



گواهی ارائه مقاله در پنجمین همایش ملی توربین گاز

بدينوسيله گواهي مي شود مقاله

بررسی تاثیر پارامترهای اتصالTLP بر ریزساختار سوپرآلیاژ پایه نیکلGTD-111

نویسنده اول: دانش امیری

نویسنده دوم: عبدالکریم سجادی

نویسنده سوم: رضا بختیاری

نویسنده چهارم: جواد اسدی

در روز های برگزاری همایش (۱۸ و ۱۹ آبان ماه ۱۳۹۵) به صورت شفاهی ارائه شده است. توفیق روز افزون شما را در عرصه های مختلف علمی کشور عزیزمان آرزومندم.



دبیرخانه همایش: آنهران، نارمک، خیابان هنگام، خیابان دانشگاه، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مکانیک ۲۰۱۹ - ۲۲۱۲۰ - ۲۲۱۱۲ Email: gtc@iust.ac.ir http://gtc.iust.ac.ir



# بررسی تاثیر پارامترهای اتصال TLPبر ریزساختار سوپر آلیاژ پایه نیکل GTD-111

دانش امیری'،سید عبدالکریم سجادی<sup>۲</sup>،رضا بختیاری<sup>۳</sup>،جواد اسدی<sup>۴</sup> ۱و۲و۴- گروه مهندسی مواد و متالورژی - دانشکده مهندسی -دانشگاه فردوسی مشهد- مشهد ۳- گروه مهندسی مواد و متالورژی - دانشکده مهندسی -دانشگاه رازی- کرمانشاه

#### چکیدہ

فرآیند اتصال فاز مایع گذرا (TLP) به دلیل توانایی در ایجاد اتصالاتی نزدیک به حالت ایده آل در فرایندهای اتصال و یا تعمیر سوپرآلیاژهای پایه نیکل مورد توجه قرار گرفته است.در این مقاله، ریزساختار اتصال (TLP) سوپرآلیاژ ریختگی GTD-111، توسط لایه واسط آمورف Ni-7Cr-3Fe-4.5Si-3.2B تحت شرایط خلاء بررسی شده است. تاثیر پارامترهای اتصال دهی (دما و زمان) بر تغییرات ریزساختاری ناحیه اتصال و رفتار انجمادی توسط میکروسکوپ های نوری و الکترونی روبشی (SEM) مورد بررسی قرار گرفت. پیش از کامل شدن انجماد همدما، ناحیه اتصال شامل چهار منطقه مجزای: ناحیه انجماد غیر همدما شامل ریز اجزاء یوتکتیکی (ASZ)، ناحیه انجماد همدما شامل فاز محلول جامد (ISZ)، ناحیه متال از نفوذ شامل رسوبات بورایدی با مورفلوژی بلوکی و سوزنی و فلز پایه تشخیص داده شد. نتایج این پژوهش نشان داد که با افزایش زمان و دمای اتصال دهی، مقدار ساختار یوتکتیکی در مرکز اتصال کاهش می یابد. همچنین افزایش دمای اتصال دهی سبب کاهش زمان مورد نیاز برای کامل شدن انجماد همدما، مورا داختار یوتکتیکی در مرکز اتصال کاهش می یابد. همچنین

واژه های کلیدی:سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111- اتصال TLP- ریزساختار- ناحیه انجماد همدما ISZ- ناحیه انجماد غیرهمدما ASZ

## مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل همانند GTD-111 به واسطه عملکرد عالی در دماهای بالا به صورت گسترده ای در موتورهای هواپیما و توربین های گازی صنعتی به کار می روند[۱]. در حین سرویس دهی، اجزایی همانند پره های ثابت و متحرک توربین تحت خسارات جدی همانند ترک های خستگی حرارتی، خزش، تخریب سطح به دلیل اکسیداسیون، خوردگی داغ، سایش و آسیب جسم خارجی قرار می گیرند. در صورتی که این خسارات تعمیر نشوند منجر به کاهش عملکرد موثر موتور و آسیب بیشتر به اجزاء دیگر خواهند شد. تعمیر و ترمیم موثر به جای جایگزینی، منجر به کاهش هزینه ها و حفظ فلزات کمیاب و با ارزشی همانند R می Mo ، R و M می شود[۲].

