نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال ششم، شماره2، پاییز و زمستان 1399، صفحه 89-77

تاثیر دمای اتصال‌دهی بر خصوصیات اتصال TLP مجموعه AISI 2205/BNi-3/AISI 2205

سید علیرضا بهشتی بافقی و مسعود مصلایی‌پور*

دانشکده معدن و متالورژی، دانشگاه یزد

(دریافت مقاله: 1399/07/07 ؛ پذیرش مقاله: 1399/09/30)

چکیده

در تحقیق حاضر از فرآیند اتصال‌دهی فاز مایع گذرا برای اتصال‌دهی فولاد زنگ‌نزن دوفازی AISI 2205 با لایه‌ی واسط آمورف BNi-3 استفاده شد. بر اساس بررسی‌های تجربی و تحلیلی اولیه، پارامترهای دما و زمان پیونددهی تعیین گردید. به منظور بررسی تاثیر دمای پیونددهی بر تغییرات ریزساختاری موضع اتصال، پیونددهی در گستره‌ی دمایی ^{o}C 1200-1050 به مدت min 20 انجام شد. مطالعات ریزساختاری و فازی انجام شده حاکی از تکمیل انجماد هم‌دما و تشکیل محلول جامد یکدست نیکل در موضع مرکزی اتصال (منطقه‌ی متاثر از نفوذ) گردید. نفوذ درهم بین منطقه‌ی اتصال و فلز پایه‌ی اطراف، موجب تشکیل ترکیبات برایدی و نیتریدی در فلز پایه‌ی اطراف موضع اتصال بود که با افزایش دما از ^{o}C 1050 به ^{o}C1200 مقدار ترکیبات بین‌فلزی مذکور به طور چشمگیری کاهش یافت (کاهش کسر سطحی رسوبات مذکور از 85% به 40%). ارزیابی استحکام برشی نمونه‌ها نشان داد که علی‌رغم تکمیل انجماد هم‌دما در تمامی نمونه‌ها، استحکام برشی نمونه‌های اتصال داده شده به شدت متاثر از مقدار و مورفولوژی ترکیبات بین‌فلزی تشکیل شده در منطقه‌ی متاثر از نفوذ می‌باشد. با افزایش دمای پیونددهی به ℃1200 و کاهش کسر سطحی ترکیبات بین‌فلزی تا 40% در منطقه متاثر از نفوذ، استحکام برشی نمونه‌های اتصال داده شده از MPa 450 در نمونه‌ی TLP شده در دمای ^{o}C1050 تا حدود 85% استحکام برشی فولاد پایه افزایش یافت.

کلمات کلیدی: اتصال فاز مایع گذرا، منطقه متاثر از نفوذ، AISI 2205، بوراید کروم، ریزساختار.

The effect of bonding temperature on the characteristics of TLP bonded joints in AISI 2205/BNi-3/AISI 2205 assembly

S. A. Beheshti Bafqi, M. Mosallaee

Department of Materials Engineering, Yazd university

(Received 28 September 2020 ; Accepted 20 December 2020)

Abstract

In the present study, the transient liquid phase bonding of AISI 2205 dual phase stainless steel with amorphous BNi-3 interlayer was carried out. Based on the initial experimental and analytical studies, the parameters of temperature and bonding time were determined. In order to investigate the effect of bonding temperature on the microstructural changes of the joint, bonding was performed in the temperature range of 1050-1200℃ for 20 min. The microstructural and phase analyses indicated the completion of isothermal solidification and the formation of a uniform Ni-solid solution in the bonding zone centerline. The interdiffusion between the bonding zone and the adjacent base metal resulted in the

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: mosal@yazd.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

formation of boride and nitride intermetallic compounds in the base metal adjacent to the bonding zone, which the area fraction of this intermetallics significantly decreased with increasing bonding temperature from 1050℃ to 1200℃ (reduction of the intermetallic area fraction from 85% to 40%). Evaluation of shear strength of samples showed that despite the completion of isothermal solidification in all samples and shear strength of bonded samples significantly depends of amount and morphology of intermetallic compounds on the transient liquid phase bonding shear strength. By increasing the bonding temperature to 1200℃ and reducing the area fraction of intermetallic compounds up to 40% of the shear strength of the samples increased from 450 MPa of TLP bonded specimen of 1050℃ to about 85% of base metal shear strength.

Keywords: Transient liquid phase bonding, Diffusion affected zone,AISI 2205, Cr-Boride, Microstructure.

1- مقدمه

فولاد AISI 2205 یک فولاد زنگ‌نزن دوفازی آستنیتی- فریتی ($\delta + \gamma$) است که مجموعه‌ای از خواص هر دوفاز α و فاز γ را با هم دارا می‌باشد. از مهم‌ترین خصوصیات این فولاد AISI 2205 می‌توان به استحکام بالا، مقاومت به خوردگی حفره‌ای مطلوب بخصوص در محیط‌های کلریدی و غیره اشاره نمود [1]. این خواص منحصر به فرد، فولاد AISI 2205 را به عنوان فولادی مناسب برای کاربرد در صنایع مختلف مانند نیروگاه‌ها، صنایع نفت و گاز، کاغذسازی و ... معرفی نموده است[2].

اتصال‌دهی فولاد AISI 2205 در صنعت عمدتاً توسط فرآیندهای جوشکاری قوسی انجام می‌شود، اما سیکل حرارتی شدید و موضعی همراه با این دسته از فرایندهای جوشکاری تاثیر مخربی بر توزیع یکنواخت فازهای α و γ در موضع اتصال دارد و در نتیجه افت خصوصیات ناحیه‌ی جوشکاری، مقاومت به خوردگی و استحکام را موجب می‌شود [3 و 4]. به عنوان مثال لی و همکاران [5]، در اتصال فولاد دوفازی DP780 با روش GMAW، رفتار تسلیم ناپیوسته اتصالات (جوش ایجاد شده) و تشکیل ناخالصی‌ها در موضع جوشکاری را گزارش نمودند. همچنین بررسی‌های چبک و همکاران [6]، در خصوص جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای فولاد دوفازی DP1000 حاکی از تشکیل فاز مارتنزیت به واسطه‌ی سردشدن سریع و ایجاد عیوبی از قبیل تخلخل و ترک در دکمه‌ی جوش و ناحیه متاثر از حرارت دکمه‌ی جوش بود که افت شدید خواص مکانیکی اتصال ایجاد شده را موجب می‌گردد. به طور مشابه [7]، یورتیسیک و همکاران گزارش نمودند که استفاده از فرایندهای جوشکاری قوسی از قبیل GMAW، HPAW و PAW در فولاد AISI 2205 موجب برهم خوردن تعادل فازی در موضع اتصال‌دهی می‌شود.

بنابراین گرادیان شدید حرارتی، گرم و سرد شدن بسیار سریع و موضعی و انجماد غیرتعادلی فلز جوش در فرایندهای جوشکاری ذوبی موجب تغییرات شدید ریزساختاری منطقه‌ی جوش ایجاد شده توسط فرآیندهای جوشکاری قوسی می‌شود که این تغییرات افت خصوصیات ناحیه‌ی جوش قوسی را به همراه دارد [8].

از طرفی هرچند فرآیندهای جوشکاری حالت جامد از قبیل جوشکاری نفوذی قابلیت ایجاد اتصالاتی بسیار کارآمد را دارا می‌باشند [9]، ولی مشکلات زیاد انجام این فرآیند، از قبیل مدت زمان بالای جوشکاری، نیاز به کیفیت بالای سطوح تماس و ... موجب محدودیت‌هایی در استفاده‌ی صنعتی از فرآیند جوشکاری حالت جامد می‌شود [10].

