J. Adv. Mater. Eng., 2026;45(2)39-68. https://doi.org/10.47176/jame.45.2.1123

Journal of ADVANCED MATERIALS IN ENGINEERING

Journal of Advanced Materials in Engineering

Journal homepage: https://jame.iut.ac.ir/?lang=en

ISSN: 2251-600X EISSN: 2423-5733

Research Article

Comprehensive Analysis of Heat Input and Filler Metal Effects on Microstructure and Mechanical Properties in Gas Tungsten Arc Welding of Cobalt-Based FSX-414 Superalloy

Mohammad Reza Sheikhmohseni[1], Seyed Mohammad Ali Boutorabi[1], Mohammad Amin Amjadi[2] and Rouholah Ashiri[1*]

1- School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran
2- Mavadkaran Engineering Company, MAPNA Group, Iran
* Corresponding author, Email: ashiri@iust.ac.ir

(Received: 3 May 2025; Revised: 1 September 2025; Accepted: 10 September 2025; Available online: 12 January 2026)

ABSTRACT

Introduction and Objective: The cobalt-based superalloy FSX-414, owing to its excellent resistance to high-temperature oxidation and hot corrosion, is widely used in the fabrication of first-row stationary vanes in Frame-9 industrial gas turbines. During prolonged service, these critical components are subjected to severe conditions such as thermal fatigue, oxidation, and creep, which can significantly reduce their service life and compromise the reliability of the turbine. The present study focuses on optimizing welding parameters to enhance the durability, mechanical strength, and performance stability of FSX-414 components at elevated temperatures.

Materials and Methods: Repair welding was carried out using the Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) process with welding currents of 50, 60, and 70 A applied on FSX-414 substrates. Microstructural evaluation revealed that 60 A provided the most favorable weld quality and was therefore selected for further experiments. At this optimized current, four different filler metals—FSX-414, HS25, HS188, and Mar-M918—were employed. Tensile tests were performed following ASTM E8 at room temperature and ASTM E21 at 650°C to evaluate mechanical behavior. Microstructural characterization and fracture analysis were conducted using optical microscopy and scanning electron microscopy.

Results: For most welded specimens, failure occurred in the base metal rather than in the weld zone, confirming the adequacy of the welding procedure. However, in the specimen welded with HS188 filler metal, fracture initiated within the weld metal. Detailed analysis showed local segregation of chromium and tungsten in interdendritic regions and the transformation of primary MC carbides into M23C6 carbides, which promoted the formation of brittle phases and facilitated crack initiation.

Conclusion: The filler metal Mar-M918 provided the highest tensile strength and toughness at both test temperatures. FSX-414 demonstrated inferior performance, while HS25 and HS188 yielded intermediate results.

Keywords: Welding, FSX-414 superalloy, GTAW, Gas turbine, Filler metal, Microstructure, Mechanical properties.

How to Cite: Sheikhmohseni MR, Boutorabi SMA, Amjadi MA, Ashiri R. Comprehensive analysis of heat input and filler metal effects on microstructure and mechanical properties in gas tungsten arc welding of cobalt-based FSX-414 superalloy. J Adv Mater Eng. 2026;45(2):39–68. https://doi.org/10.47176/jame.45.2.1123

Copyright © 2026 Isfahan University of Technology, Published by IUT press.

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/). Non-commercial uses of the work are permitted, provided the original work is properly cited.

https://doi.org/10.47176/jame.45.2.1123 .۳۹-۶۸:۴۵(۲)؛۱۴۰۵ مواد پیشرفته در مهندسی

مواد پیشرفته در مهندسی

صفحه خانگی فصلنامه: https://jame.iut.ac.ir/

شاپا:X ۲۲۵۱-۶۰۰ شاپا الکترونیکی: ۲۴۲۳-۵۷۳۳

مقاله پژوهشی

بررسی و تحلیل اثر حرارت ورودی و فلز پرکننده بر ریزساختار و خواص مکانیکی در جوشکاری قوسی تنگستن-گاز محافظ سوپرآلیاژ پایه کبالت FSX-414

محمدرضا شیخ محسنی[۱]، سید محمدعلی بوترابی[۱]، محمدامین امجدی[۲] و روح اله عشیری[۱*]

۱- دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

۲- شرکت مهندسی موادکاران، گروه مپنا

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

(دریافت: ۱۴۰۴/۲/۱۳، بازنگری: ۱۴۰۴/۶/۱۰، پذیرش: ۱۴۰۴/۶/۱۹، انتشار: ۱۴۰۴/۱۰/۲۲)

چکیده

مقدمه و اهداف: سوپرآلیاژ پایه کبالت FSX-414، به دلیل مقاومت حرارتی و خوردگی بالا، در ساخت پره‌های ثابت ردیف اول توربین‌های گازی Frame 9 استفاده می‌شود. این قطعات طی سرویس، در معرض آسیب‌هایی نظیر خستگی حرارتی و اکسیداسیون قرار می‌گیرند که کاهش عمر مفید آن‌ها را در پی دارد. هدف این پژوهش، بهینه‌سازی شرایط جوشکاری تعمیری برای بهبود دوام، استحکام و پایداری عملکرد قطعات در دمای بالا است.

مواد و روش‌ها: فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز محافظ با جریان‌های ۵۰، ۶۰ و ۷۰ آمپر روی آلیاژ FSX-414 اعمال شد. براساس ارزیابی ریزساختاری، جریان ۶۰ آمپر به‌عنوان مقدار بهینه انتخاب گردید. در ادامه، با همین جریان، جوشکاری با چهار فلز پرکننده FSX-414، HS25، HS188 و Mar-M918 انجام شد. آزمون کشش طبق استانداردهای ASTM E8 (دمای محیط) و ASTM E21 (۶۵۰ درجه سانتی‌گراد) انجام گرفت. ریزساختار و نحوه شکست با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد.

یافته‌ها: در اکثر نمونه‌ها، شکست در فلز پایه رخ داد که نشان‌دهنده کیفیت مناسب جوشکاری بود. تنها در نمونه‌ای که با فلز پرکننده HS188 جوشکاری انجام شد، شکست در ناحیه جوش دیده شد که در این نمونه، تمرکز موضعی عناصر Cr و W در نواحی بین‌دندریتی و تبدیل کاربیدهای اولیه MC به M23C6، موجب ایجاد ساختارهای ترد و تسهیل آغاز شکست گردید.

نتیجه‌گیری: فلز پرکننده Mar-M918، بیشترین استحکام کششی و چقرمگی را در هر دو دمای آزمون فراهم کرد. FSX-414 عملکرد ضعیف‌تری داشت و HS25 و HS188 نتایجی بینابینی ارائه دادند.

واژه‌های کلیدی: جوشکاری، سوپرآلیاژ FSX-414، GTAW، توربین گازی، فلز پرکننده، ریزساختار، خواص مکانیکی.

حق انتشار این مستند، متعلق به دانشگاه صنعتی اصفهان است. ۱۴۰۵ ©.

این مقاله تحت گواهی زیر منتشر شده و هر نوع استفاده غیرتجاری از آن مشروط بر استناد صحیح به مقاله و با رعایت شرایط مندرج در آدرس زیر مجاز است:

Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/).

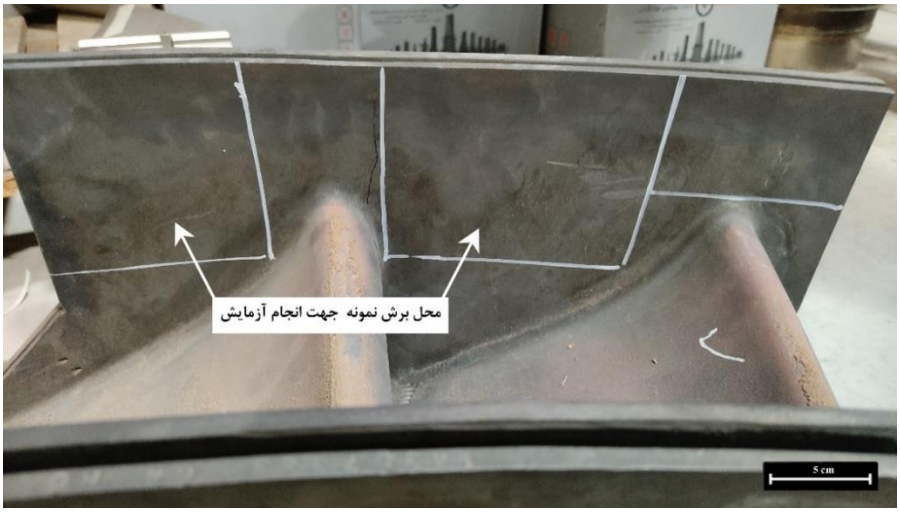
۱- مقدمه

افزایش دمای کاری در توربین‌های گازی، یکی از اصلی‌ترین راهکارها برای ارتقاء بازده حرارتی در نیروگاه‌های سیکل ترکیبی به‌شمار می‌رود. بااین‌حال، این موضوع فشار زیادی را بر قطعات دمابالای توربین وارد می‌کند، به‌ویژه پره‌های ثابت[1] که مستقیماً در معرض گازهای داغ خروجی از محفظه احتراق قرار دارند. این قطعات تحت تنش‌های حرارتی و مکانیکی شدیدی قرار گرفته و مستعد آسیب‌هایی چون خزش، خستگی حرارتی، خوردگی داغ و اکسیداسیون هستند (۱). یکی از آلیاژهای پرکاربرد در ساخت این اجزا، سوپرآلیاژ پایه کبالت FSX-414 است که به‌دلیل پایداری فاز، مقاومت به اکسیداسیون و حفظ استحکام در دماهای بالا، گزینه‌ای مناسب برای شرایط شدید سرویس محسوب می‌شود (۲). با این وجود، حضور کاربیدهای اولیه و تجزیه آن‌ها به کاربیدهای ثانویه مانند $M_{23}C_6$ طی سرویس‌دهی، سبب کاهش چقرمگی و بروز رفتار ترد در این آلیاژ می‌گردد (۳).

تخریب تدریجی این قطعات و هزینه بالای تعویض آن‌ها، لزوم اجرای تعمیرات دقیق و مطمئن را ایجاب می‌کند. جوشکاری تعمیری با روش قوسی تنگستن-گاز محافظ[2] یکی از متداول‌ترین روش‌ها برای این منظور است؛ زیرا این فرآیند امکان کنترل دقیق پارامترهای حرارتی را فراهم کرده و کیفیت بالایی در ناحیه جوش ایجاد می‌کند (۴ و ۵). بااین‌حال، جوشکاری FSX-414 با چالش‌هایی نظیر ایجاد ترک گرم، تمرکز تنش، تشکیل ریزساختارهای ناهمگن و تأثیر حضور فازهای کاربیدی بر خواص مکانیکی همراه است. دراین‌میان، انتخاب صحیح فلز پرکننده نقش کلیدی در کنترل ریزساختار جوش، جلوگیری از ترک و ارتقاء استحکام و چقرمگی دارد.

مطالعات متعددی روی جوشکاری و تعمیر سوپرآلیاژهای پایه کبالت، به‌ویژه آلیاژ FSX-414، صورت گرفته است که اهمیت انتخاب فلز پرکننده مناسب در کنترل رفتار متالورژیکی و مکانیکی اتصال را نشان می‌دهد. به عنوان نمونه، چس و بلتران (۶) در مطالعه‌ای تحت حمایت General Electric، رفتار جوشکاری FSX-414 و MM-509 را با فرآیندهای ذوبی نظیر جوشکاری قوسی تنگستن-گاز محافظ و جوشکاری با پرتو الکترونی[3] مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها نشان دادند که استفاده از فلز پرکننده پایه کبالت می‌تواند در کنترل ترک‌های انجمادی و کاهش حساسیت به ترک داغ نقش کلیدی داشته باشد و ریزساختار یکنواخت‌تری در منطقه جوش فراهم آورد که منجر به بهبود دوام حرارتی در دماهای بالا می‌شود. همچنین، پژوهش شهریاری و همکاران (۷) که روی تعمیر پره‌های ثابت توربین گازی از جنس FSX-414، با استفاده از دو فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز محافظ و جوشکاری قوسی فلز-گاز محافظ[4] انجام شده، به وضوح نشان داد که انتخاب نوع فلز پرکننده و شرایط فرآیند، تأثیر مستقیمی بر تشکیل کاربیدها، ریزساختار نهایی، توزیع سختی در امتداد ناحیه جوش و مقاومت در برابر شکست دارد. در این مطالعه، استفاده از فلزات پرکننده‌ای با ترکیب مشابه یا تقویت‌شده با عناصر آلیاژی مانند Cr، W، Ta و Co منجر به بهبود همگن‌سازی ساختاری و کاهش تمرکز تنش در مرزهای دندریتی شده است که با مشاهدات شکست‌نگاری در مطالعهٔ حاضر نیز قابل تطبیق است.

اگرچه تحقیقات متعددی درباره جوشکاری سوپرآلیاژهای پایه کبالت انجام شده‌اند، اما اکثر آن‌ها محدود به بررسی یک یا دو نوع فلز پرکننده بوده و مقایسه جامعی از عملکرد متالورژیکی و مکانیکی فلزات پرکننده مختلف در شرایط یکسان ارائه نداده‌اند. در این پژوهش، با هدف رفع این خلأ علمی، تأثیر چهار فلز پرکننده شامل FSX-414، HS25، HS188 و Mar-M918 بر ریزساختار، خواص کششی و رفتار شکست جوش‌های تعمیری بررسی شده است. نمونه‌ها با پارامترهای بهینه‌شده تحت فرآیند GTAW جوشکاری شده و آزمون‌های کشش مطابق استانداردهای ASTM E8 و ASTM E21 در دمای محیط و $650\ ^{\circ}C$ انجام شده‌اند (۸ و ۹). نتایج این مطالعه می‌تواند راهنمایی دقیق برای انتخاب بهینه فلز پرکننده در جوشکاری تعمیری قطعات حیاتی توربین‌های گازی فراهم آورد.



شکل ۱- برشکاری قطعات برای جوشکاری GTAW از دیواره نازل ۶۶۰۰۰ ساعت تحت سرویس.

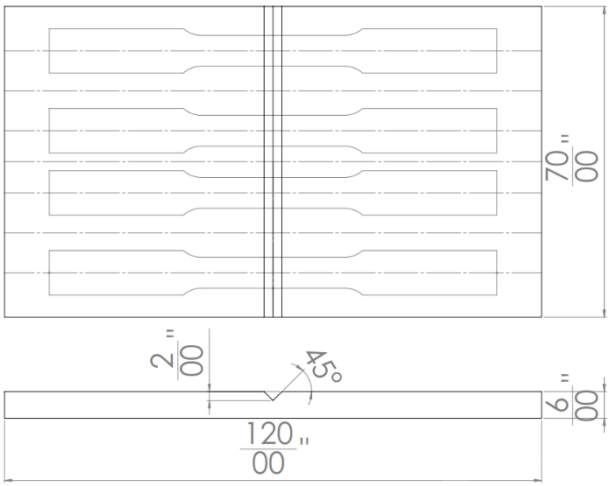
جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده (wt.%)

فلز پرکننده/فلز پایه	Co	Cr	Ni	W	Fe	C	Mn	Mo	B	Si
فلز پایه FSX-414	مابقی	۲۹	۱۱	۷	۰/۳	۰/۲۵	۰/۱	–	۰/۰۱	–
فلز پرکننده HS25	مابقی	۲۱	۱۱	۱۶	۳	۰/۱۵	۲	–	–	۰/۴
فلز پرکننده HS188	مابقی	۲۳	۲۴	۱۵	۳	۰/۱۵	۱/۲۵	–	۰/۰۱	۰/۵
فلز پرکننده Mar-M-918	مابقی	۲۱/۵	۲۱	–	۰/۷	۰/۱	۰/۱	–	۰/۰۱	۰/۲
فلز پرکننده FSX-414	مابقی	۲۹	۱۰	۴	۳	۰/۱۲	۱	–	–	۱

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، جوش تعمیری روی قطعات تهیه‌شده از دیواره نازل‌های تحت سرویس (شکل ۱)، سوپرآلیاژ پایه کبالت FSX-414 پس از عملیات آنیل انحلالی[5] در دمای ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد به مدت چهار ساعت با استفاده از فلزات پرکننده مختلف و به روش GTAW، انجام شد (۱۰).

ریزساختار نواحی فلز پایه و فلز جوش پس از انجام جوشکاری و عملیات حرارتی پس‌جوش بررسی شد. برای جوشکاری تعمیری از چهار فلز پرکننده پایه کبالتی که شامل HS188، HS25، FSX-414 و Mar-M918 است، که ترکیب شیمیایی هر فلز پرکننده و فلز پایه در جدول (۱) آورده شده است، استفاده گردید. نمونه‌های جوشکاری با ابعاد mm^2 ۱۲۰×۷۰ و ضخامت mm ۶ تهیه شدند. سپس روی هر کدام از نمونه‌ها مطابق با استاندارد AWS D17.1 توسط دستگاه فرز یک شیار به عمق mm ۲ و زاویه ۴۵ درجه روی سطح ایجاد شد (شکل ۲) (۱۱). پره‌های توربین گازی GE Frame9 از نوع سوپرآلیاژ FSX-414 است که دائماً در معرض ترک خوردن و تخریب قرار دارند. هدف از به‌وجود آوردن شیار موردنظر، شبیه‌سازی جوشکاری تعمیری بود؛ زیرا قطعات ترک‌خورده توربین موجود در نیروگاه، در دسترس نبود و علاوه‌براین تهیه و آماده‌سازی آن‌ها مشکل بود. جوشکاری در دو فاز انجام شد. در فاز نخست، گُرده جوش روی صفحه[6] با هدف تعیین حرارت ورودی بهینه انجام گرفت که برای این منظور از سه جریان مختلف ۵۰، ۶۰ و ۷۰ آمپر استفاده شد. در فاز دوم، جوشکاری روی شیارهای شبیه‌سازی‌شده برای جوشکاری تعمیری، با انتخاب حرارت ورودی بهینه تعیین‌شده در مرحله اول انجام شد. هدف از این مرحله، انتخاب مناسب‌ترین فلز پرکننده بود.



