

Research Paper

Effect of Heat Input on Microstructure and Mechanical Behavior of Hastelloy X Weld Joints in GTAW Process

Ali Adelian¹, Khalil Ranjbar^{2*}, Mohsen Reihanian³, Reza Dehmlaei⁴

1. Ph.D. Student, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

Tel: +989160155519

Email: aliadelian1374@gmail.com

Orcid: orcid.org/0000-0002-7636-7437

2. Professor, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

Tel: +989163132553

Email: k_ranjbar@scu.ac.ir

Orcid: orcid.org/0000-0003-3836-5921

3. Professor, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

Tel: +989177119185

Email: m.reihanian@scu.ac.ir

Orcid: orcid.org/0000-0003-4618-5509

4. **Associate professor**, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

Tel: +989166724956

Email: dehmlaei@scu.ac.ir

Orcid: orcid.org/0000-0001-5205-3540

***Corresponding author:** Khalil Ranjbar (k_ranjbar@scu.ac.ir)

Abstract

Introduction: Nickel-based superalloy Hastelloy X is widely used in high-temperature industries due to its excellent resistance to oxidation and corrosion. However, the weld quality of this alloy is highly sensitive to the heat input during the welding process.

Methodology: Welding was performed using ERNiCrMo-2 filler metal at three different levels of heat input. The specimens were subsequently examined through microstructural and mechanical testing. Microstructural analysis was conducted using optical microscopy, Field Emission Scanning Electron Microscopy (FESEM), and Energy Dispersive Spectroscopy (EDS), while X-ray Diffraction (XRD) was employed for phase identification. Mechanical tests including hardness, Charpy impact, and tensile tests were conducted according to ASTM standards.

Results: Microstructural analysis showed that lower heat input led to a finer microstructure with reduced segregation of alloying elements in the inter-dendritic regions. Furthermore, decreasing the heat input reduced grain size and carbide precipitation in the heat affected zone (HAZ). Mechanical testing revealed that, the sample welded with the lowest heat input exhibited the best mechanical performance, including the highest hardness (206.8 HV), impact energy (62 J), tensile strength (742.8 MPa), yield strength (344.8 MPa), and elongation (34.1%).

Conclusion: Heat input plays a crucial role in achieving an optimal microstructure and enhancing the mechanical properties of Hastelloy X weld joints, and thus must be carefully controlled. Using a lower heat input resulted in a finer microstructure, reduced elemental segregation, and simultaneous improvement in hardness, strength, and toughness.

Keywords: Hastelloy X superalloy , GTAW Process , Heat Input , ERNiCrMo-2 filler metal , Mechanical properties

Extended Abstract

Introduction

Hastelloy X (HX) is a nickel-based superalloy containing significant amounts of chromium, iron, and molybdenum. This alloy is designed for use in high-temperature environments and exhibits excellent resistance to oxidation and corrosion. These properties make it highly suitable for various applications, including gas turbine engines, industrial furnace components, aerospace parts, petrochemical equipment, and power generation systems. In such applications, the welding process plays a critical role for achieving the desired weld quality. Among the key parameters in welding, heat input has a particularly significant influence. It strongly affects the thermal cycles of the weld, the cooling rate, and the metallurgical transformations in both the weld metal and the heat-affected zone (HAZ). Consequently, it directly impacts the microstructure and mechanical properties of the weld, resulting in notable differences compared to the base metal.

In fusion welding using nickel-based filler metals, a reduction in the mechanical properties of the weld metal is commonly observed due to its solidification structure. The weld metal of the Hastelloy X superalloy solidifies with an austenitic dendritic structure and exhibits pronounced elemental segregation, resulting in lower mechanical properties compared to the base metal.

Therefore, considering the importance and the role of welding parameters especially heat input for achieving optimal weld quality, this study is performed to investigate the effect of heat input during Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) on the microstructure and mechanical properties of Hastelloy X weld joints.	٨٢ ٨٣ ٨٤ ٨٥
Methodology	٨٦
In this study, the nickel-based superalloy Hastelloy X was used as the base metal. The alloy was solution-annealed at 1177 °C for 3 hours. Welding was carried out using ERNiCrMo-2 filler metal. GTAW was performed in a single pass with direct current electrode negative (DCEN) polarity under three different heat input conditions. Microstructural examinations were conducted using Optical Microscopy and FESEM equipped with EDS for compositional analysis. Phase identification was performed using XRD. Mechanical tests for the joints included microhardness measurements, Charpy impact testing at room temperature, and tensile testing.	٨٧ ٨٨ ٨٩ ٩٠ ٩١ ٩٢ ٩٣
Results and Discussion	٩٤
The microstructure of the HX base metal exhibited equiaxed austenitic grains with well-defined grain boundaries and Mo-rich M_6C precipitates. XRD analysis of both the base metal and the weld metal confirmed that the austenitic phase was predominant in both cases. The weld center microstructure consisted equiaxed dendrites, and dendrite size increased with increasing heat input. Under low heat input, the higher thermal gradient and faster cooling rate promoted nucleation restricted dendrite growth, resulting in a finer solidification microstructure.	٩٥ ٩٦ ٩٧ ٩٨ ٩٩ ١٠٠
In the ERNiCrMo-2 filler metal, austenite is the primary solidification phase. During solidification, alloying elements with limited solubility in solid austenite compared to the liquid are rejected into the liquid ahead of the solid–liquid interface. This causes micro-segregation and local compositional variations, leading to the enrichment of certain elements in the interdendritic regions. These regions form during the final stages of solidification, and when the concentration of segregated elements exceeds a critical level, secondary phases precipitate. Mo, a strongly segregating element in the ERNiCrMo-2 filler metal, tends to accumulate in the interdendritic liquid, promoting the formation of Mo-rich M_6C carbides during the final stages of solidification.	١٠١ ١٠٢ ١٠٣ ١٠٤ ١٠٥ ١٠٦ ١٠٧ ١٠٨ ١٠٩
Furthermore, as the heat input decreases, the volume fraction of carbides also decreases, making them appear smaller and more dispersed. Reduced diffusion of alloying elements under these conditions limits the precipitation and growth of secondary phases. A higher G/R ratio toward the fusion boundary promotes a transition from equiaxed to columnar dendritic morphology. Overall, the specimen welded with the lowest heat input exhibited the finest microstructure, characterized by smaller dendrites due to the faster cooling rate.	١١٠ ١١١ ١١٢ ١١٣ ١١٤ ١١٥
The weld metal produced with the lowest heat input exhibited the highest hardness (206.8 ± 5.2 HV), the greatest impact energy (62 ± 2 J), and superior tensile properties, including a tensile strength of 742.8 ± 6.1 MPa, a yield strength of 344.8 ± 7.8 MPa, and an elongation of 34.1 ± 1.1 %. The steep thermal gradient and rapid cooling rate associated with low heat input, produced finer dendrites, more isolated carbide particles, and enhanced the mechanical performance compared to welds made with higher heat input. While welding can cause alloy element segregation and undesirable microstructures, lower heat input minimized segregation and	١١٦ ١١٧ ١١٨ ١١٩ ١٢٠ ١٢١ ١٢٢

