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

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

Volume 12, Number 1, 2026



Investigation and analysis of the effect of TiO_2 flux in activated gas tungsten arc welding (A-GTAW) of inconel 738LC nickel-based superalloy

H.R. Pooreskandari, M. Goodarzi, R. Ashiri*
School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology.

Received 2 October 2025 ; Accepted 26 November 2025

Abstract

Nickel-based superalloys are among the most critical materials used in high-temperature components of gas turbines, where their replacement costs and potential turbine damage necessitate effective protection and repair strategies. Optimizing repair methods to enhance efficiency and reduce costs has therefore been a continuous focus. The aim of this study is to improve the repair process of Inconel 738LC superalloy by reducing the susceptibility to liquation cracking. Activated tungsten inert gas (A-TIG) welding was performed on Inconel 738LC using a welding current of 60 A. Titanium dioxide (TiO_2) powder was employed as an activating flux, and weldments with four flux concentrations were examined. The microstructure was characterized using optical microscopy and scanning electron microscopy. The results revealed that flux concentration had a significant influence on penetration depth, with a concentration of 1 g/mL producing the maximum effect. At this concentration, weld penetration increased by 68% and weld pool volume by 63%, while the heat-affected zone width decreased by 12%. Arc imaging and quantitative/qualitative analysis demonstrated a constricted and focused plasma arc column in the presence of TiO_2 flux. Microstructural examinations further revealed suppression of columnar dendrite growth. It was found that TiO_2 flux enhances weld penetration and pool volume by constricting the arc and activating a reversed Marangoni flow, while simultaneously reducing HAZ width. However, the increased weld pool volume also intensified contraction stresses, leading to liquation cracking in the weld with the largest pool volume.

Keywords: Activated Tungsten Inert Gas (A-TIG) Welding, Activating Flux, TiO_2, Arc Constriction, Marangoni Effect, Inconel 738LC.

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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال دوازدهم، شماره1، بهار و تابستان 1405



بررسی و تحلیل اثرفلاکس TiO_2 درجوشکاری قوسی تنگستن-گاز فعال شده سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل LC 738

حمیدرضا پوراسکندری، مسعود گودرزی، روح اله عشیری *

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

دریافت مقاله: 1404/07/10 ؛ پذیرش مقاله: 1404/09/05

چکیده

هدف این پژوش بهبود روش بازسازی سوپرآلیاژ اینکونل LC738 در جهت کاهش احتمال بروز ترک ذوب شدگی می‌باشد. فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با جریان جوشکاری 60 آمپر روی سوپرآلیاژ اینکونل LC738 انجام شد. از پودر TiO2 بعنوان فلاکس فعال در این پژوهش استفاده شد، نمونه های جوشکاری شده با فلاکس در 4 غلظت مورد بررسی قرار گرفتند و ریزساختار با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد. مشخص شد غلظت اثر بسزایی در اثرگذاری فلاکس داشته و فلاکس با غلظت 1 گرم بر میلی‌لیتر بیشترین عمق نفوذ را موجب شده و منجر به 68٪ افزایش عمق نفوذ جوش در نمونه بهینه شد. فلاکس فعال همچنین به مقدار 63٪ افزایش حجم حوضچه مذاب را در نمونه بهینه ایجاد کرد. عرض ناحیه متأثر از حرارت در اثر فلاکس به مقدار 12٪ کاهش یافت. تصاویر ثبت شده و اندازه‌گیری‌های کمّی و کیفی قوس الکتریکی، تمرکز و تنگ شدن ستون قوس پلاسما در حضور فلاکس TiO_2 را به روشنی نشان داد. همچنین در بررسی ریزساختار فلز جوش، پدیده مهار رشد دندریت‌های ستونی مشاهده شد. مشخص شد، فلاکس TiO_2 با کاهش قطر قوس و همچنین فعال نمودن جریان معکوس مارانگونی، موجب افزایش نفوذ و افزایش حجم حوضچه شده و عرض ناحیه متاثر از حرارت را کاهش داد، افزایش حجم حوضچه تنش انقباضی وارده را افزایش داده و منجر به بروز ترک ذوبی برای نمونه با بیشترین حجم حوضچه شد.

کلمات کلیدی: جوش قوسی تنگستن-گاز، فلاکس فعال، TiO_2، تمرکز قوس، مارانگونی، اینکونل LC 738.

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

1- مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل، به دلیل خواص مکانیکی استثنایی در دماهای بالا، مقاومت عالی در برابر خزش، اکسیداسیون و خوردگی داغ، یکی از اساسی ترین موضوعات پژوهش در صنایع پیشرفته‌ای چون توربین‌های گازی و صنایع هوافضا محسوب می‌شوند [1]. این آلیاژ ها در دو دسته رسوب سخت شونده و محلول جامد دسته بنده می‌شوند؛ سوپرآلیاژ های رسوب سخت، استحکام خود را از رسوبات اولیه γ' (گاما پرایم) می‌گیرند که ترکیب شیمیایی تقریبی $Ni_3(Al,Ti)$ دارد [2]. در میان این دسته از مواد، سوپرآلیاژ IN738LC یکی از آلیاژهای پرمصرف است که به طور گسترده در ساخت پره‌های متحرک و ثابت توربین‌های گازی به کار می‌رود [3].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

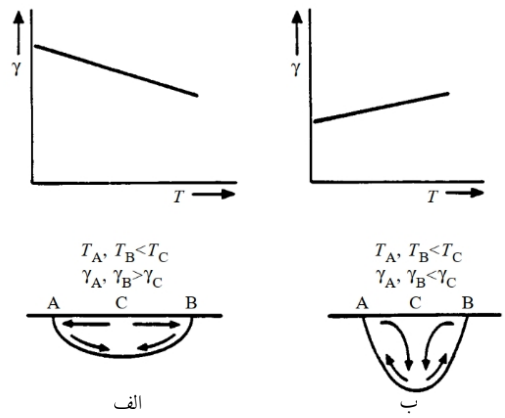
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

سوپرآلیاژها به دلیل ماهیت گران‌قیمت و هزینه‌های گزاف ناشی از تخریب (باعث آسیب گسترده به توربین گازی می‌شود و حتی ممکن است توربین را از خدمت رسانی خارج کند)، از اهمیت فوق‌العاده‌ای برای بازسازی و تعمیر برخوردارند؛ به‌ویژه آنکه پس از مدتی خدمات‌رسانی در دمای بالا، ریزساختار سوپرآلیاژ ها ا دچار تحول شده و رسوبات γ' (گاما پرایم) از اندازه بهینه خود فاصله می‌گیرند در نتیجه، مقاومت به خزش آن‌ها شدیداً محدود می‌شود [4]. از این رو، بازسازی این سوپرآلیاژها حیاتی بوده و همواره موضوع پژوهش محققان این حوزه می‌باشد. یکی از روش‌های رایج برای بازسازی قطعات کلیدی مانند پره‌های توربین پس از دوره ای خدمت رسانی، استفاده از فرایندهای جوشکاری است که با هدف بازسازی نا پیوستگی ها و عیوب انجام می‌شود. با این حال، جوشکاری سوپرآلیاژهای رسوب‌سخت‌شونده همواره با چالش‌های جدی متالورژیکی همراه است. قابلیت جوش‌پذیری ضعیف این آلیاژها، آن‌ها را مستعد ایجاد عیوبی نظیر ترک‌های داغ در فلز جوش و بخصوص ترک‌های ذوبی (نقطه ضعف سوپرآلیاژ های بخصوص رسوب سخت شونده، بطور کلی این نوع عیب می‌باشد) در ناحیه متأثر از حرارت می‌کند [5]. ترک ذوب شدگی، ناشی از پیچیگی های ریزساختاری این دسته از آلیاژ ها می‌باشند و در واقع ریشه در ریز جدایش عناصر آلیاژی، تشکیل فازهای یوتکتیک با نقطه ذوب پایین و انحلال رسوبات γ' در مرز دانه‌ها و بین دندریت ها می‌باشند؛ عناصر جدایش یافته در طی انجماد، به داخل مذاب باقی مانده پس زده می‌شوند که موجب غنی شدن مذاب باقی مانده از عناصر با ضریب جدایش منفی می‌شود [6]. در نهایت، پس از انجماد محدوده بین دندریتی شاهد حضور فاز های زود ذوب می باشد؛ از این رو هنگام جوشکاری، در منطقه متاثر از حرارت، بعلت نفوذ حرارت ناشی از فرایند جوشکاری، بین دندریت ها ممکن است شاهد حضور فیلم مذاب باشند، همراهی این فیلم مذاب با تنش های انقباضی می تواند موجب ترک در این ناحیه شود، که در واقع با نام سازکار ترک ذوبی شناخته می‌شود [7]. لیپولد یکی از مؤثرترین و کلی‌ترین راهکارهای مقابله با ترک ذوبی را، کنترل دقیق و به حداقل رساندن حرارت ورودی به قطعه کار می‌داند [4] ؛ زیرا همانطور که ذکر شد، شدت ذوب‌شوندگی به طور مستقیم با بیشینه دما و مدت زمان قرار گیری در معرض حرارت در منطقه متاثر از حرارت مرتبط است؛ با کاهش حرارت ورودی، می‌توان این متغیر ها را کنترل کرده و با ترک ذوبی مقابله کرد. از این رو، روش‌هایی که امکان کنترل دقیق و متمرکز حرارت را فراهم می‌آورند، به عنوان راه‌حل‌های قابل توجهی برای جوشکاری این آلیاژهای حساس شناخته می‌شوند. مطالعاتی برای کاهش حرارت ورودی و افزایش عمق نفوذ جوشکاری جوشکاری قوسی تنگستن گاز انجام شده است. یکی از روش های افزایش عمق نفوذ و یا کاهش حرارت ورودی، جوشکاری قوسی تنگستن-گاز فعال شده با فلاکس می باشد [8] (پس از این از جوشکاری قوسی تنگستن-گاز فعال شده با فلاکس با عنوان A-GTAW در متن یاد خواهد شد). این روش، یک نوع اصلاح‌شده از جوشکاری قوسی تنگستن گاز معمولی است که در آن، یک لایه نازک از فلاکس فعال‌کننده بر روی منطقه جوش اعمال می‌شود این فلاکس با استفاده از چند سازکار منجر به افزایش نفوذ جوش حتی تا سه برابر در مقایسه با جوشکاری قوسی تنگستن گاز معمولی است؛ که در نهایت کاهش حرارت ورودی را در پی خواهد داشت [9]. جوشکاری قوسی تنگستن-گاز مرسوم (پس از این از جوشکاری قوسی تنگستن-گاز مرسوم با عنوان C-GTAW در متن یاد خواهد شد) یک فرایند معمول و با کیفیت بالا برای جوشکاری سوپرآلیاژها است، اما مشخصه اصلی آن، عمق نفوذ نسبتاً کم و عرض زیاد فلز جوش است [8]. این هندسه نامطلوب، به ویژه برای جوشکاری قطعات ضخیم، نیاز به چندین پاس جوشکاری را افزایش داده و در نتیجه، حجم ناحیه متأثر از حرارت را گسترش می‌دهد که احتمال ایجاد عیوب جوشکاری را تشدید می‌کند. در پاسخ به این محدودیت، تکنیک جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با فلاکس فعال (A–GTAW) با اعمال یک فلاکس بر روی سطح قطعه کار انجام می‌شود. در A–GTAW، دو سازکار به طور گسترده پذیرفته شده اند که مسئول افزایش نفوذ جوش در فرایند

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

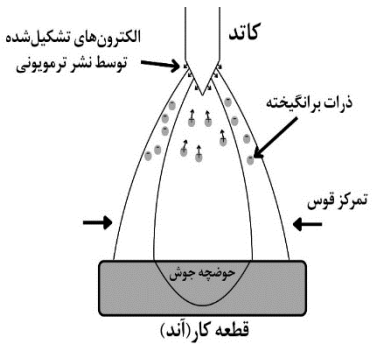
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

جوشکاری قوسی تنگستن-گاز فعال شده (A–GTAW) هستند این سازکار ها شامل، جریان معکوس مارانگونی و تمرکز قوس می باشند. سازکار معکوس مارانگونی، این سازکار، که نخستین بار توسط هاپیل و روپر [11و10] معرفی شد، بر پایه گرادیان کشش سطحی (γ) در سراسر حوضچه مذاب جوش است. در جوشکاری C-GTAW همانطور که در **Error! Reference source not found.** نشان داده شده است، گرادیان کشش سطحی منفی است ($d\gamma/dT<0$)؛ به این معنی که با افزایش دما، کشش سطحی کاهش می‌یابد. از آنجا که مرکز حوضچه جوش داغ‌ترین نقطه است، جریان مذاب به سمت بیرون حرکت می‌کند از مرکز با کشش سطحی پایین (C) به سمت لبه‌ها با کشش سطحی بالا (A و B در شکل(1-الف) که نتیجه آن یک حوضچه جوش پهن و کم‌عمق است؛ درمقابل، جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با فلاکس فعال، در حضور عناصر فعال سطحی موجود در فلاکس، همانطور که در شکل(1) نشان داده شده است، این گرادیان معکوس شده و مثبت می‌شود ($d\gamma/dT>0$)؛ در این حالت، کشش سطحی با افزایش دما، افزایش می‌یابد. این وارونگی در گرادیان، فلز مذاب را وادار می‌کند که به سمت مرکز حوضچه جریان یابد از لبه‌های سردتر به سمت مرکز داغ‌تر. این جریان رو به داخل، مواد داغ‌تر را از مرکز حوضچه و زیر قوس به عمق حوضچه سوق داده و مقطع جوش را به شکل مشاهده شده باریک و عمیق تغییر می‌دهد [12].



