



Effect of Pre-Cold Treatment on Weldability of Inconel 718 Superalloy Using Nd:YAG Pulsed Laser

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Rezaei M.A.¹ Msc,
Naffakh-Moosavy H.*¹ PhD

How to cite this article

Rezaei M.A, Naffakh-Moosavy H. Effect of Pre-Cold Treatment on Weldability of Inconel 718 Superalloy Using Nd:YAG Pulsed Laser. Modares Mechanical Engineering. 2019; 19(2):327-334.

ABSTRACT

Inconel 718 is precipitation strengthened Ni-base superalloy that is strengthened by " γ'' " precipitate with the Ni3Nb chemical composition, is widely used for medium and high temperature applications in many industries. The aim of this study is to evaluate the effects of pre-cold treatment on microstructure, geometry of weld, Weldability, and mechanism of HAZ liquation cracking in Inconel 718 superalloy by Nd:YAG pulsed laser welding. Microstructure was investigated, using optical microscope and scanning electron microscope and hardness test was used to investigate mechanical properties. The results of numerical calculations using Rosenthal relation showed that the length of different welding regions including Mushy Zone (MZ), Partially Melted Zone (PMZ), and Heat Affected Zone (HAZ) decreased by 46%, 46%, and 56%, respectively. The experimental calculations also indicated that the length of PMZ and HAZ, as well as the HAZ area decreased by 2.1, 2.5, and 2.5 times, respectively. Considering that grain boundary liquation was observed in all samples, the possible mechanism for HAZ liquation cracking is constitutional liquation of Nb-rich carbides and delta precipitates that encourages the formation of liquid films in the grain boundaries and causes HAZ liquation cracking in this region. Also, the hardness profile indicates that the hardness of the weld metal increased by using pre-cold conditions.

Keywords Inconel 718; Pulsed Nd:YAG Laser; HAZ Liquation Cracking; Weldability

CITATION LINKS

[1] The superalloys: Fundamentals and applications [2] Superalloys II: High Temperature materials for aerospace and industrial power [3] The evolution of wrought age-hardenable superalloys [4] Precipitation of the δ -Ni3Nb phase in two nickel base superalloys [5] American Welding Society [6] Welding metallurgy [7] Mechanism of alloying element vaporization during laser welding [8] Influences of laser welding parameters on the geometric profile of Ni-base superalloy Rene 80 weld-bead [9] Effects of cold rolling on the precipitation kinetics and the morphology evolution of intermediate phases in Inconel 718 alloy [10] An evaluation of the effects of filler metal composition on cast alloy 718 simulated repair welds [11] The effect of heat treatment on microfissuring in alloy 718 [12] Controlling hot cracking in Ni-based inconel-718 superalloy cast sheets during tungsten inert gas welding [13] Microstructural and mechanical properties of friction-stir-welded and post-heat-treated Inconel 718 alloy [14] Effect of heat input on heat affected zone cracking in laser welded ATI Allvac 718Plus superalloy [15] Modern fiber laser beam welding of the newly-designed precipitation-strengthened nickel-base superalloys [16] The formation and control of laves phase in superalloy 718 welds [17] Hot tearing and recent progress in the weldability of the Ni alloys Inconel 718 and waspaloy [18] A comparative study on fiber laser and Co2 laser welding of Inconel 617 [19] Metallurgical factors influencing the microfissuring of alloy 718 weldments [20] Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys [21] Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-Yag laser welds [22] Further heat-affected-zone studies in heat-resistant nickel alloys [23] Liquation cracking in heat affected zone in Ni superalloy welds [24] ASM handbook volume 3: Alloy phase diagrams [25] Effect of macro-and micro-segregation on hot cracking of Inconel 718 superalloy argon-arc multilayer cladding

¹Materials Engineering Department, Engineering Faculty, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran

*Correspondence

Address: Engineering Faculty, Tarbiat Modares University, Nasr Bridge, Jalal-e-Al-e-Ahmad Highway, Tehran, Iran. Postal Code:-
Phone: +98 (21) 82884928
Fax: +98 (21) 82884390
h.naffakh-moosavy@modares.ac.ir

Article History

Received: April 28, 2018
Accepted: October 21, 2018
ePublished: February 01, 2019

اثر عملیات پیش‌سرد بر جوش‌پذیری سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ با استفاده از لیزر پالسی Nd:YAG

محمدعلی رضایی MSc

بخش مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران

همام نفاخ‌موسوی PhD

بخش مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران

چکیده

اینکونل ۷۱۸ که یک سوپرآلیاژ پایه نیکلی رسوب سخت‌شونده محسوب می‌شود و براساس رسوبات گاما دابل پرایم (γ'') با ترکیب شیمیایی Ni_3Nb مستحکم می‌شود، به‌صورت گسترده برای کاربردهای دمای متوسط و بالا در صنایع مختلفی به‌کار می‌رود. هدف از انجام این پژوهش اثر عملیات پیش‌سرد بر جوشکاری سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ با استفاده از جوشکاری لیزر پالسی Nd:YAG و بررسی ریزساختار، هندسه جوش، جوش‌پذیری و مکانیزم ترک‌خوردگی در ناحیه متأثر از حرارت این سوپرآلیاژ است. برای بررسی ریزساختار از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی و برای بررسی خواص مکانیکی از آزمون سختی استفاده شد. نتایج محاسبات عددی با استفاده از رابطه رزنتال نشان داد که طول مناطق مختلف جوش شامل ناحیه خمیری، ناحیه ذوب جزیی‌شده و ناحیه متأثر از حرارت با اعمال شرایط پیش‌سرد به‌ترتیب ۴۶، ۴۶ و ۵۶٪ کاهش می‌یابد. نتایج محاسبات تجربی نیز نشان داد که طول ناحیه ذوب جزیی‌شده و ناحیه متأثر از حرارت و همچنین مساحت ناحیه متأثر از حرارت با اعمال شرایط پیش‌سرد به‌ترتیب ۲/۱، ۲/۵، ۲/۵ برابر کاهش یافته است. با توجه به اینکه ذوبی‌شدن مرزدهانه‌ها در تمامی نمونه‌ها مشاهده شد، مکانیزم محتمل برای ترک ذوبی ناحیه متأثر از حرارت، ذوب ترکیبی کاربیدهای غنی از Nb و همچنین رسوبات دلتا است که تشکیل فیلم مذاب در مرزدهانه‌ها را ترغیب می‌کند و موجب ترک ذوبی در این ناحیه می‌شود. همچنین پروفیل سختی نشان داد که با اعمال شرایط پیش‌سرد، سختی فلز جوش افزایش می‌یابد.

