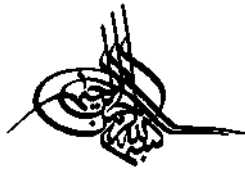


موشکاری

فصلنامه انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران
شماره ۱۱۰- بهار ۱۴۰۳





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 بررسی اثر حرارت ورودی بر ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت در فولاد ابزار AISID2 به روش GTAW، میثم حسینی واحد - حامد ثابت
- 8 جوشکاری تیک لوله فولادی زنگ نزن آستنیتی بدون گاز پرچ، مهندس عبدالوهاب ادب آوازه
- 11 ساخت قطعات آلیاژ اینکونل 625 به روش ساخت افزایشی قوسی با الکتروود فلزی و گاز محافظ (GMA-WAAM)، ابوالفضل صفرزاده - مهدی شفیعی آفرانی - محمود شریفی تبار
- 17 تأثیر دما بر ریزساختار اتصال نفوذی چندلایه فولاد زنگ نزن، مهیار مهران، بهروز بیدختی
- 21 تأثیر فرایندهای جوشکاری قوس الکتریکی و آرگون بر قابلیت تغییر ترکیب شیمیایی سطحی در عملیات روکش کاری، علی ردایی - مسعود مصلائی پور - پارمیس گنجعلی باورسادیان - مجید فاخری
- 25 بررسی تأثیر حرارت ورودی بر ریز ساختار و خواص خوردگی در اتصال جوش غیرمشابه به فولاد A283 Gr C به فولاد زنگ نزن 304L با روش SMAW، حدیث سادات مردان پور - مسعود عطاپور - مجتبی اسماعیل زاده
- 32 جوش پذیری فولاد زنگ نزن آستنیتی با روش جوش قوسی فلزی با گازهای محافظ مختلف (قسمت اول)، کاظم بابایی - مجید پورعبداله - فرزاد سلیمانی
- 34 آشنایی با الزامات استاندارد 3834 الزامات کیفیتی در جوشکاری ذوبی مواد فلزی - الزامات کیفیتی جامع - قسمت نخست، مهندس افشین خیام
- 36 بررسی رفتار سختی در منطقه متأثر از حرارت جوشکاری فولاد ASTM A517 در جوش های تک پایه و چند پایه، محسن رحیم پور کامی - مرتضی شمعانیان اصفهانی - کیانوش زرین نقش - سید احمد موسوی
- 42 بررسی آزمایشگاهی و محاسباتی تأثیر ترکیب شیمیایی فلز جوش بر ترک های انجمادی در جوشکاری آلومینیوم آلیاژی 6061، مجید سستاری - محسن شیخی - یوسف مظاهری
- 50 ارزیابی سازه های ورقی با استفاده از مودهای پایه امواج هدایت شونده در فرکانس های بالا، محسن سعیدی - سینا سوداگر





بررسی اثر حرارت ورودی بر ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت در فولاد ابزار AISI D2 به روش GTAW

میثم حسینی واحد^۱، حامد ثابت^۲

مقدمه

طرفی ساختار دانه‌ها بر استحکام، چقرمگی، انعطاف پذیری و مقاومت به خوردگی آلیاژ تأثیر می‌گذارد. جوشکاری باعث ایجاد تنش‌های داخلی در قطعه شده که می‌تواند مخرب بوده و اثرات نامطلوبی بر عملکرد قطعه داشته باشد. این تنش‌های داخلی می‌تواند منجر به تاب برداشتن، ترک خوردن (پیچیدگی ابعادی) و حتی شکستن قطعه در تنش‌هایی بسیار کمتر از تنش‌هایی که قطعه برای تحمل آن طراحی شده است، شود. عملیات پس‌گرم با حذف و یا کاهش تنش‌های داخلی و کاهش سختی باعث افزایش عمر قطعه و استحکام آن می‌شود [۱]. از این‌رو درک صحیح اثرات حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص نمونه‌های جوشکاری شده اهمیت خود را نشان می‌دهد. با رعایت اصول عملیات حرارتی و انجام پیشگرم و پسگرم در دمای مناسب و جوشکاری با حرارت ورودی کنترل شده و کنترل دقیق تمام پارامترها و متغیرهای جوشکاری می‌توان جوش مطلوبی بدست آورد. در این پژوهش، تأثیر حرارت ورودی بر ریزساختار و سختی ناحیه متأثر از حرارت در فرایند GTAW مورد ارزیابی قرار گرفته است.

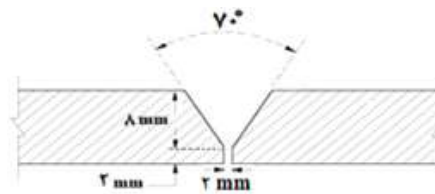
مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از ده قطعه فولاد ابزار AISI D2 در شرایط آنیل شده با ابعاد $70 \times 40 \times 10$ mm به عنوان فلز پایه استفاده شد. همچنین جهت اتصال فلز پایه از سیم جوش ER312 با قطر $1/6$ میلی‌متر به عنوان فلز پرکننده استفاده شد. ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده به روش اسپکتروسکوپی نشر نوری تعیین شد و در جدول (۱) ارائه شده است. انجام فرایند اتصال، به روش GTAW با گاز محافظ آرگون، قطبیت DCEN بصورت تک پاس، دو پاس و سه پاس به صورت دستی با طرح اتصال V شکل و زاویه 35° درجه بر اساس استاندارد ASME B16.9 انجام شد (شکل ۱). به منظور جلوگیری از تاب برداشتن و همچنین ایجاد گاز پشت بند جهت

فولادهای ابزار سردکار گروهی از فولادها هستند که کاربرد گسترده‌ای در صنایع دارند و اغلب برای برش یا شکل دهی سرد فلزات و سایش کاری مواد دیگر به کار گرفته می‌شود. فولادهای این گروه از پرآلیاژی‌ترین فولادها محسوب می‌شود. فولاد ابزار سردکار پرکربن - پرکروم با شماره استاندارد DIN2379 و نماد $X155CrVMol$ و با نام تجاری D2 و با حدود $1/5$ درصد کربن و 11 درصد کروم یک فولاد بسیار پر مصرف در تولید ابزارهای برشی و قالب‌های شکل دهی و نورد سرد است که به شکل‌های مختلفی بکار می‌رود [۱]. این فولادها معمولاً در معرض بارگذاری‌های سنگین و سایش هستند. ایجاد عیوب سطحی در اثر سایش، خوردگی و سایر مکانیزم‌های تخریب باعث خروج این تجهیزات گران قیمت از چرخه تولید و تحمیل هزینه‌های سنگین بر صنایع خواهد شد. این فولادها خواص مطلوب سایشی را از وجود مقادیر زیادی از کربن، کروم و سایر عناصر آلیاژی مانند وانادیوم و مولیبدن به دست می‌آورند، اما وجود این عناصر آلیاژی در فولاد باعث افزایش سختی ناشی از تشکیل کاربید شده که علاوه بر محاسن باعث ضعف این فولاد در جوشکاری می‌شود. وجود ترک‌های سرد در سطح وسیع برای این فولادها و از بین رفتن دقت ابعادی از مشکلات گزارش شده در جوشکاری قطعات ساخته شده از این نوع فولادها می‌باشد [۲]. اعمال پیشگرم در جوشکاری این فولادها الزامی می‌باشد. پیشگرم موجب کاهش شیب حرارتی بین ناحیه جوش و مناطق اطراف شده و در نتیجه با کاهش نرخ سرد شدن باعث کاهش ایجاد ترک و سختی و تنش‌های پسماند در ناحیه HAZ می‌شود. همچنین از وارد شدن شوک حرارتی بالا ناشی از جوشکاری به قطعه جلوگیری می‌کند [۳]. حرارت ورودی از مهمترین پارامترهای جوشکاری و موثرترین عامل بر عرض و میزان درشت‌دانه‌ی ناحیه متأثر از حرارت است. هرگونه تغییر در این عامل به شکل مستقیم ناحیه HAZ را متأثر می‌سازد. حرارت ورودی، رشد دانه در منطقه نزدیک خط ذوب را تحت تأثیر قرار می‌دهد. از

میلی متر به ضخامت ۱۰ میلی متر و با ایجاد یک شیار سرتاسری به عرض ۴ میلی متر استفاده شد تا برای محافظت، گاز را به ریشه جوش برساند. بر روی تعدادی از نمونه ها عملیات حرارتی پسرگرم انجام شد تا با مقایسه با نمونه های بدون پسرگرم تاثیر عملیات حرارتی پسرگرم بر سختی نمونه ها بررسی شود. جدول (۲) پارامترهای فرایند جوشکاری را ارائه می دهد. حرارت ورودی طبق رابطه (۱) بر حسب (KJ/mm) محاسبه می شود. در این رابطه V ولتاژ بر حسب ولت شدت جریان بر حسب آمپر و S سرعت جوشکاری بر حسب میلی متر بر دقیقه می باشد. باتوجه به ارتباط مستقیم طول قوس با ولتاژ جوش با ثابت نگه داشتن طول قوس ولتاژ جوشکاری ثابت می ماند و میزان حرارت ورودی جوشکاری به قطعه ثابت می ماند [۴].

$$Q = \eta (60.V.I / 1000S) \quad (1)$$



شکل ۱- طرح اتصال نمونه ها.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) فولاد AISI D2 و فلز پرکننده Er312.

	C	Cr	Si	Cu	Ni	Mo	Mn	P	Co	V	Al	Fe
AISI D2	۱/۵۵	۱۱/۰۴	۰/۳۰	۰/۲۱	۰/۱۷	۰/۷۰	۰/۲۷	۰/۰۲	۰/۲۷	۱/۰۰	۰/۲۲	مابقی
ER312	۰/۱۰	۳۰/۰۰	۰/۴۰	۰/۷۵	۹/۰۰	۰/۷۵	۱/۶۰	۰/۰۳	-	-	-	مابقی

جدول ۲- پارامترهای فرایند جوشکاری.

سرعت جوشکاری (mm/min)	طول قوس (mm)	نوع جریان	دبی گاز محافظ (lit/min)	نوع گاز محافظ	قطر الکترود (mm)	نوع الکترود	شدت جریان (A)	ولتاژ (V)
۵۰	۳	DCEN	۱۵	آرگون ۹۸/۹۹	۱/۶	EWTh-2	۱۱۰-۱۳۰-۱۵۰	۱۲

جدول ۳- نحوه کدگذاری نمونه های مختلف.

کد نمونه	تعداد پاس جوشکاری	حرارت ورودی (KJ/mm)	شدت جریان (A)	دمای پیشگرم (°C)
D1	۱	۱/۱۳	۱۱۰	۲۵۰
D2	۱	۱/۳۳	۱۳۰	۲۵۰
D3	۱	۱/۵۴	۱۵۰	۲۵۰
D4	۲	۲/۲۶	۱۱۰	۲۵۰
D5	۳	۳/۳۹	۱۱۰	۲۵۰

یکی از تأثیرات پیشگرمایی زیاد یا بیش از حد، پهن تر شدن ناحیه گرما دیده جوش است. افزایش پهنای منطقه HAZ، بروز تغییرات ساختاری و کاهش خواص مکانیکی را در سطح گسترده تری از فلز پایه متحمل می سازد و این، تنها نقطه ضعف پیش گرمایی البته در شرایطی است که قطعه کار بیش از حد پیشگرم شود. از اینرو انتخاب دمای مناسب پیشگرم، یکی از عوامل تأثیرگذار برای جلوگیری از افزایش پهنای ناحیه HAZ می باشد. با توجه به دمای استحاله آستنیت به مارتنزیت و دیاگرام CCT فولاد AISI D2 دمای پیشگرم ایده ال را در حدود ۶۰-۵۰ درجه سانتی گراد بالاتر

از دمای شروع بوجود آمدن مارتنزیت (Ms) و حدود ۲۵۰ درجه سانتی گراد در نظر گرفته شد [۵]. نمونه ها در دمای ۲۵۰ درجه سانتی گراد با استفاده از مشعل حرارت داده شد و با استفاده از گچ حرارتی دمای پیشگرم قطعه کنترل شد. در جوشکاری نمونه های چند پاسی برای کنترل دمای قطعه، دمای بین پاسی ۲۰۰ درجه سانتی گراد اعمال شد و برای کنترل دمای بین پاسی نیز از گچ حرارتی استفاده شد. پس از جوشکاری، نمونه ها به مدت ۴ ساعت داخل ماسه بادی گرم به آرامی سرد شده و به دمای محیط رسیدند. به منظور مطالعه و بررسی ریز ساختار فولاد، ابتدا سطح نمونه ها پس از جوشکاری سنگ زنی و سوهان کاری شده و صاف گردید و با استفاده از وایرکات برش هایی بصورت عرضی از نمونه ها تهیه شد. سپس نمونه ها طبق استاندارد ASTM E3 با استفاده از سنباده از شماره ۱۰۰ تا ۲۵۰۰ صاف و صیقل شد. طبق استاندارد ASTM E340/E381 برای حک کاری فلز جوش از محلول ماربل (10 گرم $CuSO_4$ ، 50 میلی لیتر HCL و ۵۰ میلی لیتر آب) استفاده شده با زمان حک کاری چهار ثانیه و برای حک کاری ناحیه HAZ و فلز پایه از محلول ۳% نایتال به مدت سه ثانیه استفاده شد. ریز ساختار مناطق مختلف با میکروسکوپ نوری Meiji ML7100 و میکروسکوپ الکترونی رویشی مدل Seron Tech AIS2300C مجهز به آنالیز نقطه ای بررسی شد. تصاویر SEM از نمونه ها در حالت آشکارساز الکترون ثانویه با ولتاژ کاری ۳۰ KV تهیه شدند. با استفاده از نرم افزار Image J مقادیر درصد حجمی فازها و درصد کاربیدها و اندازه دانه ها و عرض ناحیه HAZ محاسبه شد. آزمون میکروسختی سنجی با دستگاه 1000HVS به روش ویکرز تحت بار ۲۰۰ گرم و زمان بارگذاری 10 ثانیه طبق استاندارد ASTM E384 انجام شد.

نتایج و بحث

♦ مشاهدات ریز ساختاری

جدول (۴) نتایج حاصل از اندازه دانه و اندازه کاربیدها و عرض ناحیه HAZ ارائه شده است. از بررسی نتایج جدول (۴) و شکل (۲) مشاهده می شود که عرض ناحیه HAZ نمونه ها با افزایش حرارت ورودی افزایش یافته است. بیشترین عرض ناحیه HAZ با ۷۷۰ میکرومتر مربوط به نمونه D5 با بیشترین حرارت ورودی و کمترین میزان عرض ناحیه HAZ با ۴۵۰ میکرومتر مربوط به نمونه D1 با کمترین حرارت ورودی است. علت این امر ارتباط مستقیم عرض ناحیه HAZ و اندازه دانه با حرارت ورودی می باشد. با افزایش حرارت ورودی زمان بیشتری برای خروج حرارت فراهم می شود همچنین سرعت سرد شدن و رسیدن به دمای محیط کم شده لذا عمق نفوذ حرارت افزایش یافته و مناطق بیشتری تحت تأثیر حرارت جوشکاری قرار می گیرند در نهایت عرض ناحیه HAZ افزایش می یابد [۶]. همچنین پیشگرم کردن با اثر گذاری بر سرعت خروج حرارت باعث کاهش سرعت سرد شدن فلز جوش (در حین و بعد از انجماد) و HAZ می شود که در نتیجه از تشکیل فازهای ناخواسته و ترد جلوگیری می نماید. بدین ترتیب پیشگرم کردن با کنترل زمان انجماد مذاب حوضچه جوش و سرد شدن بعد از

قرار می‌دهد [۷]. در نمونه‌های جوشکاری شده دو و سه پاس عرض ناحیه HAZ و اندازه دانه‌ها افزایش یافته که این امر ناشی از افزایش زمان انجماد پاس رویه به علت کاهش سرعت سرد شدن فلز جوش در اثر افزایش حرارت ورودی بوده است. فرایند جوشکاری پاس رویه بر روی پاس ریشه هنگامی انجام شده است که پاس ریشه دارای حرارت باقی مانده از فرایند جوشکاری بوده و به طور کامل سرد نشده لذا این دما برای پاس رویه حالت پیشگرم را به وجود می‌آورد.

جدول ۴- اندازه دانه و کاربید و عرض منطقه در ناحیه HAZ.

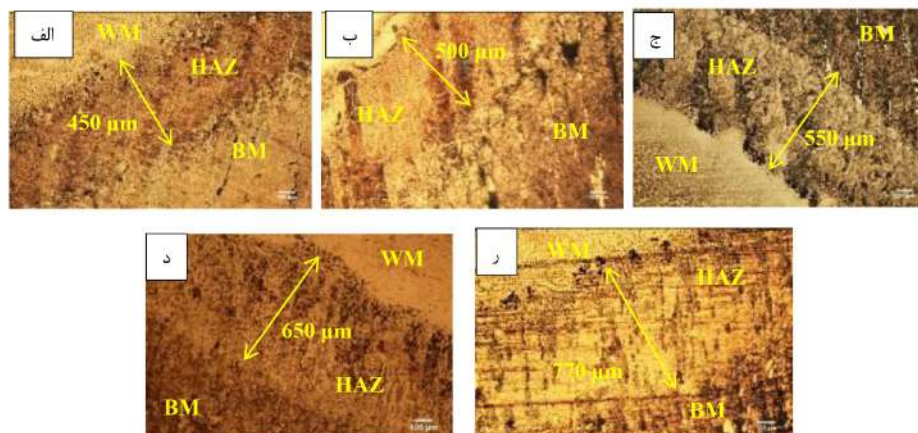
نمونه	درصد کاربید	ناحیه HAZ		
		متوسط اندازه کاربید (μm)	متوسط اندازه دانه (μm)	متوسط عرض ناحیه (μm)
D1	۱۵	۷	۱۴	۴۵۰
D2	۱۳	۸	۱۷	۵۰۰
D3	۱۱	۹	۱۹	۵۵۰
D4	۹	۱۰	۲۱	۶۵۰
D5	۷	۱۲	۲۳	۷۷۰

از بررسی تصاویر میکروسکوپ نوری ناحیه HAZ در شکل (۳) مشاهده می‌شود که اندازه دانه در نمونه‌ها با افزایش حرارت ورودی افزایش یافته است. بیشترین اندازه دانه با ۲۳ میکرومتر مربوط به نمونه D5 با حرارت ورودی ۳/۳۹ KJ/mm و کمترین اندازه دانه در نمونه D1 با ۱۵ میکرومتر با حرارت ورودی ۱/۱۳ KJ/mm می‌باشد. از پارامترهای موثر در رشد دانه دما است بنابراین با افزایش دما نیروی محرکه لازم برای عبور از سد انرژی اکتیواسیون برای رشد دانه تأمین شده است در نتیجه مرز دانه‌ها مهاجرت می‌کنند و تعداد کل دانه‌ها کاهش پیدا می‌کند و بدین ترتیب متوسط اندازه دانه‌ها زیاد می‌شود. از طرفی وقتی که میزان حرارت ورودی افزایش پیدا می‌کند، مدت زمانی که یک نقطه مشخص در دمای بالا قرار می‌گیرد نسبت به شرایطی که میزان حرارت ورودی کم است، افزایش پیدا می‌کند. بنابراین دومین عامل مهم برای رشد دانه که زمان می‌باشد نیز تأمین شده و این دو عامل مهم برای رشد دانه موجب افزایش اندازه متوسط دانه با افزایش میزان حرارت ورودی می‌گردند. از طرفی با نزدیک شدن به مرز ذوب، پیک دمای بیشتر شده و ماده مورد نظر،

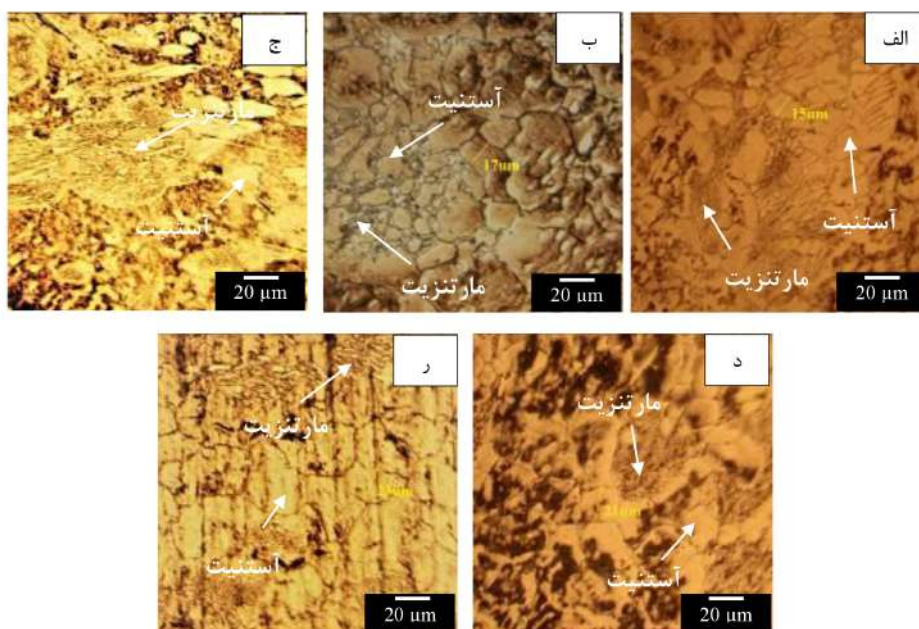
زمان طولانی‌تر در دمای بالا باقی می‌ماند. بنابراین با نزدیک شدن به مرز ذوب، متوسط اندازه دانه در منطقه HAZ افزایش می‌یابد. همچنین با افزایش حرارت ورودی و انحلال ذرات کاربید در یکدیگر شاهد درشت شدن دانه‌ها هستیم، زیرا این کاربیدها در دماهای پایین‌تر مانعی برای رشد دانه‌ها هستند. با انحلال آنها و از بین رفتن موانع، رشد دانه‌ها افزایش می‌یابد [۸].

در واقع نحوه رشد دانه‌های آستنیت، به پایبندی حرارتی کاربیدهای موجود در ریزساختار بستگی دارد. بر طبق تحقیقات انجام شده، این کاربیدها تا محدوده دمایی مشخصی از رشد دانه آستنیت ممانعت می‌کنند و از آن درجه حرارت به بعد، با انحلال و تجزیه کاربیدها دانه‌ها به طور ناگهانی شروع به رشد می‌کنند. در حقیقت مهمترین عامل کنترل کننده سرعت رشد دانه‌ها، ذرات فاز دوم است. کاربیدها نمونه‌ای از این ذرات است که با قفل کردن مرز دانه‌ها، به عنوان ریزکننده دانه‌ها عمل می‌کند. قدرت عمل این ذرات به شدت به دما بستگی دارد به طوریکه افزایش دما منجر به انحلال این ذرات در یکدیگر و در نتیجه درشت شدن این ذرات می‌شود [۹].

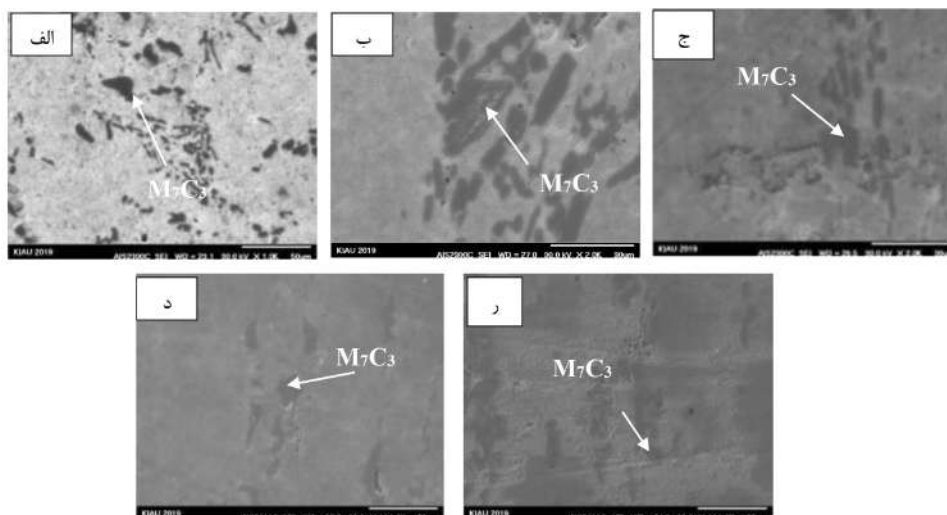
شکل (۴) تصویر میکروسکوپ الکترونی از ناحیه HAZ نمونه‌ها را نشان می‌دهد. با مقایسه درصد کاربید در نمونه‌ها مشاهده می‌شود با افزایش حرارت ورودی درصد کاربید در ناحیه HAZ روند کاهشی داشته است. با افزایش حرارت ورودی از تعداد و اندازه کاربیدهای پیوسته کاسته شده و به جای آن کاربیدهای منقطع، زیادتر شده است. به نظر می‌رسد توزیع کاربید مرز دانه‌ای به توزیع کاربید پراکنده، تبدیل شده است و این بدین علت می‌باشد که حرارت ورودی بالا باعث تجزیه نمودن کاربیدهای پیوسته نموده و آن را تبدیل به رسوب غیر پیوسته و یا دانه‌ای کرده است. با افزایش حرارت ورودی اندازه کاربیدها افزایش می‌یابد به گونه‌ای که بیشترین میانگین اندازه کاربیدهای با ۱۲ میکرومتر (بدست آمده از میانگین اندازه گیری ۱۰ عدد کاربید) مربوط به نمونه D5 با بیشترین حرارت ورودی است. علت این امر ناشی از طولانی‌تر شدن زمان نسبی خروج حرارت در حرارت ورودی بالا و فرصت کافی برای رشد کاربیدها است [۱۰].



شکل ۲- عرض ناحیه HAZ نمونه‌های الف - D1 - ب - D2 - ج - D3 - د - D4 - ر - D5.



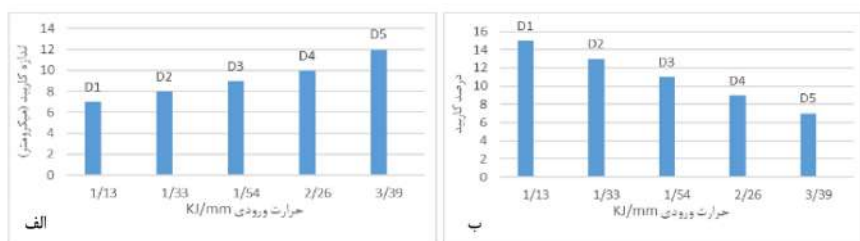
شکل ۳- ریزساختار HAZ نمونه‌های الف - D1 - ب - D2



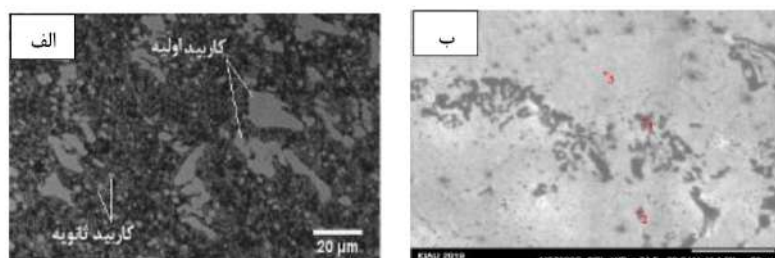
شکل ۴- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ناحیه HAZ
الف - D1 - ب - D2 - ج - D3 - د - D4 - ر - D5

می باشند. کاربیدهای موجود در ریزساختار اولیه از نوع M_7C_3 است [۱۱]. عدم وجود کاربید MC در ریزساختار فولاد ناشی از عملیات آنیل نرم انجام شده در دمای ۸۶۰ درجه سانتیگراد بروی فولاد است زیرا دمای انحلال کاربید MC ۷۴۰ درجه سانتیگراد است. کاربیدهای به دو نوع کاربید اولیه و کاربید ثانویه شناخته می شوند. کاربیدهای اولیه تاثیر بسزایی در مقاومت سایشی فولاد دارند، کاربیدهای ثانویه باعث افزایش مقاومت تغییر شکل ناحیه پلاستیک فولاد می شوند. ریزساختار اولیه فولاد با میکروسکوپ الکترونی SEM در شکل (۶-ب) نشان داده شده است.

شکل (۵) نمودار مقایسه ای اندازه و درصد مقدار کاربید را در ناحیه HAZ نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود با افزایش حرارت ورودی از ۱/۱۳ تا ۳/۳۹ KJ/mm اندازه کاربید از ۷ به ۱۲ میکرومتر افزایش و درصد کاربید از ۱۵ به ۷ درصد کاهش یافته است. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار اولیه فولاد AISI D2 در حالت آنیل شده در شکل (۶-الف) نشان داده شده است. همانطور که مشخص است ریزساختار اولیه فولاد حاوی حجم بالایی از ذرات کاربیدی درشت است که در دماهای نزدیک به دمای ذوب تشکیل شده اند و همچنین کاربیدهای کوچک در یک زمینه فریتی



شکل ۵- نمودار تغییرات اندازه و درصد کاربید ناحیه HAZ نسبت به حرارت ورودی در نمونه های مختلف الف - اندازه کاربید ب - درصد کاربید ج - D3 د - D4 ر - D5.



شکل ۶- تصویر ریزساختار اولیه فولاد پایه AISI D2 الف - میکروسکوپی نوری ب - میکروسکوپ SEM.

جدول ۵- نتایج آنالیز EDS کاربیدها و زمینه فریتی فولاد AISI D2 بر حسب درصد اتمی.

	C	Si	P	S	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	W	فاز
نقطه ۱	۶/۰۳	۰/۱۰	۰/۰۸	۰/۰۳	۵/۰۷	۴۵/۹۵	۰/۳۴	۴۰/۵۸	۰/۰۷	۱/۴۶	۰/۲۹	M7C3
نقطه ۲	۶/۷۰	۰/۱۶	۰/۰۲	۰/۲۴	۵/۵۲	۴۴/۵۱	۰/۴۹	۴۰/۶۲	۰/۰۹	۱/۵۷	۰/۱۰	M7C3
نقطه ۳	۱/۶۱	۰/۲۷	۰/۰۲	۰/۰۲	۰/۳۰	۹/۳۰	۰/۳۵	۸۷/۳۰	۰/۲۹	۰/۲۹	۰/۴۵	α

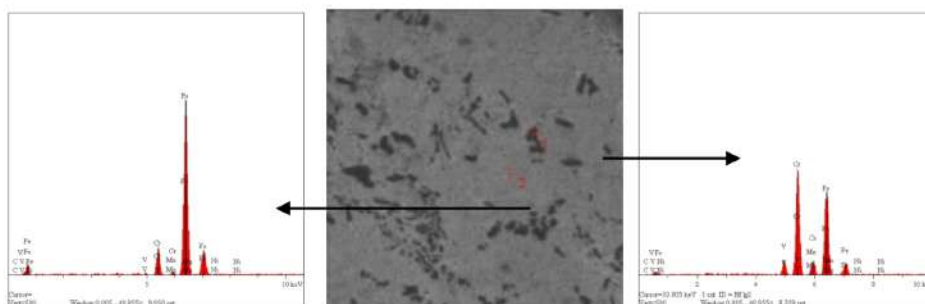
با توجه به نتایج آنالیز EDS در جدول (۵) ترکیب شیمیایی فولاد شامل کاربید M_7C_3 و زمینه فریتی است. با توجه به نسبت Cr/C کاربید موجود در ریزساختار فولاد نمونه ها از نوع M_7C_3 است که غنی از Cr با ساختار هگزاگونال است. کاربید M_7C_3 کاربید ناپایداری بوده و در دماهای $1000^\circ C$ الی $500^\circ C$ به طور تدریجی تجزیه و به کاربید پایدارتر $M_{23}C_6$ تبدیل می شود [۱۲].

از بررسی تصاویر میکروسکوپی نوری و SEM مشاهده می شود ریزساختار ناحیه HAZ در نمونه ها با ریزساختار اولیه فولاد متفاوت است (شکل ۳ و ۴). همچنین از بررسی نتایج آنالیز نقطه ای مشاهده می شود فاز زمینه شامل مارتنزیت و آستنیت باقی مانده به همراه کاربید M_7C_3 می باشد. با توجه به وجود کربن به میزان ۱/۵ درصد در فولاد و عناصر آلیاژی تسریع کننده استحاله مارتنزیتی، وجود فاز مارتنزیت در ریزساختار ناحیه HAZ قابل توجیه است. درصد بالای کربن باعث کاهش دمای شروع استحاله مارتنزیتی شده و در نتیجه آستنیت باقی مانده در ساختار تشکیل می شود. پدیده دیگر مشاهده شده وجود دانه های تیره رنگ بزرگ در منطقه HAZ نزدیک خط ذوب است. این دانه ها دارای ریزساختار پرلیتی می باشند. دلیل تشکیل ریزساختار پرلیتی در فصل مشترک می تواند به علت مهاجرت کربن از فلز جوش به ناحیه HAZ باشد. در شرایط دمای بالا نفوذ اتم ها با سهولت بیشتری انجام شده و در نتیجه، آستنیت موجود در آن ناحیه دارای درصد کربن بالاتری می شود و بعد از استحاله یوتکتوئید، میزان پرلیت بیشتری تشکیل می شود [۸]. تشکیل فاز

به دلیل وجود درصد بالایی از کربن و کروم می باشد. دو نوع توزیع کاربید آلیاژی در ریزساختار وجود دارد، یکی ذرات درشت کاربیدهای اولیه M_7C_3 که در مذاب تشکیل شده و در ضمن کار گرم پراکنده شده اند و دیگری ذرات کاربید کروی شده و ریزتر که حاصل رسوب ثانویه در دمای پایین و یا دگرگونی فازی هستند. برای اطمینان از صحت نتایج آنالیز نقطه ای از هر نقطه چندین بار آنالیز گرفته شد و اعداد مربوط به کربن تقریبی می باشد. همانطور که مشاهده می شود ریزساختار در این تصاویر نیز متشکل از مناطق مارتنزیت سوزنی (زمینه تیره) مناطق آستنیت باقی مانده (مناطق خاکستری) و کاربیدها (مناطق تیره و سفید) هستند. کاربیدها در ریزساختار به صورت اشکال چند ضلعی و با رنگ متفاوت از زمینه کاملاً قابل تشخیص هستند.

ریزسختی

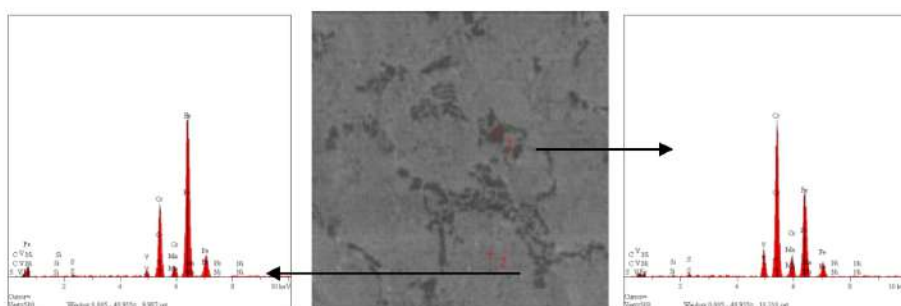
همانطور که در جدول (۸) دیده می شود، با افزایش حرارت ورودی سختی منطقه HAZ نمونه های مختلف افزایش یافته که این افزایش سختی ناشی از آستنیت باقی مانده و استحاله مارتنزیتی است [۴]. در منطقه HAZ در هنگام سرد شدن بخشی از کاربیدها مجدداً رسوب نموده و بقیه کاربیدها با تجزیه شدن در فاز آستنیت حل می شوند لذا افزایش عناصر آلیاژی محتوی آستنیت و همچنین رشد دانه ها باعث افزایش سختی این منطقه می گردد [۵]. همچنین به دلیل مجاورت این ناحیه با فلز جوش و تجربه سیکل حرارتی با



شکل ۷- آنالیز نقطه ای ناحیه HAZ نمونه D1

جدول ۶- نتایج آنالیز EDS نمونه D1 برحسب درصد اتمی.

	C	V	Cr	Mn	Fe	Ni
نقطه ۱	۶/۳۲۶	۳/۶۱۵	۳۹/۷۵۱	۰/۷۷۶	۴۵/۰۳۴	۰/۴۹۸
نقطه ۲	۴/۶۹۸	۰/۳۴۶	۹/۱۲۳	۰/۲۶۳	۸۴/۰۸۸	۰/۷۰۰



شکل ۸- آنالیز نقطه ای ناحیه HAZ نمونه D3

جدول ۷- نتایج آنالیز EDS نمونه D3 برحسب درصد اتمی.

