

تأثیر دما و زمان بر خواص اتصال فولاد AISI ۴۲۰ به فولاد SAF ۲۵۰۷ ایجاد شده توسط فرایند فاز مایع گذرا

محمد جعفری^۱، مهدی رفیعی^{۱*} و حسین مستعان^۲

۱- مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

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

(دریافت مقاله: ۱۳۹۸/۱۲/۹ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۹/۵/۱۸)

چکیده- در این پژوهش، تأثیر دما و زمان بر خواص اتصال غیرمشابه فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی AISI ۴۲۰ به فولاد زنگ‌نزن سوپر دوفازی SAF ۲۵۰۷ ایجاد شده توسط فرایند فاز مایع گذرا بررسی شد. لایه میانی پایه نیکلی از نوع BNI-2 با ضخامت ۲۵ میکرومتر در بین نمونه‌های آماده شده قرار گرفت و فرایند اتصال دهی در دماهای ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های مختلف انجام شد. بررسی ریزساختار اتصال، توسط میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی و آزمون طیف‌سنجی توزیع انرژی پرتو ایکس انجام شد. همچنین آزمایش ریزسختی سنجی و آزمایش استحکام کششی برشی روی نمونه‌ها انجام گرفت. نتایج بیانگر تکمیل انجماد همدمای در نمونه‌های اتصال یافته در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد با زمان ۴۵ دقیقه و در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد با زمان ۳۰ دقیقه بود. ارزیابی ریزسختی نمونه‌ها نشان داد که ناحیه انجماد غیرهمدمای دارای بالاترین میزان سختی (۵۲۰ ویکرز) و ناحیه انجماد همدمای کامل دارای کمترین میزان سختی (۳۰۰ ویکرز) در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد بود. همچنین ارزیابی استحکام کششی برشی نمونه‌ها نشان داد که نمونه اتصال یافته به مدت زمان یک دقیقه در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، دارای کمترین مقدار استحکام، یعنی ۱۹۶ مگاپاسکال و نمونه اتصال یافته با زمان ۶۰ دقیقه در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد دارای بیشترین مقدار استحکام، یعنی ۵۱۷ مگاپاسکال بودند.

واژه‌های کلیدی: فولاد زنگ‌نزن سوپر دوفازی، فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی، اتصال TLP، انجماد همدمای، استحکام کششی برشی.

Effect of Temperature and Time on the Joint Properties of AISI420 Steel to SAF2507 Steel Produced by Transient Liquid Phase Process

M. Jafari¹, M. Rafiei^{1*} and H. Mostaan²

1- Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran.

2- Department of Materials and Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Arak University, Arak, Iran.

Abstract: In this research, the effect of temperature and time on the properties of AISI420/SAF2507 dissimilar joint produced by transient liquid phase bonding process was investigated. A BNI-2 interlayer with 25 μm thickness was inserted between two dissimilar steel samples. The bonding process was performed at 1050 °C and 1100 °C for different bonding times. The microstructures of the joints were studied using optical microscope, scanning electron microscope and energy dispersive X-ray

* : مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: m.raffei@pmt.iaun.ac.ir

spectroscopy. Microhardness and tensile shear strength of bonded samples were investigated. Isothermal solidification was completed for the joints bonded at 1050 °C and 1100 °C for 45 min and 30 min, respectively. ASZ and ISZ areas of the bonding zone at the bonding temperature of 1050 °C indicated the highest (520 HV) and the lowest (300 HV) microhardness values, respectively. Sample bonded at 1050 °C for 1 min indicated the lowest tensile strength (196 MPa) and sample bonded at 1100 °C for 60 min indicated the highest tensile strength (517 MPa).

Keywords: Super-duplex stainless steel, Martensitic stainless steel, TLP bonding, Isothermal solidification, Tensile shear strength.

۱- مقدمه

این فولادها دارند. استحکام بالای این آلیاژ، کاهش ضخامت و در نتیجه کاهش وزن سکوها را امکان پذیر می کند که این موضوع در نوع خود مشوق اصلی توسعه استفاده از این نوع آلیاژها بوده است. توسعه فولادهای زنگ نزن دوفازی همواره ادامه داشته که این توسعه منجر به ایجاد فولاد سوپر دوفازی مانند فولاد SAF ۲۵۰۷ شده است [۴].

امروزه اتصال غیرمشابه فولادها در صنعت به امری اجتناب ناپذیر تبدیل شده است، به خصوص در صنایع دریایی، حمل و نقل شیمیایی، پتروشیمی و صنایع نفت و گاز طبیعی. با گسترش استفاده از فولادهای دوفازی و تقاضای بالای استفاده از فولادهای مارتنزیتی در صنایع مشابه و همچنین نیاز مبرم به جایگزینی فولادهای زنگ نزن دوفازی به جای آستنیتی و مارتنزیتی در شرایط کاری دو محیطی که هم شرایط خوردندگی غیرکلریدی و هم شرایط بسیار خوردنده حاوی غلظت های بالای یون کلر وجود دارد، ضرورت اتصال بین این آلیاژها به روش جوشکاری به شکل پررنگ تری مطرح می شود. فرایند جوشکاری ذوبی فولادهای زنگ نزن در مطالعات زیادی بررسی شده است [۱۰-۵]. ضعف عمده فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی، جوش پذیری ضعیف آنها است، به گونه ای که با افزایش میزان کربن (معمولاً از ۰/۱۵ درصد به بالا) به خصوص در حضور هیدروژن در حین جوشکاری، حساسیت بسیار زیادی به ترک خوردن زیر بستر جوش پیدا می کنند. به دلیل وجود تنش های داخلی ناشی از افزایش حجم همراه با استحاله تبدیل آستنیت به مارتنزیت و همچنین ترد و شکننده بودن ساختار مارتنزیت پر کربن که در اثر جوشکاری تولید می شود، حتی در شرایطی که مهار کمی در حین جوشکاری به کار گرفته شود نیز ترک خوردن

امروزه فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی به دلیل مقاومت به خوردگی بالا در برابر محیط های خوردنده احیایی، به طور وسیعی در صنایع نفت و نیروگاه های برق کاربرد دارند. همچنین به دلیل حفظ استحکام در درجه حرارت های بالا در مولدهای حرارتی نیز به کار برده می شوند [۱]. مقاومت در برابر خوردگی و مقاومت در برابر شوک های حرارتی و مکانیکی، باعث شده است که از این نوع فولاد در ساخت پره های توربین ها، قسمت های داخلی شیرهای صنعتی و به خصوص به عنوان بهترین گزینه در ساخت شافت برای پمپ ها و کمپرسورهای عظیم صنعتی استفاده شود [۲]. پرمصرف بودن این نوع فولاد به دلیل وجود مجموعه ای از خواص مکانیکی بالا و مقاومت به خوردگی مناسب است. یکی از پرمصرف ترین انواع فولاد زنگ نزن مارتنزیتی، فولادی حاوی ۱۳ درصد کروم و بیش از ۰/۰۸ درصد کربن است که از معروف ترین آنها می توان به فولاد ۴۲۰ AISI با میزان کربن حداقل ۰/۱۵ درصد اشاره کرد [۳].

از انواع دیگر فولادهای زنگ نزن که به نسبت، فولادهای جدیدی محسوب می شوند و امروزه برحسب دارا بودن خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی فوق العاده، روز به روز مصرف بیشتری در صنعت پیدا می کنند باید به فولادهای زنگ نزن دوفازی اشاره کرد. فولادهای زنگ نزن دوفازی دارای مقاومت بسیار عالی در برابر خوردگی و استحکام عالی و بالاتر نسبت به دیگر فولادهای زنگ نزن معمول هستند. تمامی فولادهای زنگ نزن دوفازی به صورت مشهودی مقاومت به خوردگی تنشی کلریدی بهتری نسبت به فولادهای زنگ نزن آستنیتی داشته و همچنین استحکام، شکل پذیری و چقرمگی بالاتری نسبت به

زیر بستر جوش می‌تواند به راحتی رخ دهد [۳]. از طرفی مقدار زیاد نیتروژن (۳/۰ درصد) در فولادهای زنگ‌نزن سوپر دوفازی مانند نوع ۲۵۰۷ در حالت مذاب و در حین عملیات جوشکاری یا ریخته‌گری باعث ایجاد تخلخل‌های گازی نیتروژن می‌شود. وجود مشکلات گفته شده در جوشکاری ذوبی این دو آلیاژ، باعث شده است که در این پژوهش روش دیگری برای اتصال غیرمشابه فولاد مارتنزیتی ۴۲۰ AISI به فولاد سوپر دوفازی ۲۵۰۷ SAF در نظر گرفته شود. برای بهبود اتصال این دو نوع فولاد پرکاربرد صنعتی، روش اتصال فاز مایع گذرا یا همان روش TLP در نظر گرفته شده است. اتصال‌دهی فاز مایع گذرا یکی از روش‌های به نسبت جدیدی است که امروزه برای اتصال مواد مشابه و به خصوص غیرمشابه که دارای مشکلاتی در اتصال به روش‌های معمول، مثل روش‌های جوش ذوبی، اصطکاکی و غیره هستند، به کار برده می‌شود.