شکل1-الف- جریان سیال در جوشکاری قوسی تنگستن-گاز مرسوم.
ب- جریان سیال در جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با فلاکس فعال[12].

پس ازکار تمرکز قوس، این سازکار بر پایه تعامل بین پلاسمای قوس و فلاکس است، همانطور که در شکل(2) نشان داده شده است. به طور کلی، دمای محیط اطراف پلاسمای قوس برای تجزیه فلاکس‌های فعال کننده کافی است و این امر باعث ایجاد یک ابر از اتم‌های یونیزه شده و الکترون‌ها می‌شود. این ابر که ذاتاً الکترونگاتیو است، پلاسمای قوس را در بر می‌گیرد و قادر است الکترون‌های نسبتاً ضعیف‌تر را از بخش‌های بیرونی ستون قوس جذب کند. این عمل به طور مؤثری ستون پلاسمای قوس را به قطر کوچک‌تری محدود می‌کند و در نتیجه، چگالی انرژی به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. این تمرکز انرژی، چگالی جریان را بالا برده، گرما را به سمت عمق، هدایت می‌کند و جوش باریک و عمیق را توضیح می‌دهد [13]. پیش از این تحقیقاتی از اثر فلاکس روی آلیاژ های دیگر انجام شده است.



شکل2-طرحواره ای از سازکار تمرکز قوس.

پژوهش چن و همکاران[14] به مقایسه فلاکس‌های TiO_2 و SiO_2 در فرایند A–GTAW بر روی صفحات فولاد زنگ نزن 316L(6 میلی‌متر) پرداخت. نتایج نشان داد که فلاکس SiO_2 برتر است، زیرا با افزایش نفوذ تا حدود 292٪، از TiO_2(با نفوذ حدود 240٪) پیشی گرفت. این عملکرد بهتر به دلیل ایجاد چگالی انرژی بالاتر با فشرده‌تر شدن بیشتر ستون پلاسما و ریشه آند در حضور فلاکس SiO2گزارش شده است. تسنگ و همکاران [15] در پژوهشی پیشگامانه، تأثیر پنج نوع فلاکس اکسیدی ($TiO_2, SiO_2, MnO_2, MoO_3, Al_2O_3$) را بر جوشکاری فولاد زنگ نزن 316L با فرایند قوسی تنگستن-گاز با فلاکس فعال بررسی کردند. آن‌ها نشان دادند که فلاکس‌هایی چون

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

SiO_2و TiO_2با تنگ‌تر کردن قوس و فعال‌سازی جریان معکوس مارانگونی، عمق نفوذ را به طور قابل توجهی افزایش داده و اعوجاج جوش را کاهش می‌دهند. در حوزه سوپرآلیاژ ها نیز، اثر فلاکس فعال موضوع مطالعه محققان بوده است؛ لین و همکاران [13] با هدف بهبود خواص جوش اینکونل 718، اثر 8 نوع فلاکس (Cr_2O_3 , TiO_2 , MnO_2 ,MoO_3 ,NiO SiO_2, ZnO ,MoS_2) بر هندسه جوش بررسی کردند. آن‌ها تأکید کردند که فلاکس‌ها به دلیل تغییر جهت جریان مارانگونی و تنگ‌تر کردن قوس الکتریکی، عمق نفوذ را به میزان قابل توجهی افزایش داده و هندسه جوش را بهینه می‌کنند. سینگ و همکاران [16] فرایند A–GTAW را بر روی اینکونل 718با استفاده از یک فلاکس سه‌جزئی (TiO_2 ,SiO_2 ,Al_2O_3) بررسی کردند. آن‌ها گزارش دادند که این فلاکس نه‌تنها نفوذ را افزایش می‌دهد، بلکه با ریزتر کردن دندریت‌ها و شکستن فازهای بین دندریتیLaves ، ریزساختار فلز جوش را به طور چشمگیری بهبود بخشیده و خواص مکانیکی را تقویت می‌کند. در پژوهش حاضر از TiO_2 بعنوان فلاکس فعال در جوشکاری قوسی تنگستن-گاز استفاده شد که مطالعه مشابهی روی آلیاژ اینکونل738LC در منابع یافت نشد. کاهش عرض ناحیه متاثر از حرارت که نقطه ضعف این آلیاژ می‌باشد، می‌تواند بازسازی آن را با هزینه کمتر، سرعت بالاتر و عیوب کمتر موجب شود.

2-مواد و روش ها

2-1- فلز پایه

در این پژوهش از آلیاژ اینکونل 738LC استفاده شد. ترکیب شیمیایی این آلیاژ در جدول(1) آورده شده است. این آلیاژ پیشتر به مدت66000 ساعت تحت سرویس بوده است؛ برای به حداقل رساندن فاز های مضر ایجاد شده در ریزساختار، قطعه کار تحت عملیات حرارتی استاندارد انحلال این آلیاژ قرار گرفته یعنی به مدت دوساعت در دمای 1120 درجه سانتی‌گراد، عملیات حرارتی شده و سپس در هوا خنک شده است.

2-2- تصویر برداری از قوس

برای بررسی دقیق‌تر اثر فلاکس‌ها بر رفتار قوس در پژوهش حاضر، از یک چیدمان آزمایش خاص استفاده شد که در شکل(3) نشان داده شده است. در این پیکربندی، عملیات تصویربرداری از قوس الکتریکی حین جوشکاری از روبه‌روی قوس انجام گرفته تا بتوان تفاوت‌های شکل، تمرکز و گستره قوس در را به‌صورت مستقیم مشاهده و تحلیل نمود. در ادامه تصاویر ضبط شده از قوس با استفاده از نرم افزار های ویرایش عکس، بر روی یک دیگر کاملا تطبیق داده شد(تورچ جوشکاری در تصاویر روی یکدیگر انداخته شد) تا اثر فاصله قوس هر نمونه تا دوربین، به حداقل برسد.



شکل3-نحوه تصویر برداری از قوس هنگام جوشکاری نمونه ها.

جدول1-ترکیب‌شیمیایی آلیاژ مورد استفاده و آلیاژ استانداردInconel 738 LC.

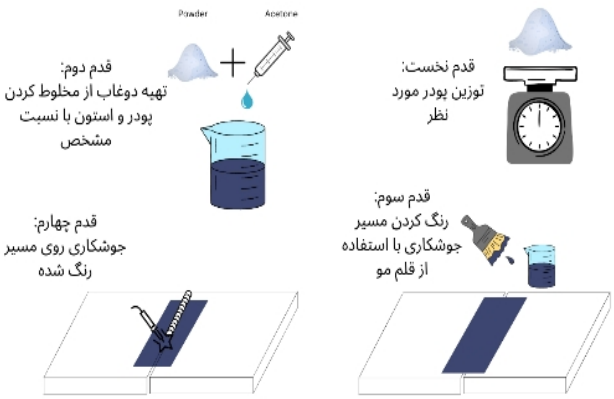
عنصر	Ni	Ta	Al	Ti	W	Co	Mo	Nb	Cr
آلیاژ حاضر	مابقی	1.363	3.56	2.827	2.729	8.364	1.875	0.782	14.6
خطا±	0.452	0.151	40	0.215	0.207	0.226	0.045	0.027	0.252
استاندارد[3]	مابقی	1.50-2.00	3.20-3.70	1.50-2.00	2.40-2.80	3.00-9.00	1.5-2.00	0.60-1.10	15.70-16.30

2-3- فلاکس و آماده سازی دوغاب فعال ساز

در این تحقیق از فلاکس TiO_2 که در تحقیقات گذشته توسط تسنگ و همکاران [14-15] و همچنین ساندور و همکاران [17] بیشترین عمق نفوذ را موجب شد استفاده شد. اندازه این پودر نیز بعنوان یکی از پارامتر های اثرگذار اندازه گیری شد که میانگین اندازه پودر TiO_2 برابر 730 نانومتر اندازه گیری شد؛ برای آماده سازی دوغاب، پودر با استفاده از یک ترازوی دیجیتال با دقت 0/001 گرم اندازه گیری، حجم لازم از استون نیز با دقت توسط یک سرنگ تعیین. سپس پودرهای توزین شده با حجم مشخص استون ترکیب شدند تا یک دوغاب به دست آید. مراحل تهیه فلاکس و اعمال آن بر روی سطح صفحات، به صورت شماتیک در شکل(4) نشان داده شده

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

است. این دوغاب به دست آمده، بلافاصله و با استفاده از قلم‌مو، به صورت دستی بر روی سطح آماده شده برای جوشکاری اعمال گردید. غلظت های0/33، 0/5، 1، 2(گرم TiO_2بر میلی لیتر استون) بررسی شدند. گفتنی است، از آنجایی که در این پژوهش هیچ ابزار و روش استاندارد و عملی برای سنجش دقیق ضخامت دوغاب پس از اعمال وجود نداشت، و مقالات مشابه در این حوزه نیز اغلب به گزارش غلظت وزنی دوغاب و نحوه اعمال آن بسنده کرده‌اند، در این پژوهش نیز به گزارش غلظت اکتفا شد. با این حال، لازم به ذکر است که با توجه به روش دستی اعمال، احتمال عدم یکنواختی جزئی در میزان دوغاب اعمال شده بر روی نمونه‌های مختلف وجود دارد که به عنوان یک محدودیت ذاتی این روش به حساب می‌آید. اطلاعات کلی جوشکاری و تمامی جزئیات مربوط به پارامترهای فرایند، شامل جریان جوشکاری، ولتاژ، نوع و دبی گاز محافظ، نوع و قطر الکترود تنگستن، طول قوس، و سرعت جوشکاری، به صورت کامل در جدول(2) آورده شده است. همچنین در پژوهش حاضر برای بررسی متالوگرافی از اچانت گلیسرجیا (15mL HCL+10mL Ascetic acid+10mL HNo_3)+ 5 قطره گلیسیرین استفاده شد.



شکل4- طرحواره ای از مراحل آماده سازی و تهیه دوغاب و نهایتا اعمال روی سطح، پیش از جوشکاری.

2-4- آزمون کشش

نمونه های آزمون کشش طبق استاندارد ASTM E8 با ابعاد 100×20×6 آماده شد و توسط دستگاه ه (SANTAM) با ظرفیت 50 کیلو نیوتون صورت پذیرفت.

جدول2- مشخصات جوشکاری انجام شده.

