

مطالعات ریزساختاری اتصالات پرتوی لیزر بین آلیاژ اینکونل ۷۱۸ و فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ با هدف بهینه‌سازی پارامترهای فرایند و دستیابی به استحکام شکست بیشینه

رضا مرادی^۱، محمد روشنایی^۱، حسین مستعان^{۱*}، فردین نعمت‌زاده^۱ و مهدی صفری^۲

۱- گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه اراک، اراک، ایران

۲- دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اراک، اراک، ایران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۹/۳/۸ - دریافت نسخه نهایی: ۱۴۰۰/۱/۱۷)

چکیده- در پژوهش حاضر، ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال غیرمشابه میان فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ و سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ با استفاده از فرایند جوشکاری لیزر پالسی مطالعه و ارزیابی شد. هدف از انجام این پژوهش، با توجه به وجود خلأ محسوس در این نوع اتصال و بررسی تحولات ریزساختاری در نواحی مختلف جوش و تأثیر پارامترهای جوشکاری لیزر بر خواص مکانیکی این اتصالات غیرمشابه است. بدین منظور، از روش طراحی آزمایش رویه پاسخ با تکنیک مرکب مرکزی برای بهینه‌سازی پارامترهای جوشکاری لیزر استفاده شد. محدوده پارامترهای مؤثر فرایند شامل توان لیزر، سرعت جوشکاری و عمق فوکوس به ترتیب ۱۰۰۰ تا ۱۹۰۰ وات، ۱ تا ۵ میلی‌متر بر ثانیه و ۱- تا ۱ میلی‌متر در نظر گرفته شد. از آزمایش کشش تک‌محوره برای تعیین نیروی شکست اتصالات و از میکروسکوپ نوری برای مشاهده‌های ریزساختاری و تغییر و تحولات فازی بهره گرفته شد. نتایج به دست آمده حاکی از آن است که افزایش دو متغیر سرعت جوشکاری و عمق فوکوس در ابتدا باعث افزایش نیروی شکست اتصالات شده و پس از رسیدن به یک مقدار بهینه، نیروی شکست شروع به کاهش می‌کند. در این پژوهش بیشینه نیروی شکست اتصالات در توان ۱۹۰۰ وات، سرعت جوشکاری سه میلی‌متر بر ثانیه و عمق فوکوس صفر میلی‌متر محاسبه شد. با توجه به نتایج ریزساختار منطقه جوش، دندریته‌های هم‌محور در مرکز ناحیه جوش غالب هستند در حالی که در نزدیکی خط ذوب دندریته‌ها به صورت ستونی انجماد یافته‌اند. همچنین تغییرات سختی در نواحی مختلف اتصال بحث و بررسی شد. بر اساس نتایج، به دلیل انحلال رسوبات استحکام‌بخش نظیر TiC و NbC طی فرایند جوشکاری پرتوی لیزر، سختی ناحیه جوش نسبت به فلز پایه اینکونل ۷۱۸ کاهش یافت.

واژه‌های کلیدی: فولاد زنگ‌نزن دوفازی، سوپرآلیاژ پایه نیکل، بهینه‌سازی، جوشکاری لیزر.

۱- مقدمه

و مقاومت به ضربه و خوردگی در دمای بالا است [۱]. به همین

دلیل این آلیاژ در صنایع مختلفی نظیر صنایع نیروگاهی، صنایع نفت و گاز و صنایع هسته‌ای استفاده می‌شود [۲ و ۳]. از جمله

اینکونل ۷۱۸ یک سوپرآلیاژ پایه نیکل از نوع رسوب سخت شونده و دارای خواصی نظیر استحکام کششی و خزشی مناسب

* : مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: h-mostaan@araku.ac.ir

مقاوم هستند. این امر احتمالاً به دلیل این واقعیت است که آنها میزان ناخالصی به نسبت کمی دارند و احتمال وجود فیلم‌های نازک پیوسته در مرزخانه کم است [۹ و ۱۱].

به تازگی به سبب صرفه‌جویی اقتصادی و کاهش هزینه‌های تولید، اتصال غیرمشابه میان فولادهای زنگ‌نزن و سوپرآلیاژهای پایه نیکل توجه شده است [۱۲]. چندین روش جوشکاری برای اتصال فلزات غیرمشابه وجود دارد که جوشکاری پرتوی لیزر یکی از این روش‌ها است. این روش از سرعت جوشکاری بالا، حرارت ورودی کم و نرخ سرمایش بالایی برخوردار است. در نتیجه یک ناحیه جوش باریک با کمترین میزان اعوجاج حاصل می‌شود [۱۳].

پژوهش‌های متعددی درباره اتصالات لیزری و کاربردهای آن انجام شده است. ترابی و همکاران [۱۴]، با استفاده از روش رویه پاسخ، تأثیر متغیرهای جوشکاری لیزر (توان بیشینه، زمان پالس، فرکانس پالس و سرعت جوشکاری) را روی استحکام کششی اتصالات فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۱۶ بررسی کردند. پس از بررسی نتایج، به دلیل نفوذ کامل مذاب در محل اتصال نمونه بهینه، بهترین مقاومت کششی در این نمونه حاصل شد. در پژوهشی مشابه، نیارکی و همکاران [۱۵] به بررسی تأثیر پارامترهای جوشکاری لیزر پالسی Nd:YAG بر اتصال ورق با ضخامت ۵/۰ میلی‌متر اینکونل ۶۲۵ پرداختند. با توجه به نتایج، فاز لاوه در نمونه‌های با حرارت ورودی بالا تشکیل شد؛ بنابراین در این نمونه‌ها میزان سختی افزایش یافت. همچنین در پژوهش دیگری ژانگ و همکاران [۱۶] اتصال غیرمشابه حاصل از پرتوی لیزر میان فولاد زنگ‌نزن آستنیتی و مارتنزیتی را بررسی کردند. نتایج نشان داد که افزایش سرعت سرمایش سبب جلوگیری از ایجاد ترک در ناحیه متأثر از حرارت فولاد زنگ‌نزن آستنیتی می‌شود و به دنبال آن نیروی شکست اتصالات افزایش خواهد یافت. شکیل و همکاران [۱۷]، به بررسی و مطالعه جوشکاری پرتوی لیزر آلیاژهای غیرمشابه اینکونل ۶۲۵ و فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ با هدف بهینه‌سازی پارامترهای جوشکاری پرداختند. دو نوع ریزساختار دندردیت ستونی و دندردیت سلولی در منطقه ذوب مشاهده کردند.

مشکلات عمده در حین فرایند جوشکاری اینکونل ۷۱۸، تشکیل فاز لاوه^۱، ایجاد ترک انجمادی^۲، ایجاد ترک ذوبی در منطقه متأثر از حرارت و جدایش عناصر آلیاژی از جمله عناصر بور و نیوبوم است [۴ و ۵]. اما به طور کلی این آلیاژ به عنوان یک آلیاژ جوش‌پذیر شناخته می‌شود که این موضوع بیشتر به دلیل مقاومت ذاتی این آلیاژ در برابر ترک خوردن ناشی از پیرکردگی در حین عملیات حرارتی پس از جوشکاری است. این مقاومت در برابر ترک خوردن به علت سرعت پایین رسوبگذاری ذرات $\gamma' (Ni_3Nb)$ در حین فرایند پیرسازی است. تاکنون مطالعات متعددی در خصوص جوش‌پذیری و مکانیزم ترک خوردن ذوبی در سوپرآلیاژ پایه نیکل ۷۱۸ صورت گرفته است و علت اصلی آن جدایش عناصر آلیاژی به مرزخانه‌ها گزارش شده است [۶]. با انتخاب فرایند مناسب جوشکاری و تعیین پارامترهای بهینه می‌توان تا حد زیادی از وقوع مشکلات ناشی از ذوب و انجماد مجدد در منطقه جوش و اطراف آن جلوگیری کرد [۵].

همچنین فولادهای زنگ‌نزن دوفازی به دلیل ترکیب مناسب خواص (استحکام بالا و مقاومت عالی در برابر خوردگی تششی و حفره‌ای) که ناشی از نسبت مساوی فریت و آستنیت است، به عنوان یکی از آلیاژهای مهم و اساسی در صنایع خودروسازی، شیمیایی و هسته‌ای استفاده شده است [۴، ۷، ۸ و ۹]. حفظ نسبت مساوی فازها (فریت و آستنیت) و همچنین جلوگیری از تشکیل فازهای ثانویه مانند فاز سیگما^۳، چلی^۴، کاربیدها و نیتريدها از مهم‌ترین اهداف جوشکاری فولادهای زنگ‌نزن دوفازی است. بنابراین برای دستیابی به ریزساختار مطلوب به هنگام جوشکاری فولادهای زنگ‌نزن دوفازی، حرارت ورودی جوشکاری باید کنترل شود [۱۰]. به طور اساسی همه فولادهای زنگ‌نزن دوفازی به صورت فاز اولیه فریت منجمد می‌شوند و به صورت ذاتی حساسیت به ترک خوردن انجمادی بالاتری نسبت به آلیاژهای آستنیتی دارند که به صورت فریت-آستنیت منجمد می‌شوند. اما در عمل، آلیاژهای زنگ‌نزن دوفازی بیشتر نسبت به ترک خوردن انجمادی جوش کاملاً

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلزات پایه بر اساس درصد وزنی عناصر (درصد وزنی)

فلز پایه	کربن	کروم	مس	منگنز	مولیبدن	نیکل	Nb	سیلیسیم	تیتانیوم	آهن	آلومینیوم
AISI 2304	۰/۰۳	۲۲	۰/۰۵	۲/۵	۰/۰۵	۳	-	۱	-	۷۱/۳	-
Inconel 718	۰/۰۱۳	۱۸/۶	-	-	۳/۴	۵۲/۸	۵/۱	-	۰/۹۵	۱۷/۴	۰/۴۹

توسط روش طراحی آزمایش رویه سطح با تکنیک مرکب مرکزی بهینه‌سازی شدند. نیروی شکست به‌عنوان پاسخ متغیرهای جوشکاری در نظر گرفته شد و کیفیت اتصالات به‌کمک خواص مکانیکی و متالورژیکی آنها بررسی شد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد و جوشکاری

در این پژوهش ابتدا ورق‌هایی با ضخامت یک میلی‌متر از اینکونل ۷۱۸ و فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ تهیه شد و به‌منظور تعیین ترکیب شیمیایی فلزات پایه از آزمون کوانتومتری استفاده شد که نتایج آن در جدول (۱) ارائه شده است. برای انجام جوشکاری با طرح اتصال لب به لب از دستگاه لیزر پالسی Nd:YAG با مدل UW-300A استفاده شد، که قادر به تولید پالس‌هایی با توان حداکثری ۱۰ کیلووات و انرژی کل ۱۰۰ ژول است. شکل (۱) تجهیزات مورد استفاده برای جوشکاری پرتوی لیزر را نشان می‌دهد. قبل از جوشکاری نمونه‌ها، برای حذف لایه‌های اکسیدی و آلودگی‌های سطحی، محل اتصال با برس سیمی و استون چربی‌زدایی شد. همچنین به‌منظور محافظت از حوضچه مذاب، گاز آرگون خالص با نرخ ۱۰ لیتر بر دقیقه و تحت زاویه ۴۵ درجه نسبت به پرتوی لیزر، استفاده شد.

