

تاریخ دریافت: ۱۳۸۸/۰۵/۲۵

تاریخ پذیرش: ۱۳۸۸/۰۸/۱۵

بررسی خوردگی فولاد زنگ نزن ۳۱۶ و فولاد کربنی ۱۰۱۵ درون روی مذاب

سعید بیابانی^۱، احمد ساعتچی^۲، احمد منشی^۲، محمد حسین زاده^۳

۱- دانش آموخته کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه آزاد نجف آباد

۲- استاد دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان/ دانشگاه آزاد اسلامی نجف آباد

۲- دانشیار دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان/ دانشگاه آزاد اسلامی نجف آباد

۳- دانشکده مهندسی مواد- دانشگاه آزاد اسلامی واحد یزد

چکیده:

آزمونهای خوردگی فولاد کم کربن ۱۰۱۵ و فولاد زنگ نزن ۳۱۶ درون دو حمام روی به منظور درک بهتر از مکانیسم‌های تخریب تجهیزات سخت افزار غوطه‌ور شده در حمام گالوانیزه صنعتی معمولی انجام شد. مشخص شد که فولاد کربنی ۱۰۱۵ مقاومت به انحلال خوبی در برابر مذاب روی دارد و دارای مقاومت به خوردگی بهتری نسبت به فولاد زنگ نزن ۳۱۶ می‌باشد، علیرغم اینکه در فولاد زنگ نزن ۳۱۶ مقادیر بالایی کروم و نیکل وجود دارد و همچنین شبکه کریستالی آن FCC است که متراکم‌تر از شبکه کریستالی فولاد ۱۰۱۵ که BCC است، می‌باشد. مطالعات میکروسکوپی نشان داد که علت تفاوت در رفتار خوردگی این دو فولاد آن است که در فولاد زنگ نزن ۳۱۶، ضخامت لایه بین فلزی تشکیل شده در حمام روی نازک‌تر است. سرب موجود در حمام هیچ نفوذی به داخل پوشش تشکیل شده بر روی فولاد ۱۰۱۵ نداشت ولی پوشش فولاد ۳۱۶ را تحت تأثیر قرار داد. سرب موجود در حمام باعث دندردیتی شدن ساختار پوشش و رشد دانه‌های سطحی پوشش شد که باعث افزایش بیشتر نفوذ روی به داخل پوشش می‌شود.

کلمات کلیدی: فولاد کم کربن ۱۰۱۵، فولاد زنگ نزن ۳۱۶، تجهیزات گالوانیزه، انحلال، خوردگی.

۱. مقدمه

۵۰۰ و ۵۲۰ درجه سانتی گراد از خود ارائه می‌دهد [۲]. در

مقالات دیگری نشان داده شد که فولاد ۱۰۱۵ و فولادهای کربنی درون روی حاوی آلومینیم، دارای مقاومت به خوردگی بهتری نسبت به فولاد ۳۱۶L و ۳۱۶ هستند.

شرکت آلیاژهای نورد شده تمپرانس و میشیگان^۲ یک سری آزمایشاتی درون مذاب روی حاوی ۰/۴۳۷wt% Al برای مقایسه واکنش پذیری آلیاژهای مختلف با روی انجام دادند [۳]. به‌واسطه نتایج این آزمایشات، آنها فهمیدند که کاهش قطر فولاد

پوشاندن ورق فولادی به وسیله فرآیند غوطه‌وری گرم در حمام مذاب روی یا در مذاب Zn/Al، مؤثرترین و اقتصادی‌ترین روش فراهم کردن حفاظت از خوردگی برای بیشتر ورق‌های فولادی است [۱]. مقالات زیادی در باره خوردگی فولاد زنگ نزن ۳۱۶ و ۳۱۶L ارائه شده است. آقای برایت مارک^۱ و همکارانش نشان دادند که فولاد زنگ نزن ۳۱۶L، درون روی خالص مقاومت بهتری نسبت به فولاد ۱۰۱۵ در دماهای ۴۶۵،

روی و روی-آلومینیم انجام دادند در حالیکه اثری از سرب درون مذابشان نبود؛ بنابراین در تحقیق حاضر سعی شد تا آزمونهای خوردگی دو آلیاژ آهنی (فولاد کم کربن ۱۰۱۵ و فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶) درون روی مذاب حاوی سرب که در کارخانه‌های گالوانیزه، بیشتر مورد استفاده قرار می‌گیرند، بررسی شوند تا درک بهتری از انحلال پذیری این آلیاژها درون یک محیط گالوانیزه معمولی، حاصل شود.

