



Coating of AISI 4340 low-alloy steel with austenitic stainless steels and stellite6 cobalt base by tungsten-gas arc welding method and investigation of the microstructure and wear behavior of the resulting layer

N. Nabavinejad, A. Alaei*, P. Basir

Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran.

ABSTRACT: In this research, the microstructure and wear behavior of high-strength AISI 4340 low-alloy steel coated using austenitic stainless steels ER309, ER312, and cobalt base steel stellite 6 were investigated by tungsten-gas arc welding method. Microstructural investigations were carried out by optical microscope and scanning electron microscope equipped with X-ray energy diffraction spectroscopy system (EDS). Hardness measurement was done by the Vickers method with a load of 30kgf on the surfaces and Vickers microhardness in the transverse sections of the welds in zigzag form. Also, To evaluate the wear behavior, the wear test of the pin on the disc was used to identify the wear mechanism. The highest hardness was related to stellite 6 by the amount of 565(HV), the reason for this increase in hardness is the presence of carbide phases M₂₃C₆ and M₇C₃ as well as chromium-tungsten complex carbides among bright cobalt dendrites. The results of the wear test showed that the highest friction coefficient was related to ER309 weld metal has an average value of 0.68 and the lowest friction coefficient is related to stellite 6 weld metal with an average value of 0.53.

Review History:

Received: Jan. 22, 2023

Revised: May, 18, 2023

Accepted: Aug. 15, 2023

Available Online: Sep. 03, 2023

Keywords:

cladding

AISI 4340 alloy

gas tungsten arc welding

wear

microstructure

1- Introduction

Choosing wear-resistant materials, taking into account the type of wear mechanism, can be effective in terms of cost and increasing the service life of wear parts. Therefore, the type of wear mechanism and the way to deal with this phenomenon is very important for a suitable choice of coating material. The alloys used to create the wear-resistant layer can be of the iron base type, including austenitic alloys with austenitic structure resistant to abrasive wear combined with high impact and resistant to abrasive wear under low forces and economical of these alloys, which is why The characteristics of stainless steels are recommended as coating materials. Another reason for the attention of these alloys is the resulting microstructure, which includes ferrite, austenite, and chromium carbide phases, which show good resistance in metal-to-metal wear conditions at high temperatures (such as rolling rollers) and low temperatures [1]. Another category of cobalt-based non-ferrous alloys is called stellite. One of the important features of these alloys is high wear resistance, corrosion resistance, good stability at high temperature and a combination of these conditions in hostile environments. [2, 3]. Chen et al investigated the wear behavior of stellite 6 laser coating on AISI4340 and AISI4140 steels. The results showed that the thickness of the oxide layer created with the coating of Stellite 6 is in the range of 6 to 12 micrometers. The

created oxides are very hard and adhere well to the substrate, these oxide layers do not peel off easily, and therefore the wear rate of Stellite 6 is quite mild [4]. Martin et al. evaluated the additive friction stirrer deposit of 316L to repair surface material loss in AISI4340 steel. The results showed that the wear resistance of 316L coating is as good or better than AISI4340 substrate material. However, there was evidence that intergranular corrosion resistance was compromised due to the formation of carbides or sigma phases [5].

In general, this article Aims to carry out a detailed study on the wear mechanism of Stellite6 alloys and ER312-ER309 austenitic stainless steels with welding coating by gas tungsten arc welding process to discover and compare the wear and mechanical properties of the alloys in question on AISI4340 high strength low alloy steel, is.

2- Research materials and methods

In this research, AISI 4340 high strength low-alloy steel as the substrate and coating metals are made of austenitic stainless steel ER312 and ER309 with diameters of 2.4 mm made by Ama company and cobalt base filler metal Stellite 6 with a diameter of 2.3 mm made by the company Delero UK was used. 3 discs made of AISI 4340 for coating and 1 raw sample to compare the wear surface with coated samples in sizes of 110 and 10 mm in diameter and thickness, respectively.

*Corresponding author's email: Alaei45Alireza@gmail.com



Table 1. Welding conditions and parameters of samples

Current (A)	Interpass temperature °C	Speed (mm/s)	Polarity	position	Preheat temperature(°C)
first layer = 150 second layer = 120	140-150	2-2.5	straight	Flat	150-160

Table 2. The results of the surface hardness of the samples

samples	AISI 4340AISI	Stellite6	ER309	ER312
Average hardness(HV)	304	565	256	297



Fig. 1. Discs samples. A: Raw sample, B: Coated sample

Welding conditions and parameters are listed in Table 1. To perform microstructural tests, 50 mm diameter disc samples and other samples of square cross-section according to Figure 1 with dimensions of 20 x 20 mm from coated discs and one uncoated disc sample with a diameter of 50 mm were prepared with a wire cut. After preparing the samples from appropriate sections for microstructural investigations by optical and scanning electron microscopes, the samples were sanded and polished using 60 to 3000-grit sandpaper, then the polished samples, To compare the wear behavior, one sample of each type of coating and one raw sample was prepared to compare with the coated samples, all with a diameter of 50 mm. The conditions of the pin-on-disk test were performed according to the ASTM G99 standard at a temperature of 25 degrees Celsius, a speed of 0.05 m/s, and a humidity of 40%. Also, the applied load on the raw sample and 3 coated samples was set to 100N, and the force-applying pin was selected from 52100 bearing steel. Hardness measurement results of the cross sectional surface of the coatings were done by the vickers method, 30kg load in 15 seconds.

3- Results and Discussion

According to Figure 2, a thin martensitic layer has been created at the interface between the substrate and the first layer. The reason for this can be explained by the penetration of carbon from the substrate to the interface, and it was also observed at the interface due to the large difference in the chemical composition of the substrate and the filling metal of the partially uncombined area. Epitaxial growth is due to the similar chemical composition at the interface. The first layer with the second layer is clearly evident that the structure has

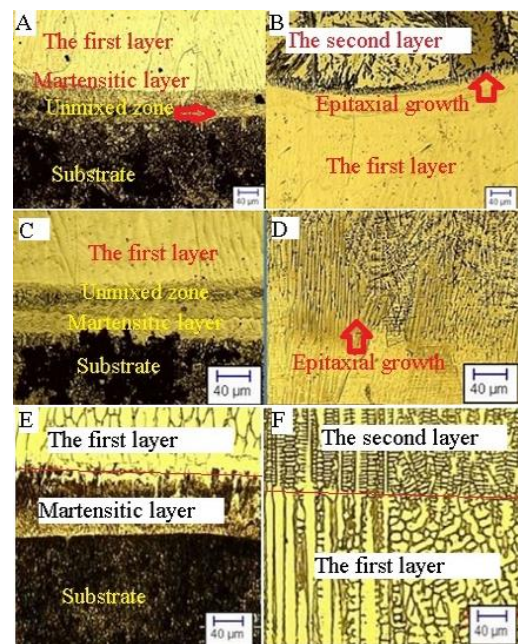


Fig. 2. Optical microscopic images of weld metal interface (A,B: ER312- B,C:ER309- EF:Stellite6)

changed from the interface to the first layer due to the lower cooling and solidification speed and from the interface to the second layer due to the higher cooling and solidification speed and the chemical composition of the weld metal.

4- Conclusions

1. In ER312 weld metal, the hardness is significantly higher than the sample welded by ER309, this problem can be attributed to the presence of more ferrite in the structure of ER312 weld metal due to its relatively different chemical composition and freezing structure, Attributed.

2. The maximum hardness in the austenitic stainless steel samples ER309 and ER312 was observed first in the interface due to the formation of the martensite layer and then in the HAZ region of the AISI4340 substrate steel due to the

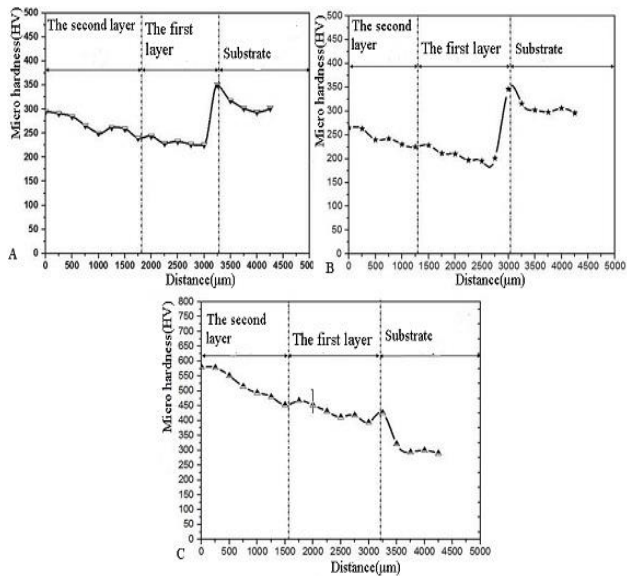


Fig. 3. Microhardness of the cross section of the coating toward s the AISI4340 steel substrate A:ER312-B:ER309-C:Stellite 6

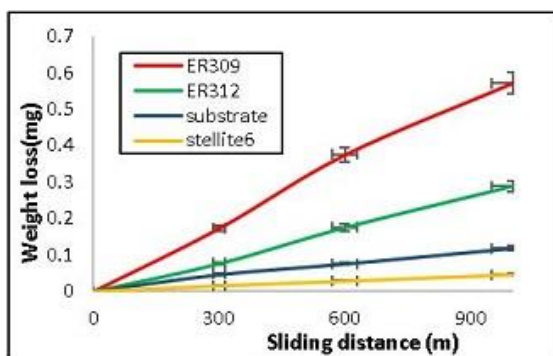


Fig. 4. Graph of weight loss by distance for coating and substrate metals

presence of tempered martensite in the structure.

3. The highest value of hardness, wear resistance, and also the lowest value of friction coefficient was observed in Cobalt Stellite 6 base weld metal, and the lowest value of

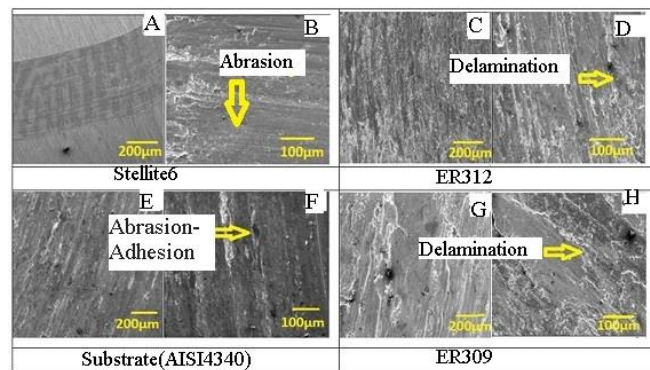


Fig. 5. SEM images of wear surfaces for coating and substrate samples

hardness, wear resistance, and highest friction coefficient was observed in ER309 austenitic weld metal sample.

References

- [1] N. Murugan, R. Parmar, Stainless steel cladding deposited by automatic gas metal arc welding, *Welding Journal-Including Welding Research Supplement*, 76(10) (1997) 391s.
- [2] N. Najari, M. Shamanian, A. Saatchi, Hardfacing of stellite 6 on plain carbon steel and evaluation of the effect of a martensitic and austenitic stainless steel interlayer, *iranian journal of surface science and engineering*6(9) (2010)55-65
- [3] H. sabet, reconstruction of worn parts by welding method, first edition, Amir Publishing House,1(1) (2012)8.)in persian)
- [4] H. So, C. Chen, Y. Chen, Wear behaviours of laser-clad stellite alloy 6, *Wear*, 192(1-2) (1996) 78-84.
- [5] L.P. Martin, A. Luccitti, M. Walluk, Evaluation of additive friction stir deposition of AISI 316L for repairing surface material loss in AISI 4340, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 121(3-4) (2022) 2365-2381.

HOW TO CITE THIS ARTICLE

N. Nabavinejad, A. Alaei, P. Basir, *Coating of AISI 4340 low-alloy steel with austenitic stainless steels and stellite6 cobalt base by tungsten-gas arc welding method and investigation of the microstructure and wear behavior of the resulting layer*, *Amirkabir J. Mech Eng.*, 55(6) (2023) 161-164.

DOI: 10.22060/mej.2023.22118.7568





روکش کاری فولاد کم آلیاژ AISI ۴۳۴۰ با فولادهای زنگ نزن آستنیتی و پایه کبالت استلایت ۶ به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز و بررسی ریز ساختار و رفتار سایشی لایه حاصل

ناصر نبوی نژاد، علیرضا اعلائی*، پویا بصیر

دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف‌آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف‌آباد، ایران.

تاریخچه داوری:

دریافت: ۱۴۰۱/۱۱/۰۲
بازنگری: ۱۴۰۲/۰۲/۲۸
پذیرش: ۱۴۰۲/۰۵/۲۴
ارائه آنلاین: ۱۴۰۲/۰۶/۱۲

کلمات کلیدی:

روکش کاری
آلیاژ AISI ۴۳۴۰
جوشکاری قوسی تنگستن گاز
سایش
ریز ساختار

خلاصه: هدف این پژوهش، انجام یک مطالعه دقیق در مورد مکانیزم سایش آلیاژهای استلایت ۶ و فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی با روکش جوشی ER ۳۱۲، ER ۳۰۹ توسط فرایند جوشکاری قوسی تنگستن گاز جهت کشف و مقایسه خواص سایشی و مکانیکی آلیاژهای مد نظر بر روی فولاد کم آلیاژ استحکام بالای AISI ۴۳۴۰ می‌باشد. در این پژوهش ریزساختار و رفتار سایشی فولاد کم آلیاژ فوق مستحکم AISI ۴۳۴۰ روکش کاری شده با استفاده از فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی و فولاد پایه کبالت استلایت ۶ به روش جوشکاری قوس تنگستن-گاز مورد بررسی قرار گرفت. بررسی‌های ریز ساختاری توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به سیستم طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس انجام گرفت. سختی سنجی به روش ویکرز با بار ۳۰ کیلوگرم نیرو، بر روی سطوح و ریزسختی ویکرز در مقاطع عرضی جوش‌ها به صورت زیگزاگ انجام گرفت. هم‌چنین جهت ارزیابی رفتار سایشی از آزمایش سایش پین روی دیسک جهت تشخیص مکانیزم سایش استفاده شد. نتایج بررسی‌ها نشان داد بیشترین سختی مربوط به استلایت ۶ به میزان ۵۶۵ ویکرز بوده، نتایج آزمون سایش نیز نشان داد که بیشترین ضریب اصطکاک مربوط به فلز جوش ER ۳۰۹ به میزان متوسط ۰/۶۸ و کمترین ضریب اصطکاک مربوط به فلز جوش استلایت ۶ به میزان متوسط ۰/۵۳ می‌باشد.