کنترل دقیق چرخه حرارتی و عدم نیاز به اعمال فشار زیاد و غیره، فرآیند اتصال‌دهی فاز مایع گذار (TLP) را به عنوان یک فرآیند با قابلیت بالا برای اتصال‌دهی فولادهای دوفازی مطرح نموده‌است. همچنین نظر به امکان انجماد هم‌دما حین این فرآیند موجب عدم تشکیل فازهای غیرتعادلی به دلیل جدایش حین سرد شدن و انجماد غیرتعادلی می‌گردد. بنابراین می‌توان انتظار داشت با انتخاب صحیح پارامترهای اتصال‌دهی TLP بتوان اتصالی مشابه با فلز پایه (از نظر ساختاری و خواص شیمیایی و مکانیکی) ایجاد نمود [11و12].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

در فرآیند TLP یک لایه واسط با ترکیب شیمیایی هم‌خانواده با فلز پایه که حاوی عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPD) می‌باشد، در بین سطح فلز پایه‌ی آماده‌سازی شده، واقع و این مجموعه تا دمای اتصال‌دهی حرارت داده می‌شود. با نگهداری کافی در دمای اتصال‌دهی لایه واسط ذوب شده، نفوذ درهم با فلز پایه موجب می‌شود انجماد در دمای پیونددهی (انجماد هم‌دما) رخ دهد[13].

تحقیقات محدودی در خصوص اتصال‌دهی TLP فولادهای دوفازی انجام شده است که می‌توان به موارد زیر اشاره نمود:

یوآن و همکاران [14] با بررسی اتصال فولاد AISI 2205 با استفاده از لایه واسط MBF-30 توسط روش اتصال‌دهی TLP گزارش نمودند که قبل از تکمیل انجماد هم‌دما سه ناحیه ریزساختاری در موضع اتصال ایجاد می‌شود که عبارتند از: ناحیه‌ی انجماد هم‌دما، ناحیه انجماد غیر هم‌دما و ناحیه‌ی متاثر از اتصال‌دهی. ناحیه‌ی انجماد غیرهم‌دما به دلیل سرد شدن مذاب باقی‌مانده در خط مرکزی اتصال (به زمان ناکافی برای انجماد هم‌دما) تشکیل می‌شود. ناحیه‌ی متاثر از اتصال‌دهی شامل رسوبات عنصر بور می‌باشد که حین اتصال‌دهی TLP به دلیل نفوذ عنصر بور از لایه‌ی واسط به فلز پایه‌ی مجاور ناحیه اتصال، تشکیل می‌شود.

رهی و همکاران [15] اتصال فولاد AISI 2205 با استفاده از لایه واسط Ni-7%Cr-3%Fe-4.5%Si-3.2%B به روش اتصال‌دهی TLP را مورد بررسی قرار داده و گزارش نمودند فازهای تشکیل شده در ناحیه اتصال بورایدهای کروم و مولیبدن هستند و نیز پیشرفت انجماد هم‌دما با مجذور زمان اتصال‌دهی رابطه خطی نسبی دارد که به وسیله‌ی نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب کنترل می‌شود. همچنین با بررسی میکروسکوپی ناحیه‌ی اتصال، نشان دادند افزایش دما از 1010°C تا 1080°C (و ثابت بودن زمان اتصال‌دهی) موجب کاهش مقدار ترکیبات تشکیل شده در ناحیه اتصال می‌شود.

یوآن و همکاران [16] تاثیر ترکیب شیمیایی لایه واسط بر تغییرات ساختاری موضع اتصال TLP فولاد دوفازی AISI 2205 را مورد تحقیق قرار دادند. آن‌ها گزارش نمودند با استفاده از لایه واسط Ni-15.2%Cr-4%B رسوبات BN در فصل مشترک فلز پایه و منطقه‌ی اتصال ایجاد شده که با افزایش زمان اتصال‌دهی مقدار فاز BN افزایش می‌یابد.

روه و لی [17] در پژوهش اتصال‌دهی فولاد دوفازی UNS S32750 با استفاده از لایه واسط Fe-B-Si، گزارش نمودند خواص مکانیکی اتصالات ایجاد شده با افزایش دمای اتصال‌دهی از 1150°C به 1200 °C بهبود می‌یابد، سختی ناحیه اتصال از حدود 330 HV به 250 HV کاهش می‌یابد و نیز استحکام برشی اتصال ایجاد شده در دمای 1200 °C نسبت به دمای 1150°C، 28 % افزایش یافته است.

تحقیقات انجام شده در مورد فرآیند TLP در فولادهای دوفازی بیشتر معطوف به تاثیر زمان اتصال‌دهی بر ویژگی‌های اتصال می‌باشد. با توجه به تحقیقات محدود ارائه شده در خصوص تاثیر دمای اتصال‌دهی بر اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن دوفازی AISI 2205، در این پژوهش تغییرات ساختاری و خواص مکانیکی ایجاد شده به واسطه‌ی تغییرات دما در اتصال TLP مجموعه‌ی AISI 2205/BNi-3/AISI 2205 مورد پژوهش و تحلیل واقع شد. لازم به ذکر است با توجه به حساسیت فلز پایه به دمای پیونددهی تغییرات کسر سطحی فازهای آستنیت و فریت در فولاد AISI 2205 بر حسب تغییرات دما مورد بررسی دقیق قرار گرفت. تغییرات ساختاری ناحیه اتصال مورد آنالیزهای دقیق ریزساختاری وفازی واقع شد و شرایط مطلوب برای اتصال‌دهی مجموعه‌ی مذکور تعیین گردید.

2- روش انجام آزمایش

در این پژوهش از صفحات فولاد زنگ‌نزن دوفازی AISI 2205 با ضخامت 3 mm به عنوان فولاد پایه و لایه‌ی آمورف BNi-3 با ضخامت 25 μm به عنوان لایه واسط استفاده شد. ترکیب شیمیایی و محدوده‌ی انجمادی فولاد پایه و لایه واسط در جدول (1) ارائه شده است.

به منظور بررسی تاثیر تغییرات دما بر خصوصیات فازهای موجود در ریزساختار فلز پایه، 10 نمونه با ابعاد $15\times10\times3mm^3$ از فلز پایه برش‌و به مدت 30 min در دمای 925 °C تا 1175°C

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

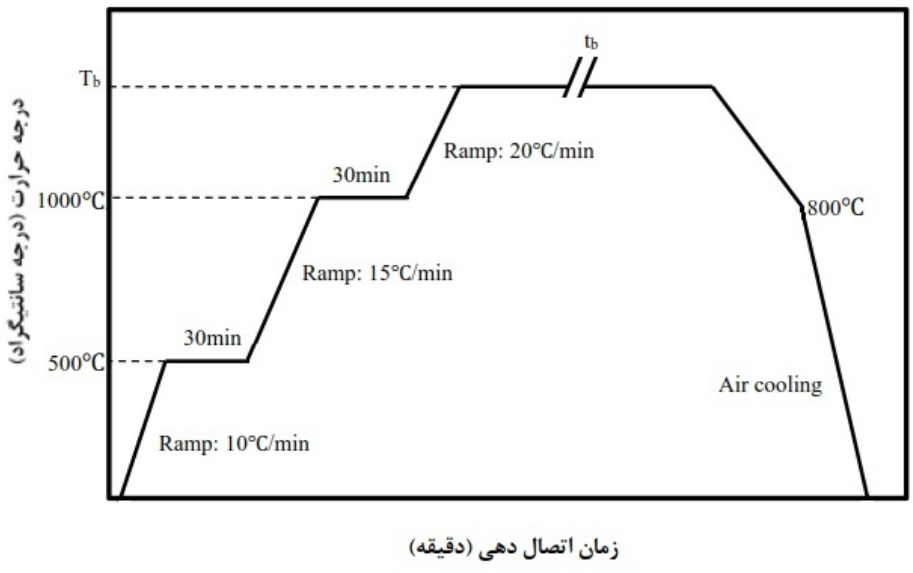
جدول 1- ترکیب شیمیایی و محدوده انجمادی فولاد AISI 2205 و لایه واسط BNi-3

