

# بوشکاری

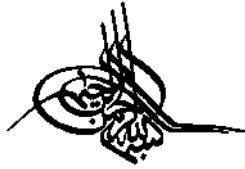
فصلنامه انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران  
شماره ۱۰۵ - زمستان ۱۴۰۱



آزمایش‌های غیرمخرب، پیشگیری از حادثه



انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران



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: 031322240325 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 نوشته‌ها با ذکر ماخذ بلامانع است.

- 2 بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش الکتروود E347-16 حاوی عنصر وانادیم، غلامرضا صابری ثانی - حامد ثابت - سیدرضا امیرآبادی زاده
- 7 کنترل مشخصه های مهره جوش، مهندس عبدالوهاب ادب آوازه
- 11 بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فلز پرکننده ERNiCrMo-3 به منظور اتصال فولاد دوفازی Safurex و فولاد آستنیتی 316L-UG در نازل های راکتور اوره پتروشیمی رازی، سید حمید موسوی نسب - علی حیدری مقدم
- 17 اثر ترکیب شیمیایی بر ریزساختار و مقاومت به سایش ناحیه جوش فولادهای زنگ‌نزن فریتی، فرج اله هدایت - رضا دهملائی - بهمنام لطفی - مهدی خراسانیان
- 22 بررسی جایگزینی منگنز با کاهش نیکل در ترکیب شیمیایی فلز جوش راسبب شده از الکتروود E7018-G، محمد احمدیان دهاقانی - مسعود مصلائی پور - مجید فاخری - مهدی راستی
- 26 تشریح الزامات استاندارد ISO 45001 - قسمت ششم، مهندس افشین خیام
- 29 تاثیر دما و فشار بر ناحیه اتصال مبدل‌های حرارتی پایه آلومینیومی در فرایند لسیم کاری سخت، سید علی اکبر هاشمی میلانی - رضا توانگر - حسین صادقی نسب
- 35 بررسی تاثیر فلز پرکننده بر خواص اتصال جوش آلیاژ 2024 با استفاده از فرایند، حسین حسینی طیب - جواد پیروزی فرد - سید مهدی رفیعیانی
- 41 بررسی تاثیر شدت جریان، توالی جوش، قید و بسند، ابعاد و جنس بر روی میزان تغییر شکل‌های جوشی در روش، قاسم عظیمی روئین
- 45 بررسی ریزساختاری فلزات جوش جوشکاری غیرمشابه بین فولادهای زنگ‌نزن فریتی 1.4742 و آستنیتی 310S با استفاده از فلزات پرکننده مختلف، مصطفی امرا - رضا دهملائی - سید رضا علوی زارع

## جوشکاری

فصلنامه جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران  
شماره 105 - زمستان 1401



انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران  
انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران  
انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران



## بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش الکتروود E347-16 حاوی عنصر وانادیم

غلامرضا صابری ثانی<sup>۱</sup>، حامد ثابت<sup>۲</sup>، سیدرضا امیرآبادی زاده<sup>۳</sup>

### چکیده

در این پژوهش به بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش الکتروود E347-16 حاوی عنصر وانادیم پرداخته شده است. بدین منظور ابتدا الکتروودهای E347-16 حاوی فرونیوبیوم و فرووانادیوم در پوشش الکتروود ساخته شد. مطابق استاندارد AWS A5.4 نمونه هایی از هر دو الکتروود جوشکاری گردیدند. بررسی نتایج آنالیز شیمیایی و تطابق با دیاگرام شفلر و همچنین متالوگرافی مشخص نمود که ریزساختار فلز جوش نمونه ها از فریت و آستنیت تشکیل شده است که فلز جوش نمونه حاصل از الکتروود حاوی وانادیم از درصد حجمی فریت بیشتری نسبت به الکتروود حاوی نیوبیوم برخوردار بود. همچنین نتایج آزمون های استحکام کششی و ضربه نشان دادند که افزودن وانادیوم، تغییر قابل ملاحظه ای در مقدار استحکام تسلیم، استحکام کششی و میزان انرژی ضربه فلز جوش بوجود نمی آورد و مقدار اختلاف نتایج آن ها در حد قابل قبول می باشد. بدین ترتیب مشخص می گردد که جایگزینی عنصر وانادیم به جای نیوبیوم در این الکتروود از نظر ریز ساختاری و خواص مکانیکی امکان پذیر می باشد.

### مقدمه

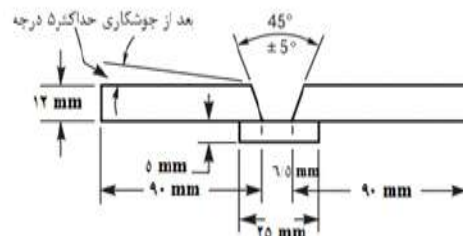
فولاد زنگ نزن ۳۴۷ یکی از فولادهای زنگ نزن آستنیتی می باشد که به دلیل استحکام بالا، انعطاف پذیری قابل قبول و مقاومت به سایش خوب، به طور گسترده در صنایع شیمیایی، نفت، گاز، پتروشیمی، پالایشگاه، مبدل های حرارتی و ... مورد استفاده قرار می گیرد [۱-۴]. فولادهای زنگ نزن آستنیتی در حین جوشکاری به شدت مستعد ترک گرم هستند. بدین منظور در اغلب موارد برای جوشکاری این فولادها از فلز پرکننده ای استفاده می شود که جوش حاصل از آن دارای مقداری فاز فریت باشد. حضور فاز فریت برای کاهش ریسک بروز ترک گرم در جوشکاری فولادهای زنگ نزن آستنیتی نقش موثری ایفا می کند [۵-۶]. برای این منظور باید در فلز جوش میزان (درصد حجمی) فریت باقیمانده یا عدد فریت حدود ۳-۱۲ درصد باشد. بدین منظور در الکتروودهای جوشکاری فولادهای آستنیتی از عناصر فریت زا مانند نیوبیوم و تیتانیوم (با اضافه نمودن در پوشش الکتروود) استفاده می شود [۷]. نیوبیوم یک عنصر فریت زای قوی و

دارای ساختار کریستالی BCC است. با افزودن نیوبیوم به فولاد به دلیل تمایل زیاد ترکیب این عنصر با کربن (ناشی از انرژی آزاد)، کاربید نیوبیوم به سرعت تشکیل شده و از تشکیل کاربید کروم، جلوگیری می کند [۸-۱۰]. افزودن نیوبیوم از دو نقطه نظر مهندسی و اقتصادی حائز اهمیت است، از نقطه نظر مهندسی، حضور نیوبیوم در فلز جوش منجر به تثبیت ریزساختار شده و باعث افزایش استحکام و انرژی ضربه شده و احتمال ایجاد ترک گرم را کاهش می دهد [۱۰]. اما از نقطه نظر اقتصادی، قیمت بالای فلز نیوبیوم در بازارهای جهانی، بهای تمام شده الکتروود E347-16 را برای تولیدکنندگان الکتروود بالا می برد. عنصر وانادیوم نیز دارای ساختار کریستالی BCC بوده و پایدارکننده فاز فریت در فولادها می باشد و تمایل زیادی به تشکیل کاربید دارد [۱۱]. از آنجایی که عنصر وانادیم نیز از عناصر پایدارکننده فولاد زنگ نزن می باشد و خواص مشابه نیوبیوم دارد انتظار می رود که بتوان از آن به عنوان جایگزینی مناسب در ساخت الکتروودهای E347-16 بهره برد. با در نظر گرفتن اینکه قیمت

عنصر وانادیوم و ترکیبات آن (فرو وانادیم) در بازارهای جهانی کمتر از عنصر نیوبیوم و ترکیبات آن (فرو نیوبیوم) است، امکان جایگزینی وانادیوم به جای نیوبیوم برای تولیدکنندگان الکتروود E347-16 صرفه اقتصادی قابل توجهی را به همراه خواهد داشت.

### روش تحقیق

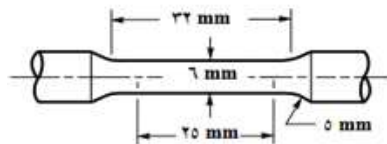
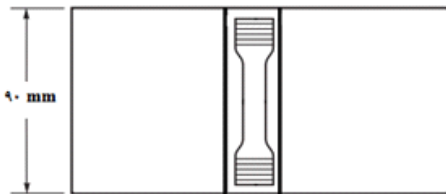
ابتدا الکتروود E347-16 با عنصر وانادیوم که در این تحقیق به اختصار الکتروود E347-V نامیده می شود و الکتروود E347-16 با عنصر نیوبیوم که در این تحقیق به اختصار الکتروود E347-Nb نام گذاری شده بر اساس استاندارد AWSA5.4 و با قطر (اندازه) 3/2 mm در شرکت صنعتی آما ساخته شد. پس از ساخت الکتروودها عملیات جوشکاری توسط جوشکار ماهر و دارای صلاحیت مطابق استاندارد AWS QC12 و بر اساس پارامترهای جوشکاری ذکر شده در جدول (۱) بر روی ورق هایی از جنس فولاد ساده کربنی از نوع ASTM A285 به ابعاد ۱۲×۹۰×۲۶۰ میلی متر مطابق با طرح اتصال شکل (۱) و بر اساس استاندارد AWSA5.4 انجام شد.



شکل ۱- طرح اتصال مورد استفاده.

گرفتند. در مرحله بعد، ریزساختار نمونه ها با استفاده از یکدستگاه میکروسکوپ نوری مدل EPIPHOTNIKON مورد بررسی قرار گرفت. همچنین جهت بررسی دقیق تر فازها بررسی ریزساختاری با کمک یک دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل SERON TECHNOLOGY AIS 2300C با ولتاژ کاری 30 کیلوولت و مود تصویربرداری الکترون ثانویه (SE) انجام شد. همچنین برای تعیین درصد فازهای فریت و آستنیت، از دستگاه FERITSCOPE ساخت شرکت FISCHER مدل FMP30 استفاده شد. درصد فاز فریت در فلز جوش مطابق استاندارد AWSA4.0M اندازه گیری گردید.

نمونه آزمون استحکام کششی از داخل فلز جوش بر اساس استاندارد AWS B4.0 مطابق شکل (۲) تهیه شد. آزمون به وسیله دستگاه آزمایش کشش مدل SANTAM STM-400 انجام شد. نمونه بین دو فک دستگاه بسته شده و سرعت حرکت فک متحرک دستگاه 2 mm/min تنظیم گردید. برای آزمون ضربه به روش چارپی از فلز جوش هر الکتروود ۵ نمونه مطابق استاندارد AWS B4.0 مانند شکل (۳) تهیه گردید. لازم به ذکر است که آزمون ضربه در دمای محیط و با دستگاه SANTAM SIT-300AE انجام شد.



شکل ۲- ابعاد و محل برداشتن نمونه آزمون استحکام کششی.

### نتایج و بحث

جدول (۳) نتایج ترکیب شیمیایی فلز جوش الکتروودهای E347-V و E347-Nb را در مقایسه با ترکیب شیمیایی استاندارد ارایه می دهد. بر اساس ترکیب شیمیایی ارایه شده در جدول (۳) مقدار کروم و نیکل معادل محاسبه شده (از روابط ۱ و ۲) فلز جوش الکتروودهای E347-V و E347-Nb ارائه شده است. شکل (۳) موقعیت ریزساختار فلز جوش حاصل از الکتروودهای E347-V و E347-Nb بر روی دیگرام شفلر نشان می دهد، با توجه به موقعیت تعیین شده بر روی دیگرام شفلر مشخص می گردد که ساختار فلز جوش حاصل

ترکیب شیمیایی عناصر موجود در فلز جوش به روش فلورسکوپی اشعه ایکس (XRF) و با دستگاه مدل ARL-X8410 اندازه گیری و با مقادیر استاندارد مقایسه گردید. برای تعیین ریزساختار فلز جوش از نمودار شفلر استفاده شد، بدین منظور مقادیر کروم و نیکل معادل فلز جوش با استفاده از روابط (۱) و (۲) محاسبه گردید [۱]:

$$Ni_{eq}\% = Ni\% + 30 \times C\% + 0.5 \times Mn\% \quad (1)$$

$$Cr_{eq}\% = Cr\% + Mo\% + 1.5 \times Si\% + 0.5 \times Nb\% \quad (2)$$

برای بررسی و مطالعه ریزساختار، نمونه هایی با سطح مقطع 15×210 mm از بین لایه ۷ و ۸ فلز جوش تهیه و سطح نمونه ها با استفاده از سنباده های شماره ۱۰۰ الی ۲۵۰۰ آماده سازی و در نهایت به منظور بهبود کیفیت سطحی با استفاده از محلول آلومینای ۳ میکرون تحت عملیات صیقل کاری قرار گرفتند، سپس با محلول فرای (۵۰ گرم کوپریک کلرید، ۴۰ میلی لیتر هیدروکلریک اسید، 30 میلی لیتر آب و ۲۵ میلی لیتر متیل الکل) تحت حکاکی قرار

جدول ۱- پارامترهای جوشکاری.

حالت جوشکاری	تعداد لایه ها	دمای بین پاس ها (° C)	سرعت جوشکاری (cm/min)	اختلاف پتانسیل (V)	شدت جریان (A)	قطر الکتروود ها (mm)
تخت	۸	۱۲۰	۶	۳۰	۱۰۰	۳/۲

جدول ۲- ترکیب درصد عناصر شیمیایی الکترودهای E347-V و E347-Nb

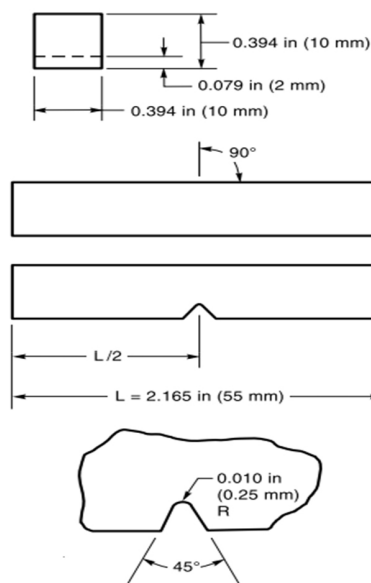
نمونه	C	Cr	Ni	Mo	Nb	Mn	Si	P	S	Cu	V	Cr <sub>eq</sub>	Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub> / Ni <sub>eq</sub>
AWS A5.4	حداکثر ۰/۰۸	۱۸-۲۱	۹-۱۱	۰/۷۵	-۱/۰ ۸X %C	-۰/۵ ۲/۵	۱/۰۰	۰/۰۴	۰/۰۳	۰/۷۵	---	---	---	---
E347-V	۰/۰۲۸	۲۱/۴۰۰	۹/۱۰۲	۰/۰۴۲	---	۱/۵۰۳	۰/۴۷۰	۰/۰۱۶	۱/۰۰۷	۱/۰۲۰	۰/۴۰۲	۲۲/۱۵	۱۰/۶۹	۲/۱
E347-Nb	۰/۰۴۵	۲۰/۱۰	۹/۱۰۱	Trace	۰/۶۰۱	۱/۶۰۰	۰/۶۰۲	۰/۰۲۰	۱/۰۰۶	۱/۰۳۱	-	۲۱/۲	۱۱/۲۵	۱/۸

شده است، ولی ریزساختار میکروسکوپی فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V از فاز آستنیت به همراه مخلوطی از فریت اسکلتی و فریت شبکه ای تشکیل شده است، علت این امر ناشی از اختلاف در نسبت  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  می باشد [۵ و ۱].

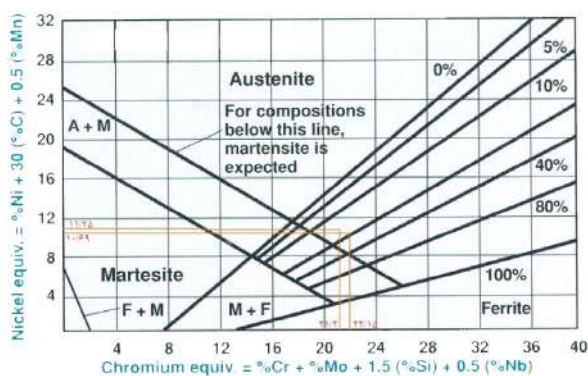
همانگونه که از جدول (۳) مشخص است نسبت  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V مقدار ۱/۲ می باشد که بالاتر از نسبت  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-Nb با مقدار ۱/۸ می باشد. تشکیل فریت اسکلتی یا فریت شبکه ای در حین انجماد فلز جوش تابعی از سرعت سرد شدن و نسبت  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  می باشد [۱]، از آنجایی که سرعت سرد شدن برای هر دو نمونه یکسان بوده است لذا با افزایش نسبت  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ، فریت شبکه ای در کنار فریت اسکلتی در فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V تشکیل شده است [۷ و ۶]، همانگونه که از مقایسه تصاویر شکل (۴-الف) و شکل (۴-ب) مشخص است درصد حجمی فاز فریت در ساختار فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V بیشتر از الکترودهای E347-Nb می باشد. نتایج آزمون فریت سنجی، فلز جوش الکترودهای E347-V مشخص نمود که ریزساختار حاصل حاوی ۱۱ درصد حجمی فریت (A+89%F) می باشد، همچنین نتایج آزمون فریت سنجی، فلز جوش الکترودهای E347-Nb مشخص نمود که ریزساختار حاصل حاوی ۸ درصد حجمی فریت (A+92%F) می باشد که هر دو مقدار در محدوده مناسب (۳ الی ۱۲ درصد حجمی فریت) برای جلوگیری از ترک گرم می باشند [۸ و ۹].

شکل (۶) نمودار تنش- کرنش فلز جوش الکترودهای E347-V و الکترودهای E347-Nb را نشان می دهد و نتایج آزمون ضربه فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V و E347-Nb را ارائه می دهد. همانطور که از نتایج جدول (۶) قابل مشاهده است متوسط انرژی جذب شده (حاصل از ۵ آزمون ضربه) مربوط به فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V 87/5 ژول و متوسط انرژی جذب شده (حاصل از ۵ آزمون ضربه) مربوط به فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-Nb 88/6 ژول می باشد، که اختلافی در حدود ۱ درصد مشاهده می شود که این اختلاف بسیار اندک بین مقدار انرژی جذب شده فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-Nb و فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V قابل قبول می باشد. در مجموع نتایج آزمون های ریزساختاری، کشش و ضربه مشخص می نماید که امکان جایگزینی عنصر وانادیم به جای نایوبیوم در الکترودهای E347-16 از نظر متالورژیکی و مکانیکی امکان پذیر می باشد. نتایج آزمون کشش را ارائه می دهد. بررسی شکل (۶) و نتایج

از هر دو الکترودهای E347-V و E347-Nb شامل آستنیت- فریت می باشد.

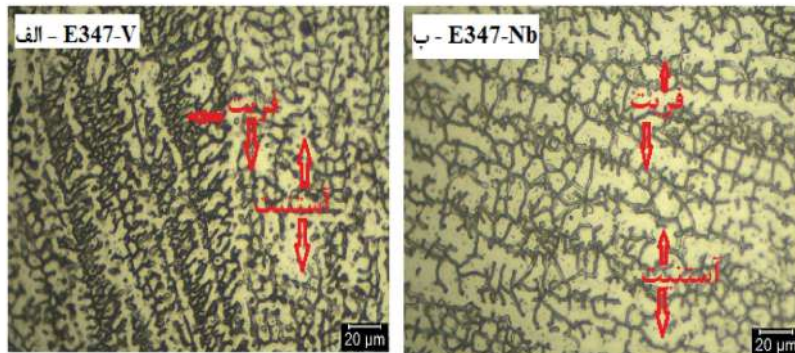


شکل ۳- ابعاد نمونه آزمون ضربه چارپی.



شکل ۴- تعیین ریزساختار فلز جوش با استفاده از نمودار شفلر

شکل (۵) تصویر میکروسکوپی نوری فلز جوش مربوط به الکترودهای E347-V و E347-Nb را نشان می دهد. همانطور که از تصاویر شکل (۵) مشخص است ریزساختار میکروسکوپی فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-Nb از فاز آستنیت به همراه فریت اسکلتی تشکیل



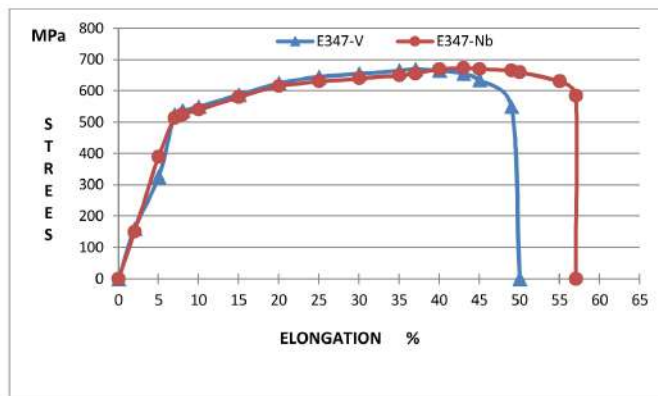
شکل ۵- تصویر میکروسکوپی نوری از فلزجوش مربوط به الکترودهای مختلف الف - E347-V ب - E347-Nb.

جدول ۳- نتایج آزمون کشش فلزجوش الکترودهای E347-V و E347-Nb.

نمونه	استحکام تسلیم MPa	استحکام کششی MPa	استحکام شکست MPa	درصد ازدیاد طول %
E347-V	۵۳۵	۶۷۰	۵۵۰	۵۰
E347-Nb	۵۳۰	۶۷۵	۵۸۰	۵۷

جدول ۴- نتایج آزمون ضربه چارپی.

الکتروده	نمونه ۱ انرژی (ژول)	نمونه ۲ انرژی (ژول)	نمونه ۳ انرژی (ژول)	نمونه ۴ انرژی (ژول)	نمونه ۵ انرژی (ژول)	مقدار متوسط
E347-V	۸۷/۸	۸۵/۳	۸۹/۶	۸۶/۳	۸۸/۵	۸۷/۵
E347-Nb	۸۶/۲	۹۱/۶	۸۶/۳	۸۹/۱	۸۹/۸	۸۸/۶



شکل ۶- نمودار نتایج آزمون استحکام کششی الکترودهای E347-V و الکترودهای E347-Nb.

کششی اختلافی حدود ۰/۷ درصد، از نظر استحکام شکست اختلافی در حدود ۵ درصد و از نظر درصد ازدیاد طول نسبی اختلافی در حدود ۱۲ درصد بین فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V و E347-Nb وجود دارد که در حد قابل قبول می باشد. علت اختلاف مذکور در نتایج آزمون کشش فلز جوش نمونه های مختلف ناشی از درصد حجمی فازهای فریت و آستنیت و همچنین نوع فریت تشکیل شده در ریز ساختار فلز جوش [۷] حاصل از الکترودهای E347-V و E347-Nb می باشد.

نتایج آزمون ضربه فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V و E347-Nb را ارایه می دهد. همانطور که از نتایج جدول (۴) قابل مشاهده است متوسط انرژی جذب شده (حاصل از ۵ آزمون ضربه)

جدول (۳) مشخص می نماید که استحکام تسلیم فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V، 535 MPa و فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-Nb، 535 MPa است، همچنین استحکام کششی فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V، 670 MPa و فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-Nb، 675 MPa است و استحکام شکست فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V، 550 MPa و فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-Nb، 580 MPa است. همچنین درصد ازدیاد طول نسبی فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-V، 50 درصد و فلز جوش حاصل از الکترودهای E347-Nb، 57 درصد می باشد. بررسی نتایج آزمون کشش مشخص می نماید که از نظر استحکام تسلیم اختلافی حدود ۱ درصد، از نظر استحکام

#### منابع

- 1- J.C.Lippoid, D.J.Kotecki, "Welding Metallurgy and Weld ability of Stainless Steels", John Wiley & Sons, Hoboken, Newjersey, 2005.
- 2- Atlas Steel, "Technical Handbook of Stainless Steels", Atlas Steels Technical Department, t 2013, p. 1-49.
- 3- B.Holmberg, B.Leffler, "Stainless Steels and Their Properties", Avesta polarit AB, 2006, p.1-45.
- 4-M.Mcguire, "Stainless Steels for Design Engineers", ASM International Materials Park, 2008, p.210-240.
- 5-ASM Handbook, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys", Vol. 1, 10th Edition, ASM International Handbook Committee, 2005, p. 312-360.
- 6- George E. Linnert, "Welding Metallurgy", Vol. 1, 4th Edition, American Welding Society, Florida, USA
- 7-Annette O'Brien, "Welding Handbook", Vol. 2, 9th Edition, Welding Handbook Committee, Canada, 2004, p. 52-101
- 8-S. Amina and S. E. Amara, "Microstructure Evolution, Mechanical Properties and Pitting Corrosion Resistance of AISI 316L Stainless Steel Weldment", the Advances in Materials and Processing Technologies, 2015.
- 9-M.Ghalambaz, M.Abdollahi, A.Eslami, A.Bahrami, "A case study on failure of AISI 347H stabilized stainless steel sipe in a petrochemical plant", Case Studies in Engineering Failure Analysis, 2017, Vol 9, p. 52-62.
- 10- J. Brnic, G. turkalj, M. Canadija, "Mechanical Properties, Short Time Creep, and Fatigue of an Austenitic Steel", Materials, 9, 298, 20 April 2016
- 11-P. S. Mitchell, "The Effect of Vanadium on the Microstructure and Toughness of Weld Heat Affected Zones". Iron and Steel, Vol. 40, Supplement, November 2005, p.1-10

#### پی نوشت

- 1- گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران
- 2- گروه مهندسی مکانیک، واحد تهران جنوب، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران

مربوط به فلز جوش حاصل از الکتروود E347-V ۸۷/۵ ژول و متوسط انرژی جذب شده (حاصل از ۵ آزمون ضربه) مربوط به فلز جوش حاصل از الکتروود E347-V ۸۸/۶ ژول می باشد، که اختلافی در حدود ۱ درصد مشاهده می شود که این اختلاف بسیار اندک بین مقدار انرژی جذب شده فلز جوش حاصل از الکتروود E347-Nb و فلز جوش حاصل از الکتروود E347-V قابل قبول می باشد. در مجموع نتایج آزمون های ریزساختاری، کشش و ضربه مشخص می نماید که امکان جایگزینی عنصر وانادیم به جای نایوبیوم در الکتروود E347-16 از نظر متالورژیکی و مکانیکی امکانپذیر می باشد.

#### نتیجه گیری

در تحقیق حاضر ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش حاصل از الکتروود E347-16 حاوی وانادیم و مقایسه آن با فلز جوش حاصل از الکتروود E347-16 حاوی نیوبیوم مورد بررسی قرار گرفته شد و نتایج زیر حاصل گردید:

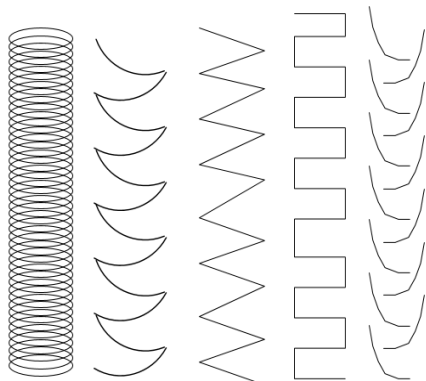
- ریزساختار فلز جوش حاصل از هر دو الکتروود E347-V و E347-Nb شامل فاز آستنیت و فریت بود.
- افزودن وانادیم به جای نیوبیوم در الکتروود E347-16 باعث افزایش درصد حجمی فریت در ساختار فلز جوش گردید.
- میزان استحکام تسلیم، استحکام کششی و انرژی شکست ضربه فلز جوش حاصل از الکتروود های E347-V و E347-Nb در محدوده قابل قبول بودند.
- در مجموع نتایج آزمون های ریزساختاری و خواص مکانیکی مشخص نمودند که امکان جایگزینی عنصر وانادیم به جای نایوبیوم در الکتروود E347-16 از نظر متالورژیکی امکانپذیر می باشد.



## کنترل مشخصه های مهره جوش

مهندس عبدالوهاب ادب آوازه<sup>۱</sup>

-جلوگیری از ایجاد بریدگی کناره جوش بافته ای در رویه کاری سخت یا سخت کاری سطح (**Hardfacing**) در همه حالت ها استفاده می شود. نحوه نوسان الکتروود به طرفین حین جوشکاری را الگوی بافته ای (**Weave Pattern**) می نامند. اینکه جوش دادن با کدام الگوی بافته ای انجام شود، انتخاب شخصی جوشکار است. انتخاب الگوی بافته ای مناسب برای اتصال جوش شیری لب به لب (**IG**) نسبت به اتصال های دیگر در حالت های دیگر، ساده تر است. الگوهای مورد استفاده در جوشکاری بافته ای بسیار متنوع می باشند که نمونه هایی از الگوها در سه شکل (۱، ۲ و ۳) ارائه شده است.



شکل ۱

در شکل (۱)، الگوهای دایره ای، هلالی، زیگزاگ، جعبه ای، نیم لاله ای دوبل نشان داده شده است. در شکل (۲)، الگوهای مختلف بصورت A، B، C، D، E نشان داده شده است.

### مقدمه

امروزه مشخصه های مهره جوش برای نیل به جوش مطلوب را با تمهیدات متنوعی کنترل می کنند. در این مقاله به طور نمونه به کنترل مشخصه های مهره جوش با روش رسوب دهی فلز جوش با نوسان و بدون نوسان الکتروود برای فرایند SMAW و جوشکاری با شکل موج کنترل شده برای فرایند GMAW پرداخته می شود.

### کنترل مشخصه های مهره جوش (SMAW)

روش رسوب دهی فلز جوش بدون نوسان الکتروود را **Beading** می نامند، که عموماً یک گذر جوش نسبتاً باریک حاصل می شود. مهره جوش ساده یا مهره جوش بدون نوسان الکتروود به طرفین خط جوش را مهره جوش ریسسه ای (**Stringer bead**) می نامند. بمنتظر بهینه کردن فاصله دو لبه در ریشه هم از نظر نفوذ و هم از نظر اقتصادی، معمولاً گذر اول جوش های شیری لب به صورت ریسسه ای جوش داده می شود. روش رسوب دهی فلز جوش را که در آن الکتروود به طرفین خط جوش نوسان داده می شود، **Weaving** می نامند. مهره جوش با نوسان الکتروود به طرفین خط جوش را مهره جوش بافته ای (**Weaving bead**) می نامند.

این حرکت نوسانی الکتروود به طرفین خط جوش را **Electrode Manipulation** یا **Weaving Motion** می نامند. هدف از نوسان الکتروود به طرفین خط جوش، کنترل خصوصیات مهره جوش است. خصوصیات قابل کنترل عبارتند از:

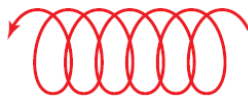
- اطمینان از نفوذ خوب در لبه های جوش
- افزایش پهنای جوش
- اجازه فرار گاز و پرهیز از تخلخل در جوش
- شناور کردن سرباره و جلوگیری از آخال سرباره در جوش



افقی (2F) استفاده می شود. الگوی J حرارت را روی ورق ضخیم تر متمرکز می نماید و اجازه ترمیم گرده روی فلز رسوب داده شده را می دهد. در نتیجه، در حالت های غیر نرمال نیز، یکنواختی مهره جوش حفظ می شود. الگوی T با جوش های گوشه ای در حالت های عمودی (3F) و سقفی (4F) خوب کار می کند.



شکل ۴



شکل ۵

### دامنه نوسان

نوسان (Oscillation) همان حرکت جانبی الکتروود به طرفین خط جوش است که دامنه آن برای جوشکاری با الکتروود دستی، عرض نوسان یا گاهی پهناي جوش در نظر گرفته می شود. در WPS ها، به عنوان تکنیک جوشکاری، در صورت بافته ای بودن جوش ها، بیشینه دامنه نوسان به طرفین درج می شود. برای جوشکاری فولادها، استفاده از تکنیک نوسانی برای کنترل خصوصیات مهره جوش با حفظ کیفیت و مرغوبیت جوش، محدودیت هایی نیز دارد. در جدول (۱) محدودیت نوسان برای سه نوع فولاد ارائه شده است.

جدول ۱

نوع فولاد	حداکثر دامنه نوسان به طرفین خط جوش
فولاد کربنی	سه برابر قطر الکتروود
فولاد زنگ نزن آستینیتی	دو و نیم برابر قطر الکتروود
فولاد آب داده و برگشت شده (Q & T)	دو برابر قطر الکتروود

NBIC، حداکثر دامنه نوسان دست را برای جوشکاری فولاد های کربنی تا چهار برابر قطر الکتروود قبول کرده است.

### کنترل مشخصه های مهره جوش (GMAW)

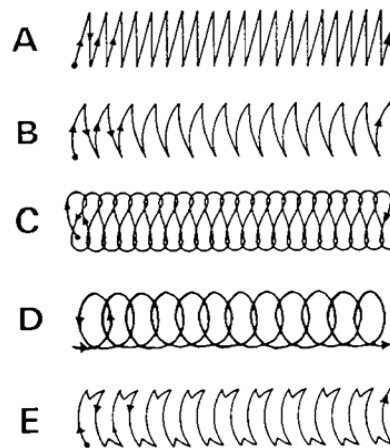
#### - مشخصه های ولت - آمپر

مشخصه های ولت - آمپر منابع تغذیه جوشکاری (ماشین های جوشکاری) به فرایند جوشکاری بستگی دارد. برای فرایند SMAW از ماشین های جوشکاری جریان ثابت استفاده می شود. در این ماشین ها با تغییر ولتاژ، تغییرات آمپر کم است و هر چه شیب منحنی شدیدتر باشد به علت تغییرات کم جریان، مناسب تر است. برای فرایند GMAW از ماشین های جوشکاری ولتاژ ثابت استفاده می شود. در این دستگاه ها با تغییرات اندک ولتاژ، تغییرات جریان زیاد است.

