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

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

Volume 9, Number 2, 2024



# Study of microstructure, phase transformation and high temperature strength of hastelloy X and $Ni_3Al$ joint by TLP process

**E. Ganjeh, A. Kaflou*, K. Shirvani**
Department of Advanced Materials and Renewable Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology.

Received 3 November 2023 ; Accepted 14 December 2023

## Abstract

In this study, mechanical properties of the transient liquid phase (TLP) bonds between Hastelloy X to $Ni_3Al$ IMC at temperature range of 800 - 900 °C were investigated. The microstructure of the joints was examined by optical and scanning electron microscopy. Also, high temperature XRD (HTXRD) analysis was utilized to investigate the phase changes at different temperatures of half-joints. According to microscopic observations, the joint cross-section consisted of three regions including diffusion affected zone (DAZ), isothermal solidification zone (ISZ), and Athermal solidification zone (ASZ), which increasing temperature and time result in ISZ consisting of nickel-rich solid solution developed across the microstructure. The optimum joint bonding strength was achieved for the sample treated at 1100 °C – 180 min equal to 355 ± 4.5 MPa. The ultimate tensile strength reached 36.5 ± 1 and 20.5 ± 1 MPa at temperatures of 800 °C and 900 °C, respectively. Fracture occurred on the side of the IMC substrates at both test temperatures due to the presence of shrinkage porosity during the solidification stage of IMC and crystal lattice parameters mismatch with the matrix.

**Keywords**: Hastelloy X, Intermetallic compound, strength, joint, Microstructure.

Corresponding Author: ali.kaflou@irost.ir

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال نهم، شماره2، پاییز و زمستان 1402



# مطالعه ریزساختار، تغییرات فازی و استحکام دمای بالا اتصال Hastelloy X - $Ni_3Al$ توسط فرایند TLP

اسماعیل گنجه، علی کفلو*، کورش شیروانی

پژوهشکده مواد و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران

دریافت مقاله: 1402/08/12 ؛ پذیرش مقاله: 1402/09/23

**چکیده**

در این مقاله، خواص مکانیکی اتصال فاز مایع گذرا (TLP) بین Hastelloy X به ترکیب بین فلزیNi3Al در محدوده دمایی 800-900°C مورد بررسی قرار گرفت. ریزساختار اتصال توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی مطالعه شد. همچنین جهت بررسی تغییرات فازی در دماهای مختلف نیمه اتصال، از آزمون XRD دما بالا بهره گرفته شد. طبق مشاهدات میکروسکوپی، مقطع اتصال از سه منطقه متأثر از نفوذ، انجماد همدما و انجماد غیر همدما تشکیل شده بود که با افزایش دما و زمان فرایند، ناحیه انجماد همدما متشکل از محلول جامد غنی از نیکل در عرض ریزساختار گسترش یافت. استحکام اتصال بهینه در دمای 1100°C و زمان 180 دقیقه برابر با 4,5 ± 355 مگاپاسکال به دست آمد. استحکام برشی گرم در دماهای 800 و 900°C به ترتیب به 1 ± 36,5 و 1 ± 20,5 مگاپاسکال اندازه گیری شد. شکست در سمت ترکیب بین فلزی در هر دو دمای آزمون به علت حضور حفرات انقباضی در حین مرحله انجماد ترکیب بین فلزی رخ داد.

**کلمات کلیدی**: سوپرآلیاژ Hastelloy X، ترکیب بین فلزی $Ni_3Al$، استحکام، اتصال، ریزساختار.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: ali.kaflou@irost.ir

## 1- مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به طور گسترده در ساخت قطعات توربین گازی مانند محفظه احتراق، پره‌های توربین و دریچه‌های مورد نیاز به خاطر استحکام دمای بالا استفاده می‌شود [1]. سوپر آلیاژ Hastelloy X به طور خاص یکی از سوپرآلیاژهای تقویت شده از طریق محلول جامد است که به دلیل مقاومت بالا در برابر خوردگی گرم و استحکام خزشی، برای کاربردهای دمای بالا مانند بخش‌های محفظه احتراق توربین‌های گازی (محدوده دمایی °C 1000-500) مورد استفاده قرار می‌گیرد [2]. ترکیبات بین فلزی پایه نیکل (IMC) مانند $Ni_3Al$ علاوه بر NiAl به عنوان مواد استراتژیک در موتورهای توربین هوایی پیشرفته کاربری دارند. فرایندهای اتصال در تمام صنایع برای ساخت سازه‌های مهندسی اجتناب ناپذیر است و در این میان، روش‌های پیوند لحیم‌کاری سخت و فاز مایع گذرا (TLP) به طور گسترده به ویژه برای اتصال غیرمشابه سوپرآلیاژها پیشنهاد می‌شود [3]. لایه واسط با کد تجاری BNi-2 (Ni-Cr-Fe-Si) معمولاً برای اتصال سوپرآلیاژهای Hastelloy X استفاده می‌شود که باعث ایجاد اتصای مستحکم در دمای بالا می‌گردد. عناصر بور و سیلیسیوم به‌عنوان عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPD) به ترکیب لایه‌های

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

واسط اضافه شده که باعث افزایش سیالیت در دمای پایین می‌شود و تضعیف خواص مکانیکی فلزات پایه (BM) را نیز جبران می‌کند. کنترل نفوذ عناصر آلیاژی موجود در لایه واسط برای حذف منطقه انجماد آترمال (ASZ) و گسترش منطقه انجماد همدما (ISZ)، همواره یکی از چالش‌های مهم در فرایند TLP می‌باشد که به دمای اتصال، زمان نگهداری، اندازه شکاف و ترکیب لایه واسط بستگی دارد. این پارامترها بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال تأثیر می‌گذارند [4, 5].

در تحقیقی که توسط سامانی و همکارانش [6] انجام شده، اثر زمان اتصال در دمای ثابت 1050 °C و زمان‌های 30 الی 120 دقیقه بر ریزساختار و استحکام ناشی از فرایند TLP در ترکیب بین فلزی $Ni_3Al$ مورد بررسی قرار گرفته است. ساختار غالب در ناحیه مرکزی منطقه ASZ با حضور شبکه‌ای از فازهای بلوکی شکل و ترک انجمادی مشخص می‌باشد. دلیل تشکیل ترک انجمادی، تمایل عنصر آلومینیوم به انقباض در حوضچه مذاب و ایجاد تنش کششی در ناحیه مرکزی می‌باشد. با افزاش زمان اتصال، شرایط نفوذ بیشتر مهیا شده و در نتیجه ترکیبات مختلف بین فلزی مانند $Cr_2B$، $Ni_3Si$ و $Ni_3B$ ایجاد شده بود. با افزایش زمان اتصال، مقدار استحکام برشی اتصال نیز حداکثر تا 219 مگاپاسکال در زمان اتصال 120 دقیقه گزارش شده است.

اثر زمان و دما بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال TLP هم جنس سوپرآلیاژ Hastelloy X با لایه واسط پایه نیکل (BNi-2) تحت خلاء 0/01 میلی بار در دماهای 1160 - 1070 °C و زمان‌های 640 -5 دقیقه توسط ملکان و همکارانش [7, 8] مورد بررسی قرار گرفته است. فازهای موجود در مناطق ASZ، ISZ و DAZ به ترتیب حاوی $Ni_3B$، محلول جامد γ (ناشی از واکنش پریتکتیک) و غنی از عناصر Cr-Mo-B بود. دمای1170°C و زمان 320 دقیقه و دمای 1160 °C و زمان 40 دقیقه به عنوان بهترین پارامترها برای اتصال Hastelloy X گزارش شده بود که به ترتیب به 80 و 89 درصد استحکام فلزپایه رسیده است. استحکام دمای محیط و دمای بالا اتصال نفوذی همجنس سوپرآلیاژ Hastelloy X توسط اینجین و همکاران [9] مورد بررسی قرار گرفته است. این اتصال در یک کوره تیوبی خلاء ($6\times10^{-4}$ Torr) در دمای 1120 °C با اعمال فشار14 MPa بمدت 90 دقیقه صورت گرفته است. استحکام کششی اتصال در دماهای 800 و 900 °C به ترتیب 1 ± 323 و 1 ± 210 مگاپاسکال افزایش یافته بود.