ماده	محدوده انجمادی (°C)		ترکیب شیمیایی (wt%)								
	T_L	T_S	Fe	Cu	Mn	Si	N	B	Mo	Ni	Cr
AISI-2205	1470	1380	Bal.	0.20	1.10	0.45	0.16	0	3.42	5.05	21.52
BNi-3	1038	982	0	0	0	4.5	0	3.2	0	Bal.	0

T_S و T_L به ترتیب دمای سالیدوس و لیکودوس می‌باشد

جدول2- کمیت‌های استفاده شده برای محاسبه زمان تکمیل انجماد هم‌دما

کمیت	W_0	$C_{\alpha L}$	$C_{L\alpha}$	C_{FM}	C_0	D
مقدار مورد استفاده در این پژوهش	$12.5\mu m$	0.3% at	13.6% at	14.6% at	0% at	5.24×10^{-11} m^2/s

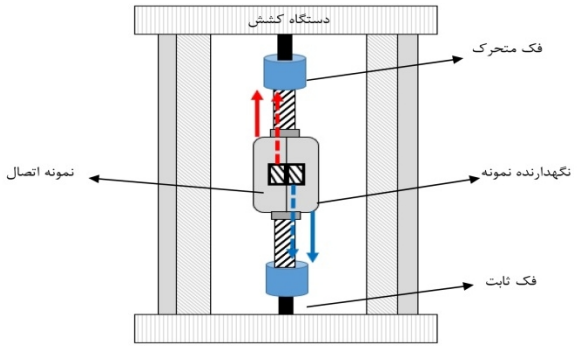


شکل1- سیکل حرارتی فرآیند اتصال‌دهی TLP مورد استفاده در پژوهش حاضر.

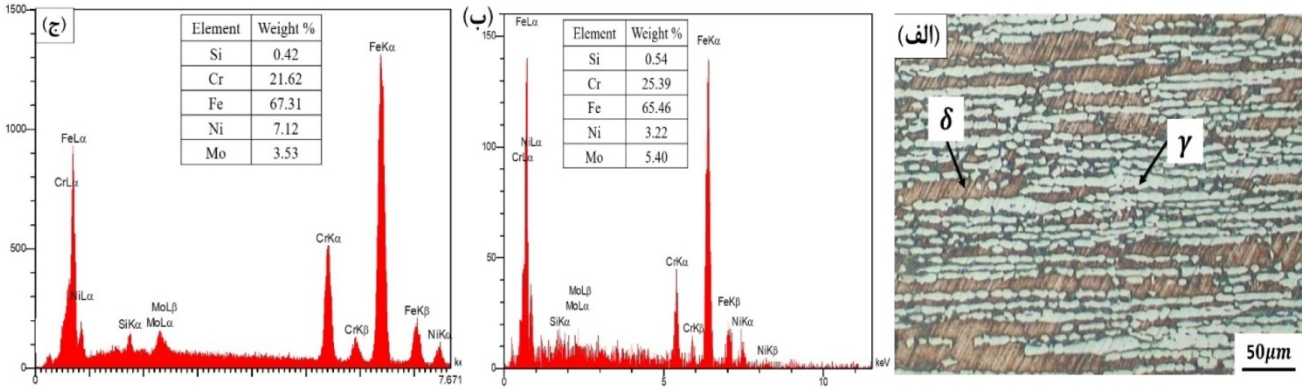
با فاصله دمایی 50 °C تحت عملیات حرارت‌دهی واقع شدند و بعد از سرد شدن تا دمای اتاق مورد متالوگرافی کمی و ریزساختاری واقع شدند.

نمونه‌های اتصال‌دهی با ابعاد $15\times10\times3mm^3$ از فلز پایه برش و بعد از سنباده‌زنی تا سنباده 1200 و چربی‌زدایی در محلول استون، مورد عملیات پیونددهی واقع گردید. پیونددهی در کوره تیوبی مقاومتی تحت اتمسفر خنثی (Ar-%99/99) در سه دمای 1050°C، 1150°C و 1200 °C به مدت 20min انجام شد. سیکل حرارتی فرآیند TLP انجام شده در این پژوهش در شکل (1) نشان داده شده است. توقف 30 دقیقه‌ای در دمای 500 °C و 1000 °C به ترتیب برای هم‌دما شدن نمونه با اتمسفر کوره و جلوگیری از شوک حرارتی به نمونه‌ها اعمال می‌گردد. بعد از انجام پیونددهی TLP، نمونه‌های متالوگرافی از مقطع عمود بر راستای اتصال TLP توسط وایرکات برش زده شد و با سنباده‌های 100 تا شماره 2500و در ادامه توسط ذرات آلومینا با اندازه $2\mu m$ پولیش شدند. از دو محلول (I) اچانت NaOH-10M ($20^{gr}NaOH+50^{mL}H2O$) و (II) اچانت H_2SO_4- 5%vol ($5^{gr}H_2SO_4+95^{mL}H_2O$) برای الکترواچ نمودن سطوح متالوگرافی استفاده شد. اچ نمودن نمونه‌ها به صورت الکترواچ در ولتاژ 5V و به مدت 8s در دمای 25 °C صورت پذیرفت.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]



شکل2- شماتیک فیکسچر ساخته شده برای انجام آزمون استحکام برشی.



شکل3- ریزساختار فولاد AISI 2205 الف)تصویر میکروسکوپی نوری از فلز پایه دریافتی، آنالیز عنصری از ب) فاز فریت و ج) فاز آستنیت.

مطالعات ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری Olympus مدل PMG3، بررسی‌های دقیق ریزساختار و تعیین ترکیب شیمیایی فازهای تشکیل شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Philips XL30 مجهز به آنالیزگر پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) انجام شد.

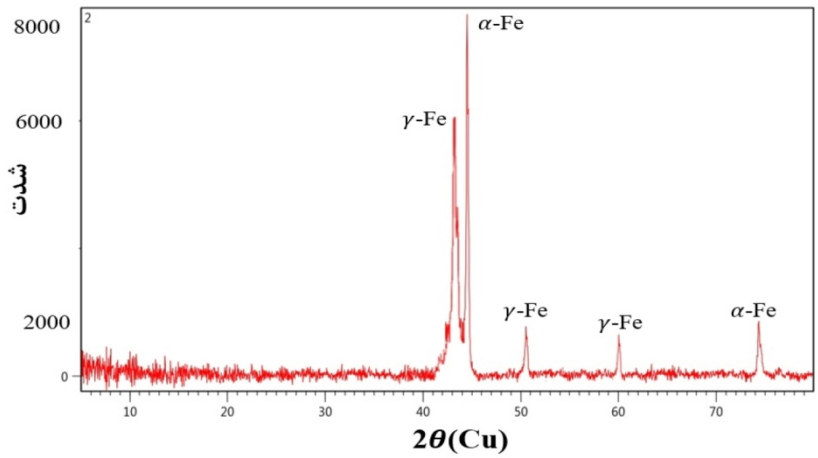
شناسایی فازها در موضع اتصال توسط آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) توسط دستگاه XPert pro در گستره زاویه‌ای 10-80° با نرخ 2 °C/min و با استفاده از پرتو تک رنگ Cu Kα انجام شد. نمونه‌های لازم برای آنالیز XRD، در راستای موازی با موضع اتصال برش زده شد و سپس به طرف ناحیه‌ی مورد نظر سنباده زده شد، به طوری که در سطح نمونه تنها منطقه‌ی مورد نظر برای آنالیز فازی واقع شود. مثلا با سنباده زدن تا منطقه‌ی متاثر از نفوذ یا منطقه‌ی مرکزی اتصال سنباده زدن ادامه می‌یافت. لازم به ذکر است برای تعیین درست میزان سنباده زدن، سطوح مذکور بعد از هر مرحله سنباده زدن اچ و مورد مطالعه ریزساختاری واقع شد تا از رسیدن به منطقه مورد نظر در سطح نمونه اطمینان حاصل شود. بررسی‌های کمی در تصاویر متالوگرافی با استفاده از نرم افزار آنالیزگر سطح MIP انجام شد و متوسط بالغ بر 50 اندازه‌گیری به عنوان مقدار هر اندازه‌گیری گزارش شد.از آزمون استحکام برشی برای ارزیابی خواص مکانیکی اتصال TLP ایجاد شده استفاده شد. نمونه‌های مورد نظر برای تست استحکام برشی، از نمونه‌های اتصال داده شده، مطابق با ابعاد نگهدارنده نمونه معادل $10\times10\times6\ mm^3$ برش زده شد. برای هر شرایط اتصال، دو نمونه مورد ارزیابی قرار گرفت. فیکسچر ساخته شده برای انجام برش کششی در شکل(2) نشان داده شده است.