۲. مراحل آزمایش

۲-۱. مواد

دو نوع فولاد (فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ و فولاد کم کربن فریتی ۱۰۱۵) برای این تحقیق در نظر گرفته شدند و با استفاده از روش کوانتومتری، ترکیب شیمیایی این دو فولاد مشخص شد و در جداول ۱ و ۲ آورده شد. نمونه‌ها با طول ۲۰mm و قطر ۱۵/۹mm (فولاد ۳۱۶) و قطر ۱۷/۹mm (فولاد ۱۰۱۵) بریده شدند، پولیش شدند و سپس درون سود سوزآور ۱۰٪ چربی گیری و درون اسیدکلریدریک ۱۵٪ اسیدشویی شدند و در نهایت درون روانساز (۵۰g/l ZnCl₂.2NH₄Cl) قرار گرفتند و سپس خشک شدند تا یک لایه نازک شیشه‌ای از روانساز جهت بهبود فعل و انفعال مذاب با مواد، بر روی فولادها ایجاد شود.

دو نوع مذاب روی که تفاوت عمده آنها در مقدار سرب آنها بود، مورد استفاده قرار گرفت در جداول ۳ و ۴ ترکیب شیمیایی این دو مذاب آمده است.

۳۱۶ است، آنها همچنین با اضافه کردن تنها ۰/۲wt%N به فولاد ۳۱۶، کاهش قطر آن را به کمتر از کاهش قطر فولاد کربنی رساندند و خوردگی‌اش نسبت به فولاد کربنی کمتر هم شد. در مقالاتی آقای عسگری و همکاران و آقای صفایی راد و همکاران اثر سرب موجود درون حمام روی مذاب را بر روی فولاد کم کربن St14 کشته شده با آلومینیم بررسی کردند [۵،۴] و نشان دادند که با افزایش سرب حمام، میانگین اندازه دانه‌های پوشش روی، افزایش می‌یابد؛ این بدین معنی است که افزایش مقدار سرب حمام، باعث خشن شدن مورفولوژی دانه‌های روی در ورق‌های فولاد گالوانیزه می‌شود. حضور سرب باعث افزایش در اندازه دانه‌های روی بوسیله کاهش مکانهای جوانه زنی و افزایش سرعت رشد دندریتی می‌شود؛ دلیلش این است که سرب کشش سطحی کمتری نسبت به روی دارد و تشکیل دانه‌های درشت را ترغیب می‌کند. دندریتی شدن دانه‌های روی مخصوصاً در سطح پوشش باعث می‌شود که روی و حتی دیگر عناصر داخل پوشش راحت‌تر بتوانند به درون پوشش، نفوذ کرده و خوردگی را تسریع کنند. موراندو چندین آزمایش با استفاده از فولاد زنگ نزن ۳۱۶L و فولاد کربنی (۰/۲wt% C) انجام داد و نشان داد که با افزایش مقدار آلومینیم حمام مذاب روی، فولاد کربنی سرعت خوردگی کمتری نسبت به فولاد ۳۱۶L از خود ارائه می‌دهد. موراندو خاطر نشان کرد که با افزایش در مقدار کربن و کاهش مقدار منگنز، به علاوه مقادیر کنترل شده‌ای از کروم و نیکل می‌توان یک ضخامت بین فلزی کافی و مناسب بر روی سطح فولاد ۳۱۶L گسترش داد [۶]. آقای لیو^۳ و همکاران [۱] و همچنین آقای برایت مارک و همکاران [۲] خوردگی فولاد زنگ نزن ۳۱۶L را درون مذاب

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن ۳۱۶ (درصد وزنی)

Fe	C	P	S	Si	Mn	Cr	Mo
۷۲/۲۰۰	۰/۰۴۲۹	۰/۰۰۵۸۱	۰/۰۰۵۰۰	۰/۳۸۱۰	۰/۵۸۶۰	۱۷/۱۰۰۰	۰/۲۴۶۰
Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W
۸/۵۲۰۰	۰/۰۱۱۶	۰/۱۲۷۰	۰/۳۵۷۰	۰/۰۱۱۵	۰/۰۰۵۱	۰/۰۷۳۳	۰/۱۰۸۰

جدول (۲): ترکیب شیمیایی فولاد کم کربن ۱۰۱۵ (درصد وزنی)

Fe	C	P	S	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Co
۹۸/۶۵۰۰۰	۰/۱۵۳۷۱	۰/۰۰۵۸۳	۰/۰۰۵۲۰	۰/۲۶۴۶۵	۰/۴۴۲۰۴	۰/۱۰۹۴۳	۰/۰۱۱۳۸	۰/۰۷۸۴۰	۰/۰۲۶۱۵	۰/۰۰۹۷۰
Cu	Nb	Ti	V	W	Ce	Sn	B	Ca	As	Sb
۰/۲۰۷۷۶	۰/۰۰۱۳۷	۰/۰۰۱۸۰	۰/۰۰۱۳۷	۰/۰۰۳۳۵	۰/۰۰۱۸۵	۰/۰۱۹۷۷	۰	۰/۰۰۰۱۷	۰/۰۰۵۶۱	۰/۰۰۰۳۷

جدول (۳): ترکیب شیمیایی مذاب روی ۱ مورد استفاده در آزمایش (درصد وزنی)

