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



Effect of GTAW repair welding and post-weld heat treatment on the microstructure and hardness of IN939 superalloy

A. H. Jafarzadeh[1], M. S. Shahriari[2], R. Ashiri[1]*

1- School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.
2- Mapna Group Mavadkaran Engineering Company, Iran.

Received 16 February 2025 ; Accepted 9 July 2025

Abstract

Repair welding of nickel-based superalloy Inconel 939, which was under working conditions of 100,000 hours, was performed by gas tungsten arc welding using Inconel 617 filler metal. The main objective of this study is to investigate and analyze the challenges during welding such as irregular distribution of primary MC carbides and crack formation in the heat-affected zone, and also to investigate the effect of post-welding heat treatment cycle on the microstructure and hardness of different weld zones. During welding, a crack of 91 micrometers length was observed in the heat affected zone, which due to the presence of a liquation film and accumulation of carbides around the crack, the crack was categorized as a liquation crack. Then, due to post-welding heat treatment, improvement of microstructural characteristics and hardness of the weld zone, partial melted zone, and heat-affected zone was observed, which resulted in homogenization of the hardness profile of the weld. It was observed that post-welding heat treatment caused the crack formed during welding to grow and spread to reach a length of 386 micrometers, which was classified as a strain-aging crack due to its formation and growth during post-welding heat treatment.

Keywords: Inconel 939, repair welding, heat-affected zone, cracking susceptibility, post-weld heat treatment.

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

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره2، پاییز و زمستان 1404



اثر جوشکاری GTAW تعمیری و عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ اینکونل939

امیرحسین جعفرزاده[1]، محمدسعید شهریاری[2]، روح‌اله عشیری[1*]

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

2- شرکت مهندسی موادکاران، گروه مپنا، ایران.

دریافت مقاله: 1404/11/27 ؛ پذیرش مقاله: 1404/04/18

چکیده

جوشکاری تعمیری سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل939 که تحت شرایط کاری 100000 ساعت بود، به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با استفاده از فلز پرکن اینکونل617 انجام شد. هدف اصلی در این پژوهش بررسی و تحلیل چالش‌های موجود در حین جوشکاری مانند توزیع نامنظم کاربیدهای اولیه MC و تشکیل ترک در منطقه متاثر از حرارت، و همچنین بررسی اثر سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری بر ریزساختار و سختی نواحی مختلف جوش می‌باشد. در حین جوشکاری ترک خوردگی در منطقه متاثر از حرارت به طول 91 میکرومتر مشاهده شد و با توجه به حضور یک لایه ذوب شده و تجمع کاربیدها در اطراف ترک، ترک از نوع ترک ذوبی معرفی شد. سپس بر اثر عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری، بهبود مشخصه‌های ریزساختاری و سختی در حوضچه جوش، منطقه ذوب جزیی و منطقه متاثر از حرارت مشاهده شد که این امر موجب همگون شدن پروفیل سختی گردید. مشاهده گردید که عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری باعث رشد و گسترش ترک تشکیل شده در حین جوشکاری به طول 386 میکرومتر شد که این ترک به دلیل تشکیل و رشد در حین عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری از نوع ترک پیر کرنشی معرفی شد.

کلمات کلیدی: اینکونل939، جوشکاری تعمیری، منطقه متاثر از حرارت، حساسیت به ترک، عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری.

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

1- مقدمه

سوپرآلیاژها به دلیل دارا بودن مجموعه‌ای از خواص مانند استحکام بالا، مقاومت به خوردگی مناسب و مقاومت به خزش عالی، همواره مورد توجه مهندسان بوده‌اند [1و2]. اصلی‌ترین ویژگی سوپرآلیاژها حفظ مشخصه‌های مطلوب ریزساختاری و خواص مکانیکی در دمای بالا می‌باشد؛ از این‌رو یکی از مواد مناسب برای ساخت قطعاتی که همواره تحت تاثیر دماهای بالا قرار دارند مانند موتورهای هواپیماها و توربین‌های گازی، سوپرآلیاژها می‌باشند [3و4]. به طور کلی سوپرآلیاژها با توجه به ترکیب شیمیایی آن‌ها به سه دسته سوپرآلیاژهای پایه نیکل، سوپرآلیاژهای پایه کبالت و سوپرآلیاژهای پایه نیکل-آهن تقسیم‌بندی می‌شوند. در این بین به دلیل کاربرد بیشتر

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل مقاومت به خوردگی داغ و همچنین مقاومت به خزش مطلوب‌تر، بیشتر مورد توجه بوده است [5و6]. سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل939 به دلیل دارا بودن مقادیر بالای نیکل و کبالت، مقاومت به اکسیداسیون بسیار مناسب در دمای بالا را از خود نشان می‌دهد [9-7]. از این‌رو این آلیاژ در ردیف‌های سوم و چهارم توربین‌های گازی مورد استفاده قرار می‌گیرد.

سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل939 یک آلیاژ ریختگی می‌باشد که از نوع سوپرآلیاژهای رسوب سخت شده می‌باشد[10]. اینکونل939 دارای یک ریزساختار چند فازی می‌باشد و به همین دلیل خواص ریزساختاری و مکانیکی مطلوبی در دماهای بالا از خود نشان می‌دهد [11و7]. از اصلی‌ترین فازهای موجود در ریزساختار این آلیاژ، فاز زمینه (فاز γ)، ذرات γ' که اصلی‌ترین فاز استحکام بخشی آلیاژ می‌باشد و کاربیدهای اولیه MC که غنی از عناصر آلیاژی تیتانیم، تانتالیم و نیوبیم می‌باشد. همچنین لازم به ذکر است که در شرایط کاری آلیاژ و یا شرایط عملیات‌حرارتی در دمای حدود 850 درجه‌سانتی‌گراد، کاربیدهای اولیه MC و فاز زمینه با یکدیگر واکنش می‌دهند و موجب تشکیل کاربیدهای ثانویه $M_{23}C_6$ مطابق واکنش زیر می‌شوند [12]:

$$MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma' \quad (1)$$

تشکیل کاربیدهای ثانویه $M_{23}C_6$بر روی مرز دانه‌ها اتفاق می‌افتد. این کاربیدها غنی از کروم می‌باشند و این امر می‌تواند موجب کاهش کروم در زمینه شود [13]. این موضوع می‌تواند موجب کاهش مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون آلیاژ شود و حساسیت به خورگی منطقه‌ای خاص اتفاق افتد. پیوستگی این رسوبات بر روی مرز دانه‌ها به شدت موجب افزایش حساسیت به تشکیل ترک در قطعه‌کار می‌شود و در نتیجه خواص مکانیکی قطعه‌کار را تحت تاثیر قرار خواهد داد. در رابطه با کاربیدهای اولیه MC باید اشاره کرد که این رسوبات هم در داخل دانه وجود خواهند داشت و هم بر روی مرز دانه‌ها. نکته‌ای که در این رابطه مهم است این است که رسوب کاربیدهای اولیه MC باید به صورت یکنواخت و توزیع منظم باشد تا با استفاده از این اثر مقاوم سازی، آلیاژ بهترین عملکرد ریزساختاری و مکانیکی را از خود نشان دهد. توزیع نامنظم این کاربیدها در ریزساختار و به طور ویژه تجمع و تراکم آن‌ها می‌تواند موجب تشکیل مکان‌هایی مناسب برای جوانه‌زنی و رشد ترک‌ها باشد [14و12]. همچنین لازم به ذکر است که حضور کاربیدهای اولیه MC بر روی مرز دانه‌ها می‌تواند موجب جلوگیری از رشد دانه‌ها شود. این امر برای شرایط کاری آلیاژ که در دمای بالا می‌باشد، امری مفید خواهد بود؛ اما از طرفی اگر کاربیدهای اولیه MC بر روی مرز دانه‌ها به یکدیگر بپیوندند، موجب توزیع نامنظم این کاربیدها می‌شود و این امر می‌تواند خود عاملی برای برای بروز ترک‌ها در حین سرویس شود و خواص مکانیکی آلیاژ را تحت تاثیر قرار دهد [16و15].

سوپرآلیاژهای مورد استفاده در توربین‌های گازی در دراز مدت، در اثر برخورد با گازهای داغ ممکن است در اثر خزش دچار آسیب و تخریب ریزساختاری شود[18و17و10]. همانطور که ذکر شد در اثر به هم پیوستن و رشد کاربیدها بر روی مرز دانه‌ها می‌تواند موجب تشکیل ترک در آلیاژ شود. این امر اگر به خوبی مورد توجه قرار نگیرد می‌تواند خسارت‌های جبران ناپذیری را به همراه داشته باشد[19]. از آنجایی‌که تولید و ساخت سوپرآلیاژها چندان آسان نمی‌باشد و همچنین به دلیل وجود عناصر آلیاژی مانند نیکل، کروم و کبالت در ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژها که موجب بالا رفتن هزینه فرایند تولید سوپرآلیاژها خواهد شد، تعمیر و بازسازی ترک‌هایی که عمق زیادی ندارند، با استفاده از فرایندهای جوشکاری ذوبی امری منطقی خواهد بود(20). در این بین جوشکاری قوسی تنگستن-گاز به دلیل تمرکز حرارتی مناسب، حفاظت بسیار مطلوب از جوش و حرارت ورودی پایین، نسبت به سایر روش‌های جوشکاری ذوبی، فرایندی مناسب برای جوشکاری تعمیری سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل939 خواهد بود[22و21].

