

Effect of pulsed Nd:YAG laser welding parameters on hot cracking phenomenon in IN738 nickel base superalloy

*Morteza Taheri¹, Koroush Shirvani¹, Ayyub Halvae², Mohammad Javad Torkamany³

1- Department of Advanced Materials and New Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology (IROST), Tehran, Iran

2- Effect of Nd:YAG pulsed-laser welding parameters on microstructure and mechanical properties of GTD-111 superalloy joint

3- Iranian National Center for Laser Science and Technology, Tehran, Iran

Citation: Taheri M, Shirvani K, Halvae A, Torkamany M. Effect of pulsed Nd:YAG laser welding parameters on hot cracking phenomenon in IN738 nickel base superalloy, Metallurgical Engineering, 2024; 27(2): 125-137 <https://doi.org/10.22076/me.2024.2009165.1386>

doi : <https://doi.org/10.22076/me.2024.2009165.1386>

ABSTRACT

IN738 Ni-based superalloy has high-temperature strength and suitable creep properties due to the presence of a high volume fraction of γ' phase, which is widely used in the aerospace industry, including the manufacture of gas turbine blades. In this research, welding was performed by pulsed Nd:YAG laser on IN738 sheets with a thickness of 1 mm. By changing the parameters of pulse frequency, pulse duration, and welding speed, the change of welding properties was investigated. The results of microstructural investigations with optical and electron microscopes showed that the sensitivity to melting and solidification cracks decreases with increasing pulse frequency and pulse duration, the most important cause of which is the decrease in the welding cooling rate due to the increase in heat input. Contrary to most of the research, in this research, by increasing the welding speed, the sensitivity to melting and solidification cracks decreased, the most important reason for which is the elimination of the effect of plasma on the weld pool. It was found that pulsed Nd:YAG laser with pulse frequency, pulse duration, and welding speed of 21 Hz, 7 ms, and 9 mm/s, respectively, can obtain a weld with full penetration and no cracks, and the tensile and hardness test results also confirm this issue.

Keywords: IN738 Superalloy, liquation crack, solidification crack, laser welding.

Received: August 13, 2023

Accepted: June 29, 2024

■ ■
*Corresponding Author:

Morteza Taheri, PhD

Address: Department of Advanced Materials and New Energies, Iranian Research Organization for Science and Technology (IROST), Tehran, Iran

Tel: +98 (9125811872)

E-mail: m.taheri@irost.ir

تاثیر عوامل جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی بر پدیده ترک داغ در سوپرآلیاژ پایه نیکلی IN۷۳۸

*مرتضی طاهری^۱، کوروش شیروانی^۱، ایوب حلوائی^۲، محمد جواد ترکمنی^۳

۱- پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی های نو، سازمان پژوهش های علمی و صنعتی ایران، تهران، ایران

۲- دانشگاه تهران، دانشکده متالورژی و مواد، تهران، ایران

۳- مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران، تهران، ایران

چکیده

سوپرآلیاژ پایه نیکل IN۷۳۸ به سبب حضور کسر حجمی بالای فاز γ' ، دارای استحکام دما بالا و خواص خزشی مناسبی است که بطور گسترده ای در صنایع هوافضا از جمله ساخت پره های توربین گازی مورد استفاده قرار می گیرد. در این پژوهش، جوشکاری خودزا و بصورت هدایتی توسط لیزر Nd:YAG ضربانی بر روی ورق هایی از جنس IN۷۳۸ به ضخامت ۱ mm انجام گرفت. با تغییر عوامل بسامد ضربان، مدت زمان ضربان و سرعت جوشکاری، تغییر خواص جوش ایجاد شده مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل از بررسی های ریزساختاری با میکروسکوپ نوری و الکترونی نشان داد که حساسیت به ترک ذوبی و انجمادی با افزایش بسامد ضربان و مدت زمان ضربان کاهش می یابد که مهمترین علت آن کاهش نرخ سرد شدن جوش ناشی از افزایش حرارت ورودی می باشد. بر خلاف اکثر تحقیقات صورت گرفته، در این تحقیق با افزایش سرعت جوشکاری، حساسیت به ترک ذوبی و انجمادی کاهش یافت که مهمترین علت آن حذف اثر پلاسمای بر حوضچه جوش می باشد. مشخص شد که لیزر Nd:YAG ضربانی با بسامد ضربان، مدت زمان ضربان، و سرعت جوشکاری به ترتیب ۲۱ Hz، ۷ ms و ۹ mm/s می توان یک جوش با نفوذ کامل و با کمترین ترک به دست آورد که نتایج آزمون کشش و سختی نیز این موضوع را تأیید می کند.

واژه های کلیدی: سوپرآلیاژ IN۷۳۸، ترک ذوبی، ترک انجمادی، جوشکاری لیزر ضربانی.

دریافت: ۱۴۰۲/۰۵/۲۲ | پذیرش: ۱۴۰۳/۰۴/۰۹

۱. مقدمه

IN۷۳۸ یک سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی است که در اواسط دهه ۱۹۷۰ توسط شرکت جنرال الکتریک، جهت ساخت پره های متحرک ردیف اول توربین گازی توسعه یافت [۱]. ترکیب شیمیایی و ریزساختار این سوپرآلیاژ نزدیک به سوپرآلیاژهای پایه نیکل Rene۸۰ و GTD-۱۱۱ می باشد [۲]. ریز ساختار IN۷۳۸ چندفازی و شامل زمینه آستنیتی γ با ساختار FCC، فاز رسوبی γ' ، یوتکتیک $\gamma-\gamma'$ ، کاربیدها و مقدار کمی فازهای مضر نظیر σ ، μ و λ می باشد [۳]. استحکام دما بالای این سوپرآلیاژ به واسطه ی حضور رسوبات فاز γ' با کسر حجمی بالای ۶۰٪ در زمینه سوپرآلیاژ به دست می آید [۴].

جهت برخی مقاصد از جمله ساخت و ترمیم پره های توربین گازی، سوپرآلیاژ IN۷۳۸ نیاز به جوشکاری دارد. علیرغم کاربرد گسترده این آلیاژ، اطلاعات محدودی در مورد تغییرات خواص مکانیکی و ریزساختار آن حین جوشکاری موجود می باشد. متأسفانه کاربرد

فرایندهای جوشکاری ذوبی، جهت اتصال سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده با Al+Ti بالا بسیار محدود می باشد [۵]. طبق تحقیقات دانشمندان [۵و۶]، اگر مقدار Al+Ti فراتر از ۴٪ رود، حساسیت به ترک ذوبی و انجمادی افزایش پیدا می کند. سوپرآلیاژهای IN۷۳۸ و GTD-۱۱۱ با تمرکز بر این موضوع، با مقدار Al+Ti به ترتیب ۸/۶ و ۷/۹ درصد، رفتار مناسبی در برابر جوشکاری نخواهند داشت. مطالعات مختلف گذشته، حساسیت بالای سوپرآلیاژهای پایه نیکل به ترک ذوبی را تأیید می کنند [۷و۸].

حضور همزمان فیلم مذاب ناشی از ذوب ترکیبات زود ذوب در ناحیه ی HAZ و تنش های انقباضی/کششی ناشی از سرد شدن سریع جوش، منجر به جدا شدن دانه ها از یکدیگر و در نتیجه ایجاد ترک ذوبی می شود. Ojo و همکارانش [۹] گزارش کردند که ترک ذوبی در سوپرآلیاژ ریختگی IN۷۳۸ همراه با ذوب مرزدانه ای γ' که مهمترین فاز استحکام بخش این آلیاژ محسوب می شود، می باشد. در مطالعه انجام شده توسط Montazeri و Malek [۱۰]، روی سوپرآلیاژ

* نویسنده مسئول:

دکتر مرتضی طاهری

نشانی: پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی های نو، سازمان پژوهش های علمی و صنعتی ایران