	C	V	Cr	Mn	Fe	Ni
نقطه ۱	۶/۱۴۸	۷/۲۱۶	۴۲/۱۷۶	۰/۴۲۳	۴۳/۵۹۷	۰/۶۵۶
نقطه ۲	۵/۸۸۴	۱/۹۷۰	۱۴/۶۲۳	۰/۳۳۴	۷۵/۵۲۰	۰/۶۸۰

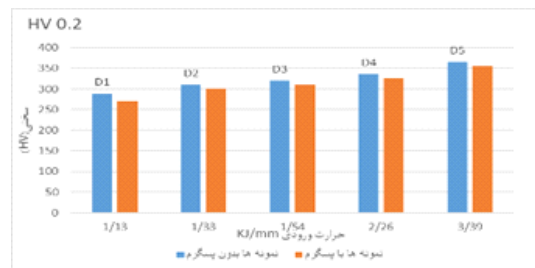
تنش پسماند در این ناحیه می شود. با توجه به شکل (۱۰) و دیاگرام تمپرینگ فولاد D2 AISI و از مقایسه میزان سختی ناحیه HAZ بین نمونه ها با و بدون پسرگرم مشاهده می شود، میزان سختی با اعمال پسرگرم در دمای 100°C کاهش یافته است. به دلیل کاهش چگالی نابه جایی ها و تنش های پسماند میزان سختی نسبت به نمونه های بدون پسرگرم کاهش یافته است. در اثر پسرگرم میزان تنش های داخلی تا حد زیادی کاهش یافته یا حذف می شوند و استحکام فولاد افزایش می یابد [۱۱]. بیشترین میزان سختی در ناحیه HAZ مربوط به نمونه D5 با بیشترین حرارت ورودی به میزان 365 ویکرز می باشد. کمترین میزان سختی در ناحیه HAZ مربوط به نمونه D1 با کمترین حرارت ورودی به مقدار ۲۸۸ ویکرز می باشد. میزان سختی در نمونه ها با حرارت ورودی جوشکاری رابطه مستقیم دارد. با افزایش دما پسرگرم به دلیل افزایش مقدار کربن در ناحیه HAZ تبدیل آستنیت به مارتنزیت و افزایش درصد کاربید در ناحیه HAZ باعث افزایش میزان سختی می شود [۱۴ و ۱۵]. نفوذ عناصر آلیاژی

دمای بالاتر هنگام جوشکاری در مقایسه با فلز پایه، دانه های آستنیت رشد نموده و مساحت مرزدانه کاهش یافته است در نتیجه انجام استحاله های نفوذی دشوار گردیده و سختی پذیری بیشتر می شود. ساختارهای مارتنزیتی پر کربن که در اثر جوشکاری تولید می شوند، خیلی ترد و شکننده هستند به ویژه اگر عملیات حرارتی پسرگرم روی آن انجام نگیرد. این تردی، سبب بروز ترک ها در اطراف ناحیه HAZ می شود. به همین دلیل، در جوشکاری این خانواده از فولادها، عملیات پس گرمایی و کنترل سرعت سرد شدن بسیار مهم است تا بتوان از تنش های انقباضی و بروز ترک ها جلوگیری نمود [۸]. عملیات پسرگرم به تنهایی و بدون انجام عملیات پسرگرم، نمی تواند تنها با کاهش نسبی سرعت سرد شدن خواص بهینه ای را در نمونه ها تامین کند. اما زمانی که از هر دو فرایند پسرگرم و پسرگرم استفاده شد، خواص بهینه در فولاد به دلیل تمپر شدن فاز مارتنزیت تامین گردید. با انجام عملیات پسرگرم بروی نمونه ها نفوذ عناصر در ناحیه HAZ بیشتر شده و باعث کاهش فازهای مضر و شکننده و کاهش

نفوذ عناصر آلیاژی تشکیل دهنده کاربید از زمینه مارتنزیت بازپخت شده، صورت گرفته و کاربیدهای آلیاژی در زمینه شکل می گیرند، تشکیل این کاربیدهای آلیاژی، سختی ثانویه قابل توجهی را ایجاد می کنند. با افزایش دما از ۵۰۰ درجه سانتی گراد به دلیل تجزیه فاز مارتنزیت و تبدیل آن به فریت و درشت و کروی شدن کاربیدها در زمینه فاز فریت، نرم شدن ساختار و کاهش چگالی نابجایی ها، حذف تنش های داخلی با کاهش شدید سختی فولاد مواجه هستیم [۱۶].

جدول ۸- نتایج آزمون سختی در ناحیه HAZ.

نمونه	D1	D2	D3	D4	D5
سختی (ویکرز)	۲۸۸	۳۱۰	۳۲۰	۳۳۵	۳۴۵



شکل ۹- نمودار تغییرات سختی نمونه های مختلف.

نتیجه گیری

در تحقیق حاضر تاثیر حرارت ورودی فرایند GTAW بر ریزساختار و سختی ناحیه متأثر از حرارت در فولاد ابزار AISI D2 بررسی و نتایج ذیل حاصل گردید که عبارتند از:

- 1- بررسی ریزساختاری ناحیه HAZ نمونه ها مشخص نمود عمده فاز تشکیل شده در نمونه ها، کاربید نوع M_7C_3 به همراه آستنیت باقی مانده و مارتنزیت است.
- 2- افزایش حرارت ورودی سبب شد تا در ناحیه HAZ میانگین قطر دانه ها و اندازه کاربیدها و همچنین عرض این ناحیه افزایش یابد و میزان درصد کاربید در این ناحیه کاهش یابد.
- 3- افزایش دمای پست گرم به دلیل کاهش چگالی نابجایی ها و تنش های پسماند باعث کاهش میزان سختی در قطعه می گردد.
- 4- در نمونه های دو پاس و سه پاس حرارت باقی مانده از جوشکاری پاس اول موجب کاهش سرعت سرد شدن پاس رویه گردیده و موجب افزایش اندازه دانه و عرض ناحیه HAZ می شود.

منابع

- 1-C. Hojerslev, "Tool steels", DTU Orbit, Materials Research Department of Denmark Uni, 2001.
- 2- ح. ثابت، "بازسازی قطعات تحت سایش به روش جوشکاری"، امیر، اول، ۱۳۹۲.
- 3- سیندوکو، م. شمعانیان، ع. اشرفی، "متالورژی جوشکاری"، شهرآب، اول، ۱۳۸۱.
- 4-Metal 'S Handbook, "Welding, Brazing and Soldering", ASM, Vol. 6, 2002.
- 5-B. Silva, I. Pires, L. Quintino, R. Miranda, New welding procedures for repairing H13 and P20 tool steels, Journal of Materials Processing Technology 179, 244-250, 2006
- 6- ح. ثابت، "تکنولوژی و متالورژی جوشکاری"، نشر امیر، 1378.
- 7- ح. ثابت، ب. بهنام، م. شادی، "اثر متغیرهای جوشکاری میکروپلاسم بر ریزساختار، ویژگی های مکانیکی و مقاومت الکتریکی آلیاژ حرارتی ۲۰Cr-80Ni"، مجله مواد نوین، جلد ۲، شماره ۴، ۱۳۹۱.
- 8- گلغزار، محمدعلی؛ اصول و کاربرد عملیات حرارتی فولادها و چدن ها؛ انتشارات دانشگاه صنعتی اصفهان، چاپ اول، ۱۳۶۷.
- 9-C. R. Brooks; Principles of the Austenitization of Steels; Elsevier Applied Science, 1992, pp. 40-50.
- 10-T. Pirtovsek, G. Kugler, M. Tercelj, "The Behaviour of the Carbides of Ledeburitic AISI D2 Tool Steel During Multiple Hot Deformation Cycles" Materials Characterization, 83, 97-108, 2013.
- 11-M. Mohammed, M. Omar, S. Al-Zubaidi, K. Kalahari, M. Abdelgnei, "Microstructure and Mechanical Properties of Thixowelded AISI D2 Tool Steel", Metals Journal, Vol.8, pp.316, 2018.
- 12-S. Buytoz, "Microstructural properties of M7C3 eutectic carbides in a Fe-Cr-C alloy", Elsevier, 60, pp. 605-608, 2006.
- 13-S. Thompson, "Handbook of Mold, Tool and Die Repair Welding", pp.13, 46, 50, 1999.
- 14-S. Salunkhe, D. Fabijanic, J. Nayak, P. Hodgson, "Effect of Single and Double Austenitization Treatments on the Microstructure and Hardness of AISI D2 Tool Steel", Elsevier, 1901 - 1906, 2015.
- 15-K. Singh, K. Khatirkar, G. Sapate, "Microstructure Evolution and Abrasive Wear Behavior of D2 Steel", Elsevier, 206-216, 2015.

پی نوشت

- 1- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد و متالورژی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران
- 2- دانشیار گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران



جوشکاری تیگ لوله فولادی زنگ نزن آستنیتی بدون گاز پرچ

مهندس عبدالوهاب ادب آوازه^۱

حایل ها و کفشک های پاکسازی می باشد.

ب- زمان اجرای پاکسازی

اجرای پاکسازی بسته به ابعاد لوله از چند دقیقه تا چند ساعت طول می کشد. در بعضی پروژه ها تا سطح اکسیژن موجود در داخل لوله به PPM از پیش تعریف شده نرسد، جوشکار اجازه شروع جوشکاری ندارد.

2- پاکسازی معمولاً با گاز آرگون انجام می شود و گاز آرگون در کشور ما خیلی گران است.

در بیشتر موارد برای پاکسازی لوله های بزرگ یا طویل، حجم گاز آرگون مورد نیاز خیلی زیاد می شود. اگر سازندگان راه حلی برای انجام ندادن پاکسازی بیابند، در آنصورت صرفه جویی قابل ملاحظه ای در هزینه خواهند داشت و توان رقابتی خود را بالا می برند.

3- چون جوشکاری در حالت پاکسازی، به ناچار جوشکار را در معرض اتمسفر کم اکسیژن قرار می دهد، نه تنها احساس راحتی نمی کند، بلکه احساس حالت خفگی دارد.

این موضوع هم نیاز به وجود تهویه قوی در فضای سرپوشیده دارد و هم نیاز به آموزش جوشکاران و فراهم کردن تجهیزات گازسنجی دارد.

4- پاکسازی برای لوله های با قطر کوچک و یا لوله کشی با تراکم جوشی زیاد و به شکل پیچیده بسیار دشوار و گاهی نشدنی است.

5- برای سر جوش های رادیوگرافی شده لوله که عیب منتهی به ریشه دارند، باید از بیرون با سنگ زنی عیب موجود در جوش را برطرف کرد و شیار مناسب برای جوشکاری تعمیری آماده شود.

وقتی شیار ایجاد شده برای جوشکاری تعمیری به داخل لوله راه دارد،

مقدمه

هنگام جوشکاری لوله از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی با فرایند GTAW، هوای داخل لوله را خارج نموده و بجای آن گاز خنثی وارد می کنند تا اکسیژن موجود در هوا، فلز داغ و فلز جوش را اکسیده نکند. بیرون کردن هوای داخل لوله و جایگزینی گاز خنثی را پاکسازی (Purging) می نامند.

فولاد زنگ نزن آستنیتی در صنایع مختلف برای تمیزی و مقاومت به خوردگی آن کاربرد فراوان دارد. مقاومت به خوردگی فولاد زنگ نزن آستنیتی به تشکیل یک قشر اکسیدی پایدار، بسیار نازک، غنی از کروم در دما و فشار معمولی بستگی دارد. برای جلوگیری از آسیب دیدگی این قشر بوسیله آلاینده ها از طرف پشت، پاکسازی طرف پشت ریشه جوش انجام می شود.

قبلاً مقاله ای با عنوان "نقش پاکسازی از هوا در حفاظت از جوش های فولاد زنگ نزن و فلزات واکنش پذیر" در شماره ۹۵ بهار ۱۳۹۹ در فصلنامه جوشکاری - نشریه انجمن جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب ایران ارائه کردم. اما هدف از مقاله جدید، مواردی است که انجام پاکسازی داخل لوله فولاد زنگ نزن آستنیتی، شدنی نیست یا مشکلاتی دارد و یا مقرون به صرفه نیست.

چالش های پاکسازی قبل از جوشکاری

بعضی از چالش هایی که در مورد پاکسازی داخل لوله قبل از جوشکاری وجود دارند عبارتند از:

1- پاکسازی یک فرایند خیلی زمان بر است و از دو قسمت تشکیل شده است:

الف - زمان کار گذاشتن حایل و آماده سازی

قسمت آماده سازی شامل تامین سیلندرهای گاز آرگون، نصب

قبل از جوشکاری مجدد پاس ریشه، خالی کردن هوای داخل سیستم لوله کشی و جایگزین کردن گاز آرگون، شدنی یا مقرون به صرفه نیست.

جایگزین های پاکسازی قبل از جوشکاری

1- جوشکاری GTAW با سیم جوش توپودری

سیم جوش های توپودری (FCW) دارای نرخ رسوب بالا و همینطور جوش پذیری عالی دارند. نرخ رسوب بالا، به کاهش زمان کل جوشکاری، به بهبود جوش پذیری و به حداقل رساندن زمان مورد نیاز برای عملیات پس از جوشکاری مانند برطرف کردن پاشیدگی ها و دود چسبیده به فولاد زنگ نزن آستنیتی کمک می نماید. سیم جوش توپودری، جوش های با ظاهر زیبا و مقاومت به خوردگی بالا تولید می کنند که برای سازه های از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی، عامل های مهم بحساب می آید.

شکل (۱) مقطع عرضی سیم جوش توپودری برای فولاد زنگ نزن آستنیتی را نشان می دهد که پودر ویژه داخل حفاظ فلزی جدار نازک قرار دارد.



شکل ۱- مقطع عرضی سیم جوش توپودری برای فولاد زنگ نزن آستنیتی

در این روش جوشکاری GTAW، قوس جوشکاری بوسیله الکتروود تنگستنی ایجاد می شود، اما برای جوشکاری پاس ریشه بجای سیم جوش ساده (مفتول توپر) از سیم جوش توپودری استفاده می شود. جوشکاری بقیه پاس ها با استفاده از سیم جوش توپر همخوان با فلز پایه انجام می شود.

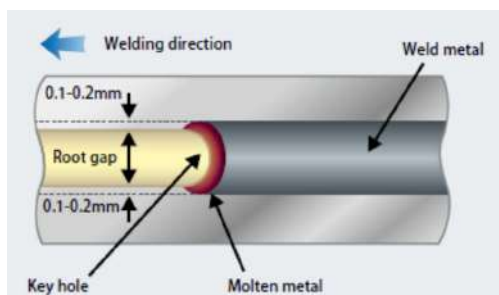
برای اطمینان از سلامت پشت جوش پاس ریشه، روش جوشکاری سوراخ کلیدی (Key Hole) باید ایجاد و ضمن جوشکاری حفظ شود، بطوری که مقدار کافی از سرباره مذاب بطرف پشت شیر جاری شود و طرف پشت جوش را حفاظت کند (شکل ۲).

2- جوشکاری GTAW با سیم جوش روکش پودری

برای جوشکاری لوله های فولاد زنگ نزن آستنیتی با روش GTAW ریشه باز، بدون پاکسازی با گاز خنثی از سیم جوش روکش پودری (Flux Coated) استفاده می شود.

این روش جوشکاری FC-GTAW نام دارد. روش FC-GTAW فقط برای جوشکاری پاس ریشه کاربرد دارد. سیم جوش روکش

پودری (Flux Coated) را سیم جوش بدون پاکسازی (Purgeless) هم می گویند. بعضی از سازندگان سیم جوش روکش پودری، مفتول پرکننده به قطر ۲ میلی متر که روی آن پودر ویژه ای به ضخامت ۰/۲ میلی متر پوشش داده شده، به طول ۵۰۰ میلی متر می سازند. جنس این مفتول های پرکننده عموماً ۳۰۸L و ۳۱۶L می باشد. به قطر ۲/۵ میلی متر و طول ۴۵۰ میلی متر ارایه می کنند. سرباره تولید شده از سیم روکش پودری پشت جوش پاس ریشه را محافظت می کند و در پایان کار، به آسانی از فلز جوش پاس ریشه جدا می شود. آنالیز شیمیایی خود سیم جوش همان آنالیز شیمیایی، فلز پرکننده مربوطه (۳۰۸L، 316L و...) است.



شکل ۲- روش جوشکاری سوراخ کلیدی



شکل ۳- سیم جوش روکش شده برای GTAW

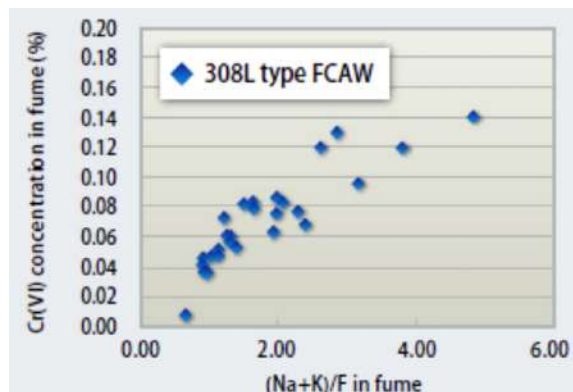


شکل ۴- سیم پرکننده روکش شده برای GTAW جوشکاری پاس ریشه

جدول ۱- نمونه آنالیز شیمیایی سیم جوش روکش پودری

سیم روکش پودری با عنصر	R308L	R309L	R316L	R347
C	0.03	0.03	0.03	0.03
Cr	18-21	22-25	17-20	18-21
Ni	9-11	12-14	11-14	9-11
Mo	0.5	0.5	2-3	0.5
موارد استفاده	جوشکاری ۳۰۴ و ۳۰۴L	جوشکاری فولاد کربنی به فولاد زنگ نزن	جوشکاری ۳۱۶ یا ۳۱۶L	جوشکاری فولاد ۳۴۷

- جوشکاری در فضاهای غیرمتراکم و محدود، مخاطرات ایمنی جوشکار را کمتر می کند.
- استفاده از تهویه برقی نزدیک به محل جوشکاری که دودها را سریع از محیط تنفسی جوشکار خارج می کند.
- استفاده از فناوری جوشکاری اوربیتالی خودکار که کلگی دستگاه جوشکاری را بتوان از راه دور کنترل نمود.



شکل ۶- رابطه بین اجزای پودر و کروم شش ظرفیتی در دود جوشکاری

منابع

- M.V. Kuppusamy, B. Vnkatraman, M. Dhananjeyokumar, Use of purgeless gas tungsten arc welding (GTAW) of small bore ss 304L pipes for reduction weld defect in nuclear piping application: A Field deployment approach. -Flux Cored Wires for stainless steels, Kobelco Technical highlight, vol.6.
- Stainless Steel Welding Safety Tips, AMI Engineering Department.
- Washington Alloy Co. Data Sheet, ITW Welding Singapore data sheet.
- weld Stainless pipes without piping gas.
- Selectrode Industries Product data Sheet.
- BS EN ISO 15011-1, Health and Safety in welding and allied processes laboratory method for sampling fume and gases

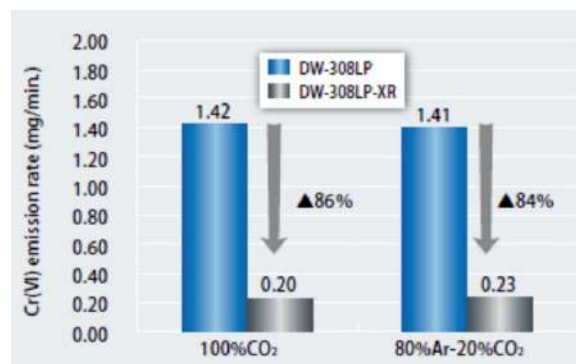
.....

پی نوشت

- 1-انجمن جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب ایران

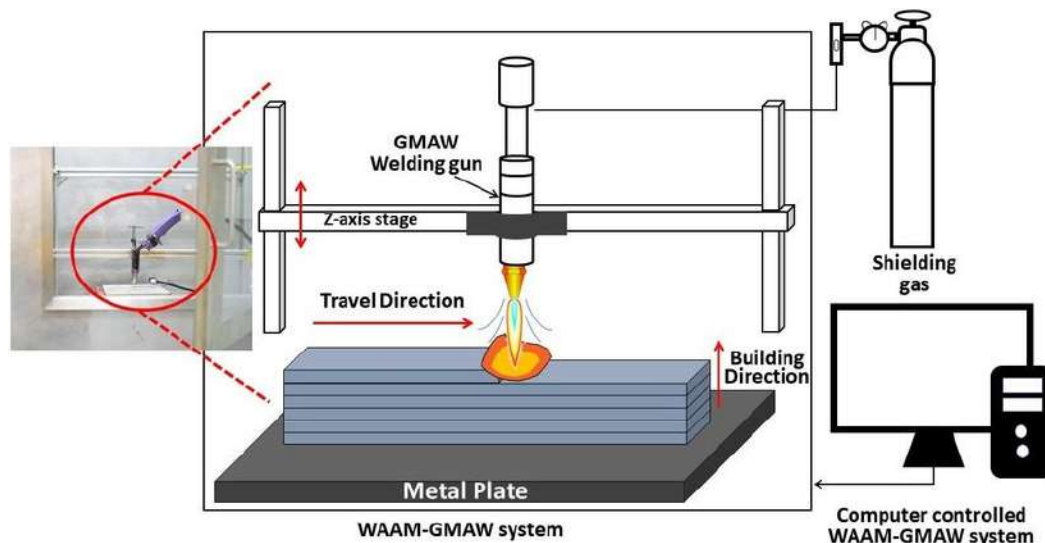
ایمنی جوشکاری فولاد زنگ نزن آستنیتی

فولاد زنگ نزن آستنیتی در صنایع مختلف، محدوده کاربرد وسیعی دارد و در نتیجه جوشکاری آن ها در شرایط گوناگونی انجام می شود. جوشکاری فولادهای معمولی در شرایط نامساعد، فضای محدود و تهویه ضعیف ایمنی جوشکاران را تهدید می کند، اما جوشکاری فولاد زنگ نزن آستنیتی ایمنی بیشتری نیاز دارد. علاوه بر انتشار اشعه ماوراء بنفش که برای فولاد زنگ نزن بازتاب آن بیشتر است و شوک الکتریکی که برای همه جوشکاری های قوسی احتمال دارد، موضوع ایجاد دود سمی هنگام جوشکاری فولاد زنگ نزن از مخاطرات جدی برای جوشکاری به حساب می آید. دود حاصل از جوشکاری فولاد زنگ نزن دارای مقداری بخار فلزی است که این بخار در هوا خنک شده و منجمد می شود. بعضی از گزارش ها نشان می دهد که این دودها دارای حدود ۵ تا ۲۰ درصد اکسید کروم هستند که احتمال دارد قسمتی از آن ها دارای کروم شش ظرفیتی باشند. کروم شش ظرفیتی $Cr(VI)$ یا $Cr6+$ مضر و سرطان زا است. کروم در فولاد زنگ نزن، یک عنصر اساسی است که مقاومت به خوردگی آن را تامین می کند. لذا این دودها اجتناب ناپذیر هستند. یکی از سازندگان الکترودهای جوشکاری برای جوشکاری فولاد زنگ نزن که با افزودن بعضی عناصر مانند Na و K و فلوراید ها و ... محتوای کروم شش ظرفیتی را در دود جوشکاری کاهش داده است.



شکل ۵- نرخ انتشار کروم ظرفیتی DW-308L P-XR

- رهنمودهایی که برای ایمنی جوشکاری فولاد زنگ نزن ارائه شده است عبارتند از:
- استفاده از پوشش و تجهیزات حفاظتی



ساخت قطعات آلیاژ اینکونل ۶۲۵ به روش ساخت افزایشی قوسی با الکتروود فلزی و گاز محافظ (GMA-WAAM)

ابوالفضل صفرزاده^۱، مهدی شفیعی آفارانی^۲، محمود شریفی تبار^۳

چکیده

ساخت افزایشی به عنوان روشی برای تولید قطعات به صورت لایه به لایه از روی مدل سه بعدی تعریف می شود. این روش تولید در مقابل روش های کاهشی همچون ماشین کاری مطرح می شود. یکی از مکانیزم های نوین ساخت در زیرشاخه ساخت افزایشی قوس و فلز، فرایند ساخت افزایشی با الکتروود فلزی و گاز محافظ (GMA-WAAM) است. در مکانیزم WAAM چون لایه های سازنده قطعات به وسیله جوشکاری روی هم و یا کنار هم قرار می گیرند، لذا جوش پذیری، امکان تولید و پارامترهای بهینه فرایند برای آلیاژهای مختلف متفاوت است. در این پژوهش ابتدا امکان استفاده از آلیاژ اینکونل ۶۲۵ برای روش GMA-WAAM و در ادامه خواص مکانیکی و ریزساختار قطعات تولیدی بررسی شد. جهت به دست آوردن پارامترهای بهینه، تعداد ۱۸ پارامتر با متغیرهای مختلف (شدت جریان، سرعت جوشکاری و سرعت تغذیه سیم) استفاده شد؛ که پس از بازرسی چشمی جوش ها، یک جوش به عنوان پارامتر بهینه انتخاب شد. در مرحله بعد دیواره های مستطیل شکل با پارامتر انتخابی تولید و نمونه های آزمون متالوگرافی، سختی و کشش از آن ها استخراج شد. نتایج نشان داد که ساختار دیواره اینکونل ۶۲۵ تولید شده، دارای دندریت های پایه نیکل همراه رسوبات بین دندریتی است. خواص کششی این آلیاژ نیز نزدیک به آلیاژ مشابه ریخته گری شده بود و سطح شکست آن نیز از نوع شکست نرم بود. میزان سختی نیز در دو راستای جوشکاری (محور X) و راستای تولید (محور Z) نزدیک به هم و مشابه اعداد سختی به دست آمده برای قطعات تولیدی آلیاژ اینکونل ۶۲۵ با دیگر روش ها بود.

کلمات کلیدی: ساخت افزایشی، اینکونل ۶۲۵، WAAM، ریزساختار، خواص مکانیکی، DED.

مقدمه

امروزه ساخت افزایشی فلزی به عنوان یک روش ساخت دلچسب و منحصر بفرد برای تولید قطعات و نمونه های اولیه معرفی شده است. در این فرایند، منابع انرژی قوی مختلفی همچون لیزر، پرتو الکترونی و قوس الکتریکی برای رسوب دهی فلز مذاب به صورت لایه به لایه جهت تولید قطعات مورد نظر به کار می رود [۱-۱۴]. در روش ساخت افزایشی قوس و سیم (WAAM)، قوس الکتریکی و سیم به ترتیب به عنوان منبع حرارت و مواد مصرفی مورد استفاده قرار می گیرند. جوشکاری قوسی گاز - فلز (GMAW)، جوشکاری قوسی پلاسما (PAW) و جوشکاری قوسی تنگستن - گاز (GTAW)، روش های

عمده ای هستند که در این فرایند استفاده می شوند [۱۵-۱۹]. مزایای اصلی فرایند جوشکاری برای MAM نرخ رسوب بالا، توانایی تولید قطعات بزرگ و میزان سرمایه اولیه پایین است [۲۰ و ۲۱]. اگرچه نمونه های تولیدی دارای سطح ناصاف و دقت ابعادی پایین است، ولی حرارت ورودی بالای این فرایند می تواند رشد دانه ها و همچنین تشکیل فازهای مضر که خواص مکانیکی را تهدید می کند را کنترل کند [۱۹ و ۱۷]. بنابراین لازم است که یک ارتباط بین پارامترهای فرایند MAM و ریزساختار و خواص قطعات پیدا کنیم. در این خصوص محققین زیادی سعی داشته اند که ارتباطی منطقی بین پارامترهای مختلف روش MAM و ریزساختار و خواص

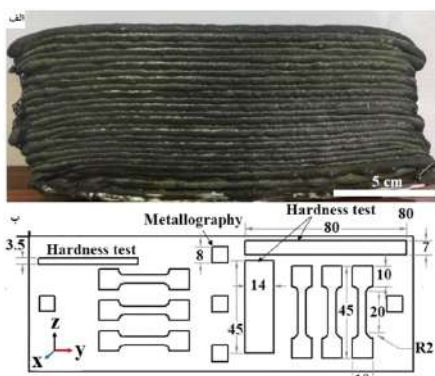
جدول ۱- ترکیب شیمیایی سیم جوش و زیر لایه

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	Fe	V	S	P	Ref
Inconel 625 wire	<0.1	<0.5	<0.5	21.5	Bal.	<0.5	0.5	0.4	0.4	0.2	---	---	---	ESAB
304L SS substrate	0.02	0.3	1.5	18.4	8.2	0.1	0.3	0.1	---	Bal.	0.1	0.01	0.03	---
Inconel 625	<0.1	<0.5	<0.5	20.0-23.0	>58	8.0-10.0	---	---	---	<5.0	---	---	---	ASTM B443

۳۰۴L سمباده خورده، در ابعاد ۴*۲۰*۲۵۰ میلی متر بود. ترکیب شیمیایی سیم تغذیه شده (ESAB) و زیر لایه که با طیف سنج نوری (Oxford) اندازه گیری شده بود به همراه ترکیب شیمیایی اینکونل ۶۲۵ طبق استاندارد ASTM B443 به دست آمده بود، در جدول (۱) ارائه شده است. بعلاوه از گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹٪ جهت محافظت فلز جوش از اکسید شدن حین جوشکاری استفاده شد.

شرایط تولید

جهت جوشکاری لایه به لایه فلز جوشکاری با قطبیت جریان مستقیم الکترو د مثبت (DCEP) از دستگاه GMAW (Jousha S-MIG-303C) استفاده شد. در ابستداتک پاس هایی با پارامترهای مختلف جوشکاری شامل جریان جوشکاری ۷۰-۱۱۰ آمپر، سرعت جوشکاری ۳/۳-۶/۴ میلی متر بر ثانیه و نرخ تغذیه سیم ۱/۵-۹/۵ متر بر ثانیه جوشکاری شد. شرایط جوشکاری مناسب با بازرسی چشمی جوش ها جهت رسیدن به یک پاس جوش یکنواخت و بدون نقص انجام شد. در ادامه دیواره هایی در ابعاد طولی ۲۰۰ میلی متر و ارتفاع ۷۰ میلی متر با ۲۷ پاس رفت و برگشتی جوش، تولید شد؛ که پارامترهای جوشکاری آن در جدول (۲) ارائه شده است. جریان گاز آرگون نیز ۱۵ لیتر بر دقیقه تنظیم شده بود. پاس جوشکاری در خلاف جهت پاس قبلی خود انجام شد و بین هر پاس زمان ۳ دقیقه فاصله زمانی در نظر گرفته شد تا حداکثر دمای بین پاسی به ۱۵۰ درجه سانتی گراد برسد. تصویر دیواره در شکل (۱-الف) نمایش داده شده است. بعلاوه یک دیواره با ۶ پاس رفت و برگشتی جهت بررسی ریزساختار آلیاژ اینکونل ۶۲۵ تولید شده، ساخته شد.



شکل ۱- الف - تصویر یکی از دیواره های ساخته شده به روش GMA-WAAM
ب - شماتیک نمونه های استخراج شده از دیواره جهت انجام آزمون های متالوگرافی، کشش و سختی

مکانیکی آلیاژهای مختلف مهندسی همچون Ti-6Al-4V [22 و ۱۶]، فولاد زنگ نزن [۱۵]، آلیاژهای پایه نیکل [۲۱]، آلیاژهای آلومینیوم [۲۴ و ۲۳] و غیره پیدا کنند. در بین این فلزات، آلیاژ اینکونل ۶۲۵ در MAM توجه زیادی را به خود جلب کرده است. این فلز یک آلیاژ استحکام یافته محلول جامد دما بالا است که کاربردهای خاصی در هوافضا و صنایع دریایی دارد [۲۷-۲۵ و ۱۷]. قبلاً مطرح شد که خواص اینکونل ۶۲۵ شدیداً به نوع فرایند MAM وابسته است. خواص کششی آلیاژ اینکونل ۶۲۵ ساخته شده به روش همجوشی بستر پودر با لیزر (LPBF) بین ۹۰۰-۱۰۴۰ MPa است [۲۸]. در حالی که استحکام کششی قطعات تولید شده اینکونل ۶۲۵ با فرایندهای جوشکاری همچون GTAW و PAW کمتر بوده و به مقدار ۸۰۰ MPa است [۲۹ و ۱۷]. فرایند GMAW یک کاندید مناسب برای MAM است، زیرا نرخ رسوب بسیار بالا و قابلیت اتوماتیک کردن دارد و همچنین محافظت خوبی از فلز جوشکاری با گاز محافظ صورت می گیرد [۳۱ و ۳۰]. تاکنون مطالعات زیادی با تمرکز بر بررسی خواص آلیاژهای تولید شده به روش ساخت افزایشی با GMAW صورت گرفته است [۳۰ و ۲۷ و ۱۶ و ۱۵]. هرچند کمبود اطلاعات در مورد خواص اینکونل ۶۲۵ تولید شده با این روش وجود دارد. اخیراً، یانگ و همکارانش [۲۷] تاثیر سرعت حرکت تورچ بر ریزساختار و خواص مکانیکی اینکونل ۶۲۵ تولید شده به روش ساخت افزایشی قوسی سیم - انتقال فلز سرد (CMT-WAAM) مورد بررسی قرار دادند. آن ها نشان دادند که به جز استحکام کششی نهایی، باقی خواص مکانیکی نسبت به آلیاژ تولیدی با روش ریختگی، تقویت شده است. با اینکه تفاوت ناچیزی بین دو روش CMT-WAAM و GMAW وجود دارد؛ در روش CMT-WAAM تمام حرارت تولید شده به صورت تغذیه پالسی در حوضچه جوش کنترل شده است، این اتفاق باعث می شود که حرارت ورودی که می تواند روی خواص نهایی روی قطعه تولید شده تاثیر داشته باشد را، کاهش دهد [۳۲]. بنابراین خواص قطعه آلیاژ اینکونل ۶۲۵ تولید شده با روش ساخت افزایشی با الکترو د فلزی و گاز محافظ GMA-WAAM با قطعات تولیدی این آلیاژ به روش CMT-WAAM متفاوت است. در این تحقیق هدف ساخت قطعاتی از جنس آلیاژ اینکونل ۶۲۵ به روش GMA-WAAM و بررسی خواص مکانیکی و ریزساختار آن است.

مواد و روش پژوهش

- مواد

به منظور ساخت دیواره های اینکونل ۶۲۵ به روش WAAM سیم جوش Ni-Cr-Mo_۳ با قطر ۰/۸ میلی متر از شرکت ESAB خریداری شد. زیر لایه مورد استفاده قطعه ای از فولاد زنگ نزن

خواص

ساختار دیواره ها با پراش اشعه ایکس (Bruker advance D8) با لامپ $\text{Cu}_{K\alpha}$ مورد بررسی قرار گرفت. ریزساختار دیواره ها در نقاط مختلف با میکروسکوپ نوری (Olympus) و میکروسکوپ الکترونی (FESEM MIRA3TESCAN) مجهز به آنالیز انرژی طیف برگشتی (EDS SAMX) مشاهده و بررسی شد. نمونه های متالوگرافی با درجه الماس ۱ میکرومتر پولیش شدند. برای آشکار شدن ریزساختار نمونه های استخراج شده از دیواره در محلول تیروکسید کروم ($90\text{ml H}_2\text{O}$, 10 gr CrO_3) به مدت ۲۰ ثانیه الکتروآج شدند. خواص مکانیکی با استحکام کششی دمای اتاق، در دو جهت جوشکاری (محور X) و راستای تولید (محور Z) بررسی شد. مکان و ابعاد نمونه های کشش در نمای شماتیک ارائه شده در شکل (۱-ب) نشان داده شده است.

به دلیل سایز کوچک دیواره ها، ۶ نمونه تست کشش کوچک از هر دیواره استخراج شد، که سه تای آن ها در جهت جوشکاری و سه تای دیگر در جهت تولید بودند. سپس میانگین مقدار سه نمونه در هر جهت گزارش شدند. اندازه نمونه های استخراج شده مشابه مقاله وانگ و همکارانش [۲۹] است. این آزمون با دستگاه تست کشش (GOTECH, Taiwan) با سرعت حرکت پیشانی ۵ میلی متر بر دقیقه انجام شد. از طرفی تست سختی سنجی ویکرز (INNOVATEST) نیز با بار ۵۰۰ گرم برای ۱۰ ثانیه صورت گرفت تا تغییرات سختی در راستای محور X و Z مورد بررسی قرار گیرند. برای هر جهت تعداد ۲۰ نقطه سختی گرفته شد و میانگین آن ها برای هر جهت گزارش شد.

