

بهبود کارائی سطحی فولاد ساده کربنی با استفاده از روکش جوشی غنی از Al

مسعود مصلاهی پور^۱ و فاطمه بدآغی^{۲*}

۱- استادیار، دانشکده مهندسی مواد و معدن، دانشگاه یزد، یزد، ایران

۲- دانشجوی کارشناسی، دانشکده مهندسی مواد و معدن، دانشگاه یزد، یزد، ایران

*fatemeh.bodaghi85@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۰/۰۴/۱۵، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۰/۰۸/۲۶)

چکیده

عمده ترین مشکل مربوط به استفاده از فولادهای ساده کربنی در دماهای نسبتاً بالا مربوط به پدیده اکسیداسیون و خوردگی این گروه از مواد است. از سوی آلومینیم و آلیاژهای آن بدلیل دارا بودن مقاومت به اکسیداسیون مطلوب، قابلیت افزایش کارائی فولادهای ساده کربنی در دماهای بالا را دارا می باشد. بنابراین در این پژوهش، ایجاد روکش غنی از آلومینیم بر سطح فولاد ساده کربنی AISI-۱۰۰۶ توسط فرآیند جوشکاری قوس تنگستن (GTAW) به منظور غلبه بر مشکل مذکور مورد بررسی قرار گرفت. مطالعات ریزساختاری انجام شده توسط میکروسکوپ های نوری و الکترونی روبشی (SEM) حاکی از تشکیل یک روکش یکدست حاوی توزیع نسبتاً یکنواختی از رسوبات سوزنی شکل بر سطح زیرلایه بود. مطالعات فازی انجام شده توسط آزمون XRD همراه با مطالعه ترکیب شیمیایی با استفاده از آنالیز EDS نشان داد، لایه ی روکش ایجاد شده متشکل از زمینه بین فلزی FeAl به همراه رسوبات بین فلزی سوزنی شکل FeAl₃ و Fe₃Al توزیع شده در کل ساختار لایه روکشی می باشد. آزمون ریزسختی سنجی انجام شده بر روی نمونه ها دلالت بر افزایش دوبرابری سختی سطحی فولاد روکش کاری شده داشت. نتایج حاصل از آزمون اکسیداسیون نمونه ها در دمای ۵۰۰°C به مدت ۱۰-۱۰۰ ساعت نشان داد روکش مذکور موجب بهبود قابل ملاحظه مقاومت به اکسیداسیون نمونه ها می گردد.

واژه های کلیدی:

روکش آلومینیم، XRD، ترکیبات بین فلزی، اکسیداسیون

۱- مقدمه

رسوب داده می شود که عمدتاً آلیاژ پایه از جنس فولاد ساده کربنی یا فولاد کم آلیاژ است [۱-۳]. از بین روکش های جوشی مختلف، ترکیبات بین فلزی پایه آهن-آلومینیم به دلیل برخورداری از خصوصیات از قبیل مقاومت به خوردگی عالی،

روکش کاری جوشی (Weld cladding) فرآیندی است که با ایجاد یک لایه ی سطحی توسط تکنیک جوشکاری موجب بهبود قابل ملاحظه ای در خواص سطحی زیرلایه می شود. در این فرآیند لایه نسبتاً ضخیمی از مواد پرکن بر سطح آلیاژ پایه

۲- مواد و روش تحقیق

فولاد ساده کربنی AISI-1006 با ترکیب شیمیایی $Fe-0.06C-0.20Mn-0.05Al-0.03Cu$ (wt%) به عنوان آلیاژ زیرلایه و مفتول‌های پایه آلومینیومی $Al-4.43$ با ترکیب شیمیایی $Al-5.0Si-0.80Fe-0.03Cu$ (wt%) به عنوان فلز پرکن در این پژوهش استفاده شدند. نمونه‌هایی با ابعاد $150 \times 100 \times 3$ mm از ورق دریافتی برش زده شد و بعد از چربی زدایی، عملیات روکش کاری توسط فرآیند جوشکاری قوس تنگستن (GTAW) انجام گردید. جزئیات فرآیند روکش کاری در جدول (۱) ارائه شده است. ارزیابی ابتدایی کیفیت پوشش ایجاد شده توسط تکنیک مایع نافذ و بررسی چشمی صورت پذیرفت. در ادامه نمونه‌ها در راستای عمود بر امتداد جوشکاری برش زده شد و بعد از آماده‌سازی سطحی (مانت گرم، سنباده و پولیش نمودن)، نمونه‌های آلیاژپایه توسط محلول نایتال ۲٪ ((الکل) $98\%CH_3OH + 2\%HNO_3$) و نمونه‌های لایه روکش توسط محلول اچانت Aqua Regia ($3\%HCl + 1\%HNO_3$) (distilled $H_2O + 1\%HNO_3$)، به مدت زمان 2 ± 5 sec حکاکی شیمیایی شدند. مطالعات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM-XL30) مجهز به آنالیزگر EDS انجام گردید.