عبدالوند و همکاران [۱۱] امکان‌پذیری اتصال فاز مایع گذرای فولاد زنگ‌نزن دوفازی UNS S32750 به فولاد آستنیتی AISI 304 را بررسی کردند. در این پژوهش اتصال فاز مایع گذرای فولاد زنگ‌نزن دوفازی UNS S32750 به فولاد آستنیتی زنگ‌نزن AISI 304 با استفاده از لایه میانی BNi-2 در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد و در مدت زمان‌های مختلف ۵، ۱۰، ۳۰ و ۴۵ دقیقه انجام شد. ناحیه اتصال شامل دو قسمت انجماد همدمای و منطقه متأثر از نفوذ بود. بررسی سطوح شکست نشان داد که نمونه متصل شده در زمان ۴۵ دقیقه به صورت نرم شکسته شد. همچنین استحکام کششی برشی نمونه متصل شده حدود ۰/۷ استحکام کششی برشی فولاد زنگ‌نزن سوپر دوفازی بود ولی از استحکام فولاد ۳۰۴ بیشتر بود. بهارزاده و همکاران [۱۲] اتصال غیرمشابه IN X-750/BNi-2/SAF 2205 ایجاد شده توسط فرایند فاز مایع گذرا را بررسی کردند. آنها گزارش دادند که بیشترین استحکام کششی مربوط به نمونه‌ای بود که در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۵ دقیقه متصل شده بود که این به دلیل وقوع انجماد همدمای کامل در این شرایط بود. جعفری و همکاران [۱۳] تأثیر حالت انجماد را روی

خواص اتصال فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی ۴۲۰ AISI به فولاد سوپر دوفازی ۲۵۰۷ SAF توسط فرایند فاز مایع گذرا بررسی کردند. آنها گزارش دادند که تبدیل انجماد غیرهمدمای به انجماد همدمای موجب افزایش استحکام شکست نمونه‌ها در حین آزمایش کشش شد.

همان‌طور که مشاهده می‌شود تحقیقات زیادی در زمینه اتصال غیرمشابه فولادهای زنگ‌نزن با استفاده از فرایند فاز مایع گذرا انجام نشده است و با توجه به مشکلات روش‌های ذوبی در جوشکاری این فولادها، لزوم توسعه روش‌های دیگر نظیر فاز مایع گذرا برای اتصال این مواد احساس می‌شود. به همین دلیل در این پژوهش تأثیر دما و زمان بر اتصال فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی ۴۲۰ AISI به فولاد سوپر دوفازی ۲۵۰۷ SAF توسط فرایند فاز مایع گذرا با لایه واسطه BNi-2 (با ضخامت ۲۵ میکرومتر) در دو دمای ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد بررسی می‌شود.

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از دو فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی ۴۲۰ AISI و فولاد زنگ‌نزن سوپر دوفازی ۲۵۰۷ SAF به منظور اتصال استفاده شده است. همچنین در فرایند اتصال این دو آلیاژ، از لایه میانی پایه نیکلی AWS BNi-2 با ضخامت ۲۵ میکرومتر به صورت فویل آمورف استفاده شد. در جدول (۱) ترکیب شیمیایی هر دو آلیاژ و همچنین لایه واسطه ارائه شده است.

عملیات پیونددهی در کوره خلأ دمابالا، واقع در شهرک علمی تحقیقاتی اصفهان، تحت اتمسفر خلأ و با فشار خلأ^۴-۱۰ تور و در دماهای ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های ۱، ۱۵، ۳۰، ۴۵ و ۶۰ دقیقه انجام شد. نرخ گرمایش متوسط کوره خلأ مورد استفاده حدود ۱۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه تنظیم شد. پس از اتمام زمان نگهداری قطعات در دمای مورد نظر، کوره خاموش شده و قطعات در کوره به آرامی تا دمای محیط سرد شدند. جدول (۲) شرایط نمونه‌های اتصال داده شده را نشان می‌دهد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و لایه میانی برحسب درصد وزنی [۱۴]

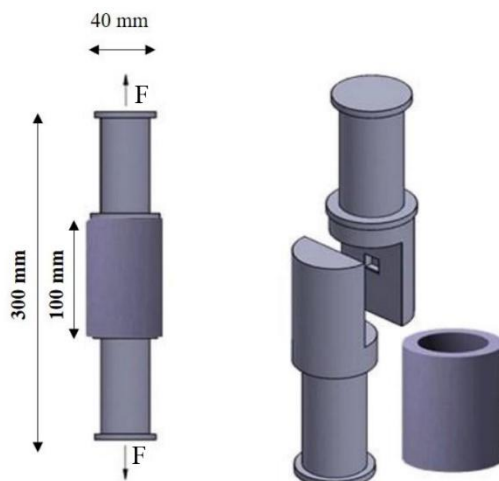
عناصر												آلیاژ
Fe	B	N	Cu	Ni	Mo	Cr	S	P	Mn	Si	C	
بقیه	---	۰/۳۱	۰/۵	۷/۸	۲/۴۳	۲۵/۳	۰/۰۲	۰/۰۲۹	۱/۲	۰/۳۸	۰/۰۳	SAF ۲۵۰۷
بقیه	---	---	---	---	---	۱۳/۱	۰/۰۱۷	۰/۰۲۳	۰/۴۷	۰/۴۲	۰/۲	AISI ۴۲۰
---	۳/۲	---	---	بقیه	---	۷	---	---	---	۴/۵	۰/۰۸	BNi-2

جدول ۲- مشخصات نمونه‌های مختلف استفاده شده در اتصال نمونه‌ها به روش TLP

شماره نمونه	کد نمونه	ضخامت فویل (میکرومتر)	دمای اتصال (درجه سانتی‌گراد)	نرخ گرمایش (درجه بر دقیقه)	زمان اتصال (دقیقه)
۱	TL-1	۲۵	۱۰۵۰	۱۵	۱
۲	TL-15	۲۵	۱۰۵۰	۱۵	۱۵
۳	TL-30	۲۵	۱۰۵۰	۱۵	۳۰
۴	TL-45	۲۵	۱۰۵۰	۱۵	۴۵
۵	TL-60	۲۵	۱۰۵۰	۱۵	۶۰
۶	TH-1	۲۵	۱۱۰۰	۱۵	۱
۷	TH-15	۲۵	۱۱۰۰	۱۵	۱۵
۸	TH-30	۲۵	۱۱۰۰	۱۵	۳۰
۹	TH-45	۲۵	۱۱۰۰	۱۵	۴۵
۱۰	TH-60	۲۵	۱۱۰۰	۱۵	۶۰

اتصال‌دهی قطعات و ایجاد فشار لازم و نگهداری صحیح قطعات در کوره، از نگهدارنده‌های طراحی شده از جنس فولاد AISI 316 L استفاده شد و با پیچ و مهره زنگ‌نزن بسته شد. پس از اتمام عملیات اتصال‌دهی قطعات در کوره، نمونه‌های اتصال‌یافته برای انجام متالوگرافی از ناحیه میانی، توسط دستگاه وایرکات برش خوردند. برای انجام عملیات متالوگرافی، ابتدا تمامی نمونه‌های برش خورده مانده گرم شدند و سپس سطح نمونه‌ها به وسیله سمباده شماره ۸۰ تا ۲۰۰۰ سمباده‌زنی شد. در پولیش کاری ابتدا برای پولیش اولیه از سوسپانسیون آلفا آلومینا با اندازه ذرات یک میکرومتر و سپس برای پولیش میانی از محلول بتا آلومینا با اندازه ذرات ۰/۳ میکرومتر و برای پولیش نهایی از سوسپانسیون گاما آلومینا با اندازه ذرات ۰/۰۵ میکرومتر

نمونه‌های فلز پایه در ابعاد ۵×۱۰×۱۰ میلی‌متر مکعب بریده شدند. برای دقت در برش و جلوگیری از حرارت دیدن بیش از حد نمونه‌ها، برش توسط دستگاه وایرکات انجام گرفت. لایه میانی مصرفی در ابعاد ۱۰×۱۰ میلی‌متر مربع بریده شد و برای زدودن آلودگی از سطوح آن تا مرحله قرارگیری در میان فلزات پایه، در محلول استون خالص قرار گرفت. نمونه‌ها پس از برش، توسط سمباده از شماره ۸۰ تا ۲۰۰۰ به‌منظور صیقلی شدن سطح و برطرف شدن آلودگی‌ها، سمباده‌زنی شدند. برای چربی‌زدایی و تمیزکاری سطح اتصال، نمونه‌های سمباده‌خورده در حمام اولتراسونیک استون به‌مدت ۶۰ دقیقه قرار گرفته و سپس تا زمان اتصال، در محلول استون خالص نگهداری شدند. لایه میانی در بین نمونه‌های آماده شده قرار گرفت و به‌منظور



شکل ۱- تصویر سه بعدی از نگهدارنده قطعات در آزمایش ارزیابی استحکام کششی برشی [۱۵]

استحکام کششی برشی اتصالات، از استانداردهای AWS B4.0 و JIS K6850 استفاده شد. این آزمون برای هر نمونه سه مرتبه تکرار شد. با توجه به لزوم استفاده از نگهدارنده برای ایجاد اتصال در کوره در فرایند اتصال به روش TLP و به تبع آن کوچک بودن ابعاد قطعات اتصال یافته در این فرایند، نمی توان از قطعات اتصال یافته فوق به تنهایی برای انجام آزمایش استحکام کششی برشی استفاده کرد و حتماً باید از نگهدارنده خاصی برای این کار استفاده کرد. نگهدارنده‌هایی از جنس فولاد کربنی CK45 با شرایط ویژه طراحی شد که پس از ساخت، به منظور ایجاد استحکام بالا عملیات حرارتی کوئینچ و تمپر شدند. تصویر سه بعدی این نگهدارنده در شکل (۱) ارائه شده است.