کلیدواژه‌ها: اینکونل ۷۱۸، لیزر پالسی Nd:YAG، ترک ذوبی HAZ، جوش‌پذیری

تاریخ دریافت: ۹۷/۰۲/۰۸

تاریخ پذیرش: ۹۷/۰۷/۲۹

*نویسنده مسئول: h.naffakh-moosavy@modares.ac.ir

۱- مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل با توجه به خصوصیات منحصربه‌فرد خود از جمله استحکام کششی، استحکام خزشی و ضربه‌پذیری در دمای محیط و دماهای بالای کاری، مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون در دماهای بالا به‌صورت گسترده‌ای در صنایع مختلف مانند صنایع نیروگاهی، صنایع نفت و گاز و پتروشیمی، صنایع هسته‌ای، صنایع شیمیایی و دیگر صنایع مهم استفاده می‌شوند^[1, 2]. در این میان سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است که بیش از ۵۰٪ حجم تولید سوپرآلیاژهای تجاری تا سال ۲۰۰۶ را به خود اختصاص داده است^[3]. این آلیاژ براساس رسوبات گامادابل پرایم (γ'') با ترکیب شیمیایی Ni_3Nb مستحکم می‌شود^[4]. وجود نیوبیوم در ترکیب شیمیایی این آلیاژ باعث تشکیل فازهایی مانند کاربیدنیوبیوم و لاوه می‌شود، در نتیجه جوشکاری این آلیاژ را با مشکلاتی مانند ترک‌های انجمادی و ترک‌های ذوبی مواجه می‌کند، اما به دلیل مقاوم‌بودن نسبت به ترک‌های پیرکرنشی برای کاربردهای دمای متوسط و بالا در سازه‌های فضایی و اجزای تولید انرژی به کار می‌رود^[3]. یکی از کاربردهای اصلی اینکونل ۷۱۸، در ساخت شافت توربین گاز در هوافضا و مهارکننده‌های فشار است^[3]. تکنیک‌های متنوعی برای جوشکاری این آلیاژ پیشنهاد شده است که از جمله می‌توان به انواع جوشکاری‌های قوسی، جوشکاری

پرتوی لیزر و جوشکاری پرتوی الکترونی اشاره کرد. مشخصه جوشکاری لیزری، ایجاد ناحیه مذاب به‌وسیله جذب شدت اشعه است که اجازه رشد و گسترش حوضچه مذاب به درون ناحیه فصل مشترک جامد را می‌دهد و در نتیجه یک اتصال پیوسته میان اجزایی که متصل خواهند شد، ایجاد می‌شود^[5, 6]. در اثر برخورد پرتوی لیزر به سطح فلز چندین پدیده متوالی رخ می‌دهد. ابتدا ممکن است بخش قابل توجهی از پرتوی لیزر بازتاب شود و انرژی اندک جذب‌شده موجب گرم‌شدن سطح قطعه و بالارفتن دما می‌شود. با افزایش دمای سطح، ضریب جذب و انرژی جذب‌شده توسط آن افزایش می‌یابد. این پدیده‌ها در نهایت موجب ذوب و تبخیر موضعی فلز پایه می‌شود^[7]. کیفیت جوش معمولاً متناسب با تبخیر عناصر آلیاژی و گریز آن حرارتی اعمالی که منجر به ترک می‌شود، مورد بررسی قرار می‌گیرد. عدم تعادل در حجم و مقیاس ناحیه جوش منجر به ایجاد تخلخل می‌شود. دستیابی به تعادل بین گرمای ورودی و خروجی به جذب ثابت تابش لیزر و توزیع یکنواخت گرما در قطعه کار بستگی دارد.

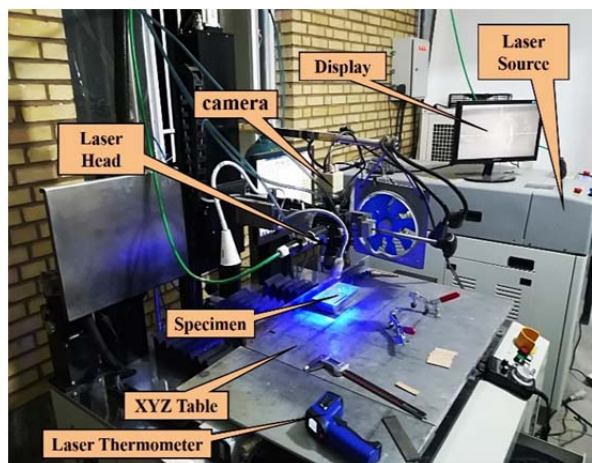
دو حالت اساسی در جوشکاری لیزری شامل جوشکاری در حالت هدایتی و جوشکاری در حالت نفوذی یا سوراخ‌کیدی وجود دارد. تفاوت اساسی در این دو نوع حالت آن است که در حالت اول سطح ناحیه جوش باز نمی‌شود، ولی در حالت جوشکاری نفوذی با بازشدن سطح ناحیه جوش باریکه لیزر به درون ناحیه مذاب نفوذ می‌کند^[6]. مرادی و قریشی گزارش کردند که با افزایش سرعت جوشکاری در اتصال سوپرآلیاژ Rene 80، ابعاد حوضچه کاهش می‌یابد. همچنین گاز محافظ نیز روی ابعاد حوضچه تأثیرگذار است و افزایش بیش از حد آن باعث ایجاد عیوب در اتصال می‌شود^[8]. در مطالعه‌ای با بررسی اثر فلزیایه و سرعت جوشکاری بر ریزساختار و ترک ذوبی ناحیه متأثر از حرارت (MZ) به روش پرتوی الکترونی روی آلیاژ ۷۱۸ گزارش کردند که کاهش سرعت جوشکاری باعث پیشرفت ریزجدایش در منطقه نزدیک حوضچه مذاب می‌شود که در آنجا میزان فاز لاوه بیشترین مقدار است. اما اندازه دانه درشت برای فلزیایه و افزایش سرعت جوشکاری (به دلیل افزایش تنش‌های حرارتی)، حساسیت به ترک ذوبی HAZ را افزایش می‌دهد^[9].

در سال‌های اخیر تلاش‌های فراوانی برای بهبود جوش‌پذیری و کاهش حساسیت به ترک در این آلیاژ صورت گرفته است. یکی از این روش‌ها تنظیم و بهینه‌سازی ترکیب شیمیایی این آلیاژ مخصوصاً مقادیر مختلف کربن، نیوبیوم و تیتانیوم است^[10]. در روش‌های دیگر سعی شده است با عملیات حرارتی پیش‌گرم میزان تنش‌های جوشکاری کاهش یابد که عامل ایجاد ترک است^[11]. با ریزدانه‌کردن ساختار نیز می‌توان توزیع بهتری از تنش و رسوبات مضر داشت که در نتیجه حساسیت به ترک‌های ذوبی کاهش می‌یابد^[12]. سانگ و ناگاتا^[13] در تحقیق روی جوشکاری سوپرآلیاژ ۷۱۸ گزارش کردند که با انجام جوشکاری به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با پارامترهای بهینه و عملیات حرارتی پس از جوشکاری، علاوه بر بهبود استحکام کششی و سختی با کاهش میانگین اندازه دانه در فلز جوش و ناحیه همزده‌شده که ناشی از تبلور مجدد دینامیک بوده است، توانسته‌اند تا حدی از به‌وجودآمدن ترک‌های گرم جلوگیری کنند.

