E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

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

Volume 10, Number 2, 2025



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

F. Shahin[1], E. Baharzadeh[1], M. Rafiei[1]*, H. Mostaan[2]

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 $(Fe,Cr)_3Al$ 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 Fe_3Al and $(Fe,Cr)_3Al$ 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 Fe_3Al 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, Fe_3Al, $(Fe,Cr)_3Al$, Cladding, Hardness, Wear.

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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

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 آلومینایدآهن تولید شده توسط فرایند GTAW

فرزاد شاهین[1]، احسان بهارزاده[1]، مهدی رفیعی[1*]، حسین مستعان[2]

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 88349-38156

دریافت مقاله: 1403/04/31 ؛ پذیرش مقاله: 1403/06/22

چکیده

در این مطالعه، تشکیل ترکیبات بین‌فلزی Fe_3Al و $(Fe,Cr)_3Al$ و تأثیر کروم بر ریزساختار و خواص مکانیکی روکش دوتایی Fe-Al 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 Fe_3Al و $(Fe,Cr)_3Al$ 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 میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی، آنالیز پراش پرتو ایکس، سختی‌سنجی میکرو و ماکرو، طیف‌سنجی توزیع انرژی پرتو ایکس و آزمایش سایش پین روی دیسک در سه دمای 25، 200 و 500 درجه سانتی‌گراد بررسی شدند. نتایج نشان داد که ریزساختار روکش دوتایی Fe-Al شامل دندریت‌های Fe_3Al با رشد غیراپیتاکسیال است. این رشد غیراپیتکسیال نتیجه تفاوت ترکیب شیمیایی پوشش و زیرلایه در فصل مشترک پوشش و زیرلایه است که باعث شکل‌گیری کریستال‌های جدید در فصل مشترک شده است. این درحالی است که ریزساختار روکش سه‌تایی Fe-Al-Cr شامل تیغه‌های مارتنزیتی درون زمینه $(Fe,Cr)_3Al$ می‌باشد. نتایج آزمایش‌های سختی نشان داد که سختی روکش سه‌تایی دو برابر روکش دوتایی (به‌ترتیب30 و 60راکول‌سی برای روکش‌های دوتایی و سه‌تایی) است. همچنین مشخص شد که حضور عنصر کروم در روکش Fe-Al مقاومت در برابر سایش لایه‌های رسوبی را بهبود می‌بخشد. مکانیسم سایش غالب در پین Fe_3Al سایش چسبان بود، در حالی‌که برای پین $(Fe,Cr)_3Al$ علاوه بر سایش چسبان، سایش خراشان ریزشخم نیز مشاهده شد. میزان کاهش وزن هر دو پین در دمای محیط حداکثر و در دمای 500 درجه سانتی‌گراد حداقل بود.

کلمات کلیدی: GTAW، Fe_3Al، $(Fe,Cr)_3Al$، روکش‌کاری، سختی، سایش.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: مهدی رفیعی، m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir

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 می‌شود. عوامل موثر بر سایش به دو دسته عوامل کاربردی (نوع ماده سایشده، روش بارگذاری و...) و عوامل متالورژیکی (سختی، ریزساختار، چقرمگی و

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

غیره) تقسیم می‌شوند [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 روکش‌کاری است که از نظر هزینه، سرعت و کیفیت، روشی بسیار مناسب است. روکش‌کاری به معنای رسوب‌گذاری 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 روکش‌کاری شامل استفاده آن در سخت‌کاری 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 (FeAl وFe_3Al) 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]. Fe_3Al در محدوده 20-32 درصد اتمی آلومینیوم پایدار است و نقطه ذوب آن 1540 درجه سانتی‌گراد است. چگالی آن در محدوده 6/65 تا 6/72 گرم بر سانتی‌متر مکعب قرار دارد که حدود 30 درصد کمتر از مواد مهندسی دمای بالا مانند سوپرآلیاژها و فولادهای زنگ‌نزن می‌باشد. به همین دلیل، نسبت استحکام به وزن بهتری دارد. این ماده دارای ساختار منظم DO_3-B_2 می‌باشد. گزارش شده است که جانشینی Fe توسط Ti در Fe_3Al 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 DO_3 در پودرهای آنیل شده می‌گردد [8]. استحکام کششی Fe_3Al با 25 درصد اتمی آلومینیوم حدود 550 تا 700 مگاپاسکال است[6]. FeAl در محدوده ترکیبی 32-50 درصد اتمی آلومینیوم پایدار است و دارای ساختار کریستالی منظم است. دمای ذوب این ترکیب 1250 درجه سانتی‌گراد است که کمتر از نقطه ذوب Fe_3Al است و چگالی آن حدود 5/65 گرم بر سانتی‌متر مکعب می‌باشد.

در مقایسه با فلزات، این آلومینایدها دارای تعداد زیادی جای خالی هستند که برای آلیاژهای غنی از آلومینیوم نزدیک به10% 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 FeAl 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 می‌شود. از آنجایی که دمای منظم شدن پایین (Tc) اثر معکوس بر استحکام دمای بالا در Fe_3Al دارد، دانستن اینکه کدام عنصر Tc را در Fe_3Al افزایش می‌دهد، مهم می‌باشد. افزودن عناصر کروم، تیتانیم، منگنز، نیکل، مولیبدن و سیلیسیم به Fe_3Al از 3 تا 10 درصد، Tc را افزایش می‌دهد [7]. روش‌های مختلفی برای اعمال روکش‌های 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 لایه‌های نسبتاً ضخیم، نفوذ مناسب و عمیق در لایه‌ها و چسبندگی عالی بین زیرلایه و پوشش اشاره کرد. یکی از

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

روش‌های جوشکاری که برای سخت شدن سطحی استفاده می‌شود، 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 پوشش بسیار تمیز، رقت کم و سرعت بالا در مقایسه با سایر روش‌های 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 می‌شود. از مهمترین آن‌ها می‌توان 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 می‌شود. 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 می‌یابد. 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 Fe_3Al 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، روکش‌کاری می‌تواند 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 آلومینایدآهن دوتایی می‌باشد.

2- مواد و روش تحقیق

در تحقیق حاضر در ابتدا از پودرهای آهن، آلومینیوم با خلوص 99 درصد و اندازه ذرات کمتر از 100 میکرومتر جهت تولید ترکیب بین‌فلزی Fe_3Al و در مرحله دوم با اضافه کردن پودر کروم با خلوص 99 درصد و اندازه ذرات کمتر از 100 میکرومتر جهت تولید ترکیب بین‌فلزی $(Fe,Cr)_3Al$، 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 دقیقه انجام شد.