promoted a refined microstructure, ultimately improving mechanical properties. Fracture surface analysis of the base metal and weld metal both showed ductile fracture behavior. ۱۲۳
۱۲۴

Conclusion ۱۲۵

This study investigated the effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of Hastelloy X welds fabricated by GTAW with ERNiCrMo-2 filler. The weld metal exhibited a dendritic microstructure, which became finer as heat input decreased. Lower heat input reduced segregation of alloying elements, particularly Mo, producing fewer, smaller, and more uniformly distributed carbides. Mechanical properties improved with decreasing heat input, with the lowest heat input weld showing increases of 5% in hardness, 11.7% in impact energy, 9% in tensile strength, 12.1% in yield strength, and 11.8% in elongation. Fracture surfaces of both base and weld metal indicated ductile behavior. M_6C carbides within dimples acted as stress concentrators and fracture initiation sites. ۱۲۶
۱۲۷
۱۲۸
۱۲۹
۱۳۰
۱۳۱
۱۳۲
۱۳۳
۱۳۴

Ethical Considerations compliance with ethical guidelines ۱۳۵

The cooperation of the participants in the present study was voluntary and accompanied by their consent. ۱۳۶
۱۳۷
۱۳۸

Acknowledgment ۱۳۹

The founding of Shahid Chamran University of Ahvaz (Ahvaz, Iran) through grant number SCU.EM1404.322, and the support by the National Iranian Oil Company (NISOC) are gratefully appreciated. ۱۴۰
۱۴۱
۱۴۲

Authors' contributions ۱۴۳

Investigation, Writing original draft: Ali Adelian ۱۴۴

Supervision, Conceptualization, Methodology: Khalil Ranjbar ۱۴۵

Supervision, Methodology, Review & editing: Mohsen Reihanian ۱۴۶

Supervision, Methodology: Reza Dehmolaee ۱۴۷

Conflicts of interest ۱۴۸

The authors declared no conflict of interest. ۱۴۹

۱۵۰

۱۵۱

۱۵۲

۱۵۳

۱۵۴

۱۵۵

مقاله پژوهشی	۱۵۶
اثر حرارت ورودی بر ریزساختار و رفتار مکانیکی اتصالات جوش سوپرآلیاژ Hastelloy X	۱۵۷
در فرآیند GTAW	۱۵۸
علی عادلین ^۱ ، خلیل رنجبر ^{۲*} ، محسن ریحانیان ^۳ ، رضا دهملائی ^۴	۱۵۹
	۱۶۰
۱. دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران	۱۶۱
تلفن: +۹۸۹۱۶۰۱۵۵۵۱۹	۱۶۲
ایمیل: aliadelian1374@gmail.com	۱۶۳
	۱۶۴
۲. استاد، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران	۱۶۵
تلفن: +۹۸۹۱۶۳۱۳۲۵۵۳	۱۶۶
ایمیل: k_ranjbar@scu.ac.ir	۱۶۷
	۱۶۸
۳. استاد، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران	۱۶۹
تلفن: +۹۸۹۱۷۷۱۱۹۱۸۵	۱۷۰
ایمیل: m.reihanian@scu.ac.ir	۱۷۱
	۱۷۲
۴. دانشیار ، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران	۱۷۳
تلفن: +۹۸۹۱۶۶۷۲۴۹۵۶	۱۷۴
ایمیل: dehmolaiei@scu.ac.ir	۱۷۵
	۱۷۶
*نویسنده مسئول: خلیل رنجبر (k_ranjbar@scu.ac.ir)	۱۷۷