همچنین در برخی روش‌ها گرمای ورودی جوشکاری تا حد ممکن کاهش یافته که از جمله این روش‌ها، جوشکاری لیزر پیشنهاد شده است^[14]. موسوی و همکاران با بهینه‌سازی پارامترهای جوشکاری لیزر فیبر روی سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت‌شونده نسل

جدول ۱) ترکیب شیمیایی اینکونل ۷۱۸ (درصد وزنی)

Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	Ti	C	Al
۵۲/۸۲	۱۷/۴۱	۱۸/۶۴	۵/۱۷	۳/۴	۰/۹۵	۰/۰۱۳	۰/۴۹



شکل ۱) دستگاه لیزر و سایر تجهیزات مربوط به آن

در این پژوهش ملاک بهینه‌شدن پارامترها، به‌دست‌آوردن جوش سالم عاری از ترک داغ و حفره با هندسه مناسب و عمق نفوذ مورد نظر است. برای این منظور دو سری جوشکاری (قلق‌گیری و نهایی) با پارامترهای مختلف صورت گرفت که در سری دوم، پارامتر بهینه به دست آمد. در ضمن شکل پالس انتخاب‌شده برای لیزر پالسی Nd:YAG به‌صورت پالس آنیلی بوده است که باعث کاهش هر چه بیشتر چرخه‌های گرمایی منتقل‌شده به ناحیه اتصال می‌شود. در مرحله بعد با توجه به تعدد پارامترهای لیزر پالسی برای رسیدن به عمق نفوذ کافی پس از دستیابی به پارامترهای بهینه، پنج خط جوش در دماهای مختلف به‌صورت خودزا (Philips-XL30) و روی سطح ورق اعمال شد که جدول ۲ پارامترها و دماهای پیش از جوشکاری را نشان می‌دهد. نقطه کانونی دقیقاً روی سطح نمونه بوده، لذا هیچگونه فاصله خروج از کانون حین جوشکاری وجود نداشته است (Defocussing=0). قطر پرتوی لیزر برای پارامتر بهینه‌ای که خط جوش مورد نظر با آن انجام شده، برابر با ۱۶۵۰ میکرومتر بوده است. در انتخاب کدهای جوشکاری، حرف P از ابتدای پیشوند Pre به‌معنی پیش، حرف C از ابتدای کلمه Cold به‌معنی سرد و حرف H از ابتدای کلمه Heat به‌معنی گرم گرفته شده است. ضمناً اعداد جلوی این حروف نشان‌دهنده دمای قطعه قبل از جوشکاری بوده است.

جدول ۲) پارامترهای بهینه لیزر Nd:YAG پالسی مورد استفاده در این تحقیق

شماره نمونه	فرکانس (s ⁻¹)	عرض پالس (ms)	توان حداکثری (kW)	توان متوسط (W)	حرارت ورودی (J/mm)
PC-30	۷	۱۴	۲/۷	۲۷۰/۷	۱۳۵/۵
PC-0	۷	۱۴	۲/۷	۲۷۰/۷	۱۳۵/۵
PC+35	۷	۱۴	۲/۷	۲۷۰/۷	۱۳۵/۵
PC+120	۷	۱۴	۲/۷	۲۷۰/۷	۱۳۵/۵
PC+200	۷	۱۴	۲/۷	۲۷۰/۷	۱۳۵/۵

رابطه ۱ ارتباط توان متوسط لیزر را با توان حداکثری، عرض پالس و فرکانس نشان می‌دهد و همچنین رابطه ۲ حرارت ورودی را بر حسب توان متوسط و سرعت جوشکاری به دست می‌دهد. سرعت جوشکاری برای تمام نمونه‌ها ۲ mm/s است.

سوم گزارش کرده‌اند که با این روش هیچ ترک ذوبی و انجمادی در ناحیه جوش مشاهده نشد. اما ترک ذوبی HAZ خصوصاً در مقادیر بالای Nb که طول ناحیه ذوب‌شده افزایش می‌یابد، قابل رویت است. همچنین با افزایش توان و سرعت جوشکاری، تخلخل‌ها افزایش می‌یابد^[15]. بهینه‌سازی دمای عملیات حرارتی پس از جوشکاری برای حذف کامل فاز لاه در فلز جوش و افزایش مقاومت به ترک‌های انجمادی نیز یکی دیگر از این روش‌هاست، هر چند این عملیات منجر به رسوب‌گذاری فاز دلتا و کاهش جوش‌پذیری اینکونل ۷۱۸ می‌شود^[16]. پیشنهاد شده است که با انجام عملیات تمپر قبل از جوشکاری، حساسیت به ترک ذوبی کاهش می‌یابد. انجام عملیات تمپر بالای ۸۵۰ باعث رسوب فاز دلتا و پایداری نیوبیوم می‌شود و میزان نیوبیوم نفوذکننده برای ایجاد ترک ذوبی HAZ را کاهش می‌دهد. در حالت کلی آنیل محلولی فلز پایه نسبت به پیرسازی کامل آن در مقاومت به ترک ذوبی موثرتر است^[17].

در این پژوهش از ورق کار شده اینکونل ۷۱۸ که در حالت پیرسازی‌شده قرار دارد، استفاده شده است. همچنین این ورق توسط دستگاه لیزر پالسی Nd:YAG در دماهای پیش‌سرد و پیش‌گرم مختلف تحت جوشکاری قرار گرفته است تا تاثیر آن بر مناطق مختلف جوش مانند ناحیه ذوبی، ناحیه متأثر از حرارت و ناحیه ذوب جزئی‌شده به‌خوبی مشخص شود. با توجه به این که ترک‌های انجمادی در منطقه خمیری (HAZ) فلز جوش رخ می‌دهند و طول این ترک‌ها به‌شدت تابع طول این منطقه است، بنابراین کاهش طول این منطقه می‌تواند به بهبود جوش‌پذیری کمک کند. کاهش طول HAZ نیز به کم‌تر شدن ترک‌های ذوبی منجر می‌شود. در این پژوهش با انجام عملیات پیش‌سرد، جوش‌پذیری اینکونل ۷۱۸ در مناطق مستعد به ترک بررسی می‌شود. از طرفی برخی از قطعات صنعتی بعد از عملیات پیرسازی دارای تلورانس ابعادی مشخص و تغییرناپذیری هستند، لذا امکان عملیات آنیل انحلالی قبل از جوشکاری و سپس پیرسازی برای آنها وجود ندارد. بنابراین این گونه قطعات باید بلافاصله بعد از عملیات پیرسازی، جوشکاری شوند. لذا هدف از انجام این پژوهش نیز کاهش مناطق مستعد به ترک از طریق انجام عملیات پیش‌سرد در قطعاتی است که در حالت پیرشده قرار دارند و باید جوشکاری شوند.

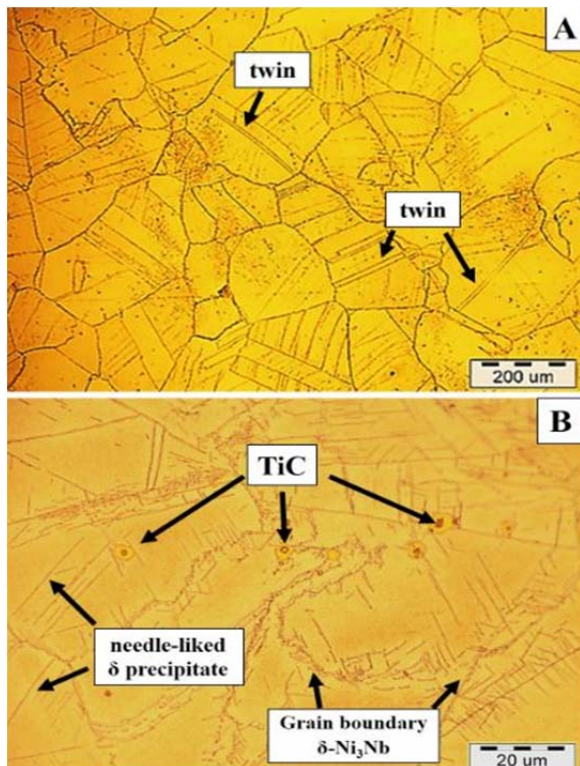
۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش ابتدا تسمه‌هایی با ابعاد ۴×۲۵×۱۱۵ میلی‌متر از شمش کار شده (فورج داغ) اینکونل ۷۱۸ تهیه شد و به‌منظور تعیین ترکیب شیمیایی فلز پایه آزمون کوانتومتری انجام گرفت که در جدول ۱ آمده است.

