نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال پنجم، شماره2، پاییز و زمستان1398، صفحه 11-1

بررسی اتصال فاز مایع گذرا فولاد زنگ نزن AISI 304L با ریزساختارهای آستنیتی و مارتنزیتی

سینا قادری *، فتح اله کریم زاده ، علی اشرفی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان.

(دریافت مقاله: ۱۳۹۶/۰۳/۲۳ ؛ پذیرش مقاله: ۱۳۹۷/۰۷/۱۱)

چکیده

در این پژوهش به بررسی تاثیر زمان و ساختار فلز پایه بر ریزساختار منطقه اتصال فاز مایع گذرای فولاد زنگ نـزن ۳۰۴ Lپرداختـه شـده اسـت. اتصال فاز مایع گذرا در دمای ۱۰۵۰°Cدر دو زمان ۵ و ۶۰ دقیقه بر روی فلزات پایه با دو ساختار آستنیت درشت دانه و مارتنزیتی و با لایه واسط BNi-2 انجام گرفت. جهت ایجاد ساختار تمام مارتنزیتی، نمونه های فولاد زنگ نـزن ۳۰۴ L اولیـه در دمـای ۱۵°C- تـا ۸۰٪ نـورد سـرد شـد. بررسی‌های میکروسکوپی نشان داد که در زمان ۵ دقیقه، در ناحیه اتصال دو منطقه انجماد همدما و انجماد غیرهمدما به وجود آمده است. ناحیـه انجماد همدما دارای ساختار تکفاز γ و منطقه انجماد غیرهمدما دارای ساختار چندفازی پیچیده ای بود. این در حالی است که پـس از ۶۰ دقیقـه، تمام ساختار اتصال به صورت همدما انجماد یافته بود و اتصالاتی عاری از عیب حاصل شد. نتایج همچنین نشان داد که ساختار مارتنزیتی فلز پایه که البته در حین سیکل حرارتی جوشکاری به آستنیت فوق ریزدانه بازگشت می یابد تاثیر قابل ملاحظه ای بر عرض ناحیه متـاثر از نفـوذ داشـته است.

کلمات کلیدی: فولاد زنگ نزنL۳۰۴، اتصال فاز مایع گذرا، نفوذ، انجماد همدما، ناحیه متاثر از نفوذ.

Transient liquid phase bonding of AISI 304L stainless steels with the austenitic and martensitic microstructures

S. Ghaderi*, F. Karimzadeh, A. Ashrafi

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

(Received 13 June 2017 ; Accepted 3 October 2018)

Abstract

In the present study, the effect of time and base metal microstructure on the Transient Liquid Phase (TLP) bonding of 304L stainless steel was studied. TLP was performed at 1050 ^{0}C for 5 and 60 minutes on the coarse grain austenitic and martensitic microstructure using BNi-2 interlayer. To prepare martensitic microstructure, as-received 304L was rolled at -15 ^{0}C up to 80% rolling reduction. TEM analysis was proved that the microstructure of 80% rolled samples consisted of two different morphologies of martensite namely as lath-type and dislocation cell type martensite. It was observed that the structure of bonded zone after 5 min has consisted of isothermally solidified zone (ISZ) containing γ solid solution and athermally solidified zone (ASZ) containing complex boride phases. Meanwhile, after 60 min of heating,

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: sina.ghdr@gmail.com

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

the structure of bonded zone completely solidifies isothermally. The obtained results also showed that the martensitic microstructure considerably effect on the width of diffusion affected zone (DAZ) which was related to the reversion of martensite to ultrafine grain austenite during heating.

Keywords: AISI 304L stainless steel, Transient liquid phase bonding, Diffusion, Isothermal solidification, Diffusion affected zone.

1- مقدمه

فولادهای زنگ نزن آستنیتی، معرف گروه بزرگی از فولادهای زنگ نزن هستند که دارای خواص خوردگی خوب، خواص ضربه‌ای دمای پایین مطلوب وجوش پذیری مناسب می‌باشند. این فولادها شکل پذیری مطلوبی نیز داشته و دارای کاربردهای فراوانی در صنایع حمل و نقل، نفت، گاز و پتروشیمی و صنایع نظامی می‌باشند[۱]. امروزه روش‌های متعددی برای اتصال فولادهای زنگ نزن آستنیتی وجود دارد که از جمله آنها می‌توان به جوشکاری ذوبی، جوشکاری حالت جامد، اتصال نفوذی و لحیم‌کاری اشاره کرد. اگرچه روش‌های ذوبی برای اتصال فولادهای آستنیتی بسیار متداول بوده و به آسانی می‌توان این گروه را با این روش‌های معمول پیوند داد، اما به هر حال مشکلاتی نظیر ایجاد ترک‌های حین جوشکاری، تولید فازهای ترد بین فلزی و تشکیل منطقه ریختگی می‌تواند مشکل آفرین باشد. بنابراین بررسی اتصال فولادهای زنگ نزن آستنیتی با روش‌های نوین‌تر را می‌بایست در دستور کار قرار داد. اتصال فاز مایع گذرا (TLP) یکی از روش‌های در دسترس برای اتصال مواد است که به دلیل عدم وجود ناحیه ریختگی و فازهای ترد و بین فلزی شکننده، روش بسیار مناسبی محسوب می‌شود [۲و۳]. در این فرایند، از یک لایه واسط که حاوی عناصر کاهنده نقطه ذوب است، جهت اتصال فلزات پایه استفاده می شود. در سیکل گرمایش، فلز واسطه ذوب می‌گردد و یا از طریق واکنش با زمینه و رخداد یک استحاله یوتکتیک فاز مایع ایجاد می شود. با ثابت نگه داشتن دما، عناصر لایه واسط به درون فلزات پایه نفوذ بلند دامنه می‌کند و اتصال حاصل می‌شود. نتیجه این فرآیند، ایجاد اتصالی همگن با نقطه ذوبی بالاتر از دمای اتصال می‌باشد که از جمله مزایای این روش محسوب می شود. این قابلیت به خصوص در مواردی که ناحیه اتصالشان به دمای بالا حساس است و با قرارگیری در دمای بالا ساختارشان دچار تخریب می‌شود، بسیار مناسب خواهد بود. از دیگر فواید فرایند TLP ایجاد اتصالی با ریزساختار و خواص مکانیکی مشابه ماده‌ی زمینه است.از زمان توسعه فرایندTLP ، این فرآیند با موفقیت در اتصال محدوده وسیعی از فلزات و غیرفلزات مورد استفاده قرار گرفته است [۴-۹]. در اکثر پژوهش‌های در دسترس، اتصال فولادهای زنگ نزن آستنیتی معمولا با لایه واسطهای از جنس پایه نیکل، مس و پایه کبالت صورت گرفته است [۱۰-۱۲]. گارسیا و همکاران [۱۰]، به بررسی تاثیر نانوذرات سیلیسیم بر اتصال فاز مایع گذرا در فولاد زنگ نزن ۳۰۴ پرداختند. نتایج نشان داد که نانوذرات سیلیسیم به عنوان کاهنده نقطه ذوب عمل می‌کند و سبب انحلال بهتر عناصر موجود در لایه واسط می‌کند و به ایجاد ناحیه اتصالی یکنواخت‌تر کمک کرده است. وجود نانوذرات سیلیسیم همچنین موجبات ریزتر شدن ساختار یوتکتیکی منطقه انجماد غیرهمدما شده است. اتابکی و همکاران [۱۱] از لایه واسط مس جهت اتصال فاز مایع گذرا در فولاد زنگ نزن ۳۰۴ بهره جستند. در ناحیه اتصال فازهای بین فلزی متعددی نظیر فازهای بین فلزی آهن-نیکل-کروم و همچنین یوتکتیک مس مشاهده شد. نتایج نشان داد که نفوذ عنصر مس به عنوان عامل نفوذی و کاهنده نقطه ذوب از طریق مرزدانه های فلز پایه ساده‌تر صورت گرفته است. نتایج این تحقیق نشان داد که در صورت غالب بودن مکانیزم نفوذ مرزدانه ای امکان دستیابی به اتصالاتی با کیفیت بیشتر فراهم خواهد بود. صادقیان و همکاران [۱۲] نیز به بررسی استفاده از لایه واسط کبالت بر اتصال فاز مایع گذا در فولاد زنگ نزن ۳۰۴ پرداختند. نتایج این پژوهش نشان داد که فرآیند انجماد همدما پس از ۳۰ دقیقه در دمای ۱۱۸۰ درجه سانتیگراد به