جوشکاری سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل939 دارای چالش‌های متالورژیکی زیادی می‌باشد. تشکیل ترک‌های ذوبی در منطقه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]

متاثر از حرارت در حین جوشکاری و همچنین تشکیل ترک‌های پیرکرنشی در حین عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری آلیاژ، از مهم‌ترین چالش‌های جوشکاری می‌باشد. جلوگیری از تشکیل این ترک‌ها در منطقه متاثر از حرارت بسیار کار دشواری خواهد بود؛ اما با استفاده از پارامترهای بهینه جوشکاری [23،12و24]، انجام‌عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری[28-25]، به کارگیری فلز پرکن مناسب [31-29]، استفاده از سیکل‌های عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری[26] و همچنین به کارگیری پرس ایزواستاتیک داغ [14]، می‌توان تا حدودی حساسیت به ترک خوردگی در منطقه متاثر از حرارت را در حین جوشکاری کاهش داد. چالش‌های جوشکاری قوسی تنگستن-گاز سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل939 با استفاده از فلزات پرکن IN625 [27،26،24،23و31]، Hastealloy X و IN718 [29]، Alloy A230 [28و25]، Haynes C-263 [14] مورد بررسی قرار گرفته است. کاظم‌پور و همکاران در یک کار پژوهشی به بررسی و مقایسه بین فلزات پرکن مختلف کردند و نتایج مهمی به دست آوردند. آن‌ها گزارش کردند که استفاده از فلزات پرکن Haynes C-263، IN617 و IN625 تا حدودی می‌تواند موجب کاهش حساسیت به تشکیل ترک در منطقه متاثر از حرارت در حین جوشکاری شود [30]. از آنجایی‌که اطلاعات کافی و مناسبی در رابطه با جوشکاری سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل939 به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با استفاده از فلز پرکن اینکونل617 در دسترس نمی‌باشد، هدف اصلی در این پژوهش، ابتدا بررسی حساسیت و تشکیل ترک در منطقه متاثر از حرارت، در حین جوشکاری اینکونل939 با استفاده از فلز پرکن اینکونل617 و سپس بررسی اثر عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری بر روی ریزساختار مناطق مختلف جوشکاری، بهبود خواص سختی در مناطق مختلف جوشکاری و همچنین بررسی اثر عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری بر ترک‌های تشکیل شده در منطقه متاثر از حرارت می‌باشد.

2- مواد و روش‌ها

مطابق با شکل(1-الف) قطعه‌کاری از جنس سوپرآلیاژ اینکونل939 که تحت کار 100000 ساعت بود، تهیه شد. سپس با استفاده از ابزار برش مطابق با خط‌چین موجود در شکل، برای سهولت در امر جوشکاری و انجام آنالیزهای بعد از آن، قطعه‌کار به صورت صفحه‌ای شکل آماده سازی شد.

در ادامه با استفاده از آنالیز کوانتومتری مقدار کمی و کیفی عناصر آلیاژی موجود در آلیاژ پایه و فلز پرکن تعیین گردید که نتایج حاصل در جدول(1) آورده شده است.

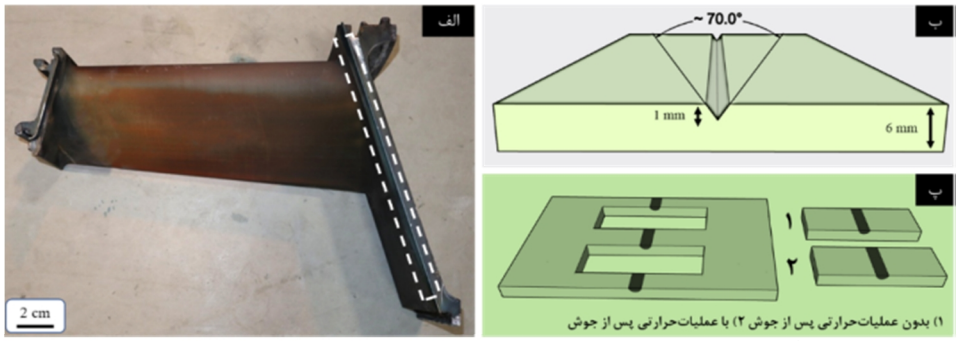
برای شبیه‌سازی به جوشکاری تعمیری، طراحی شیاری با ابعاد مشخص شده در شکل(1-ب) صورت گرفت. در ادامه آلیاژ پایه مطابق با سیکل عملیات‌حرارتی موجود در شکل(2-الف)، برای بهبود ریزساختار و جوش‌پذیری آلیاژ تحت عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری قرار گرفت.

سپس با استفاده از پارامترهای جوشکاری موجود در جدول(2) که در کار قبلی ما بهینه‌سازی شدند[32]، فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با استفاده از فلز پرکن اینکونل617 بر روی سوپرآلیاژ اینکونل939 انجام شد. پس از اعمال فرایند جوشکاری، مطابق با شکل(1-پ) نمونه‌هایی برای بررسی اثر جوشکاری و اثر عملیات‌حرارتی پس از جوش، برش داده شد. برای بررسی و تحلیل اثر عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری، نمونه برش داده شده تحت سیکل عملیات حرارتی موجود در شکل(2-ب) قرار گرفت.

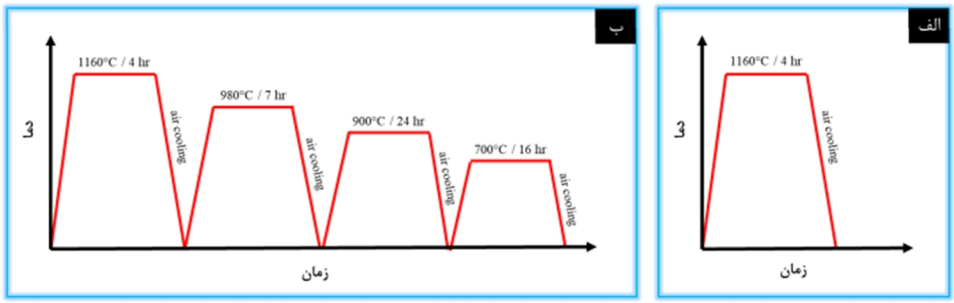
در ادامه برای بررسی خواص ریزساختاری و سختی‌سنجی، هر دو نمونه با استفاده از مانت سرد، مانت گردیدند. فرایند سنباده‌زنی نمونه‌های مانت شده از سنباده شماره 80 آغاز شد و پس از چهار مرحله با استفاده از سنباده شماره 2000 پایان یافت. سپس نمونه‌ها با استفاده از پارچه‌ی پولیش، به مدت مورد نیاز پولیش داده شدند. در ادامه برای انجام آنالیزهای مدنظر، با استفاده از محلول اچ کالینگ، نمونه‌ها به مدت 20 ثانیه اچ گردیدند و سپس با استفاده از محلول استون سطح نمونه‌ها شست و شو داده شد و سریعا خشک گردید. بررسی آنالیز ریزساختاری نواحی مختلف جوش با استفاده از میکروسکوپ نوری انجام گرفت و همچنین تحلیل سختی نواحی جوش با استفاده از دستگاه سختی سنجی ویکرز، مطابق با مسیر مشخص شده در شکل(3) انجام گرفت.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]



شکل 1- آلیاژ دریافتی و نحوه آماده سازی قبل از جوشکاری و مقطع‌زنی از جوش: الف- قطعه‌کار دریافتی ب- طرح شیار اجرایی برای اعمال جوشکاری تعمیری پ- مقطع‌زنی از نمونه جوشکاری شده.



شکل 2- سیکل‌های عملیات‌حرارتی اعمالی: الف- سیکل عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری ب- سیکل عملیات‌حرارتی بعد از جوشکاری.

جدول 1- تعیین کیفی و کمی عناصر آلیاژی فلز پایه و فلزپرکن.

Name	%Ni	%Co	%Cr	%Ti	%W	%Nb	%Fe	%Mo	%Ta	%Se	%Zr	دیگر % عناصر
IN 939	51.52	21.27	16.91	3.36	2.19	0.93	0.02	0.07	1.30	0.04	0.06	2.33
Filer metal	%Ni	%Co	%Cr	%Ti	%W	%Nb	%Fe	%Mo	%Al	%C	دیگر عناصر%	
IN 617	Bal	12.60	22.12	…	…	…	2.90	8.90	1.10	0.06	1.0 Si, 1.0 Mn	

جدول 2- پارامترهای اعمالی در جوشکاری تعمیری قوسی تنگستن-گاز آلیاژ اینکونل939.