جدول ۲- پارامترهای فرایند GMA-WAAM

Welding parameter	value
Welding current (A)	100
Welding voltage (V)	18
Welding speed (mm/s)	4.6
Argon gas flow rate (l/min)	15
Wire feed rate (m/s)	158
Welding heat input (J/mm)	386

نتایج و بحث

- ترکیب شیمیایی و آنالیز فازی

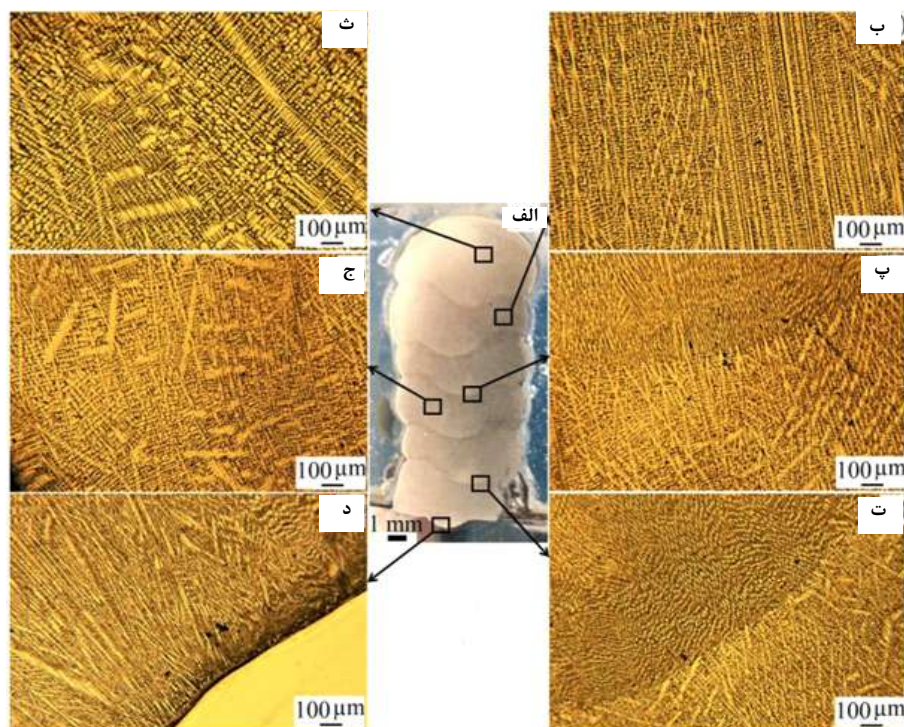
حرارت ورودی بالای فرایند GMAW می تواند برخی از عناصر آلیاژی را تبخیر کند و ترکیب شیمیایی فلز جوشکاری شده را تغییر دهد. بنابراین ترکیب شیمیایی نمونه تولید شده با طیف سنج نوری تعیین شد. آن دارا $\text{Cr } 2/22\%$, $\text{Mo } 3/9\%$, $\text{Nb } 7/3\%$, $\text{Ti } 17/0\%$, $\text{Fe } 18/0\%$, $\text{Si } 05/0\%$, $\text{Co } 06/0\%$, $\text{Al } 05/0\%$, $\text{C } 02/0\%$, $\text{V } 02/0\%$ و باقی آن نیکل بود (گزارشات بر اساس درصد وزنی است). که ترکیب به دست آمده با ترکیب اینکونل ۶۲۵ ارائه شده در استاندارد ASTM B443، کاملاً مطابقت دارد؛ این داده ها در جدول یک ارائه شده است. الگوی پراش اشعه ایکس (XRD) مربوط به دیواره تولید شده در شکل (۲)، نشان داده شده است. محلول جامد پایه نیکل (۱۰۱۶-۰۰۰۳) با ساختار کریستالی

FCC، تنها فازی بود که مشاهده شد.

- بررسی ریزساختار

در روش های ساخت افزایشی فلزی مانند WAAM، یک بخش مطلوب فرایند، همپوشانی فلز جوش به شکل لایه به لایه است، این در حالی است که ساختار انجمادی، اندازه دانه و جهت گیری دانه، وابستگی شدیدی به مکان لایه جوشکاری شده نسبت به زیر لایه و همچنین نحوه روبش لایه ها دارد [۳۳ و ۲۹]. بر اساس تئوری انجماد فلزات جوشکاری، بیشتر دانه ها رشدی ستونی به سمت حوضچه جوش مشترک دارند، زیرا آن ها مسیر جریان حرارتی با بیشترین گرادیان دمایی را پیروی می کنند. [۳۵ و ۳۴]. این باعث می شود که یک دانه با جهت ترجیحی در قطعه تولیدی ایجاد شود و نتیجتاً ناهمسانگردی در خواص مکانیکی ایجاد شود. شکل (۲-الف) یک تصویر ماکروگرافی نوری از دیواره ۱/۶ سانتی متری که از ۶ پاس رفت و برگشتی ساخته شده است را نشان می دهد. لایه ها به خوبی مشخص هستند و در این تصویر می توان آن ها را به خوبی تشخیص داد. دیواره جوشکاری شده کاملاً سالم و عاری از تخلخل است. تصاویر میکروگرافی نوری فلز جوشکاری شده از نقاط مختلف دیواره، در شکل (۲-الف تا ۲-ج) نشان داده شده است. همانطور که در شکل (۲-ب) مشخص است، یک اتصال خوب و واضح بین فلز جوش و زیر لایه فولاد زنگ نزن ۳۰۴L وجود دارد.

ریزساختار فلز جوش در نزدیکی فصل مشترک شامل دانه های سلولی و دندریتی با بازوهای ثانویه خیلی ریز است. بیشتر دندریت ها به صورت ترجیحی و در راستای محور Z که عمود بر سطح مشترک زیر لایه است، رشد کرده اند. با وجود رشد اپیتکسیال برخی دانه های بین لایه ها که در شکل (۲-ج) و (۲-و) مشخص است، تغییرات شدیدی در ساختار دانه در فصل مشترک لایه ها وجود دارد، که به احتمال زیاد به خاطر ذوب دانه های قبلی در اثر رسوب دادن پاس جدید و انجماد مجدد آن است. با افزایش ارتفاع دیواره، فاصله بازوهای ثانویه دندریتی (SDAS) از حدود ۶ میکرومتر در نزدیکی فصل مشترک، به حدود ۱۵ میکرومتر افزایش یافته است. ساختار انجمادی به سرعت انجماد (R)، شیب حرارتی (G)، ترکیب مذاب و غیره وابسته است. به خوبی قابل درک است که نوع ساختار دانه، با نسبت G/R تعیین می گردد. در حالی که اندازه ساختار انجمادی با حاصل G.R، کنترل می شود [۳۵]. مورفولوژی ساختار انجمادی با کاهش نسبت G/R، از ستونی به دندریتی تغییر می کند. به علاوه سرعت انجماد بالاتر باعث ریزتر شدن ریزساختار می گردد [۳۵]. با رسوب لایه های اول، زیر لایه به عنوان یک خنک کننده عمل می کند که باعث افزایش شیب دمایی و سرعت سرد شدن می شود. بنابراین دانه های ستونی ریز نزدیک زیر لایه تشکیل شده است. در حالی که تراکم دمایی در لایه های بالاتر باعث کاهش شیب دمایی و سرعت سرد شدن شده است؛ که به نوبه خود، ساختار دانه ها را از ستونی به دندریتی تغییر داده است و به طور قابل ملاحظه ای SDAS را افزایش داده است. جهت تولید یک قطعه مناسب به روش GMA-WAAM، فلز جوش روی لایه فلز انجماد یافته جوشکاری شده است. بنابراین حرارت پاس بعدی می تواند ریزساختار پاس



شکل ۲- الف- تصویر ماکروگرافی یک دیواره ۶ پاسه ب تا ی- تصاویر میکروسکوپ نوری از نقاط مختلف دیواره

قبلی را تغییر دهد. شکل (۳-الف و ۳-ب) به ترتیب تصاویر FESEM منطقه حرارت دیده (مجدد) و لایه رسوب داده شده را نشان می دهد. در هر دو منطقه، برخی از فازهای ثانویه با کنتراست رنگ روشن در مناطق بین دندریتی تشکیل شده است. اندازه و کسر حجمی متوسط ذرات ثانویه در لایه بالایی با نرم افزار Image J اندازه گیری شد که به ترتیب ۷/۶ میکرومتر و ۰/۳٪ بود. در حالی که هر دو آن ها به صورت جداگانه در منطقه حرارت دیده تا ۸/۴ میکرومتر و ۳/۷٪ افزایش داشته اند. کسر حجمی محاسبه شده ذرات ثانویه کمتر از آستانه تشخیص ابزار اندازه گیری XRD، یعنی ۵٪ بود. ضمناً به نظر می رسد که افزایش ناچیز اندازه و کسر حجمی ذرات با حرارت بعدی در منطقه حرارت دیده شده، اتفاق افتاده است. تغییر در مورفولوژی و کسر حجمی فازهای ثانویه با افزایش ارتفاع دیوار طی فرایند ساخت افزایشی قوسی تنگستن - گاز آلیاژ اینکونل ۶۲۵ توسط وانگ و همکارانش گزارش شده است [۲۹].

جهت بررسی توزیع عناصر آلیاژی در ریزساختار، اسکن خطی EDS در راستای خط نشان داده شده در شکل (۳-ب)، گرفته شد؛ که در شکل (۳-د) توضیحات آن ارائه شده است. مشخص شد که اکثر عناصر آلیاژی به طور غیر یکنواخت و با تفکیک شدید توزیع شده اند. هسته دندریت از برخی عناصر مانند Ni و Cr غنی است، در حالی که در مناطق بین دندریتی عناصر Nb، Mo و C وجود دارد. بنابراین به نظر می رسد که جدایش عناصر به مناطق بین دندریتی منجر به تشکیل فازهای ثانویه شده است. تصاویر میکروگرافی فازهای ثانویه در شکل (۳-ج) نشان داده شده است. علاوه بر این، ترکیب شیمیایی

این فازها و فاز زمینه با آنالیز EDS از نظر کمی اندازه گیری و در جدول (۳) ارائه شده است (تمام مقادیر برحسب درصد است). به دلیل محدودیت ابزاری EDS برای اندازه گیری کمی عناصر روشن، غلظت کربن گزارش نشده است. زمینه یک محلول جامد پایه نیکل شامل Cr، Nb، Mo و Fe است. فازهای ثانویه که با مورفولوژی و کنتراست رنگی متفاوت در تصاویر FESEM ظاهر شده اند، در شکل (۳-ج) ارائه شده اند. برخی ذرات سفید و ریز با شکل منظم که با D مشخص شده اند، علاوه بر آن در بعضی نواحی فازهای روشن نامنظم (نقطه C) با فازهای خاکستری روشن (نقطه B) احاطه شده اند. ذرات روشنی (که با D مشخص شده اند) که غنی از Nb، Mo و Ti هستند، کاربید (C) Ti، Mo، Nb می باشند. در نقاط B و C غلظت Nb و Mo بیشتر از زمینه (نقطه A) است. ژو و همکارانش [۱۷] طی تحقیقات گسترده، نوع فازهای ثانویه تشکیل شده طی فرایند ساخت افزایشی قوس پلاسما آلیاژ اینکونل ۶۲۵ را با آنالیز EDS و میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM)، مورد بررسی قرار دادند. آن ها نشان دادند که فازهای بین فلزی مانند فاز لایه، کاربیدهای MC و δ-Ni₃Nb در ساختار نمونه جوشکاری شده، تشکیل شده است. فاز لایه یک ساختار A₂B دارد که در آن A: Ni، Cr، Fe و B: Nb، Mo، Ti می باشند. بر اساس این تحقیقات، انجماد آلیاژ با تغییر شکل γ→L شروع می شود که عناصر C، Mo، Ti و Nb را به مرز دانه مذاب می راند. سپس کاربید MC با تغییر شکل بعدی (γ+MC)→L یعنی واکنش یوتکتیک تشکیل شده است؛ و در نهایت باقی مایع با واکنش یوتکتیک سه تایی

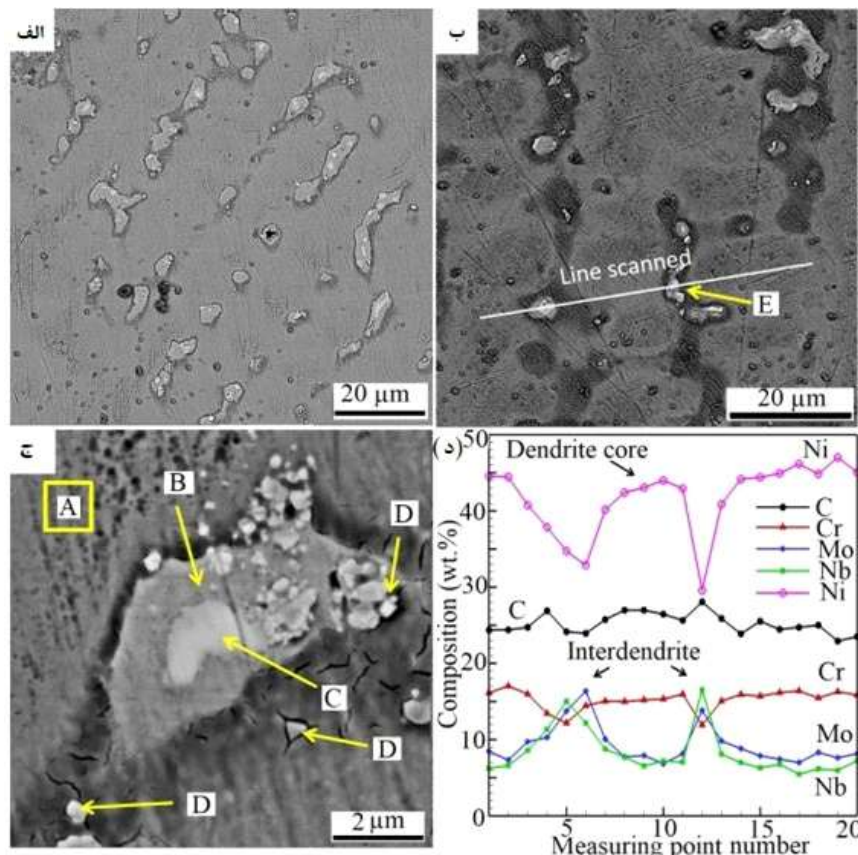
لاوه و فاز δ در ساختار دیواره جوشکاری شده، تشکیل شده است.

بررسی خواص مکانیکی

هر دو تنش تسلیم و تنش کششی نمونه جوشکاری شده در جهت جوشکاری (TD) (راستای محور X) نسبت به راستای تولید BD (راستای محور Z) بیشتر است؛ در حالی که افزایش طول آن ها قریباً مشابه یکدیگر بود. به علاوه استحکام کششی و افزایش طول آلیاز در جهت تولید (BD)، نزدیک به خواص آلیاز ریختگی بود؛ که به احتمال زیاد به دلیل ساختار دانه ریز به دست آمده به خاطر نرخ سرد شدن بالای این روش در مقایسه با روش ریخته گری است. خواص مکانیکی قطعات اینکونل ۶۲۵ تولید شده در این پروژه با قطعات آلیاز یکسان تولید شده با دیگر روش های WAAM مانند GTAW، CMT- GMAW و PAW قابل مقایسه است [۲۷ و ۲۹ و ۳۳]. در حالی که مقدار افزایش طول در نمونه ساخته شده با فرایند LPBF به نسبت اینکونل ۶۲۵ تولید شده در این پژوهش، به طور قابل ملاحظه ای بیشتر بود. خواص مکانیکی قطعات عمده تا به ریزساختار سطح شکست آن ها وابسته است. در فرایندهای جوشکاری قوسی، سرعت سرد شدن تقریباً مشابه است و در نتیجه ریزساختار خواص مکانیکی مشابهی حاصل می گردد. در صورتی که

$\delta + \text{Laves} + \gamma \rightarrow \text{L}$ جامد می شود [۱۷]. علاوه بر این، ژو و همکارانش [۱۷] نشان دادند که فاز δ در مناطق بالایی دیواره و در مناطقی که دوباره حرارت دیده، نسبت به نواحی نزدیک به فصل مشترک، بیشتر تشکیل شده است. بنابراین آن ها نتیجه گرفتند که افزایش حرارت ورودی در فرایند ساخت، عناصر آلیازی را در مناطق بین دندریتی متراکم می کند و شرایط را برای تشکیل فاز $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ فراهم می کند. همچنین حرارت مجدد، منجر به انحلال فاز لاه و رسوب δ حین سرد شدن بعدی شده است [۱۷]. ژو و همکارانش [۲۹]، در گزارشی مشابه که تحت عنوان ساخت افزایشی قوسی تنگستن - گاز ارائه شده بود، تشکیل فاز لاه را تایید کردند. همانطور که در جدول (۳) ارائه شده است، فاز براق مشخص شده با C دارای $(\text{Ni}+\text{Cr}+\text{Fe}, \%64.3)$ و $(\text{Nb}+\text{Mo}+\text{Ti}, \%35.7)$ است که با ساختار A_2B مربوط به فاز لاه مطابقت دارد. نقطه E که در شکل (۳-ب) مشخص شده، ترکیبی مشابه با ترکیبی که در جدول (۳) ارائه شده است، دارد.

از طرف دیگر فازهای خاکستری روشن که توسط فاز لاه احاطه شده اند دارای $(\text{Ni}+\text{Cr}+\text{Fe}, \%81.8)$ و $(\text{Nb}+\text{Mo}+\text{Ti}, \%18.2)$ است که مشابه ترکیب فاز $\delta\text{-Ni}_3\text{Cr,Fe,Mo}$ است. بنابراین نتیجه می شود که علاوه بر محلول جامد پایه نیکل، کاربید MC، فاز



شکل ۳- تصویر FESEM مربوط به دیواره اینکونل ۶۲۵ تولید شده به روش GMA-WAAM
الف - منطقه مجدد حرارت دیده، ب - چند پاس جوشکاری

بالای کربن و عناصر تشکیل دهنده کاربید مانند **Ti** و **Nb** را می توان به عنوان فاز کاربید **MC** تخمین زد، در حالی که زمینه یک محلول جامد پایه نیکل است که غلظت بالایی از **Cr** دارد. پیش از این نشان داده شد که دندریت ها عمدتاً در راستای محور **Z** رشد می کنند. برای نمونه ای در راستای محور **X** بارگذاری شده، تنش کششی عمود به جهت رشد دندریت ها اعمال شده است. در نتیجه، دیمپل ها از ذرات ثانویه ای که در راستای محور دندریت ها وجود داشته اند، آغاز شده اند.

جدول ۴- ترکیبات شیمیایی به دست آمده با آنالیز EDS مربوط به نقاط مشخص شده در شکل ۵

Analyzed point	Chemical composition (wt.%)					
	C	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
A	21.0	4.0	---	11.8	62.7	---
B	---	22.5	---	64.5	4.2	8.6
C	30.5	10.3	0.3	25.9	31.6	16.1

بررسی سختی
همانطور که بیان شد، آزمون سختی در دو جهت **X** و **Z** صورت گرفت. میانگین اعداد به دست آمده از این آزمون سختی را در راستای جوشکاری ۲۳۰ ویکرز و در راستای تولید ۲۶۰ ویکرز نشان داد. با توجه به نتایج به دست آمده میزان سختی در دو راستای تولید و راستای جوشکاری میزان سختی نزدیک به هم بوده است. این مقادیر نزدیک به سختی قطعات تولیدی مشابه با دیگر روش های ساخت است و دیگر محققان نیز در تحقیقات خود به نتایج مشابهی دست یافته اند [۳۸]. فوجیشیما و همکارانش [۳۹] در تحقیقاتی مقدار سختی دیواره تولیدی از جنس اینکونل ۶۲۵ رسوب داده شده به روش **DED** را در ارتفاعات و فواصل مختلف مورد بررسی قرار دادند، نتایج حاصل از این تحقیق اینگونه ارائه شد که مقدار سختی در پاس های پایین و نزدیک زیرلایه نزدیک به ۱۰ درصد کمتر از مقدار سختی در پاس های بالایی است؛ که دلیل آن را سریع سرد شدن پاس های اول بیان کرده اند.

جمع بندی

در این مقاله، ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه های از آلیاژ اینکونل ۶۲۵ تولید شده به روش ساخت افزایشی **GMA-WAAM** بررسی شد. در این راستا ابتدا پارامتر بهینه فرایند به دست آمد و سپس آزمون های مختلفی از قبیل آزمون کشش، سختی سنجی و بررسی متالوگرافی انجام شد.

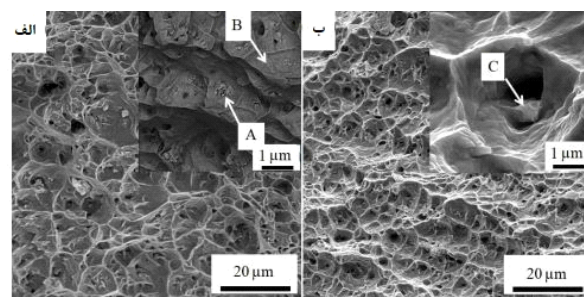
پی نوشت

- 1- دانشگاه سیستان و بلوچستان، دانشکده شهید نیکبخت، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشجو
- 2- دانشگاه سیستان و بلوچستان، دانشکده شهید نیکبخت، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشیار
- 3- دانشگاه سیستان و بلوچستان، دانشکده شهید نیکبخت، گروه مهندسی مواد و متالورژی، استادیار

سرعت سرد شدن در روش **LPBF** خیلی بالاست و این اتفاق نه تنها مقادیر جداسازی حین انجماد را کاهش می دهد، بلکه منجر به تشکیل دندریت های خیلی ریز شده است [۲۵ و ۵]. در نتیجه استحکام کششی آلیاژ تولید شده به روش **LPBF** نسبت به آلیاژ تولید شده با فرایندهای جوشکاری قوسی، به مقدار قابل ملاحظه ای بیشتر بود. با این وجود تشکیل منافذ، شکل پذیری آلیاژ تولید شده با روش **LPBF** را کاهش می دهد.

جدول ۳- مقادیر کمی ترکیبات شیمیایی مربوط به چند فاز متنوع حاصل از آنالیز EDS

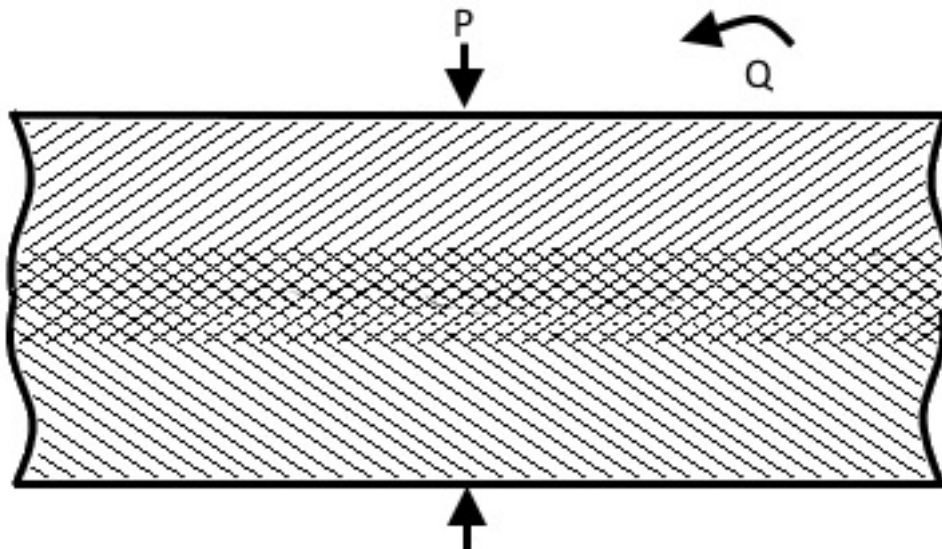
Analyzed point	Chemical composition (at.%)					
	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo	Ti
A	25.1	2.6	60.4	4.6	7.3	---
B	23.0	0.5	58.3	8.6	9.6	---
C	19.0	1.5	43.8	20.4	15.3	---
D	12.3	0.9	26.1	48.4	9.2	3.1
E	21.7	0.3	47.6	16.8	13.6	---



شکل ۴- تصاویر FESM مربوط به سطح شکست نمونه های آزمون کشش الف - سطح شکست نمونه در آزمون کشش راستای **Z**، ب - سطح شکست نمونه در آزمون کشش راستای **X**

بررسی سطح شکست

سطح شکست نمونه های تست کشش با **FESM** جهت پیدا کردن مکانیزم شکست مورد بررسی قرار گرفت. تصاویر **FESM** با بزرگنمایی های مختلف که از سطح شکست نمونه های مختلف در جهت جوشکاری (محور **X**) و راستای تولید (محور **Z**) تهیه شده است، در شکل (۵) نشان داده شده اند. علی رغم وجود برخی دیمپل های بزرگ، تقریباً توزیع یکنواختی از دیمپل های ریز وجود دارد که نوع شکست نرم را برای هر دو نمونه در راستای جوشکاری و جهت تولید تایید می کند؛ که به ترتیب در شکل (۵-الف) و (۵-ب) نشان داده شده است. برای نمونه های آزمایش شده در جهت تولید، دیمپل هایی در راستای خطوط موازی شکل گرفته اند. تصاویر ریزساختار با بزرگنمایی بیشتر با روش تصویربرداری الکترون برگشتی (**BSE**) تهیه شده اند، که در شکل (۵-الف) ارائه شده است. این تصویر نشان می دهد که دیمپل ها از برخی ذرات ثانویه (نقطه **A**) که نسبت به زمینه (نقطه **B**) کنتراست رنگی روشن تری دارد، نشأت گرفته اند. ترکیب شیمیایی ذرات و زمینه که با آنالیز نیمه کمی **EDS** به دست آمده است، در جدول (۴) ارائه شده اند. ذرات با غلظت



تأثیر دما بر ریز ساختار اتصال نفوذی چند لایه فولاد زنگ زن

مهیار مهران^۱، بهروز بیدختی^۲

چکیده

اتصال نفوذی یک روش اتصال حالت جامد است که در آن دو ماده تحت فشار و در دمایی زیر نقطه ذوب مواد، اتصال برقرار می کنند. چندین تکنیک برای اتصال صفحات فولاد زنگ زن ۳۱۶ در مبدل های حرارتی به کار برده شده است ولی به دلیل انسداد معابر با مواد پرکننده فشرده شده، این فرایندها خیلی موفق نبوده اند. از این رو اتصال نفوذی برای اتصال صفحات کاملاً امیدوار کننده است. با کنترل شرایط مورد نیاز اتصال نفوذی از جمله دما، زمان، فشار و میزان خلا به اتصالی یکنواخت رسیدیم و بررسی تصاویر ریز ساختار محل اتصال، اتصالی مناسب و بدون ناپیوستگی را نشان می دهد.

کلمات کلیدی: اتصال نفوذی، فولاد زنگ زن، چند لایه، ریز ساختار، دما، فشار، خلا.

مقدمه

اتصال نفوذی یک روش اتصال حالت جامد است که در آن دو ماده مشابه یا غیر مشابه تحت فشار و در دمایی زیر نقطه ذوب مواد اتصال برقرار می کنند. برای به دست آوردن یک اتصال مناسب باید سطوح اتصال تا حد ممکن صاف باشند تا سطح تماس بیشتر باشد و مسیر های نفوذ اتمی افزایش یابد. از آن جا که هیچ سطحی کاملاً مسطح نیست، قطعه کار باید از طریق اعمال بار به طور موضعی تغییر شکل پلاستیک دهد.

مبدل های حرارتی از اجزای حیاتی هر سیستم برودتی هستند. چندین تکنیک از جمله اتصال با چسب [۱]، لحیمکاری [۲] و غیره برای ساخت مبدل حرارتی ماتریسی به کار برده شده است ولی به دلیل انسداد معابر با مواد پرکننده فشرده شده، این فرایندها خیلی موفق نبوده اند. از این رو اتصال نفوذی برای اتصال صفحات کاملاً امیدوار کننده است و یک تکنیک جذاب در زمینه ساخت مبدل های حرارتی ماتریسی است [۳].

فرایند جوشکاری نفوذی شامل یک سیکل حرارتی است که رشد دانه را امکان پذیر می سازد. از این طریق امکان اتصال بدون لایه واسطه بین صفحات را فراهم می کند، که علاوه بر اجتناب از خوردگی

سلول ها، امکان اتصالی با استحکام ماده پایه و توانایی مهار فشار بسیار بالا را دارد، همانطور که توسط هسل گریوز توضیح داده شده است [۴]. "فرایند جوشکاری حالت جامد که در آن سطوح با اعمال فشار و درجه حرارت بالا به هم متصل می شوند. این فرایند شامل تغییر شکل ماکروسکوپی یا حرکت نسبی قطعات نمی شود و یک فلز پرکننده جامد ممکن است استفاده شود یا نشود" [۵].

از آن جایی که این نوع اتصال به نفوذ عناصر وابسته هست، برای تسهیل امر نفوذ و رسیدن به اتصالی مناسب، ملزم به فراهم نمودن شرایط نفوذی مناسب خواهیم بود. ترمودینامیک ماده یا مواد درگیر، مشخص کننده دما و زمان لازم برای ایجاد یک اتصال نفوذی است. جنبه مهم این امر، رفتار ماده با توجه به اکسیدهای خود آن است. برخی عناصر مانند مس و تیتانیوم برای اکسید خود از حلالیت بالایی برخوردار هستند و به همین دلیل اتصال نفوذی نسبتاً آسانی را دارند. این موضوع برای اکسیدهای کروم صحیح نیست. اکسیدهای کروم، لایه محافظتی بسیاری از آلیاژهای مورد علاقه برای کار در شرایطی با درجه حرارت بالا، مانند فولاد زنگ زن و بسیاری از آلیاژهای نیکل که به طور معمول دارای محتوای کروم حدود ۲۰٪ هستند، به جز در سیستم های خلا یا بالا بسیار پیشرفته، جلوگیری از تشکیل یک لایه

خوردگی خوبی برخوردار است با ضخامت ۰/۶ میلی متر با ابعاد ۳۵*۲۰ میلی متر استفاده شد. به منظور نگهداری نمونه تحت فشار مناسب از فولاد **AISI 310 (EN 1.4841)** به عنوان فولاد فیکسچر با ابعاد ۷۰*۲۰ میلی متر و ارتفاع ۲۰ میلی متر استفاده شده است، چرا که مقاومت خوبی در دمای انتخابی آزمایش ها دارد. از کوره تحت خلأ^۵ 10^{-۵} تور با نرخ گرمایش و سرمایش حدود ۱۰ درجه سانتی گراد بر دقیقه استفاده شده است. به منظور جلوگیری از آسیب رسیدن به بدنه کوره از بوته ای از جنس آلومینا استفاده شده است. به منظور آماده سازی سطح، سطوح نمونه ها با آب و صابون، الکل و آب مقطر شستشو داده شده و در انتها با استون در دستگاه اولتراسونیک قرار گرفتند تا نمونه ها عاری از هر گونه چربی و آلودگی باشند. ابتدا بر اساس نمودار فازی آهن-کربن-نیکل، درجه حرارت اتصال بیشتر از ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد است که به طور معمول به منظور تثبیت فاز آستنیتی فولاد زنگ زن سری ۳۰۰ و جلوگیری از شکل گیری هرگونه فاز مضر انتخاب می شود. در ادامه نمونه ها مطابق شکل (۱) داخل فیکسچر تعبیه شده قرار گرفته و با پیچ و مهره بر روی هم ثابت نگه داشته می شوند. به منظور کنترل میزان فشار اعمالی بر روی نمونه ها، پیچ ها با تورک متر دیجیتالی بسته شدند. تنش اعمالی ۱۰ مگاپاسکال انتخاب شده و برای تمام نمونه ها ثابت فرض می شود. فرمول (۱) تبدیل میزان تنش اعمالی به نمونه به گشتاور را محاسبه می کند به شرح زیر:

$$T=c \times D \times F \quad (1)$$

که **T** میزان گشتاور، **c** ثابت وابسته به اصطکاک رزوه پیچ که برای، **D** قطر پیچ و **F** نیرو مورد نیاز است. در اینجا با توجه به اینکه پیچ های انتخابی، پیچ ساده فولادی بدون هیچ پوششی هستند، **c** برابر ۰/۲ است، چون پیچ **M10** است پس **D** برابر ۱۰ در نظر می گیریم. مطابق فرمول (۲):

$$P=F/A \quad (2)$$

که **P** تنش اعمالی، **F** نیروی اعمالی، **A** مساحت سطح است. با توجه به اینکه مساحت سطح نمونه ۳۵*۲۰ میلی متر مربع و تنش اعمالی مورد نظر ۱۰ مگاپاسکال است میزان ۷۰۰۰ نیوتن نیاز داریم تا به سطح نمونه ها ۱۰ نیوتن تنش اعمال شود. از آنجایی که دو تا پیچ داریم پس برای هر پیچ میزان ۳۵۰۰ نیوتن نیرو لازم داریم. پس مقدار **F** فرمول (۲) را ۳۵۰۰ قرار داده و میزان گشتاور مورد نیاز 7 نیوتن بر متر یا ۷۰۰ نیوتن بر سانتی متر خواهد بود. پس میزان ۷۰۰ نیوتن بر متر گشتاور را با دستگاه تورک متر به هر پیچ اعمال شد.



شکل ۱- نمونه های قرار گرفته داخل فیکسچر

نازک اکسید کروم در هوا در دمای محیط غیرممکن است و با نزدیک شدن به دمای اتصال نفوذی، کوره با اتمسفر کنترل شده می تواند به این فرایند سرعت ببخشد. درجه حرارت انتخابی به طور معمول به دمای ذوب ماده بستگی دارد، در همان محدوده دمایی تبلور مجدد که حدود ۰/۶-۰/۷ دمای نقطه ذوب در مقیاس دمای مطلق است، اتصال نفوذی انجام می شود. با این حال، در مورد آلیاژهای درجه حرارت بالا، ممکن است دما به دلیل افزایش مقاومت خزش این مواد، به اندازه ۰/۸-۰/۹ دمای نقطه ذوب باشد. برای ایجاد تماسی نزدیک میان اسپرایت های مخالف (پستی و بلندی های سطوح در تماس)، فشار مشخصی نیاز است. حد بالایی برای این فشار، جایی است که خزش ماکروسکوپی رخ می دهد که می تواند نسبتاً دقیقاً از منحنی های خزش ایجاد شده برای مواد مورد نظر پیش بینی شود. اعمال فشار مناسب می تواند برای آلیاژهای درجه حرارت بالا بسیار دشوار باشد؛ زیرا به طور کلی برای مقاومت در درجه حرارت بالا طراحی شده اند. به عنوان مثال، فولادهای زنگ زن آستنیتی به ندرت در سرویس های بالاتر از ۶۰۰ درجه سانتی گراد استفاده می شوند، اما معمولاً در ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد برای ۱۰۰۰ دقیقه به هم اتصال داده می شوند [۶]. این کافی است زیرا درجه حرارت اتصال به طور قابل توجهی بالاتر از دماهای سطح است و تنش نسبتاً کم باعث ایجاد تماس کامل می شود.

طبق مدل حذف منافذ تهیه شده توسط هیل و والچ [۷] که یک روش جامع در پیش بینی درصد سطح اتصال داده شده، برای یک سطح پایه شش مکانیسم برای بسته شدن حفرات ارائه می دهد. هنگامی که صفحات در کنار هم قرار گرفتند، فرض می شود که سطوح، تشکیل حفره های بیضوی طولانی (منافذ) بین سطوح اتصال می دهند.

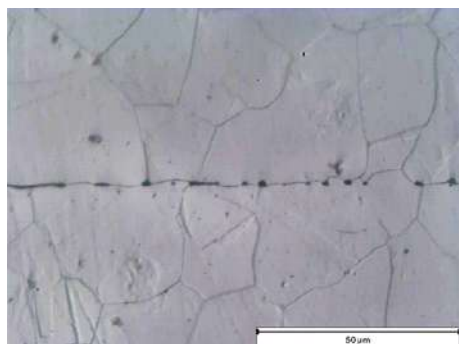
مکانیسم های بسته شدن منافذ عبارتند از:

- 1- تغییر شکل پلاستیک اسپرایت های اولیه در دمای اتصال
- 2- نفوذ سطحی، نفوذ حجمی اتم ها از سطوح منافذ به یک فصل مشترک رو به رشد بین حفره های بیضوی
- 3- نفوذ مرز دانه ای و حجمی از فصل مشترک رو به رشد برای پر کردن منافذ
- 4- خزش وابسته به زمان، تغییر شکل فصل مشترک را فراهم می کند.

انرژی محرکه مکانیسم های نفوذ، اختلاف در پتانسیل شیمیایی مواد در مجاورت منافذ و همچنین در داخل منافذ به دلیل تفاوت در انحنای اطراف منافذ می باشد. پژوهش پیش رو با هدف بررسی تاثیر دما بر ریز ساختار اتصال چندلایه فولاد زنگ زن انجام شده است. در جاهایی که استفاده از فلز پرکننده مناسب نبوده و یا ایجاد مشکلاتی از جمله خوردگی فلزات ناهمجنس می کند، استفاده از این روش اتصال بسیار مناسب بوده و توسعه بیشتر این روش اتصال و رسیدن به پارامترهای تعیین کننده مناسب از ارزش بالایی برخوردار خواهد بود.

مواد و روش پژوهش

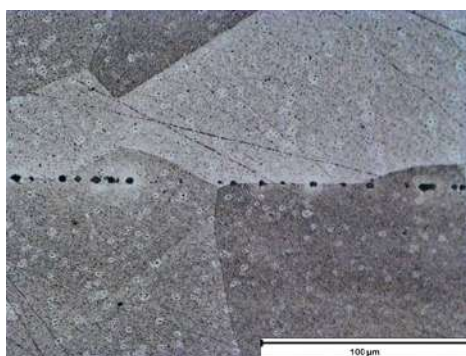
از فولاد زنگ زن ۳۱۶ که در کنار قیمت مناسب، از مقاومت



شکل ۳- تصویر محل اتصال نمونه قرار گرفته در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۲ ساعت با فشار ۱۰ مگاپاسکال با بزرگنمایی ۱۰۰۰

نمونه قرار گرفته در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد، زمان ۲ ساعت و فشار ۱۰ مگاپاسکال

نمونه ها در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۲ ساعت و در فشار ۱۰ مگاپاسکال نگهداری شدند. در نهایت با دو روش الکترواچ در محلول اگزالیک اسید و روش اچ در محلول $\text{HNO}_3:\text{HCL}$ ریزساختار نمونه مشخص شد. دلیل اینکه در این نمونه از دو نوع روش حک کاری استفاده شد، اچ نامنظم و ناواضح با استفاده از الکترواچ به تنهایی بود، همانطور که در شکل (۴) مشخص است دمای بالاتر باعث نفوذ بیشتر اتم ها و اتصال یکنواخت تری در سطح تماس صفحات شده است. از طرفی به وضوح مشخص است که با فراهم بودن دما و زمان لازم، رشد دانه بیشتری در این نمونه رخ داده است و اندازه دانه ها افزایش یافته است. در نهایت بالای ۷۰ درصد سطح، اتصال برقرار شده است که مناسب می باشد.