۳- نتایج و بحث

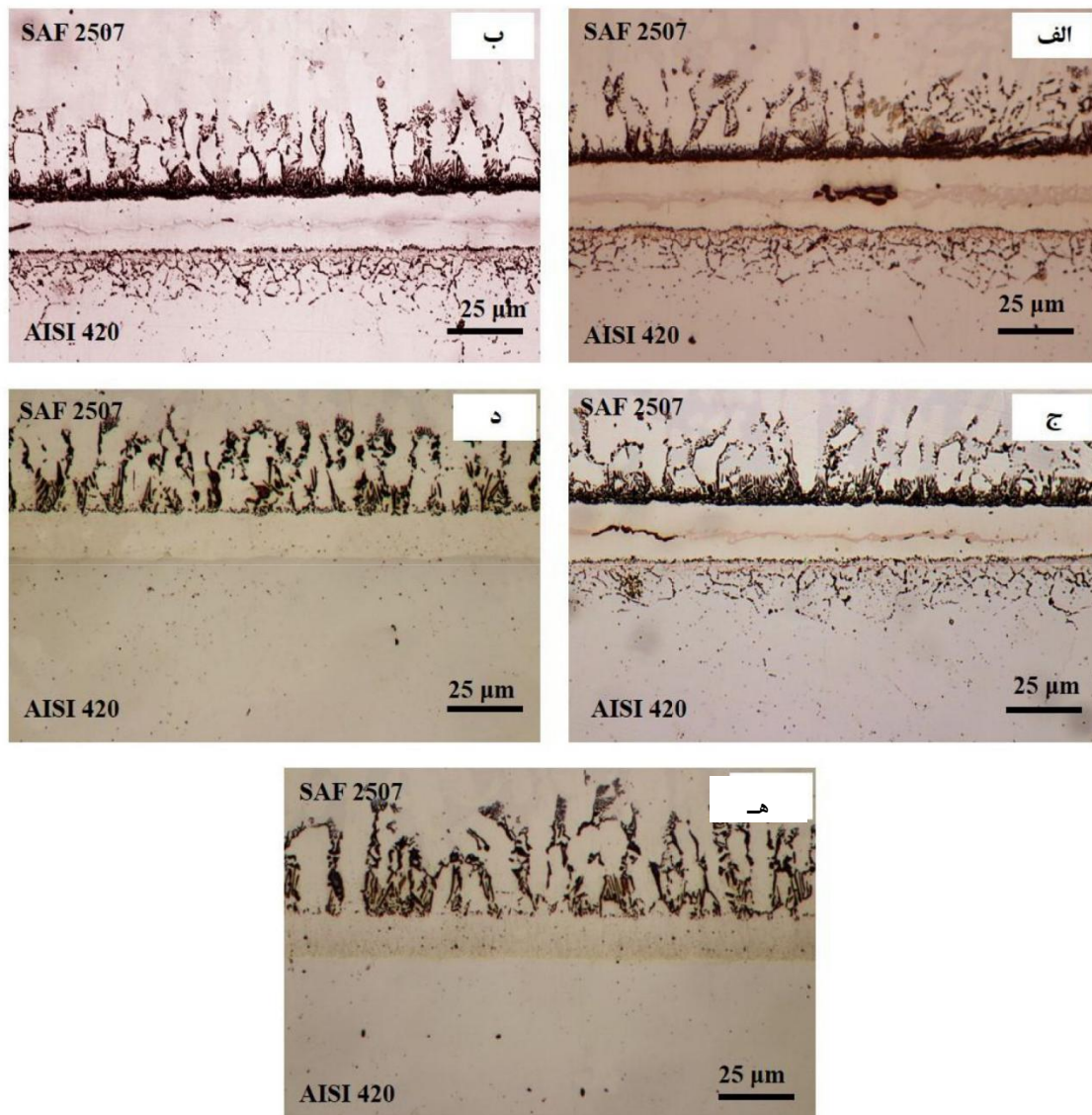
۳-۱- ریزساختار اتصالات ایجاد شده در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد

شکل (۲) تصاویر میکروسکوپی نوری^۶ از سطح مقطع اتصال نمونه‌های TL-1 تا TL-60 را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل (۲-الف) مشاهده می‌شود به دلیل اینکه در این نمونه زمان برای وقوع انجماد همدمای کامل کافی نبوده است، انجماد به صورت ترکیبی از حالت‌های انجمادی همدمای و غیرهمدمای رخ داده است. وجود ترکیبات تیره‌رنگ در درز اتصال این نمونه

استفاده شد. به منظور عملیات حکاکی نمونه‌ها از روش الکترو اچ با محلول اچ اسید اگزالیک ۱۰ درصد با ولتاژ پنج ولت و جریان سه آمپر به مدت زمان تقریبی ۳۰ ثانیه استفاده شد.

پس از بررسی ریزساختار ناحیه اتصال به وسیله میکروسکوپ نوری، به منظور بررسی دقیق‌تر نواحی مختلف اتصال با بزرگنمایی بالاتر و انجام میکروآنالیز عنصری، از میکروسکوپ الکترونی روبشی^۱ (SEM) مدل FEI ESEM QUANTA 200 مجهز به سیستم آنالیز شیمیایی توزیع انرژی پرتو ایکس^۲ (EDS) EDAX EDS SILICON DRIFT 2017 استفاده شد.

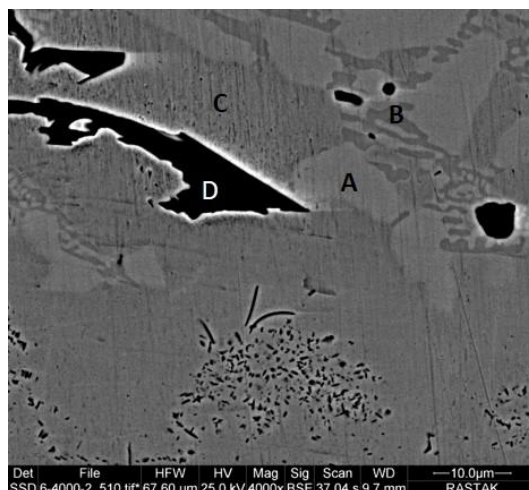
برای به دست آوردن تغییرات سختی در قسمت‌های مختلف درز اتصال و امکان مقایسه آنها با هم، از نمونه‌های مختلف دارای ناحیه انجماد غیرهمدمای و نمونه‌های دارای ناحیه انجماد همدمای کامل در درز اتصال خود، آزمایش ریزسختی سنجی مطابق با استاندارد ASTM E 384-10 تحت بار ۵۰ گرم و زمان توقف ۱۵ ثانیه به عمل آمد. آزمون ریزسختی سنجی برای هر نمونه دو مرتبه تکرار شد. محدوده انجام این آزمایش در حدود ۲۵۰ میکرومتر به صورت خط گذرا از مقطع عرضی ناحیه اتصال شامل فلزات پایه و مناطق متأثر از نفوذ^۳ (DAZ)، مناطق انجماد همدمای^۴ (ISZ) و انجماد غیرهمدمای^۵ (ASZ) شامل ترکیبات یوتکتیکی، بین فلزی و رسوبات بود. برای بررسی



شکل ۲- تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع اتصال نمونه‌های: الف) TL-1، ب) TL-15، ج) TL-30، د) TL-45 و ه) TL-60

نتایج آن در جدول (۳) ارائه شده‌اند. مطابق نتایج به دست آمده می‌توان گفت که ناحیه اتصال این نمونه به دلیل وقوع انجمادهای همدمما و غیرهمدمما دارای ترکیب‌های متفاوتی است. مطابق جدول (۳) ناحیه A (جزایر سفیدرنگ) نشان‌دهنده ترکیبات بورایدی غنی از نیکل هستند. هر چند که این آزمون نمی‌تواند عنصر سبک بور را نشان دهد ولی با توجه به مطالعات قبلی می‌توان گفت این جزایر ترکیبات بورایدی غنی از نیکل هستند [۱۳]. نواحی B و C که نشان‌دهنده زمینه در محل اتصال این نمونه هستند به ترتیب فازهای Ni_3Si و

بیانگر وجود ترکیبات زود ذوب و انجماد غیرهمدمما در این نمونه است. به منظور شناسایی دقیق‌تر ترکیبات موجود در درز اتصال این نمونه، از میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف‌سنجی توزیع انرژی پرتو ایکس مطابق شکل (۳) استفاده شد. شکل (۳) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ناحیه اتصال نمونه TL-1 را نشان می‌دهد. مطابق این شکل نواحی مختلفی در اتصال این نمونه مشاهده می‌شود که با حروف A، B، C و D مشخص شده‌اند. برای بررسی ترکیب شیمیایی این نواحی از طیف‌سنجی توزیع انرژی پرتو ایکس استفاده شد که



شکل ۳- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ناحیه اتصال نمونه TL-1 نشان‌دهنده نواحی مختلف A, B, C و D

