

به شکاری

فصلنامه انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران
شماره ۱۰۶ - بهار ۱۳۹۲



مقام اول بخش عکاسی نهمین مسابقه گرافیک و عکاسی صنعت جوش و بازرسی
جناب آقای علی صبور



انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران
موسسه مرجع ملی در زمینه تکنولوژی جوشکاری و
آزمایش‌های غیرمخرب در جمهوری اسلامی ایران

مدیر مسئول: مهندس عبدالوهاب ادب آوازه

زیر نظر شورای نویسندگان

مسئول اجرایی: کمیته انتشارات

مدیر اجرایی و گرافیک: دکتر نازیلا ادب آوازه

نشانی دبیرخانه انجمن:

اصفهان - خیابان شمس آبادی - ساختمان شمس -
طبقه 4- واحد 413

تلفن: 03132240325 فاکس: 03132231765

پست الکترونیک:

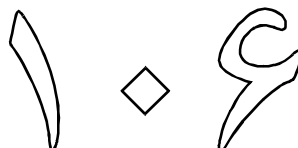
Email: info@iwnt.com

فصلنامه جوشکاری نشریه ای در زمینه موضوعات و
مسائل مرتبط با جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب
است.

فصلنامه در ویرایش مقالات رسیده آزاد است

نقل نوشته ها با ذکر ماخذ بلامانع است.

- 1 تاثیر فلز پرکننده در جلوگیری از ترک خوردگی شیار چاقویی جوش های
لوله های فولاد AISI 321 تیوب باندل ر کوپراتور واحد احیا مستقیم فولاد
سفید دشت چهار محال و بختیاری، ایمان حاجیان نیا - جمشید علی بابایی -
اکبر اسکندری
- 6 تغییرات تدریجی ضخامت در اتصالات جوشی، مهندس عبدالوهاب ادب آوازه
- 9 تاثیر تغییر فرکانس لرزش الکترومغناطیس بر ریزساختار و خواص
مکانیکی فلز جوش در اتصالات سوپر آلیاژ اینکولوی 825 به روش GTAW،
علی پور جعفر - دکتر رضا دهملایی
- 14 بررسی بهبود خواص و اقتصادی شدن هزینه های جوش لوله های فولاد
میکرو آلیاژی X80 در خطوط انتقال گاز به روش جوشکاری مکانیزه
GMAW، افضل روانگرد - احمد رضا امیری
- 22 تاثیر پارامترهای فرایند جوشکاری قوس الکتریکی بر روی جوش های
فلزی همجنس و غیر همجنس (قسمت اول)، کاظم بابایی
- 24 تشریح الزامات استاندارد 45001 - قسمت هفتم، مهندس افشین خیام
- 26 بررسی پارامترهای موثر بر جوش در جوشکاری زیر پودری فولاد 52،
بهنام خسروی
- 36 تاثیر عملیات حرارتی پس گرم بر رفتار خوردگی نواحی مختلف اتصالات
جوشی آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V جوشکاری شده به روش اصطکاکی
اغتشاشی، علیرضا نصرافهانی - عبدالرضا سلطانی پور - خسرو فرمشن -
علی قاسمی
- 43 تاثیر حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی جوش اتصال فولاد
دوفازی Safurex و فولاد آستنیتی 316-UG جهت اتصال نازل های راکتور
اوره پتروشیمی رازی، سید حمید موسوی نسب - علی حیدری مقدم





تاثیر فلز پرکننده در جلوگیری از ترک خوردگی شیار چاقویی جوش های لوله های فولاد AISI ۳۲۱ تیوب باندل رکوپراتور واحد احیا مستقیم فولاد سفید دشت چهار محال و بختیاری

ایمان حاجیان نیا، جمشید علی بابایی، اکبر اسکندری

چکیده

در این تحقیق تاثیر استفاده از فلز پرکننده با ترکیب شیمیایی مختلف در جلوگیری از ترک خوردگی شیار چاقویی جوشهای لوله های فولاد AISI ۳۲۱ تیوب باندل رکوپراتور واحد احیا مستقیم مورد بررسی قرار گرفت. در حین جوشکاری فولادهای پایدار شده فولاد زنگ نزن ۳۲۱ تیوب باندل رکوپراتور واحد احیا مستقیم، ناحیه HAZ تا دمایی بالاتر از ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد گرم می شود که این دما می تواند منجر به حل شدن جزئی TiC و NbC شود. در این حالت کربن در ناحیه باریکی در مجاورت جوش وارد ساختار شده و می تواند در دمای حساس شدن به کاربید کروم تبدیل شود. در نتیجه ترک و خوردگی شیار چاقورخ خواهد داد. مشکل اصلی این مطالعه موردی عدم امکان تعویض لوله ها بود، بدین منظور ترک های ایجاد شده در لوله ها که به دلیل توقف های ناگهانی و شوک های حرارتی در حین عملیات و بهره برداری ایجاد شده بود بوسیله فلز پرکننده از فلزات پرکننده ER347 ER321 و ERNiCr-3 با انتخاب پارامترهای مناسب به روش قوسی تنگستن با گاز محافظ جوشکاری و تعمیر شدند. ریز ساختار فلز پایه و جوش و آنالیز عنصری فصل مشترک ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی ارزیابی شدند. مشخص شد، فلز جوش ERNiCr-3 با ایجاد ترکیب شیمیایی و ریزساختاری مناسب از خوردگی شیار چاقویی تیوب ها در طی سرویس جلوگیری می کند.

کلمات کلیدی: خوردگی شیار چاقویی، فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱، ریز ساختار، خواص مکانیکی، کاربید کروم.

مقدمه

رکوپراتور یک مبدل حرارتی با جریان متقابل در واحد احیا مستقیم است که از آن برای بازیابی و کنترل و بهینه سازی انرژی استفاده می شود. رکوپراتور در بخش های ورودی و خروجی سیستمی قرار می گیرد که هوا نقش سیال خنک کننده یا گرم کننده را دارد. در این سیستم ها، رکوپراتور هوا را از گرمای زائد تولید شده باز پس می گیرد [۱]. درجه حرارت خروجی از مبدل های حرارتی مطابق با دستورالعمل های دمایی تنظیم می شوند بنابراین جریان گاز پیش گرم می شود و به این ترتیب منجر به انتقال حرارت موثر می شود. گاز یا هوای ورودی برای تغذیه کوره با فشار ۲ بار به یک هدر به قطر ۴۸ اینچ از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱ وارد

می شود و سپس در مسیر خود از تعداد ۵۷ عدد لوله با قطر ۴ اینچ از جنس AISI 321 که به صورت عمودی از هدر اصلی منشعب شده اند می گذرد. فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱ یکی از پر مصرفترین فولاد ها در صنعت است، مقاومت به اکسیداسیون در دمای بالا به خاطر میزان بالای کرم این فولاد است [۲]. وجود نیکل که عنصری آستنیت زا است، باعث بالا رفتن خواص مقاوم به حرارت این آلیاژ می شود [۳ و ۴]. اینگونه فولادهای زنگ نزن محتوی تیتانیوم و یا نیوبیوم بوده که میل به ترکیب با کربن دارند و به آسانی کاربید تشکیل می دهند، این موضوع باعث می شود حتی وقتی در طولانی مدت در معرض دمای حساس شدن قرار بگیرد کروم در حلال باقی بماند. لذا جهت جلوگیری از اتصالات تیوب ها از پدیده حساس شدن از

آلیاژ 321 فولادهای زنگ نزن در فلنچ ها و در کلیه تیوب ها در تیوب باندل ها در صنعت فولاد استفاده می شود زیرا دما تا حد حساس شدن (۶۰۰ درجه سانتیگراد) در فولاد های آستنیتی می رسد. به دلیل دمای بالای کاری و شوک های حرارتی ایجاد شده در اثر توقف های ناگهانی انفجار در محل تیوب های هدر رکوپراتور رخ می دهد. همچنین به دلیل عدم امکان تعویض قطعات رکوپراتور و تعمیر مکرر ترک ها در محل جوش به دلیل گسترش منطقه متأثر از حرارت و درشت شدن دانه ها افت خواص مکانیکی مشهود می باشد. هدف از مطالعه حاضر بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری جوش های لوله های AISI321 تیوب در هدر اصلی با تغییر فلز پرکننده مختلف بود لذا سعی شد با بررسی نتایج، راه کاری برای جلوگیری از خوردگی شیار چاقویی ارائه شود.

روش تحقیق

در این تحقیق موردی لوله های هدر اصلی ۴۸ و ۴۴ اینچ با ضخامت ۲۰ میلی متر از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱ به صورت کار شده و در شرایط انیل انحلالی و فولاد بدون درز AISI321 به عنوان فلزات پایه با ضخامت ۶ میلیمتر و سایز ۴ اینچ که به صورت انشعاباتی به صورت عمود به هدر مطابق شکل (۱) به یکدیگر متصل شده بودند استفاده شد. ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز تمام جوش، در جدول (۱) نشان داده شده است. جهت اتصال فلز پایه از فلزات پرکننده ER321، ER347، و ERNiCr-3 استفاده شد. در تمامی موارد از سیم جوش هایی با قطر ۲/۴ میلیمتر جهت پاس ریشه و پاس های بعدی استفاده شد.

اتصال گوشه ای نمونه فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱ بدون پیش گرم کردن طبق استاندارد ASME SEC.IX با توجه به ضخامت لوله انجام شد [۵]. سپس با استفاده از روش جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ آرگون جوشکاری شدند. دمای بین پاسی ۱۵۰ درجه سانتیگراد در نظر گرفته شد تا تنش های ناشی از انقباض و سرد شدن فلز جوش به حداقل مقدار ممکن برسد. حرارت ورودی با استفاده از رابطه ۱ محاسبه شد [۲].

$$H.I = (\eta \cdot I \cdot V) / S \quad (1)$$

حرارت ورودی

با توجه به سیالیت حوضچه مذاب و سرعت دست جوشکار و مطالعه منابع مقدار پارامترهای شدت جریان و ولتاژ در هر پاس انتخاب گردید. شدت جریان (I) حدود ۱۴۰ آمپر، ولتاژ (V) حدود ۲۲ ولت و سرعت جوشکاری (S) در حدود ۴ میلی متر بر ثانیه و η بازده قوس ۰/۷ در نظر گرفته شد. برای فلز جوش حرارت ورودی در حدود ۰/۵۵

کیلو ژول بر میلی متر بدست آمد که دمای ورود مناسبی است زیرا سرعت سرد شدن و تنش حرارتی کاهش می یابد. برای بررسی ریزساختار نمونه ها با میکروسکوپ نوری سطوح با سنباده های کاربید سیلیسیوم ۸۰ تا ۲۰۰۰ صاف شده و سپس با پودر آلومینای ۳/۰ μm پرداخت شدند.

فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱ در محلول ماربل و همچنین فلز جوش در محلول حاوی ۶۰ میلی لیتر آب و ۴۰ میلی لیتر اسید نیتریک و تحت ولتاژ ۵ ولت به مدت ۱۰ ثانیه الکترواچ شد. شد. سپس نقاطی در مرز جوش بوسیله آنالیز عنصری (EDS) توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفتند.

نتایج و بحث

شکل (۲) و جدول (۲) به ترتیب نمودار تنش بر حسب کرنش و خواص مکانیکی فلزات پرکننده مورد استفاده را نشان می دهد. در این شکل می توان دریافت با اینکه ترکیب شیمیایی متفاوتی دارند میزان استحکام مکانیکی این فلزات پرکننده تقریباً یکسان است. شکل (۳) تصویر میکروسکوپ SEM از فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱ تیوب های رکوپراتور را نشان می دهد. زمینه کاملاً آستنیتی با دانه های هم محور مشخص است. این فولاد جز فولادهای پایدار شده است و نسبت به ترک گرم حساس بوده و نسبت به گریدهای پایدار نشده به کنترل بیشتر فریت نیاز دارند.

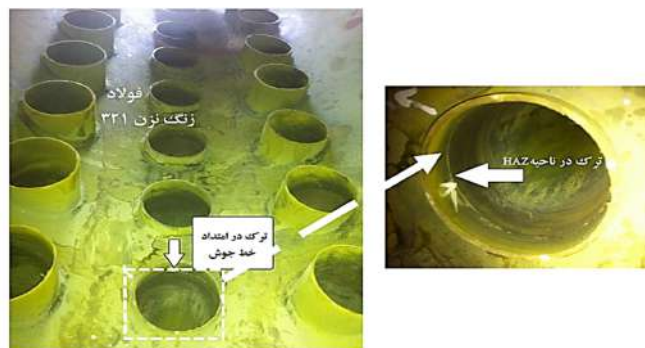
به دلیل عدم وجود عناصر با استحکام مکانیکی و خواص متالورژیکی خاص در فلز جوش ER309L که انجماد آن دارای فریت بیشتری است امکان استفاده از آن محدود است. البته در برخی تحقیقات قبلی ذکر شده وجود فریت دلتا در مرزهای دانه ها دارای حساسیت بالاتری هستند [۲].

لیکن می توان بهترین گزینه را با توجه به قابل دسترس بودن، با سیم جوش ER347 دانست. با توجه به شکل (۱) می توان دریافت که ترک ها پس از قرار گیری در دمای کاری و بیشتر بعد از توقف های ناگهانی ایجاد می شود. پس از بررسی ترک مشخص شد ترک ها دقیقاً در کنار جوش و در منطقه متأثر از حرارت حدود ۳ تا ۵ میلی متر ایجاد شده اند.

اولین گمانه زنی برای ایجاد ترک در این منطقه وجود جدایش ها در حین جوشکاری و یا حساسیت این منطقه از فولاد بود. با توجه به بررسی نتایج آزمایشگاهی و همانطور که در مراجع و تحقیقات قبلی اشاره شده است، گریدهای پایدار شده نسبت به رسوب محلی کاربیدها در منطقه باریکی از HAZ منجر به خوردگی میان دانه ای می شود، حساس هستند [۴].

جدول ۱. ترکیب شیمیایی مواد مورد استفاده بر اساس (درصد وزنی)

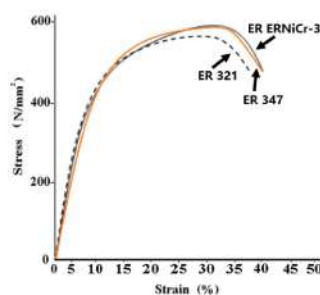
عنصر	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Ti	Cu	Nb	Fe
AISI 321	۰/۰۸	۱۷/۳۶	۱۰/۶۵	-	۲/۰	۱/۰	۰/۱۵	۰/۱	۰/۰۳	بقیه
ER347	۰/۰۴	۲۰/۲	۹/۸	۰/۷۵	۱/۶۴	۰/۴	۰/۲	۰/۴۵	۰/۸۵	بقیه
ER NiCr-3	۰/۱	۱۶	بقیه	۳	۰/۵	۰/۷	۰/۵	۰/۱۲	۳	۳



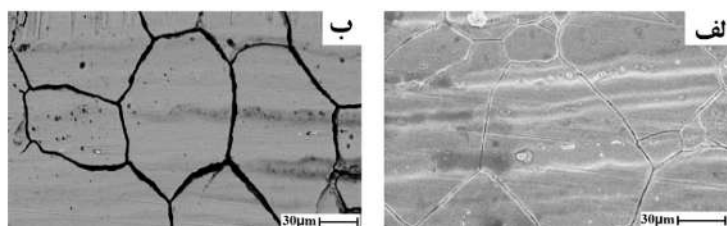
شکل ۱- هدر اصلی رکوپراتور با تیوب های از جنش فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱، وجود ترک در امتداد محیط لوله و در محل جوش.

جدول ۲- نتایج حاصل از آزمایش کشش.

نوع فلز پرکننده	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کشش (MPa)	درصد افزایش طول (%)
ERNiCr-3	427 ± 10	584 ± 10	44 ± 2
ER321	433 ± 10	548 ± 10	42 ± 2
ER347	467 ± 10	577 ± 10	45 ± 2



شکل ۲- نمودار تنش بر حسب کرنش فلزات پرکننده مورد استفاده.



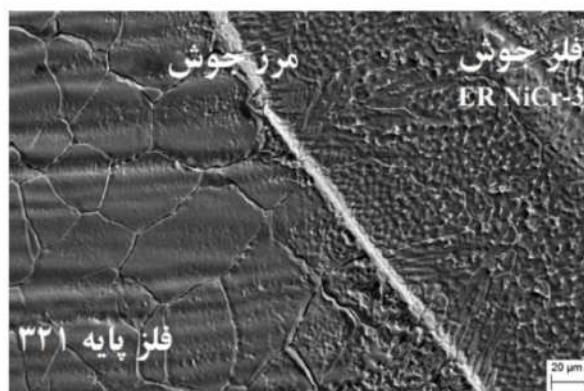
شکل ۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار کناره جوش فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱ لوله های رکوپراتور، الف- ریزساختار بدون خوردگی و حساس شدن، ب- ریزساختار حساس شده پس از قرارگیری طولانی مدت در دمای بالا پس از تعمیر مجدد جوش.

حالت کربن در ناحیه باریکی در مجاورت جوش وارد ساختار شده و می تواند در دمای حساس شدن به کاربید کروم تبدیل شود. این ناحیه حساس تنها به اندازه چند دانه ضخامت دارد و می تواند یک ناحیه در معرض خوردگی بین دانه ای تشکیل دهد. دمای کاری فولاد ۳۲۱ در رکوپراتور در ایجاد ترک بسیار تعیین کننده است. جدول (۳) دماهای ورودی و خروجی لوله ها را در رکوپراتور نشان می دهد. همان طور که مشخص است دمای نسبتاً بالا در حدود ۶۰۰ درجه سانتیگراد و زمان قرار گیری بیشتر در این دما سبب حساسیت می شود. می دانیم روش های پیشگیری از خوردگی شیار چاقویی عملیات حرارتی پس از جوشکاری در محدوده درجه حرارت ۱۰۰۰ تا

این نوع خوردگی به خوردگی شیار چاقو معروف است. خوردگی شیار چاقو در یک منطقه باریک نزدیک محل جوشکاری در فلز ایجاد می شود اما خوردگی جوش در فاصله قابل ملاحظه ای نسبت به جوش ایجاد می شود و خوردگی شیار چاقو در فولادهای پایدار شده رخ می دهد و سابقه حرارتی فلز نیز متفاوت است. اگرچه مشکل خوردگی بین دانه ای با استفاده از گریدهای کم کربن یا گریدهای پایدار شده برطرف می شود اما این فولادها مشکلاتی نیز دارند، از جمله در حین جوشکاری فولاد ۳۲۱، ناحیه HAZ تا دمایی بالاتر از ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد گرم می شود و این دما می تواند منجر به حل شدن جزئی برخی کاربیدها مانند NbC و TiC شود. در این

جدول ۳- دمای قسمت های مختلف رکوپراتور واحد احیا.

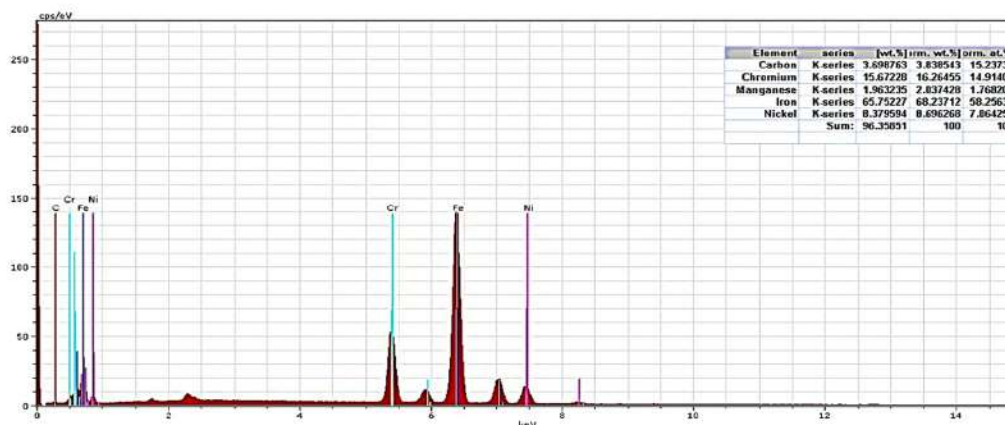
Recuperator Tube Bundles				
تیوب باندل رکوپراتور				
گاز طبیعی (Natural Gas)	گاز خوراک (Feed Gas)	هوای احتراق (Combustion Air)	گاز دودکش (Flue Gas)	دما (°C)
۲۷	۱۴۲	۴۹	۱۰۸۸	دمای ورودی
۳۵۰	۵۵۰	۶۲۵	۲۵۰	دمای خروجی



شکل ۴- تصویر میکروسکوپ الکترونی، فصل مشترک فلز پایه فولاد زنگ زن آستنیتی ۳۲۱ و فلز جوش ERNiCr-3.

توزیع مجدد عناصر حل شونده و ساختار انجماد نهایی در طول ریز ساختار سلولی - دندریتی در فلز جوش آلیاژهای پایه نیکل در نرخ معمولی با دقت مناسبی با معادله شیل محاسبه شده است [۶]. در این معادله میزان جدایش با کاهش مقدار ضریب توزیع افزایش می یابد، ضریب توزیع Nb در آلیاژهای پایه نیکل کمتر از یک بوده و در نتیجه این عنصر میل زیادی به جدایشی به مناطق بین دندریتی دارد. وارد شدن مقدار عناصر آلیاژی از سسوی فلز پرکننده موجب تشدید Nb به مناطق بین دندریتی در حین انجماد می شود. از طرف دیگر کربن به دلیل مکانیزم نفوذ بین نشینی به راحتی نفوذ کرده و موجب تشکیل کاربیدهای نیوبیوم در این نواحی می شود، وجود این رسوب در ساختار موجب افزایش استحکام خزشی با محدود کردن حرکت مرز دانه می شود [۷]. شکل ۵ نتایج آنالیز عنصری منطقه مخلوط نشده در مرز ذوب فلز پایه پایه فولاد زنگ زن آستنیتی ۳۲۱ و فلز جوش ERNiCr-3 را نشان می دهد. آنالیز عنصری برای چند قسمت مختلف از مناطق مخلوط نشده انجام شد، بررسی ها نشان داد این منطقه دارای ترکیب شیمیایی مشابه با فلز پایه فولاد زنگ زن آستنیتی ۳۲۱ می باشد. در شکل ۳، به وضوح بزرگ شدن دانه ها در HAZ فولاد زنگ زن آستنیتی ۳۲۱ قابل مشاهده می باشد، ولی رشد دانه ها، شدید نیست. همان طور که مشخص شده، ناحیه متأثر از حرارت نسبتاً وسیع است، مشخص شده، در HAZ آلیاژهای آستنیتی، می تواند رسوباتی موجود باشد که اندازه، توزیع و مورفولوژی رسوبات به ترکیب شیمیایی آلیاژ و سیکل حرارتی HAZ بستگی دارد [۷].

1100 درجه سانتی گراد است که سبب حل شدن کاربید کروم می شود، اما اینجا امکان بهره بردن از این عملیات وجود ندارد، عملیات حرارتی حل سازی در دمای بالا و کوئنچ کردن نمی تواند به طور کافی خواص اصلی را باز گرداند. بعد از جوشکاری مشخص شد در ترمیم ترک ها استفاده از فلز پرکننده ۳۴۷ که دارای نیوبیوم بیشتر است، نسبت به فلز جوش ساخت اولیه ۳۲۱ حاوی تیتانیوم مقاومت به خوردگی شیار چاقو بیشتر است [۵]. اما باز مجدداً با سرد و گرم شدن ها و شوک حرارتی ایجاد شده مشاهده شد ترک ها به وجود می آید که در این مرحله تصمیم بر استفاده از فلز پرکننده با پایه نیکل اتخاذ گردید، فلز پرکننده ERNiCr-3 دارای مقادیر بالاتری عناصر آلیاژی مقاوم در برابر حرارت و خوردگی است. ریز ساختار فلز پرکننده ERNiCr-3 مطابق انتظار کاملاً آستنیتی بوده و از دانه هایی تشکیل شده است که تقریباً هم محور هستند. این حالت انجماد به صورت آستنیت تک فاز نوع (A) است، با توجه به جدول (۱) می توان دریافت حدود این فلز جوش حاوی 3% نیوبیوم است. نیوبیوم می تواند محدوده دمای انجماد را افزایش دهد. به عبارت دیگر، تحت انجماد را افزایش داده و باعث وسعت اندازه این منطقه خواهد شد. بدین ترتیب، ریزساختار معمولاً از سلولی به دندریتی ستونی تغییر می کند. با بررسی شرایط و امکانات تنها روش برای جلوگیری از حمله شیار چاقویی در این لوله ها اصلاح روش یا برنامه جوشکاری با انتخاب پارامترهای مناسب بود. شکل (۴) تصویر میکروسکوپ الکترونی، فصل مشترک فلز پایه فولاد زنگ زن آستنیتی ۳۲۱ و فلز جوش ERNiCr-3 را نشان می دهد.



شکل ۵- نتایج آنالیز عنصری منطقه مخلوط نشده در مرز ذوب فلز پایه پایه فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱ و فلز جوش ERNiCr-3

intergranular corrosion of the austenitic stainless steel 1.4970, Journal of Nuclear Materials, 2006, 358, pp. 40-46.

2-J.C. Lippold, D. Kotecki, Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, 2005, John Wiley and Sons", New Jersey.

3-N. Arivazhagan, S. SurendraSingh, "Investigation on AISI 304 Austenitic Stainless Steel to AISI 4140 Low Alloy Steel Dissimilar Joints by Gas Tungsten Arc, Electron Beam and Friction Welding", Materials and Design, 2001, 32, pp. 3036-3050.

4-ASME Sec IX, "Qualification Standard for Welding and Brazing Procedure", Article II, Welding Procedure Qualification, American Society of Mechanical Engineers, Edition: 2th, 2001.

5-H. Naffakha, M. Shamaniana, F. Ashrafizadeh, "Dissimilar Welding of AISI 310 Austenitic Stainless Steel to Nickel-Based Alloy Inconel 657", Journal of Materials Processing Technology, 2008, 209, 3628-3639.

6-H. ShahHosseini, M. Shamanian, A. Kermanpur, "Characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 617/321 stainless steel welds", Materials Characterization, 2011, 62, pp.425-431.

7-ASM Handbook, Volume 9, "Metallography and Microstructures", ASM International, 2001, Materials Park, Ohio.

8-Bore V. Jegdic, Stevan I. Ostojic, Biljana M. Bobic, intergranular Corrosion of Welded Joints Forming Conditions and Procedures for Prevention, Structural Integrity and Life, 2013, 13, pp 93-97.

پی نوشت

- 1- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان و شرکت مهندسی فولاد مبارکه
- 2- مدیر عملیات فولاد سفید دشت، چهارمحال و بختیاری
- 3- رئیس آهن سازی فولاد سفید دشت، چهارمحال و بختیاری

HAZ بستگی دارد [۷].

ممکن است در طول مرز دانه های HAZ ذوب موضعی رخ دهد که توسط دوپونت بررسی شد، این پدیده معمولاً ناشی از جدایش عناصر ناخالصی می باشد که دمای ذوب مرز دانه را کاهش می دهد. آلیاژهایی که حاوی تیتانیوم و نیوبیوم هستند و کاربید های NbC و TiC را تشکیل می دهند، ممکن است در آنها ذوب ترکیبی انجام شود و منجر به ترک خوردن ذوبی گردد. آنها بررسی کردند که نیوبیوم نه تنها نقطه ذوب را بطور اساسی کاهش می دهد بلکه می تواند، یوتکتیک های کاربید-آستنیتی با نقطه ذوب پایین در طول انجماد ایجاد کند.

نتیجه گیری

- با توجه به تصاویر میکروسکوپی بزرگ شدن دانه ها در HAZ فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱ قابل مشاهده می باشد، ولی رشد دانه ها، شدید نیست. دمای کاری فولاد ۳۲۱ در رکوپراتور در ایجاد ترک بسیار تعیین کننده است. پس از بررسی ترک مشخص شد ترک ها دقیقاً در کنار جوش و در منطقه متأثر از حرارت حدود ۳ تا ۵ میلی متر ایجاد شده اند.

- با بررسی شرایط و امکانات تنها روش برای جلوگیری از حمله شیار چاقویی در این لوله ها اصلاح روش یا برنامه جوشکاری با انتخاب پارامترهای مناسب بود.

- فلز پرکننده ERNiCr-3 دارای مقادیر بالاتری عناصر آلیاژی مقاوم در برابر حرارت و خوردگی است. استفاده از فلز پرکننده ERNiCr-3 برای تعمیر ترکهای کناره جوشهای تیوب های رکوپراتور از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۲۱ واحد احیا مستقیم موجب بهبود عمر کاری تیوب ها می شود.

منابع

1-Maysa Terada a, Mitiko Saiki a, Isolda Costa a Angelo Fernando Padilha, Microstructure and



تغییرات تدریجی ضخامت در اتصالات جوشی

مهندس عبدالوهاب ادب آوازه^۱

نسبتاً هموار دارد و چون جوش کمتری دارد، اقتصادی تر است. به همین منظور موضوع **Transition** در چند استاندارد کاربردی صنعتی کاوش شده است.

AWS D1.1

برای جوشکاری سازه های فولادی، **AWS D1.1** تغییر را از دو جنبه ضخامت و پهنا بررسی کرده است.

الف - تغییر در ضخامت اتصال لب بلب

باید اتصال لب بلب قطعات با ضخامت نامساوی و در معرض تنش کششی دوره ای شیب بیشتر از یک به دو و نیم نداشته باشند. تغییر ضخامت، با پخ زدن قطعه ضخیم تر، شیب دادن به فلز جوش، یا با ترکیبی از این روش ها انجام می شود (شکل ۲).

ب - تغییر در پهنای اتصال لب بلب

اتصالات لب بلب بین قطعات با پهنای نامساوی در معرض تنش دوره ای در محدوده کششی باید دارای تغییرات هموار بین لبه ها باشیب یک به دو و نیم یا ملایم تر باشد یا قطعه پهن تر با شعاع انحنای حداقل ۶۰۰ میلی متر به قطعه باریکتر متصل شود (شکل ۳).

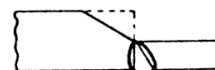
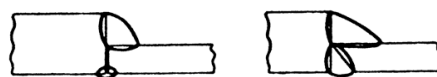
ASME B16.5

استاندارد **ASME B16.5** با عنوان "فلنج های لوله و اتصالات فلنجی" در مورد تغییر ضخامت برای جوشکاری فلنج های لبه دار به لوله های با استحکام کششی بالاتر و همینطور تغییر ضخامت نیمرخ های سر فلنج، زوایای شیب حداقل و حداکثر را ارائه کرده است. برای جوشکاری فلنج های با قطر خارجی بزرگتر از قطر خارجی لوله، نحوه پخ زنی لبه بیرونی فلنج را در شکل (۴) و برای

مقدمه

گاهی تصور می شود که تنش های کششی، بطور یکنواخت سراسر کل مقطع عرضی اتصال جوش داده شده، توزیع می شود. برای بارگذاری استاتیکی یک سازه ساده، شاید این تصور، فرض ایمن باشد ولی برای سازه های پیچیده که تحت بارگذاری دینامیکی - استاتیکی، بارگذاری تکراری دوره ای و بارهای ضربه ای قرار می گیرند، توزیع تنش یکنواخت نخواهد بود.

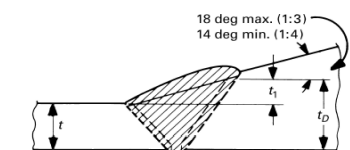
در معیارهای طراحی سازه های جوشی، یکنواختی توزیع تنش، حائز اهمیت است و از این رو به تمرکز تنش در شیارها، ناپیوستگی ها یا تغییر ناگهانی ضخامت، توجه و تاکید ویژه ای می شود. تغییر ناگهانی ضخامت دو عضو جوش شونده، یکی از عوامل ایجاد تمرکز تنش و برهم زدن یکنواختی توزیع تنش محسوب می شود. در شکل (۱) جوش شیار لب بلب بین دو عضو ضخیم و نازک در سه حالت نشان داده شده است.



