

Experimental investigation of the effect of pulsed Nd:YAG laser welding variables and preheating on the joining of Nimonic 75 superalloy

Ramin Mehdizadeh Armaki¹, *Seyed Ali Asghar Akbari Mousavi²

1- MSc. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, School of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

2- Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, School of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Citation: Mahdizadeh Armaki R, Akbari Mosavi, SAA. Experimental investigation of the effect of pulsed Nd:YAG laser welding variables and preheating on the joining of Nimonic 75 superalloy, Metallurgical Engineering, 2024; 27(3): 154-172 <https://doi.org/10.22076/me.2023.2009811.1389>

doi : <https://doi.org/10.22076/me.2023.2009811.1389>

ABSTRACT

In this research, the effect of pulsed Nd:YAG laser welding variables, including pulse energy, frequency and welding speed, on the depth and width of Nimonic 75 with a thickness of 1 mm is investigated. The microstructure of the weld contains columnar grains in the border and coaxial grains in the center of the weld. At the welding boundary, the thermal gradient (G) is higher and the grains grow against the direction of heat transfer. Liquidation crack is one of the welding defects in Nimonic 75, which is caused by the presence of brittle phases of MC carbides such as TiC and also thermal stresses. By increasing the pulse time width and frequency, the average power and overlapping of pulses have been increased to reduce the temperature gradient and thus reduce the thermal stress on the weld. The microhardness in the weld was higher than the base metal and its value is different across the weld due to the change in microstructure. Liquidation cracks were observed in all the worked and heat-treated samples. By reducing the thermal stresses and performing the preheating process in all the tests, the length of the melting cracks decreased compared to the initial base plate. The preheating operation at 150 degrees Celsius removed the liquidation cracks.

Keywords: Pulsed laser welding, Nimonic 75 Alloy, Solidification cracking, Columnar and equiaxed dendrites.

Received: August 22, 2023

Accepted: December 30, 2023

■ ■
***Corresponding Author:**

Seyed Ali Asghar Akbari Mosavi, PhD

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

Tel: +98 (21) 82084096

E-mail: akbarimusavi@ut.ac.ir

بررسی تجربی اثر متغیرهای جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی و پیش گرم بر اتصال ابر آلیاژ نایمونیک ۷۵

رامین مهدی زاده ارمکی^۱، سید علی اصغر اکبری موسوی^۲

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده فنی دانشگاه تهران، تهران، ایران

۲- دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده فنی دانشگاه تهران، تهران، ایران

چکیده

در این تحقیق، اثر متغیرهای جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی شامل انرژی ضربان، بسامد و سرعت جوشکاری بر عمق و عرض اتصال ابر آلیاژ نایمونیک ۷۵ به ضخامت ۱ میلی متر بررسی می شود. ریزساختار جوش حاصل دارای ریزساختار دانه های ستونی در مرز و دانه های هم محور در مرکز جوش است. در مرز جوش گرادین حرارتی (G) بالاتر بوده و دانه ها در خلاف جهت انتقال حرارت رشد کرده اند. ترک ذوبی از جمله عیوب جوش در نایمونیک ۷۵ است که به دلیل حضور فازهای ترد و شکننده کاربیدهای از نوع MC مانند TiC و همچنین تنش های حرارتی ایجاد می شود. در این تحقیق با افزایش مدت زمان ضربان و بسامد، توان متوسط و هم پوشانی ضربان ها را افزایش داده تا موجب کاهش شیب دمایی و در نتیجه کاهش تنش حرارتی وارده به جوش شود. نتایج آزمون سختی نشان می دهد که سختی در جوش بالاتر از فلز پایه بوده است و مقدار آن در عرض حوضچه به دلیل تغییر ریزساختار متفاوت است. ترک ذوبی در تمام نمونه های کار شده و عملیات حرارتی مشاهده شد، هر چند با انجام عملیات پیش گرم طول ترک ها به شدت کاهش می یابد. با کاهش تنش های حرارتی و انجام فرایند پیش گرم در تمامی آزمون ها طول ترک های ذوبی نسبت به حالت کار شده کاهش یافت. عملیات پیش گرم تحت دمای ۱۵۰ درجه سانتی گراد سبب حذف ترک های ذوبی شد.

واژه های کلیدی: جوشکاری لیزر ضربانی، آلیاژ نایمونیک ۷۵، ترک انجمادی، دندریتهای ستونی و هم محور.

دریافت: ۱۴۰۲/۰۵/۳۱ | پذیرش: ۱۴۰۲/۱۰/۰۹

۱. مقدمه

ابر آلیاژهای پایه نیکل بدلیل کاربردهای بسیار زیاد، یکی از مهمترین خانواده های فلزات در طبقه بندی مواد مهندسی دمای بالا هستند. ابر آلیاژهای پایه نیکل بطور کلی به ۳ دسته تقسیم بندی می شوند: آلیاژهای محلول جامد، آلیاژهای رسوب سخت شده و آلیاژهای خاص مانند بین فلزی Ni-Al و استحکام یافته با ذرات اکسید. آلیاژهای محلول جامد دارای دامنه وسیعی از عناصر آلیاژی محلول در نیکل مانند Cr، Fe، Mo، Co هستند. این آلیاژها بر حسب میزان و نوع عناصر آلیاژی محلول دارای کاربردهای مختلفی مانند مقاومت به خوردگی در آب دریا و یا کاربردهای الکتریکی هستند. در کاربردهای نیازمند استحکام بالاتر، از آلیاژهای استحکام یافته رسوبی استفاده می شود. این آلیاژها شامل افزودنی های آلیاژی مانند

تیتانیوم، آلومینیوم و نایوبیوم جهت تشکیل رسوب های استحکام دهنده با نیکل بعد از انجام عملیات حرارتی هستند. قابلیت آلیاژهای استحکام یافته با رسوب ها، برای حفظ استحکام در دماهای بالا می تواند با تغییرات در ساختار بوسیله عملیات حرارتی همراه با تغییر در ترکیب شیمیایی تأمین شود. در بیشتر موارد، رسوب های مورد نظر، با زمینه هم سیما هستند و سبب افزایش استحکام زمینه می شوند. مهمترین رسوب های موجود در ساختار آلیاژهای رسوب سخت شده، رسوب های $\gamma' (Ni_3Al, Ni_3Ti)$ و $\gamma'' (Ni_3Nb)$ هستند. با بهینه سازی ترکیب شیمیایی و عملیات حرارتی، این آلیاژها می توانند دارای استحکام تا میزان ۱۳۸۰ مگاپاسکال و استحکام تسلیم بیش از ۱۰۳۵ مگاپاسکال باشند [۱-۲].

نایمونیک ۷۵ ابر آلیاژ پایه نیکل (Ni-Cr-Fe)

* نویسنده مسئول:

دکتر سید علی اصغر اکبری موسوی

نشانی: تهران، دانشگاه تهران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد

تلفن: ۸۲۰۸۴۰۹۶ (۲۱) ۹۸+

پست الکترونیکی: akbarimusavi@ut.ac.ir

از جوشکاری، مقدار سختی در منطقه جوش به سختی فلز پایه نزدیک تر شده است. البته تفاوت بسیار اندکی میان ریزساختار بعد از پیرسازی و نمونه بدون پیرسازی مشاهده شد. اما وجود رسوبها و جدایش در مرزخانهها در نمونه رسوب سخت شده بعد از جوشکاری مشاهده شد.

استفاده از فرایندهایی با حرارت ورودی کم مانند جوشکاری پرتو الکترونی در مورد آلیاژهایی مانند نایمونیک ۸۰ A سبب تولید جوش بدون ترک می شود. ولی از سوی دیگر در جوشکاری پرتو الکترونی ابرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ ترک مشاهده شده است. تحقیقات بوچر و همکارانش [۹-۱۰] نشان داده است که میزان نسبت عرض به عمق حوضچه جوش در میزان تنش وارد شده به منطقه اطراف جوش و میزان ترکها مؤثر است. نتایج پژوهش آنها نشان می دهد که ابعاد و شکل حوضچه جوش در منطقه متأثر از حرارت ابر آلیاژهای اینکونل ۷۱۸ و Waspaloy مؤثر است. در فرایندهایی مانند لیزر و جوشکاری پرتو الکترونی با افزایش نسبت عرض به عمق حوضچه جوش میزان ترکهای ایجاد شده کاهش می یابد.

در تحقیقی دیگر منطقه جوش آلیاژ اینکونل LC ۷۳۸ در جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ GTAW توسط اوجو و همکارانش [۱۱] در سال ۲۰۰۴ انجام شد نشانگر وجود کاربیدهای MC، ترکیبات یوتکتیکی $\gamma-\gamma'$ ، بوریدهای M_3B_2 و اجزای بین فلزی Ni_3Zr_2 در منطقه بین دندریتی در منطقه جوش این آلیاژ بود. بررسی تأثیر کاهش میزان ذوب شدگی و سرعت جوشکاری لیزر بر روی ترکهای ذوبی در منطقه متأثر از حرارت آلیاژ اینکونل ۷۳۸ توسط اگبوانده و همکارانش در سال ۲۰۱۰ میلادی نشانگر تشدید ترکهای ذوبی در در منطقه متأثر از حرارت این آلیاژ همراه کاهش ذوب شدگی مرزخانه با کاهش سرعت جوشکاری لیزر بود [۱۲].

از سوی دیگر کورن و همکارانش [۱۳] پیشنهاد دادند تنشهای حرارتی مرتبط با شیبهای حرارتی شدید در نتیجه گرمایش و سرمایش سریع در حین جوشکاری است. او نشان داده است با بهینه سازی سرعت جوشکاری، حرارت ورودی و جریان در جوشکاری پلاسما، می توان ترکهای ذوبی در منطقه متأثر از حرارت در ابرآلیاژ اینکونل C ۷۱۳ را حداقل نمود. مشخص شد که تمایل به ترک با افزایش حرارت ورودی و کاهش سرعت جوشکاری کاهش می یابد.

در ارتباط با کاهش تنشهای حرارتی در مقاله ای که توسط چیانگ [۱۴] ارائه شده است، جوشکاری لیزر همراه با پیش گرم موضعی جلو جوش تا دمای ۸۰۰ درجه سانتی گراد با روش پیش گرم القایی و استفاده از پودر $Ni-284-10$ که دارای ترکیب شیمیایی مشابه آلیاژ نایمونیک ۹۰ است، بطور پاشش هم محور با لیزر پیوسته CO_2 بر روی اینکونل ۷۳۸ انجام شد. پس از جوشکاری، عملیات پیرسازی مجدد بر روی آلیاژ نایمونیک ۹۰ انجام شده است. در این تحقیق ترک ذوبی در منطقه متأثر از حرارت مشاهده نشده است. طول جوش به این روش محدود به ۷ سانتی متر بوده و حفرات و آخال از جمله عیوب این روش است و همچنین ممکن است با افزایش طول جوشکاری ترک در منطقه جوش و در منطقه متأثر از حرارت پدید بیاید. نتایج

رسوب سخت شونده ای است که دارای مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون بسیار خوب و مقاومت کششی و خزش گسیختگی بالا تا دمای ۸۱۵ درجه سانتی گراد می باشد. این آلیاژ برای ساخت قطعات توربین گازی (پره ها، حلقه ها و دیسک ها)، پیچ و مهره ها، شیرها در موتورهای احتراق و بسیاری از کاربردهای دریایی، الکتریکی و اتومبیل سازی دیگر استفاده می شود [۱]. طبق مطالعه دودانگه و همکاران [۳] که به بررسی تأثیر کربن بر ریزساختار و خواص کششی آلیاژ ۹۰۱ در دمای ۶۵۰ درجه سانتی گراد پرداختند و تنها کاربیدهایی از نوع MC غنی از تیتانیوم و مولیبدن در ریزساختار آلیاژ مشاهده کردند. و همینطور مشاهده شد با افزایش درصد کربن از ۰/۲ تا ۱/۲۰ درصد، کسری حجمی و اندازه کاربیدها افزایش می یابد. متغیر شبکه فازهای γ و γ' با افزایش اندازه کاربیدها، کاهش یافته که باعث افزایش استحکام می شود. به دلیل عدم وجود عنصر نایوبیوم در آلیاژ نایمونیک ۷۵، احتمال ایجاد و تشکیل فازهای لاوه در این آلیاژ در طول جوشکاری نمی باشد، و بنابراین باعث پیشگیری از حملات مرزخانه های بعدی در اثر وجود محیط های خورنده می شود.