3- نتایج و بحث

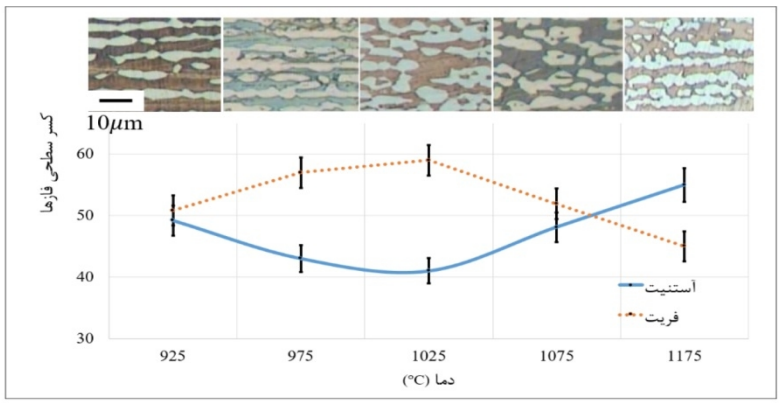
3-1- ارزیابی ریزساختاری و فازی فلز پایه و تاثیر دمای علیات حرارتی برآن

ریزساختار و آنالیز EDS فازهای تشکیل شده در فولاد پایه، در شکل(3) نشان داده شده است. همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود ریزساختار فولاد AISI 2205 از دوفاز متفاوت تیره و روشن تشکیل شده است که فاز روشن به صورت جزایر

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]



شکل4- آنالیز XRD از فلز پایه.



شکل5- تغییرات کسر سطحی فازهای فریت و آستنیت در فلز پایه بر حسب دمای عملیات حرارتی.

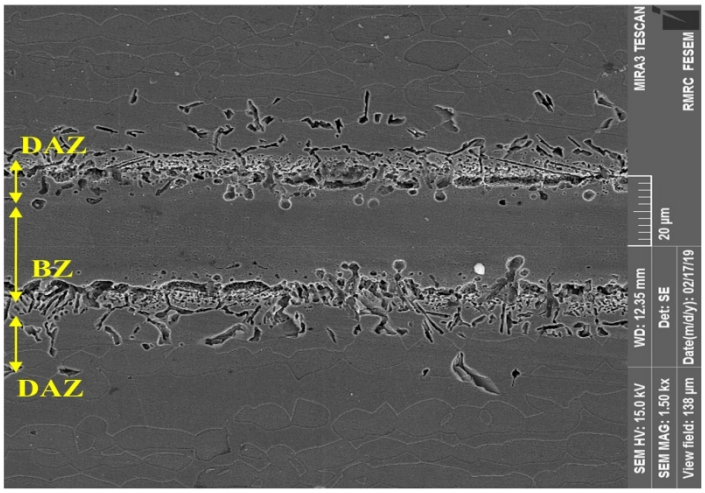
کشیده در زمینه‌ی فاز تیره واقع شده است. این نحوه‌ی واقع شدن فازها را می‌توان به پروسه‌ی نورد برای تولید صفحات فولادی نسبت داد. آنالیز عنصری مشخص نمود فاز تیره رنگ، غنی از عناصر فریت‌زا مانند Cr و Mo و فاز با رنگ روشن غنی از عناصر آستنیت‌زا مانند Ni می‌باشد. آنالیز XRD از فولاد پایه (شکل (4)) نشان داد که فولاد پایه از دو فاز اصلی آستنیت (γ) و فریت (δ) تشکیل شده است. بنابراین می‌توان فاز تیره را، فاز فریت و فاز روشن را، فاز آستنیت نسبت داد. اندازه‌گیری کسر سطحی فازها توسط آنالیزگر تصویری نشان داد که درصد فاز آستنیت در حدود فاز فریت (% 2±50) می‌باشد.تاثیر تغییرات دمایی بر ریزساختار فلز پایه در شکل (5) نشان داده شده است. همانطور که در این شکل مشخص است با افزایش دمای اتصال‌دهی تا دمای°C 10±1025 کسر سطحی فاز آستنیت کاهش و در مقابل کسر سطحی فاز فریت افزایش می‌یابد.

حرارت‌دهی در دماهای بالاتر از این دما موجب تغییر روند مقادیر فازهای فریت و آستنیت شده و درصد فاز آستنیت افزایش و درصد فاز فریت کاهش می‌یابد. نکته قابل توجه، بازیابی مجدد مقدار فازهای آستنیت و فریت به حدود 50/50 در نمونه‌ی عملیات حرارتی شده در دمای °C 20± 1075 بود. به طور مشابه پترویچ [18] گزارش نمود که تعادل فازهای فریت و آستنیت در فولاد AISI 2205 در دمای °C1070 به حالت 50-50 تغییر می‌نماید. بنابراین دمای اتصال‌دهی TLP در محدوده‌ی دمای °C 1075 انتخاب گردید.

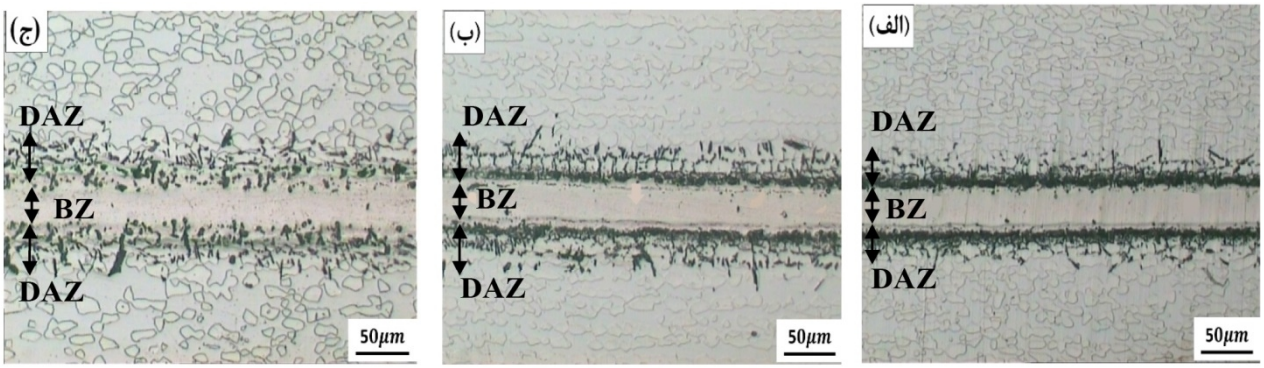
3-2- ارزیابی ریزساختاری و فازی موضع اتصال بر حسب دمای اتصال‌دهی

در شکل (6) یک ریزساختار کلی از مقطع اتصال TLP در مجموعه AISI 2205/BNi-3/AISI 2205 اتصال داده شده به

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]



شکل 6- تصویر میکروسکوپی الکترونی از موضع اتصال ایجاد شده به مدت 20min در دمای 1050.°C BZ و DAZ به ترتیب معرف موضع اتصال و موضع متاثر از نفوذ می‌باشند.



