

بررسی ریزساختار و خواص متالورژیکی در جوشکاری قوسی تنگستن تحت گاز محافظ خنثی سوپرآلیاژ اینکلوی ۹۲۵

علی مرتضایی*^۱، احسان قجاوند^۱

۱- کارشناس ارشد، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

*mortezaie.a@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۹۳/۰۴/۱۰، تاریخ پذیرش: ۹۳/۰۶/۲۵)

چکیده

در این پژوهش، جوشکاری سوپرآلیاژ پایه نیکل-آهن اینکلوی ۹۲۵ با هدف بررسی اثر ترکیب شیمیایی فلزات پرکننده به کار رفته بر ریزساختار، خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی نواحی جوش داده شده مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور، از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن تحت گاز محافظ و دو فلز پرکننده پایه نیکلی ERNiCrMo-3 و ERNiCr-3 استفاده گردید. مشاهدات ریخت نگاری نشان داد که در پایان انجماد، ریزساختار فلزات جوش به صورت آستینیتی و با مورفولوژی دندریتی تشکیل شده است. به علاوه، در آزمایش کشش اگرچه استحکام کششی فلزات جوش کمتر از آلیاژ پایه اینکلوی ۹۲۵ به دست آمد اما گسیختگی در نمونه ها در ناحیه متأثر از حرارت فلز پایه به وقوع پیوست. در آزمایش ضربه شاری نیز فلز جوش ERNiCr-3 با جذب انرژی شکست بیشتر در مقایسه با فلز پایه اینکلوی ۹۲۵ و فلز جوش ERNiCrMo-3 شکسته شد. با انجام آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نیز مشخص گردید که اختلاف پتانسیل خوردگی بین فلز پایه و فلز جوش ERNiCrMo-3 می تواند وقوع خوردگی گالوانیک را در ناحیه اتصال ترغیب کند. در آخر، با عنایت به نتایج حصول یافته، فلز پرکننده ERNiCr-3 انتخاب مناسب تری برای جوشکاری آلیاژ اینکلوی ۹۲۵ تشخیص داده شد.

کلمات کلیدی:

اینکلوی ۹۲۵-ریزساختار-خواص مکانیکی.

۱- مقدمه

رسوب سخت شونده تقسیم بندی می شوند [۱]. سوپرآلیاژهای پایه نیکل-آهن یکی از مهمترین مواد مهندسی به شمار می روند که به دلیل داشتن خواص قابل توجه از جمله مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون، استحکام بالا در دمای محیط، استحکام خزشی عالی و چقرمگی مناسب در کاربردهایی نظیر بخش های ثابت و متحرک توربین های گازی، صنایع

سوپرآلیاژها به عنوان آلیاژهای مقاوم به حرارت شناخته شده و قادرند استحکام خود را در دمای بالا حفظ کنند. این گروه آلیاژی بر پایه عناصر نیکل-کروم-آهن-کبالت ایجاد شده اند و به سه دسته پایه نیکل، پایه نیکل-آهن و پایه کبالت طبقه بندی شده، به علاوه بر پایه ی اندرکنش بین عناصر آلیاژی موجود در شبکه بلوری نیکل، سوپر آلیاژها به دو دسته محلول جامد و

پتروشیمی، هوافضا و رآکتورهای هسته ای بطور چشم گیری مورد استفاده قرار می گیرند [۱-۲]. سوپرآلیاژ اینکلوی ۹۲۵ از جمله سوپر آلیاژهای پایه نیکل-آهن-کروم رسوب سخت شونده بوده که برای حصول به مجموعه ای از خواص از جمله استحکام دمای بالا، مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون عالی طراحی شده است. در این آلیاژ حضور هر عنصر ویژگی های خاص خود را به همراه آورده است. به عنوان مثال مولیدن جهت افزایش مقاومت به خوردگی حفره ای و شیاری، افزایش استحکام دمای بالا و پایداری حرارتی، کروم به منظور پایداری آلیاژ در محیط های اکسید کننده و تیتانیوم و آلومینیوم به دلیل افزایش خواص مکانیکی ناشی از انجام واکنش های رسوب گذاری در حین عملیات حرارتی پیرسازی به ترکیب شیمیایی افزوده شده اند. از آنجا که این آلیاژ مقاومت ویژه ای به ترک خوردن تنش سولفیدی در محیط های گازی و مقاومت به ترک خوردن خوردگی توام با تنش رضایت بخشی در محیط های شامل نفت خام دارد به طور وسیعی در سیستم های لوله کشی، شیرآلات و شفت پمپ های تقویت فشار مورد استفاده قرار می گیرد [۳].

آلیاژهای پایه نیکل-آهن اغلب در محیط های خوردنده و دمای بالا استفاده می شوند که این شرایط کاری موجب بروز پدیده های نا خواسته ای از جمله فرسایش، گسیختگی، خستگی و شکست ناشی از آن می شود. بنابراین هر کدام از اجزای ساخته شده از این گروه آلیاژی ممکن است در زمان سرویس دهی خود مورد تعمیر و باز سازی قرار بگیرند. در این شرایط بررسی رفتار جوش پذیری و تحولات متالورژیکی به وقوع پیوسته در حین انجام فرآیند اتصال اهمیت زیادی پیدا خواهد کرد. سوپرآلیاژ اینکلوی ۹۲۵ نیز از این قاعده مستثنی نبوده به نحوی که با توجه به کاربرد های متنوعی که در صنعت برای آن ترسیم شده است، بررسی و شناخت رفتار متالورژیکی آن پس از انجام جوشکاری از جمله مواردی است که باید مورد ملاحظه قرار گیرد. در این میان آن چه که در تحقیقات قبلی برای این آلیاژ مغفول واقع شده است نوع فرآیند جوشکاری و کلاس فلز

