E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 8, Number 2, 2023



Effect of bonding time on microstructure and mechanical properties during TLP bonding of nickel-base superalloys hastelloy C276 to AISI316 stainless steel

M. M. Taghvaei[1*], M. Shamanian[1], B. Niroumand[1], H. Mostaan[2]

1- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.
2- Department of Materials Science & Engineering, Arak University, Arak, Iran.

Received 10 May 2022 ; Accepted 22 July 2022

Abstract

Joining of Hastelloy C276 nickel-base superalloy to AISI316 Stainless Steel using BNi-2 interlayer performed by transient liquid phase process (TLP) at 1150°C for 5 and 30 minutes. Bonding microstructure was studied using an Optical microscope and a scanning electron microscope (SEM). Vickers hardness test and shear strength test have been used to evaluate the mechanical properties. Microstructural studies showed that at 5 and 30 minutes of bonding time, isothermal solidification is completely formed, and the Center of the joint is free of any eutectic intermetallic compounds. Also, Findings showed that the DAZ of Hastelloy C276 nickel-base superalloy contains rich borides of Ni, Cr, Mo, and W, and the DAZ of 316 austenitic stainless steel contains borides rich in Fe, Cr, and Ni.

Keywords: Transient Liquid Phase, Hastelloy C276, AISI316, Microstructure, Isothermal solidification.

Corresponding Author: mahditaqvaei@ma.iut.ac.ir

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال هشتم، شماره2، پاییز و زمستان 1401



تاثیر زمان اتصال بر ریزساختار و خواص مکانیکی در طی اتصال فاز مایع گذرا سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276 به فولاد زنگ‌نزن AISI316

محمدمهدی تقوایی[1]، مرتضی شمعانیان[1]، بهزاد نیرومند[1]، حسین مستعان[2]

1- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

2- گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه اراک، اراک، ایران

دریافت مقاله: 1401/02/20 ؛ پذیرش مقاله: 1401/04/31

چکیده

اتصال سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276 به فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI316 با استفاده از لایه واسط BNi-2 توسط فرایند فاز مایع گذرا (TLP) در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد و زمان‌های 5 و 30 دقیقه انجام شد. ریزساختار اتصال با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) موردمطالعه قرار گرفت. برای ارزیابی خواص مکانیکی از آزمون سختی ویکرز و آزمون استحکام کشش برشی استفاده‌شده است. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که در زمان‌های اتصال 5 و 30 دقیقه انجماد همدما به‌صورت کامل تشکیل‌شده و خط مرکزی اتصال عاری از هرگونه ترکیبات بین فلزی یوتکتیک است. همچنین یافته‌ها نشان داد که منطقه DAZ سوپر آلیاژ C Hastelloy276 حاوی بوریدهای غنی از Ni، Cr، Mo و W و منطقه DAZ فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI316 حاوی بوریدهای غنی از Fe، Cr و Ni است.

کلمات کلیدی: اتصال فاز مایع گذرا، سوپر آلیاژ Hastelloy C276، فولاد زنگ‌نزن AISI316، ریزساختار، انجماد همدما.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: mahditaqvaei@ma.iut.ac.ir

1- مقدمه

سوپر آلیاژها برای نخستین بار در دهه‌های 1940 و 1950 میلادی ابداع شدند. سوپر آلیاژهای گروهی از آلیاژهای فلزی هستند که معمولاً از عناصر گروه VIIIA جدول تناوبی ساخته‌شده‌اند. ساختار کریستالی سوپر آلیاژها معمولاً مکعبی وجوه مرکز پر است و از نیکل، کبالت و یا آهن به‌عنوان عناصر پایه ساخته‌شده است. استحکام، مقاومت به خزش و خوردگی داغ و مقاومت خوب در برابر اکسیداسیون از مهم‌ترین ویژگی‌های این دسته از مواد است [1-3]. به‌طورکلی، سوپرآلیاژها بر اساس عنصر اصلی و ترکیب شیمیایی به سه دسته سوپر آلیاژهای پایه نیکل، پایه نیکل/آهن و پایه کبالت تقسیم‌بندی می‌شوند [4]. سوپر آلیاژهای پایه نیکل مهم‌ترین

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

گروه سوپر آلیاژها به شمار می‌روند و در ساخت قطعات موردنیاز در صنایع پتروشیمی و پالایشگاهی، نیروگاهی، هسته‌ای و هوافضا که در دماهای بسیار بالا کاربرد دارند، مورداستفاده قرار می‌گیرند [5].

آلیاژهای هستلوی یک خانواده معمولی از آلیاژهای پایه نیکل هستند که مورداستفاده قرار می‌گیرند. بنابراین تحقیق روی آلیاژهای سری Hastelloy هم اهمیت علمی و هم صنعتی دارد. در میان این خانواده، Hastelloy C276 یک سوپر آلیاژ Ni-Cr-Mo است که به‌طور گسترده در محیط‌های خوردگی شدید، مانند سیستم‌های گوگردزدایی گاز دودکش، محیط‌های آلوده داغ استفاده‌شده است. به دلیل مقاومت در برابر خوردگی بالا و خواص مکانیکی عالی [6] تحقیقات متعددی در مورد ریزساختار، خواص مکانیکی، مقاومت در برابر خوردگی و جوشکاری Hastelloy C276 انجام‌شده است [9-7].

فولادهای زنگ‌نزن دسته‌ای گسترده از آلیاژهای آهن-کربن هستند که درصد زیادی از عناصر آلیاژی را در ترکیب شیمیایی خود قرار داده‌اند. وجود کروم و مولیبدن در ساختار این فولادها موجب افزایش مقاومت به خوردگی، شکل‌پذیری عالی، چقرمگی زیاد در دمای اتاق و مقاومت در برابر خزش و اکسایش در دمای بالا شده است [10]. عنصر نیکل در ساختار آلیاژهای آهن-کروم موجب پایداری فاز آستنیت در گستره وسیع دمایی شده و این پایداری تا دماهای پایین نیز ادامه‌دار است. به‌طورکلی گفته‌شده است که فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی حداقل 15 درصد کروم و مقادیر کافی از عنصر نیکل را دارا می‌باشند که این مقادیر موجب پایداری فاز آستنیت از دمای 1100 درجه سانتی‌گراد تا دمای اتاق را بدون تشکیل مارتنزیت فراهم کرده است. فولاد زنگ‌نزن 316 یکی از مهم‌ترین انواع فولاد زنگ‌نزن آستنیتی است که در صنایعی همچون پتروشیمی و پالایشگاه، دارویی، غذایی و هوافضا مورداستفاده قرار می‌گیرد [12-11].

اتصال دو ماده غیرمشابه (جوشکاری غیرمشابه) به دلیل اهمیت در صنایع مختلف و ویژگی‌های بارز آن بسیار متداول است. انعطاف در طراحی و کاهش هزینه‌های مواد از مهم‌ترین مزایای جوشکاری فلزات غیرمشابه است. اتصال مواد غیرمشابه بسیار چالش‌برانگیز است. از مهم‌ترین مشکلات مرتبط بااتصال غیرمشابه، انتخاب سیم پرکننده مناسب است. سیم پرکننده نامناسب ترکیبات بین فلزی شکننده ایجاد کرده که با کمترین مقدار بار شکسته می‌شود، یا بعضی مواقع تنش پسماند زیاد باعث متلاشی شدن جوش می‌شود [15-13].