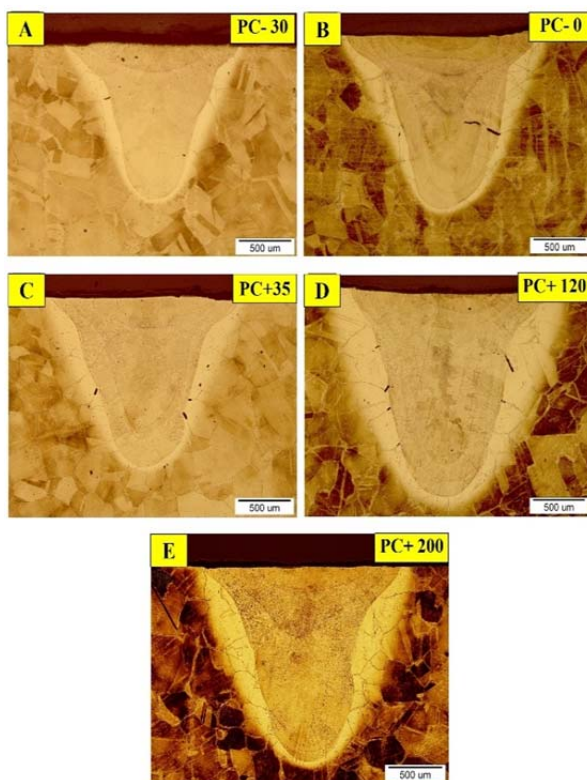
برای انجام جوشکاری از دستگاه لیزر پالسی Nd:YAG با حداکثر توان متوسط ۴۰۰ وات استفاده شده که قادر به تولید پالس‌هایی با توان حداکثری ۱۰۰۰۰ وات و انرژی کل ۱۰۰ ژول است. شکل ۱ دستگاه لیزر و تجهیزات مورد استفاده برای انجام فرآیند جوشکاری لیزر پالسی را نشان می‌دهد.

به‌منظور انجام عملیات پیش‌سرد از محفظه‌ای آب‌بندی‌شده حاوی یخ خشک با دمای تقریبی ۳۰°C- و برای انجام عملیات پیش‌گرم از یک سشوار صنعتی مدل رونی‌کس ۱۱۰۱ با توان ۲۰۰۰ وات و حجم هوای خروجی ۵۰۰ لیتر بر دقیقه استفاده شد. لازم به ذکر است برای محاسبه دقیق دمای قطعه کار از یک ترمومتر لیزری مدل آی.آر.جی ۴۲۰ با بازه دمایی ۵۰- تا ۴۲۰°C و دقت اندازه‌گیری ۰/۱°C استفاده شد.

بعد در رابطه با مکانیزم ذوبی شدن و همچنین ایجاد ترک ذوبی بحث خواهد شد.



شکل ۲) ریزساختار اینکونل ۷۱۸ و مورفولوژی‌های مختلف رسوبات δ: (a) ریزساختار اینکونل ۷۱۸ شامل دانه‌های هم‌محور آستنیتی و دوقلوبی‌های مکانیکی، (b) مورفولوژی‌های مختلف رسوبات δ به‌همراه کاربیدهای غنی از Ti



شکل ۳) درشت‌ساختار مقاطع عرضی از نمونه‌های PC-30، PC-0، PH+35، PH+120 (a)؛ PH+200 (b)؛ PC-0 (c)؛ PH+35 (d)؛ PH+120 (e)؛ PC+200 (f)

(۱) فرکانس $\times$ عرض پالس $\times$ توان حداکثری = توان متوسط

(۲) $\frac{\text{توان متوسط}}{\text{سرعت}} = \text{حرارت ورودی}$

برای اچ کردن نمونه‌ها از دو نوع محلول اچ متفاوت برای فلزپایه و فلزجوش استفاده شد. برای مشاهده ریزساختار فلزپایه از محلول اچ ماربل (۵۰ml HCl، ۵۰ml H₂O، ۱۰g CuSO₄) به مدت ۲۵ ثانیه و برای مشاهده ریزساختار فلز جوش از مخلوط سه اسید HCl، CH₃COOH و HNO₃ با نسبت‌های مساوی به مدت ۱۰ ثانیه استفاده شد. برای بررسی ریزساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری مدل الیمپوس و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل فیلیپس استفاده شد. برای اندازه‌گیری سختی از دستگاه ریزسختی‌سنجی مدل ایسوس استفاده شد. نیروی اعمال شده بر نمونه‌ها ۲۵ گرم نیرو و مدت زمان اعمال نیرو ۱۵ ثانیه بود.

۳- نتایج و بحث

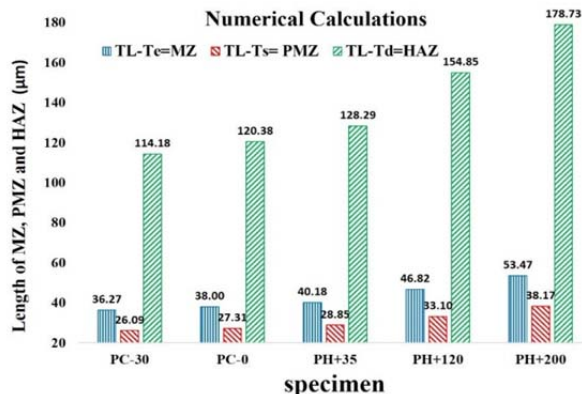
۳-۱- بررسی ریزساختار فلزپایه

در شکل ۲ ریزساختار فلزپایه اینکونل ۷۱۸ در حالت کار گرم شده در دو بزرگ‌نمایی آورده شده است. شکل ۲- a نشان می‌دهد که ساختار شامل دانه‌های هم‌محور آستنیتی است و وجود دوقلوبی‌های مکانیکی در ریزساختار نشان از اعمال تغییر شکل پلاستیک (فورج داغ) برای تولید آلیاژ است. در شکل ۲- b رسوبات δ-Ni₃Nb با مورفولوژی‌های مختلف به‌همراه رسوبات مکعبی شکل و زردرنگ که غنی از Ti هستند، مشاهده می‌شود که در کل دانه‌های هم‌محور آستنیتی توزیع شده‌اند. گفتنی است بخش قابل توجهی از رسوبات غنی از نیوبیوم یا رسوبات δ با سایر مورفولوژی‌ها در مرز دانه‌ها تجمع یافته و باعث ضخیم شدن آنها شده‌اند.

شکل ۳ درشت‌ساختار مقاطع عرضی از نمونه‌های PC-30 تا PH+200 را نشان می‌دهد. همان طور که مشاهده می‌شود در تمامی نمونه‌ها، حالت جوشکاری به‌صورت سوراخ کلیدی است و با افزایش دمای جوشکاری، عمق نفوذ از ۱۴۵۰ به ۱۶۲۰ میکرومتر و سطح رویی جوش از ۱۵۳۰ به ۱۸۱۰ میکرومتر افزایش می‌یابد. رن و همکاران گزارش کرده‌اند که در جوشکاری اینکونل ۶۱۷ با استفاده از لیزر فیبر با حرارت ورودی پایین‌تر نسبت به لیزر CO₂، مورفولوژی حوضچه از A شکل به Y شکل تغییر پیدا می‌کند. همچنین مینیمم حرارت ورودی مورد نیاز برای دستیابی به نفوذ کامل در اتصال، در لیزر فیبر کمتر از لیزر CO₂ است [18].

