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

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

Volume 7, Number 2, 2022



# Effect of bonding temperature on the microstructure and electrochemical corrosion behavior of TLP bonded AISI 304L stainless steel

**B. Binesh[1]*, S. Mirzaei[2], A. Taghi-Ahari[3]**

1- Department of Materials Science and Engineering, University of Bonab, Bonab, Iran.
2- Materials Research Center, Technology Development Institute, Sharif Branch of ACECR, Tehran , Iran.
3- Department of Materials Science and Engineering, Sahand University of Technology, Iran.

Received 4 November 2021 ; Accepted 25 December 2021

## Abstract

Transient Liquid Phase (TLP) bonding of AISI 304L stainless steel was carried out using BNi-2 amorphous interlayer. The microstructure of the joint area was studied by using optical and scanning electron microscopes and energy dispersive spectroscopy. The effect of bonding temperature (1030-1110 °C) was studied on the microstructure and corrosion behavior of the TLP bonded samples. Electrochemical corrosion resistance of the bonded samples was evaluated in 3.5% NaCl solution at room temperature. The mechanism of the microstructure formation and the solidification sequence at the joint area were discussed. Ni- and Cr-rich borides, Ni-Si-B compound and fine Ni3Si particles were identified in the γ-Ni matrix at the joint centerline. The microstructural investigations revealed that the solidification sequence of these phases is: L→ γ + L → γ + Ni boride + Cr boride + L → γ + Ni boride + Cr boride +Ni-Si-B Compound. The highest corrosion resistance was observed in the sample bonded at 1070 °C for 30 min, which is comparable to that of the as-received AISI 304L stainless steel. It was attributed to the bond region microstructure with a negligible amount of eutectic constituents formed in the athermally solidified zone.

**Keywords**: Transient liquid phase bonding, AISI 304L stainless steel, Isothermal solidification, Microstructure, Corrosion resistance.

Corresponding Author: b.binesh@ubonab.ac.ir

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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال هفتم، شماره2، پاییز و زمستان 1400



# تأثیر دمای اتصال بر ریزساختار و رفتار خوردگی الکتروشیمیایی اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 304L

بهزاد بینش[1*]، سیما میرزایی[2]، امین تقی اهری[3]

1- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه بناب، بناب، ایران.

2- گروه پژوهشی متالورژی، پژوهشکده توسعه تکنولوژی، جهاد دانشگاهی صنعتی شریف، تهران، ایران.

3- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران.

دریافت مقاله: 1400/08/13؛ پذیرش مقاله: 1400/10/04

**چکیده**

اتصال فاز مایع گذرای فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 304L با استفاده از لایه میانی آمورف BNi-2 انجام شد. ریزساختار اتصال با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به سیستم آنالیز تفکیک انرژی (EDS) بررسی شد. تأثیر دمای اتصال (1030 °C -1110 °C) بر ریزساختار و خواص خوردگی نمونه‌های اتصال یافته مورد مطالعه قرار گرفت. مقاومت به خوردگی الکتروشیمیایی نمونه‌های اتصال در محلول NaCl 3/5% ارزیابی شد. مکانیزم تشکیل ریزساختار و توالی انجماد در ناحیه اتصال مورد بحث قرار گرفت. در ناحیه مرکزی اتصال بورایدهای غنی از نیکل و کروم، ترکیب Ni-Si-B و ذرات ریز $Ni_3Si$ در زمینه γ-Ni شناسایی شدند. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که توالی انجماد این فازها به صورت L ← L + γ ← γ + بوراید نیکل + بوراید کروم + L ← γ + بوراید نیکل + بوراید کروم + ترکیب Ni-Si-B می‌باشد. بالاترین میزان مقاومت به خوردگی در نمونه اتصال در دمای 1070 °C به مدت 30 دقیقه مشاهده شد که قابل قیاس با فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 304L اولیه است. این امر به ریزساختار ناحیه اتصال که شامل مقادیر ناچیزی ترکیبات یوتکتیک در ناحیه انجماد غیرهمدما است، نسبت داده می‌شود.

**کلمات کلیدی**: اتصال فاز مایع گذرا؛ فولاد زنگ‌نزن آستنیتی AISI 304L؛ انجماد همدما؛ ریزساختار؛ مقاومت به خوردگی.

نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: b.binesh@ubonab.ac.ir

## 1- مقدمه

امروزه فولاد زنگ‌نزن AISI 304L (UNS S30400) به طور گسترده در بسیاری از کاربردهای صنعتی مانند زیست پزشکی، پتروشیمی، هوافضا و هسته‌ای به دلیل مقاومت به خوردگی خوب، استحکام بالا و شکل‌پذیری مطلوب مورد استفاده قرار می‌گیرد [2,1]. نوع کم‌کربن فولاد زنگ‌نزن AISI 304L، مقاومت بیشتری را در برابر خوردگی بین‌دانه‌ای یا آزادسازی تنش پس از جوشکاری از خود نشان می‌دهد و برای ساخت تجهیزات با استفاده از فرایندهای‌اتصال بدون آنیل نهایی پیشنهاد می‌شود [4,3]. با این حال فولادهای زنگ‌نزن هدایت حرارتی کم‌تر و انبساط حرارتی بالاتری را در مقایسه با انواع دیگر فولادها مانند فولادهای کم‌کربن و فریتی نشان می‌دهند [5]. در

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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

حین جوشکاری، این امر منجر به تمرکز حرارتی در ناحیه جوشکاری و گرمایش موضعی می‌شود که در نهایت باعث ایجاد تنش‌های پسماند و ترک داغ در قطعات جوشکاری می‌گردد. علاوه بر این، تشکیل ترکیبات بین فلزی مختلف در ناحیه جوشکاری می‌تواند به طور جدی بر خواص مکانیکی و خوردگی قطعات جوشکاری شده تأثیرگذار باشد [6]. تغییر در ترکیب شیمیایی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی در طول فرایندهای جوشکاری ذوبی و کاهش پایداری لایه اکسید غیرفعال سطحی به طور قابل‌توجهی باعث کاهش مقاومت به خوردگی قطعات جوشکاری شده می‌شود [7]. با توجه به این مشکلات، اتصال نفوذی حالت جامد به عنوان یک روش مطمئن برای اتصال فولادهای زنگ‌نزن در نظر گرفته می‌شود [8]. اتصال فاز مایع گذرا (TLP)، که با نام لحیم‌کاری سخت نفوذی نیز شناخته می‌شود، یکی از این فرایندها است. در فرایند اتصال TLP، از یک لایه میانی نازک شامل عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPD) (برای مثال B، Si و P) بین دو قطعه از مواد پایه استفاده می‌شود. سپس نمونه اتصال در محدوده دمایی بین دمای حد جامد فلز پایه و حد مایع لایه میانی به صورت همدما حرارت داده می‌شود [10,9]. در طول زمان نگهداری در دمای اتصال، انجماد همدما با نفوذ عناصر MPD از مذاب لایه میانی به سمت فلز پایه رخ می‌دهد [11]. فرایند انجماد همدما به عنوان مهم‌ترین مرحله از فرایند اتصال TLP با نفوذ عناصر MPD به فلز پایه و همچنین ناحیه مرکزی اتصال کنترل می‌شود. همچنین استفاده از متغیرهای بهینه از جمله دما و زمان اتصال و ضخامت لایه میانی در فرایند اتصال TLP منجر به تکمیل انجماد همدما و جلوگیری از تشکیل فازهای بین فلزی در خط مرکزی اتصال می‌شود [10و12].

تاکنون تحقیقاتی در مورد اتصال TLP فولادهای زنگ‌نزن با تمرکز بیشتر بر روی شناسایی ریزساختار ناحیه اتصال و مطالعه خواص مکانیکی نمونه‌های اتصال انجام شده است [16-13]. تأثیر دمای اتصال بر استحکام کششی و ریزساختار نمونه‌های لحیم‌کاری سخت فولاد 304 توسط جیانگ و همکارانش [13] مورد مطالعه قرار گرفته است. آن‌ها نشان دادند که برخی ترکیبات بورایدی در منطقه لحیم‌کاری سخت تشکیل می‌شود و استحکام کششی با افزایش دمای لحیم‌کاری سخت افزایش می‌یابد.صادقیان‌وهمکارانش[14] اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن304 را با استفاده از فویل آمورف پایه کبالت MBF-100 بررسی نموده و تشکیل بورایدهای غنی از کبالت را در ناحیه مرکزی اتصال گزارش نمودند. فویل مس‌خالص نیز به عنوان لایه میانی جهت اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن 304 توسط اتابکی و همکارانش [15] مورد استفاده قرار گرفت. نتایج کار آن‌ها نشان داد که ترکیبی از یوتکتیک γ-Fe و یوتکتیک Cu+Cr در ناحیه اتصال در دماهای نگهداری پایین‌تر تشکیل‌می‌شود اما با افزایش دمای اتصال به 1000°C، اتصال فاقد ساختارهای یوتکتیک ایجاد می‌گردد. اگر چه پژوهش‌های متعددی در ارتباط با مطالعه ریزساختار نمونه‌های اتصال TLP فولادهای زنگ نزن صورت گرفته، اما تا به امروز در مورد خواص خوردگی و ارتباط آن با ریزساختار ناحیه اتصال TLP فولادهای زنگ نزن مطالعات اندکی انجام گرفته است. در پژوهشی که اخیراً توسط کزازی و اکرامی [17] صورت پذیرفت، ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خوردگی در محلول‌های $H_2SO_4$ 10% و NaCl ۳/5% و همچنین اکسیداسیون دما بالا در اتمسفر هوا در مورد اتصال TLP 304L/MBF-30/304L بررسی شده است. براساس نتایج آن‌ها، بورایدهای غنی از کروم در ناحیه مرکزی اتصال تشکیل می‌شوند و مقاومت به خوردگی نمونه‌ها با انجام عملیات حرارتی‌همگن‌سازی در دمای 950°C به‌مدت 180 min پس از فرایند اتصال به میزان چشمگیری بهبود می‌یابد. اما نرخ اکسیداسیون بالاتری برای نمونه همگن‌سازی شده در مقایسه با فلزپایه مشاهده شد.