جوش پذیری سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده که شامل مقادیر قابل توجهی از عناصر تشکیل دهنده '۲(۸kw) به دلیل استحاله های فازی غیرتعادلی در فلز جوش و ریز جدایش ها به هنگام انجماد غیرتعادلی که منجر به تشکیل ترکیبات بین فلزی غنی از عناصر آلیاژی و ترکیدگی در منطقه متاثر از حرارت (HAZ) در حین جوشکاری و عملیات حرارتی بعد از آن می شود، ضعیف است[۳–۵]. به علاوه تشکیل ترکیبات ترد بین فلزی در محل اتصال در فرایند لحیم کاری سخت منجر به کاهش دمای ذوب مجدد و استحکام اتصال می شود؟].

اتصال فاز مایع گذرا (TLP) یک روش اتصال دهی مواد جوش ناپذیر برای کاربردهای دما بالا می باشد [۷]. فرایند اتصال دهی TLP توسط دوال (Duvall) و همکارانش [۸]. در سال ۱۹۷۴ برای غلبه بر مشکلات، تکنیک های اتصال سوپرآلیاژها و دیگر آلیاژهای دیرگداز، با ترکیب فرایندهای اتصال دهی لحیم کاری سخت و اتصال نفوذی توسعه داده شد. در این فرایند از یک لایه واسط حاوی عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPD) همانند B، آگو P بین دو سطح اتصال استفاده می شود. سپس این مجموعه تا دمای اتصال دهی ما بین لیکوییدوس فلز پرکننده و سالیدوس فلز پایه حرارت داده می شود. با نگهداری این مجموعه در دمای اتصال دهی، نفوذ درهم عناصر آلیاژی بین فاز مذاب و فاز جامد اطراف آن موجب تغییر ترکیب شیمیایی فاز مذاب و در نهایت منجر به انجماد همدمای منطقه اتصال دهی، نفوذ درهم عناصر آلیاژی بین فاز مذاب و فاز جامد اطراف آن موجب تغییر ترکیب شیمیایی فاز مذاب و در نهایت منجر به انجماد همدمای منطقه اتصال می شود [۹و۴]. انجماد همدما کلیدی ترین فاکتور در ایجاد یک اتصال عاری از فازهای بین فلزی ترد می باشد [۸]. در واقع فرایند TLP، هم از جنبه های مفید اتصال در می می ماند را می کنید و ترین فاکتور در ایجاد یک اتصال عاری از فازهای بین فلزی ترد می باشد [۸]. در واقع فرایند TLP، هم از جنبه های مفید اتصال در می ماند (یک مان و هم از جنبه های مفید اتصال نفوذی حالت جامد استفاده می کند.

در این پژوهش، اتصال TLP سوپرآلیاژ پایه نیکلGTD-111 با استفاده از آلیاژ پر کننده BNi2 و تاثیر زمان اتصال دهی بر ریزساختار اتصال بررسی شده است.

## روش تحقيق

در این پژوهش از سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 به عنوان فلز پایه و از فیلر متال آمورف BNi2، با ضخامت ۲۵.۴ میکرون به عنوان لایه واسط استفاده شد. ترکیب شیمیایی فلز پایه-003P-.003P-.002B-.002B-.003P-.032V-.128Nb-.002B و Ni-14.5Cr-8.5Co-4.5Ti-3.55AI-3.5W-1.56 ترکیب شیمیایی لایه واسط ۱۰۲۴<sup>©</sup> و Ni-7Cr-4.5Si-3Fe-3.2B بود. دمای سالیدوس و لیکویدوس لایه واسط به ترتیب ۹۶۹ و C<sup>°</sup> ۱۰۲۴ است. نمونه هایی با ابعاد AmmxAmmxAmm تهیه و به منظور حذف لایه اکسیدی سطح نمونه ها باسمباده های SiC تا شماره ۸۰۰ پولیش شدند. سپس نمونه ها در حمام استون