با توجه به دلایل گفته‌شده و مشکلات مرتبط با جوشکاری ذوبی، پژوهشگران به بررسی فرایند اتصال فاز مایع گذرا (TLP) به‌عنوان یک روش مناسب برای تولید اتصالات غیرمشابه پرداختند [16]. پیوند فاز مایع گذرا یک فرایند پیوند تقریباً ایده‌آل است که در آن‌یک فلزپرکننده حاوی یک کاهش‌دهنده نقطه ذوب(MPD) ، معمولاً بور(B) ، سیلیکون (Si) و فسفر (P) ذوب می‌شود تا به مواد پایه ازجمله سوپر آلیاژهای تک کریستال و چند کریستال بپیوندد [19-17]. به‌طورکلی پذیرفته‌شده است که فرایند از سه مرحله مختلف تشکیل‌شده است: انحلال ماده پایه، انجماد همدما، و همگن شدن [22-20]. مرحله انجماد همدما در طول پیوند TLP که نقش کلیدی در دستیابی به یک اتصال عاری از بین فلزی [24-23] ایفا می‌کند، توسط نفوذ حالت‌جامد عنصر MPD در ماده پایه کنترل می‌شود [25]. ازآنجایی‌که انجماد همدما توسط نفوذ حالت‌جامد عنصر MPD به داخل فلزپایه کنترل می‌شود، این فرایند به‌ویژه زمانی که اندازه شکاف بزرگ است کند است [26-25]. بنابراین، زمان موردنیاز برای تکمیل انجماد همدما هنگام تصمیم‌گیری در مورد مناسب بودن هر سیستم خاصی برای لحیم‌کاری نفوذی، از اهمیت اولیه برخوردار است. به‌منظور کاهش زمان اتصال، استفاده از فلزات پرکننده که امکان دست‌یابی سریع‌تر انجماد همدما را فراهم می‌کند، مهم است. به همین دلیل است که فلزات پرکننده حاوی B به‌عنوان MPD به‌طور گسترده در فرایند پیوند TLP آلیاژهای پایه نیکل استفاده می‌شوند [29-27]. بنابراین، به نظر می‌رسد تخلیه B از فاز مایع به‌سرعت رخ می‌دهد و به نظر می‌رسد انجماد در یک دوره زمانی نسبتاً کوتاه به پایان می‌رسد. یک اتصال TLP شامل مناطق انجماد همدما (ISZ)، منطقه انجماد غیر همدما (ASZ) و منطقه متأثر از نفوذ

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

(DAZ) است. یک اتصال TLP مناسب زمانی بهترین خواص مکانیکی را دارد که ناحیه پیوند از منطقه انجماد همدما تشکیل‌شده باشد [31-30] در اکثر پژوهش‌های انجام‌شده اتصال سوپر آلیاژهای پایه نیکل به فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی موردبررسی قرارگرفته است [34-32].

ملکان و همکارانش[32] در پژوهشی به بررسی اثر زمان‌بر ریزساختار اتصال سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy X به روش فاز مایع گذرا با استفاده از لایه واسط Ni-Cr-B-Si-Fe پرداختند. پیوندها در دمای 1070 درجه سانتی‌گراد و زمان‌های 5، 20، 80، 320 و 640 دقیقه انجام شد. نتایج نشان دادند که در زمان 5 دقیقه فازهای غیرتعادلی یوتکتیک در خط مرکزی اتصال به دلیل انجماد همدما ناقص مذاب لایه میانی ایجادشده‌اند. این فازها با بورایدهای غنی از نیکل، سیلیسیدهای غنی از نیکل و یوتکتیک نیکل-سیلیسیم مشخص شدند. همچنین بورایدهای غنی از کروم در برخی از مناطق خط مرکزی اتصال مشاهده شدند. نفوذ بور از فلز پرکننده به داخل فلزپایه در طی فرایند اتصال فاز مایع گذرا باعث ایجاد رسوب صفحه‌ای، بلوکی و سوزنی بورایدهای غنی از مولیبدن و کروم در DAZ اتصال شد. همچنین انجماد همدما با افزایش زمان نگه‌داری به حدود 320 دقیقه به دلیل زمان کافی که برای نفوذ حالت‌جامد در نظر گرفته‌شده، تکمیل شد. نفوذ حالت‌جامد عامل موثرتری از انحلال فلزپایه در زمان نگه‌داری طولانی‌تر بر اساس یک عبارت ریاضی مشتق شده از قانون بقای جرم است.

عبدالوند و همکاران [33] به بررسی اثر زمان اتصال بر روی اتصال فاز مایع گذرا (TLP) فولاد زنگ‌نزن سوپر دوفازی SAF2507 به فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 304 بود. فرایند اتصال در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد برای زمان‌های مختلف اتصال 5، 10، 30 و 45 دقیقه برای دستیابی به اتصالی عاری از ترکیبات بین فلزی انجام شد. برای این منظور، یک فویل آمورف از آلیاژ Ni-7Cr-4/5Si-3/2B-3Fe (AWS BNi2) به‌عنوان لایه میانی استفاده شد. نتایج نشان داد که با افزایش زمان نگهداری در دمای ثابت، عرض ناحیه انجماد غیر همدما کاهش می‌یابد. ظهور مقادیر پیک سختی در ناحیه انجماد غیر همدما به دلیل تشکیل ترکیبات یوتکتیک بود. همچنین استحکام برشی با افزایش زمان اتصال بهبود یافت. اتصال پیوند TLP ساخته‌شده در زمان اتصال 45 دقیقه بهترین رفتار مکانیکی را به دلیل تکمیل انجماد همدما از خود نشان داد. مطالعات شکست‌نگاری نشان داد که حالت شکست در مورد مفصل ساخته‌شده در زمان اتصال 45 دقیقه کاملاً انعطاف‌پذیر بود.

بهارزاده و همکاران [34] در پژوهشی به بررسی اتصال غیرمشابه بین فولاد زنگ‌نزن دوفازی SAF 2205 و سوپر آلیاژ Inconel X-750 تولیدشده توسط فرایند TLP موردبررسی قرار گرفت. این فرایند در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد برای زمان‌های مختلف پیوند 1، 15، 30، 45 و 60 دقیقه انجام شد. اثر زمان‌های مختلف اتصال بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌های جوش داده‌شده موردبررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که مشخص شد که ناحیه اتصال حاوی محلول جامد c-Ni، ترکیبات یوتکتیک با فازهای بین فلزی در کنار فازهای ثانویه رسوب شده است. محلول جامد γ-Ni، BN، BCN، CrB، Ni_3Si و Ni_3B فازهای اصلی در ناحیه اتصال بودند. بیشترین میکروسختی در ناحیه انجماد غیر همدما به دلیل وجود فازهای سخت و شکننده بین فلزی و بورید یافت شد. حداکثر مقاومت برشی (368 مگاپاسکال) برای نمونه بازمان اتصال 45 دقیقه، به دلیل اتمام انجماد همدما و حذف ترکیبات یوتکتیک به دست آمد.