شکل ۲- شکل و ابعاد نمونه‌های برشکاری شده برحسب میلی‌متر.

جدول ۲- پارامترهای جوشکاری تعمیری مرحله اول (BOP)

فلز پرکننده	ترکیب گاز محافظ	جریان (A)	ولتاژ (V)	قطر فلز پرکننده (mm)	سرعت تقریبی دست جوشکار ($mm.s^{-1}$)	حرارت ورودی (kJ/mm)
FSX-414	Ar	۵۰	۱۲	۱٫۲	۱	۰٫۳۹۰
FSX-414	Ar	۶۰	۱۲	۱٫۲	۱	۰٫۴۶۸
FSX-414	Ar	۷۰	۱۲	۱٫۲	۱	۰٫۵۴۶

پس از آماده‌سازی، نمونه‌ها به مدت چهار ساعت در دمای ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد تحت عملیات آنیل انحلالی در کوره قرار گرفتند. این عملیات حرارتی با هدف بهبود ویژگی رسوبات و بازیابی خواص متالورژیکی انجام شد (۱۰). سپس توسط دستگاه جوش GTAW روی شیار ایجادشده، با استفاده از متغییرهای آورده شده در جدول (۲) عملیات جوشکاری انجام گرفت. از هر کدام از فلزات پرکننده برای پرکردن یک شیار استفاده شد و با دو پاس جوشکاری، شیار کاملاً پر گردید. کلیه نمونه‌ها پس از جوشکاری در هوا سرد شدند و سپس به‌منظور کاهش تنش‌های پسماند ایجادشده پس از جوشکاری، به مدت چهار ساعت در کوره با دمای ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد قرار داده شدند. پارامترهای جوشکاری در جدول‌های (۳) و (۴) آورده شده است. به‌منظور تعیین میزان انرژی اعمال‌شده در فرآیند جوشکاری، حرارت ورودی بر اساس پارامترهای جوشکاری محاسبه گردید. برای این منظور از رابطه (۱) استفاده شد (۴).

$$\text{Heat Input (KJ/mm)} = \eta \frac{V \times I \times 60}{t \times 1000} \qquad (۱)$$

در این رابطه V، ولتاژ قوس است که نشان‌دهنده اختلاف پتانسیل الکتریکی بین الکترود و قطعه کار بوده و میزان انرژی الکتریکی در دسترس را مشخص می‌کند. I جریان جوشکاری است که مقدار جریان عبوری از قوس که شدت انرژی حرارتی تولید شده را تعیین می‌کند. افزایش جریان منجر به افزایش حرارت ورودی می‌شود. t سرعت حرکت مشعل[۷] (میلی‌متر بر دقیقه) را نشان می‌دهد که با افزایش سرعت، مدت‌زمان اثر قوس بر هر نقطه کاهش یافته و در نتیجه حرارت ورودی کمتر می‌شود. η راندمان حرارتی است که بخشی از انرژی الکتریکی که به صورت مؤثر به قطعه کار منتقل می‌شود. این مقدار به نوع فرآیند جوشکاری وابسته است که به‌عنوان مثال برای فرآیند GTAW معمولاً بین ۰٫۶ تا ۰٫۷ در نظر گرفته می‌شود (۴). ضریب ۶۰ برای تبدیل واحد زمان از ثانیه به دقیقه استفاده می‌شود، چرا که توان

جدول ۳- پارامترهای جوشکاری تعمیری مرحله دوم

کد نمونه	فلز پرکننده	ترکیب گاز محافظ	جریان (A)	ولتاژ (V)	قطر فلز پرکننده (mm)	سرعت تقریبی دست جوشکار ($mm.s^{-1}$)	حرارت ورودی (kJ/mm)
T1	HS25	Ar	۶۰	۱۲	۱/۲	۱	۰/۴۶۸
T2	HS188	Ar	۶۰	۱۲	۱/۲	۱	۰/۴۶۸
T3	FSX-414	Ar	۶۰	۱۲	۱/۲	۱	۰/۴۶۸
T4	Mar-M918	Ar	۶۰	۱۲	۱/۲	۱	۰/۴۶۸

جدول ۴- نسبت عمق به عرض (D/W) حوضچه جوش برای فلزات پرکننده مختلف در فرآیند GTAW روی آلیاژ FSX-414

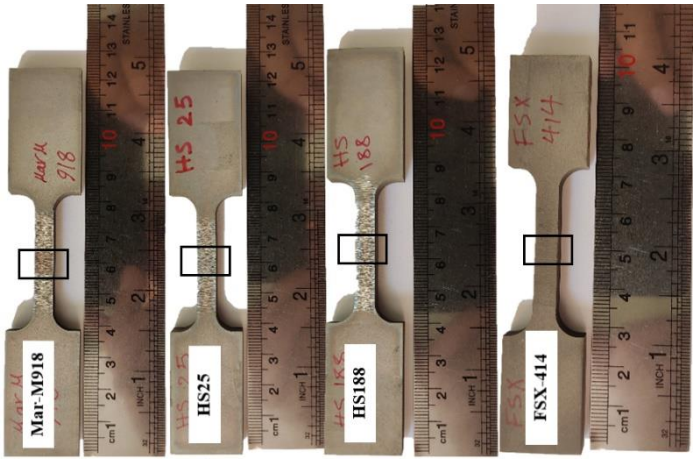
فلز پرکننده	عمق	عرض	نسبت عمق به عرض
MarM-918	۱/۲۴	۱/۹۹	۰/۶۲
HS25	۱/۰۱	۱/۹۱	۰/۵۲
HS188	۱/۱۶	۲/۰۶	۰/۵۶
FSX-414	۰/۸۶	۱/۴۶	۰/۵۸

الکتریکی برحسب ژول بر ثانیه بوده اما سرعت حرکت برحسب میلی‌متر بر دقیقه تعریف شده است. عدد ۱۰۰۰ در مخرج کسر برای تبدیل ژول به کیلوژول استفاده می‌شود، زیرا معمولاً حرارت ورودی برحسب کیلوژول بر میلی‌متر گزارش می‌گردد. جهت کنترل بهتر پارامترهای حرارتی و دستیابی به کیفیت یکنواخت در جوشکاری تعمیری، سرعت حرکت دست جوشکار[۸] به‌صورت تقریبی محاسبه و در حین اجرا رعایت شد. برای این منظور، با درنظر گرفتن طول خط جوش و زمان لازم برای تکمیل هر پاس، سرعت حرکت مطابق رابطه (۲) تعیین گردید.

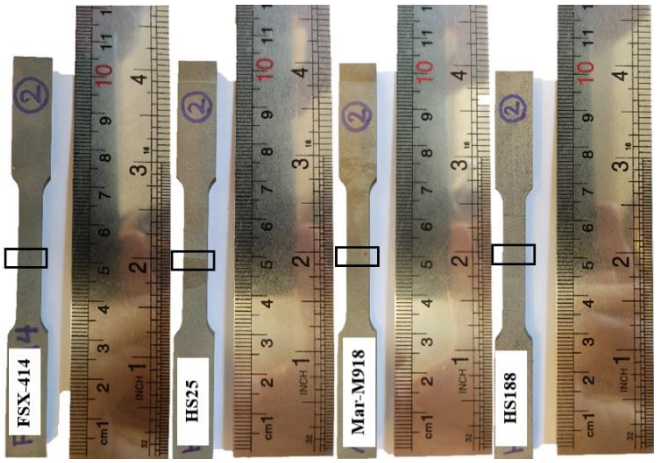
$$\frac{\text{Length of Weld (mm)}}{\text{Welding Time (s)}} = \text{Travel Speed (mm / s)} \qquad (۲)$$

در این پژوهش، طول جوش برای هر پاس برابر ۵۰ میلی‌متر در نظر گرفته شد. با ثبت زمان اجرای جوش برای هر نمونه و تقسیم طول جوش بر زمان مربوطه، مقدار سرعت حرکت دست جوشکار در حدود تقریبی یک میلی‌متر بر ثانیه محاسبه گردید. این بازه با دقت توسط جوشکار ماهر حفظ شد تا اثر متغیر سرعت بر دمای ورودی به حداقل برسد. برای اطمینان از تکرارپذیری و یکنواختی، هر مرحله جوشکاری با کمک زمان‌سنج و با نظارت مستقیم کنترل گردید.

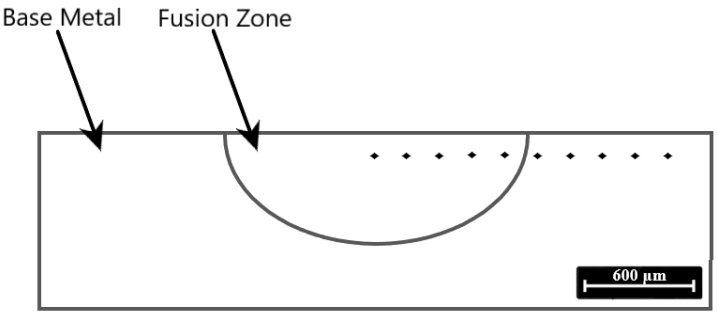
به‌منظور ارزیابی خواص مکانیکی نمونه‌های جوشکاری‌شده، نمونه‌های آزمون کشش در دمای بالا (۶۵۰ درجه سانتی‌گراد) و دمای محیط مطابق با استانداردهای ASTM E21 و ASTM E8 به ترتیب آماده‌سازی شدند (شکل‌های ۳ و ۴). آزمون کشش توسط دستگاهSANTAM-STM250 انجام شد. در این تحقیق، نمونه‌های متالوگرافی از طریق برشکاری مقطعی جوش با استفاده از برشکاری سیمی[۹] از قطعه جوشکاری شده جدا شدند، به‌گونه‌ای که امکان بررسی منطقه جوش و نواحی مجاور آن فراهم شود. پس از سنباده‌زنی با سنباده‌های ۸۰۰، ۱۰۰۰، ۲۰۰۰ و ۳۰۰۰، نمونه‌ها تحت پولیش نهایی قرار گرفتند و سپس در یک سلول الکتریکی توسط اگزالیک اسید[۱۰] دو درصد حکاکی[۱۱] شدند. عملیات حکاکی الکتریکی با ولتاژ پنج ولت و جریان ثابت چهار آمپر انجام شد و زمان حکاکی سه ثانیه برای دستیابی به مشاهده ریزساختار نمونه‌ها کافی بود. این فرآیند موجب شد تا ساختار میکروسکوپی فلز جوش و فلز پایه به‌وضوح در میکروسکوپ نوری آشکار شود و برای بررسی‌های بعدی آماده گردد. در ادامه، تصاویر میکروسکوپی با بزرگنمایی‌های مختلف



شکل ۳- تصویر نمونه‌های برش شده طبق استاندارد ASTM E21 برای آزمون کشش دما بالا.

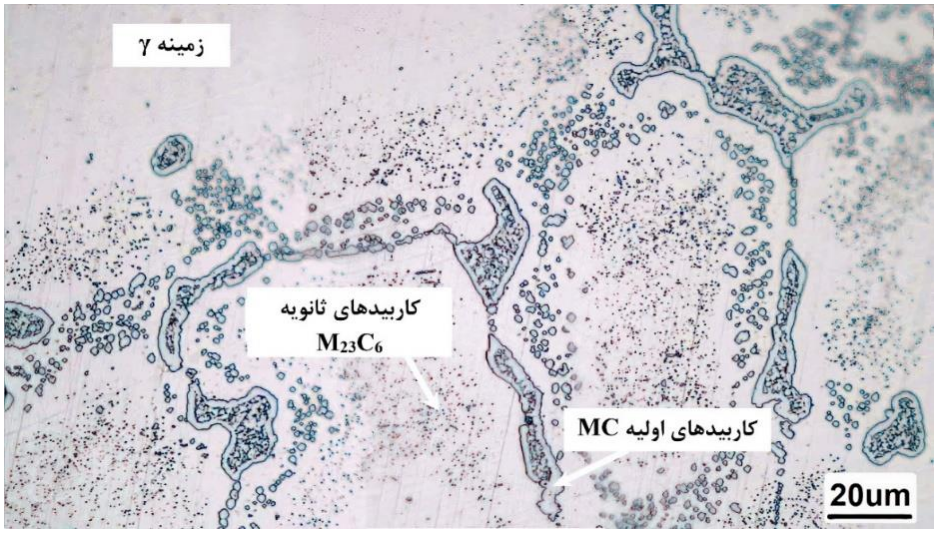


شکل ۴- تصویر نمونه‌های برش شده طبق استاندارد ASTM E8 برای آزمون کشش دما محیط.



شکل ۵- طرح‌واره نحوه انجام آزمون ریزسختی سنجی.

توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی[۱۲] ثبت شد. همچنین، از آنالیز SEM برای بررسی ریزساختار فلز جوش و فلز پایه و از آنالیز طیف‌سنجی پراکندگی انرژی[۱۳]، جهت شناسایی ترکیب شیمیایی کاربیدهای موجود استفاده شد. ریزسختی‌سنجی نیز، همان‌طور که در شکل (۵) نشان داده شده است، به‌صورت خطی و با فواصل ۲۰۰ میکرون انجام شد. برای



شکل ۶- ریزساختار فلز پایه FSX-414 بعد از عملیات حرارتی.

این اندازه‌گیری، از بار اعمالی سه نیوتن استفاده شد تا سختی نواحی جوش، منطقه متأثر از حرارت[14] یا HAZ و فلز پایه ارزیابی گردد.

برای اندازه‌گیری میانگین طول دندریت‌های ستونی و قطر دندریت‌های هم‌محور تشکیل‌شده در حوضچه جوش، تصاویر میکروسکوپی ناحیه جوش با بزرگنمایی مناسب تهیه گردید. سپس این تصاویر با استفاده از نرم‌افزار ImageJ کالیبره شده و تحلیل شدند. برای هر نمونه، حداقل ۱۵ دندریت ستونی در راستای رشد انتخاب شده و فاصله بین نوک و پایه هر دندریت، به‌صورت خطی اندازه‌گیری و میانگین‌گیری شد. همچنین برای تعیین قطر دندریت‌های هم‌محور در مرکز حوضچه، میانگین قطر ۱۵ دندریت به‌صورت عرضی اندازه‌گیری گردید. نتایج به‌صورت میانگین گزارش شد.

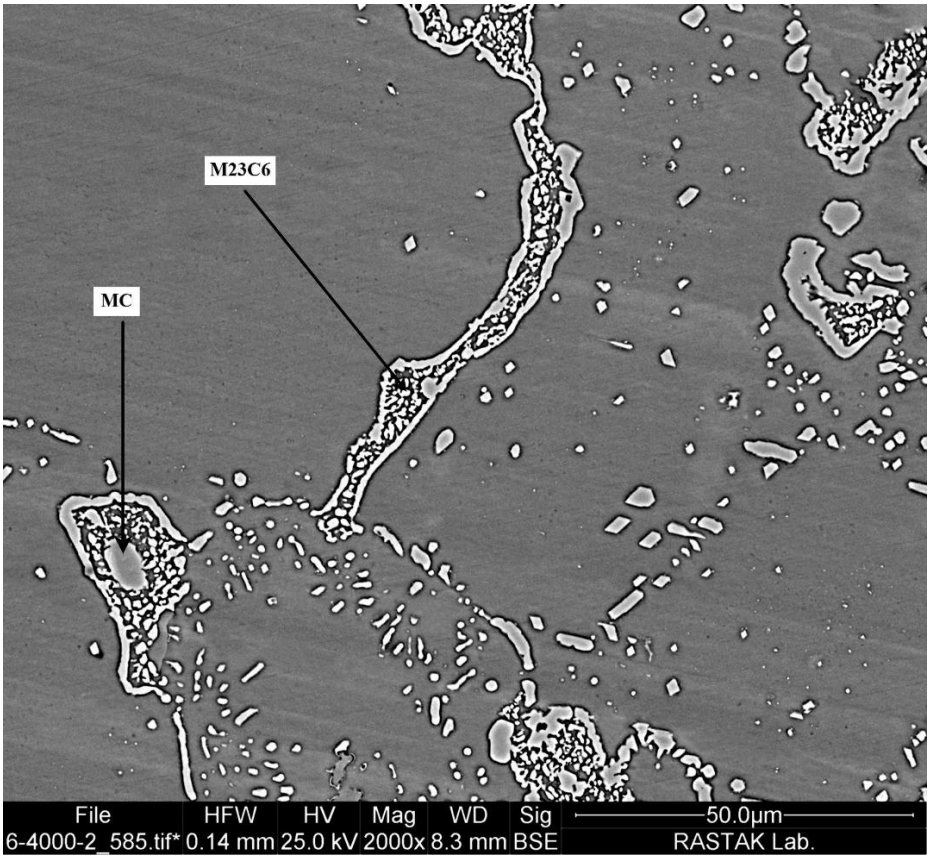
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار در جوشکاری فاز اول (BOP)

ساختار میکروسکوپی مناطق مختلف نمونه‌های جوشکاری‌شده، با استفاده از میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفت. همان‌طور که در شکل (۶) نشان داده شده است، ریزساختار فلز پایه شامل زمینه آستنیتی بوده و انواع مختلفی از ذرات را در بر می‌گیرد که در حین انجماد روی مرزدانه‌ها و در فضای بین بازوهای دندریتی[15] فاز زمینه تشکیل می‌شوند.

در حاشیه کاربیدهای اولیه، توده‌های متراکم از ذرات ثانویه تشکیل می‌شود که معمولاً در اثر عملیات حرارتی و یا سرویس طولانی مدت آلیاژ در دماهای بالا به وجود می‌آید. کاربیدها، مهم‌ترین فاز در استحکام بخشی سوپرآلیاژهای پایه کبالت هستند. توزیع مناسب کاربیدها، به مقدار چشم گیری در افزایش عملکرد این آلیاژها مؤثر است (۱۲).