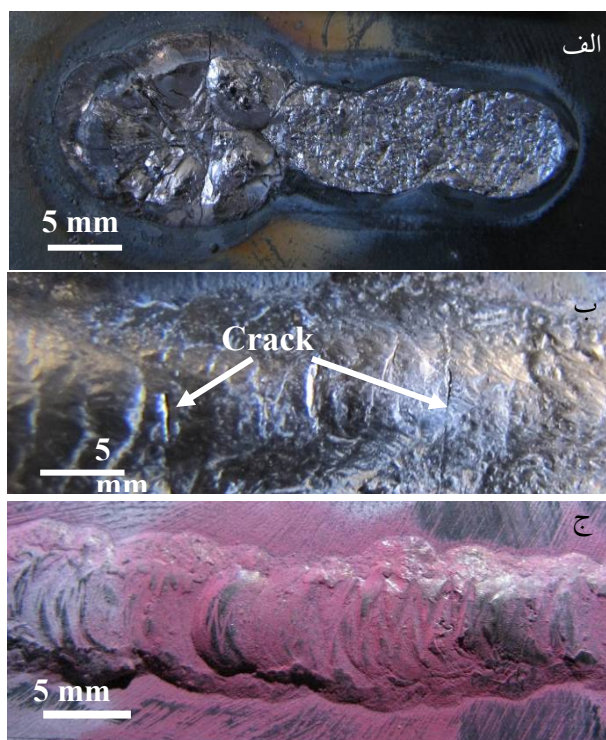
برای مطالعه فازی، از آزمون تفرق اشعه X (XRD) استفاده گردید. آنالیز فازی اشعه X (XRD) توسط دستگاه X-PERT و اشعه $Cu-K\alpha$ با طول موج 1.5406 \AA در محدوده زاویه‌ای $10-120^\circ$ با پیشروی زاویه‌ای $0.04^\circ/s$ انجام شد.

خواص مکانیکی دما بالای مطلوب، قیمت مناسب و غیره، بعنوان ترکیبات مناسب برای کاربرد در دماهای بالا و محیط‌های خورنده مطرح شده‌اند [۴]. عمده‌ترین مشکل همراه با ترکیبات بین فلزی پایه آهن-آلومینیوم مربوط به تردی و حساسیت به ترکیدگی آن‌هاست. یکی از راهکارهای کاهش تردی این ترکیبات بین فلزی، کاهش میزان آلومینیوم در ترکیبات بین فلزی پایه آهن-آلومینیوم به مقادیر کمتر از $10\%wt$ می‌باشد. در این وضعیت علی‌رغم افزایش قابلیت فرم‌پذیری و کاهش حساسیت به ترکیدگی، مقاومت به خوردگی این ترکیبات تا حدودی کاهش می‌یابد [۵]. راهکار بعدی برای مقابله با تردی ترکیبات بین فلزی پایه آهن-آلومینیوم، ایجاد روکش‌هایی از این گروه ترکیبات بین فلزی بر مواد داکتیل با مقاومت به خوردگی اندک از قبیل فولاد ساده کربنی و ساختمانی است [۶]. به‌طور کلی فرآیندهای ایجاد روکش غنی از آلومینیوم بر زیرلایه فولادی به دو دسته مکانیکی و جوشکاری قابل تقسیم‌اند. در دسته اول مثل فرآیند نوردکاری، مکانیزم ایجاد اتصال در فصل مشترک روکش/زیرلایه تغییر فرم ماکروسکوپی زیاد و در نتیجه قفل شدن مکانیکی در موضع فصل مشترک می‌باشد [۷]. اما در گروه دوم ایجاد پیوند بین اتمی باعث ایجاد اتصال روکش پایه آلومینیومی به زیرلایه می‌شود. مزیت‌هایی از قبیل امکان ایجاد موضعی روکش و یا ایجاد روکش‌هایی با ضخامت زیاد و غیره موجب توجه روز افزون تکنیک جوشکاری برای روکش کاری بر زیرلایه‌های مختلف شده است. در این پژوهش راهکار ایجاد یک پوشش غنی از آلومینیوم بدون عیب بر زیرلایه فولاد ساده کربنی و ارزیابی ریزساختاری و مقاومت به اکسیداسیون پوشش مذکور بررسی گردیده است.

