E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 11, Number 2, 2026



Investigation of the effect of pulse frequency in gas tungsten arc welding (GTAW) of IN738LC nickel-based superalloy

R. Sahihi, S. M. A. Boutorabi, R. Ashiri*
School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran.

Received 7 October 2025 ; Accepted 1 December 2025

Abstract

The weldability of the superalloy Inconel 738LC is compromised by its susceptibility to heat-affected zone (HAZ) liquation cracking, a consequence of its high gamma-prime (γ') precipitate strength and the formation of low-melting-point eutectic phases. This study investigates the impact of Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) current mode—comparing continuous current with pulsed current—on the microstructure, mechanical properties, and overall weldability of IN738LC. Through room-temperature tensile testing, Vickers hardness measurements, and microstructural analysis via optical and electron microscopy, it was demonstrated that pulsed current, particularly at higher frequencies, substantially mitigates liquation cracking and improves joint integrity. The pulsed technique introduces controlled thermal fluctuations that reduce the effective heat input, promoting a transition from columnar to equiaxed dendritic solidification, minimizing interdendritic segregation, and refining the distribution of MC carbides. Consequently, the weld metal exhibits enhanced tensile strength, ductility, and hardness. These findings establish pulsed GTAW as an effective strategy for suppressing cracking and improving the performance of IN738LC welded joints.

Keywords: Inconel 738LC, Pulsed current, GTAW, Liquation cracking, HAZ.

*Corresponding Author: R. Ashiri, ashiri@iust.ac.ir.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره2، پاییز و زمستان 1404



بررسی تأثیر فرکانس جریان پالسی در جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ (GTAW) سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC

رضا صحیحی، سید محمدعلی بوترابی، روح اله عشیری *

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

دریافت مقاله: 1404/07/15 ؛ پذیرش مقاله: 1404/09/10

چکیده

سوپرآلیاژ Inconel 738LC به‌دلیل استحکام ناشی از رسوبات گاما پرایم و حضور فازهای کم‌ذوب، در جوشکاری مستعد ترک‌های ذوبی در ناحیه متأثر از حرارت است و این موضوع قابلیت اطمینان اتصال را محدود می‌کند. در این پژوهش، اثر جریان در جوشکاری قوس تنگستن با گاز محافظ (GTAW) در دو حالت ثابت و پالسی بر جوش‌پذیری، ریزساختار و خواص مکانیکی این سوپرآلیاژ بررسی شد. برای ارزیابی جوش ها، آزمون کشش در دمای محیط و سختی‌سنجی ویکرز انجام شد و ریزساختار به‌کمک میکروسکوپ الکترونی و نوری مطالعه گردید. نتایج نشان داد پالسی‌کردن—به‌ویژه در فرکانس‌های بالاتر—با ایجاد نوسان حرارتی کنترل‌شده و کاهش ورودی حرارت مؤثر، وقوع ترک‌های ذوبی را به‌طور معناداری کاهش داده و کیفیت اتصال را بهبود می‌بخشد. این رویکرد با سوق‌دادن انجماد از دندریتی ستونی به هم‌محور، کاهش جدایش بین‌دندریتی و توزیع یکنواخت‌تر و ریزتر کاربیدهای MC، زمینه بهبود استحکام، شکل‌پذیری و سختی فلز جوش را فراهم می‌کند. در مجموع، GTAW پالسی روشی کارآمد برای مهار ترک‌خوردگی و ارتقای عملکرد اتصال در IN738LC است.

کلمات کلیدی: سوپرآلیاژ اینکونل 738، جوشکاری قوس تنگستن-گاز محافظ، ترک ذوبی، ناحیه HAZ.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: روح اله عشیری، ashiri@iust.ac.ir.

1- مقدمه

آلیاژ IN738LC یک سوپرآلیاژ پایه نیکل با استحکام ناشی از رسوب‌سختی است که به دلیل مقاومت عالی در برابر دماهای بالا، اکسیداسیون و خوردگی، به‌طور گسترده در نواحی داغ توربین‌های گازی به کار می‌رود. فاز اصلی تقویت‌کننده این آلیاژ رسوب γ' با ساختار $L1_2$ به فرم $Ni_3(Al,Ti,Ta)$ است که نقش مهمی در مقاومت به خزش و خستگی حرارتی ایفا می‌کند [1]. با این وجود، مقدار زیاد رسوبات γ' به همراه کاربیدهای MC و بوریدها، جوشکاری این آلیاژ را دشوار ساخته است؛ به‌ویژه به دلیل ترک ذوبی در ناحیه متأثر از حرارت. اهمیت تعمیر قطعات توربین گازی ساخته‌شده از IN738LC از آن جهت است که تولید قطعات جدید بسیار

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

پرهزینه بوده و افزایش عمر کاری گزینه‌ای اقتصادی‌تر محسوب می‌شود. جوشکاری رایج‌ترین روش تعمیر است، اما ذوب مرزدانه‌ای در ناحیه متاثر از حرارت و ترک ناشی از آن یکی از جدی‌ترین مشکلات است. همچنین، مقدار بالای آلومینیوم و تیتانیوم (مجموع بیش از 6 درصد وزنی) خطر ترک‌خوردگی ناحیه متاثر از حرارت را افزایش می‌دهد. این ترک‌ها معمولاً بر اثر ذوب شدگی ترکیبی رسوبات گاما پرایم بوجود می‌آیند[2و3]. جوش‌پذیری این آلیاژ تحت تأثیر عوامل متالورژیکی و مکانیکی است. تحقیقات متعددی برای کاهش ترک در این آلیاژ انجام شده است. به‌عنوان نمونه، اولا و همکاران [4] نشان دادند که ترکیب فلز پرکننده نقش مهمی در ترک‌خوردگی انحلالی دارد. آنها دریافتند فلز پرکننده با مقادیر بالای عناصر گاما پرایم-ساز موجب افزایش تنش در ناحیه متاثر از حرارت و در نتیجه تشدید ترک‌خوردگی می‌شود، در حالی‌که استفاده از فلزی با عناصر گاما پرایم-ساز کمتر مانند IN625 جوش‌پذیری را بهبود می‌بخشد. انیسی و همکاران نیز در راستای بررسی نقش فلز پرکننده به نتیجه مشابه دست یافتند [5]. منتظری و قائینی [6] نیز تأثیر عملیات حرارتی پیش‌جوش را بر روی این سوپرآلیاژ بررسی کردند و گزارش دادند که فلز پایه سخت‌تر تمایل بیشتری به ترک دارد، زیرا توانایی رهایی از تنش‌های درونی کمتر است.همچنین لردا و همکاران نیز به بررسی اثر عملیات حرارتی پیش از جوشکاری به عنوان عامل تاثیر گذار بر جوش‌پذیری سوپرآلیاژ IN738LC پرداختند [7] علاوه بر این، پژوهش‌هایی در زمینه پارامترهای فرایندی انجام شده است. برای مثال، سوبارامانی و همکاران [8] در مطالعه خود روی سوپرآلیاژ UNS No7080 گزارش کردند که جوشکاری پالسی باعث کاهش تشکیل کاربیدهای غنی از کروم در فلز جوش و در نتیجه بهبود جوش‌پذیری و کاهش حساسیت به ترک انجمادی می‌شود. همچنین، انباراسان و همکاران [9] نشان دادند که افزایش فرکانس پالس، مقدار فازهای ترد و مضر لاوه را کاهش می‌دهد. در پژوهشی دیگر، لیو و همکاران [10] مقایسه‌ای میان جریان ثابت و پالسی در سوپرآلیاژ GH4169 در شرایط ورودی حرارتی یکسان انجام دادند و مشاهده کردند که جوشکاری پالسی موجب کاهش ریزجدایش عناصر تشکیل‌دهنده فاز لاوز شده و حساسیت به ترک در فلز جوش را کاهش می‌دهد. اگرچه مزایای جریان پالسی در کاهش ترک انجمادی در فلز جوش سوپرآلیاژهای مختلف اثبات شده است، اما اثر آن بر آلیاژ IN738LC تاکنون بررسی نشده است. بر این اساس، هدف پژوهش حاضر بررسی جوش‌پذیری سوپرآلیاژ رسوب‌سخت‌شده IN738LC در شرایط جریان ثابت و جریان پالسی با ورودی حرارتی یکسان است. تمرکز اصلی بر تأثیر این دو حالت جریان بر جوش‌پذیری و حساسیت به ترک انحلال در ناحیه متأثر از حرارت خواهد بود [11]. نتایج پژوهش حاضر نشان می‌دهد استفاده از جریان پالسی در راستای کاهش حساسیت به تشکیل ترک ذوبی در ناحیه متاثر از حرارت موثر است.