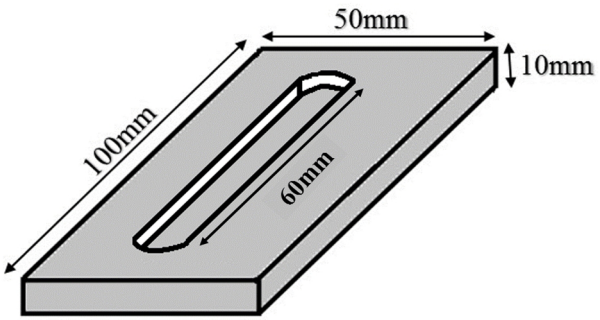
زیرلایه‌های فولادی CK45 با ابعاد 10×100×50 میلی‌متر مکعب مطابق شکل(1) با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول(2) تهیه شدند. برای جلوگیری از پراکندگی پودرها در حین فرایند روکش‌کاری، شیاری به عمق 1/5 میلی‌متر روی سطح نمونه‌ها ایجاد شد. سپس پودرهای مورد نظر در شیار قرار گرفته و با دستگاه پرس با نیروی 60 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.%)

عنصر	آهن	آلومینیوم	کروم
سیستم Fe-Al	85	15	---
سیستم Fe-Al-Cr	58	15	27

جدول 2- ترکیب شیمیایی زیرلایه فولادی CK45 (wt.%)

عنصر	آهن	کربن	سیلیسیم	منگنز	آلومینیوم	مولیبدن	گوگرد
ترکیب شیمیایی	بالانس	0/435	0/216	0/528	0/014	0/005	0/012



شکل 1- شماتیکی از زیرلایه‌های آماده شده جهت انجام فرایند پوشش‌دهی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

دستگاه جوش MERKLE TIG20، TIG 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 2/4 میلی‌متر با نوک مخروطی شکل برای فرایند پوشش استفاده 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 (EDS) و میکروسکوپ نوری (OM) برای مطالعه ریزساختار پوشش‌های 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 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 Philips XL30 با منبع تابش Cu-Kα (λ=1.54 Aº) 40 کیلوولت استفاده شد.

جدول 3- متغیرهای مورد استفاده در فرایند جوشکاری جهت اعمال پوشش

جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت جوشکاری (mm/min)	نرخ جریان گاز (l/min)
200	15	30	14

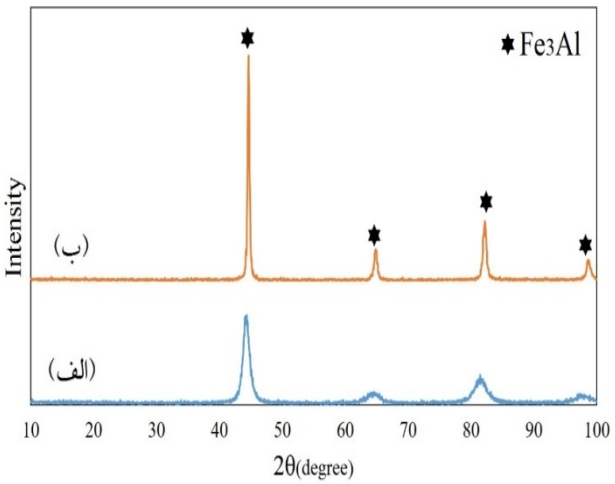
آزمایش‌های سختی، ریزسختی و سایش برای تعیین خواص مکانیکی پوشش‌های ایجاد شده انجام شد. آزمایش سختی راکول C توسط دستگاه سختی‌سنج با فرورونده مخروطی الماسی و نیروی عمودی 10 کیلوگرم انجام شد. حداقل سختی سه نقطه اندازه‌گیری و میانگین آن‌ها به عنوان عدد سختی اعلام گردید. همچنین برای تعیین سختی فازها و ترکیبات 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 سانتی‌گراد انجام گرفت.

3- نتایج و بحث

3-1- آنالیز فازی پودرهای تولید شده و لایه‌های روکش

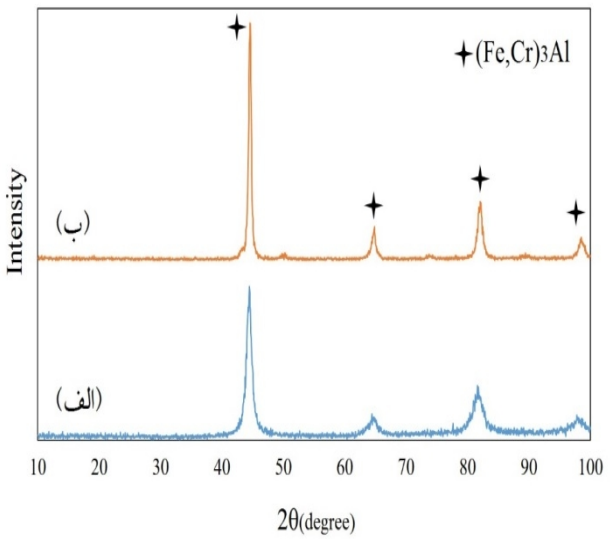
شکل(2) الگوهای XRD سیستم دوتایی Fe-Al را پس از 30 ساعت MA و همچنین پس از فرایند روکش‌کاری نشان می‌دهد. مطابق شکل(2-الف)، ترکیب بین فلزی Fe_3Al پس از 30 ساعت آلیاژسازی مکانیکی در این سیستم تشکیل شد. علاوه بر این، در شکل(2-ب)، الگوی XRD روکش ایجاد شده توسط این سیستم نشان می‌دهد که فاز Fe_3Al نیز به عنوان فاز اصلی در پوشش وجود دارد. تفاوت اصلی این دو الگوی XRD در پهنای پیک‌ها است.



شکل 2- الگوهای XRD سیستم دوتایی Fe-Al بعد از الف- 30 ساعت آسیاب‌کاری و ب- پس از انجام عملیات روکش‌کاری

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

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 می‌توان گفت که به دلیل دمای بالای فرایند جوشکاری، درجه نظم ساختار Fe_3Al 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 می‌گردد [13]. با ادامه فرایند آلیاژسازی مکانیکی و ورود کروم به ساختار لایه‌ای ایجاد 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 سریع 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 واکنش بین آلومینیوم، آهن و کروم، فاز بین فلزی سخت $(Fe,Cr)_3Al$ ایجاد می‌شود.



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

شکل(3-ب) الگوی XRD این سیستم را پس از عملیات روکش‌کاری نشان می‌دهد. در این الگو، فاز بین فلزی $(Fe,Cr)_3Al$ به عنوان فاز اصلی شناسایی شده است. بین این الگو و الگوی قبل از فرایند روکش‌کاری تفاوت اصلی کاهش پهنای پیک ها است که به دلیل افزایش اندازه دانه‌ها و کاهش کرنش‌های داخلی به دلیل دمای بالای فرایند روکش‌کاری است. همچنین تغییر مکان قله‌های فاز $(Fe,Cr)_3Al$ نسبت به قله‌های فاز Fe_3Al به سمت زوایای پایین‌تر مشاهده شد. دلیل تغییر مکان قله‌ها را می‌توان به شعاع اتمی بزرگتر کروم نسبت به شعاع اتمی آهن و آلومینیوم نسبت داد که در اثر انحلال در شبکه Fe_3Al باعث تغییر در فاصله میان صفحات اتمی می‌شود. رفیعی و همکارانش نیز با اضافه کردن عنصر تیتانیوم به سیستم دوتایی Fe-Al (ترکیب Fe_3Al) و ایجاد ترکیب بین فلزی $(Fe,Ti)_3Al$ به نتایج مشابهی دست پیدا نمودند [14].