شکل ۱- تمرکز تنش

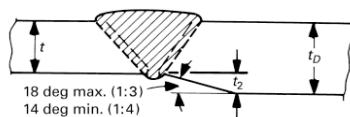
اتصال سمت چپ بالا، در دو نقطه یکی در محل برخورد جوش از عضو ضخیم به عضو نازک و دیگری در ریشه ذوب نشده بین دو عضو، تمرکز تنش خواهد داشت. اتصال سمت راست بالا، وضعیت بهتری دارد و توزیع تنش در آن هموارتر است. اتصال زیری نیز توزیع تنش

فشار" در UW-9 برای طراحی اتصالات جوشی که دو قطعه متصل شونده دارای ضخامت نامساوی هستند، انتقال شیب دار (Tapered Transition) زیر را توصیه کرده است. منظور از اختلاف ضخامت، اختلافی به اندازه یک چهارم قطعه نازکتر یا ۳ میلی متر (هر کدام کمتر است) می باشد. اگر شیب دار کردن با برداشتن فلز اصلی انجام می شود، بعد از تراش حداقل ضخامت باقیمانده نباید از حداقل ضخامت مجاز کمتر باشد. شیب دار کردن لبه قطعه ضخیم تر ممکن است از یکطرف یا از دو طرف انجام شود.



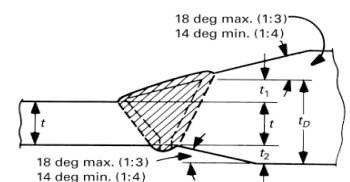
Welding Ends
(Welding Neck Flanges)
Additional Thickness for
Welding to Higher Strength Pipe

شکل ۴- پخ زنی از بیرون



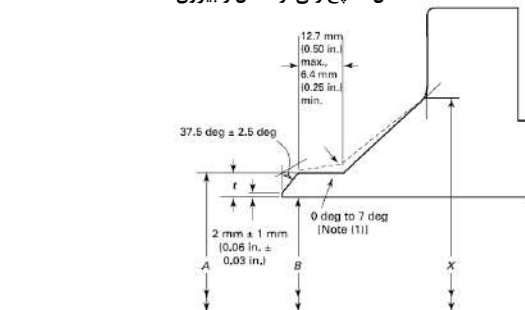
Welding Ends
(Welding Neck Flanges)
Additional Thickness for
Welding to Higher Strength Pipe

شکل ۵- پخ زنی از داخل



Welding Ends
(Welding Neck Flanges)
Additional Thickness for
Welding to Higher Strength Pipe

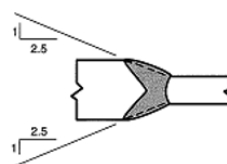
شکل ۶- پخ زنی از داخل و بیرون



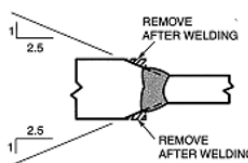
Welding Ends (Welding Neck Flanges, No Backing Rings)
A = nominal outside diameter of pipe
B = nominal inside diameter of pipe
t = nominal wall thickness of pipe
x = diameter of hub (see dimensional tables)

شکل ۷- آماده سازی نیمرخ - ضخامت تا ۲۲ میلی متر

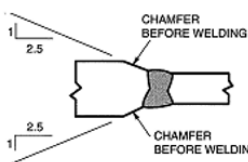
فلنج های با قطر داخلی کوچکتر از قطر داخلی لوله، نحوه پخ زنی لبه داخلی فلنج را در شکل (۵) ارایه داده است. برای جوشکاری فلنج هایی که هم قطر خارجی و هم قطر داخلی آن نسبت به قطر خارجی و قطر داخلی لوله، بزرگتر است، نحوه آماده سازی لبه از داخل و از بیرون در شکل (۶) ارایه شده است. نیمرخ فلنج های با ضخامت دیواره (t) از ۵ تا ۲۲ میلی متر را طبق شکل (۷) و نیمرخ فلنج های با ضخامت دیواره (t) بیشتر از ۲۲ میلی متر را طبق شکل (۸) برای آماده سازی لبه از بیرون فلنج ارایه شده است.



(A) TRANSITION BY SLOPING WELD SURFACE



(B) TRANSITION BY SLOPING WELD SURFACE AND CHAMFERING

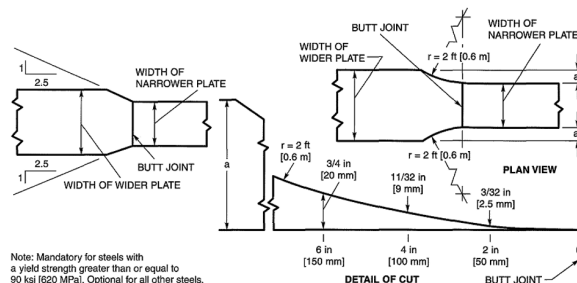


(C) TRANSITION BY CHAMFERING THICKER PART

CENTERLINE ALIGNMENT
(PARTICULARLY APPLICABLE
TO WEB PLATES)

OFFSET ALIGNMENT
(PARTICULARLY APPLICABLE
TO FLANGE PLATES)

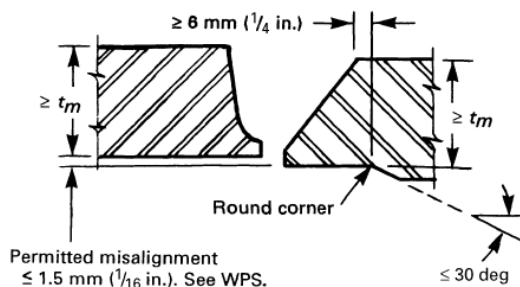
شکل ۲- شیب دار کردن اتصال لب بلب (ضخامت نابرابر)



Note: Mandatory for steels with a yield strength greater than or equal to 60 ksi (600 MPa). Optional for all other steels.

شکل ۳- شیب دار یا ملایم کردن تغییر در پهنای نامساوی

ASME-VIII Div.1
کد ASME-VIII Div.1 با عنوان "مقررات ساخت مخازن تحت



شکل ۱۱- لوله ضخیم تر برای هم راستایی پخ زده می شود (ناهم راستایی مجاز)

API 650

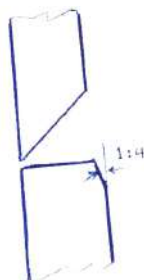
استاندارد "مخازن جوشی برای ذخیره نفت" برای تغییرات ضخامت، محدودیت های زیر را در نظر گرفته است.

ناهم راستایی در اتصال عمودی کامل شده برای ورق های با ضخامت بیشتر از ۱۶ میلی متر نباید از ۱۰ درصد ضخامت ورق یا ۳ میلی متر (هر کدام کمتر است) بیشتر شود.

ناهم راستایی برای ورق های با ضخامت کمتر یا مساوی با ۱۶ میلی متر نباید از ۱/۵ میلی متر بیشتر شود. در اتصالات لب بلب افقی کامل شده، ورق بالایی نسبت به ورق پایینی نباید بیشتر از ۲۰ درصد ضخامت ورق پایینی (حداکثر ۳ میلی متر)، جابه جایی یا بیرون زدگی داشته باشد.

حداکثر جابجایی یا بیرون زدگی برای ورق با ضخامت کمتر از ۸ میلی متر معادل ۱/۵ میلی متر است.

در اتصال افقی، وقتی اختلاف ضخامت ورق بالایی نسبت به ورق پایینی بیشتر از ۳ میلی متر باشد، باید شیب چهار به یک تامین شود.



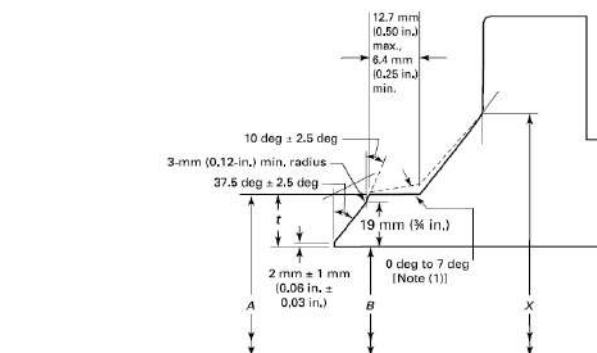
شکل ۱۲- آماده سازی ورق ها برای درز جوش افقی (اختلاف ضخامت بیشتر از ۳ میلی متر)

منابع

- AWS D1.1:2020- Structural Welding Code- Steel.
- ASME B16.5:2020- Pipe Flanges and Flanged Fittings.
- ASME Section VIII Division 1:2021- Rules for construction of Pressure Vessels.
- ASME B31.3:2020- Process Piping.
- API 650:2020- Welded Tanks for oil Storage.

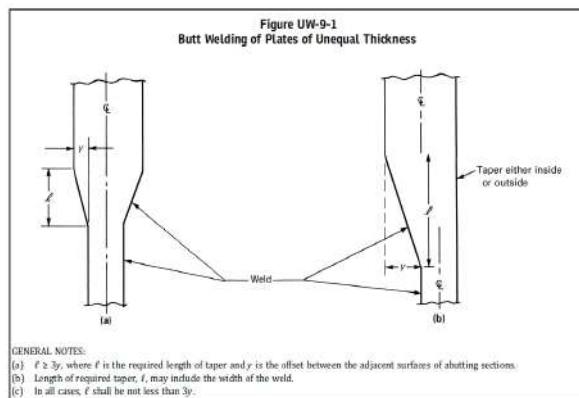
پی نوشت

۱-انجمن جوشکاری و آزمایش های غیر مخرب ایران



Welding Ends (Welding Neck Flanges, No Backing Rings)
 A = nominal outside diameter of pipe
 B = nominal inside diameter of pipe
 t = nominal wall thickness of pipe
 x = diameter of hub (see dimensional tables)

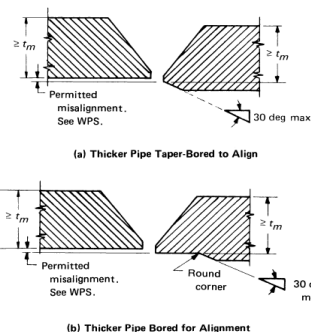
شکل ۸- آماده سازی نیم رخ - ضخامت بیشتر از ۲۲ میلی متر



شکل ۹- جوشکاری لب بلب ورق های با ضخامت نابرابر

ASME B31.3

استاندارد "لوله کشی فرایندی" تغییرات تدریجی ضخامت را برای جوشکاری لب بلب لوله ها به عنوان هم راستایی (Alignment) مطرح کرده است. سطوح داخلی قطعات که بصورت سر جوش لب بلب (Girth Groove Weld) یا بصورت سر جوش لب بلب با محورهای متقاطع (Miter Groove Weld) متصل می شوند، باید با حدود ابعادی مندرج در WPS و نقشه ها، هم راستا شوند. اگر سطوح بیرونی قطعات هم راستا نباشند، جوش بین آن ها باید شیب دار شود.



شکل ۱۰- لوله ضخیم تر برای هم راستایی پخ زده می شود



تأثیر تغییر فرکانس لرزش الکترومغناطیس بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش در اتصالات سوپر آلیاژ اینکولوی ۸۲۵ به روش GTAW

علی پورجعفر^۱، دکتر رضا دهملایی^۲

چکیده

ریزدانگی ساختار فلز جوش از مهم ترین روش های بهبود خواص اتصال است. از روش های گوناگونی مانند اعمال لرزش مکانیکی و الکترومغناطیس در حوضچه جوش استفاده می شود. در این پژوهش نمونه های سوپر آلیاژ اینکولوی ۸۲۵ تحت لرزش الکترومغناطیسی در فرکانس های مختلف ۲۰، ۵۰، ۷۰ و ۹۰ هرتز در ارتعاش حاصل از یک ولتاژ خروجی ثابت (۳۰ ولت) با استفاده از فلز پرکننده Inconel82 و به روش GTAW جوشکاری شد. از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی برای بررسی ریزساختار فلز پایه و فلز جوش در فرکانس های مختلف، استفاده شد. به منظور ارزیابی خواص مکانیکی اتصال، آزمون های ضربه شاریپی و سختی سنجی به روش ویکرز انجام گردید. نتایج نشان داد که با افزایش فرکانس اعمالی ارتعاش، ساختار فلز جوش به علت شکستن دندریت ها ریزدانه گردید. نتایج آزمون های مکانیکی نیز حاکی از افزایش چقرمگی و سختی فلز جوش به علت شکست دندریت ها و کاهش فاصله بین بازوهای دندریتی با افزایش میزان فرکانس اعمالی است.

کلمات کلیدی: اینکولوی ۸۲۵، جوشکاری، فرکانس متغیر، ارتعاش الکترومغناطیس.

مقدمه

اینکولوی ۸۲۵ یکی از سوپر آلیاژهای پایه آهن - نیکل است که خواص مکانیکی خوب در دمای نسبتاً بالا در کنار مقاومت به خوردگی، موجب استفاده از این آلیاژ در تجهیزات چاه های نفت و گاز، صنایع هسته ای، صنایع هوافضا، ساخت لوله های محیط های اسیدی، دفع مواد شیمیایی گردیده است. جوش پذیری مناسب این آلیاژ به مقادیر بالای نیکل و کرم در این سوپر آلیاژ نسبت داده می شود. [۱-۷].

به طور کلی ارتعاش به سه روش به حوضچه مذاب اعمال می شود: اولتراسونیک، مکانیکی و الکترومغناطیس [۸ و ۹]. ریزساختار انجمادی فلز جوش و اندازه دانه ها به شدت بر خواص مکانیکی و حساسیت به ترک داغ جوش مؤثر هستند. ارتعاش و هم زدن حوضچه مذاب نیز بر ریزساختار انجمادی فلز جوش و حالت های انجمادی بسیار مؤثر است به گونه ای که ایجاد و اعمال ارتعاش بهینه می تواند نقش مؤثری بر اصلاح ساختار انجمادی و بهبود خواص

مکانیکی و کاهش حساسیت به ترک داغ انجمادی فلز جوش داشته باشد [۱۰].

از جمله مهم ترین مزایای استفاده از ارتعاشات الکترومغناطیس ریزدانگی ساختار جوش [۱۱ و ۱۰]، جدایش گازهای مضر [۱۲-۱۳]، کاهش حفرات و ناخالصی های جوش [۱۳-۱۲] و توزیع یکنواخت ذرات و رسوبات است [۱۴-۱۵]. اعمال ارتعاش با فرکانس متغیر منجر به وارد شدن نیروی لورنز به حوضچه جوش گشته و مذاب را با همان فرکانس به ارتعاش درمی آورد. تلاطم و اغتشاش حوضچه مذاب باعث افزایش شکست دندریت ها، جدا شدن دانه های ذوب جزئی شده و جوانه زنی ناهمگن شده و کاهش دمای حوضچه باعث پایداری بیشتر آن ها و سایر ذرات گشته و ساختاری ریزدانه و یکنواخت تر به دست می آید [۱۰ و ۱۱].

با توجه به کاربرد گسترده آلیاژهای اینکولوی و اثرات مطلوب ارتعاش بر ریزساختار آن، تأثیر تغییر فرکانس لرزش الکترومغناطیس بر جنبه ریزساختار و خواص مکانیکی در اتصال مشابه اینکولوی ۸۲۵

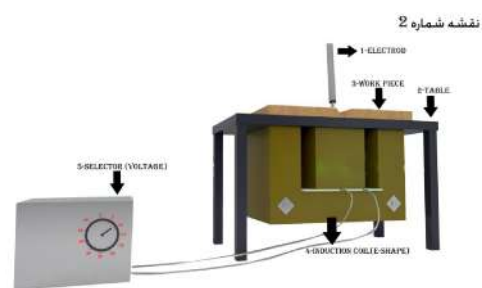
مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفت. از روش جوشکاری GTAW برای اتصال قطعات استفاده گردید و با اعمال فرکانس های مختلف به بررسی تأثیرات حاصل در ریزساختار نمونه ها پرداخته شد.

روش پژوهش

در این تحقیق از سوپر آلیاژ اینکولوی ۸۲۵ با ضخامت ۸ میلی متر به عنوان فلز پایه و اینکونل ۸۲ (ER NiCr-3) به عنوان فلز جوش استفاده شد. جدول (۱) ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده را نشان می دهد.

جهت انجام جوشکاری نمونه هایی به ابعاد ۵۰×۸۰ میلی متر از فلز پایه تهیه گردید. طرح اتصال نمونه ها به صورت جناغی یک طرفه با زاویه شیار ۷۰° با فاصله ریشه ۲ میلی متر و ارتفاع ۱ میلی متر در نظر گرفته شد. جوشکاری نمونه ها به روش قوس تنگستن با گاز محافظ آرگون و قطبیت منفی (GTAW-DCEN) و بدون پیش گرم انجام گردید. یکی از نمونه ها با فرکانس برق شهری (۵۰ هرتز) و سایر قطعات با فرکانس های ۲۰،۷۰ و ۹۰ هرتز جوشکاری شدند.

جهت بررسی ریزساختار فلز پایه، فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت (HAZ) از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی مجهز به آنالیز نقطه ای EDS استفاده گردید. از هر نمونه جوشکاری شده، تعداد ۳ نمونه ضربه به ابعاد ۵×۵×۵۵ میلی متر به عمق شیار ۱ میلی متر و زاویه ۴۵ درجه، به گونه ای که شیار دقیقاً در ریشه فلز جوش قرار بگیرد، طبق استاندارد ASTM E23 تهیه گردید. آزمایش ضربه چارپی بر روی نمونه ها انجام و سطح شکست نمونه ها با میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. سختی سنجی نیز تحت بار ۳۰ کیلوگرم بر اساس معیار ویکرز (HV/30) بر روی نمونه ها انجام شد.



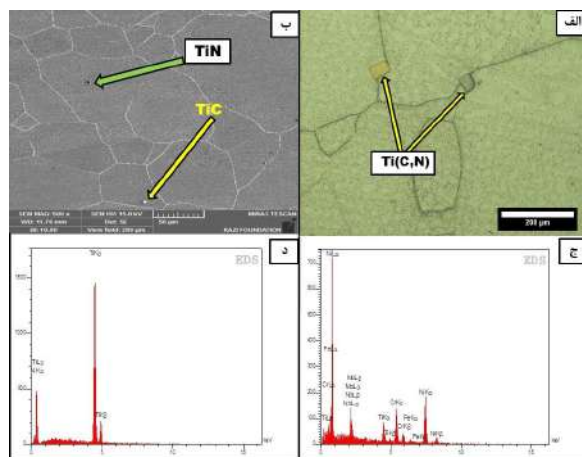
شکل ۱- تصویر شماتیک دستگاه ارتعاش الکترومغناطیس

بحث و نتیجه گیری

ریزساختار فلز پایه

ریزساختار اینکولوی ۸۲۵ شامل دانه های هم محور آستنیت می باشد که در شکل (۲-الف) نشان داده شده است. در داخل دانه ها و روی

مرزدانه های ریزساختار، دو نوع رسوب با مورفولوژی ریز و کروی شکل و دیگری درشت و چندضلعی (شکل ۲-ب) قابل تشخیص می باشد [۱۶]. آنالیز رسوبات نشان می دهد که رسوبات ریز و غنی از تیتانیوم، کاربید تیتانیوم (TiC)، و رسوبات درشت تر و غنی از نیتروژن و تیتانیوم، می تواند نیتريد تیتانیوم (TiN) باشد که در تمام محدوده زیر دمای ذوب پایداری دارند [۱۷]. آنالیز رسوبات در شکل (۲-ج و ۲-د) نشان داده شده است. این نتایج توسط سایر محققان نیز تأیید گردیده است [۷-۶ و ۱۶ و ۱۸-۲۰].



شکل ۲-الف - تصویر میکروسکوپ نوری اینکولوی ۸۲۵
ب - تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی رسوبات اینکولوی ۸۲۵
ج - آنالیز شیمیایی رسوب TiN د - آنالیز شیمیایی رسوب TiC

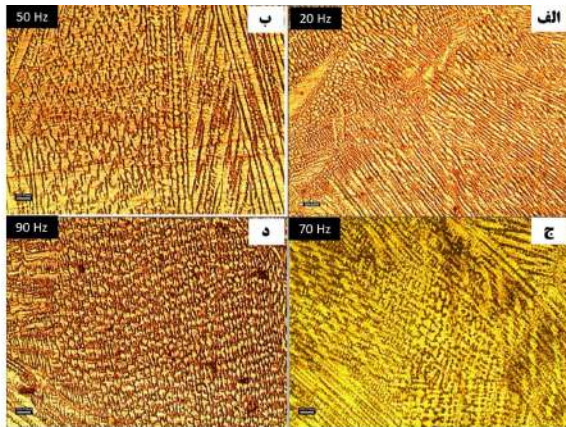
ریزساختار فلز جوش

شکل (۳) ریزساختار فلز جوش اینکونل ۸۲ را در فرکانس های ارتعاشی ۲۰ و ۹۰ هرتز و شدت ۳۰ ولت نشان می دهد. مطابق انتظار [۸، ۱۸، ۱۶ و ۲۰] ریزساختار کاملاً آستنیتی بوده و از دانه های دندربیتی هم محوری تشکیل شده که در درون دانه ها نیز ساختار غالب دندربیتی است. جهت گیری رشد دانه ها در مرزدانه متفاوت است و در واقع یک رشد رقابتی در بین دانه های مختلف وجود دارد. ارتعاش به دلیل تأثیر بر دو عامل اساسی، نقش مهمی در شکل گیری ریزساختار دارد. تحت انجماد و افزایش مکان های جوانه زنی. ارتعاشات اعمالی منجر به جابجایی مذاب درون حوضچه و نفوذ آن در بین دندربیتی ها و در نتیجه شکسته شدن نوک دندربیتی ها [۲۱] در منطقه خمیری و کشش آن ها به سمت حوضچه می شود. در صورت تحمل دمای حوضچه، این ذرات به عنوان جوانه برای تشکیل دانه های جدید عمل کرده و باعث ریز شدن ساختار می شوند [۲۲]. در این حالت مکانیزم غالب ریزدانه گی ساختار جوش، شکستن نوک

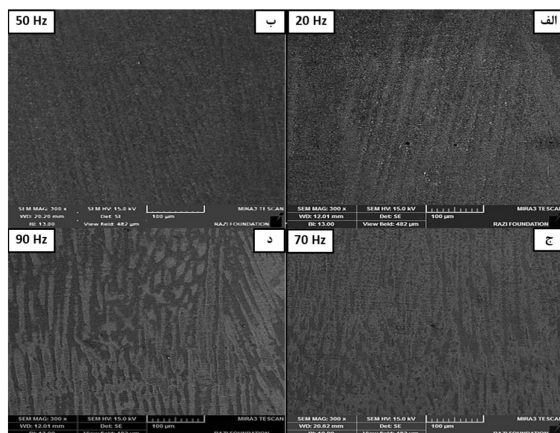
جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و جوش (درصد وزنی)

%Ni	%C	%Mn	%Fe	%S	%Cu	%Si	%Cr	%Ti	%Nb	%P	%Al	%Mo	%V	%Co
۴۴.۳	۰.۰۳	۰.۳۱	۳۱.۴	۰	۱.۵۱	۰.۱۳	۱۹.۶۵	۰.۷۵	۰.۰۶	۰	۰.۰۹	۲.۱۳	۰.۰۳	Incoloy825
۶۷	۰.۱	۲.۵-۳.۵	۳	۰.۱۵	۰.۵	۰.۵	۱۸-۲۲	۰.۷۵	۲-۳	۰.۳	۰	۰	۰	Inconel82

ریزدانگی ساختار منجر گشته است.



شکل ۳- تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار مرکز فلز جوش نمونه ۲۰ هرتز (ب) نمونه ۵۰ هرتز (ج) نمونه ۷۰ هرتز (د) نمونه ۹۰ هرتز



شکل ۴- تصویر میکروسکوپ الکترونی ریزساختار فلز جوش اینکونل ۸۲ در فرکانس های مختلف

-خواص مکانیکی

مقایسه سختی های به دست آمده از مناطق جوش نمونه های مختلف در ارتعاشات متفاوت نشان می دهد بالاترین میزان سختی در نمونه با فرکانس ۹۰ هرتز و کمترین آن ها در نمونه با فرکانس ۲۰ هرتز می باشد. وجود ساختار دندریتی ظریف و دانه های هم محور در نمونه با فرکانس ۹۰ هرتز باعث افزایش چشمگیر در سختی فلز جوش گشته که نتایج دیگر تحقیقات نیز مؤید این اتفاق است [۱۵]. جدول (۲) نتایج حاصل از تست سختی سنجی و ضربه را به صورت میانگین نشان می دهد.

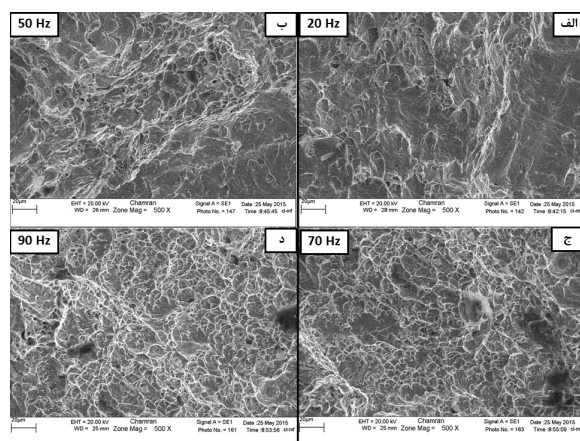
افزایش فرکانس اعمالی منجر به تشکیل ساختاری با دانه های ریز هم محور در مرکز فلز جوش، متشکل از دندریت های فشرده و با کمترین فاصله بین بازویی و دانه هایی ستونی در مجاورت آن شده است. از آنجا که ریزدانگی تأثیر مستقیمی بر افزایش سختی دارد انتظار می رود با افزایش فرکانس لرزش الکترومغناطیس در نمونه ها،

دندریت ها در نظر گرفته می شود. از سویی با اعمال لرزش، دانه های ذوب جزئی شده که با فیلم نازکی از مذاب در میانشان به فلز پایه متصل اند، جدا شده و در امتداد قسمت اعظمی از مرز حوضچه، بوسیله فلز مذاب به درون حوضچه کشیده شده و نقش جوانه را ایفا می کنند [۱۰ و ۲۲-۲۳]. ارتعاشات شدیدتر به علت تلاطم زیاد مذاب، ضمن آسان تر کردن جدایی دانه های ذوب جزئی شده از فلز پایه، باعث افزایش سرعت سرد شدن و کاهش دمای مذاب و در نتیجه پایداری بیشتر جوانه های ناهمگن می گردد [۱۶-۱۵ و ۲۵-۲۴]. این افزایش نرخ سرد شدن منجر به کاهش فاصله بین بازوهای دندریت ها، از خط ذوب به سمت خط مرکزی جوش می شود.

با افزایش میزان تحت انجماد ترکیبی، از خط ذوب به سمت خط مرکزی جوش، در سرتاسر منطقه ذوب، حالت انجماد از صفحه ای به سلولی، دندریتی ستونی و دندریتی هم محور تغییر می کند [۲۴]. جوانه زنی ناهمگن به همراه تحت انجماد ترکیبی، باعث تسریع در تشکیل دانه های هم محور در فلز جوش می گردد [۲۱، ۱۵ و ۲۴]. جوش با دانه های هم محور ریز نسبت به جوش با دانه های ستونی، حساسیت کمتری به ترک خوردن انجمادی داشته، دارای انعطاف پذیری بیشتری بوده و به علت زیاد بودن سطوح مرز دانه، امکان تجمع عناصر مضر با نقطه ذوب پایین در مرز دانه ها کمتر است [۱۰]. بازوهای دندریتی در اثر درگیری با بازوهای مجاور [۲۶] و نیز جریان مذاب، شکسته شده و به عنوان محل های مناسب برای جوانه زنی های جدید عمل می کنند. هنگامی که نمونه با یک فرکانس مشخص شروع به ارتعاش می کند، فصل مشترک جامد معادل فرکانس در واحد زمان (ثانیه) شروع به حرکت در جهت ارتعاش می کند. شتاب حاصل از ارتعاش، باعث برخورد اتم های مذاب به فصل مشترک جامد - مذاب گردیده و در نتیجه اتم های مذاب انرژی جنبشی اضافی را برای پر کردن فضاهای خالی این فصل مشترک کسب می کنند. پر کردن فضاهای خالی فصل مشترک مذاب - جامد در جهت ارتعاش منجر به رشد دندریت های ثانویه در جهت فرکانس اعمالی می شود [۲۷]. مجموع این عوامل باعث گسترش منطقه دانه های هم محور، از مرکز فلز جوش به سمت خط ذوب و کاهش ناحیه دانه های ستونی گردیده است که به وضوح در تصاویر (۳-الف و ۳-ب) مشخص است. مقایسه شکل (۳-الف و ۳-ب) به وضوح نشان می دهد که افزایش فرکانس لرزش الکترومغناطیس منجر به ریزتر شدن ساختار نمونه ها و کاهش فاصله بین بازوهای دندریتی گشته است. همان گونه که انتظار می رفت ریزترین ساختار، در نمونه با فرکانس اعمالی ۹۰ هرتز و درشت ترین ساختار، متعلق به نمونه با فرکانس اعمالی ۲۰ هرتز است. نتیجه این عوامل ریز شدن ساختار و بهبود چقرمگی و مقاومت در مقابل ترک است [۱۵، ۱۸ و ۲۸]. در جوش های با ساختار دندریتی ریزتر، با افزایش سطح مناطق بین دندریتی، غلظت عوامل ایجاد کننده ترک در این نواحی به شدت کاهش یافته و امکان ترک خوردن انجمادی نیز کاهش می یابد [۱۰ و ۱۳].

تصاویر گرفته شده با میکروسکوپ الکترونی نیز نشان می دهد به علت توزیع یکنواخت رسوبات که در نتیجه ارتعاشات اعمالی به شدت ریز و پراکنده گشته اند، مهاجرت مرزها کندتر اتفاق افتاده و در نهایت به

انعطاف پذیری ساختار حاصل نیز بیشتر می شود [۱۵]. به طور میانگین، نمونه با بیشترین فرکانس، دارای ۳۰٪ انرژی جذب شده بیشتر، نسبت به نمونه با فرکانس کمتر، در هنگام شکست بود که این نتیجه مؤید مطالب فوق است.



شکل ۶- تصاویر حاصل از سطح شکست نمونه ها.

نتیجه گیری

- افزایش فرکانس اعمالی منجر به ریزش دندریت ها در فلز جوش و در نتیجه افزایش مقدار سختی گردید.
- افزایش فرکانس ارتعاش الکترومغناطیس از ۲۰ تا ۹۰ هرتز، به ریزدانه شدن ساختار فلز جوش و افزایش چقرمگی و مقاومت در برابر ترک های انجمادی منجر شد.
- افزایش فرکانس اعمالی منجر به افزایش ریزدانه گی ساختار و کاهش اندازه بازوهای دندریتی شد. در نتیجه میزان انرژی جذب شده در هنگام شکست (افزایش انعطاف پذیری) افزایش یافت.
- هیچگونه ترکی در فصل مشترک مشاهده نشد که این امر به کاهش حساسیت به ترک انجمادی در نتیجه افزایش چقرمگی نسبت داده می شود.

- افزایش فرکانس ارتعاش اعمالی، ریزش شدن رسوبات و پراکندگی آن ها را موجب شد که منجر به جوانه زنی حفرات و دیمپل های بیشتری در هنگام شکست شده و تمایل به شکست نرم را افزایش داد.

منابع

- 1-M.J. Donachie, S.J. Donachie, "Superalloys A Technical Guide", 2nd Edition, ASM International, 2002
- 2-J. R. Davis et al "ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys" Printed in the United States of America, 2000
- 3-E. B. Howard and L. G. Timoty, Desk Edition, Metals Handbook, ASM International, United States of America, 1985.
- 4-E.F. Bradly, "Superalloys A Technical Guide", 2nd Edition, ASM International, Metals park, OH 44073, 1988.