با توجه به تحلیل آنالیز EDS در شکل (۷) و جدول‌های (۵) و (۶)، کاربیدهای تشکیل‌شده شامل کاربیدهای اولیه MC و کاربیدهای ثانویه $M_{23}C_6$ هستند. همان‌طور که مشاهده می‌شود، کاربیدهای MC غنی از عنصر W بوده، درحالی‌که کاربیدهای ثانویه $M_{23}C_6$، که در اثر تجزیه کاربیدهای اولیه طی عملیات حرارتی و سیکل کاری در دمای بالا تشکیل می‌شوند، غنی از عنصر Cr هستند. تجزیه کاربیدهای اولیه MC و تشکیل کاربیدهای ثانویه $M_{23}C_6$ در سوپرآلیاژ پایه کبالت FSX-414 نشان‌دهنده قرارگیری آلیاژ در دماهای بالا به مدت طولانی یا اعمال عملیات حرارتی است. این تحول می‌تواند از یک سو موجب افزایش مقاومت به خزش و پایداری مرزدانه‌ها شود، زیرا $M_{23}C_6$ در مرزدانه‌ها رسوب کرده و مانع حرکت آن‌ها می‌شود.



شکل ۷- شناسایی شیمی فازهای تشکیل شده در ریزساختار فلز پایه از جنس FSX-414.

جدول ۵- نتایج آنالیز EDS کاربید MC در ریزساختار FSX-414

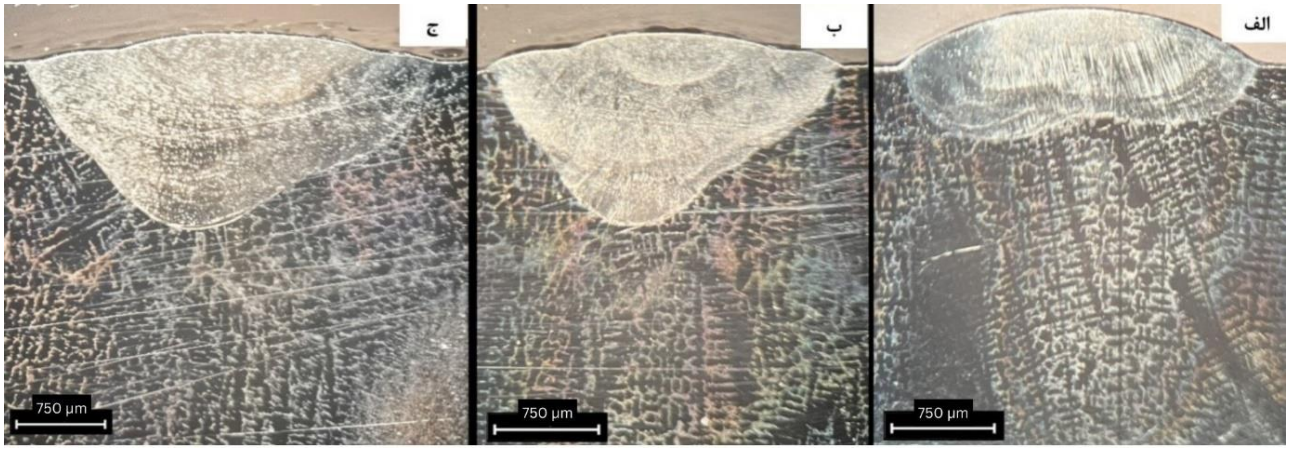
عنصر	C	Mg	Si	Zr	Mo	Ti	Cr	Mn	Co	Ni	W
درصد وزنی	۲/۸۵	۲/۷۹	۳/۲۳	۵/۶	۵/۷۲	۰	۵/۶۴	۰	۵۳/۰۷	۶/۴۴	۱۴/۶۶

جدول ۶- آنالیز EDS کاربید $M_{23}C_6$ در ریزساختار FSX-414

عنصر	C	Mg	Si	Zr	Mo	Ti	Cr	Mn	Co	Ni	W
درصد وزنی	۰	۰/۰۱	۱/۴۰	۰/۵۱	۰/۳۲	۰/۲۸	۶۰/۶۴	۲/۵۷	۱۷/۵۷	۳/۷۰	۱۳/۰۰

اما از سوی دیگر، کاهش ذرات MC که پایداری حرارتی و اثر تقویتی بالاتری دارند، ممکن است به افت استحکام در بلندمدت منجر شود. همچنین، غنی بودن $M_{23}C_6$ از کروم، می‌تواند باعث ایجاد نواحی تهی از کروم در اطراف آن شده و مقاومت به خوردگی بین‌دانه‌ای را کاهش دهد. تجمع پیوسته این کاربیدها در مرزدانه نیز می‌تواند تردی مرزدانه‌ای و شکست بین‌دانه‌ای را در شرایط سرویس تسهیل کند؛ بنابراین، این تحول ساختاری اثر دوگانه‌ای بر عملکرد آلیاژ دارد که به نوع، توزیع و مقدار کاربیدهای جدید بستگی دارد (۱۳).

در بررسی جوشکاری مرحله اول، که با هدف تعیین و انتخاب حرارت ورودی بهینه انجام شد، جوشکاری با مقادیر مختلف حرارت ورودی اجرا گردید. مقایسه هندسه حوضچه



شکل ۸- تغییرات هندسه حوضچه جوش در اثر حرارت ورودی مختلف، مشاهده‌شده با میکروسکوپ استریو: الف) ۵۰ آمپر، ب) ۶۰ آمپر، ج) ۷۰ آمپر.

جوش در شکل (۸) نشان داد که در جریان ۵۰ آمپر، برخلاف جریان‌های ۶۰ و ۷۰ آمپر، نفوذ کافی و مناسبی حاصل نشده است. علاوه‌براین، جوشکاری با این حرارت ورودی، باعث افزایش نسبت عرض به عمق شده است. این افزایش نسبت، تنش‌های انقباضی در جوش را افزایش داده و درنتیجه، منجر به افت خواص مکانیکی می‌شود.

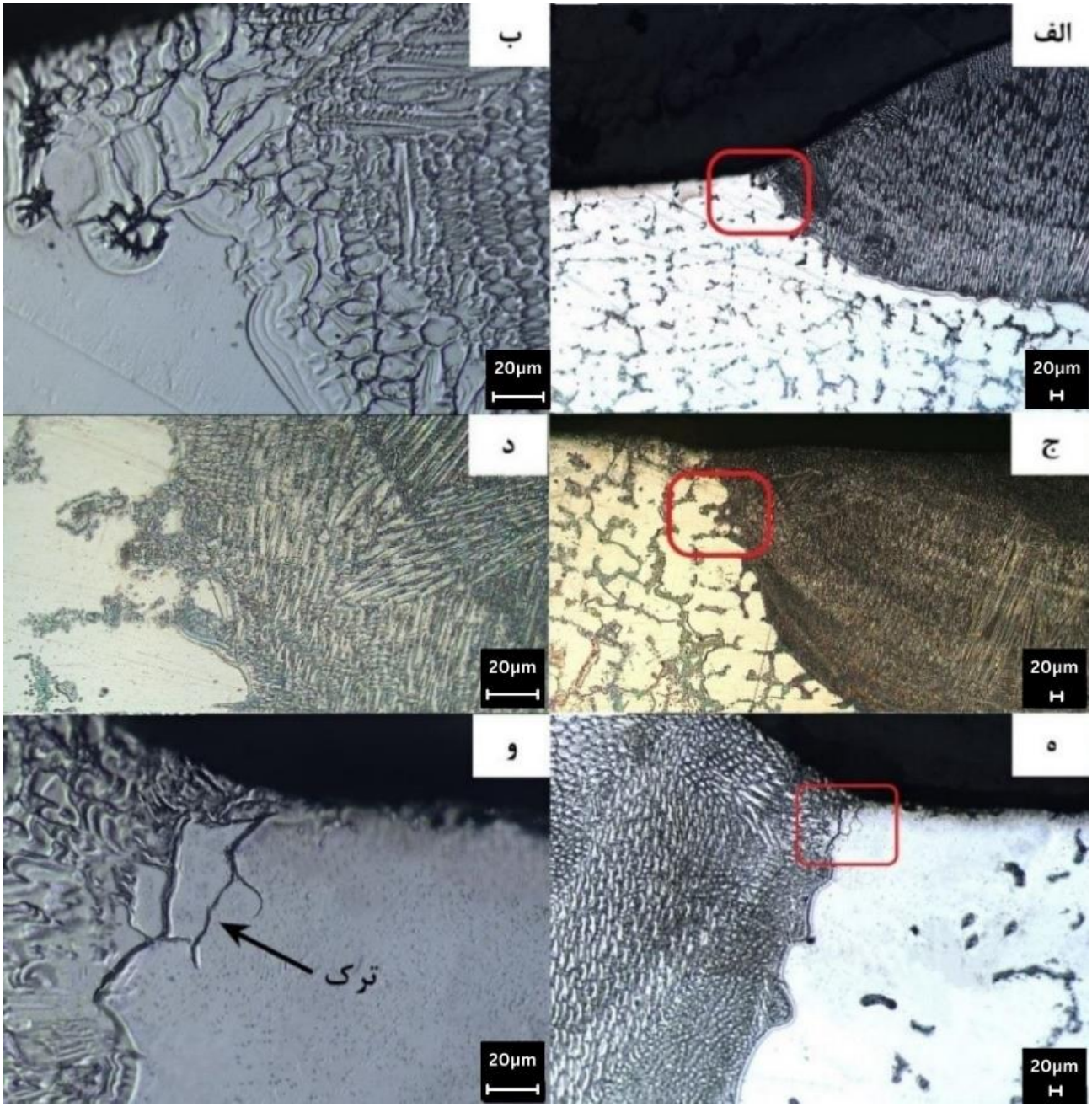
با بررسی دقیق‌تر ریزساختار فلز جوش در جریان‌های مختلف، همان‌طور که در شکل (۹) آورده شده است، مشخص شد که برخلاف جریان‌های ۵۰ و ۶۰ آمپر، در جوشکاری با جریان ۷۰ آمپر، ترک گرم به طول تقریبی ۴۷ میکرومتر تشکیل شده است. این ترک‌ها در فصل مشترک منطقه ذوب جزئی[۱۶] و منطقه ذوب[۱۷] مشاهده شدند. ترک‌های گرم[۱۸] در سوپرآلیاژهای پایه کبالت، معمولاً به دلیل حرارت ورودی بالا و سرعت سرمایش کم در طول فرایند جوشکاری، به‌ویژه در منطقه ذوب (FZ) تشکیل می‌شوند (۱۴). این ترک‌ها به‌طور عمده در ساختارهایی که حاوی فازهای یوتکتیکی[۱۹] هستند، مشاهده می‌شوند (۴). همان‌طور که در شکل (۱۰) مشاهده می‌شود، سوپرآلیاژهای پایه کبالت به‌دلیل داشتن عناصر کاربیدزا و ساختارهای یوتکتیکی، بیشتر در معرض این نوع ترک‌ها قرار دارند. ساختارهای یوتکتیکی به دلیل نقطه ذوب پایین، در آخرین مرحله انجماد فلز شکل می‌گیرند. زمانی‌که فلز در حال سردشدن است، اما ساختار یوتکتیکی هنوز کامل جامد نشده و مذاب باقی‌مانده دارد. این ساختار به دلیل نقطه ذوب پایین، نمی‌تواند به‌سرعت جامد شوند. در این مرحله، هنگام سرد شدن فلز، انقباض آن باعث ایجاد تنش‌های کششی در ساختار می‌شود. ساختار یوتکتیکی که هنوز نیمه جامد است، نمی‌تواند این تنش‌ها را تحمل کند. به همین دلیل، بخش‌های مذاب ضعیف‌تر شده و ناتوان از مقابله با تنش‌های واردشده هستند. این بخش‌های مذاب، که ساختار ضعیفی دارند، به‌عنوان مسیرهای شکننده و ضعیف برای رشد ترک عمل می‌کنند. به این ترتیب، ترک‌های گرم در این نواحی شکل می‌گیرند (۱۵).

تحقیقات نشان می‌دهند که نوع ریزساختار به‌دست‌آمده از فرآیند انجماد در جوشکاری، تحت تأثیر دو عامل مهم، یعنی گرادیان دما[۲۰] و سرعت رشد جبهه انجماد[۲۱]، قرار دارد (۴). گرادیان دمایی و سرعت رشد به ترتیب از روابط (۳) و (۴) محاسبه می‌شوند (۴).

$$G=\Delta T/\Delta x \quad (۳)$$

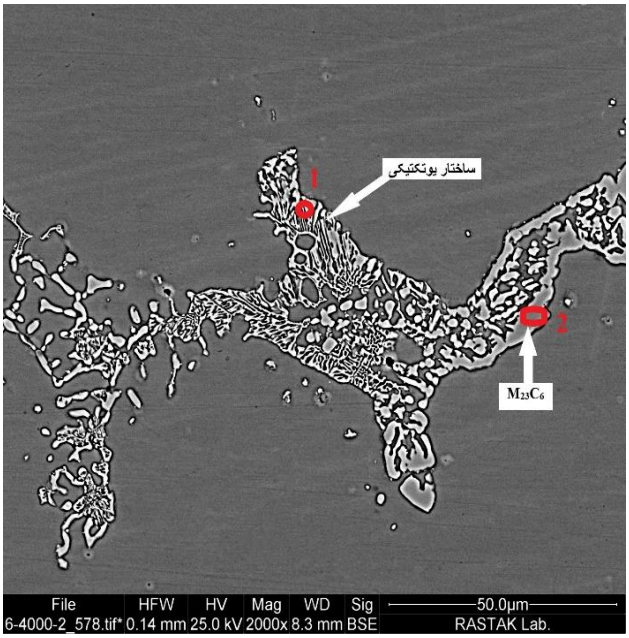
$$R=V\times\cos\alpha \quad (۴)$$

در این روابط، G گرادیان دما برحسب سانتی‌گراد بر میلی‌متر، ΔT تغییرات دما برحسب درجه سانتی‌گراد، Δx اختلاف فاصله دو نقطه برحسب میلی‌متر، R و V سرعت رشد و سرعت جوشکاری برحسب میلی‌متر بر ثانیه و α زاویه بین راستای جوشکاری و خط عمود بر مرز حوضچه جوش برحسب درجه است.

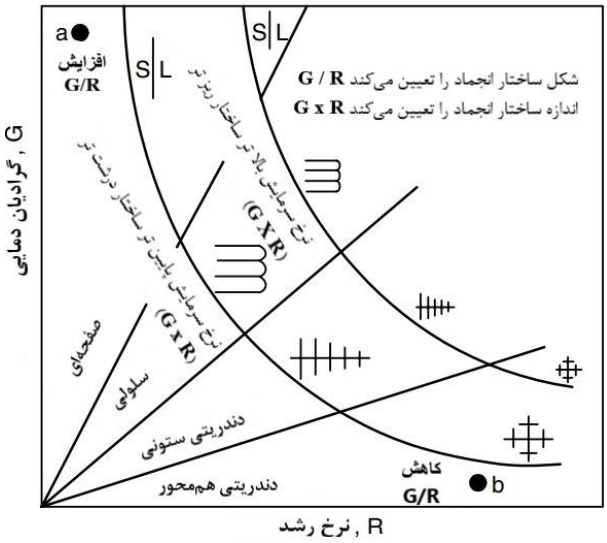


شکل ۹- تأثیر حرارت ورودی بر حساسیت به عیوب: جوشکاری با جریان ۵۰ آمپر با بزرگنمایی ۱۰۰ برابر (الف) و بزرگنمایی ۵۰۰ برابر (ب) ، جوشکاری با جریان ۶۰ آمپر با بزرگنمایی ۱۰۰ برابر (ج) و بزرگنمایی ۵۰۰ برابر (د)، جوشکاری با جریان ۷۰ آمپر با بزرگنمایی ۱۰۰ برابر (ه) و بزرگنمایی ۵۰۰ برابر (و).

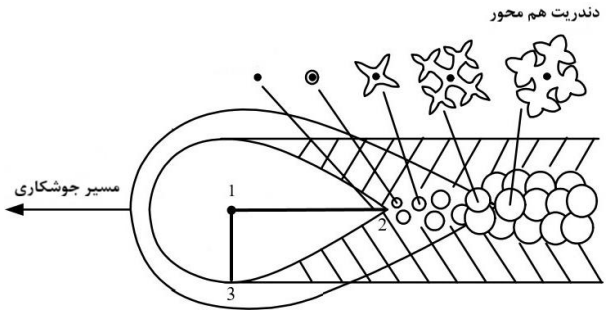
طبق شکل (۱۱) که مورفولوژی تشکیل دندریت را نشان می‌دهد، هنگامی‌که نسبت گرادیان دما به سرعت رشد کاهش می‌یابد، فرآیند انجماد به ترتیب از حالت صفحه‌ای به سلولی و سپس به دندریت‌های ستونی تغییر شکل می‌دهد. درنهایت، فلز به‌صورت دندریت‌های هم‌محور سرد می‌شود. علاوه‌براین، حاصل‌ضرب گرادیان دما در سرعت رشد معادل با سرعت انجماد است. با افزایش این حاصل‌ضرب، سرعت سردشدن نیز بیشتر می‌شود و درنتیجه ریزساختار شامل دانه‌ها، سلول‌ها و دندریت‌ها ریزتر



شکل ۱۰- ساختارهای یوتکتیکی در سوپرآلیاژ پایه کبالت FSX-414.