متغیر	مشخصات / جزئیات
دستگاه جوشکاری	Fronius Magic Wave 3000 Comfort
روش جوشکاری	GTAW ,DCEN جریان ثابت
جنس قطعه کار	Inconel 738 LC
نوع الکترود	تنگستن (2% توریم‌دار)
قطر الکترود	2/4 میلی‌متر
قطر نازل سرامیکی	10 میلی‌متر
گاز محافظ	آرگون (خلوص 99/99%)
فشار گاز محافظ	8 بار
ولتاژ قوس	10-11(میانگین 10/5)
جریان‌های جوشکاری آزموده شده	80 و 50 و 60
نفوذ در 50 آمپر	ناکافی (کمتر از 1 میلی‌متر)
نفوذ در 80 آمپر	نفوذ کامل
جریان بهینه انتخاب شده	60 آمپر (تعادل بین نفوذ و ورودی حرارت)

2-5- آزمون میکرو سختی سنجی

این آزمون‌ها مطابق با استاندارد ASTM E384 و تحت نیروی 300 نیوتون و زمان اعمال بار 10 ثانیه صورت گرفتند.

2-6- بررسی های میکروسکوپیکی

از میکروسکوپ نوری مدل HUVITZ HRM-300 و از میکروسکوپ الکترونی TESCAN VEGA 3 در این پژوهش استفاده شد.

3-نتایج و بحث

3-1- بررسی شکل جوش

یکی از اصلی‌ترین شاخص‌های ارزیابی جوش، بررسی شکل و ابعاد ناحیه جوش است که با بررسی ساختار مقطع عرضی انجام می‌شود. مشخصات ابعادی جوش شامل عمق نفوذ، عرض جوش، نسبت عمق به عرض $\frac{D}{W}$ و مساخت حوضچه است؛ به همین منظور در جدول(3) تصاویر سطح مقطع و در جدول(4) جزئیات ابعادی و در تمامی نمونه های جوشکاری آورده شده است.

نکته قابل توجه نخست در جدول(4)، کنترل حرارت ورودی است؛که میانگین حرارت ورودی یعنی (9/27٪ ±337/29 ژول بر میلی‌متر) می‌توان از اثرگذاری قابل چشم پوشی آن اطمینان حاصل نمود؛ در شکل(5)، نمودار مقایسه‌ای عمق نفوذ برای

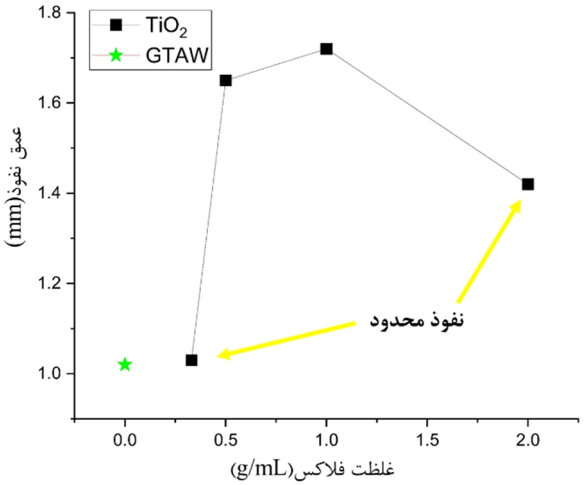
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

تمامی نمونه‌ها رسم شده است؛ همان‌طور که در این نمودار مشاهده می‌شود، روند تغییرات عمق نفوذ با افزایش نسبت استون در دوغاب ابتدا افزایشی و سپس کاهشی بوده است؛ این رفتار می‌تواند به خواص فیزیکی و ویسکوزیته دوغاب و نحوه پخش آن بر سطح قطعه مربوط باشد؛ چراکه در غلظت بالا (2 گرم بر میلی‌لیتر)، دوغاب فلاکس حالتی خمیری و نسبتاً غلیظ پیدا کرده و به‌سختی روی سطح قطعه پخش می‌شود؛ این وضعیت منجر به ایجاد پوشش‌های ناپیوسته و غیر یکنواخت می‌شود که می‌تواند پایداری قوس و اثرگذاری فلاکس را مختل کند؛ در نتیجه، عمق نفوذ در این نسبت فلاکس(2 گرم بر میلی‌لیتر)، تنها باافزایشی محدود، نسبت به جوش بدون فلاکس همراه است. در مقابل، کاهش غلظت و یا افزایش نسبت استون تا غلظت 1 (گرم بر میلی‌لیتر) باعث بهبود قوام دوغاب و یکنواختی بیشتر آن هنگام اعمال روی سطح شده و در نتیجه، شرایط مطلوب‌تری برای اثرگذاری فلاکس ایجاد می‌کند.

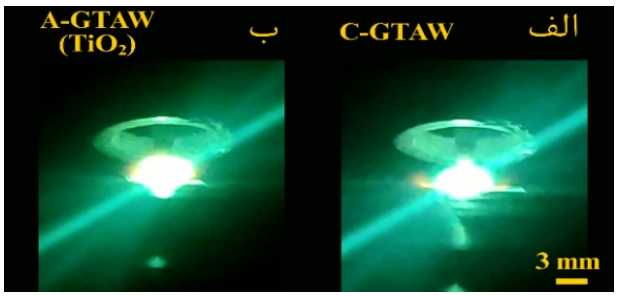
با این حال، در غلظت پایین فلاکس(0/33 گرم بر میلی‌لیتر)، به‌رغم یکنواختی، به‌دلیل رقیق شدن دوغاب و کاهش پودر در واحد سطح، اثر فلاکس در بهبود عمق نفوذ کاهش می‌یابد. بنابراین، همان‌طور که در شکل(5) دیده می‌شود، در نسبت 3 (استون به پودر) کاهش مجدد در عمق نفوذ در تمامی نمونه ها قابل مشاهده است. در مجموع، می‌توان نتیجه گرفت که ترکیب فلاکس و نسبت مناسب استون نقش کلیدی در کنترل اثرگذاری فلاکس های فعال روی عمق حوضچه دارند. انتخاب صحیح نسبت حلّال به پودر در دوغاب می‌تواند تعادل بین یکنواختی و غلظت مؤثر پودر را برقرار کند و در نتیجه، بیشینه عمق نفوذ را موجب شود.

3-2- بررسی شکل قوس الکتریکی

پیش از این تنسنگ و همکاران [15] و برتیر و همکاران [18] به‌وضوح اثر فلاکس‌های فعال بر رفتار قوس الکتریکی در جوشکاری را اثبات کرده‌اند. تغییراتی نظیر تمرکز قوس، کاهش شعاع پراکندگی [19] ، افزایش چگالی جریان [20] و در مواردی کاهش ناپایداری قوس از جمله اثرات گزارش‌شده این فلاکس‌ها می‌باشند. در همین راستا، تصویر قوس نمونه بهینه 1(گرم بر میلی‌لیتر) با قوس نمونه فاقد فلاکس(C-GTAW) مقایسه شد. تصاویر قوس در شکل(6) ارائه شده‌اند.



شکل5- مقایسه عمق نفوذ تمامی نمونه ها.



شکل6-مقایسه قوس الف- نمونه C-GTAW، ب- نمونه A-GTAW با غلظت1 گرم بر میلی‌لیتر.

همان‌طور که مشاهده می‌شود، تفاوت‌های قابل‌توجهی میان شکل، تمرکز و گستره قوس‌های نمونه جوشکاری شده A-GTAW (1 گرم بر میلی‌لیتر) در مقایسه با نمونه C-GTAW وجود دارد؛ بطور مشخص می‌توان گفت شکل قوس با استفاده از فلاکس، متمرکز شده که خبر از افزایش چگالی جریان می‌دهد. در ادامه برای مقایسه مستقیم اثرگذاری فلاکس Tio_2، روی شکل قوس، در شکل(7) بطور مستقیم با یکدیگر مقایسه شده اند؛ تا نحوه اثر هر فلاکس روی قوس دقیق تر بررسی شود. همان‌طور که در شکل(7) مشاهده می‌شود، قوس در حضور فلاکس TiO_2 متمرکزتر و باریک‌تر از قوس فاقد فلاکس (C-GTAW) می‌باشد؛ این مشاهده، مؤید آن است که TiO_2

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

جدول3- مشخصات نمونه های جوش.

C-GTAW	A-GTAW	
		۲ گرم بر میلی‌لیتر
		۱ گرم بر میلی‌لیتر
		۰/۵ گرم بر میلی‌لیتر
		۰/۳۳ گرم بر میلی‌لیتر

جدول4- نمونه های جوشکاری شده با فلاکس TiO_2 در 4 غلظت و نمونه جوشکاری شده بدون فلاکس.

نمونه جوش	نسبت پودر به استون g/mL	عمق (mm)	عرض (mm)	نسبت عمق به عرض	مساحت حوضچه (mm^2)	سرعت متوسط جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (j/mm)
GTAW	--	1.02	3.873	0.26	2.83	1.11	338.62
TiO_2	2	1.42	3.95	0.35	4.17	1.20	314.25
	1	1.72	3.731	0.46	4.62	1.07	352.53
	0.5	1.65	3.312	0.49	4.03	1.12	336.57
	0.33	1.03	4.62	0.22	3.71	1.09	344.48

توانسته قوس را متمرکز کند. در ادامه برای کمّی سازی این مقایسه با استفاده از نرم افزار پردازش تصویر Image-J، و با توجه به این نکته که قطر دهانه نازل گاز محافظ مشخص است(10 میلی متر)، قطر قوس اندازه گیری شد که نتایج نشان داد، قوس نمونه جوشکاری شده فلاکس با غلظت بهینه(1 گرم بر میلی‌لیتر) حضور فلاکس فعال TiO_2 قطری برابر با 5/54 میلی متر و قطر نمونه فاقد فلاکس برابر 5/71 میلی متر می‌باشد؛ این اندازه گیری نیز مشاهده بصری در شکل (6و7) را مبنی بر متمرکز شدن قوس را تایید می‌کند. اثر تمرکز قوس ناشی از فلاکس TiO_2 پیشتر در پژوهش های دیگر[14-21] تایید شده است. بررسی و مقایسه قوس تشکیل شده هنگام جوشکاری نمونه جوشکاری شده با فلاکس TiO_2 و نمونه بدون قوس (C-GTAW) نشان داد که استفاده از این فلاکس فعال موجب تمرکز بیشتر قوس در مقایسه با نمونه جوشکاری شده بدون فلاکس شده است. این تمرکز به‌صورت کاهش پهنای قوس و طبعاً افزایش چگالی انرژی(جریان ثابت است) در ناحیه مرکزی مشاهده شد؛ در نتیجه می‌توان سازکار تمرکز قوس را در افزایش نفوذ گزارش شد در جدول(4) دخیل دانست.

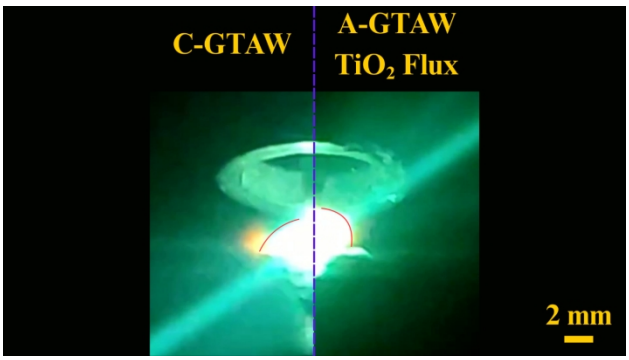
3-3- بررسی ریزساختار حوضچه و منطقه متاثر از حرارت

نتایج تحلیل ریزساختاری و بررسی‌های انجام شده روی منطقه متأثر از حرارت، بینش‌های کلیدی در مورد تأثیر فلاکس های استفاده شده بر خواص نهایی قطعه جوش داده شده را فراهم می‌کنند. در این بخش به تحلیل جامع ریزساختار ناحیه جوش و منطقه متأثر از حرارت پرداخته می‌شود و تغییرات متالورژیکی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

ایجاد شده در اثر C-GTAW در مقایسه با نمونه های حاوی بهینهA-GTAW (1 گرم بر میلی‌لیتر) مورد بررسی قرار می‌گیرد. این تحلیل‌ها نه تنها شامل بررسی مورفولوژی بلکه شامل شناسایی پدیده‌هایی مانند ذوب‌شدگی و تأثیر آن‌ها بر کیفیت نهایی جوش است. در این بخش، با تکیه بر شواهد ریزساختاری و داده‌های کمّی، اثرگذاری فلاکس TiO_2 مورد بحث قرار خواهد گرفت.



