



در این شماره می خوانید:

- اثر حرارت ورودی جوشکاری اصطکاکی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال چدن نشکن فریتی - پرلیتی
- حداقل سازی تغییر شکل های زاویه ای ناشی از جوشکاری زیرپودری با کنترل پارامترهای جوشکاری به روش سطح پاسخ
- اعمال پوشش دی سیلیساید مولیبدن به روش جوشکاری قوسی تنگستن - گاز GTAW بر روی زیرلایه فولاد ساده کربنی
- بهینه سازی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی اتصال لبه روی هم مس خالص تجاری با استفاده از روش تاگوچی بر مبنای آنالیز خاکستری و تحلیل آنوا
- اثر عملیات حرارتی پیرسازی بر ریزساختار و خواص اتصال جوش های غیر مشابه بین سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ و فولاد زنگ نزن آستنیتی S310
- مقدمه ای بر متالوگرافی - قسمت دوم

نشریه آموزشی، خبری و پژوهشی

جوشکاری و آزمایش های غیر مخرب

ISSN 4555-2345

سال اول شماره ۲ - پاییز ۱۳۹۲

با مجوز رسمی از وزارت فرهنگ و ارشاد اسلامی

معاونت امور مطبوعاتی و اطلاع رسانی

شماره ثبت: ۹۱/۳۲۴۵۵

صاحب امتیاز و مدیر مسئول:

مهندس رضا ایمانیان نجف آبادی

سردبیر: مهندس نرگس خاتون احمدی

مدیر اجرایی: مهندس ایمان معتمدی

گستره انتشار: بین المللی، نحوه انتشار: الکترونیک

عکس روی جلد:

جوشکاری و آماده سازی نمونه آزمایش

تجزیه شیمیائی فلز پرکننده

نشانی دفتر نشریه:

اصفهان - نجف آباد - کدپستی ۸۵۱۳۸۷۶۵۸۸

تلفن و نمابر: ۰۳۳۱-۲۶۳۹۱۲۰

پست الکترونیک: info@jwn.ir

هیئت تحریریه (به ترتیب حروف الفبا)

مهندس رضا ایمانیان نجف آبادی

مهندس نرگس خاتون احمدی

دکتر محمد کاظم بشارتی گیوی

دکتر حامد ثابت

دکتر مرتضی شمعیان

مهندس آرین قندی

دکتر سید احسان میرصالحی

یادآوری ها:

۱- نشریه جوشکاری و آزمایش های غیر مخرب از پیشنهادها و انتقادهای سازنده استقبال می کند.

۲- نقل و اقتباس از مطالب این نشریه با ذکر مآخذ آن و رعایت امانت بلامانع است.

۳- این نشریه از مقالات، نوشته ها، اظهار نظرها و دیدگاه های کارشناسان و صاحب نظران در مورد مسائل مربوط به جوشکاری و آزمایش های غیر مخرب استقبال می کند و البته چاپ آنها منوط به موافقت مدیر مسئول، سردبیر و تائید ویراستار خواهد بود.

۴- نشریه جوشکاری و آزمایش های غیر مخرب در ویرایش، رد یا قبول و حک اصلاح مطالب آزاد است.

۵- چاپ هرگونه نوشتار به منزله تایید محتوای آن و دیدگاه پدیدآورندگان آن توسط نشریه نمی باشد و مسئولیت محتوی و کلیه حقوق مادی و معنوی مقالات بر عهده نویسندگان و مترجمان است و هیچگونه مسوولیتی متوجه نشریه نیست.

۶- مسوولیت متن آگهی ها به عهده ارائه دهندگان آگهی ها می باشد.

فهرست مطالب

صفحه	عنوان
۴	سرمقاله
	اثر حرارت ورودی جوشکاری اصطکاکی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال
۵	چدن نشکن فریتی - پرلیتی
	نوید میرزاحمد
	حداقل سازی تغییر شکل های زاویه ای ناشی از جوشکاری زیرپودری
۱۳	با کنترل پارامترهای جوشکاری به روش سطح پاس
	ستایش حکاک زرگر
	اعمال پوشش دی سیلیساید مولیبدن به روش جوشکاری قوسی
۳۰	تنگستن - گاز GTAW بر روی زیرلایه فولاد ساده کربنی
	مصطفی سالک بافقی
	بهینه سازی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی اتصال لبه روی هم مس خالص تجاری
۴۱	با استفاده از روش تاگوچی بر مبنای آنالیز خاکستری و تحلیل آنوا
	حمید کبیری رنانی
	اثر عملیات حرارتی پیرسازی بر ریزساختار و خواص اتصال جوش های غیر مشابه
۵۴	بین سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ و فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S
	علی مرتضائی
۸۲	مقدمه ای بر متالوگرافی - قسمت دوم
	آرین قندی

به نام خداوند بخشنده مهربان

سرمقاله

با عرض سلام خدمت خوانندگان محترم نشریه

بسیار مسرورم از اینکه فرصتی در اختیار اینجانب قرار داده شد تا عرض ادب و احترام خدمت شما عزیزان داشته باشم. دنیائی که در آن زندگی می کنیم روز به روز علمی تر، حرفه ای تر و تخصصی تر می شود و گرایش های جدیدی در رشته های علمی، بین رشته ای علمی و کاربردی و غیره بوجود می آید و کشور جمهوری اسلامی ایران نیز از این قاعده مستثنی نیست. اما همه این رشته های مختلف مثل جوشکاری، آزمایش های غیر مخرب و مهندسی خوردگی فصل مشترک هایی دارند که دانستن آنها تجزیه و تحلیل مسائل فنی و اتفاقات صنعتی کشور را، که به علت بهره برداری غلط، کمبود اطلاعات فنی، کمبود مواد اولیه مناسب و سایر موارد بوجود می آید، از دیدگاه اثرات متقابل، بسیار راحت تر می کند.

از منظر جوشکاری طبق استانداردهای ملی و بین المللی حضور ناپیوستگی ها در خط جوش ها می تواند به عنوان نقاط فزاینده تنش عمل کند و تهدیدی برای یکپارچگی و رفتار مکانیکی صحیح قلمداد می شود. اما همین ناپیوستگی ها نظیر LOF، LOP و LOSWF، تخلخل ها و غیره محل های مناسبی برای شروع خوردگی به صورت حفره ای، شیاری، ترجیحی و خوردگی های موضعی به ویژه در محیط هایی که یون کلر در محلول وجود دارد، می باشد.

از طرف دیگر ضعف تشخیص چنین عیوبی در فولادهای زنگ نزن توسط آزمایش فراصوتی بخاطر ساختار درشت دانه و کیفیت پایین پرتونگاشت های حاصل از پرتونگاری با منبع تابش Ir192 می تواند باعث از دست رفتن دقت در تشخیص عیوب حین آزمایش غیر مخرب گردد و عملیات جوشکاری معیوب را قابل قبول تلقی نماییم و لذا به هنگام بهره برداری با خوردگی زودرس و زودتر از سرویس خارج شدن سازه، مواجه می شویم. بنابراین اگرچه جوشکاری، آزمایش های غیر مخرب و خوردگی هرکدام حوزه های علمی جداگانه ای دارند اما در عمل به طریقی اندرکنش و اثر متقابل آنها نسبت به یکدیگر غیر قابل اجتناب است.

دکتر ابراهیم حشمت دهکردی

رئیس انجمن خوردگی ایران

اثر حرارت ورودی جوشکاری اصطکاکی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال

چدن نشکن فریتی - پرلیتی

نوید میرزامحمد^۱، حامد ثابت^۲

۱- کارشناس مهندسی مواد- گروه پژوهشی مهندسی جوش

۲- استادیار گروه مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج

چکیده

در تحقیق حاضر اثر نرخ حرارت ورودی جوشکاری اصطکاکی بر خواص مکانیکی و ساختاری اتصال چدن نشکن فریتی^۰ پرلیتی (GGG50) مورد بررسی قرار گرفته شده است، برای این منظور استوانه ای به قطر ۲۰ میلی متر و طول ۱۵۰ میلی متر از Y بلوک استاندارد ماشینکاری گردید و سپس در شرایط مختلف با فرآیند جوشکاری اصطکاکی به یکدیگر متصل شدند به نحوی که نرخ حرارت ورودی متفاوتی حاصل گردد. سپس آزمون های مکانیکی (کشش - سختی) و متالوگرافی نوری از مناطق اتصال و HAZ انجام گردید. نتایج آزمون کشش و سختی مشخص می نمایند که با افزایش نرخ حرارت ورودی استحکام کششی منطقه اتصال کاهش یافته ولی سختی افزایش می یابد، همچنین نتایج آزمون سختی منطقه HAZ مشخص می نماید که با افزایش نرخ حرارت ورودی عرض ناحیه HAZ کاهش ولی سختی آن افزایش می یابد، از طرفی نتایج آزمونهای متالوگرافی منطقه اتصال و HAZ مشخص می نماید که با افزایش نرخ حرارت ورودی اندازه گرافیت های کروی کاهش یافته و فاز مارتنزیت در زمینه ظاهر می گردد. مطالعه مقطع شکست نمونه های کشش مشخص نمودند که علت کاهش استحکام کششی تشکیل میکروتورک هایی در فصل مشترک بین فریت و مارتنزیت می باشد.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی، چدن نشکن، نرخ حرارت ورودی، خواص مکانیکی، ساختار میکروسکوپی

1- navidaga@yahoo.com

2- h-sabet@kia.ac.ir

۱- مقدمه

چدن های نشکن خانواده ای از چدن ها می باشند که شکل گرافیت در آنها به صورت کروی است [۱]. همین کروی بودن گرافیت ها باعث ایجاد خواص منحصر به فردی از جمله استحکام کششی بالا، مقاومت به ضربه خوب، مقاومت به خستگی مناسب و ... در این دسته از چدن ها شده است [۲]. از طرفی وجود کربن بالا در این چدن ها باعث ایجاد قابلیت ریخته گری خوب، انقباض کم و سیالیت زیاد در حین تولید قطعات ریخته گری شده است [۳] در مقابل وجود کربن بالا باعث کاهش جوش پذیری و شکل پذیری این دسته از چدن ها گردیده است [۴]. چدن های نشکن عمده تاً برای اتصال و ساخت لوله ها، شفت ها و محورهای تحت خستگی نیازمند عملیات جوشکاری می باشند [۵] ولی به علت جوش پذیری پایین آنها عملیات اتصال آنها عمده تاً با مشکلاتی همچون تشکیل حفره، ترک در منطقه HAZ، عدم دست یابی به خواص مکانیکی خوب و ... همراه است [۶]. جوشکاری چدن های نشکن عمده تاً با فرآیندهای جوشکاری قوسی مانند SMAW، TIG و ... و شعله ای مانند اکسی استیلن انجام می گردد [۷]، اکثر این فرآیند ها حرارت ورودی بالایی را در منطقه جوش و اطراف آن ایجاد می نمایند که منشاء بسیاری از عیوب ذکر شده می باشند [۸] و [۷]. لذا برای ایجاد اتصال مناسب از طریق جوشکاری کاهش حرارت ورودی و یا پیش گرم کردن توصیه شده است [۸]. پیش گرم کردن عمده تاً هزینه بر و وقت گیر می باشد لذا اکثر محققین و صنعتگران روش هایی با حرارت ورودی کمتر را انتخاب و توصیه می نمایند [۹ و ۸]، از طرفی فرآیندهای اتصال در حالت جامد به علت دمای پایین تر عملیات، (و در بعضی فرآیندها) سرعت بالای عملیات جوشکاری و ایجاد حرارت ورودی کمتر مورد توجه محققین بوده است [۹]. در بین این فرآیندها جوشکاری اصطکاکی بطور موفقیت آمیزی برای ایجاد اتصال بین مواد ترد با داکتلیته کم (مشابه با چدن ها) مورد استفاده قرار گرفته شده [۱۰ و ۹]. این فرآیند (جوشکاری اصطکاکی) تا کنون برای اتصال دهی قطعات متقارن فولادی به چدنی مانند شفت ها و محورها استفاده و توصیه شده است [۱۰]. در تحقیق حاضر هدف بررسی قابلیت جوش پذیری چدن های نشکن با این فرآیند و اثر نرخ حرارت ورودی جوشکاری بر ریز ساختار و خواص مکانیکی اتصال این دسته از چدن ها می باشد.

۲- روش تحقیق

جهت انجام آزمون ها مذاب چدن نشکن GGG50 با استفاده از یک کوره القایی ۵۰۰ کیلو گرمی و مواد شارژ مناسب (قراضه فولادی- شمش سورل پر کربن- فروسیلیسیم ۷۵ درصد- فرو منگنز ۷۵ درصد- گرافیت روغنی) تهیه گردید، سپس عملیات نشکن کردن به روش ساندویچی درون یک پاتیل پیش گرم شده با کمک فروسیلیسیم منیزیم ۵ درصد صورت گرفت و بعد از جوانه زایی با فروسیلیسیم ۷۵ درصد مذاب های آماده در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتی گراد درون قالب هایی از جنس Co₂ سیلیکات سدیم ریخته گری شدند تا Y بلوک های استاندارد مطابق ASTM A۵۳۶-۸۹ تولید گردند، بعد از انجماد و سرد شدن کامل تا دمای محیط Y بلوک ها از درون ماسه ها خارج و نمونه های پولکی طراحی شده درون قالب ها تحت آزمون آنالیز شیمیایی قرار گرفتند. همچنین نمونه هایی از قسمت پایین Y بلوک ها جدا گردید و بعد از آماده سازی تحت متالوگرافی نوری در دو حالت قبل و بعد از اچ (نایتال ۲ درصد) قرار گرفتند. در مرحله بعد Y بلوک ها به کارگاه ماشین کاری منتقل و بعد از جداسازی قسمت تغذیه از قسمت پایین آنها قطعاتی به شکل استوانه به قطر ۲۰ میلیمتر و طول ۱۵۰ میلی متر ماشین کاری گردید، سپس قطعات استوانه ای شکل بدون عملیات پیش گرم، با فرآیند جوشکاری اصطکاکی به یکدیگر متصل گردیدند، برای این منظور از ماشین جوشکاری

اصطکاکی با قابلیت نیروی فورج ۱۰۰-۲۰ مگا پاسکال و سرعت چرخش ۳۰۰۰-۲۰۰۰ دور در دقیقه استفاده شد. جهت کنترل عملیات سرعت چرخش ثابت (۲۳۰۰ دور در دقیقه) و نیروی اعمالی به نحوی تغییر داده شده تا نرخ حرارت ورودی متفاوتی در محدوده ۰/۵ تا ۱ ژول/میلی متر مربع/ثانیه حاصل گردد. بعد از عملیات جوشکاری و سرد شدن تا دمای محیط قطعات از دستگاه خارج و زائده های ایجاد شده آنها با ماشینکاری حذف گردیدند و سپس نمونه های کشش گرد مطابق با استاندارد AWS B4 به روش ماشینکاری تهیه و آزمون کشش بر روی نمونه ها انجام شد. همچنین نمونه هایی از مناطق اتصال به صورت عرضی تهیه و تحت آزمون های سختی سنجی ویکرز و متالوگرافی نوری در ۲ حالت قبل و بعد از اچ (نیتال ۲ درصد) قرار گرفتند تا میزان سختی و ریزساختار منطقه اتصال و HAZ تعیین گردد. همچنین مقاطع شکسته شده نمونه های کشش تحت بررسی شکست نگاری با میکروسکوپ SEM قرار گرفتند. لازم به ذکر است که کلیه متالوگرافی های نوری به کمک میکروسکوپی مجهز به سیستم Image Analysis انجام گردید. در ضمن جهت بررسی دقیق فازها و تعیین درصد آنها از اچ رنگی حرارتی استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

جدول ۱ ترکیب شیمیایی و جدول ۲ نتایج آزمون متالوگرافی نوری Y بلوکهای ریختگی را نشان می دهند. جدول ۳ نتایج آزمون کشش و سختی قطعات جوشکاری شده را بر حسب نرخ حرارت ورودی نشان می دهد. شکل ۱ تا ۳ رابطه بین نرخ حرارت ورودی را با استحکام کششی، درصد ازدیاد طول نسبی و سختی منطقه اتصال نشان می دهند، همانگونه که مشخص است با افزایش نرخ حرارت ورودی استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نسبی منطقه اتصال کاهش یافته ولی سختی افزایش می یابد. جدول ۴ نتایج آزمون سختی منطقه HAZ و عرض ناحیه HAZ را بر حسب نرخ حرارت ورودی نشان می دهد، همانگونه که مشاهده می گردد با افزایش نرخ حرارت ورودی عرض ناحیه HAZ در طرفین اتصال کاهش یافته ولی سختی آنها افزایش می یابد، علت کاهش عرض ناحیه HAZ را باید در سرعت گرم و سرد شدن منطقه HAZ جستجو نمود. به طور کلی با افزایش نرخ حرارت ورودی سرعت گرم و سرد شدن منطقه HAZ سریعتر شده و خروج حرارت با سرعت بیشتری انجام می گردد که باعث کاهش عرض ناحیه HAZ می شود [۹ و ۱۰]. علت تغییرات در خواص مکانیکی و سختی منطقه اتصال و HAZ را باید در تغییرات ریزساختار میکروسکوپی جستجو نمود.

جدول ۵ نتایج آزمون متالوگرافی منطقه اتصال و HAZ را نشان می دهد. همانگونه که مشاهده می گردد با افزایش نرخ حرارت ورودی اندازه گرافیت های کروی در منطقه اتصال و HAZ کاهش یافته است و در مقابل میزان فاز مارتنزیت در منطقه اتصال و HAZ افزایش یافته است. شکل ۴ تصویر متالوگرافی منطقه HAZ را در شرایط جوشکاری با نرخ حرارت ورودی ۰/۱ و ۰/۶ ژول/میلی متر مربع/ثانیه نشان می دهد.

علت کاهش اندازه گرافیت های کروی با افزایش نرخ حرارت ورودی ناشی از نفوذ کربن از گرافیت به زمینه (آستنیت یا فریت) می باشد [۱۰] همچنین علت تشکیل فاز مارتنزیت ناشی از استحاله پرلیت به آستنیت و سرد شدن سریع فاز آستنیت می باشد [۱۱]. از آنجایی که در هنگام عملیات جوشکاری زمان کافی برای نفوذ کربن گرافیت به سمت فریت زمینه میسر نشده است لذا آستنیت به زمینه به طور کامل انجام نشده (آستنیت به ناقص) و در حین عملیات جوشکاری زمینه دارای ۲ فاز فریت و آستنیت بوده است که در هنگام سرد شدن سریع آستنیت آن به مارتنزیت تغییر

یافته است. لذا مشاهده می گردد که با افزایش نرخ حرارت ورودی میزان فاز مارتنزیت در منطقه اتصال و HAZ به علت وجود زمان کافی برای نفوذ کربن از گرافیت به زمینه و در نتیجه تشکیل آستنیت بیشتر، افزایش می یابد. از طرفی بررسی محققین نشان می دهد که با کاهش اندازه گرافیت های کروی در واحد سطح استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نسبی کاهش می یابد [۱۱ و ۱۰]، همچنین با افزایش فاز مارتنزیت در زمینه سختی افزایش و درصد ازدیاد طول نسبی کاهش ولی استحکام کششی افزایش می یابد [۱۱]. در صورتی که در نمونه های جوشکاری شده با افزایش فاز مارتنزیت زمینه استحکام کششی روند نزولی از خود نشان می دهد. علت این امر را باید در تقابل اثر اندازه گرافیت- های کروی با زمینه میکروسکوپی [۱۲ و ۱۱] و همچنین مکانیزم تشکیل و رشد ترک دانست [۱۲] بررسی SEM مقاطع شکست نمونه های جوشکاری شده مشخص نمودند که تشکیل و رشد میکرو ترک هایی در فصل مشترک بین فریت و مارتنزیت باعث شکست نمونه ها گردیده است. شکل ۵ تصویر میکروترک تشکیل شده در فصل مشترک فریت و مارتنزیت را در نمونه جوشکاری شده با نرخ حرارت ورودی ۰/۱ ژول/میلی متر مربع/ ثانیه نشان می دهد. بطور کلی به علت تفاوت زیاد در داکتیلیته دو فاز فریت و مارتنزیت تشکیل میکروترک در فصل مشترک دو فاز و رشد آنها با انرژی کم میسر می باشد [۱۲] که این عامل به همراه کاهش اندازه گرافیت های کروی توأم با هم منشاء کاهش استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نسبی در نمونه ها گردیده است.

۴- نتیجه گیری

در تحقیق حاضر اثر نرخ حرارت ورودی جوشکاری اصطکاکی بر خواص مکانیکی و ساختاری اتصال چدن نشکن GGG50 مورد بررسی قرار گرفته شده و نتایج ذیل حاصل گردیده است.

- ۱- با افزایش نرخ حرارت ورودی استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نسبی منطقه اتصال کاهش می یابد.
- ۲- با افزایش نرخ حرارت ورودی سختی منطقه اتصال و HAZ افزایش می یابد.
- ۳- با افزایش نرخ حرارت ورودی عرض ناحیه HAZ در طرفین اتصال کاهش می یابد.
- ۴- با افزایش نرخ حرارت ورودی اندازه متوسط گرافیت های کروی در واحد سطح کاهش می یابد.
- ۵- با افزایش نرخ حرارت ورودی میزان فاز مارتنزیت در زمینه میکروسکوپی محل اتصال و HAZ افزایش می یابد.

۵- مراجع

- 1- J.R.Davis "Cast Iron" 1996- ASM
- ۲- حامد ثابت- مهران تدین سعیدی- مبانی متالورژی چدن نشکن- ۱۳۸۶- دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج.
- 3- Metal's Handbook- Vol15- 1988- ASM.
- 4- R.Elliot "Cast Iron Technology" ° 1988- ButterWorths.
- 5- R.B.Gundlach- C.R.Loper- Jr- B. Morgan- "Ductile Iron Handbook"- 1992- ASM.
- 6- G.N.J.Gilbert "Engineering Data on Nodular Cast Iron" 1986- BCIRA.
- 7- Q.I.Tee "Ductil Iron Data for Design Engineers" 1990- Feret Titane. Inc
- 8- Metal's Handbook- Vol 6- 1989- ASM.
- 9- ASW Welding Handbook, 7th Eh. 1983-AWS.
- 10- M. Bowen "The Welding of Ductile Irons" The British Foundryman- 1984- Vol13- pp303-312.

- 11- R.C.Voigt, C.R.Loper.Jr "A Study of HAZ Structure in Ductile Cast Iron" Welding Journal- 1983-62- pp 82-85.
 12- S.D.Kiser, B. Irving "Unraveling the Mysteries of Welding Cast Iron" Welding Journal ° 1993-72- pp 39-44.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی Y بلوک های ریختگی

C	Si	Mn	P	S	Mg
۳/۵۱-۳/۵۳	۲/۵۱-۲/۵۳	۰/۴۱-۰/۴۳	۰/۰۶۱-۰/۰۶۳	۰/۰۱۱-۰/۰۱۲	۰/۰۴۵-۰/۰۴۷

جدول ۲- نتایج آزمون متالوگرافی نوری Y بلوک های ریختگی

تعداد گرافیت های کروی در واحد سطح تعداد /mm ²	میزان کروی شدن گرافیت ها درصد	اندازه گرافیت های کروی مغ	ریز ساختار
۲۰۰	>۹۵	۲۵	فريت + ۱۵ درصد پرليت

جدول ۳- نتایج آزمون کشش و سختی نمونه های جوشکاری شده

نرخ حرارتی ورودی j/mm ² /s	استحکام کششی MPa	ازدیاد طول نسبی درصد	سختی ویکرز HV 3000
فلز پایه	۵۰۰	۱۲	۱۴۰
۰/۰۵	۴۴۰	۱۱	۱۶۴
۰/۱	۳۸۰	۱۰	۱۷۸
۰/۳	۲۹۰	۸	۱۹۶
۰/۶	۲۱۰	۷	۲۱۲
۰/۸	۱۶۰	۶	۲۳۰
۱	۱۰۰	۴	۲۵۶

جدول ۴- نتایج آزمون سختی سنجی (ویکرز) منطقه HAZ

نرخ حرارت ورودی $j/mm^2/s$	عرض ناحیه HAZ (mm)	فاصله از مرکز اتصال به سمت طرفین			
		۱mm	۲/۵mm	۵mm	۷/۵mm
۰/۰۵	۶/۴	۱۶۰	۱۵۶	۱۴۸	۱۴۰
۰/۱	۵/۸	۱۷۵	۱۶۴	۱۵۹	۱۴۱
۰/۳	۴/۷	۱۹۳	۱۸۶	۱۶۲	۱۴۲
۰/۶	۳/۹	۲۱۸	۱۹۱	۱۶۹	۱۴۳
۰/۸	۳/۳	۲۲۷	۲۱۶	۱۶۹	۱۴۳
۱	۲/۹	۲۵۳	۲۳۹	۱۷۱	۱۴۴

* عرض ناحیه HAZ با اچ ماکروگرافی تعیین گردید.

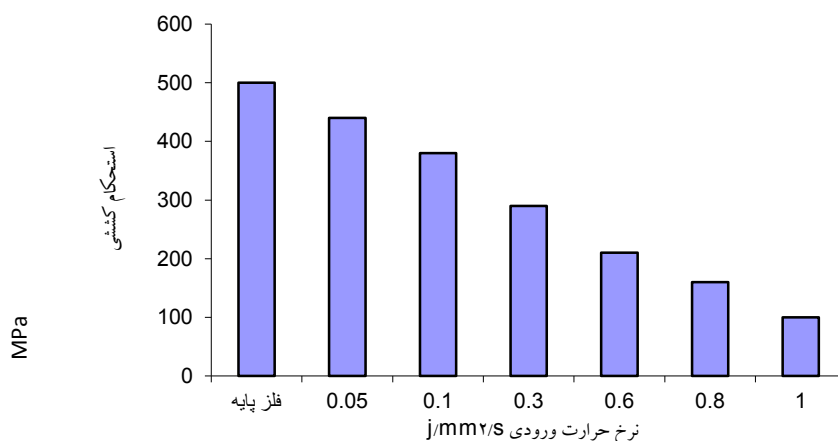
** عدد سختی جمع اعداد سختی طرفین می باشد.

جدول ۵- نتایج آزمون متالوگرافی منطقه اتصال و HAZ

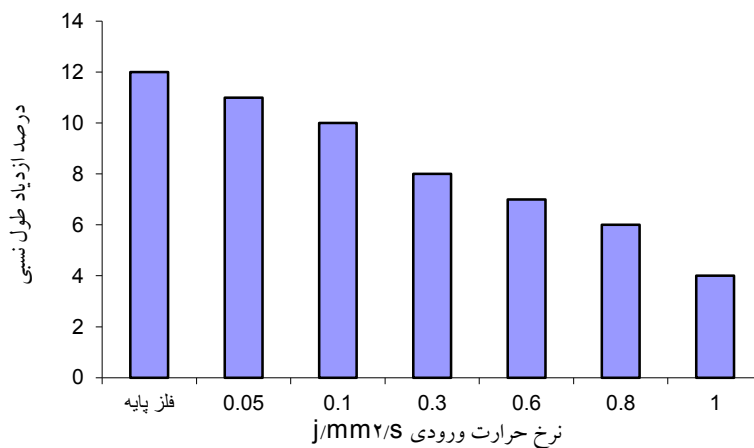
نرخ حرارت ورودی $j/mm^2/s$	متوسط اندازه گرافیت های کروی (m)		ریز ساختار	
	محل اتصال	HAZ *	محل اتصال **	HAZ *
۰/۰۵	۲۳	۲۴	F+/%۱۵M	F+/%AM+/%۵B+/%۲P
۰/۱	۲۰	۲۲	F+/%۱۷M	F+/%۱۳M+/%۳B+/%۲P
۰/۳	۱۷	۱۸	F+/%۱۸M	F+/%۱۵M+/%۲B+/%۱P
۰/۶	۱۵	۱۶	F+/%۲۰M	F+/%۱۷M+/%۲B+/%۱P
۰/۸	۱۲	۱۳	F+/%۲۲M	F+/%۱۹M+/%۲B+/%۱P
۱	۱۰	۱۲	F+/%۲۵M	F+/%۲۲M+/%۲B+/%۱P

* ریز ساختار HAZ در فاصله یک میلی متری از طرفین اتصال می باشد.

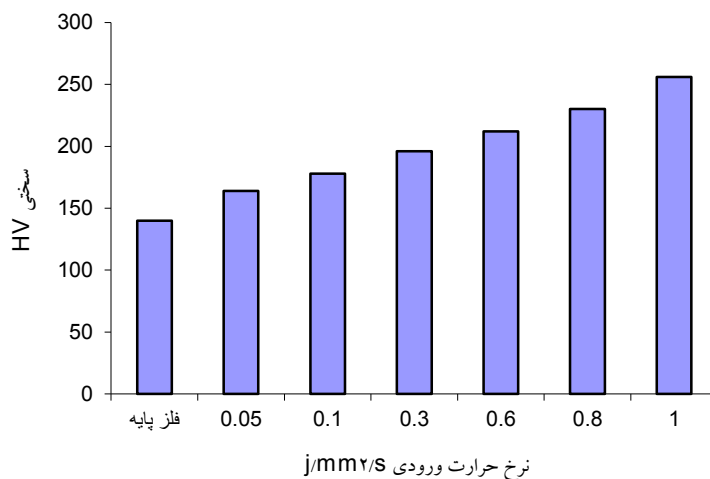
** ریز ساختار محل اتصال، ریز ساختار طرفین اتصال با فاصله ۲۵۰ میکرون از هر طرف می باشد.



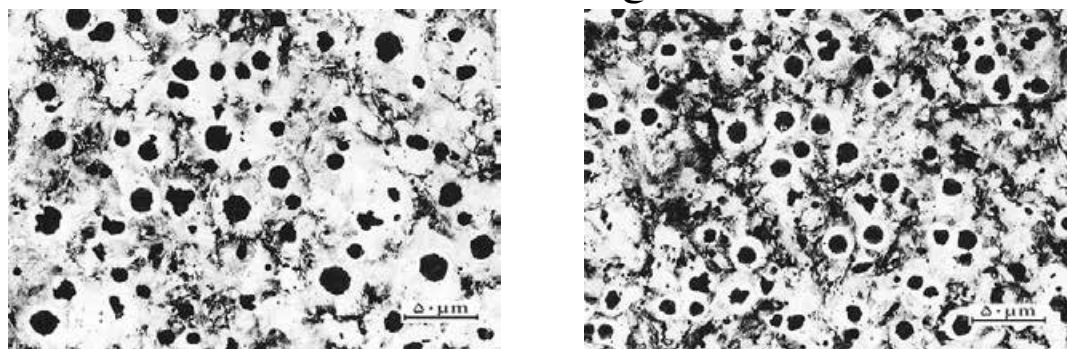
شکل ۱- رابطه بین نرخ حرارت ورودی با استحکام کششی منطقه اتصال



شکل ۲- رابطه بین نرخ حرارت ورودی با درصد ازدیاد طول نسبی منطقه اتصال



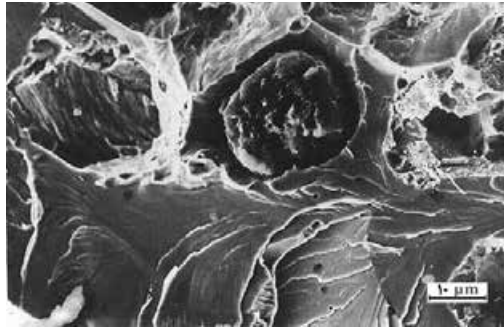
شکل ۳- رابطه بین نرخ حرارت ورودی و سختی منطقه اتصال



الف- نرخ حرارت ورودی ۰/۰۶ j/mm²/s ب- نرخ حرارت ورودی ۰/۱ j/mm²/s

شکل ۴- تصویر متالوگرافی منطقه HAZ (در فاصله ۱mm از طرفین اتصال) در

شرایط جوشکاری با نرخ حرارت ورودی مختلف



شکل ۵- تصویر SEM مقطع شکست نمونه جوشکاری شده با حرارت ورودی $0.1 \text{ j/mm}^2/\text{s}$

حداقل سازی تغییر شکل های زاویه ای ناشی از جوشکاری زیرپودری

با کنترل پارامترهای جوشکاری به روش سطح پاسخ

ستایش حکاک زرگر^{۱*}، محمد کاظم بشارتی گیوی^۲، محمدرضا فراهانی^۳^{۱*} دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مکانیک، پردیس دانشکده های فنی، دانشگاه تهران^۱^۲ دانشیار دانشکده مهندسی مکانیک، پردیس دانشکده های فنی، دانشگاه تهران^۳ استادیار دانشکده مهندسی مکانیک، پردیس دانشکده های فنی، دانشگاه تهران

چکیده

در این مطالعه از روش المان محدود به منظور تحلیل رفتار ترمو مکانیکی در جوشکاری لب به لب ورق ها به روش زیرپودری استفاده شده است. تغییر شکل های زاویه ای به صورت تجربی در ورقی با ضخامت ۱۲ میلیمتر از جنس فولاد کربنی بررسی شد. به منظور ارزیابی صحت نتایج مدلسازی المان محدود، نتایج حاصل از آزمایش های تجربی با نتایج تحلیل المان محدود مقایسه گردید. بر مبنای این تحقیق، روال لازم برای مدلسازی المان محدود به منظور بهینه سازی تاثیر ولتاژ، شدت جریان و سرعت جوشکاری بر تغییر شکل های زاویه ای با استفاده از روش سطح پاسخ با دقت قابل قبول توسعه داده شد. پس از بررسی نتایج با استفاده از تحلیل های آماری مشخص گردید، ولتاژ، سرعت جوشکاری و شدت جریان دارای تاثیر محسوسی بر روی تغییر شکل زاویه ای ناشی از جوشکاری زیرپودری بوده و با انتخاب ولتاژ ۲۴ ولت، سرعت ۵ میلی متر بر ثانیه و شدت جریان ۵۵۰ آمپر، کمترین مقدار تغییر شکل زاویه ای ایجاد می گردد.

واژه های کلیدی: تغییر شکل زاویه ای، تحلیل المان محدود، روش سطح پاسخ، پارامترهای جوشکاری

¹ setayesh_zargar@ut.ac.ir

۱- مقدمه

در فرایند جوشکاری قوسی زیرپودری، ایجاد فلز مذاب و اتصال قطعات، در اثر حرارت ایجاد شده حاصل از قوس بین الکترود سیمی مصرفی و قطعات به وجود می آید. در این حالت، قوس توسط سرباره مذاب و فلاکس محافظت می شود. همچنین سرباره وظیفه تصفیه فلز جوش را نیز بر عهده داشته و باعث شکل گیری جوش های تمیزی می شود. فرایند جوشکاری زیرپودری عمدتاً جوشکاری با نرخ رسوب بالا، نفوذ زیاد، در سازه های بزرگ فولادی که مساعد برای جوشکاری اتوماتیک می باشند به کار می رود. همچنین در صنعت کشتی سازی و ساخت مخازن ذخیره و تحت فشار به واسطه نرخ رسوب بالا و ایجاد جوش یکنواخت از این روش به صورت گسترده ای استفاده می شود [۱].

در حین جوشکاری قوسی، به واسطه چرخه های گرم و سرد شدن غیریکنواخت، تنش ها و کرنش های حرارتی پیچیده ای تولید می شوند که سبب شکل گیری تغییرشکل ها و تنش های پسماند جوشی جوشی می شوند [۲]. شبیه تمام فرایندهای جوشی ذوبی دیگر، حرارت اعمالی در فرایند جوشکاری زیرپودری سبب تغییر در ریزساختار و همچنین توسعه تغییرشکل و تنش های پسماند می شود [۳]. پارامترهای فرایند جوشکاری از قبیل قطر الکترود، سرعت حرکت الکترود، ضخامت قطعه کار، جریان و ولتاژ جوشکاری تاثیر بسزایی در الگوهای توزیع دمایی و بنابراین تغییرشکل ها و تنش های پسماند دارند. تعداد زیادی گزارش در مورد پیش بینی تغییرشکل های زاویه ای ناشی از جوشکاری برای اتصالات جوشی منتشر شده است که بیشتر آنها بر روی تخمین های دوبعدی این مسئله سه بعدی متمرکز شده اند [۴]. شبیه سازی سه بعدی این فرایند می تواند سبب پیش بینی بهتر رفتار فرایند جوشکاری شود. حرکت منبع حرارتی، سرعت حرکت قوس، ولتاژ و شدت جریان، خواص متناسب با درجه حرارت مواد، راندمان فرایند و نهایتاً رسوب ماده پرکننده از جمله خصوصیات هستند که در شبیه سازی فرایند جوشکاری باید مورد توجه قرار گیرند. کامالا^۱ و گلداک^۲ بیان کردند که تخمین دوبعدی برای یک مسئله سه بعدی روش مناسبی برای پیش بینی الگوهای توزیع دمایی، تغییرشکل ها و تنش های پسماند جوشی نمی باشد [۵]. تانگ^۳ و همکارانش از یک تحلیل دوبعدی برای پیش بینی تغییرشکل ها و تنش های پسماند جوشی در اتصال لب به لب ورق ها استفاده نمودند [۶]. آوانگ^۴ تاثیر پارامترهای فرایند جوشکاری را بر روی ورق هایی از جنس فولاد کربنی انحنادار تحقیق کرد [۷].