جدول (۱) شرایط روکش کاری آلومینیوم بر فولاد AISI 1006 توسط فرآیند جوشکاری GTAW

شرایط جوشکاری						مشخصات الکتروود	
قطر فلز پرکن	دمای پیشگرم	دبی دمش گاز محافظ	سرعت	ولتاژ	جریان	قطر	زاویه نوک الکتروود
2mm	200-500°C	6Lit/min	0.5-1mm/s	11-14V	60-150A	2.4mm	$30^\circ \pm 5^\circ$

مشابه بررسی های Banovic و همکارانش [۹] نشان داد حد بهینه برای ایجاد لایه آلومینیمی بر سطح فولاد، ۱۰wt% است.



شکل (۱): بررسی کیفی لایه روکش در شرایط مختلف جوشکاری، الف) بدون پیش گرم، ب) جریان کمتر از ۱۰۰A و ج) جریان ۱۰۰A و دمای پیشگرم $500 \pm 50^\circ\text{C}$.

در شکل (۱) تاثیر شرایط جوشکاری بر کیفیت سطحی لایه روکش نشان داده شده است. همان گونه که دیده می شود عدم رعایت تمهیدات لازم از قبیل شرایط پیش و پس گرمایش جوش و استفاده از پارامترهای نادرست جوشکاری موجب ایجاد ترک و جدا شدن روکش از زمینه می شود. به طور مشابه گزارش هایی در خصوص مشارکت تردی هیدروژنی [۱۰] و ایجاد ترک های انجمادی [۱۱] در روکش های غنی از آلومینیم ارائه شده است.

۳-۲- مطالعه فازی اجزاء روکش ایجاد شده

مقطع عرضی نمونه روکش کاری شده در شکل (۲) نشان داده شده است. با توجه به مشارکت آلایژ پایه در لایه روکش (سطح A در شکل (۲)) درجه رقت فرآیند محاسبه شد که در حدود $68 \pm 6\%$ می باشد.

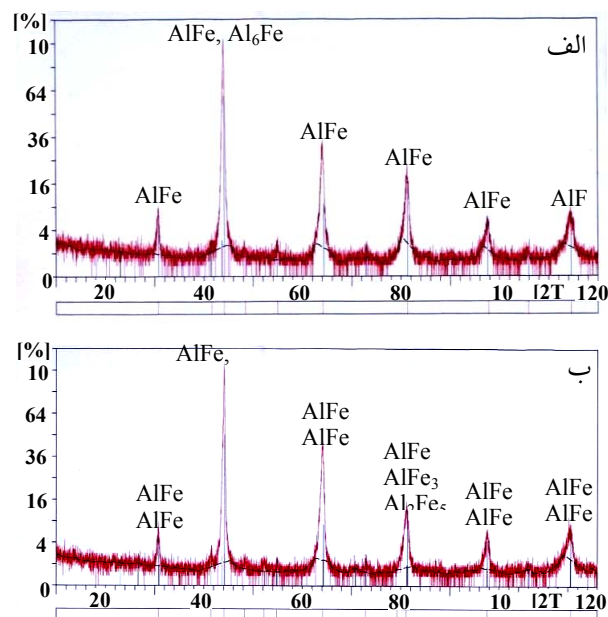
از دو آزمون ریزسختی و اکسیداسیون برای ارزیابی کارایی پوشش ایجاد شده استفاده گردید. آزمون اکسیداسیون توسط کوره مقاومتی اکسایتون و در دمای 500°C در محدوده زمانی ۱۰-۱۰۰ ساعت انجام شد. آزمون ریزسختی توسط دستگاه Micro-Vickers Hardness tester THV-501E و با اعمال نیروی ۲۰۰ گرم انجام شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی کیفیت سطحی روکش ایجاد شده