شکل ۴- تصویر محل اتصال نمونه قرار گرفته در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۲ ساعت با فشار ۱۰ مگاپاسکال با بزرگنمایی ۵۰۰

نتیجه گیری

در پژوهش انجام شده نمونه ها در دو شرایط دمایی مورد بررسی قرار گرفتند. بررسی خط اتصال صفحات به هم اتصال داده شده به وضوح موید تاثیر مثبت دمای بیشتر بر میزان اتصال انجام شده، یکنواختی و کیفیت آن است. از طرفی اهمیت کیفیت سطوح در تماس، عامل بسیار مهمی در کیفیت این نوع روش اتصال می باشد. در صورت وجود هرگونه آلودگی در کوره و یا نمونه ها کیفیت اتصال پایین

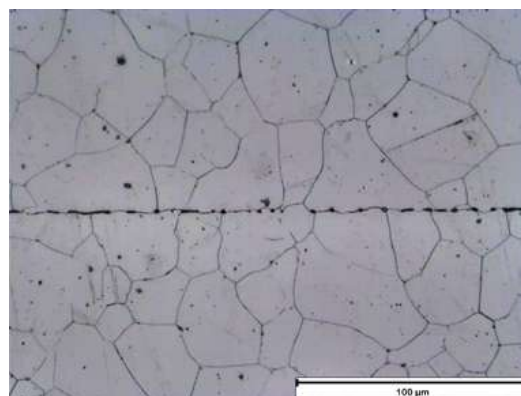
پس از قرار دادن نمونه ها داخل فیکسچر، مجموعه در دو دما ۱۰۵۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد و هر دو در زمان یکسان ۲ ساعت و تنش اعمالی ۱۰ مگاپاسکال درون کوره قرار گرفتند. پس از اتمام سیکل حرارتی، نمونه ها تا رسیدن به دمای محیط داخل کوره سرد شدند. سپس به منظور بررسی ریزساختار، نمونه ها با استفاده از وایرکات برش داده شدند و داخل مانت رسانا قرار گرفتند و سپس نمونه ها تا سنباده گریت ۱۰۰۰ سنباده زده و پس از آن پولیش شدند. سپس به منظور مشاهده ریزساختار، نمونه ها با استفاده از دستگاه الکترواچ در محلول ۱۰ درصد اگزالیک اسید به مدت حدودا ۴۰ ثانیه با ولتاژ ۶ ولت، اچ شدند. اچ میکروسکوپ نوری برای مشاهده ریزساختار استفاده شد.

نتایج و بحث

هدف این پژوهش بررسی تاثیر دما بر ریز ساختار اتصال می باشد پس به بررسی تغییرات در هر دما می پردازیم.

نمونه قرار گرفته در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد، زمان ۲ ساعت و فشار ۱۰ مگاپاسکال

اولین دمای انتخابی، دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد می باشد. دو ساعت در دمای مذکور و در فشار ۱۰ مگاپاسکال نمونه نگهداری می شود. در شکل (۲) و (۳) ریزساختار محل اتصال آورده شده است. همانطور که به وضوح مشخص است، ورق های فولادی با نفوذ در یکدیگر با هم اتصال برقرار کرده اند. نقاط مشکی رنگ در محل اتصال، نقاطی هستند که اتصال ایجاد نکردند که این موضوع چند دلیل دارد؛ از جمله آمادگی اولیه سطح مناسب نبوده و مقداری خط و خش بر روی نمونه وجود داشته است. با توجه به اینکه فرآیند در کوره خلا انجام شده است ولی در صورت وجود آلودگی قبلی یا مشکلات کوره، خلا دستگاه ممکن است افت کرده و مقداری فاز اکسیدی در محل اتصال تشکیل شده باشد. دلیل دیگر، فشار اعمالی کم است که صفحات نتوانستند به اندازه کافی به هم نزدیک شوند و با هم اتصال برقرار کنند. در نهایت صفحات کمتر از ۴۰ درصد با هم اتصال برقرار کرده اند.



شکل ۲- تصویر محل اتصال نمونه قرار گرفته در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۲ ساعت با فشار ۱۰ مگاپاسکال با بزرگنمایی ۵۰۰

Processing Technology, Vol 66, pp. 85-89, 1997.
 4-Hesselgreaves, J. E., 2001, Compact Heat Exchangers: Selection, Design and Operation, Pergamon Press, Oxford, UK.
 5-American Welding Society (AWS), 1969, "AWS A3.0 Terms and Definitions," AWS Report No. 1910.251.
 6-Miller, T., 2012, personal communication, Oregon State University.
 7- A. Hill and E. R. Wallach, "Modelling solid-state diffusion bonding," Acta Metallurgica, vol. 37, no. 9, pp. 2425-2437, 1989.

پی‌نوشت

- 1- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد گرایش شناسایی و انتخاب مواد، دانشگاه فردوسی مشهد
- 2- دانشیار گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد

خواهد آمد و فازهای اکسیدی و مضر در محل اتصال تشکیل می‌شود. از آنجایی که در نمونه دوم بیشتر از ۷۰ درصد اتصال برقرار شده است، می‌توان پیش‌بینی کرد که استحکام اتصال در این نمونه تقریباً نزدیک به استحکام اتصال فلز پایه خواهد بود که ارزش این روش اتصال را بیشتر مشخص می‌کند.

منابع

- 1-G.A. Vonk, Adv. Cryog. Eng., vol 13, pp. 282-589, 1968.
- 2-N.S. Zablotsevs, "Matrix Heat Exchangers in Cryogenic Engineering," Cent. Chem. Netmash. Moscow. USSR. 1980. (In Russian).
- 3-J.Krishnan, K.Bhanumurthy, P.S.Gawde, J.Derose, G.B.Kale, G.Srikrishnamurthy, "Manufacture of a matrix heat exchanger by diffusion bonding," Journal of materials



تأثیر فرایندهای جوشکاری قوس الکتریکی و آرگون بر قابلیت تغییر ترکیب شیمیایی سطحی در عملیات روکش کاری

علی ردایی^۱، مسعود مصلائی پور^۲، پارمیس گنجعلی باورسادیان^۳، مجید فاخری^۴

چکیده

روکش کاری جوشی به منظور دستیابی به خواص و یا بازبایی ضخامت از دست رفته روی سطح قطعات رسوب داده می شود. یکی از ویژگی های عملیات سطحی به کمک جوشکاری دستیابی به خواصی چون مقاومت به خوردگی، مقاومت به سایش، کاهش ضریب اصطکاک و غیره در سطح مواد پایه با قیمت ارزان تر می باشد. در این پژوهش روکش کاری فولاد ST37 توسط دو فرایند جوشکاری قوس الکتریکی و آرگون، با استفاده از الکتروده HS60V و پودر آن، انجام شد. ایجاد روکش از طریق جوشکاری قوس الکتریکی، در شیار مرکزی قسطه فولاد ST37 و ایجاد روکش از طریق جوشکاری آرگون، یکبار با جانشانی پودر الکتروده HS60V در شیار مرکزی برروی فلز پایه و یکبار با لایه نشانی پودر این الکتروده به صورت ویفری شکل برروی فلز پایه انجام شد. بررسی خواص مکانیکی نمونه ها با استفاده از سختی سنج و ریزسختی سنج ویکرز و مطالعه ریزساختار نمونه ها با استفاده از میکروسکوپ نوری انجام شد. نتایج حاکی از آن است که ریزساختار نمونه های روکش کاری به روش لایه نشانی پودر به صورت ویفری شکل و جوشکاری آرگون، و روکش کاری با روش جوشکاری قوس الکتریکی، هر دو در ناحیه جوش دارای فریت ویدمن اشتاتن و فریت سوزنی شکل است. نتایج سختی در این دو نمونه نیز به ترتیب ۸۰۰ ویکرز و ۷۸۰ ویکرز است.

کلمات کلیدی: روکش کاری جوشی، الکتروده GTAW، HS60V، SMAW

مقدمه

روکش کاری سطحی روشی برای بهبود خواص سطوح مانند افزایش

مقاومت به سایش، خوردگی و ... است [۱]. ایجاد خواص سطحی عالی از جمله مقاومت به سایش مناسب و ... بر زیرلایه ارزان قیمت، موجب توجه روز افزون به قطعات روکش کاری شده در صنعت شده است. در صنعت برای مقابله با سایش، با توجه به نوع آن روش هایی از جمله عملیات حرارتی، آبکاری، پوشش دهی و ... استفاده می شود؛ روکش کاری جوشی، روشی مناسب و اقتصادی برای مقابله با سایش خراشان و ضربه است [۲]. از مهم ترین دلایل استهلاک قطعات صنعتی حین سرویس دهی می توان به پدیده سایش اشاره نمود که هزینه های زیادی را به همراه دارد. در آمریکا سالانه حدود ۱۷ میلیارد دلار صرف تعمیرات و بازسازی های مرتبط با سایش می شود [۳]. برای ایجاد مقاومت در برابر سایش از اصلاح سطح استفاده می شود که یکی از این روش ها، روکش کاری جوشی می باشد [۴]. از راهکارهای اقتصادی و صنعتی جهت بازسازی و افزایش عمر کاری قطعات ساییده شده می توان به عملیات روکش کاری جوشی همراه با عملیات کرین دهی اشاره کرد [۵-۸].

روکش کاری جوشی اصطلاحاً به فرایندی گفته می شود که در آن از یک لایه نسبتاً ضخیم (تقریباً ۳mm) به منظور فراهم آوردن یک سطح مقاوم به خوردگی و سایش استفاده می گردد. روکش کاری می توان یک لایه با خواص برتر بر روی یک لایه ضعیف تر به منظور تقویت خواص مکانیکی، فیزیکی و یا شیمیایی لایه ضعیف تر تعریف کرد [۹]. عملیات جوشکاری به دلایل اقتصادی و ایجاد لایه های ضخیم و مقاوم نسبت به روش هایی نظیر عملیات حرارتی، آبکاری و پوشش دادن در شرایط سایش خراشان و همچنین ضربه دارای اولویت است [۱۰]. آقای شمعیان و همکاران با روکش کاری جوشی فولاد 30CrNiMo8 با تعداد ۴ الکتروده E12018، E14018 و E11018 و E90180B3 همراه با عملیات حرارتی کوئنچ و

کربوره کردن به منظور افزایش سختی انجام دادند. آن‌ها به این نتیجه رسیدند که ساختار فلز جوش در لایه بیرونی از ۴ نوع الکترو، مارتنزینی-بینیتی بوده و این موضوع ناشی از کاهش اثر رقت با افزایش تعداد پاس‌ها می‌باشد [۱۱]. الکترو قلیایی، دسته‌ای از الکتروها هستند که به شدت جاذب رطوبت و هیدروژن هستند. هر چه الکترو قلیایی‌تر، کیفیت جوش بالاتر است. الکترو HS60V از دسته الکتروهای قلیایی است؛ و برای سخت کاری سطحی استفاده می‌شود. همچنین سختی بسیار مطلوبی دارد؛ به‌صورتی که جوشکاری چند پاسه آن به ما سختی‌ای در حدود ۶۵ را کول می‌دهد. حال ما در این پژوهش یک مرحله از الکترو HS60V و در دو مرحله از پودر این الکترو به همراه نسبت معین آب و ۵٪ چسب پلی وینیل الکل که به شکل خمیری در آورده شد استفاده کردیم؛ که مورد اول جوشکاری قوس دستی روی فلز پایه صورت گرفت و در دو مورد بعد جوشکاری GTAW یکبار با جانشانی پودر الکترو HS60V در شیار مرکزی بر روی فلز پایه و یکبار با لایه نشانی پودر این الکترو به صورت ویفری شکل انجام شد؛ در این پژوهش نتایج سختی و تصاویر متالوگرافی موارد ذکر شده مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

مواد و روش پژوهش

در این پژوهش از فولاد ST37 با ابعاد $10 \times 5 \times 1$ سانتی متر مکعب به عنوان زیر لایه استفاده شد. ترکیب شیمیایی این فولاد و آنالیز شیمیایی الکترو HS60V و مفتول این الکترو به ترتیب در جدول‌های (۳ و ۲) آورده شده است. جهت جانشانی پوشش بر روی قطعه، شیار طولی به شکل دوزنقه و با ابعاد 2×4 میلی متر در مرکز نمونه‌ها ایجاد شد.

نمونه‌ی شیاردار اول از طریق جوشکاری SMAW و توسط الکترو HS60V با قطر ۳٫۲۵ میلی متر با استفاده از دستگاه

PARS-EL 630 پوشش دهی شد؛ پارامترهای جوشکاری در جدول (۴) آورده شده است.

برای پوشش دهی نمونه دوم، پودر الکترو HS60V با نسبت معین آب و ۵٪ چسب پلی وینیل الکل به شکل خمیر در آورده شد و درون شیار لایه نشانی شد؛ سپس به مدت ۲۴ ساعت در هوا و ۲ ساعت در دستگاه آون به نام BEHDAD FH0601 در دمای ۲۵۰ درجه سانتیگراد خشک شد و در نهایت روکش کاری جوشی به روش GTAW توسط دستگاه PULSER TIG DC بر روی پودر الکترو انجام شد؛ پارامترهای جوشکاری در جدول (۴) آورده شده است.

برای پوشش دهی نمونه سوم، پودر الکترو HS60V با روش قبل به حالت خمیری شکل در آورده شد؛ سپس با اعمال فشار توسط دستگاه پرس، در قالبی با ابعاد $44 \times 22 \times 1$ میلی متر به صورت ویفری شکل در آورده شد و به مدت ۱ ساعت در دستگاه آون با مدل BEHDAD FH0601 در دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد خشک شد. سپس پودرهای خشک شده به حالت ویفری شکل بر روی نمونه فولادی از جنس ST37 و بدون ایجاد شیار، قرار داده شد و در نهایت پوشش دهی به روش GTAW انجام گرفت؛ پارامترهای جوشکاری در جدول (۴) آورده شده است.

پس از پوشش دهی، نمونه‌ها برای بررسی‌های متالوگرافی آماده سازی شدند و با محلول نایتال ۲٪ حکاکی شدند؛ مطالعات ریزساختاری نمونه‌های پوشش دهی شده توسط میکروسکوپ نوری با مدل MOTIC NIM 100 انجام شد.

بررسی ماکروسختی نمونه‌ها توسط دستگاه AFFRI 160001 و با اعمال نیروی ۲۹۴ نیوتن انجام گرفت. بررسی‌های ریزسختی سنجی از مقطع عرضی نمونه‌ها پس از پولیش کاری، از طریق دستگاه ریزسختی سنج ویکرز با شناسه HA06 و با اعمال نیروی

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد

عناصر موجود	C	Si	Mn	P	S
درصد	۰٫۱۵-۰٫۲۲	۰٫۱۲-۰٫۳۰	۰٫۴۰-۰٫۶۵	۰٫۰۴۵	۰٫۰۵۰

جدول ۲- آنالیز شیمیایی الکترو HS60V

عناصر	c	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	P	S
درصد	۰٫۵۴	۰٫۴۳	۰٫۸۶	۰٫۰۴۹	۷٫۵۴	۰٫۶۴	۰٫۵۱	۰٫۰۲۱	۰٫۰۷

جدول ۳- آنالیز شیمیایی مفتول الکترو HS60V

عناصر	C	S	Si	p	Mn	Cu
درصد	۰٫۰۶۵۳	۰٫۰۱۴۳	۰٫۰۲۲	۰٫۰۱۴۲	۰٫۴۶۴۰	۰٫۰۱۶۶

جدول ۴- پارامترهای جوشکاری پارامترهای جوشکاری ولتاژ

پارامترهای جوشکاری	ولتاژ (V)	جریان (DC) (A)	سرعت جوش کاری (Cm/s)	گرمای ورودی (J/Cm)
نمونه اول	۲۱-۲۲	۱۴۰	۰٫۳۳	۸۹۰۹
نمونه دوم	۲۱ ۲۲	۱۴۰	۰٫۱۱	۲۶۷۲۷
نمونه سوم	۲۱ ۲۲	۱۷۲	۰٫۰۷	۵۱۶۰۰

300 گرم انجام شد.

و قرار دادن پودر ویفری شکل بر روی نمونه و سپس روکشکاری به روش GTAW در جدول (۵) آورده شده است.

در بررسی های ریزسختی سنج ویکرز بر روی نمونه ها، نتایج پروفیل سختی در (شکل ۴) آورده شده است. نتایج نشان داد که در نمونه جوشکاری شده به روش SMAW بیشترین ضخامت ناحیه جوش و در نمونه شیاردار کمترین ناحیه جوش مشاهده شد. کمترین شیب سختی در نمونه شیاردار دیده شد. سختی ناحیه جوش در دو نمونه روکش کاری شده به روش SMAW و جوشکاری GTAW بر روی پودر ویفری شکل، به صورت یکسان به دست آمده است.

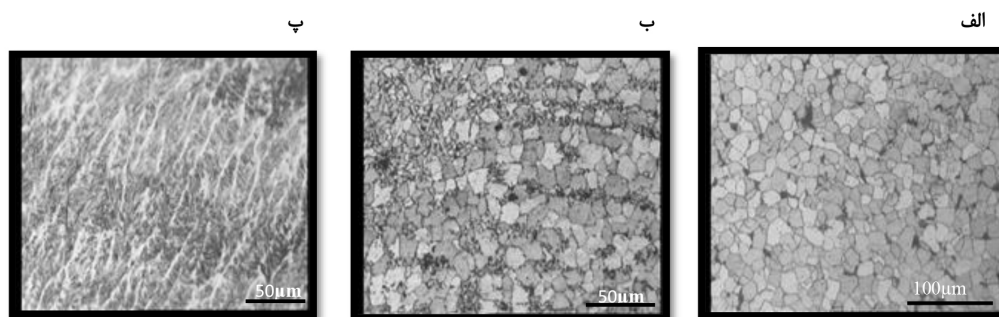
نتیجه گیری

-جانشانی پودر یک الکتروود در شیار یک نمونه و روکش کاری به روش تیگ، باعث ممزوج شدن ترکیب شیمیایی لایه و زیر لایه می شود و سختی بدست آمده در این روش صحت ندارد.
-روکش کاری به روش ایجاد پودر ویفری شکل و تشکیل لایه از

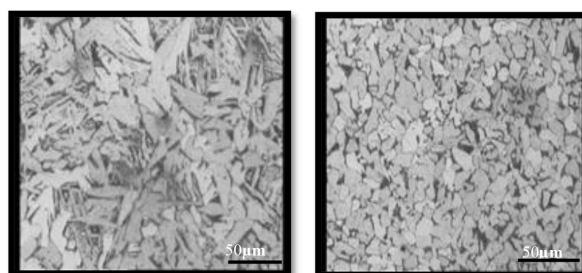
نتایج و بحث

تصاویر متالوگرافی قطعات پوشش داده شده با روش SMAW و پوشش های به دست آمده از طریق جانشانی پودر در شیار و قرار دادن پودر ویفری شکل بر روی نمونه و سپس روکشکاری به روش GTAW، از سه ناحیه BM, HAZ, WM به ترتیب در شکل های (۱ و ۲ و ۳) آورده شده است. این تصاویر نشان دهنده تشکیل ریزساختارهای مشابه در نمونه روکشکاری شده به روش SMAW و نمونه روکشکاری شده به روش GTAW به همراه پودر ویفری شکل، می باشد. در این دو ساختار در ناحیه جوش ریزساختارهای فریت ویدمن اشتاتون و فریت مرزدانه ای مشاهده شد.

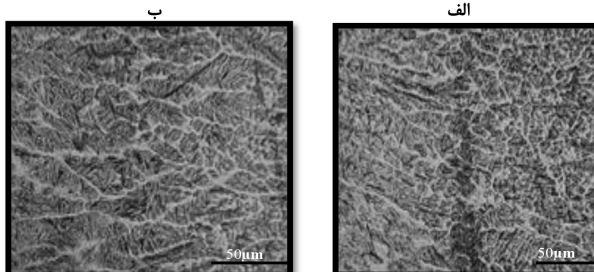
نتایج حاصل از آزمون سختی سنج ویکرز بر روی پوشش ایجاد شده با روش SMAW و پوشش ایجاد شده از طریق جانشانی پودر در شیار



شکل ۱- مربوط به قطعه پوشش داده شده با روش قوس الکتریکی، الف - ساختار فلز پایه، ب - ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت، پ - ریزساختار ناحیه جوش



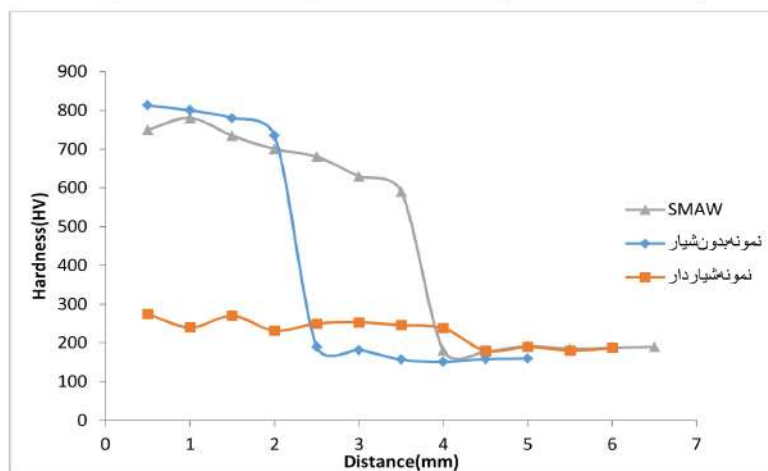
شکل ۲- مربوط به قطعه پوشش داده شده از طریق جانشانی پودر در شیار به روش GTAW، الف - ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت، ب - ریزساختار ناحیه جوش



شکل ۳- مربوط به قطعه پوشش داده شده توسط پودر ویفری شکل روی نمونه بدون شیار به روش GTAW، الف - ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت، ب - ریزساختار ناحیه جوش

جدول ۵- نتایج سختی سنجی بر روی پوشش‌های ایجاد شده

جوشکاری تیگ بر روی نمونه بدون شیار (HV30V)	جوشکاری برق (HV30V)	جوشکاری تیگ بر روی نمونه شیاردار (HV30V)
۸۰۰	۷۸۰	۲۵۱
۸۱۳	۷۹۰	۲۳۴
۷۶۲	۸۲۰	۲۲۰
۷۶۸	۷۷۸	۲۰۲



شکل ۴- پروفیل سختی نمونه های روکش کاری شده

7- علمی حسینی، ر. خسروی، ح. قادری، "بررسی تاثیر مقدار کربنات سدیم به عنوان ماده انرژی‌زا بر عمق لایه کربوره فولاد کم کربن ۵۹۲۰"، فصل نامه علمی پژوهشی مهندسی مواد مجلسی، سال ۳، شماره ۳، ص ۳۷-۴۵، پائیز ۱۳۸۸

8- علمی حسینی، ر. خسروی، ح. قادری، "بررسی تاثیر هوای اضافی و فعال ساز بر عمق سختی در فرایند کربن دهی جامد فولاد 18CrNi8 DIN"، فصل نامه علمی پژوهشی مهندسی مواد مجلسی، سال ۳، شماره ۴، ص ۶۶-۷۴ زمستان، ۱۳۸۸

9- حامد ثابت، شمس الدین میردامادی، شهرام خیراندیش، مسعود گودرزی "مروری بر فرآیندهای سخت کاری سطحی از طریق جوشکاری"، شماره ۵۱، ص ۷۱-۷۷ پائیز ۱۳۸۷.

10-Agust?n Gualco a, Hern?n G. Svoboda b, Estela S. Surian a,c, Luis A. de Vedia, "Effect of welding procedure on wear behavior of a modified martensitic tool steel hardfacing deposit", Materials and Design, v.31, pp. 4165-4173, 2010.

11-مرتضی شمعیان، محمد حسین پور، محسن مغزی، مرتضی وکیلی، "روکشکاری جوشی فولاد 30CrNiMo80 با الکترودهای استحکام بالا"، سمپوزیم فولاد، ۸۸

طریق جوشکاری آرگون، جایگزین مناسبی برای تخمین سختی الکترود مصرفی در روکش کاری جوشی با روش جوشکاری برق می‌باشد.

-پوشش موجود بر روی یک الکترود، تاثیر بسیار زیادی در ایجاد خواص مکانیکی جوش حاصل دارد.

منابع

- 1-S. G. Sapate, A. B. Ramarao, "Erosive Wear Behavior of Weld Hardfacing High Chromium Cast Irons", Tribology International, v. 39, pp. 206-212, 2006.
- 2-حامد ثابت، شمس الدین میردامادی، شهرام خیراندیش، مسعود گودرزی "اثر مقادیر جزئی Ti بر سختی و مقاومت به سایش لایه سخت شده سطحی فولاد ساده کربنی توسط فرایند TIG"
- 3-Spittel, M., And T. Spittel. "Steel symbol/number:25CrMo4/1.7218" Metal Forming Data of Ferrous Alloys-deformation behavior "Springer,Berlin,Heidelberg 32, (2009): 10381043
- 4-chi-Minglin , Chia-Ming chang , Je-Hao chen " microstructure and wear characteristics of high-carbon Cr-based alloy claddings formed by gas tungsten arc welding"
- 5-Kirchgabner, M., Badisch, E., & Franek, F. (2008). Behavior of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. Wear,265(5-6) 772-779
- 6-Handbook, AWS Welding. "Welding Processes-Arc and Gas Welding and Cutting, Brazing, and Soldering." Miami: American Welding Society, vol.7, pp. 235-241, 2008

پی نوشت

- 1-دانشجوی کارشناسی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد
- 2-دانشیار دانشکده معدن و متالورژی، دانشگاه یزد
- 3-دانشجوی کارشناسی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد
- 4-مدیر واحد تحقیق و توسعه، شرکت الکترود یزد



بررسی تأثیر حرارت ورودی بر ریز ساختار و خواص خوردگی در اتصال جوش غیر مشابه به فولاد A283 Gr C به فولاد زنگ نزن ۳۰۴L با روش SMAW

حدیث سادات مردان پور^۱، مسعود عطا پور^۲، مجتبی اسماعیل زاده^۳

است.

واژه های کلیدی: حرارت ورودی، ریز ساختار، خوردگی، اتصال جوش غیر مشابه، فولاد زنگ نزن.

مقدمه

فولادهای زنگ نزن دسته مهمی از مواد مهندسی هستند که به طور گسترده در صنایع و محیط های مختلف به دلیل مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون بالا مورد استفاده قرار گرفته است. فولادهای زنگ نزن آستنیتی ۳۰۴L به دلیل داشتن مقادیر بالایی از عناصر آلیاژی همچون کروم و نیکل و مقادیر جزئی کربن در ترکیب شیمیایی در کاربردهایی که حمله بین دانه ای و ترک خوردن و خوردگی تنششی مورد توجه است به کار می روند. مقاومت به اکسیداسیون در دماهای بالا به دلیل میزان بالای کروم در این فولاد می باشد. وجود نیکل که عنصری آستنیت زا می باشد، باعث بالا رفتن خواص مقاوم به حرارت این آلیاژ می شود. فولاد زنگ نزن AISI304L به دلیل مقاومت به خوردگی بسیار در صنایع مورد استفاده قرار می گیرند. فولادهای زنگ نزن آستنیتی دارای جوش پذیری بسیار مطلوب و به همین دلیل کاربرد بسیار گسترده تری نسبت به سایر انواع زنگ نزن از جمله فریتی دارند و می توان آن ها را به روش های ذوبی و جامد جوش داد [۱].

امروزه کاربرد اجتناب ناپذیر اتصالات غیر مشابه به دلیل ملاحظات اقتصادی و دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب و افزایش مقاومت به خوردگی برای بسیاری از آلیاژها گسترش یافته است، از جمله اتصالات غیر مشابه می توان به اتصال فولادهای زنگ نزن به فولاد کربنی اشاره کرد. فولاد کربنی به آن دسته از فولادها اطلاق

چکیده

در این پژوهش به مطالعه رفتار خوردگی اتصال غیر مشابه فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۰۴L به فولاد کربنی A283 گرید C در سه حرارت ورودی مختلف مورد بررسی قرار گرفته است. جهت انجام عملیات جوشکاری از فرایند قوسسی با الکتروود دستی (SMAW) و الکتروود E309L با قطبیت DCEP استفاده شد. پس از جوشکاری، ریز ساختار مناطق مختلف اتصال شامل فلزات پایه، فلزات جوش و مناطق متأثر از حرارت (HAZ) و فصل مشترک با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفت. نتایج بررسی های ریز ساختاری نشان داد که با کاهش حرارت ورودی شکل و ابعاد فاز فریت دلتا تغییر و شکل کروی پیدا کرده است ولی در مقادیر آن هیچ تغییری مشاهده نشد. به دلیل انطباق متالورژیکی بین فولاد زنگ نزن ۳۰۴L و E309L در محل اتصال هیچ خط جدایشی مشاهده نشد و ناحیه ذوب شده از حداقل پهنا برخوردار بود. محل اتصال فلز پایه A283 و الکتروود آستنیتی دارای خط جدایش واضح بود و پهنای آن با افزایش حرارت ورودی افزایش پیدا کرد. در اثر کاهش حرارت ورودی حفره های سیاه رنگ در ناحیه اتصال الکتروود به فلز پایه مشاهده شد که به دلیل کمبود ذوب و در اثر کمبود حرارت به وجود آمدند. مشخصه یابی های خوردگی بوسیله آزمون های پتانسیودینامیکی در محیط ۳.۵% NaCl نشان داد که اتصال ساخته شده در حرارت ورودی ۱۲۲۵ J/mm بهترین مقاومت به خوردگی را نشان داد که این رفتار به کم بودن عیوب و یکنواختی ساختار جوش نسبت داده شد. همچنین، مشخص شد که با افزایش حرارت ورودی مقادیر فریت دلتا در ریز ساختار جوش کاهش یافته و این منجر به بهبود مقاومت به خوردگی نسبت به دو نمونه های دیگر با حرارت ورودی کمتر شده

می شود که کربن اصل ترین عنصر آلیاژی آن باشد و عناصر نظیر منگنز، سیلیسم و آلومینیوم به میزان کم در آن حضور داشته و فقط به منظور عملیات کیفی به آن افزوده می گردند. کربن نقش اساسی را در افزایش استحکام فولادها ایفا می کند و این استحکام تا حد زیادی به میزان کربن موجود در آلیاژ بستگی دارد. فولادهای ساده کم کربن برای عموم قطعات مهندسی، ساختمان کشتی ها، راه آهن بکار می روند، همچنین این فولادها از خواص مغناطیسی بالا و قابلیت جوشکاری خوبی برخوردار بوده و در مواردی که قطعات تحت عملیات سختی سطحی قرار می گیرند کاربرد خوبی دارند.

فرایندهای جوشکاری در کاربرد های مختلف مانند خطوط لوله، سیستم های گاز آگروز خودرو، تعمیرات تجهیزات صنعتی شیمیایی استفاده شده است. با این حال، جوشکاری اغلب تأثیرات مهمی بر ریز ساختار دارد و از این رو انتظار می رود تأثیر زیادی بر خصوصیات خوردگی نمونه های جوش داده شده داشته باشد. مشکلات متالورژیکی مختلف مانند ریز جدایش، رسوب فازهای ثانویه، وجود تخلخل، ترک خوردگی و از بین رفتن مواد در اثر تبخیر، چالش های جوشکاری ذوبی است. با این حال در شرایط عدم تعادل سریع، انجماد سریع، مانند جوشکاری، سرعت خنک سازی بالا منجر به تبدیل آستنیت به فریت و مقادیر کمی فریت دلتا به طور اجتناب ناپذیری در ریز ساختار جوش در دمای اتاق باقی بماند. فریت دلتا برای جلوگیری از انجماد و ترک گرم و بهبود چقرمگی و مقاومت به خوردگی شناخته شده است. با این حال گزارش شده که میزان فریت دلتا (معمولاً بیش از ۱۰ درصد) می تواند توانایی کار گرم را کاهش دهد. بنابراین محتوای فریت دلتا در جوشکاری نقش مهمی در جوشکاری فولادهای زنگ نزن آستنیتی دارد که باید کنترل شود [۲].

یکی از پارامترهای مهم در جوشکاری، مقدار حرارت ورودی می باشد. چرا که حرارت ورودی بر پیشگرم کردن و دمای بین پاسی و در نتیجه ساختار و خواص فلز جوش و ناحیه متأثر از حرارت تأثیر می گذارد. مقدار حرارت ورودی را نمی توان به صورت مستقیم اندازه گیری کرد و برای آن معمولاً از فرمول های مشخصی استفاده می شود. تغییر قابل ملاحظه در حرارت ورودی باعث ایجاد تغییرات در خواص ماده در ناحیه جوش می گردد.

در این تحقیق تأثیر سه حرارت ورودی متفاوت بر ریز ساختار و خواص خوردگی فلزات غیرمشابه فولاد ساده کربنی A283 به فولاد زنگ نزن ۳۰۴L با فرایند قوسی با الکتروود دستی مورد مطالعه قرار گرفته است. هدف اصلی تحقیق دستیابی به بهترین حرارت ورودی که باعث ایجاد جوش با عمق نفوذ بیشتر، سرعت جوش بالاتر، کیفیت بهتر جوش، تخریب کمتر قطعه کار و مشاهده کمترین عیوب مانند ضعیف شدن فلز پایه و بهترین مقاومت خوردگی می باشد. کاربرد این نوع اتصال، در نصب قطعات سیستم حفاظت کاتدیک بر روی مخازن ذخیره نفت و گاز جهت تعمیر این نوع جوش ها هزینه های اقتصادی بالایی به همراه دارد. با توجه به احتمال خرابی و بروز عیوب ریزساختار بر اثر عدم کنترل حرارت های ورودی، قطعات بایستی از سرویس خارج شوند. شایان ذکر است بالا بردن کیفیت اتصال جوش فلزات مورد تحقیق و کاهش عیوب محتمل از جمله ترک های مویی در بالا بردن عمر مفید دستگاه از اهمیت بسزایی

برخورداری می باشد.

روش انجام تحقیق

در این پژوهش، از فولاد زنگ نزن ۳۰۴L و فولاد ساده کربنی A283 گرید C با ابعاد $10 \times 5 \times 20$ میلی متر مورد استفاده قرار گرفت. جهت انجام اتصال از الکتروود E-309L به عنوان فلز پرکننده با قطر ۳/۲۵ میلی متر استفاده شد. ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلزپرکننده در جدول (۱) آورده شده است. در این پژوهش جوشکاری نمونه ها با روش قوسی الکتروود دستی (SMAW) و قطبیت (DCEP) در وضعیت تخت و با طرح اتصال جناغی دوطرفه و زاویه شیار ۳۰ درجه در هر نیمه جوش تراشکاری گردید. در نهایت در سه حرارت ورودی 1225 J/mm ، 919 J/mm و 507 J/mm با یک پاس جوش در هر شیار (بالا و پایین نمونه) جوشکاری انجام شد.

در جدول (۲) پارامترهای جوشکاری گزارش شده است. جهت انجام بررسی های ریز ساختاری، نمونه های متالوگرافی از مقطع عرضی اتصال به وسیله دستگاه وایر کات برش کاری گردیدند. عملیات برشکاری به گونه ای انجام شد که در هر نمونه نواحی جوش، منطقه متأثر از حرارت هر دو طرف فلز پایه قرار داشته باشند. عملیات سنباده زنی از سنباده ۱۲۰ تا ۳۰۰۰ انجام شد و سپس با خمیر الماس پولیش انجام شد. به منظور آچ شیمیایی نمونه ها در آزمون ماکروگرافی، از محلول Kalling No.2 با ترکیب ۵ گرم کلرید مس، ۱۰۰ میلی لیتر اتانول و ۱۰۰ میلی لیتر اسید هیدروکلریدریک و به منظور بررسی ریزساختار با بزرگنمایی بالاتر در میکروسکوپ نوری و الکترونی از اگزالیگ اسید ۱۰٪ برای الکترواچ فولاد زنگ نزن ۳۰۴L و از نایتال ۲٪ برای آچ شیمیایی CA283 استفاده شد.

پس از پایان جوشکاری، آزمون پلاریزاسیون سیکیلی به منظور بررسی مقاومت به حفره دار شدن فلز جوش انجام شد. برای انجام این آزمون، نمونه هایی با ابعاد $10 \times 5 \times 5$ میلی متر در عرض جوش تهیه شد. جهت آماده سازی، ابتدا نمونه ها به وسیله سنباده ۲۲۰ تا ۲۰۰۰ صیقل داده شدند. سپس به وسیله استون به مدت ۲ دقیقه چربی زدایی از سطح انجام شد. آزمون پتانسیودینامیک سیکیلی برطبق استاندارد ASTM-G61 برای رفتار خوردگی صورت گرفت. در این آزمون الکتروود مرجع نقره/نقره کلرید (Ag/AgCl) و الکتروود پلاتینی به عنوان الکتروود شمارنده و محلول استاندارد ۳،۵٪ NaCl به عنوان محلول خورنده استفاده شد. تمامی آزمون ها در دمای محیط و شرایط یکسان آزمون ها پس از پتانسیل ثابت مدار باز که در حدود ۳۰ دقیقه بدست آمد، شروع شدند. سرعت اسکن ولتاژ ۰/۱ ولت بر ثانیه و شروع پتانسیل پلاریزاسیون ۵۰۰ میلی ولت پایین تر از پتانسیل مدار باز و تا میلی ولت بالای پتانسیل مدار باز ادامه پیدا کرد. برای انجام تست از دستگاه Auto lab و برای انجام تعیین نرخ خوردگی از نرم افزار IviumSoft استفاده شد.