۲-۲- بررسی ریزساختاری و مکانیکی

در ابتدا نمونه‌های جوشکاری شده توسط دستگاه وایرکات از سطح مقطع عرضی خط جوش برش داده شدند. سپس برای بررسی ریزساختار، سطح نمونه‌ها از سنباده ۸۰ تا ۲۵۰۰ به‌صورت متوالی سنباده‌زنی شد و با استفاده از خمیر الماس، پولیش نهایی انجام شد.

ایجاد ریزساختارهای متفاوت در منطقه ذوب، به اثرات سرد شدن موضعی به هنگام انجماد نسبت داده شد. پاک‌منش و همکاران [۱۸] نیز تأثیر پارامترهای جوشکاری لیزر پالسی Nd:YAG بدون فلز پرکننده را بر اتصال لبه روی هم فویل فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶ برای کاربرد در پیل سوختی پلیمری بررسی کردند. نتایج نشان داد که در زمان روشنی پالس پایین به‌علت وجود عیب نفوذ ناقص، شکست از ریشه جوش اتفاق افتاد و استحکام برشی جوش ۴۹۰ مگاپاسکال اندازه‌گیری شد.

با بررسی مراجع مختلف مشخص شد که تاکنون پژوهش‌های وسیعی درباره اتصال غیرمشابه فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ به اینکونل ۷۱۸ انتشار نیافته است. همچنین در منابع در رابطه با بهینه‌سازی اتصالات حاصل از پرتوی لیزر روی این دسته از آلیاژها مطالب گسترده‌ای وجود ندارد. بر این اساس با توجه به پیچیدگی فرایند جوشکاری لیزر، رسیدن به استحکام مناسب مقاطع جوش نیازمند مطالعه دقیق بر پایه مدل‌سازی ریاضی است. بنابراین ضروری است تا متغیرهای تأثیرگذار بر کیفیت اتصالات به‌گونه‌ای انتخاب و با یکدیگر ترکیب شوند تا افت نیروی شکست در اثر جوشکاری لیزر به حداقل ممکن کاهش پیدا کرده و شرایط جوشکاری بهینه معین شود. بدین منظور از روش رویه پاسخ برای بهینه‌سازی متغیرهای فرایند بهره گرفته شد. این روش برای تغییرات هدفمند بر پارامترهای ورودی و بررسی اثر آن بر پاسخ است. از جمله مزایای این روش، تعیین میزان اثرات اصلی متغیرهای ورودی، تعیین تابع ریاضی برای ایجاد رابطه مؤثر میان متغیرهای ورودی و پاسخ‌ها و انجام حداقل تعداد آزمایش منطقی است. در این پژوهش، پارامترهای مؤثر جوشکاری پرتوی لیزر شامل سرعت جوشکاری، عمق فوکوس و توان لیزر



شکل ۱- دستگاه و تجهیزات جوشکاری پرتوی لیزر

جدول ۲- خواص مکانیکی فلزات پایه

خواص مکانیکی	استحکام تسلیم (مگاپاسکال)	استحکام کششی (مگاپاسکال)	ازدیاد طول (درصد)
AISI 2304	۴۰۰	۶۴۱	۲۵
Inconel 718	۸۲۷	۱۰۳۴	۱۷

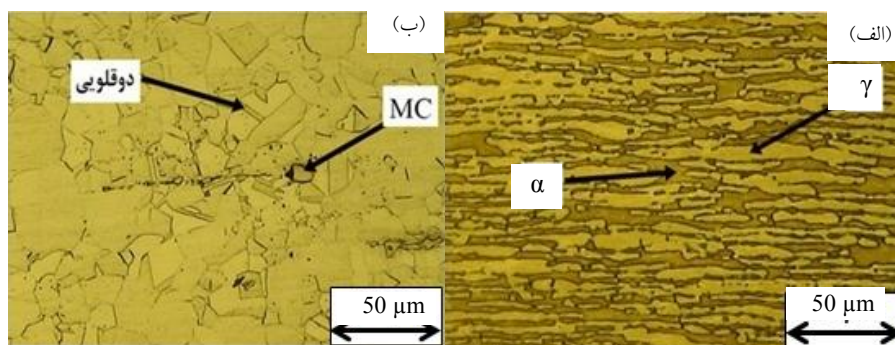
۲-۳- طراحی آزمایش

در این پژوهش از روش طراحی آزمایش رویه سطح برای تحلیل آماری و بررسی رابطه میان متغیرهای ورودی و پاسخ مسئله استفاده شد. بر این اساس طراحی آزمایش با استفاده از سه پارامتر و سه سطح مختلف انجام شد و در نهایت مدل ریاضی با توجه به نتایج طراحی آزمایش تعیین شد. بر اساس اطلاعات موجود در منابع سه متغیر سرعت جوشکاری، توان لیزر و عمق فوکوس به عنوان فاکتورهای تأثیرگذار جوشکاری لیزر، انتخاب شدند [۱۴ و ۱۹]. به منظور مشخص کردن محدوده بهینه این پارامترها، چندین جوشکاری مقدماتی با تغییر یکی از پارامترها و ثابت نگه داشتن سایر پارامترها انجام شد و محدوده پارامترهای ورودی فرایند که بتوان در آن محدوده اتصالاتی عاری از عیوب قابل رؤیت (نفوذ ناقص و اعوجاج) را به دست آورد، تعیین شد. جدول (۳) شرایط و حدود تنظیمات مورد استفاده را نشان می‌دهد.

برای حکاکی نمونه‌ها از دو نوع محلول متفاوت استفاده شد. به منظور مشاهده ریزساختار اینکونل ۷۱۸ از محلول گلیسرژیا (۳۰ میلی‌لیتر گلیسرین، ۳۰ میلی‌لیتر HCl، ۱۰ میلی‌لیتر HNO_3) و همچنین برای مشاهده ریزساختار فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ از محلول KOH ۲۰ درصد در ولتاژ سه ولت و به مدت ۳۰ ثانیه استفاده شد. بررسی ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری Meigi مدل IM7200 انجام شد. همچنین سختی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه ریزسختی سنجی مدل MH4 اندازه‌گیری شد، که نیروی اعمال شده در این آزمون ۲۰۰ گرم و مدت زمان اعمال نیرو هشت ثانیه در نظر گرفته شد. آزمون کشش نیز با نرخ پنج میلی‌متر بر دقیقه و در دمای محیط انجام شد. خواص مکانیکی فلزات پایه در جدول (۲) مطابق با استاندارد (ASTM E8M) ارائه شده است.

جدول ۳- شرایط و حدود تنظیمات پارامترهای جوشکاری لیزر

پارامترهای جوشکاری لیزر و سطوح آنها			علامت	واحد	پارامترهای فرایند	شماره
سطوح						
۱	۰	-۱				
۱۹۰۰	۱۴۵۰	۱۰۰۰	P	وات	توان لیزر	۱
۵	۳	۱	S	متر بر دقیقه	سرعت جوشکاری	۲
۱	۰	-۱	F	میلی متر	عمق فوکوس	۳



شکل ۲- الف) ریزساختار فلز پایه فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ و ب) ریزساختار فلز پایه سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸

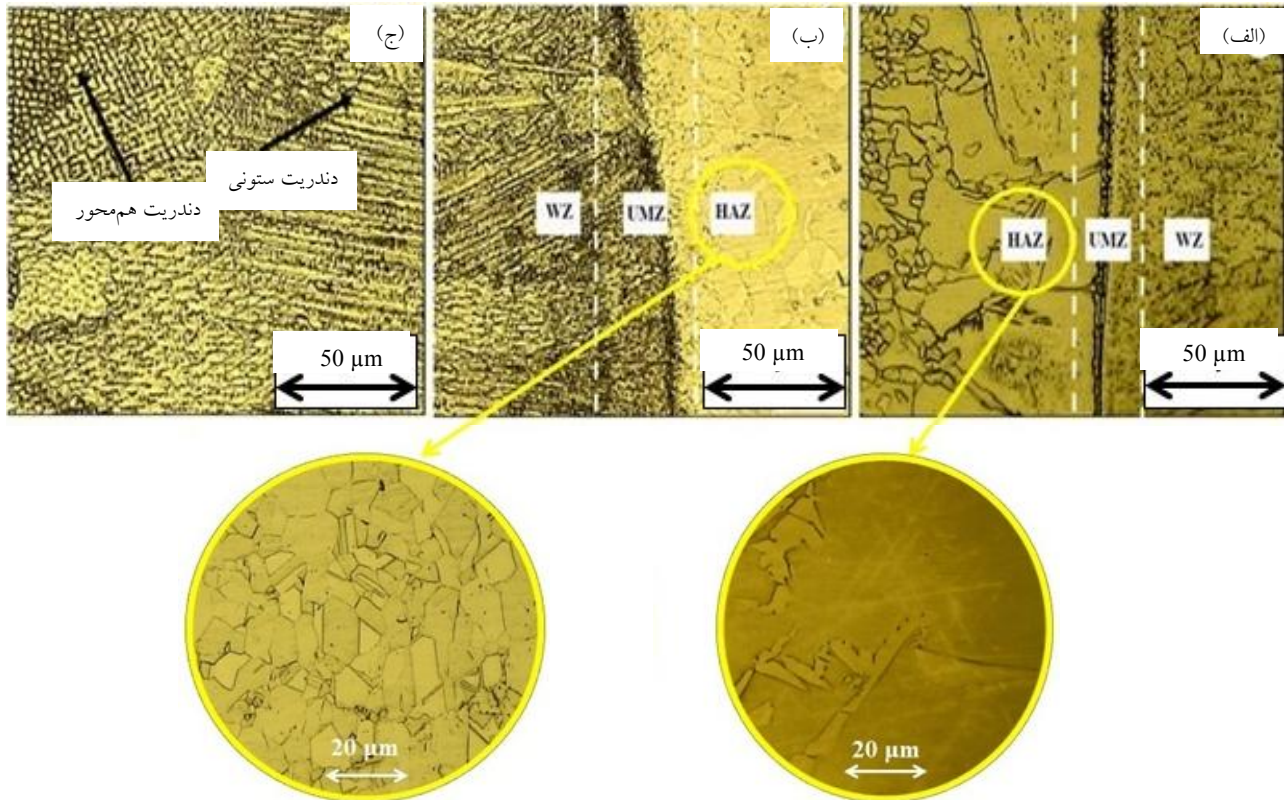
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار

در شکل (۲-الف) تصویر ریزساختار فلز پایه فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ مشاهده می‌شود که به صورت تقریبی شامل ۵۰ درصد آستنیت و ۵۰ درصد فریت است. با توجه به اینکه این فولاد در شرایط کار شده استفاده شده است، کشیدگی دانه‌ها در جهت مورد قابل ملاحظه است. از سوی دیگر شکل (۲-ب) ریزساختار اینکونل ۷۱۸ را نشان می‌دهد. ریزساختار شامل دانه‌های هم‌محور آستنیتی است. علاوه بر این دوقلوبی‌های ناشی از عملیات آیل در سراسر فلز پایه دیده می‌شود. دوقلوبی‌ها در ریزساختار از حرکت نابه‌جایی‌ها جلوگیری می‌کنند و به همین دلیل استحکام تا حدودی افزایش می‌یابد. همچنین رسوبات کاربیدی MC که از نوع کاربیدهای اولیه هستند در مرز دانه‌ها و نقاط تلاقی سه‌گانه مرز دانه‌های فاز γ توزیع شده‌اند. حرف M در این رسوبات کاربیدی بیانگر عنصر نیویوم است که مقداری تیتانیوم نیز در آن حل شده است. وجود این کاربیدها در جلوگیری از حرکت مرز دانه‌ها و

به دنبال آن رشد دانه‌ها مؤثر است [۲۰ و ۲۱].

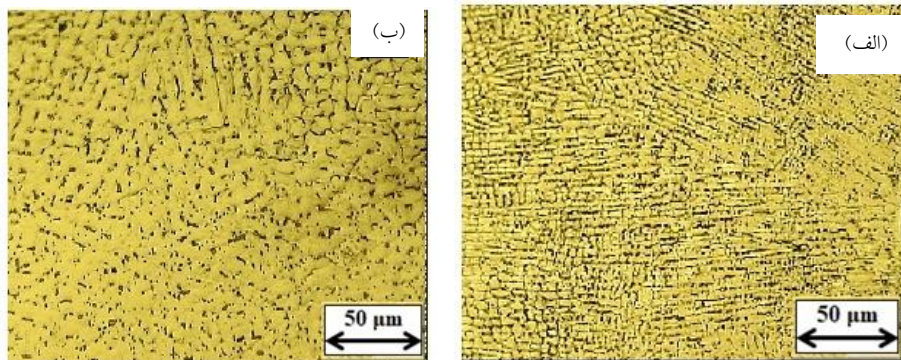
تحولات ریزساختاری در مناطق مختلف جوش اتصالات غیرمشابه بین فولاد دوفازی ۲۳۰۴ و سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ در شکل (۳) نشان داده است. همان‌طور که در ناحیه متأثر از حرارت^۵ (HAZ) فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ (شکل ۳-الف) مشاهده می‌شود، به علت حرارت ناشی از جوشکاری، در منطقه متأثر از حرارت، ساختار تا حد زیادی دوباره متبلور شده است اما هنوز ساختار متشکل از فاز فریت و آستنیت است. انجماد سریع نواحی جوش و متأثر از حرارت فولاد زنگ‌نزن ۲۳۰۴، از دمای بالا (دمای نزدیک به خط انحلال فریت)، سبب تشکیل مقادیر بیشتری از فریت در این مناطق می‌شود. در سمت چپ تصویر، یعنی منطقه متأثر از حرارت نیز ساختار بیشتر متشکل از فاز فریت است. در سرد شدن مجدد این منطقه، یعنی نزدیک به فلز پایه ۲۳۰۴ انجماد بالاتر از دمای انحلال فریت آغاز می‌شود. با توجه به ترکیب شیمیایی، فاز فریت در یک محدوده دمایی بالا (دمای زیر خط انحلال فریت تا دمای شروع استحاله آستنیت) پایدار است.



شکل ۳- ریزساختار: الف) ناحیه متأثر از حرارت فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴،
ب) ناحیه متأثر از حرارت سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ و ج) ریزساختار فلز جوش

مذاب بدون حرکت با ضخامت محدود وجود خواهد داشت. حتی در جوش‌های خودزا و همگن یک ناحیه مخلوط نشده وجود خواهد داشت چرا که فلز پایه همسایه به‌علت وقوع تبخیر و یا اثرات آلودگی به‌طور جزئی ترکیب متفاوتی خواهد داشت. فرایند جوشکاری تأثیر قابل توجهی بر تشکیل ناحیه مخلوط نشده دارد. گزارش شده است که فرایندهای پرتوهای پرنرژی مانند پرتوی لیزر و پرتوی الکترونی تقریباً هیچگاه یک ناحیه مخلوط نشده به‌وجود نمی‌آورند که احتمالاً به‌علت میزان حرارت ورودی کم، شیب دمایی تند در مزر ذوب و اختلاط شدید حوضچه جوش در این فرایندها است. لیکن دیده می‌شود که در این اتصال لیزری بین فولاد ۲۳۰۴ و اینکونل ۷۱۸ نیز این منطقه، هر چند باریک، تشکیل شده است که می‌تواند مثال نقضی برای گزارش‌های قبلی باشد [۹]. این موضوع می‌تواند ناشی از اختلاف زیاد در ترکیب نسبی دو فلز پایه باشد که ممکن است منجر به تفاوت‌های مهمی در دمای ذوب دو طرف و خواص سیال شود.

اما با شروع استحاله آستنیتی این فاز می‌تواند در نواحی مناسب نظیر مرزدانه‌های فریت جوانه‌زنی کند. ماهیت این استحاله، یعنی تبدیل فریت به آستنیت در فاز جامد، به ترکیب شیمیایی و سرعت سرد کردن بستگی دارد. چون تبدیل فاز فریت به آستنیت یک استحاله نفوذی و نیازمند گذشت زمان است، بنابراین استحاله ممکن است به‌طور کامل انجام نشود [۲۲]. با توجه به سرعت بالای سرد شدن در فرایند جوشکاری لیزر که یک فرایند با حرارت بسیار متمرکز است، آستنیت به‌صورت صفحات ویدمن اشتاتن به‌وجود خواهد آمد. همان‌گونه که ملاحظه می‌شود تشکیل آستنیت در مرزدانه‌ها بیشتر به‌صورت مورفولوژی ویدمن اشتاتن است. نکته مهم دیگر در ریزساختار نزدیک به فلز پایه ۲۳۰۴، وجود ناحیه مخلوط نشده (UMZ) در فصل مشترک بین منطقه متأثر از حرارت و منطقه جوش است. از لحاظ نظری یک ناحیه مخلوط نشده در هر جوش ذوبی وجود دارد. از آنجا که سرعت سیال در مزر ذوب جوش به صفر می‌رسد یک لایه



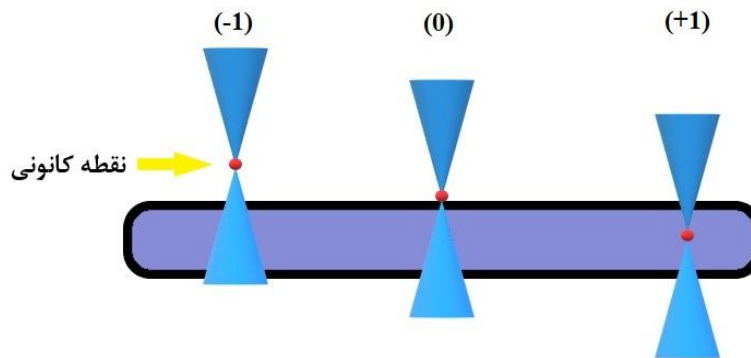
شکل ۴- ناحیه جوش اتصال غیرمشابه فولاد زنگ‌نزن ۲۳۰۴ و اینکونل ۷۱۸: الف) حرارت ورودی کم و ب) حرارت ورودی زیاد

است. در شکل (۴) نیز مقطع جوش در دو نمونه حرارت ورودی کم و زیاد بررسی شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، دندریته‌های ریزتری در ناحیه جوش نمونه با حرارت ورودی کم تشکیل شده است که دلیل این امر، گرادیان حرارتی و نرخ سرمایش بیشتر در این نمونه است. برای بررسی ریزساختار به‌دست آمده از رابطه G/R استفاده شد. در این رابطه G گرادیان دمایی و R نرخ رشد است. با توجه به مطالعات کو [۲۴] در یک گرادیان دمایی ثابت، نرخ انجماد در خط مرکزی جوش بیشترین مقدار خود را دارد، درحالی که در خط ذوب جوش این مقدار کم است. بنابراین با کاهش نسبت G/R از خط ذوب به سمت خط مرکزی جوش، حالت انجماد از دندریته ستونی به هم‌محور تغییر می‌کند. همچنین حرارت ورودی تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر ریزساختار دارد. به‌طوری که در سرعت رشد ثابت، با افزایش حرارت ورودی، گرادیان دمایی کاهش پیدا کرده و به‌دنبال آن نسبت G/R کاهش می‌یابد و تحت انجماد ترکیبی جلوی فصل مشترک جامد و مذاب افزایش پیدا می‌کند. درنهایت انجماد فلز جوش به‌صورت دندریته ستونی آغاز شده و رشد آنها تا خط مرکزی جوش ادامه می‌یابد. فرایندهایی با چگالی انرژی بالا نظیر جوشکاری پرتوی لیزر و جوشکاری الکترونی از گرادیان دمایی بالاتری نسبت به سایر روش‌ها برخوردار هستند. گرادیان دمایی بالای این فرایندها سبب ایجاد یک ریزساختار پیچیده در حین انجماد غیرتعادلی می‌شود. با مقایسه گرادیان دمایی از مرکز فلز جوش به هر دو طرف نمونه، مشخص می‌شود که در سمت اینکونل ۷۱۸ گرادیان دمایی بالاتر است [۲۵].

