

Journal of Welding Science and Technology of Iran jwsti.iut.ac.ir

Volume 10, Number 2, 2025



6

The effect of Cr addition on microstructure and tribological properties of iron aluminide cladding produced by GTAW process

F. Shahin¹, E. Baharzadeh¹, M. Rafiei¹*, H. Mostaan²

1-Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran.

2-Faculty of Engineering, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Arak University, Arak 38156-88349, Iran..

Received 21 July 2024 ; Accepted 12 September 2024

Abstract

In this study, formation of Fe_3Al and $(Fe_3Cr)_3Al$ intermetallic compounds and the effect of Cr on microstructural and mechanical properties of Fe-Al cladding system such as hardness and wear resistance, were evaluated. For this purpose, first, iron and aluminum powders were mixed in the first series without chromium powder and in the second series with the addition of chromium powder in high energy planetary ball mill, and Fe₃Al and (Fe₃Cr)₃Al intermetallic compounds were synthesized. The preplaced powders were cladded on the surface of CK45 steel using gas tungsten arc welding process. The microstructure, formed phases and properties of the cladded layers were studied by optical microscope, scanning electron microscope, X-Ray Diffraction, micro and macro hardness, energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) and pin on disk wear test at 25, 250, and 500°C temperatures. It was found that the microstructure of Fe-Al binary cladding contained Fe3Al dendrites with non-epitaxial growth. This non-epitaxial growth results from the difference in the chemical composition of the coating and the substrate at the interface between the coating and the substrate, which has caused the formation of new crystals at the interface. However, the microstructure of Fe-Al-Cr ternary cladding contained martensitic blades within (Fe,Cr)₃Al matrix. The results of hardness tests revealed that the hardness of ternary cladding is twice as compared with the binary cladding (30 and 60 HRC for binary and ternary claddings, respectively). Also it was found that the presence of Cr element in Fe-Al cladding improved the wear resistance of deposited layers. The predominant wear mechanism of Fe₃Al pin was adhesive, while for (Fe,Cr)3Al pin moreover adhesive wear, micro-plowing abrasive wear was also seen. The mass losses of both pins were maximum at ambient temperature and minimum at temperature of 500 °C.

Keywords:GTAW, Fe₃Al, (Fe,Cr)₃Al, Cladding, Hardness, Wear.

Corresponding Author Mojtaba Movahedi, m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir



نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir



سال دهم، شماره2، پاییز و زمستان 1403

تاثیر افزودن کروم بر ریزساختار و خواص تریبولوژیکی روکش آلومیناید آهن تولید شده توسط فرایند GTAW

فرزاد شاهین¹، احسان بهارزاده¹، مهدی رفیعی^{1*}، حسین مستعان² 1-مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران 2- دانشگاه اراک، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، کدپستی 38156-88349

دريافت مقاله: 1403/04/31 ؛ پذيرش مقاله: 1403/06/22

چکیدہ

در این مطالعه، تشکیل ترکیبات بینفلزی Fe₃Al و Fe₃C) و تأثیر کروم بر ریزساختار و خواص مکانیکی روکش دوتایی Fe₅Al از جمله سختی و مقاومت در برابر سایش، مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور، ابتدا پودرهای آهن و آلومینیوم در مرحله اول بدون پودر کروم و در مرحله دوم با افزودن پودر کروم در آسیاب سیارهای با انرژی بالا مخلوط و ترکیبات بینفلزی Fe₃Al و Fe₃C) سنتز شدند. پودرهای از پیش قرار داده شده بر سطح فولاد CK45 با استفاده از فرایند جوشکاری قوس تنگستن گاز، روکشکاری شدند. ریزساختار، فازهای تشکیل شده و خواص لایههای روکش ایجاد شده با استفاده از فرایند جوشکاری قوس تنگستن گاز، روکشکاری شدند. ریزساختار، ایکس، سختی سنجی میکرو و ماکرو، طیفسنجی توزیع انرژی پرتو ایکس و آزمایش سایش پین روی دیسک در سه دمای 25 200 و 500 درجه سانتی گراد بررسی شدند. نتایج نشان داد که ریزساختار روکش دوتایی Fe-Al شامل دندریتهای Fe₃Al با رشد غیراپیتاکسیال است. این رشد غیراپیتکسیال نتیجه تفاوت ترکیب شیمیایی پوشش و زیرلایه در فصل مشترک پوشش و زیرلایه است که باعث شکاگیری زمینه الهای جدید در فصل مشترک شده است. این درحالی است که ریزساختار روکش سهتایی و مشامل دندریتهای Fe-Al مامل تیزیی درون زمینه این راند غیراپیتکسیال نتیجه تفاوت ترکیب شیمیایی پوشش و زیرلایه در فصل مشترک پوشش و زیرلایه است که باعث شکاگیری زمینه ای رایز دون (Fe,Cr) میاشد. نتایج آزمایشهای سختی نشان داد که سختی روکش سهتایی دو برابر روکش دوتایی (به ترتیب 30 و 60 کراکولسی زمینه این رایز دوتی و سهتایی) است. همچنین مشخص شد که حضور عنصر کروم در روکش دوتایی (به ترتیب 30 و 60 کالول سی زموی را بهبود می بخشد. مکانیسم سایش غالب در پین Fe₃Al سایش چسبان بود، در حالی که برای پین آله (Fe,Cr) علاوه بر سایش رسوبی را بهبود می بخشد. مکانیسم سایش غالب در پین آله Fe₃A سایش چسبان بود، در حالی که برای پین ایس می و در این مامل در بین این راین و سایش خار دوتی و دوتی و معایش کالو در بر ای دون هر دو پین در دمای محیط حداکثر و در دمای 500 درجه سانتی گراد

> کلمات کلیدی: GTAW، Fe₃Al ،Fe₃Al ، روکشکاری، سختی، سایش. ۲۵ * نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: مهدی رفیعی، <u>m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir</u>

> > **1- مقدمه** سایش به معنای لغزش سطح یک ماده روی سطح ماده دیگر است. در واقع، سایش یک فرایند مکانیکی است و باعث

جداشدن ذرات ماده از سطح می شود. عوامل موثر بر سایش به

دو دسته عوامل کاربردی (نوع ماده ساینده، روش بارگذاری

و...) و عوامل متالورژیکی (سختی، ریزساختار، چقرمگی و

غیره) تقسیم می شوند [1]. تحقیقات زیادی برای تولید و توسعه مواد مقاوم در برابر سایش انجام شده است تا مواد جدیدی با استفاده از روشهای اقتصادی قابل اجرا تولید شوند. یکی از مهمترین این روشها، سختکاری سطحی با استفاده از فرایند روکش کاری است که از نظر هزینه، سرعت و کیفیت، روشی بسیار مناسب است. روکش کاری به معنای رسوب گذاری یک یا چند لایه آلیاژ سخت روی سطح فلزپایه است که در معرض انواع مختلف سایش و خوردگی قرار دارد. این آلیاژها که دارای خواص سایش و خوردگی بهتری نسبت به فلزات پایه هستند، میتوانند روی کل سطح قطعه، لبهها یا نقاطی که بیشترین تماس را با عوامل ساینده یا خورنده دارند، رسوب داده شوند. کاربردهای صنعتی روش روکش کاری شامل استفاده آن در سخت کاری میلههای کمپرسور، شیرهای بخار، همزنهای صنعتی، تجهیزات آببندی، پرههای فن و توربین، قالبها و تجهیزات معدنی میباشد [2و3].