استین و همکاران [۴] در پژوهشی به بررسی متغیرهای جوشکاری لیزر ضربانی Nd:YAG و لیزر پیوسته پرداختند. متغیرهای لیزر ضربانی شامل انرژی ضربان (Ep)، مدت ضربان (tp)، میزان تکرار و یا بسامد (f)، اندازه نقطه لیزر (D) و سرعت جوش (S) و متغیرهای لیزر پیوسته انرژی لیزر و سرعت جوشکاری می باشند. چگالی توان پرتو لیزر ضربانی باعث می شود ذوب و انجماد به صورت متوالی اتفاق افتد و زمان انجماد کوتاه تر از لیزر پیوسته باشد. کیم و همکاران [۵] جوشکاری موفق لوله ای از جنس Inconel ۶۰۰ را گزارش کرده اند.

تا به امروز، چند تحقیق بر روی روش های جوشکاری ابرآلیاژهای نیکل تمرکز کرده اند. می و همکاران [۶] جوشکاری ابرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ با پرتو الکترونی را بررسی نمودند و ترک خوردگی در ناحیه جوش را گزارش داده اند. آنها بیان نموده اند که استحکام جوش بستگی به اندازه دانه و سرعت جوشکاری دارد. ریزساختار، خواص مکانیکی و ریزسختی جوشکاری ورق از جنس نایمونیک ۸۰ با پرتو الکترونی مورد بررسی قرار گرفت [۷]. در این پژوهش، بررسی ریزساختار اتصال نشان می دهد که منطقه جوش عمدتاً از دندریت ستونی تشکیل شده است و حالت های انجماد را می توان با توجه به میزان سرمایش تغییر داد. علاوه بر این، رسوبات کمی وجود دارد و کاربیدهای MC در ناحیه جوش مشاهده می شوند. نتایج پراش پرتو ایکس نشان می دهد که ساختار فاز ناحیه جوش پس از جوشکاری پرتو الکترونی تغییر نکرده است. علاوه بر این، نتایج تحقیق آنها نشان می دهد که منطقه جوش و فلز پایه تفاوت آشکاری در خصوصیات مرزخانه ها و جهت گیری نادرست هسته دارند. بنابراین سختی، استحکام و مقاومت به خستگی اتصال جوش داده شده کمتر از فلز پایه است. زنگ و همکاران [۸]، به بررسی ریز ساختار جوش با استفاده از EBSD بعد از انجام فرایند پیرسختی جوش پرداختند. آنها در این تحقیق نشان دادند که با انجام پیرسختی در دمای $700^{\circ}C$ به مدت دو ساعت بعد

۲. مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از ورق ابرآلیاژ نایمونیک ۷۵ به ضخامت ۱ میلی متر استفاده شده است. با توجه به ضخامت ۱ میلی متری نمونه های جوشکاری، روش های جوشکاری پرتو لیزر و پرتو الکترونی مناسب هستند و در این تحقیق از روش جوشکاری پرتو لیزر استفاده شده است. برای جوشکاری لیزر دستگاه Nd:YAG میکرو لیزر ضربانی مدل SW ۱ با توان متوسط ۹۰ وات استفاده شده است. ترکیب شیمیایی آلیاژ نایمونیک ۷۵ در جدول ۱ آورده شده است. برای دستیابی به جوش های محکم مداوم با استفاده از لیزر ضربانی، باید همپوشانی ضربان اعمال شود. متغیرهای همپوشانی ضربان ها PO در ذیل آورده شده است [۱۶-۱۹].

$$PO = 1 - \left(\frac{S}{D \times f} \right) \quad (1)$$

که در این رابطه (S) سرعت جوشکاری و (f) بسامد و (D) نقطه اثر لیزر می باشد.

افزایش انرژی متوسط لیزر مستلزم افزایش بسامد لیزر می باشد و از طرف دیگر، در سرعت ثابت با افزایش بسامد، مقدار به هم پیوستگی ضربان ها زیاد می شود.

آماده سازی نمونه ها

پیش از انجام آزمایش های جوشکاری، فرآیند بازپخت (آنیل) بر روی نمونه ها انجام گردید. نمونه ها قبل از جوشکاری توسط سیم برش به ابعاد ۲۰×۲۰ میلی متر بریده شدند. ضمناً، آماده سازی های سطحی مانند زبری سطوح برای افزایش جذب پرتو لیزر روی نمونه ها انجام نشد. تمام نمونه ها قبل از جوشکاری به منظور عدم تأثیر اکسیدهای سطحی یا آلودگی های احتمالی بر کیفیت جوش و همچنین کاهش انعکاس پرتوی لیزر از سطح، تا سنباده شماره ۶۰۰ آماده سازی سطحی شده و توسط محلول استون در حمام آلتراسونیک شستشو داده شدند. در ادامه برای تعیین محدوده متغیرهای بهینه، نمونه های جوشکاری با تغییر یکی از متغیرها و ثابت نگه داشتن دیگر متغیرهای جوشکاری انجام شدند. همچنین برای حفاظت از حوضچه جوش از گاز محافظ آرگون با دبی های متفاوت که توسط یک نازل با زاویه ۳۵ درجه بر نقطه ای اثر لیزر اعمال می شود استفاده شد. در نهایت پس از اتمام جوشکاری، تمام نمونه ها در راستای مقطع عرضی و عمود بر خط جوش، برش خورده و در راستای ضخامت مانت شدند.

بیانگر این امر است که اگر چه میزان ذوب شدگی مرز دانه زیاد است، ولی به علت کاهش تنش وارده در جوشکاری، ترک ذوبی در در منطقه متأثر از حرارت مشاهده نشد.

در پژوهشی جوشکاری GTAW نایمونیک ۲۶۳ بررسی شد [۱۵]. نایمونیک ۲۶۳ از لحاظ ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی با نایمونیک ۷۵ متفاوت است. در نایمونیک ۲۶۳ علاوه بر عناصری مانند نیکل، کرم و آلومینیم و آهن، عناصر دیگری با درصد بالا مانند کبالت (۲۰ درصد)، مولیبدن (۶ درصد) و تیتانیوم (۲ درصد) نیز وجود دارد که این آلیاژ بسیار مستعد تشکیل رسوبات متعدد و در نتیجه افزایش استحکام می نماید. آن ها دریافتند که با استفاده از جریان نوسانی می توان به خواص بالاتر استحکامی جوش رسید.

با توجه به بررسی های صورت گرفته می توان نتیجه گرفت که تاکنون تحقیقات کمی در زمینه جوشکاری لیزر غیرهمجنس ابرآلیاژها به آلیاژ مونل ۴۰۰ صورت گرفته است. همچنین تاکنون هیچ تحقیقی در زمینه جوشکاری مونل به نایمونیک ۷۵ انجام نشده است، به همین دلیل ضرورت بررسی رفتار جوشکاری ابرآلیاژ نایمونیک ۷۵ در برابر جوشکاری لیزر محرز می گردد. این آلیاژها دارای ضریب انعکاس بالایی هستند که می تواند هدایت پرتو لیزر را بر روی سطح ماده دشوار کند. بازتاب بالا می تواند منجر به پراکندگی پرتو لیزر شود و شدت پرتو لیزر را کاهش دهد و منجر به جوش ناسازگار شود. مونل ۴۰۰ نایمونیک ۷۵ رسانایی حرارتی بالایی دارند که می تواند منجر به اتلاف سریع گرما شود و باعث سرد شدن سریع جوش شوند. همچنین، این آلیاژها به دلیل داشتن نیکل زیاد، مستعد ترک خوردگی گرم هستند. انتخاب دقیق متغیرهای جوش لیزر برای جلوگیری از ایجاد ترک هایی که می تواند اتصال جوش را ضعیف کند، مورد نیاز است. ضمناً دستیابی به ریزساختار مورد نظر در جوش و منطقه متأثر از حرارت به دلیل سرعت سرد شدن سریع در طول جوشکاری لیزری آلیاژهای مونل ۴۰۰ و نایمونیک می تواند چالش برانگیز باشد.

در نتیجه، آلیاژهای مونل و نایمونیک چالش های خاصی را در حین انجام جوشکاری لیزری ایجاد می کنند و کنترل دقیق متغیرهای جوش برای غلبه بر این محدودیت ها و دستیابی به یک جوش با کیفیت بالا ضروری است. برای دستیابی به کیفیت جوش مطلوب ممکن است در موارد خاصی به فناوری های جوشکاری جایگزین نیاز باشد. همچنین با توجه به اهمیت اتصال غیرهمجنس نایمونیک ۷۵ به مونل ۴۰۰ و مشکلات جوشکاری آن ها، در تحقیق پیش رو به بررسی جوشکاری لیزر Nd:YAG ابرآلیاژ نایمونیک ۷۵ به مونل ۴۰۰ پرداخته می شود.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در پژوهش

عنصر	Ni	Cr	Cu	Mn	C	Ti	Al	Fe	Si	S
درصد وزنی	بقیه	۲۰/۵۴	۰/۵	۱	۰/۱۲	۰/۵	-	۵	۰/۹	-

جوشکاری نمونه‌ها

با توجه به تعداد بسیار زیاد متغیرهای جوشکاری لیزر، در ابتدا مجموعه‌ای از آزمون‌ها جهت دستیابی به نمایه‌ی جوش قابل قبول و حاوی حداقل عیوب انجام شد و محدوده‌ی بهینه‌ی متغیرهای جوشکاری لیزر تعیین گردید که مقادیر آن در جدول ۲ آورده شده است.

انتخاب صحیح مقدار متغیرهای جوشکاری لیزر از جمله عواملی است که بر رفتار جوش لیزر تأثیر مستقیم دارد. در این پژوهش تلاش شده است، با توجه به مطالب اشاره شده در فصل ۲ این مقاله و اثر بخشی متغیرهای مدت زمان ضربان و بسامد بررسی‌های دقیقی بر تأثیر متغیرهای مدت زمان ضربان و بسامد جوشکاری لیزر بر ریزساختار و عیوب جوش انجام شود. هدف از مطالعه دستیابی به جوش عاری از هر گونه عیوب در ساختار است. در جدول ۲ متغیر بهینه به رنگ قرمز نشان داده شده است.

مشخصه‌یابی نمونه‌های جوش

نمونه‌ای از فلز پایه قبل از عملیات بازپخت (آنیل) و نمونه‌هایی از قطعات جوشکاری در راستای مقطع عرضی جوش، برش داده شده و در مانع مکانیکی جهت سنباده‌زنی قرار داده شدند. جهت سنباده‌زنی از سمباده‌های شماره ۶۰ تا ۳۰۰۰ استفاده گردید. بعد از سنباده‌زنی، برای صیقل کاری نمونه‌ها از پودر آلومینای ۰/۰۶ میکرون استفاده شد. برای حکاکی نمونه‌های همجنس نایمونیک از محلول اکسید کروم و آب مقطر با نسبت به ترتیب ۱ به ۵ استفاده گردید.

برای بررسی ریزساختاری از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی استفاده گردید. همچنین برای بررسی ترکیب شیمیایی حوضچه‌ی جوش و ناحیه‌ی متأثر از حرارت و عناصر و فازهای موجود در این دو ناحیه از آزمون طیف‌سنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) استفاده

شد. جهت آگاهی از سختی جوش نمونه‌ها و بررسی خواص جوشکاری با متغیرهای مختلف و با توجه به کوچک بودن منطقه‌ی جوش مورد مطالعه از آزمون ریز سختی‌سنجی استفاده شد. آزمون ریز سختی موضع جوش و ناحیه‌ی متأثر از حرارت توسط دستگاه ریز سختی ویکرز با بار ۱۰۰ گرم انجام شد. میانگین آزمون ریز سختی سنجی در جهت عمود بر سطح مقطع عرضی جوش گزارش گردید. پس از انجام جوشکاری برای آماده‌سازی نمونه‌ی آزمون کشش توسط فرآیند برش توسط ماشین کاری تخلیه‌ی الکتریکی انجام گرفت، چرا که به دلیل ضخامت بسیار کم نمونه‌ها، ماشین کاری و یا پانچ نمونه می‌تواند منجر به خم شدن آن و یا ایجاد تمرکز تنش در نمونه شود. ابعاد نمونه‌ی کشش نیز مطابق با استاندارد ASTM-E8 تهیه گردید.

