



بررسی تاثیر زمان اتصال دهی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال لحیم سخت سوپرآلیاژ نایمونیک ۱۰۵

رضا برازنده^۱، محمد عمار مفید^{۲*}، مجید بلباسی^۲، مصطفی جعفرزادگان^۳، حسن فدایی^۴

۱- دانش آموخته کارشناسی ارشد، گروه مهندسی نفت مواد و معدن، دانشکده مهندسی عمران و منابع زمین، دانشگاه آزاد اسلامی واحد تهران مرکزی، تهران، ایران

۲- استادیار، گروه مهندسی نفت مواد و معدن، دانشکده مهندسی عمران و منابع زمین، دانشگاه آزاد اسلامی واحد تهران مرکزی، تهران، ایران

۳- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران

۴- دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی نفت مواد و معدن، دانشکده مهندسی عمران و منابع زمین، دانشگاه آزاد اسلامی واحد تهران مرکزی، تهران، ایران

*moh.ammar_mofid@iauctb.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

کاربرد روش لحیم کاری نفوذی جهت اتصال دهی سوپرآلیاژ نایمونیک ۱۰۵ با استفاده از لایه واسط BNi-2 مورد بررسی قرار گرفت. فازهای ایجاد شده طی فرایند لحیم کاری در ناحیه متأثر از نفوذ، ناحیه انجماد همدم و ناحیه انجماد غیردمایی مورد مطالعه قرار گرفت. رسوبات مشاهده شده در ناحیه متأثر از نفوذ عمدتاً از جنس بوراید های غنی از Ni-Cr-Mo بودند. در ناحیه انجماد همدم، محلول جامد γ عاری از رسوبات یا فازهای ثانویه تشکیل شد. در ناحیه انجماد غیردمایی، علاوه بر محلول جامد γ ، بوراید های غنی از نیکل و نیز ترکیبات بین فلزی غنی از کروم تشکیل شد. نتایج سختی سنجی حاکی از آن بود که در زمان های لحیم کاری طولانی تر (۶۰ و ۲۴۰ دقیقه)، به واسطه انحلال و کنترل تشکیل ترکیبات مضر بین فلزی، فصل مشترک همگن تری حاصل می گردد. بالاترین میزان استحکام و درصد ازدیاد طول، به ترتیب ۹۲/۵ و ۱۹٪ برای نمونه ای به دست آمد که زمان لحیم کاری آن ۶۰ دقیقه بود. این استحکام و درصد ازدیاد طول بالا، به خاطر عدم تشکیل ترکیبات مضر در ناحیه انجماد غیردمایی و در عین حال عدم وجود فرصت کافی برای رشد دانه ها حاصل گردید.

مقاله پژوهشی کامل
دریافت: ۴ مرداد ۱۴۰۱
داوری اولیه: ۲۷ شهریور ۱۴۰۱
پذیرش: ۱۹ مهر ۱۴۰۱

کلیدواژگان:

لحیم کاری سخت
نایمونیک ۱۰۵
سوپرآلیاژ
ریزساختار
استحکام برشی

The effect of bonding time on microstructure and mechanical properties of Nimonic105 super alloy brazed joint

Reza Barazandeh¹, Mohammad Ammar Mofid^{1*}, Majid Belbasi¹, Mostafa Jafarzadegan², Hasan Fadaei¹

1- Mining and Material Engineering, Faculty of Civil and Earth Resources Engineering, Central Tehran Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran

2- Faculty of Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

* moh.ammar_mofid@iauctb.ac.ir

Article Information

Original Research Paper
Received: 26 July 2022
First Decision: 18 September 2022
Accepted: 11 October 2022

Keywords:

Brazing
Nimonic105
Super alloy
Microstructure
Shear strength

Abstract

The applicability of the diffusion brazing technique for joining Nimonic105 superalloy using a BNi-2 interlayer was assessed. The phases formed during the brazing process in the isothermally solidified zone (ISZ), athermally solidified zone (ASZ) and diffusion affected zone (DAZ) were studied. The formation of Ni-Cr-Mo boride precipitates in DAZ was determined in this region. The ISZ was a precipitation-free zone, mainly consisting of gamma solid solution. ASZ contains the matrix solid solution of gamma-nickel, Ni-rich boride, and Cr-rich boride and Cr-rich intermetallic compounds. The investigation confirms higher bonding time (60 and 240 min) led to a more uniform hardness profile across the joint and a more homogenous interface region via dissolution of intermetallic phases. The highest shear strength and ductility of the brazed joint can be up to 92.2 MPa and 19%, respectively for the bonding time of 60 min. This high strength and ductility can be attributed to the control of formation of deleterious intermetallic compounds in ASZ and at the same time limited time for grain growth.

۱- مقدمه

نیروگاه های پیشرفته با فشار فوق بحرانی با بازده حرارتی بالا شده است [۱]. در چنین کاربردهایی هیچ یک از فولادهای فریتی یا آستنیتی مقاوم به حرارت و نیز اکثر سوپرآلیاژهای

نیاز فزاینده به انرژی و در عین حال لزوم کاهش تولید دی اکسید کربن (CO₂) باعث اهمیت بیش از پیش توسعه

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

R. Barazandeh, M. Ammar Mofid, M. Belbasi, M. Jafarzadegan, H.n Fadaei, The effect of bonding time on microstructure and mechanical properties of Nimonic105 super alloy brazed joint, Iranian Journal of Manufacturing Engineering, Vol. 9, No. 6, pp. 24- 35, 2022 (in Persian). <https://www.doi.org/10.22034/IJME.2022.160939>

استحکام‌دهی شده با محلول جامد جوابگو نیستند [۲]. نایمونیک ۱۰۵ (Ni-15Cr-20Co-5Mo-4/7Al-1/3Ti-B-Zr) گزینه مناسبی برای استفاده در پره توربین بخارچنین نیروگاه‌هایی است که نظر به مقاومت خوردگی و خزشی بالا در دمای کاری ۷۰۰ تا ۷۵۰°C نیز جواب می‌دهد [۳]. از آنجا که هزینه‌های تولید قطعات سوپرآلیاژها بسیار بالا بوده و فرایند تولید آنها وقت‌گیر می‌باشد، تعمیر/ اتصال دهی قطعات آسیب دیده در سرویس، اغلب مقرون به صرفه‌تر و مطلوب‌تر از تعویض قطعات آسیب دیده ارزیابی می‌شود [۴].

در فرایندهای جوش کاری ذوبی به دلیل پایین بودن تمرکز حرارتی، انتقال حرارت به صورت غیرهمگن، ایجاد فازهای سخت در منطقه تحت تاثیر حرارت، افت شدید خواص مکانیکی و همچنین ایجاد پیچیدگی و تغییرات ابعادی، استفاده از فرایندهای اتصال‌دهی کوره ای مثل لحیم‌کاری سخت مورد نیاز است [۵-۸]. امروزه فرایند فاز مایع گذرا به عنوان یک روش جایگزین برای اتصال و تعمیر سوپرآلیاژها مورد توجه قرار گرفته است [۹-۱۵]. این فرایند ترکیبی از فرایندهای اتصال لحیم کاری سخت (اتصال در حضور یک مذاب) و اتصال نفوذی (حالت جامد) است. در اتصال به روش فاز مایع گذرا از یک لایه واسط نازک به عنوان عامل اتصال استفاده می‌شود. لایه واسط حاوی عناصر آلیاژی کاهنده نقطه ذوب است [۶-۱۱]. پس از قرار دادن لایه واسط بین دو سطحی که باید به هم متصل شوند، این مجموعه ساندویچی تا دمای اتصال (کمی بالاتر از دمای ذوب عامل اتصال) گرم و در این دما نگه داشته می‌شود. در این دما لایه واسط به علت پایین تر بودن دمای ذوب نسبت به فلز پایه، ذوب شده و فاصله ی بین دو سطح با لایه نازکی از مذاب پر می‌شود. با نگهداری مجموعه در این دما، نفوذ متقابل بین فلز پایه و لایه واسط، باعث تغییر ترکیب شیمیایی فصل مشترک و در نتیجه انجماد هم دمای مذاب منطقه ی اتصال می‌شود و یک اتصال متالورژیکی ایجاد می‌شود. نگهداری بیشتر مجموعه در دمای اتصال موجب نفوذ متقابل اتم‌ها در فصل مشترک و در نتیجه همگن شدن منطقه اتصال از نظر ترکیب شیمیایی و ریزساختار با فلز پایه می‌شود [۱۶-۱۸].