شاهد افزایش عدد سختی باشیم. از سویی حضور کاربید نیوبیوم در ساختار فلز جوش عامل افزایش سختی و استحکام بیشتر این ناحیه است که لرزش حوضچه مذاب، این رسوبات را با اندازه کوچک تر و پراکندگی بیشتر توزیع کرده است [۱۴]. عنصر نیوبیوم علاوه بر تشکیل رسوبات کاربیدی و ایجاد مانع در مقابل حرکت مرزدانه ها از طریق انحلال در زمینه ی سبب بهبود خواص مکانیکی منطقه جوش می شود [۲۳ و ۲۹]. پروفیل ریزسختی رسم شده بر حسب فاصله از مرکز جوش در ارتعاشات گوناگون که در شکل (۵) نشان داده شده است مطالب فوق را به وضوح تأیید می کند.

جدول ۲- نتایج آزمون سختی و ضربه فلز جوش نمونه های مختلف

نمونه	۲۰ هرتز	۵۰ هرتز	۷۰ هرتز	۹۰ هرتز
میانگین سختی (HV)	۱۹۲٫۴	۱۹۶٫۶	۲۱۰٫۳	۲۲۶٫۹
میانگین انرژی (j)	۲۸٫۲	۲۸٫۹	۲۹٫۹	۳۱٫۱



شکل ۵- پروفیل ریزسختی بر حسب فاصله از مرکز جوش در فرکانس های مختلف

شکل (۶) تصاویر میکروسکوپ الکترونی سطوح شکست فلز جوش را نشان می دهد. همچنین تحلیل نتایج آزمون ضربه در دمای اتاق که در جدول (۴) ارائه شده، نشان می دهد که نمونه با حداکثر فرکانس (۹۰ هرتز)، بیشترین میزان انرژی را در هنگام شکست، نسبت به نمونه با فرکانس حداقل (۲۰ هرتز)، جذب نمود که این امر با توجه به ریزتر بودن ساختار و بالطبع افزایش میزان انعطاف فلز جوش، قابل پیش بینی بود. افزایش فرکانس اعمالی باعث افزایش دندریت های هم محور ریز در مرکز فلز جوش، کاهش فاصله بین بازوهای دندریتی و در نتیجه افزایش چقرمگی گردید که این امر منجر به افزایش چشمگیر انرژی جذب شده در هنگام شکست نمونه ها شده است. نوع شکست در تمامی فلزات جوش از نوع نرم است اما در سطح شکست نمونه هایی که تحت فرکانس بیشتر قرار داشتند، با افزایش فرکانس به طور واضحی، اثرات تغییر فرم پلاستیک و حفرات و دیمپل های (Dimple) عمیق با تعداد زیاد مشاهده می شود. از آنجا که این حفره ها در محل ذرات رسوبی ریز پراکنده جوانه زنی می کنند، هر چه قطر این حفرات کمتر و عمق و پراکندگی آن ها بیشتر باشد،

- 18-Sireesha M, Shankar V, Albert SK, Sundaresan S. Microstructural features of dissimilar welds between 316L Austenitic stainless steel and Alloy 800. *Mater Sci Eng A* 2000; 292:74-82.
- 19-L. Sundar and D. R. G. Achar, "Review of Weld Cracking in Alloy 800", *Indian Welding Journal*, Vol. 16, No. 3, pp. 81-86, 1984.
- 20-R. Dehmolaie, M. Shamaniana, A. Kermanpur "Microstructural changes and mechanical properties of incoloy 800 after 15 years service" 2009.
- 21-CHih-Chun Hsieh, Peng SHuen Wang, Jia Siang and Weite Wu "evolution of microstructure and residual stress under various vibration modes in 304 stainless steel welds" Department of materials science and engineering, national chung hsing university, January 2014.
- 22-S. P. Tewari "Influence of Longitudinal Oscillation on Tensile Properties of Medium Carbon Steel Welds of Different Thickness" 2009
- 23-J.N. DuPont, C.V. Robino, A.R. Marder, Solidification of Nb-bearing superalloys, Part II. *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol 29A, pp. 2797-2806, 1998.
- 24- Jyoti prakash, S.P. Tewari, Bipin kumar Srivastava "Nucleation, Graingrowth, Solidification and Residual Stress", Institute of Technology, Banaras Hindu University, Varanasi, 2010.
- 25- ZHANG O1unlei, WU Minsheng, DU Jinglei, "Improving Weld Quality by Arc-Excited Ultrasonic Treatment" 2001
- 26-B. Pucko, V. Gliha "Charpy toughness of vibrated microstructures" original scientific paper 2004.
- 27-C.-W. Kuo, S.-M. Yang, J.-H. Chen, G.-H. Lai and W. Wu, "Study of vibration welding mechanism" *Science and Technology of Welding and Joining* VOL 13, 2008.
- 28-Kou, S. and Le, Y. "Improving weld quality by low frequency arc oscillation" *welding jurnal* 64 (3), 1985, 51-55.
- 29-Tsung, Y, HwaTeng, Lee "Effects of filler metal composition on joining properties of alloy 690 weldments" *Materials Science and Engineering A* 338 (2002) 202/212.
- 5-S. R. Fiorrentin, "Study of γ' Precipitation Kinetics in Alloy 800 at 575°C by Small Angle Neutron Scattering", *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, Vol. B22, pp. 564-572, 1987.
- 6- J. C. Lippold, "Investigation of Weld Cracking in Alloy 800", *Welding Journal*, Vol. 63, No. 3, pp. 91-103, 1984.
- 7-R. S. Dutta, R. Purandare, A. Lobo and S. K. Kulkarni, "Microstructural Aspects of the Corrosion of Alloy 800", *Corrosion Science*, Vol. 46, pp. 2937-2953, 2004.
- 8-R. Dehmolaie, M. Shamaniana, A. Kermanpur "Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr-35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds, 2008
- 9-Ashwe Abugh, Ikpambese Kumaden Kuncy "Microstructure And Mechanical Properties Of Vibrated Castings And Weldments:" 2013.
- 10-S. Kou, *Welding metallurgy*, second ed. Hoboken, John Wiley & Sons Inc, 2003.
- 11-K. Balasubramanian, S. Raghavendran¹ and V. Balusamy, "Studies on the Effect of Mechanical Vibration on the Microstructure of the Weld.", *Int J Engg Techsci* Vol 2(3) 2011, 253-256.
- 12- Lu Qinghua, Chen Ligong and Ni Chunzhen, "Effect of vibratory weld conditioning on welded valve properties", *Mechanics of Materials* 40, 2008
- 13- Roger C. Reed "The superalloys fundamentals and applications" page: 165, cambridge university press 2006.
- 14-Yoshiki Mizutani, Yoshinori Ohura, Kenji Miwa, "Effect of the Electromagnetic Vibration Intensity on Microstructural Refinement of Al-7%Si Alloy.", *Materials Transactions*, Vol. 45, No. 6 (2004).
- 15- Y. G. Zhao, Y. H. Liang, Q. D. Qin, W. Zhou and Q. C. Jiang "Effect of Mechanical Vibration on the Microstructure, Impact Toughness and Thermal Fatigue Behavior of Cast Hot Working Die Steel
- 16-R. Dehmolaie, M. Shamaniana, A. Kermanpur "Microstructural characterization of dissimilar weld between alloy 800 and HP heat resistant steel" 2008.
- 17- D.Y. Seo, J. Tsang¹, R. Kearsey, W.J. Yang², K.S. Cho, J.H. Lee and P. Au¹ "Crack Growth Rate Behaviour and Microstructural Features of Incoloy 800H under Fatigue and Creep-fatigue Conditions" 2008.

بی نوشت

1- دانشجوی دکتری، دانشگاه شهید چمران اهواز

2- استادیار دانشگاه شهید چمران اهواز



بررسی بهبود خواص و اقتصادی شدن هزینه های جوش لوله های فولاد میکروآلیاژی X80 در خطوط انتقال گاز به روش جوشکاری مکانیزه GMAW

افضل روانگرد، احمد رضا امیری

چکیده

در این پژوهش بررسی جوش پذیری و اقتصادی شدن هزینه های جوش لوله های فولاد میکروآلیاژی X80 در خطوط انتقال گاز به روش جوشکاری مکانیزه GMAW مورد ارزیابی قرار گرفت. امروزه صنعت نفت و گاز از مهم ترین و خاص ترین صنایع بشمار می رود. اتصالات سازه های مورد استفاده در این صنعت بسیار قابل اهمیت می باشند. پرکاربردترین آلیاژهای به کار رفته در لوله های انتقال نفت و گاز فولادهای میکروآلیاژی می باشند. در اتصالات جوشکاری بررسی خواص مکانیکی اتصال و ریزساختار نواحی مختلف جوش و انتخاب فلز پرکننده مناسب از اهمیت فراوانی برخوردار است. در این تحقیق تأثیر فرایندهای جوشکاری و تأثیر جوشکاری مکانیزه بر خواص و بهبود کیفیت و عمر سازه های جوشکاری شده مورد بررسی قرار گرفت. که مناسب ترین روش جوشکاری استفاده فرایند GMAW برای پاس های مختلف لوله با روش مکانیزه بود که باعث کاهش هزینه ها و سرعت عملکرد می باشد.

کلمات کلیدی: جوشکاری، صنایع نفت و گاز، فولاد میکروآلیاژی، فرایند جوشکاری GMAW.

مقدمه

امروزه با توسعه احداث خطوط انتقال نفت و گاز، استفاده از فولاد های میکروآلیاژی با استحکام و چقرمگی بالاتر برای کم کردن هزینه ها همراه با کاهش ضخامت فولاد مد نظر است. فولاد میکروآلیاژی X80 با دارا بودن حداکثر استحکام مکانیکی مطابق با استاندارد API 5L امروزه به عنوان فولاد عمده در تولید لوله های انتقال نفت و گاز به کار برده می شود. همچنین این فولادها کاربرد زیادی در ساخت پل ها، ساختمان ها، کشتی ها، خطوط لوله، بدنه اتومبیل، پالایشگاه ها و پتروشیمی پیدا کرده اند و به دلیل نسبت استحکام به وزن بالا، جوش پذیری خوب، چقرمگی مطلوب و قیمت مناسب مورد استفاده قرار می گیرند. شرایط مختلف محیطی مانند: میزان اکسایش و خوردگی، شرایط دمایی گوناگون، میزان دبی جریان و نوع گاز یا مایعات در حال انتقال تأثیر مستقیم بر روی میزان خواص این مواد دارد. لذا در بعضی نقاط جهت دستیابی به برخی خواص و برآورده نمودن نیازهای کیفیتی منطبق با خواسته ها، می بایست از

برخی فلزات و آلیاژها جهت تامین این خواسته ها استفاده نمود. به خصوص در سواحل دریا، بستر رودخانه ها و مناطق با خوردگی بالا جهت به کارگیری این فولادها از اتصالات غیر مشابه با فولاد زنگ نزن پیشنهاد می شود. جوشکاری غیر مشابه به دلیل منافع اقتصادی و همچنین استفاده کامل از عملکرد برجسته دو فلز مختلف مانند استحکام و مقاومت به خوردگی به طور گسترده ای در صنایع نفت و گاز استفاده می شود. از این رو استفاده روز افزون این مواد و کاربرد مشترک و همپوشانی آنها در صنعت نفت و گاز جوشکاری غیر مشابه آنها را با اهمیت کرده است. در جوشکاری غیر مشابه فولادهای زنگ نزن و فولادهای کم آلیاژ با تعدادی از مسائل و مشکلات متالوژی و مهندسی روبرو هستیم. کنترل ریزساختار فلز جوش به ویژه در پاس ریشه اهمیت بسیار زیادی دارد. در بسیاری از اتصالات غیر مشابه هدف از انتخاب فلز پرکننده دستیابی به آستینیتی پایدار با میزان کمی فریت در اولین پاس جوش می باشد. امروزه از جمله راهکارهای پیشنهادی در راستای بهبود کیفیت سازه های نفت و گاز

جدول ۱- حداکثر مقادیر مجاز عناصر موجود در ترکیب شیمیایی فولاد X70 بر اساس استاندارد API 5L

فولاد	عنصر	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Mo	Ti	Ni	Cr	V	Cu
X70	%W	0/24	1/4	-	0/025	0/015	-	-	-	0/06	-	-	-	-
X65		0/22	1,45	-	0/025	0/015	-	-	-	0/06	-	-	-	-

جوشکاری کیفیت اتصال وابسته به هندسه گرده جوش می باشد و داشتن هندسه مطلوب نشان از جوشکاری مناسب فرایند **GMAW** دارد به همین دلیل به عنوان هدف بهینه سازی مورد توجه قرار می گیرد. تجهیزات جوشکاری **GMAW** منبع جریان، سیستم تغذیه الکترود، مشعل یا تورچ جوشکاری، سیستم تغذیه گاز و بعضاً سیستم خنک کننده مشعل الکترود مصرفی (بدون پوشش) از کلاف الکترود با سرعت ثابت از میان مشعل گذشته و به محل جوش تغذیه می شود. بین مشعل و کلاف الکترود یک دستگاه دور شمار و تنظیم وجود داشته که به کمک آن می توان سرعت تغذیه الکترود را تنظیم نمود.

جدول ۲- حداقل مقادیر مجاز مربوط به خواص مکانیکی فولاد X70 مبتنی بر استاندارد API 5L

فولاد	خواص مکانیکی	تنش تسلیم (MPa)	استحکام کششی (MPa)
X70	حداقل مقدار مجاز	483	565
	حداکثر مقدار مجاز	621	758
X65	حداقل مقدار مجاز	448	531
	حداکثر مقدار مجاز	600	758



شکل ۱- شماتیکی از یک پروژه جوشکاری GMAW.

جریان الکتریکی از نوع مستقیم بوده که معمولاً از طریق یکسوسازها تامین شده و دارای منحنی مشخصه ولت آمپر از نوع مسطح و یا سرایشی ضعیف می باشد. خروجی الکترود (فاصله نازل الکترود در مشعل تا قطعه کار) معمولاً حدود ۱۰ تا ۱۵ برابر قطر الکترود انتخاب می شود. سرعت تغذیه الکترود در روش **GMAW** بالا بوده و بر حسب آمپر مصرفی بین ۲۰-۲ متر در دقیقه می باشد. الکترود مصرفی می تواند از نوع همگون بوده و یا توپودری باشد. گاز محافظ از طریق سیلندر و اتصالات مربوط به مشعل جوشکاری هدایت شده و قوس الکتریکی و حوضچه جوش را پوشش می دهد. برای جریان های

استفاده از چند روش جوشکاری در کنار یکدیگر، تحت عنوان جوشکاری تلفیقی می باشد. در این تحقیق مطالعات مختلف در زمینه جوشکاری تلفیقی بررسی شد همچنین تحقیقاتی در زمینه فولادهای مصرفی در صنعت نفت و گاز و فرایندهای مورد استفاده جهت اتصال مشابه و غیر مشابه این مواد صورت گرفت از جمله پرکاربردترین فولادها در این صنایع فولادهای میکروآلیاژی و فولاد زنگ نزن آستنیتی می باشند. در این کار اتصالات غیر مشابه فولادهای میکروآلیاژی و زنگ نزن آستنیتی با استفاده از فرایندهای مختلف جوشکاری و تلفیقی از این فرایندها و همچنین تأثیر لایه آستر مورد بررسی قرار گرفت.

روش تحقیق

جدول (۱)، نشان دهنده حداکثر مقادیر مجاز عناصر موجود در ترکیب شیمیایی فولاد X70 و X65 ارائه شده در استاندارد API 5L می باشد.

به طور کلی جهت بررسی خواص مکانیکی و فراهم نمودن اطلاعاتی در خصوص شکست لوله های تولید شده از فولادهای API در شرایط واقعی، خط لوله با طول تقریبی ۱۲۰ تا ۱۵۰ متر را تحت فشار بالا قرار می دهند. با ایجاد ترک (مصنوعی) در لوله مرکزی و استفاده از خرج انفجاری شرایط شکست واقعی لوله فراهم می شود (آزمایش گسیختگی یا انفجاری). به طور همزمان اطلاعات لازم از کرنش سنج، فشار سنج و ترموکوپل های متصل به لوله جمع آوری و تحلیل می گردد. به طور مشابه می توان در شرایط آزمایشگاهی و با استفاده از نمونه های کوچک نیز اطلاعات ارزشمندی در رابطه با شکست و رفتار مکانیکی این فولادها با استفاده از آزمایش های استاندارد کشش، ضربه شاریپی و تست گشودگی دهانه ترک به دست آورد. جدول (۲) نشان دهنده حداقل مقادیر مجاز برای خواص مکانیکی فولاد X70 و X65 بر اساس استاندارد API 5L می باشد.

پارامترهای تاثیرگذار بر فرایند جوشکاری مکانیزه GMAW

پارامترهای اثرگذار بر فرایند اشاره شد این پارامترها شامل سرعت جوشکاری، ولتاژ، سرعت تغذیه سیم، فاصله نازل تا ورق، زاویه تورچ و سرعت جریان گاز می باشد. بررسی های انجام شده در منابع و مقالات معتبر نشان می دهد، که سرعت جوشکاری و ولتاژ بیشترین تاثیر را بر این فرایند جوشکاری داشته و پارامترهای سرعت تغذیه سیم، فاصله ی نازل تا ورق و زاویه تورچ در مکان های بعدی قرار دارند. در این میان سرعت جریان گاز کمترین تاثیر را بر فرایند دارد، لذا در این تحقیق مورد بررسی قرار نگرفته و جز پارامترهای ثابت در نظر گرفته می شود. همچنین خاطر نشان می شود که، در این

دی اکسید (CO_2) و یا ترکیبی از آن با آرگون به نسبت ۸۰ درصد آرگون و ۲۰ درصد CO_2 می باشد.

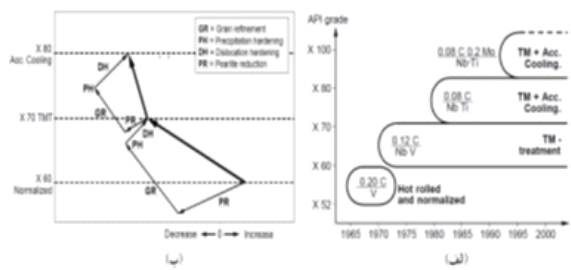
نتایج و بحث

روش های جوشکاری **GMAW** عمدتاً برای جوشکاری ضخامت های نازک (بالتر از سه میلیمتر)، به عنوان مثال در صنعت خودروسازی، لوله های انتقال نفت و گاز و صنایع پتروشیمی به کار می رود. شکل (۲) نمونه هایی از جوشکاری اتوماتیک و دستی در صنایع خطوط انتقال گاز را نشان می دهند. از مزایای این روش پایین بودن انرژی جوش بوده که منجر به محدود شدن تغییر شکل و تنش های پسماند جوش شده، مونتاژ نهایی قطعات را آسان تر می کند.



شکل ۲- دستگاه جوش مکانیزه در شرکت گاز ایران.

آنجایی که این روش محدودیت طول الکترود، که در روش جوشکاری الکترود دستی وجود دارد، را ندارد سرعت جوشکاری بالاتری نسبت به روش الکترود دستی دارا می باشد. جوشکاری **MAG** عمدتاً برای جوشکاری فولاد غیر آلیاژی استفاده شده و **MIG** برای جوشکاری انواع فولادهای زنگ زن و فلزات غیر آهنی به کار می رود. جوشکاری **GMAW** برای کارگاه های روباز به واسطه، امکان وزش باد و تاثیر در جریان گاز محافظ، مناسب نیست. دستگاه جوشکاری **GMAW** نیمه خودکار بوده (در رابطه با تنظیم پارامترهای جوشکاری) و این روش ها قابلیت بسیار خوبی برای اتوماسیون دارند. مکانیزم های مورد استفاده برای ایجاد فرایند استحکام دهی در فولادهای میکروآلیاژی در شکل (۳) ارائه شده است.



شکل ۳- الف - توسعه فولادهای میکروآلیاژی
ب - مکانیزم های استحکام دهی [۴].

بالتر از ۲۵۰ آمپر معمولاً مشعل و کابل های اتصال آن را به وسیله آب خنک می کنند. در این مواقع یک سیستم خنک کن متشکل از پمپ و متعلقات مربوط به مدار دستگاه اضافه می شود. تنظیم دستگاه جوشکاری **GMAW** به این صورت است که سرعت تغذیه الکترود و ولتاژ دستگاه توسط جوشکار تعیین شده و دستگاه خود شدت جریان متناسب با این دو پارامتر انتخاب می نماید، به نحوی که قوس الکتریکی پایداری به وجود آید. در این رابطه لازم است که تغذیه الکترود دارای سرعتی ثابت بوده تا از تغییرات آمپر اعمالی که تغییرات در نرخ رسوب جوش را به همراه دارد، جلوگیری شود. با توجه به محاسن جوشکاری با قوس اسپری (که معمولاً در شدت جریان های بالا به کار می رود)، دستگاه هایی وجود دارند که امکان کاربرد قوس اسپری در آمپرهای نسبتاً پایین را نیز دارا می باشند. این نوع دستگاه ها، جریان مستقیم به شکل پالسی با فرکانس بین ۲۰۰-۳۰ هرتز ارائه می دهند. جریان پالسی به این شکل باعث می شود که قطرات مذاب قبل از اینکه بیش از حد بزرگ شده و منجر به اتصال کوتاه شوند، از الکترود کنده شده و به حوضچه جوش ملحق شوند. لازم به اشاره می باشد که دستگاه های مزبور را قوس پالسی هماهنگ می نامند. روش مزبور منجر به ایجاد قوس اسپری در جریان های نسبتاً پایین شده که پایدار بوده و برای ضخامت های نازک از جمله جوشکاری آلومینیوم و انواع فولاد زنگ زن مناسب می باشد.

مواد مصرفی (الکترود ها و گاز محافظ)

الکترود مصرفی در این جوشکاری دارای قطری بین ۲/۴-۰/۶ میلیمتر بوده که معمولاً به صورت کلاف ارائه شده و به طور پیوسته به محل جوش تغذیه می شود. به جهت پایین آوردن مقاومت الکتریکی الکترود هنگام عبور از اتصالات مختلف در (سیستم تغذیه) و همچنین بالا بردن خواص خوردگی آن، معمولاً الکترودهای مصرفی **GMAW** دارای پوشش مسی می باشد. الکترودهای توپودری از مواد معدنی و آلیاژی پر شده اند و اصول آنها شبیه الکترود های پوشش دار می باشد. بر حسب ترکیب پودر پر شده در این نوع الکترودها می توان آنها را به دو گروه زیر تقسیم نمود:

- الکترودهای توپودری که نیاز به گاز محافظ مثلاً Co_2 یا ترکیب آرگون و Co_2 دارد.

- الکترودهای توپودری که خود تولید گاز محافظ کرده و نیاز به گاز محافظ اضافی ندارند.

استفاده از الکترودهای توپودری به ویژه در موارد اتوماسیون جوشکاری روز افزون بوده و در مقایسه با سایر انواع الکترود پوششی و مفتول می تواند سرعت رسوب جوش بیشتری را دارا باشد.

گاز محافظ مصرفی در جوشکاری **MIG** یک گاز خنثی آرگون یا (هلیوم) می باشد. مخلوط دیگر گازها با این دو گاز نیز بعضاً مورد استفاده قرار می گیرد. به عنوان مثال اضافه کردن ۵ درصد اکسیژن به آرگون باعث تقویت خواص کشش سطحی و ویسکوزیته قطرات مجاز شده و نتیجتاً اندازه بحرانی آنها در رابطه با کنده شدن از الکترود کاهش می دهد، که این امر به پایداری قوس کمک می کند. مهمترین گاز محافظ مصرفی در جوشکاری **MAG**، کربن

در فولادهای با درجه بالاتر از نورد ترمومکانیکی همراه با سرد کردن سریع استفاده می شود. زمانی که ریزساختار فولادها بررسی شود عموماً فازهای فریت - بینیت و مارتنزیت مورد توجه قرار می گیرد. قابل توجه است که با کنترل ریز ساختار می توان خواص مکانیکی فولادها مخصوصاً فولادهای میکروآلیاژی را بهبود داد پرلیت را می توان به عنوان اولین فاز ذرات دانست که بر خواص مکانیکی فولادها تأثیر عمده دارد از سال ۱۹۳۵ میلادی نقش مقادیر پرلیت در استحکام کششی و شکل پذیری فولاد مورد مطالعه قرار گرفت [3 و ۴] نتایج بیانگر اثر مطلوب حضور پرلیت بر دمای تبدیل شکست نرم به ترد بود همچنین کربن و پرلیت باعث ترکیدگی سرد - کاهش شکل پذیری و چقرمگی شکست پایین در ناحیه حرارت دیده حاصل از جوشکاری می شود با این حال در دهه های 60 و ۷۰ میلادی حضور پرلیت در ریزساختار فولادهایی که با استفاده از نورد گرم تولید می شدند به دلیل استحکام دهی ضروری بود. از اواخر دهه ۷۰ میلادی با استفاده از اصول متالورژیکی و عناصر آلیاژی فرایند نورد گرم کنترل شده توسعه داده شد تا با کاهش میزان کربن و فاز فریت استحکام کشش و چقرمگی شکست در محصولات نوردی افزایش یافت. در این حالت با ایجاد ریز ساختارهای پیچیده فریتی و بینیتی همراه با جزایر مارتنزیت / آستنیت خواص کششی و چقرمگی شکست بهبود می یابد [۵]. ریزساختار فولاد میکروآلیاژی تا درجه X65 شامل فریت چند وجهی یا شبه چند وجهی همراه با پرلیت است. با افزایش استحکام کششی ریزساختار بیشتر شده و بر اثر سرد کردن سریع فازهایی نظیر فریت سوزنی در ریزساختار ایجاد می شود. تأثیر ریز ساختار بر خواص مکانیکی فولادهای میکروآلیاژی بررسی شده و نتایج نشان داد عناصر آلیاژی نظیر کربن مولبیدن و مس بر خواص مکانیکی موثر هستند. با کاهش اندازه دانه و افزایش درصد فاز بینیت استحکام کششی افزایش می یابد باریزتر شدن اندازه دانه ها و ظریف تر شدن ریز ساختار فریت سوزنی دمای تبدیل شکست نرم به ترد کاهش خواهد یافت.

حضور عناصر میکروآلیاژی نظیر نایوبیم، وانادیوم و تیتانیوم باعث تأخیر در پدیده تبلور مجدد می شود. عامل کنترل کننده تبلور مجدد قفل شدن مرز دانه های آستنیت اولیه بوده همچنین رسوبات ریز نیز می توانند عاملی برای پدیده فوق به دلیل ایجاد مانع در برابر حرکت مرز دانه ها شوند هنگام نبرد (تغییر شکل) به دلیل انجام تبلور مجدد در مراحل نورد اندازه دانه آستنیت کاهش می یابد. ریز ساختار نهایی ساختاری استنتیتی است که در اثر تحول فازی به ساختار فریت ریز دانه تبدیل گردیده است کنترل تبلور مجدد در فرایند نورد فولادهای میکروآلیاژی جهت تعیین خواص مکانیکی قطعه قابل توجه می باشد.

اضافه نمودن $0.1 - 0.2\%$ درصد مولبیدن باعث ایجاد ریز ساختار فریت سوزنی شده و ایجاد رسوبات استحکام دهنده را تسریع می نماید. نایوبیم در فولادهای میکروآلیاژی به دو روش استحکام را بهبود می بخشد. اول باعث ایجاد رسوبات کاربید نایوبیم شده و دوم اینکه در زمینه حل و محلول جامد تشکیل خواهد داد همچنین حضور نایوبیم فرایند تبلور مجدد را به تأخیر می اندازد. حضور رسوبات $ti(n.c)$ می تواند در نزدیکی خط ذوب جوش باعث کاهش

پهنای منطقه درشت دانه گردد. چهار نوع رسوب در فولادهای میکروآلیاژی فوق مشاهده شده است. اول رسوبات Ti/Nb که عمدتاً غنی از تیتانیوم هستند در زمینه و در طول مرز دانه های آستنیت مشاهده شده اند. دوم رسوبات غنی از آهن همراه با نیتروژن کربن و بور که در طول مرز دانه دیده شده است. سوم رسوبات غنی از نایوبیم که در زمان حرارت دهی طولانی مشاهده شده است. چهارم رسوبات غیر قابل حل نیتريد - تیتانیوم که در دمای بالا ایجاد می شود [۶].

در ۱۰ سال اخیر تمایل به افزایش بازده انتقال مواد هیدروکربنی در خطوط لوله همراه با افزایش قطر در مورد توجه قرار گرفته است لذا امروزه خطوط لوله با قطر ۵۶ اینچ همراه با فشار کاری 1015-1450 پاسکال استفاده می شود فولاد میکروآلیاژی استفاده شده دارای درجه استحکامی برابر با X65 یا X70 بوده ولی با افزایش نیاز و برای کاهش هزینه ها لازم است از فولادهای با درجه استحکام بالاتر استفاده شود.

در همه حالات ترکیب شیمیایی به نحوی طراحی می شود تا استحکام کششی و چقرمگی مطلوب فراهم گردد و همچنین برای بهبود جوش پذیری مقادیر عنصر کربن در میزان حداقل نگاه داشته می شود در این فولادها با تحول فازی فریت سوزنی - بینیت دانه ای - بینیت پایینی و مارتنزیت استحکام همراه با چقرمگی بالا به دست می آید. خواص مطلوب در این فولادها ناشی از حضور فریت سوزنی کم کربن بوده که از ذرات ریز و مناطقی با چگالی نایبایی بالا جوانه می زنند. انرژی ضربه شکست شارپی فراتر از ۲۰۰ ژول برای فلز پایه قابل تأمین بوده در نتیجه مقاومت شکست مناسب در دمای پایین قابل تأمین خواهد بود. با اعمال تغییر شکل در هنگام فرایند نورد تمایل به تحول فریت سوزنی افزایش خواهد یافت ریز ساختار فریت سوزنی همراه با جزیره های مارتنزیت / آستنیت بوده و افزایش سرعت سرد کردن درصد فاز مارتنزیت / آستنیت را افزایش داده ضخامت تیغه های فریت سوزنی کاهش و چگالی نایبایی ها افزایش می یابد. ریزساختار نهایی در فولادهای میکروآلیاژی فریت سوزنی بوده که با نسبت طول به پهنای بیشتر از ۲ مشخص می شود. اگر ریز ساختار فلز پایه بینیت یا فریت سوزنی باشد استحکام تسلیم در مقایسه با زمینه فریت / پرلیت افزایش می یابد.

استفاده از فولاد میکروآلیاژی از آنجا توسعه یافته که دارای نسبت استحکام به وزن مناسب شکل پذیری و جوش پذیری خوبی هستند. از فولاد میکروآلیاژی برای تولید لوله هایی با قطر خارجی بالا استفاده شده که فرایند تولید شامل تبدیل ورق به شکل u و سپس o بوده که در انجام عمل جوشکاری و انبساط مکانیکی انجام خواهد شد که به فرایند فوق انحصاراً uoe اطلاق می شود. برای افزایش فشار کاری و کاهش هزینه ها در احداث خطوط لوله جدید از فولادهای میکروآلیاژی با استحکام بالا استفاده می شود مهم ترین روش برای کاهش هزینه مواد اولیه و اجرا استفاده از فولادهای با استحکام بالا تر است که در این صورت می توان ضخامت لوله های مصرفی را کاهش داد. با استفاده از فولادهای با استحکام بالا این امکان فراهم می شود که خطوط لوله و فشار کاری بالاتر در سرویس قرار گرفته و مقدار سیال قابل انتقال افزایش یابد. اولین خط لوله انتقال گاز طبیعی

ایالت متحده آمریکا با استفاده از فولاد میکروآلیاژی X80 در پایان سال ۲۰۱۴ میلادی به طول حدود ۷۰۰ کیلومتر احداث تکمیل و راه اندازی گردید. حرکت به سمت بهبود مزیت‌های اقتصادی در خط لوله به دلیل افزایش کاری و نرخ انتقال مواد هیدروکربنی می‌تواند آغازی برای استفاده از فولادهای با درجه استحکام بالاتر باشد با این حال ملاحظات ایمنی - طراحی - ریسک پذیری و نیازمندی‌های زیست محیطی استفاده از فولاد های جدیدتر و با استحکام بیشتر را مورد تایید قرار می‌دهد. در صنایع پایین دستی نظیر پتروشیمی و پالایشگاه‌ها نظیر فولادهای میکروآلیاژی بیشترین مصرف و کاربرد داشته و طیف وسیعی از فولاد کم آلیاژ پر استحکام استفاده می‌شود.

