مجله مهندسی مکانیک مدرس، مرداد 1396، دوره 17، شماره 5، ص‌ص 119-128

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

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

ابراهیم بهرامی‌زاده[1]، سلمان نوروزی[2*]، حامد جمشیدی اول[3]

1- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل

2- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل

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

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

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 20 فروردین 1396

پذیرش: 26 فروردین 1396

ارائه در سایت: 09 اردیبهشت 1396

کلید واژگان:

فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 304

جوش‌کاری قوس تنگستن با گاز محافظ

روکش‌کاری

چکیده

در پژوهش حاضر، ریزساختار و مقاومت به سایش پوشش‌های کامپوزیتی $TiC-Al_2O_3$ و $TiB_2-TiC-Al_2O_3$ ایجاد شده به‌صورت درجا بر روی سطح فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 304 از طریق فرایند جوش‌کاری قوس تنگستن با گاز محافظ مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور، خمیری پیش‌نشست از مخلوط‌های پودری $3TiO_2-4Al-3C$ و $3TiO_2-4Al-B_4C$ آماده شد و بر روی سطح زیرلایه فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 304 اعمال شد، سپس با استفاده از فرایند جوش‌کاری قوس تنگستن با گاز محافظ ذوب گردید. ویژگی‌های ریزساختاری و مشخصات فازی نمونه‌های روکش‌کاری شده با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی و آنالیز پراش پرتوایکس بررسی شد. خواص مکانیکی لایه‌های روکش از طریق آزمون‌های میکرو سختی ویکرز و سایش پین بر روی دیسک مورد مطالعه قرار گرفت. بررسی‌های ریزساختاری از لایه‌های روکش‌کاری شده نشان داد که حرارت ورودی بالای جوش‌کاری، منجر به سنتز دما بالا و تشکیل ذرات تقویت کننده‌ی قابل توجهی در سطح فولاد شد. همچنین ذرات مکعبی شکل TiC به صورت مجزا و یا ناهمگن بر روی ذرات Al_2O_3 در زمینه آستنیتی فولاد زنگ‌نزن 304 جوانه زده است. همچنین تشکیل ذرات TiB_2 توسط آنالیز پراش پرتوایکس به اثبات رسید. تشکیل ذرات تقویت‌کننده در هر دو لایه روکش، موجب افزایش سختی و مقاومت به سایش سطح تا حدود 2.5 برابر نسبت به زیرلایه شده است.

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

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 09 April 2017
Accepted 15 April 2017
Available Online 29 April 2017

Keywords:
AISI 304 austenite stainless steel
Gas tungsten arc welding
Clad

ABSTRACT

In the present study, microstructure and wear resistance of in-situ composite coatings $TiC-Al_2O_3$ and $TiB_2-TiC-Al_2O_3$ 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 $3TiO_2-4Al-B_4C$ was provided and applied on the surface of AISI 304 austenite stainless steel substrate, then fused using gas tungsten 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_2O_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.

1- مقدمه

فولادهای زنگ نزن آستنیتی[1]، جزء بزرگ‌ترین گروه‌های عام و پرمصرف فولادهای زنگ‌نزن می‌باشند که نسبت به سایر گروه‌ها در تناژ بالاتری تولید می‌شوند. این فولادها به خاطر خواص خوردگی همراه با خواص شکل‌پذیری خوب به‌طور گسترده‌ای در صنایع شیمیایی و پتروشیمی استفاده می‌شوند. علی‌رغم ویژگی‌های خوب، استحکام این فولادها برابر با فولاد نرم می‌باشد به طوری که حداقل استحکام تسلیم[2] آن‌ها در دمای محیط حدود 210 مگاپاسکال است و قابلیت سختی‌پذیری استحاله‌ای[3] را ندارند، بنابراین اغلب با

[1] Austenitic stainless steels

[2] Yield strength

[3] Transformation hardenable

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

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)

کار سرد استحکام‌دهی می‌شوند [1]. همچنین به‌علت سختی 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 ماشین‌کاری مناسبی می‌باشد اما به خاطر سختی و مقاومت به سایش پایین استفاده از آن‌ها در بیشتر کاربردها محدودیت دارد. در این راستا می‌توان برای افزایش سختی و مقاومت به سایش فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی از فرایندهای مهندسی سطح استفاده کرد [3,1]. به‌کارگیری عملیات سطحی بر روی فولادهای زنگ‌نزن جهت اصلاح سطح آن مورد استقبال بسیاری از محققین قرارگرفته است و روش‌های نوینی نیز برای بهبود و افزایش خواص شیمیایی و مکانیکی آن‌ها به‌کار گرفته‌اند [4]. برای شناسایی روش مناسب جهت انجام عملیات سطحی، در سال‌های اخیر تحولات امیدوارکننده‌ی 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[1] و رسوب شیمیایی بخار[2]، روکش‌کاری لیزر[3] یا آلیاژسازی سطح[4] از طریق لیزر و روکش‌کاری پلاسما[5] می‌باشد [5,2]. در این بین روش روکش‌کاری توسط فرایند جوش‌کاری یکی از مناسب‌ترین و اقتصادی‌ترین روش‌های عملیات سطحی جهت بهبود خواص قطعات صنعتی است. جوش‌کاری قوس تنگستن با گاز محافظ[6] از راحت‌ترین روش‌های 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 جوش‌کاری قوس تنگستن با گاز محافظ در فرایند روکش‌کاری به‌طور معمول کمتر از 2.2 میلی‌متر بر ثانیه می‌باشد، بنابراین باید سرعت احتراق جهت انجام واکنش در زیر قوس کنترل گردد. تحت این شرایط، ذرات در داخل حوضچه مذاب شکل می‌گیرند و باعث ایجاد کامپوزیتی به‌صورت درجا با یک فصل مشترک مناسب بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه می‌شود [7]. روشی که باعث انجام واکنش‌های خودبه‌خودی و تولید مواد سرامیکی مقاوم و بین‌فلزی می‌شود سنتز احتراقی[7] نام دارد. سرعت انجام شدن این واکنش به عوامل مهم همچون اندازه ذرات ترکیبات و دمای اولیه انجام واکنش‌ها وابسته است [8]. افزودن کاربیدها به زمینه و تشکیل پوشش کامپوزیتی که به دلیل سختی بالای کاربیدها بهبود دهنده‌ی خواص سایشی است، کاربرد یافته است. در بین ذرات سرامیکی، TiC، TiB_2 و Al_2O_3 دارای نقطه ذوب و سختی بالا، پایداری حرارتی و شیمیایی خوب و از همه مهم‌تر 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 جوش‌کاری صورت گرفته است که به چند مورد آن اشاره شده است.