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش قطعات مورد نیاز از قسمت شرود مربوط به پره ثابت توربین گازی MGT-70 تهیه گردید، شکل(1) اشاره به ناحیه‌ای دارد که قطعات مورد نیاز از آن تهیه شده‌اند. جدول(1) نیز مربوط به ترکیب شیمیایی فلزپایه و فلز پرکننده بر حسب درصد وزنی می‌باشد. عملیات حرارتی پیش از جوشکاری در دمای 1180 درجه سانتیگراد به مدت 4 ساعت بر روی این قطعات اعمال گردید. فرایند جوشکاری در این تحقیق توسط دستگاه فرونیوس مدل Magic wave3000 با گاز محافظ آرگون با نرخ جریان 15 لیتر بر دقیقه صورت گرفت.



شکل1-پره ثابت از جنس سوپرآلیاژ IN738LC مربوط به توربین گازی مدل MGT-70.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

جدول1- ترکیب شیمیایی به کار رفته در سوپرآلیاژ به کار رفته در این تحقیق (برحسب درصد وزنی).

عنصر	Cr	Co	W	Mo	Nb	Ti	Al	Ta	Ni
STD-IN738LC	15,70 - 16,30	3,00 - 9,00	2,40 - 2,80	1,50 - 2,00	0,60 - 1,10	3,20 - 3,70	3,20 - 3,70	1,50 - 2,00	پایه
IN738LC	14,40	8,11	2,50	1,87	0,78	2,91	3,36	1,81	پایه
IN625	21,7	-	-	8,5	3,6	0,2	0,17	-	پایه

در قدم اول برای تعیین جریان بهینه برای جوشکاری ورق‌ها با ضخامت 2 میلیمتر، از 3 جریان 50، 60 و 70 آمپر استفاده شد که به ترتیب با نمادهای A_1 و A_2 و A_3 مشخص شده‌اند. جدول(2) مربوط به متغیرهای فرایند جوشکاری هر نمونه می‌باشد. این جدول به منظور محاسبه دقیق حرارت ورودی و مقایسه کمی شرایط سه جریان جوشکاری مورد استفاده قرار گرفته است.

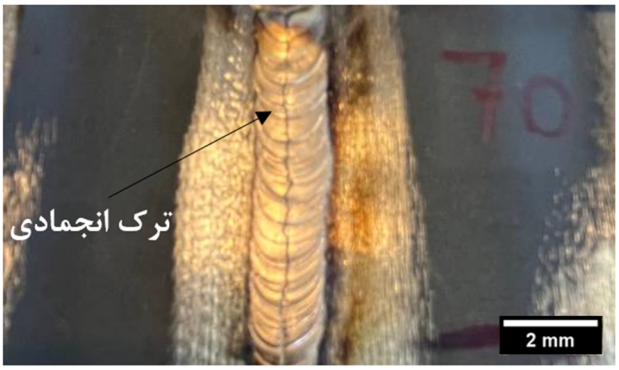
جدول2- متغیرهای جوشکاری اعمال شده در نمونه های A3, A2, A1.

نمونه	جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت دست جوشکار (mm/ min $^{-1}$)	حرارت ورودی (j/mm)
A_1	50	11 ± 0,3	60	330
A_2	60	12 ± 0,3	60	432
A_3	70	14 ± 0,3	60	588

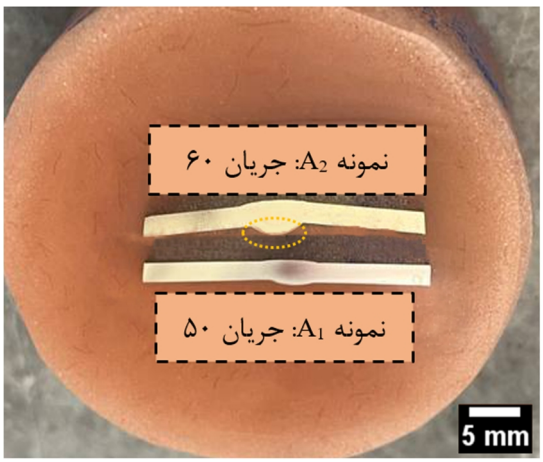
نتایج حاصل نشان داد که نمونه جوشکاری شده با جریان 70 آمپر به دلیل حرارت ورودی بسیار زیاد، دچار ترک‌های انجمادی گسترده در طول خط جوش گردید. در واقع به سبب حجم مذاب زیاد، تنش انقباضی زیادی به ساختار فلزجوش وارد شده است که موجب تشکیل ترک انجمادی در این نمونه شده است. شکل(2) مربوط به این جریان می‌باشد.

نمونه حاصل از جریان 60 آمپر نیز به دلیل حرارت ورودی بالاتر نسبت به جریان 50 آمپر، دچار اعوجاج شد. همچنین همان‌طور که در شکل(3) نشان داده شده، در ریشه جوش نیز ما شاهد نفوذ بیش از حد در ریشه جوش هستیم که نشان دهنده حرارت ورودی بیش از حد می‌باشد.

در مقابل، نمونه جوشکاری شده با جریان 50 آمپر دارای کیفیت مطلوب‌تری بوده و فاقد ترک‌های انجمادی و اعوجاج شدید بود. بنابراین، جریان 50 آمپر به عنوان شرایط بهینه انتخاب گردید و نمونه مربوطه برای مراحل بعدی پژوهش مورد استفاده قرار گرفت.



شکل2- ترک انجمادی در نمونه با جریان 70 آمپر.



شکل3- مقطع عرضی نمونه های A1, A2 .

در ادامه این پژوهش2 نمونه تحت جریان پالسی با فرکانس‌های متغیر5و20 هرتز اتصال داده شدند.جدول(3)مربوط به متغیرهای

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

جدول3-متغیرهای جوشکاری نمونه های جریان پالسی.

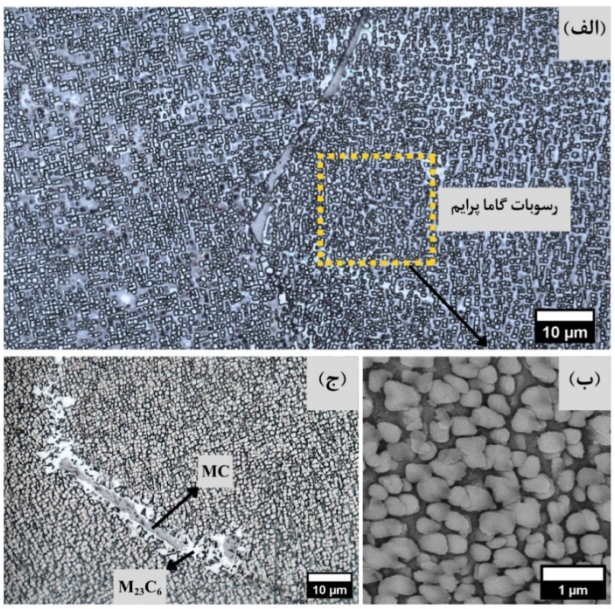
شماره فرایند	جریان بیشینه	جریان کمینه	فرکانس (هرتز)	ولتاژ (ولت)	روشن بودن پالس	سرعت دست جوشکار (میلیمتر/ثانیه)	حرارت ورودی $j.mm^{-1}$
P_5	60	40	5	11 ± 0,3	50 درصد	$1\,mm.sec^{-1}$	330
P_{20}	60	40	20	11 ± 0,3	50 درصد	$1\,mm.sec^{-1}$	330

این دو نمونه می‌باشد که به ترتیب با B_1 و B_2 مشخص گردیده‌اند. به منظور ارزیابی خواص مکانیکی نمونه‌های جوشکاری شده، نمونه‌های آزمون کشش در دمای محیط مطابق با استانداردهای ASTM E8 آماده‌سازی شدند. در این تحقیق، نمونه‌های متالوگرافی از طریق برشکاری مقطعی جوش با استفاده از برشکاری سیمی (EDM) از قطعه جوشکاری شده جدا شدند، به‌گونه‌ای که امکان بررسی منطقه جوش و نواحی مجاور آن فراهم شود. پس از سنباده‌زنی با سنباده‌های 800، 1000، 2000 و 3000 نمونه‌ها تحت پولیش نهایی قرار گرفتند و سپس در یک سلول الکتریکی توسط ترکیب اچ با 8 درصد حجمی فسفریک اسید، 28 درصد حجمی نیتریک اسید، 32 درصد حجمی سولفوریک اسید و 32 درصد حجمی آب مقطر حکاکی شدند. عملیات الکترو اچ با ولتاژ 5 ولت و جریان ثابت 4 آمپر انجام شد و زمان حکاکی 2 ثانیه برای دستیابی به مشاهده ریزساختار نمونه ها کافی بود. همچنین آزمون سختی سنجی با حد فاصل 400 میکرون در ناحیه فلزجوش و فلزپایه و 200 میکرون در ناحیه متاثر از حرارت، با اعمال بار 3 نیوتن صورت گرفت.