۱- مقدمه

هزینه زیاد خرید و یا تولید می‌شوند، مقوله بازسازی بیشتر مطرح می‌شود و صرفه جویی اقتصادی از آن بسیار مورد توجه قرار می‌گیرد. استفاده از فولادهای فوق مستحکم به دلیل استحکام ویژه بالا (نسبت استحکام به وزن) در صنایع حساس و استراتژیک نظیر صنایع دفاعی، هوافضا و خودروسازی کاربرد فراوان دارد، که از میان فولادهای فوق مستحکم فولاد کم آلیاژ کربن متوسط نظیر AISI ۴۳۴۰ در سازه‌های حساس نظیر مخازن تحت فشار، پوسته موتور موشک، سوخت جامد، برخی از اعضای پمپ‌ها، ارابه فرود هواپیما، چرخ دنده‌ها، ساخت اجزای تحت تنش بالا در وسایل نقلیه و قطار نظیر میل‌لنگ و اکسل متحرک استفاده می‌شود [۳]. بنابراین با توجه به فراوانی کاربرد فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا AISI ۴۳۴۰، روکش کاری آن‌ها از دو جهت مورد توجه ویژه قرار می‌گیرند، دلیل اول مقرون به صرفه بودن این فولاد به عنوان زیر لایه، سطح آن‌ها را در حد چند میلی‌متر به منظور مقاومت در برابر سایش و خوردگی روکش کاری می‌کنند، دلیل دوم به خاطر کاربرد زیاد این نوع فولاد در صنایع، قسمت‌هایی از سطوح آن‌ها به علت سایش فلز با فلز و یا دلایل دیگر تخریب می‌شود که با توجه

یکی از عوامل تخریب و آسیب قطعات، مسئله سایش می‌باشد که به نیروی اعمالی، جنس مواد درگیر، پارامترهای متالورژیکی ماده تحت سایش از جمله ساختار میکروسکوپی و نوع فاز بستگی دارد [۱]. یکی از راهکارها جهت بازسازی سطح قطعات آسیب دیده، روکش کاری می‌باشد. از فواید روکش کاری علاوه بر کاهش اتلاف زمان، کاهش هزینه‌ها، طولانی ساختن عمر قطعات و کاهش نیاز به قطعات نو و از همه مهم‌تر، ایجاد هم‌زمان خاصیت متضاد کنار هم مثلاً تردی و سختی و منعطف بودن در قطعات است [۲]. بسیاری از قطعات کوچک و بزرگ در صنعت مورد استفاده هستند که به دلیل‌های مختلف نظیر خوردگی، سایش، له شدن و یا مخلوطی از آنها فرسوده می‌شوند و آن‌ها را از چرخه مصرف خارج می‌کنند. برخی از قطعات تخریب شده که به دلیل کمبود مواد اولیه در داخل کشور تولید آن‌ها وجود ندارد، گاهی موجب می‌شود یک خط تولیدی برای چندین ماه و یا بیشتر از کار بیفتد. در مواردی که قطعات و مجموعه‌ها به صورت انبوه و با صرف

* نویسنده عهده‌دار مکاتبات: Alaei45Alireza@gmail.com

به شرایط کاری خط تولید و همچنین اندازه بزرگ قطعات نیاز به تعمیرات جزئی و یا اصلاح و بازسازی دارند، که روکش کاری با جوشکاری این شرایط را فراهم می‌کند تا وقفه‌های ایجاد شده در خط تولید به حداقل برسد.

از مهم‌ترین معایب فولادهای کم آلیاژ حرارتی پذیر که به منظور تعمیر و بازسازی توسط جوشکاری مورد ارزیابی قرار می‌گیرند ترک هیدروژنی می‌باشد که با در نظر گرفتن دمای بین پاسی میزان هیدروژن موجود در جوش در سطح کمی باقی می‌ماند. لازم به ذکر است که علاوه بر پیشگرم، عملیات تنش زدایی نیز باید انجام گیرد تا مارتنزیت تمپر شود و جوش حاصل بدون وجود ترک خوردن تا دمای محیط سرد شود [۴]. به دست آوردن ریزساختار مناسب با کنترل ورود عناصر آلیاژی به فلز جوش و کنترل سرعت سرد شدن با عملیات پیش‌گرم و دمای بین پاسی امکان پذیر است. حرارت ورودی و پیش‌گرم مناسب سبب ایجاد منطقه متأثر از حرارت کمتری شده و کنترل خواص در شرایط ایده‌آل که باید همگون با فلز پایه باشد را فراهم می‌کند [۵].

انتخاب مواد مقاوم به سایش با در نظر گرفتن نوع مکانیزم سایش می‌تواند از لحاظ هزینه و افزایش عمرکاری قطعات تحت سایش مؤثر باشد. لذا نوع مکانیزم سایش و راه مقابله با این پدیده جهت یک انتخاب مناسب ماده روکش از اهمیت بسزایی برخوردار است. برای موادی که در اثر عوامل مکانیکی دچار سایش می‌شوند، مکانیزم‌های سایش خراشان، چسبان، اکسیدی و خستگی بیشتر مورد توجه قرار می‌گیرند. روش‌های متفاوتی جهت کاهش نرخ سایش حاصل از انواع مکانیزم‌ها، از جمله ایجاد لایه‌های مقاوم به سایش از طریق جوشکاری مطرح می‌باشد. استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز یکی از مناسب‌ترین روش‌های اتصال و تعمیر سازه‌های فولادی عملیات حرارتی‌پذیر فوق مستحکم می‌باشد. به دلیل سرعت جوشکاری بالا و سرعت سرد شدن بالای فلز جوش و ایجاد فاز غیرتعادلی مارتنزیت بیشتر در این فرآیند، استحکام و سختی بالایی به دست می‌آید که به عملیات حرارتی پس از جوشکاری جهت استحکام نیاز نمی‌باشد و با اعمال شرایط پیش‌گرم و دمای بین‌پاسی مقاومت به ترک را می‌توان افزایش داد. باید توجه داشت که انتخاب آلیاژ سیم‌جوش مورد نظر جهت روکش کاری بسته به شرایط قطعه هدف (قطعه روکش شونده) به اندازه روکش کاری نیاز به دقت دارد. آلیاژهای مورد استفاده جهت ایجاد لایه مقاوم به سایش می‌تواند از نوع پایه آهنی از جمله آلیاژهای آستنیتی دارای ساختار آستنیتی مقاوم به سایش خراشان توأم با ضربه بالا و مقاوم به سایش خراشان تحت نیروهای کم و صرفه اقتصادی این آلیاژها اشاره نمود که بخاطر همین

ویژگی فولادهای زنگ نزن به عنوان مواد روکش توصیه می‌شوند. از دیگر دلایل مورد توجه این آلیاژها ریزساختار حاصله شامل فازهای فریت، آستنیت و کاربیدهای کروم می‌باشد که در شرایط سایش فلز با فلز در دمای بالا (مانند غلتک‌های نورد) و دمای کم به خوبی مقاومت مناسبی از خود نشان می‌دهند [۶].

دسته‌ی دیگر، آلیاژهای غیرآهنی پایه کبالت به نام استلایت می‌باشد. از ویژگی‌های مهم این آلیاژها می‌توان به مقاومت بالای سایشی، مقاومت به خوردگی، پایداری مناسب در دمای بالا و ترکیبی از این شرایط در محیط‌های مخاصم اشاره نمود. به دلیل انرژی نقص در چیده شدن^۱ کم، که سبب لغزش صفحه‌ای بیشتر نسبت به لغزش متقاطع نابجایی‌ها می‌شود، تمایل به کارسختی بالایی از خود نشان می‌دهند. از طرفی استحاله آلوتروپیک کبالت از ساختار مکعبی سطوح مرکزدار به هگزاگونال فشرده همراه با انرژی نقص در چیده شدن کم کبالت، موجب خواص سایشی منحصربفردی، به خصوص در شرایط سایش لغزشی و سایش توأم با خوردگی خواهد شد. بنابراین آلیاژهای استلایت می‌توانند گزینه مناسبی باشند که در مقایسه با مواد متعارف موجب بهبود عمرسرویس قطعات شده و علاوه بر کاهش هزینه ساخت، قطعاتی را می‌توان تولید نمود که ویژگی این آلیاژ را در سطح و دیگر ویژگی‌های مناسب را در کلیت قطعه به صورت همزمان داشته باشد [۷ و ۸]. یکی از اساسی‌ترین نکاتی که در بحث روکش کاری باید کنترل شود مسئله رقت می‌باشد به طوری که با افزایش پاس جوشکاری می‌توان امتزاج فلز پایه با لایه‌های روکش را کاهش داد [۹]. از دیگر پارامترها مسئله حرارت ورودی می‌باشد. با افزایش حرارت ورودی نرخ سرد شدن کاهش می‌یابد و همچنین افزایش حرارت ورودی سبب افزایش درصد رقت می‌شود که این افزایش رقت در روکش، سبب کاهش خلوص و کارایی لایه نهایی روکش می‌شود [۱۰].

تحقیقات متعددی بر روی روکش کاری فولادها با استفاده از فلزات پرکننده به روش‌های جوشکاری صورت گرفته است. سون و همکاران ریزساختار و خواص مکانیکی روکش کاری لیزری فولاد AISI ۴۳۴۰ را بررسی کردند. آن‌ها مشاهده کردند که لایه روکش کاری شده عمدتاً از دندریت‌های آستنیتی و ساختار مارتنزیتی و بینیتی ریز تشکیل شده است، در حالی که ناحیه متأثر از حرارت حاوی آستنیت درشت و ساختار مارتنزیتی-بینیتی سوزنی شکل است. همچنین سختی ناحیه روکش ۳۰-۴۰ درصد نسبت به فلز پایه افزایش یافته است [۱۱]. لی و همکاران به بررسی رسوب

1 Stacking Fault Energy (SFE)

نظیر فولاد AISI ۴۳۴۰ و انتخاب یک ماده روکش که تأمین کننده عملکرد سایشی و استحکامی مناسب باشد و بطور کلی هدف این مقاله، انجام یک مطالعه دقیق در مورد مکانیزم سایش آلیاژهای استلایت ۶ و فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۹ ER، ۳۱۲ ER با روکش جوشی توسط فرایند جوشکاری قوسی تنگستن گاز جهت کشف و مقایسه خواص سایشی و مکانیکی آلیاژهای مد نظر بر روی فولاد کم آلیاژ استحکام بالای AISI ۴۳۴۰ می‌باشد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- آماده سازی و جوشکاری نمونه‌ها

در این پژوهش از فولاد کم آلیاژ استحکام بالا AISI ۴۳۴۰ به عنوان زیر لایه و فلزهای روکش از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۲ ER و ۳۰۹ ER با قطرهای ۲/۴ میلی متر ساخت شرکت آما و فلز پرکننده پایه کبالت استلایت ۶ با قطر ۳/۲ میلی‌متر ساخت شرکت دلرو^۲ انگلستان استفاده شد. در انتخاب فلزات پرکننده علاوه بر ترکیب شیمیایی، پارامترهای دیگری مانند خواص مکانیکی حاصله، پایداری حرارتی، مقاومت به خوردگی و سایش، ضریب انبساط حرارتی، در دسترس بودن و هزینه‌ها مد نظر قرار گرفت. نتایج آنالیز شیمیایی زیر لایه و سیم جوش‌ها در جداول ۱ و ۲ آمده است.

در این پژوهش، از فولاد کم آلیاژ استحکام بالای AISI ۴۳۴۰ به تعداد ۳ عدد دیسک به منظور روکش کاری و ۱ عدد نمونه خام برای مقایسه سطح سایش با نمونه‌های روکش شونده در اندازه‌هایی به قطر و ضخامت به ترتیب ۱۱۰ و ۱۰ میلی‌متر به صورت دیسکی شکل به عنوان زیرلایه، تهیه گردید و سطح آن‌ها به وسیله سنگ مغناطیس پرداخت گردید. سپس مراحل چربی زدایی و تمیز کاری قطعات انجام شد. جوشکاری هر پاس بر روی پاس بعدی در لایه‌های جوش به نحوی انجام شد که هر دو پاس بر روی یکدیگر بین ۳۰ تا ۴۰ درصد هم‌پوشانی داشته باشد که با تنظیم نوک الکتروود تنگستنی در ابتدای هر پاس کنترل شد. شرایط و پارامترهای جوشکاری در جدول ۳ آمده است.

لازم به ذکر است که دیسک‌های جوشکاری شده در هوای آزاد خنک شدند. جهت انجام آزمایش‌های ریزساختاری، نمونه‌های دیسکی به قطر ۵۰ میلی‌متر و نمونه‌های دیگر با سطح مقطع مربعی مطابق شکل ۱ به ابعاد ۲۰×۲۰ میلی متر مربع از دیسک‌های روکش کاری شده و یک عدد نمونه

مواد لیزری بسیار سریع فولاد AISI ۴۳۴۰ پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که با افزایش تعداد لایه‌ها بین هر دوره خنک کننده، سختی کاهش می‌یابد. همچنین نمونه‌های کششی مواد لیزری بسیار سریع ایجاد شده نشان می‌دهد که استحکام تسلیم و استحکام کششی نمونه‌های AISI ۴۳۴۰ تولید شده توسط مواد لیزری بسیار سریع خواص برتری نسبت به مواد آهنگری دارد [۱۲]. سان و همکاران به بررسی عیوب در روکش کاری لیزری با قدرت بالا فولاد استحکام بالا AISI ۴۳۴۰ با کاربردهای هوافضا با استفاده از پودر پرکننده فولاد زنگ‌نزن AISI ۴۲۰ پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که عیوب فقط با استفاده از شرایط خاص لیزر رخ داده است و برای جلوگیری از عیوب در تعمیرات بعدی، نرخ جریان جرم پودر کاهش می‌یابد، سرعت پیشروی افزایش می‌یابد و قدرت لیزر باید بسیار بالا باشد [۱۳].

قلی‌پور و همکاران به بررسی ریزساختار و رفتار سایش روکش فلزی استلایت ۶ بر روی فولاد ضد زنگ ۱۷-۴ PH پرداختند. نتایج نشان داد که ریزساختار لایه سطحی شامل کاربیدهای تعبیه شده در محلول جامد غنی از کبالت با ساختار دندریتی و رشد اپی تکسیال^۱ است [۱۴]. چن و همکاران به بررسی رفتار سایشی با پوشش لیزری استلایت ۶ بر روی فولادهای AISI ۴۳۴۰ و AISI ۴۱۴۰ پرداختند. نتایج نشان داد ضخامت لایه اکسیدی ایجاد شده با پوشش استلایت ۶ در محدوده‌ی ۶ تا ۱۲ میکرومتر است. اکسیدهای ایجاد شده بسیار سخت هستند و به خوبی با زیرلایه چسبندگی دارند این لایه‌های اکسیدی به راحتی پوسته پوسته نمی‌شوند و بنابراین نرخ سایش استلایت ۶ کاملاً خفیف است [۱۵]. مارتین و همکاران به ارزیابی رسوب همزن اصطکاکی افزودنی L ۳۱۶ جهت ترمیم اتلاف مواد سطحی در فولاد AISI ۴۳۴۰ پرداختند. نتایج نشان داد که مقاومت در برابر سایش روکش L ۳۱۶ به خوبی یا بهتر از مواد زیرلایه AISI ۴۳۴۰ است. با این حال، شواهدی وجود داشت مبنی بر اینکه مقاومت در برابر خوردگی بین دانه‌ای به دلیل تشکیل کاربیدها یا فاز سیگما به خطر افتاده است [۱۶].