مقالات متعددی در مورد مطالعه ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال هم جنس و غیرهمجنس بین سوپرآلیاژهای نیکل و ترکیبات بین فلزی منتشر شده است در حالی‌که تحقیق در مورد خواص مکانیکی دما بالا (مانند استحکام کششی گرم) اتصال سوپرآلیاژ Hastelloy X به ترکیب بین فلزی $Ni_3Al$ بسیار محدود و کمیاب است.

هدف اصلی این مقاله دست یابی به پارامترهای اتصال بهینه (دما و زمان) سوپرآلیاژ Hastelloy X به ترکیب بین فلزی $Ni_3Al$ توسط لایه واسط AWS BNi-2 می‌باشد. سپس، استحکام برشی دمای محیط و دمای بالای نمونه‌های اتصال در شرایط ایده‌آل، در دمای 800-900 °C ارزیابی شده است.

## 2-مواد و روش تحقیق

### 2-1-مواد اولیه

ورق پایه مورد استفاده در این تحقیق، سوپرآلیاژ Hastelloy X (کارسرد و آنیل شده) به ضخامت 2 میلی‌متر و جزء آلیاژهای استحکام دهی شده با مکانیزم محلول جامد می‌باشد. از چسب لایه واسط BNi-2 ساخت شرکت Vitta-braze به ضخامت 325 میکرون استفاده شد. چسب آلیاژهای پرکننده در مقایسه با پودر آلیاژی لحیم‌کاری سخت اتصالی تمیزتر و در عین حال باعث کاهش ملاحظات ایمنی بعلت استفاده از چسب‌های آلی بر یک بستر پلاستیکی خواهد شد. در جدول(1) ترکیب شیمیایی مواد اولیه مورد استفاده ارائه شده است. ترکیب بین فلزی $Ni_3Al$ در کوره ذوب مجدد قوسی تحت خلاء از عناصر اولیه نیکل (خلوص 99/95) و آلومینیوم (خلوص 99/9) تهیه شد. به منظور اطمینان از یکنواختی ترکیب آلیاژ، 4 مرتبه عملیات ذوب انجام شد. علاوه بر استفاده از خلاء بالا، برای اطمینان از عدم حضور مقادیر بسیار کم اکسیژن، نمونه تیتانیومی

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

در کنار مواد اولیه، قبل از ذوب آلیاژ اصلی چندین بار ذوب گردید. جزئیات کامل و آنالیزهای مرتبط در خصوص تولید ترکیب بین فلزی در مقاله‌ای دیگر بطور مفصل بحث شده است [10].

## 2-2-شرایط اتصال

برای انجام فرایند اتصال از یک کوره تیوبی تا دمای 1400 °C استفاده شد. اتمسفر مورد استفاده خلاء $10^{-4}$ تا $10^{-5}$ torr، نرخ گرمایش 10 °C/min و سرمایش تا دمای اتاق تحت خلاء انتخاب شد. جزئیات کامل اتصال در مرجع [10] ارائه شده است.

## 2-3-مشاهدات ریزساختاری

عملیات آماده سازی (برش و پولیش) نمونه‌ها مطابق استاندارد [11] انجام شد. نمونه‌ها با استفاده از محلول‌های اچ ماربل با ترکیب (10 گرم $CuSO_4$ + 50 میلی لیتر آب مقطر + 50 میلی‌لیتر HCl) مورد حکاکی قرار گرفته و ریزساختار محل اتصال نمونه‌های اتصال توسط میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX60 و میکروسکوپ الکترونی روبشی با تفنگ نشر میدانی مدل MIRA3 TESCAN مجهز به طیف سنج تفکیک انرژی (EDS)، مورد بررسی قرار گرفتند. جهت بررسی ریزساختار و آنالیز فازهای مختلف تشکیل شده در محل اتصال، از حالت الکترون‌های برگشتی استفاده شد. به منظور بررسی و اندازه‌گیری اندازه دانه‌ها در مناطق مختلف از روش تقاطع مطابق با استاندارد ASTME112-63 بهره گرفته شد.

## 2-4-آنالیز فازی دما بالا

به منظور بررسی فازهای ایجاد شده در دمای های مختلف، آزمون پراش پرتو X در دمای بالا توسط دستگاه malvern panalytical xpert pro مجهز به محفظه دما بالا مدل Anton Paar HTK 16، انجام شد. تغییرات فازی ایجاد شده در حین اتصال با قراردادن لایه واسط B-Ni2 بر سطوح سوپرآلیاژ و ترکیب بین فلزی بصورت مجزا در دمای محیط تا دمای 1170 °C انجام گرفت. مدت زمان نگهداری نمونه در هر دما 15 دقیقه به منظور هم دمایی کل نمونه می‌باشد و پس از گذشت این زمان الگوی پراش توسط دستگاه تهیه می‌شود. برای این منظور از پرتو Cu $K_\alpha$، نرخ نمو 2 °/min و زاویه پراش 20-100° استفاده شد.

به منظور تعیین اندازه تغییرات پارامتر شبکه کریستالی از روش نلسون-ریلی استفاده شد (رابطه1) [12]. فازهای موجود توسط نرم‌افزار X'Pert HighScore Plus V3.0.5 شناسایی شدند و مقادیر پارامتر شبکه برای چهار پیک اصلی عنصر پایه (نیکل) محاسبه گردید. با استفاده از رابطه(1) می‌توان میزان تغییرات پارامتر شبکه نیکل در حین نفوذ عناصر مختلف در هر دو سمت سوپرآلیاژ و ترکیب بین فلزی را محاسبه نمود که از این اطلاعات حداکثر میزان انبساط شبکه بدست می‌آید.

$$NR = ((\cos 〖\theta^2〗 / \sin\theta) + (\cos 〖\theta^2〗 / \theta))/2 \quad (1)$$

## 2-5-آزمون‌های مکانیکی

آزمون برشی دمای محیط توسط دستگاه تست کشش ساخت شرکت سنتام مدل STM-250 با نرخ کرنش 1 mm/min انجام شد. به منظور انجام آزمون برشی، نمونه‌های اتصال در ابعاد 4×10×10 میلی‌متر روی فک مخصوص آزمون برشی نصب شدند. برای هرحالت 3 نمونه جهت انجام آزمون برش تهیه شد که متوسط نتایج آن‌ها معیار نتایج آزمون برشی در نظر گرفته شد. لازم به ذکر است که میزان استحکام برشی بدست آمده از آزمون برشی تقریباً 0/6 استحکام کششی می‌باشد[13]. آزمون کشش گرم توسط دستگاه تست کشش ساخت شرکت سنتام مدل STM-150 با نرخ کرنش 0/1 mm/min انجام شد. دستگاه فوق مجهر به یک کوره المنتی و ترموکوپل Type K بود که قابلیت افزایش دما تا 980 °C را دارا می‌باشد. آزمون برش گرم در 2 دمای 800 و 900 °C (دمای کارکرد قطعه سوپر آلیاژ) جهت مقایسه از نمونه اتصال در دمای 1100 °C (بهترین خواص) صورت گرفت. نمونه برشی بعد از نصب در دستگاه توسط کوره المنتی به دمای مورد نظر رسید و تا پایان آزمون، منطقه اتصال تحت شرایط دمایی مذکور قرار گرفت. برای

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

افزایش دقت، این آزمون در هر دما دو مرتبه تکرار شد. نمونه‌ها طبق استاندارد ASTM E8M توسط ماشین سیم برش بریده شدند.