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی ریزساختار فلزپایه

تصاویر(4-الف) نمای‌کلی از ریزساختار فلز پایه پس از عملیات حرارتی پیش‌جوشکاری‌را نشان‌می‌دهد، درحالی‌که شکل(4-ب) رسوبات γ' را با بزرگنمایی بالاتر نمایش می‌دهد. تحلیل این رسوبات با استفاده از نرم‌افزار ImageJ انجام شد و میانگین اندازه آنها حدود0/07± 0/394 میکرومتر به دست آمد. این مقدار کوچک‌تر از اندازه بهینه‌ی حدود 0/48-0/45 میکرومتـــر گزارش‌شده توسط منتظری و همکاران [12] است؛ اندازه‌ای که در آن رسوبات گاما پرایم از طریق ترکیب دو مکانیزم برش نابجایی و عبور اوراوان، بیشترین سختی را در ریزساختار ایجاد می‌کنند. بنابراین، براساس مشاهدات تصاویر و نتایج محاسبات، انتظار می‌رود سختی فلز پایه در این تحقیق کمتر از مقدار بیشینه باشد.



شکل4-الف- تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز پایه IN738LC، ب- تصویر میکروسکوپ الکترونی از رسوبات گاما پرایم در بزرگنمایی بیشتر از ناحیه مشخص شده، ج- وضعیت رسوبات کاربید MC و M23C6 در ریزساختار فلزپایه.

اهمیت این موضوع در آن است که سختی فلز پایه به‌طور مستقیم بر حساسیت به ترک اثرگذار است. همان‌طور که در مبانی نظری توضیح داده شد، افزایش سختی موجب کاهش توانایی رهایی از تنش می‌شود و در نتیجه تنش‌های بیشتری در ساختار باقی می‌مانند که تمایل به ترک‌خوردگی را افزایش می‌دهد. بدین ترتیب، آنچه در تصاویر مشاهده شد، یعنی

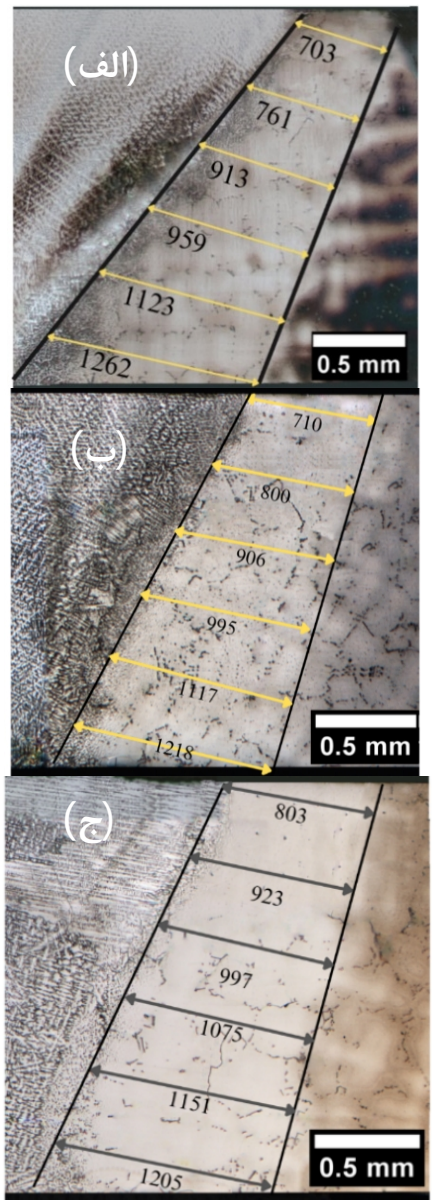
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

ریزساختاری با رسوبات گاما پرایم کوچک‌تر از مقدار بهینه، نشان می‌دهد که عملیات حرارتی اولیه نقش تعیین‌کننده‌ای در رفتار مکانیکی و مقاومت به ترک آلیاژ ایفا کرده است. همچنین شکل(4-ج) نیز مربوط به وضعیت کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ می‌باشد.

3-2- بررسی ناحیه متاثر از حرارت

پس از بررسی ریزساختار فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت مورد مطالعه قرار گرفت. اهمیت این ناحیه در آن است که تحت تأثیر حرارت جوشکاری تغییرات ریزساختاری قابل توجهی را تجربه می‌کند. محلول حکاکی مورد استفاده عمدتاً زمینه را خورده و رسوبات را تحت تأثیر قرار نمی‌دهد [13]. در ناحیه متأثر از حرارت بخشی از رسوبات گاما پرایم حل شده و عناصر تشکیل‌دهنده‌ی آن‌ها (عمدتاً Al و Ti) به زمینه بازمی‌گردند، این امر موجب افزایش مقاومت به خوردگی زمینه با اضافه شدن عناصر آلومینیوم و تیتانیم ناشی از انحلال رسوبات در این ناحیه می‌شود[14]. با این حال، این ناحیه کاملاً عاری از رسوبات نیست، زیرا حتی با وجود نرخ سرمایش بالا، جوانه‌زنی رسوبات جدید ادامه دارد؛ هرچند اندازه آن‌ها به‌طور محسوسی از فلز پایه کوچکتر است. افزایش غلظت Al و Ti در زمینه، مقاومت به خوردگی زمینه را بالا برده و اختلاف رنگی بین فلز پایه و ناحیه متأثر از حرارت پس از حکاکی ایجاد می‌کند که جداسازی این دو ناحیه را تسهیل می‌کند. تصاویر(5-الف تا 5-ج) ریزساختار ناحیه متأثر از حرارت را به ترتیب در نمونه‌های A_1 و B_1 و B_2 نشان می‌دهند و امکان مقایسه اثر جریان ثابت و پالسی بر این ناحیه را فراهم می‌سازند.

تحلیل ابعادی ناحیه متأثر از حرارت بر اساس تصاویر میکروسکوپ نوری از سمت راست نمونه‌ها و با استفاده از نرم‌افزار ImageJ انجام شد. برای افزایش دقت، اندازه‌گیری در سه بخش بالایی، میانی و پایینی هر تصویر صورت گرفت. نتایج نشان داد که عرض ناحیه متأثر از حرارت در نمونه‌های A_1، B_1 وB_2 به‌ترتیب برابر با 1025، 957 و 953 میکرومتر است.



شکل5-تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه HAZ: الف- نمونه A1، ب- نمونه B1، ج- نمونه B2.

