دیده میشود با افزایش مقدار ذرات سخت کاربیدی و افزایش قابل ملاحظه میشود با افزایش مقدار ذرات سخت کاربیدی و افزایش قابل ملاحظه میشود با مولانی تأیید کندهٔ این مطلب است که حضور مقدار مسافتهای طولانی تأیید کندهٔ این مطلب است که حضور مقدار قابل ملاحظهای از ذرات سخت در لایهٔ سطحی و ایجاد شرایط بهینه فرآیند میتواند موجب افزایش متناسب سختی و مقاومت سایشی

شکل ۱۳ تصویر ذرهبین نوری روبشی حاصل از سطح سایش نمونهٔ شماره ۱ را پس از انجام آزمون سایش نشان می دهد. به نظر می رسد که بخشی از سطح به شکل لایه ای از آن جدا شده و بخشی دیگر به صورت ورقه هایی بر روی سطح تشکیل شده و در آستانهٔ جدا شدن بوده اند. این امر می تواند بر رخداد سازو کار سایش ورقه ای دلالت داشته باشد.



شکل ۱۳: تصویر ذرهبین نوری روبشی از سطح سایش نمونه ۱

همچنین در بخشهایی از این سطح سایش، آثار اکسایش سطحی و ایجاد ذرات بسیار ریز اکسیدی مشاهده میشود. شکل ۱۴ تصویر ذرهبین نوری روبشی ذرات سایشی حاصل از آزمون انجام شده بر این نمونه را نشان میدهد.



شکل ۱۴: تصویر ذره بین برقی روبشی از ذرات حاصل از سایش نمونه ۱ تصویر ارائه شده در شکل ۱۴ حضور همزمان ذرات سایشی ورقهای شکل به همراه ذرات بسیار ریز اکسیدی را نشان میدهد. این امر تأیید کنندهٔ سازوکارهای سایش ورقهای و اکسایش سطحی به شکل همزمان برای این نمونه است. معمولاً نمیتوان به نشانه یا مشخصهٔ تصویری خاصی برای سازوکار سایش اکسیداسیون در تصاویر SE<sup>(</sup>، اشاره نمود اما در تصاویر BSE<sup>۲</sup>، رخداد سازوکار اکسیداسیون به صورت حضور حالت سیاهرنگی در لبهها قابل مشاهده است که در صورت درست بودن احتمال سازوکار اکسیداسیون، انجام تحلیل نیز حضور عناصر یکی از سطوح، به علاوه مقادیر قابل توجهی اکسیژن را تأیید مینماید. چنین پدیدهای در تحقیقات سایر محققان [۳۳] نیز گزارش شده است. شکل ۱۵ تصویر ذره بین برقی روبشی از قبلاً گزارش شده است. شکل ۱۵ تصویر ذره بین برقی روبشی از مطح سایش نمونهٔ شماره ۲ پس از انجام آزمون سایش را نشان

دقت در تصویر ۱۵ آثار خراشیدگی و کندگی بر روی سطح را بوضوح نشان نمی دهد. این امر می تواند دلیلی بر آن باشد که با ورود مقدار کم از ذرات کاربید سیلیسیم (۴ درصد)، علیرغم افزایش در سختی ماده و وجود ذرات سخت در پوشش، سایش ناشی از خروج ذرات کاربیدی از سطح و قرار گیری در فصل مشترک، سازوکار غالب سایش در این نمونه نبوده است. بنابراین دیده می شود، هم چنان جدا شدن ورقههای سطحی و اکسایش عامل سایش در این نمونه است. خصوصاً آن که تصویر به دست آمده از الکترونهای پس پراکنده شده بوضوح حضور مناطق با چگالی کمتر از فولاد را مشخص نموده است. این امر می تواند دلیلی بر وجود اکسیدهای سطحی در مناطق مورد

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Secondary electrons

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Back scattered electrons

بررسی باشد. همچنین در شکل ۱۶ تصویر به دست آمده از ذرات سایشی متصل به همین نمونهها نشان داده شده است.