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

اتمام رسید و ادامه سیکل گرمایشی موجب یکنواخت تر شدن ساختار از طریق نفوذ در دمای بالا می شود. بر اساس اطلاعات نویسندگان تاکنون پژوهشی در خصوص تاثیر وجود ساختار مارتنزیتی فلز پایه بر ریزساختار منطقه اتصال فاز مایع گذرا در فولاد زنگ نزن L ۳۰۴ انجام نگرفته است لذا هدف از پژوهش حاضر بررسی تاثیر زمان و ساختار مارتنزیتی فلز پایه بر ریزساختار حاصل از فرآیند اتصال فاز مایع گذرا و دستیابی به شرایط بهینه اتصال می باشد.

2- مواد و روش انجام آزمایش

در این پژوهش از ورق فولاد زنگ نزن L ۳۰۴ به ضخامت ۱۰ میلی متر و ترکیب شیمیایی موجود در جدول (۱) به عنوان ماده اولیه بهره گرفته شد. جهت بررسی تاثیر ساختار مارتنزیتی بر ریزساختار حاصل از اتصال فاز مایع گذرا، علاوه بر نمونه‌های اولیه درشت دانه، از ۸۰٪ نورد سرد توسط دستگاه نورد دو غلطکی Ohno Roll مدل ۲۴۱۹ و کاهش ضخامت ۰/۱ میلی‌متر در هر دور و در دمای ۱۵- درجه سانتیگراد برای ایجاد ساختار تمام مارتنزیتی استفاده شد. بدین منظور، قطعاتی با ابعاد۱۰۰×۱۰×۴۰ میلی متر برش داده شد. جهت ایجاد دمای°C ۱۵-، از مخلوط آب و یخ و اتانول بهره گرفته شد. سپس نمونه‌ها در این مخلوط قرار داده شده و پس از رسیدن به دمای مورد نظر، قطعات به ترتیب هر کدام تحت یک پاس نورد قرار گرفته و دوباره به دمای°C ۱۵- و سپس یک پاس دیگر نورد اعمال شد. این عمل تا رسیدن به ۲۰٪ ضخامت اولیه ورق انجام شد.

ساختار نمونه‌ی نورد سرد شده توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری FEI Tecnai G2 20 Scanning TEM مورد مشاهده قرار گرفت. سپس نمونه‌هایی با ابعاد ۱۰×۴۰ میلی متر توسط برش وایرکات تهیه گردید.

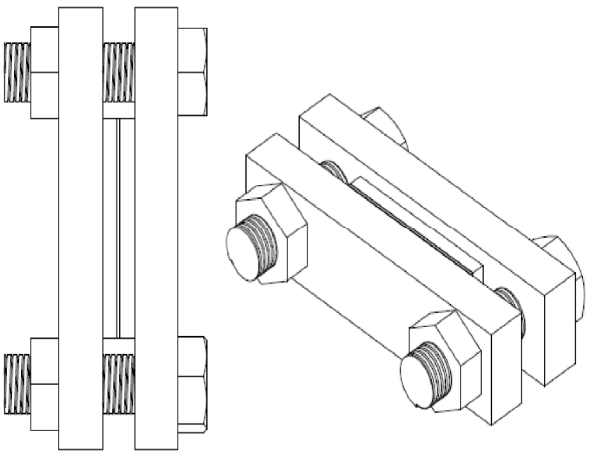
فویل پایه نیکلی BNi-2 با ضخامت۵۰µm و با ترکیب شیمیایی Ni-7Cr-3.2B-4.5Si-3Fe-0.06C جهت بکارگیری برای لایه واسط تهیه گردید. این ماده طبق استاندارد جوشکاری آمریکا دارای دمای سالیدوس و لیکوئیدوس ۹۷۱ و ۹۹۱ درجه سانتی‌گراد می‌باشد و به صورت فویل آماده، تهیه شد. دلیل انتخاب این لایه واسط نیز حضور عناصر کاهنده نقطه ذوب و نفوذی مانند B و Si بوده است. جهت ارتباط بهتر سطوح اتصال به یکدیگر و از بین بردن آلودگی‌ها، سطح نمونه‌ها با سنباده ۸۰ تا ۱۲۰۰ صیقل داده شد و در ادامه به منظور چربی زدایی به مدت ۱۵ دقیقه در محلول استون تحت عملیات آلتراسونیک در دستگاه Power Sonic 505 قرار گرفت. پس از قرار دادن نمونه‌های آماده سازی شده در مجموعه نگه دارنده ، مجموعه اتصال تا پیش از قرارگیری در کوره در محلول استون نگه‌داری شد. تصویر شماتیک از مجموعه نگه دارنده در شکل(۱) نشان داده شده است. پیوند بین نمونه‌ها نیز با قرار دادن مجموعه اتصال در کوره Yaranبا محفظه مولیبدنی با اتمسفر خلا با فشار 10^{-5} torr، دمای°C۱۰۵۰ و در دو زمان ۵ و ۶۰ دقیقه برقرار شد. به منظور دستیابی به تصویر منطقه اتصال،نمونه‌های اتصال داده شده مقطع زنی شده و با کاغذهای ۸۰ تا ۲۴۰۰ سنباده زنی شد. سپس به کمک محلول آلومینا صیقل داده شد. سطح مقطع محل اتصال، توسط محلول اگزالیک اسید ۱۰ درصد، تحت ولتاژ۶V به مدت ۲۰ ثانیه حکاکی شدند. تصاویر ریزساختار ناحیه اتصال توسط میکروسکوپ نوری برند Nikon Epiphot 300 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Philips XI30 حاصل شد. جهت بررسی ریزساختار نمونه‌ها در مقیاس نانومتری از میکروسکوپ الکترونی عبوری روبشی مدل FEI-G2 Scanning TEM استفاده گردید. آماده‌سازی نمونه جهت بررسی‌های ریزساختاری میکروسکوپ الکترونی عبوری با استفاده از دستگاه پرتو یونی متمرکزشده مدل FEI Quanta 200-3D انجام گرفت. پس از انتخاب ناحیه مورد نظر جهت نمونه سازی، پوششی از جنس تنگستن به ضخامت ۳ میکرومتر جهت جلوگیری از تخریب سطح نمونه در حین فرآیند بر آن ناحیه پوشش داده شد. در ادامه، خندق‌هایی با عمق مورد نظر در اطراف محل انتخاب شده حفر گردید (شکل ۲-الف). پس از حفر این خندق‌ها، نمونه از سطح قطعه خارج گردید (شکل ۲-ب)، بر روی گریت مسی نصب