چکیده	۱۷۸
مقدمه: سوپرآلیاژ پایه نیکل Hastelloy X به دلیل مقاومت بالا در برابر اکسیداسیون و خوردگی، کاربرد گسترده‌ای در صنایع دمای بالا دارد. با این حال، کیفیت جوش این آلیاژ به شدت تحت تأثیر حرارت ورودی فرآیند جوشکاری قرار دارد.	۱۷۹ ۱۸۰
روش تحقیق: جوشکاری با استفاده از فلز پرکننده ERNiCrMo-2 و در سه حرارت ورودی انجام شد. سپس نمونه‌ها تحت آزمون‌های ریزساختاری و مکانیکی قرار گرفتند. ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی مطالعه شد و از پراش پرتو ایکس برای شناسایی فازها استفاده شد. آزمون‌های سختی، ضربه چارپی و کشش نیز مطابق با استانداردهای ASTM انجام گرفت.	۱۸۱ ۱۸۲ ۱۸۳ ۱۸۴
یافته‌ها: نتایج ریزساختاری نشان داد که حرارت ورودی پایین منجر به تشکیل ریزساختار ظریف‌تر همراه با جدایش کمتر عناصر آلیاژی در نواحی بین‌دندریتی می‌شود. همچنین، با کاهش حرارت ورودی، اندازه دانه‌ها و رسوبات کاربیدی در ناحیه متأثر از حرارت کاهش یافت. نتایج آزمون‌های مکانیکی نشان داد که در میان فلزهای جوش، نمونه با کمترین حرارت ورودی دارای بالاترین مقادیر سختی (۲۰۶/۸ HV)، انرژی ضربه (۶۲ ژول)، استحکام کششی (۷۴۲/۸ مگاپاسکال)، استحکام تسلیم (۳۴۴/۸ مگاپاسکال) و ازدیاد طول (۳۴/۱٪) است.	۱۸۵ ۱۸۶ ۱۸۷ ۱۸۸ ۱۸۹
نتیجه‌گیری: حرارت ورودی نقش کلیدی در دستیابی به ریزساختار مطلوب و بهبود خواص مکانیکی اتصالات جوش Hastelloy X ایفا می‌کند و باید به دقت کنترل شود. استفاده از حرارت ورودی پایین موجب ایجاد ریزساختاری ظریف‌تر، کاهش جدایش عناصر آلیاژی و بهبود هم‌زمان سختی، استحکام و چقرمگی می‌شود.	۱۹۰ ۱۹۱ ۱۹۲
واژه‌های کلیدی: سوپرآلیاژ Hastelloy X، فرآیند GTAW، حرارت ورودی، فلز پرکننده ERNiCrMo-2، خواص مکانیکی	۱۹۳
	۱۹۴
	۱۹۵
	۱۹۶
	۱۹۷
	۱۹۸
	۱۹۹
	۲۰۰
	۲۰۱
	۲۰۲

۲۰۳	مقدمه
۲۰۴	هاستلوی ایکس (HX) یک سوپرآلیاژ پایه نیکل است که دارای مقادیر قابل توجهی کروم، آهن و مولیبدن می باشد. این عناصر
۲۰۵	آلیاژی به سخت شدن و استحکام آلیاژ از طریق محلول جامد کمک می کنند. این آلیاژ برای کاربرد در محیط های دمای بالا طراحی
۲۰۶	شده و دارای مقاومت عالی در برابر اکسیداسیون و خوردگی است (۱). چنین ویژگی هایی این آلیاژ را برای استفاده در صنایع
۲۰۷	مختلف، از جمله موتورهای توربین گازی، اجزای کوره های صنعتی، قطعات هوافضا، صنایع پتروشیمی و تولید انرژی، بسیار
۲۰۸	مناسب ساخته است (۲). در چنین کاربردهایی، فرآیند جوشکاری نقش عمده ای ایفا می کند. این آلیاژ قابلیت جوشکاری با تمامی
۲۰۹	روش های ذوبی را داراست، اما فرآیند جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ (GTAW) امکان ایجاد اتصالاتی با کیفیت را
۲۱۰	فراهم کرده و از نظر اقتصادی نیز مقرون به صرفه تر است (۳،۴).
۲۱۱	ریزساختار اتصالات جوش تحت تأثیر عوامل متعددی از ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده، میزان حرارت ورودی، سرعت
۲۱۲	سرد شدن، میزان رقت و استفاده از پیش گرم یا پس گرم اشاره قرار می گیرد. لذا انتخاب فرآیند جوشکاری مناسب و تنظیم دقیق
۲۱۳	پارامترهای آن، نقشی اساسی در دستیابی به کیفیت مطلوب جوش ایفا می کند (۵). حرارت ورودی یکی از پارامترهای کلیدی در
۲۱۴	جوشکاری محسوب می شود. این پارامتر نقش تعیین کننده ای در چرخه های حرارتی جوش، سرعت سرد شدن و تحولات
۲۱۵	متالورژیکی فلز جوش و ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) ایفا می کند و به طور مستقیم بر ریزساختار و خواص جوش تأثیر گذاشته
۲۱۶	و تفاوت های قابل توجهی نسبت به فلز پایه ایجاد می کند (۶،۷). در جوشکاری ذوبی با فلزهای پرکننده پایه نیکل، کاهش خواص
۲۱۷	مکانیکی فلز جوش به دلیل ساختار انجمادی آن پیش بینی می شود. فلز جوش سوپرآلیاژ HX با ساختاری آستنیتی و دندردیتی
۲۱۸	منجمد شده و دارای جدایش عنصری قابل توجهی است که منجر به کاهش خواص مکانیکی نسبت به فلز پایه می گردد (۸،۹). از
۲۱۹	این رو، با در نظر گرفتن کاربردهای صنعتی این آلیاژ انتخاب و بهینه سازی پارامترهای جوشکاری، به ویژه حرارت ورودی، از
۲۲۰	اهمیت بالایی برخوردار است.
۲۲۱	پژوهش های مختلفی به بررسی نقش حرارت ورودی در جوشکاری سوپرآلیاژ HX و دیگر سوپرآلیاژها پرداخته اند. رودریگز و
۲۲۲	همکاران (۱۰) تأثیر میزان حرارت ورودی در فرآیند GTAW بر مقاومت به سایش و خوردگی بین دانه ای جوش های HX را
۲۲۳	بررسی کرده و نشان دادند که با افزایش حرارت ورودی، وسعت ناحیه HAZ افزایش یافته و در عین حال مقاومت سایشی و
۲۲۴	خوردگی بین دانه ای کاهش می یابد. سیهوتانگ و همکاران (۱۱) اثر حرارت ورودی بر رفتار خستگی و خواص کششی دمای بالای
۲۲۵	نمونه های ترک دار را بررسی و نشان دادند که جوش های با حرارت ورودی پایین، از نظر خواص کششی در دماهای بالا و عمر
۲۲۶	خستگی، عملکرد بهتری دارند. مشهوری آذر و همکاران (۱۲) نیز، اثر چندین پارامتر از جمله حرارت ورودی را در جوشکاری
۲۲۷	تعمیری سوپرآلیاژ IN-939 بررسی کرده و گزارش کردند که ناحیه HAZ این سوپرآلیاژ به شدت مستعد ترک خوردگی ذوبی
۲۲۸	است. یه و همکاران (۱۳) جوشکاری سوپرآلیاژ IN-718 را به روش GTAW و تحت مقادیر مختلف حرارت ورودی بررسی
۲۲۹	کردند و نتیجه گرفتند که با افزایش حرارت ورودی، فاصله بازوهای دندردیتی ستونی جوش، فاز لایه و تنش های پسماند افزایش