شکل7- تاثیر دمای اتصال‌دهی بر ناحیه اتصال TLP ایجاد شده به مدت 20min در دماهای الف) 1050°C، ب) 1150°C و ج) 1200°C. BZ و DAZ به ترتیب معرف موضع اتصال و موضع متاثر از نفوذ می‌باشند.

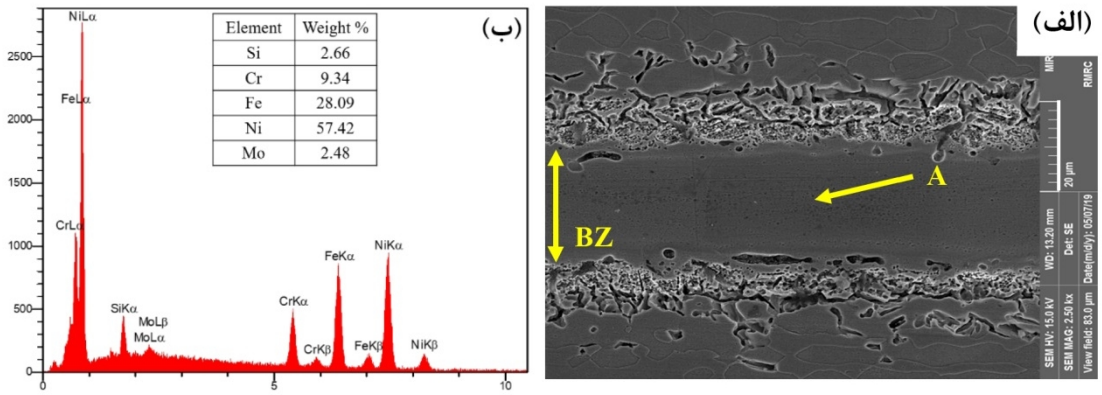
مدت 20min، ارائه شده است. همانگونه که در این شکل نشان داده شده است ناحیه‌ی اتصال از دو قسمت موضع اتصال و موضع متاثر از نفوذ تشکیل شده است.

تاثیر دمای اتصال‌دهی بر ناحیه اتصال در شکل (7) نشان داده شده است. همانطور که از قسمت‌های مختلف این شکل برداشت می‌گردد: انجماد هم‌دما در هر سه دمای 1050 °C، 1150 °C و 1200°C تکمیل و ناحیه اتصال یکدست و یکنواخت ایجاد شده است. نتایج تجربی نشان داد با انتخاب زمان اتصال‌دهی مناسب (20min) در دمای 1050 °C زمان کافی برای نفوذ عناصر B و Si از فاز مذاب به فلز پایه اطراف فراهم می‌شود. در نتیجه نقطه ذوب فاز مذاب افزایش و فاز مذاب در دمای اتصال‌دهی انجماد می‌یابد. افزایش دما تا دمای پیونددهی موجب تشکیل مذاب غنی از عناصر B و Si در موضع اتصال می‌گردد. اختلاف غلظت عناصر B و Si بین مذاب و فلز پایه اطراف موضع اتصال موجب پس زده شدن B و Si به فلز پایه مجاور موضع اتصال می‌شود و نفوذ این عناصر در فلز پایه می‌شود. در مقابل، عناصر Cr، Fe و Mo از فلز پایه وارد فاز مذاب که موجب کاهش تفاوت ترکیب شیمیایی بین فلز پایه و موضع اتصال می‌گردد. این نفوذ در هم بین موضع اتصال و فلز پایه موجب افزایش نقطه ذوب فاز مذاب مذکور می‌شود و در نتیجه در دمای پیونددهی انجماد هم‌دما صورت می‌پذیرد. روابط متعددی از قبیل رابطه‌ی (1) [19] برای تخمین مدت زمان انجماد هم‌دما (t_{IS}) مطرح شده است.

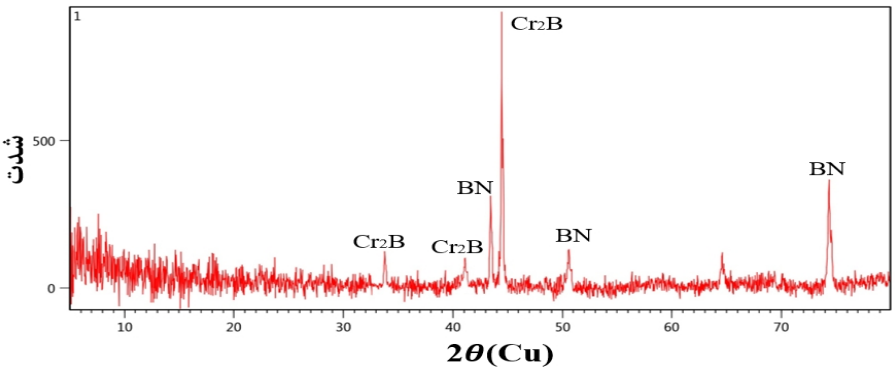
$$t_{IS} = \frac{W_{MAX}^2}{16K^2D} \quad (1)$$

که D ضریب نفوذ عنصر کاهنده نقطه ذوب (MPD)، W_{MAX}

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]



شکل8- بررسی ریزساختاری از موضع اتصال در نمونه اتصال داده شده در دمای 1050 °C به مدت 20min. الف)ریزساختار ناحیه اتصال، ب) آنالیز عنصری از نقطه مشخص شده در شکل الف با A



شکل 9- الگوی تفرق اشعه از ناحیه متاثر از نفوذ در نمونه اتصال داده شده در دمای 1050 °C به مدت 20min.

بیشینه‌ی پهنای مذاب و K ثابت است که از رابطه (2) به دست می‌آید:

$$k = \left(\frac{C_{\alpha L}-C_0}{C_{L\alpha}-C_{\alpha L}}\right)\frac{\exp(-k^2)}{\sqrt{\pi}(1+\mathrm{erf}(k))} \qquad (۲)$$

که $C_{\alpha L}$ غلظت عناصر MPD در فلز پایه حین انجماد هم‌دما، $C_{L\alpha}$ غلظت عناصر MPD در مذاب و C_0 غلظت عناصر MPD در فلز پایه می‌باشد. با ترکیب روابط (1) و (2) رابطه (3) به دست می‌آید:

$$t_{IS} = \frac{W_{Max}^2}{4D}\left(\frac{C_{L\alpha}-C_{\alpha L}}{C_{\alpha L}-C_0}\right)^2 \qquad (۳)$$

نصف بیشینه‌ی پهنای مذاب ($W_{Max}/2$) به صورت تئوری با رابطه‌ی زیر قابل محاسبه است [20]:

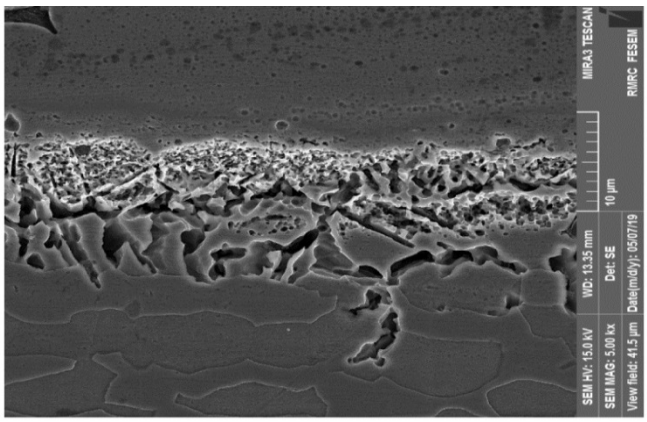
$$W_{Max}.C_{L\alpha} = W_0 C_{FM} \qquad (۴)$$

که در آن C_{FM} غلظت عناصر MPD در لایه واسط و W_0 ضخامت اولیه‌ی لایه واسط می‌باشد. اطلاعات لازم جهت محاسبه‌ی t_{IS} در جدول (2) آمده است.