اگرچه در این مجموعه آزمایش‌ها مقدار حرارت ورودی واحد طول برای تمام نمونه‌ها یکسان تنظیم شده بود، نتایج حاکی از آن است که پروفایل زمانی جریان و توان نقش تعیین‌کننده‌ای در پهنای ناحیه متأثر از حرارت ایفا می‌کند. به بیان دیگر، آنچه اهمیت دارد صرفاً مقدار کل انرژی نیست، بلکه نحوه انتقال انرژی به قطعه است. در حالت A_1 (جریان ثابت) انرژی به‌طور پیوسته اعمال می‌شود، در حالی که در حالت پالسی، همان انرژی به‌صورت پالس‌های کوتاه همراه با فواصل خنک‌کاری

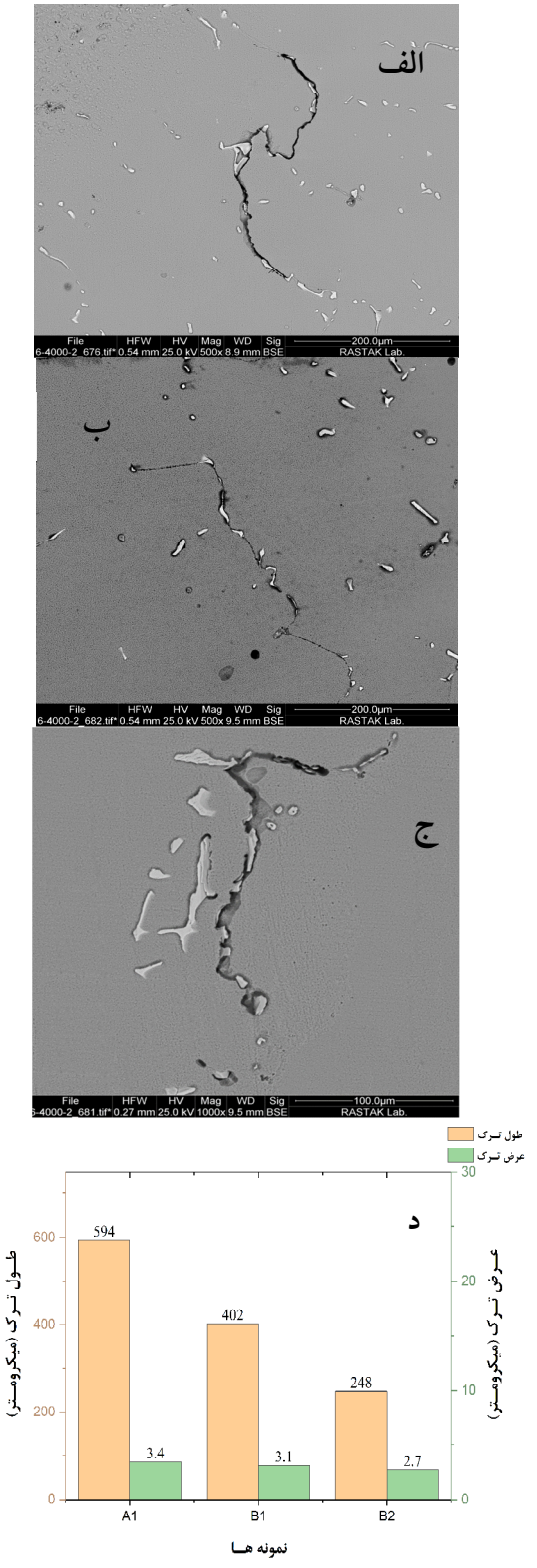
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

وارد می‌شود. برای بسیاری از پدیده‌های وابسته به دما نظیر رشد دانه، انحلال فازها و نرمال‌سازی ریزساختار، مدت زمانی که ماده در بازه‌های دمایی بحرانی باقی می‌ماند اهمیت بیشتری از مقدار انرژی کل دارد. در جریان ثابت، این زمان طولانی‌تر بوده و بنابراین نواحی دورتر نیز می‌توانند به دماهای بحرانی برسند و ناحیه متأثر از حرارت وسیع‌تری شکل بگیرد. در مقابل، در حالت پالسی وجود فواصل خنک‌کاری باعث کاهش زمان مؤثر در بازه‌های بحرانی شده و نفوذ جانبی حرارت محدود می‌شود؛ در نتیجه عرض ناحیه متأثر از حرارت کاهش می‌یابد. یافته‌های این قسمت همراستا با پژوهش دزفولی و همکاران بود، آن‌ها مشاهده کردند که با افزایش فرکانس، عرض ناحیه متاثر از حرارت کاهش یافته است [16و15]. در ادامه، به کمک تصاویر میکروسکوپ الکترونی ترک‌های موجود در ناحیه متأثر از حرارت نمونه‌های A_1 تا B_2 مورد بررسی قرار گرفتند. به‌منظور تحلیل دقیق‌تر، طول و عرض ترک‌ها با استفاده از نرم‌افزار ImageJ اندازه‌گیری شد تا داده‌های کمّی لازم برای مقایسه میان نمونه‌ها فراهم گردد. هدف از این بخش، مستندسازی مشخصات هندسی ترک‌ها و ایجاد مبنای مناسب برای تحلیل‌های بعدی در خصوص ویژگی‌های ساختاری و متالورژیکی ناحیه آسیب‌دیده بود. در تصاویر(6-الف تا 6-ج) به ترتیب مربوط به ترک‌های ذوبی تشکیل شده در نمونه A_1، B_1و B_2 می‌باشد. نتایج کمی حاصل از این اندازه‌گیری‌ها به شرح زیر است:

طول ترک‌ها در نمونه‌های A_1 تا B_2 به‌ترتیب برابر با 594، 402 و 248 میکرومتر بوده است. همچنین عرض ترک‌ها در همین نمونه‌ها به‌ترتیب 3/4، 3/1و 2/7 میکرومتر اندازه‌گیری شد. تصویر(6-د) مربوط به نمودار طول و عرض ترک ها در نمونه‌ها مختلف می‌باشد.

3-3- بررسی ناحیه فلزجوش

در این بخش، با استفاده از تصاویر میکروسکوپ نوری (شکل7 الف–ج) مربوط به نمونه‌های A_1، B_1 و B_2، ریزساختارهای انجمادی فلز جوش بررسی شد. همان‌طور که در نمونه‌های A_1 و B_1 مشاهده می‌شود، با حرکت از مرز حوضچه به سمت مرکز، ساختار دندریتی ستونی غالب است.



شکل6-تصاویر میکروسکوپ الکترونی از ترک ذوب شدگی تشکیل شده در ناحیه متاثر از حرارت نمونه های جوشکاری شده، الف- نمونه A1، ب- نمونه B1 و ج- نمونه B2، د- نمودار طول-عرض ترک ها.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

این نوع ساختار زمانی شکل می‌گیرد که نسبت G/R (گرادیان حرارتی به نرخ رشد) بالا باشد؛ زیرا گرادیان حرارتی زیاد موجب رشد جهت‌دار دانه‌ها در راستای مشخص می‌شود. مقایسه تصاویر (شکل 7-ب و 7-پ) نشان می‌دهد که گرادیان حرارتی دو نمونه مشابه است، هرچند طول بیشینه دندریت‌های ستونی در A_1 (1/1میکرومتر) کمی بیشتر از B_1 (0/93 میکرومتر) است که نشان‌دهنده کاهش جزئی گرادیان حرارتی در B_1 است. در مقابل، ریزساختار نمونه B_2 رفتار متفاوتی دارد. در این نمونه با افزایش فرکانس جریان و تشدید نوسانات قوس، همزدگی مذاب شدیدتر شده و شکست نوک دندریت‌های در حال رشد رخ داده است. قطعات شکسته‌شده توسط جریان همرفتی جابجا شده و به‌عنوان مراکز جوانه‌زنی ثانویه عمل کرده‌اند. در نتیجه سهم ساختار هم‌محور افزایش یافته و رشد ستونی کاهش یافته است (شکل 7). میانگین طول بیشینه دندریت ستونی درB_2 حدود 0/62 میکرومتر گزارش شد که بیانگر کاهش طول دندریت‌ها در اثر افزایش تلاطم و کاهش گرادیان حرارتی است.



شکل7- تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه فلزجوش:
الف- نمونه A_1، ب- نمونه B_1، ج- نمونه B_2.