وورال^۵ و همکارانش تاثیر فیکسچرهای مختلف را بر روی میزان تغییر شکل های ناشی از جوشکاری بررسی نمودند [۸]. جونز^۶ و همکارانش اثر پارامترهای جوشکاری از قبیل پیش گرم کردن را بر روی تغییرشکل های جوشی مورد مطالعه قرار دادند [۹]. موروگان^۷ و گوناراج^۱ با استفاده از روش آماری فاکتوریل کامل، تاثیر پارامترهای جوشکاری قوسی گاز

¹ Kamala² Goldak³ Teng⁴ Awang⁵ Vural⁶ Jones⁷ Murugan

° فلز را بر روی تغییرشکل های زاویه ای ورق ها ارزیابی کردند [۱۰]. سویتا^۲ و همکارانش تاثیر حرارت ورودی و سرعت جوشکاری در اتصال لب به لب ورق ها با ورق پشتی را بر روی تغییر شکل های جوشی تحت آزمایش قرار دادند [۱۱].

پارامترهای موثر زیادی در فرایند جوشکاری زیرپودری وجود دارند. تنوع این پارامترها باعث پیچیده شدن بررسی اثرات آنها بر روی تغییر شکل زاویه ای جوشکاری می گردد. قطر الکترو، جنس الکترو، جنس پودر، نوع قطبیت، نوع پخ، شدت جریان، ولتاژ و سرعت جوشکاری و ... از جمله این پارامترها هستند. به منظور تسهیل در بررسی های انجام شده، می بایست تعدادی از این پارامترها ثابت فرض می شد. با توجه به بررسی سایر منابع می توان از پارامترهای قطر الکترو، نوع پودر و شکل پخ به دلیل تاثیرات جزئی آنها بر روی تغییرشکل های جوشی صرفنظر کرد و این پارامترها را ثابت فرض نمود. در این مطالعه، تنها تاثیر پارامترهای جوشکاری زیرپودری از قبیل شدت جریان، ولتاژ و سرعت جوشکاری بر روی تغییرشکل زاویه ای ناشی از فرایند جوشکاری بررسی شده است.

۲- جنبه های تئوری

انتقال حرارت، مکانیک و متالورژی از جمله حوزه های مختلف علوم مهندسی می باشند که در مدلسازی فرایند جوشکاری دارای اثرات متقابل هستند. روش مستقیم^۳ و روش غیر مستقیم^۴ دو روش مشخص و مجزا در روش المان محدود برای انجام تحلیل های ترمومکانیکال می باشند. در این مطالعه روش غیر مستقیم برای انجام تحلیل های المان محدود مورد استفاده قرار گرفته است. ترتیب کار در این روش به این صورت است که ابتدا یک تحلیل حرارتی گذرا بر روی مدل انجام می گیرد که نتیجه آن مشخص شدن توزیع دمایی وابسته به زمان می باشد. در مرحله بعد، تحلیل مکانیکی با استفاده از تاریخچه دمایی نودهای مختلف به عنوان ورودی های آن انجام می گیرد؛ به گونه ای که برای محاسبه کرنش ها و تنش ها در آنالیز سازه ای، ابتدا حوزه های دمایی در هر مرحله زمانی از نتایج حاصل از آنالیز حرارتی فراخوانی می شوند. از مزیت های روش غیرمستقیم صرفه جویی بالا در زمان لازم جهت مدلسازی می شود [۱۲].

تغییرشکل های زاویه ای ناشی از جوشکاری در اینجا با استفاده از روش المان محدود محاسبه می شوند. ملاحظات تئوری تحلیل های حرارتی و مکانیکی به صورت مختصر در ادامه توضیح داده می شوند:

۱-۲ تحلیل حرارتی گذرا

معادله ۱ بیانگر تعادل حرارتی یک حجم زمانی که به وسیله صفحات دلخواه در بر گرفته می شود، می باشد [۱۳]:

$$-\left(\frac{\partial R_x}{\partial x} \frac{\partial R_y}{\partial y} \frac{\partial R_z}{\partial z}\right) + Q(x, y, z, t) = \rho c \frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial t} \quad (1)$$

¹ Gunaraj

² Suita

³ Couple

⁴ Uncouple

که در این معادله R_x و R_y و R_z نرخ شار حرارتی در واحد سطح، $T(x, y, z)$ دمای کنونی، ρ چگالی و c گرمای ویژه و t بیانگر زمان است. سپس مدل با معرفی و اعمال قوانین شار حرارت فوریه کامل می شود (معادلات ۲ الف تا ج) [۱۳]:

$$R_x = -k_x \frac{\partial T}{\partial x} \quad R_y = -k_y \frac{\partial T}{\partial y} \quad (2 \text{ الف})$$

$$(2 \text{ ب}) \quad R_z = -k_z \frac{\partial T}{\partial z} \quad (2 \text{ ج})$$

که در این معادلات k_x و k_y و k_z ضریب هدایت حرارتی به ترتیب در راستاهای x و y و z هستند. پارامترهای k_x و k_y و k_z و ρ و c همگی خود تابعی از دما هستند. با اعمال معادلات ۲ در معادله ۱، معادله ۳ بدست می آید [۱۳]:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q = \rho c \frac{\partial T}{\partial t} \quad (3)$$

معادله ۳ معادله دیفرانسیل حاکم بر انتقال حرارت در یک جسم جامد است. حل عمومی با استفاده از شرایط اولیه و مرزی زیر بدست می آید:

$$T(x, y, z, 0) = T_0(x, y, z) \quad (4)$$

$$\left(k_x \frac{\partial T}{\partial x} N_x + k_y \frac{\partial T}{\partial y} N_y + k_z \frac{\partial T}{\partial z} N_z \right) + q_s + h_c(T - T_\infty) + h_r(T - T_r) = 0 \quad (5)$$

در معادلات ۴ و ۵، N_x و N_y و N_z کسینوس های هادی، h_c ضریب انتقال حرارت همرفت و h_r ضریب انتقال حرارت تشعشع می باشد. T_∞ دمای محیط اطراف و T_r دمای منبع تشعشع می باشد. ضریب انتقال حرارت تشعشع به صورت رابطه ۶ بیان می شود [۱۳]:

$$h_r = \sigma \epsilon F (T^2 + T_r^2)(T + T_r) \quad (6)$$

که در آن σ ثابت استفان-بولتزمن، ϵ ضریب پخش موثر و F فاکتور شکل می باشد.

با حل معادله ۳ با در نظر گرفتن شرایط مرزی معادله های ۴ و ۵، می توان توزیع دمایی را در بدنه بدست آورد. این فیلد دمایی سپس برای حل مدل مکانیکی به منظور محاسبه تغییر شکل های جوشی مورد استفاده قرار می گیرد.

۲-۲ تحلیل مکانیکی الاستو-پلاستیک

معادلات تعادل و پایه ای که به عنوان معادلات اساسی در تحلیل های مکانیکی مورد استفاده قرار می گیرند در ادامه بیان شده اند [۱۴]:

معادلات تعادل

$$\sigma_{ij,j} + \rho \cdot b_i = 0 \quad (7)$$

که در معادله σ_{ij} تانسور تنش و b_i نیروی حجمی می باشد. همچنین فرض می شود که تانسور تنش متقارن است، یعنی $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$.

معادلات پایه ای

مدل مواد ترمو الاستو^۱ پلاستیک، بر پایه معیار فون میسز و قانون کرنش سختی همسانگرد در نظر گرفته می شود. روابط تنش و کرنش عبارتند از (معادلات ۸الف و ۸ب):

$$[d\sigma] = [D^{ep}][d\varepsilon] - [C^{th}]dT \quad (8الف)$$

$$[D^{ep}] = [D^e] + [D^p] \quad (8ب)$$

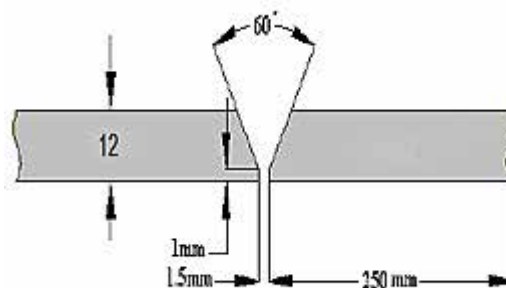
که در این معادلات $[D^e]$ ماتریس سختی الاستیک، $[D^p]$ ماتریس سختی پلاستیک، $[C^{th}]$ ماتریس سختی حرارتی، $d\sigma$ جز تنش، $d\varepsilon$ جز کرنش و dT جز دما می باشند. از آنجا که تحلیل الاستو^۱ پلاستیک حرارتی یک مساله غیرخطی است، در این تحقیق از روش تحلیل مرحله به مرحله^۱ برای حل مساله استفاده می شود.

۳- بررسی تجربی

تست های تجربی جهت جمع آوری داده های تغییرشکل زاویه ای حاصل از جوش بر روی سطح خارجی ورق های لب به لب جوش داده شده انجام شدند. نهایتا نتایج آزمایش های تجربی به منظور مقایسه با نتایج مدل المان محدود و صحت سنجی آنها مورد استفاده قرار گرفتند.

۳-۱ آماده سازی نمونه

برای تهیه یک نمونه تجربی، دو ورق با ابعاد $12 * 250 * 300$ میلیمتر با پخی به شکل V با زاویه 60° آماده شدند. ابعاد قطعه آماده شده در شکل ۲ به صورت شماتیک نشان داده شده است. این دو ورق نخست توسط سه خال جوش مطابق شکل ۲ در ابتدا و انتها و وسط ورق ها به یکدیگر وصل شدند.



شکل (۱): ابعاد پلیت های استفاده شده در این مطالعه

¹ Incremental



شکل (۲): اتصال ورق توسط ۳ خال جوش به یکدیگر

فرایند جوشکاری استفاده شده در این مطالعه، جوشکاری زیرپودری و جنس ماده استفاده شده در این تحقیق فولاد کربنی St37 است؛ همچنین قطر سیم جوش به کار رفته ۴ میلی متر و نوع آن AMA 50-14 بوده و نوع پودر استفاده شده نیز AMA OP129 می باشد. کلیه این پارامترها در تمامی آزمون های تجربی ثابت در نظر گرفته شدند. بعد از آماده سازی نمونه و اتصال قطعات به یکدیگر و تنظیم پارامترهای مورد نظر، دو ورق در یک پاس به یکدیگر جوش داده شدند.

هدف اولیه از انجام آزمایش های تجربی، صحه گذاری نتایج مدل المان محدود می باشد. به همین منظور ۴ آزمایش تجربی انجام شد. پارامترهای جوشکاری زیر پودری برای این ۴ آزمایش با توجه به توصیه های دستورالعمل های جوشکاری در این زمینه استخراج شد که در جدول ۱ آورده شده اند:

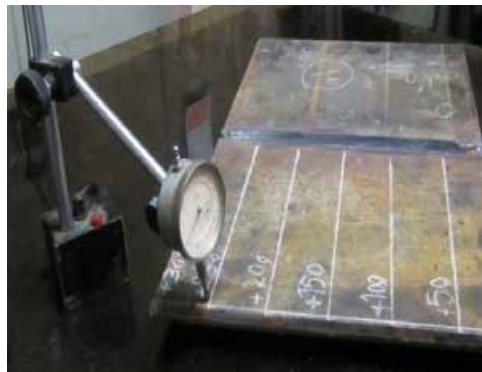
جدول (۱): حدود بالا و پایین پارامترهای جوشکاری استفاده شده

شماره قطعه کار	شدت جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت (mm/s)
۱	۵۵۰	۲۴	۳/۵
۵	۵۵۰	۲۴	۵
۱۰	۶۵۰	۲۸	۴/۲۵
۱۵	۶۰۰	۲۸	۴/۲۵

خواص متالورژیکی مواد با تغییرات دما، دچار تغییر و تحول می شوند. بنابراین به منظور شبیه سازی دقیق تر نیاز است که خواص متناسب با دمای ماده مورد استفاده قرار گیرد. از بین این خواص تنش تسلیم و مدول یانگ بیشترین تاثیر را دارا هستند و سایر خواص مانند ضریب پواسون، ضریب انتقال حرارت و ... تاثیر شدیدی بر روی نتایج شبیه سازی ندارند [۱۶]. خواص مکانیکی و حرارتی فولاد مورد استفاده، در دماهای مختلف در جدول ۲ نشان داده شده است.

۲-۳ اندازه گیری تغییرشکل زاویه ای

بعد از جوشکاری، تغییرشکل های زاویه ای ایجاد شده در هر نمونه اندازه گیری شدند. به همین منظور ابتدا ورق را بر روی دو قطعه هم ارتفاع قرار دادیم. سپس ساعت اندیکاتور را در کنار ورق قرار داده و نقطه کنار خط جوش را به عنوان نقطه صفر در نظر گرفتیم. سپس لبه انتهایی ورق را به ۶ فاصله مساوی ۵۰ میلی متری تقسیم نموده و سپس با استفاده از ساعت اندیکاتور مطابق شکل ۳، میزان تغییر شکل ها در فواصل مختلف اندازه گیری شدند. با توجه به اینکه قطعات به صورت متقارن به یکدیگر جوش داده شده اند، تنها تغییر شکل های یک نیمه از ورق های جوش داده شده اندازه گیری شدند. در آخر ماکزیمم مقدار تغییرشکل حاصله به منظور مقایسه نتایج، استخراج گردیدند.



شکل (۳): اندازه گیری تغییرشکل زاویه ناشی از جوشکاری

۳-۳ تحلیل المان محدود

۳-۳-۱ شبیه سازی جوشکاری

در اینجا محاسبه تغییرشکل های جوشی با استفاده از تحلیل المان محدود سه بعدی حرارتی و مکانیکی با استفاده از نرم افزار انسیس ۱۴ انجام گرفت. برای حل مساله از روش کوپل غیر مستقیم استفاده شد. در مدل المان محدود در این مطالعه به منظور شبیه سازی رسوب ماده پر کننده در حین جوشکاری از تکنیک تولد و مرگ المان استفاده می شود. در این تکنیک بایستی تمامی المان ها از جمله المان های جوش را ایجاد نمود و سپس المان هایی که از نظر زمانی وجود ندارند را در حالت مرگ قرار داد.

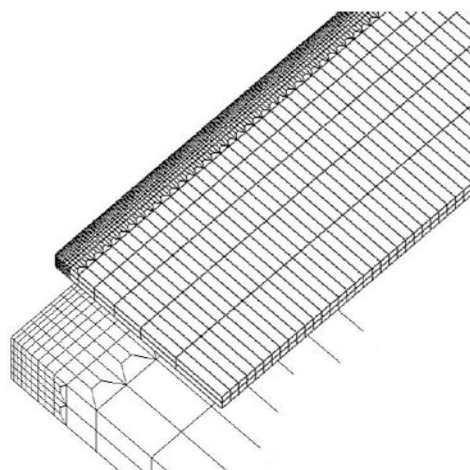
¹ Element Birth & Death

جدول (۲) : خواص مکانیکی و حرارتی وابسته به دمای متریل مورد استفاده [۴]

مدول یانگ (GPa)	تنش تسلیم (MPa)	ضریب پواسون	آنتالپی (GJ/m ³)	گرمای مخصوص (J/kgK)	هدایت حرارتی (W/mK)	دما (°C)
۲۰۰	۲۹۰	۰,۲۷۸۶	۱	۴۵۰	۵۱,۹	۰
۲۰۰	۲۶۰	۰,۳۰۹۵	۲	۴۹۹,۲	۵۱,۱	۱۰۰
۲۰۰	۲۰۰	۰,۳۳۱	۲,۶۵	۵۶۵,۵	۴۶,۱	۳۰۰
۱۵۰	۱۵۰	۰,۳۳۸	۳,۸	۶۳۰,۵	۴۱,۰۵	۴۵۰
۱۱۰	۱۲۰	۰,۳۵۷۵	۴,۱	۷۰۵,۵	۳۷,۵	۵۵۰
۸۸	۱۱۰	۰,۳۷۳۸	۴,۵۵	۷۷۳,۳	۳۵,۶	۶۰۰
۲۰	۹,۸	۰,۳۷۳۸	۵	۱۰۸۰,۴	۳۰,۶۴	۷۲۰
۲۰	۹,۸	۰,۴۲۳۸	۵,۲۳	۹۳۱	۲۶	۸۰۰
۲	-	۰,۴۷۳۸	۹	۴۳۷,۹۳	۲۹,۴۵	۱۴۵۰
۰,۲	-	-	۱۱	۴۰۰	۲۹,۷	۱۵۱۰
۰,۰۰۰۰۲	۰,۰۰۹۸	-	۱۱	۷۳۵,۲۵	۲۹,۷	۱۵۸۰
۰,۰۰۰۰۲	۰,۰۰۹۸	۰,۴۹۹	۱۲,۵	۴۰۰	۴۲,۲	۵۰۰۰

در حین عبور منبع حرارتی جوشکاری از هر مقطع، المان های غیرفعال شده به ترتیب زنده می شوند، به گونه ای که سرعت زنده کردن المان ها و سرعت حرکت الکتروود با هم مساوی باشد [۱۷].

از المانی با هشت نود و یک درجه آزادی به عنوان المان تحلیل حرارتی استفاده شد و همچنین المانی با هشت نود و سه درجه آزادی برای تحلیل مکانیکی مورد استفاده قرار گرفت. با توجه به تاثیر زیاد و محسوس اندازه مش بر روی نتایج خروجی چندین مدل با اندازه های مش مختلف تحلیل شدند تا نهایتاً مش نشان داده شده در شکل ۴ با ابعاد ۲*۲ میلی متر به عنوان مش نهایی انتخاب و برای تحلیل شبیه سازی مدل اتصال جوشی مورد استفاده قرار گرفت.



شکل (۳) : مش المان محدود استفاده شده در تحلیل اتصال جوش لب به لب

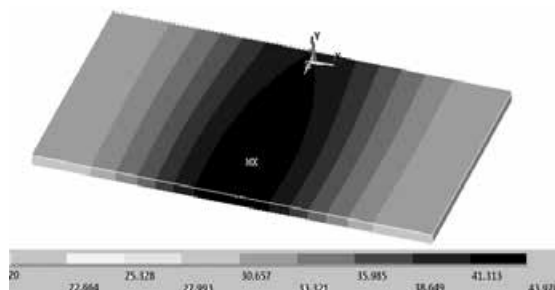
تمام پارامترهای جوشکاری از قبیل شرایط مرزی و زمان چرخه هر پاس در هر دو مدل حرارتی و مکانیکی دقیقاً همانند شرایط آماده سازی نمونه ها انتخاب شدند.

۴-۳ تحلیل حرارتی

در تحلیل حرارتی از المان های مرتبه اول نوع Solid70 استفاده شد. با استفاده از این تحلیل توزیع دمایی مدل حرارتی محاسبه شد. از مدل توزیع دوبیضوی گلداک و به صورت متغیر در جهت ضخامت برای اعمال گرمای ناشی از حرکت قوس استفاده شد. همچنین با استفاده از رابطه گلداک، نرخ فلاکس حرارتی در هر نود فلز جوش، محاسبه شده و سپس کل حرارت ورودی روی آن نودها به وسیله نرخ محاسبه شده، توزیع گردید.[۱۸].

شرایط مرزی حرارتی شامل تشعشع و همرفت به محیط اطراف از طریق تمامی سطوح پلیت به جز سطح تقارن و ناحیه ای که گرما از طریق آن به پلیت وارد می شود، می باشد. اتلاف حرارت به صورت تشعشع در دماهای بالا و در مجاورت جوش و انتقال حرارت همرفت در دماهای پایین تر و دورتر از قوس غالب است [۱۹]. یک زیربرنامه^۱ به منظور شبیه سازی شرایط مرزی حرارتی ترکیبی توسعه داده شد.

در شکل ۴ توزیع حرارتی پس از خنک شدن نمونه نشان داده شده است.



شکل (۴): توزیع حرارتی نمونه بعد از خنک شدن

۵-۳ تحلیل مکانیکی

تاریخچه دمایی بدست آمده از تحلیل حرارتی به عنوان بار ورودی حرارتی برای تحلیل مکانیکی استفاده می شود. در مرحله بعد تنش ها و کرنش های حرارتی در هر جز زمان محاسبه می شوند. تعداد ۱۰۱۴۴ گره مدلسازی شد. المان های مرتبه اول از نوع المان Solid185 در تحلیل مکانیکی با فرض جابجایی بزرگ غیرخطی استفاده شدند. فرض می شود که تغییر فاز حالت جامد در فولاد St37 تاثیر قابل توجهی بر روی نتایج نهایی ندارد [۲۰]. در حین فرایند جوشکاری، نرخ کرنش کلی به سه جز تجزیه می شود:

$$\varepsilon^* = \varepsilon^{*e} + \varepsilon^{*p} + \varepsilon^{*th} \quad (9)$$

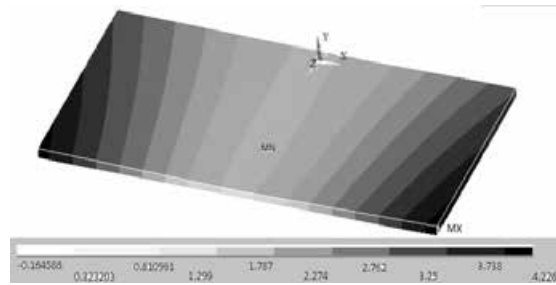
جزهای سمت راست معادله ۹ به ترتیب بیانگر کرنش الاستیک، کرنش پلاستیک و کرنش حرارتی می باشند.

تغییر شکل های جوشی، نتایج جمع شده مرحله نهایی محاسبه، زمانی که تمام مدل خنک می شود، می باشند. این فرض وجود دارد که مواد از معیار تسلیم فن میسر و قانون جریان پیروی می کنند. در محاسبات فرض می شود که کرنش سختی ایزوتروپیک غیرخطی^۲ وجود دارد.

¹ User Subroutine

² Bilinear

توزیع تغییرشکل زاویه ای نمونه ۸ بعد از خنک شدن در شکل ۵ نشان داده شده است:

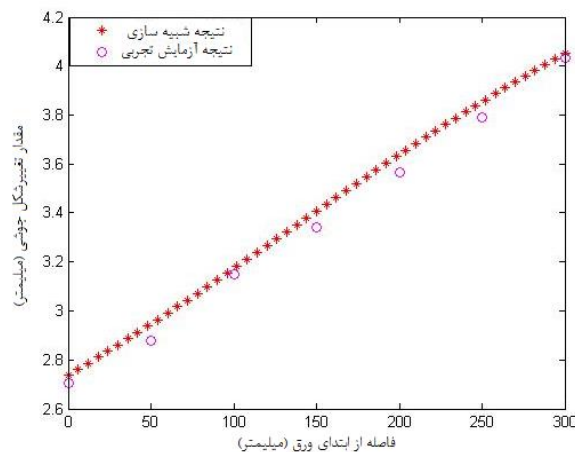


شکل (۵) : توزیع تغییرشکل زاویه ای مدل المان محدود

۳-۶ صحنه گذاری مدل سازی المان محدود

تغییرشکل های زاویه ای نتیجه تنش های پسماند عرضی بوده و کمتر بودن مقدار تنش ها در سطح فوقانی نسبت به سطح تحتانی سبب پیچیدگی قطعات به سمت بالا می شوند.

به منظور صحنه گذاری شبیه سازی المان محدود، ماکزیمم مقدار تغییرشکل زاویه ای بدست آمده از ۴ آزمایش تجربی با نتایج بدست آمده از مدل های المان محدود با پارامترهای تنظیمی مشابه مقایسه شدند. در شکل ۶ مقایسه ای بین میزان تغییر شکل رخ داده برای آزمایش شماره ۱۵ نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می شود، نتایج حاصل از آزمایش های تجربی و شبیه سازی المان محدود تطابق خوبی با یکدیگر داشته و این امر صحت مدل المان محدود را ثابت می کند.



شکل (۶) : مقایسه نتایج آزمایش های تجربی و مدل سازی المان محدود برای نمونه شماره ۱۵

۴ بحث و بررسی نتایج

به منظور بهینه سازی تاثیر پارامترهای فرایند جوشکاری (شدت جریان، ولتاژ و سرعت) از روش طراحی آزمایش در نرم افزار مینیتب^۱ استفاده شد. با استفاده از روش طراحی آزمایش، می توان بیشترین اطلاعات را با کمترین تعداد دفعات انجام آزمایش بدست آورد. طراحی آزمایش با تعیین اهداف و فاکتورهای مؤثر بر اهداف شروع شده و سپس اهداف در غالب یک معادله ریاضی مدل می شوند. روش سطح پاسخ^۲ در این مطالعه مورد استفاده قرار گرفته است. این روش دربردارنده مجموعه ای از شیوه های ریاضی و آماری است که در مدلسازی و تحلیل مسائلی که در آن پاسخی دلخواه تحت تاثیر متغیرهای چندگانه قرار گرفته و هدف، بهینه سازی این پاسخ دلخواه است، سودمند واقع می شود. [۲۱]. پارامترهای استفاده شده برای هر آزمایش در جدول ۳ نشان داده شده است. به منظور تعیین این پارامترها از مقالات و استانداردهای موجود در زمینه جوشکاری زیرپودری استفاده شد [۱۵ و ۲۲]. با توجه به اهمیت راندمان قوس در تحلیل های امان محدود، در فعالیت تحقیقاتی قبلی نگارنده تاثیر پارامترهای جوشکاری زیرپودری بر روی راندمان قوس بدست آمده و معادله رگرسیونی برای آن بدست آمد [۲۳]. در جدول ۳ راندمان با استفاده از این معادله رگرسیون، راندمان هر آزمایش محاسبه شده است [۲۴]:

جدول (۳): پارامترهای تنظیم شده برای هر آزمایش

شماره قطعه کار	شدت جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت (mm/s)	راندمان [۲۵]	ماکزیمم مقدار تغییر شکل (mm)
۱	۵۵۰	۲۴	۳/۵	۰/۸۶	۳/۹۸۳
۲	۶۵۰	۲۴	۳/۵	۰/۸۹	۴/۳۸۰
۳	۵۵۰	۳۲	۳/۵	۰/۸۴	۴/۷۱۴
۴	۶۵۰	۳۲	۳/۵	۰/۸۸	۵/۱۱۱
۵	۵۵۰	۲۴	۵	۰/۸۷	۳/۱۳۴
۶	۶۵۰	۲۴	۵	۰/۹۱	۳/۵۳۱
۷	۵۵۰	۳۲	۵	۰/۸۵	۳/۸۶۵
۸	۶۵۰	۳۲	۵	۰/۸۹	۴/۲۲۶
۹	۵۵۰	۲۸	۴/۲۵	۰/۸۶	۳/۹۲۴
۱۰	۶۵۰	۲۸	۴/۲۵	۰/۸۹	۴/۳۲۱
۱۱	۶۰۰	۲۴	۴/۲۵	۰/۸۸	۳/۷۵۷
۱۲	۶۰۰	۳۲	۴/۲۵	۰/۸۶	۴/۴۸۸
۱۳	۶۰۰	۲۸	۳/۵	۰/۸۷	۴/۵۴۷
۱۴	۶۰۰	۲۸	۵	۰/۸۸	۳/۶۹۸
۱۵	۶۰۰	۲۸	۴/۲۵	۰/۸۷	۴/۱۲۲

^۱ Minitab^۲ Response Surface Method

همانطور که در قبل توضیح داده شد، در این مطالعه به منظور بهینه سازی تاثیر پارامترهای جوشکاری زیرپودری بر روی ماکزیمم مقدار تغییرشکل زاویه ای، از روش سطح پاسخ به عنوان روش طراحی آزمایش استفاده شد و نهایتاً بعد از تحلیل نتایج بدست آمده به روش آنالیز واریانس، مطابق جدول ۴ میزان تاثیرگذاری هر پارامتر بدست آمد.

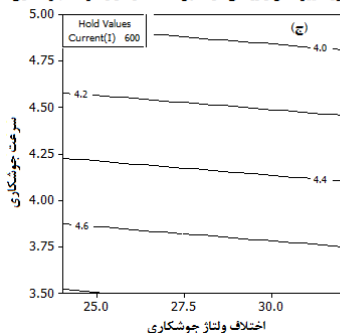
مطابق جدول آنالیز واریانس، هر سه پارامتر دارای تاثیر مشخصی بر روی تغییرشکل زاویه ای می باشد؛ این تاثیر به گونه ای است که با افزایش شدت جریان و اختلاف ولتاژ ماکزیمم مقدار تغییر شکل زاویه ای فرایند جوشکاری زیرپودری افزایش می یابد. به نظر می رسد با افزایش شدت جریان میزان انرژی انتقالی به قطعه کار افزایش یافته و به همین مقدار گرمای ورودی به قطعه کار زیاد می شود که سبب افزایش تغییرشکل می گردد. در مورد اختلاف ولتاژ پیش بینی می شود که با توجه به افزایش اختلاف ولتاژ، طول قوس افزایش یافته و علاوه بر افزایش مقدار گرمای ورودی، دامنه بیشتری از قطعه کار را تحت گرما قرار می دهد که این امر سبب افزایش تنش پسماند عرضی و نهایتاً افزایش مقدار تغییرشکل زاویه ای می گردد. با افزایش مقدار سرعت جوشکاری با توجه به کاهش مقدار انرژی و گرمای انتقالی به قطعه کار، مقدار ماکزیمم تغییرشکل زاویه ای ورق کاهش می یابد.

بررسی تحلیل آماری نتایج نشان می دهد که برای رسیدن به مقدار بهینه پارامترها به منظور مینیمم کردن مقدار تغییرشکل زاویه ای مطابق شکل ۶ بایستی به ترتیب مقدار شدت جریان، اختلاف ولتاژ و سرعت جوشکاری را روی مقادیر ۵۵۰ آمپر، ۲۴ ولت و ۵ متر بر ثانیه تنظیم نمود تا کمترین مقدار تغییرشکل زاویه ای که برابر ۳/۱ میلی متر است بدست آید.

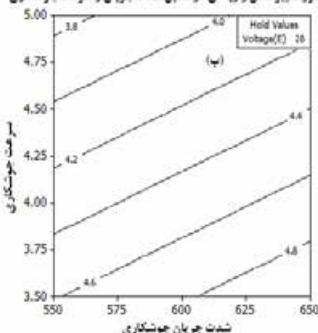
در ادامه با استفاده از درون یابی نتایج حاصل شده، با توجه به داده های ورودی، یک رابطه برای پیش بینی ماکزیمم مقدار تغییرشکل جوشی در اتصالات لب به لب به دست آمد. رابطه ۱۰ ماکزیمم تغییرشکل زاویه ای ورق ها را به ازای مقادیر مختلف شدت جریان، ولتاژ و سرعت جوشکاری نشان می دهد:

$$Distortion = 1.58958 + 0.00397Current - 0.0913333Voltage + 0.56625Velocity \quad (10)$$

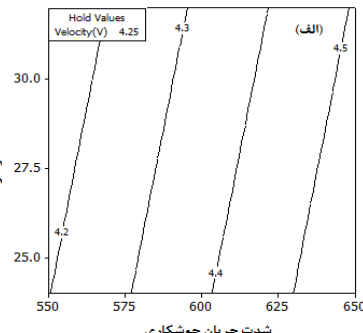
منحنی کانتور تغییرشکل زاویه ای در مقابل اختلاف ولتاژ و سرعت جوشکاری



منحنی کانتور تغییرشکل زاویه ای در مقابل شدت جریان و سرعت جوشکاری



منحنی کانتور تغییرشکل زاویه ای در مقابل شدت جریان و اختلاف ولتاژ



شکل (۶): گراف های کانتور مربوط به اثر پارامترها (الف) شدت جریان - (ب) اختلاف ولتاژ - (ج) اختلاف ولتاژ-سرعت

جدول (۴): جدول آنالیز واریانس

منبع	درجه آزادی	مجموع مربعات متوالی	مجموع مربعات تعدیل شده	میانگین مربع خطای تعدیل شده	F ضریب	P ضریب
رگرسیون	۳	۵/۶۷۶۷۸	۵/۶۷۶۷۸	۱/۸۹۲۲۶	۱۸/۵۶	۰/۰۰۴
شدت جریان	۱	۰/۷۰۹۲۴	۰/۷۰۹۲۴	۰/۷۰۹۲۴	۶/۹۵	۰/۰۴۶
ولتاژ	۱	۲/۴۰۲۴۳	۲/۴۰۲۴۳	۲/۴۰۲۴۳	۱۸/۹۵	۰/۰۱۲
سرعت	۱	۲/۵۶۵۱۱	۲/۵۶۵۱۱	۲/۵۶۵۱۱	۲۰/۲۳	۰/۰۱۱
خطا	۵	۰/۵۰۹۹۰	۰/۵۰۹۹۰	۰/۱۰۱۹۸		
کل	۸	۶/۱۸۶۶۹				

۵ نتیجه گیری

در این تحقیق با استفاده از روش المان محدود، روش طراحی آزمایش و انجام آزمایش های تجربی، بهینه سازی تاثیر پارامترهای جوشکاری زیرپودری شامل شدت جریان، ولتاژ و سرعت جوشکاری بر روی تغییر شکل زاویه ای در فرایند جوشکاری زیرپودری مورد بررسی قرار گرفت. به این منظور ابتدا با انجام ۴ آزمایش تجربی و مقایسه آنها با نتایج شبیه سازی های المان محدود، صحت مدل المان محدود مورد نظر تایید و سپس با انجام ۱۵ شبیه سازی، مقدار تغییر شکل زاویه ای برای هر آزمایش بدست آمد.

بعد از بررسی نتایج با استفاده از روش های آماری و آنالیز واریانس، نتایج زیر بدست آمد:

- با افزایش شدت جریان، مقدار گرمای ورودی به قطعه کار افزایش یافته و در نتیجه میزان تغییر شکل زاویه ای افزایش پیدا می کند.
- با افزایش اختلاف ولتاژ جوشکاری، علاوه بر افزایش مقدار گرمای ورودی به قطعه کار، دامنه بیشتری از قطعه کار تحت تاثیر حرارت واقع می شود و همین امر سبب کاهش حرارت ورودی به سطوح زیرین می گردد و در نتیجه تنش های پسماند عرضی بیشتری در سطح نسبت به سطح زیرین ایجاد می شود و نتیجتاً تغییر شکل زاویه ای افزایش می یابد.
- با افزایش سرعت جوشکاری، میزان حرارت ورودی به قطعه کار کاهش یافته و در نتیجه میزان تغییر شکل زاویه ای ناشی از جوشکاری کاهش می یابد.
- برای حصول مینیمم مقدار تغییر شکل زاویه ای در نمونه مورد بررسی که در این تحقیق ۳،۱ میلی متر است، باید مقدار شدت جریان را روی ۵۵۰ آمپر، اختلاف ولتاژ را روی ۲۴ ولت و سرعت جوشکاری را روی ۵ متر بر ثانیه تنظیم نمود.