پارامتر	جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت جوشکاری (mm/min)	قطر فلز پرکن (mm)	حرارت ورودی ((kJ/mm)
مقدار	60	9	76	1.2	0.298421

به طور کلی برای تحلیل و بررسی دقیق‌تر خواص ریزساختاری و همچنین خواص سختی نواحی مختلف جوشکاری جوشکاری از میکروسکوپ نوری و سختی سنجی ویکرز استفاده شد که نتایج آن‌ها در ادامه آورده شده است.

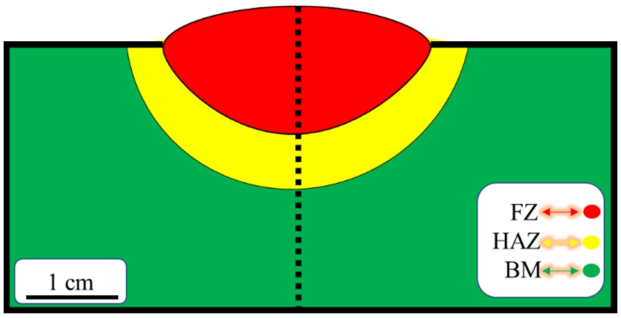
3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار آلیاژ کاردکرده

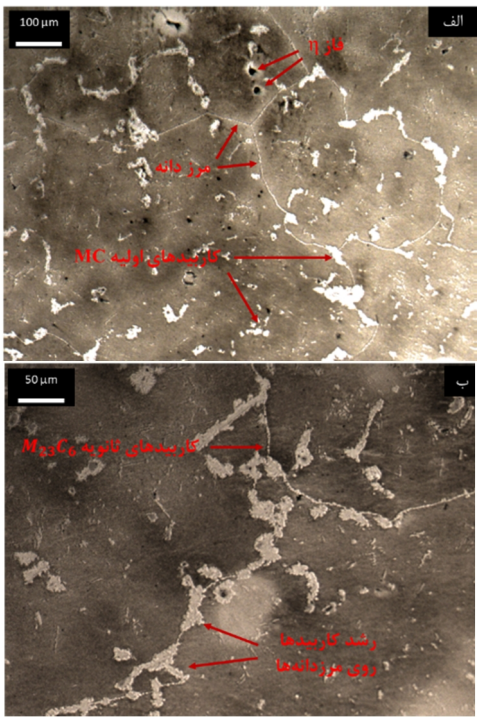
ریزساختار آلیاژ دریافتی تحت کار 100000 ساعت در شکل(4) قابل مشاهده می‌باشد. تخریب ریزساختار بر اثر کارکرد طولانی مدت در دماهای بالا به خوبی قابل تشخیص می‌باشد. ریزساختار چند فازی نامنظم، رشد کاربیدهای اولیه MC، تشکیل فاز η به صورت نامنظم و همچنین حضور کاربیدها بر روی مرز دانه‌ها و به‌هم پیوستگی آن‌ها، عواملی هستند که به شدت ریزساختار آلیاژ را تحت تاثیر قرار داده‌اند[24]. هندسه کاربیدها و همچنین نحوه توزیع آن‌ها در ریزساختار، می‌تواند اثرات مهمی بر خواص ریزساختاری و مکانیکی آلیاژ پایه داشته باشد. به صورتی که هندسه و توزیع منظم ذرات γ'، کاربیدهای اولیه MC و همچنین کاربیدهای ثانویه $M_{23}C_6$

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]

می‌تواند موجب افزایش عمر مفید و بهبود خواص ریزساختاری و مکانیکی آلیاژ شود. اما از طرفی هندسه نامنظم و توزیع غیریکنواخت این فازها در فاز زمینه، می‌تواند موجب تخریب ریزساختار آلیاژ شود؛ به عبارتی دیگر این امر می‌تواند به مرور زمان موجب تشکیل مکان‌های مستعد جوانه‌زنی ترک‌ها در ریزساختار شود و خواص مکانیکی آلیاژ را به شدت تحت تاثیر قرار دهد.



شکل 3- طرح‌واره‌ای از مسیر سختی سنجی ویکرز از نواحی مختلف نمونه جوشکاری شده و عملیات‌حرارتی شده پس از جوشکاری.



شکل 4- ریزساختار میکروسکوپ نوری آلیاژ دریافتی.

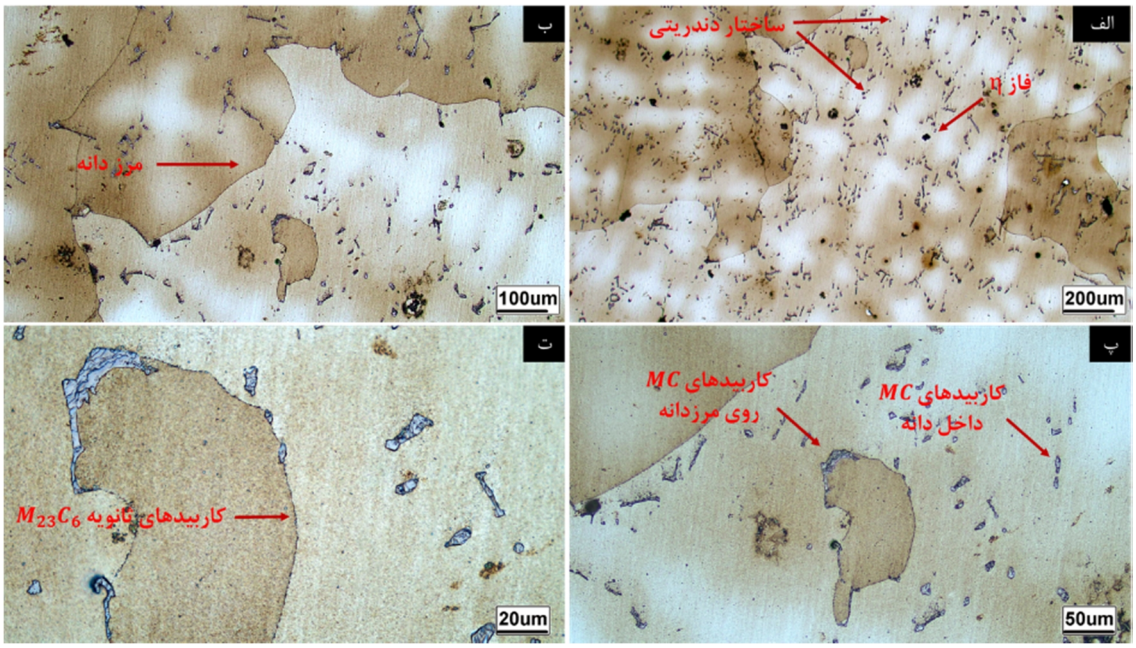
3-2- عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری

عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری به منظور حل کردن کاربیدهای رشد کرده در ریزساختار، حل کردن فاز η، توزیع یکنواخت‌تر فازهای تقویت کننده در فاز زمینه، کاهش سختی آلیاژ پایه برای پاسخ‌دهی به چالش‌های جوشکاری و به طور کلی بهبود جوش‌پذیری آلیاژ، در دمای 1160 درجه سانتی‌گراد به مدت 4 ساعت انجام گرفت[33،29و34]. شکل(5) ریزساختار آلیاژ پایه را بعد از اعمال سیکل عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری نشان می‌دهد. مهم‌ترین تغییری که نسبت به ریزساختار تخریب شده آلیاژ قابل مشاهده می‌باشد، حل شدن کاربیدهای اولیه MC بر روی مرز دانه‌ها خواهد بود. حضور پیوسته کاربیدهای اولیه بر روی مرز دانه‌ها می‌تواند حساسیت به ایجاد ترک‌های ذوبی موجود در منطقه متاثر از حرارت را در حین جوشکاری افزایش دهد(35). اما اگر حضور این کاربیدها بر روی مرز دانه‌ها محدود و منظم باشد، می‌تواند موجب بهبود عملکرد مرز دانه‌ها در دماهای بالا شود و می‌تواند موجب جلوگیری رشد دانه‌ها شود. همچنین با توجه به شکل(5) همچنان مشاهده می‌شود که برخی از کاربیدهای اولیه MC داخل دانه‌ها به مقدار لازم حل نشده‌اند. دلیل این امر می‌تواند ناشی از کارکرد بالای این آلیاژ در دماهای بالا باشد که این امر موجب رشد کاربیدهای اولیه MC شده است. به عبارتی دیگر، به نظر می‌رسد فرایند انحلال این کاربیدها نیازمند زمان بیشتر برای عملیات‌حرارتی است.