۳. نتایج و بحث

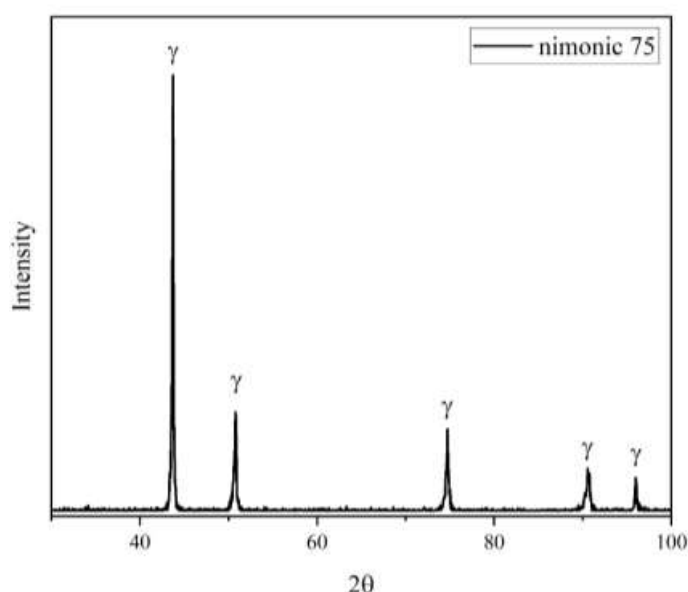
آلیاژ نایمونیک ۷۵ دارای محلول جامد پایدار، آستنیتی در تمام دماهای زیر خط سالی‌دوس می‌باشد (شکل ۱). نتایج الگوی پراش پرتو ایکس آلیاژ نایمونیک ۷۵ نشان می‌دهد که زمینه ماده کاملاً آستنیتی با زمینه FCC است. مطابق شکل ۲، ریزساختار ابرآلیاژ نایمونیک ۷۵ شامل دانه‌های هم محور آستنیتی است که فاز استحکام بخش ۷/ در داخل زمینه آستنیتی پخش شده است. رسوبات استحکام بخش ۷/ به دلیل اندازه بسیار ریز در حدود نانومتر با تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی قابل مشاهده نیستند. ساختار آن به غیر از تبلور مجدد و رشد دانه، تحت تأثیر عملیات حرارتی متفاوت قرار نمی‌گیرد. به طور معمول، سه فاز در ریزساختار قابل مشاهده است. الف) آخال اکسید یا سیلیکات که از اکسید زدایی فلز مذاب به وجود می‌آیند و در شرایط صیقل داده شده به عنوان آخال کوچک و تیره و اغلب به صورت رشته ای و در جهت نور ظاهر می‌شوند. ب) حضور عناصر کاربید زای قوی مانند تیتانیوم مخصوصاً کاربید

جدول ۲: متغیرهای جوشکاری با لیزر نمونه‌های بازپخت نایمونیک ۷۵

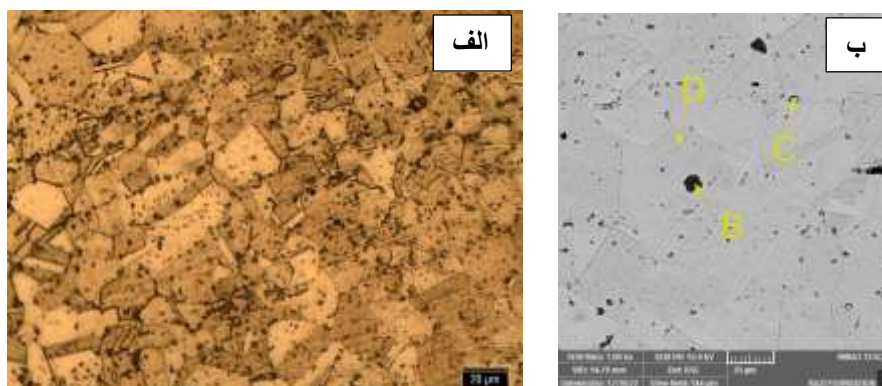
شماره نمونه	توان (J/s)	حرارت ورودی (J/mm)	چگالی توان (W/mm ²)	ولتاژ (V)	بسامد (Hz)	مدت زمان ضربان (ms)	قطر لیزر (mm)	سرعت جوشکاری (mm/s)	درصد هم پوشانی ضربان ها	دبی گاز محافظ (Lit/min)	دمای پیشگرم (°C)
۱	۷۰	۷۰	۱۱/۸	۴۵۰	۳/۵	۶	۰/۶	۱	۵۲	۱۵	۱۵۰
۲	۷۵	۷۵	۹/۸۳	۴۶۵	۴/۵	۶	۰/۶	۱	۶۲	۱۵	۱۵۰
۳	۶۰	۶۰	۵/۹	۴۲۰	۶	۶	۰/۶	۱	۷۲	۱۵	۱۵۰
۴	۶۵	۶۵	۵/۵	۴۳۰	۷	۶	۰/۶	۱	۷۶	۱۵	۱۵۰
۵	۹۰	۹۰	۱۰/۶	۵۰۰	۵	۶	۰/۶	۱	۶۶	۱۵	۱۵۰
۶	۸۲	۸۲	۸/۸	۴۸۵	۵/۵	۶	۰/۶	۱	۶۹	۱۵	۱۵۰
۷	۷۸	۷۸	۷/۶۷	۴۷۵	۶	۶	۰/۶	۱	۷۲	۱۵	بدون پیشگرم

شکل ۳، نتایج آنالیز طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) از ذرات موجود در زمینه نقاط B و C و D قبل از عملیات بازپخت (آنیل) را نشان می‌دهد. نتایج آنالیز طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) نقاط B و C و D نشان می‌دهد که ذرات کاربیدی از نوع MC غنی از تیتانیوم در نقطه B و ذرات کاربید از نوع $M_{23}C_6$ که غنی از کروم در نقطه D و غنی از نیکل در نقطه C هستند که در مرزدانه‌ها و نیمونیک ۷۵ حضور دارند. در ریز ساختار آلیاژ قبل از فرآیند بازپخت (آنیل) مطابق نتایج آنالیز طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) حضور عناصر کرم و نیکل و تیتانیوم را به وضوح نشان می‌دهد.

تیتانیوم (TiC)، نیتrideها یا کربونیتrideهای اولیه بین‌دانه‌ای که به نوع MC یا M (CN) معروف است و M معمولاً عنصر تیتانیوم می‌باشد (شکل ۲). این کاربیدها بعد از صیقل کاری به صورت آخال‌های تقریباً هم‌محور، تقریباً کروی یا مکعبی قابل رؤیت می‌باشند که رنگ آن‌ها از سفید تا بنفش برای کاربیدها، و رنگ زرد برای نیتride متغیر است. ج کاربیدهای مرزدانه‌ای غنی از کروم ($Cr_{23}C_6$) معمولاً از نوع $M_{23}C_6$. در نتیجه رسوب تشکیل شده در مرزدانه‌ها حاوی مقادیر بالای تیتانیوم و کروم و فقیر از آهن و نیکل هستند. کاربیدها معمولاً با افزایش دما در درجه حرارت‌هایی بیشتر از دمای فرآیند بازپخت معمولی در زمینه حل می‌گردند.



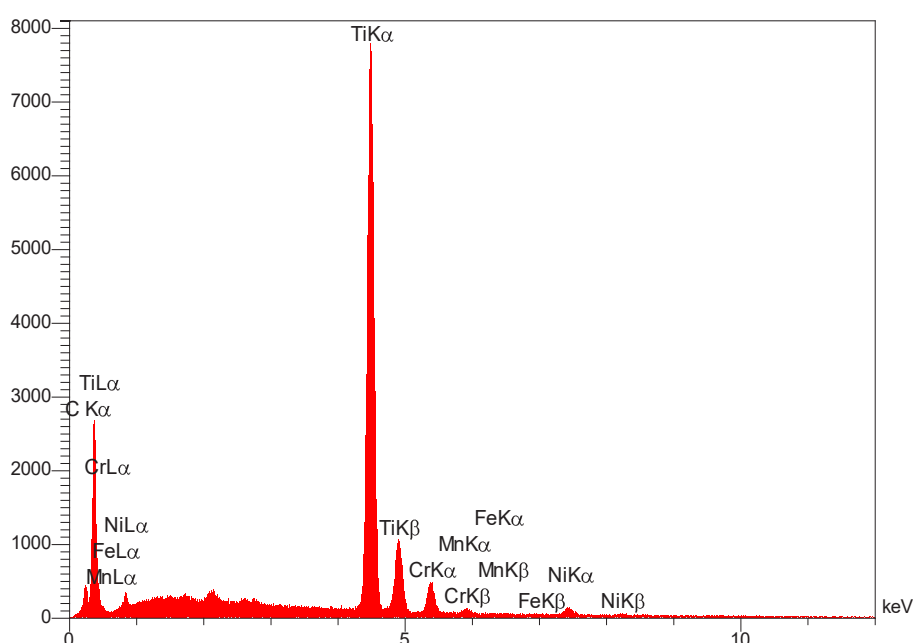
شکل ۱: الگوی پراش پرتو X از آلیاژ نایمونیک ۷۵



شکل ۲: (الف) تصویر میکروسکوپی نوری و (ب) میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار آلیاژ نایمونیک ۷۵ قبل از بازپخت (آنیل)

پرتوی ایکس (EDS) کاربید از نوع $M_{23}C_6$ که غنی از کروم با عدد اتمی ۲۴ در نقطه D را نشان می‌دهد. اما اندازه رسوب نقطه C بسیار کوچک است و از حداقل غلظت قابل تشخیص آزمون طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) که طبق منابع برابر ۱۰۰۰ ppm است کمتر است و بنابراین آزمون طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) غلظت زمینه نیکل با عدد اتمی ۲۸ را که بیشتر است نشان می‌دهد. چرا که آزمون طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) در آشکارسازی عناصر با عدد اتمی پایین به خصوص در غلظت‌های کم با محدودیت مواجه خواهیم بود.