۲۳۰	یافته و در نتیجه حساسیت به ترک انجمادی در فلز جوش بیشتر می‌شود. اداباسی و همکاران (۱۴) در تحقیق مشابهی گزارش کردند که کاهش حرارت ورودی موجب تشکیل ساختار دندریتی ریز با فاصله بازوی دندریتی کوچک‌تر شده و علت آن را افزایش نرخ سرد شدن فلز جوش دانستند. آرولموروگان و همکار (۱۵) ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ 686 را در فرآیند GTAW با جریان پالسی و بدون آن بررسی کردند. نتایج آن‌ها نشان داد که بر خلاف جریان ثابت، در جریان پالسی حرارت ورودی کاهش یافته و در نتیجه، با افزایش نرخ سرد شدن، ساختار جوش ریزدانه‌تر و خواص مکانیکی بهبود می‌یابد.
۲۳۱	با وجود مطالعات متعددی که به بررسی اثر حرارت ورودی بر جوشکاری سوپرآلیاژها پرداخته‌اند، همچنان شکاف قابل توجهی در درک جامع ارتباط میان تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی فلز جوش آلیاژ HX تحت شرایط مختلف حرارت ورودی وجود دارد. بسیاری از پژوهش‌های پیشین عمدتاً بر جنبه‌ای محدود از رفتار این آلیاژ متمرکز بوده‌اند و بررسی هم‌زمان اثر حرارت ورودی بر ریزساختار و مجموعه‌ای از خواص مکانیکی، کمتر مورد توجه قرار گرفته است. نوآوری پژوهش حاضر در آن است که اثر سطوح متفاوت حرارت ورودی در فرآیند GTAW بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش HX، شامل رفتار کششی، ریزسختی و استحکام ضربه، به صورت جامع و مقایسه‌ای بررسی می‌شود. یافته‌های این مطالعه می‌تواند مبنایی برای بهینه‌سازی شرایط جوشکاری، ارتقای کیفیت اتصالات و افزایش قابلیت اطمینان آن‌ها در کاربردهای مختلف صنعتی باشد.
۲۳۲	
۲۳۳	
۲۳۴	
۲۳۵	
۲۳۶	
۲۳۷	
۲۳۸	
۲۳۹	
۲۴۰	
۲۴۱	
۲۴۲	

۲۴۳ مواد و روش تحقیق

۲۴۴	در این پژوهش، سوپرآلیاژ پایه‌نیکل HX به عنوان فلز پایه استفاده شد. این آلیاژ در دمای 1177°C به مدت ۳ ساعت تحت عملیات آنیل انحلالی قرار گرفت. فرآیند جوشکاری با استفاده از فلز پرکننده ERNiCrMo-2 انجام شد. فلز
۲۴۵	پرکننده ERNiCrMo-2 به دلیل مشابهت ترکیب شیمیایی و رفتار مکانیکی با سوپرآلیاژ HX انتخاب شده است. در نتیجه، در ناحیه اتصال انتظار بروز پدیده‌هایی مانند ذوب جزئی یا نواحی مخلوط‌نشده بسیار کم بوده و مرز جوش از یکنواختی و پیوستگی مطلوبی برخوردار خواهد بود. افزون بر این، یکسان بودن ترکیب فلز پرکننده با فلز پایه سبب می‌شود اختلاف قابل توجهی در خواص مکانیکی ایجاد نشود. از دیگر مزایای این انتخاب می‌توان به جوش‌پذیری مناسب و تطابق ضریب انبساط حرارتی اشاره کرد؛ موضوعی که در نهایت به کاهش تنش‌های حرارتی ایجادشده در ناحیه جوش کمک می‌کند. ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده در جدول ۱ ارائه شده است.
۲۴۶	
۲۴۷	
۲۴۸	
۲۴۹	
۲۵۰	
۲۵۱	