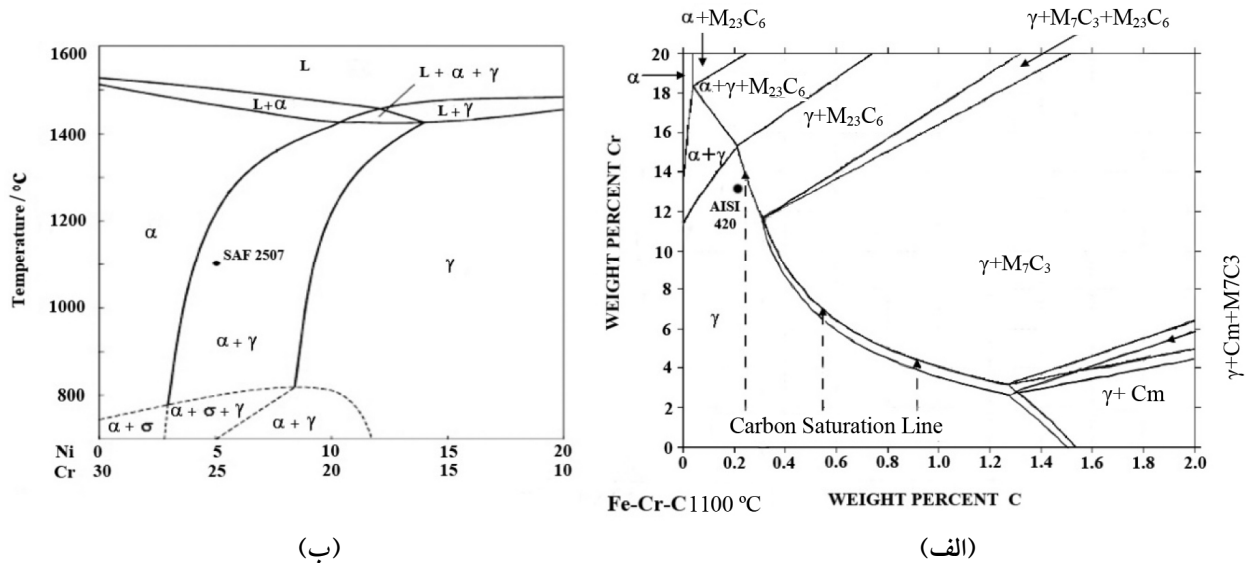
جدول ۳- نتایج طیف‌سنجی توزیع انرژی پرتو ایکس مناطق مشخص شده در شکل ۳ (A, B, C و D)

فاز پیشنهادی	عناصر (درصد وزنی)					ناحیه
	Ni	Fe	Cr	Si	C	
بوراید غنی از نیکل	مابقی	۱۴/۹۱	۲/۸۷	۰/۶۴	۲/۱	A
Ni ₃ Si	مابقی	۴/۱۶	۰/۷۱	۱۴	۱/۶	B
γ-Ni	مابقی	۱۸/۳۶	۲/۴	۶/۰۶	۰/۳۷	C
بوراید غنی از کروم	۹/۷۹	۱۲/۲۳	مابقی	۱/۱۹	۱/۵۶	D

نویسندگان این مقاله نیز به اثبات رسیده است [۱۳]. مشاهده می‌شود که با رسیدن به زمان نگهداری ۴۵ و در نهایت ۶۰ دقیقه هیچ‌گونه ترکیب یوتکتیکی در ناحیه درز اتصال باقی نمانده و این ناحیه در شرایط انجماد همدمای کامل منجمد شده است. این در شرایطی است که مشاهده می‌شود ناحیه متأثر از نفوذ سمت فلز پایه ۴۲۰ در این دو زمان، به‌طور کامل ناپدید شده است.

با بالا رفتن دما و در نهایت رسیدن به دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، عنصر بور از طریق مرز دانه‌های هر دو فلز پایه به درون آنها نفوذ می‌کند. وجود عناصر آلیاژی بیشتر در ترکیب فولاد ۲۵۰۷ مانند Ni, Cr, Mo و N و تمایل شدید عنصر بور به تشکیل ترکیبات بورایدی با این عناصر، باعث می‌شود که حجم بالاتری از این ترکیبات در ناحیه متأثر از نفوذ فولاد ۲۵۰۷ نسبت به فولاد ۴۲۰ شکل گیرد که وقوع این پدیده در

محل جامد تک‌فاز نیکل هستند. در واقع می‌توان گفت در این مناطق، انجماد به‌صورت همدمای رخ داده است. در نهایت ناحیه D (تیره‌رنگ) طبق جدول (۳) و نتایج دیگر پژوهش‌ها، نشان‌دهنده حضور ترکیبات بورایدی غنی از کروم است. این ناحیه به‌همراه ناحیه A بیانگر وقوع انجماد غیرهمدمای در درز اتصال نمونه TL-1 است. با مقایسه زمان‌های مختلف در این نمونه‌ها به‌راحتی می‌توان دریافت که با افزایش زمان در دمای ثابت ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب (بور و سیلیسیم) به داخل هر دو فلز پایه افزایش یافته و موجب شده است که مذاب باقی‌مانده در درز اتصال، پس از تکمیل انجماد، قسمت‌های قابل توجهی از حجم ترکیبات یوتکتیکی (ترکیبات بوراید نیکل، بوراید کروم و ترکیبات بین‌فلزی) خود را از دست داده و بر پهنای ناحیه انجماد همدمای افزوده شود. وجود این ترکیبات در ناحیه انجماد غیرهمدمای، در پژوهش قبلی



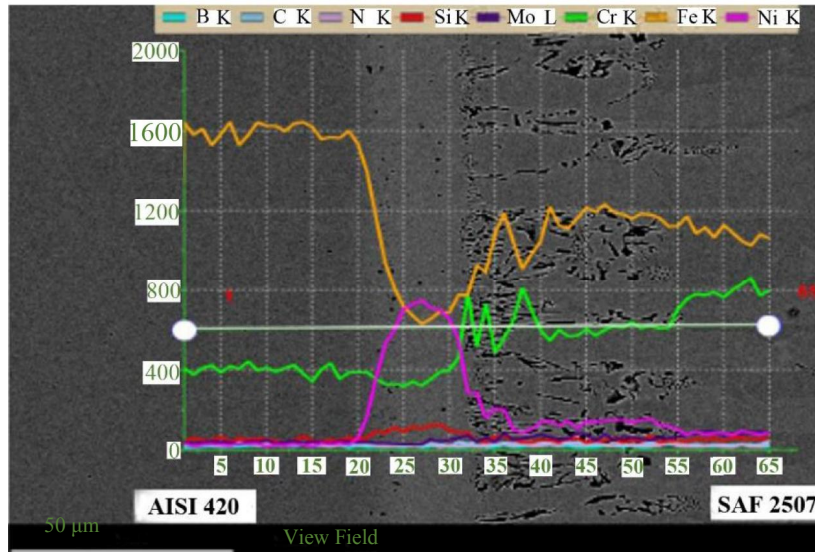
شکل ۴- الف) نمودار فازی سیستم Fe-Cr-C مربوط به فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی ۴۲۰ در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و
 ب) نمودار فازی سیستم Fe-Cr-Ni مربوط به فولاد زنگ‌نزن ۲۵۰۷ [۱۸]

زمان‌های ۴۵ و ۶۰ دقیقه است. در صورتی که در همین زمان‌ها، ترکیبات بورایدی ناحیه متأثر از نفوذ فولاد ۲۵۰۷ کاهش یافته اما کاملاً از بین نرفته‌اند. حل شدن کامل ناحیه متأثر از نفوذ فولاد ۴۲۰، نشان‌دهنده نفوذ درون شبکه‌ای بیشتر عنصر بور در فولاد ۴۲۰ نسبت به فولاد ۲۵۰۷ است. با توجه به نمودارهای فازی Fe-Cr-C مربوط به فولاد زنگ‌نزن ۴۲۰ و نمودار Fe-Cr-Ni مربوط به فولاد زنگ‌نزن ۲۵۰۷ که در شکل (۴) ارائه شده‌اند، مشاهده می‌شود که ساختار بلوری آلیاژ ۴۲۰ در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد از مارتنزیتی به ساختار تمام آستنیتی تبدیل می‌شود. فضای اکتاهدرال بازتر (۵۲/۰ آنگستروم) شبکه fcc در ساختار آستنیتی شده در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد و همچنین مقادیر بسیار کمتر عناصر آلیاژی موجود در فولاد ۴۲۰ نسبت به فولاد ۲۵۰۷، با داشتن زمان کافی برای نفوذ در نمونه‌ها با زمان ۴۵ و ۶۰ دقیقه، باعث شده است نفوذ درون شبکه‌ای عنصر بور به راحتی صورت گرفته و این نفوذ تا آنجا پیش رفته است که تقریباً تمامی عنصر بور در داخل فلز پایه ۴۲۰ حل شده و ناحیه متأثر از نفوذ به طور کامل حذف شده است (شکل ۲-د و ۲-ه). در دمای فوق، در هر دو زمان ۴۵ و ۶۰ دقیقه با حذف کامل ناحیه متأثر از نفوذ، ساختار

تصاویر میکروسکوپی نوری ارائه شده در تمامی زمان‌های اتصال در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد به وضوح قابل مشاهده است (شکل ۲-الف تا ۲-ه). در واقع وجود تراکم بسیار بالاتر ذرات تیره رنگ (ترکیبات بورایدی) در ناحیه متأثر از نفوذ فولاد ۲۵۰۷ نسبت به فولاد ۴۲۰ نشان‌دهنده این مطلب است.

عنصر بور در ابتدا برای نفوذ در فلزات پایه، مسیر نفوذی راحت‌تر مرزدانه‌ها را به جای نفوذ درون شبکه‌ای انتخاب می‌کند و این امر باعث می‌شود که عنصر بور، برد نفوذی مناسبی در هر دو فلز پایه داشته باشد. عنصر بور در مسیر نفوذی خود در مرزدانه‌های هر دو فلز پایه، با برخورد به اتم‌های عناصر آلیاژی موجود در شبکه بلوری، با آنها وارد واکنش شده و ترکیبات بورایدی را تشکیل می‌دهد. اتم‌های بور اضافی و باقی‌مانده در مسیر مرزدانه‌ها که هنوز فرصت واکنش با عناصر آلیاژی را به دست نیاورده‌اند، به مسیر نفوذی خود ادامه داده و به آهستگی با کاهش میزان بور و مصرف آن در طول مسیر، فرصت ترکیب شدن با عناصر آلیاژی را پیدا کرده و در نهایت در زمان ۶۰ دقیقه بیشترین مسافت نفوذی را به دست آورده‌اند.

