

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

Volume 9, Number 2, 2024



6

Study of microstructure, phase transformation and high temperature strength of hastelloy X and Ni₃Al 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 Ni₃Al 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



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 (Ni₃Al - توسط فرایند TLP اسماعیل گنجه ()، علی کفلو * ()، کورش شیروانی () پژوهشکده مواد و انرژی های نو، سازمان پژوهش های علمی و صنعتی ایران

دريافت مقاله: 1402/08/12 ؛ پذيرش مقاله: 1402/09/23

چکیدہ

در این مقاله، خواص مکانیکی اتصال فاز مایع گذرا (TLP) بین Hastelloy X به ترکیب بین فلزیNi3Al در محدوده دمایی C°900-900 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 همداما متشکل از محلول جامد غنی از نیکل در عرض ریزساختار گسترش یافت. استحکام اتصال بهینه در دمای C°100 و زمان فرایند، ناحیه انجماد همداما متشکل از محلول جامد غنی از نیکل استحکام برشی گرم در دماهای 800 و C°900 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.

> كلمات كليدى: سوپرالياژ Hastelloy X، تركيب بين فلزى Ni₃Al، استحكام، اتصال، ريزساختار. 🐼 * نو بسنده مسئول، يست الكترونيكي: <u>ali.kaflou@irost.ir</u>

1- م*قد*مه

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 X Hastelloy 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 توربین های گازی (محدوده دمایی ۲^o 1000-500) مورد استفاده قرار می گیرد [2]. ترکیبات بین فلزی پایه نیکل (IMC)

مانند Ni₃Al 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 لحیم کاری سخت و فاز مایع گذرا (TLP) به طور گسترده به ویژه برای اتصال غیرمشابه سوپرآلیاژها پیشنهاد می شود [3]. لایه واسط با کد تجاری SNi-2 (Ni-Cr-Fe-Si) معمولاً برای اتصال سوپرآلیاژهای Hastelloy X استفاده می شود که باعث ایجاد اتصای مستحکم در دمای بالا می گردد. عناصر بور و سیلیسیوم به عنوان عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPD) به ترکیب لایههای

واسط اضافه شده که باعث افزایش سیالیت در دمای پایین می شود و تضعیف خواص مکانیکی فلزات پایه (BM) را نیز جبران می کند. 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 می باشد که به دمای اتصال، زمان نگهداری، اندازه شکاف و ترکیب لایه واسط بستگی دارد. این پارامترها بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال تأثیر می گذارند [4, 5].

در تحقیقی که توسط سامانی و همکارانش [6] انجام شده، اثر زمان اتصال در دمای ثابت C° 1050 و زمانهای 30 الی 120 دقیقه بر ریزساختار و استحکام ناشی از فرایند TLP در ترکیب بین فلزی Ni₃Al مورد بررسی قرار گرفته است. ساختار غالب در ناحیه مرکزی منطقه XSZ با حضور شبکهای از فازهای بلوکی شکل و ترک انجمادی مشخص میباشد. دلیل نشکیل ترک انجمادی، تمایل عنصر آلومینیوم به انقباض در موضچه مذاب و ایجاد تنش کششی در ناحیه مرکزی میباشد. با افزاش زمان اتصال، شرایط نفوذ بیشتر مهیا شده و در نتیجه شده بود. با افزایش زمان اتصال، مقدار استحکام برشی اتصال نیز حداکثر تا 219 مگاپاسکال در زمان اتصال 200 دقیقه گزارش شده است.