شکل ۱۵: تصویر ذره بین برقی روبشی از سطح سایش نمونه شماره ۲، الف) تصویر بدست آمده از الکترونهای ثانویه، ب) همان تصویر با استفاده از الکترونهای پس پراکنده شده



شکل ۱۶: تصویر ذره بین برقی روبشی از ذرات حاصل از سایش نمونه ۲ بررسی این تصویر حاکی از آن است که همچنان ذرات اکسیدی و ورقههای فلزی، تشکیل دهندگان محصولات سایش اند. برای اطمینان بیشتر ذرات ریز حاصل از سایش با استفاده از سیستم EDS ذرهبین نوری روبشی تحلیل گردیده و نتیجهٔ آن در شکل ۱۷ ارائه شده است.

نتیجهٔ تحلیل عنصری این ذرات سایشی نشان میدهد آنها از ترکیب اکسیژن و آهن تشکیل شدهاند. که تأیید کنندهٔ رخداد همزمان سازوکارهای سایش ورقهای و اکسایش سطحی است. در این رابطه،

بررسیهای ریز ساختاری و کیفیت سطحی نمونه تأیید مینماید که ذرات کاربیدی به شکل قابل ملاحظهای با زمینه در پیوند بودهاند. این امر به گونهای بوده است که خروج این ذرات از درون زمینه سخت بوده و ذرات خارج شده از زمینه خود به صورت عامل تشدید کننده سایش عمل ننمودهاند.



در ادامه سطوح سایش متصل به سایر نمونهها بررسی گردید. شکل ۱۸ تصاویر ذره بین برقی حاصل از سطح سایش نمونههای گروه ۳، ۴، ۵ و ۶ را نشان میدهد.



شکل ۱۸: تصاویر ذره بین برقی روبشی از سطح سایش نمونهها الف) نمونه ۳، ب) نمونه ۴، ج) نمونه ۵، د) نمونه ۶

تصاویر "ب" و "ج" به نمونه های با سختی قوی مربوط است. آن گونه که در این تصاویر قابل مشاهده است، در سطح سایش آثار کنده شدن لایه های سطحی توأم با ترک خوردگی در سطح وجود دارد. این بدان معنی است که همچنان سازوکار سایش ورقه ای احتمالاً به همراه سایش چسبان و خراشان رخ داده است. خصوصاً آن که در میان ذرات سطحی حاصل از سایش این نمونه ها ذرات کاربید سیلیسیم مشاهده شدند. در شکل ۱۹ نتیجهٔ تحلیل عنصری ذرات کاربیدی موجود در محصولات سایش ارائه شده است.

وجود ریز ترکها در سطح نمونه (شکل ۱۸ ب) میتواند نتیجهٔ کار سختی سطحی باشد. این ترکها در صورتی که در مراحل اولیه سایش مشاهده شوند، میتوانند در مراحل بعدی با کاهش شدید جرم همراه شوند. مشاهده ترکها پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر البته میتواند نشان دهندهٔ مقاومت قوی پوشش باشد. زیرا تنها به این دلیل است که پس از تحمل مسافت طولانی سایشی، این پدیده (ایجاد ترکهای ناشی از کارسختی) در مراحل اولیه خود قرار دارد.



شکل ۱۹: نتیجه تحلیل EDS ذرات کاربیدی موجود در ذرات سایشی حاصل از آزمون سایش بر نمونه شماره ۴ از سوی دیگر دقت در تصاویر "الف" و "د" شکل ۱۸ نشان میدهد،

ار سوی دیگر دفت در تصاویر الف و د سکل ۱۸ سال می دهد. در سطح سایش علاوه بر وجود آثار رخداد سازو کارهای سایش ورقه ای و اکسایش سطحی، شیارهای ناشی از خراش سطحی نیز وجود دارد. اما مقدار این خراش ها چندان زیاد نیست. لذا به نظر می رسد سازو کار غالب سایش در تمامی نمونه ها ترکیبی ازسایش ورقه ای، اکسایش سطحی و سایش چسبان باشد. در همین راستا سایر محققان نیز وجود این سازو کار را تأیید کرده اند [۲۴]. آن چه در این مورد اهمیت دارد آن است که علیر غم وجود ذرات سخت ی درون زمینه ای نسبتاً نرم از فولاد کم کربن، سازو کار سایش خراشان سازو کار غالب سایش نبوده است. در این رابطه می توان، مقدار نسبتاً پایین ذرات سخت وارد شده به زمینه و اتصال مناسب بین زمینه و نرم حاوی مقدار فریت نسبتاً زیاد می تواند عامل چسبندگی موضعی نرم حاوی مقدار فریت نسبتاً زیاد می تواند عامل چسبندگی موضعی