به منظور ایجاد اتصالی قابل قبول در سوپرآلیاژهای پایه نیکل، روش‌های گوناگونی پیشنهاد شده که از این بین می‌توان به جوشکاری اصطکاکی، جوشکاری لیزر و اتصال‌دهی نفوذی اشاره کرد [۱۹]. لحیم‌کاری سخت به عنوان یکی از روش‌های اتصال‌دهی مقرون به صرفه، اغلب به عنوان بهترین گزینه برای اتصال‌دهی سوپرآلیاژهای پایه نیکل مطرح بوده است [۲۰]. در

لحیم‌کاری دما بالای این سوپرآلیاژها معمولاً از فلز پرکننده‌ای استفاده می‌شود که آلیاژی است پایه نیکل و حاوی عناصر کاهنده نقطه ذوب، نظیر بور و سیلیسیم [۱۹]. مروری بر منابع نشان می‌دهد که در لحیم‌کاری این آلیاژها، بعضی عناصر نظیر بور، سیلیسیم و فسفر، به منظور کاهش دمای لیکوئیدوس و نیز بهبود سیلان مذاب، به لایه واسط اضافه می‌شوند. اما جدایش مثبت همین عناصر در حین مرحله سرماش از دمای لحیم‌کاری باعث تشکیل ترکیبات بین‌فلزی (بورایدها، سیلیسیدها و فسفیدها) در خط مرکزی اتصال خواهد شد که به واسطه واکنش‌های غیرتعادلی از نوع یوتکتیک تشکیل می‌گردند و خواص مکانیکی اتصال را تضعیف می‌نمایند [۳، ۲۱، ۲۲].

هادی بیک و همکاران [۲۳] اثر دمای اتصال‌دهی را بر ریزساختار و خواص مکانیکی اینکونل بررسی کرده و نشان دادند که در دماهای پایین، انجماد هم‌دما امکان کامل شدن ندارد و ساختار یوتکتیک در ناحیه اتصال تشکیل می‌شود. آنها ادعا کردند که در دمای بالا نیز تاثیر بازدارنده عناصر موجود در فلز پایه مانع تکمیل انجماد هم‌دما می‌شود. لایه واسط متداول برای اتصال‌دهی سوپرآلیاژهای پایه نیکل BNi-2 است که حاوی بور و سیلیسیم به عنوان عناصر کاهنده نقطه ذوب می‌باشد [۲۴، ۲۵]. با این حال، محققان مختلف، لایه‌های واسط گوناگون دیگری را نیز مورد بررسی قرار داده‌اند. تحقیقات زیادی به بررسی اضافه کردن ذرات سیلیسیم، گرافین، ZrO_2 ، TiO_2 یا تنگستن به فلز پرکننده لحیم اختصاص یافته است [۱۹، ۲۶، ۲۷]. لیو و همکارانش مدعی شدند که با افزودن گرافین توانسته‌اند استحکام برشی سوپرآلیاژ GH99 لحیم‌کاری شده را به میزان قابل توجهی افزایش دهند [۱۹]. با این حال، بررسی تاثیر زمان لحیم‌کاری بر ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ نایمونیک ۱۰۵ تا به حال گزارش نشده است.

در تحقیق حاضر، عملیات لحیم‌کاری سخت سوپرآلیاژ نایمونیک ۱۰۵ با استفاده از لایه واسط BNi-2 در کوره خلاء در سه زمان مختلف لحیم‌کاری انجام شد. تغییرات ریزساختاری، ریز سختی و استحکام برشی به صورت مقایسه‌ای مورد بررسی و تحلیل قرار گرفت. تشکیل ترکیبات بین‌فلزی از طریق سختی سنجی و نیز با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیف سنجی تفکیک انرژی (EDS) مورد تحلیل قرار گرفت. جنبه نوآورانه تحقیق حاضر، بررسی تاثیر زمان اتصال‌دهی بر ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ نایمونیک ۱۰۵ است که خود آلیاژی بسیار خاص و استراتژیک محسوب می‌گردد.

۲- روش انجام آزمایش

مواد اولیه مورد استفاده در این تحقیق عبارت بود از سوپرآلیاژ پایه نیکل نایمونیک ۱۰۵ و فلز پرکننده BNi-2 که ترکیب شیمیایی آنها در جدول ۱ مشخص شده است. فلز پرکننده BNi-2 حاوی بور و سیلیسیم است که نقش کاهنده‌های نقطه ذوب را ایفا می‌کنند. متغیر مورد بررسی در لحیم‌کاری، زمان لحیم‌کاری بود. به منظور بررسی اثر این متغیر در هر زمان لحیم‌کاری، یک نمونه متالوگرافی با ابعاد $20\text{mm} \times 20\text{mm} \times 2/5\text{mm}$ و سه نمونه آزمایش استحکام برشی، با ابعاد $40\text{mm} \times 20\text{mm} \times 2/5\text{mm}$ استفاده از وایرکات آماده‌سازی شد. شکل ۱ ابعاد و مشخصات هندسی نمونه‌های کشش و متالوگرافی را نشان می‌دهد. به منظور زدودن هرگونه آلودگی سطحی، نمونه‌ها در حمام استون به صورت فراصوتی شستشو شده و سپس در هوا خشک شدند. ماده پرکننده BNi-2 به صورت خمیر با ضخامت ۱mm، به منظور اتصال دهی سوپرآلیاژ نایمونیک، مابین طرفین لحیم اعمال شد. فرایند اعمال لایه واسط در شکل ۲ نشان داده شده است.

دمای سالیدوس و لیکوئیدوس ماده پرکننده (BNi-2)، به ترتیب 970°C و 1000°C است. از همین‌رو، دمای لحیم‌کاری، بالاتر از 970°C انتخاب گردید. عملیات لحیم‌کاری نفوذی در کوره الکتریکی با خلاء $4-10 \times 10^{-4} \text{ Pa}$ انجام شد. به این منظور نمونه‌ها ابتدا تا 750°C حرارت‌دهی شده و ۳۰ دقیقه در این دما نگه داشته شدند. سپس دما تا 950°C افزایش داده شد و نمونه‌ها ۳۰

دقیقه نیز در این دما نگه داشته شدند. نهایتاً دما تا دمای لحیم‌کاری، یعنی 1100°C بالا برده شد. به منظور بررسی اثر زمان لحیم‌کاری بر ریزساختار و خواص اتصال، نمونه‌ها در مدت زمان‌های ۱۰، ۶۰، ۱۰۰ و ۲۴۰ دقیقه در کوره نگه داشته شدند. زمان ۱۰ دقیقه کمترین زمانی بود که اتصالی سالم به لحاظ ظاهری در آن حاصل شد (شکل ۳). زمان ۶۰ دقیقه نیز به این علت انتخاب گردید که بیشترین زمان لحیم‌کاری مورد استفاده در مراجع مرتبط بود. تلاش شد بازه زمانی لحیم‌کاری تا حدودی وسیع در نظر گرفته شود (۶۰ و ۲۴۰ دقیقه) تا مقایسه‌پذیری نتایج بیشتر باشد. زمان ۲۴۰ دقیقه نیز به این دلیل انتخاب شد که یکی از رویکردهای افزایش استحکام و همگنی اتصال در لحیم‌کاری سوپرآلیاژها، همگن سازی اتصال است. شایان ذکر است که به دلیل قیمت بسیار بالای این سوپرآلیاژ، امکان انجام آزمایش‌های بیشتر در زمان‌های میانی وجود نداشت. سرمایه‌های نمونه‌ها در کوره و تحت خلاء انجام پذیرفت.

شکل ۳، شرایط نمونه لحیم‌کاری شده به مدت ۱۰ دقیقه را پس از خروج از کوره نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود عملیات اتصال دهی به خوبی انجام شده است و ظاهر نمونه‌ها بی‌عیب به نظر می‌رسد. پس از خروج نمونه‌ها از کوره، مقطع عرضی از نمونه‌ها به منظور انجام بررسی‌های ریزساختاری با میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی (SEM) تهیه شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ نایمونیک ۱۰۵ و فلز پرکننده BNi-2 (at.%)

| | Ni | Co | Cr | Mo | Al | Si | Fe | Ti | Cu | B | C |
|------------------------|------|-------|-------|------|------|------|-----|------|-----|-----|------|
| سوپرآلیاژ نایمونیک ۱۰۵ | Bal. | ۱۸/۴۱ | ۱۴/۹۳ | ۵/۰۱ | ۴/۶۴ | ۰/۱۱ | ۱/۰ | ۱/۳۷ | ۰/۲ | - | ۰/۱۵ |
| فلز پرکننده BNi-2 | Bal. | - | ۷/۰ | - | - | ۴/۵ | ۳/۰ | - | - | ۳/۰ | ۰/۰۶ |