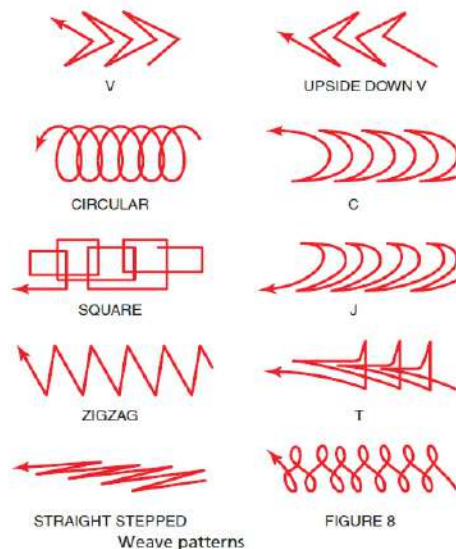
#### شیوه های انتقال فلز در جوش GMAW

در جوشکاری قوسی فلزی گاز محافظ (GMAW)، طریقه ای که

در شکل (۳)، عنوان الگوها به لاتین ارائه شده است. الگوی دایره ای اغلب برای جوشکاری در حالت تخت برای اتصالات لب بلب، سپری و اتصالات گوشه ای بیرونی و برای کاربردهای جوش ترمیمی یا سخت کاری سطحی استفاده می شوند. جوشکاری با الگوی دایره ای شکل (۴)، موجب تشکیل مهره باریک و نفوذ عمیق می شود. جوشکاری با الگوی دایره ای شکل (۵)، موجب تشکیل مهره پهن و نفوذ کم عمق می شود.

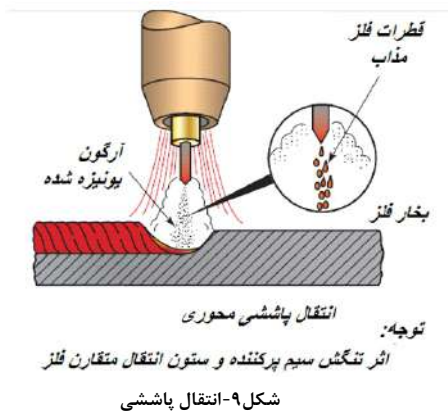


شکل ۲



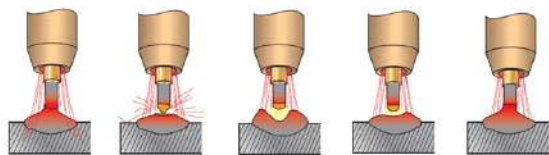
شکل ۳

دو الگوی شکل ۳ (Square, C) هر دو برای جوشکاری در حالت تخت (1G) خوبند، اما برای حالت های عمودی (3G) نیز استفاده می شوند. از این الگوها برای جوش لب بلب دو قطعه هم اندازه و هم ضخامت که فاصله دو لبه (Gap) بزرگ باشد، نیز استفاده می شود. از الگوی J (شکل ۳) برای جوشکاری اتصالات رویهم تخت (1F)، اتصالات عمودی (3G) و اتصال لب بلب افقی (2G) و اتصال رویهم



### -انتقال اتصال کوتاه

نوعی از انتقال فلز است که در آن فلز مذاب از یک سیم جوش حین اتصال کوتاه های تکراری به حوضچه جوش انتقال داده می شود.



شکل ۱۰- انتقال اتصال کوتاه

### -انتقال پالسی

در سالهای دهه ۱۹۶۰، جوشکاری قوسی پالسی به عنوان فناوری جدید وارد شد و در جوشکاری قوسی پالسی، تنظیم سریع جریان میسر شد. در جوشکاری قوسی پالسی، ولتاژ ثابت نیست، آمپر تا نقطه اوج بالا می رود و قطره تشکیل می شود و سپس برای کاهش ورودی حرارت، شدت جریان پایین می آید و با تکرار آن قطرات هم اندازه به حوضچه جوش انتقال داده می شود. از مزایای جوشکاری قوسی فلزی گاز محافظ پالسی (GMAW-P) موارد زیر را می توان نام برد:

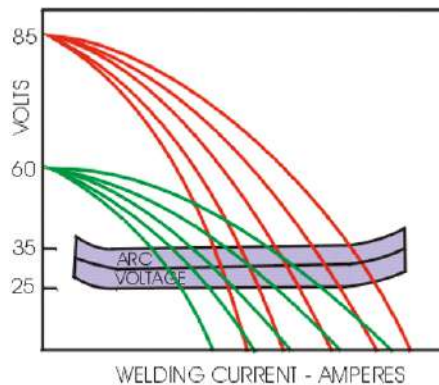
- کاهش پیچیدگی بخاطر گرمای ورودی کم تر
- پاشیدگی کم تر
- نرخ رسوب بالاتر
- جوش های قوی تر بخاطر ذوب بهتر

در اوایل دهه ۲۰۰۰، توسعه فناوری جوشکاری، انتقال قوس پالسی تشدید شده را مطرح ساخت که نسبت به پالس سنتی، سرعت های انتقال بسیار سریع را ممکن ساخت. بدلیل انتقال خیلی سریع تر، کاهش قابل ملاحظه ای در ورودی حرارت بدست آمده و پاشیدگی کاهش یافت. استفاده از فناوری پالس تشدید شده در کاربردهای جوشکاری نیمه خودکار و رباتی توانست سرعت پیش روی جوش را نسبت به پالس سنتی تا ۵۰ درصد افزایش دهد و سرعت پیش روی جوش را تا ۱۲۰ سانتیمتر بر دقیقه برساند.

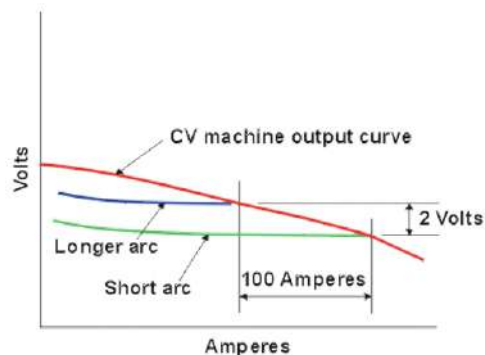
### جوشکاری با شکل موج کنترل شده

برای فرایند جوشکاری GMAW، یک روش انتقال اتصال

فلز مذاب از انتهای سیم جوش به حوضچه جوش منتقل می شود را "شیوه انتقال فلز" (Metal transfer mode) می نامند. تا سال های دهه ۱۹۵۰ سه شیوه انتقال قوس مرسوم بود.



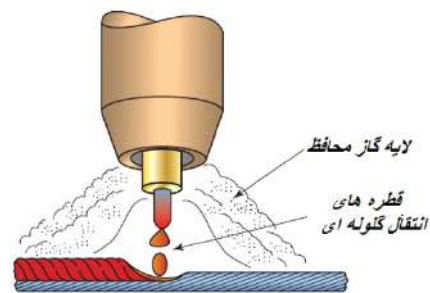
شکل ۶- مشخصه ماشین های جوشکاری آمپر ثابت



شکل ۷- مشخصه ماشین های جوشکاری ولتاژ ثابت

### -انتقال گلوله ای

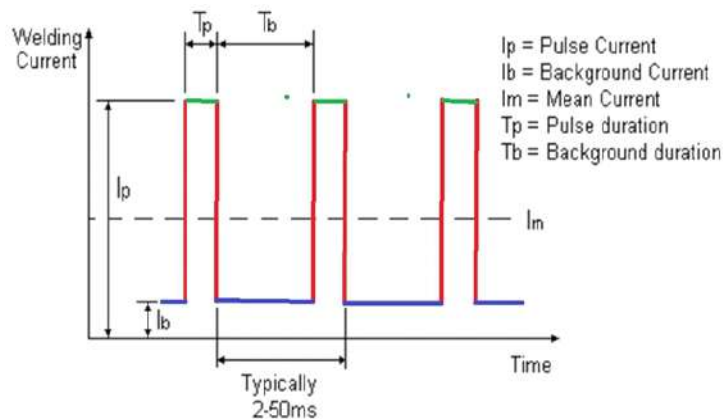
نوعی از انتقال فلز است که در آن فلز پر کننده مذاب در قوس بصورت قطرات بزرگ انتقال داده می شود.



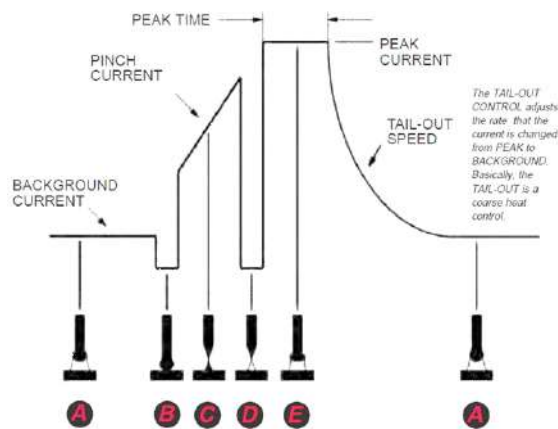
شکل ۸- انتقال گلوله ای  
انتقال فلز گلوله ای  
قطره ی بزرگ با نیروهای قوس حمایت می شود.

### -انتقال پاششی

نوعی از انتقال فلز است که در آن فلز مذاب از سیم جوش بطور محوری در قوس بصورت قطرات ریز انتقال داده می شود.



شکل ۱۱- تغییرات شدت جریان در جوشکاری قوسی پالسی



شکل ۱۲- جوشکاری با شکل موج کنترل شده

- کاهش پاشیدگی و دود و دم  
کنترل جریان برای دستیابی به انتقال بهینه فلز جوش

- کاهش هزینه  
امکان استفاده از گاز محافظ  $CO_2$  یا آرگون بصورت صد در صد و ادغام با سیم جوش های بزرگتر.  
در این فرایند می توان با برنامه ریزی شکل موج، مشخصه های شکل قطره، میزان نفوذ، عمل خیس کردن، شکل مهره و شیوه انتقال را کنترل نمود.

#### منابع

- New lessons in arc welding, LINCOLN Electric
- Welding Principles and applications, Larry Jeffus
- Review of Current waveform control effect on weld geometry in gas metal arc welding process., Belinga Mvola, Paul Kah, Pavel Layus.
- Waveform Control Technology, Lincoln Electric
- Catching the right waveform, Judah Henry
- Waveform control in gas shielded arc welding, T. Maruyama, M. Sato, Y. Hida Kobe Steel Ltd.

#### پی نوشت

1-انجمن جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب ایران

کوتاه کنترل شده موسوم به  $Surface\ Tension\ Transfer=STT$  توسعه داده شده است. ماشین جوشکاری  $STT$  برای  $GMAW$  ولتاژ ثابت نیست و دکمه ای برای کنترل ولتاژ ندارد.  $STT$  برای تنظیم حرارت از کنترل های جریان استفاده می کند و مستقل از تغذیه سیم جوش بوده و میزان بیرون زدگی سیم جوش در تنظیم حرارت نقش ندارد. فرایند  $STT$  برای جوش هایی که نیاز به ورودی حرارت پایین دارند، مناسب است و خیلی راحت جوش می دهد و چون ورودی حرارت بالا نیست، احتمال سوختگی را برطرف می نماید و پیچیدگی را به حداقل می رساند. چون سیم جوش گرمایش زیاد نمی بیند حتی با قطرهای بزرگتر و با پوشش صد در صد گاز محافظ  $CO_2$  نیز، پاشیدگی و دود و دم کاهش داده می شود و ترکیب موضوع گاز محافظ و سیم جوش، هزینه های مواد مصرفی را کاهش می دهد. فرایند جوشکاری  $STT$ ، یک نوع جوشکاری با شکل موج کنترل شده است که مزایای زیر را دارد:

-نفوذ خوب و کنترل ورودی حرارت (کم)

مطلوب برای جوشکاری اتصالات با ریشه باز یا جوشکاری قطعات نازک بدون ایجاد سوختگی.



## بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی فلز پرکننده ERNiCrMo-3 به منظور اتصال فولاد دوفازی Safurex و فولاد آستنیتی 316L-UG در نازل های راکتور اوره پتروشیمی رازی

سید حمید موسوی نسب<sup>۱</sup>، علی حیدری مقدم<sup>۲</sup>

### چکیده

در این پژوهش جهت جوشکاری فولاد زنگ نزن دوفازی Safurex به فولاد 316L-UG به روش GTAW، از فلز پرکننده ERNiCrMo3 در ۲ حرارت ورودی مختلف استفاده شد. پس از انجام عملیات جوشکاری و تایید کیفیت جوش ها با استفاده از تست های غیر مخرب PT و UT، گرده جوش ها با ماشین فرز هم سطح شد و سپس نمونه هایی با ابعادی مطابق با استاندارد جهت آزمون ضربه، ریزسختی و میکروگرافی تهیه گردید. میزان فریت فلزهای پایه، فلزهای جوش و مناطق متأثر از حرارت با دستگاه فریت سنج اندازه گیری و ریزساختار این مناطق با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی نشر میدانی مجهز به آنالیز کننده نقطه ای EDS بررسی گردیدند. همچنین جهت بررسی خواص مکانیکی جوش، آزمون های ریزسختی سنجی ویکرز و ضربه مطابق با استاندارد ASTM-E23 انجام شد. نتایج حاصل از بررسی های ریزساختاری نشان داد، فلز جوش NiCrMo-3 به علت حضور نیکل بالا در ترکیب شیمیایی خود، انجمادی کاملاً آستنیتی با مورفولوژی دندریتی داشته است. همچنین افزایش حرارت ورودی سبب رشد بیشتر و افزایش فاصله دندریت ها و افزایش عرض ناحیه مخلوط نشده شده است. این فلز جوش میزان چقرمگی پایینی را ارائه داده است که تشکیل فاز لاهه و کاربرد نیویوم در نواحی بین دندریتی باعث کاهش چقرمگی این فلز جوش می شوند. افزایش حرارت ورودی از 1614 j/mm تا 2230 j/mm سبب افزایش چقرمگی شد. با افزایش حرارت ورودی به علت درشت شدن ساختار فلز جوش در اثر کاهش سرعت سرد شدن سختی فلز جوش NiCrMo-3 به طور محسوسی کاهش یافت. در کل استفاده از این فلز پرکننده جهت اتصال فولاد زنگ نزن دوفازی Safurex به فولاد 316L-UG توصیه نمی شود.

کلمات کلیدی: حرارت ورودی، ERNiCrMo-3، Safurex، 316L-UG.

### مقدمه

فولاد زنگ نزن آستنیتی 316L-UG یکی از فولادهای متداول در واحدهای تولید اوره می باشد که به صورت خاص برای این واحدهای تولیدی توسعه پیدا کرده است. ترکیب نسبتاً آستنیتی این فولاد ناشی از میزان کم کربن همراه با تعادل شیمیایی مناسب (میزان کم سیلیسیم و میزان نیکل تا 14%) بدون فازهای بین فلزی است و میزان فریت آن در شرایط آنیل و کوئنچ کمتر از ۰/۵ درصد نگه داشته شده است. این آلیاژ برای بهبود مشخصات مقاومت به خوردگی در محیط های کار طراحی شده است. ساختار آستنیتی این فولادها

چقرمگی عالی حتی در دماهای پایین از خود نشان می دهد. در مقایسه با فولادهای زنگ نزن آستنیتی کروم- نیکل، این دسته از فولادها، مقاومت به خزش، تنش گسیختگی و استحکام کششی بالاتری در دماهای بالا از خود نشان می دهند [۱]. فولاد Safurex نوعی از فولاد زنگ نزن دوفازی با UNS-S32906 که در حال حاضر به طور مؤثر بجای X2-CrNiMoN 25 22 2 جهت تجهیزات فرایندهای اوره و ملامین مورد استفاده قرار می گیرد و سبب حذف تمامی انواع شناخته شده فعال در ایجاد خوردگی است که در واحدهای تولیدی اوره رخ می دهد و به لطف خواص مکانیکی برتر و

بهبود فرایند هایی مثل جوش، اعمال سرویس های با فشار بالا را بهتر از فلزات جایگزین و گران قیمت مانند تیتانیوم و زیر کونیوم مهیا می کند. همچنین خوردگی تراکمی، خوردگی شکافی، خوردگی تنشی و ترک در این فولاد گزارش نشده است و مقاومت بهتری در برابر خوردگی سایشی دارد. همچنین این فولاد توزیع حرارت کمی دارد و از رسوب فاز سیگما در چرخه های حرارتی بالا جلوگیری می کند.

### مواد مصرفی و روش پژوهش

در این پژوهش، ورق هایی از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی **316L Urea Grad** و فولاد زنگ نزن دوفازی **Safurex** با ضخامت **6 mm** تهیه شد. برای جوشکاری نمونه ها از فلز پرکننده **ERNiCrMo-3** استفاده شد. ترکیب شیمیایی فلزات پایه با استفاده از دستگاه کوانتومتر **Oxford PMI Master Pro** مدل تعیین گردید که در جدول (۱) آمده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز جوش

Fe	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	ترکیب شیمیایی
۵۹/۵	۰/۰۳	۰/۲۴	۱/۱	۲/۳۸	۲۹/۱	۷/۴۶	Safurex
۶۰/۷	۰/۰۲	۰/۲۷	۱/۱۳	۲/۰۱	۱۸/۲۶	۱۳/۶	316L-UG
۰/۳	۰/۰۲	۰/۰۶	۰/۰۴	۸/۶	۲۲/۷	۶۴/۸	ERNiCrMo3

از هر نمونه از ورق ها ۶ قطعه به ابعاد  $45 \times 100 \text{ mm}$  برش زده شد. لبه ها با زاویه  $1 \pm 37/5$  درجه پخ زده شدند و در انتهای لبه ها  $1 \text{ mm}$  پیشانی پخ جهت جلوگیری از سوختن لبه پخ خورده اتصال در ریشه جوش ایجاد شد. نمونه ها با فاصله هم راستایی  $2 \text{ mm}$  از یکدیگر ثابت شدند.

جوشکاری نمونه ها بدون اعمال دمای پیش گرم و با استفاده از فرایند **GTAW** با گاز محافظ آرگون و خلوص  $99/99\%$ ، دبی جریان  $12 \text{ L/Min}$  و دمای بین پاسی حداکثر  $150$  درجه سانتی گراد توسط جوشکار ماهر در ۳ پاس انجام گردید. جهت کنترل دمای بین پاسی به منظور کاهش پیچیدگی و تنش های ناشی از انبساط و انقباض فلز جوش از گچ حرارتی استفاده شد. فرایند جوشکاری با استفاده از رکتی فایر مدل **RINV 200N** ساخت شرکت صبا الکتریک تحت جریان جوشکاری مستقیم انجام شد.

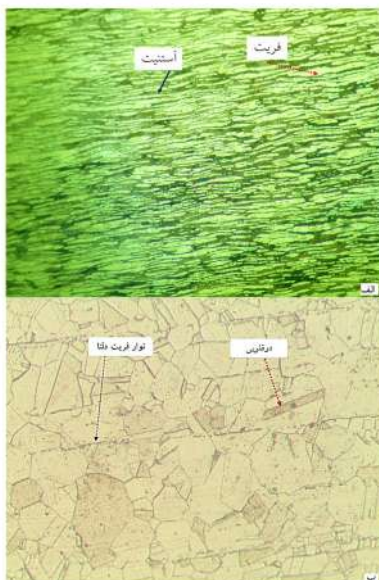
پس از اتمام جوشکاری پاس اول تمامی نمونه ها، **PT** و پس از تایید و با اتمام جوشکاری ها **UT** بر روی تمامی نمونه ها با استفاده از دستگاه **Ultrasonic** مدل **Sonatest-D10** انجام شد که کیفیت جوش های نهایی تأیید شدند. سپس گرده جوش تمامی نمونه ها با ماشین تراش برداشته شد. از هر نمونه قطعاتی به ابعاد  $6 \times 10 \times 55$  میلی متر شامل نواحی فلز جوش، فلزات پایه و مناطق متأثر از حرارت به وسیله دستگاه **Wire Cut EDM** برش داده شد. به منظور بررسی ریزساختار و مورفولوژی نواحی مختلف، نمونه ها با استفاده از سمباده  $60$  تا  $4000$  سمباده زنی شده و سپس با استفاده از پودر آلومینای  $0/3$  میکرون، خمیر الماسه  $0/25$  میکرون و سپس  $1$  میکرونی تحت پولیش نهایی قرار گرفتند. پس از

دستیابی به سطح آینه ای، شستشو با آب مقطر و الکل صورت گرفته و به منظور مشاهده ریزساختار، نمونه ها به وسیله دستگاه الکترواچ و در محلول  $10$  گرم اسید اگزالیک  $90$  میلی لیتر آب مقطر در ولتاژ  $6$  ولت به مدت  $20$  ثانیه انجام شد. بررسی های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری انجام شد. سپس جهت بررسی دقیق تر ریزساختار و شناسایی فازها و نواحی مختلف جوش از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل **VEGA** مجهز به آنالیز طیفسنجی تفکیک انرژی آنالیز خطی عناصر در فصل مشترک جوش ها انجام شد. جهت ارزیابی خواص مکانیکی نمونه های جوش داده شده از آزمون های ضربه و ریزسختی استفاده شد.

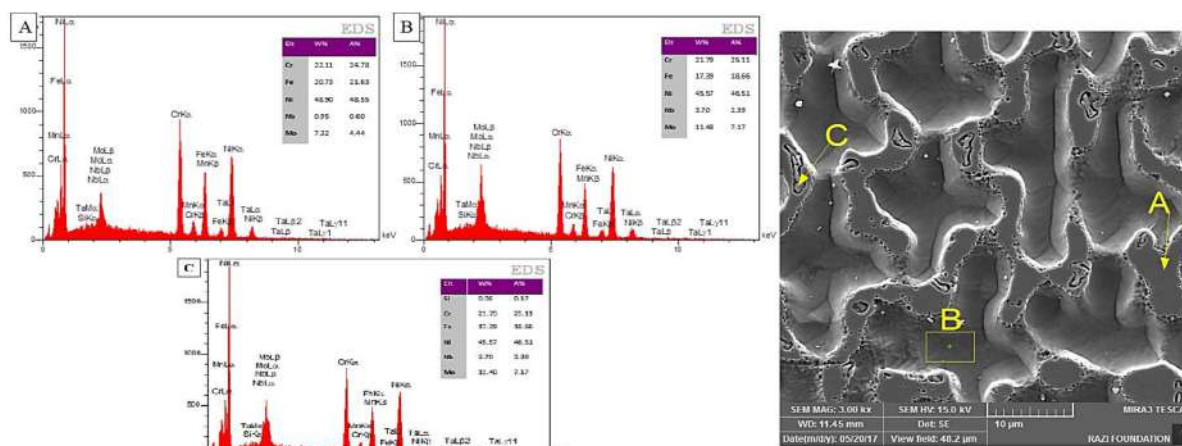
### بررسی های ریزساختاری

#### - بررسی ریزساختار فلزات پایه

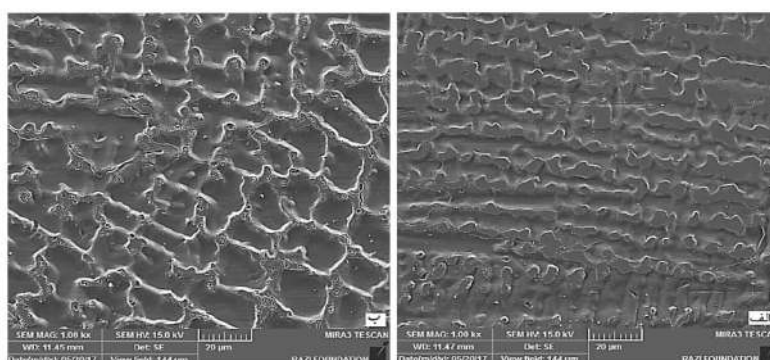
تصویر ریزساختار فولاد دوفازی **Safurex** با استفاده از میکروسکوپ نوری با توجه به شکل (۱-الف) بررسی شد که ساختار شامل نسبت های تقریباً برابر جزایر آستنیتی (فاز برجسته) در ماتریس فریت (زمینه) بود. با توجه به این که این فولاد بنا به نیاز از حالت ریخته گری به شکل ورق تبدیل می شود، لذا آثار ساختار نوردی نیز قابل رؤیت است. شکل (۱-ب) نیز تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد آستنیتی **316L-UG** را نشان می دهد. ریزساختار این فولاد شبیه به ریزساختار معمول فولادهای آستنیتی است. همان طور که انتظار می رفت، ریزساختار در تمامی نقاط تماماً آستنیتی بوده همچنین علاوه بر دانه های هم محور، مرزهای دوقلوبی آنیل در سرتاسر ساختار به چشم می خورد. چنین ساختاری نتیجه فرایند آنیل پس از عملیات نورد است که به منظور بهبود خواص خوردگی و شکل پذیری آلیاژ انجام می گردد. همچنین طی فرایند آنیل، اکثر رسوبات ایجاد شده در فرایند تولید فولاد که طی عملیات نورد دچار تغییر شکل شده اند حذف می گردند [۲].



شکل ۱- تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلزات پایه



شکل ۲- نتایج آنالیز نقطه ای EDX از مرکز دندریت و ناحیه بین دندریتی فلز جوش NiCrMo-3



شکل ۳- ریز ساختار فلز جوش NiCrMo-3 در دو ناحیه الف - مرکز جوش ب- نزدیک به ریشه جوش

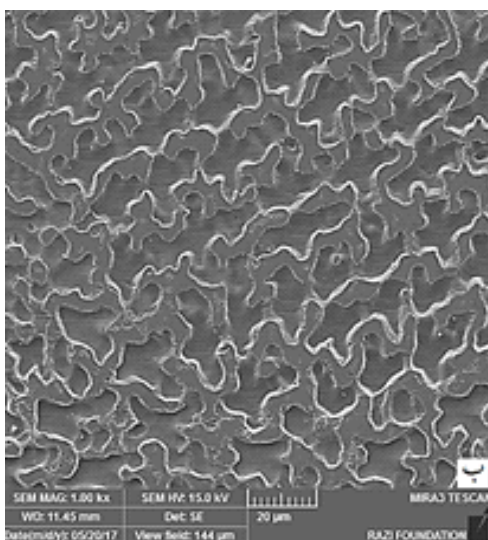
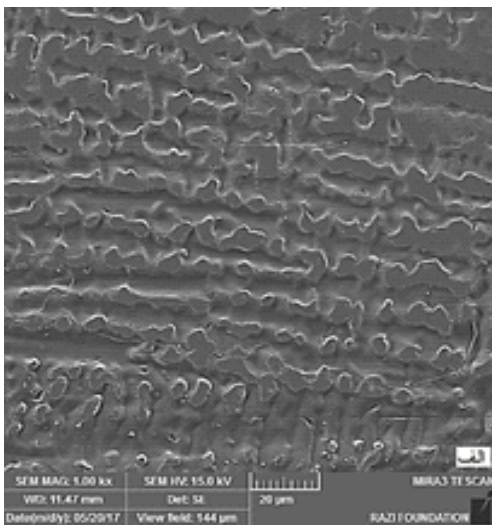
مولیبدن و نیوبیم که حاکی از کاربید NbC و یا فاز لاهه می‌باشند. براساس گزارش‌های منتشر شده [۳]، تشکیل رسوبات غنی از نیوبیم به صورت NbC در جوشکاری با این فلز پرکننده مشاهده شده است.

انجماد آلیاژ NiCrMo-3 با تشکیل فاز دندریتی  $\gamma$  که غنی از نیکل، کروم در حال تشکیل شدن است (عناصر با عدد اتمی  $\gamma$  و آهن است) شروع می‌شود. همان طوری که فاز با نظیر نیوبیم و مولیبدن به درون ناحیه بین دندریتی جدایش پیدا می‌کنند، به دلیل غنی شدن مایع بین دندریتی از نیوبیم، تشکیل فازهای غنی از نیوبیم در مرحله نهایی انجماد رخ می‌دهد. تشکیل این فازها در ریزساختار فلز جوش NiCrMo-3 به‌طور عمده متأثر از ترکیب شیمیایی است که در واقع ترکیب شیمیایی فلز پرکننده بر مورفولوژی انجماد در فلز جوش تأثیرگذار است. نسبت‌های بالای C/Nb منجر به تشکیل  $\gamma$ -MC شده و به دنبال آن فاز لاهه در مرحله نهایی انجماد در مرزها و بویژه محل تلاقی آن‌ها شکل می‌گیرد که این فاز نیز غنی از Nb می‌باشد. جدایش عناصر که منجر به کاهش میزان Fe می‌شود به دلیل رقت فلز جوش NiCrMo-3 با عنصر Fe شدت می‌گیرند. نیوبیم و مولیبدن میل شدیدی به جدایش در فلز جوش دارند. این میل به جدایش را می‌توان به مقدار ضریب توزیع تعادلی این دو عنصر نسبت

### ریزساختار فلز جوش NiCrMo-3

در شکل‌های (۳ الف و ب) تصاویر SEM ریزساختار فلز جوش NiCrMo-3 نشان داده شده است. با توجه به ساختار دانه بندی، ریزساختار مطابق انتظار کاملاً آستنیتی با مورفولوژی دندریتی انجماد یافته و از دانه‌های تقریباً هم محور تشکیل شده است. درون دانه‌ها، ساختار دندریتی سلولی ساختار غالب می‌باشد و بازوهای دندریتی کاملاً مشخص هستند، هرچند که دندریت‌های هم محور نیز در برخی از دانه‌ها وجود دارند. نتایج آنالیز نقطه ای EDX از مرکز دندریت و ناحیه بین دندریتی در شکل (۲) نمایش داده شده است. این نتایج نشان می‌دهد که نیوبیم و مولیبدن مرکز دندریت را ترک کرده و به ناحیه بین دندریتی جدایش پیدا کرده‌اند. ناحیه بین دندریتی به دلیل جدایش مولیبدن و نیوبیم (عناصری با عدد اتمی بالا) به آن، در تصویر به صورت نواحی روشن دیده می‌شود. نواحی تیره در اطراف فازهای بین دندریتی بیانگر مصرف عناصر مولیبدن و نیوبیم زمینه با این فازها و تهی شدن زمینه مجاور فاز از این عناصر است. فلز جوش NiCrMo-3 یک فلز پایه نیکل است که در طی جوشکاری، انجماد فازی کاملاً آستنیتی داشته و برخی فازهای ثانویه یا رسوبات شبه یونکتیک در فضاها بین دندریتی آن تشکیل می‌شوند. در شکل (۲) رسوباتی مشاهده شد که این رسوبات غنی از

ذوب شده، راکد بوده و با فلز پرکننده مخلوط نشده است. جریان موضعی سیال در حین جوشکاری به اندازه کافی برای مخلوط شدن کامل، کافی نیست و در نتیجه پس از انجماد به دلیل تمایز در ترکیب شیمیایی بین فلز پرکننده و فلز پایه و ذوب موضعی به صورت نوار روشن در کناره جوش دیده می شود. مکانیزم تشکیل این ناحیه به این گونه توضیح داده شده است که وقتی دمای لیکویدوس فلز پایه بیشتر از دمای لیکویدوس فلز پرکننده باشد، فلز جوش مایع در آستانه جبهه انجماد زیر دمای ذوب فلز پایه می باشد. لایه فلز پایه مایع انجمادی، نزدیک مرز حوضچه منجمد شده و در طول مرز ذوب، در کنار ناحیه کمبود فلز پرکننده (ناحیه ای در فلز جوش است که سهم آن از فلز پرکننده کمتر از فلز جوش است) از ترکیب شیمیایی فلز پایه تشکیل می شود که به اصطلاح به آن ناحیه مخلوط نشده گفته می شود.



شکل ۴- ریزساختار نمونه های جوشکاری شده با فلز پرکننده ERNiCrMo-3 با حرارت ورودی الف - ۱۶۱۴ J/mm - ب - ۲۲۳۰ J/mm

داد [۴]. نیویوم و مولیبدن در بیشتر آلیاژهای پایه نیکل دارای ضریب تعادلی کمتر از یک هستند که میل به توزیع در حین انجماد و ایجاد انجماد ترکیبی در جلوی فصل مشترک دارند. در این شرایط امکان پایداری فصل مشترک صفحه ای وجود ندارد و مورفولوژی ریزساختار به سمت سلولی و یا دندریتی پیش می رود.

در شکل (۳-الف و ب) با استفاده از تصاویر SEM، ریزساختار فلز جوش NiCrMo-3 در دو ناحیه مرکز و نزدیک به ریشه مورد بررسی قرار گرفته است. در ریزساختار حاصل از این فلز جوش ساختار کاملاً آستنیتی به صورت دندریتی و بسته های دندریتی به وضوح قابل مشاهده است که از این فلز جوش مورد انتظار می باشد. نقطه تمایز هر یک از نواحی در نسبت شیب دمایی به نرخ انجماد (G/R) می باشد.

در شکل (۳-الف) مربوط به مناطق مرکزی جوش، دندریت ها به صورت هم محور و منظم رشد یافته اند که ناشی از کم بودن نسبت شیب دمایی به نرخ انجماد در نواحی مرکزی جوش است. در شکل (۳-ب)، مربوط به ناحیه نزدیک به ریشه جوش، دندریت ها مشاهده می شوند که به صورت جهت دار و در جهتی که انتقال حرارت بیشتر بوده، رشد یافته اند.

در شکل های (۴-الف و ب) تصاویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار نمونه های جوشکاری شده با فلز پرکننده ERNiCrMo-3 با حرارت ورودی 1614 J/mm و 2230 J/mm مشاهده می شود.

مشخص است که با افزایش حرارت ورودی به علت افزایش مدت زمان پایداری در دمای بالا ناشی از کاهش نرخ سرد شدن، فرصت رشد برای دندریت ها افزایش یافته و نهایتاً منجر به افزایش اندازه دندریت های ستونی و هم محور آستنیتی گردیده است. همچنین افزایش حرارت ورودی سبب افزایش فاصله بین دندریتی و افزایش رشد دانه ها گردیده است.

به عبارتی با افزایش حرارت ورودی شیب حرارتی کاهش یافته و از سویی دیگر منجر به افزایش نرخ رشد گردیده است، در نتیجه دندریت ها فرصت بیشتری برای رشد خواهند داشت.

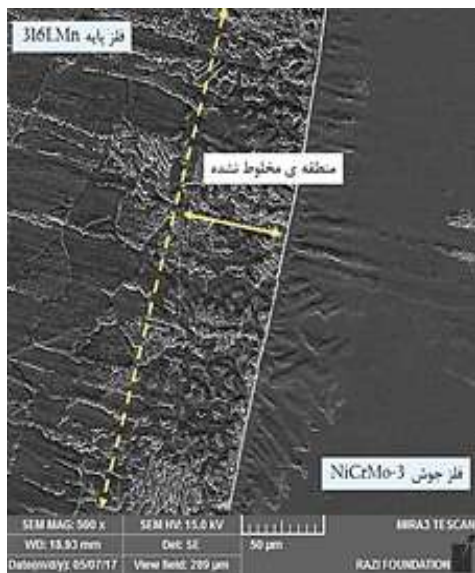
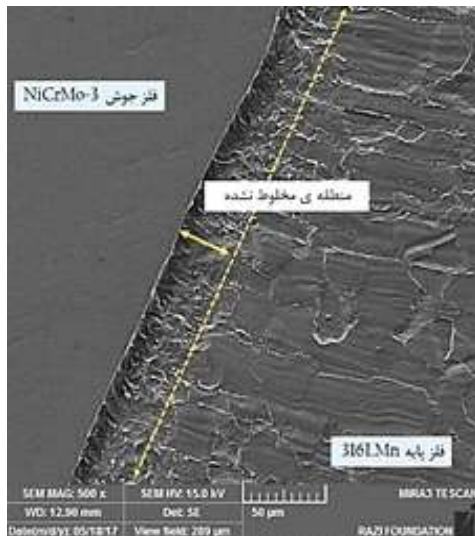
#### ریزساختار فصل مشترک فلزات پایه و فلز جوش

تصاویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک فلز جوش NiCrMo-3 با فولاد پایه آستنیتی ۳۱۶L-UG در حرارت ورودی های 1614 J/mm و 2230 J/mm در شکل های (۵-الف و ب) نشان داده شده است.