نتایج و بحث

- بررسی های ریز ساختاری

الف - بررسی ریز ساختار فلزات پایه

تصویر میکروسکوپ نوری از ریز ساختار فولاد زنگ نزن ۳۰۴L در

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز پرکننده بر حسب درصد وزنی

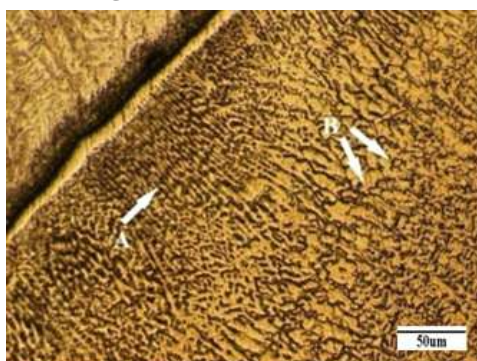
Mo	Cu	N	Ni	Si	Cr	S	P	Mn	C	
-	-	۰/۱	۹	۰/۷۵	۱۸	۰/۰۳	۰/۰۴۵	۲	۰/۰۳	304L
-	۰/۲	-	-	۰/۴	-	۰/۰۴	۰/۰۳۵	۰/۹	۰/۲۴	A283
۰/۳۷	۰/۲۹	-	۱۱/۵۸	۰/۶۵	۲۸/۲۳	۰/۰۲	۰/۰۳۳	۲/۰۴	۰/۰۲۴	E-309L

جدول ۲- پارامترهای جوشکاری

کد قطعه	تعداد پاس	الکترو مصرف شدنی		جریان جوشکاری (Amp)	ولتاژ (V)	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (J/mm)
		جنس	سایز (mm)				
۱	۱	E309L	۳/۲۵	۷۰	۲۸	۱/۲	۱۲۲۵
۲	۱	E309L	۳/۲۵	۷۰	۲۸	۱/۶	۹۱۹
۳	۱	E309L	۳/۲۵	۷۰	۲۸	۲/۹	۵۰۷

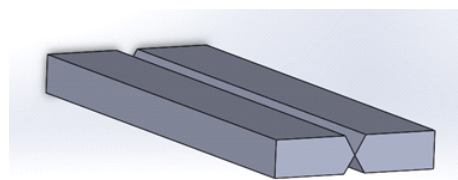
نواحی مختلف شامل دو فلز پایه، فلز جوش و ناحیه متأثر از حرارت تصاویری تهیه و ارائه شدند.

به دلیل تأثیرپذیری قابل توجه دانه بندی در دماهای مختلف، تغییرات ریز ساختاری می تواند دلیل اصلی تغییر در خواص مکانیکی نمونه های جوشکاری شده باشد. به دلیل اینکه الکترو E309L در گروه آستنیتی قرار گرفته است و با توجه به اینکه در حین جوشکاری الکترو به صورت کامل ذوب می شود تشکیل مقادیر مختلف فاز فریت دلتا در ریز ساختار آن دور از انتظار نیست. شکل (۳) ناحیه جوش فلز را در نمونه شماره ۱ نشان می دهد که به دلیل حرارت ورودی قابل توجه در این نمونه کل زمینه به صورت دندریت های فاز فریت دلتا رسوب کرده است. با توجه به ساختار آستنیتی الکترو، شاخه های طویل فریت دلتا در زمینه آستنیت در اثر ذوب و انجماد ناهمگن تشکیل و رشد یافته است، بطوری که مرز دانه های آستنیت در این ناحیه قابل رویت نیست. گفتنی است، جوانه زنی رسوبات فاز فریت دلتا در منطقه ذوب ابتدا از روی مرز دانه های آستنیت تشکیل و با کاهش دما رشد یافته و به یکدیگر می پیوندد.



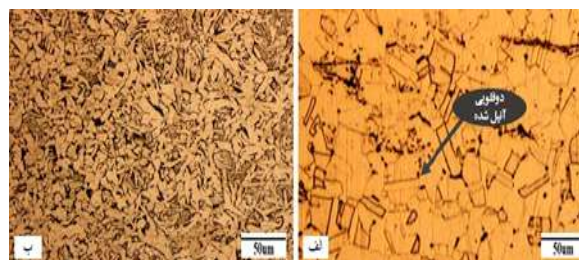
شکل ۳- تصویر ناحیه فلز جوش در مجاورت فلز پایه A283 در نمونه شماره ۱

شکل (۳) تصویر ناحیه فلز جوش در مجاورت فلز پایه A283 مربوط به نمونه شماره ۱ را نشان می دهد. در این تصویر با توجه به ترتیب انجماد — بعد از جوشکاری — به ترتیب فریت های ویدمن اشتاتین (نقطه A) و فریت چند وجهی (نقطه B) تولید و در طول



شکل ۱- شماتیک اتصال نمونه های جوشکاری

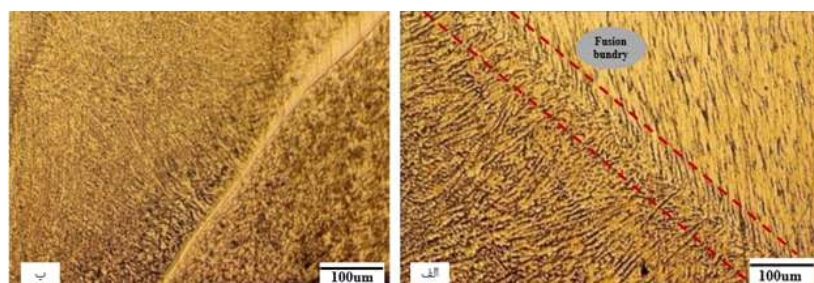
شکل (۲-الف) نشان داده شده است. ریز ساختار فلز پایه مذکور شامل زمینه آستنیتی است که از دانه های هم محور تشکیل شده است. همچنین دوقلویی های آنیل شده به خوبی در آن قابل مشاهده است. چنین ساختاری نتیجه فرایند آنیل انحلالی پس از عملیات نورد است [۳]. در شکل (۲-ب) ریز ساختار فولاد کربنی A283 نشان داده شده است. این ناحیه شامل دانه های هم محور فریت و کلونی های پرلیت در مرز دانه ها می باشد. مناطق روشن پس از اچ، فریت و ناحیه تیره کلونی پرلیت را نشان می دهد. در حالت سرد کردن تعادلی در منطقه دمایی بالاتر از خط A3 یعنی ناحیه کاملاً آستنیتی قرار گرفته است و بنابراین به دانه های آستنیتی برای جوانه زنی و رشد اجازه داده می شود. در طی سرد کردن بعدی این دانه های آستنیت به دانه های فریت و پرلیت ریز تجزیه می شود [۴].



شکل ۲-الف - ریز ساختار فلز پایه فولاد آستنیتی 304L - ب- ریز ساختار فلز پایه فولاد کربنی A283C

ب) بررسی ریز ساختار فلز جوش

به منظور ارزیابی اثر مقادیر حرارت ورودی بر ریز ساختار فلز جوش نمونه ها از میکروسکوپ نوری استفاده شد. بدین ترتیب به ازای



شکل ۴- تصویر ناحیه اتصال الف- فلز پایه فولاد زنگ نزن ۳۰۴L و E309L در نمونه شماره ۲ ب- فلز پایه فولاد کربنی A283 و E309L در نمونه شماره ۲

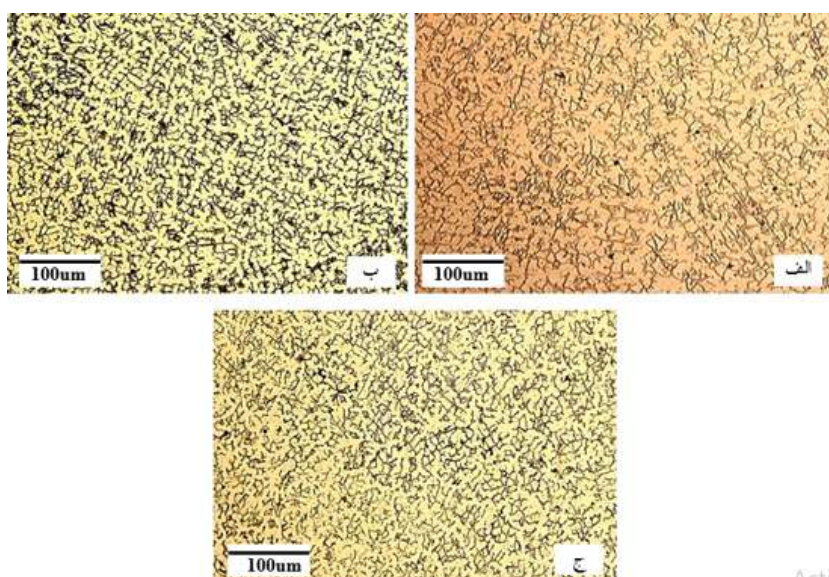
ریز ساختار انتشار یافته اند [5].



شکل ۵- تصویر ناحیه اتصال فلز پایه A283 و ۳۰۹L در نمونه شماره ۳

تغییر در روند انجماد آن بوده است. نکته دیگر آنکه شاخه های طولی کشیده شده در ساختار که در شکل (۸-الف) دیده شد در شکل (۸-ب) دیده نمی شود و ساختار فریت دلتا به حالت کروی تغییر حالت داده شده است. هیچگونه خط جدایشی در محل اتصال این دو آلیاژ مشاهده نشد و ناحیه ذوب شده از حداقل پهنا برخوردار بود. شکل (۷) تصویر ناحیه اتصال را در نمونه ۲ نشان می دهد. همانطور که دیده می شود مرز دانه های آستنیت در آلیاژ ۳۰۴L مشهود هستند که در خطی مورب با الکتروود E309L به زمینه های مملو از فریت دلتا برخورد کرده است. همچنین در اثر حرارت ورودی به منطقه فلز پایه، جزایری از فریت دلتا نیز در میان مرز دانه های آستنیت تشکیل و کشیده شده اند. همانطور که در شکل (۴-الف) دیده می شود مرز دانه های آستنیت در آلیاژ ۳۰۴L (سمت راست) کاملاً مشهود هستند که در خطی مورب با الکتروود E309L به زمینه های مملو از فریت دلتا برخورد کرده است. همچنین در اثر حرارت ورودی به فلز پایه، جزایری از فریت دلتا نیز در میان مرز دانه های آستنیت تشکیل شده اند. با کاهش حرارت ورودی (۹۱۹J/mm) عیوب مذکور به طور کامل

شکل (۶) ناحیه فلز جوش نمونه شماره ۳ را نسبت به نمونه شماره ۱ حرارت ورودی کمتری را متحمل شده را نشان می دهد. با مقایسه (شکل ۶-ب و ۶-ج) می توان مشاهده کرد ابعاد فریت دلتای تشکیل شده کاهش یافته ولی مقدار آن نسبتاً افزایش یافته است. کاهش ابعاد تغییر فریت دلتا به دلیل کاهش حرارت ورودی این نمونه و



شکل ۶- ریز ساختار فلز جوش الف- حرارت ورودی ۱۲۲۵J/mm، ب- حرارت ورودی ۹۱۹J/mm و ج- حرارت ورودی ۵۰۷J/mm

فریت ریز با مورفولوژی فریت ویدمن اشتاتین به چند وجهی تغییر پیدا کرده است. اما با کاهش حرارت ورودی جوشکاری و افزایش نرخ سرد شدن، اندازه دانه های فریت رشد کرده و مورفولوژی فریت از حالت ویدمن اشتاتین به چندوجهی تغییر پیدا کرده است.

د) بررسی ریز ساختمانی فلزات جوش

یکی از روش های مرسوم جهت پیش بینی ریز ساختار فلز جوش در فولاد های زنگ زن، استفاده از دیاگرام های ساختمانی می باشد. استفاده از دیاگرام ساختار شیفلر جهت پیش بینی ریز ساختار فلز جوش در اتصال غیر مشابه فلزات $A283/4L$ با استفاده از فلز پرکننده $309L$ نشان داده شده است. با توجه به ترکیب شیمیایی فلزات پایه، کروم و نیکل معادل مربوط به هر یک محاسبه و نتایج آن در جدول آورده شده است. با فرض اینکه میزان رقت فلز پایه 20 درصد باشد، ترکیب فلز جوش تقریباً در مکانی که خط ایزوفریت 25 درصد را قطع کرده و منجر به ایجاد یک ریز ساختار دوفازی آستنیت-فریت می شود که در برابر ترک جوش مقاوم است.

جدول 3- میزان کروم و نیکل معادل فلزات پایه و پرکننده مطابق نمودار شیفلر

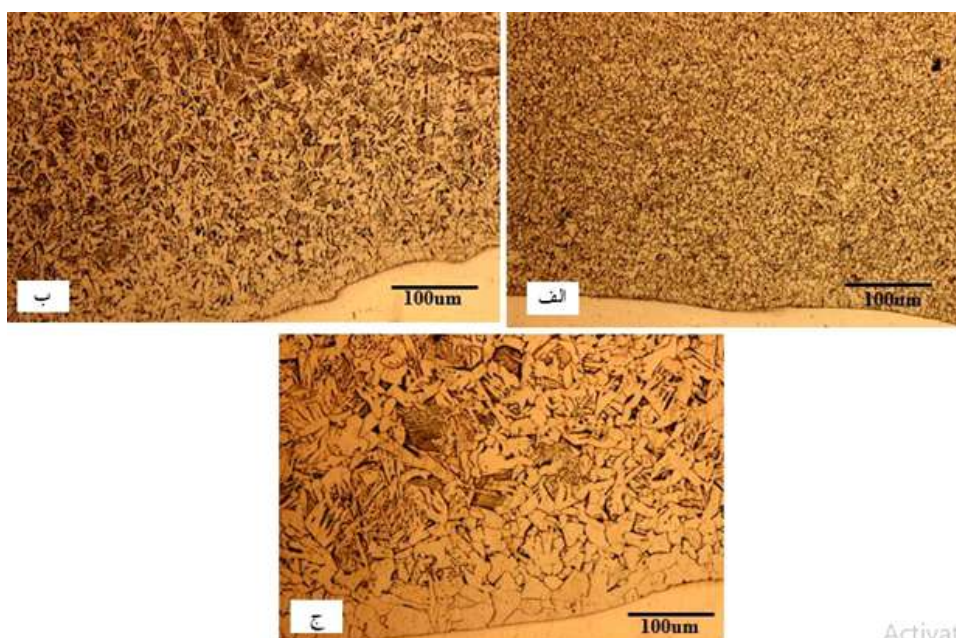
نوع ماده	کروم معادل	نیکل معادل	Cr_{eq}/Ni_{eq}
304L	19/125	10/9	1/7
A283	6/0	7/65	0/078
E309L	24/625	12/54	1/81

با توجه به نسبت کروم به نیکل معادل بالای فلز پرکننده $E309L$ ، انجماد در فلز جوش با جوانه زنی فاز فریت شروع می شود، تشکیل فریت دلتا در مرحله ابتدایی انجماد تأثیر مثبتی بر مقاومت جوش ایجاد شده به ترک انجمادی خواهد داشت. حد حلالیت عناصری

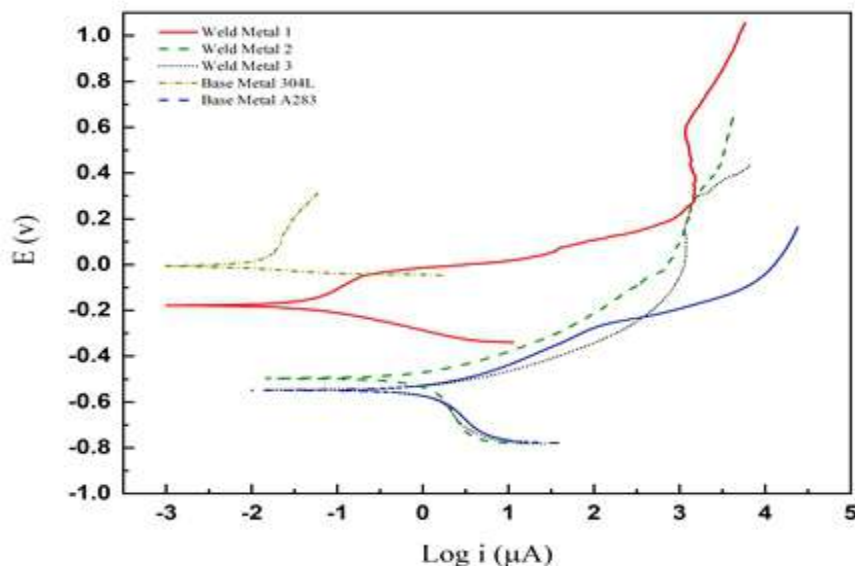
حذف شده است. پهنای ناحیه ذوب شده نیز در حد قابل قبول و به شکل یکنواخت در طول خط ذوب کشیده شده است. می توان گفت با کاهش حرارت ورودی تا حد معینی، انرژی لازم برای تشکیل ذوب مناسب تأمین و حفرات و خلل و فرج ها در ناحیه اتصال پر می گردد و یا افزایش حرارت به بالاتر از این مقدار باعث پهن شدن ناحیه ذوب شده می گردد. در شکل (5) ناحیه اتصال فلز پایه $A283$ و $309L$ در نمونه شماره 3 نشان داده است. حفره های سیاه رنگ در ناحیه اتصال الکتروود به فلز پایه است که به عنوان عیوب جوش و به دلیل کمبود ذوب و در اثر کمبود حرارت به وجود می آیند. با کمترین حرارت ورودی به بیشترین حد خود رسیده و به صورت خطوط پیوسته با افزایش حرارت می توان این عیوب جوش را بهبود و یا رفع کرد.

ج) بررسی ریز ساختار نواحی متأثر از حرارت

به منظور بررسی تأثیر حرارت ورودی بر ناحیه متأثر از حرارت ورودی، ریز ساختار مناطق نزدیک به خط ذوب در هر یک از نمونه های جوشکاری شده در حرارت های ورودی $1225j/mm$ ، $919j/mm$ و $507j/mm$ در سمت هریک از فلزات پایه مورد بررسی قرار گرفت. در شکل (7) ریز ساختار ناحیه متأثر از حرارت ورودی فولاد کربنی $A283$ مختلف نشان داده شده است. همانطور که در این شکل نیز مشاهده می شود در اثر انجام جوشکاری، تغییرات قابل توجهی در ریز ساختار ناحیه متأثر از حرارت ورودی فولاد کربنی $A283$ اتفاق افتاده است. بسته به میزان حرارت ورودی جوشکاری، سرعت خنک شدن ناحیه متأثر از فولاد متفاوت بوده و امکان تشکیل ساختارهایی همچون فریت ویدمن اشتاتین و یا فریت چندوجهی در آن وجود دارد. نمونه ای که تحت شرایط بالاترین حرارت ورودی و در نتیجه کم نرخ سرد شدن جوشکاری شده است،



شکل 7- ریز ساختار ناحیه متأثر از حرارت ورودی در فولاد کربنی $A283$ در حرارت های ورودی مختلف (الف) $1225j/mm$ ، ب- $919j/mm$ و ج- $507j/mm$



شکل ۸- منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک فلزات پایه و مقاطع جوش در حرارت ورودی های مختلف در محلول ۳٫۵٪ NaCl

جدول ۴- پارامترهای خوردگی الکتروشیمیایی حاصل از منحنی های قطبش پتانسیودینامیکی برای نمونه های مختلف در محلول ۳٫۵٪ NaCl در ۲۵ سانتیگراد

نمونه	(i_{corr})	(E_{corr})
فلز پایه 304L	۰/۰۱۳	-۰/۰۱۶
فلز پایه A283	۰/۶۴	-۰/۵۶
فلز جوش ۱	۰/۰۴	-۰/۱۷۹
فلز جوش ۲	۰/۵۵	-۰/۴۹۲
فلز جوش ۳	۰/۷۶	-۰/۵۳۷

برای حرارت ورودی ۱۲۲۵، ۹۱۹ و ۵۰۷ J/mm به ترتیب برابر ۲۰/۲، ۲۲/۴ و ۶۲۳ درصد را نشان می دهد. با افزایش حرارت ورودی و شرایط جوانه زنی و رشد بیشتر فاز آستنیت، در نتیجه کاهش درصد فاز فریت دلتا را به همراه خواهد داشت.

- خوردگی الکتروشیمیایی

منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه های نواحی مختلف شامل نمونه های فلز پایه، و فلز جوش برای نمونه های (۱ و ۲) و شماره (۳) در محلول ۳٫۵٪ NaCl در دمای ۲۵ درجه سانتی گراد در شکل (۸) نشان داده شده است. چگالی جریان خوردگی (i_{corr}) و پتانسیل خوردگی (E_{corr}) نمونه های مختلف از منحنی پلاریزاسیون دینامیکی به روش برون یابی تافل تعیین و در جدول (۴) خلاصه شده است. در طی فرایند جوشکاری، در نمونه های (۱)، (۲) و (۳) با حرارت ورودی های به ترتیب ۱۲۲۵، ۹۱۹ و ۵۰۷ J/mm و چگالی جریان خوردگی به ترتیب از ۰/۰۱۳ برای فلز پایه ۳۰۴L، ۰/۵۵ برای نمونه شماره دو و ۰/۷۶ برای نمونه شماره سه ثبت شده است. بنابر اطلاعات استخراج شده از شکل (۶) می توان نتیجه گرفت که با افزایش حرارت ورودی،

مانند فسفر و گوگرد (که موجب افزایش دامنه انجمادی می شوند) در فریت ترتیب ۱۰ و ۵ برابر بیشتر از آستنیت است. به این ترتیب تشکیل فریت به عنوان فاز اولیه انجمادی موجب جذب فسفر و گوگرد به این فاز شده و مقدار آن ها در مذاب باقی مانده کاهش خواهد یافت. با کاهش مقدار گوگرد و فسفر مذاب، دامنه انجمادی و در نتیجه حساسیت به ترک انجمادی کاهش خواهد یافت. با توجه به آنکه انجماد بصورت کاملاً فریتی بوده و حتی در مراحل پایانی انجماد نیز آستنیت تشکیل نمی شود، فاز پایدار، فریت خواهد بود. پس از پایان انجماد و با کاهش دما، استحاله تبدیل آستنیت به فریت در زیر خط انحلال فریت و در حالت جامد آغاز می گردد. در این استحاله، فاز آستنیت در طول مرز دانه های فریت دلتا جوانه زنی کرده و شروع به رشد می کند. پیشرفت این استحاله همچون تمامی استحاله های نفوذی، تابع دما و زمان و به تدریج سبب پوشش کامل مرز دانه های فریت با آستنیت می شود [۶].

محققین دیگر نیز، از گرمای ورودی به عنوان موثرترین راه جهت کنترل میزان فریت در فلز جوش فولادهای زنگ نزن دوفازی نام برده اند. نتایج حاصل از تحلیل تصاویر نشان داده شده که در شکل (۸) بوسیله نرم افزار MIP، درصد فاز فریت دلتا در فلز جوش را

مقاومت به خوردگی افزایش یافته است. تغییرات ریز ساختار که متاثر از فرایند جوشکاری هستند می تواند بر خواص خوردگی تاثیر گذار باشد. در نمونه های ۲، ۱ و ۳ با کاهش حرارت ورودی مقدار فریت دلتا در منطقه جوش به ترتیب ۲۰/۲، ۲۲۴ و ۲۳/۶ که بوسیله دیگرام شیفلر و نرم افزار MIP اندازه گیری شد. با تطبیق اطلاعات استخراج شده از منحنی پتانسودینامیک و درصد فاز فریت دلتا در ریز ساختار فلز جوش می توان نتیجه گرفت که با افزایش درصد فاز فریت دلتا، خواص خوردگی در نواحی فلز جوش بهبود یافته است. بنابراین تشکیل فریت دلتا به عنوان اصلی در کاهش مقاومت در برابر خوردگی در نظر گرفته شد. با این وجود فریت دلتا با محتوای کروم به دلیل اختلاف پتانسیل بین فازهای فریت دلتا و آستنیت، ممکن است اثر سوء بر مقاومت به خوردگی داشته باشد. علاوه بر این، حرارت ورودی جوشکاری نیز می تواند بر ریز ساختار تاثیر گذار باشد. مرز دانه ها مناطق مستعد برای تجمع ناخالصی ها هستند که باعث افزایش خوردگی در این مناطق می شوند. لذا افزایش مساحت مرز دانه که ضمن ریز دانه ای ایجاد می شود باعث کاهش غلظت ناخالصی ها در مرز دانه ها می شود و حساسیت این مناطق به خوردگی را کم می کند. خواص خوردگی جوش ها همچنین شامل اثرات مرز دانه است. ناخالصی ها در هنگام دانه بندی منطقه جوش، در مرز دانه غنی می شوند و باعث می شود مرزهای دانه به عنوان مکان های فعال برای خوردگی باشند. مساحت بیشتر مرز دانه تولید شده با اندازه دانه کوچک می تواند ناخالصی ها را رقیق کرده و مرز دانه ها را کمتر قابل حمله کند. به همین دلیل نمونه شماره ۱ بیشترین مقاومت به خوردگی را در بین دو نمونه دیگر دارد.

منابع

- 1-Tasalloti H., Kah, Martikainen P. J., "Effect of heat input on dissimilar welds of ultra-high strength steel and duplex stainless steel: Microstructural and compositional analysis, Materials Characterization", 2017, Vol. 123, pp. 29-41, 2017
- 2-G. R. Mirshekari, E. Tavakoli., M. Atapour., B. Sadeghian , "Microstructure and corrosion behavior of multipass gas tungsten arc welded 304L stainless steel", Materials and Design, 2014, 905-91.
- 3-Wang J. Lu., Zhang M., Chang L., Xu W., Hu L., Effect of welding process on the microstructure and properties of dissimilar weld joints between low alloy steel and duplex stainless steel, International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, Vol. 19, pp.518-524, 2012
- 4-Designation: A-283/A-283M-03, 2004, Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications, The Annual Book of Astm Standards, ASTM International, West Conshohocken, United States.
- 5-Kou, S., Welding Metallurgy, Wiley online library, 2003.
- 6-Thewlis, G., "Classification and Quantification of Microstructures in Steels", Materials Science and technology, 2004, 143-160.
- 7-Lippold J. C., Koteki D. J., Welding metallurgy and weldability of Stainless steels, John Wiley & Sons Inc, 2005.

پی نوشت

- 1-دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی اصفهان؛
- 2-دانشیار، دانشگاه صنعتی اصفهان؛
- 3-استادیار، دانشگاه خلیج فارس

نتیجه گیری

در این پژوهش، به بررسی حرارت ورودی متفاوت بر روی ریز ساختار و خواص خوردگی اتصال غیرمشابه فولاد زنگ نزن ۳۰۴L و فولاد کربنی A283C پرداخته شد، مهم ترین یافته های این پژوهش به صورت زیر است:

- ریز ساختار فلز جوش حاصل از اتصال غیرمشابه فلزات A283/A ۳۰۴L با استفاده از فلز پرکننده E309L حاوی زمینه آستنیت با حضور مقادیر فریت دلتا بوده است، که با افزایش حرارت ورودی مقدار فاز فریت دلتا به ترتیب کاهش یافت.
- با افزایش حرارت ورودی جوشکاری، میزان فاز فریت دلتا در



جوش پذیری فولاد زنگ نزن آستنیتی با روش جوش قوسی فلزی با گازهای محافظ مختلف (قسمت اول)

کاظم پایایی^۱، مجید پور عبدالله^۲، فرزاد سلیمانی^۳

کاراستحکام مکانیکی عمده فلز اصلی و جوش ها با آزمایش کشش آزمایش شد. از آنجا که یکنواختی خواص مکانیکی یک شرط اساسی در جوش برای جلوگیری از شکست زودرس است، بررسی های ریزسختی و یکرز در سراسر بخش های جوش داده شده برای بررسی هرگونه تغییر متالورژیکی در ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) انجام شد، که می تواند منجر به سخت شدن و شکنندگی موضعی شود. خواص مکانیکی فلز پایه (BM) و منطقه جوش (WZ) با استفاده از آزمون FIMEC که قادر به تخمین تنش تسلیم در بخش کوچکی از مواد است، مورد بررسی قرار گرفت.

مواد و روش ها

گازهای محافظ (برای طبقه بندی آن ها به کد ANSI/AWS ذکر شده در مراجع مراجعه کنید) برای محافظت از حوضچه مذاب در برابر گازهای اتمسفر، از جمله اکسیژن، نیتروژن و هیدروژن، استفاده اولیه می شود، زیرا واکنش با فلز مذاب منجر به مشکلات زیادی می شود (شامل اکسید، انتشار هیدروژن، تخلخل)، منجر به شکنندگی جوش می شود.

گاز محافظ همچنین نقش مهمی در تعیین پروفیل های نفوذ جوش، کمک به حفظ پایداری قوس و دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب در جوش دارد. علاوه بر این، گاز محافظ بر مکانیسم انتقال فلز پرکننده تأثیری دارد که به نوبه خود به کارایی فرایند و ظاهر مهره کمک می کند. آرگون یک گاز بی اثر است که برای جوش های لب به لب مفید است زیرا پروفیل های نفوذ باریکی ایجاد می کند. آرگون خالص است و معمولاً به دلیل ویژگی های قوس پایدار استفاده می شود. هلیوم قوس "گرمتر" را انجام می دهد که سرعت جوشکاری سریع تر و در نتیجه میزان تولید بالاتر را می دهد.

مقدمه

به طور کلی استفاده از یک شار گازی برای محافظت از فلز مذاب در برابر تماس با اکسیژن و نیتروژن اتمسفر، که باعث ایجاد نقص و تخلخل می شود، برای جلوگیری از شکنندگی اتصال ضروری است. علاوه بر این، پارامترهای عملیاتی فعلی و ترکیب گاز محافظ کیفیت جوش را تحت تأثیر قرار می دهند، زیرا تأثیر آن ها بر حالت انتقال فلز پرکننده تأثیر مستقیمی بر هزینه های جوش نیز دارد. به طور کلی گازی با رسانایی حرارتی بالا داغ ترین وسیله ترین جوش را تولید می کند، در حالی که برخی از گازهای اکسید کننده باعث کاهش کشش سطحی می شود و ترشوندگی مهره جوش به مواد پایه را افزایش می دهد. آرگون به عنوان گاز محافظ اصلی در نظر گرفته می شود. هلیوم را می توان برای افزایش نفوذ و سیالیت حوضچه جوش اضافه کرد، معمولاً برای تثبیت قوس، بهبود سیالیت و کیفیت مهره به افزودن کمی اکسیژن یا دی اکسید کربن نیاز است. استفاده از مخلوط گازهای بی اثر، به عنوان آرگون، منجر به سطح بالاتر رسوب جوش و سرعت جوشکاری می شود. برای جوشکاری فولادهای زنگ نزن آستنیتی، افزودن مقادیر کمی هیدروژن اثرات مشابه، اما بسیار قوی تر نسبت به هلیوم دارد. با این حال باید از هیدروژن برای جوشکاری گریدهای مارتنزیتی، فریتی یا دابلکس اجتناب شود. در این مقاله اثرات گازهای محافظ مختلف بر جوش پذیری فولادهای زنگ نزن آستنیتی $AISI\ 304$ و $AISI\ 316$ در نظر گرفته شده است. مخلوط های تجاری، Ar با درصد های مختلف از H_2 ، He ، Co_2 به منظور به دست آوردن جوش سالم آزمایش شدند. نمونه های متالوگرافی بخش های جوش داده شده با مشاهدات میکروسکوپی نوری مشخص شده اند. تنش پسماند، اصلاحات ریزساختاری و متالورژیکی در جوش ها بسیار مهم هستند. در این

با این حال، هلیوم بسیار گران است و به سرعت جریان بالاتری نسبت به آرگون نیاز دارد، بنابراین هر افزایش بهره‌وری باید با افزایش هزینه برای گاز محافظ متعادل شود. از آنجایی که هلیوم پروفیل نفوذ گسترده و عمیقی ایجاد می‌کند، با مواد ضخیم، معمولاً همراه با حدود ۷۵ درصد آرگون، به خوبی کار می‌کند. دی اکسید کربن کم هزینه‌ترین گازهای محافظ است، بنابراین زمانی که هزینه‌ها اولویت اصلی است، انتخاب جذابی است. CO_2 خالص نفوذ جوش بسیار عمیق را فراهم می‌کند، اما قوس کمتر پایدار و پاشش بیشتری نسبت به مخلوط با گازهای دیگر ایجاد می‌کند. بنابراین آرگون با چند درصد CO_2 ترکیب خوبی از پایداری قوس، کنترل حوضچه، کاهش پاشش نیز حاصل می‌کند و این امر مربوط به انتخاب صحیح شرایط عملیاتی فعلی است. هیدروژن گرمای تامین شده به فلز پایه را افزایش می‌دهد. افزودن ۲ تا ۵ درصد هیدروژن به آرگون اجازه می‌دهد تا سرعت جوشکاری قابل مقایسه با آن‌هایی که با آرگون خالص انجام می‌شود به دست آید. این مخلوط‌ها در جوشکاری خودکار فولاد زنگ‌نزن استفاده می‌شود. اکسیژن یک گاز واکنشی است که می‌تواند برای فلز مذاب بسیار خطرناک باشد، اما افزودن محدود به آرگون به بهبود سیالیت حوضچه جوش، نفوذ جوش و پایداری قوس کمک می‌کند، به ویژه در هنگام جوشکاری فولادهای کربنی. فولادهای کم آلیاژ یا زنگ‌نزن در مورد فلزات قابل اکسید شدن مانند آلومینیوم، منیزیم یا مس توصیه نمی‌شود. در صفحات فولاد کربنی جوش داده شده با پرتو لیزر، روکش شده با فلزات آلیاژ بالا، با آلیاژهای نیکل به عنوان فلز پرکننده تولید و مشخص شده است. چنین فولادهایی یک راه حل اقتصادی برای پاسخگویی به تقاضای فزاینده مواد تراش‌های هستند که خواص مکانیکی و مقاومت

در برابر خوردگی خوب را ترکیب می‌کنند. در این کار آزمایش‌های جوشکاری بر روی صفحات AISI 304 و AISI 316 (ضخامت ۳ میلی‌متر) با هدف آزمایش اثر گازهای محافظ مختلف انجام شد. صفحات با آماده‌سازی اریب (شیار ۷ و زاویه اریب ۶۰ درجه) به لب به لب جوش داده شدند. **GTAW** و **GMAW** به ترتیب با استفاده از دستگاه‌های جوشکاری میلر مدل **WECO P 275 Syncrowave** و **Discovery** انجام شد. سیم‌های AISI 308 و AISI 316 به ترتیب به عنوان مواد پرکننده برای جوشکاری AISI 304 و AISI 316 استفاده شدند. نمونه‌هایی برای مشاهدات متالوگرافی و آزمایش‌های ریزسختی با برش دادن جوش‌ها به طور معمول در جهت جوش تهیه شد. این نمونه‌ها ابتدا به صورت مکانیکی صیقل داده شدند. جدول (۱) روش جوشکاری، ترکیب گاز محافظ و مواد را برای هر نمونه در نظر گرفته شده در آزمایش‌های ما نشان می‌دهد.

جدول ۱ - نمونه‌ها، مواد، روش‌های جوشکاری و گاز محافظ

Sample No	Sample material	Welding procedure	Shielding gas	Gas composition
1	AISI 304	GTAW	Hydrostar H2	98%Ar, 2%He
2	AISI 316	GTAW	Hydrostar H2	" "
3	AISI 304	GTAW	Hydrostar H5	95%Ar, 5%He
4	AISI 304	GTAW	Hydrostar T300	75%Ar, 20%He, 5%He
5	AISI 304	GMAW	Hydrostar FB	95%Ar, 4%CO ₂ , 1%He
6	AISI 304	GTAW	Argon	100%Ar
7	AISI 316	GTAW	Argon	100%Ar
8	AISI 304	GMAW	Stargon C2	90%Ar, 8%CO ₂ , 2%He

پی‌نوشت

- ۱- مدرس دانشگاه جامع علمی کاربردی ماموت
۲. عضو هیات علمی دانشگاه آزاد اسلامی واحد ساوه
۳. عضو هیات علمی دانشگاه پیام نور تهران



آشنایی با الزامات استاندارد 3834 الزامات کیفیتی در جوشکاری ذوبی مواد فلزی - الزامات کیفیتی جامع - قسمت نخست

مهندس افشین خیام

مقدمه

در موارد مختلف در خصوص کیفیت صحبت شده است و استانداردهای بسیار زیادی در حوزه کیفیت تدوین شده است ولی هیچکدام از آن‌ها به طور تخصصی راجع به جوشکاری تا الان بحث نکرده است. در استاندارد ISO 3834 آمده به شکل کاملاً تخصصی در حوزه کیفیت در جوشکاری صحبت کرده است. در سال ۲۰۰۵ میلادی اولین بار این اتفاق افتاد و این استاندارد رسماً در چرخه صنعت قرار گرفت با شروع نوشتن استاندارد و با شروع انجام ممیزی‌ها و صدور گواهینامه‌ها و الان در واقع یکی از استانداردهای پر کاربرد صنعتی است که در صنعت روز دنیا استفاده می‌شود قبل از اینکه وارد مباحث اصلی بشویم در ابتدا با واژه‌ای از این استاندارد آشنا می‌شویم:

- **کیفیت:** کیفیت یعنی درجه‌ای از برآورده نمودن نیازهای مشتری، یا به عبارتی مشتری کیفیت را تعیین می‌کند. امروزه یک درجه این قضیه پیشرفته‌تر شده است و به جای مشتری می‌گویند ذینفعان و کیفیت اینگونه تعریف می‌شود: کیفیت یعنی درجه‌ای از برآورده نمودن نیازهای ذینفعان، که ذینفعان معنی گسترده‌تری دارد و شامل مشتریان، کارکنان، مجموعه دولت، مردم، پیمانکاران فرعی، تامین کنندگان، هیأت مدیره و ... می‌باشد. کیفیت در جوشکاری هم به همین شکل است. ما به دنبال رسیدن به کیفیت در جوشکاری هستیم ولی اصلاً دنبال جوش ایده آل نیستیم.