تلفن: (۰۹۱۲۵۸۱۱۸۷۲) ۹۸+

پست الکترونیکی: m.taheri@irost.ir

به طور کلی مسائل متالورژیکی جوش سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت، به دلیل تشکیل ترک‌های انجمادی و ذوبی، خواص دما بالای این سوپرآلیاژ را با مشکل روبرو می‌کند. بنابراین اتصالات این فلزات نیاز به روش‌هایی با کیفیت بالا دارد. به دلیل سیالیت کم سوپرآلیاژهای پایه نیکل، نفوذ کامل با روش جوشکاری TIG دشوار است [۲۳]. استفاده از جوشکاری لیزری به دلیل مزایای منحصر به فردی همچون حرارت ورودی کم، سرعت بالای جوشکاری (۱۰ تا ۲۰ برابر TIG)، تغییر شکل حرارتی کم، نفوذ بالا، خواص متالورژیکی و مکانیکی بهتر به دلیل HAZ باریک، جایگاه وسیعی در صنایع مختلف از جمله ساخت و ترمیم پره‌های توربین پدیده کرده است [۲۵]. در شرایط جوش پذیری سوپرآلیاژها، لیزر Nd:YAG ضربانی دارای مزایای متنوعی همچون نرخ جذب انرژی بالا به دلیل انعکاس کم پرتو لیزر، قابلیت کنترل عواملی همچون مدت زمان ضربان و بسامد ضربان، و همچنین تنش‌های باقیمانده کمتر نسبت به لیزر CO₂ مورد توجه صنعتگران قرار گرفته است [۲۳]. در این پژوهش، خواص مکانیکی ناحیه جوش لیزر ورق IN۷۳۸ مورد بررسی قرار گرفت. جوشکاری با استفاده از روش لیزر Nd:YAG ضربانی و به صورت خودزا انجام شد. ابتدا از سوابق علمی موجود، عواملی تقریبی جوشکاری لیزر تعیین و در نهایت عامل بهینه جهت حصول یک جوش با ریزساختار و خواص مکانیکی مطلوب تعیین شد. پس از انجام جوشکاری، خواص مکانیکی فلز جوش و HAZ مورد بحث و بررسی قرار گرفت. نویسندگان این مقاله امیدوارند که نتایج این تحقیق بتواند مورد استفاده در توسعه و بهبود جوشکاری و افزایش دانش جوشکاری لیزر سوپرآلیاژ IN۷۳۸ قرار بگیرد.

۲. آزمایش‌ها

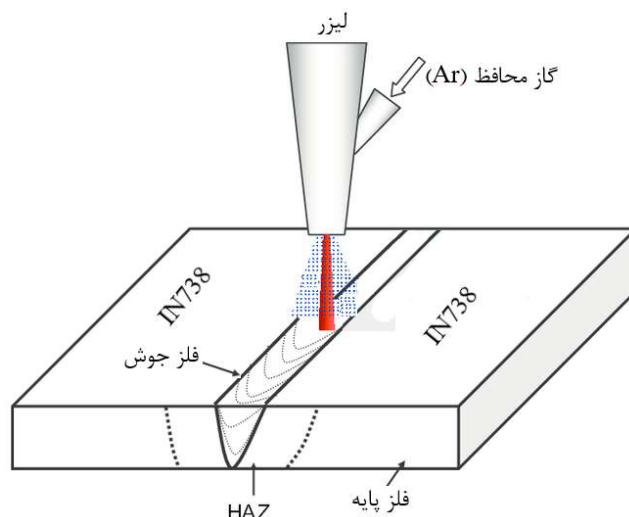
فلز مورد استفاده در این پژوهش، سوپرآلیاژ پایه نیکل IN۷۳۸ به ضخامت ۱ mm و به ابعاد ۱۰×۱۰ mm² می‌باشد که با لبه‌هایی کاملاً صاف توسط سیم برش از یک شمش استوانه‌ای به قطر ۷۵۰ میلی‌متر بریده شدند. ترکیب شیمیایی این آلیاژ بر حسب درصد وزنی در جدول ۱ نشان داده شده است. عمل جوشکاری بصورت خودزا و توسط یک چشمه لیزر Nd:YAG ضربانی مدل IQL-۱۰ با حداکثر توان ۴۰۰ وات و قطر پرتو ۱ mm انجام شد. این لیزر قادر است ضربان‌های مربعی شکل به پهنای ۲-۲۰ ms و بسامد ۱-۱۰۰۰ Hz با انرژی مورد نظر حداکثر تا ۴۰ ژول را تولید کند. از یک توان سنج مدل W-Lp ۵۰۰۰ و ژول سنج LA۳۰۰۰-W-Lp ساخت Ophir جهت اندازه‌گیری توان و انرژی ضربان لیزر استفاده شد. جهت تنظیم دقیق قطعه و جلوگیری از تابیدگی در حین فرایند جوشکاری،

جوشکاری شده توسط لیزر، ترکیباتی همچون یوتکتیک ۷-۷' کاربید MC، بورید Cr-Mo و بین فلزی Ni-Zr به عنوان عوامل اصلی در تشکیل ترک ذوبی HAZ معرفی شدند. Pang و همکارانش [۱۱] در بررسی ریزساختار HAZ سوپرآلیاژ پایه نیکلی K۴۱۸ جوشکاری شده توسط لیزر ND:YAG ضربانی، ذوب ترکیبی کاربیدهای MC و M₂₃C₆ را عامل اصلی ترک در HAZ با مورفولوژی زیگزاگی تشخیص دادند. علت تشکیل ترک با این مورفولوژی از نظر آن‌ها، تشکیل مرزهای جداگانه‌ای از مذاب بود که تحت تنش‌های حرارتی و انقباضی ناشی از چرخه سرد شدن جوش قرار گرفته بودند. تشکیل ترک ذوبی با سازوکار مشابهی در سایر سوپرآلیاژها از جمله Haynes ۸۰ [۱۲]، Rene ۸۰ [۱۳] و Hastelloy X [۱۴] و همچنین در دیگر سیستم‌های آلیاژی از جمله Ti-6Al-4V به Nitinol [۱۵] و آلومینیم [۱۶] گزارش شده است.

ترک انجمادی دیگر سازوکاری است که هنگام جوشکاری سوپرآلیاژها رخ می‌دهد. ترک انجمادی در آخرین مراحل انجماد، زمانی که بازوهای دندریتی بهم می‌رسند و تغذیه مذاب بسیار مشکل است رخ می‌دهد. در این شرایط، تنش/ کرنش‌های حاصله از چرخه جوشکاری باعث باز شدن لایه‌های نازک مذاب باقیمانده در مرکز جوش شده و پارگی داغ در مرز دانه‌ها رخ می‌دهد [۱۷]. Dye و همکارانش [۱۸] توان‌های بالا و سرعت‌های پایین جوشکاری را عامل اصلی تشکیل این نوع ترک عنوان کردند. در تحقیقی دیگر توسط Dupont و همکارانش [۱۹] عنوان شد که وقوع ترک انجمادی در حوضچه‌هایی با نسبت عمق به عرض بالا محتمل‌تر است. Kokabi و همکارانش [۲۰]، افزایش حرارت ورودی را عاملی بر افزایش ترک انجمادی سوپرآلیاژ ۵۲۰ Udimet جوشکاری شده به روش GTAW تشخیص دادند. از نظر آن‌ها، با افزایش حرارت ورودی، نرخ سرد شدن حوضچه جوش کاهش یافته و عناصر با ضریب جدایش کمتر از یک و همچنین ناخالصی‌ها توسط مذاب پس زده شده و در نتیجه در پایان مرحله انجماد یک فوق‌اشباع از Al و Ti وجود خواهد داشت که با تشکیل ۷' در مرکز جوش حساسیت به ترک انجمادی را افزایش می‌دهند. چنین نتیجه‌ای توسط Han و همکارانش [۲۱] در جوشکاری سوپرآلیاژ K۴۶۵ با پرتو الکترونی به دست آمد. در تحقیقی دیگر که توسط Pakniat و همکارانش [۲۲] روی سوپرآلیاژ Hastelloy x انجام گرفت، توانستند ترک انجمادی فلز جوش را با افزایش حرارت ورودی به جوش، از طریق افزایش بسامد و مدت زمان ضربان در جوشکاری لیزر ضربانی حذف کنند. آن‌ها کاهش نرخ سرد شدن در طی انجماد و کاهش تنش‌های حرارتی جوش را علت این موضوع بیان کردند.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN۷۳۸

عنصر	Al	Ti	Cr	Ta	Mo	C	Co	W	Ni
درصد وزنی	۳/۶	۳/۴	۱۵/۸	۱/۸	۱/۸	۰/۱	۶/۸	۷/۲	مابقی



شکل ۱: طرحواره فرایند جوشکاری توسط لیزر Nd:YAG ضربانی.