در پژوهش حاضر به بررسی اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن AISI 304L با استفاده از لایه میانی BNi-2 پرداخته شده است. مکانیزم اتصال فاز مایع گذرای فولاد AISI 304L و تأثیر پارامتر دمای اتصال بر ریزساختار مورد بحث‌قرار گرفته است. همچنین با توجه به اینکه یکی از مباحث مهم مطرح در ارتباط با کاربرد فولادهای زنگ‌نزن تعیین میزان مقاومت به خوردگی آن‌ها است، لذا رفتار خوردگی‌نمونه‌های اتصال TLP فولاد AISI 304L

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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

جدول 1- ترکیب شیمیایی فلز پایه **AISI 304L** و لایه میانی **BNi-2** **(wt.%)**

| آلیاژ | Fe | Cr | Ni | Mo | C | Mn | B | Si | Co | Cu | W | V |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| AISI 304L | مابقی | ۱۷/۸۴ | ۸/۰۲ | ۰/۰۸۲ | ۰/۰۲۶ | ۱/۱۹ | – | ۰/۳۳ | ۰/۰۵۳ | ۰/۱۷ | <۰/۰۴ | ۰/۰۹۸ |
| BNi2 | ۳/۰۰ | ۷/۰۰ | مابقی | – | ۰/۰۶ | – | ۳/۲۰ | ۴/۵۰ | – | – | – | – |

درمحلول NaCl 3/5% مورد مطالعه قرار گرفته و تأثیر ریزساختار اتصال بر خواص خوردگی نمونه‌های اتصال که تاکنون کمتر مورد توجه قرار گرفته، بررسی شده است.

## 2- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش، نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن AISI 304L به ابعاد 3×10×10 mm توسط فرایند اتصال TLP با استفاده از فویل آمورف BNi-2 باضخامت 54 µm به‌هم‌متصل شدند. ترکیب‌های شیمیایی فلز پایه و لایه میانی در جدول (1) ارائه شده است. محدوده دمایی ذوب لایه میانی BNi-2 با استفاده از تست DSC تعیین شد. دمای حد جامد و مایع لایه میانی با توجه به منحنی DSC به‌دست‌آمده به ترتیب برابر 960 °C و 1025 °C بود.

برای انجام فرایند اتصال، سطح تماس نمونه‌ها با کاغذ سنباده کاربید سیلیسیم تا شماره 1000 سمباده‌زنی و سپس پولیش شد. پاکسازی با آلتراسونیک در حمام استون به مدت 15 دقیقه بر روی نمونه‌ها صورت گرفت. لایه میانی BNi-2 بین دو نمونه فولاد زنگ‌نزن مطابق با شکل (1) به صورت ساندویچی قرار داده شد.

مجموعه اتصال به صورت AISI 304L/BNi2/AISI 304L در داخل یک نگهدارنده قرار گرفتند تا از حرکت نمونه‌ها در طول فرایند اتصال جلوگیری شود. هیچ فشار خارجی بر روی نمونه‌های اتصال اعمال نشد و تنها فشار اعمالی وزن نمونه‌ها بود که برای همه نمونه‌ها ثابت می‌باشد. فرایند اتصال TLP در کوره الکتریکی تیوبی در دماهای 1030 °C، 1070 °C و 1110 °C به مدت 30 min تحت خلاء $4\times10^{-5}$ mbar انجام شد. طبق طرح‌واره نشان داده شده در شکل (1)، نمونه‌ها جهت اتصال TLP تا نقطه هدف با نرخ گرمایش 15 °C/min حرارت داده شدند و در دمای اتصال TLP برای مدت زمان از پیش تعیین شده نگه داشته شده و سپس در کوره تا دمای اتاق سرد شدند.

مقاطع عرضی نمونه‌ها به صورت عمود بر سطح اتصال بااستفاده از روش متالوگرافی استاندارد آماده شدند.

فرایند حکاکی مرسوم با استفاده از محلول حکاکی کالینگ شماره2(5 g $CuCl_2$-100 ml HCl-100 ml Ethanol) و همچنین الکتروحکاکی با استفاده از محلول اسید اگزالیک 10% تحت ولتاژ 5V به مدت 4 s بر روی نمونه‌ها انجام شد. میکروسکوپ نوری (OM) مدل Neophot 32 و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) مدل Mira3Tescan مجهز به سیستم آنالیز تفکیک انرژی (EDS) برای مطالعه ریزساختار مورد استفاده قرار گرفتند. تست پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محلول 3/5 درصد وزنی NaCl در دمای اتاق برای بررسی خواص خوردگی نمونه‌های اتصال TLP استفاده‌شد. منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک با استفاده از یک سیستم خوردگی پتانسیواستات/گالوانواستات AutolabBiologicSP300 درسرعت اسکن پتانسیودینامیک 1 mV/s بین 250mV- و 750 mV+ نسبت به پتانسیل مدار باز ($E_{oc}$) مطابق با ASTM G59-97 به دست‌آمد [18]. الکترود کاری، الکترود مرجع و الکترود مخالف به ترتیب نمونه‌های اتصال، الکترود کالومل اشباع (SCE) و صفحه پلاتین بودند.

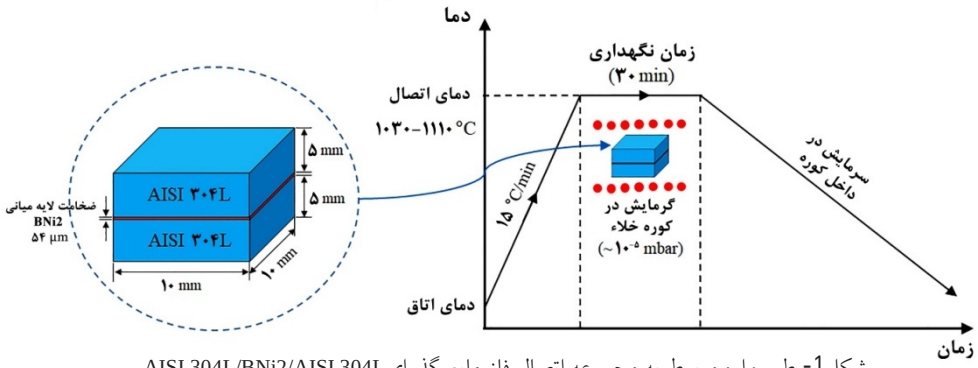
## 3- نتایج و بحث

### 3-1- مشخصه‌یابی ریزساختاری

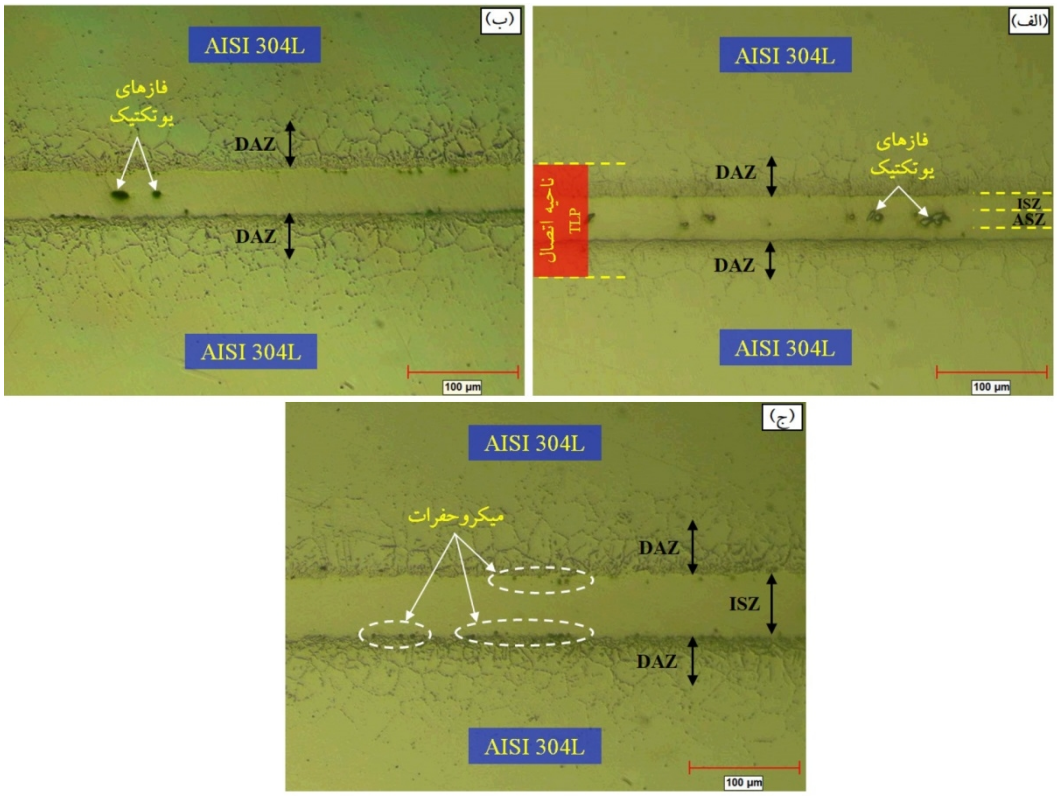
ریزساختارهای نمونه‌های اتصال TLP به دست‌آمده در دماهای 1030 °C، 1070 °C و 1110 °C به مدت 30 min در شکل (2) نشان داده شده است. با توجه به ریزساختار ناحیه اتصال در نمونه‌های مربوط به دماهای 1030 °C و 1070 °C (شکل‌های 2-الف و 2-ب)، سه ناحیه مجزا شامل ناحیه انجماد غیرهمدما (ASZ)، ناحیه انجماد همدما (ISZ) و ناحیه متاثر از نفوذ (DAZ) در ناحیه اتصال قابل تشخیص می‌باشند.