پرکننده برای دست یابی به حداکثر خواص متالورژیکی، بررسی معایب جوشکاری ناشی از انجام فرآیند اتصال و تاثیر عملیات حرارتی پس از جوشکاری می باشد. لذا به نظر می رسد که انجام یک و یا چندین پژوهش هدفمند در زمینه های مذکور و با اهداف مشخص در مورد آلیاژ اینکلوی ۹۲۵ ضرورت دارد. در رابطه با اتصال دهی سوپرآلیاژ مورد بحث آن چه که به اختصار در برخی منابع (عمدتا اطلاعات ارایه شده توسط شرکت های تولید کننده) مورد اشاره قرار گرفته است [۳]، استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن و فلز تحت گاز محافظ می باشد که در این رابطه به فلز پرکننده ی مشخصی اشاره نشده است. به علاوه در برخی از منابع به مشکلات و معایب ایجاد شده در حین جوشکاری این گروه آلیاژی اشاره شده که از عمده ترین آنها می توان به استحکام پایین ناحیه متأثر از حرارت، ترک خوردن ناشی از عملیات حرارتی پس از جوشکاری و حضور شیب غلظت در ریزساختار فلز جوش اشاره کرد. اگرچه برای برخی راهکارهای موثری نیز گزارش شده است که به عنوان مثال استفاده از حرارت ورودی با تمرکز بالا برای کاهش ناحیه متأثر از حرارت و استفاده از عملیات حرارتی همگن سازی پس از جوشکاری برای کاهش شیب غلظت ریزساختار از جمله ی آنهاست [۴،۲]. از آن جا که معمولا در فرآیندهای جوشکاری قوسی آلیاژهای مختلف، انتخاب فلز پرکننده به عنوان اولین چالش مطرح می باشد، لذا در این پژوهش تلاش بر آن است تا فرآیند جوشکاری با استفاده از دو فلز پرکننده پایه نیکلی بر روی سوپرآلیاژ اینکلوی ۹۲۵ انجام شده و به عنوان گام اول در جهت توسعه ی دانش متالورژی جوشکاری آلیاژ مذکور، ابهامات در رابطه با تاثیر ترکیب شیمیایی فلز پرکننده بر خواص آلیاژ رفع گردد تا این خود زمینه ای را برای انجام پژوهش های بعدی فراهم سازد. بنابراین هدف از تحقیق حاضر، بررسی و مشخص یابی ریزساختار، استحکام کششی، چقرمگی و مقاومت در برابر خوردگی فلز پایه و نواحی جوش به دست آمده با فلزهای پرکننده ی پایه نیکلی ERNiCrMo-3 و ERNiCr-3 در قالب تعیین فلز پرکننده ایده آل می باشد.

۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی فلز پایه و مواد پرکننده دریافتی نیز از آنالیز طیف سنجی نشر اتمی توسط جرقه استفاده شد که در جدول ۱ ترکیبات مذکور نشان داده شده است.

در این پژوهش از سوپر آلیاژ اینکلوی ۹۲۵ کار شده و آنیل انحلالی شده با ضخامت ۱۰ میلی متر استفاده شد. همچنین از دو سیم جوش ERNiCr-3 و ERNiCrMo-3 با قطر ۲/۴ میلی متر جهت انجام عمل جوشکاری استفاده گردید. جهت تعیین دقیق

جدول (۱): ترکیبات شیمیایی فلزات پایه و پرکننده (درصد وزنی)

فلزات پرکننده		فلز پایه	
ERNiCr-3	ERNiCrMo-3	Incoloy 925	عنصر
۱۸	۲۱/۵	۲۱	Cr
Rem.	Rem.	Rem.	Ni
۳	۵	۲۷/۵	Fe
-	۹/۱	۳	Mo
۳	۰/۵	۰/۵	Mn
۳	۴	۰/۲	Nb
-	۰/۴	۰/۳	Al
۰/۷۵	۰/۴	۲	Ti
۰/۱	۰/۱	۰/۰۳	C
۰/۵	۰/۵	۱/۷	Cu
۰/۵	۰/۵	۰/۰۵	Si

سطوح توسط محلول ماربل 10gr CuSo4 50ml H2O 50ml Hcl به مدت ۱۵ ثانیه اچ شده و پس از آن ریزساختار فلزات پایه و جوش توسط میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفتند. همچنین به منظور تعیین تقریبی ترکیب شیمیایی و تایید ریزجدایش عناصر آلیاژی از آنالیز ترکیب شیمیایی (EDS) با استفاده از میکروسکوپ الکترونی رویشی مدل ZEISS نیز بهره گرفته شد. به منظور ارزیابی خواص کششی، نمونه هایی از فلزات پایه و جوش بر اساس استاندارد AWS B4.0 [۵] تهیه شد. مطابق این استاندارد نمونه ها باید به گونه ای تهیه شوند که منطقه تحت کشش شامل فلز جوش و هر دو فلز پایه باشد تا در این شرایط، علاوه بر فلز جوش، مناطق متاثر از حرارت و فلز پایه بر نتایج آزمون تاثیر گذارند.

انجام عمل اتصال مستلزم آن بود تا در ابتدا ورق فلز پایه از یک طرف مطابق با یک طرح اتصال مناسب آماده سازی شود. بدین منظور ورق آلیاژ اینکلوی ۹۲۵ برای اتصال لب به لب با شیار V شکل، با استفاده از دستگاه فرز ماشین کاری شد. زاویه هر ورق در ناحیه شیار جوش ۳۰ درجه و در مجموع ۶۰ درجه و عرض اتصال و ارتفاع آن ۱ میلی متر در نظر گرفته شد. جهت انجام فرآیند اتصال، از روش جوشکاری قوسی تنگستن- تحت گاز محافظ آرگون با قطبیت منفی الکتروود در چهار پاس (یک پاس نفوذی و سه پاس پرکننده) استفاده گردید. در جدول ۲ پارامترهای جوشکاری به کار رفته و مجموع حرارت ورودی آورده شده است.

برای مطالعه و بررسی ریز ساختار فلزات پایه و جوش، نمونه هایی از مقطع عرضی جوش تهیه شد و پس از انجام پرداخت،

ولتاژ «آمپر × ۰/۲»

جدول (۲): پارامترهای جوشکاری به کار رفته در فرآیند قوسی تنگستن-گاز، حرارت ورودی محاسبه شده توسط رابطه سرعت جوشکاری [۴].

فلز پرکننده	پاس	جریان (آمپر)	ولتاژ (ولت)	سرعت جوشکاری (میلی متر بر ثانیه)	حرارت ورودی در هر پاس (کیلوژول بر میلی متر)	حرارت ورودی مجموع (کیلوژول بر میلی متر)
ERNiCr-3	Root	۲۰۰	۱۳/۸	۱/۲۹	۱/۴۹۷	۶/۰۹۴
	Hot	۲۰۰	۱۴/۳	۱/۳۶	۱/۴۷۲	
	Filling	۱۸۰	۱۷/۷	۱/۴۰	۱/۵۹۳	
	Cap	۱۸۰	۱۸	۱/۴۸	۱/۵۳۲	
ERNiCrMo-3	Root	۱۹۰	۱۳/۲	۱/۴۱	۱/۲۴۵	۵/۴۸۶
	Hot	۱۹۰	۱۴/۵	۱/۴۶	۱/۳۲۰	
	Filling	۱۸۰	۱۶/۱	۱/۳۲	۱/۵۳۶	
	Cap	۱۷۰	۱۶/۳	۱/۴۰	۱/۳۸۵	

اشباع (SCE)، الکتروود کمکی از نوع گرافیت و الکتروود کاری آماده سازی شده از هر کدام از مقاطع فلزات جوش و پایه با سطح در معرض ۱۳/۱ سانتیمتر مربع مورد استفاده قرار گرفت. آزمایش در محدوده پتانسیل ۲۰۰- تا ۶۰۰ نسبت به الکتروود مرجع با نرخ روبش ۱ میلی ولت بر ثانیه در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم و در دمای اتاق انجام شد. همچنین برای رسیدن نمونه ها به حالت تعادل هر کدام به مدت ۱۵ دقیقه در محلول مورد نظر غوطه ور شدند. پس از آن، داده های حاصل از انجام آزمایش بصورت جریان بر حسب ولتاژ دریافت و منحنی های مربوط به هر کدام از نمونه ها ترسیم شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار فلز پایه