این استاندارد (ISO 3834-2) شامل ۱۸ بند است که ۵ بند آن شامل (پیشگفتار، هدف و دامنه کاربرد، مراجع الزامی، اصطلاحات و تعاریف، کاربرد این بخش استاندارد) می‌باشد و بحث ویژه و مفصل زیادی ندارند. این استاندارد ۱۴ بند اجرایی دارد. که از بند ۵ تا بند ۱۸ می‌باشد که در زیر به شرح آن می‌پردازیم:

بند ۵- بازنگری الزامات و بازنگری فنی

1-5- کلیات

بند ۵ استاندارد ISO 3834-2 شاید غیرفنی‌ترین الزام این استاندارد باشد اما در صنعت بسیار مهم است که این الزام را برحسب اهمیت خود استاندارد آمده همان اول کار مبحثش را مطرح می‌کند. سازنده باید الزامات زیر را مورد بازنگری قرار دهد:
- الزامات قراردادی و دیگر الزامات،
- داده‌های فنی ارائه شده توسط خریدار یا داده‌های فنی موجود در محل سازنده، وقتی که طراحی توسط سازنده انجام شده است.

سازنده باید اثبات کند که:

- پیش از آغاز کار، تمامی اطلاعات لازم برای اجرای عملیات ساخت، کامل و در دسترس است،
- قابلیت برآورده کردن تمام الزامات را دارد،
- برای همه فعالیت‌های مرتبط با کیفیت، به قدر کفایت طرح‌ریزی کرده باشد.

سازنده باید قبل از انعقاد قرارداد اطمینان حاصل کند که:

- کار در حد توانایی اوست،
- منابع کافی برای دستیابی به برنامه تحویل در دسترس است،
- مدارک مورد نیاز شفاف و نامبهم هستند،
- هرگونه تغییرات بین قرارداد و پیشنهادات قبلی مشخص شده‌اند و خریدار از هر تغییر در برنامه، هزینه یا مسائل مهندسی که ممکن است پیش آید مطلع شده است.

2-5- بازنگری الزامات

موارد زیر معمولاً در زمان یا قبل از زمان بازنگری الزامات مدنظر قرار می‌گیرند:

1- استاندارد محصول و هر گونه الزامات تکمیلی،

2- الزامات قانونی،

3- الزامات تکمیلی تعیین شده توسط سازنده،

4- توانایی سازنده برای برآورده کردن الزامات مقرر شده.

لازم به ذکر است هماهنگ کننده جوشکاری در این بند استاندارد نقش دبیر را دارد و رئیس و مسئول اصلی اجرای بند بازنگری الزامات قرارداد مدیریت ارشد سازمان است و آن شخصی که تصمیم نهایی را برای انعقاد قرارداد در آن سازمان می گیرد.

خروجی این بند استاندارد می تواند یکی از موارد زیر باشد:

1- ما توانایی اجرای این قرارداد را با الزامات مشخص شده از سمت کارفرما را داریم،

2- ما توانایی اجرای این قرارداد را نداریم و کار کلا در همینجا کات می شود و قرارداد کنسل می شود.

3- ما توانایی اجرای این قرارداد را با رعایت یکسری تمهیدات (مثلاً): لازم است این تعداد نیرو استخدام کنیم، تجهیزات بخریم، مواد اولیه تامین کنیم، لازم است از پیمانکاران فرعی استفاده و بهره برداری بیشتری بکنیم) را داریم.

لازم به ذکر است سازمانی که این بند استاندارد را به درستی رعایت نکند نمی تواند در دراز مدت سازمان موفق باشد.

3-5- بازنگری فنی

اجرای بازنگری فنی قبل از شروع به ساخت است. در بازنگری فنی ما تقریباً قرارداد را بسته ایم و قرارداد نهایی شده است باید ببینیم آیا تمامی مباحث و الزامات فنی با کارفرما رفع ابهام شده است. الزامات فنی در نظر گرفته شده باید شامل موارد زیر باشند:

1- مشخصات مواد اولیه و خواص اتصال جوشکاری شده،

2- الزامات کیفی و حد پذیرش برای جوش ها،

3- موقعیت، قابل دسترس بودن و ترتیب جوش ها، شامل: قابل دسترس بودن برای بازرسی و آزمایش غیرمخرب،

4- مشخصات رویه های جوشکاری، رویه های آزمایش غیرمخرب و رویه های عملیات حرارتی،

5- روش به کار رفته برای تایید کیفی رویه های جوشکاری،

6- تایید کیفی پرسنل،

7- انتخاب، شناسایی و یا قابلیت ردیابی (مثلاً: برای مواد، جوش ها)،

8- برنامه های کنترل کیفی، شامل شرکت کردن یک موسسه بازرسی مستقل،

لازم به ذکر است هر سند و مدرک فنی که سازنده باید تهیه کند لزوماً باید تاییدیه کارفرما را داشته باشد. یا کارفرما اسناد و مدارک فنی را به سازنده می دهد و یا اگر سازنده آن ها را تهیه می کند باید تاییدیه مکتوب کارفرما روی آن گرفته شود.

9- بازرسی و تست،

10- پیمانکار فرعی،

11- عملیات حرارتی پس از جوشکاری،

12- دیگر الزامات جوشکاری نظیر **Batch Testing** مواد مصرفی، مقدار فریت فلز جوش، پیرشدن، مقدار هیدروژن، پشت بند دائم، استفاده از **Peening**، تمام سازی سطح، پروفیل جوش،

13- استفاده از روش های ویژه (مثلاً: دستیابی به نفوذ کامل بدون پشت بند وقتی تنها از یک طرف جوشکاری انجام شده باشد)،

14- ابعاد و جزئیات آماده سازی اتصال و جوش تکمیل شده،

15- جوش هایی که در کارگاه یا مکان دیگر ایجاد شده اند،

16- شرایط محیطی مربوط به کاربرد یک فرایند (مثلاً: شرایط محیطی با دمای بسیار پایین یا هر ضرورتی برای محافظت در مقابل شرایط هوایی زیان آور)،

17- اقدام در خصوص موارد عدم انطباق.

یادآوری - اجرای بازنگری فنی قبل از شروع به ساخت و تولید است. و مسئول اجرای این بند در هر صورت هماهنگ کننده جوشکاری است.

این بند استاندارد یک بند غیر فنی اما بسیار مهم است و بیشتر جنبه های مدیریتی و برنامه ریزی قبل از ساخت و تولید و انعقاد قرارداد را دارد که بسیار مهم است.

پی نوشت

- مدیر تضمین کیفیت شرکت ناظران یکتا

بررسی رفتار سختی در منطقه متأثر از حرارت جوشکاری فولاد ASTM A517 در جوش های تک پایه و چند پایه

محسن رحیم پور کامی^۱، مرتضی شمعانیان اصفهانی^۲، کیانوش زرین نقش^۳، سید احمد موسوی^۴

چکیده

فولاد کوئنچ تمپر شده ASTM 517، در دسته فولادهای استحکام بالا قرار می گیرد که به واسطه عملیات حرارتی تمپر در دمای بالا، چقرمگی مناسبی دارد. حین جوشکاری ذوبی، چرخه حرارتی جوشکاری منجر به تغییرات شدید ریزساختاری و مکانیکی در منطقه متأثر از حرارت فلز پایه این فولاد می شود. ایجاد ناحیه سخت مارتنزیتی تمپر نشده در منطقه متأثر از حرارت یکی از این تغییرات است که موجب کاهش چقرمگی این ناحیه و همچنین احتمال ایجاد ترک سرد هیدروژنی در آن می شود. در تحقیق حاضر، رفتار سختی در منطقه متأثر از حرارت فولاد ASTM 517 مورد بررسی قرار گرفت. به این منظور جوش های تک پایه و چند پایه و با حرارت ورودی مختلف ایجاد شدند. سختی حداکثر در منطقه متأثر از حرارت نمونه های جوش تک پایه با حرارت ورودی مختلف نزدیک به هم بود که علت آن تبدیل ناحیه مجاور مرز ذوبی به ساختار مارتنزیتی تمپر نشده برای هر دو نمونه بیان شد. در جوش های چند پایه، سختی منطقه متأثر از حرارت در نزدیکی سطح بالایی نمونه ها مشابه مقدار آن در جوش های تک پایه بود، در حالی که این پارامتر در مجاور پاس های میانی افت شدیدی را تجربه کرد که علت آن، تمپر شدن این نواحی در اثر حرارت ایجاد شده در پاس های بعدی بیان شد. نتایج نشان داد که وجود ساختار سخت و ترد مارتنزیتی در منطقه متأثر از حرارت این نوع از فولادها تقریباً اجتناب ناپذیر است و برای استفاده های بحرانی که چقرمگی بالا مورد نیاز است باید از عملیات حرارتی پس از جوشکاری استفاده نمود.

کلمات کلیدی: فولاد ASTM 517؛ سختی ویکرز؛ مارتنزیت تمپر نشده؛ چقرمگی؛ پیش بینی سختی.

مقدمه

فولادهای کم آلیاژ کوئنچ تمپر شده به طور گسترده ای در کاربردهایی که استحکام بالا، چقرمگی شکست خوب و جوش پذیری مهم است استفاده می شوند. استحکام بالای این فولادها موجب استفاده از مقاطع نازک تر می شود که در نتیجه به کاهش وزن، بهبود قابلیت جابجا شوندگی و صرفه جویی در سوخت کمک می کند [۱ و ۲]. فولاد ASTM 517 یک نوع فولاد کم کربن از این دسته از فولادها است که معمولاً در سازه های جوش شونده، مخازن حمل و ضخیره، مخازن تحت فشار، ساخت پل ها و کاربردها و سازه های نظامی مورد استفاده قرار می گیرند [۱ و ۲]. از آنجایی که این فولادها به گونه ای طراحی شده اند که پس از آستنیتیزه شدن در

محدوده وسیعی از سرعت های سرد شدن از تشکیل فریت و پرلیت در آن ها جلوگیری می شود، آن ها نقش مهمی در صنایع دریایی برای تولید قطعات و اجزاء با ضخامت زیاد دارند [۴]. استحکام بالای این فولادها به دلیل عملیات کوئنچ و تمپر است که نتیجه آن یک ساختار مارتنزیتی و بینیتی است [۵]. به منظور دستیابی به ساختار سخت مارتنزیتی، قطعه ها پس از آستنیتیزه شدن در دمای حدود 900 درجه سانتی گراد در روغن کوئنچ می شوند. سپس به منظور به دست آوردن ترکیب مناسبی از استحکام، داکتیلیتی و چقرمگی، در محدوده دمایی ۴۸۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی گراد تحت عملیات حرارتی تمپر شدن قرار می گیرند [۲]. حین جوشکاری ذوبی، ریزساختار منطقه متأثر از حرارت فولاد ASTM 517 متناسب با چرخه حرارتی اعمال شده به فلز پایه می تواند مارتنزیتی، بینیتی، فریتی-پرلیتی و یا ترکیبی از آن ها باشد. عمدتاً در سرعت های سرد شدن بالا این ناحیه به صورت مارتنزیتی و در سرعت های سرد شدن آهسته به صورت بینیتی و فریتی-پرلیتی در می آید. همانطور که بیان شد در سرعت های سرد شدن سریع، ساختار منطقه متأثر از حرارت فولاد ASTM 517 به صورت کاملاً مارتنزیتی در می آید که به دلیل عدم فرصت کافی برای تمپر شدن خودکار این مارتنزیت، انتظار می رود این ناحیه نسبت به فلز پایه دارای سختی بالاتری باشد. وجود این مارتنزیت تمپر نشده در ساختار موجب کاهش چقرمگی و استحکام ضربه [۶] و افزایش حساسیت به ترک خوردن سرد هیدروژنی [۷] می شود.

افزایش حرارت ورودی یا کاهش سرعت سرد شدن از جمله روش هایی هستند که می توانند با کاهش مقدار مارتنزیت تولید شده از افزایش سختی منطقه متأثر از حرارت جلوگیری کنند اما باید توجه داشت که اعمال بیش از اندازه این شرایط می تواند منجر به رشد بی رویه دانه ها، نرم شدگی و کاهش چقرمگی منطقه متأثر از حرارت شود [۸]. بنابراین لازم است سیکل حرارتی به گونه ای باشد که که افت خواص مکانیکی منطقه متأثر از حرارت به حداقل برسد. [۱].

لیانگ و همکاران [۴] به بررسی تاثیر نرخ سرد شدن فولاد کم آلیاژ کوئنچ تمپر شده ASTM 517 پرداختند. آن ها از سه روش سرد کردن در کوره، در هوا و در آب نمک منجمد برای این منظور استفاده کردند. در نرخ سرد کردن کم (در کوره) ریزساختار به صورت اجزای بلوکی مارتنزیت و آستنیت در زمینه فریت در آمد. در نرخ سرد کردن متوسط (در هوا) بینیت تیغه ای و در نرخ سرد کردن سریع (آب نمک منجمد)، مارتنزیت تیغه ای قسمت عمده ریزساختار را تشکیل

$$t_{A/5} = (6700 - T_0) \times Q \times \left[\frac{1}{\Delta_{0.0} - T_0} - \frac{1}{\Delta_{1.0} - T_0} \right] \times F_T \quad (2)$$

$$t_{A/5} = \frac{Q_T}{d^2} \times (4300 - 4.2T_0) \times \left[\left(\frac{1}{\Delta_{0.0} - T_0} \right)^2 + \left(\frac{1}{\Delta_{1.0} - T_0} \right)^2 \right] \times F_T \quad (3)$$

در این فرمول ها Q حرارت ورودی بر واحد کیلوژول بر میلی متر، T_0 دمای اولیه یا پیشگرم و d ضخامت قطعه بر واحد میلی متر است. F_2 و F_3 فاکتور شکل هستند که برای حالت جوشکاری حرکت روی ورقه و حرکت در جوش لب به لب هر دوی آن ها به ترتیب برابر با ۱ و ۰/۹ هستند. با توجه به مطالب بیان شده، اگر چه در مورد سختی منطقه متأثر از حرارت فولادهای کوئنچ تمپر شده مطالعاتی صورت گرفته است، اما در مورد اثر پاس های جوشکاری بر سختی ایجاد شده بوسیله پاس های قبلی و همچنین تاثیر میزان حرارت ورودی بر سختی منطقه متأثر از حرارت این فولادها مطالعه دقیقی مشاهده نشد. بر این اساس، هدف از این پژوهش بررسی موارد نام برده و همچنین سنجش فرمول ارائه شده توسط یوریوکا و همکاران برای پیش بینی سختی بیشینه در منطقه متأثر از حرارت فولاد کم آلیاژ کوئنچ تمپر شده **ASTM 517A grade B** است.

مواد و روش پژوهش

در این آزمایش، ورق هایی از جنس فولاد کوئنچ تمپر شده **ASTM A517 grade B** با ترکیب شیمیایی موجود در جدول (۲) و با ضخامت های ۵، ۱۰ و ۱۸ میلی متر تهیه شدند. نمونه هایی به ابعاد ۴۵ در ۱۵ سانتی متر از این ورق ها برش داده شدند. برای آماده سازی نمونه ها در آن ها یک پخ V شکل با زاویه ۳۰ درجه و زاویه اتصال ۶۰ درجه ایجاد شد. همچنین ریشه جوش به ارتفاع ۲، ۳ و ۴ میلی متر به ترتیب برای قطعه ها با ضخامت ۵، ۱۰ و ۱۸ میلی متر و با فاصله مونتاژ به طول ۲، ۵ میلی متر ایجاد شد. از فرآیند جوشکاری قوسوسی توپودری (**FCAW**) و فلز پرکننده **E91T1-B3** با ترکیب شیمیایی موجود در جدول (۲) و همچنین گاز محافظ با ترکیب ۷۵ درصد آرگون و ۲۵ درصد کربن دی اکسید استفاده شد. فلز پرکننده به صورت سیم جوشی پیوسته با ضخامت ۱، ۶ میلی متر و سرعت تغذیه سیم جوش ۱۰۲۰ سانتی متر بر دقیقه بود. قبل از انجام فرایند جوشکاری، تمامی نمونه ها به صورت مکانیکی با کاغذهای سنباده و به صورت شیمیایی با محلول استون تمیزکاری شدند. پارامترهای جوشکاری در جدول (۳) لیست شده اند. حالت جوشکاری نمونه ها به صورت تخت بوده است. پس از انجام جوشکاری، خنک شدن و برداشته شدن گرده های جوش، قطعه های جوشکاری شده، از فواصل دور از ابتدا و انتهای قطعه های جوشکاری، نمونه هایی برش داده شدند به صورتی که مقطع عرضی جوش شامل فلز پایه، مناطق متأثر از حرارت و فلز جوش در سطح برش خورده قابل رویت بود.

سختی سنجی ویکرز نیز با بار ۱۰ کیلوگرم در محیطی به دمای ۲۷ درجه سانتی گراد انجام شد. اندازه گیری سختی مطابق شکل (۱)، در عرض قطعه های جوشکاری شده و از سمت فلز پایه تا

دادند. استوان و همکاران [۳] با جوشکاری قوسی تنگستن-گاز محافظ پس از قرار دادن یک لایه از فولاد ۳۰۹ روی زمینه فولاد کوئنچ تمپر **A517**، اینکونل ۶۲۵ را روی آن پوشش دادند. ریزساختار منطقه متأثر از حرارت حاصل در فولاد زمینه به شکل ساختار ریز شده مارتنیزیت تمپر شده به دست آمد. سختی اندازه گیری شده در منطقه متأثر از حرارت از فلز پایه به سمت فلز جوش افزایش یافت. شریفی و همکاران [۹] پس جوشکاری فولاد کوئنچ تمپر **A517**، قطعه های جوش شده را تحت عملیات حرارتی پس از جوشکاری قرار دادند و تاثیر این کار را بر خواص مکانیکی، سختی، تنش پسماند و ریزساختار بررسی کردند. آن ها به این منظور از دماهای ۲۲۰ و ۵۶۰ درجه سانتی گراد استفاده کردن و مشخص شد به دلیل کمتر بودن این دما ها نسبت به دمای **Ac1** این فولاد، سختی و ریزساختار مناطق مختلف جوش دچار تغییر قابل ملاحظه ای نشدند. در حالی که در یک مقاله دیگر توسط ربیعی و همکاران [۲]، استفاده از دمای بالاتر از دمای **Ac1** در عملیات حرارتی پس از جوشکاری، موجب کاهش سختی و تغییرات چشمگیر در ریزساختار نواحی مختلف شد. برای مثال در منطقه متأثر از حرارت درشت دانه ریزساختار از عمدتا مارتنیزیت تیغه ای به عمدتا فریت متحول شد. یوریوکا و همکاران [۱۰] معادلاتی را برای پیش بینی سختی حداکثر منطقه متأثر از حرارت فولادهای استحاله پذیر در محدوده ترکیب شیمیایی کربن کمتر از ۰،۳ درصد، نیتروژن کمتر از ۵ درصد و کروم کمتر از ۱ درصد طراحی کردند. این فرمول که در زیر نمایش داده شده است، علاوه بر وابستگی سختی منطقه متأثر از حرارت به ترکیب شیمیایی فولاد، ارتباط آن به چرخه حرارتی جوشکاری را نیز نشان می دهد.

$$HV_{MAX} = 442C + 99CE_{II} + 206 + (402C - 90CE_{II} + 80) \times \arctan(x)$$

که در آن:

$$x = \frac{\log(t_{A/5}) - 2.2CE_I - 1.35CE_{III} + 0.882}{1.15CE_I - 0.673CE_{III} - 0.601}$$

$$CE_I = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr}{8} + \frac{Mo}{4} + \Delta H$$

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2.5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3}$$

$$CE_{III} = C + \frac{Mn}{3.6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} \quad (1)$$

در این فرمول $t_{A/5}$ زمان سرد شدن از ۸۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتی گراد است. علت استفاده از این زمان در فرمول پیش بینی سختی این است که دماهای ۸۰۰ و ۵۰۰ درجه سانتی گراد تقریباً دماهای شروع و پایان استحاله در فولادها هستند. برای به دست آوردن $t_{A/5}$ علاوه بر شیوه عملی و استفاده از حسگرهای اندازه گیری دما در حین جوشکاری، می توان از فرمول های موجود در استانداردها نیز بهره گیری کرد. برای مثال فرمول های (۲) و (۳) مقدار این پارامتر را برای فولادهای کم آلیاژ و به ترتیب برای قطعات ضخیم و نازک محاسبه می کند [۱۱]. ΔH عبارتی برای مشخص کردن توان عنصر بور در سخت گردانی است و به صورت جدول (۱) تعیین می شود.

حسین جوشکاری و همچنین وجود عناصر آلیاژی، موجب تشکیل مارتنزیت تیغه ای می شود [۹]. از آنجایی که سرعت سرد شدن نمونه ها در جوشکاری بالا است این مارتنزیت فرصت تمپر شدن خودکار را از دست می دهد و بنابراین سختی بالایی دارد. همانطور که از جدول (۴) و جدول (۵) مشخص است با افزایش حرارت ورودی، حداکثر سختی در منطقه متأثر از حرارت فولاد A517 افزایش یافته است. احتمالاً در این فولادها با افزایش حرارت ورودی و در نتیجه افزایش زمان سرد شدن، رشد دانه در مجاورت مرز ذوبی شدیدتر می شود و سختی پذیری فولاد را افزایش می دهد. از آنجا که مقدار حرارت ورودی برای این دو نمونه از هم متفاوت است می توان گفت سختی حداکثر در منطقه متأثر از حرارت این فولاد بیش از این که به حرارت ورودی وابسته باشد تابع ترکیب شیمیایی آن است. بنابر مطالب بیان شده در بالا می توان نتیجه گیری کرد که حداکثر سختی در جوش های تک پاس با سختی مارتنزیت تمپر نشده این نوع از فولاد متناسب است و علت نزدیکی مقادیر حداکثر سختی این نمونه ها نیز همین موضوع است.

نکته دیگری که از شکل (۳) مشخص است پهنای منطقه متأثر از حرارت با سختی حداکثر است که برای دو نمونه اندازه متفاوتی دارد. حرارت ورودی بیشتر در نمونه ۲ موجب می شود که منطقه وسیع تری از فلز پایه در معرض پیک بالای دمایی قرار گرفته و منطقه با ساختار مارتنزیت تمپر نشده سخت، گسترده تر باشد.

همانطور که در جدول (۵) مشاهده می شود با مقایسه سختی حداکثر در نزدیکی سطح بالای جوش نمونه های چند پاسه با نمونه های تک پاس مشخص می شود که مقادیر مورد نظر برای جوش های چند پاسه نسبت به جوش های تک پاس افت چندانی زیادی نداشته اند و این نشان می دهد که در پاس آخر جوشکاری احتمال وجود منطقه درشت دانه در مجاورت فلز جوش وجود دارد.

شکل های (۳) و (۴) به ترتیب پروفیل های سختی اندازه گیری شده برای نمونه های ۳ و ۴ و نمونه های ۵ و ۶ هستند. همانند جوش های تک پاسه، پروفیل سختی اندازه گیری شده در نزدیکی سطح بالایی جوشکاری، نشان دهنده وجود یک منطقه با سختی نسبتاً زیاد است که می تواند بیانگر وجود منطقه درشت دانه در مجاورت فلز جوش فاز آخر باشد. اما با مقایسه سختی حداکثر به دست آمده از اندازه گیری سختی در میانه مقطع عرضی جوش (یعنی در ترازوی که پاس های میانی ایجاد شده اند) مشاهده می شود که این مقادیر از مقادیر به دست آمده در نزدیکی سطح بالایی نمونه ها و همچنین فلز پایه کمتر هستند. از آنجا که ماده در منطقه متأثر از حرارت جوش های اولیه و میانی، ممکن است چندین بار با چرخه های حرارتی تحت اعمال حرارت قرار گیرد، در نتیجه مارتنزیت ایجاد شده در این نواحی با چرخه های حرارتی بعدی تا حدودی تمپر می شود. بنابراین ممکن است بخشی از مارتنزیت تمپر نشده به فریت و پرلیت که نرم تر هستند تجزیه شود [۲]. علت و نیرو محرکه تمپر شدن مارتنزیت در مجاورت فلز جوش می تواند به علت گرادیان دمایی

درون فلز جوش با فاصله ۴۰۰ میکرومتر از هم انجام شد. برای جوش های تک پاسه، خطوط پروفایل سختی با فاصله ۲ میلی متر از سطح بالای جوش ایجاد شد. برای نمونه های ۳ و ۵ پاسه خطوط پروفایل سختی علاوه بر حالت ذکر شده برای جوش تک پاس در فواصل نصف ضخامت هر کدام از قطعات، تهیه شدند.

نتایج و بحث

جدول (۴) خلاصه ای از مقادیر حداکثر سختی مرتبط با منطقه متأثر از حرارت نمونه های جوشکاری شده، سرعت سرد شدن محاسبه شده برای جوش های تک پاس و حداکثر سختی پیش بینی شده توسط معادله لیانگ را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود حداکثر سختی منطقه متأثر حرارت برای دو نمونه ۱ و ۲ که به صورت تک پاسی جوشکاری شده اند، تقریباً نزدیک به هم است. با مقایسه این حداکثر سختی ها با مقدار پیش بینی شده توسط معادلات لیانگ (۱) مشخص می شود که اگرچه این معادلات برای پیش بینی حداکثر سختی در منطقه متأثر از حرارت این نمونه ها تقریباً صحیح عمل می کند اما باید توجه نمود که برخلاف پیش بینی انجام شده توسط این معادلات، افزایش حرارت ورودی منجر به افزایش سختی حداکثر شد. و بنابر این به نظر می رسد این معادلات برای فولادهای کوئنچ تمپر شده قابل استفاده نباشند.

شکل (۲) نشان دهنده پروفیل سختی اندازه گیری شده برای نمونه های جوشکاری ایجاد شده با جوش تک پاس است. همانطور که در این شکل قابل ملاحظه است، نمودار سختی در این دو نمونه یک روند مشابه را نشان می دهد و به این صورت است که در منطقه متأثر از حرارت، سختی در مجاورت فلز جوش در فواصل مشخص دارای مقداری نسبتاً نزدیک به هم است. این مقدار از مقدار سختی اندازه گیری شده در فلز پایه نمونه ها بیشتر است. علت سختی بالا در این ناحیه می تواند دمای بالا در اثر مجاورت این ناحیه با فلز جوش مذاب باشد. همانطور که قبلاً بیان شد ریز ساختار فولاد A517 پس از کوئنچ شدن، مارتنزیتی است که در اثر فرایند تمپر به صورت مارتنزیت تمپر شده همراه با فریت و یا پرلیت در می آید. بنابراین انتظار می رود سختی آن نسبت به حالت مارتنزیتی تمپر نشده کمتر باشد. به این ترتیب در اثر چرخه جوشکاری و بالا رفتن دمای فلز پایه در منطقه متأثر از حرارت، قسمتی از فلز پایه به آستنیت تبدیل شود [۱۲و۶].

در مجاورت مرز ذوبی، ماده تا بالای دمای Ac3 گرم می شود. در قسمت هایی که پیک دمایی در آن ها بالاتر از ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد باشد، رشد دانه به صورت تابعی از حضور عناصر میکروآلیاژی و به شکل نمایی رخ می دهد. در این ناحیه ممکن است اندازه دانه تا بیش از ۱۰ برابر نسبت به اندازه آن در فلز پایه بزرگتر شود [۱۲]. این رشد دانه های آستنیتی موجب کاهش سطح مرز دانه موجود برای جوانه زنی فریت و پرلیت می شود. بنابراین سختی پذیری این ناحیه از منطقه متأثر از حرارت که به منطقه درشت دانه معروف است بسیار بالا است. این سختی پذیری زیاد به همراه سرعت بالای سرد شدن

منابع

- 1-T. S. Cook and P. H. Francis, "Fracture performance of ship steels and weldments," in *Proceedings of the Annual Offshore Technology Conference*, 1978, vol. 1978-May, no. May, pp. 909-913.
- 2-A. Rabiei and R. Derakhshandeh-Haghighi, "Studying the Effect of PWHT on Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Welded A517 Quenched and Tempered Steel," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 26, no. 9, pp. 4567-4577, 2017.
- 3-F. Ostovan, E. Hasanzadeh, M. Toozandehjani, E. Shafiei, K. R. Jamaluddin, and A. Amrin, "Microstructure, Hardness and Corrosion Behavior of Gas Tungsten Arc Welding Clad Inconel 625 Super Alloy over A517 Carbon Steel Using ERNiCrMo3 Filler Metal," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 29, no. 10, pp. 6919-6930, 2020.
- 4-G. Liang et al., "Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of a low-carbon low-alloy steel," *J. Mater. Sci.*, vol. 56, no. 5, pp. 3995-4005, 2021.
- 5-R. M. Pezeshkian and S. Shafaiepour, "Heat input effects on microstructure quenched and tempered steel ASTM A517 to stainless steel AISI 316L," *J. Weld. Join.*, vol. 33, no. 1, pp. 41-48, 2015.
- 6-A. Foroughi, M. Shamanian, M. Kasiri-Asgarani, and J. Kangazian, "Investigations on Dissimilar Weld of UNS S32205 DSS and ASTM A517 Steel," *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 71, no. 3, pp. 533-544, 2018.
- 7-D. Nolan, Z. Sterjovski, and D. Dunne, "Hardness prediction models based on HAZ simulation for in-service welded pipeline," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 10, no. 6, pp. 681-694, 2005.
- 8-W. Maurer, W. Ernst, R. Rauch, R. Vallant, and N. Enzinger, "Evaluation of the factors influencing the strength of HSLA steel weld joint with softened HAZ," *Weld. World*, vol. 59, no. 6, pp. 809-822, 2015.
- 9-H. Sharifi, S. Raisi, and M. Tayebi, "The effect of stress relieving treatment on mechanical properties and microstructure of different welding areas of A517 steel," *Mater. Res. Express*, pp. 0-27, 2017.
- 10-N. Yurioka, M. Okumura, T. Kasuya, and H. J. U. Cotton, "PREDICTION OF HAZ HARDNESS OF TRANSFORMABLE STEELS," *Met. Constr.*, vol. 19, no. 4, pp. 217-223, 1987.
- 11-B. S. EN, "1011-2: 2001: 'Welding: Recommendations for welding of metallic materials. Arc welding of ferritic steels,'" *Br. Stand. Inst.*, vol. 3, no. 1, p. 26, 2001.
- 12-M. G?sp?r and R. Sisodia, "Improving the HAZ toughness of Q+T high strength steels by post weld heat treatment," in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 426, no. 1.

پی نوشت

- 1-دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی اصفهان؛
- 2-استاد، دانشگاه صنعتی اصفهان؛
- 3-دانشجوی دکتری، دانشگاه باهنر کرمان؛
- 4-دانشجوی کارشناسی ارشد؛ دانشگاه آزاد نجف آباد

بالتر این ناحیه، کربن فوق اشباع زیاد در ساختار مارتنزیتی، تنش باقیمانده و عیوب کریستالی باشد. بنابراین منطقه درشت دانه نیرومحرکه زیادی برای بازیابی و تمپر شدن دارد و علت کاهش سختی می تواند علاوه بر تجزیه ماتنزیت به فریت و پرلیت [۲]، خروج کربن از ساختار کریستالی فوق اشباع مارتنزیت و در نتیجه آن رسوب گذاری کاربیدهای ریز (کوچکتر از ۲ نانومتر) بین صفحات مارتنزیت، بازیابی و همچنین رهاسازی تنش باشد [۹].

این اثر در پژوهش انجام شده توسط استوان و همکاران [۳] نیز مشاهده شد. آن ها به وسیله جوشکاری ذوبی پس از قرار دادن یک لایه واسط روی سطح فولاد A 517 اقدام به پوشش دهی این سطح با فلز پرکننده اینکونلی کردند و منطقه متأثر از حرارت حاصل به دلیل اعمال چندین چرخه حرارتی به صورت ساختاری با مارتنزیت تمپر شده در آمد. همچنین ربیعی و همکاران با عملیات حرارتی پس از جوشکاری فولاد A 517 در دمای ۶۳۰ درجه سانتی گراد مشاهده کردند که سختی منطقه درشت دانه کاهش یافت. شکل (۳) پروفیل سختی برای نمونه های جوش ۳ پاس. نمونه های ستاره دار نشان دهنده اندازه گیری پروفیل سختی در همان نمونه ولی در عمق برابر با نصف ضخامت قطعه را دارند. شکل (۴) پروفیل سختی برای نمونه های جوش ۵ پاس. نمونه های ستاره دار نشان دهنده اندازه گیری پروفیل سختی در همان نمونه ولی در عمق برابر با نصف ضخامت قطعه را دارند.

نتیجه گیری

بنابر مطالب بیان شده در این پژوهش حداکثر سختی در جوش های تک پاس با سختی مارتنزیت تمپر نشده این نوع از فولاد متناسب است و علت نزدیکی مقادیر حداکثر سختی این نمونه ها نیز ممکن است همین باشد. معادلات لیانگ مقادیر نزدیکی با مقادیر اندازه گیری شده حداکثر سختی در جوش های تک پاس پیش بینی کرد. اما این معادلات نتوانستند رابطه بین حرارت ورودی و میزان حداکثر سختی را برای فولاد A 517 به درستی بیان کند، بنابراین نمی توان به پیش بینی سختی حداکثر توسط این معادلات اتکا کرد. در جوش های تک پاس، وجود مارتنزیت تمپر نشده در منطقه متأثر از حرارت تقریباً اجتناب ناپذیر است. بنابراین برای این نوع از جوش ها به منظور حذف مارتنزیت تمپر نشده و افزایش چقرمگی استفاده از عملیات حرارتی پس از جوشکاری لازم به نظر می رسد.

در جوش های چند پاسه هر چند ممکن است بخش وسیعی از مارتنزیت تمپر نشده در ناحیه درشت دانه منطقه متأثر از حرارت، توسط چرخه های حرارتی متعدد جوشکاری به خصوص در مجاورت مرز ذوبی پاس های میانی تمپر و در نتیجه نرم شوند، اما همچنان در قسمت هایی از مناطق متأثر از حرارت، به خصوص در مجاورت پاس های نهایی مقداری مارتنزیت تمپر نشده باقی می ماند. در نتیجه در کاربردهای حساس و آسیب پذیر، لازم است تا مقاطع جوشکاری شده این نوع فولاد تحت عملیات حرارتی پس از جوشکاری قرار گیرند.

Welding Research

جدول ۱- مقدار ΔH نسبت به مقادیر مختلف بور در فولاد.

اندازه ΔH	مقدار بور (ppm)
۰	≤ 1
$= 1.5 \times (0.02 - N)$	≤ 2
$= 3 \times (0.02 - N)$	≤ 3
$= 4.5 \times (0.02 - N)$	≥ 4

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فولاد ASTM A517 و فلز پرکننده.

کربن	منگنز	تیتانیوم	وانادیوم	بور	مولیبدن	کروم	سیلیسیم	گوگرد	فسفر
۰.۱۶	۰.۰۹۸	۰.۰۴	۰.۰۷۳	۰.۰۰۳۹	۰.۲۴	۰.۶۰	۰.۳۱	۰.۰۰۷	۰.۰۰۶
۰.۰۶	۰.۵۸	-	-	-	۱.۰۲	۲.۴۳	۰.۵۵	۰.۰۱۷	۰.۰۱۳

پرکننده

جدول ۳- پارامترهای جوشکاری FCAW.

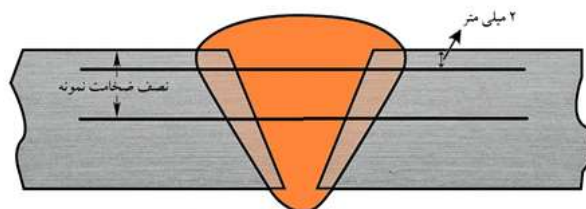
میانگین حرارت ورودی در هر پاس (KJ/mm)	تعداد پاس	دمای پیشگرم (°C)	حرارت ورودی (KJ/mm)	ضخامت نمونه (mm)	شماره نمونه
۰.۳	۱	۷۰	۰.۳	۵	۱
۰.۴	۱	۷۰	۰.۴	۵	۲
۰.۲۶	۳	۸۰	۰.۷۸	۱۰	۳
۰.۳۶	۳	۸۰	۱.۱	۱۰	۴
۰.۳	۵	۹۵	۱.۵۲	۱۸	۵
۰.۴	۵	۹۵	۲	۱۸	۶

جدول ۴- مقدار سختی حداکثر اندازه گیری شده و محاسبه شده و همچنین زمان سرد شدن محاسبه شده در جوش های تک پایه.