جدول ۲: عوامل جوشکاری لیزر Nd:YAG ضربانی

شماره نمونه	سرعت جوشکاری (mm/s)	مدت زمان ضربان (ms)	بسامد ضربان (Hz)	توان متوسط (W)	حرارت ورودی (J/mm)	همپوشانی ضربانها (%)
MT1	۹	۷	۱۰	۱۰۵	۱۱/۶	۴۵
MT2	۹	۷	۱۴	۱۴۷	۱۶/۳	۶۱
MT3	۹	۷	۱۸	۱۸۹	۲۱	۷۰
MT4	۹	۷	۲۱	۲۲۰	۲۴/۴	۷۵
MT5	۹	۷	۲۵	۲۶۲	۲۱/۱	۷۸
MT6	۹	۴	۲۱	۱۲۶	۱۴	۶۹
MT7	۹	۵	۲۱	۱۵۷	۱۷/۴	۷۰
MT8	۹	۶	۲۱	۱۸۹	۲۱	۷۳
MT9	۹	۸	۲۱	۲۵۲	۲۸	۷۵
MT10	۵	۷	۲۱	۲۲۰	۴۴	۸۳
MT11	۷	۷	۲۱	۲۲۰	۳۱/۴	۷۸
MT12	۱۱	۷	۲۱	۲۲۰	۲۰	۷۱
MT13	۱۳	۷	۲۱	۲۲۰	۱۶/۹	۶۸

نمونه در یک قید و بند بسته شد. همچنین در حین فرایند جوشکاری از دمش گاز آرگون با دبی ۱۰ لیتر بر دقیقه در محل اتصال جهت محافظت از حوضچه مذاب استفاده شد. تصویر طرحواره مراحل آزمایش در شکل ۱ نمایش داده شده است. جوشکاری با تغییر در سه عامل مدت زمان ضربان، بسامد ضربان و سرعت جوشکاری انجام گرفت. جدول ۲ عوامل مورد استفاده جهت جوشکاری نمونه ها را نشان می دهد. این عوامل بر اساس تعدادی از آزمایشات و مطالعات قبلی، برای به دست آوردن رخنمای جوش مناسب انتخاب شدند. به منظور بررسی ریزساختار و تغییرات متالورژیکی فلز جوش، نمونه های جوشکاری شده از مقطع عرضی خط جوش توسط

سیم برش برش داده شدند. جهت اطمینان از نتایج، از هر نمونه ۶ مقطع عرضی بریده شد و جهت بررسی ریزساختاری، توسط روش های استاندارد متالوگرافی مانیت و پولیش شدند. از محلول حکاکی ماربل با ترکیب $\text{Cu}_2\text{SO}_4 + 20 \text{ ml HCl} + 20 \text{ ml H}_2\text{O} + 4 \text{ g}$ جهت بررسی با میکروسکوپ نوری، و از اچالکتریکی با ترکیب $\text{H}_3\text{PO}_4 + 40 \text{ ml HNO}_3 + 48 \text{ ml H}_2\text{SO}_4 + 12 \text{ ml}$ در ۶ ولت برای ۵ ثانیه جهت بررسی با میکروسکوپ الکترونی استفاده شد. از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی نشر میدانی FE-SEM مدل MIRA3 ساخت شرکت TESCAN با قدرت تفکیک ۱/۵ نانومتر در ولتاژ ۱۵ kv و ۴/۵ نانومتر در ولتاژ ۱ kv مجهز به آشکارسازهای EDS^1 ، BSE^3 ، برای مطالعات

1 Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
2 Secondary Electrons
3 Backscattered-Electron

مکعبی و با اندازه متوسط حدود ۰/۶۲ و ۰/۴۲ میکرومتر به ترتیب در مناطق بین دندریتی و هسته دندریتی قرار گرفته است. تشکیل رسوبهای γ' با جوانه زنی هم سیمیای کروی آغاز شده و با رشد در جهت کاهش انرژی کرنشی، با تشکیل فصل مشترک کم انرژی (۰۰۱) به شکل مکعبی در می آیند و در ادامه رشد، به خوشه ای از مکعب های به هم پیوسته یا هشت وجهی تبدیل می شوند و پس از آن ممکن است در جهت ترجیحی $\langle 111 \rangle$ به صورت دندریتی رشد کنند.

بررسی ریزساختار فلز جوش

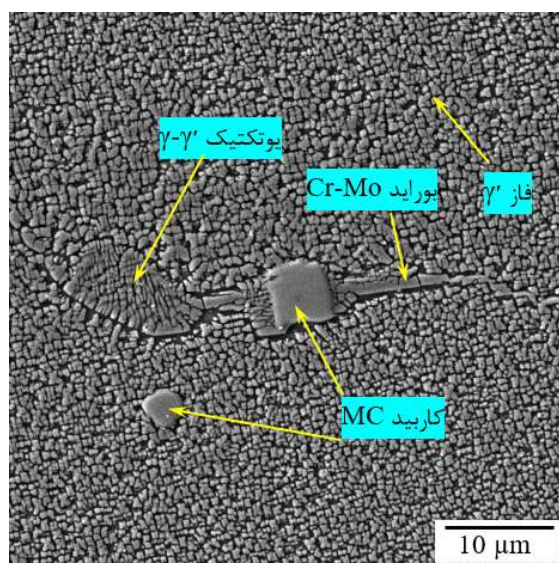
بررسی های کلی فلز جوش، تشکیل ترک انجمادی در برخی نمونه های جوشکاری شده را نشان می دهد. از لحاظ موقعیت مکانی، بیشتر ترک ها در مرکز جوش که محل برخورد دندریت ها، دانه های سرگردان و جدایش ناخالصی ها و عناصر آلیاژی با ضریب جدایش کمتر از یک ($K < 1$) مانند Ti و Al در آخرین مرحله انجماد که تغذیه مذاب بسیار مشکل می باشد، رخ داده است. در چنین شرایطی کرنش های ناشی از انقباض انجمادی و یا شرایط حرارتی می تواند باعث ترک داغ در مرز دانه ها شود. طرحواره سازوکار تشکیل ترک های ناشی از تنش های انقباضی و ترک انجمادی تشکیل شده نمونه MT6

ریزساختاری و بررسی ترک گرم تشکیل شده در حین جوشکاری و هم چنین آنالیز فازهای موثر در تشکیل ترک استفاده شد. به منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه های جوشکاری شده، از یک دستگاه آزمون کشش مدل Zwick/Roel Z100 با سرعت کشش ۲ میلی متر بر دقیقه استفاده شد. آزمون کشش طبق استاندارد ASTM E8 و در دمای محیط انجام گرفت. آزمون میکرو سختی با استفاده از بار ۲۰۰ گرم و زمان ۱۵ ثانیه در مقاطع طولی پولیش شده جوش توسط دستگاه سختی سنج Buehler ساخت کشور آمریکا انجام شد.

۳. نتایج آزمایشات

بررسی ریزساختار فلز پایه

شکل ۲ ریزساختار فلز پایه و جدول ۳ نتایج آنالیز EDX فازهای موجود را نشان می دهد. همانطور که مشخص است، ریزساختار شامل زمینه اصلی γ و محصولات نهایی انجماد شامل کاربید MC، یوتکتیک $\gamma-\gamma'$ ، بوریدهای M_3B_2 غنی از Cr-Mo و البته فاز اصلی استحکام بخش این سوپر آلیاژ به نام γ' با کسر حجمی حدود ۵۷٪ در زمینه آستنیتی γ می باشد، که با مورفولوژی



شکل ۲: ریزساختار سوپر آلیاژ IN۷۳۸ در شرایط ریختگی.

جدول ۳: نتایج آنالیز EDS نقاط موجود در شکل ۲

Ni	W	Co	Mo	Ta	Cr	Ti	Al	فاز احتمالی
۷۰/۹	-	-	۱۶/۷	-	-	-	۱۲/۴	یوتکتیک $\gamma-\gamma'$
۶۷/۱	-	۶/۷	۱/۷	-	۲/۸	۵/۶	۱۷/۱	فاز γ'
۲/۴	۴/۴	۲	۳	۲۸/۲	۱/۱	۵۸/۳	۰/۵	کاربید MC
۹/۶	۱۰/۷	۳/۲	۱۷/۸	۰/۸	۶۱/۶	۴	۲/۱	بورید غنی از کروم

انتظار کلی این است که با افزایش بسامد ضربان، مقدار تنش‌های حرارتی تجربه شده در HAZ افزایش یابد، اما بر عکس این مورد است، بدین ترتیب که با افزایش بسامد ضربان، از میزان ترک‌های انجمادی و HAZ کاسته شده است. این امر چند دلیل می‌تواند داشته باشد: اول اینکه با افزایش بسامد ضربان و به تبع آن افزایش حرارت ورودی، تنش‌های حرارتی در حوضچه جوش و HAZ به دلیل کاهش نرخ سرد شدن در حوضچه جوش کاهش می‌یابد که نتیجه آن کاهش طول و تعداد ترک انجمادی و HAZ می‌باشد.