در شکل ۱ و ۲ ریزساختار فلز پایه اینکلوی ۹۲۵ در شرایط دریافتی و در دو بزرگ نمایی را می توان مشاهده کرد. ریزساختار متشکل از دانه های هم محور آستنیتی بوده که با توجه به آن که آلیاژ از نوع کار شده است، اندازه نسبتاً یکسان آنها منطقی به نظر می رسد. به علاوه، از آن جا که آلیاژ در انتهای فرآیند تولید تحت یک عملیات آنیل انحلالی قرار گرفته

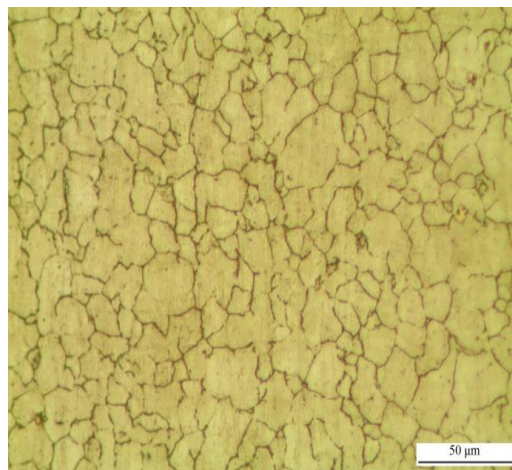
آزمایش کشش توسط دستگاه Houns Field H50KS با نرخ کرنش ۱ میلی متر بر دقیقه انجام و سپس منحنی های تنش بر حسب کرنش هر نمونه ترسیم گردید. به منظور ارزیابی و مقایسه انرژی شکست فلزات پایه و جوش، نمونه های آزمایش ضربه نیز مطابق با استاندارد AWS B4.0D تهیه شد [۵]. بر طبق این استاندارد، نمونه دارای ابعاد ۱۰×۱۰×۵۵ میلیمتر بوده و فلز جوش باید در مرکز نمونه واقع شود. همچنین شیاری به عمق ۲ میلیمتر و زاویه ۴۵ درجه بر روی نمونه و در فلز جوش ایجاد می شود. سپس آزمایش ضربه چارپی با استفاده از دستگاه Santam SIT300 در دمای اتاق انجام شد و انرژی شکست هر نمونه ثبت گردید. همچنین به منظور بررسی نحوه شکست، پس از انجام آزمون ضربه، سطوح شکست هر نمونه با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل LEO 435VP مورد مطالعه قرار گرفت. به علاوه به منظور به حداقل رساندن مقدار خطا، آزمایش های کشش و ضربه از مقاطع اتصال و فلز پایه بر روی سه نمونه صورت گرفت. جهت ارزیابی مقاومت به خوردگی فلزات پایه و جوش از آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک مطابق با استاندارد ASTM G59-97 [۶] استفاده گردید. برای انجام آزمایش از دستگاه PARSTAT 2273 و بر اساس سیستم سه الکتروود بهره گرفته شد. الکتروود مرجع از نوع کالومل

در ناحیه ذوب جزئی شده و یا ناحیه متأثر از حرارت باشد در شرایط آنیل ارجحیت دارد، زیرا تحت این شرایط به دلیل عدم وجود فازهای رسوبی، تشکیل ترک های ذوبی ترغیب نخواهد شد [۷]. در همین زمینه تحقیقات انجام شده توسط کیان و همکاران [۸] و نلسون و همکاران [۹] در زمینه تاثیر شرایط ریزساختار قبل از جوشکاری بر جوش پذیری اینکونل ۷۱۸ که آن نیز یک سوپرآلیاژ پایه نیکل-آهن رسوب سخت شونده به شمار می رود نیز دلالت بر این نکته دارد که در صورت حضور کسر بالایی از فازهای لاهه و یا دلتا در ریزساختار، ترک ذوبی در ناحیه متأثر از حرارت پدیدار می شود. این امر به دلیل انحلال این فازها در HAZ و جدایش بعدی نیویوم در امتداد مرزخانه ها است که موجب تشکیل فیلم مذاب در امتداد مرزهای دانه و تشکیل و اشاعه ترک خوردن در اثر تنش های انقباضی حین انجماد خواهد شد. به همین دلیل در تحقیق حاضر با علم به این موضوع جوشکاری، در شرایط ریزساختاری آنیل انجام شد تا از پیدایش عیوب احتمالی در ناحیه متأثر از حرارت فلز پایه جلوگیری شود. به این نکته نیز باید توجه داشت که با توجه به ماهیت رسوب سخت شوندگی آلیاژ اینکولوی ۹۲۵ این موضوع به ذهن متبادر می شود که می توان از عملیات حرارتی پیرسازی پس از جوشکاری در جهت دست یابی به حداکثر استحکام و تنش زدایی بهره برد. در این باره ذکر این مهم ضروری است که عملیات حرارتی پس از جوش بر روی فلز جوش اقسام سوپر آلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت که ذوب و انجماد ناشی از جوشکاری را تجربه کرده اند به منظور کاهش عیوب و ارتقای خواص مکانیکی آن انجام می شود که در این تحقیق اساساً فلز پایه اینکولوی ۹۲۵ مطرح است و نه فلز جوش آن و لذا اعمال چنین فرآیندی بر روی اتصال مذکور چندان ضروری به نظر نمی رسد.

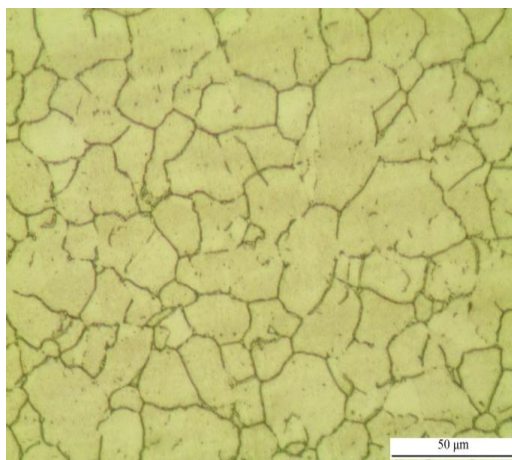
۳-۲- ریزساختار فلزات جوش

در شکل ۳ ریزساختار فلز جوش مربوط به فلز پرکننده ERNiCrMo-3 نشان داده شده است. مشاهده می شود

است فازهای رسوبی از قبیل گاما پریم و دلتا در ریزساختار مشاهده نمی شود.