بررسی های کیفی نمونه های روکش کاری شده نشان داد که: (I) ایجاد روکش آلومینیمی بر فولاد AISI-۱۰۰۶ بدون عملیات پیش گرم ممکن نمی باشد. به عبارت دیگر بدون عملیات پیش گرم هیچ گونه اتصال قابل قبولی بین لایه سطحی غنی از Al و زیرلایه ایجاد نمی شود و لایه روکش به راحتی از سطح جدا می شود (شکل ۱- الف) که بدلیل اختلاف قابل ملاحظه در خصوصیات فیزیکی (ضریب انتقال حرارت، ضریب انبساط و انقباض حرارتی و غیره) روکش غنی از Al و آلایژ پایه است، (II) جوشکاری در جریان های کمتر از ۸۰A بدلیل عدم فراهم شدن انرژی حرارتی کافی برای ذوب زیرلایه و عدم ممزوج شدن روکش با آن موجب جدا شدن راحت روکش از سطح آلایژ پایه می شود (شکل ۱- ب). مقدار انرژی حرارتی ورودی جوشکاری (Q_w) در این حالت بر اساس رابطه $Q_w = kIU/v$ [۸] کمتر از 530 J/mm محاسبه شد. در این رابطه I ، U و v به ترتیب جریان، ولتاژ و سرعت جوشکاری می باشد. (III) با افزایش جریان جوشکاری و درجه حرارت پیش گرم به ترتیب تا ۱۰۰A و $500 \pm 50^\circ\text{C}$ امکان ایجاد لایه سطحی غنی از Al بر آلایژ پایه محقق می شود (شکل ۱- ج). افزایش جریان و درجه حرارت پیش گرم موجب افزایش میزان مشارکت آلایژ پایه در لایه روکش داده شده می گردد (افزایش درجه رقت). در این شرایط با کاهش مقدار Al در لایه روکش، خصوصیات فیزیکی این لایه به مقادیر مربوط به آلایژ پایه نزدیک شده و امکان روکش کاری فولاد توسط لایه غنی از Al فراهم می شود. به طور

نتایج آنالیز XRD انجام شده نیز تشکیل ترکیبات بین فلزی غنی از Fe و Al در لایه روکش را تایید نمود (شکل ۴).

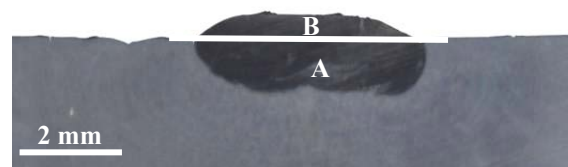


شکل (۴): الگوی تفرق اشعه X از نواحی مختلف روکش، الف) نواحی فوقانی روکش به فاصله تقریبی $100 \pm 10 \mu\text{m}$ از فصل مشترک، ب) نواحی پایینی روکش به فاصله تقریبی $700 \pm 10 \mu\text{m}$ از فصل مشترک

۳-۳- بررسی ریزساختاری لایه نمونه روکش کاری شده
همانطور که در شکل (۵) نشان داده شده است ریزساختار آلایژ پایه فریتی به همراه مقادیری اندک فاز پرلیت در مرز و نقاط حاصل از برخورد دانه‌های فریت می‌باشد، اما ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت شامل فریت ویدمن اشتاتن و فریت مرزدانه‌ای می‌باشد. تشکیل فریت ویدمن اشتاتن در ناحیه HAZ را می‌توان به آستینیت شدن فریت حین عملیات روکش کاری و سرعت نسبتاً بالای سرد شدن مرتبط نمود. بنابراین عدم امکان نفوذ اتمی موجب تشکیل فریت ویدمن اشتاتن می‌شود [۱۵].

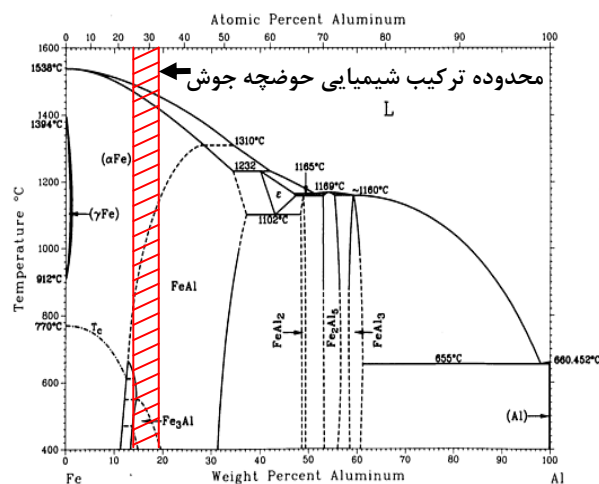
بررسی ریزساختار لایه روکش داده شده حاکی از تشکیل ساختار شبه یوتکتیکی در برخی از نواحی نزدیک به فصل مشترک آلایژ پایه/لایه روکش بود (شکل ۶).