۲۵۲

۲۵۳

۲۵۴

۲۵۵

۲۵۶

ماده	Ni	Cr	Fe	Mo	Co	W	Si	Mn	Cu	Nb	Ti	Al	C
Hastelloy X	مانده	۲۱	۱۴/۶۰	۷/۳۰	۳/۲۳	۰/۹۷	۰/۳۶	۰/۶۴	۰/۳۲	۰/۲۱	۰/۰۲	۰/۲۵	۰/۰۵
ERNiCrMo-2	مانده	۱۹/۱۶	۱۷/۴۸	۹/۵۱	۲/۰۱	۰/۳۵	۰/۱۱	۰/۹۴	۰/۱۱	۰/۱۲	۰/۱۹	-	۰/۰۷

۲۵۹ برای جوشکاری، قطعاتی به ابعاد $۳ \times ۴۰ \times ۱۰۰$ میلی‌متر از فلز پایه آماده شدند. طرح اتصال به صورت V شکل با زاویه لبه‌های
 ۲۶۰ اتصال ۷۰ درجه، ارتفاع ریشه ۱ میلی‌متر و فاصله ریشه ۱/۵ میلی‌متر، توسط دستگاه فرز ایجاد گردید. عملیات جوشکاری به
 ۲۶۱ روش جوشکاری قوسی تنگستن با گاز محافظ، در یک پاس و با قطبیت منفی (DCEN) و در سه حرارت ورودی مختلف انجام
 ۲۶۲ شد. به منظور محافظت از حوضچه جوش و پشت‌جوش، از گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹٪ و با نرخ جریان به ترتیب برابر با ۱۸
 ۲۶۳ و ۱۰ لیتر بر دقیقه استفاده شد. حرارت ورودی با استفاده از رابطه (۱) محاسبه می‌گردد (۱۶):

$$HI = \eta \frac{I \times V}{1000 \times S} \quad (۱)$$

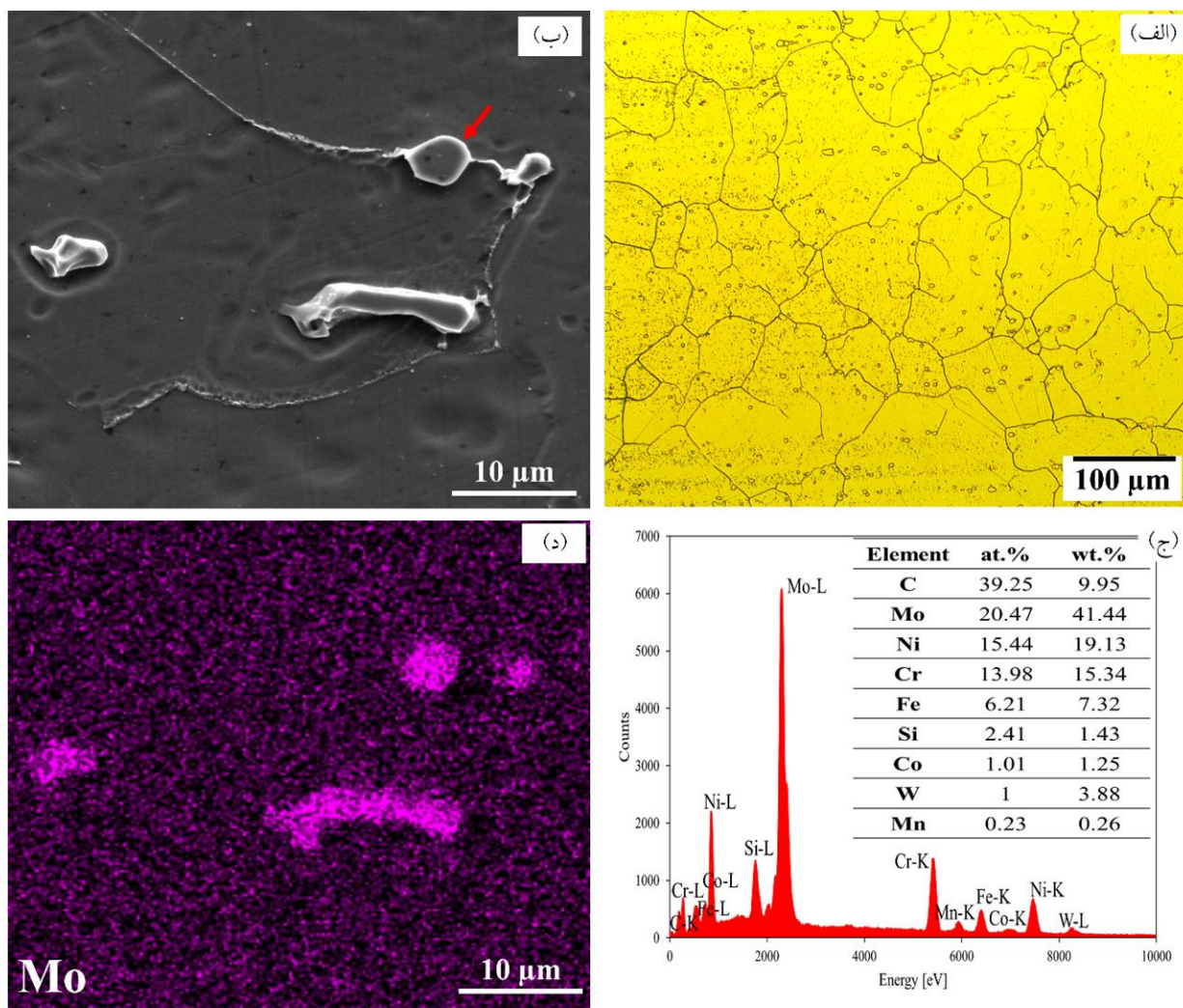
۲۶۵ که در این رابطه HI حرارت ورودی (KJ/mm)، I شدت جریان (A)، V ولتاژ جوشکاری (V)، S سرعت جوشکاری (mm/s) و η
 ۲۶۶ بازده حرارتی فرآیند جوشکاری است که برای فرآیند GTAW معادل ۰/۷ در نظر گرفته شد؛ مقداری که در منابع پیشین
 ۲۶۷ استفاده‌کننده از این فرآیند نیز به کار رفته است (۵، ۸، ۱۵). مقادیر ولتاژ و جریان جوشکاری که برای ایجاد سه سطح مختلف
 ۲۶۸ حرارت ورودی استفاده شده‌اند، پارامترهای تنظیم‌شده توسط دستگاه جوشکاری بوده و در حین جوشکاری توسط صفحه‌نمایش
 ۲۶۹ دیجیتال دستگاه پایش و ثبت شده‌اند. بازده حرارتی در جوشکاری ضریبی است که بیان می‌کند چه مقدار از انرژی تولیدشده
 ۲۷۰ توسط منبع حرارتی واقعاً صرف ذوب فلز و تشکیل جوش می‌شود و چه مقدار آن به صورت اتلاف از دست می‌رود. جدول ۲
 ۲۷۱ پارامترهای جوشکاری را نشان می‌دهد.