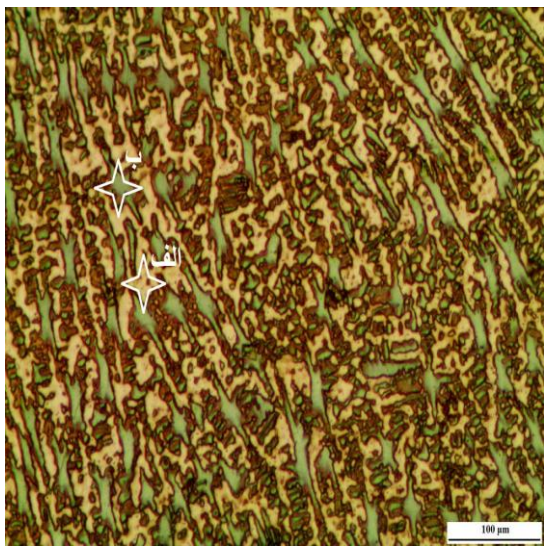
شکل (۱): ریزساختار فلز پایه اینکولوی ۹۲۵ در شرایط آنیل انحلالی



شکل (۲): ریزساختار فلز پایه اینکولوی ۹۲۵ در بزرگ نمایی بالاتر، حاکی از عدم وجود هر گونه رسوبات استحکام بخش در ریز ساختار

همان طور که در پیش اظهار شد آلیاژهای پایه نیکل بر حسب مکانیزم استحکام دهی به دو دسته ی محلول جامد و رسوب سخت شده طبقه بندی شده که جوش پذیری هر کدام از آن ها بسته به نوع فرآیند اتصال به کار رفته، ترکیب شیمیایی آلیاژ و نوع شرایط ریزساختار قبل از جوشکاری از یکدیگر متفاوت است. به عنوان مثال برای سوپرآلیاژهای رسوب سخت شونده جوشکاری غالباً در مواقعی که فلز پایه مستعد به ترک خوردن

مولیبدن و نیویوم در پی فرآیند انجماد، هسته های دندریت را ترک کرده و به سمت نواحی بین دندریتی رانده شده اند.



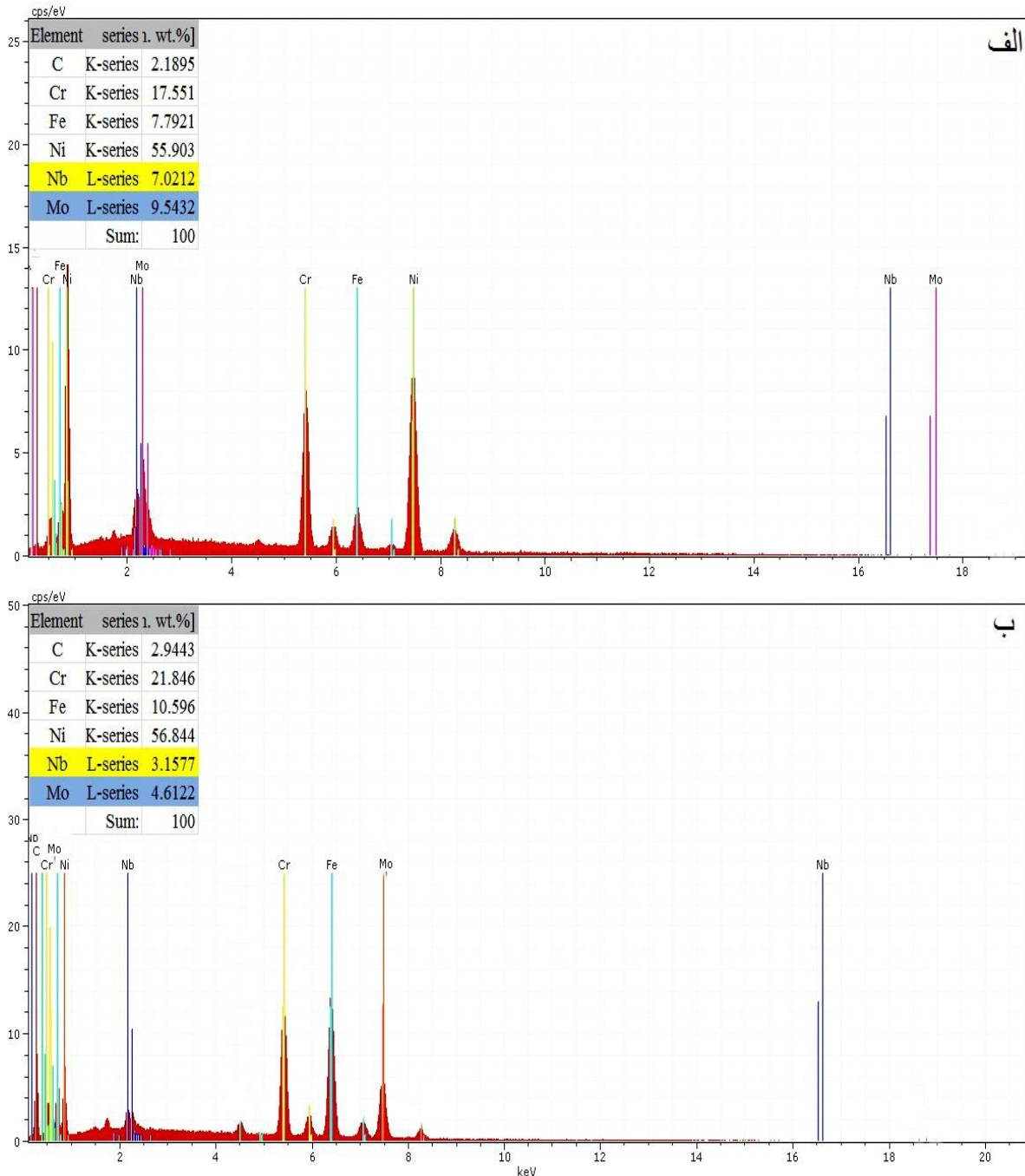
شکل (۳): ریزساختار دندریتی فلز جوش ERNiCrMo-3

همچنین در ترکیب شیمیایی فلز پایه اینکروی ۹۲۵ و فلز جوش ERNiCrMo-3 به ترتیب ۲۷/۵ و ۵ درصد وزنی آهن وجود دارد. مطالعات انجام شده [۱۳] نشان می دهد که مقدار ضریب توزیع تعادلی نیویوم در آستنیت وابسته به مقدار آهن موجود در ترکیب شیمیایی آلیاژ است به نحوی که با افزایش مقدار آهن، حد حلالیت نیویوم در شبکه ی آستنیتی آلیاژهای پایه نیکل کاهش می باشد. در طی انجماد فلز جوش ERNiCrMo-3 به علت حد حلالیت پایین نیویوم در آستنیت، ناشی از حضور ۵ درصد وزنی آهن در ترکیب شیمیایی فلز پرکننده و وارد شدن مقادیر دیگر توسط آلیاژ اینکروی ۹۲۵، این عنصر از فاز جامد به سمت فاز مذاب جدایش می کند. روند مشابهی نیز برای مولیبدن در آلیاژهای نیکل-کروم زمانی که در جوش های غیرمشابه با آلیاژهای آهن بالا استفاده می شوند مشاهده شده است [۱۴-۱۵]. به طور مشابه مولیبدن نیز اولین فاز جامد ایجاد شده را برای تشکیل نواحی فقیر از مولیبدن ترک کرده و یک جدایش ترجیحی به مذاب انجام می دهد. به علاوه، به دلیل نرخ نفوذ پایین مولیبدن در آستنیت، انجام نفوذ برگشتی به سمت

