

ارزیابی ریزساختار و جوش پذیری اتصال غیر مشابه سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ به فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S

علی مرتضایی*^۱، مرتضی شمعیان^۲، احمد ساعتچی^۲

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، اصفهان، ایران

۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

*mortezaie.a@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۹۲/۰۵/۲۸، تاریخ پذیرش: ۹۲/۱۱/۰۷)

چکیده:

در پژوهش حاضر، جوشکاری غیر مشابه بین سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸ به فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S با استفاده از روش قوسی تنگستن-گاز محافظ خنثی، با هدف مشخصه یابی ریزساختار و ارزیابی جوش پذیری فلزات پرکننده مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور از سه فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵، اینکونل ۸۲ و فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰ استفاده گردید. پس از جوشکاری ریز ساختار نواحی مختلف هر اتصال شامل فلزات پایه و جوش با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به سیستم آنالیز شیمیایی مورد ارزیابی قرار گرفتند. به علاوه، به منظور برآورد حساسیت به ترک خوردن انجمادی فلزات جوش، از آزمون وارسترینت بهره گرفته شد. مشاهدات ریزساختاری نشان داد که شرایط انجماد، یک ساختار دندریتی را برای فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ ایجاد کرده است. همچنین، ریزساختار فلز جوش ۳۱۰ مشتمل بر ریز ترک های انجمادی بود که در امتداد مرز دانه های فرعی انجماد اشاعه پیدا کردند. آزمون وارسترینت نیز مشخص کرد که فلز جوش ۸۲ کمترین حساسیت به ترک انجمادی را در تمام کرنش های اعمالی نسبت به سایر فلزات پرکننده داراست. در آخر، با مقایسه نتایج به دست آمده، فلز پرکننده اینکونل ۸۲ مناسب ترین انتخاب برای اتصال غیر مشابه مذکور تشخیص داده شد.

کلمات کلیدی:

جوشکاری غیر مشابه، جوش پذیری، سوپرآلیاژ پایه نیکل، فولاد زنگ نزن آستنیتی.

۱- مقدمه

نیکل و تشکیل فاز γ -Ni₃Nb در حین عملیات پیرسازی بوجود می آورد. داشتن خواصی از جمله استحکام دهی خوب و مقاومت به خستگی کم دامنه رضایت بخش در دمای ۶۵۰°C، مقاومت خزشی مناسب در حداکثر دمای طراحی و مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون، اینکونل ۷۱۸ را به یک آلیاژ استاندارد در دیسک های توربین گاز مبدل ساخته است [۱-۴].

اینکونل ۷۱۸ یک سوپرآلیاژ پایه نیکل استحکام بالا است که بیشتر در دماهای متوسط استفاده می شود. این سوپر آلیاژ در زمره آلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده قرار گرفته و بصورت ریختگی و کار شده در صنایع متعددی از جمله هوافضا و هسته ای مورد استفاده قرار می گیرد. در این آلیاژ نیویوم به عنوان عنصر آلیاژی، خواص استحکام بخشی را با ترکیب با

داشته و ریزساختار بدون حساسیت به ترک خوردن ذوبی و انجمادی حاصل شود. بنابراین در اتصالات غیرمشابه انتخاب فلزپرکننده ای که بتواند اتصال مناسبی را بین دو آلیاژ برقرار کند از اهمیت بالایی برخوردار است [۷]. در سال های اخیر تحقیقات زیادی در رابطه با اتصال سوپرآلیاژهای پایه نیکل به فولادهای زنگ نزن در جهت انتخاب فلز پرکننده ایده آل انجام شده است. در همین راستا، سیریشیا و همکاران [۱۰] به بررسی اثر ترکیب شیمیایی فلز پرکننده بر تحولات ریزساختاری اتصال غیرمشابه بین فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ و آلیاژ ۸۰۰ پرداختند. نتایج آن ها نشان داد که فلزات پرکننده پایه نیکلی به کار گرفته شده، از استحکام کششی و پایداری حرارتی بیشتری نسبت به فلزات پرکننده زنگ نزن آستنیتی برخوردارند. دهملابی و همکاران [۱۱] نیز به بررسی نوع فلز پرکننده بر خواص اتصال جوش غیر مشابه آلیاژ ۸۰۰ و فولاد رسوب سخت شونده مقاوم به حرارت پرداختند که نتایج آن ها حاکی از وجود ترک در فلز جوش زنگ نزن آستنیتی ۳۰۹ و کاهش خواص مکانیکی حاصل از آن بود. بنابراین در راستای تحقیقات صورت گرفته توسط دیگر محققان بر روی اتصال های ذوبی غیر مشابه بین فولادهای زنگ نزن و آلیاژهای پایه نیکل و با توجه به اهمیت اتصال مذکور در سیستم های توربین های گازی کشور، ضرورت حاصل یافت تا پژوهشی در مورد اتصال غیر مشابه آلیاژ اینکونل ۷۱۸ به فولاد زنگ آستنیتی ۳۱۰S صورت گیرد. بنابراین هدف از پژوهش حاضر، بررسی و مشخصه یابی ریزساختار فلزات پایه و نواحی جوش به دست آمده با فلزهای پرکننده اینکونل ۶۲۵، اینکونل ۸۲ و زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰ و ارزیابی حساسیت هر کدام از فلزهای پرکننده به ترک انجمادی در قالب تعیین فلز پرکننده ایده آل است. همچنین سعی شده است تا با انتخاب صحیح پارامترهای جوشکاری، کیفیت و خواص جوش را تا حد قابل قبولی ارتقا داد.

در تعدادی از کاربردها لازم است طراحی به منظور ساخت قطعات، از مواد مختلف صورت گیرد. روش ساخت چنین قطعاتی اغلب به جوشکاری فلزات غیر مشابه، جوشکاری مواد به روش نفوذی و گاهی روکش کاری و یا پاشش گرم محدود می شود. جوشکاری فلزات غیر مشابه به صورت وسیعی به منظور اتصال فلزات و آلیاژها با ترکیب و خواص فیزیکی و مکانیکی متفاوت استفاده می شود. به کارگیری این روش به خصوص در مواردی که تغییر حالتی در خواص مکانیکی یا کارایی در سرویس لازم باشد امری اجتناب ناپذیر خواهد بود. به عنوان مثال در بسیاری از موارد که یک انتقال جهت سازش با محیط خورنده تر یا استحکام عالی در دمای بالا لازم است، آلیاژهای پایه نیکل به فولادهای زنگ نزن جوش داده می شوند، چرا که از نظر اقتصادی جایگزینی آلیاژهای پایه نیکلی با فولادهای زنگ نزن هر جا که میسر باشد غالباً عامل کنترل کننده است [۵-۷]. در بین فولادهای زنگ نزن، فولاد آستنیتی ۳۱۰S یکی از رایج ترین آلیاژهای مورد استفاده در دمای بالا و محیط های اکسید کننده به شمار می آید. نسبت به سایر فولادهای آستنیتی، مقادیر کروم و نیکل این آلیاژ بالاتر بوده، به طوری که کروم زیاد آن باعث تشکیل یک لایه اکسیدی بر روی سطح آن خواهد شد که موجب افزایش مقاومت به خوردگی در دمای بالا می شود. همچنین از آن جا که این فولاد حاوی مقادیر پایین کربن در ترکیب شیمیایی است، حساسیت کمی در برابر خوردگی بین دانه ای دارد. این فولاد به دلیل خواصی مشابه با آلیاژهای پایه نیکل می تواند جایگزین مناسبی برای آنها در صنایع مختلف باشد [۸-۹].