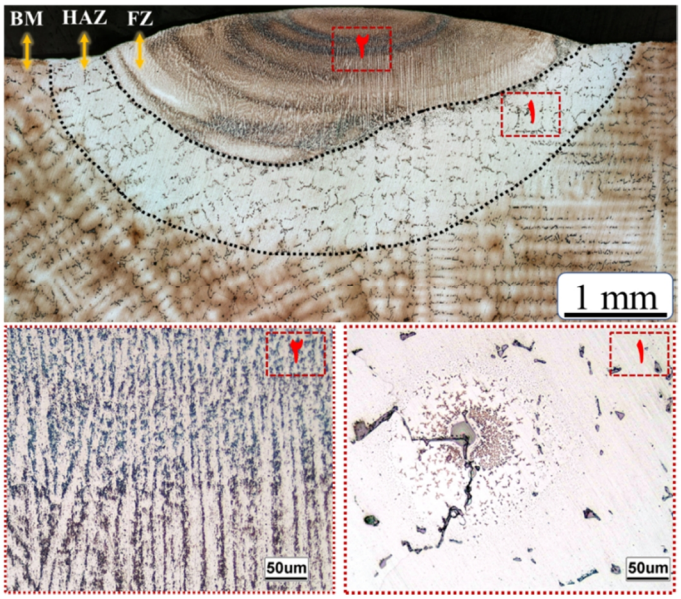
3-3- جوش تعمیری به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز

شکل(6) درشت ساختار جوش اعمالی را نشان می‌دهد. وجود سه منطقه مختلف جوش که عبارت است از منطقه حوضچه جوش، منطقه متاثر از حرارت و منطقه فلزپایه به وضوح قابل تشخیص می‌باشد. ریزساختار دندریت‌های ستونی حوضچه جوش، به دلیل ذوب فلزپایه و فلز پرکن سپس انجماد آن‌ها می‌باشد. همچنین در رابطه با منطقه متاثر از حرارت مشاهده می‌شود که در برخی نواحی تجمع کاربیدی و پیوستگی آن‌ها اتفاق افتاده است. این مورد می‌تواند محل مناسبی برای جوانه‌زنی و رشد ترک‌های ذوبی و پیرکرنشی در منطقه متاثر از حرارت باشد. در رابطه‌با فلـز پایه، ریزساختـار ریختـگی پایه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]



شکل 5- ریزساختار میکروسکوپ نوری فلزپایه بعد از اعمال سیکل عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری.

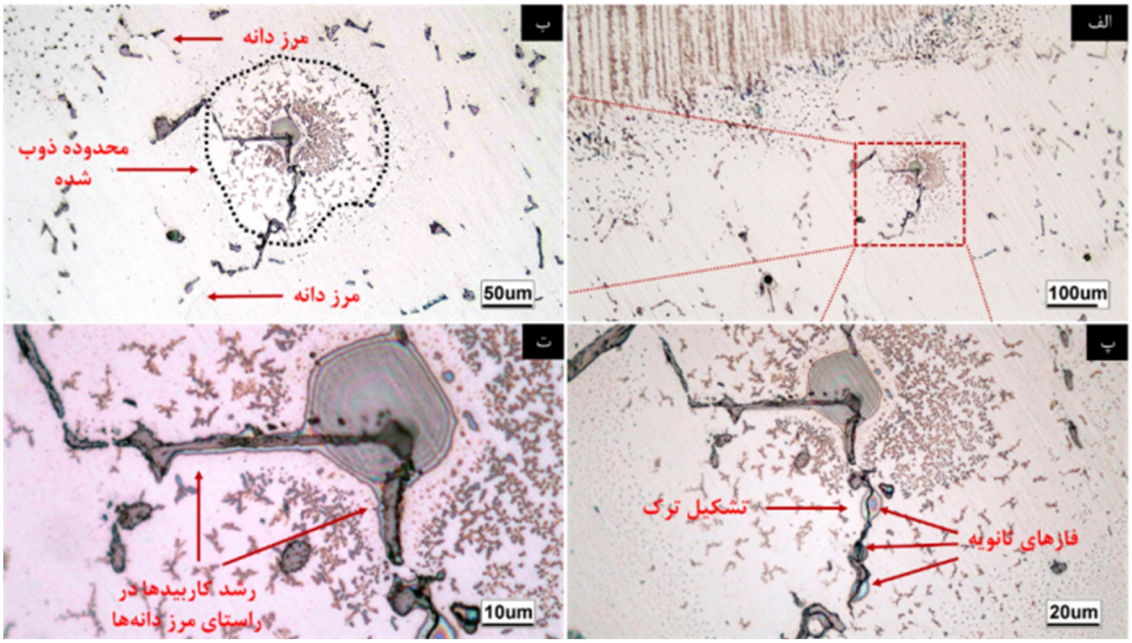


شکل 6- درشت ساختار جوش اعمالی و ریزساختار میکروسکوپ نوری نواحی مختلف جوش.

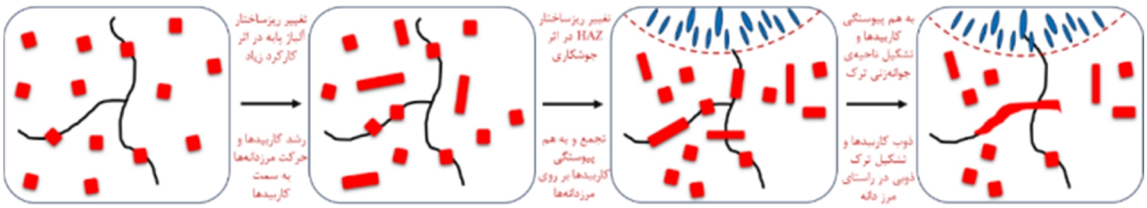
آستنیتی به خوبی مشاهده می‌شود [37و36]. مشخص است که ریزساختار فلزپایه شامل دندریت‌های درشت و بسیار کشیده می‌باشد که در بررسی‌های انجام شده ذکر شده است که این دندریت‌ها حاوی مقادیر زیادی تیتانیم، نیوبیم، تانتالیم و زیرکونیوم می‌باشد و در نواحی بین دندریتی بیشتر عناصر کروم، نیکل، کبالت و آلومینیوم مشاهده می‌شود[29].

شکل(7) ریزساختار عیوب تشکیل شده در منطقه متاثر از حرارت نمونه جوشکاری شده در بزرگنمایی‌های مختلف را نشان می‌دهد. وجود لایه ذوب شده، تجمع کاربیدها و همچنین حضور فازهای ثانویه در اطراف ترک ترک شده، بیانگر این است که ترک تشکیل شده از نوع ترک ذوبی می‌باشد[27]. نکته حائز اهمیت دیگر، تشکیل کاربیدهای کشیده شده در راستای مرزدانه می‌باشد و همچنین مشاهده می‌شود که ترک خوردگی هم در راستای مرزدانه ایجاد شده است. پس همانطور هم که در قبل اشاره شد، می‌توان نتیجه گرفت که تشکیل پیوسته کاربیدها در راستای مرز دانه‌ها، می‌تواند موجب افزایش

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]



شکل 7- ریزساختار میکروسکوپ نوری ناحیه متاثر از حرارت و عیوب تشکیل شده در این ناحیه.



شکل 8 – طرح‌واره‌ای از تشکیل ترک‌های ذوبی در منطقه متاثر از حرارت بر اثراعمال فرایند جوشکاری.

حساسیت به ترک مرز دانه‌ای که از نوع ترک ذوبی می‌باشد، شود [39و38]. همچنین با توجه به مشاهده شدن لایه ذوب شده و کشیده شدن فازهای مختلف به سمت مرکز لایه ذوب شده، می‌توان احتمال تشکیل فازهای یوتکتیک را محتمل دانست[14]. این امر مطلوب نخواهد بود و خواص ریزساختاری و مکانیکی منطقه متاثر از حرارت را کاهش خواهد داد.

به طور کلی با توجه به بررسی‌های انجام شده، می‌توان گفت که وجود بیش از حد رسوبات در مرز دانه‌ها و ذوب شدن آن‌ها در حین جوشکاری، هندسه مرز دانه‌ها و همچنین عواملی هم‌چون تغییرات متالورژیکی ریزساختار در حین فرایند جوشکاری و تنش‌های پسماند موجود در منطقه جوش و منطقه متاثر از حرارت، می‌تواند به میزان چشم‌گیری جوش‌پذیری سوپرآلیاژ اینکونل939 را تحت تاثیر قرار دهد و موجب افزایش حساسیت به تشکیل ترک در منطقه متاثر از حرارت شود [12و25]. به گفته یان و همکاران، تشکیل ترک‌های ذوبی در منطقه متاثر از حرارت را می‌توان در سه مرحله ذکر کرد؛ که مرحله اول مایع سازی بین دانه‌ای، مرحله دوم جوانه‌زنی ترک و مرحله سوم رشد ترک می‌باشد[40].