با توجه به یکسان بودن ریزساختار آستنیتی در هر دو سمت فصل مشترک، انتظار می رود که یک مرز کاملاً پیوسته در این فصل مشترک قابل مشاهده باشد، اما تفاوت در ترکیب شیمیایی و درصد عناصر اصلی پایه و ایجاد گرادیان غلظتی در این فصل مشترک منجر به ایجاد ناحیه مخلوط نشده گردیده است.

با توجه به تصاویر مشهود است که با افزایش حرارت ورودی عرض ناحیه مخلوط نشده افزایش یافته است. منطقه مخلوط نشده اساساً ترکیب شیمیایی فلز پایه را دارا می باشد و ناحیه PMZ به صورت نوار روشن در کناره جوش قابل مشاهده است. در این ناحیه فلز پایه

فلزات پایه فولاد **UG-316L**، سختی در نزدیکی مرزهای ذوب مطابق شکل نزدیک به سختی فلزات پایه می باشد.



شکل ۵- فصل مشترک فلز جوش **NiCrMo-3** با فولاد **UG-316L** در حرارت ورودی های الف -  $1614 \text{ J/mm}$  ب -  $2230 \text{ J/mm}$

همچنین مشهود است که با افزایش حرارت ورودی سختی فلز جوش **NiCrMo-3** به طور محسوسی کاهش یافته است. علت این کاهش را می توان به درشت شدن ساختار فلز جوش در اثر کاهش سرعت سرد شدن در نمونه با حرارت ورودی بیشتر و همچنین تشکیل فاز  $\delta$  نسبت داد. ریز سختی از سمت فلز جوش **ERNiCrMo-3** به سمت **HAZ** فلز پایه **Safurex** افزایش و به سمت **HAZ** فلز پایه **UG-316L** دارای کاهش می باشد.

همچنین تضعیف انتقال گرما در جبهه انجماد، عدم نفوذ بین لایه فلز پایه در مرز حوضچه و حوضچه جوش و عدم اختلاط بین فلز پرکننده و فلز پایه غیرمشابه نیز از دلایل اصلی تشکیل این ناحیه اعلام شده است [۵].

همچنین ملاحظه می شود که با افزایش حرارت ورودی و متعاقباً افزایش میزان گرمای منتقل شده از حوضچه جوش به فلز پایه، سهم فلز پایه ذوب شده و مخلوط نشده با فلز جوش افزایش می یابد، بنابراین این موضوع منجر به افزایش عرض ناحیه انتقالی با افزایش حرارت ورودی در این فصل مشترک گردیده است. همچنین در فصل مشترک فلز پایه **Safurex** و فلز جوش **NiCrMo-3** ضخامت خط ذوب بسیار جزئی است که به سازگاری کمتر فلز پایه **Safurex** با فلز جوش **NiCrMo-3** نسبت داده می شود.

### آزمون خواص مکانیکی

#### - آزمون ضربه

نتایج آزمون ضربه چارپی در دمای اتاق، برای تمامی نمونه ها در شکل (۶) نشان داده شده است. آزمون ضربه برای هر نمونه ۳ مرتبه انجام شد و میانگین انرژی برای هر نمونه به ثبت رسید. فلز جوش **NiCrMo-3** میزان چقرمگی پایینی را ارائه داده است. تشکیل فاز لاه و کاربید نیوبیم در نواحی بین دندریتی باعث کاهش چقرمگی این فلز جوش می شوند. بنابراین کاهش این فازها یا توزیع یکنواخت آن ها در زمینه می تواند منجر به بهبود چقرمگی شود. نتایج حاصل از بررسی تأثیر حرارت ورودی بر انرژی شکست این فلز پرکننده نشان می دهد با افزایش حرارت ورودی از  $1614 \text{ J/mm}$  و  $2230 \text{ J/mm}$  چقرمگی افزایش پیدا می کند. این افزایش در خواص مکانیکی احتمال دارد مربوط به تشکیل فاز  $\gamma$  در این محدوده حرارتی باشد. همچنین این افزایش چقرمگی را می توان از طریق دندریت های هم محور و توزیع فازهای بین دندریتی توجیه کرد. تشکیل دندریت های هم محور در منطقه ذوب دو مزیت عمده دارد.

- اول آنکه، دندریت های ریز به کاهش حساسیت فلز جوش در برابر ترک های انجمادی در حین جوشکاری کمک می کنند.  
- دوم اینکه، دندریت های هم محور می توانند خواص مکانیکی جوش نظیر انعطاف پذیری و چقرمگی را بهبود بخشند. همچنین میزان مولیبدن برای فلز پرکننده **NiCrMo-3** برابر با  $8/6\%$  می باشد.

به طور کلی با توجه به نتایج ارائه شده در تحقیقات مرتضایی و همکاران [۶]، مولیبدن به عنوان یک عنصر استحکام دهنده عمل می کند و با تجمع در فواصل بین دندریتی باعث کاهش چقرمگی می گردد.

#### - ریز سختی سنجی

سختی فلزات جوش **ERNiCrMo-3** در هر ۲ حرارت ورودی بیشتر از فلز پایه **UG-316L** و کمتر از فلز پایه **Safurex** است. با توجه به تشکیل نواحی مخلوط نشده در فصل مشترک فلزات جوش و



-فلز جوش **NiCrMo-3** میزان چقرمگی پایینی را ارائه داده است که تشکیل فاز لایه و کاربید نیوبیوم در نواحی بین دندریتی باعث کاهش چقرمگی این فلز جوش می شوند. با افزایش حرارت ورودی از **1614 j/mm** تا **2230 j/mm** چقرمگی افزایش پیدا می کند. این افزایش در خواص مکانیکی احتمال دارد مربوط به تشکیل فاز  $\delta$  در این محدوده حرارتی باشد.

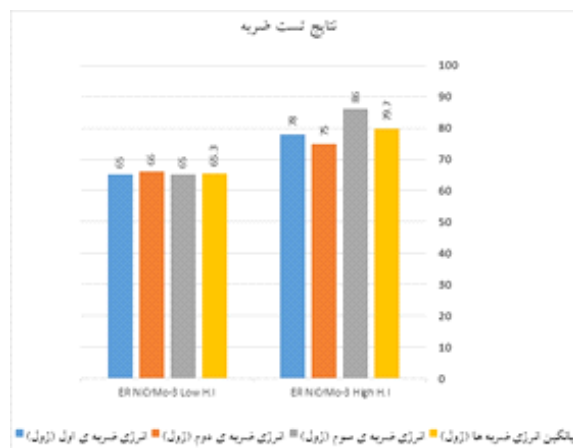
- با توجه به تشکیل نواحی مخلوط نشده در فصل مشترک فلز جوش **NiCrMo-3** و فلز پایه فولاد **L-UG-316**، سختی در نزدیکی مرزهای ذوب نزدیک به سختی این فلز پایه می باشد. با افزایش حرارت ورودی به علت درشت شدن ساختار فلز جوش در اثر کاهش سرعت سرد شدن سختی فلز جوش **NiCrMo-3** به طور محسوسی کاهش یافته است. علت این کاهش را می توان به درشت شدن ساختار فلز جوش در اثر کاهش سرعت سرد شدن در نمودار با حرارت ورودی بیشتر و همچنین تشکیل فاز  $\delta$  نسبت داد. ریز سختی از سمت فلز جوش **ERNiCrMo-3** به سمت **HAZ** فلز پایه **Safurex** افزایش و به سمت **HAZ** فلز پایه **316** دارای کاهش می باشد.

#### منابع

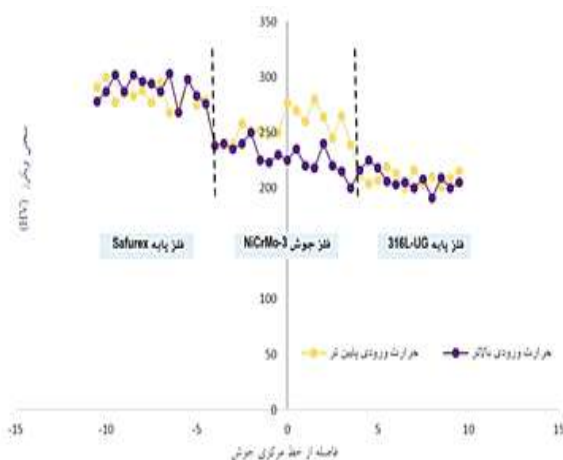
- 1- Comparison of 316 and 316L stainless steel alloys. 2008, application data s10, pp 6-60.
- 2-Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005, Welding metallurgy & weldability of stainless steels, Jhonwiley and sons, New Jersey.
- 3- فراهانی، ا.، شمعیان، م.، اشرفی زاده، ف.، ۱۳۹۰، ارزیابی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال جوشکاری غیرمشابه اینکونل ۶۱۷ به فولاد زنگ ۳۰۴، مجموعه مقالات پنجمین همایش مشترک انجمن مهندسیین متالورژی و جامعه علمی ریخته گری ایران اصفهان، دانشگاه صنعتی اصفهان.
- 4-Sieurin, H., Sandstrom, R., 2007, Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205, Materials science and engineering, A444, pp 271-276.
- 5- Escriba, D.M., Morris, E.M.R., Plaut, L., Padilha, A.F., 2009, Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. Material characterization. 60, pp 1214-1219
- 6- مرتضایی، ع.، شمعیان، م.، ۱۳۹۴، اثر عملیات حرارتی پیرسازی بر ریزساختار، خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی سوپر آلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸، فصلنامه علمی پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد.

#### پی نوشت

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



شکل ۶ - نتایج آزمون ضربه فلز جوش **NiCrMo-3** در ۲ حرارت ورودی



شکل ۷ - نتایج آزمون ریزسختی فلز جوش **NiCrMo-3** و فصل مشترک با فلزات پایه در حرارت ورودی های مختلف

#### نتیجه گیری

- فلز جوش **NiCrMo-3** به علت حضور نیکل بالا در ترکیب شیمیایی خود، انجمادی کاملاً آستنیتی با مورفولوژی دندریتی داشته است. به دلیل نسبت شیب دمایی به نرخ انجماد متفاوت، در مناطق مرکزی جوش دندریت هایی هم محور و منظم در مناطق نزدیک به ریشه، دندریت ها به جهات انتقال حرارت رشد یافته اند. همچنین افزایش حرارت ورودی سبب رشد بیشتر دندریت ها و افزایش عرض ناحیه مخلوط نشده شده است.



## اثر ترکیب شیمیایی بر ریزساختار و مقاومت به سایش ناحیه جوش فولادهای زنگ‌نزن فریتی

فرج اله هدایت<sup>۱</sup>، رضا دهملایی<sup>۲</sup>، بهنام لطفی<sup>۳</sup>، مهدی خراسانیان<sup>۲</sup>

### چکیده

در این پژوهش ریزساختار، سختی و مقاومت به سایش ناحیه جوش فولادهای زنگ‌نزن فریتی با ترکیب شیمیایی مختلف مورد ارزیابی قرار گرفته است. برای این منظور سه سیم جوش فولاد زنگ‌نزن فریتی با درصد کروم حدود ۲۰ به کمک فرایند GTAW بر روی زیرلایه فولاد زنگ‌نزن آستنیتی رسوب داد شد. بررسی‌های آزمایشگاهی به کمک میکروسکوپ نوری و الکترونی، دستگاه سختی سنجی و بکرز و دستگاه سایش پین روی دیسک انجام شده است. یافته‌های تحقیق نشان می‌دهد اضافه شدن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی پرکننده مانع تشکیل فازهای ثانویه آستنیت ویدمن اشتاتن و مارتنزیت می‌شود و به تشکیل ساختار کاملاً فریتی کمک می‌کند. همچنین آلومینیوم باعث افزایش سختی ناحیه جوش شده و در نتیجه مقاومت به سایش را افزایش می‌دهد. مکانیزم سایش روکش جوش حاوی ۲/۸ درصد آلومینیوم سایش خراشان است در حالی که مکانیزم برای روکش فاقد آلومینیوم سایش خراشان و تا اندازه‌ای چسبان می‌باشد.

**کلمات کلیدی:** فولاد زنگ‌نزن فریتی، ریزساختار جوش، مقاومت به سایش، سختی، آلومینیوم.

### مقدمه

فولادهای زنگ‌نزن در صنایع مختلف مورد استفاده قرار می‌گیرند. هر گروه از فولادهای زنگ‌نزن خواص مخصوص به خود را دارند و در شرایط متفاوتی استفاده می‌شوند [۱]. مثلاً فولادهای زنگ‌نزن فریتی دارای مقاومت به اکسیداسیون عالی، قیمت پایین، مقاومت به خوردگی خوب در محیط‌های کلردی و مقاومت به خوردگی تنشی می‌باشند [۲]. از طرفی جوشکاری فولادهای زنگ‌نزن فریتی همواره دارای مشکلاتی است. از جمله این مشکلات می‌توان به درشت شدن دانه‌ها در ناحیه متأثر از حرارت و جوش اشاره کرد. درشت شدن دانه‌ها می‌تواند باعث کاهش چقرمگی و انعطاف‌پذیری و افزایش احتمال ترک خوردن اتصال شود [۳]. همچنین اختلاف ضریب انبساط حرارتی این فولادهای با دیگر فولادهای زنگ‌نزن احتمال به وجود آمدن ترک در ناحیه اتصال هنگام جوشکاری وجود دارد [۴]. ریزساختار ناحیه اتصال این فولادها به مقدار درصد کربن، نرخ سرد شدن و جدایش عناصر آلیاژی در حین سرد شدن بستگی

دارد [۵]. ریزساختار می‌تواند کاملاً فریتی یا مخلوطی از فازهای فریت، آستنیت و مارتنزیت باشد. برای جوشکاری این فولادها همواره از پرکننده‌های آستنیتی استفاده می‌شود، که عمده دلیل آن بوجود آمدن یک ساختار دو فازی فریت-آستنیت در محل اتصال می‌باشد [۶]. به دلیل مشکلات ذکر شده در ارتباط با جوشکاری این آلیاژها توصیه می‌شود هنگام جوشکاری از حرارت ورودی کم و سرعت جوشکاری بالا استفاده شود تا از رشد دانه‌ها به خصوص در منطقه تحت تأثیر حرارت جلوگیری شود [۷]. بررسی مقاطع جوش لیزر فولاد زنگ‌نزن فریتی EN 1.4521 نشان می‌دهد، عملیات جوشکاری لیزر در اتمسفر باعث ایجاد اکسیدها در ساختار می‌شود. پیشنهاد کسکیتالو و همکاران استفاده از گاز محافظ هنگام جوشکاری لیزر می‌باشد تا از تشکیل اکسیدها جلوگیری شود [۸]. در یک مطالعه دیگر رامکومار و همکاران جوش‌پذیری، ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد AISI430 جوشکاری شده با فرایند TIG (با یا بدون فلاکس) را مورد ارزیابی قرار دادند. نتایج نشان می‌دهد،

ریزساختار ناحیه جوش در هر دو حالت جوشکاری شامل فازهای فریت، آستنیت ویدمن اشتانن و مارتنزیت مرزخانه‌ای می‌باشد. نتایج این تحقیق نشان می‌دهد اضافه کردن فلاکس باعث افزایش عمق نفوذ جوش و بهبود استحکام اتصال می‌شود [۹].

در تحقیقی که توسط نلسون و همکاران صورت گرفت، مرز ذوب اتصالات غیر مشابه فولاد آستنیتی به فریتی از جنبه‌های جوانه‌زنی و رشد مورد بررسی قرار گرفت. در این مطالعه از فولاد زنگ‌نزن فریتی **AISI409** (به عنوان فولاد با استحاله فریتی) و فولاد پرلیتی **AISI1080** (به عنوان فولاد با استحاله آستنیتی) و فلز پرکننده آلیاژ تک فاز مونل با استحاله آستنیتی استفاده شد. نتایج حاصل از این تحقیق نشان می‌دهد، چنانچه ریزساختار فلز پایه و پرکننده در هنگام انجماد حوضچه جوش مشابه باشند (اتصال فولاد **AISI1080** با پرکننده مونل)، رشد اپیتکسیال به وضوح در مرز ذوب دیده می‌شود. اما چنانچه بین ساختار کریستالی فلز پایه و فلز جوش در حین انجماد تفاوت وجود داشته باشد (اتصال فولاد **AISI409** با پرکننده مونل)، رشد اپیتکسیال متوقف شده و در عوض دانه‌های فلز جوش در مرز ذوب، دارای عدم تطابق تصادفی با دانه‌های ناحیه **HAZ** فلز پایه، می‌باشند [۱۰].

بررسی اثر حرارت ورودی و نوع فلز پرکننده روی مقاومت به ضربه و میزان مارتنزیت فولاد **409M** جوشکاری شده با فرایند **GMAW** نشان می‌دهد، ریزساختار و مقاومت به ضربه تحت تاثیر نوع فلز پرکننده و حرارت ورودی است. حرارت ورودی بالا باعث افزایش مقدار مارتنزیت لایه‌ای و مقاومت به ضربه می‌شود. همچنین هنگام جوشکاری با فلز پرکننده **AISI308L** مقدار مارتنزیت بیشتری در ساختار تشکیل می‌شود و در نتیجه مقاومت به ضربه بالاتری نسبت به پرکننده **AISI316L** ایجاد می‌کند [۱۱]. سیلوا و همکاران اثر حرارت ورودی فرایند **GTAW** روی مقاومت به خوردگی ناحیه **HAZ** فولاد جوشکاری شده **AISI444** را در نفت خام در دماهای ۲۰۰ تا ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد برای مدت ۴ ساعت مورد ارزیابی قرار دادند. نتایج به دست آمده نشان می‌دهد، افزایش دمای نفت و حرارت ورودی باعث افزایش خوردگی در ناحیه **HAZ** می‌شوند. زیرا تغییرات متالورژیکی در این ناحیه باعث حساس شدن آن به خوردگی می‌شود. نتایج **HAZ** مشخص می‌کند، محصولات خوردگی عموماً سولفید آهن می‌باشند. بنابراین عامل اصلی خوردگی

سولفید هیدروژن می‌باشد [۱۲]. آنتونس و همکاران در یک تحقیق اثر فلز پرکننده روی مقاومت به خوردگی ناحیه **HAZ** و جوش فولاد **AISI444** را در محلول کلرید منیزیم با دمای ۱۴۵ درجه سانتی‌گراد مورد ارزیابی قرار دادند. یافته‌های آن‌ها نشان می‌دهد که فولاد جوشکاری شده با الکتروود **E309L** دارای مقاومت به خوردگی تنشی بیشتری است و دلیل آن مقدار کمتر عنصر آلیاژی مولیبدن و ناپیوسته بودن فریت دلتا می‌باشد که مانع گسترش ترک می‌شود. همچنین بررسی‌های میکروسکوپی نشان می‌دهد، ترک‌ها از ناحیه جوش شروع به ناحیه **HAZ** می‌رسند [۱۳]. هدف از این تحقیق بررسی اثر ترکیب شیمیایی بر روی ریزساختار و مقاومت به سایش ناحیه جوش فولاد زنگ‌نزن فریتی می‌باشد. برای این منظور تعدادی پرکننده فولاد زنگ‌نزن فریتی با ترکیب شیمیایی مختلف بر روی یک زیر لایه از جنس فولاد زنگ‌نزن آستنیتی به کمک روش **GTAW** رسوب داده شده و سپس ریزساختار، سختی و مقاومت به سایش لایه ایجاد شده مورد ارزیابی قرار می‌گیرد.

### روش تحقیق

در این پژوهش از فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶ به عنوان زیر لایه استفاده شده است. ابتدا ورق فولاد زنگ‌نزن آستنیتی به ابعاد مورد نظر برش داده شد و سپس آماده‌سازی و تمیزکاری سطح انجام شده و در ادامه به کمک روش **GTAW** پرکننده‌های با ترکیب شیمیایی مختلف (جدول ۱) بر روی سطح رسوب داده شدند. برای محافظت از محل جوشکاری از گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۵ درصد استفاده گردید و فرایند جوشکاری تا رسیدن به ضخامت مورد نظر (چهار پاس) ادامه داده شد. جدول (۲) شرایط جوشکاری را نشان می‌دهد. بعد از روکش کاری زیر لایه با پرکننده‌های مختلف، از هر مقطع جوشکاری شده نمونه‌های با ابعاد مشخص برای بررسی ریزساختار، سختی و سایش جدا شدند. برای متالوگرافی نمونه‌ها از محلول کلروفوریک استفاده شد. برای بررسی سختی نمونه‌ها از روش ویکرز با بار اعمالی ۵۰ گرم و مدت زمان اعمال بار ۲۰ ثانیه استفاده شد. عدد گزارش شده میانگین ۵ اندازه‌گیری بر روی سطح هر آلیاژ می‌باشد.

بررسی سایش به روش پین روی دیسک انجام شد. دیسک مورد نظر از فولادی با سختی ۵۰ را کول سی انتخاب شد و پین نیز از جنس روکش بوده است. قبل از شروع آزمون وزن و ابعاد نمونه‌ها به دقت

جدول ۱- ترکیب شیمیایی زیر لایه و آلیاژهای پرکننده

نمونه	کروم	نیکل	کربن	آلومینیوم	مولیبدن	سیلیسیم	منگنز	فسفر	گوگرد
زیر لایه	۱۷	۱۱	۰/۰۷		۲/۲	۰/۷۵	۰/۰۵	۰/۰۴	۰/۰۳
روکش ۱	۲۰	۰/۱	۰/۱۱			۱/۲۵	۱		
روکش ۲	۲۱	۰/۲	۰/۱۰	۱/۱	-	۱	۱/۳	-	-
روکش ۳	۲۰/۵	۰/۱۵	۰/۱۰	۲/۸	-	۱/۱	۱/۲۵	-	-

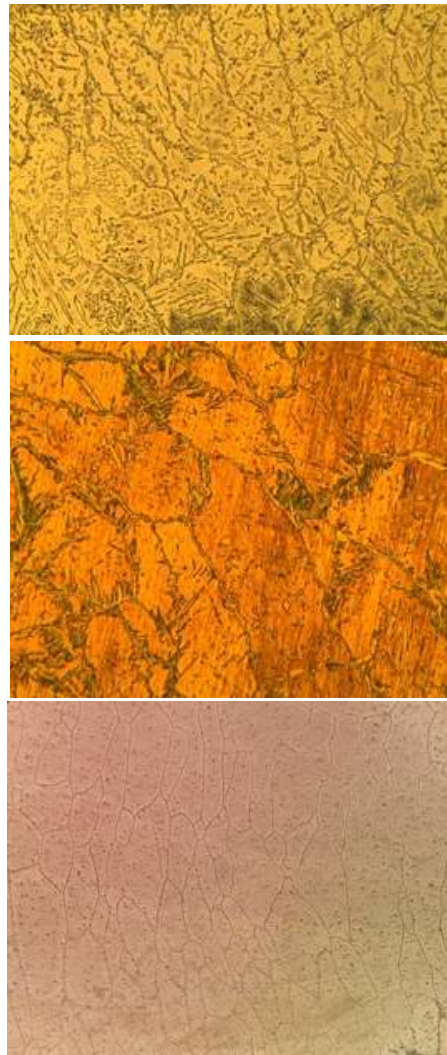
جدول ۲- پارامترهای جوشکاری در پاس‌های مختلف

پاس	جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت حرکت دست جوشکار (میلی‌متر بر ثانیه)	حرارت ورودی (کیلوژول بر میلی‌متر)
۱	۱۲۰	۱۲	۰/۷۵	۱/۳۴
۲	۱۲۰	۱۲	۰/۶۵	۱/۴۵
۳	۱۲۰	۱۲	۰/۷۰	۱/۴۰
۴	۱۲۰	۱۲	۰/۷۵	۱/۳۴

اندازه‌گیری شده و سپس در تنش ثابت ۱۰۰ کیلوپاسکال و با سرعت ۱۰ متر بر دقیقه و طی مسافت ۱۰۰۰ متر در فواصل اندازه‌گیری ۱۰۰ متر آزمون سایش انجام گرفت.

### نتایج و بحث

شکل (۱) ریزساختار جوش نمونه‌های مختلف را نشان می‌دهد. همانطور که از شکل‌ها مشخص است نمونه‌های مختلف دارای ریزساختار متفاوتی می‌باشند. در مورد روکش ۱ با توجه به نسبت کروم به نیکل می‌توان پیش‌بینی کرد، که ساختار نهایی باید به صورت دو یا چند فازی (فریت-آستنیت-مارتنزیت) باشد. تصویر متالوگرافی این نمونه نشان می‌دهد، ساختار منطقه جوش شامل زمینه‌ی فریتی به همراه آستنیت ویدمن اشتاتن در مرزخانه‌ها و آستنیت بلوکی شکل در درون دانه‌ها می‌باشد.



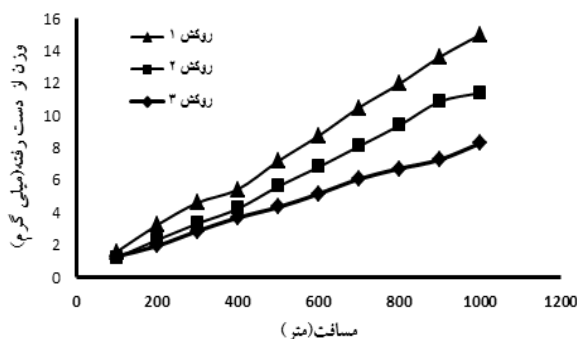
شکل ۱- ریزساختار فلز جوش الف- روکش ۱ ب- روکش ۲ پ- روکش ۳

همچنین مقدار کمی مارتنزیت نیز در ساختار مشاهده می‌شود. علت تشکیل فاز مارتنزیت حرارت ورودی بالا و سرعت سرد شدن پایین است. اما تصویر میکروسکوپی روکش ۲ نشان می‌دهد، مقدار فازهای آستنیت و مارتنزیت به شدت کم شده است و درصد فاز فریت افزایش یافته است و اثری چندانی از فازهای ثانویه در درون دانه‌ها دیده نمی‌شود و فقط مقدار کمی مارتنزیت و آستنیت ویدمن اشتاتن در مرزخانه‌ها دیده می‌شود. در مورد روکش ۳ ریزساختار نهایی جوش کاملاً فریتی است. مقایسه ساختار جوش این سه آلیاژ نشان می‌دهد، اضافه کردن آلومینیوم باعث جلوگیری از تشکیل فازهای ثانویه شده و ریزساختار جوش کاملاً فریتی می‌شود. زیرا آلومینیوم یک پایدار کننده فاز فریت است. اما حضور آلومینیوم در ساختار آلیاژ باعث تشکیل ترکیبات بین فلزی و افزایش سختی می‌شود و ساختار متالوگرافی حضور رسوبات در درون دانه‌ها را تایید می‌کند. جدول (۳) سختی سطحی روکش‌های مختلف را نشان می‌دهد. نتایج افزایش سختی با اضافه شدن آلومینیوم به ترکیب شیمیایی را نشان می‌دهد. علت این افزایش می‌تواند تشکیل کاربیدها و اکسیدهای آلومینیوم ریز و پراکنده در ساختار جوش و استحکام بخشی محلول جامد باشد. اگر چه اضافه کردن مقادیر کم آلومینیوم می‌تواند باعث بهبود خواص مکانیکی شود. اما مقادیر زیاد آن می‌تواند اثر عکس داشته باشد و باعث افت خواص استحکامی شود. علت افزایش سختی روکش ۱ وجود فازهای مختلف در ساختار است.

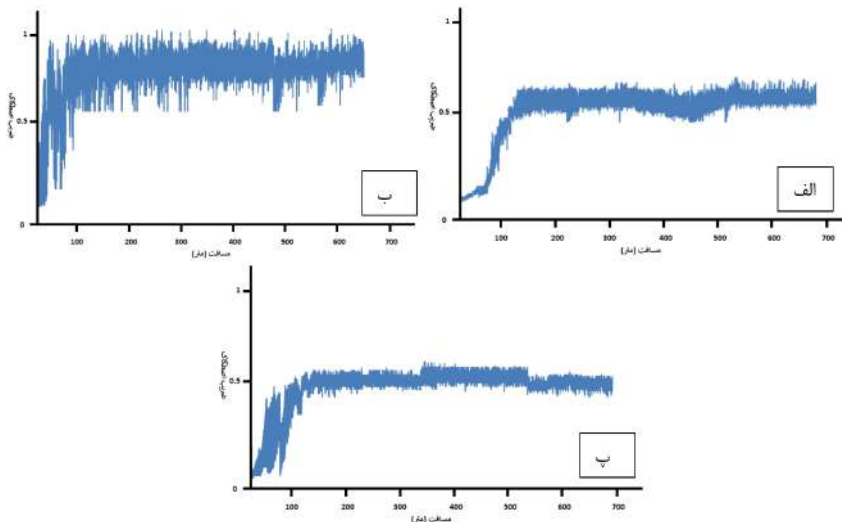
جدول ۳- اندازه دانه‌ها و سختی فلز جوش

نمونه	اندازه دانه ASTM E112	سختی (ویکرز)
فلز زیر لایه	۲/۷	۲۵۵
روکش ۱	۲/۸	۲۶۱
روکش ۲	۲/۶	۲۸۵
روکش ۳	۳/۱	۲۹۸

شکل (۲) تغییرات وزن بر حسب مسافت لغزش را برای نمونه‌های مختلف تحت آزمون سایش نشان می‌دهد. همانگونه که در این شکل دیده می‌شود، میزان کاهش وزن نمونه‌ها تقریباً به یک صورت است و روکش ۱ نسبت به روکش ۲ و ۳ به علت عدم وجود عنصر آلیاژی آلومینیوم وزن بیشتری را از دست داده است.



شکل ۲- تغییرات وزن بر حسب مسافت لغزش



شکل ۳- ضریب اصطکاک بر حسب مسافت طی شده الف- روکش ۱ ب- روکش ۲ پ- روکش ۳

آزمون سایش نشان می دهد. به کمک تصاویر SEM می توان مکانیزم سایش را مورد بررسی قرار داد. تصاویر بدست آمده از سطح نمونه ها و شیارهای ایجاد شده که در جهت حرکت و لغزش دو سطح درگیر می باشند، به خوبی مشخص می کنند که مکانیزم غالب در سایش نمونه ها، سایش خراشان است. از طرفی وجود برخی ترک ها و شیارهای عمیق ایجاد شده روی سطح نمونه ها نشان دهنده انجام سایش به وسیله مکانیزم ورقه ای و در ادامه آن مکانیزم چسبان است. سایش چسبان در صورت لغزش موضعی بین دو سطح که منجر به جدا شدن ماده از یک سطح درگیر و انتقال به سطح دیگر می شود، رخ می دهد. مکانیزم سایش نمونه های دارای آلومینیوم، به صورت خراشان است و همانگونه که در شکل ها دیده می شود، بر روی سطح تنها شیارهای هم جهت با مسیر سایش دیده می شود. این موضوع نشان دهنده مکانیزم سایش خراشان است و به همین دلیل شیارهای ایجاد شده بر روی نمونه به خصوص روکش ۳ چندان عمقی و زیاد نمی باشند.

#### نتیجه گیری

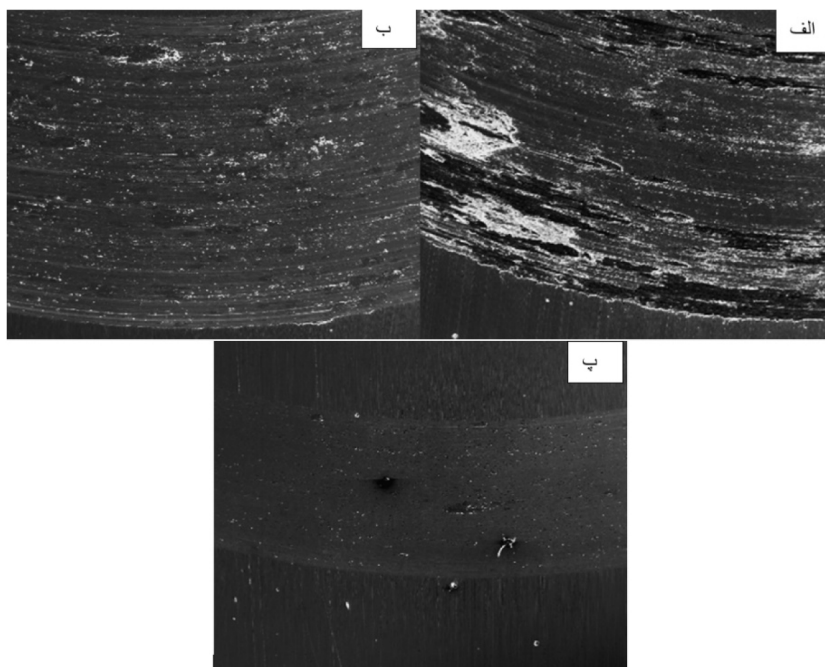
در این پژوهش ریزساختار، سختی و مقاومت به سایش ناحیه جوش فولادهای زنگ نزن فریتی با ترکیب شیمیایی مختلف بررسی شد و نتایج زیر به دست آمد:

- ریزساختار روکش ۱ با توجه به ترکیب شیمیایی، فاز زمینه فریت به همراه آستنیت ویدمن اشانتان و مارتنزیت در مرزها و آستنیت بلوکی شکل درون دانه ها می باشد. در حالی که ریزساختار روکش ۳ با 2/8 درصد آلومینیوم کاملاً فریتی است.

- اضافه شدن آلومینیوم به ساختار آلیاژ پرکننده باعث تشکیل رسوبات کاربیدی و اکسیدی آلومینیوم و در نتیجه افزایش سختی می شود.

- نتایج کاهش وزن بر حسب مسافت طی شده نشان می دهد، بیشترین میزان کاهش وزن مربوط به روکش ۱ است.