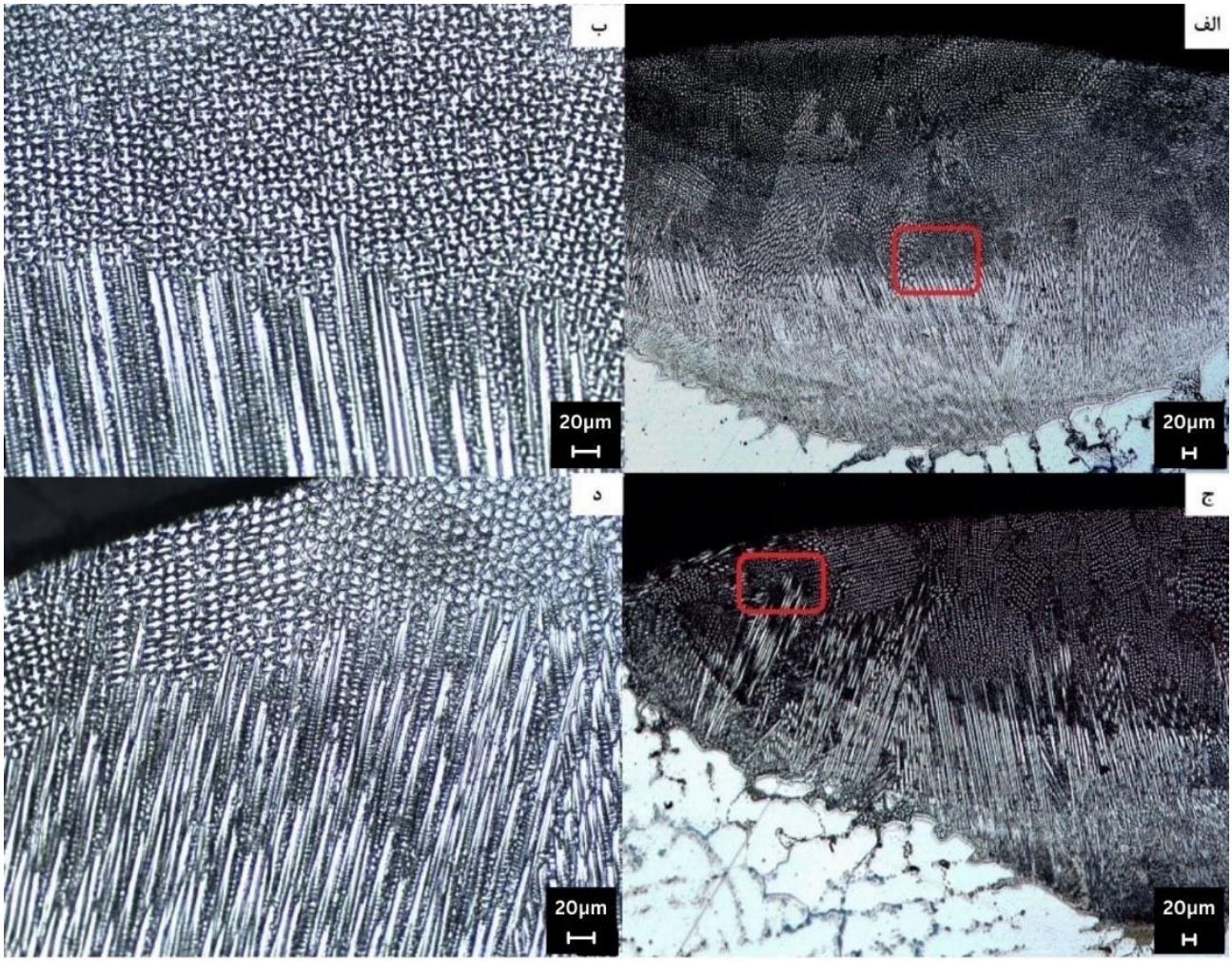
شکل ۱۱- نوع مورفولوژی رشد دندریت برحسب نرخ رشد و گرادیان دمایی (۴).



شکل ۱۲- نما حوضچه جوش از بالا و نحوه رشد دندریت‌های هم‌محور (۴).

می‌شود. شکل (۱۲)، طرح‌واره‌ای از حوضچه جوش را از نمای بالا نمایش می‌دهد. نقطه ۱ محل برخورد قوس با سطح فلز است. ازآنجاکه نقاط ۲ و ۳ هر دو در مرز حوضچه قرار دارند، اختلاف دما میان نقاط ۱ و ۲ و همچنین نقاط ۱ و ۳ یکسان خواهد بود. بااین‌حال، به دلیل شکل حوضچه، فاصله بین نقاط ۱ و ۲ بیشتر از فاصله بین نقاط ۱ و ۳ است. گرادیان دما از تقسیم تغییرات دما به فاصله دو نقطه به‌دست می‌آید؛ بنابراین گرادیان دما در فاصله بین نقاط ۱ و ۲ کمتر از گرادیان دما در فاصله بین نقاط ۱ و ۳ خواهد بود (۴). در نقطه ۳، زاویه α به میزان ۹۰ درجه است که باعث می‌شود کسینوس این زاویه صفر گردد. اما در نقطه ۲، جهت جوشکاری که هم‌راستا با حرکت مشعل جوشکاری است و خط عمود بر مرز حوضچه هم‌راستا می‌شوند؛ بنابراین زاویه α برابر با صفر شده و کسینوس آن برابر یک خواهد بود. این شرایط موجب می‌شود که سرعت جوشکاری و سرعت رشد برابر شوند. در این حالت، سرعت رشد در نقطه ۲ به بیشترین مقدار خود می‌رسد. نقاط ۲ و ۳، به‌ترتیب نمایانگر نقاط واقع در مرز حوضچه و در مرکز جوش هستند. بر اساس توضیحات فوق، وقتی از مرز حوضچه به سمت مرکز جوش حرکت می‌کنیم، نسبت گرادیان دما به سرعت رشد کاهش می‌یابد. به همین دلیل، فرآیند انجماد از نوع صفحه‌ای در مرز جوش به سمت انجماد سلولی، سپس دندریت‌های ستونی و درنهایت به دندریت‌های هم‌محور در مرکز جوش تغییر می‌کند. این تغییرات مطابق با نتایج ارائه‌شده در شکل (۱۳) است (۴).

در شکل (۱۴)، تأثیر حرارت ورودی بر اندازه دندریت‌های تشکیل‌شده در حوضچه جوش نشان داده شده است. با افزایش



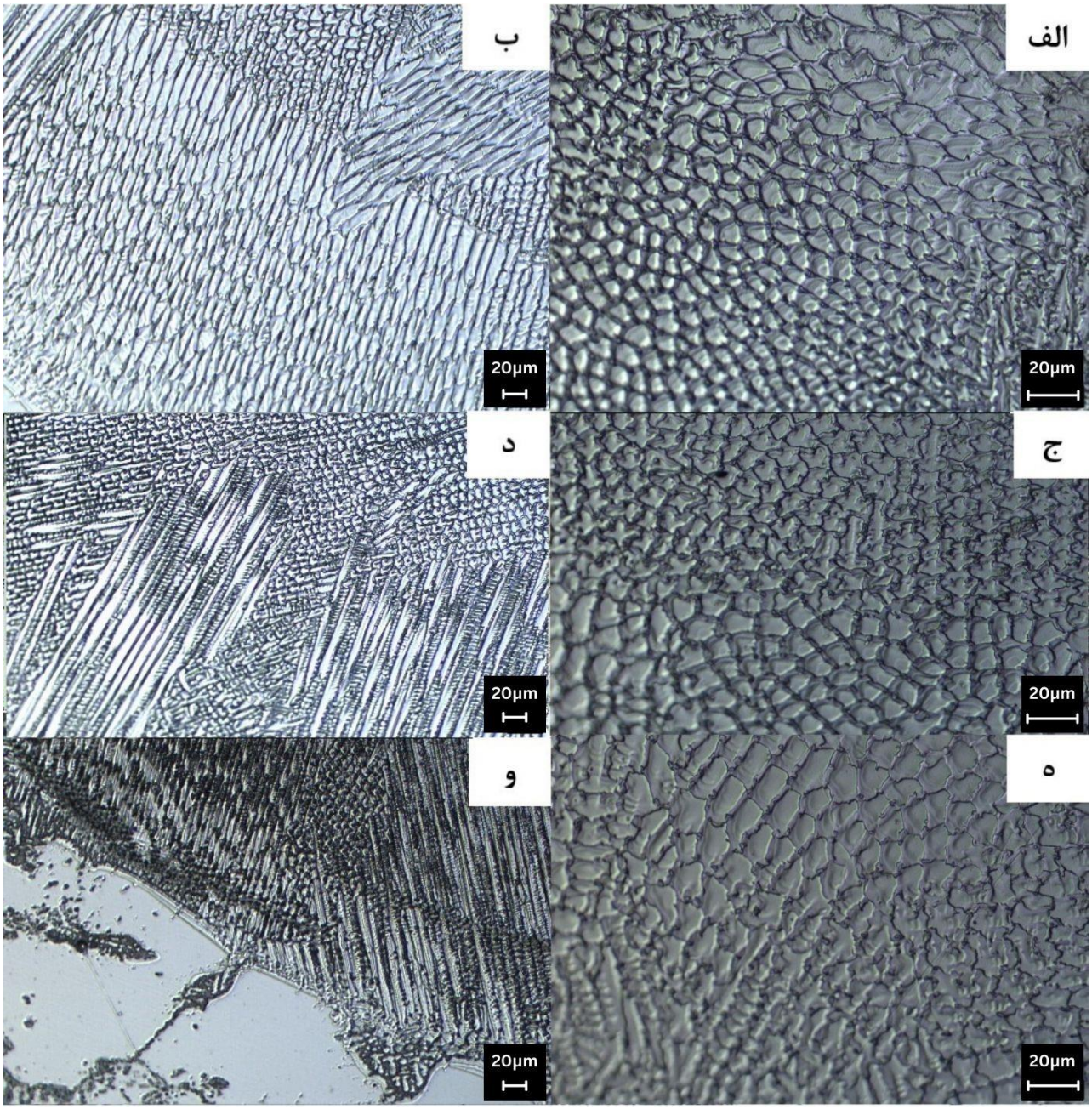
شکل ۱۳- تغییر مورفولوژی رشد دندریت‌ها در حوضچه جوش بر اساس نرخ رشد و گرادیان دمایی: حوضچه مذاب جوشکاری‌شده با فلز پرکننده MarM918 با بزرگنمایی ۵۰ برابر (الف) و با بزرگنمایی ۲۰۰ برابر (ب)، حوضچه مذاب جوشکاری‌شده با فلز پرکننده HS188 با بزرگنمایی ۵۰ برابر (ج) و حوضچه مذاب HS188 با بزرگنمایی ۲۰۰ برابر (د).

آمپراژ، نرخ سردشدن کاهش می‌یابد و دندریت‌های فلز جوش فرصت بیشتری برای رشد پیدا می‌کنند و شکل درشت‌تری پیدا می‌کنند (۱۴). در شکل‌های (۱۵) و (۱۶)، اندازه دندریت‌های هم‌محور و میانگین طول دندریت‌های ستونی آورده شده است که نشان می‌دهد میانگین اندازه دندریت‌ها در آمپراژ ۷۰ آمپر بیشتر از همه و در حرارت ورودی ۵۰ آمپر کمتر از همه است.

با توجه به بررسی‌ها و مقایسه بین حرارت ورودی‌های مختلف که در بخش قبل توضیح داده شد، می‌توان نتیجه گرفت که جوشکاری با جریان ۶۰ آمپر به‌عنوان پارامتر بهینه حرارت ورودی انتخاب شد. این انتخاب به دلیل نفوذ مطلوب، هندسه مناسب جوش، میانگین بهینه اندازه دندریت‌های فلز جوش و عدم وجود عیوب در ساختار جوش صورت گرفت.

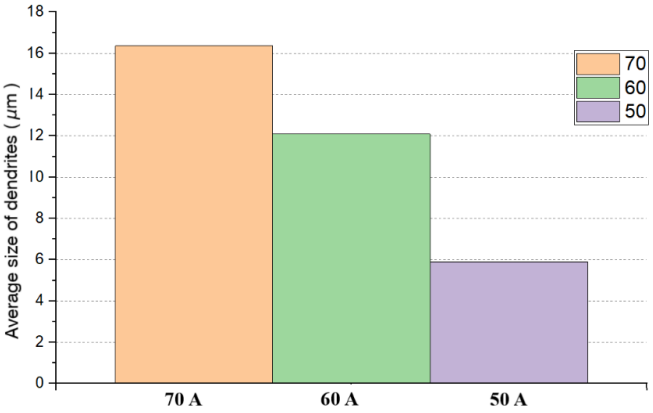
۳-۲- بررسی اثر فلز پرکننده در جوشکاری تعمیری

در فاز دوم جوشکاری، با در نظر گرفتن جریان بهینه تعیین‌شده در فاز اول، همان‌طور که در شکل (۱۷) آورده شده است عملیات جوشکاری با استفاده از فلزات پرکننده HS25، HS188، FSX-414 و با Mar-M918 با هندسه جوش مناسب و نفوذ قابل قبول انجام شد.

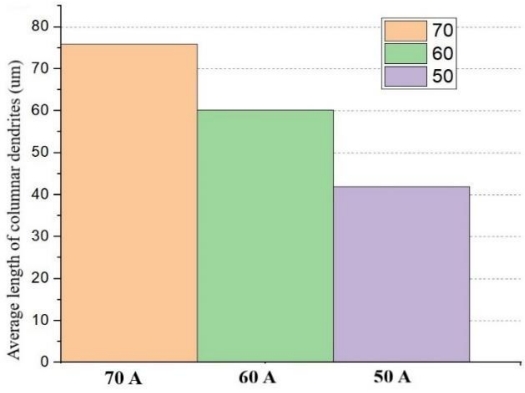


شکل ۱۴- تأثیر حرارت ورودی بر اندازه دندریت‌های هم‌محور و طول دندریت‌های ستونی:
الف و ب) فلز جوش با آمپراژ ۵۰ آمپر، ج و د) فلز جوش با آمپراژ ۶۰ آمپر ه، و) فلز جوش با آمپراژ ۷۰ آمپر.

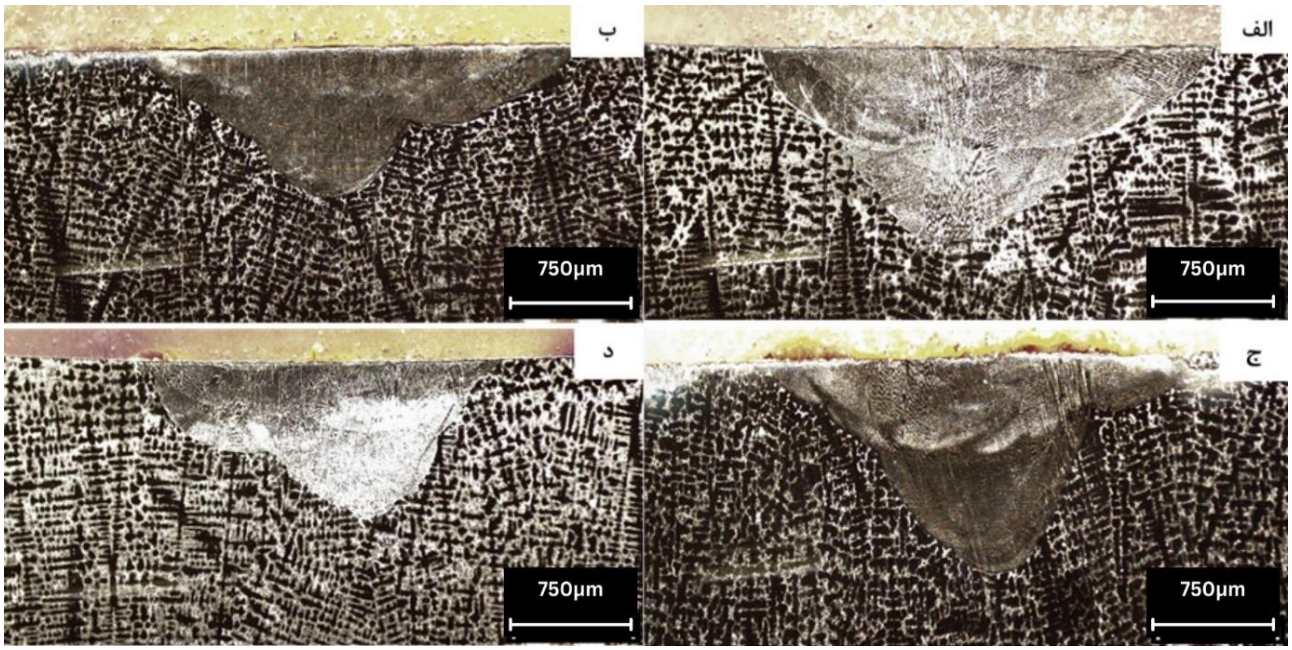
بر اساس تصاویر درشت‌ساختاری از مقاطع عرضی شکل (۱۷)، تفاوت‌های قابل‌توجهی در هندسه فلز جوش بین نمونه‌ها مشاهده می‌شود. در شکل (۱۷-الف)، فلز جوش HS-188 با نفوذ نسبتاً زیاد، عرض متوسط و مرز ذوب نسبتاً یکنواخت دیده می‌شود. همجوشی با فلز پایه رضایت‌بخش است و عیبی در ناحیه مرز جوش قابل مشاهده نیست. ساختار نسبتاً متقارن بوده و دندریت‌ها در نزدیکی مرز ذوب تا حدی منظم‌اند. هندسه جوش به صورت V شکل عمیق و باریک است که بیانگر سیالیت مناسب مذاب است. در شکل (۱۸-ب)، دندریت‌های ستونی کشیده و منظم در راستای گرادیان حرارتی دیده می‌شوند. فازهای



شکل ۱۵- میانگین اندازه دندریت‌های فلز جوش در سه جریان جوشکاری مختلف.