جدول ۲- پارامترهای جوشکاری

کد نمونه	شدت جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت جوشکاری (mm/s)	حرارت ورودی (KJ/mm)
HI1	۵۳	۱۴	۱/۰۶۳	۰/۴۸۸
HI2	۶۳	۱۴	۰/۹۷۲	۰/۶۳۵
HI3	۷۳	۱۴	۰/۹۴۸	۰/۷۵۴

۲۷۴ برای بررسی‌های ریزساختاری، پس از آماده سازی اولیه، سطوح پولیش‌شده به صورت الکتروشیمیایی با محلول اگزالیک اسید (۱۰
 ۲۷۵ گرم اگزالیک اسید در ۱۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر) حکاکی شدند. بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری و

- ۲۷۶ میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM) مدل MIRA3-TESCAN انجام شد و تجزیه و تحلیل عنصری با
- ۲۷۷ طیف‌سنج توزیع انرژی (EDS) برای شناسایی عناصر موجود صورت گرفت. علاوه بر این، فازهای ساختاری با آزمون پراش پرتو
- ۲۷۸ ایکس (XRD) شناسایی شدند. همچنین، درصد حجمی فازهای ریزساختاری به صورت کمی با استفاده از نرم افزار تحلیل تصاویر
- ۲۷۹ MIP محاسبه گردید.
- ۲۸۰ آزمون ریزسختی با معیار ویکرز و مطابق با استاندارد ASTM E384-22 انجام شد. در این آزمون، بار اعمالی ۱۰۰ گرم و زمان
- ۲۸۱ نگهداری بار ۱۰ ثانیه در نظر گرفته شد. برای اطمینان از تکرارپذیری نتایج، اندازه‌گیری‌های سختی روی دو نمونه جداگانه انجام
- ۲۸۲ شد. آزمون ضربه چارپی بر اساس استاندارد ASTM E23 به منظور اندازه‌گیری انرژی جذب شده در هنگام شکست نمونه در دمای
- ۲۸۳ محیط انجام گردید. از فلز پایه و فلزهای جوش ایجاد شده، دو نمونه ضربه به صورت عرضی تهیه شد. هر نمونه دارای
- ۲۸۴ شیار V شکل با عمق ۲ میلی‌متر، زاویه ۴۵ درجه و شعاع ریشه ۰/۲۵ میلی‌متر بود و به گونه‌ای جدا شدند که فلز جوش دقیقاً در
- ۲۸۵ مرکز نمونه‌ها قرار گیرد. برای آزمون کشش، مطابق با استاندارد ASTM E8 و با استفاده از نمونه‌هایی با ابعاد برابر با یک سوم
- ۲۸۶ نمونه‌ی استاندارد، سه نمونه‌ی کشش عرضی از فلز پایه و فلز جوش تهیه شد. آزمون در دمای محیط و با استفاده از دستگاه
- ۲۸۷ STM-50 ساخت شرکت Santam و با سرعت حرکت فک متحرک برابر با ۱ میلی‌متر بر دقیقه انجام گردید.
- ۲۸۸
- ۲۸۹
- ۲۹۰ **نتایج و بحث**
- ۲۹۱ ۱- ریزساختار فلز پایه
- ۲۹۲ ریزساختار فلز پایه HX پس از عملیات آنیل انحلالی شامل دانه‌های هم‌محور آستنیتی با مرز دانه‌های متمایز (شکل ۱-الف) و
- ۲۹۳ رسوبات کاربیدی (شکل ۱-ب) است. نتایج آنالیز EDS (شکل ۱-ج) نشان می‌دهد که این رسوبات کاربیدهای غنی از مولیبدن
- ۲۹۴ هستند. نقشه عنصری در شکل ۱-د نیز توزیع عنصر مولیبدن را نشان می‌دهد. مناطق بنفش روشن مربوط به مناطق غنی از مولیبدن
- ۲۹۵ هستند که با محل رسوبات مشاهده شده در شکل ۱-ب مطابقت دارند و ترکیب غنی از مولیبدن آنها را تأیید می‌کنند، که با
- ۲۹۶ کاربیدهای M_6C غنی از مولیبدن سازگار است. این نتایج با یافته‌های گزارش شده در پژوهش‌های پیشین نیز سازگار
- ۲۹۷ است (۳، ۱۷، ۱۸). در این آلیاژ، هنگامی که غلظت ترکیبی عناصر مولیبدن و تنگستن بیش از ۶ درصد وزنی باشد، تشکیل کاربید
- ۲۹۸ M_6C تسهیل می‌شود (۱۹)؛ بنابراین تشکیل این کاربیدها قابل انتظار است. علاوه بر این، غلظت‌های پایین عناصر آلومینیوم و
- ۲۹۹ تیتانیوم در ترکیب شیمیایی این سوپرآلیاژ مانع از تشکیل رسوبات γ' در ریزساختار آن می‌شود (۲۰).