نکته قابل توجه، حذف ناحیه متأثر از نفوذ فولاد ۴۲۰ در



شکل ۵- نمودار آنالیز عنصری خطی از نمونه اتصال یافته در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان ۴۵ دقیقه (رنگی در نسخه الکترونیکی)

خود، نسبت به زمان‌های کمتر ۱، ۱۵ و ۳۰ دقیقه، در ناحیه اتصال باقی بماند. با توجه به کاهش تراکم محسوس ترکیبات بورایدی در ناحیه متأثر از نفوذ فولاد ۲۵۰۷ در زمان‌های ۴۵ و ۶۰ دقیقه، نسبت به زمان‌های کمتر، می‌توان پیش‌بینی کرد که با افزایش زمان یا دما، می‌توان این ناحیه را در فولاد ۲۵۰۷ نیز حذف کرد و به ساختاری کاملاً همگن و بدون حضور ناحیه متأثر از نفوذ دست یافت.

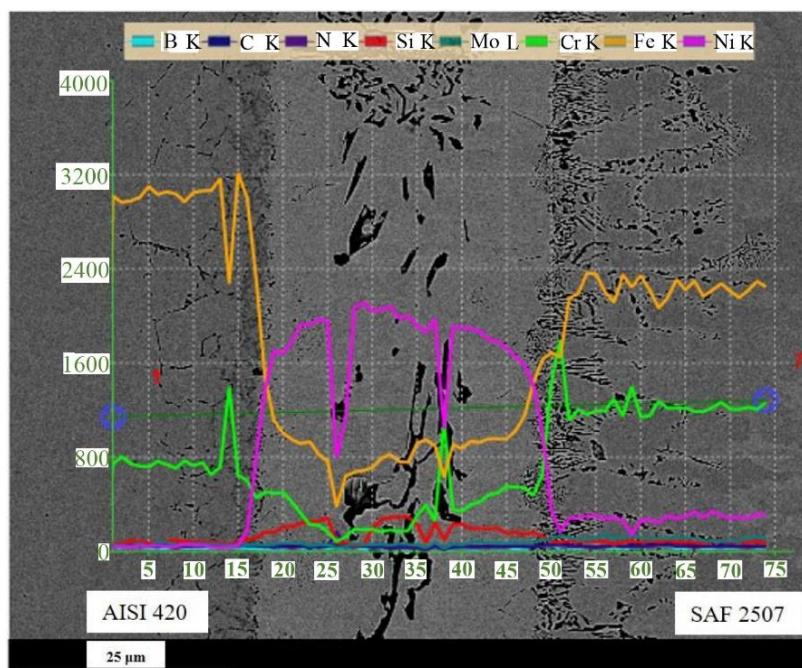
با توجه به نتایج به دست آمده، می‌توان عنوان کرد که در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد با ضخامت لایه میان‌ی ۲۵ میکرومتر، در زمان اتصال ۴۵ دقیقه، ناحیه متأثر از نفوذ فولاد ۴۲۰ کاملاً انحلال می‌یابد و در این زمان ناحیه فوق کاملاً همگن می‌شود.

شکل (۵) نتایج آنالیز عنصری خطی از محل اتصال نمونه TL-45 را نشان می‌دهد. خط سفیدرنگ، مسیر خطی انجام آنالیز عنصری را نشان می‌دهد. مسیر فوق از سمت راست تصویر، از ناحیه فلز پایه ۲۵۰۷ شروع و پس از عبور از ناحیه متأثر از نفوذ این فلز پایه، وارد ناحیه درز اتصال همدمای کامل می‌شود و سپس از ناحیه انجماد همدمای خارج و در ناحیه فلز پایه ۴۲۰ که فاقد ناحیه متأثر از نفوذ است به پایان رسیده است.

مرز اتصال و ناحیه مرزی فلز پایه ۴۲۰ تا حدود زیادی همگن شده است.

با توجه به نمودار فازی فولاد ۲۵۰۷ در دماهای ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، ساختار فولاد به صورت فریتی و آستنیتی باقی می‌ماند. پایین تر بودن ضریب نفوذ بور در آهن فریت با شبکه بلوری bcc طبق تحقیقات انجام شده (در حدود $10^{-7} \times 10^{-5}$ مترمربع بر ثانیه)، نسبت به آهن آستنیت با شبکه بلوری fcc (در حدود $10^{-4} \times 10^{-4}$ مترمربع بر ثانیه) که ناشی از فضای اکتاهدرال بسته تر شبکه bcc (با فضای ۰/۳۵ آنگستروم) نسبت به همین فضا در شبکه fcc (با فضای ۰/۵۲ آنگستروم) است [۱۶ و ۱۷]، باعث می‌شود که نفوذ درون شبکه‌ای عنصر بور در ساختار بلوری bcc کاهش یابد.

با توجه به این مطلب که تقریباً نیمی از ساختار بلوری در فولاد ۲۵۰۷ را ساختار bcc تشکیل می‌دهد، سرعت نفوذ درون شبکه‌ای عنصر بور به داخل ساختار این فولاد نسبت به فولاد ۴۲۰ کاهش می‌یابد و همین امر باعث می‌شود که زمان ۴۵ و حتی ۶۰ دقیقه برای نفوذ درون شبکه‌ای کامل عنصر بور و در نتیجه انحلال کامل ترکیبات بورایدی ناحیه متأثر از نفوذ در فولاد ۲۵۰۷ کافی نباشد و این ناحیه با وجود کاهش تراکم



شکل ۶- نمودار آنالیز عنصری خطی از نمونه اتصال یافته در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد به مدت زمان یک دقیقه (رنگی در نسخه الکترونیکی)

ترکیبات بورایدی غنی از کروم در ناحیه انجماد غیرهمدمما است. در واقع می توان گفت با افزایش زمان از یک تا ۴۵ دقیقه و در نتیجه تکمیل انجماد همدمما، ترکیبات زودذوب بوراید کروم به علت نفوذ اتمی حذف شده اند. در شکل (۷) نمودار پهنای ناحیه متأثر از نفوذ فولادهای ۴۲۰ و ۲۵۰۷ در نمونه های TL-1 تا TL-60 ارائه شده است.

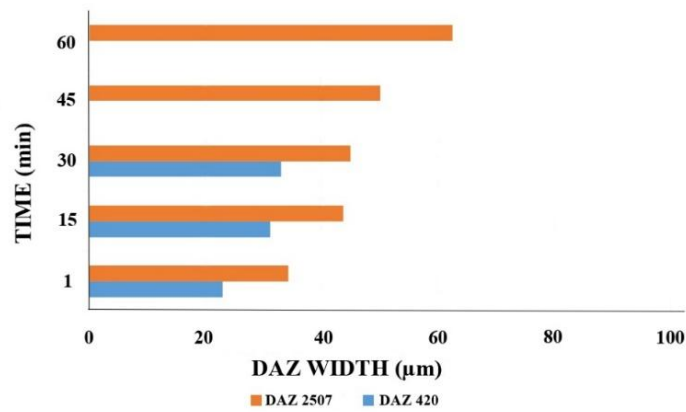
با توجه به نمودار ارائه شده در شکل (۷) مشخص می شود که با افزایش زمان اتصال، عناصر نفوذکننده توانسته اند مسافت بیشتری را در داخل فلزات پایه طی کنند. فاصله طی شده توسط عناصر کاهنده نقطه ذوب درون فولاد ۲۵۰۷ در هر زمان مشخص، بیشتر از فولاد ۴۲۰ بوده است که دلایل این موضوع پیش از این بررسی شد.

۲-۳- ریزساختار اتصالات ایجاد شده در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد

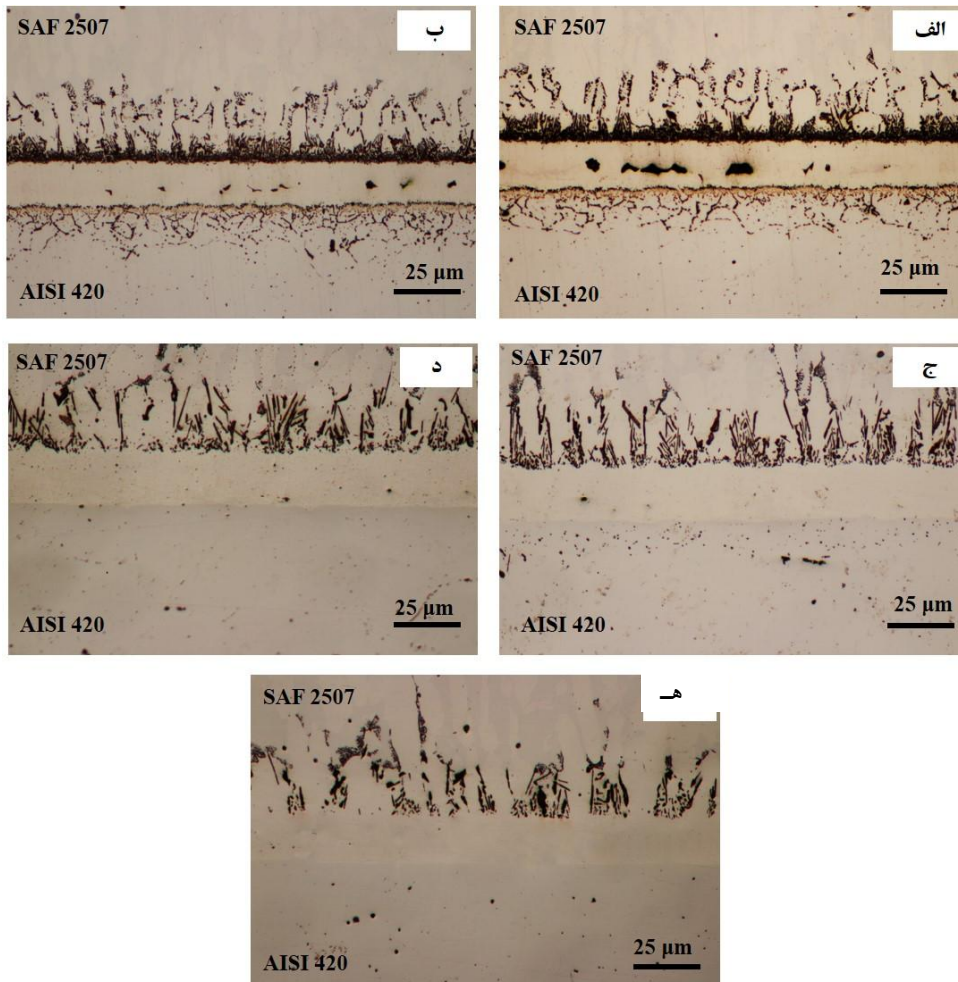
در شکل (۸- الف تا ۸- هـ)، تصاویر میکروسکوپی نوری مربوط به نمونه های TH-1 تا TH-60 ارائه شده اند. با توجه به این

با رسیدن به انجماد همدممای کامل در ناحیه درز اتصال در دمای ۱۰۵۰ و زمان ۴۵ دقیقه، انحناهای منحنی های مربوط به عناصر نیکل، کروم و آهن در ناحیه اتصال بسیار یکنواخت شده است. این امر نشان دهنده عدم حضور هرگونه ترکیب یوتکتیکی در ناحیه درز اتصال است و این به معنای انجماد همدممای کامل است.

منحنی مربوط به عنصر سیلیسیوم نیز همانند سه عنصر فوق انحناهای یکنواخت و بدون شکستگی از خود نشان می دهد که این امر نشان دهنده انحلال رسوبات سیلیسیدی موجود در ناحیه اتصال است. همچنین شکل (۶) نتایج آنالیز عنصری خطی از محل اتصال نمونه TL-1 را نشان می دهد. همان طور که مشاهده می شود چون در این نمونه، زمان برای انجماد همدممای کامل کافی نیست (یک دقیقه) مقداری از انجماد به صورت غیرهمدمما اتفاق افتاده است. این موضوع در این شکل با توجه به شکستگی های موجود در منحنی های مربوط به عناصر نیکل و کروم کاملاً مشخص است. همان طور که مشاهده می شود در این ناحیه با رسیدن به ترکیبات تیره رنگ مقدار عنصر نیکل کاهش و مقدار عنصر کروم افزایش می یابد. این موضوع به دلیل وجود



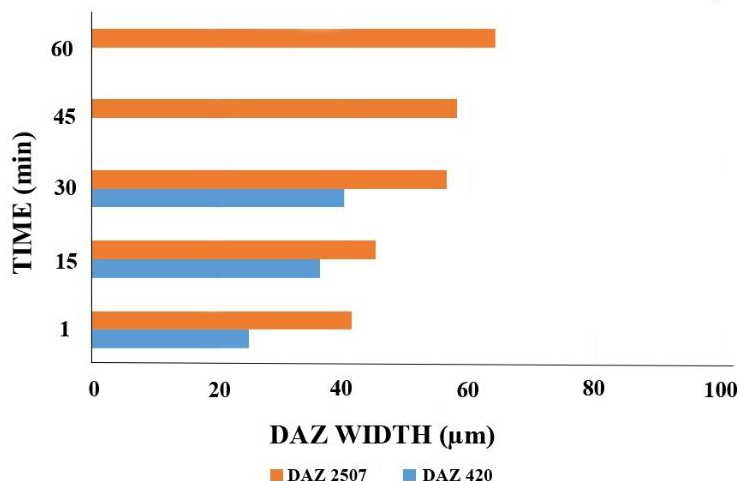
شکل ۷- نمودار مربوط به پهنای ناحیه متأثر از نفوذ فولادهای ۴۲۰ و ۲۵۰۷ در نمونه‌های مربوط به دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های مختلف



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع اتصال نمونه‌های: الف) TH-1، ب) TH-15، ج) TH-30، د) TH-45 و ه) TH-60

با نفوذ بیشتر عناصر کاهنده نقطه ذوب به‌داخل فلزات پایه، پهنای ناحیه متأثر از نفوذ در فلزات پایه افزایش می‌یابد. در زمان‌های

شکل می‌توان گفت که با افزایش زمان نگهداری همانند تمامی نمونه‌های پیشین، ناحیه انجماد غیرهمدمای کوچک شده و همزمان



شکل ۹- نمودار مربوط به پهنای ناحیه متأثر از نفوذ فولادهای ۴۲۰ و ۲۵۰۷ در نمونه‌های مربوط به دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های مختلف

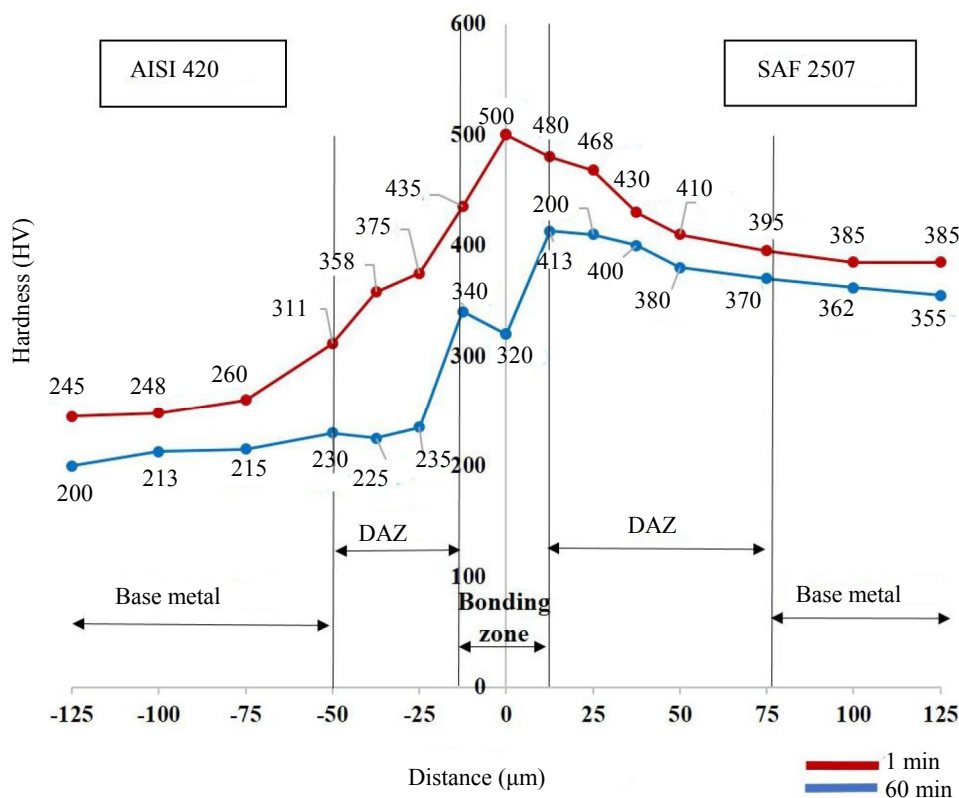
فلز پایه ۲۵۰۷ به مراتب بالاتر از ناحیه متأثر از نفوذ فلز پایه ۴۲۰ است. دلیل این امر، در ابتدا به بالاتر بودن سختی اولیه فلز ۲۵۰۷ نسبت به فلز ۴۲۰ مرتبط است. علاوه بر این، وجود عناصر آلیاژی بیشتر در فولاد ۲۵۰۷ و ترکیب این عناصر با عنصر نفوذکننده بور، ترکیبات بورایدی بیشتری نسبت به فولاد ۴۲۰ در ناحیه متأثر از نفوذ این فولاد به وجود آورده است که در نتیجه سختی بالاتری در این ناحیه، نسبت به ناحیه متأثر از نفوذ فولاد ۴۲۰ مشاهده می‌شود.

با دقت در نواحی متأثر از نفوذ، بالاتر بودن میزان سختی نمودار نمونه یک دقیقه، نسبت به نمودار نمونه ۶۰ دقیقه در این ناحیه مشاهده می‌شود. این اطلاعات نشان می‌دهد که در زمان نگهداری ۶۰ دقیقه، با توجه به وجود زمان کافی برای نفوذ، ترکیبات بورایدی نواحی متأثر از نفوذ شکسته شده و شروع به حل شدن در زمینه فلزات پایه کرده‌اند. مقایسه نواحی متأثر از نفوذ در تصویر مربوط به نمونه ۶۰ دقیقه (شکل ۲-ه) با نمونه یک دقیقه (شکل ۲-الف) نشان می‌دهد که ناحیه متأثر از نفوذ در نمونه ۶۰ دقیقه، تراکم ترکیبات بورایدی خود را به نسبت نمونه یک دقیقه از دست داده است و همین امر باعث کاهش میزان سختی در نمودار نمونه ۶۰ دقیقه نسبت به نمودار نمونه یک دقیقه در نواحی متأثر از نفوذ شده است.