ترکیبات بینفلزی مواد مناسبی برای کاربرد در دماهای بالا هستند. ترکیبات بینفلزی به دلیل اینکه استحکام پیوندی بین اتمهای غیرمشابه بسیار بیشتر از اتمهای مشابه است، تشکیل میشوند. به این ترتیب، ترکیبات بینفلزی شبکههای کریستالی ویژهای با پراکندگی اتمی منظم ایجاد میکنند که در آن هر اتم ترجیحاً با اتمهای غیرمشابه احاطه شده است [4]. به دلیل اینکه این ترکیبات نسبتاً ارزان هستند و مقاومت سایشی بالایی از خود نشان میدهند، کاربردهای صنعتی زیادی برای آنها تعریف شده است.

در میان ترکیبات بینفلزی، آلومینایدهای آهن (Fea و Feal) به دلیل نسبت بالای استحکام به وزن، مقاومت سایشی خوب، سختی بالا، نقطه ذوب بالا، چگالی کم و مواد اولیه ارزان برای تولید، مورد توجه بسیاری از پژوهشگران قرار گرفتهاند [5-7]. FeaAl در محدوده 20-32 درصد اتمی آلومینیوم پایدار است و نقطه ذوب آن 1540 درجه سانتی گراد است. چگالی آن در محدوده 6/65 تا 6/72 گرم بر سانتی متر مکعب قرار دارد که حدود 30 درصد کمتر از مواد مهندسی دمای بالا مانند سوپرآلیاژها و فولادهای زنگنزن می باشد. به همین دلیل، نسبت

استحکام به وزن بهتری دارد. این ماده دارای ساختار منظم DO₃-B₂ میباشد. گزارش شده است که جانشینی Fe توسط Ti در Fe₃Al باعث کاهش اندازه ذرات پودر نهایی، کوتاه شدن زمان آسیابکاری برای تشکیل محلول جامد، کاهش اندازه کریستالهای نهایی، افزایش پارامتر شبکه محلول جامد و افزایش درجه نظم DO3 در پودرهای آنیل شده میگردد [8]. افزایش درجه نظم DO3 در پودرهای آنیل شده میگردد [8]. تا 200 مگاپاسکال است[6]. FeAI در محدوده ترکیبی 23-50 در صد اتمی آلومینیوم پایدار است و دارای ساختار کریستالی منظم است. دمای ذوب این ترکیب 1250 درجه سانتیگراد است که کمتر از نقطه ذوب Seaf است و چگالی آن حدود 50/5 گرم بر سانتیمتر مکعب میباشد.

در مقایسه با فلزات، این آلومینایدها دارای تعداد زیادی جای خالی هستند که برای آلیاژهای غنی از آلومینیوم نزدیک به%10 است. عیوب نقطه ای در این آلومینایدها شامل جاهای خالی، اتم های جایگزین یا هر دو است. نشان داده شده است که غلظت جاهای خالی در ساختار اتمی FeAI در 1073 کلوین حدود 40 برابر بیشتر از فلزات معمولی در نقطه ذوب آنها است. این عیوب نقش مهمی در تغییر شکل مکانیکی بازی میکنند. به دلیل استحکام کم آلیاژهای دوتایی در دماهای پایین، عیوب نقطهای برای اصلاح خواص ضروری است. به عنوان مثال، وجود عنصر سوم در آلیاژ دوتایی، باعث افزایش سختی محلول جامد می شود. از آنجایی که دمای منظم شدن پایین (Tc) اثر معکوس بر استحکام دمای بالا در Fe₃Al دارد، دانستن اینکه کدام عنصر Tc را در Fe₃Al افزایش می دهد، مهم مىباشد. افزودن عناصر كروم، تيتانيم، منگنز، نيكل، موليبدن و سیلیسیم به Fe₃Al از 3 تا 10 درصد، Tc را افزایش میدهد [7]. روش های مختلفی برای اعمال روکش های سخت Fe-Al و Fe-Al-Cr روی سطوح فولاد وجود دارد. با این حال، روش جوشکاریمزایای بسیاری نسبت به سایر روشهای پوششدهی دارد. از جمله این مزایا میتوان به مقرون به صرفه بودن، ایجاد لايههاي نسبتاً ضخيم، نفوذ مناسب و عميق در لايهها و چسبندگی عالی بین زیرلایه و پوشش اشاره کرد. یکی از

روش های جوشکاری که برای سخت شدن سطحی استفاده می شود، جوشکاری قوسی تنگستن گاز است. این روش به دلیل استفاده از هلیوم یا آرگون یا مخلوطی از هر دو به عنوان گاز محافظ، دارای مزایایی از جمله ایجاد یوشش بسیار تمیز، رقت کم و سرعت بالا در مقایسه با سایر روش های جوشکاری مانند جوشکاری لیزری است [9]. افزودن کروم به سیستم -Fe Al و تشکیل آلیاژ سختکاری سطحی سهتایی Fe-Al-Cr به دلایل مختلفی انجام می شود. از مهمترین آنها می توان به تمایل زیاد کروم به تشکیل ترکیبات بین فلزی ریز و پراکنده و همچنین انحلال در عنصر آلیاژی اصلی اشاره کرد که باعث افزایش سختی و مقاومت در برابر سایش لایه سخت می شود. از سوی دیگر، چون عناصر کروم و آلومینیوم به طور ذاتی در برابر اکسیداسیون مقاوم هستند، بنابراین با افزودن هر یک از این عناصر به آلیاژ سختکاری سطحی، مقاومت به خوردگی این آلیاژها نیز بهبود می یابد. اگرچه این آلیاژها انتخاب خوبی به عنوان پوشش در برابر خوردگی در دماهای بالا هستند، اما با افزایش مقدار آلومینیوم مستعد به ترک خوردگی هیدروژنی ترد میباشند. بنابراین، اولین مشکل عمده در جوشکاری آلیاژهای Fe-Cr-Al، ترک خوردگی هیدروژنی است [10و 11]. با توجه به مطالعات اشاره شده مشخص شد اثر افزودن عنصر کروم بر خواص مکانیکی و ریزساختاری ترکیب بین فلزی دوتایی Fe₃Al هنوز بررسی نشده است. همچنین فولاد CK45کاربردهای بسیاری در صنایع خودروسازی داشته و با توجه به اینکه، برخی از این قطعات همانند میللنگ، میلههای متصلکننده و شفت تحت پدیده سایش مداوم قرار میگیرند، روکش کاری می تواند منجر به افزایش کارایی و راندمان بالاتر گردد. لذا هدف اصلی از انجام این پژوهش بررسی اثر افزودن کروم بر ریزساختار و خواص مکانیکی روکشهای آلومیناید آهن دوتايي ميباشد.

2- مواد و روش تحقيق

در تحقیق حاضر در ابتدا از پودرهای آهن، آلومینیوم با خلوص 99 درصد و اندازه ذرات کمتر از 100 میکرومتر جهت تولید

ترکیب بینفلزی Fe₃Al و در مرحله دوم با اضافه کردن پودر کروم با خلوص 99 درصد و اندازه ذرات کمتر از 100 ميكرومتر جهت توليد تركيب بينفلزي (Fe,Cr)₃Al)، به عنوان مواد اولیه استفاده شد. فرایند آلیاژسازی مکانیکی (MA) برای تولید پودر نهایی برای پوشش استفاده شد. پس از انجام محاسبات مورد نیاز، مقدار پودرهای لازم مطابق جدول(1) در محفظه دستگاه آلیاژسازی مکانیکی ریخته شدند. نسبت وزنی گلوله به پودر 10 به 1 بود. فرایند آلیاژسازی مکانیکی به مدت 30 ساعت با سرعت چرخش 600 دور در دقيقه انجام شد. زيرلايەھاى فولادى CK45 با ابعاد 10×100×50 مىلىمتر مكعب مطابق شکل (1) با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول(2) تهیه شدند. برای جلوگیری از پراکندگی پودرها در حین فرایند روکشکاری، شیاری به عمق 1/5 میلیمتر روی سطح نمونهها ایجاد شد. سپس پودرهای مورد نظر در شیار قرار گرفته و با دستگاه پرس با نیروی 60 تن پرس گردیدند. شماتیکی از نمونههای مورد استفاده به عنوان بستر در شکل(1) نشان داده شده است.