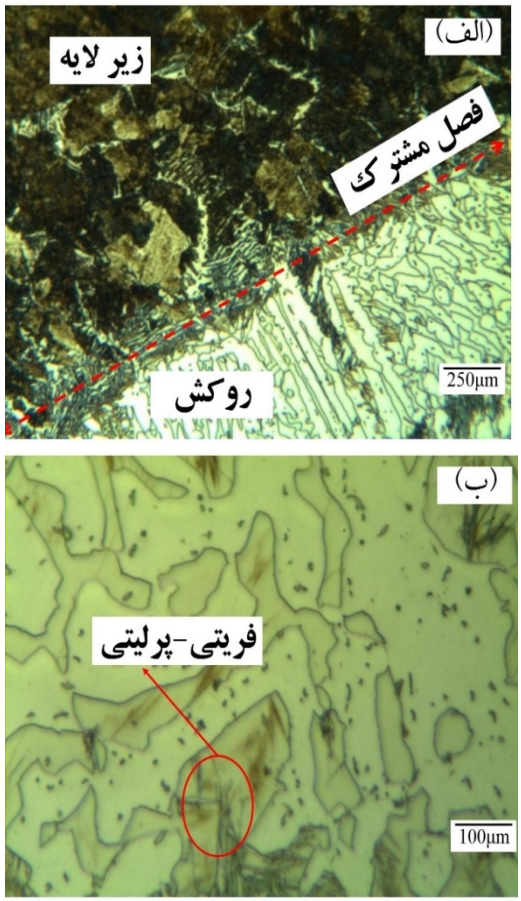
3-2- ریزساختار لایه روکش Fe_3Al

به طور کلی براساس تحقیقات انجام شده روی ترکیب بین فلزی Fe_3Al 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 Fe_3Al 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 و پیوند متالورژیکی بسیار سالم و مناسب بدون هیچ‌گونه نقصی با زیرلایه ایجاد کرده است. در فصل مشترک لایه روکش/ زیرلایه، حالت انجماد سلولی بوده و تیغه‌های فشرده و متراکم Fe_3Al در ریزساختار قابل مشاهده می‌باشند.

در مناطق دورتر از فصل مشترک، روکش دارای یک ریزساختار سلولی حاوی تیغه‌های Fe_3Al 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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

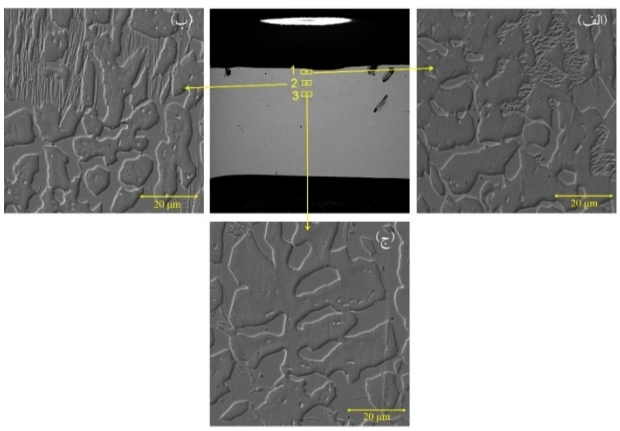
مذاب ایجاد شده روی سطح زیرلایه در مقایسه با کل فاز جامد بسیار کم است. این موضوع باعث سرعت بالای سرد شدن فاز مذاب شده و رشد دندریتی فاز جامد در خلاف جهت انتقال حرارت انجام می‌شود. از سوی دیگر، به دلیل دمای بالای حوضچه مذاب (بیش از 1600 درجه سانتی‌گراد)؛ دندریت‌ها زمان کافی برای رشد مسطح و انجماد سلولی نداشته‌اند. علاوه بر این، به دلیل تفاوت در ترکیب شیمیایی پوشش و زیرلایه، می‌توان گفت که رشد دندریت های Fe_3Al به صورت غیراپیتاکسیال انجام می‌شود. براساس تحقیقات قبلی روی سطح پوشش‌هایی که حاوی Al هستند، بر اساس نمودار سه تایی Fe-Al-Cr تنها تشکیل فاز فریت انتظار می‌رود [17].



شکل 4- ریزساختار سطح مقطع پوشش Fe_3Al، (الف) ریزساختار فصل مشترک پوشش/ زیرلایه و (ب) ریزساختار پوشش Fe_3Al.

بنابراین، علاوه بر فاز Fe_3Al که به صورت دندریتی در لایه روکش دیده می‌شود، براساس شکل(4-ب) نیز فاز فریت-پرلیت نیز در بین این دندریت‌ها قابل مشاهده می‌باشد.

به منظور بررسی دقیق ریزساختار روکش Fe_3Al، تصاویری از نواحی مختلف پوشش با استفاده از SEM تهیه شد. تصاویر SEM از سه ناحیه مختلف روکش Fe_3Al در شکل(5) نشان داده شده است. ساختار دندریتی فاز Fe_3Al در هر سه ناحیه روکش به‌وضوح در این شکل قابل مشاهده می‌باشد. این موضوع نشان دهنده توزیع یکنواخت این فاز در سراسر روکش 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 زیرلایه/روکش مطابق شکل 5 (ج)، اندازه آن‌ها افزایش می‌یابد. 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 ریزساختار زیرلایه کاملاً متفاوت است. با توجه به آنالیز عنصری خطی، الگوی مربوط به عنصر آهن هم در لایه روکش 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 می‌یابد که نشان دهنده نقش آلومینیوم در تشکیل ترکیب بین فلزی Fe_3Al است. از آنالیز نقشه عنصری EDS برای بررسی دقیق‌تر پراکندگی عناصر مختلف در پوشش Fe_3Al استفاده شد.



شکل 5- تصاویر SEM از پوشش Fe_3Al: الف- ناحیه بالایی (نقطه 1)، ب- ناحیه میانی (نقطه 2) و ج- منطقه پایینی روکش (نقطه 3).

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]

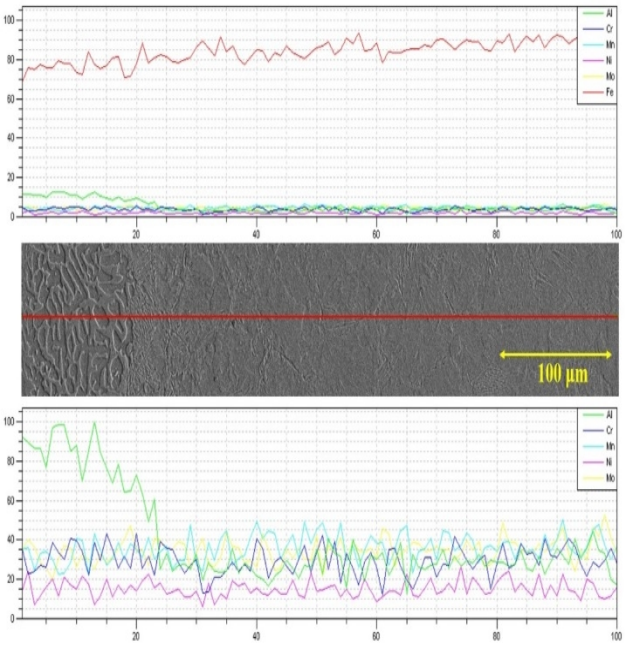
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

شکل(7) نقشه عنصری EDS پوشش Fe_3Al را نشان می‌دهد. همانطور که در شکل مشخص است، عناصر آهن و آلومینیوم بیشترین مقدار را در پوشش Fe_3Al 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 Fe_3Al هستند که به طور یکنواخت در سراسر روکش توزیع شده اند. الگوی پراش پرتو ایکس نیز این موضوع را کاملاً تایید کرده است.