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

جدول۱- ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن L ۳۰۴ به کار برده شده در پژوهش حاضر

ماده	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Co	Cu	V	Fe
۳۰۴L	۰/۰۲۶	۱۸/۳۵	۸/۰۱	۰/۱۵	۱/۲۴	۰/۳۲۳	۰/۰۲۴	۰/۰۰۵	۰/۱۲۹	۰/۲۴	۰/۱	باقی مانده

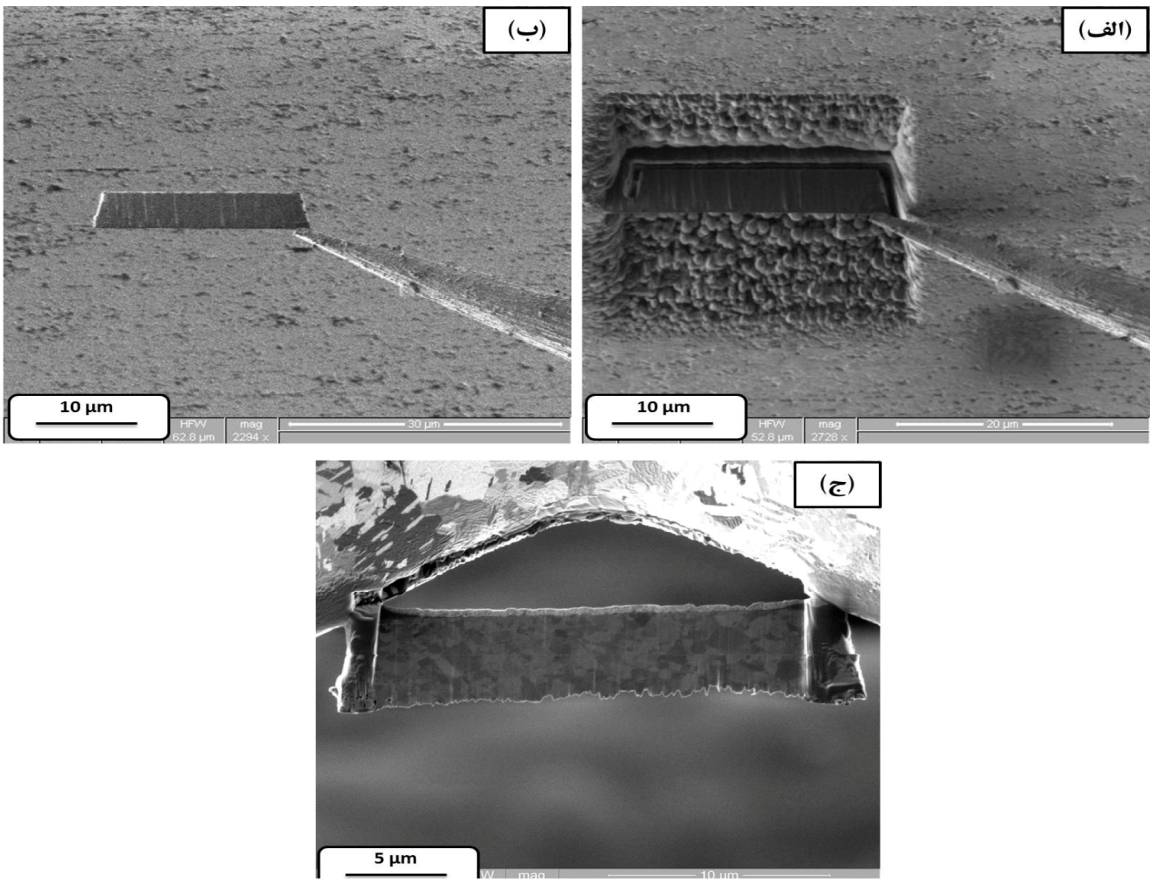
شد و در نهایت با جریان بسیار اندکی معادل ۰/۳ نانوآمپرتحت پالیش نهایی تا ضخامت صد نانومتر قرار گرفت (شکل ۲-ج).



شکل۱- شماتیکی از مجموعه اتصال

3- نتایج و بحث

شکل(۳) ریزساختار فولاد زنگ نزن L ۳۰۴ با ساختار درشت دانه پیش از انجام عملیات ترمومکانیکی مارتنزیت را نشان داده است. دانه های آستنیت با میانگین اندازه دانه های ۳۵ میکرومتر و فاز فریت دلتا به صورت ذرات کشیده شده در ساختار قابل شناسایی هستند. طبق آنالیز تصاویر فلز پایه توسط نرم افزارImag-J ، مقدار فاز فریت دلتا حدود ۹٪ بدست آمد. همانگونه که گفته شد، جهت ایجاد ساختار نانو/فوق ریزدانه از عملیات ترمومکانیکی مارتنزیت بر پایه ۸۰٪ نورد سرد و آنیل در دمای ۷۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۳۰۰ دقیقه بهره گرفته شد. شکل (۴-الف و ۴-ب) تصاویر میکروسکوپی الکترونی عبوری از ریزساختار نمونه ۸۰٪ نورد سرد شده را نشان می دهد.



شکل ۲- مراحل مختلف آماده‌سازی نمونه با استفاده از پرتو یونی متمرکز جهت بررسی ریزساختاری با میکروسکوپ الکترونی عبوری