3-4- خواص مکانیکی

3-4-1-سختی سنجی ناحیه متاثر از حرارت

ناحیه متأثر از حرارت به‌دلیل تجربه سیکل‌های حرارتی جوشکاری، معمولاً دستخوش تغییرات ریزساختاری و در پی آن تغییرات سختی می‌شود [17]. نتایج آزمون سختی در این ناحیه برای نمونه‌هایA_1 ، B_1 و B_2 در جدول(4) گزارش شده است؛ میانگین سختی آن‌ها به‌ترتیب 356، 359 و 366 ویکرز است. پروفیل سختی این ناحیه نیز در شکل(8) ارائه شده است. مشاهده می‌شود که با تغییر جریان از حالت ثابت به پالسی و همچنین با افزایش فرکانس، میانگین سختی ناحیه متاثر از حرارت افزایش می‌یابد؛ به بیان دیگر، هرچند نسبت به فلز پایه افت سختی وجود دارد، استفاده از جریان پالسی افت مزبور را کاهش می‌دهد. براساس مطالعات پیشین [18و19] درباره تغییرات سختی در سوپرآلیاژها، شاخص‌های متعددی برای تبیین رفتار سختی مطرح شده است که از میان آن‌ها برهم‌کنش نابه‌جایی‌ها با رسوبات گاما پرایم اهمیت ویژه‌ای دارد. گزارش‌های [20-22] نشان داده‌اند که اندازه رسوبات می‌تواند موجب تغییر در سختی شود؛ به‌گونه‌ای که در یک اندازه بهینه، بیشترین سختی حاصل می‌شود. هنگامی‌که اندازه رسوبات از این مقدار بهینه کوچک‌تر باشد، نابه‌جایی‌ها رسوبات را به‌صورت برشی قطع می‌کنند؛ و وقتی بزرگ‌تر از مقدار بهینه باشند، گذر نابه‌جایی‌ها عمدتاً با تشکیل حلقه‌های اُروان پیرامون رسوبات انجام می‌گیرد. در اندازه بهینه، تلفیقی از هر دو سازوکار فعال است و همین امر موجب بیشینه‌شدن سختی می‌شود. نتایج منتظری و همکاران [6] نشان داد که بیشترین سختی در اندازه رسوبات گاما پرایم حدود 0/480 میکرومتر رخ می‌دهد. از آن‌جا که میانگین اندازه رسوبات گاما پرایم پیش از جوشکاری حدود 0/394 میکرومتر بوده است، انتظار می‌رود سازوکار غالبِ عبور نابه‌جایی‌ها از نوع برشی باشد. پس از جوشکاری، به‌سبب سیکل حرارتی و انتقال حرارت به ناحیه متاثر از حرارت، بخش قابل‌توجهی از رسوبات دچار انحلال و رسوب‌گذاری مجدد می‌شوند. با توجه به نرخ سرمایش بسیار بالا، رسوبات فرصت رشد نمی‌یابند و اندازه آن‌ها کوچک‌تر از

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

حالت اولیه باقی می‌ماند؛ موضوعی که به کاهش سختی در این ناحیه می‌انجامد. در مقابل، اعمال جریان پالسی و افزایش فرکانس با افزایش دفعات خنک‌کاری، از تجمع حرارتی و انتقال بیش از حد حرارت به ناحیه متاثر از حرارت می‌کاهد؛ بدین‌ترتیب ناحیه متأثر از حرارت (به‌ویژه در فرکانس 20 هرتز) کمتر دستخوش تغییرات ریزساختاری شده و افت سختی کمتری را نشان می‌دهد.

جدول4- سختی سنجی در ناحیه متاثر از حرارت نمونه های مختلف.

نمونه	سختی (ویکرز)	میانگین سختی
A_1	350 – 354 – 359 –361	356
B_1	352 – 353 – 364 -367	359
B_2	351 - 354 – 376 – 382	366.7

3-4-2- سختی سنجی ناحیه فلزجوش

ناحیه فلز جوش(WM) ، که مستقیماً تحت تاثیر فرایند ذوب و انجماد قرار گرفته، معمولاً دارای ریزساختار و در نتیجه خواص سختی متفاوتی نسبت به فلز پایه و ناحیه متاثر از حرارت است[23]. برای هر نمونه، 10 اندازه‌گیری سختی با فواصل 400 میکرومتر از یکدیگر در مرکز ناحیه فلز جوش تا به سمت مرز حوضچه مذاب انجام شد. نتایج به دست‌آمده به شرح جدول(5) است.

جدول5-سختی سنجی در ناحیه فلزجوش نمونه های مختلف.

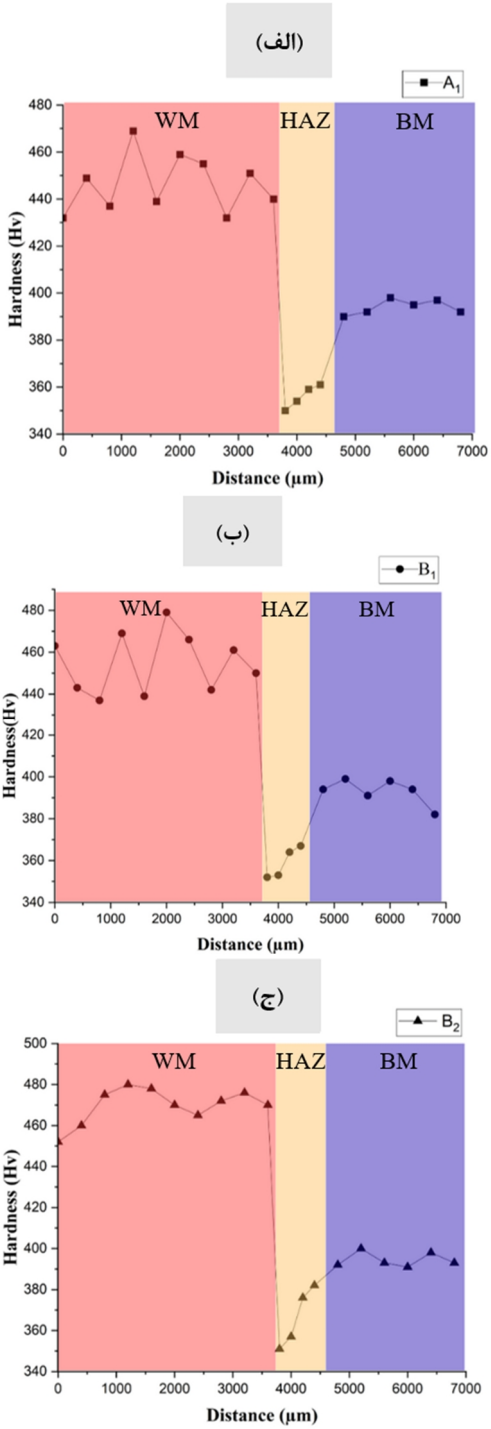
نمونه	سختی (ویکرز)	میانگین سختی
A_1	432 – 449 – 437 – 469 – 439 – 459 – 440 – 451 – 432 – 455	446.3
B_1	463 – 443 – 437 – 469 – 439 – 479 – 450 - 461 – 442 – 466	454.9
B_2	452 – 460 – 475 – 480 – 478 – 470 – 470 – 476 – 472 – 465	469.8

سختی در ناحیه فلز جوش تحت تأثیر عواملی همچون مرزهای دندریتی، توزیع کاربیدها و ترکیب شیمیایی مؤثر در رسوبات گاما پرایم قرار دارد. بر اساس مشاهدات ریزساختاری که در بخش‌های پیشین ارائه شد، در نمونه‌های A_1و B_1 ساختار فلز جوش عمدتاً به صورت دندریت ستونی مشاهده گردید، در حالی که در نمونه B_2 علاوه بر دندریت‌های ستونی، حضور قابل‌توجهی از دندریت‌های هم‌محور نیز به ثبت رسید. حضور ساختارهای هم‌محور موجب افزایش تعداد مرزهای دندریتی شده و همین موضوع به‌عنوان یکی از عوامل مهم در افزایش سختی نمونه‌های B_2 نسبت به A_1 و B_1 قابل‌توضیح است. از سوی دیگر، بررسی‌های کمی بر روی کاربیدهای تشکیل‌شده در ناحیه‌ی فلز جوش نشان داد که میزان کاربیدها در نمونه‌های پالسی کاهش یافته و روندی کاهشی از نمونه A_1 تا B_2 مشاهده می‌شود.