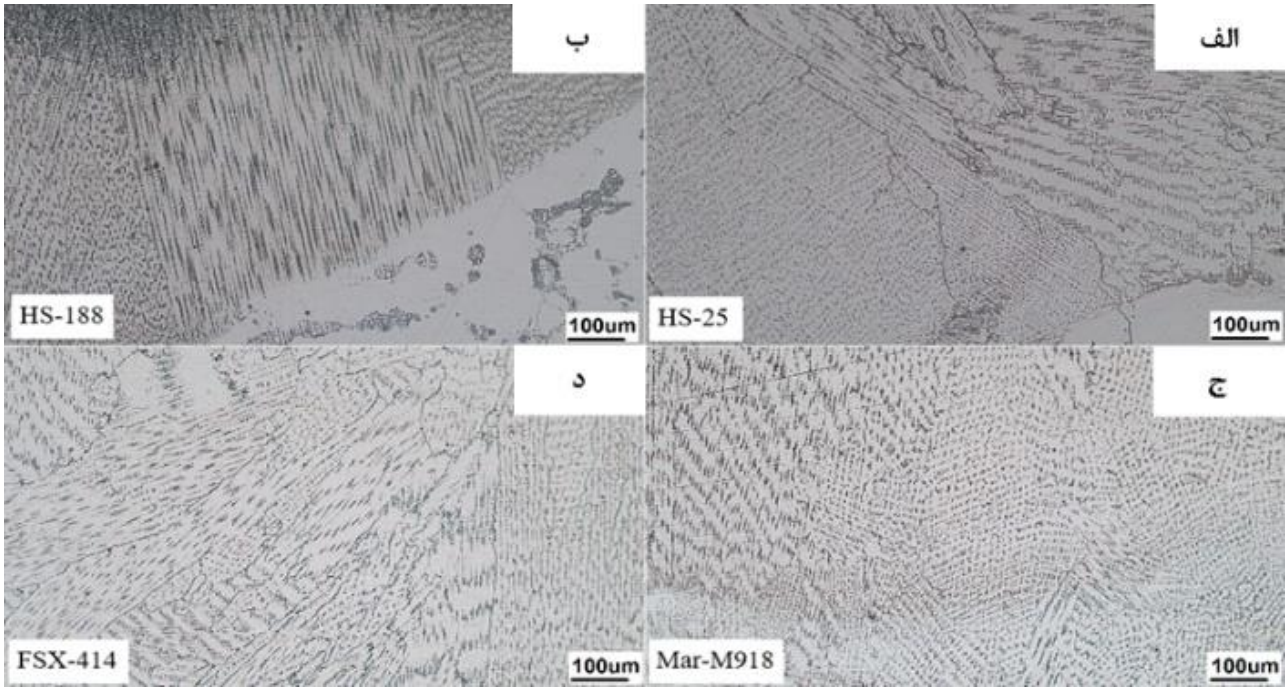


شکل ۱۶- میانگین طول دندریت‌های ستونی فلز جوش در سه جریان جوشکاری مختلف.



شکل ۱۷- تصاویر استریوگراف با بزرگنمایی ۱۰ برابر از هندسه جوشکاری فاز دوم با فلزات پرکننده:
الف) HS188، ب) HS25، ج) MAR-M918، د) FSX-414.

ثانویه ریز و یکنواخت در بین بازوهای دندریتی وجود دارد که ناشی از عناصر آلیاژی نظیر W، Cr و Mo است. حضور مقادیر بالای Ni و Cr، موجب پایداری ساختاری و یکنواختی ریزساختار شده است. در فلز جوش جوشکاری‌شده با فلز پرکننده HS25، (شکل ۱۷-ب) عرض فلز جوش نسبتاً زیادتر از HS188 ولی عمق نفوذ کمتر است. مرز ذوب گسترده‌تر و انحنای نرم‌تری دارد. الگوی انجماد در مرز ذوب نشان‌دهنده انتقال حرارت پایدارتر نسبت به HS188 است. ساختار به‌صورت نیمه‌گرد در بالا و قاعده V شکل دیده می‌شود. در شکل (۱۸-الف)، این فلز پرکننده دندریت‌ها کشیده ولی دارای انشعابات تصادفی بیشتری هستند. فازهای بین‌دندریتی به‌صورت پراکنده مشاهده می‌شوند. نسبت بالاتر W در مقایسه با FSX414، سبب شکل‌گیری کاربیدهای



شکل ۱۸- تصاویر میکروسکوپ نوری از حوضچه جوش جوشکاری فاز دوم با فلزات پرکننده:
الف) HS25، ب) HS188، ج) Mar-M918، د) FSX-414.

پایدار در نواحی بین‌دندریتی شده است که به استحکام کمک می‌کند. فلز جوش جوشکاری‌شده با فلز پرکننده MarM918 فلز جوش عمیق‌ترین نفوذ را دارد (شکل ۱۷-ج)، شکل هندسی آن به‌صورت قطره‌ای با گردن باریک و ته پهن مشخص است. این موضوع احتمالاً ناشی از سیالیت بالای مذاب و قابلیت خیس‌شوندگی بهتر این فلز پرکننده روی فلز پایه است. دندریت‌های جهت‌دار در مرکز فلز جوش دیده می‌شوند که حکایت از جهت‌گیری حرارتی قوی در زمان انجماد دارد. در شکل (۱۸-ج)، ساختار دندریتی و با جهت‌گیری مشخص است. تراکم دندریت‌ها بالا است و فازهای بین‌دندریتی به‌وضوح دیده می‌شوند. ترکیب بالای Ni و Cr همراه با B، احتمال تشکیل بوریدهای سخت‌شده را افزایش می‌دهد. به‌دلیل کم بودن Fe، ساختار بسیار پایدار و یکنواخت‌تری نسبت به سایر نمونه‌ها حاصل شده است. در فلز جوش جوشکاری‌شده با فلز پرکننده FSX-414، شکل جوش پهن و کم‌عمق‌تر نسبت به سایر نمونه‌ها است (شکل ۱۷-د). به نظر می‌رسد تطابق ترکیب فلز پرکننده و فلز پایه موجب انجماد یکنواخت‌تری شده است، اما عمق نفوذ نسبتاً کمتر است. این مسئله می‌تواند ناشی از ویسکوزیته بالاتر مذاب یا پایین‌تر بودن اختلاف دمای انجماد با فلز پایه باشد. در شکل (۱۸-د)، ریزساختار دندریتی با اندازه متوسط و توزیع نسبتاً یکنواخت فازهای بین‌دندریتی مشاهده می‌شود. حضور Si بالا (یک درصد) و W، باعث تشکیل کاربیدها و سیلیسیدهایی در بین بازوهای دندریتی شده است. نبود عناصر B و Mo در ترکیب شیمیایی فلز پرکننده، ساختار را نسبتاً ساده‌تر کرده است.

در ادامه ابعاد حوضچه‌های جوش حاصل از چهار فلز پرکننده مختلف روی سوپرآلیاژ FSX414 اندازه‌گیری و نسبت عمق به عرض برای هر یک محاسبه گردید. نتایج اندازه‌گیری‌ها و محاسبات در جدول (۴) آورده شده است. همان‌طور که دیده می‌شود، فلز پرکننده MarM-918 با نسبت D/W برابر ۰/۶۲، بالاترین نسبت عمق به عرض را نشان داد که با عمق ۱/۲۴ میلی‌متر و عرض ۱/۹۹ میلی‌متر، بیانگر نفوذ نسبتاً عمیق‌تر نسبت به بقیه فلزات پرکننده مورد استفاده است. در ادامه، فلز پرکننده

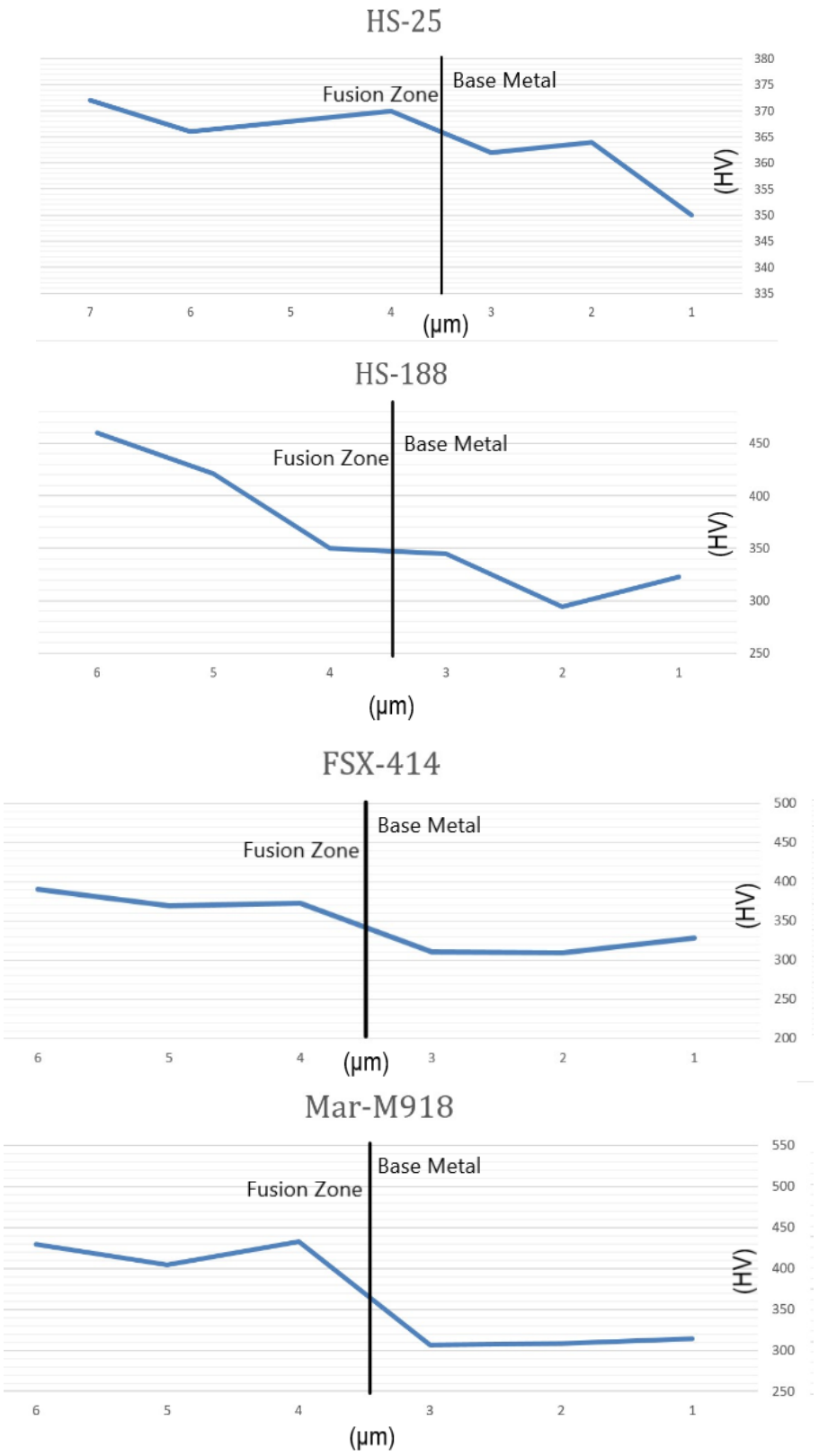
FSX-414 با نسبت D/W معادل ۰/۵۸ قرار گرفت که با ابعاد عمق ۰/۸۶ میلی‌متر و عرض ۱/۴۶ میلی‌متر، پروفایلی متعادل از نفوذ در منطقه جوشکاری ارائه می‌دهد. فلز پرکننده HS188، باوجود عمق ۱/۱۶ میلی‌متر، به دلیل عرض قابل‌توجه ۲/۰۶ میلی‌متر (بزرگ‌ترین عرض)، نسبت D/W آن به ۰/۵۶ کاهش یافت. این امر نشان‌دهنده توزیع حرارت گسترده‌تر در سطح قطعه جوشکاری است. در نهایت، فلز پرکننده HS25 با نسبت D/W معادل ۰/۵۲ (عمق ۱/۰۱ میلی‌متر و عرض ۱/۹۱ میلی‌متر)، کمترین نسبت عمق به عرض را به خود اختصاص داد که حاکی از یک حوضچه پهن و نسبتاً کم‌عمق در ناحیه جوشکاری‌شده است. چنین پروفایلی ممکن است نشان‌دهنده توزیع حرارت گسترده‌تر در سطح باشد که در برخی موارد می‌تواند به کنترل اعوجاج یا کاهش حساسیت به ترک‌خوردگی داغ در جوشکاری تعمیری کمک کند، اما ممکن است برای دستیابی به نفوذ مورد نظر نیاز به تنظیمات خاص پارامترهای جوشکاری باشد. این تفاوت‌ها در نسبت‌های D/W، به‌طور مستقیم به خواص ترموفیزیکی و متالورژیکی فلزات پرکننده و نحوه اثرگذاری آن‌ها بر رفتار حوضچه مذاب در طول فرآیند جوشکاری تعمیری بازمی‌گردد و بینش مهمی برای انتخاب فلز پرکننده بهینه و تنظیم پارامترها جهت دستیابی به خواص مکانیکی مورد انتظار در کاربردهای خاص تعمیر سوپرآلیاژ FSX414 فراهم می‌آورد.

همان‌طور که در شکل (۱۸) نشان داده شده است، بررسی‌های میکروسکوپی نشان داد که جوشکاری بدون ایجاد عیوب و ترک صورت گرفته است. در فصل مشترک فلز پایه و جوش، رشد دندریت‌ها عمدتاً به صورت دندریت‌های ستونی رخ می‌دهد که این نوع رشد ناشی از گرادیان دمایی بالا و جهت‌گیری حرارتی منظم در ناحیه مرزی است. در اثر سردشدن سریع و انتقال حرارت از فلز جوش به فلز پایه، گرادیان دمایی قوی ایجاد شده که رشد دندریت‌ها را در جهت عمود بر سطح اتصال، به صورت ستونی هدایت می‌کند. در مرکز حوضچه جوش، جایی که دمای بالاتر و گرادیان دمایی کمتر است، رشد دندریت‌ها غالباً هم‌محور و با شاخه‌های کوتاه‌تر و تصادفی‌تر است. این الگوی رشد متناسب با نوع فلز پرکننده و ترکیب شیمیایی آن ممکن است تغییراتی داشته باشد.

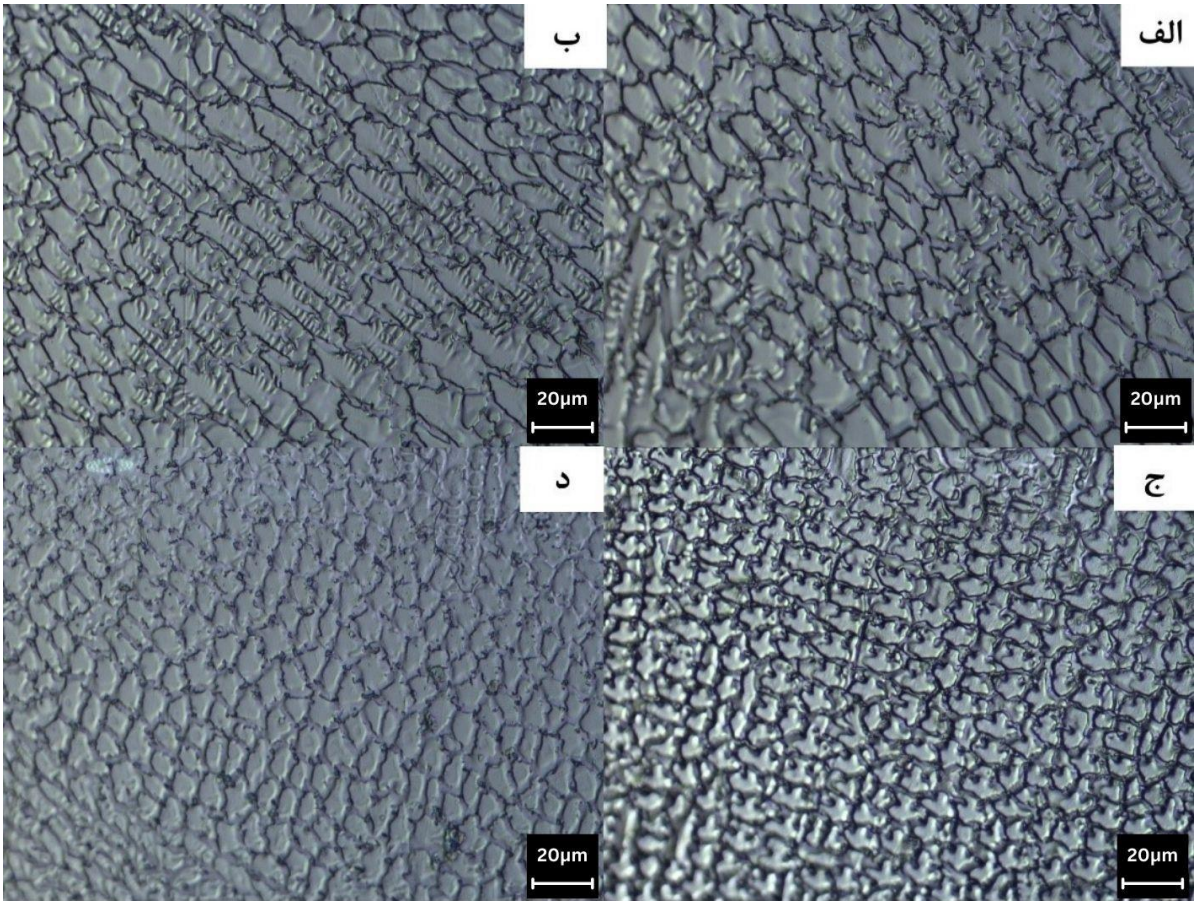
همچنین، تصاویر به‌دست‌آمده از میکروسکوپ نوری در تمامی فلزات جوش، نشان می‌دهند که ساختار فلز جوش شامل دندریت‌های هم‌محور در مرکز حوضچه جوش و دندریت‌های ستونی در حاشیه حوضچه جوش است. این توزیع دندریتی به دلیل تفاوت در گرادیان‌های دمایی در مناطق مختلف حوضچه جوش رخ داده است؛ به‌طوری که در مرکز، نرخ سردشدن یکنواخت‌تر بوده و دندریت‌های هم‌محور تشکیل شده‌اند، درحالی‌که در حاشیه، به دلیل وجود شیب دمایی بالا، رشد جهت‌دار دندریت‌های ستونی مشاهده می‌شود.