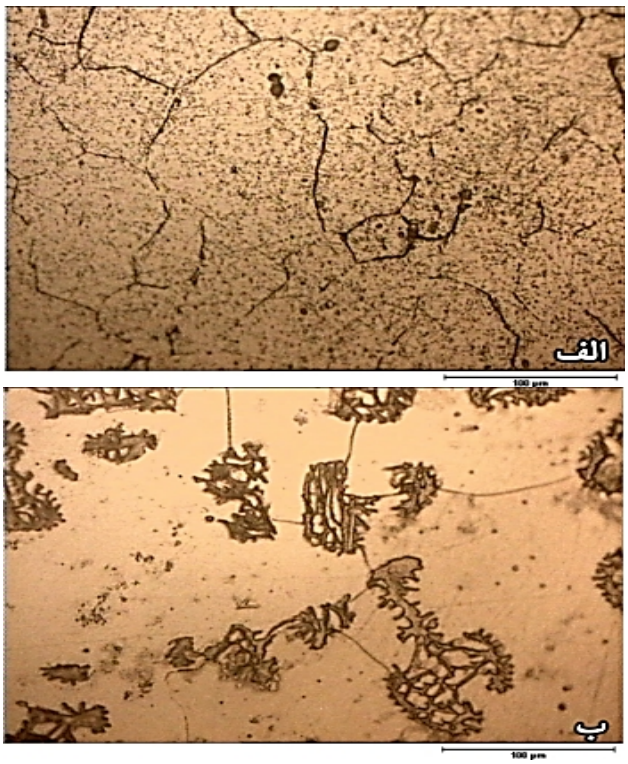
## 3-نتایج و بحث

### 3-1-ریزساختار فلزات پایه

ریزساختار فلزات پایه در شکل(1) نشان داده شده است. ریزساختار سوپر آلیاژ از محلول (γ) جامد آستنیتی غنی از نیکل با دانه‌های هم محور به همراه ذرات ریز کاربیدی (عمدتاً $M_{23}C_6$ و $M_6C$) با مورفولوژی کروی در مرزها و داخل دانه‌ها تشکیل شده است. ریزساختار ترکیب بین فلزی $Ni_3Al$ عمدتاً از فاز γ غنی از نیکل (فاز زمینه یا منطقه دندریتی) به همراه ساختار یوتکتیکی دوتایی γ` +γ (بین دندریتی) تشکیل شده است. فاز دوم (γ`) عمدتاً در محل تلاقی مرزدانه‌ها (شکل1-ب) ایجاد شده که ریزساختار مشاهده شده با ریزساختارهای سایر تحقیقات تطابق دارد [6, 14, 15]. اندازه متوسط دانه سوپر آلیاژ و ترکیب بین فلزی به ترتیب 2 ± 93 و 8 ± 175 میکرومتر محاسبه شد.

### 3-2-ریزساختار اتصال

شکل(2) تصویر میکروسکوپی نوری از مقطع اتصال-HX/BNi 2/$Ni_3Al$ را نشان می‌دهد که از چهار منطقه متمایز (DAZ، ISZ، ASZ و ISZ از Ni3Al) در اکثر نمونه‌های اتصال در زمان‌ها و دماهای مختلف تشکیل شده است. با افزایش زمان و درجه حرارت عرض منطقه AS به دلیل افزایش نرخ نفوذ کاهش یافته و از طرف دیگر باعث گسترش منطقه IS شده است. تشکیل منطقه DA با مورفولوژی سوزنی در مرز دانه‌های سوپرآلیاژ باعث تثبیت دانه‌ها شده و در نتیجه از رشد بیشتر آن‌ها جلوگیری می‌کند [18]. بنابراین، منطقه AS هنوز در دمای اتصال 1050 °C و زمان 180 دقیقه به طور کامل در ریزساختارحل نشده است. گزارش شده است که افزایش دما بالاتر از 1120 °C (حتی زمان‌های طولانی) بیشتر باعث وقوع پدیده رشد دانه و کاهش خواص مکانیکی خواهد شد[7, 16].



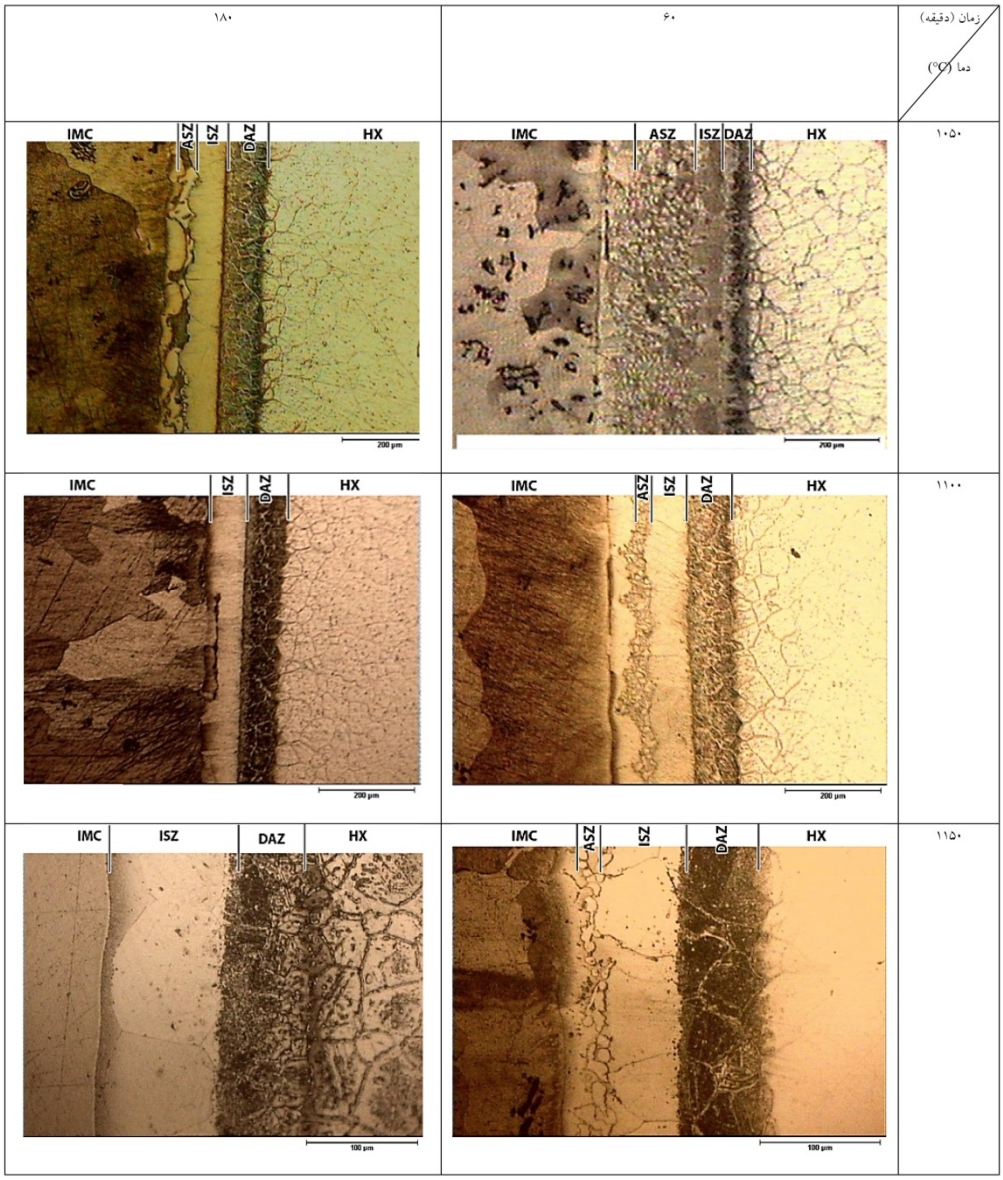

شکل1-ریزساختار فلزات پایه (الف) سوپرآلیاژ (در دمای 1170 °C به مدت 30 دقیقه آنیل و در آب کوئنچ شده) (ب) ترکیب بین فلزی $Ni_3Al$.

همانطورکه در نمونه‌های اتصال در زمان 60 دقیقه و دمای 1100 °C مشاهده می‌شود، هنوز انجماد هم دما در ناحیه مرکزی اتصال کامل نشده و ریزساختار یوتکتیکی AS به وضوح مشخص می‌باشد. با افزایش زمان تا 180 دقیقه عرض ناحیه DA در فصل مشترک لایه واسط و سوپر آلیاژ افزایش یافته است که این مقدار برای نمونه اتصال یافته در دمای 1150 °C نسبت به سایر دماها بیشتر می‌باشد. بطور کلی افزایش دما باعث فعال‌سازی مسیرهای نفوذ و افزایش زمان باعث توسعه نقل و انتقالات اتمی خواهد شد.

به منظور مطالعه دقیق‌تر و همچنین بررسی فازهای مختلف در مقطع اتصال از میکروسکوپ FESEM به همراه آنالیزهای EDS و MAP استفاده شد. تصویر FESEM به همراه آنالیز MAP نمونه‌های اتصال در زمان 180 دقیقه و دماهای 1050، 1100 و 1150 °C در شکل(3) گردآوری شده است. عناصر آلیاژی براساس پارامتری بعنوان ضریب توزیع تعادلی بین جبهه انجمادی و مذاب توزیع می‌شوند.

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]




شکل 2- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های اتصال در دماهای°C 1150-1050و زمان‌های 60 تا 180 دقیقه.