این پدیده منجر به تشکیل کاربیدهای با درصد سطحی بالاتر در ساختار فلز جوش گردیده که می‌تواند به‌طور مستقیم بر رفتار سختی این نمونه‌ها اثرگذار باشد. علاوه بر این، آنالیز عناصر تشکیل‌دهنده رسوبات گاما پرایم نیز بیانگر کاهش مجموع درصد عناصر تشکیل‌دهنده از نمونه‌ی A_1 به سمت B_2 است. این موضوع زمینه‌ساز تشکیل رسوبات گاما پرایم با اندازه نسبتاً بزرگ‌تر در نمونه‌هایی با محتوای بالاتر این عناصر بوده که خود به‌عنوان عامل دیگری بر تغییرات سختی در فلز جوش عمل می‌کند[24]. بر اساس نتایج حاصل از آزمون سختی، میانگین سختی در ناحیه فلز جوش به ترتیب برابر است با: 446/3 ویکرز در نمونه A_1 ، 454/9 ویکرز در نمونه B_1 و 469/8 ویکرز در نمونه B_2 این مقادیر به‌روشنی نشان می‌دهد که میانگین سختی فلز جوش از نمونه A_1 تا B_2 دارای روندی افزایشی است. همچنین، با بررسی پروفیل‌های سختی مشخص شد که در نمونه‌های A_1 و B_1 به دلیل وجود دندریت‌های ستونی و توزیع غیر یکنواخت کاربیدها، توزیع سختی در فلز جوش ناهمگن است[25]. در مقابل، در نمونه B_2 به به واسطه حضور دندریت‌های هم‌محور و توزیع یکنواخت‌تر کاربیدها، توزیع سختی در فلز جوش به‌طور محسوسی همگن‌تر مشاهده گردید. شکل(8-الف الی8–پ) مربوط به پروفیل سختی در نمونه‌های A_1 تا B_2 می‌باشد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]

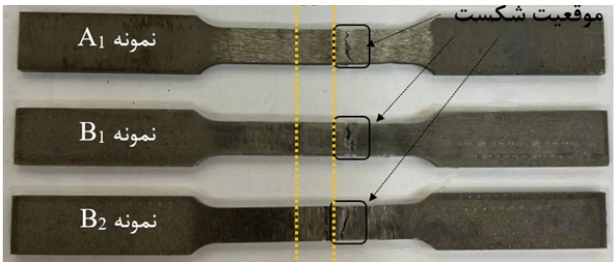
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]



شکل 8-پروفیل سختی، الف- نمونه A1، ب- نمونه B1 و ج- نمونه B2.

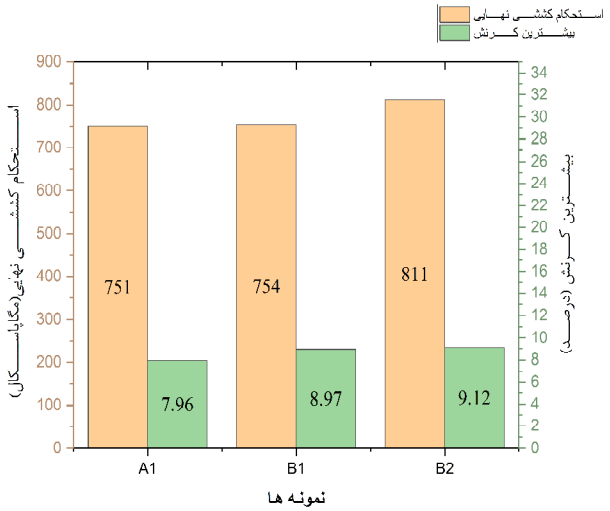
3-4-3- تست کشش

در فرایند جوشکاری سوپرآلیاژهای پایه نیکل نظیرIN738LC، به دلیل حساسیت بالای این آلیاژها به ترک‌خوردگی به‌ویژه در ناحیه متاثر از حرارت، کنترل و ارزیابی خواص مکانیکی پس از جوشکاری از اهمیت بالایی برخوردار است. آزمون کشش، به‌عنوان معیاری عینی برای سنجش کیفیت پیوند جوش، امکان مقایسه نمونه‌ها با پارامترهای مختلف فرایند جوشکاری نظیر فرکانس پالس، جریان را فراهم می‌سازد. در گام نخست، تصاویر نمونه‌ها پس از آزمون کشش مورد تحلیل قرار گرفت. همان‌طور که در شکل(9) مشخص است، همه نمونه‌ها از ناحیه متاثر از حرارت دچار شکست شده‌اند.



شکل9-محل شکست نمونه ها پس از اجرای آزمون کشش.

در ادامه، به‌منظور گزارش کمی عملکرد مکانیکی نمونه‌ها، نمودار ستونی استحکام کشش نهایی و بیشترین کرنش ترسیم شده است (شکل 10).



شکل 10-نمودار میله ای استحکام کششی نهایی و بیشترین کرنش.

نتایج به‌دست‌آمده به‌شرح زیر است.

با توجه به نتایج آزمون کشش، کلیه‌ی نمونه‌ها از ناحیه متاثر از حرارت دچار شکست شده‌اند. مقادیر استحکام کششی نهایی به‌ترتیب برای نمونه‌هایA_1 ، B_1 و B_2 برابر با 751، 784 و 811 مگاپاسکال بوده است. همچنین، مقادیر بیشترین کرنش این نمونه‌ها نیز به‌ترتیب برابر با 7/96، 8/97 و 9/12 درصد اندازه‌گیری شده است. با وجود اینکه مکانیسم غالب شکست

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

در تمامی نمونه‌ها ماهیتی نیمه‌ترد دارد، اما روند افزایشی کرنش بیشینه در نمونه B_2، نشان‌دهنده‌ی افزایش قابلیت جذب انرژی و بهبود چقرمگی اتصال جوشکاری‌شده است. به‌عبارت دیگر، افزایش کرنش بیشینه موجب افزایش مساحت سطح زیر نمودار تنش-کرنش شده و از منظر مکانیکی به معنای مقاومت بالاتر در برابر شکست ناگهانی خواهد بود. به‌نظر می‌رسد ترک‌های ذوبی موجود در ناحیه متاثر از حرارت نقش کلیدی در محل و نحوه‌ی شکست ایفا کرده‌اند. برای نمونه، نمونه A_1 که دارای بیشترین طول (594 میکرومتر) و عرض (3/4 میکرومتر) ترک ذوبی بوده، سریع‌تر از این ناحیه دچار شکست شده است؛ در حالی‌که نمونه‌ی B_2 که دارای کمترین طول (146 میکرومتر) و عرض (1/4 میکرومتر) ترک بوده، بیشترین استحکام کششی را از خود نشان داده است. بر اساس بررسی‌های انجام‌شده می‌توان نتیجه گرفت که هر دو دسته عوامل متالورژیکی و مکانیکی در تشکیل ترک‌های ذوبی نقش دارند[27و26]. تفاوت در استفاده از جریان ثابت و پالسی (همراه با افزایش فرکانس) به تشکیل ترک‌هایی با مشخصات طولی و عرضی متفاوت انجامیده است؛ علت این تفاوت‌ها به مؤلفه‌های مکانیکی ناشی از نوع جریان بازمی‌گردد. بر اساس شکل(7) و اندازه‌گیری مساحت فلز جوش با نرم‌افزارImageJ ، مقادیر برای نمونه‌هایA1 ، B1 و B2 به‌ترتیب برابر با 7/11، 6/45 و 5/82 میلی‌متر مربع است. بدین‌ترتیب، پالسی‌کردن جریان باعث انتقال ناپیوسته حرارت و با افزایش فرکانس موجب فزونی وقفه‌های خنک‌کاری می‌شود؛ در نتیجه مساحت فلز جوش در نمونه‌های پالسی کاهش می‌یابد. از سوی دیگر، با کاهش حجم فلز جوش، تنش‌های انقباضی نیز کاهش می‌یابد و به این ترتیب نقش مکانیکی تشدیدکننده ترک‌های ذوبی در این ناحیه تضعیف می‌شود. عامل اثرگذار دیگر، تغییرات ریزساختاری در ناحیه متأثر از حرارت است. حین جوشکاری، رسوبات گاما پرایم در این ناحیه دچار انحلال و رسوب‌گذاری مجدد می‌شوند. ژو و همکاران [28] گزارش کرده‌اند که رسوب‌گذاری مجدد می‌تواند تنش کششی موضعی ایجاد کند که به‌عنوان محرک مکانیکی در تشدید ترک مؤثر است. با اتکا به اندازه‌گیری وسعت ناحیه متاثر از حرارت در نمونه‌های A1، B1 و B2 مطابق شکل(5)، مشاهده می‌شود که پالسی‌کردن جریان و افزایش فرکانس، وسعت این ناحیه را کاهش می‌دهد؛ به‌عبارت دیگر، شدت تغییرات ریزساختاری ناشی از انحلال و رسوب‌گذاری مجدد کمتر می‌شود. در مجموع، این دو سازوکار (کاهش تنش‌های انقباضی به‌دلیل کاهش حجم فلز جوش و کاهش دگرگونی‌های ریزساختاری ناحیه متاثر از حرارت) منجر به تشکیل ترک‌هایی با میانگین طول و عرض کمتر در ناحیه متاثر از حرارت شده است. در نهایت، نمونه B_2 به‌سبب داشتن ترک‌های کوتاه‌تر و باریک‌تر، بیشترین استحکام کششی و کرنش را نشان داده و از منظر عملکرد مکانیکی بر سایر نمونه‌ها برتری داشته است.

