ماهنامه علمى يژوهشى







بررسی ریزساختار و مقاومت سایشی پوششهای کامپوزیتی ایجاد شده بهصورت درجا بر روى سطح فولاد زنگنزن 304 توسط فرايند GTAW

ابراهدم بهرامیزاده¹، سلمان نوروزی^{2*}، حامد جمشندی اول³

1- دانشجوى كارشناسى ارشد، مهندسي مواد، دانشگاه صنعتى نوشيرواني، بابل

2- دانشيار، مهندسي مواد، دانشگاه صنعتي نوشيرواني، بابل

3- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل

* بابل صندوق پستى 484, s-nourouzi@nit.ac.ir

Investigation on microstructure and wear resistance of in-situ composites coating product by gas tungsten arc welding on 304 stainless steel

Ebrahim Bahramizadeh, Salman Nourouzi^{*}, Hamed Jamshidi Aval

Department of Mechanical Engineering, Noshirvani University of Technology, Babol, Iran * P.O.B. 484, Babol, Iran, s-nourouzi@nit.ac.ir

على رغم ويژگى هاى خوب، استحكام اين فولادها برابر با فولاد نرم مى باشد به

طوری که حداقل استحکام تسلیم⁷ آنها در دمای محیط حدود 210

مگاپاسکال است و قابلیت سختی پذیری استحالهای⁷ را ندارند، بنابراین اغلب با

ARTICLE INFORMATION	ABSTRACT
Original Research Paper Received 09 April 2017 Accepted 15 April 2017 Available Online 29 April 2017	In the present study, microstructure and wear resistance of in-situ composite coatings TiC-Al ₂ O ₃ and TiB ₂ -TiC-Al ₂ O ₃ product by gas tungsten arc welding process on AISI 304 austenite stainless steel were investigated. For this, a paste of the mixed powders of 3TiO ₂ -4Al-3C and 3TiO ₂ -4Al-B ₄ C was provided and applied on the surface of AISI 304 austenite stainless steel substrate, then fused using gas tungsten
Keywords: AISI 304 austenite stainless steel Gas tungsten arc welding Clad	arc welding process. The microstructural features and phase characterization of the cladded samples were investigated using optical and electron microscopy and X-ray diffraction analysis. The mechanical properties of clad layers were studied by Vickers microhardness and pin-on-disk wear tests. The microstructural investigations of cladded layers indicated that high heat input during welding led to high temperature synthesis and formation of significant reinforcing particles on the surface of steel. Also, the cubic TiC particles formed separately or inhomogeneously nucleated on Al ₂ O ₃ particles in the austenitic matrix of 304 stainless steel. Likewise, the formation of TiB ₂ particles was approved with X-ray diffraction analysis. The reinforcing particles formation in both clad layers, led to increase of surface hardness and wear resistance up to 2.5 in comparison with that of the substrate.
. شیمیایی و پتروشیمی استفاده میشوند.	1- مقدمه خوب بهطور گستردهای در صنایع

1- مقدمه

فولادهای زنگ نزن آستنیتی'، جزء بزرگترین گروههای عام و یرمصرف فولادهای زنگنزن می باشند که نسبت به سایر گروهها در تناژ بالاتری تولید می شوند. این فولادها به خاطر خواص خوردگی همراه با خواص شکل یذیری

E. Bahramizadeh, S. Nourouzi, H. Jamshidi Aval, Investigation on microstructure and wear resistance of in-situ composites coating product by gas tungsten arc welding on 304 stainless steel, Modares Mechanical Engineering, Vol. 17, No. 5, pp. 119-128, 2017 (in Persian)

 ² Yield strength
 ³ Transformation hardenable

Please cite this article using:

¹ Austenitic stainless steels

كار سرد استحكام دهى مىشوند [1]. همچنين به علت سختى و مقاومت به سایش پایین، کاربردها آنها در قطعات صنعتی مربوط به صنایع مختلف حساس، محدود شده است [2]. فولاد زنگنزن آستنیتی 304 که بهعنوان پرکاربردترین نوع فولاد زنگنزن نیز شناخته میشود، دارای مقاومت به خوردگی خوب و قابلیت ماشین کاری مناسبی میباشد اما به خاطر سختی و مقاومت به سایش پایین استفاده از آنها در بیشتر کاربردها محدودیت دارد. در این راستا می توان برای افزایش سختی و مقاومت به سایش فولادهای زنگنزن آستنیتی از فرایندهای مهندسی سطح استفاده کرد [3,1]. به کار گیری عملیات سطحی بر روی فولادهای زنگنزن جهت اصلاح سطح آن مورد استقبال بسیاری از محققین قرار گرفته است و روشهای نوینی نیز برای بهبود و افزایش خواص شیمیایی و مکانیکی آنها به کار گرفتهاند [4]. برای شناسایی روش مناسب جهت انجام عملیات سطحی، در سالهای اخیر تحولات امیدوار کنندهی بسیاری در اصلاح سطح با توجه به تحقیقات بر روی مواد با سختی بالا، مقاومت به سایش عالی و مقاومت به خوردگی خوب پدیدار شده است. چندین روش اصلاح سطح وجود دارد که با استفاده از موادهای پوششی سخت و پوششهای کامپوزیتی برای افزایش خواص مکانیکی سطح استفاده میشوند که شامل پوششهای رسوب فیزیکی بخار و رسوب شیمیایی بخار ، روکش کاری لیزر یا آلیاژسازی سطح از طریق لیزر و روكشكارى پلاسما⁶ مىباشد [5,2]. در اين بين روش روكشكارى توسط فرایند جوشکاری یکی از مناسبترین و اقتصادیترین روشهای عملیات سطحی جهت بهبود خواص قطعات صنعتی است. جوش کاری قوس تنگستن با گاز محافظ از راحت ترین روش های اصلاح سطح میباشد که امکان تهیه نمونههای زیاد عاری از ترک در لایههای روکش و پیوندهای متالورژیکی خوب در بین فصل مشترک لایه روکش و زیرلایه را فراهم میسازد [6,5]. سرعت جوش کاری قوس تنگستن با گاز محافظ در فرایند روکش کاری بهطور معمول كمتر از 2.2 ميلىمتر بر ثانيه مىباشد، بنابراين بايد سرعت احتراق جهت انجام واکنش در زیر قوس کنترل گردد. تحت این شرایط، ذرات در داخل حوضچه مذاب شكل مى گيرند و باعث ايجاد كامپوزيتى بهصورت درجا با یک فصل مشترک مناسب بین ذرات تقویت کننده و زمینه می شود [7]. روشی که باعث انجام واکنشهای خودبهخودی و تولید مواد سرامیکی مقاوم و بینفلزی می شود سنتز احتراقی^۲ نام دارد. سرعت انجام شدن این واکنش به عوامل مهم همچون اندازه ذرات تركيبات و دماي اوليه انجام واكنشها وابسته است [8]. افزودن كاربيدها به زمينه و تشكيل پوشش كامپوزيتي كه به دليل سختی بالای کاربیدها بهبود دهندهی خواص سایشی است، کاربرد یافته است. در بین ذرات سرامیکی، TiB2 ،TiC و Al₂O3 دارای نقطه ذوب و سختی بالا، پایداری حرارتی و شیمیایی خوب و از همه مهم تر مقاومت به سایش عالی میباشند. این ویژگیهای برجسته در این ذرات، آنها را بهعنوان ترکیبات محافظ برای کاربردهایی که نیاز به مقاومت در برابر سایش مکانیکی و حرارتی است در اولویت قرار میدهد [10,9]. در سالهای اخیر پژوهشهایی پیرامون اعمال پوششهای کامپوزیتی بر روی سطح توسط فرایند جوش کاری صورت گرفته است که به چند مورد آن اشاره شده است. وانگ و همکاران [10] از مخلوط پودری Al ،TiO₂ و B₄C جهت تشكيل پوشش كامپوزيتى TiB₂-TiC-Al₂O₃ بر روى سطح فولاد 1020 از