۳-۳- ریزسختی‌سنجی

همان‌طور که در شکل (۱۹) نشان داده شده است، در تمامی پروفیل‌های سختی، میانگین سختی در ناحیه فلز پایه کمتر از ناحیه فلز جوش است. این تفاوت به دلیل اختلاف در نرخ سردشدن بین ساختارهای ریخته‌گری و جوشکاری شده است. در فرآیندهای ریخته‌گری، نرخ سرد شدن پایین‌تر است که منجر به تشکیل ساختار دانه‌بندی درشت‌تر می‌شود. دانه‌های درشت‌تر موجب کاهش تعداد مرزدانه‌ها شده و درنتیجه، سختی ساختار کاهش می‌یابد. درمقابل، در فرآیندهای جوشکاری، نرخ سردشدن بالا است و دانه‌ها فرصت کافی برای رشد ندارند. این موضوع منجر به تشکیل ساختار ریزدانه‌تر و درنتیجه، سختی بالاتر در فلز جوش می‌شود (۱۷). علاوه بر تأثیر نرخ سردشدن، ترکیب شیمیایی فلز پرکننده نیز بر سختی فلز جوش اثرگذار است. مقایسه میانگین سختی فلز جوش در چهار فلز پرکننده موردمطالعه، نشان داد که فلزات پرکننده HS188 و Mar-M918 مقادیر بالاتری نسبت به FSX-414 و HS25 دارند. برخلاف تصور، این افزایش سختی را نمی‌توان صرفاً به حضور عناصر کاربیدزا مانند W و Cr نسبت داد؛ چراکه فلز پرکننده FSX-414 دارای بیشترین میزان کروم است و Mar-M918 اساساً فاقد عنصر تنگستن است؛ بنابراین، عوامل دیگری در سختی بیشتر فلز

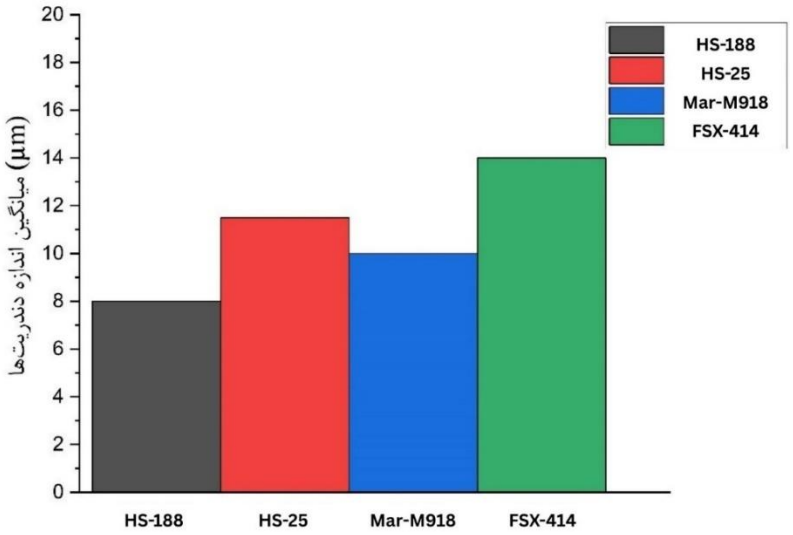


شکل ۱۹- پروفیل‌های سختی به صورت خطی از فلز پایه تا مرکز حوضچه جوش انجام‌شده بر مسیر نشان داده شده در شکل (۵) برای فلزات پرکننده مختلف.

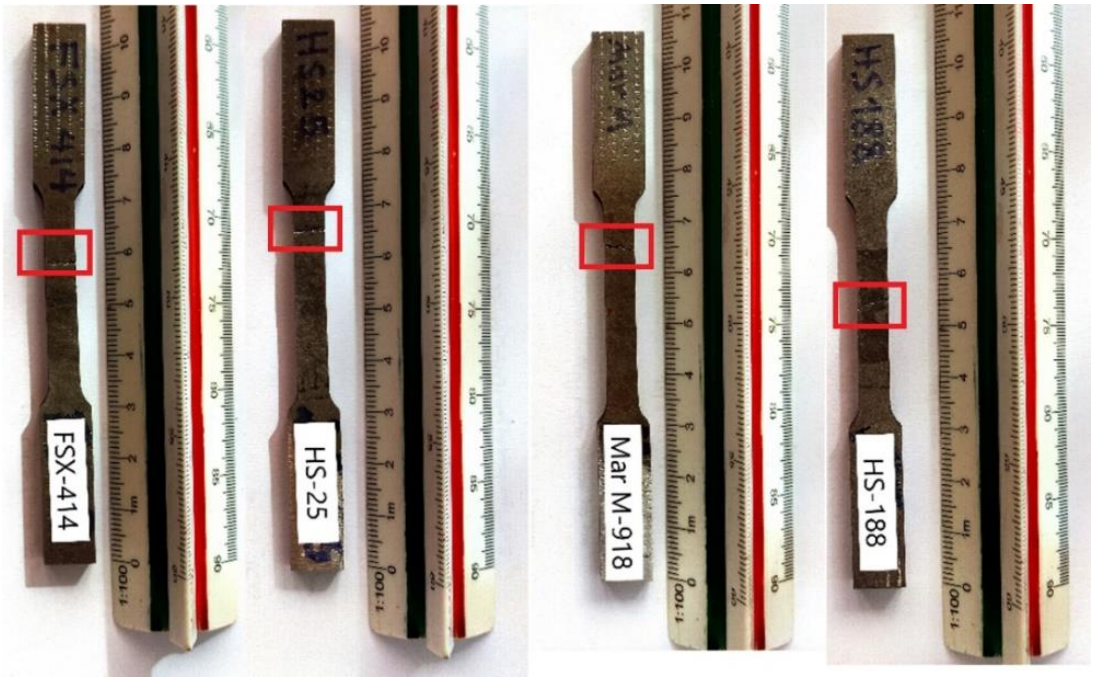


شکل ۲۰- نوع دندریت‌های تشکیل شده در حوضچه مذاب با فلز پرکننده مختلف: الف) HS25، ب) FSX414، ج) HS188، د) MarM918.

جوش‌های HS188 و Mar-M918 نقش دارند که به‌شرح زیر قابل تحلیل است: نخست، مقدار نیکل بالا در این دو آلیاژ (به‌ترتیب ۲۴درصد و ۲۱ درصد) نقش بسزایی در افزایش استحکام محلول جامد ایفا می‌کند. نیکل با پایدارسازی ساختار FCC و کاهش نفوذپذیری اتمی، مقاومت مکانیکی را در برابر تغییر شکل بالا می‌برد و سختی را افزایش می‌دهد (۱۲). دوم، تشکیل و توزیع کاربیدها در ساختار جوش این آلیاژها از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. با وجود نبود W در Mar-M918، حضور هم‌زمان Cr و C می‌تواند به تشکیل کاربیدهای کروم‌دار (نظیر $M_{23}C_6$) منجر شود. همچنین در HS188 به دلیل وجود W، Cr و C، کاربیدهای ترکیبی مانند M_6C و $M_{23}C_6$ تشکیل می‌شوند که سختی فلز جوش را افزایش می‌دهند. تفاوت در اندازه و پراکندگی این کاربیدها نیز از عوامل مؤثر بر سختی موضعی محسوب می‌شود (۱۲). سوم، همان‌طور که در شکل (۲۰) آورده شده است، مشاهدات میکروسکوپی در بزرگ‌نمایی‌های بالا نشان‌دهنده ریزتر بودن دندریت‌ها و ساختار حوضچه جوش در HS188 و Mar-M918 در مقایسه با FSX-414 و HS25 است. ریزدانه‌ترشدن ساختار دندریتی در ناحیه جوش، باعث افزایش مرزهای دندریتی شده و بر اساس سازوکار هال- پچ[۲۲] سختی فلز جوش را افزایش می‌دهد (۱۸). درنهایت، تفاوت در رفتار انجمادی، ترکیب شیمیایی، تنش‌های پسماند و عدم تشکیل فازهای ترد ناخواسته نیز می‌توانند در ایجاد سختی بالاتر نقش داشته باشند. به‌طورکلی، سختی بیشتر در فلز جوش HS188 و Mar-M918، نتیجه ترکیبی از تقویت محلول جامد، تشکیل کاربیدهای سخت و ریزساختار متراکم‌تر است. در شکل (۲۱) نیز می‌توان تفاوت اندازه دندریت‌ها بین فلزات پرکننده ذکرشده را مشاهده کرد. در تمامی فلزات پرکننده،



شکل ۲۱- نمودار اختلاف میانگین اندازه دندریت‌ها در حوضچه جوش با فلزات پرکننده مختلف.

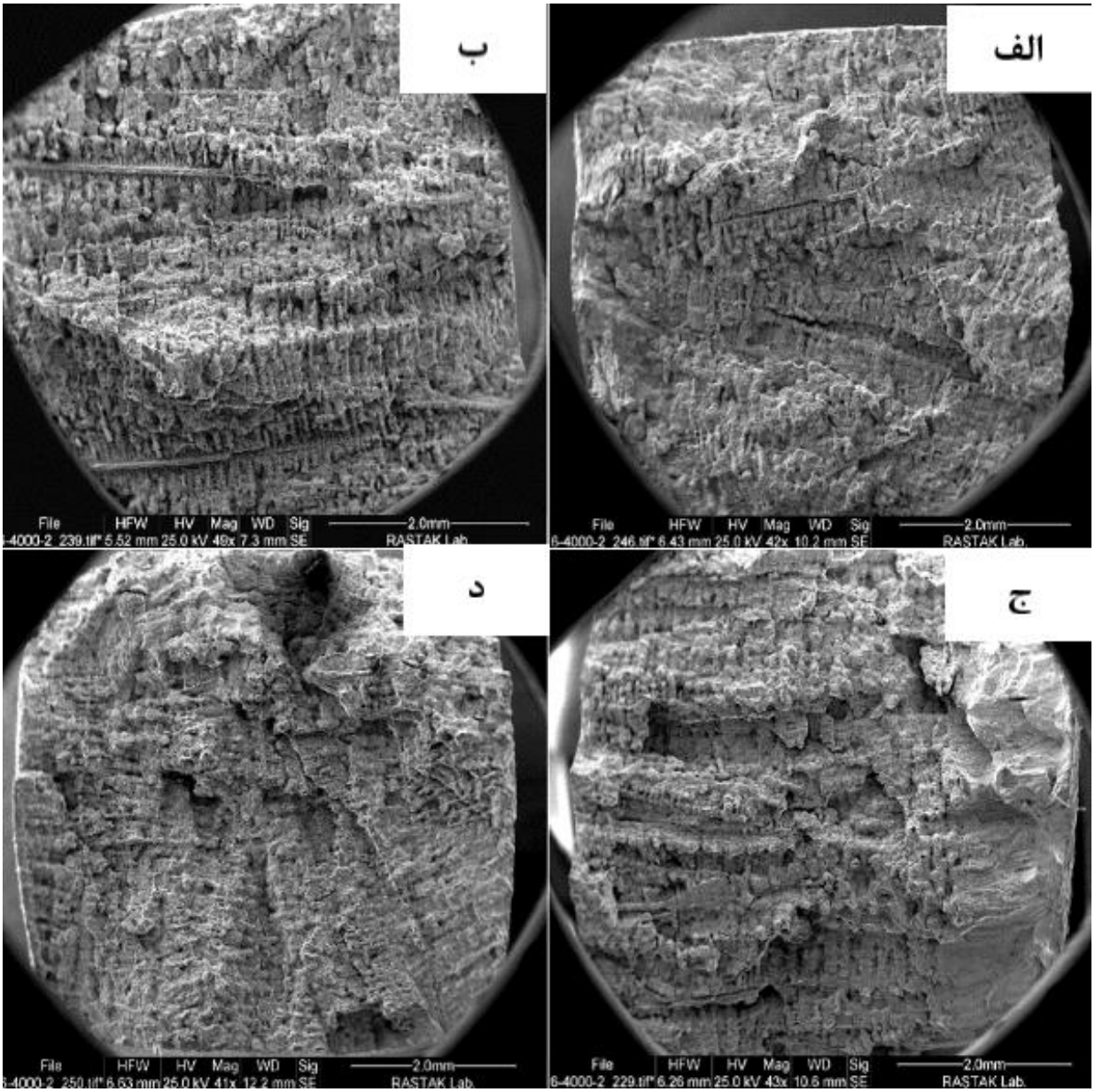


شکل ۲۲- تصاویر شکست نمونه‌های آزمون کشش در دمای محیط نشان‌دهنده محل شکست نمونه‌ها.

سختی در مرکز حوضچه جوش بیشینه بوده که این موضوع با ساختار ستونی- هم‌محور، نرخ سرد شدن بالاتر و غنی‌سازی موضعی از عناصر آلیاژی نظیر W و Cr در حین انجماد هم‌راستا است. تفاوت ارتفاع قله سختی بین فلزات پرکننده، بازتابی از اختلاف در ترکیب شیمیایی آن‌ها و درنتیجه میزان تشکیل فازهای سخت بین‌دندریتی و کاربیدی است.

۳-۴- آزمون کشش

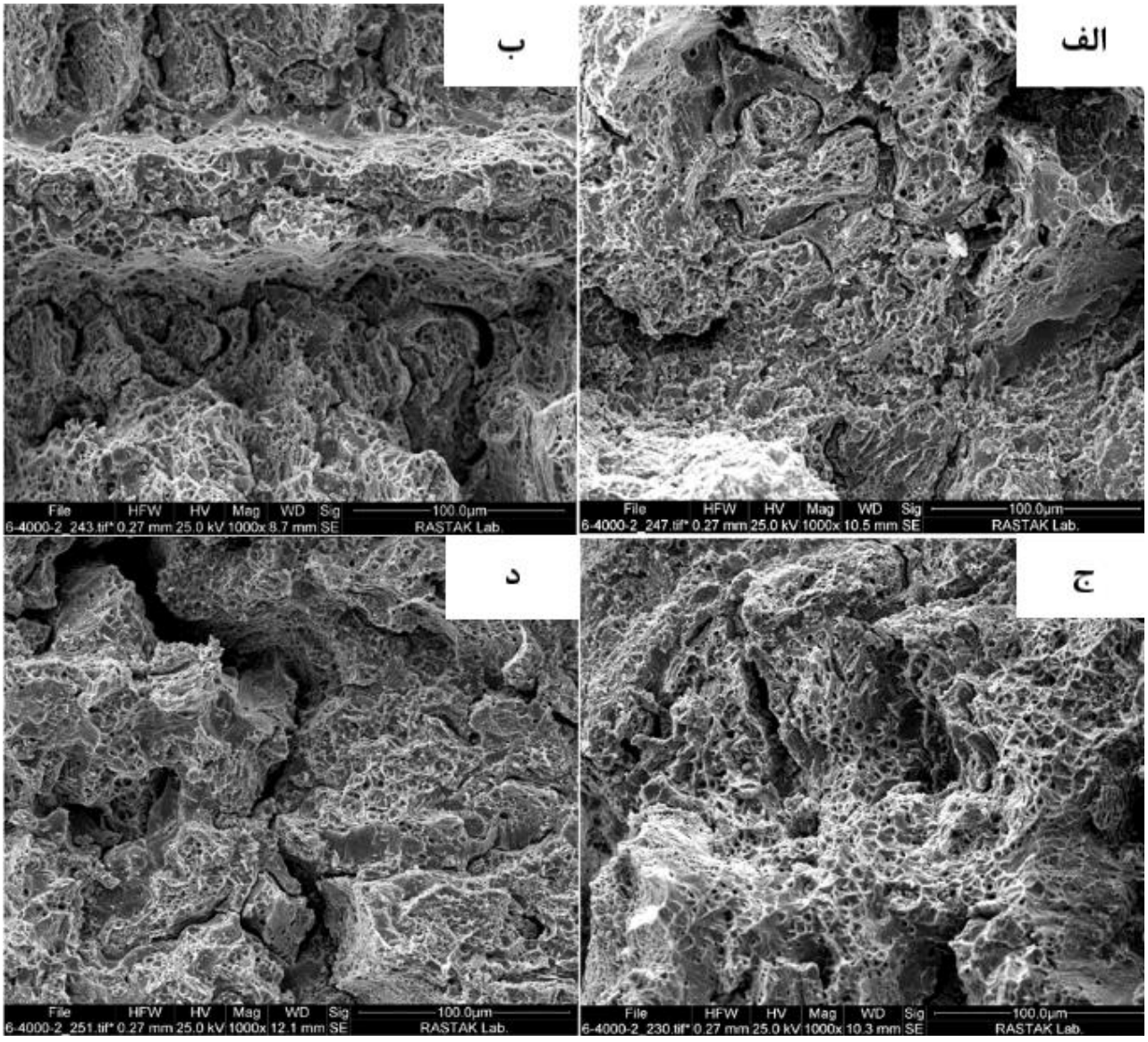
شکل (۲۲)، محل شکست قطعات جوشکاری‌شده با فلزات پرکننده مختلف را نشان می‌دهد. تمامی نمونه‌ها رفتار شکست مشابهی داشتند، به‌جز نمونه جوشکاری‌شده با فلز پرکننده HS188 که شکست در ناحیه FZ (فلز جوش) رخ داده است، باقی نمونه‌ها رفتار شکست مشابهی داشتند و از فلز پایه دچار



شکل ۲۳- تصاویر نمای کلی سطح شکست قطعات جوشکاری‌شده با فلزات پرکننده:
الف) FSX-414، ب) MAR-M918، ج) HS188، د) HS25.

شکست شدند. به نظر می‌رسد علت این پدیده، وجود عناصر کاربیدزا در ترکیب فلز پرکننده HS188 باشد که منجر به افزایش میزان کاربیدهای سخت و ترد در فلز جوش شده است. همان‌طور که در شکل (۲۰) نیز مشاهده شد، این موضوع باعث ایجاد اختلاف شدید در سختی بین فلز پایه و فلز جوش شده است. این اختلاف سختی بالا باعث تمرکز تنش در مرز بین فلز جوش و فلز پایه شده و درنتیجه، ناحیه FZ به محل مستعد شکست تبدیل شده است. این امر نشان‌دهنده ضعف نسبی جوشکاری در مقایسه با فلز پایه بوده و می‌تواند بر عملکرد نهایی قطعه تأثیر منفی بگذارد.