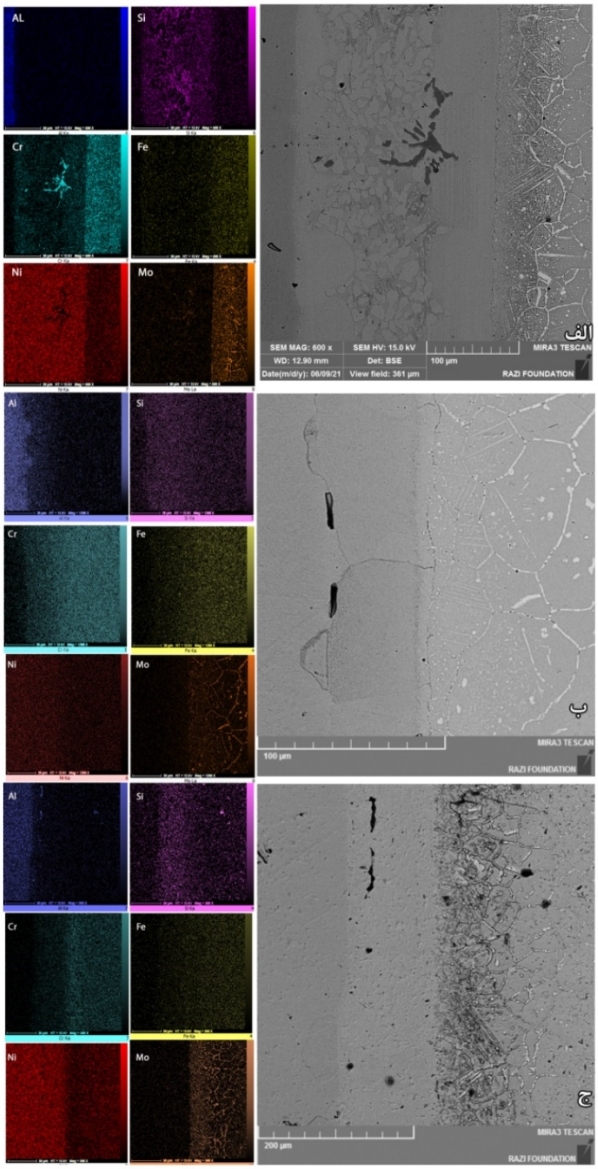
ضریب توزیع تعادلی (K) هر عنصری براساس رابطه (2) تعریف می‌شود که $C_s$ و $C_l$ به ترتیب غلظت عنصر حل شونده در فاز جامد و مذاب می‌باشد. عناصر با ضریب توزیع تعادلی کمتر از یک تمایل به باقی‌ماندن در فاز مذاب دارند و در نتیجه فاز مذاب از آن عنصر غنی می‌شود. بنابراین غلظت عناصر آلیاژی در جلوی فصل مشترک انجمادی بعلت پس زدن عناصر آلیاژی از داخل فاز جامد افزایش پیدا می‌کند [6, 14].

$$K = \frac{C_s^i}{C_l^i} \quad (2)$$

نفوذ عناصر آهن و کروم (با ضریب توزیع تعادلی بیشتر از یک) به درون لایه واسط باعث پس زدن عناصر سیلیسیوم و بور (با ضریب توزیع تعادلی کمتر از یک) از ناحیه اتصال می‌گردد که منجر به افزایش دمای تعادلی ناحیه اتصال و تشکیل منطقه انجماد همدما در فصل مشترک جامد/مذاب می‌گردد. مهم‌ترین عامل در تشکیل ناحیه انجماد همدما تغییرات در ترکیب شیمیایی، به علت نفوذ مابین مذاب لایه واسط و عناصر آلیاژی فلزات پایه در دمای اتصال می‌باشد[17].

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]




شکل 3- تصویر FESEM به همراه آنالیز MAP نمونه‌های اتصال در زمان 180 دقیقه و دماهای الف-1050 °C ، ب- 1100 °C و ج-1150 °C.

افزایش ضریب توزیع تعادلی منجر به کاهش حلالیت فلزپایه و کاهش میزان نفوذ عناصر سیلیسیوم و بور به داخل سوپر آلیاژ می‌شود. با توجه به قانون دوم فیک [18] با افزایش دما در یک زمان ثابت، منطقه متأثر از حرارت ابتدا رشد کرده و به حد مشخصی رسیده و سپس در این محدوده (62-66 میکرومتر) ثابت شده است. بنابراین میزان عمق نفوذ بعد از حد مشخصی تغییری نمی‌کند.

حضور اتم‌های کروم در منطقه اتصال نشان از غنی شدن این منطقه از این عنصر دارد. بنابراین، اتم‌های باقی‌مانده کروم موجود در منطقه مذاب در حین انجماد فازهای غنی از کروم را تشکیل می‌دهند که در شکل(3-الف) به خوبی قابل مشاهده می‌باشند. این فازها در دمای 1050 °C (زمان 180 دقیقه) به علت قرارگیری در دمای استحاله یوتکتیک سه تایی Ni-Cr-B در زمینه تشکیل می‌شوند [19]. در حین انجماد همدما منطقه اتصال غنی از عنصر بور شده، در حالی‌که عنصر سیلیسیم در منطقه IS توزیع شده است. در نتیجه فاز مذاب باقی‌مانده که غنی از عناصر کروم، نیکل و بور می‌باشد، توسط واکنش یوتکتیک به اجزای $Ni_3B$ و رسوبات کروم-نیکل بوراید تجزیه می‌شوند. عنصر بور به دلیل ضریب نفوذ بالاتر از سیلیسیم بیشتر در سوپر آلیاژ نفوذ می‌کند و باعث ذوب سطحی و در نتیجه حلالیت زیرلایه و تشکیل ترکیبات مختلف می‌گردد. با افزایش بیشتر دما و رسیدن به دمای لیکوئیدوس آلیاژ پرکننده، فاز غنی از نیکل γ بعنوان فاز زمینه توسط پدیده انجماد همدما در فصل مشترک جامد/مذاب تشکیل می‌گردد. افزایش زمان نگهداری باعث نفوذ عناصر از فاز زمینه به مذاب شده و در نتیجه آن گسترش ناحیه انجماد همدما تا منطقه مرکزی اتصال می‌گردد. در این میان نفوذ عناصری همچون سیلیسیم و آلومینیوم به عنوان عناصر ایجاد کننده فاز `γ، در زمینه γ نفوذ می‌کنند که وقتی میزان حلالیت این عناصر در فاز زمینه γ به حد خود برسد، فاز `γ متشکل از $Ni_3(Al,Si)$ بصورت فوق اشباع در زمینه تشکیل می‌شود. وقتی زمان جهت نفوذ کافی نباشد، ناحیه انجماد هم دما تکمیل نشده و بنابراین فاز مذاب باقی‌مانده باعث ایجاد ناحیه ASZ خواهد شد. همانطور که در شکل(3-ب و3-ج) مشاهده می‌شود با افزایش دما نرخ نفوذ افزایش یافته و باعث حرکت اتمی بیشتر (بعلت گرادیان غلظتی) عنصر آلومینیوم از سمت ترکیب بین فلزی به سمت مقطع اتصال می‌گردد. با توجه به درصد وزنی عنصر آلومینیوم در سوپرآلیاژ، لایه واسط و ترکیب بین فلزی مقدار این عنصر در سمت ترکیب بین فلزی از دو قسمت دیگر بیشتر می‌باشد و با توجه به قانون نفوذ در خود یا پدیده برگشت نفوذ [17]،

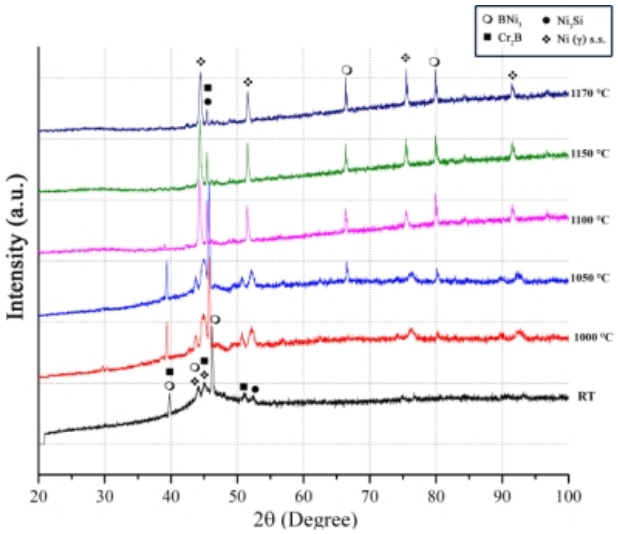
[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