طریق جوش کاری قوس تنگستن با گاز محافظ استفاده کردند. نتایج بررسی آنها نشان داد که در اثر حرارت بالای جوش کاری و در نتیجه انجام واکنش بين مخلوط پودرى اوليه، تشكيل پوشش كامپوزيتى مذكور باعث افرايش سختی و مقاومت به سایش سطح فولاد شد. ماسانتا و همکاران [3] با ایجاد پوشش کامپوزیتی TiB₂-TiC-Al₂O₃ از طریق جوشکاری لیزر با سرعتهای متفاوت جوش کاری بر روی سطح فولاد زنگنزن 304 به بررسی تأثير آن يرداختند. نتايج حاصله نشان داد كه تشكيل يوشش كاميوزيتي منجر به افزایش سختی و مقامت به سایش سطح فولاد TiB₂-TiC-Al₂O₃ موردنظر شده است. بویتز و همکاران [2] به بررسی سنتز درجا SiC بر روی فولاد زنگنزن 304 با استفاده از فرایند جوشکاری قوس تنگستن با گاز محافظ پرداختند. مشاهده گردید که ذرات سیلیسیم بهطور کامل در حین فرایند روکش کاری حل شدند که در مقدار پایین SiC ریزساختار شامل دندریتها می باشد. این در حالی است که با افزایش مقدار پودر SiC کاربیدهای اولیه M_7C_3 بر روی سطح تشکیل شد که این موضوع باعث افزایش سختی سطح فولاد موردنظر گردید. لین و همکاران [5] تأثیر لایه روکش SiC بر روی ریزساختار و خواص سایشی فولاد قالب SKD61 را با استفاده از فرایند جوش کاری قوسی تنگستن با گاز محافظ بررسی کردند. آزمایشها نشان داد که در حین فرایند روکش کاری، پودر SiC بهعلت حرارت بالای جوش کاری تجزیه شده و در اثر ذوب و انجماد سریع در فرایند جوش کاری تبدیل به فازهای شبه پایدار و پیچیده Fe₃C و Fe₈Si₂C شده است که درنهایت با تشکیل این فازها افزایش استحکام و مقاومت به سایش در سطح فولاد حاصل شد. در پژوهشی دیگر، مددی و همکاران [11] با اعمال روکش استلایت 6 با و بدون حضور فاز تقویت کننده ی WC با درصدهای متفاوت بر روی زیرلایه فولاد St52 بهوسیله جوش کاری قوس تنگستن با گاز محافظ، به بررسی ریزساختار و سختی روکش اعمال شده پرداختند. نتایج نشان داد که سختی نمونهها در حضور فاز تقویت کننده ی WC همراه با استلایت 6 نسبت به نمونههای بدون فاز تقویت کننده بالاتر میباشد که علت آن تشکیل فازهای کاربیدی سخت $M_{23}C_6$ و M_7C_3 در بین دندریتها در حین انجماد روکش میباشد.

با توجه به تحقیقات انجامشده که تأثیر آلیاژها و دادههای مختلف جوش کاری با و بدون لایه میانی بر ریزساختار و خواص مکانیکی روکش ایجاد شده مورد بررسی قرار گرفته است، هدف از انجام تحقیق حاضر بررسی تشكيل پوشش كامپوزيتى TiB2-TiC-Al2O3 و TiB2-TiC-Al2O3 بر روى سطح فولاد زنگنزن آستنیتی 304 با استفاده از جوش کاری قوس تنگستن با گاز محافظ میباشد. درنهایت پس از انجام فرایند روکش کاری جهت بررسیهای ریزساختاری و فازی در لایههای روکش از میکروسکوپهای نوری و الکترونی و آنالیز پراش پرتوایکس استفاده شده است. سختی لایه روکش نیز توسط أزمون ميكروسختي سنجى ويكرز وخواص سايشي سطح توسط دستكاه پين بر روی دیسک مورد بررسی قرار گرفت.