هنگامی که فلزات غیر مشابه با یک فرآیند جوشکاری ذوبی به هم متصل می شوند، آلیاژسازی بین فلزات پایه و فلز پرکننده به عنوان یکی از اصلی ترین مباحث مطرح می شود. دلیل این امر را می توان به تفاوت رفتاری فلز جوش بدست آمده با هریک از فلزات پایه در حین کارکرد نسبت داد. در جوشکاری فلزات غیر مشابه، فلز پرکننده باید به آسانی با فلزات پایه آلیاژ شود تا فلز جوشی بوجود آید که یک فاز شبکه ای ممتد و انعطاف پذیر

۲- مواد و روش تحقیق

سه فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵، اینکونل ۸۲ و ۳۱۰ جهت انجام عمل جوشکاری استفاده گردید. ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده در جدول ۱ نشان داده شده است.

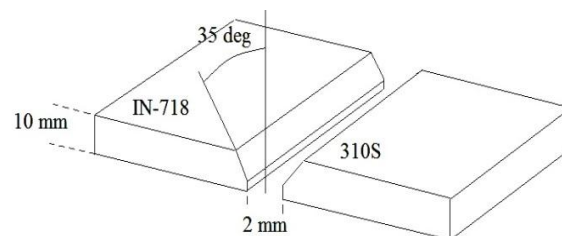
در این پژوهش از سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ به صورت ریختگی و فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S به صورت کار شده بهره گرفته شد. هر دو آلیاژ در شرایط آنیل انحلالی قرار داشتند. همچنین از

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فلزهای پرکننده و جوش

فلزات جوش			فلزات پایه		عنصر
۳۱۰	اینکونل ۸۲	اینکونل ۶۲۵	۳۱۰S	اینکونل ۷۱۸	
۲۶	۱۸	۲۱/۵	۲۵	۱۸/۴	Cr
۲۱	Rem.	Rem.	۲۰	Rem.	Ni
Rem.	۳	۵	Rem.	۱۸/۳	Fe
۰/۲	-	۹	۰/۳۶	۲/۸	Mo
۲	۳	۰/۵	۱/۹۵	۰/۱۵	Mn
-	۳	۴	-	۵/۱	Nb
-	-	۰/۴	-	۰/۵۳	Al
-	۰/۷۵	۰/۴	۰/۰۹	۰/۹۳	Ti
۰/۱	۰/۱	۰/۱	۰/۰۴	۰/۰۶	C
۰/۷	۰/۵	۰/۵	-	-	Cu
۰/۵	۰/۵	۰/۵	۱/۷	۰/۰۵	Si

با مطالعه پژوهش های انجام گرفته در زمینه اتصال غیر مشابه ذوبی بین سوپرآلیاژها و فولادهای آستنیتی، تمهیدات لازم برای انجام عمل اتصال مشخص گردید و پارامترهای جوشکاری از جمله حرارت ورودی و سرعت جوشکاری تعیین شد تا در هنگام جوشکاری مدیریت لازم برای دست یابی به یک جوش ایده آل تسهیل شود. پارامترهای جوشکاری به گونه ای انتخاب گردید تا ضمن جلوگیری از حرارت ورودی اضافی به حوضچه جوش، سیالیت و نفوذپذیری بهینه ای جهت اختلاط ما بین فلزات پایه و جوش بدست آید. مجموع حرارت ورودی استفاده شده برای فلزات پرکننده اینکونل ۶۲۵، اینکونل ۸۲ و زنگ نزن ۳۱۰ به ترتیب ۵/۹۶، ۵/۴ و ۵/۶۱ کیلو ژول بر میلی متر بود. جوشکاری نمونه ها بدون پیش گرم و با استفاده از روش جوشکاری قوسی تنگستن - گاز محافظ خنثی با قطبیت منفی الکتروود در چهار پاس (یک پاس نفوذی و سه پاس پرکننده) انجام گردید. دمای بین پاسی 150°C در نظر گرفته شد تا

برای ایجاد اتصال بین فلزات پایه، با استفاده از ماشین وایرکات قطعاتی با ابعاد $10 \times 45 \times 200$ میلیمتر تهیه شد. انجام عمل اتصال، مستلزم آن بود تا در ابتدا ورق های فلزات پایه از یک طرف مطابق با یک طرح اتصال مناسب آماده سازی شوند. بدین منظور ورق های آلیاژ اینکونل ۷۱۸ و فولاد ۳۱۰S برای اتصال لب به لب با شیار ۷ شکل با استفاده از دستگاه فرز ماشین کاری شدند. زاویه هر ورق در ناحیه شیار جوش ۳۵ درجه و در مجموع ۷۰ درجه، عرض اتصال ۲ میلی متر و ارتفاع آن ۱ میلی متر در نظر گرفته شد. در شکل ۱ نمایی از طرح اتصال به کار رفته نشان داده شده است.



شکل (۱): شماتیک طرح اتصال

برای انجام آزمون، نمونه ها در دستگاه وارسترنیت قرار گرفته و با استفاده از روش جوشکاری تنگستن-گاز و بدون استفاده از فلز پرکننده در امتداد خط طولی فلز جوش واقع در مرکز نمونه، فرآیند جوشکاری (ذوب مجدد) انجام شد. همزمان با عمل جوشکاری و با رسیدن مشعل به نقطه مورد نظر، یک نیروی هیدرولیکی قوی بر سطح نمونه وارد گردید تا کاملاً بر بلوک فلزی زیرین خود منطبق شود. پس از انجام آزمون، نمونه ها از دستگاه خارج و طول ترک های تشکیل شده در هر نمونه محاسبه و نتایج بصورت مجموع طول ترک های بوجود آمده و طول بزرگترین ترک ایجاد شده در هر کرنش گزارش گردید. این آزمایش در سه کرنش ۳، ۴ و ۱ درصد برای هر فلز پرکننده انجام شد. همچنین آزمایش با پارامترهای جوشکاری ثابت برای سه فلز پرکننده انجام شد که در جدول ۲ آورده شده است.

جدول (۲): پارامترهای جوشکاری مورد استفاده در آزمایش وارسترنیت

جریان (آمپر)	ولتاژ (ولت)	سرعت حرکت (میلیمتر بر ثانیه)	روش جوشکاری ذوب مجدد
۱۴۰	۱۵/۵	۴/۷	GTAW

۳- نتایج و بحث

۳-۱- تحولات ریزساختاری فلزات پایه

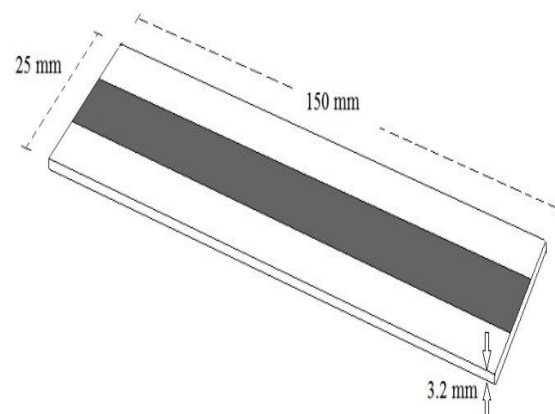
شکل ۳ ریزساختار فلز پایه اینکونل ۷۱۸ در شرایط دریافتی را نشان می دهد. ساختار شامل دانه های هم محور آستنیتی است که با توجه به ریختگی بودن آلیاژ، اندازه نسبتاً بزرگ آن ها منطقی به نظر می رسد. به علاوه، از آن جا که آلیاژ در شرایط آئیل انحلالی قرار دارد، فازهایی از قبیل γ' ، γ'' و دلتا در ریزساختار مشاهده نمی شود. آلیاژهای پایه نیکل می توانند در هر دو شرایط آئیل شده و یا رسوب سخت شده جوشکاری شوند. جوشکاری در مواقعی که فلز پایه مستعد به ترک خوردن در ناحیه ذوب جزیی شده و یا ناحیه متاثر از حرارت است، در شرایط آئیل ارجحیت دارد، زیرا تحت این شرایط به دلیل عدم وجود فازهای رسوبی، تشکیل ترک های ذوبی ترغیب نخواهد شد [۶]. بررسی های انجام گرفته نشان می دهد که جوشکاری

اعوجاج ناشی از سرد شدن و انقباض فلز جوش به کمترین مقدار خود برسد.