با توجه به مطالب عنوان شده، پژوهشی بر روی روکش کاری فولاد کم آلیاژ AISI ۴۳۴۰ با استفاده از فلزات پرکننده ۳۰۹ ER، ۳۱۲ ER و پایه کبالت استلایت ۶ به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز و بررسی ریز ساختار و رفتار سایشی لایه حاصل در متون علمی چاپ شده، مشاهده نشد و با توجه به کاربرد آلیاژ فوق مستحکم در صنایع مختلف بویژه هوافضا و نیاز صنعتگران در خصوص بازسازی و ترمیم فولاد کم آلیاژ استحکام بالا

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد کم آلیاژ AISI4340 کوانتومتری شده مورد استفاده برحسب درصد وزنی

Table 1. Chemical composition of quantized AISI 4340 low alloy steel used in weight percent

وانادیوم	فسفر	تنگستن	مولیبدن	مس	آلومینیوم	نیکل	کروم	منگنز	سیلیسوم	کربن	آهن
۰/۰۱۱	۰/۰۱۶	۰/۰۱۵	۰/۱۶۷	۰/۱۳۱	۰/۰۲۹	۱/۴۳	۱/۵۹	۰/۵۷۵	۰/۲۱۸	۰/۳۴	۹۵/۴

جدول ۲. آنالیز شیمیایی سیم جوش ها برحسب درصد وزنی

Table 2. Chemical analysis of welding wires by weight percentage

فلز پرکننده (نمونه)	کربن	منگنز	کروم	سیلیسیوم	تنگستن	آهن	نیکل	مولیبدن	کبالت
ER۳۱۲	۰/۱۲	۱/۰	۲۹/۰	۰/۸	--	پایه	۹/۰	--	--
ER۳۰۹	۰/۰۲۵	۱/۰	۲۴/۰	۰/۵	--	پایه	۲۴/۰	--	--
استلایت ۶	۱/۵۷	۰/۳	۲۸/۷	۱/۰	۳/۹	۰/۴	۱/۶	۰/۶	پایه

جدول ۳. شرایط و پارامترهای جوشکاری نمونه ها

Table 3. Welding conditions and parameters of samples

جریان (A)	دمای پیش گرم °C	موقعیت	قطبیت	سرعت (mm/s)	دمای بین پاسی °C
لایه اول = ۱۵۰ لایه دوم = ۱۲۰	۱۵۰-۱۶۰	تخت	مستقیم	۲-۲/۵	۱۴۰-۱۵۰

آزمون متالوگرافی، SEM, EDS, OM, پروفیل سختی / آزمون سایش، SEM از سطح سایش، سختی از سطح، کوانتومتر



شکل ۱. نمونه دیسک های روکشی شده و نمونه خام بدون روکش (الف) دیسک روکش کاری شده با استلایت ۶ (ب) نمونه خام بدون روکش

Fig. 1. Sample of coated discs and raw sample without coating a) Disc coated with Stellite 6 b) Raw sample without coating

دیسکی بدون روکش به قطر ۵۰ میلی‌متر با وایرکات^۱ تهیه شد.

۲-۴- سختی سنجی

۲-۴-۱- ماکرو سختی سنجی

نتایج سختی سنجی از سطح مقطع روکش‌ها با روش ویکرز، بار ۳۰ کیلوگرم در مدت زمان ۱۵ ثانیه براساس استاندارد ASTM E ۹۲ از سه ناحیه مختلف سطح نمونه‌ها انجام شد و میانگین نقاط به عنوان سختی در نظر گرفته شد.

۲-۴-۲- ریزسختی سنجی

جهت مشخص شدن تأثیر جوشکاری با فلزهای پرکننده مختلف به صورت دو لایه، از نمونه‌های با ابعاد ۲۰×۲۰ میلی‌متر، ریزسختی از عرض خط جوش به صورت زیگزاگ از سطح روکش به سمت زیرلایه با بار ۱۰۰ گرم توسط دستگاه ژو ۲۵۰^۵ ساخت شرکت زوئیک رول^۶ آلمان در مقیاس ویکرز ترسیم شد.

۳- نتایج و بحث

نتایج حاصل از آنالیز ترکیب شیمیایی لایه دوم روکش‌ها و نتایج کروم-نیکل معادل روکش‌های زنگ‌نزن در جدول ۴ و ۵ آمده است. کروم-نیکل معادل از معادله (۱) و (۲) (کروم نیکل معادل در نمودار شفلر) محاسبه شد [۱۷].

$$\text{کروم معادل} = Cr + Mo + 1.5Si + 0.5Nb \quad (1)$$

جدول ۴. ترکیب شیمیایی لایه نهایی جوش روکش‌ها بر حسب درصد وزنی

Table 4. Chemical composition of the final welding layer of coatings by weight percentage

نمونه	کربن	آلومینیوم	منگنز	کروم	سیلیسیوم	تنگستن	مس	آهن	نیکل	مولیبدن	کبالت
ER۳۱۲	۰/۱۱	۰/۰۱۴	۱/۹۱۲	۲۹/۸۲	۰/۳۷۶	--	۰/۰۵۹	پایه	۸/۳۸۲	۰/۰۵۱	۰/۰۵۸
ER۳۰۹	۰/۰۴۶	۰/۰۱۴	۲/۲	۲۳/۱۷	۰/۴۱۱	--	۰/۱۸۵	پایه	۱۱/۱۰۵	۰/۱۴۷	۰/۰۱۷
استلایت ۶	۰/۴۲۶	--	۰/۳۳۳	۲۸/۳۹۷	۱/۰۲۵	۴/۷۳	--	۴/۰۸	۱/۸۸۳	۰/۲۷۱	پایه

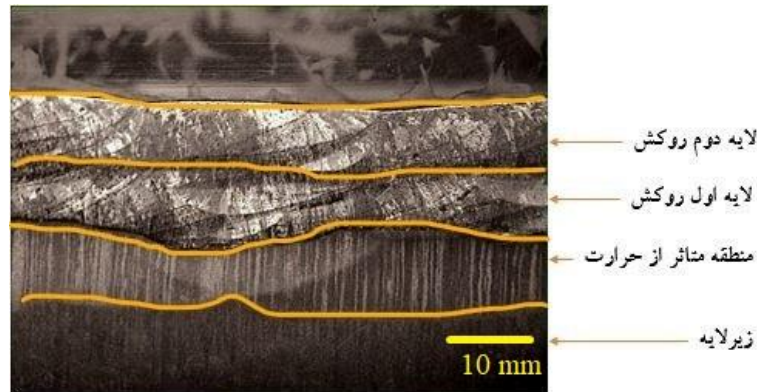
5 ZHU 250
6 Zwick Roell

1 wirecut
2 TE-SCAN
3 MIRA3
4 Energy Dispersive x-ray spectroscopy(EDS)

جدول ۵. نسبت کروم-نیکل معادل در لایه دوم روکش نمونه‌های ER ۳۱۲ و ER ۳۰۹

Table 5. Equivalent chromium-nickel ratio in the second coating layer of ER312 and ER309 samples

نمونه‌ها	کروم معادل	نیکل معادل	نسبت کروم-نیکل معادل
ER۳۱۲	۳۰/۴۳۵	۱۲/۶۳۸	۲/۴۱
ER۳۰۹	۲۳/۹۳	۱۳/۵۸۵	۱/۷۶



شکل ۲. ماکروساختار نمونه روکش کاری شده

Fig. 2. Macrostructure of coated sample

۳-۳- بررسی ساختار روکش حاصل از فلزهای پرکننده در لایه‌های مختلف ۳-۳-۱- بررسی ساختار روکش حاصل از فلزپرکننده ER ۳۱۲ در لایه اول و دوم

ریزساختار حاصل از فلز پرکننده ER ۳۱۲ در شکل ۴ آمده است. همان‌طور که در شکل ۴ مشاهده می‌شود، در لایه اول به دلیل اعمال امپراژ بالا، حرارت ورودی افزایش یافته که به تبع آن کاهش سرعت انجماد را به همراه دارد. در نتیجه شرایط ایجاد آستنیت بیشتر را فراهم کرده است. از طرفی به دلیل امتزاج و رقت با فلز پایه و کاهش میزان کروم معادل، سبب بالارفتن دمای خط انحلال فریت شده در نتیجه آستنیت در دمای بالاتری تشکیل می‌شود و هم‌چنین در هنگام سرد شدن سریع‌تر تشکیل خواهد شد که در نتیجه فرصت بیشتری برای رشد دانه‌ها دارد. با کم شدن درجه حرارت، آستنیت بیشتری تشکیل شده و هم‌زمان درصد کربن مذاب باقی مانده افزایش یافته که با ادامه سرد شدن به علت کاهش حد حلالیت کربن در آستنیت، آستنیت اولیه کاهش یافته و حضور فریت در مرز دانه‌های درشت

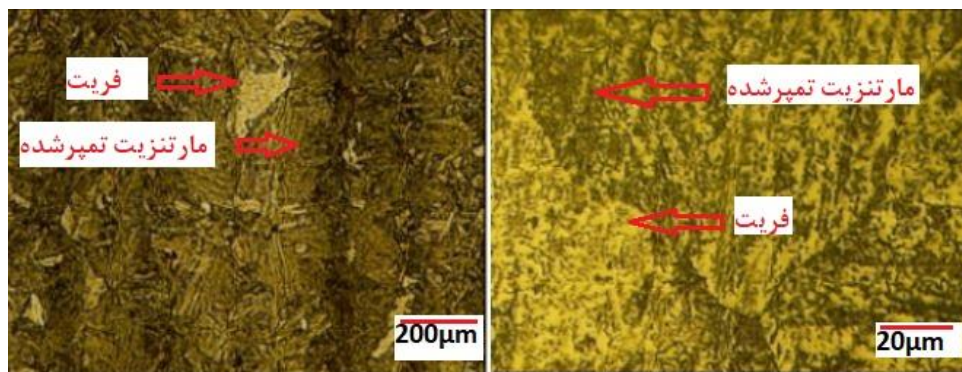
$$\text{نیکل معادل} = Ni + 0.5Mn + 30C \quad (۲)$$

۳-۱- ماکروساختار منطقه روکش کاری شده

شکل ۲ ماکروساختار نمونه روکش کاری شده را نشان می‌دهد. مطابق شکل ۲ ماکروساختار منطقه روکش کاری شده یکی از نمونه‌ها در دو لایه قابل مشاهده است. مشاهده می‌شود که لایه‌های روکش بدون عیب حاصل شده است که بیانگر کنترل پارامترها و دمای بین پاسی مناسب در حین جوشکاری می‌باشد.

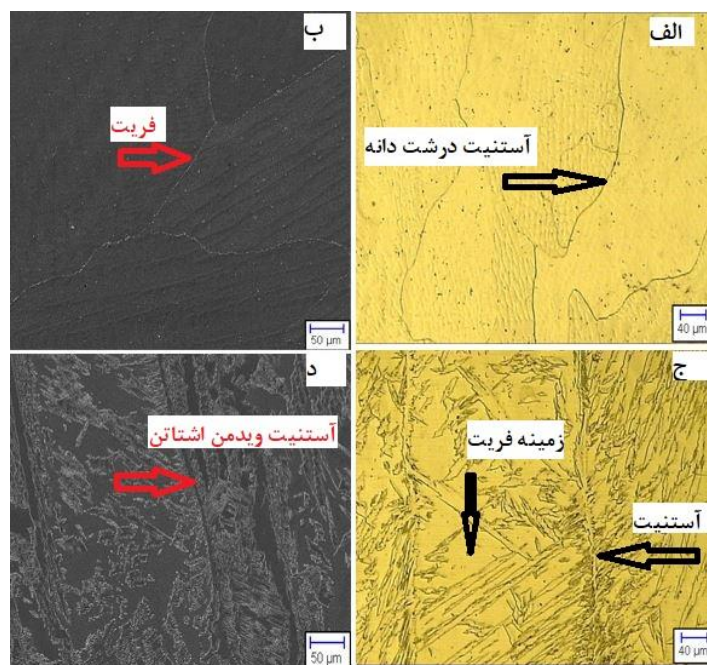
۳-۲- بررسی ریز ساختار فلز پایه

شکل ۳ ریزساختار فلز پایه AISI ۴۳۴۰ را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در شکل ۳ مشاهده می‌شود ریزساختار فلز پایه شامل فریت و مارتنزیت تمپر شده می‌باشد.