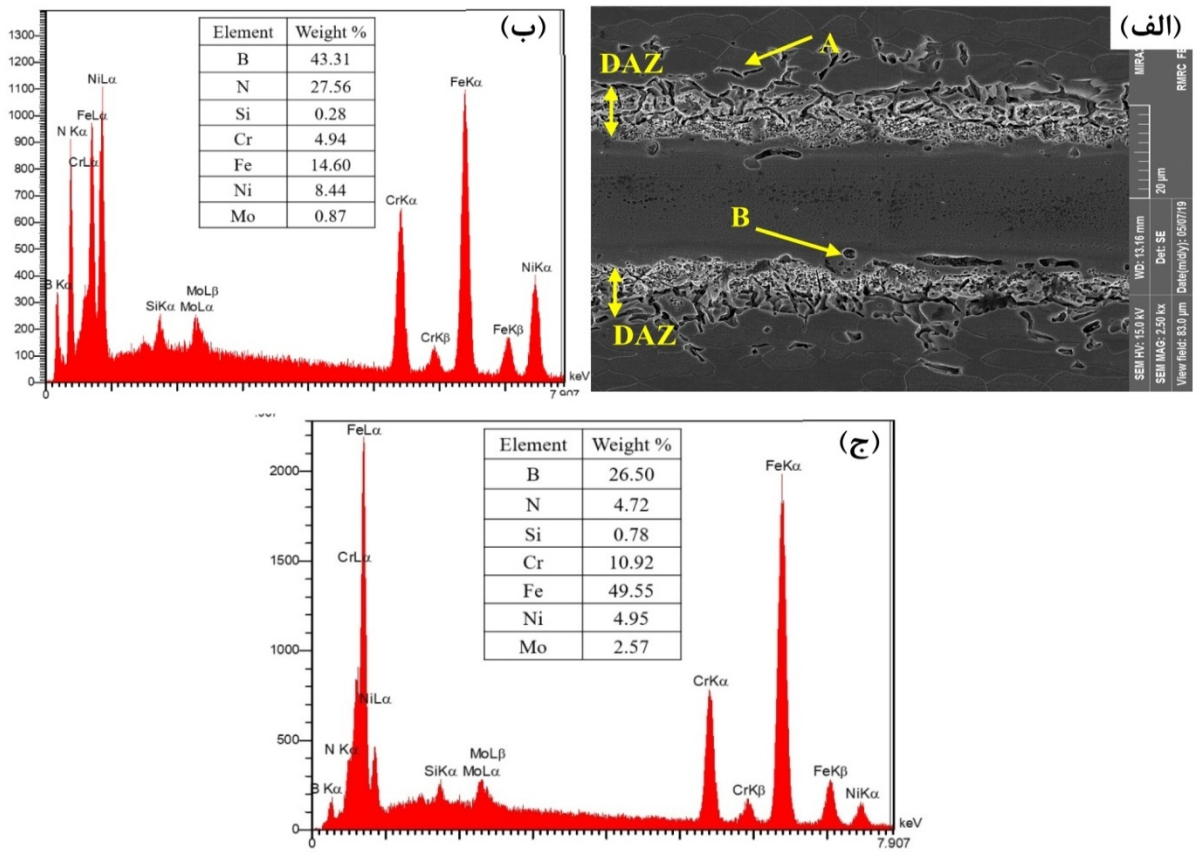
با توجه به جدول مدت زمان محاسبه شده برای تکمیل انجماد هم‌دما در حدود 28 min بوده است. تفاوت مقدار پیش‌بینی شده (28min) و مقدار واقعی (کمتر از20min) برای زمان تکمیل انجماد هم‌دما در پژوهش حاضر می‌تواند مربوط به تفاوت در واکنش در سیستم پیچیده واقعی و سیستم ساده‌سازی شده در مدل باشد. در فرضیات مسئله فلز پایه عنصر Fe خالص فرض شد در حالی که عناصر آلیاژی دیگر مانند Cr، N، Mo و Ni نیز در فولاد پایه وجود دارد که نفوذ عنصر B به فلز پایه را تحت تاثیر قرار می‌دهد.

مصلایی پور و همکاران گزارش کردند با افزایش دما در اتصال‌دهی TLP تا یک میزان بحرانی، سرعت نفوذ عناصر MPD در فولاد پایه، افزایش می‌یابد، ولی با افزایش بیشتر دمای اتصال موجب شروع مرحله دوم انجماد هم‌دما شده که در این مرحله نیروی محرکه‌ی نفوذ عنصر MPD، بور در زمینه غنی از Ni کاهش و سرعت انجماد هم‌دما به شدت کاهش می‌یابد[22].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]



شکل10- تصویر میکروسکوپی الکترونی از ناحیه متاثر از حرارت اتصال ایجاد شده در دمای 1050 °C به مدت 20min.



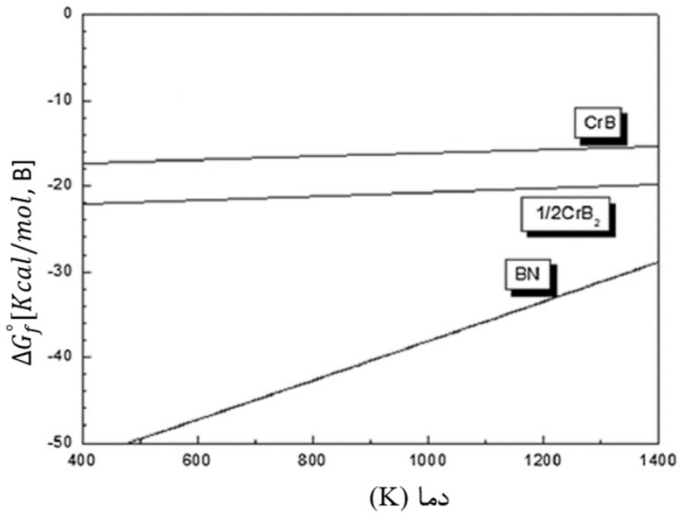
شکل 11- بررسی ریزساختاری از ناحیه متاثر از نفوذ در نمونه اتصال داده شده در دمای 1050 °C به مدت 20min.

الف)تصویر میکروسکوپی الکترونی از ناحیه اتصال، ب) طیف آنالیز عنصری از نقطه مشخص شده در شکل الف با A و ج)B .

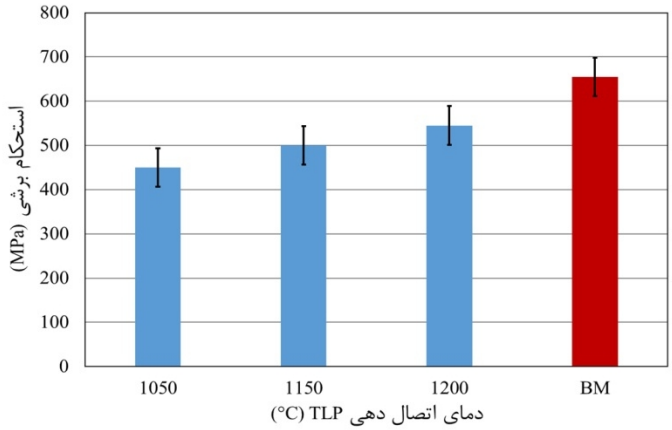
بنابراین تکمیل انجماد هم‌دما در تمامی دماهای مورد استفاده در این پژوهش حاکی از عدم شروع مرحله‌ی دوم انجماد هم‌دما دارد.