برای مطالعه و بررسی ریزساختار فلزات پایه و جوش نمونه هایی از مقطع عرضی جوش تهیه شد. سطوح مورد نظر توسط سنباده های کاربید سیلیسیوم ۶۰ تا ۱۵۰۰ صاف شده و سپس توسط پودر آلومینای $0.3\mu\text{m}$ پرداخت شدند. پس از آن نمونه ها توسط محلول ماربل

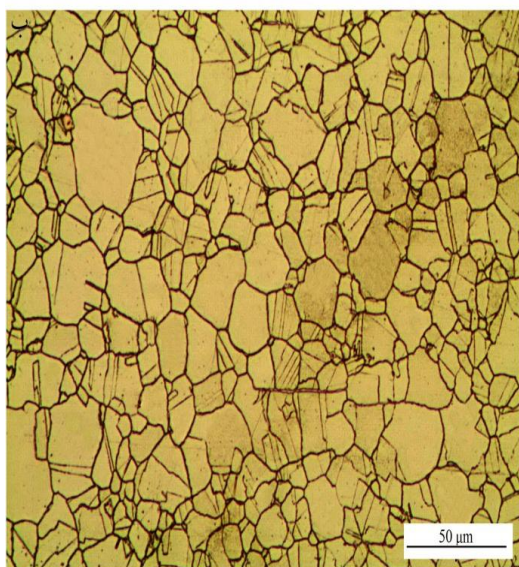
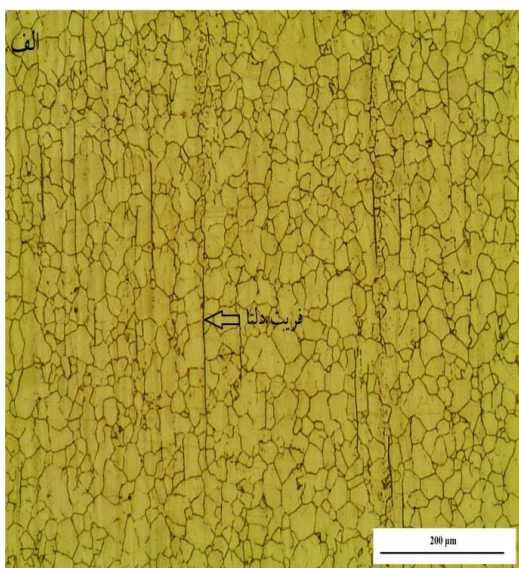
(10gr CuSo₄ + 50ml H₂O + 50ml HCl) به مدت ۱۰ ثانیه اچ شدند تا ریزساختار فلزات جوش و پایه مورد ارزیابی قرار گیرد. سپس مناطق مختلف اتصال غیر مشابه حاصل توسط میکروسکوپ نوری مورد بررسی و تجزیه و تحلیل قرار گرفتند. برای مشخصه یابی بهتر ریزساختار از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل ZEISS و به منظور تعیین تقریبی ترکیب شیمیایی و شناسایی فازها در فلزات پایه و فلزات جوش از آنالیز ترکیب شیمیایی (EDS) نیز بهره گرفته شد.

به منظور ارزیابی حساسیت به ترک خوردن انجمادی فلزهای پرکننده به کار گرفته شده، از آزمون جوش پذیری وارسترنیت طولی استفاده شد. در این آزمون، خمش در امتداد طول خط جوش نمونه ای به ابعاد $150 \times 25 \times 3.2$ اعمال می شود که منجر به ایجاد ترک در هر دو منطقه ذوب و ناحیه متاثر از حرارت مجاور می شود. در شکل ۲ شماتیک نمونه مورد نظر برای انجام آزمون نشان داده شده است.



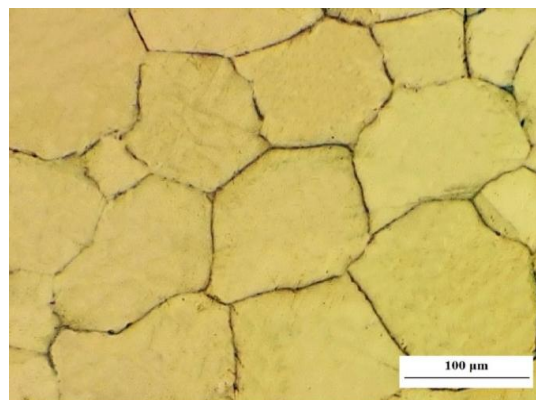
شکل (۲): شماتیک نمونه آماده سازی شده برای آزمون وارسترنیت، فلز جوش در وسط نمونه

قرار داشت که می توان دوقلویی های ناشی از عملیات آنیل را در برخی از دانه ها مشاهده کرد. این دوقلویی ها در مرحله آنیل کردن و در اثر رشد جوانه های دوقلویی که در حین تغییر فرم پلاستیک به وجود آمده اند، تشکیل می شوند. باید یاد آور شد که انجام عملیات حرارتی آنیل پس از نورد، به منظور حذف رسوبات و فازهای بوجود آمده در حین فرآیند نورد ضروری است. شکل ۴ نشان می دهد که انجام عملیات آنیل موفقیت آمیز بوده، چرا که هیچ گونه رسوب ثانویه و فازهای کاربیدی در زمینه آستنیتی رویت نمی شود.

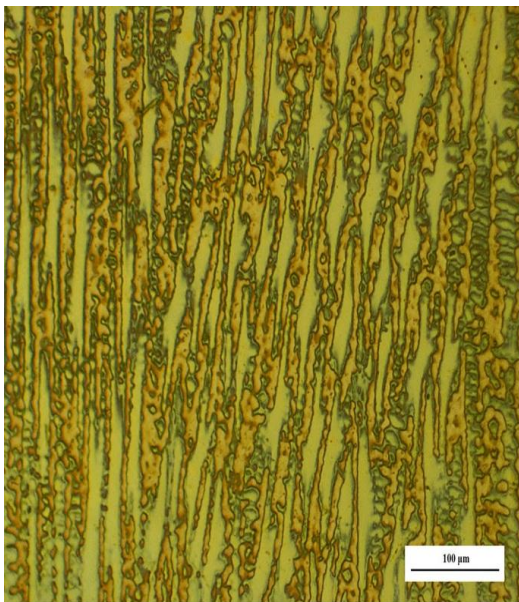


شکل ۴: (الف) ریز ساختار فلز پایه فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S (الف): حضور فريت دلتا در امتداد مرز دانه های آستنیتی، (ب): دو قلویی های ناشی از آنیل

آلیاژ اینکونل ۷۱۸ در شرایط آنیل موجب عدم نرم شدن بیش از اندازه در ناحیه متأثر از حرارت خواهد شد، زیرا در شرایط پیر سخت شده، حرارت حاصل از جوشکاری بر اندازه رسوبات استحکام بخش تاثیر گذاشته و باعث کاهش سختی و استحکام در این نواحی خواهد شد [۱۲].