که ریزساختار بصورت کاملاً آستنیتی انجماد یافته و در پایان انجماد ریزساختار نهایی فلز جوش با ریخت دندریتی تثبیت یافته است. بر طبق جدول ۱ مقادیر نیویوم و مولیبدن موجود در ترکیب شیمیایی فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ به ترتیب ۴ و ۹/۱ درصد می باشد. به علاوه در ترکیب شیمیایی فلز پایه نیز مقادیری از عنصر مولیبدن وجود دارد. این دو عنصر از جمله عناصری هستند که میل به جدایش شدیدی در حین انجماد فلز جوش دارند که این رفتار را می توان به مقدار ضریب توزیع تعادلی، k ، آن ها نسبت داد که به صورت $k=C_S/C_L$ تعریف شده و در آن C_S و C_L به ترتیب ترکیب شیمیایی فازهای جامد و مذاب در فصل مشترک جامد/مذاب می باشند. نیویوم و مولیبدن در بیشتر آلیاژهای پایه نیکل ضریب توزیع تعادلی کمتر از یک دارند [۷]، به عنوان مثال سیسلاک و همکاران [۱۰] در مطالعات خود گزارش کرده اند که مقدار ضریب توزیع تعادلی نیویوم در اینکونل ۶۲۵ برابر است با ۰/۵۴ و در تحقیق دیگر [۱۱] ضریب توزیع تعادلی همین عنصر در سوپرآلیاژ اینکروی ۹۰۹ با مقدار ۰/۴۹ گزارش گردید. در این زمینه مشخص شده است که عناصر با مقدار $k < 1$ گرایش شدیدی به توزیع مجدد در حین انجماد دارند که این توزیع مجدد عناصر آلیاژی دما را در جلوی فصل مشترک پیش رونده جامد/مذاب کاهش داده و منجر به ایجاد یک تحت انجماد ترکیبی (عامل مورد نیاز برای تغییر در مورفولوژی ریزساختار) در جلوی فصل مشترک می شود [۴]. در این شرایط امکان پایداری فصل مشترک صفحه ای از بین خواهد رفت و مورفولوژی ریزساختار به سمت سلولی و یا دندریتی پیش می رود به نحوی که یک شیب غلظت در ساختار تثبیت خواهد شد [۱۲]. محصول نهایی این امر کاهش خواص متالورژیکی ناحیه انجماد یافته نظیر مقاومت به خوردگی و در شرایط حادثر ایجاد ترک در حین انجماد است [۷]. در شکل ۴ آنالیز ترکیب شیمیایی از نواحی بین دندریتی و هسته های دندریت که بر روی شکل ۳ با حروف الف و ب نمایش داده شده مشاهده می شود که خود شاهدی است مبنی بر آن که

دیگر فلز پرکننده به کار رفته برای اتصال سوپرآلیاژ اینکلوی ۹۲۵ از نوع پایه نیکل و با نام استاندارد ERNiCr-3 بود که ریزساختار آن در شکل ۵ نشان داده شده است. مشاهده می شود که در مورد این فلز جوش نیز ریزساختار نهایی با ماهیت آستنیتی و با ریخت دندریتی حصول یافته است.

هسته های دندریت برای حذف شیب غلظتی بوجود آمده امکان پذیر نیست [۷]. به همین دلیل نواحی غنی از مولیبدن و نیوبیوم (نواحی بین دندریتی) در طی مراحل مختلف انجماد توانایی پیدایش یافته اند.

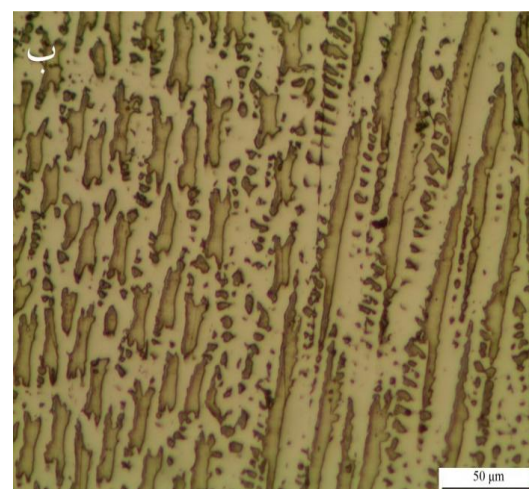
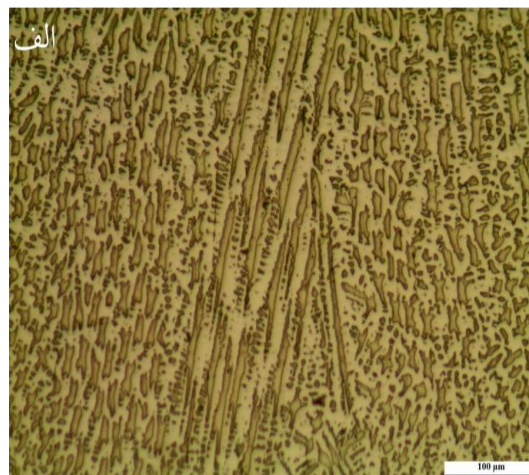


شکل (۴): آنالیز عنصری از ریزساختار فلز جوش ERNiCrMo-3، الف: نواحی بین دندریتی و ب: هسته های دندریت

کند. این امر با بحث پیرامون نرخ رشد R و گرادیان دمایی G (نسبت G/R) می تواند روشن شود. آنچه که در مراجع مختلف [۱۶،۴] مورد اثبات قرار گرفته آن است که این نسبت رابطه معکوس با تحت انجماد ترکیبی دارد و کاهش آن موجب افزایش هرچه بیشتر در تحت انجماد ترکیبی خواهد شد. اما برخی از پارامترهایی نظیر حرارت ورودی و سرعت جوشکاری نیز خود می توانند به طور جداگانه بر شیب دمایی موجود در حوضچه جوش و سرعت رشد تاثیر بسزایی گذارند. به عنوان مثال مطالعات کو [۴] نشان داده است که با افزایش حرارت ورودی شیب دمایی در سرتاسر حوضچه جوش تنزل پیدا خواهد کرد (کاهش G) که این امر کم شدن نسبت G/R را در پی خواهد داشت. موضوعی که این بحث را به ریزساختار فلز جوش ERNiCr-3 مرتبط می کند آن است که برای انجام جوشکاری از حرارت ورودی بیشتری برای آن نسبت به فلز جوش ERNiCrMo-3 استفاده شد که این موجب شده است که در عین حال که فلز پرکننده ERNiCr-3 عاری از عنصر مولیبدن بوده و حین انجماد ریزجدایش ناشی از آن را تجربه نکرده است، اما به جای آن حرارت ورودی اعمال شده زیادتیر، تغییرات ریزساختار را با شدت بیشتری در مقایسه با فلز جوش ERNiCrMo-3 به پیش برده و ریزساختار دندردیتی هم محور را برای آن رقم زده است. لازم به ذکر است که با افزایش توزیع عناصر آلیاژی (یا هر عاملی که کاهش نسبت G/R را منجر شود) و به تبع آن افزایش تحت انجماد ترکیبی، فصل مشترک پیش رونده به ترتیب از صفحه ای به سلولی، دندردیتی ستونی و نهایتاً دندردیتی هم محور سوق پیدا خواهد کرد [۱۶،۱۲].