amiri.danesh@stu.um.ac.ir-•٩٣۶٣١١١٩٩۶-۱

۲–استاد

۳–استادیار

۴-دانشجوی دکتری



به مدت ۲۰ دقیقه و به وسیله آلتراسونیک چربی زدایی شدند و سپس در محلول

استون نگهداری شدند. پس از قرار گرفتن لایه واسط بین دو قطعه، از یک فیکسچر از جنس فولاد زنگ نزن برای نگهداری قطعات در کنار هم استفاده شد. عملیات اتصال دهی در یک کوره با خلا<sup>ء ۵</sup>-۳.۵x۱۰ تور در دماهای ۱۱۲۰ و C<sup>°</sup> ۱۱۶۰ در زمان های مختلف انجام شد. پس از اتصال دهی یک مقطع عرضی از نمونه ها جدا شده و به وسیله میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی ریزساختاری قرار گرفتند. آنالیز شبه کمی فازهای تشکیل شده در محل اتصال به وسیله آنالیز EDS با پنجره بریلیم انجام گرفت.

## نتايج و بحث

شکل ۱ ریزساختار اتصال TLP در سیستم GTD-111/Ni-Cr-Fe-Si-B/GTD-111 در دمای اتصال دهی C°۲۱۰۲ با زمان نگهداری ۱۵ دقیقه را نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود چهار ناحیه ریز ساختاری مجزا شامل، ناحیه انجماد غیر همدما (ASZ)، ناحیه انجماد غیرهمدما (ISZ)، ناحیه متاثر از نفوذ (DAZ) و فلز پایه (BM) وجود دارد.



شکل ۱-ریزساختار اتصال داده شده GTD-111(دمای اتصال C<sup>°</sup> ۱۱۲۰، زمان اتصال ۱۵دقیقه) شامل سه منطقه ریزساختاری مجزای ناحیه انجماد غیرهمدما(ASZ)، ناحیه انجماد همدما(ISZ) و ناحیه متاثر از نفوذ(DAZ).

در ISZ به علت عدم پس زدن عنصر حل شونده در فصل مشترک جامد/مذاب در طی انجماد همدما تحت شرایط تعادلی، تنها فاز جامد تشکیل شده محلول جامد می باشد و از تشکیل فازهای دیگر جلوگیری می شود[۱۰]. در حالت ASZ به دلیل عدم وجود زمان کافی، مذاب باقی مانده در طی سرد شدن از دمای اتصال دهی، تبدیل به محصولات یوتکتیکی در ناحیه اتصال می شود. حضور ساختار یوتکتیکی در ناحیه اتصال اشاره بر این دارد که انجماد همدما ایجاد شده توسط نفوذ B و iS به درون GTD-111 در طول ۱۵ دقیقه در دمای C۱۲۰ کامل نشده است. بر طبق نتایج کارهای قبل[۱۰و۱۱]، ریزساختار ASZرا می توان شامل فازهای محلول جامد پایه نیکل γ، بوراید غنی از نیکل و بوراید غنی از کروم دانست. همچنین طیف EDS (شکل های ۲،۳و۴) از فازهای موجود در شکل ۱، نشان داد که ناحیه اتصال از محلول جامد غنی از نیکل γ، بورید غنی از کروم تشکیل شده است. باید توجه نمود، از آنجایی که تعیین دقیق عناصر سبک توسط آنالیز EDS امکان پذیر نیست، درصد B نیز قابل اندازه گیری نمی باشد.











شکل۴-طیف EDS فاز بوراید غنی از کروم در شکل ۱

مطابق رفتار انجمادی و ریزساختار ASZ، B مهم ترین عنصر MPD کنترل کننده انجماد همدماست، در حالی که Si نقش کم اهمیت تری را در توسعه ریزساختاری در طی لحیم کاری سخت نفوذی در سیستم حاضر بازی می کند. در حقیقت حد حلالیت کم B در نیکل (0.3%، مطابق دیاگرام فازی تعادلی دوتایی Ni-B[۱۲]) در مقایسه با حد حلالیت Si در نیکل (15%، مطابق دیاگرام تعادلی دوتاییNi-Si]) همراه با ضریب جدایش بسیار کم B در نیکل (0.008~مطابق دیاگرام فازی دوتایی Ni-Si]) در مقایسه با ضریب جدایش Si در نیکل (0.3% مطابق دیاگرام فازی تعادلی دوتایی 0.3%