جدول 1- ترکیب شیمیایی مواد اولیه (wt.%)

كروم	آلومينيوم	آهن	عنصر
	15	85	سیستم Fe-Al
27	15	58	سیستم Fe-Al-Cr

(wt.%) CK45	فولادي	, زيرلايه	شيميايي	- تركيب	جدول 2	

گو گرد	موليبدن	آلومينيوم	منگنز	سيليسيم	كربن	آهن	عنصر
0/012	0/005	0/014	0/528	0/216	0/435	بالانس	ترکیب شیمیایی



شكل 1- شماتيكي از زيرلايههاي آماده شده جهت انجام فرايند پوشش دهي

دستگاه جوش MERKLE TIG20، به عنوان منبع انرژی برای ذوب و رسوب لایههای پوشش روی بستر استفاده شد. متغیرهای جوشکاری مورد استفاده در این تحقیق در جدول (3) آورده شده است. برای حفاظت از حوضچه مذاب از گاز آرگون با خلوص 99/99 درصد با دبی 14 لیتر در دقیقه استفاده شد. یک الکترود تنگستن غیرمصرفی با 2 درصد توریم و قطر یک الکترود تنگستن غیرمصرفی با 2 درصد توریم و قطر شد. همچنین از جریان مستقیم با قطبیت منفی (DCEN) جهت شد. همچنین از جریان مستقیم با قطبیت منفی (DCEN) جهت انجام فرایند استفاده شد. میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیفسنج توزیع انرژی پرتو ایکس (CDS) و میکروسکوپ نوری (OM) برای مطالعه ریزساختار پوشش های ایجاد شده استفاده شدند.

بدین منظور سطح مقطع نمونههای روکش شده با سمباده و سپس توسط دستگاه پولیش صیقل داده شدند. علاوه بر این، از محلولهای اچ نایتال و ماربل به ترتیب برای اچ کردن پوششهای Fe-Al-Cr و Fe-Al-Cr استفاده شد. تجزیه و تحلیل پراش پرتو ایکس (XRD) برای ارزیابی فازهای تشکیل شده در حین فرایند آلیاژسازی مکانیکی و تغییرات فازی پس از فرایند روکشکاری استفاده شد. برای این منظور از دستگاه Cu-Ka (λ=1.54 A⁰) با منبع تابش (۳۵ که 2.1=۸) Cu-Ka استفاده شد.

جدول 3- متغیرهای مورد استفاده در فرایند جوشکاری جهت اعمال پوشش				
نرخ جريان گاز	سرعت جوشکاري	ولتاژ	جريان	
(l/min)	(mm/min)	(V)	(A)	
14	30	15	200	

آزمایشهای سختی، ریزسختی و سایش برای تعیین خواص مکانیکی پوششهای ایجاد شده انجام شد. آزمایش سختی راکول C توسط دستگاه سختیسنج با فرورونده مخروطی الماسی و نیروی عمودی 10 کیلوگرم انجام شد. حداقل سختی سه نقطه اندازهگیری و میانگین آنها به عنوان عدد سختی اعلام گردید. همچنین برای تعیین سختی فازها و ترکیبات بین فلزی در لایه روکش، آزمایش ریزسختی با بار 500 نیوتن و زمان توقف 10 ثانیه روی سطح مقطع پوششها انجام گرفت.

آزمایش سایش پین روی دیسک برای بررسی رفتار سایش پوششهای ایجاد شده مورد استفاده قرار گرفت. برای این منظور از دیسکهای فسفر برنز (C94300) با سختی تقریبی 50 ویکرز، ضخامت 5 و قطر 50 میلیمتر استفاده شد. همچنین پینهایی با ارتفاع 10 و قطر 4 میلیمتر از لایههای روکش استخراج شد. آزمایش سایش توسط دستگاه TSN-WTC 02 با سرعت چرخش 100 دور بر دقیقه در فاصله لغزش 1000 متر و تحتبار اعمالی 50 نیوتن انجام شد. همچنین برای بررسی تأثیر دما بر مقاومت به سایش پوششها، آزمایش سایش در سه دمای مختلف 25 (دمای محیط)، 200 و 500 درجه سانتی گراد انجام گرفت.

3- نتايج و بحث

1-3- آنالیز فازی پودرهای تولید شده و لایههای روکش شکل (2) الگوهای XRD سیستم دوتایی Fe-Al را پس از 30 ساعت MA و همچنین پس از فرایند روکش کاری نشان میدهد. مطابق شکل (2-الف)، ترکیب بین فلزی Fe₃Al پس از 30 ساعت آلیاژسازی مکانیکی در این سیستم تشکیل شد. 30 ساعت آلیاژسازی مکانیکی در این سیستم تشکیل شد. علاوه بر این، در شکل (2-ب)، الگوی XRD روکش ایجاد شده توسط این سیستم نشان میدهد که فاز Fe₃Al نیز به عنوان فاز اصلی در پوشش وجود دارد. تفاوت اصلی این دو الگوی XRD در پهنای پیکها است.



الف - 30 ساعت أسیابکاری و ب - پس از انجام عملیات روکشکاری

همانطور که در شکل(2) مشخص است، پهنای پیک ها پس از فرایند روکشکاری در مقایسه با قبل از روکشکاری کاهش یافته است. دلیل اصلی افزایش اندازه دانه و کاهش کرنشهای داخلی به دلیل گرمای زیاد فرایند جوشکاری است [12]. در واقع می توان گفت که به دلیل دمای بالای فرایند جوشکاری، درجه نظم ساختار Fe₃Al افزایش یافته است. شکل (3-الف) الگوهای XRD پودر سیستم سه تایی Fe-Al-Cr را پس از 30 ساعت آلیاژسازی مکانیکی نشان میدهد. گزارش شده است که در اولین ساعات عملیات آسیابکاری یک ساختار لایهای از آلومینیوم و آهن تولید میشود. تشکیل این ساختار لایهای باعث افزایش سطح فصل مشترک بین آلومینیوم و آهن می گردد [13]. با ادامه فرایند آلیاژسازی مکانیکی و ورود کروم به ساختار لايهای ايجاد شده، در اثر جوش سرد و شکستگی مکرر ذرات پودر، ساختار لایهای ریزتر شده و سطح فصل مشترک آهن و آلومینیوم افزایش مییابد. به دلیل ایجاد چگالی زیاد مسیرهای نفوذ سريع مانند مرزدانهها و نابجاییها در ذرات پودر در طول فرایند آلیاژسازی مکانیکی و طول کوتاه مسیرهای انتشار در لایههای نازک تولید شده و همچنین افزایش موضعی دما در ذرات پودر، انتقال جرم از طریق نفوذ انجام شده و در نتیجه با واكنش بين ألومينيوم، أهن و كروم، فاز بين فلزى سخت Fe,Cr)₃Al) ايجاد مي شود.



شکل 3- الگوهای XRD سیستم سهتایی Fe-Al-Cr بعد از الف - 30 ساعت آسیاب کاری و ب - پس از انجام عملیات روکش کاری

شکل (3-ب) الگوی XRD این سیستم را پس از عملیات روکش کاری نشان میدهد. در این الگو، فاز بین فلزی All (Fe,Cr) به عنوان فاز اصلی شناسایی شده است. بین این الگو و الگوی قبل از فرایند روکش کاری تفاوت اصلی کاهش پهنای پیک ها است که به دلیل افزایش اندازه دانهها و کاهش کرنشهای داخلی به دلیل دمای بالای فرایند روکش کاری است. همچنین تغییر مکان قلههای فاز All (Fe,Cr) نسبت به قلههای فاز All الای داخلی به سمت زوایای پایین تر مشاهده شد. دلیل تغییر مکان قلهها را می توان به شعاع اتمی بزرگتر کروم نسبت به شعاع اتمی آهن و آلومینیوم نسبت داد که در اثر انحلال در شبکه All این ایش نیز با اضافه کردن عنصر تیتیانیوم به سیستم رفیعی و همکارانش نیز با اضافه کردن عنصر تیتیانیوم به سیستم دوتایی All (Fe,Ti) و ایجاد ترکیب بین فلزی دوتایی All (Fe,Ti) به نتایج مشابهی دست پیدا نمودند [14].