Al	Cd	Cu	Fe	Pb	Sn	Zn
۰/۰۹۰	۰/۰۰۴	<۰/۰۰۵	۰/۰۳۰	۱/۰۰۰	۰/۰۹۰	Base

جدول (۴): ترکیب شیمیایی مذاب روی ۲ (درصد وزنی)

Al	Cd	Cu	Fe	Pb	Sn	Zn
۰/۰۸۰۰	۰/۰۰۲۰	۰/۰۰۲۱	۰/۰۰۱۴	۰/۰۳۰۰	۰/۰۱۰۰	Base

۲-۲. آزمون خوردگی

برای آزمون غوطه‌وری خوردگی هر نمونه، چندین بوته گرافیتی تقریباً ۱۵۰CC حاوی ۶۵۰gr روی با ترکیب شیمیایی که در جدول ۳ ذکر شده است درون کوره AZAR-۱۲۵۰ گذاشته شد و تا دمای ۴۵۸°C گرم شد. نمونه‌هایی که از قبل آماده شده بودند وزن شدند و ابعادشان اندازه‌گیری شد و سپس درون این بوته‌ها قرار گرفتند و برای دوره‌های زمانی مختلف به منظور تعیین نرخ خوردگی از درون مذاب بیرون آورده شدند. رفتار خوردگی این آلیاژها با روش سرعت خوردگی نیمه لحظه‌ای^۴ مشخص شد.

کاهش وزن به طور مستقیم، تغییر وزن نسبی نمونه‌ها را در طول زمان غوطه‌وری نشان می‌دهد. تعیین سرعت خوردگی نیمه لحظه‌ای با توجه به تغییر سطح هر نمونه نسبت به زمان غوطه‌وری داده شده انجام می‌گیرد. فرمول مورد استفاده برای سرعت خوردگی نیمه لحظه‌ای به صورت زیر نشان داده می‌شود:

$$v = \frac{W_n - W_{(n-1)}}{A.t} \quad (1)$$

در اینجا V سرعت خوردگی نیمه لحظه‌ای (g/m².h)، W_n وزن نمونه (g) در زمان شروع t = 0، W_(n-1) وزن نمونه (g) بعد از غوطه‌وری درون روی در زمان t (ساعت) و \bar{A} میانگین مساحت نمونه (m²) در زمان t می‌باشد [۲].

۲-۳. مطالعات ساختاری

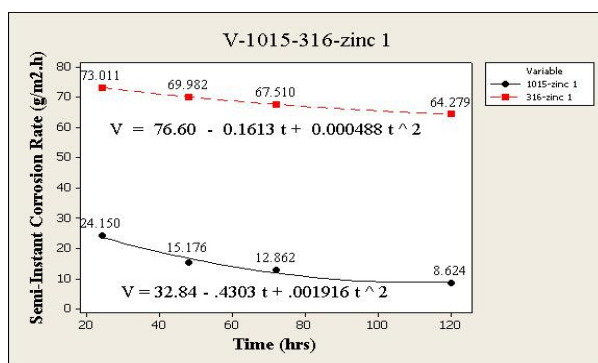
به محض خارج کردن نمونه‌ها از مذاب روی، نمونه‌های خورده شده بر اساس بخش اول استاندارد BS ۷۲۹ ابتدا در محلول

کلرور آنتیموان (با حل کردن ۲۰ گرم اکسید آنتیموان در ۱۰۰ میلی لیتر اسیدکلریدریک و اضافه کردن ۵ میلی لیتر از این محلول درون ۱۰۰ میلی لیتر اسید کلریدریک) برای برداشتن روی چسبیده به سطح، اسیدشویی و سپس با آب شستشو داده شدند و خشک شدند و وزن و ابعاد هر نمونه برای محاسبه سرعت خوردگی اندازه‌گیری شد و چند نمونه از هر آزمون برای هدف آنالیز ریزساختاری حفظ شدند. نمونه‌های آزمایش شده سطح مقطع زده شدند و به طور مکانیکی پولیش شدند و سپس توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی^۵ (SEM) مدل VEGA\ TEScan آزمایش شدند. از آنالیز کیفی^۶ EDS برای تعیین پروفایل‌های غلظتی و ترکیب شیمیایی فازها استفاده شد.