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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]




شکل1- طرح‌واره مربوط به مجموعه اتصال فاز مایع گذرایAISI 304L/BNi2/AISI 304L




شکل 2- ریزساختار نمونه‌های اتصال TLP با زمان نگهداری 30 min مربوط به دماهای: الف- 1030 °C، ب- 1070 °C و ج- 1110 °C.

همانطور که در شکل(2) مشاهده می‌شود، مقدارفاز یوتکتیک تشکیل‌شده در ناحیه ASZ با افزایش دمای اتصال به تدریج کاهش یافته به‌طوری که در دمای 1110 °C هیچ نوع فاز یوتکتیکی در ناحیه مرکزی اتصال تشکیل نشده است. این مشاهدات نشان داد که اتصال TLP در دمای 1110 °C به مدت 30 min برای حذف فازهای یوتکتیک در ناحیه ASZ و تکمیل انجماد همدما در طول فرایند اتصال مناسب است. مشخصه‌یابی و مکانیزم تشکیل نواحی مختلف اتصال در ادامه مورد بحث قرار می‌گیرد.

### 3-1-1- ناحیه انجماد همدما (ISZ)

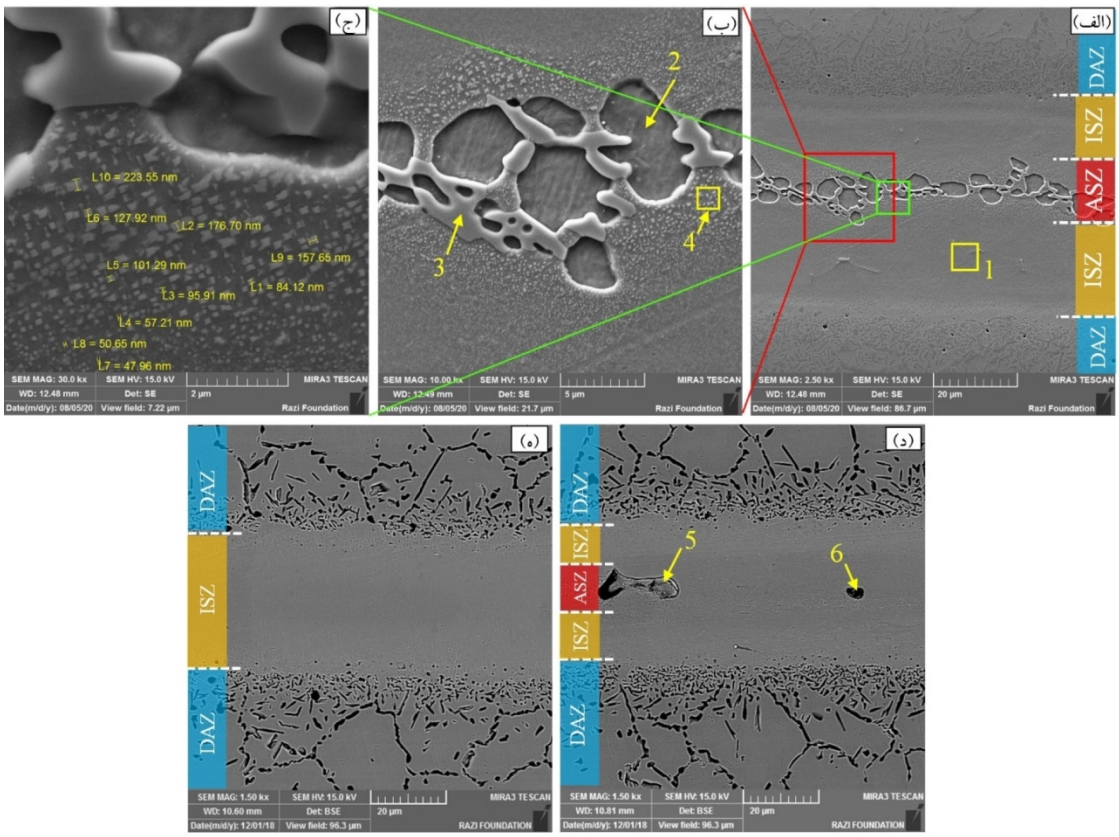
شکل(3) تصاویر SEM از ناحیه اتصال TLP را در نمونه‌های اتصال با زمان نگهداری 30 min در دماهای مختلف نشان می‌دهد.

نتایج آنالیز SEM/EDS از نواحی 1 تا 6 در شکل(3) در جدول(2) آورده شده است. با در نظر گرفتن ریزساختارها در شکل(3)، مقدار زیادی از میکروترکیبات در ناحیه مرکزی اتصال مربوط به نمونه TLP اتصال یافته در دمای 1030 °C شکل گرفته که ریزساختار پیچیده‌تری را در مقایسه با نمونه‌های

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30 ]
[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

جدول2- نتایج آنالیز SEM/EDS از مناطق مختلف در شکل 3

| منطقه | ترکیب شیمیایی (at.%) | | | | فازهای پیشنهادی |
|---|---|---|---|---|---|
| | Ni | Cr | Fe | Si | |
| ۱ در شکل ۳ (الف) | ۷۳/۳۵ | ۷/۴۳ | ۹/۴۰ | ۸/۸۲ | محلول جامد γ-Ni |
| ۲ در شکل ۳ (ب) | ۹۲/۱۴ | ۳/۷۳ | ۳/۷۵ | ۰/۳۸ | بوراید نیکل |
| ۳ در شکل ۳ (ب) | ۷۱/۸۵ | ۰/۵۶ | ۰/۹۰ | ۲۶/۶۹ | ترکیب Ni-Si-B |
| ۴ در شکل ۳ (ب) | ۷۷/۶۰ | ۴/۷۳ | ۵/۷۳ | ۱۱/۹۵ | γ-Ni+$Ni_3Si$ |
| ۵ در شکل ۳ (د) | ۵/۲۱ | ۹۰/۴۳ | ۳/۶۹ | ۰/۶۷ | بوراید کروم |
| ۶ در شکل ۳ (د) | ۶/۵۰ | ۸۸/۹۶ | ۳/۹۸ | ۰/۵۶ | بوراید کروم |




شکل 3- تصاویر SEM نمونه‌های اتصال TLP با زمان نگهداری 30 min مربوط به دماهای:

الف، ب، ج- 1030 °C، د- 1070 °C و ه- 1110 °C.

اتصال یافته در دماهای بالاتر نشان می‌دهد.

با توجه به شکل(3-الف) و جدول(2)، ناحیه 1 (ISZ) شامل یک ناحیه تک فازی غنی از Ni است. در واقع این امر نشان دهنده تشکیل محلول جامد γ-Ni در این منطقه است. با ذوب لایه میانی BNi-2 در دمای اتصال، نفوذ عناصر MPD (در اینجا B و Si) به سمت فلز پایه و انحلال فلز پایه توسط مذاب می‌تواند یک فاز مذاب با غلظت پایین از عناصر MPD ایجاد نماید. کاهش در میزان سیلیسیم و بور دارای ضریب توزیع (k) کم‌تر از یک [19]، منجر به افزایش دمای حد مایع مذاب لایه میانی می‌شود. بنابراین لایه میانی مذاب شروع به انجماد کرده و

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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

در دمای اتصال به محلول جامد نیکل تبدیل می‌شود. این پدیده به عنوان انجماد همدما شناخته می‌شود. انجماد با جوانه‌زنی دندریت‌های محلول جامد γ-Ni در فصل مشترک فلز پایه/مذاب آغاز می‌شود. ترکیب شیمیایی ناحیه 1 در شکل (3-الف) نیز مقادیر مربوط به Fe و Cr را بیش از مقادیر آن‌ها در لایه میانی BNi-2 نشان می‌دهد. این امر می‌تواند به انحلال فولاد زنگ نزن 304L نسبت داده شود. نفوذ عناصر MPD به سمت فلزپایه و عدم جدایش جزء حل‌شده در فصل مشترک جامد/مایع در این مرحله، از تشکیل ترکیبات بین فلزی در ناحیه ISZ جلوگیری می‌کند [20]. با این حال، اگر زمان نگهداری همدما برای نفوذ کامل عناصر MPD و خروج آن‌ها از مذاب کافی نباشد، میکروترکیبات یوتکتیک به دلیل انجماد همدمای ناقص در ناحیه مرکزی اتصال تشکیل خواهند شد.