اثر زمان و دما بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال TLP هم جنس سوپرآلیاژ X Hastelloy با لایه واسط پایه نیکل (BNi-2) تحت خلاء 0/01 میلی بار در دماهای C° 1160 - 1070 و زمانهای 640 -5 دقیقه توسط ملکان و همکارانش [7, 8] مورد بررسی قرار گرفته است. فازهای موجود در مناطق ISZ، ASZ بررسی قرار گرفته است. فازهای موجود در مناطق ISZ، ASZ و DAZ به ترتیب حاوی Ni₃B، محلول جامد γ (ناشی از واکنش پریتکتیک) و غنی از عناصر Cr-Mo-B بود. دمای Cr-Mo-B و زمان 200 دقیقه و دمای C° 1160 و زمان لاهtelloy X دقیقه به عنوان بهترین پارامترها برای اتصال X Hastelloy X و مای محیط و دمای بالا اتصال قازپایه رسیده است. استحکام دمای محیط و دمای بالا اتصال نفوذی همجنس سوپرآلیاژ X Hastelloy توسط اینجین و

همکاران [9] مورد بررسی قرار گرفته است. این اتصال در یک کوره تیوبی خلاء (Torr ⁴⁻¹⁰×6) در دمای C° 1120 با اعمال فشار 14 MPa بمدت 90 دقیقه صورت گرفته است. استحکام کششی اتصال در دماهای 800 و C° 900 به ترتیب 1 ± 235 و 1 ± 210 مگاپاسکال افزایش یافته بود.

مقالات متعددی در مورد مطالعه ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال هم جنس و غیرهمجنس بین سوپر آلیاژهای نیکل و ترکیبات بین فلزی منتشر شده است در حالیکه تحقیق در مورد خواص مکانیکی دما بالا (مانند استحکام کششی گرم) اتصال سوپر آلیاژ Hastelloy X به ترکیب بین فلزی Ni₃AI 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 Ni₃Al توسط لایه واسط SNi-2 میباشد. سپس، استحکام برشی دمای محیط و دمای بالای نمونههای اتصال در شرایط ایدهآل، در دمای C^o 900-800 ارزیابی شده است.

2-مواد و روش تحقیق 2-1-مواد اولیه

المعتدان المعتدان المعتدان المعتدي المعتمان المعتدي المعتمان المعتمان المعتمان المعتمان المعتمان المعتدي المعتدي المعتدي المعتدي المعتدي المعتدي المعتدين المعتدين المعتدي المعتمان المعتمان المعتمان المعتمان المعتمان المعتمان المعتمان المعتمي المعتمي المعتمي المعتمي المعتمي المعتمي المعتمان المعتما المعتمي المعتمي المعتمي المعتمي المعتمي المعتمي المعتي

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-شرايط اتصال

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

2-3-مشاهدات ريزساختاري

عملیات آماده سازی (برش و پولیش) نمونه ها مطابق استاندارد [11] انجام شد. نمونه ها با استفاده از محلول های اچ ماربل با ترکیب (10 گرم 2004 + 50 میلی لیتر آب مقطر + 50 میلی لیتر 101) مورد حکاکی قرار گرفته و ریز ساختار محل اتصال نمونه های 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 ریز ساختار و آنالیز فازهای مختلف تشکیل شده در محل اتصال، از حالت الکترون های برگشتی استفاده شد. به منظور بررسی و اندازه گیری اندازه دانه ها در مناطق مختلف از روش تقاطع مطابق با استاندارد ASTME112-63 بهره گرفته شد.

2-4-آناليز فازى دما بالا

به منظور بررسی فازهای ایجاد شده در دمای های مختلف، آزمون پراش پرتو X در دمای بالا توسط دستگاه malvern Anton مجهز به محفظه دما بالا مدل Anton Paar HTK 16 مجهز به محفظه دما بالا مدل اید در حین 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