بررسی منابع و مراجع نشان داد که اثر مکتوبی در مورد جوشکاری آلیاژهای غیرمشابه Hastelloy C276/SS316 با فرایند TLP انتشار نیافته است. ازآنجایی‌که این اتصال در صنایع مختلف کاربردهای متعددی دارد، در این تحقیق ریزساختار و خواص مکانیکی این اتصال موردبررسی قرار گرفت.

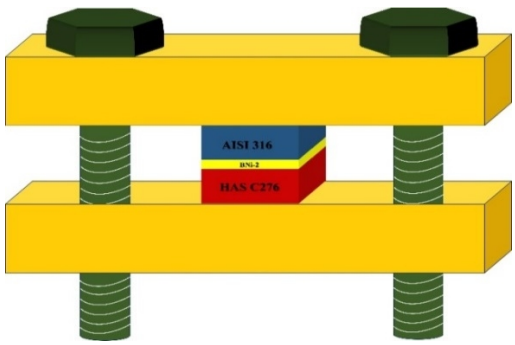
2- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش، اتصال فاز مایع گذرا ورق‌های سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276 به فولاد زنگ‌نزن AISI 316 به ضخامت 5 میلی‌متر با استفاده از لایه واسط BNi-2 باضخامت

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

50 میکرومتر انجام شد. ترکیب شیمیایی فلزات پایه و لایه واسط مورداستفاده در این پژوهش در جدول(1) نشان داده‌شده است.

فلزات پایه با استفاده از فرایند ماشین‌کاری تخلیه الکتریکی باسیم برش به قطعات 5×10×10 میلی‌متر برش داده شدند. سطح فلزات پایه با استفاده از سنباده از شماره 80 تا 1200 آماده‌سازی شدند. همچنین به‌منظور از بین بردن آلودگی سطح، نمونه‌ها و لایه واسط BNi-2 در استون تحت موج آلتراسونیک به مدت 30 دقیقه قرار داده شد و در محلول استون نگه‌داری می‌شود. پس از آماده‌سازی سطوح اتصال، لایه واسط مابین آلیاژهای پایه قرارگرفته و کل مجموعه اتصال در یک نگه‌دارنده که در شکل (1) نشان داده‌شده ثابت شد. در پایان، فرایند اتصال در کوره خلأ در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد و زمان‌های نگه‌داری 5 و 30 دقیقه انجام شد. پس‌ازآن نمونه‌ها در کوره تحت خلأ سرد شدند. دمای اتصال با توجه به دمای لیکوئیدوس لایه واسط BNi-2 انتخاب شد (جدول2 را مشاهده کنید). همچنین به‌منظور سهولت در این پژوهش نمونه‌ها با توجه به شرایط اتصال آن‌ها کدگذاری شدند (جدول 3) و در ادامه با کد آن‌ها ارجاع داده خواهد شد.



شکل1- شماتیک نگه‌دارنده فرایند اتصال فاز مایع گذرا

پس از پایان فرایند اتصال فاز مایع گذرا، اتصالاتی با ابعاد 10×10×10 میلی‌متر ساخته می‌شوند.

به‌منظور ارزیابی ریزساختاری سطح مقطع اتصالات از محلول‌های50mL H2O+5g CrO3 برای حکاکی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 316 تحت ولتاژ 5 ولت و به مدت 15 ثانیه و 10mL HCl +10mL acetic acid+10 mL HNO3 برای حکاکی سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276 و موضع اتصال استفاده شد. ریزساختارهای مناطق اتصال و فلزپایه با میکروسکوپ نوری (OM) نشان داده‌شده است و آنالیز شیمیایی اتصالات مختلف با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به سیستم طیف‌سنجی پراکندگی انرژی (EDS) انجام شد. به‌منظور ارزیابی خواص مکانیکی اتصالات، آزمون‌های میکروسختی و کشش برشی انجام شد. آزمون میکروسختی ویکرز نمونه‌های اتصال داده‌شده در امتداد جهت عمود بر خط اتصال با بار 300 گرمی اعمال‌شده به مدت 10 ثانیه اندازه‌گیری شد. همچنین آزمون استحکام کشش برشی با استفاده از یک نگه‌دارنده مخصوص انجام شد. نمونه‌ها داخل محفظه تعبیه‌شده درون نگه‌دارنده قرارگرفته و دو قسمت نگه‌دارنده جهت کشش به فک‌های دستگاه کشش متصل گردیدند.

3- نتایج و بحث

3-1- ارزیابی ریزساختار

ریزساختارهای فلزات پایه فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI316 و سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276 پیش از انجام عملیات اتصال فاز مایع گذرا توسط میکروسکوپ نوری در شکل (2-الف) و (2-ب) نشان داده شده است. شکل(2-الف) ریزساختار فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI316 را نشان می‌دهد که شامل دانه‌های ریز با ساختار دانه هم‌محور است. علاوه بر این دوقلویی آنیل نیز درزمینه آستنیتی یافت شد. از سوی دیگر شکل (2-ب) نشان می‌دهد که ریزساختار سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276 شامل دانه‌های هم‌محور با مرزدانه‌های کاملا مشخص است.

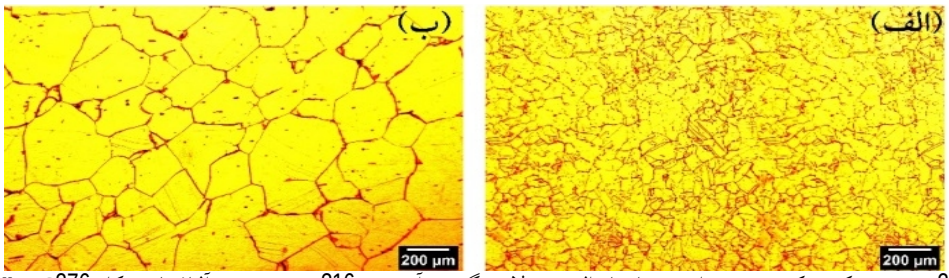
3-2- ارزیابی ریزساختاری اتصالات

شکل(3) تصویر ریزساختار میکروسکوپ نوری (OM) نمونه اتصال یافته در زمان 5 دقیقه و دمای 1150 درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود در ریزساختار این نمونه دو ناحیه ISZ و DAZ تشکیل‌شده است.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

جدول1-ترکیب شیمیایی فلزات پایه و لایه واسط (برحسب درصد وزنی).

فلزات پایه	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی٪)											
	Fe	Ni	Cr	W	Mo	Mn	Co	V	B	Si	C
Hastelloy C۲۷۶	۶/۰۶	مابقی	۱۵/۸۳	۳/۴۵	۱۶/۳۶		۰/۰۵	۰/۱۷	–	۰/۰۲	۰/۰۰۵
AISI ۳۱۶	مابقی	۱۲/۷	۱۷/۷	–	۰/۰۵	۲	–	۰/۶۵	–	۰/۲۵	۰/۰۸
BNi-۲	۲/۹۶	مابقی	۷	–	–	-	–	–	۲/۹۷	۴/۶	۰/۶

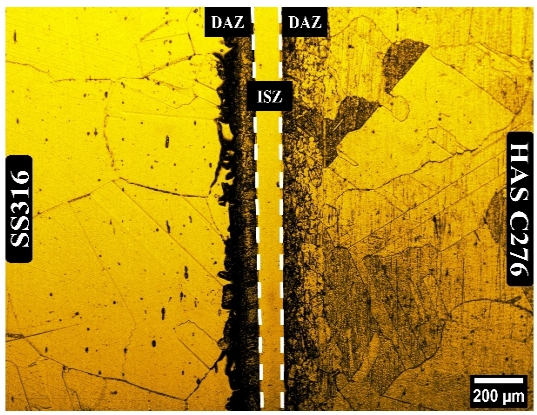


شکل2-تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار الف- فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316 و ب- سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276.