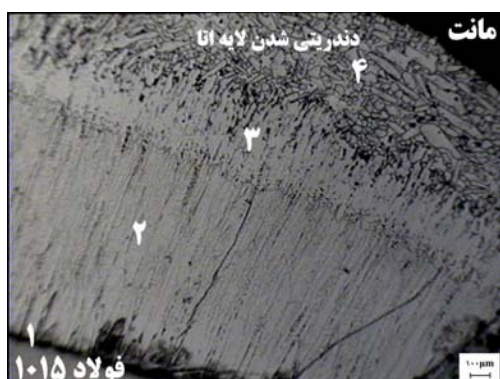
۳. نتایج آزمایشگاهی

۳-۱. تشخیص سرعت خوردگی:

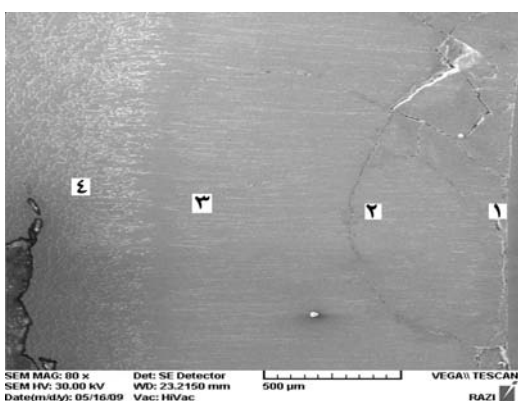
به واسطه آزمون مذکور مشخص شد که دو آلیاژ آهنی به طور شدیدی توسط مذاب روی مورد حمله قرار گرفتند. همانطور که انتظار می‌رفت مشاهده شد که وزن هر دو فولاد موقعی که درون روی مذاب غوطه‌ور می‌شوند به مقدار زیادی کم می‌شود. شکل ۱ نشان دهنده سرعت خوردگی نیمه لحظه‌ای فولادهای ۳۱۶ و ۱۰۱۵ بر حسب زمان می‌باشد و بیان‌کننده این است که سرعت خوردگی نیمه لحظه‌ای فولاد زنگ نزن ۳۱۶ بیشتر از فولاد کربنی ۱۰۱۵ است.



شکل (۱): نمودار سرعت خوردگی نیمه لحظه ای فولاد ۱۰۱۵ و فولاد ۳۱۶ درون روی مذاب ۱ در دمای ۴۵۸°C



شکل (۲): ریزساختار پوشش ایجاد شده بر روی فولاد ۱۰۱۵ غوطه ور شده درون روی ۱ برای مدت زمان غوطه وری ۱۲۰ ساعت در دمای ۴۵۸°C (میکروسکوپ نوری). نقطه ۱: فصل مشترک، نقطه ۲: دلتا، نقطه ۳: زتا، نقطه ۴: آتا



شکل (۳): ریزساختار پوشش ایجاد شده بر روی فولاد ۱۰۱۵ غوطه ور شده درون روی ۱ برای مدت زمان غوطه وری ۱۲۰ ساعت در دمای ۴۵۸°C (میکروسکوپ الکترونی)

۳-۲. بررسی ریزساختار پوشش:

با تعیین تغییر شکل فیزیکی نمونه‌ها بعد از قرار گیری در معرض مذاب روی، مشاهده ریزساختار نمونه‌ها با میکروسکوپ نوری و SEM و آنالیز ترکیب شیمیایی فازهای فصل مشترک بوسیله EDS نیاز بود تا مکانیسم‌های واکنش بین مذاب روی و فلز پایه بهتر درک شود.

۱- فولاد کربنی ۱۰۱۵: فازهای بین فلزی دلتا (FeZn₇) و زتا (FeZn₁₃) با استفاده از میکروسکوپ نوری برای فولاد ۱۰۱۵ که به مدت ۱۲۰ ساعت درون مذاب ۱ در دمای ۴۵۸°C قرار گرفته بود، حدس زده شد (با توجه به ترتیب قرارگیری لایه‌ها و مقایسه با میکروساختارهای گرفته شده توسط دیگر مقالات [۴،۷]) و بوسیله SEM/EDS تأیید شد. شکل‌های ۲ و ۳ و جداول ۵ و ۶ بیانگر حضور این لایه‌ها هستند.

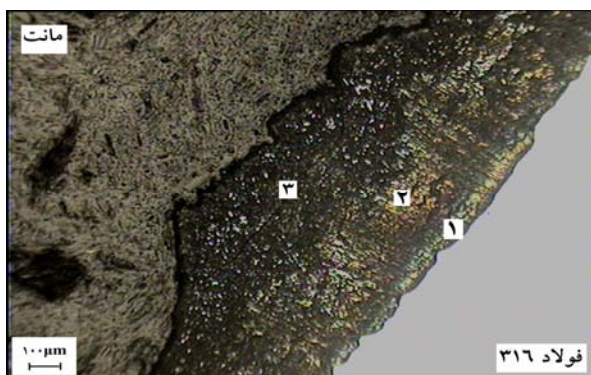
۲- فولاد ۳۱۶: همانند نمونه‌های فولاد کربنی، ریزساختار فولاد زنگ نزن ۳۱۶ نیز تشکیل ترکیبات بین فلزی آهن-روی را آشکار کرد ولی عناصر دیگری مثل کروم، نیکل و سرب نیز درون پوشش دیده شد. شکل‌های ۴ و ۵ و جداول ۷ و ۸ سطح مقطع ریزساختار فولاد زنگ نزن ۳۱۶ و لایه‌های پوشش را بعد از غوطه وری درون مذاب ۱ بعد از ۱۲۰ ساعت غوطه وری در دمای ۴۵۸°C نشان می‌دهند.