شکل (۳) ضریب اصطکاک نمونه ها را بر حسب مسافت طی شده نشان می دهد. روند حرکتی نمودار ضریب اصطکاک تمام نمونه ها به یک شکل است و پس از مقداری افزایش به یک میزان تقریباً ثابت رسیده است. دلیل رسیدن به نرخ ثابت می تواند به علت سازگاری سطوح سایش نسبت به هم و کاهش درگیری های مکانیکی سطوح باشد. برخی تغییرات ایجاد شده در نمودار می تواند به دلیل نگاه داشتن دستگاه و توقف آزمایش جهت اندازه گیری وزن نمونه ها و شروع مجدد آن در مسافت های مشخص باشد، که با انجام این کار سطح نمونه از ذرات سایشی ایجاد شده تمیز شده و هنگامی که مجدداً مورد آزمایش قرار می گیرد تا به حالت نرخ سایش پایدار برسد و ذرات سایشی جدید ایجاد شود، نمودار ضریب اصطکاک دچار نوسان می گردد. نمودار تغییرات ضریب اصطکاک روکش ۱ دارای نوسان زیادی می باشد که این موضوع می تواند به علت چسبیدن و جدا شدن پی در پی ذرات سایشی روی سطوح سایش و چسبندگی لحظه ای سطح پین بر روی دیسک باشد. این اتفاق موجب افزایش و کاهش میزان نیرو بین سطوح درگیر در سایش می شود. همچنین روند افزایشی نمودار در ابتدای آزمون که تا حدود مسافت صد متر برای تمام نمونه ها رخ می دهد، می تواند به دلیل حذف تدریجی لایه های اکسیدی و آلودگی های ایجاد شده روی سطح نمونه ها و سپس تماس مستقیم پین و دیسک با هم و یا افزایش ذرات سایشی میان سطوح باشد. اگر چه تعیین مقاومت به سایش مواد برای پیش بینی رفتار آن ها دشوار است. اما به طور کلی می توان گفت سختی بالا، سرعت کارسختی زیاد، اکسیداسیون و مقاومت در برابر خوردگی خوب می توانند موجب افزایش مقاومت به سایش شوند. ریزساختار و خواص مکانیکی نیز روی مقاومت به سایش اثرات فوق العاده ای دارند. به همین دلیل نمونه های حاوی آلومینیوم دارای مقاومت به سایش بهتری می باشند و در روکش ۳ که میزان آلومینیوم بیشتر است، رفتار سایشی بهتری نسبت به روکش ۲ دیده می شود. شکل (۴) تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ها را بعد از



شکل ۴- تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه‌ها بعد از سایش  
الف - روکش ۱ ب - روکش ۲ پ - روکش ۳

8-Keskitalo, M., et al., The Influence of Shielding Gas and Heat Input on the Mechanical Properties of Laser Welds in Ferritic Stainless Steel. *Physics Procedia* 2015. 78: p. 222-229.

9-Ramkumar, K.D., et al., Comparative Studies on the Weldability, Microstructure and Tensile Properties of Autogeneous TIG Welded AISI 430 Ferritic Stainless Steel with and Without Flux. *Journal of Manufacturing Processes*, 2015. 20: p. 54-69.

10-Nelson, T.W., J.C. Lippold, and M.J. Mills, Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Weld Metals, Part 1 - Nucleation and Growth. *Welding Journal-New York* 1999. 78(October): p. 329-s-337-s.

11-Mukherjee, M. and T.K. Pal, Influence of Heat Input on Martensite Formation and Impact Property of Ferritic-Austenitic Dissimilar Weld Metals. *Journal Materials Science Technology*, 2012. 28(4): p. 343-352.

12-Silva, C.C., et al., High-Temperature Hydrogen Sulfide Corrosion on the Heat-Affected Zone of the AISI 444 Stainless Steel Caused by Venezuelan Heavy Petroleum. *Journal of Petroleum Science and Engineering* 59 (2007) 219-225, 2007. 59: p. 219-225.

13-Antunes, P.D., et al., Effect of Weld Metal Chemistry on Stress Corrosion Cracking Behavior of AISI 444 Ferritic Stainless Steel Weldments in Boiling Chloride Solution. *Materials and Corrosion*, 2012. 62(999): p. 1-7.

پی نوشت

- ۱-دانشجو، دانشگاه شهید چمران اهواز
- ۲-استادیار، دانشگاه شهید چمران اهواز

- مکانیزم سایش نمونه‌ها عمدتاً به صورت خراشان بوده و در روکش ۱ مکانیزم سایش چسبان نیز به مقدار قابل توجهی دیده می‌شود. به عبارتی افزودن عنصر آلیاژی آلومینیم موجب کم شدن اثر مکانیزم سایش چسبان شده و باعث غالب شدن مکانیزم سایش خراشان می‌گردد.

منابع

- 1- Davis, J.R., *ASM Specialty Handbook, Stainless Steels*. 1994, Materials Park. OH 440730002: ASM International.
- 2-Folkhard, E., *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. 1984, Wien New York: Springer.
- 3-Lippold, J.C. and D.J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 2005, USA: A Wiley-Interscience Publication.
- 4-Keams, W.H., *Welding Handbook, Metals and Their Weldability*. Seventh ed. Vol. 4. 1984, Miami, USA: American Welding Society.
- 5-Villaret, V., et al., Characterization of Gas Metal Arc Welding welds obtained with new high Cr-Mo ferritic stainless steel filler wires. *Materials & Design*, 2013. 51: p. 474-483.
- 6-Reddy, G.M., et al., Influence of welding processes on Microstructure and mechanical Properties of dissimilar austenitic ferritic Stainless steel welds. *Materials and Manufacturing Processes*, 2005. 20: p. 147-173.
- 7-Teker, T., The Effect of Austenitic Interlayer On Microstructure and Mechanical Behaviors in Keyhole Plasma Transfer Arc Welding of Ferritic Stainless Steel Couple. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2013. 69(5-8): p. 1833-1840.



## بررسی جایگزینی منگنز با کاهش نیکل در ترکیب شیمیایی فلز جوش راسب شده از الکتروود E7018-G

محمد احمدیان دهقانی<sup>۱</sup>، مسعود مصلاهی پور<sup>۲</sup>، مجید فاخری<sup>۳</sup>، مهدی راستی<sup>۴</sup>

### چکیده

از عناصر تاثیر گذار بر خصوصیات فلز جوش راسب شده از الکتروود E7018-G می توان به منگنز و نیکل اشاره کرد. در این پژوهش تاثیر نسبت منگنز به نیکل (2-5 wt%) بر خصوصیات فلز جوش راسب شده از الکتروود E7018-G بررسی شده است. مطالعات ساختاری انجام شده نشان داد با افزایش نسبت منگنز به نیکل مقدار فریت سوزنی در ریز ساختار فلز جوش افزایش می یابد و ارزیابی خواص مکانیکی نمونه ها با آزمایش کشش و ضربه نشان داد که با افزایش نسبت منگنز به نیکل تنش تسلیم و تنش کششی افزایش یافته اما در نسبت های بالاتر منگنز به نیکل چقرمگی ضربه کاهش می یابد.

کلمات کلیدی: منگنز، E7018-G، ریز ساختار، استحکام، ضربه.

### مقدمه

الکتروود E7018\_G جز دسته الکتروودهای قلیایی است که با توجه به ویژگی های آن از جمله پاشش کمتر، سهولت و گستردگی در طیف عملیات جوشکاری و کیفیت بالای آن کاربرد بسیاری در صنعت کشتی سازی، اتصال در خطوط لوله های گاز و پتروشیمی و جوشکاری فلزات کم آلیاژ استحکام بالا دارد. در این نوع الکتروود ها عناصر موجود در پوشش الکتروود بر خواص ریز ساختاری و مکانیکی فلز جوش راسب شده تاثیر دارد. از این عناصر می توان به منگنز اشاره کرد.

در پژوهش صورت گرفته توسط Kang و همکارانش [۱] تاثیر افزایش منگنز و نیکل با افزایش سختی بیان شد و در نسبت های بالا از عناصر، کاهش چقرمگی و ترد شدن فلز جوش راسب شده را نتیجه نموده شد. Farrar و همکارانش [۲] نیز افزایش مقدار عناصر منگنز و نیکل را با افزایش مقدار فریت سوزنی و کاهش فریت مرز دانه ای گزارش کردند و این نتیجه به دست آمد که در نسبت های بالا عناصر فوق مارتنزیت نیز تشکیل می شود و [۳] Evans تاثیر نیکل را بر خواص مکانیکی و ریزساختاری بررسی کرد و به این استدلال رسید که با افزایش نیکل، فریت سوزنی افزایش و فریت اولیه کاهش

می یابد ولی تنش تسلیم و استحکام نهایی افزایش می یابد. Harrison و همکارش [۴] پژوهش هایی در زمینه افزایش ساختار فریت سوزنی جمع آوری کردند و در نهایت دریافتند که بیشترین عناصر تاثیر گذار روی سختی منگنز و کربن است و علاوه بر آن یافته های Kehan و همکارانش [۵] بر این اصول است که کاهش منگنز، افزایش چقرمگی در درصد بالای نیکل را به همراه دارد. با توجه به مشکلات اقتصادی و پرهزینه بودن این میزان از نیکل مورد استفاده در تولید الکتروود های E7018\_G کاربرد وسیع این نوع الکتروود، در این پژوهش با کاهش استفاده از نیکل و جایگزینی آن با عنصر منگنز، تاثیر منگنز بر خواص ریزساختاری و مکانیکی مورد مطالعه قرار گرفته است و مناسب ترین درصد منگنز همراه با بهبود خواص فلز جوش راسب شده، گزارش شده و مورد تحلیل قرار گرفته است.

### روش انجام آزمایش

در این پژوهش برای بررسی اثر منگنز بر خواص مکانیکی و ریز ساختاری فلز جوش راسب شده از الکتروود E7018\_G، چهار دسته الکتروود مطابق با استاندارد AWS-A5-5 با مقدار نیکل ثابت

الکتروود یک نمونه برای مطالعات ریز ساختاری از مقطع عرضی برشکاری و آماده سازی شد و پس از سمباده زنی و پولیش کاری، با ذرات آلومینا با محلول نایتال ۲ درصد (۲% NaOH+98% HCl) اچ شده و با میکروسکوپ در مقیاس های ماکرو و میکرو مورد بررسی قرار گرفته شد.

### نتایج و بحث

در مطالعات انجام گرفته بر روی ریز ساختار مشخص شد که فلز جوش راسب شده از دو ناحیه ستونی و هم محور تشکیل شده است. انجماد در پاس در حال جوشکاری به صورت رو نشستی از مرز بین فلز پایه و فلز جوش شروع شده، رشد کرده و در نهایت ساختار این پاس به صورت ستونی شکل می گیرد. گرمای این پاس، منجر به تحت تاثیر قرار گرفتن پاس قبلی شده و در نهایت باعث می شود که پاس ماقبل خود از ساختار ستونی به هم محور تغییر کند که به وسیله پدیده نفوذ این تغییر ساختار شکل می گیرد. در ناحیه هم محور به دلیل فاصله از حوضچه جوش (گرمای پاس در حال جوشکاری) به دو ناحیه هم محور درشت و هم محور ریز تقسیم بندی می شود. طبق پژوهش های صورت گرفته، در ناحیه ستونی فازهای فریت سوزنی و فریت با فاز ثانویه پدیدار شده و همچنین در ناحیه هم محور فریت سوزنی و فریت پرویونکتوئید تشکیل می شود [۵].

تصاویر میکروسکوپی نمونه های جوشکاری شده، در شکل (۲ الی ۵)

و مقدار منگنز متغییر طراحی و به ترتیب با قطر و طول  $3/25 \text{ mm}$  و  $35 \text{ cm}$  ساخته و مورد استفاده قرار گرفته شد. برای تعیین ترکیب شیمیایی از دستگاه کوانتومتری استفاده شد و درصد منگنز موجود در پوشش الکتروود به گونه ای انتخاب گردید که فلز جوش راسب شده دارای نسبت منگنز  $2-5 \text{ wt\%}$  باشد. (ترکیب شیمیایی الکتروودها در جدول ۱ آمده است) ابتدا الکتروودها و ورق فولادی **DIN ST 37** به ترتیب در دمای ۱۰۰ و ۴۰۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱ و ۵ ساعت پیش گرم شده و سپس جوشکاری در حالت تخت و به روش قوس الکتریکی با یلاریته معکوس (الکتروود قطب مثبت) در ۱۰ پاس بین دو ورق همجنس فولادی **DIN ST 37** با ابعاد  $2 \times 13 \times 27 \text{ cm}$  با فاصله  $2 \text{ cm}$  و زاویه  $20^\circ$  درجه مطابق با استاندارد **AWS-A5-5** صورت گرفت. (مشخصات جوشکاری در جدول ۲ آمده است). از فلز جوش راسب شده به منظور دستیابی و تعیین خواص مکانیکی، یک نمونه به منظور انجام آزمایش کشش و چند نمونه برای تست ضربه آماده سازی شد. (شماتیک نمونه های آزمایشگاهی در شکل ۱ آمده است). از جمله پارامترها و عواملی که برای انجام این آزمایش کشش تعیین و استفاده شده، می توان به دمای محیط، استفاده از دستگاه **SANTAM STM 370** و با سرعت  $10$  میلی متر بر دقیقه و تست ضربه در دماهای  $30, 20, 0, -50$  با دستگاه **SANTAM STM 300** اشاره نمود. (نتایج تست های کشش در جدول (۳) و تست ضربه در شکل (۱) آمده است) (برای کاهش دما از الکل و برف  $\text{CO}_2$  استفاده شد). از هر دسته

جدول ۱- ترکیب شیمیایی الکتروودها

کد الکتروود	عناصر آلیزای								
	%S	%P	%Mn	%Ni	%V	%Cr	%Si	%C	%Mo
E <sub>1</sub>	.013	.018	.93	.53	.005	.02	.32	.04	.0003
E <sub>2</sub>	.015	.019	1.42	.59	.01	.02	.39	.05	.01
E <sub>3</sub>	.008	.027	2.02	.049	.009	.022	.056	.073	.004
E <sub>4</sub>	.009	.024	2.42	.53	.011	.026	.46	.09	.004

جدول ۲- جزئیات فرایند جوشکاری SMAW در این پژوهش

فرآیند	جریان الکتریکی		ولتاژ (V)	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (Kj/mm)
	جریان (A)	یلاریته			
SMAW	140	DCEP	21±2	2.3	.77-.84

جدول ۳- نتایج تست های انجام گرفته

کد الکتروود	تنش تسلیم (N/mm <sup>2</sup> )	استحکام نهایی (N/mm <sup>2</sup> )	ازدیاد طول (%)
E <sub>1</sub>	437.79	514.79	29.51
E <sub>2</sub>	454.45	546.92	37
E <sub>3</sub>	587.31	706.18	33.63
E <sub>4</sub>	569.63	756.26	31.04



درشت در تمامی مقادیر منگنز، فریت سوزنی وجود دارد، که با افزایش مقدار منگنز نیز مقدار این فاز افزایش پیدا می کند ولی در ناحیه هم محور ریز که از منبع گرمایی فاصله دارد در درصد پایین منگنز، از درصد فاز فریت سوزنی کمی برخوردار است که این فاز هم در این ناحیه با افزایش منگنز افزایش پیدا می کند.

در مطالعات میکروسکوپی نتیجه بر آن شد که با افزایش منگنز، ناحیه ی ستونی گسترش پیدا می کند که این امر منجر به آن خواهد شد که میزان درصد منگنز بالا رفته و افزایش منگنز عمل نفوذ را نسبت به قبل مشکل تر خواهد کرد و از تشکیل فاز هم محور جلوگیری به عمل می آورد.

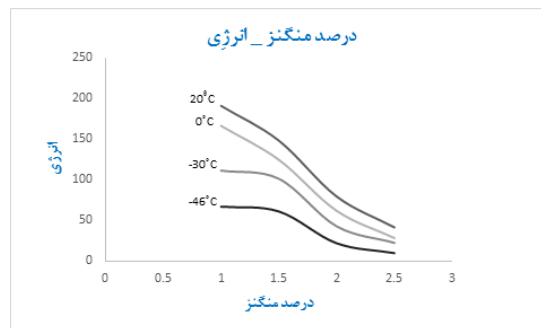
همانطور که در جدول (۳) مشاهده می شود، با اضافه کردن منگنز، تنش تسلیم تا نسبت ۴ درصد منگنز، افزایش پیدا می کند و پس از آن شروع به کم شدن می کند. کم شدن تنش تسلیم، نمونه E4 نسبت به دیگر نمونه ها سریع تر وارد ناحیه الاستیک می شود و از آنجایی که فریت سوزنی فاز نرمی است و با افزایش درصد منگنز، این فاز افزایش پیدا می کند این اتفاق می تواند به سبب افزایش فریت سوزنی باشد. و نیز استحکام نهایی افزایش پیدا می کند. با توجه به شکل (۱) می توان نتیجه گرفت که با افزایش نسبت منگنز، چقرمگی کاهش پیدا می کند.

### نتیجه گیری

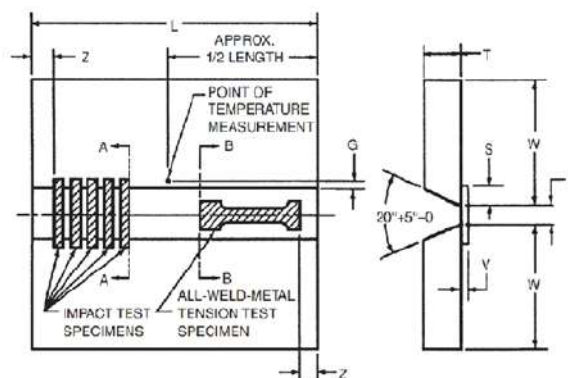
افزایش نسبت ۵-۲ wt% منگنز بر روی الکتروود E7018-G مورد بررسی قرار گرفت و نتایج زیر حاصل شد:

- با افزایش نسبت منگنز، مقدار فریت سوزنی در دو ناحیه ستونی و هم محور افزایش پیدا می کند و در منگنزه های بالا افزایش مناطق ستونی را به همراه دارد.

- چون در درصد های بالا کاهش تنش تسلیم داریم پس می توان برای نسبت منگنز مقدار بهینه معرفی کرد.

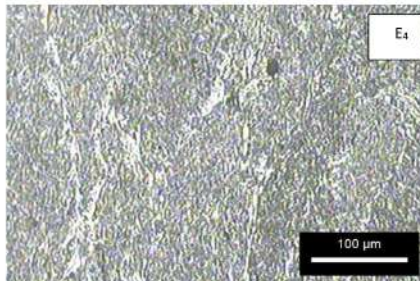
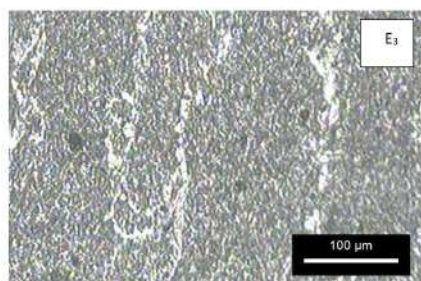
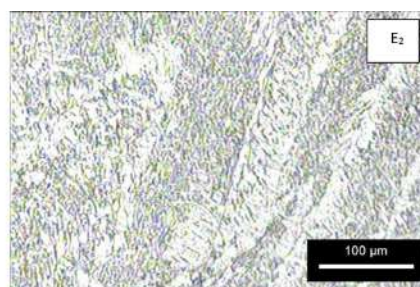
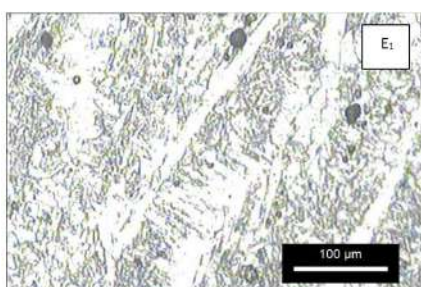


شکل ۱- نمودار انرژی-درصد منگنز در دماهای مختلف

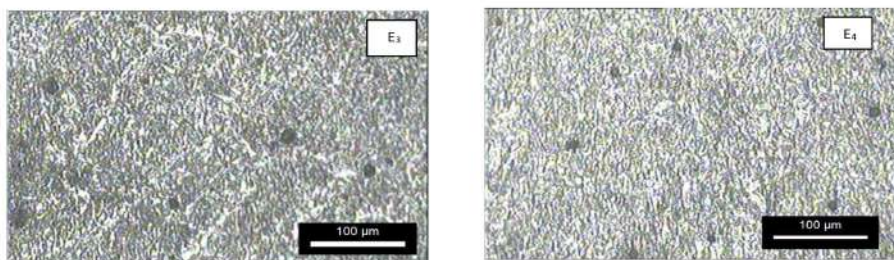
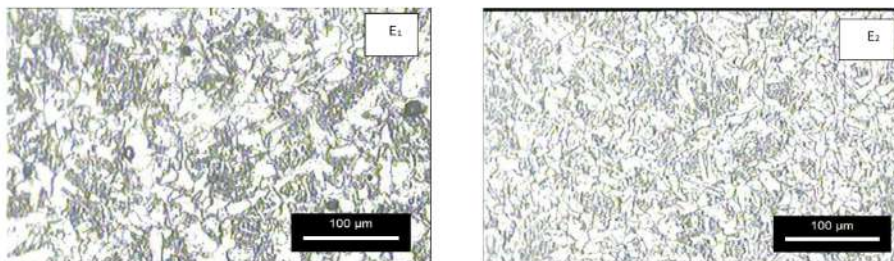


شکل ۲- شماتیک ورق های جوشکاری شده و آماده سازی نمونه ها [۷]

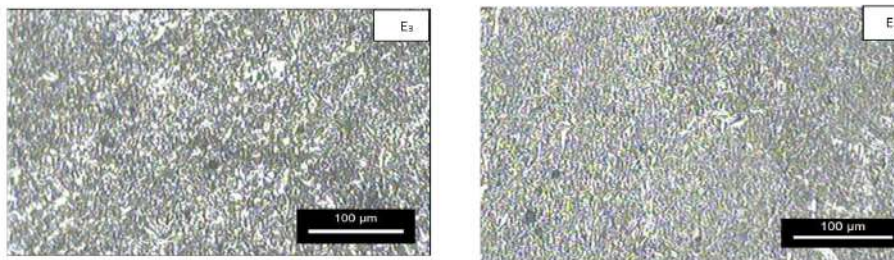
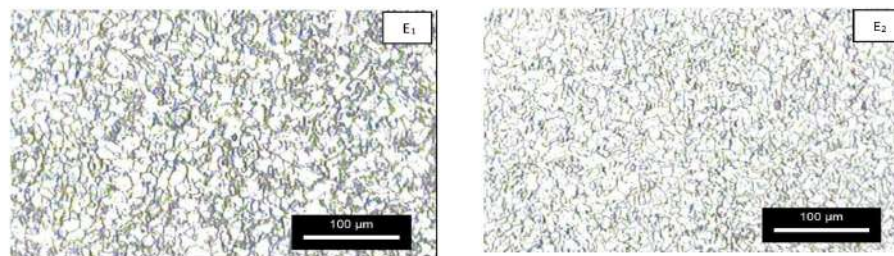
نشان داده شده است. با توجه به تصاویر، در نمونه ها با میزان درصد منگنز پایین، در ناحیه ستونی، فریت سوزنی و فریت مرز دانه ای مشاهده می شود و هر چه درصد منگنز افزایش پیدا می کند، از میزان فریت مرز دانه ای کاسته و بر میزان فریت سوزنی افزوده خواهد شد. همانطور که در تصاویر مشاهده می شود، در ناحیه هم محور



شکل ۳- تصاویر میکروسکوپی ناحیه ستونی - از چپ به راست افزایش منگنز



شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی ناحیه هم محور درشت دانه - از چپ به راست افزایش منگنز



شکل ۵- تصاویر ماکروسکوپی ناحیه هم محور ریز دانه - از چپ به راست افزایش منگنز

4-R.A.Farrar ,P.L.Harrison, review acicular ferrite in carbon - manganese weld metal :and over view.

5-E Keehan, L.Karlsson, H.O.Andren, L.E. Svensson, New development with C-Mn-Ni in high-strength steel weld metals-part B,mechanical properties

6-G.M.Evans and N.Bailey,metallurgy of basic weld metal.

پی نوشت

- 1- دانشجوی کارشناسی مهندسی مواد - دانشگاه یزد
- 2- دانشیار گروه مهندسی مواد-دانشگاه یزد
- 3,4- واحد تحقیق و توسعه شرکت الکتروود یزد

-افزایش نسبت منگنز باعث کاهش انرژی ضربه و کاهش چقرمگی می شود.

منابع

- 1-B. Y. KANG, H. J. KIM and S. K. HWANG, Effect of Mn and Ni on the Variation of the Microstructure and Mechanical Properties of Low-carbon Weld Metal.
- 2-z.zhang and r.a.farrar, influence of Mn and Ni on the microstructure and toughness of C-Mn-Ni WELD Metal.
- 3-G.M.Evans,the effect of Nickel on the microstructure and properties of C-Mn aii-weld-metal deposits.

# ISO 45001



## تشریح الزامات استاندارد ISO 45001 - قسمت ششم

مهندس افشین خیام

سازماندهی کارها، عوامل اجتماعی (شامل حجم کار، ساعات کار، تبعیض، آزارها و قلدری‌ها)، رهبری و فرهنگ سازمان، فعالیت‌ها و وضعیت‌های معمول و غیرمعمول شامل خطرات ناشی از موارد زیر است:

- 1- زیرساخت‌ها، تجهیزات، مواد، مواد اولیه و شرایط فیزیکی کار،
- 2- طراحی، تحقیق، توسعه، آزمون، تولید، مونتاژ، ساخت، تحویل خدمت، نگهداری و امحای محصولات و خدمات.
- 3- عوامل انسانی: عوامل انسانی می‌تواند عوامل متعددی باشد. یک موردی که معمولاً "مثال زده می‌شود، فرض کنید سازمان یک ورودی دارد و ارتفاع ورودی آن ۱٫۹ متر می‌باشد. به صورت معمول افرادی که از آن رد می‌شوند اتفاقی برای آن‌ها نمی‌افتد اما یک فردی که قد آن ۲ متر است بخواهد از آن مسیر رد شود این درب پتانسیل آسیب رساندن به او را دارد و برای آن فرد یک خطر محسوب می‌شود. پس باید عوامل انسانی را در شناسایی خطرات ببینید بسته به افرادی که دارند در سازمان کار می‌کنند.
- وقتی فردی با قد بلند در سازمان کار می‌کند، وقتی فردی که سنگین وزن است و دارد در سازمان کار می‌کند. فردی که برعکس آن قد کوتاه است و دارد در سازمان کار می‌کند. این افراد خطرات مختص به خودشان را دارند یعنی ریسک‌هایی که مختص این افراد است باید شناسایی شوند.
- 4- چگونگی انجام کار: اینکه کارها به چه صورتی انجام می‌شود و هر کدام از نحوه انجام کارها می‌تواند خطر آفرین باشد.
- رویدادهای مرتبط قبلی درون و برون سازمانی، شامل: موقعیت‌های اضطراری و علل آن‌ها.
- موقعیت‌های اضطراری بالقوه،

افراد با مد نظر قراردادن:

- 1- آن‌هایی که به محل کار و فعالیت‌های آن‌ها دسترسی دارند

### بند ۶- طرح ریزی

#### 6-1- کلیات

- خطرات،
- ریسک‌ها،
- فرصت‌ها،

الزامات قانونی و سایر الزامات.

وقتی بحث شناسایی و ارزیابی ریسک اتفاق می‌افتد ما یکسری خطراتی در سازمان داریم عوامل بالقوه‌ای که می‌تواند آسیب برساند ما یکسری ریسک داریم.

خطرات و ریسک‌ها را باید شناسایی کنیم پیامد آن‌ها را و در کنار آن فرصت‌ها را باید شناسایی کنیم وقتی داریم شناسایی و ارزیابی انجام می‌دهیم روی بحوث ریسک‌ها آن‌جایی که الزامات و قوانین وجود دارد و قانون روی آن دست گذاشته است را باید در زمره ریسک‌های بارز ببینیم و باید حتماً برای آن اقدام تعریف کنیم.

سازمان باید اطلاعات مستند زیر را نگهداری کند:

- ریسک‌ها و فرصت‌ها،
- فرایند و اقدامات مورد نیاز به منظور تعیین و پرداختن به ریسک‌ها و فرصت‌ها، به میزانی که برای اطمینان از اینکه طبق طرح‌ریزی اجرا شده باشند.

#### 6-1-2- شناسایی خطرات و ارزیابی ریسک‌ها و فرصت‌ها

##### 6-1-2-1- شناسایی خطرات

سازمان باید فرایندی جهت شناسایی پیوسته و دارای رویکرد پیش‌دستانه شناسایی خطرات را ایجاد، پیاده‌سازی و نگهداری نماید. این فرایند باید حداقل موارد زیر را لحاظ کند: چگونگی



جدول ۱- نمونه فرم برنامه‌ریزی اهداف  
نمونه فرم برنامه‌ریزی اهداف

کد فرم : ...	فرم برنامه‌ریزی اهداف سیستم مدیریت											شرکت ...		
	هدف خرد :											هدف کلان : کاهش حوادث		
	کاهش ۳۰٪ کمردرد (تعویض صندلی‌ها و مانیتورهای نامناسب)											تاریخ شروع برنامه : ۱۴۰۱/۰۸/۰۱		
نتایج تحقیق	برنامه زمان‌بندی گام‌های دستیابی											مسئول	گام‌های دستیابی	
	۳	۲	۱	۱۲	۱۱	۱۰	۹	۸	۷	۶	۵			۴
													مدیریت	۱- شناسایی و مانیتورهای نامناسب
													مدیریت	۲- شناسایی و تعیین بودجه خرید تجهیزات مناسب
													مدیریت	۳- انجام خرید
													مدیریت	۴- نظرسنجی از کارکنان

- با خط مشی سازگار باشند.
- قابل اندازه‌گیری باشند یا قادر به ارزشیابی عملکرد باشند.
- باید موارد زیر را لحاظ کند :
  - ۱- الزامات کاربرد پذیر،
  - ۲- نتایج ارزیابی ریسک‌ها و فرصت‌ها،
  - ۳- نتایج مشورت با کارکنان،
- پایش شوند،
- اطلاع رسانی شوند،
- به نحو مناسب بروز رسانی شوند.

6-2-2- طرح‌ریزی دستیابی به اهداف

هنگام طرح‌ریزی دستیابی به اهداف، موارد زیر باید رعایت شوند:

- چه چیزهایی انجام خواهد شد؟
- چه منابعی مورد نیاز است؟
- چه کسانی مسئول خواهند بود؟
- چه زمانی انجام خواهند شد؟
- چگونه نتایج ارزشیابی می‌شوند شامل نشانگرهای پایش،
- چگونه اقدامات دستیابی به اهداف در فرایندهای کسب و کار یکپارچه خواهند شد.
- اطلاعات مستند باید نگهداری و حفظ شوند.

نمونه‌ای از اهداف

نمونه‌ای از فرم برنامه‌ریزی اهداف را در جدول (۱) مشاهده می‌فرمایید. عنوان در خطی مشی: کاهش عوامل زیان آور و پیشگیری از بروز حادثه، اهداف مشتمل بر موارد زیر است:

- هدف کلان : کاهش حوادث به میزان ۵۰٪ ظرف دو سال آینده،
- هدف خرد ۱ : کاهش تعداد کمر دردها به میزان ۲۰٪ تا پایان سال،
- هدف خرد ۲ : کاهش ۱۰ درصدی جراحات واحد تولید در سه ماه آینده.

آینده،

پی نوشت

- مدیر تضمین کیفیت شرکت ناظران یکتا

نگهداری کند:

- تعیین و ایجاد دسترسی به الزامات قانونی و سایر الزامات به روز که برای خطرات، ریسک‌ها و سیستم مدیریت OH&S کاربرد پذیر هستند.
- تعیین چگونگی به کارگیری این الزامات قانونی و سایر الزامات در سازمان و اینکه چه چیزی نیاز به اطلاع رسانی دارد.
- لحاظ کردن این الزامات قانونی و سایر الزامات هنگام ایجاد، پیاده سازی، نگهداری و بهبود مداوم سیستم.
- سازمان باید اطلاعات مستند، الزامات قانونی و سایر الزامات را نگهداری کند و اطمینان حاصل نماید که متناسب با تغییرات به روز می‌شوند.

6-1-4- طرح ریزی اقدام

سازمان باید موارد زیر را طرح‌ریزی کند :

الف- اقدام جهت :

- ۱- پرداختن به این ریسک‌ها و فرصت‌ها،
- ۲- پرداختن به الزامات قانونی و سایر الزامات،
- ۳- آمادگی و واکنش در موقعیت‌های اضطراری، سازمان باید در این رابطه روشی، دستورالعملی برای این موارد داشته باشد روشی برای اینکه به این موارد رسیدگی کند داشته باشد.

ب- چگونگی :

- ۱- یکپارچه سازی و پیاده سازی اقدامات در فرایندهای سیستم مدیریت OH&S و سایر فرایندهای کسب و کار در سازمان،
- ۲- ارزشیابی اثربخشی این اقدامات، هنگام طرح‌ریزی به روش‌ها، گزینه‌های فنی، الزامات مالی، عملیاتی و کسب و کاری باید دقت شود.