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

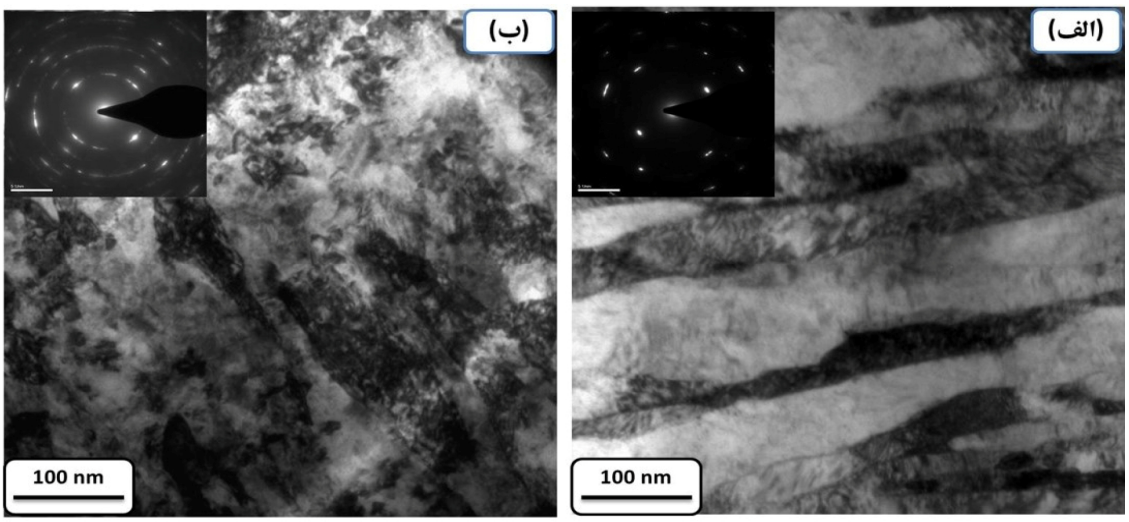
دو نوع مورفولوژی متفاوت مارتنزیت تیغه ای (شکل ۴-الف) و مارتنزیت سلول نابجایی (شکل ۴-ب) در نمونه نورد شده قابل تشخیص بود. گزارش شده است که در نورد فولادهای زنگ نزن آستنیتی پس از اشباع ساختار توسط مارتنزیت تیغه‌ای مکانیزم تغییر شکل از طریق باندهای برشی بیش از پیش فعال شده و سبب تغییر مورفولوژی مارتنزیت در حالت تیغه‌ای به حالت سلول- نابجایی می شود[۱۳].

شکل(۵) تصویر میکروسکوپی نوری ریزساختار ناحیه اتصال فولاد زنگ نزن ۳۰۴ L درشت دانه پس از اتصال فاز مایع گذرا در دمای ۱۰۵۰ درجه و زمان ۵ دقیقه را نشان می دهد. براساس استاندارد جامعه جوشکاری آمریکا، دمای سالیدوس و لیکوییدوس لایه واسط BNi-2 به ترتیب معادل ۹۷۱ و ۹۹۱ درجه سانتیگراد می‌باشد[۱۴].

بدین معنا که در سیکل گرمایشی جوشکاری لایه واسط پس از رسیدن به دمای ۹۷۱ درجه سانتیگراد شروع به ذوب شدن نمود و تا دمای ۹۹۱ درجه در حالت خمیری قرار دارد. بنابراین می توان دریافت که در دمای جوشکاری که معادل ۱۰۵۰°C است، لایه واسط کاملا ذوب شده است و پس از نفوذ در فلزات پایه اتصال برقرار شده است. از میان عناصر مختلف موجود در ترکیب شیمیایی لایه واسط عنصر بور کاهنده شدید نقطه ذوب است و به دلیل شعاع اتمی کوچک نسبت به سایر عناصر در نقش عنصر نفوذی عمل می کند. در دمای ۱۰۵۰°C که به منظور اطمینان از ذوب کامل لایه واسط انتخاب شده است، عنصر بور از درون لایه واسط کاملا ذوب شده به دورن فلزات پایه نفوذ می کند. نفوذ عنصر بور به نواحی اطراف لایه واسط سبب کـاهش دمای ذوب آن مناطق



شکل۳-ریزساختار فولاد زنگ نزن ۳۰۴ L درشت دانه



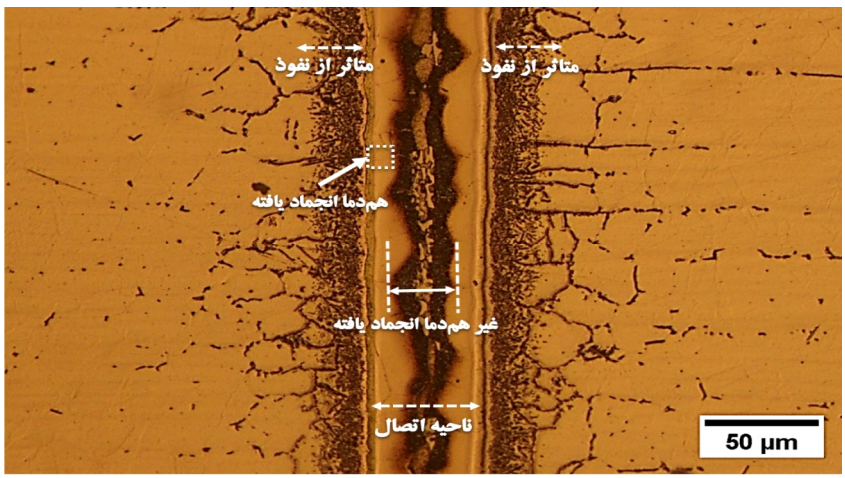
شکل۴-تصاویر میکروسکوپی الکترونی عبوری از ریزساختار فولاد زنگ نزن ۳۰۴ L پس از ۸۰٪ نورد سرد

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

نیز شده و اختلاط مذاب حاصل با مذاب لایه واسط به استحکام پیوند می انجامد. سه ناحیه متفاوت درمنطقه اتصال شامل منطقه انجماد هم‌دما(ISZ) ، منطقه انجماد غیرهم‌دما (ASZ)و منطقه متاثر از نفوذ (DAZ) قابل شناسایی است . همان طور که گفته شد، یکی از مناطقی که پس از برقراری اتصال در ناحیه اتصال مشاهده می‌شود، منطقه انجماد هم‌دماست که مطابق تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی موجود در شکل(۶-الف و۶-ب)، به صورت منطقه‌ای یکنواخت و بدون هیچ‌گونه فاز ثانویه تشکیل شده است. تغییرات ترکیب شیمیایی ناشی از نفوذ بین فلزات پایه و لایه واسط به عنوان نیروی محرکه تشکیل منطقه انجماد هم‌دما معرفی شده است [۳]. جدول(۲) نتایج حاصل از آنالیز EDS فازهای مختلف موجود در نواحی انجماد همدما و غیرهمدما را نشان می دهد. نقطه A که بیانگر منطقه انجماد همدما می باشد، محلول جامد γ شناسایی شد . نکته قابل توجه در خصوص نتایج آنالیز EDS منطقه انجماد همدما نقطه(A) ، افزایش مقادیر Fe و Cr نسبت به ترکیب اولیه لایه واسط BNi-2 است که می‌تواند تائیدی بر فرض نفوذ عناصر میان لایه واسط و فلزات پایه باشد. در توجیه تک‌فاز بودن ناحیه انجماد همدما و عدم حضور ذرات فاز ثانویه در این ناحیه می توان به توانایی نسبتا بالای نیکل در انحلال عناصر ثانویه یعنیSi ، Fe و Cr اشاره نمود. عنصر بور نیز می‌تواند به صورت بین‌نشین در ساختار نیکل وارد شود و حتی در مسیرهای طولانی‌تر بدون ایجاد فاز ثانویه جابجا شود. بایستی توجه داشت که توضیحات فوق به معنی انحلال کامل عناصر در فاز محلول جامد نیکل نیست، بلکه مقادیر اضافی این عناصر با پیشروی جبهه انجماد به هر حال به نواحی میانی منطقه اتصال، جایی که مذاب هنوز وجود دارد، پس زده می‌شوند .