وانگ و همکاران [10] از مخلوط پودری TiO_2، Al و B_4C جهت تشکیل پوشش کامپوزیتی TiB_2-TiC-Al_2O_3 بر روی سطح فولاد 1020 از طریق جوش‌کاری قوس تنگستن با گاز محافظ استفاده کردند. نتایج بررسی آن‌ها نشان داد که در اثر حرارت بالای جوش‌کاری و در نتیجه انجام واکنش بین مخلوط پودری اولیه، تشکیل پوشش کامپوزیتی مذکور باعث افزایش سختی و مقاومت به سایش سطح فولاد شد. ماسانتا و همکاران [3] با ایجاد پوشش کامپوزیتی TiB_2-TiC-Al_2O_3 از طریق جوش‌کاری لیزر با سرعت‌های متفاوت جوش‌کاری بر روی سطح فولاد زنگ‌نزن 304 به بررسی تأثیر آن پرداختند. نتایج حاصله نشان داد که تشکیل پوشش کامپوزیتی TiB_2-TiC-Al_2O_3 منجر به افزایش سختی و مقامت به سایش سطح فولاد 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 روکش‌کاری حل شدند که در مقدار پایین SiC ریزساختار شامل دندریت‌ها می‌باشد. 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 جوش‌کاری قوسی تنگستن با گاز محافظ بررسی کردند. آزمایش‌ها نشان داد که در حین فرایند روکش‌کاری، پودر SiC به‌علت حرارت بالای جوش‌کاری تجزیه شده و در اثر ذوب و انجماد سریع[8] در فرایند جوش‌کاری تبدیل به فازهای شبه‌پایدار[9] و پیچیده Fe_3C و Fe_8Si_2C 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 تقویت‌کننده‌ی WC با درصدهای متفاوت بر روی زیرلایه فولاد St52 به‌وسیله جوش‌کاری قوس تنگستن با گاز محافظ، به بررسی ریزساختار و سختی روکش اعمال‌شده پرداختند. نتایج نشان داد که سختی نمونه‌ها در حضور فاز تقویت‌کننده‌ی WC همراه با استلایت 6 نسبت به نمونه‌های بدون فاز تقویت‌کننده 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 جوش‌کاری با و بدون لایه میانی بر ریزساختار و خواص مکانیکی روکش ایجاد شده مورد بررسی قرار گرفته است، هدف از انجام تحقیق حاضر بررسی تشکیل پوشش کامپوزیتی TiB_2-TiC-Al_2O_3 و TiC-Al_2O_3 بر روی سطح فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 304 با استفاده از جوش‌کاری قوس تنگستن با گاز محافظ می‌باشد. درنهایت پس از انجام فرایند روکش‌کاری 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 آزمون میکروسختی سنجی ویکرز و خواص سایشی سطح توسط دستگاه پین بر روی دیسک مورد بررسی قرار گرفت.

2- روش آزمایش

2-1- مواد اولیه و آماده‌سازی قبل از روکش‌کاری

در این تحقیق پودرهای TiO_2، Al، C و B_4C با اندازه متوسط ذرات به ترتیب 1، 20، 10 و 20 میکرومتر استفاده شد. جهت انجام فرایند روکش‌کاری ورق فولاد زنگ‌نزن 304 با ابعاد 5×30×130 میلی‌متر مکعب و با

[1] Physical vapor deposition
[2] Chemical vapor deposition
[3] Laser cladding
[4] Surface alloying
[5] Plasma cladding
[6] Gas tungsten arc welding
[7] 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 قابل‌توجهی 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].

$$3TiO_2 + 4Al + 3C \rightarrow 3TiC + 2Al_2O_3$$
$$\Delta G^{\circ} = -1088538 + 64.01T\ J \quad (1)$$
$$3TiO_2 + 4Al + B_4C \rightarrow 2Al_2O_3 + 2TiB_2 + TiC$$
$$\Delta G^{\circ} = -128289 + 108.01T\ J \quad (2)$$

طبق معیار مرزانف[2] در یک واکنش گرمازا چنانچه دمای آدیاباتیک بیشتر از 1800 کلوین باشد، واکنش می‌تواند به‌صورت خودبه‌خود انجام شود [12]. دمای آدیاباتیک به‌دست آمده برای رابطه (1) و (2) به‌ترتیب 2390 و 2423 کلوین می‌باشد. از این‌رو هر دو واکنش قابلیت خود پیش‌روندگی 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[3] به مدت 30 دقیقه در سرعت 250 دور بر دقیقه با نسبت گلوله به پودر 10 به 1 آسیاب شدند. پس از مخلوط‌سازی ترکیبات پودری، امکان تفکیک ذرات مجزا در آن وجود نداشت. "شکل 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 "شکل 2" با ابعاد 0.8×10×120 میلی‌متر مکعب بر روی سطوح زیرلایه‌ها با ضخامت 0.8 میلی‌متر پوشش داده شد. "شکل 2" مربوط به ترکیب پودری $3TiO_2$-4Al-3C می‌باشد. در نهایت نمونه‌های پوشش داده شده با پودر خمیری قبل از انجام جوش‌کاری و به‌منظور خشک شدن و رطوبت‌زدایی به مدت 1 ساعت در دمای 100 درجه سانتی‌گراد در داخل کوره قرار گرفتند.

2-2- فرایند روکش‌کاری و مشخصات آزمایش‌ها

جهت انجام فرایند روکش‌کاری با جوش‌کاری 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)

V	Si	Mn	Mo	C	Ni	Cr	Fe
0.09	0.52	1.10	0.07	0.04	8.00	18.50	Base

جدول 2 خواص مکانیکی آلیاژ

Table 2 Mechanical properties of alloy

آلیاژ	استحکام کششی نهایی(MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	درصد ازدیاد طول
304 SS	621	290	51