۴۵ و ۶۰ دقیقه، انجام همدمای کامل در ناحیه اتصال همراه با از بین رفتن کامل ناحیه متأثر از نفوذ سمت فلز پایه ۴۲۰ رخ می‌دهد که این پدیده در نمونه‌های قبلی نیز در زمان‌های مشخص اتفاق افتاده بود. از بین رفتن ناحیه متأثر از نفوذ با وقوع پدیده همگن‌سازی ناحیه اتصال در سمت فلز پایه ۴۲۰ به‌طور همزمان رخ داده است. در شکل (۹) نمودار مربوط به پهنای ناحیه متأثر از نفوذ فولادهای ۴۲۰ و ۲۵۰۷ در نمونه‌های TH-1 تا TH-60 ارائه شده است. با توجه به نمودار ارائه شده در شکل (۹) مشخص می‌شود که مانند نمونه‌های قبلی با افزایش زمان اتصال، عناصر نفوذکننده مسافت بیشتری را در داخل فلزات پایه طی کرده‌اند. همانند نمونه‌های قبلی، فاصله طی شده توسط عناصر کاهنده نقطه ذوب در داخل فولاد ۲۵۰۷ در هر زمان مشخص، بیشتر از فولاد ۴۲۰ بوده است.

۳-۳- نتایج ریزسختی سنجی

نتایج به دست آمده از آزمایش ریزسختی نمونه‌های TL-1 و TL-60 در شکل (۱۰) ارائه شده‌اند. نتایج ریزسختی سنجی نشان می‌دهد که میزان سختی در هر دو نمودار با عبور از نواحی فلزات پایه و رسیدن به نواحی متأثر از نفوذ در هر دو فلز پایه افزایش یافته است. میزان سختی در ناحیه متأثر از نفوذ

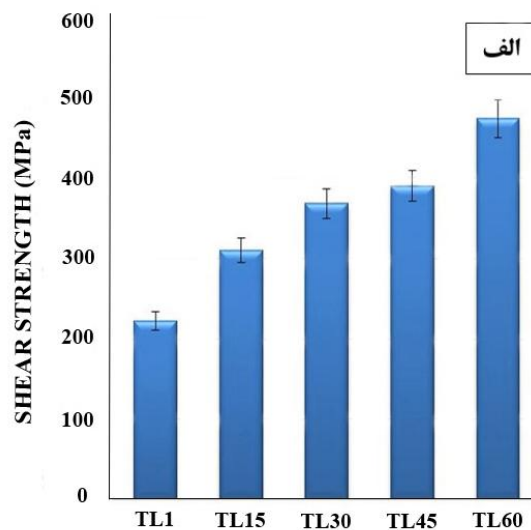
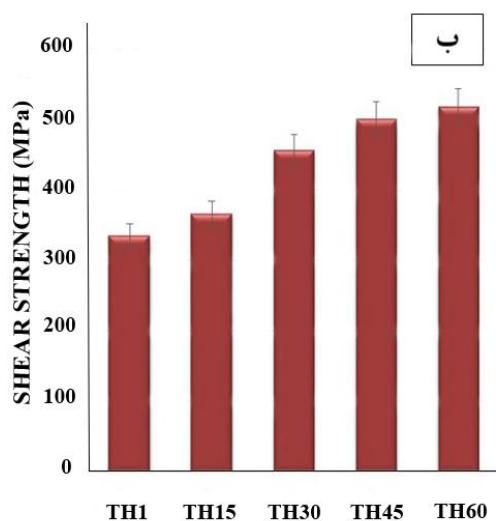


شکل ۱- نمودار ریزسختی نمونه‌های اتصال‌یافته در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان‌های یک و ۶۰ دقیقه (رنگی در نسخه الکترونیکی)

دقیقه، با ورود به ناحیه درز اتصال افزایش یافته و در خط مرکزی اتصال به بالاترین حد خود یعنی ۵۰۰ ویکرز رسیده است. این تفاوت مربوط به تفاوت ساختاری ناحیه درز اتصال در دو زمان عنوان شده است. در نمونه یک دقیقه، وجود بیشترین مقدار ترکیبات ترد و سخت یوتکتیکی به همراه ترکیبات بین فلزی و رسوبی در ناحیه مرکزی درز اتصال، سختی را در این ناحیه به حداکثر مقدار خود می‌رساند. بر عکس، ایجاد ناحیه انجماد همدمای کامل در ناحیه درز اتصال در زمان ۶۰ دقیقه و ایجاد ساختار کامل محلول جامد در این ناحیه، مقدار سختی را به حداقل مقدار خود رسانده است. عبدالوند و همکاران در زمینه اتصال به روش فاز مایع گذرا، بین فولاد سوپر دوفازی ۲۵۰۷ و فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ به وسیله لایه میانی پایه نیکلی، تغییرات سختی مشابهی با آزمایش انجام شده در این پژوهش در نواحی مختلف اتصال، گزارش کرده‌اند [۱۱]. با بررسی این

مقایسه نمودار نمونه‌های یک و ۶۰ دقیقه در ناحیه فلزات پایه، نشان می‌دهد که میزان سختی در نمودار آبی که مربوط به نمونه ۶۰ دقیقه است کمی پایین‌تر از نمودار قرمز (نمونه یک دقیقه) است که این امر می‌تواند مربوط به آنیل بیشتر فلزات پایه در نمونه ۶۰ دقیقه باشد. میزان کاهش سختی نمودار نمونه ۶۰ دقیقه نسبت به نمونه یک دقیقه در ناحیه فلز پایه ۴۲۰ بیشتر از ناحیه ۲۵۰۷ است که دلیل این پدیده می‌تواند تمپر شدن بیشتر ساختار مارتنزیت فلز پایه در مدت زمان ۶۰ دقیقه نسبت به زمان اتصال یک دقیقه باشد.

تفاوت زیادی در مقایسه دو نمودار آبی و قرمز، در ناحیه اتصال دیده می‌شود، به گونه‌ای که میزان سختی در نمودار نمونه ۶۰ دقیقه با ورود به ناحیه درز اتصال کاهش یافته و در خط مرکزی اتصال، به پایین‌ترین مقدار خود یعنی عدد سختی ۳۲۰ ویکرز می‌رسد. بر عکس، میزان سختی در نمودار نمونه یک



شکل ۱۱- نمودار استحکام کششی برشی‌های نمونه‌های اتصال یافته در: الف) دمای ۱۰۵° درجه سانتی‌گراد و ب) ۱۱۰° درجه سانتی‌گراد به مدت زمان‌های مختلف

در شکل (۲)، این مطلب را ثابت می‌کند که نمونه‌ها تا زمان ۳۰ دقیقه دارای ترکیبات یوتکتیکی در درز اتصال بوده و در زمان ۴۵ دقیقه به انجماد همدمای کامل در درز اتصال می‌رسد. انتظار می‌رود که در نمونه‌های اتصال یافته، هر چه زمان اتصال افزایش یابد انجماد همدمای افزایش یافته و ترکیبات یوتکتیکی کاهش یابد و در نمونه‌های دارای انجماد همدمای کامل، بیشترین استحکام کششی برشی حاصل شود. با توجه به شکل (۱۱-الف) مشاهده می‌شود که نمونه اتصال یافته در زمان یک دقیقه که در تصاویر متالوگرافی، بیشترین میزان ترکیبات یوتکتیکی ناحیه انجماد غیر همدمای را داشت، دارای پایین‌ترین میزان استحکام کششی برشی است که نتیجه آزمایش نیز مقدار استحکام، ۲۲۵ مگاپاسکال را برای این نمونه نشان می‌دهد. ساختارهای ترد و شکننده رسوبات، ترکیبات یوتکتیکی و بین‌فلزی موجود در ناحیه انجماد غیرهمدمای به شدت خواص مکانیکی اتصال را کاهش داده است. مشاهده می‌شود که با افزایش زمان اتصال، استحکام کششی برشی اتصال‌ها افزایش یافته و در زمان ۶۰ دقیقه با ایجاد انجماد همدمای کامل به مقدار ۴۷۵ مگاپاسکال یعنی بالاترین میزان استحکام کششی برشی ثبت شده برای اتصال‌های ایجاد شده در دمای ۱۰۵° درجه سانتی‌گراد رسیده است.

شکل می‌توان مشاهده کرد که ناحیه متأثر از نفوذ نمونه TL-60 افت شدیدی را در ریزسختی نسبت به نمونه TL-1 نشان می‌دهد. با مراجعه به تصاویر میکروسکوپی نوری از ناحیه اتصال مربوط به مدت زمان ۶۰ دقیقه (شکل ۲-ه) می‌توان گفت که ناحیه متأثر از نفوذ سمت فلز پایه ۴۲۰ به‌طور کامل از بین رفته و ناحیه فوق در ظاهر به‌صورت کامل، مورد همگن‌سازی واقع شده است. از بین رفتن کامل ناحیه متأثر از نفوذ و حل شدن ترکیبات موجود در این ناحیه در فلز پایه ۴۲۰ باعث شده است که سختی این ناحیه در حد سختی فلز پایه افت کند.