2- روش آزمایش

1-2- مواد اوليه و آمادهسازی قبل از روکش کاری

در این تحقیق پودرهای TiO_2 ، C، AI، TiO_2 و B_4C با اندازه متوسط ذرات به ترتيب 1، 20، 10 و 20 ميكرومتر استفاده شد. جهت انجام فرايند روکش کاری ورق فولاد زنگنزن 304 با ابعاد 5×30×130 میلیمتر مکعب و با

Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-04-27

DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.5.25.3

¹ Physical vapor deposition Chemical vapor deposition

Laser cladding

Surface alloying

Plasma cladding

Gas tungsten arc welding Self-propagation high temperature synthesis

⁸ Rapid solidification 9 Metastable phases

ترکیب شیمیایی مشخص شده در جدول 1 بهعنوان زیرلایه انتخاب و بریده شد. خواص مکانیکی فولاد زنگنزن 304 مورد استفاده در جدول 2 آورده شده است. قبل از اعمال پوشش بر روی زیرلایه، سطح آنها بهمنظور حذف چربی و آلودگیهای سطحی ابتدا سنبادهزنی شد، سپس توسط استون شستشو و تمیز گردید. جدول 3 نسبت مولی نمونههای پودری استفاده شده در این تحقیق را نشان میدهد. در این تحقیق دو ترکیب پودری متفاوت به کار گرفته شده است. در ترکیب اول، مخلوط پودری بر پایه واکنش آلومینوترمال ¹ انتخاب شد. انجام واکنش و احیای اکسید توسط آلومینیم در حضور کربن باعث تشکیل فاز کاربیدی قابل توجهی در سطح میشود که نحوه انجام این واکنش مطابق با رابطه (1) میباشد [12]. در ترکیب دوم منبع کربن تغییر یافت و از کاربید بور جهت انجام واکنش طبق رابطه (2) استفاده شد [13].

$$3TiO_{2} + 4AI + 3C \rightarrow 3TiC + 2AI_{2}O_{3}$$

$$\Delta G^{\circ} = -1088538 + 64.01T J \qquad (1)$$

$$3TiO_{2} + 4AI + B_{4}C \rightarrow 2AI_{2}O_{3} + 2TiB_{2} + TiC$$

$$\Delta G^{\circ} = -128289 + 108 \ 01T J \qquad (2)$$

طبق معیار مرزانف در یک واکنش گرمازا چنانچه دمای آدیاباتیک بيشتر از 1800 كلوين باشد، واكنش مي تواند به صورت خود به خود انجام شود [12]. دمای آدیاباتیک بهدست آمده برای رابطه (1) و (2) بهترتیب 2390 و 2423 كلوين مىباشد. از اينرو هر دو واكنش قابليت خود پيشروندگى را دارند. بنابراین با انتخاب و ایجاد شرایط بهینه جوشکاری، میتوان فاز کاربیدی قابل توجهی را درون زمینه آستنیتی فولاد زنگنزن 304 ایجاد کرد. بهمنظور ترکیب پودری همگن و یکنواخت، مخلوط پودرهای موردنظر توسط دستگاه آسیابکاری سیارهای^۳ به مدت 30 دقیقه در سرعت 250 دور بر دقيقه با نسبت گلوله به پودر 10 به 1 آسياب شدند. پس از مخلوطسازي تركيبات پودري، امكان تفكيك ذرات مجزا در آن وجود نداشت. "شكل 1 (الف) و (ب)" تصاویر میکروسکوپ الکترونی گرفته شده از دو مخلوط پودری را نشان میدهد. مخلوط پودرهای آماده شده توسط چسب سیلیکات سدیم 10 درصد وزنی بهصورت خمیر پیشنشست درآمد. سپس پودر خمیری توسط شابلون مطابق با "شكل 2" با ابعاد 0.8×10×120 ميلىمتر مكعب بر روى سطوح زيرلايهها با ضخامت 0.8 ميلىمتر پوشش داده شد. "شكل 2" مربوط به ترکیب پودری 3TiO2-4AI-3C میباشد. در نهایت نمونههای پوشش داده شده با پودر خمیری قبل از انجام جوش کاری و بهمنظور خشک شدن و رطوبتزدایی به مدت 1 ساعت در دمای 100 درجه سانتی گراد در داخل کوره قرار گرفتند.

2-2- فرایند روکش کاری و مشخصات آزمایشها

جهت انجام فرایند روکش کاری با جوش کاری قوس تنگستن با گاز محافظ، از

جدول 1 ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن 304 (درصد وزنی) Table 1 Chemical composition of 304 stainless steel (%wt) Fe Mn Mo 0.09 0.52 1.10 0.07 0.04 8.00 18.50 Base **جدول 2** خواص مكانيكي ألياژ Table 2 Mechanical properties of alloy استحكام كششى استحكام تسليم آلياژ درصد ازدياد طول (MPa) نهایی(MPa) 51 290 621 304 SS

1 Aluminothermy

² Merzhanov ³ Planetary ball milling

			0 0	
B_4C	С	Al	TiO_2	شماره نمونه
-	4	4	3	1
1	-	4	3	2



Fig 1 SEM micrograph of morphology mix powders of a)sample 1 b) sample 2

شکل 1 تصویر میکروسکوپ الکترونی از مورفولوژی مخلوط پودری الف) نمونه اول ب) نمونه دوم



دستگاه جوش کاری شرکت گاما الکتریک استفاده گردید. مشخصههای جوش کاری پس از انجام آزمایشهای متفاوت و بهدست آوردن بالاترین مقدار سختی برای هر دو نمونه ثابت در نظر گرفته شد که مشخصات آن در جدول 4 درج شده است. همچنین از گاز محافظ آرگون جهت محافظت از حوضچه جوش⁴ و از الکترود نوع Th 2-2% در جوش کاری استفاد گردید. جهت انجام

⁴ Weld pool

ابراهیم بہرامیزادہ و همکاران

عملیات ذوب سطحی، با خارج کردن نمونهها از کوره و پس از سرد شدن در دمای محیط با اعمال جوش کاری قوس تنگستن با گاز محافظ بر روی نمونهها فرایند روکش کاری صورت گرفت. پس از اعمال لایهها، جهت مطالعات ریزساختاری در لایههای روکش، نمونهها برای بررسی متالوگرافی به صورت عرضی برش داده شدند و پس از سنبادهزنی و پولیش کردن جهت آشکارسازی ساختارها توسط محلول کالینگ حکاکی گردیدند. از ميكروسكوپ الكتروني روبشي مجهز به آناليز عنصري با روش طيفسنجي تفکیک انرژی (EDS) جهت مشخص کردن عناصر تشکیل شده و تهیه آنالیز عنصری از ذرات فازی در سطح زیرلایهها استفاده شد. جهت اطمینان از انجام واکنش و تشکیل فازهای مورد نظر در لایههای روکش از سطح آنها آنالیز پراش پرتوایکس گرفته شد. بررسیهای آنالیز ساختاری در هر دو لایه روکش بهدلیل محدویتهای آنالیز پراش پرتو ایکس و EDS در شناسایی عناصر سبک تشکیلدهنده فازهای تقویت کننده در این پژوهش با محدودیتهای مواجه است. بنابراین برای اثبات بهتر وجود این عناصر استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) گزینه مناسب تری می باشد. از دستگاه ميكروسختي ويكرز شركت كوپا براي مشخص كردن سختي نواحي مختلف نمونهها با بار اعمالي 100 گرم بهمدت زمان 10 ثانيه بر روى نمونهها استفاده شده است. از دستگاه آزمون سایش پین روی دیسک جهت بررسی خواص سایشی پوشش های اعمال شده تحت بار 10 نیوتن و مسافت 250 متر استفاده گردید.