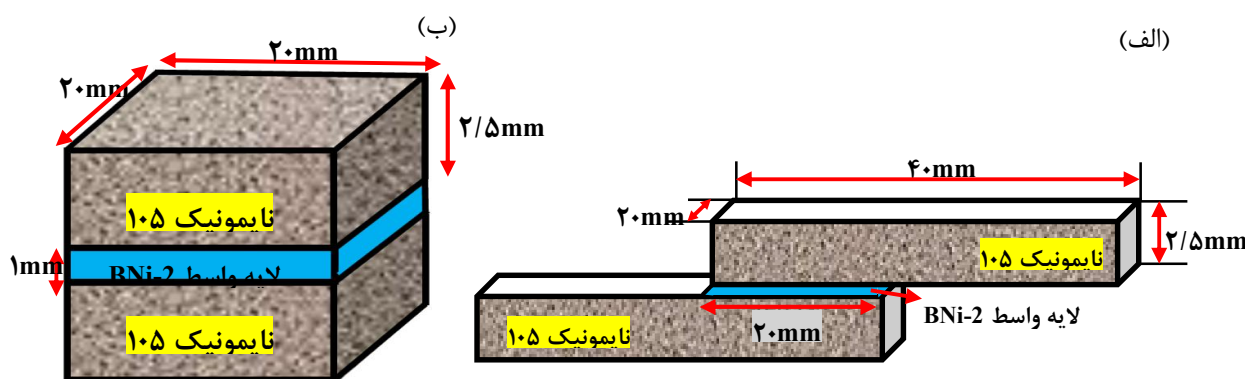


Fig. 1 Dimensions of base metals for (a) lap shear strength, and (b) metallography test

شکل ۱ ابعاد و چگونگی چیدمان مواد اولیه در (الف) نمونه آزمایش استحکام برشی و (ب) نمونه متالوگرافی

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار و تغییرات ترکیب شیمیایی

ریزساختار سوپرآلیاژ نایمونیک ۱۰۵ با استفاده از میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفت که در شکل ۴ نشان داده شده است. سوپرآلیاژهای نیکل دارای ریزساختاری نسبتاً ساده متشکل از یک فاز زمینه تحت عنوان گاما (γ)، یک فاز عمدتاً استحکام بخش تحت عنوان گاماپرایم (γ') و کاربیدها هستند. فاز گاما به صورت آستنیت (FCC) ظاهر شده و به روش استحکام بخشی محلول جامد توسط عناصر سنگین‌تر استحکام‌دهی می‌شود. ریزساختار نشان داده شده در شکل ۴ متشکل از دانه‌های هم محور فاز γ، ذرات فاز ثانویه و تعداد اندکی دو قلوبی‌های آنیل است. ذرات فاز ثانویه عمدتاً کاربیدهای اولیه MC هستند که در هنگام انجماد آلیاژ تشکیل شده‌اند. اندازه متوسط دانه که با روش نقاط تقاطع خط مستقیم اندازه‌گیری شد $2/76 \mu\text{m}$ به دست آمد.

شکل ۵ نشان دهنده تصویر الکترون برگشتی (BSE) با بزرگنمایی پایین از ناحیه اتصال در نمونه‌هایی است که در دمای 1100°C به ترتیب زمان لحیم‌کاری ۱۰، ۶۰ و ۲۴۰ دقیقه را تجربه کرده‌اند. همان‌طور که شکل نشان می‌دهد، ناحیه اتصال در هر سه زمان لحیم‌کاری، عاری از عیوب ماکروسکوپی نظیر حفره یا ترک می‌باشد. با توجه به شکل ۵ واضح است که افزایش زمان لحیم‌کاری از ۱۰ دقیقه به ۶۰ و سپس ۲۴۰ دقیقه، باعث افزایش قابل توجه ضخامت ناحیه انحلالی از $400 \mu\text{m}$ به $630 \mu\text{m}$ و نهایتاً $690 \mu\text{m}$ خواهد شد. علت این اتفاق آن است که در زمان‌های لحیم‌کاری طولانی‌تر، نفوذ اتمی بیشتر و کامل‌تر اتفاق افتاده و همین امر باعث انحلال بهتر فلز پایه در ناحیه اتصال شده و در نتیجه عرض ناحیه اتصال افزایش پیدا خواهد کرد.

شکل ۶ تصویر میکروسکوپی الکترون برگشتی و نقشه توزیع عنصری مربوط به عناصر مهم موجود در فلز پایه و فلز پرکننده لحیم را در ناحیه اتصال نمونه لحیم‌کاری شده در دمای 1100°C به مدت ۶۰ دقیقه نشان می‌دهد.

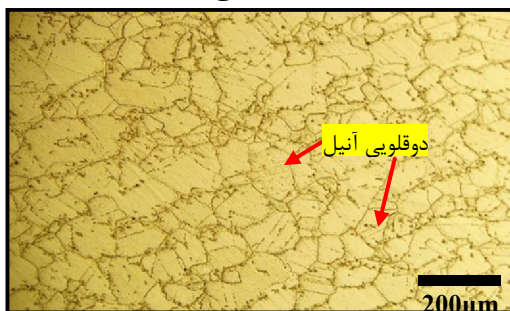


Fig. 4 Microstructure of NIMONIC 105 superalloy

شکل ۴ ریزساختار فلز پایه سوپرآلیاژ نایمونیک ۱۰۵



Fig. 2 Applying the BNI-2 filler in the form of paste to base metals

شکل ۲ طریقه اعمال خمیر لایه واسط BNI-2 به عنوان لایه واسط مابین طرفین لحیم



Fig. 3 10 min Brazed specimen following brazing process

شکل ۳ نمونه لحیم‌کاری شده در زمان لحیم‌کاری ۱۰ دقیقه پس از خروج از کوره

محلول حکاکی مورد استفاده برای بررسی های میکروسکوپی عبارت بود از محلول $10\text{ml HNO}_3 + 10\text{ml HCl} + 15\text{ml}$ اسید استیک 5ml گلسیرول. مدت زمان حکاکی ۵s بهترین جواب را داد. جهت آنالیز ترکیب شیمیایی فازهای حاضر در فصل مشترک از SEM (TESCANMIRA3) مجهز به طیف سنجی تفکیک انرژی (EDS) استفاده شد. به منظور سختی سنجی از دستگاه WOLPERT استفاده شده که امکان ریز سختی سنجی با بار 50gf را مطابق با استاندارد (2017) ASTM E384 فراهم ساخت. فاصله هر اثر سختی از اثر قبلی $100\mu\text{m}$ بود. آزمون استحکام برشی نمونه‌ها در دمای محیط با استفاده از دستگاه کشش INSTRON-5500R و مطابق با استاندارد ASTM D1002-99 [۲۸] با سرعت حرکت فک $1\text{mm}/\text{min}$ انجام شد.

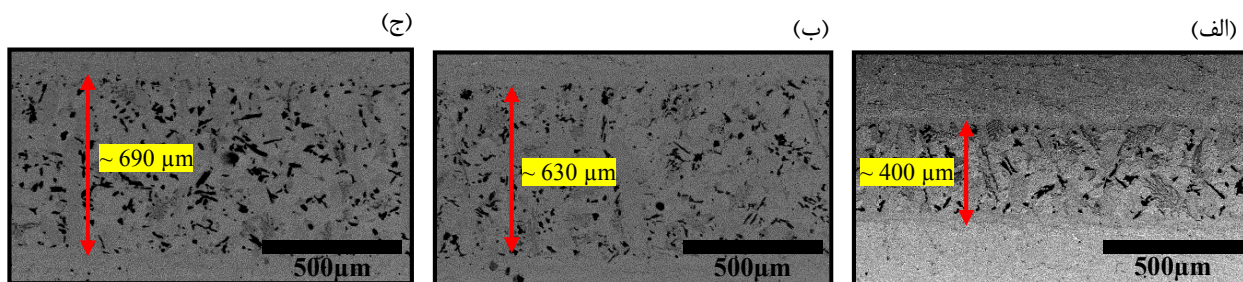


Fig. 5 Low magnification backscattered electron (BSE) images showing the overall microstructure of the joints brazed at 1100 °C and bonding time of (a) 10, (b) 60, and (c) 240 min

شکل ۵ تصویر الکترون برگشتی (BSE) با بزرگنمایی پایین از ناحیه اتصال نمونه‌های لحیم‌کاری شده در دمای ۱۱۰۰°C و زمان (الف) ۱۰ دقیقه، (ب) ۶۰ دقیقه و (ج) ۲۴۰ دقیقه