۳-۴- استحکام کششی برشی اتصالات

شکل (۱۱) نتایج آزمایش استحکام کششی برشی نمونه‌های TL-1 تا TL-60 و همچنین TH-1 تا TH-60 را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش زمان اتصال‌دهی در دمای ثابت، فرصت بیشتری برای نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب درون دو فلز پایه ایجاد می‌شود و این امر شرایط را برای تشکیل انجماد همدمای مهیا کرده و باعث کاهش انجماد غیرهمدمای و کم شدن حجم ترکیبات یوتکتیکی و بین‌فلزی در مرکز درز اتصال می‌شود. تصاویر متالوگرافی مربوط به نمونه‌های TL-1 تا TL-60 ارائه شده

ترکیبات یوتکتیکی و رسوبات به‌جا مانده از انجماد غیرهمدمما در ناحیه درز اتصال در واقع به‌عنوان محل‌های تمرکز تنش در روند آزمایش استحکام کششی برشی عمل می‌کنند. با این تحلیل می‌توان گفت که هر چه حجم این ترکیبات در ناحیه درز اتصال کاهش یابد باعث می‌شود که محل‌های تمرکز تنش در نمونه کاهش یافته و میزان استحکام اتصال در برابر تنش وارده افزایش یابد. با رسیدن به انجماد هم‌دمای کامل در ناحیه درز اتصال، این ناحیه فاقد هر گونه ترکیبات یوتکتیکی شده و در واقع تمامی محل‌های تمرکز تنش در این ناحیه از بین رفته و اتصال توانسته است بالاترین مقاومت در برابر تنش وارده را از خود نشان دهد. شکل (۱۱-ب) نتایج آزمایش استحکام کششی برشی نمونه‌های TH-1 تا TH-60 را نشان می‌دهد. با توجه به شکل، با بیشتر شدن زمان اتصال در دمای ثابت، میزان استحکام کششی برشی اتصال‌ها افزایش یافته است. دلایل این پدیده پیش از این بحث شد. با رسیدن زمان اتصال به ۴۵ دقیقه در این نمونه و ایجاد انجماد هم‌دمای کامل در ناحیه درز اتصال، میزان استحکام کششی برشی به مقدار ۵۰۰ مگاپاسکال رسیده است. افزایش زمان اتصال، پس از انجماد هم‌دمای کامل تا ۶۰ دقیقه، باعث ایجاد پدیده همگن‌سازی در ساختار ناحیه درز اتصال شده و مقدار استحکام کششی برشی اتصال مربوطه را به مقدار ۵۱۷ مگاپاسکال رسانده است. در حقیقت نمونه اتصال‌یافته در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶۰ دقیقه بیشترین استحکام کششی برشی را از خود نشان داده است. این درحالی است که استحکام کششی فلزات پایه ۴۲۰ و ۲۵۰۷ به ترتیب ۹۰۰ و ۹۵۰ مگاپاسکال است. این موضوع نشان می‌دهد که محل اتصال این دو فلز استحکام کمتری نسبت به دو فلز پایه دارد و محل اتصال، ضعیف‌ترین نقطه در قطعات متصل شده است. البته می‌توان با انجام عملیات همگن‌سازی و

واژه‌نامه

نفوذ کامل عناصر در دماها و زمان‌های بیشتر این مشکل را برطرف کرد.

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- با افزایش زمان اتصال‌دهی، ترکیبات یوتکتیکی، بین فلزی و رسوبات در ناحیه درز اتصال کاهش یافته و انجماد به‌سمت همدمما شدن و تشکیل محلول جامد پیش رفته است، به‌گونه‌ای که انجماد همدمما در ناحیه درز اتصال در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در ۴۵ دقیقه و در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در ۳۰ دقیقه تکمیل شده است.
- ۲- مشخص شد که افزایش دما باعث افزایش سرعت نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب شده و منجر به کاهش ناحیه انجماد غیرهمدمما، افزایش ناحیه انجماد همدمما و افزایش محدوده متأثر از نفوذ در فلزات پایه می‌شود.
- ۳- مشخص شد که با افزایش دما و زمان، پهنای ناحیه متأثر از نفوذ در هر دو فولاد پایه افزایش یافت و در نمونه‌های TL-45، TL-60، TH-45 و TH-60 ناحیه متأثر از نفوذ سمت فولاد AISI 420 به‌علت انحلال کامل ترکیبات بورایدی، کاملاً محو شد.
- ۴- مشخص شد که بیشترین میزان سختی در ناحیه اتصال، مربوط به ناحیه انجماد غیرهمدمما به‌دلیل وجود ترکیبات یوتکتیکی و کمترین میزان سختی، مربوط به ناحیه انجماد همدمای کامل بوده است. همچنین مشاهده شد که در ناحیه متأثر از نفوذ، سختی به شکل محسوسی افزایش یافت که این افزایش به‌دلیل تجمع ترکیبات بورایدی با سختی بالا در این ناحیه است.
- ۵- با افزایش زمان اتصال، استحکام کششی برشی تمامی نمونه‌ها افزایش یافت. بیشترین استحکام کششی برشی با مقدار ۵۱۷ مگاپاسکال در اتصال با دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان اتصال ۶۰ دقیقه به‌دست آمد.

1. Scanning Electron Microscope
2. Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
3. Diffusion Affected Zone

4. Isothermal Solidification Zone
5. Athermal Solidification Zone
6. Optical Microscopy

- Javid, F., Haghiri, T., and Shamanian, M., "Welding of 420 Martensitic Stainless Steel and Evaluation of Joint Properties", Proceeding of the 8th Congress of Iranian Metallurgical Engineering Society, Isfahan University of Technology, pp. 1439-1445, 2004.
- Tao Xi, Y., Xin Liu, D., and Han, D., "Improvement of Corrosion and Wear Resistances of AISI 420 Martensitic Stainless Steel Using Plasma Nitriding of Low Temperature", *Surface Coatings & Technology*, Vol. 202, pp. 2577-2583, 2008.
- Kou, S., *Welding Metallurgy Book*, Second Edition, John Wiley & Sons, 2003.
- Masouri, D., "Introduction to Duplex Stainless Steels", *Iranian Corrosion Association*, Vol. 18, pp. 25-30, 2012.
- Hao, K., Zhang, C., Zeng, X., and Gao, M., "Effect of Heat Input on Weld Microstructure and Toughness of Laser-Arc Hybrid Welding of Martensitic Stainless Steel", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 245, pp. 7-14, 2017.
- Chen, H. C., Ng, F. L., and Du, Z., "Hybrid Laser-TIG Welding of Dissimilar Ferrous Steels: 10 mm Thick Low Carbon Steel to 304 Austenitic Stainless Steel", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 47, pp. 324-336, 2019.
- Luchtenberga, P., Tancredode, P., Paulo, C., Carlos, S., Henning, A., Ossimar, L., Ricardo, M., and Torres, D., "Effect of Welding Energy on the Corrosion and Tribological Properties of Duplex Stainless Steel Weld Overlay Deposited by GMAW/CMT Process", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 375, pp. 688-693, 2019.
- Pankaja, P., Tiwaria, A., Bhadra, R., and Biswas, P., "Experimental Investigation on CO₂ Laser Butt Welding of AISI 304 Stainless Steel and Mild Steel Thin Sheets", *Optics & Laser Technology*, Vol. 119, p. 105633, 2019.
- Hao, X., Dong, H., Xia, Y., and Li, P., "Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded TC4 Titanium Alloy/304 Stainless Steel Joint With (CoCrFeNi)_{100-x}Cu_x High-Entropy Alloy Interlayer", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 803, pp. 649-657, 2019.
- Yang, L., Cui, Y., Wei, X., Li, M., and Zhang, Y., "Strength of Duplex Stainless Steel Fillet Welded Connections", *Journal of Constructional Steel Research*, Vol. 152, pp. 246-260, 2019.
- Abdolvand, R., Atapour, M., Shamanian, M., and Allafchian, A., "The Effect of Bonding Time on the Microstructure and Mechanical Properties of Transient Liquid Phase Bonding Between SAF 2507 and AISI 304", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 25, pp. 172-180, 2017.
- Baharzadeh, E., Shamanian, M., Rafiei, M., and Mostaan, H., "Properties of IN X-750/BNi-2/SAF 2205 Joints Formed by Transient Liquid Phase Bonding", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 274, p. 116297, 2019.
- Jafari, M., Rafiei, M., and Mostaan, H., "Effect of Solidification Mode on Microstructure and Mechanical Properties of AISI420 Steel to SAF2507 Steel Dissimilar Joint Produced by Transient Liquid Phase", *Metals and Materials International*, DOI: 10.1007/s12540-019-00406-z.
- ASME Part A, *Ferrous Material Specification*, Section II, The American Society of Mechanical Engineers, 2004.
- Norouzi, E., Atapour, M., Shamanian, M., and Allafchian, A., "Effect of Bonding Temperature on the Microstructure and Mechanical of Ti-6Al-4V to AISI 304 Transient Liquid Phase Bonded Joint", *Journal of Materials and Design*, Vol. 99, pp 543-551, 2016.
- Li, X., Wu, P., Yang, R., and Yan, D., "Boron Diffusion in Bcc-Fe Studied by First Principles Calculations", *Chinese Physics B*, Vol. 25, pp. 036601-1-036601-7, 2016.
- Zhang, X., Li, X., Wu, P., and Chen, S., "First Principles Calculation of Boron Diffusion in fcc-Fe", *Current Applied Physics*, Vol. 18, pp. 1108-1112, 2018.
- Handbook A. Vol. 3: *Alloy Phase Diagrams*. OH, USA: ASM International, Mate-Rials Park, 1992.