Fe₃Al ريزساختار لايه روكش -2-3

به طور کلی براساس تحقیقات انجام شده روی ترکیب بین فلزی Fe₃Al میتوان گفت به دلیل تردی ذاتی این ترکیبات و تردی هیدروژنی، این ترکیبات مستعد ترک خوردگی هستند [15]. ریزساختار زیرلایه، منطقه متأثر از حرارت (HAZ) و لایه روکش Fe₃Al در شکل(4) نشان داده شده است. همانطورکه در شکل(4-الف) مشخص است، زیرلایه دارای ساختار فریتی-پرلیتی میباشد. با توجه به همین شکل مشخص است که لایه روکش دارای یک فصل مشترک کاملاً یکنواخت با زیرلایه بوده با زیرلایه ایجاد کرده است. در فصل مشترک لایه روکش/ با زیرلایه ایجاد کرده است. در فصل مشترک لایه روکش/ زیرلایه، حالت انجماد سلولی بوده و تیغههای فشرده و متراکم Fe₃Al

در مناطق دورتر از فصل مشترک، روکش دارای یک ریزساختار سلولی حاوی تیغههای Fe₃Al پهن و بلند در مقایسه با فصل مشترک است. ساختار انجماد حوضچه جوش تابعی از سرعت خنک شدن مذاب و اختلاف دمای بین حوضچه مذاب و فصل مشترک آن با فلزپایه است [16]. در هنگام ایجاد پوشش، حجم

مذاب ایجاد شده روی سطح زیرلایه در مقایسه با کل فاز جامد بسیار کم است. این موضوع باعث سرعت بالای سرد شدن فاز مذاب شده و رشد دندریتی فاز جامد در خلاف جهت انتقال حرارت انجام میشود. از سوی دیگر، به دلیل دمای بالای حوضچه مذاب (بیش از 1600 درجه سانتیگراد)؛ دندریتها زمان کافی برای رشد مسطح و انجماد سلولی نداشتهاند. علاوه بر این، به دلیل تفاوت در ترکیب شیمیایی پوشش و زیرلایه، میتوان گفت که رشد دندریت های Fe₃AI به صورت غیراپیتاکسیال انجام میشود. براساس تحقیقات قبلی روی سطح پوششهایی که حاوی AI هستند، بر اساس نمودار سه تایی پوششهایی که حاوی AI هستند، بر اساس نمودار سه تایی



شکل 4- ریزساختار سطح مقطع پوشش Fe₃AI، (الف) ریزساختار فصل مشترک پوشش/ زیرلایه و (ب) ریزساختار پوشش Fe₃AI.

بنابراین، علاوه بر فاز Fe₃Al که به صورت دندریتی در لایه روکش دیده می شود، براساس شکل (4-ب) نیز فاز فریت-پرلیت نیز در بین این دندریت ها قابل مشاهده می باشد.

به منظور بررسی دقیق ریزساختار روکش Fe₃Al، تصاویری از نواحی مختلف پوشش با استفاده از SEM تهیه شد. تصاویر SEM از سه ناحیه مختلف روکش Fe₃Al در شکل(5) نشان داده شده است. ساختار دندریتی فاز Fe₃Al در هر سه ناحیه روکش بهوضوح در این شکل قابل مشاهده میباشد. این موضوع نشان دهنده توزيع يكنواخت اين فاز در سراسر روكش است. از سوی دیگر، مطابق شکل(5-الف)، این ساختار دندریتی در ناحیه بالایی روکش، ظریفتر از دو ناحیه دیگر است که به دلیل سرعت سرد شدن بالا در این ناحیه است. به تدریج، با کاهش سرعت سرد شدن، دندریتها زمان کافی برای رشد خواهند داشت و در نتیجه با نزدیک شدن به فصل مشترک زيرلايه/روكش مطابق شكل 5 (ج)، اندازه آنها افزايش مييابد. از آنالیز عنصری خطی EDS برای بررسی وجود عناصر آلومینیوم و آهن در پوشش استفاده شد. شکل(6) آنالیز عنصری خطی از ناحیه پوشش تا منطقه متأثر از حرارت را نشان میدهد. همانطور که در این شکل مشخص است ریزساختار پوشش با ريزساختار زيرلايه كاملاً متفاوت است. با توجه به آناليز عنصري خطي، الگوي مربوط به عنصر آهن هم در لايه روكش و هم در زیرلایه یکنواخت است. اما مقدار عنصر آلومینیوم در پوشش زیاد است و با ورود به فلزپایه، مقدار آلومینیوم به طور ناگهانی کاهش می یابد که نشان دهنده نقش آلومینیوم در تشکیل ترکیب بین فلزی Fe₃Al است. از آنالیز نقشه عنصری EDS برای بررسی دقیق تر پراکندگی عناصر مختلف در پوشش Fe₃Al استفاده شد.





شكل 5- تصاویر SEM از پوشش Fe₃Al: الف- ناحیه بالایی (نقطه 1)، ب- ناحیه میانی (نقطه 2) و ج- منطقه پایینی روکش (نقطه 3).

Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-09-01



این تیغهها در اطراف ترکیب بین فلزی Fe,Cr)₃Al) و زمینه آستنیت باقیمانده پراکنده شدهاند. با این حال، در ناحیه پایینی يوشش (شکل9-ج) تيغههاي مارتنزيتي کمتري ديده مي شود که میتواند دلیل پایداری فاز آستنیت نزدیک به فصل مشترک زيرلايه/روكش باشد. در واقع افزايش ميزان آستنيت و كاهش تیغههای مارتنزیت به دلیل کاهش دمای شروع و پایان تبدیل مارتنزیتی است. با توجه به ذوب بخشی از زیرلایه که در نتیجه فرایند جوشکاری اتفاق افتاده و به دلیل اختلاط زیرلایه با روکش، برخی از عناصر زیرلایه به ویژه منگنز که فاز آستنیت را تثبیت میکند، وارد روکش شده و باعث ایجاد چنین تغییری در ريزساختار مي شود [20-22]. آناليز عنصري خطي EDS از ناحیه پوشش تا منطقه متأثر از حرارت در شکل(10) نشان داده شده است. همانطور که مشخص است ریزساختار پوشش با زيرلايه كاملاً متفاوت است. طبق اين تصوير، توزيع آهن هم در روکش و هم در زیرلایه یکنواخت است. مقادیر عناصر کروم و آلومینیوم در روکش در مقایسه با زیرلایه بیشتر است. این موضوع، در کنار آنالیز XRD ارائه شده در شکل (3)، تشکیل ترکیب بین فلزی Fe,Cr)₃Al) را در لایه روکش نشان میدهد. تغییر ناگهانی در مقدارعناصر کروم و آلومینیوم در فصل مشترک شکل (7) نقشه عنصری EDS پوشش Fe₃AI را نشان میدهد. همانطور که در شکل مشخص است، عناصر آهن و آلومینیوم بیشترین مقدار را در پوشش Fe₃AI دارند و به طور یکنواخت در سراسر روکش پخش شدهاند. در نتیجه، با توجه به آنالیز نقشه عنصری EDS، مشخص است که دندریتهای ایجاد شده فاز Fe₃AI هستند که به طور یکنواخت در سراسر روکش توزیع شده اند. الگوی پراش پرتو ایکس نیز این موضوع را کاملاً تایید کرده است.