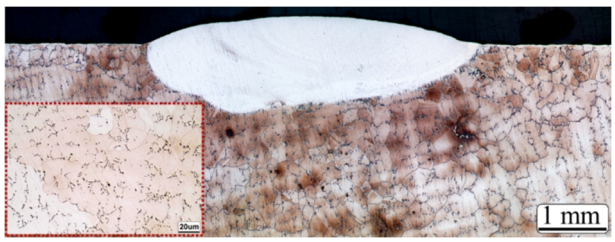
در شکل(8) طرح‌واره‌ای از تشکیل ترک ذوبی در منطقه متاثر از حرارت در حین جوشکاری مشاهده می‌شود. همانطور که مشخص شده است، ریزساختار مطلوب آلیاژ پایه در اثر سیکل‌های حرارتی و کارکرد زیاد، دچار تغییر می‌شود. حضور کاربیدهای MC بر روی مرزدانه‌ها و رشد آن‌ها از عوامل مهم و تاثیر گذار در کاهش خواص زیرساختاری و خواص مکانیکی آلیاژ می‌باشد. این امر، یعنی حضور کاربیدهای MC بر روی مرزدانه‌ها و به هم پیوستگی کاربیدها در اثر کارکرد بالای آلیاژ تشدید خواهد شد. این موضوع می‌تواند موجب تشکیل نواحی مستعد جوانه‌زنی ترک بر روی مرزدانه‌ها شود و سپس در اثر عمرکاری طولانی‌تر یا سیکل حرارتی ناشی از فرایندجوشکاری،

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]

کاربیدهای به هم پیوسته بر روی مرزدانه‌ها ذوب می‌شوند و ترک‌های ذوبی در راستای مرزدانه تشکیل می‌شود.

3-4- بررسی و تحلیل اثر عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری

در شکل(9) درشت ساختار نمونه جوش تعمیری پس از اعمال سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری مشاهده می‌شود. همگن شدن منطقه متاثر از حرارت و فلزپایه به خوبی قابل مشاهده خواهد بود. همچنین مشاهده می‌شود که ریزساختار فلزپایه دارای توزیع منظم و یکنواخت کاربیدهای اولیه MC می‌باشد. همانطور که قبلا هم اشاره شد، این امر در بهبود خواص ریزساختاری و مکانیکی فلزپایه ضروری خواهد بود.



شکل 9- درشت ساختار جوش اعمالی بعد از اعمال سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری.

شکل(10)ریزساختار منطقه متاثر از حرارت نمونه جوشکاری شده را پس از اعمال سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری نشان می‌دهد. ریزساختار مطلوب‌تر از نظر یکواختی و توزیع منظم کاربیدها در داخل و روی دانه‌ها نسبت به ریزساختار موجود در شکل(7) کاملا قابل تشخیص می‌باشد.

مطابق با شکل(9) در منطقه متاثر از حرارت نمونه‌های مختلف، دوقلویی آنیل مشاهده شد که در شکل با نشانه‌ها مشخص شده است. همچنین حضور کاربیدهای اولیه MC در اطراف دوقلویی آنیل مشاهده می‌شود. دلیل تشکیل دوقلویی آنیل در منطقه متاثر از حرارت را اینگونه می‌توان بیان کرد که، ابتدا انرژی در آن مناطق ذخیره شده است و سپس که آلیاژ تحت تاثیر حرارت قرار می‌گیرد، این انرژی از طریق دوقلویی شدن آزاد می‌شود. تشکیل دوقلویی آنیل در دمای محیط به دلیل اینکه برای آزاد شدن انرژی نیاز به حرارت دارد عملا غیرممکن خواهد بود. همچنین می‌توان اشاره کرد که تشکیل دوقلویی آنیل هم می‌تواند برای خواص آلیاژ مطلوب باشد. دوقلویی آنیل خود می‌تواند مانعی برای حرکت نابجایی‌ها باشد و می‌توان گفت که خواص مکانیکی آلیاژ بهبود یافته است.

لازم به ذکر است که مطابق با شکل(10) مشاهده می‌شود که پس از اعمال سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری، ترک موجود در منطقه متاثر از حرارت که در شکل(7) مشاهده شد، گسترش یافته است. به صورتی که طول ترک ذوبی تشکیل شده در حین جوشکاری 91 میکرومتر مشاهده شد و ترک پیرکرنشی که در حین عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری تشکیل شد، 386 میکرومتر اندازه‌گیری شد.

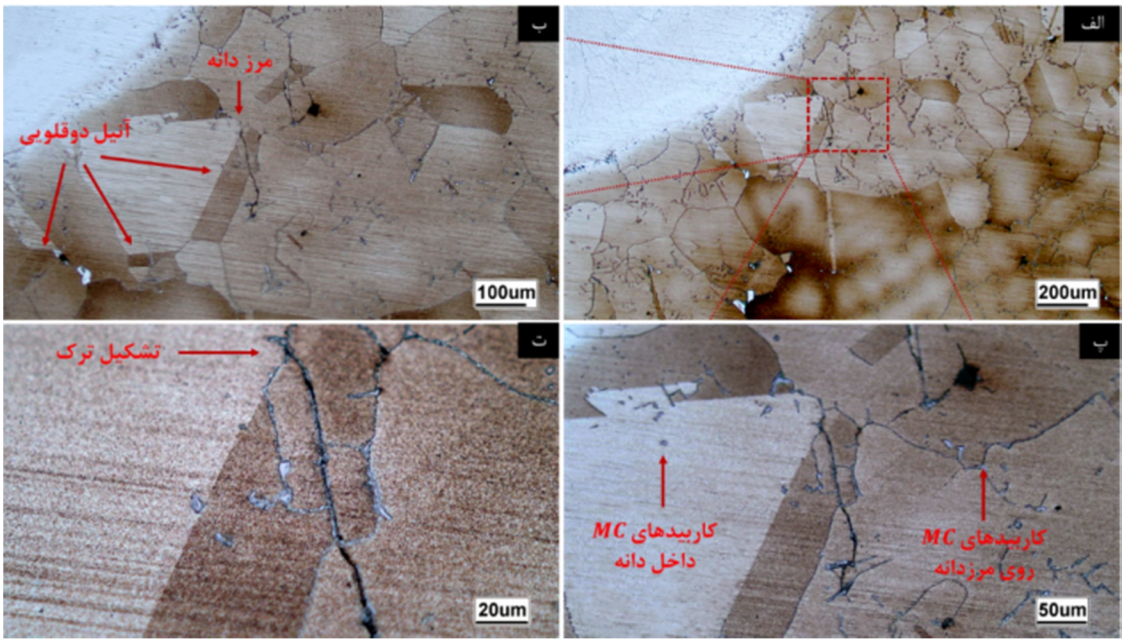
تشکیل ترک‌های پیرکرنشی در طول عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری بیشتر در اثر ایجاد کرنش حاصل از حل شدن کاربیدها، تنش‌های انقباضی ایجاد شده در منطقه متاثر از حرارت و رسوب شدید فاز تقویت کننده ذرات γ'، اتفاق خواهد افتاد[41].

اما لازم به ذکر است که همین کرنش ایجاد شده در منطقه متاثر از حرارت در حین عملیات‌حرارتی، در برخی از موارد ممکن است موجب ترمیم ترک‌ها شود که احتمال این موضوع زیاد نمی‌باشد و در پژوهش حاضر هم اینگونه مشاهده نشد. همانطور که ذکر شد طول ترک پیرکرنشی که در حین عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری مشاهده شد، از طول ترک ذوبی که در حین جوشکاری تشکیل شده بود، بیشتر بود.

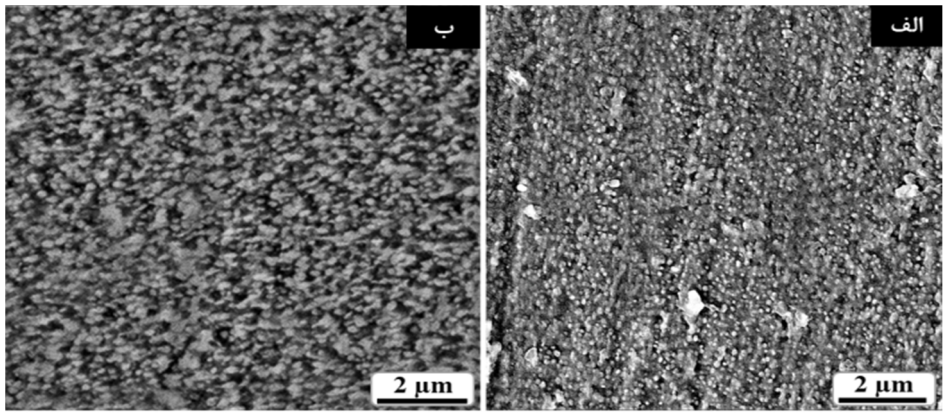
با توجه به بررسی‌های انجام شده می‌توان دلیل این امر را اینچنین شرح داد که نمونه جوش داده در حین عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری تنش‌های زیادی را تجربه می‌کند. این امر می‌تواند موجب دو پیامد شود؛ یکی اینکه موجب افزایش طول ترک‌های تشکیل شده در حین جوشکاری شود و دیگر اینکه ممکن است باعث ایجاد و انتشار ترک‌های جدید شود. به عبارتی دیگر می‌توان گفت که تنش‌های ناشی از حل شدن و انقباض رسوبات در حین عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری نه تنها کمتر از تنش‌های ناشی از انجماد حوضچه جوش نمی‌باشد، بلکه ممکن از مقدار آن بیشتر هم باشد[42].