با عنایت به آنچه تا کنون ذکر گردید، میتوان نتیجه گرفت، تغییر در مقدار جریان مورد استفاده و سرعت پیشروی میتواند کنترل کنندهٔ مقدار انحلال ذرات در حوضچه مذاب، نحوهٔ اختلاط آنها با زمینه و در نتیجه مقدار چسبندگی آنها به زمینه باشد. از سوی دیگر مقدار ذرات وارد شده به زمینه و کیفیت و سازوکار اتصال زمینه به ذرات که تحت کنترل انحلال سطحی ذرات در زمینه است، کنترل کننده خواص مکانیکی و تریبولوژیکی از جمله رفتار سایشی خواهد بود. لذا استفاده از قوس تنگستن–گاز برای ایجاد لایه سطحی حاوی ذرات کاربید سیلیسیم علاوه بر سرعت و سهولت بخشی به فرآیند، میتواند موجب ایجاد شرایط دسترسی به پوشش مناسبت و مقاوم در برابر عوامل

ساینده گردد. با توجه به نتایج حاصل، این فرآیند عمر مفید قطعات فولادی در معرض سایش را افزایش داده و هزینههای سرویس را خواهد کاست. خصوصا هزینههایی که به اتلاف زمان در تعویض قطعات یا مشکلات ناشی از خروج ذرات تقویت کننده از سطح مرتبط اند.

# ٤- نتیجهگیری

اهم نتایج حاصل از این پژوهش به صورت زیر خلاصه می گردد:

- ۱) با استفاده از شیوه ذوب سطحی توسط قوس تنگستن-گاز، دستیابی به پوشش و فصل مشترک زیر لایه و پوشش خالی از ترک و حفره قابل دستیابی بود.
- ۲) پوشش ایجاد شده ساختاری دندریتی و ریز دانه همراه با تقویت کنندههای کاربید سیلیسیم در نواحی بین دندریتی داشت.
- ۳) دامنهٔ سختی پوشش ایجاد شده بر حسب شرایط ایجاد، در محدودهٔ ۶۵۰ تا ۱۲۰۰ ویکرز قرار داشت.
- ۴) افزایش مقدار تقویت کنندهٔ کاربید سیلیسیم (۴ تـا ۱۲ درصـد) و کاهش حرارت ورودی منجر به افزایش سختی پوشش شد.
- ۵) رفتار سایشی پوشش ها با افزایش مقدار تقویت کننده (۴ تا ۱۲ درصد) و کاهش حرارت ورودی فرآیند ساخت بهبود یافت.
- ۶) سازو کار سایش در نمونهٔ بدون پوشش از نوع ورقهای و اکسایش سطحی و در نمونههای پوشش داده شده ترکیبی از سازو کارهای ورقهای، اکسایش سطحی و سایش چسبان بود.
- ۲) با طراحی و ساخت قطعات موتور از جنس پوشش ذکر شده در تحقیق می توان سختی و مقاومت به سایش را اف زایش داد و در نتیجه بازده بهتری را از موتور به دست آورد.

## تشکر و قدردانی

نویسندگان این مقاله بر خود لازم میدانند از همکاری مسئولین آزمایشگاههای دانشکدهٔ مهندسی مواد دانشگاه آزاد نجف آباد و دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان به خصوص آقایان عربیان و مؤیدی، به سبب همکاریهایشان، تشکر نمایند.