3-3- ریزساختار لایه روکش $(Fe,Cr)_3Al$

همانطور که در شکل(8) نشان داده شده است، روکش $(Fe,Cr)_3Al$ 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 $(Fe,Cr)_3Al$ 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.

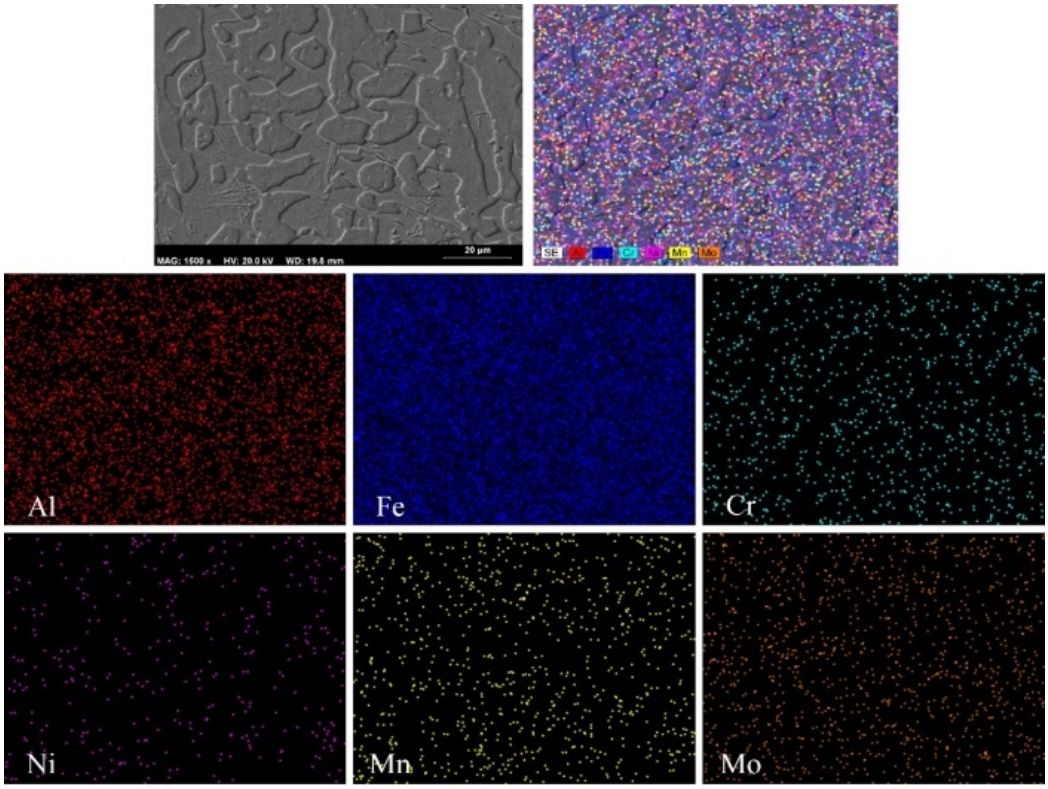
کروم با کاهش دمای تشکیل مارتنزیت و تغییر موقعیت پیک تشکیل مارتنزیت در نمودار TTT به سمت راست، ایجاد مارتنزیت در لایه روکش را تسریع می‌کند. از سوی دیگر، سرعت سرد شدن بالا و وجود عناصری مانند کربن، نیکل و منگنز که از زیرلایه وارد حوضچه مذاب می‌شوند، منجر به پایداری فاز آستنیت در لایه روکش شده است [18 و 19]. به منظور بررسی بیشتر ریزساختار پوشش $(Fe,Cr)_3Al$، تصاویر SEM از نواحی مختلف پوشش تهیه شد (شکل 9). همانطور که گفته شد وجود عنصر کروم باعث تسهیل تشکیل مارتنزیت در ریزساختار لایه پوشش می‌شود. با توجه به شکل(9)، مشخص است که تیغه‌های مارتنزیتی تراکم بالاتری در ناحیه بالایی و میانی پوشش دارند.



شکل 6- آنالیز عنصری خطی EDS از ناحیه پوشش Fe_3Al تا منطقه متأثر از حرارت

این تیغه‌ها در اطراف ترکیب بین فلزی $(Fe,Cr)_3Al$ و زمینه آستنیت باقی‌مانده پراکنده شده‌اند. با این حال، در ناحیه پایینی پوشش (شکل9-ج) تیغه‌های مارتنزیتی کمتری دیده می‌شود که می‌تواند دلیل پایداری فاز آستنیت نزدیک به فصل مشترک زیرلایه/روکش باشد. در واقع افزایش میزان آستنیت و کاهش 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 ریزساختار می‌شود [20-22]. آنالیز عنصری خطی EDS از ناحیه پوشش تا منطقه متأثر از حرارت در شکل(10) نشان داده شده است. همانطور که مشخص است ریزساختار پوشش با زیرلایه کاملاً متفاوت است. طبق این تصویر، توزیع 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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]



شکل 7- آنالیز نقشه عنصری EDS مرکز پوشش Fe_3Al



شکل 8- ریزساختار لایه روکش $(Fe,Cr)_3Al$ (الف) ریزساختار فصل مشترک روکش/ زیرلایه و (ب) ریزساختار لایه روکش $(Fe,Cr)_3Al$

زیرلایه/روکش 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، Al و Cr به طور یکنواخت در سراسر روکش توزیع شده‌اند. تجمع موضعی عنصر Al در برخی نقاط نیز نشان دهنده تشکیل Al_2O_3 در اثر واکنش Al با اکسیژن در طی فرایند روکش‌کاری است.

این ذرات اکسیدی در شکل(9) به صورت سیاه در لایه روکش قابل مشاهده می‌باشند. افزودن ذرات Al_2O_3 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].

3-4- سختی سنجی

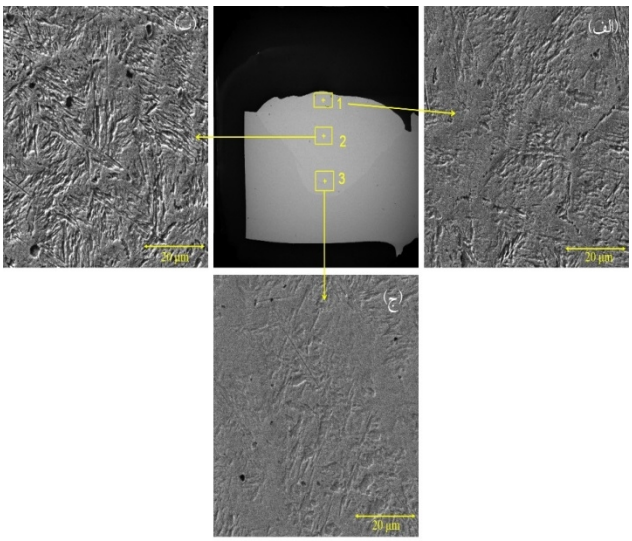
مقادیر سختی سطحی روکش‌های Fe_3Al و $(Fe,Cr)_3Al$ در جدول(4) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود سختی روکش $(Fe,Cr)_3Al$ بیشتر از سختی روکش Fe_3Al

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

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 Fe_3Al 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 می‌شود.