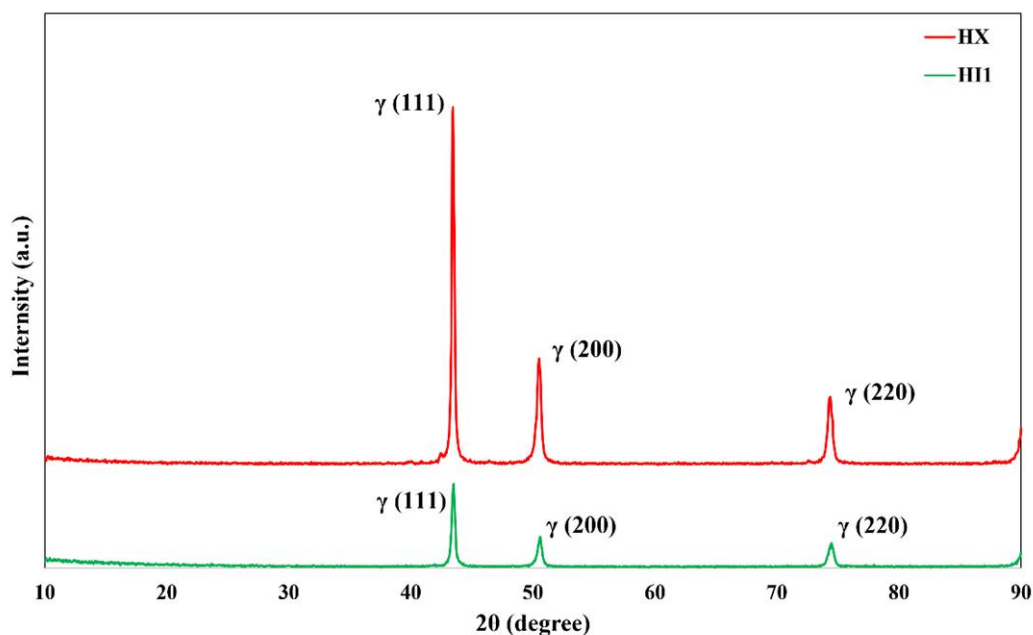
شکل ۱- ریزساختار فلز پایه HX: (الف) تصویر میکروسکوپ نوری، (ب) تصویر FESEM، (ج) آنالیز EDS از کاربیدهای غنی از مولیبدن مشخص شده با فلش قرمز رنگ در بخش (ب)، (د) نقشه EDS ناحیه‌ای نشان دهنده توزیع عنصر مولیبدن

۲- تجزیه و تحلیل XRD

الگوهای XRD برای فلز پایه و فلز جوش HI1 در شکل ۲ ارائه شده‌اند. در هر دو الگو، پیک‌های متمایزی با اندیس‌های (۱۱۱)، (۲۰۰) و (۲۲۰) مشاهده می‌شوند که مربوط به فاز γ با ساختار FCC هستند. حضور این پیک‌ها نشان می‌دهد که فاز آستنیتی هم در فلز پایه و هم در فلز جوش غالب است، همانطور که برای این سوپرآلیاژ انتظار می‌رود (۲،۳،۱۷). در حالی که حضور فاز آستنیت به وضوح مشخص است، هیچ پیک پراش متمایزی مربوط به کاربیدهای غنی از مولیبدن یا هر فاز بین فلزی دیگری

۳۰۹ شناسایی نشده است. عدم وجود پیک‌های مربوط به کاربیدها احتمالاً به این دلیل است که مقدار آن‌ها کمتر از حد تشخیص

۳۱۰ تکنیک XRD است.



۳۱۱ شکل ۲- الگوهای XRD مربوط به فلز پایه و فلز جوش HI1

۳- ریزساختار فلز جوش

۳۱۵ تصاویر نوری از ریزساختار مرکز جوش در سه نمونه جوشکاری شده با حرارت ورودی‌های مختلف در شکل ۳ نشان داده شده

۳۱۶ است. ریزساختار در هر سه حالت شامل دندریته‌های هم‌محور است که با افزایش حرارت ورودی، اندازه دندریته‌ها بزرگ‌تر

۳۱۷ می‌شود. در فلز جوش HI1 با پایین‌ترین حرارت ورودی، ریزساختار انجمادی ظریف‌تر است، اما در فلز جوش HI3 با بالاترین

۳۱۸ حرارت ورودی، درشت‌ترین ریزساختار حاصل می‌شود. در فلز جوش HI1 فاصله بین بازوهای دندریته ۴۱/۲ میکرومتر است که