2) با افزایش دمای اتصال‌دهی پهنای ناحیه اتصال از $25\pm5\ \mu m$ تا $30\pm2\ \mu m$ به ترتیب در نمونه‌های اتصال داده شده در در دمای 1050 °C و 1150 °C افزایش می‌یابد. این مشاهدات با پیش‌بینی انجام شده با استفاده از رابطه (4) از هم‌خوانی خوبی برخوردار است. به طوری که با استفاده از رابطه (4) بیشینه پهنای مذاب مقدار تقریبی $27\mu m$ به دست می‌آید که نزدیک به مقدار حقیقی آن $30\pm2\ \mu m$ می‌باشد، لیکن افزایش بیشتر دمای اتصال‌دهی از 1150°C باعث ایجاد تغییر قابل ملاحظه‌ای در پهنای ناحیه اتصال نمی‌شود، به طوری که پهنای ناحیه اتصال در دمای 1200 °C در حدود $31\pm2\ \mu m$ می‌باشد. در شکل(8) مطالعات میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]



شکل 12- انرژی آزاد استاندارد تشکیل برایدها و نیتریدها [28].



شکل 13- مقایسه استحکام برشی فلز پایه و نمونه های اتصال TLP داده شده بر حسب دمای پیونددهی. BM معرف فلز پایه است.

از ناحیه اتصال ایجاد شده در دمای 1050 ℃به مدت 20min نشان داده شده است. همانطور که در شکل (8) مشاهده می‌شود علی‌رغم عدم حضور عناصر Fe، Cr و Mo در ترکیب شیمیایی اولیه لایه واسط، مقدار این عناصر در ناحیه اتصال به طور قابل توجهی افزایش پیدا کرده است (شکل (8-ب)). بنابراین می‌توان نتیجه گرفت در حین اتصال‌دهی TLP بخش‌هایی از فلز پایه در فاز مذاب (لایه واسط) حل شده و عناصر آلیاژی موجود در فلز پایه (Fe، Cr و Mo) به ناحیه مذاب (لایه واسط) وارد می‌شود. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت نیروی محرکه‌ی انجماد هم‌دما، تغییر ترکیب شیمیایی حاصل از نفوذ درهم عناصر آلیاژی بین لایه واسط و فولاد پایه (در دما و زمان مشخص) می‌باشد. همچنین با توجه به ترکیب شیمیایی ناحیه اتصال (شکل(8-ب)) می‌توان نتیجه گرفت ناحیه اتصال از فاز محلول جامد نیکل (γ-Ni) تشکیل شده است.

3-3- ارزیابی ساختاری و فازی منطقه‌ی متاثر از نفوذ

اختلاف ترکیب شیمیایی بین فاز مذاب تشکیل شده در موضع اتصال با فولاد پایه‌ی اطراف آن (فلز مذاب غنی از B و Si و در مقابل فولاد پایه اطراف غنی از عناصر Fe و Cr) موجب فعال شدن نفوذ درهم در ناحیه‌ی اتصال می‌شود. ضریب نفوذ بالای عنصر بور در زمینه‌ی آهنی ($2/6\times10^{-7}$ m^2/s) [23] و نیکلی ($7/87\times10^{-11}$ m^2/s) [23] در مقایسه با ضریب نفوذ سیلیسیم در زمینه‌ی آهنی ($7/4\times10^{-7}$ m^2/s) [23] و زمینه نیکلی ($3/09\times10^{-14}$ m^2/s) [25] موجب خروج سریع بور از فاز مذاب و ورود به فولاد پایه اطراف می‌شود. واکنش‌پذیری بالای بور با عناصر نیتروژن [23] و کروم [26] باعث تشکیل ترکیبات

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

بین فلزی عناصر مذکور به فرم BN و Cr_2B در فلز پایه اطراف موضع اتصال می‌شود که این قسمت از فلز پایه به نام منطقه متاثر از نفوذ شناخته می‌شود. نتایج آنالیز فازی تفرق اشعه x (شکل (9)) موید تشکیل این فازها در ناحیه متاثر از نفوذ می‌باشد.مطالعات ریزساختاری ناحیه متاثر از نفوذ (شکل (10)) دلالت بر تشکیل رسوباتی با دو مورفولوژی تقریبا کروی و تقریبا سوزنی داشت. ارزیابی ترکیب شیمیایی رسوبات مذکور آشکار نمود که رسوبات کروی غنی از نیتروژن و رسوبات سوزنی غنی از کروم (شکل (11)) می‌باشند. بر اساس مطالعات ریزساختاری و آنالیز فازی XRD از ناحیه متاثر از نفوذ می‌توان برداشت نمود رسوبات کروی احتمالا ترکیبات نیتریدی BN و رسوبات سوزنی شکل احتمالا ترکیبات بورایدکروم Cr_2B می‌باشد. با افزایش دمای اتصال‌دهی از ℃ 1050به ℃1150 کسر سطحی رسوبات کروی کاهش و در مقابل ترکیبات سوزنی افزایش می‌یابد (شکل (7-ب)). با افزایش بیشتر دمای اتصال‌دهی تا ℃1200 مقدار ترکیبات سوزنی هر دو کاهش می‌یابد (شکل(7-ج)).روه و همکاران [27] گزارش نمودند در ناحیه متاثر از نفوذ اتصال TLP فولاد UNS S32750 با استفاده از لایه واسط Fe-2.3B-5.30Si در دمای ℃1150به مدت 16 min فازهای میله‌ای و دانه‌ای شکل غنی از عناصر B، Cr و N تشکیل می‌شود که به عنوان فازهای نیترید بور و بورایدکروم شناسایی شدند. کاهش کسر سطحی ترکیبات بین‌فلزی تشکیل شده در ناحیه متاثر از نفوذ با افزایش دمای پیونددهی را می‌توان به افزایش نرخ نفوذ و افزایش حد حلالیت عناصر آلیاژی در فلز پایه نسبت داد. به عبارت دیگر با افزایش پیونددهی، تجمع عناصر MPD و ایجاد ترکیبات بین‌فلزی ناخواسته در ناحیه متاثر از نفوذ کاهش می‌یابد. از طرفی همانگونه که از مطالعات ریزساختاری مشخص می‌شود با افزایش دمای اتصال‌دهی از ℃ 1050 به ℃ 1200، عمده رسوبات و ترکیبات بین‌فلزی سوزنی غنی از عناصر B و Cr کاهش می‌یابد و تغییر چندانی در رسوبات غنی از N ایجاد نمی‌گردده که می‌توان آن را به سطح انرژی کمتر رسوبات نیترید بور (شکل (12)) و در نتیجه پایداری بیشتر و دمای انحلال بالاتر این ترکیبات نسبت داد.

3-4- ارزیابی خواص مکانیکی

بررسی تاثیر دمای اتصال‌دهی بر خواص مکانیکی نمونه‌های اتصال داده شده، دلالت بر تاثیر قابل ملاحظه‌ی دمای اتصال-دهی بر استحکام نمونه‌ها داشت. همانطور که در شکل (13) نشان داده شده است، با افزایش دمای اتصال‌دهی از ℃ 1050 به ℃1200، افزایش استحکام برشی نمونه‌ها به ترتیب از 450±10 MPa به 550±10 MPa (83 درصد استحکام برشی فولاد پایه) می‌گردد. توضیح آنکه تشکیل ترکیبات بین‌فلزی از قبیل BN و Cr_2B در ناحیه متاثر از نفوذ موجب ایجاد مراکز تمرکز تنش و ایجاد مسیری آسان برای اشاعه ترک می‌شود و کاهش قابل ملاحظه‌ی استحکام در دمای ℃ 1050را موجب می‌شود. در مقابل با افزایش دمای اتصال‌دهی تا ℃ 1200 و به دنبال آن کاهش محسوس ترکیبات بین‌فلزی در ناحیه متاثر از نفوذ موجب افزایش چشمگیر استحکام برشی تا حدود % 83 استحکام فلز پایه می‌شود. همانگونه که از نتایج می‌توان برداشت نمود هماهنگی خوبی بین مطالعات ریزساختاری و استحکام برشی نمونه‌ها برقرار می‌باشد.