3-5- ریزسختی‌سنجی

مشخصات ریزسختی هر دو پوشش را می‌توان در شکل(12) مشاهده کرد. بالاترین سطح سختی به دست آمده در این نمونه‌ها 700 HV بود که مربوط به پوشش $(Fe,Cr)_3Al$ است. ریزسختی بالاتر پوشش $(Fe,Cr)_3Al$ در مقایسه با پوشش Fe_3Al به دلیل وجود کروم و تأثیر آن بر سخت شدن ترکیب بین فلزی $(Fe,Cr)_3Al$ 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.

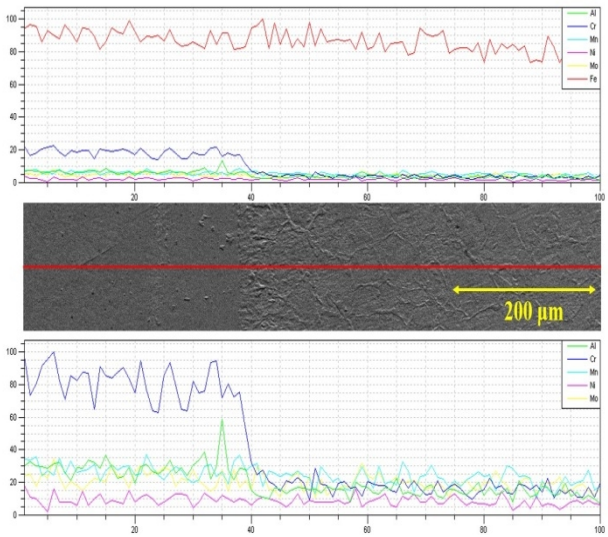


شکل 9- تصاویر SEM از پوشش $(Fe,Cr)_3Al$: (الف) ناحیه بالایی روکش (نقطه 1)، (ب) ناحیه میانی روکش (نقطه 2) و (ج) قسمت پایینی منطقه روکش (نقطه 3).

همانطورکه در شکل(12) مشخص است، ریزسختی زیرلایه حدود 200 HV 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 650 HV افزایش می‌یابد. این در حالی است که سختی منطقه متأثر از حرارت در فصل مشترک زیرلایه/پوشش در سیستم دوتایی Fe-Al حدود 290 HV می‌باشد.

جدول 4- مقادیر سختی لایه‌های روکش

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



شکل 10- آنالیز عنصری خطی EDS از ناحیه پوشش $(Fe,Cr)_3Al$ (چپ) تا منطقه متأثر از حرارت (راست)

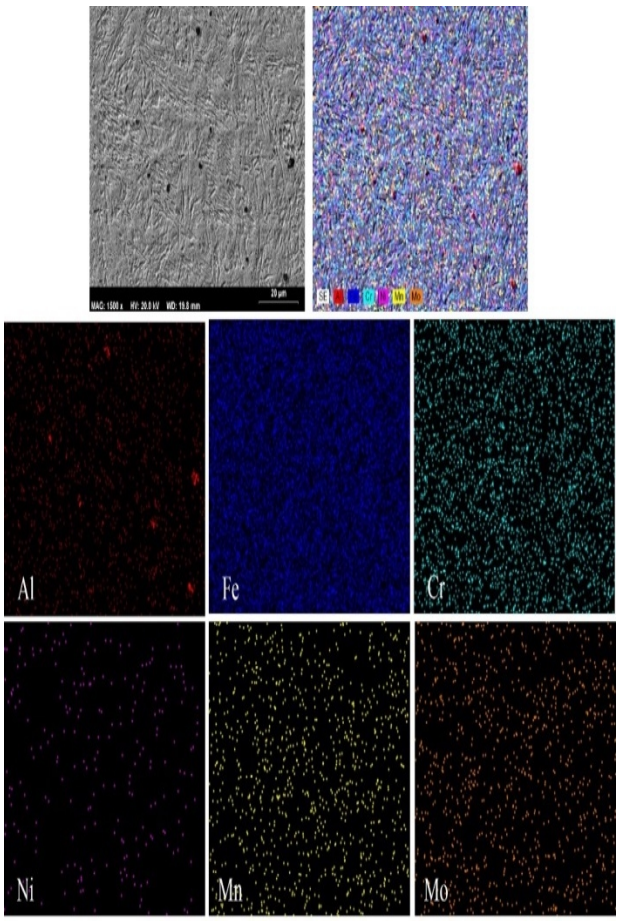
ریزسختی لایه‌های روکش نیز در هر دو سیستم متفاوت بودند. این موضوع را می‌توان به وجود عنصر Cr در سیستم Fe-Al-Cr نسبت داد. وجود کروم در روکش و نفوذ آن در منطقه متأثر از حرارت باعث تشکیل ترکیبات سخت بین فلزی و ریزساختار مارتنزیتی در این مناطق شده است.

3-6- رفتار تریبولوژیکی پوشش Fe_3Al

شکل(13) کاهش وزن پین‌های Fe_3Al را پس از آزمایش سایش در سه دمای مختلف نشان می‌دهد. همانطور که در شکل(13)

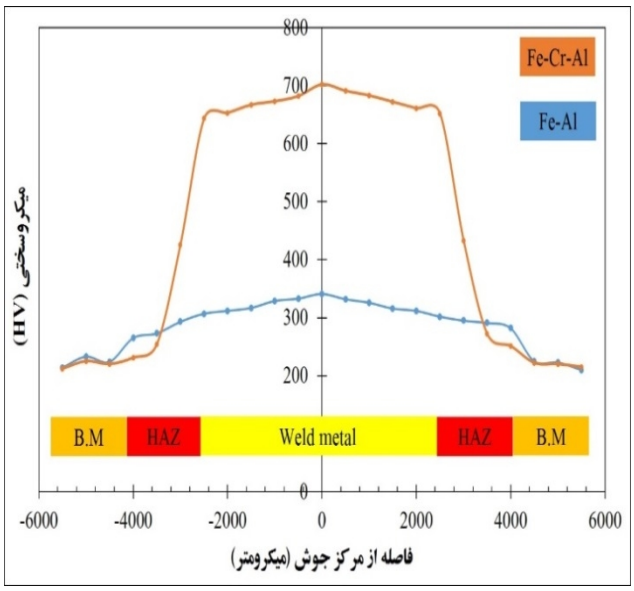
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

مشاهده می‌شود، 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 سانتی‌گراد، کاهش وزن پین کاهش یافت و در دمای 500 درجه سانتی‌گراد به کمترین مقدار رسید. این را می‌توان به سختی کم دیسک نسبت به پین مربوط دانست. در چنین حالتی به دلیل فعال شدن مکانیزم سایش چسبان، ذرات جدا شده از دیسک به پین چسبیده و در نتیجه کاهش وزن پین جبران می‌شود.