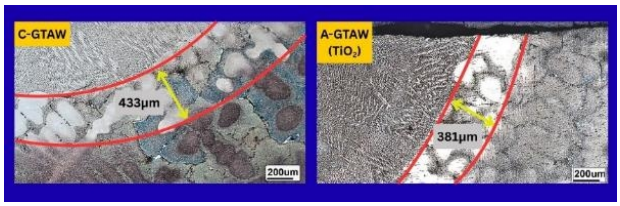
شکل7- مقایسه عرض ناحیه متأثر از حرارت در جوشکاری بدون فلاکس و نمونه بهینه A-GTAW (1گرم بر میلی‌لیتر).

3-4- منطقه متاثر از حرارت

همانطور که در مروری بر منابع اشاره شد، این آلیاژ(بطور کلی سوپرآلیاژ ها) به ترک ذوب شدگی حساس می‌باشد چر اکه به‌شدت مستعد بروز فیلم مذاب در منطقه متاثر از حرارت (در فواصل بین دندریت ها) می‌باشد؛ همزمانی بروز فیلم مذاب با تنش های انقباضی ناشی از رسوب سریع فاز γ' در حین سرمایش جوش موجب تشکیل ترک در محل ذوب شدگی می‌شود [22] ؛ در کنار این، تنش های ناشی از انقباض حوضچه جوش نیز در افزایش تنش، نقش کلیدی دارند [7] ؛ به همین جهت بررسی و مقایسه منطقه متاثر از حرارت مورد توجه می‌باشد. نتایج اندازه گیری عرض این منطقه نشان داد در نمونه بهینه جوشکاری شده A-GTAW (1 گرم بر میلی‌لیتر) این اندازه برابر 381/66 میکرومتر و در نمونه C-GTAW 433/47 میکرومتر می‌باشد، همچنین تصویر مقایسه این منطقه برا دو نمونه مذکور، در شکل(8) آورده شده است. همانطور که داده‌های ارائه شده به وضوح نشان می‌دهند، فرایند جوشکاری قوسی تنگستن گاز با فلاکس فعال، به شکل قابل توجهی در کاهش عرض منطقه متاثر از حرارت موفق بوده است؛ این امر نشان می‌دهد که تمرکز قوس روی عرض منطقه متاثر از حرارت به صورت چشمگیری اثر گذار بوده است؛ چرا که چگالی انرژی قوس افزایش یافته و هدایت آن به سمت عمق قطعه کار را موجب شده است. یک قوس متمرکزتر، چگالی انرژی بالاتری در ناحیه جوش ایجاد می‌کند و در نتیجه، گرمای ورودی به صورت موثرتری برای نفوذ عمیق‌تر استفاده می‌شود. این تمرکز حرارت، از انتقال جانبی گرما به مناطق اطراف جلوگیری می‌کند. بنابراین، میزان حرارت وارد شده به فلز پایه در نزدیکی مرز حوضچه به شدت کاهش می‌یابد همانطور که تصاویر مقایسه ای از منطقه متاثر از حرارت در شکل(8)، نشان می‌دهد؛ استفاده از فلاکس‌های فعال عرض منطقه متاثر از حرارت را به شدت کاهش داده است؛ این نتایج می‌تواند ایده اولیه استفاده از جوشکاری با فلاکس فعال را که با هدف کاهش عرض منطقه متاثر از حرارت می‌باشد را تایید نماید. متوسط اندازه عرض منطقه متاثر از حرارت که در شکل(8) داده شده است، به وضوح خبر از تغییر رفتار نفوذ حرارت در حضور فلاکس می‌دهند؛ نتایج این پژوهش به طور کامل با یافته‌های محققان زبیرالدین و همکاران [20] هماهنگ است؛ این محققان، نشان دادند که جوشکاری قوسی تنگسن-گاز با فلاکس فعال، به دلیل تمرکز حرارت، ناحیه متأثر از حرارت باریک‌تر و تنش‌های پسماند کمتری نسبت به جوشکاری قوسی تنگسن-گاز معمولی ایجاد می‌کند. به طور خاص، عرض منطقه متاثر از حرارت در A-GTAW، به طور قابل توجهی کاهش یافت که این امر نیز در نتایج پژوهش حاضر مشهود بود؛ این مقاله همچنین با استفاده از روش شبیه سازی محدود نشان می‌دهد توزیع حرارت در جوشکاری قوسی تنگسن-گاز با فلاکس فعال متمرکز تر است؛ در این توزیع متمرکز حرارت به سمت عمق، حتی با وجود بزرگ‌تر بودن مساحت حوضچه مذاب در برخی موارد (که در نمونه های پژوهش حاضر نیز مشاهده شد)، از گسترش حرارت به صورت عرضی جلوگیری کرده و عرض منطقه متاثر از حرارت را به حداقل می‌رساند؛ که می‌توان گفت مشاهدات پژوهش حاضر نیز یافته‌های پژوهشگان نامرده

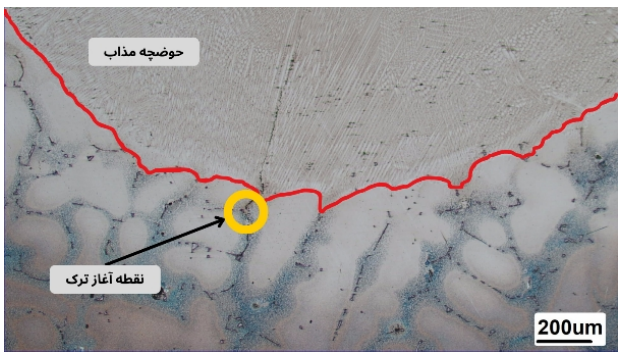
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

را تأیید می‌کنند. در میان نمونه های جوشکاری شده، در نمونه بهینه جوشکاری شده A-GTAW (1 گرم بر میلی‌لیتر ترک مشاهده شد؛ این ترک به‌صورت پیوسته، از ناحیه متاثر از حرارت در قسمت پایین حوضچه آغاز شده و در امتداد محور مرکزی جوش تا میانه‌ی حوضچه مذاب امتداد یافته است.



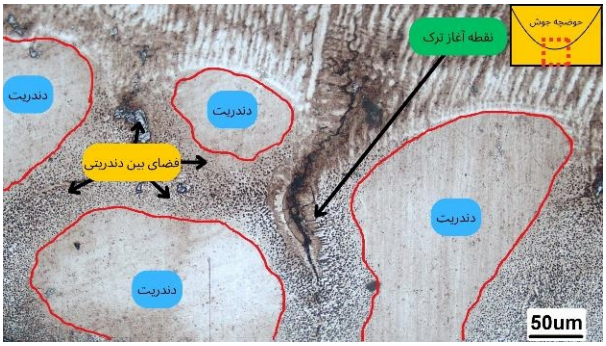
شکل8- تصویری از محل آغاز ترک نمونه 1A-GTAW گرم بر میلی‌لیتر.

در شکل(9) تصویری از این ترک و محل بروز آن آورده شده است. همانطور که در شکل(9) مشاهده می‌شود این ترک از ناحیه متاثر از حرارت در زیر حوضچه جوش آغاز شده و تا مرکز جوش امتداد یافته است. در بزرگنمایی بیشتر که در شکل(11) آورده شده است مشخص می‌شود این ترک از بین دندریت های ستونی در لبه حوضچه جوش و در راستای آن ها ادامه مسیر داده و خود را تا مرکز حوضچه رسانده است؛ طول این ترک 857 میکرومتر اندازه گیری شد؛ همانطور که در شکل(10) نشان داده شده است این ترک از فضای بین دندریتی نشأت گرفته است. می‌توان در منطقه آغاز ترک نشانه های ذوب شدگی را مشاهده نمود.

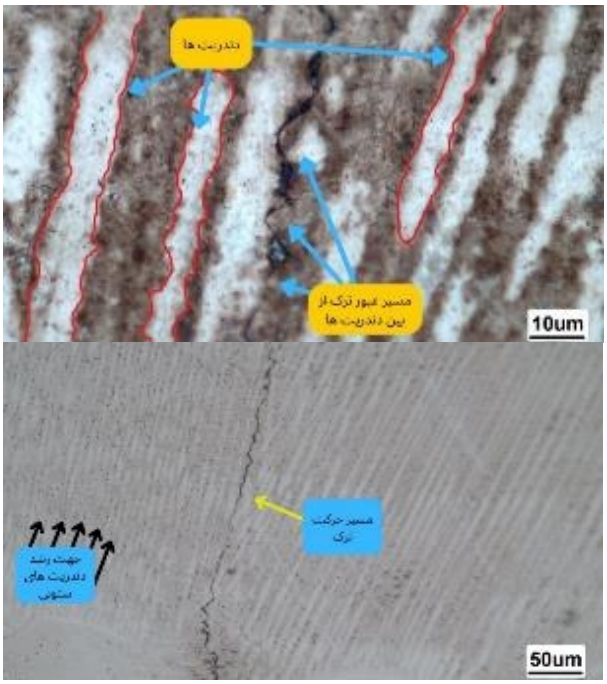


شکل9-تصویری از محل آغاز ترک نمونه 1A-GTAW گرم بر میلی‌لیتر.

همانطور که در شکل(10) مشاهده می شود، یک زمینه عاری از ذرات گاما پرایم، چسبیده به محل وقوع ترک مشاهده می شود که مشخصا از بروز ذوب شدگی در این منطقه حکایت دارد؛ بررسی های متالوگرافی بیشتر، مشخص نمود ترک مذکور در جهت عکس نیز رشد داشته است که درشکل(12) نشان داده شده است.



شکل10-محل آغاز ترک در نمونه 1A-GTA W گرم بر میلی‌لیتر که از فضای بین دندریت ها بوده است.



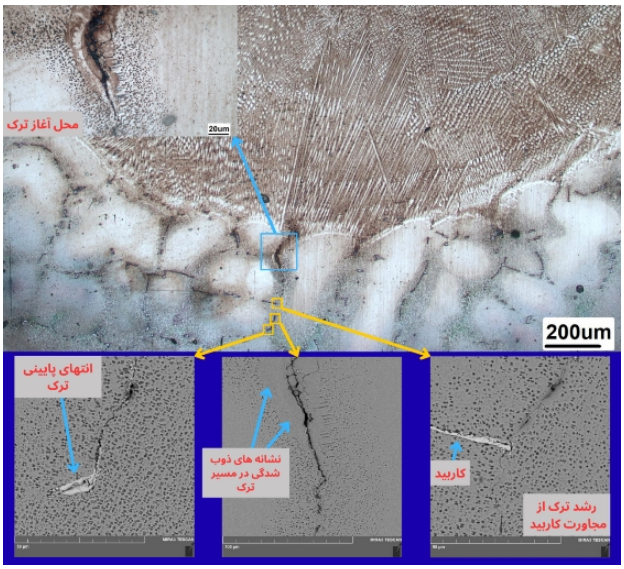
شکل11-مسیر حرکت ترک نمونه بهینه 1A-GTAW گرم بر میلی‌لیتر زیگزاگی و از میان دندریت بوده ها که از مشخصه های ترک ذوبی است.