3-5- شکست نگاری

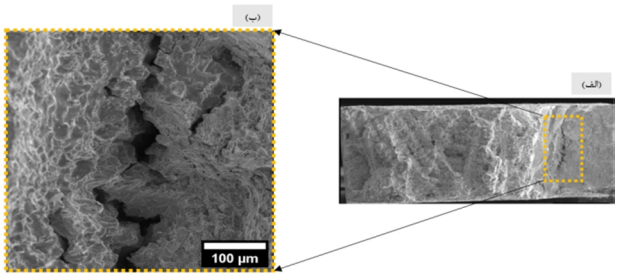
در این بخش، سطوح شکست نمونه‌های تحت پژوهش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفتند. هدف از این تحلیل، شناسایی نوع مکانیزم‌های شکست، تعیین مسیر گسترش ترک و ارزیابی ویژگی‌های میکروسکوپی سطح گسیختگی در هر یک از نمونه‌ها بود. بررسی مورفولوژی سطح شکست نقش مهمی در تعیین اینکه شکست از نوع نرم یا ترد هست، ایفا می‌کند. همچنین، از طریق مشاهده جزئیات سطحی مانند شکل و توزیع حفرات، صفحات ترد، اطلاعات ارزشمندی در خصوص عملکرد ماده تحت شرایط مختلف بارگذاری و فرایندهای دخیل در گسیختگی به‌دست آمد. این تحلیل‌ها نقش کلیدی در تفسیر رفتار شکست و ارزیابی کیفیت فرایند جوشکاری و شرایط بهره‌برداری ایفا می‌کنند. اشکال (11تا 13) که به صورت دو بخش الف و ب قرار دارند به‌ترتیب مربوط به نمونه‌های A_1، B_1 وB_2 هستند، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شده‌اند. درادامه بررسی‌های انجام‌شده در فصل‌های پیشین، مشخص گردید که محل شکست هر چهار نمونه در ناحیه متأثر از حرارت واقع شده. با هدف تحلیل دقیق‌تر رفتار شکست در این نمونه‌ها، سطوح شکست آن‌ها مورد بررسی قرار گرفت.در اشکال (11تا 13) بخش الف تمامی نمونه‌ها سطحی ناصاف، زبر و نسبتاً پرفراز و

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

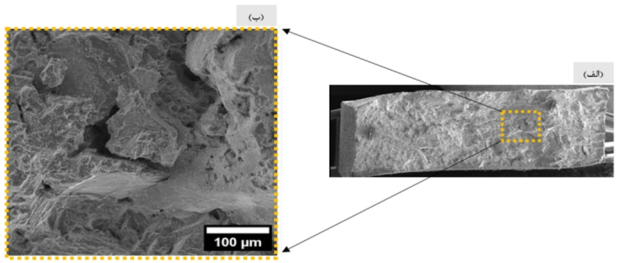
نشیب نشان می‌دهند. علاوه‌بر این، ردپای واضحی از الگوهای دندریتی در سطح شکست قابل مشاهده است (شکل 13-ب) این امر نشان دهنده مسیر شکست در صفحه شکست می‌باشد که به صورت بین دندریتی است. در ادامه بررسی سطح شکست نمونه‌های جوشکاری‌شده، تصاویر قسمت ب با بزرگنمایی 500 برابر از سطوح شکست تهیه گردیدند. این تصاویر که به‌ترتیب مربوط به نمونه‌هایA_1، B_1 و B_2 هستند. در اغلب تصاویر، حضور ترک‌های ثانویه به‌وضوح قابل مشاهده است. این ترک‌ها معمولاً در اثر تمرکز تنش‌های موضعی یا وجود فازهای شکننده در مجاورت ناحیه شکست اصلی به‌وجود می‌آیند. در واقع به نظر می‌رسد در این نواحی محصولاتی از فیلم های ذوب شدگی ترکیبی وجود داشته که با گسترش ترک و کاهش سطح مقطع، تنش بیشتری به ساختار وارد شده که منجر به پیدایش ترک های ثانویه، در سطح شکست قطعات شده است. در تصاویر(11و12و13) الف، شکست در امتداد مرزهای بین دندریتی توسعه‌یافته که نشان‌دهنده رفتار رشد ترک از نوع بین دندریتی می‌باشد. به‌طور خلاصه، یافته‌های حاصل از بررسی تصاویر این بخش بر دو نکته کلیدی تأکید دارند:

1- وجود ترک‌های ثانویه در سطح شکست تمامی نمونه ها،

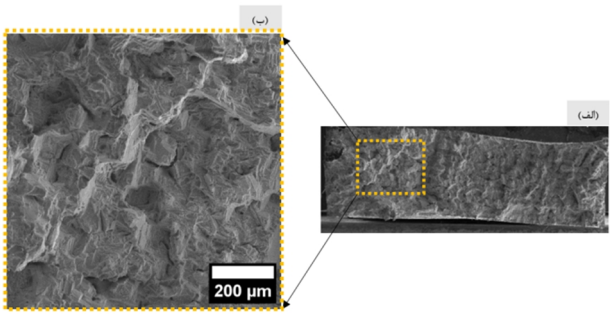
2- گسترش ترک‌ها در مسیر بین دندریتی.



شکل11- تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه A1 الف- تصویر از مقطع شکست، ب- تصویر با بزرگنمایی بیشتر از قسمت مشخص شده.



شکل12-تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه B1 الف- تصویر از مقطع شکست، ب- تصویر با بزرگنمایی بیشتر از قسمت مشخص شده.



شکل 13-تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه B2 الف- تصویر از مقطع شکست، ب- تصویر با بزرگنمایی بیشتر از قسمت مشخص شده.

در ادامه بررسی تصاویر شکست در شکل(14-الف الی 14-پ) با بزرگ‌نمایی 4000 برابر (SEM) نشان می‌دهد که سطح شکست در این نمونه‌ها نیز شامل دیمپل‌هایی با ابعاد میکرومتری است که نشان‌دهنده وقوع تغییر شکل پلاستیک در نواحی موضعی است. با این حال، تراکم و ابعاد دیمپل‌ها کم است. پژوهش‌های پیشین نیز تأکید کرده‌اند که منشأ بسیاری از دیمپل‌ها، ذرات γ' هستند [29]. در غیاب این ذرات، که نقش هسته‌زایی برای دیمپل‌ها را دارند، سطوح شکست تمایل بیشتری به بروز رفتار ترد پیدا می‌کنند. بنابراین با توجه به تصاویر به نظر می‌رسد که ما با ترک نیمه تردی روبرو هستیم.

4- نتیجه گیری

- کاهش ترک‌خوردگی در ناحیه HAZ استفاده از جریان پالسی، به‌ویژه در فرکانس 20 هرتز، حساسیت به ترک ذوب‌شدگی را به‌طور چشمگیری کاهش داد. طول ترک‌ها از مقادیر بالاتر در حالت جریان ثابت از 594 میکرومتر به402 میکرومتر در جریان پالسی با فرکانس 5 هرتز و در فرکانس 20 هرتز به 146 میکرومتر کاهش یافت، که نشان‌دهنده کاهش در میزان ترک‌خوردگی و بهبود قابل‌توجه جوش‌پذیری است.