فولاد های میکروآلیاژی تقریباً ۱۲ درصد از کل تولید جهانی فولاد را در بر می‌گیرند و کاربرد وسیعی در صنایع انتقال نفت و گاز پیدا کرده‌اند. فولاد میکروآلیاژی شامل مقادیر بسیار کمی وانادیوم - نایوبیم و تیتانیوم می‌باشد. این عناصر میکروآلیاژی علی‌رغم مقادیر کم موجب بهبود چقرمگی و استحکام می‌شود و این یکی از دلایل عمده استفاده روزافزون از این دسته از فولاد ها می‌باشد. مهمترین کاربرد این گروه استفاده در خطوط لوله می‌باشد ولی به طور کلی این فولادها در قسمت های مختلف جهان کاربردهای مختلفی دارد مثلاً در ژاپن نسبت به اروپا و آمریکای شمالی بیشتر برای ساخت مخازن تحت فشار و کشتی به کار می‌رود یک زمینه برای رشد این فولادها در بخش‌های مختلف خودرو می‌باشد که موجب کاهش وزن وسایل نقلیه می‌گردد [۷]. یکی از پارامترهای مهم در ایمنی به کارگیری قطعات تحت فشار مقاومت آنها در برابر شکست مخصوصاً شکست ترد است. قابل توجه است که در فولاد میکروآلیاژی نوین با ایجاد ریزساختارهای با مرزهای پر زاویه، چقرمگی شکست مناسب تامین می‌گردد. در فولادهایی که ریزساختار زمینه‌ای با چقرمگی شکست بالا دارند انتشار ترک و شکست در آنها مشکل‌تر است. انجام عملیات نورد در ناحیه تک فاز آستنیت (بالاتر از دمای Ac3) برای رسیدن به حداکثر استحکام کششی و چقرمگی شکست توصیه می‌شود. مانع مهم در توسعه فولاد های نوین تامین چقرمگی شکست مطلوب در فلز پایه و ناحیه حرارت دیده حاصل از جوشکاری تحت انرژی حرارتی بالا است. پژوهش در خصوص قابلیت جوش پذیری فولاد میکروآلیاژی X80 تاکنون ادامه یافته است قابل توجه است که در فلز جوش با کنترل مقادیر عناصر آلیاژی در حوضچه مذاب افزودن عناصری نظیر نیکل چقرمگی شکست مطلوبی را می‌توان فراهم نمود. با اعمال سیکل حرارتی حاصل از فرایندهای جوشکاری ساختار فلز پایه متحول شده و ریز ساختارهای جدید ایجاد می‌گردد. در ناحیه حرارت دیده حاصل از جوشکاری درست در مجاورت خط ذوب و تحت دمای بالا روی ساختار اولیه دچار تحولی اساسی شده و ریز ساختاری درشت دانه ایجاد خواهد شد. خواص مکانیکی ناحیه فوق وابسته به ترکیب شیمیایی و سیکل حرارتی اعمالی می‌باشد.

برای افزایش بازدهی جوشکاری سعی می‌شود انرژی حرارتی جوش افزایش یابد افزایش تردی در ناحیه حرارت دیده حاصل از اعمال سیکل های حرارتی جوشکاری چالشی در به کارگیری فولادهای میکروآلیاژی است. مطالعات نشان می‌دهد برای فولادهای

میکروآلیاژی پر استحکام توجه به فاکتورهای موثر بر چقرمگی شکست فلز پایه و ناحیه جوشکاری شده به عنوان کلید توسعه و استفاده از آنها به شمار می‌رود. همچنین تردی موضعی و پارامترهای موثر بر آنها می‌توانند مسیری برای کاهش ریسک استفاده و توسعه این گونه فولاد ها باشد. با کنترل ترکیب شیمیایی و عناصری نظیر مولیبدن و نیکل در منطقه فلز جوش می‌توان به استحکام کششی و چقرمگی شکست مناسب رسید، راهی که برای کنترل خواص ناحیه حرارت دیده حاصل از جوشکاری قابل کاربرد نمی‌باشد.

چقرمگی شکست فولاد میکروآلیاژی به عنوان فاکتوری و قابل توجه در توسعه و کاربرد آنها در صنعت است. در فولادها چقرمگی شکست وابسته به ریزساختار، اندازه دانه، رسوبات و ترکیب شیمیایی است. برای بهبود چقرمگی شکست از طریق کنترل ترکیب شیمیایی پیشنهادهای زیر ارائه شده است.

- کاهش درصد کربن و کربن معادل که با کاهش سختی پذیری باعث بهبود چقرمگی شکست می‌شود

- کنترل مقادیر میکروآلیاژی نظیر نایوبیم و تیتانیوم
- اضافه نمودن نیکل که با تغییر شرایط تحول فازی بینیت چقرمگی شکست را بهبود میدهد

- کاهش عناصری نظیر اکسیژن نیتروژن فسفر و گوگرد
برای اتصال فولادهای میکروآلیاژی با فرایندهای جوشکاری ذوبی فلز پایه بر اثر سیکل های حرارتی متحول شده و نواحی حرارت دیده درست در مجاورت خط ذوب تشکیل می‌شوند. در این حالت چقرمگی شکست وابسته به ترکیب شیمیایی و پارامترهای فرایند جوشکاری نظیر سیکل حرارتی گرم و سرد شدن خواهد بود با افزایش ضخامت فلز پایه انرژی شکست ناحیه حرارت دیده کاهش مییابد. کاهش در چقرمگی شکست عمدتاً ناشی از ریز ساختار ناحیه حرارت دیده درشت دانه بوده که در آن جزایر مارتنزیت / آستنیت دیده می‌شود با این حال علاوه بر ریزساختار زمینه فاکتورهایی نظیر رسوبات اندازه دانه و جزایر مارتنزیت / آستنیت برای انرژی شکست ناحیه حرارت دیده اثر گذارند. در فولادهای با زمینه فریت / پرلیت متفاوت بودن انرژی شکست در ناحیه حرارت دیده درشت دانه وابسته به تفاوت در ریزساختار این ناحیه است. یکی از روش های بهبود انرژی شکست در منطقه حرارت دیده ممانعت از رشد دانه های آستنیت با استفاده از رسوبات **TiN** است. ولی این رسوبات در اثر سیکل های حرارتی حاصل از جوشکاری حل شده و تاثیر خود را از دست خواهند داد. با استفاده از ذرات اکسید تیتانیوم که به طور یکنواخت در زمینه پخش شده اند نه تنها مانعی در برابر رشد دانه های آستنیت ایجاد می‌شود بلکه جوانه زنی فریت درون دانه ای نیز تصریح شده، چقرمگی شکست بهبود می‌یابد. نتایج راک و همکاران نشان داد رشد دانه های آستنیت و تحولات فازی منجر به ایجاد فضای ترد شده که می‌تواند باعث حساسیت نواحی ترد موضعی در برابر شکست گردد قابل توجه است که حذف نواحی با انرژی شکست پایین زیر منطقه حرارت دیده درشت دانه میسر نیست.

نتیجه گیری

- جهت اتصال سازه های مختلف در صنایع نفت و گاز از فرایندهای

"Pipeline Steels", Europipe GmbH, Orlando Florida, USA, 2001, PP.1-27
4-A. Sauveur, "The metallography and heat treatment of iron and steel", McGraw Hill, 4th Edition, New York, USA. 1935.
5-A.J. Deardo, "Multi phase microstructures and their properties in high Strength low carbon steels", ISIJ International, Vol. 35, No. 8, 1995, pp. 946-954.
6-M.Windhager, A. Kneissal, F. Jeglitsch, "Evolution of Microstructure during the Thermomechanical Processing of HSLA Steels", Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels, November 3-5, 1987, pp. 105-116.
7-H.M. Naeini, G.H. Liaghat, R. Mahshid and A. Sajedinejad, "Analysis of deformation behavior of the large diameter pipe by UO bending process", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 177, 2006, pp.179
8-API SPECIFICATION 5L, "Specification for Line Pipe", Forty-Fourth Edition, October, 2007.

پی نوشت

دانشگاه فنی و حرفه ای شهید مهاجر اصفهان

جوشکاری مختلف GMAW استفاده می شود که انتخاب نوع فرایند بستگی به حساسیت سازه و نوع اتصال دارد.
 -همچنین از روش مکانیزه جوشکاری GMAW امکان تعمیرات لوله وجود دارد.
 -از مزایای روش جوشکاری مکانیزه GMAW پایین بودن انرژی جوش بوده که منجر به محدود شدن تغییر شکل و تنش های پسماند جوش شده، مونتاژ نهایی قطعات را آسان تر می کند.
 -جهت کاهش هزینه ها و بهبود کیفیت و خواص و عمر سازه های جوشکاری شده از جوشکاری مکانیزه GMAW استفاده شد. که باعث بهبود کیفیت، عمر، خواص و هزینه های مناسب اقتصادی شد.

منابع

- 1-API Specifications 5L (Specifications for Line Pipe), 43rd Edition, American Petroleum Institute, 4, 2004.
- 2- شمعانیان، مرتضی، اشرفی، علی، "متالورژی جوشکاری"، ویرایش دوم، اصفهان، انتشارات دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۸۵.
- 3-H.G. Hillenbrand, M. Graf and C. Kalwa, "Development and Production of High Strength



تأثیر پارامترهای فرایند جوشکاری قوس الکتریکی بر روی جوش های فلزی همجنس و غیر همجنس (قسمت اول)

کاظم بابائی

چکیده

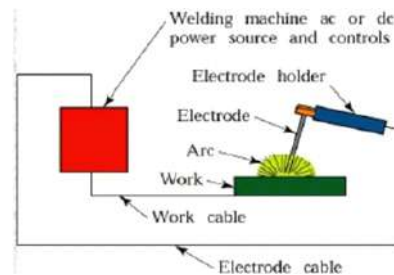
جوشکاری قوس فلزی محافظ (SMAW) اقتصادی ترین، قابل حمل ترین و قوی ترین فرایند جوشکاری است که از منبع تغذیه، نگهدارنده الکتروود و الکتروود برای جوشکاری فلزات استفاده می کند. این روش به طور موفقیت آمیزی در جوشکاری فلزات آهنی استفاده می شود. امروزه به دلیل افزایش کاربرد فلزات غیر آهنی، اتصال آنها با این روش جوشکاری افزایش یافته است. با پیشرفت بیشتر در زمینه علم مواد، جوشکاری فلزات آهنی و غیر آهنی طرفداران زیادی پیدا کرده است. بنابراین SMAW در جوشکاری فلزات آهنی و غیر آهنی مثل مس غنی از اکسیژن با فولاد زنگ نزن ۳۰۴ غنی از کروم و نیکل آزمایش شده است. فولاد زنگ نزن به دلیل خواصی مانند مقاومت در برابر خوردگی، انعطاف پذیری بالا و چقرمگی بالاتر در خودروها و کاربردهای هوافضا خانگی مورد استفاده قرار گرفته است. مس به دلیل خواص مکانیکی، فیزیکی و شیمیایی منحصر به فرد خود، کاربرد گسترده ای در ساختار مهندسی، اجزای الکتریکی و صنایع نیروگاهی دارد. هدف از این مقاله مروری، مرور کارهای انجام شده توسط محققین مختلف در زمینه جوشکاری قوس الکتریکی فلزات همجنس و غیر همجنس، مطالعه یافته های مرتبط با تحقیق، بررسی امکان سنجی جوشکاری مس غنی از اکسیژن به فولاد زنگ نزن ۳۰۴ غنی از کروم و نیکل و بررسی اقتصادی، پایداری SMAW از نظر فناوری سبز و جنبه های زیست محیطی اجتماعی و یافتن الکتروود مناسب برای جوشکاری با استفاده از فرایند SMAW است.

مقدمه

جوشکاری یکی از فرایندهای تولیدی است که برای اتصال انواع فلزات آهنی و غیر آهنی استفاده می شود. اهمیت جوشکاری از آنجا ناشی می شود که می توان با ساخت قطعات مجزا و مونتاژ قطعات جداگانه، موادی با شکل هندسی پیچیده را ساخت. به این ترتیب قطعات پیچیده پیکربندی شده با تکنولوژی جوش ساخته می شوند. یکی از رایج ترین فرایندها، جوشکاری قوس فلزی حفاظت شده است. به دلیل استحکام، کارایی و تجهیزات کمتر، اغلب به آن جوش کنار جاده یا در محل گفته می شود. این روش نه تنها در هوافضا، بلکه در خودرو و لوازم خانگی نیز کاربرد پیدا کرده است و از الکتروود پوششی استفاده می کند که سرباره را تشکیل می دهد و از اکسید شدن حوضچه جوش مذاب و از بین بردن ناخالصی ها جلوگیری می کند (گروور، ۲۰۰۷). پوشش روکش نقش مهمی ایفا می کند

زیرا آلودگی اتمسفر را از بین می برد و قوس را تثبیت می کند. جوشکاری قوس الکتریکی شامل تجهیزاتی مانند منبع تغذیه، الکتروود، نگهدارنده الکتروود است که در شکل (۱) نشان داده شده است. متغیرهای فرایند تشکیل شده در جوشکاری SMAW عبارتند از موقعیت الکتروود، طول قوس، قوس، دما و توان ورودی (آگاروال، ۱۹۹۲). این متغیرهای فرایند از نظر خواص مواد بر میزان و نحوه خروجی اثر می گذارند. انتخاب صحیح مواد الکتروود، خواص مواد را نشان می دهد. پوشش الکتروود علاوه بر آلیاژی کردن فلز در ناحیه جوش، نقش مهمی را ایفا می کند و در جوشکاری ذوبی نه تنها فلزات همجنس، بلکه در فلزات غیر همجنس نیز بیشترین اهمیت را دارد. در گزارش حاضر، بررسی SMAW در فلزات همجنس، فلزات غیر همجنس، SMAW مس غنی از اکسیژن و فولاد زنگ نزن ۳۰۴ غنی از کروم و نیکل و همچنین فرایندهای جوشکاری مختلف

اعمال شده بر روی مس و فولاد زنگ نزن ۳۰۴ انجام شد. انگیزه اصلی این مقاله مروری انتخاب پارامترهای مناسب، الکتروود شیمیایی صحیح برای بهترین کیفیت در جوش های فلزات همجنس و فلزات غیر همجنس بود. اتصال فلزات مس غنی از اکسیژن و فولاد زنگ نزن غنی از کروم و نیکل به طور گسترده در صنایع فرایند شیمیایی، لوازم خانگی و صنعت هسته ای استفاده شده است و به عنوان اتصال ترکیبی این دو فلز، مقاومت به خوردگی با خواص فیزیکی خوب مس را فراهم می کند.



شکل ۱- نمای شماتیک SMAW (گروور، ۲۰۰۷).

- قطر الکتروود

قطر الکتروود باید مطابق با فاصله بین دو ماده پایه باشد.

- قطبیت

الکتروود جریان مستقیم مثبت (DCEP) و الکتروود جریان مستقیم منفی (DCEN) دو پایانه مورد استفاده هستند. DCEN حالت ترجیحی تامین است زیرا ۷۰ درصد گرما به سمت کار و ۳۰ درصد به سمت الکتروود تولید می شود.

- سرعت جوشکاری

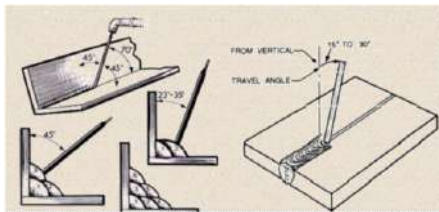
سرعت جوش پارامتر مهمی است که نقش مهمی در کنترل کیفیت هندسه مهره ایفا می کند. سرعت جوشکاری بهینه باید انتخاب شود. هر چه سرعت جوش بیشتر شود، حرارت ورودی کمتر است که می تواند منجر به عدم نفوذ شود. هر چه سرعت جوش کمتر باشد، گرمای ورودی بیشتر می شود و زمان بیشتری برای جذب گرما برای دانه ها خواهد بود، بنابراین ساختار ستونی غیر یکنواختی تشکیل می شود. بنابراین سرعت جوشکاری بهینه برای داشتن ساختار همگن، یکنواخت، محوری و همگن مورد نیاز است.

- زاویه شیار

هر چه زاویه شیار بیشتر باشد میزان حوضچه جوش مذاب تشکیل شده بیشتر می شود در نتیجه همجنس شدن بیشتر می شود، نرخ خنک شدن بهینه و در نتیجه استحکام اتصال افزایش می یابد.

- زاویه الکتروود

زاویه الکتروود نقش مهمی دارد. هر چه زاویه الکتروود بیشتر شود، انباشت گرمای بیشتری انجام می شود که منجر به اختلاط همگن می شود زیرا گرمای بیشتری برای ذوب شدن مواد در دسترس است و در نتیجه مخلوط یکنواختی از مواد پایه تشکیل می شود. شکل (۲) زاویه الکتروود مورد استفاده در حین جوشکاری را نشان می دهد.



شکل ۲- زاویه الکتروود (آگاروال، ۱۹۹۲).

پی نوشت

مدرس دانشگاه جامع علمی کاربردی، مرکز خانه کارگر ساوجبلاغ

پارامترهای فرایند

- جریان

در حین جوشکاری، یعنی زمانی که قوس در دوره جوشکاری اتفاق می افتد، جریانی که برای ایجاد قوس برای گرمایش و ذوب استفاده می شود، جریان جوش نامیده می شود. جریان نقش مهمی در کنترل گرمای ورودی دارد. هر چه جریان بیشتر باشد گرمای ورودی بیشتر می شود. سطح بهینه جریان، گرمای ورودی بهینه را ایجاد می کند که منجر به ساختار همگن تر می شود. با افزایش جریان، قوس تولید شده می تواند برای ذوب فلزات مختلف مورد استفاده قرار گیرد، اما برخی از فلزات ابتدا باید تمیز شوند تا لایه اکسید حذف شود، سپس فقط فلز ذوب شود. برای آلومینیوم و منیزیم از جریان AC استفاده می شود. برای انجام آزمایش، محدوده جریان ۱۵۰، ۱۶۰، ۱۷۰ آمپر را انتخاب کرده ایم.

- ولتاژ

ولتاژ قوس بر طول قوس تاثیر می گذارد. طول قوس افزایش می یابد، گرمایش و ذوب با رسیدن به دمای کمتر کاهش می یابد، زیرا قوس در تماس طولانی تری با محیط است که باعث کاهش دما و در نتیجه سرعت گرمایش و ذوب می شود. ولتاژ قوس افزایش می یابد، طول قوس افزایش می یابد اما جریان جوشکاری ثابت می ماند و نفوذ جوش بی تأثیر می ماند.

ISO 45001



تشریح الزامات استاندارد ISO 45001 - قسمت هفتم

مهندس افشین خیام

تحصیلات، آموزش، تجربه و مهارت باشد، را تعیین کنید. و باید مطمئن شوید که کارکنان سازمان براساس این موارد شایستگی لازم را دارند. و در این شایستگی‌ها استاندارد توانایی شناسایی خطر را هم اضافه کرده است. که یک فرد بتواند خطرات را شناسایی کند و اقدام مرتبط با آن را انجام بدهد.

در صورتی که کاربرد پذیر باشد، انجام اقدامات به منظور کسب و نگهداری شایستگی‌های ضروری و ارزشیابی اثربخشی اقدامات انجام شده.

وقتی صحبت از کاربرد پذیر بودن می‌شود استاندارد یک راهنمایی هم دارد:

- بحث ارائه آموزش، کارورزی‌ها، انتصاب افرادی که در بخش‌های مختلف هستند، یا به کارگیری افراد شایسته و عقد قرارداد با افراد شایسته می‌تواند در زمره اقدام‌های کاربردی پذیر باشد.

- حفظ اطلاعات مستند مناسب به عنوان شواهد شایستگی‌ها

اطلاعات مستند شامل

- شرح شغل: که این شرح شغل شایستگی‌های هر پست سازمانی را مشخص می‌کند.

- می‌توانید برای هر کدام از پرسنلی که در سازمان استخدام می‌شوند یک پرونده پرسنلی تشکیل دهید. و مدارک مرتبط با این شایستگی‌ها را که شامل: تحصیلات، آموزش، تجربه، گواهینامه‌هایی که دارند همه اینها را باید در این پرونده، نگهداری کنید و به عنوان سوابق، آن‌ها را ارائه کنید. به همین خاطر است که خیلی اوقات توصیه می‌شود کسانی که می‌خواهند در حوزه هر ایزویی کار کنند باید گواهینامه مرتبط با آن استاندارد را هم داشته باشند.

3-7- آگاهی

یکی از منابع مهم سازمان کارکنان و منابع انسانی هستند. کارکنان

بند ۷- پشتیبانی

1-7- منابع

سازمان باید منابع مورد نیاز برای ایجاد، پیاده سازی، نگهداری و بهبود مداوم سیستم مدیریت (OH&S) را تعیین و فراهم نماید. یکی از وظایف مدیریت ارشد این است که اطمینان حاصل کند منابع مورد نیاز برای اینکه این سیستم (ISO 45001) در سازمان به خوبی پیاده سازی و اجرا شود. مطمئن شود منابع در سازمان وجود دارد. این منابع می‌تواند شامل: منابع مالی، منابع انسانی، تجهیزات و زیرساخت‌ها و هر موضوعی که قرار است کمک کند به سازمان که سازمان در مسیر پیاده سازی استاندارد بهتر عمل کند، باشد.

2-7- شایستگی

سازمان باید موارد زیر را انجام دهد:

- تعیین شایستگی‌های ضروری کارکنان که بر عملکرد (OH&S) سازمان اثر می‌گذارند یا می‌توانند بگذارند.

باید مشخص کنید که افرادی که قرار است سمت‌های شغلی داشته باشند و در بخشی کار کنند که روی حوزه ایمنی و بهداشت شغلی (OH&S) تاثیر دارند، وقتی در استاندارد ISO 9001 در خصوص این شایستگی‌ها صحبت می‌کنیم می‌گوئیم افرادی که روی کیفیت و بحث سیستم مدیریت تاثیر می‌گذارند. که تقریباً شامل همه افراد سازمان می‌شود.

- حصول اطمینان از اینکه کارکنان براساس تحصیلات، آموزش یا تجربیات مناسب، شایسته هستند (شامل: توانایی شناسایی خطر).

پس برای هر پست سازمانی باید شایستگی‌هایی که می‌تواند

سازمان باید یکسری آگاهی‌هایی داشته باشند که بیشتر مواقع از طریق آموزش و حتی کارورزی می‌توانیم این آگاهی را به آن‌ها منتقل کنیم. کارکنان باید از موارد زیر آگاه باشند:

- خط مشی و اهداف سازمان

کارکنان باید از خط مشی آگاهی داشته باشند و بدانند اهداف کلی سازمان چیست و قرار است سازمان به کجا برسد.

- نقش خودشان در اثربخشی سیستم از جمله منافع بهبود عملکرد

کارکنان باید نقش خودشان را در اثربخشی سیستم و پیشبرد اهداف و خط مشی بدانند.

- پیامد و عواقب بالقوه عدم انطباق با الزامات سیستم

هر بندی از استاندارد را که رعایت نکنیم عواقبی برای سازمان ایجاد می‌کند. ممکن است یک الزام قانونی رعایت نشود که ماحصل آن جریمه می‌باشد. ممکن است بحث استفاده از وسایل حفاظت فردی رعایت نشود که ماحصل آن آسیب و یا بیماری می‌شود. کارکنان سازمان باید پیامدها و عواقب عدم رعایت الزامات را بدانند و نسبت به آن آگاه باشند و بدانند اگر الزامی در سازمان رعایت نشود چه عواقب و چه اثراتی می‌تواند داشته باشد.

- رویدادها و نتایج بررسی‌های مرتبط با آن‌ها

رویدادها، بررسی این رویدادها، علت وقوع آن، همه این موارد را کارکنان نسبت به آن آگاهی داشته باشند. بدانند، اطلاع داشته باشند.

- خطرات، ریسک‌ها و اقدامات تعیین شده مرتبط با آن‌ها

خطرات سازمان که توسط تیم ایمنی و بهداشت شناسایی می‌شود. ریسک‌هایی که شناسایی می‌شود. اولویت بندی اینها را باید کارکنان نسبت به آن آگاهی داشته باشند و بدانند چه خطرهایی هستند خطرات بخش و واحد خودشان و آنجایی که دارند کار می‌کنند را کامل بدانند. ریسک‌هایشان را کامل بدانند و اینکه چه اقداماتی برای این ریسک‌ها تعریف شده است را باید نسبت به آن آگاهی کامل داشته باشند.

7-4- تبادل اطلاعات (اطلاع رسانی)

اطلاعات باید در سازمان جابجا شود و از بخشی به بخش دیگر منتقل شود و کارکنان سازمان باید نسبت به این اطلاعات آگاهی داشته باشند.

7-4-1- کلیات

سازمان باید فرایندهای مورد نیاز برای اطلاع رسانی را در درون و بیرون سازمان ایجاد، پیاده سازی و نگهداری کند شامل تعیین: -درباره چه چیزهایی اطلاع رسانی خواهد شد. (خطرات، قوانین و

(...)

- چه زمانی اطلاع رسانی شود،

- به چه کسانی اطلاع رسانی شود (در درون سازمان و بین سطوح، در بین پیمانکاران و بازدید کنندگان، سایر ذینفعان)،

- چگونه اطلاع رسانی شود.

مثال

ارتباطات داخل سازمان

پیام	دوره زمانی	گیرنده	نوع ارتباط
آیین نامه‌های داخلی	یک روز پس از تدوین	واحدهای مرتبط	نامه داخلی
اطلاعات تولید	روزانه	مدیریت QC	اتوماسیون

ارتباطات خارج از سازمان

پیام	دوره زمانی	گیرنده / سازمان	نوع ارتباط
به روز رسانی استانداردها	سالانه	سازمان ملی استاندارد ایران	مراجعه به وب سایت استاندارد یا کتابخانه استاندارد
مشارش آزمایش‌ها	سه ماهه	استاندارد	ارسال نامه

- نمونه‌ای از انواع روش‌های ارتباطی

روش‌های ارتباطی درون سازمانی	روش‌های ارتباطی بیرون سازمانی
- روزنامه داخلی	- گزارش‌های سالیانه
- جلسات سازمانی	- روزنامه‌های کنفرانس
- بولتن ماهیانه	- روزنامه‌های محلی
- پلاکاردها	- رادیو و تلویزیون
- SMS	- تبلیغات در بزرگراهها
- پرسش از طریق برنامه‌های پیام رسان	- تلفن، فکس، نامه و Email
- به اشتراک گذاری کارها از طریق ایمیل	- مراجعه حضوری در مراکز و سازمان‌های مرتبط
- ...	- سایر

می‌توانیم این اطلاع رسانی‌ها را به آن ذینفعانی که داریم انجام بدهیم.

مثلاً: اگر با اداره کار و سازمان بهداشت ارتباط داریم، اینها را می‌توانیم از همین طریق پیگیری کنیم و انجام دهیم.

- در زمان اطلاع رسانی تفاوت‌های انسانی مانند (جنسیت، زبان، فرهنگ، سواد، ناتوانی جسمی و ذهنی) لحاظ شود. به عنوان مثال: تحصیلات ارتباط مستقیمی با نحوه انجام کار افراد دارد شاید بتوان به فردی که تحصیلات عالیه دارد با یک بار گفتن ساده که چه نکته‌هایی را باید رعایت کند به آن منتقل شود. اما شاید به یک کارگر ساده چندین بار باید گفته شود.

- سازمان باید از نظرات ذینفعان بیرون سازمانی اطمینان داشته باشد و باید:

- الزامات قانونی و سایر الزامات را لحاظ کند.

- اطمینان حاصل کند اطلاعاتی که باید اطلاع رسانی شود، مطابق اطلاعات ایجاد شده در درون سازمان است و قابل اطمینان است.

- سوابق اطلاعات مستند اطلاع رسانی باید حفظ شود.

7-4-2- اطلاع رسانی درون سازمانی

سازمان باید:

- اطلاعات مرتبط با سیستم شامل تغییرات را در درون سازمان

به نحو مناسب اطلاع رسانی کند.
- اطمینان حاصل کند که فرایند اطلاع رسانی کارکنان را قادر می‌سازد به بهبود مداوم کمک کنند.

7-4-3- اطلاع رسانی برون سازمانی

سازمان باید با لحاظ کردن الزامات قانونی و سایر الزامات، اطلاعات مربوط به سیستم را در بیرون سازمان اطلاع رسانی نماید.
به عنوان مثال: بعضی اوقات ما الزامات قانونی داریم که از ما می‌خواهند آلاینده‌گی‌ها را محاسبه و اندازه گیری کنیم، و گزارش آنرا ارائه کنیم که میزان آلاینده‌گی‌ها چقدر است؟ یا مثلاً گزارش ۶ ماهه می‌خواهند که در این مدت چه اقداماتی انجام داده‌ایم؟ باید این اطلاع رسانی‌ها را این گزارش‌ها را ارائه کنیم، و یک نسخه از آنرا در سازمان داشته باشیم، که نشان بدهد ما اینها را ارائه کرده‌ایم.

7-5-1- کلیات

سیستم مدیریت (OH&S) سازمان باید شامل موارد زیر باشد:
- **اطلاعات مستندی که با این استاندارد الزام شده است.**
هر جایی که در این استاندارد بگوید اطلاعات مستند باید وجود داشته باشد این یک الزام است. سازمان باید برای آن بند استاندارد یکسری اطلاعات مستند داشته باشد.

- **اطلاعات مستندی که توسط سازمان برای اثربخشی سیستم ضروری تعیین شده است.**
به عنوان مثال سازمان می‌گوید ورود و خروج‌ها باید ثبت شوند و یا

هر وسیله نقلیه‌ای که در سازمان می‌آید باید ثبت شود. سوابق آن‌ها باید موجود باشد مواردی که خود سازمان برایش مهم است این موارد باید ثبت شود و باید این اقدامات انجام بگیرد.
میزان اطلاعات مستند به دلایل زیر می‌تواند از سازمانی به سازمان دیگر متفاوت باشد:

اندازه سازمان و نوع فعالیت‌ها، فرایندها، محصولات و خدمات سازمانی که فرایندهای مختلف و فرایندهای زیادی مطمئناً اطلاعات مستندش بیشتر خواهد بود، سازمانی که یک سازمان ۱۰۰۰ نفره است. اطلاعات مستندش از یک سازمان ۱۰ نفره به مراتب بیشتر خواهد بود. سازمانی که ۱۰ محصول تولید می‌کند با سازمانی که یک محصول تولید می‌کند، مطمئناً اطلاعات مستند متفاوتی دارند.

- نیاز به اثبات رعایت الزامات قانونی و سایر الزامات

بعضی از سازمان‌ها الزامات قانونی که مرتبط با آن‌ها هست الزامات کمی است. بعضی از سازمان‌ها الزامات قانونی زیادی دارند. مثلاً شرکت‌های نفت، گاز و پتروشیمی الزامات خیلی بیشتری نسبت به یک شرکت تولید مواد غذایی در حوزه ایمنی و بهداشت شغلی وجود دارد یا یک شرکت تولیدی قوانین بیشتری نسبت به یک شرکت خدماتی می‌تواند داشته باشد.

- پیچیدگی فرایندها و تعاملات آن‌ها

سازمانی که کار خیلی تخصصی انجام می‌دهد، فرایندهای پیچیده و خاصی دارد.