3- نتايج و بحث

1-3- ريزساختار لايههاى روكش

فرایند روکش کاری ۲ توسط جوش کاری قوس تنگستن با گاز محافظ بدون ایجاد عیب در لایههای روکش با موفقیت انجام شد. بسته به تعادل عناصر فریتزا و آستنیتزا، ریزساختار فولادهای زنگنزن آستنیتی ریخته گری یا كارشده⁶ مى تواند كاملاً آستنيتى و يا مخلوطى از آستنيت و فريت باشد. "شکل 3" تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد زنگنزن 304 را نشان میدهد که دارای ریزساختار آستنیتی حاوی مقداری فریت باقیمانده (فریت دلتا) در جهت نورد است (فریت دلتا در "شکل 3" با پیکان مشخص شده است). این فریت از جدایش عناصر فریتزا (بهویژه کرم) در طی انجماد و فرآوریهای ترمومکانیکی ناشی شده است. در بیشتر کاربردها حضور این فریت نادیده گرفته می شود، اما در ریز ساختارهای کار شده حضور آن می تواند باعث کاهش انعطاف یذیری و چقرمگی ذاتی فولادهای زنگنزن آستنیتی شود [1]. "شكل 4 (الف) و (ب)" بهترتيب تصوير درشت ساختار و ريزساختار نمونه 1 که نواحی مختلف جوشکاری در آن مشخص شده است را نشان میدهد. در "شکل 4 (ب)" ناحیه ذوب جزیی⁷ (PMZ) در نزدیکی خط ذوب

جدول 4 مشخصات دادههای فرایند روکش کاری

Table 4 The cladding process parameters					
سرعت	طول	قط الکتر	قط ال	ن گار	("))
جوش کاری	قوس	(mm)	(mm)	تبی تر (L/min)	جريان(A)
(mm/s)	(mm)				•
1.1	2.0	2.4	6.0	10.0	120.0

Kalling

- Cladding
- Wrought

6 Partially melted zone

نشان داده شده است. جدایش عناصر آلیاژی و ناخالصی باعث افزایش محدوده دمای ذوب فلز پایه می شود. محدوده دمای بین لیکوئیدوس و دماهای ساليدوس معمولا براى توصيف ميزان ناحيه ذوب جزيي استفاده مي شود. پدیدههای متعددی وجود دارند که از طریق ترغیب واکنشهای ذوب موضعی تحت شرایط گرمایی غیرتعادلی بر اندازه این محدوده دمایی تاثیر می گذارند. ذوب موضعی میتواند در داخل دانهها و یا در امتداد مرز دانهها رخ دهد. حداقل سه مکانیزم جدایش یا ترکیبی از آنها وجود دارد که میتوانند به ذوب موضعی در منطقه متأثر از حرارت^۷ (HAZ) منجر شوند. این مکانیزمها عبارتند از جدایش گیبسی[^]، جاروب مرز دانه و نفوذ لولهای ^۱[14]. شکل گیری ناحیه ذوب جزیی در آلیاژ فولاد زنگ نزن 304 به کمک مکانیزم جدایش در منابع دیگر [15,14] نیز گزارش شده است. در منطقه متأثر از حرارت اندازه دانه ها نسبت به زیرلایه که در "شکل 4" نشان داده شده است، کاهش یافته است. میانگین اندازه دانه در ناحیه متاثر از حرارت و فلز پایه به ترتيب 6.5±15.7 و 10±20 ميكرومتر مىباشد. ريزتر شدن دانهها در منطقه متاثر از حرارت نسبت به فلزپایه ممکن است ناشی از وقوع تبلور مجدد در این منطقه میباشد.

"شكل 5 (الف) و "شكل 6 (الف)" مربوط به مركز لايه روكش نمونه 1 و 2 جوش کاری شده می باشد. در هر دو لایه پس از جوش کاری، در اتمام فرایند انجماد در لایه های روکش ریز ساختار در مرکز جوش به علت سرعت سرمایش بالاتر نسبت به مناطق دیگر به صورت فریت شبکهایی ۱۱ می باشد. به طور کلی می توان گفت ریزساختار فریت شبکهایی در فولادهای زنگنزن آستنیتی زمانی تشکیل می شود که سرعت سرمایش بالا باشد و یا زمانی که نسبت Cr_{eq}/Ni_{eq} در محدودهی فریت- آستنیت در نمودار شبه دوتایی مریوط به Fe-Cr-Ni افزايش يابد [1].

"شكل 5 (ب)" و "شكل 6 (ب)" منطقه فصل مشترك لايه روكش و فلزپایه در نمونه 1 و نمونه 2 را نشان میدهد. در جوش کاری های حالت ذوبی، دانههای فلز پایه در خط ذوب بهعنوان زمینه جوانهزنی عمل می کنند.