شکل ۳: ریزساختار فلز پایه اینکونل ۷۱۸ در شرایط محلول جامد (دریافتی) در شکل ۴ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار کار شده فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S نشان داده شده است. ریز ساختار شامل دانه های ریز و هم محور آستنیت است و در شرایط عدم حضور هر گونه رسوبات کاربیدی قرار دارد، زیرا این آلیاژ پس از تولید به روش نورد گرم، به منظور حذف رسوبات و ناهمگنی های ایجاد شده در حین تولید، تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی قرار می گیرد. در شکل ۵ الف همچنین می توان فاز فريت دمای بالای باقی مانده (فريت دلتا) را بصورت رشته های طولانی و در جهت نورد در زمینه آستنیتی مشاهده کرد. این فريت از جدایش عناصر فريت زا (به ویژه کروم) در طی فرآوری های ترمومکانیکی تشکیل می شود. اگر چه در اکثر موارد این مقدار فريت مضر در نظر گرفته نمی شود، حضور آن در ریزساختارهای کار شده می تواند انعطاف پذیری و چقرمگی بالقوه فولادهای زنگ نزن آستنیتی را کاهش دهد. همچنین می تواند منطقه ترجیحی برای رسوب گذاری کاربیدهای $M_{23}C_6$ و فاز سیگما باشد که موارد اخیر، از عوامل ترد کننده در فولادهای زنگ نزن به شمار می آیند [۵]. اشاره شد که فولاد در دسترس در شرایط نورد شده و عملیات حرارتی آنیل پس از آن

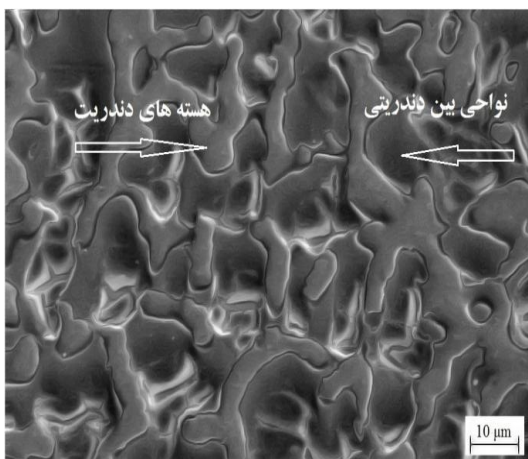


شکل (۵): ریز ساختار فلز جوش اینکونل ۶۲۵

با نظر به ترکیب شیمیایی فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ مشاهده می شود که این فلز پرکننده حاوی ۵ درصد وزنی آهن می باشد. مطالعات دوپونت و همکاران [۱۷] نشان می دهد که مقدار ضریب توزیع تعادلی نیویوم و مولیبدن در آستینت وابسته به مقدار آهن موجود در ترکیب شیمیایی آلیاژ است، به نحوی که افزایش مقدار آهن مترادف با کاهش حد حلالیت نیویوم در آلیاژهای پایه نیکل می باشد. در طی انجماد فلز جوش اینکونل ۶۲۵، به علت حد حلالیت پایین نیویوم در آستینت، ناشی از حضور ۵ درصد وزنی آهن در ترکیب شیمیایی فلز پرکننده و وارد شدن مقادیر دیگر (حدود ۷/۶ درصد) توسط فلز پایه فولاد آستینیتی ۳۱۰S، این عنصر از فاز جامد به سمت فاز مذاب جدایش می کند. روند مشابهی برای مولیبدن در آلیاژهای نیکلی زمانی که در جوش های غیرمشابه با آلیاژهای آهن بالا استفاده می شوند، نیز مشاهده شده است [۱۸-۱۹]. 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 آستینت، انجام نفوذ برگشتی به سمت هسته های دندریت برای حذف شیب غلظتی بوجود آمده امکان پذیر نیست [۶]. به همین دلیل نواحی