(Fe,Cr)₃Al ریزساختار لایه روکش (Fe,Cr)

همانطور که در شکل(8) نشان داده شده است، روکش AI،(Fe,Cr) دارای پیوند متالورژیکی بدون ترک با زیرلایه است. ریزساختار فلزپایه شامل فازهای فریت و پرلیت است. علاوه بر این، فریت ویدمناشتاتن در منطقه متأثر از حرارت و فصل مشترک لایه روکش/ زیرلایه قابل مشاهده میباشد. مطابق شکل(8)، ریزساختار لایه روکش شامل تیغههای مارتنزیتی است که در ترکیب بین فلزی AI(Fe,Cr) و زمینه آستنیت باقیمانده پراکنده شدهاند. این تیغهها به صورت غیریکنواخت در سراسر لایه روکش توزیع شده و در برخی مناطق به صورت گروهی تجمع نمودهاند. دلیل اصلی تشکیل تیغههای مارتنزیتی وجود عنصر کروم است.

کروم با کاهش دمای تشکیل مارتنزیت و تغییر موقعیت پیک تشکیل مارتنزیت در نمودار TTT به سمت راست، ایجاد مارتنزیت در لایه روکش را تسریع میکند. از سوی دیگر، سرعت سرد شدن بالا و وجود عناصری مانند کربن، نیکل و منگنز که از زیرلایه وارد حوضچه مذاب میشوند، منجر به پایداری فاز آستنیت در لایه روکش شده است [18 و 19]. به منظور بررسی بیشتر ریزساختار پوشش AI SEM از نواحی مختلف پوشش تهیه شد (شکل 9). همانطور که گفته شد وجود عنصر کروم باعث تسهیل تشکیل مارتنزیت مشخص است که تیغههای مارتنزیتی تراکم بالاتری در ناحیه بالایی و میانی پوشش دارند.



شکل 7- آنالیز نقشه عنصری EDS مرکز پوشش Fe₃Al



شکل 8- ریزساختار لایه روکش Fe,Cr)₃Al (الف) ریزساختار فصل مشترک روکش/زیرلایه و (ب) ریزساختار لایه روکش Fe,Cr)₃Al

زیرلایه *ل*وکش نشان دهنده گرادیان غلظت بالای این عناصر بین زیرلایه و لایه روکش است. آنالیز نقشه عنصری EDS مربوط به پوشش Fe,Cr)₃Al) در شکل(11) نشان داده شده است. براساس این شکل، عناصر اصلی روکش، یعنی Fe و Cr به طور یکنواخت در سراسر روکش توزیع شدهاند. تجمع موضعی عنصر Al در برخی نقاط نیز نشان دهنده تشکیل Al₂O₃ در اثر واکنش Al با اکسیژن در طی فرایند روکش کاری است.

این ذرات اکسیدی در شکل(9) به صورت سیاه در لایه روکش

قابل مشاهده میباشند. افزودن ذرات Al₂O₃ تا 20 درصد وزنی میتواند استحکام زمینه Fe-Cr را در برابر تغییر شکل افزایش دهد، در نتیجه میتواند منجر به بهبود ریزسختی و مقاومت در برابر سایش ترکیبات بین فلزی شود [23 و 24].

4-3- سختي سنجي

مقادیر سختی سطحی روکش های Fe₃Al و Fe₁Cr)₃Al در جدول(4) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می شود سختی روکش Fe₃Al بیشتر از سختی روکش Fe₃Al

است. دلیل این امر وجود فاز مارتنزیتی بسیار سخت همراه با ترکیب بین فلزی Fe,Cr)₃Al در لایه روکش سیستم سهتایی است. وجود کروم در روکش Fe,Cr)₃Al) در مقایسه با روکش Fe₃Al اثر مضاعفی بر سختی سطح گذاشته است. افزودن کروم تا27 درصد وزنی، کسر حجمی ترکیب بین فلزی و فاز مارتنزیت را در زمینه روکش افزایش داده است. بنابراین میتوان نتیجه گرفت که سختی لایه روکش با سختی زمینه و ترکیبات بین فلزی تعیین می شود.

3-5- ريزسختي سنجي

مشخصات ریزسختی هر دو پوشش را میتوان در شکل (12) مشاهده کرد. بالاترین سطح سختی به دست آمده در این نمونهها HV 700 بود که مربوط به پوشش AL(Fe,Cr) است. ریزسختی بالاتر پوشش AL(Fe,Cr) در مقایسه با پوشش Fe,Al به دلیل وجود کروم و تأثیر آن بر سخت شدن ترکیب بین فلزی AL(Fe,Cr) و تشکیل تیغههای مارتنزیتی سخت است. نمودار ریزسختی را میتوان براساس ریزساختار به پنج ناحیه مجزا تقسیم کرد. این مناطق از راست به چپ به ترتیب شامل زیرلایه، منطقه متأثر از حرارت، روکش، منطقه متأثر از حرارت و زیرلایه میباشند.





شکل 9- تصاویر SEM از پوشش Fe,Cr)3AI): (الف) ناحیه بالایی روکش (نقطه 1)، (ب) ناحیه میانی روکش (نقطه 2) و (ج) قسمت پایینی منطقه روکش (نقطه 3).

همانطورکه در شکل(12) مشخص است، ریزسختی زیرلایه حدود HV 200 است. با حرکت از زیرلایه و ورود به منطقه متأثر از حرارت در سیستم Fe-Al-Cr، سختی افزایش یافته و با رسیدن به فصل مشترک زیرلایه/پوشش، به حدود HV 650 افزایش مییابد. این در حالی است که سختی منطقه متأثر از حرارت در فصل مشترک زیرلایه/پوشش در سیستم دوتایی Fe-Al

جدول 4- مقادیر سختی لایههای روکش

سختی (RC)	پوشش
30±4	Fe-Al
63±10	Fe-Al-Cr



ریزسختی لایههای روکش نیز در هر دو سیستم متفاوت بودند. این موضوع را میتوان به وجود عنصر Cr در سیستم Fe-Al-Cr نسبت داد. وجود کروم در روکش و نفوذ آن در منطقه متأثر از حرارت باعث تشکیل ترکیبات سخت بین فلزی و ریزساختار مارتنزیتی در این مناطق شده است.

Fe₃Al **رفتار تریبولوژیکی پوشش** Fe₃Al رفتار تریبولوژیکی پوشش Fe₃Al شکل(13) کاهش وزن پینهای Fe₃Al را پس از آزمایش سایش در سه دمای مختلف نشان میدهد. همانطور که در شکل(13)

مشاهده می شود، در دمای محیط بیشترین کاهش وزن پس از آزمایش سایش در مقایسه با سایر پینها مشاهده شد که نشاندهنده نرخ سایش بالاتر در دمای پایین است. با افزایش دمای سایش تا 200 درجه سانتی گراد، کاهش وزن پین کاهش یافت و در دمای 500 درجه سانتی گراد به کمترین مقدار رسید. این را می توان به سختی کم دیسک نسبت به پین مربوط دانست. در چنین حالتی به دلیل فعال شدن مکانیزم سایش کاهش وزن پین جبران می شود.



شکل 11- آنالیز نقشه عنصری EDS ناحیه مرکزی لایه روکش (Fe,Cr)₃Al

شکل (14) تصاویر SEM از سطوح سایش پین های Fe₃AI را نشان میدهد. با توجه به شکل (14-الف) و (14-ب) که مربوط به سطح سایش پین Fe₃AI در دمای 25 درجه سانتی گراد است، علائم حذف مواد از سطح قابل مشاهده می باشد.