مورفولوژی حوضچه جوش میزان تنش‌های کششی در جهت نفوذ جوش را تعیین می‌کند که در حقیقت بر تعداد ریزترک‌هایی که در HAZ تشکیل می‌شوند، موثر است. اشاره شده است که تعداد ترک‌ها با افزایش نسبت پهنا به عمق (W/D) کاهش می‌یابد و آن هم به دلیل تنش‌های کمتری است که به‌طور موضعی در لبه‌های نواحی جامد گسترش می‌یابند [19]. علاوه بر این با اعمال شرایط پیش‌سرد، مساحت HAZ (که در اثر اچ شدن دارای رنگ متفاوتی نسبت به فلزپایه شده است)، کوچک‌تر شده است. همچنین در نمونه PC-0 ترک ذوبی در HAZ مشاهده می‌شود که به داخل ناحیه ذوبی نیز کشیده شده و باعث کاهش جوش‌پذیری شده است. در سایر نمونه‌ها، ذوبی شدن مرز دانه‌ها در HAZ تنها رخداد غالب است. لازم به ذکر بوده که طول این ذوبی شدن مرز دانه‌ها به تناسب دمای قطعه قبل از جوشکاری متفاوت است که در قسمت

دمای انجمادی که می‌تواند اشاعه ترک را در این آلیاژ مشخص سازد، باید به‌صورت اختلاف بین لیکیدوس و واکنش $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$ بیان شود.



نمودار ۱) طول ناحیه خمیری، ناحیه ذوب جزیی‌شده و ناحیه متأثر از حرارت با استفاده از محاسبات عددی

اختلاف فاصله خط مرکزی جوش تا خط ذوب که دمای T_L متناظر با آن در نظر گرفته شده (Y_1) و خط مرکزی جوش تا انتهای ذوب‌شدگی‌های مرزدهانه‌ای که دمای T_S برای آن در نظر گرفته شده (Y_2)، بیان‌کننده اندازه PMZ است ($Y_2 - Y_1$). دمای T_L برای اینکونل ۷۱۸، 1362°C و دمای T_S ، 1240°C در نظر گرفته شده است [20]. با توجه به نمودار ۱ ملاحظه می‌شود که طول PMZ نیز تقریباً ۴۷٪ کوچک‌تر شده و این بدان معنی است که ترک‌های ذوبی اینکونل ۷۱۸ که اکثراً در PMZ به وقوع می‌پیوندند، با کوچک‌تر شدن طول این منطقه طبیعتاً کمتر می‌شود و همانند MZ در صورت رخداد ترک با توجه به کوتاه‌تر شدن طول این منطقه، اشاعه آنها به سمت FZ با احتمال کمتری مواجه خواهد بود.

اختلاف فاصله خط مرکزی جوش تا خط ذوب که دمای T_L متناظر با آن در نظر گرفته شده (Y_1) و خط مرکزی جوش تا انحلال رسوبات در ساختار حتی به‌صورت جزیی که دمای T_D متناظر با آن در نظر گرفته شده (Y_2)، بیان‌کننده اندازه منطقه HAZ است ($Y_2 - Y_1$). دمای T_L برای اینکونل ۷۱۸، 1362°C و دمای T_D ، 950°C در نظر گرفته شده است [20]. نتایج محاسبات، ۵۶٪ کاهش را در طول HAZ نشان می‌دهد که این مطلب دال بر بهبود جوش‌پذیری است. زیرا اولاً با کوچک‌تر شدن HAZ، حجمی از فلز پایه که دستخوش تغییر شده است، کاهش می‌یابد. به‌طور مثال انحلال رسوبات استحکام‌بخش نظیر γ'' که در این منطقه قرار دارند، کمتر می‌شود و سختی و استحکام، کمتر افت پیدا می‌کند. ثانیاً با کاهش HAZ، میزان طولی از مرزدهانه که دچار ذوب‌شدن می‌شود و ترک ذوبی HAZ را در پی دارد، کمتر و طول آن محدود به ناحیه‌ای کوچک می‌شود. لذا با کاهش طول HAZ حساسیت به ترک‌های ذوبی کاهش پیدا می‌کند.

۳-۳-۲- ارزیابی جوش‌پذیری به روش تجربی

به‌منظور صحت و مقایسه نتایج محاسبات عددی با نتایج تجربی، در این قسمت با استفاده از نرم‌افزار ایمپجی طول PMZ و HAZ و همچنین مساحت HAZ محاسبه شد. برای اندازه‌گیری مناطق ذوب جزیی‌شده که ملاک محاسبات ذوب‌شدن مرزدهانه‌ها و انجماد مجدد آنها است، در پنج ناحیه یکسان از هر پنج نمونه با دماهای پیش‌سرد و پیش‌گرم مختلف و میانگین‌گیری از این پنج ناحیه،

۳-۳-۱- بررسی میکروسکوپی HAZ و ارزیابی جوش‌پذیری

۳-۳-۱-۱- ارزیابی جوش‌پذیری به روش محاسباتی

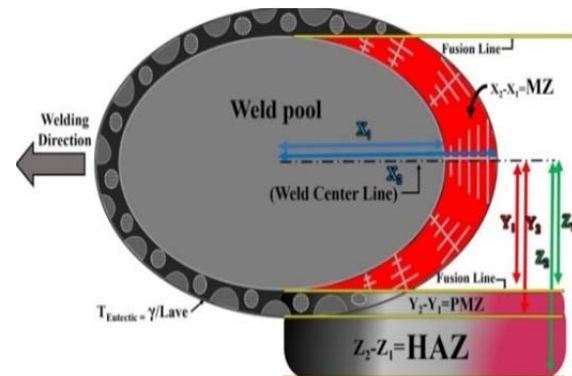
با استفاده از محاسبات عددی و رابطه رزنتال می‌توان عرض مناطق مختلف جوش مانند ناحیه خمیری، ناحیه ذوب جزیی‌شده (MZ) و HAZ را به دست آورد و تاثیر آن را روی جوش‌پذیری این مناطق بررسی کرد. رابطه ۳، معادله رزنتال در حالت سه‌بعدی را نشان می‌دهد.