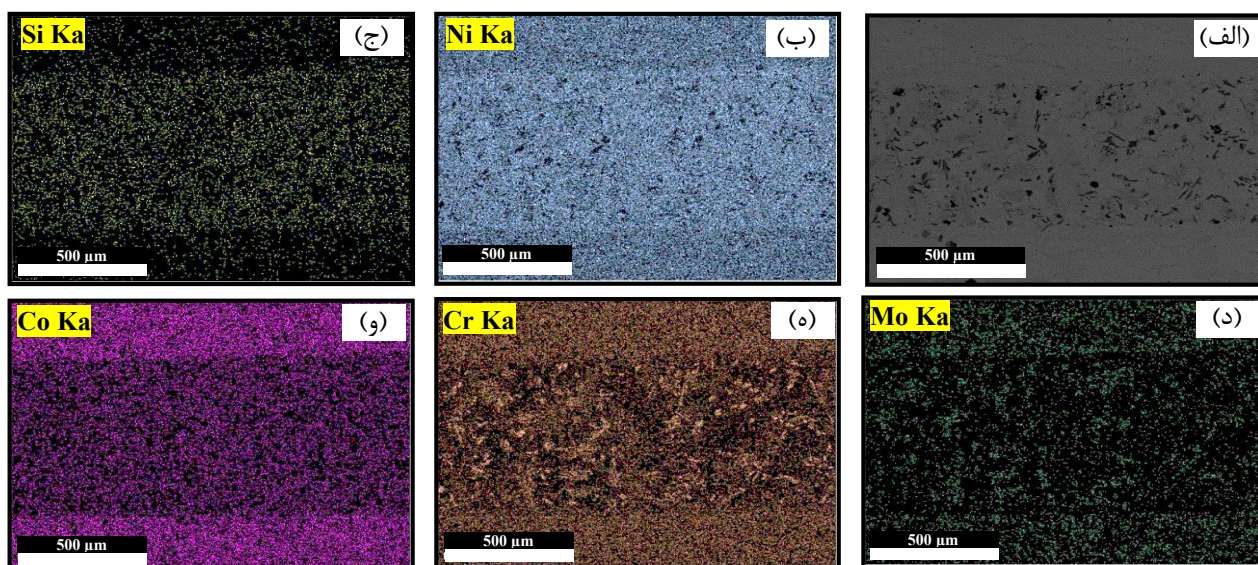


Fig. 6 (a) BSE micrograph of the joint center for the sample brazed at 1100 °C and bonding time of 60 min and corresponding EDS maps, showing concentration for (b) Ni, (c) Si, (d) Mo, (e) Cr, and (f) Co

شکل ۶ تصویر الکترون برگشتی (الف) و نقشه توزیع عنصری مربوط به عناصر (ب) Ni، (ج) Si، (د) Mo، (ه) Cr و (و) Co مربوط به ناحیه اتصال نمونه لحیم‌کاری شده در دمای ۱۱۰۰°C به مدت ۶۰ دقیقه

در ناحیه اتصال دارد. از طرف دیگر عنصر کبالت (Co) که در فلز پایه نایمونیک ۱۰۵ وجود دارد، اما در فلز پرکننده لحیم موجود نیست نیز با توجه به شکل ۶ و، توانسته است در دما و زمان لحیم‌کاری ذکر شده، به ناحیه اتصال نفوذ کرده و توزیع قابل توجهی در این منطقه داشته باشد.

شکل ۷ ریزساختار ناحیه فصل مشترک با فلز پایه را در نمونه لحیم‌کاری شده در زمان ۱۰ دقیقه نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود ناحیه اتصال شامل ۴ منطقه ریزساختاری متمایز به شرح زیر می‌باشد:

- فلز پایه - نایمونیک ۱۰۵
- ناحیه متأثر از نفوذ
- ناحیه منجمد شده به صورت همدم
- ناحیه منجمد شده به صورت غیردمایی

دو عنصر نیکل و کروم (به ترتیب شکل‌های ۶-ب و ۶-ه) که هم در فلز پایه و هم در فلز پرکننده لحیم موجود هستند در ناحیه اتصال توزیع غیریکنواختی را نشان می‌دهند. به طور مشخص در ناحیه اتصال یک فاز غنی از کروم و مولیبدن قابل مشاهده است. تشکیل این فاز غنی از کروم و مولیبدن باعث تخلیه کروم و مولیبدن از مناطق مجاور شده و قطعاً تاثیر نامطلوبی بر خواص دما بالای سوپرآلیاژ خواهد داشت. مناطق مجاور این فازها به دلیل کاهش میزان کروم و مولیبدن مستعد خوردگی انتخابی یا اکسیداسیون خواهند بود. همچنین شکل ۶ ج، نشان دهنده توزیع مناسب عنصر Si در سرتاسر ناحیه اتصال است. سیلیسیم نقش کاهنده نقطه ذوب را در حین عملیات لحیم‌کاری ایفا می‌کند و همان‌طور که در شکل ۶ ج مشاهده می‌شود به دلیل شعاع اتمی کوچکی که دارد، قابلیت نفوذ خوبی

آنجایی که فصل مشترک جامد و مذاب در حین انجماد همدم، هیچ تحت تبریدی را تجربه نمی‌کند، جدایش غیر تعادلی عناصر محلول در این ناحیه اتفاق نمی‌افتد و در نتیجه همان‌طور که در شکل ۷ مشاهده می‌شود، فاز ثانویه‌ای در این منطقه شکل نمی‌گیرد. به همین دلیل، ریزساختار ناحیه منجمد شده به صورت همدم، متشکل از یک محلول جامد تکفاز می‌باشد. این موضوع در تطابق با یافته‌های پورانوری و همکارانش [۳۲] است. در ادامه، به دلیل کافی نبودن زمان و عدم سرمایش تعادلی نمونه، مذاب باقیمانده دستخوش تحت تبرید شده و تحول ریزساختار همان‌طور که در ناحیه انجماد غیردمایی در شکل ۷ قابل مشاهده است تحت تاثیر دو پدیده مرتبط با هم قرار می‌گیرد. (الف) تشکیل دندریت و (ب) توزیع مجدد عناصر آلیاژی در جبهه انجماد که باعث تشکیل فاز یوتکتیک خواهد شد. به منظور مطالعه دقیق‌تر تحولات ریزساختاری در فصل مشترک اتصال، تصویر میکروسکوپ الکترونی الکترون برگشتی (BSE) از ناحیه تحت تاثیر نفوذ و ناحیه انجماد همدم (شکل ۸ الف) و ناحیه انجماد غیردمایی (شکل ۸-ب) تهیه گردید و نواحی منتخب با استفاده از طیف سنجی تفکیک انرژی (EDS) مورد تجزیه و تحلیل ترکیب شیمیایی قرار گرفتند. نتایج این تجزیه و تحلیل در جدول ۲ ارائه شده است. با توجه به شکل ۸ الف و جدول ۲ رسوبات تشکیل شده در ناحیه متاثر از نفوذ حاوی مقادیر بالاتری از کروم (۲۱/۸۲ at.%) در مقایسه با فلز پرکننده لحیم BNi-2 می‌باشد.

به طور کلی با توجه به تحقیقات قبلی محققان [۲۱، ۲۹، ۳۰] می‌توان گفت فرایند لحیم‌کاری سخت شامل سه مرحله است. در مرحله اول، لایه واسط که حاوی عناصر کاهنده نقطه ذوب، همچون سیلیسیم و بور است ذوب شده و سپس با فلز پایه وارد واکنش می‌شود. همان‌طور که در شکل ۶-ج مشاهده شد، سیلیسیم و البته بور، به دلیل ضریب نفوذ بالایی که دارند، خیلی سریع به سمت فلز پایه نفوذ می‌کنند. این فرایند باعث انحلال فلز پایه و افزایش حجم فاز مذاب ایجاد شده می‌گردد. به‌خاطر ضخامت خیلی کم لایه واسط مذاب و نیز ضریب نفوذ بالای Si در لایه واسط مذاب، همان‌طور که در شکل ۶ ج مشاهده شد غلظت این عنصر در مذاب ثابت باقی می‌ماند. این یافته در تطابق با آن چیزی است که مک دانلد و همکارانش [۳۱] گزارش کرده‌اند. از طرف دیگر، نقشه عنصری ناحیه اتصال در شکل ۶ نشان داد عناصری چون Mo و Co که در فلز پرکننده وجود نداشتند، به داخل ناحیه اتصال نفوذ کرده‌اند. این واقعیت، شاهدهی است بر وقوع انحلال و نفوذ حالت جامد عناصر آلیاژی. انحلال فلز پایه تا رسیدن به تعادل ترمودینامیکی مابین مذاب و فلز پایه تداوم می‌یابد. نفوذ متقابل عناصر آلیاژی بین فلز پایه و مذاب، باعث افزایش نقطه ذوب خواهد شد. زمانی که نقطه ذوب تعادلی مذاب به دمای اتصال دهی برسد، انجماد همدم آغاز خواهد شد. همان‌طور که در ناحیه انجماد همدم در شکل ۷ مشاهده می‌شود، انجماد با تشکیل محلول جامد ۷ عاری از هرگونه رسوب از فصل مشترک فلز پایه و لایه واسط ذوب شده آغاز شده و به سمت خط مرکزی اتصال ادامه می‌یابد. از