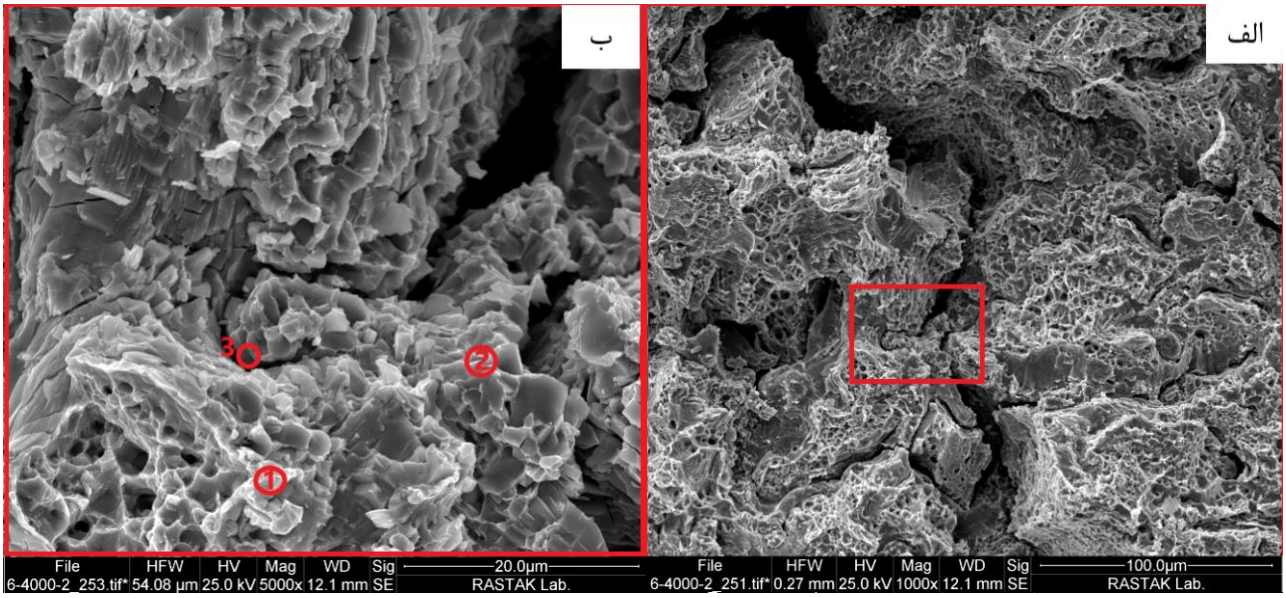
بررسی‌های بیشتر با استفاده از تصاویر سطح شکست قطعات (شکل ۲۳)، نشان می‌دهد که شکست از نوع بین‌دانه‌ای است. در



شکل ۲۴- تصاویر با بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر از سطح شکست قطعات جوشکاری شده با فلزات پرکننده:
الف) FSX-414، ب)MAR-M918، ج) HS188، د) HS25.

شکل (۲۴)، با بزرگنمایی بیشتر، مشاهده می‌شود که ترک‌ها در بین دندریت‌ها ایجاد شده و رشد کرده‌اند. در تصویر (۲۵) و جدول (۷)، آنالیز EDS از سطح شکست فلز جوشکاری‌شده با فلز پرکننده HS188 نشان می‌دهد که عناصر کاربیدزا مانند Cr و W در فضاهای بین‌دندریتی تجمع یافته‌اند. همچنین، نتایج آنالیز EDS تأیید می‌کند که درصد وزنی این عناصر در نقاط ۲ و ۳ افزایش قابل‌توجهی داشته است. این تجمع منجر به افزایش بیش‌ازحد تردی فلز جوش شده و ترک‌ها را مستعد رشد و گسترش در این نواحی کرده است. این پدیده موجب کاهش چقرمگی فلز جوش و افزایش حساسیت به شکست، به‌ویژه در شرایط تنش شده که می‌تواند دوام و استحکام اتصال جوشکاری‌شده را به میزان قابل‌توجهی تحت تأثیر قرار دهد.

با توجه به نتایج آزمون کشش در دمای محیط و دمای بالا، که در ادامه به آن پرداخته خواهد شد، نمونه‌های جوشکاری



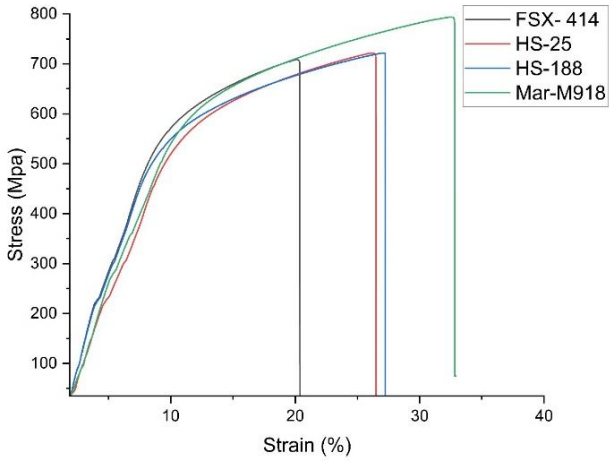
شکل ۲۵- تصاویر سطح شکست با بزرگنمایی الف) ۱۰۰۰ برابر و ب) ۵۰۰۰ برابر جوشکاری‌شده با فلز پرکننده HS188.

جدول ۷- درصد وزنی عناصر در آنالیز EDS از نقاط مشخص شده در شکل (۲۳)

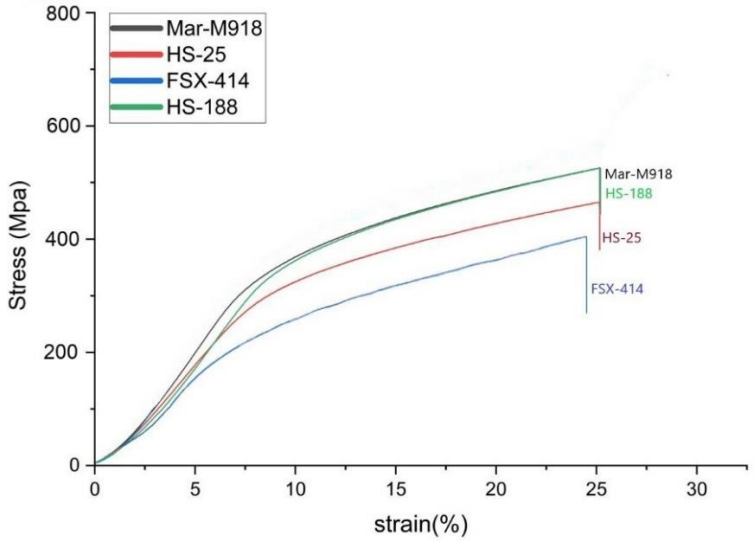
Element (%W)	C	Mg	Si	Mo	Ti	Cr	Co	Ni	W
نقطه ۱	-	–	۱/۴۷	۵/۶۳	–	۲۶/۷۳	۳۷/۹۵	۱۶/۵۰	۱۱/۷۳
نقطه ۲	-	۱/۲۹	۲/۲۱	۵/۴۵	۰/۴۰	۴۶/۸۸	۲۷/۷۵	۶/۰۵	۹/۹۸
نقطه ۳	-	۱/۰۹	۲/۰۳	۵/۰۴	۰/۴۳	۵۱/۳۳	۲۳/۴۸	۵/۲۰	۱۱/۴۱

تعمیری با چهار فلز پرکننده مختلف شامل FSX-414، HS25، HS188 و Mar-M918 مورد تحلیل و مقایسه قرار گرفتند. این بررسی‌ها نشان‌دهنده تفاوت در رفتار مکانیکی این فلزات پرکننده تحت شرایط دمایی متفاوت است. به‌طورکلی، جوش‌های تهیه‌شده در شرایط دمای محیط و دمای بالا (۶۵۰ درجه سانتی‌گراد) آزمون شده‌اند و نتایج به‌وضوح نشان‌دهنده تفاوت‌های معناداری در خواص مکانیکی و رفتار شکست آن‌ها است (شکل‌های ۲۶ و ۲۷).

نخستین نکته حائز اهمیت آن است که در هر دو دمای آزمون (دما محیط و دما بالا)، شکست تمامی نمونه‌ها در ناحیه فلز پایه رخ داد؛ به‌استثنای نمونه‌هایی که با فلز پرکننده HS188 جوشکاری شده بودند، که در آن‌ها محل شکست در ناحیه جوش



شکل ۲۶- نمودار تنش – کرنش جوش‌های تعمیری بعد از آزمون کشش دما محیط.



شکل ۲۷- نمودار تنش – کرنش جوش‌های تعمیری بعد از آزمون کشش دمابالا.

جدول ۸- ابعاد و نتایج آزمون کشش نمونه‌های دما محیط و دما بالا

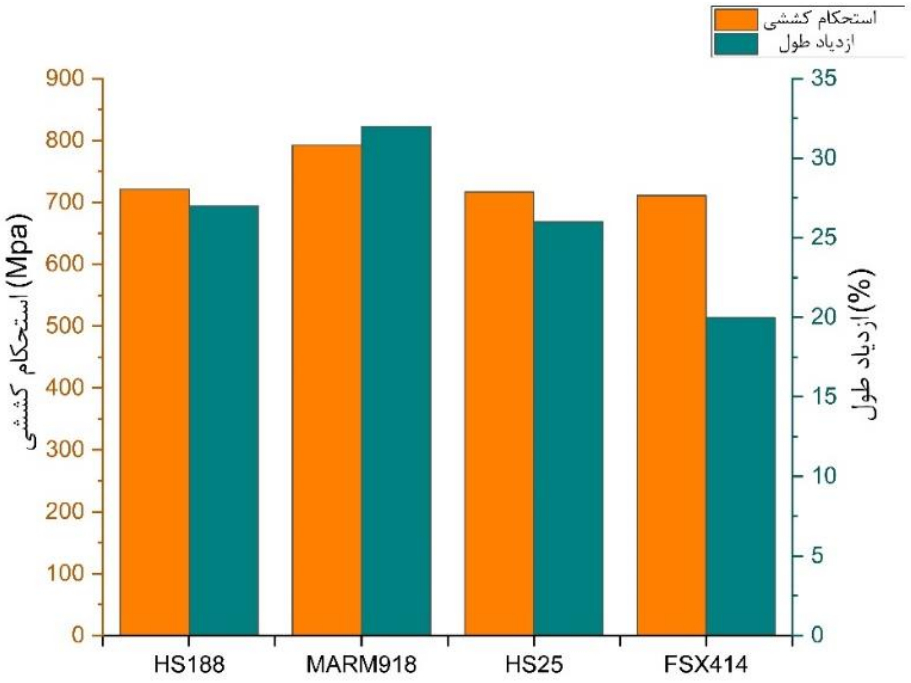
نمونه	ابعاد نمونه (mm^2)	نرخ کشش (mm/min)	استحکام کششی (Mpa) دما محیط	استحکام کششی (Mpa) دما بالا	ازدیاد طول (٪) دما محیط	ازدیاد طول (٪) دما بالا
HS188	۶×۶	۱/۶	۷۲۱	۴۶۰	۲۷	۲۷/۷
MAR-M918	۶×۶	۱/۶	۷۹۳	۴۶۶	۳۲	۲۷/۸
HS25	۶×۶	۱/۶	۷۱۷	۴۲۵	۲۶	۲۷/۸
FSX-414	۶×۶	۱/۶	۷۱۱	۴۱۱	۲۰	۲۳/۷

مشاهده شد. عوامل متعدد و اثرات ترکیبی میان عناصر آلیاژی در تردی یا چقرمگی نقش دارند. در مورد HS188، باید به این نکات توجه شود که ریزدانه شدن دندریت‌ها به‌دلیل حضور همزمان Ni بالا (~۲۴ درصد)، W (~۱۵ درصد) و Cr (~۲۳ درصد) در HS188، منجر به افزایش سختی و چقرمگی نسبت به فلزات پرکننده‌ای نظیر HS25 و FSX414 می‌شود. Ni بالا با پایداری فاز FCC زمینه، ساختاری با انعطاف‌پذیری ذاتی بالاتر ایجاد می‌کند که به احتمال زیاد بخشی از افزایش ازدیاد طول در HS188، به همین موضوع بازمی‌گردد که افزایش سختی بالا باعث شکست در فلز جوش و ضعف خواص مکانیکی جوش نسبت به فلز پایه را نشان می‌دهد. در خصوص استحکام کششی نمونه‌ها، نتایج در دمای محیط نشان داد (شکل ۲۶ و جدول ۸) که فلز پرکننده Mar-M918 بهترین عملکرد را از نظر استحکام کششی داشته و استحکام کششی ۷۹۳ مگاپاسکال را در مقایسه با دیگر فلزات پرکننده (FSX-414 با ۷۱۱ مگاپاسکال، HS25 با ۷۱۷ مگاپاسکال و HS188 با ۷۲۱ مگاپاسکال)، نشان داده است. این تفاوت‌ها ناشی از ویژگی‌های خاص فلز پرکننده Mar-M918، از جمله ترکیب شیمیایی و خواص فیزیکی آن است که در ادامه به‌تفصیل مورد بررسی قرار خواهد گرفت. عواملی که منجر به افزایش استحکام کششی و ازدیاد طول در نمونه‌های جوشکاری شده با این فلز پرکننده شده‌اند. در آزمون کششی دمای بالا (۶۵۰ درجه سانتی‌گراد)، فلزات پرکننده HS188 و Mar-M918 عملکرد بهتری نسبت به FSX-414 و HS25 از خود نشان دادند؛ به‌طوری که استحکام کششی در این دو فلز پرکننده به ترتیب ۴۶۰ و ۴۶۶

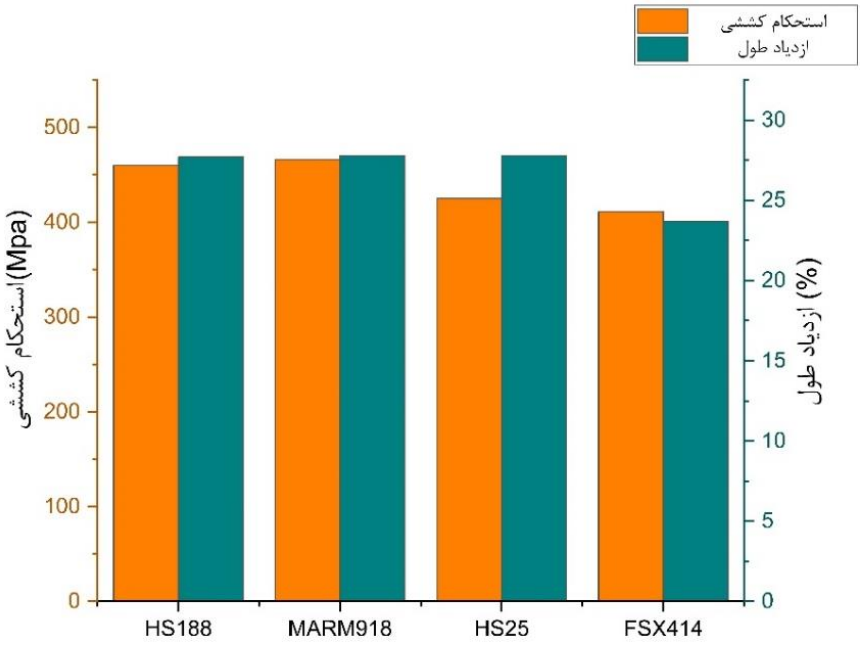
مگاپاسکال بود. درحالی‌که در نمونه‌های جوشکاری‌شده با FSX-414 و HS25، به ترتیب ۴۱۱ و ۴۲۵ مگاپاسکال گزارش شد. این عملکرد مطلوب در دمای بالا به دلیل ویژگی‌های ویژه فلز پرکننده HS188 و Mar-M918، در برابر خزش و تنش‌های دمایی بالا است که می‌تواند مقاومت به ترک و تغییر شکل در دماهای بالا را افزایش دهد. در شکل‌های (۲۸) و (۲۹) مقایسه‌ای بین استحکام کششی و میزان ازدیاد طول فلزات پرکننده مختلف در آزمون‌های کشش در دماهای مختلف ارائه شده است. در خصوص ازدیاد طول، نمونه‌های جوشکاری شده با فلز پرکننده Mar-M918 بیشترین ازدیاد طول (۳۲ درصد) را در دمای محیط نشان دادند که به معنای انعطاف‌پذیری بیشتر این جوش‌ها است. به دنبال آن، فلزات پرکننده HS188 و HS25 به ترتیب ازدیاد طول ۲۷ درصد و ۲۶ درصد را به‌دست آوردند. درحالی‌که فلز پرکننده FSX-414 با ازدیاد طول ۲۰ درصد کمترین انعطاف‌پذیری را داشت.