علاوه بر ساختار يوتكتيكي اتصال، ذرات فازي ثانويه مجزا كه احتمالا" بوريدها

و/یا کاربیدهای بوریدی می باشند [۱۳]، درون فلز پایه، نزدیک فصل مشترک اتصال در نمونه های اتصال داده شده مشاهده می شوند. شکل ۵ تصاویر ميكروسكوپ الكتروني از DAZ نمونه اتصال داده شده در دماي C°۱۱۲۰ رانشان مي دهد. همانطور كه مشاهده مي شود ريزساختار DAZ شامل رسوبات ثانویه با دو مورفولوژی متفاوت: رسوبات بلوکی شکل و رسوبات سوزنی شکل می باشد. تشکیل فازهای بین فلزی در DAZ به دلیل نفوذ B از لایه واسط به فلز پایه در حین فرایند اتصال دهی می باشد. تراکم این رسوبات به صورت گرادیانی با افزایش در فاصله از فصل مشترک فلز پایه/اتصال کاهش می یابد.



شکل ۵-تصاویر میکروسکوپ الکترونی از DAZ در اتصال

## اثر دما و زمان اتصال دهی روی ریز ساختار اتصال

پارامترهای اتصال دهی همانند دما و زمان روی نفوذ عناصر آلیاژی و در نتیجه ریزساختار اتصال تاثیر زیادی می گذارد. به منظور مطالعه اثر زمان نگهداری روی ریزساختار اتصال، اتصال TLP برای زمان های نگهداری متفاوت در دمای اتصال دهی انجام شد. شکل ۶ ریزساختار اتصال داده شده در °C ۱۱۲۰ برای زمان های مختلف را نشان می دهد. فرایند انجماد همدما توسط تشکیل و رشد محلول جامد γ که متاثر از نفوذ متقابل عناصر کاهنده نقطه ذوب (MPD) در فلز پایه می باشد، کنترل می شود. زمان اتصال دهی ۱۵ دقیقه منجر به تشکیل ترکیبات یوتکتیکی در ناحیه اتصال می شود (الف). افزایش زمان اتصال دهی به ۴۵ دقیقه سبب افزایش نفوذ عناصر آلیاژی لایه واسط و کاهش وسعت ترکیبات یوتکتیکی در ناحیه اتصال داده شده می شود(ب). علت این امر افزایش نفوذ B و Si به فلز پایه و کاهش میزان پس زدن عناصر حل شونده در فصل مشترک جامد/مذاب می باشد. پس از مدت زمان ۱۰۵ دقیقه ساختار یوتکتیکی به طور کامل حذف شده و انجماد همدما کامل شد(ج). بنابراین نتیجه می شود که زمان نگهداری ۱۰۵ دقیقه در C° ۱۱۲۰ به منظور ایجاد ناحیه عاری از ترکیبات یوتکتیکی و تشکیل محلول جامد تک فازکافی است.



شکل۶-تصاویر نوری از ناحیه اتصال در C °۲۱۱۲۰ برای الف٬۴۵ ب) ۹۰ و ج)۱۰۵ دقیقه.

به منظور بررسی تاثیر دما بر زمان مورد نیاز برای ایجاد ساختار عاری از یوتکتیک

اتصال دهی در دماهای ۱۱۸۰، ۱۱۲۰ و C°۱۱۶۰ در زمان های مختلف انجام شد. همانطور که در شکل ۷ مشاهده می شود، تکمیل انجماد همدما در دمای C°۱۰۸۰ در زمان ۱۸۰ دقیقه اتفاق می افتد. این در حالی است که با افزایش دما به ۱۱۲۰ و C°۱۱۶۰ حذف ساختار یوتکتیکی و تکمیل انجماد همدما به ترتیب در زمان های اتصال دهی کمتر، ۱۰۵ و ۳۰ دقیقه اتفاق می افتد. علت این امر افزایش ضریب نفوذ عناصر MPD، با افزایش دمای اتصال دهی می باشد.



شکل ۲-تصاویر نوری از کامل شدن انجماد همدما در الف) C<sup>°</sup>۱۰۸۰ برای ۱۸۰ دقیقه ب)C<sup>°</sup>۱۱۶۰ برای ۳۰ دقیقه.