$$\frac{2\pi(T-T_0)kR}{Q} = \exp\left[\frac{-V(R-x)}{2\alpha}\right] \quad (3)$$

در این رابطه T_0 دمای قطعه کار قبل از جوشکاری، T دما، Q گرمای ورودی، K هدایت حرارتی، α نفوذپذیری حرارتی، R فاصله شعاعی از مبدأ و V سرعت جوشکاری است. برای محاسبه طول MZ در خط مرکزی جوش با استفاده از رابطه رزنتال در امتداد محور x مقدار $z=y=0$ در نظر گرفته شده، لذا $R=x$ است و در سمت راست رابطه، $\exp(0)=1$ را خواهیم داشت. لذا داریم:

$$x = \frac{P_{AVG} \times \eta}{2\pi K(T-T_0)} \quad (4)$$

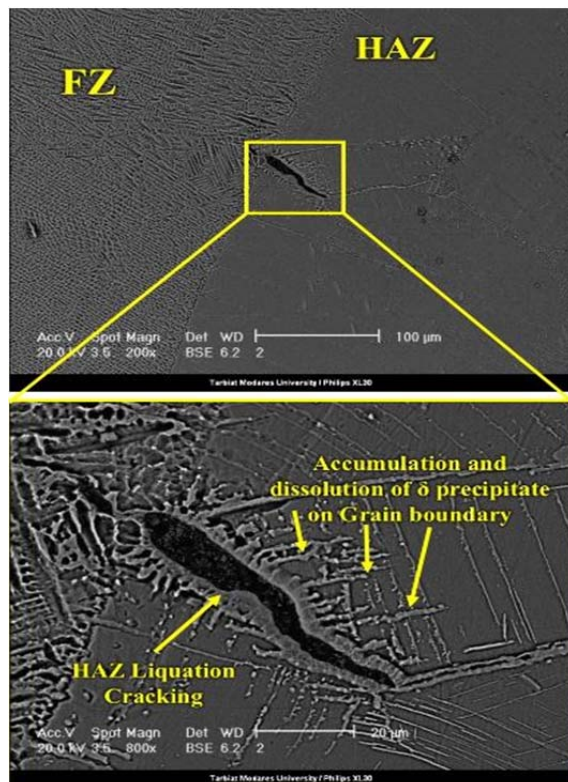
در رابطه $P_{AVG} \times \eta$ ۴ معادل Q در رابطه رزنتال است. η راندمان منبع حرارتی است و با توجه به صیقل‌بودن نمونه‌ها در جوشکاری لیزر ۰/۱ در نظر گرفته می‌شود [14] و P_{AVG} توان متوسط است. برای درک بهتر نحوه محاسبات عددی در این قسمت، طرحواره حوضچه جوش و مناطق مختلف آن در شکل ۴ آورده شده است.



شکل ۴) طرحواره اندازه‌گیری ناحیه خمیری، ناحیه ذوب جزیی‌شده و ناحیه متأثر از حرارت

در امتداد محور x ، اختلاف فاصله مرکز جوش تا ابتدای مرز حوضچه جوش که دمای T_L متناظر با آن در نظر گرفته شده (X_1) و مرکز جوش تا انتهای مرز حوضچه جوش که دمای T_E متناظر با آن در نظر گرفته شده (X_2)، بیان‌کننده اندازه منطقه MZ است ($X_2 - X_1$). دمای T_L برای اینکونل ۷۱۸، 1362°C و دمای T_E ، 1198°C در نظر گرفته شده است [20]. نتایج این محاسبات در نمودار ۱ آورده شده است و همان‌طور که ملاحظه می‌شود، ۴۶٪ طول MZ از طریق عملیات پیش‌سرد کم شده و این بدان معنی است که طول منطقه‌ای که ترک می‌تواند در آن رشد و اشاعه پیدا کند، کم شده است. در FZ مذاب کامل داریم و امکان ترمیم ترک نیز وجود دارد، اما منطقه‌ای که مستعد به ترک‌های داغ انجمادی بوده، MZ است که با کاهش طول آن، در صورت رخداد ترک، طول آن محدود به این منطقه می‌شود و با کوچک‌تر شدن این منطقه طول ترک از حالت معمول کوچک‌تر خواهد بود. در رابطه با منطقه MZ باید ذکر شود که با توجه به میزان کربن کم و نیوبیوم زیاد آلیاژ این تحقیق - کربن (۰/۱۳ درصد وزنی) و نیوبیوم (۵/۱۷ درصد وزنی) - دامنه

تنش‌های جوشکاری (به‌خصوص در لیزرهای پالسی) در رخدادهای ترک‌های ذوبی نقش بسیار زیادی دارند^[21]. منظور از حساسیت ماده به ترک، کاهش انعطاف‌پذیری به‌واسطه ذوب‌شدن مرزدهانه‌ها است که وابستگی زیادی به ترکیب شیمیایی فلزپایه و فلزجوش و همچنین حضور ناخالصی‌ها و عناصر آلیاژی که باعث تردشدن مرزدهانه می‌شود، دارد. از طرفی منظور از تنش‌های جوش، تنش‌های انقباضی حین انجماد است که نتیجه چرخه‌های گرمایشی و سرمایشی (پارامترهای فرآیند) و مهارها (هندسه جوش) است. ذوبی‌شدن مرزدهانه یک رخداد معمول طی جوشکاری سوپرآلیاژهای حاوی Nb است. ذوبی‌شدن مرزدهانه که تحت شرایطی می‌تواند به ترک‌خوردن ذوبی در HAZ منجر شود، توسط مکانیزم‌های مختلفی صورت می‌گیرد. دوول و /وزارسکی^[22] دریافتند که واکنش‌های ذوب ترکیبی شامل ذرات کاربیدی از نوع MC یا M_6C که طی حرارت‌دادن سریع تجزیه می‌شوند، منجر به ترشدن مرزدهانه‌ها و ایجاد یک PMZ می‌شوند که نهایتاً ترک‌خوردن را به‌همراه دارد. هنگام جوشکاری ذوبی همانند جوشکاری لیزر، در PMZ ذوب‌شدن مرزدهانه و انجماد مجدد به‌همراه تنش‌های جوشکاری می‌تواند سبب ازهم‌گسیختگی مرزهای مذاب شود و ترک را ایجاد کند^[23]. در اینکونل ۷۱۸ اساساً رسوب δ برای کنترل ساختار مرزدهانه (اندازه) و تثبیت آن استفاده می‌شود و در دمای نزدیک به $871^\circ C$ (بسته به زمان قرارگیری) پس از عملیات انحلالی و سردکردن در هوا تشکیل می‌شود^[1]. انباشتگی فاز δ در ریزساختار کارشده، جوش‌پذیری اینکونل ۷۱۸ را تحت تاثیر قرار می‌دهد. همان‌طور که در شکل ۶ ملاحظه می‌شود، ذوبی‌شدن مرزدهانه در کنار انباشتگی فاز δ در مرزدهانه توانسته است اثر مخربی داشته باشد.

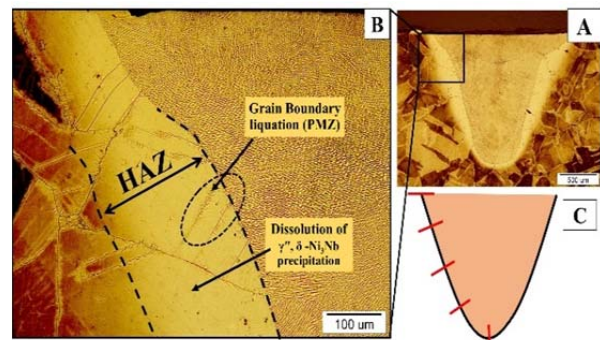


شکل ۶ ذوبی‌شدن رسوبات δ و ایجاد ترک ذوبی HAZ

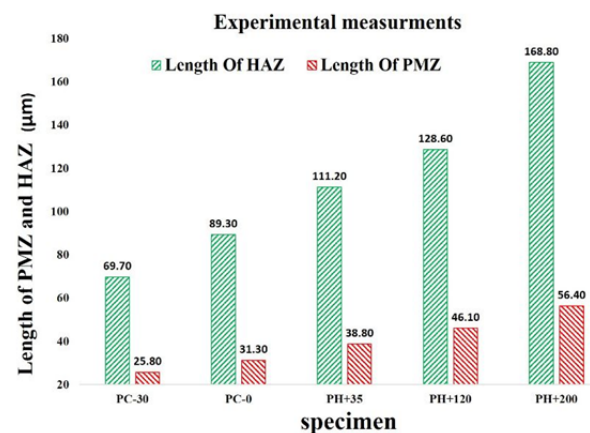
با افزایش سریع دمای جوشکاری در HAZ، تیغه‌های فاز δ و بعضاً رسوبات ریز NbC که روی مرزدهانه قرار گرفته‌اند، به‌صورت موضعی