مراجع

- [1] Lienert Th., Siewert Th., Babu S., Acofi V., "ASM Handbook", Volume 6A, Welding Fundamentals and Processes", 1993.
- [2] Mandal N.R, "Welding and distortion control", 1st Edition, New Delhi, India, Narosa Publishing House, 2004.
- [3] Oates W.R, Saitta A.M, "Welding Handbook", Vol.4, 8th Edition, Miami, Fla., American Welding Society, 1998.
- [4] Mahapatra M.M, Datta G.L, Pradhan B, Mandal N.R, " Three-Dimensional finite element analysis to predict the effect of SAW process parameters on temperature distribution and angular distortions in single-pass butt joints with top and bottom reinforcements", *International journal of Pressure vessels and Piping*, Vol.83, 2006, pp.721-729.
- [5] Kamala V, Goldak J.A, "Error due to two dimensional approximation in heat transfer analysis of welds", *Weld Journal*, Vol.72, 1993, pp.440-446.
- [6] Teng Tso-Liang, Fung Chin-Ping, Chang Peng-Hsiang, yang Wei-Chun, " Analysis of residual stresses and distortions in T-joint fillet welds", *International journal of Pressure vessels and Piping*, Vol.78, 2001, pp.523-538.
- [7] Awang M." *The effect of process parameters on steel welding response in curved plates*", M.Sc Thesis, College of engineering and mineral resources at West Virginia University, West Virginia, USA, 2002.
- [8] Vural M, Muzafferoglu H.F, Tapici U.C, " The effect of welding fixtures on welding distortions", *Journal of Achievement in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol.20, 2007, pp.511-514.
- [9] Jones B.K, Emery A.F, Marburger S.J, " An Analytical and Experimental Study of the Effects of Welding Parameters on Fusion Welds", *Journal of Welding Research Supplement*, 2004, pp.51-59.
- [10] Murugan V, Gunaraj V, " Effects of process parameters on angular distortion of Gas Metal Arc Welded Structural Steel Plates", *Journal of Welding Research Supplement*, 2005, pp.165-171.
- [11] Suita Y, Kagawa K, Yamashita M, " Statistical properties of welding parameters and distortion in butt welded joints with backing plates", *Journal of Welding*, Vol.16, 2006, pp.702-708.
- [۱۲] فراهانی محمدرضا، ستاری فر ایرج، "بررسی اثر تعداد پاس های جوشی بر تنش های پسماند در اتصالات سر به سر ورق"، دومین کنفرانس بین المللی و هشتمین کنفرانس ملی مهندسی ساخت و تولید، تهران، ۱۳۸۶
- [13] Chang P., Teng T., Numerical and experimental investigations on the residual stresses of the butt-welded joints , *Computational Materials Science*, Vol.29, 2004, pp.511° 522.
- [۱۴] اکبری داوود، فراهانی محمدرضا، ستاری فر ایرج، "بررسی توزیع دما و تنش های پسماند در جوشکاری چند پاسه فولادهای غیر هم جنس"، هشتمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی ایران، تهران، ۱۳۸۶.
- [15] Karaoglu S. , Secgin A. , "Sensitivity analysis of submerged arc welding process parameters", *Journal of Material Processing Technology*, Vol.202, 2008, pp.500-507.
- [16] X.K.Zhu, Y.J.Chao, "Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation", *Computers and Structures*, Vol.80, 2002, pp.967-976.
- [] نامی محمد رحیم، کدیور محمد حسن، جعفرپور خسرو، " بررسی پاسخ سه بعدی ورق های ضخیم جوشکاری شده به روش چند لایه با استفاده از مدل ویسکوپلاستیک آناند"، *مجله فنی مهندسی مدرس-مکانیک*، دوره ۶، ۱۳۸۵، ص ص ۸۰-۸۶
- [18] Goldak K., Chakaravarti A., Bibby M., "A new finite element model for welding heat sources", *Metallurgical Trans B*, Vol.15B, 1984, pp.299-305.
- [19] Brickstad B., Josefson B.L., Aparametric study of residual stresses in multi-pass butt-welded stainless steel pipes , *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol.75, 1998, pp.11° 25.

[20] Deng D., "FEM prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effect", *Materials and Design*, Vol.30, 2009, pp.359-366.

[21] Montgomery D.C., "Design and Analysis of Experiments", 5th Edition, John Wiley & Sons Publication, 2001

[22] "Technical Handbook Submerged Arc Welding"

[23] Saquib M., Untawale S.P., " Measuring the process efficiency of controlled welding processes", *International Journal of Instrumentation, Control and Automation(IJICA)*, Vol.1, 2012, pp.33-39

[۲۴] فراهانی محمدرضا، حکاک زرگر ستایش، بشارتی گیوی محمد کاظم، " بررسی اثرات پارامترهای جوشکاری بر راندمان پروسه جوشکاری زیرپودری "، مجله فنی مهندسی مدرسو مکانیک ، زیر چاپ



شرکت فنی مهندسی صنعت مشاور اسپادان

معرفی شرکت

شرکت فنی مهندسی صنعت مشاور اسپادان (سهامی خاص- شماره ثبت ۴۶۶۶۰) پس از گذراندن یک تجربه موفق ۶ ساله، هم اکنون با تشکیل تیم مدیریتی و اجرایی جدید و با هدف ارتقاء سطح علمی مهندسان و افزایش توانمندی فنی صنعتگران همگام با توسعه و تقویت ارتباط میان صنعت و دانشگاه به فعالیت خود ادامه داده و با بهره گیری از کادری مجرب در صنعت جوش، بازرسی فنی و آزمایش های غیرمخرب امکان ارائه خدمات اجرایی و مشاوره های فنی تخصصی به اغلب واحدهای صنعتی را دارا می باشد.



این شرکت همچنین مفتخر است در کنار فعالیت های صنعتی خود با همکاری مراکز تحقیقاتی داخلی و خارجی، اقدام به برگزاری سمینارها و کارگاه های فشرده و کوتاه مدت تخصصی آموزشی کاربردی در صنعت نموده و در قالب این دوره های آموزشی، ضمن آشنایی با شاغلین در صنایع اعم از مهندسان و مدیران و بهره گیری از آنان در مشاوره های آتی، به معرفی دانشپذیران نمونه هر دوره به مجموعه های صنعتی پرداخته و از این طریق ضمن کمک به توسعه اشتغال پایدار در صنعت، بتواند جامعه مشاوران صنعت را بیش از پیش وسیع تر و توانمندتر سازد.

این شرکت خط مشی کیفی مجموعه خود را بر سه اصل ۱- بهبود مستمر کیفی و کمی ۲- رضایت مندی مشتری و ۳- افزایش دانش فنی اعضای جامعه مشاوران صنعت استوار نموده است. امیدواریم علی رغم تمامی موانع و دشواری های موجود بتوانیم با تلاش مجدانه و مستمر این راه را با موفقیت پیماییم.

معرفی واحد تست های غیر مخرب شرکت صنعت مشاور اسپادان :

- بازرسی فنی و اجرای آزمایش های غیر مخرب:

واحد تست های غیرمخرب شرکت صنعت مشاور اسپادان آماده ارائه خدمات زیر به مجموعه های مختلف صنعتی می باشد :

۱- تهیه و تدوین PQR , WPS

۲- ساخت انواع بلوک های مرجع مورد استفاده در کالیبراسیون و بازرسی اولتراسونیک (UT) مطابق با استاندارد های API, ASME و ...

۳- انجام انواع آزمایش های غیر مخرب مایع نافذ، ذرات مغناطیسی و آلتراسونیک (UT, MT, PT) در قطعات جوش، ریخته گری و فورج

۴- دریافت سفارش جهت تامین تجهیزات و دستگاههای مورد استفاده در انواع روشهای تست غیر مخرب



www.sanatomshaver.com



شرکت فنی مهندسی صنعت مشاور اسپادان

- آموزش تخصصی و عملی آزمایش های غیر مخرب:



دپارتمان آموزش شرکت صنعت مشاور اسپادان با در اختیار داشتن جمعی مجرب از مدرسين سطح ۳ ASNT و تجهيزات آموزشی مورد نیاز مبادرت به آموزش تخصصی و کاربردی متد های مختلف تست غیر مخرب نظیر بازرسی چشمی (Visual Testing)، بازرسی مایع نافذ (Liquid Penetrant Testing)، بازرسی ذرات مغناطیسی (Magnetic Particle Testing)، بازرسی رادیوگرافی (Radiographic Testing)، بازرسی فراصوتی (Ultrasonic Testing) و بازرسی جریان گردابی (Eddycurrent Testing) مطابق با استاندارد (SNT-TC-1A (2011) نموده است. همچنین این دپارتمان در محدوده استان های اصفهان، کرمان و لرستان جزو معدود مجموعه های تخصصی می باشد که در خصوص آموزش الزامات استاندارد ایران ایزو ۳۸۳۴ (ISIRI/ISO 3834) و تربیت متخصصین در حوزه مدیریت کیفیت جوشکاری فعالیت می نماید. جهت کسب اطلاعات بیشتر به وبسایت مجموعه مراجعه نمایید.

سایر دوره های دپارتمان آموزش شرکت صنعت مشاور اسپادان:

بازرسی جوش ۱ و ۲، بازرسی مخازن ذخیره و تحت فشار، بازرسی و کنترل خوردگی در صنایع، بازرسی رنگ، پوشش، عایق و سند بلاست ۱ و ۲، عملیات حرارتی کاربردی، نقشه خوانی صنعتی، آشنایی با استانداردهای کاربردی در صنعت، شناسایی و انتخاب مواد، بررسی عیوب ریخته گری، الزامات، مستندسازی و ممیزی داخلی استاندارد مدیریت کیفیت ISO9001: 2008، الزامات و ممیزی داخلی مدیریت ایمنی بهداشت حرفه ای و محیط زیست HSE و ... (جهت دریافت تقویم آموزشی به وبسایت مجموعه مراجعه نمایید).

اطلاعات تماس :

دفتر مرکزی : اصفهان ، خیابان هزار جریب ، مجتمع تجاری پردیس ، ورودی ۷ ، واحد ۱
واحد صنعتی : شهرک صنعتی محمود آباد ، انتهای خیابان ۳۶ ، فرعی ۳۸ ، پلاک ۶

تلفن: ۰۳۱۱-۶۷۳۶۷۱۶ و ۰۳۱۱-۶۷۳۶۴۶۱ ، فکس: ۰۳۱۱-۶۷۳۶۴۶۲

پایگاه اطلاع رسانی : www.sanatmoshaver.com

پست الکترونیک : info@sanatmoshaver.com



www.sanatmoshaver.com

اعمال پوشش دی سیلیساید مولیبدن به روش جوشکاری قوسی

تنگستن - گاز GTAW بر روی زیرلایه فولاد ساده کربنی

مصطفی سالک بافقی^۱، میثم حسینی فهرجی^۲، مرتضی شمعانیان^۳، علی هدایتی^۴

۱- کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان

۲- کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه شیراز

۳- استاد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

۴- کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

چکیده

در این مقاله پوشش MoSi_2 بر سطح فولاد ساده کربنی به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز ایجاد شد و اثر فعال-سازی اولیه مخلوط پودری Mo-Si و حضور آهن بر تشکیل پوشش مورد بررسی قرار گرفت. به این منظور مخلوط پودری مولیبدن و سیلیسیم با نسبت استوکیومتری ۲:۱ تهیه شد و روی فولاد ساده کربنی ST52 پوشش داده شد. روکش کاری با استفاده از پودرهای Mo-Si و Mo-Si-Fe که در زمان های یک و پنج ساعت فعال شدند انجام شد. جهت آماده سازی پودرها از دستگاه آسیاب گلوله ای استفاده شد. به منظور بررسی ساختار میکروسکوپی روکش ایجاد شده، از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) استفاده شد و اثرات پارامترهای مختلف بر ساختار لایه و زیرلایه بررسی شد. نمونه ها جهت بررسی نوع فازهای تشکیل شده تحت آزمایش پراش پرتو ایکس (XRD) قرار گرفتند. همچنین سختی روکش ایجاد شده بر سطح فولاد با استفاده از آزمون میکروسختی مورد بررسی قرار گرفت. یافته های پژوهشی نشان دادند که با انجام فرآیند آسیاب کاری در مدت زمان پنج ساعت امکان تشکیل پوشش MoSi_2 بر روی سطح فولاد ساده کربنی وجود دارد. ساختار پوشش دارای ترکیبات بین فلزی از نوع FeSi ، FeSi_2 ، MoSi_2 ، Mo_5Si_3 و SiC می باشد. همچنین با انجام آزمون میکروسختی مشخص شد که سختی پوشش ایجاد شده روی سطح در حضور آهن بیشتر از سختی پوشش ایجاد شده در غیاب آهن می باشد.

واژه های کلیدی: جوشکاری قوسی تنگستن- گاز، روکش کاری، تخلخل، میکروسختی، آسیاب گلوله ای

¹. Salekbafghi@mut-es.ac.ir

۱- مقدمه

مهندسی سطح مجموعه علوم و تکنیک‌هایی است که به طراح امکان می‌دهد مناسب‌ترین عملیات سطحی یا پوششی را به نحوی انتخاب کند که پدیده‌های سطحی همچون اصطکاک، سایش و یا خوردگی قطعات را کنترل نماید. ایجاد لایه محافظ بعنوان پوشش و یا روکش بر سطح فلزات مدت‌هاست که مورد استفاده قرار می‌گیرد. یکی از دلایل مهم استفاده از پوشش‌ها بر سطح فلزات ایجاد مانع جهت جداسازی فلز از محیط پیرامون ممانعت از تأثیر محیط و بدنبال آن تخریب و خوردگی فلز می‌باشد. عبارت روکش کاری با جوشکاری (Cladding) معمولاً به کاربرد یک لایه نسبتاً ضخیم از فلز جوش اشاره دارد که یک سطح مقاوم به خوردگی ایجاد می‌کند.

در سال‌های اخیر، مصرف موادی که قابل استفاده در محیط‌های اکسیدی با دماهای بالای ۱۵۰۰ درجه سانتیگراد باشند، افزایش یافته است. این مواد در تکنولوژی‌های تولید انرژی به منظور افزایش کارایی و راندمان مهم می‌باشند. همچنین در طراحی موتور هواپیماهای پیشرفته احتیاج به مواد جدیدی است تا بتوانند در دماهای بالاتر از دماهای قابل تحمل برای سوپراآلیاژها کار کنند. یکی از مواد مورد توجه برای چنین کاربردهایی دی سیلیسید مولیبدن می‌باشد. مواد با پایه MoSi_2 دارای خواص ویژه‌ای نظیر نقطه ذوب بالا (2030°C)، مقاومت به اکسیداسیون عالی در دمای بالا، پایداری در شرایط مختلف خورنده، هدایت الکتریکی در حد المان‌های حرارتی و هدایت حرارتی بالا، چگالی نسبتاً پایین ($6/24 \text{ gr/cm}^3$)، دمای داکتیلیته بالا، سختی بالا و ضریب انبساط حرارتی (CTE) نسبتاً پایین می‌باشد. اما در دماهای زیر 1000°C استحکام و تافنس شکست و در دماهای بالای 1200°C مقاومت به خزش آن پایین می‌باشد. همچنین مقاومت به اکسیداسیون این ماده در محدوده 600°C - 400°C کم بوده، ممکن است کل ماده به یکباره تخریب شود. دمای تبدیل تردی به نرمی این ماده در محدوده 600°C - 400°C قرار دارد و بالای 1000°C ترکیب MoSi_2 رفتار نرم از خود نشان می‌دهد. ماده‌ای مناسب جهت استفاده در دماهای بالا می‌باشد. المان‌های حرارتی کوره‌ها، لانس فلزات مذاب، مشعل‌های گازی و وسایل انفجاری، لامپ‌های گازی، نازل‌های دمای بالا و نیز تولید شیشه از جمله موارد مصرف MoSi_2 می‌باشند.

بررسی تحقیقات اخیر نشان می‌دهد که پوشش دادن MoSi_2 بر روی سطح فولاد معمولاً با استفاده از فرآیند لیزر و با عنوان "روکش کاری با جوشکاری لیزر" صورت می‌گیرد. استفاده از پرتو لیزر بدلیل داشتن دانسیته بالای انرژی آن در محدوده 10^2 تا 10^4 و تمرکز انرژی و حرارت در عملیات سخت کردن سطحی رو به گسترش است. تحقیقات مختلفی برای پوشش دادن MoSi_2 بر سطوح آلیاژی مختلف انجام گردیده از جمله:

روکش کاری با جوشکاری لیزر MoSi_2 با استفاده مستقیم از پودرهای مولیبدن و سیلیسیم و همچنین استفاده مستقیم از MoSi_2 و مقایسه نتایج بدست آمده توسط ایگنات^۱ و همکارانش [۱] و همچنین توسط هیدوسی^۲ و همکارانش [۲] صورت گرفت. در ضمن ایگنات و همکارانش تأثیر افزودن پودر ZrO_2 را بر روکش کاری با جوشکاری لیزر MoSi_2 نیز مورد بررسی قرار داده‌اند [۳]. تحقیقات فراوانی به تولید MoSi_2 بدون حضور و یا با حضور عنصر سوم به روش سنتز احتراقی یا آلیاژسازی مکانیکی اختصاص یافته‌است [۴].

۱- Ignat

۲- Hidouci

در این پژوهش برای اولین بار با استفاده از تکنیک جوشکاری قوسی تنگستن-گاز چگونگی تشکیل پوشش MoSi_2 بر روی سطح فولاد ساده کربنی مورد بررسی قرار گرفت.

۲- روش تحقیق

در این پژوهش از فولاد ساده کربنی از نوع ST52 به عنوان فلز پایه و از پودرهای مولیبدن و سیلیسیم به عنوان مواد روکش کاری استفاده شد. با توجه به این که سیلیسیم و مولیبدن به ترتیب دارای نقاط ذوب 1414°C و 2623°C می باشد بنابراین برای اینکه ذرات مولیبدن و سیلیسیم در دمای پایین تری ذوب شده و سریع تر با یکدیگر واکنش دهند باید ذرات مولیبدن و سیلیسیم را به حالت فعال درآورد. برای این منظور از آسیاب گلوله ای (بالمیل^۱) استفاده شده است. از عوامل مهم در انجام آسیاب گلوله ای انتخاب مناسب نسبت جرم گلوله به پودر و مدت زمان انجام فرآیند بالمیل می باشد. با توجه به موارد مشابه انجام شده [۵، ۶] در این پژوهش نسبت جرم گلوله به پودر ۱:۲۰ در نظر گرفته شد. همچنین در هر بار بارگذاری سیستم جهت فعال کردن پودرها مدت زمان های یک و پنج ساعت اختیار شد. لازم به ذکر است که کاپ مورد استفاده از جنس فولاد زنگ نزن و سرعت چرخش محفظه حاوی کاپ rpm ۳۰۰ بود.

روش جوشکاری مورد استفاده در این پژوهش جوشکاری قوسی گاز- تنگستن (GTAW) با گاز محافظ آرگون می باشد. نوع جریان برای جوشکاری DC انتخاب شد. قبل از جوشکاری سطح قطعات بوسیله پنبه آغشته به الکل یا استر شست و شو داده شد تا سطحی عاری از ناخالصی بدست آید. جوشکاری GTAW در سه نوبت تحت آمپراژهای مختلف و با ضخامت لایه های متفاوت بر روی فولاد با ابعاد $7 \times 10 \text{ cm}$ صورت گرفت. شرایط جوشکاری برای هر یک از مخلوط های پودری با توجه به مدت زمان بالمیل و حضور یا عدم حضور آهن در جدول (۱) آورده شده است. بعد از جوشکاری، قطعه بدست آمده برای متالوگرافی آماده شد. جهت اچ کردن سطح از محلول اچ نایتال ۲٪ استفاده شد و ساختار پوشش بدست آمده روی سطح فولاد توسط میکروسکوپ های نوری و الکترونی مورد بررسی قرار گرفت. در ضمن به منظور بررسی فازهای تشکیل شده در نمونه ها، تعیین زمان جوانه زنی و محاسبه پارامتر شبکه ترکیب MoSi_2 از آنالیز پراش پرتو ایکس استفاده شد. سپس با برش قطعه و پرداخت سطح عرضی آن با استفاده از آزمون میکروسختی تحت بار ۹۹۸ mN پروفیل سختی از سطح پوشش تا فولاد پایه گرفته شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱ بررسی شرایط جوشکاری

الف- پودرهای فعال شده در مدت زمان یک ساعت (با حضور آهن)
با توجه به شرایط داده شده در جدول (۱) در مراحل اول و دوم روکش ایجاد شده پوسته پوسته شد و به اطراف پراکنده شد. ولی در مرحله سوم با دو برابر شدن دبی گاز محافظ روکشی با حفرات بسیار زیاد بر روی سطح فولاد تشکیل شد.

ب- پودرهای فعال شده در مدت زمان پنج ساعت (بدون حضور آهن)

۱- Ball mill

با توجه به شرایط داده شده در جدول (۱) در حین جوشکاری مرحله اول لایه جوش پس زده نشد ولی در انتهای جوشکاری این پدیده اتفاق افتاد. بعد از پایان جوشکاری پوششی سیاه رنگ بر روی سطح فولاد تشکیل شد که در حین سرد شدن پوسته پوسته شد و در ضمن حفره‌هایی بر روی سطح پوشش دیده می‌شد. نکته قابل توجه در مرحله دوم، کاهش میران تخلخل پوشش با افزایش دبی گازی بود.

ج- پودرهای فعال شده در مدت زمان پنج ساعت (با حضور آهن)

با توجه به شرایط داده شده در جدول (۱) در مرحله اول پوشش بخوبی ایجاد شد. در پاس‌های ابتدایی لایه پودر پس زده شد ولی در پاس‌های انتهایی، حوضچه مذاب راحت‌تر و بهتر حرکت کرد که علت این امر را می‌توان پیشگرم شدن نواحی بالایی سطح دانست. در پاس دوم بعد از فرچه‌زدن سطح پوشش و شست و شوی آن با الکل، دومرتبه لایه‌ای از پودر ریخته شد و جوشکاری انجام شد. در این روش جوشکاری پوشش MoSi_2 تشکیل شد و میزان تخلخل به حداقل رسید.

۲-۳ بررسی ساختار میکروسکوپی و فازشناسی

در شکل (۱) ریزساختار پوشش حاصل از روکش کاری نشان داده شده است. دیده می‌شود که در هر دو نمونه، فازهای متفاوتی در لایه تشکیل شده است. فاز سفید رنگ بزرگ مربوط به ذرات MoSi_2 و Mo_5Si_3 است که در نمونه‌ی مخلوط پودری Mo-Si-Fe مقدار این فاز بیشتر و اندازه ذرات آن بزرگ‌تر است که دلیل آن را می‌توان انجام عملیات رقیق‌سازی با پودر آهن دانست که باعث می‌شود عملیات روکش کاری با کیفیت مطلوب‌تری انجام شود و از پاشش پودر مولیبدن به بیرون از حوضچه مذاب جلوگیری کند. لیکن با دانستن این که در ابتدا مخلوط پودری با نسبت وزنی Mo ۳۳٪ و Si ۶۶٪ تهیه شد، می‌توان گفت که این ساختارهای دندریتی اساساً MoSi_2 می‌باشند. البته در هر دو ساختار (مخلوط پودری با آهن و بدون آهن) وجود آهن در همه مناطق آنالیزشده لایه پوشش آشکار بود. لیکن با توجه به نتایج حاصل از آزمون XRD (شکل ۴) دیده می‌شود که در روکش کاری با مخلوط پودری Mo-Si-Fe ، پیک‌های آهن با شدت بیشتری تشکیل شدند. در ترکیب MoSi_2 آهن فقط می‌تواند جایگزین مولیبدن شده و فاز FeSi_2 را ایجاد کند و همچنین احتمال تشکیل شدن Fe_2Si نیز وجود دارد. با رقیق‌سازی لایه روکش کاری شده، خواص متالورژیکی لایه بهبود بخشیده شد زیرا لایه روکش کاری با فلزکاری سطح پایه‌ی فلزی تکمیل می‌شود. زمانی که رقیق‌سازی بسیار بالاست، مقدار آهن موجود در سطح فلز به مقدار زیادی افزایش می‌یابد و تغییرات بزرگی را در ترکیب لایه بوجود می‌آورد. در نتیجه مقدار MoSi_2 کمتر و فاز آهن بیشتر است. رقیق‌سازی مناسب در سطح پایه فلزی تقریباً حدود ۵۰٪ است. در طول رقیق‌سازی، انجام واکنش بین Fe با Mo و Si در فرم FeSi و FeSi_2 مشاهده می‌شود. در فاز زمینه حتی در سطح لایه نیز آهن یافت می‌شود این به خاطر امتزاج زیرلایه و پودر در حین عملیات جوشکاری است ولی از مرز مشترک به سمت سطح مقدار آهن حل شده در زمینه کاهش می‌یابد. ساختار زیر لایه در هر دو نمونه پرلیتی است و به دلیل مقدار کم کربن در این نوع از فولاد در زیر لایه مارتنزیت به وجود نیامده است (شکل ۲). گاهی در داخل لایه ترک‌های سطحی مشاهده می‌شود. در واقع دانسته بالایی از ترک‌ها به علت تنش حرارتی در نتیجه انتقال فازها و وجود شیب حرارتی در حین روکش کاری بوجود می‌آیند. تنش‌های کششی که در طول انجماد ظاهر می‌شوند منجر به ترک رسوبات ایجاد شده می‌شوند. در حین سرد شدن و اکسیداسیون در هوا فاز شیشه‌ای SiO_2 تشکیل می‌شود. این فاز شیشه‌ای بیشتر روی دانه‌های مرزی تشکیل شده و دارای اثرات مثبت و منفی

می باشد. این فاز شیشه ای مقاومت به اکسیداسیون را افزایش داده ولی به علت انتشار ترک در سطح بین MoSi_2 و SiO_2 استحکام روکش در دمای بالا را کاهش می دهد.

۳-۳ پروفیل سختی

نمودار پروفیل سختی برای دو نمونه روکش کاری شده در حضور و عدم حضور آهن در شکل (۳) نشان داده شده است. با توجه به نمودار مشاهده می شود که سختی نمونه روکش داده شده در حضور آهن بالاتر از هنگامی است که رقیق سازی با پودر آهن صورت نگرفته است. در حضور آهن و رقیق سازی لایه روکش به علت تشکیل فاز MoSi_2 سختی بالایی را شاهد هستیم که این سختی بالا به میزان تقریباً یک میلی متر از سطح روکش ادامه دارد. از این فاصله به بعد با نزدیک شدن به فصل مشترک لایه-فلز سختی کاهش می یابد. در نواحی نزدیک به فصل مشترک لایه-فلز به علت حضور آهن و امتزاج خوب بین لایه و فلز سختی ناگهان افت پیدا نمی کند و در فاصله حدود $1/7 \text{ mm}$ از فصل مشترک سختی به 217 راکول سی کاهش می یابد که در واقع سختی فلز پایه می باشد.

سختی بالا، در نمونه دوم تنها در لایه بسیار نازکی از سطح دیده می شود و در ادامه به علت وجود ترکیبات دیگر به غیر از MoSi_2 سختی به حدود 470 راکول سی رسید. مشاهده می شود سختی بعد از عبور از فصل مشترک ناگهان به 300 راکول سی کاهش می یابد ولی باز به سرعت به سختی فلز پایه نزدیک نمی شود. علت کاهش ناگهانی سختی از فصل مشترک به سمت فلز پایه عدم امتزاج خوب بین لایه و فلز در غیاب آهن می باشد. در مقایسه سختی های بدست آمده در این روش با سختی های حاصل از روکش کاری با لیزر [۱] می توانیم به نتایج زیر دست پیدا کنیم:

در روش روکش کاری با لیزر به علت تمرکز بالای حرارت در یک نقطه امکان تشکیل پوشش MoSi_2 روی سطح فولاد به مراتب بیشتر از روکش کاری با TIG می باشد. در نتیجه سختی روکش ایجاد شده حتی در غیاب رقیق سازی بالای 1000 راکول سی به دست می آید و این میزان سختی از سطح روکش تا فصل مشترک به میزان بسیار کمی تغییر می کند ولی از فصل مشترک به بعد ناگهان سختی تا سختی فلز پایه کاهش پیدا می کند. در ضمن روکش ایجاد شده در این روش به میزان $1 - 5/0 \text{ mm}$ ضخامت دارد. در حالی که در روش جوشکاری با GTAW میزان حرارت داده شده به سطح بسیار بیشتر از لیزر بوده ولی تمرکز حرارت وجود ندارد. سختی بدست آمده در GTAW کمتر از لیزر بوده ولی تغییرات سختی در نواحی نزدیک فصل مشترک کم می باشد. و در ضمن ضخامت فصل مشترک در این روش بالاتر از روش انجام شده با لیزر می باشد.

۴-۳ نتایج حاصل از پراش پرتو ایکس (XRD)

در شکل (۴) نمودار حاصل از آزمون XRD برای سه روکش ایجاد شده با شرایط متفاوت و یک نمونه پودر بال میل شده، نشان داده شده است. با توجه به شکل (۴) مشاهده می شود که انجام روکش کاری با مخلوط پودری Mo-Si-Fe و بال میل شده به مدت یک ساعت، منجر به تشکیل دی سیلیسید مولیبدن نمی شود. لیکن هنگامی که مدت زمان بال میل به پنج ساعت افزایش پیدا کند، چه در حضور آهن و چه در غیاب آهن پیک های مربوط به ترکیبات مولیبدن و سیلیسیم پدیدار می شود.

۴- نتیجه گیری

۴-۱ با انجام عملیات بالمیل جهت مخلوط کردن پودرهای مولیبدن و سیلیسیم در مدت زمان پنج ساعت، پودرها با یکدیگر واکنش نداده و هیچ ترکیبی بالاخص MoSi_2 تشکیل نمی شود و پودرهای مولیبدن و سیلیسیم، بصورت مجزا ولی با دمای ذوب پایین تر باقی می ماند.

۴-۲ با تکنیک روکش کاری به روش جوشکاری GTAW، لایه های Mo-Si به طرز مطلوبی روی فولاد تشکیل می شوند که با کنترل موارد عملی مانند آمپراژ و دبی گاز محافظ در حین جوشکاری می توان خواص متالورژیکی مطلوب تری در لایه ایجاد کرد.

۴-۳ با انجام عملیات روکش کاری، با استفاده از مخلوط پودری Mo-Si بالمیل شده به مدت یک ساعت و رقیق شده با آهن، روکش MoSi_2 تشکیل نمی شود، لیکن در موقع استفاده از مخلوط پودری Mo-Si-Fe بالمیل شده به مدت پنج ساعت، بدون رقیق سازی یا با رقیق سازی، روکش MoSi_2 تشکیل می شود.

۴-۴ با انجام عملیات رقیق سازی لایه روکش با پودر آهن روکش ایجاد شده حاوی MoSi_2 کمتر بوده لیکن از کیفیت سطح بهتری برخوردار می باشد و در فصل مشترک لایه- فلز پایه، امتزاج پودر و فلز پایه بهتر و بیشتر می باشد.

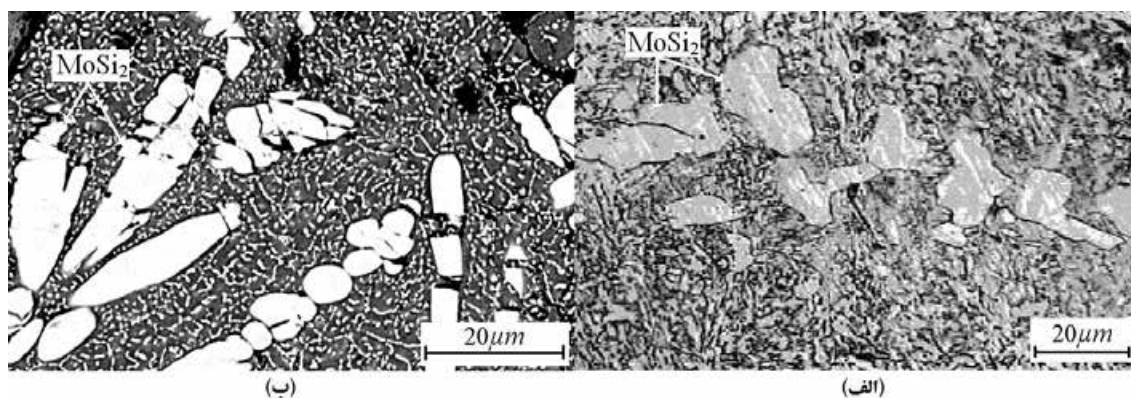
۴-۵ روکش تشکیل شده بر روی سطح فولاد، در نتیجه رقیق سازی لایه، از سختی بالاتری برخوردار بوده و همچنین فصل مشترک، بعلا امتزاج خوب پودر و لایه، نسبت به حالت بدون رقیق سازی از سختی بالاتر و دامنه سختی بیشتری برخوردار می باشد.

۵- مراجع

- [1] Ignata, S., Sallamanda, P., MoSi_2 laser cladding-a comparison between two experimental procedures: Mo-Si online combination and direct use of MoSi_2 Opt. Las. Tech., Vol. 33, pp. 461-469, 2001.
- [2] Hidouci, A., Pelletier, J.M., Microstructure and mechanical properties of MoSi_2 coatings produced by laser processing Mater. Sci. Eng., Vol. A252, pp. 17-26, 1998.
- [3] Ignat, Sorin, Sallamand, Pierre, MoSi_2 laser cladding-elaboration, characterization and addition of non-stabilized ZrO_2 powder particles Intermetallics, Vol. 11, pp. 931-938, 2003.
- [4] Samadi, m., Shamanian, m., Investigation of Mosi_2 formation in the presence of copper by self-propagation high-temperature synthesis Jour.all.comp., 2007.
- [5] اصغرزاده جاوید، ف.، "روش های آلیاژسازی مکانیکی و سنتز احتراقی در حضور مس" دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۸۶
- [6] Yang, Sen, Chen, Na, Liu, Wenjin, Zhong, Minlin, In situ formation of MoSi_2 / SiC composite coating on pure Al by laser cladding Mater. Lett., Vol. 57, pp. 3412-3416, 2003.
- [7] صالحی، م.، اشرفی زاده، فخر. "متالورژی سطح و تریبولوژی «جلد اول»" انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران، ۱۳۷۴

جدول ۱: شرایط مختلف جوشکاری انجام شده به روش جوشکاری قوسی تنگستن - گاز (GTAW)

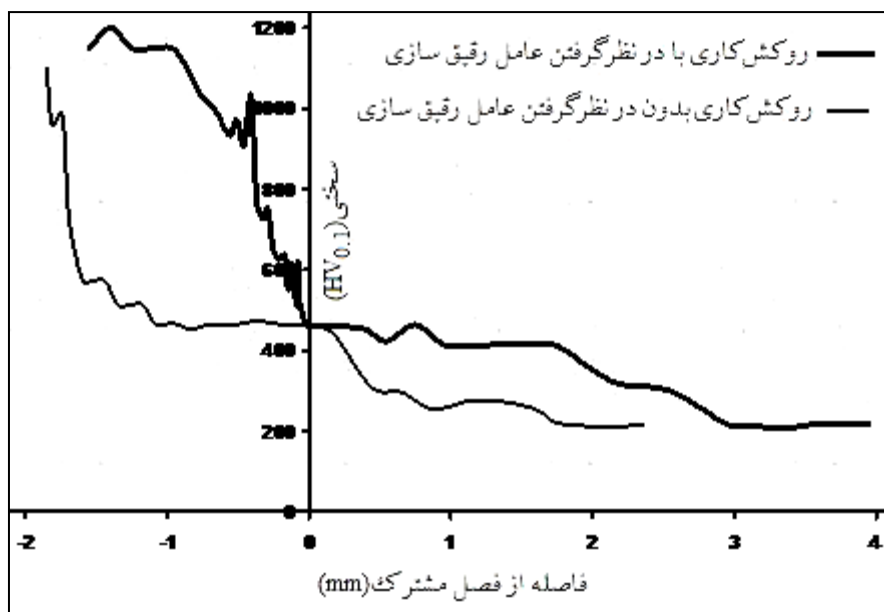
آمبراژ	ضخامت لایه	دبی گاز (lit/mm)	شرایط جوشکاری
پودرهای فعال شده در مدت زمان یک ساعت (با حضور آهن)			
مرحله اول: ۹۰ A	۱ mm	۲/۵	حرکت یکنواخت و بدون ذوب مجدد
مرحله دوم: ۱۳۵ A	۰/۵ mm	۲/۵	ذوب مجدد با حرکت مارپیچی
مرحله سوم: ۱۲۰ A	----	۵	ذوب مجدد با حرکت مارپیچی
پودرهای فعال شده در مدت زمان پنج ساعت (بدون حضور آهن)			
مرحله اول: ۱۰۷ A	۰/۵ mm	۲/۵	حرکت مارپیچی و بدون ذوب مجدد
مرحله دوم: ۱۰۷ A	۰/۵ mm	۵	ذوب مجدد با حرکت مارپیچی
پودرهای فعال شده در مدت زمان پنج ساعت (با حضور آهن)			
مرحله اول: ۱۰۵ A	۰/۵ mm	۵	حرکت مارپیچی و بدون ذوب مجدد
مرحله دوم: ۱۰۵ A	۰/۵ mm	۵	ذوب مجدد با حرکت مارپیچی



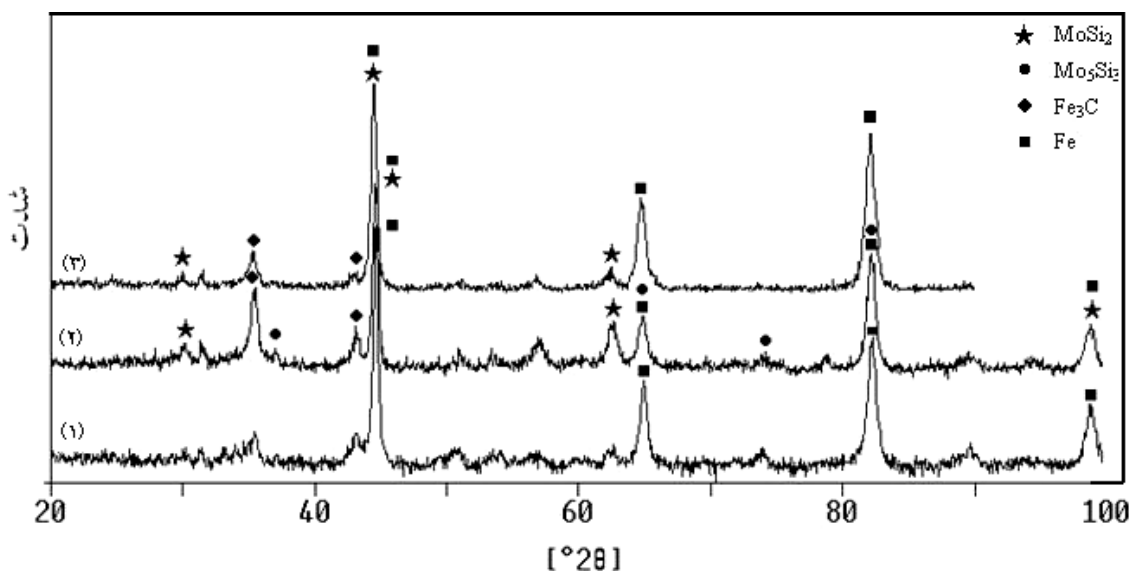
شکل ۱: ریزساختار لایه روکش کاری شده، رقیق شده با آهن (الف) به دست آمده از میکروسکوپ نوری (ب) به دست آمده از میکروسکوپ الکترونی.