شکل ۳. ریزساختار فلز پایه AISI ۴۳۴۰

Fig. 3. Microstructure of AISI 4340 base metal



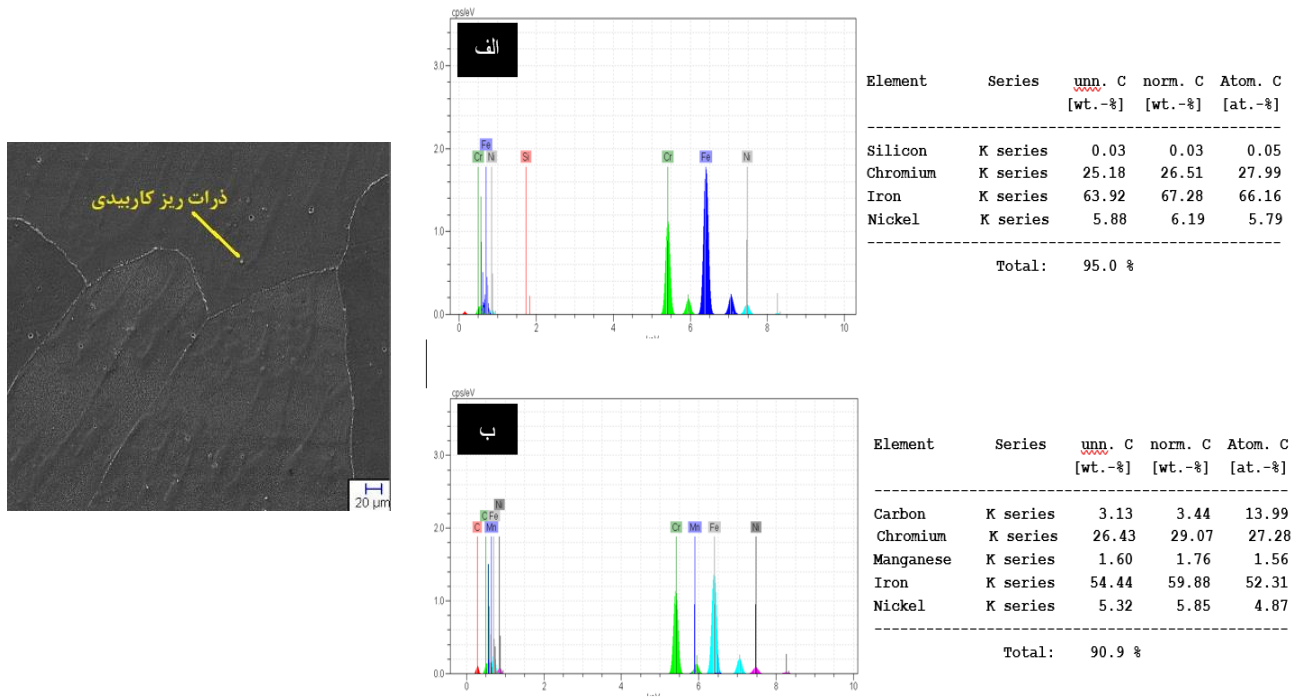
شکل ۴. تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی از فلز جوش: ER ۳۱۲ الف-ب) لایه اول فلز جوش، ج-د) لایه دوم فلز جوش

Fig. 4. Optical and electron microscopic images of weld metal: ER312 a-b) first layer of weld metal, c-d) second layer of weld metal

یافته است. بنابراین نیرو محرکه فریت به آستنیت کاهش یافته و موجب کاهش دمای شروع استحاله گردید. ریز ساختار در این لایه زمینه فریت با آستنیت های مرزدانه‌ای و صفحات آستنیت ویدمن اشتاتن موجود در دانه‌های فریتی و مرزدانه آستنیتی می‌باشد. به علت تغییرات ترکیب شیمیایی و سرعت انجماد، زمینه‌ای با حضور فریت و آستنیت یکسان بوجود آمده است و ذرات ریز کاربیدی نیز در میان آن‌ها توزیع شده است. فریت‌های غنی از

آستنیت به همراه توزیع رسوبات ریز کاربیدی در زمینه و برخی نواحی مرز دانه‌ها در ناحیه جوش مشاهده شد.

در لایه دوم به دلیل جریان اعمالی کمتر و کاهش حرارت ورودی سبب ایجاد شیب حرارتی تندتر و کاهش زمان در ناحیه فریتی و در نتیجه افزایش سرعت انجماد شده است. با افزایش کروم معادل نسبت به نیکل معادل در این لایه سبب کاهش حد حلالیت فریت شده و میزان فریت تعادلی افزایش



شکل ۵. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی به همراه آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس لایه اول روکش ER ۳۱۲ (الف) زمین، (ب) ذرات ریز کاربیدی

Fig. 5. Scanning electron microscope image with EDS analysis of the first layer of ER312 coating a) base, b) micro carbide particles

را تحت تأثیر قرار داده است، به طوری که رسوبات ریز کاربیدی تشکیل شده می‌تواند از نوع کمپلکس یا $M_{23}C_6$ باشند.

۳-۳-۳- بررسی ساختار روکش حاصل از فلزپرکننده ER ۳۰۹ در لایه اول و دوم

با توجه به تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی در شکل ۷، مشاهده می‌شود که زیاد بودن شدت جریان لایه اول نسبت به لایه دوم، سبب افزایش حرارت ورودی و دمای انحلال فریت شده و آستنیت زمان بیشتری برای رشد دارد. در هنگام سرد شدن و کاهش دما، عناصر فریت‌زا مانند کروم و نیکل جدا شده تا سبب تشکیل افزایش فریت در مرز دانه آستنیت شود که مانع رشد دانه‌های آستنیت شده و کاهش حساسیت به ترک انجمادی را به همراه خواهد داشت.

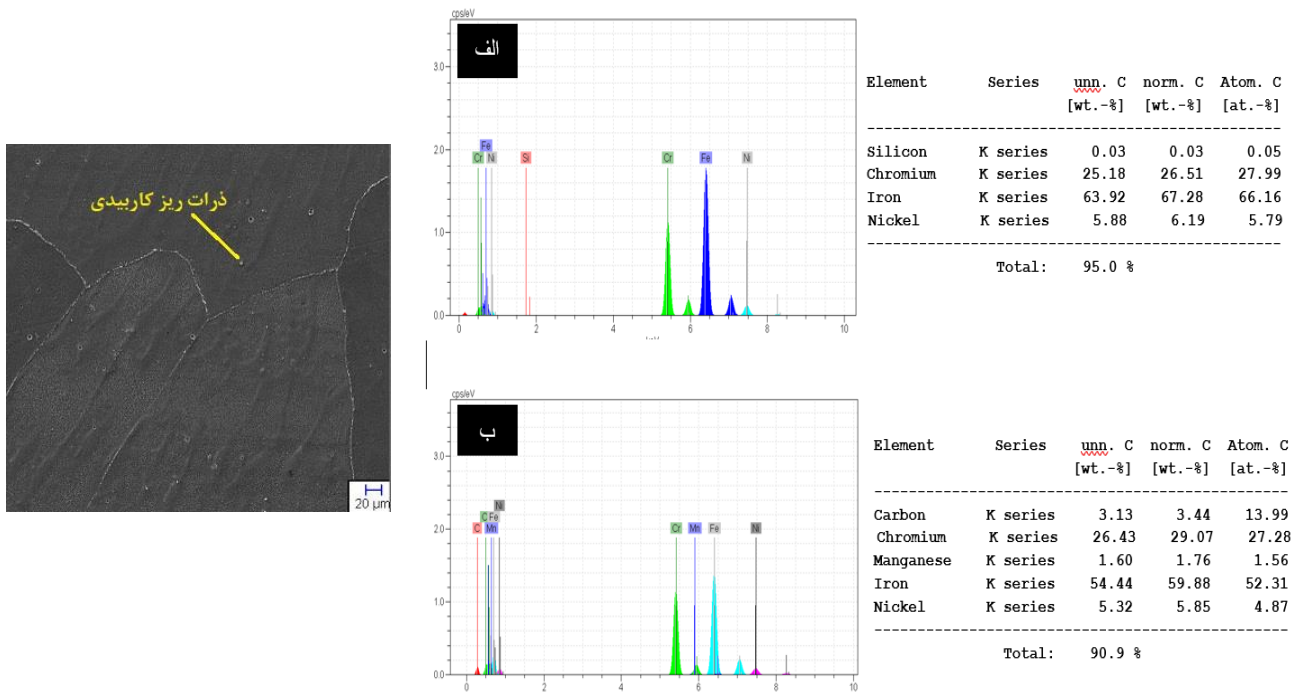
در لایه دوم به دلیل اعمال شدت جریان کمتر نسبت به لایه اول، افزایش سرعت انجماد و پایین آمدن دمای انحلال فریت و به تبع آن سبب افزایش فریت می‌شود. همچنین به دلیل نرخ سرعت سردکردن بالاتر نسبت به لایه اول، استحاله فریت به آستنیت به تأخیر می‌افتد و افزایش فریت را نیز شاهد هستیم که تا حدودی سبب افزایش سختی و کاهش انعطاف

کروم و کربن علاوه بر افزایش سختی و استحکام می‌تواند به علت تشکیل فاز سیگما برای ساختار خطرناک باشد و ساختار را شکننده کنند [۱۸].

۳-۳-۲- بررسی ریزساختاری میکروسکوپی الکترونی به همراه آنالیز طیف

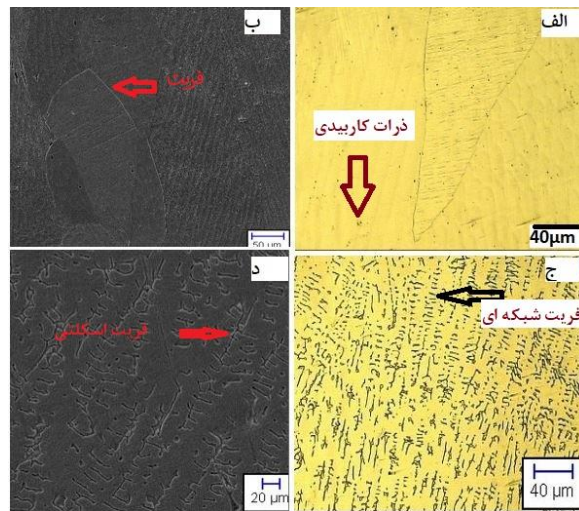
سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از لایه اول و دوم فلز جوش ER ۳۱۲ به شکل ۵ تصویر میکروسکوپی الکترونی از لایه اول روکش ER ۳۱۲ به همراه ذرات کاربیدی را نشان می‌دهد. نتایج آنالیز زمینه نشان می‌دهد مقدار کروم و نیکل نسبت به فلز جوش استفاده شده تا حدودی کاهش یافته و مقدار آهن افزایش داشته که این به دلیل میزان رقت فلز پایه در این لایه می‌باشد. بعلاوه آنالیز ذرات ریز کاربیدی در زمینه نشان می‌دهد که مقدار کروم، آهن و کربن در رسوبات زیاد شده است.

شکل ۶ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از لایه دوم روکش ER ۳۱۲ به همراه نتایج آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس را نشان می‌دهد. نتایج آنالیز زمینه نشان می‌دهد که درصد وزنی عناصر کروم، نیکل و منگنز در این لایه نسبت به لایه اول بیشتر می‌باشد و از میزان آهن کاسته شده است که دلیل این مسئله همان بحث رقت می‌باشد که با فاصله گرفتن از زیر لایه مقدار عناصر تغییر کرده است، این تغییرات ترکیب ساختار فازها



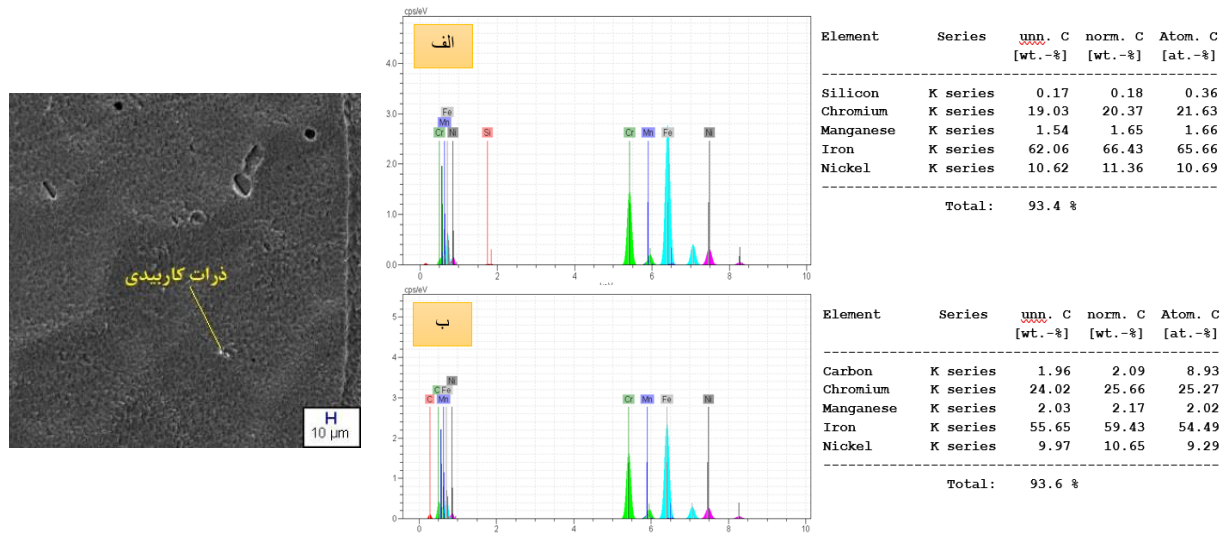
شکل ۶. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی به همراه آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس لایه دوم روکش ER ۳۱۲ (الف) فاز زمینه، (ب) ذرات کاربیدی

Fig. 6. Scanning electron microscope image with EDS of the second layer of ER312 coating a) base phase, b) carbide particles



شکل ۷. تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی ER ۳۰۹: (الف-ب) لایه اول روکش، (ج-د) لایه دوم روکش

Fig. 7. Optical and electron microscopic images of ER309: a-b) first coating layer, c-d) second coating layer



شکل ۸. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی به همراه آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس لایه اول روکش ER ۳۰۹ (الف فاز زمینه، ب) ذرات کاربیدی

Fig. 8. Scanning electron microscopic image with EDS analysis of the first layer of ER309 coating a) base phase, b) carbide particles

منظور طیف سنج انرژی با فلز جوش ER ۳۰۹ با فاز زمینه آستنیتی، فریتی و ذرات ریز کاربیدی را نشان می‌دهد نتایج آنالیز فاز زمینه ارائه شده شکل ۹ نشان می‌دهد که درصد وزنی عناصر کروم، نیکل و منگنز در این لایه نسبت به لایه اول نمونه ER ۳۰۹ بیشتر می‌باشد و از میزان رقت آهن کاسته شده است که دلیل آن همان بحث رقت می‌باشد که با فاصله گرفتن از زیر لایه مقدار عناصر تغییر کرده است. آنالیز ذرات ریز کاربیدی در زمینه نشان می‌دهد که مقدار کروم، آهن و کربن در رسوبات زیاد شده و سبب تشکیل کاربید های کمپلکس آهن، کروم و کربن شده است.

۳-۳-۴- ررسی ساختار روکش حاصل از فلزپرکننده استلایت ۶ در لایه اول و دوم

شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی روبشی حاصل از استلایت ۶ را نشان می‌دهد. ریزساختارهای حاوی استلایت همانند فلزهای پرکننده زنگ نزن آستنیتی به ترکیب شیمیایی و سرعت سرد کردن بستگی دارد. در لایه اول به دلیل اعمال شدت جریان بیشتر و حرارت ورودی بیشتر نسبت به لایه دوم ریزساختاری درشت دانه را شاهد هستیم. با توجه به شکل ۱۰ مشاهده می‌شود دندریتهای هم محور درشت دانه می‌باشد.