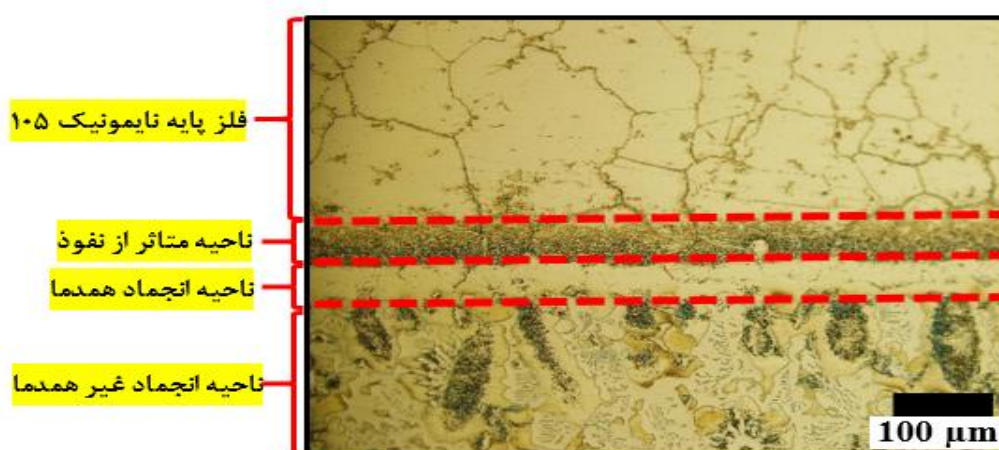


Fig. 7 Magnified image of interface/base metal for the joint brazed at 1100°C for brazing time of 10 min

شکل ۷ ریزساختار ناحیه فصل مشترک لحیم با فلز پایه، در نمونه اتصال یافته با زمان لحیم‌کاری ۱۰ دقیقه

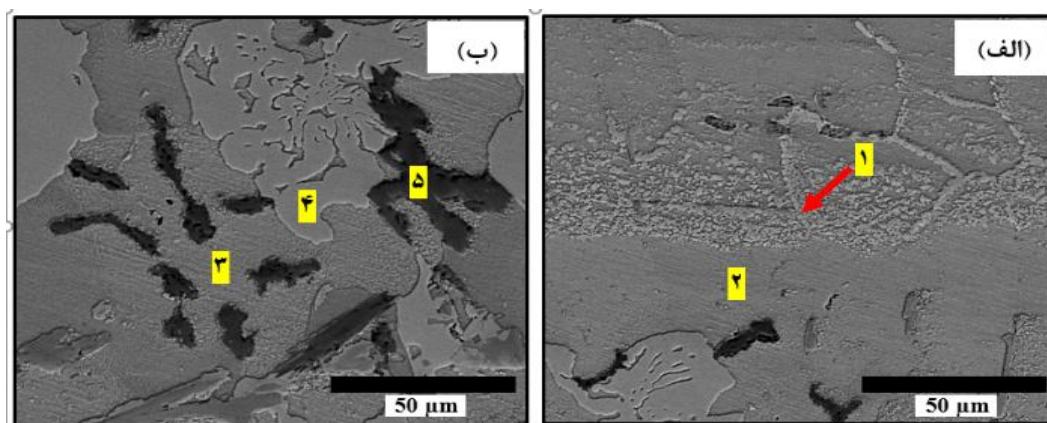


Fig. 8 BSE micrograph of (a) diffusion affected zone and isothermal solidified zone and (b) athermal solidified zone correspond to the joint brazed for brazing time of 10 min

شکل ۸ تصویر میکروسکوپ الکترونی (الکترون برگشتی) از (الف) ناحیه تحت تاثیر نفوذ و ناحیه انجماد همدمای و (ب) ناحیه انجماد غیردمایی، مربوط به نمونه اتصال یافته در زمان لحیم کاری ۱۰ دقیقه

جدول ۲ نتایج آنالیز EDS (at.%) از مناطق منتخب نشان داده شده در شکل ۸

Table. 2 EDS analysis (at.%) of selected regions shown in Figure 8

| | Ni | Co | Cr | Mo | Al | Si | Fe | Ti | Cu | فازهای پیشنهادی |
|---|-------|-------|-------|------|-------|------|------|------|------|----------------------------|
| ۱ | ۴۲/۵۶ | ۱۳/۲۰ | ۲۱/۸۲ | ۶/۲۶ | ۱۰/۶۵ | ۱/۴۳ | ۱/۶۹ | ۱/۶۹ | ۰/۴۶ | بورایدهای غنی از Ni-Cr-Mo |
| ۲ | ۶۴/۸۷ | ۶/۸۷ | ۱۱/۱۶ | ۰/۳۹ | ۶/۶۷ | ۴/۲۸ | ۳/۵۲ | ۰/۹۵ | ۰/۷۴ | محلول جامد γ |
| ۳ | ۶۹/۲۰ | ۶/۲۱ | ۸/۲۴ | ۰/۱۴ | ۵/۴۳ | ۶/۱۳ | ۳/۱۷ | ۰/۵۹ | ۰/۴۷ | بورایدهای غنی از نیکل |
| ۴ | ۷۵/۲۱ | ۷/۱۹ | ۵/۱۴ | ۰/۰۹ | ۵/۵۸ | ۰/۷۲ | ۲/۱۳ | ۳/۱۳ | ۰/۸۰ | یوتکتیک محلول جامد γ |
| ۵ | ۲/۶۴ | ۰/۸۱ | ۸۴/۴۸ | ۶/۱۸ | ۱/۰۷ | ۰/۹۴ | ۱/۱۷ | ۰/۵۹ | ۰/۳۵ | ترکیب بین فلزی غنی از کروم |

اگر زمان کافی داده شود، انجماد همدمای می تواند تا خط مرکزی جوش تداوم یافته و باعث شود هرگونه ترکیب بین فلزی در خط مرکزی جوش حذف گردد. به همین ترتیب، سه فاز مهم تشکیل شده در ناحیه انجماد یافته به صورت غیردمایی (فازهای ۵، ۴، ۳) نیز که ترکیب شیمیایی آنها در جدول ۲ ارائه شده است را می توان شناسایی کرد. با توجه به جدول ۲ فازهای ۳ و ۴ به احتمال زیاد به ترتیب بورایدهای غنی از نیکل و یوتکتیک محلول جامد γ هستند. ویکستروم و همکاران [۳۴] نیز تشکیل همین فازها را در ناحیه انجماد یافته به صورت غیردمایی آلیاژ و سپلوی لحیم کاری شده با استفاده از لایه واسط Ni-Cr-B گزارش کرده اند. ناحیه انجماد یافته به صورت غیردمایی در اثر انجماد ناشی از سرمایش مذاب باقیمانده از مرحله انجماد همدمای، به وجود می آید. زمان اتصال دهی ناکافی باعث می شود مقادیری فاز مذاب در خط مرکزی اتصال باقی بماند. در هنگام سرد شدن مجموعه اتصال یافته از دمای لحیم کاری، انجماد غیردمایی این مذاب باقیمانده باعث ایجاد منطقه انجماد غیردمایی در خط مرکزی اتصال می گردد. ترکیب شیمیایی ناحیه ۵، حاکی از تشکیل یک ترکیب بین فلزی غنی از کروم در این ناحیه است

با توجه به جدول ۲ به نظر می رسد رسوبات تشکیل شده در ناحیه متأثر از نفوذ عمدتاً بورایدهای غنی از Ni-Cr-Mo باشند که این موضوع در تطابق با یافته های لیو و همکارانش [۱۹] می باشد. در حین فرایند لحیم کاری، اتم های بور از فلز پرکننده مذاب به داخل فلز پایه نفوذ می کنند. اینجا است که بور با عناصر موجود در فلز پایه وارد واکنش شده و بورایدهای غنی از Ni-Cr-Mo را تشکیل می دهد. تشکیل این فازها تاثیر مخربی بر خواص مکانیکی جوش دارد [۱۹، ۲۱، ۲۳]. نگاهی به ترکیب شیمیایی ناحیه انجماد یافته به صورت همدمای (ناحیه ۲ در شکل ۸ الف) نشان می دهد که محتویات نیکل این ناحیه از عناصر دیگر بیشتر بوده (۶۴/۸۷ at.%) و پس از آن درصد کروم (۱۱/۱۶ at.%) در مقایسه با عناصر دیگر بیشتر می باشد. با توجه به نمودار فاز دوتایی Ni-Cr [۳۳] می توان گفت ناحیه ۲ عمدتاً متشکل از محلول جامد γ است. طبق نظر پورانوری و همکارانش [۳۲] نیرو محرکه انجماد همدمای، تغییرات ترکیب شیمیایی ایجاد شده به واسطه نفوذ متقابل عناصر آلیاژی مابین لایه واسط مذاب و فلز پایه می باشد. فرایند انجماد همدمای در دمای ثابتی انجام می شود که عبارت است از همان دمای لحیم کاری نفوذی.