### 3-1-2- ناحیه انجماد غیرهمدما (ASZ)

مطابق با شکل‌های (3-ب) تا (3-د) فازهای مختلفی که به صورت مناطق 2 تا 6 نامگذاری شده‌اند، در ناحیه ASZ تشکیل شده‌اند. ترکیب شیمیایی این فازها و فازهای احتمالی مربوط به هریک از این مناطق مطابق با جدول (2) می‌باشد. همانطور که در جدول (2) قابل مشاهده است، منطقه 2 (شکل 3-ب) غنی از Ni می‌باشد. همچنین با توجه به نتایج آنالیز EDS وجود مقدار نسبتاً بالای B نیز در این منطقه تشخیص داده شد که این مشاهدات می‌تواند مرتبط با تشکیل بورایدهای نیکل مانند $Ni_3B$ و$Ni_2B$ در منطقه مذکور باشد. البته لازم به توضیح است که شناسایی عناصر سبک نظیر B توسط EDS امکانپذیر می‌باشد اما امکان اندازه‌گیری میزان کمی‌آن‌ها به دلیل جذب اشعه ایکس توسط آشکارساز EDS وجود ندارد. به همین دلیل غلظت عنصر B در جدول (2) آورده نشده است، اما با این حال وجود آن در منطقه 2 (شکل 3-ب) با استفاده از آنالیز EDS مورد تأیید قرار گرفت. با توجه به حضور عنصر B و همچنین درصد بالای Ni در ترکیب لایه میانی، تشکیل فاز بوراید نیکل در ناحیه مرکزی اتصال درصورت عدم کامل شدن انجماد همدما در حین فرایند TLP مورد انتظار می‌باشد. براساس نتایج آنالیز EDS در جدول (2) و همچنین تصاویر نقشه آنالیز اشعه ایکس در شکل (4)، فاز مشخص شده توسط منطقه 3 (شکل3-ب) مقادیر بالایی از Si و Ni را نشان می‌دهد. ازطرفی وجود مقدار محسوس عنصر B در این منطقه نیز تشخیص داده شد. بنابراین فاز مذکور را می‌توان به ترکیب Ni-Si-B نسبت داد. تشکیل چنین ترکیباتی در برخی دیگر از سیستم‌های اتصال TLP گزارش شده است. به عنوان مثال، پورانوری و همکارانش [21] و بینش [22] در پژوهش‌های خود بر روی اتصالات TLP به ترتیب IN718/MBF-30/IN718 و IN718/MBF-20/SS316L تشکیل فاز $Ni_6Si_2B$ در ناحیه ASZ را گزارش نموده‌اند. منطقه4 (شکل3-ج) رسوبات ریز مکعبی با ابعاد حدود 50 nm تا 250 nm را در زمینه γ-Ni نشان می‌دهد. مطابق با جدول(2)، این منطقه حاوی مقدار بالایی از Si (11/9 at%~) بوده که فراتر از حد حلالیت آن در Ni در دمای اتاق است (8 at%~) [23].

جدول 3- نتایج آنالیز SEM/EDS از مناطق مختلف در شکل 5

| منطقه | ترکیب شیمیایی (at.%) | | | |
|---|---|---|---|---|
| | Ni | Cr | Fe | Si |
| ۱ | ۴۷/۹۶ | ۴۵/۳۷ | ۶/۳۲ | ۰/۳۶ |
| ۲ | ۱/۶۷ | ۴۳/۹۷ | ۵۳/۶۹ | ۰/۶۶ |
| ۳ | ۱۰/۴۷ | ۷/۹۳ | ۸۰/۷۶ | ۰/۸۵ |

حضور مقدار بالای سیلیسیم در این ناحیه با توجه به نمودار فازی دوتایی Ni-Si [23] نشان دهنده تشکیل ذرات سیلیسید نیکل ($Ni_3Si$) در زمینه γ-Ni می‌باشد. مطابق ترکیب شیمیایی مناطق 5و6 (شکل 3-د) در جدول (2)، این نواحی شامل مقدار بالایی کروم می‌باشند و همچنین وجود B نیز در این نقاط تشخیص داده شد. از آنجایی‌که B میل واکنش‌پذیری بالایی با Cr و تشکیل ترکیب با آن را دارد، لذا می‌توان نتیجه گرفت که فازهای تشکیل شده در مناطق 5 و 6 بوراید کروم می‌باشند

تشکیل بورایدهای سخت غنی از نیکل و غنی از کروم در ناحیه مرکزی اتصال TLP سوپرآلیاژ IN738 با استفاده از پرکننده‌های پایه نیکل حاوی بور در کارهای پژوهشگـران دیگر نیز گـزارش

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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

جدول 4- مقادیر اندازه‌گیری‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

| نمونه | $\beta_a$ (mv/decade) | $\beta_c$ (mv/decade) | $E_{corr}$ (mv. vs. SCE) | $i_{corr}$ ($\mu A/cm^2$) |
|---|---|---|---|---|
| نمونه فولاد ۳۰۴L اولیه | ۱۹۹/۹ | ۵۹/۲ | -۲۷۹ | ۰/۲۵ |
| اتصال در ۱۰۳۰ °C | ۲۱ | ۲۷ | -۴۳۷ | ۱۶/۷ |
| اتصال در ۱۰۷۰ °C | ۲۳ | ۲۶ | -۲۹۳ | ۰/۲۷ |
| اتصال در ۱۱۱۰ °C | ۲۴ | ۱۹ | -۴۰۳ | ۳/۷۱ |

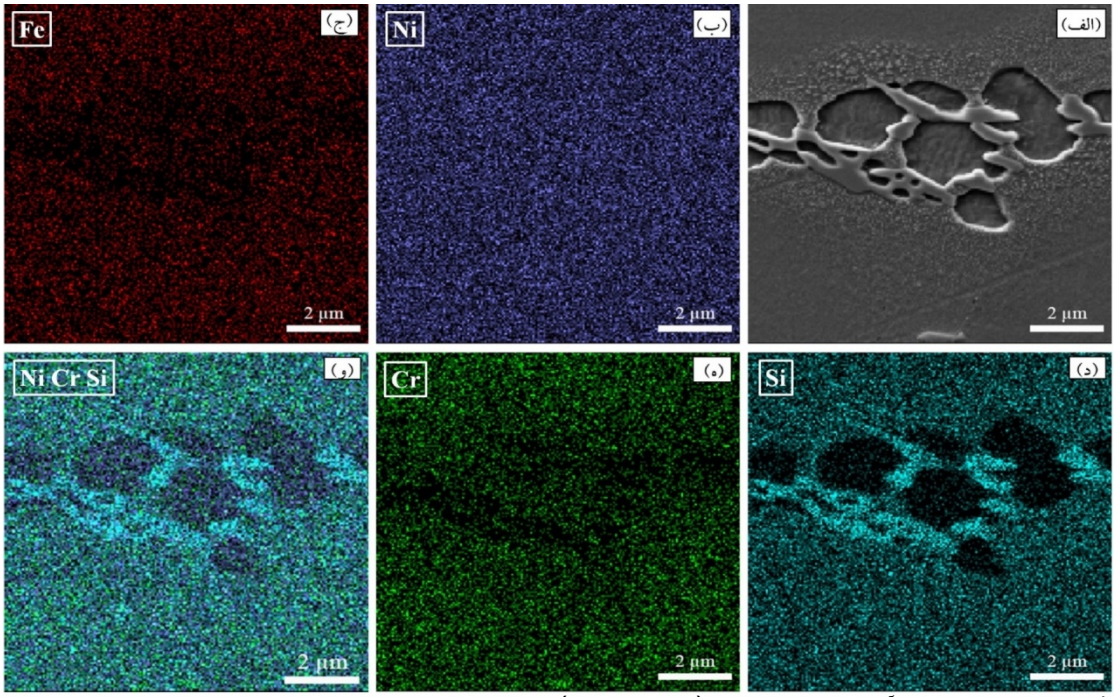
شده است [24,12]. همچنین بهارزاده و همکارانش [25] نشان دادند که فازهای بورایدی $Ni_3B$ و $Cr_2B$ در ناحیه ASZ اتصال TLP سوپرآلیاژ X750 و فولاد زنگ‌نزن دوپلکس 2205 با استفاده از فویل BNi-2 تشکیل می‌شوند [25]. لازم به توضیح است که تشکیل این نوع فازهای بین فلزی ترد در ناحیه مرکزی اتصال TLP می‌تواند اثر مخرب بر روی خواص مکانیکی و خوردگی دمای بالای اتصال داشته باشد [22]. بنابراین به منظور بهبود خواص استحکامی و مقاومت به خوردگی اتصال، حذف این نوع فازها از ناحیه‌اتصال‌و یا به حداقل‌رساندن آن‌هاضروری است که این امربا انتخاب‌پارامترهای بهینه‌فرایند‌اتصال امکان‌پذیر می‌باشد. به عنوان مثال همانطور که در شکل(2) نیز نشان داده شده است، با افزایش دمای اتصال به 1110 °C در پژوهش حاضر، فازهای بین فلزی از ناحیه مرکزی اتصال حذف شده و اتصال فاقد ناحیه ASZ ایجاد شده است.