[1] Aluminothermy
[2] Merzhanov
[3] Planetary ball milling

جدول 3 نسبت‌های مولی ترکیبات استفاده شده در روکش‌کاری

Table 3 Molar rate of mixtures used during cladding

شماره نمونه	TiO_2	Al	C	B_4C
1	3	4	4	-
2	3	4	-	1

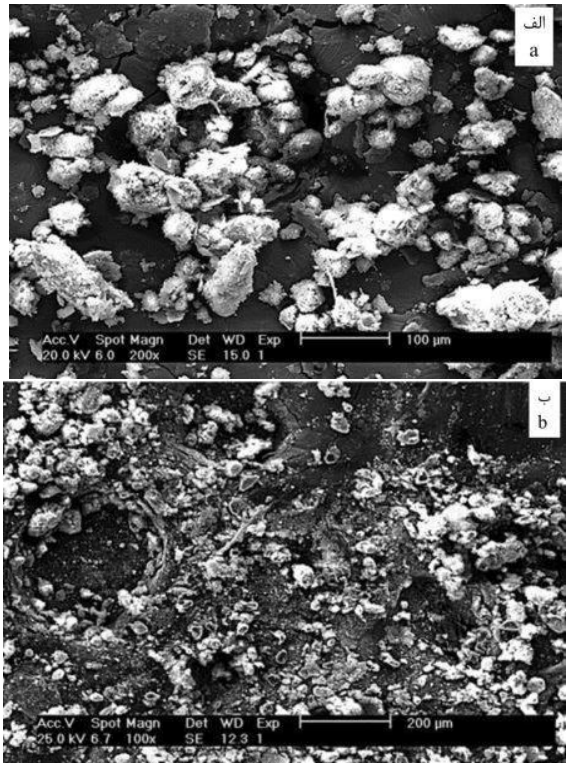

Fig 1 SEM micrograph of morphology mix powders of a)sample 1 b) sample 2

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

Fig 2 Stencil image a)before applied of mix powder b)after applied of mix powder

شکل 2 تصویر شابلون الف) قبل از اعمال مخلوط پودر ب) بعد از اعمال مخلوط پودر

دستگاه جوش‌کاری شرکت گاما الکتریک استفاده گردید. مشخصه‌های جوش‌کاری 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 جوش[4] و از الکترود نوع W-2%Th در جوش‌کاری استفاد گردید. جهت انجام

[4] Weld pool

عملیات ذوب سطحی، با خارج کردن نمونه‌ها از کوره و پس از سرد شدن در دمای محیط با اعمال جوش‌کاری قوس تنگستن با گاز محافظ بر روی نمونه‌ها فرایند روکش‌کاری صورت گرفت. پس از اعمال لایه‌ها، جهت مطالعات ریزساختاری در لایه‌های روکش، نمونه‌ها برای بررسی متالوگرافی به‌صورت عرضی برش داده شدند و پس از سنباده‌زنی و پولیش کردن جهت آشکارسازی ساختارها توسط محلول کالینگ[1] حکاکی[2] گردیدند. از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز عنصری با روش طیف‌سنجی 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 تقویت‌کننده در این پژوهش با محدودیت‌های مواجه است. بنابراین برای اثبات بهتر وجود این عناصر استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) گزینه مناسب‌تری می‌باشد. از دستگاه میکروسختی ویکرز شرکت کوپا برای مشخص کردن سختی نواحی مختلف نمونه‌ها با بار اعمالی 100 گرم به‌مدت زمان 10 ثانیه بر روی نمونه‌ها استفاده شده است. از دستگاه آزمون سایش پین روی دیسک[3] جهت بررسی خواص سایشی پوشش‌های اعمال شده تحت بار 10 نیوتن و مسافت 250 متر استفاده گردید.

3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار لایه‌های روکش

فرایند روکش‌کاری[4] توسط جوش‌کاری 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 ریخته‌گری یا کارشده[5] می‌تواند کاملاً آستنیتی و یا مخلوطی از آستنیت و فریت 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 می‌شود، اما در ریزساختارهای کار شده حضور آن می‌تواند باعث کاهش انعطاف‌پذیری و چقرمگی ذاتی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی شود [1]. "شکل 4 (الف) و (ب)" به‌ترتیب تصویر درشت ساختار و ریزساختار نمونه 1 که نواحی مختلف جوش‌کاری در آن مشخص شده است را نشان می‌دهد. در "شکل 4 (ب)" ناحیه ذوب جزیی[6] (PMZ) در نزدیکی خط ذوب

جدول 4 مشخصات داده‌های فرایند روکش‌کاری

Table 4 The cladding process parameters

شدت جریان(A)	دبی گاز (L/min)	قطر نازل (mm)	قطر الکترد (mm)	طول قوس (mm)	سرعت جوش‌کاری (mm/s)
120.0	10.0	6.0	2.4	2.0	1.1

نشان داده شده است. جدایش عناصر آلیاژی و ناخالصی باعث افزایش محدوده دمای ذوب فلز پایه می‌شود. محدوده دمای بین لیکوئیدوس و دماهای سالیدوس معمولا برای توصیف میزان ناحیه ذوب جزیی استفاده می‌شود. پدیده‌های متعددی وجود دارند که از طریق ترغیب واکنش‌های ذوب موضعی تحت شرایط گرمایی غیرتعادلی بر اندازه این محدوده دمایی تاثیر می‌گذارند. 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[7] (HAZ) منجر شوند. این مکانیزم‌ها عبارتند از جدایش گیبسی[8]، جاروب مرز دانه[9] و نفوذ لوله‌ای[10] [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 دانه‌ها 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 ترتیب 15.7±6.5 و 20±10 میکرومتر می‌باشد. ریزتر شدن دانه‌ها در منطقه متاثر از حرارت نسبت به فلزپایه ممکن است ناشی از وقوع تبلور مجدد در این منطقه می‌باشد.

"شکل 5 (الف) و "شکل 6 (الف)" مربوط به مرکز لایه روکش نمونه 1 و 2 جوش‌کاری شده می‌باشد. در هر دو لایه پس از جوش‌کاری، در اتمام فرایند انجماد در لایه‌های روکش ریزساختار در مرکز جوش به‌علت سرعت سرمایش بالاتر نسبت به مناطق دیگر به‌صورت فریت شبکه‌ایی[11] می‌باشد. به‌طور کلی می‌توان گفت ریزساختار فریت شبکه‌ایی در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی زمانی تشکیل می‌شود که سرعت سرمایش بالا باشد و یا زمانی که نسبت Cr_{eq}/Ni_{eq} در محدوده‌ی فریت- آستنیت در نمودار شبه دوتایی مربوط به Fe-Cr-Ni افزایش یابد [1].

"شکل 5 (ب)" و "شکل 6 (ب)" منطقه فصل مشترک لایه روکش و فلزپایه در نمونه 1 و نمونه 2 را نشان می‌دهد. در جوش‌کاری‌های حالت ذوبی، دانه‌های فلز پایه در خط ذوب به‌عنوان زمینه جوانه‌زنی عمل می‌کنند.