^O 1170 انجام گرفت. مدت زمان نگهداری نمونه در هر دما 15 دقیقه به منظور هم دمایی کل نمونه می باشد و پس از گذشت این زمان الگوی پراش توسط دستگاه تهیه می شود. برای این منظور از پرتو κα Cu Kα، نرخ نمو min ^o 2 و زاویه پراش ^o20-00 استفاده شد. به منظور تعیین اندازه تغییرات پارامتر شبکه کریستالی از روش نلسون-ریلی استفاده شد (رابطه1) [12]. فازهای موجود توسط مقادیر پارامتر شبکه برای چهار پیک اصلی عنصر پایه (نیکل) محاسبه گردید. با استفاده از رابطه(1) می توان میزان تغییرات پارامتر شبکه نیکل در حین نفوذ عناصر مختلف در هر دو

سمت سوپرآلیاژ و ترکیب بین فلزی را محاسبه نمود که از ایـن اطلاعات حداکثر میزان انبساط شبکه بدست میآید.

 $NR = ((\cos \left[\left[\theta^{2} \right] \right] / \sin \theta) + (\cos \left[\left[\left[\theta^{2} \right] \right] / \theta) \right) / 2$ (1)

2-5-آزمون،ای مکانیکی

آزمون برشى دماى محيط توسط دستگاه تست كشش ساخت شرکت سنتام مدل STM-250 با نرخ کرنش 1 mm/min انجام شد. به منظور انجام آزمون برشی، نمونه های اتصال در ابعاد 10×10×4 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 برشى تقريباً 0/6 استحكام كششى مىباشد [13]. آزمون كشش گرم توسط دستگاه تست كشش ساخت شركت سنتام مدل STM-150 با نرخ کرنش O/1 mm/min انجام شد. دستگاه فوق مجهر به یک کوره المنتی و ترموکوپل Type K بود که قابلیت افزایش دما تا C° 980 را دارا می باشد. آزمون برش گرم در 2 دمای 800 و C° 900 (دمای کارکرد قطعه سوپر آلیاژ) جهت مقایسه از نمونه اتصال در دمای C° 1100 (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 jwsti.iut.ac.ir on 2025-07-01

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

3-نتايج و بحث 1-3-ريزساختار فلزات پايه

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 M₂₃C₆ و M₆C) با مورفولوژی کروی در مرزها و داخل دانهها تشکیل شده است. ریزساختار ترکیب بین فلزی Ni₃Al عمدتاً از فاز γ غنی از نیکل (فاز زمینه یا منطقه دندریتی) به همراه ساختار یوتکتیکی دوتایی $\gamma + \gamma$ (بین دندریتی) تشکیل شده است. فاز دوم (γ) عمدتاً در محل تلاقی مرزدانهها شده است. فاز دوم (γ) عمدتاً در محل تلاقی مرزدانهها 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-ريزساختار اتصال

HX/BNi- شكل (2) تصویر میكروسكوپی نوری از مقطع اتصال-HX/BNi را نشان می دهد كه از چهار منطقه متمایز (DAZ DAZ) را نشان می دهد كه از چهار منطقه متمایز (DAZ) را SZ JSZ را SZ ASZ JSZ و SZ از Ni3Al) در اكثر نمونه های اتصال در زمان ها و دماهای مختلف تشكیل شده است. با افزایش زمان و درجه حرارت عرض منطقه AS به دلیل افزایش نرخ نفوذ كاهش یافته و از طرف دیگر باعث گسترش منطقه IS شده است. تشكیل منطقه AD با مورفولوژی سوزنی در مرز دانه های سوپر آلیاژ باعث تثبیت دانه ها شده و در نتیجه از رشد بیشتر آن ها جلوگیری می كند [18]. بنابراین، منطقه AS هنوز در دمای اتصال C 20 050 و زمان 180 دقیقه به طور كامل در ریزساختار حل نشده است. گزارش شده است كه افزایش دما بالاتر از C 20 102 (حتی زمان های طولانی) بیشتر باعث وقوع پدیده رشد دانه و كاهش خواص مكانیكی خواهد شد [7, 16].



شکل1-ریزساختار فلزات پایه (الف) سوپرآلیاژ (در دمای C° 1170 به مدت 30 دقیقه آنیل و در آب کوئنچ شده) (ب) ترکیب بین فلزی Ni₃Al.