شکل 12- پروفیل ریزسختی پوشش های Fe₃Al و Fe,Cr)



شکل 13- کاهش وزن پینهای Fe₃AI پس از آزمایش سایش در سه دمای مختلف

با توجه به کاهش وزن زیاد این پین میتوان گفت که مواد برداشته شده از پین به دیسک چسبیده و به همین دلیل مکانیزم اصلی سایش در این پین سایش چسبان است. شکل (14-ج) و (14-د) تصاویر SEM سطوح سایش پین Fe₃Al را در دمای 200 درجه سانتی گراد نشان میدهد. با بررسی سطح سایش این پین میتوان سه مکانیزم سایش را مشاهده کرد. وجود خراشهای ریز که نشاندهنده سایش خراشان خیشریز است و جدا شدن مواد به ویژه در لبه ها و تغییر شکل پلاستیک که

نشاندهنده مکانیزمهای سایش چسبان و خستگی ناشی از دمای بالا و فاصله طولانی سایش است که به طور همزمان در آن قابل مشاهده است.



شکل 14- تصاویر SEM از سطح سایش پین روکش Fe₃AI در دماهای، (الف و ب) C° 25. (ج و د) C° 200 و (و و ه) C°00.

شکل (14-ه) و (14-و) تصاویر مربوط به سطح سایش پین Fe₃Al را در دمای 500 درجه سانتی گراد نشان می دهد. با بررسی سطح سایش این پین می توان سه مکانیزم سایش را مشاهده کرد. خراشهای ریز که نشان دهنده سایش خراشان خیش ریز و افزایش تغییر شکل پلاستیک در دمای بالا و علائم جدا شدن مواد نشان دهنده سایش چسبان می باشد. علاوه بر این، لکههای تیره به ویژه در لبه ها دیده می شود که به دلیل دمای بالا می تواند به دلیل اکسیداسیون یا سایش تریبوشیمیایی باشد. شکل (15) تصاویر SEM مربوط به سطح سایش دیسکهای فسفر -برنز استفاده شده در آزمایش سایش پین های احوام را در سه دمای مختلف نشان می دهد. شکل (15-الف) سطح سایش

دیسک را در دمای 25 درجه سانتی گراد نشان می دهد. با توجه به این تصویر، ترکها و نشانههای کندگی و جداشدگی مواد زیادی دیده می شود که نشان دهنده سایش چسبان است. شکل (15-ب) سطح سایش دیسک را در دمای 200 درجه سانتی گراد نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود، تغییر شکل پلاستیک شدید و جدا شدن مواد روی سطح سایش دیسک وجود دارد که نشان دهنده مکانیزم سایش چسبان است. شکل (15-ج) همچنین تصویر سطح سایش دیسک را در دمای 500 درجه سانتی گراد نشان می دهد.





شکل15- تصاویر SEM از سطح سایش دیسکهای فسفر -برنزی در دماهای، (الف) 2°25، (ب) 2°00 و (ج) 2°500

همانطورکه مشاهده میشود علاوه بر علائم جداشدگی و کندگی مواد که نشان دهنده سایش چسبان است، حالت پوسته پوسته شدن نیز روی سطح سایش دیسک قابل مشاهده می باشد که نشان دهنده سایش ورقهای است که می تواند در اثر اکسیدشدن سطح دیسک در دمای بالا و جدا شدن این لایه های اکسیدی از سطح دیسک رخ دهد. شکل (16) تغییرات ضریب اصطکاک را در مقابل مسافت لغزش برای پوشش Fe₃AI در سه دمای مختلف نشان می دهد. شکل (16-الف) مربوط به پین تحت آزمایش سایش در دمای 25 درجه سانتی گراد می باشد که میانگین ضریب اصطکاک حدود 20 را همراه با تغییرات

یکنواخت در حین لغزش نشان میدهد. همانطورکه در تصویر مشخص است ابتدا ضریب اصطکاک به طور یکنواخت در حال افزایش است اما پس از طی مسافت 400 متری به طور ناگهانی کاهش می یابد. دلیل این امر می تواند کاهش تنش در سطح تماس پین و دیسک و کاهش لغزش موضعی روی سطح سایش باشد که منجر به کاهش ضریب اصطکاک در این ناحیه شده است.شکل(16-ب) مربوط به پین تحت آزمایش سایش در دمای 200 درجه سانتیگراد است که میانگین ضریب اصطکاک حدود 0/25 را با نوسانات زیاد در حین لغزش نشان میدهد. با توجه به این تصویر دلیل این تغییرات نامنظم در نمودار را می توان اثر همزمان دو مکانیزم سایش خراشان و چسبان قلمداد کرد. مقادیر حداکثر نشان دهنده افزایش تغيير شكل پلاستيك و مقادير حداقل نشان دهنده كاهش تغيير شكل يلاستيك است كه نشان مىدهد تنها سايش چسبان در تغییرات ضریب اصطکاک موثر نبوده است. به عبارت دیگر، سایش خراشان به دلیل نرمی زمینه و سختی بالاي ذرات ساينده حاصل مي شود [27-25].



(ب) 200 درجه سانتی گراد و (ج) 500 درجه سانتی گراد

شکل(16-ج) مربوط به پین تحت آزمایش سایش در دمای 500 درجه سانتي گراد است که ميانگين ضريب اصطکاک حدود 0/3 را با نوسانات غیریکنواخت نشان میدهد. براساس این تصوير، ضريب اصطكاك به طور قابل توجهي افزايش يافته است که می تواند ناشی از تغییر شکل پلاستیک و سایش خراشان روی سطح پین باشد. اما در فاصله لغزش 200 متری ضريب اصطكاك كاهش يافته است كه نشان دهنده كاهش تغيير شکل پلاستیک و افزایش کارسختی در سطح سایش است و این روند با تشکیل لایههای اکسیدی ادامه می یابد. قبلاً ذکر شد که سطح سایشی پین در این دما اکسید شده و لایههای اکسیدی بهصورت ورقه ورقه جدا شدهاند. در واقع تشکیل لایههای اکسیدی با افزایش فاصله سایش می واند ضریب اصطکاک را کاهش دهند. علاوه بر این، تشکیل و حذف لایههای اکسیدی در اثر فرایند سایش می تواند باعث نوساناتی در منحنی ضریب اصطكاك شود.

Fe,Cr)₃Al رفتار تريبولوژيکی يوشش (Fe,Cr)

شکل(17)نتایج کاهش وزن پینهای Fe,Cr)₃Al) را پس از آزمایش سایش در دماهای مختلف نشان میدهد. همانطورکه مشاهده می شود پین مربوط به دمای محیط پس از آزمایش سایش بیشترین کاهش وزن را نسبت به سایر پینها داشته است. همچنین مشاهده می شود که در مقایسه با پین مربوط به پوشش Fe₃Al در همان دما حدود 0/4 میلیگرم کاهش وزن کمتری در این پین رخ داده است و میتوان گفت وجود کروم و ایجاد ترکیب بین فلزی Fe,Cr)₃Al) تأثیر بیشتری بر کاهش نرخ سایش در دمای پایین دارد.



Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-09-01

طبق شکل (17)، پینهای Al (Fe,Cr) کاهش وزن کمتری در دماهای بالاتر نشان دادند و این میزان کاهش وزن در مقایسه با پینهای Fe₃Al در دمای 200 درجه سانتی گراد و 500 درجه سانتی گراد بسیار کمتر است که نشاندهنده مقاومت سایشی بالای روکش Al (Fe,Fe) در دماهای بالا می باشد. دلیل کاهش وزن پین با افزایش دما را میتوان به نرم شدن سطح دیسک فسفر برنزی با افزایش دما را میتوان به نرم شدن سطح دیسک نسبت داد. شکل (18) تصاویر MES سطوح سایش پینهای نسبت داد. شکل (18) تصاویر MES سطوح سایش پینهای (Fe,Cr) که مربوط به سطح سایش پین Al (Fe,Cr) در دمای 25 درجه سانتی گراد است، میتوان ترکها و حفرههای بسیار کوچک ناشی از سایش را روی سطح آن مشاهده کرد.