نمونه دیگر، که زمان لحیم کاری طولانی تری دارند (۶۰ و ۲۴۰ دقیقه) مشاهده نمی شود. به نظر می رسد در این دو نمونه زمان لحیم کاری طولانی تر، باعث توسعه ناحیه انجماد همدمای شده و بدین ترتیب از تشکیل ترکیبات بین فلزی با سختی بالا در ناحیه اتصال ممانعت به عمل آمده است. با افزایش زمان لحیم کاری، همان طور که در شکل ۹ مشاهده می شود، به واسطه انحلال و عدم تشکیل ترکیبات بین فلزی، فصل مشترک همگن تری حاصل شده است. گذشته از این، در زمان لحیم کاری ۲۴۰ دقیقه، سطح منحنی تغییرات سختی پایین تر از دو نمونه دیگر است که یک دلیل آن می تواند وجود فرصت کافی برای رشد دانه ها به خصوص در مجاورت فلز پایه باشد. با مقایسه نتایج تحقیق حاضر و سایر تحقیقات انجام شده، می توان نتیجه گرفت که محدوده سختی بین ۴۵۰ تا ۵۵۰ VHN مربوط به مکان هایی است که فرورونده در محل تشکیل فاز یوتکتیک قرار داشته است. مقادیر سختی بالای ۷۵۰ VHN نیز به احتمال خیلی زیاد مربوط به رسوبات بین فلزی غنی از کرومی هستند که در شکل ۸ پیرامونشان بحث شد. نکته جالب توجه دیگر در مورد نمودار سختی، کمتر بودن سختی فلز پایه نمونه لحیم کاری شده در مدت زمان طولانی تر (۲۴۰ دقیقه) می باشد که می توان آن را به رشد دانه در این نمونه مربوط دانست.

۳-۲-۲- استحكام برشی

استحكام برشی و درصد ازدیاد طول نمونه های لحیم کاری شده از طریق آزمایش استحكام برشی تعیین شد. مشخصات هندسی اتصال آماده سازی شده جهت انجام آزمایش استحكام برشی در شکل ۱ نشان داده شده است.

که به واسطه وقوع واکنش هایی از نوع یوتکتیک در ناحیه انجماد غیردمایی ایجاد می شوند. تشکیل این ترکیبات بین فلزی علاوه بر آن که به خاطر تردی، باعث تمرکز تنش و ایجاد ترک در ناحیه اتصال و افت خواص مکانیکی می شود، همان طور که در شکل ۶ نشان داده شد، باعث فقر کروم در نواحی مجاور و افت شدید مقاومت سوپرآلیاژ در برابر اکسیداسیون و خوردگی خواهد شد. حضور جزایر یوتکتیک و بعضی ترکیبات بین فلزی در مرکز اتصال، حاکی از آن است که زمان ۱۰ دقیقه برای انجماد همدمای فاز مذاب کافی نبوده است.

۳-۲- مشخصات مکانیکی اتصال

۳-۲-۱- ریز سختی

پروفیل های سختی اتصالات لحیم کاری شده در سه زمان لحیم کاری ۱۰، ۶۰ و ۲۴۰ دقیقه در شکل ۹ نشان داده شده است. بالاترین میزان سختی (۸۱۰ VHN) در ناحیه انجماد غیردمایی نمونه ای مشاهده می شود که کمترین زمان لحیم کاری را داشته است. این میزان سختی در مقایسه با سختی فلز پایه نایمونیک ۱۰۵ که چیزی در حدود ۴۰۰ VHN است بسیار بالاتر می باشد. با توجه به اینکه تغییرات سختی مستقیماً با نواحی ریزساختاری ایجاد شده در اتصال ارتباط دارد، این سختی بالا را می توان به تشکیل ترکیبات بین فلزی سخت در ناحیه انجماد غیردمایی این نمونه مربوط دانست. در منابع نیز سختی ترکیبات بین فلزی تشکیل شده در ناحیه انجماد غیردمایی سوپرآلیاژهای پایه نیکل حدود ۷۵۰ VHN گزارش شده است [۲۱]. همان طور که پیش تر گفته شد، تشکیل این ترکیبات می تواند باعث تردی ناحیه اتصال، تمرکز تنش و نهایتاً جوانه زنی ترک شده و خواص مکانیکی اتصال را تضعیف نماید. این مقادیر بالای سختی در دو

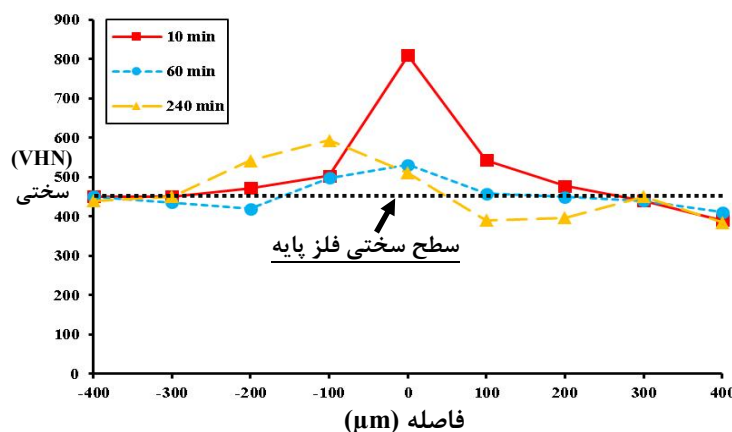


Fig. 9. Microhardness profiles across the joint region as a function of distance from center of interface for joints created at brazing times of 10, 60, and 240 min

شکل ۹ پروفیل های ریز سختی در امتداد ناحیه اتصال، برای نمونه های ساخته شده در دماهای لحیم کاری ۱۰، ۶۰ و ۲۴۰ دقیقه

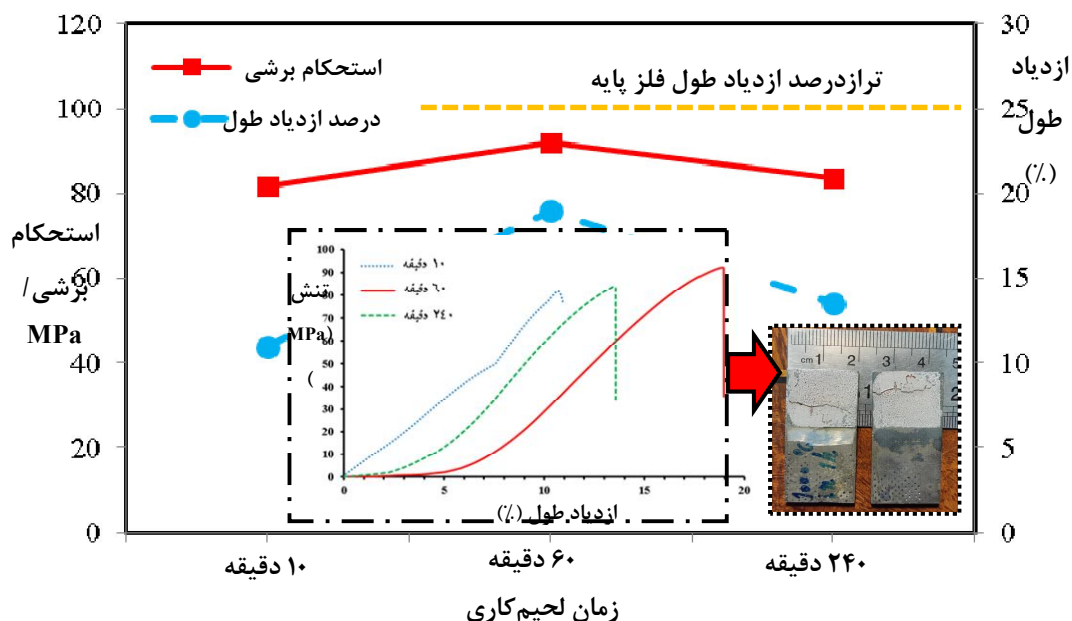


Fig. 10. Joint's shear strength and ductility as a function of different conditions of brazing time

شکل ۱۰ استحکام برشی و درصد ازدیاد طول اتصالات در شرایط مختلف زمان لحیم کاری

۱۰ از نفوذ، می تواند باعث کاهش استحکام اتصالات لحیم کاری شده مشاهده می شود، درصد ازدیاد طول نمونه در دمای لحیم کاری ۶۰ دقیقه به حدود ۱۹٪ رسید که حدوداً ۷۶٪ درصد ازدیاد طول فلز پایه نایمونیک ۱۰۵ است. این امر حاکی از آن است که در ۶۰ دقیقه، کنترل خوبی بر تشکیل ترکیبات نامطلوب (ترکیبات یوتکتیک و بین فلزی) در ناحیه اتصال انجام می گیرد. بیشینه درصد ازدیاد طول به دست آمده در این تحقیق از تمام تحقیقات مشابه قبلی که از متغیرهای گوناگون استفاده کرده بودند بیشتر است [۳، ۴، ۱۹-۲۱، ۳۶، ۳۷]. هر سه نمونه از محل فصل مشترک اتصال دچار شکست شدند که در شکل ۱۰ تصویر محل شکست نمونه آزمایش استحکام برشی مربوط به نمونه لحیم کاری شده در زمان ۶۰ دقیقه نشان داده شده است.