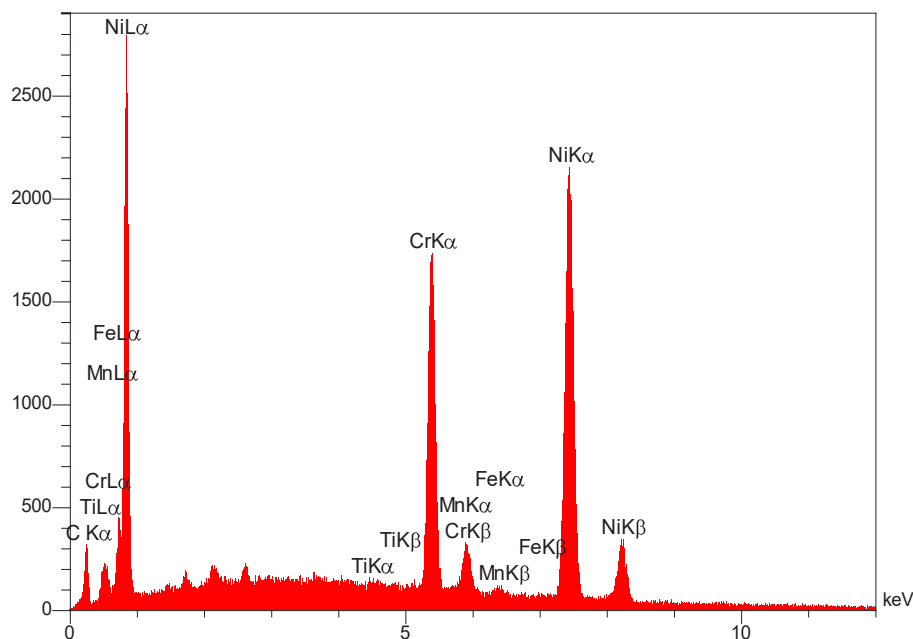
نتایج آنالیز نقطه ای بر روی رسوبات قرار گرفته بر روی مرزدانه‌ها نشان می‌دهد که این رسوبات هم فاز نبوده و یکی حاوی عنصر کروم در نقطه D و دیگری دارای عنصر تیتانیوم در نقطه B است. ضمناً شکل ۲ ب نشان می‌دهد که اندازه رسوبات مورد بررسی یکسان نیستند و همانطور که در منابع گفته شده است آزمون طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) به اندازه رسوب بسیار بستگی دارد. بطریقی که در نمونه با رسوب بزرگتر مانند B رسوب ذرات کاربیدی از نوع MC غنی از تیتانیوم با عدد اتمی ۲۲، کاملاً در نتایج نشان داده شده است. همچنین اندازه رسوب نقطه D نیز نسبتاً بزرگ است و آزمون طیفسنجی انرژی پراش



Elt	Line	Int	Error	K	Kr	W%	A%	ZAF	Ox%	Pk/Bg	Class	LConf	HConf	Cat#
C	Ka	24.5	147.6729	0.0326	0.0307	6.77	22.70	0.4532	0.00	6.17	A	6.42	7.12	0.00
Ti	Ka	1564.2	0.9762	0.8605	0.8089	82.09	69.03	0.9854	0.00	71.68	A	81.56	82.63	0.00
Cr	Ka	88.8	1.0018	0.0658	0.0619	7.02	5.44	0.8811	0.00	7.28	A	6.83	7.21	0.00
Mn	Ka	0.0	0.0000	0.0000	0.0000	0.00	0.00	0.8838	0.00	2.82	B	-0.00	0.00	0.00
Fe	Ka	0.7	1.0273	0.0008	0.0007	0.08	0.06	0.9099	0.00	2.05	B	0.06	0.10	0.00
Ni	Ka	24.2	1.0528	0.0403	0.0379	4.04	2.77	0.9389	0.00	4.05	A	3.83	4.25	0.00
				1.0000	0.9401	100.00	100.00		0.00					0.00

نقطه B

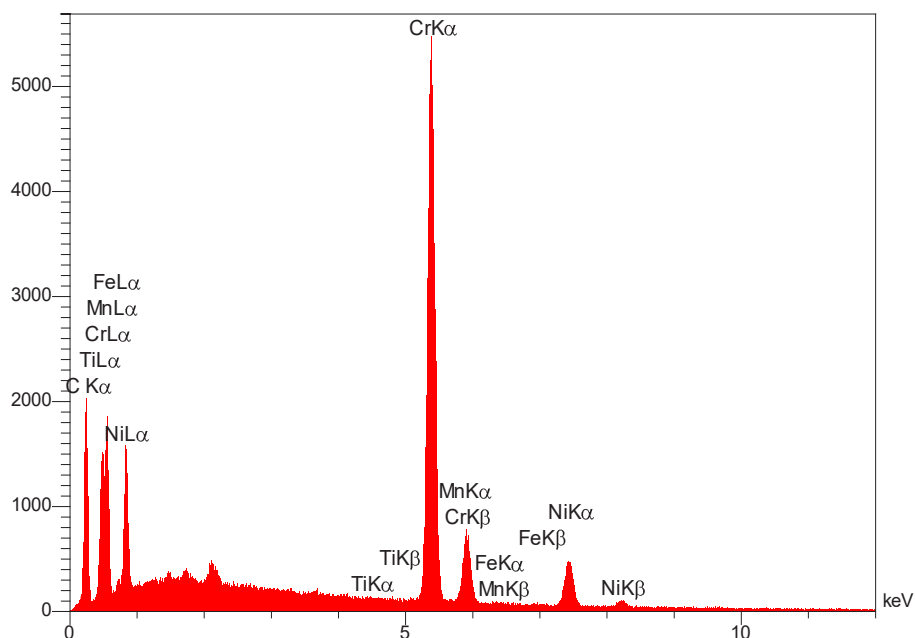
شکل ۳ (الف) نتایج آزمون طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) از نقطه B فلز پایه نایمونیک قبل از بازپخت (آنیل)



Elt	Line	Int	Error	K	Kr	W%	A%	ZAF	Ox%	Pk/Bg	Class	LConf	HConf	Cat#
C	Ka	15.0	12.8873	0.0154	0.0145	6.12	23.66	0.2374	0.00	7.74	A	5.71	6.53	0.00
Ti	Ka	4.0	1.0145	0.0017	0.0016	0.16	0.15	1.0179	0.00	2.16	B	0.14	0.18	0.00
Cr	Ka	377.0	1.0410	0.2161	0.2032	19.58	17.49	1.0375	0.00	18.60	A	19.32	19.84	0.00
Mn	Ka	12.9	1.0542	0.0088	0.0083	0.78	0.66	1.0623	0.00	4.80	A	0.72	0.83	0.00
Fe	Ka	7.8	1.0675	0.0065	0.0061	0.56	0.46	1.0937	0.00	2.43	B	0.51	0.61	0.00
Ni	Ka	583.0	1.0940	0.7515	0.7065	72.81	57.58	0.9704	0.00	37.22	A	72.03	73.58	0.00
				1.0000	0.9402	100.00	100.00		0.00					0.00

نقطه C

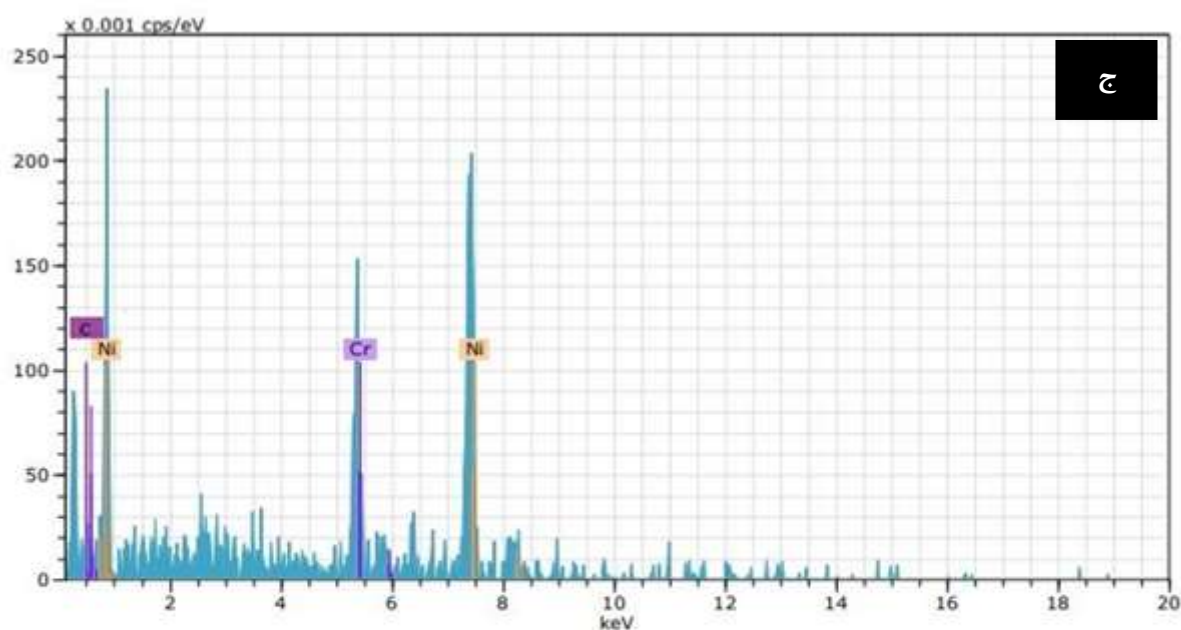
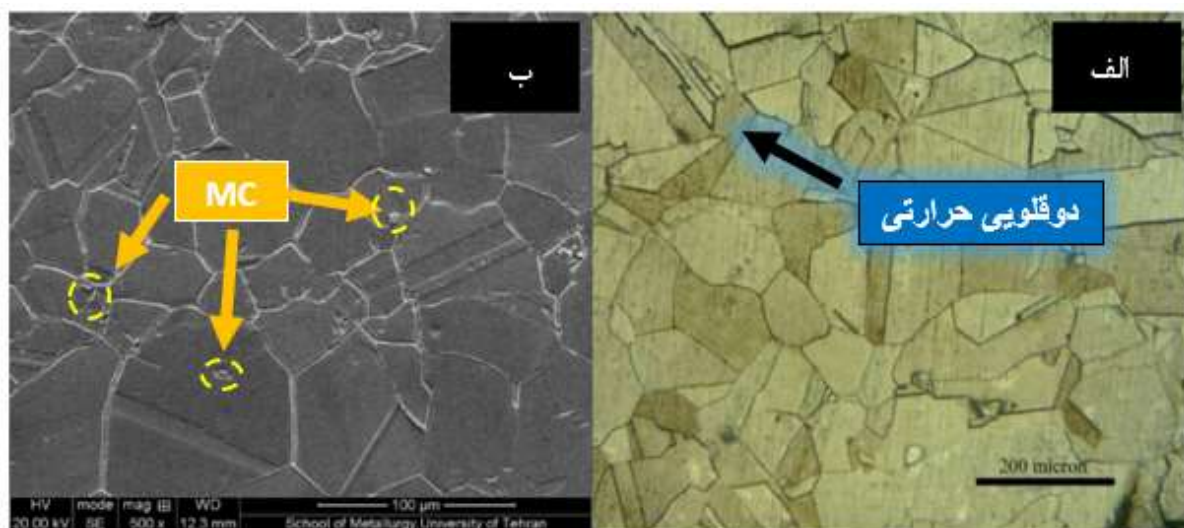
ادامه شکل ۳. (ب) نتایج آزمون طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) از نقطه C فلز پایه نایمونیک قبل از بازیخت (آنیل)



Elt	Line	Int	Error	K	Kr	W%	A%	ZAF	Ox%	Pk/Bg	Class	LConf	HConf	Cat#
C	Ka	106.1	108.9208	0.1166	0.0917	24.96	59.54	0.3673	0.00	17.93	A	24.33	25.58	0.00
Ti	Ka	0.9	0.7627	0.0004	0.0003	0.03	0.02	1.0868	0.00	2.03	B	0.02	0.04	0.00
Cr	Ka	1178.5	0.7827	0.7211	0.5669	60.80	33.50	0.9324	0.00	53.81	A	60.34	61.25	0.00
Mn	Ka	0.0	0.0000	0.0000	0.0000	0.00	0.00	0.9193	0.00	10.24	A	-0.00	0.00	0.00
Fe	Ka	2.5	0.8026	0.0022	0.0018	0.20	0.10	0.8838	0.00	2.14	B	0.17	0.23	0.00
Ni	Ka	116.0	0.8226	0.1596	0.1255	14.02	6.84	0.8950	0.00	9.90	A	13.68	14.35	0.00
				1.0000	0.7861	100.00	100.00		0.00					0.00

نقطه D

ادامه شکل ۳. (ج) نتایج آزمون طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) از نقطه D فلز پایه نایمونیک قبل از بازپخت (آنیل)



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Ni	28	K-series	49.86	82.20	52.73	4.03
Cr	24	K-series	10.80	17.80	19.65	1.12
C	6	K-series	16.31	24.12	27.62	
Total:			76.97	100.00	100.00	

۱

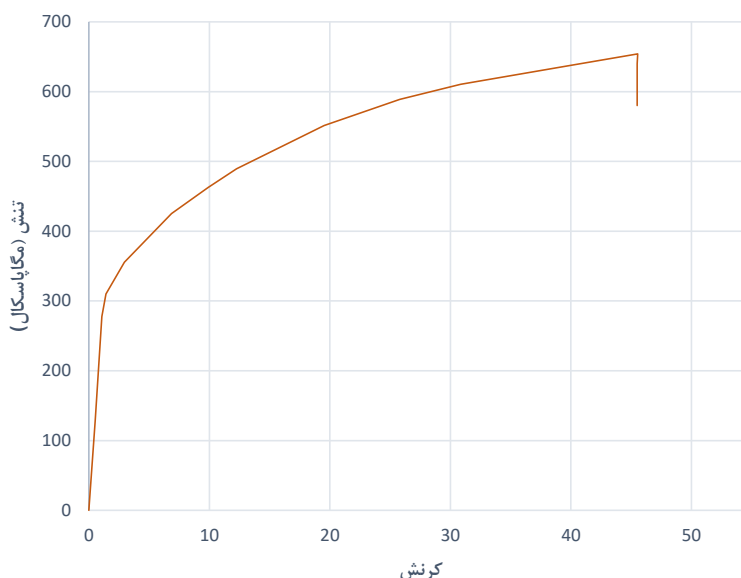
شکل ۴: الف) تصویر میکروسکوپ نوری (ب) تصویر میکروسکوپ گسیل میدانی (ج) آزمون طیف سنجی پرتو ایکس (EDS) از رسوبات موجود در فلز پایه نایمونیک ۷۵ بازپخت (آبیل).