جدول۲- ترکیب شیمیایی فازهای موجود در ناحیه اتصال (نقاط مشخص شده در شکل ۶-ج)

ناحیه	٪Ni	٪Fe	٪Cr	٪Si	فازهای پیشنهادی
A	۷۴	۱۰	۹	۷	منطقه محلول جامد هم دما
B	۹۴	۲	۴	۰	بورایدهای غنی از نیکل
C	۷۹	۱	۰	۲۰	بوراید ۳ تایی Ni-B-Si
D	۳	۲	۹۵	۰	بوراید غنی از کروم
E	۸۳	۵	۶	۶	فاز بین فلزنیکل-سیلیسیم

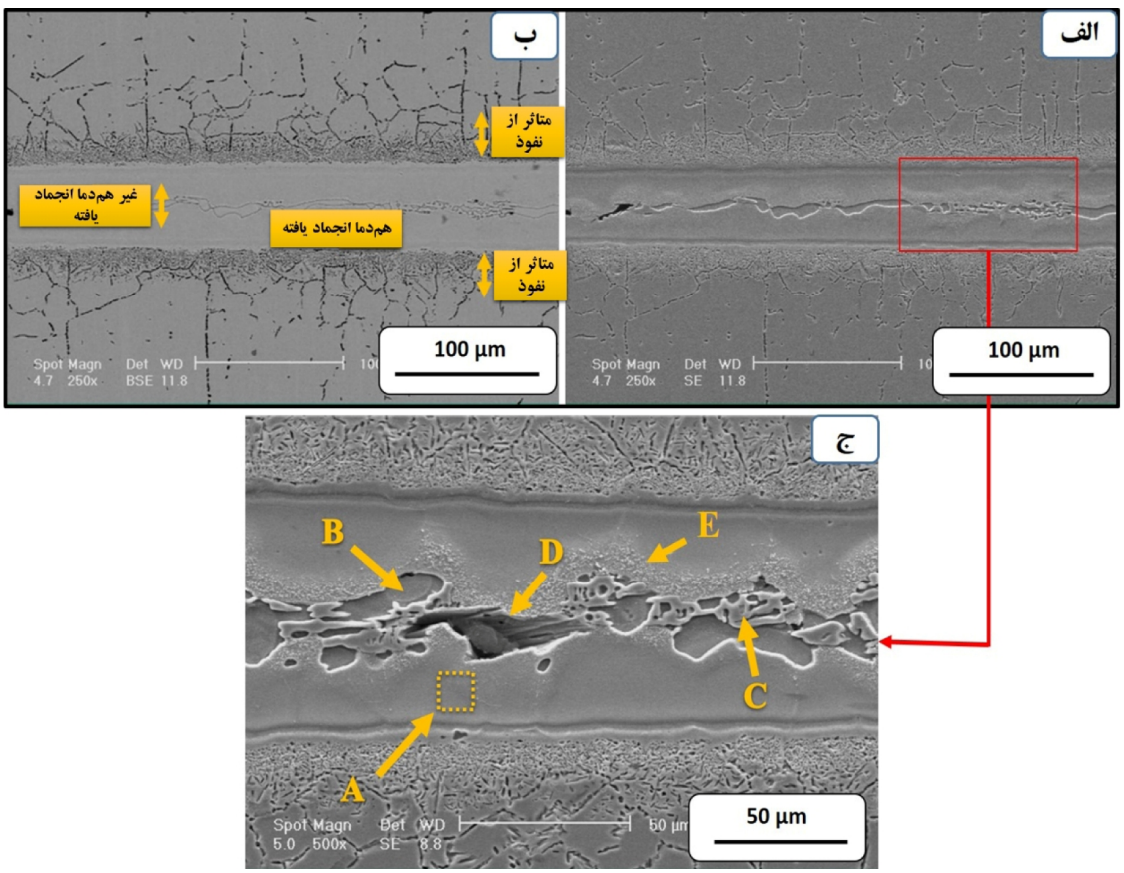


شکل۵- ناحیه اتصال فولاد زنگ نزن ۳۰۴ L درشت دانه در زمان ۵ دقیقه و دمای ۱۰۵۰°C

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

تصویر با بزرگنمایی بالا از منطقه انجماد غیرهمدما در شکل(۶-ج) نشان داده شده است. در ناحیه مرکزی این منطقه به دلیل تجمع عناصر آلیاژی فازهای مختلفی قابل مشاهده است. گزارش شده است که نیروی محرکه پیشرفت این ناحیه سرد شدن نمونه از دمای اتصال است [۳]. بر اساس تصویر ریزساختاری ۴ فازB ،C، Dو E در این ناحیه قابل تشخیص بود. بر اساس آنالیز EDS فاز B شامل درصد بالایی از نیکل بود و لذا با توجه به حضور عنصر بور در ساختار که قابل شناسایی توسط آنالیز EDS نمی باشد، می توان آن را به عنوان بوراید غنی از نیکل شناسایی نمود. در واقع به نظر می‌رسد که پس از تشکیل منطقه محلول جامد اولیه و آغاز سیکل سرمایشی اتصال، اولین فازی که در اثر عناصر پس زده شده در مرکز اتصال تشکیل می شود همین فاز بورایدی غنی از نیکل بوده است. نکته قابل توجه عاری بودن این فاز این عنصر سیلیسیم است و این بدان معنا است که نواحی اطراف این فاز بایستی از عنصر سیلیسیم غنی باشد. در نواحی اطراف فازB، فاز C با ترکیب شیمیایی متشکل از سه عنصر Ni-B-Si یافت شد. درصد عنصر سیلیسیم در این فاز معادل ۲۰٪ شناسایی شد. پس زده شدن عنصر سیلیسیم از فاز B به درون مذاب در کنار حضور نیکل و بور موجود در مذاب سبب ایجاد این ترکیب سه تایی شده است. فاز دیگری که در ریزساختار ناحیه انجماد غیرهمدما یافت شد فاز D بود که به صورت پراکنده و در فواصل غیرمنظم نسبت به یکدیگر تشکیل شده بود. ترکیب شیمیایی این فاز غالبا از کروم تشکیل شده است.

اگرچه میزان کروم موجود در لایه واسط بر اساس ترکیب شیمیایی استاندارد معادل ۷٪ وزنی است، با این حال انحلال فلزات پایه که حاوی درصد کروم بالاتری می باشند می تواند سبب غنی شدن مذاب از عنصر کروم شود که در نهایت علاوه بر حضور در محلول جامد γ به صورت فاز D نمایان شده است. دیگر فاز یافت شده در این ناحیه فاز E با مورفولوژی ستاره ای بود که در شکل(۷) با بزرگنمایی بالا نشان داده شده است.