چن و همکاران [23] در پژوهشی با هدف بررسی ترک ذوب شدگی در این آلیاژ، اینگونه استدلال می‌کنند که شروع ترک از منطقه متاثر از حرارت، در فضای بین دندریتی، با توجه به تحمل دمای بالا، در کنار زود ذوب بودن این مناطق، دلیل قابل اتکایی برای ترک ذوب شدگی بودن آن است؛ در ادامه پژوهشگران نامبرده، روی مسیر عبور ترک نیز تاکید دارند که ترک مسیر دندانه‌دار و بین‌دانه‌ای ترک، که عمدتاً در امتداد فصل مشترک MC/ماتریس و مرزهای $\gamma'-\gamma$ پیشروی می‌کند، و

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

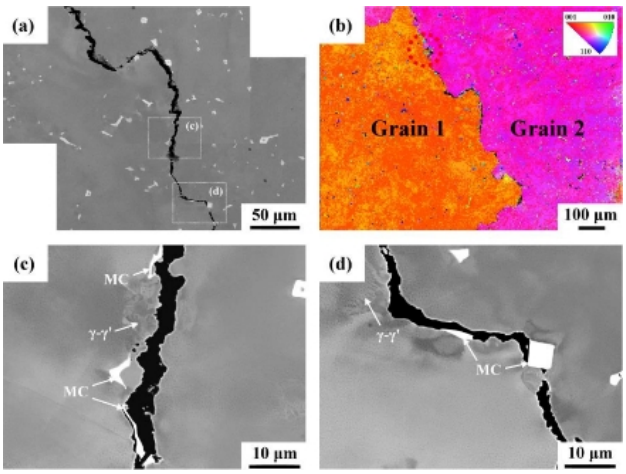
این نشان‌دهنده دنبال کردن نواحی تضعیف شده توسط ترک و در شکل(13) این ادعا را به تصویر کشانده اند؛ همانطور که مشاهده می‌شود، ترک ذوب شدگی از مسیر خود را از بین دو دانه، بر روی مسیر ترک در پژوهش حاضر، حضور ذرات ریزی را در مسیر ترک آشکار ساخت که در ادامه به تفصیل مورد تحلیل قرار خواهند گرفت.



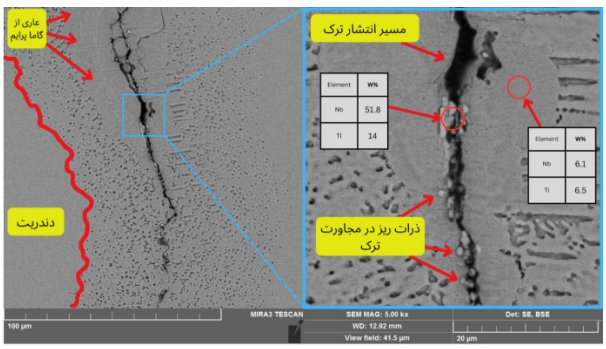
شکل12-جزئیات ترک فلاکسTiO_2 با غلظت فلاکس 1 میلی لیتر بر گرم.

درشکل(14) می‌توان مسیر انتشار ترک را در مجاورت ذرات ریزی مشاهده نمود. همانطور که مشخص است، نتایج EDS حضور چشمگیر عنصر Nb و Ti را در مسیر رشد ترک نشان داده است. به طور خاص، مشاهده درصد بالای عنصر نیوبیوم (Nb)در تحلیل EDS از نواحی ترک‌خورده، حائز اهمیت فراوان است. این یافته با این موضوع که Nb به عنوان یک عنصر با ضریب توزیع کمتر از یک(k<1) ، در طول انجماد به شدت به داخل مایع بین‌دندریتی پس زده می‌شود [6] ؛ کاملاً سازگار است .پس‌زدگیNb به همراه سایر عناصر تشکیل‌دهنده کاربید (مانند Ti) شاهدی بر کاربید بودن ذره مذکور می‌باشد.

کاربید های MC و فصل مشترک $\gamma-\gamma'$ انتخاب کرده است. در راستای مشاهده مسیر ترک، بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی شکل(14) می‌تواند اطلاعاتی از بروز فیلم مذاب در این منطقه بدهد؛ همانطور که در تصاویر شکل(12و10) نیز مشخص است، محل بروز ترک در منطقه بین دندریتی قرار دارد.



شکل13- تصویری از ترک ذوب شدگی در منطقه HAZ، که نشان می‌دهد مسیر عبور ترک در امتداد فصل مشترک/ MCزمینه و مرزهای $\gamma-\gamma'$.

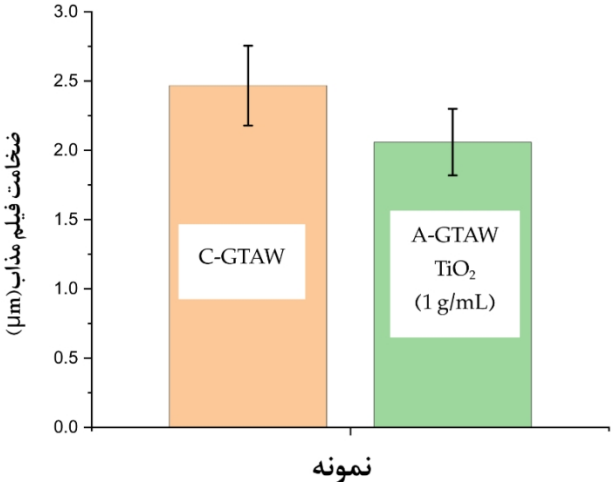


شکل14- تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه 1A-GTAW گرم بر میلی‌لیتر ، الف- مسیر انتشار ترک و ب- تصویر با بزرگنمائی بالاتر به همراه نتایج EDS.

همانطور که در فصل مروری بر منابع توضیح آن رفت؛ در این منطقه انتظار حضور γ' را داریم کما اینکه درشکل(10) در منطقه بین دندریتی ذرات γ' کاملا متمایز و مشخص می‌باشند؛ لذا وجود یک منطقه عاری از هرگونه γ' در بین دندریت ها دقیقا در مجاورت مرز حوضچه، خبر از بروز ذوب شدگی در این منطقه می‌دهد که موجب انحلال γ' در آن شده و پس از انجماد منطقه عاری از γ' را ایجاد می کند. شکل(14) تصاویر میکروسکوپ الکترونی، سمت چپ تصویر مسیر انتشار ترک را نشان داده و در سمت راست قسمت مشخص شده را با بزرگنمایی بالاتر نشان میدهد، نتایج EDS مشخص نمود Nb در مسیر انتشار ترک حضور چشمگیر دارد. همانطور که پیشتر گفته شد، اوجو و همکاران [22] به صراحت بیان کرده‌اند که کاربیدهای MC و سایر فازهای ثانویه انجمادی در INCONEL

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

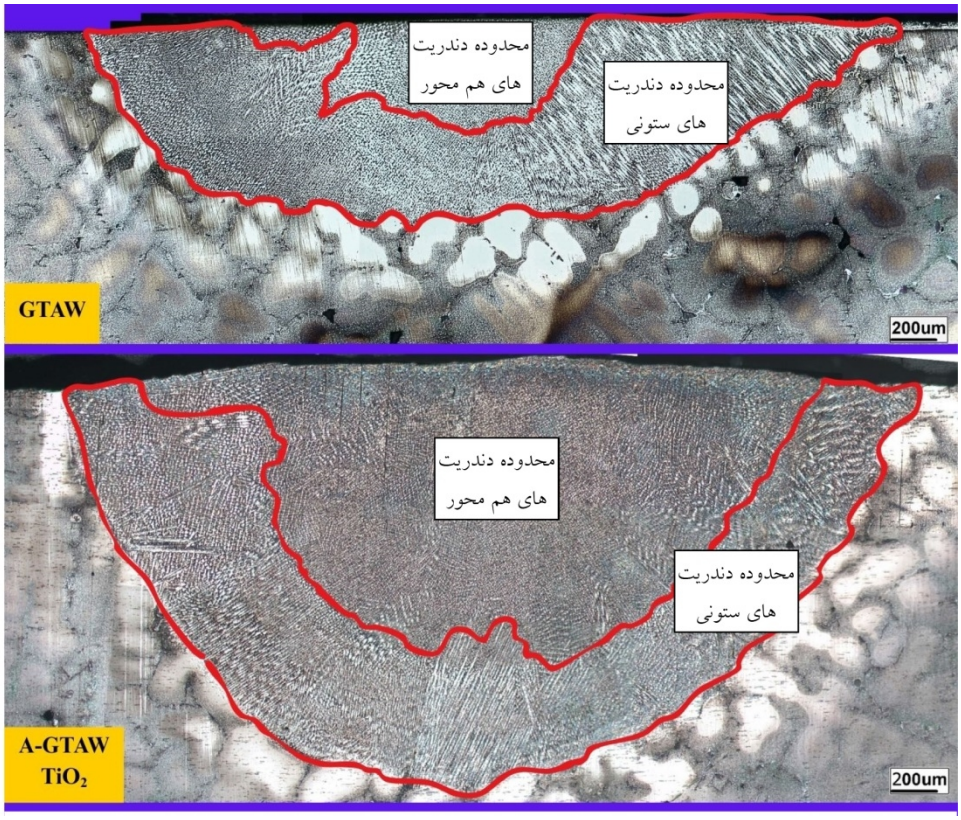
738LC، مانند یوتکتیک $\gamma-\gamma'$ و بورید ها، دارای نقطه ذوب پایین‌تری هستند و در طول سیکل حرارتی جوشکاری دچار ذوب‌شدگی می‌شوند؛ حضور این ذرات ریز در مسیر ترک و غنی‌شدگی از عناصری مانند Nb در محل ترک، شواهدی محکم بر این است که ذوب‌شوندگی موضعی همین فازها منجر به تشکیل یک لایه مایع با نقطه ذوب پایین شده است؛ با این حال، لازم به ذکر است که صرف وجود فازهای با نقطه ذوب پایین و پدیده ذوب‌شوندگی ساختاری به تنهایی برای ایجاد ترک کافی نیست [4]. ترک‌خوردگی مذاب‌شوندگی نتیجه رقابت بین دو عامل اصلی مقاومت ذاتی ماده در برابر ترک‌خوردگی و تنش های ناشی از جوشکاری است(تنش ناشی از انقباض و تنش ناشی از رسوب ذرات) در طول فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز، به دلیل چرخه حرارتی سریع و شیب دمایی بالا، تنش‌های حرارتی قابل توجهی در منطقه متاثر از حرارت و فلز جوش ایجاد می‌شوند؛ این تنش‌ها عمدتاً از نوع کششی هستند [5] و در حین سرد شدن جوش، زمانی که آلیاژ منقبض می‌شوند، به حداکثر خود می‌رسند. اما باید به این پرسش پرداخت که **چرا غلظت بهینه‌ی فلاکس TiO_2 منجر به بروز ترک ذوبی شده است؟** همان‌گونه که در شکل(8) مشاهده می‌شود، فلاکس TiO_2 اگرچه باعث کاهش عرض منطقه‌ی متاثر از حرارت شده است، اما **بیشترین مساحت حوضچه‌ی جوش** جدول(4) مربوط به نمونه‌ی A-GTAW با فلاکس TiO_2 با غلظت 1 گرم بر میلی‌لیتر و در واقع همان نمونه‌ی حاوی ترک استاین شواهد نشان می‌دهد که نمونه‌ی یادشده نسبت به نمونه‌ی بدون فلاکس فعال، تنش‌های انقباضی بالاتری را تجربه کرده است. به عبارت دیگر، با وجود کاهش عرض منطقه‌ی متاثر از حرارت، **افزایش حجم حوضچه‌ی جوش** موجب افزایش میزان تنش‌های حرارتی گردیده و این تنش‌ها، **فیلم مذاب نسبتاً نازک‌تر** نسبت به نمونه‌ی C-GTAW را به محل ترجیحی برای شروع و گسترش ترک تبدیل کرده‌اند. برای بررسی منشأ بروز ترک در نمونه‌ی بهینه، تحلیل دقیق‌تری از تنش‌های حرارتی و شرایط حرارتی انجام شد. همان‌طور که در نمودار ارائه‌شده در شکل(15) مشاهده می‌شود، مساحت سطح مقطع حوضچه‌ی جوش(نماینده از از حجم حوضچه جوش) و ضخامت فیلم مذاب به‌صورت همزمان نمایش داده شده‌اند. اندازه گیری ها نشان داد که مساحت سطح مقطع حوضچه‌ی جوش در نمونه‌ی حاوی فلاکس TiO_2 (با غلظت بهینه‌ی 1 گرم بر میلی‌لیتر) نسبت به نمونه‌ی بدون فلاکس، حدود 173٪ افزایش یافته است (جدول3).