دلیل دوم، کاهش شیب دمایی ناشی از کاهش زمان برخورد لیزر بین دو ضربان متوالی و افزایش اثر پیش گرم ضربان قبلی بر روی ضربان بعدی می‌باشد [۲۵]. کاهش شیب دمایی نیز در کاهش میزان تنش‌های حرارتی و کاهش ترک موثر است. طبق تحقیقات Chun و همکارانش [۲۶]، تاثیر همزمان فیلم مذاب و تنش‌های کششی، مهمترین عامل در تشکیل ترک‌های انجمادی می‌باشد.

سومین دلیل این است که با افزایش حرارت ورودی، حجم مذاب حوضچه جوش افزایش یافته و در نتیجه سیالیت فیلم مذاب به خصوص در مرزدانه و دندریته‌ها افزایش می‌یابد که نتیجه آن همانطور که در شکل ۶ آمده است، افزایش بازپرکنندگی و کاهش ترک‌های انجمادی و حتی HAZ می‌باشد. باز پرکنندگی، برگشت مذاب از طریق شبکه بین دندریته برای جبران کاهش حجم‌های ناشی از انجماد در تنش‌های حرارتی اعمالی است

در شکل ۳ آورده شده است. تحقیقات مختلفی [۲۰-۱۱] تشکیل ترک انجمادی با سازوکار بحث شده را تایید کرده اند. در این تحقیقات همچنین تاکید شده است که، تشکیل ترک انجمادی، ارتباطی از لحاظ سازوکار تشکیل به ترک ذوبی HAZ ندارد. بر اساس گزارش Vishwakarma و همکارانش [۲۴] ترک انجمادی در مرحله نهایی انجماد زمانی که کسر حجمی مذاب بین دندریته‌ی کوچکتر از آن است که رهاسازی مناسبی را در برابر تنش/ کرنش اعمالی انجام دهد اتفاق می‌افتد.

اثر بسامد ضربان

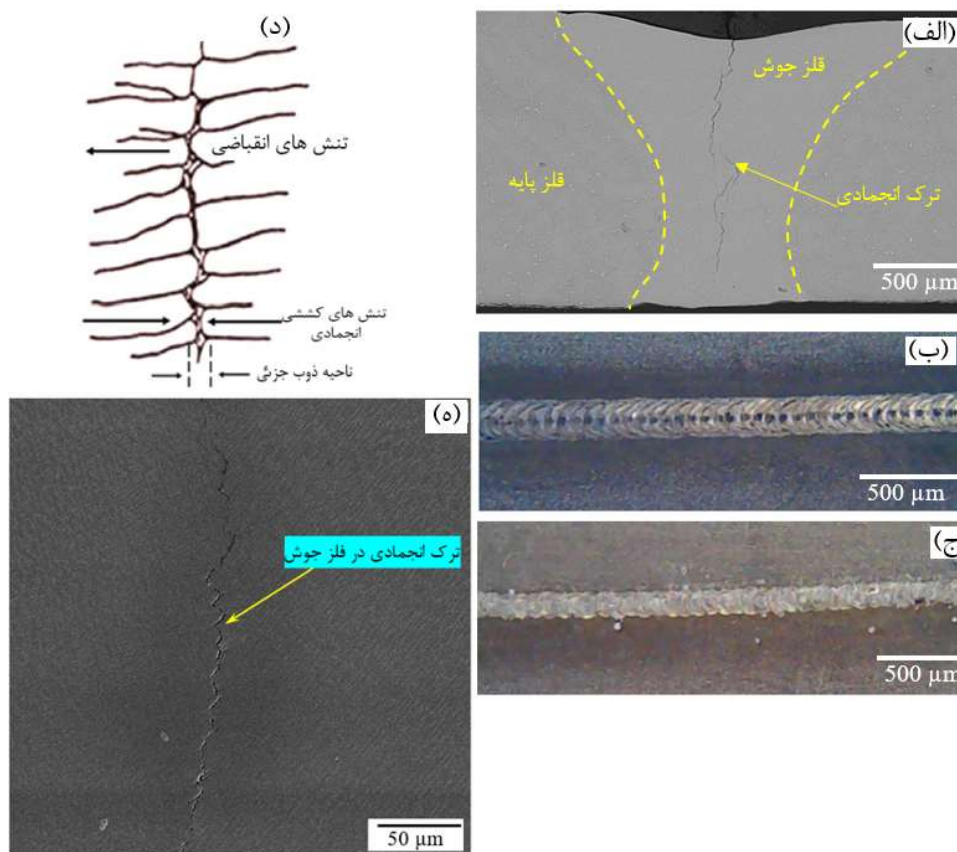
تاثیر بسامد ضربان بر رخنمای نمونه‌های جوشکاری شده ارائه شده در شکل ۴، حاکی از افزایش مساحت جوش با افزایش بسامد و به دنبال آن کاهش ترک‌های ذوبی و انجمادی (شکل ۵) می‌باشد.

طبق روابط ۱ و ۲، با افزایش بسامد، حرارت ورودی به جوش افزایش و به دنبال آن مساحت ناحیه جوش افزایش می‌یابد.

$$P_{av} = \text{Peak power} \times D \times f \quad (1)$$

$$\text{Heat input} = \frac{P_{av}}{v} \quad (2)$$

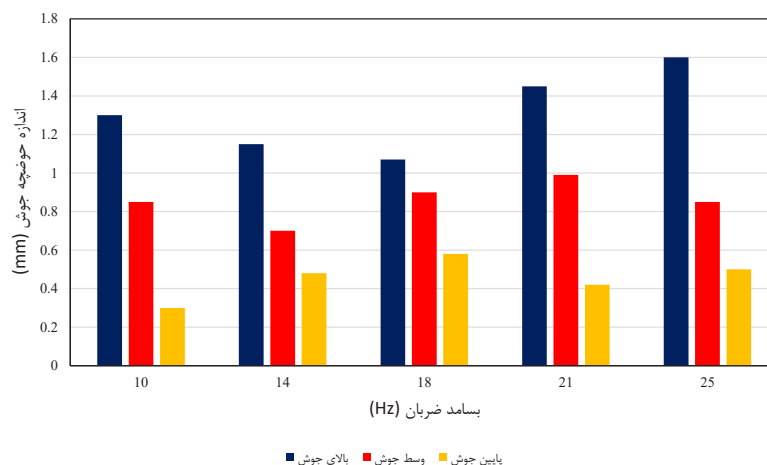
که در آن P_{av} توان متوسط، v سرعت جوشکاری، D مدت زمان ضربان و f بسامد ضربان می‌باشد.



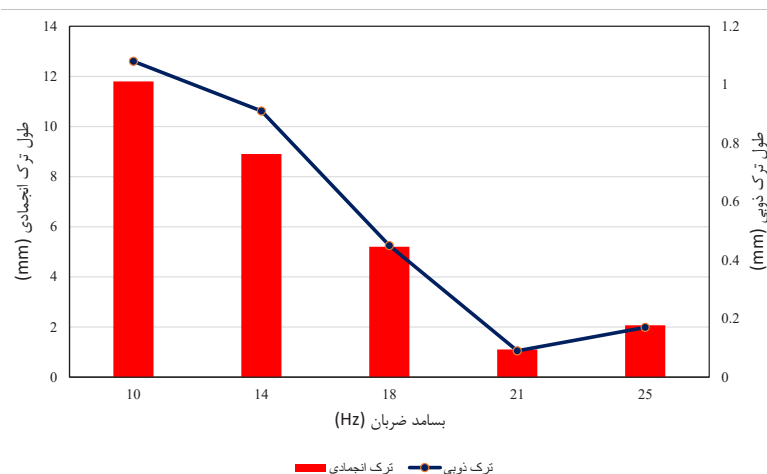
شکل ۳: مناطق مختلف جوش نمونه MT6؛ (الف) رخ نما، (ب) روی خط جوش، (ج) پشت خط جوش، (د) طرح‌واره ترک انجمادی حین جوشکاری، (ه) ترک انجمادی.

ترکی ذوبی در HAZ را بالا ببرد. بنابراین هر عاملی که باعث شود میزان مذاب موجود در حوضچه جوش در مراحل پایانی انجماد بیشتر باشد، از میزان ترک‌های انجمادی فلز جوش و HAZ کاسته خواهد کرد.