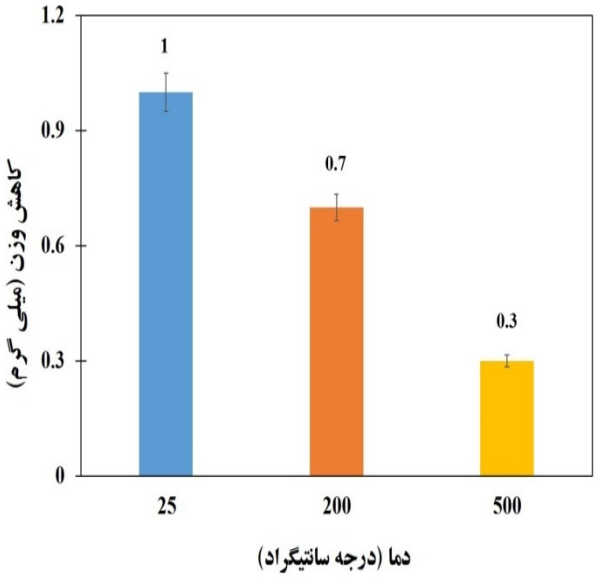


شکل 11- آنالیز نقشه عنصری EDS ناحیه مرکزی لایه روکش $(Fe,Cr)_3Al$

شکل(14) تصاویر SEM از سطوح سایش پین های Fe_3Al را نشان می‌دهد. با توجه به شکل(14-الف) و (14-ب) که مربوط به سطح سایش پین Fe_3Al در دمای 25 درجه سانتی‌گراد است، علائم حذف مواد از سطح قابل مشاهده می‌باشد.



شکل 12- پروفیل ریزسختی پوشش‌های Fe_3Al و $(Fe,Cr)_3Al$

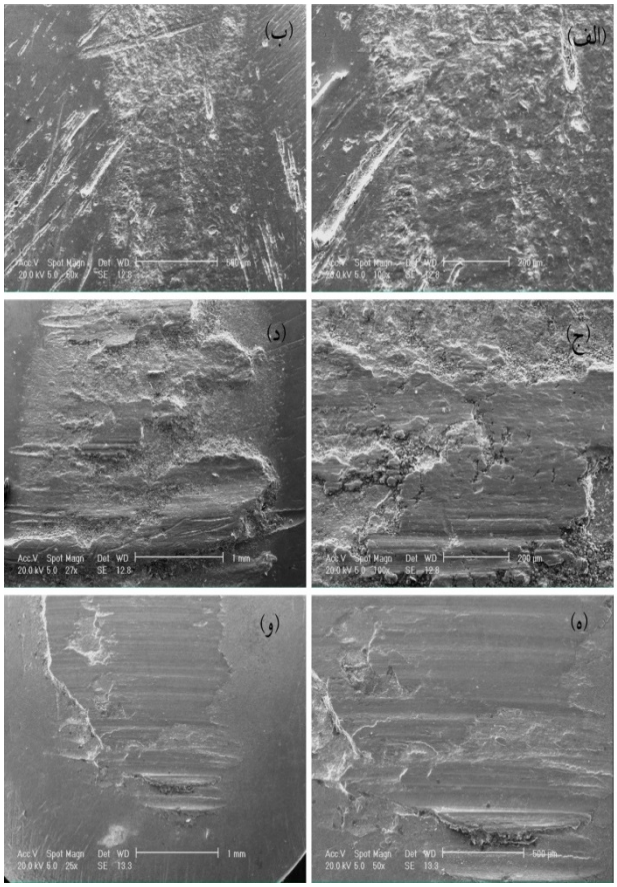


شکل 13- کاهش وزن پین‌های Fe_3Al پس از آزمایش سایش در سه دمای مختلف

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 Fe_3Al را در دمای 200 درجه سانتی‌گراد 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 به‌ویژه در لبه‌ها و تغییر شکل پلاستیک که

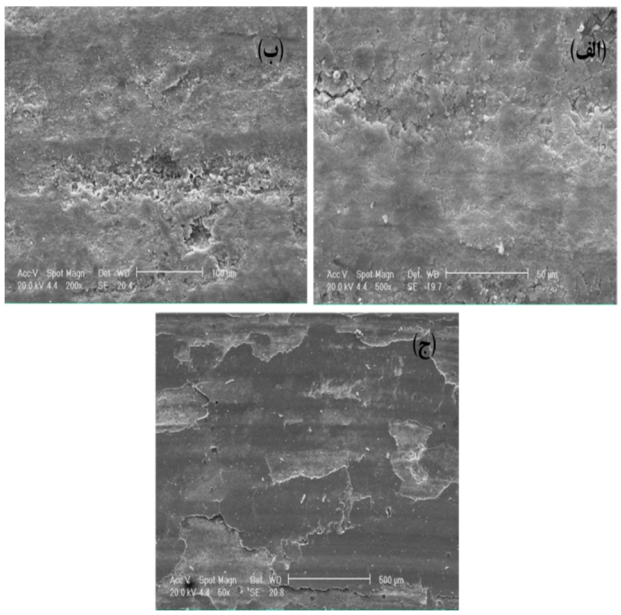
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

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 Fe_3Al در دماهای، (الف و ب) 25 °C، (ج و د) 200 °C و (و و ه) 500°C.

شکل(14-ه) و (14-و) تصاویر مربوط به سطح سایش پین Fe_3Al را در دمای 500 درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. با بررسی سطح سایش این پین می‌توان سه مکانیزم سایش را مشاهده کرد. خراش‌های ریز که نشان دهنده سایش خراشان خیش‌ریز و افزایش تغییر شکل پلاستیک در دمای بالا و علائم جدا شدن مواد نشان دهنده سایش چسبان می‌باشد. علاوه بر این، لکه‌های تیره به‌ویژه در لبه‌ها دیده می‌شود که به دلیل دمای بالا می‌تواند به دلیل اکسیداسیون یا سایش تریبوشیمیایی باشد. شکل(15) تصاویر SEM مربوط به سطح سایش دیسک‌های فسفر-برنز استفاده شده در آزمایش سایش پین‌های Fe_3Al را در سه دمای مختلف نشان می‌دهد. شکل(15-الف) سطح سایش دیسک را در دمای 25 درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. با توجه به این تصویر، ترک‌ها و نشانه‌های کندگی و جداشدگی مواد زیادی دیده می‌شود که نشان دهنده سایش چسبان است. شکل(15-ب) سطح سایش دیسک را در دمای 200 درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. همانطورکه مشاهده می‌شود، 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 سانتی‌گراد نشان می‌دهد.