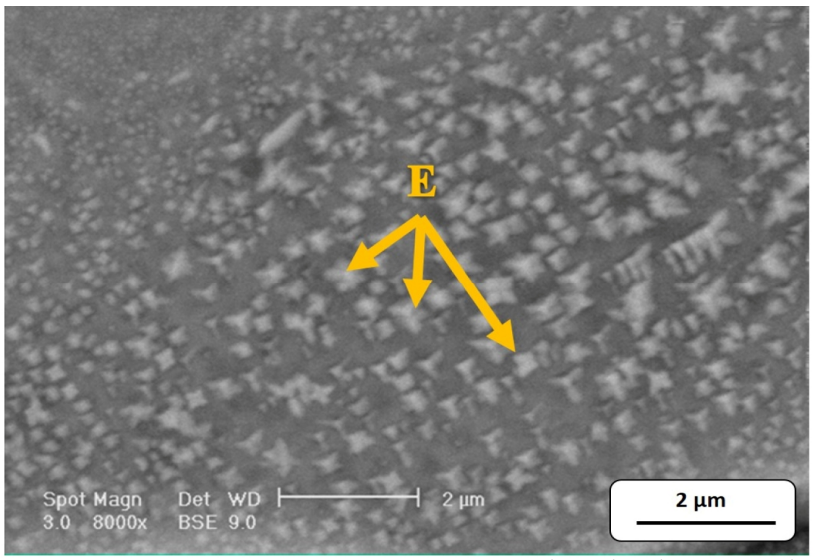


شکل ۶- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار ناحیه اتصال فاز مایع گذرا در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد و زمان ۵ دقیقه (الف) الکترون‌های ثانویه، (ب) الکترون های برگشتی، (ج) تصویر با بزرگنمایی بالا از منطقه انجماد همدما و غیرهمدما نشان دهنده حضور فازهای مختلف،

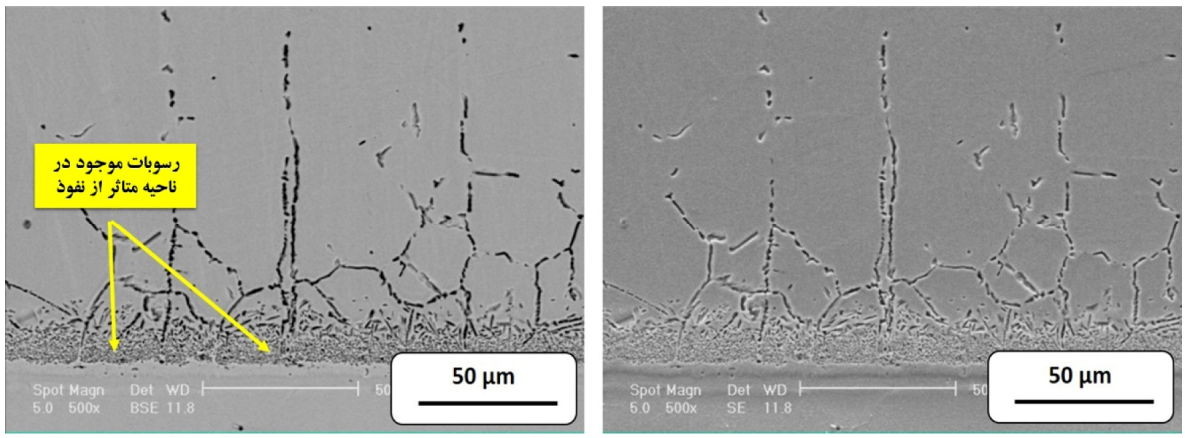
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

این فاز در اطراف ناحیه انجماد غیرهمدما به صورت رسوبات ریز ستاره ای با میانگین اندازه ذرات کمتر از ۵۰۰ نانومتر یافت شد. از آنجایی که سیلیسیم دارای نفوذ پذیری بسیار ضعیفی در زمینه است، بنابراین همانند سایر عناصر نظیر بور نمی‌تواند در ساختار فلز پایه نفوذ کند و به صورت ترکیبات بین فلزی سیلیسایدی خود را نشان خواهد داد. بر اساس نتایج آنالیز EDS، این فاز به عنوان رسوبات نیکل – سیلیسیم (Ni_3Si) شناخته شد. حضور فاز Ni_3Si با مورفولوژی ستاره ای در اطراف ناحیه انجماد غیرهمدما پیش تر در جوشکاری فاز مایع گذرا در فولاد زنگ نزن ۳۰۴ و فولاد دوفازی SAF 2507 نیز گزارش شده است[۳].

ریزساختار ناحیه متاثر از نفوذ در اتصال فاز مایع گذرا فولاد زنگ نزن ۳۰۴L در شکل(۸) نشان داده شده است. همانطور که مشخص است، رسوباتی با ظاهر کرمی شکل در زمینه آستنیتی فولاد تشکیل شده‌اند. نتایج آنالیز منطقه DAZ فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴L در جدول(۳) ارائه شده است. رسوبات موجود در منطقه متاثر از نفوذ، در اثر نفوذ عنصر بور از لایه واسط به سوی فلزات پایه و رسیدن به میزانی بیش از حد حلالیت خود در زمینه آهن تشکیل شده اند. از سوی دیگر حضور عناصر بوراید زای قوی در ترکیب شیمیایی همانند Cr، Ni و Fe سبب تسهیل این روند شده است. در مورد نحوه‌ی ایجاد رسوبات در منطقه متاثر از نفوذ دو فرضیه ارائه شده است [۱۵-۱۶].



شکل۷- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از فاز ستاره ای E در اطراف ناحیه انجماد غیرهمدما



شکل۸- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (الکترون‌های ثانویه و برگشتی) از ریزساختار ناحیه متاثر از نفوذ

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

اولین مکانیزم شامل نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب قبل از تکمیل فرایند حل شدن فلز پایه و مکانیزم دیگر بر اساس نفوذ عناصر کاهنده نقطه ذوب در طی مرحله انجماد هم‌دما می‌باشد که با توجه به مشاهدات صورت گرفته در این پژوهش، مورد اول صحیح‌تر به نظر می‌رسد.

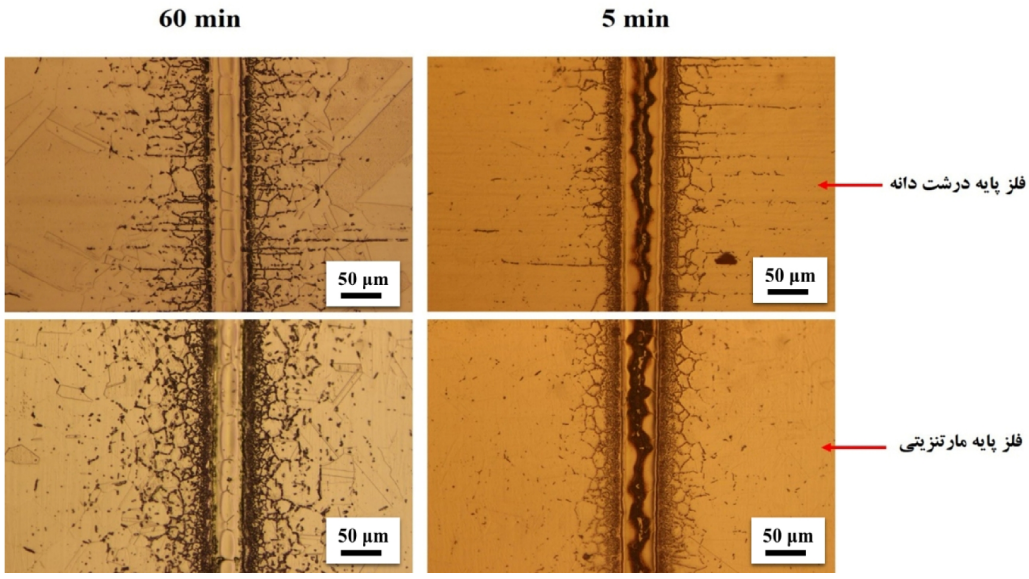
جدول۳- ترکیب شیمیایی فازهای ایجاد شده در منطقه DAZ