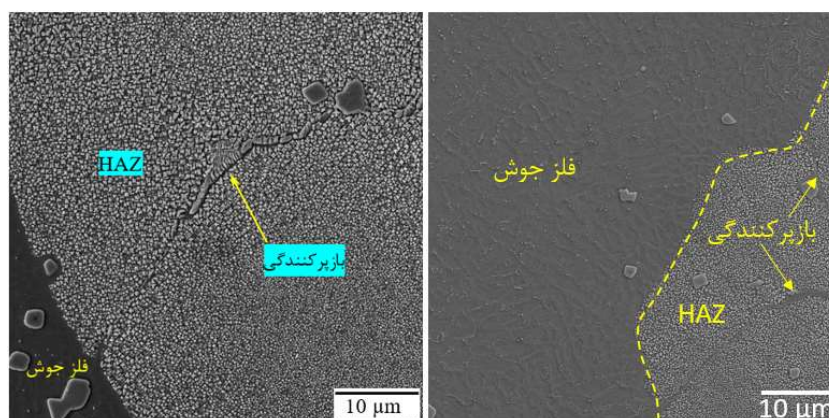
که باعث رهایی تنش می‌شود. [۲۶]. ترک در صورتی تشکیل خواهد شد که نرخ بازپرکنندگی کمتر از نرخ کاهش حجم انجمادی باشد. لازم به ذکر است که مناطق بازپوشونده ممکن است در عملیات حرارتی بعد از جوش (PWHT) حساسیت به



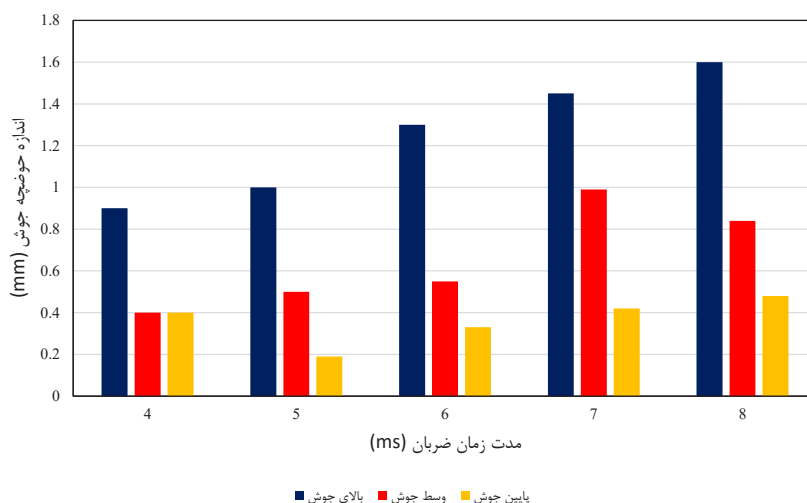
شکل ۴: تغییرات اندازه حوضچه جوش بر حسب بسامد.



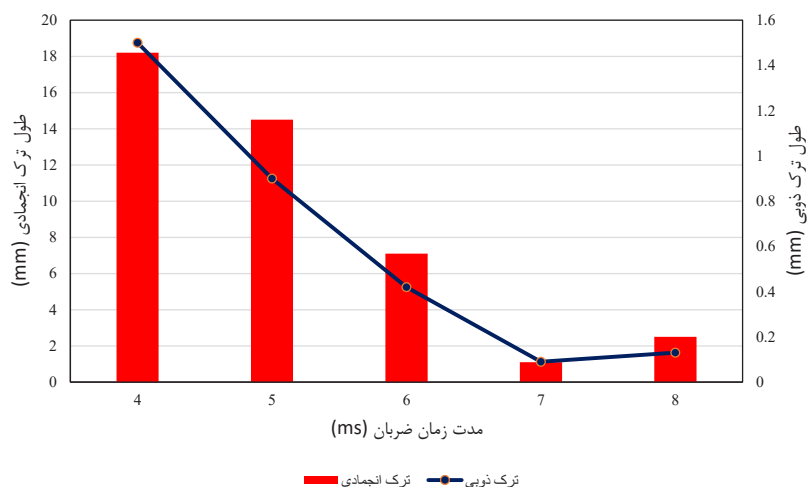
شکل ۵: رابطه بسامد ضربان با طول ترک‌های ذوبی و انجمادی.



شکل ۶: بازپرکنندگی در منطقه HAZ نمونه MT4.



شکل ۷: اثر مدت زمان ضربه بر تغییرات حوضچه جوش در بسامد ثابت ۲۱ هرتز.



شکل ۸: رابطه مدت زمان ضربه با طول ترک‌های ذوبی و انجمادی در بسامد ثابت ۲۱ هرتز.

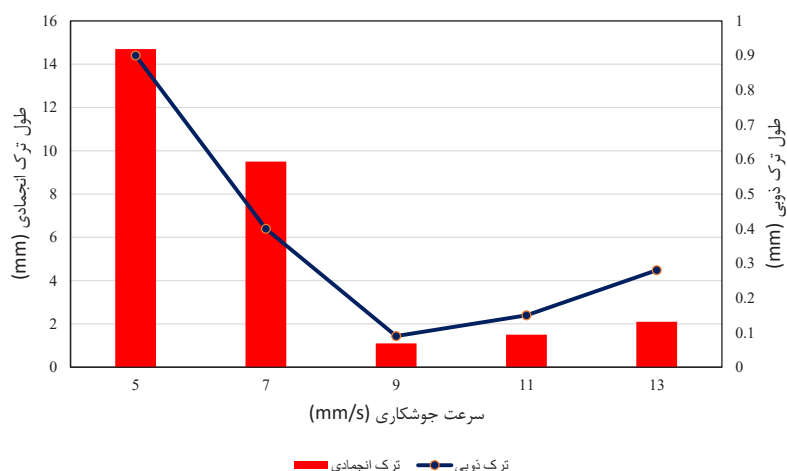
اثر سرعت جوشکاری

سرعت جوشکاری یک عامل کلیدی و موثر در تعیین ابعاد جوش، مقدار تنش تولیدی و بالطبع تشکیل ترک در حین جوشکاری می‌باشد. شکل ۹ کاهش حساسیت به ترک انجمادی و HAZ را با افزایش سرعت جوشکاری از ۵ تا ۹ mm/s نشان می‌دهد. البته این موضوع تا حدودی مغایر نتایج گزارش شده در سایر مطالعات است [۲۷ و ۲۸].

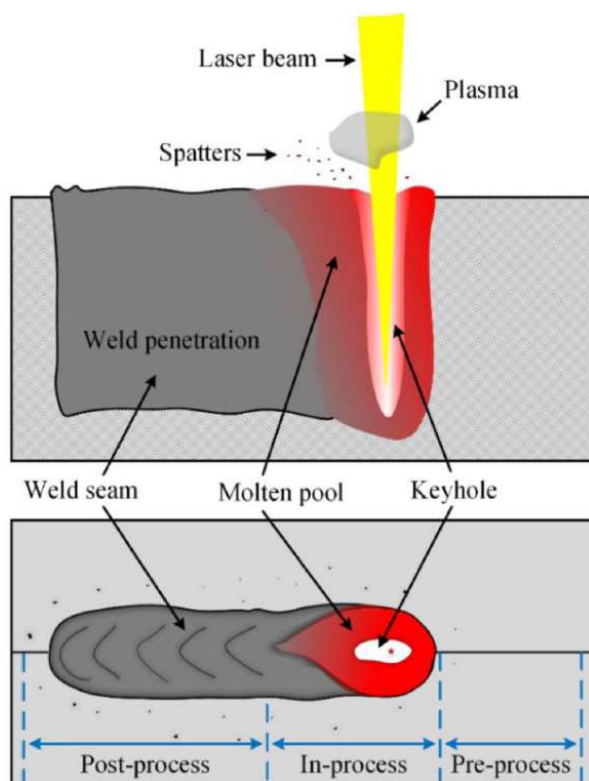
طبق رابطه $Q = P/V$ ، سرعت جوشکاری (V) و توان متوسط (P) دو عامل تاثیر گذار بر رفتار انجماد جوش و در نتیجه گرا دیان حرارتی می‌باشند که نشان می‌دهد با افزایش سرعت جوشکاری، حرارت ورودی (Q) به جوش کاهش می‌یابد. ذکر این نکته ضروری است که محاسبه دقیق حرارت ورودی در جوشکاری لیزر به دلیل تاثیر حرارتی هر ضربه روی ضربه قبلی دشوار است. در این تحقیق جذب جزئی پرتو لیزر وارد شونده توسط فلز پلاسما (در جوشکاری لیزری، فلز پلاسما به

اثر مدت زمان ضربه

مدت زمان ضربه که تحت تاثیر انرژی ضربه کنترل می‌شود تاثیر بسزایی بر میزان ترک و مساحت حوضچه جوش دارد. طبق رابطه قبلی، با افزایش مدت زمان ضربه، توان متوسط و در نتیجه حرارت ورودی به جوش افزایش می‌یابد. ذکر این نکته ضروری است که اثر مدت زمان ضربه بر ابعاد جوش (نسبت عرض به عمق)، نسبت به بسامد ضربه بیشتر است. شکل ۷ و ۸ به ترتیب رابطه مدت زمان ضربه با ابعاد جوش و طول ترک را نشان می‌دهد. Malek و Ojo [۲۷]، نشان دادند که تعداد ترک‌های انجمادی با افزایش نسبت پهنا به عمق کاهش می‌یابد که دلیل آن کاهش تنش‌های موضعی وارد شده در لبه های نواحی جامد می‌باشد. آن‌ها نیز گزارش کردند که برای سوپرآلیاژ IN۷۳۸LC، افزایش مدت زمان ضربه تا ۷ ms، در بسامد ثابت ۲۱ Hz، باعث تعویض شرایط جوشکاری از سوراخ کلیدی به هدایتی در جوشکاری لیزر شده است.