به‌دلیل آن‌که فلز مذاب حوضچه جوش در تماس مستقیم با این زمینه قرار دارد و به‌طور کامل این دانه‌ها را تر می‌کنند، بنابراین بلورها از فلز مذاب و بر روی این دانه‌ها بدون هیچ مشکلی جوانه‌زنی کرده و باعث رشد هم بافتِ[12] در منطقه فصل مشترک فلز جوش و فلز پایه می‌شود [16]. در

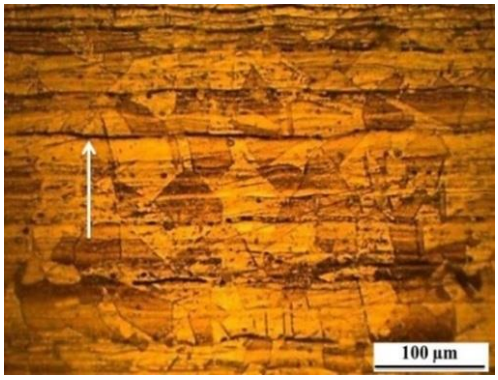

Fig 3 Microstucture of 304 stainless steel with δ-feritte

شکل 3 ریزساختار فولاد زنگ‌نزن 304 همراه با فریت دلتا

[1] Kalling
[2] Etch
[3] Pin-on-disk
[4] Cladding
[5] Wrought
[6] Partially melted zone
[7] Heat affected zone
[8] Gibbsian segregation
[9] Grain boundary sweeping
[10] Pipeline diffusion
[11] Lathy
[12] Epitaxial

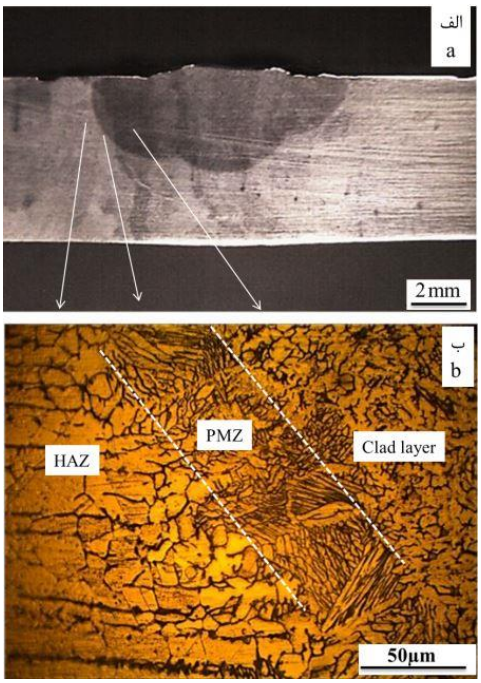

Fig 4 a)Macrostructure of welded sample1zb) Microstructure of different of welding zone

شکل 4 الف) درشت ساختار جوش‌کاری شده نمونه اول ب) ریزساختار نواحی مختلف جوش‌کاری

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 هم‌بافتِ با پیکان مشخص شده است. می‌توان گفت فریت‌های تشکیل شده در منطقه فصل مشترک با فلز پایه یک رشد هم‌بافتِ 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

3-2-1- نمونه اول

"شکل 7" الگوی پراش پرتوایکس تهیه شده از سطح روکش مربوط به نمونه اول با ترکیب پودری $3TiO_2$-4Al-3C را نشان می‌دهد. در این نمونه، مخلوط پودری بر پایه واکنش آلومینوترمال انتخاب شد. با توجه به الگوی پراش پرتو ایکس، پیک‌های مربوط به سطح لایه روکش شامل دو پیک با شدت زیاد است که مربوط به فلز پایه می‌باشد. همچنین شامل دو پیک با شدت پایین‌تر بوده که نشان‌دهنده‌ی فازهای TiC و Al_2O_3 در سطح می‌باشد و گواهی بر انجام شدن واکنش احتراق در ترکیب پودری موردنظر است. شدت پایین پیک‌های مربوط به فازهای تقویت‌کننده بیانگر این است که در اثر واکنش احتراقی در ترکیب پودری $3TiO_2$-4Al-3C، مقدار قابل‌توجهی از حرارت در اثر واکنش Al با TiO_2 آزاد شده است [18]. شریفی تبار و همکاران [7] برای برطرف کردن این مشکل در واکنش Al با TiO_2، با

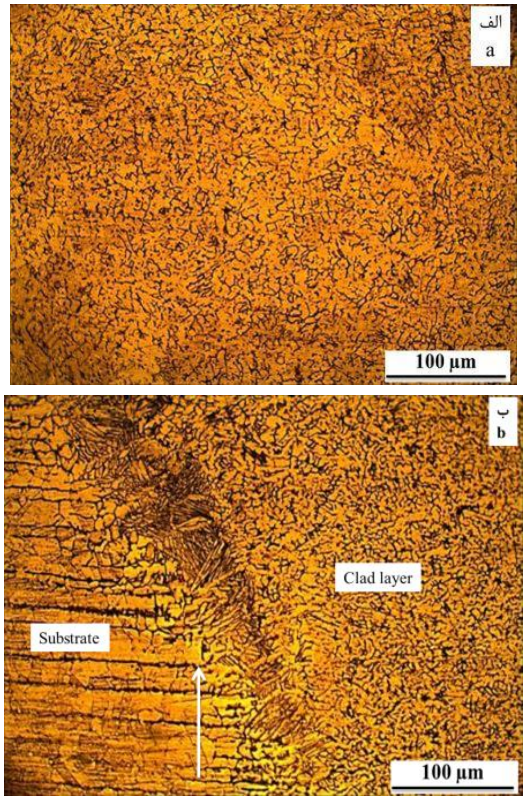

Fig 5 Microstructure of a)center clad layer b) interface of clad layer and base metal of sample 1

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

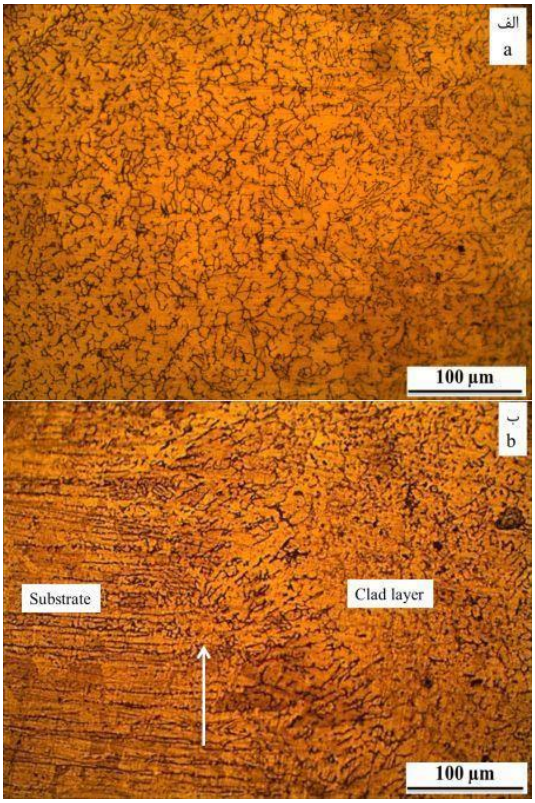

Fig 6 Microstructure of a)center clad layer b)interface of clad layer and base metal of sample 2

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-TiO_2-Al-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 Al با اکسیژن موجود در TiO_2 می‌باشد که باعث آزادسازی Ti گشته و تشکیل Ti و Al_2O_3 را می‌دهد. سپس Ti آزاد شده با C واکنش داده و منجربه شکل گرفتن فاز TiC می‌شود [8].