شکل ۲: ریز ساختار مربوط به فصل مشترک لایه روکش و فلز پایه



شکل ۳: نمودار سختی بر حسب فاصله از فصل مشترک لایه - فلز پایه



شکل ۴: طیف پرتو ایکس بدست آمده از پرتو Cu-K برای سه نوع روکش ایجاد شده روی سطح فولاد ساده کربنی (۱) روکش پودر بالمیل شده به مدت یک ساعت (با حضور آهن) (۲) روکش پودر بالمیل شده به مدت پنج ساعت (بدون حضور آهن) (۳) روکش پودر بالمیل شده به مدت پنج ساعت (با حضور آهن)

بانک اطلاع رسانی بازرسی

جوش، رنگ، عایق و خوردگی

دراستای ارتقاء سطح علمی علاقمندان صنعت بازرسی
فنی ایران تاسیس گردیده و امروز به عنوان پربازدیدترین
سایت خبری این حوزه از صنعت کشور شناخته می شود
و میزبان تعداد بیشماری از شما متخصصین می باشد.
افزایش روزافزون اعضاء و حامیان این پایگاه خبری
نشان از تأثیرگذاری آن دارد.
شما نیز می توانید با عضویت رایگان در این سایت از مزایای
پیوستن به جامعه بازرسان فنی ایران بهره مند گردید.



www.migmag.ir

جدیدترین اخبار حوزه بازرسی

جوش و برش، رنگ و پوشش، عایق و خوردگی

هر روز در پست الکترونیک خود دریافت کنید

✓ عضویت رایگان (در پویاترین و پربازدیدترین سایت خبری بازرسی صنعتی)

✓ تازه های نشر

✓ مشاوره رایگان از کمیته مشاوران متخصص

Informative Bank of Welding, Paint, Insulation
& Corrosion Inspectionجهت تبلیغات موثر
با ما تماس بگیرید

:: بانک اطلاع رسانی بازرسی جوش، رنگ، عایق و خوردگی ::

فروش آنلاین کتب

نرم افزار، استاندارد های تخصصی و تجهیزات بازرسی صنعتی

www.markazimarket.ir

WWW.MIGMAG.IR



info@migmag.ir همه در

تلفکس: ۰۸۶۱۲۲۱۸۶۷۹ بانک اطلاع رسانی بازرسی

همراه: ۰۹۳۸۸۶۴۷۰۰۳ جوش، رنگ، عایق و خوردگی

WSTD
Welding Science & Technology Development
مؤسسه تخصصی علم و فن جوش**مؤسسه گسترش علم و فن جوش (ثبت: ۹۱۳)****مشاوره مهندسی ، بازرسی فنی ، پژوهش و آموزشهای تخصصی**

مؤسسه گسترش علم و فن جوش در سال ۱۳۹۱ به همت تنی چند از متخصصین شناخته شده صنعت جوش در کشور و با هدف ارتقاء سطح دانش و مهارت افراد شاغل در زمینه های جوشکاری ، بازرسی و مهندسی جوش تأسیس گردید . این مؤسسه اگر چه از نظر تاریخ ثبت بعنوان یک مؤسسه جدیدالتأسیس شناخته می شود اما در واقع کلیه سوابق و تجربیات مؤسسين و کارکنان خود را در بر می گیرد .

آموزش دوره های مهندسی و بازرسی جوش

✓ نیاز سنجی آموزشی

✓ طراحی و اجرای دوره های آموزشی

✓ اعطای گواهینامه های معتبر داخلی و بین المللی

مشاوره و خدمات فنی مهندسی در زمینه

✓ استقرار سیستم های ISO 17020 , ISO 3834

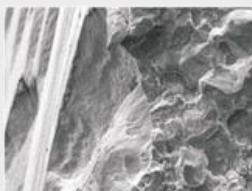
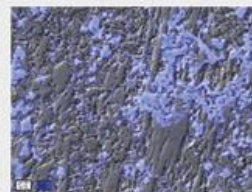
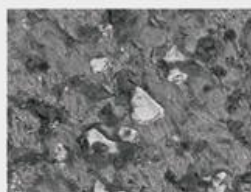
✓ تهیه مستندات فنی پروژه PQR , WPS , ITP

✓ بازرسی حین ساخت و تعمیر قطعات و تجهیزات

✓ تعریف و اجرای پروژه های تحقیقاتی

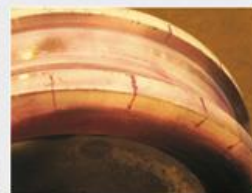


✓ تعریف و اجرای پروژه های تحقیقاتی



✓ آنالیز شکست قطعات

✓ بازرسی جوش ، ارزیابی و تایید صلاحیت جوشکاران



WSTD
Welding Science & Technology Development
مؤسسه استاندارد علم و فن جوش

مؤسسه گسترش علم و فن جوش (ثبت: ۹۱۳)

✓ انتخاب مواد، مهندسی
سطح، خوردگی

✓ ترمیم و بازسازی قطعات

✓ ارائه خدمات و مشاوره
در زمینه ایمنی و بهداشت

HEALTH	*	2
FLAMMABILITY		3
REACTIVITY		0
PERSONAL PROTECTION		H



مشخصات اعضای مؤسسه

ردیف	نام و نام خانوادگی	سمت	خلاصه سوابق
۱	رضا کلاتریان	مدیر عامل	کارشناسی ارشد مهندسی مواد - جوشکاری از دانشگاه صنعتی امیر کبیر مهندس و بازرسی بین المللی جوش از SLV آلمان مشاور صنایع و مدرس دوره های مهندسی بین المللی جوش
۲	امیر حسینی کلورزی	رئیس هیأت مدیره و مدیر آموزش	کارشناسی ارشد مهندسی مواد - شناسایی مواد از دانشگاه شیراز مهندس بین المللی جوش از SLV آلمان مشاور صنایع و مدرس دوره های مهندسی و بازرسی جوش
۳	محمد رضا سلطان محمدی	عضو هیأت مدیره و مدیر تکنولوژی جوش	کارشناسی ارشد مهندسی مواد - جوشکاری از دانشگاه تهران مهندس و بازرسی بین المللی جوش مشاور صنایع، مدرس و ممتحن دوره های مهندسی بین المللی جوش
۴	محسن مستاجران	عضو هیأت مدیره و مدیر بازرسی	کارشناسی ارشد مهندسی مواد - خوردگی از دانشگاه صنعتی اصفهان سطح سه آزمونه های غیر مخرب از ASNT آمریکا مشاور صنایع و مدرس دوره های مهندسی و بازرسی جوش

تلفن: ۵۵۲۵۸۸۲ - ۰۶۱۱

فکس: ۵۵۲۴۸۵۰ - ۰۶۱۱

اهواز، پادادشهر، خیابان ۱۰،

مجمع تجاری هیراد، طبقه ۳،

واحد ۱۵

www.wstd.ir info@std.ir

بهینه سازی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی اتصال لبه روی هم مس خالص تجاری

با استفاده از روش تاگوچی بر مبنای آنالیز خاکستری و تحلیل آنوا

حمید کبیری رنانی^۱، سیداحسان میرصالحی^۲

۱-دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد-جوشکاری دانشگاه صنعتی امیرکبیر

۲-استادیار دانشکده مهندسی معدن و متالورژی دانشگاه صنعتی امیرکبیر

چکیده

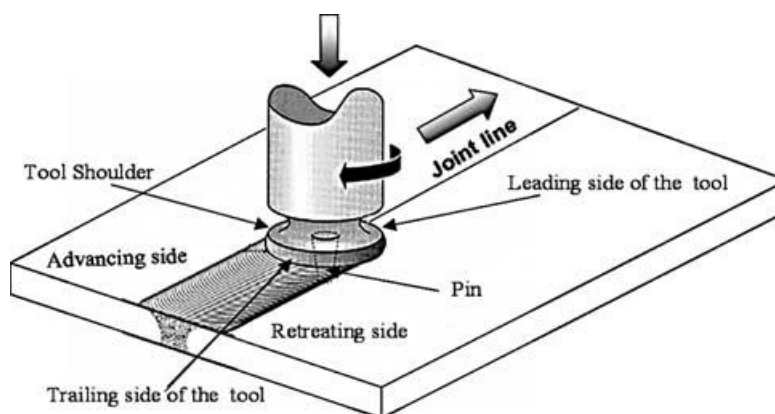
مس، به دلیل دارا بودن برخی ویژگی هایی مطلوب همچون هدایت الکتریکی و حرارتی بالا، ماده ای منحصر به فرد برای بسیاری از کاربردهای صنعتی به حساب می آید. با این حال، جوشکاری ذوبی مس توسط تکنیک های معمول، با مشکلاتی همراه است. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW)، یک روش جوشکاری حالت جامد است که فاقد مشکلات جوشکاری ذوبی مس می باشد. در این تحقیق، تسمه های مسی خالص تجاری با ضخامت ۵ میلی متر، توسط فرآیند FSW به صورت لبه روی هم به یکدیگر متصل شدند. ابزار مورد استفاده، متشکل از دو بخش بود که شولدر آن از فولاد کم آلیاژ و پین آن از فولاد ابزار HSS ساخته شده بود. اتصالات، در سرعت های مختلف چرخش پین و پیشروی خطی ابزار و با دو اندازه سطح تماس شولدر مختلف ایجاد شدند. استحکام برشی اتصالات و سختی نواحی مختلف مقاطع جوش های حاصله، بررسی شد و ریزساختار ناحیه اتصال نیز مورد مطالعه قرار گرفت. در نهایت، توسط روش تاگوچی و آنالیز ارتباط خاکستری، شرایط بهینه در محدوده متغیرهای مورد بررسی تعیین گردید. سپس با استفاده از تحلیل انحراف معیار درصد تاثیر هر پارامتر بر روی خواص مکانیکی اتصال محاسبه شد.

واژه های کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی؛ اتصال لبه روی هم تسمه مسی؛ روش تاگوچی؛ آنالیز ارتباط خاکستری؛ آنوا

¹ kabiri@aut.ac.ir

۱- مقدمه

مس، به دلیل دارا بودن ویژگی هایی همچون هدایت الکتریکی و حرارتی بالا و برخورداری از ترکیبی از استحکام و نرمی و مقاومت عالی در مقابل خوردگی، ماده ای مطلوب برای استفاده در بسیاری از کاربردهای صنعتی محسوب می گردد. بنابراین، تقاضای روز افزونی برای جوشکاری آن وجود دارد. به عنوان مثال، اتصالات جوشکاری مس خالص در صنایع هسته ای و تجهیزات خلائی، از کاربرد گسترده ای برخوردار می باشند. جوشکاری مس توسط تکنیک های جوشکاری ذوبی متداول، به دلیل نرخ اکسایش بالا در دمای ذوب و نفوذ حرارتی زیاد، معمولاً مشکل بوده و سرعت جوشکاری در آنها شدیداً پایین می باشد [۱]. در این وضعیت، با توجه به هدایت حرارتی بالای مس، نیاز به گرمای ورودی زیادی بوده و در نتیجه شاهد رخداد عیوبی همچون اعوجاج زیاد، نواحی متأثر از حرارت وسیع و تنش های پسماند قابل توجه، خواهیم بود. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW)^۱، یک روش جوشکاری حالت جامد نسبتاً جدید است که از دستاوردهای اصلی آن می توان به اعوجاج پایین، فقدان عیوب مربوط به ذوب، استحکام بالای اتصال و عدم نیاز به فلز پرکننده اشاره نمود. با توجه به این مسائل، فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، جایگزین مناسبی برای تکنیک های جوشکاری متداول در رابطه با جوشکاری مس محسوب می گردد. اساس فرآیند FSW در شکل ۱ آورده شده است. متغیرهای اصلی در FSW عبارتند از: جنس ابزار، هندسه ابزار، سرعت دوران پین و سرعت انتقالی.



شکل ۱- اساس فرآیند FSW و متغیرهای آن [۲]

ابزار شامل دو بخش پین و شولدر می باشد. هدف از شولدر جلوگیری از پرتاب مواد از درون درز اتصال به خارج و تولید گرما از طریق اصطکاک می باشد. هندسه سطح شولدر برای جوشکاری آلومینیوم بررسی شده است و مشاهده شده است که اگر سطح شولدر بصورت مارپیچی شیار دار باشد اندازه دانه ها یکنواخت تر می باشد [۳]. شولدر با شانه پیچشی بر روی ورق مسی نازک جریان پایدار مواد را به دنبال داشته و امکان استفاده از سرعت دوران بالاتر فرآیند را فراهم می آورد و دانه های ظریف تری حاصل می شود [۴]. شکل پین بر روی تولید گرما، جریان های پلاستیکی و اصطکاک تاثیر دارد. هرچه فاصله شیارها و زاویه مخروط پین کمتر باشد سرعت جریان مواد افزایش می یابد و بهبود جریان مواد را به دنبال دارد [۵]. ابزار مناسب بایستی استحکام بالا و همینطور چقرمگی و رسانایی گرمایی بالایی داشته باشد. برای ضخامت های مختلف ورق مسی، پیشنهاداتی برای انتخاب جنس ابزار از فولادهای آلیاژی ارائه شده است [۶-۷]. همچنین دیده شده است که با عملیات حرارتی و سخت کاری ابزار می توان نتایج مطلوبی بدست آورد

¹ Friction stir welding

[۸]. در حالت اتصال سربه سر مس، سرعت دوران و پیشروی مورد مطالعه قرار گرفته و مشاهده شده است که افزایش سرعت دوران باعث بالاتر رفتن دمای جوشکاری و کاهش کیفیت سطحی اتصال شده است [۹]. همچنین کاهش سرعت انتقالی در یک سرعت دوران ثابت، منجر به کاهش اندازه دانه و افزایش سختی شده است و افزایش سرعت چرخش باعث افزایش حرارت ورودی به قطعه کار و رشد دانه در منطقه جوش شده و کاهش سختی را به دنبال دارد [۱۰-۱۱]. با توجه به مطالب بیان شده، مطالعه شرایط جوشکاری FSW اتصالات لبه روی هم مس و خواص اتصالات حاصله ارزشمند به نظر می رسد. بنابراین، در این پژوهش سعی شده است تا تاثیر سه متغیر سرعت دوران، سرعت پیشروی و قطر سطح مقطع شولدر بر روی خواص مکانیکی اتصالات لبه روی هم FSW مس خالص تجاری مورد بررسی قرار گیرد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد اولیه و آنالیز آنها

در این تحقیق، از تسمه های مسی با ابعاد $200 \times 60 \times 5$ میلی متر استفاده شد. آنالیز شیمیایی این تسمه ها توسط روش کوانتومتری بدست آمد که در جدول ۱ آورده شده است. با توجه به نتیجه به دست آمده، جنس آنها بر اساس استاندارد ASTM، C10200 می باشد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی تسمه های مسی (بر حسب درصد وزنی)

Cu	Pb	Sn	Fe	Ni	Al	S	Co	Sb	Zr
۹۹/۹	۰/۰۰۰۱۴	۰/۰۰۲۹	۰/۰۰۸۳	۰/۰۰۱۸	۰/۰۰۱۶	۰/۰۰۲۸	۰/۰۰۱۳	۰/۰۰۷	۰/۰۰۱۳

۲-۲- ساخت ابزار

ابزار به کار رفته برای این آزمایش، به صورت دو تکه ساخته شد. دو عدد شولدر یکی با قطر سطح مقطع ۲۵ میلی متر و دیگری با قطر سطح مقطع ۴۵ میلی متر از جنس فولاد 34CrNiMo6 (با شماره استاندارد DIN 1.6582) ساخته شد. چون طرح اتصال بصورت لبه روی هم می باشد و حرارت باید از لایه رویی به لایه زیری انتقال یابد لذا میزان حرارت ایجاد شده به واسطه اصطکاک سطحی شولدر در فرآیند یک پارامتر موثر است. آنالیز شیمیایی فولاد به کار رفته برای شولدر در جدول ۲ آورده شده است. بعد از ماشینکاری، دمای سطحی توسط سخت کاری القایی به ۸۵۰ درجه سانتیگراد برده شد و در روغن کوئنچ گردید تا سختی ۵۰ راکول C تا عمق ۳ میلی متر حاصل گردید.

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فولاد 34CrNiMo6 (بر حسب درصد وزنی) [۱۲]

عنصر شیمیایی	%Mo	%Ni	%Cr	%Mn	%Si	%C
حداقل	۰/۱۵	۱/۴	۱/۴	۰/۴	۰	۰/۳
حداکثر	3/0	۷/۱	۱/۴	۰/۷	۰/۴	۰/۳۸

پین بصورت مارپیچی استوانه ای از جنس فولاد تندبر (HSS^1) ساخته شد و توسط TiN پوشش دهی گردید. قطر پین ساخته شده ۶ میلیمتر و ارتفاع آن ۸ میلیمتر می باشد. شکل ۲، تصویر پین و شولدرهای ساخته شده را نشان می دهد.



شکل ۲- تصویر ابزار جوشکاری

۲-۳- طراحی آزمایش ها

آزمایش ها در سرعت های چرخش ۹۰۰ و ۱۱۲۰ دور بر دقیقه و سرعت های پیشروی ۲۰ و ۲۵ میلی متر بر دقیقه و با دو قطر سطح تماس شولدر ۲۵ و ۴۵ میلیمتر انجام شدند. جدول ۳، متغیرها و سطوح آزمایش هر یک از آنها را نشان می دهد.

جدول ۳- متغیرها و مقادیر آنها

متغیر مورد بررسی	قطر سطح تماس شولدر (mm)	سرعت دوران (RPM)	سرعت پیشروی (mm/min)
سطح ۱	۴۵	۹۰۰	۲۰
سطح ۲	۲۵	۱۱۲۰	۲۵

به منظور طراحی آزمایش ها، از روش تاگوچی^۲ بهره گرفته شد. با توجه به تعداد متغیرها و سطوح مورد بررسی آنها از آرایه متعامد L_4 استفاده شد. با استفاده از روش تاگوچی و نرم افزار مینی تب^۳، تعداد و شرایط آزمایش مطابق جدول ۴ در نظر گرفته شد.

{Minitab : stat/DOE/Taguchi/Create Taguchi Design/Designs/ L_4 }

جدول ۴- تاگوچی L_4 بر اساس داده های نرم افزار Minitab v15

شماره آزمایش	قطر سطح تماس شولدر	سرعت دوران	سرعت پیشروی
۱	۱	۱	۱
۲	۱	۲	۲
۳	۲	۱	۲
۴	۲	۲	۱

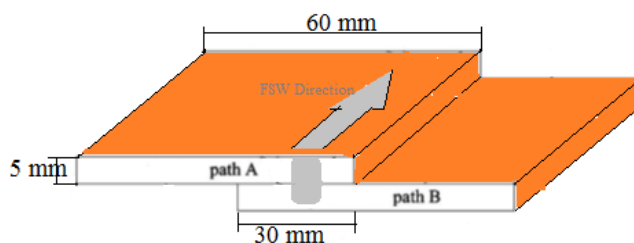
¹ High speed steel

² Taguchi method

³ Minitab V15

۴-۲- مونتاژ قطعات به منظور اجرای اتصال

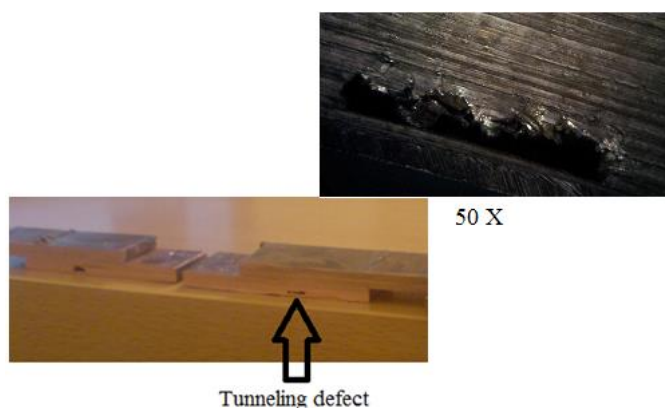
اتصال به صورت لبه روی هم (Lap) در نظر گرفته شد. شکل ۳ نحوه قرارگیری دو تسمه مسی روی یکدیگر را نشان می دهد.



شکل ۳- نحوه قرار گیری تسمه های مسی روی یکدیگر و جهت حرکت ابزار

۵-۲- اجرای عملیات جوشکاری

همانطور که در شکل ۲ مشاهده می شود طرح پین بصورت مارپیچی می باشد و جهت ساعتگرد چرخش، جریان رو به بالای مواد را به دنبال دارد و جهت پاد ساعتگرد، جریان رو به پایین مواد را به دنبال خواهد داشت. در هنگام استفاده از جهت رو به بالای مواد، عیب عدم نفوذ ریشه (تونل) در جوش مشاهده شد که در شکل ۴ نشان داده شده است. لذا جهت جریان مواد رو به پایین و پارامترهای سرعت دوران و سرعت پیشروی و قطر سطح تماس شولدر، به عنوان متغیرهای مورد بررسی، در نظر گرفته شدند.



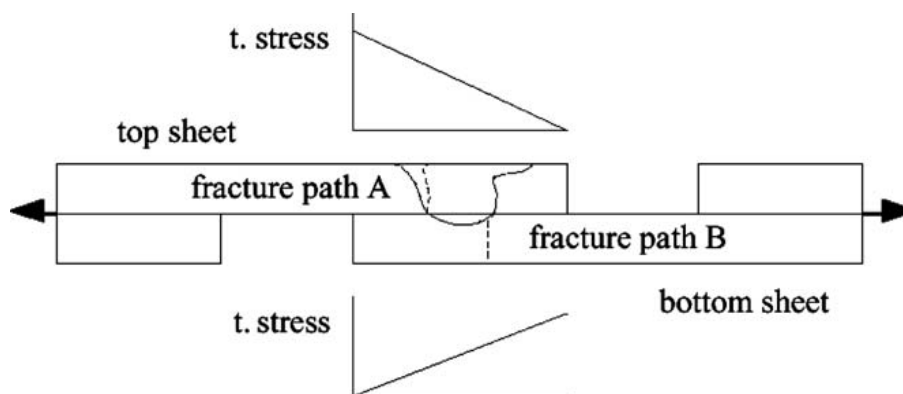
شکل ۴ - عیب عدم نفوذ در ریشه (تونلی شدن) در حالت جریان رو به بالای مواد و تصویر ناحیه عیب با بزرگنمایی ۵۰ برابر

برای انجام آزمایش ها از دستگاه فرز هکرت^۱ ۳۱۵ استفاده شد. تسمه های مسی توسط جیگ بر روی محور دستگاه ثابت شدند. پین وارد ورق بالایی شد و سطح شولدر به سطح مس مماس گردید. دمای لازم برای اتصال توسط روش FSW بین ۰/۷ تا ۰/۹۵ دمای ذوب فلز می باشد [۶] (دمای ذوب مس خالص ۱۰۸۳ درجه سانتیگراد می باشد [۱۳]). پس از گذشت زمان مناسب برای گرم شدن و رسیدن دما به اندازه کافی، فرآیند FSW آغاز شد. جوشکاری نمونه ها، مطابق شرایط بیان شده در جدول های ۳ و ۴، انجام پذیرفت.

¹ Hekert 315

۲-۶- بررسی خواص اتصالات

پس از انجام فرآیند جوشکاری، نمونه هایی مطابق شکل ۴ تهیه شده و از آنها تست کشش- برش به عمل آمد. سختی منطقه جوش توسط دستگاه سختی سنج برای حالات مختلف آزمایش شده، اندازه گیری شد. سختی بر اساس راکول سوپر فیشال T۱۵ (با ساچمه کرومی ۱۶ / اینچ و در فواصل ۸ میلی متر از یکدیگر اندازه گیری شد.

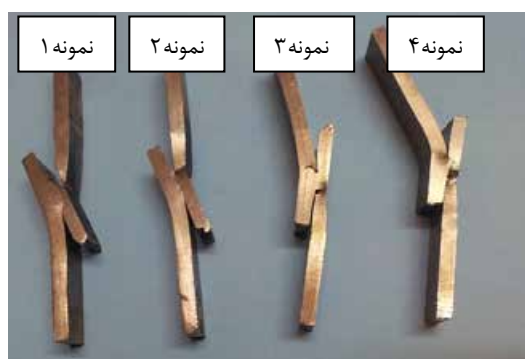


شکل ۴- تصویر شماتیکی نمونه های آزمایش کشش- برش [۱۴]

در نهایت، سطح مقطع جوشها پولیش شدند و یکبار توسط محلول ۱۵ میلی لیتر اسید هیدروکلریک در ۱۰۰ میلی لیتر آب مقطر به همراه ۲/۵ گرم کلرید آهن اچ گردیدند و سپس با محلول HNO_3 با غلظت ۵۰٪ اچ شدند و ریزساختار نواحی اتصال، توسط میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفت.

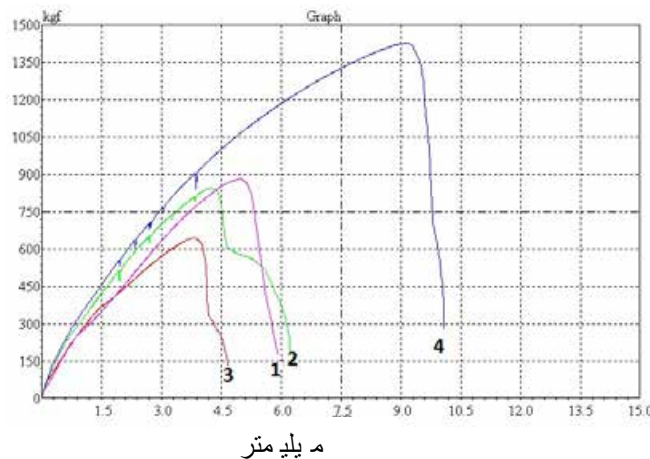
۳- نتایج و بحث

در شکل ۵، تصاویر نمونه های آزمون کشش- برش بعد از انجام آزمایش نمایش داده شده است و نتایج این آزمون، در گراف شکل ۶ آورده شده است. همانگونه که در شکل ۵ مشاهده می گردد تمامی شکست ها در نمونه های استحکام برشی از مرز فلز پایه و ناحیه همزده مقطع جوش به وقوع پیوستند که این نشان دهنده ایجاد اتصال مناسب بوده است و همچنین تمام شکست ها در تسمه رویی اتفاق افتادند.



شکل ۵- تصاویر نمونه های کشش- برش بعد از انجام آزمایش

کیلوگرم نیرو



شکل ۶- نمودار مربوط به نتایج آزمون کشش-برش چهار نمونه (در تصویر، منحنی مربوط به هر نمونه با شماره آن نشان داده شده است)

نتایج حاصل از بررسی سختی منطقه جوش نیز در جدول ۵ نشان داده شده است. سختی فلز پایه بر اساس میانگین نتایج بدست آمده معادل ۶۱/۹۵ راкол در نظر گرفته شد. میانگین سختی فلز پایه و میانگین سختی مرز ناحیه همزده جوش (که شکست از آن ناحیه اتفاق می افتد) و در جدول ۷ آورده شده است.

جدول ۵- نتایج سختی سنجی HR15T

شماره نمونه	میانگین سختی مرکز جوش	میانگین سختی مرز ناحیه همزده جوش
۱	۶۳/۶	۵۵/۷۵
۲	۶۵/۴۵	۵۶/۴۱
۳	۶۷/۴	۵۷/۸۷
۴	۷۱/۸	۶۲/۲

در روش تاگوچی، با استفاده از فرمولهای آماری می توان مقادیر نتایج آزمایشات انجام نشده را نیز پیش بینی نمود که این کار توسط نرم افزار مینی تب انجام شد. نتایج آزمونهای عملی و پیش بینی های مذکور، در جدول ۶ آورده شده است.

جدول ۶- نتایج عملی حاصل از آزمونها در کنار نتایج پیش بینی شده برای شرایط آزمایش نشده توسط نرم افزار

شماره ردیف	سطح هر متغیر			استحکام برشی	سختی مرز ناحیه همزده جوش HR15T	شماره آزمایش جدول تاگوچی
	قطر تماس شولدر	سرعت دوران	سرعت پیشروی			
۱	۱	۱	۱	۸۸۲	۵۵/۷۵	۱
۲	۱	۱	۲	۴۷۲	۵۳/۹۱	-
۳	۱	۲	۱	۱۲۵۴	۵۸/۲۴	-
۴	۱	۲	۲	۸۴۵	۵۶/۴۱	۲
۵	۲	۱	۱	۱۰۵۴	۵۹/۷	-
۶	۲	۱	۲	۶۴۵	۵۷/۸۷	۳
۷	۲	۲	۱	۱۴۲۷	۶۲/۲	۴
۸	۲	۲	۲	۱۰۱۷	۶۰/۳۶	-

آنالیز ارتباط خاکستری^۱ نیز با استفاده از روابط آماری، ارتباط بین چند پاسخ را با توجه نسبت تاثیر گذاری هر کدام، محاسبه نموده و یک مقدار واحد ارائه می کند که امکان مقایسه نتایج را فراهم می آورد. برای محاسبه ارتباط خاکستری در ابتدا بایستی مقادیر بدست آمده از آزمون ها نرماله شوند. در نرماله کردن اعداد بین صفر تا یک قرار می گیرند و مقدار ایده آل^۲ آن عدد یک است. برای این منظور، نتایج مربوط به استحکام کشش- برش و سختی مرز ناحیه همزده جوش در حالت هر چه بیشتر بهتر، توسط فرمول ۱، نرماله شدند. نتایج در جدول ۷ نشان داده شده است. مقادیر نرمال شده در حالت هرچه بیشتر بهتر منفی می باشند، برای مثبت کردن اعداد، مقادیر آنها با عدد یک جمع می شوند.

$$x_i(k) = \frac{\max y_i(k) - y_i(k)}{\max y_i(k) - \min y_i(k)} \quad (1)$$

$X_i(k)$ = مقدار عددی نرماله شده

$\text{Max } y_i(k)$ = بیشترین مقدار عددی در ستون نتایج بدست آمده

$\text{Min } y_i(k)$ = کمترین مقدار عددی در ستون نتایج بدست آمده

$Y_i(k)$ = مقدار عددی که نرمال آن محاسبه می شود

برای محاسبه ارتباط خاکستری نیاز است به هرکدام از نتایج ضریب وزنی داده شود. با توجه به این که در اتصالات لبه روی هم، استحکام برشی از اهمیت خاصی برخوردار است، به آن ضریب وزنی ۰/۷ و به سختی مرز ناحیه همزده جوش، ضریب وزنی ۰/۳ اختصاص داده شد و ضرایب گرید خاکستری، بر اساس فرمول ۲ محاسبه شد و بر اساس فرمول ۳ نیز، گرید ارتباط خاکستری بین استحکام برشی و سختی مرز ناحیه همزده جوش محاسبه شد [۱۵-۱۶]. نتایج این محاسبات، در جدول ۷ آورده شده است.

$$\xi_i = \frac{\Delta_{\min} + \psi \Delta_{\max}}{\Delta_{0i}(k) + \psi \Delta_{\max}} \quad \Delta_{0i} = \|x_0(k) - x_i(k)\| \quad \& \quad 0 \leq \psi \leq 1 \quad (2)$$

Δ_{0i} = تفاوت ارزش مطلق و Δ_{0i} = ضریب وزنی ψ = ضریب گرید ارتباط خاکستری ξ_i

$$y_i = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \xi_i(k) \quad y_i = \text{گرید ارتباط خاکستری} \quad (3)$$

جدول ۷ - نتایج مربوط به محاسبه گرید خاکستری

ردیف مربوط به شرایط آزمایش ممکن	استحکام برشی kgf	سختی مرز ناحیه همزده جوش	مقادیر نرمال استحکام برشی	مقادیر نرمال اختلاف سختی	ضریب ارتباط خاکستری استحکام برشی	ضریب ارتباط خاکستری سختی مرز ناحیه همزده جوش	گرید ارتباط خاکستری
۱	۸۸۲	۵۵/۷۵	۰/۴۳	۰/۲۲	۰/۳۸	۰/۴۲	۰/۴
۲	۴۷۲	۵۳/۹۱	۰	۰	۰	۰	۰
۳	۱۲۵۴	۵۸/۲۴	۰/۸۲	۰/۵۲	۰/۵۴	۰/۶۴	۰/۵۹
۴	۸۴۵	۵۶/۴۱	۰/۴	۰/۳	۰/۳۶	۰/۵	۰/۴۳
۵	۱۰۵۴	۵۹/۷	۰/۶۱	۰/۷	۰/۴۷	۰/۷	۰/۵۸۵

¹ Gray relational analysis

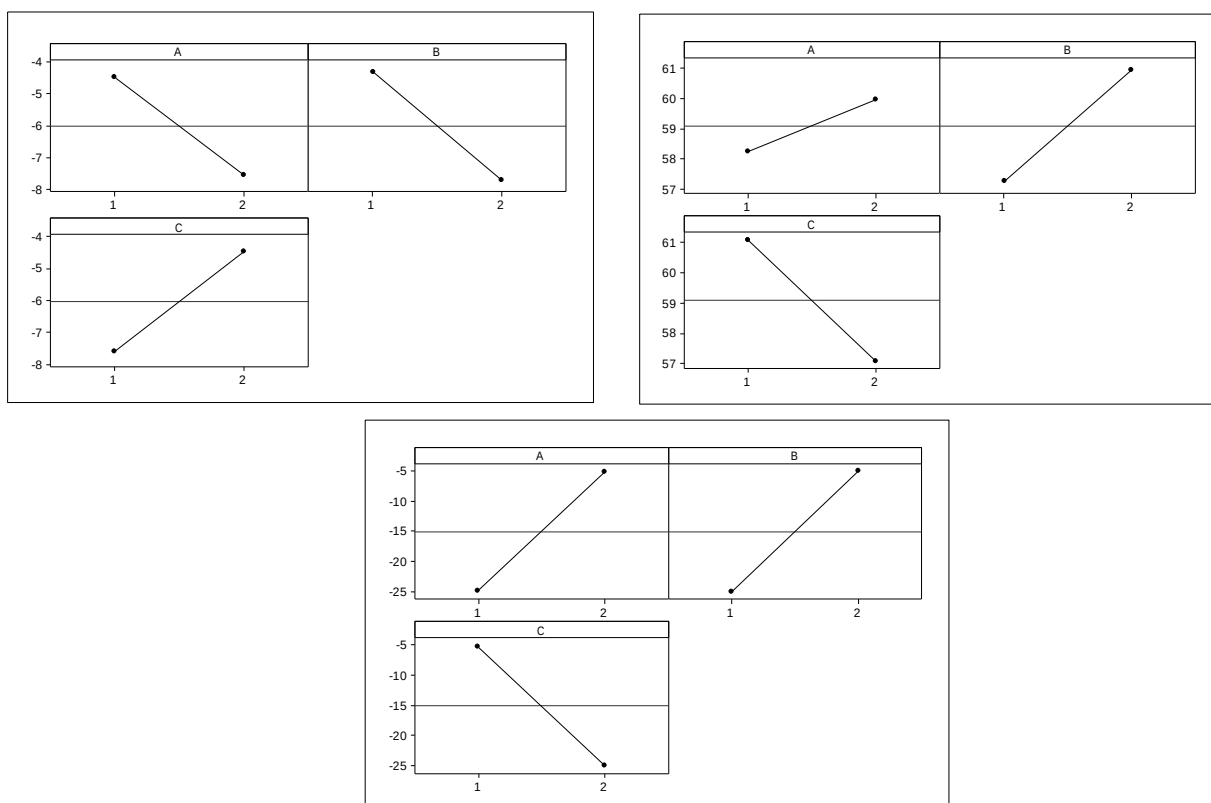
² Ideal sequence

۰/۴۱	۰/۶۲	۰/۲	۰/۴۸	۰/۱۸	۵۷/۸۷	۶۴۵	۶
۰/۶۸	۰/۷۷	۰/۵۹	۱	۱	۶۲/۲	۱۴۲۷	۷
۰/۵۸۵	۰/۷۲	۰/۴۵	۰/۷۸	۰/۵۷	۶۰/۳۶	۱۰۱۷	۸

روش تاگوچی بر مبنای نسبت سیگنال به نویز $(S/N)^1$ برای به حداقل رساندن پارامترهای غیرقابل کنترل بنا شده است. برای محاسبه مقادیر S/N از فرمول ۴ استفاده شد. [۱۷] با استفاده از نرم افزار مینی تب، نمودار (S/N) ، در حالت هرچه بیشتر بهتر برای استحکام برشی، سختی مرز ناحیه همزده جوش و گرید ارتباط خاکستری محاسبه و سپس ترسیم شد (شکل ۷).

$$\frac{S}{N} = -10 \log_{10} \left(\frac{1}{n} \sum \frac{1}{y^2} \right) \quad \text{فرمول ۴}$$

در تحلیل این نمودارها، بهترین حالت وضعیتی است که نمودارها بیشترین حد ممکن را داشته باشند. در این نمودارها A نشان دهنده تاثیر قطر تماس شولدر، B تاثیر سرعت دوران و C تاثیر سرعت پیشروی می باشند.