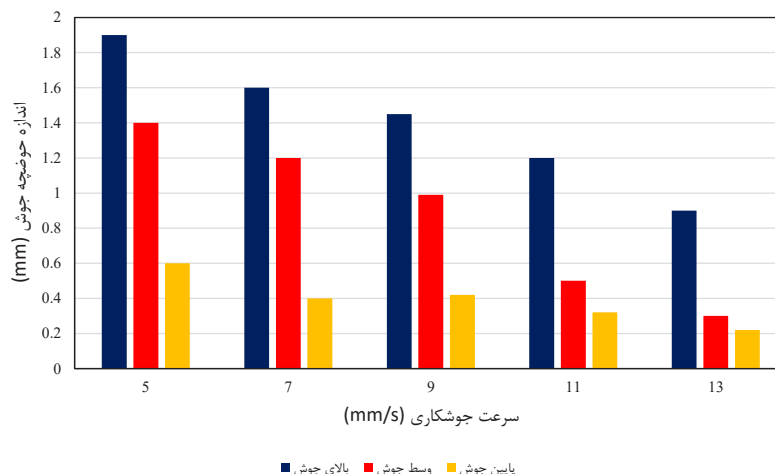


شکل ۹: رابطه سرعت جوشکاری با طول ترک ذوبی و انجمادی در بسامد ثابت ۲۱ هرتز و مدت زمان ضربان ۷ میلی ثانیه.

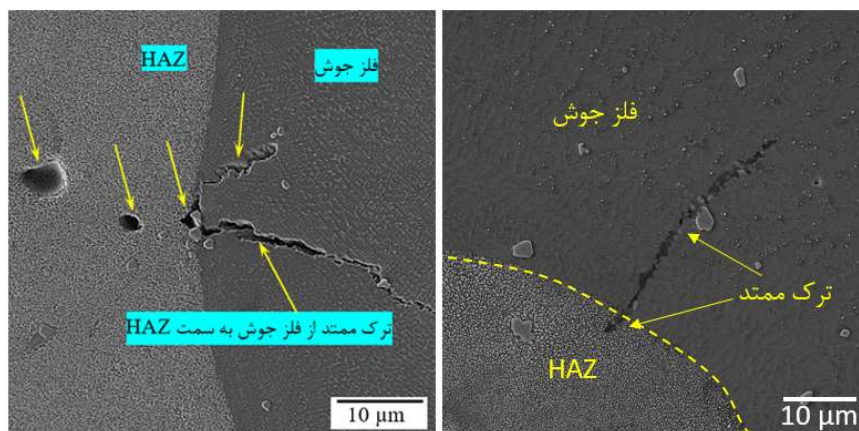


شکل ۱۰: شماتیک تشکیل فلز پلازما در حین جوشکاری لیزر [۲۹].

گاز یونیزه شده ای اطلاق می شود که در اطراف ناحیه جوش، زمانی که از پرتو لیزر با شدت بالا برای ذوب و اتصال قطعات فلزی به یکدیگر استفاده می شود، تشکیل می شود. فلز پلازما زمانی ایجاد می شود که پرتو لیزر فلز را تا دمای بالایی گرم می کند که اتم ها الکترون های خود را از دست می دهند و ابری از گاز یونیزه ایجاد می کند) و به تله افتادن آن در سرعت های کم جوشکاری (مخصوصاً جوشکاری ضربانی) باعث کاهش تناوبی ذوب فلز پایه و تغییر رفتار انجماد و گرادیان دمایی و هم چنین تمرکز مقدار قابل توجهی تنش های جوشکاری و تخلخل می شود که در مجموع باعث بی ثباتی جوش شده است. شماتیک تشکیل فلز پلازما در شکل ۱۰ نشان داده شده است. در سرعت های بالاتر جوشکاری، اثر فلز پلازما بر حوضچه جوش حذف می شود و در نتیجه حساسیت به ترک در فلز جوش و HAZ کاهش می یابد. این روند تا سرعت جوشکاری ۹ mm/s ادامه دارد. در سرعت های جوشکاری بالاتر از ۹ mm/s، روند افزایشی طول ترک با نرخ کمی افزایش می یابد. این را می تواند به ذوب ناکافی، و افزایش تنش های حرارتی ناشی از افزایش سرعت انجماد نسبت داد. از طرفی با افزایش سرعت جوشکاری لیزر، اندازه حوضچه مذاب به دلیل کاهش همپوشانی ضربان ها و همچنین منطقه متأثر از حرارت کاهش می یابد (شکل ۱۱)، در نتیجه خطوط همدمای نازکتری در ماده ایجاد می گردد و این امر سبب کاهش میزان انقباض در هنگام سرد شدن قطعه و در نتیجه موجب کاهش تنش های پسماند حاصل از جوشکاری می گردد. نتایج تحقیقات Egbewande و همکارانش [۳۰] روی سوپر آلیاژ IN۷۳۸ نتایج مشابهی را در این رابطه نشان می دهد. کاهش تمایل به ترک انجمادی با افزایش سرعت جوشکاری از طریق کاهش تمایل به جدایش عناصر با ضریب جدایش کمتر از ۱ ($K < 1$) از نتایج دیگر این تحقیق بود.



شکل ۱۱: اثر سرعت جوشکاری بر ابعاد جوش در بسامد ثابت ۲۱ هرتز و مدت زمان ضربان ۷ میلی ثانیه.



شکل ۱۲: ترک ممتد از فلز جوش تا HAZ در نمونه MT10.

های شکسته شده از فلز جوش به طور متوسط دارای استحکام کششی ۵۴۰ Mpa و استحکام تسلیم ۱۹۰ Mpa می‌باشند. حضور ترک انجمادی مرزدانه‌ای در سطح مقطع شکست نمونه‌هایی که از فلز جوش شکسته شده‌اند به اثبات رسیده است (شکل ۱۳ الف). در مسیر ترک نیز حضور کاربیدهای MC مشاهده می‌شود. شکل ۱۳ ب ریزترکی‌هایی با عمق کم در امتداد مرزدانه را نشان می‌دهد. این تصاویر نشان می‌دهد که مرزدانه‌ها ضعیف‌ترین پیوند خارجی در برابر نیرو را دارا هستند. با توجه به ریزساختار منطقه جوش، نتیجه‌گیری می‌شود که رسوبات در امتداد مرزدانه، فازهایی با نقطه ذوب پایین و یا فازهای یوتکتیک هستند. نیروی پیوند بین دانه‌ای به دلیل وجود این فازها در طی جوشکاری لیزر، باعث ضعیف شدن و ایجاد ترک‌های ترجیحی در طول مرزدانه‌ها شده است. شکل ۱۳ الف همچنین مورفولوژی دندریتی فلز جوش در حال انجماد را نشان می‌دهد که تحت کرنش افزایشی شکسته شده است. در شکست بین دندریتی، ترک از بین دندریت‌ها شروع شده و دندریت‌ها که هنوز پل‌های قوی ای را ایجاد نکرده‌اند از هم جدا شده و ترک گسترش می‌یابد.

نتایج تحقیق حاضر نشان داد ترک‌های ایجاد شده در فلز جوش در سرعت‌های جوشکاری کم، می‌تواند از طریق رشد رونشست به HAZ سرایت کند (شکل ۱۲). همانطور که مشاهده می‌شود، ترک در مسیر رشد دندریت‌های فلز جوش تشکیل شده است و تا مرز ذوب که محل جوانه زنی دندریت‌ها می‌باشد، ادامه یافته است. در مرز ذوب با تغییر جهت ناگهانی وارد منطقه HAZ شده است و همانطور که پیش‌بینی می‌شد، مسیر رشد خود را از کنار مرزهای یوتکتیک و کاربید MC که هنگام جوشکاری دچار ذوب جزئی شده‌اند ادامه داده است.