شکل 18- تصاویر SEM از سطح سایش روکش Fe,Cr)₃Al) در دماهای، الف و ب - 25°C، ج و د - 2°200 و (و و ه - 25005

حفرهها یکنواخت نبوده و این بدان معنا است که به دلیل کاهش وزن بیشتر این پین نسبت به سایر پینها، این حفرهها به دلیل سایش چسبان ایجاد شدهاند. اما به دلیل سختی بالای پین، اثر خراش و همچنین تغییر شکل پلاستیک بسیار ناچیز است. از

طرف دیگر، کاهش وزن کمتر پین Fe,Cr)₃Al) در مقایسه با پین Fe₃Al در همان دما، نشان میدهد که مقدار کمتری از پین Fe,Cr)₃Al) به دیسک چسبیده و بنابراین سایش چسبان در مقایسه با پین Fe₃Al بسیار کمتر است. شکل(18-ج) و (18-د) تصاویر سطح سایش پین Fe,Cr)₃Al) را در 200 درجه سانتی گراد نشان میدهد. خراشهای بسیار عمیقی دیده می شوند که نشان دهنده سایش خیش ریز است و تغییر شکل پلاستیک درسطح سایشی پین در کنار علائم کندگی و جداشدگی مواد به خصوص در لبهها نشان دهنده مکانیزم سایش چسبان در این پین است. سایش خیشریز باعث کاهش وزن کم در حین آزمایش سایش میشود. در واقع، این مکانیزم سایش عمدتاً باعث انتقال مواد به جای حذف آن می گردد. شکلهای(18-ه) و (18-و) تصاویر مربوط به سطح سایش پین Fe,Cr)₃Al) را در دمای 500 درجه سانتی گراد را نشان میدهد. خراشهای بسیار ریز روی سطح پین مشاهده می شود که نشاندهنده سایش خیشریز است و علائم کندگی و جدا شدن مواد و تغییر شکل پلاستیکی نشان دهنده وجود سایش چسبان است. شکل(19) تصاویر SEM از سطح سایش دیسکهای فسفر -برنز را در دماهای مختلف نشان میدهد.



دماهای، الف - C°25، ب - C°20 و ج - 500°C

شکل (19-الف) سطح سایش دیسک را در دمای 25 درجه سانتی گراد نشان میدهد. با توجه به این تصویر، خراشهای بسیار ریز روی سطح سایش دیسک دیده می شود، اما با وجود تغییر شکل شدید پلاستیک و علائم کندگی مواد، باید گفت که مکانیزم اصلی سایش در این دیسک، سایش چسبان است. شکل(19-ب) سطح سایش دیسک را در دمای 200 درجه سانتی گراد نشان میدهد. علاوه بر علائم جداشدگی مواد و تغيير شكل پلاستيك كه نشان دهنده سايش چسبان است، حالت پوسته پوسته شدن نیز روی سطح سایشی دیسک مشاهده می شود که نشان دهنده مکانیزم سایش ورقهای می باشد. در شکل(19-ج) سطح سایش دیسک در دمای 500 درجه سانتی گراد قابل مشاهده میباشد. سه مکانیزم سایش را میتوان به طور همزمان مشاهده كرد. خراشها نشان دهنده سایش خیشریز، حفرات نشاندهنده سایش چسبان، و ترکها و ورقهها نشاندهنده سایش ورقهای میباشد. در واقع با افزایش دما مکانیزم سایش خراشان نیز فعال شده که به دلیل نرم شدن سطح دیسک با افزایش دما میباشد.

شکل (20) نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت لغزش را برای پینهای Fe,Cr)₃Al در سه دمای مختلف نشان میدهد. شکل (20-الف) مربوط به پین تحت سایش دمای 25 درجه سانتی گراد است که ضریب اصطکاکی در حدود 2/0 همراه با دامنه تغییرات یکنواخت را در حین لغزش نشان میدهد.

نقاط حداکثر در این نمودار نشان دهند، توقف لحظهای در محل تماس و نقاط حداقل مربوط به لغزش آسان است. شکل(20-ب) مربوط به پین در دمای 200 درجه سانتی گراد است که میانگین ضریب اصطکاک حدود 2/0 و تغییرات یکنواخت را در حین لغزش نشان می دهد. این نمودار همچنین دارای نقاط حداکثر است که نشان دهنده توقف لحظهای در نقطه تماس و نقاط حداقل مربوط به لغزش آسان است. شکل(20-ج) مربوط به پین ر دمای 500 درجه سانتی گراد است که میانگین ضریب اصطکاک حدود 25/0را نشان می دهد.

افزایش یافته، اما در فاصله 200 متری به دلیل سختی بالای پین AI (Fe,Cr) که تقریباً HV 700 است، به طور ناگهانی کاهش یافته است. از طرفی با افزایش مقاومت سایشی این پین در دمای بالا، تغییر شکل پلاستیک نیز کاهش یافته و به همین دلیل مؤلفه مکانیکی ضریب اصطکاک (μ_{def}) کاهش یافته است. طبق تحقیقات قبلی، وجود ترکیبات بین فلزی مانند Fe,Cr) در زمینه روکش باعث کاهش تمایل به جوش سرد با زمینه (دیسک) و در نتیجه کاهش مؤلفه چسبنده اصطکاک (μ_{ad}) میشود [28]. با افزایش دمای آزمایش سایش به دلیل نرم شدن سطح دیسک برنزی فسفر و فعال شدن مکانیزم سایش خیشریز بر روی سطح دیسک، ضریب اصطکاک متوسط نیز افزایش یافته است.



شکل 20- نمودار تغییرات ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش برای روکش Fe,Cr)3A1 در دماهای، الف - C° 25، ب- C°20 و ج- C°500

8-3- مقایسه رفتار تریبولوژیکی روکشهای Fe₃Al و Fe,Cr)₃Al)

همانطورکه قبلاً گفته شد، مشخص شد که کاهش وزن پینهای AI (Fe,Cr) بسیار کمتر از پینهای Fe₃AI در هر سه دما است. در واقع دلیل کاهش وزن کمتر پینهای (Fe,Cr) وجود عنصر کروم است که با توجه به نمودار کاهش وزن پینهای عنصر (Fe,Cr) به وضوح مقاومت سایشی سطح را افزایش داده است و به دلیل ریزساختار مارتنزیتی و سختی بالای روکش 5- M. Palm, F. Stein and G. Dehm "Iron Aluminides", Annual Review of Materials Research, 2019, Vol. 49, pp. 297-326.

6- O.I. Tolochyn, H.A. Bagliuk, O.V. Tolochyna, Ya. I. Yevych, Yu. M. Podrezov and I. Yu. Okun, "Effect of processing parameters on the structure and properties of power Fe-Al intermetallic compounds obtained by sintering impulse hot pressing", powder metallurgy and metal ceramics, 2020, Vol. 59, pp. 375-385.

7- O.I. Tolochyn, O.V. Tolochyna, H.A. Bagliuk, Ya. I. Yevych, Yu. M. Podrezov and A.A. Mamonova, "Influence of Sintering Temperature on the Structure and Properties of Powder Iron Aluminide Fe3Al" powder metallurgy and metal ceramics, 2020, Vol. 59, pp. 150-159.

8- J. Singh, M. Chaudhary, P. Baghde and M. Singh, "A Review Study on Hardfacing of Metal Surfaces Using Welding Techniques", Think india journal, 2019, Vol. 22, pp. 1226-1230.

9- Z. Li, L. Chen, H. Zhang and S. Liu, "High-Temperature Oxidation Properties and Microstructural Evolution of Nanostructure Fe-Cr-Al ODS Alloys", Materials, 2021, Vol.14, pp. 1-10.