حرکت اتمی و نفوذ آلومینیوم جهت به تعادل رساندن گرادیان غلظتی از ترکیب بین فلزی به سمت سوپرآلیاژ می‌باشد که با افزایش دما، عمق نفوذ افزایش یافته و در نتیجه باعث ایجاد حفرات انقباضی در ریزساختار بعد از انجماد می شوند. افزایش دمای اتصال تا 1150 °C باعث تشکیل ترک‌های انجمادی در سمت ترکیب بین فلزی شده است. این ترک‌ها به دلیل عدم یکنواختی ساختار دندریتی و همچنین متاثر از حضور عنصر آلومینیوم موجود در مذاب ایجاد شده در منطقه اتصال می‌باشد. طبق تصاویر MAP در دمای 1150 °C شکل(3-ج) مشخص می‌شود که عمده تحرکات اتمی عناصر به سمت سوپر آلیاژ می‌باشد و بنابراین عناصر آلیاژی موجود پیرامون ترک‌های انجمادی نتوانسته‌اند این منطقه را در حین انجماد اشغال نمایند و در نتیجه باعث تشکیل ترک شده است [6].

با افزایش دما و زمان مقدار فاز یوتکتیک موجود در ریزساختار بعلت نرخ نفوذ بیشتر عنصر بور کاهش یافته و این مقدار در دمای 1150 °C و زمان 180 دقیقه به کمترین مقدار خود می‌رسد. می‌توان اظهار داشت که منطقه انجماد همدما، کل ریزساختار را احاطه کرده است. دما پارامتر اثرگذارتری نسبت به زمان در افزایش نفوذ به شمار می‌آید. در واقع اثر دما را می‌توان به فعال سازی مسیرهای نفوذ و زمان را به تکمیل فرایند نفوذ نسبت داد. حال ممکن است که در یک دمای مشخص، نیاز به زمان زیادی برای تکمیل فرایند نفوذ باشد [17]. پارامترهای اتصال در دمای 1100 °C و زمان 180 دقیقه برای نفوذ کامل عناصر کاهنده دمای ذوب (مانند سیلیسیم و بور) به سمت سوپرآلیاژ و ترکیب بین فلزی کافی بوده و باعث تشکیل منطقه انجماد همدما در کل ریزساختار قبل از سرد شدن اتصال شده است. به منظور حذف کامل فازهای بوراید، نیاز به افزایش دما تا 1160-1170 °C است که منجر به حلالیت بیشتر در فلزپایه و تشکیل فاز مایع می‌گردد. با توجه به دمای ذوب سوپرآلیاژ، قرارگیری آلیاژ در محدوده 1260-1355 °C و رسیدن به حد نهایی دما ($T_m$ ≈0/9)، پدیده رشد دانه و کاهش خواص مکانیکی خصوصاً در دمای بالا رخ خواهد داد[20].

### 3-3-بررسی کیفی فازی مقطع اتصال با آنالیز HTXRD

نمودار پراش پرتو ایکس از نیمه اتصال (لایه واسط قرار گرفته بر سوپرآلیاژ) از دمای محیط تا دمای 1170 °C در شکل(4) ارائه شده است. الگوی پراش دمای محیط در زاویه 2θ≈45° دارای یک پیک با ارتفاع محسوس نسبت به سایر پیک‌ها می‌باشد که توسط نرم افزار بعنوان فاز محلول جامد نیکل (γ) کریستالی شناخته می‌شود. با افزایش دما تا 1100 °C پیک بوراید کروم با ترکیب $Cr_2B$ در ریزساختار انحلال یافته است که مشاهدات میکروسکوپی (شکل3) نیز این نتیجه را صحه‌گذاری می‌کنند.



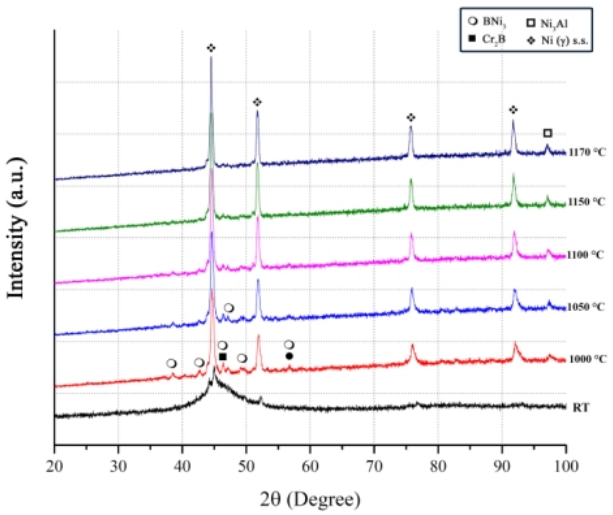

شکل4- نمودار پراش پرتو ایکس در دماهای مختلف از نیمه مقطع اتصال سمت سوپرآلیاژ.

با افزایش دما تا 1000 °C بعضی از پیک‌های ریز در مجاورت فاز محلول جامد نیکل (γ) تشکیل می‌شوند که طبق تحلیل نرم‌افزار، فاز $Ni_2Si$ یا همان یوتکتیک دوتایی نیکل – سیلیسیوم شناسایی می‌شوند که افزایش دما تا 1170 °C از شدت آن‌ها بعلت پدیده نفوذ حالت جامد کاسته ولی هنوز باعث حذف کامل آن‌ها نشده است. علاوه براین، می‌توان به ترکیبات بوراید نیکل ($BNi_2/BNi_3$) نیز اشاره نمود که در بالاترین مقدار دما نیز در ساختار باقی‌مانده‌اند. بنابراین می‌توان متصور شد که ریزساختار نهایی شامل محلول جامد نیکل بعنوان فاز زمینه

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

می‌باشد که در آن ساختار یوتکتیک سه جزئی از عناصر Ni-Si-B متشکل از رسوبات $Ni_2Si$/ $BNi_3$/ $BNi_2$ قرار گرفته است.

نمودار پراش پرتو ایکس از نیمه اتصال (لایه واسط قرار گرفته بر ترکیب بین فلزی) از دمای محیط تا دمای 1170 °C در شکل(5) ارائه شده است. افزایش دما تا 1000 °C باعث تشکیل فاز $Ni_2Si$ بعلت نفوذ عنصر بور از لایه واسط به سمت ترکیب بین فلزی در مجاورت پیک‌های فاز محلول جامد نیکل (γ) شده است که با افزایش دما بعلت حلالیت در فاز زمینه محو شده‌اند. لازم به ذکر است که در دمای 1000 °C پیک‌های مشخصه مربوط به ترکیب بین فلزی $Ni_3Al$ ناشی از نفوذ عنصر آلومینیوم به سمت لایه واسط (نیروی محرکه گرادیان غلظتی می‌باشد) نیز در الگوهای پراش نمایان شده‌اند.




شکل5- نمودار پراش پرتو ایکس در دماهای مختلف از نیمه مقطع اتصال سمت ترکیب بین فلزی.

محاسبات انجام شده بر اساس رابطه نلسون – ریلی (1) به منظور بررسی تغییرات پارامتر شبکه نیکل در دماهای مختلف بصورت نمودار در شکل(6) رسم شده است. شعاع اتمی و پارامتر شبکه عنصر نیکل با ساختار کریستالی FCC به ترتیب برابر 1/24 و 3/52 °A می‌باشد [21]. همانطور که در شکل(6) مشاهده می‌شود، تغییرات پارامتر شبکه نیکل تا دمای 1100 °C افزایش یافته و سپس در دمای 1150 °C به یک مقدار ثابت برابر 3/581 °A رسیده است. پارامتر شبکه نسبت به حالت اولیه 1/74 درصد افزایش یافته است که بیانگر بیشینه مقدار انبساط شبکه کریستالی ناشی از اثر همزمان نفوذ عناصر آلیاژی و دما می‌باشد.