۴. بررسی خواص مکانیکی

نتایج آزمون کششی

نتایج آزمون کششی نمونه‌های عرضی جوش آلیاژ IN۷۳۸ در جدول ۴ آورده شده است. مقدار متوسط حداکثر استحکام کششی نمونه‌هایی که از فلز پایه شکسته شده‌اند ۹۶۷ Mpa و استحکام تسلیم آن‌ها ۴۴۱ Mpa اندازه‌گیری شد، این در حالی است نمونه

سختی فلز جوش در بیشتر نمونه ها بالاتر از نواحی مرزی جوش، HAZ و فلز پایه می باشد. این موضوع می تواند دو دلیل مهم داشته باشد، دلیل اول کاهش اندازه دانه، کاربید و نحوه توزیع کاربیدها در فلز جوش نسبت به فلز پایه و HAZ می باشد که ناشی از سرعت گرم و سرد شدن زیاد در جوشکاری لیزر است. دلیل دوم، ناشی از رشد دندریتها و فاصله بین آن ها می باشد. همانطور که در شکل ۱۵ نشان داده شده است، در نمونه هایی که حرارت ورودی بیشتر است (نمونه MT9)، دانه ها تمایل داشتند که به صورت سلولی رشد کنند. شکل این نوع دندریتها علاوه بر افزایش سختی، گسترش ترک را در شرایطی که تحت نیروهای مکانیکی قرار می گیرد، خنثی می کند. این در حالی است که در نمونه هایی که حرارت ورودی کمتر است (نمونه MT6)، دندریتها تمایل به رشد ستونی دارند. این نوع دندریتها علاوه بر کاهش سختی (نسبت به سلولی)، حساسیت به گسترش ترک را نیز افزایش می دهند.

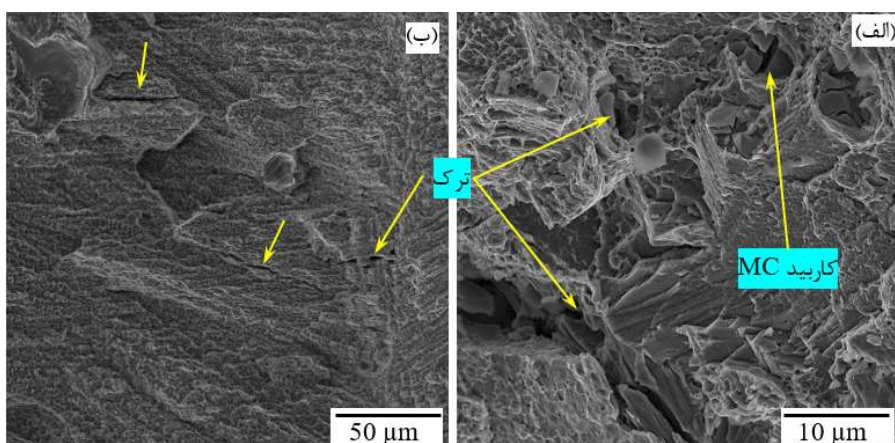
همچنین حفره های بین دندریتی که همان انقباض های در طی انجماد است قابل مشاهده است. حضور کاربیدهای MC در سطح شکست نیز در شکل ۱۳ الف و ب قابل مشاهده است. این کاربیدها که حضور آن ها به دلیل ریختگی بودن ساختار قابل توجه است، هنگام اعمال تنش های جوشکاری، به عنوان منشأ جوانه زنی ترک عمل کنند. وجود عیوب موجود در سطح شکست، باعث کاهش مقاومت موثر ناحیه جوش در برابر نیروهای خارجی می شوند و در نتیجه جوانه زنی نابجایی ها تحت نیروهای خارجی تسهیل می گردد [۳۱].

نتایج سختی سنجی

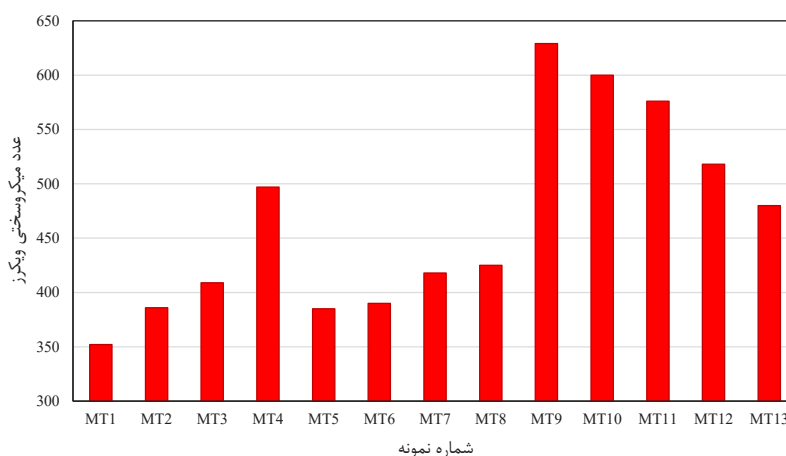
فازهای ثانویه از جمله γ' و کاربیدهای MC مهمترین عوامل موثر در افزایش سختی سوپر آلیاژها می باشند [۳۲]. شکل ۱۴ تغییرات سختی فلز جوش در نمونه های جوشکاری شده را نشان می دهد. میزان

جدول ۴: نتایج آزمون کشش پس از جوشکاری

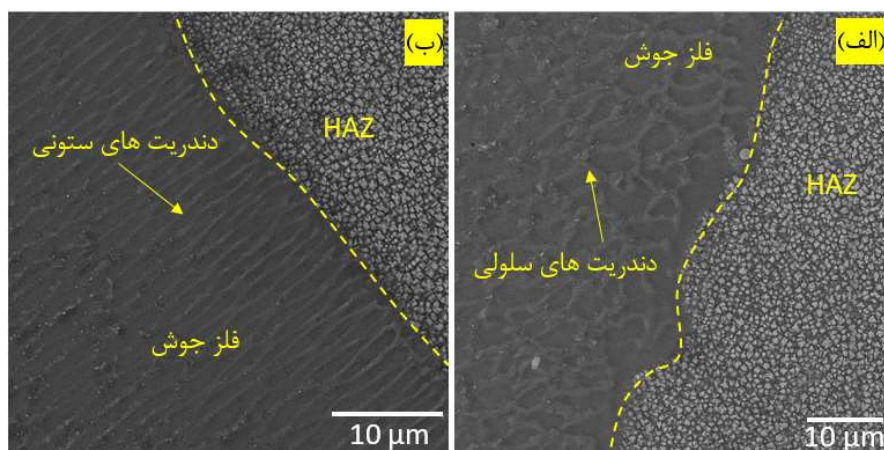
شماره نمونه	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام نهایی (MPa)	محل شکست
MT1	۱۲۶	۲۸۰	فلز جوش
MT2	۱۹۷	۳۴۷	فلز جوش
MT3	۳۶۷	۸۹۰	فلز پایه
MT4	۴۸۰	۹۱۲	فلز پایه
MT5	۴۱۰	۹۶۲	فلز پایه
MT6	۱۰۴	۱۲۰	فلز جوش
MT7	۱۴۲	۵۴۸	فلز جوش
MT8	۴۰۱	۹۶۷	فلز پایه
MT9	۴۴۱	۹۴۳	فلز پایه
MT10	۴۷۸	۸۹۳	HAZ
MT11	۴۵۱	۹۴۶	فلز جوش
MT12	۲۲۸	۷۹۸	فلز جوش
MT13	۲۶۹	۸۰۳	فلز جوش



شکل ۱۳: سطح مقطع شکست (الف) فلز جوش به صورت مرزدانه ای، (ب) بین دانه ای از فلز پایه.



شکل ۱۴: تغییرات ریزسختی فلز جوش نمونه های مختلف.



شکل ۱۵: (الف) رشد دندریت های سلولی در نمونه MT9، (ب) رشد دندریت های ستونی در نمونه MT6.