۳-۳- ارزیابی خواص متالورژیکی

در شکل ۶ نتایج آزمایش کشش عرضی از مقطع جوش به صورت نمودارهای تنش بر حسب کرنش فلزات پایه و جوش نشان داده شده است. در حین انجام آزمایش آنچه که مورد توجه قرار گرفت گسیخته شدن تمامی نمونه ها از ناحیه متاثر از



شکل (۵): ریزساختار فلز جوش ERNiCr-3 (الف): بزرگ نمای ۱۰۰X و (ب): بزرگ نمای ۲۰۰X

آنچه که ریزساختار مذکور را با ریزساختار فلز جوش ERNiCrMo-3 متمایز می کند مرتبط با مورفولوژی دندردیت ها است به طوری که در اینجا دندردیت های تشکیل شده عمدتاً از نوع هم محور و در حالت قبل از نوع ستونی می باشد. همچنین با عنایت به ترکیب شیمیایی فلز پرکننده ERNiCr-3 در ابتدا این نکته به نظر می رسد که ریزساختار با تحت انجماد ترکیبی کمتری در مقایسه با ریزساختار قبل باید انجماد خواهد یافت، چرا که پرکننده مذکور فاقد عنصری همچون مولیبدن در ترکیب شیمیایی خود است و با لطیف تغییرات ریزساختار لزوماً باید با شدت کمتری به سمت مورفولوژی دندردیتی سوق پیدا

با دقت در نمودارهای تنش- کرنش مشاهده می شود که مقادیر استحکام تسلیم برای دو فلز جوش قرابت زیادی داشته اما در نقطه گلوپی شدن، مقادیر استحکام کششی نهایی برای هر دو متفاوت شده است. به عبارت دیگر جوش ERNiCrMo-3 به سبب داشتن مقادیر نسبتاً بالایی از مولیبدن و ریزساختار ظریف دندردستی ستونی خود نرخ کارسختی زیادتری را از خود نشان داده، این در حالی است که فلز جوش ERNiCr-3 مقدار ازدیاد طول بیشتری را تجربه کرده که این می تواند به مقدار بیشتر نیکل آن مرتبط باشد. به علاوه می توان دید که استحکام تسلیم هر دو فلز جوش از مقدار مشابه آن در سوپرآلیاژ اینکلوی ۹۲۵ کمتر بوده که این می تواند در نگاه اول مساله چالش برانگیزی را به اتصال تحمیل کند. اما باید به این نکته توجه داشت که استحکام مورد نیاز برای یک اتصال جوش داده شده بستگی به شرایط کاربرد آن داشته و ممکن است استحکام های به دست آمده در راستای نیازی باشد که یک مهندس طراح برای آن جوش متصور شده است. لذا به عنوان یک نتیجه باید گفت که حسب شرایط کاربرد، می توان قید ایده آل و یا غیر ایده آل را برای استحکام تسلیم های به دست آمده به کار برد.

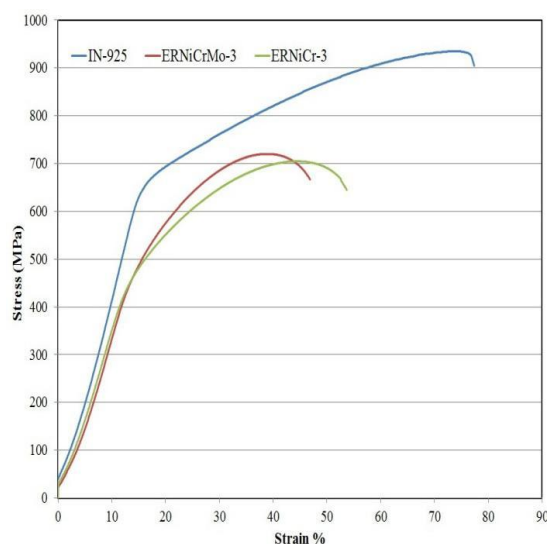
در جدول ۳ میانگین انرژی شکست به دست آمده توسط آزمایش ضربه شاریبی در دمای اتاق آورده شده است. به علاوه، سطوح شکست نمونه های فلز جوش پس از انجام آزمون ضربه به وسیله ی میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی گردید که در پی بدان پرداخته خواهد شد.

جدول (۳): نتایج آزمایش شاریبی در دمای اتاق برای فلزات پایه و جوش.

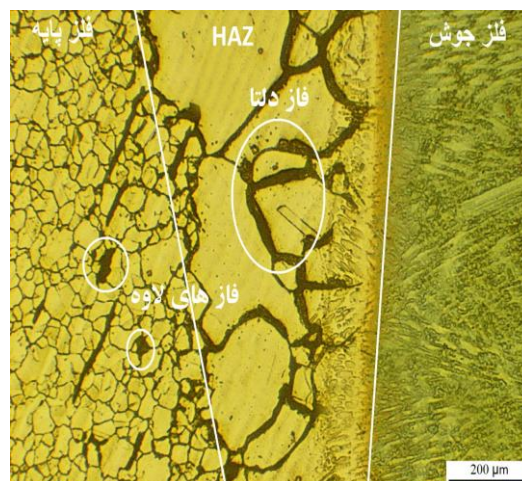
آلیاژ	میانگین انرژی شکست (ژول)
اینکلوی ۹۲۵	۵۳±۴
ERNiCrMo-3	۱۲۸±۷
ERNiCr-3	۱۴۶±۷

مشاهده می شود که شکست برای فلز پایه اینکلوی ۹۲۵ به صورت ترد و برای دو فلز جوش به صورت داکتیل رخ داده

حرارت فلز پایه بود. در واقع به نظر می رسد که رشد دانه در این نواحی، استحکام کششی آن را نسبت به فلزات جوش کاهش داده و در این شرایط ناحیه متأثر از حرارت به عنوان یک مکان ترجیحی برای شکست رفتار کرده است. در شکل ۷ ریزساختار فصل مشترک بین فلز پایه اینکلوی ۹۲۵ و فلز جوش ERNiCrMo-3 نشان داده شده که به وضوح رشد دانه ها، فازدلتا که در سوپرآلیاژهای پایه نیکل عمدتاً در مرزدانه رسوب گذاری می کند و فاز لآوه را به تصویر کشیده است.