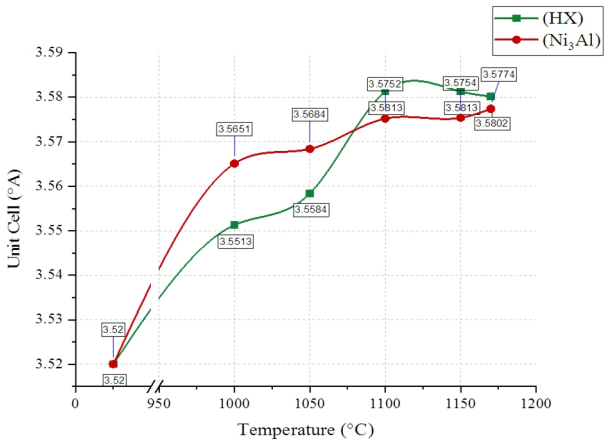
افزایش دما تا 1170 °C باعث تغییر روند و کاهش آن به مقدار 3/580 °A شده است که دو شاخه شدن پیک‌های فاز محلول جامد نیکل در زوایای 76 و 92 درجه در شکل(4) موید مطالب گفته شده می‌باشد. از طرف دیگر، مطابق شکل(6) مقدار پارامتر شبکه عنصر نیکل در دمای 1170 °C در ترکیب بین فلزی 3/557 °A محاسبه شده است که هنوز نسبت به حد نهایی عنصر نیکل (3/580 °A) حدود 0/1 درصد فاصله دارد. بنابراین می‌توان چنین استنباط نمود که میزان حلالیت رسوبات $Ni_2Si$ در فاز محلول جامد نیکل با کمک دما، افزایش می‌یابد. ولی در سمت سوپرآلیاژ بعلت وجود عناصر آلیاژی در فلز پایه و همچنین تشکیل ترکیبات بوراید کروم – مولیبدن در فصل مشترک اتصال، میزان نفوذ عنصر بور به لایه‌های داخلی سوپرآلیاژ محدود شده و پس از اشباع ساختار کریستالی زمینه، باعث تشکیل رسوبات بوراید نیکل می‌گردد.

با توجه به نتایج آنالیز FESEM و HTXRD از نیمه اتصال می‌توان مسیر انجمادی در منطقه اتصال را بصورت(3) خلاصه نمود.

$$L \rightarrow \gamma_{(Ni)solid\ solution\ (S.S)} + L_1\ (Rich\ in\ Cr-B-Si) \quad (3)$$

$$L_1 \rightarrow L_2 + \gamma + Ni\ Rich\ boride\ (Ni_3B, Ni_2B)$$

$$L_3 \rightarrow Ni\ Rich\ boride(Ni_3B, Ni_2B) + Cr\ Rich\ Boride\ (CrB) + Ni-Si\ rich\ Boride\ (Ni_2Si, Ni_3Si)$$



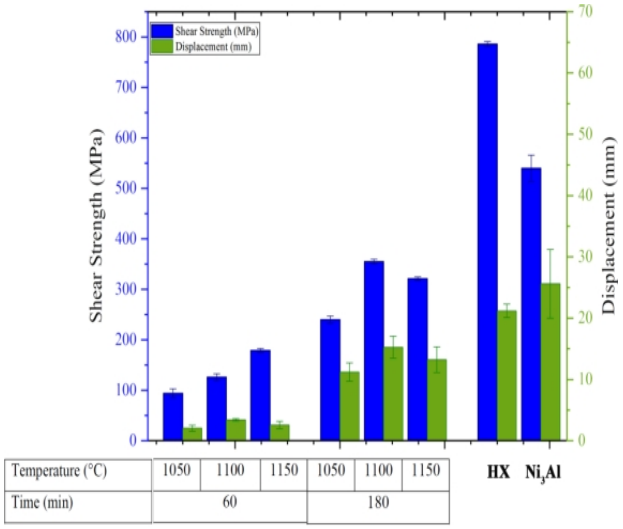

شکل6- نمودار تغییرات پارامتر شبکه عنصر نیکل برحسب دما برای نیمه اتصال سوپرآلیاژ (HX) و ترکیب بین فلزی ($Ni_3Al$).

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

### 3-4-آزمون برشی دمای محیط

جدول(2) خواص مکانیکی اتصال حاصل از آزمون برش در دمای محیط برای نمونه‌های اتصال در شرایط مختلف را نشان می‌دهد. تغییرات میانگین استحکام برشی و جابجایی فلزات پایه و نمونه‌های اتصال برحسب تغییرات دما و زمان در شکل(7) رسم شده است.



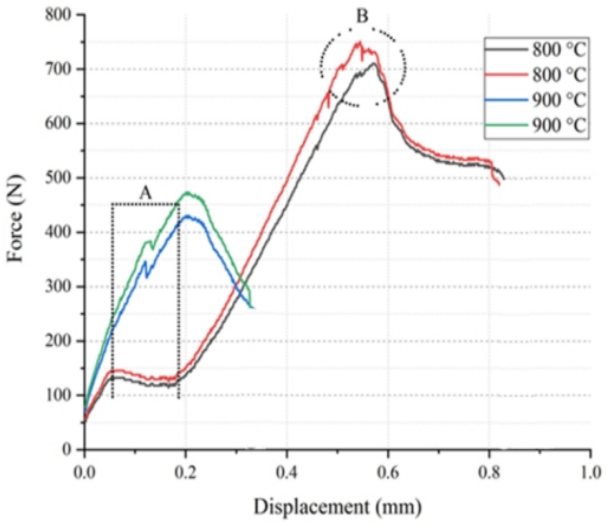

شکل7- تغییرات میانگین استحکام برشی و جابجایی نمونه‌های اتصال در زمان‌ها و دمای مختلف.

با افزایش دمای اتصال در زمان ثابت 60 دقیقه، استحکام برشی از 94 به 179 مگا پاسکال رسیده و تقریباً دو برابر افزایش یافته است که به معنی توسعه منطقه IS می‌باشد. همچنین با توجه به ریزساختار اتصال مقدار این تغییرات نیز کاهش یافته که نشان دهنده یکنواختی ساختار در دماهای بالاتر و کاهش رسوبات بوراید کروم است. میزان زیاد این تغییرات بر جابجایی (2/05 ± 1/5) موید این مطلب است که ریزساختار شامل حفرات یا ترک‌های انجمادی زیادی می‌باشد که تحت تنش برشی در مناطق مختلف اتصال رفتار کشسان متفاوتی را از خود بروز داده‌اند. در واقع محل جوانه زنی ترک همین رسوبات سخت بین فلزی شناسایی شده‌اند [8]. با افزایش نیروی اعمالی، محل اشاعه ترک در منطقه AS و DA رخ داده تا منجر به شکست منطقه‌اتصال‌خواهدشد. بیشترین‌استحکام‌برشی‌اتصال در دمای 1100°C و زمان180دقیقه بدست آمد (355 مگاپاسکال) که باعث وقوع شکست در سمت ترکیب بین فلزی شده است.

با توجه به خواص مکانیکی فلزات پایه، این مقدار از استحکام، تقریباً برابر با استحکام فلزات پایه می‌باشد. افزایش بیشتر دما (1150 °C) باعث کاهش 5 درصدی استحکام بعلت وقوع پدیده رشد دانه شده است. بطور کلی افزایش دما باعث توسعه منطقه IS و کاهش رسوبات و ترکیبات بین فلزی توزیع شده در منطقه DA می‌گردد. در حقیقت ترکیبات بین فلزی به عنوان ذرات فاز دوم عمل کرده و مانع حرکت نابجایی‌ها و صفحات لغزشی خواهند شد. ذرات فاز دوم ریز توزیع شده در یک زمینه نرم، یکی از مرسوم‌ترین روش‌های استحکام دهی می‌باشد.

### 3-5-آزمون برش گرم

نتیجه آزمون برش گرم و نمودار نیرو برحسب جابجایی به ترتیب در جدول(3) و شکل(8) ارائه شده است.




شکل 8- نمودار نیرو جابجایی برای نمونه‌های اتصال در دماهای 800 °C و 900.

همانطورکه نتایج نشان می‌دهد، افزایش دما باعث ازدیاد جابجایی و به تبع آن کاهش نیروی تسلیم و استحکام حداکثر شده است.

استحکام نهایی در دمای 800 و 900 °C در مقایسه با دمای محیط به ترتیب 90 و 94 درصد کاهش یافته است. کاهش خواص ناشی از وقوع پدیده بازیابی دینامیکی در مواد اولیه می‌باشد که یکی از مکانیزم‌های نرم شدن قطعه محسوب می‌شود [22].