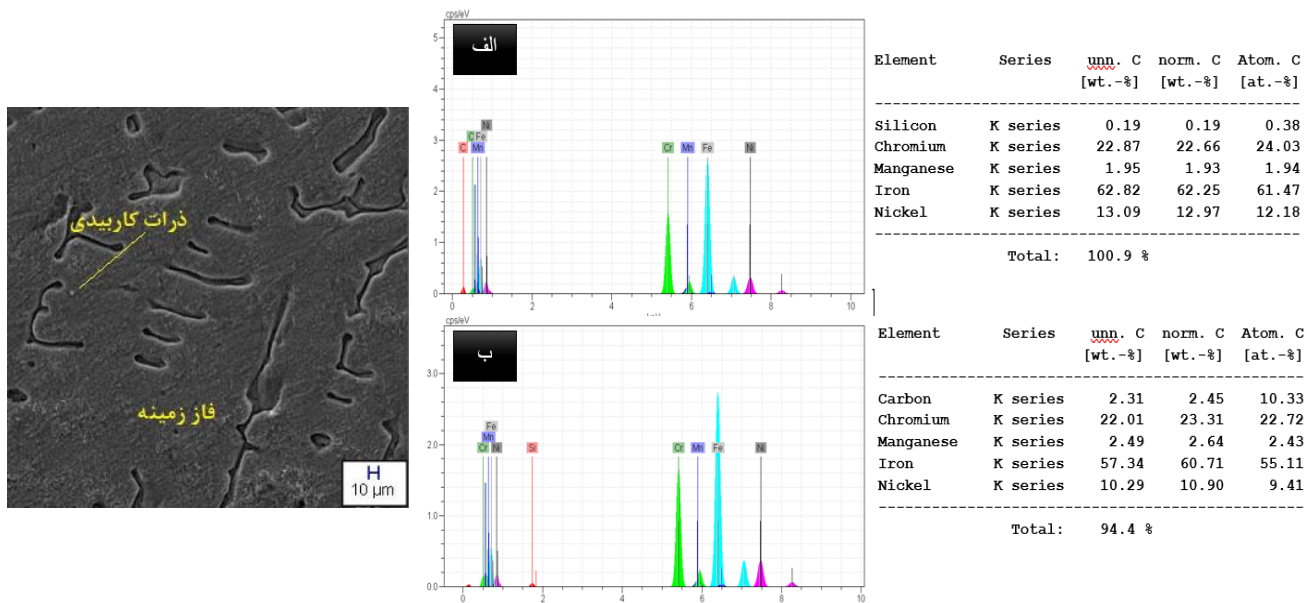
پذیری می‌شود. ریزساختار به دست آمده شامل فریت شبکه‌ای و اسکلتی در زمینه آستنیت در پایان انجماد می‌باشد. انجماد نوع فریت- آستنیت با فریت اولیه، مقاومت خوبی به دلیل حضور همزمان فریت و آستنیت در برابر ترک انجمادی در پایان انجماد، از خود نشان می‌دهد و در برابر ترشوندگی فیلم‌های مذاب مقاومت کرده و مرزهای پیچیده بوجود می‌آورد و مانع از رشد ترک می‌شود [۱۹].

۳-۳-۴- ررسی ریزساختاری میکروسکوپ الکترونی به همراه آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از لایه اول و دوم فلز جوش ER ۳۰۹

شکل ۸ تصویر میکروسکوپی الکترونی به همراه نتایج طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از ریزساختار لایه اول روکش کاری شده با فلز جوش ER ۳۰۹ و ذرات ریز کاربیدی در زمینه را نشان می‌دهد. با بررسی آنالیز فاز زمینه، نتایج نشان می‌دهد مقدار کروم کاهش و مقدار آهن به دلیل آمیخته شدن با فلز پایه بیشتر شده است.

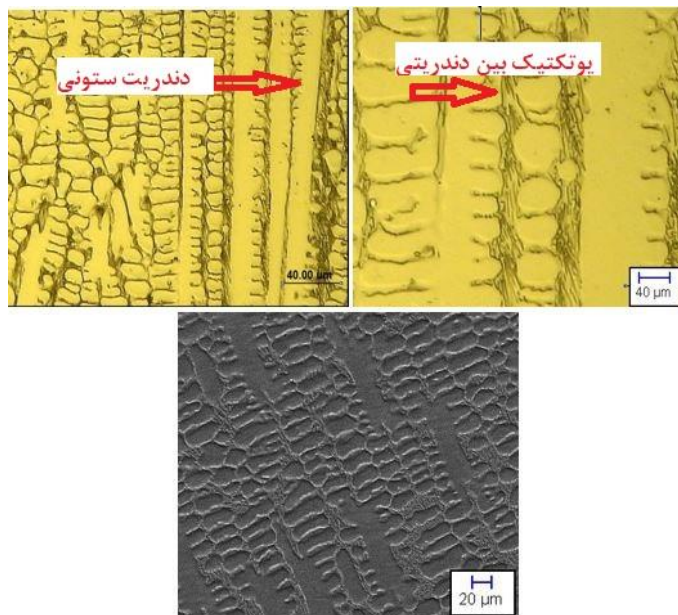
نتایج آنالیز فاز رسوبی نشان می‌دهد که مقدار کروم، آهن و کربن در رسوبات زیاد شده که این رسوبات با توجه به ترکیب شیمیایی نشان داده شده می‌تواند کاربیدهای کمپلکس آهن، کربن و کروم باشند.

شکل ۹ تصویر میکروسکوپی الکترونی از لایه دوم روکش کاری شده به



شکل ۹. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی به همراه آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس لایه دوم روکش ER ۳۰۹ (الف) فاز زمينه، ب) ذرات کاربید

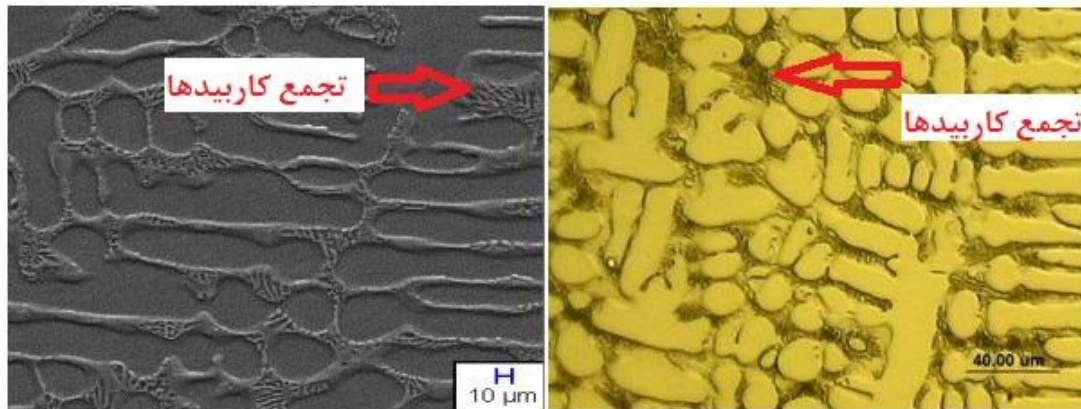
Fig. 9. Scanning electron microscope image with EDS analysis of the second layer of ER309 coating a) base phase, b) carbide particles



شکل ۱۰. تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی لایه اول روکش کاری شده با استالایت ۶

Fig. 10. Optical and electron microscopic images of the first layer coated with stellite 6

گرادیان دمایی بالا سبب ایجاد دندریت ستونی عمود بر مرز ذوب شده است. فاز زمينه کبالت گاما با شبکه مکعبی سطوح مرکزدار غنی از کروم و فاز یوتکتیک با کاربیدهای کمپلکس کروم، آهن و تنگستن که به صورت اتفاقی در مراحل انجماد در محلول جامد غنی از کبالت در بین دندریتهای کبالت



شکل ۱۱. تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی لایه دوم روکش کاری شده با استالیت ۶

Fig. 11. Optical and electron microscopic images of the second layer coated with stellite 6

۳-۳-۶- بررسی ریزساختاری میکروسکوپ الکترونی و آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از لایه اول و دوم فلز جوش استالیت ۶

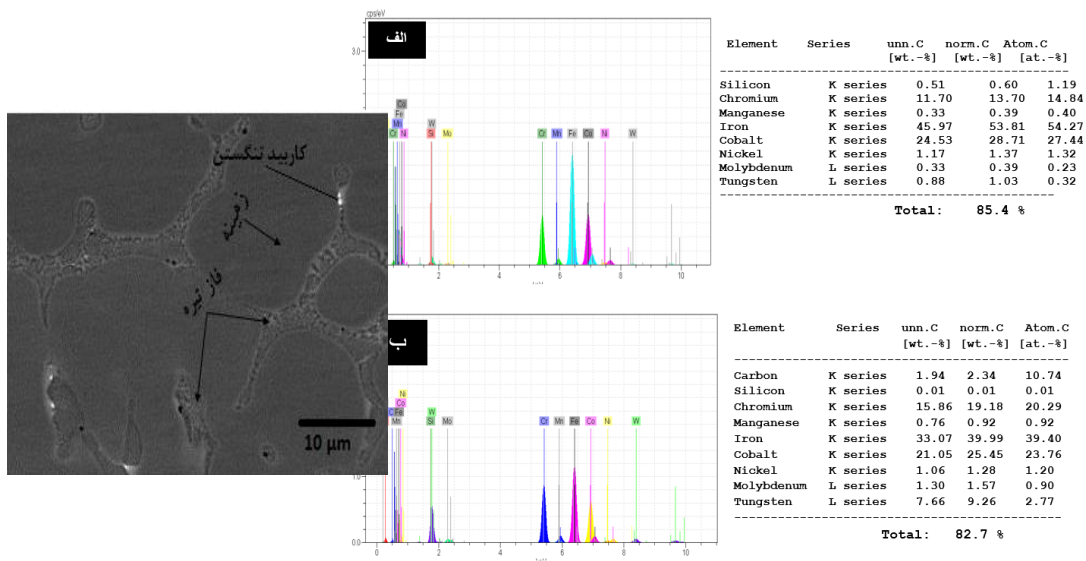
شکل ۱۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی از لایه اول فلز جوش استالیت ۶ با فاز روشن زمینه کبالت و فاز تیره یوتکتیک را نشان می‌دهد. بررسی نتایج آنالیز فاز زمینه روشن، نشان می‌دهد که مقدار آهن به دلیل امتزاج با فلز پایه زیاد شده که در نتیجه فاز زمینه نشان از وجود عناصر آهن و کروم می‌باشد با توجه به آنالیز انجام شده فاز تیره یوتکتیک، مقدار کربن، کروم و تنگستن نسبت به فاز زمینه در مناطق بین دندریتی زیاد شده و منجر به تشکیل کاربیدهای کمپلکس آهن، کروم و تنگستن در بین دندریتهای کبالت شده است. این کاربیدها معمولاً M_7C_3 با شبکه اورتومبیک و $M_{23}C_6$ با شبکه مکعبی سطوح مرکز دار^۱ می‌باشند که در بین دندریتهای رسوب کرده‌اند [۲۱]. حضور کاربید تنگستن نیز یکی از رسوبات احتمالی در این ریزساختار می‌باشد.

شکل ۱۳ تصویر میکروسکوپی الکترونی از لایه دوم روکش استالیت ۶ با فاز روشن زمینه کبالت و فاز تیره یوتکتیکی را نشان می‌دهد. فاز زمینه کبالت با مقدار رقت خیلی کمتر نسبت به لایه اول و فاز تیره رسوب کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_7C_3 در بین دندریتهای روشن کبالت قابل مشاهده است. با بررسی نتایج آنالیز از فاز زمینه روشن، مشاهده می‌شود که مقدار کبالت،

رسوب کرده‌اند که به دلیل گرمای ورودی بیشتر در این لایه سرعت انجماد تا حدودی کاهش داشته و این کاهش نرخ سرد شدن منجر به درشت شدن دانه‌ها و فشردگی کمتر و تجمع کمتر کاربیدها شده است [۲۰].

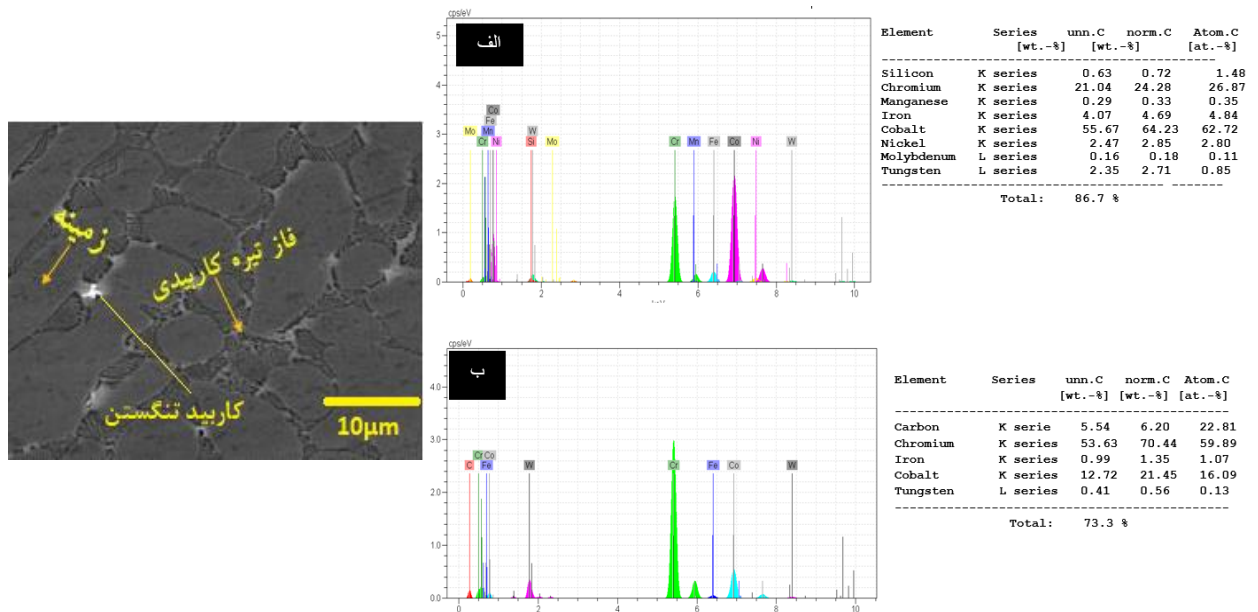
در لایه دوم مطابق شکل ۱۱ به دلیل اعمال شدت جریان کمتر و کاهش حرارت ورودی، همچنین انتقال حرارت زیاد و انبساط حرارتی کم‌تر این نوع فلز جوش باعث ایجاد تغییر در نرخ سرد شدن و سرعت انجماد شده است که نتیجه این تغییرات، باعث به وجود آمدن ساختاری به صورت رشد دندریتی هم‌محور ریز و سلولی دندریتی در زمینه است، رشد دندریتی هم‌محور در این لایه با تجمع، گستردگی زیادتر و همچنین دانه بندی‌های ریزتر نسبت به لایه اول جوشکاری شده با این نوع فلز جوش می‌باشد. فاز روشن در تصاویر میکروسکوپی لایه دوم روکش همان زمینه کبالت با مقدار رقت خیلی کم نسبت به لایه اول می‌باشد و فاز تیره رسوب کاربیدهای $M_{23}C_6$ و M_7C_3 در بین دندریتهای روشن کبالت می‌باشد که با توجه به تصاویر میکروسکوپی الکترونی رسوب این کاربیدها به صورت ورقه ورقه (ساختار یوتکتیک) در زمینه کبالت رشد کرده‌اند که این رسوبات کاربیدی فشردگی بیشتر و تجمع بیشتر در بین دندریتهای کبالت نسبت به کاربیدهای کمپلکس آهن، کروم و تنگستن در لایه اول روکش کاری شده را دارد.