شکل ۷- منحنی S/N رسم شده توسط Minitab در حالت هرچه بیشتر بهتر برای : الف) استحکام کشش - برش، ب) سختی مرز ناحیه همزده جوش و ج) گرید ارتباط خاکستری

بنابراین، بر اساس نمودار بدست آمده شرایط بهینه خواص مکانیکی، در وضعیتی که از شولدر با قطر سطح مقطع ۲۵ میلی متر، سرعت دوران ۱۱۲۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۲۰ میلی متر بر دقیقه بهره گرفته شود، حاصل می

¹ Signal to Noise

گردد. برای هر سطح آزمایش یک درجه آزادی وجود دارد. درجه آزادی هر سه پارامتر در دوسطح آزمایش از رابطه (۵) بدست می آید [۱۷]

رابطه (۵) درجه آزادی^۱ = ۱ - تعداد سطوح هر پارامتر

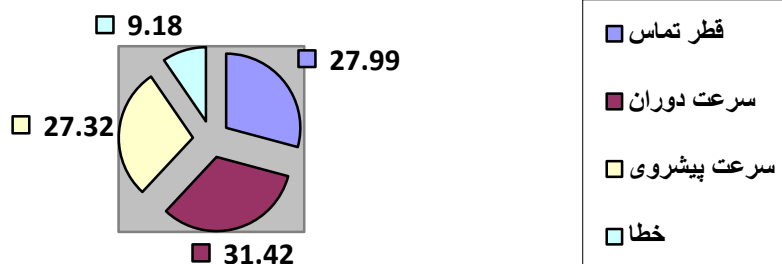
با استفاده از تحلیل آنوا^۲ درصد مشارکت هر یک از پارامترهای مورد آزمایش تعیین می گردد. [۱۸] برای محاسبه انحراف معیار نیاز به محاسبه مجموع مربعات سیگنال به نویز می باشد. این مربعات از فرمول ۶ محاسبه می شوند [۱۹]

$$SS_T = \sum_{i=1}^n (n_i - n_m)^2 \quad \text{فرمول ۶}$$

با استفاده از تحلیل آنوا در نرم افزار Minitab v15 مقادیر جمع مربعات^۳ و خطا در انجام محاسبات بدست آورده شد و در نهایت درصد مشارکت هر پارامتر بر روی خواص مکانیکی اتصال حاصل تخمین زده شد. مقادیر جمع مربعات در جدول ۸ و درصد مشارکت هر پارامتر در شکل ۸ آورده شده است.

جدول ۸- جمع مربعات سیگنال به نویز

جمع مربعات	درجه آزادی	منبع انحراف معیار
۰,۰۰۸۸۲۰	۱	قطر تماس
۰,۰۹۹۰۱۳	۱	سرعت دوران
۰,۰۸۶۱۱۳	۱	سرعت پیشروی
۰,۰۱۲۸۴۷	-	برهم کنش
۰,۰۲۸۴۹۳	۴	خطا
۰,۳۱۵۱۵۰	۷	جمع



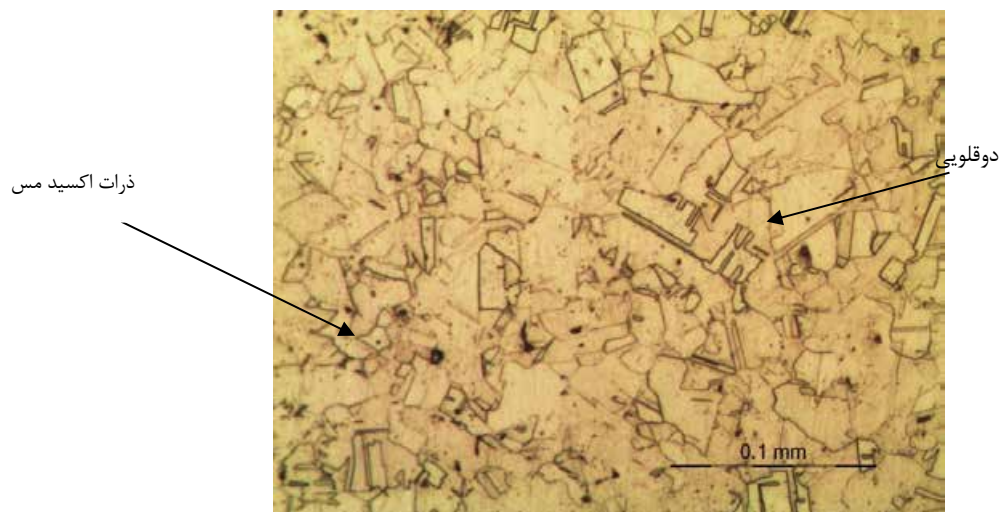
شکل ۸- درصد تاثیر هر پارامتر بر روی خواص مکانیکی اتصال

¹ Degree of Freedom (DF)

² Analysis of Variance (ANOVA)

³ Sum of Square

تصویر میکروسکوپی نوری سطح مقطع فلز پایه مس در شکل ۸ نشان داده شده است. با توجه به مطالب ارائه شده در مرجع [۲۰]، این ساختار شامل دانه های هم محور^۱ به همراه دوقلوی ها^۲ می باشد. در این تصویر نقاط تیره رنگ ذرات اکسید مس نیز دیده می شود.

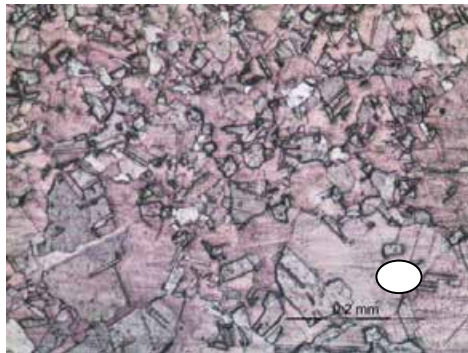


شکل ۸- تصویر میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی ۲۰۰ برابر از سطح مقطع فلز پایه شامل دانه های هم محور به همراه دوقلویی ها

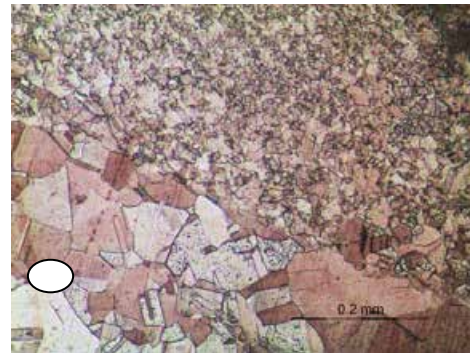
شکل ۹ تصاویر میکروسکوپ نوری از مقاطع مرز فلز پایه و منطقه اغتشاشی جوش نمونه ها را نشان می دهد. ریز ساختار فلز پایه این تصاویر نیز مانند ریز ساختار فلز پایه نشان دهنده دانه های هم محور به همراه دوقلویی ها می باشد. در شکل (۳) ۹ مشاهده می شود که اندازه دانه فلز پایه در مرز با منطقه اغتشاشی رشد داشته است و این موضوع سبب افت استحکام در نمونه شماره ۳ شده است. در شکل (۴) ۹ مشاهده می شود که ساختار فلز پایه در مرز منطقه اغتشاشی کمترین تغییر اندازه را نسبت به اندازه ساختار فلز پایه داشته است و باعث بیشترین استحکام کشش^۰ برش شده است. در تصاویر (۱) ۹ و (۲) ۹ نیز مشاهده می شود که اندازه دانه های فلز پایه در مرز منطقه اغتشاشی تغییر کرده اند که سبب افت استحکام شده است. با توجه به نتایج منحنی S/N برای ارتباط خاکستری هر سه عامل سطح تماس ، سرعت دوران و سرعت پیشروی به شدت بر روی خواص مکانیکی موثر هستند. همچنین با توجه به تحلیل آنوا تاثیر هر سه پارامتر تقریباً به یک میزان می باشد هرچند تاثیر سرعت دوران تا حدودی نسبت به قطر سطح مقطع و سرعت پیشروی بیشتر است. با توجه به تصاویر حاصل از میکروسکوپ نوری (شکل ۹) نتیجه می شود درشت شدن اندازه دانه های مرز منطقه اغتشاشی باعث کاهش استحکام مکانیکی شده است. سرعت دوران باعث گرم شدن منطقه اتصال می شود و در سرعت پیشروی پایین باعث رشد دانه های فلز پایه می شود.

¹ Equiaxed

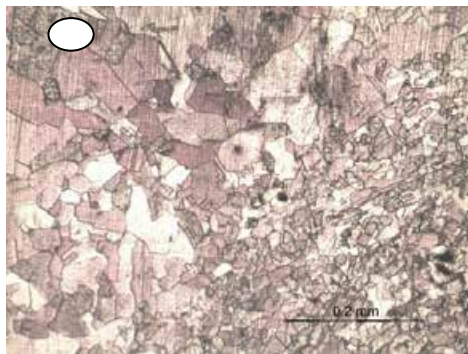
² Twinned



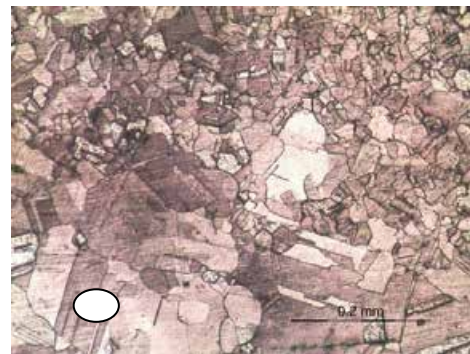
نمونه (۱)



نمونه (۲)



نمونه (۳)



نمونه (۴)

شکل ۹- تصاویر میکروسکوپی مرز فلز پایه و منطقه همزده شده با بزرگنمایی ۱۰۰ برابر (مناطق که با دایره سفید رنگ نشانه گذاری شده اند مربوط به ساختار مرز فلز پایه و منطقه اغتشاشی می باشند)

۴- نتیجه گیری

مهمترین نتایج حاصل از این پژوهش، در زیر ارائه شده است:

۱-۴ تمامی شکست ها در نمونه های استحکام برشی از مرز فلز پایه و مقطع جوش به وقوع پیوستند که این نشان دهنده ایجاد اتصال مناسب بوده است و همچنین تمام شکست ها در تسمه رویی اتفاق افتادند و علت آن افت خواص مکانیکی در منطقه مرز ناحیه همزده و قلز پایه می باشد.

۲-۴ بر اساس تحلیل ارتباط خاکستری مشخص گردید که هر سه عامل بر روی خواص مکانیکی اتصال موثر می باشند و در تحلیل آنوا تقریباً درصد تاثیر هر سه پارامتر در یک محدوده است ولی سرعت دوران تاثیر بیشتری بر روی خواص مکانیکی اتصال داشته است.

۳-۴ شرایط بهینه خواص مکانیکی، در وضعیتی که از شولدر با قطر سطح مقطع ۲۵ میلی متر، سرعت دوران ۱۱۲۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۲۰ میلی متر بر دقیقه باشد، حاصل می گردد.

۴-۴ درشت شدن اندازه دانه های فلز پایه در مرز منطقه اغتشاشی باعث کاهش استحکام کشش ° برش شده است.

۵-مراجع

[1] J.A. Konrad, K.J.A. Kundig , J.G. Cowie: Mechanical Engineers Handbook, 3rd ed., Wiley Inter science, New York, 2006.

- [2] T. Sakthivel, E J. Mukhopadhyay, Microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper, J Mater Sci, 42 (2007) 8126° 8129.
- [3] Zhang, L, et al, Friction Stir Welding of Al Alloy Thin Plate by Rotational Tool without Pin, Mat. Sci. Technol., 277 (2011) 647-652.
- [4] Galvao, et al influence of tool shoulder geometry on properties of friction stir welds in thin copper sheets, J. Mat Pro Tech, (2012) 09-016.
- [5] Ji, S.D., et al, Numerical simulation of material flow behavior of friction stir welding influenced by rotational tool geometry., Comp Mater Science , 63 (2012) 218° 226.
- [6] Mishra R.S, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, Mat Science and Eng., 50 (2005) 1° 78.
- [7] Hwang Y.M, et al, Experimental study on Friction Stir Welding of copper metals, J of Mat Processing Tech, 210 (2010) 1667° 1672.
- [8] Surekha, K. and A. Els-Botes, Effect of Cryogenic Treatment on the Tool Material in Friction Stir Welding of Pure Copper
- [9] Bisadi, H. et al, The influences of rotational and welding speeds on microstructures and mechanical properties of friction stir welded Al5083 and commercially pure copper sheets lap joints, Mat and Des, 43 (2013) 80° 88.
- [10] Pashazadeh, H. et al, Numerical modeling for the hardness evaluation of friction stir welded copper metals, Mat and Des, 49 (2013) 913° 921.
- [11] Khodaverdizadeh, H. et al, Effect of friction stir welding (FSW) parameters on strain hardening behavior of pure copper joints, Mat and Des., 35 (2012) 330° 334.
- [12] Aurtoren C.Wegst and M. Wegst, Key to Steel, 20th edition, 2004, part2
- [13] Rajiv S. Mishra and Murray W.Mahoney, Friction Stir Welding and Processing, editor, (2007) 155-173.
- [14] Mats Ericsson et al, Fatigue properties of friction stir overlap welds, International Journal of Fatigue, 29 (2007) 57° 68.
- [15] Saurav Datta & Asish Bandyopadhyay, Grey-based taguchi method for optimization of bead geometry in submerged arc bead-on-plate welding, Int J Adv Manuf Technol, 39 (2008) 1136° 1143.
- [16] Y.S. Tarng et al, The use of grey-based Taguchi methods to determine submerged arc welding process parameters in hardfacing, J of Mat Processing Tech, 128 (2002) 1° 6.
- [17] Taguchi G, Hocheng, Taguchi methods orthogonal arrays and linear graphs, tools for quality engineering, (Dearborn, MI: American Supplier Institute, (1987), 35-38.
- [18] Ross PJ, Taguchi techniques for quality engineering, (McGraw-Hill International Editions, Singapore, 1996).
- [19] Lindman H, Analysis of variance in experimental design, (Springer-Verlag, New York, 1992).
- [20] ASM Handbook, volume 8, metallographic Techniques and Microstructures, 2000

اثر عملیات حرارتی پیرسازی بر ریزساختار و خواص اتصال جوش های غیر مشابه

بین سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ و فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S

علی مرتضایی^۱، مرتضی شمعانیان^۲، احمد ساعتچی^۲

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

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

چکیده

قرارگیری طولانی مدت آلیاژها در شرایط کاری دمای بالا می تواند موجب تحولات گسترده در ریزساختار و در پی آن خواص متالورژیکی آن ها گردد. لذا انتخاب آلیاژ برای مقاصد کاربری در دمای بالا به تبیین رفتار آن پس از انجام یک عملیات حرارتی طولانی و تحلیل ریزساختار و خواص تحت این شرایط منوط می شود. در پژوهش حاضر، جوشکاری غیر مشابه بین سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸ و فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S با استفاده از روش قوسی تنگستن-گاز مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور از دو فلز پر کننده اینکونل ۶۲۵ و اینکونل ۸۲ استفاده گردید. پس از آن به منظور ارزیابی پایداری حرارتی، فلزات پایه به همراه نواحی اتصال یافته تحت یک عملیات حرارتی پیرسازی در دمای 650°C به مدت ۵۰ ساعت قرار گرفتند. ارزیابی های ریزساختاری نشان داد که پس از اعمال عملیات حرارتی، ریزساختار دندریتی فلز جوش ۶۲۵ به سمت همگن شدن نسبی سوق یافته و در زمینه آستنیتی فلز جوش اینکونل ۸۲ نیز رسوب گذاری کاربید نیوبیوم به وقوع پیوسته است. با انجام آزمایش کشش نیز مشخص شد که پیرسازی، افزایش جزیی در استحکام را برای دو فلز جوش موجب شده است. بر طبق نتایج به دست آمده از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک بر روی فلزات جوش، بیشترین مقاومت به خوردگی در شرایط پس از جوشکاری مربوط به فلز جوش اینکونل ۸۲ است، اما پس از پیرسازی، اینکونل ۶۲۵ مقاومت بیشتری نشان داد. در آخر، با مقایسه نتایج به دست آمده روشن شد که استفاده از فلزات پرکننده اینکونل ۶۲۵ و ۸۲ مسایل چالش برانگیزی را در حین سرویس برای اتصال غیرمشابه مذکور بوجود نخواهد آورد.

واژه های کلیدی: جوشکاری غیرمشابه- عملیات حرارتی- اینکونل ۷۱۸- فولاد زنگ نزن ۳۱۰S- ریزساختار.

¹ alimortezaie110@gmail.com

جوشکاری فلزات غیر مشابه طراحان را قادر می سازد تا کاهش هزینه های تولید را در چارچوب الزامات مهندسی محقق سازند. این روش عمدتاً در مواردی به کار می رود که یک انتقال در تغییر خواص مکانیکی و یا کارایی در سرویس لازم باشد [۱-۲]. اتصال غیرمشابه اینکونل ۷۱۸ و فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S از جمله مواردی است که در دماهای بالا و محیط های خورنده مورد استفاده قرار می گیرد. به علاوه، به دلیل مقاومت به اکسیداسیون زیاد و استحکام خزشی مناسب، استفاده از ترکیب غیر مشابه مذکور در توربین های گازی به

شدت مورد استقبال طراحان قرار گرفته است. اینکونل ۷۱۸ یک سوپرآلیاژ پایه نیکل رسوب سخت شونده بوده که برای محیط های خورنده و دمای بالا طراحی شده است. مکانیزم استحکام دهی این آلیاژ از طریق تشکیل فازهای رسوب سخت بوده که موجب شده است تا استحکام مکانیکی و مقاومت به خزش بالایی را در شرایط کاری مختلف از خود نشان بدهد. در این آلیاژ نیوبیوم به عنوان عنصر آلیاژی استحکام بخش بوده و فاز گاما دوپل پرایم (γ'') که یک فاز بین فلزی با ترکیب $[Ni_3Nb]$ می باشد، وظیفه رسوب سختی در حین عملیات حرارتی پیر سازی را برعهده دارد. این فاز به علت دارا بودن ساختار با نظم با دامنه بلند دارای اثر قابل توجهی بر فرآیند لغزش و حرکت نابجایی ها در سوپر آلیاژها می باشد. این ویژگی ها موجب شده است که سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ به یک آلیاژ استاندارد دیسکهای توربین گازی تبدیل شود و تقریباً نیمی از تناژ کل سوپر آلیاژهای تولیدی در جهان را به خود اختصاص دهد [۳-۵]. از سوی دیگر، در بین فولادهای زنگ نزن، فولاد آستنیتی ۳۱۰S به دلیل داشتن مقادیر بالایی از عناصر آلیاژی همچون نیکل و کرم، یکی از رایج ترین آلیاژهای مورد استفاده در دماهای بالا و محیط اکسید کننده به ویژه صنایع نفت، گاز و پتروشیمی به شمار می آید. این فولاد به دلیل داشتن رفتار خوردگی و اکسیداسیون مشابه با آلیاژهای پایه نیکل، می تواند یک جایگزین مناسب برای آنها در صنایع مختلف قلمداد شود [۶-۷].

یکی از چالش های مطرح در اتصال فلزات غیرمشابه آلیاژهای پایه نیکل به فولادهای زنگ نزن انتخاب فلز پرکننده ایده آل برای تحقق خواص مورد نظر می باشد. به عنوان مثال پایداری ریزساختار و خواص متالورژیکی در دماهای بالا پس از طی یک دوره سرویس دهی، از جمله مواردی است که باید به شدت مورد ملاحظه قرار گیرد، زیرا رخ دادن واکنش های استحالته ای متعدد در فلزات جوش و حتی پایه در شرایط دمای بالا می تواند اثرات بارزی را بر رفتار آن ها تحمیل کند که این امر منجر به تقلیل در برخی از خواص می شود [۸، ۱]. در این شرایط لازم است خواص مورد نظر پس از قرارگیری فلزات جوش و پایه در شرایط دمای بالا مورد ارزیابی قرار گیرد تا بتوان از پایداری حرارتی و خواص متالورژیکی، اعم از مکانیکی و خوردگی اطمینان حاصل نمود. در سال های اخیر تحقیقات فراوانی در زمینه جوشکاری آلیاژهای پایه نیکل به فولادهای زنگ نزن با تمرکز بر انتخاب فلز پرکننده ایده آل انجام شده است. در همین راستا، سیریشیا و همکاران جوشکاری [۹] غیرمشابه بین فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۶ و آلیاژ ۸۰۰ را با استفاده از چهار نوع فلز پرکننده مورد مطالعه قرار داده و بعد از آن، رفتار هر کدام از فلزات پرکننده به کار رفته را پس از اعمال یک عملیات پیرسازی بلند مدت ارزیابی کردند. 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. در مطالعه دیگر، نفاخ و همکاران [۸] ریزساختار و جوش پذیری اتصال غیرمشابه بین اینکونل ۶۵۷ و فولاد آستنیتی ۳۱۰ را مورد مطالعه قرار دادند. بررسی ها نشان داد که فلز پرکننده اینکونل A (یک فلز پرکننده پایه نیکلی) خواص مکانیکی و

جوش پذیری بهینه ای را در دمای اتاق ارایه می دهد. همچنین نتایج حاکی از تکرار همین روند بعد از انجام عملیات حرارتی پس از جوشکاری در دمای 1000°C و مدت زمان ۱۰۰ ساعت 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 آستنی 310S با استفاده از فرآیند قوسی تنگستن گاز صورت گیرد. همچنین با بررسی و مطالعه مراجع گوناگون در زمینه اتصال های فلزات غیرمشابه مشخص شده است که تاکنون تحقیق روشمندی در رابطه با تبیین ریزساختار و خواص فلزات پرکننده در اتصال مورد اشاره انجام نشده است. به علاوه لازم است تا بعد از اعمال فرآیند اتصال، مقاطع جوش تحت عملیات حرارتی طولانی مدت قرار گرفته و ریزساختار تشکیل شده و خواص اتصال در این شرایط نیز بررسی گردد تا با مقایسه هرکدام از مشخصه های فوق با شرایط قبل از عملیات حرارتی، انتخاب فلز پرکننده ایده آل تسهیل شود. بنابراین هدف از پژوهش حاضر، بررسی و مشخصه یابی ریزساختار و خواص اتصال فلزات پایه و نواحی جوش به دست آمده با فلزهای پرکننده اینکونل ۶۲۵ و اینکونل ۸۲ و ارزیابی خواص مکانیکی و رفتار خوردگی هرکدام از فلزهای پرکننده مذکور بعد از انجام یک عملیات حرارتی پیرسازی پس از جوشکاری در دمای 650°C به مدت ۵۰ ساعت 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.

۲- مواد و روش ها

در این پژوهش از سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ در شرایط ریختگی و فولاد زنگ نزن آستنی 310S در شرایط کار شده بهره گرفته شد. هر دو آلیاژ در شرایط آنیل انحلالی قرار داشتند. همچنین از دو فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ و اینکونل ۸۲ جهت انجام عمل جوشکاری استفاده گردید. جهت تعیین دقیق ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده از آنالیز کوانتومتری استفاده گردید که ترکیب شیمیایی آن ها در جدول ۱ نشان داده شده است.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فلزهای پایه و فلز پرکننده.

فلزات پایه		فلزات جوش		
عنصر	اینکونل ۷۱۸	310S	اینکونل ۶۲۵	اینکونل ۸۲
Cr	۱۸/۴	۲۵	۲۱/۵	۱۸
Ni	Rem.	۲۰	Rem.	Rem.
Fe	۱۸/۳	Rem.	۵	۳

Mo	۲/۸	۰/۳۶	۹	-
Mn	۰/۱۵	۱/۹۵	۰/۵	۳
Nb	۵/۱	-	۴	۳
Al	۰/۵۳	-	۰/۴	-
Ti	۰/۹۳	۰/۰۹	۰/۴	۰/۷۵
C	۰/۰۶	۰/۰۴	۰/۱	۰/۱
Cu	-	-	۰/۵	۰/۵
Si	۰/۰۵	۱/۷	۰/۵	۰/۵

برای ایجاد اتصال بین فلزات پایه، با استفاده از ماشین وایرکات نمونه های مورد نیاز برای انجام جوشکاری، با اندازه $10 \times 45 \times 20$ 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 قطعاتی از آلیاژ اینکونل ۷۱۸ و فولاد ۳۱۰S برای اتصال لب به لب با شیار V شکل با استفاده از دستگاه فرز، ماشین کاری شدند. زاویه هر قطعه در ناحیه شیار جوش ۳۵ درجه و در مجموع ۷۰ درجه با عرض اتصال ۲ میلی متر و ارتفاع ۱ میلی متر در نظر گرفته شد. 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 نفوذ پذیری بهینه ای جهت اختلاط ما بین فلزات پایه و جوش بدست آید. 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 اعوجاج ناشی از سرد شدن و انقباض فلز جوش به کمترین مقدار خود برسد. جدول ۲ پارامترهای جوشکاری به کار رفته را نشان می دهد.

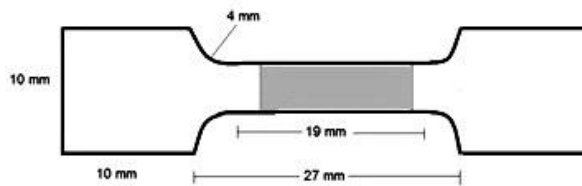
ولتاژ X آمپر ۰/۷۷

سرعت جوشکاری

جدول (۲): پارامترهای جوشکاری، حرارت ورودی محاسبه شده توسط رابطه

فلز پرکننده	پاس	جریان (آمپر)	ولتاژ (ولت)	سرعت جوشکاری (میلی متر/ثانیه)	حرارت ورودی در هر پاس (کیلوژول/میلی متر)	حرارت ورودی مجموع (کیلوژول/میلی متر)
اینکونل ۸۲	Root	۱۹۰	۱۴/۶	۱/۵۳	۱/۲۶	۵/۴
	Hot	۱۷۰	۱۵/۹	۱/۳۶	۱/۳۹	
	Filling	۱۵۰	۱۶/۴	۱/۲۱	۱/۴۲	
	Cap	۱۵۰	۱۷	۱/۳۴	۱/۲۳	
اینکونل ۶۲۵	Root	۱۹۰	۱۵/۷	۱/۶۴	۱/۲۷	۵/۹۶
	Hot	۱۷۰	۱۶/۶	۱/۱۹	۱/۶۶	
	Filling	۱۵۰	۱۷/۱	۱/۱۵	۱/۵۶	
	Cap	۱۵۰	۱۷/۵	۱/۲۹	۱/۴۲	

به منظور بررسی صلاحیت فلزات پرکننده به کار رفته برای شرایط کاری دمای بالا، از عملیات حرارتی پیرسازی طولانی مدت استفاده شد که در آن نمونه ها در دمای 650°C و به مدت ۵۰ ساعت در کوره تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. دمای عملیات پیرسازی بر مبنای بیشینه دمای کاری آلیاژ ۷۱۸ انتخاب گردید. پس از اتمام عملیات حرارتی، برای حفظ تغییرات ریزساختاری و تحولات رخ داده در دمای مذکور، نمونه ها به سرعت در درون آب سرد شدند. برای مطالعه و بررسی ریز ساختار فلزات پایه، فلزات جوش و فصل مشترک بین آن ها و همچنین تحولات ریزساختاری پس از عملیات پیرسازی 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 ۰/۳ m پرداخت شدند. پس از آن نمونه ها توسط محلول ماربل ($10\text{grCuSO}_4 + 50\text{ml H}_2\text{O} + 50\text{ml HCl}$) به مدت ۱۰ ثانیه اچ شدند تا ریزساختار فلزات جوش و پایه مورد ارزیابی قرار گیرد. سپس مناطق مختلف قطعات جوش داده شده، قبل و بعد از عملیات پیرسازی توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی مورد بررسی و تجزیه و تحلیل قرار گرفتند. برای بررسی خواص مکانیکی، آزمون های مکانیکی شامل آزمایش کشش و ضربه بر روی نمونه های اتصال داده شده انجام شد. به منظور ارزیابی خواص کششی، نمونه هایی از فلزات پایه و جوش بر اساس استاندارد ANSI-AWS B4.0 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. بدین منظور فلز جوش باید درست در مرکز نمونه واقع شود. در این حالت علاوه بر فلز جوش، مناطق متاثر از حرارت و فلزات پایه بر نتایج آزمون تاثیر می گذارند. نمونه ها در ابعاد کوچک آماده سازی شد که ابعاد آن در شکل ۱ نشان داده شده است.



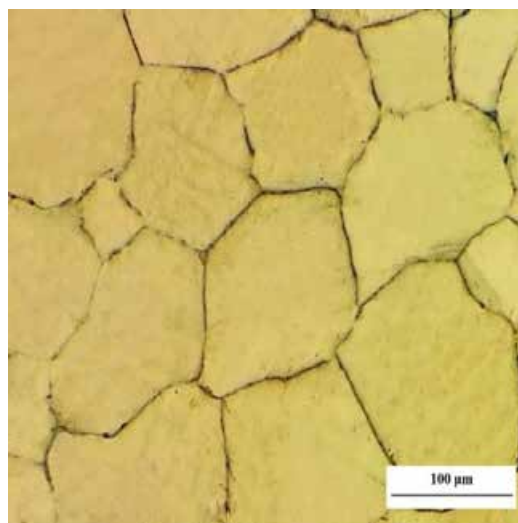
شکل (۱): شماتیک نمونه آزمایش کشش

به منظور به حداقل رساندن مقدار خطا برای هر اتصال سه نمونه در نظر گرفته شد. آزمایش توسط دستگاه Houns Field H50KS با نرخ کرنش ۱ میلیمتر بر دقیقه انجام گردید و سپس استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول هر نمونه ثبت و گزارش گردید. به علاوه، جهت ارزیابی مقاومت به خوردگی فلزات پایه و جوش از آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک استفاده گردید. برای انجام آزمایش از دستگاه PARSTAT 2273 و بر اساس سیستم سه الکترودی بهره گرفته شد. الکتروود مرجع از نوع کالومل 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 گردید و توسط نرم افزار Excel منحنی های مربوط به هر کدام از نمونه ها ترسیم شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱ ریزساختار فلزات پایه

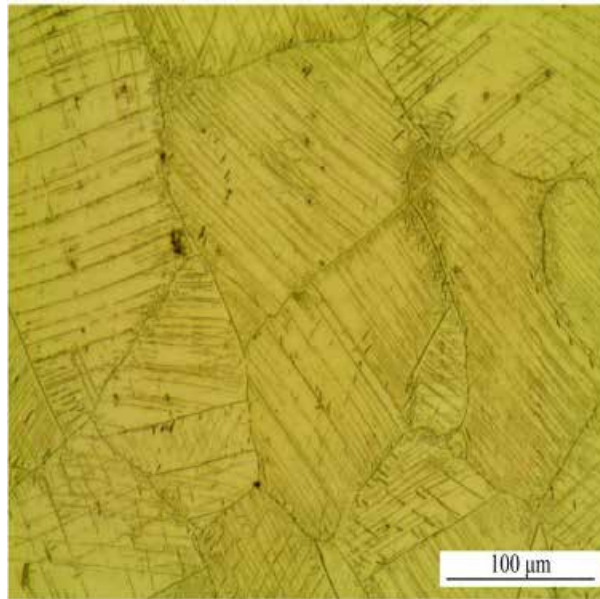
شکل ۲ ریزساختار فلز پایه اینکونل ۷۱۸ در شرایط دریافتی را نشان می دهد. ساختار شامل دانه های هم محور آستنیتی است که با توجه به ریختگی بودن آلیاژ، اندازه نسبتاً بزرگ آن ها منطقی به نظر می رسد. به علاوه، از آن جا که آلیاژ در شرایط آنیل انحلالی قرار دارد، فازهایی از قبیل δ و دلتا در ریزساختار مشاهده نمی شود.



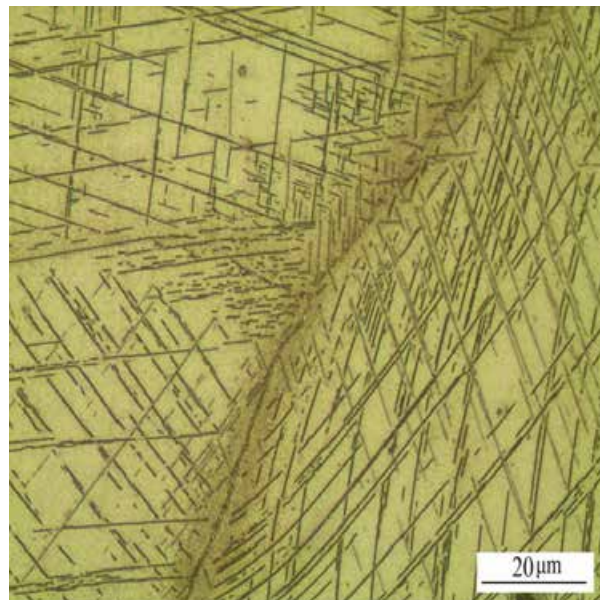
شکل (۲): ریزساختار فلز پایه اینکونل ۷۱۸ در شرایط محلول جامد (دریافتی).

آلیاژهای پایه نیکل می توانند در هر دو شرایط آنیل شده و یا رسوب سخت شده جوشکاری شوند. جوشکاری در مواقعی که فلز پایه مستعد به ترک خوردن در منطقه ذوب جزئی و ناحیه متأثر از حرارت است، در شرایط آنیل ارجحیت دارد، زیرا تحت این شرایط به دلیل عدم وجود فازهای رسوبی، تشکیل ترک های ذوبی ترغیب نخواهد شد. بررسی های انجام گرفته نشان می دهد که جوشکاری 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. همچنین جوشکاری در شرایط پیرسازی شده، منجر به نرم شدگی بیش از اندازه در ناحیه متأثر از حرارت و کاهش استحکام و سختی می شود. بسیاری از تحقیقات در زمینه اتصال آلیاژهای پایه نیکل، نشان داده اند که فلز پایه باید نرم باشد تا اجازه دهد تنش هایی که در هنگام جوشکاری به وجود می آیند، آزاد شوند. نشان داده شده است که جوش هایی که بر روی فلز پایه آنیل انحلالی شده ایجاد می شوند، نسبت به آن هایی که روی فلزات پیر شده ایجاد می شوند، به طور قابل توجهی مقاومت بیشتری به ترک باز گرمایش دارند [۴،۱۰]. تحقیقات انجام شده توسط نلسون و همکاران [۱۱] و وینسنت [۱۲] نیز در زمینه تاثیر شرایط ریزساختار قبل از جوشکاری بر جوش پذیری اینکونل ۷۱۸ نیز دلالت بر این نکته دارد که در صورت حضور کسر بالایی از فازهای لایه 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 مرزدانه ها است که موجب تشکیل فیلم مذاب می شود. به همین دلیل در تحقیق حاضر، با علم به این موضوع، جوشکاری در شرایط ریزساختاری فوق انجام شد تا از وقوع عیوب نام برده جلوگیری شود.