جدول2- نقاط ذوب فلزات پایه و لایه واسط.

نمونه	دمای سالیدوس (°C)	دمای لیکوئیدوس (°C)
Hastelloy C276	۱۳۲۳	۱۳۷۱
AISI 316	۱۳۷۰	۱۴۰۰
BNi-2	۹۶۹	۱۰۲۴

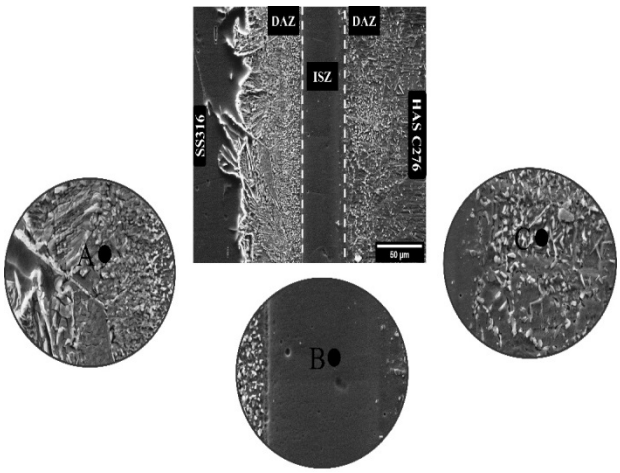
با توجه به عدم تشکیل ASZ در ناحیه اتصال این نمونه می‌توان نتیجه گرفت که این زمان برای کامل شدن انجماد همدما کفایت می‌کند.



شکل3- تصویر میکروسکوپ نوری (OM) اتصال انجام‌شده در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد و زمان 5 دقیقه

شکل(4) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) نمونه اتصال یافته A1 را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود اتصال عاری از هرگونه حفره و آلودگی است. ریزساختار اتصال هم شامل دو ناحیه ISZ و DAZ است. با توجه به آنالیز EDS ترکیب شیمیایی چند ناحیه از اتصال در جدول (4) نشان داده‌شده است.

لازم به ذکر است که عناصر سبک مانند بور، کربن و نیتروژن، در نتایج EDS گنجانده نمی‌شوند، زیرا فرایند آنالیز EDS نمی‌تواند این عناصر را تشخیص دهد. بر اساس نتایج EDS در منطقه انجماد همدما (ISZ)، تنها محلول جامد γ-Ni حاوی مقدار قابل‌توجهی از عناصر Fe، Cr و W (منطقه B) و عاری از هرگونه فاز ثانویه وجود داشت. همچنین ذکر این نکته ضروری است که مقدار کمی از عناصر Co، Mn و Si نیز در ترکیب شیمیایی ISZ تشخیص داده شد.



شکل4-تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) اتصال انجام‌شده در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد و زمان 5 دقیقه

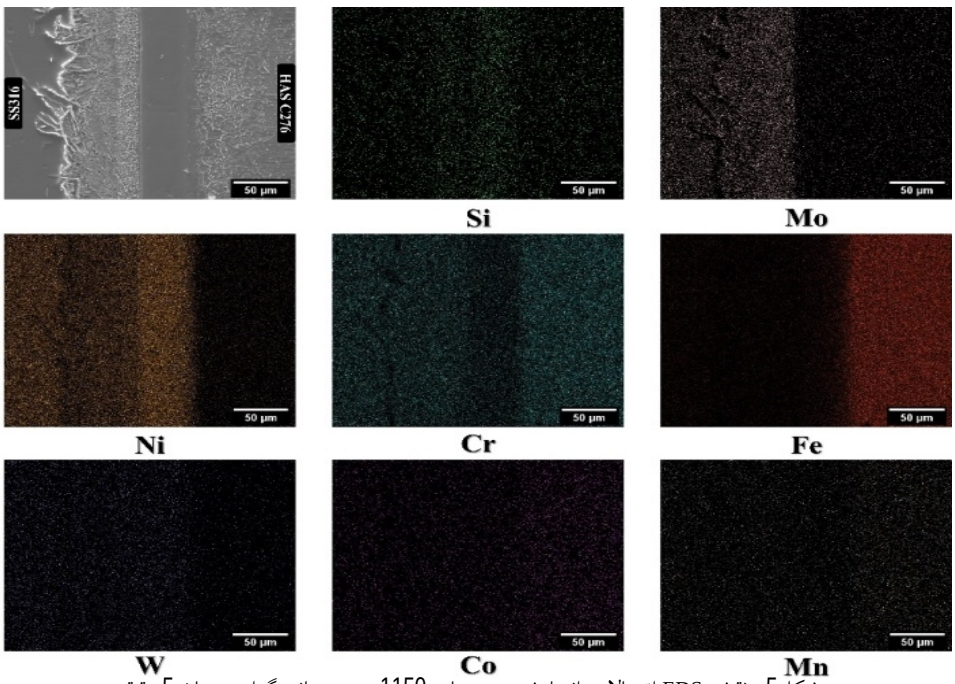
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

جدول 3- نمونه‌های کدگذاری شده و شرایط اتصال آن‌ها

نمونه/کد	شرایط آزمون	
	دما (درجه سانتی‌گراد)	زمان نگه‌داری (دقیقه)
A1	۱۱۵۰	۵
A2	۱۱۵۰	۳۰

جدول4- نتایج آنالیز **EDS** مناطق مختلف مشخص‌شده در شکل 4

ناحیه	درصد عناصر (درصد وزنی٪)								فاز پیشنهادی
	Ni	Cr	Fe	Si	Mo	W	Mn	Co	
A	۸/۲۲	۱۴/۶۶	۶۹/۸۶	۰/۰۲	۰/۶۸	۲/۶۸	۲/۴۲	۱/۴۷	بوراید غنی از Cr-Ni-Fe
B	۷۳/۸۴	۷/۶۶	۹/۲۸	۱/۱	۱/۲۹	۵/۴۵	۰/۷۵	۰/۶۳	محلول جامد γ-Ni
C	۴۰/۰۵	۱۶/۹۰	۴/۷۸	۰/۴	۲۲/۵۱	۱۳/۵۵	۰/۹۶	۰/۸۶	بوراید غنی از W-Mo-Cr-Ni



شکل5- نقشه EDS اتصالات انجام‌شده در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد و زمان 5 دقیقه

همان‌طور که ملاحظه می‌شود غلظت عناصر Cr و Fe در منطقه اتصال در مقایسه با ترکیب اولیه لایه واسط افزایش‌یافته است و از طرف دیگر غلظت Ni و Si کاهش‌یافته است. همان‌طور که نشان داده‌شده است؛ همه عناصر آلیاژی از منطقه غنی به منطقه فقیر نفوذ کرده و به‌عبارت‌دیگر غلظت شیمیایی و پتانسیل شیمیایی همسو بوده و نفوذ سرپایینی رخ‌داده است.