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]



شکل 10- ریزساختار میکروسکوپ نوری ناحیه متاثر از حرارت بعد از اعمال سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری.



شکل 11- ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی ذرات γ' موجود در ناحیه متاثر از حرارت بعد از اعمال سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری: الف- نمونه بدون عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری، ب- نمونه عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری.

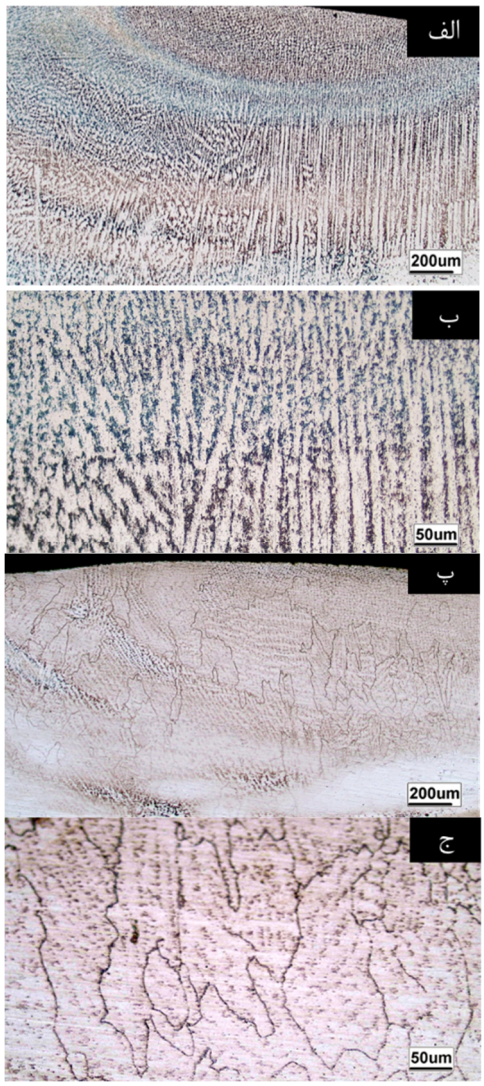
در شکل(11) ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی ذرات γ' ناحیه متاثر از حرارت برای نمونه‌های جوشکاری شده قابل مشاهده می‌باشد. همانطور که مشخص است سیکل انتخابی عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری موجب رشد ذرات γ' در ناحیه متاثر از حرارت شده است. از این‌رو انتظار کاهش سختی در نواحی مختلف ناحیه متاثر از حرارت دور از دسترس نخواهد بود. اما اگر از جنبه دیگر به این موضوع نگاه شود، مشاهده می‌شود که عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری موجب بهبود یکنواختی و توزیع ذرات γ' در ناحیه متاثر از حرارت شده‌است؛ این‌امر در مساحت‌های بزرگ‌ترناحیه متاثر از حرارت می‌تواند خواص مکانیکی و ریزساختاری بهتری را از خود نشان دهد و انتظار می‌رود که خواص همگن‌تری در منطقه متاثر از حرارت نمونه‌های جوشکاری شده دیده شود.

اندازه فازها و ذرات موجود در آلیاژ پایه و منطقه متاثر از حرارت با استفاده از نرم افزار DIGIMIZER مشخص گردید و نتایج حاصل با همدیگر مقایسه شد که در جدول(3) داده‌های ذکر شده قابل مشاهده می‌باشد. همانطور که در تحلیل‌های ریزساختاری هم اشاره شد، مشخص است که سیکل انتخابی عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری موجب افزایش اندازه ذرات γ'، کاربیدهای اولیه MC و فاز η شده است؛ اما از طرفی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]

عملیات حرارتی پس از جوشکاری موجب کاهش اختلاف اندازه هر ذره یا کاربید نام‌برده شده در آلیاژ پایه و منطقه متاثر از حرارت شده است. به طور مثال مشاهده می‌شود که در نمونه‌ای که هنوز تحت تاثیر عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری قرار نگرفته است، به ترتیب اختلاف اندازه ذرات γ'، کاربیدهای اولیه MC و فاز η، در ناحیه آلیاژ پایه و منطقه متاثر از حرارت 0/05، 17 و 15 میکرومتر می‌باشد. اما در صورتی که برای نمونه‌ای که تحت سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری قرار گرفته است، این مقدار به ترتیب 0/05، 6 و 9 میکرومتر می‌باشد. از این‌رو انتظار می‌رود که عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری موجب نزدیک شدن خواص ریزساختاری و مکانیکی آلیاژ پایه و منطقه متاثر از حرارت شود.

ریزساختار میکروسکوپ نوری حوضچه جوش نمونه جوشکاری شده، قبل و بعد از عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری در شکل(12) قابل مشاهده می‌باشد. با توجه به شکل(12-الف و 12-ب)، مشخص است که ساختار دانه بندی حوضچه جوش مشخص نمی‌باشد؛ اما ساختار درون دانه‌ای به خوبی تشکل دندریت‌های ستونی ریز را نشان می‌دهد که دارای اندازه‌های متفاوت در نواحی مختلف حوضچه جوش می‌باشد. اما با توجه به شکل(12-پ و 12-ج)، مشاهده می‌شود که ساختار حوضچه جوش پس از عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری دارای ریزساختار دندریتی منظم‌تر و یکنواخت‌تر می‌باشد. همچنین ساختار دانه بندی و ساختار درون دانه‌ای به خوبی قابل تشخیص می‌باشد. به عبارتی دیگر می‌توان گفت که عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری، ریزساختار نامنظم دندریتی موجود در حوضچه جوش را به یک ریزساختار منظم و یکنواخت دندریتی تبدیل کرده است که اندازه و هندسه این دندریت‌ها بسیار منظم‌تر و نزدیک به یکدیگر می‌باشد. به نظر می‌رسد دلیل تفاوت در ریزساختار حوضچه جوش نمونه جوشکاری شده، قبل و بعد از عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری، تشکیل رسوبات مختلف (ذرات γ' و کاربیدهای اولیه MC) در حین عملیات‌حراتی پس از جوشکاری و همچنین توزیع مجدد و منظم‌تر رسوباتی که در حین فرایند جوشکاری در این ناحیه تشکلیل شده‌اند، باشد.



شکل 12- ریزساختار میکروسکوپ نوری حوضچه‌ی جوش: الف و ب- نمونه‌ی بدون عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری، پ و ت- نمونه‌ی عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری.

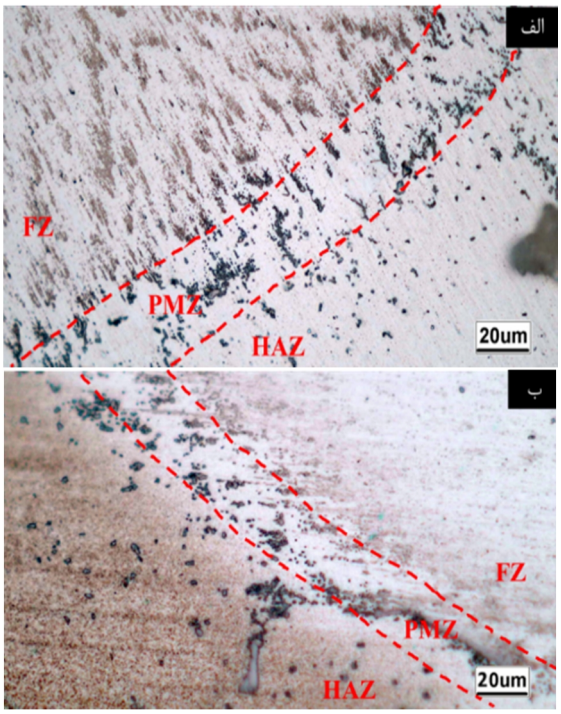
شکل(13) ریزساختار میکروسکوپ نوری منطقه ذوب جزیی نمونه جوشکاری شده را قبل و بعد از انجام عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری نشان می‌دهد. با توجه به شکل(13-الف) مشاهده می‌شود که در حین جوشکاری، توزیع و هندسه کاربیدها نامنظم اتفاق افتاده است و این امر موجب غیریکنواختی ترکیب شیمیایی و در نتیجه تفاوت خواص ریزساختاری و مکانیکی در نواحی مختلف منطقه ذوب جزیی می‌شود. اما با توجه به شکل(13-ب) به خوبی اثر عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری بر منطقه ذوب جزیی قابل

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]

مشاهده می‌باشد. حل شدن کاربیدها در حین عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری و توزیع منظم‌تر آن‌ها به وضوح قابل رویت می‌باشد که این موضوع می‌تواند سبب افزایش خواص ریزساختاری و مکانیکی در منطقه متاثر از حرارت شود. لازم به ذکر است که در منطقه ذوب جزئی نمونه جوشکاری شده و نمونه عملیات‌حرارتی شده پس از جوشکاری، هیچ‌گونه جوانی‌زنی و رشد ترک دیده نشد. همچنین در نمونه عملیات‌حرارتی شده هیچ موردی از رشد و یا پیوستگی کاربیدها و رسوبات موجود در ریزساختار مشاهده نشد.