بدیهی است که در ناحیه مخلوط نشده جوانه‌زنی غیراپیتکسیال اتفاق می‌افتد. در نتیجه دانه‌های کوچک هم‌محوری در امتداد مرز ذوب تشکیل می‌شوند که از نظر مورفولوژی از ناحیه مرکب جوش متمایز هستند. ثابت شده است که این ناحیه در حین جوشکاری تعمیراتی نسبت به ترک خوردن انجمادی حساس بوده و ممکن است چقرمگی و انعطاف‌پذیری کمتری نسبت به فلز پایه و فلز جوش داشته باشد [۹]. از سوی دیگر در شکل (۳-الف) مشاهده می‌شود که در ناحیه مخلوط نشده ساختار به‌صورت دوفازی است که وجود چنین ساختاری با توجه به عدم حضور برخی از عناصر آلیاژی می‌تواند حمله خوردگی را در این ناحیه متمرکز سازد.

از طرف دیگر شکل (۳-ب)، نواحی مختلف اتصال (متأثر از حرارت و فلز جوش) در سمت اینکونل ۷۱۸ را نشان می‌دهد. با توجه به این شکل، در ناحیه متأثر از حرارت اینکونل ۷۱۸ هیچگونه ریزترکی وجود ندارد. به‌تازگی مطالعات وسیعی درباره تشکیل ریزترک‌ها انجام شده است. با توجه به نتایج این مطالعات مشخص شد که تشکیل ریزترک در ناحیه متأثر از حرارت به حرارت ورودی جوشکاری و جدایش عناصر بور و گوگرد در مرز دانه‌ها بستگی دارد. با افزایش حرارت ورودی، میزان تنش‌های حرارتی در ناحیه متأثر از حرارت کاهش یافته و بنابراین از تشکیل ریزترک‌ها جلوگیری می‌شود [۲۳].

ریزساختار فلز جوش در شکل (۳-ج) ارائه شده است. با توجه به این شکل ملاحظه می‌شود که، ریزساختار به‌صورت آستنیتی و با مورفولوژی دندریته (هم‌محور و ستونی) انجماد یافته



شکل ۵- محل موقعیت نقطه کانونی بر قطعه کار

ارتباط میان خواص مکانیکی اتصالات و ریزساختار، هر متغیری که شرایط دمایی، سرعت سرد شدن و هندسه جوش را تحت تأثیر قرار دهد، می‌تواند کیفیت اتصالات را از منظر خواص مکانیکی دچار تغییرات گسترده‌ای سازد. بر این اساس، سه متغیر توان لیزر، سرعت جوشکاری و موقعیت فوکوس پرتو، پروفیل حرارتی قطعه را تحت تأثیر قرار داده و به تبع آن ریزساختار، ابعاد منطقه جوش و هندسه مقطع جوش را تغییر می‌دهند. بنابراین، این متغیرها به عنوان عوامل اصلی کنترل کننده خواص مکانیکی اتصالات مطرح هستند. در این پژوهش، محل موقعیت نقطه کانونی روی قطعه کار به صورت نمادین در شکل (۵) نشان داده شده است. هنگامی که نقطه کانونی روی سطح فوقانی قطعه تشکیل شود مقدار آن صفر در نظر گرفته می‌شود و اگر نقطه کانونی بالاتر یا پایین‌تر از سطح فوقانی قطعه تشکیل شود، مقدار آن به ترتیب مثبت یا منفی در نظر گرفته می‌شود [۲۶].

۳-۳- ماتریس طراحی آزمایش و مدل‌سازی ریاضی

به منظور استفاده از روش رویه پاسخ برای انجام طراحی آزمایش، سه سطح از هر متغیر در نظر گرفته شده است؛ بنابراین از طراحی آزمایش مرکب مرکزی با سه فاکتور و سه سطح استفاده شد. به منظور پیش‌بینی رابطه میان متغیرهای جوشکاری و نیروی شکست هر یک از اتصالات ایجاد شده توسط پرتوی لیزر، از یک مدل ریاضی توسعه یافته بر پایه رگرسیون بهره

بنابراین پس از جوشکاری، ریزساختار کاملاً دندردیتی به دست می‌آید. با توجه به ریزساختار، دندردیت‌های هم‌محور در مرکز ناحیه جوش غالب هستند در حالی که در نزدیکی خط ذوب دندردیت‌ها به صورت ستونی انجماد یافته‌اند.

۳-۲- بهینه‌سازی استحکام اتصالات

روش طراحی آزمایش رویه سطح، مجموعه‌ای از تکنیک‌های آماری و مدل‌سازی ریاضی است. در این روش، پاسخ‌هایی (متغیرهای خروجی) که تحت تأثیر تعدادی از متغیرهای مستقل (متغیرهای ورودی) هستند، بررسی می‌شوند. با توجه به پیچیدگی فرایند جوشکاری لیزر، رسیدن به استحکام مناسب مقاطع جوش نیازمند مطالعه دقیق‌تر بر پایه مدل‌سازی ریاضی است. پیچیدگی فرایند بدین علت است که تغییرات اندک در متغیرهای متعدد فرایند سبب می‌شود تا هندسه اتصال، ریزساختار منطقه اتصال، میزان تنش پسماند و ... را به شدت تحت تأثیر قرار داده و در نتیجه خواص مکانیکی اتصالات به وجود آمده دستخوش تغییرات زیاد و گاهی نامطلوب شود. از این رو ضروری است تا متغیرهای تأثیرگذار بر کیفیت اتصالات به گونه‌ای انتخاب و با یکدیگر ترکیب شوند تا افت استحکام شکست در اثر جوشکاری توسط لیزر به حداقل ممکن کاهش پیدا کرده و شرایط جوشکاری بهینه معین شود. بدین منظور، در این پژوهش از روش رویه پاسخ برای بهینه‌سازی متغیرهای فرایند بهره گرفته شد. با توجه به

جدول ۴- ماتریس طراحی آزمایش به همراه نیروی شکست اتصالات

نتایج	پارامترهای جوشکاری لیزر			اطلاعات آزمایش	
	نیروی شکست (نیوتن)	F (میلی متر)	S (میلی متر بر ثانیه)	توان (وات)	شماره آزمایش
۳۱۵۱	-۱	-۱	-۱	۱	
۷۰۵۰	-۱	-۱	۱	۲	
۳۰۲۷	-۱	۱	-۱	۳	
۶۳۸۲	-۱	۱	۱	۴	
۴۱۴۱	۱	-۱	-۱	۵	
۶۳۵۲	۱	۱	۱	۶	
۴۷۶۰	۱	۱	-۱	۷	
۷۸۲۳	۱	۱	۱	۸	
۷۴۵۵	۰	۰	۰	۹	
۷۴۵۰	۰	۰	۰	۱۰	
۷۴۵۹	۰	۰	۰	۱۱	
۷۴۴۰	۰	۰	۰	۱۲	
۶۴۶۸	۰	۰	-۱	۱۳	
۹۶۱۹	۰	۰	۱	۱۴	
۴۷۶۴	۰	-۱	۰	۱۵	
۵۴۸۱	۰	۱	۰	۱۶	
۵۲۱۱	-۱	۰	۰	۱۷	
۶۲۰۰	۱	۰	۰	۱۸	
۷۴۵۰	۰	۰	۰	۱۹	
۷۴۶۰	۰	۰	۰	۲۰	

گرفته می شود و خواهیم داشت:

$$F_{LBW} = f(P, S, F) \quad (1)$$

و بر این اساس، معادله رگرسیون مرتبه دوم استفاده شده برای پیش بینی مقادیر نیروی شکست اتصالات برابر خواهد بود با:

$$Y = b_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i + \sum_{i=1}^k b_{ii} x_i^2 + \sum_{i < j} \sum_{j=2}^k b_{ij} x_i x_j + \varepsilon \quad (2)$$

در معادله (۲)، Y به عنوان پاسخ مسئله x: مجموعه متغیرهای مستقل، b: مجموعه ای از ضرایب رگرسیون و ε نشان دهنده

خطای مشاهده شده، است. ماتریس طراحی آزمایش که دربردارنده مقادیر کدگذاری شده متغیرها و مقادیر نیروی شکست اتصالات که مربوط به هر شرایط جوشکاری است، در جدول (۴) نشان داده شده است. به منظور بررسی تأثیر پارامترهای جوشکاری لیزری از تجزیه واریانس استفاده شد. اگر مقدار P در تجزیه واریانس برای یک متغیر کمتر از پنج درصد باشد، آن متغیر به عنوان یک متغیر تأثیرگذار در نیروی شکست جوش محسوب می شود [۲۷].