بهدلیل آن که فلز مذاب حوضچه جوش در تماس مستقیم با این زمینه قرار دارد و بهطور کامل این دانهها را تر می کنند، بنابراین بلورها از فلز مذاب و بر روی این دانه ها بدون هیچ مشکلی جوانهزنی کرده و باعث رشد هم بافتِ^{۱۲} در منطقه فصل مشترک فلز جوش و فلز پایه میشود [16]. در



Fig 3 Microstucture of 304 stainless steel with δ -feritte شکل 3 ریزساختار فولاد زنگنزن 304 همراه با فریت دلتا

7	Heat	affected	zone
8			

- Gibbsian segregation
- ⁹ Grain boundary sweeping
 ¹⁰ Pipeline diffusion
- 11 Lathy
- 12 Epitaxial

Etch Pin-on-disk



Fig 4 a)Macrostructure of welded sample1zb) Microstructure of different of welding zone شکل **4** الف) درشت ساختار جوش کاری شده نمونه اول ب) ریزساختار نواحی مختلف

جوش کاری

نمونههای روکش داده شده بر روی فولاد زنگنزن 304 نیز این نوع رشد مشاهده گردید. در "شکل 5 (ب)" و "شکل 6 (ب)" مرز رشد همبافت با پیکان مشخص شده است. میتوان گفت فریتهای تشکیل شده در منطقه فصل مشترک با فلز پایه یک رشد همبافت را داشتهاند. به این صورت که فریتهای شکل گرفته در فصل مشترک لایه روکش با فلز پایه در امتداد فریتهای موجود در زمینه آستنیتی فلز پایه با یکدیگر پیوند برقرار کردهاند. همچنین این نوع رشد بهدلیل اتصال دانههای منطقه جوش به فلز پایه برای منطقه جوش مفید میباشد. این موضوع باعث جلوگیری از تمرکز تنش در فصل مشترک ناحیه جوش و منطقه متأثر از حرارت میشود. یکی از مشخصههای اصلی ایجاد این نوع رشد، تشابه ساختار بلوری و ترکیب شیمیایی فلز جوش و فلز پایه است که میتواند از شکل گیری تنش در فصل مشترک جلوگیری کند [17].

3-2- مشخصات فازی و ریزساختار نمونههای روکش داده شده 1-2-3- نمونه اول

"شكل 7" الگوی پراش پرتوایكس تهیه شده از سطح روكش مربوط به نمونه اول با تركیب پودری 3C-4Al-3C را نشان می دهد. در این نمونه، مخلوط پودری بر پایه واكنش آلومینوترمال انتخاب شد. با توجه به الگوی پراش پرتو ایكس، پیكهای مربوط به سطح لایه روكش شامل دو پیك با شدت زیاد است كه مربوط به فلز پایه می باشد. همچنین شامل دو پیك با شدت پایین تر بوده كه نشان دهنده ی فازهای TiT و 3Q-4A در سطح می باشد و گواهی بر انجام شدن واكنش احتراق در تركیب پودری موردنظر است. شدت پایین پیكهای مربوط به فازهای تقویت كننده بیانگر این است كه در اثر واكنش احتراقی در تركیب پودری 3C-4Al-20 در سطح می بار و اثر واكنش احتراقی در تركیب پودری 3C-4Al-20 در معار قابل توجهی از حرارت در اثر واكنش AI با 2017 آزاد شده است [18]. شریفی تبار و همكاران [7] برای برطرف كردن این مشكل در واكنش AI با 20T، با



Fig 5 Microstructure of a)center clad layer b) interface of clad layer and base metal of sample 1 $\,$

شکل 5 ریزساختار الف) مرکز لایه روکش ب) فصل مشترک لایه روکش و فلز پایه نمونه اول



Fig 6 Microstructure of a)center clad layer b)interface of clad layer and base metal of sample 2

شکل 6 ریزساختار الف) مرکز لایه روکش ب) فصل مشترک لایه روکش و فلز پایه نمونه دوم

افزودن Fe با درصدهای مختلف و استفاده از ترکیب پودری Fe-TiO₂-AI-C بر روی سطح فولاد 1045، باعث کاهش میزان اتلاف حرارت در اثر واکنش احتراقی در این ترکیب شدند. درنتیجه حجم رسوبات در زمینه افزایش یافت. اولین واکنش در ترکیب پودری نمونه اول جهت انجام سنتز احتراقی و تشکیل کامپوزیت بر روی سطح در اثر واکنش، واکنش IA با اکسیژن موجود در TiO میباشد که باعث آزادسازی Ti گشته و تشکیل Ti و Al₂O₃ را میدهد. سپس Ti آزاد شده با C واکنش داده و منجربه شکل گرفتن فاز Ti میشود [8].

تصوير ميكروسكوپ الكترونى زمينه لايه روكش نمونه اول در "شكل 8 (الف)" آورده شده است. در این شکل حضور فاز ثانویه خاکستری رنگ با مورفولوژی مکعبی شکل به همراه فاز مشکی رنگ در مرکز آن قابل مشاهده است. در "شکل 8 (ب)" که با بزرگنمایی بیشتر از زمینه روکش تهیه شده است، آنالیز نقطهای EDS گرفته شده از نقاط مشخص شده در آن (نقطه A، B و C) در "شكل 9 (الف) و (ب) و (ج)" نمايش داده شده است. با توجه به سبک بودن عناصر C و O و عدم قابلیت شناسایی آنها توسط دستگاه میکروسوپ الکترونی مورد استفاده، با توجه به شدت پیکهای عناصر میتوان گفت، بهدلیل بالا بودن شدت پیک Fe در نقطه A، Ti در نقطه B و Al در نقطه C، نقطه A مربوط به فاز زمینه، ذره خاکستری رنگ(نقطه B) مربوط به فاز TiC و ذره مشکی رنگ(نقطه C) فاز Al₂O₃ میباشد. بر اساس پژوهش وانگ و همکاران [19] ذرات Al₂O₃ میتواند بهعنوان هستههای اولیه برای ذرات TiC عمل کنند که در آنالیز EDS مربوط به ذره TiC و Al₂O₃ ، پیک Al و Ti در "شکل 9 (ب) و (ج)" به همین دلیل مشاهده می شود. یکی از مزايای اين روش پيوند مستحکم ذرات با زمينه است که عدم کنده شدن ذرات در فرایند پولیش کاری نیز دلیلی بر این ادعاست.