جدول (۶): فازهای مشاهده شده درون پوشش روی ایجاد شده بر روی فولاد ۱۰۱۵ بعد از غوطه وری در حمام روی ۱ در دمای 458°C برای مدت زمان غوطه وری ۱۲۰ ساعت (با استفاده از میکروسکوپ الکترونی-نقاط موجود در شکل ۳)

مکان	نقطه ۱	نقطه ۲	نقطه ۳	نقطه ۴
ترکیب شیمیایی فاز	فصل مشترک	دلتا	دلتا	زتا

جدول (۵): آنالیز پوشش فولاد ۱۰۱۵ بعد از غوطه وری در حمام روی ۱ در دمای 458°C برای مدت زمان غوطه وری ۱۲۰ ساعت (نقاط موجود در شکل ۳) - درصد اتمی

نقاط روی پوشش	Fe	Zn	Mn
نقطه ۱	۸۶/۲۴	۱۳/۴۹	۰/۲۶
نقطه ۲	۹/۲۵	۹۰/۷۵	۰
نقطه ۳	۷/۶۸	۹۲/۳۲	۰
نقطه ۴	۳/۵۵	۹۶/۴۵	۰



شکل (۵): ریزساختار پوشش فولاد زنگ نزن ۳۱۶ درون روی مذاب ۱ غوطه ور شده به مدت ۱۲۰ ساعت در دمای 458°C (با استفاده از میکروسکوپ نوری)، نقطه ۱: فصل مشترک، نقطه ۲: دلتا، نقطه ۳: زتا



شکل (۴): ریز ساختار پوشش فولاد زنگ نزن ۳۱۶ درون روی مذاب ۱ غوطه ور شده به مدت ۱۲۰ ساعت در دمای 458°C (با استفاده از میکروسکوپ الکترونی)

جدول (۷): آنالیز پوشش فولاد ۳۱۶ بعد از غوطه وری در حمام روی ۱ در دمای 458°C برای مدت زمان غوطه وری ۱۲۰ ساعت (نقاط موجود در شکل ۴) - درصد اتمی

	Ca	Mn	Sn	Si	Ni	Cr	Pb	Al	Fe	Zn	
نقطه ۱	۰/۷۲	۱/۶۶	۰	۰	۴/۱۵	۱۳/۳۳	۰/۴۵	۰	۳۸/۵۸	۴۱/۱۱	
نقطه ۲	۰/۴۳	۲/۲۸	۰/۴۶	۶/۰۲	۲/۹۵	۷/۶۱	۲/۵۲	۸/۳۴	۱۸/۶۳	۵۰/۷۶	
نقطه ۳	۰	۰	۰/۶۱	۰	۰/۹۲	۱/۴۱	۱/۳۹	۰	۸/۳	۸۷/۳۷	
نقطه ۴	۰	۰	۰	۰	۰/۴۸	۰/۷۴	۱/۷۲	۰	۵/۱۲	۹۲/۹۳	

جدول (۸): فازهای مشاهده شده در پوشش روی ایجاد شده بر روی فولاد ۳۱۶ بعد از غوطه وری در حمام روی ۱ در دمای 458°C برای مدت زمان غوطه وری ۱۲۰ ساعت (نقاط موجود در شکل ۴)

مکان	نقطه ۱	نقطه ۲	نقطه ۳	نقطه ۴
ترکیب شیمیایی فاز	فصل مشترک	فصل مشترک	دلتا	زتا

بود [۸]، انجام گرفت لایه‌های دلتا، زتا و اتا مشخص شدند و این لایه‌ها تقریباً در آن دامنه‌ها قرار داشتند؛ هدف، تعیین لایه‌های

با مقایسه‌ای که بین آنالیز بدست آمده از پوشش و دامنه ترکیب شیمیایی لایه‌های پوشش که توسط دیگر محققین بدست آمده

پوشش نبود بلکه مشاهده لایه‌ها و آنالیز آنها (ترکیب شیمیایی) و ضخامت پوشش بود. ضخامت لایه پوشش ایجاد شده بر روی فولاد ۱۰۱۵ که به مدت ۱۲۰ ساعت درون روی مذاب قرار گرفته بود بیش از ۱mm بود در حالیکه این لایه برای فولاد ۳۱۶ تقریباً $330\ \mu\text{m}$ بود.