6-2-2- اهداف و طرح ریزی دستیابی به آن‌ها

6-2-1- اهداف OH&S

سازمان باید اهداف را در عملکردها و سطوح مشخص مرتبط ایجاد کند تا سیستم و عملکرد را نگهداری کرده و به طور مداوم بهبود بخشد. اهداف باید :



## تأثیر دما و فشار بر ناحیه اتصال مبدل های حرارتی پایه آلومینیمی در فرایند لحیم کاری سخت

سید علی اکبر هاشمی میلانی<sup>۱</sup>، رضا توانگر<sup>۲</sup>، حسین صادقی نسب<sup>۳</sup>

### چکیده

امروزه از مبدل های حرارتی آلومینیمی بجای مبدل های حرارتی مس-برنجی در خودرو استفاده می شود، که یکی از روش های اتصال این مبدل ها، لحیم کاری سخت کوره ای است. صفحات مورد استفاده در تولید مبدل های حرارتی خودرو صفحات ۳۰۰۳ با روکش ۴۳۴۳ به عنوان فلز پرکننده است. در بین متغیرهای تأثیرگذار بر ساختار اتصال لحیم، دمای لحیم کاری و فشار اعمال شده مهمترین پارامتر می باشند، به طوری که اعمال هر گونه دمای غیر بهینه سبب ایجاد عیب در محل اتصال می شود. دمای بهینه برای لحیم کاری مبدل های حرارتی در این آزمایش  $605 \pm 5^\circ\text{C}$  تعیین شد. در دمای  $595^\circ\text{C}$  به علت عدم ذوب شدن کامل پوشش فلز پرکننده، استحکام اتصال صورت گرفته انتظار می رود دارای استحکام کمی باشد. در دمای  $620^\circ\text{C}$  نیز به علت نفوذ سیلیسیم از فلز پرکننده به فلز پایه سبب ایجاد عیب فرسایش در مبدل حرارتی و نشستی آن می شود. میزان فشار اعمالی در نگهدارنده اجزای مختلف مبدل حرارتی نیز پارامتر دیگر موثر در تولید مبدل حرارتی است. به طوری که ناحیه اتصال تشکیل شده تحت فشار بالا، نیروی  $18/2\text{ N}$  را در آزمون پارگی تحمل نمود. در صورتی که اتصال تشکیل شده در فشار کم،  $14/3\text{ N}$  نیرو را تحمل کرد. این تفاوت مربوط به بالا بودن مقدار تیغه های سیلیسیمی در محل اتصال دارد که با پهن تر شدن ساختار یوکتیک تشکیل شده در محل اتصال، از میزان تحمل نیرو کاسته می شود.

**کلمات کلیدی:** لحیم کاری سخت، آلومینیم، مبدل حرارتی، یوکتیک آلومینیم-سیلیسیم.

### مقدمه

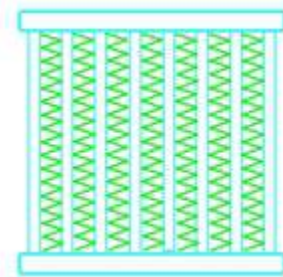
آلومینیم به دلیل سبک وزن بودن، خواصی بهتر از خواص فولاد معمولی داشته و آلیاژهای آن آلومینیم به دلیل دانسیته پایین، هدایت حرارتی بالا و مقاومت به خوردگی مناسب به طور معمول در مبدل های حرارتی در صنایع خودرو استفاده می شود [۱-۲]. ورق های مورد استفاده در مبدل های حرارتی عموماً ورق های چند لایه هستند که صفحه مرکزی آن، آلیاژ ۳XXX، تامین کننده استحکام بدنه و روکش خارجی آن از آلیاژ ۴XXX، جهت تامین فلز پرکننده می باشد. برای تولید مبدل های حرارتی آلومینیمی از روش لحیم کاری سخت با استفاده از روانساز استفاده می شود. به طوری که در حین حرارت دهی ابتدا روانساز اکسید موجود در روی سطح را برداشته، سپس با ذوب شدن روکش خارجی اتصال بین اجزا ایجاد می شود [۳-۶]. در بین متغیرهای تأثیرگذار بر ساختار اتصال لحیم،

دمای بیشینه ی لحیم کاری و فشار اعمالی در نگهدارنده اجزای مبدل حرارتی در مرحله مونتاژ (قبل از ورود به کوره لحیم کاری) از مهمترین پارامتر می باشند. به طوری که اعمال هر گونه دما و فشار نامناسب سبب ایجاد عیب در محل اتصال می شود. هدف از این تحقیق مطالعه تأثیر این دو پارامتر در اتصالات موجود در مبدل های حرارتی آلومینیمی مورد استفاده در صنایع خودروسازی است. به طوری که ابتدا مشخصات مواد اصلی بررسی شده و سپس مطالعات ساختاری و خواص مکانیکی و تأثیر عوامل ذکر شده بر روی ریزساختار اتصالات در شرایط بهینه ارائه شده است.

### مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از صفحات آلومینیمی رایج مورد استفاده در صنعت ساخت مبدل های حرارتی خودرو استفاده شده است. مطابق

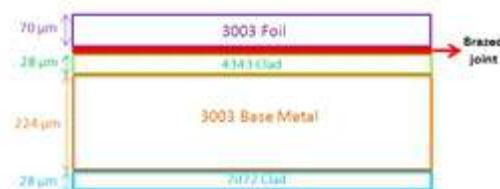
شکل (۱) لوله‌های آب گردان مبدل حرارتی، از صفحات آلومینیومی سه لایه ۷۰۷۲/۳۰۰۳/۴۳۴۳ تولید می‌شود که روکش خارجی ۴۳۴۳، تأمین کننده فلز پرکننده و روکش داخلی ۷۰۷۲، تأمین کننده مقاومت به خوردگی صفحه است.



الف



ب



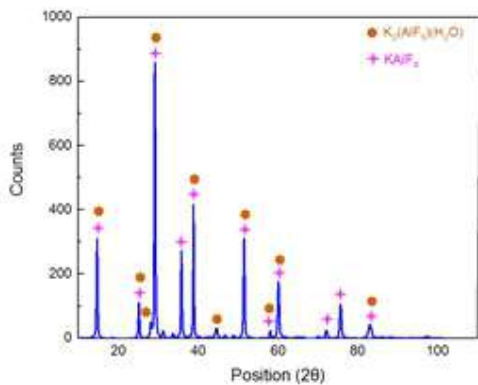
ج

شکل ۱- طرح‌واره، الف - مبدل حرارتی خودرو، ب - اتصال لوله‌های آب گردان به مخزن بالای (۱)، ج - اتصال پره‌های مبدل حرارتی به لوله‌های آب گردان (۲).

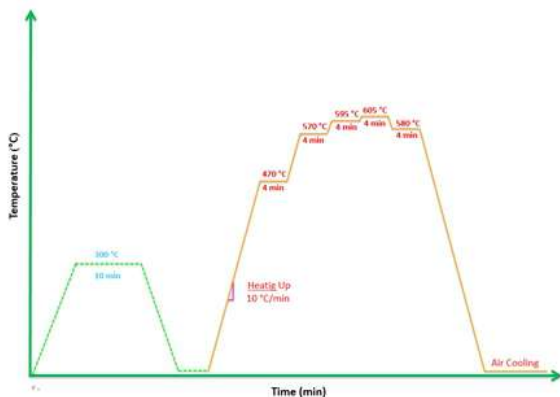
از روانساز نوکولوک (از این به بعد "روانساز" نامیده می‌شود)، که دارای دو فاز  $K_2AlF_6 \cdot H_2O$  و  $KAlF_4$  در ترکیب خود است، به عنوان عامل حذف لایه اکسیدی استفاده شده است. پراش اشعه ایکس روانساز در شکل (۲) آورده شده است. همچنین ترکیب شیمیایی و مشخصات فیزیکی روانساز به ترتیب در جدول (۱) و (۲) بیان شده است. لازم بذکر است که اطلاعات جدول (۱) و (۲) از شرکت رادیاتور ایران گرفته شده است.

پس از آماده سازی سطحی صفحه سه لایه با محلول چربی‌زدایی و اسید شویی، دوغاب روانساز بروی صفحه اعمال گشته و پس از خشک نمودن دوغاب در دمای  $300^\circ C$ ، روانساز به میزان  $10 \text{ g/m}^2$  بر روی بدنه اتصال قرار می‌گیرد. سپس مجموعه حاصله در داخل کوره نیویی تحت گاز نیتروژن با خلوص 99/99% و بادبی  $1/5 \text{ ml/min}$  گاز نیتروژن طبق چرخه عملیات حرارتی نشان

داده شده در شکل (۳) لحیم کاری شده است.



شکل ۲- پراش اشعه ایکس پودر روانساز اولیه شامل دو فاز  $K_2AlF_6 \cdot 3H_2O$  و  $KAlF_4$ .



شکل ۳- چرخه دمایی اعمال شده برای انجام اتصال مطابق خط تولید رادیاتور

ریزساختار فلز پایه و ناحیه اتصال با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی با میکروسکوپ **Cam Scan MV2300** مورد مطالعه قرار گرفته است.

ریزساختار ناحیه اتصال با محلول حکاکی دارای ترکیب  $8 \text{ ml HNO}_3, 2 \text{ ml HCL}, 45 \text{ ml H}_2\text{O}, 45 \text{ ml CH}_3\text{OH}$  و ریزساختار فلز پایه با محلول پولتن اصلاح شده به ترکیب  $25 \text{ ml HNO}_3, 6 \text{ ml HCL}, 6 \text{ ml H}_2\text{O}, 0.5 \text{ ml HCL}$  مورد مطالعه قرار گرفته است. مطابق شکل (۴)، آزمون پارگی طبق استاندارد **ASTMD 1876-01** با نرخ کشش  $50 \text{ mm/min}$  با دستگاه کشش **SANTAM ST50** به منظور ارزیابی استحکام اتصال لحیم انجام گرفته است.

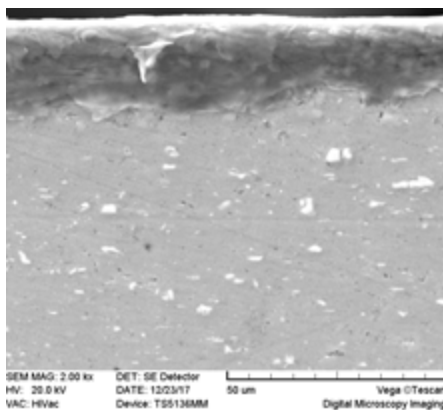
جدول ۱- ترکیب شیمیایی روانساز (درصد وزنی).

Element	F	K	Al	Ca	Fe
	49-53	28-31	16-18	0.1	0.03

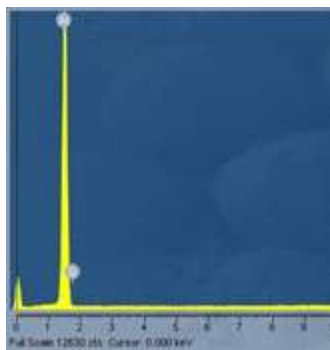
جدول ۲- مشخصات فیزیکی روانساز.

رنگ ظاهری	چگالی	حلالیت در آب $20^\circ C$
پودر سفید	$2.8 \text{ g/cm}^3 (20^\circ C)$	$4.5 \text{ g/lit}$

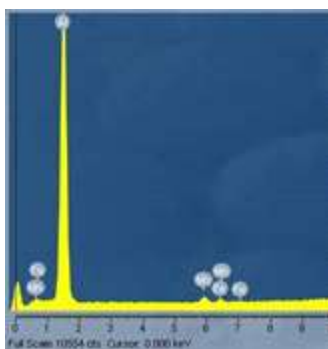
۷۰۷۲/۳۰۳/۴۳۴۳ و فویل ۰/۰۷ میلی متری ۳۰۰۳ از استحکام فویل ۳۰۰۳ بیشتر می شد و در آزمون پارگی شکست از محل فویل ها رخ داده و امکان ارزیابی استحکام ناحیه اتصال در شرایط مختلف وجود نداشت.



الف



ب

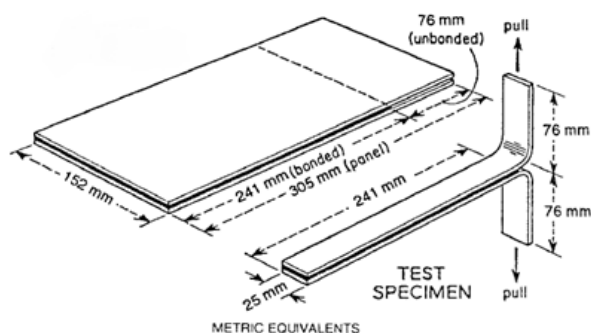


ج

شکل ۵- تصویر SEM از فلز پایه

ب- آنالیز عنصری روکش ۴۳۴۳، ج- آنالیز عنصری فلز پایه ۳۰۰۳.

به همین دلیل به منظور ارزیابی استحکام اتصال، آزمون پارگی بر روی اتصال دو صفحه سه لایه ۷۰۷۲/۳۰۳/۴۳۴۳ به همدیگر صورت گرفته است. شکل (۹) ریزساختار دو صفحه سه لایه



شکل ۴- نمونه استاندارد آزمون پاره‌گی.

### نتایج و بحث

شکل (۵) ریزساختار فلز پایه و روکش فلز پرکننده ۴۳۴۳ را نشان می دهد. رسوبات  $Al_6(Mn,Fe)$  با پخش شدن در زمینه فلز پایه سبب استحکام بخشی آن شده است [۷]. همچنین آنالیز عنصری روکش فلز پرکننده ۴۳۴۳ و فلز پایه ۳۰۰۳ در شکل های (۳-ب) و (۳-ج)، به ترتیب آورده شده اند.

از آنجایی که فاصله دمایی بین نقطه ذوب فلز پرکننده و دمای سالیدوس فلز پایه در آلیاژهای آلومینیم در حد  $50-60^\circ C$  است، به همین دلیل کنترل دمای لحیم کاری به منظور رسیدن به اتصال مناسب از اهمیت بالایی برخوردار است [۸]. در این بخش ریزساختار ناحیه اتصال ایجاد شده در سه دمای  $590^\circ C$ ،  $605^\circ C$ ،  $620^\circ C$  بررسی شده است. شکل (۶) اتصال ایجاد شده در دمای  $590^\circ C$  را نشان می دهد، به علت پایین بودن دما و عدم ذوب شدن کامل آلیاژ ۴۳۴۳ و تشکیل ترکیب یوتکتیک در مرز بین پوشش ۴۳۴۳ و فویل ۳۰۰۳، انتظار می رود ناحیه اتصال دارای استحکام بالایی نباشد.

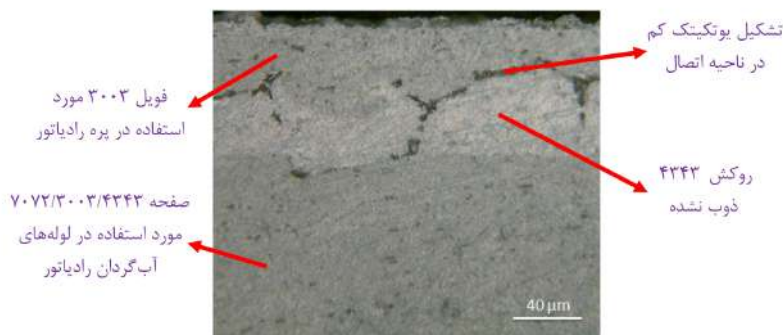
اما، ریزساختار ناحیه اتصال ایجاد شده در دمای  $620^\circ C$  را نشان می دهد. در این دما به دلیل نفوذ سیلیسیم از پوشش ۴۳۴۳ به فویل ۳۰۰۳ و پایین آمدن نقطه ذوب آن، کل فویل 0/07 میلی متری در مذاب حاصل حل شده و به دلیل پدیده نفوذ شکل اولیه خود را از دست داده است.

به عبارت دیگر نفوذ سیلیسیم از فلز پرکننده به فلز پایه باعث کاهش نقطه ذوب فلز پایه گشته و همین امر سبب حل شدن فلز پایه می شود [۹]. این نوع حل شدن در دمای بالا یکی از عوامل فرسایش و تخریب اتصالات ایجاد شده در رادپاتورهای صنعتی در فرایند لحیم کاری است.

شکل (۸) ناحیه اتصال تشکیل شده در دمای  $605^\circ C$  را نشان می دهد. در این دما در طی فرایند لحیم کاری اتصال سالمی بین فویل ۳۰۰۳ و صفحه آلومینیمی ۷۰۷۲/۳۰۳/۴۳۴۳ برقرار شده است، به طوریکه ابتدا محلول جامد آلومینیم از دیواره های محل اتصال (فویل ۳۰۰۳ و صفحه آلومینیمی ۷۰۷۲/۳۰۳/۴۳۴۳) شروع به جوانه زنی و رشد نموده و ترکیب یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم در مراحل پایانی انجماد و در وسط ناحیه اتصال ایجاد شده است.

به دلیل اینکه استحکام اتصال لحیم ایجاد شده مابین صفحه



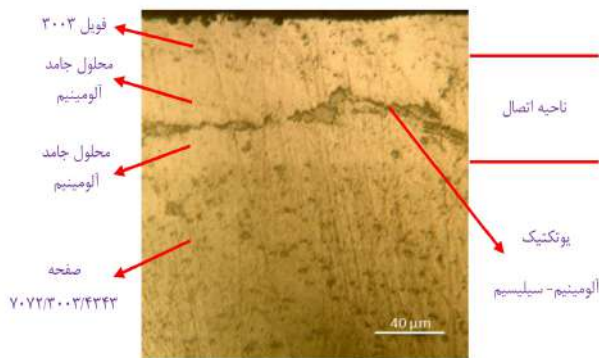


شکل ۶- ریزساختار اتصال ایجاد شده در دما °C 590.



شکل ۷- حل شدن کل صفحه در مذاب حاصله در اثر اعمال دمای بالا.

فلز پایه شده و میزان مذاب تشکیل شده در ناحیه اتصال کاهش می یابد [۳].

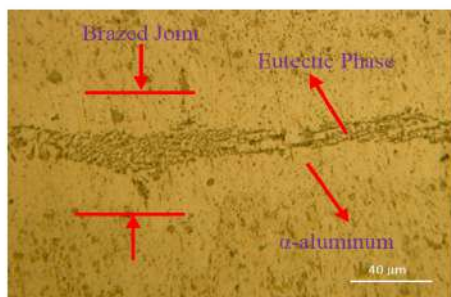


شکل ۸- اتصال مناسب صفحه آلومینیومی ۴۳۴۳/۳۰۳/۷۰۷۲ به فویل ۳۰۰۳.

میزان نیرو تحمل شده در تست پارگی، در ساختار دارای یوتکتیک باریک تر ۱۸/۲ نیوتن بر خط جابجایی است و در ساختار دارای یوتکتیک پهن تر ۱۴/۳ نیوتن بر خط جابجایی اندازه گیری شده است. شکل (۱۲) تصویر SEM و آنالیز EDS محل شکست نمونه های دارای ضخامت لایه یوتکتیک پهن تر و باریک تر در آزمون پارگی را نشان می دهد. مطابق شکل، شکست هر دو نمونه با مکانیزم ترد صورت گرفته است و سطح شکست هر دو نمونه تفاوت چندانی با هم ندارند اما تفاوت نیروهای تحمل شده در آزمون پارگی

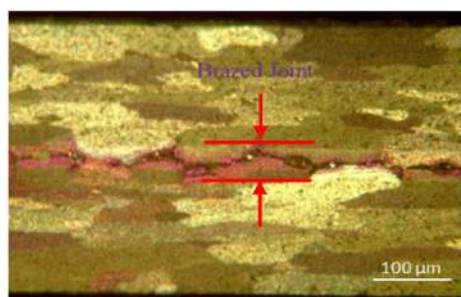
7072/3003/4343 بعد از اتصال لحیم را نشان می دهد. همانطور که طبق شکل (۹-الف) مشاهده می شود ریزساختار فلز پایه بعد از فرایند لحیم کاری به صورت دانه های کشیده شده باقیمانده است. ریزساختار کشیده شده ناشی از نورد ورق های مورد استفاده در رادیاتور هاست. به علت وجود دانه هایی با مرز دانه های بزرگ زاویه و کشیده شده در اطراف ناحیه اتصال، از نفوذ مذاب تشکیل شده به درون فلز پایه جلوگیری به عمل می آید، که این حالت در افزایش استحکام اتصال لحیم نقش بسزایی دارد، چرا که ناحیه اتصال با حداکثر میزان مذاب ایجاد می شود [۹-۱۳]. مطابق شکل (۹-ب)، در حالت کلی محل اتصال در اثر ذوب شدن پوشش ۴۳۴۳ ایجاد شده است که شامل محلول جامد آلومینیم و یوتکتیک آلومینیم-سیلیسیم می باشد. تیغه های سیلیسیم موجود در ترکیب یوتکتیک به صورت واضح در ناحیه اتصال مشاهده می شود. مطابق شکل (۱۰)، آنالیز خطی گرفته شده از محل اتصال لحیم نیز یوتکتیک بودن محل اتصال را تایید می کند.

شکل (۱۱) ریزساختار اتصال را نشان می دهد که تحت دو فشار مختلف لحیم کاری تشکیل یافته است. طبق تصاویر ریزساختاری مشاهده می شود که با افزایش فشار به ناحیه اتصال، از میزان مذاب تشکیل شده در آن ها کاسته شده است. در شکل (۱۱-الف)، ضخامت لایه یوتکتیک تشکیل شده در محل اتصال، به علت کم بودن فشار اعمالی، بیشتر از یوتکتیک تشکیل شده در محل اتصال است که فشار کمی به ناحیه اتصال آن وارد شده است (شکل ۱۱-ب). در حالت کلی اعمال فشار سبب نفوذ سیلیسیم از پوشش ۴۳۴۳ به



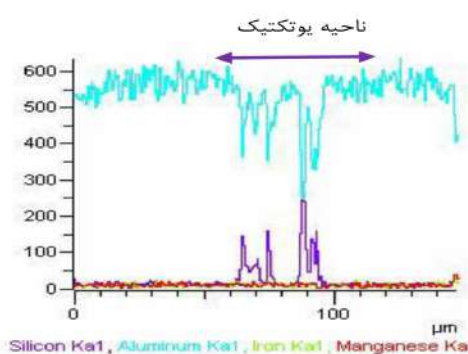
ب

الف - فلز پایه بعد از فرایند لحیم کاری ب - ناحیه اتصال.



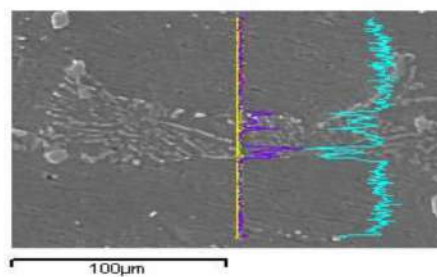
الف

شکل ۹- ریزساختار



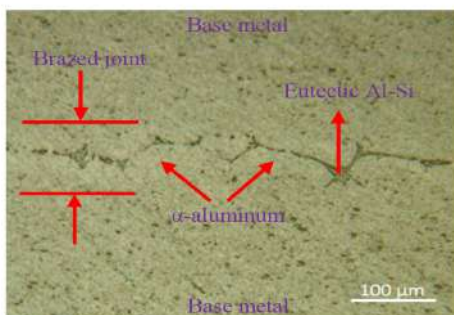
ب

ب - نمودار تغییرات عناصر آلومینیم و سیلیسیم در ناحیه اتصال.



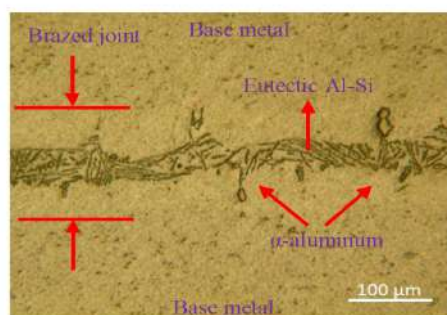
الف

شکل ۱۰- الف - تصویر SEM ناحیه اتصال لحیم



ب

ب - ریزساختار ناحیه اتصال تشکیل شده تحت فشار بالا.



الف

شکل ۱۱- الف - ریزساختار ناحیه اتصال تشکیل شده تحت فشار کم

فشار بر روی اجزای اتصال مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج این تحقیق به صورت زیر ارائه می گردند:

-دمای بهینه برای اتصال لحیم کاری سخت آلیاژهای آلومینیم، دمای  $605 \pm 5^\circ\text{C}$  است و هر گونه انحراف از این دما، عدم اتصال در بین اجزا را سبب می شود.

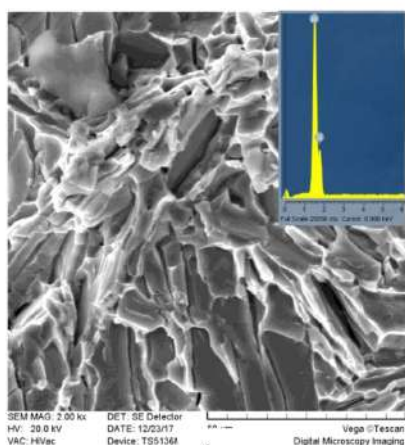
-با افزایش میزان فشار اعمالی به ناحیه اتصال، از میزان فاز یوتکتیک تشکیل شده در ناحیه اتصال کاسته شده و میزان تحمل نیرو بوسیله اتصال لحیم بالا می رود و بر عکس. به طوری که با بیشتر شدن ضخامت لایه یوتکتیک در محل اتصال، به دلیل تمرکز تنش در تیغه های سیلیسیمی ناحیه اتصال، شکست ترد ناحیه اتصال را ترغیب می نماید.

- میزان نیروی تحمل شده در تست پارگی، در ساختار دارای

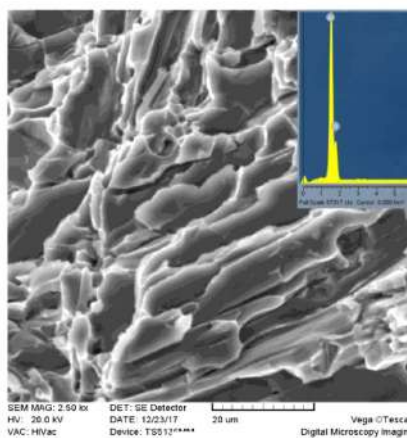
به دلیل تفاوت در ضخامت لایه یوتکتیک است. زیرا به دلیل ترد بودن فاز یوتکتیک، هر چه ضخامت این لایه در محل اتصال بیشتر باشد به همان میزان از تحمل تنش ناحیه اتصال کاسته می شود. بطوری که محل های ترد عموماً تیغه های سیلیسیمی موجود در یوتکتیک ناحیه اتصال است و تیغه های سیلیسیمی ناحیه اتصال به دلیل تمرکز تنش، شکست ترد ناحیه اتصال را ترغیب می نمایند.

### نتیجه گیری

در این تحقیق تسمه های  $3003$  آلومینیمی با روکش  $4343$  تحت شرایط مشابه با تولید رادیاتور، لحیم کاری سخت شدند و تاثیر دما و



ب - تصویر SEM سطح شکست اتصال لچیم دارای ناحیه یوتکتیک باریک تر.



شکل ۱۲- الف - تصویر SEM سطح شکست اتصال لچیم دارای ناحیه یوتکتیک پهن تر

7-H. N. Hashemi and M. Lockwood, "The Effect of Processing Variables on the Microstructures and Properties of Aluminum Brazed Joints", *Journal of Materials Science*, 2002, 37, 3705-3713.

8-P. K. Velu, "Study of the Effect of Brazing on Mechanical Properties of Aluminum Alloys for Automotive Heat Exchanger", Master of Science Thesis, Department of Mechanical Engineering, Purdue University, 2017.

9-M. J. Benoit, et al., "Reduction of Liquid Clad Formation Due to Solid State Diffusion in Clad Brazing Sheet", *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2016, 47B, 3501-3510.

10-H. Zhao, "Transport Phenomena Involved in Controlled Atmosphere Brazing of Microchannel Aluminum Heat Exchanger", *International Refrigeration and Air Conditioning Conference*, Paper 1113, 2010.

11-D. M. Turriff, et al., "Diffusional Solidification Phenomena in Clad Aluminum Automotive Braze Sheet", *Acta Materialia*, 2010, 58, 1332-1341.

12- Su. Kim, et al., "Grain-Structure Evolution of Brazing-Treated A4343/A3003/A4343 Aluminum Brazing Sheets Rolled with Different Reductions", *Met. Mater. Int.*, 2015, 21(2), 276-285.

13-Y. Tu, et al., "Effect of Microstructure on Diffusional Solidification of 4343/3005/4343 Multi-Layer Aluminum Brazing Sheet", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44A, 1760-1766.

#### پی نوشت

1- کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران

2- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران

3- سرپرست مهندسی و تحقیقات شرکت رادیاتور ایران، تهران، ایران

یوتکتیک باریک تر  $1/8/2$  نیوتن بر خط جابجایی و در ساختار دارای یوتکتیک پهن تر  $1/4/3$  نیوتن بر خط جابجایی اندازه گیری شد. تشکر و قدردانی نویسندگان این مقاله از همراهی مدیریت مهندسی و تحقیقات شرکت رادیاتور ایران و مسئولین آزمایشگاه های متالورژی دانشگاه صنعتی سهند که در پیشبرد و تهیه این مقاله نهایت زحمت و همت را بکار بردند، کمال تشکر و قدردانی را دارند.

#### منابع

1- ماندن، ان. آر، ترجمه مالک، فرشید، قلیزاده، شهرام، تکنولوژی جوشکاری آلومینیم، نشر طراح، تهران ۱۳۸۶.

2-J. S. Yoon, et al., "Fabrication and Brazeability of a Three-Layer 4343/3003/4343 Aluminum Clad Sheet by Rolling", *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 111, 85-89.

3- Su. Kim, et al., "Grain-Structure Evolution of Brazing-Treated A4343/A3003/A4343 Aluminum Brazing Sheets Rolled with Different Reductions", *Met. Mater. Int.*, 2015, 21(2), 276-285.

4- H. Kawase, et al., "Study of a Method for Evaluating the Brazeability of Aluminum Sheet", *International AWS-WRC Brazing and Soldering Conference*, Chicago, 18(1987) 24-26.

5- S. Yoon, et al., "Fabrication of Automotive Heat Exchanger Using Kinetic Spraying Process", *Surface & Coating Technology*, 2007, 201, 9524-9532.

6-J. Lacaze, et al., "Study of the Microstructure Resulting from Brazed Aluminum Materials used in Heat Exchangers", *Material Science and Engineering A*, 2005, 413-414, 317-321.

## بررسی تاثیر فلز پرکننده بر خواص اتصال جوش آلیاژ Al2024 با استفاده از فرایند GTAW

حسین حسینی طیب<sup>۱</sup>، جواد پیروزی فرد<sup>۲</sup>، سید مهدی رفیعیانی<sup>۳</sup>

### چکیده

یکی از چالش‌های پیش رو در زمینه استفاده از آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴، نحوه اتصال آن‌ها به منظور تولید قطعات با ابعاد و هندسه پیچیده است. از آنجایی که جوشکاری این آلیاژ با مشکلاتی نظیر ایجاد حفرات گازی و تخلخل در ناحیه جوش همراه است، این پژوهش بر اتصال جوش مشابه آلیاژ ۲۰۲۴ با سه نوع فلز پرکننده مختلف ER4145، ER4043 و ER5356 متمرکز شده است. نتایج حاکی از آن است که نزدیکی ترکیب فلز پرکننده ER4145 به نقطه یوتکتیک نسبت به ترکیب فلز پرکننده ER4043 باعث کاهش دامنه منطقه دو فازی ( $L+\alpha$ ) و افزایش مقاومت فلز جوش در برابر ترک انجمادی و ترک ذوب جزئی می‌گردد، اما از طرفی سبب افزایش مقادیر فازهای یوتکتیکی می‌شود که افت خواص مکانیکی فلز جوش را به دنبال دارد. اتصال ایجاد شده با استفاده از فلز پرکننده ER4145 با مقدار سیلیسیم بالاتر دارای مقادیر زیادی فازهای یوتکتیکی با میانگین سختی حدود ۱۱۰ ویکرز است و سختی بالاتری دارد. ریزساختار فلز جوش ایجاد شده با فلز پرکننده ER5356 که فاقد فازهای یوتکتیکی است، سختی پایین تری (۹۰ ویکرز) نسبت به سایر جوش‌ها دارند. اتصال ایجاد شده با فلز پرکننده ER4043 نیز حد وسط سختی (۱۰۳ ویکرز) در منطقه فلز جوش را داراست. همچنین نتایج حاصل از آزمون کشش نشان داد که بیشترین استحکام کششی نهایی مربوط به اتصال با فلز پرکننده ER4043 به مقدار ۲۲۷ مگاپاسکال و کمترین استحکام کششی نهایی مربوط به جوش با فلز پرکننده ER5356 به مقدار ۱۵۰ مگاپاسکال بوده است.

**کلمات کلیدی:** آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴، فلز پرکننده، استحکام کششی، جوشکاری TIG، ریزسختی.

### مقدمه

امروزه صنعت جوشکاری در بازارهای جهانی نقش پررنگی یافته که دلیل اصلی آن را می‌توان در کاربردی دانست که این روش اتصال در صنایع مختلف پیدا نموده است. ساختمان سازی، خودرو سازی، کشتی سازی و ماشین سازی از جمله صنایعی هستند که جوشکاری نقش تعیین کننده در فرایند شکل گیری محصولات را در آن‌ها برعهده دارد. اهمیت اقتصادی جوشکاری تا حدی است که گفته می‌شود بیش از ۵۰ درصد از تولید ناخالص صنعتی کشورهای مختلف با جوشکاری مرتبط است. به عبارتی جوشکاری دیگر صنعتی

نیست که محدود به جوش دادن چند قطعه فلز به یکدیگر باشد، بلکه هم‌زمان با پیشرفت‌های عظیم صورت گرفته در صنایع گوناگون، صنعت جوشکاری و تجهیزات مربوط به آن نیز رشد قابل توجهی پیدا کرده و انتظار می‌رود که این روند در سال‌های آتی کماکان ادامه یابد. جوشکاری ذوبی که ایجاد یک مجموعه از طریق ذوب سطوح دو یا چند قطعه و اتصال آن‌ها به یکدیگر می‌باشد، فرایندی دقیق، قابل اطمینان، دارای صرفه اقتصادی و فناوریانه به منظور اتصال مواد است. هیچ یک از دیگر روش‌های اتصال با استفاده از جوشکاری دارای گستردگی کاربرد جهت اتصال فلزات و آلیاژها مختلف نمی‌باشند [۱]. قابلیت شکل پذیری، مقاومت در برابر خوردگی، هدایت حرارتی و الکتریکی بالا، غیرمغناطیسی و غیر جرقه زای بودن سبب شده است که آلومینیوم و آلیاژهای آن بطور گسترده در ساخت اشیاء و اسکلت‌ها به روش ریخته‌گری، نورد و آهن‌گری به کار روند. از جمله سازه‌هایی که در ساخت آن‌ها از آلومینیوم استفاده می‌شود، می‌توان به قطارها، هواپیماها، کشتی‌ها و فضاپیماها اشاره کرد. روش‌های گوناگونی برای اتصال دهی آلومینیوم و آلیاژهای آن وجود دارد. انتخاب یکی از این روش‌ها به متغیرهایی نظیر هندسه، ترکیب شیمیایی قطعات، استحکام مد نظر ناحیه جوش، تعداد اجزایی که قرار است به هم متصل شوند، زیبایی ظاهری جوش و شرایط کاری قطعات نظیر رطوبت، دما، اتمسفر و شرایط خوردگی محیط وابسته است.