همچنین استفاده از ترکیب پودری مذکور و سنتز عناصری همچون Ti در حوضچه جوش میتواند باعث جلوگیری از مصرف شدن عنصر Cr توسط C موجود در فلز پایه و ترکیب پودری گردد. حضور عنصر Ti در فولاد زنگنزن آستنیتی 304 موجب پایداری کربن و جلوگیری از خوردگی بیندانهای^۲ در اثر تشکیل کاربیدهای پرکرم M₂₃C₆ در طول مرزهایی منطقه متأثر حرارت جوش میشود. زیرا این عنصر باعث تشکیل کاربید نوع MC میشود که در برابر انحلال در حین جوشکاری مقاوم میباشد[1]. حضور فاز TiC در زمینه آستنیتی جوش فولاد زنگنزن 304 روکشکاری شده در "شکل 8 (الف)" نیز حاکی از این میباشد. برای مشخص کردن توزیع عناص در لایه روکش در نمونه اول از آنالیز سطحی استفاده گردید. "شکل 00"



Fig 7 XRD pattern of the sample 1 clad layer شکل 7 طرح پراش پرتوایکس از لایه روکش نمونه اول

¹ Secondary phase ² Intergranular corrosion

Fig. 8 SEM micrograph of a) sample 1 clad layer b)nucleation of TiC on Al_2O_3

شکل 8 تصویر میکروسکوپ الکترونی از الف) لایه روکش نمونه اول ب) جوانهزنی ذرات TiC بر روی Al₂O₃



Fig. 9 EDS point anslize of a):the matrix(point A) b):gray phase (point B) c): black phase (point C)

شکل 9 آنالیز نقطهایی EDS از الف) فاز زمینه(نقطه A) ب) فاز خاکستری (نقطه B) ج) فاز مشکی (نقطه C)

نحوه توزیع عناصر در لایه روکش نمونه اول را نشان میدهد. همان طور که مشخص است، عناصر اصلی در فاز زمینه آستنیتی و فازهای تقویت کننده ی TiC و Al₂O₃ با پراکندگی رنگ مشخص مربوط به آن فاز که به تر تیب شامل Fe ، Fe و Al می باشد از یکدیگر تفکیک شده است.

2-2-3- نمونه دوم

فاز $_{2}^{TiB}$ دارای خواص مکانیکی و سایش خوب، و همچنین استحکام کششی¹ زیاد در دمای بالا است. این فاز برخلاف بیشتر ذرات سرامیکی موجود دارای خواص الکتریکی و حرارتی نیز میباشد [20]. به همین جهت برای نمونه دوم از مخلوط پودری 3TiO₂-4Al-B₄C استفاده گردید. هدف استفاده از این ترکیب، تشکیل پوشش کامپوزیتی TiB₂-TiC-Al₂O₃ ابر روی سطح فولاد زنگ زن 304 بود. "شکل 11" الگوی پراش پرتوایکس گرفته شده از سطح لایه روکش نمونه دوم را پس از اعمال حرارت توسط مشخص است فازهای موردنظر بعد از انجام شدن واکنش احتراقی بر روی سطح تشکیل شده است. وانگ و همکاران [7] با استفاده از آنالیز حرارتی⁷ گرفته شده از مخلوط پودری TiB₂-4Al-B₄C نشان دادن که برای تشکیل کامپوزیت (محلوثی می تواند به مورت زیر باشد.

$3\text{TiO}_2 + 4\text{Al} \rightarrow 3\text{Ti} + 2\text{Al}_2\text{O}_3$	(3)
$\Gamma i + B_4 C \rightarrow T i C + 4B$	(4)
$\Gamma i + 2R \rightarrow T i R_2$	(5)

مقدار آنتالپی محاسبه شده در هر سه رابطه بالا منفی می باشد و واکنش آنها به صورت گرمازا^۳ است. بنابراین در اثر حرارت جوش کاری، مطابق با رابطه (3) اولین واکنش در ترکیب پودری مذکور، واکنش IA با TiO می باشد که باعث تجزیه Ti از اکسید آن می شود. به دلیل این که قابلیت نفوذ پذیری[†] C نسبت به B بیشتر می باشد، C به سرعت با Ti واکنش داده و ابتدا TiC تشکیل می شود. سپس B آزاد شده با Ti باقی مانده واکنش می دهد و در زمینه به صورت فاز TiB یا TiB قرار می گیرد. در جوش کاری حالت ذوبی به دلیل حرارت بالای ایجاد شده و نفوذ سریع در واکنش، احتمال تشکیل فاز میانی⁶ Ti نیز بیشتر می گردد [20].

پیک مربوط به این فاز در الگوی پراش پرتوایکس در "شکل 11" نیز می تواند به همین دلیل ایجاد شده باشد. "شکل 12" نیز بهصورت شماتیک واکنشهای به وجود آمده در ترکیب برای تشکیل فازها را نشان می دهد. "شکل 13 (الف)" تصویر میکروسکوپ الکترونی از لایه روکش نمونه دوم را نشان می دهد. در این تصویر توزیع ذرات TiC مکعبی شکل در زمینه و یا تشکیل آنها بر روی ذرات Al₂O₃ در سطح فولاد زنگ نزن 304 قابل مشاهده است که با علامت دایره نشان داده شده است. "شکل 13 (ب)" یکی از ذرات موجود در فاز زمینه را نشان می دهد که در بزرگنمایی بیشتر گرفته شده است. در این تصویر ذره خاکستری رنگ که با پیکان نیز مشخص شده است، فاز TiC را نشان می دهد که آنالیز نقطهایی آن در شکل 13 (ج)" نشان داده شده است. ذره مشکی رنگ مشخص شده با پیکان در "شکل 13 (ب)" فاز شده است. فرا عمان می دهد که آنالیز نقطهایی آن در شکل 31 (ج)" نشان داده مده است. در این تصویر ذره خاکستری رنگ که با پیکان در "شکل 31 (ب)" فاز مده است. داده مشکی رنگ مشخص شده با پیکان در "شکل 31 (ب)" نشان داده شده است. فاز TiZ در تصاویر میکروسکوپ الکترونی و آنالیزهای نقطهایی از است. فاز TiB در تصاویر میکروسکوپ الکترونی و آنالیزهای نقطه ای از

¹ Tensile strength

²Exothermic ³ Differential thermal analysis

Diffusivity

⁵ Intermediate phase



Fig. 10 Element mapping results in clad layer of sample 1 شکل 10 نتایج مکان نگاری عنصری در لایه روکش نمونه اول



Fig. 11 XRD pattern of the sample 2 clad layer شكل 11 طرح پراش پرتوايكس از لايه روكش نمونه دوم



Fig. 12 Schematic drawing of reaction [21]

شكل 12 رسم شماتيك واكنش [21]



Fig. 13 SEM micrograph of a) sample 2 clad layer b)nucleation of TiC on Al_2O_3 c)EDS analysis of TiC particle d)EDS analysis of Al_2O_3 particle

شکل 13 تصویر میکروسکوپ الکترونی از الف) لایه روکش نمونه دوم ب) جوانهزنی ذرات TiC بر روی Al₂O₃ ج)آنالیز نقطهایی EDS از ذره TiC د) آنالیز نقطهایی EDS از ذره Al₂O₃

وجود این فاز می توان به آنالیز پراش پر توایکس گرفته شده از سطح روکش اشاره کرد. "شکل 14" نیز توزیع عناصر موجود در ذرات فازی در لایه روکش نمونه دوم را نشان می دهد.