شکل ۱۱ تصاویر الکترون ثانویه سطح شکست مربوط به نمونه های لحیم کاری شده در زمان های اتصال دهی ۱۰، ۶۰ و ۲۴۰ دقیقه را نشان می دهد. هر سه سطح شکست دارای ویژگی های شکست ترد هستند. مشخصه صفحات تورقی در شکل ۱۱- الف حاکی از بروز شکست ترد در کمترین زمان لحیم کاری، یعنی ۱۰ دقیقه است که برمی گردد به تشکیل ترکیبات مضر بین فلزی در این نمونه.

نمودار تنش کرنش و نتایج آزمایش استحکام برشی تحت سه زمان لحیم کاری مختلف در شکل ۱۰ نشان داده شده است. با افزایش زمان لحیم کاری از ۱۰ دقیقه به ۶۰ دقیقه، استحکام برشی نمونه از ۸۱/۸ به ۹۲/۱۵ MPa افزایش می یابد. این افزایش را می توان به تخصیص زمان کافی برای انجام انجماد همدمای مربوط دانست. در این حالت به دلیل انجماد همدمای همان طور که در شکل ۹ نیز مشاهده شد، تشکیل ترکیبات ترد بین فلزی کنترل شده و در نتیجه استحکام افزایش می یابد. با افزایش بیشتر مدت زمان لحیم کاری به ۲۴۰ دقیقه، استحکام برشی نمونه کاهش یافته و به ۸۳/۷۹ MPa می رسد. از آنجا که نفوذ پدیده ای تحت تاثیر دما و زمان است، افزایش زمان لحیم کاری باعث افزایش ضخامت ناحیه متأثر از نفوذ می شود. با توجه به تاثیر منفی رسوبات تشکیل شده در ناحیه متأثر از نفوذ که همان طور که در شکل ۸ نشان داده شد، عمدتاً بوراید های غنی از Ni-Cr-Mo هستند، با تغییر مورفولوژی و تعداد رسوبات این ناحیه در زمان های لحیم کاری طولانی تر (۲۴۰ دقیقه)، استحکام کلی اتصال کاهش می یابد. ژانگ و همکارانش [۳۵] نیز نشان دادند که افزایش دمای لحیم کاری به دلیل افزایش ضخامت ناحیه متأثر از نفوذ، می تواند باعث کاهش استحکام گردد. بنابراین بالاترین میزان استحکام و نیز درصد ازدیاد طول در زمان بهینه ۶۰ دقیقه به دست آمد. همان طور که در شکل

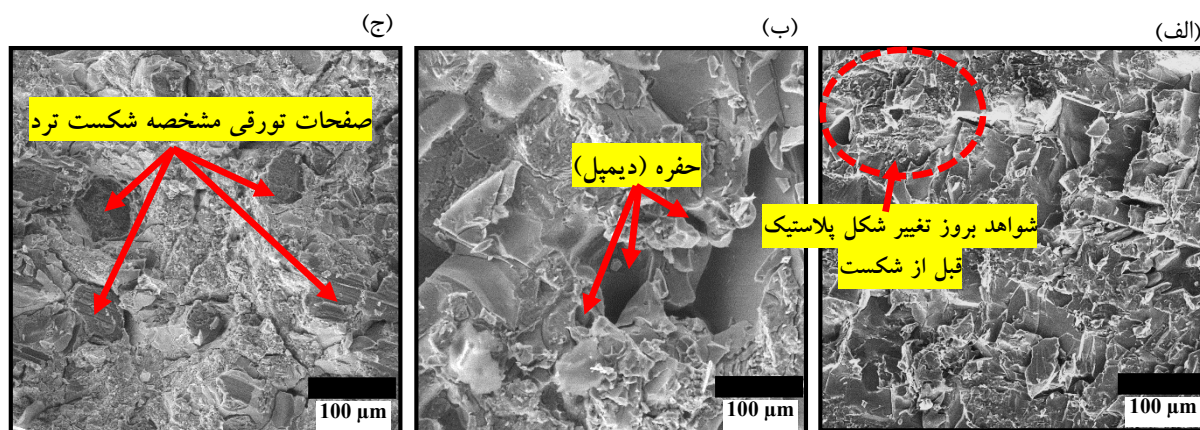


Fig. 11. Secondary electron micrograph of fracture surfaces correspond to the specimens brazed at bonding time of (a) 10, (b) 60, and (c) 240 min

شکل ۱۱ تصاویر الکترون ثانویه از سطح شکست نمونه‌های لحیم‌کاری شده در زمان‌های (الف) ۱۰، (ب) ۶۰ و (ج) ۲۴۰ دقیقه

همگن‌تری حاصل گردید و اثری از مقادیر بالای سختی (۷۰۰VHN) که مربوط به تشکیل این ترکیبات است نبود. با افزایش بیش از حد زمان لحیم‌کاری (۲۴۰ دقیقه)، ضخامت ناحیه متأثر از نفوذ افزایش میابد. با توجه به تاثیر منفی رسوبات تشکیل شده در این ناحیه بر خواص مکانیکی اتصال، زمان ۶۰ دقیقه به عنوان زمان بهینه لحیم‌کاری در این پژوهش انتخاب گردید.

- بالاترین میزان استحکام و درصد ازدیاد طول، به ترتیب ۹۲/۱۵MPa و ۱۹٪ برای نمونه‌ای به دست آمد که زمان لحیم‌کاری آن ۶۰ دقیقه بود. این استحکام و درصد ازدیاد طول بالا، به خاطر کنترل تشکیل ترکیبات و فازهای مضر در نمونه و در عین حال عدم وجود فرصت کافی برای رشد دانه‌ها حاصل گردید.

۵- فهرست علائم

| | |
|-----|-----------------------|
| ISZ | ناحیه انجماد همدم |
| ASZ | ناحیه انجماد غیر همدم |
| DAZ | ناحیه متأثر از نفوذ |
| VHN | سختی ویکرز |

علائم یونانی

| | |
|---------------|----------------------------------|
| μm | واحد طول متریک (1/1000) میلی متر |
| γ | ساختار بلوری |

۶- مراجع

- [1] K. Nicol, Status of Advanced Ultra-supercritical Pulverised Coal Technology, *IEA Clean Coal Center*, London, 2013.
- [2] D.H. Bechetti, J.N. Dupont, J.J. deBarbadillo, B.A.

با افزایش زمان لحیم‌کاری همان‌طور که در شکل ۱۱- ب و ج قابل مشاهده است مشخصه ترد سطح شکست که همانا صفحات تورقی است کمتر و مشخصه نرم سطح شکست که همانا تغییر شکل پلاستیک و ایجاد حفره (دیمپل) است بیشتر عیان می‌گردد که به نوبه خود بازمی‌گردد به انحلال و کنترل تشکیل ترکیبات مضر بین‌فلزی و ایجاد فصل مشترکی همگن‌تر.

۴- نتیجه‌گیری

اتصال سوپرآلیاژ نایمونیک ۱۰۵ به روش لحیم‌کاری سخت با استفاده از لایه ی واسط BNi-2 در سه زمان لحیم‌کاری ۱۰، ۶۰ و ۲۴۰ دقیقه انجام شد. نتایج به دست آمده را می‌توان به شرح زیر خلاصه نمود:

- ریزساختار نمونه‌های لحیم‌کاری شده شامل سه ناحیه متأثر از نفوذ، انجماد همدم و انجماد غیردمایی بود.
- در ناحیه متأثر از نفوذ رسوباتی تشکیل می‌شود که مشخص گردید عمدتاً از جنس بوراید‌های غنی از Ni-Cr-Mo هستند.
- در ناحیه انجماد همدم، محلول جامد γ عاری از هرگونه رسوبات و فازهای ثانویه تشکیل شد.
- در ناحیه انجماد غیردمایی، علاوه بر محلول جامد γ ، بوراید‌های غنی از نیکل و نیز ترکیبات بین‌فلزی غنی از کروم تشکیل شد. تشکیل این ترکیبات علاوه بر تضعیف خواص مکانیکی اتصال به دلیل ماهیت تردشان، باعث تخلیه کروم و دیگر عناصر دیرگداز نظیر مولیبدن از مناطق مجاور شده و زمینه را برای اکسیداسیون یا خوردگی انتخابی فراهم می‌سازد.
- با افزایش زمان لحیم‌کاری از ۱۰ به ۶۰ دقیقه، به واسطه انحلال و کنترل تشکیل ترکیبات مضر بین‌فلزی، فصل مشترک