همانطورکه در نمونههای اتصال در زمان 60 دقیقه و دمای ^C 1100 مشاهده می شود، هنوز انجماد هم دما در ناحیه مرکزی اتصال کامل نشده و ریزساختار یوتکتیکی AS به وضوح مشخص می باشد. 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 20 110 نسبت به سایر دماها بیشتر می باشد. بطور کلی افزایش دما باعث فعال سازی مسیرهای نفوذ و افزایش زمان باعت توسعه نقل و انتقالات اتمی خواهد شد.

به منظور مطالعه دقیق تر 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، 100 و C^o 1150 در شکل(3) گردآوری شده است. عناصر آلیاژی براساس پارامتری بعنوان ضریب توزیع تعادلی بین جبهه انجمادی و مذاب توزیع می شوند.

Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-07-01



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

ضریب توزیع تعادلی (K) هر عنصری براساس رابطه (2) تعریف می شود که $C_s c_1 c_1$ به ترتیب غلظت عنصر حل شونده در فاز جامد و مذاب می باشد. عناصر با ضریب توزیع تعادلی کمتر از یک تمایل به باقی ماندن در فاز مذاب دارند و در نتیجه فاز مذاب از آن عنصر غنی می شود. بنابراین غلضت عناصر آلیاژی در جلوی فصل مشترک انجمادی بعلت پس زدن عناصر آلیاژی از داخل فاز جامد افزایش پیدا می کند [6, 14].

$$K = \frac{C_s^i}{C_l^i} \tag{2}$$

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 می گردد که منجر به افزایش دمای تعادلی ناحیه اتصال و تشکیل منطقه انجماد همدما در فصل مشترک جامد/مذاب می گردد. 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 می باشد[17].

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 می باشند. این فازها در دمای C° 1050 (زمان 180 دقیقه) به علت قرارگیری در دمای استحاله یوتکتیک سه تایی Ni-Cr-B در زمينه تشكيل مىشوند [19]. در حين انجماد همدما منطقه اتصال غنی از عنصر بور شده، در حالی که عنصر سیلیسیم در منطقه IS توزيع شده است. در نتيجه فاز مذاب باقىمانده كه غنی از عناصر کروم، نیکل و بور میباشد، توسط واکنش یوتکتیک به اجزای Ni₃B و رسوبات کروم-نیکل بوراید تجزیه می شوند. عنصر بور به دلیل ضریب نفوذ بالاتر از سیلیسیم بیشتر در سوپر آلیاژ نفوذ میکند و باعث ذوب سطحی و در نتيجه حلاليت زيرلايه و تشكيل تركيبات مختلف مىگردد. با افزایش بیشتر دما و رسیدن به دمای لیکوئیدوس آلیاژ پرکننده، فاز غني از نيكل 7 بعنوان فاز زمينه توسط پديده انجماد همدما در فصل مشترک جامد/مذاب تشکیل می گردد. افزایش زمان نگهداری باعث نفوذ عناصر از فاز زمینه به مذاب شده و در نتيجه آن گسترش ناحيه انجماد همدما تا منطقه مركزى اتصال می گردد. 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 Ni₃(Al,Si) بصورت فوق اشباع در زمینه تشکیل می شود. 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 می گردد. 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]،



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

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 نمی کند. HTXRD نمودار پراش پرتو ایکس از نیمه اتصال با آنالیز HTXRD نمودار پراش پرتو ایکس از نیمه اتصال (لایه واسط قرار گرفته بر سوپرآلیاژ) از دمای محیط تا دمای C° 1070 در شکل (4) ارائه شده است. الگوی پراش دمای محیط در زاویه °45≈20 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 C° 1000 پیک بوراید کروم با ترکیب Cr₂B در ریزساختار انحلال یافته است که مشاهدات میکروسکوپی (شکل3) نیز این نتیجه را صحهگذاری میکنند.