به دست آمد که به دلیل کاهش رسوبات بسیار کمتر از سختی در حالت پیرسختی می باشد. استحکام تسلیم و کششی ماده بازپختی (آنیل) به ترتیب برابر با ۲۷۵ و ۶۵۰ مگاپاسکال می باشد.

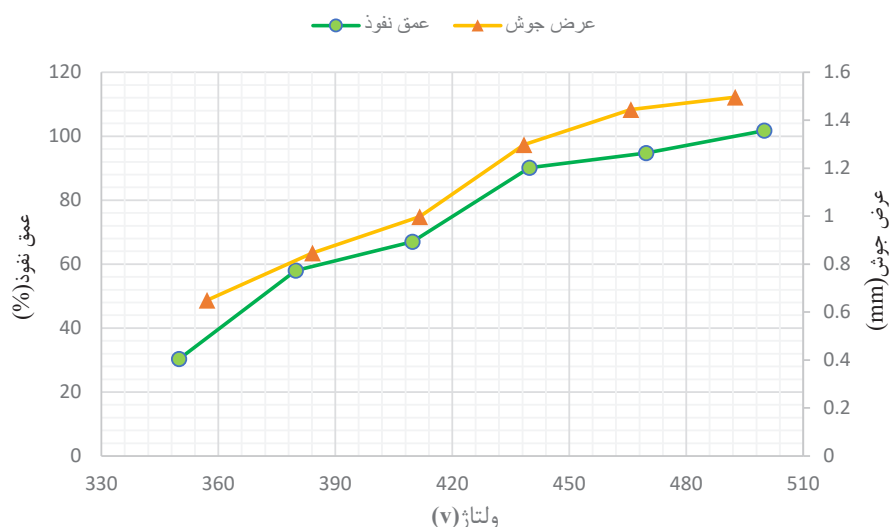
اثر انرژی ضربان و بسامد بر ابعاد جوش

عامل اصلی در تعیین ابعاد حوضچه مذاب ایجاد شده در جوش لیزر، ولتاژ لامپ فلاش دستگاه است که تعیین کننده انرژی و توان دستگاه است. در دستگاه لیزر مورد استفاده، مقدار توان اعمالی بر اساس ولتاژ اندازه گیری می گردد. مقادیر توان متوسط اندازه گیری شده بر اساس ولتاژ دستگاه در جدول ۲ آورده شده است. همانطور که در شکل ۶ مشاهده می شود، تغییرات ولتاژ (یعنی تغییر توان متوسط) سبب ایجاد تفاوت اساسی در مقادیر عمق و عرض جوش ها می شود. به عبارت دیگر با افزایش ولتاژ، انرژی ضربان افزایش یافته و مقدار حرارت ورودی به موضع اتصال افزایش می یابد که نتیجه آن سبب افزایش عمق نفوذ و پهنای جوش می گردد. در دستگاه Nd: YAG استفاده شده در این تحقیق متغیر ولتاژ به جای توان دستگاه گزارش می شود و لذا در این پژوهش تغییرات ولتاژ به جای تغییرات توان متوسط بررسی شد. تأثیرپذیری عمق نفوذ جوش از توان متوسط ورودی (ولتاژ گزارش شده) بیشتر از عرض جوش است، زیرا افزایش شیب دمایی در نتیجه ی ازدیاد انرژی ورودی باعث اغتشاش مذاب و انتقال حرارت به عمق حوضچه ی جوش می شود که این امر سبب افزایش بیشتر عمق نفوذ جوش در مقایسه با عرض جوش با افزایش ولتاژ می گردد.

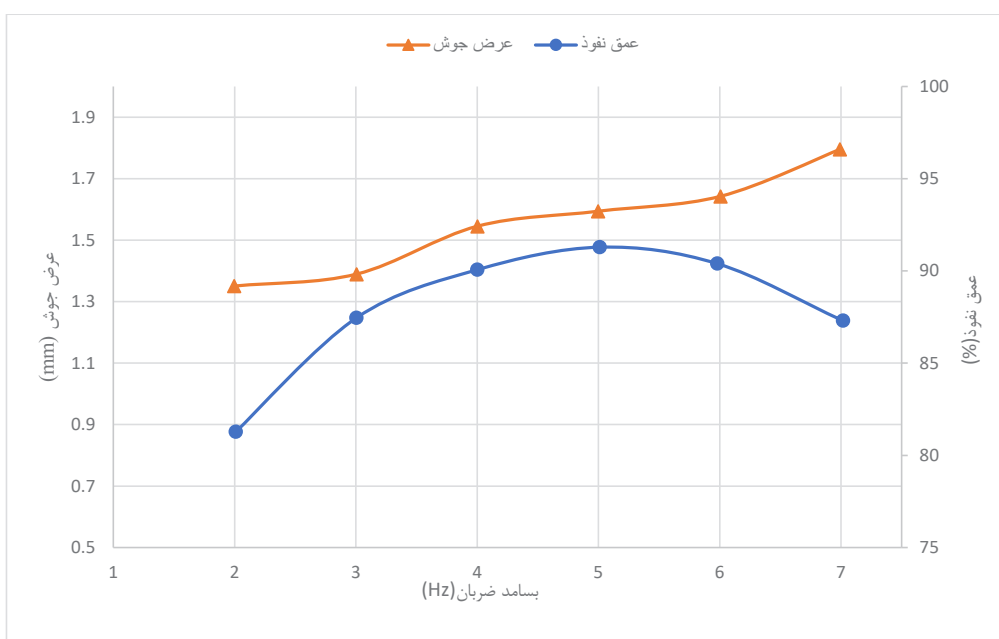
شکل ۴ الف) تصویر ریزساختاری با میکروسکوپی نوری و شکل ۴ ب) تصویر میکروسکوپ گسیل میدانی و شکل ۴ ج) نتایج آزمون طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) فلز پایه بعد از عملیات بازپخت (آنیل) آورده شده است. همانطور که از تصاویر مشخص است، فاز زمینه آلیاژ آستنیتی و به صورت دانه های هم محور می باشد. توزیع اندازه ی دانه ها از نظر محیطی کاملاً ناهمگن می باشد که این امر نشان دهنده ی وقوع رشد دانه و تبلور مجدد در هنگام عملیات بازپخت (آنیل) می باشد. دوقلویی های بازپختی (که مشخصه ی مواد با انرژی نقص در چیده شدن پایین و متوسط می باشد) مشاهده می شود. حضور کمی کاربید تیتانیوم (TiC) یا کاربید نوع MC نیز در تصویر ریزساختاری با میکروسکوپ الکترونی مشاهده می گردد. اما نتایج طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) حضور کاربیدها را در ریزساختار تأیید نمی کند. بنابراین با توجه به رؤیت رسوبات در تصاویر میکروسکوپ الکترونی و عدم رؤیت رسوبات توسط آزمون طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) می توان نتیجه گرفت که بعد از فرآیند بازپخت (آنیل) مقدار رسوبات به طرز چشمگیری کاهش یافته و بیشتر رسوبات حل شده اند و اگر رسوبی باقی مانده باشد، این رسوبات بسیار ریز می باشند که قابل کاوش توسط آزمون طیفسنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) نبوده است. منحنی تنش کرنش آلیاژ در حالت بازپخت در شکل ۵، نشان داده شده است. به دلیل کاهش رسوبات استحکام بخش مانند MC بعد از بازپخت، استحکام ماده به طرز معناداری پایین تر از حالات دیگر عملیات حرارتی و انعطاف پذیری آن به مراتب بیشتر است. در این حالت سختی فلز پایه ۱۹۰ ویکرز



شکل ۵: نمودار تنش کرنش آلیاژ در حالت بازپخت (آنیل انحلالی) فلز پایه نایمونیک ۷۵.



شکل ۶: تأثیر ولتاژ جوشکاری بر روی ابعاد جوش.



شکل ۷: تأثیر بسامد جوشکاری بر روی ابعاد جوش.

بسامد ضربه و در نتیجه افزایش حرارت ورودی عمق نفوذ ابتدا افزایش و سپس کاهش یافته است. در بسامدهای پایین به دلیل افزایش حرارت ورودی و کم بودن اثر پیش گرم ضربه قبلی بر روی ضربه بعدی عمق نفوذ افزایش می یابد. ولی با افزایش بسامد بیش از ۵ هرتز، توان لامپ تحریک کننده دستگاه لیزر و در نتیجه توان ضربه کاهش می یابد، هر چند که با افزایش بسامد همپوشانی ضربه ها و اثر پیش گرم ضربه قبلی بر روی ضربه بعدی افزایش می آید ولی با کاهش توان متوسط (در بسامدهای بالای ۵ هرتز) مقدار شیب دمایی و بنابراین نیروهای

با افزایش بسامد در مدت زمان ضربه ثابت، توان متوسط افزایش یافته و به عبارتی انرژی ورودی در واحد طول افزایش می یابد و عمق و عرض ناحیه جوش افزایش می یابد. اما طبق شکل ۷ به نظر یک حد آستانه ای برای بسامد وجود دارد. با افزایش بسامد بیش از حد آستانه بسامد، توان لامپ تحریک کننده دستگاه لیزر و در نتیجه توان ضربه کاهش می یابد و باعث کاهش عمق جوش می گردد. در موادی مانند آلومینیوم و مس - بریلیم افزایش بسامد باعث افزایش ابعاد جوش می شود. در شکل ۷ می توان دید با وجود افزایش

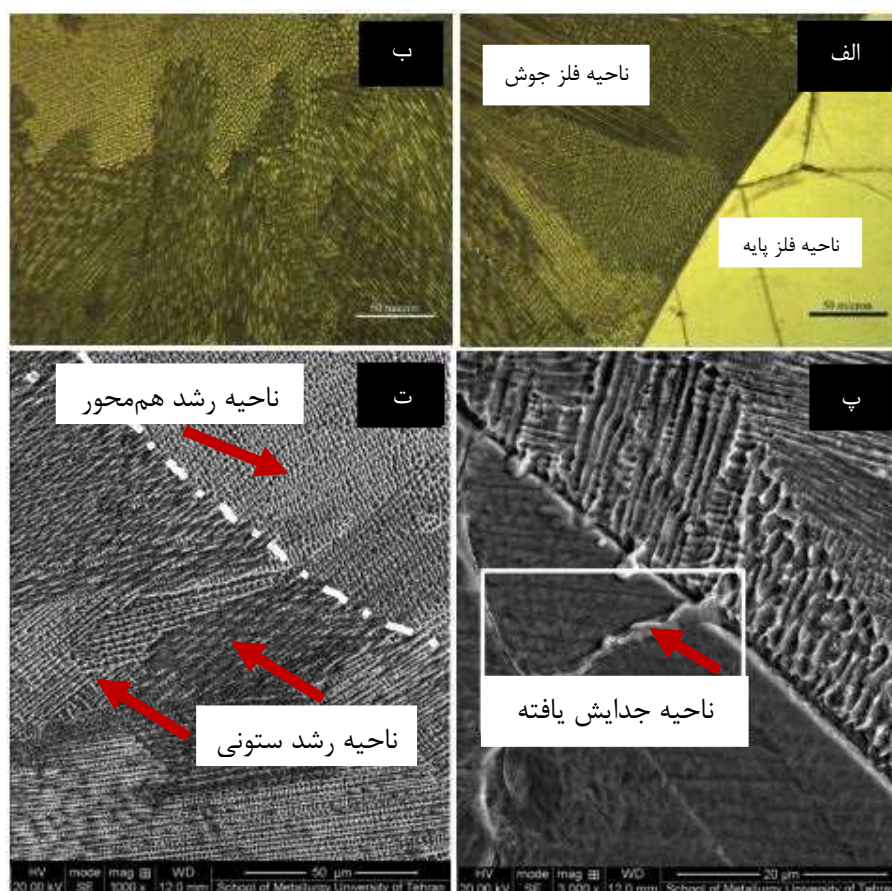
آمده در فلز جوش به صورت دندریتی و سلولی شامل دانه‌هایی با جهت‌گیری متفاوت است. به این صورت که در برخی دانه‌ها جهت پیشروی دندریت‌ها حالت کشیده و موازی دارد. بازوهای اصلی دندریت‌ها خطوط موازی هستند که جهت رشد آن‌ها به موازات صفحه بوده و در اثر مقطع زنی نمونه قطع شده‌اند، در حالی که در برخی دانه‌ها عمود بر صفحه بوده و در نتیجه تصویر حاصل از این دانه‌ها، به صورت دندریت‌های بسیار کوچک و هم‌محور قابل مشاهده است.