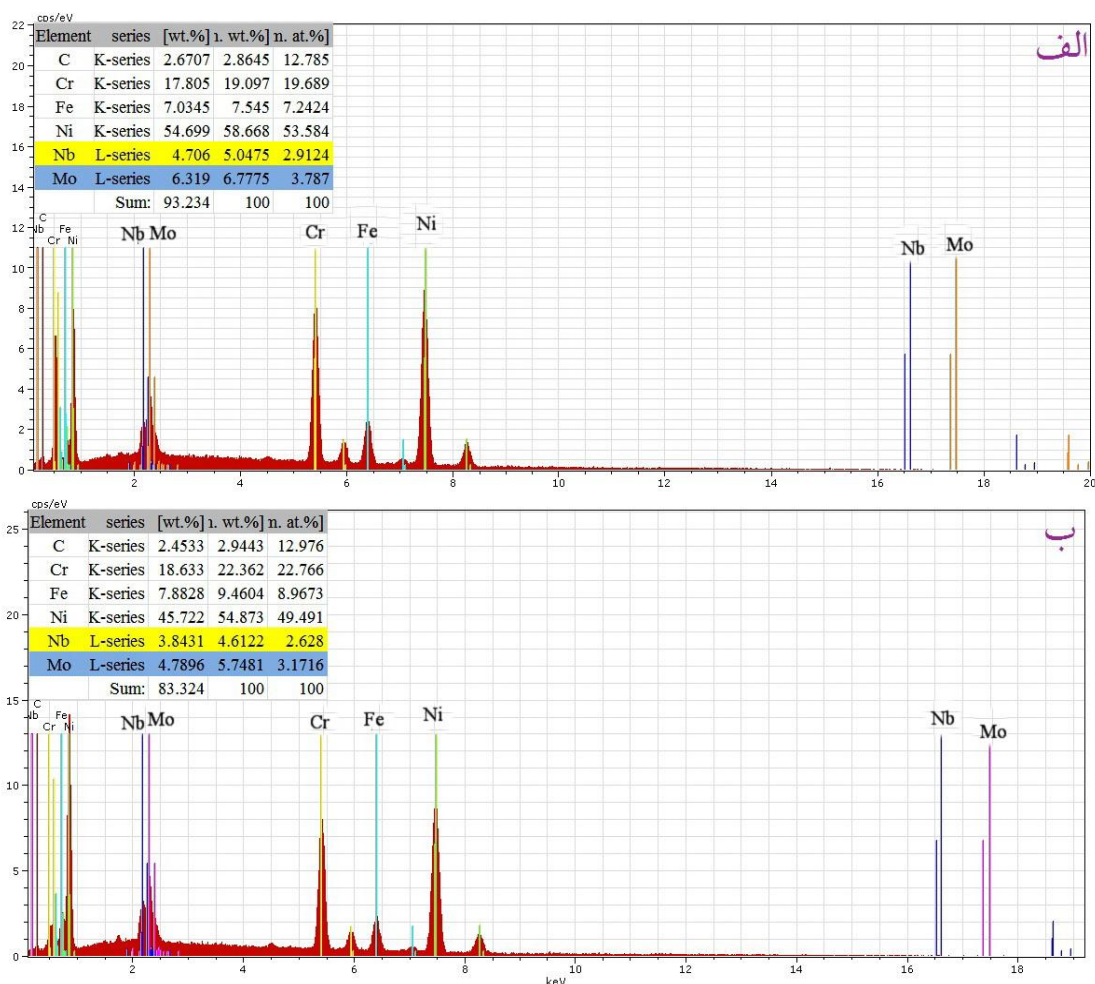
۳-۲- تحولات ریزساختاری فلزات جوش

ریزساختار فلز جوش مربوط به فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ در شکل ۵ نشان داده شده است. ملاحظه می گردد که ریزساختار بصورت کاملاً آستینیتی و با مورفولوژی دندریتی انجماد یافته است. بر طبق جدول ۱، مقادیر نیویوم و مولیبدن موجود در ترکیب شیمیایی فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ به ترتیب ۴ و ۹ درصد می باشد. این دو عنصر از جمله عناصری هستند که میل به جدایش شدیدتری در انجماد فلز جوش دارند که این رفتار را می توان به مقدار ضریب توزیع تعادلی، k ، 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 باشد. نیویوم و مولیبدن در بیشتر آلیاژهای پایه نیکل ضریب توزیع تعادلی کمتر از یک دارند [۶]، به عنوان مثال سیسلاک و همکاران [۱۵] در مطالعات خود گزارش کرده اند که مقدار ضریب توزیع تعادلی نیویوم در اینکونل ۶۲۵ برابر است با ۰/۵۴. مطالعات نشان می دهد که عناصر با مقدار $k < 1$ گرایش شدیدی به توزیع مجدد در حین انجماد دارند. 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 خواهد شد [۱۲]. در این شرایط امکان پایداری فصل مشترک صفحه ای وجود ندارد و مورفولوژی ریزساختار به سمت سلولی و یا دندریتی پیش می رود، به نحوی که یک شیب غلظت در ساختار تثبیت خواهد شد [۱۶]. محصول نهایی این امر کاهش خواص متالورژیکی ناحیه انجماد یافته نظیر مقاومت به خوردگی، تضعیف مقاومت مکانیکی و در شرایط حادثه ای ایجاد ترک در حین انجماد است [۶]. بر طبق ریزساختار دندریتی فلز جوش اینکونل ۶۲۵ نشان داده شده در شکل ۵ می توان گفت که وقوع توزیع مجدد نیویوم و مولیبدن برای این مورفولوژی قطعی است.



شکل (۶): نمایش مناطق بین دندریتی و هسته های دندریت در فلز جوش ۶۲۵

غنی از مولیبدن و نیویوم (نواحی بین دندریتی) در طی مراحل مختلف انجماد توانایی پیدایش یافته اند. شکل ۶ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به ساختار دندریتی فلز جوش ۶۲۵ را نشان می دهد. به منظور تایید ریزجدایش نیویوم و مولیبدن در طی انجماد فلز جوش، از آنالیز ترکیب شیمیایی بهره گرفته شد که در شکل ۷ نمایش داده شده است. این نتایج تاکید می کند که مولیبدن و نیویوم در پی فرآیند انجماد، هسته های دندریت را ترک کرده و به سمت نواحی بین دندریتی رانده شده اند.



شکل (۷): نتیجه آنالیز عنصری از ریزساختار فلز جوش ۶۲۵: (الف): نواحی بین دندریتی و (ب): هسته های دندریتی

بندی فلز جوش مربوط به این فلز پرکننده در شکل ۸ نشان داده شده است. ریزساختار مشابه با فلز جوش اینکونل ۶۲۵ کاملاً

یکی دیگر از فلزات پرکننده به کار گرفته شده برای اتصال غیرمشابه مورد بحث، سیم جوش اینکونل ۸۲ بود. ساختار دانه

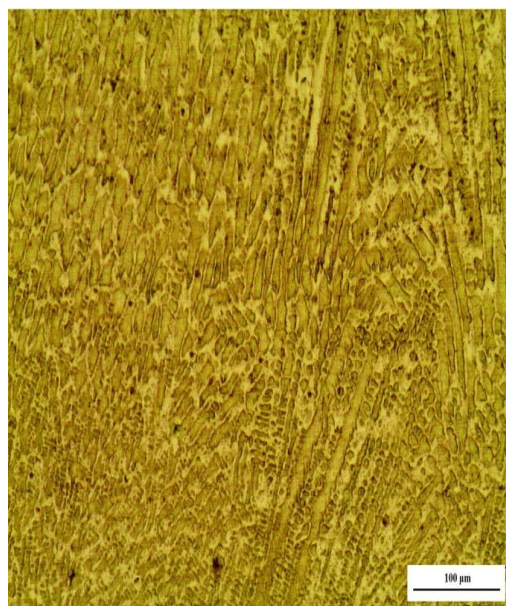


شکل (۸): ریزساختار فلز جوش اینکونل ۸۲

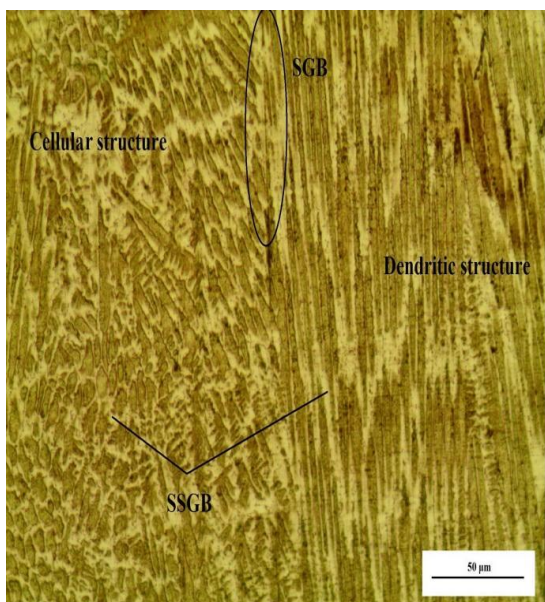
آستنیتی بوده، با این تفاوت که در اینجا ریزساختار به سمت مورفولوژی دندریتی سوق پیدا نکرده است. باید توجه داشت که اگرچه مقدار نیویوم فلز پرکننده اینکونل ۸۲ نزدیک به مقدار آن در فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ است، اما مقدار مولیدن بسیار کمتری داشته، به علاوه مقدار آهن موجود در ترکیب شیمیایی اینکونل ۸۲ (۳ درصد وزنی) در مقایسه با مقدار آهن موجود در فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ (۵ درصد وزنی) کمتر است. همان طور که اشاره شد، با کاهش مقدار آهن در ترکیب شیمیایی فلز جوش، حلالیت نیویوم در آستنیت افزایش خواهد یافت. در این شرایط توزیع مجدد نیویوم در حین انجماد فلز جوش نزول پیدا کرده و منجر به عدم وقوع تحت انجماد ترکیبی در جلوی جبهه انجماد خواهد شد. به همین دلیل یک ساختار دانه ای همگن برای فلز جوش اینکونل ۸۲ پدید آمده است. علاوه بر این، نباید از اثر حرارت ورودی چشم پوشی کرد. بر اساس مقدار حرارت ورودی اشاره شده در بخش ۲، در هنگام جوشکاری از حرارت ورودی کمتری برای فلز پرکننده اینکونل ۸۲ در مقایسه با دو فلز پرکننده دیگر استفاده شد. در این زمینه مشخص شده است که حرارت ورودی کم موجب ازدیاد گرادیان دمایی و در پی آن کاهش تحت انجماد ترکیبی خواهد شد که این امر سبب می شود تا در پایان انجماد ریزساختار با عدم تحول در مورفولوژی تثبیت شود. در همین رابطه، حاجیان نیا و همکاران [۲۰] در بررسی خود بر روی جوشکاری غیر مشابه بین فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۴۷ به فولاد کم آلیاژ A۳۳۵ با استفاده از فلز پرکننده اینکونل ۸۲، یک ساختار دندریتی را برای این فلز پرکننده مشاهده کرده اند که نشان می دهد مجموعه عوامل متعددی از جمله میزان رقت از هرکدام از فلزات پایه، و حرارت ورودی جوشکاری مورد استفاده می تواند اثرات قابل توجهی بر شرایط انجماد و به دنبال آن بر ریزساختار فلز جوش گذارد.