#### نتيجه گيرى

پیشرفت انجماد همدما در طی اتصال TLP سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 با لایه واسط Ni-7Cr-3.2B-4.5Si-3Fe بررسی شد. نتایج زیر از این بررسی بدست آمد:

۱-هنگامی که زمان اتصال دهی جهت کامل شدن انجماد همدما کافی نباشد(همانند زمان اتصال دهی کمتر از ۱۸۰، ۱۰۵ و ۳۰ دقیقه به ترتیب در دماهای اتصال ۱۱۸۰، ۱۱۲۰ و C°۱۱۶۰)، فاز مذاب باقی مانده به ساختار یوتکتیکی غیرتعادلی شامل محلول جامد غنی از نیکل γ. بوراید غنی از نیکل و بوراید غنی از کروم تبدیل می شود.

۲-نفوذ B از لایه واسط به درون فلز پایه در طی فرایند TLP منجر به تشکیل رسوبات بلوکی و سوزنی شکل در DAZ می شود.

۳-افزایش زمان اتصال دهی، منجر به کاهش مقدار ساختار یوتکتیکی و نهایتا کامل شدن انجماد همدما در زمان های ۱۸۰، ۱۰۵ و ۳۰ دقیقه می شود. همچنین افزایش دمای اتصال دهی از ۱۰۸۰ به ۱۱۲۰ و C°۱۱۶۰، منجر به افزایش ضریب نفوذ عناصر MPD و در نتیجه کاهش زمان مورد نیاز به منظور کامل شدن انجماد همدما می شود.

#### مراجع

- [1] M. B. Henderson, D. Arrell, M. Heobel, and R. Larsson, "Nickel-Based Superalloy Welding Practices for Industrial Gas Turbine Applications," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 9, no. 1, pp. 1–14, 2004.
- [2] X. Huang and W. Miglietti, "Wide Gap Braze Repair of Gas Turbine Blades and Vanes—A Review," J. Eng. Gas Turbines Power, vol. 134, no. 1, p. 010801, 2012.
- [3] Y. Danis, C. Arvieu, E. Lacoste, T. Larrouy, and J. M. Quenisset, "An investigation on thermal, metallurgical and mechanical states in weld cracking of Inconel 738LC superalloy," *Mater. Des.*, vol. 31, no. 1, pp. 402–416, 2010.
- [4] Y. Jing, Z. Zheng, E. Liu, and Y. Guo, "Microstructural Evolution of a Ni-base Alloy DZ468 Joint Bonded with a New Co-base Filler," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 30, no. 5, pp. 480–486, 2014.
- [5] M. Montazeri and F. M. Ghaini, "The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd:YAG pulsed laser welding," *Mater. Charact.*, vol. 67, pp. 65–73, 2012.
- [6] R. Thamburaj, W. Wallace, and J. A. Goldak, "Post-weld heat-treatment cracking in superalloys," *Int. Met. Rev.*, vol. 28, no. 1, pp. 1–22, 1983.
- [7] W. F. Gale and D. A. Butts, "Transient liquid phase bonding," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 9, no. 4, pp. 283–300, 2004.
- [8] D. . Duvall, W. A. Owczarski, and D. F. Paulonis, "TLP boding: A new method for joinng heat resistant alloys," *Welding Journal*, vol. 53, no. 4. pp. 203–214, 1974.
- [9] W. MacDonald and T. Eagar, "Transient liquid phase bonding," Annu. Rev. Mater. ..., vol. 1, no. 1, pp. 23–46, 1992.
- [10] S. K. Tung, L. C. Lim, and M. O. Lai, "SOILIDIFICATION PHENOMENA IN NICKEL BASE BRAZES CONTAINING BORON AND SILICON," vol. 34, no. 5, pp. 163–169, 1996.
- [11] K. Ohsasa, T. Narita, and T. Shinmura, "Numerical modeling of the transient liquid phase bonding process of Ni using Ni-B-Cr ternary filler metal," J. Phase Equilibria, vol. 20, no. 3, pp. 199–206, 1999.
- [12] ASM International, ASM Handbook, Volume 3, Alloy Phase Diagrams, vol. 7, no. 11. 2004.
- [13] O. A. Idowu, O. A. Ojo, and M. C. Chaturvedi, "Microstructural study of transient liquid phase bonded cast INCONEL 738LC superalloy," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 37, no. 9, pp. 2787–2796, 2006.