۴. بحث:

۴-۱. مقایسه مقاومت به خوردگی فولادهای مختلف:

داده‌های آزمایش سرعت خوردگی، مقاومت به خوردگی متفاوتی برای فولادهای آزمایش شده درون مذاب روی نشان داد. فولاد زنگ نزن ۳۱۶ خوردگی بیشتری نسبت به فولاد کربنی ۱۰۱۵ از خود ارائه داد. آقای برایت مارک و همکارانشان عکس این موضوع را اثبات کردند و دلیلش شاید این باشد که آنها آزمایشاتشان را درون مذاب خالص روی و دماهای دیگر (500°C و 520°C درجه سانتی گراد) انجام دادند و اثری از آلومینیم و سرب درون مذابشان نبود [۲]. فولاد زنگ نزن ۳۱۶ علیرغم دارا بودن مقادیر بالای کروم و نیکل و همچنین ساختار متراکم تر FCC نسبت به BCC فولاد ۱۰۱۵ رفتار خوردگی پائینی از خود نشان داد.

مکانیسم‌های خوردگی: قبلاً مکانیسم‌های انحلال فولاد بوسیله مذاب روی توسط چندین محقق مطالعه شده است [۹،۱۰] و همچنین مشخص شده است که ضریب نفوذ روی بیشتر از ضریب نفوذ آهن است. از این رو روی به آسانی به داخل فولاد نفوذ می‌کند و ترکیبهای بین فلزی را شکل می‌دهد [۱۱،۱۲]. گومن^۷ و همکارانش نشان دادند که لایه‌های کاملاً توسعه یافته فازهای متداول Fe-Zn، از واکنش آهن جامد با حمام مذاب روی برای مدت زمانهای غوطه وری کوتاه حاصل می‌شوند و زمانی که نمونه‌ها برای مدت زمان طولانی در تماس با مذاب قرار می‌گیرند دچار انحلال می‌شوند [۱۰]. روند سرعت خوردگی شبه لحظه‌ای در فولاد ۱۰۱۵ نشان می‌دهد که فرآیند انتقال شامل دو مرحله است: اول، آهن به سرعت داخل حمام روی حل می‌شود و دوم اینکه، لایه‌های بین فلزی بر روی سطح نمونه فولادی تشکیل می‌شوند و باعث توقف انحلال سریع آهن، درون حمام روی می‌شوند. این فاز بین فلزی در

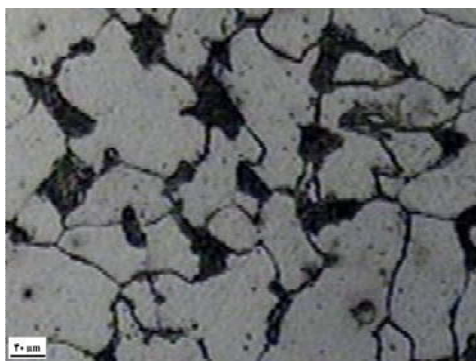
سطح آهن مانع واکنش نفوذی متقابل بین آهن، درون روی می‌شود. چون ضریب نفوذ روی بیشتر از آهن است، فصل مشترک به سمت زیرلایه آهنی حرکت می‌کند و با گذشت زمان فاز بین فلزی ضخیم‌تری تشکیل می‌دهد.

همانطور که در شکل ۱ نشان داده شد، سرعت خوردگی نیمه لحظه‌ای فولاد ۳۱۶ بیشتر از فولاد ۱۰۱۵ است که می‌توان چندین علت برای آن ذکر کرد:

۱- مقدار سرب موجود در حمام بالاست و این باعث دندریتی شدن پوشش فولاد زنگ نزن می‌شود. آقای عسگری و همکاران و آقای صفایی راد و همکاران نیز نشان دادند که کم بودن کربن و افزایش مقدار سرب می‌تواند باعث دندریتی شدن پوشش شود که این باعث ناهمگن شدن ساختار شده و سرعت خوردگی را افزایش دهد. همانطور که شکل ۴ نشان می‌دهد بعد از پنج روز غوطه وری فولاد ۳۱۶ درون روی مذاب در دمای 580°C ، پوشش کاملاً دندریتی شده است و این دندریته‌ها به روی اجازه می‌دهند که به راحتی به داخل فولاد نفوذ کند و عناصر داخل فولاد به راحتی درون مذاب حل شوند.

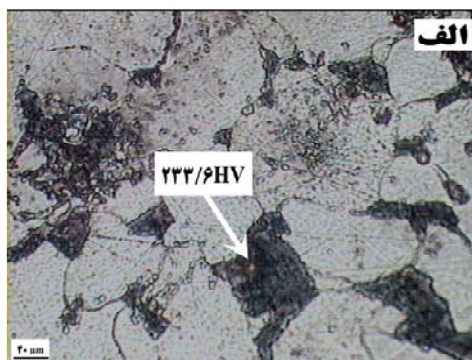
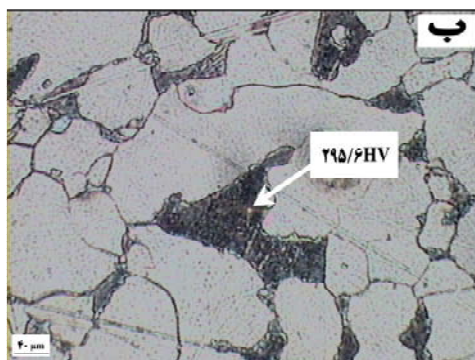
۲- افزایش مقدار کربن و کاهش مقدار منگنز باعث افزایش ضخامت پوشش فولاد ۱۰۱۵ می‌شود که سرعت خوردگی را کاهش می‌دهد، در صورتی که چنین عواملی درون فولاد زنگ نزن وجود ندارند و فولاد ۳۱۶ دارای لایه بسیار نازکی از پوشش روی بود. موراندو [۶] نیز با توجه به آزمایشاتی که انجام داده بود نشان داد کربن و مولیبدن ضخامت پوشش را افزایش می‌دهند و کربن به دلیل کاربید قوی که تولید می‌کند می‌تواند از نفوذ روی به داخل زیر لایه جلوگیری کند.