ریزساختار فلز پرکننده فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰ در شکل ۹ مشاهده می شود. ریزساختار بصورت کاملاً آستنیتی انجماد یافته که این با توجه به ترکیب شیمیایی و نسبت کروم به نیکل معادل آن قابل توجیه است. به علاوه، از آن جا که ترکیب شیمیایی این فلز پرکننده حاوی عناصر با میل به توزیع مجدد پایین است، در طی انجماد فلز جوش تحت انجماد ترکیبی قابل توجهی برای تغییر ریزساختار فراهم نشده، به نحوی که بر خلاف فلز جوش اینکونل ۶۲۵، ریزساختار با مورفولوژی سلولی پدید آمده است. عموماً حالت انجماد در فولادهای زنگ نزن آستنیتی به عواملی همچون ترکیب شیمیایی و فاکتورهای سینتیکی مانند سرعت سرد شدن وابسته است [۲]. هم چنان که با محاسبه مقدار کروم و نیکل معادل فلز پرکننده و تعیین نسبت Cr_{eq}/Ni_{eq} ، می توان ریزساختار فازی پایدار شده پس از انجماد فلز جوش را با استفاده از نمودار شیفلر پیش بینی کرد. در جدول ۳ مقدار کروم و نیکل معادل و نسبت آن ها، محاسبه شده با استفاده از روابط اصلی شیفلر [۵] و با فرض رقت ۳۰ درصد برای فلز پرکننده ۳۱۰ نشان داده شده است.

جوشکاری، همچون جریان و سرعت جوشکاری می توانند تأثیرات قابل ملاحظه ای بر ریزساختار فلز جوش بگذارند. در مطالعه ای که بر روی فولاد HY-۸۰ انجام شد اثر تغییر پارامترهای جوشکاری بر مورفولوژی ریزساختار مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که در یک سرعت جوشکاری ثابت، با افزایش جریان جوشکاری از ۱۵۰ به ۴۵۰ آمپر، ریزساختار جوش از سلولی به دندریتی تغییر می کند [۱۲]. بر همین اساس با توجه به مقادیر حرارت ورودی، می توان استنباط کرد که به دلیل حرارت ورودی نسبتاً بالای استفاده شده برای فلز پرکننده ۳۱۰، در نواحی مرکزی جوش ریز ساختار به سمت دندریتی سوق پیدا کرده است.



شکل (۹): ریزساختار فلز جوش آستنیتی ۳۱۰



شکل (۱۰): ریزساختار سلولی-دندریتی فلز جوش ۳۱۰ در خط مرکزی جوش، نمایش حضور مرزخانه های فرعی انجماد و مرزخانه های انجمادی

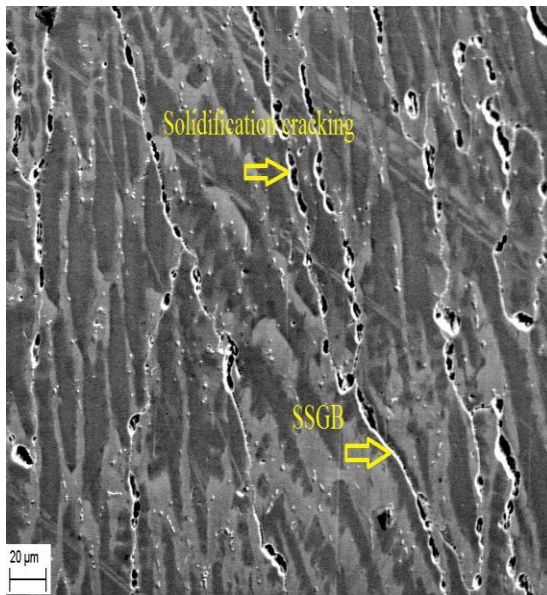
در شکل ۱۰ همچنین می توان حضور مرزخانه های انجمادی^۱ و مرزخانه های فرعی انجمادی^۲ را به وضوح مشاهده کرد. این مرزها عموماً در فلزات جوش تک فاز آستنیتی مشاهده می شوند. دانه های فرعی انجماد نشان دهنده ظریف ترین ساختاری است که می تواند با میکروسکوپ نوری تشخیص داده شود. این دانه های فرعی معمولاً بصورت سلول ها و یا دندریت ها موجود هستند و مرز جداکننده بین دانه های فرعی چسبیده به یکدیگر، به عنوان مرزخانه های فرعی انجماد شناخته می شوند. در حالی

جدول (۳): مقدار کروم و نیکل معادل و نسبت آن ها در فلز جوش فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰

فلز پرکننده	Cr_{eq}/Ni_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}
رفیق نشده	۱/۰۷	۲۵	۲۶/۹۵
رفیق شده	۱/۱۸	۳۱/۱۲	۲۳/۲۳

با عنایت به نمودار شیفلر و تعیین مختصات مقدار Cr_{eq}/Ni_{eq} ، انتظار ریزساختار کاملاً آستنیتی پس از انجماد امری بدیهی است، هم چنان که مطابق شکل ۹ هیچ گونه فاز فریت دلتا در ساختار دیده نشده و انجماد بصورت آستنیت تک فاز پایان پذیرفته است. علاوه بر این در فولادهای زنگ نزن آستنیتی هنگامی که انجماد به صورت آستنیت کامل انجام شود، امکان ایجاد دو ریزساختار فلز جوش میسر خواهد شد، به نحوی که حضور دو نوع مورفولوژی سلولی و دندریتی در مجاورت هم امکان پذیر می شود [۵]. شکل ۱۰ حاکی از تغییر مورفولوژی ریزساختار در نواحی مرکزی جوش است که پدیده اشاره شده را مورد تأیید قرار می دهد. به طور کلی تغییر در مورفولوژی ریزساختار به عوامل مختلفی وابسته بوده که توزیع مجدد عناصر آلیاژی یکی از آنهاست. بررسی ها نشان می دهد که پارامترهای

ترک خوردن انجمادی، در محدوده ۱/۵۵ تا ۱/۹ درصد است [۵] که با توجه به جدول ۴ می توان گفت، به دلیل عدم حصول به چنین نسبتی ترک خوردن انجمادی در فلز جوش ۳۱۰ ترغیب شده است.