یکی از روش‌های اتصال دهی آلیاژهای آلومینیوم جوشکاری است. بیشتر آلیاژهای آلومینیوم به خوبی جوش پذیرند. جوشکاری قوسی به دسته‌ای از فرایندهای جوشکاری گفته می‌شود که در آن‌ها با ایجاد قوس و حرارت دادن، فلز موجود در درز اتصال، موجب ذوب شدن آن‌ها می‌شود. این فرایند می‌تواند با اعمال فشار و یا بدون اعمال فشار صورت گیرد. در دسته‌ای از این فرایندها از فلز پرکننده برای ایجاد اتصال بین دو قطعه فلزی استفاده می‌شود. یکی از متداول‌ترین انواع جوشکاری قوسی، جوشکاری قوسی با الکتروود تنگستن و تحت حفاظت گاز خنثی (فرایند TIG) است [۲،۳]. آلیاژ ۲۰۲۴، یکی از مستحکم‌ترین آلیاژهای سری ۲۰۰۰ به شمار می‌رود. آلیاژ ۲۰۲۴ در زمره آلیاژهای آلومینیوم-مس قرار دارد که با تغییر درصد و نوع عناصر آلیاژی می‌توان به مقادیر مختلف استحکام آن دست یافت. با افزودن منیزیم به آلیاژ مس-آلومینیوم، آلیاژ سه تایی Al-Cu-Mg تشکیل می‌شود. حضور منیزیم سبب افزایش سختی رسوبی می‌گردد. استحکام آلیاژ ۲۰۲۴ بین ۲۷ ksi تا ۷۵ ksi است که از این منظر در شمار مستحکم‌ترین آلیاژهای

**PSQ-400A** تحت لیسانس مرکل آلمان استفاده شده است. لازم بذکر است دمای نمونه ها قبل از جوشکاری حدود ۲۵ درجه سانتی گراد در نظر گرفته شد. در فرایند جوشکاری جهت تأمین اتمسفر خنثی از گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ درصد استفاده شده است و قبل از اعمال قوس و پس از اتمام قوس جهت تمیزکاری و محافظت از حوضچه جوش به ترتیب به مدت ۵ و ۲۰ ثانیه گاز اعمال شد. دبی گازهای محافظ در جدول (۲) آورده شده است.

## - فرایند جوشکاری

در فرایند جوشکاری از نوع جریان **AC** پالسی و الکترو تنگستنیتی از نوع خالص (ته سبز) و به قطر  $2/4 \text{ mm}$  انتخاب گردید. در فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز از کالت و کالت بادی به قطر  $2/4$  میلی متر و قطر سرامیک ۸ میلی متر استفاده شد. به منظور حرارت ورودی کمتر از سیستم جریان پالس استفاده گردید. لازم بذکر است نسبت جریان **Ip/Ib** برای همه نمونه ها ۶۰ به ۱۲۰ آمپر است، فرکانس دستگاه ۵۰ هرتز و ولتاژ  $10-10/2 \text{ V}$  و سرعت جوشکاری  $11 \text{ cm/min}$  است.

## - تجهیزات و آزمون ها

آزمون های ریزساختاری شامل متالوگرافی جهت شناسایی ریزساختارهای فلز جوش و فلز پایه و بررسی های میکروسکوپ الکترونی روبشی، بر هر سه اتصال ایجاد شده انجام شد. آزمایش های خواص مکانیکی از قبیل ریزسختی سنجی و آزمایش کشش و بررسی ظاهری بر روی فلز پایه و اتصالات جوش انجام گرفت. به منظور اعمال آزمون کشش بر اتصالات، نمونه ها به صورت عرضی و عمود از ناحیه جوش به طول ۱۰ سانتی متر و عرض آسانتی متر تهیه شد و نمونه های آزمایش کشش با نرخ کرنش  $1 \text{ mm/min}$  و در دمای محیط انجام گردید.

## نتایج و بحث

### - بررسی خواص ظاهری جوش و ریزساختار

جهت بررسی خواص ظاهری جوش دو پارامتر به عنوان خروجی در نظر گرفته شده است، این دو پارامتر عبارتند از:

- عمق جوش

- پهنای جوش

همان طور که در جدول (۳) مشاهده می شود، کمترین عرض جوش مربوط به اتصال با فلز پرکننده **ER4043** و بیشترین عرض جوش مربوط به اتصال ایجاد شده با فلز پرکننده **ER4145** است. علت این امر را می توان درصد سیلیسیم کمتر و در نتیجه میزان سیالیت کمتر مذاب و متعاقباً پهنای جوش کمتر نسبت داد. همانگونه که می دانیم میزان عنصر سیلیسیم بر سیالیت حوضچه مذاب و پهنای جوش اثر قابل توجهی دارد. افزایش میزان عناصر آلیاژی در ترکیب شیمیایی فلز پرکننده **ER5356** نیز سبب افزایش سیالیت حوضچه مذاب و افزایش پهنای جوش اتصال می گردد. همچنین با توجه به تصاویر،

آلومینیوم قرار می گیرد [۴].

اوون و همکاران [۵] پس از جوشکاری آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ جوشکاری شده به روش **TIG**، کرنش پسماند را مورد ارزیابی قرار دادند. مشخص شد که بر اثر گرم شدن تدریجی صفحه طی فرایند جوشکاری، مقدار تنش های طولی کششی در طول صفحه کاهش یافته و شرایط حالت پایداری بدست نیامده است. کاریشنجا و همکاران [۶] تاثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی را بر منطقه جوش آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ ایجاد شده با استفاده از روش **GTAW** با هدف بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی مورد بررسی قرار دادند. نتایج حاصل از بررسی ها نشان دادند که فرایند اصطکاکی اغتشاشی علاوه بر کاهش میزان تخلخل و میکروتورک ها، منجر به حل شدن رسوبات ذرات ثانویه موجود در طول مرز دانه ها شده است. تغییرات و ریزدانه شدن ریزساختار ایجاد شده بر اثر فرایند اصطکاکی اغتشاشی موجب بهبود سختی این اتصالات نسبت به فلز پایه و **GTAW** شده، شده است. اسکویلیس و همکاران [۷] ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ حاصل از روش های جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی و جوشکاری تنگستن با گاز خنثی را بررسی و مقایسه کردند. مشخص شد که سختی و خواص مکانیکی اتصالات ایجاد شده با استفاده از روش **TIG** کمتر از روش **FSW** بوده که علت آن حرارت ورودی بالای این روش می باشد. با توجه به ویژگی های آلیاژ ۲۰۲۴ آلومینیوم، محتوای عناصر آلیاژی موجود و مشکلات جوشکاری آلیاژ مذکور، باید به نحوی خواص قطعات جوشکاری شده به روش تیگ را بهبود بخشید. بدین منظور می توان از انواع فلز پرکننده های موجود و یا ساختگی بهره جست. این فلز پرکننده ها با داشتن عناصر آلیاژی مناسب خواص ناحیه جوش را تحت تأثیر قرار می دهند. پرکاربردترین فلز پرکننده، آلیاژ ۴۰۴۳ است که در تحقیقات فراوانی استفاده از آن گزارش شده است. در این پژوهش با توجه به عناصر آلیاژی موجود در آلیاژ ۲۰۲۴ و ترکیب فلز پرکننده های موجود، فلز پرکننده های ۴۰۴۳، ۵۳۵۶ و ۴۱۴۵ انتخاب و اثر آن ها بر خواص مکانیکی جوش نهایی مورد ارزیابی قرار گرفته و مقایسه می شوند.

## مواد اولیه و روش تحقیق

### - مواد مصرفی و آماده سازی نمونه ها

در این پژوهش جهت تهیه نمونه های جوش، از ورق آلومینیوم ۲۰۲۴-T6 به ضخامت ۲ میلی متر و از سه نوع فلز پرکننده **ER5356**، **ER4043** و **ER4145** به قطر  $2/4$  میلی متر به عنوان فلز پرکننده انتخاب شده است. آنالیز عنصری ورق و فلز پرکننده های مصرفی مطابق با استاندارد **AWS WHB-3** در جدول (۱) خلاصه شده است.

از اتصال جوش مشابه ورق آلومینیوم ۲۰۲۴-T6 با طرح اتصال لب به لب با فلزهای پرکننده **ER5356**، **ER4043** و **ER4145** با پارامترهای مشابه پالسی جوشکاری شدند. جهت انجام فرایند جوشکاری **TIG** دستی، از دستگاه جوشکاری **TIG** با مدل

فلز پرکننده **ER4043** نیز حد وسط میانگین سختی فلز جوش را دارا است.

## - آزمون کشش

شکل (۳) نمودارهای تنش- کرنش مربوط به اتصالات جوش را نشان می دهد. همان طور که مشاهده می شود، اتصال ایجاد شده با استفاده از فلز پرکننده **ER4043** با کمترین عرض جوش، بیشترین میزان استحکام کششی و درصد ازدیاد طول را در میان همه نمونه ها دارد که نشان دهنده مناسب بودن ترکیب شیمیایی فلز پرکننده **ER4043** از نظر استحکام فلز جوش برای این نوع اتصال است و از منطقه فلز پایه دچار شکست شده است. اتصالات جوش با فلز پرکننده **ER4145** و **ER5356** نیز از منطقه فلز جوش دچار شکست شدند که نشان دهنده ضعیف بودن استحکام فلز جوش از نظر ریزساختاری بدلیل تشکیل دندریت ها و دانه بندی درشت است. با توجه به شکل (۴)، در تصاویر SEM سطح شکست تمامی نمونه ها می توان دیمپل ها را با اختلاف در اندازه و نحوه توزیع مشاهده نمود. در سطح شکست اتصال جوش با فلز پرکننده **ER4043** توزیع و اندازه دیمپل ها نزدیک به نمونه خالص است که نشان دهنده محل شکست مشترک در منطقه فلز پایه با استحکام کششی و درصد ازدیاد بالا است. سطح شکست اتصال جوش با **ER4145** مخلوطی از شکست نرم و ترد را نشان می دهد که شامل دیمپل و سطوح کلیواژ است که علت آن وجود فازهای ترد یوتکتیکی در ریزساختار فلز جوش است. در تصاویر سطوح شکست اتصال جوش **ER5356** نیز می توان شکستی نرم در منطقه متأثر از حرارت شامل دیمپل های ریز را مشاهده نمود.

## نتیجه گیری

در این پژوهش، از اتصال جوش مشابه ورق آلومینیوم **T6-۲۰۲۴** با طرح اتصال لب به لب با فلز پرکننده های **ER4043**، **ER5356** و **ER4145** با پارامترهای مشابه جریان پالسی استفاده شد. اهم نتایج عبارتند از:

- نزدیکی ترکیب فلز پرکننده **ER4145** به نقطه یوتکتیک نسبت به ترکیب فلز پرکننده **ER4043** باعث کاهش دامنه منطقه دوفازی ( $L+\alpha$ ) و افزایش مقاومت فلز جوش در برابر ترک انجمادی و ترک ذوب جزئی می گردد، اما از طرفی سبب افزایش مقادیر فازهای یوتکتیکی می شود که افت خواص مکانیکی فلز جوش را به دنبال دارد.

- نمونه های جوش با استفاده از فلز پرکننده **ER4145** با مقدار سیلیسیم بالاتر دارای مقادیر زیادی فازهای یوتکتیکی با میانگین سختی حدود ۱۱۰ ویکرز هستند و نسبت به سایر گروه ها میانگین سختی بالاتری دارند. ریزساختار فلز جوش با فلز پرکننده **ER5356** که فاقد فازهای یوتکتیکی هستند، میانگین سختی پایین تری (۹۰ ویکرز) نسبت به سایر گروه ها دارند. اتصالات با فلز پرکننده **ER4043** نیز حد وسط میانگین سختی (۱۰۳ ویکرز) در منطقه

از نظر بازرسی چشمی جوش هیچ گونه ترک ماکروسکوپی در نواحی فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت دیده نمی شود که نشان دهنده مناسب بودن ترکیب شیمیایی فلز پرکننده ها است.

شکل (۱) ریزساختار و آنالیز عنصری (EDX) مربوط به سه اتصال ایجاد شده با استفاده از فلز پرکننده های مختلف را نشان می دهد. ریزساختار فلز جوش اتصال ایجاد شده با فلز پرکننده **ER4043** شامل فاز تیره رنگ یوتکتیکی غنی از عنصر سیلیسیم است که درون فاز زمینه روشن  $\alpha$  غنی از عنصر آلومینیوم پراکنده شدند. بر طبق مطالعات صورت گرفته با استفاده از دیگرام تعادلی **Al-Mg**، می توان گفت که از آنجایی که فلز پرکننده **ER5356** حاوی ۵ درصد منیزیم است، انتظار تشکیل فاز روشن  $\alpha$  غنی از عنصر آلومینیوم بعنوان فاز زمینه و رسوبات فاز  $\beta$  استوکیومتری با ترکیب ثابت  $Al_3Mg_2$  با مقادیر کم در داخل دانه ها می رود که نتایج حاصل از EDX کاملاً با این موضوع تطابق داشته است. حضور تقریباً ۱۱ درصد سیلیسیم در ترکیب فلز پرکننده **ER4145** و نزدیکی به نقطه یوتکتیک دیگرام تعادلی، سبب افزایش مقادیر فازهای یوتکتیکی در ریزساختار فلز جوش نمونه ها می گردد. از آنجایی که نزدیکی ترکیب فلز پرکننده **ER4145** به نقطه یوتکتیک نسبت به ترکیب فلز پرکننده **ER4043** باعث کاهش دامنه منطقه دوفازی ( $L+\alpha$ ) و افزایش مقاومت فلز جوش در برابر ترک انجمادی و ترک ذوب جزئی می گردد، از طرفی سبب افزایش مقادیر فازهای یوتکتیکی می شود که افت خواص مکانیکی فلز جوش را به دنبال دارد. ترکیب شیمیایی آنالیز نقطه ای EDS، بیانگر حضور عناصر آلومینیوم و سیلیسیم با مقادیر بالا است که حضور هر دو فاز یوتکتیکی  $\alpha$  و  $Si$  را نشان می دهد.

## - ریز سختی نمونه ها

با توجه به پروفیل ریزسختی نمونه ها، با فاصله گرفتن از مرکز جوش به سمت فصل مشترک فلز جوش و فلز پایه میزان سختی فلز جوش به دلیل تغییر مد انجماد از دندریت هم محور به سمت دندریت ستونی و ساختار سلولی کاهش می یابد. در منطقه متأثر از حرارت مجاور جوش نمونه ها نیز بدلیل انتقال حرارت بیشتر نسبت به نواحی دورتر از جوش، رسوبات  $Al_2Cu$  درشت و غیر کوهیرنت می شوند و میزان سختی در ناحیه مجاور جوش به شدت افت می کند. با فاصله گرفتن از مجاورت جوش به سمت فلز پایه میزان سختی روندی صعودی دارد که در منطقه فلز پایه بدلیل وجود رسوبات ریز و کوهیرنت میزان سختی بیشترین مقدار است [۸]. شکل (۲) پروفیل سختی منطقه فلز جوش اتصالات را نشان می دهد. با توجه به مطالب ذکر شده در مورد ریزساختار، اتصال ایجاد شده با استفاده از فلز پرکننده **ER4145** با مقدار سیلیسیم بالاتر دارای مقادیر زیادی فازهای یوتکتیکی با سختی بالا هستند و نسبت به سایر اتصالات، میانگین سختی بالاتری دارند. ریزساختار فلز جوش ایجاد شده با فلز پرکننده **ER5356** که فاقد فازهای یوتکتیکی هستند، میانگین سختی پایین تری نسبت به سایر اتصالات دارد. اتصال ایجاد شده با

2024-T3 alloy, *Materials & Design*, Vol.65, pp.127-38, 2015.

5-Owen. R.A., Webster. P., " Neutron and synchrotron measurements of residual strain in TIG welded aluminium alloy 2024" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 346, pp. 159-167, 2003.

6-KRISHNAJA. D., VENKATESWARLU. D., MURALIMOCHAN. CH., " ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF FRICTION STIR PROCESSING ON GAS TUNGSTEN ARC WELDING OF 2024 ALUMINUM ALLOY WELD ZONE" *International Journal of Mechanical and production*, Vol. 8, pp. 2249-6890, 2018.

7-Squillace. F., Bellucci F., " A comparison between FSW and TIG welding techniques: modifications of microstructure and pitting corrosion resistance in AA 2024-T3 butt joint" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 52, 99. 97-105, 2004.

8-Jones. M.J., Driver. J.H., " Correlation between microstructure and microhardness in a friction stir welded 2024 aluminium alloy" *Scripta Materialia*, Vol. 52, pp. 693-697, 2005.

پی نوشت

1- موسسه آموزش عالی دانش پژوهان پیشرو  
2- دانشگاه گلبایگان، دانشکده فنی مهندسی

فلز جوش را دارا هستند.

- در تصاویر SEM سطح شکست تمامی نمونه ها می توان دیدیمپل ها را با اختلاف در اندازه و نحوه توزیع مشاهده نمود. در سطح شکست اتصال جوش با فلز پرکننده ER4043 توزیع و اندازه دیدیمپل ها نزدیک به نمونه خالص است. سطح شکست اتصال جوش با ER4145 مخلوطی از شکست نرم و ترد را نشان می دهد که شامل دیدیمپل و سطوح کلیواژ است. در تصاویر سطوح شکست اتصال جوش ER5356 نیز شکستی نرم در منطقه متأثر از حرارت شامل دیدیمپل های ریز مشاهده شدند.

## منابع

1- عربیان. ن، " بررسی خواص جوش GTAW آلومینیوم ۱۱۰۰ توسط فلزات پرکننده نانوکامپوزیتی آلومینیوم/ (آلومینا/تیتانیا و آلومینا/زیرکونیا) تولید شده به روش نورد تجمعی" دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۹۷.

2-Mondolfo L.F., *Aluminum alloys: structure and properties*, Elsevier, 2013.

3- Davis J.R., Davis J.R. editor, *Aluminum and aluminum alloys*, ASM international, 1993.

4-Nadammal N., Kailas S.V., Suwas S.A., "bottom-up approach for optimization of friction stir processing parameters; a study on aluminium

جدول ۱- ترکیب شیمیایی ورق آلومینیوم ۲۰۲۴-T6 بکار رفته در آزمایش

عنصر	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Zn	Ti
درصدوزنی	۹۳/۵	۰/۱	۰/۳ - ۰/۹	۰/۵	۱/۲ - ۱/۸	۰/۳ - ۰/۹	۰/۵	۰/۲۵	-
ER4145	۸۴	۰/۱۵	۴/۷	۰/۸	۰/۱۵	۰/۱۵	۱۰/۷	۰/۲	-
ER5356	۹۲/۸	۰/۲	۰/۱	۰/۴	۵/۵	-	۰/۲۵	۰/۱	۰/۲
ER4043	۹۴/۸	-	-	-	-	-	۵/۲	-	-

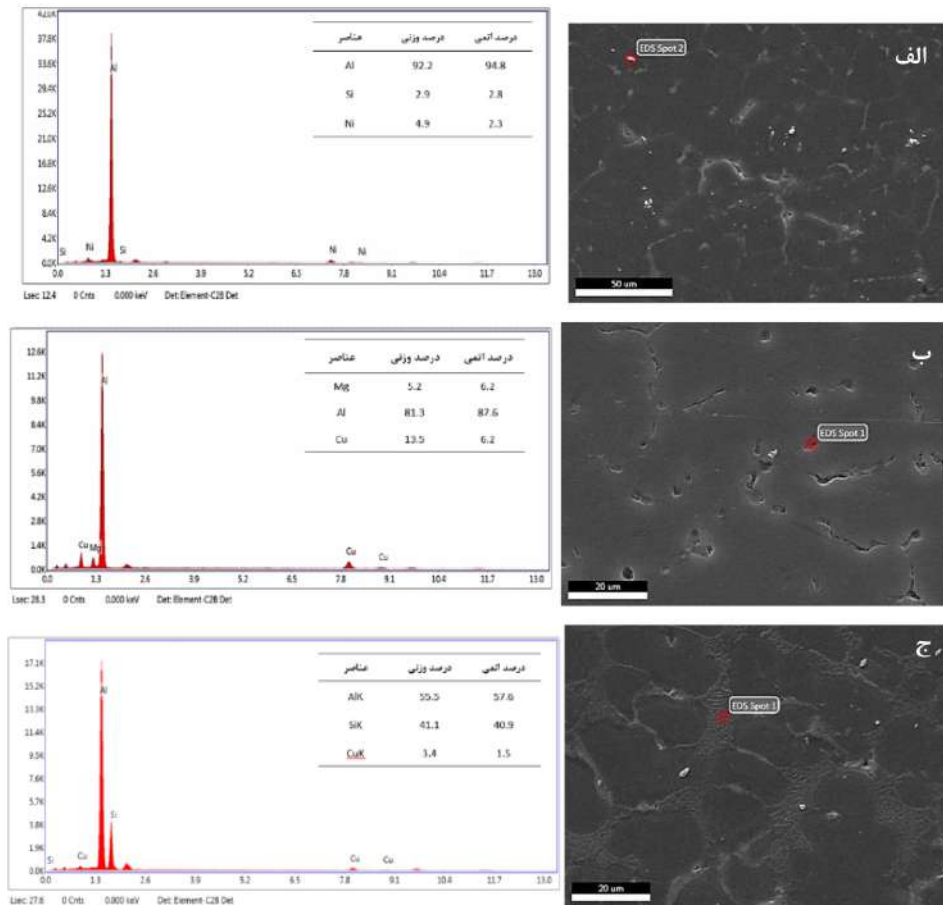
جدول ۲- فشار گاز در فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز

گازهای محافظ	دبی گاز
گاز محافظ رو کار <sup>۲</sup>	۱۰ Lit /min
گاز پشت کار <sup>۳</sup>	۱۲ Lit /min

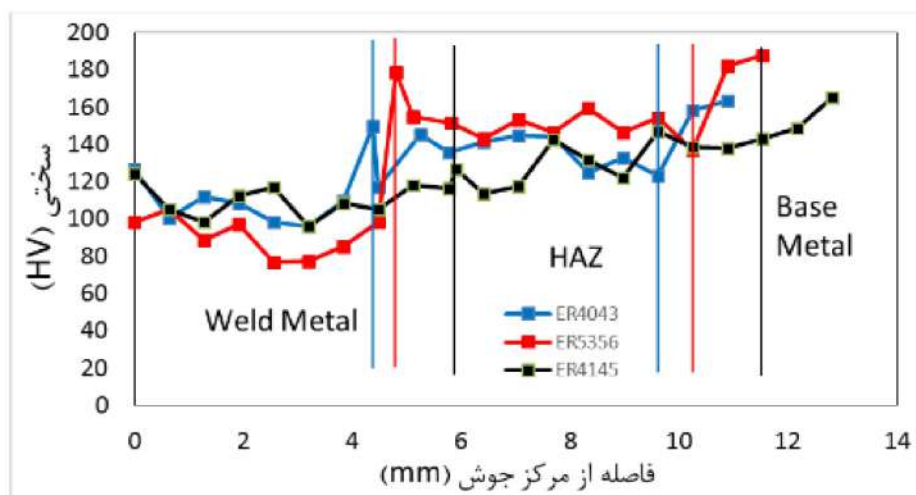
جدول ۳- عمق و پهناي جوش نمونه ها

کد نمونه	عرض جوش (mm)	عمق نفوذ (%)
A1	۸/۷۶	۱۰۰
B1	۹/۶۵	۱۰۰
C1	۱۱/۸۱	۱۰۰

# Welding Research



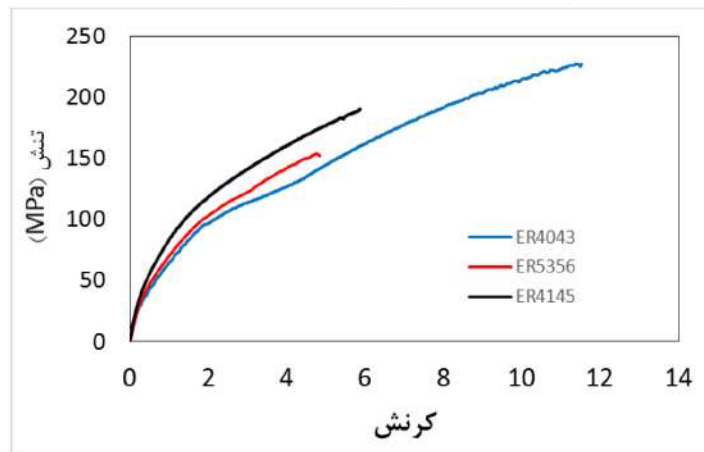
شکل ۱- آنالیز نقطه ای EDS فلز جوش ایجاد شده با فلز پرکننده الف - ER4043، ب - ER5356، ج - ER4145



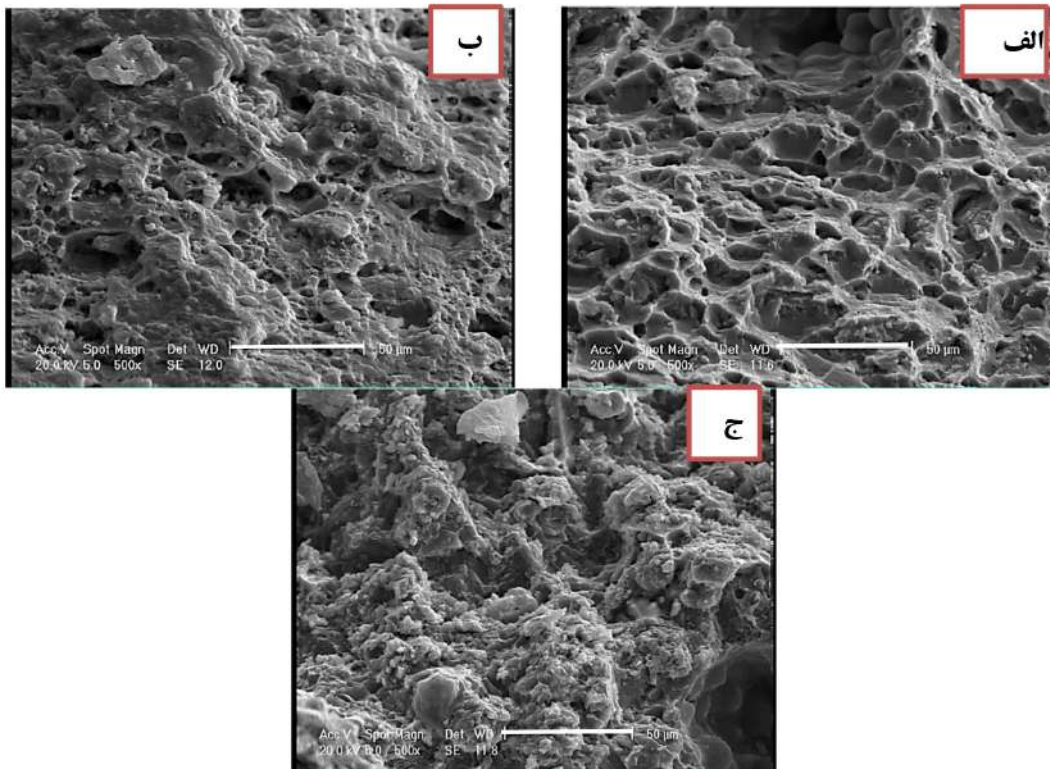
شکل ۲- پروفیل ریزسختی اتصالات جوش ایجاد شده



# Welding Research



شکل ۳- منحنی های تنش-کرنش اتصالات جوش با فلز پرکننده های مختلف



شکل ۴- سطح شکست اتصال با فلز پرکننده الف - ER4043 ب - ER5356 ج - ER4145

## بررسی تاثیر شدت جریان، توالی جوش، قید و بند، ابعاد و جنس برروی میزان تغییر شکل های جوشی در روش GTAW

قاسم عظیمی روئین

### چکیده

در این پژوهش اثر توالی، قید و بند و ابعاد بروی میزان تغییر شکل های جوشی در فولاد زنگ نزن و آلومینیوم تجاری مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور نمونه های از فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۰۴ و آلومینیوم تهیه شده و با استفاده از روش قوس الکتریکی با الکتروود تنگستن و بصورت اتوماتیک تحت توالی های متفاوت و در دو طول مختلف جوش داده شدند. برای بررسی اثر قید و بند گروهی از نمونه ها بلافاصله پس از جوش از مهار آزاد شدند و برای گروه دیگر این کار پس از دو دقیقه از زمان جوشکاری صورت گرفت. پس از اتمام عملیات میزان تغییر شکل حاصل در هر اتصال اندازه گیری شد. نتایج نشان می دهد که هر کدام از پارامترهای فوق تاثیر بسیار زیادی برروی میزان تغییر شکل های حاصل از جوش می گذارند.

**کلمات کلیدی:** تنش پسماند، تغییر شکل، روش قوس الکتریکی با الکتروود تنگستن.

### مقدمه

تنش های پسماند تنش هایی هستند که بعد از برداشتن کلیه بارهای خارجی در جسم باقی می ماندند. در جوشکاری قطعات به علت توزیع غیریکنواخت دما در طی یک سیکل حرارتی کرنش های ناسازگار باعث ایجاد تنش های حرارتی می گردند. این کرنش های ناسازگار که به علت تغییرات ابعادی وابسته به انجماد جوش، استحاله های متالورژیکی و تغییر شکل پلاستیک ایجاد می گردند منبع تنش پسماند می باشند [۱-۳]. تنش های پسماند جوشکاری از نوع تنش های حرارتی می باشند که به واسطه انبساط و انقباض موضعی و تغییر شکل های پلاستیک در جسم به وجود می آیند. در حین جوشکاری حوزه حرارتی ناشی از منبع قوس حرارتی باعث تغییر شکل حرارتی در جوش و اطراف آن می شود. هنگامی که دما در نقطه ای از جسم به درجه حرارت ماکزیمم خود می رسد، در اطراف آن یک شیب تند حرارتی به وجود آمده که منجر به ایجاد یک حوزه تغییر شکل حرارتی در آن منطقه از جوش می گردد، حرکت این منطقه از جوش بوسیله نواحی سردتر محدود می شود. شدت این حوزه در مناطق بعدی به حدی است که این منطقه در حین تغییر شکل به شدت تحت تنش های فشاری قرار می گیرد. در حین سرد شدن به واسطه انقباض موضعی تنش کششی به اندازه حد تسلیم فلز پایه در جوش و اطراف آن گسترش می یابد. براساس مطالعات، تاثیر تنش های پسماند برروی عملکرد ساختارهایی مهم

است که تحت تنش پایین مانند شکست ترد و... باشند [۴]. یکی از نتایج تنش های پسماند ایجاد پیچیدگی و یا تغییر شکل است [۵]. مطالعات زیادی در این زمینه انجام شده است از جمله: تنگ و همکاران [۶] و نیز گانون و همکاران [۷] در تحقیقاتی تاثیر توالی عملیات جوشکاری را بر توزیع تنش های پسماند در فولاد مورد بررسی قرار دادند. همچنین تحقیقات نیز برروی اثر خواص حرارتی بر روی تنش های پسماند را انجام گرفته است [۸-۹]. در پژوهش حاضر اثر توالی، قید و بند و ابعاد بروی میزان تغییر شکل های جوشی در فولاد زنگ نزن و آلومینیوم تجاری مورد بررسی قرار گرفته است.

### روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۰۴ و همچنین آلومینیوم تجاری استفاده شده است. عملیات جوشکاری با استفاده از روش جوشکاری قوس الکتریکی با الکتروود تنگستن بدون فلز پرکننده و اتصال متجانس صورت گرفت. جهت جوشکاری، نمونه های با ابعاد  $2 \times 8 \times 25 \text{ mm}^3$  و  $2 \times 8 \times 45 \text{ mm}^3$  تهیه شدند. در تمام جوشکاری ها دبی گاز آرگون ۱۰ لیتر بر دقیقه، قطر الکتروود تنگستن  $1/6$  میلی متر، طول قوس یک میلی متر و ولتاژ ۱۳ ولت بوده است. برای بررسی تاثیر جنس فلز در میزان تغییر شکل، جوشکاری برروی فلزات فولاد زنگ نزن آستنیتی و آلومینیوم انجام گرفت. برای بررسی تاثیر توالی در میزان تغییر شکل، از چهار نوع توالی مختلف جهت جوشکاری استفاده شد که تصویر شماتیک آن ها در شکل (۱) آمده است. جهت بررسی اثر شدت جریان، سرعت جوشکاری و نیز اثر قید و بند، نمونه ها در شدت جریان های مختلف با سرعت های متفاوت با قید و بند و بدون قید و بند جوشکاری شدند. سپس میزان تغییر شکل ایجاد شده با کولیس رومیزی اندازه گیری شد.

### نتایج و بحث

#### -اثر توالی جوشکاری بر پیچیدگی

اثر توالی های مختلف (جریان جوشکاری، سرعت و زمان در قید بودن ثابت) برروی میزان تغییر شکل در جوشکاری فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۰۴ و آلومینیوم تجاری در به ترتیب جداول (۱ و ۲) آمده است. قابل ذکر است در طول جوشکاری دیگر پارامترها (جریان جوشکاری، سرعت و زمان در قید بودن) ثابت بودند. با بررسی نتایج در هر دو نوع فلز دیده می شود تغییر توالی جوش بر روی پیچیدگی اثر قابل توجهی می گذارد. در میان چهار نوع توالی مورد استفاده در جوشکاری، پیچیدگی ایجاد شده در توالی متقارن از همه حالت ها

بنابراین گرادبان حرارتی در آلومینیوم به دلیل هدایت بیشتر کمتر از فولاد زنگ نزن است. این گرادبان حرارتی کمتر تنش های پسماند کمتر و در نتیجه اعوجاج کمتر را به دنبال دارد. این نتایج با نتایج حاصل از تحقیقات آرمنتانی و همکاران [۹] سازگاری دارد. مطالعات آن‌ها نشان می‌داد که با افزایش ضریب انتقال حرارت تنش های پسماند کاهش می‌یابد. ضمناً در جدول (۳) می‌توان اثر افزایش شدت جریان را نیز بر روی میزان تغییر شکل در هر دو فلز بررسی کرد. همانطور که نتایج نشان می‌دهند در هر دو فلز با افزایش شدت جریان میزان تغییر شکل افزایش یافته است که دلیل این امر، بالا رفتن گرمای ورودی با افزایش شدت جریان می‌باشد. گرمای ورودی بالاتر انبساط و انقباض موضعی بالاتر را به دنبال دارد که این امر باعث بالاتر رفتن میزان تنش‌ها شده که در نتیجه آن، تغییر شکل های حاصل نیز بیشتر خواهند شد.