عناصر	Al	Si	Cr	Fe	Ni
فاز موجود در ناحیه متاثر از نفوذ	۴	۰	۳	۷۳	۲۰

همان‌طور که در تصاویر مشخص است، در منطقه متاثر از نفوذ برخلاف مناطق درونی‌تر فلز پایه، رشد دانه شدید در اثر قرار دادن نمونه در معرض دمای بالای اتصال مشاهده نمی‌شود. بر این اساس می‌توان گفت که رسوبات این منطقه در طی مرحله انجماد هم‌دما ایجاد شود و سبب قفل شدن مرزهای دانه شده‌اند. بنابراین با ادامه روند قرار گرفتن نمونه در دمای بالا از رشد دانه جلوگیری شده و منطقه متاثر از نفوذ اندازه دانه ریزتری نسبت به مناطق درونی‌تر دارا می‌باشد.

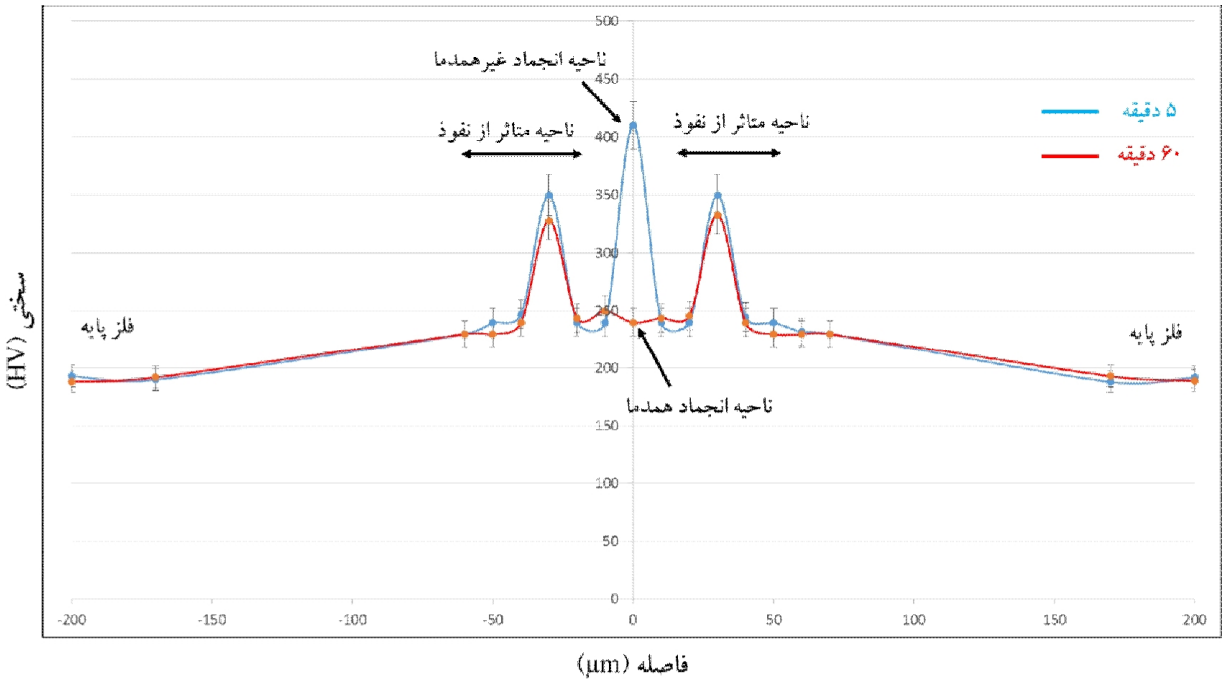
شکل(۹) مقایسه ای از تاثیر زمان و ساختاراولیه فلز پایه بر ریزساختار منطقه اتصال را نشان می دهد. همانگونه که مشاهده می شود با افزایش زمان قرارگیری نمونه در دمای اتصال از ۵ دقیقه به ۶۰ دقیقه، عرض ناحیه انجماد غیرهمدما به شدت کاهش می یابد. به گونه ای که این ناحیه تقریبا از منطقه اتصال حذف شده است و انجماد همدما در کل منطقه اتصال به وقوع پیوسته است. افزایش زمان قرارگیری نمونه در دمای اتصال موجب افزایش نفوذ عنصر بور از لایه واسط به سوی فلزات پایه می‌شود و احتمال ایجاد فازهای بورایدی در منطقه اتصال را کاهش می دهد. به عبارت دیگر با افزایش زمان تا ۶۰ دقیقه، بخش عمده ای از عنصر بور موجود در ناحیه اتصال به فلزات پایه انتقال و ناحیه اتصال کاملا به صورت فاز محلول جامد γ به صورت هم‌دما انجماد یافته است. زمان ۶۰ دقیقه زمان مناسبی برای ایجاد اتصال میان فلزات پایه بوده است، به گونه ای که هیچ گونه اثری از عیوب نظیر حفره، ترک و غیره در ساختار نمونه مشاهده نمی شود.

همانگونه که مشاهده می شود وجود ساختار مارتنزیتی در فلز پایه تاثیر قابل ملاحظه ای بر ریزساختار اتصال در زمان ۶۰ دقیقه داشته است به گونه ای که پس از ۶۰ دقیقه قرارگیری نمونه ها در دمای اتصال، ابعاد ناحیه متاثر از نفوذ در نمونه دارای فلز پایه مارتنزیتی به مراتب بیشتر از نمونه دارای فلز پایه آستنیتی درشت دانه بوده است. در توجیه این پدیده می‌توان این گونه استدلال نمود که ساختار مارتنزیتی فلز پایه پس از قرارگیری در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد به آستنیت



شکل۹- ریزساختار منطقه اتصال فاز مایع گذرا در فولاد زنگ نزن L ۳۰۴ با دو ساختار آستنیتی درشت دانه و مارتنزیتی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]



شکل۱۰- پروفیل ریزسختی سنجی اتصالات بدست آمده در دمای ۱۰۵۰°C و زمان‌ها ۵ و ۶۰ دقیقه (نمونه درشت دانه)

فوق ریزدانه بازگشت داده می شود و این ساختار آستنیتی فوق ریزدانه به مرور شروع به رشد می کند. نفوذ از طریق مرزدانه‌ها نسبت به نفوذ درون دانه ای با نرخ بیشتری به وقوع می‌پیوندد، بنابراین می توان تصور نمود که در اثر بازگشت ساختار مارتنزیتی به آستنیت فوق ریزدانه نرخ نفوذ عناصر به شدت افزایش می‌یابد و سپس با درشت شدن دانه ها این نرخ به شرایط معمولی باز می‌شود.