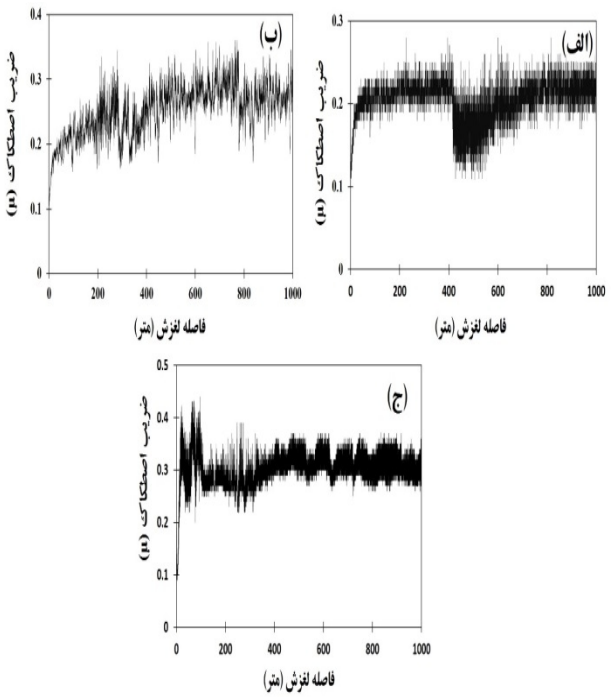
شکل15- تصاویر SEM از سطح سایش دیسک‌های فسفر-برنزی در دماهای، (الف) 25°C، (ب) 200°C و (ج) 500°C

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 می‌باشد که نشان دهنده سایش ورقه‌ای است که می‌تواند در اثر اکسیدشدن سطح دیسک در دمای بالا و جدا شدن این لایه‌های اکسیدی از سطح دیسک رخ دهد. شکل(16) تغییرات ضریب اصطکاک را در مقابل مسافت لغزش برای پوشش Fe_3Al در سه دمای مختلف نشان می‌دهد. شکل(16-الف) مربوط به پین تحت آزمایش سایش در دمای 25 درجه سانتی‌گراد می‌باشد که میانگین ضریب اصطکاک حدود 0/2 را همراه با تغییرات

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

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 می‌یابد. دلیل این امر می‌تواند 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 تغییر شکل پلاستیک و مقادیر حداقل نشان دهنده کاهش تغییر شکل پلاستیک است که نشان می‌دهد تنها سایش چسبان در تغییرات ضریب اصطکاک موثر نبوده است. به عبارت دیگر، سایش خراشان به دلیل نرمی زمینه و سختی بالای ذرات ساینده حاصل می‌شود [27-25].

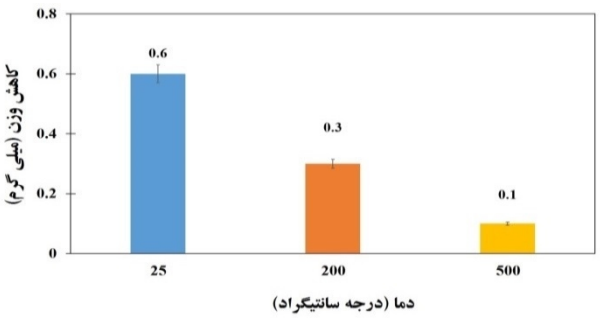


شکل 16- ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش برای پین‌های پوشش داده شده توسط Fe_3Al در دماهای (الف) 25 درجه سانتی‌گراد، (ب) 200 درجه سانتی‌گراد و (ج) 500 درجه سانتی‌گراد

شکل(16-ج) مربوط به پین تحت آزمایش سایش در دمای 500 درجه سانتی‌گراد است که میانگین ضریب اصطکاک حدود 0/3 را با نوسانات غیریکنواخت نشان می‌دهد. براساس این تصویر، ضریب اصطکاک به طور قابل توجهی افزایش یافته است که می‌تواند ناشی از تغییر شکل پلاستیک و سایش خراشان روی سطح پین باشد. اما در فاصله لغزش 200 متری ضریب اصطکاک کاهش یافته است که نشان دهنده کاهش تغییر شکل پلاستیک و افزایش کارسختی در سطح سایش است و این روند با تشکیل لایه‌های اکسیدی ادامه می‌یابد. 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 می‌تواند ضریب اصطکاک را کاهش دهند. علاوه بر این، تشکیل و حذف لایه‌های اکسیدی در اثر فرایند سایش می‌تواند باعث نوساناتی در منحنی ضریب اصطکاک شود.

3-7- رفتار تریبولوژیکی پوشش $(Fe,Cr)_3Al$

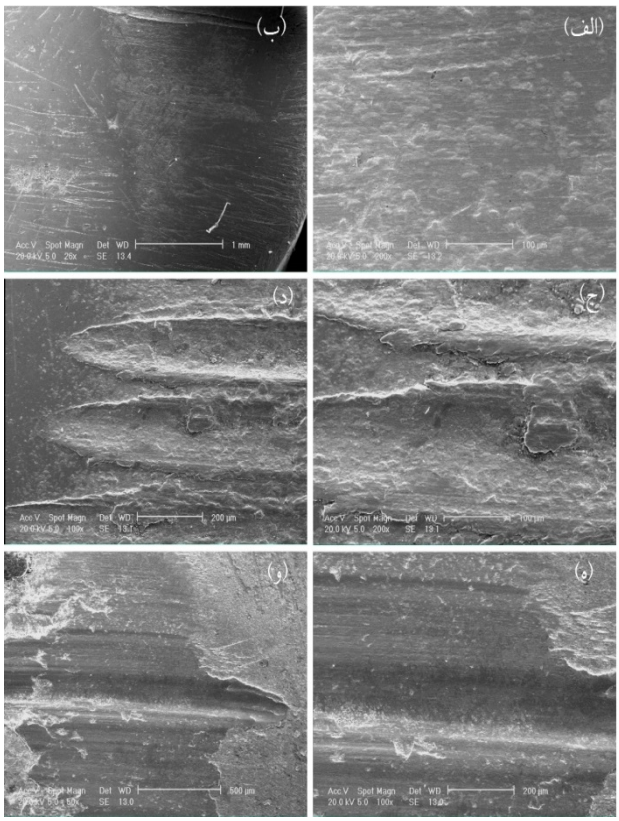
شکل(17)نتایج کاهش وزن پین‌های $(Fe,Cr)_3Al$ را پس از آزمایش سایش در دماهای مختلف نشان می‌دهد. همانطورکه مشاهده می‌شود پین مربوط به دمای محیط پس از آزمایش سایش بیشترین کاهش وزن را نسبت به سایر پین‌ها داشته است. همچنین مشاهده می‌شود که در مقایسه با پین مربوط به پوشش Fe_3Al در همان دما حدود 0/4 میلی‌گرم 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.



شکل 17- نتایج کاهش وزن پین‌های $(Fe,Cr)_3Al$ پس از آزمایش سایش در سه دمای مختلف.