تشکیل ساختار مذکور احتمالاً در نتیجه استحاله یوتکتیکی شبه دوتایی $L \rightarrow \text{FeSi} + \alpha\text{FeSi}_2$ [۱۰] می‌باشد. مطالعات SEM و



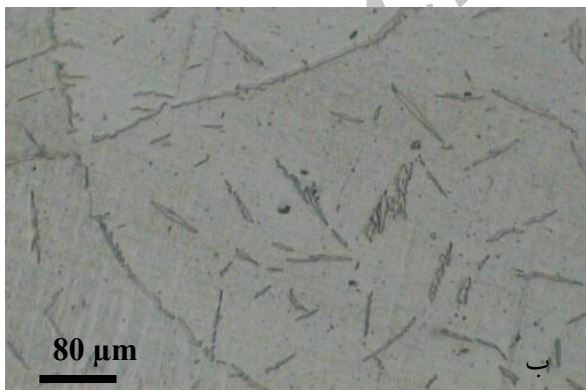
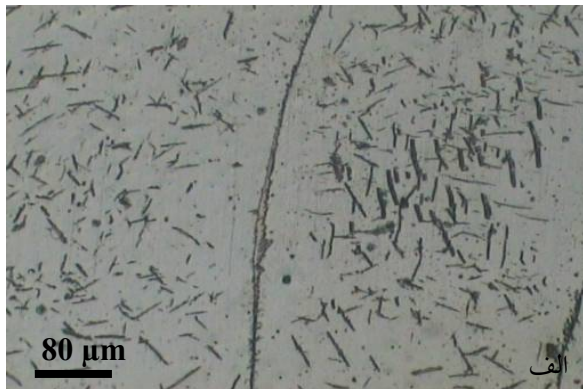
شکل (۲): مقطع عرضی از موضع روکش کاری شده A و B به ترتیب مشارکت زیرلایه و فلز پرکن در لایه روکش

ترکیب شیمیایی لایه روکش شده توسط درجه رقت و ترکیب شیمیایی آلایژ پایه و فلز پرکن محاسبه شد که در محدوده نشان داده شده از دیاگرام فازی Fe-Al (شکل ۳) است. بر اساس این شکل می‌توان تشکیل فازها حین سرد شدن لایه روکش داده شده را بدین صورت بیان نمود، در ابتدا فاز Fe(α) در محدوده دمایی $1480-1546^\circ\text{C}$ شروع به متبلور شدن از فاز مذاب می‌نماید. در ادامه سرد شدن در دماهای حدود 1100°C فاز FeAl شروع به جوانه زنی و رشد از فاز Fe(α) می‌کند. بر اساس بررسی‌های Kratochvil و همکارانش [۱۳] استحاله یا استحاله‌های تشکیل فاز FeAl طی سرد شدن آلایژ در محدوده دمایی 700°C بسیار پیچیده می‌باشد. با کاهش دما تا حدود دمایی 600°C FeAl دستخوش یک استحاله منظم شدن می‌شود که شامل تشکیل زمینه نامنظم FeAl و رسوبات منظم Fe₃Al از فاز نامنظم FeAl می‌باشد [۱۴].



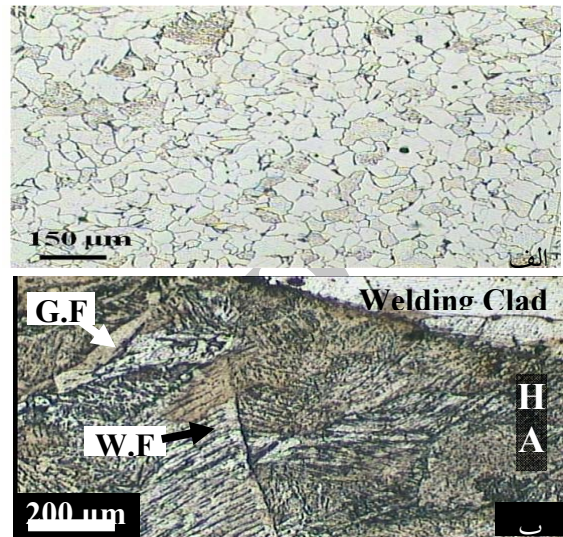
شکل (۳): دیاگرام فازی Fe-Al به همراه محدوده ترکیب شیمیایی محاسبه شده برای لایه روکش ایجاد شده [۱۲]

با حرکت به سمت سطوح بالایی لایه روکش (فاصله حدود $100\ \mu\text{m}$ از فصل مشترک زیرلایه/روکش)، رسوبات بین فلزی Fe-Al تشکیل شده در لایه روکش نسبت به رسوبات بین فلزی تشکیل شده در سطوح پایینی لایه روکش (فاصله $600-950\ \mu\text{m}$ از فصل مشترک زیرلایه/روکش) درشت تر و کم دانسیته تر می شود (شکل ۷). این تغییرات در ویژگی رسوبات بین فلزی بدلیل کاهش غلظت آهن در نواحی بالایی سطوح لایه روکش است. به طور مشابه، بررسی های XRD تشکیل رسوبات غنی از آلومینیم مثل FeAl_3 و Fe_2Al_5 را در نواحی بالایی لایه روکش (شکل ۴- الف) و تشکیل رسوبات غنی از آهن مثل Fe_3Al را در نواحی پایینی لایه روکش تأیید نمود (شکل ۴- ب).