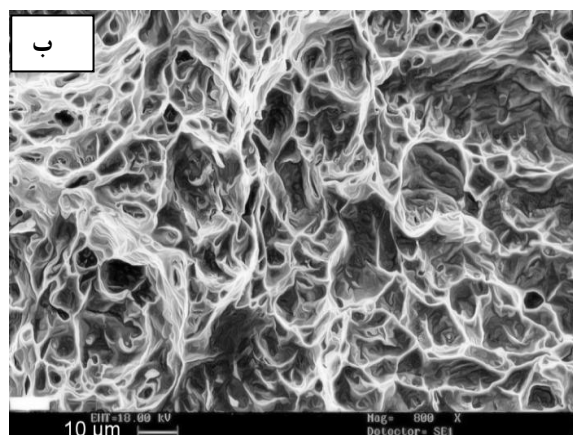


شکل (۶): نمودارهای تنش- کرنش مربوط به فلز پایه اینکلوی ۹۲۵ و فلزات جوش پایه نیکلی



شکل (۷): رشد دانه در ناحیه متأثر از حرارت در فصل مشترک اینکلوی

ERNiCrMo-3/۹۲۵



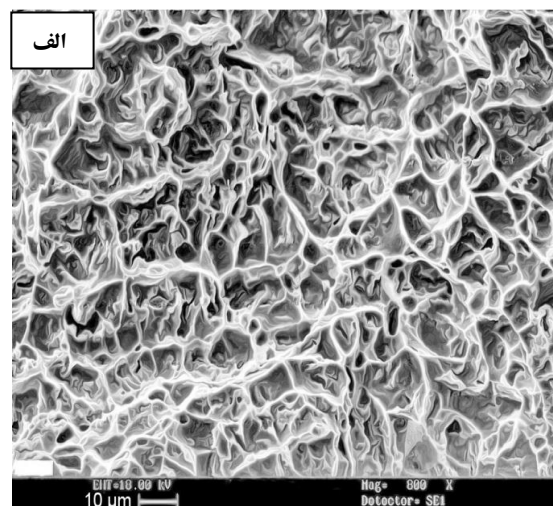
شکل ۸: تصاویر سطوح شکست نمونه ضربه: (الف): فلز جوش

ERNiCrMo-3 و (ب): فلز جوش ERNiCrMo-3

در شکل ۹ منحنی های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک فلزات پایه و جوش به تصویر کشیده شده است. مشاهده می شود که مقادیر پتانسیل خوردگی برای فلز پایه پایه اینکلوی ۹۲۵ و ERNiCr-3 تقریباً برابر بوده اگرچه شاخه آندی دو منحنی، رفتاری متفاوت از یکدیگر را نشان می دهند. این عدم اختلاف در پتانسیل خوردگی می تواند نتیجه ی مثبت عدم وقوع خوردگی گالوانیک اتصال جوش داده شده را موجب شود که در این شرایط امکان تخریب ناشی از آن به حداقل خود خواهد رسید. همچنین می توان دید که فلز جوش ERNiCrMo-3 تمایل بیشتری برای خورده شدن در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم دارد که موجب شده است تا اختلاف پتانسیل زیادی با فلز پایه اینکلوی ۹۲۵ پیدا کرده که این موضوع می تواند وقوع خوردگی گالوانیک بین دو آلیاژ را تسریع بخشد. این پتانسیل خوردگی کم ERNiCrMo-3 می تواند به شیب غلظتی در ساختار دندریتی تثبیت شده ی آن پس از فرآیند انجماد مربوط باشد. مطالعات نشان می دهد که وجود شیب غلظتی در ریزساختار می تواند خوردگی موضعی شدیدی را بین هسته های دندریتی و مناطق بین دندریتی ایجاد کند، زیرا در این شرایط مناطق غنی از عنصر آلیاژی به شکل نواحی کاتدی و مناطق فقیر از عنصر آلیاژی به شکل نواحی آندی رفتار خواهند کرد و ریزساختار مشتمل بر پیل های گالوانیکی در مقیاس

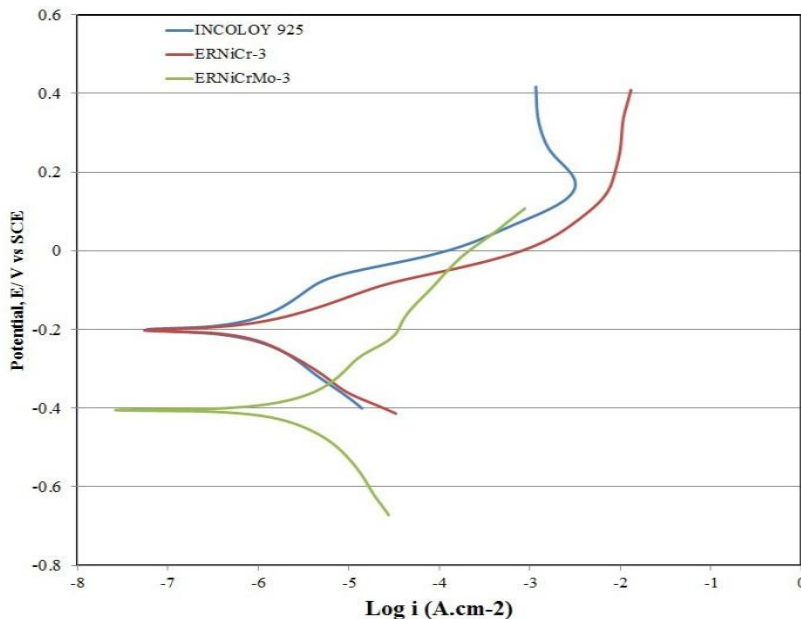
است. برای فلز جوش ERNiCrMo-3 میانگین انرژی شکست کمتری در مقایسه با دیگر فلز پرکننده به کار رفته به دست آمده که می تواند به دو عامل ربط داده شود، اولاً دارا بودن بیش از ۹ درصد مولیبدن در ترکیب شیمیایی که معمولاً حضور این عنصر در ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژها اگرچه خاصیت دیرگدازی را به آن ها اضافه می کند، موجب ترد شدن رفتار شکست آن ها خواهد شد [۲] و ثانیاً درصد بالاتر نیکل در ترکیب شیمیایی فلز پرکننده ERNiCr-3 که رفتار پلاسیسته را برای آن افزایش داده و چقرمگی آن را بهبود بخشیده است.

در شکل ۸ (الف-ب) تصویر شکست از نمونه های گسیخته شده در آزمون ضربه نشان داده شده است. همان طور که انتظار می رفت سطوح شکست در هردو نمونه مشتمل بر ترکیبی از دیمپل های گود و عریض با توزیع نسبتاً یکنواخت است اگرچه در نمونه ERNiCrMo-3 اندازه ی آن ها درشت تر شده که این در تطابق کامل با مقدار انرژی شکست آن می باشد. همچنین حضور دیمپل های هم محور و با اندازه نسبتاً ریز در سطوح شکست هردو فلز جوش نشان می دهد که ماده توانسته است انرژی زیادی را در حین ضربه جذب کند. باید یادآور شد در شکست نگاری، عدم وجود هرگونه دیمپل در سطح شکست، معادل با وقوع یک شکست کلیواژ و حضور گسترده آن نشان دهنده گسیختگی با جذب انرژی زیاد است.