با توجه به نتایج بالا، تکامل ریزساختاری در ناحیه ASZ اتصال AISI 304L/BNi2/AISI 304L TLP را می‌توان به صورت زیر توصیف کرد: هنگامی که زمان اتصال در طول فرایند TLP کافی نباشد، به دلیل انجماد همدمای ناقص، ترکیبات یوتکتیک در خط مرکزی اتصال تشکیل می‌شوند [12]. جدایش شدید عناصر MPD (Si و B) به داخل مایع باقی‌مانده به دلیل ضرایب توزیع کم‌تر از یک عناصر B و Si در Ni (با توجه به نمودارهای فازی Ni-B و Ni-Si [23]، ضرایب توزیع B و Si در Ni به ترتیب برابر 0/008~ و 0/8~ است) و همچنین جوانه‌زنی γ-Ni در فصل مشترک ناحیه اتصال/فلز پایه و توسعه آن به سمت خط مرکزی اتصال و از سوی دیگر، میزان بالای Ni و Cr در مذاب می‌تواند ترکیب شیمیایی مذاب را به سمت ترکیب یوتکتیک سوق دهد. بنابراین تشکیل ترکیبات بورایدی و سیلیسیدی در خط مرکزی اتصال مورد انتظار است. اعتقاد بر این است که این فرایند از طریق انجماد غیرتعادلی مایع باقی مانده رخ می‌دهد که معمولا به عنوان انجماد غیرهمدما شناخته می‌شود [26]. از آنجایی که‌حد حلالیت Siدر Niو Cr (به‌ترتیب 8 at% و 9/5 at% [23]) بیشتر از حد حلالیت B در Ni و Cr است (به ترتیب 0/3 at% و 1 at% [23]) می‌توان نتیجه گرفت که رسوب بورایدهای غنی از نیکل و کروم در ناحیه مرکزی اتصال در مرحله اول هنگامی که زمان اتصال برای کامل کردن انجماد همدما کافی نیست، رخ می‌دهد. بنابراین، با انجام واکنش یوتکتیک در حین سرمایش در طول فرایند اتصال TLP، مایع باقی‌مانده در ناحیه مرکزی اتصال به بورایدهای غنی از نیکل و غنی از کروم تبدیل می‌شود.

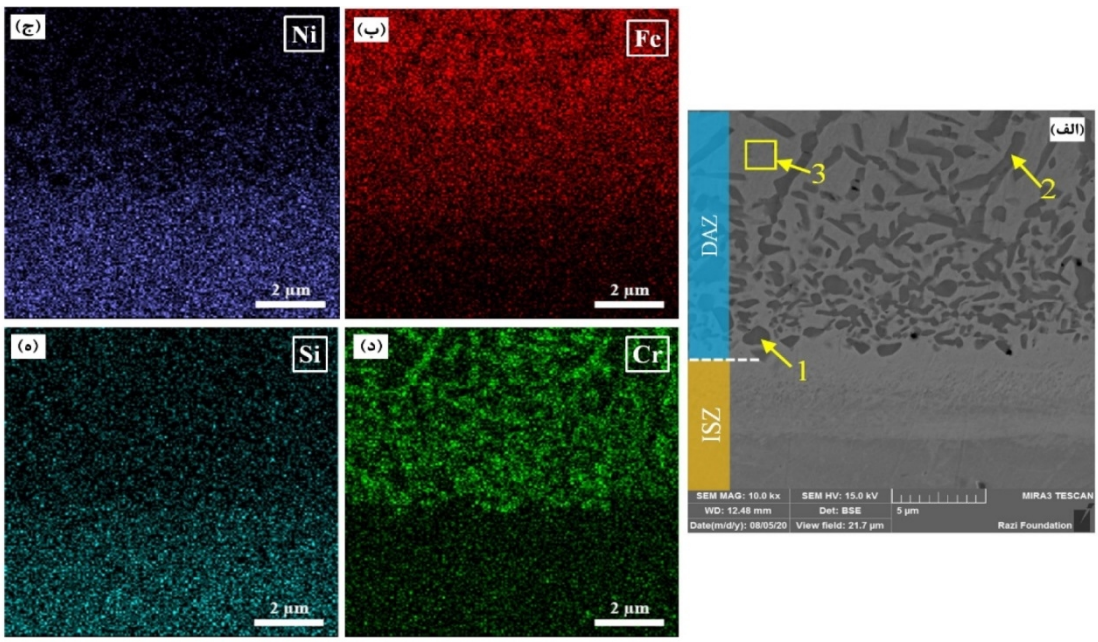
نتایج آنالیز EDS (جدول 2) نشان می‌دهد که بورایدهای غنی از کروم و غنی از نیکل تشکیل‌شده در ASZ (مناطق 2، 5 و 6 در شکل‌های (3-ب و 3-د) حاوی مقدار ناچیزی از Si هستند. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که میزان حلالیت Si در فازهای بوراید نیکل و کروم بسیار اندک بوده و خروج Si به داخل فازمایع هم‌زمان با تشکیل فازهای بورایدی درخط‌مرکزی اتصال رخ می‌دهد. اگر چه عنصر B درحین تشکیل فازهای بورایدی در ناحیه مرکزی اتصال مصرف می‌شود، اما هنوز مقداری از آن در مایع باقی‌مانده وجود دارد. با توجه به نمودار فازی سه‌تایی Ni-Si-B [27]، غنی شدن مایع باقی‌مانده با B و Si می‌تواند منجر به تشکیل ترکیب یوتکتیک سه‌تایی Ni-Si-B شود. بر این اساس می‌توان نتیجه گرفت که مایع باقی‌مانده درآخرین مرحله انجماد طی‌یک واکنش یوتکتیک به فاز محلول جامدNi-γ،

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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]




شکل4- تصاویر الف- SEM و آنالیز نقشه اشعه ایکس (X-ray mapping) عناصر ب- Ni، ج- Fe، د- Si، ه- Cr و و- Ni,Cr,Si از ناحیه ASZ اتصال TLP در دمای 1030 °C با زمان نگهداری 30 min




شکل5- الف- تصاویر SEM از ناحیه DAZ و آنالیز نقشه اشعه ایکس از عناصر: ب- Fe، ج- Ni، د- Cr و ه- Si در نمونه اتصال TLP در دمای 1030 °C با زمان نگهداری 30 min.

بوراید نیکل و ترکیب Ni-Si-B تبدیل می‌شود.

با توجه به نتایج فوق، به طور خلاصه می‌توان توالی زیر را برای انجماد ناحیه ASZ پیشنهاد نمود:

L ← L + γ-Ni ← L + γ-Ni +بوراید نیکل+ بوراید کروم-γ +

L + Niبوراید نیکل + بوراید کروم + ترکیب Ni-Si-B ←

با توجه به مورفولوژی ذرات $Ni_3Si$ تشکیل‌شده در زمینه γ-Ni یوتکتیک در اطراف فازهای بورایدی (منطقه 4 در شکل3- ب) می‌توان نتیجه گرفت که این ذرات در حین سرد شدن نمونه اتصال و در نتیجه استحاله حالت جامد به جای جوانه‌زنی مستقیم از مذاب شکل می‌گیرند. براساس نتایج آنالیز EDS

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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

در جدول (2)، منطقه 4 در شکل(3-ب) شامل حدود at% Si 11/9 می‌باشد که در واقع ترکیب فازهای γ-Ni+$Ni_3Si$ می‌باشد. مطابق دیاگرام فازی Ni-Si [23]، میزان حلالیت Si در Ni در دمای اتصال °C 1030 حدود at% 14 است درحالی که حد حلالیت آن در Ni در دمای اتاق به حدود at% 8 کاهش می‌یابد. بنابراین ذرات $Ni_3Si(\beta_1)$ در حین سرد شدن از دمای اتصال در اثر کاهش میزان حلالیت Si در Ni در زمینه فاز γ-Ni یوتکتیک و طی یک استحاله حالت جامد رسوب نموده و به صورت ذرات ریز مکعبی مطابق شکل‌های (3-ب) و (3-ج) در ریزساختار ناحیه اتصال ظاهر می‌شوند.

مکانیزم تحولات ریزساختار ناحیه اتصال و ترکیب فازهای تشکیل شده در ناحیه مرکزی اتصال TLP فولاد زنگ نزن 304L در پژوهش حاضر نشان دهنده این واقعیت است که عناصر کاهش دهنده نقطه ذوب یعنی B و Si نقش کلیدی در کنترل تحولات ریزساختار و درنتیجه خواص اتصال ایفا می‌کنند. همچنین از بین این دو عنصر، B عنصر اصلی تأثیرگذار بر فرایند انجماد همدما است چرا که در مقایسه با Si دارای ضریب نفوذ بالاتر، میزان حلالیت کمتر در نیکل و کروم و نیز ضریب توزیع بسیار پایین می‌باشد [22]. این موضوع با نتایج پژوهش ژانگ و همکارانش[28] بر روی اتصال TLP سوپرآلیاژ GH3039 و تک‌کریستال IC10 نیز مطابقت دارد. آن‌ها همچنین گزارش نمودند که B در مقایسه با Si اثر بیشتری بر کاهش نقطه ذوب داشته و انجماد همدمای کامل با استفاده از لایه میانی Ni-10Cr-5Si-3B تحت دمای اتصال °C 1200 به مدت 2ساعت حاصل می‌گردد. توالی انجماد در ناحیه اتصال TLP سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 با استفاده از لایه میانی BNi-2 توسط امیری و همکارانش [29] مورد بررسی قرار گرفته و به ترتیب تشکیل فازهای $Ni_3B$، CrB، $Ni_6Si_2B$ و $Ni_3Si$ در ناحیه ASZ گزارش شده است. همچنین در پژوهش دیگری سلمعلیان و شمعانیان [30] به مطالعه اتصال TLP غیرهمجنس سوپرآلیاژ IN718 و فولاد زنگ نزن 316L با استفاده از لایه میانی BNi-2 پرداخته و تشکیل فازهای $Ni_3Si(\beta_2)$، $Ni_3Si(\beta_2)$، $Ni_3B$ و $Ni_6Si_2B$ را در ناحیه اتصال پیش‌بینی نمودند. تشکیل ترکیب یوتکتیک سه‌تایی متشکل از γ-Ni، $Ni_3B$ و $Ni_6Si_2B$ و رسوب ذرات ریز $Ni_3Si$ در حین سرمایش در ناحیه ASZ اتصال TLP سوپرآلیاژ IN718 با استفاده از لایه میانی Ni-Si-B نیز توسط پورانوری و همکارانش [21] گزارش شده است.