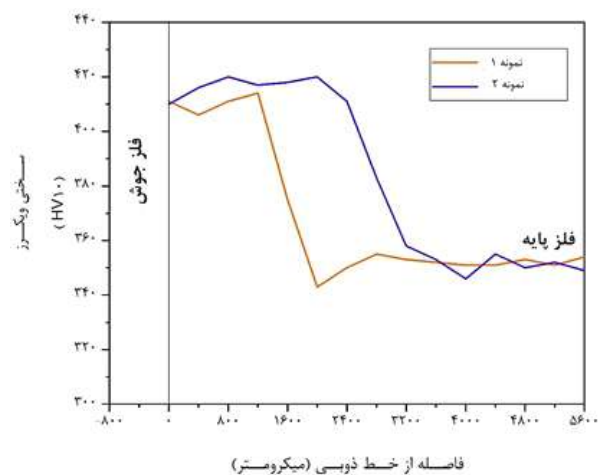
نمونه	حداکثر سختی ویکرز (HV ₁₀) در منطقه	مدت زمان محاسبه شده سرد شدن از ۸۰۰ تا ۵۰۰ درجه	حداکثر سختی پیش بینی شده توسط معادله لیانگ (۱)
۱	۴۱۴	۴.۵	۴۲۷
۲	۴۲۰	۸.۱	۴۰۲

جدول ۵- مقادیر سختی حداکثر در منطقه متاثر از حرارت جوش های چند پایه.

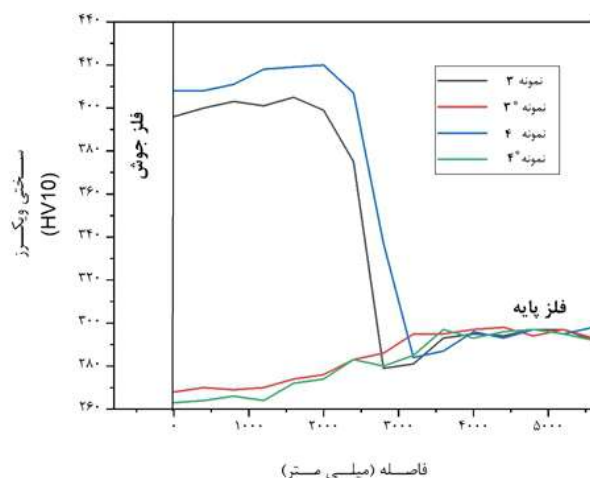
نمونه	حداکثر سختی در منطقه متاثر از حرارت
۳	۴۰۵
۴	۴۲۰
۵	۴۰۱
۶	۴۱۳



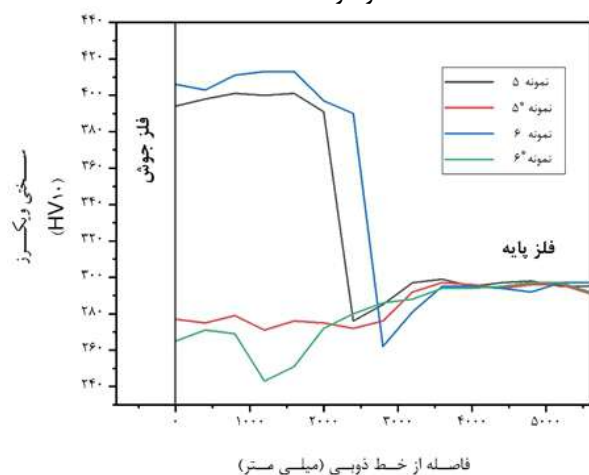
شکل ۱- طرح واره نحوه اندازه گیری پروفیل سختی ویکرز در مقطع عرضی جوش ها.



شکل ۲- پروفیل سختی ویکرز برای نمونه های جوش تک پاسه.



شکل ۳- پروفیل سختی برای نمونه های جوش ۳ پاس. نمونه های ستاره دار نشان دهنده اندازه گیری پروفیل سختی در همان نمونه ولی در عمق برابر با نصف ضخامت قطعه را دارند.



شکل ۴- پروفیل سختی برای نمونه های جوش ۵ پاس. نمونه های ستاره دار نشان دهنده اندازه گیری پروفیل سختی در همان نمونه ولی در عمق برابر با نصف ضخامت قطعه را دارند.

بررسی آزمایشگاهی و محاسباتی تاثیر ترکیب شیمیایی فلز جوش بر ترک های انجمادی در جوشکاری آلومینیوم آلیاژی ۶۰۶۱

مجید ستاری^۱، محسن شیخی^۲، یوسف مظاهری^۳

چکیده

جوشکاری آلیاژهای آلومینیوم می تواند با ترک خوردگی انجمادی همراه باشد. یکی از عوامل تاثیرگذار بر این ترک خوردگی، ترکیب شیمیایی فلز جوش می باشد که تعیین فلز جوش مناسب جهت پیشگیری از ترک در جوش حائز اهمیت می باشد. هدف از این تحقیق، بررسی تاثیر نوع فلز پرکن و میزان رقت آن بر حساسیت به ترک در جوشکاری آلیاژ ۶۰۶۱ می باشد. جوشکاری با فرایند تیگ با دو نوع فلز پرکن ۱۱۰۰ و ۴۰۴۳ و در رقت های مختلف انجام شد و شدت ترکها در جوش آنها ارزیابی شد. سپس شدت ترکها بوسیله معیار حساسیت به ترک ΔT^2 مورد بررسی قرار گرفت تا صحت این مدل در ارتباط با این فرایند مورد صحت سنجی قرار گیرد. نتایج حاکی از آن بود که این مدل می تواند بخوبی روند تغییرات شدت ترکها را در جوش پیش بینی نماید.

کلمات کلیدی: جوشکاری آلیاژهای آلومینیوم، جوشکاری TIG، ترک خوردگی انجمادی، رقت.

مقدمه

جوشکاری TIG یا همان جوشکاری قوس تنگستن تحت پوشش گاز محافظ از جمله مهمترین فرایندهای مورد استفاده در صنایع کوچک و بزرگ از جمله صنایع هوایی، دریایی، پتروشیمی است. از این فرایند به دلیل استفاده در فلزات سبک و سنگین و نرم و سخت و نتیجه جوشکاری با کیفیت بالا و کنترل دقیق بر روی گرده جوش است استفاده شد. ترک خوردگی انجمادی اغلب در قطعات ریختگی و شمش ها دیده می شود. در جوشکاری ذوبی نیز این نوع ترک خوردگی وجود دارد. ترک خوردگی انجمادی از نوع ترک خوردگی بین دانه ای است، یعنی ترک در مرز های دانه در فلز جوش رخ می دهد. این نوع ترک در آخرین مرحله انجماد به وقوع می پیوندد. وقتی فلز جوش بطور کامل منجمد شد، تنش های کششی اعمالی به دانه های هم جوار فلز جوش بیشتر باشد این ترک خوردگی رخ می دهد. به دلیل انقباض حاصل از انجماد و انقباض حرارتی فلز جوش در حال انجماد، تمایل زیادی به انقباض دارد. همچنین فلز پایه تمایل به انقباض دارد ولی به دلیل کمتر بودن حرارت عدم ذوب انقباض فلز پایه از بین می رود در نهایت این تنش های کششی در حالت انجماد بوجود می آیند لذا لایه های به هم پیوسته مذاب از یکدیگر جدا شده و به کمک تنش های کششی باعث ایجاد ترک می شود. یکی از عوامل جلوگیری ترک خوردگی انجمادی کنترل ترکیب فلز جوش است و باید تا حد امکان از ترکیبات حساس در

فلز جوش جلوگیری کرد. ترک فلز جوش با میزان ترکیب فلز پایه تعیین می شود به منظور جلوگیری از ترکیب حساس به ترک خوردگی انجمادی باید از فلز پایه و فلز پرکننده با ترکیب مناسب استفاده کرد تا فلز جوش حساسیت کمتری داشته باشد. معیارهای مختلفی برای پیش بینی ترک انجمادی در جوش استفاده شده است. یکی از مدل هایی که اخیراً ارائه شده، پیشنهاد می دهد که حساسیت به ترک انجمادی با ΔT^2 مناسب است که این ΔT^2 بازایی حساس به ترک می باشد. منظور Tcoherency و Tbridging است. شیخی و همکاران [۱] با توجه به معیار Furer's برای بررسی ترک خوردگی انجمادی دریافتند که اثر تقریبی دمای اولیه فلز پایه را بر حساسیت به ترک با تقریب خوب پیش بینی کند. ترک خوردگی جامد در منطقه همزیستی جامد/مذاب ظاهر می شود که دما در محدوده بلافاصله بالاتر از جامد است. ترک ممکن است هنگامی اتفاق بیفتد که فلز جوشکاری در طول انجماد دچار تنش کششی زیادی شود [۲]. فشار مکانیکی عرضی در مجاورت حوضچه جوش با محدودیت کاربردی بزرگتر خواهد بود، این بدان معنی است که با محدودیت، حساسیت ترک خوردگی انجماد افزایش می یابد [۳]. یک مدل فرایند جوشکاری ایجاد کرده و تحولات فشار کرنش مکانیکی حوضچه جوش را با و بدون محدودیت آنالیز کرده است [۴]. هنگام ارزیابی قابلیت جوشکاری فلز جوش و فلز پایه، عوامل زیر باید در نظر گرفته شوند. قابلیت جوشکاری، پایداری قوس، حساسیت به تخلخل فلز جوش، سیالیت فلز جوش، مقاومت، خواص خستگی، مقاومت در برابر اکسیداسیون فلز جوش، مقاومت در برابر خوردگی، مقاومت فلز جوش در برابر ترک خوردگی انجماد و غیره هستند. از بین این خصوصیات، مقاومت فلز جوش در برابر ترک خوردگی انجماد بسیار مورد توجه قرار گرفته است، خصوصاً برای آلیاژ آلومینیوم [۵-۶]. ترک خوردگی انجمادی در حین یا بلافاصله پس از انجماد اتفاق می افتد، هنگامی که آلیاژ از یک محدوده دمایی عبور می کند که شکل پذیری در آن بسیار کم است همچنین احتمال ترک خوردگی انجماد به دلیل سرعت سرد شدن زیاد و انجماد سریع اتفاق می افتد [۷-۸]. نتایج نشان داد که این محدودیت باعث تشکیل ترک خوردگی جامد جوش می شود. در این مطالعه تاثیر میزان رقت بر شدت ترک خوردگی انجمادی در جوشکاری TIG آلیاژهای آلومینیوم ۶۰۶۱ با فلز پرکننده های ۱۱۰۰ و ۴۰۴۳ با تغییر در میزان نرخ تغذیه فلز پرکننده مورد بررسی قرار می گیرد. همچنین معیار ΔT^2 به منظور پیش بینی شدت ترک ها در فرایند TIG مورد بررسی قرار می گیرد.

مواد و روش تحقیق

- مواد مصرفی و طراحی اتصال

نگهدارنده با استفاده از مدل آزمایش جوش مدور در شکل (۱) نشان داده شده است. قطعه کار بین دو صفحه با ضخامت ۸ میلی متر قرار دارد (صفحه بالایی بصورت متحرک و صفحه پایینی بصورت ثابت متصل شده به صفحه پایه) و صفحه پایه با ضخامت ۱۰ میلی متر از جنس فولاد ساختمان ST37 متصل شده است. طراحی مشابه توسط گیتوس و همکاران [۹] برای ارزیابی ترک خوردگی انجمادی و کو و همکاران [۱۱-۱۰] برای ارزیابی ترک خوردگی ذوبی استفاده شده است. صفحه متحرک از بالا با کمک پیچ از پایین با کمک مهره به هم متصل شده است تا از شرایط تحرک صفحه مورد جوشکاری اطمینان حاصل شود. از آنجا که قطعات کاملاً محکم نگه داشته شده است، مشکلی برای صاف کردن قطعات به دلیل تحرک در هنگام جوشکاری وجود ندارد و تفنگ جوش عمود بر قطعه کار بود و فلز پرکننده دارای قطر ۱/۲ میلی متر بوده است و جوشکاری تمامی قطعات بصورت تک پاس انجام گرفت. جنس فلز پایه از آلومینیم سری ۶xxx و آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ بوده است و ترکیب شیمیایی فلز پایه در جدول (۱) نشان داده شده است. همچنین ترکیب شیمیایی فلز پرکننده ۱۱۰۰ و ۴۰۴۳ در جدول (۲) نشان داده شده است.

- فرایند جوشکاری

پارامترهای ثابت جوشکاری برای جوش GTAW تغییر در سرعت نرخ تغذیه فلز پرکننده بوده است و میزان آمپر جوشکاری شده ۱۱۰ آمپر و ولتاژ ۲۴ و گاز محافظ استفاده شده آرگون، سیم پرکننده به قطر ۱/۲ میلی متر در حین جوشکاری در مرکز حوضچه، مشعل جوشکاری بصورت عمود بر سطح قطعه، سرعت جوشکاری ۹۰ ثانیه بر دقیقه بود. اما پارامترهای متغیر سرعت تغذیه فلز پرکننده و میزان رقت بوده است. همچنین سرعت های تغذیه فلز پرکننده به نحوی انتخاب شدن که تغییر در رفتار ترک های انجمادی در جوش مشهود بوده که بتوانیم با کاهش یا افزایش تغذیه سیم پرکننده ترک از بین برود یا مقدار ترک بوجود آمده کم شود و میزان سرعت های تغذیه فلز پرکننده در جدول (۳) نشان داده شده است. گاز مورد استفاده در جوشکاری آرگون بوده است. به دلیل داشتن خصوصیات گرمای ورودی بالا، نفوذ عمیق، کاهش تخلخل و کنترل مناسب و بهتر حوضچه مذاب از این گاز استفاده شد. میزان گاز خروجی برای جوشکاری ها انجام شده ۸ الی ۱۰ Lit/Min بوده است.

آنالیز شیمیایی

- متالوگرافی

جهت بررسی های ریزساختاری روی سطح و مقطع عرضی پس از برش نمونه ها با دستگاه برش وایر کات، عملیات مانع بر روی قطعات انجام شد تا در انجام مراحل بعدی سهولت حاصل شود. سپس سطح نمونه ها با کاغذ سنباده از جنس SiC و زبری های ۱۵۰ تا ۳۰۰۰ آماده سازی شدند. جهت پولیش نمونه ها از پودر آلومینای پنج

میکرون استفاده شد. نمونه ها به مدت زمان های متفاوت ۵ تا ۲۰ ثانیه در محلول کلر اچ شدند و ساختارها بررسی شدند. میزان محلول کلر استفاده شده بر روی نمونه ها در این تحقیق ۲۰٪ HNO₃، ۲۰٪ H₂SO₄، ۱۰٪ HF و ۵۰٪ آب مقطر بوده است.

- آزمون غیر مخرب PT

یکی از پرکاربردترین و فراوان ترین روش بازرسی جوشکاری بعد از تست VT (بازرسی چشمی) استفاده از تست PT (بازرسی مایع نافذ) است. آزمون PT طبق استاندارد ASTM E 1316 انجام شد و نتیجه این کار بعد انجام جوشکاری مشخص شدن تعداد ترک ها و نوع ترک های موجود در سطح نمونه بوده است.

- نحوه اندازه گیری طول ترک

بعد از آماده سازی نمونه ها برای جوشکاری و انجام فرایند جوشکاری مورد نظری نمونه ها بعد از انجام اتمام تست PT با دوربین دیجیتال تصویر نمونه ها با بزرگ نمایی ۲ برابر گرفته شد از کل نمونه و به کمک نرم افزار **digimizer** اندازه طول ترک های ذوبی و انجمادی مشخص شد.

- کوانتومتری

کوانتومتری یا اسپکترومتری نشری (SES) نشری نوعی آزمایش است که می توان به کمک آن میزان حضور عناصر مختلف در یک قطعه را اندازه گیری کرد. با استفاده از درصد عناصر تحلیل شده و بدست آمده از آزمایش اسپکترومتری نشری با کمک نرم افزار **jmatpro** در میزان کسر جامد بر حسب دما را اندازه گیری کرد.

نتایج و بحث

- محاسبه رقت

درجه رقت نسبت فلز ذوب شده از قطعه کار به کل فلز جوش (فلز ذوب شده قطعه کار + فلز رسوب داده شده از الکتروود) که به طور کلی ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی جوش را کنترل می کند. درجه رقت را می توان به درصد حجم یا سطح فلز اصلی ذوب شده در مقطع به کل حجم یا سطح جوش در مقطع نیز ارتباط داد. برای بدست آوردن میزان درجه رقت در جوشکاری های انجام شده از معادله (۱) استفاده شده است:

$$X_{WM} = D(X) \times BM + (D - 1) \times X_{FM} \quad (1)$$

WM: فلز جوش

BM: فلز پایه

FM: فلز پرکننده X: عنصری که باید در معادله در نظر گرفته شود

- تصاویر ماکرو

شکل (۲) تصاویر جوش های فلز پایه ۶۰۶۱ نمونه های ایجاد شده با فلز پرکننده ۴۰۴۳ در سه حالت مختلف سرعت تغذیه فلز پرکننده نشان داده است. شکل a سرعت تغذیه فلز پرکننده ۱ cm/s است و

با فلز پرکننده ۱۱۰۰ حساسیت به ترک انجمادی کاهش بسیار قابل توجهی دارد ولی کماکان ترک انجمادی مشاهده می شود ولی با تغییر در فلز پرکننده از ۱۱۰۰ به ۴۰۴۳ با افزایش رقت ترک انجمادی بطور کلی از بین رفته است.

در صورت استفاده از فلز پایه مشخص و تغییر در نوع فلز پرکننده و پارامتری مانند نرخ تغذیه فلز پرکننده در هنگام جوشکاری می توان شرایطی به وجود بیاورد که نمونه دارای ترک خوردگی باشد یا خیر. شکل (۴) از اولین نمونه جوشکاری شده با فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۱۱۰۰ با میزان نرخ تغذیه فلز پرکننده با میزان رقت ۶۰٪ می باشد. در شکل (۴-الف) نمایی کلی از مقطع برش خورده نمونه را مشاهده می کنید و محل عکس های بعدی به کمک میکروسکوپ نوری مشخص شده است. شکل (۴-ب) در نزدیکی PMZ و شکل (۴-د) قسمت مرکزی نمونه قرار دارد هر دو شکل بعد از گذشتن از PMZ در فلز جوش درشت دانگی مشاهده می شود. در شکل (۴-ب) وجود مرز دانه هایی با فاصله بیشتر مشاهده می شود که نشان دهنده دانه بندی مستعد برای ترک خوردگی است ولی در شکل (۴-د) دانه بندی و مرز دانه با درشت دانگی و مرز های مرتب و بدون فاصله از هم قرار دارند. شکل (۴-ج) مرز همجوشی بین فلز پایه و PMZ مشاهده می شود وجود ترک ذوبی در این قسمت مشخص است. شکل (۴-ه) وجود ترک در PMZ در کنار دندریته های حوضچه جوش و عواملی که در قسمت های بعدی به دلیل وجود دندریته و وجود مذاب و به وجود آمدن ترک ذوبی اشاره می شود. شکل (۷) نمونه به دلیل داشتن ترک ذوبی در هنگام متالوگرافی دچار شکستگی شده و قسمتی از PMZ و فلز پایه جدا شده است ولی در سمت دیگر نمونه PMZ و فلز پایه قرار دارد. تغییر در پارامتر و افزایش تغذیه نرخ فلز پرکننده باعث ایجاد کشش در دانه های شکل (۷-ج و ه) شده است. شکل (۷-ب) در قسمت مرز همجوشی بین PMZ و حوضچه جوش است که ترک در این نقطه به صورت ترک ذوبی نشان داده شده است. شکل (۷-ج) عکسی از منطقه فلز پایه را نشان می دهد. دانه بندی درشت در فلز جوش مانند دو نمونه قبل به چشم می خورد. نمونه با رقت ۵۰٪ از فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۱۱۰۰ با تفاوت عمده در دانه بندی بیانگر وجود یکنواختی در اندازه دانه می باشد. در تصاویر بدست آمده از فلز پایه و منطقه PMZ و فلز جوش به دلیل تاثیر کم فلز پرکننده در اتصال دانه بندی به صورت ثابت ریزدانه است. ولی با توجه به شکل ۷- تفاوت در وجود ترک بیشتر از نوع انجمادی بوده تا ترک ذوبی، ترک خوردگی این نمونه مانند نمونه بدون فلز پرکننده (خودزا) به دلیل تاثیر خیلی کم از میزان تغذیه فلز پرکننده بوده است. با توجه به انجام جوشکاری در این قسمت به میزان اندازه طول ترک در نمونه های ۶۰۶۱ بدون فلز پرکننده (خودزا) و با فلز پرکننده ۱۱۰۰ پرداخته می شود. در ترک انجمادی بیشترین میزان طول ترک را نمونه ۶۰۶۱ بدون فلز پرکننده با اندازه حدوداً ۱۵۵ میلی متر دارد و سپس مقادیر دیگر نمونه تست اول ۶۰۶۱ با فلز پرکننده ۱۱۰۰، ۴۳ میلی متر سپس نمونه سوم ۴۱ میلی متر و در نهایت نمونه دوم با اندازه

در این حالت نمونه هیچ نوع ترک خوردگی ذوبی و انجمادی ندارد. شکل b در صورتی که این مقدار سرعت از ۱ cm/s تا ۰/۳۳ cm/s کاهش پیدا کند مانند شکل a اثری از ترک خوردگی وجود ندارد. با این حال هر چه مقدار سرعت تغذیه از ۰/۳۳ cm/s رو به پایین نزول کند شاهد ترک خوردگی و حساسیت آلیاژ ۶۰۶۱ با فلز پرکننده ۴۰۴۳ به ترک خوردگی از نوع انجمادی هستیم شکل c با سرعت تغذیه فلز پرکننده ۰/۳۳ cm/s. در نهایت وقتی با تغذیه سیم پرکن نداشتن باشیم و جوشکاری صورت بپذیرد سرعت تغذیه صفر و جوشکاری بصورت auto geneus می باشد و شاهد ترک خوردگی انجمادی بصورت یک پارچه هستیم و ترک بصورت سراسری در حوضچه بدون قطع شدن اتفاق می افتد. شکل (۳) تصاویر جوشهای فلز پایه ۶۰۶۱ نمونه های ایجاد شده با فلز پرکننده ۱۱۰۰ با رقت های مختلف در شرایط مختلف نشان داده شده. تصاویر نمونه ها بعد از تست PT گرفته شده است. در شکل a میزان سرعت تغذیه فلز پرکننده طبق جدول (۳) در نمونه اول ۰/۸۸ cm/s بوده است و ترک هایی که مشاهده می شود از نوع ذوبی در کناره دیواره جوش در قسمت داخلی و خارجی pmz است و ترک انجمادی نیز در مرکز حوضچه مشخص است. شکل b با افزایش سرعت تغذیه فلز پرکننده به ۱/۱۵ cm/s چیدمان در مهرهای افزایش پیدا کرده و طول ترک انجمادی کاهش پیدا کرده ولی برخلاف شکل a با این تغییر حساسیت به ترک خوردگی ذوبی افزایش پیدا کرده و طول ترک خوردگی ذوبی افزایش پیدا کرده است. شکل c با کاهش سرعت تغذیه فلز پرکننده ۰/۱۹ cm/s یعنی در کمترین مقدار سرعت نتیجه بدست آمده برخلاف شکل b است با این تفاوت که ترک خوردگی ذوبی بطور چشم گیری کاهش داشته ولی ترک خوردگی انجمادی تا حدودی نیز بیشتر شده است.

ارتباط میان رقت نسبت به طول ترک و سرعت سیم پرکن را می توان در شکل (۱۰) مشاهده کرد. با این صورت که وقت میزان رقت ۶۰٪ باشد اندازه کل طول ترک انجمادی ۴۳mm است ولی با افزایش میزان رقت به ۷۰٪ و افزایش سرعت تغذیه سیم پرکن از نوع ۱۱۰۰ طول ترک انجمادی و حساسیت به ترک خوردگی انجمادی کاهش پیدا می کند و به مقدار ۱۷mm می رسد. همچنین زمانی سرعت تغذیه سیم فلز پرکننده کاهش پیدا می کند شکل (۳-ب) و رقت نیز به ۵۰٪ کاهش پیدا می کند دوباره طول ترک از ۱۷mm به ۴۱mm افزایش پیدا می کند. با این حال در شکل (۱۱) با تعویض سیم پرکن از ۱۱۰۰ به ۴۰۴۳ در رقت نمونه های اول و دوم ۵۰٪ و ۶۰٪ ترکی مشاهده نشد برخلاف سیم پرکن ۱۱۰۰ که ترک خوردگی انجمادی کاهش پیدا کرد. در آخرین نمونه با سیم پرکن ۴۰۴۳ و کاهش رقت ۳۰٪ نسبت به نمونه با رقت ۶۰٪ ما شاهد ترک خوردگی انجمادی بصورت مقطع هستیم و طول کل ترک های موجود در سطح نمونه به مقدار ۴۹mm رسید. در این صورت نتیجه حاصل این است که وقتی سرعت و رقت کاهش پیدا می کند ترک خوردگی افزایش پیدا می کند. همانطور که مشاهده می شود در شکل های (۴ و ۵) رابطه بین رقت و میزان ترک انجمادی را مشاهده کرد با افزایش میزان رقت

(۱۱-ه) به دلیل وجود ترک در نمونه و دیده شدن یک حباب که بصورت آخال یا تخلخل نمایان شده تغییری در نوع چینش و جهت دانه ها نشان می دهد در قسمت پایینی تصویر قبل از نزدیک شدن به تخلخل جهت دانه بندی بصورت افقی است و دانه بندی ریزی دارد ولی با نزدیک شدن به منطقه اطراف تخلخل جهت دانه بندی بصورت عمودی می باشد و شکل دانه ها بصورت دندریت هایی کشیده شده و بلند به سمت تخلخل می باشد. با توجه به کل نمونه میزان اندازه ترک اندازه گیری شد و تنها در این حالت از نمونه های ۶۰۶۱ با فلز پرکننده ۴۰۴۳ ترک مشاهده شده بصورت انجمادی با اندازه طول ترک حدوداً ۴۹ میلی متر بدست آمد.

- محاسبه حساسیت به ترک

برای انجام محاسبه حساسیت به ترک از مدل ΔT^2 که این مدل ΔT برابر است با $T_{bridging} - T_{coherency}$ است. که با کمک معادله (۲) بدست می آید. اما تحقیقات قبلی نشان داده اند برای آلیاژهای آلومینیم $T_{coherency} = 0/9$ و $T_{bridging} = 0/98$. قبل از انجام محاسبات ترکیبات شیمیایی عناصر مختلف در فلز جوش را باید بدست آورد این عناصر در جدول (۴) نشان داده شده است. سپس برای پیدا کردن دو دمای ذکر شده با استفاده از منحنی کسر جامد بر حسب دما که برای ترکیبات مختلف فلز جوش، از طریق نرم افزار **Jmatpro** محاسبه شد و از رسم این منحنی ها مقدار ΔT بدست آمد. در شکل های (۱۲ و ۱۳) منحنی های مختلف کسر جامد بر حسب دما برای آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ با فلز پرکننده ۱۱۰۰ نشان داده شده است. نحوی محاسبه ΔT بطور کامل تر در شکل (۱۳) با بزرگنمایی نشان داده است. در این شکل تغییرات کسر جامد بر حسب دما در دماها و لحظات انتهایی انجماد قابل مشاهده می باشد. بعد از محاسبه ΔT در شکل های (۱۴ و ۱۵) شدت ترک ها بر حسب ΔT رسم شده است. همانطور که مشاهده می شود با افزایش ΔT برای هر دو فلز پرکننده حساسیت به ترک افزایش پیدا می کند و دیده می شود این رابطه خطی بین ΔT و حساسیت به ترک موجود است. لذا می توان این نتیجه گیری را انجام داد که معیار ΔT^2 می تواند یک شاخص برای پیش بینی ترک در جوشکاری آلیاژهای آلومینیم باشد و باید جوشکاری را با فلز پرکننده در رقت هایی انجام داد که حدالمقدور مقدار T^2 کاهش پیدا کند.

$$(2) \quad \left\{ \begin{array}{l} \Delta T = T_{coh} - T_{brid} = m_l \times C. \left[\frac{1}{f_{l,brid}^{1-k}} - \frac{1}{f_{l,coh}^{1-k}} \right] \\ f_{l,brid} > f_E \text{ or } C. < \frac{f_{l,brid}^{1-k} (T_m - T_E)}{f_{l,coh}^{1-k} (T_m - T_E)} \\ \Delta T = T_{coh} - T_E = T_m - \left[\frac{m_l \times C.}{f_{l,coh}^{1-k}} + T_E \right] \\ f_{l,brid} \leq f_E \text{ or } C. \geq \frac{f_{l,coh}^{1-k} (T_m - T_E)}{m_l} \end{array} \right.$$

T_E = دمای یوتکتیک

T_m = دمای ذوب

m_l = شیب مذاب

C_0 = ترکیب آلیاژ

k = ضریب توزیع تعادل

T_{coh} = دمای بالا از دمای انجماد

T_{brid} = دمای پل

۱۷ میلی متر دارند. در میزان ترک ذوبی نمونه دوم ۹۸/۵ میلی متر در مجموع نمونه سپس نمونه دوم حدوداً ۲۶ میلی متر و نمونه های سوم و خوردزا بدون ترک ذوبی هستند. شکل (۸) آخرین مرحله از انجام جوشکاری با فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۱۱۰۰ را مشاهده می کنید. در شکل (۸-الف) سطح مقطع برش خورده مانند باقی نمونه ها بعد از انجام متالوگرافی مناطق مختلف **HAZ** فلز پایه و فلز جوش مشخص شد و آماده عکس برداری است. در شکل (۸-ب) منطقه فلز پایه به سمت **HAZ** نشان داده شده است و ساختار مانند شکل (۷-ب) است. ولی با گذشت از این منطقه و وارد شدن به **HAZ** با تغییر در مهره چینی و ریزدانه گی مواجه می شویم شکل (۸-ج). در شکل (۸-د) از منطقه **HAZ** به سمت داخل حوضچه رفته و ساختار نسبت به شکل (۸-ج) ریزدانه تر شده یعنی شاهد تغییر ساختار مجدد شده است. در نهایت در شکل (۸-ه) تصویر کاملاً از داخل حوضچه مذاب است و ساختار نهایی با ریزدانه گی زیادی مشاهده می شود. همچنین میزان رقت در این نمونه نسبت ۲ نمونه قبلی کمتر است (۵۰٪) و در ۳ نمونه مورد آزمایش شاهد ترک خوردگی انجمادی هستیم. در پایین ترین میزان نرخ تغذیه فلز پرکننده همانطور که سطح مقطع برش خورده را با ۲ نمونه قبلی مقایسه می کنیم میزان گرده جوش کمتری دارد که بعد از این حالت جوشکاری بصورت خودزا می باشد. با تغییر در فلز پرکننده شکل ساختاری و دانه بندی نمونه نیز تغییر پیدا می کند در نمونه های ۶۰۶۱ با فلز پرکننده ۱۱۰۰ دانه بندی در ۳ رقت، به صورت درشت دانگی بوده است ولی با این تفاوت که در شکل (۹) با فلز پرکننده ۴۰۴۳ در شکل (۹-ب) از دانه بندی بصورت ریز در فلز پایه به سمت **PMZ** بصورت دندریتی بوده است و در شکل (۹-ج) نیز به سمت فلز جوش دانه بندی دندریتی می باشد. شکل (۹-د) دانه بندی به صورت مرتب و ریز دانه بود. شکل (۹-ه) در فلز جوش مانند شکل (۹-ج) بعد از گذشت از منطقه **PMZ** و ورود به فلز جوش با دانه بندی مشابه و بصورت دندریتی در کل فلز جوش است. با توجه به شکل (۲) می توان دریافت با ریزدانه گی ترکی در نمونه به جود نمی آید. شکل (۱۰) بعد از نمونه اول در شکل (۹) بیانگر این موضوع است که با تغییر در نرخ تغذیه فلز پرکننده (افزایش میزان فلز پرکننده) تغییری در ساختار به وجود نمی آید و نمونه ترکی ندارد. (برای درک بدون ترک بودن نمونه می توان به شکل (۲) مراجعه کرد). در شکل (۱۱) می توان دید ترک بیشتر از نوع ترک خوردگی انجمادی است تا ترک خوردگی ذوبی و این امر به دلیل تغییر در نرخ تغذیه فلز پرکننده است. این ترک تا حد خیلی زیادی از ایجاد نفوذ کامل در حین جوشکاری جلوگیری می کند همانطور که در شکل (۱۱-الف) مشخص است وجود ترک اجازه نفوذ در نمونه را در یک طرف داده است. شکل (۱۱-د) در قسمت پایینی تصویر ساختار فلز پایه را مشاهده می کنید. شکل (۱۱-ج) ورود در قسمت **PMZ** و فلز جوش که دارای دندریت است. شکل (۱۱-ب) در قسمت پایین تصویر دندریت و تغییر شکل ساختار به سمت دانه بندی و ورود به صورت کامل به حوضچه جوش و درشت دانگی مشخص می باشد. شکل

solidification cracking." *Journal of Materials Sciences and Technology* 21, no. 03 (2009): 399-402.

5- Liu, Ren-Pei, Zu-Jue Dong, and Yong-Ming Pan. "Solidification crack susceptibility of aluminum alloy weld metals." *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 16, no. 1 (2006): 110-116.

6-Matsuda, Fukuhisa, and Kazuhiro Nakata. "A New Self-Restrained Solidification Crack Susceptibility Test for Electron-Beam Welding of Aluminum Alloys: Taper-Shaped Hot Cracking Test." *Transactions of JWRI* 11, no. 1 (1982): 141-143.

7-Cao, X., W. Wallace, C. Poon, and J-P. Immariageon. "Research and progress in laser welding of wrought aluminum alloys. I. Laser welding processes." *Materials and Manufacturing Processes* 18, no. 1 (2003): 1-22.

8-Zhao, H., D. R. White, and T. DebRoy. "Current issues and problems in laser welding of automotive aluminium alloys." *International materials reviews* 44, no. 6 (1999): 238-266.

9-Gittos, N. F., and SCOTT MH. "Heat affected zone cracking of Al-Mg-Si alloys." (1981).

10-Borland, J. C., and J. H. Rogerson. "Examination of the patch test for assessing hot cracking tendencies of weld metal." *British Welding Journal* 8 (1963): 494-499.

11-Huang, C., G. Cao, and S. Kou. "Liquation cracking in partial penetration aluminium welds: assessing tendencies to liquate, crack and backfill." *Science and Technology of Welding and Joining* 9, no. 2 (2004): 149-157.

پی نوشت

- 1-کارشناس ارشد مواد، دانشگاه بوعلی سینا
- 2-عضو هیات علمی گروه مواد، دانشگاه بوعلی سینا
- 3-عضو هیات علمی گروه مواد، دانشگاه بوعلی سینا

نتیجه گیری و جمع بندی

-با استفاده از مدل ΔT^2 می توان روند ترک خوردگی انجمادی را به خوبی پیش بینی کرد.

-جوش های فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۴۰۴۳ با کاهش میزان سرعت فلز پرکننده ترک خوردگی افزایش پیدا می کند.

-فلز پرکننده ۴۰۴۳ نسبت به ۱۱۰۰ فلز پرکننده مناسب تری جهت حذف ترک های می باشد زیرا می تواند ΔT^2 را در رقت های کمتر به میزان بیشتری کاهش دهد.

-با استفاده از فلز پرکن ۱۱۰۰ با افزایش سرعت تغذیه فلز پرکن اندازه ترک خوردگی انجمادی ابتدا کاهش پیدا کرده سپس با کاهش میزان سرعت تغذیه سیم پرکن ترک خوردگی انجمادی افزایش پیدا می کند.

منابع

- 1-Sheikhi, M., F. Malek Ghaini, and H. Assadi. "Prediction of solidification cracking in pulsed laser welding of 2024 aluminum alloy." *Acta Materialia* 82 (2015): 491-502.
- 2-Arata, Yoshiaki, Fukuhisa Matsuda, Kazuhiro Nakata, and Kenzi Shinozaki. "Solidification crack susceptibility of aluminum alloy weld metals (Report II): Effect of straining rate on cracking threshold in weld metal during solidification." *Transactions of JWRI* 6, no. 1 (1977): 91-104.
- 3-Liu, Weiping. "Computational analysis and prediction of weld-solidification cracking." *Computational Materials Science* 4, no. 3 (1995): 211-219.
- 4-Zhibo, Dong, Wei Yanhong, L. I. U. Renpei, and D. O. N. G. Zujue. "Three dimensional numerical simulation for the driving force of weld

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلز پایه ۶۰۶۱

Base	Cu%	Fe%	Mg%	Mn%	Si%	Ti%	Zn%
۶۰۶۱	۰.۲۵	۰.۲۹	۱.۱۹	۰.۰۳	۰.۷	۰.۰۲	۰.۰۳

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فلز پرکننده ۱۱۰۰ و ۴۰۴۳

Filer	Si%	Fe%	Cu%	Mg%	Mn%	Zn%	Ti%	Be%
۱۱۰۰	۰.۰۸	۰.۵۲	۰.۰۸	-	۰.۰۱	۰.۰۲	-	۰.۰۰۰۸
۴۰۴۳	۵.۲۰	۰.۸۰	۰.۳۰	۰.۰۵	۰.۰۵	۰.۱۰	۰.۲۰	۰.۰۰۰۸

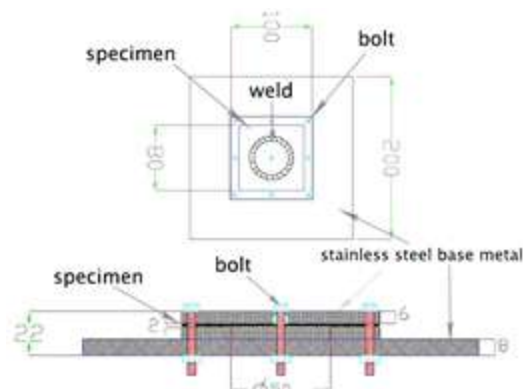
جدول ۳- سرعت تغذیه فلز پرکننده در جوشکاری فلز پایه ۶۰۶۱ با فلز پرکننده های ۱۱۰۰ و ۴۰۴۳

فلز پرکننده		نرخ تغذیه فلز پرکننده سانتی متر / ثانیه	
جوش ۱	جوش ۲	جوش ۳	جوش ۴
۱۱۰۰	۰.۸۸	۱.۱۵	۰.۱۹
۴۰۴۳	۱	۰.۲۳	۰.۰۳

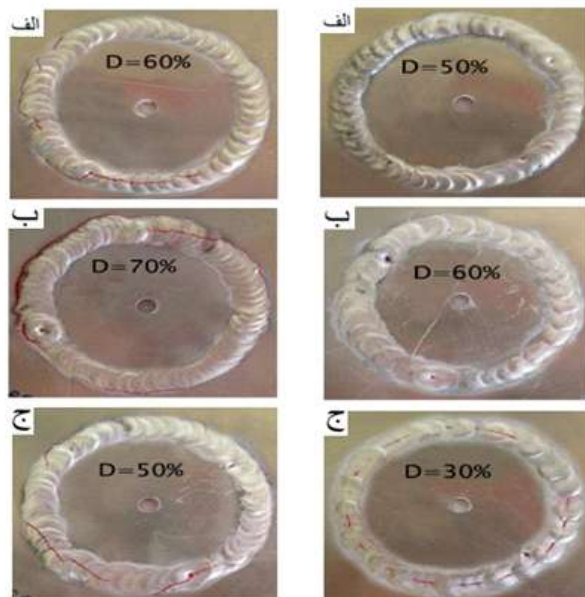
جدول ۴- مقدار سختی حداکثر اندازه گیری شده و محاسبه شده و همچنین زمان سرد شدن محاسبه شده در جوش های تک پاسه.