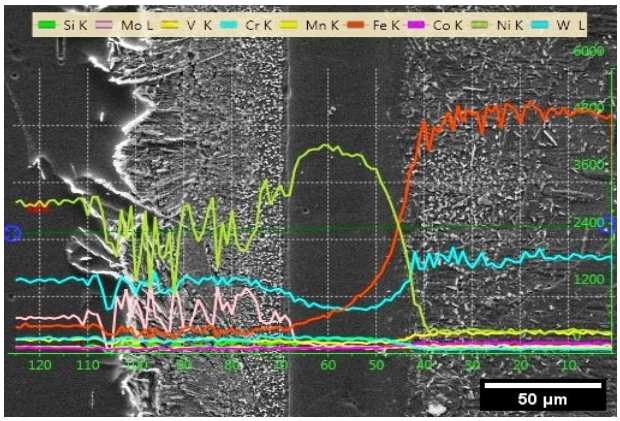
شکل‌های(5 و 6) آنالیز شیمیایی نقشه عنصری و خطی از منطقه اتصال غیر هم‌جنس Hastelloy C276/BNi-2/AISI316 انجام‌شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان 5 دقیقه را نشان می‌دهد. با توجه به شکل (5)، ملاحظه می‌شود که ناحیه اتصال غنی از Ni و Si و تا حدودی W بوده ولی از طرف دیگر فقیر از عناصر Fe، Cr و Mo است؛ که البته فقیر بودن این عناصر، فقط در زمان‌های کم اتصال دهی، صادق خواهد بود. همان‌طور که گفته شد، نقشه نشان می‌دهد که Si (مناطق سبز) تا حد زیادی در ناحیه پیوند متمرکزشده است. این امر نشان می‌دهد که در این پژوهش فقط نفوذ عنصر B و نه Si فرایند اتصال را کنترل می‌کند، باوجودآنکه لایه واسط BNi-2 در ابتدا حاوی هر دو عنصر بود.

شکل(6) هم آنالیز خطی از عناصر نواحی اتصال را نشان می‌دهد. در این آنالیز شیمیایی عناصر غالب منطقه اتصال از قبیل Ni، Cr، Fe، Si، Mo و W موردبررسی قرارگرفته‌اند. همان‌طور که در شکل مشاهده می‌شود، غلظت عنصر Ni در

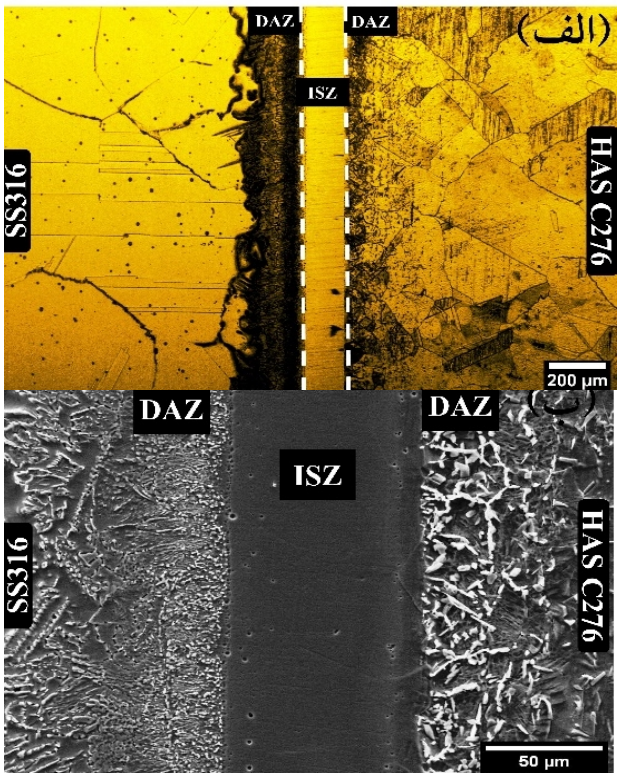
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

منطقه اتصال بیشتر از فلزات پایه بوده است. اما غلظت این عنصر در منطقه DAZ فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI316 در برخی نقاط کاهش‌یافته است که علت اصلی آن تشکیل ترکیبات بین فلزی غنی از Mo است. بنابراین می‌توان گفت در مناطق DAZ که ترکیبات بین فلزی تشکیل‌شده است، غلظت Ni در این نقاط کمتر است. از طرف دیگر در منطقه DAZ سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276 ملاحظه می‌شود که ترکیب شیمیایی Ni ثابت بوده و تغییری نمی‌کند. با بررسی توزیع عنصر Cr، مشاهده می‌شود که ناحیه اتصال، فقیر از این عنصر بوده است. اما در برخی نقاط منطقه DAZ فلزات پایه، غلظت این عنصر افزایش‌یافته است. این نقاط همان مناطقی هستند که ترکیبات بین فلزی غنی از Mo شکل‌گرفته است. بنابراین می‌توان انتظار داشت که علاوه بر شرکت کردن Mo در ترکیبات بین فلزی DAZ، عنصر Cr هم در ترکیبات بین فلزی این منطقه شرکت می‌کند.

توزیع عنصر Fe نشان می‌دهد که با حرکت از سمت فولاد زنگ‌نزن به سمت سوپر آلیاژ پایه نیکل مقدار آن افزایش می‌یابد. همان‌طور که قبلاً گفته شد غلظت عنصر Si در لایه واسط بیشتر از فلزات پایه بوده است. بعد از اتصال دهی مشاهده می‌شود که غلظت این عنصر در ناحیه مرکزی اتصال همچنان بیشتر بوده است. غلظت عنصر Mo در منطقه اتصال کم بوده ولی ملاحظه می‌شود که شدت پیک‌ها در منطقه DAZ فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI316 افزایش‌یافته است. این نقاط دقیقاً همان نقاطی هستند که رگه‌هایی از ترکیبات بین فلزی غنی از Mo در منطقه DAZ فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI316 شکل‌گرفته است. توزیع خطی عنصر W هم نشان می‌دهد که غلظت این عنصر در موضع اتصال کمتر از مناطق DAZ فلزات پایه بوده است. ریزساختار میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد و زمان 30 دقیقه در شکل (7) ارائه‌شده است. مطابق شکل (7-الف) و (7-ب) موضع اتصال نمونه A2 نیز مانند نمونه A1 عاری از هرگونه ترکیبات یوتکتیکی است و انجماد به‌صورت کاملاً همدما (ISZ) تشکیل‌شده است.