به منظور بررسی ریزساختار فلز جوش نایمونیک ۷۵، شرایط انجمادی آن در ذیل بررسی می‌گردد. در ناحیه ذوبی با انجماد مذاب اولین فاز تشکیل شده دندریت‌های آستنیت است. با تشکیل فاز آستنیت عناصر آلیاژی کربن، تیتانیوم، سیلیسیوم، کروم به فواصل بین دندریتی جدایش پیدا کرده و فازهای ثانویه انجماد و کاربیدهای MC تشکیل می‌شود [۲۰]. در نمونه شماره ۶ (شکل ۸) تشکیل فاز پیوسته در مرزدانه‌ها مشاهده می‌شود. نمودار فازی Fe-Cr-Ni و دماهای انجماد این سامانه آلیاژی در شکل ۹ نشان داده شده است و محدوده ترکیب آلیاژهای تجاری نیکل در نمودارهای سه تایی با خطی منقطع مشخص شده است [۲۱]. همانطور که مشاهده می‌شود، آلیاژهای تجاری Fe-Cr-Ni در محدوده دمایی ۱۳۹۰ تا ۱۴۳۰ درجه سانتی‌گراد منجمد می‌شوند.

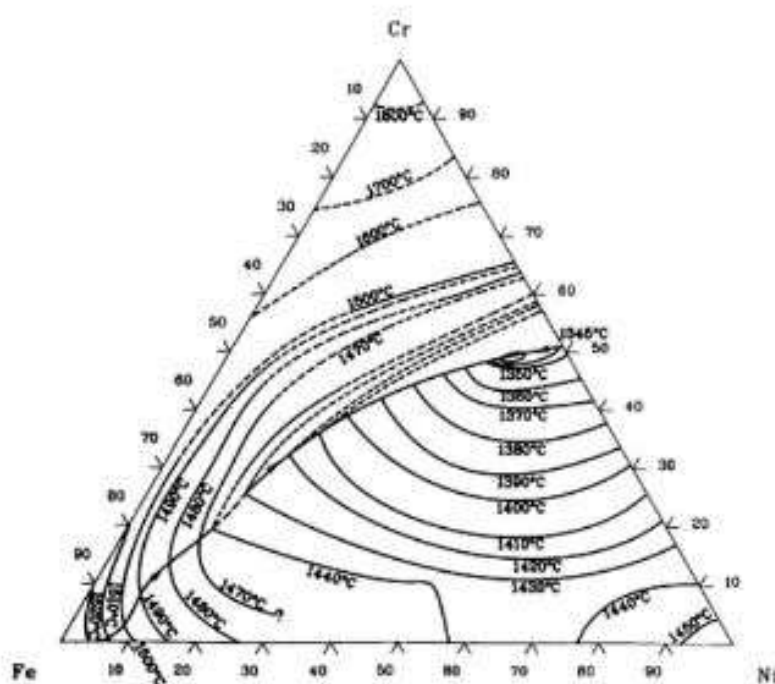
شناوری و مارانگونی را کاهش می‌دهد. در این صورت حرارت کمی به عمق حوضچه‌ی جوش منتقل می‌شود و باعث کاهش عمق نفوذ جوش خواهد شد. همچنین با افزایش بسامد بالاتر از ۵ هرتز حالت جوشکاری تغییر پیدا کرده و با کاهش حرارت ورودی اغتشاش مذاب کاهش می‌یابد. اما اثر افزایش بسامد و همپوشانی ضربان‌ها علی‌رغم اثر کاهش توان متوسط (در بسامدهای بالاتر از بسامد آستانه) همچنان باقی است که این به نوبه خود سبب جذب حرارت در سطح نمونه و افزایش شدیدتر عرض جوش می‌گردد. لازم به ذکر است که در آلیاژی با ضریب انتقال حرارت پایین نظیر نایمونیک ۷۵، اغتشاش مذاب و انتقال حرارت از طریق فرآیند همرفتی از بالا به پایین حوضچه‌ی جوش نیز در عمق نفوذ تأثیرگذار است. در قسمت بالای حوضچه‌ی جوش به دلیل کوتاه بودن مسیر انتقال حرارت، رسانش نقش عمده در انتقال حرارت دارد.

تأثیر متغیرهای لیزر بر ریزساختار

حرارت ورودی پایین، تمرکز حرارتی و سرعت سرد شدن بالا از ویژگی‌های ذاتی جوشکاری لیزر است که منجر به تشکیل ساختار بسیار ریزدندریتی و سلولی در ناحیه جوش و همچنین ناحیه متأثر از حرارت بسیار باریک می‌شود. در شکل ۸ تصویر میکروسکوپی نوری و الکترونی روبشی از ریزساختار منطقه جوش برای نمونه شماره ۶ نشان داده شده است. ساختار به دست



شکل ۸: الف) نمایه میکروسکوپی نوری از فصل مشترک فلز جوش و فلز پایه نمونه شماره ۶ ب) ساختار فلز جوش پ) تشکیل کاربید پیوسته در مرزدانه منطقه متأثر از حرارت ت) مرز مشترک ساختار هم‌محور و ستونی.



شکل ۹: دماهای لیکوئیدوس سامانه آلیاژی Fe-Cr-Ni [۲۱].

عیوب جوشکاری نایمونیک ۷۵

آلیاژ نایمونیک ۷۵ به دلیل وجود مقادیر بالای تیتانیوم و آلومینیوم، حین جوشکاری مستعد به تشکیل ترک ذوبی در ناحیه متأثر از حرارت است. ترک ذوبی منطقه متأثر از حرارت در ابر آلیاژهای نیکلی رسوب سخت شده به دلیل تشکیل فیلم مذاب در امتداد مرز دانه‌ها باعث تشکیل منطقه ذوب جزئی (PMZ) می‌گردد. بطور کلی این نوع ترک با نام‌های ترک لبه جوش، ترک فلز پایه، ترک داغ و ترک منطقه متأثر از حرارت نامیده می‌شود. در اینجا نام ترک ذوبی بکار برده می‌شود. سازوکارهای مختلفی مانند سازوکار جدایش و ذوب‌شدگی ترکیبی و یا ذوب‌شدگی ترکیبات یوتکتیکی می‌توانند منجر به ایجاد ذوب‌شدگی شوند. سازوکارهای فوق در منابع مختلف متالورژی جوشکاری بطور مفصل مورد بررسی و بحث قرار گرفته‌اند [۲۳ و ۲۲-۲۴]. هنگامی که ذوب در مرز دانه‌ها رخ می‌دهد استحکام در مرز دانه کاهش می‌یابد. و وقتی فلز جوش شروع به انجماد و انقباض می‌کند با اعمال تنش کششی به منطقه متأثر از حرارت، مرز دانه‌هایی که توسط مذاب موضعی ضعیف شده‌اند توانایی تحمل تنش کششی را نداشته و باعث می‌شود در مرز دانه ترک ایجاد شود [۲۲]. در شکل ۱۰ (ب) ترک ذوبی ایجاد شده در نمونه شماره ۵ پس از انجام عملیات جوشکاری را می‌توان مشاهده کرد.

استفاده از پیش‌گرم

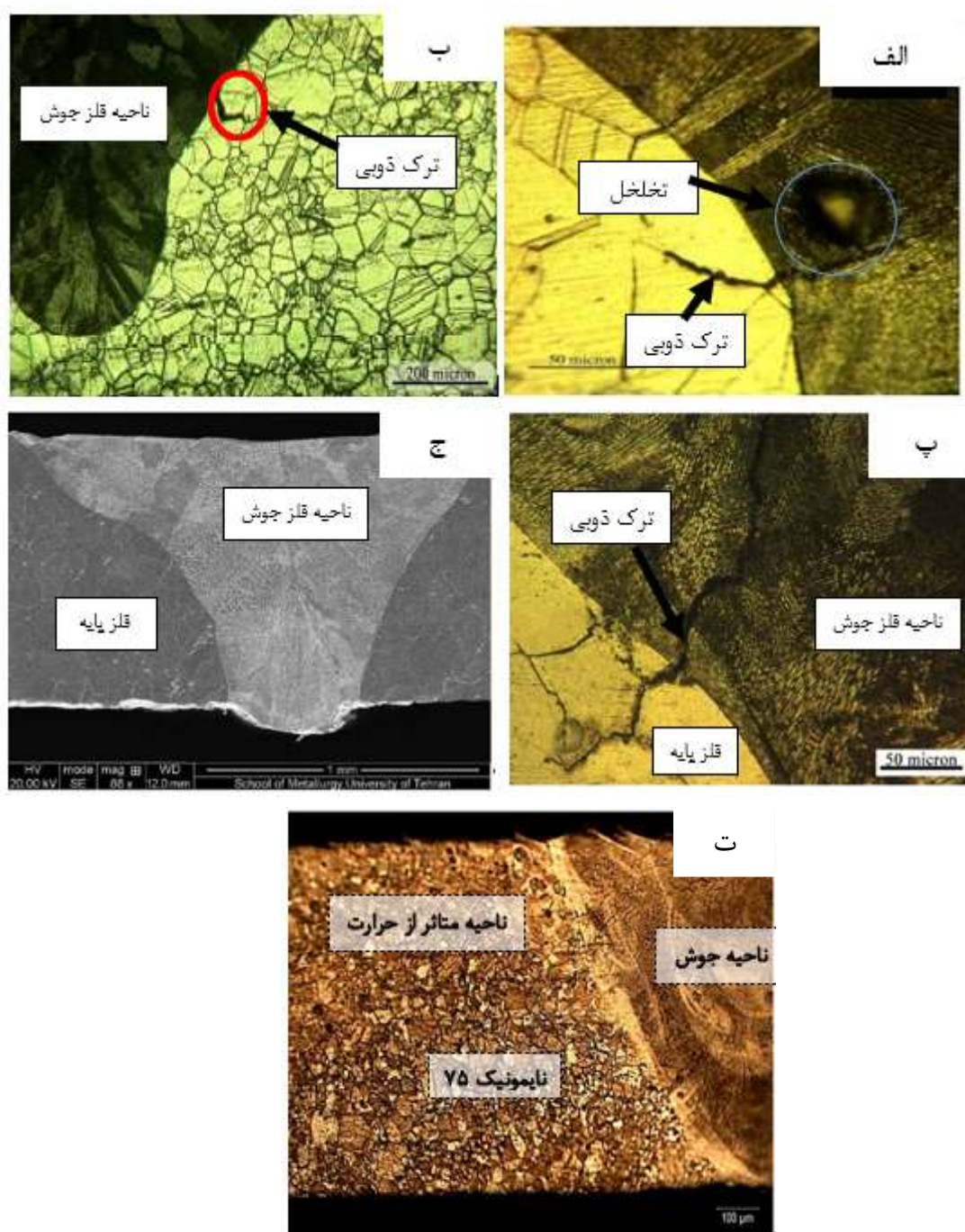
دلایل زیادی برای تشکیل حفرات و تخلخل‌ها در حین جوشکاری لیزر وجود دارد که می‌توان به موارد زیر اشاره

کرد: (۱) انحلال و خروج گاز هیدروژن، (۲) محبوس شدن گازهای محیطی و محافظ، (۳) فروپاشی و ناپایداری ساز و کار سوراخ کلیدی، (۴) حفرات انقباضی و (۵) تبخیر عناصر آلیاژی با نقطه جوش پایین. زمانی که نرخ انجماد پایین باشد، محبوس شدن گازها کاهش می‌یابد [۲۴]. تصویر نمونه متخلخل شماره ۴ در شکل ۱۰ الف نشان داده شده است. در نمونه شماره ۵ با افزایش نرخ سرمایش به واسطه افزایش حرارت ورودی بالا و استفاده از پشت بند فولادی تخلخل‌های منطقه جوش حذف گردیده است.