جدول ۱- به عنوان نمونه جلد یک روش اجرایی

لوگوی شرکت	نام شرکت :	
	عنوان : روش اجرایی ...	
	تعداد صفحات :	کد مدرک :

مهر کنترل	امضاء	مشخصات	
		تهیه کننده :	نماینده مدیریت
		تاریخ :	
	امضاء	تایید کننده :	نماینده مدیریت
		تاریخ :	
		تصویب کننده :	مدیر عامل
		تاریخ :	

شرح تغییرات

ردیف	تاریخ اصلاح	شرح اصلاحات	شماره صفحه	علت اصلاح

7-5-3- کنترل اطلاعات مستند

اطلاعات مستند باید کنترل شوند تا اطمینان حاصل شود که:

- هر موقع و هر کجا که لازم است، برای استفاده در دسترس و مناسب می‌باشند،
- به اندازه کافی محافظت می‌شوند (برای مثال نقض محرمانگی، استفاده نامناسب یا نقض محتوا)،
- مستندات باید در اختیار کارکنان باشد که مستندات تایید شده است به خاطر همین سازمان‌ها معمولاً مهرهای رنگی تهیه می‌کنند و روی مستنداتی که مورد تایید است مهر سبز می‌زنند و روی مستنداتی که منسوخ و از رده خارج می‌شود مهر قرمز می‌زنند که هر فردی آنرا دید از آن استفاده نکند و مدرکی که مهر سبز نداشته باشد و مهر قرمز روی آن خورده باشد مورد استفاده قرار نگیرد. پس این محافظت‌ها باید وجود داشته باشد. بعضی از سازمان‌ها هم چک لیست تهیه می‌کنند و به همراه ممیزی داخلی هر چند وقت یکبار می‌روند مستندات سازمان را در واحدها بررسی می‌کنند تا مطمئن شوند که همه چیز درست انجام می‌شود. در بند اول: وقتی صحبت از در دسترس بودن می‌شود منظور این است که آن افرادی که در آن واحد هستند چه میزان می‌توانند به مدارک و مستندات دسترسی داشته باشند. این استاندارد می‌گوید این موارد را مشخص کنید.
- منظور از دسترسی، تصمیم به دادن استفاده و مشاهده صرف از مستندات است یا نه به آن اجازه می‌دهیم علاوه بر مشاهده بتوانند تغییر هم روی مستندات اعمال کند. این دسترسی شامل این موارد است:
- کدام یک از کارکنان به این روش اجرایی دسترسی داشته باشند، به عنوان مثال هم روی جلد مستندات و یا روی صفحه دوم آن می‌توانیم یک جدول درست کنیم و گفته شود چه کسانی به این مدرک باید دسترسی داشته باشند. این روش را مطالعه کنند و چه کسانی حق ویرایش این روش را دارند و خیلی از سازمان‌ها یک روش اجرایی تهیه می‌کنند به نام روش اجرایی اطلاعات مستند که همه این موارد در آن روش اجرایی می‌آید و می‌گویند هر واحدی می‌تواند مستندات خودش را تغییر بدهد اما برای اینکه این تغییر در سازمان اجرایی شود تایید نماینده مدیریت و یا مدیر تضمین کیفیت و یا مدیر ایمنی را نیاز دارد و بعد از آن تصویب مدیر ارشد را نیاز دارد. یعنی این فرایند را باید بگذارند و بعد مورد استفاده قرار بگیرد. اینکه هر واحدی هر طور که دوست دارد بیاورد روش‌ها را تغییر بدهد و مورد استفاده قرار بدهد این از نظر استاندارد پذیرفته نیست.

برای کنترل اطلاعات مستند، سازمان باید به نحوی که کاربرد پذیر

باشد به فعالیت‌های زیر بپردازد:

- توزیع، دسترسی، بازیابی (بروزرسانی) و استفاده،

- ذخیره و حفاظت شامل حفاظت از خوانا بودن،

وقتی یک مستندی پر می‌شود کجا باید نگهداری شود چه مدت باید نگهداری شود مسلماً "فرم‌های سازمان را نمی‌توانیم برای همیشه نگهداری کنیم بخاطر همین می‌توانیم برای نگهداری سوابق زمان نگهداری مشخص کنیم به عنوان مثال چک لیست‌های کنترل عملیات که می‌رویم واحدها را کنترل می‌کنیم ۶ ماه بیشتر نگهداری نمی‌کنیم. بعد از ۶ ماه می‌توانیم آن‌ها را معدوم کنیم.

نکته بعدی بحث خوانا بودن است که اینجا به آن اشاره شده است. در ممیزی داخلی چک لیستی تهیه می‌شود. مواردی از قبیل خوانا بودن، در دسترس بودن، معتبر بودن مدارک را در چک لیست می‌نویسند و می‌روند آن‌ها را چک می‌کنند تا مطمئن شوند مستندات به صورت خوانا در اختیار قرار گرفته فرم‌ها به صورت خوانا پر شده است یا خیر؟

- کنترل تغییرات (مانند ویرایش‌ها) که برای آن روش و یا فرایندی باید سازمان مشخص کند اینکه به چه صورتی ویرایش روی مستندات می‌شود زد تغییرات انجام می‌شود بعد می‌رود تایید و تصویب می‌شود.

- حفظ و امحاء

چقدر ما می‌توانیم مدرک و مستندات و در اصل سوابق (فرم‌هایی که تکمیل شده است) را در سازمان نگه داریم و چه زمانی آن‌ها را امحاء کنیم. اطلاعات مستند برون سازمانی، باید به نحو مناسب شناسایی و کنترل شوند. سازمان‌ها مهر سبز، آبی، قرمز درست می‌کنند یک مهر دیگر هم درست می‌شود به عنوان مستندات برون سازمانی که مورد تایید مستند برون سازمانی است مورد تاییدی که در آن سازمان می‌آید می‌زند و تنها افرادی مجاز هستند از آن مستندات و قوانین استفاده کنند که این مهر تایید مدارک برون سازمانی روی آن زده شده باشد با این روش هم می‌توانید مستندات برون سازمانی را شناسایی و کنترل کنید.

البته بهتر است فهرستی هم از این مستندات داشته باشید یعنی کاملاً توصیه می‌شود که فهرستی از مستندات تهیه کنید شامل: روش‌های اجرایی، دستورالعمل‌ها و فرم‌ها یک لیست خام که بدانیم هر روشی چه شماره فرمی دارد، تاریخ ایجاد آن چه زمانی بوده، یا اگر بازنگری داشتیم تاریخ بازنگری آن کی بوده است اینها را در یک لیست و یا جدول می‌توانید تهیه کنید.

پی‌نوشت

* مدیر تضمین کیفیت شرکت ناظران یکتا



بررسی پارامترهای موثر بر جوش در جوشکاری زیر پودری فولاد 52

بهنام خسروی

چکیده

جوشکاری زیر پودری یکی از مهمترین روش های جوشکاری قوس الکتریکی است که در صنایع کاربرد فراوانی دارد. در این فرایند انتخاب مقادیر مناسب برای پارامتر های ورودی جوشکاری برای رسیدن به کیفیت جوش بالا ضروری می باشد. به این دلیل که هندسه جوش معرف شاخصی برای میزان تحمل تنش می باشد، در این مقاله هفت متغیر شامل نفوذ جوش، پهنای جوش، ارتفاع گرده جوش، دایلوشن، عرض ناحیه متأثر از گرما، سختی ناحیه متأثر از گرما و ناحیه ذوب شده به عنوان مشخصه های کیفیت در جوشکاری زیر پودری فولاد ۵۲ مورد مطالعه قرار خواهد گرفت. بدین منظور طراحی آزمایش مرکب چرخش پذیر در پنج سطح با پنج متغیر برای جمع آوری اطلاعات متغیر های خروجی به عنوان توابعی از پنج متغیر ورودی ولتاژ، جریان، فاصله نازل تا قطعه کار، سرعت جوشکاری و ضخامت پودر پوششی (محلول استون و اکسید منیزیم در مقیاس نانو منیزیم قطعه کار) مورد استفاده قرار خواهد گرفت. استفاده از روش حداقل مربعات چند گانه، منجر به استخراج معادلات رگرسیون چند گانه حاکم بر متغیر های خروجی به عنوان توابعی از پنج متغیر ورودی ذکر شده می گردد. سپس ضرایب معادله رگرسیون به وسیله ماکزیمم کردن دقت معادله رگرسیون استفاده می شود.

کلمات کلیدی: جوشکاری زیر پودری، معادلات رگرسیون چند گانه، نانو اکسید منیزیم.

مقدمه

در بین روش های معمول جوشکاری، جوشکاری زیر پودری به دلیل مزایای متعدد هم چون کیفیت بالای جوش، جوشکاری با سرعت بالا، جوش با عمل نفوذ بالا و بدون پاشش قطرات مذاب و سطح یکنواخت جای پای خود را در صنایع کشور باز نموده و کاربرد فراوانی در صنایع نفت و گاز، کشتی سازی، مخازن تحت فشار، خطوط لوله های انتقال و غیره پیدا کرده است. از این رو کنترل پارامترهای مؤثر بر هندسه جوش و ایجاد ارتباط بین آنها برای پیش بینی و کنترل هندسه جوش در این فرایند از اهمیت ویژه ای برخوردار است [۱-۳]. این در حالی است که برای کنترل مناسب فرایند، آگاهی از نحوه ارتباط متغیر های جوشکاری با کیفیت جوش امری ضروری است، که کیفیت جوش را می توان با ارتفاع گرده جوش (BH)،

پهنای جوش (BW) و عمق نفوذ جوش (BP)، عرض منطقه متأثر از گرما (HAZ)، سختی منطقه متأثر از گرما و سختی منطقه ذوب شده (MZ)، بررسی نمود. از طرفی هندسه جوش علاوه بر تأثیر روی شکل ظاهری، نقش مهمی در تعیین خواص مکانیکی جوش ایفا می کند. بنابراین انتخاب و کنترل متغیر های جوشکاری برای دستیابی به هندسه جوش بهینه و مناسب از اهمیت بالایی برخوردار است [۴].

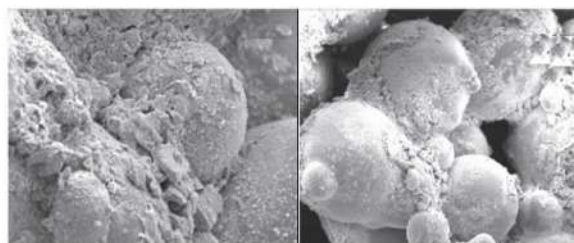
در سال های اخیر انتخاب صحیح پارامترها برای اطمینان از کیفیت مناسب جوش، با هدف کاهش هزینه های تولید و افزایش کیفیت محصولات، اهمیت ویژه ای پیدا کرده است، به عبارت دیگر، دستیابی به جوش با کیفیت مطلوب، مستلزم کنترل کامل متغیر های مؤثر فرایند است [۵و۶].

-سیم جوش

سیم های الکترو جوشکاری زیر پودری فولاد در اندازه های مختلف تولید می شوند ، پوشش نازکی از مس برای بهبود هدایت الکتریکی و بالابردن مقاومت در برابر خوردگی بر روی سیم ایجاد می شود . ترکیب شیمیایی سیم الکترو در ترکیب شیمیایی فلز جوش و خواص مکانیکی و انتخاب نوع الکترو و ترکیب آن به جنس فلز قطعه و نوع پودر وابسته است . ترکیب شیمیایی سیم جوش مصرفی در جدول (۱) گزارش شده و شکل (۱) نمایی از سیم جوش مصرفی را نشان می دهد .

جدول ۱- مشخصات پودر نانو ذرات اکسید منیزیم مصرفی

پودر سفید	شکل ظاهری
۹۹	درصد خلوص
۱۰-۳۰	اندازه ذرات
بیشتر از ۱۵	سطح مقطع ویژه (m/g)
کروی	مورفولوژی
۲۱	ضریب هدایت حرارتی w/mK



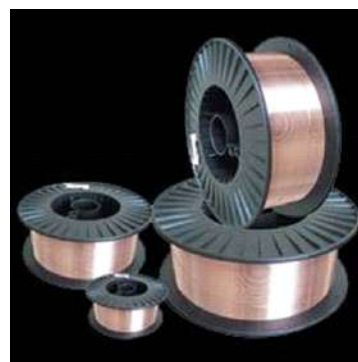
شکل ۱- تصویر میکروسکوپ الکترون عبوری پودر نانو ذرات اکسید منیزیم مصرفی

جدول ۲- ترکیب شیمیایی پودر مصرفی

SiO ₃ + TiO ₂	MgO	CaF ₂
%۳۰	%۵۵	%۵

جدول ۳- ترکیب شیمیایی سیم جوش مصرفی

نوع سیم جوش		درصد وزنی		
AMA Trade Name	DIN/EN	C	Si	Mn
۵۰-۱۲	EN756-S2	۰/۰۴-۰/۰۸	۰/۵-۰/۸	۰/۹-۱/۳



شکل ۲- نمایی از سیم جوش مصرفی

- انتخاب قطعه کار

قطعات از فولاد نرم ۵۲ به ابعاد ۱۵*۵۰*۱۵ میلی متر انتخاب گردید . این انتخاب بر اساس انجام چند آزمایش مقدماتی و با توجه به امکانات موجود در کارگاه جوشکاری ، ضخامت قطعات موجود در بازار و هم چنین عدم ذوب شدن کل ضخامت فلز در حین جوشکاری که منجر به عدم داشتن نفوذ کامل می شود به صورت فوق انتخاب گردید.



شکل ۳- نمایی از تجهیزات آزمایش و مواد مصرفی [۱۸]

- عملیات جوشکاری زیر پودری

برای جوشکاری قطعات از روش جوشکاری روی ورق (Bead-on-pate) استفاده شد. برای انجام جوشکاری از یک سیستم نیمه اتوماتیک استفاده گردید. این سیستم از بخش های مختلف تشکیل شده است که هر کدام از این قسمت ها به طور مختصر در ادامه شرح داده شده است .

- منبع تغذیه جوشکاری

منبع تغذیه جوشکاری که در این دستگاه مورد استفاده قرار گرفت منبع تغذیه Pars Arc 1203T با منحنی مشخصه ولتاژ ثابت بوده است.

- ربات جوشکاری

برای جوشکاری از ربات نیمه اتوماتیک PARS CAT P2310 استفاده شده که خود شامل قسمت های مختلف مانند وایر فیدر ، پانل کنترل پارامترهای ورودی جوشکاری (ولتاژ جریان و سرعت حرکت) مخزن پودر مصرفی و غیره می باشد . نمایی از مجموعه جوشکاری مذکور در شکل (۳) نشان داده شده است .

- آزمایش

برای انجام آزمایش ها پارامترهای جریان (I)، ولتاژمدار باز (V)، فاصله نازل تا قطعه کار (N)، سرعت جوشکاری (S) و پودر اضافه شده (F) به عنوان متغیرهای ورودی در نظر گرفته شده اند. منظور از پودر اضافه شده، پوشش دادن سطح قطعه کار با محلول فرار استون و پودر نانو ذرات اکسید منیزیم می باشد که این پوشش در ضخامت های مختلف در روی سطح قطعه کار کشیده شده است.

انتخاب این متغیرها بر اساس فرایند طوفان ذهنی (Brain Storming) انجام گرفته است. زاویه تورچ ۹۰ درجه و ضخامت قطعه ۱۵ میلی متر در نظر گرفته شده است. حدود متغیرهای ورودی با توجه به اجرای چند آزمایش بر اساس روش کلاسیک یک متغیر در هر زمان (OVAT) و در ضمن تایید کیفیت جوش و بازرسی چشمی جوش بدست آمده است. در نهایت مقدار واقعی متغیرها به مقدار کد شده شان تبدیل شده است. حدود متغیرهای جوشکاری در جدول (۴) آمده است. در روش کلاسیک همه متغیرها به جز یکی ثابت نگه داشته میشوند و اثر متغیر مورد نظر بر خروجی بررسی می گردد.



شکل ۴- نمایی از تجهیزات جوشکاری زیر پودری

$$\text{Coded Value} = \frac{x - (x_{\max} - x_{\min})/2}{(x_{\max} - x_{\min})/4}$$

جدول ۴- متغیرهای جوشکاری و حدودشان

واحد	نماد	کد گذاری				
		۲-	۱-	۰	۱	۲
A	I	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰	۶۵۰	۷۰۰
V	V	۲۴	۲۶	۲۸	۳۰	۳۲
mm	N	۴۰	۴۲/۵	۴۵	۴۷/۵	۴۰
mm/min	S	۳۰۰	۳۵۰	۴۰۰	۴۵۰	۵۰۰
mm	F	۰	۰/۲۵	۰/۵	۰/۷۵	۱
		متغیر ورودی				
		جریان				
		ولتاژ قوس				
		فاصله نازل تا قطعه				
		سرعت جوشکاری				
		ضخامت مواد نانو				

با توجه به تعداد متغیرها ($K=5$) و استفاده از طراحی آزمایش، تعداد 2^{5-1} آزمایش انتخاب شده است. هم چنین با توجه به تعداد متغیرها ($K=5$)، تعداد ۱۰ نقطه ستاره ای (Start Point) نیز به تعداد آزمایش ها اضافه می شود. همانطور که در فصل سوم اشاره شد، آزمایش مربوط به نقطه ستاره ای عبارتست از آزمایشی که فقط یکی از متغیرها در سطح بالا یا پایین و بقیه متغیرها در سطح میانی (صفر) در نظر گرفته می شوند. برای رسیدن به حالت منحنی (Curvature) باید از نقاط میانی نیز استفاده شود به همین منظور تعداد ۶ آزمایش در حالتی که تمام فاکتورها در سطح میانی (صفر - نقطه مرکزی) در نظر گرفته شده اجرا می شود. در حالت کلی ۱۶ آزمایش، آزمایش نقطه ای ستاره و ۶ آزمایش نقطه مرکزی انجام می شود. بنابراین کلاً ۳۲ آزمایش انجام می شود. این طراحی، طراحی مرکب مرکزی چرخش پذیر با پنج متغیر در پنج سطح نام دارد که در جدول (۵) نشان داده شده است.

لازم به ذکر است از روش تصادفی کردن آزمایش ها به منظور کاهش خطاها استفاده شده است. وضعیت جوشکاری DCRP. فلز پایه فولاد نرم St 52 و نوع فلز پر کننده ۵۰-۱۲ و قطر آن 2/4mm

جدول ۵- ماتریس طراحی

No	V	I	N	S	F		No.	V	I	N	S	F
۱	۰	۰	۰	۰	۰		۱۷	۰	۰	۰	۰	۰
۲	۰	۰	۰	-۲	۰		۱۸	-۱	۱	۱	-۱	۱
۳	-۱	۱	-۱	۱	۱		۲۰	۱	۱	۱	۱	۱
۴	-۱	-۱	۱	۱	۱		۲۰	۱	۱	۱	۱	۱
۵	۱	۱	۱	-۱	-۱		۲۱	۱	-۱	-۱	-۱	-۱
۶	۰	۲	۰	۰	۰		۲۲	۱	-۱	۱	-۱	۱
۷	۱	۱	-۱	۱	-۱		۲۳	-۲	۰	۰	۰	۰
۸	۰	۰	-۲	۰	۰		۲۴	۰	۰	۰	۰	۰
۹	-۱	-۱	-۱	-۱	۱		۲۵	۱	-۱	-۱	۱	۱
۱۰	۱	۱	۱	-۱	۱		۲۶	۰	۰	۰	۰	۰
۱۱	-۱	-۱	۱	-۱	-۱		۲۷	-۱	۱	-۱	-۱	-۱
۱۲	۰	۰	۰	۰	۰		۲۸	-۱	۱	۱	۱	-۱
۱۳	۰	۰	۰	۰	-۲		۲۹	۰	۰	۰	۲	۰
۱۴	-۱	-۱	-۱	۱	-۱		۳۰	۲	۰	۰	۰	۰
۱۵	۱	-۱	۱	۱	-۱		۳۱	۰	۰	۲	۰	۰
۱۶	۰	۰	۰	۰	۰		۳۲	۰	-۲	۰	۰	۰

انتخاب شد. پس از آماده کردن مجموعه اقدام به جوشکاری بر روی قطعات گردید.

پس از اتمام جوشکاری، قطعات بوسیله دستگاه وایر کات در راستای عمود بر خط جوش به فاصله ۷۰ mm از لبه بریده شدند. سطح مقطع برش خورده ابتدا سمباده زنی به وسیله سمباده های ۸۰ تا ۵۰۰۰ آماده سازی شد و سپس بوسیله پارچه پولیش داده شدند. سپس سطح مقطع قطعات به وسیله محلول ۲٪ نایتال به مدت یک دقیقه ماکرواچ گردید. شمایی از مجموعه به کار رفته برای برش، سمباده زنی، پولیش زنی و قطعه کار آماده شده به ترتیب در شکل (۵ الی ۸)، آورده شده است.



شکل ۵- دستگاه سمباده زنی



شکل ۶- دستگاه پولیش زنی



شکل ۷- قطعه کارهای آماده شده

- اندازه گیری هندسه جوش و متغیرهای خروجی دیگر
پس از آماده شدن قطعات، ابعاد هندسه جوش شامل نفوذ جوش، ارتفاع گرده جوش و پهنای جوش، و هم چنین درجه رقت و عرض منطقه متأثر از گرما بوسیله میکروسکوپ Olympus مدل PME3 اندازه گیری شد. شمایی از این میکروسکوپ در شکل (۸) نشان داده شده است.



شکل ۸- میکروسکوپ مورد استفاده

- سختی سنجی
سختی منطقه متأثر از گرما و منطقه ذوب شده به کمک دستگاه سختی سنجی (INSTRONWOLPERT) به روش ویکرز و با نیروی ۲۰ کیلو نیوتن از هر قطعه در ۹ نقطه نمونه اندازه گیری شد. شمایی از دستگاه اندازه گیری سختی در شکل (۹) نشان داده شده است. نهایتاً خروجی های حاصل از ۳۲ آزمایش در جدول (۶) جمع آوری گردید. لازم به ذکر است که واحد اندازه های نفوذ جوش، ارتفاع گرده جوش، پهنای جوش و عرض منطقه متأثر از گرما بر حسب میلی متر، واحد اندازه گیری سختی، ویکرز و درجه رقت نیز بدون واحد می باشد.



شکل ۹- دستگاه سختی سنجی

- مدلسازی با استفاده از روش رگرسیون چندگانه غیر خطی
در این روش ابتدا یک مدل به فرم معادله زیر با پنج پارامتر ورودی

جدول ۶- مقادیر تجربی متغیرهای خروجی برای جوشکاری زیر پودری در حضور نانو ذرات اکسید منیزیم

	Penetration (mm)	Width (mm)	Height (mm)	Dilution	Width of HAZ (mm)	Hardness of HAZ (VHN)	Hardness of MZ (VHN)
۱	۴,۹۶	۲۰,۳۹	۳,۴۳	۵۷,۰۳	۱,۴۲۲	۱۹۶	۲۰۰
۲	۵,۰۸	۲۳,۸۳	۳,۸۵	۵۴,۷۶	۱,۴۹۸۸	۱۸۸	۱۹۵
۳	۵,۲۵	۲۱,۰۷	۴,۴۵	۵۴,۹۰	۱,۸۴۰۹	۲۱۳	۱۹۸
۴	۲,۹۰	۱۶,۵۵	۴,۱۰	۵۵,۹۵	۰,۹۹۵۹	۲۱۹	۲۱۹
۵	۵,۷۳	۲۷,۵۳	۳,۷۱	۵۳,۶۲	۱,۳۷۸۵	۱۸۷	۱۹۸
۶	۷,۳۶	۲۵,۱۲	۳,۷۰	۶۰,۱۴	۱,۶۳۹۲	۱۸۳	۱۹۳
۷	۴,۷	۲۳,۳۴	۳,۸۰	۴۸,۲۰	۱,۹۹۸	۲۰۸	۱۹۴
۸	۳,۶۳	۲۱,۸۸	۳,۹	۵۶,۴۸	۲,۳۲۱۸	۲۱۲	۱۹۸
۹	۵,۲۵	۱۵,۲۹	۴,۶۰	۵۱,۸۱	۱,۴۰۰۷	۱۹۹	۲۰۶
۱۰	۵,۵۵	۲۶,۷۰	۳,۱۰	۵۸,۹۵	۱,۶۸۱۲	۱۸۲	۱۸۲
۱۱	۳,۸۴	۲۱,۵۵	۳,۲۹	۵۰,۲۵	۱,۹۰۵۲	۱۹۶	۲۰۸
۱۲	۵,۱۲	۲۲,۱۹	۳,۴۵	۵۶,۵۶	۱,۳۳۶۳	۲۰۰	۲۰۵
۱۳	۴,۹۹	۲۲,۴۶	۳,۴۶	۵۷,۳۲	۱,۵۹۵۴	۱۹۳	۲۱۸
۱۴	۲,۹۶	۱۹,۹۹	۲,۹۰	۵۰,۴۰	۲,۰۷۶۴	۱۹۲	۲۰۸
۱۵	۳,۹۵	۲۲,۴۸	۲,۵۵	۶۱,۸۲	۱,۰۷۵۸	۲۰۴	۲۳۲
۱۶	۵,۱۹	۲۲,۳۲	۳,۴۵	۵۹,۰۷	۱,۲۷۸۷	۱۹۲	۱۹۳
۱۷	۴,۶۳	۲۱,۲۲	۳,۶۵	۵۴,۷۴	۱,۶۵۰۹	۱۹۵	۲۰۳
۱۸	۵,۹۴	۲۱,۱۶	۳,۰۹	۵۹,۹۸	۱,۳۳۱۱	۱۸۸	۱۹۶
۱۹	۵,۶۸	۲۰,۰۸	۳,۱۹	۶۰,۴۷	۱,۶۴۶۶	۱۹۷	۲۲۶
۲۰	۶,۴۸	۱۷,۸۱	۳,۶۵	۵۹,۶۰	۱,۷۶۲۳	۲۰۸	۲۰۷
۲۱	۴,۴۱	۲۳,۶۳	۲,۹۸	۶۳,۱۳	۱,۳۲۶۵	۲۲۸	۲۴۶
۲۲	۴,۴۵	۲۴,۹۴	۲,۷۵	۵۹,۰۷	۱,۲۷۵۲	۱۹۴	۱۹۶
۲۳	۴,۵۶	۱۹,۲۳	۳,۹۵	۵۲,۸۱	۱,۲۶۳۱	۲۱۰	۲۱۶
۲۴	۴,۴۷	۲۳,۲۳	۳,۴۹	۵۵,۴۷	۱,۲۰۴۹	۱۹۸	۲۰۴
۲۵	۳,۰۲	۲۰,۱۳	۲,۶۳	۵۶,۸۹	۱,۹۰۳۲	۲۰۰	۱۹۳
۲۶	۴,۵۹	۲۱,۷۵	۳,۴۸	۵۷,۵۳	۱,۵۲۵۱	۱۹۸	۲۰۱
۲۷	۵,۲۴	۲۴,۹۴	۳,۶۷	۵۳,۰۱	۱,۹۲۸۹	۱۹۶	۱۹۳
۲۸	۷,۸۵	۱۹,۶۹	۴,۲۰	۵۹,۶۸	۱,۶۹۷۱	۱۸۲	۲۰۲
۲۹	۳,۱۲	۱۹,۶۹	۳,۲۲	۵۶,۶۵	۱,۸۴۰۵	۲۰۰	۲۰۹
۳۰	۳,۵۷	۲۳,۷۹	۳,۱۴	۵۳,۵۷	۱,۶۰۲	۲۰۲	۲۰۶
۳۱	۴,۲۴	۲۰,۷۶	۳,۲۵	۵۵,۳۶	۰,۹۵۱۳	۲۱۴	۲۲۸
۳۲	۲,۹۱	۱۹,۳۹	۲,۹۸	۵۲,۵۶	۰,۹۸۸۳	۲۰۶	۲۲۲

(k=5) در نظر گرفته می شود . سپس با استفاده از روش حداقل مربعات ضرایب چند جمله ای محاسبه می شود . در این تحقیق این محاسبات توسط نرم افزار **Matlab Release 14.1** صورت گرفته است که می توان نمودارهای مربوط به اثرات اصلی و اندر کنش را نیز مشاهده کرد .

$$E(Y) = \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \beta_3 X_3 + \beta_4 X_4 + \beta_{11} X_1^2 + \beta_{22} X_2^2 + \beta_{33} X_3^2 + \beta_{44} X_4^2 + \beta_{55} X_5^2 + \beta_{12} X_1 X_2 + \beta_{13} X_1 X_3 + \beta_{14} X_1 X_4 + \beta_{15} X_1 X_5 + \beta_{23} X_2 X_3 + \beta_{24} X_2 X_4 + \beta_{25} X_2 X_5 + \beta_{34} X_3 X_4 + \beta_{35} X_3 X_5 + \beta_{45} X_4 X_5$$

در این مقاله $X_1 = V$ ، $X_2 = I$ ، $X_3 = N$ ، $X_4 = S$ ، $X_5 = F$ می باشد .

محدوده قابل اطمینان در این تحقیق ۱۰ درصد می باشد . بنابراین کلیه متغیرهایی که در آنالیز واریانس مقدار **P-Value** بیشتر از ۰/۱ دارند ، اهمیت خاصی در محاسبات ندارند و بترتیب باید از بزرگ به کوچک حذف شوند. با حذف کردن این متغیرها از معادله رگرسیون چندگانه غیر خطی مشاهده می شود که **R²adj** که معرف دقت معادله رگرسیون چندگانه غیر خطی است افزایش می یابد . عمل حذف کردن تا جایی صورت می پذیرد که تغییری در **R²adj** ایجاد نشود . از این مرحله به بعد با حذف متغیرهای باقیمانده دقت معادله افت می کند . البته مقادیر **R²adj** و **R²** نیز باید به یکدیگر نزدیک باشند .

یکی از فاکتورهای مهم در تعیین معادله رگرسیون چندگانه غیر خطی مقدار **R²adj** می باشد . هر چقدر این عدد به یک نزدیک تر باشد دقت معادله بالاتر است . در این بخش سعی می شود با استفاده از ماکزیمم کردن **R²adj** ضرایب معادله رگرسیون چندگانه غیر خطی را حساب کنیم . بصورت زیر تعریف می شود :

$$R^2_{adj} = 1 - \frac{VARE}{VART}$$

که در آن :

$$VAR_E = SS_{Err} / (n - k - 1)$$

$$VAR_T = SS_{Tot} / (n - 1)$$

$$SS_{Tot} = \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2$$

$$SS_{Err} = \sum_{i=1}^n (y_i - \hat{f}_i)^2$$

$$\bar{y} = 1/n \sum_{i=1}^n y_i$$

$$f(w, v, n, s, g, \bar{d}) = a_1 w + a_2 v + a_3 N + a_4 S + a_5 G + a_6 W^2 + a_7 V^2 + a_8 N^2 + a_9 S^2 + a_{10} G^2 + a_{11} WV + a_{12} WN + a_{13} WS + a_{14} WG + a_{15} VN + a_{16} VS + a_{17} VG + a_{18} NS + a_{19} NG + a_{20} SG + a_{21}$$

$$n = 32$$

$$k = 5$$

مقدار متغیر خروجی اندازه گیری شده و از طریق آزمایش **y_i** مقدار تابع رگرسیون چند گانه غیر خطی متناظر با شرایط آزمایش نام: **f_i** همانطور که ملاحظه می گردد تابع **f**، ضریب مجهول دارد که از طریق ماکزیمم کردن **R²adj** می توان ، ضرایب را بدست آورد .

نفوذ جوش

- مدلسازی نفوذ جوش با استفاده از رگرسیون چندگانه غیر خطی

در جدول (۷) مقدار تجربی ، مقدار پیش بینی شده نفوذ جوش و خطای روش رگرسیون چند گانه غیر خطی و در جدول (۸) مقادیر حداقل و حداکثر و میانگین خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی برای نفوذ جوش آورده شده است .