شکل6- هم آنالیز خطی از عناصر نواحی اتصال انجام‌شده در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد و زمان 5 دقیقه



شکل 7- تصاویر اتصال انجام‌شده در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد و زمان 30 دقیقه، الف- میکروسکوپ نوری (OM)، ب- الکترونی روبشی (SEM) از موضع اتصال

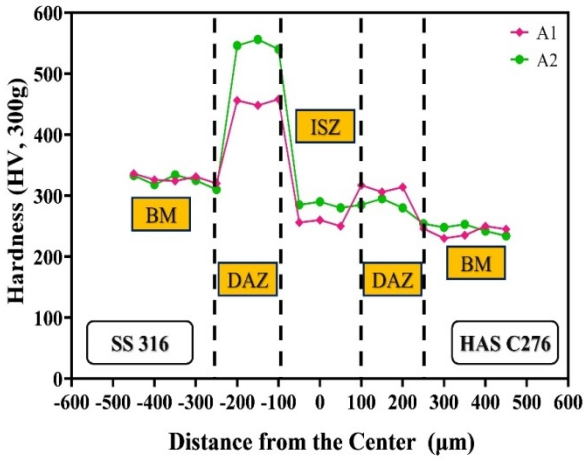
همچنین با افزایش زمان نگه‌داری عرض DAZهای هر دو سمت اتصال افزایش‌یافته که علت آن نرخ نفوذ بیشتر بور به آلیاژهای پایه در زمان اتصال طولانی‌تر است. عنصر بور در اثر زمان اتصال طولانی‌تر توانایی نفوذ در فواصل طولانی‌تر را در مواد پایه پیدا می‌کند که منجر به رسوب بوریدها در نواحی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

دوردست به فصل مشترک‌های آلیاژهای پایه/لایه واسط شود. بااین‌وجود، اندازه متوسط DAZ فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316 AISI بسیار بیشتر ازDAZ سوپر آلیاژ پایه نیکل C276 Hastelloy است.

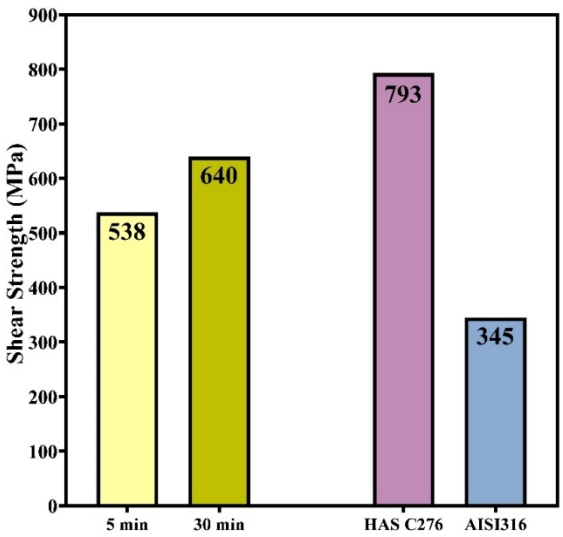
3-3- ارزیابی مکانیکی و شکست‌نگاری اتصالات

پروفیل میکروسختی نقاط مختلف اتصال غیر هم‌جنس AISI 316/BNi-2/Hastelloy C276 برای شرایط مختلف اتصال دهی در شکل (8) نشان داده‌شده است. لازم به ذکر است که هر رقم نشان‌دهنده میانگین سه اندازه‌گیری است.



شکل8- پروفیل میکروسختی در امتداد منطقه اتصال در شرایط: (A1) نمونه 5 دقیقه، (A2) نمونه 30 دقیقه

منحنی A1 مربوط به نمونه متصل شده در زمان 5 دقیقه و منحنی A2 مربوط به نمونه متصل شده در زمان 30 دقیقه است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود منحنی سختی نمونه‌ها مربوط به سه منطقه شامل، منطقه فلزات پایه، منطقه متأثر از نفوذ و منطقه اتصال است. همان‌طور که نشان داده‌شده است، منطقه متأثر از نفوذ به دلیل نفوذ متقابل عناصر آلیاژی بین لایه میانی و فلزات پایه، به‌طور ویژه نفوذ عنصر آلیاژی بور (B) به این منطقه و تشکیل ترکیبات بین فلزی با عناصر بورایدزای قوی نظیر Mo و Cr، سختی بالایی دارد. (نتیجه گیری اشتباه و حذف شد) نکته بعدی که در مورد منطقه متأثر از نفوذ بایستی بیان شود، اختلاف سختی بین منطقه Hastelloy C276 و AISI316 است. این اختلاف سختی را می‌توان به ماهیت ترکیبات بین فلزی نسبت داد که در این مناطق تشکیل می‌شوند، چراکه ترکیبات بورایدی منطقه Hastelloy C276، بوراید غنی از Ni، Cr، Mo و W، است. اما ترکیبات بورایدی که در منطقه متأثر از نفوذ فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI316 تشکیل می‌شوند، بوراید غنی از Fe، Ni و Cr، هستند. مقدار سختی در نواحی ISZ از BM سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276 بیشتر ولی از BM فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI316 کمتر است. در حین اتصال دهی، نفوذ متقابل عناصر آلیاژی از فلزات پایه به منطقه اتصال خوب بوده اما کافی نیست. آزمون استحکام کشش برشی برای بررسی خواص مکانیکی اتصالات فاز مایع گذرا انجام‌شده و اثر زمان موردبررسی قرار گرفت. همچنین مقادیر استحکام کشش برشی اسمی فلزات پایه همراه با نتایج آزمون استحکام کشش برشی در شکل(9) نشان داده‌شده است. لازم به ذکر است نتایج ارائه‌شده بر روی نمودار به‌طور متوسط نتایج سه اندازه‌گیری استحکام کشش برشی است.



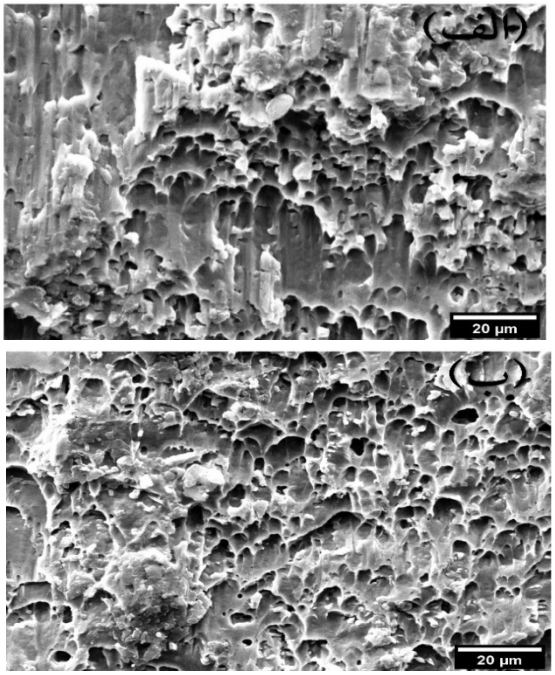
شکل9- استحکام برشی اتصالات با زمان‌های نگه‌داری مختلف و استحکام برشی اسمی فلزات پایه

با توجه به این واقعیت که در هر دو زمان، انجماد همدما کامل شده است، به‌طورکلی، اتصالات A1 و A2 مشخص می‌کند که اتصالات بازمان بیشتر استحکام کشش برشی بیشتری دارند. پورانوری و همکاران [35] در پژوهشی عنوان کردند استحکام