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

جدول 1- ترکیب شیمیایی مواد اولیه مورد استفاده در تحقیق (درصد وزنی).

| آلیاژ | Ni | Cr | Fe | Mo | Co | W | C | B | Si | Nb | Al | Mn | Cu | روش |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Hastelloy X | ۴۸/۳ | ۲۱/۷ | ۱۸/۱ | ۸/۷ | ۰/۸ | ۰/۸ | ۰/۰۸ | ۰/۰۰۱ | ۰/۲۲ | ۰/۵ | ۰/۱ | ۰/۵ | ۰/۲۶ | کوانتومتری |
| $Ni_3Al$ | ۸۶/۷ | – | – | – | – | – | – | – | – | – | ۱۳/۳ | – | – | FESEM-EDS |
| BNi-2 | ۸۳/۳ | ۷/۰ | ۲/۷ | – | – | – | – | ۲/۹ | ۴/۱ | – | – | – | – | ICP |

جدول 2- خلاصه خواص مکانیکی بدست آمده از آزمون برشی برای نمونه‌های اتصال.

| دما (°C) | زمان (دقیقه) | میانگین استحکام برشی (MPa) | جابجایی (میلی متر) |
|---|---|---|---|
| ۱۰۵۰ | ۶۰ | ۹۴ ± ۹ | ۲/۰۵ ± ۰/۵ |
| | ۱۸۰ | ۲۴۰ ± ۷/۱ | ۱۱/۲۱ ± ۱/۵ |
| ۱۱۰۰ | ۶۰ | ۱۲۶ ± ۷ | ۳/۴۱ ± ۰/۲ |
| | ۱۸۰ | ۳۵۵ ± ۴/۵ | ۱۵/۲۵ ± ۱/۸ |
| ۱۱۵۰ | ۶۰ | ۱۷۹ ± ۴ | ۲/۵۷ ± ۰/۶ |
| | ۱۸۰ | ۳۲۱ ± ۳/۶ | ۱۳/۲۲ ± ۲/۱ |
| سوپرآلیاژ | | ۷۸۶ ± ۵ | ۲۱/۲ ± ۱/۱ |
| ترکیب بین فلزی | | ۵۴۰ ± ۲۵/۷ | ۲۵/۶۱ ± ۵/۵ |

جدول 3- نتایج آزمون برش گرم در مقایسه با برش در دمای اتاق برای نمونه اتصال در شرایط بهینه.

| دمای انجام آزمون (°C) | حداکثر نیرو (N) | استحکام نهایی (MPa) | جابجایی (میلی متر) | محل شکست |
|---|---|---|---|---|
| ۲۵ | ۱۷/ ۴۰۰ ± ۱۱ | ۳۵۵ ± ۴/۵ | ۱۵/۲۵ ± ۱/۸ | منطقه گیج |
| ۸۰۰ | ۷۳۰ ± ۲۰ | ۳۶/۵ ± ۱ | ۵ ± ۰/۵ | ترکیب بین فلزی |
| ۹۰۰ | ۴۴۶ ± ۱۶/۵ | ۲۰/۵ ± ۱ | ۳ ± ۰/۲ | ترکیب بین فلزی |

تشکیل منطقه A در نمودار شکل(8) موید این مطلب می‌باشد که با افزایش دما، انباشت نابجایی‌ها و برخورد آن‌ها با موانع (مانند ذرات ثانویه، کاربیدها) باعث افزایش استحکام شده و پس از وقوع پدیده بازیابی دینامیکی و صعود نابجایی‌ها، استحکام کاهش یافته است. محدود کردن حرکت مرزهای فرعی جدید توسط مرزهای دانه با زاویه کم علت اصلی این پدیده به شمار می‌آید که در آزمون کشش گرم سوپر آلیاژ X-750 توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری نیز دیده شده است [23]. افزایش دمای آزمون تا 900 °C منجر به تبدیل شدن این منطقه به یک دندانه در نمودار شده است (شکل8). همچنین وجود پدیده نقطه تسلیم که به قفل و باز شدن نابجایی نسبت داده می‌شود مصداق دیگری برای توجیه این رفتار می‌باشد [13].

طبق نظریه میلس (تئوری شکست مواد پلی کریستال)، شکست در دمای محیط بعلت تمرکز تنش اطراف مرزهای دانه و به هم پیوستن حفرات میکرونی در مرزهای کاربید و زمینه می‌باشد که باعث گسستن دانه‌ها می‌شود. در واقع در این نوع شکست، رشد ترک از میان دانه‌ها می‌باشد. با افزایش دمای آزمون، تحرک نابجایی‌ها در داخل دانه‌ها افزایش می‌یابد و لذا تمرکز تنش در مرز دانه‌ها بازیابی می‌شود [24]. پس از اینکه انباشت و قفل نابجایی‌ها، استحکام دهی خود را از دست دادند، مکانیزم لغزش در صفحاتی که با افزایش دما فعال می‌شوند، منجر به تغییر شکل پلاستیک و افزایش استحکام در فلزات با شبکه FCC می‌شوند. مشخصه این مرحله، لغزش متقاطع، برخورد بیشتر نابجایی‌ها و تشکیل قفل‌های لومر – کاترل است که با اعمال تنش زیاد همراه می‌باشد. این مقدار افزایش استحکام به شکل دندانه‌هایی تا منطقه B در نمودار شکل(8) ادامه یافته است. طبق اثر پورتوین-لوشاتلیه تشکیل این دندانه‌ها به اثر متقابل نابجایی‌های متحرک با اتم‌های عناصر حل شونده نسبت داده می‌شود[9].

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

این پدیده نوعی پیرکرنشی است که به پیرکرنشی دینامیکی نیز معروف می‌باشد. این اثر با دندانه دار شدن منحنی تنش-کرنش در محدوده تغییر شکل پلاستیک ظاهر می‌شود و به پارامترهایی همچون دما، نرخ کرنش، اندازه دانه، ماهیت رسوبات یا فاز ثانویه و شرایط سطحی قطعه وابسته می‌باشد. افزایش دما منجر به نفوذ اتم‌های عنصر حل شونده به نابجایی‌های موجود در منطقه نقص انباشتگی می‌شوند و در نتیجه شرایط لغزش را مهیا می‌سازند. نتیجه این برهم کنش تشکیل دندانه نوع C که ماهیت کاهش ناگهانی نیرو (تنش) در طی زمان آزمون را دارد، می‌باشد. حداکثر و حداقل این نواسانات بین 10-20 نیوتن با دوره زمانی 2 ثانیه اندازه‌گیری شد. این پدیده در جوشکاری نفوذی هم جنس سوپرآلیاژ Hastelloy X در دمای °C 500 و 600 مشاهده شده است [9]. بنابراین در نمونه حاضر انتظار می‌رود که شکست در منطقه اتصال یا از سمت سوپر آلیاژ رخ دهد، ولی وجود حفرات انقباضی در حین ریخته‌گری ترکیب بین فلزی، مورفولوژی فاز ثانویه $\gamma`(Ni_3Al)$ در مرز دانه‌ها و عدم تطابق فاکتور کریستالی با فاز زمینه عواملی هستند که باعث وقوع پدیده شکست در سمت ترکیب بین فلزی شده است. این حفرات (انقباضی) در دماهای بالا به عنوان مکان‌های مرجح برای رشد و اشاعه ترک به شمار می‌روند. مورفولوژی دندریتی فازهای $\gamma`(Ni_3Al)$ در ترکیب بین فلزی حاکی از فاکتور عدم تطابق بالاتر از 1/25 درصد دارد. حضور عنصر آلومینیوم در تشکیل فاز $\gamma`$ تعداد حفرات الکترونی کمتری را نسبت به عناصری همچون کروم، مولیبدن، تنگستن، تیتانیوم و نایوبیوم ایجاد می‌کند. کاهش تعداد حفرات الکترونی باعث افزایش انرژی در نقص چیده شدن می‌شود و در نتیجه لغزش تقاطعی را آسان‌تر می‌کند. در دمای بالا، افزایش استحکام به نفوذ عناصر سنگین مانند مولیبدن و تنگستن که نرخ نفوذ کندی دارند، وابسته می‌باشد. بنابراین وجود این عناصر در سمت سوپرآلیاژ و محل اتصال باعث افزایش تعداد حفرات الکترونی و پایداری آلیاژ در دمای بالا شده است [25].