تصویر میکروسکوپ الکترونی زمینه لایه روکش نمونه اول در "شکل 8 (الف)" آورده شده است. در این شکل حضور فاز ثانویه[1] 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 "شکل 9 (الف) و (ب) و (ج)" نمایش 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 Al_2O_3 می‌باشد. بر اساس پژوهش وانگ و همکاران [19] ذرات Al_2O_3 می‌تواند به‌عنوان هسته‌های اولیه برای ذرات TiC عمل کنند که در آنالیز EDS مربوط به ذره TiC و Al_2O_3 ، پیک Al و Ti در "شکل 9 (ب) و (ج)" به همین دلیل مشاهده می‌شود. یکی از مزایای این روش پیوند مستحکم ذرات با زمینه است که عدم کنده شدن ذرات در فرایند پولیش‌کاری 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[2] در اثر تشکیل کاربیدهای پرکرم $M_{23}C_6$ 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 عناصر در لایه روکش در نمونه اول از آنالیز سطحی استفاده گردید. "شکل 10"

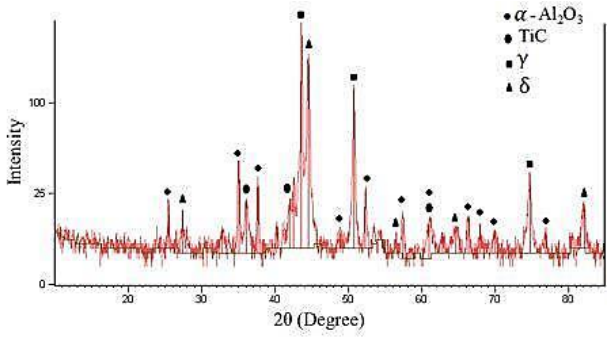

Fig 7 XRD pattern of the sample 1 clad layer

شکل 7 طرح پراش پرتوایکس از لایه روکش نمونه اول

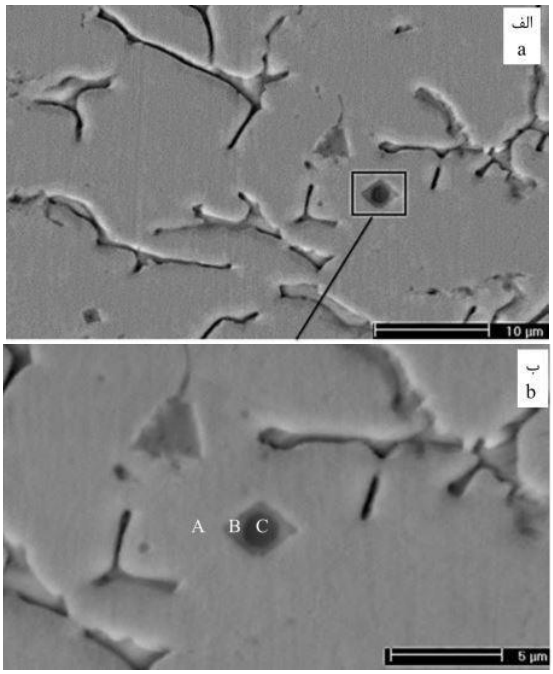

Fig. 8 SEM micrograph of a) sample 1 clad layer b)nucleation of TiC on Al_2O_3

شکل 8 تصویر میکروسکوپ الکترونی از الف) لایه روکش نمونه اول ب) جوانه‌زنی ذرات TiC بر روی Al_2O_3

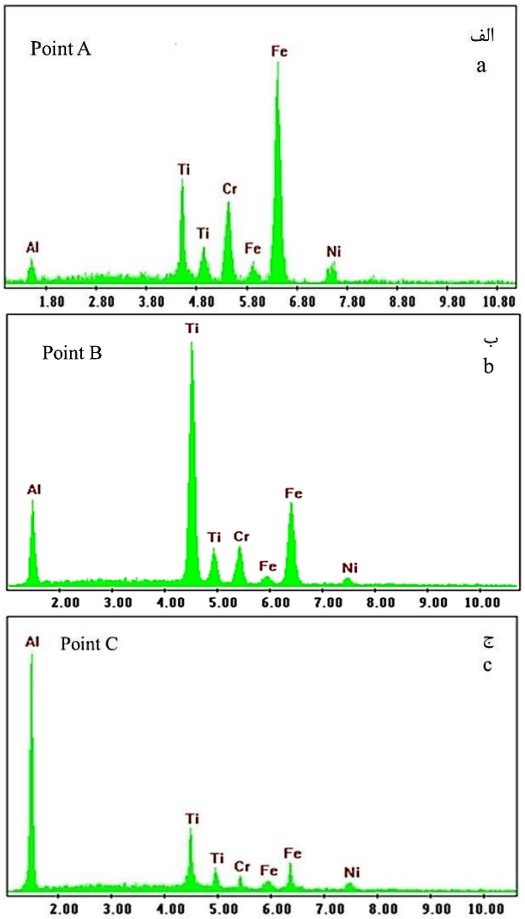

Fig. 9 EDS point anslize of a):the matrix(point A) b):gray phase (point B) c): black phase (point C)

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

[1] Secondary phase
[2] Intergranular corrosion

نحوه توزیع عناصر در لایه روکش نمونه اول را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است، عناصر اصلی در فاز زمینه آستنیتی و فازهای تقویت‌کننده‌ی TiC و Al_2O_3 با پراکندگی رنگ مشخص مربوط به آن فاز که به‌ترتیب شامل Fe، Ti و Al می‌باشد از یکدیگر تفکیک شده است.

3-2-2- نمونه دوم

فاز TiB_2 دارای خواص مکانیکی و سایش خوب، و همچنین استحکام کششی[1] 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 $3TiO_2$-4Al-B_4C استفاده گردید. هدف استفاده از این ترکیب، تشکیل پوشش کامپوزیتی TiB_2-TiC-Al_2O_3 بر روی سطح فولاد زنگ‌نزن 304 بود. "شکل 11" الگوی پراش پرتوایکس گرفته شده از سطح لایه روکش نمونه دوم را پس از اعمال حرارت توسط جوش‌کاری قوس تنگستن با گاز محافظ را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است فازهای موردنظر بعد از انجام شدن واکنش احتراقی بر روی سطح تشکیل شده است. وانگ و همکاران [7] با استفاده از آنالیز حرارتی[2] گرفته شده از مخلوط پودری $3TiO_2$-4Al-B_4C نشان دادن که برای تشکیل کامپوزیت TiB_2-TiC-Al_2O_3 از طریق سنتز احتراقی، واکنش بین اجزا تشکیل‌دهنده پودرها می‌تواند به‌صورت زیر باشد.

$$3TiO_2 + 4Al \rightarrow 3Ti + 2Al_2O_3 \quad (3)$$
$$Ti + B_4C \rightarrow TiC + 4B \quad (4)$$
$$Ti + 2B \rightarrow TiB_2 \quad (5)$$