به دلیل وقوع تغییر حالتهای متالورژیکی متفاوت در شرایط کاری دمای بالا، ریزساختار آلیاژهای پایه نیکل پس از طی یک دوره سرویس دچار تحول شده که این امر موجب تغییر در خواص مکانیکی و خوردگی این قبیل از آلیاژها می گردد. این مهم برای آلیاژ اینکونل ۷۱۸ نیز صادق بوده، به طوری که با توجه به شینه دمای کاری 650°C ، رسوب گذاری فازی و تغییر در خواص برای آن پس از سپری شدن یک زمان معین، از بدیهیات است [۱۳]. بنابراین در این پژوهش با در معرض قرار دادن آلیاژ ۷۱۸ در دمای 650°C به مدت ۵۰ ساعت، تحولات ریزساختاری مورد ارزیابی قرار گرفت که در شکل ۳ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار حاصل را می توان مشاهده کرد. ریزساختار مشتمل بر رسوب هایی با مورفولوژی های متفاوت است که در سرتاسر زمینه آستنیتی آلیاژ گسترش یافته اند. این رسوب ها به دو شکل دیده می شوند. دسته اول رسوبات سوزنی شکلی پیوسته ای هستند که به موازات هم و در امتداد دانه ها و بر روی مرزدانه ها تشکیل شده اند، و نوع دوم رسوبات ریزی که به دو شکل دانه ای و مرزدانه ای ظهور پیدا کرده اند. شکل ۴ این رسوبات را در بزرگ نمایی بالاتر نشان می دهد.



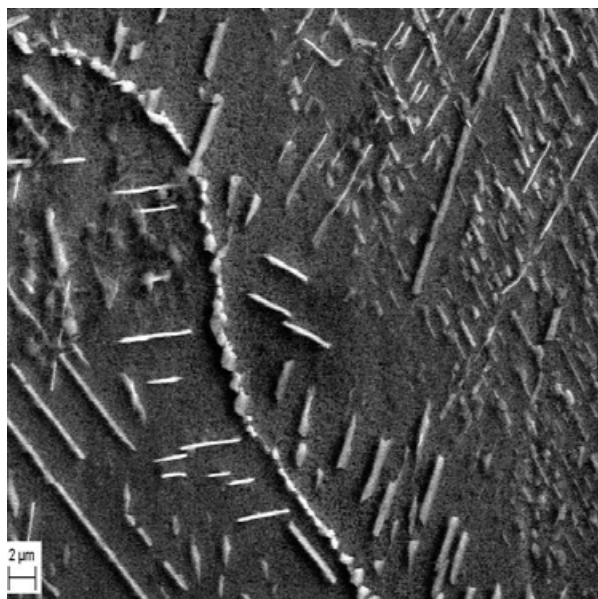
شکل (۳): ریزساختار فلز پایه اینکونل ۷۱۸ پس از عملیات حرارتی پیرسازی.



شکل (۴): رسوب گذاری فازهای سوزنی شکل در درون دانه ها و مجاورت مرزدانه ها در فلز پایه ۷۱۸.

به طور کلی در آلیاژ اینکونل ۷۱۸، نیوبیوم به جای آلومینیوم و تیتانیوم وظیفه رسوب گذاری و تشکیل فاز را برعهده دارد. تشکیل فاز مستلزم اعمال عملیات حرارتی مشخصی است، زیرا فرآیند رسوب گذاری آن بسیار آهسته و محدوده دما و زمان بهینه برای تشکیل آن به ترتیب 620°C تا 720°C و ۸ تا ۱۶ ساعت می باشد. قرار گیری طولانی مدت آلیاژ در بالای 650°C ، موجب می شود که رسوب ساختار اورترومبیک پایدار Ni_3Nb موسوم به فاز را تشکیل بدهد. به عبارت دیگر، شکل گیری فاز نیازمند زمان های زیاد عملیات حرارتی و متعاقبا انجام استحاله $\rightarrow$ است که طی آن ساختار کریستالی تتراگونال به ساختار اورترومبیک تبدیل خواهد شد. این فاز بطور معمول و نه همیشه به شکل سوزنی در ریزساختار ظاهر شده و یک فصل مشترک ناهمدوس را با زمینه بوجود می آورد [۱۰، ۱۴]. در شکل ۴ مشاهده می شود که پس از عملیات پیرسازی، کسر حجمی فاز دلتا افزایش یافته و یک شبکه مرزدانه ای نسبتا ضخیم پیوسته و فازهایی با مورفولوژی سوزنی در زمینه به وجود آمده است، زیرا آلیاژ ۷۱۸ در شرایط

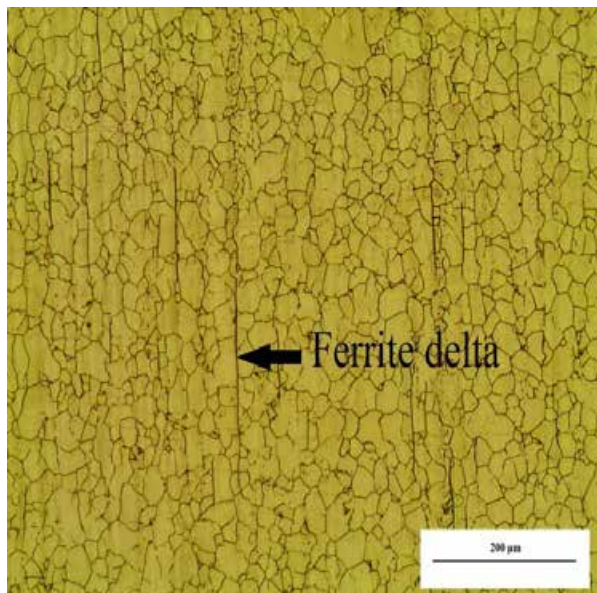
آنیل مقدار زیادی نیوبیوم آزاد دارد که موجب می شود در طی پیرسازی در زمان های طولانی به فاز مبدل شود. مطالعات انجام شده نیز موید این مطلب است، که برای زمان های پیرسازی کمتر از ۱۰۰ ساعت، رسوب گذاری فاز در محدوده ۶۵۰ تا ۷۰۰°C انجام خواهد شد و برای انحلال مجدد آن به افزایش دما تا بالای ۱۰۰۰°C نیاز است [۱۵]. به منظور بررسی بیشتر، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از آلیاژ اینکونل ۷۱۸ تهیه شد که در شکل ۵ نشان داده شده است. مشاهده می شود که در زمینه آستنیتی آلیاژ ۷۱۸، رسوبات ریز دیگری بصورت دانه ای و مرزدانه ای وجود دارد که به نظر می رسد است که در حین پیرسازی تشکیل شده، ولی فرصت کافی برای تبدیل شدن به را پیدا نکرده است. نسبت دادن این رسوبات به فاز بر اساس مورفولوژی ریز و رسوب گذاری آن در مجاورت مرزدانه ها است که در تحقیقات قبلی نیز بدان اشاره شده است، همچنان که نفاخ و همکاران [۱۶] در پژوهش خود حضور رسوبات با مورفولوژی مشابه با شکل ۵ را در زمینه آلیاژ ۷۱۸ مورد تایید قرار داده اند. بنابراین می توان استنباط کرد که ۵۰ ساعت عملیات پیرسازی منجر به تشکیل هر دو رسوب و در زمینه آلیاژ ۷۱۸ شده است. تحقیقات انجام شده نشان می دهد که وجود فاز دلتا در ساختار موجب کاهش استحکام کششی ماده خواهد شد، در حالی که رسوب گذاری فاز می تواند نتیجه کاملاً معکوسی را به همراه داشته باشد [۱۳-۱۴].



شکل (۵): تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از آلیاژ ۷۱۸، رسوبات دانه ای و مرزدانه ای و مرزدانه های ضخیم شده ناشی از رسوب گذاری فاز .

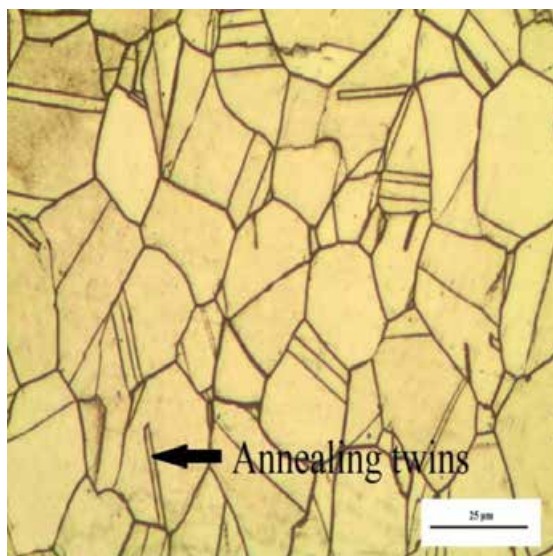
در شکل های ۶ و ۷ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار کار شده فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S نشان داده شده است. ریز ساختار شامل دانه های ریز و هم محور آستنیت است و در شرایط عدم حضور هر گونه رسوبات کاربیدی قرار دارد، زیرا این آلیاژ پس از تولید به روش نورد گرم، به منظور حذف رسوبات و ناهمگنی های ایجاد شده در حین تولید، تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی قرار می گیرد. در شکل ۶ همچنین می توان فاز فریت دمای بالای باقی مانده (فریت دلتا) را بصورت رشته های طولانی و در جهت نورد در زمینه آستنیتی مشاهده کرد. این فریت از جدایش عناصر فریت زا (به ویژه کرم) در طی فرآوری های ترمومکانیکی تشکیل می شود. اگر چه در اکثر موارد این مقدار فریت 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 [۱۷].



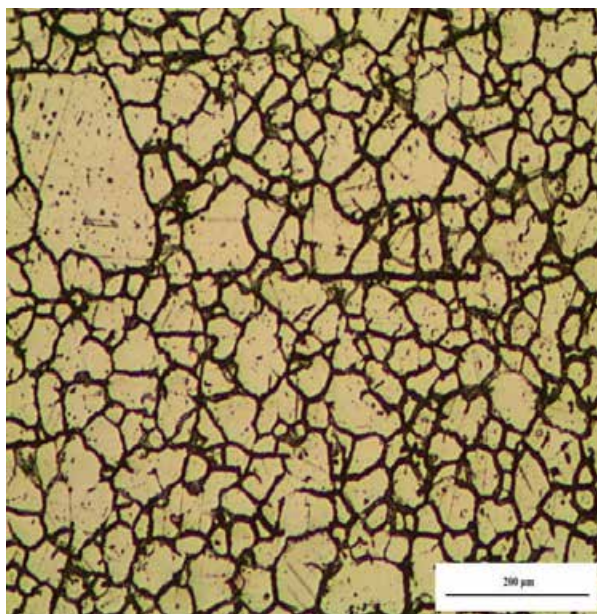
شکل (۶): ریزساختار فلز پایه فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S، حضور فریت رشته ای (فریت دلتا) در امتداد دانه ها.

به علاوه در شکل ۷ دوقلویی های ناشی از عملیات آنیل را در برخی از دانه ها می توان مشاهده کرد که از آنجا که فولاد در دسترس در شرایط نورد شده و عملیات حرارتی آنیل پس از آن قرار دارد قابل توجیه است. 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. شکل ۷ همچنین بر این نکته دلالت دارد که انجام عملیات آنیل موفقیت آمیز بوده، چرا که هیچ گونه رسوب ثانویه و فازهای کاربیدی در زمینه آستنیتی رویت نمی شود.



شکل (۷): حضور دوقلویی های ناشی از آنیل در ریزساختار فلز پایه ۳۱۰S.

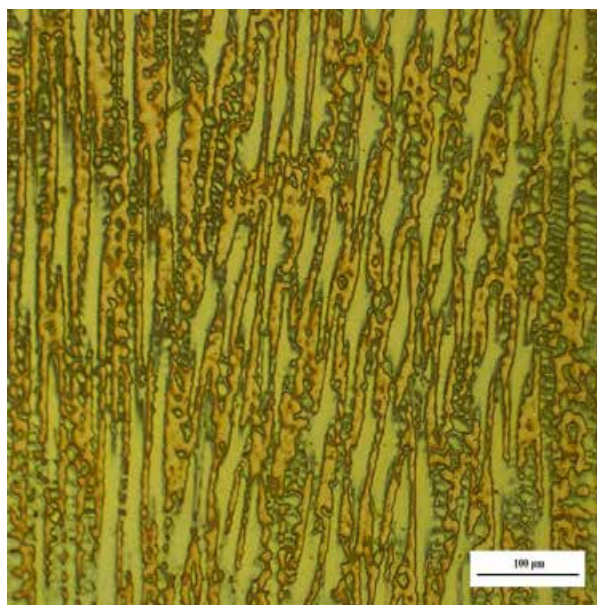
ریزساختار فولاد زنگ نزن ۳۱۰S پس از پیرسازی در دمای 650°C در شکل ۸ نشان داده شده است. می توان رشد نسبی دانه های هم محور آلیاژ را به دلیل شرایط طولانی مدت قرارگیری در دمای بالا را به وضوح دید. همچنین مشاهده می شود که رسوب گذاری نسبتا شدید کاربید کرم در امتداد مرزدانه ها رخ داده است. به طور کلی در فولادهای زنگ نزن طبیعت تشکیل و تشخیص کاربید، شامل اثر ترکیب شیمیایی و محدوده دمای تشکیل کاربید پیچیده است. ماهیت کاربید تشکیل شده را می توان با مقایسه ترکیب های استوکیومتری سه نوع کاربیدی که در فولادهای آستنیتی قابلیت تشکیل دارند، مشخص کرد. نیوبیوم و تیتانیوم عناصر کاربید زایی هستند که به طور خاص منجر به تشکیل کاربیدهای نوع MC در ریزساختار می شوند. در صورت وجود مولیبدن در ترکیب شیمیایی می توان انتظار تشکیل کاربید نوع M_6C با ترکیب مشخص $(\text{FeCr})_3\text{Mo}_3\text{C}$ را در فولادهای زنگ نزن داشت [۱۷]. اما فولاد زنگ نزن ۳۱۰S عاری از عناصر نام برده است. بنابراین می توان بطور قطع بیان کرد که کاربید تشکیل شده پس از عملیات پیرسازی، از نوع کاربید کرم $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ است، چنان چه از رسوب گذاری آن در مرزدانه ها می توان به این مهم پی برد. در همین رابطه، تاوارز و همکاران [۷] نیز پس از پیرسازی طولانی مدت آلیاژ ۳۱۰S، حضور کاربیدهای کرم Cr_{23}C_6 را در ریزساختار آن تایید کردند. البته باید به این مهم توجه داشت که بر خلاف نظر آن ها، در تشکیل کاربید نوع M_{23}C_6 علاوه بر کرم، عناصری نظیر آهن نیز مشارکت داشته، به طوری که ذکر ترکیب این کاربید به شکل $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ کمی دقیق تر به نظر می رسد [۱۷]. رسوب گذاری گسترده کاربیدهای غنی از کرم، می تواند آلیاژ را مستعد به خوردگی بین دانه ای کند، زیرا یک منطقه عاری از کرم در امتداد مرزدانه ها بوجود آمده است که موجب حساس شدن ماده در این نواحی خواهد شد.



شکل (۸): ریزساختار فلز پایه فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S پس از عملیات پیرسازی.

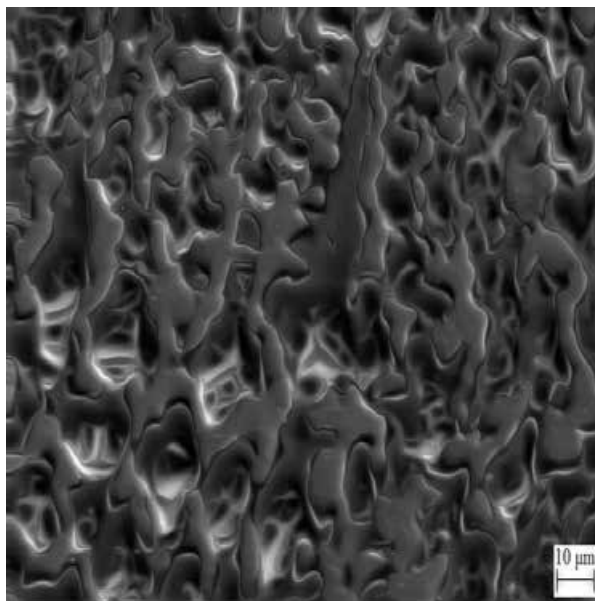
۲-۳ ریزساختار فلزات جوش

ریزساختار فلز جوش مربوط به فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ در شکل ۹ نشان داده شده است. ملاحظه می گردد که ریزساختار بصورت کاملاً آستنیتی و با مورفولوژی دندریتی انجماد یافته است. برطبق جدول ۱ مقادیر نیوبیوم 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 شدیدی در انجماد فلز جوش دارند که این رفتار را می توان به مقدار ضریب توزیع تعادلی آنها در آلیاژهای پایه نیکل نسبت داد. نیوبیوم و مولیبدن در بیشتر سیستم های آلیاژی پایه نیکل ضریب توزیع تعادلی کمتر از یک دارند (به عنوان مثال مقدار ضریب توزیع تعادلی نیوبیوم در اینکونل ۶۲۵ برابر است با ۰/۵۴) [۱۰، ۱۸]. 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 در جلوی فصل مشترک خواهد شد [۴]. لازم به ذکر است که تحت انجماد ترکیبی در اثر تغییرات غلظت عنصر آلیاژی و کاهش شیب دمایی (G) در جلوی فصل مشترک که منجر به کاهش دمای مایع تا زیر دمای عادی انجماد می گردد، رخ می دهد. این نوع تحت تبرید در اثر تغییر ترکیب شیمیایی در فصل مشترک و نه تغییرات دمایی حاصل می شود. در این شرایط بخشی از فصل مشترک نسبت به دمای حقیقی مذاب در تحت انجماد بیشتری قرار گرفته و لذا امکان پایداری فصل مشترک صفحه ای از بین رفته و مورفولوژی ریزساختار به سمت سلولی و دندریتی سوق پیدا خواهد کرد، به نحوی که یک شیب غلظت در ساختار تثبیت می شود. به عبارت دیگر، تجمع عنصر آلیاژی پس زده شده از جامد تشکیل شده در بین بازوهای دندریتی در حال رشد می تواند به رخداد پدیده جدایش منجر شود [۱۹]. محصول نهایی این امر کاهش خواص متالورژیکی ناحیه انجماد یافته نظیر مقاومت به خوردگی، تضعیف مقاومت مکانیکی و در شرایط حادثر ایجاد ترک در حین انجماد است [۱۰]. بر طبق ریزساختار دندریتی فلز جوش اینکونل ۶۲۵ نشان داده شده در شکل ۹ می توان گفت که وقوع توزیع مجدد نیوبیوم و مولیبدن برای این مورفولوژی قطعی است.



شکل (۹): ریزساختار فلز جوش اینکونل ۶۲۵ قبل از عملیات پیرسازی.

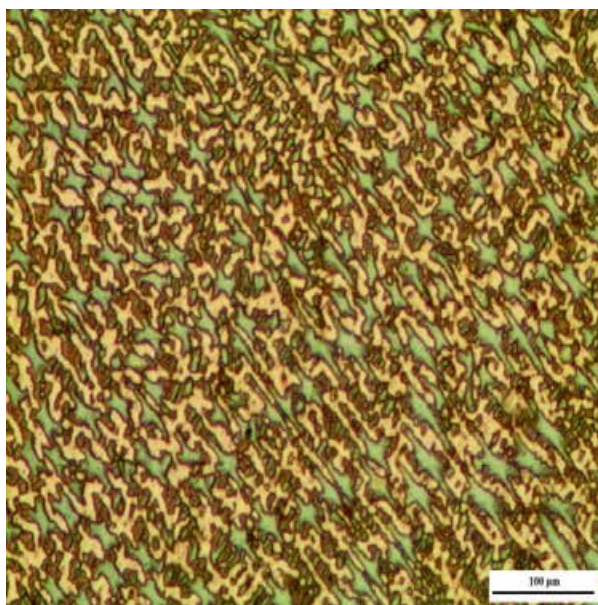
به علاوه، با نظر به ترکیب شیمیایی فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ مشاهده می شود که این فلز پرکننده حاوی ۵ درصد وزنی آهن می باشد. مطالعات دوپونت و همکاران [۲۰] نشان می دهد که مقدار ضریب توزیع تعادلی نیوبیوم و مولیبدن در آستنیت وابسته به مقدار آهن موجود در ترکیب شیمیایی آلیاژ است. تحقیقات آنها مشخص کرده است که بعد از حل شدن مقدار ۵۰ درصد وزنی آهن، مقدار ضریب توزیع تعادلی نیوبیوم از ۰/۵۵ به ۰/۱ کاهش نشان می دهد. در طی انجماد فلز جوش اینکونل ۶۲۵، به علت حد حلالیت پایین نیوبیوم در آستنیت 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 آستنیتی S۳۱۰، این عنصر از فاز جامد به سمت فاز مذاب جدایش می کند. همچنین روند مشابهی برای مولیبدن در آلیاژهای نیکیلی زمانی که در جوش های غیرمشابه با آلیاژهای آهن بالا استفاده می شوند مشاهده شد [۲۱-۲۲]. 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 هسته های دندریت برای حذف شیب غلظتی بوجود آمده امکان پذیر نیست. به همین دلیل نواحی غنی از مولیبدن و نیوبیوم (نواحی بین دندریتی) در طی مراحل مختلف انجماد توانایی پیدایش یافته اند [۲۱]. در شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار فلز جوش ۶۲۵ که در آن نواحی بین دندریتی و هسته های دندریتی نمایان هستند، مشاهده می شود.



شکل (۱۰): نمایش نواحی بین دندریتی و هسته های دندریتی در ریزساختار فلز جوش اینکونل ۶۲۵.

شکل ۱۱ ریزساختار فلز جوش ۶۲۵ را پس از عملیات حرارتی پیرسازی نشان می دهند. به دلیل در معرض گذاری نسبتاً بلند مدت این فلز جوش در دمای ۶۵۰°C ، نفوذ در حالت جامد عناصر آلیاژی همانند نیوبیوم و مولیبدن که در واقع خود مسوول اصلی پایداری چنین ریزساختاری در پایان انجماد هستند، منجر به وقوع تحولاتی در ریخت دندریت ها شده، به طوری که ریزساختار به سمت همگن شدن نسبی سوق پیدا کرده است. باید اشاره کرد که به دلیل آن که مقدار ضریب نفوذ مولیبدن در ریزساختار آلیاژهای پایه نیکل در مقایسه با نیوبیوم نسبتاً زیادتر است (m^2/sec)

۱×۱۰ برای مولیبدن در مقابل $7/5 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{sec}$ برای نیوبیوم [۱۰]، لذا می توان گفت که احتمالاً مولیبدن نقش پر رنگ تری در جهت کاهش شیب غلظت نسبت به نیوبیوم داشته است. به علاوه، می توان دید که در تطابق با نتایج به دست آمده توسط کورشال و همکاران که تاثیر عملیات حرارتی را بر روی فلز جوش ۶۲۵ مورد مطالعه قرار دادند [۲۳]، هیچ نوع رسوب فازی پس از پیرسازی در زمینه آلیاژ ظهور پیدا نکرده است. آن چه که در جهت تحلیل ریزساختار پس از پیرسازی فلز جوش ۶۲۵ می توان ذکر کرد، آن است که به دلیل وجود شیب غلظت در ریزساختار به دلیل شرایط انجماد غیر تعادلی پس از جوشکاری، سیستم حالت نیمه پایدار پیدا کرده و تمایل دارد تا در جهت کاهش هرچه بیشتر انرژی خود یعنی نفوذ اتم ها از نواحی با پتانسیل شیمیایی بیشتر (نواحی بین دندریتی) به نواحی با پتانسیل کمتر (هسته های دندریت) گام بر داشته و در نهایت توزیع اجزا در تمام نواحی موجود در ریزساختار به نحوی صورت گیرد تا پتانسیل شیمیایی آن ها در نواحی بین دندریتی و هسته های دندریت به یک مقدار یکسان برسد. این محقق نمی شود مگر آن که نیروی محرکه لازم (حرارت) برای حرکت اتم های جدایش کرده در طی انجماد، فراهم گردد تا شیب غلظت ناشی از عدم توزیع غیر یکنواخت آن ها حذف شده و سیستم نهایتاً به سمت همگن شدن سوق پیدا کند [۲۴].



شکل (۱۱): ریزساختار فلز جوش ۶۲۵ پس از عملیات پیرسازی.

شکل مشخص می کند که اگرچه شیب غلظت به طور کامل از بین نرفته است، اما باید این به نکته توجه داشت که بر طبق قانون دوم فیک، تغییرات زمان بر تغییرات غلظت اثر گذار است، به طوری که با فرض انگاشت سیستم به عنوان یک سیستم محدود، با گذشت یک زمان مشخص شیب غلظت در تمامی نقاط به یک مقدار نسبتاً ثابت (همگن شدن ریزساختار) خواهد رسید که به نظر می رسد کاهش هرچه بیشتر شیب غلظت موجود در ریزساختار فلز جوش اینکونل ۶۲۵ و افزایش همگن شدن آن، مستلزم قرار گرفتن در معرض دمای بالاتر با سپری شدن زمان بیشتر از ۵۰ ساعت است. لازم به ذکر است که فرض وجود یک سیستم محدود وجود زمان های نفوذ طولانی مدت و کوتاه بودن مسافت نفوذ نسبت به ابعاد غیر یکنواختی است [۲۴] که در اینجا، با توجه به ۵۰ ساعت زمان پیرسازی و اندازه کوچک ابعاد،

می تواند فرضی درست تلقی شود. آن چه که مبرهن است پیش بینی تاثیر مثبت کاهش شیب غلظت بر مقاومت به خوردگی فلز جوش خواهد بود، زیرا در این شرایط که توزیع یکنواخت تری از عناصر صورت پذیرفته است، وقوع خوردگی موضعی بین مناطق دندریتی و هسته های دندریت لزوماً باید نسبت به شرایط قبل کاهش نشان دهد [۱۰]. یکی از فلزات پرکننده دیگر به کار گرفته شده برای اتصال غیرمشابه مورد بحث، سیم جوش اینکونل ۸۲ بود. ساختار دانه بندی فلز جوش مربوط به این فلز پرکننده در شکل ۱۲ نشان داده شده است. ریزساختار مشابه با فلز جوش اینکونل ۶۲۵ کاملاً آستنیتی بوده، با این تفاوت که در اینجا ریزساختار به سمت مورفولوژی دندریتی سوق پیدا نکرده است. باید توجه داشت که اگرچه مقدار نیوبیوم فلز پرکننده اینکونل ۸۲ (۳ درصد) نزدیک به مقدار آن در فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵ (۴ درصد) است، اما مقدار مولیبدن 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 بوده که این امکان وقوع ریزجدایش در حین انجماد را برای آن تقلیل داده است. همان طور که اشاره شد، با کاهش مقدار آهن در ترکیب شیمیایی آلیاژهای پایه نیکل، حلالیت نیوبیوم در ساختار آستنیتی آن افزایش خواهد یافت. در این شرایط توزیع مجدد نیوبیوم 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.

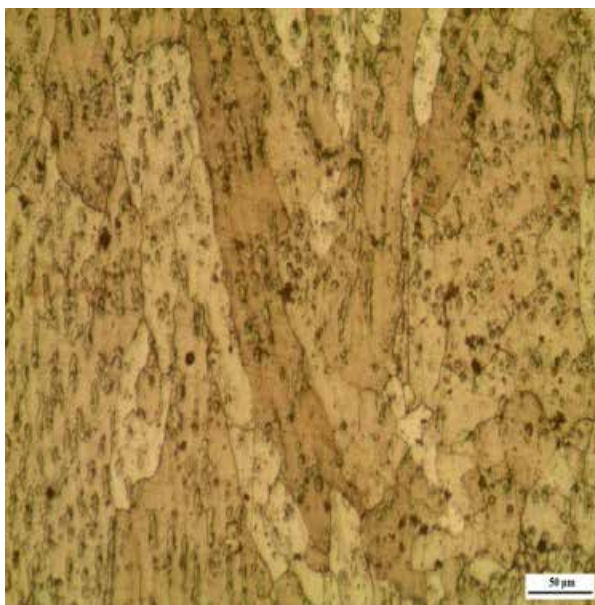


شکل (۱۲): ریزساختار فلز جوش اینکونل ۸۲ قبل از عملیات پیرسازی.

کاهش حلالیت نیوبیوم در حضور آهن، در ترکیب شیمیایی آلیاژهای پایه نیکل با توجه به بررسی مراجع مرتبط قابل توجیه است [۱۰]. بر این اساس می توان مشاهده کرد که اختلاف تقریبی در شعاع اتمی آهن با نیکل (۰/۳ درصد) بسیار کمتر از اختلاف شعاع اتمی نیوبیوم با آهن (۱۵ درصد) است که این موجب می شود تا نیکل ارجحیت را برای تشکیل محلول جامد به آهن داده که با افزایش مقدار آن در نیکل، فضا برای انحلال نیوبیوم در ساختار اتمی نیکل کاهش یافته و شرایط برای تشکیل محلول جامد نیکل-نیوبیوم دشوار شود [۱۰]، که در مورد فلز پرکننده اینکونل ۸۲ با توجه به میزان آهن کمتر آن نسبت به فلز پرکننده ۶۲۵ تشکیل محلول جامد نیوبیوم در نیکل به شکل بهتری انجام

شده است. در همین رابطه، سیریشا و همکاران [۲۵] نیز برای فلز پرکننده اینکونل ۸۲ در اتصال غیرمشابه اینکالوی ۸۰۰/فولاد آستنیتی ۳۱۶ ریزساختاری مشابه با پژوهش حاضر را مورد تایید قرار دادند.

در شکل ۱۳ ریزساختار فلز جوش ۸۲ پس از پیرسازی در دمای 650°C به مدت ۵۰ ساعت نشان داده شده است. به وضوح دیده می شود که اعمال عملیات حرارتی پس از جوشکاری موجب ظهور رسوبات ثانویه در زمینه و در داخل دانه های آستنیتی شده است. از آنجا که فلز پرکننده اینکونل ۸۲ دارای درصد قابل توجهی از نیوبیوم است، به نظر می رسد که در طی عملیات پیرسازی آن مقدار از نیوبیوم که در حین انجماد به صورت محلول جامد در زمینه باقی مانده، به واسطه فرآیند پیرسازی سرباز زده و به صورت رسوبات کاربید نیوبیوم (NbC) در داخل زمینه حضور پیدا کرده است. به عبارت دیگر به دلیل سرعت بالای سرد شدن در طی جوشکاری، یک محلول جامد اشباع شده از نیوبیوم در ریزساختار آلیاژ ایجاد شده که پس از پیرسازی امکان خروج از آن محقق شده است. در این رابطه نفاخ و همکاران [۸] نیز پس از پیرسازی فلز جوش اینکونل ۸۲ در اتصال غیر مشابه اینکونل ۶۵۷/فولاد زنگ نزن ۳۱۰ با استفاده از سیستم آنالیز ترکیب شیمیایی^۱، تشکیل کاربید نیوبیوم در زمینه آستنیتی را محتمل تر از رسوب گذاری دیگر فازها دانستند، هرچند توضیح مشخصی برای پیدایش آن ارائه ندادند. بررسی های قبلی نشان می دهد که در اغلب سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت، درصد حجمی رسوب عامل اصلی تعیین کننده تنش تسلیم و مقاومت خزشی است. به علاوه همه ی تیوری های استحکام دهی در آلیاژهایی با حجم کم رسوب، پیش بینی می کنند که تنش سیلان با افزایش اندازه ذره، در یک درصد حجمی ثابت از رسوب افزایش می یابد [۲۶]. لذا می توان بیان کرد که احتمالاً فلز جوش ۸۲ تحت تاثیر این رسوبات مقدار استحکام بیشتری را در مقایسه با حالت قبل نشان بدهد.

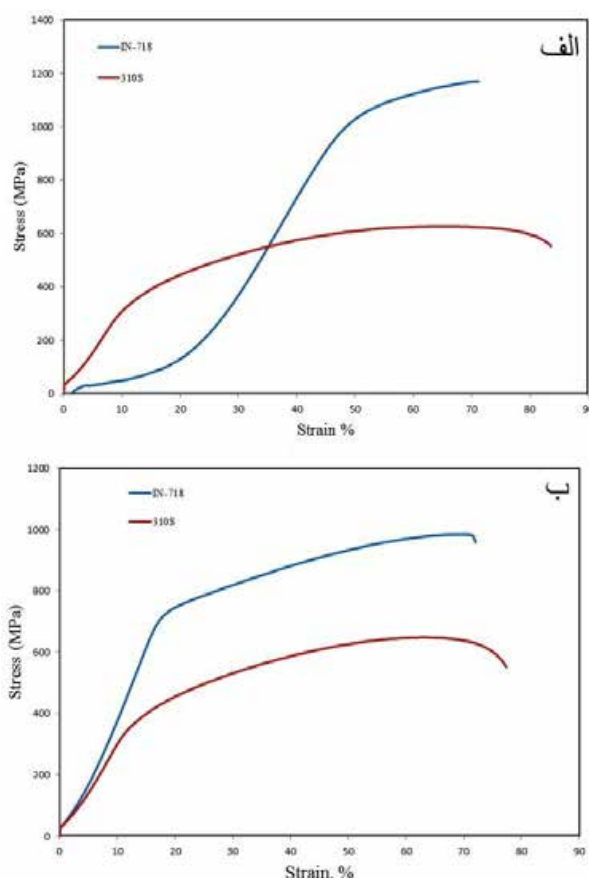


شکل (۱۳): ریزساختار فلز جوش اینکونل ۸۲ پس از عملیات پیرسازی.

^۱. Energy Dispersive Spectroscopy (EDS)

۳-۳ ارزیابی خواص کششی فلزات پایه و جوش

نتایج آزمون کشش به صورت نمودارهای تنش بر حسب کرنش فلزات پایه و جوش، در دو حالت پس از جوشکاری و پس از پیرسازی به ترتیب در شکل های ۱۴ و ۱۵ آورده شده است. در طول آزمون کشش، موقعیت شکست برای تمام نمونه های فلزات جوش، در سمت فلز پایه ضعیف تر یعنی فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S و به طور خاص در ناحیه متأثر از حرارت آن قرار داشت. وقوع رشد دانه در این نواحی می تواند مسبب اصلی شکست در ناحیه متأثر از حرارت باشد، به طوری که موجب شده است تا نرخ کار سختی کم و روند افزایش استحکام در این منطقه با مشکل مواجه شود.



شکل (۱۴): نمودارهای تنش - کرنش مربوط به فلزات پایه، الف: قبل از پیرسازی، ب: پس از پیرسازی.

باید یاد آور شد که بر خلاف نمونه های آزمون کشش معمول، فرآیند شکست در اتصال های جوشکاری شده کمی پیچیده تر است، به خصوص در جوش های فلزات غیر مشابه که شامل بخش های مخلف با خواص متفاوت بوده و رفتار یک ناحیه می تواند بر روی ناحیه مجاور خود اثرگذار باشد. به عنوان مثال مطابقت و سازگاری یک ناحیه نرم با ناحیه سخت مجاور آن می تواند به طور دشوار انجام شود و تغییر شکل ناحیه نرم را محدود سازد. به منظور مقایسه بهتر اطلاعات به دست آمده از آزمون کشش، مقادیر استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول فلزات جوش و پایه در جدول ۳ آورده شده است. با دقت در مقادیر درصد ازدیاد طول در هر دو شرایط، می توان استنباط کرد که اگرچه برای فلز پایه ۳۱۰S درصد افزایش طول نسبتاً بالایی رخ داده و انتظار می رفت تا در حین آزمون کشش از فلزات جوش، مقداری مشابه حاصل شود، اما این تغییر شکل توسط اعمال قیود از نواحی سخت تر مجاور (فلز جوش)

محدود شده و سبب شده است که این مقدار برای اتصال های جوش های غیر مشابه، کمتر از مقدار فلز پایه ۳۱۰S شود. به عبارت دیگر استحکام هرچه بیشتر فلز جوش معادل با تحمیل قید بالا به کل اتصال و خنثی سازی درصد افزایش طول فلز نرم تر است. لازم به ذکر است که فلز پایه فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S مستعد به تغییر فرم پلاستیکی زیاد قبل از شکست بوده، به همین دلیل در اثر اعمال تنش کششی، تسلیم در مقادیر تنش پایین برای آن روی خواهد داد، اگرچه می تواند نرخ کارسختی قابل توجه ای نیز از خود نشان دهد.