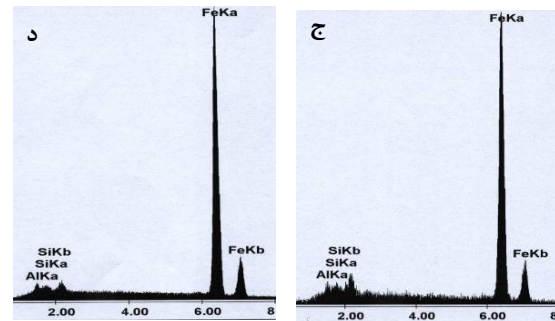
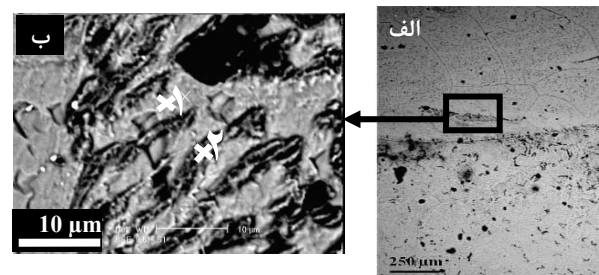


شکل (۷): تصویر نوری از توزیع رسوبات در لایه روکشی، الف) نواحی نزدیک به فصل مشترک زیرلایه/روکش (فاصله حدود $110\ \mu\text{m}$ از فصل مشترک زیرلایه/روکش) و ب) نواحی نزدیک به سطح لایه روکش (فاصله $600-950\ \mu\text{m}$ از فصل مشترک زیرلایه/روکش).

EDS انجام شده (شکل ۶- ج، د) نیز تشکیل اجزاء غنی از سیلیکون و آهن را در این ساختار شبه یوتکتیکی تأیید نمود.

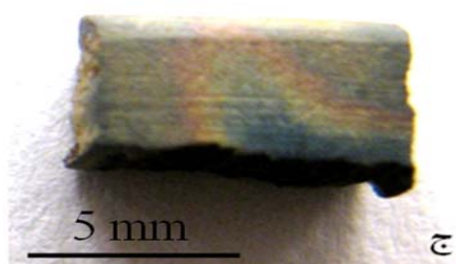
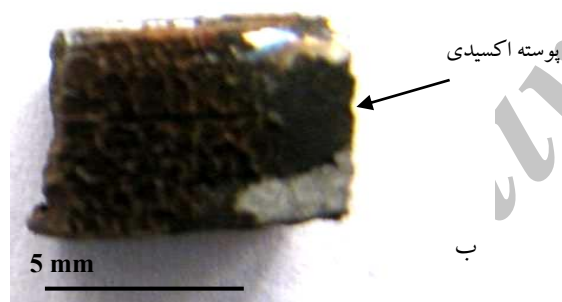
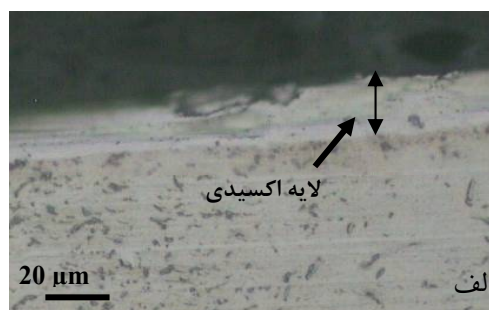


شکل (۵): الف) ریزساختار آلیاژ پایه، ب) ریز ساختار ناحیه متأثر از حرارت. G.F و W.F به ترتیب دلالت بر فریت مرزخانه ای و فریت ویدمن اشتاتن دارد.



شکل (۶): الف) تصویر SEM از فصل مشترک زیرلایه/روکش، ب) تصویر SEM از اجزاء یوتکتیکی Fe-Si، ج) آنالیز EDS نقطه ۱ نشان داده شده در قسمت ب و د) آنالیز EDS نقطه ۲ نشان داده شده در قسمت ب.