**اثر پارامتر طول بر پیچیدگی:** متغیرها، پارامترها و نوع توالی جوش مورد استفاده در جوشکاری بر روی ورق‌های از جنس آلومینیوم به طول های ۲۲۵ و ۴۵۰ میلی‌متر و عرض و ضخامت یکسان به ترتیب در جداول ۲ و ۴ ارائه شده است. همان گونه در جداول دیده می‌شود با دو برابر شدن طول، تغییر شکل سازه بین ۵/۳ تا ۱۰ برابر افزایش می‌یابد. دلیل این پدیده را می‌توان در میزان صلبیت قطعه بررسی کرد. صلبیت بر خلاف مدول یانگ تابعی از جنس ماده نیست، بلکه علاوه بر جنس مواد تابعی از پارامترهای هندسی نیز می‌باشد. به عنوان مثال اگر تیری تحت تنش یا فشار باشد، معیار زیر را می‌توان به عنوان میزان صلابت تعیین کرد:

$$K = EA/L = t \times w \times E/L \quad (3)$$

که در آن  $E$  مدول یانگ،  $A$  مساحت سطح مقطع،  $L$  طول،  $t$  ضخامت و  $w$  عرض ورق می‌باشد، بنابراین وقتی طول قطعه زیاد می‌گردد، صلبیت آن نصف گردیده و تحمل آن در برابر خمش و کماتش کم شده و پیچیدگی ناشی از تنش های پسماند زیاد می‌گردد. همین تغییر شکل های ناشی از تبدیل تنش به خمش باعث می‌گردد تنش های پسماند کمتری در جسم باقی بماند.

یکی دیگر از پارامترهایی که می‌توان از بررسی تغییرات آن، اثر تغییر طول بر کماتش را بررسی کرد آنتروپی است. همان طور که می‌دانیم حرارت باعث تولید آنتروپی در قطعات جوشکاری می‌شود. به زبان دیگر انتقال حرارت باعث افزایش انرژی غیر مفید در پروسه جوشکاری می‌گردد. گرادبان حرارتی و به تبع آن آنتروپی تولیدی می‌توانند معیار مناسبی برای بررسی تنش های پسماند و کماتش جوشکاری باشند. بر اساس مطالعات انجام شده توسط امیر فلاحی و دیگران [۱۱] هر چه آنتروپی تولیدی بیشتر باشد تغییرات کماتش نیز بیشتر است. آنان در تحقیقات خود دریافتند که با افزایش طول قطعه، انتگرال زیر نمودار آنتروپی تولیدی بر حسب زمان افزایش می‌یابد. بنابراین با افزایش طول، میزان آنتروپی و به طبع آن میزان تغییرات کماتش در قطعه افزایش می‌یابد. بنابراین نتایج این تحقیق نیز این امر را ثابت می‌کند.

**اثر قید و بند بر پیچیدگی:** با توجه به جدول (۱) میزان تغییر شکل

کمتر است. تک، و دیگران [۶] در تحقیقاتی تاثیر توالی عملیات جوشکاری را بر توزیع تنش های پسماند در جوش سر به سر فولاد A36 به ضخامت ۵ میلی‌متر با استفاده از یک مدل دو بعدی مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها در این تحقیق از سه توالی: متقارن، یک گام به عقب و پیشرونده استفاده نموده اند که مطالعات آن‌ها نشان داده که در روش متقارن به دلیل کاهش نیروهای اعمالی روی اتصال، حداقل میزان تنش پسماند ایجاد خواهد شد. در نتیجه، کاهش تنش پسماند پیچیدگی کمتری را به دنبال دارد که این امر با نتایج این تحقیق همخوانی دارد. یکی از دلایلی که می‌توان برای این پدیده ذکر کرد این است که در این حالت حرکت منبع حرارتی از وسط قطعه با حداقل درجه آزادی به حداکثر درجه آزادی پیش می‌رود، ولی در توالی دو طرف حرکت منبع حرارتی از حداکثر درجه آزادی به حداقل درجه آزادی است به همین دلیل تنش های پسماند بزرگتری در قطعه باقی مانده و در نتیجه تغییر شکل های بزرگتری به همراه دارد.

**اثر خواص قطعه کار بر روی پیچیدگی:** یکی دیگر از عواملی که بر روی گرادبان دمایی و تنش های پسماند تاثیر می‌گذارد خواص قطعه کار است. روزنتال [۱۰] با فرضیات ساده کننده ای به معادله زیر برای توزیع دمایی قطعات با ضخامت کم در حالت دو بعدی دست پیدا کرد:

$$T - T_0 = (Q/2\pi k g) \exp(Ux/2\alpha) K_0 \{u(x^2 + y^2)^{1/2}/2\alpha\} \quad (1)$$

$$\alpha = k/\rho C_M$$

در معادله بالا  $T$  حرارت داده شده به قطعه با منبع حرارتی،  $U$  سرعت جوشکاری،  $K$  ضریب هدایت حرارتی،  $\alpha$  ضریب پخش حرارتی،  $\rho$  چگالی،  $C_M$  گرمای ویژه و  $K_0$  ضریب اصلاح تابع بسل نوع دوم است. لازم به ذکر است که  $Q$  در معادله بالا از رابطه زیر به دست می‌آید:

$$Q = \mu VI \quad (2)$$

$V$  در معادله بالا ولتاژ،  $I$  شدت جریان و  $\mu$  بازده منبع حرارتی می‌باشد. از دید فرمول (۲) اگر همه پارامترها را به جز  $K$  و  $\alpha$  را ثابت نگه داریم با افزایش همزمان  $k$  و  $\alpha$  دمای قطعه در هر نقطه کاهش می‌یابد. همان گونه که می‌دانیم افزایش دما افزایش پلاستیک شدن ماده و در نتیجه افزایش تنش های پسماند ناشی از جوش را به دنبال دارد. برای بررسی پارامتر های  $k$  و  $\alpha$  آزمایشی به شکل زیر ترتیب داده شد: نمونه‌های از دو جنس آلومینیوم و فولاد زنگ نزن با ابعاد یکسان در سرعت ۳/۵۶ سانتی‌متر بر دقیقه و زمان فیکس کردن صفر دقیقه در سه شدت جریان مختلف جوش داده شدند که نتایج حاصل از آن در جدول (۳) نشان داده شده است. همان گونه که در جدول دیده می‌شود در حرارت، سرعت و زمان فیکس کردن یکسان پیچیدگی آلومینیوم در هر سه جریان بسیار کمتر از فولاد زنگ نزن است. همان طور که می‌دانیم ضریب هدایت حرارتی آلومینیوم بسیار بیشتر از فولاد زنگ نزن است و گرمای کمتری را در خود نگه می‌دارد

stresses and distortions in thin-walled cylinders." *Journal of Mechanical Science and Technology* 23, no. 4 (2009): 1118-1131.

3-T.Teng, P.Chang, W.Tseng, "Effect of welding sequences on residual stresses", *Computers and Structures*, 2003, 81, pp 273-286.

4-Moshayedi, Hessamoddin, and Iradj Sattari-Far. "The effect of welding residual stresses on brittle fracture in an internal surface cracked pipe." *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 126 (2015): 29-36.

5- Radaj, Dieter. *Heat effects of welding: temperature field, residual stress, distortion.* Springer Science & Business Media, 2012.

6-T.Teng, P.Chang, W.Tseng, "Effect of welding sequences on residual stresses", *Computers and Structures*, 2003, 81, pp 273-286.

7- L. Gannon, Y. Liu, N. Pegg, M. Smith, "Effect of welding sequence on residual stress and distortion in flat-bar stiffened plates". *Marine Structures*, 2010, 23, pp 385-404.

8-Jiang, Wenchun, Wei Chen, Wanchuck Woo, Shan-Tung Tu, Xian-Cheng Zhang, and Vyacheslav Em. "Effects of low-temperature transformation and transformation-induced plasticity on weld residual stresses: numerical study and neutron diffraction measurement." *Materials & Design* 147 (2018): 65-79.

9- E. Armentani, R. Esposito, R. Sepe, "The effect of thermal properties and weld efficiency on residual stresses in welding", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol 20 (2007) 319-322.

10-D. Rosenthal, "Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting", *Welding Journal*, Vol20, 1941, 220s-234s.

11- فلاحی، ا.، نامی، م.، جعفرپور، خ.، "انترپوی تولیدی مبنایی برای بررسی اثر طول ورق جوشکاری بر تغییر فرم کمانشی آن"، دهمین کنفرانس ساخت و تولید ایران، دانشگاه صنعتی بابل، اسفند ماه ۱۳۸۸.

پی نوشت

- مرکز آموزش مهارت‌های فنی و مهندسی، دانشگاه صنعتی اصفهان.

ایجاد شده در فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۰۴ در شدت جریان 105 آمپر پس از دو دقیقه در قید بودن، ۱۴/۵۲ میلی متر است اما با توجه به جدول (۳) در همین شدت جریان اگر قطعه بلافاصله از قید آزاد شود (زمان در قید بودن: صفر) این مقدار به ۱۸/۸ میلی متر افزایش می یابد. در مورد آلومینیوم نیز با توجه به جداول ۲ و ۳ دیده می شود که در شدت جریان ۹۲/۵ آمپر پس از دو دقیقه در قید بودن، میزان تغییر شکل ۴/۸۶ میلی متر است اما در همین شدت جریان در زمان در قید بودن صفر، میزان تغییر شکل ۷/۰۶ میلی متر می باشد. پس نتایج نشان می دهد که با افزایش زمان در قید بودن قطعه پس از جوشکاری، میزان تغییر شکل کاهش می یابد. البته قابل ذکر است که هر چند میزان تغییر شکل کاهش می یابد اما قطعا در عوض میزان تنش های پسماند در قطعات افزایش خواهند یافت.

## نتیجه گیری

- بررسی نتایج در هر دو نوع فلز آلومینیوم و فولاد زنگ نزن نشان داد که تغییر توالی جوش بر روی پیچیدگی و تنش های پسماند اثر قابل توجهی می گذارد. در میان چهار نوع توالی مورد استفاده در جوشکاری، پیچیدگی ایجاد شده در توالی متقارن از همه حالت ها کمتر است.

- در شرایط یکسان، پیچیدگی حاصل از جوشکاری در آلومینیوم بسیار کمتر از فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۰۴ می باشد.

- با دو برابر شدن طول نمونه ها، تغییر شکل حاصل از جوشکاری بسیار بیشتر می شود.

- با افزایش زمان در قید بودن قطعه پس از جوشکاری، میزان تغییر شکل کاهش می یابد.

## منابع

1-Masubuchi, Koichi. "Analysis of welded structures: residual stresses, distortion, and their consequences." Vol. 33. Elsevier, 2013.

2-Dar, Naeem Ullah, Ejaz M. Qureshi, and M. M. I. Hammouda. "Analysis of weld-induced residual

# Welding Research

جدول ۱- میزان تغییر شکل ایجاد شده در فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۰۴ بر اثر توالی‌های مختلف (زمان در قید بودن: دو دقیقه)

تغییر شکل (mm)	جریان (A)	ابعاد (mm <sup>3</sup> )	نوع جوش
11.28	105	225×8×2	Symmetric
12.56	105	225×8×2	Back step
20.4	105	225×8×2	Two side
14.52	105	225×8×2	Progressive

جدول ۲- میزان تغییر شکل ایجاد شده در آلومینیوم بر اثر توالی‌های مختلف (زمان در قید بودن: دو دقیقه)

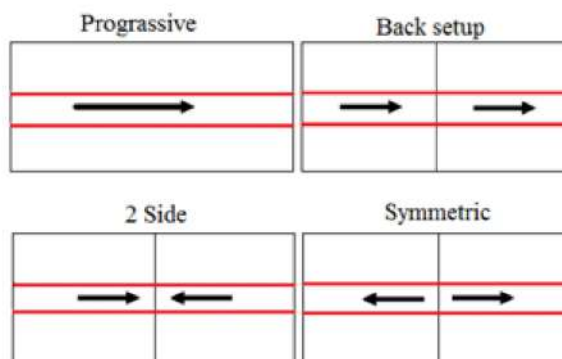
تغییر شکل (mm)	جریان (A)	ابعاد (mm <sup>3</sup> )	نوع جوش
2.46	92.5	225×8×2	Symmetric
4.52	92.5	225×8×2	Back step
16.6	92.5	225×8×2	Two side
4.86	92.5	225×8×2	Progressive

جدول ۳- اثر جنس و شدت جریان بر روی تغییر شکل فولاد زنگ نزن و آلومینیوم (زمان در قید بودن: صفر دقیقه)

تغییر شکل (mm)	جریان (A)	ابعاد (mm <sup>3</sup> )	نوع فلز
11	80	225×8×2	فولاد زنگ نزن
15.4	92.5	225×8×2	فولاد زنگ نزن
18.8	105	225×8×2	فولاد زنگ نزن
4.9	80	225×8×2	آلومینیوم
7.06	92.5	225×8×2	آلومینیوم
8.46	105	225×8×2	آلومینیوم

جدول ۴- میزان تغییر شکل ایجاد شده در آلومینیوم بر اثر توالی‌های مختلف (ورق به طول ۴۵۰ میلی‌متر) (زمان در قید بودن: دو دقیقه)

تغییر شکل (mm)	جریان (A)	ابعاد (mm <sup>3</sup> )	نوع جوش
8.34	92.5	450×8×2	Symmetric
40.48	92.5	450×8×2	Back step
45.28	92.5	450×8×2	Two side
19.74	92.5	450×8×2	Progressive



شکل ۱- نوع توالی استفاده شده در جوش و نام آن‌ها

## بررسی ریزساختاری فلزات جوش جوشکاری غیرمشابه بین فولادهای زنگ نزن فریتی 1.4742 و آستنی 310S با استفاده از فلزات پرکننده مختلف

مصطفی امرا<sup>۱</sup>، رضا دهملائی<sup>۲</sup>، سید رضا علوی زارع<sup>۳</sup>

### چکیده

در این کار، ریزساختار فلزات جوش مربوط به جوشکاری غیرمشابه بین فولادهای زنگ نزن فریتی ۱,۴۷۴۲ و آستنی 310S مورد بررسی قرار گرفت. جوشکاری نمونه ها با استفاده از فرایند GTAW دستی به همراه سه فلز پرکننده ERNiCr-3، ER310 و ER446 انجام شد. بررسی های ریزساختاری با میکروسکوپ نوری، الکترونی روبشی مجهز به آنالیز طیف سنج انرژی و آنالیز فازی تفرق اشعه ایکس صورت گرفت. ریزساختار فلز جوش مربوط به پرکننده های ER310، ERNiCr-3 شامل ریزساختاری تک فاز آستنی بود. از طرفی، ریزساختار فلز جوش مربوط به پرکننده ER446 ریزساختاری دوفازی شامل فریت و آستنی بود. رسوبات کاربیدی غنی از Cr، Fe و یا Nb در ریزساختار هر سه فلز جوش مشاهده شد.

**کلمات کلیدی:** فولادهای زنگ نزن مقاوم به حرارت، فلز پرکننده، جوشکاری غیرمشابه، 1.4742، 310S.

### مقدمه

در رابطه با مواد فلزی که در معرض دماهای بالا قرار می گیرند، از جمله تیوب ها، قطعات کوره ها، تجهیزات پالایشگاهی، قطعات مشعل ها و قطعات فلرهای نفتی، خواص دما بالای این مواد دارای اهمیت فراوانی است [۲۰]. مطابق تعریف ارائه شده در استاندارد BS EN 10095:1999، آلیاژهای مقاوم به حرارت در کاربردهای دمایی بالاتر از 550°C دارای مقاومت بسیار عالی در برابر اثرات گازهای داغ و محصولات احتراق، مقاومت در برابر اثرات نمک ها و فلزات مذاب و همچنین خواص مکانیکی مناسب تحت تنش های کوتاه مدت و یا بلندمدت می باشند [۳]. فولاد های زنگ نزن دارای بیشترین تنوع در برآورده نمودن نیازهای شرایط سرویس در دمای بالا می باشند و در این میان، فولادهای زنگ نزن مقاوم به حرارت آستنی پر کاربردترین فولادها در میان خانواده های زنگ نزن جهت کاربردهای دما بالا می باشند. این فولادها در دمای کاری بالا دارای خواص مکانیکی بالاتری نسبت به انواع دیگر فولادهای زنگ نزن مقاوم به حرارت، از جمله انواع فریتی می باشند [۵ و ۴]. از طرفی، فولادهای زنگ نزن مقاوم به حرارت فریتی نسبت به انواع آستنی، دارای ضریب انبساط حرارتی پایین تر و مقاومت به اکسیداسیون سیکنی و خستگی حرارتی بیشتری می باشند [۵-۷]. در این رابطه، کاربرد و اهمیت اتصال فلزات غیرمشابه در زمینه های

مختلف در سالیان اخیر به دلایل مختلف از جمله نیازهای فنی (بهبود پایداری و عمر قطعات در سرویس) و ملاحظات اقتصادی (استفاده از مواد با هزینه کمتر)، نمود بسیاری پیدا کرده است. از این رو، با توجه به اینکه بخش های مختلف یک سامانه فرایندی می توانند از منظر ارجحیت خواص مکانیکی، خوردگی و یا فیزیکی دما بالا، دارای نیازمندی های شرایط سرویس مختلفی باشند، استفاده از جوشکاری غیرمشابه می تواند راهکار مناسبی جهت دست یابی به این نیازمندی ها باشد [۸-۱۰].

با این وجود، علی رغم استفاده گسترده از جوش های غیرمشابه در صنایع مختلف در دماهای بالا، به دلیل تفاوت در ضریب انبساط حرارتی، ترکیب شیمیایی، خواص مکانیکی و احتمال ایجاد نواحی ریزساختاری مختلف در ناحیه اتصال، یکپارچگی و کارایی اتصال تحت تأثیر قرار خواهد گرفت [۸-۱۱]. در نتیجه، شکست پیش از موعد این نوع اتصال ها می تواند سبب تحمیل هزینه های زیادی در بخش های صنعتی گردد و لذا ضرورت تحقیقات در این زمینه امری ضروری می نماید. در این رابطه، انتخاب فلز پرکننده مناسب در ایجاد این نوع از اتصال ها یکی از مهم ترین موضوعات مورد توجه در راستای به حداقل رساندن مشکلات ایجاد شده در ناحیه اتصال است [۱۲]. فولاد زنگ نزن مقاوم به حرارت آستنی 310S به علت داشتن مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون بالا و استحکام دما بالای مناسب، به طور گسترده در صنایع مختلف انرژی، شیمیایی، قطعات کوره ها و دیگر های بخار مورد استفاده قرار می گیرد. فولاد زنگ نزن مقاوم به حرارت فریتی ۱,۴۷۴۲ با دارا بودن مقاومت بالا در برابر سولفیداسیون در محیط های اکسیدی و احیایی و همچنین، مقاومت به پوسته ای شدن در هوا تا حداکثر دمای 1000°C، در صنایعی نظیر قطعات کوره ها (تیوب، دیواره، درب، محفظه و...)، نازل ها، پیچ و مهره و یا شرایط سرویس مشابهی که خواص مکانیکی بالایی مورد نیاز نباشد، کاربرد دارد [۳ و ۱۳]. در مقایسه فولاد زنگ نزن مقاوم به حرارت فریتی ۱,۴۷۴۲ با فولاد زنگ نزن مقاوم به حرارت آستنی 310S، علیرغم خواص مکانیکی دما بالای ضعیف تر، دارای مقاومت به اکسیداسیون (به ویژه در شرایط سیکنی)، کربوریزاسیون و سولفیداسیون بالاتر به همراه هزینه تولید کمتری است [۳ و ۵ و ۱۳]. علاوه بر این، هر دو آلیاژ دارای محدوده دمای کاربردی مشابه و در حدود 700°C تا 1000°C می باشند [۱۴]. از این رو، با توجه به مطالب ذکر شده در بالا و در نظر گرفتن اینکه تاکنون گزارشی مبنی بر اتصال غیرمشابه آلیاژهای زنگ نزن مقاوم به حرارت آستنی به آلیاژهای زنگ نزن مقاوم به حرارت فریتی (از جمله اتصال غیرمشابه

دو آلیاژ مذکور) ارائه نشده است، در این پژوهش اتصال فولاد زنگ نزن مقاوم به حرارت فریتی 1.4742 به فولاد زنگ نزن مقاوم به حرارت آستنیتی 310S با فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW) با فلزات پرکننده ERNiCr-3، ER310، ER446 و از جنبه های ریزساختاری فلزات جوش مورد بررسی قرار گرفته است.

## روش تحقیق

در این پژوهش از صفحات فولادهای زنگ نزن مقاوم به حرارت آستنیتی 310S و فولاد زنگ نزن مقاوم به حرارت فریتی 1.4742 به عنوان فلزات پایه استفاده شد. جهت اتصال فلزات پایه، پرکننده های ERNiCr-3، ER310 و ER446 مورد استفاده قرار گرفت. ترکیب شیمیایی فلزات پایه که با روش طیفسنجی نشر نوری (کوآتومتری) بدست آمد، به همراه ترکیب شیمیایی فلزات پرکننده، بر اساس مشخصات شرکت سازنده در جدول (۱) آورده شده است.

ابتدا تعدادی نمونه از هر یک از فولادهای زنگ نزن مقاوم به حرارت آستنیتی 310S و فریتی 1.4742 به ابعاد  $300 \times 50 \times 6$  mm با دستگاه فرز ماشین کاری و آماده سازی شد. طرح اتصال مورد استفاده در این پژوهش جناغی یک طرفه با زاویه شیار  $70^\circ$ ، پای ریشه 1 mm و فاصله ریشه  $2/4$  mm بود. پخ سازی نمونه ها و پای ریشه با دستگاه فرز انجام شد. پس از آماده سازی نمونه ها، به منظور حذف هرگونه لایه اکسیدی و آلودگی سطحی، محل اتصال با برس سیمی تمیز، با استون چربی زدایی و سپس خشک شد. جوشکاری نمونه ها با فرایند GTAW و قطبیت منفی (DCEN) در 4 پاس (یک پاس به عنوان پاس پشتی) انجام شد. گاز آرگون با خلوص 99/99% به منظور محافظت حوضچه جوش و حفاظت پشتی، به ترتیب با دبی 15 L/Min و 10 L/Min استفاده شد. سه نمونه با فلزات پرکننده ERNiCr-3، ER310 و ER446 در حرارت ورودی نزدیک به هم جوشکاری شدند. متغیرهای جوشکاری در جدول (۲) ارائه شده است. برای تمامی نمونه ها پیش گرم بکار برده نشد و دمای بین پاسی  $150^\circ\text{C}$  برای تمامی جوش ها اعمال گردید. پس از اتمام جوشکاری، نمونه هایی عرضی از سطح مقطع جوش ها جهت بررسی های ریزساختاری با استفاده از دستگاه تخلیه الکتریکی برش سیم (وایرکات) تهیه شد. سنباده زنی نمونه ها با استفاده از کاغذ سنباده از جنس کاربید سیلیسیم (SiC) تا شماره P3000 انجام شد و سپس، نمونه ها با پودر آلومینا با اندازه ذرات  $0/3 \mu\text{m}$  پولیش گردیدند. جهت نمایان ساختن ریزساختار نواحی مختلف اتصال ها از محلول های حکاکی مختلفی به شرح زیر استفاده شد:

- محلول با ترکیب  $40 \text{ ml H}_2\text{O} + 60 \text{ ml HNO}_3$  جهت حکاکی الکتروشیمیایی (زمان حکاکی تقریباً ۱۰ ثانیه) فلزات جوش استفاده شد.

- محلول ماربل ( $50 \text{ ml H}_2\text{O} + 10 \text{ g H}_2\text{SO}_4 + 50 \text{ ml HCL}$ ) جهت حکاکی شیمیایی (زمان حکاکی تقریباً 30 ثانیه) فلز پایه فولاد زنگ نزن مقاوم به حرارت آستنیتی 310S استفاده گردید.

- جهت حکاکی الکتروشیمیایی (زمان حکاکی تقریباً ۱۰ ثانیه) فولاد زنگ نزن مقاوم به حرارت فریتی 1.4742 از محلول KOH  $60 \text{ ml H}_2\text{O} + 45 \text{ g}$  استفاده شد. بررسی های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به آنالیز عنصری طیفسنج انرژی اشعه ایکس (EDS) انجام شد. به منظور شناسایی فازهای موجود در فلز جوش حاصل از فلز پرکننده ER446، از آنالیز فازی تفرق اشعه ایکس (XRD) استفاده گردید. در این آزمون، از اشعه ایکس  $\text{Cu-K } \alpha$  با طول موج  $1/54^\circ \text{A}$  استفاده شد. اندازه گام  $0/05^\circ$ ، زمان توقف در هر گام ۱ ثانیه و زاویه روبش  $(2\theta)$  بین  $25^\circ$  تا  $95^\circ$  استفاده شد. جهت تعیین عدد فریت (FN) در فلز پایه 310S و فلز جوش مربوط به پرکننده ER446، از دستگاه فریت سنج ساخت شرکت Fischer مدل FMP30 استفاده شد. همچنین، از نرم افزار ImageJ جهت مقیاس گذاری تصاویر نوری استفاده گردید.

## نتایج و بحث

### ریزساختار فلزات پایه

در شکل (۱) ریزساختار میکروسکوپ نوری فلز پایه 310S نشان داده شده است. ریزساختار شامل دانه های آستنیت، دوقلویی های آنیل و زنجیرهای فریتی (عدد فریت برابر ۳) می باشد. این زنجیرهای فریتی که در جهت نورد کشیده شده اند، نتیجه جدایش عناصر پایدارکننده فریت (عمدتاً Cr) در حین فرایندهای انجماد و یا نورد گرم می باشد [۷].

اگرچه وجود حدود ۶ Vol% تا ۱۲ Vol% از فریت دلتا در ریزساختار فولادهای زنگ نزن آستنیتی، حساسیت به ترک انجمادی را بهبود می بخشد، اما از طرفی می تواند سبب کاهش چقرمگی و مقاومت به خوردگی این فولادها شود [۱۵ و ۷]. با توجه به شکل (۲)، تصویر SEM حضور رسوباتی را در زمینه فلز پایه 310S نشان می دهد که عمدتاً پس از حکاکی از درون زمینه آستنیتی به بیرون افتاده اند.

نتایج آنالیز EDS نقطه ای (شکل ۲) مشخص نمود که این رسوبات غنی از عناصر C و Cr می باشند و می توانند به عنوان رسوبات کاربید کروم ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ) شناسایی شوند. این رسوبات می توانند در حین فرایند انجماد و یا عملیات نورد گرم تشکیل شده باشند. لازم به ذکر می باشد که، حضور  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  می تواند بر رفتار مکانیکی و خوردگی آلیاژ اثر منفی داشته باشد.

همان طور که در شکل (۳) نشان داده شده است، ریزساختار فلز پایه 1.4742 شامل دانه های درشت فریت می باشد که در جهت نورد کشیده شده اند. دو نوع رسوب درون دانه ای و در مقادیر کم در زمینه فریتی مشاهده شد (شکل ۴). همان طور که در شکل (۴-الف) و (۴-ج) قابل مشاهده می باشد، یک نوع از رسوبات با مورفولوژی مکعبی و غنی از عناصر Al و N، می توانند به عنوان رسوبات نیتريد آلومینیم (AlN) شناسایی شوند. نوع دیگر رسوبات که با مورفولوژی خوشه ای در شکل (۴-ب) و (۴-د) نشان داده شده است، غنی از

عناصر **C** و **Cr** می باشند و می توانند به عنوان رسوبات کاربیدی  $(Cr,Fe)_7C_3$  و  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  شناسایی شوند [۷]. این رسوبات می توانند سبب کاهش انعطاف پذیری و چقرمگی آلیاژ گردند و با کاهش درصد عناصر **Cr** و **Al** آزاد در زمینه فریتی، بر رفتار خوردگی آلیاژ اثر منفی داشته باشد.

## - ریزساختار فلزات جوش

ترکیب شیمیایی فلزات جوش با روش کوانتومتری بدست آمد و نتایج حاصل از آن در جدول (۱) ارائه شده است. به منظور پیش بینی ریزساختار فلزات جوش، مقادیر کروم معادل ( $Cr_{eq}$ ) و نیکل معادل ( $Ni_{eq}$ ) با استفاده از ترکیب شیمیایی فلزات جوش (جدول ۳ را ببینید) و بر اساس روابط معادل شیفلر محاسبه شد [۷]. مقادیر  $Cr_{eq}$  و  $Ni_{eq}$  در جدول (۲) آورده شده است. همان طور که در شکل (۵) دیده می شود، نمودار ساختاری شیفلر یک ریزساختار تمام آستنیتی را برای فلزات جوش مربوط به فلزات پرکننده **ER310** و **ERNiCr-3** پیش بینی می کند. از طرفی، این نمودار ریزساختاری دوفازی شامل فریت و آستنیت را برای فلز جوش مربوط به فلز پرکننده **ER446** پیش بینی می کند. در ادامه، جزئیات مربوط به ریزساختار فلزات جوش مختلف شرح داده خواهد شد. تصویر میکروسکوپی سطح مقطع اتصال جوش داده شده با فلز پرکننده **ER310** در شکل (۶) نشان داده شده است. همچنین، ریزساختار نوری و **SEM** نواحی مختلف فلز جوش **ER310** در شکل (۷) قابل مشاهده می باشد. فلز جوش مربوط به فلز پرکننده **ER310** (نواحی **A** در شکل ۶)، ریزساختاری تمام آستنیتی با مورفولوژی سلولی و دندریتی را در شکل (۷-الف) نشان می دهد. با در نظر گرفتن ترکیب شیمیایی فلز جوش **ER310** (جدول ۱ را ببینید)، عناصر **Cr**، **Fe**، **Ni** مهمترین عناصر آلیاژی این فلز جوش می باشند که تمایل اندکی به جدایش به درون نواحی بین دندریتی و بین دانه ای دارند [۱۶ و ۱۷]. بنابراین، نیرو محرکه تحت انجماد ترکیبی اندکی برای تغییر مورفولوژی انجمادی از سلولی به دندریتی وجود دارد. با این وجود، مشاهده مورفولوژی دندریتی در فلز جوش **ER310** ممکن است که به علت حرارت ورودی بالا حین جوشکاری (جدول ۲ را ببینید) و در نتیجه، افزایش تحت انجماد ترکیبی باشد [۱۸]. مرز دانه های انجمادی (**SGBs**)، مرز دانه های انجمادی فرعی (**SSGBs**) و مرز دانه های مهاجرت کرده (**MGBs**) در شکل (۷-الف) نشان داده شده اند. مرزی که دانه های فرعی (سلول ها و دندریت ها) مجاور را از یکدیگر جدا می کند را **SSGBs** می گویند؛ در حالی که، **SGBs** نتیجه برخورد بسته های مرزهای فرعی می باشد. همچنین، **MGBs** دارای زاویه عدم تطابق زیادی نسبت به مرز دانه های انجمادی اولیه می باشند و نیرو محرکه مهاجرت آن ها کاهش انرژی مرز دانه می باشد [۷]. در نتایج حاصل از آنالیز **EDS** نقطه ای از فلز جوش (شکل ۷-ب و ۷-د)، رسوبات غنی از عناصر **C** و **Cr** شناسایی شد. مهمترین عنصر فعال در ترکیب شیمیایی فلز جوش **ER310**، عنصر **Cr** می باشد. مطابق آنچه که در مطالعات

پیشین گزارش شده است، عنصر **Cr** می تواند در حین انجماد به درون نواحی **SGBs** و **SSGBs** نفوذ کند و سبب تشکیل رسوبات کاربیدی کروم ( $Cr_{23}C_6$ ) در این مرزها گردد [۱۹]. شکل (۷-ج) ریزساختار فصل مشترک (مسیر آن با پیکان ها نشان داده شده است) بین پاس های جوش (نواحی **B** در شکل ۶) فلز جوش **ER310** را نشان می دهد. همان طور که می توان مشاهده نمود، هر پاس بر روی پاس پیشین، یک جوانه زنی/رشد همبسته را نشان می دهد. در این نوع از جوانه زنی/رشد، جوانه زنی از طریق قرارگیری اتم ها فلز مذاب بر روی دانه های پاس پیشین و بدون تغییر جهت کریستالوگرافی آن صورت می گیرد. همان طور که در شکل (۷-د) قابل مشاهده می باشد، در بالا و پایین مرکز فلز جوش (نواحی **C** در شکل ۶)، دندریت های هم محور جوانه زده و رشد یافته اند. این مورفولوژی مانع از رشد دندریت های ستونی می گردد [۱۸].

تصویر میکروسکوپی سطح مقطع اتصال جوش مربوط به فلز پرکننده **ERNiCr-3** در شکل (۸) نشان داده شده است. همچنین، ریزساختار نوری و **SEM** نواحی مختلف فلز جوش **ERNiCr-3** در شکل (۹) قابل مشاهده می باشد. همان طور که در شکل (۹-الف) می توان دید، ریزساختار فلز جوش **ERNiCr-3** (نواحی **A** در شکل ۴-۸) تمام آستنیتی و با مورفولوژی دندریتی است. حضور عنصر **Nb** در ترکیب شیمیایی فلز جوش **ERNiCr-3** (جدول ۱ را ببینید) سبب پایداری فاز آستنیت در دماهای بالا می گردد. علاوه بر این، به دلیل تمایل شدید عنصر **Nb** به جدایش به درون نواحی بین دندریتی و بین دانه ای، نیرو محرکه تحت انجماد ترکیبی افزایش یافته است. در نتیجه، مورفولوژی انجمادی از سلولی به دندریتی تغییر یافته است [۲۰ و ۲۱].

**SGBs**، **SSGBs** و **MGBs** نیز در شکل (۹-الف) قابل مشاهده می باشند. مطابق شکل (۹-ب) و نتایج آنالیز **EDS** نقطه ای در شکل (۹-د)، رسوبات غنی از عناصر **C** و **Nb** در فلز جوش **ERNiCr-3** شناسایی شد. در این رابطه، هنگامی که فلز پرکننده **ERNiCr-3** با دو فلز پایه **310S** و **1.4742** ترکیب می شود، بدلیل افزایش میزان عنصر **Fe** در فلز جوش، حلالیت عنصر **Nb** در فاز آستنیتی فلز جوش کاهش می یابد [۲۲ و ۲۳]. در ادامه، جدایش عنصر **Nb** به درون نواحی بین دندریتی و بین دانه ای افزایش می یابد و فازهای کاربید نیوبیم (**NbC**) و لایه (**FeNb**) می تواند تشکیل شوند. این دو فاز یوکتیک با افزایش قابل توجه محدوده دمای انجماد (دامنه انجماد) فلز جوش، می توانند سبب ایجاد ترک انجمادی گردند [۱۸، ۲۲ و ۲۳]. شکل (۹-ج) و (۹-د) به ترتیب، رشد همبسته در فصل مشترک (مسیر آن با پیکان ها نشان داده شده است) پاس های جوش (نواحی **B** در شکل ۸) و دندریت های هم محور در بالا و پایین مرکز فلز جوش (نواحی **C** در شکل ۸) را نشان می دهد.