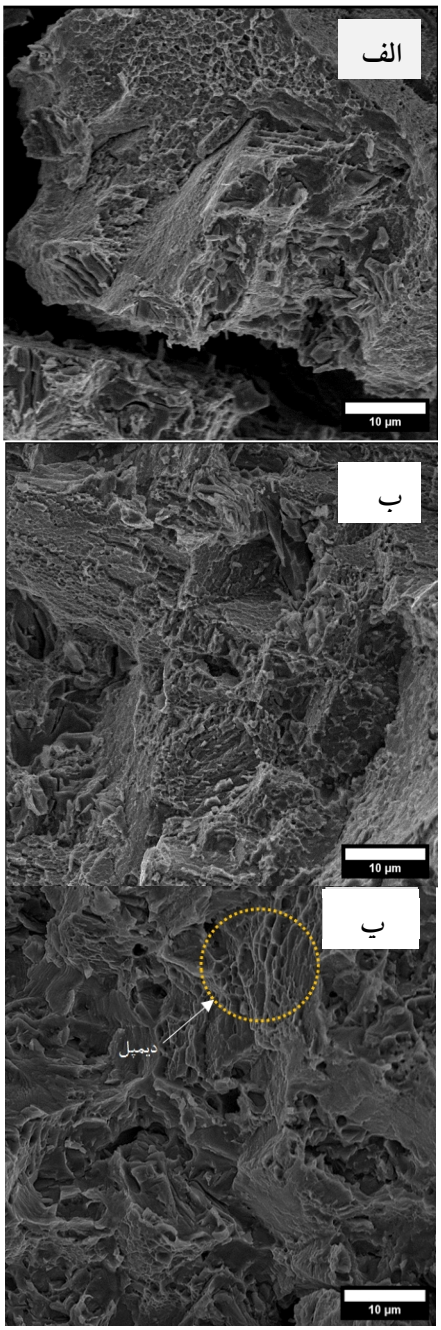
- بهبود رفتار حرارتی و تنش‌های انجماد: در فرکانس‌های بالاتر، جریان پالسی با ایجاد تلاطم در حوضچه مذاب، گرادیان حرارتی را کاهش و توزیع دما را یکنواخت‌تر کرد. این تغییر منجر به کاهش محسوس تنش‌های کششی انجماد و جلوگیری از گسترش ترک‌های ذوب‌شدگی شد.

- افزایش خواص مکانیکی و سختی: استحکام کششی نهایی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

از 751 مگاپاسکال در نمونه جریان ثابت (A_1) به 811 مگاپاسکال در نمونه پالسی 20 هرتز (B_2) افزایش یافت، معادل بهبود9،6%. همچنین کرنش کلی از7،96% به 10،93% رسید. سختی فلز جوش نیز از 446 به 469 ویکرز افزایش یافت. به‌طور کلی، جوشکاری پالسی با فرکانس 20 هرتز بهترین عملکرد را در کاهش ترک‌خوردگی و ارتقای خواص مکانیکی نشان داد.



شکل14- میکرسکوپ الکترونی در بزرگنمایی بیشتر، الف- نمونه A1، ب- نمونه B1 و ج- نمونه B2.

منابع

1. Hosseini, S., S. Nategh, and A. Ekrami, Changes of γ′ precipitate characteristics in damaged superalloy IN738LC during different stages of rejuvenation heat treatment cycles. Materials Science and Technology, 2012. 28(2): p. 213-219.
2. Ojo, O., N. Richards, and M. Chaturvedi, Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy. Scripta materialia, 2004. 50(5): p. 641-646.
3. Hajiha, M., et al., Solidification microstructure, post-braze heat treatment, and stress rupture of wide gap brazed Inconel 738. Welding in the World, 2025: p. 1-18.
4. Ola, O., O. Ojo, and M. Chaturvedi, Role of filler alloy composition on laser arc hybrid weldability of nickel-base IN738 superalloy. Materials Science and Technology, 2014. 30(12): p. 1461-1469.
5. Anisi, A., E. Ranjbarnodeh, and M. Cheraghzadeh, Filler Effects on Heat-Affected Zone Liquation Cracking in Rotationally Repaired Inconel 738LC Tungsten Inert Gas Welds: An Industrial Perspective. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025: p. 1-14.
6. Montazeri, M. and F. Ghaini, The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd: YAG pulsed laser welding. Materials characterization, 2012. 67: p. 65-73.
7. Lerda, S., et al., Role of the preheating temperature during electron beam powder bed fusion (PBF-EB/M) in precipitation of γ'and carbides in Inconel 738 superalloy. Journal of Materials Research and Technology, 2025.
8. Subramani, P. and M. Manikandan, Development of gas tungsten arc welding using current pulsing technique to preclude chromium carbide precipitation in aerospace-grade alloy 80A. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2019. 26: p. 210-221.
9. Anbarasan, N., et al., Effect of pulse frequency on microstructural and corrosion properties of inconel 718 gas tungsten arc weldments. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2019. 72: p. 1299-1311.
10. Liu, Y., et al., Comparative study on CCTIG welding and PCTIG welding of GH4169 under the same heat input. Materials Science and Technology, 2022. 38(17): p. 1451-1458.
11. Han, K., et al., Effect of thermal compensation treatment on the microstructure and mechanical properties of IN738LC joint by electron beam welding. Journal of Manufacturing Processes, 2020. 58: p. 536-550.
12. Montazeri, M., F.M. Ghaini, and O. Ojo, Heat input and the liquation cracking of laser welded IN738LC superalloy. Weld. J, 2013. 92(9): p. 258s-264s.
13. Salehi, R., A. Samadi, and M.K. Savadkoohi, Influence of etchants on quantitative/qualitative evaluations of the γ′ precipitates in a nickel-base superalloy. Metallography, Microstructure, and Analysis, 2012. 1(6): p. 290-296.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]

the fusion zone and heat-affected zone microstructures in tungsten inert gas-welded INCONEL 738LC superalloy. Metallurgical and materials transactions A, 2006. 37: p. 421-433.
23. Lippold, J.C., Welding metallurgy and weldability. 2014: John Wiley & Sons.
24. Rahimi, A., M. Shamanian, and J.A. Szpunar, Effect of pulsed current frequency on microstructure and mechanical properties of Gas-Tungsten-Arc-Welded Joints of UNS R30155. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020. 29: p. 2635-2647.
25. Sabzi, M., et al., The effect of pulse current changes in PCGTAW on microstructural evolution, drastic improvement in mechanical properties, and fracture mode of dissimilar welded joint of AISI 316L-AISI 310S stainless steels. Materials Science and Engineering: A, 2021. 823: p. 141700.
26. Ojo, O. and M. Chaturvedi, Liquation microfissuring in the weld heat-affected zone of an overaged precipitation-hardened nickel-base superalloy. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007. 38: p. 356-369.
27. Ojo, O., N. Richards, and K. Vishwakarma, Heat-affected zone cracking in nickel-based superalloys and the role of minor elements, in Welding and Joining of Aerospace Materials. 2021, Elsevier. p. 199-228.
28. Guo, C., et al., Additive manufacturing of Ni-based superalloys: Residual stress, mechanisms of crack formation and strategies for crack inhibition. Nano Materials Science, 2023. 5(1): p. 53-77.
29. Golezani, A., M. Bageri, and R. Samadi, Microstructural change and impact toughness property of Inconel 738LC after 12years of service. Engineering Failure Analysis, 2016. 59: p. 624-629.
14. Abedi, H., O. Ojo, and X. Cao, Effect of cooling rate on precipitation behavior of gamma prime in a newly developed co-based superalloy. Jom, 2020. 72(11): p. 4054-4059.
15. Dezfuli, M.K., et al., Effect of pulsed current frequency on alloy chemistry, microstructure, and mechanical responses of Hastelloy B-2 superalloy in gas tungsten arc welding process. Journal of Materials Research and Technology, 2025.
16. Dezfuli, M.K., et al., Disclosing connection links between microstructure and mechanical performance in pulsating current gas tungsten arc welding of Hastelloy B-2 superalloy. Journal of Advanced Joining Processes, 2024. 10: p. 100237.
17. Ariaseta, A., J. Andersson, and O. Ojo, Heat-affected zone cracking in new 718-type superalloy VDM alloy 780: Effect of solution heat treatments and comparison with alloy 718. Materials & Design, 2025: p. 114733.
18. Ouahid, S., Investigation of microstructural changes and micro hardness of Nimonic 80A turbine blades after extended service and heat treatment. Canadian Metallurgical Quarterly, 2025: p. 1-15.
19. Hafezi, M., et al., On the high-temperature tensile deformation mechanisms of the IN738LC superalloy fabricated by laser powder bed fusion. Materials Characterization, 2025: p. 115510.
20. Wang, Y., et al., Abnormal yield behavior induced by cross-slip in polycrystalline superalloy K447A. Materials Science and Engineering: A, 2025: p. 149047.
21. Li, X.-L., et al., Temperature dependence of very high cycle fatigue behavior and life modeling for In713C Ni-based superalloy. Journal of Materials Research and Technology, 2025.
22. Ojo, O., N. Richards, and M. Chaturvedi, Study of

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-09]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.06]