استفاده از پیش‌گرم ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به میزان زیادی سبب کاهش تنش‌های حرارتی ناشی از شیب دمایی، توزیع یکنواخت حرارت در دو سمت اتصال و کاهش عامل مکانیکی ایجاد ترک گرم می‌گردد [۲۵]. همچنین تأثیر مطلوب آن در کاهش و حذف ترک‌های ذوبی و تخلخل جوشکاری همجنس نایمونیک ۷۵ نیز مشاهده شد (شکل ۱۰ ج). به دلیل کاهش شیب حرارتی ناشی از پیش‌گرم، در حین انجماد معمولاً فرصت کافی و بیشتری برای جدایش عناصر آلیاژی وجود دارد [۲۷]. اما با کاهش تنش‌های حرارتی و افزایش زمان انجماد ناشی از پیش‌گرم [۲۷-۳۰] می‌توان سبب حذف ترک‌های ذوبی شد. تصویر بدون ترک از ریزساختاری فلز پایه، منطقه متأثر از حرارت نمونه شماره ۶ در شکل ۱۶ ج آورده شده است و در شکل ۱۴ الف، نمایه میکروسکوپی نوری از فصل مشترک فلز جوش و فلز پایه نمونه بدون ترک شماره ۶ و شکل ۸ پ و ت، تصویر با بزرگنمایی بالا توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری منطقه متأثر از حرارت و مرز مشترک ساختار هم‌محور و ستونی نمونه شماره

نمونه‌های شماره ۴ و ۵ در شکل ۱۰ الف و ۱۰ ب نشان داده شده است). اما با تغییر متغیرها در نمونه شماره ۶ و توازن بین مقدار کاهش شیب حرارتی و میزان افزایش زمان انجماد فرصت جدایش عناصر آلیاژی مهار شد. تصویر ریزساختاری از مقاطع جوش نمونه شماره ۶ با بزرگنمایی بالاتر در شکل ۱۰ د نشان داده شده است که نشان‌دهنده کیفیت جوش حاصل می‌باشد.

۶ بهینه نشان داده شده است. در نمونه‌های شماره ۱ تا ۵ با پیش‌گرم در دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و تغییر متغیرهای تأثیرگذار هر چند باعث کاهش شیب حرارتی می‌گردد لکن این متغیرها نتایجاً باعث افزایش زمان انجماد ناشی از پیش‌گرم می‌گردد که منجر به تشکیل ترک‌های ذوبی در منطقه متأثر از حرارت می‌گردد و بنابر این در نمونه‌های شماره ۱ تا ۵ ترک ذوبی حذف نشد. تصاویر با ترک ذوبی

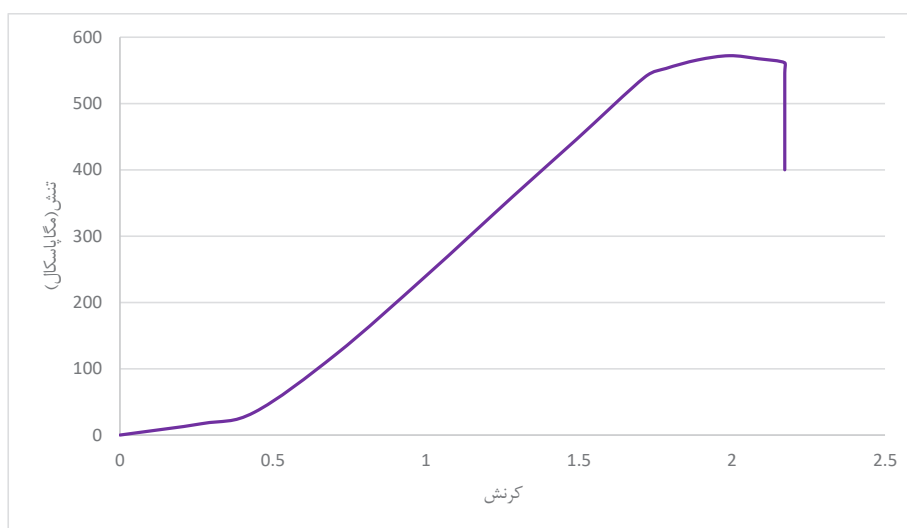


شکل ۱۰: الف) تخلخل در ناحیه جوش نمونه شماره ۴ ب) ریزساختار فلز پایه، منطقه متأثر از حرارت و ترک ذوبی و حذف تخلخل نمونه شماره ۵ پ) ریزساختار ناحیه جوش و ترک ذوبی نمونه شماره ۷ (بدون پیش‌گرم) ج) ریزساختار فلز پایه، منطقه متأثر از حرارت نمونه شماره ۶ (تصاویر میکروسکوپی نوری و میکروسکوپی الکترونی عبوری نمونه ۶ بدون ترک قبل از شکل ۸ الف، پ و ت نشان داده شده است) د) تصویر ریزساختاری از مقاطع جوش نمونه شماره ۶ با بزرگنمایی بالاتر.

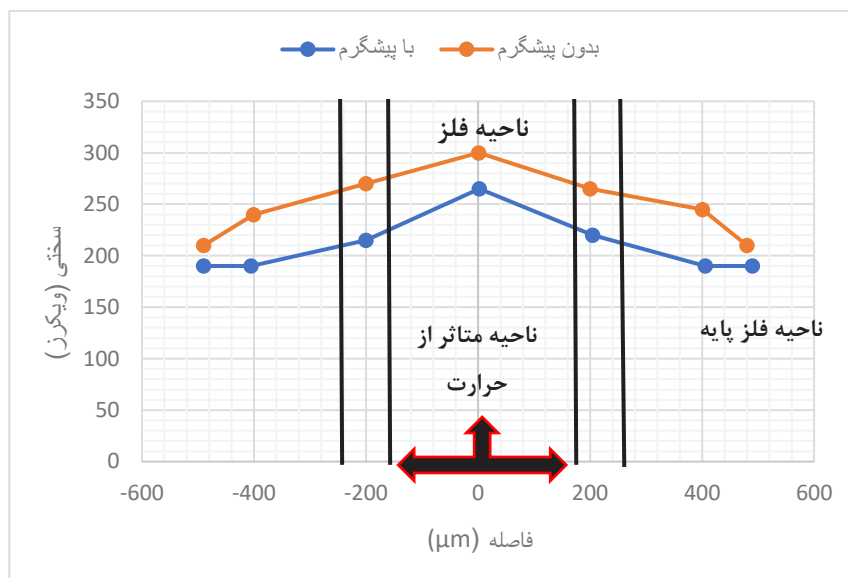
خواص مکانیکی

می توان تا حدودی انتظار داشت که ساختار فلز جوش از لحاظ وجود رسوبات (به غیر از کاربیدها) تفاوت چندانی با فلز پایه ندارد. اما افزایش سختی در این منطقه را می توان به کاهش شدید اندازه ی دانه در اثر سرعت سرمایش بالای جوشکاری پرتوی لیزر مرتبط دانست. به طور کلی سختی در منطقه ی جوش به دلیل تشکیل ریزساختارهای مختلف معمولاً یکنواخت نمی باشد. اما در خصوص منطقه ی متأثر از حرارت می توان گفت که وقوع دو پدیده ی تبلور مجدد و انحلال برخی از رسوب کاربیدها از نوع رسوبات MC در این منطقه سبب کاهش سختی این منطقه گشته است [۳۲]. همچنین به دلیل حرارت ورودی پایین در جوشکاری پرتوی لیزر و سرعت سرمایش بالا، زمان کافی برای وقوع پدیده ی رشد دانه در منطقه ی متأثر از حرارت وجود نداشته (شکل ۸پ) که در این صورت سختی این منطقه حتی از این هم کمتر خواهد شد.

در مورد ریزساختارهای حاصل از جوشکاری، پدیده های مانند تغییر اندازه ی دانه و مورفولوژی دانه ها و همچنین تشکیل رسوبات مختلف از عوامل مهم تعیین کننده ی استحکام اتصال هستند [۳۱]. در مجموع انعطاف پذیری نسبت به فلز پایه بسیار ضعیف ارزیابی می شود که با توجه به سرعت سرمایش بالای جوشکاری لیزر و ریزدانه بودن ساختار امری بدیهی است. استحکام اتصال در نمونه شماره ۶ برابر با ۵۶۲ مگاپاسکال بوده که به دلیل تشکیل رسوبات متعدد و همچنین احتمال تشکیل عیوبی مثل ترک و تخلخل از فلز پایه کمتر است (شکل ۱۱). آنچه که به عنوان الگوی رفتاری کلی مشاهده می شود، سختی در منطقه ی متأثر از حرارت از فلز جوش کمتر است (شکل ۱۲). با توجه به شرایط عملیات بازپخت نمونه ها قبل از جوشکاری



شکل ۱۱: نمودار تنش کرنش آلیاژ جوش نمونه شماره ۶ با پیش گرم.

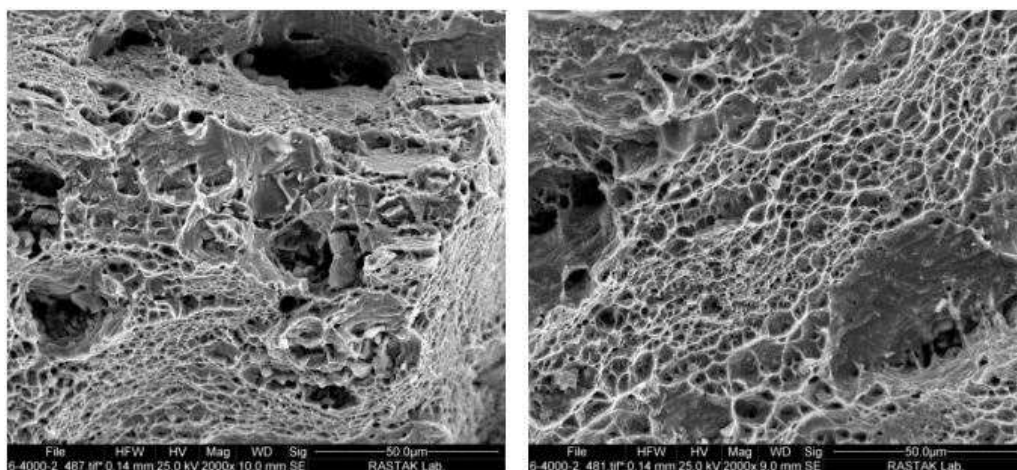


شکل ۱۲: نتایج میکروسختی از مناطق مختلف جوش نمونه شماره ۶، با پیش گرم و بدون پیش گرم.