شکل15-مقایسه ضخامت فیلم مذاب (حاصل اندازه 50 اندازه گیری با دقت انحراف معیار 99/9999٪).

علیرغم کاهش عرض منطقه‌ی متاثر از حرارت در این نمونه، افزایش قابل‌توجه حجم حوضچه جوش موجب افزایش تنش های ناشی از انقباض فلز حوضچه جوش خواهد بود. این تنش‌ها فیلم مذاب نازک‌تر تشکیل‌شده بر سطح حوضچه را (که نسبت به نمونه‌ی بدون فلاکس کمتر بوده) به‌عنوان ناحیه‌ای مستعد برای تمرکز تنش و در نهایت بروز ترک انتخاب کرده‌اند. این نتایج نشان می‌دهد که افزایش حجم حوضچه، به‌ویژه در حضور فلاکس TiO_2، می‌تواند عامل کلیدی در ایجاد ترک‌های ذوبی باشد. بنابراین، اگرچه ضخامت فیلم مذاب در نمونه‌ی بهینه کاهش یافته است، اما افزایش شدید حجم حوضچه منجر به افزایش تنش‌های حرارتی شده و این تنش‌ها توانسته‌اند حتی **فیلم مذاب نازک‌تر** را نیز گسیخته و ترک ایجاد کنند. در نهایت می‌توان گفت برای جلوگیری از بروز ترک ذوب شدگی یا باید تنش های ناشی از چرخه حرارتی جوشکاری‌را کاهش داد (برای مثال با کاهش‌سرعت خنک شدن فلزجوش) و یا کاهش بیشتر ضخامت فیلم مذاب به طوری که

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]



شکل16-حوضچه جوش نمونه A-GTAW (1 گرم بر میلی‌لیتر) در مقایسه با C-GTAW.

جدول5-مقایسه درصد مساحت دندریت‌های ستونی در منطقه مذاب جوش‌های بدون فلاکس با نمونه های حاوی فلاکس.

نمونه جوش	نسبت استون به پودر (ml: g)	عمق نفوذ (mm)	مساحت حوضچه (mm^2)	محدوده دندریت های ستونی
GTAW	--	1.02	2.8375	75.96%
A-GTAW	1	1.72	4.620954	57.13%

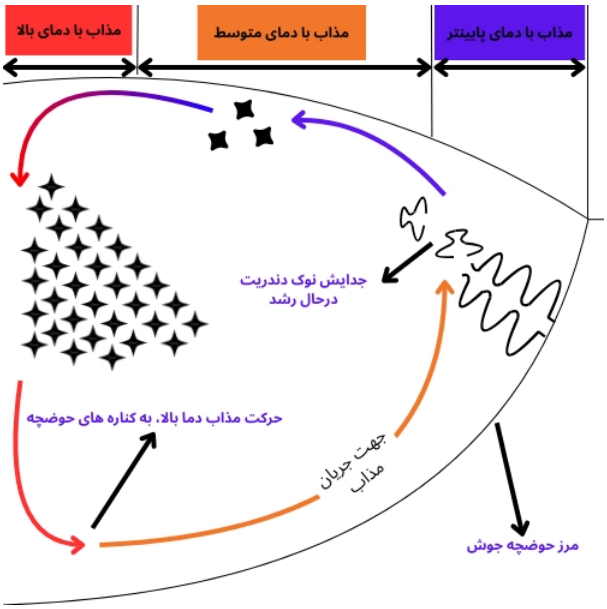
تنش‌های ناشی از چرخه حرارتی جوشکاری در گسیختن این فیلم ناتوان باشد.

3-5- ساختار انجماد

بررسی ساختار انجمادی که نقش حیاتی در کیفیت و خواص نهایی جوش ایفا می‌کند ضروری می‌باشد. مقایسه ریزساختاری منطقه حوضچه جوش نمونه‌ها بهینه جوشکاری شده با فلاکس و بدون فلاکس، تفاوت‌های چشمگیری را در مورفولوژی و توزیع ساختارهای انجمادی هویدا می‌نماید که در شکل(16) مشخص شده است؛ به طور خاص، در جوشکاری قوسی تنگستن-گاز بدون فلاکس، دندریت‌های ستونی بلند و کشیده، بخش عمده‌ای از حوضچه جوش را تشکیل می‌دهند و ناحیه دندریت‌های هم‌محور نسبتاً کوچک است. در مقابل، در جوشکاری با فلاکس های مختلف، مشاهده می‌شود که محدوده دندریت های ستونی به وضوح مذاب محاسبه شد که در جدول(5) گزارش شده است.مهار شده و ناحیه دندریت‌های هم‌محور به طور قابل توجهی گسترش یافته است. به منظور کمی‌سازی تفاوت‌های مشاهده شده در مورفولوژی و توزیع ساختارهای انجمادی بین نمونه‌های جوشکاری شده با فلاکس و بدون فلاکس، تحلیل‌های مساحتی بر روی ریزساختارهای حوضچه مذاب انجام گرفت. این رویکرد کمّی، امکان مقایسه دقیق و ارزیابی تأثیر فلاکس ها بر سهم هر یک از ساختارهای دندریتی (ستونی و هم‌محور) را فراهم می‌آورد. برای این منظور، از نرم‌افزار ImageJ برای پردازش تصاویر میکروسکوپی

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

منطقه مذاب استفاده شد. در هر نمونه، مساحت کل منطقه مذاب و همچنین مساحت ناحیه تحت پوشش دندریت‌های ستونی به دقت اندازه‌گیری گردید. سپس، درصد مساحت دندریت‌های ستونی نسبت به کل حوضچه محاسبه شد که در جدول(5) آمده است. همانطور که جدول(5) به وضوح نشان می‌دهد، میانگین درصد مساحت ناحیه تحت پوشش دندریت‌های ستونی در نمونه بدون فلاکس ٪75 بوده است، در حالی که این مقدار در نمونه‌های جوشکاری شده با فلاکس TiO_2 به طور چشمگیری تا ٪57 نیز کاهش یافته است. این کاهش قابل توجه در سهم دندریت‌های ستونی از حوضچه مذاب به صورت کمّی، مشاهدات کیفی ما در شکل(16) مبنی بر مهار رشد دندریت‌های ستونی و گسترش ناحیه دندریت‌های هم‌محور در جوش‌های با فلاکس فعال را قویاً تأیید می‌کند. کاهش چشمگیر در سهم دندریت‌های ستونی و گسترش ناحیه دندریت‌های هم‌محور در جوش‌های حاوی فلاکس فعال، که به صورت کمّی توسط تحلیل مساحتی تأیید شد، ارتباط مستقیمی با اثرگذاری جریان مذاب در حوضچه جوش دارد. همانطور که پیش‌تر توضیح داده شد، در جوشکاری قوسی تنگستن-گاز، افزودن عناصر فعال سطحی به پوشش پودری ، گرادیان کشش سطحی را معکوس می‌کند. این امر باعث می‌شود که جریان مذاب از لبه‌های حوضچه به سمت مرکز و عمق آن حرکت کند. این الگوی جریان مذاب، پیامدهای مهمی بر فرایند انجماد دارد. شکل(17) طرحواره ای از چگونگی تأثیر جریان معکوس مارانگونی بر رشد و توزیع دندریت‌ها را نشان میدهد؛ جریان‌های مارانگونی معکوس نه تنها باعث افزایش عمق نفوذ می‌شوند ، بلکه به طور مستقیم بر مورفولوژی دندریت‌ها نیز اثر می‌گذارند. این جریان قوی، ضمن تغییر گرادیان دما در جلوی جبهه انجماد [24]، سازکار مهم دیگری را نیز فعال می‌کند که در ادامه توضیح داده شده است همانطور که در شکل(17) به وضوح نشان داده شده است، جریان‌های شدید مذاب، نوک دندریت‌های ستونی در حال رشد را شکسته و یا از جبهه انجماد جدا می‌کنند که پیشتر توسط کای و همکاران [25] این اثر روی سوپرآلیاژ اینکونل738 نیز گزارش شده است.

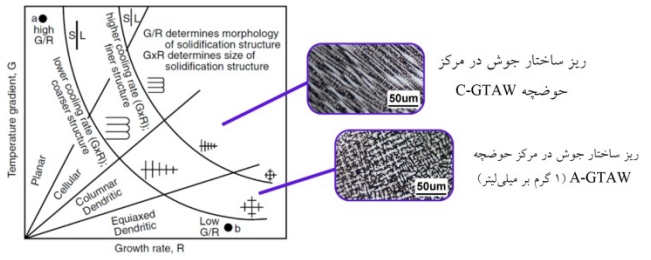


شکل17- طرحواره از نصف سطح مقطق حوضچه که نشاندهنده اثرگذاری جریان معکوس مارانگونی بر مورفولوژی انجمادی و شکست نوک دندریت‌ها در منطقه مذاب جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با فلاکس فعال را نشان می‌دهد.

دندریت های جدا شده سپس توسط همین جریان‌های مارانگونی معکوس به داخل حوضچه مذاب (به سمت مرکز و نواحی با نرخ سرد شدن کمتر) حمل می‌شوند. این ذرات به عنوان مراکز هسته‌زایی جدید در داخل مایع عمل کرده و به جای رشد جهت‌دار، به صورت مستقل رشد می‌کنند و منطقه دندریت‌های هم‌محور را ترغیب به گسترش می‌کنند؛ این مشاهدات مبنی بر افزایش درصد حجم دندریت های هم محور توسط جریان سیال با نتایج کای و همکاران [25] و همچنین زبیرالدین و همکاران [20] در هماهنگی کامل بود. همانطور که در شکل(18)، نواحی مربوط به تشکیل دندریت‌های ستونی و هم‌محور را نشان میدهد. برای تشکیل دندریت‌های ستونی، معمولاً مقادیر بالای G (دمایی بالا موجب ترغیب جهت رشد ترجیحی می‌شود و دندریت های ستونی حاصل می‌شود) مورد نیاز است. جریان‌های شدید معکوس مارانگونی، مذاب را به طور فعال مخلوط می‌کنند، منجر به کاهش قابل توجه گرادیان دما (G) در جلوی جبهه انجماد می‌شوند. با کاهش G و یا نسبت G/R شرایط برای رشد جهت‌دار و بلند دندریت‌های