1 Face center cubic(FCC)



شکل ۱۲. تصویر میکروسکوپی الکترونی و آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از ریزساختار روکش لایه اول استلایت ۶ الف: فاز زمینه ب: کاربید کمپلکس

Fig. 12. Electron microscopic image with EDS analysis of the microstructure of the coating of the first layer of Stellite 6 a: base phase b: complex carbide



شکل ۱۳. تصویر میکروسکوپی الکترونی به همراه آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از ریزساختار روکش لایه دوم استلایت ۶

Fig. 13. Electron microscopic image with EDS analysis of the microstructure of the coating of the second layer of Stellite 6



شکل ۱۴. تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی از فصل مشترک‌های فلز جوش ER ۳۱۲

Fig. 14. Optical and electron microscopic images of ER312 weld metal interfaces

از فصل مشترک به سمت لایه اول به دلیل سرعت سرد شدن و انجماد کمتر و از فصل مشترک به سمت لایه دوم به دلیل سرعت سرد شدن و انجماد بیشتر و ترکیب شیمیایی فلز جوش ساختار تغییر کرده است.

۳-۴-۲- بررسی فصل مشترک زیر لایه با لایه اول و لایه اول با لایه دوم

فلز جوش ER ۳۰۹

شکل ۱۵ تصاویر ویر میکروسکوپی نوری و الکترونی از فصل مشترک زیر لایه فولاد AISI ۴۳۴۰ با لایه اول فلز جوش و لایه اول با لایه دوم فلز جوش ER ۳۰۹ را نشان می‌دهد. نحوه انجماد فلز روکش از فصل مشترک به این صورت می‌باشد که با توجه به گرادیان دمایی بالا و انتقال حرارت زیاد در نزدیک فصل مشترک، حرارت به سمت فلز پایه می‌رود و فلز پایه گرم شده، گرادیان دمایی کم می‌شود و دانه‌ها به قدری سرد می‌شوند و درهم آمیخته می‌شوند که باعث ایجاد یک منطقه بسیار ریزدانه می‌گردد. کمی از فصل مشترک که فاصله می‌گیریم و به سمت لایه اول فلز جوش می‌رویم عکس انتقال حرارت انجام می‌شود. در فصل مشترک لایه اول با فلز پایه لایه مارتنزیتی و منطقه مخلوط نشده جزئی مشاهده می‌شود که دلیل آن‌ها به ترتیب نفوذ کربن از زیر لایه به فصل مشترک و تفاوت زیاد در ترکیب شیمیایی فلز پایه و روکش می‌باشد [۲۲]

تنگستن و کروم نسبت به زمینه لایه اول روکش بیشتر شده و از میزان آهن به شدت کاسته شده که این تغییرات به دلیل رقت کمتر زیر لایه در این پاس نسبت به پاس اول روکش می‌باشد.

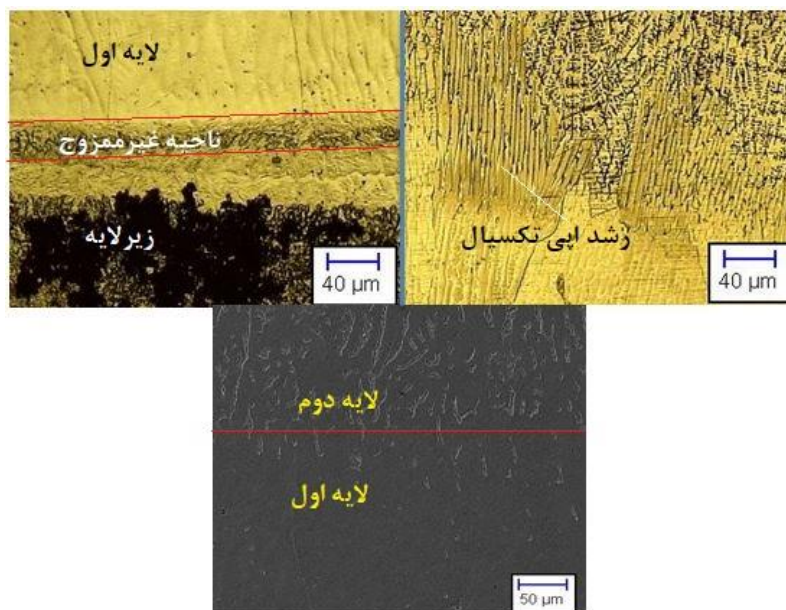
۳-۴-۳- بررسی فصل مشترک‌ها

۳-۴-۱- بررسی فصل مشترک زیر لایه با لایه اول و لایه اول با لایه دوم

در فلز جوش ER ۳۱۲

شکل ۱۴ تصاویر میکروسکوپی الکترونی و میکروسکوپی نوری از فصل مشترک زیر لایه با لایه اول و همچنین فصل مشترک لایه اول با لایه دوم فلز جوش ER ۳۱۲ را نشان می‌دهد. دیده می‌شود که یک لایه نازک مارتنزیتی در فصل مشترک زیر لایه با لایه اول ایجاد شده است. دلیل آن را می‌توان نفوذ کربن از زیر لایه به فصل مشترک بیان کرد و همچنین در فصل مشترک به دلیل تفاوت زیاد در ترکیب شیمیایی زیر لایه و فلز پرکننده ناحیه ترکیب نشده جزئی مشاهده شد.

با بررسی فصل مشترک لایه اول با لایه دوم مشاهده می‌شود که هر دو لایه چسبندگی خوب و کاملی با همدیگر دارند، رشد به صورت اپی تکسیال به دلیل ترکیب شیمیایی مشابه در فصل مشترک به وضوح مشخص است که



شکل ۱۵. تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی از فصل مشترک‌های فلز جوش ER ۳۰۹

Fig. 15. Optical and electron microscopic images of ER309 weld metal interfaces

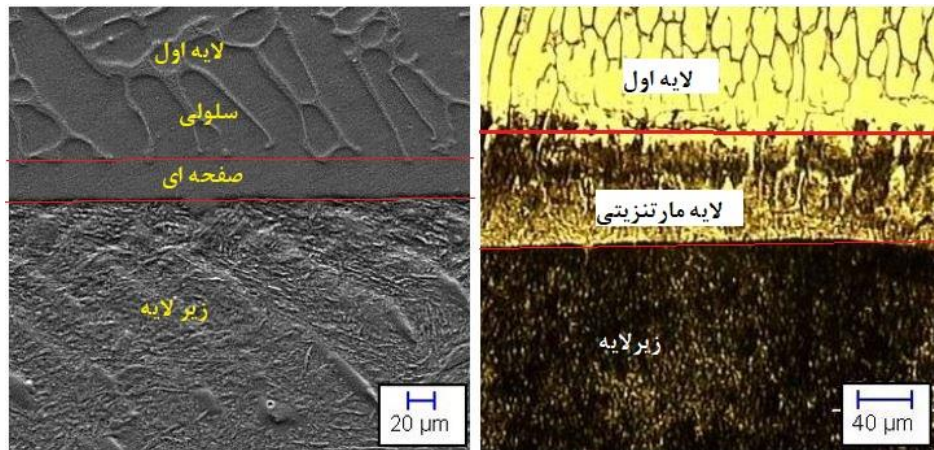
فلز جوش استلایت ۶ در لایه اول و نبودن فرصت کافی برای ترکیب با مقدار کروم زیاد موجود این لایه در مراحل ذوب و انجماد، باعث ایجاد لایه مارتنزیتی در فصل مشترک شده است. اولین مرحله انجماد این آلیاژ در فصل مشترک با فلز پایه شامل انجماد محلول جامد کبالت است که با توجه به این شرایط انجمادی می‌تواند سلولی یا دندریتی باشد. با توجه به شدت جریان بیشتر و در نتیجه حرارت ورودی زیادتر در لایه اول و فصل مشترک این لایه با فلز پایه و همچنین به دلیل کشیدگی حوضچه جوش، اختلاف بین حداکثر دمای حوضچه و دمای مرز حوضچه در خط مرکز جوش بیشتر از خط ذوب است. بنابراین گرادیان دمایی در جهت عمود بر مرز حوضچه در خط مرکزی جوش کمتر از خط ذوب خواهد بود و چون که گرادیان دمایی خط ذوب بیشتر است نرخ انجماد آن کمتر خواهد بود. بنابراین نسبت گرادیان دمایی به نرخ انجماد از خط ذوب به سمت خط مرکز جوش کاهش می‌یابد و می‌توان پیش‌بینی کرد که در همه مناطق ذوب در این نوع فصل مشترک به سمت لایه اول، حالت انجماد از صفحه‌ای به سلولی، دندریتی ستونی و دندریتی هم محور تغییر کند.

با توجه به تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی روشی فصل مشترک لایه اول با لایه دوم روکش در شکل ۱۷، مشاهده می‌شود که در لایه اول فلز جوش نزدیک فصل مشترک به دلیل جریان اعمالی زیاد در این لایه

با بررسی فصل مشترک لایه اول با لایه دوم فلز جوش مشاهده می‌شود که بزرگ شدن دانه‌ها در فصل مشترک به خاطر دوباره ذوب شدن لایه اول توسط حرارت لایه دوم و رشد به صورت اپی تکسیال به خاطر ترکیب شیمیایی مشابه فلز جوش در دو لایه می‌باشد. با فاصله گرفتن از فصل مشترک به سمت لایه دوم به دلیل شدت جریان و حرارت ورودی کمتر و همچنین به خاطر پایین آمدن دمای انحلال فریت، سرعت انجماد بیشتر شده و در نتیجه دانه‌های آستنیتی زیاد با دانه بندی ریزتر و افزایش مقدار فریت در مرز دانه‌ها مشاهده می‌شود. تصاویر فصل مشترک نشان می‌دهد که لایه‌ها با چسبندگی کامل به همدیگر اتصال قابل قبولی را برقرار کرده است.

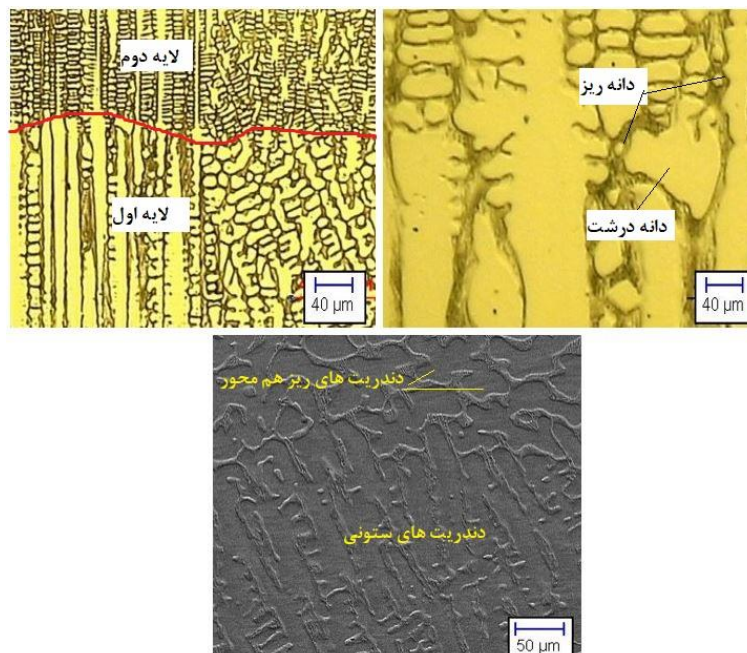
۳-۴-۳- بررسی فصل مشترک زیر لایه با لایه اول و لایه اول با لایه دوم استلایت ۶

شکل ۱۶ تصاویر فصل مشترک زیر لایه و لایه اول استلایت ۶ ارائه می‌دهد. همانطور که در شکل ۱۶ مشاهده می‌شود ریزساختار روکش در فصل مشترک با زیر لایه به ترتیب بصورت صفحه‌ای و لایه‌ای تشکیل شده است. با توجه به میل ترکیبی زیاد کربن با کروم از زیر لایه به سمت لایه اول و در نتیجه حرکت و مهاجرت کربن از فولاد کم آلیاژ AISI ۴۳۴۰ به سمت



شکل ۱۶. تصاویر فصل مشترک زیر لایه و لایه اول استلایت ۶

Fig. 16. Images of the interface between the substrate and the first layer of stellite 6



شکل ۱۷. تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی از فصل مشترک لایه اول و لایه دوم استلایت ۶

Fig. 17. Optical and electron microscope images of the interface between the first layer and the second layer of stellite 6

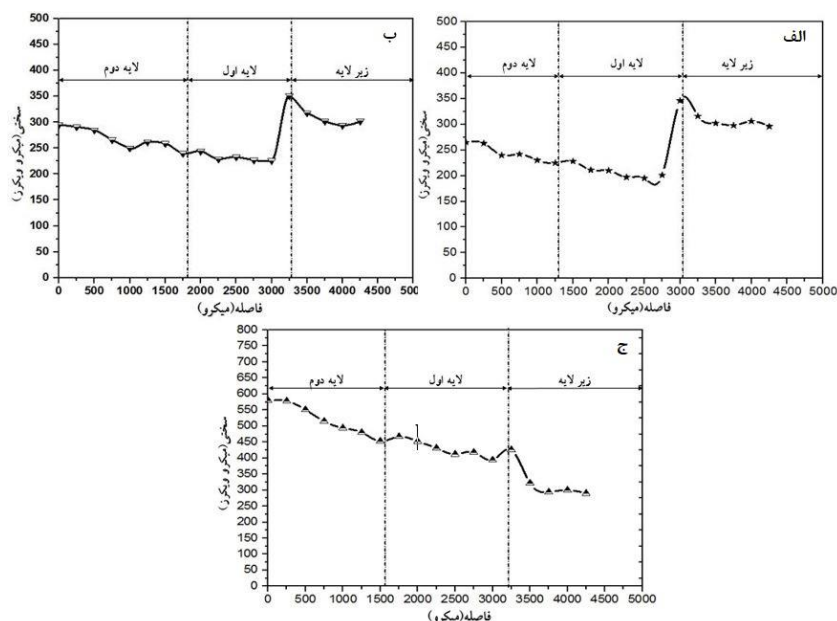
کمتر و همچنین هدایت حرارتی بالای کبالت، ساختار ریزتر و دندریت‌ها ظریف‌تر می‌شوند زیرا گرادیان دمایی کاهش پیدا کرده و این کاهش دما باعث سریع سرد شدن جوش و در نتیجه سرعت انجماد بیشتر است که با تغییرات در ترکیب شیمیایی این لایه نسبت به لایه اول به دلیل رقت و امتزاج کمتر عناصر موجود در این لایه روکش با استلایت ۶ تأثیر بیشتری داشته که با نزدیک شدن به خط سالیدوس، عناصر کربن، کروم، مولیبدن، تنگستن در ساختار پخش شده و با نفوذ بیشتر عناصر کروم و کربن در بین