مقدار آنتالپی محاسبه شده در هر سه رابطه بالا منفی می‌باشد و واکنش آن‌ها به‌صورت گرمازا[3] است. بنابراین در اثر حرارت جوش‌کاری، مطابق با رابطه (3) اولین واکنش در ترکیب پودری مذکور، واکنش Al با TiO_2 می‌باشد که باعث تجزیه Ti از اکسید آن می‌شود. به‌دلیل این‌که قابلیت نفوذپذیری[4] C نسبت به B بیشتر می‌باشد، C به سرعت با Ti واکنش داده و ابتدا TiC تشکیل می‌شود. سپس B آزاد شده با Ti باقی مانده واکنش می‌دهد و در زمینه به‌صورت فاز TiB_2 یا TiB قرار می‌گیرد. در جوش‌کاری حالت ذوبی به‌دلیل حرارت بالای ایجاد شده و نفوذ سریع در واکنش، احتمال تشکیل فاز میانی[5] TiB نیز بیشتر می‌گردد [20].

پیک مربوط به این فاز در الگوی پراش پرتوایکس در "شکل 11" نیز می‌تواند به همین دلیل ایجاد شده باشد. "شکل 12" نیز به‌صورت شماتیک واکنش‌های به وجود آمده در ترکیب برای تشکیل فازها را نشان می‌دهد. "شکل 13 (الف)" تصویر میکروسکوپ الکترونی از لایه روکش نمونه دوم را نشان می‌دهد. در این تصویر توزیع ذرات TiC مکعبی شکل در زمینه و یا تشکیل آن‌ها بر روی ذرات Al_2O_3 در سطح فولاد زنگ‌نزن 304 قابل مشاهده است که با علامت دایره نشان داده شده است. "شکل 13 (ب)" یکی از ذرات موجود در فاز زمینه را نشان می‌دهد که در بزرگنمایی بیشتر گرفته شده است. در این تصویر ذره خاکستری رنگ که با پیکان نیز مشخص شده است، فاز TiC را نشان می‌دهد که آنالیز نقطه‌ایی آن در شکل "13 (ج)" نشان داده شده است. ذره مشکی رنگ مشخص شده با پیکان در "شکل 13 (ب)" فاز Al_2O_3 می‌باشد که آنالیز نقطه‌ایی آن نیز در "شکل 13 (د)" آورده شده است. فاز TiB_2 در تصاویر میکروسکوپ الکترونی و آنالیزهای نقطه‌ایی از مناطق مختلف در لایه روکش، قابل شناسایی نبود به همین جهت برای اثبات

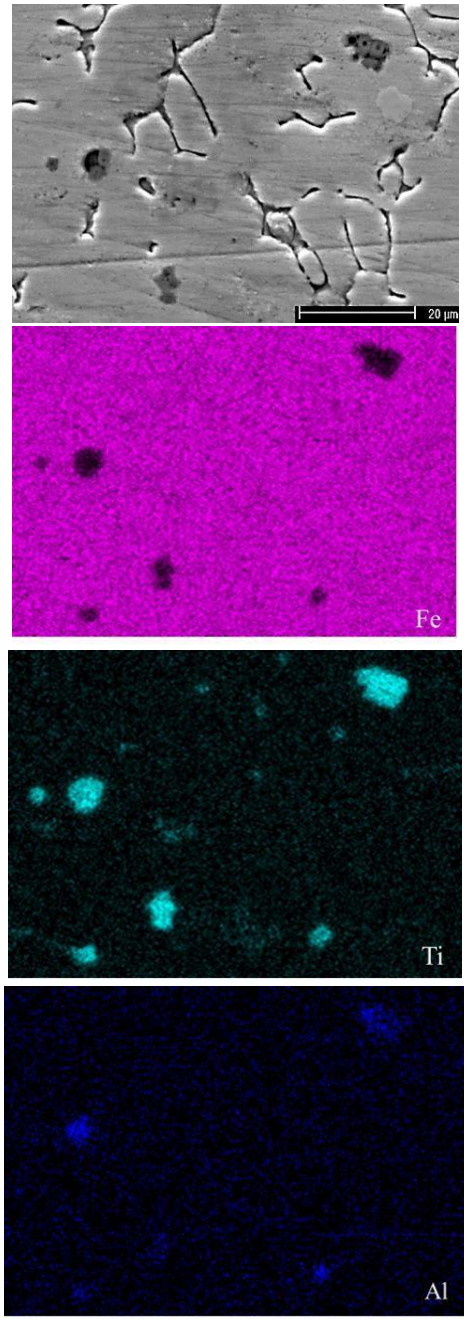

Fig. 10 Element mapping results in clad layer of sample 1

شکل 10 نتایج مکان نگاری عنصری در لایه روکش نمونه اول

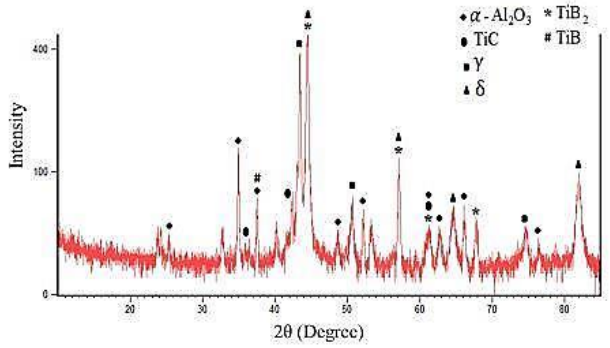

Fig. 11 XRD pattern of the sample 2 clad layer

شکل 11 طرح پراش پرتوایکس از لایه روکش نمونه دوم

[1] Tensile strength
[2] Exothermic
[3] Differential thermal analysis
[4] Diffusivity
[5] Intermediate phase

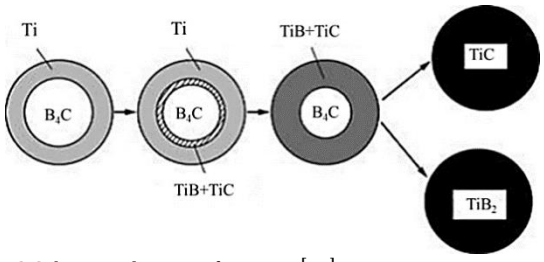

Fig. 12 Schematic drawing of reaction [21]

شکل 12 رسم شماتیک واکنش [21]