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

ستونی نامساعد شده و ناحیه پایدار دندریت‌های هم‌محور را موجب میشود. در نتیجه، این پدیده نه تنها از رشد بی‌رویه و بلند دندریت‌های ستونی جلوگیری می‌کند، بلکه با افزایش تعداد هسته‌های موجود در حوضچه مذاب، به گسترش ناحیه دندریت‌های هم‌محور کمک شایانی می‌نماید. این سازکار، تفاوت‌های مشاهده شده در درصد مساحت دندریت‌های ستونی بین جوش‌های بدون فلاکس در مقابل نمونه های جوشکاری شده با فلاکس فعال را که به صورت کمی گزارش شد، به خوبی توجیه می‌کند و نشان می‌دهد که جریان معکوس مارانگونی، با تأثیر دوگانه خود بر گرادیان‌های دما (تغییر درG) و همچنین ایجاد جدایش و حمل هسته‌های دندریتی، نقش کلیدی در کنترل ریزساختار انجمادی و بهبود کیفیت منطقه مذاب جوشIN738L ایفا می‌کند. علاوه بر تأثیرات دینامیکی جریان معکوس مارانگونی بر مورفولوژی انجمادی، یک سازکار متالورژیکی دیگر نیز می‌تواند در ترویج تشکیل دندریت‌های هم‌محور در نمونه های جوش کاری شده با فلاکس فعال، نقش داشته باشد و آن جوانه‌زایی ناهمگن است؛ همانطور که در مورد SiO_2 نیز مطرح است، اکسیدهایی نظیر TiO_2 که از فلاکس رو حوضچه وارد می‌شوند، می‌توانند به عنوان مراکز موثر جوانه زایی در حوضچه مذاب عمل کنند. تاناکا در پژوهشی[26] به صراحت بیان می‌کند که اکسیدهایی مانند TiO_2و Cr_2O_3، پس از تجزیه در داخل حوضچه مذاب، به عنوان منبع تأمین اکسیژن عمل می‌کنند؛ وی بیان می‌کند فرایند تجزیه می‌تواند منجر به تشکیل ذرات ریز اکسیدی (مانند TiOx یا کمپلکس‌های سیلیکات-تیتانات) در سرتاسر حجم مذاب شود؛ این ذرات ریز، با فراهم آوردن بستری مناسب برای تشکیل بلورهای جدید، تعداد مراکز هسته‌زایی را در داخل حوضچه مذاب به طور قابل توجهی افزایش دهند؛ افزایش چگالی هسته‌های جدید در داخل مذاب، به جای رشد جهت‌دار از جبهه انجماد، منجر به رشد مستقل بلورها و تشکیل ساختار دندریت‌های هم‌محور می‌شود؛ بنابراین، گسترش ناحیه دندریت‌های هم‌محور در جوش‌های قوسی تنگستن-گاز با فلاکس فعال، نه تنها به دلیل تأثیر جریان‌های معکوس مارانگونی بر گرادیان‌های دما و شکست نوک دندریت‌ها است، بلکه ممکن است به طور همزمان توسط پدیده جوانه زایی ناهمگن ناشی از اکسیدهای حاصل از فلاکس نیز تقویت شود. با هدف بررسی رفتار گرادیان حرارتی، طول دندریت های ستونی محاسبه شد که در جدول(6) آورده شده و نمودار آن در شکل19- شکل(19) به تصویر کشیده شده است.



شکل 18، نمودار اثر گرادیان دمایی و نرخ رشد بر مورفولوژی‌های انجمادی ممکن در منطقه مذاب جوش نشان می‌دهد[4]، ریزساختار های نشان داده شده مربوط به تصاویر OM پژوهش حاضر است که از منطقه مشابه تهیه شده است.

شکل(19) که با اطلاعات جدول(6) رسم شده است؛ نشان‌دهنده یک مقایسه کمّی از طول دندریت‌ها در فرایندهای جوشکاری قوسی تنگستن-گاز بدون فلاکس با نمونه های جوشکاری شده با فلاکس‌های مختلف است؛ این داده‌ها تأیید می‌کنند که نمونه جوشکاری شده با فلاکس فعال در جوشکاری قوسی تنگستن-گاز، منجر به کاهش چشمگیر طول دندریت‌ها نسبت به جوشکاری قوسی تنگستن-گاز بدون فلاکس شده است؛ اختلاف طول دندریت های ستونی شاهدی دیگر بر کاهش گرادیان حرارتی (G) است (ارجاع به شکل18)؛ که همانطور که توضیح داده شد جریان مارانگونی معکوس توانسته است با بهم زدن مذاب در حوضچه، گرادیان حرارتی را کاهش دهد؛ که شاهدی بر بروز جریان معکوس مارانگونی در جوشکاری نمونه های با فلاکس فعال می‌باشد.

3-6- خواص مکانیکی

3-6-1- سختی

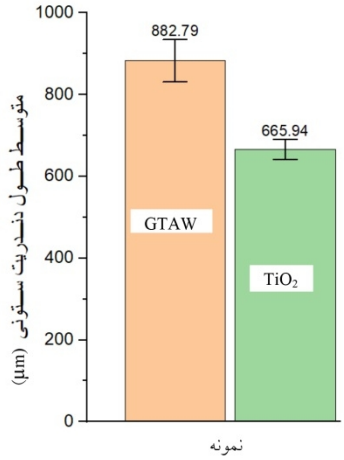
نتایج حاصل از آزمون‌های میکرو سختی در شکل(20) به صورت نمودار پروفیل سختی ارائه شده است. مشاهده می‌شود،

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

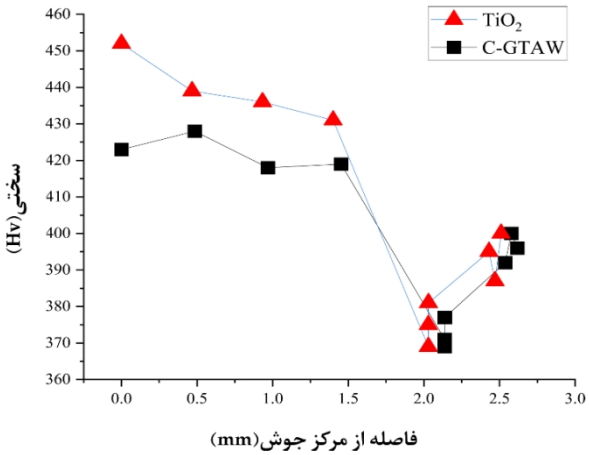
منطقه متأثر از حرارت در هردو پروفیل سختی، کمترین مقدار سختی را به خود اختصاص داده است؛ ریشه این کاهش سختی را می‌توان تأثیر حرارت جوشکاری بر اندازه رسوبات γ' (مهمترین عامل استحکام‌بخشی در آلیاژ حاضر) دانست؛ در واقع می‌توان گفت افزایش دما در منطقه متأثر از حرارت باعث انحلال این رسوبات شده است و این تغییرات در اندازه ذرات γ'، منجر به کاهش استحکام و در نتیجه کاهش سختی در این ناحیه می‌گردد.

جدول6-مقایسه طول دندریت‌های ستونی در مرز حوضچه تمامی نمونه ها؛ با مقادیر متوسط گزارش شده از اندازه‌گیری 50 دندریت و نمایش انحراف معیار 68%.

	A-GTAW (1 گرم بر میلی‌لیتر)	GTAW
طول دندریت(µm)	711.1438 (±3.94%)	665.9457 (±3.69%)



شکل19-مقایسه طول دندریت های ستونی نمونه ها با یکدیگر.



شکل20-نمودار سختی تمامی نمونه های بهینه جوشکاری شده با فلاکس در مقایسه با نمونه فاقد فلاکس.

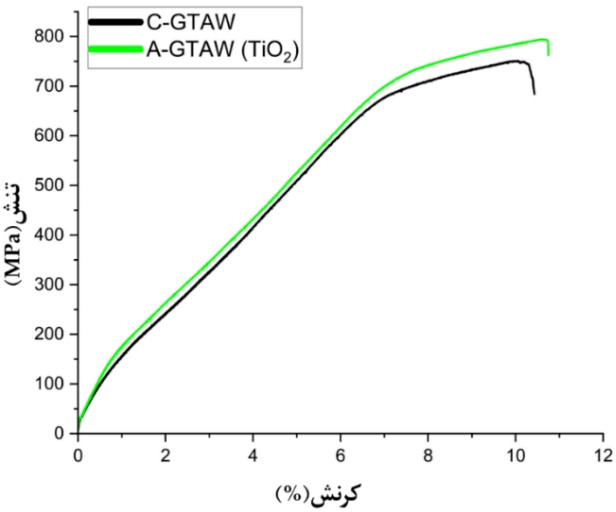
برخلاف منطقه متأثر از حرارت که شاهد کاهش سختی بوده است، حوضچه جوش در هر دو پروفیل، بالاترین میزان سختی را نشان داده است. نمونه جوشکاری شده با فلاکس فعال (1 گرم بر میلی‌لیتر) همانطور که در شکل(20) مشاهده می‌شود سختی به مراتب بالاتری در حوضچه جوش نسبت به نمونه فاقد فلاکس ثبت نمود؛ سختی در حوضچه مذاب جوش بدون فلاکس در حدود 425-415 ویکرز بوده، در حالی که در حوضچه جوش با فلاکس فعال TiO_2 (1 گرم بر میلی‌لیتر)، این میزان به 450-430 ویکرز افزایش یافته است. افزایش چشمگیر سختی مشهود در حوضچه جوش نمونه جوشکاری شده با فلاکس فعال، با یافته‌های گزارش شده توسط کومار و همکاران [16] که بر روی جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با فلاکس فعال روی سوپرآلیاژ Inconel 718 پژوهش نمودند، کاملاً همسو می‌باشد؛ این محققان نیز افزایش سختی در حوضچه جوش را در جوشکاری با فلاکس فعال (263 ویکرز) نسبت به جوشکاری بدون فلاکس (234 ویکرز) گزارش کردند که بالاتر از سختی فلز پایه (220 ویکرز) بود. افزایش سختی در حوضچه جوش نمونه‌های جوشکاری شده با فلاکس فعال می‌تواند به چندین عامل متالورژیکی مرتبط با اثرات فلاکس فعال‌کننده نسبت داده شود؛ عامل مؤثر نخست بهبود ریزساختار انجمادی می‌باشد؛ چراکه جریان معکوس مارانگونی ناشی از فلاکس فعال‌کننده، منجر به مهار رشد دندریت‌های ستونی بلند و گسترش قابل توجه ناحیه دندریت‌های هم‌محور در منطقه مذاب شد؛ از ریزساختار هم‌محورتر افزایش سختی انتظار می رود؛ اثر جوانه‌زایی ناهمگن، عامل مهم بعدی است؛ این ذرات اکسیدی که از فلاکس آزاد می‌شوند، می‌توانند به عنوان مراکز جوانه‌زایی ناهمگن در حوضچه مذاب عمل کرده و با افزایش تعداد هسته‌ها، به ریز شدن ریزساختار انجمادی و در نتیجه افزایش سختی کمک کنند؛ این اثر نیز، توسط محققان دیگر[16-27] گزارش شده بود. برخی مطالعات [28-29] ، اثر آلیاژسازی ناشی از ذرات اکسیدی به دام افتاده از فلاکس در حوضچه را به عنوان عاملی برای بهبود سختی و استحکام مکانیکی در جوشکاری با فلاکس فعال مطرح می‌کنند؛ این امر

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

می‌تواند به صورت موضعی سختی را در حوضچه جوش افزایش دهد؛ این عوامل در کنار هم، به طور هم‌افزا منجر به تشکیل ریزساختاری هم‌محور و طبیعتاً با سختی بالا شوند که بازتاب آن را در پروفیل سختی گزارش شده در شکل(20) می‌توان یافت.

3-6-2- آزمون کشش

نتایج آزمون کشش انجام شده بر روی نمونه‌های جوشکاری شده در شکل(21) نشان داده شده‌اند. نمونه‌ها رفتار مشابهی در آزمون کشش نشان دادند؛ بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که فلاکس مورد استفاده، تأثیر قابل توجهی بر سازکار شکست نهایی نمونه‌ها نداشته و تمامی آن‌ها رفتار شکست مشابهی از خود نشان داده‌اند. تفسیر محل شکست و تأثیر قدمت سرویس آلیاژ نشان می‌دهد که محل شکست در نمونه‌ها، حتی در نمونه جوشکاری شده با فلاکس TiO_2با غلظت (1 گرم بر میلی‌لیتر) که پیشتر بروز ترک انجمادی در آن مشاهده شده بود، ناحیه فلز پایه (BM) است.



شکل21-مقایسه رفتار تنش-کرنش نمونه ها با یکدیگر.