تصویر میکروسکوپی سطح مقطع اتصال جوش مربوط به فلز پرکننده **ER446** و ریزساختار نوری نواحی مختلف فلز جوش، به ترتیب در شکل (۱۰ و ۱۱) نشان داده شده است. ریزساختار فلز جوش



رسوبات غنی از عناصر C و Cr می توانند به عنوان رسوبات کاربید کروم ( $Cr_{23}C_6$ ) شناسایی شوند (شکل ۱۴).

در پایان لازم به ذکر می باشد که از پرداختن به نواحی متأثر از حرارت فلزات پایه و ریزساختار نواحی فصل مشترک فلزات جوش و پایه خودداری شده است و از آنجاییکه مقاله حاضر بخشی از تحقیقی می باشد که پیش از این توسط نویسندگان به چاپ رسیده است [۲۸]، خوانندگان می توانند جهت مطالعه بیشتر به آن رجوع نمایند.

## نتیجه گیری

ریزساختار فلز جوش اتصال غیرمشابه بین فولادهای زنگ نزن فریتی 1.4742 و آستنیتی 310S مورد بررسی قرار گرفت. از فرایند GTAW دستی به همراه سه فلز پرکننده ERNiCr-3، ER310 و ER446 جهت ایجاد اتصالات غیرمشابه استفاده شد. مهمترین نتایج این بررسی به طور خلاصه در زیر آورده شده است.

- ریزساختار فلز جوش مربوط به پرکننده های ER310، ERNiCr-3 شامل ریزساختاری تک فاز آستنیتی با مورفولوژی سلولی-دندریتی برای فلز پرکننده ER310 و دندریتی برای فلز پرکننده ERNiCr-3 بود.

- ریزساختار فلز جوش مربوط به پرکننده ER446 ریزساختاری دوفازی شامل فریت و آستنیت بود.

- رسوبات کاربیدی غنی از Cr، Fe و Nb در ریزساختار هر سه فلز جوش مشاهده شد.

## منابع

- 1-P. Elliott, Materials for high-temperature environments, Chem. Eng. Prog. 97(2): (2001) 75-81.
- 2-G.Y. Lai, High-temperature corrosion and materials applications, 1st ed. ASM International, Materials Park, (2007).
- 3-British Standard, Heat resisting steels and nickel alloys, BS EN 10095:1999, (1999).
- 4-Nickel Development Institute, High-temperature characteristics of stainless steels, Nickel Development Institute Technical Series 9004, (1979).
- 5-J.C. Lippold, D.J. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels, 3rd ed. John Wiley & Sons, Hoboken, (2005).
- 6-N. Nabiran, S. Weber, W. Theisen, Influence of intermetallic precipitates and heat treatment on the mechanical properties of high-temperature corrosion resistant ferritic steels, Procedia Engineering 10: (2011) 1651-1656.
- 7-J. Charles, J.D. Mithieux, P.O. Santacreu, L. Peguet. The ferritic stainless family: the appropriate answer to nickel volatility, Rev. Metall. 106(3): (2009)124-39.
- 8-T.W. Nelson, J.C. Lippold, M.J. Mills, Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 1-Nucleation and growth, Weld. J. 78: (1999) 329-337.
- 9-J.N. DuPont, Microstructural evolution and high

ER446 ریزساختاری دوفازی را در شکل (۱۱-الف) نشان می دهد. ایلمر و همکارانش با استفاده از آلیاژهای Fe-Ni-Cr تأثیر ترکیب شیمیایی و سرعت سرد شدن بر روی ریزساختار فولادهای زنگ نزن را مورد بررسی قرار دادند [۲۴]. آن ها نشان دادند که چنانچه مدهای اولیه انجمادی فریتی و یا فریتی-آستنیتی (با درصد فریت نزدیک به ۱۰۰ درصد) و همچنین، سرعت سرد شدن در محدوده فرایندهای جوشکاری قوسی باشد، فاز آستنیت از طریق استحاله های حالت جامد و یا یوتکتیکی می تواند با مورفولوژی های ویدمن اشتاتن و بلوکی (دگرشکل) در ریزساختار وجود داشته باشد. همان طور که در شکل (۱۱-الف) (ناحیه A در شکل ۱۰)، ریزساختار شامل دانه های درشت اولیه فریت به همراه آستنیت با مورفولوژی ویدمن اشتاتن و بلوکی می باشد. مشاهدات مشابهی توسط دیگر محققین گزارش شده است [۲۶ و ۲۵]. در رابطه با این مدهای انجمادی گفته شده است که مشاهده دانه های فرعی زمینه فریتی مشکل می باشد و به طور کلی، مورفولوژی سلولی-دندریتی می باشد [۲۴]. در این رابطه باید اشاره کرد که آستنیت ویدمن اشتاتن عمدتاً بر روی مرز و آستنیت بلوکی به صورت دانه های زنجیری در درون دانه های فریتی تشکیل شده است. از این رو، این شکل زنجیری دانه های آستنیتی ممکن است مرتبط با وجود دانه های فرعی باشد. با توجه به شکل های ۱۱-الف تا ۱۱-د (نواحی A تا D در شکل ۱۱)، با حرکت از بالا (پاس سوم) به سمت پایین (پاس جوش پشتی) سطح مقطع فلز جوش، یک افزایش تدریجی در کسر حجمی فاز آستنیتی وجود دارد. نتایج حاصل از فریت سنجی عدد فریت ۱۰۵ و ۸۹ را به ترتیب، در قسمت بالایی و پایینی جوش نشان داد. با در نظر گرفتن ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز پرکننده ER446 (جدول ۱ را ببینید)، در قسمت پایین فلز جوش بخش قابل توجهی از فلزات پایه آستنیتی 310S (با بیشترین مقدار عنصر آستنیت زای Ni) و فریتی 1.4742 (با کمترین مقدار عنصر فریت زای Cr) با فلز پرکننده ER446 ترکیب شده و فلز جوش با بیشترین میزان رقت را تشکیل می دهد [۲۷].

از طرفی، کمترین رقت در بالای سطح مقطع فلز جوش وجود دارد [۲۷]. بنابراین، با حرکت از قسمت بالا به سمت پایین سطح مقطع فلز جوش، رقت می تواند سبب کاهش تدریجی نسبت  $Cr_{eq}$  به  $Ni_{eq}$  و در نتیجه، افزایش کسر حجمی فاز آستنیت گردد [۲۷ و ۲۶]. اگرچه آنالیز EDS یک آزمون نیمه کمی می باشد، با این وجود، از آنالیز EDS نقطه ای جهت بررسی مقادیر نسبی عناصر موجود در فلز جوش در بزرگ نمایی  $300\times$  و بر روی نواحی بالا، میانه و پایین سطح مقطع پولیش شده فلز جوش استفاده شد (شکل ۱۳).

می توان مشاهده نمود که مقادیر نسبی عناصر Ni (شاخص رقت فلز پایه آستنیتی 310S) و Al (شاخص رقت فلز پایه فریتی 1.4742) با حرکت از بالا به سمت پایین سطح مقطع فلز جوش افزایش یافته است که خود می تواند نشان دهنده افزایش رقت باشد. رسوباتی در مقادیر کم در ریزساختار فلز جوش ER446 مشاهده شد که نتایج حاصل از آنالیز EDS نقطه ای مشخص نمود که این

austenitic stainless steel weldments: Part III-The effect of solidification behavior on hot cracking susceptibility, *Weld. J.* 61(12): (1982) 388-396.

20-T. Ogawa, E. Tsunetomi, Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels, *Weld. J.* 61(3): (1982) 82-93.

21-V.P. Kujanpaa, S.A. David, C.L. White, Formation of hot cracks in austenitic stainless steel welds-solidification cracking, *Weld. J.* 65(8): (1986) 203-212.

22-V. Shankar, T.P.S. Gill, S.L. Mannan, S. Sundaresan, Solidification cracking in austenitic stainless steel welds, *Sadhana-Acad. P. Eng. S.* 28 (3-4): (2003) 359-382.

23-J.C. Lippold, W.A. Baeslack III, I. Varol, Heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels, *Weld. J.* 71(1): (1988) 1-14.

24-J.L. Robinson, M.H. Scott, Liquation cracking during the welding of austenitic stainless steels and nickel alloys, *Phil. Trans. R. Soc. London* 295 (1413): (1980) 105-117.

25-M. Laleh, F. Kargar, A.S. Rouhaghdam, Prevention of weld-decay in austenitic stainless steel by using surface mechanical attrition treatment, *Int. Nano Lett.* 2(1): (2012) 37-42.

26-M.L. Holzworth, F.H. Beck, M.G. Fontana. The mechanism of knife-line attack in welded type 347

27-D.J. Tillack, J.E. Guthrie, Wrought and cast heat-resistant stainless steels and nickel alloys for the refining and petrochemical industries, *Nickel Development Institute Technical Series 10071*: (1998) 265-280.

## پی نوشت

- دانشجوی دکتری، دانشگاه شهید چمران اهواز، دانشکده مهندسی، گروه مواد
- استادیار و عضو هیأت علمی، دانشگاه شهید چمران اهواز، دانشکده مهندسی، گروه مواد
- استادیار و عضو هیأت علمی، دانشگاه شهید چمران اهواز، دانشکده مهندسی، گروه مواد

Temperature failure of ferritic to austenitic dissimilar welds, *Int. Mater. Rev.* 57(4): (2012) 208-234.

10-A.K. Bhaduri, S. Venkadesan, P. Rodriguez, Transition metal joints for steam generators-An overview, *Int. J. Press. Ves. Pip.* 58(3): (1994) 251-265.

11-L. Faivre, P.O. Santacreu, J. Leseux, Thermal fatigue resistance of welded joints in stainless steel high temperature exhaust applications, *Tecnol. Metal. Mater. Miner.* 8(1): (2011) 24-30.

12-K. Ranjbar, R. Dehmoalei, M. Amra, I. Keivanrad, Microstructure and properties of a dissimilar weld between alloy 617 and A387 steel using different filler metals, *Weld World* 62(6): (2018) 1121-1136.

13-C.W. Wegst, The key to steel (Stahschlussel), 24th ed. Verlag Stahschlussel Wegst GmbH, Marbach, (2016).

14-Euro Inox, Stainless steels at high temperatures, available at:

[www.bssa.org.uk/cms/file/stainlesssteels at high emperatures\\_en.pdf](http://www.bssa.org.uk/cms/file/stainlesssteels%20at%20high%20emperatures_en.pdf).

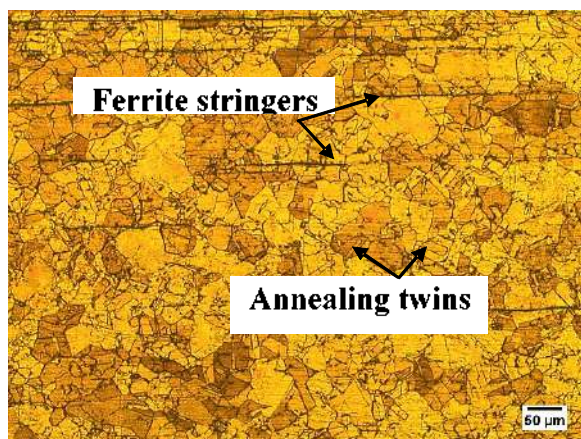
15-J.R. Davis (Davis & Associates), Corrosion of Weldments, 1st ed. ASM International, Materials Park, (2006).

16-S.A. David, Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds. *Weld. J.* 60(4): (1981) 63-71.

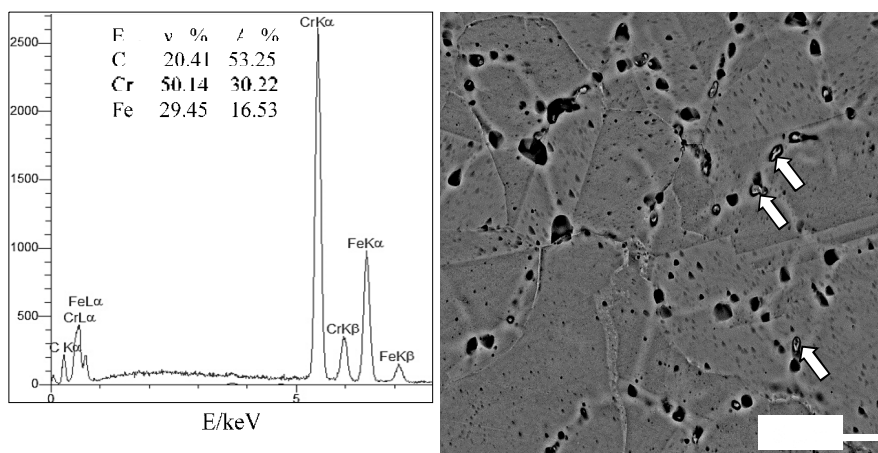
17-J.A. Brooks, A.W. Thompson, Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds, *Int. Mater. Rev.* 36(1): (1991) 15-44.

18-S. Kou, *Welding metallurgy*, 2nd ed. John Wiley & Sons, Hoboken, (2003).

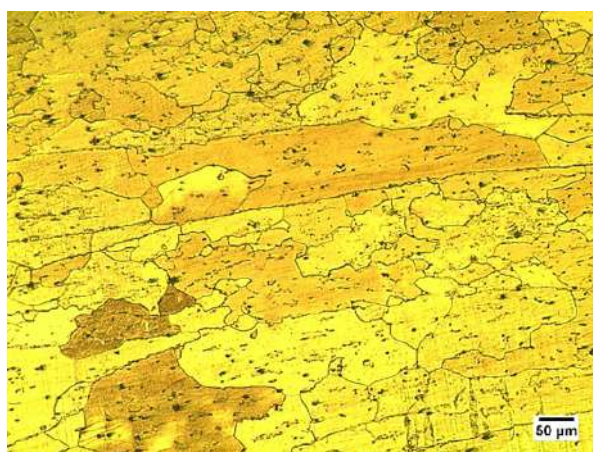
19-J. C. Lippold, W. F. Savage, *Solidification of*



شکل ۱- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز پایه ۳۱۰S.

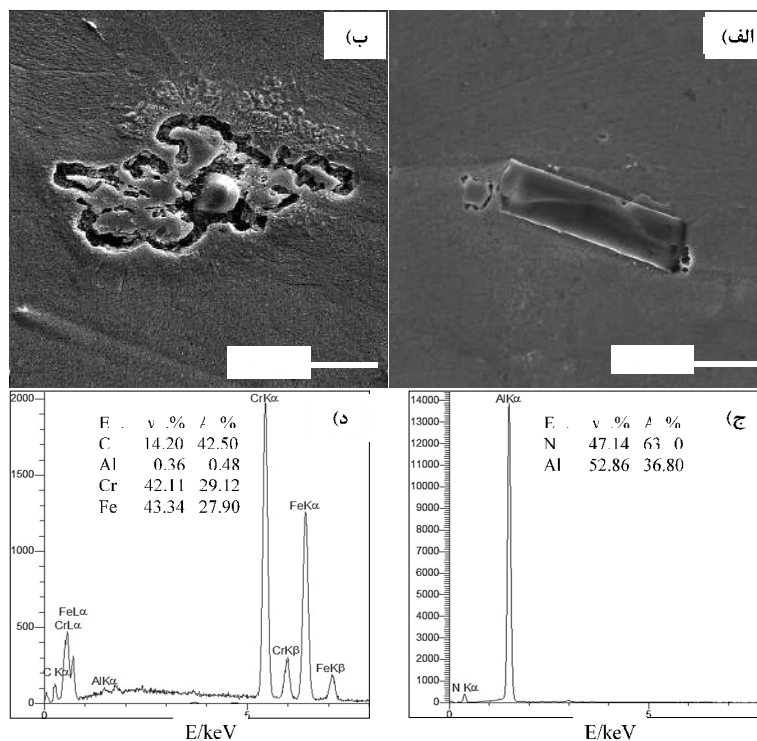


شکل ۲- تصویر SEM به همراه آنالیز EDS نقطه ای از رسوبات موجود در ریزساختار فلز پایه 310S (رسوبات به وسیله پیکان های سفید نشان داده شده اند).



شکل ۳- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز پایه 1.4742.

# Welding Research



شکل ۴- تصویر SEM به همراه آنالیز EDS نقطه ای از رسوبات موجود در ریزساختار فلز پایه 1.4742 الف و ج- رسوبات مکعبی ب و د- رسوبات خوشه ای.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلزات جوش با روش کوانتومتری، بر حسب درصد وزنی (wt %).

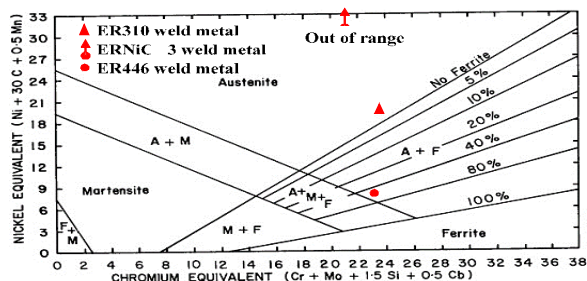
عناصر: بر حسب درصد وزنی (wt.%)										
C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe	Mo	Al	Ti	Nb	فلز جوش
۰/۱	۰/۵	۱/۸۲	۲۶/۵	۲۱/۰۸	باقیمانده	-	-	-	-	فلز جوش ER310
۰/۰۲	۰/۴۷	۳	۲۰	باقیمانده	۰/۸	-	-	۰/۲	۲/۷	فلز جوش ERNiCr-3
۰/۱	۰/۶۳	۱/۸۲	۲۵	۰/۳۲	باقیمانده	۰/۰۴	-	-	-	فلز جوش ER446

جدول ۲- مقادیر  $Cr_{eq}$  و  $Ni_{eq}$  با استفاده از ترکیب شیمیایی فلزات جوش (جدول ۱) و بر اساس روابط معادل شیف

$Ni_{eq}^2$	$Cr_{eq}^1$	فلز جوش
۱۹/۱۵	۲۳/۸۳	فلز جوش ER310
۵۳/۱۳	۲۱/۰۵	فلز جوش ERNiCr-3
۷/۴۹	۲۳/۰۲	فلز جوش ER446

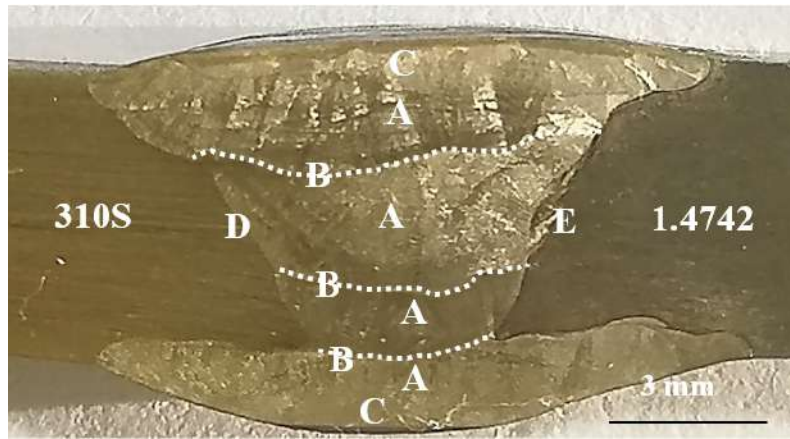
$$1: Cr_{eq} = wt.\% Cr + wt.\% Mo + 1.5 wt.\% Si + 0.5 wt.\% Nb$$

$$2: Ni_{eq} = wt.\% Ni + 30 wt.\% C + 0.5 wt.\% Mn$$

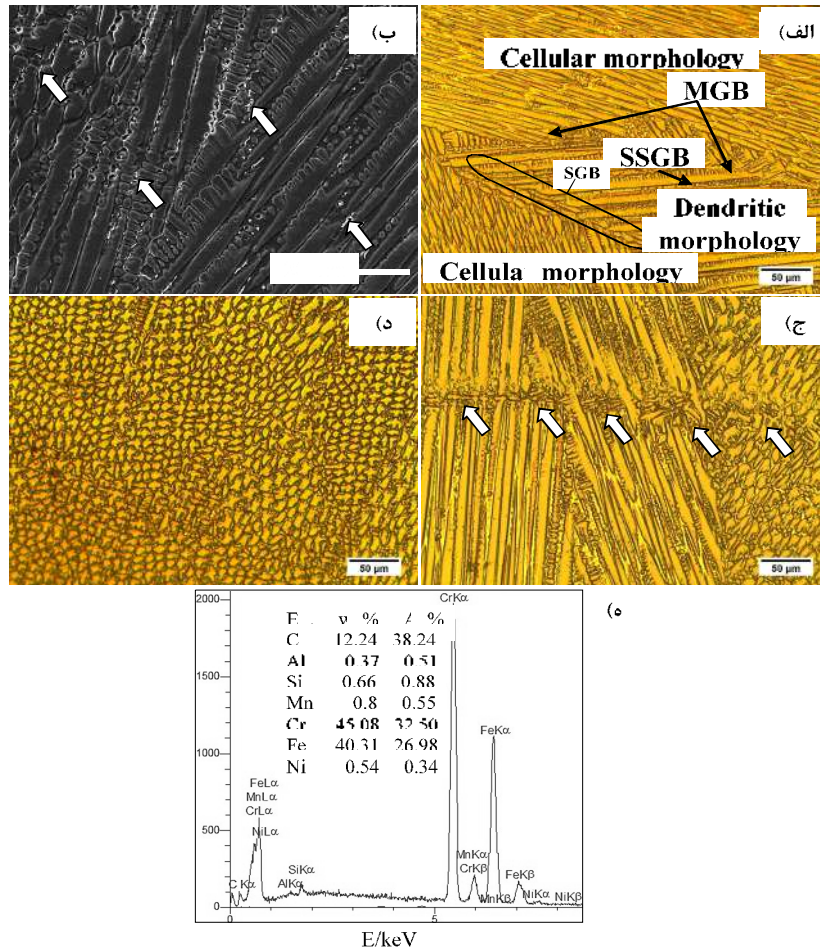


شکل ۵- نمودار ساختاری شیفلر جهت پیش بینی ریزساختار فلزات جوش [۷].

# Welding Research

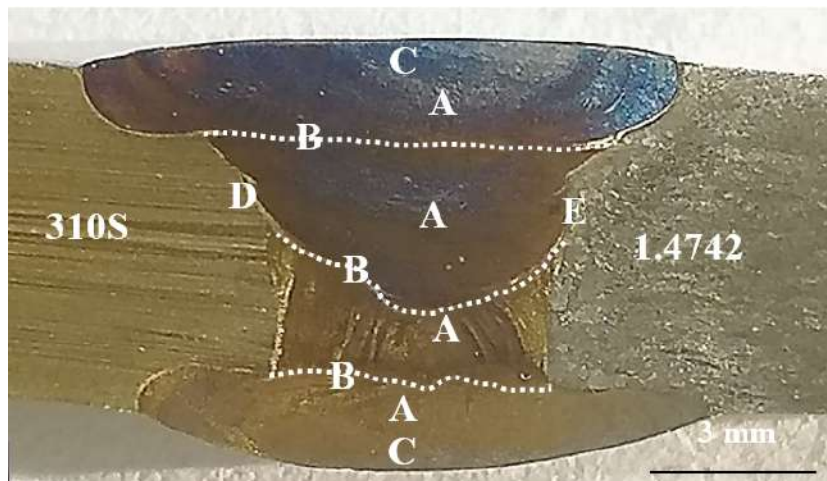


شکل ۶- تصویر ماکروسکوپی سطح مقطع اتصال جوش داده شده با فلز پرکننده ER310.

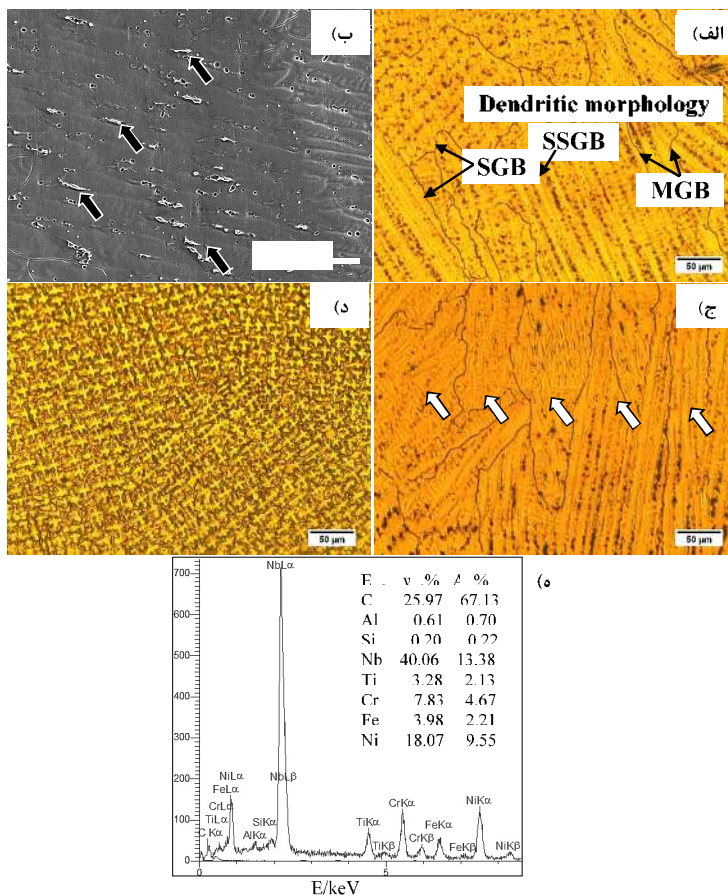


شکل ۷- تصویر ریزساختار فلز جوش Er310 (نواحی A در شکل ۶) الف- نوری ب- SEM (رسوبات با پیکان ها نشان داده شده است) ج- تصویر نوری ریزساختار فصل مشترک (مسیر آن با پیکان ها نشان داده شده است) بین پاس های جوش (نواحی B در شکل ۶) د) تصویر نوری دانه های هم محور در بالا و پایین مرکز فلز جوش (نواحی C در شکل ۶) ه- نتایج حاصل از آنالیز EDS نقطه ای از رسوباتی که در شکل ۷-ب) با پیکان نشان داده شده است.

# Welding Research

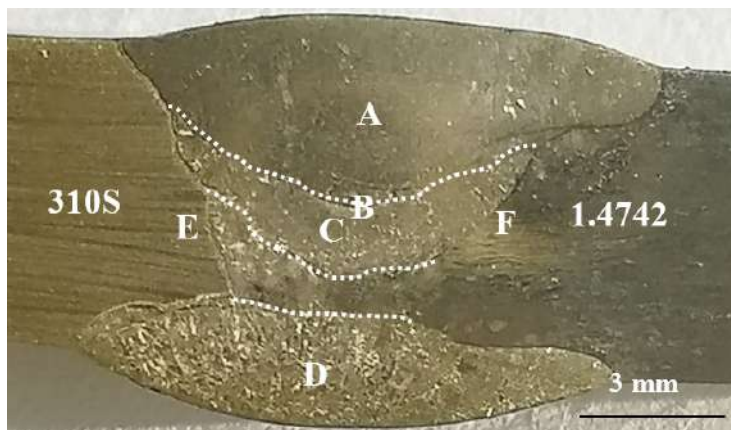


شکل ۸- تصویر ماکروسکوپی سطح مقطع اتصال جوش داده شده با فلز پرکننده ERNiCr-3.

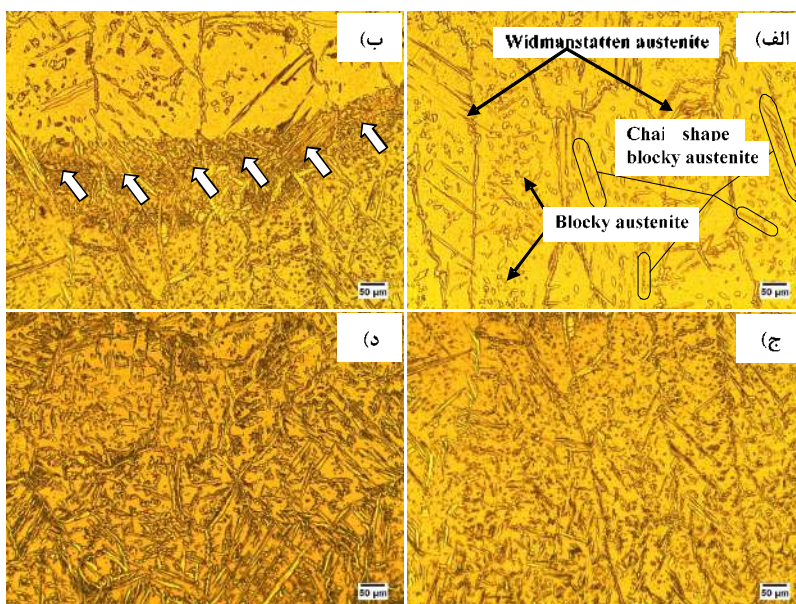


شکل ۹- تصویر ریزساختار فلز جوش ERNiCr-3 نواحی A در شکل ۸- الف- نوری ب- SEM (رسوبات با پیکان ها نشان داده شده است) ج- تصویر نوری ریزساختار فصل مشترک (مسیر آن با پیکان ها نشان داده شده است) بین پاس های جوش (نواحی B در شکل ۸- د- تصویر نوری دانه های هم محور در بالا و پایین مرکز فلز جوش نواحی C در شکل ۸- ه- نتایج حاصل از آنالیز EDS نقطه ای از رسوباتی که در شکل ۹- ب با پیکان نشان داده شده است.

# Welding Research

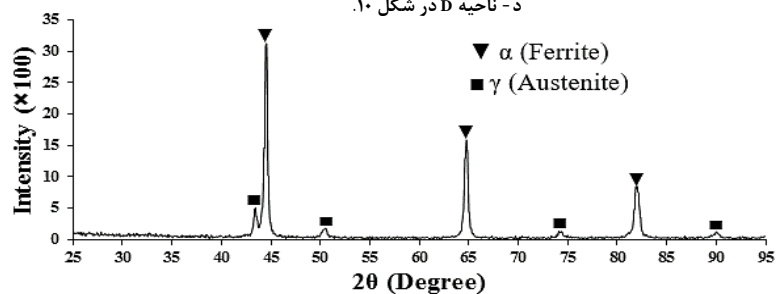


شکل ۱۰- تصویر ماکروسکوپی سطح مقطع اتصال جوش داده شده با فلز پرکننده ER446.



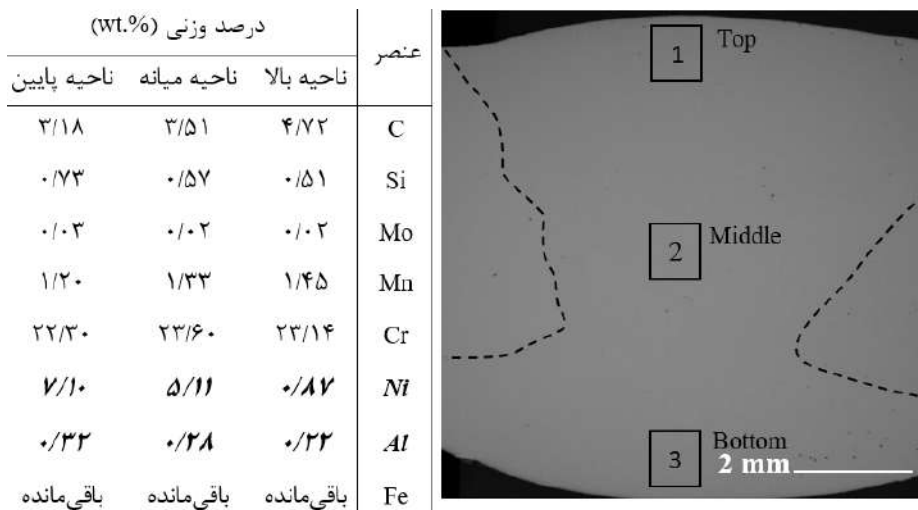
شکل ۱۱- تصویر نوری از ریزساختار نواحی مختلف فلز جوش ER446

الف- ناحیه A در شکل ۱۰- ب- فصل مشترک (مسیر آن با پیکان‌ها نشان داده شده است) پاس‌های جوش (ناحیه B در شکل ۱۰) ج- ناحیه C در شکل ۱۰  
د- ناحیه D در شکل ۱۰.

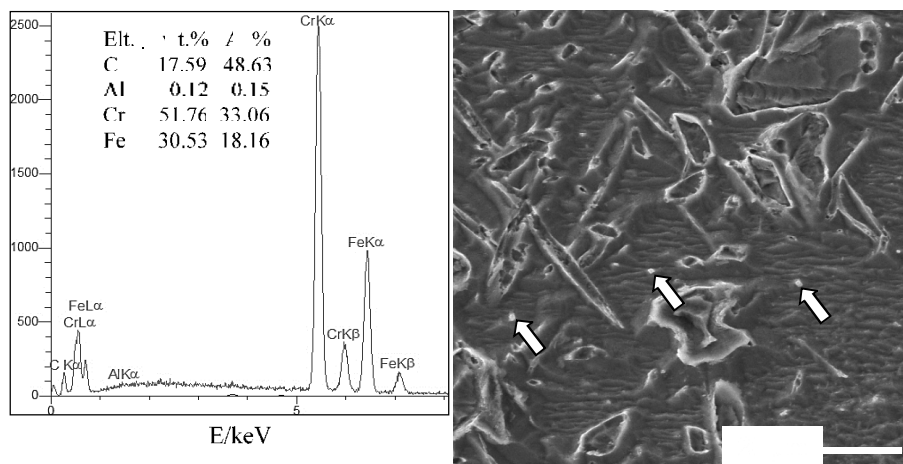


شکل ۱۲- نتایج حاصل از XRD از سطح بالایی فلز جوش ER446.

# Welding Research



شکل ۱۳- تصویر SEM به همراه آنالیز EDS نقطه ای از نواحی مختلف سطح مقطع پولیش شده فلز جوش ER446 در بزرگنمایی ۳۰۰X.



شکل ۱۴- تصویر SEM به همراه آنالیز EDS نقطه ای از رسوبات موجود در ریزساختار فلز جوش ER446 (رسوبات به وسیله پیکان های سفید نشان داده شده اند).