در شکل(۱۰) پروفیل حاصل از ریزسختی سنجی محل‌های نمونه درشت دانه به نمایش گذاشته شده است. در قسمت فلز پایه، سختی از بقیه مناطق پایین‌تر و دارای مقداری حدود ۱۹۰ ویکرز می‌باشد. با نزدیک شدن به قسمت اتصال، سختی به تدریج زیاد شده است و در ناحیه متاثر از نفوذ یک افزایش ناگهانی سختی را در پی داشته است. دلیل این افزایش قابل توجه، حضور بورایدهای فلزی است که دارای سختی بالاتری نسبت به فولاد زنگ نزن ۳۰۴ هستند. تفاوت اصلی میزان سختی دو اتصال‌های بدست آمده در دو زمان ۵ و ۶۰ دقیقه در ناحیه اتصالشان ایجاد شده است. در اتصال ۵ دقیقه، به دلیل عدم کفایت زمان جهت همگن شدن ناحیه اتصال و نفوذ عناصر بور و سیلیسیم به نقاط اطراف، مقادیر زیادی رسوب تشکیل شده که این رسوبات سختی بالاتری نسبت به محلول جامد نیکل داشت و مقدار سختی کمی بیشتر از ۴۰۰ ویکرز برای این قسمت بدست آمد. اما با دادن زمان کافی جهت نفوذ عناصر تشکیل دهنده رسوب، این ناحیه به صورت همگن و هم‌دما انجماد یافت و سختی یکنواختی در حدود ۲۵۰-۲۳۰ ویکرز در این ناحیه مشاهده شد.

4- نتیجه گیری

در این پژوهش تاثیر زمان و ساختار اولیه فلز پایه بر ریزساختار فولاد زنگ نزن ۳۰۴ L طی اتصال فاز مایع گذرا مورد بررسی قرار گرفته است. مهم ترین نتایج به دست آمده از پژوهش حاضر عبارت است از:

- بررسی نمونه های ۸۰٪ نورد سرد شده توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری نشان داد که ریزساختاری تمام مارتنزیتی حاوی دو نوع مورفولوژی متفاوت مارتنزیت تیغه ای و مارتنزیت سلول نابجایی به دست آمد .
- زمان حرارت دهی تاثیر قابل ملاحظه ای بر ریزساختار ناحیه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

اتصال فاز مایع گذرا داشت. پس از زمان ۵ دقیقه ریزساختار منطقه اتصال از دو ناحیه انجماد همدما حاوی فاز محلول جامد γ و انجماد غیرهمدما حاوی فازهای پیچیده و متعدد تشکیل شده بود، درحالی که پس از ۶۰ دقیقه تنها ناحیه انجماد همدما با ساختار γ در ریزساختار منطقه اتصال مشاهده شد.

– ساختار مارتنزیتی فلزات پایه تاثیر قابل ملاحظه ای بر عرض ناحیه از متاثر نفوذ داشت، به گونه ای که بازگشت مارتنزیت به آستنیت فوق ریزدانه در حین سیکل گرمایشی جوشکاری موجبات افزایش نفوذ عناصر از طریق مرزدانه‌ها را فراهم می‌آورد.

منابع

[1] Lippold J.C., Kotecki D.J., Welding metallurgy and weldability of stainless steels, John Wiley, New York. 2005.

[2] MacDonald W.D., Eagar T.W., "Isothermal Solidification Kinetics of Diffusion Brazing", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 29A, pp. 315-325, 1998.

[3] Abdolvand R., Atapor M., Shamanian M., Allafchian A., "The effect of bonding time on the microstructure and mechanicalproperties of transient liquid phase bonding between SAF 2507 andAISI 304", Journal of Manufacturing Processes, Vol. 25, pp. 172-180, 2017.

[4] Padron T., Khan T.I., Kabir M.J., "Modelling the transient liquid phase bonding behaviour of a duplex stainless steel using copper interlayers", Materials Science and Engineering A, Vol. 385, pp. 220-228, 2004.

[5] Duvall D.S., Owczarski W.A., Paulonis D.F., "TLP Bonding: a New Method for Joining Heat Resistant Alloys", Welding Journal, Vol. 53, pp. 203-214, 1974.

[6] Luozzo N.D., Fontana M., Arcondo B., "Transient liquid phase bonding of steel using an Fe–B interlayer", Materials Science,Vol. 42, pp. 4044-4050, 2007.

[7] Arafin M.A., Medraj M., Turner D.P., Bocher P., "Effect of alloying elements on the isothermal solidification during TLP bonding of SS 410 and SS 321 using a BNi-2 interlayer", Materials Chemistry and Physics, Vol. 106, pp. 109-119, 2007.

[8] Kuntz M.L., Zhou Y., Corbin S.F., "A Study of Transient Liquid-Phase Bonding of Ag-Cu Using Differential Scanning Calorimetry", MetallurgicalandMaterials Transactions A, Vol. 37, pp. 2493-2504, 2006.

[9] Gale W.F., Wallach E.R., "Microstructural Development in Transient Liquid-Phase Bonding", Metallurgical Transactions A, Vol. 22A, pp. 2451-2457, 1991.

[10] Garcia H.M.H., Martinez A.I., Arroyo R.M., Davila J.L.A., Vazquez F.G., Valdes F.A.R., "Effects of Silicon Nanoparticles on the Transient Liquid Phase Bonding of 304 Stainless Steel", Materials Science & Technology, Vol. 30, pp. 259-262, 2014.

[11] Atabaki M.M., Wati J.N., Idris J., "Transient Liquid Phase Diffusion Brazing of Stainless Steel 304", Welding Journal, Vol. 92, pp. 57-63, 2013.

[12] Sadeghian M., Ekrami A., Jamshidi R., "Transient liquid phase bonding of 304 stainless steel using Co-base interlayer", Science and Technology of Welding and Joining, DOI: 10.1080/13621718.2017.1302180, 2017.

[13] Sabooni S., Karimzadeh F., Enayati M.H., Ngan A.H.W., "The Role of Martensitic Transformation on Bimodal Grain Structure in Ultrafine Grained AISI 304L Stainless Steel", Materials Science & Engineering A, Vol. 636, pp. 221-230, 2015.

[14] American Welding Society, Specification for Filler Metals for Brazing and Braze Welding, AWS A5.8:1998.

[15] Pouranvari M., Ekrami A., Kokabi A.H., "Solidification and Solid State Phenomena During TLP Bonding of IN718 Superalloy Using Ni–Si–B Ternary Filler Alloy", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 563, pp. 143-149, 2013.

[16] Pouranvari M., Ekrami A., Kokabi A.H., "Transient Liquid Phase Bonding of Wrought IN718 Nickel Based Superalloy Using Standard Heat Treatment Cycles: Microstructure and Mechanical Properties", Materials and Design, Vol. 50, pp. 694-701, 2013.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]