به نحوی که به طور مستقیم با نیروی محرک واکنش (تغییر انرژی آزاد گیبس) مرتبط است. لذا برای فلز جوش ERNiCrMo-3 می توان وقوع خوردگی زودتر اما با نرخ خوردگی یکسان با فلز جوش دیگر را انتظار داشت. رفتار خوردگی ERNiCr-3 کاملاً رضایت بخش می تواند باشد چرا که هم پتانسیل خوردگی و هم جریان خوردگی در حدی است که موجب خواهد شد وقوع خوردگی از لحاظ ترمودینامیکی دیرتر و سرعت خوردگی از لحاظ سینتیکی با شدت کمتر به پیش رود. لذا به عنوان یک نتیجه می توان گفت داشت که کوپل اینکلوی ERNiCr-3/۹۲۵ از لحاظ مقاومت به خوردگی خواص بهتری در مقایسه با ERNiCrMo-3 ارایه می دهد.

میکروسکوپی خواهد شد که این پدیده مقاومت به خوردگی آلیاژ را به شدت تحت تاثیر قرار خواهد داد [۷]. با این حال با نگاه عمیق تر به منحنی فلز جوش ERNiCrMo-3 می تواند دید که مقدار جریان خوردگی آن بسیار نزدیک به مقدار مشابه در فلز جوش ERNiCr-3 بوده که این موید آن است که نرخ خوردگی برای هر دو آلیاژ می تواند یکسان باشد. باید توجه داشت که اندازه گیری جریان خوردگی به عنوان معیاری از سرعت واکنش های الکتروشیمیایی در مبحث سینتیک قرار داشته و ارتباط مستقیمی با سرعت خوردگی دارد. به عبارت دیگر جریان خوردگی معرف میزان سرعتی است که واکنش های الکتروشیمیایی با آن سرعت پیشروی می کنند. این در حالی است که تعیین مقدار پتانسیل خوردگی به عنوان نیروی محرک واکنش های الکتروشیمیایی در مبحث ترمودینامیک قرار داشته،



شکل (۹): منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک مربوط به فلزات پایه و جوش

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش، جوشکاری سوپرآلیاژ پایه نیکل-آهن-کروم اینکلوی ۹۲۵ توسط دو فلز پرکننده ERNiCrMo-3 و ERNiCr-3 با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن تحت گاز محافظ خنثی انجام شد که اهم نتایج در محورهای زیر خلاصه شده است:

۱- بررسی های ریزساختاری فلز جوش ERNiCrMo-3 حاکی از حضور یک شیب غلظت از عناصر آلیاژی همچون نیویوم و مولیبدن بود که به واسطه ی ریزجدایش در حین انجماد و ایجاد تحت انجماد ترکیبی، ریزساختار دندریتی ستونی را برای آن رقم زدند. برای فلز جوش ERNiCr-3 نیز یک ریزساختار آستنیتی با مورفولوژی دندریتی هم محور مشاهده گردید که این

- به استفاده از حرارت ورودی بالا در فرآیند جوشکاری آن نسبت داده شد.
- ۲- در آزمایش کشش، استحکام تسلیم و درصد ازدیاد طول به دست آمده برای هر دو فلز جوش مقادیری نزدیک به هم را نشان دادند، اگرچه استحکام کششی نهایی برای فلز جوش ERNiCrMo-3 اندکی بیشتر بود. به علاوه در آزمایش ضربه شاری شکست دو فلز جوش به صورت کاملاً داکتیل حادث گردید و مقادیر انرژی شکست به دست آمده برای فلزات جوش نیز بیشتر از فلز پایه اینکروی ۹۲۵ به دست آمد.
- ۳- نتایج بر گرفته از آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک مشخص کرد که رفتار خوردگی فلز جوش ERNiCr-3 و سازگاری الکتروشیمیایی آن با فلز پایه اینکروی ۹۲۵ بهتر از فلز جوش دیگر است.
- ۴- در آخر با توجه به نتایج حصول یافته از این پژوهش می توان استفاده از فلز پرکننده ERNiCr-3 را جهت جوشکاری سوپرآلیاژ اینکروی ۹۲۵ توصیه کرد.
- ۵- مراجع**
- [1] M. Durand, "The microstructure of superalloys", Gordon and Breach, Amsterdam, 1997.
- [2] M. J. Donachie & S. J. Donachie, "Superalloys a technical guide", 2nd edition, ASM international, 2002.
- [3] <http://www.specialmetals.com/documents/Incoloy%20alloy%20925.pdf>
- [4] S. Kou, "Welding metallurgy", second ed. Hoboken, John Wiley & Sons Inc, 2003.
- [5] Standard methods for mechanical testing of welds, ANSI/AWS. Welding handbook B4.0M. American Welding Society Inc, 2006.
- [6] Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements, ASTM G59-97, American Society for Testing and Materials, Vol. 03. 02: Corrosion of Metals, Wear and Erosion, 2014.
- [7] J. N. Dupont, J. C. Lippold & S. D. Kiser, "Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys", John Wiley, 2009.
- [8] M. Qian & J. C. Lippold, "The Effect of Rejuvenation Heat Treatments on the Repair Weldability of Wrought Alloy 718", Materials Science and Engineering, Vol. 340A, pp. 225-231, 2003.
- [9] [9] D. E. Nelson & E. A. Baeslack, "Morphology of weld heat-affected zone liquation in cast Alloy 718", Scripta materialia, Vol. 19, pp. 371-379, 1986.
- [10] M. J. Cieslak, T. J. Headley, A. D. Romig & T. Kollie, "A melting and solidification study of Alloy 625", Metall Mater Trans, Vol. 19A, pp. 2319-31, 1981.
- [11] M. J. Cieslak, T. J. Headley, T. J. Knorovsky, G. A. Romig & T. Kollie, "A comparison of the solidification behavior on incoloy 909 and inconel 718", Metallurgical Transactions, Vol. 21A, pp. 479-488, 1990.
- [12] Winegard WC. An introduction to the solidification of metals. Institute of Metals, 1964.
- [13] J. N. DuPont, C. V. Robino & A. R. Marder, "Solidification of Nb-bearing superalloy", Part II. Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 29A, pp. 2797-2806, 1998.
- [14] S. W. Banovic & J. N. DuPont, "Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steels and Ni base alloys", Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 6, No. 6, pp. 274-383, 2003.
- [15] J. N. DuPont, S. W. Banovic & A. R. Marder, "Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a super austenitic stainless steel and nickel-based Alloy", Welding Journal, Vol. 82, pp. 125-35, 2003.
- [۱۶] ا. منشی، ع و ر. ضوی. "انجماد در جوشکاری"، انتشارات ارکان دانش، ۱۳۸۷.