جدول 3- اندازه فازها و کاربیدهای موجود در آلیاژ پایه و مناطق متاثر از حرارت نمونه‌های جوشکاری.

فاز / نمونه	کاربیدهای اولیه MC (mμ)	فاز η (mμ)	ذرات γ′ (mμ)
BM (بعد از عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری)	49.1	40.7	0.07
HAZ (بعد از جوشکاری)	64.2	23.8	0.12
BM (بعد از عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری)	89.5	54.9	0.14
HAZ (بعد از عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری)	80.8	48.6	0.17



شکل 13- ریزساختار میکروسکوپ نوری منطقه ذوب جزیی:
الف- نمونه بدون عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری،
ب- نمونه عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری.

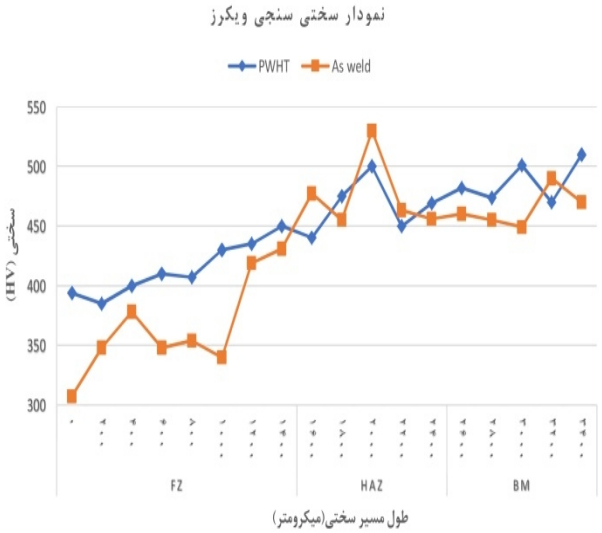
3-5- سختی سنجی

مقایسه سختی سنجی نمونه بدون عملیات‌حرارتی و با عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری در نمودار موجود در شکل(14) قابل مشاهده می‌باشد. همانطور که اشاره شد پروفیل سختی از بالای حوضچه جوش آغاز و به سمت پایین حوضچه و سپس منطقه متاثر از حرارت و در آخر به سمت فلزپایه ادامه یافت. مشاهده می‌شود که سختی در منطقه حوضچه جوش پس از اعمال عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری بهبود یافته است و تغییرات زیاد سختی در نمونه بدون عملیات‌حرارتی، پس از اعمال عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری کاهش یافته است. این موضوع با توضیحات مربوط به شکل(12) منطقی به نظر می‌رسد؛ زیرا مشاهده شد که ریزساختار دندریتی که دارای هندسه و اندازه غیریکسان دندریت‌ها در نواحی مختلف حوضچه جوش بود، پس از اعمال عملیات‌حرارتی ریزساختار دندریتی منظم و هندسه نزدیک به هم آن‌ها مشاهده شد. در ادامه مشاهده می‌شود که افزایش سختی در منطقه متاثر از حرارت نمونه‌ی جوشکاری شده اتفاق افتاده است. دلیل این امر را اینگونه می‌توان تشریح کرد که تشکیل نابجایی‌های ناهماهنگ می‌تواند یک جمعیت نابجایی قابل توجه‌ای را در منطقه متاثر از حرارت ایجاد کند. در نتیجه تعامل بین نابجایی‌ها به طور قابل توجهی افزایش می‌یابد و تحرک آن‌ها به میزان قابل توجهی کاهش خواهد یافت (43). با به صورت دیگر می‌توان اشاره کرد که در منطقه متاثر از حرارت نسبت به حوضچه جوش رسوبات سخت، حضور پررنگ‌تری دارد. همچنین مشاهده می‌شود که تغییرات سختی موجود در منطقه متاثر از حرارت نمونه جوشکاری شده، پس از اعمال عملیات حرارتی کاهش یافته است که مطابق با توضیحات مربوط به شکل(11)، منطقی به نظر می‌رسد. این امر می‌تواند موجب کاهش تمرکز تنش در منطقه متاثر از حرارت شود و در نتیجه بهبود عملکرد مکانیکی جوش اتفاق خواهد افتاد.

به طور کلی با توجه به شکل(14)، تاثیر عملیات‌حرارتی پس جوشکاری بر روی نواحی مختلف جوش بررسی شد. به خوبی مشاهده می‌شود که تغییرات زیاد موجود در نواحی مختلف

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]

جوش، پس از اعمال عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری کاهش یافته است. به عبارتی دیگر پروفیل سختی یکنواخت‌تر نمونه عملیات‌حرارتی شده نسبت به نمونه جوش، موجب کاهش تمرکز تنش در نواحی مختلف جوش می‌شود و موجب افزایش عملکر مکانیکی آلیاژ جوشکاری شده می‌شود؛ از طرفی این موضوع مطابق با داده‌ها و توضیحات مربوط به جدول(3) منطقی به نظر می‌رسد.



شکل 14- مقایسه سختی نواحی مختلف جوش نمونه جوشکاری شده بدون اعمال سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوش و نمونه جوشکاری شده با اعمال سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوش.

4-نتیجه‌گیری

جوشکاری تعمیری بر روی سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل939 به روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز با استفاده از فلز پرکن اینکونل617 انجام شد و سپس نمونه‌ی جوشکاری شده تحت سیکل عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری قرار گرفت و نتایج زیر ثبت شد:

-انجام عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری برای حل کردن کاربیدها و رسوباتی که در اثر کارکرد زیاد آلیاژ در شرایط دمایی بالا به هم پیوسته و رشد کرده‌اند، امری ضروری و مهم می‌باشد. به عبارتی دیگر عملیات‌حرارتی قبل از جوشکاری موجب بهبود جوش پذیری آلیاژ می‌شود و می‌تواند در کاهش حساسیت به ترک خوردگی موجود در منطقه متاثر از حرارت در حین جوشکاری شود.

-در حین فرایند جوشکاری ترک خوردگی در منطقه متاثر از حرارت مشاهده شد. با توجه به این اینکه اطراف ترک تشکیل شده وجود ناحیه ذوب شده و همچنین تجمع کاربیدها در اطراف ترک مشاهده شد، ترک از نوع ترک ذوبی معرفی شد. همچنین مشاهده شد که ترک ذوبی تشکیل شده، به دلیل حضور بیش از حد کاربیدها و به هم پیوستگی آن‌ها بر روی مرز دانه‌ها، در مرزدانه اتفاق افتاد.

-عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری با رویکرد بهبود ریزساختار در حوضچه جوش و منطقه متاثر از حرارت، بر روی آلیاژ جوشکاری شده انجام شد. عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری موجب همگن شدن ساختار دندریتی حوضچه جوش شد که این امر در بهبود خواص سختی حوضچه جوش موثر واقع شد. عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری موجب توزیع منظم‌تر کاربیدهای اولیه MC در منطقه ذوب جزیی شد و بهبود ریزساختار را در این منطقه به همراه داشت.

-عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری موجب افزایش و رشد ترک تشکیل شده در منطقه متاثر از حرارت شد به این صورت که طول ترک پس از پایان فرایند جوشکاری 91 میکرومتر ثبت شد ولی در پایان عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری طول ترک تا 386 میکرومتر افزایش یافت. دلیل این امر ایجاد تنش‌های انقباضی و کرنش‌های ایجاد شده در حین عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری معرفی شد.

-عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری موجب کاهش تغییرات زیاد سختی در نواحی مختلف جوش شد که این امر موجب کاهش تمرکز تنش خواهد شد. دلیل این امر کاهش اختلاف اندازه هر ذره یا کاربیدهای موجود در ریزساختار آلیاژ پایه و منطقه متاثر از حرارت می‌باشد. به صورتی‌که به طور مثال مشاهده می‌شود که در نمونه‌ای که هنوز تحت تاثیر عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری قرار نگرفته است، به ترتیب اختلاف اندازه ذرات γ'، کاربیدهای اولیه MC و فاز η، در ناحیه آلیاژ پایه و منطقه متاثر از حرارت 0/05، 17 و 15 میکرومتر می‌باشد. اما در صورتی که برای نمونه‌ای که تحت سیکل

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]

عملیات‌حرارتی پس از جوشکاری قرار گرفته است، این مقدار به ترتیب 0/05، 6 و 9 میکرومتر می‌باشد.

منابع

1-Donachie M. Superalloys A Technical Guide. ASM International. 2002.