این پدیده که شکست از فلز جوش یا منطقه متاثر از حرارت(HAZ) نبوده، برخلاف انتظار اولیه است (زیرا ناحیه HAZ قبلاً به دلیل انحلال رسوبات γ' نرم‌ترین ناحیه گزارش شد). برای پاسخ به این سوال که چرا حتی نمونه ترک‌دار از فلز پایه شکسته است، باید به ریزساختار فلز پایه مراجعه کنیم. همانطور که پیشتر گفته شد این آلیاژ پیشتر به مدت مجموعاً 66000 ساعت تحت سرویس بوده است. از این رو ریزساختار قطعاً دچار تحولات ریزساختاری شده و علاوه بر افزایش اندازه رسوبات γ'، فازهای مضر نیز در آن ایجاد شده است؛ موضوعی که توسط محققان لیونگ و همکاران [30] و همچنین لووا و همکاران [31] نیز مورد تأیید قرار گرفته است. در واقع همین تحولات ریزساختاری است که باعث خروج پره از شرایط سرویس و اعمال بازسازی و عملیات حرارتی روی آن می‌شود. از این‌رو می‌توان این احتمال را داد که حرارت چرخه جوشکاری توانسته فازهای مضر موجود در منطقه متأثر از حرارت (به‌ویژه فاز های مضر $M_{23}C_6$ که می‌دانیم مناطق مجاور خود را از کروم فقیر کرده و سازکار استحکام‌بخشی محلول جامد را تضعیف می‌کند) را تا حدودی حذف کند یا مورفولوژی آن‌ها را تغییر دهد. بنابراین فلز پایه که محل حضور فازهای مضر است (این فازها همچنان پس از عملیات حرارتی انحلالی انجام شده در این پژوهش باقی می‌مانند و دقیقاً به همین دلیل است که محدودیت عملیات حرارتی بازسازی برای این سوپرآلیاژ وجود دارد و بعد از 66000 ساعت حتی پس از عملیات حرارتی اجازه استفاده دوباره ندارد) ریزساختار مستعدی برای بروز شکست ناشی از فازهای مضر ایجاد شده در سرویس‌های قبلی دارد. بنابراین، فلز جوش با ساختاری ریزدانه و سختی بالا، منطقه متأثر از حرارت با حذف درصدی از فازهای مضر (علیرغم نرم‌شدگی ناشی از تحولات γ')، و نهایتاً فلز پایه که از حضور فازهای مضر رنج می‌برد؛ همه اینها باعث می‌شود فلز پایه مکان ترجیحی شکست نمونه‌ها باشد و بر نرم‌شدگی موضعی در HAZ غلبه کند.

4- نتیجه گیری

-استفاده از فلاکسTiO_2 در فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز فعال شده (A–GTAW)، باعث افزایش 68٪ عمق نفوذ جوش در سوپرآلیاژ IN738LC گردید.

-غلظت فلاکس نقش بسازی در اثر گزاری فلاکس فعال داشته و غلظت 1 گرم بر میلی‌لیتر بیشترین عمق نفوذ را حاصل کرد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

-حجم حوضچه جوش در نمونه A-GTAW با افزایش 63٪ نسبت به نمونه C-GTAW همراه گردید.

-تصاویر ثبت شده از قوس الکتریکی حین جوشکاری، به وضوح نشان داد که فلاکس TiO2 باعث تمرکز قوس می‌شود. اندازه‌گیری‌های صورت گرفته از قطر قوس نیز این مشاهده را تأیید کرد که فلاکس TiO2 ستون پلاسما را فشرده‌تر کرده است.

-در نمونه‌های جوشکاری شده با فلاکس TiO2 پدیده مهار رشد دندریت‌های ستونی مشاهده شد؛ این مهار رشد، به کاهش گرادیان حرارتی ناشی از جریان معکوس مارانگونی و همچنین جدایش نوک دندریت‌ها توسط همین جریان معکوس در حوضچه مذاب نسبت داده شد.

-کاهش عرض منطقه متاثر از حرارت در نمونه A-GTAW مشهود بود که ناشی از تمرکز قوس و جریان معکوس مارانگونی بود؛ چرا که این دو سازکار موفق شدند حرارت ورودی را بجای انتقال به فلز پایه و عریض کردن منطقه متاثر از حرارت، به طور بهینه در جهت افزایش نفوذ و متعاقباً افزایش حجم حوضچه استفاده کنند.

-بررسی ترک‌های ذوبی نشان داد که استفاده از غلظت‌های بهینه، با افزایش بیش از حد حجم حوضچه مذاب، تنش‌های انقباضی را تا حدی بالا می‌برد که منجر به بروز ترک ذوبی در فلز جوش می‌شود. بررسی‌ها نشان داد که افزایش حجم حوضچه مذاب در جوشکاری با فلاکس فعال، برخلاف مزایای نفوذ، می‌تواند تنش‌های انقباضی را در مراحل نهایی انجماد به شدت افزایش دهد. این افزایش تنش، عامل اصلی بروز ترک ذوبی در نمونه با غلظت بهینه فلاکس بود. بنابراین، کنترل مؤثر ترک ذوبی در جوشکاری با فلاکس فعال از طریق کنترل حجم حوضچه جوش امکان‌پذیر است، و این امر نیازمند انتخاب غلظت فلاکس است که حداکثر نفوذ و خواص مکانیکی را بدون بروز ترک ذوبی فراهم می‌کند.

منابع

1-R. C. Reed, The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. doi: DOI: 10.1017/CBO9780511541285.

2-M. Donachie and S. Donachie, Superalloys: A Technical Guide, 2nd Edition. 2002. doi: 10.31399/asm.tb.stg2.9781627082679.

3-A. P. Guide, T. O. The, and O. F. N. Alloys, "Alloy in-738", [Online]. Available: www.nickelinstitute.org

4-J. DuPont, J. Lippold, and S. Kiser, Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys. 2009. doi: 10.1002/9780470500262.

5-O. A. Ojo, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi, "Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy," Scr. Mater., vol. 50, no. 5, pp. 641–646, 2004, https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.11.025.

6-O. A. Ojo, N. Richards, and M. Chaturvedi, "Study of the fusion zone and heat-affected zone microstructures in tungsten inert gas-welded INCONEL 738LC superalloy," Metall. Mater. Trans. A, vol. 37, pp. 421–433, Feb. 2006, doi: 10.1007/s11661-006-0013-2.

7-J. Xu et al., "HAZ Liquation Cracking Mechanism of IN-738LC Superalloy Prepared by Laser Solid Forming," Metall. Mater. Trans. A, vol. 49, Jul. 2018, doi: 10.1007/s11661-018-4826-6.

8-A. K. Singh, V. Dey, and R. N. Rai, "Techniques to improveweld penetration in TIG welding (A review)," Mater. Today Proc., vol. 4, no. 2, Part A, pp. 1252–1259, 2017, https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.01.145.

9-S. R. Singh and P. Khanna, "A-TIG (activated flux tungsten inert gas) welding:–A review," Mater. Today Proc., vol. 44, pp. 808–820, 2021.

10-C. R. Heiple, "Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry," Weld. J., vol. 61, 1982, [Online]. Available: https://api.semanticscholar.org/CorpusID:86859422

11-C. R. Heiple, J. R. Rope, R. T. Stagner, and R. J. Aden, "Surface Active Element Effects on the Shape of Gta, Laser, and Electron Beam Welds.," Weld. J. (Miami, Fla), vol. 62, no. 3, pp. 72–77, 1983.

12-K. C. Mills, B. J. Keene, R. F. Brooks, and A. Shirali, "Marangoni effects in welding," Philos. Trans. R. Soc. London. Ser. A Math. Phys. Eng. Sci., vol. 356, no. 1739, pp. 911–925, 1998.

13-J. S and C. P, "Flux bounded tungsten inert gas welding for enhanced weld performance—A review," J. Manuf. Process., vol. 28, pp. 116–130, 2017, doi: https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.05.023.

14-K. Tseng and K. Chen, "Comparisons Between TiO 2 - and SiO 2 -Flux Assisted TIG Welding Processes," vol. 12, no. 8, pp. 6359–6367, 2012, doi: 10.1166/jnn.2012.6419.

15-K. H. Tseng and C. Y. Hsu, "Performance of activated TIG process in austenitic stainless steel welds," J. Mater. Process. Technol., vol. 211, no. 3, pp. 503–512, 2011, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.11.003.

16-H. Kumar, G. N. Ahmad, and N. K. Singh, "Activated flux TIG welding of Inconel 718 super alloy in presence of tri-component flux," Mater. Manuf. Process., vol. 34, no. 2, pp. 216–223, Jan. 2019, doi: 10.1080/10426914.2018.1532581.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]

gas metal arc welding," Metall. Mater. Trans. B, vol. 32, no. 3, pp. 501–515, 2001, doi: 10.1007/s11663-001-0035-5.
25-J. Cai, Y. Wei, Q. Wang, J. Chi, and X. Liu, "Effect of Fluid Flow on the Dendritic Evolution in Gas Tungsten Arc Welded Molten Pool of In718 Alloy: An Experimental and Simulation Study," J. Mater. Eng. Perform., 2025, doi: 10.1007/s11665-025-11198-2.
26-M. Tanaka, "Effects of surface active elements on weld pool formation using TIG arcs," Weld. Int., vol. 19, no. 11, pp. 870–876, Nov. 2005, doi: 10.1533/wint.2005.3517.
27-A. Berthier, P. Paillard, M. Carin, F. Valensi, and S. Pellerin, "TIG and a-TIG welding experimental investigations and comparison to simulation part 1: Identification of Marangoni effect," Sci. Technol. Weld. Join., vol. 17, no. 8, pp. 609–615, 2012, doi: 10.1179/1362171812Y.0000000024.
28- R. Kaul et al., "Effect of active flux addition on laser welding of austenitic stainless steel," Sci. Technol. Weld. Join., vol. 12, no. 2, pp. 127–137, Feb. 2007, doi: 10.1179/174329307X159793.
29-N. Yadaiah and S. Bag, "Role of oxygen as surface-active element in linear GTA welding process," J. Mater. Eng. Perform., vol. 22, no. 11, pp. 3199–3209, 2013.
30-Y. Li, X. Liang, G. Peng, and F. Lin, "Effect of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of IN738LC prepared by electron beam powder bed fusion," J. Alloys Compd., vol. 918, p. 165807, 2022.
https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165807.
31-E. Lvova and D. Norsworthy, "Influence of service-induced microstructural changes on the aging kinetics of rejuvenated Ni-based superalloy gas turbine blades," J. Mater. Eng. Perform., vol. 10, no. 3, pp. 299–313, 2001, doi: 10.1361/105994901770345015.
17-T. Sándor, C. Mekler, J. Dobránszky, and G. Kaptay, "An improved theoretical model for A-TIG welding based on surface phase transition and reversed Marangoni flow," Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci., vol. 44, no. 1, pp. 351–361, 2013, doi: 10.1007/s11661-012-1367-2.
18- A Berthier, P Paillard, M Carin, S Pellerin, and F Valensi, "TIG and A-TIG welding experimental investigations and comparison with simulation: Part 2 – arc constriction and arc temperature," Sci. Technol. Weld. Join., vol. 17, no. 8, pp. 616–621, Nov. 2012, doi: 10.1179/1362171812Y.0000000025.
19-D. S. Howse and W. Lucas, "Investigation into arc constriction by active fluxes for tungsten inert gas welding," Sci. Technol. Weld. Join., vol. 5, no. 3, pp. 189–193, Jun. 2000, 10.1179/136217100101538191.
20-M. Zubairuddin, M. Vasudevan, P. K. Das, M. M. Alam, K. S. Kumar, and S. Prabhakar, "FEM based thermal and mechanical analysis of comparative study of TIG and A-TIG welding on P91 steel," Sci. Rep., vol. 15, no. 1, p. 10271, 2025, doi: 10.1038/s41598-025-90998-x.
21-S. W. Shyu, H. Y. Huang, K. H. Tseng, and C. P. Chou, "Study of the performance of stainless steel A-TIG welds," J. Mater. Eng. Perform., vol. 17, no. 2, pp. 193–201, 2008, doi: 10.1007/s11665-007-9139-7.
22-O. A. Ojo, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi, "Liquation of various phases in HAZ during welding of cast Inconel* 738LC," Mater. Sci. Technol., vol. 20, no. 8, pp.1027–1034, 2004, 10.1179/026708304225019948.
23-T.-C. Chen, T.-C. Chen, R. Shiue, and L. Tsay, "Liquation Cracking in the Heat-Affected Zone of IN738 Superalloy Weld," Metals (Basel)., vol. 8, May 2018, doi: 10.3390/met8060387.
24-Y. Wang and H. L. Tsai, "Effects of surface active elements on weld pool fluid flow and weld penetration in

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.14]