با افزایش دما تا C^o 1000 بعضی از پیکهای ریز در مجاروت فاز محلول جامد نیکل (γ) تشکیل می شوند که طبق تحلیل نرمافزار، فاز Ni₂Si یا همان یوتکتیک دوتایی نیکل – سیلیسیوم شناسایی می شوند که افزایش دما تا C^o 1170 از شدت آنها بعلت پدیده نفوذ حالت جامد کاسته ولی هنوز باعث حذف کامل آنها نشده است. علاوه براین، می توان به ترکیبات بوراید نیکل (BNi₂/BNi) نیز اشاره نمود که در بالاترین مقدار دما نیز در ساختار باقی ماندهاند. بنابراین می توان متصور شد که ریزساختار نهایی شامل محلول جامد نیکل بعنوان فاز زمینه 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 2° 1150 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 طبق تصاویر MAP در دمای 2° 1150 شکل (3-ج) مشخص طبق تصاویر آلیاژ 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 C° 1150 و زمان 180 دقیقه به کمترین مقدار خود مىرسد. مى توان اظهار داشت كه منطقه انجماد همدما، كل ریزساختار را احاطه کرده است. دما پارامتر اثرگذارتری نسبت به زمان در افزایش نفوذ به شمار میآید. در واقع اثر دما را می توان 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]. يارامترهاى اتصال در دماى C° 1100 و زمان 180 دقيقه 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 °C 1170-1160 است که منجر به حلالیت بیشتر در فلزپایه و تشکیل فاز مایع می گردد. با توجه به دمای ذوب سويرآلياژ، قرارگيري آلياژ در محدوده C° 1355-1260 و رسیدن به حد نهایی دما (≈0/9 Tm)، پدیده رشد دانه و کاهش خواص مکانیکی خصوصاً در دمای بالا رخ خواهد داد[20].

می باشد که در آن ساختار یو تکتیک سه جزئی از عناصر -Ni-Si BNi₂/BNi₂/BNi₃/Ni₂Si قرار گرفته است. نمودار پراش پرتو ایکس از نیمه اتصال (لایه واسط قرار گرفته بر ترکیب بین فلزی) از دمای محیط تا دمای C^o 1170 در شکل(5) ارائه شده است. افزایش دما تا C^o 1000 باعث تشکیل فاز Ni₂Si 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 شده است که با افزایش دما بعلت محلالیت در فاز زمینه محو شدهاند. لازم به ذکر است که در دمای C^o 1000 پیکهای مشخصه مربوط به ترکیب بین فلزی Ni₃AI ناشی از نفوذ عنصر آلومینیوم به سمت لایه واسط (نیروی محرکه گرادیان غلظتی می باشد) 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 A° 3/52 میباشد [21]. همانطور که در شکل(6) مشاهده می شود، تغییرات پارامتر شبکه نیکل تا دمای مقدار ثابت برابر A° 3/581 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 C^o T100 باعث تغییر روند و کاهش آن به مقدار A^o 3/580 شده است که دو شاخه شدن پیکهای فاز محلول جامد نیکل در زوایای 76 و 92 درجه در شکل (4) موید مطالب گفته شده می باشد. از طرف دیگر، مطابق شکل (6) مقدار پارامتر شبکه عنصر نیکل در دمای C^o T100 در ترکیب بین فلزی A^o 7557 محاسبه شده است که هنوز نسبت به دارد. بنابراین می توان چنین استنباط نمود که میزان حلالیت دارد. بنابراین می توان چنین استنباط نمود که میزان حلالیت می باید. ولی در سمت سوپرآلیاژ بعلت وجود عناصر آلیاژی در فلز پایه و همچنین تشکیل ترکیبات بوراید کروم – مولیدن در سوپرآلیاژ محدود شده و پس از اشباع ساختار کریستالی زمینه، سوپرآلیاژ محدود شده و پس از اشباع ساختار کریستالی زمینه،