AL	رفت %	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ni	Ti
۱۱۰۰	۶۰	۹۸/۵	۰/۳۸	۰/۲۴	۰/۱۵	۰/۰۲	۰/۴۵	۰/۰۱	۰/۰۹	۰/۰۱	۰/۰۱
۱۱۰۰	۷۰	۹۸/۹	۰/۲۴	۰/۲۱	۰/۱۱	۰/۰۱	۰/۲۹	۰/۰۵	۰/۰۶	۰/۰۳	۰/۰۱
۱۱۰۰	۵۰	۹۸/۱	۰/۴۷	۰/۲۷	۰/۱۹	۰/۰۲	۰/۵۸	۰/۰۱	۰/۱۱	۰/۰۲	۰/۰۲
۴۰۴۳	۵۰	۹۶/۱	۲/۹۱	۰/۲	۰/۱۲	۰/۰۱	۰/۴	۰/۰۵	۰/۰۴	۰/۰۱	۰/۰۱
۴۰۴۳	۶۰	۹۶/۶	۱/۸۶	۰/۴۲	۰/۱۹	۰/۰۳	۰/۶	۰/۰۴	۰/۱۱	۰/۰۱	۰/۰۱
۴۰۴۳	۳۰	۹۶/۲	۲/۴۵	۰/۲۵	۰/۱۷	۰/۰۲	۰/۴۶	۰/۰۶	۰/۰۴	۰/۰۱	۰/۰۱

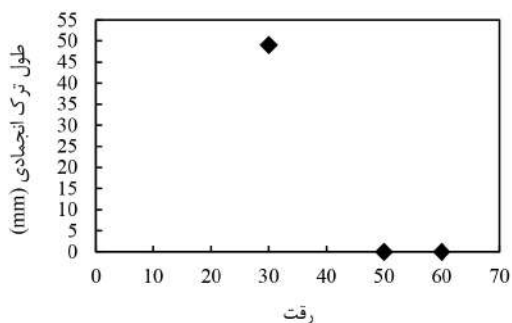
Welding Research



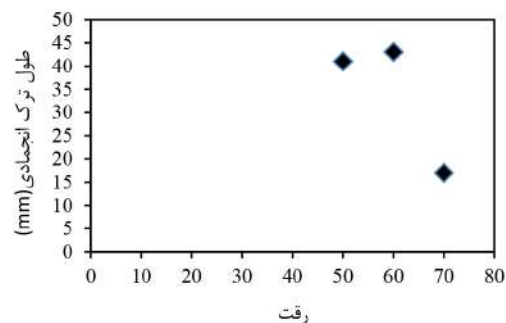
شکل ۱- شماتیک نگهدارنده و نمونه آزمون جوش مدور مورد استفاده شده در تحقیق رسم شده با نرم افزار اتوکد و اندازه نمونه بر حسب میلی متر است.



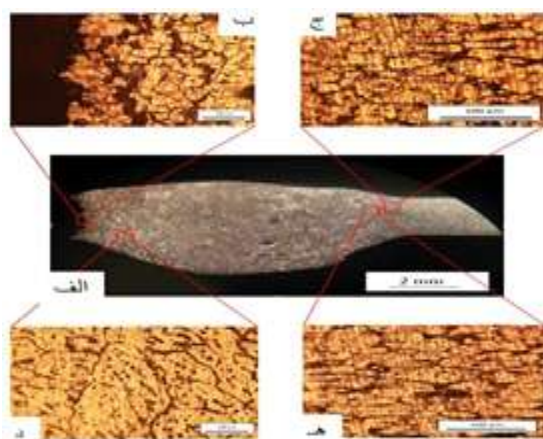
شکل ۲- جوش های ۶۰۶۱ با فلز پرکننده ۴۰۴۳
a: رقت ۵۰٪ . b: رقت ۶۰٪ . c: رقت ۳۰٪
شکل ۳- جوش های ۶۰۶۱ با فلز پرکننده ۱۱۰۰
a: رقت ۶۰٪ . b: رقت ۷۰٪ . c: رقت ۵۰٪



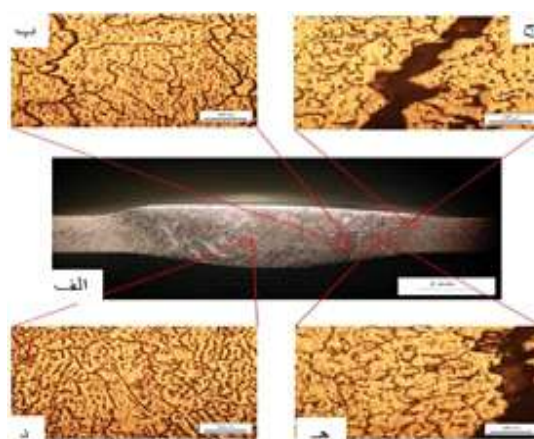
شکل ۵- محاسبات طول ترک بر حسب رقت در نمونه های جوشکاری شده فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۴۰۴۳



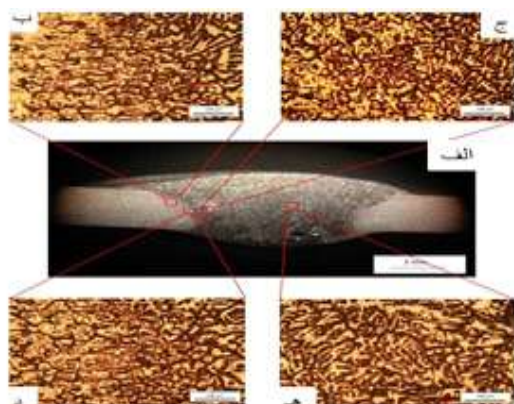
شکل ۴- محاسبات طول ترک بر حسب رقت در نمونه های جوشکاری شده فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۱۱۰۰



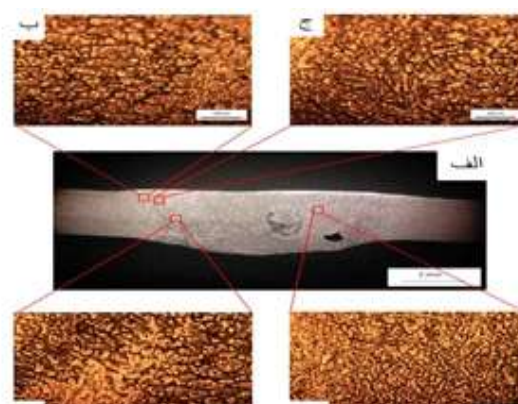
شکل ۷- نمونه با فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۱۱۰۰ با میزان رقت ۷۰٪.



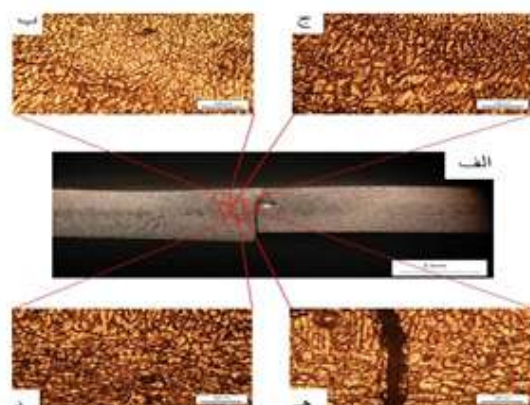
شکل ۶- نمونه با فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۱۱۰۰ با میزان رقت ۶۰٪.



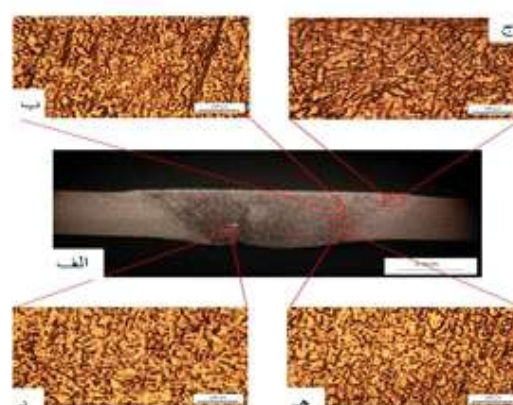
شکل ۹- نمونه با فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۴۰۴۳ با میزان رقت ۵۰٪.



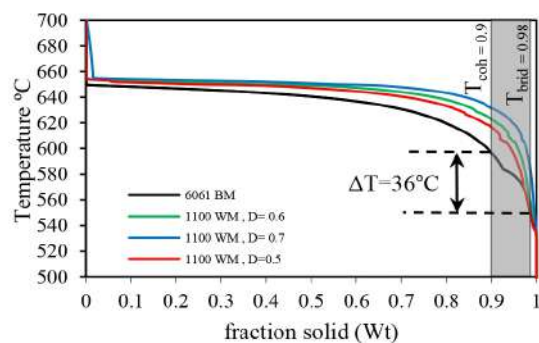
شکل ۸- نمونه با فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۱۱۰۰ با میزان رقت ۵۰٪.



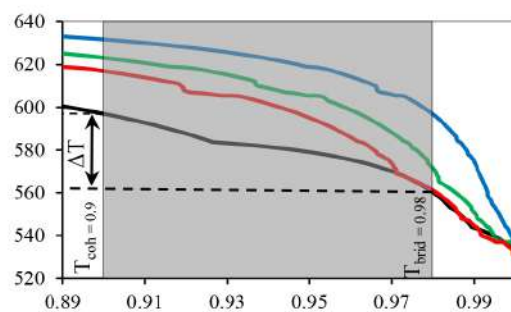
شکل ۱۱- نمونه با فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۴۰۴۳ با میزان رقت ۳۰٪.



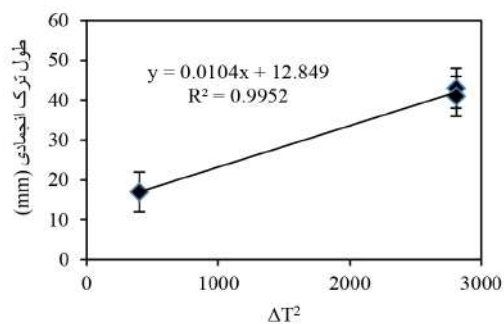
شکل ۱۰- نمونه با فلز پایه ۶۰۶۱ و فلز پرکننده ۴۰۴۳ با میزان رقت ۶۰٪.



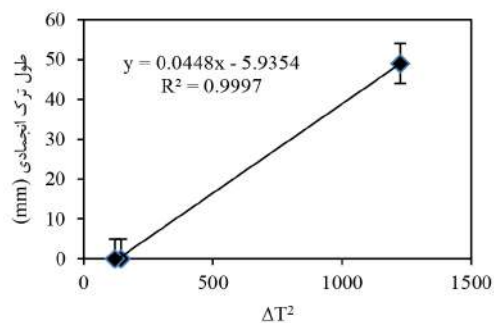
شکل ۱۲- نمودار مسیر انجمادی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ با فلز پرکننده ۱۱۰۰ با رقت های مختلف.



شکل ۱۳- بزرگنمایی منطقه ۰٫۹ الی ۰٫۹۸ در نمودار مسیر انجمادی.



شکل ۱۴- نمودار حساسیت ترک آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ با فلز پرکننده ۱۱۰۰.



شکل ۱۵- نمودار حساسیت ترک آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ با فلز پرکننده ۴۰۴۳.

ارزیابی سازه های ورقی با استفاده از مودهای پایه امواج هدایت شونده در فرکانس های بالا

محسن سعیدی^۱، سینا سوداگر^۲
.....

چکیده

استفاده از امواج هدایت شونده برای بازرسی سازه های با طول زیاد معمولاً در محدوده فرکانس های پایین انجام می شود. استفاده از فرکانس پایین در استفاده از امواج هدایت شونده علاوه بر محدود شدن تعداد مودهای ایجاد شده در سازه، رفتار غیردیسپرسو و استهلاک پایین موجب افزایش طول قابل بازرسی می شود. با این وجود این کاهش فرکانس موجب کاهش حساسیت و قابلیت تفکیک آزمون خواهد شد. در این مقاله استفاده از فرکانس های بالاتر امواج هدایت شونده در مودهای پایه S_0 و A_0 برای بازرسی ورق ها جهت بهبود حساسیت و قابلیت تفکیک ارزیابی یک سازه ورقی مورد مطالعه و بررسی قرار می گیرد. بدین منظور ابتدا با مدل سازی عددی امواج هدایت شونده تولید شده با یک ترنسیدوسر زاویه ای، مودهای S_0 و A_0 شبیه سازی می شود. سپس با استفاده از این مدل اجزا محدود، الگوی توزیع انرژی موج در این دو مود در سازه مورد ارزیابی قرار گرفته و با یکدیگر مقایسه می شوند. نتایج بدست آمده از آزمون های آزمایشگاهی برای یک ورق فولادی، نشان می دهد که خطای نسبی اندازه گیری مود S_0 و A_0 با استفاده از یک پروب 2.5MHz در محدوده قابل قبول اندازه گیری قرار دارد.

کلمات کلیدی: امواج هدایت شونده، مودهای مرتبه بالا، امواج فراصوتی، فرکانس بالا.

مقدمه

ارزیابی سازه های ورقی با استفاده از امواج فراصوتی هدایت شونده معمولاً با انتشار یک مد معین و اندازه گیری زمان پرواز تا دریافت پاسخ از نایبوستگی موجود در سازه انجام می شود. برای ساده کردن تفسیر داده های بدست آمده و کاهش خطای اندازه گیری، این آزمون ها عموماً در محدوده فرکانس های پایین تر از فرکانس قطع مدهای بالا انجام می شوند [۱]. در سال های اخیر استفاده از امواج هدایت شونده در فرکانس بالا در آزمون های غیرمخرب مورد توجه پژوهشگران قرار گرفته است. با استفاده از امواج در محدوده فرکانس های بالا پیش بینی می شود حساسیت آزمون در تشخیص عیوب و موقعیت آن ها افزایش یابد [۲]. ترین و همکارانش [۳] از یک روش عددی هیبریدی برای تشخیص خوردگی با استفاده از مد S_0 در فرکانس ضخامت 5MHz.mm استفاده کردند. گریو و همکارانش [۴] برای بازرسی ورق ها از مدهای مختلف امواج هدایت شونده در فرکانس های بالا استفاده کردند. طول موجی که آن ها برای آزمون ها

استفاده کردند برای بهبود حساسیت تشخیص عیوب در محدوده طول موج متداول آزمون های فراصوتی قرار داشت. مسری و همکارانش [۵] از مدهای S_0 و A_0 در فرکانس های بالا برای پایش رشد ترک خستگی بصورت آزمایشگاهی استفاده کردند. چن و همکارانش [۶] از تحریک مدهای پایه S_0 و A_0 در فرکانس های بالاتر از فرکانس قطع برای پایش رشد ترک خستگی در یک ورق چندلایه استفاده کردند. مسری و همکارانش [۷] با استفاده از شبیه سازی اجزاء محدود از برهم نهی مدهای S_0 و A_0 فرکانس بالا برای تشخیص عیوب در یک سازه آلومینیومی چندلایه استفاده کردند. چوپرین [۸] با بهره گیری از تخمین های آزمایشگاهی و تحلیل منابع خطا برای تعیین فاصله لازم برای تولید مدهای پایه در فرکانس های 1.8MHz و ۲.۵MHz بهره گرفت. ردی و همکارانش [۹] با شبیه سازی تاثیر متقابل خوشه مدهای مرتبه بالای محوری امواج هدایت شونده بر روی عیوب شبیه سازی شده شیار، با اندازه گیری ضریب بازتابش موج از شیار در عمق های مختلف امکان تخمین عمق عیب را مورد بررسی قرار دادند. در بازرسی سازه های با طول زیاد، عموماً بر اساس مشخصات سازه و سیستم بازرسی از یک روش سیستماتیک برای انتخاب مد و طراحی تراگذار استفاده می شود. با این وجود به دلیل استفاده از طول موج بالا برای افزایش طول بازرسی، حساسیت آزمون پایین آمده و محدود می شود. در این مقاله با بهره گیری از روش اجزا محدود، با مطالعه رفتار و مشخصات انتشار مدهای S_0 و A_0 در محدوده فرکانس های بالا و بررسی تاثیر رفتار مود دیسپرسیو S_0 برای مود غیر دیسپرسیو A_0 ، امکان استفاده از فرکانس بالا برای بازرسی یک ورق فولادی جهت افزایش حساسیت آزمون مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

انتشار امواج هدایت شونده در ورق ها

انتشار امواج هدایت شونده با بیان معادلات این امواج در یک سازه ورقی، بصورت معادله فرکانسی ریلی-لمب [۱۰] بدست می آید. این معادله سرعت انتشار مدهای مختلف این امواج در ورق را برحسب مشخصات هندسی و فیزیکی سازه بیان می کند. دو دسته موج فراصوتی می تواند در ورق های کشسان منتشر شود، امواج لمب و امواج برشی با پلاریزاسیون افقی. با حل این معادلات تغییرات سرعت فاز و سرعت گروه مدهای مختلف امواج هدایت شونده بر حسب فرکانس به صورت منحنی دیسپژن ترسیم می شود. در شکل (۱) منحنی های سرعت فاز و سرعت گروه برای یک ورق فولادی ترسیم شده است. همانگونه که مشاهده می شود این منحنی ها عمدتاً

شکل (۴) چگونگی ساختار آزمون شبیه سازی شده نشان داده شده است.

نتایج و بحث

به منظور بررسی رفتار و مشخصات مدهای پایه و مدهای مرتبه بالاتر امواج هدایت شونده، یک ورق فولادی با ضخامت ۱ mm و طول 500 mm مورد استفاده قرار گرفته است. بررسی منحنی دیسپرسیو ورق فولادی، شکل (۱)، نشان می دهد با به کارگیری یک تراگذار 2.5 MHz برای تولید امواج هدایت شونده در یک ورق فولادی با ضخامت ۱ mm، در دو مد پایه S_0 و A_0 ، تولید خواهد شد. برای تولید مدهای S_0 و A_0 ، مطابق قانون اسنل، کفشک پلکسی گلاس 61° مدل سازی می شود. بطوری که صفحه پیزوالکتریک فعال به صورت تحریک فشار تون - برست ۵ سیکل با فرکانس مرکزی 2.5 MHz بر روی ضلع مورب آن اعمال شده است. موج طولی منتشر شده در کفشک پلکسی گلاس در شکل (۴) نشان داده شده است. برخورد موج طولی با سطح مشترک کفشک و ورق، به ترتیب موجب تولید مدهای S_0 و A_0 در ورق فولادی می شود. استفاده از المان های نامحدود بر روی وجه های کفشک پلکسی گلاس و اعمال خاصیت میرایی کفشک موجب کاهش انعکاس و تبدیل مد امواج در درون کفشک و کاهش اکوهای نامربوط و بهبود کیفیت سیگنال دریافتی می شود.

در شکل های (۵) و (۶) انتشار امواج لمب در دو مد پایه S_0 و A_0 و همچنین بارتایش انتشار این امواج از انتهای ورق نشان داده شده است. همچنین مولفه های در صفحه و خارج از صفحه جابجایی مربوط به این دو مد برای نقطه ای بر روی سطح ورق و در فاصله ۱۵۰ mm از لبه ورق در شکل (۷) نشان داده شده است. مقایسه توزیع تنش فون مایز در مدهای S_0 و A_0 در شکل های (۵) و (۶) نشان می دهد که در حالی که در مد S_0 انرژی موج بر روی سطح ورق گسترش یافته است، در مد A_0 این توزیع عمدتاً بصورت زیر سطحی است. بنابراین انتظار می رود که مدهای مرتبه بالاتر S_0 و A_0 به ترتیب نسبت به عیوب سطحی و زیرسطحی دارای حساسیت بالاتری باشند. همچنین بررسی دامنه مولفه های در صفحه و خارج از صفحه جابجایی مدهای S_0 و A_0 در شکل های (۷) و (۸) نشان می دهد که در حالی که در مد S_0 مولفه در صفحه جابجایی نسبت به مولفه خارج از صفحه جابجایی غالب تر است، در مد S_0 بخش عمده جابجایی بصورت جابجایی خارج از صفحه رخ می دهد. همچنین بررسی رفتار دیسپرسیو مدهای S_0 و A_0 در شکل های (۷) و (۸) بر اساس جابجایی در صفحه و خارج از صفحه در این مودها نشان می دهد در محدوده فرکانس - ضخامت ۲/۵ MHz با وجود رفتار دیسپرسیو مود S_0 ، با این وجود اختلاف سرعت مود S_0 با مود A_0 موجب تأثیر ناچیز این مود بر مشخصات مود A_0 خواهد بود و عملاً امکان استفاده از این مود برای ارزیابی غیرمخرب در این محدوده فرکانسی (فرکانس 2.5 MHz) وجود دارد. همچنین همانگونه که در شکل های (۵) و (۶) در توزیع تنش مدهای S_0 و A_0

بصورت تغییرات سرعت فاز و سرعت گروه بر حسب حاصل ضرب فرکانس موج در ضخامت ورق، $f.d$ ، بیان می شوند. همچنین همانگونه که ملاحظه می شود در فرکانس های پایین تر عمدتاً فقط دو مد S_0 و A_0 در ورق تولید می شود در حالی که در فرکانس های میانی موج علاوه بر این دو مد، دو مد S_1 و A_1 نیز تولید شده و با افزایش فرکانس مدهای مراتب بالاتر S_2 و A_2 نیز در ورق تولید و منتشر خواهند شد. لذا در آزمون های متداول با استفاده از امواج فراصوتی هدایت شونده که عموماً از پروب های فرکانس پایین به منظور کاهش استهلاک موج و افزایش طول بازرسی استفاده می شود، مدهای پایه معمولاً مدهای پایه S_0 و A_0 ، در نواحی فرکانسی که رفتار مد غیر دیسپرسیو است، مورد توجه قرار می گیرد. برای تولید امواج هدایت شونده، می توان از تابش مایل موج فراصوتی با زاویه معین، مطابق قانون اسنل، بر اساس سرعت فاز هر مد برای فرکانس پروب و ضخامت ورق مورد آزمون استفاده کرد.

مدل سازی اجزاء محدود

انتشار موج در یک سازه ورقی بر اساس فرمولاسیون دینامیکی صریح با استفاده از نرم افزار ABAQUS/Explicit شبیه سازی می شود. این شبیه سازی با استفاده از یک مدل دوبعدی و با فرض انتشار موج کرنش - صفحه ای انجام می گیرد. بدین منظور از المان های CPE4R چهار گرهی برای المان بندی ساختار یافته بهره گرفته می شود. در مدل سازی این امواج، گام های زمانی و ابعاد المان باید بر اساس فرکانس بیشینه، f_{max} ، انتخاب شوند. برای گام زمانی در بالاترین فرکانس از ۲۰ نقطه در هر سیکل استفاده می شود [۱۱]. برای اطمینان از همگرایی نتایج قابلیت تفکیک زمانی و فضایی مدل المان محدود باید مورد توجه قرار گیرد. همچنین برای جلوگیری از ناپایداری عددی، ABAQUS/Explicit حد پایداری برای گام های زمانی انتگرال گیری را به صورت زیر پیشنهاد می کند [۱۲]:

$$\Delta t \leq L_{min}/c_L \quad (1)$$

برای شبیه سازی تحریک تراگذار پیزوالکتریک، از یک تابع فشار تون - برست با پنجره گذاری هنینگ ۵ سیکل و فرکانس میانی ۲.۵ MHz استفاده شده است. در شکل (۲) سیگنال زمانی و طیف فرکانسی را برای سیگنالی با تعداد سیکل ۵ و فرکانس مرکزی 2.5 MHz نشان داده شده است.

برای جلوگیری از بازتابش موج و ایجاد اکوهای نامربوط بر روی دیواره کفشک از المان نامحدود CINPE4 استفاده شده است. در سطح تماس کفشک و ورق گره ها ادغام شده اند. شکل (۳) را ببینید. با به کارگیری این المان نامحدود از بازتابش امواج و تبدیل مد در لبه سمت چپ ورق نیز جلوگیری می شود. برای شبیه سازی خاصیت جذب کفشک پلکسی گلاس با اعمال میرایی تناسبی سختی و جرمی، از میرایی ریلی برای شبیه سازی خاصیت جذب کفشک پلکسی گلاس استفاده می شود [۱۳]. مشخصات مواد استفاده شده در مدل اجزاء محدود در جدول (۱) ارائه شده است. در

Ultrasonics, 46, 74-88.

4-Greve, D.W., Zheng, P., Oppenheim, I.J. (2008). The transition from Lamb waves to longitudinal waves in plates. Smart Mater. Struct. 17, 035029.

5-Chan, H., Masserey, B., Fromme, P. (2015). High frequency guided ultrasonic waves for hidden fatigue crack growth monitoring in multi-layer model aerospace structures. Smart Mater. Struct. 24, 025037.

6-Chuprin, V.A. (2013). An experimental study of the characteristics of the acoustic field of zero normal plate modes. Acoust. Phys. 59, 115-125.

7-Jayaraman, C., Krishnamurthy, C.V., Balasubramaniam, K., Dixon, S. (2009). Higher order modes cluster (HOMC) guided waves- A new technique for NDT inspection. In: AIP Conference Proceedings 1096, (pp 121-128).

8-Reddy, S.H., Rajagopal, P., C.V., Balasubramaniam, K., Dixon, S. (2017). Interaction of higher order modes cluster (HOMC) guided waves with notch-like defects in plates. In: AIP Conference Proceedings 1806, 030015.

9-Rose, J.L. (2014). Ultrasonic guided waves in solid media, Cambridge University Press.

10-Bartolia, I., Lanza di Scalea, F., Fateh, M., Viola, E. (2005). Modeling guided wave propagation with application to the long-range defect detection in railroad tracks. NDT&E Int., 38, 325-334.

11-Mosera, F., Jacobsa, L.J., Qub, J. (1999). Modeling elastic wave propagation in waveguides with the finite element method. NDT and E Int. 32, 225-234.

12-سید حیات غیب، ب؛ سوداگر، س. (۱۳۹۵) بررسی انتشار امواج فراصوتی در اندازه گیری عیوب صفحه ای با استفاده از المان های نامحدود. مجله مهندسی مکانیک مدرس، دوره ۱۶، شماره ۱۱، ص ۲۱۰-۲۱۶.

13-Ranjbar Naserabadi, M.J., Sodagar, S. (2017). Ultrasonic high frequency lamb waves for evaluation of plate structures", Acoustical Physics, 63, 402-409.

پی نوشت

- 1- دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعت نفت
- 2- استادیار؛ گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعت نفت

مشاهده می شود در این محدوده فرکانسی بر خلاف فرکانس های پایین امواج لمب که حساسیت و قابلیت تفکیک پایی در آزمون مشاهده می شود عملاً حساسیت آزمون بالا بوده و قابلیت استفاده از این مودهای در تشخیص عیوب کوچک افزایش یافته است.

جمع بندی و نتیجه گیری

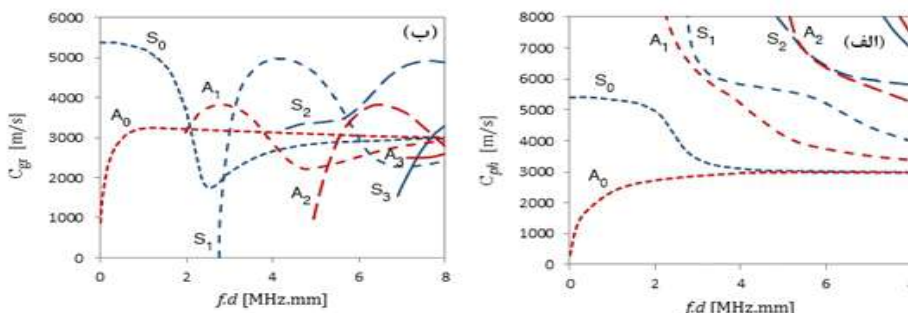
در این مقاله قابلیت استفاده از مودهای پایه امواج هدایت شونده S_0 و A_0 در فرکانس های بالا برای بازرسی عیوب در سازه های ورقی برای دستیابی به حساسیت بالا مورد مطالعه قرار گرفته است. بدین منظور از شبیه سازی اجزاء محدود با استفاده از المان های محدود و نامحدود برای شناسایی خصوصیات و مشخصات مدهای S_0 و A_0 در محدوده فرکانس های بالا استفاده شده است. بررسی رفتار دیسپرسیو مدهای S_0 و A_0 براساس جابجایی در صفحه و خارج از صفحه در این مودها نشان می دهد در محدوده فرکانس - ضخامت 2.5MHz با وجود رفتار دیسپرسیو مود S_0 ، با این وجود اختلاف سرعت مود S_0 با مود A_0 موجب تاثیر ناچیز این مود بر مشخصات مود A_0 خواهد بود و عملاً امکان استفاده از این مود برای ارزیابی غیرمخرب در این محدوده فرکانسی (فرکانس $2/5\text{MHz}$) وجود دارد. همچنین در این محدوده فرکانسی بر خلاف فرکانس های پایین امواج لمب که حساسیت و قابلیت تفکیک پایی در آزمون مشاهده می شود عملاً حساسیت آزمون بالا بوده و قابلیت استفاده از این مودهای در تشخیص عیوب کوچک افزایش یافته است.

منابع

- 1-Wilcox, P.D., Lowe, M.J., and Cawley, P. (2001). Mode and transducer selection for long range lamb wave inspection. J. Intell. Mater. Syst. Struct., 12 (8), 553-565.
- 2-Rose, J.L. (2002). A baseline and vision of ultrasonic guided wave inspection potential. J. Pressure Vessel Technol., 124 (3), 273- 282.
- 3-Terrien, N., Osmont, D., Royer, D. Lepoutre, F., Déom, A. (2007) A combined finite element and modal decomposition method to study the interaction of Lamb modes with micro-defects.

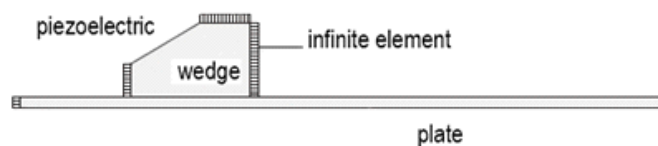
جدول ۱- مشخصات مواد

ماده	ρ (kg/m ³)	E (GPa)	ν
فولاد	7800	207	0.3
پلکی گلس	1180	5.5	0.35

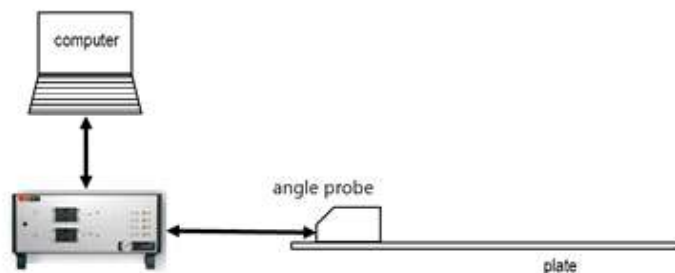


شکل ۱- الف - سرعت فاز و ب - سرعت گروه مدهای مختلف در یک ورق فولادی

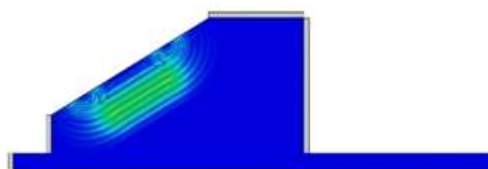
Welding Research



شکل ۲- شمانیک هندسه مسئله و ساختار آزمون



شکل ۳- نحوه قرارگیری پروپ زاویه متغیر بر روی سطح ورق فولادی و دستگاه اندازه گیری



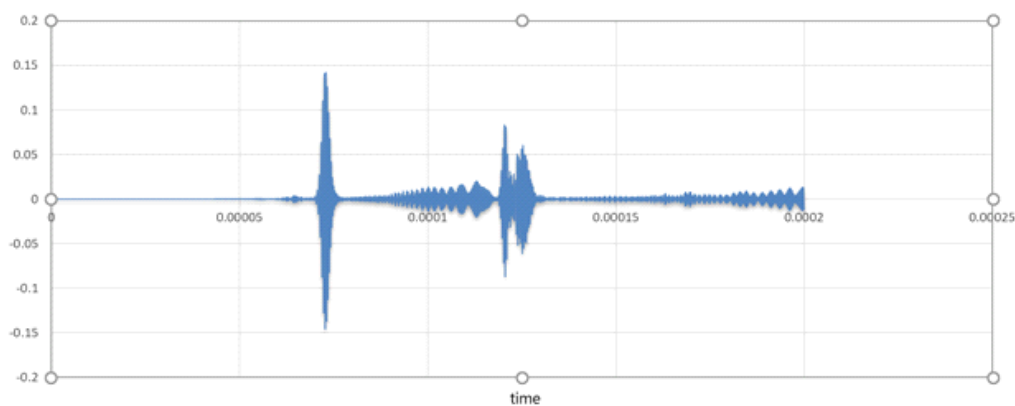
شکل ۴- مدل سازی تولید موج طولی در کفشک پلکسی گلاس و تابش امواج به ورق فولادی



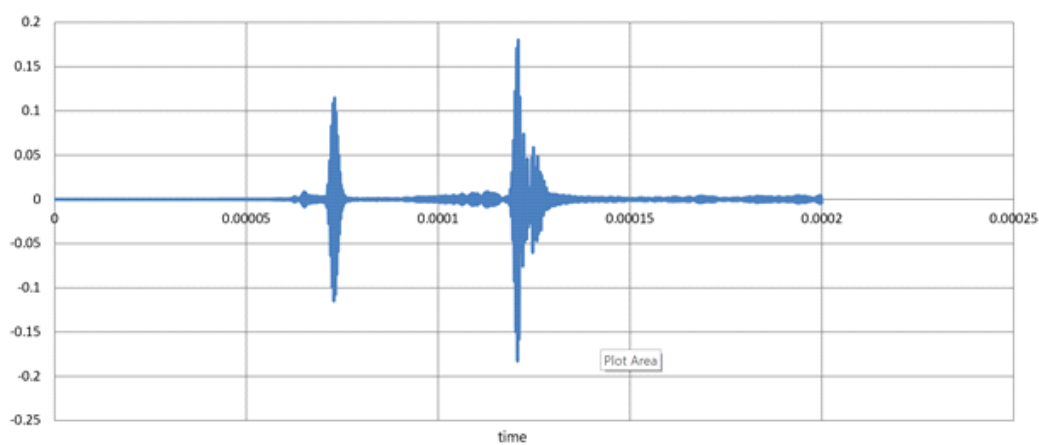
شکل ۵- انتشار مدهای S_0 و A_0 در یک ورق 1mm با استفاده پروپ 25MHz



شکل ۶- انتشار مدهای باز تابش S_0 و A_0 در ورق 1mm از انتهای ورق

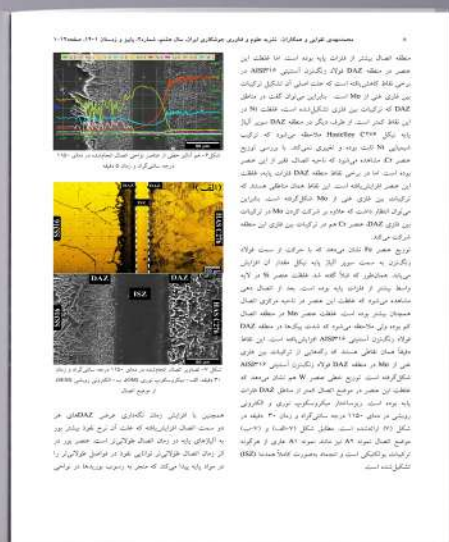


شکل ۷- جابجایی در صفحه (in-plane) نقطه ای بر روی سطح ورق در مدهای S_0 و A_0 ، در فاصله 150mm از لبه ورق



شکل ۸- جابجایی خارج از صفحه (out-of-plane) نقطه ای بر روی سطح ورق در مدهای S_0 و A_0 ، در فاصله 150mm از لبه ورق

نشریه علم پژوهش علوم و 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>