2-Wei Q, Xie Y, Teng Q, Shen M, Sun S, Cai C. Crack types, mechanisms, and suppression methods during high-energy beam additive manufacturing of nickel-based superalloys: a review. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers. 2022;1(4):100055.

3-Reed RC. The superalloys: fundamentals and applications: Cambridge university press; 2008.

4-MacKenzie DS, Totten GE. Analytical characterization of aluminum, steel, and superalloys: CRC press; 2005.

5-Fecht H, Furrer D. Processing of Nickel-Base Superalloys for Turbine Engine Disc Applications. Advanced engineering materials. 2000;2(12):777-87.

6-Ricks R, Porter A, Ecob R. The growth of γ′ precipitates in nickel-base superalloys. Acta Metallurgica. 1983;31(1):43-53.

7-Mišković Z, Jovanović M, Gligić M, Lukić B. Microstructural investigation of IN 939 superalloy. Vacuum. 1992;43(5-7):709-11.

8-Sjöberg G, Imamovic D, Gabel J, Caballero O, Brooks JW, Ferté J-P, et al. Evaluation of the in 939 alloy for large aircraft engine structures. Superalloys [Internet]. 2004:441-50.

9-Tazikeh H, Mirsalehi SE, Shamsipur A. Investigation of microstructure evolution of Inconel 939 joint diffusion brazed using an amorphous liquated Ni-Cr-Fe-Si-B interlayer. Metallic Materials/Kovové Materiály. 2022;60(4).

10-Jahangiri M, Arabi H, Boutorabi S. Comparison of microstructural stability of IN939 superalloy with two different manufacturing routes during long-time aging. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014;24(6):1717-29.

11-Arhami F, Mirsalehi SE. The effect of heat treatment sequence on microstructure and mechanical properties of diffusion brazed IN-939 superalloy. Journal of Materials Processing Technology. 2019;266:351-62.

12-Mashhuriazar A, Omidvar H, Gur CH, Sajuri Z. Effect of welding parameters on the liquation cracking behavior of high-chromium Ni-based superalloy. Journal of Materials Engineering and Performance. 2020;29:7843-52.

13-Qin X, Guo J, Yuan C, Chen C, Ye H. Effects of long-term thermal exposure on the microstructure and properties of a cast Ni-base superalloy. Metallurgical and Materials Transactions A. 2007;38:3014-22.

14-Xie J, Ma Y, Xing W, Zhang L, Ou M, Liu K. Heat-affected zone crack healing in IN939 repaired joints using hot isostatic pressing. Welding in the World. 2018;62:471-9.

15-González M, Martínez D, Pérez A, Guajardo H. Microstructural rejuvenation through non-conventional heat treatments of an inconel 939 superalloy. MRS Online Proceedings Library (OPL). 2012;1372:imrc-1372-s3-24.

16-Tazikeh H, Mirsalehi SE, Shamsipur A. Relationship of isothermal solidification completion and precipitate formation with mechanical properties of Inconel 939 joints vacuum TLP bonded by an amorphous Ni–Cr–Fe–Si–B filler alloy. Journal of Materials Research and Technology. 2022;18:4762-74.

17-Moattari M, Shokrieh M, Moshayedi H. Effects of residual stresses induced by repair welding on the fracture toughness of Ni-based IN939 alloy. Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 2020;108:102614.

18-Arjakine N, Bruck J, Gru¨ ger B, Seeger DM, Wilkenhoener R, editors. Advanced weld repair of gas turbine hot section components. Turbo Expo: Power for Land, Sea, and Air; 2008.

19-Jahangiri M, Boutorabi S, Arabi H. Study on incipient melting in cast Ni base IN939 superalloy during solution annealing and its effect on hot workability. Materials Science and Technology. 2012;28(12):1402-13.

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

21-Moattari M, Shokrieh M, Moshayedi H, Kazempour-Liasi H. Evaluations of residual stresses in repair welding of Ni-based IN939 superalloy. Journal of Thermal Stresses. 2020;43(7):801-15.

22-Kumar K, Kumar CS, Masanta M, Pradhan S. A review on TIG welding technology variants and its effect on weld geometry. Materials Today: Proceedings. 2022;50:999-1004.

23-Mashhuriazar A, Gur CH, Sajuri Z, Omidvar H. Effects of heat input on metallurgical behavior in HAZ of multi-pass and multi-layer welded IN-939 superalloy. journal of materials research and technology. 2021;15:1590-603.

24-Mashhuriazar A, Badihehaghdam M, Gur CH, Ertürk MT, Batıgün C, Tirkes S, et al. Investigating the effects of repair welding on microstructure, mechanical properties, and corrosion behavior of IN-939 superalloy. Journal of Materials Engineering and Performance. 2023;32(15):7016-28.

25-González M, Martínez D, Pérez A, Guajardo H, Garza A. Microstructural response to heat affected zone cracking of prewelding heat-treated Inconel 939 superalloy. Materials Characterization. 2011;62(12):1116-23.

26-Kazempour-Liasi H, Tajally M, Abdollah-Pour H. Effects of pre-and post-weld heat treatment cycles on the liquation and strain-age cracking of IN939 superalloy. Engineering Research Express. 2019;1(2):025026.

27-Mashhuriazar A, Omidvar H, Sajuri Z, Gur CH,

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]

Baghdadi AH. Effects of pre-weld heat treatment and heat input on metallurgical and mechanical behaviour in HAZ of multi-pass welded IN-939 superalloy. Metals. 2020;10(11):1453.
28-González Albarrán M, Martínez D, Díaz E, Díaz J, Guzmán I, Saucedo E, et al. Effect of preweld heat treatment on the microstructure of heat-affected zone (HAZ) and weldability of Inconel 939 superalloy. Journal of materials engineering and performance. 2014;23:1125-30.
29-Kazempour-Liasi H, Tajally M, Abdollah-Pour H. Liquation cracking in the heat-affected zone of IN939 superalloy tungsten inert gas weldments. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. 2020;27:764-73.
30-Kazempour-Liasi H, Tajally M, Abdollah-Pour H. Effects of filler metals on heat-affected zone cracking in IN-939 superalloy gas-tungsten-arc welds. Journal of Materials Engineering and Performance. 2020;29:1068-79.
31-Kazempour-Liasi H, Tajally M, Abdollah-Pour H. A Study on Microstructure and Phase Transformation in the Weld Fusion Zone of TIG-Welded IN939 with IN625 and IN718 as Filler Metal. Metallurgical and Materials Transactions A. 2020;51:2163-79.
32-Jafarzadeh AH, Shahriari MS, Ashiri R. Heat-induced effects and cracking susceptibility in gas tungsten arc welding of Inconel 939 superalloy using Inconel 625 filler metal. Journal of Materials Research and Technology. 2025.
33-Ola O, Ojo O, Chaturvedi M. On the development of a new pre-weld thermal treatment procedure for preventing heat-affected zone (HAZ) liquation cracking in nickel-base IN 738 superalloy. Philosophical Magazine. 2014;94(29):3295-316.
34-Thakur A, Richards N, Chaturvedi M. On Crack-Free Welding of Cast Inconel 738. International Journal for the Joining of Materials. 2003;15(4):21-5.
35-Abedini M, Jahangiri M, Karimi P. Rejuvenation of the microstructure and mechanical properties of a service-exposed IN939 superalloy by heat treatments. Materials at High Temperatures. 2019;36(1):19-26.
36-Sohrabi MJ, Mirzadeh H. Revisiting the diffusion of niobium in an as-cast nickel-based superalloy during annealing at elevated temperatures. Metals and Materials International. 2020;26:326-32.
37-Gong L, Chen B, Du Z, Zhang M, Liu R, Liu K. Investigation of solidification and segregation characteristics of cast Ni-base superalloy K417G. Journal of Materials Science & Technology. 2018;34(3):541-50.
38-Chen Z, Taheri M. The effect of pre-heating and pre-cold treatment on the formation of liquation and solidification cracks of nickel-based superalloy welded by laser beam. Journal of Materials Research and Technology. 2020;9(5):11162-77.
39-Sidhu R, Ojo O, Chaturvedi M. Microstructural analysis of laser-beam-welded directionally solidified INCONEL 738. Metallurgical and materials transactions A. 2007;38:858-70.
40-Yan F, Liu S, Hu C, Wang C, Hu X. Liquation cracking behavior and control in the heat affected zone of GH909 alloy during Nd: YAG laser welding. Journal of Materials Processing Technology. 2017;244:44-50.
41-Lim L, Yi J-Z, Liu N. Mechanism of post-weld heat treatment cracking in Rene 80 nickel based superalloy. Materials science and technology. 2002;18(4):407-12.
42-Sidhu R, Richards N, Chaturvedi M. Post-weld heat treatment cracking in autogenous GTA welded cast Inconel 738LC superalloy. Materials science and technology. 2007;23(2):203-13.
43-Zhang J, Wang J, Harada H, Koizumi Y. The effect of lattice misfit on the dislocation motion in superalloys during high-temperature low-stress creep. Acta materialia. 2005;53(17):4623-33.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-30]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.02]