۳- روی و آلومینیم حلالیت کربن در آهن جامد و مذاب را کاهش می‌دهند و به دلیل حل شدن آهن درون مذاب روی، فریت مرز فولاد - پوشش از کربن غنی می‌شود و چون کربن محدودی را در ساختارش می‌پذیرد این کربن را به مرز پس می‌زند و کربن موجود در مرز پرلیت و فریت در مرزها و اطراف پرلیت تشکیل سمانتیت می‌دهد که این سمانتیت می‌تواند به عنوان یک لایه سدی در برابر نفوذ روی و آلومینیم به داخل فولاد عمل کند [۶]. تصاویر مرتبط با این موضوع در شکل‌های ۶، ۷-الف و ب آورده شده‌اند. همانطور که از شکلها



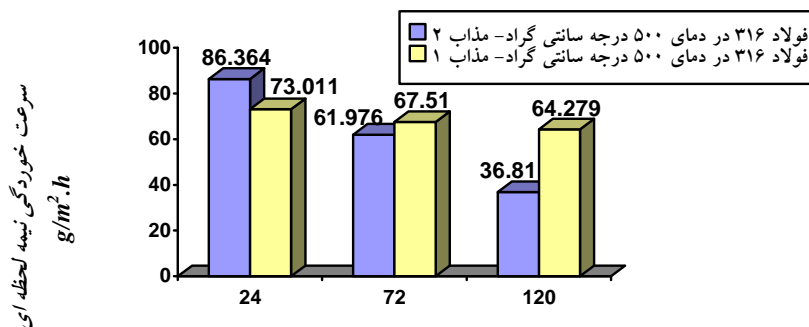
شکل (۶): ریزساختار اولیه فولاد ۱۰۱۵ قبل از انجام آزمایش (گالوانیزه نشده)

پیداست پرلیت‌ها درشت‌تر شده‌اند و به دلیل اینکه استحاله پرلیت نیاز به آستنیت‌شدن دارد و دما در حدی نیست که بتواند پرلیت تولید کند مشخص می‌شود که کربنی که به مرزخانه‌ها پس زده می‌شود با آهن واکنش داده و در اطراف پرلیت سمانتیت جوانه می‌زند و رشد می‌کند. شکل‌های ۷-الف و ب نشان می‌دهند که سختی در مرز پرلیت و زمینه (اطراف پرلیت) بالاتر رفته و وجود سمانتیت را تصدیق می‌کنند.



شکل (۷): سختی اندازه‌گیری شده برای فولاد ۱۰۱۵ (میکروسکوپ نوری) درون روی ۱ در دمای ۴۵۸°C در مرز پوشش - فولاد (سمت فولاد) الف) غوطه‌ور شده به مدت ۲۴ ساعت ب) غوطه‌ور شده به مدت ۱۲۰ ساعت

شکل ۸ نشان می‌دهد که با کاهش مقدار سرب در دمای ۵۰۰°C بعد از مدت زمان ۱۲۰ ساعت، فولاد ۳۱۶ مقاومت به خوردگی بهتری درون مذاب روی ۲ نسبت به حالتی که درون مذاب روی ۱ قرار داشت از خود ارائه می‌دهد.



شکل (۸): نمودار سرعت خوردگی نیمه لحظه‌ای فولاد ۳۱۶ درون مذاب ۱ و ۲، در دمای ۵۰۰°C

۱- تحت شرایط آزمایشگاهی در تحقیق حاضر، فولاد ۱۰۱۵ مقاومت به انحلال خوبی در برابر مذاب روی ارائه می‌دهد. سرعت خوردگی نیمه لحظه‌ای فولاد ۱۰۱۵ بسیار کمتر از سرعت خوردگی نیمه لحظه‌ای فولاد ۳۱۶ بود.

۵. نتایج

خوردگی فولاد زنگ نزن ۳۱۶ و فولاد کربنی ۱۰۱۵ از طریق آزمون خوردگی در حمام مذاب روی برای دمای ۴۵۸°C و ۵۰۰°C در زمانهای مختلف بررسی شد و نتایج نشان دادند که:

لایه ضخیمی بر روی سطح فولاد ۱۰۱۵ تشکیل شود و خوردگی کاهش یابد.