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

دهی محلول جامد و سخت شدن با اندازه دانه دو مکانیسم مهم استحکام دهی منطقه انجماد همدما در اتصال فاز مایع گذرا است. در طی اتصال دهی، فلزات پایه در مذاب لایه میانی حل می‌شوند که عناصر آلیاژی فلزات پایه برحسب میزان انحلال‌پذیری در مذاب لایه میانی غنی از نیکل حل می‌شوند. عنصر کبالت به دلیل داشتن شعاع اتمی نزدیک به نیکل انحلال‌پذیری کاملی در یکدیگر دارند. عنصر کبالت به دلیل آنکه به‌صورت جانشین در شبکه کریستالی نیکل قرار می‌گیرد به بهبود و پایداری ریزساختاری و کاهش نقص در چیده شدن کمک می‌کند.. عناصر جانشین کروم، تنگستن و مولیبدن در شبکه کریستالی FCC محلول جامد γ غنی از نیکل به دلیل عدم انطباق زیاد اندازه اتمی و غلظت نسبتاً قابل‌توجه در بهبود استحکام دهی محلول جامد تأثیر زیادی دارند. در این پژوهش استحکام کشش برشی نمونه A1 برابر 538 مگا پاسکال و نمونه A2 برابر 640 مگا پاسکال (تقریباً برابر با 0/8 استحکام کشش برشی سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276) است.

مکانیسم‌های شکست آلیاژهای مهندسی به‌طورکلی به دو صورت درون‌دانه‌ای (درون‌دانه) و بین‌دانه‌ای (مرزدانه‌ای) اتفاق می‌افتد. به‌هرحال بدون توجه به مسیر شکست، به‌طورکلی هفت مد اساسی شکست وجود دارد که عبارت‌اند از: شکست دیمپلی، شکست صفحه‌ای یا کلیواژ، شکست شبه کلیواژ، شکست فلوت، شکست ناشی از پارگی و شکست ناشی از خستگی[36]. مکانیسم شکست در نمونه‌های A1 و A2 با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد. تصاویر SEM از سطوح شکست A1 و A2 تحت آزمون کشش برشی در شکل(10) ارائه‌شده است. با بررسی این شکل ملاحظه می‌شود که دو نوع مکانیسم شکست برای این ریزساختار می‌توان مشاهده کرد. وجود حفرات میکرونی در تصویر شکل (10-الف) نشان از مکانیسم شکست دیمپلی دارد. علاوه بر این صفحات کلیواژ که مشخصه شکست ترد است هم در این سطح شکست قابل‌مشاهده است. تصویر شکست شکل (10-ب) هم مشخص‌کننده شکست نرم و ترد دربرش اتصال انجام‌شده است. در این شکل هم مشخصات شکست نرم و ترد باهم قابل‌مشاهده است؛ ولی با توجه به استحکام بیشتر این اتصال و عدم وجود ترکیبات ترد در موضع اتصال، به نظر می‌رسد دیمپل‌ها و مکانیسم شکست نرم، علت اصلی شکست در این اتصال است.



شکل10- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست اتصال انجام‌شده در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد
الف- 5 دقیقه و ب- 30 دقیقه

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش خواص متالورژیکی و مکانیکی اتصال غیرهم‌جنس Hastelloy C276/BNi-2/AISI316 با روش اتصال فاز مایع گذرا (TLP) موردمطالعه قرار گرفت. تحولات ریزساختاری ناشی از به‌کارگیری متغیر زمان موردمطالعه قرار گرفت. علاوه بر این خواص مکانیکی از قبیل استحکام کشش برشی، میکروسختی و همچنین شکست‌نگاری اتصال موردمطالعه قرار گرفت. در این بخش به‌طور اجمالی مهم‌ترین نتایج این پژوهش ارائه‌شده است:

- اتصالات انجام‌شده در دمای 1150 درجه سانتی‌گراد و زمان‌های 5 و 30 دقیقه به‌صورت کاملاً همدما انجماد یافتند.
- اتصالات شامل مناطق انجماد همدما (ISZ) و مناطق متأثر از نفوذ (DAZ) در دو سمت اتصال هستند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

- منطقه انجماد همدما در هر دو اتصال حاوی محلول جامد γ-Ni است. علاوه بر این محلول جامد حاوی مقدار قابل‌توجهی از عناصر Fe، Cr و W نیز است.

- منطقه متأثر از نفوذ سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276 حاوی بورایدهای غنی از Ni، Cr، Mo و W و منطقه متأثر از نفوذ فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI316 حاوی بورایدهای غنی از Fe، Cr و Ni است.

- مقدار سختی منطقه انجماد همدما در هر دو اتصال از مقدار سختی فلزپایه سوپر آلیاژ پایه نیکل Hastelloy C276 بیشتر و از فولاد زنگ‌نزن آستنیتی کمتر است. علاوه بر این، سختی منطقه DAZ فولاد زنگ‌نزن بیشتر از سختی منطقه DAZ سوپرآلیاژ است.

- استحکام کشش برشی اتصالات انجام‌شده در زمان 5 و 30 دقیقه به ترتیب 538 و 640 مگا پاسکال بود.

- سطوح شکست اتصالات نشان می‌دهد که در هر دو سطح اتصال، سطح شکست شامل مکانیسم‌های شکست ترد و نرم است. اما در اتصال انجام‌شده در زمان 30 دقیقه مکانیسم غالب شکست نرم است.

منابع

1- S. J. D. Matthew J. Donachie, *Superalloys: A Technical Guide, 2nd Edition*. ASM International, 2002.

2-C. T. Sims, N. S. Stoloff, and W. C. Hagel, *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*. John Wiley & Sons, New York, 1987.

3- S. Lamb, *Practical Handbook of Stainless Steels & Nickel Alloys*. ASM International, 1999.

4- H. Shah Hosseini, M. Shamanian, and A. Kermanpur, "Microstructural and weldability analysis of Inconel617/AISI 310 stainless steel dissimilar welds," *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, vol. 144, no. C, pp. 18–24, 2016, doi: 10.1016/j.ijpvp.2016.05.004.

5- C. T. Sims 1923-, *The superalloys. / Edited by Chester T. Sims [and] William C. Hagel*. New York: Wiley-Interscience, 1972.

6- K. S. Bal, J. Dutta Majumdar, and A. Roy Choudhury, "Effect of post-weld heat treatment on the tensile strength of laser beam welded Hastelloy C-276 sheets at different heat inputs," *J. Manuf. Process.*, vol. 37, pp. 578–594, 2019, doi: https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.12.019.

7- M. Dhananchezian, "Study the machinability characteristics of Nicked based Hastelloy C-276 under cryogenic cooling," *Measurement*, vol. 136, pp. 694–702, 2019, doi: https://doi.org/10.1016/j.measurement.2018.12.072.

8- D. Chai, G. Ma, S. Zhou, Z. Jin, and D. Wu, "Cavitation erosion behavior of Hastelloy^{TM} C-276 weld by laser welding," *Wear*, vol. 420–421, pp. 226–234, 2019, doi: https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.10.012.

9- M. Mano, "Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of Super Alloy C-276 by Continuous Nd: YAG Laser Welding," *procedia Mater. Sci.*, vol. 5, p. 2233, Sep. 2014.