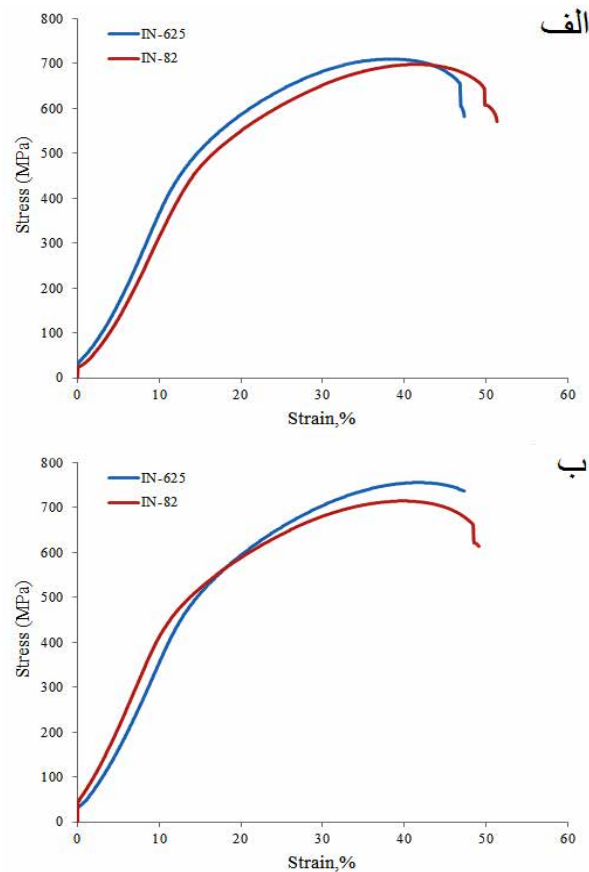
جدول (۳): داده های به دست آمده از انجام آزمون کشش برای فلزات پایه و جوش در شرایط قبل و پس از پیرسازی.

آلیاژ	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی نهایی (MPa)	درصد ازدیاد طول
فلز پایه ۷۱۸	942 ± 12	1170 ± 9	23 ± 6
فلز پایه ۷۱۸ (پیرسازی شده در 650°C)	710 ± 10	960 ± 6	51 ± 2
فلز پایه ۳۱۰S	310 ± 2	627 ± 2	58 ± 4
فلز پایه ۳۱۰S (پیرسازی شده در 650°C)	322 ± 3	636 ± 7	61 ± 3
فلز جوش ۶۲۵	470 ± 14	712 ± 7	31 ± 6
فلز جوش ۶۲۵ (پیرسازی شده در 650°C)	460 ± 5	734 ± 10	41 ± 9
فلز جوش ۸۲	420 ± 8	671 ± 6	34 ± 8
فلز جوش ۸۲ (پیرسازی شده در 650°C)	443 ± 9	691 ± 7	35 ± 4

با توجه به جدول ۳ ملاحظه می شود که مقدار استحکام تسلیم و کششی برای فلز پایه اینکونل ۷۱۸ بسیار قابل توجه است. همین عامل موجب شده که اثر ازدیاد طول و کارسختی بالای فلز پایه ۳۱۰S توسط فلز پایه اینکونل ۷۱۸ خنثی شده، به نحوی که در حین اعمال نیرو، افزایش کرنش و کار سختی به طور متناوب بین فلز پایه ۳۱۰S و فلزات جوش تکرار شده تا در نهایت، شکست در فولاد زنگ نزن ۳۱۰S اتفاق افتد.

انجام آزمون کشش بر روی نمونه های فلز جوش پیرسازی نشده، مشخص کرد که فلز جوش اینکونل ۶۲۵ مقدار استحکام تسلیم و کششی بالاتری نسبت به اینکونل ۸۲ نشان می دهد. این نتیجه با توجه به ریزساختار ریز دندریتی و مقدار بالای مولیبدن آن، مورد تایید است. نکته جالب توجه، آن که حضور شیب غلظتی در ریزساختار فلز جوش ۶۲۵، تاثیر مضر بر خواص کششی آن ایجاد نکرده است. در مقایسه با فلز جوش اینکونل ۶۲۵، مقدار استحکام کششی برای فلز جوش ۸۲ کمتر بوده، که موجب شده است اعمال محدودیت برای تغییر فرم پلاستیکی فلز پایه ۳۱۰S کمتر شده و لذا مشاهده می شود که درصد ازدیاد طول اتصال غیرمشابه تولید شده توسط فلز پرکننده اینکونل ۸۲ کمی بیشتر از مقدار آن در فلز جوش اینکونل ۶۲۵ است. پس از انجام پیرسازی مقادیر استحکام کششی برای فلزات پایه و جوش دچار تغییر شد. به عنوان مثال، برای فلز پایه اینکونل ۷۱۸ متوسط مقادیر استحکام تسلیم و کششی کاهش چشم گیری از خود نشان داده که این امر با توجه به رسوب گذاری گسترده فاز دلتا در ریزساختار آن قابل توجیه است.

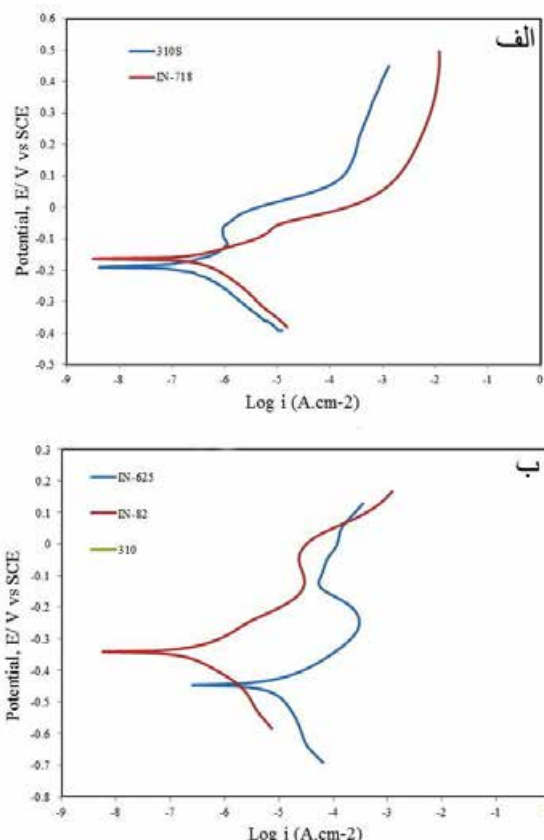
رسوب گذاری شبکه ای کاربرد کرم در امتداد مرزدانه ها نیز رفتار استحکام تسلیم فلز پایه S۳۱۰ را تحت الشعاع قرار داده است، به نحوی که اندکی افزایش در مقدار آن مشاهده می شود. استحکام کششی فلز جوش اینکونل ۶۲۵ پس از انجام عملیات حرارتی اندکی بهبود پیدا کرده است که می تواند با حذف شیب غلظتی عناصری همچون مولیبدن در ریزساختار مرتبط باشد. همچنین برای این فلز جوش تسلیم در مقدار کمتری نسبت به شرایط پیرسازی نشده اتفاق افتاده، اگرچه درصد ازدیاد طول آن کمی افزایش یافته است. به عبارت دیگر سطح زیر منحنی نمودار تنش-کرنش که معرف توانایی جذب انرژی ماده تا مرحله شکست است، در این شرایط فقط متاثر از افزایش استحکام کششی فلز جوش ۶۲۵ بوده، زیرا به همان نسبت که استحکام تسلیم در شرایط پیرسازی شده نسبت به شرایط جوشکاری شده کاهش نشان می دهد، همان میزان به مقدار درصد ازدیاد طول افزوده شده است. برای فلز جوش اینکونل ۸۲ نتایج روند متفاوتی را نسبت به فلز جوش ۶۲۵ نشان می دهد. به طوری که هر سه مشخصه خواص استحکامی آن پس از پیرسازی رشد پیدا کرده است. در واقع فلز جوش ۸۲ توانسته است پایداری حرارتی قابل توجهی از خود نشان دهد که این می تواند به حفظ ساختار یکپارچه و عدم تحول ریزساختار، و ظهور رسوبات کاربرد نیوبیوم در زمینه آستنیتی آن نسبت داده شود. مطالعات نشان می دهد که بر هم کنش بین اندازه رسوب و نابه جایی ها عامل تاثیر گذار و حتی تعیین کننده بر استحکام آلیاژ است. در این زمینه مکانیزم های متفاوتی بیان شده است که نشان می دهد، اگر ذرات، کوهیرنسی کافی با زمینه داشته باشند، در اثر کرنش های کوهیرنسی ناشی از عدم انطباق ثوابت شبکه بین رسوب و زمینه، و برخورد نابه جایی ها با این کرنش ها افزایش در مقدار تنش تسلیم قطعی است [۲۶]. آن چه که این بحث را به ازدیاد خواص مکانیکی فلز جوش ۸۲ ربط می دهد، آن است که با توجه با افزایش استحکام آلیاژ ۸۲ به نظر می رسد که پس از عملیات پیرسازی، ذرات کاربرد نیوبیوم با درجه انطباق زیاد با زمینه تشکیل پیدا کرده اند که این سبب شده است تا در اثر فعل و انفعالشان با نابه جایی ها، استحکام رشد پیدا کند.



شکل (۱۵): نمودارهای تنش - کرنش مربوط به فلزات جوش، الف: قبل از پیرسازی، ب: پس از پیرسازی.

۳-۴ ارزیابی مقاومت به خوردگی فلزات پایه و جوش

در شکل ۱۶ منحنی های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک برای فلزات پایه و جوش در شرایط پیرسازی نشده آورده شده است. مشاهده می شود که مقادیر پتانسیل خوردگی برای دو فلز پایه بسیار نزدیک به یکدیگر است، اگرچه شاخه آندی منحنی، رفتار متفاوتی را برای آن ها نمایش می دهد. پتانسیل الکتریکی یک شاخص الکتروشیمیایی برای تعیین مقاومت به خوردگی مواد بوده، به طوری هرچه مقدار آن بیشتر باشد، ماده مقاومت به خوردگی مطلوب تری را ارائه خواهد داد. در تجارب آزمایشگاهی و در فرآیندهای صنعتی اندازه گیری مقدار پتانسیل، نماد اندازه گیری کمیتی است که به تغییرات محیط بسیار حساس بوده، به نحوی که هرگونه نوسان سریع در پتانسیل خوردگی می تواند موجب از بین رفتن فیلم رویین شده و منجر به تشدید خوردگی موضعی گردد [۲۷].

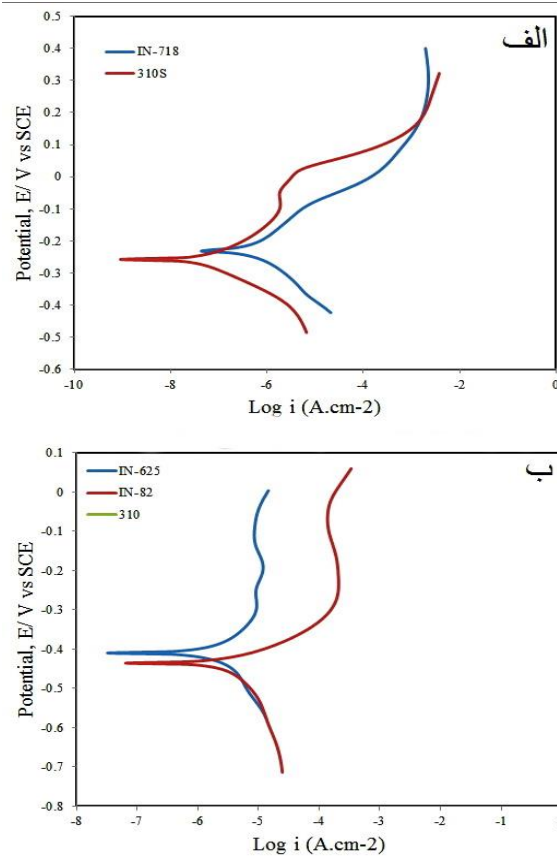


شکل (۱۶): منحنی پلاریزاسیون الف: فلزات پایه و ب: فلزات جوش، قبل از پیرسازی.

براساس شکل ۱۶ دیده می شود که فلزات جوش نسبت به فلزات پایه تمایل بیشتری برای خورده شدن در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم دارند، زیرا پتانسیل خوردگی کمتری برای آن ها حاصل شده است. اختلاف پتانسیل بین فلزات پایه و جوش در محدوده ۰/۲ تا ۰/۳ ولت بوده که می تواند منجر به تشکیل شدن کوپل های گالوانیکی موثر و تسریع نرخ خوردگی گردد. به علاوه، منحنی پلاریزاسیون فلز جوش اینکونل ۶۲۵ در مقایسه با اینکونل ۸۲ پتانسیل خوردگی کمتری را نشان می دهد که این می تواند به شیب غلظتی زیاد ساختار دندردیتی تثبیت شده 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 دندردیتی و مناطق بین دندردیتی 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 میکروسکوپی خواهد شد که این پدیده مقاومت به خوردگی آلیاژ را به شدت تحت تاثیر قرار خواهد داد [۱۰]. با دقت در شاخه آندی منحنی پلاریزاسیون اینکونل ۶۲۵ مشاهده می شود که در ابتدا با افزایش سرعت خوردگی، پتانسیل خوردگی افزایش یافته و در ادامه پتانسیل خوردگی به حدی رسیده که جریان به طور ناگهانی به مقادیر کمتر افت پیدا کرده است. باید توجه داشت که جریان خوردگی معرف میزان سرعتی است که واکنش های الکتروشیمیایی با آن سرعت پیشروی می کنند. در نمودارهای پلاریزاسیون این نواحی موسوم به منطقه روئین هستند که در آن افزایش بیشتر پتانسیل خوردگی در سرعت خوردگی تغییر ایجاد نمی کند. این رفتار زمانی رخ می دهد که یک لایه نازک محافظ از اکسید فلزاتی نظیر کرم، بر روی سطح فلز تشکیل شده که در این حالت خوردگی رخ نداده و یا این که با سرعت بسیار کم اتفاق می افتد [۲۷]. با توجه به مقادیر نسبتا بالای کرم در ترکیب شیمیایی

فلز پرکننده اینکونل ۶۲۵، چنین رفتاری منطقی به نظر می رسد. از سوی دیگر، مقادیر بالای نیکل و عدم حضور شیب غلظتی در ریزساختار فلز جوش ۸۲، موجب حصول مقاومت به خوردگی بیشتری نسبت به فلز جوش اینکونل ۶۲۵ شده است.

منحنی های پلاریزاسیون فلزات پایه و جوش پس از عملیات پیرسازی در شکل ۱۷ نمایش داده شده است. همچنین به منظور تفهیم بیشتر نتایج مورد بحث، مقادیر پتانسیل و چگالی جریان خوردگی در جدول ۴ آورده شده است. مشاهده می شود که برای هر دو فلز پایه پتانسیل خوردگی اندکی افت پیدا کرده است که این امر به عنوان مثال برای فلز پایه ۳۱۰S قابل پیش بینی بود، زیرا رسوب گذاری مرزدانه ای کاربید کرم منجر به ایجاد یک ناحیه تخلیه شده از کرم در طول مرزدانه ها شده، که این پدیده مقاومت به خوردگی موضعی ریزساختار را کاهش و حمله به مرزدانه ها را تسریع بخشیده است. برای فلز پایه ۷۱۸ نیز می توان به همین نحو استدلال کرد، با این تفاوت که در مورد این فلز پایه، به نظر می رسد که حضور فاز دلتا در امتداد مرزدانه ها و تفاوت غلظت نیویوم در زمینه آستنیتی پتانسیل خوردگی آن را کاهش داده است. در همین رابطه، منحنی های پلاریزاسیون تافل گزارش شده توسط هانگ و همکاران [۲۸] که بر روی آلیاژ اینکونل ۷۱۸ صورت گرفت نیز وقوع چنین مساله را مورد تایید قرار داد. رفتار خوردگی فلز جوش اینکونل ۶۲۵ پس از پیرسازی جالب توجه است. با توجه به شکل ۱۷ مشاهده می شود که مقادیر پتانسیل خوردگی و چگالی جریان خوردگی پس از اعمال عملیات حرارتی بلند مدت، به ترتیب افزایش و کاهش یافته اند، که نشان می دهد حذف شیب غلظتی ریزساختار سبب شده است تا وقوع خوردگی از لحاظ ترمودینامیکی با تاخیر بیشتر و پیشرفت خوردگی از لحاظ سینتیکی با شدت کمتر، در مقایسه با حالت پیرسازی نشده برای فلز جوش ۶۲۵ رخ بدهد. باید اشاره کرد که تعیین مقدار پتانسیل به عنوان نیروی محرک واکنش های الکتروشیمیایی در مبحث ترمودینامیک قرار داشته، به نحوی که به طور مستقیم با نیروی محرک واکنش (تغییر انرژی آزاد گیبس) مرتبط است. در حالی که اندازه گیری جریان به عنوان معیاری از سرعت واکنش های الکتروشیمیایی در مبحث سینتیک قرار داشته و ارتباط مستقیمی با سرعت خوردگی دارد. به علاوه یک رفتار روین شدن را می توان برای این فلز جوش مشاهده کرد، با این تفاوت که بر خلاف حالت قبل، روینگی در یک جریان نسبتاً ثابت رخ داده است. همچنین، پتانسیل خوردگی فلز جوش ۸۲ در شرایط پیرسازی شده کاهش یافته است، که این امر احتمالاً به دلیل نفوذ در حالت جامد عناصری نظیر کرم بوده که موجب شده است تا غلظت آن در نواحی مخلف ریزساختار دچار تغییر شده و وقوع خوردگی موضعی برای آن ها افزایش یابد. با این وجود چنان چه مبنای رفتار خوردگی فلزات جوش بر اساس میانگین پتانسیل خوردگی آن ها در دو شرایط مورد لحاظ قرار گیرد، می توان گفت که اینکونل ۸۲ وضعیت مطلوب تری نسبت به اینکونل ۶۲۵ ارائه داده است.



شکل (۱۷): منحنی پلاریزاسیون الف: فلزات پایه و ب: فلزات جوش، پس از پیرسازی.

جدول (۴): مقادیر پتانسیل مدار باز و چگالی جریان خوردگی برای فلزات پایه و جوش.

فلزات پایه و جوش	E_{corr} (V)	$\log I_{corr}$ (A.cm ⁻²)	I_{corr} (A.cm ⁻²)
اینکونل ۷۱۸	-۰/۱۶	-۶/۲۹	$5/12 \times 10^{-7}$
اینکونل ۷۱۸ ° پیرسازی شده	-۰/۲۳	-۶/۱۹	$6/45 \times 10^{-7}$
فولاد ۳۱۰S	-۰/۱۹	-۶/۶۱	$2/45 \times 10^{-7}$
فولاد ۳۱۰S ° پیرسازی شده	-۰/۲۵	-۷/۲۱	$6/16 \times 10^{-8}$
اینکونل ۶۲۵	-۰/۴۴	-۵/۱۱	$7/76 \times 10^{-6}$
اینکونل ۶۲۵ ° پیرسازی شده	-۰/۴۰	-۵/۶۹	$2/04 \times 10^{-6}$
اینکونل ۸۲	-۰/۳۴	-۶/۶۰	$2/51 \times 10^{-7}$
اینکونل ۸۲ ° پیرسازی شده	-۰/۴۳	-۵/۴۶	$3/46 \times 10^{-6}$

۴- نتیجه گیری

در این تحقیق اثر عملیات حرارتی پیرسازی پس از جوشکاری بر روی اتصال غیر مشابه بین سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ و فولاد زنگ نزن آستنیتی ۳۱۰S جوشکاری شده به وسیله فرآیند قوسی تنگستن گاز و با استفاده از فلزات پرکننده

اینکونل ۶۲۵ و اینکونل ۸۲ مورد بررسی قرار گرفت که که مهمترین نتایج به دست آمده در محورهای زیر خلاصه شده است:

- بررسی های ریزساختاری فلز پایه اینکونل ۷۱۸ قبل از فرآیند پیرسازی حاکی از عدم وجود هیچ نوع رسوب استحکام بخش در زمینه آن بود. پس از پیرسازی، هر دو فاز " و " به شکل دانه ای و مرزدانه ای در ریزساختار آلیاژ نمایان شدند. همچنین به جز حضور کسر اندکی از فاز فریت دلتا، هیچ نوع رسوب فاز ثانویه دیگری در ریزساختار فولاد زنگ نزن آستنیتی S۳۱۰ در شرایط قبل از پیرسازی مشاهده نشد. این در حالی است که پس از پیرسازی در دمای 650°C ، رسوب گذاری نسبتاً شدید کاربید کرم در امتداد مرزهای دانه این فلز پایه به وقوع پیوست.
- مشاهدات ریزساختاری نشان داد که هردو فلز جوش به صورت کاملاً آستنیتی انجماد یافتند. به علت توزیع مجدد و ریزجدایش عناصر آلیاژی نظیر نیوبیوم 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. با این وجود پس از عملیات حرارتی پیرسازی، نفوذ در حالت جامد عناصر آلیاژی همانند نیوبیوم و مولیبدن منجر به کاهش شیب غلظت و همگن شدن نسبی ریزساختار گشت.
- مقادیر آهن و کرم کمتر و همچنین حضور نیکل بیشتر در ترکیب شیمیایی فلز پرکننده اینکونل ۸۲ سبب شد که در طول انجماد انحلال نیوبیوم در آستنیت با سهولت بیشتری انجام شود که این موجب عدم جدایش نیوبیوم در حین انجماد و عدم تثبیت ساختار دندریتی برای آن شد. در پایان انجماد یک ریزساختار همگن آستنیتی مشتمل بر ذرات کاربید تیتانیوم برای این فلز جوش بدست آمد. در حالی که پس از پیرسازی، نیوبیوم محلول جامد در ریزساختار بواسطه اعمال عملیات حرارتی سرباز زد و به صورت رسوبات کاربید نیوبیوم در داخل زمینه آستنیتی متبلور شد.
- نتایج آزمون کشش در شرایط قبل از پیرسازی، نشان داد که بیشترین و کمترین مقدار استحکام به ترتیب مربوط به فلزات پایه اینکونل ۷۱۸ و S۳۱۰ است. برای فلزات جوش، بیشترین مقدار استحکام تسلیم و کششی برای فلز جوش ۶۲۵ بدست آمد. عملیات پیرسازی موجب یک افزایش در استحکام هر دو فلز جوش گردید، به طوری که استحکام تسلیم و کششی اینکونل ۸۲ و استحکام کششی اینکونل ۶۲۵ نسبتاً افزایش یافت.
- در آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، فلز پایه اینکونل ۷۱۸ بیشترین پتانسیل خوردگی را در بین تمام آلیاژهای مورد بحث نمایش داد. به علاوه، به دلیل وجود شیب غلظت ناشی از توزیع مجدد عناصر آلیاژی در ریزساختار فلز جوش اینکونل ۶۲۵، مقاومت به خوردگی کمتری نسبت به فلز جوش اینکونل ۸۲ برای آن بدست آمد. اگرچه پس از پیرسازی به دلیل حذف نسبی شیب غلظت، پتانسیل خوردگی بیشتری برای اینکونل ۶۲۵ ثبت شد.
- در مجموع با توجه به برآیند تمام نتایج، می توان گفت که به علت آرایه خواص بهینه توسط هر دو فلز پرکننده پایه نیکلی اینکونل ۶۲۵ و ۸۲، استفاده از این فلزات پرکننده برای اتصال غیر مشابه بین اینکونل ۷۱۸/فولاد S۳۱۰ انتخاب مناسبی می تواند تلقی شود.

- [1] Standard Welding Terms and Definitions, ANSI/AWS, Welding Handbook WHB-4, Ch.12. Dissimilar metals, American Welding Society Inc; 2006.
- [2] Chen HC, Pinkerton AJ, Li L. Fibre laser welding of dissimilar alloys of Ti-6Al-4V and Inconel 718 for aerospace applications. International Journal of advanced manufacturing technology (Springer), vol 52, pp. 977-87, 2010.
- [3] J.K. Hong, J.H. Park, N.K. Park, I.S. Eom, M.B. Kim, C.Y. Kang, Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding Journal of Materials Processing Technology, vol 201, pp. 515-520, 2008.
- [4] S. Kou, Welding metallurgy, second ed. Hoboken, John Wiley & Sons Inc, 2003.
- [5] M. Durand, The microstructure of superalloys, Gordon and Breach, Amsterdam, 1997.
- [6] ASM handbook, Properties and selection: Irons, Steels, and High performance alloys, vol 1. 10th ed, ASM International, Materials Park, Ohio, 2002.
- [7] S. Tavares, V. Moura, V.C. DaCosta, M. Ferreira, J.M. Pardo, Microstructural changes and corrosion resistance of AISI 310S steel exposed to 600-800°C Materials Characterization, vol 60, pp. 573-78, 2009.
- [8] H. Naffakh, M. Shamanian, F. Ashrafizadeh, Influence of artificial aging on microstructure and mechanical properties of dissimilar welds between 310 stainless steel and Inconel 657 Metallurgical and Materials Transactions A, vol 39A, pp. 2403-2415, 2008.
- [9] M. Sireesha, S.K. Albert, V. Shankar, S. Sundaresan, A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and Alloy 800. J Nucl Mater, vol 279, pp. 65-76, 2000.
- [10] J.N. Dupont, J.C. Lippold, S.D. Kiser, Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys, John Wiley, 2009.
- [11] 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.
- [12] R. Vincent, Precipitation around welds in the nickel-base superalloy Inconel 718 Acta Metallurgica, Vol 33, pp. 1205-1216, 1985.
- [13] C.M. Kuo, Y.T. Yang, H.Y. Bor, C.N. Wei, C.C. Tai, Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy Materials Science and Engineering A, Vol 510-511, pp. 289-294, 2008.
- [14] M.J. Donachie, S.J. Donachie, Superalloys a technical guide, 2nd edition, ASM international, 2002.
- [15] S. Azadian, L.Y. Wei, R. Warren, Delta phase precipitation in Inconel 718 Materials Characterization, Vol 53, pp. 7-16, 2004.
- [16] H. Naffakh Moosavya, M.R. Aboutaleb, S.H. Seyedeina, C. Mapellib, Microstructural, mechanical and weldability assessments of the dissimilar welds between -and -strengthened nickel-base superalloys Materials Characterization, Vol 82, pp. 41-49, 2013.
- [17] J.C. Lippold, D. Kotecki, Welding metallurgy & weldability of stainless steel, John Wiley, 2005.
- [18] M.J. Cieslak, T.J. Headley, A.D. Romig, T.A. Kollie, Melting and solidification study of Alloy 625 Metallurgical and Materials Transactions A, Vol 19, pp. 2319-2331, 1988.
- [19] W.C. Winegard, An introduction to the solidification of metals, Institute of Metals, 1964.
- [20] J.N. DuPont, C.V. Robino, A.R. Marder, Solidification of Nb-bearing superalloys, Part II. Metallurgical and Materials Transactions, Vol 29A, pp. 2797-2806, 1998.
- [21] 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 (6), pp. 274-383, 2003.
- [22] 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 Alloys Welding Journal, Vol 82, pp. 125-35, 2003.
- [23] F. Cortial, J.M. Corrieu, L. Vernot, Influence of heat treatment on microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of weld alloy 625 Metallurgical and Materials Transactions A, Vol 26A, pp. 1273-1286, 1995.

[24] P. Shewmon, Diffusion in solids, 2nd edition, TMS, 1989.

[25] M. Sireesha, S.K. Albert, V. Shankar, S. Sundaresan, Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800 Materials Science and Engineering A, Vol 292, pp. 74-82, 2000.

[26] س.ع. سجادیپور، رفتار مکانیکی مواد، انتشارات دانشگاه فردوسی مشهد، ۱۳۸۴.

[27] ن. تامسون، ج. پایر، مترجم: م. احتشام زاده، م. فهم، روش های الکتروشیمیایی DC در آزمون های خوردگی، انتشارات دانشگاه شهید باهنر کرمان، ۱۳۸۸.

[28] C.A. Huang, T.H. Wang, W.C. Han, C.H. Lee, A study of the galvanic corrosion behavior of Inconel718 after electron beam welding Material Chemistry and Physics, Vol 104, pp. 293-300, 2007.



پایش کیفیت پارس برنامه دوره های آموزشی نیمسال دوم ۱۳۹۲

ردیف	مدرس	نام دوره	ساعت	تاریخ برگزاری	
				شروع	پایان
فهرست دوره های تخصصی آزمایش های غیر مخرب (NDT)، جوشکاری و خوردگی					
۱	مهندس محمد ابراهیمی	بازرسی بلاستینگ و رنگ در سازه های فولادی بر اساس استانداردهای سری ISO 12944 و ISIRI 6594 (همراه با تشریح الزامات مبحث دهم مقررات ملی ساختمان)	۲۴	۹۲/۹/۲۷	۹۲/۹/۳۰
۲	مهندس ایمان معتمدی	بازرسی چشمی جوش سطح I & II (VT) (مطابق الزامات ASNT SNT-TC-1A:2011)	۴۸	۹۲/۱۰/۳	۹۲/۱۰/۶
۳	مهندس دیاکو کرمی	آزمایش های مایعات نافذ و ذرات مغناطیسی (PT)&(MT) سطح I & II (مطابق الزامات ASNT SNT-TC-1A:2011)	۴۸	۹۲/۱۰/۷	۹۲/۱۰/۱۳
۴	مهندس ایمان معتمدی	آزمایش فراصوتی سطح I و II (UT) (مطابق الزامات ASNT SNT-TC-1A:2011)	۵۶	۹۲/۱۱/۱۲	۹۲/۱۱/۱۸
۵	مهندس دیاکو کرمی	آشنایی کاربردی با آزمایش های غیرمخرب (VT-PT-MT-RT-UT)	۳۲	۹۲/۱۱/۱۹	۹۲/۱۱/۲۲
۶	مهندس محمد ابراهیمی	بازرسی پوشش های خطوط لوله	۲۴	۹۲/۱۲/۷	۹۲/۱۲/۹
۷	مهندس رضا ایمانیان نجف آبادی	تضمین کیفیت در تکنولوژی جوشکاری بر اساس استاندارد ملی اجباری ایران ایزو ۳۸۳۴	۱۶	متعاقباً اعلام می گردد	

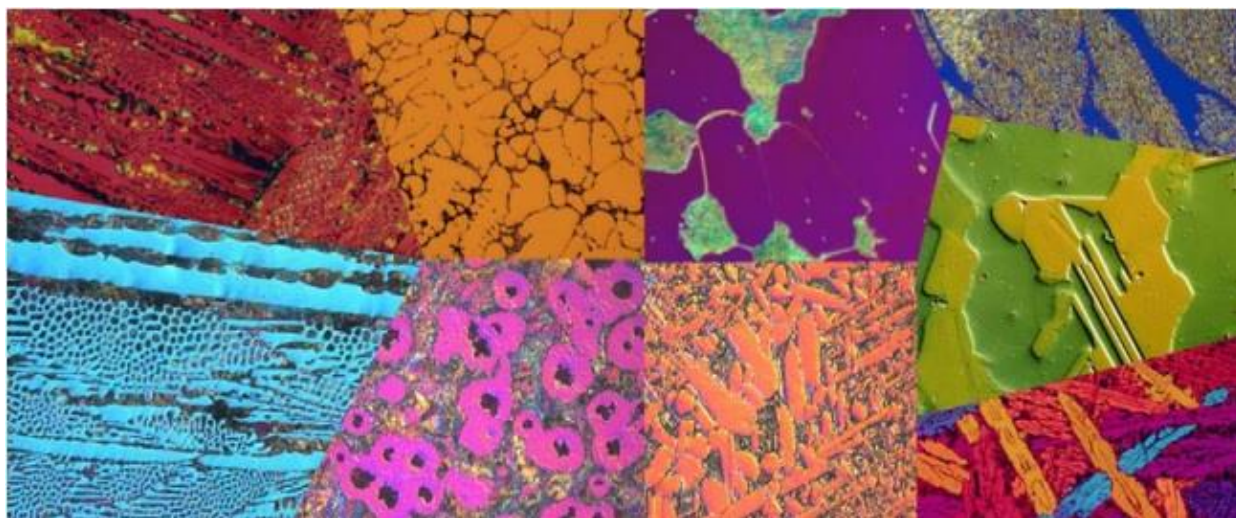
شرایط ثبت نام و برگزاری دوره های آموزشی

- مدارک مورد نیاز جهت ثبت نام شامل 2 قطعه عکس 4*3، اصل و کپی کارت ملی، کپی آخرین مدرک تحصیلی و فیش بانکی هزینه دوره می باشد.
- دانشجویان عزیز با ارائه کارت دانشجویی معتبر از ۱۰٪ تخفیف ویژه دانشجویان برخوردار می شوند.
- هزینه کلیه دوره های فوق شامل صدور گواهینامه، پذیرایی، جزوات آموزشی، نوشت افزار و لوازم کمک آموزشی می باشد.
- به کلیه شرکت کنندگان در دوره های NDT گواهینامه مطابق الزامات انجمن آزمایش های غیر مخرب آمریکا ASNT اعطاء می گردد.
- به دلیل محدودیت ظرفیت، ثبت نام قطعی در دوره ها باید حداکثر تا ۴۸ ساعت قبل از شروع دوره انجام شود.
- هرگونه انصراف از شرکت در دوره، باید توسط متقاضی تا هفت روز قبل از شروع دوره به صورت کتبی به شرکت اعلام گردد.
- متقاضیان که در مدت تعیین شده، انصراف قطعی خود را اعلام نکنند، ۱۵٪ از هزینه ثبت نام آن ها کسر خواهد شد.
- لطفا هزینه دوره ها را به شماره حساب ۰۳۱۲۰۵۷۷۳۶۰۰۲ یا شماره کارت ۶۰۳۷۶۹۱۱۵۳۰۵۲۹۶۴ بانک صادرات به نام روح الله معطری واریز نموده و رسیده آن را به شرکت تحویل دهید.

شماره تماس: ۰۹۱۸۹۳۲۰۳۳۲ تلفکس: ۰۸۳۱-۷۲۲۳۶۳۱

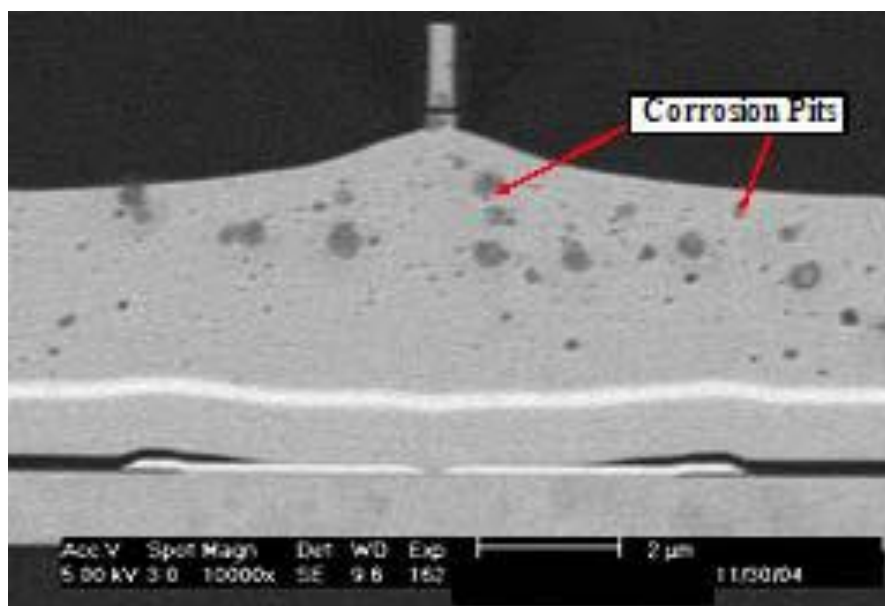
مقدمه ای بر متالوگرافی

قسمت دوم

آرین قندی^۱، امیرحسین اشجع، محسن اکرمی فر، میلاد تاکی¹ Aryan.ghandi@gmail.com

۱- خوردگی

اثرات خوردگی می تواند به وسیله تکنیک های آنالیز متالوگرافی به منظور تعیین دلیل ریشه به مانند چاره های بالقوه سنجیده شود.