در شکل های (۱۰ و ۱۱) به ترتیب نمودار اثرات اصلی پارامترهای ورودی بر نفوذ جوش ، اندر کنش پارامترهای ورودی جوشکاری ، نمودار مقادیر تجربی نفوذ جوش بر حسب مقادیر پیش بینی شده ، نمودار سنجش مقادیر تجربی و پیش بینی شده ، نمودار باقیمانده ها ، نمودارهای رویه اثرات اندر کنش و حـدفاصل اثرات اندرکنش پارامترهای ورودی بر نفوذ جوش آورده شده است .

$$Pen = 4.75 - 0.155 V + 1.00 I + 0.216 N - 0.334 S + 0.0975 F - 0.137 VV + 0.130 II - 0.170 NN - 0.128 SS + 0.280 FF - 0.219 VI + 0.310 IN + 0.384 IS + 0.309 NS - 0.260 NF - 0.286 SF$$

$$R^2_{adj} = 88.6 \%$$

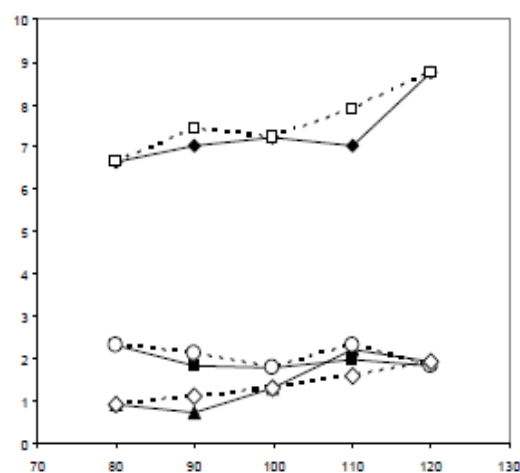
جدول ۷- مقدار تجربی ، مقدار پیش بینی شده و خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی در مدلسازی نفوذ جوش

NO.	Exp.	Predicted	Error %
۱	4.78	4.7509	0.608786611
۲	5.08	4.9056	3.433070866
۳	5.25	5.38895	2.646666667
۴	2.9	2.70801	6.620344828
۵	5.73	5.39895	5.777486911
۶	7.36	7.27726	1.124184783
۷	4.7	4.49895	4.277659574
۸	3.63	3.6406	0.292011019
۹	5.25	5.42469	3.327428571
۱۰	5.55	5.73209	3.280900901
۱۱	3.84	3.85155	0.30078125
۱۲	5.12	4.7509	7.208984375
۱۳	4.99	5.67726	13.77274549
۱۴	2.96	2.65635	10.25844595
۱۵	3.95	3.73281	5.498481013
۱۶	5.19	4.7509	8.460500963

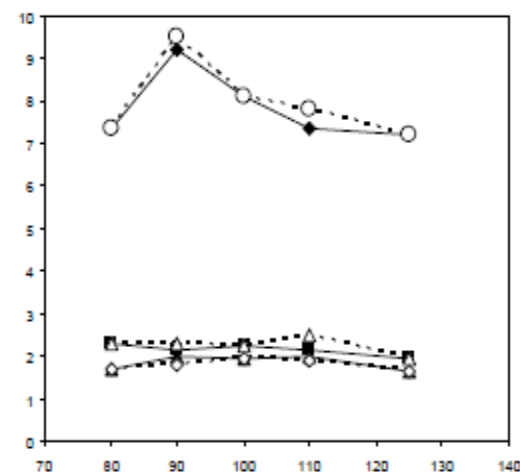
NO .	Exp .	Predicted	Error %
17	4.63	4.7509	2.611231102
18	5.94	6.39375	7.638888888
19	6.48	6.06726	6.369444444
20	5.68	5.79061	1.947359155
21	4.41	4.26469	3.295011338
22	4.45	4.22635	5.025842697
23	4.56	4.51226	1.046929825
24	4.47	4.7509	6.284116331
25	3.02	2.92635	3.100993377
26	4.59	4.7509	3.505446623
27	5.24	5.19209	0.914312977
28	7.85	7.43541	5.281401274
29	3.12	3.56892	14.038846154
30	3.57	3.89226	9.026890756
31	4.24	4.50392	6.224528302
32	2.91	3.26726	12.27697595

جدول ۸- مقادیر حداقل، حداکثر و میانگین خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی برای نفوذ جوش

Min Error %	Max Error%	Average Error%
0.292011019	14.38846154	5.182072323



شکل ۱۰- اثرات اصلی پارامترهای جوشکاری بر نفوذ جوش



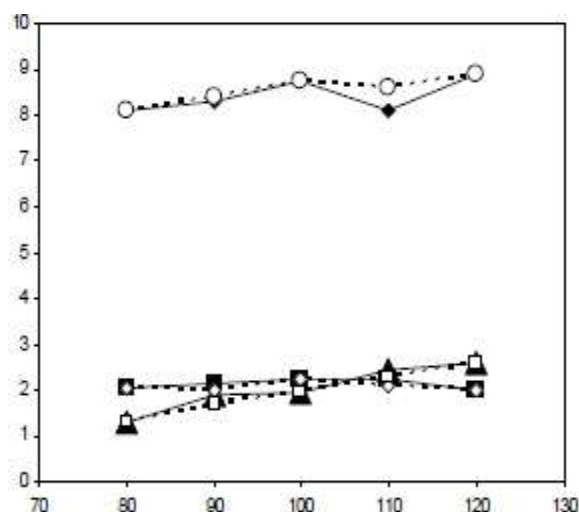
شکل ۱۱- اثرات اندرکنش پارامترهای جوشکاری بر نفوذ جوش

جدول ۹- مقدار تجربی، مقدار پیش بینی شده و خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی در مدلسازی ارتفاع گرده جوش

NO.	Exp.	Predicted	Error %
1	3.53	3.535	0.141643059
2	3.85	3.655	5.064935065
3	4.45	4.32041	2.912134831
4	4.1	3.91375	4.542682927
5	3.71	3.70541	0.123719677
6	3.7	3.81498	3.107567568
7	3.8	3.91291	2.971315789
8	3.9	3.68	5.641025641
9	4.6	4.67125	1.548913043
10	3.1	3.20457	3.373225806
11	3.29	3.30709	0.519452888
12	3.45	3.535	2.463768116
13	3.46	3.36834	2.649132948
14	2.9	2.83959	2.083103448
15	2.55	2.65125	3.970588235
16	3.45	3.535	2.463768116
17	3.65	3.535	3.150684932
18	3.9	3.80291	2.489487179
19	3.65	3.70166	1.415342466
20	3.19	3.12207	2.129467085
21	2.98	3.09875	3.984899329
22	2.75	2.84291	3.378545455
23	3.95	4.20334	6.413670886
24	3.49	3.535	1.289398281
25	2.63	2.68541	2.106844106
26	3.48	3.535	1.58045977
27	3.67	3.74375	2.009536785
28	4.2	3.97125	5.446428571
29	3.22	3.415	6.055900621
30	3.14	2.86666	8.705095541
31	3.25	3.39	4.307692308
32	2.98	2.87166	3.63557047

جدول ۱۰- مقادیر حداقل، حداکثر و میانگین خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی برای ارتفاع گرده جوش

Min Error %	Max Error%	Average Error%
0.123719677	8.705095541	3.177375029



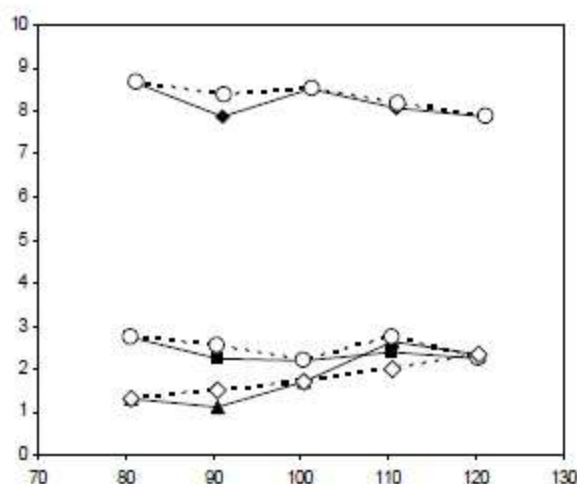
شکل ۱۲- اثرات اصلی پارامترهای جوشکاری بر پهنای جوش

ارتفاع گرده جوش -مدلسازی ارتفاع گرده جوش با استفاده از رگرسیون چندگانه غیر خطی

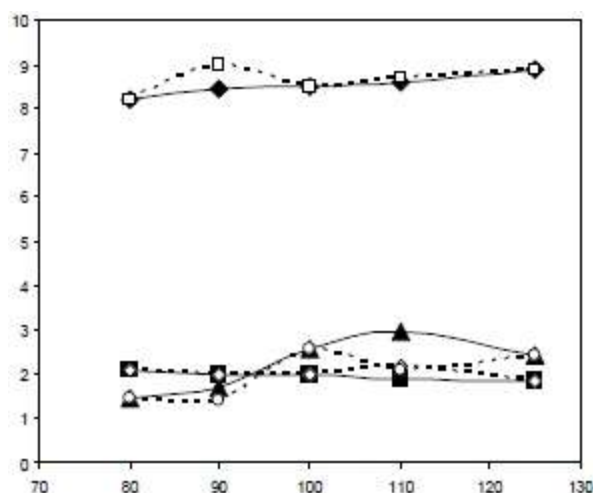
در جدول (۹) مقدار تجربی، مقدار پیش بینی شده ارتفاع گرده جوش و خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی و در جدول (۱۰) مقادیر حداقل، حداکثر و میانگین خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی برای پهنای جوش آورده شده است.

$$\text{Beadheight} = 3.54 - 0.334 V + 0.236 I - 0.0725 N - 0.0600 S + 0.0833 F - 0.0479 H + 0.0975 VI - 0.273 VF + 0.169 IS - 0.194 IF + 0.0600 NS - 0.0775 NF$$

$$R^2_{adj} = 87.3 \%$$



شکل ۱۵- اثرات اندرکنش پارامترهای جوشکاری بر عرض منطقه متأثر از گرما



شکل ۱۳- اثرات اندرکنش پارامترهای جوشکاری بر پهنای جوش

جدول ۱۱- مقدار تجربی، مقدار پیش بینی شده و خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی درمدلسازی عرض منطقه متأثر از گرما

NO.	Exp.	Predicted	Error %
1	1.442	1.3900	3.606103
2	1.4988	1.5240	1.681345
3	1.8409	1.8644	1.27655
4	0.9959	0.9144	8.183553
5	1.3785	1.3370	3.010519
6	1.6392	1.6280	0.68326
7	1.998	2.1486	7.537538
8	2.3218	2.0976	9.65613
9	1.4007	1.4444	3.119869
10	1.6812	1.8236	8.47014
11	1.9052	1.6498	13.40542
12	1.3363	1.3900	4.018559
13	1.5954	1.7554	10.02883
14	2.0764	2.0518	1.184743
15	1.0758	1.0226	4.945157
16	1.2787	1.3900	8.704153
17	1.6509	1.3900	15.8035
18	1.3311	1.2824	3.658628
19	1.7623	1.5926	9.629461
20	1.6466	1.7032	3.437386
21	1.3265	1.3230	0.263852
22	1.2752	1.3656	7.089084
23	1.2631	1.3900	10.04671
24	1.2049	1.3900	15.36227
25	1.9032	1.9972	4.93905
26	1.5251	1.3900	8.858436
27	1.9289	1.9318	0.150345
28	1.6971	1.5818	6.793943
29	1.8405	1.8056	1.896224
30	1.602	1.3900	13.23346
31	0.9513	1.1656	22.52707
32	0.9883	1.1520	16.5638

عرض منطقه متأثر از گرما

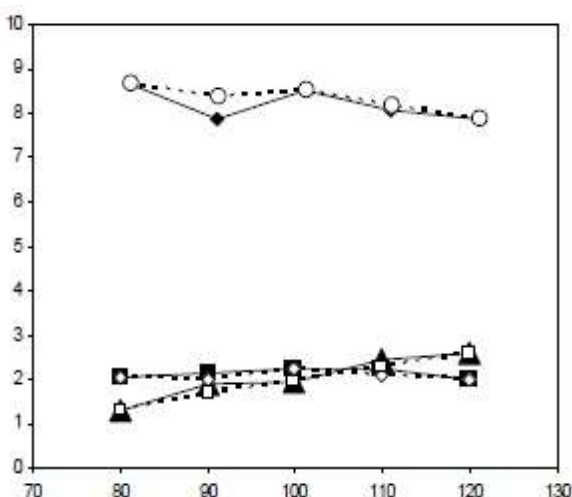
-مدلسازی عرض منطقه متأثر از گرما با استفاده از رگرسیون

چندگانه غیر خطی

در جدول (۱۱) مقدار تجربی، مقدار پیش بینی شده عرض منطقه متأثر از گرما و خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی و در جدول (۱۲) مقادیر حداقل، حداکثر و میانگین خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی برای عرض منطقه متأثر از گرما آورده شده است.

$$\text{HAZ Width (mm)} = 2.42 + 0.0725 V + 0.111 I - 0.0358 N - 0.150 S - 0.0492 F - 0.0232 NN + 0.0575 VI + 0.0325 VN - 0.104 VS + 0.0725 VF + 0.0875 IN - 0.154 IS + 0.0550 IF + 0.0575 NF + 0.0863 SF$$

$$R^2_{\text{adj}} = 83.4 \%$$



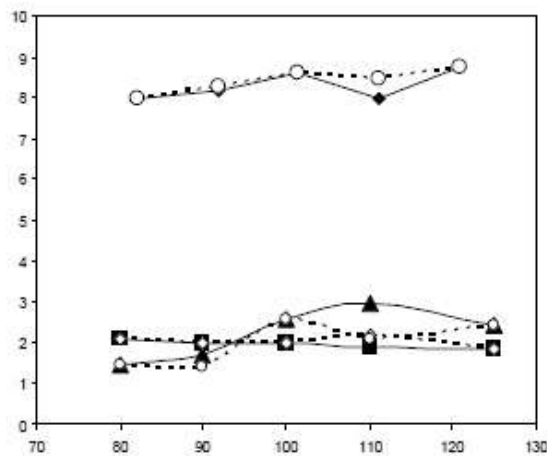
شکل ۱۴- اثرات اصلی پارامترهای جوشکاری بر عرض منطقه متأثر از گرما

جدول ۱۲- مقادیر حداقل ، حداکثر و میانگین خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی برای عرض منطقه متاثر از گرما

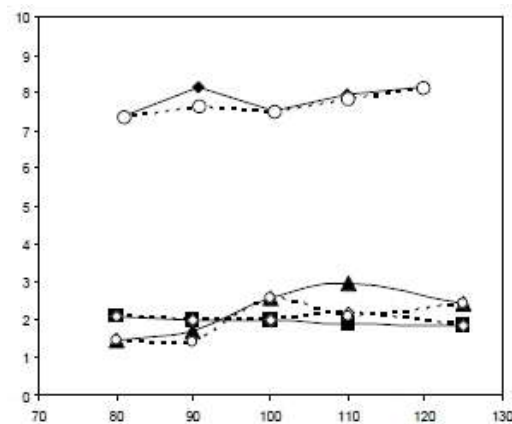
Min Error %	Max Error%	Average Error%
0.032124352	4.727979275	1.408160242

جدول ۱۴- مقادیر حداقل ، حداکثر و میانگین خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی برای سختی منطقه ذوب شده

Min Error %	Max Error%	Average Error%
0.032124352	4.727979275	1.408160242



شکل ۱۶- اثرات اصلی پارامترهای جوشکاری بر سختی منطقه ذوب شده



شکل ۱۷- اثرات اندرکنش پارامترهای جوشکاری بر سختی منطقه ذوب شده

نتیجه گیری و پیشنهادات

برای مدلسازی تاثیر ورودی های فرایند بر خروجی ها از روش های مختلف استفاده شد و اولین روش رگرسیون چندگانه غیر خطی بود و ضرایب معادله رگرسیونی با استفاده از روش حداقل مربعات بدست آمد. نتایج رگرسیون با خروجی های آزمایشگاهی مقایسه گردید. هم چنین از روش جوشکاری زیر پودری می توان جهت روکش کاری نیز استفاده کرد. در قسمت مدلسازی نیز میتوان از مدلسازی های پیشرفته تر نظیر منطق فازی و ANFIS که ترکیبی از مدل سازی فازی و شبکه های عصبی است استفاده کرد. خروجی منطق فازی مطابقت بسیار خوبی با نتایج آزمایش ها دارد و خطای آن نسبت به روش رگرسیون بسیار کمتر است. بنابراین روش مناسبی برای

سختی منطقه ذوب شده

-مدلسازی سختی منطقه ذوب شده با استفاده از رگرسیون چندگانه غیر خطی

در جدول (۱۳) مقدار تجربی ، مقدار پیش بینی شده سختی منطقه ذوب شده و خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی و در جدول (۱۴) مقادیر حداقل ، حداکثر و میانگین خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی برای سختی منطقه ذوب شده آورده شده است. در شکل های (۱۶ و ۱۷) به ترتیب نمودار اثرات اصلی پارامترهای ورودی بر سختی منطقه ذوب شده ، اندرکنش پارامترهای ورودی جوشکاری نمودار مقادیر تجربی سختی منطقه ذوب شده بر حسب مقادیر پیش بینی شده ، نمودار سنجش مقادیر تجربی و پیش بینی شده ، نمودار باقی مانده ها ، نمودارهای رویه اثرات اندرکنش و حداقل اثرات اندرکنش پارامترهای ورودی بر سختی منطقه ذوب شده آورده شده است .

$$\text{Meltedzone Hardness} = 202 - 7.37 I + 4.88 N + 3.12 S - 3.62 F + 1.50 VV + 2.00 NN + 1.88 FF - 5.06 VF + 3.31 IN + 3.44 IS + 5.94 IF + 7.19 NS + 3.69 NF + 4.06 SF$$

$$R^2_{adj} = 84.6 \%$$

جدول ۱۳- مقدار تجربی ، مقدار پیش بینی شده و خطای روش رگرسیون چندگانه غیر خطی درمدلسازی سختی منطقه ذوب شده

NO.	Exp.	Predicted	Error %
1	202	202.125	0.061881188
2	195	195.875	0.448717949
3	198	199.064	0.537373737
4	219	226.564	3.453881279
5	198	197.688	0.157575758
6	193	187.375	2.914507772
7	194	193.69	0.159793814
8	198	200.375	1.199494949
9	206	208.562	1.24368932
10	182	182.06	0.032967033
11	208	214.438	3.095192308
12	205	202.125	1.402439024
13	218	216.875	0.516055046
14	208	209.936	0.930769231
15	232	230.186	0.781896552
16	193	202.125	4.727979275
17	203	202.125	0.431034483
18	196	201.562	2.837755102
19	207	202.375	2.234299517
20	226	227.062	0.469911504
21	246	243.188	1.143089431
22	196	194.564	0.732653061
23	216	208.125	3.645833333
24	204	202.125	0.919117647
25	193	191.562	0.74507772
26	201	202.125	0.559701493
27	193	192.938	0.032124352
28	202	206.936	2.443564356
29	209	208.375	0.299043062
30	206	208.125	1.031553398
31	228	219.875	3.563596491
32	222	216.875	2.308558559

داد و تاثیر نانو ذرات اکسید منیزیم را نیز بر ریز ساختار و خواص مکانیکی جوش مشاهده نمود.

پی نوشت

سازمان صنعت معدن و تجارت استان چهارمحال و بختیاری

مدلسازی فرایند می باشد. در بخش بهینه سازی از الگوریتم های تکاملی دیگر نظیر الگوریتم رقابت استعماری، کلونی مورچه ها و الگوریتم زنبور عسل استفاده کرد. در قسمت ریز ساختار نیز می توان ساختار هر یک از بخش های جوش مورد بررسی تخصصی فازی قرار

تأثیر عملیات حرارتی پس گرم بر رفتار خوردگی نواحی مختلف اتصالات جوشی آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی

علیرضا نصر اصفهانی، عبدالرضا سلطانی پور، خسرو فرمنش - علی قاسمی

چکیده

یکی از مشکلات جوشکاری ذوبی آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V جذب گازهای اکسیژن، نیتروژن و هیدروژن و تشکیل ترکیبات و ریزساختارهای نامناسبی است که می تواند خواص مکانیکی و رفتار خوردگی این آلیاژ را تحت تأثیر قرار دهد. در صورتی که از فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی استفاده شود، می توان از جذب گازها جلوگیری کرده و با کنترل ریزساختار، خواص مکانیکی مناسب تری بدست آورد. در این تحقیق از فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی جهت اتصال لب به لب ورقهای سه میلی متری آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V استفاده شد. آنگاه جوش های حاصل از شرایط بهینه در دمای ۹۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱ ساعت در محیط گاز خنثی تحت عملیات حرارتی نرماله قرار گرفته و پس از آن ریزساختار نواحی مختلف جوش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM)، آنالیز عنصری با روش EDS، آنالیز فازی با روش XRD و رفتار خوردگی آنها با استفاده از پتانسیواستات و در محلول ۵ درصد اسید کلریدریک مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل از انجام عملیات حرارتی پس از جوشکاری نیز نشان داد که این عملیات تأثیر به سزایی در افزایش پتانسیل و نزدیک کردن سرعت خوردگی نواحی مختلف جوش داشته است. به طوری که اگر سرعت خوردگی ناحیه انتقال قبل از عملیات حرارتی حدود ۳/۵ برابر ناحیه اغتشاش و ۱۰ برابر فلز پایه باشد؛ این اختلاف بعد از عملیات حرارتی کمتر از ۲/۵ برابر ناحیه اغتشاش و ۴ برابر فلز پایه خواهد بود. این عملیات تأثیر چندانی در کاهش اختلاف سرعت خوردگی در سرعت های پیشروی متفاوت نداشته و اختلاف کمترین و بیشترین سرعت خوردگی بعد از عملیات حرارتی برای سرعت های پیشروی گوناگون حدود دو برابر شده است. در مجموع می توان گفت عملیات حرارتی پس از جوش اختلاف سرعت خوردگی در نواحی مختلف جوش را کم کرده است، ولی تغییری در سرعت خوردگی جوش های به دست آمده در سرعت های پیشروی متفاوت به وجود نیاورده است.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V، ریز ساختار، ریزسختی.

مقدمه

در جوشکاری ذوبی تیتانیوم Ti-6Al-4V مجموعه ای از معایب شامل ناپیوستگی های ساختاری، رشد همبافته و دانه های درشت

بتا، جذب اکسیژن، نیتروژن و هیدروژن و نیز حفره دار شدن بوجود می آید که موجب شده است بجای آن از جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی استفاده شود. با توجه به اینکه در فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی ماده تحت عملیات ترمومکانیکی قرار می گیرد، لذا ریز ساختار و پیوستگی ماده تغییر کرده و خواص خوردگی آن بطور مؤثر تحت تأثیر قرار می گیرد. وجود یک لایه چسبنده، سخت، پایدار و غیر فعال از اکسید تیتانیوم (TiO₂) بر روی سطح تیتانیوم موجب شده است این آلیاژ به عنوان یک انتخاب بسیار خوب برای محیط های خورنده مطرح باشد. ساختارهای سوزنی در تیتانیوم خالص تجاری دارای رفتار خوردگی ضعیفی می باشد.

زیاد بودن جدایش عناصر آلیاژی در ساختار ویدمن اشتاتن در آلیاژ Ti-6Al-2Sn-4Zr نیز موجب کم شدن پتانسیل حفره دار شدن در محلول NaBr می شود. همچنین آلیاژ Ti-5Ta-1.8Nb با ساختار کروی بتا همراه با زمینه آلفای هم محور دارای مقاومت به خوردگی بهتری نسبت به ساختار لایه ای در اسید نیتریک جوشان است. ابوشهاب رفتار خوردگی آلیاژ Ti-6Al-4V را در محلول نمک طعام (NaCl) با غلظت های مختلف مورد بررسی قرار داد [۱]. او افزایش پتانسیل مدار باز (OCP) را به تشکیل لایه اکسیدی تیتانیوم (TiO₂)، اکسید آلومینیوم (Al₂O₃) و اکسیدهای وانادیم (V-Oxides) ارتباط داد. زوئیلی [۲] و متیکو [۳] بر روی مکانیزم روئین شدن لایه اکسید تیتانیوم کار کرده اند. نتایج حاصله نشان داد که لایه روئین سطحی شامل TiO₂ به همراه مقادیر کم اکسید آلومینیوم و وانادیم است [۲]. اکسید وانادیم بیشتر بر روی فاز غنی از وانادیم یعنی فاز β تشکیل می شود. این در حالی است که به نظر می رسد پایداری این اکسید نسبت به اکسید تیتانیومی که بر روی فاز α تشکیل می شود، کمتر است [۳].

از طرفی متیکو و همکاران علت ضعیف بودن رفتار خوردگی آلیاژ Ti-6Al-4V را وجود جاهای خالی آنیون ها در لایه روئین دانسته اند. چرا که غنی سازی فاز β با نیوبیوم (Nb) و تانتالوم (Ta) باعث زیادتیر شدن مقاومت به خوردگی و روئین شدن آن در مقایسه با فاز غنی از وانادیم می شود. این بهبود رفتاری ناشی از پر شدن جاهای خالی آنیون ها در شبکه کریستالی اکسید تیتانیوم است [۳]. یوشکوه مهمترین عوامل مؤثر بر خوردگی را وجود یون کلر، زیاد بودن دما و اسیدیته محیط دانسته است [۴]. به طوری که اگر pH محیط در محدوده قلیایی قرار گیرد، خوردگی شیباری و حفره ای به وجود می آید. به این ترتیب علی رغم آنکه آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V مقاومت خوردگی بسیار خوبی از خود نشان

ریزساختاری و آنالیز عنصری نیز از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) مجهز به طیف نگار تفکیک انرژی (EDS) استفاده شد.

نتایج و بحث

- تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار

اندازه دانه های بتای اولیه، محصولات استحاله و عملیات حرارتی پس از جوشکاری از جمله عواملی هستند که خواص مکانیکی و شیمیایی جوش را تحت تأثیر خود قرار می دهند. لذا با استفاده از عملیات حرارتی می توان نسبت به اصلاح این خواص اقدام نمود.

شکل (۲) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نواحی اغتشاش، ترمومکانیکال، متأثر از حرارت و فلز پایه را پس از عملیات حرارتی نشان می دهد. همان گونه که در این تصاویر ملاحظه می شود، ریزساختار فلز پایه در هر دو حالت قبل و بعد از عملیات حرارتی شامل جزیره هایی از فاز بتا در زمینه آلفا می باشد. ولی ریز ساختار نواحی ترمومکانیکال و متأثر از حرارت کاملاً عوض شده و از حالت لایه ای و سوزنی شکل به لایه های نسبتاً ضخیم آلفا-بتا تبدیل شده است. این لایه های آلفا-بتا در درون دانه های نسبتاً درشت بتای اولیه شکل گرفته است. در اینجا عملیات حرارتی صرفاً بر روی رشد جزیره ها و افزایش فاصله بین آنها تأثیر گذار بوده است. به طوری که قبل از عملیات حرارتی اندازه دانه حدود ۲ میکرومتر و بعد از آن بیشتر از ۵ میکرومتر شده است (شکل ۲-الف و ب).

این در حالی است که ریز ساختار ناحیه اغتشاش قبل و بعد از عملیات حرارتی بطور کلی عوض شده است. در واقع فازهای آلفا/بتا که قبل از عملیات حرارتی در ناحیه اغتشاش به شکل لایه ای بوده است، بعد از آن به صورت جزیره های آلفا/بتا در آمده است (شکل ۲-ج و چ).

این زیادتیر بودن انرژی داخلی ناحیه اغتشاش را در مقایسه با فلز پایه نشان می دهد. چرا که وقتی هر دو ناحیه در شرایط یکسان گرمایی قرار گرفته اند، این ریزساختار لایه ای ناحیه اغتشاش بوده است که برای به حداقل رسیدن سطح انرژی داخلی، از حالت تخت خارج و به تکه های نسبتاً گرد در آمده است. به عبارت دیگر انرژی داخلی سیستم با کاهش میزان سطح در واحد حجم، کاهش یافته و لایه های تخت به جزیره های نسبتاً گرد تبدیل شده است. ولی در فلز پایه ریخت فاز بتا تغییر چندانی نداشته و صرفاً مقداری بزرگ تر شده است. تفاوت فلز پایه و ناحیه اغتشاش بعد از عملیات حرارتی در اندازه جزیره های آلفا/بتا می باشد.

به طوری که فلز پایه دارای جزیره های بزرگ تر با فاصله بیشتری نسبت به ناحیه اغتشاش می باشد. ریز ساختار هر دو ناحیه ترمومکانیکال و متأثر از حرارت نیز به شکل لایه های آلفا/بتا در آمده اند. در این دو ناحیه اثری از فازهای سوزنی شکل دیده نشده و هر دو ناحیه شامل دانه های نسبتاً درشت فاز بتای اولیه می باشد که به کلونی های آلفا/بتا تبدیل شده است (شکل ۲-ح تا ذ). این لایه های آلفا/بتا در درون دانه های نسبتاً درشت بتای اولیه به وجود آمده

می دهد، ولی همین آلیاژ در برابر آب دریا به واسطه وجود یون کلر مقاومت کمتری داشته و آب دریا می تواند موجب به وجود آمدن خوردگی حفره ای در آن شود. کودارو نشان داد که سرعت خوردگی نمونه حاصل از جوش تیگ بیشتر از نمونه های فلز پایه و نمونه های اصطکاکی اغتشاشی است [۵،۶]. نمونه تیگ دارای دانه های درشت β اولیه با ریزساختار سوزنی ریز α است که مقدار آن در فصل مشترک زیادتر است [۵]. فصل مشترک α - β به عنوان محلی ترجیحی برای انحلال است و لذا سرعت خوردگی را افزایش می دهد. به این ترتیب بررسی های انجام شده نشان دهنده آن است که محققان زیادی بر روی خوردگی آلیاژ **Ti-6Al-4V** کار کرده اند اما با توجه به اینکه فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی و به خصوص جوشکاری آلیاژ **Ti-6Al-4V** نسبتاً جدید است، لذا تاکنون فعالیت چندانی بر روی عملیات حرارتی (پس گرمایی) جوش حاصل از روش اصطکاکی اغتشاشی و تأثیر آن بر خوردگی آن انجام نشده است. این عملیات که به منظور اصلاح سازی نواحی مختلف جوش انجام می شود، علاوه بر تنش زدایی، موجب یکنواخت شدن ریزساختار و حتی در بعضی موارد استحاله فازی می شود. در نتیجه می تواند خواص جوش و رفتار خوردگی آن را تحت تأثیر قرار دهد. انجام این عملیات و بررسی تأثیر آن در ریزساختار و رفتار خوردگی جوش نیز از جمله مواردی است که تاکنون انجام نشده و گزارشی هم در این خصوص منتشر نشده است. لذا یکی دیگر از اهداف این تحقیق، انجام عملیات پس گرمایی و تأثیر آن در رفتار خوردگی جوش بوده است.

مواد و روش تحقیق

جهت انجام عملیات جوشکاری از ورق آلیاژ تیتانیوم **Ti-6Al-4V** با ابعاد $۶۵ \times ۱۰۱ \times ۳$ میلی متر و ابزار مخروطی شکل از جنس کاربید تنگستن کبالت دار استفاده شد. ابتدا ورقه ها سنگ زنی و سپس با استن شستشو و در نهایت با سرعت چرخش ۶۳۰ دور در دقیقه و سرعت پیشروی ۲ تا ۳۵ میلی متر در دقیقه به روش اصطکاکی اغتشاشی جوشکاری شد. به منظور بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر رفتار خوردگی و ریز ساختار نواحی مختلف جوش، نمونه هایی از جوش مورد نظر تحت عملیات حرارتی تنش زدایی و نرماله قرار گرفت. برای این کار از کوره اتمسفر کنترل استفاده و سیکل عملیات حرارتی بر اساس شکل (۱) انتخاب شد. این سیکل به گونه ای انتخاب شد که اولاً تنش های باقی مانده در نمونه به حداقل برسد، و دوماً ریز ساختار جوش به طور کلی دگرگون نشود.