حرارت ورودی بالا رفته و باعث افزایش گرادیان دمایی و در نتیجه ساختار با دانه بندی درشت و ستونی رشد کرده و با نزدیک شدن و رسیدن به فصل مشترک بین دو لایه مطابق شکل ۱۷ ضخیم شدن دندریت‌ها و درشت شدن دانه‌ها در مرز بین دو لایه را شاهد هستیم. دلیل اصلی این تغییراندازه دانه دوباره ذوب شدن دندریت‌ها، قرار گرفتن در دمای بالا می‌باشد و هر چقدر از فصل مشترک لایه اول، دورتر و به سمت لایه دوم می‌رویم مشاهده می‌شود که به دلیل ترکیب مشابه با فلز پرکننده استفاده شده، گرمای ورودی و جریان

جدول ۶. نتایج ماکرو سختی سطح نمونه‌ها بر حسب ویکرز (HV)

Table 6. The results of the surface macro hardness of the samples in terms of Vickers (HV)

نمونه‌ها	ER۳۱۲	ER۳۰۹	استلایت ۶	AISI۴۳۴۰
میانگین سختی	۲۹۷	۲۵۶	۵۶۵	۳۰۴



شکل ۱۸. ریزسختی مقطع عرضی روکش‌ها به سمت زیرلایه فولاد AISI ۴۳۴۰ الف: روکش ER ۳۰۹، ب: روکش ER ۳۱۲، ج: روکش استلایت ۶

Fig. 18. Microhardness of the cross section of the coatings towards the AISI 4340 steel substrate A: ER309 coating, B: ER312 coating, C: Stellite 6 coating

۳-۵-۲- ریزسختی از مقطع عرضی روکش‌ها

نمودار ریزسختی از مقطع عرضی نمونه‌های روکش کاری شده به سمت زیرلایه فولاد AISI ۴۳۴۰ برای نمونه‌های ER ۳۱۲، ER ۳۰۹ و استلایت ۶ در شکل ۱۸ آورده شده است.

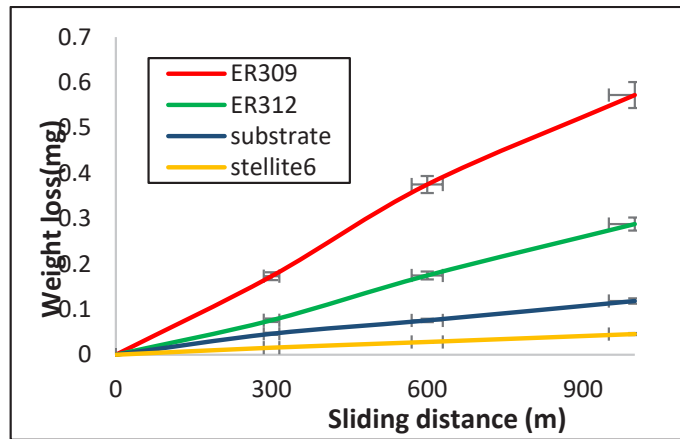
شکل ۱۸-الف) ریزسختی از مقطع عرضی فلز جوش ER ۳۰۹ بر روی فولاد زیر لایه AISI ۴۳۴۰ را نشان می‌دهد، در این نوع فلز جوش مقدار سختی از سمت فلز جوش در لایه دوم نسبت به لایه اول این نوع فلز جوش افزایش داشته و نسبت به زیر لایه کاهش داشته است، در لایه دوم به دلیل کاهش جریان و حرارت ورودی، سرعت سرد شدن بیشتر، افزایش مقدار کروم معادل به نیکل معادل، کاهش دمای انحلال فریت که در نتیجه این تغییرات منجر به افزایش فریت نسبت به لایه اول با مقدار فریت کمتر

دندریتهای روشن کبالت کاربیدهای M_3C_6 و M_7C_3 تشکیل می‌شوند که این کاربیدها در ساختار و خواص مکانیکی تأثیر زیادی دارند.

۳-۵- سختی سنجی

۳-۵-۱- سختی سنجی سطح روکش

نتایج حاصل از سختی سنجی سطح روکش‌ها در جدول ۶ آمده است. با بررسی نتایج، بیشترین میزان سختی برای نمونه استلایت ۶ به دست آمده است. که علت آن را می‌توان درصد بالای کروم، کربن، مولیبدن و همچنین تشکیل درصد بالاتری از کاربیدها به عنوان فاز سخت‌تر موجود در زمینه دانست.



شکل ۱۹. نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت سایش برای فلزهای روکش و زیر لایه

Fig. 19. Graph of weight loss according to wear distance for coating and substrate metals

می‌شود و همچنین بیشترین سختی در کنار فصل مشترک بین زیر لایه و روکش به دلیل ایجاد لایه مارتنزیتی مشاهده شد. با توجه به شکل ملاحظه می‌شود، کمترین مقدار سختی را در فلز پایه (زیرلایه) فولاد AISI ۴۳۴۰ شاهد هستیم. با رسیدن به منطقه متأثر از حرارت، مقدار سختی نسبت به زیر لایه زیاد شده که دلیل آن ساختار مارتنزیتی تمپر شده در این ناحیه می‌باشد، در کنار فصل مشترک به سمت لایه اول ساختار مارتنزیتی داریم که مقدار سختی را نسبت به زیر لایه و منطقه تحت تأثیر حرارت بالا برده، در لایه اول فلز جوش ابتدا کاهش مقدار سختی داریم و سپس به دلیل تشکیل رسوبات این مقدار افزایش یافته با نزدیک شدن به فصل مشترک بین دو لایه و قرار گرفتن در این محدوده مقدار سختی به خاطر دوباره ذوب شدن و بزرگ شدن دانه‌ها کاهش یافته است، در لایه دوم این نوع فلز جوش به دلیل میزان رقت خیلی کم، ترکیب مشابه با فلز پرکننده مصرفی، مقدار گرمای ورودی کم و در نتیجه سرعت انجماد بیشتر فازهای کاربردی افزایش یافته است، و به تبع آن سختی نیز افزایش یافته است.

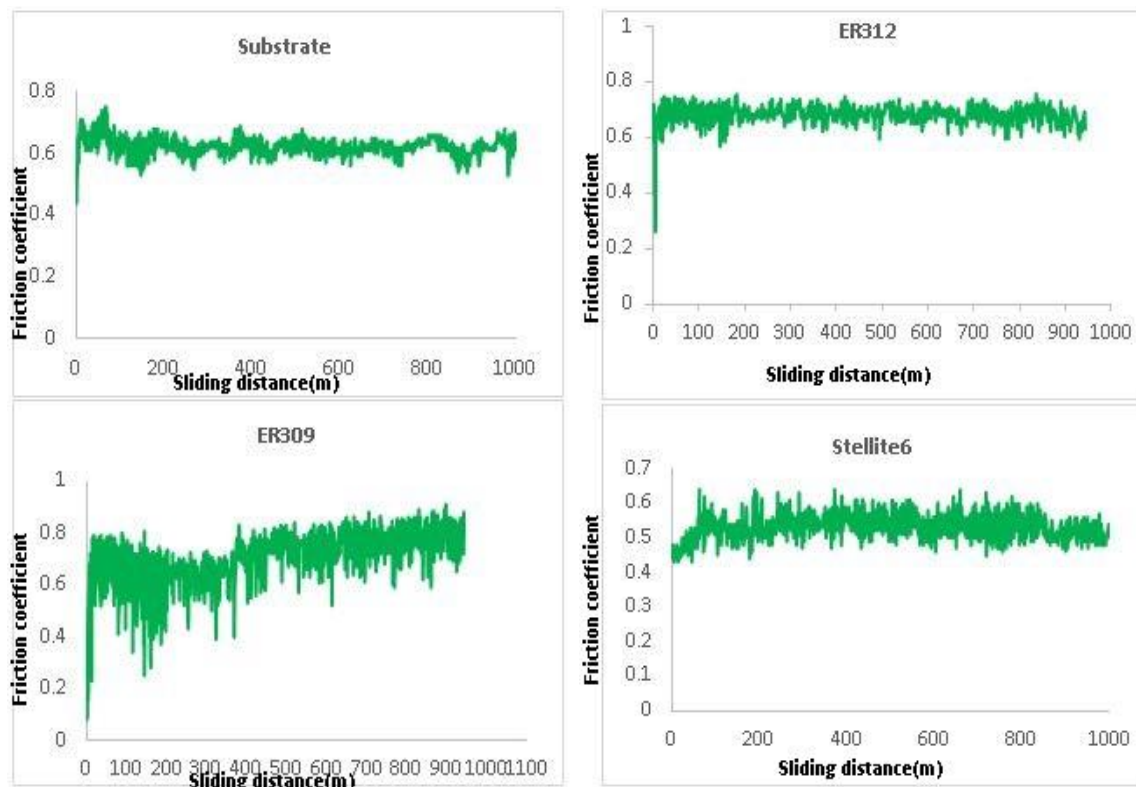
۳-۶- آزمایش سایش

شکل ۱۹ نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت طی شده برای روکش‌های ایجاد شده توسط فلزهای روکش و زیر لایه فولاد AISI ۴۳۴۰ به روش پین بر روی دیسک را نشان می‌دهد. سختی نمونه‌ها، معیاری برای مقاومت به سایش می‌باشد. نمونه‌های با سختی سطح بالاتر، مقاومت سایشی بهتری از خود نشان داده‌اند. با توجه به شکل مشاهده می‌شود بیشترین مقاومت سایشی و کمترین نرخ سایش و همچنین کاهش وزن کم مربوط به فلز

و آستنیت بیشتر با دانه‌های درشت آستنیتی شده، سختی بیشتری را سبب شده است. در فصل مشترک لایه اول با فلز پایه بیشترین مقدار سختی ایجاد شده که می‌تواند ناشی از تشکیل لایه مارتنزیتی با مهاجرت کربن از سمت فلز پایه به سمت فلز جوش باشد.

شکل ۱۸-ب) نمودار ریزسختی از مقطع عرضی روکش ER ۳۱۲ از سطح لایه دوم به سمت لایه اول و زیر لایه فولاد AISI ۴۳۴۰ را نشان می‌دهد. در فلز پایه فولاد AISI ۴۳۴۰ مقدار سختی تقریباً ثابت بوده و با رسیدن به ناحیه تحت تأثیر حرارت و فصل مشترک با لایه اول مقدار سختی زیاد شده است، که این افزایش و تغییرات سختی در ناحیه متأثر از حرارت سمت فولاد AISI ۴۳۴۰ به خاطر تغییر ساختار از بینیت و پرلیت به مارتنزیت تمپر شده و بینیت می‌باشد و همچنین دلیل افزایش سختی در فصل مشترک، تشکیل لایه مارتنزیتی می‌باشد. با فاصله گرفتن از فصل مشترک به سمت لایه اول فلز جوش ER ۳۱۲، سختی یکباره کاهش می‌یابد که دلیل این کاهش سختی تغییرات انجمادی در این لایه و همچنین تشکیل ساختار آستنیتی می‌باشد، در لایه دوم این نوع فلز جوش مقدار سختی به خاطر کاهش شدت جریان و حرارت ورودی، کاهش دمای انحلال فریت، ترکیب شیمیایی مشابه با فلز پرکننده مصرفی و در نتیجه سرعت انجماد و نرخ سرد شدن بیشتر در این لایه نسبت به لایه اول فلز جوش، افزایش یافته است.

شکل ۱۸-ج) مقطع عرضی فلز جوش استالایت ۶ بر روی فولاد AISI ۴۳۴۰ را نشان می‌دهد. براساس مطالعات پیشین مقدار سختی با افزایش رقت به صورت خطی کاهش می‌یابد [۲۳]، زیرا مقدار کروم و کبالت کاهش می‌یابد که باعث کاهش سختی و ذرات سخت غنی از کروم



شکل ۲۰. نمودار ضریب اصطکاک برحسب فاصله برای زیرلایه و روکش‌ها

Fig. 20. Diagram of friction coefficient in terms of distance for substrate and coatings

شکل ۲۰ آورده شده است. همان‌طور که در شکل ۲۰ مشاهده می‌شود، بطور میانگین ضریب اصطکاک در نمونه‌های زیرلایه فولاد AISI ۴۳۴۰، ER ۳۱۲، ER ۳۰۹، روکش استلایت ۶ به ترتیب برابر با ۰/۶۸، ۰/۶۳، ۰/۶۲ و ۰/۵۳ می‌باشد. هرچه میزان مقاومت به سایش سطح نمونه‌ها بیشتر باشد جرم از دست رفته کمتر است و ضریب اصطکاک بین دو سطح تماس کمتر خواهد بود که در این حالت بهترین حالت سایشی سطح می‌باشد. نتایج ضریب اصطکاک نشان می‌دهد که روکش استلایت ۶ بیشترین میزان مقاومت به سایش را دارد.