3-3- خواص مکانیکی

1-3-3- میکروسختی

"شکل 15" تغییرات سختی مناطق مختلف جوشکاری در نمونههای روکشکاری شده را برحسب فاصله از مرکز جوش نشان میدهد. سختیسنجی در عمق 200 میکرومتری از سطح فلز پایه انجام گرفت. همان طور که مشخص است در نمونه اول بهدلیل تشکیل کامپوزیت-TiC 400-431، سختی از حدود 198 ویکرز در زیرلایه به میانگین بین 431–400 ویکرز در لایه روکش افزایش پیدا کرده است. در نمونه دوم بهدلیل تغییر



Fig. 14 Element mapping results in clad layer of sample 2 شکل 14 نتایج مکان نگاری عنصری در لایه روکش نمونه دوم



Fig 16 Weight loss of base metal and coatings

شکل 16 کاهش وزن فلز پایه و پوششها





سایش آورده شده است. همان طور که مشخص است مکانیزم سایش خراشان^۲ همراه با خطوط برش و ایجاد شیار می باشد [22]. این عامل باعث تشکیل بیشتر محصولات سایش^۲ در سطح زیر لایه می شود که در نتیجه مقاومت سایش پایین است. "شکل 18 (ب) و (ج)" به ترتیب سطح سایش نمونه های پوششی اول و دوم را نشان می دهد. در این نمونه ها مکانیزم غالب در حین سایش عمل شخم زدن[†] می باشد. این نوع مکانیزم زمانی به وجود می آید که ذرات چسبنده سخت در تماس با یک سطح نرم باشند که در نتیجه باعث ایجاد شیارهای کم عمق در سطح مورد سایش می شود که بدون از دست دادن مواد در سطح است [21,7]. در "شکل 18 (ج)" شیارهای ایجاد شده با پیکان مشخص شده است.

4- نتيجه گيري

در تحقیق حاضر ایجاد پوشش کامپوزیتی TiC-Al₂O₃ و TiC-Al₂O₃ و TiC-Al₂O₃ بر روی سطح فولاد زنگنزن آستنیتی 304 با موفقیت انجام گردید و نتایج زیر حاصل گردید:

1- پس از انجام فرایند روکش کاری، در فصل مشترک لایه روکش و فلز پایه رشد هم بافتِ مشاهده گردید که سبب اتصال فریت موجود در لایه روکش با فلز پایه می شود که این موضوع مقدار تمرکز تنش در فصل مشترک را به حداقل می رساند.

2- در اثر حرارت بالای جوش کاری در ترکیبات پودری استفاده شده در

ترکیب و استفاده از پودر B_4C در ترکیب پودری مذکور بهعنوان منبع کربن، پس از روکشکاری و تشکیل پوشش کامپوزیتی $TiC-Al_2O_3$ - TiB_2 در سطح، منجر به افزایش میانگین سختی در لایه روکش مابین 438-439 ویکرز در مرکز لایه روکش شد. با توجه به نمودار سختی، با حرکت از مرکز جوش بهسمت فصل مشترک، بهدلیل تغییر در ساختار و کاهش حجم فازهای تقویتکننده در منطقه نزدیک فصل مشترک سختی کاهش یافته است.

همچنین در منطقه متأثر از حرارت نمونههای روکش داده شده سختی نسبت به زیر لایه افزایش پیدا کرده است. دلیل مشخصی برای این افزایش سختی نمیتوان بیان نمود اما سه دلیل احتمالی این پدیده عبارتند از: افزایش سختی به علت کاهش اندازه دانه با توجه به رابطه هال-پچ، رسوب فاز ترد و سخت سیگما (با توجه به حضور فریت دلتا که میتواند سرعت تشکیل فاز سیگما را افزایش دهد) و توزیع تنش پسماند در جوش و مناطق اطراف آن.

3-3-2- آزمون سايش

برای مقایسه رفتار سایشی نمونههای پوشش داده شده از آزمون سایش پین بر روی دیسک با نیروی 10 نیوتن در مسافت 250 متر در دمای اتاق استفاده شد. از صفحه SiC با شماره 600 بهعنوان جسم ساینده بر روی سطح نمونهها استفاده گردید. "شکل 16 و 17" به ترتیب نمودار کاهش وزن و نرخ سایش را در نمونههای یوشش داده شده و زیرلایه را نشان می دهد. همان طور که مشخص است در شرایط یکسان آزمون، رفتار سایشی نمونههای پوشش داده تقريباً 2.5 برابر زيرلايه كه فولاد زنگ نزن آستنيتي 304 است ميباشد. دليل این موضوع حضور ذرات تقویت کننده ی همچون TiC-Al₂O₃ در نمونه ی اول و TiC-Al₂O₃-TiB₂ در نمونه دوم میباشد که با توجه به چسبندگی بیشتر این فازها در سطح لایه روکش، میزان هدر رفتن مواد در سطح مورد سایش نمونههای پوششی نسبت به زیرلایه کاهش یافته است. اختلاف در کاهش وزن و نرخ سایش در نمونه اول و دوم پوشش داده شده نیز به دلیل بالا بودن میانگین سختی در نمونه دوم نسبت به نمونه اول بوده که باعث افزایش مقاومت به سایش سطح در این نمونه می شود. "شکل 18 (الف) و (ب) و (ج)" تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطح سایش را نشان میدهد. در "شكل 18 (الف)" سطح سايش مربوط به زيرلايه پس از انجام آزمون



¹ Wear rate

DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.5.25.3

² Abrasive wear

³ Debris ⁴ Plowing

4- در اثر تشکیل پوششهای کامپوزیتی مذکور در سطح نمونههای پوشش داده شده، سختی و مقاومت به سایش نسبت به زیرلایه تا 2.5 برابر افزایش یافت.