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

(3)

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

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

 $\begin{array}{c} L_{3} \rightarrow Ni \ Rich \ boride \left(Ni_{3}B, Ni_{2}B\right) + \ Cr \ Rich \ Boride \ \left(CrB\right) + \\ Ni - Si \ rich \ Boride \ \left(Ni_{2}Si, Ni_{3}Si\right) \end{array}$



8-4-آزمون برشی دمای محیط جدول(2) خواص مکانیکی اتصال حاصل از آزمون برش در دمای محیط برای نمونه های اتصال در شرایط مختلف را نشان می دهد. تغییرات میانگین استحکام برشی و جابجایی فلزات پایه و نمونه های اتصال بر حسب 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 (1,5 ± 20/2) 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 سخت بین فلزی شناسایی شدهاند [8]. با افزایش نیروی اعمالی، محل اشاعه ترک در منطقه AS و AD رخ داده تا منجر به شکست منطقهاتصال خواهدشد. بیشتریناستحکام برشیاتصال در دمای 2°0011 و زمان180دقیقه بدست آمد (355 مگاپاسکال)

با توجه به خواص مکانیکی فلزات پایه، این مقدار از استحکام، تقریباً برابر با استحکام فلزات پایه میباشد. افزایش بیشتر دما (C° 1150) 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 می گردد. 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.



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 C° 900 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 می اشد که یکی از مکانیزمهای نرم شدن قطعه محسوب می شود [22].

روش	Cu	Mn	Al	Nb	Si	В	С	W	Co	Мо	Fe	Cr	Ni	آلياژ
كوانتومترى	•/19	۰/۵	•/١	۰/۵	•/**	•/••1	•/•A	•/A	•/A	A/V	14/1	¥1/V	۴۸/۳	Hastelloy X
FESEM- EDS	-	-	١٣/٣	-	-	-	-	-		-		=1	٨۶/V	Ni ₃ Al
ICP	-	-	-	-	4/1	۲/۹	-	-	-	-	۲/۷	٧/٠	۸۳/۳	BNi-2

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

جابجایی (میلی متر)	میانگین استحکام برشی (MPa)	زمان (دقيقه)	دما (°C)
$r/\cdot \Delta \pm \cdot/\Delta$	٩۴ ± ٩	۶.	۱.۸.
$11/71 \pm 1/\Delta$	Yキ・± V/1	۱۸۰	1.3
۳/۴۱±•/۲	۱۲۶ ± ۷	۶.	11
$10/10 \pm 1/\lambda$	too \pm 4/0	۱۸۰	
$r/ \Delta r \pm \cdot / r$	$1 \vee q \pm r$	۶.	
$17/17 \pm 7/1$	۳۲۱ ± ۳/۶	۱۸۰	110-
۲ ۱/۲ ± ۱/۱	$VAP\pm D$	برآلياژ	سوپ
$10/1 \pm 0/0$	$\Delta \mathbf{f} \cdot \pm \mathbf{f} \Delta / \mathbf{V}$	بين فلزى	تركيب

جدول 2- خلاصه خواص مكانيكي بدست آمده از آزمون برشي براي نمونههاي اتصال.

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

محل شكست	جابجایی (میلی متر)	استحکام نهایی (MPa)	حداکثر نیرو (N)	دمای انجام آزمون (C°)
منطقه گيج	$10/10 \pm 1/A$	$400 \pm 4/0$	ヽヽ/ ギ・・ ± ヽヽ	۲۵
تركيب بين فلزى	$\Delta\pm \cdot/\Delta$	۳۶/۵ ± ۱	ν٣• ± ٢٠	۸
تركيب بين فلزى	۳±•/۲	۲ · /۵ ± ۱	449 ± 19/0	٩