نمی‌شود. مقاومت عالی در برابر اکسیداسیون نمونه روکش داده شده را می‌توان به تشکیل یک فیلم اکسیدی پیوسته و چسبنده بر روی سطح نمونه (شکل ۹-الف) نسبت داد که روکش مذکور باعث جلوگیری از اکسیداسیون بیشتر می‌شود. درحالی‌که در شرایط مشابه، آلیاژ پایه به شدت دستخوش اکسیداسیون می‌شود و یک فیلم اکسیدی غیرچسبنده بر سطح آلیاژ پایه تشکیل می‌شود که با کوچک‌ترین ضربه به راحتی جدا می‌شود (شکل ۹-ب، ج). بعد از جدا کردن فیلم اکسیدی، آلیاژ پایه کاهش وزنی حدود ۱٪ را نشان داد.

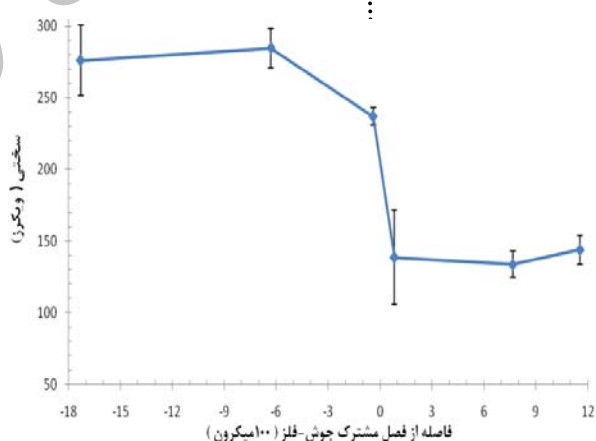
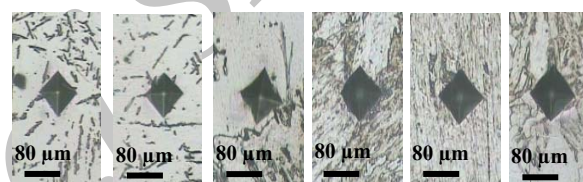


شکل (۹): بررسی کیفی نمونه‌ها بعد از آزمون اکسیداسیون، الف) تشکیل لایه اکسیدی چسبنده بر سطح لایه روکش، ب) اکسید شدن شدید فلز پایه و ج) کنده شدن لایه اکسیدی از سطح فلز پایه.

۳-۴- ارزیابی خصوصیات روکش جوشی غنی از Al

الف) ارزیابی ریز سختی

پروفیل سختی نواحی مختلف نمونه روکش کاری شده در شکل (۸) نشان داده شده‌است. همان‌گونه که از این شکل استنباط می‌شود با ورود به لایه روکش آلومینیمی و تشکیل ترکیبات بین فلزی FeAl و توزیع نسبتا یکنواخت رسوبات بین فلزی Fe₃Al و FeAl₃ در لایه روکش، سختی افزایش می‌یابد به طوری‌که سختی لایه سطحی (290 ± 10 HV) در حدود دو برابر سختی فلز پایه (150 ± 5 HV) است. مقدار کاهش سختی در حدود ۱۰HV در قسمت بالایی لایه روکش مربوط به کاهش دانسیته‌ی رسوبات در نواحی نزدیک به سطح لایه‌ی روکش می‌باشد.



شکل (۸): پروفیل سختی در امتداد مقطع روکش کاری شده.

ب) ارزیابی مقاومت به اکسیداسیون نمونه‌ها

بررسی تاثیر کارائی روکش سطحی ایجاد شده بر مقاومت به اکسیداسیون نمونه‌ها نشان داد، ایجاد روکش غنی از Al بر فولاد ساده کربنی به میزان قابل ملاحظه‌ای موجب افزایش مقاومت به اکسیداسیون زیر لایه می‌شود، به طوری‌که بعد از حدود ۱۰۰hr واقع شدن در دمای ۵۰۰°C هیچ‌گونه تغییری در وزن نمونه ایجاد