تفاوت قابل ملاحظه در استحکام کششی نمونه جوشکاری‌شده با فلز پرکننده Mar-M918 نسبت به سایر نمونه‌هایی شکست در فلز پایه اتفاق افتاده را احتمالاً می‌توان به تفاوت در ترکیب شیمیایی و ویژگی‌های متالورژیکی این فلز پرکننده ربط داد. بر اساس نتایج آزمون‌های کشش، فلز پرکننده Mar-M918، علی‌رغم داشتن درصد پایین‌تر عناصر کروم و تنگستن نسبت به HS188، استحکام کششی بالاتری از خود نشان می‌دهد. این امر ناشی از تعادل مطلوب‌تری در ترکیب شیمیایی و ساختار میکروسکوپی فلز جوش است که موجب کاهش تشکیل فازهای شکننده و بهبود توزیع عناصر آلیاژی در زمینه گاما (γ) پایه کبالت می‌شود. از سوی دیگر، فلز پرکننده HS188 با دارا بودن درصد بالاتر عناصر کروم و تنگستن، باعث ریزدانه‌تر شدن دندریت‌ها و افزایش سختی بیش‌ازحد فلز جوش شده که بهبود استحکام را در پی دارد، اما این افزایش سختی با کاهش چقرمگی همراه بوده و منجر به شکست تردتر و زودهنگام در فلز جوش می‌شود؛ بنابراین، تفاوت در عملکرد مکانیکی این دو فلز پرکننده را می‌توان به تأثیر ترکیب شیمیایی بر تغییرات ساختاری و در نتیجه توازن میان استحکام و چقرمگی نسبت داد. درنهایت، نتایج آزمون‌های کشش و تحلیل‌های انجام‌شده به‌وضوح نشان‌دهنده اهمیت ترکیب شیمیایی فلزات پرکننده و تأثیر آن بر خواص مکانیکی جوش در دماهای مختلف است. در حالت کلی، رفتار شکست نمونه‌های جوشکاری‌شده با آلیاژ پایه FSX-414 در آزمون کشش، در هر دو دمای محیط و دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد، نشان‌دهنده تأثیر غیرمستقیم نوع فلز پرکننده مورد استفاده بر استحکام نهایی نمونه‌ها است. علی‌رغم آنکه شکست اغلب نمونه‌ها (به‌جز فلز پرکننده HS188) در ناحیه فلز پایه رخ داد، ترتیب استحکام کششی نهایی در هر دو دما به‌صورت یکسان باقی ماند، به‌طوری‌که فلز پرکننده MarM-918 بالاترین و فلز پرکننده FSX-414 کمترین استحکام را نشان دادند. این پایداری رفتاری را می‌توان به خواصی نظیر سختی بالاتر فلز جوش، توزیع یکنواخت‌تر تنش، کاهش تمرکز تنش در فصل مشترک و همچنین پایداری ریزساختاری بالاتر در دمای بالا نسبت داد. فلز پرکننده MarM-918، به دلیل ترکیب غنی از عناصر آلیاژی مقاوم به خزش و دمای بالا، در برابر افت خواص مکانیکی در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد عملکرد بهتری نشان داده و موجب تأخیر در شروع و پیشرفت ناحیه شکست شده است. در مجموع، نتایج حاکی از آن است که نوع فلز پرکننده، حتی در شرایطی که شکست در فلز پایه رخ دهد، می‌تواند از طریق کنترل توزیع تنش و پایداری متالورژیکی، بر رفتار مکانیکی نهایی تأثیرگذار باشد.

تفاوت جزئی مشاهده‌شده در ناحیه الاستیک نمودار تنش–کرنش را می‌توان به عوامل مرتبط با دقت ابزار اندازه‌گیری کرنش، از جمله موقعیت نصب کرنش‌سنج و حساسیت اولیه آن، اختلافات بسیار جزئی در نیروی اصطکاک بین فک‌های دستگاه و نمونه و یا میزان پیش‌تنش اولیه هنگام گیرش نمونه نسبت داد. این تغییرات در محدوده خطای آزمایشگاهی قرار دارند و تأثیری بر نتایج نهایی و تحلیل‌های مقایسه‌ای میان فلزات پرکننده ندارند.



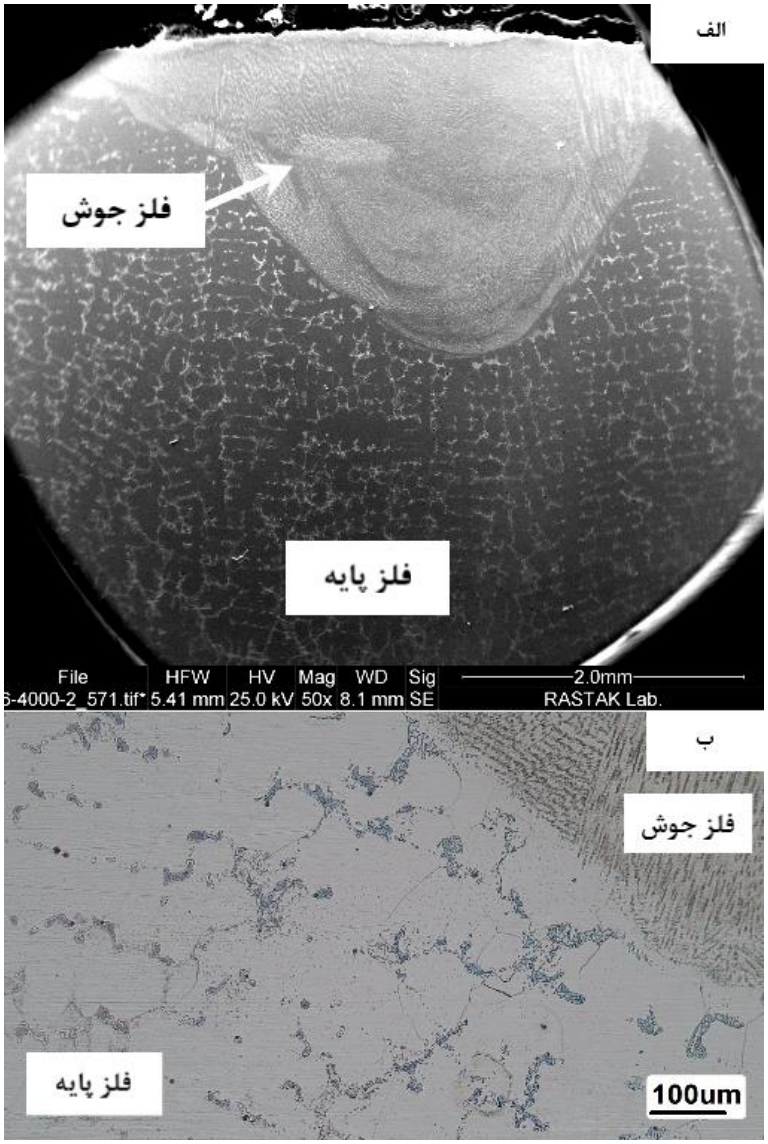
شکل ۲۸- نمودار میله‌ای مقایسه‌ای نتایج آزمون کشش در دمای محیط برای نمونه‌های مختلف.



شکل ۲۹- نمودار میله‌ای مقایسه‌ای نتایج آزمون کشش در دمای بالا (۶۵۰ °C) برای نمونه‌های مختلف.

۳-۵- تأثیر نوع فلز پرکننده و ساختار FSX-414 فلز پایه بر مکانیزم شکست

همان‌طور که در شکل (۳۰) آورده شده است، در فرآیند جوشکاری سوپرآلیاژ پایه کبالت FSX-414، برخلاف بسیاری از آلیاژهای مهندسی، ناحیه مشخصی به عنوان ناحیه متأثر از حرارت قابل مشاهده و تفکیک نیست. بررسی‌های میکروسکوپی با



شکل ۳۰- نمای کلی از فصل مشترک فلز جوش و فلز پایه جوشکاری شده با فلز پرکننده HS188:
الف) تصویر SEM، ب) تصویر میکروسکوپ نوری.

استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان داد که در فصل مشترک فلز پایه و فلز جوش، تغییری در شکل دانه‌ها، رنگ شده یا مرزهای دانه‌ای مشاهده نمی‌شود. همچنین، نتایج حاصل از ریزسختی‌سنجی ویکرز به صورت خطی از فلز پایه تا مرکز فلز جوش نشان داد که سختی در فلز پایه تا مرز منطقه ذوب تقریباً ثابت باقی مانده و فقط در ناحیه ذوب، افزایش محسوس سختی مشاهده شده است. این داده‌ها تأیید می‌کنند که HAZ کلاسیک در این آلیاژ شکل نمی‌گیرد.

علت اصلی این رفتار را می‌توان در ماهیت متالورژیکی سوپرآلیاژ FSX-414 جستجو کرد. این آلیاژ دارای ساختار بلوری (FCC) در کل بازه دمایی عملیات جوشکاری است و فاقد تحول فازی مشخص در این بازه است، که منجر به پایداری ساختار فازی آن می‌شود. به‌علاوه، عنصر اصلی سازنده آن، کبالت، دارای انرژی آزاد گیبس[۲۳] پایین برای فاز FCC در دماهای بالا بوده و همین مسئله پایداری فازی را تضمین می‌کند (۱۹). از طرفی، نرخ نفوذ عناصر آلیاژی در زمینه کبالت به دلیل پارامترهای نفوذی پایین‌تر

نسبت به زمینه نیکل یا آهن (مانند انرژی فعال‌سازی بالاتر برای نفوذ) کمتر است (۲۰)؛ این مسئله باعث می‌شود تا در مدت‌زمان کوتاه حرارت‌دهی حین جوشکاری، انتقال قابل‌توجهی از عناصر آلیاژی به ناحیه اطراف جوش و درنتیجه تغییر در ترکیب شیمیایی یا تشکیل فاز ثانویه، رخ ندهد. علاوه‌براین، ساختار FCC کبالت دارای انرژی مرزدانه‌ای بالا و تحرک مرز پایین است که منجر به مقاومت در برابر رشد دانه در دماهای بالای جوشکاری می‌شود (۲۱)؛ بنابراین، منطقه‌ای که معمولاً به عنوان HAZ شناخته می‌شود، در FSX-414 عملاً فاقد تغییرات ساختاری و مکانیکی قابل‌تشخیص است. با توجه به عدم تشکیل ناحیه HAZ، تفاوت در استحکام نهایی نمونه‌های جوشکاری‌شده با فلزات پرکننده مختلف را نمی‌توان به خواص HAZ نسبت داد. درعوض، این تفاوت ناشی از نقش غیرمستقیم فلزات پرکننده در رفتار کلی مکانیکی نمونه است. استفاده از فلزات پرکننده نظیر MarM-918، با ترکیب شیمیایی غنی از عناصر تقویت‌کننده و استحکام بالا در برابر خزش و دمای بالا، موجب ایجاد ناحیه جوش با ساختار پایدارتر، تنش‌های پسماند کمتر و توزیع مناسب‌تر تنش در طول نمونه شده است. این عوامل سبب می‌شوند که حتی در صورت شکست از فلز پایه، استحکام نهایی نمونه افزایش یابد.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، جوشکاری تعمیری سوپرآلیاژ پایه کبالت FSX-414 با استفاده از چهار فلز پرکننده پایه کبالت شامل FSX-414، HS25، HS188 و Mar-M918 به روش GTAW و با پارامترهای جوشکاری کنترل‌شده انجام شد. تحلیل‌های ریزساختاری، مکانیکی و ریزسختی نتایج مهم و کاربردی را در زمینه انتخاب فلز پرکننده مناسب برای تعمیر این دسته از سوپرآلیاژها ارائه داد. دستاوردهای اصلی این مطالعه به شرح زیر هستند:

۱. بررسی اثر شدت جریان نشان داد که افزایش جریان تا ۷۰ آمپر منجر به تشکیل ترک‌های شاخه‌ای در فلز جوش شد که به ترک‌های گرم نسبت داده می‌شود، درحالی‌که کاهش جریان به ۵۰ آمپر باعث نفوذ ناقص شد. جریان ۶۰ آمپر به عنوان جریان بهینه تعیین شد که تعادل مناسبی بین نفوذ کافی و جلوگیری از ترک‌زایی ایجاد کرد.

۲. ارزیابی مکانیکی در دو دمای محیط و ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان داد که ترتیب استحکام کششی نهایی برای هر دو دما به صورت Mar-M918 > HS188 > HS25 > FSX-414 است.

۳. شکست اغلب نمونه‌ها در ناحیه فلز پایه مشاهده شد که نشان‌دهنده استحکام بالاتر منطقه جوش نسبت به فلز پایه در اغلب فلزات پرکننده است. تنها در نمونه جوشکاری‌شده با HS188، محل شکست به فلز جوش منتقل شد که بیانگر ضعف نسبی ناشی از کاهش چقرمگی و خواص مکانیکی فلز جوش حاصل از این فلز پرکننده در مقایسه با سایر گزینه‌ها است.

۴. نتایج آزمون ریزسختی، بیانگر تغییرات نرم و تدریجی سختی در امتداد فلز پایه تا مرکز فلز جوش بود، بدون وجود ناحیه با افت یا جهش محسوس سختی که بیانگر پایداری حرارتی بالای سوپرآلیاژ FSX-414 در برابر سیکل حرارتی جوشکاری است.

۵. ثبات ریزساختاری در مرز بین فلز جوش و فلز پایه، در تمامی نمونه‌ها مشهود بود که به ساختار مقاوم سوپرآلیاژ FSX-414 و انجام عملیات حرارتی پیش و پس از جوشکاری نسبت داده می‌شود. این پایداری ساختاری عاملی کلیدی در بهبود عملکرد اتصال جوش در شرایط کاری دمای بالا محسوب می‌شود.

در مجموع، یافته‌های این تحقیق نشان می‌دهند که انتخاب فلز پرکننده مناسب، همراه با کنترل دقیق پارامترهای جوشکاری، نقش حیاتی در تضمین کیفیت اتصال تعمیری در سوپرآلیاژهای پایه کبالت ایفا می‌کند. بر اساس نتایج به‌دست‌آمده، فلز پرکننده Mar-M918 به‌عنوان گزینه‌ای با بیشترین استحکام مکانیکی در شرایط دمای بالا معرفی می‌شود، درحالی‌که فلز پرکننده HS188 به دلیل تغییر مکان شکست به فلز جوش، نیازمند بررسی‌های بیشتر از منظر ترک‌زایی و طراحی متالورژیکی است.

تشکر و سپاسگزاری

بدین وسیله از شرکت محترم موادکاران مپنا به‌واسطه همراهی صمیمانه و فراهم‌سازی شایسته امکانات مورد نیاز برای انجام این

پژوهش، صمیمانه قدردانی می‌شود. بی‌تردید، بخشی از دستیابی به نتایج این تحقیق، مرهون حمایت ارزشمند آن مجموعه گرامی است.

تضاد و منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منافعی با شـخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

محمدرضا شیخ محسنی: جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر و نوشتن مقاله. **سید محمدعلی بوترابی:** راهنمایی پروژه. **محمد امین امجدی:** مدیریت منابع. **روح اله عشیری:** طراحی و ایده پردازی، تحلیل و تفسیر داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج، راهنمای پروژه.

واژه‌نامه

1. nozzle
2. gas tungsten arc welding (GTAW)
3. electron beam welding (EBW)
4. gas metal arc welding (GMAW)
5. solution heat-treatment
6. bead on plate (BOP)
7. torch
8. travel speed
9. wire cut
10. oxalic acid
11. etching
12. scanning electron microscopy (SEM)
13. energy dispersive spectroscopy (EDS)
14. heat affected zone (HAZ)
15. dendrite
16. partial melted zone (PMZ)
17. fusion zone (FZ)
18. hot cracking
19. eutectic
20. temperature gradient
21. solidification growth rate
22. hall-petch
23. Gibbs free energy

مراجع

1. Kassner ME. Fundamentals of creep in metals and alloys. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann; 2015.
2. Coutsouradis D, Davin A, Lamberigts M. Cobalt-based superalloys for applications in gas turbines. Mater Sci Eng. 1987;88:11–19. https://doi.org/10.1016/0025-5416(87)90061-9
3. Donachie MJ, Donachie SJ. Superalloys: a technical guide. 2nd ed. Materials Park (OH): ASM International; 2002.
4. Kou S. Welding metallurgy. 2nd ed. Hoboken (NJ): Wiley-Interscience; 2003.
5. Ghatei-Kalashami A, Khan MS, Goodwin F, Zhou YN. Investigating zinc-assisted liquid metal embrittlement in ferritic and austenitic steels: Correlation between crack susceptibility and failure mechanism. Mater Charact. 2023;195:112502. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112502.
6. Chase TF, Beltran AM. The high-temperature properties of welded cast Co-base alloys: weldability of FSX-414 and MM-509 using GTAW and EBW. In: Superalloys 1972 (Proceedings); 1972. p. R-1–R-23.
7. Shahriary H, Sadeghi B, Shamanian M. Repair welding of FSX-414 cobalt-based superalloy using gas tungsten arc welding (GTAW) and gas metal arc welding (GMAW) processes. Mater Res Express. 2017;4(9):096520. https://doi.org/10.1088/2053-1591/aa88f4
8. ASTM International. ASTM E21-20: Standard test methods for elevated temperature tension tests of metallic materials. West Conshohocken (PA): ASTM International; 2009.
9. ASTM International. E8/E8M-01: Standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken (PA): ASTM International; 2001.
10. Bakhtiari R, Ekrami A. Transient liquid phase bonding of FSX-414 superalloy at the standard heat treatment condition. Mater Charact. 2012;66:38–45. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.02.002
11. American Welding Society (AWS). Specification for fusion welding for aerospace applications. Miami (FL): American Welding Society; 2001.
12. Reed RC. The superalloys: fundamentals and applications. Cambridge: Cambridge University Press; 2008.
13. Kaneko K. Formation of M23C6-type precipitates and chromium-depleted zones in austenite stainless steel. Scr Mater. 2011;65(6):509–12.

https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.06.010
14. Lippold JC. Welding metallurgy and weldability. Hoboken (NJ): John Wiley & Sons; 2014.
15. Li J, Shrestha SL, Long Y, Zhijun L, Xintai Z. The formation of eutectic phases and hot cracks in one Ni–Mo–Cr superalloy. Mater Des. 2016;93:324–33. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.12.152
16. Reed-Hill RE, Abbaschian R, Abbaschian R. Physical metallurgy principles. 2nd ed. New York: Van Nostrand; 1973.
17. Armstrong RW. The influence of polycrystal grain size on several mechanical properties of materials. Metall Mater Trans B. 1970;1:1169–76. https://doi.org/10.1007/BF02900227
18. Hansen N. Grain boundary strengthening – Hall–Petch strengthening. Acta Mater. 2004;51(11):801–806.
19. Saal JE, Wolverton C. Thermodynamic stability of Co–Al–W L12 γ′. Acta Mater. 2013;61(7):2330–8. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.01.004
20. Naghavi SS, Hegde VI, Wolverton C. Diffusion coefficients of transition metals in fcc cobalt. Acta Mater. 2017;132:467–78. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.04.060
21. Yoon BK, Choi SY, Yamamoto T, Ikuhara Y, Kang SJ. Grain boundary mobility and grain growth behavior in polycrystals with faceted wet and dry boundaries. Acta Mater. 2009; 57(7): 2128–35. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.01.005