آزمون خوردگی با استفاده از دستگاه پتانسیواستات مدل **EG & G 273** و طبق جدول (۱) انجام شد. برای این کار ابتدا نمونه هایی از نواحی اغتشاش، ترمومکانیکال و فلز پایه تهیه و پس از آماده سازی اولیه با الکل شستشو و در محلول ۵ درصد اسید کلریدریک در دمای محیط تحت آزمایش قرار گرفت. رفتار خوردگی نمونه ها با رسم نمودارهای تافل برای نواحی مختلف جوش و مقایسه آنها با یکدیگر بر حسب پتانسیل خوردگی و مدار باز، شدت جریان و سرعت خوردگی مورد بررسی قرار گرفت. برای بررسی های

است. در اینجا نیز نتیجه فرایند در اینجا نیز نتیجه فرایند عملیات حرارتی در هر دو ناحیه، حضور دانه های درشت بتای اولیه است که به لایه های آلفا/بتا تبدیل شده است. ولی نکته قابل تأمل این است که دانه های بتای اولیه و کلونی های آلفا/بتایی که در ناحیه ترمومکانیکال وجود دارند، حدود ۲۰ درصد از کلونی ها و دانه های بتای اولیه موجود در ناحیه متأثر از حرارت بزرگ تر می باشند (شکل ۲-خ و ذ).

به عنوان مثال اگر اندازه دانه های بتای اولیه در ناحیه ترمومکانیکال حدود ۲۵ میکرومتر باشد، در ناحیه متأثر از حرارت حدود ۲۰ میکرومتر خواهند بود. لذا می توان گفت در اینجا نیز تأثیر تنش های باقی مانده در ناحیه ترمومکانیکال زیادتر از ناحیه متأثر از حرارت بوده و موجب شده است در شرایط گرمایی یکسانی که برای هر دو ناحیه ترمومکانیکال و متأثر از حرارت وجود داشته است، این ریزساختار ناحیه ترمومکانیکال بوده است که رشد بیشتری داشته و در مجموع درشت تر شده است. به عبارت دیگر ناحیه متأثر از حرارت قبلاً یک بار تحت فرایند گرم شدن قرار گرفته است و گرم شدن مجدد آن تأثیر چندانی بر روی ساختار آن نخواهد داشت. ولی ناحیه ترمومکانیکال چون قبلاً تحت فرایند تغییر شکل پلاستیک قرار گرفته و از طرفی دارای ریزساختارهای غیر تعادلی با دانه بندی نسبتاً ریزی بوده است، لذا فرایند عملیات حرارتی بعدی موجب تغییر اساسی در ریزساختار آن شده است. در مجموع می توان گفت که فرایند عملیات حرارتی موجب شده است ریزساختارهای غیر تعادلی از بین رفته و سایر ریزساختارها هم یکنواخت و متعادل شوند. در نتیجه ریزساختار ناحیه اغتشاش به سمت جزیره ای شدن و ریز ساختار نواحی ترمومکانیکال و متأثر از حرارت در قالب یک ناحیه انتقال، به سمت لایه ای شدن متمایل شده است.

تأثیر عملیات حرارتی بر رفتار خوردگی

شکل (۳) سطح نواحی اغتشاش، ترمومکانیکال و فلز پایه را به ترتیب پس از انجام آزمون خوردگی و غوطه وری در اسید کلریدریک نشان می دهد. با توجه به وجود ساختارهای متفاوت در مناطق مختلف جوش، می توان دریافت علی رغم آن که ناحیه اغتشاش دارای ساختار لایه ای است، ولی چون این ساختار یکنواخت و تقریباً تعادلی بوده است، در نتیجه سرعت خوردگی آن در حد فلز پایه بوده است. سطح آن هم مثل فلز پایه با شدت کم و به صورت یکنواخت خورده شده است. این در حالی است که سطح ناحیه ترمومکانیکال با شدت زیاد و در بعضی نقاط تا عمق زیاد خورده شده است.

شکل های (۴ و ۵) نشان دهنده نمودارهای تافل و جداول (۲ و ۳) خلاصه ای از داده های خوردگی در نواحی مختلف جوش را قبل و بعد از عملیات حرارتی ارائه می نماید. نتایج نشان دهنده آن است که شدت جریان خوردگی اندازه گیری شده در شرایط بعد از عملیات حرارتی در هر سه ناحیه اغتشاش، ترمومکانیکال و حتی فلز پایه کاهش قابل ملاحظه ای را نسبت به قبل از عملیات حرارتی نشان می دهد. این نتایج همچنین نشان دهنده آن است که پتانسیل تمام

نواحی بالای صفر می باشد در حالی که پتانسیل خوردگی کلیه نمونه ها در شرایط قبل از عملیات حرارتی منفی است. این داده ها همچنین نشان دهنده آن است که اختلاف زیادی که در سرعت خوردگی نواحی مختلف جوش در قبل از فرایند عملیات حرارتی وجود داشته است، بعد از آن به میزان بسیار زیادی کاهش یافته است. به عنوان مثال قبل از عملیات حرارتی سرعت خوردگی ناحیه انتقال حدود ۴ برابر ناحیه اغتشاش و ۱۰ برابر فلز پایه بوده است. در صورتی که بعد از عملیات حرارتی رفتار خوردگی نواحی فوق به هم نزدیک تر و سرعت خوردگی ناحیه انتقال کمتر از سه برابر ناحیه اغتشاش و حدود ۴ برابر فلز پایه شده است. این در حالی است که میانگین سرعت خوردگی قبل از عملیات حرارتی حدود سه برابر آن در بعد از عملیات فوق بوده است. به این ترتیب می توان نتیجه گرفت که عملیات حرارتی نه تنها موجب کاهش سرعت خوردگی و افزایش پتانسیل کلیه نواحی جوش شده است، بلکه موجب شده است شدت جریان خوردگی و پتانسیل آنها به هم نزدیک تر شود.

شکل (۶) و جدول (۴) نیز تأثیر عملیات حرارتی را بر خوردگی ناحیه اغتشاش در سرعت های پیشروی متفاوت نشان می دهد. نتایج فوق نشان دهنده آن است که اختلاف چندانی در رفتار خوردگی نمونه های مختلف به وجود نیامده است. در نتیجه می توان گفت با انجام عملیات حرارتی، رفتار خوردگی کلیه نمونه ها تقریباً به هم نزدیک شده و تأثیر سرعت پیشروی ابزار در سرعت خوردگی ناچیز است. به طوری که اگر اختلاف کمترین و بیشترین سرعت خوردگی در نمونه های جوشکاری شده در سرعت های پیشروی متفاوت در قبل از عملیات حرارتی حداقل ۴ برابر بوده باشد، همین اختلاف در نمونه های عملیات حرارتی شده کمتر از دو برابر خواهد بود. لذا به نظر می رسد تأثیر عملیات حرارتی در یکنواخت کردن خوردگی نواحی مختلف جوش خیلی زیادتر از تأثیر آن در کم کردن سرعت خوردگی نمونه های جوشکاری شده در سرعت های پیشروی متفاوت باشد. به این ترتیب فرایند عملیات حرارتی نه تنها ریزساختار نمونه های مختلف را یکنواخت کرده است، بلکه تنش های باقی مانده را نیز آزاد و غیر یکنواختی های ساختاری را از بین برده است.

نتیجه گیری

- عملیات حرارتی موجب می شود ریزساختار ناحیه اغتشاش همانند فلز پایه به صورت جزیره ای شود. ولی ریزساختار نواحی ترمومکانیکال و متأثر از حرارت به صورت کاملاً لایه ای خواهد بود.

- عملیات حرارتی موجب مثبت شدن پتانسیل خوردگی کلیه نمونه ها و کاهش سه برابری سرعت خوردگی در ناحیه ترمومکانیکال شود.

- عملیات حرارتی موجب کاهش بسیار زیاد اختلاف در سرعت خوردگی نواحی مختلف جوش شود.

- تأثیر فرایند عملیات حرارتی در یکنواخت کردن خوردگی نواحی مختلف جوش خیلی بیشتر از تأثیر آن در کاهش سرعت خوردگی نمونه های جوشکاری شده در سرعت های متفاوت است.

15-H.J. Liu, L. Zhou and Q.W. Liu. Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded joints of Ti-6Al-4V titanium alloy. *Materials and Design*, 2010, 31 1650-1655.

16-P. Edwards and M. Ramulu. Peak temperatures during friction stir welding of Ti-6Al-4V. *Science and Technology of Welding & Joining*, 2010, 15(6), 468-472.

17-S. Sundaresan, G.D.J. Ram and G.M. Reddy. Microstructural refinement of weld fusion zone in a/b titanium alloys using pulsed current welding. *Mater. Sci. Eng.*, 1999, A262, 88.

18-E. Blasco-Tamarit, A. Igual-Murioz, J.Garcia Anton and Garcia-Garcia, D.M. Galvanic corrosion of titanium coupled to welded titanium in LiBr solutions at different temperatures. *Corr. Sci.*, 2009, 51, 1095.

19-A.J. Ramirez and M.C. Juhas. Microstructural evolution in Ti-6Al-4V friction stir welds. pp. 2999-3004) *Trans Tech Publ*, 2003(.

20-A.L. Pilchak, W. Tang, H. Sahiner, A.P. Reynolds and J.C. Williams. Microstructure Evolution during Friction Stir Welding of Mill-Annealed Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(3), 745-762.

21-H. Rubisoff, J. Querin, D. Magee and S. Schneider. Microstructural evolution in friction stir welding of Ti-6Al-4V. *Materials Science and Technology*. ASM international, 2008.

22-L. Zhou, H.J. Liu, P. Liu and Q.W. Liu. The stir zone microstructure and its formation mechanism in Ti-6Al-4V friction stir welds. *Scripta Materialia*, 2009, 61(6), 596-599.

23-M. Esmaily, S. Nooshin Mortezavi, P. Todehfalah and M. Rashidi. Microstructural characterization and formation of alpha' martensite phase in Ti-6Al-4V alloy butt joints produced by friction stir and gas tungsten arc welding processes. *Materials and Design*, 2013, 47, 143-150.

24-R.S. Mishra and M.W. Mahoney. Friction stir welding and processing. *Materials Park: ASM International*, 2007.

25-S. Mironov, Y. Zhang, Y.S. Sato and H. Kokawa. Development of grain structure in b-phase field during friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy. *Scripta Materialia*, 2008, 59, 27-30.

26-L.H. Wu, D. Wang, B.L. Xiao and Z.Y. Ma. Microstructural evolution of the thermomechanically affected zone in a Ti-6Al-4V friction stir welded joint. *Scripta Materialia*, 2014, <http://dx.doi.org/10.1016/scriptamat.2014.01.017>.

27-G. Lütjering and J.C. Williams. *Titanium*. (Springer, New York, 2007).

28-T. Nishihara and Y. Nagasaka. Measurement of tool temperature during friction stir welding. pp. 14-162003.

29-W. Tang, X. Guo, J.C. McClure and L.E. Murr. Heat input and temperature distribution in friction stir welding. 1999.

30-Y.J. Chao, X. Qi and W. Tang. Heat Transfer in Friction Stir Welding-Experimental and Numerical Studies. *Journal of Manufacturing Science and*

- سرعت پیشروی ابزار در خوردگی جوش های عملیات حرارتی شده تأثیر چندانی نداشته و عملیات فوق صرف نظر از آن که جوشکاری با چه سرعتی انجام شده باشد، فقط رفتار الکتروشیمیایی نواحی مختلف جوش را به هم نزدیک می کند.

منابع

1-W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needam, M.G. Murch, P. Templesmith and C.J. Dawes. GB Patent Application No. 9125978.8, December 1991 and US Patent No. 5460317. October, 1995.

2-R.S. Mishra, M.W. Mahoney, Y. Sato, Y. Hovanski and R. Verma. *Friction Stir Welding and Processing VI*. (Wiley-TMS, 2011).

3-P.D. Edwards and M. Ramulu. Investigation of microstructure, surface and subsurface characteristics in titanium alloy friction stir welds of varied thicknesses. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009, 14(5), 476-483.

4-C.D. Sorensen and T.W. Nelson. *Progress in Polycrystalline Cubic Boron Nitride FSW Tooling*. International Symposium on Friction Stir Welding in Park City, Utah, USA, 2003.

5-V.N. Moiseyev. *Titanium alloys: Russian aircraft and aerospace applications*. (CRC, 2005).

6-K.J. Colligan. Friction stir welding for ship construction. Concurrent Technologies Corporation, Harrisburg, PA, 2004.

7-B. Christner, J. McCoury and S. Higgins. Development and testing of friction stir welding (FSW) as a joining method for primary aircraft structure. pp. 12-142003.

8-J.F. Hinrichs, C.B. Smith, B.F. Orsini, R.J. DeGeorge, B.J. Smale and P.C. Ruehl. Friction stir welding for the 21st century automotive industry. 2004.

9-S. Kallee, G. Park and G. Abington. Friction stir welding in the automotive body in white production. *Test*, 1999, 1, 14-16.

10-C.B. Smith, W. Crusan, J.R. Hootman, J.F. Hinrichs, R.J. Heideman and J.S. Noruk. Friction stir welding in the automotive industry. *Proceedings of the TMS Aluminum Automotive and Joining Sessions*, 2001, 175-185.

11-Y. Zhang, Y.S. Sato, H. Kokawa, S.H.C. Park and S. Hirano. Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, A485, 448-455.

12-L. Zhou, H.J. Liu and Q.W. Liu. Effect of rotation speed on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welded joints. *Materials & Design*, 2010, 31(5), 2631-2636.

13-S. Mironov, Y. Zhang, Y.S. Sato and H. Kokawa. Crystallography of transformed beta microstructure in friction stir welded Ti-6Al-4V alloy. *Scripta Materialia*, 2008, 59, 511-514.

14-Y. Zhang, Y.S. Sato, H. Kokawa, S.H.C. Park and S. Hirano. Stir zone microstructure of commercial purity titanium friction stir welded using pcBN tool. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, A488, 25-30.

R.Magnabosco and S.Delijaicov. Tool wear evaluations in friction stir processing of commercial titanium Ti-6Al-4V. Wear, 2012, <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2012.10.025>.

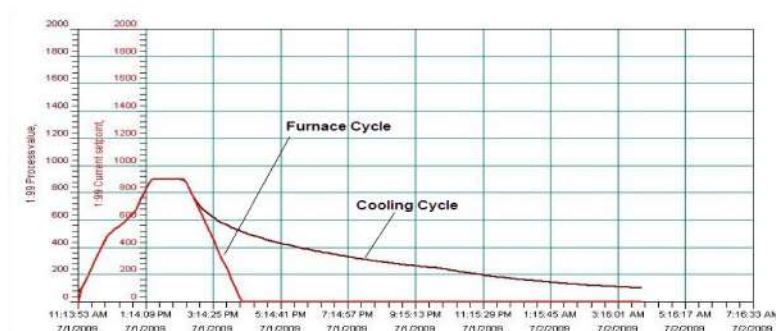
بی نوشت

دانشگاه صنعتی مالک اشتر - دانشکده مهندسی مواد

Engineering, 2003, 125, 138-145.

31-J. Wang, J.Su, R.S.Mishra, R.Xu and J.A.Baumann. Tool Waer Mechanisms in Friction Stir Welding of Ti-6Al-4V alloy. Wear, 2014, <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2014.09.010>.

A.Farias, G.F.Batalha, E.F.Prados-32



شکل ۱- سیکل عملیات حرارتی مورد استفاده جهت نرماله کردن نمونه های جوشکاری شده.

جدول ۱- شرایط کاری آزمون خوردگی

مقدار	پارامترها
نمونه جوشکاری شده آلیاژ Ti-6Al-4V	الکتروود کاری
اشباع کالومل	الکتروود مرجع
پلاتین	الکتروود شمارنده
۵ درصد اسید کلریدریک	محلول
دمای محیط	دما
± 250 mV از پتانسیل مدار باز	دامنه پتانسیل
۱ mV/s	سرعت تغییر پتانسیل
0.125 cm^2 (دایره ای به قطر ۴ میلی متر)	سطح نمونه آزمایش

جدول ۲- نتایج حاصل از آزمون خوردگی نواحی مختلف جوش قبل از عملیات حرارتی.

شرایط جوشکاری: سرعت چرخشی ۶۳۰ rpm و سرعت پیشروی ۱۰ mm/min.

Region	E_{corr} (mV)	i_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Corrosio Rate ($\text{mpy} \cdot 10^{-3}$)	β_a	β_c
Stir Zone	-217	15	82.67	245	163
TMAZ Advancing Side	-227	55	303.12	285	260
TMAZ Retreating Side	-205	95	523.57	297	255
Parent Metal	-158	6	33.06	255	180

جدول ۳- نتایج حاصل از آزمون خوردگی نواحی مختلف جوش بعد از عملیات حرارتی

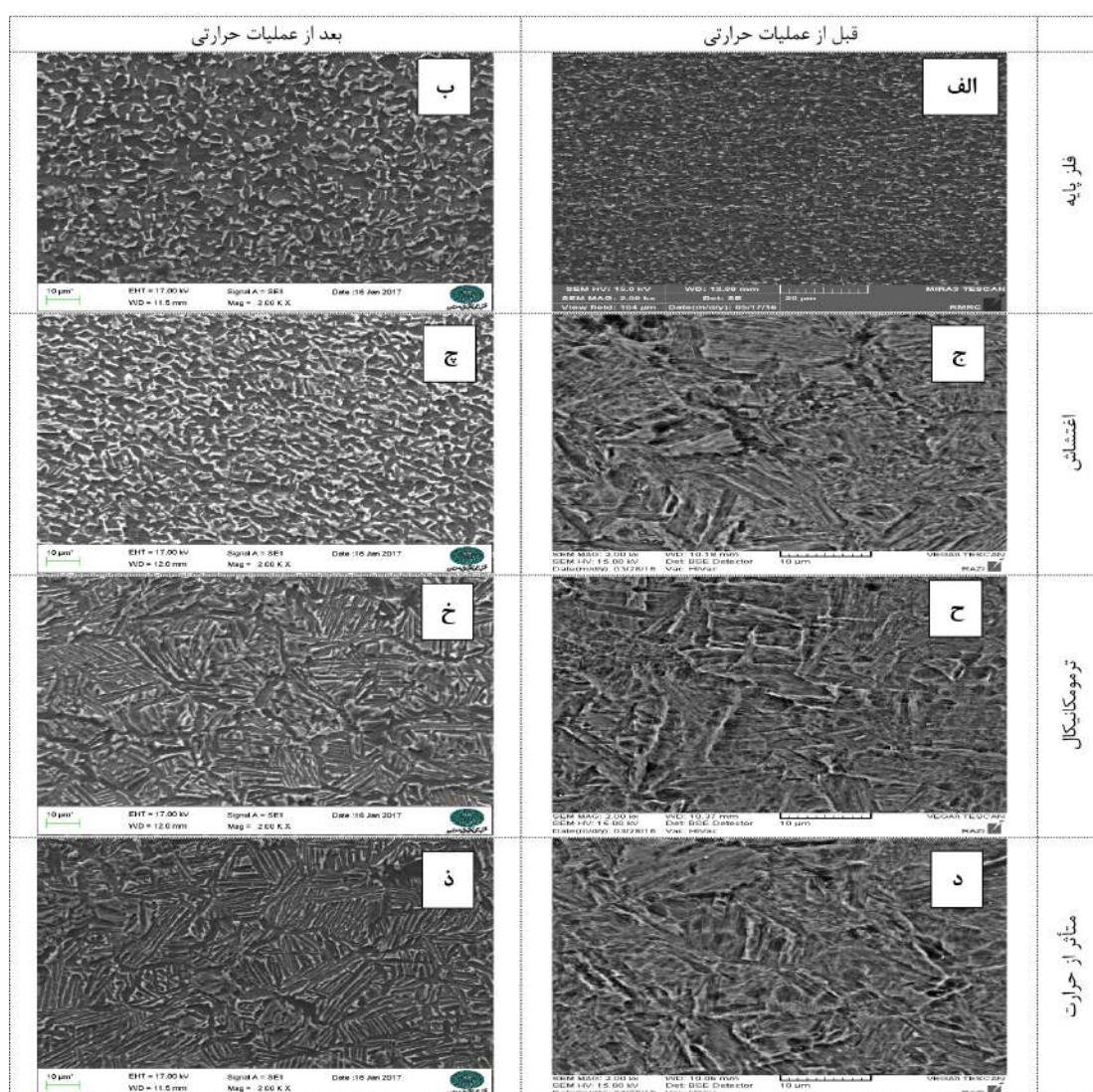
شرایط جوشکاری: سرعت چرخشی ۶۳۰ rpm و سرعت پیشروی ۱۰ mm/min.

Sample No.	E_{corr} (mV)	i_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Corrosio Rate ($\text{mpy} \cdot 10^{-3}$)	β_a	β_c
Base Metal	320	2.8	15.4	360	230
Stir Zone	380	5	27.5	400	270
TMAZ	352	12	66.1	380	370

Welding Research

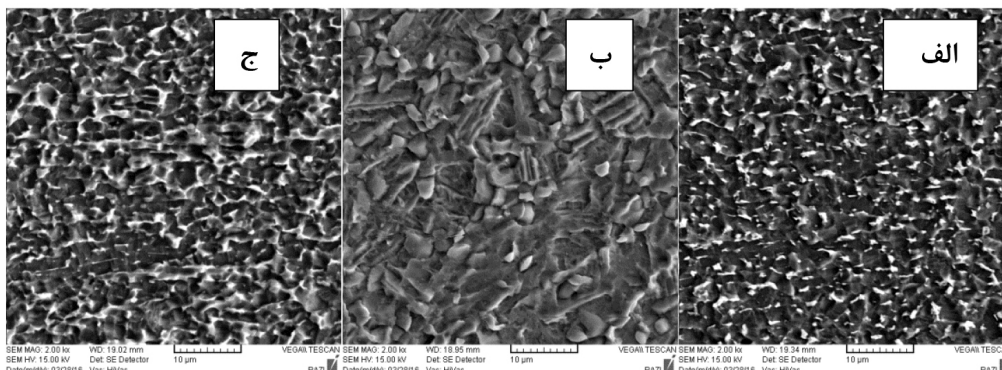
جدول ۴- نتایج حاصل از آزمون خوردگی در ناحیه اغتشاش بعد از عملیات حرارتی در سرعت های پیشروی متفاوت

Sample No.	V (mm/min)	E_{corr} (mV)	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	Corrosio Rate (mpy 10^{-3})	β_a	β_c
Base Metal		320	2.8	15.4	370	230
H1	2	380	5	27.5	400	260
H2	10	270	15	82.7	440	300
H3	20	325	18	99.2	410	300
H5	30	350	25	137.8	420	310

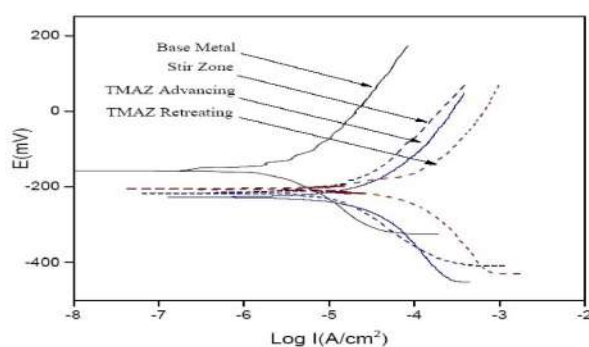


شکل ۲- تصویر میکروسکوپی الکترون روبشی از ریزساختار نواحی مختلف جوش قبل و بعد از عملیات حرارتی شرایط جوشکاری: سرعت چرخشی rpm ۶۳۰ و سرعت پیشروی ۱۰ mm/min.

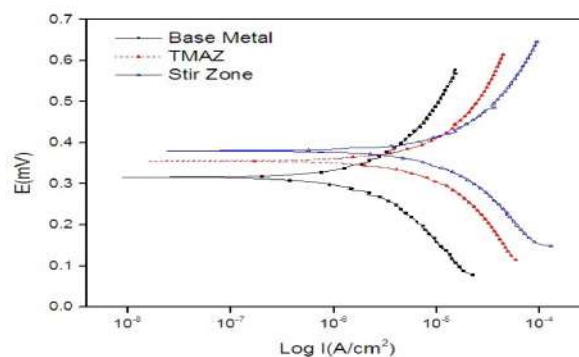
Welding Research



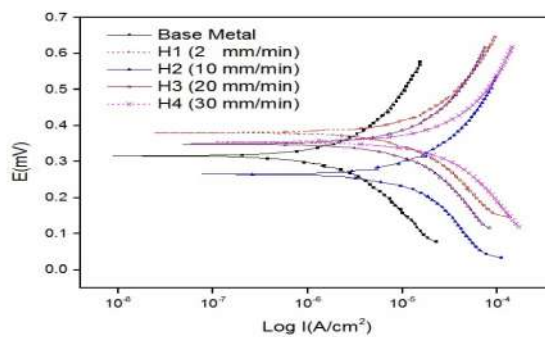
شکل ۳- سطح نمونه پس از ۵۰ ساعت غوطه وری در ۲۰٪ HCl الف) فلز پایه، ب) ناحیه انتقال، ج) ناحیه اغتشاش.



شکل ۴- نمودار پلاریزاسیون تافل نواحی مختلف جوش قبل از عملیات حرارتی. شرایط جوشکاری: سرعت چرخشی ۶۳۰ rpm و سرعت پیشروی ۲۰ mm/min.



شکل ۵- نمودارهای پلاریزاسیون تافل برای نواحی مختلف جوش. شرایط جوشکاری: سرعت چرخشی ۶۳۰ rpm و سرعت پیشروی ۲۰ mm/min.



شکل ۶- نمودارهای پلاریزاسیون تافل در ناحیه اغتشاش بعد از عملیات حرارتی در سرعت های پیشروی متفاوت (چرخشی ۶۳۰ rpm).

تأثیر حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی جوش اتصال فولاد دوفازی Safurex و فولاد آستنیتی ۳۱۶L-UG جهت اتصال نازل های راکتور اوره پتروشیمی رازی

سید حمید موسوی نسب^۱، علی حیدری مقدم^۲

چکیده

در واحد اوره پتروشیمی رازی، نازل های راکتور از جنس 316L-UG و لاین های اتصال به آن از جنس فولاد زنگ نزن دوفازی Safurex است. در این پژوهش جهت اتصال این دو فلز از فرایند جوشکاری به روش GTAW، با استفاده از فلزهای پرکننده ERSafurex و ER316LMn در ۲ حرارت ورودی مختلف استفاده شد. پس از جوشکاری و تایید کیفیت جوش ها با استفاده از آزمون های مایعات نافذ و آلتراسونیک، گرده جوش ها با ماشین فرز برداشته و سپس نمونه هایی با ابعاد و اندازه های منطبق با استاندارد جهت آزمون ضربه، ریزسختی و میکروگرافی تهیه گردید. میزان فریت فلزهای پایه، فلزهای جوش و مناطق متأثر از حرارت با دستگاه فریت سنج اندازه گیری و ریزساختار این مناطق با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی نشر میدانی مجهز به آنالیز کننده نقطه ای EDS بررسی گردیدند. همچنین جهت بررسی خواص مکانیکی جوش، آزمون های ریزسختی سنجی ویکرز و ضربه مطابق با استاندارد ASTM-E23 انجام شد. نتایج بررسی ها نشان داد، فلز پرکننده ERSafurex، دارای خواص مکانیکی بالاتری نسبت به فلز پرکننده ER-316LMn می باشد. نتایج حاصل از بررسی حرارت ورودی برای این فلز پرکننده نشان داد، افزایش حرارت ورودی سبب کاهش نرخ سرد شدن و در نتیجه افزایش میزان آستنیت فلز جوش و بهبود انرژی ضربه می شود. فلز جوش ۳۱۶LMn انرژی ضربه و سختی پایین تری را نسبت به فلز جوش Safurex داشت که افزایش حرارت ورودی سبب افزایش انرژی ضربه و کاهش سختی فلز جوش ۳۱۶LMn شده است.

کلمات کلیدی: حرارت ورودی، 316L، ERSafurex، Safurex-UG، 316LMn

مقدمه

در شرکت پتروشیمی رازی خطوط متصل به نازل های راکتور واحد اوره، جهت افزایش مقاومت به خوردگی، با فولاد زنگ نزن دوفازی با نام تجاری Safurex جایگزین شدند. جنس نازل های راکتور از فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L-UG است که در جوشکاری این اتصالات به خطوط سافورکس از فلز پرکننده ERSafurex استفاده شده است. هدف از این پژوهش، اتصال فولاد دوفازی Safurex به فولاد آستنیتی ۳۱۶L-UG با استفاده از جوشکاری TIG با فلزهای پرکننده ERSafurex و ER316LMn در

دو حرارت ورودی متفاوت و بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فلزهای جوش به منظور انتخاب مناسب ترین فلز پرکننده است. فولاد زنگ نزن آستنیتی 316L-UG بهبود یافته‌ی ۳۱۶L و دارای یک ترکیب شیمیایی مشخص از محدوده ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن ۳۱۶L است که دارای میزان سیلیکون بسیار کمتر و میزان قابل توجه بیشتری از مولیبدن است [1]. فولاد Safurex نوعی از فولاد زنگ نزن دوفازی با UNS-S32906 و عملکرد بسیار بالا است که به طور انحصاری توسط شرکت Sandvik با تکنولوژی خاص توسعه یافته است و به لطف خواص مکانیکی برتر و بهبود فرایند هایی مثل جوش، اعمال سرویس های با فشار بالا را بهتر از فلزات جایگزین و گران قیمت مانند تیتانیوم و زیر کونیوم مهیا می کند [2].