- Formation of Intermetallic Compounds at the Interface of the Friction Stir Weld and Diffusion Bond of Mg-AZ31/Al-5083 Joint, *Journal of Welding and Joining*, Vol. 37(6), pp. 591-598, 2019. <https://doi.org/10.5781/JWJ.2019.37.6.9>
- [15] M. Farshbaf, M. A. Mofid, M. Hajian Heidary, H. Naeimian, Effect of silver interlayer on transient liquid phase (TLP) bonding of Al 2024 to Ti-6Al-4V joints, *Journal of Advanced Materials and Processing*, Vol. 8, No. 1, pp. 55-63, 2020.
- [16] M. Farshbaf, M.A. Mofid, M. Belbasi, M. Jafarzaghan, H. Naeimian, The Effect of Brass Interlayer Applied as Foil and Thermal Spray Coat on Microstructure and Mechanical Properties of Transient Liquid Phase Bonding of Al Alloy to Ti Alloy, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 20(10), pp. 2423-2432, 2020. (in Persian)
- [17] M.A. Mofid, H. Naeimian, Intermetallic compound formation at the Interface of Diffusion Bond and Friction Stir Weld of Al/Mg joints, *Metallurgical Engineering*, Vol. 22 (2), pp. 135-143, 2019. (in Persian)
- [18] M. A. Mofid, M. Hajian Heidary, E. Loryaei, H. Shakeri, Effect of bonding temperature on microstructure and intermetallic compound formation of diffusion Bonded Mg/Al joints, *New Process in Material Engineering*, Vol. 14(1), pp. 85-95, 2020. (in Persian)
- [19] D. Liu, Y. Song, B. Shi, Q. Zhang, X. Song, H. Niu, J. Feng, Vacuum brazing of GH99 superalloy using graphene reinforced BNi-2 composite filler, *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 34, No. 10, pp. 1843-1850, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.02.008>
- [20] L.X. Zhang, Z. Sun, Q. Xue, M. Lei, X.Y. Tian, *Materials and Design*, Vol. 90, pp. 949-957, 2016.
- [21] M. Khakian, S. Nategh, S. Mirdamadi, Effect of bonding time on the microstructure and isothermal solidification completion during transient liquid phase bonding of dissimilar nickel-based superalloys IN738LC and NIMONIC 75, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 653, pp. 386-394, 2015. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.09.044>
- [22] N. Wu, Y.J. Li, Q.S. Ma, Microstructure evolution and shear strength of vacuum brazed joint for super-Ni/NiCr laminated composite with Ni-Cr-Si-B amorphous interlayer, *Materials and Design*, Vol. 53, pp. 816-821, 2014.
- [23] S. Hadibeyk, B. Beidokhti, S.A. Sajjadi, The effect of interlayer thickness, bonding temperature and atmosphere on transient liquid phase bonding of GTD-111 to FSX-414, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 255, pp. 673-678, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.01.022>
- [24] M. A. Arafin, M. Medraj, D. P. Turner, and P. Bocher, Effect of alloying elements on the isothermal solidification during TLP bonding of SS 410 and SS 321 using a BNi-2 interlayer, *Materials Chemistry and Physics*, vol. 106, no. 1, pp. 109-119, 2007.
- Baker, Homogenization and dissolution kinetics of fusion welds in INCONEL alloy 740H, *Metallurgical and Materials Transactions, A* 45, pp. 3051-3063, 2014.
- [3] F. Arhami, S. E. Mirsalehi, A. Sadeghian, Effect of bonding time on microstructure and mechanical properties of diffusion brazed IN-939, *Journal of Materials Processing Technology*, 265, pp. 219-229, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.10.021>
- [4] R. C. Reed, *The Superalloys - Fundamentals and Applications*. New York: Cambridge University Press, 2006.
- [5] M. A. MOFID, P. LOTFIPOORNASAJI, Interface characterization in tungsten fiber/Zr-based bulk metallic glass matrix composite, *Journal of Metals, Materials and Minerals*, Vol. 31, No. 1, pp. 51-56, 2021. DOI: 10.14456/jmmm.2021.7
- [6] M. A. Mofid, M. Farshbaf, and H. Naeimian, Effect of Interlayer Composition on Microstructure and Properties of Titanium/Aluminum TLP Bond, *Materials Performance and Characterization*, Vol. 10, no. 1, pp. 285-296, 2021. <https://doi.org/10.1520/MPC20200027>
- [7] M. A. Mofid, A. Mahdavi Nejad, Flame spray assisted TLP bonding of Ti alloy to Al alloy, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 263, pp. 124404, 2021.
- [8] M. A. Mofid, H. Naeimian, M. Hajian Heidary, M. Farshbaf, Effect of silver interlayer on transient liquid phase (TLP) bonding of Al2024 to Ti-6Al-4V joints, *Journal of Advanced Materials and Processing*, Vol. 8, No. 1, pp. 55-63, 2020.
- [9] H. Naeimian, M. A. Mofid, Study of TLP bonding of Ti-6Al-4V to Al2024 using thermal spray Babbitt alloy interlayer, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 30, pp. 1267-1276, 2020 [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(20\)65294-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65294-3)
- [10] H. Shakeri, M.A. Mofid, Physical Vapor Deposition Assisted Diffusion Bonding of Al Alloy to Mg Alloy Using Silver Interlayer, *Metals and Materials. International*, Vol. 20, pp. 731-8, 2020. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00731-8>.
- [11] H. Naeimian, M. A. Mofid, Effect of joining temperature on Al2024/Ag/Ti-6Al-4V joints during transient liquid phase bonding, *International journal of Materials Research (formerly Z. Metallkd.)*, 111 (5); pp. 424-431, 2020. 10.3139/146.111902.
- [12] M. A. Mofid, E. Loryaei, Effect of bonding temperature on microstructure and intermetallic compound formation of diffusion bonded magnesium/aluminum joints, *Materialwiss. Werkstofftech (Journal of materials science & engineering technology)*. Vol. 51, pp. 413-421, 2020.
- [13] M. A. Mofid, E. Loryaei, Investigating microstructural evolution at the interface of friction stir weld and diffusion bond of Al and Mg alloys, *Journal of materials research and technology*, Vol. 8(5), pp. 3872-3877, 2019.
- [14] M. A. Mofid, E. Loryaei, M. Hajian Heidary,

- [32] M. Pouranvari, A. Ekrami, A. Kokabi, Phase transformations during diffusion brazing of IN718/Ni-Cr-B/IN718, *Materials Science and Technology*, Vol. 29 (8), pp.980-984, 2013.
- [33] Alloy Phase Diagrams ASM Handbook, tenth ed., 3, pp. 2.83-2.92, 1992.
- [34] N. Wikstrom, A. Egbewande, O. Ojo, High temperature diffusion induced liquid phase joining of a heat resistant alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 460, pp. 379-385, 2008.
- [35] L.X. Zhang, Z. Sun, Q. Xue, M. Lei, X.Y. Tian, *Materials and Design*, Vol. 90, pp, 949-957, 2016.
- [36] Y. Xu, X. Qiu, S. Wang, C. Luo, Y. Lu, F. Xing, Interfacial microstructure and mechanical properties of tungsten based powder alloy and superalloy GH907 diffusion brazing joint with Cu-Ni-V-Ti interlayer, *Vacuum*, Vol. 184, pp. 109793, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109793>
- [37] Y. H. Kim, K. T. Kim, and I. H. Kim, Effect of mixing ratio on mechanical properties of wide-gap brazed ni-based superalloy with NI-Si-B Alloy powder, *Key Engineering Materials.*, vol. 306-308, pp. 935-940, 2006.
- [25] J. Ruiz-Vargas, N. Siredey-Schwaller, N. Gey, P. Bocher, and a. Hazotte, Microstructure development during isothermal brazing of Ni/BNi-2 couples, *Journal of Materials Processing Technology* vol. 213, no. 1, pp. 20-29, 2013.
- [26] H.M. Hdz-García, A.I. Martínez, R. Muñoz-Arroyo, J.L. Acevedo-Dávila, F.García-Vázquez, F.A. Reyes-Valdes, *Materials Science and Technology*, Vol.30, pp.259-262, 2014.
- [27] J. Shen, Y.C. Liu, Y.J. Han, Y.M. Tian, H.X. Gao, J. Electron, *Materials*, Vol. 35 , pp.1672-1679, 2006.
- [28] ASTM standard D1002. Standard test method for apparent shear strength of single-lap-joint adhesively bonded metal specimens by tension loading (metal-to-metal) [S] (1999).
- [29] D. S. Duvall, W. A. Owczarski, and D. F. Paulonis, TLP Bonding--A New Method. *Welding Journal*, Chicago, pp. 203-214, 1973.
- [30] W. Gale, E. Wallach, Microstructural development in transient liquid phase bonding, *Metallurgical and materials Transactions A*, Vol. A 22 (10), pp.2451-2457, 1991.
- [31] W. Mac Donald, T. Eagar, Transient liquid phase bonding processes, *Metal Sci. Join*, pp. 93-100, 1992.