دوره ۱۹، شماره ۲، بهمن ۱۳۹۷

عرض PMZ محاسبه شد. اندازه‌گیری مناطق متأثر از حرارت نیز همانند مناطق ذوب جزیی‌شده بوده و ملاک گزارش آن، انحلال رسوبات در اطراف جوش بوده که دلیل این امر اختلاف رنگ مشاهده‌شده در اثر اچ‌شدن است. برای درک بهتر موضوع در شکل ۵ طرحواره اندازه‌گیری‌ها برای نمونه PH+200 آورده شده است. شکل ۵- a مقطع عرضی از جوش نمونه PH+200، شکل ۵- b بزرگ‌نمایی بالاتر که نشان‌دهنده انحلال رسوبات γ'' -Nb3Ni و چگونگی تعیین اندازه HAZ است و شکل ۵- c طرحواره تعداد اندازه‌گیری‌های انجام‌شده در مقطع جوش را نشان می‌دهد. علاوه بر آن مساحت HAZ نیز به‌وسیله نرم‌افزار اندازه‌گیری شده است. با توجه به نتایج محاسبات تجربی که در نمودار ۲ آورده شده است، ملاحظه می‌شود که با اعمال شرایط پیش‌سرد عرض PMZ و HAZ به‌ترتیب ۲/۱ و ۲/۵ برابر کاهش یافته است. همچنین مساحت HAZ نیز ۲/۵ برابر کاهش را نشان می‌دهد. لذا می‌توان نتیجه گرفت، طول مناطق متأثر از حرارت و ذوب جزیی‌شده را که طی عملیات جوشکاری دمایی در حدود $1000^\circ C$ را تجربه می‌کنند و دچار انحلال رسوبات استحکام‌بخش خود در این مناطق می‌شوند را می‌توان با اعمال شرایط پیش‌سرد تا بیش از ۲ برابر کاهش داد و حساسیت به ترک‌های ذوبی و ذوبی‌شدن مرزدهانه‌ها در این منطقه را کم کرد که از اصلی‌ترین عوامل کاهش جوش‌پذیری اینکونل ۷۱۸ است.



شکل ۵ طرحواره نحوه اندازه‌گیری‌های انجام‌شده برای PMZ و HAZ: (a) مقطع عرضی از جوش نمونه PH+200، (b) بزرگ‌نمایی بالاتر که نشان‌دهنده ذوبی‌شدن مرزدهانه (تعیین اندازه PMZ) و انحلال رسوبات γ'' -Nb3Ni و δ (تعیین اندازه HAZ) است



نمودار ۲ طول ناحیه خمیری، ناحیه ذوب جزیی‌شده و ناحیه متأثر از حرارت با استفاده از اندازه‌گیری‌های تجربی

۳-۴- ترک ذوبی HAZ و مکانیزم آن

در سوپرآلیاژهای پایه نیکل دو عامل حساسیت ماده به ترک و

ماهنامه علمی-پژوهشی مهندسی مکانیک مدرس

بالتر باشد. ضمناً با توجه به این که منطقه متأثر از حرارت دمایی در حدود 1000°C را تجربه کرده است و رسوبات γ' و γ'' در این منطقه حل شده‌اند، سختی HAZ در هر دو نمونه به‌مراتب پایین‌تر از فلز پایه است.

۴- نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

با بررسی اثر پیش‌سرد و پیش‌گرم بر جوشکاری لیزر سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸، نتایج زیر به دست آمد:

۱- در جوشکاری با لیزر پالسی Nd:YAG، ذوب‌شدن مرزانه‌ها در تمامی نمونه‌ها مشاهده شد، اما ترک ذوبی HAZ تنها در نمونه PC-30 دیده شد.

۲- با کاهش دمای قطعه از 200°C به 300°C ، عمق نفوذ جوش از 1450 به 1624 میکرومتر کاهش پیدا کرد.

۳- نتایج محاسبات عددی با استفاده از رابطه رزنتال نشان داد که طول مناطق مختلف جوش شامل PMZ، MZ و HAZ با اعمال شرایط پیش‌سرد به‌ترتیب 46 ، 46 و 56% کاهش می‌یابد.

۴- نتایج محاسبات تجربی نشان داد که طول PMZ و HAZ و همچنین مساحت HAZ با اعمال شرایط پیش‌سرد به‌ترتیب $2/1$ ، $2/1$ و $2/5$ برابر کاهش می‌یابد. با کاهش وسعت مناطق حساس به ترک داغ مانند MZ، PMZ و HAZ می‌توان جوش‌پذیری را بهبود داد. ۵- در اینکونل ۷۱۸ مشاهده شد که حضور کسر بالایی از فاز دلتا، حساسیت به ترک‌خوردن را افزایش می‌دهد. این حساسیت احتمالاً به‌دلیل ذوب ترکیبی فاز دلتا در HAZ و جدایش بعدی نیوبیوم در مرزانه‌هاست که تشکیل فیلم مذاب را ترغیب می‌کند.

تشکر و قدردانی: نویسندگان از آقای مهندس هیرید باقرمنش، بابت در اختیار قراردادن دستگاه و تجهیزات جوشکاری لیزر، کمال تشکر و قدردانی می‌نمایند.

تأییدیه اخلاقی: مقاله با رعایت کامل اصول اخلاقی و حرفه‌ای نگارش مقاله، نوشته شده است.

تعارض منافع: تعارض منافی وجود ندارد.

سهم نویسندگان: محمدعلی رضایی (نویسنده اول)، نگارنده مقدمه/پژوهشگر اصلی/تحلیلگر آماری (50%)؛ همام نفاخ‌موسوی (نویسنده دوم)، روش‌شناس/پژوهشگر اصلی/نگارنده بحث (50%)
منابع مالی: این پژوهش از محل اعتبارات پژوهشی دانشگاه تربیت مدرس انجام شده است.

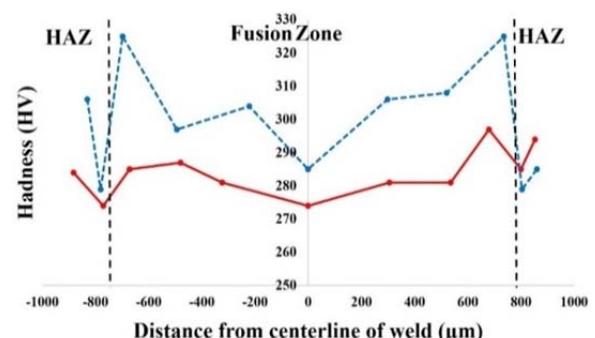
منابع

- 1- Reed RC. The superalloys: Fundamentals and applications. Cambridge: Cambridge University Press; 2008.
- 2- Sims CT, Stoloff NS, Hagel WC. Superalloys II: High Temperature materials for aerospace and industrial power. Hoboken: John Wiley & Sons; 1987.
- 3- Decker RF. The evolution of wrought age-hardenable superalloys. Jom. 2006;58(9):32-36.
- 4- Sundararaman M, Mukhopadhyay P, Banerjee S. Precipitation of the $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ phase in two nickel base superalloys. Metallurgical Transactions A. 1988;19(3):453-465.
- 5- O'Brien RL. American Welding Society. Welding handbook: Volume 2, Welding processes. Miami: American Welding Society; 1991. p. 8.
- 6- Kou S. Welding metallurgy. Hoboken: John Wiley &