جدول ۵- نتایج تجزیه واریانس برای خروجی نیروی شکست اتصالات جوشکاری شده توسط پرتوی لیزر

منبع	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F-value	P-value
Regression	۹	۵۱۷۴۰۴۳۲	۵۱۷۴۰۴۳۲	۵۷۴۸۹۳۷	۸۴/۸۸	۰
Linear	۳	۲۶۹۷۳۸۲۹	۲۶۹۷۳۸۲۹	۸۹۹۱۲۷۶	۱۳۲/۷۵	۰
P	۱	۲۴۵۸۳۱۰۴	۲۴۵۸۳۱۰۴	۲۴۵۸۳۱۰۴	۳۶۲/۹۴	۰
S	۱	۴۰۶۰۲۳	۴۰۶۰۲۳	۴۰۶۰۲۳	۵/۹۹	۰/۰۳۷
F	۱	۱۹۸۴۷۰۳	۱۹۸۴۷۰۳	۱۹۸۴۷۰۲	۲۹/۳۰	۰
Square	۳	۲۳۲۲۶۴۵۴	۲۳۲۲۶۴۵۴	۷۷۴۲۱۵۱	۱۱۴/۳۰	۰
p ²	۱	۱۷۷۱۵۹۳	۲۷۹۷۵۴۰	۲۷۹۷۵۴۰	۴۱/۳۰	۰
F ²	۱	۴۶۵۶۴۹۶	۴۶۵۶۴۹۶	۴۶۵۶۴۹۶	۶۸/۷۵	۰
S ²	۱	۱۶۷۹۸۳۶۵	۹۶۹۱۱۰۰	۹۶۹۱۱۰۰	۱۴۳/۰۸	۰
Interaction	۳	۱۵۴۰۱۴۹	۱۵۴۰۱۴۹	۵۱۳۳۸۳	۷/۵۸	۰/۰۰۸
P×F	۱	۴۹۰۰۵۰	۴۹۰۰۵۰	۴۹۰۰۵۰	۷/۲۴	۰/۰۲۵
F×S	۱	۱۰۳۸۲۴۱	۱۰۳۸۲۴۱	۱۰۳۸۲۴۱	۱۵/۳۳	۰/۰۰۴
Residual Error	۹	۶۰۹۵۹۶	۶۰۹۵۹۶	۶۷۷۳۳	-	-
Lack-of-Fit	۵	۶۰۹۳۴۴	۶۰۹۳۴۴	۱۲۱۸۶۹	۱/۹۵	۰/۱۵
Pure Error	۴	۲۵۲	۲۵۲	۶۳	-	-
Total	۱۹	۵۳۷۵۳۸۱۵	-	-	-	-

Adj R² = ۹۷/۶۱Pred R² = ۸۶/۲۹

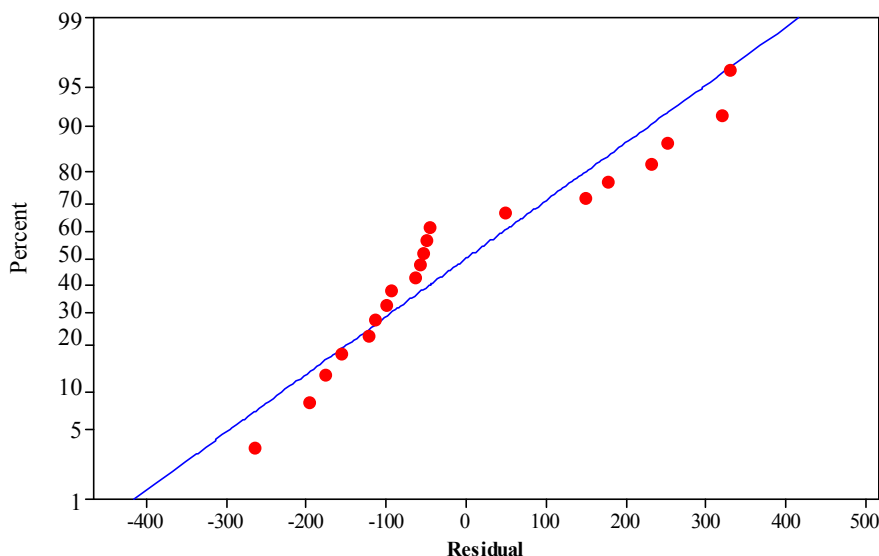
شکل (۶) نشان داده شده است. نمودار احتمال نرمال بیانگر این موضوع است که باقیمانده‌ها با تقریب خوبی روی یک خط راست قرار می‌گیرند که دلالت بر توزیع نرمال خطاها دارد. ضریب تعیین، R²، به منظور مشخص کردن میزان نزدیکی داده‌های حاصل از آزمایش به داده‌های پیش‌بینی شده توسط رابطه (۳) تعیین شد. نتایج نشان می‌دهد که مقدار R² برابر با ۹۷ درصد است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که تطابق مناسبی بین مقادیر به دست آمده از آزمایش و داده‌های پیش‌بینی شده توسط مدل ریاضی وجود دارد. همچنین با توجه به جدول تجزیه واریانس، عدم برازش عامل مؤثری نیست. لازم به ذکر است که در تجزیه واریانس بهترین وضعیت زمانی حاصل می‌شود که مدل رگرسیون مؤثر و عدم برازش غیر مؤثر باشد [۲۸].

نتایج تجزیه واریانس برای نیروی شکست اتصالات در جدول (۵) ارائه شده است. با توجه به نتایج به دست آمده، پس از تعیین ضرایب با اهمیت و حذف ضرایب بی‌اهمیت، می‌توان مدل ریاضی را برای پیش‌بینی ارتباط میان نیروی شکست و متغیرهای جوشکاری لیزر ارائه کرد:

$$F_{LBW} = 7317.8 + 1567.9P + 201.5S + 445.5F + 1020.8P^2 - 1900.1S^2 - 1317.1F^2 - 247.5P \times F + 360.2S \times F \quad (۳)$$

۳-۴- اعتبارسنجی مدل ریاضی

اعتبار مدل ریاضی ارائه شده با رسم نمودار احتمال نرمال برای خروجی نیروی شکست اتصالات بررسی شد که این نمودار در

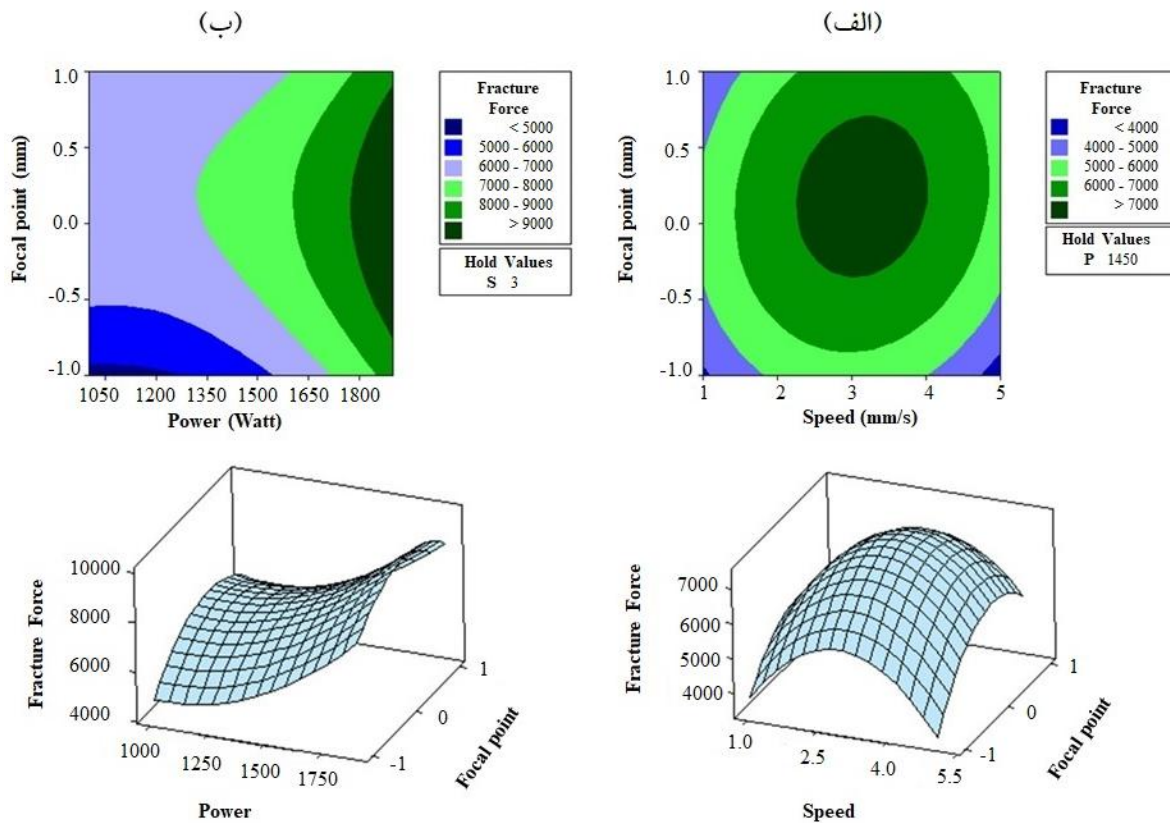


شکل ۶- نمودار احتمال نرمال مربوط به نیروی شکست اتصالات جوشکاری شده توسط پرتوی لیزر

۳-۵- تحلیل نتایج طراحی آزمایش

در پایان به تحلیل متغیرهای با اهمیت و تأثیرگذار بر خروجی آزمایش، یعنی نیروی شکست اتصالات ایجاد شده توسط پرتوی لیزر پرداخته می‌شود. با دقت در مدل ریاضی ارائه شده می‌توان دریافت که در میان متغیرها، توان لیزر، سرعت جوشکاری و عمق فوکوس به ترتیب بیشترین تأثیر را بر مقادیر نیروی شکست جوش دارند. در شکل (۷) منحنی هم‌ترازی و نمودار پاسخ سه بعدی مربوط به تأثیر دو متغیر سرعت جوشکاری و عمق فوکوس و همچنین توان لیزر و عمق فوکوس بر نیروی شکست نمونه‌ها آورده شده است. با توجه به شکل (۷-الف)، افزایش دو متغیر سرعت جوشکاری و عمق فوکوس در ابتدا باعث افزایش نیروی شکست اتصالات شده و پس از رسیدن به یک مقدار بهینه، نیروی شکست شروع به کاهش می‌کند. از طرف دیگر در شکل (۷-ب) نشان داده شده است که افزایش میزان توان لیزر سبب افزایش نیروی شکست اتصالات می‌شود. این نمودارها بیانگر این موضوع هستند که بیشینه نیروی شکست نمونه‌ها زمانی رخ می‌دهد که عمق فوکوس تقریباً در محدوده $0/5$ تا $0/5$ میلی‌متر و سرعت جوشکاری در محدوده ۲ تا ۴ میلی‌متر بر ثانیه و توان لیزر در محدوده ۱۸۰۰ تا ۱۹۰۰ وات انتخاب شوند. در واقع سرعت