۵. نتیجه گیری

ابعاد، ریزساختار و خواص مکانیکی جوش IN۷۳۸ پس از جوشکاری تحت عوامل بسامد ضربان، مدت زمان ضربان و سرعت جوشکاری مورد بررسی قرار گرفتند که نتایج زیر را در پی داشت:

- افزایش بسامد ضربان، افزایش مدت زمان ضربان و کاهش سرعت جوشکاری از جمله عواملی بودند که باعث افزایش ابعاد حوضچه جوش شدند که در این رابطه، مدت زمان ضربان موثرتر است.
- با افزایش بسامد ضربان و مدت زمان ضربان، کاهش چشم گیری در تمایل به تشکیل ترک ذوبی و انجمادی پدید آمد که علت آن کاهش شیب دمایی ناشی از کاهش نرخ سرد شدن و افزایش قابلیت بازپر کنندگی ترک ها می باشد.
- بر خلاف اکثر تحقیقات، در این پژوهش افزایش سرعت

جوشکاری باعث کاهش تمایل به ترک ذوبی و انجمادی شد که علت آن حذف اثر پلازما بر بی ثباتی جوش، و همچنین حذف انقباض مذاب حین سرد شدن فلز جوش بود که موجب کاهش تنش های پسماند کمتری در جوش می شود.

در بررسی سطح مقطع ناشی از آزمون کشش، حضور ترک انجمادی و نقش مورفولوژی دندریت ها و کاربیدهای MC در تشکیل ترک، در فلز جوش به اثبات رسید.

حد بهینه عوامل جوشکاری برای سوپرآلیاژ IN۷۳۸ به ضخامت ۱ mm شامل بسامد ضربان، مدت زمان ضربان و سرعت جوشکاری به ترتیب ۲۱ Hz، ۷ ms و ۹ mm/s تشخیص داده شد که منجر به ایجاد جوش هایی با عمق نفوذ کامل و حداقل حساسیت به تشکیل تخلخل و گودی جوش می شود.

References

1. El-Awadi, G. A., Abdel-Samad, S., & Elshazly, E. S. (2016). Hot corrosion behavior of Ni based Inconel 617 and Inconel 738 superalloys. *Applied surface science*, 378, 224-230.
2. Zhang, G., Xiao, C., & Taheri, M. (2020). Effect of Nd: YAG pulsed laser welding process on the liquation and strain-age cracking in GTD-111 superalloy. *Journal of Manufacturing Processes*, 52, 66-78.
3. Taheri, M. (2022). Development of a novel method for measuring the interfacial creep strength of laser cladding coatings. *Results in Optics*, 7, 100226.
4. Luthra, K. L., & Wood, J. H. (1984). High chromium cobalt-base coatings for low temperature hot corrosion. *Thin Solid Films*, 119(3), 271-280.
5. Taheri, M., Kashani-Bozorg, S. F., Alizadeh, A., Beni, M. H., Jam, J. E., & Khorram, A. (2021). Analysis of liquation and solidification cracks in the electron beam welding of GTD-111 nickel-base superalloy joint. *Materials Research Express*, 8(7), 076507.
6. Taheri, M., Rasoulpouraghdam, A., Lohrasbi-Nejad, A., Kashani-Bozorg, S. F., & Liavoli, R. P. (2021). Influence of heat treatment on creep behavior of IN625 coating on a Ni3Al-base superalloy. *Materials Research Express*, 8(5), 056503.
7. Taheri, M., Razavi, M., Kashani-Bozorg, S. F., & Torkamany, M. J. (2021). Relationship between solidification and liquation cracks in the joining of GTD-111 nickel-based superalloy by Nd: YAG pulsed-laser welding. *Journal of Materials Research and Technology*, 15, 5635-5649.
8. Ghaffari, R., & Naffakh-Moosavy, H. (2022). Investigation of macrostructure, microstructure, and hot cracking susceptibility of laser-welded Inconel-718 superalloy under various post-cold treatment environments. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 37, 110-124.
9. Ojo, O. A., Richards, N. L., & Chaturvedi, M. C. (2004). Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy. *Scripta Materialia*, 50(5), 641-646.
10. Montazeri, M., & Ghaini, F. M. (2012). The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd: YAG pulsed laser welding. *Materials characterization*, 67, 65-73.
11. Pang, M., Yu, G., Wang, H. H., & Zheng, C. Y. (2008). Microstructure study of laser welding cast nickel-based superalloy K418. *Journal of Materials Processing Technology*, 207(1-3), 271-275.
12. Osoba, L. O., Ding, R. G., & Ojo, O. A. (2012). Microstructural analysis of laser weld fusion zone in Haynes 282 superalloy. *Materials Characterization*, 65, 93-99.
13. Rush, M. T., Colegrove, P. A., Zhang, Z., & Broad, D. (2012). Liquation and post-weld heat treatment cracking in Rene 80 laser repair welds. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(1), 188-197.
14. Cheng, B., Wu, D., Yue, K., Ma, G., & Niu, F. (2022). Effect of low-temperature cooling on corrosion properties of laser welding Hastelloy C-276/304 stainless steel with filler wire. *Optics & Laser Technology*, 148, 107755.
15. Zoeram, A. S., Rahmani, A., & Mousavi, S. A. A. (2017). Characterization the microstructure of pulsed Nd: YAG welding method in low frequencies; correlation with tensile and fracture behavior in laser-welded nitinol joints. *Smart Materials and Structures*, 26(5), 055030.
16. Chu, H., Ping, J., Shaoning, G., & Kun, L. (2023). Nucleation mechanism in oscillating laser welds of 2024 aluminium alloy: A combined experimental and numerical study. *Optics & Laser Technology*, 158, 108812.
17. Taheri, M., Halvae, A., & Kashani-Bozorg, S. F. (2021). Effect of pre-and post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of GTD-111 superalloy welds. *Metals and Materials International*, 27(5), 1173-1192.
18. Dye, D., Hunziker, O., & Reed, R. C. (2001). Numerical analysis of the weldability of superalloys. *Acta materialia*, 49(4), 683-697.
19. Lippold, J. C., Kiser, S. D., & DuPont, J. N. (2011). *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley & Sons.
20. Alishavandi, M., Mohammadmirzaei, M., Ebadi, M., & Kokabi, A. H. (2021). Microstructural and mechanical evaluation of submerged arc welded HSLA 4135 steel by modeled and manufactured granular Cr-Mo bonded active basic flux. *Journal of Materials Processing Technology*, 290, 116890.
21. Han, K., Wang, H., Shen, L., & Zhang, B. (2018). Analysis of cracks in the electron beam welded joint of K465 nickel-base superalloy. *Vacuum*, 157, 21-30.
22. Pakniat, M., Ghaini, F. M., & Torkamany, M. J. (2016). Hot cracking in laser welding of Hastelloy X with pulsed Nd: YAG and continuous wave fiber lasers. *Materials & Design*, 106, 177-183.
23. Taheri, M., Kashani-Bozorg, S. F., Ramalingam, V. V., Babaei, B., & Halvae, A. (2021). Effect of Nd: YAG pulsed-laser welding parameters on melting rate of GTD-111 superalloy joint. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(12), 9108-9117.
24. Taheri, M., Halvae, A., & Kashani-Bozorg, S. F. (2019). Effect of Nd: YAG pulsed-laser welding parameters on microstructure and mechanical properties of GTD-111 superalloy joint. *Materials Research Express*, 6(7), 076549.
25. Wang, F., & Taheri, M. (2021). Determination of ideal conditions for GTD-111 superalloy welding through pre-heating, pre-cold and heat treatment. *Metals and Materials International*, 27(9), 3462-3477.
26. Chun, E. J., Lee, K. Y., & Park, S. C. (2003). Testing Higgs triplet model and neutrino mass patterns. *Physics Letters B*, 566(1-2), 142-151.
27. Montazeri, M., Ghaini, F. M., & Ojo, O. A. (2013). Heat input and the liquation cracking of laser welded IN738LC superalloy. *Weld. J.*, 92(9), 258s-264s.
28. Taheri, M. (2021). Analysis of Solidification and Liquation Cracks in the Electron Beam Welding of IN738 Superalloy. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 10(6), 815-822.
29. Cai, W., Wang, J., Jiang, P., Cao, L., Mi, G., & Zhou, Q. (2020). Application of sensing techniques and artificial intelligence-based methods to laser welding real-time monitoring: A critical review of recent literature. *Journal of Manufacturing systems*, 57, 1-18.
30. Egbewande, A. T., Buckson, R. A., & Ojo, O. A. (2010). Analysis of laser beam weldability of Inconel 738 superalloy. *Materials characterization*, 61(5), 569-574.
31. Taheri, M., Vashian, S., Zamani, N., Torkamany, P., Heidarpour, I., & Torkamany, M. J. (2022). Measurement of local creep life of laser cladding coatings by small punch creep test. *Engineering Failure Analysis*, 106524.
32. Taheri, M., & Razavi, M. (2022). Effect of TiC on the microstructure of GTD-111 superalloy processed by laser powder bed fusion. *Materials Letters*, 328, 133091.