#### مراجع

[1] S. Buytoz, M. M. Yildirim, H. Eren, Microstructural and microhardness characterstics of gas tungsten arc synthesized Fe-Cr-C coating on AISI 4340, Materials Letters, Vol. 59, pp. 607-614, 2005

[2] V. Udhayabanu, K. R. Ravi, Synthesis of in-situ NiAl-Al\_2O\_3 nanocomposite by reactive milling and subsequent heat treatment, Intermetallics, Vol. 18, pp. 353-358, 2010

[3] F. Madadi, F.,Ashrafizadeh, M. Shamanian, Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy on carbon steel using RSM, Journal of Alloy and Compounds, Vol. 510, pp. 71-77, 2012 inert gas (TIG), *Surface & Coatings Technology*, Vol. 206, pp. 1423- 1429, 2011

[15] ASTM A-106. Standard specification for seamless carbon steel pipe for high temperature service. USA: ASTM International, 2011

[16] S. S. M. Tavares, J. M. Pardal, Failure of ASTM A-106 Gr.B tube by creep and erosive wear, Engineering Failure Analyses, Vol. 26, pp. 337-343, 2012

[17] J. Lippold, D. Koteecki, Welding metalurgy and weld ability of stanless stells, John Wiley & Sons, New York, 2007

[18] K. Sindo, Welding Metallurgy, 1987.

[19] S. Buytoz, Microstructural properties of SiC based hardfacing on low alloy steel Surface & Coatings Technology, Vol. 200, pp. 3734-3742, 2006

[20] M. F. Buchely, J. C. Gutierrez, The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys, Wear, Vol. 259, pp. 52-61, 2005

[21] J. Majumdar, Studies on compositionally graded silicon carbide dispersed composite surface on mild steel developed by laser surface cladding, Vol. 203, pp. 505-512, 2008

[22] R. Yang, Z. Liu, Study of in-situ synthesis TiCp/Ti composite coating on alloy Ti6Al4V by TIG cladding, Vol. 36, pp. 349-354, 2012

[23] Y. C. Lin, "lucidating the microstiucture and wear behavior of tungsten carbide, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 210, pp. 219-225, 2010

[24] K. Amini, A. Akhbarizadeh, Investigating the effect of the quench environment on the final microstructure and wear behavior of 1.2080 tool steel after deepcryogenic heat treatment, Materials and design, Vol. 45, pp. 316-322, 2013

TÚ

[4] Y. C. Chen, Reinforcements affect mechanical properties and wear haviors of WC clad layer by gas tungsten arc welding, Materials and Design, Vol. 45, pp. 6-14, 2013

[5] S. A. Sarhangi, The introduction of ceramic coatings for use in the aerospace industry by thermal spraying methods, Tenth National Conference on Surface Engineering, Isfahan, 2006

[6] M. M. Schwartz, Ceramic joining, ASM International, pp. 20-98, 1990

[7] R.M. Do Nascimento, A.E. Martinelli, A. J. A. Buschineli, Review article: Recent advances in metal-ceramic brazing, Ceramica, pp. 178-198, 2003

[8] I.E. Rejmanis, Ceramic joining, The American Society, pp. 10-17, 1988

[9] C.A. Lewinsohn, M. Singh, R. Loehman, Advances in joining of ceramics, American Ceramic Society, pp. 77-90, 2003

[10] K. Saganuma, Joining non-oxide ceramics, American Ceramic Society, pp. 523-531, 1998

[11] Y. C. Lin, H. M. Chen, Analysis of microstructure and wear performance of SiC clad layer on SKD61 die steel after gas tungsten arc welding, Materials and Design, Vol. 47, pp. 828-835, 2013

[12] S. Buytoz, M. Ulutan, In situ synthesis of SiC reinforced MMC surface on AISI 304 stainless steel by TIG surface alloying, Surface & Coatings Technology, Vol. 200, pp. 3698-3704, 2006

[13] Y. C. Lin, Microstructure and tribological performance of Ti-6Al-4V cladding with SiC powder, Surface & Coatings Technology, Vol. 205, pp. 5400-5405, 2011

[14] O. Nuri Celik, M. Ulutun, Effects of graphite content on the microstructure and wear properties of an AISI 8620 steel surface modified by tungsten