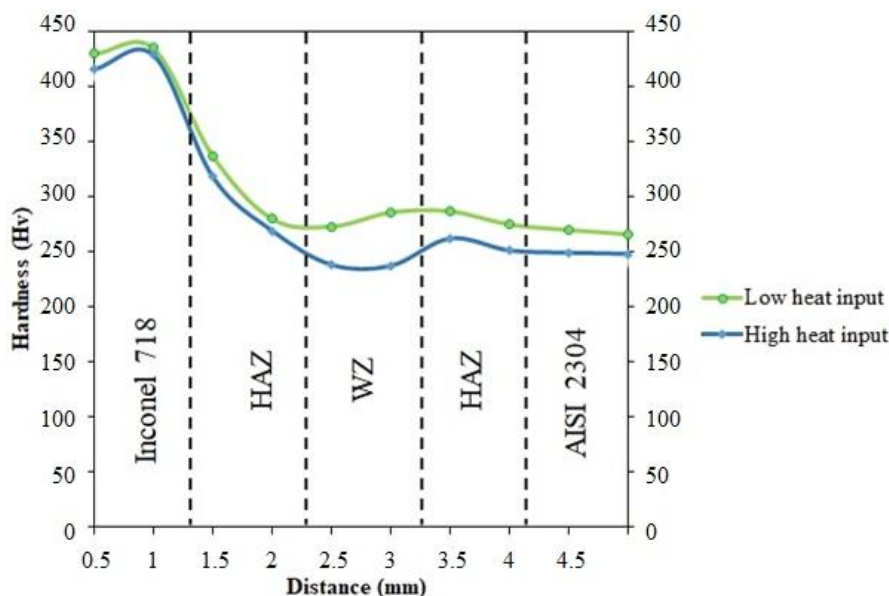
جوشکاری معادل با سه میلی‌متر بر ثانیه، عمق فوکوس صفر میلی‌متر و توان لیزر ۱۹۰۰ وات، از متغیرهای بهینه این اتصال به‌شمار می‌روند. در این حالت نیروی شکست اتصال بهینه در حدود ۹۶۰۰ نیوتن است. لازم به‌ذکر است که تمام نمونه‌های کشش از ناحیه جوش دچار شکست شدند که دلیل این امر می‌تواند ناشی از تشکیل فازهای ترد و شکننده در حین فرایند جوشکاری باشد. سازوکار تأثیرگذاری این دو متغیر بر نیروی شکست اتصالات از اهمیت فراوانی برخوردار بوده و بایستی با دقت بیشتری به آن پرداخته شود. افزایش توان لیزر و کاهش سرعت جوشکاری تا مقدار بهینه سبب افزایش نیروی شکست اتصالات می‌شود. درحقیقت افزایش توان لیزر و کاهش سرعت جوشکاری، باعث افزایش حرارت ورودی شده و نفوذ کامل در محل اتصال را در پی دارد. از طرف دیگر کاهش حرارت ورودی ناشی از کاهش توان لیزر و افزایش سرعت جوشکاری نیز می‌تواند سبب نفوذ ناقص مذاب در ناحیه جوش شده و به‌دنبال آن تمرکز تنش در حین آزمایش کشش افزایش یابد و سبب افت نیروی شکست اتصالات شود. با کاهش بیشتر سرعت جوشکاری، به‌علت بالا بودن بیش از حد حرارت ورودی به قطعه و به‌تبع آن تشکیل حجم بالاتری از فلز مذاب، امکان تشکیل ترک‌های انجمادی در مقیاس میکرومتری در سطح مهره جوش افزایش می‌یابد.



شکل ۷- منحنی هم ترازوی و نمودار پاسخ سه بعدی: الف) تأثیرهای سرعت جوشکاری و عمق فوکوس بر نیروی شکست اتصالات و ب) تأثیرهای توان لیزر و عمق فوکوس بر نیروی شکست اتصالات

است، بنابراین فریت باعث توقف انتشار ترک‌های انجمادی می‌شود. به‌علاوه، به‌علت بازتر بودن ساختار فریت و نفوذ راحت‌تر عناصر آلیاژی در آن، زمانی که فلز جوش به‌صورت فریتی انجماد می‌یابد، جدانشینی عناصر آلیاژی در حین انجماد کمتر بوده و بنابراین استعداد فلز جوش به ترک خوردن انجمادی کاهش می‌یابد. در اتصال بین فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ و اینکونل ۷۱۸ در سرعت‌های بسیار کم جوشکاری، امکان اختلاط کامل بین دو فلز پایه به‌وجود می‌آید. در این حالت با توجه به مقدار زیاد عنصر نیکل به‌عنوان یک عنصر آستنیت‌زای قوی در آلیاژ ۷۱۸، فاز اولیه انجماد به آستنیت تغییر می‌یابد. در این حالت، فلز جوش به‌علت پایین آمدن نسبت کروم معادل به نیکل معادل به کمتر از ۱/۷ (مقدار بحرانی در فرایندهای با حرارت متمرکز نظیر لیزر) مستعد به ترک خوردن انجمادی خواهد بود و درنهایت استحکام فلز جوش نیز کاهش می‌یابد [۲۹].

تشکیل ترک‌های انجمادی در مراحل پایانی انجماد، زمانی که تنش‌های موجود در فلز مذاب باقی‌مانده از استحکام فلز جوش انجماد یافته بیشتر می‌شود، اتفاق می‌افتد. این تنش‌ها ماهیت حرارتی داشته و در اثر انقباض ناشی از انجماد به‌وجود می‌آیند. تنش‌های حرارتی در مرکز فلز جوش بیشینه مقدار خود را دارد و با فاصله گرفتن از مرکز فلز جوش مقدار آن کاهش می‌یابد. بنابراین، احتمال وقوع ترک‌های انجمادی در مرکز فلز جوش بیشتر است. لازم به ذکر است که برای جلوگیری از به‌وجود آمدن ترک خوردن انجمادی بایستی انجماد فلز جوش به‌صورت فاز فریت آغاز شود. در این صورت سطح متناهی از مرز بین فریت و آستنیت به‌عنوان چاهکی برای گوگرد و فسفر عمل می‌کند. این امر باعث کاهش غلظت این ناخالصی‌ها در مرزانه آستنیت و در نتیجه کاهش ترک خوردن انجمادی می‌شود. همچنین به‌دلیل آنکه انرژی فصل مشترک فریت-آستنیت کمتر از انرژی فصل مشترک آستنیت-آستنیت



شکل ۸- منحنی تغییرات ریزسختی در نواحی مختلف اتصال

۳-۶- سختی

برای بررسی رفتار سختی اتصال مورد مطالعه، از آزمون ریزسختی سنجی ویکرز استفاده شد. در شکل (۸)، منحنی تغییرات ریزسختی در عرض حوضچه مذاب برای دو نمونه با حرارت ورودی کم و زیاد آورده شده است. سختی فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ و اینکونل ۷۱۸ به ترتیب در حدود ۲۶۰ و ۴۳۰ ویکرز است. این تفاوت در سختی فلزات پایه، به دلیل وجود رسوبات غنی از Nb و Mo در ریزساختار آلیاژ اینکونل است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، به طور کلی سختی ناحیه جوش از فلز پایه (اینکونل ۷۱۸) پایین‌تر است که احتمالاً دلیل آن انحلال رسوبات استحکام بخش نظیر TiC و NbC طی فرایند جوشکاری پرتوی لیزر بوده که در فلز پایه وجود داشته است. میانگین سختی ناحیه جوش در نمونه با حرارت ورودی کم از نمونه با حرارت ورودی زیاد اندکی بالاتر است. به نظر می‌رسد که به دلیل گرادیان حرارتی و نرخ سرمایش بالاتر، دندریت‌های تشکیل شده در ناحیه ذوبی، ریزتر و به همین دلیل سختی آنها افزایش یافته است [۳۰].

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش خواص مکانیکی و ریزساختاری اتصال

غیرمشابه فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴ و اینکونل ۷۱۸ بررسی شد. یافته‌های پژوهشی نشان داد که:

(۱) با افزایش دما در ناحیه متأثر از حرارت فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۳۰۴، مقدار زیادی از فاز آستنیت به فریت تبدیل شده و ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت بیشتر به صورت فریتی تشکیل شده است.

(۲) با توجه به ریزساختار منطقه جوش، دندریت‌های هم‌محور در مرکز ناحیه جوش غالب هستند درحالی که در نزدیکی خط ذوب دندریت‌ها به صورت ستونی انجماد یافته‌اند.

(۳) افزایش دو متغیر سرعت جوشکاری و عمق فوکوس در ابتدا باعث افزایش نیروی شکست اتصالات شده و پس از رسیدن به یک مقدار بهینه، نیروی شکست شروع به کاهش می‌کند و از طرف دیگر افزایش میزان توان لیزر سبب افزایش نیروی شکست اتصالات می‌شود.

(۴) بیشینه نیروی شکست اتصال لیزری غیرمشابه بین فولاد زنگ‌نزن ۲۳۰۴ و اینکونل ۷۱۸، در توان ۱۹۰۰ وات، سرعت جوشکاری سه میلی‌متر بر ثانیه و عمق فوکوس صفر میلی‌متر حاصل شد.

(۵) به دلیل انحلال رسوبات استحکام بخش نظیر TiC و NbC

تشکر و سپاسگزاری

نویسندگان این مقاله از آقای مهندس هیرید باقرمنش بابت انجام فرایند جوشکاری پرتوی لیزر تشکر و قدردانی بجا می‌آورند.

طی فرایند جوشکاری پرتوی لیزر، سختی ناحیه جوش از فلز پایه اینکونل ۷۱۸ در حدود ۱۴۰ ویکرز کمتر است.