## 4-نتیجه‌گیری

-تشکیل منطقه انجماد همدما از دمای °C 1000 و زمان 60 دقیقه شروع شد که افزایش زمان و دما باعث گسترش این ناحیه و کاهش منطقه AS در مقطع اتصال شده است. مطابق تصاویر ریزساختار، این منطقه در دمای °C 1100 و زمان 180 دقیقه کل ریزساختار اتصال را احاطه نموده و افزایش دما پس از تکمیل این ناحیه باعث گسترش منطقه متأثر از نفوذ شده است که اصلی‌ترین مکانیزم در وقوع این پدیده‌ها، وجود عنصر بور و حلالیت آن در سوپرآلیاژ نسبت داده می‌شود.

-نتایج آنالیز XRD دما بالا نشان داد که افزایش دما باعث افزایش حلالیت رسوبات در فاز محلول جامد نیکل در سمت ترکیب بین فلزی می‌گردد. ولی در سمت سوپرآلیاژ به علت وجود عناصر آلیاژی در فلزپایه و همچنین تشکیل ترکیبات بوراید کروم – مولیبدن در فصل مشترک اتصال، میزان نفوذ عنصر بور به لایه‌های داخلی سوپرآلیاژ محدود شده و پس از اشباع ساختار کریستالی زمینه، باعث تشکیل رسوبات بوراید نیکل می‌گردد.

-اتصال ایجاد شده در دمای °C 1100 و زمان 180 دقیقه بالاترین میزان استحکام برشی (355 ± 4/5 MPa) را نشان داد که تقریباً هم ارز استحکام کششی فلزات پایه بود. با افزایش دمای اتصال بیشتر از °C 1100، وقوع پدیده رشد دانه‌ها و حلالیت کاربیدها باعث افت خواص مکانیکی شد.

-استحکام اتصال در دمای 800 و °C 900 به ترتیب برابر 36/5 ± 1 MPa و 20/5 ± 1 بدست آمد که نمودار نیرو برحسب جابجایی دارای 2 منطقه مشخصه بود. منطقه اول معرف وقوع پدیده بازیابی دینامیکی و انباشت نابجایی‌ها می‌باشد. افزایش نیرو همراه با اعمال حرارت باعث فعال‌سازی صفحات لغزشی شده است که عامل اصلی ایجاد دندانه به شمار می‌آید. ولی بعلت وجود حفرات انقباضی، مورفولوژی فاز ثانویه $\gamma`(Ni_3Al)$ در مرز دانه‌ها و عدم تطابق فاکتور کریستالی با فاز زمینه، شکست در ترکیب بین فلزی رخ داده است.

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

**تقدیر و تشکر**

این تحقیق در آزمایشگاه EnerMat در سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران با شماره گرنت 1012000002 انجام شده است. بخشی از این پژوهش توسط صندوق حمایت از پژوهشگران و فناوران کشور به شماره پروژه 99002496 حمایت شده است.

**تضاد منافع**

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منافعی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

**منابع**

1-Yang G-x, Xu Y-f, Jiang L, Liang S-h. High temperature tensile properties and fracture behavior of cast nickel-base K445 superalloy. Progress in Natural Science: Materials International. 2011;21(5):418-25. https://doi.org/10.1016/S1002-0071(12)60078-1

2-Ghasemi A, Kolagar AM, Pouranvari M. Microstructure-performance relationships in gas tungsten arc welded Hastelloy X nickel-based superalloy. Materials Science and Engineering: A. 2020;793:139861. https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139861

3-Zhang L, Chang Q, Sun Z, Xue Q, Feng J. Effects of boron and silicon on microstructural evolution and mechanical properties of transient liquid phase bonded GH3039/IC10 joints. Journal of Manufacturing Processes. 2019;38:167-73. https://doi.org/10.1016/j.jmapro٢٠١٩,٠١,٠١٦.

4-Pouranvari M, Ekrami A, Kokabi A. Effect of bonding temperature on microstructure development during TLP bonding of a nickel base superalloy. Journal of Alloys and Compounds. 2009;469(1-2):270-5. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.01١٠١.

5-Ganjeh E, Kaflou A, Shirvani K. High temperature shear and thermal aging behavior of dissimilar transient liquid phase bonded Hastelloy X to Ni3Al intermetallic compound. Intermetallics. 2023;159:107916. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2023.107٩١٦

6-Samani MS, Bahrami A, Karimzadeh F. Microstructure and mechanical properties of transient liquid phase (TLP)-bonded Ni3Al intermetallic compounds. Materials Today Communications. 2019;21:100619. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.100619

7-Malekan A, Farvizi M, Mirsalehi S, Saito N, Nakashima K. Influence of bonding time on the transient liquid phase bonding behavior of Hastelloy X using Ni-Cr-B-Si-Fe filler alloy. Materials Science and Engineering: A. 2019;755:37-49. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.124

8-Malekan A, Farvizi M, Mirsalehi S, Saito N, 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. 2019;47:129-40.https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.030

9-Sah I, Kim E-S. High-temperature tensile behavior of diffusion-welded hastelloy X. Journal of Mechanical Science and Technology. 2022;36(7):3419-28. https://doi.org/10.1007/s12206-022-0620-x

10-Ganjeh E, Kaflou A, Shirvani K. Microstructure and shear strength investigating of dissimilar bonding of Hastelloy X to Ni3Al intermetallic composite by the transient liquid phase process 11th International Conference on Materials Engineering and Metallurgy (iMat2022), ; Iran,1401. [In Persian].

11-Metals hand book, Vol 9: metallography and microstructures. USA: ASM; 1998.

12-Tomlinson W, Andrews A. Densities of fcc nickel–iron alloys. Metal Science. 1978;12(5):263-4. https://doi.org/10.1179/msc.1978.12.5.263

13-Dieter GE. Mechnical metallurgy. 3ed ed. New York: McGraw-Hill; 2001.

14-Yang Z, Lian J, Cai X, Wang Y, Wang D, Liu Y. Microstructure and mechanical properties of Ni3Al-based alloy joint transient liquid phase bonded using Ni/Ti interlayer. Intermetallics. 2019;109:179-88. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.03.012

15-Wu J, Liu Y-C, Li C, Xia X-C, Wu Y-T, Li H-J, et al. Microstructural characterization and phase separation sequences during solidification of $Ni_3Al$-based superalloy. Acta Metallurgica Sinica (English Letters). 2017;30(10):949-56. https://doi.org/10.1007/s40195-017-0634-z

16-Ghasemi A, Pouranvari M. Thermal processing strategies enabling boride dissolution and gamma prime precipitation in dissimilar nickel-based superalloys transient liquid phase bond. Materials & Design. 2019;182:108008. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108008

17-Jamaloei AD, Khorram A, Jafari A. Characterization of microstructure and mechanical properties of dissimilar TLP bonding between IN718/IN600 with BNi-2 interlayer. Journal of Manufacturing Processes. 2017;29:447-57. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.09.010

18-Porter DA, Easterling KE. Phase transformations in metals and alloys (revised reprint): CRC press; 2009.

19-Shiue R, Wu S, Hung C. Infrared repair brazing of 403 stainless steel with a nickel-based braze alloy. Metallurgical and Materials Transactions A. 2002;33:1765-73. https://doi.org/10.1007/s11661-002-0185-3

20-Malekan A, Farvizi M, Mirsalehi S ,Saito N, Nakashima K. Holding time influence on creep behavior of transient liquid phase bonded joints of Hastelloy X. Materials Science and Engineering: A. 2020;772: 138694. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138694

21-Hermann K. Crystallography and surface structure: an introduction for surface scientists and nanoscientists:

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]

Engineering: A. 2016;677:474-84.
http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.081
24-Mills WJ, James LA. Effect of Temperature on the Fatigue-Crack Propagation Behavior of Inconel X-750. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 1980;3(2):159-75.
https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1980.tb01111.x
25-W.F. Smith. Structure and properties of engineering alloys. 2th ed: McGraw-Hill; 1993.
John Wiley & Sons; 2017.
22-Stepanova N, Davydov D, Rodionov D, Philippov YI, Akshentsev YN, Vinogradova N, et al. Structure and mechanical properties of an Ni3Al single crystal upon high-temperature deformation. The Physics of Metals and Metallography. 2011;111(4):403-9.
https://doi.org/10.1134/S0031918X1006102X
23-Marsh C, Depinoy S, Kaoumi D. Effect of heat treatment on the temperature dependence of the fracture behavior of X-750 alloy. Materials Science and

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

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2024.10 ]