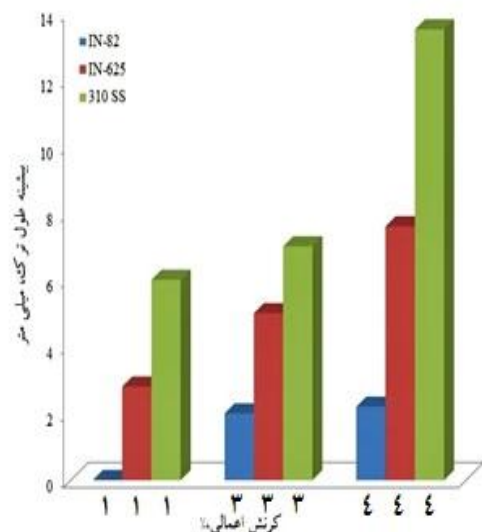


شکل (۱۱): نمایش ترک خوردن انجمادی در امتداد مرزخانه های فرعی انجماد در ریزساختار فلز جوش ۳۱۰

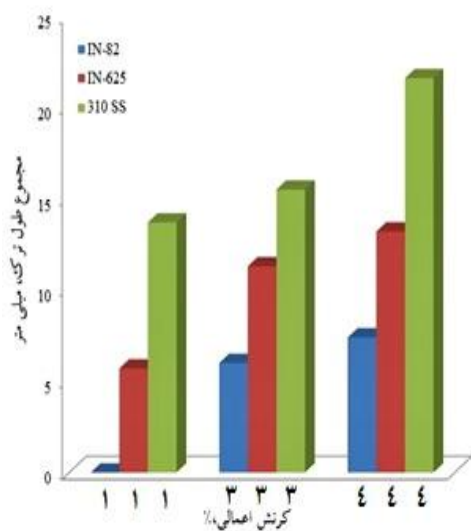
۳-۳- ارزیابی جوش پذیری با آزمون وارسترنیت

در شکل ۱۲ و ۱۳ نتایج آزمون جوش پذیری وارسترنیت به صورت حداکثر طول ترک و مجموع طول ترک های ایجاد شده بر حسب کرنش اعمالی، برای سه فلز پرکننده آورده شده است. نتایج نشان می دهد که فلز جوش اینکونل ۸۲ کمترین حساسیت به ترک خوردن داغ را نسبت به دو فلز پرکننده دیگر داراست. مشاهده می شود که این فلز جوش متحمل هیچ گونه ترکی در کرنش ۱ درصد نشده و روند افزایش در طول ترک برای آن نسبت به سایر فلزات جوش، کندتر پیشرفته است. در واقع حضور آهن و کروم کمتر و همچنین مقدار نیکل بیشتر در ترکیب شیمیایی این فلز جوش سبب شده است که انحلال نیویوم در آستنیت با سهولت بیشتری انجام شود که این موجب عدم جدایش نیویوم در حین انجماد و عدم تثبیت ساختار

که مرزخانه های انجمادی از تقاطع، بسته ها یا گروه های دانه های فرعی ایجاد می شوند. به عبارت دیگر، مرزخانه های انجمادی (SGB) مرز بین دو ریز ساختار با ماهیت کریستالوگرافی متفاوت از هم می باشد، اما مرزخانه های فرعی انجماد (SSGB) مرز بین دانه های فرعی (مرز بین سلولی یا مرز بین دندریتی) می باشند. در این زمینه لیپولد و کوتکی [۵] اظهار داشته اند که به دلیل تمرکز بالای عناصر حل شده و ناخالصی در مرزخانه های انجمادی (SGB) و بالتبع آن، تشکیل لایه های نازک مذاب با درجه ذوب پایین در طول آن ها، وقوع ترک خوردن انجمادی در فلزات جوش آستنیتی "همیشه" در امتداد SGB ها اتفاق می افتد. برای بررسی جزئیات بیشتر در مورد این موضوع و صحت آن، از میکروسکوپ الکترونی روبشی به منظور مشخص یابی ریزساختار در بزرگ نمایی بالاتر استفاده شد. شکل ۱۱ ریزساختار ناحیه سلولی فلز جوش آستنیتی ۳۱۰ را نشان می دهد که در آن ترک های انجمادی در امتداد مرزهای بین سلولی (یا همان SSGB) شکل گرفته اند. می توان مشاهده کرد که شکل ۱۱ این نظریه که ترک های انجمادی همیشه در امتداد مرزخانه های انجمادی شکل می گیرند را به چالش می کشد، به طوری که نمی توان قید همیشه را برای آن به کار برد. برای بررسی علت وقوع ترک انجمادی در امتداد مرزخانه های فرعی انجمادی از آنالیز تعیین ترکیب شیمیایی استفاده شد. نتایج نشان می دهد که SSGB ها غنی از کروم بوده به طوری که یک شبکه مرزخانه ای از آن در تمام ریز ساختار گسترده شده است. از آن جا که کاربرد کروم ماهیتا یک فاز ترد است، استحکام کافی را در مقابل تنش های کششی که در پایان انجماد به دانه های هم جوار اعمال می گردد را ندارد. به علاوه وقوع ترک خوردن انجمادی می تواند به عدم حضور فریت در ساختار فلز جوش ۳۱۰ مرتبط باشد، زیرا فریت، ترشوندگی فیلم های مذاب در مرزخانه ها را کاهش داده و انتشار ترک را پیچیده می کند که در نتیجه آن مقاومت به ترک انجمادی بهبود خواهد یافت. بررسی ها نشان می دهد که برای جوش های قوسی تنگستن-گاز، مقدار بهینه نسبت کروم به نیکل معادل برای عدم وقوع



شکل (۱۲): نتایج آزمون وارسترینت به صورت بیشینه طول ترک در ناحیه ذوب



شکل (۱۳): نتایج آزمون وارسترینت به صورت مجموع طول ترک در ناحیه ذوب

همچنین فلز جوش ۳۱۰ نیز مقاومت به ترک خوردن بسیار ضعیفی را نشان داد که این مهم را هم در مقدار بیشینه طول ترک و هم در مجموع طول ترک می توان مشاهده کرد. دیده می شود که با اعمال کرنش ۴ درصد روند افزایش حساسیت به ترک خوردن انجمادی فلز جوش ۳۱۰ از لحاظ مجموع طول ترک ها، تقریباً معادل با دو فلز جوش پایه نیکلی دیگر است. به علاوه، بیشینه طول ترک تشکیل شده برای آن از مجموع بیشینه

دندریتی برای آن شده است. مطالعات نشان می دهد که وقوع ریزجدایش عناصر آلیاژی ماده را به مستعد به ترک خوردن انجمادی خواهد کرد [۵-۶]، هم چنان که نتایج آزمون وارسترینت برای فلز جوش اینکونل ۶۲۵ این قضیه را تایید کرده است. مشاهده می شود که فلز جوش ۶۲۵ در سه کرنش اعمالی مقادیر متفاوتی از بیشینه طول ترک را ارایه داده، به نحوی که افزایش کرنش موجب ازدیاد طول ترک ایجاد شده در آن شده است. در مورد فلز جوش ۶۲۵ ذکر این نکته ضروری است که در شرایط عملی واقعی، آلیاژ مورد اشاره مقاومت قابل قبولی در برابر ترک خوردن انجمادی جوش نشان می دهد و اغلب، در جوشکاری های غیرمشابه بین مواد با مهار متوسط مورد استفاده قرار می گیرد تا از مشکلات مربوط ترک خوردن جلوگیری به عمل آید. اما اختلاف آشکار بین نتایج وارسترینت و شرایط عملی با ذکر پدیده پر شدن ترک (crack backfilling phenomenon) قابل توضیح است [۶]. مشخص شده است که وجود کسر کافی از فیلم های مذاب در انتهای انجماد می تواند خود موجب کاهش گسترش ترک خوردن انجمادی در آلیاژهای پایه نیکل شود. بررسی ها در مورد فلز جوش اینکونل ۶۲۵ حاکی از حضور کسر بزرگی از مذاب انجمادی نهایی غنی از نیویوم در مراحل پایانی انجماد است که در مواقعی که میزان مهار کم باشد، این مذاب قادر است تا به وسیله مکانیزم پر شدن، هر ترکی را که ایجاد شده است ترمیم کند. با این وجود در آزمون وارسترینت، کرنش های اعمالی به اندازه کافی بزرگ هستند تا بر تاثیر پر شدن ترک غلبه کنند. بنابراین، این امر اشاره به آن دارد که برای فلزات جوشی که از طریق مکانیزم پر شدن ترک در مقابل ترک خوردن انجمادی مقاوم می شوند، احتمال دارد آزمون وارسترینت دقیقاً حساسیت آن ها را به ترک خوردن منعکس نکند، به ویژه در مواقعی که آزمون در کرنش های بالا انجام می شود، زیرا کرنش های بالای اعمالی که در این آزمون استفاده می شود، ماده را، حتی در مواردی که میزان قابل توجهی مذاب نهایی موجود است مجبور به ترک خوردن می کند [۶].