واژه‌نامه

- | | |
|----------------------------|-----------------------|
| 1. lave phase | 4. chi phase |
| 2. solidification cracking | 5. heat affected zone |
| 3. sigma phase | 6. un-mixed zone |

مراجع

- Ramkumar, K. D., Chandrasekhar, A., Singh, A. K., Ahuja, S., Agarwal, A., Arivazhagan, N., and Rabel, A. M., "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*, Vol. 20, pp. 54-69, 2015.
- Rezaei, M., and Naffakh-Moosavy, H., "Effect of Pre-Cold Treatment on Weldability of Inconel 718 Superalloy Using Nd:YAG Pulsed Laser", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, No. 2, pp. 327-334, 2019.
- Bansal, A., Sharma, A. K., Das, S., and Kumar, P., "On Microstructure and Strength Properties of Microwave Welded Inconel 718/ Stainless Steel (SS-316L)", *Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, Vol. 230, No. 5, pp. 939-948, 2015.
- Sridhar, R., Devendranath Ramkumar, K., and Arivazhagan, N., "Characterization of Microstructure, Strength, and Toughness of Dissimilar Weldments of Inconel 625 and Duplex Stainless Steel SAF 2205", *Acta Metallurgica Sinica (English Letter)*, Vol. 27, No. 6, pp. 1018-1030, 2014.
- Hong, J. K., Park, J. H., Park, N. K., Eom, I. S., Kim, M. B., and Kang, C. Y., "Microstructures and Mechanical Properties of Inconel 718 Welds by CO₂ Laser Welding", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 201, No. 1, pp. 515-520, 2008.
- Chen, W., Chaturvedi, M. C., and Richards, N. L., "Effect of Boron Segregation at Grain Boundaries on Heat-Affected Zone Cracking in Wrought Inconel 718", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 32, No. 4, pp. 931-939, 2001.
- Emami, S., and Saeid, T., "A Comparative Study on the Microstructure Development of Friction Stir Welded 304 Austenitic, 430 Ferritic, and 2205 Duplex Stainless Steels", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 237, P. 121833, 2019.
- Yürük, A., and Kahraman, N., "Weld Zone Characterization of Stainless Steel Joined Through Electric Resistance Spot Welding", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 92, No. 5-8, pp. 2975-2986, 2017.
- Lippold, J. C., and Kotecki, D. J., *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, John Wiley & Sons, New Jersey, 2005.
- Abdollahi, A., Shamanian, M., and Golozar, M. A., "Comparison of Pulsed and Continuous Current Gas Tungsten Arc Welding in Dissimilar Welding Between UNS S32750 and AISI 321 in Optimized Condition", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 97, No. 1-4, pp. 687-696, 2018.
- Sołtysiak, R., Giętka, T., and Sołtysiak, A., "The Effect of Laser Welding Power on the Properties of the Joint Made of 1.4462 Duplex Stainless Steel", *Advances in Mechanical Engineering*, Vol. 10, No. 1, pp. 1-12, 2018.
- Kangazian, J., and Shamanian, M., "Electron Back Scattered Diffraction Study of Dissimilar Welding Between the Super Duplex Stainless Steel and the Ni-Based Superalloy", *Metals and Materials International*, Vol. 25, No. 5, pp. 1287-1300, 2019.
- Ramkumar, K. D., Dev, S., Prabhakar, K. V., Rajendran, R., Mugundan, K. G., and Narayanan, S., "Microstructure and Properties of Inconel 718 and AISI 416 Laser Welded Joints", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 266, No. 1, pp. 52-62, 2019.
- Torabi, A., and Kolahan, F., "Optimizing Pulsed Nd:YAG Laser Beam Welding Process Parameters to Attain Maximum Ultimate Tensile Strength for Thin AISI316L Sheet Using Response Surface Methodology and Simulated Annealing Algorithm", *Optics and Laser Technology*, Vol. 103, pp. 300-310, 2018.
- Jelokhani-Niaraki, M. R., Mostafa Arab, N. B., Naffakh-Moosavy, H., and Ghoreishi, M., "The Systematic Parameter Optimization in the Nd:YAG

- Laser Beam Welding of Inconel 625”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 84, No. 9-12, pp. 2537-2546, 2016.
16. Zhang, W. W., and Cong, S., “Process Optimization and Performance Evaluation on Laser Beam Welding of Austenitic/Martensitic Dissimilar Materials”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 92, No. 9-12, pp. 4161-4168, 2017.
 17. Shakil, M., Ahmad, M., Tariq, N. H., Hasan, B. A., Akhter, J. L., Ahmed, E., Mehmood, M., Choudhry, M. A., and Iqbal, M., “Microstructure and Hardness Studies of Electron Beam Welded Inconel 625 and Stainless Steel 304L”, *Vacuum*, Vol. 110, pp. 121-126, 2014.
 18. Pakmanesh, M. R., Shamanian, M., and Asghari, S., “Analysis of Pulsed Laser Welding Parameters Effect on Weld Geometry of 316L Stainless Steel Using DOE”, *Journal of Advanced Materials in Engineering*, Vol. 36, No. 4, pp. 105-116, 2018.
 19. Xiaoyun, Z., and Yansong, Z., “Optimization for Laser Welding Fillet Joint Based on Response Surface Method”, *Advanced Materials Research*, Vol. 212, pp. 1110-1114, 2011.
 20. Mitchell, A., Schmalz, A., Schvezov, C., and Cockcroft, S., “The Precipitation of Primary Carbides in Alloy 718”, Conference: Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives At: Warrendale. USA.
 21. Mei, Y., Liu, Y., Liu, C., Li, C., Yu, L., Guo, Q., and Li, H., “Effect of Base Metal and Welding Speed on Fusion Zone Microstructure and HAZ Hot-Cracking of Electron-Beam Welded Inconel 718”, *Materials & Design*, Vol. 89, pp. 573-582, 2015.
 22. Madhusudan Reddy, G., and Srinivasa Rao, K., “Microstructure and Mechanical Properties of Similar and Dissimilar Stainless Steel Electron Beam and Friction Welds”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 45, No. 9-10, pp. 875-888, 2009.
 23. Odabaşı, A., Ünlü, N., Göller, G., and Eruslu, M. N., “A Study on Laser Beam Welding (LBW) Technique: Effect of Heat Input on the Microstructural Evolution of Superalloy Inconel 718”, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 41, No. 9, pp. 2357-2365, 2010.
 24. Kou, S., *Welding Metallurgy*, 2nd ed. John Wiley Publication, New Jersey, 2003.
 25. Ahmad, G. N., Raza, M. S., Singh, N. K., and Kumar, H., “Experimental Investigation on Ytterbium Fiber Laser Butt Welding of Inconel 625 and Duplex Stainless Steel 2205 thin sheets”, *Optics and Laser Technology*, Vol. 126, No. 1, pp. 106-117, 2020.
 26. Moradi, M., and Golchin, E., “Investigation on the Effects of Process Parameters on Laser Percussion Drilling Using Finite Element Methodology; Statistical Modelling and Optimization”, *Latin American Journal of Solids and Structures*, Vol. 14, No. 3, pp. 464-484, 2017.
 27. Liao, H. T., and Chen, Z. W., “A Study on Fiber Laser Micro-Spot Welding of Thin Stainless Steel Using Response Surface Methodology and Simulated Annealing Approach”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 67, No. 5-8, pp. 1015-1025, 2013.
 28. Abdollahi, H., Mahdavinejad, R., Ghambari, M., and Moradi, M., “Investigation of Green Properties of Iron/Jet-Milled Grey Cast Iron Compacts by Response Surface Method”, *Part B: Journal of Engineering Manufacture*, Vol. 228, No. 4, pp. 493-503, 2014.
 29. Hirano, T., Demura, M., Kishida, K., Minamida, K., and Xu, Y., “Laser Spot Welding of Cold-Rolled Boron-Free Ni₃Al Foils”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38, No. 5, pp. 1041-1047, 2007.
 30. Ramezani, H., and Akbari Musavi, S. A. A., “Characterization of Microstructural and Mechanical Properties of Inconel 625/A517 High Strength Quenched and Tempered Steel Dissimilar Welds”, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, No. 15, pp. 331-336, 2015.

MICROSTRUCTURAL STUDIES ON LASER WELDING OF INCONEL 718 TO 2304 DUPLEX STAINLESS STEEL WITH A FOCUS ON OPTIMIZING PROCESS PARAMETERS AND ACHIEVING THE MAXIMUM FRACTURE STRENGTH

R. Moradi¹, M. Roshanaee¹, H. Mostaan*¹, F. Nematzadeh¹ and M. Safari²

¹ Department of Materials and Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Arak University, Arak, Iran

² Department of Mechanical Engineering, Arak University of Technology, Arak, Iran

(Received: 28 May 2020; Accepted: 6 April 2021)

ABSTRACT

In this research, microstructure and mechanical properties of laser welded joints between 2304 duplex stainless steel and Inconel 718 nickel-based super alloy were investigated. Microstructural evolution in the various areas of welded joints and also the effect of welding parameters on the mechanical properties of dissimilar joints were studied. Response surface methodology based on the central composite design was used in order to find the optimum welding parameters. Effective parameters of the welding process including laser power, travel speed and defocusing distance were set in the range of 1000 to 1900 W, 1 to 5 mm/s and -1 to 1 mm, respectively. Uniaxial tensile test was used to evaluate the fracture force of weld joints. The microstructural observations and phase evolutions were studied using optical microscope. It was found that the fracture force of the weld joints firstly increased by travel speed and defocusing distance and then decreased by further increase. The maximum fracture force was obtained when laser power, travel speed and defocusing distance were 1900 W, 3 mm/s and 0 mm, respectively. The center line of weld metal was mainly consisted of equiaxed grains where, columnar grains were formed in the fusion line. The obtained results from the hardness measurement showed that the hardness of Inconel 718 was decreased due to dissolution of TiC and NbC particles.

Keywords: Duplex stainless steel; Nickel based super alloy; Optimization; Laser welding.

1. INTRODUCTION

Inconel 718 is a Ni-based superalloy with precipitation hardening. It is widely used in various industries such as petrochemical factories and nuclear power plants because of its desired mechanical properties at high temperatures. Some of major problems such as Boron/Niobium segregation, lath phase formation and solidification cracking could occur in heat affected zone (HAZ) of Inconel 718 welds [1]. On the other hand, duplex stainless steels contain equal amounts of austenite and ferrite phases in their microstructure. Preserving the equal proportion of phases, as well as prevention of precipitation of secondary phases such as sigma, chi, carbide, and nitride are the most challenging points of welding in duplex stainless steels [2]. Reduction of manufacturing costs and improvement in design flexibility are only some examples

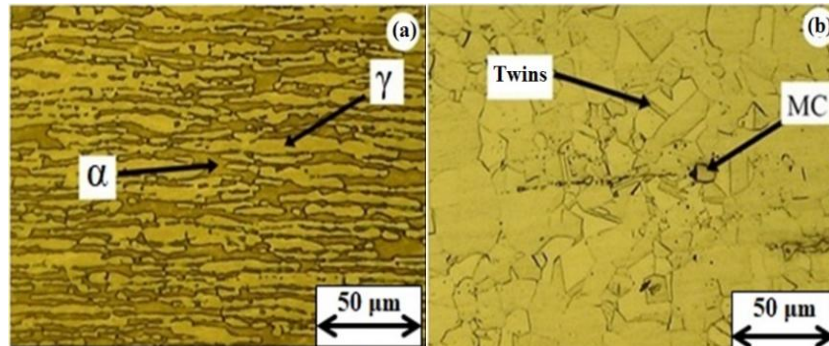
*: h-mostaan@araku.ac.ir

showing the advantages of welding of dissimilar joints employed in many industrial applications. Laser beam welding offers a faster welding speed, low heat input, and faster cooling rates resulting in a narrow weld line with the least distortion and a fusion zone free of segregation [3]. Recently, some researchers have been attempted to evaluate the welding of these alloys. Zhang and et al. evaluated the dissimilar joint between martensitic and austenitic steels [4]. It was shown that a rapid cooling can avoid the cracks occurrence at the heat-affected zone of austenitic stainless steel and enhance fracture force of weld joint.