مواد و روش پژوهش

در این پژوهش ورق هایی از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶L Urea Grad و فولاد زنگ نزن دوفازی Safurex با ضخامت ۶mm تهیه شدند. برای جوشکاری نمونه ها از فلز های پرکننده ER316LMn و ERSafurex در ۲ حرارت ورودی مختلف استفاده شد. ترکیب شیمیایی فلزات پایه با استفاده از دستگاه کوانتومتر Oxford مدل PMI Master Pro تعیین گردید. از هر نمونه از ورق ها ۴ قطعه به ابعاد 100*45 برش زده شد. لبه ها با زاویه $37/5 \pm 1$ درجه پخ زده شدند و در انتهای لبه ها ۱ mm پیشانی پخ، جهت جلوگیری از سوختن لبه پخ خورده اتصال در ریشه جوش ایجاد شدند. نمونه ها با فاصله هم راستایی ۲ mm از یکدیگر با استفاده از فلز پرکننده اصلی ثابت شدند. جوشکاری نمونه ها بدون اعمال دمای پیش گرم و با استفاده از فرایند GTAW با گاز محافظ آرگون و خلوص ۹۹/۹۹٪، دبی جریان ۱۲ L/Min و دمای بین پاسی حداکثر ۱۵۰ درجه سانتی گراد توسط جوشکار ماهر در ۳ پاس انجام گردید. جهت کنترل دمای بین پاسی به منظور کاهش پیچیدگی و تنش های ناشی از انبساط و انقباض فلز جوش از گچ حرارتی استفاده شد. فرایند جوشکاری با استفاده از رکتی فایر مدل RINV 200N ساخت شرکت صبا الکتریک تحت جریان جوشکاری مستقیم انجام شد. پس از اتمام جوشکاری پاس اول تمامی نمونه ها، PT و پس از تایید و با اتمام جوشکاری ها UT بر روی تمامی نمونه ها با استفاده از دستگاه Ultrasonic مدل Sonatest-D10 انجام شد که کیفیت جوش های نهایی تایید شدند. پس از تایید کیفیت نهایی جوش نمونه ها، فریت سنجی از پاس های مختلف فلز جوش و نواحی متأثر

جوش Safurex در ۲ حرارت ورودی مختلف ارائه شده است. ساختار متشکل از دو فاز فریت (تیره) و آستنیت (روشن) است. بر این اساس می توان دریافت که ریزساختار دوفازی این فلز جوش به صورت نسبتاً فریتی منجمد شده است که در پایان انجماد آستنیت تشکیل نمی شود. با توجه به اینکه با افزایش مقدار حرارت ورودی نرخ سرمایش نمونه کاهش و با کاهش حرارت ورودی، نرخ سرمایش نمونه افزایش می یابد ملاحظه می شود که نمونه جوشکاری شده با بالاترین نرخ سرمایش دارای آستنیت مرزدانه ای به عنوان فاز غالب درون دانه ای و نمونه با پایین ترین نرخ سرمایش دارای فاز غالب آستنیت ویدمن اشتاتن است [4]. شکل (۳-الف و ب) تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز جوش ۳۱۶LMn را در ۲ حرارت ورودی مختلف نشان می دهد. مورفولوژی فلز جوش این نمونه ها شامل فریت دلتای اسکلتی و مد انجمادی آن در محدوده انجمادی FA قرار گرفته است. در نمونه جوشکاری شده با حرارت ورودی بالاتر فریت دلتای اسکلتی از پیوستگی کمتری نسبت به نمونه جوشکاری شده با حرارت ورودی پایین تر برخوردار است. افزایش در نرخ سرد شدن منجر به افزایش میزان فریت دلتا می شود. این امر به علت افزایش در میزان فریت دلتای اصلی از فلز جوش منجمد شده و کاهش در استحاله حالت جامد فریت آستنیت می باشد که این میزان فریت دلتای اضافی به صورت مورفولوژی اسکلتی نمایان می شود. وقتی که فاصله های نفوذی به علت افزایش در نرخ سرد شدن کاهش می یابد، برای استحاله مؤثرتر است که شبکه های فضایی فشرده تری را ایجاد نماید و این امر باعث ایجاد یک الگوی فریت باقیمانده می شود که جهت رشد، سلول یا دندریت اصلی را قطع نموده است [5]. همچنین نتایج فریت سنجی نشان از کاهش درصد فریت با افزایش حرارت ورودی دارد.

- ریزساختار فصل مشترک فلزات پایه و فلزات جوش
تصاویر میکروسکوپ نوری از فصل مشترک فلز پایه Safurex و فلز جوش Safurex برای هر دو نمونه جوشکاری شده با میانگین حرارت های ورودی به ترتیب 1450 j/mm و 2669 j/mm در شکل (۴-الف و ب) ارائه شده است. با مقایسه این تصاویر به سمت افزایش حرارت ورودی، اندازه دانه های فریت در مناطق متأثر از حرارت بزرگ تر شده و متوسط پهنای ناحیه HAZ افزایش یافته است. بررسی ها با استفاده از دستگاه فریت اسکوپ مشخص نمود که میانگین درصد حجمی فریت منطقه متأثر از حرارت با افزایش حرارت ورودی از $28/7$ به $27/2$ رسیده است. دلیل مقدار فریت کمتر نمونه دارای حرارت ورودی بیشتر سرعت سرد شدن پایین تر آن و در نتیجه فرصت پیشروی بیشتر استحاله نفوذی فریت به آستنیت است. شکل (۵-الف و ب) ریزساختار فصل مشترک بین فلز پایه ۳۱۶L-UG و فلز جوش Safurex را در دو حرارت ورودی مختلف با استفاده از میکروسکوپ نوری نشان می دهد. پدیده بارزی که در منطقه متأثر از حرارت فولاد آستنیتی مشاهده می شود، تشکیل مقداری فریت دلتا است. مشاهده می شود که با افزایش حرارت ورودی از 1450 j/mm تا 2669 j/mm میزان فریت افزایش

از حرارت انجام شد. به منظور بررسی ریزساختار و مورفولوژی نواحی مختلف، ابتدا گرده جوش تمامی نمونه ها با ماشین تراش برداشته شد. سپس از هر نمونه قطعاتی به ابعاد 10^*55 میلی متر شامل نواحی فلز جوش، فلزات پایه و مناطق متأثر از حرارت به وسیله ی دستگاه Wire Cut EDM برش داده شد. نمونه ها با استفاده از پودر سمباده ۶۰ تا ۴۰۰۰ سمباده زنی شده و سپس با استفاده از پودر آلومینای ۰/۳ میکرون، خمیر الماسه ۰/۲۵ میکرون و سپس ۱ میکرونی تحت پولیش نهایی قرار گرفتند. پس از دستیابی به سطح آینه ای، شستشو با آب مقطر و الکل صورت گرفته و به منظور مشاهده ریزساختار، نمونه ها به وسیله محلول های اچ، حکاکی و سپس نواحی مختلف اتصال با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی مورد بررسی قرار گرفتند. ترکیب شیمیایی محلول های مورد استفاده به قرار زیر است:

**30ml (HCL) + 20ml (Acetic Acid) + 20ml (HNO₃)
60cc (HCL) + 40cc (Glycerol) + 20cc (HNO₃)**

بررسی های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری انجام شد. سپس جهت بررسی دقیق تر ریزساختار و شناسایی فازها و نواحی مختلف جوش از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA مجهز به آنالیز طیف سنجی تفکیک انرژی آنالیز خطی عناصر در فصل مشترک جوش ها انجام شد. همچنین جهت ارزیابی خواص مکانیکی نمونه های جوش داده شده از آزمون های ضربه و ریزسختی استفاده شد.

بررسی های ریزساختاری

- بررسی ریزساختار فلزات پایه

شکل (۱-الف) تصویر ریزساختار فولاد دوفازی Safurex با استفاده از میکروسکوپ الکترونی را نشان می دهد که ساختار شامل نسبت های تقریباً برابر جزایر آستنیتی (فاز برجسته) در ماتریس فریت (زمینه) بود. نتایج فریت سنجی نیز عدد ۵۵ در صد را ارائه داد که نزدیک به مقدار پیش بینی شده از نمودار WRC بود. با توجه به این که این فولاد بنا به نیاز از حالت ریخته گری به شکل ورق تبدیل می شود، لذا آثار ساختار نوردی نیز قابل رؤیت است. شکل (۱-ب) نیز تصاویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار فولاد زنگ نزن ۳۱۶L-UG را نشان می دهند. ریزساختار پایه شبیه به ریزساختار معمول فولادهای آستنیتی است. همان طور که انتظار می رفت، ریزساختار در تمامی نقاط تماماً آستنیتی بوده همچنین علاوه بر دانه های هم محور، مرزهای دوقلویی آنیل در سرتاسر ساختار به چشم می خوردند. چنین ساختاری نتیجه فرایند آنیل پس از عملیات نورد است که به منظور بهبود خواص خوردگی و شکل پذیری آلیاژ انجام می گردد. همچنین طی فرایند آنیل، اکثر رسوبات ایجاد شده در فرایند تولید فولاد که طی عملیات نورد دچار تغییر شکل شده اند حذف می گردند [3].

- ریزساختار فلزات جوش

در شکل (۲-الف و ب) ریزساختار میکروسکوپ نوری از فلز

آستنیت افزایش پیدا می کند و متعاقباً چقرمگی ضربه ای فلز جوش افزایش می یابد. انرژی ضربه نمونه های جوشکاری شده با فلز پرکننده ۳۱۶LMn کمتر از نمونه های جوشکاری شده با فلز پرکننده Safurex می باشند. نتایج فریت سنجی میزان فریت موجود در فلز پرکننده Safurex را بیشتر نشان می دهد. یکی از عوامل مهم در ساختار فلز جوش فولاد زنگ نزن آستنیتی که نقش مهمی در مقاومت به ضربه دارد، میزان فاز فریت در ریزساختار است. مطالعات محققین پیرامون اثر فریت دلتا بر انرژی ضربه فلزات جوش فولادهای زنگ نزن آستنیتی نشان می دهد علاوه بر تأثیرات مثبت فریت دلتا در جلوگیری از ترک خوردن انجمادی، افزایش مقدار این فاز در فلز جوش و HAZ سبب کاهش خواص مکانیکی از جمله چقرمگی شکست و مقاومت به خزش این سری از فولادها خواهد شد [6]. چنین رفتاری ممکن است به ماهیت تردی فاز فریت دلتا در مقایسه با فاز آستنیت و همچنین ریز جدایش ها در فلز جوش و اثر آن بر تشکیل مارتنزیت مربوط باشد. فریت دلتا تأثیر زیادی بر انرژی ضربه و انبساط عرضی فلزات جوش آستنیتی دارد. فاز فریت یک فاز ترد و سخت می باشد که به همین دلیل مقادیر فریت باید تا آنجا که ممکن است پایین نگه داشته شود تا چقرمگی مطلوبی را تضمین کند [7]. با افزایش حرارت ورودی، انرژی ضربه ای فلز جوش ۳۱۶LMn افزایش یافته است و استحاله فریت به آستنیت زمان بیشتری برای انجام دارد و منجر به آستنیت بیشتر در فلز جوش می شود و این می تواند دلیلی بر افزایش انرژی ضربه باشد.

- آزمون ریزسختی سنجی

مطابق با شکل (۸) نمودارهای تست ریزسختی، بیشترین سختی را فلز جوش Safurex در قیاس با سایر فلزات پرکننده به دلیل افزایش میزان فریت دلتا و همچنین ناحیه متأثر از حرارت فولاد Safurex چسبیده به مرز ذوب این فلز جوش به سبب ایجاد دانه های بزرگ فریتی با آستنیت کم، دارا هستند. چنین رفتاری در افزایش سختی به میزان فریت دلتا در نتیجه افزایش نسبت Cr_{eq}/Ni_{eq} مربوط می شود. همچنین با افزایش حرارت ورودی سختی فلز جوش و ناحیه متأثر از حرارت سمت فولاد Safurex به مقدار کمی کاهش یافته که می تواند ناشی از افزایش میزان آستنیت و کاهش فریت در فلز جوش و فلز پایه باشد. فلز جوش ER316LMn سختی کمتری را نسبت به فلز پرکننده Safurex داراست. در ناحیه متأثر از حرارت فولاد ۳۱۶L-UG به دلیل درشت شدن دانه ها سختی نسبت به فلز پایه تا حد کمی کاهش یافته است. کاهش سختی در ناحیه متأثر از حرارت فلز پایه ۳۱۶L-UG در این فلز جوش نسبت به نمونه های دیگر مربوط به فریت دلتای کمتر تشکیل شده در این قسمت می باشد. همچنین این تغییرات سختی در این قسمت محدود می باشد چون افزایش اندازه دانه های آستنیت فقط در چند ردیف اتمی اتفاق می افتد. همچنین با افزایش حرارت ورودی، سختی فلز جوش کاهش یافته است. کاهش سختی فلز جوش به این دلیل است که با افزایش حرارت ورودی میزان آستنیت فلز جوش افزایش

یافته است. در واقع با افزایش حرارت ورودی نرخ سرد شدن کاهش می یابد و استحاله آستنیت به فریت فرصت بیشتری برای انجام شدن دارد. تصاویر میکروسکوپ نوری از فصل مشترک و ناحیه متأثر از حرارت فلز پرکننده ER316LMn و فلز پایه 316L-UG در ۲ حرارت ورودی شکل (۶) آمده است. همان طور که مشاهده می شود یک فصل مشترک کاملاً پیوسته در سرتاسر مرز جوش همراه با رشد صفحه ای بدون هیچ نشانه ای از نواحی انتقالی، مخلوط نشده و یا ترک در آن دیده می شود. رشد اپی تکسیال در این آلیاژ و فلز جوش به وضوح قابل مشاهده است.

معمولاً منطقه متأثر از حرارت در فولادهای زنگ نزن آستنیتی محدود است و به درشت شدن دانه ها در چند ردیف چسبیده به مرز ذوب ختم می شود [5]. ناحیه متأثر از حرارت نمونه جوشکاری شده با حرارت ورودی ۱۵۰۵ J/mm، محسوس نمی باشد و رشد دانه ای هم در ناحیه متأثر از حرارت اتفاق نیفتاده است و اندازه دانه های آستنیت در مرز جوش تفاوت چندانی با اندازه دانه های آستنیت در نواحی دورتر ندارد اما در نمونه با حرارت ورودی بالاتر رشد دانه های آستنیتی در مرز ذوب اتفاق افتاده است. رشد دانه های آستنیتی در ناحیه متأثر از حرارت به این دلیل اتفاق می افتد که نواحی نزدیک تر به خط ذوب در دماهای بالاتری نسبت به نواحی دورتر قرار می گیرد و مدت زمانی که در این دماها قرار می گیرد نسبت به نواحی دورتر بیشتر بوده است. لذا با افزایش زمان قرارگیری در دماهای بالا، دانه ها زمان بیشتری برای رشد داشته و اندازه دانه ها با نزدیک شدن به خط ذوب افزایش بیشتری داشته است. در نواحی دورتر که دما به حد کافی بالا نیست رشد دانه صورت نگرفته و فرایند جوشکاری تأثیر زیادی بر این نواحی نداشته است. میزان فریت در این منطقه توسط دستگاه فریت اسکوپ اندازه گیری شد که با افزایش حرارت ورودی میانگین میزان فریت از ۰/۴۱ درصد به ۰/۹۱ درصد افزایش پیدا کرده است.

آزمون خواص مکانیکی

- آزمون ضربه

نتایج آزمون ضربه چارپی در دمای اتاق، برای تمامی نمونه ها در شکل (۷) نشان داده شده است. در نمونه های ۱ و ۲ فلز پرکننده استفاده شده ERSafurex و در نمونه های ۳ و ۴ فلز پرکننده ER316LMn است. آزمون ضربه برای هر نمونه ۳ مرتبه انجام شد و میانگین انرژی برای هر نمونه به ثبت رسید. با توجه به نتایج، فلز پرکننده Safurex دارای بالاترین انرژی ضربه بوده که ناشی از ماهیت دوفازی آن می باشد. ریزساختار همه فلزات جوش دوفازی مخلوطی از آستنیت و فریت هستند و این می تواند دلیلی بر بالا بودن انرژی ضربه آن ها باشد. فاز فریت در کنار آستنیت در این فلز جوش، فصل مشترک پیچ دار فریت آستنیت را ایجاد می کند که در برابر انتشار ترک مقاوم می باشند. با افزایش حرارت ورودی، انرژی شکست افزایش یافته است. افزایش حرارت ورودی سبب کاهش نرخ سرد شدن شده و از این رو زمان برای پیشرفت استحاله فریت به

فلز جوش و ناحیه متأثر از حرارت سمت فولاد **Safurex** به مقدار کمی کاهش یافته که ناشی از افزایش میزان آستنیت در فلز جوش و فلز پایه است. فلز جوش **ER316LMn** کمترین میزان سختی را نسبت به سایر فلزات پرکننده داراست. در ناحیه متأثر از حرارت فولاد **۳۱۶L-UG** به دلیل درشت شدن دانه ها سختی نسبت به فلز پایه تا حد کمی کاهش یافته است. همچنین افزایش حرارت ورودی، به دلیل افزایش میزان آستنیت سختی فلز جوش را کاهش داده است.

منابع

- 1-Comparison of 316 and 316L stainless steel alloys. 2008, application data s10, pp 6-60.
- 2- Shah Hosseini, H., Shamanian, M., Kermanpur, A., 2011, Characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel. Stainless steel dissimilar welds, Materials characterization, Vol. 62, PP 425-431.
- 3-Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005, Welding metallurgy & weldability of stainless steels, Jhonwiley and sons, New Jersey
- 4- Sieur, H., Sandstrom, R., 2007, Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205, Materials science and engineering, A444, pp 271-276.
- 5-Naffakh, H., Shamanian, M., Ashrafizadeh, F., 2010, Microstructural evolutions in dissimilar welds between AISI 310 austenitic stainless steel and Inconel 657, Journal of Materials Science, Vol. 45, pp. 2564-2573.
- 6-Almaida, G., Mirsada, O., Mirko, G., 2011, determination of the content of delta ferrite austenitic stainless steel nitronic. 15th International Research/Expert Conference. Pp.157-160.
- 7-Ibrahima, O.H., Ibrahim, I.S., Khalifa, T.A.F., 2010, Impact behavior of different stainless steel weldments at low temperatures, Engineering Failure Analysis. Pp.10

پی نوشت

- 1-مرکز تحقیقات مواد و انرژی، واحد دزفول، دانشگاه آزاد اسلامی، دزفول، ایران
- 2-مرکز تحقیقات مواد و انرژی، واحد دزفول، دانشگاه آزاد اسلامی، دزفول، ایران

یافته و متعاقباً از میزان فریت فلز جوش کاسته شده است. همچنین افزایش حرارت ورودی منجر به گسترده تر شدن ناحیه متأثر از حرارت هر دو فلز پایه گردیده است.

نتیجه و جمع بندی

در این پژوهش ریزساختار فلزات پایه، مقاطع جوش و نواحی متأثر از حرارت اتصالات جوشکاری شده فولاد زنگ نزن سوپر دوفازی **Safurex** به فولاد زنگ نزن آستنیتی **۳۱۶L-UG** به روش **GTAW** و با استفاده از ۲ فلز پرکننده **ER316LMn** و **ERSafurex** در ۲ حرارت ورودی بررسی شد. فلز جوش **Safurex** به صورت فریتی منجمد شده و ساختاری فریتی - آستنیتی با نسبت های برابر داشت. افزایش حرارت ورودی نیز سبب کاهش میزان فریت شد. فلز جوش **۳۱۶LMn** شامل فریت دلتای اسکلتی همراه با میزان بسیار کمی دندریت های ثانویه بوده است که افزایش حرارت ورودی کاهش تعداد و پیوستگی فریت های اسکلتی را منجر شد. فلز جوش **NiCrMo-3** ریزساختار کاملاً آستنیتی با انجمادی دندریتی داشته و افزایش حرارت ورودی سبب کاهش میزان فریت در فلز جوش شد.

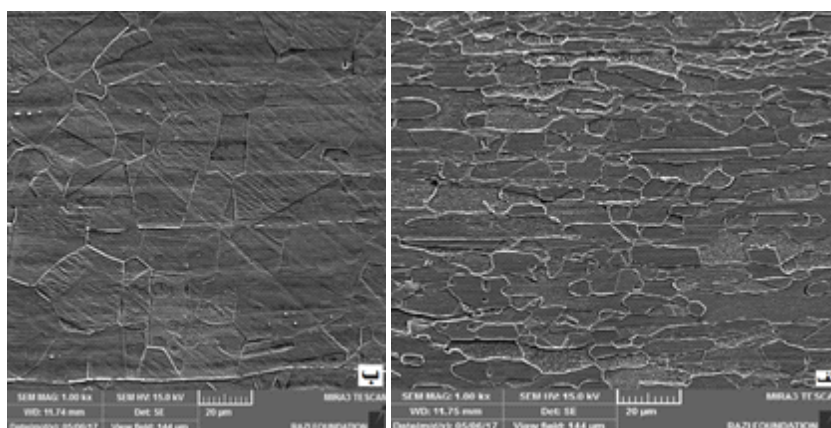
نتایج حاصل از آزمون ضربه را به صورت زیر می توان خلاصه کرد: فلز پرکننده **ERSafurex** دارای خواص مکانیکی بالاتری نسبت به فلز جوش **۳۱۶LMn** می باشد. نتایج حاصل از بررسی حرارت ورودی برای این فلز پرکننده نشان داد، افزایش حرارت ورودی سبب کاهش نرخ سرد شدن و در نتیجه افزایش میزان آستنیت فلز جوش و بهبود انرژی ضربه می شود. فلز جوش **۳۱۶LMn** انرژی ضربه کمتری نسبت به فلز جوش **Safurex** داشت که افزایش حرارت ورودی سبب افزایش انرژی ضربه و کاهش سختی این فلز جوش شده است. نتایج حاصل از آزمون میکروسختی نیز نشان داد که:

بیشترین سختی را فلز جوش **Safurex** به دلیل افزایش میزان فریت دلتا و همچنین ناحیه متأثر از حرارت فولاد **Safurex** چسبیده به مرز ذوب این فلز جوش به سبب ایجاد دانه های بزرگ فریتی با آستنیت کم، دارا بود. با افزایش حرارت ورودی سختی

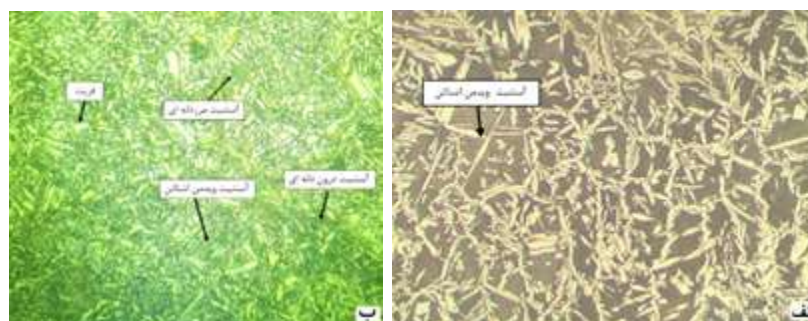
Welding Research

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و مصرفی (درصد وزنی)

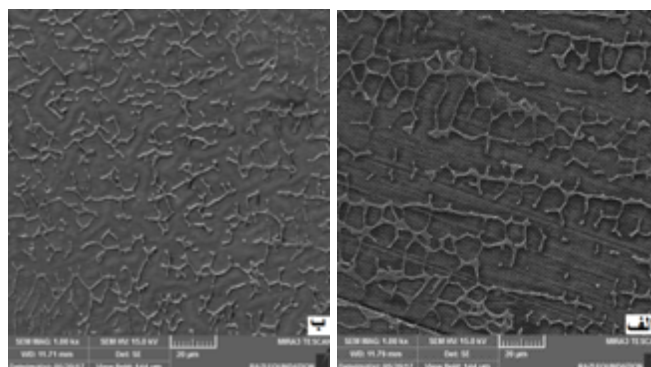
Fe	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	ترکیب شیمیایی
۵۹/۵	۰/۰۳	۰/۲۴	۱/۱	۲/۳۸	۲۹/۱	۷/۴۶	Safurex
۶۰/۷	۰/۰۲	۰/۲۷	۱/۱۳	۲/۰۱	۱۸/۲۶	۱۳/۶	316L-UG
۶۰/۱	۰/۰۳	۰/۶	۰/۸	۲/۳	۲۸/۵	۷/۵	ERSafurex
۶۲/۲	۰/۰۲	۰/۵	۷/۵	۲/۸	۲۰/۵	۱۵/۵	ER316LMN



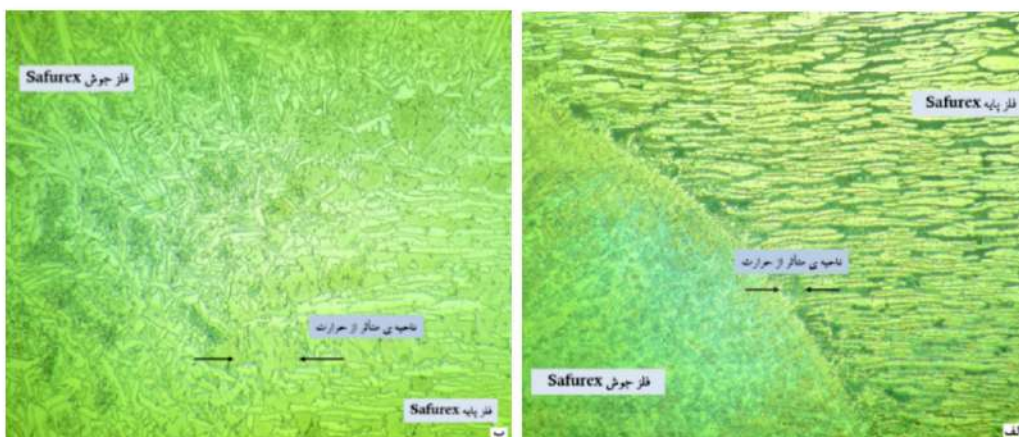
شکل ۱- الف - ریزساختار فولاد دوفازی Safurex با استفاده از میکروسکوپ الکترونی. ب - ریزساختار فلز پایه فولاد آستنیتی 316L-UG با میکروسکوپ الکترون روبشی



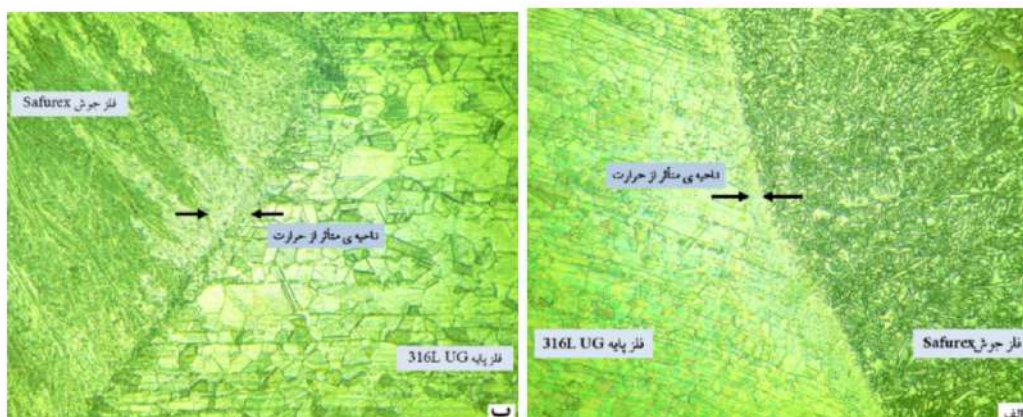
شکل ۲- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز جوش Safurex الف - با حرارت ورودی ۱۴۵۰ J/mm، ب - با حرارت ورودی ۲۶۷۰ J/mm



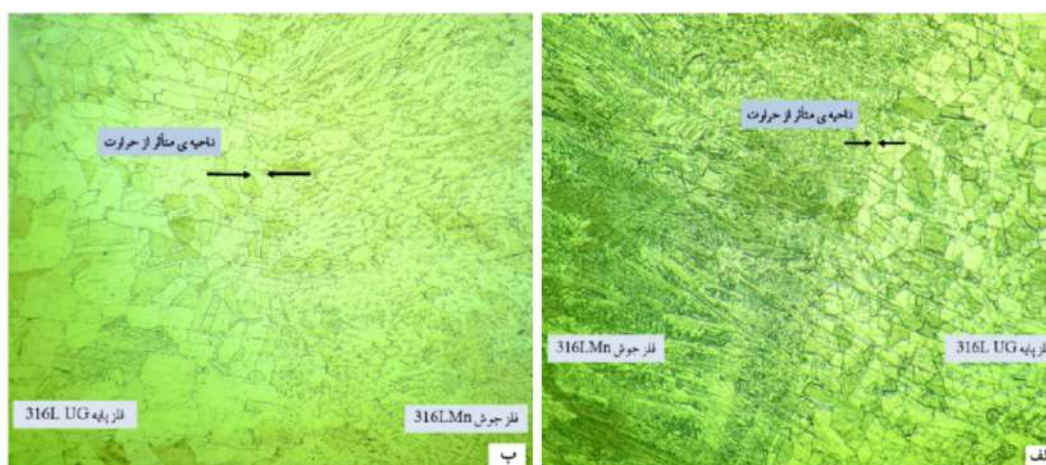
شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ الکترونی فلز جوش 316LMN الف - با حرارت ورودی ۱۵۰۵ J/mm، ب - با حرارت ورودی ۲۶۴۶ J/mm



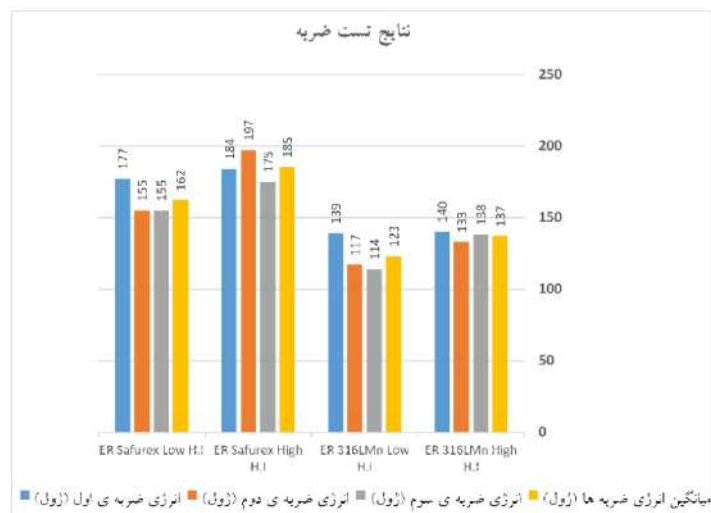
شکل ۴- ریزساختار فصل مشترک فلز پایه Safurex و فلز جوش Safurex الف - نمونه با حرارت های ورودی 1450 J/mm ب - 2669 J/mm



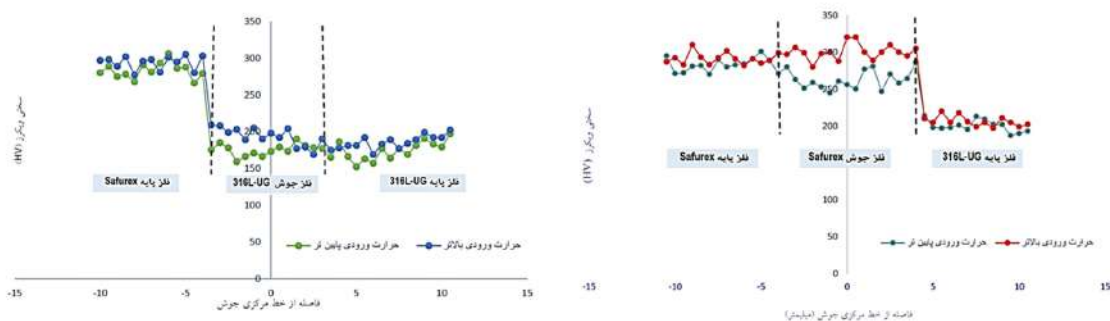
شکل ۵- ریزساختار فصل مشترک فلز پایه 316L-UG و فلز جوش Safurex الف - حرارت ورودی 1450 J/mm ب - 2669 J/mm



شکل ۶- ریزساختار فصل مشترک فلز پایه 316L-UG و فلز جوش 316LMn ER الف - حرارت ورودی 1505 J/mm ب - 2646 J/mm

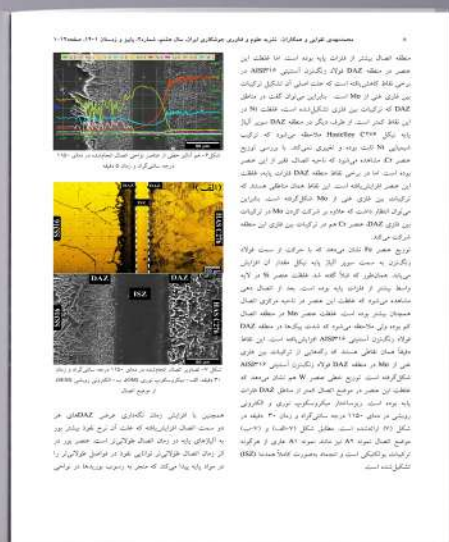


شکل ۷- نمودار نتایج تست های ضربه



شکل ۸- نمودارهای تست ریزسختی

نشریه علم و پژوهش در فناوری جوشکاری ایران



<https://jwsti.iut.ac.ir>

نشانی دبیرخانه: اصفهان - خیابان شمس آبادی - ساختمان شمس - طبقه ۴ - واحد ۴۱۳ - کد پستی ۸۱۳۴۶۵۳۳۸۱

تلف: ۰۳۱۳۲۲۴۰۳۲۵ نمابر: ۰۳۱۳۲۲۳۱۷۶۵ Email: info@iwnt.com

تارنما: www.iwnt.com سامانه عضویت: www.iwnt-membership.ir سامانه گواهینامه‌ها: <https://iwntcs.ir>