10- H. Zhang, H. Gao, H. Yu, L. Wang, X. Liu, J. Ma, N. Zhang, Y. He, Y. Jiang, "The role of Cr in the reactive synthesis of porous FeAlCr intermetallic compounds", Materials Chemistry and Physics, 2021, Vol. 273, pp. 123013-123022.

11- H. Zhang, L. Wang, J. Ma, H. Yu, S. Xu, G. Hou, Y. He, G. Zheng "Reactive synthesis of porous FeAlCr intermetallics with enhanced mechanical property and oxidation resistance by introducing yttrium borides", Materials Chemistry and Physics, 2021, Vol. 273, pp. 124929.

12-ASTM B505 handbook, "C94300 Chemical Composition", 10th ed, 1992, Vol.3, pp. 920-925.

13- S. E. Aghili, M. H. Enayati and F. Karimzadeh, "Synthesis of nanocrystalline (Fe,Cr)3Al powder by mechanical alloying", Materials and Manufacturing Processes, 2012, Vol. 27, pp. 467-471.

14- M. Rafiei, M. H. Enayati and F. Karimzadeh, "The effect of Ti addition on alloying and formation of nanocrystalline structure in Fe–Al system", J Mater Sci, 2010, Vol. 45, pp. 4058–4062.

15- P. Wang. W. Qi, K.Yang. Y. Qiao, X. Wang, T. Zheng, Ch. Bai, Zh. Liu and X. Zhang, "Systematic investigation of the oxidation behavior of Fe-Cr-Al cladding alloys in high-temperature steam", Corrosion Science, 2022, Vol. 207, pp. 110595-110600.

16- S.Singh, R. Kumar, P. Goel and H.Singh, "Analysis of wear and hardness during hardfacing of alloy steel by thermal spraying, electric arc and TIG welding", Materialstoday: processing, 2022, Vol. 50, pp. 1599-1605.

17-V.P. Kulevich, O.V. Slautin and V.O. Kharlamov, "Evaluation of the Heat Resistance of the Fe-Cr-Al System Coatings", Defect and Diffusion Forum, 2021, Vol. 410, pp. 525-530.

18-HRojacz, C. Katsich, M. Kirchgaßner, R. Kirchmayer

Fe,Cr)، می توان نتیجه گرفت که عنصر کروم تأثیر زیادی در افزایش مقاومت به سایش دارد. نرخ سایش هر دو روکش نیز با افزایش دما کاهش یافته است، به طوریکه در دمای محیط میزان سایش بیشتر از دماهای بالا می باشد. با این حال، نرخ سایش روکش Fe,Cr) با حضور عنصر کروم تقریبا 50 درصد کمتر از نرخ سایش پوشش Fe₃AI است.

4- نتيجه گيري

در این تحقیق، خواص تریبولوژیکی سیستم روکش Fe-Al مورد ارزیابی قرار گرفت و اثر افزودن کروم به این سیستم بررسی شد. نتایج اصلی این تحقیق به شرح زیر میباشند: - آنالیز XRD در هر دو سیستم دوتایی Fe-Al و سهتایی Fe-Al-Cr نشانداد که ترکیبات بین فلزی Fe₃Al و Fe₃Cr) با موفقت ایجاد شده است.

- مطالعات ریزساختاری نشان داد ریزساختار انجمادی پوشش Fe₃AI یک ریزساختار سلولی و فاز پرلیت بوده در حالیکه ریزساختار روکش Fe,Cr)₃AI) شامل تیغههای مارتنزیتی در زمینه ترکیب بینفلزی Fe,Cr)₃AI) همراه با آستنیت باقیمانده بود.

- پوشش Fe,Cr)₃Al) به دلیل وجود عنصر کروم و تشکیل فاز مارتنزیت دارای سختی بالاتری نسبت به پوشش Fe₃Al بوده و نرخ سایش کمتری از خود نشان داد.

منابع

1- N. A. M. Tahir, M. F. B. Abdollah, N. Tamaldin, H. Amiruddin and M. R. B. Mohamad Zin, "A brief review on the wear mechanisms and interfaces of carbon based materials", Composite interfaces, 2017, Vol. 24, pp. 491-513.

2- S. Balaguru and M. Gupta, "Hardfacing studies of Ni alloys: a critical review", materials research and technology, 2021, Vol. 10, pp. 1210-1242.

3- P. Kucita, S.C. Wang, W.S. Li, R.B. Cook and M.J. Starink., "The effects of substrate dilution on the microstructure and wear resistance of PTA Cu-Al-Fe aluminium bronze coatings", Wear, 2019, Vol. 440-441, pp. 1-9.

4- M. Zamanzade, A. Barnoush and Ch. Motz, "A Review on the properties of iron aluminide intermetallics", Crystal, 2016, Vol. 6, pp. 1-29.

Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-09-01

24- D. Sharma, P. K. Ghosh, N. Kumar and R. Anant, "Surface hardening characteristics of microalloyed steel during ex-situ and in-situ Al2O3 reinforcement under TIG arcing", Surface and Coatings Technology, 2019, Vol.380, pp. 125002-1255013.

25- E. Kocaman, B. Kılınç, Ş. Şen and U. Şen "In-situ TiB_2 and Fe_2Ti intermetallic assisted hard coating by Fe-Ti-B based hardfacing electrodes" Journal of Alloys and Compounds, 2022, Vol. 900, pp. 163478-163495.

26- M. Bahoosh, H.R. Shahverdi and A.R. Farnia, "Abrasive Wear Behavior and Its Relation with the Macro-indentation Fracture Toughness of a Fe-Based Super-Hard Hardfacing" Deposit", Tribology Letters, 2019, Vol. 67, pp. 1-14.

27- B. Suresha, S.G. Channabasavanna, and N. Siva Shanmugam, "Microstructure and Abrasive Wear Behaviour of Nickel Based Hardfacing Stainless Steel Deposited by Gas Metal Arc Welding", Applied Mechanics and Materials, 2019, Vol. 895, pp. 278-283.

28- A. Canakc, S. Ozkaya, F. Erdemir, A. Hasan Karabacak and M. Celebi, "Effects of Fe–Al intermetallic compounds on the wear and corrosion performances of AA2024/316L SS metal/metal composites", Journal of Alloys and Compounds, 2020, Vol. 845, pp. 156236-156247.

and E. Badisch, "Impact abrasive wear of martensitic steels and complex iron based hardfacing alloys", Wear, 2022, Vol. 492-493, PP. 204183-204207.

19- S. Rajan, "Hardfacing and its effect on wear and corrosion performance of various ferrous welded mild steels", Materials Today: Proceedings, 2021, Vol. 42, pp. 842-850.

20- Zh. Hou, J. Teng, J. Wei, T. Hao and Zh. Liu, "Influence of heating temperature and holding time on the formation sequence of iron aluminides at the interface of Al/Fe coating" Materials Today, 2021, Vol. 28, 102516-102525.

21- D. Liu, L. Li, M. Wu, W. Long, P. Wei, N. E. Anderson and R. Kannan, "Development of Nickel-Added, Iron-Based, Slag-Free, Self-Shielded Metal-Cored Wire", Welding Journal, 2018, Vol. 97, pp. 263-297.

22- B. Srikarun and P. Muangjunburee "The effect of iron based hardfacing with chromium powder addition onto low carbon steel", materialstoday:proceedings, 2018 Vol 5 pp. 9272-9280

2018, Vol. 5, pp. 9272-9280. 23- J. Gou, Y. Wang, Ch.Wang, R. Chu and S. Liua, "The effect of rare earth oxide nano-additives on the micro-mechanical and properties and erosion behavior of Fe-Cr-C-B hardfacing alloys" Journal of Alloys and Compounds, 2017, Vol. 691, pp. 800-810.