### 3-1-3 ناحیه متاثر از نفوذ (DAZ)

تصویر SEM ناحیه DAZ از نمونه اتصال در دمای °C 1030 به مدت min 30 و نقشه‌های اشعه ایکس از عناصر Fe، Ni، Cr و Si مربوط به این ناحیه در شکل (5) آورده شده‌اند. مطابق با شکل (5-الف)، رسوبات گسترده با دو مورفولوژی متفاوت بلوکی ریز و سوزنی شکل در ناحیه DAZ شکل گرفته‌اند. نتایج آنالیز EDS از این رسوبات در جدول (3) آورده شده است.

رسوبات نوع بلوکی (ناحیه 1) دانسیته بالاتر و اندازه کوچکتری را در نزدیکی فصل مشترک ISZ/DAZ نشان می‌دهند که با دور شدن از فصل مشترک دانسیته آن‌ها به طور قابل‌توجهی کاهش یافته و ابعاد آن‌ها بزرگ‌تر می‌شوند و رسوبات سوزنی شکل (ناحیه 2) در فواصل دورتر ظاهر می‌شوند. با توجه به نتایج EDS در جدول(3) و نقشه‌های اشعه ایکس عناصر کروم وآهن در شکل(5-ب و 5-د)، این رسوبات‌غنی ازآهن و کروم هستند. علاوه بر این، وجود عنصر B نیز براساس نتایج آنالیز EDS در این مناطق قابل تشخیص بوده و با توجه به تمایل بسیار زیاد این عنصر جهت تشکیل ترکیب با Fe و Cr می‌توان نتیجه گرفت که فازهای بوراید غنی از آهن و کروم در این مناطق تشکیل شده‌اند. در طی فرایند اتصال، B و Si از لایه میانی به سمت فلز پایه نفوذ کرده و در آهن آستنیتی حل می‌شوند. براساس نمودارهای فازی Fe-B و Fe-Si [23]، حداکثر حلالیت B در Fe در دمای °C 1030 نسبتاً پایین است. حداکثر حلالیت wt% 0/001 برای B در آستنیت گزارش شده است [31]. از سوی دیگر، Si حلالیت بالاتری در Fe (at% 14~) در دماهای بالا مانند °C 1030 دارد [32]. علاوه بر این، B به صورت بین نشین و Si به صورت جانشینی در Fe حل می‌شود. بنابراین نفوذ B در Fe بسیار بیشتر از Si در Fe است.

برای مثال ضریب نفوذ B در Fe و ضریب نفوذ Si در Fe

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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

به ترتیب برابر $2/1\times10^{-12}$ $m^2/s$ [33] و $2/5\times10^{-15}$ $m^2/s$ [34] گزارش شده است. همچنین با توجه به دیاگرام‌های فازی Cr-B و Cr-Si [23]، میزان حلالیت B در Cr در مقایسه با حلالیت Si در Cr بسیار کمتر می‌باشد. بنابراین، در مطالعه حاضر با در نظر گرفتن میزان B و Si و میل واکنش‌پذیری بالای B با عناصری نظیر Cr و Fe [35]، می‌توان نتیجه گرفت که تنها B می‌تواند به شکل بورواید کروم و آهن در ناحیه DAZ رسوب کند. بر خلاف ناحیه ASZ که در آن نفوذ هر دو عنصر B و Si در کنترل ریزساختار ناحیه اتصال تأثیرگذار می‌باشد، به نظر می‌رسد در مورد ناحیه DAZ نفوذ B نقش تعیین کننده را دارد. این موضوع به وضوح توسط نقشه اشعه ایکس عنصر Si در شکل (5-ه) تایید شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، هیچ نوع تغییر قابل توجهی در توزیع Si در بخش‌های مختلف DAZ وجود ندارد که نشان می‌دهد تشکیل سیلیسیدها در ناحیه DAZ اتفاق نیافتاده است. در مطالعات انجام گرفته توسط سایر پژوهشگران نیز تشکیل فازهای بورایدی در ناحیه DAZ اتصالات TLP مشابه گزارش شده است. پارک و همکارانش [36] در اتصال TLP فولاد SUS304 با استفاده از فویل BNi-2 تشکیل ترکیب $Cr_xB_y$ را در ناحیه متأثر از نفوذ مشاهده نمودند. در بررسی صورت گرفته توسط عبدالوند و همکارانش [2] بر روی اتصال UNS S32750/BNi-2/AISI 304 نیز رسوب فازهای کربو-بوراید و بوراید غنی از آهن و کروم در ناحیه DAZ گزارش شده است.

علاوه بر این با توجه به شکل(2)، مقدار رسوبات DAZ به طور مداوم با افزایش دمای اتصال از 1030°C به 1110°C افزایش یافته و عمق رسوبات تشکیل شده در ناحیه DAZ نیز به سمت هر دو طرف فلز پایه افزایش می‌یابد. از آنجایی که تشکیل ترکیبات بورایدی یک فرایند کنترل شونده توسط نفوذ است، عمق نفوذ اتم‌های بور در فلزپایه با افزایش دمای اتصال افزایش پیدا کرده و درنتیجه تشکیل فازهای بورایدی در ناحیه DAZ در دماهای بالاتر اتصال تا فواصل دورتری از فصل مشترک اتصال توسعه پیدا می‌کند. مورفولوژی رسوبات DAZ، به ویژه در فواصل دور از فصل مشترک فلزپایه/ISZ نشان دهنده نفوذ بور از طریق مرز دانه‌ها می‌باشد. نرخ نفوذ بالاتر در امتداد مرزهای دانه نسبت به شبکه می‌تواند این موضوع را توجیه نماید.همچنین بایستی توجه داشت که برخلاف رسوبات ASZ که یک توزیع پیوسته در خط مرکزی اتصال دارند، رسوبات تشکیل‌شده در ناحیه DAZ به دلیل توزیع ایزوله و نسبتا یکنواخت نمی‌توانند اثری تخریبی قابل‌توجهی بر خواص مکانیکی نمونه اتصال داشته باشند. با این حال، همان‌طور که ترکیب شیمیایی منطقه 3 (شکل5-الف) در جدول (3) نشان می‌دهد، تشکیل بورایدهای غنی از کروم در ناحیه DAZ منجر به تخلیه کروم فلزپایه مجاور این رسوب‌ها و کاهش درصد کروم این مناطق می‌شود. کاهش محسوس کروم در زمینه γ می‌تواند منجر به افت مقاومت به خوردگی موضعی اتصال TLP شود.

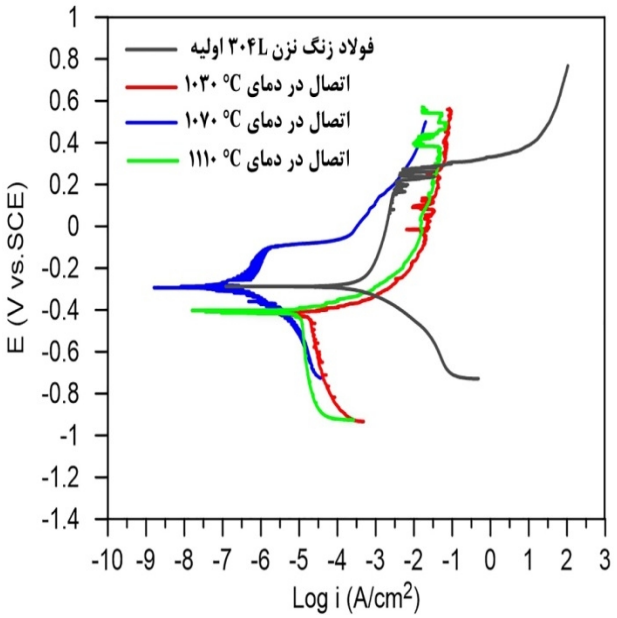
### 3-2- خواص خوردگی

شکل(6) منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی در محلول 3/5 % NaCl به‌دست‌آمده برای فولاد زنگ‌نزن AISI 304L اولیه و اتصالات TLP ایجاد شده در دماهای 1030°C، 1070°C و 1110°C به مدت 30 min را نشان می‌دهد. مطابق با منحنی‌های پلاریزاسیون در شکل(6)، چگالی جریان آندی به طور مداوم افزایش یافته که نشان دهنده رفتارهای انحلالی فعال در تمامی نمونه‌ها می‌باشد. رفتار انحلالی فعال معمول می‌تواند در هر دو منحنی ایجاد شود. شاخه‌های آندی و کاتدی رفتار تافل را نشان می‌دهند. بنابراین پارامترهای سینتیک خوردگی را می‌توان با استفاده از برون‌یابی تحلیل تافل محاسبه نمود [37]. از تقاطع منحنی‌های پلاریزاسیون کاتدی و آندی برون‌یابی شده، پتانسیل خوردگی ($E_{corr}$) و چگالی جریان خوردگی ($i_{corr}$) محاسبه شدند. نتایج به‌دست‌آمده از این محاسبات در جدول(4) خلاصه شده است. براساس شکل(6)، شاخه‌های آندی و کاتدی در منحنی‌های پلاریزاسیون نمونه‌های اتصال مشابه هستند و ثابت‌های تافل آن‌ها نزدیک بوده که نشان دهنده مکانیزم خوردگی مشابه در این نمونه‌ها می‌باشد. واکنش‌های خوردگی به سه گروه آندی، کاتدی و ترکیبی از آندی و کاتدی تقسیم می‌شوند [37]. همان‌طور که منحنی‌های پلاریزاسیون در