تشکر:

نویسندگان این مقاله از گروه مواد دانشگاه آزاد اسلامی واحد یزد مخصوصاً جناب آقای مهندس محمدمهدی جعفری نسب (سرپرست آزمایشگاه گروه مواد دانشگاه آزاد اسلامی واحد یزد) به پاس همکاری‌هایی که در زمینه انجام آزمایشها و امکانات ارائه شده داشتند تقدیر می‌نمایند.

پی نوشت:

- 1- Bright Mark
- 2- Temperans and michigan
- 3- Liu
- 4- Semi-Instant Corrosion Rate
- 5- Scanning Electron Microscopy
- 6- Energy Dispersive Spectrometry
- 7- Ghuman

۲- فولاد زنگ نزن ۳۱۶ علیرغم دارا بودن مقادیر بالای کروم و نیکل و همچنین ساختار متراکم تر FCC نسبت به BCC فولاد ۱۰۱۵، رفتار خوردگی بالایی از خود نشان می‌دهد. لایه نازکی بر روی سطح فولاد زنگ نزن ۳۱۶ تشکیل شد که این لایه نمی‌توانست جلوی نفوذ روی به داخل پوشش و زیرلایه را بگیرد.

۳- سرب موجود در حمام روی، نفوذ بسیار کمی به درون پوشش تشکیل شده بر روی فولاد کربنی ۱۰۱۵ داشت ولی پوشش فولاد ۳۱۶ را تحت تأثیر قرار داد. سرب باعث دندریتی شدن ساختار پوشش و رشد دانه‌های سطحی می‌شود که نفوذ بیشتر روی به داخل پوشش را باعث می‌شود. با ثابت نگه داشتن آلومینیم و کم کردن مقدار سرب هرچند دما تا ۵۰۰°C بالا برده شد، خوردگی فولاد ۳۱۶ بسیار کاهش یافت.

۴- علاوه بر ترکیب شیمیایی حمام، ترکیب شیمیایی فولاد نیز بر روی مقاومت آنها نسبت به خوردگی تأثیر داشت. کربن بالای موجود در فولاد و کم بودن مقدار منگنز آن باعث شد تا

مراجع

- 1- Xing bo Liu, Ever Barbero, Jing XU, Burris Matthew, Keh-minn Chang, Vinod Sikka, "Liquid metal corrosion of 316L, Fe3Al, and FeCrSi in molten Zn-Al baths", 2005, pp2049- 2058, vol.36A, J.Metall. Trans.
- 2- Jing Xu, Mark A. Bright, Xing bo Liu, Ever Barbero, "Liquid metal corrosion of 316L Stainless Steel, 410 Stainless and 1015 Carbon Steel in a Molten Zinc Bath", 2007, pp 2727-2736, vol.38A, J.Metall. Trans.
- 3- Bright M.: Ph.D. Dissertation, West Virginia University, Morgantown, WV, 2007.
- 4- Safaeirad M., Toroghinejad M.R., Ashrafizadeh F., "Effect of microstructure and texture on formability and mechanical properties of hot-dip galvanized steel sheets", 2007 , PP 1-7, J.Matprotec.
- 5- Asgari H., Toroghinejad M.R., Golozar M.A., "Relationship between (00.2) and (20.1) texture components and corrosion resistance of hot-dip galvanized zinc coatings", 2007, PP 1-6, J.Matprotec.
- 6- Morando J. A., U.S. Patent no. 6,004,507, "Material formulation for galvanizing equipment submerged in molten zinc and aluminum melts", 21, 1999 .
- 7- JORDAN C.E., MARDER A.R., " Effect of substrate grain size on iron-zinc reaction kinetics during hot-dip galvanizing" , Vol 28A , 1997 , PP 2683-2694, J.Metall. Trans.
- 8- Peng Bicao, Wang Jianhua, Su Xuping , Li Zhi, Yin Fucheng , "Effects of zinc bath temperature on the coatings of hot-dip galvanizing", August 2007 , PP 1787, J.Surfcoat.
- 9- Barbier F., Blanc J., "Corrosion of martensitic and austenitic steels in liquid gallium", 1999, vol. 14, pp. 737-44, J. Mater. Res.
- 10 Ghuman A.R.P., Goldstein J.I., "Reaction mechanisms for the coatings formed during the hot dipping of iron in 0 to 10 pct aluminum-zinc baths at 450 to 700.deg", 1971, pp. 2903-14, vol. 2, J.Metall. Trans.
- 11- Allen C., Mackowiak J., "The application of the inert-marker technique to solid/solid and solid/liquid iron/zinc couples", 1962-63, pp. 369-72, vol. 91, J. Inst. MeT.
- 12- Andreani M., Azou P., Bastien P., "Action of liquid zinc on nickel-containing steels ", 1966, pp. 1041-43, vol. 263, C.R. Acad. Sci. Paris.