شکل ۱ آنالیز خوردگی یک قطعه مغناطیسی خواندنی-نوشتنی هارددرایو

۲-حمله میان دانه ای

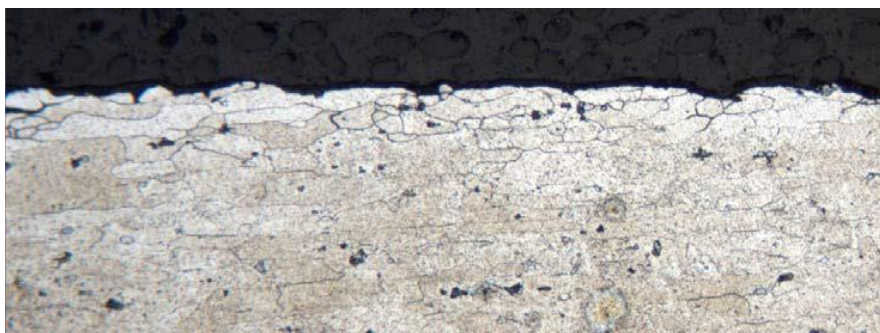
خوردگی میان دانه ای (IGC)، که همچنین به عنوان حمله میان دانه ای (IGA) شناخته می شود ، شکلی از خوردگی ناهم شکل است. خوردگی به وسیله ناهمگنی در یک فلز شروع شده و بیشتر در مرز ذره ها هنگامی که خوردگی (محلول مانع) تهی می گردد، انجام می شود. برای مثال، کرم به آلیاژهای نیکل و فولادهای زنگ نزن آستنیتی برای ایجاد مقاومت در برابر خوردگی اضافه می شود. اگر کرم در طول شکل گیری کرم کاربید در مرزهای ذره تهی شود (این فرایند حساس سازی نام دارد)، خوردگی میان دانه ای می تواند اتفاق افتد.



شکل ۲ خالی شدن آلیاژ میان دانه ای در نیکل



شکل ۳ حمله میان دانه ای در نیکل



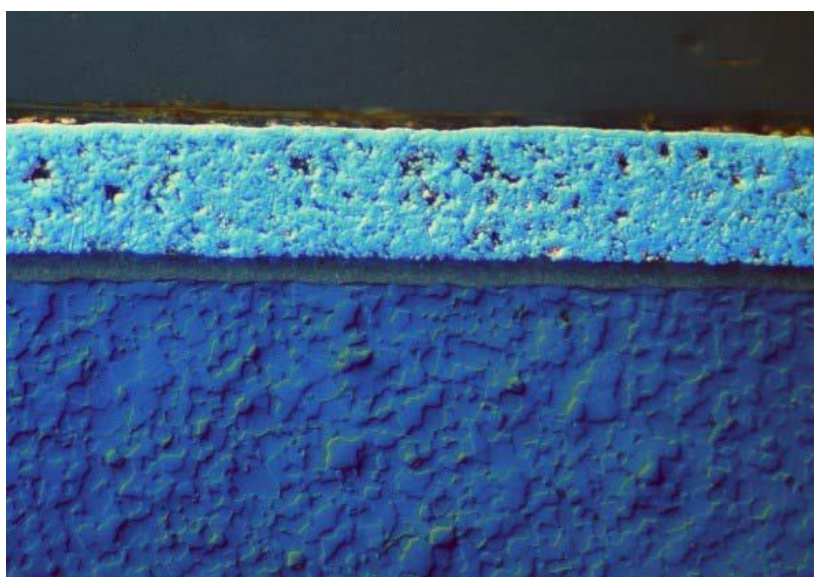
شکل ۴ ترک خوردگی میان دانه ای در آلومینیوم

۳- ضخامت پوشش

پوشش ها برای بهبود خصوصیات سطح مواد به کار می روند. پوشش ها می تواند مقاومت در برابر هوا را بهبود دهند (پوشش پلاسما)، سختی را افزایش دهند (آندی کردن)، محافظت در برابر خوردگی را فراهم سازند (پوشش های گالوانیزه)، مقاومت در برابر فرسایش را بالا ببرند، و چسبندگی انبساط دمایی بهتری را برای تقابل دی الکتریک فلز فراهم سازند. آنالیز متالوگرافی می تواند اطلاعات مفیدی در رابطه با ضخامت پوشش، تراکم، هم شکلی و حضور هر گونه نقص را فراهم آورد.



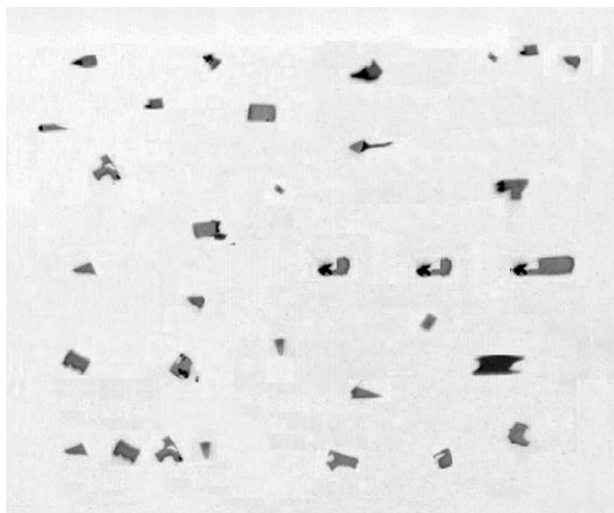
شکل ۵ پوشش اسپری پلاسما



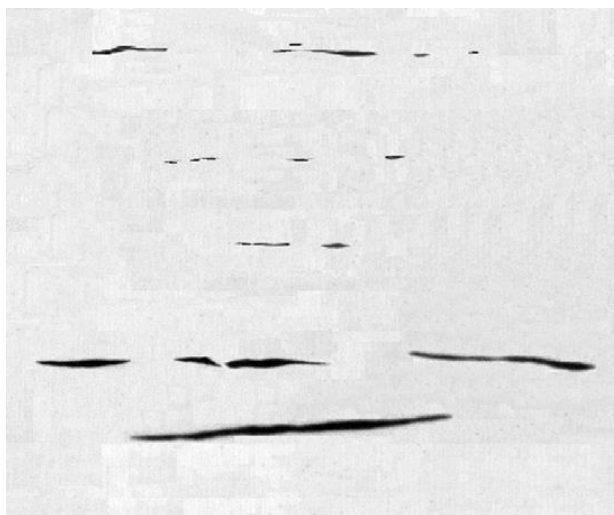
شکل ۶ دی الکتریک AIN با پوشش فلزی شده

۴-آخال ها

آخال ها مواد خارجی هستند که سطح فلز را در طول نورد یا دیگر فرایندهای شکل دهی فلز آلوده می کنند. ذرات ورودی رایج شامل اکسیدها، سولفیدها یا سیلیکات ها می باشند. آخال ها می توانند به وسیله شکل، اندازه و توزیعشان تقسیم بندی شوند.



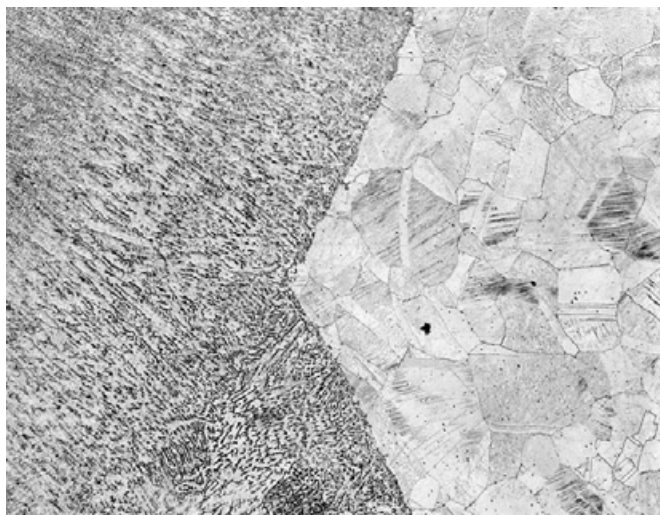
شکل ۷ ورودی های اکسید در فولاد



شکل ۸ ورودی های سولفید در فولاد

۵-آنالیز جوش

جوشکاری یک فرایند برای وصل کردن دو قطعه فلز به یکدیگر می باشد. رایج ترین فرایندهای جوشکاری در محل هایی که قرار است به یکدیگر متصل شوند ذوب شدگی موضعی تولید می کنند، از این منطقه مذاب به عنوان خط جوش یاد می شود و یک ساختار شبه ریختگی دارد. ناحیه یا منطقه مجاور خط جوش نیز مورد توجه است و به عنوان HAZ (منطقه تاثیر پذیر از گرما) شناخته می شود. معمولاً ناحیه جوشکاری شده میکروساختاری متفاوت دارد و بنابراین خصوصیات مکانیکی و فیزیکی متفاوتی در مقایسه با فلز اصلی خواهد داشت. آنالیز جوش می تواند شامل سنجش ترک ها و عدم نفوذ فلز پایه در ناحیه جوش باشد.



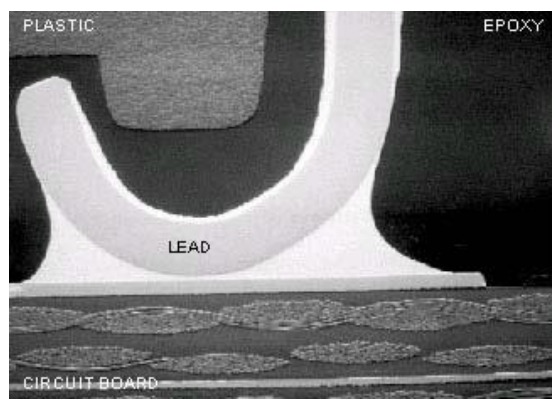
شکل ۹ جوش فولاد



شکل ۱۰ جوش مس- فولاد زنگ نزن (نفوذ فولاد زنگ نزن در مس)

۶- لحیم

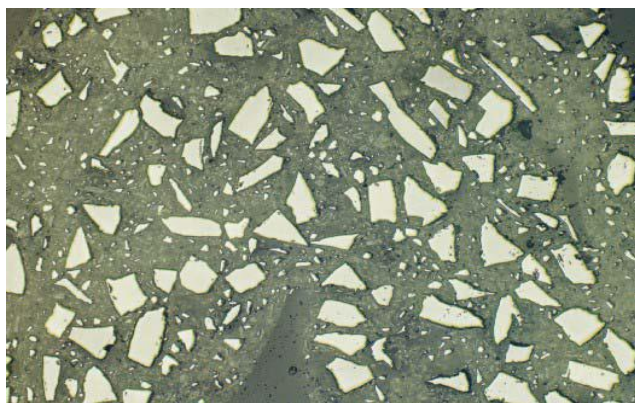
برای اجزاء الکترونیکی، بی عیبی مفاصل لحیم برای قابلیت اطمینان به خواص قطعات الکترونیکی بسیار مهم است.



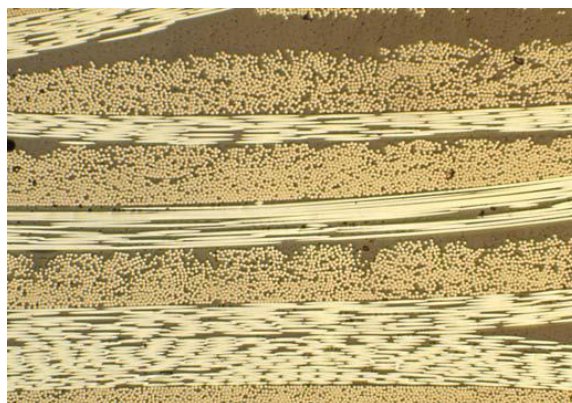
شکل ۱۱ مفصل لحیم برد مدار الکترونیکی

۷- کامپوزیت ها

کامپوزیت ها مواد مهندسی شده ای هستند که از فیلرهایی درون زمینه تشکیل شده اند. فیلرهای رایج شامل سرامیک یا اجزاء گرافیتی و کربن یا فیبرهای سرامیک هستند. این فیلرهای روکش شده، یا ریخته شده درون زمینه پلیمر، فلز یا سرامیک هستند. تحلیل متالوگرافی کامپوزیت ها شامل تحلیل جهت گیری و توزیع این فیلرها، حفره ها و هر گونه نقص دیگری می باشد.



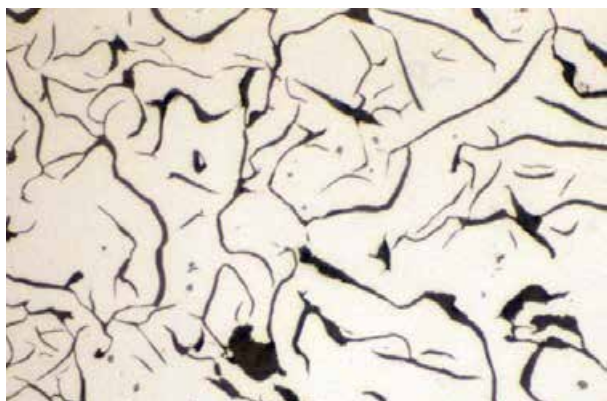
شکل ۱۳ اجزاء SiC در یک قالب فلزی



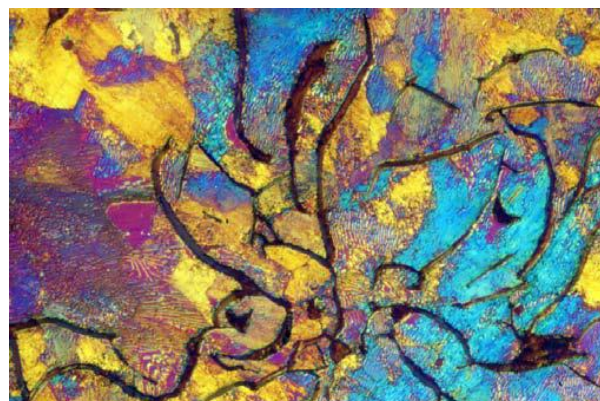
شکل ۱۲ کامپوزیت فیبر کربن

۸- گرافیت های کروی

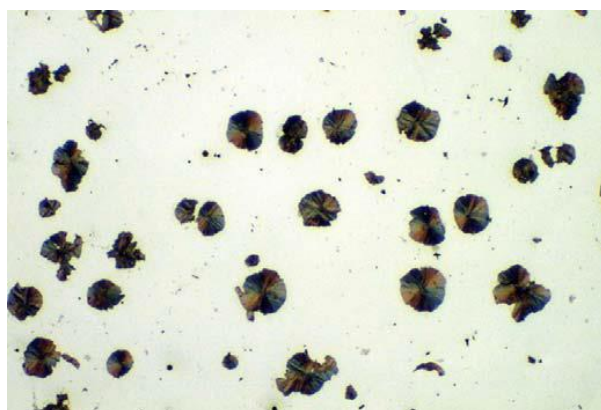
چدن ها معمولا توسط کروی شدن (چدن داکتیل) یا بوسیله دانه های گرافیت شان (چدن خاکستری) خصوصیت گذاری می شوند. از آن جایی که چدن خاکستری می تواند به دلیل بی دوامی دارای عیب شوند چدن های گرافیتی می توانند دارای ساختار غالب باشند. برای تولید چدن داکتیل ، منیزیم یا سریوم قبل از انجماد به مذاب اضافه می شوند.



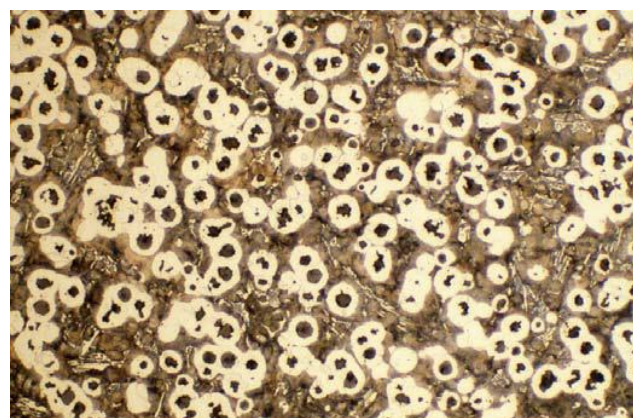
شکل ۱۵ ساختار چدن خاکستری پولیش شده



شکل ۱۴ ساختار چدن خاکستری اچ شده (حکاکی شده)



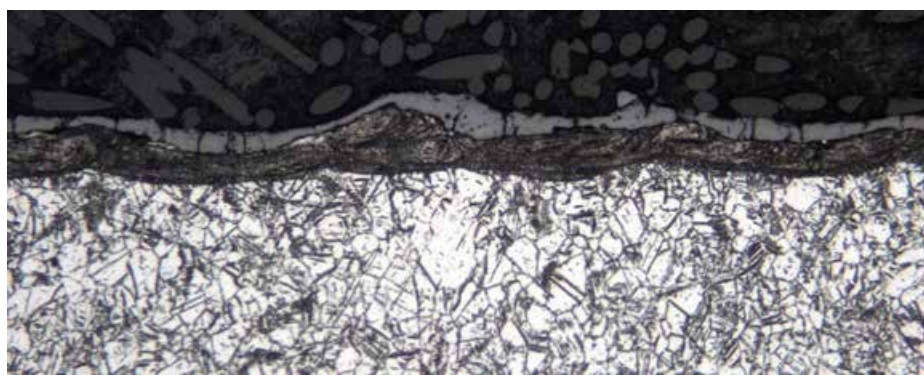
شکل ۱۷ ساختار چدن داکتیل پولیش شده



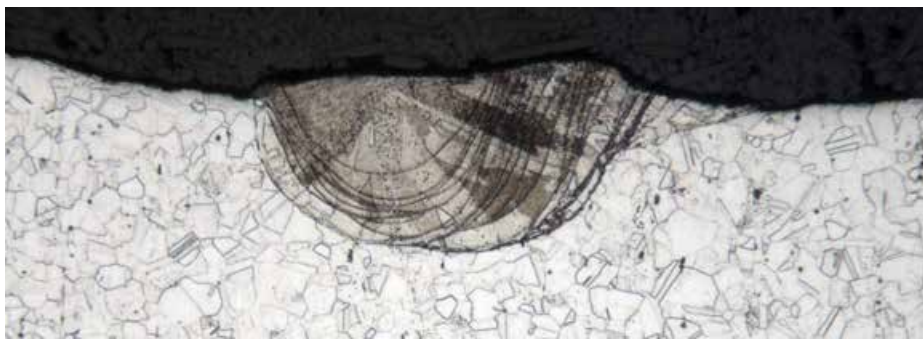
شکل ۱۶ ساختار چدن داکتیل اچ شده (حکاکی شده)

۹-ریخته گری مجدد

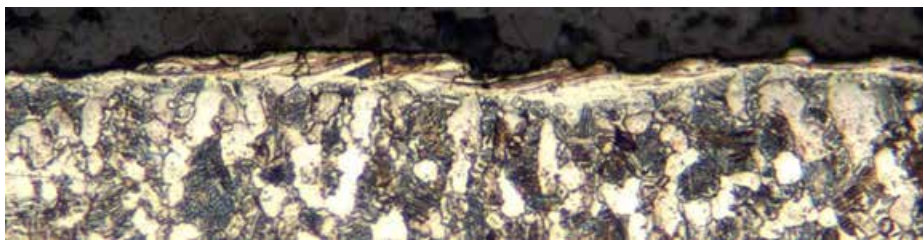
لایه دوباره ریخته شده از اجزاء فلز ذوب شده ای که مجدد بر سطح قطعه رسوب کرده اند، ساخته شده است. هم HAZ (منطقه تاثیر پذیر از حرارت) و هم لایه دوباره ریخته شده نیز می توانند میکروتترک داشته باشند که می تواند به نقص در تنش در اجزاء بحرانی منجر شود.



شکل ۱۸ لایه مجدد ریخته شده مداوم



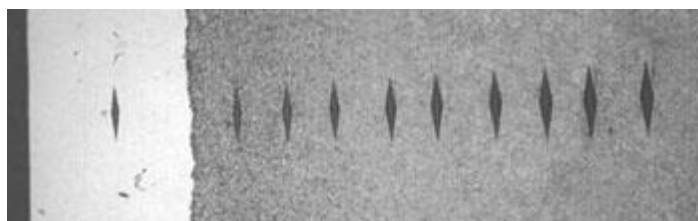
شکل ۱۹ لایه مجدد ریخته شده موضعی



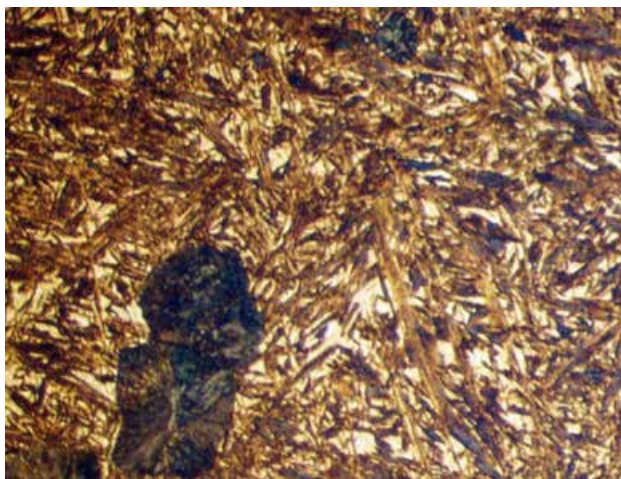
شکل ۲۰ ترک در لایه مجدد ریخته شده

۱۰- کربوریزه کردن

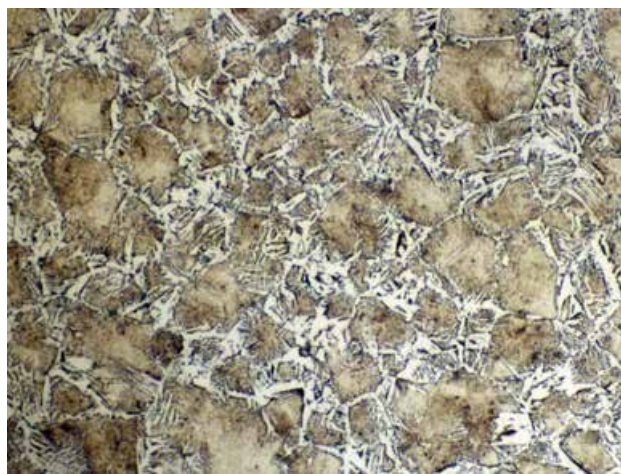
رایج ترین عملیات حرارتی برای سخت کاری آلیاژهای آهن به عنوان کربوریزه کردن شناخته می شود. فرآیند کربوریزه کردن شامل ذوب کردن کربن در آلیاژ آهن در دماهای بالا می باشد. توسط سرد نمودن ناگهانی پس از کربوریزه کردن، لایه سطح می تواند سخت شود. آنالیز متالوگرافی، همراه با آزمایش میکروسختی، می تواند جزئیاتی را در رابطه با سختی پوشش و عمق آن فاش نماید.



شکل ۲۱ سختی عمق نوپ



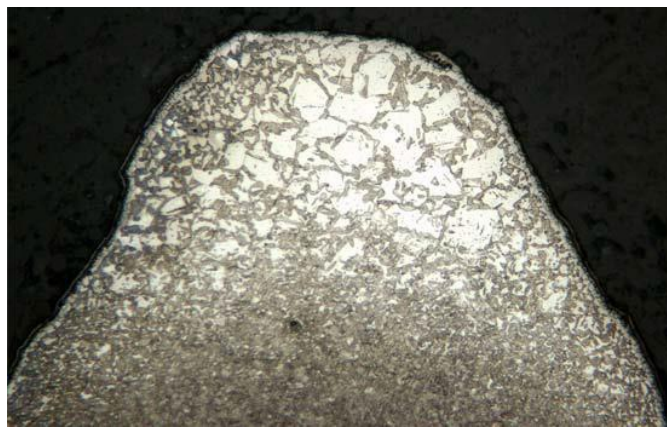
شکل ۲۲ فولاد کربن بالا، سرد شده



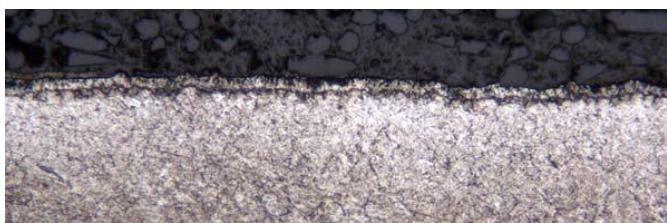
شکل ۲۳ فولاد کربن پایین، سرد شده

۱۱-دکربوریزه کردن

دکربوریزه کردن یک نقص است که می تواند هنگامی اتفاق افتد که کربن هنگام گرم شدن تا دماهای بسیار بالا، خصوصاً در اتمسفر هیدروژن، در سطح یک فولاد کم شود. این نبود کربن می تواند هدایت و سختی فولاد را کاهش دهد. این امر می تواند همچنین به شکننده شدن فولاد منجر شود.



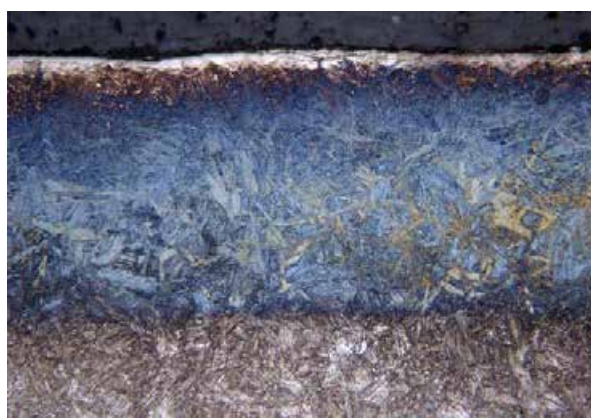
شکل ۲۴ دکرپوریزه کردن در یک بست فولادی



شکل ۲۵ دکرپوریزه کردن فولاد

۱۲- نیتروژه کردن

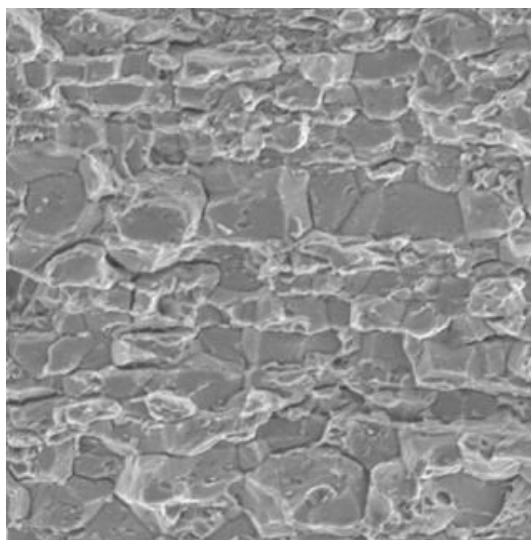
نیتروژه کردن پروسه ای است برای تولید یک پوشش سخت روی فولاد محکم و سخت. این فرایند شامل گرمادهی به فولاد در $500 - 540^{\circ}\text{C}$ ($930 - 1000^{\circ}\text{F}$) در یک جو آمونیاکی برای حدوداً ۵۰ ساعت می باشد. هیچ گونه عملیات حرارتی یا سردسازی اضافی احتیاج نیست. سختی ویکرز حدود ۱۱۰۰ و عمق پوشش تقریباً ۰/۴ میلی متر است. نیتروژه کردن می تواند همچنین مقاومت در برابر خوردگی فولاد را بهبود دهد.



شکل ۲۶ فولاد نیتریده

۱۳- شکستگی میان دانه ای

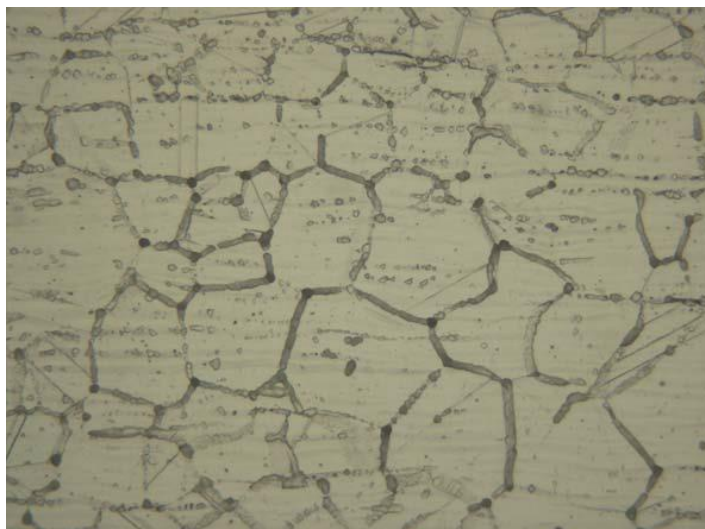
ترک یا شکستگی میان دانه ای یک شکستگی است که در راستای مرز ذره یک ماده اتفاق می افتد. یک شکستگی میان دانه ای می تواند از عملیات حرارتی نامناسب، آخال ها یا ذره های فاز دوم قرار گرفته بر مرزهای ذره، و بارگذاری چرخه ای بالا منشأ بگیرد.



شکل ۲۷ شکستگی میان دانه ای برای عملیات حرارتی نامناسب فولاد 17-7PH ، در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر

۱۴- حساس سازی جوش

حساس سازی شرایطی است که در آن کرم به عنوان یک آلیاژ در طول شکل گیری کاربید کرم در مرز ذره ها خالی می شود. برای جوشکاری، حساس سازی به دلیل گرمایش و سرمایش آهسته در طول یک دامنه دمایی خاص برای فلز در حال جوشکاری اتفاق می افتد. برای مثال، سری ۳۰۰ از فولادهای زنگ نزن بر مرز ذره در محدوده $425 - 475^{\circ}\text{C}$ منجر به کاربید کرم می شود.



شکل ۲۸ حساس سازی فولاد ضد زنگ 304L جوش داده شده، بزرگنمایی ۵۰۰ برابر

۱۵- تنش در خطوط جوش (خطوط جریان)

تنش در جوش، تنش مورد نیاز برای دفرمه نگاه داشتن یک فلز است.



شکل ۲۹ جهت نامناسب خط شار نرمال به تنش بیشینه، اچ شده توسط $HCl+H_2O_2$

راهنمای پدیدآورندگان

نشریه جوشکاری و آزمایش های غیر مخرب از مقالات علمی و آثار تحقیقی یا ترجمه شده محققان، نویسندگان و کارشناسان و مقالات اجتماعی و انتقادی در دامنه موضوعات جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب و فرایندهای وابسته به این موضوعات استقبال می نماید. نوشته ها و مقالات دریافتی پس از بررسی و تائید هیات تحریریه، سردبیر و مدیر مسئول نشریه به چاپ خواهد رسید.

توصیه می شود قالب نگارش و تنظیم مقالات به ترتیب زیر باشد:

- ✓ صفحه مشخصات در بر دارنده عنوان مقاله یا مطلب، نام پدید آورنده (نویسنده-مؤلف-مترجم-گردآورنده) به فارسی و انگلیسی و فهرست عناوین فرعی مقاله و تعداد و عناوین پیوست ها یا ضامائم.
- ✓ چکیده مقاله، حاوی شرحی درباره کلیات موضوع مقاله، و کلید واژه ها
- ✓ مقدمه مقاله
- ✓ متن مقاله، شامل بخش ها و زیر بخش ها
- ✓ جمع بندی و نتیجه گیری
- ✓ پی نوشت، شامل توضیحات ارجاع شده و افزوده های خارج از متن
- ✓ فهرست کامل و دقیق منابع و مراجع
- ✓ تصاویر، جدول ها و نمودارها به صورت فایل تصویری JPG همراه با متن زیر نویس و جای دقیق هر یک از آنها در مقاله علاوه در متن اصلی به صورت مجزا نیز ارسال شود.
- ✓ متن اصلی که مقالات از آن ترجمه شده است.

یادآوری ها:

- ❖ مطالب و مقالات دریافتی بازگردانده نخواهد شد.
- ❖ نشریه جوشکاری و آزمایش های غیر مخرب از پیشنهادهای و انتقادهای سازنده استقبال می کند.
- ❖ نقل و اقتباس از مطالب این نشریه با ذکر ماخذ آن و رعایت امانت بلامانع است.
- ❖ این نشریه از مقالات، نوشته ها، اظهار نظرها و دیدگاه های کارشناسان و صاحب نظران در مورد مسائل مربوط به جوشکاری و آزمایش های غیر مخرب استقبال می کند و البته چاپ آنها منوط به موافقت مدیر مسئول و سردبیر خواهد بود.
- ❖ نشریه جوشکاری و آزمایش های غیر مخرب در ویرایش، رد یا قبول و حک اصلاح مطالب آزاد است.
- ❖ چاپ هرگونه نوشتار به منزله تایید محتوای آن و دیدگاه پدیدآورندگان آن توسط نشریه نمی باشد و مسئولیت محتوی و کلیه حقوق مادی و معنوی مقالات بر عهده نویسندگان و مترجمان است و هیچگونه مسوولیتی متوجه نشریه نیست.
- ❖ مسوولیت متن آگهی ها به عهده ارائه دهندگان آگهی ها می باشد.

تصویر
پدید
آورنده
اول

لطفا فرم زیر را تکمیل و به همراه مقاله ارسال فرمایید.

عنوان (فارسی):

Titel(English):

چکیده مقاله

نام پدید آورنده (گان):

Name (English):

تحصیلات:

سازمان / سمت:

نشانی دقیق پستی:

کد پستی:

تلفن همراه: تلفن تماس: نمابر:

پست الکترونیک:

نحوه ارسال مطالب

روش اول: ارسال به پست الکترونیک: jwniran@yahoo.com – info@jwn.ir

روش دوم: ارسال مطالب بر روی لوح فشرده (DVD-CD) با پست پیشتاز به آدرس

اصفهان - نجف آباد - کد پستی ۸۵۱۳۸۷۶۵۸۸

فراخوان مقاله و ثبت نام چهارمین همایش علمی:

بازرسی و ایمنی صنعتی

همراه با کارگاه های آموزشی و اعطای گواهی

تلفن تهران: ۸۸۶۷۱۶۷۶ همراه: ۰۹۱۹۷۵۵۶۴۲۴ www.SAFETYCONF.ir
زمان برگزاری: ۱۰ بهمن ۱۳۹۲ مجری همایش: شرکت هم اندیشان انرژی کیمیا
محل برگزاری: تهران، مرکز همایش های صدا و سیما

اطلاعات تکمیلی در وب سایت همایش: www.SAFETYCONF.ir



چکیده مقالات سه دوره گذشته همایش در
وب سایت همایش بارگزاری شده است.

برای دریافت اطلاعات همایش بر روی تلفن همراه خود،
عدد ۱۱۱۲ را به شماره ۰۰۰۰۴۷۰۴۷۰۴۷۰۰ پیامک نمایید.

همراه با کارگاه آموزشی استاندارد ISO3834

ثبت نام از طریق وب سایت همایش: www.SAFETYCONF.ir



به همراه:

جشنواره اختراعات - ابتکارات و نوآوری های هادر صنعت جوش و بازرسی
مسابقه عکاسی و گرافیک در صنعت جوش و بازرسی
تقدیر از پایان نامه ها و پژوهش های برتر جوش و بازرسی
تجلیل از پیشگامان جوش و بازرسی
کارگاه های آموزشی
بازدیدهای صنعتی
و نمایشگاه جانبی



انجمن جوشکاری آزمایش های غیرمخرب ایران

اولین کنفرانس بین المللی جوشکاری و آزمایش های غیرمخرب چهاردهمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی وسومین کنفرانس ملی آزمایش های غیرمخرب

First International Conference on Welding and Non Destructive Testing (ICWNTD2014)
14th National Conference on Welding & Inspection (14th NCWI)
& 3rd National Conference on NDT (3rd NCNDT)

February 25-26, 2014,
Islamic Azad University - Karaj Branch
Karaj-Alborz-Iran

۶ و ۷ اسفند ماه سال ۱۳۹۲
دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج

Conference Secretariat

4th floor - Shams Building - Shams Abadi Ave. - Isfahan

Tel: (+98311) 2231744 - 2231750 Fax: (+98311) 2231765

www.iwnt.com

دبیر خانه کنفرانس

اصفهان - خیابان شمس آبادی - ساختمان شمس - طبقه چهارم

تلفن: ۰۲۲۳۱۷۵۰ - ۰۲۲۳۱۷۴۴ (۰۳۱۱) فاکس: ۰۲۲۳۱۷۶۵ (۰۳۱۱)

itmanager@iwnt.com



سالمیر کبیر کرج