و ناقص حل می‌شود و با آزادشدن نیوبیوم و نفوذ آن به اطراف میدان غلظتی همراه می‌شود. به‌دلیل این که فاز δ تنها در دماهای بالای 1010°C حل می‌شود، آزادشدن نیوبیوم به یک محدوده باریک بسیار نزدیک به مرز ذوب (این ناحیه در بالای 1010°C حرارت می‌بیند) محدود می‌شود و فقط برای یک دوره زمانی کوتاهی وجود دارد. بنابراین ذوب‌شدن مرزانه در نتیجه نفوذ نیوبیوم به منطقه بسیار باریکی از HAZ محدود می‌شود و بستگی به نرخ حل‌شدن فاز δ دارد. از طرفی با توجه به دیاگرام دوتایی نیکل و نیوبیوم که در $22/5\%$ نیوبیوم تشکیل یوتکتیک می‌دهند^[24]، حرارت جوشکاری باعث می‌شود تا مرزانه ذوب شود و فیلم مذاب در آن گسترش یابد (تجاوز غلظت نیوبیوم از $22/5\%$ نیوبیوم- را داریم). در مرحله بعد کرنش‌های ناشی از جوشکاری باعث به‌وجودآمدن ریزترک‌هایی داخل این فیلم مذاب می‌شود. اشاره شده است که ریزجدایش‌ها در مناطقی که جدایش ساختاری رخ می‌دهد، افزایش می‌یابد. این عامل باعث می‌شود که مناطق بین دندریتی با نقطه ذوب پایین مانند فاز لاه در ساختار گسترش یابند و محدوده دمایی مستعد به ترک در اینکونل ۷۱۸ (بین خطوط سالیدوس و لیکیدوس) را افزایش دهند^[25]. انحلال فاز δ (که جدایش نیوبیوم به مرزانه را تشویق می‌کند) و رشد دانه (که باعث افزایش پیوستگی مذاب در مرزانه می‌شود)، می‌تواند استحکام مرزانه‌های PMZ را کاهش دهد. ضمن آن که لایه مذاب ضخیم‌تر در مرزانه نیاز به زمان نسبتاً طولانی‌تری برای انجماد مجدد طی سردشدن دارد که تجمع بیشتر کرنش در PMZ و احتمال بیشتر برای تشکیل ترک را ممکن می‌سازد. در نهایت در صورت وجود مذاب مرزانه‌ای، انجماد فاز لاه را به‌صورت یوتکتیک گاما- لاه از همان فیلم مذاب خواهیم داشت.

۳-۵- ریزسختی سنجی

در نمودار ۳، منحنی تغییرات ریزسختی در عرض حوضچه جوش برای دو نمونه PC-30 و PH+200 آورده شده است. سختی فلز پایه به‌طور میانگین 415 ویکرز است و همان طور که ملاحظه می‌شود، به‌طور کلی سختی ناحیه ذوبی از فلز پایه پایین‌تر است که طبیعتاً دلیل آن انحلال رسوبات استحکام‌بخشی نظیر NbC، TiC، γ' و γ'' طی فرآیند جوشکاری لیزر بوده که در فلز پایه وجود داشته است.



نمودار ۳) منحنی تغییرات ریزسختی در عرض حوضچه جوش برای دو نمونه PC-30 (منحنی خط‌چین) و PH+200 (منحنی پیوسته)

میانگین سختی ناحیه ذوبی در نمونه PC-30 از نمونه PH+200 اندکی بالاتر است. این احتمال می‌رود که به‌دلیل گرایان حرارتی و نرخ سردشدن بالاتر در اثر اعمال شرایط پیش‌سرد، دندریت‌های تشکیل‌شده در ناحیه ذوبی، ریزتر و به همین دلیل سختی آنها

strengthened nickel-base superalloys. *Optics & Laser Technology*. 2014;57:12-20.

16- Radhakrishna C, Rao KP. The formation and control of laves phase in superalloy 718 welds. *Journal of Materials Science*. 1997;32(8):1977-1984.

17- Boucher C, Varela D, Dadian M, Granjon H. Hot Cracking and recent progress in the weldability of the Ni alloys Inconel 718 and waspaloy. *Revue de Metallurgie*. 1976;73:817-831.

18- Ren W, Lu F, Yang R, Liu X, Li Z, Hosseini SRE. A comparative study on fiber laser and CO₂ laser welding of Inconel 617. *Materials & Design*. 2015;76:207-214.

19- Bologna DJ. Metallurgical factors influencing the microfissuring of alloy 718 weldments. *Metals Engineering Quarterly*. 1969;9(4):37-43.

20- Lippold JC, Kiser SD, Dupont JN. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. Hoboken: John Wiley & Sons; 2011.

21- Ram GJ, Reddy AV, Rao KP, Reddy GM, Sundar JS. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-Yag laser welds. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005;167(1):73-82.

22- Duvall DS, Owczarski WA. Further heat-affected-zone studies in heat-resistant nickel alloys. *Welding Journal*. 1967;46(9):423-432.

23- Chaturvedi MC. Liquation cracking in heat affected zone in Ni superalloy welds. *Materials Science Forum*. 2007;546-549:1163-1170.

24- Okamoto H, Schlesinger ME, Mueller EM. *ASM handbook volume 3: Alloy phase diagrams*. Ohio: ASM International; 1992.

25- Ye X, Zhang P, Zhao J, Ma P. Effect of macro-and micro-segregation on hot cracking of Inconel 718 superalloy argon-arc multilayer cladding. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;258:251-258.

Sons; 2003. pp. 431-446.

7- Collur M, Paul A, Debroy T. Mechanism of alloying element vaporization during laser welding. *Metallurgical Transactions*. 1987;18(4):733-740.

8- Moradi M, Ghoreishi M. Influences of laser welding parameters on the geometric profile of Ni-base superalloy Rene 80 weld-bead. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2011;55(1-4):205-215.

9- Mei Y, Liu Y, Liu C, Li C, Yu L, Guo Q, et al. Effects of cold rolling on the precipitation kinetics and the morphology evolution of intermediate phases in Inconel 718 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015;649:949-960.

10- Kelly TJ, Cremisio WH, Simon W. An evaluation of the effects of filler metal composition on cast alloy 718 simulated repair welds. *Welding Journal*. 1989;68:14-18.

11- Thompson R, Dobbs J, Mayo D. The effect of heat treatment on microfissuring in alloy 718. *Welding Journal*. 1986;65:299-304.

12- Ye X, Hua X, Wang M, Lou S. Controlling hot cracking in Ni-based inconel-718 superalloy cast sheets during tungsten inert gas welding. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015;222:381-390.

13- Song K, Nakata K. Microstructural and mechanical properties of friction-stir-welded and post-heat-treated Inconel 718 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010;505(1):144-150.

14- Idowu O, Ojo O, Chaturvedi M. Effect of heat input on heat affected zone cracking in laser welded ATI Allvac 718Plus superalloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2007;454-255:389-397.

15- Moosavy HN, Aboutalebi MR, Seyedein SH, Goodarzi M, Khodabakhshi M, Mapelli C, et al. Modern fiber laser beam welding of the newly-designed precipitation-