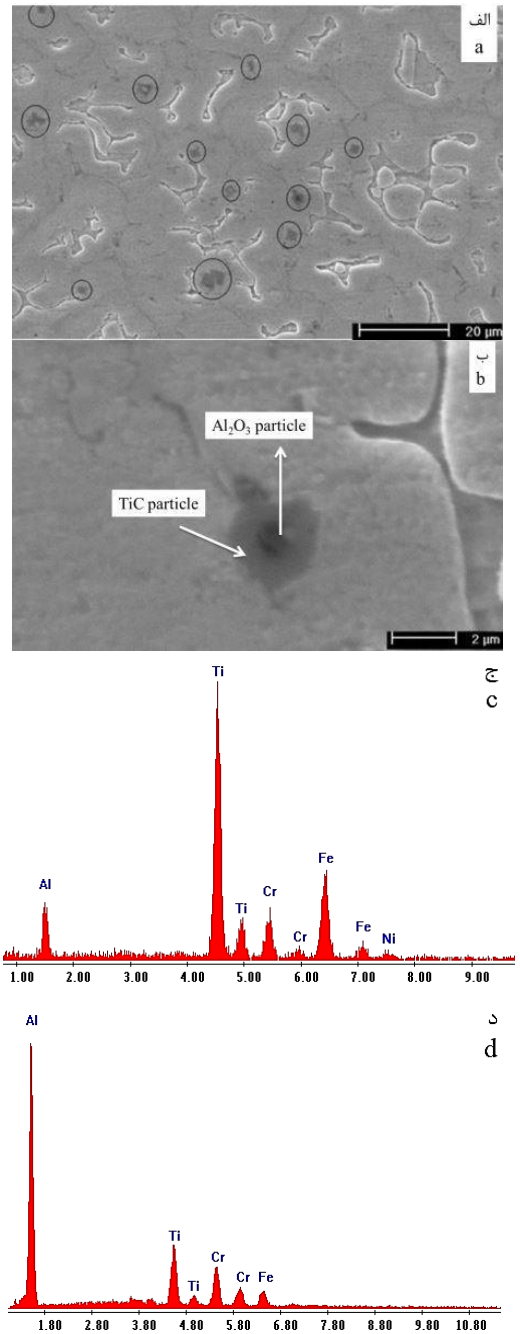

Fig. 13 SEM micrograph of a) sample 2 clad layer b)nucleation of TiC on Al_2O_3 c)EDS analysis of TiC particle d)EDS analysis of Al_2O_3 particle

شکل 13 تصویر میکروسکوپ الکترونی از الف) لایه روکش نمونه دوم ب) جوانه‌زنی ذرات TiC بر روی Al_2O_3 ج)آنالیز نقطه‌ایی EDS از ذره TiC د) آنالیز نقطه‌ایی EDS از ذره Al_2O_3

وجود این فاز می‌توان به آنالیز پراش پرتوایکس گرفته شده از سطح روکش اشاره کرد. "شکل 14" نیز توزیع عناصر موجود در ذرات فازی در لایه روکش نمونه دوم را نشان می‌دهد.

3-3- خواص مکانیکی

3-3-1- 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. همان‌طور که مشخص است در نمونه اول به‌دلیل تشکیل کامپوزیت-TiC Al_2O_3، 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

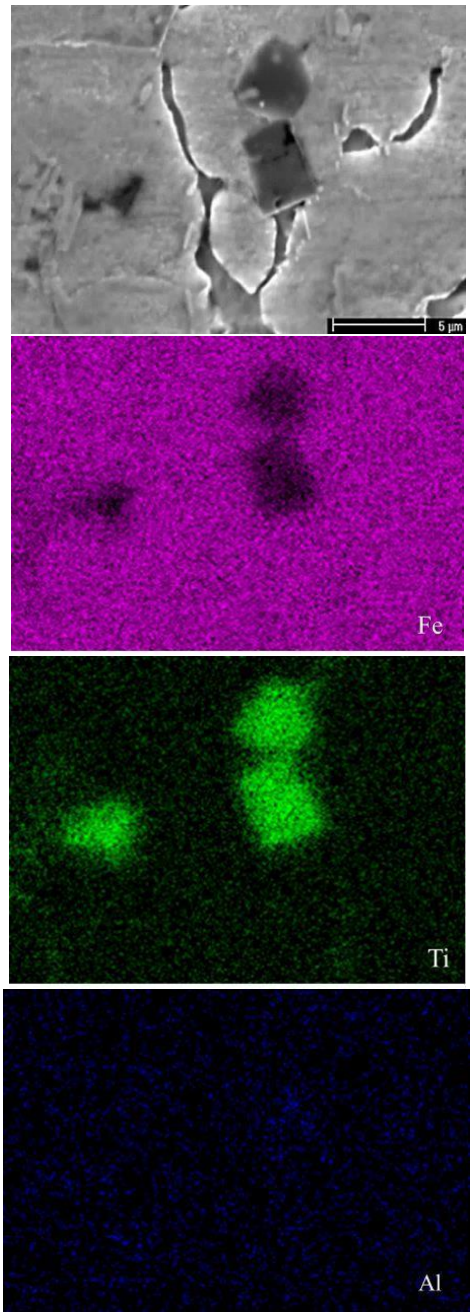

Fig. 14 Element mapping results in clad layer of sample 2

شکل 14 نتایج مکان نگاری عنصری در لایه روکش نمونه دوم

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 468-432 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 سایش

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[1] را در نمونه‌های پوشش داده شده و زیرلایه را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است در شرایط یکسان آزمون، رفتار سایشی نمونه‌های پوشش داده تقریباً 2.5 برابر زیرلایه که فولاد زنگ نزن آستنیتی 304 است می‌باشد. دلیل این موضوع حضور ذرات تقویت‌کننده‌ی همچون $TiC-Al_2O_3$ در نمونه‌ی اول و $TiC-Al_2O_3-TiB_2$ 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 می‌شود. "شکل 18 (الف) و (ب) و (ج)" تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطح سایش را نشان می‌دهد. در "شکل 18 (الف)" سطح سایش مربوط به زیرلایه پس از انجام آزمون