5- منابع

- J. Lippol, J. K. Damian, Welding metallurgy and weldability of stainless steels, pp. 3-213, New York: John Wiley & Sons, 2005.
- [2] S. Buytoz, M. Ulutan, In situ synthesis of SiC reinforced MMC surface on AISI 304 stainless steel by TIG surface alloying, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 200, No.12-13, pp. 3698-3704, 2006.
- [3] M. Masanta, S. M. Shariff, A. Roy Choudhury, A comparative study of the tribological performances of laser clad TiB₂-TiC-Al₂O₃ composite coatings on AISI 1020 and AISI 304 substrate, *Wear*, Vol. 271, No.7-8, pp. 1124-1133, 2011.
- [4] S. Buytoz, M. M. Yildirim, H. Eren, Microstructural and microhardness characteristics of gas tungsten arc synthesized Fe- Cr-C coating on AISI 4340, *Materials Letters*, Vol. 59, No. 6, pp. 607-614, 2005.
- [5] Y. C. Lin, H. M. Chen, Y. Ch. Chen, Analysis of microstructure and wear performance of SiC clad layer on SKD61 die steel after gas tungsten arc welding, *Materials and Design*, Vol. 47, No.1, pp. 828–835, 2013.
- [6] ASM Handbook: Welding Brazing and Soldering, pp. 2024-2061: ASM International, 1993.
- [7] M. Sharifitabar, J. Vahdati Khaki, M. Haddad Sabzevar, Microstructure and wear resistance of in-situ TiC–Al₂O₃ particles reinforced Fe-based coatings produced by gas tungsten arc cladding, *Surface & Coatings Technology*, Vol. 285, No.1, pp. 47–56, 2016.
- [8] Y. Choi, S.Woo Rhee, Reaction of TiO₂-Al-C combustion synthesis of TiC-Al₂O₃ composite, *Journal of the American Ceramic Society*, Vol.78, No.1, pp. 986-992, 1995.
- [9] T. Otsuka, T. Kakeshita, Science and technology of shape-memory alloys, MRS Bulletin, Vol. 27, No. 2, pp. 91-100, 2002.
 [10] X. H. Wang, M. Zhang, B. S. Du, Fabrication In Situ TiB₂-TiC-Al₂O₃
- [10] A. H. wang, M. Zhang, B. S. Di, Faolicaton in Situ 1162–11C–A2-03 Multiple Ceramic Particles Reinforced Fe-Based Composite Coatings by Gas Tungsten Arc Welding, *Tribology Letters*, Vol. 41, No. 1, pp. 171–176, 2011.
- [11] F. Madadi, M. Shamanian, F. Ashrafizadeh, Cladding of stellite composite on carbon steel by gas tungsten arc welding(GTAW), *International Journal* of *ISSI*, Vol. 6, No. 2, pp. 34-37, 2009.
- of ISSI, Vol. 6, No. 2, pp. 34-37, 2009.
 [12] H. Amel-Farzad, J. Vahdati-Khaki, A. Haerian, A. Youssefi, Combustion wave stability in diluted TiO2/AI/C system in atmospheric air, *Solid State Sciences*, Vol. 10, No.1, pp. 1958-1969, 2008.
- [13] G. J. Zhang, M. Ando, J. F. Yang, T. Ohji, S. Kanzaki, Boron carbide and nitride as reactants for in situ synthesis of boride-containing ceramic composites, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol 24, No.1, pp. 171-178,2004.
- [14] J.C. Lippold, Welding metallurgy and weldability, pp. 48-60, New York: John Wiley & Sons, 2015.
- [15] T.D.Clark, An analysis of microstructure and corrosion resistance in underwater friction stir welded 304L stainless steel, MS thesis, Brigham Young University, 2005.
- [16] S. Kou, Welding metallurgy, pp. 118-121, New York: John Wiley & Sons, 2002.
- [17] G. R. Mirshekari, E. Tavakoli, M. Atapour, B. Sadeghian, Microstructure and corrosion behavior of multipass gas tungsten arc welded 304L stainless steel, *Materials and Design*, Vol. 55, No.1, pp. 905–911, 2014.
- [18] C.R. Bowen, B. Derby, The formation of TiC/Al₂O₃ microstructures by a self-propagating high-temperature synthesis reaction, *Journal of Materials Science*, Vol. 31, No. 14, pp. 3791–3803, 1996.
- [19] X. H. Wang, Z. D. Zou, S. Y. Qu, S. L. Song, Microstructure and wear properties of Fe -based hardfacing coating reinforced by TiC particles, *Journal of Material Processing Technology*, Vol. 168, No. 1, pp. 89-94, 2005.
- [20] S. O. Yilmaz, M. Ozenbas, M. Yaz, Synthesis of TiB₂-reinforced iron-based composite coating, *Tribology International*, Vol. 42, No. 8, pp. 1220–1229, 2009.
- [21] Z. T. wang, X. H. Zhou, G. G. Zhao, Microstructure and formation mechanism of in-situ TiC-TiB₂/Fe composite coating, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 18, No. 4, pp. 831-835, 2008.
- [22] ASM Handbook: Friction, Lubrication and Wear Technology, Vol. 18, ASM International, pp. 2024-2061, 2002.



Fig. 18 Worn surface of a) base metal b) sample 1 c) sample 2 شكل 18 سطح سايش الف) فلز پايه ب) نمونه اول ج) نمونه دوم

Acc.V Spot Magn Det WD Exp 25.0 kV 4.7 250x SE 9.5 1

سطح زیرلایه، سنتز احتراقی صورت گرفت و باعث تشکیل ذرات تقویت کننده یقابل توجهی در سطح فولاد زنگنزن 304 شد. TiC ترکیب پودری 3C-4Al-3C و 3TiO₂-4Al-B₄C ذرات TiC ذرات و Al₂O₃ در لایه روکش با تصاویر میکروسکوپ الکترونی قابل مشاهده بود. همچنین تشکیل ذرات 2TiB در ترکیب پودری -3TiO₂-4Al Al با کمک آنالیز پراش پرتوایکس مشخص شد.