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

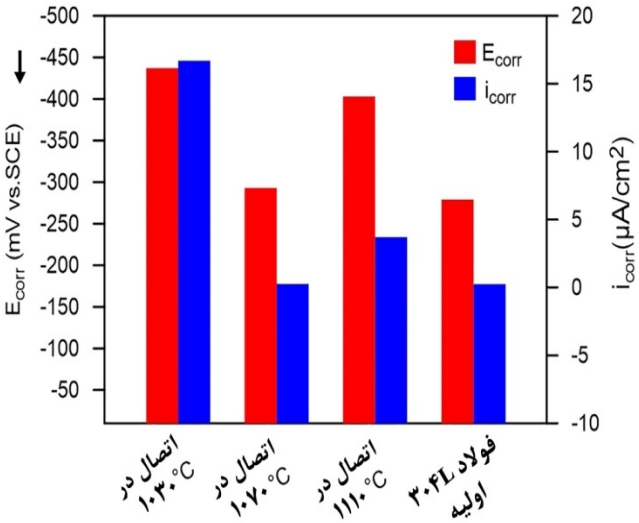
[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

شکل(6)نشان می‌دهند، خوردگی نوع آندی در نمونه‌های اتصال TLP غالب است.




شکل 6- منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک اتصالات TLP سیستم 304L SS/BNi-2/304L SS در دماهای مختلف به مدت 30 min.

شکل(7) اثر دمای اتصال TLP را بر مقادیر $E_{corr}$ و $i_{corr}$ نشان می‌دهد. مطابق شکل(7)، نمونه اتصال یافته در دمای 1070 °C به مدت 30 min کمترین $i_{corr}$ و بالاترین $E_{corr}$ را در میان نمونه‌های اتصال TLP نشان می‌دهد و بنابراین دارای بالاترین مقاومت به خوردگی در میان نمونه‌های اتصال TLP است. چگالی جریان خوردگی به طور مستقیم بر نرخ خوردگی تأثیر می‌گذارد. چگالی جریان خوردگی بالاتر یک نمونه نشان دهنده نرخ خوردگی بالاتر و برعکس می‌باشد [38]. لازم به ذکر است که خواص خوردگی اتصال در دمای 1070 °C به مدت 30 min به فلز پایه AISI 304L اولیه نزدیکتر از نمونه‌هایی است که در دماهای پایین‌تر اتصال داده شده‌اند (جدول 4). نمونه اتصال داده شده در دمای 1030 °C به مدت 30 min بالاترین $i_{corr}$ و پایین‌ترین $E_{corr}$ را نشان می‌دهد و در نتیجه دارای پایین‌ترین مقاومت به خوردگی در بین نمونه‌های اتصال می‌باشد. به طور خلاصه می‌توان گفت که با افزایش دمای اتصال از 1030 °C به 1070 °C مقاومت به خوردگی اتصالات TLP افزایش‌یافته و سپس با افزایش بیشتر به 1110 °C کاهش می‌یابد.




شکل 7- مقادیر $E_{corr}$ و $i_{corr}$ فولاد زنگ‌نزن 304L اولیه و نمونه‌های اتصال TLP در دماهای مختلف به مدت 30 min.

تشکیل فازهای ثانویه در ریزساختار می‌تواند مقاومت به خوردگی را در نتیجه رفتارهای الکتروشیمیایی متفاوت آن‌ها با زمینه و ترویج خوردگی حفره‌ای کاهش دهد [39]. مقدار زیادی از میکروترکیبات یوتکتیک (بورایدهای Ni و Cr، فازهای Ni-Si-B و $Ni_3Si$) مطابق با تصاویر ریزساختاری در شکل‌های(2و3)، در زمینه γ در ناحیه ASZ نمونه‌اتصال در دمای 1030°C تشکیل شده‌اند. علاوه بر این، رسوب بورایدهای بلوکی و سوزنی شکل غنی از آهن و کروم در ناحیه DAZ منجر به کاهش مقاومت به خوردگی می‌شود. با افزایش دمای اتصال به 1070 °C، مقدار رسوبات ASZ به طور قابل توجهی کاهش می‌یابد که منجر به بهبود قابل توجه مقاومت به خوردگی نمونه اتصال می‌شود (جدول 4). در ادامه با افزایش دمای اتصال به 1110 °C، اگرچه انجماد همدما کامل شده و هیچ نوع فاز بین فلزی در ناحیه مرکزی اتصال تشکیل نمی‌شود و اتصال TLP بدون ASZ ایجاد می‌شود (شکل2-ج)، اما مقاومت به خوردگی اندکی کاهش می‌یابد. همانطور که در شکل (2-ج) نشان داده شده است، این امر می‌تواند به دلیل تشکیل میکروحفرات در ناحیه نزدیک به فصل مشترک فلز پایه/ISZ که تحت عنوان حفرات کرکندال شناخته می‌شوند [40]، باشد. تفاوت‌های موجود در نرخ نفوذ Fe و Ni و همچنین وجود گرادیان غلظتی Fe و Ni در ناحیه اتصال می‌توانند باعث تشکیل این حفرات

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30 ]
[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

باشند [41,40]. بوردیر و همکارانش [40] در پژوهش انجام گرفته بر روی اتصال TLP نمونه Cu/Sn-Sn/Cu دریافتند که در نتیجه مهاجرت اتم‌هایی که نفوذ سریع‌تری دارند، حفرات کرکندال شکل می‌گیرند. ژو و همکارانش [42] نیز نشان دادند که در اتصال TLP یک نمونه فولاد مارتنزیتی با استفاده از لایه میانی آمورف پایه نیکل، حفرات کرکندال در نزدیکی فصل مشترک اتصال/ فلز پایه تشکیل می‌شوند. الکترولیت می‌تواند از طریق حفرات کرکندال به ناحیه اتصال نفوذ کرده و منجر به کاهش مقاومت به خوردگی گردد. بنابراین مقاومت به خوردگی نمونه TLP اتصال داده شده در دمای 1110 °C به دلیل وجود حفرات کرکندال در ناحیه اتصال در مقایسه با نمونه اتصال داده شده در دمای 1070 °C کاهش می‌یابد.

بررسی خواص خوردگی اتصال TLP با استفاده از لایه‌های میانی پایه نیکل [17] و پایه مس [15] نشان داده است که ناحیه اتصال بیشتر از فلز پایه خورده می‌شود. از آنجایی که سطح وسیع‌تری از فلزپایه فولاد زنگ‌نزن 304L در مقایسه با ناحیه اتصال در تماس با محلول خورنده است، جریان خوردگی شدیدتری در سطح کوچک‌تر ناحیه اتصال TLP متمرکز شده و بنابراین نرخ خوردگی بالایی در ناحیه اتصال مشاهده می‌شود.

## 4- نتیجه گیری

اتصال TLP فولاد زنگ‌نزن 304L با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 54 µm در دماهای مختلف و زمان اتصال 30 min بررسی شده است. نتایج به‌دست‌آمده از تجزیه و تحلیل‌های صورت گرفته به شرح زیر است:

- بر اساس مشاهدات ریزساختاری ناحیه اتصال TLP از سه ناحیه مجزا تشکیل شده‌است: ناحیه انجماد همدما (ISZ)، ناحیه انجماد غیرهمدما (ASZ) و ناحیه متاثر از نفوذ (DAZ).

- انجماد همدما در اتصال TLP در دمای 1110 °C به مدت 30 min کامل شد و ناحیه ISZ از محلول جامد تک فازی γ-Ni تشکیل شده است. در نمونه‌های با انجماد همدمای ناقص، بورایدهای غنی از نیکل و غنی از کروم، ترکیبات بین فلزی Ni-Si-B و ذرات $Ni_3Si$ در ناحیه ASZ تشکیل شدند.

- نفوذ B از ناحیه اتصال به سمت فلز پایه در حین اتصال TLP، تأثیر بسیار بیشتری در مقایسه با Si بر تشکیل رسوبات در ناحیه DAZ دارد که منجر به تشکیل بورایدهای غنی از کروم و غنی از آهن بلوکی و سوزنی شکل در این ناحیه می‌شود.

- شاخه‌های آندی و کاتدی رفتار تافل را با توجه به منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نشان دادند. خوردگی آندی به عنوان مکانیزم غالب خوردگی در نمونه‌های اتصال TLP شناسایی شد.