10- S. Kou, *Welding Metallurgy, 2rd Edition*. John Wiley & Sons, Inc., 2002.

11- D. J. K. John C. Lippold, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. John Wiley & Sons, New York, 2005.

12- G. da Rosa, *The Atlas Steels Technical Handbook of Stainless Steel*. Published by Atlas Specialty Metals Technical Services Department, 213AD.

13- A. Mortezaie and M. Shamanian, "An assessment of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welds between Inconel 718 and 310S austenitic stainless steel," *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, vol. 116, pp. 37–46, 2014, doi: https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2014.01.002.

14- G. Rogalski, A. Świerczyńska, M. Landowski, and D. Fydrych, "Mechanical and Microstructural Characterization of TIG Welded Dissimilar Joints between 304L Austenitic Stainless Steel and Incoloy 800HT Nickel Alloy," *Metals* , vol. 10, no. 5. 2020, doi: 10.3390/met10050559.

15- F. dos Santos, G. Dutra, and T. Vieira da Cunha, "Microstructural and mechanical evaluation of a dissimilar joining between SAE 1020 and AISI 304 steel obtained via ultra-high-frequency-pulsed GTAW," *J. Brazilian Soc. Mech. Sci. Eng.*, vol. 41, Jan. 2019, doi: 10.1007/s40430-018-1534-5.

16- A. Jalali, M. Atapour, M. Shamanian, and M. Vahman, "Transient liquid phase (TLP) bonding of Ti-6Al-4V/UNS 32750 super duplex stainless steel," *J. Manuf. Process.*, vol. 33, pp. 194–202, 2018, doi: https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.05.014.

17- M. Kapoor, Ö. N. Doğan, C. S. Carney, R. V Saranam, P. McNeff, and B. K. Paul, "Transient-Liquid-Phase Bonding of H230 Ni-Based Alloy Using Ni-P Interlayer: Microstructure and Mechanical Properties," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 48, no. 7, pp. 3343–3356, 2017, doi: 10.1007/s11661-017-4127-5.

18- A. Ghoneim and O. A. Ojo, "Asymmetric Diffusional Solidification during Transient Liquid Phase Bonding of Dissimilar Materials," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 43, no. 3, pp. 900–911, 2012, doi: 10.1007/s11661-011-1010-7.

19- M. Pouranvari, A. Ekrami, and A. H. Kokabi, "Solidification and solid state phenomena during TLP bonding of IN718 superalloy using Ni–Si–B ternary filler alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 563, pp. 143–149, 2013, doi: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.02.100.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

Alloys Compd., vol. 461, no. 1, pp. 641–647, 2008, doi: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.07.108.
29- F. Jalilian, M. Jahazi, and R. A. L. Drew, "Microstructure Evolution During Transient Liquid Phase Bonding of Alloy 617," *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 2, no. 3, pp. 170–182, 2013.
doi: 10.1007/s13632-013-0070-z.
30- S. Roh, "Transient Liquid Phase Bonding behavior of Duplex Stainless Steel UNS S32750 Using Fe-B-Si Insert Metal TT - Fe-B-Si https://repository.hanyang.ac.kr/handle/20.500.11754/109903.
31- J. K. Kim, H. J. Park, D. N. Shim, and D. J. Kim, "Effect of bonding parameters on microstructural characteristics during TLP bonding of directionally solidified Ni-based superalloy," *J. Manuf. Process.*, vol. 30, pp. 208–216, 2017.
doi: https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.09.024.
32- A. Malekan, M. Farvizi, S. E. Mirsalehi, N. Saito, and K. Nakashima, "Influence of bonding time on the transient liquid phase bonding behavior of Hastelloy X using Ni-Cr-B-Si-Fe filler alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 755, pp. 37–49, 2019.
doi: https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.124.
33- R. Abdolvand, M. Atapour, M. Shamanian, and A. Allafchian, "The effect of bonding time on the microstructure and mechanical properties of transient liquid phase bonding between SAF 2507 and AISI 304," *J. Manuf. Process.*, vol. 25, pp. 172–180, 2017.
doi: https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.11.013.
34- E. Baharzadeh, M. Shamanian, M. Rafiei, and H. Mostaan, "Microstructural and Mechanical Evaluations of Transient Liquid Phase Bonded In X-750/BNi-3/SAF 2205," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 29, no. 2, pp. 1090–1100, 2020, doi: 10.1007/s11665-020-04620-4.
35- M. Pouranvari, A. Ekrami, and A. H. Kokabi, "Diffusion brazing of cast INCONEL 718 superalloy utilising standard heat treatment cycle," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 30, no. 1, pp. 109–115, Jan. 2014.
doi: 10.1179/1743284713Y.0000000320.
36- A. P. L. V. V. Divinski, *Thermodynamics, Diffusion and the Kirkendall Effect in Solids.* 2014.
20- D. S. Duvall, W. A. Owczarski, and and D. F. Paulonis, "Transient Liquid Phase Bonding: A New Method for Joining Heat Resistant Alloys," *Weld. J.*, vol. 53, pp. 203–214, 1974.
21-W. D. MacDonald and T. W. Eagar, "Transient Liquid Phase Bonding," *Annu. Rev. Mater. Sci.*, vol. 22, no. 1, pp. 23–46, Aug. 1992, doi: 10.1146/annurev.ms.22.080192.000323.
22- Y. Zhou, W. F. Gale, and T. H. North, "Modelling of transient liquid phase bonding," *Int. Mater. Rev.*, vol. 40, no. 5, pp. 181–196, Jan. 1995, doi: 10.1179/imr.1995.40.5.181.
23-T. Shinmura, K. Ohsasa, and T. Narita, "Isothermal Solidification Behavior During the Transient Liquid Phase Bonding Process of Nickel Using Binary Filler Metals," *Mater. Trans.*, vol. 42, no. 2, pp. 292–297, 2001, doi: 10.2320/matertrans.42.292.
24- M. A. Arafin, M. Medraj, D. P. Turner, and P. Bocher, "Transient liquid phase bonding of Inconel 718 and Inconel 625 with BNi-2: Modeling and experimental investigations," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 447, no. 1, pp. 125–133, 2007.
doi: https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.10.045.
25- O. A. Ojo, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi, "Study of the fusion zone and heat-affected zone microstructures in tungsten inert gas-welded INCONEL 738LC superalloy," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 37, no. 2, pp. 421–433, 2006, doi: 10.1007/s11661-006-0013-2.
26- M. Pouranvari, A. Ekrami, and A. H. Kokabi, "Transient liquid phase bonding of wrought IN718 nickel based superalloy using standard heat treatment cycles: Microstructure and mechanical properties," *Mater. Des.*, vol. 50, pp. 694–701, 2013, doi: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.03.030.
27- G. O. Cook and C. D. Sorensen, "Overview of transient liquid phase and partial transient liquid phase bonding," *J. Mater. Sci.*, vol. 46, no. 16, pp. 5305–5323, 2011, doi: 10.1007/s10853-011-5561-1.
28- M. Pouranvari, A. Ekrami, and A. H. Kokabi, "Microstructure development during transient liquid phase bonding of GTD-111 nickel-based superalloy," *J.*

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]