۴- نتیجه گیری

- ۱- حساسیت به ترکیدگی روکش غنی از Al ایجاد شده بر سطح فولاد ساده کربنی توسط فرآیند GTAW را می‌توان با به کارگیری شدت جریان ۱۰۰ A و دمای پیش گرم حدود $500 \pm 50^\circ\text{C}$ کاهش داد.
- ۲- ریزساختار روکش غنی از Al بر سطح فولاد ساده کربنی شامل زمینه FeAl و رسوبات بین فلزی FeAl_3 ، Fe_3Al و غیره می‌باشد. علاوه بر این مناطق بوتکتیکی شبه دو تنایی Fe-Si در لایه روکش نزدیک به فصل مشترک زیر لایه/روکش در فاصله حدود $410 \pm 50 \mu\text{m}$ از فصل مشترک تشکیل شد.
- ۳- با افزایش فاصله از فصل مشترک زیر لایه/روکش در فواصل حدود $1100 \mu\text{m}$ از فصل مشترک، ترکیبات بین فلزی غنی از Al از قبیل FeAl_3 و Fe_2Al_5 در لایه روکش تشکیل گردید. در نواحی نزدیک به فصل مشترک و در فواصل $950-600 \mu\text{m}$ از فصل مشترک، رسوبات بین فلزی غنی از آهن مثل Fe_3Al در لایه روکش تشکیل شد.
- ۴- تشکیل ترکیبات بین فلزی و توزیع نسبتاً یکنواخت رسوبات بین فلزی Fe-Al در زمینه، موجب بهبود سختی سطحی نمونه روکش داده شده تا حدود دو برابر سختی آلیاژ پایه می‌شود.
- ۵- روکش کاری فولاد ساده کربنی با آلومینیم به دلیل تشکیل یک لایه اکسیدی چسبنده و پیوسته‌ی سطحی، باعث بهبود مقاومت به اکسیداسیون آلیاژ پایه به میزان قابل ملاحظه‌ای در دمای 500°C گردید.
- ۵- مراجع
- [1] D.W.Gandy, S.J.Findlan and R.Viswanathan, "Weld Repair of Steam Casings and Piping An Industry Survey", ASME J. Press. Vess. Technol, Vol.123, pp. 157-160., 2001.
- [2] A.Bishop, "Weld Repairs to High-Pressure Feed/Effluent Heat Exchangers", Int. J. Press. Vess. Pip, Vol. 77, pp. 139-145, 2000.
- [3] J.R.Davis, "Hardfacing, Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining", ASM Handbook-Welding, Brazing and Soldering, Vol. 6, 10th Ed., ASM Metals Park, OH, 1993.
- [4] S.A.David, J.A.Horton, C.G. McKamey, T. Zacharia and R.W. Reed, "Welding of Iron. Aluminides", Welding J., Vol. 68, pp. 372-381, 1989.
- [5] S.W.Banovic, J.N.Dupont and A.R.Marder, "Experimental Evaluation of Fe-Al Claddings in High Temperature Sulfidizing", Welding J, Vol. 80, pp.63-70, 2001.
- [6] S.Vyas, S.Viswanathan, V.K.Sikka, "Effect of Aluminum Content on Environmental Embrittlement in Binary Iron-Aluminum Alloys", Scripta Met. Mater, Vol. 27, pp. 185-190, 1992.
- [7] N.Bay, "Cold welding part II, process variation and application", Met Constr, p.486, 1986.
- [8] R.S.Parmar, "Welding Engineering and Technology", 1st Ed., Khanna Pub., India, 2004.
- [9] S.W.Banovic, J.N.Dupont and P.F.Tortorelli, "The Role of Al on Weldability and Sulfidation Behavior of Fe-Al Cladding", Welding J, Vol. 78, pp.23-30, 2001.
- [10] P.J.Maziasz, G.M.Goodwin, C.T.Liu and S.A.David, "Effects of Minor Alloying Elements on the Welding Behavior of FeAl Alloys for Structural and Weld-Overlay Cladding Applications", Scripta Met. Mater, Vol. 27, pp. 1835-1840, 1992.
- [11] A.D.Jordan, O.N.C.Uwakweh, and R.W.Reed, "Weld Thermal Simulation and Its Effect upon Microstructure of FeAl base Material", Mat. Characterization, Vol. 43, pp. 227-233, 1999.
- [12] Metals handbook, "Phase Equilibrium Diagram", Vol. 3, ASM Publication, 1992.
- [13] P.Kratochvil, P.Hanus and Z.Novotna, "Hardening by Thermal Vacancies in the B2 Region of the Fe-Al Phase Diagram", Phys. Stat. Sol, Vol. 222, p.35, 2000.
- [14] D.A.Porter and K.E.Esterling, "Phase Transformation in Metals and Alloys", 2nd Ed., Chapman & Hall, London, 1992.
- [15] W.Zhang, J.W.Elmer and T.DebRoy, "Integrated Modelling of Thermal Cycles, Austenite Formation, Grain Growth and Decomposition in the Heat Affected Zone of Carbon Steel", Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 10, n5, pp. 574-582, 2005.