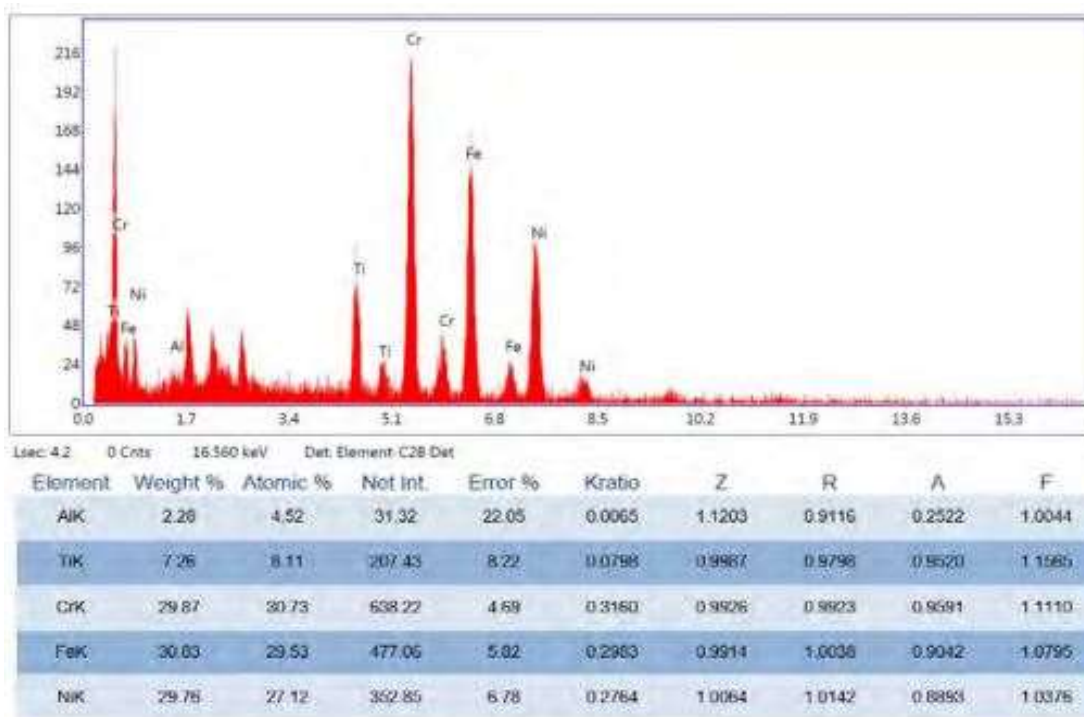
شکست نگاری

پراکنده در ریزساختار، در حین اعمال تنش سبب گسسته شدن دندریتها از این نقاط می گردند [۳۲]. حضور میکروترکها که از فصل مشترک فاز ترد با زمینه نشأت می گیرند و نتایج حاصل از طیفسنجی انرژی پرتوی ایکس که در شکل ۱۴ آورده شده است، وجود این ذرات را که عمدتاً غنی از تیتانیوم، کروم، و سیلیسیم و به احتمال زیاد به ترتیب $(Cr_{23}C_6)$ و (TiC) هستند را در این مناطق تأیید می کند.

تصویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی حاصل از شکست نگاری نمونهی آزمون کشش شماره ۶ در شکل ۱۳ آورده شده است. اتصال از فلز جوش شکسته شده و دارای سطح شکستی است که نشان دهندهی وقوع شکست از نواحی ترد بین دندریتی می باشد. در اثر ریز جدایش، فازهای ثانویه ترد در امتداد مرز دانه های دندریتی جوانه زنی و رشد می کنند. این ذرات با وجود داشتن حالت منفصل و



شکل ۱۳: تصویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی حاصل از شکست نگاری نمونهی آزمون کشش نمونه شماره ۶.



شکل ۱۴: نتایج طیفسنجی انرژی پرتوی ایکس از سطح شکست نمونه شماره ۶.

References

- [1] Knock NO. Characterization of Inconel 718: Using Gleeble and Varesstraint Testing Methods to Determine the Weldability of Inconel 718. MSc thesis. 2010.
- [2] Lippold JC, Kiser SD, DuPont JN. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys: John Wiley & Sons; 2011.
- [3] Dodangeh S, Shahri F, Abbasi SM. The effects of carbon content on the microstructure and 650°C tensile properties of incoloy 901 superalloy. High Temp Mater Proc. 2015; 34:821-826.
- [4] Steen WM, Mazumder J, Laser material processing. springer science & business media. 2010.
- [5] Kim JD, Kim CJ, Chung CM. Repair welding of etched tubular components of nuclear power plant by Nd: YAG laser. 2001.
- [6] Mei Y, Liu Y, Liu C, Li C, Yu L, Guo Q, Li H. Effect of metal and welding speed on fusion zone microstructure and HAZ hot-cracking of electron-beam welded Inconel 718. Mater & Des. 2016; 89:964-977.
- [7] Zhang H, Li JK, Guan ZW, Liu YJ, Qi DK, Wang QY. Electron beam welding of Nimonic 80A: Integrity and microstructure evaluation. Vacuum. 2018; 151:266-274.
- [8] Zhang H, Li P, Wang Q, Guan Z, Liu Y, Gong S. Electron beam welding of Niomoic 80A superalloy: Microstructure evaluation and EBSD study after ageing heat treatments. J Mat. Eng & Perf, ASM International. 2019; 28:741-752
- [9] Boucher C, Varela D, Dadian M, Granjon H. Hot cracking and recent progress in the weldability of the nickel alloys Inconel 718 and Waspaloy. Rev Metall. 1978; 73:817-31.
- [10] Boucher C, Dadian M, Granjon H. Final report COST 50. Paris; 1977.
- [11] Ojo OA, Richards NL, Chaturvedi MC. Microstructural study of weld fusion zone of TIG welded In 738LC nickel-based superalloy. Scr Mater. 2004; 51:683-8.
- [12] Egbewande AT, Buckson RA, Ojo OA. Analysis of laser beam weldability of Inconel 738 superalloy. Mater Charact [Internet]. Elsevier Inc.; 2010; 61(5):569-74.
- [13] Koren A, Roman M, Weissshaus I, Kaufman A. Improving the weldability of Ni - base superalloy 713C. Weld J. 1982; (November):348-51.
- [14] Chiang MF, Chen C. Induction-assisted laser welding of In-738 nickel - base superalloy. Mater Chem Phys. 2009; 114:415-9.
- [15] Mishra D, Manjunath A, Partiban K. Experimental Investigation And Optimization On Interpulse Welding Of Nimonic C263 For The Maximum Tensile Strength. Sādhana. 2021; 46:168.
- [16] Pulsed Lasers, Introduction to Power and Energy Calculations, Serving the Intellectually Curious. <https://www.intechopen.com>. IntechOpen - Open Science Open Minds IntechOpen.
- [17] Katayama S, Introduction: Fundamentals of laser welding, in: Handbook of laser welding technologies. Elsevier. 2013; 3-16.

۴. نتیجه گیری

۱- با افزایش ولتاژ و انرژی ضربان لیزر عمق و عرض جوش افزایش می یابد. با افزایش مدت زمان ضربان، چگالی قله توان افزایش یافته و ابعاد جوش افزایش می یابد. افزایش سرعت جوشکاری باعث کاهش حرارت ورودی در واحد طول شده و ابعاد جوش کاهش می یابد. با افزایش بسامد در مدت زمان ضربان ثابت نیز اگرچه میزان حرارت ورودی به ازای واحد طول افزایش می یابد ولی عمق جوش پس از رسیدن به حالت بهینه، تقلیل می یابد ولی عرض جوش افزایش پیدا می کند.

۲- برای رفع تخلخل جوش، متغیرهای جوشکاری باید به نحوی انتخاب شوند که شیب دمایی کم شود و زمان خروج گازها افزایش یابد. تمامی تخلخل های جوشکاری با پیش گرم در دمای ۱۵۰ درجه سانتی گراد و افزایش حرارت ورودی (افزایش ولتاژ) و کاهش شیب دمایی حذف شدند.

۳- سختی فلز جوش نمونه های جوشکاری شده بیشتر از فلز پایه است و در مرز حوضچه جوش کمتر از مرکز آن است. سختی در ناحیه متأثر از حرارت بدلیل دو پدیده تبلور مجدد و انحلال برخی از رسوب کاربیدها از نوع رسوبات MC کمتر از فلز جوش است. در نمونه هایی عملیات حرارتی شده سختی جوش بیشتر از فلز پایه ولی کمتر از سختی جوش عملیات حرارتی نشده است.

۴- ترک ذوبی در اکثر نمونه های پیش گرم شده مشاهده شد، هرچند با انجام عملیات پیش گرم طول ترک ها کاهش می یابد. ولی تنها با عملیات پیش گرم ترک های ذوبی حذف نشد. چرا که با عملیات پیش گرم هر چند که تنش های حرارتی کاهش می یابند در صورتی که زمان انجماد و زمان تشکیل رسوبات کاربیدی افزایش می یابد. اما با کاهش تنش های حرارتی و انجام فرآیند پیش گرم در دمای ۱۵۰ درجه سانتی گراد و پیدا کردن متغیر ها بهینه ولتاژ و بسامد در نمونه شماره ۶ سبب حذف ترک های ذوبی شد.

- [18] Chmelíková H, Šebešková H. Pulsed laser welding, Institute of Physics of the Academy of Sciences of the Czech Republic, Joint Laboratory of Optics of Palacký University and Institute of Physics of the Academy of Sciences of the Czech Republic, Czech Republic; 2010.
- [19] Tzeng YF. Parametric analysis of the pulsed Nd: YAG laser seam-welding process. *J. Mater Proc Techn.* 2000; 102(1-3): 40-47.
- [20] Kou S. *Welding Metallurgy*. New Jersey: John Wiley & Sons; 2003.
- [21] Yen YW, Su JW, Hang, DP. Phase equilibria of the Fe–Cr–Ni ternary systems and interfacial reactions in Fe–Cr alloys with Ni substrate. *J Alloys & Comp.* 2008; 457(1–2): 270-278.
- [22] Taheri M, Razavi M, Kashani-Bozorg SF, Torkamany MJ. Relationship between solidification and liquation cracks in the joining of GTD-111 nickel-based superalloy by Nd: YAG pulsed-laser welding. *J Mater Res & Techno.* 2021; 15: 5635- 5649.
- [23] Kou S. Solidification and liquation cracking issues in welding. *JOM: J Min Met & Mater Soc.* 2003; 55(6):37-42.
- [24] Ebrahimzadeh H, Akbari Mousavi SAA. Investigation on pulsed Nd: YAG laser welding of 49Ni Fe soft magnetic alloy. *Materials & Design.* 2012; 38: 115-123.
- [25] Mashhuriazar AM, Hakan Gur C, Sajuri, Z, Omidvar H. Effects of heat input on metallurgical behavior in HAZ of multi-pass and multi-layer welded IN-939 superalloy. *J Mater Res & Techno.* 2021; 15:1590-1603.
- [26] Senger A, Jokisch T, Olschok S, Reisgen U, Fischer T. Hot-cracks reduction during laser Beam welding in vacuum of conventionally cast Alloy-247 LC, *Procedia CIRP.* 2020; 94:632-637.
- [27] Taheri M, Kashani-Bozorg SF, Alizadeh A, Heydari Beni M. Analysis of liquation and solidification cracks in the electron beam welding of GTD-111 nickel-base superalloy joint. *Mater Res Exp.* 2021; 8(7).
- [28] Guoliang Z, Decheng K, Wenzhe Z, Jian HE, Anping D, Da S, Baode S. Research progress on the crack formation mechanism and cracking-free design of γ' phase strengthened nickel-based superalloys fabricated by selective laser melting. *Acta Metall Sin.* 2023; 59(1):16-30
- [29] Kou D, Chen Z, Chen Zh, Li Y, Ma Y, Li Y. Evolution of microstructure in nickel-based C-HRA-2 alloy during welding thermal simulation. *Mater Res Exp.* 2023;10 (5).
- [30] Reeks W, Davies D, Marchisio S. A review: Interlayer joining of nickel base alloys. 2020; 2(100030).
- [31] Alhuzaim AF. Microstructure and mechanical property control during additive manufacturing, PhD thesis, Metallurgy and Materials School of Engineering, University of Birmingham, 2021.
- [32] Wai F, Wilson T. Effects of C and B microalloying additions on the microstructure and processability of René 41 Ni-based superalloy. MSc. Thesis, School of Material Science and Engineering, Faculty of Science, University of New South Wales, May 2022.