- بیشترین مقاومت‌به‌خوردگی در نمونه‌اتصال‌در دمای 1070°C مشاهده شد که نزدیک به نمونه فولاد زنگ‌نزن 304L اولیه بود. در مقابل نمونه اتصال در دمای 1030 °C کمترین مقاومت در برابر خوردگی را نشان داد که این امر به تشکیل مقادیر قابل توجهی از فازهای یوتکتیک در ناحیه مرکزی اتصال نسبت داده می‌شود.

## منابع


1- Burrier, H., ASM handbook, properties and selection of iron steels and High performance alloys, vol. 1. OH: ASM International, Materials Park; 1987.

2- Abdolvand R., Atapour M., Shamanian M., Allafchian A.R., "The possibility of the TLP bonding between UNS S32750 and AISI 304", *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, Vol. 3, pp. 1-8, 2018.

3- Mcguire, M.F., "Stainless Steel for Design Engineers", ASM International, Material Park, 2008.

4-Huntz, A.M., Reckmann, A., Haut, C., Sévérac, C., Herbst, M., Resende, F. C. and Sabioni, A.C.S., "Oxidation of AISI 304 and AISI 439 stainless steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 447(1-2), pp. 266-276, 2007.

5-Jamshidi Lamjiri, R. and Ekrami, A., "Transient liquid diffusion bonding of AISI304 stainless steel with a nickel base interlayer", *Defect and Diffusion Forum*, Vol. 380, pp. 48-54, 2017.

6-Orhan, N., Khan, T. I. and Eroğlu M., "Diffusion bonding of a microduplex stainless steel to Ti-6Al-4V", *Scripta Materialia*, Vol. 45(4), pp. 441-446, 2001.

7-Gooch, T. G., "Corrosion behavior of welded stainless steel", *Welding Reearch Supplement*, 1996, 75(5), 135-154.

8-ASM handbook, Welding, brazing, and soldering, Vol. 6. USA, ASM International, 1992.

9-Duvall, D., Owczarski, W. A. and Paulonis, D. F., "TLP boding: a new method for joining heat resistant alloys", *Welding Journal*, Vol. 53, pp. 203-214, 1974.


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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

Phase Bonding Area of IN-738LC/BNi-3/IN-738LC", *Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.* 39, pp. 2389-2402, 2008.
25-Baharzadeh E., Shamanian, M., Rafiei, M. and Mostaan, H., "Properties of IN X-750/BNi-2/SAF 2205 joints formed by transient liquid phase bonding", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 274, 116297, 2019.
26-Ghoneim, A. and Ojo, O.A., "Microstructure and mechanical response of transient liquid phase joint in Haynes 282 superalloy", *Materials Characterization*, Vol. 62, pp. 1-7, 2011.
27-Tokunaga, T., Nishio, K., Ohtani, H. and Hasebe, M., "Phase equilibria in the Ni-Si-B system", *Materials Transactions*, Vol. 44(9), pp. 1651-1654, 2003.
28-Zhang, L. X., Chang, Q., Sun, Z., Xue, Q. and Feng, J.C., "Effects of boron and silicon on microstructural evolution and mechanical properties of transient liquid phase bonded GH3039/ IC10 joints", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 38, pp. 167-173, 2019.
29-Amiri, D., Sajjadi, S.A., Bakhtiari, R. and Kamyabi-Gol, A., "The role of TLP process variables in improvement of microstructure and mechanical properties in TLP joints of GTD-111/Ni-Cr-Fe-B-Si/GTD-111 system", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 32, pp. 644-655, 2018.
30-Salmaliyan M. and Shamanian, M., "Formation mechanism of intermetallic components during dissimilar diffusion bonding of IN718/BNi-2/AISI 316 L by TLP process", *Heat andMass Transfer*, Vol. 55, pp. 2083-2093, 2019.
31-Emami, M., Askari-Paykani, M., Farabi, E., Beladi, H. and Shahverdi, H.R., "Development of New Third-Generation Medium Manganese Advanced High-Strength Steels Elaborating Hot-Rolling and Intercritical Annealing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 50, pp. 4261-4274, 2019.
32-Massalski, T. B., Murray, J. L., Bennett, L. H. and Baker, H., Binary Alloy Phase Diagrams, American Society for Metals, 1986.
33-Zhang, X., Li, X., Wu, P., Chen, S., Zhang, S., Chen, N. and Huai, X., "First principles calculation of boron diffusion in fcc-Fe", *Current Applied Physics*, Vol. 18, pp. 1108-1112, 2018.
34-Hargather, C. Z., Shang, S.-L. and Liu, Z.-K., "Data set for diffusion coefficients and relative creep rate ratios of 26 dilute Ni-X alloy systems from first-principles calculations", *Data in Brief*, Vol. 20, pp. 1537-1551, 2018.
35-Malekan, A., Farvizi, M., Mirsalehi, S.E., Saito, N. and Nakashima, K., "Effect of bonding temperature on the microstructure and mechanical properties of Hastelloy X superalloy joints bonded with a Ni–Cr–B–Si–Fe interlayer", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 47, pp. 129-140, 2019.
36-Park, D. Y., Lee S.K., Kim, J. K., Lee, S. N., Park, S. J. and Oh, Y. J., "Image processing-based analysis of interfacial phases in brazed stainless steel with Ni-based filler metal", *Materials Characterizaton*, Vol. 130, pp.
10-Cook, G. O. and Sorensen, C.D., *"Overview of transient liquid phase and partial transient liquid phase bonding", Journal of Materials Scinece*, Vol. 46, pp. 5305-5323, 2011.
11-Khorram A., Davoodi Jamalooei A., Jafari A., "On the microstrctral and machanical properties of similar TLP bonding of Inconel 600 superalloy sheet", *Journal of Welding Science and Technology of Iran*, Vol. 3, pp. 90-104, 2018.
12-Binesh, B. and Jazayeri Gharehbagh, A., "Transient liquid phase bonding of IN738LC/MBF-15/IN738LC: solidification behavior and mechanical properties", *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 32, pp. 1137-1151, 2016.
13-Jiang, W., Gong, J. and Tu, S. T., "Effect of brazing temperature on tensile strength and microstructure for a stainless steel plate-fin structure", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 736-742, 2011.
14-Sadeghian, M., Ekrami, A. and Jamshidi, R., *"Transient liquid phase bonding of 304 stainless steel using a Co-based interlayer", Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 22(8), pp. 666-672, 2017.
15-Mazar Atabaki, M., Noor Wati, J. and Idris, J., "Transient liquid phase diffusion brazing of stainless steel 304", *Welding Journal*, Vol. 92, pp. 57-63, 2013.
16-Mohammadi, M. and Ekrami, A., "Microstructure and mechanical properties of pure Cu interlayer TLP joints of 304 stainless steel to dual phase steel", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 275, 116276, 2020.
17-Kazazi, A. and Ekrami, A., "Corrosion behavior of TLP bonded stainless steel 304 with Ni-based interlayer", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 42, pp. 131-138, 2019.
18-Standard ASTM G59–97, Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements, Annual Book of ASTM Standards, pp. 237-239, 2009.
19-Lippold, J. C., Kiser, S. D. and DuPont, J. N., Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys, New Jersey, Wiley publishing, 2009.
20-Shamsabadi, A.Y., Bakhtiari, R. and Eisaabadi, B. G., "TLP bonding of IN738/MBF-20/IN718 system", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 685, pp. 896-904, 2016.
21-Pouranvari, M., Ekrami, A. and 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.
22-Binesh, B., "Diffusion brazing of IN718/AISI 316L dissimilar joint: Microstructure evolution and mechanical properties", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 57, pp. 196-208, 2020.
23-H. Okamoto, H., Schlesinger, M.F. and Mueller E. M. (ed.), Alloy Phase Diagrams, ASM International, 2016.
24-Mosallaee, M., Ekrami, A., Ohsasa, K. and Matsuura, K., "Microstructural Evolution in the Transient-Liquid-

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30 ]
[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]

278-284, 2017.
37-Stansbury, E. E. and Buchanan, R. A., Fundamentals of Electrochemical Corrosion, ASM Internationals, Materials Park, 2000.
38-Shahabi Kargar, B., Moayed, M. H., Babakhani, A. and Davoodi, A., "Improving the corrosion behaviour of powder metallurgical 316L alloy by prepassivation in 20% nitric acid", *Corrosion Science*, Vol. 53(1), pp. 135-146, 2011.
39-Verduzco, J. A., Verduzco, V. H., Dzib-Pérez, L., González-Sánchez, J., López, V. H. and Solís, J., "Corrosion resistance of bonding zone of AISI 316L–304 stainless steels joined with iron based glass ribbon interlayer: microstructural effects", *Corrosion Engineering, Science and Technology*, Vol. 47(3), pp. 233-240, 2012.
40-Borde`re, S., Feuillet, E., Diot, J.-L., De Langlade, R., Silvain, J.-F., "Understanding of void formation in Cu/Sn-Sn/Cu system during transient liquid phase bonding process through diffusion modeling", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 49, pp. 3343-3356, 2018.
41-Yu, H. C., Van der Ven, A. and Thornton, K., "Theory of grain boundary diffusion induced by the Kirkendall effect", *Applied Physics Letters*, Vol. 93, pp. 091908, 2008.
42-Zhou, X., Dong, Y., Liu, Ch., Liu, Y., Yu, L., Chen, J., Li, H. and Yang, J., "Transient liquid phase bonding of CLAM/CLAM steels with Ni-based amorphous foil as the interlayer", *Materials and Design*, Vol. 88, pp. 1321-1325, 2015.

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

[ DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.2.8.1 ]