مرکزی جوش مشاهده شد. همچنین میکروسکوپ الکترونی روبشی حضور شبکه ای از ترک های انجمادی در امتداد مرزانه های فرعی انجمادی را برای این فلز جوش مورد تایید قرار داد.

۴- بر طبق نتایج آزمون وارسترینت طولی، فلز جوش اینکونل ۸۲ کمترین حساسیت به ترک انجمادی را از خود نشان داد. همچنین وجود شیب غلظتی در ریزساختار فلز جوش ۶۲۵ به همراه اعمال کرنش های بالا موجب کاهش نسبی مقاومت به ترک انجمادی برای آن شد. بیشترین حساسیت به ترک انجمادی به دلیل عدم حضور فریت و انجماد کاملاً آستنیتی، مربوط به فلز جوش ۳۱۰ بود.

۵- با توجه به داده های بدست آمده از آزمایش وارسترینت می توان نتیجه گرفت که فلز پرکننده اینکونل ۸۲ به دلیل مقاومت به ترک خوردن انجمادی مناسب، انتخاب بهتری برای اتصال غیر مشابه اینکونل ۷۱۸ و فولاد ۳۱۰S می باشد.

۵- مراجع

- [1] M. J. Donachi & S. J. Donachi, "Superalloys a technical guide", US, ASM International, 2002.
- [2] J. K. Hong, J. H. Park, N. K. Park, L. S. Eom, M. B. Kim & C.Y. Kang, "Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO2 laser welding", J Mater Process Technol, Vol 201, pp. 515-20, 2008.
- [3] S. Richards NL & X. Huang, "Heat Affected Zone Cracking in Cast Inconel 718", Chaturvedi MC, Mater charact, Vol 28, pp 179-187, 1992.
- [4] M. Durand. "The microstructure of superalloys. Amsterdam, Gordon and Breach", 1997.
- [5] J. Lippold & D. Kotecki, "Welding metallurgy & weldability of stainless steel", US, John Wiley, 2005.
- [6] J. Dupont & J. Lippold, "Welding metallurgy & weldability of nickel-base super alloys", USA, John Wiley, 2009.

طول ترک فلزات جوش اینکونل ۸۲ و ۶۲۵ فراتر رفته است که این استعداد ویژه این فلز جوش به ترک انجمادی را بیشتر آشکار می سازد. به طور کلی فولادهای زنگ نزن آستنیتی که بدون تشکیل فریت انجماد می یابند (آستنیتی کامل)، بیشترین حساسیت به ترک انجمادی را نشان می دهند که این به ماهیت ترشوندگی مرز و پیچیدگی مرزهای اصلی تحت حضور فریت بر می گردد. زیرا در شرایط انجماد فریتی-آستنیتی مرزانه های انجمادی حاوی هر دو فاز فریت و آستنیت بوده که این تر شوندگی توسط فیلم مذاب را کاهش داده و انتشار ترک را به علت طی کردن از یک فصل مشترک بسیار پیچیده فریتی-آستنیتی سخت تر می کند.

۴- نتیجه گیری

در این تحقیق جوشکاری غیرمشابه بین سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸ و فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S توسط سه فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵، اینکونل ۸۲ و فولاد زنگ نزن ۳۱۰ و با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز محافظ انجام شد که مهمترین نتایج به دست آمده در محورهای زیر خلاصه شده است:

۱- مشاهدات ریزساختاری نشان داد که تمامی فلزات جوش به صورت کاملاً آستنیتی انجماد یافتند. به علت توزیع مجدد و ریزجدایش عناصر آلیاژی نظیر نیویوم و مولیبدن در طول انجماد یک شیب غلظتی در ریزساختار فلز جوش اینکونل ۶۲۵ متبلور شد، به نحوی که در پایان انجماد ریزساختار تثبیت شده برای آن شامل دندریت های ستونی و هم محور بود.

۲- مقادیر آهن و کروم کمتر و همچنین حضور نیکل بیشتر در ترکیب شیمیایی فلز جوش اینکونل ۸۲ سبب شد که در طول انجماد انحلال نیویوم در آستنیت با سهولت بیشتری انجام شود که این موجب عدم جدایش نیویوم در حین انجماد و عدم تثبیت ساختار دندریتی برای آن شد.

۳- برای فلز جوش ۳۱۰ یک ریزساختار سلولی در خط ذوب و یک تغییر ریزساختار از سلولی به دندریتی ستونی در امتداد خط

- [18] S.W. Banovic & J.N. DuPont, "Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between superaustenitic stainless steels and Ni base alloys", Science and Technology of Welding and Joining, Vol 6 (6), pp. 274-383, 2003.
- [19] 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.
- [20] Hajiannia, M. Shamanian & M. Kasiri, "Microstructure and mechanical properties of AIS 347 stainless steel/A335 low alloy steel dissimilar joint produced by gas tungsten arc welding", Materials and Design, Vol. 50, pp. 566-73, 2013.
- [7] Standard Welding Terms and Definitions, ANSI/AWS, Welding Handbook, Dissimilar metals, American Welding Society, Vol.4, Ch.12, PP.514, 2006.
- [8] ASM handbook, properties and selection: irons, steels, and high performance alloys: elevated-temperature properties of stainless steels, Ohio, ASM International, Materials Park, 10th ed, vol. 1, 2002.
- [9] S. Tavares, V. Moura, V. C. Da Costa, M. Ferreira & J. M. Parda, "Microstructural changes and corrosion resistance of AISI 310S steel exposed to 600-800°C", Mater Charact, Vol 60, pp. 573-78, 2009.
- [10] M. Sireesha, K. Shaju & V. A. Shankr, "A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800", Journal of Nuclear Materials, Vol 279, pp. 65-76, 2000.

۶- پی نوشت

- [1] Solidification grain boundaries (SGB)
- [2] Solidification subgrain boundaries (SSGB)
- [11] R. Dehmlaei, M. Shamanian & A. Kermanpure, "Microstructure characterization of dissimilar welds between alloy 800 and HP heat resistance steel", Mater charact, Vol 59, pp. 1447-1454, 2008.
- [12] S. Kou, Welding metallurgy, second ed. Hoboken, John Wiley & Sons Inc, 2003.
- [13] D. E. Nelson & E. A. Bae lack, "Morphology of weld heat-affected zone liquation in ca t Alloy 7 8", Scripta materialia, Vol 19, pp. 371-379, 1986.
- [14] R. Vincent, "Precipitation around welds in the nickel-base superalloy Inconel 718", Acta Metallurgica, Vol. 33, pp. 1205-1216, 1985.
- [15] M. J. Cieslak, T. J. Headley, A. D. Romig & T. A. Kollie, "A melting and solidification study of Alloy 625", Metallurgical and Material Transaction A, Vol. 19, pp. 2319-2331, 1988.
- [16] W. C. Winegard, "An introduction to the solidification of metals", Institute of Metals, 1964.
- [17] 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.