4-نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر تاثیر دمای پیونددهی بر تغییرات ریزساختاری موضع اتصال مجموعه AISI 2205/BNi-3/AISI 2205 مورد مطالعه و بررسی واقع شد. از مهم‌ترین نتایج پژوهش می‌توان به موارد زیر اشاره نمود:

- افزایش دمای عملیات حرارتی تاثیر چشمگیری بر نسبت فازی آستنیت و فریت در فولاد پایه دارد، اما در دمای ℃ 1050 تقریبا نسبت فازی 50/50 آستنیت به فریت بازیابی می‌شود.
- مدت زمان لازم برای تکمیل انجماد هم‌دما در فولاد AISI 2205 با استفاده از لایه واسط BNi-3 در دمای ℃ 1050 در حدود 28 دقیقه تخمین زده شد، مقدار واقعی این زمان در کمتر از20 دقیقه می‌باشد که اختلاف مقداری تخمینی و واقعی را می‌توان به فرضیات مسئله مربوط نمود.
- نفوذ عنصر بور از ناحیه اتصال به فلز پایه موجب تشکیل ترکیبات بین‌فلزی از جمله BN و Cr_2B در فلز پایه مجاور

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

موضع اتصال می‌شود.

- افزایش دمای اتصال‌دهی از ℃ 1050 به ℃ 1200باعث کاهش درصد ترکیبات بین‌فلزی تشکیل شده در حدود % 45 در منطقه‌ی متاثر از نفوذ گردید.

- کاهش درصد ترکیبات بین‌فلزی در منطقه‌ی متاثر از نفوذ موجب بهبود استحکام برشی اتصالات می‌شود به طوری که با افزایش دمای اتصال‌دهی از ℃1050 به ℃ 1200 استحکام برشی اتصالات بیش از % 20 افزایش (از 450MPa به 550MPa) افزایش یافت.

منابع

[1]-ماسوری. داریوش،" مقدمه‌ای بر فولادهای زنگ‌نزن دوفازی"، *خبرنامه انجمن خوردگی ایران*، 1391، 18، 1.

[2]- Forgas A., “Ferrite Quantification Methodologies for Duplex Stainless Steel”, *Journal of Aerospace Technology and Management*, 2016, Vol. 8, pp 357-362

[3]-حشمت دهکردی ابراهیم، سپهرزاد. رسول، باجقلی.محمد ابراهیم،" خوردگی قطعات جوشکاری شده"، 1393، ایران، *انجمن خوردگی ایران*.

[4]- Ramazani A, Mukherjee K, Abdurakhmanuv A, Prahl U, Schleser M, Reisgen U, et al. Micro–macro-characterisation and modelling of mechanical properties of gas metal arc welded (GMAW) DP600 steel. *Mater Sci Eng* A 2014;589:1–14

[5]- Lee JH, Park SH, Kwon HS, Kim GS, Lee CS. Laser, tungsten inert gas, and metal active gas welding of DP780 steel comparison of hardness, tensile properties and fatigue resistance. *Mater Des* 2014;64:559–65

[6]- Chabok A, van der Aa E, De Hosson JTM, Pei YT. Mechanical behavior and failure mechanism of resistance spot welded DP1000 dual phase steel. *Mater Des* 2017;124:171–82

[7]- Yurtisik K., Tirkes S., Dykhno I., “Characterization of Duplex Stainless Steel Weld Metals Obtained by Hybrid Plasma-Gas Metal Arc Welding”,*Soldag. InSp*, 2013, Vol. 18, pp 207-216

[8]- Azqadan E, Ekrami A, Transient liquid phase bonding of dual phase steels using Fe-based, Ni-based, and pure Cu interlayers, *Journal of Manufacturing Processes* 30 (2017) 106–115

[9]- Gale,W.F; Butts, D.A. *Transient liquid phase bonding*. Sci. Technol. Weld. Join. 2004, 9, 283–300

[10]- Chen T.H., Yang J.R., “Microstructural Characterization of Simulated Heat Affected Zone in Anitrogen-Containing 2205 Duplex Stainless Steel”, *Materials Science and Engineering*, 2002, Vol 338, pp 166-181

[11]- Zhou Y, Gale WF, North TH. Modelling of transient liquid phase bonding. *Int Mater Rev* 1995;40:181–96.

[12] MacDonald WD, Eagar TW. Transient liquid phase bonding process. *Met Sci Joining Proc Symp*. TMS Fall Meet The Metal 1992:93–100.

[13]- Cook G. O., Sorensen C. D.," Overview of Transient Liquid Phase and Partial Transient Liquid Phase Bonding", *Journal of Material Science*, 2011, Vol. 46, pp 5305-5323.

[14]- Yuan X, Kang C Y, Kim M B. Microstructure and XRD analysis of brazing joint for duplex stainless steel using a Ni–Si–B filler metal [J]. *Materials Characterization*, 2009, 60(9): 923–931.

[15]- Rhee B., Roh S., Kim D.," Transient Liquid Phase Bonding of Nitrogen Containing Duplex Stainless Steel UNS S31803 using Ni–Cr–Fe–Si–B Insert Metal", *Materials Transactions*, 2003, Vol. 44, 1014-1023.

[16]- X. Yuan, M. Kim, Y. Cho, “Microstructures, Mechanical and Chemical Properties of TLP-Bonded Joints in a Duplex Stainless Steel with Amorphous Ni-Based Insert Alloys”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, Vol. 43

[17]- Roh. S, Lee. C, Formation of Secondary Phases and Their Effect on the Mechanical Properties of Joints Formed by TLP Bonding Using Fe–B–Si Insert Metal in Duplex Stainless Steel, *Metals and Materials International*, 2018,

[18]- D. S. Petrovicˇ, M. Pirnat, “The effect of cooling rate on the solidification and microstructure evolution in duplex stainless steel: a DSC study”, *Thermal Analysis and Calorimetry*, 2012

[19]- Pouranvari. M, “Isothermal Solidification During Transient Liquid-Phase Bonding of GTD-111/Ni-Si-B/GTD-111” *MTAEC9*, 48(1) 113 (2014)

[20]- Y. Zhou, W. F. Gale, T. H. North,” *Modelling of transient liquid phase bonding*”, International materials reviews, 1995, Vol23, pp 2905-2915

[21]- E. Azqadan, A. Ekrami, “*Transient liquid phase bonding of dual phase steels using Fe-based, Ni-based, and pure Cu interlayers*” Journal of Manufacturing Processes, 2017, Vol30, pp 106-115

[22]- م. مصلایی، ع. ا. اکرامی، " تاثیر دمای پیوندهی بر سینتیک انجماد همدما حین اتصال دهی از طریق مایع نافذ گذرا مجموعه IN-738LC/BNi-3/IN-738LC "، هشتمین همایش *ملی دانشجویی مهندسی مواد و متالورژی ایران*، ۱۳۸۷

[23]- The Japan Institute of Metals: Metals Data Book, (Maruzen, 1993) pp. 21–22

[24]- Yuan X. J., Kang C. Y., Kim M. B.,

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[M]. Tokyo: Maruzen,1993: 21–22.
Superalloys". *Journal of Material Science*, 2001, Vol. 36, pp 1539–1546
[27]- Roh S., Lee C., Rhee B., "Effects of Austenite Regeneration Heat Treatment on the TLP Bonding of Duplex Stainless steel UNS S32750 using Fe-B-Si Insert Metal", *Materials Chemistry and Physics*, 2018, Vol. 207, pp 402-411
[28]- O. Kubaschewski, C.B. Alcock, *Metallurgical Thermochemistry*, 5th edn. (Pergmon Press, Oxford, 1979), pp. 336–356
"Microstructural Evolution and Bonding Behavior during Transient Liquid-Phase Bonding of a Duplex Stainless Steel using two Different Ni-B-Based Filler Materials", *Metallurgical and Materials transactions A*, 2011, Vol 42
[25]- Pouranvari M., Ekrami A., Kokabi A. "Solidification and Solid-State Phenomena during TLP Bonding of IN718 Superalloy using Ni–Si–B Ternary Filler Alloy", *Journal of Alloys Compound*, 2013, Vol. 563, pp 143–149
[26]- The japan institute of metals. metals data book

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]