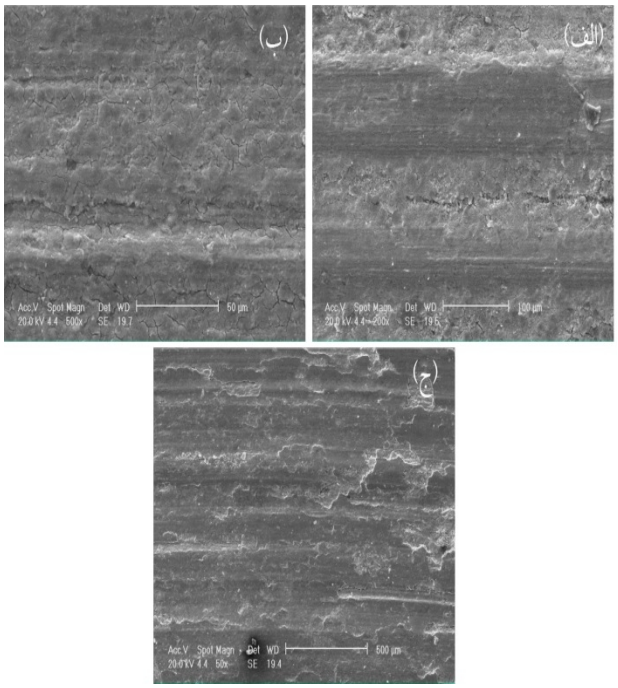
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

طبق شکل(17)، پین‌های $(Fe,Cr)_3Al$ کاهش وزن کمتری در دماهای بالاتر نشان دادند و این میزان کاهش وزن در مقایسه با پین‌های Fe_3Al در دمای 200 درجه سانتی‌گراد و 500 درجه سانتی‌گراد بسیار کمتر است که نشان‌دهنده مقاومت سایشی بالای روکش $(Cr ,Fe)_3Al$ در دماهای بالا می‌باشد. دلیل کاهش وزن پین با افزایش دما را می‌توان به نرم شدن سطح دیسک فسفر برنزی با افزایش دما و کاهش تأثیر آن بر سایش پین نسبت داد. شکل(18) تصاویر SEM سطوح سایش پین‌های $(Fe,Cr)_3Al$ را نشان می‌دهد. با توجه به شکل(18-الف) و (18-ب) که مربوط به سطح سایش پین $(Fe,Cr)_3Al$ در دمای 25 درجه سانتی‌گراد 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- 200°C و (و و ه- 500°C

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 Fe_3Al در همان دما، نشان می‌دهد که مقدار کمتری از پین $(Fe,Cr)_3Al$ به دیسک چسبیده و بنابراین سایش چسبان در مقایسه با پین Fe_3Al بسیار کمتر است. شکل(18-ج) و (18-د) تصاویر سطح سایش پین $(Fe,Cr)_3Al$ را در 200 درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. خراش‌های بسیار عمیقی دیده می‌شوند که نشان دهنده سایش خیش‌ریز 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 می‌گردد. شکل‌های(18-ه) و (18-و) تصاویر مربوط به سطح سایش پین $(Fe,Cr)_3Al$ را در دمای 500 درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. خراش‌های بسیار ریز روی سطح پین مشاهده می‌شود 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.



شکل19- تصاویر SEM از سطح سایش دیسک‌های فسفر-برنزی در دماهای، الف- 25°C، ب- 200°C و ج- 500°C

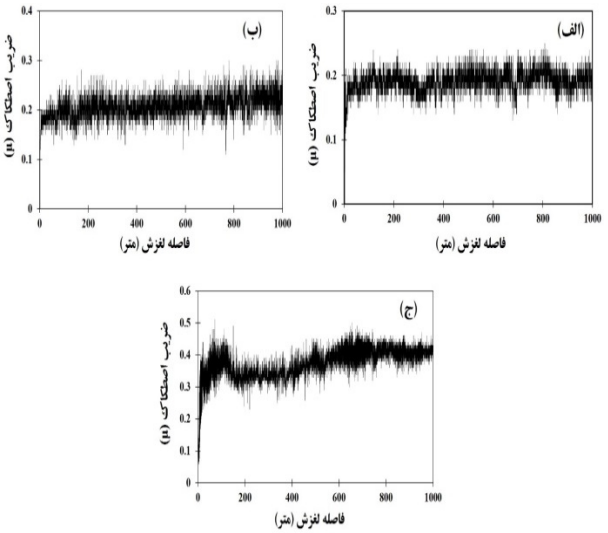
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

شکل(19-الف) سطح سایش دیسک را در دمای 25 درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. با توجه به این تصویر، خراش‌های بسیار ریز روی سطح سایش دیسک دیده می‌شود، 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 سانتی‌گراد نشان می‌دهد. علاوه بر علائم جداشدگی مواد و تغییر شکل پلاستیک که نشان دهنده سایش چسبان است، حالت پوسته پوسته شدن نیز روی سطح سایشی دیسک مشاهده می‌شود که نشان دهنده مکانیزم سایش ورقه‌ای می‌باشد. در شکل(19-ج) سطح سایش دیسک در دمای 500 درجه سانتی‌گراد قابل مشاهده می‌باشد. سه مکانیزم سایش را می‌توان به طور همزمان مشاهده کرد. 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 سانتی‌گراد است که ضریب اصطکاکی در حدود 0/2 همراه با دامنه تغییرات یکنواخت را در حین لغزش نشان می‌دهد.

نقاط حداکثر در این نمودار نشان دهنده توقف لحظه‌ای در محل تماس و نقاط حداقل مربوط به لغزش آسان است. شکل(20-ب) مربوط به پین در دمای 200 درجه سانتی‌گراد است که میانگین ضریب اصطکاک حدود 0/2 و تغییرات یکنواخت را در حین لغزش نشان می‌دهد. 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 سانتی‌گراد است که میانگین ضریب اصطکاک حدود 0/35را نشان می‌دهد. همانطور که در شکل مشخص است، ابتدا ضریب اصطکاک افزایش یافته، اما در فاصله 200 متری به دلیل سختی بالای پین $(Fe,Cr)_3Al$ که تقریباً 700 HV 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 $(Fe,Cr)_3Al$ 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 $(Fe,Cr)_3Al$ در دماهای، الف- 25 °C، ب- 200°C و ج- 500°C

3-8- مقایسه رفتار تریبولوژیکی روکش‌های Fe_3Al و $(Fe,Cr)_3Al$

همانطورکه قبلاً گفته شد، مشخص شد که کاهش وزن پین‌های $(Fe,Cr)_3Al$ بسیار کمتر از پین‌های Fe_3Al در هر سه دما است. در واقع دلیل کاهش وزن کمتر پین‌های $(Fe,Cr)_3Al$ وجود عنصر کروم است که با توجه به نمودار کاهش وزن پین‌های $(Fe,Cr)_3Al$ به وضوح مقاومت سایشی سطح را افزایش داده است و به دلیل ریزساختار مارتنزیتی و سختی بالای روکش

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

$(Fe,Cr)_3Al$، می‌توان 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 می‌باشد. با این حال، نرخ سایش روکش $(Fe,Cr)_3Al$ با حضور عنصر کروم تقریبا 50 درصد کمتر از نرخ سایش پوشش Fe_3Al است.

4- نتیجه‌گیری

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 Fe_3Al و $(Fe,Cr)_3Al$ با موفقت ایجاد شده است.

- مطالعات ریزساختاری نشان داد ریزساختار انجمادی پوشش Fe_3Al یک ریزساختار سلولی و فاز پرلیت بوده در حالی‌که ریزساختار روکش $(Fe,Cr)_3Al$ شامل تیغه‌های مارتنزیتی در زمینه ترکیب بین‌فلزی $(Fe,Cr)_3Al$ همراه با آستنیت باقی‌مانده بود.

- پوشش $(Fe,Cr)_3Al$ به دلیل وجود عنصر کروم و تشکیل فاز مارتنزیت دارای سختی بالاتری نسبت به پوشش Fe_3Al 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.

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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]

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.
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.
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.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.09]