In the present study, duplex stainless steel and Ni-based superalloy is joined by laser beam. This study is aimed to investigate microstructure, mechanical properties, and hardness distribution of duplex stainless steel to Ni-based superalloy dissimilar joints.

Table 1. The chemical composition of the applied base materials

Element (wt. %)	C	Cr	Mn	Ni	N	Si	S	P	Fe
2304	0.03	22.5	1.85	4.3	0.12	1.1	0.013	0.032	Bal.
Inconel 718	0.05	18	0.35	52	-	0.30	0.002	-	19

**Figure 1.** Microstructure of the base metal, (a) 2304 and (b) Inconel 718

2. MATERIALS AND METHODS

The butt joints were made of duplex 2304 type stainless steel and Inconel 718 superalloy. In this study, two base materials with a size of $50 \times 100 \times 1 \text{ mm}^3$ were used. The chemical composition of the as-received stainless steel pieces is listed in Table 1. Tensile strength test was performed according to the ASTM E8M standard to evaluate the mechanical properties of the base materials and the welded samples.

Three tensile specimens with the axis oriented perpendicular to the rolling direction were prepared from each welded sample. The microstructure of the welded area was analyzed using an OLYMPUS GX50 optical microscope. Also, the parent materials were surface-cleaned with sandpaper and acetone to remove any surface contaminations such as oxides, oil, and grease before welding. The laser welding process was performed using a 280 W automatic welding machine with a disk laser of Nd: YAG. No filler was applied during laser welding. A flow rate of about 10 Lit/min of pure argon gas was used to avoid any undesired reaction between the weld pool and the environment.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The microstructure of base metals and weld metal are shown in Figures. 1 and 2. As it can be seen, the micrograph consists of bright γ -islands embedded in the darker α -ferrite matrix or in the boundaries of ferrite. Also, no secondary precipitate can be seen in the microstructure. The microstructure of Inconel 718 base-metal consists

of equiaxed grains of austenite and some annealed twins. Carbide precipitates including MC particles (Nb rich carbides) are observed in the structure which can encourage grain growth.

As shown in Figure. 2, the grains in the heat affected zone of 2304 duplex stainless steel has been recrystallized due to the heating cycle. It still consists of ferrite and austenite, though. Rapid solidification during laser welding results in formation of a higher volume fraction of ferrite.

Also, austenite phase with Widmanstatten morphology has been formed in the weld metal. It is worthy to note that un-mixed zone is formed at the interface between heat affected zone and weld metal. This area is more susceptible to pitting corrosion. The microstructure of heat affected zone/weld metal is shown in Figure. 2 (b). No micro-fissure can be observed in this area because of high temperature gradient.

In many experimental conditions, it is possible to represent the independent factor in quantitative form as given in Eq. (1). So, these factors can be thought to have a functional relationship or response as follows:

$$Y = f(X_1 + X_2 + \dots + X_k) + \varepsilon \quad (1)$$

Between the response Y , and X_1, X_2, \dots, X_k , of k quantitative factors, the function f is called response surface or response function. The residual ε measures the experimental errors. Considering the fracture force of the welded samples, the response is a function of lamping current, pulse duration, travel speed, and focused position as expressed by:

$$F_{LBW} = f(P, S, F) \quad (2)$$

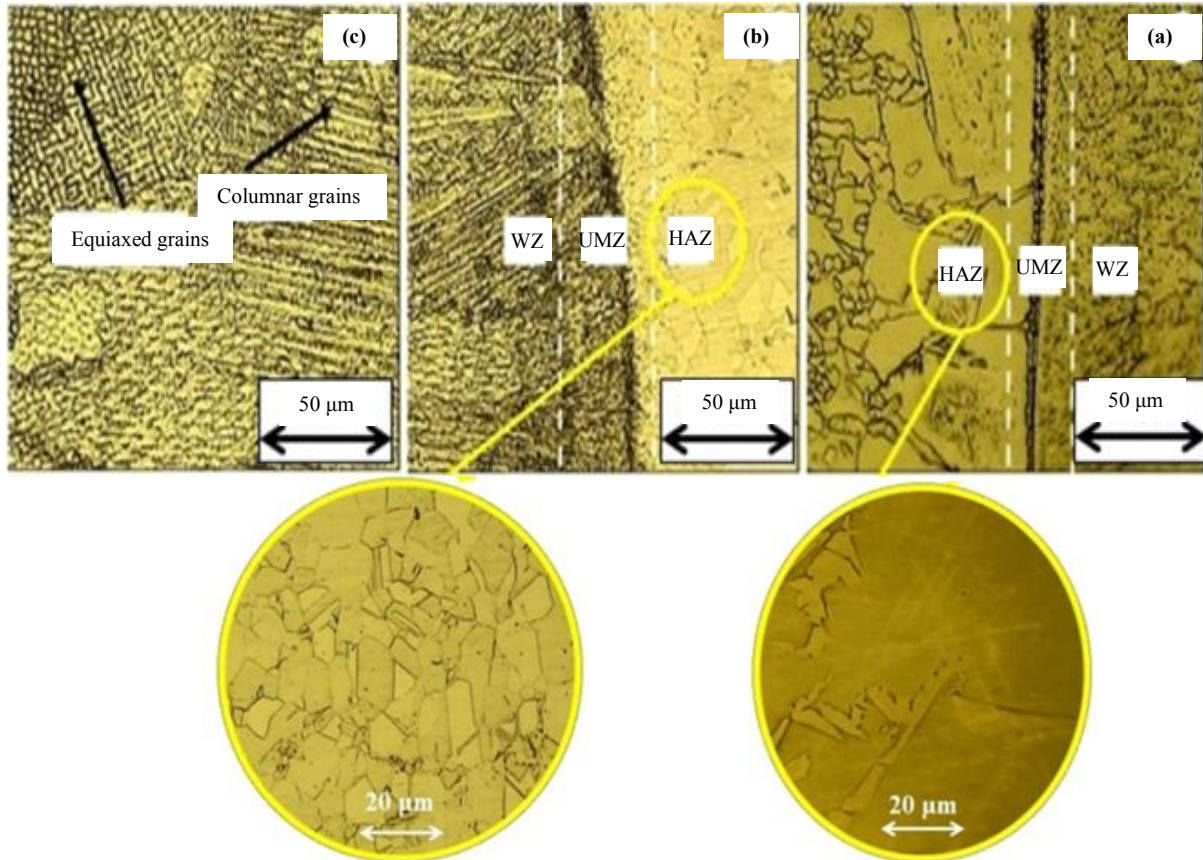


Figure 2. The microstructure of (a) HAZ of 2304, (b) HAZ of Inconel 718 and (c) of weld-metal

Thus, the second order polynomial (regression) equation used to represent the response surface “ F_{LBW} ” is:

$$F_{LBW} = b_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i + \sum_{i=1}^k b_{ii} x_i^2 + \sum_{i < j=2}^k \sum_{j=2}^k b_{ij} x_i x_j + \varepsilon \quad (3)$$

Where b_0 is the response of the central point, the coefficient b_i is linear terms, the coefficient b_{ii} is the quadratic terms and the coefficient b_{ij} refers to the interaction terms.

According to the ANOVA outcomes, after determination of the significant coefficients, mathematical model was developed using these coefficients only after the elimination of the insignificant coefficients. The mathematical model in terms of coded factors is shown as below:

$$F_{LBW} = 7317.8 + 1567.9P + 201.5S + 445.5F + 1020.8P^2 - 1900.1S^2 - 1317.1F^2$$

$$- 247.5P \times F + 360.2S \times F \quad (4)$$

It can be concluded that laser power and defocusing distance have the highest and the lowest impact on the fracture force, respectively.

4. CONCLUSION

The Nd:YAG laser welding between 2304 duplex stainless steel and Inconel 718 superalloy was experimentally studied and statistically analyzed. The following conclusions can be drawn from this study:

- Laser power and defocusing distance have the highest and the lowest impact on the fracture force, respectively.
- The maximum fracture force was obtained when laser power, travel speed and defocusing distance were set at 1900 W, 3 mm/s and 0 mm, respectively.
- The welding process can be performed successfully using the proper values of parameters and no micro-fissure can be observed at the interface of HAZ/weld metal because of high temperature gradient.

ACKNOWLEDGMENT

The authors are grateful to ENG. Hirbod Baghermanesh for providing the required facilities of laser welding.

REFERENCES

1. Voropaev, A., Stramkom, M., Sorokin, A., Logachev, I., Kuznetsov, M., and Gook, S., "Laser Welding of Inconel 718 Nickel-Based Alloy Layer-by-Layer Products", *Materials Today Proceedings*, 2020.
2. Roh, S., Lee, C., and Rhee, B., "Effects of Austenite Regeneration Heat Treatment on the TLP Bonding of Duplex Stainless Steel UNS S32750 Using Fe-B-Si Insert Metal", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 207, pp. 402-411, 2018.
3. Kaierle, S., Barroi, A., Noelke, C., Hermsdorf, J., Overmeyer, L., and Haferkamp, H., "Review on Laser Deposition Welding: From Micro to Macro", *Physics Procedia*, Vol. 39, pp. 336-345, 2012.
4. Zhang, S. G., Chen, Y. H., and Cui, J. H., "Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welding Joint of Inconel 718 Super Thin Sheet", *Advanced Materials Research*, Vol. 391-392, pp. 479-483, 2011.