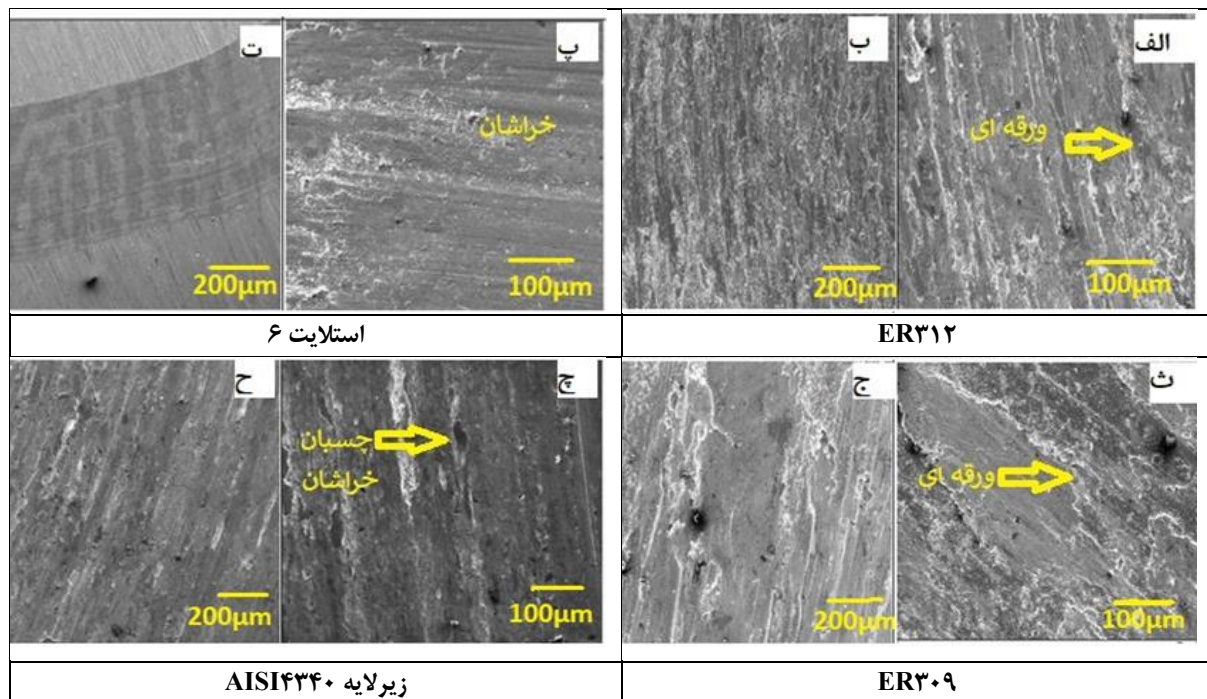
۳-۲- بررسی سطوح سایش

شکل ۲۱ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با بزرگ‌نمایی‌های مختلف از سطح سایش فلز روکش برای نمونه‌های ER ۳۱۲، ER ۳۰۹، ER، استلایت ۶ و نمونه خام زیر لایه AISI ۴۳۴۰ را نشان می‌دهد. با بررسی ضریب اصطکاک مشاهده می‌شود که رفتار سایشی رابطه مستقیم با ضریب اصطکاک نمونه‌ها دارد، همچنین با افزایش مقدار سختی در

جوش استلایت ۶ می‌باشد که دلیل این مسئله ترکیب شیمیایی این نوع فلز جوش با حضور کبالت، کروم، کربن، تنگستن و در نتیجه تشکیل بیشتر فازهای کاربیدی در بین دندریت‌ها و افزایش سختی می‌باشد، فلز جوش ER ۳۰۹ نسبت به فلز جوش ER ۳۱۲ به دلیل مقدار کروم و کربن کمتر و افزایش نیکل و در نتیجه ساختاری با سختی کمتر و افزایش وسعت و عمق مناطق ساییده شده و همچنین بزرگ‌تر شدن قطر و عمق تکه‌های کنده شده از سطح، نرخ سایش بیشتر و در نتیجه مقدار کاهش وزن بیشتری داشته است. سختی و مقاومت به سایش نمونه روکش کاری شده با فلز پرکننده ER ۳۱۲ و فلز زیرلایه تقریباً یکسان بوده که با توجه به ساختار خوب حاصل از این نوع فلز جوش‌ها و مقرون به صرفه بودن می‌تواند در تعمیر و بازسازی فولادهای کم‌آلیاژ بیشتر بکار گرفته شود.

۳-۶-۱- ضریب اصطکاک

نمودار ضریب اصطکاک برحسب فاصله برای زیرلایه و روکش‌ها در



شکل ۲۱. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح سایش برای نمونه‌های روکش و نمونه خام

Fig. 21. SEM images of wear surfaces for coated and raw samples

هوافضا و خودروسازی کاربرد فراوان دارد. دسته‌ای از این فولادها، نظیر AISI ۴۳۴۰، در سازه‌های حساس نظیر مخازن تحت فشار، پوسته موتور موشک، سوخت جامد، برخی از اعضای پمپ‌ها، ارابه فرود هواپیما، چرخ دنده‌ها، ساخت اجزای تحت تنش بالا در وسایل نقلیه و قطار نظیر میل لنگ و اکسل متحرک استفاده می‌شود. بنابراین روکش کاری آن‌ها از دو جهت مورد توجه می‌باشد. اول به دلیل مقرون به صرفه بودن روکش کاری این فولاد به منظور مقاومت در برابر سایش و خوردگی دوم به خاطر کاربرد زیاد این نوع فولاد در صنایع، بخش‌هایی از سطوح آن‌ها به علت سایش فلز با فلز و یا دلایل دیگر تخریب می‌شود که با توجه به شرایط کاری خط تولید و همچنین اندازه بزرگ قطعات نیاز به تعمیرات جزئی و یا اصلاح و باز سازی دارند که روکش کاری با جوشکاری این شرایط را فراهم می‌کند تا وقفه‌های ایجاد شده در خط تولید به حداقل برسد. لذا در این پژوهش به بررسی روکش کاری فولاد کم آلیاژ AISI ۴۳۴۰ با فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی و پایه کبالت استلایت ۶ به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز و بررسی ریز ساختار و رفتار سایشی لایه حاصل پرداخته شده است که نتایج به طور خلاصه ارائه می‌شود.

نمونه‌ها مقاومت به سایش افزایش یافته، با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطوح ساییده شده، مشاهده می‌شود که مکانیزم سایش در نمونه‌های روکش ER ۳۰۹ و ER ۳۱۲ به صورت خراشان دارای شیارهای موازی با جهت لغزش همراه با ورقه‌ای شدن اتفاق افتاده است باید توجه داشت که میزان ورقه‌ای شدن در نمونه ER ۳۰۹ بیشتر از نمونه ER ۳۱۲ می‌باشد در واقع هرچه میزان مقاومت به سایش بیشتر باشد میزان ورقه‌ای شدن کمتر خواهد بود. در نمونه زیر لایه شکل ۲۱ مکانیزم سایش خراشان و بعضاً مکانیزم سایش چسبان ناشی از کنده شدن سطح رخ داده است. نمونه استلایت ۶ دارای سطح خیش خورده ریز می‌باشد و میزان تغییر شکل پلاستیک کمتری را از خود نشان داده است. با توجه به کمتر بودن ضریب اصطکاک استلایت ۶ و تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی، استلایت ۶ درصد کاهش وزن کمتری نسبت به سایر نمونه‌ها دارد.

۴- بحث پایانی و نتیجه گیری

استفاده از فولادهای فوق مستحکم به دلیل استحکام ویژه بالا (نسبت استحکام به وزن) در صنایع حساس و استراتژیک نظیر صنایع دفاعی،

- [3] S.Bakhshi, A. Mirek, Investigating the effect of low temperature isothermal heat treatment on the mechanical properties and fracture toughness of AISI 4340 super high strength steel sheet. *Metallurgical Engineering*, 22(4 (76)), (2018) 307-316. (in persian).
- [4] H.-z. Wang, Y.-h. Cheng, J.-y. Yang, X.-b. Liang, Microstructure and properties of Fe based amorphous coatings deposited by laser cladding under different preheating temperatures, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 602 (2023) 122081.
- [5] M. Sabzi, S.M. Anijdan, A.B. Chalandar, N. Park, H. Jafarian, A. Eivani, An experimental investigation on the effect of gas tungsten arc welding current modes upon the microstructure, mechanical, and fractography properties of welded joints of two grades of AISI 316L and AISI310S alloy metal sheets, *Materials Science and Engineering: A*, 840 (2022) 142877.
- [6] N. Murugan, R. Parmar, Stainless steel cladding deposited by automatic gas metal arc welding, *Welding Journal-Including Welding Research Supplement*, 76(10) (1997) 391s.
- [7] N. Najari, M. Shamanian, A. Saatchi, Hardfacing of stellite 6 on plain carbon steel and evaluation of the effect of a martensitic and austenitic stainless steel interlayer, *iranian journal of surface science and engineering*6(9) (2010)55-65.
- [8] H. sabet, reconstruction of worn parts by welding method, first edition, Amir Publishing House,1(1) (2012)8.)in persian)
- [9] F.Abdi, H.Sabet, A.KhoramPour, Investigating the effect of dilution degree and interface layer on the wear resistance of Fe-Cr-C base hard coating layer welded by SMAW method on plain carbon steel, *Scientific-Research Quarterly of Modern Materials*, 11(40) (2020) 133- 132.
- [10]M.M. Jafari, A.Afsari, S.A,BehGozin, S.Heydari, The effect of filler metal on the mechanical and tribological properties of 6959/1 steel joint using TIG welding process, *Iranian Scientific-Research Journal of Welding Science and Technology*, 8(2) (2023) 97-112.
- [11] S. Da Sun, Q. Liu, M. Brandt, M. Janardhana, G. 1. در فلز جوش ER ۳۱۲ به میزان قابل توجهی سختی بیشتر از نمونه جوش داده شده توسط ER ۳۰۹ می‌باشد، این مسئله را می‌توان به حضور بیشتر فریت در ساختار فلز جوش ER ۳۱۲ و ترکیب شیمیایی و ساختار انجمادی نسبتاً متفاوت آن نسبت داد.
2. ریز ساختار لایه نهایی (لایه دوم) فلز جوش آستنیتی ER ۳۰۹ با نسبت کروم معادل به نیکل معادل کمتر (۱/۸۶) نسبت به فلز جوش آستنیتی ER ۳۱۲ با نسبت کروم معادل به نیکل معادل بیشتر (۲/۴۸) دارای مقاومت به ترک انجمادی بهتر بوده است.
3. حداکثر میزان سختی در نمونه‌های زنگ نزن آستنیتی ER ۳۰۹ و ER ۳۱۲، ابتدا در فصل مشترک به دلیل تشکیل لایه مارتنزیتی و سپس در منطقه متأثر از حرارت فولاد زیر لایه AISI ۴۳۴۰ به دلیل وجود مارتنزیت تمپر شده در ساختار مشاهده شد.
4. مشاهده لایه مارتنزیتی در فصل مشترک زیر لایه با لایه اول در هر سه نمونه فلز جوش مشاهده شد، که دلیل آن نفوذ و مهاجرت کربن از فلز پایه به فصل مشترک‌ها بوده است.
5. رقت آهن در لایه اول فلز جوش استلایت ۶ باعث کاهش سختی و همچنین مقاومت به سایش آن شد که دلیل آن را می‌توان به خاطر افزایش انرژی نقص در چیده شدن شبکه کبالت و کاهش در محتوی کربن و کروم که بر مقاومت به سایش و سختی تأثیر می‌گذارد دانست.
6. ترکیب شیمیایی مشابه فلز جوش مورد استفاده در لایه دوم استلایت ۶ به خاطر میزان رقت کمتر نسبت به لایه اول فلز جوش با فلز پایه، باعث شده که کاربیدهایی با تجمع، گستردگی و فشردگی بیشتری در بین دندریتهای روش کبالت ایجاد شود.
7. بیشترین مقدار سختی، مقاومت سایشی و همچنین کمترین مقدار ضریب اصطکاک را در فلز جوش پایه کبالت استلایت ۶ و کمترین مقدار سختی، مقاومت سایشی و بیشترین ضریب اصطکاک در نمونه فلز جوش آستنیتی ER ۳۰۹ مشاهده شد.

منابع

- [1] A. Zmitrowicz, Wear patterns and laws of wear—a review, *Journal of theoretical and applied mechanics*, 44(2) (2006) 219-253.
- [2] S. Wang, Y. Chen, C. Gu, Q. Sai, T. Lei, J. Williams, Antifouling coatings fabricated by laser cladding, *Coatings*, 13(2) (2023) 397.

- 27 (1996) 3639-3648.
- [19] S.C. Bozeman, O.B. Isgor, J.D. Tucker, Effects of processing conditions on the solidification and heat-affected zone of 309L stainless steel claddings on carbon steel using wire-directed energy deposition, *Surface and Coatings Technology*, 444 (2022) 128698.
- [20] A. Kusmoko, D. Dunne, H. Li, Effect of heat input on Stellite 6 coatings on a medium carbon steel substrate by laser cladding, *Materials Today: Proceedings*, 2(4-5) (2015) 1747-1754.
- [21] D. Bartkowski, W. Matysiak, K. Wojtko, Stellite-6 surface layers reinforced with hard and refractory WC particles produced on steel for metal forming, in: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, (2018) 012093.
- [22] M. Arivarasu, D. Ramkumar Kasinath, A. Natarajan, Effect of continuous and pulsed current on the metallurgical and mechanical properties of gas tungsten arc welded AISI 4340 aeronautical and AISI 304 L austenitic stainless steel dissimilar joints, *Materials Research*, 18 (2015) 59-77.
- [23] M. Barmaki, K.Amini, The effect of the presence of the middle layer of austenitic stainless steel 309 on the microstructure and mechanical properties of plain carbon steel St52 coated with high chrome-carbon electrode by fusion welding method, *Iran Construction and Production Engineering*, 5(2) 2018) 34-42. (in persian)
- [24] Q. Jing, Y. Tan, Microstructure and tribological properties of cobalt-based Stellite 6 alloy coating by electro-spark deposition, *Materials Research*, 16 (2013) 1071-1076.
- Clark, Microstructure and mechanical properties of laser cladding repair of AISI 4340 steel, in: *Proceedings of the 28th International Congress of the Aeronautical Sciences, Optimage*, (2012)1-9.
- [12] T. Li, L. Zhang, G.G.P. Bultel, T. Schopphoven, A. Gasser, J.H. Schleifenbaum, R. Poprawe, Extreme high-speed laser material deposition (EHLA) of AISI 4340 steel, *Coatings*, 9(12) (2019) 778.
- [13] S. Sun, R. Mohammed, M. Brandt, G. Clark, Q. Liu, M. Janardhana, Analysis of Defects in High Power Laser Cladding of High Strength Steel for Aerospace Application, *Incorporating Sustainable Practice in Mechanics and Structures of Materials*, 111(2010)1-7.
- [14] A. Gholipour, M. Shamanian, F. Ashrafizadeh, Microstructure and wear behavior of stellite 6 cladding on 17-4 PH stainless steel, *Journal of Alloys and Compounds*, 509(14) (2011) 4905-4909.
- [15] H. So, C. Chen, Y. Chen, Wear behaviours of laser-clad stellite alloy 6, *Wear*, 192(1-2) (1996) 78-84.
- [16] L.P. Martin, A. Luccitti, M. Walluk, Evaluation of additive friction stir deposition of AISI 316L for repairing surface material loss in AISI 4340, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 121(3-4) (2022) 2365-2381.
- [17] J. Wu, F. Cao, T. Sun, G. Huang, M. Li, W. Hou, Z. Piao, Z. Shen, Y. Shen, Developing ultrafine-grained structure with balanced α/γ fraction via underwater friction stir processing enables enhanced wear and corrosion resistance of duplex stainless steel, *Surface and Coatings Technology*, 457 (2023) 129295.
- [18] W. Wu, L.-T. Wu, The wear behavior between hardfacing materials, *Metallurgical and Materials Transactions A*,

چگونه به این مقاله ارجاع دهیم

N. Nabavinejad, A. Alaei, P. Basir, Coating of AISI 4340 low-alloy steel with austenitic stainless steels and stellite6 cobalt base by tungsten-gas arc welding method and investigation of the microstructure and wear behavior of the resulting layer, Amirkabir J. Mech Eng., 55(6) (2023) 773-794.

DOI: 10.22060/mej.2019.15465.6128