پیوستن حفرات میکرونی در مرزهای کاربید و زمینه می باشد که باعث گسستن دانه ها می شود. در واقع در این نوع شکست، رشد ترک از میان دانه ها می باشد. با افزایش دمای آزمون، تحرک نابجایی ها در داخل دانه ها افزایش می یابد و لذا تمرکز تنش در مرز دانه ها بازیابی می شود [24]. پس از اینکه انباشت و قفل نابجایی ها، استحکام دهی خود را از دست دادند، مکانیزم لغزش در صفحاتی که با افزایش دما فعال می شوند، منجر به تغییر شکل پلاستیک و افزایش استحکام در فلزات با شبکه rcc می شوند. مشخصه این مرحله، لغزش متقاطع، برخورد بیشتر نابجایی ها و تشکیل قفل های لومر – کاترل است که با اعمال تنش زیاد همراه می باشد. این مقدار افزایش استحکام به شکل دندانه هایی تا منطقه B در نمودار شکل (8) ادامه یافته است. طبق اثر پورتوین -لوشاتلیه تشکیل این دندانه ها به اثر متقابل نابجایی های متحرک با اتم های عناصر حل شونده نسبت داده می شود[9]. تشکیل منطقه A در نمودار شکل (8) موید این مطلب می باشد 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 NT-750 توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری نیز دیده شده است [23]. افزایش دمای آزمون تا C^o 000 منجر به تبدیل شدن این منطقه به یک دندانه در نمودار شده است (شکل 8). میچنین وجود پدیده نقطه تسلیم که به قفل و باز شدن نابجایی نسبت داده میشود مصداق دیگری برای توجیه این رفتار می باشد [13].

در دمای محیط بعلت تمرکز تنش اطراف مرزهای دانه و به هـم

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 می شود 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 مهيا ميسازند. نتيجه اين برهم كنش تشكيل دندانه نوع C كه ماهیت کاهش ناگهانی نیرو (تنش) در طی زمان آزمون را دارد، مىباشد. حداكثر و حداقل اين نواسانات بين 10-20 نيوتن با دوره زمانی 2 ثانیه اندازه گیری شد. این پدیده در جوشکاری نفوذی هم جنس سوپرآلیاژ Hastelloy X در دمای °C 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 (Ni₃Al)۲ 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 (Ni₃Al) در ترکیب بین فلزی حاکی از فاكتور عدم تطابق بالاتر از 1/25 درصد دارد. حضور عنصر آلومينيوم در تشكيل فاز γ تعداد حفرات الكتروني كمترى را نسبت به عناصری همچون کروم، مولیبدن، تنگستن، تیتانیوم و نايوبيوم ايجاد مىكند. كاهش تعداد حفرات الكترونى 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-نتیجه گیری -تشکیل منطقه انجماد همدما از دمای C° 1000 و زمان -تشکیل منطقه انجماد همدما از دمای C° 1000 و زمان ناحیه و کاهش منطقه C در مقطع اتصال شده است. مطابق ناحیه و کاهش منطقه C در مقطع اتصال شده است. مطابق تصاویر ریزساختار، این منطقه در دمای C° 1000 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 اصلی ترین مکانیزم در وقوع این پدیدهها، وجود عنصر بور و حلالیت آن در سویر آلیاژ نسبت داده می شود.

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

-اتصال ایجاد شده در دمای C° 1100 و زمان 180 دقیقه بالاترین میزان استحکام برشی (APA 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 $^{\circ}$ 000 به ترتیب برابر استحکام اتصال در دمای 20/5 و 1 ± 30/5 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 (Ni₃Al) ۲ در مرز دانهها و عدم تطابق فاکتور کریستالی با فاز زمینه، شکست در ترکیب بین فلزی رخ داده است. 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 nickeliron 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 Ni3Albased 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:

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

تقدیر و تشکر

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.jmapro ۲۰۱۹,۰۱,۰۱٦.

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.2008.01 \.

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.2023.107917

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

Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-07-01

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