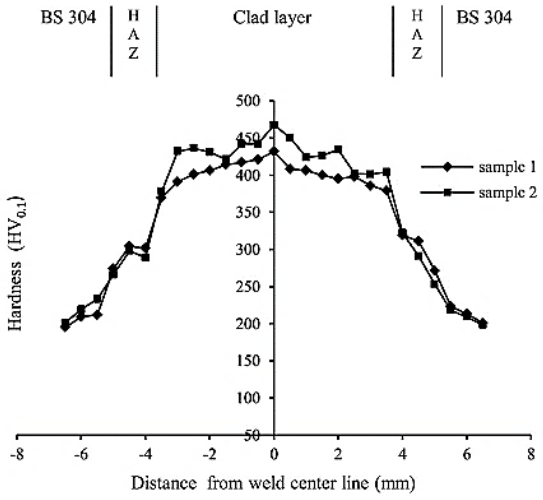

Fig. 15 Hardness distribution profile of sample 1 and 2

شکل 15 پروفیل توزیع سختی نمونه اول و دوم

[1] Wear rate

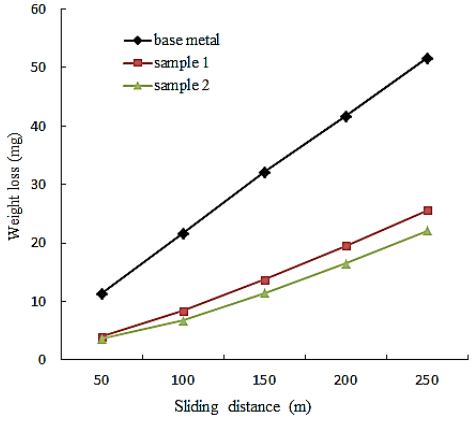

Fig 16 Weight loss of base metal and coatings

شکل 16 کاهش وزن فلز پایه و پوشش‌ها

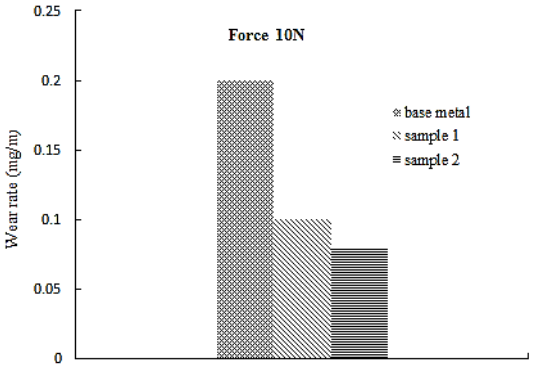

Fig. 17 Wear rate of base metal and coating

شکل 17 نرخ سایش فلز پایه و پوشش‌ها

سایش آورده شده است. همان‌طور که مشخص است مکانیزم سایش خراشان[2] همراه با خطوط برش و ایجاد شیار می‌باشد [22]. این عامل باعث تشکیل بیشتر محصولات سایش[3] در سطح زیر لایه می‌شود که در نتیجه مقاومت سایش پایین است. "شکل 18 (ب) و (ج)" به‌ترتیب سطح سایش نمونه‌های پوششی اول و دوم را نشان می‌دهد. در این نمونه‌ها مکانیزم غالب در حین سایش عمل شخم زدن[4] می‌باشد. این نوع مکانیزم زمانی به‌وجود می‌آید که ذرات چسبنده سخت در تماس با یک سطح نرم باشند که در نتیجه باعث ایجاد شیارهای کم عمق در سطح مورد سایش می‌شود که بدون از دست دادن مواد در سطح است [21,7]. در "شکل 18 (ج)" شیارهای ایجاد شده با پیکان مشخص شده است.

4- نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر ایجاد پوشش کامپوزیتی $TiC-Al_2O_3$ و $TiC-Al_2O_3-TiB_2$ بر روی سطح فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 304 با موفقیت انجام گردید و نتایج زیر حاصل گردید:

1- پس از انجام فرایند روکش‌کاری، در فصل مشترک لایه روکش و فلز پایه رشد هم‌بافتِ مشاهده گردید که سبب اتصال فریت موجود در لایه روکش با فلز پایه می‌شود که این موضوع مقدار تمرکز تنش در فصل مشترک را به حداقل می‌رساند.

2- در اثر حرارت بالای جوش‌کاری در ترکیبات پودری استفاده شده در

[2] Abrasive wear
[3] Debris
[4] Plowing

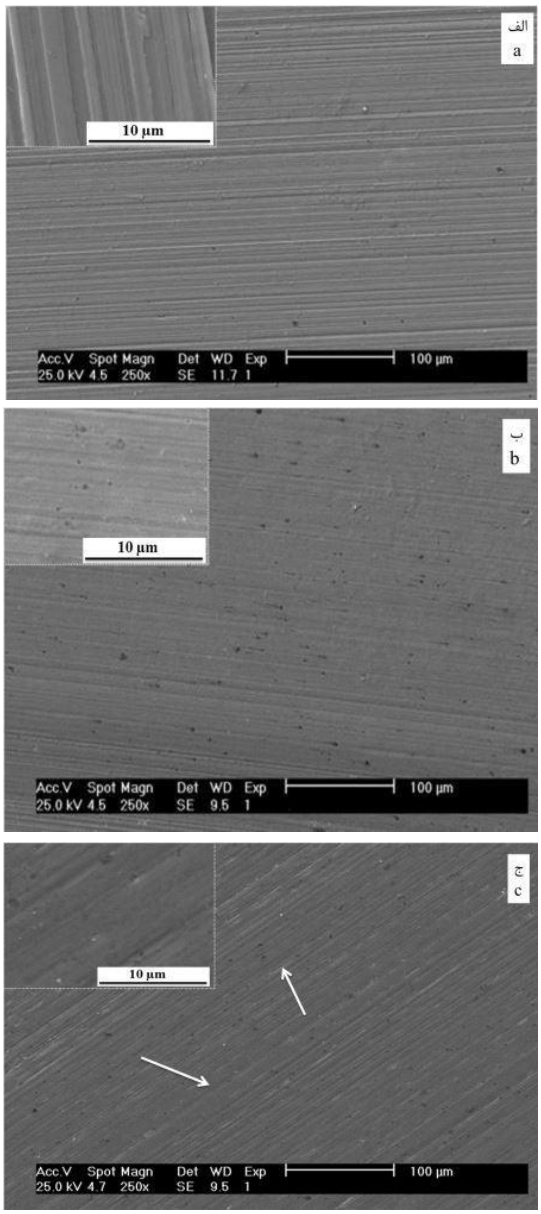

Fig. 18 Worn surface of a) base metal b) sample 1 c) sample 2

شکل 18 سطح سایش الف) فلز پایه ب) نمونه اول ج) نمونه دوم

سطح زیرلایه، سنتز احتراقی صورت گرفت و باعث تشکیل ذرات تقویت کننده‌ی قابل توجهی در سطح فولاد زنگ‌نزن 304 شد.

3- در ترکیب پودری $3TiO_2$-4Al-3C و $3TiO_2$-4Al-B_4C ذرات TiC و Al_2O_3 در لایه روکش با تصاویر میکروسکوپ الکترونی قابل‌مشاهده بود. همچنین تشکیل ذرات TiB_2 در ترکیب پودری $3TiO_2$-4Al-B_4C با کمک آنالیز پراش پرتوایکس مشخص شد.

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

[1] 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 TiB_2–TiC–Al_2O_3 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–Al_2O_3 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 TiO_2-Al-C combustion synthesis of TiC-Al_2O_3 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 TiB_2–TiC–Al_2O_3 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.

[12] H. Amel-Farzad, J. Vahdati-Khaki, A. Haerian, A. Youssefi, Combustion wave stability in diluted TiO2/Al/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/Al_2O_3 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 TiB_2-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-TiB_2/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.