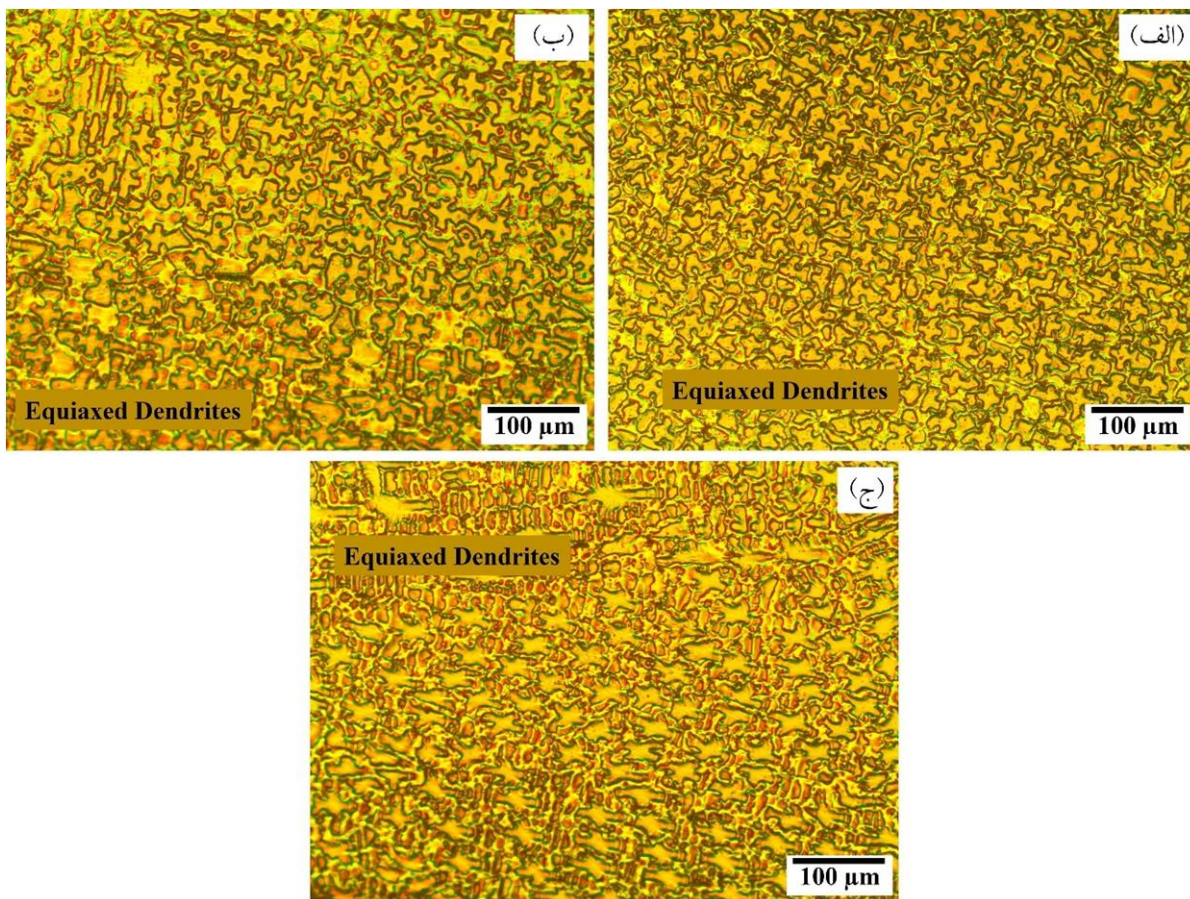
۳۱۹ این فاصله در فلز جوش HI2 به ۵۳/۶ میکرومتر و در فلز جوش HI3 به ۶۷/۹ میکرومتر می‌رسد. این تغییرات به‌طور مستقیم با

۳۲۰ گرادیان حرارتی و سرعت سرد شدن در حین انجماد فلز جوش مرتبط است. این مشاهده نشان می‌دهد که در حرارت ورودی

۳۲۱ پایین، به دلیل وجود گرادیان حرارتی و نرخ سرد شدن بالا، نرخ جوانه‌زنی افزایش یافته و رشد دندریته‌ها محدود می‌شود. اما با

۳۲۲ افزایش حرارت ورودی، گرادیان حرارتی و سرعت سرد شدن کاهش یافته و زمان بیشتری برای رشد دندریته‌ها فراهم می‌شود؛

۳۲۳ بنابراین، ریزساختار درشت‌تری حاصل می‌گردد (۲۴-۲۱).



۳۲۴

شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار مرکز جوش در حرارت ورودی‌های مختلف: الف) فلز جوش HI1،

۳۲۵

ب) فلز جوش HI2، ج) فلز جوش HI3

۳۲۶

شکل ۴-الف، تصویر FESEM از فلز جوش HI1 را نشان می‌دهد که رسوباتی در ناحیه بین‌دندریتی آن تشکیل شده است.

۳۲۷

همان‌طور که با فلش قرمز مشخص شده، رسوبات ثانویه‌ای به‌صورت ذرات سفیدرنگ در این نواحی مشاهده می‌شوند. در شکل

۳۲۸

۴-ب، نقشه عنصری EDS تأیید می‌کند که این ذرات سفیدرنگ غنی از مولیبدن هستند و تشکیل کاربیدهای نوع M_6C را تأیید

۳۲۹

می‌کند. همچنین در شکل ۴-ج، طیف EDS مربوط به ذره مشخص‌شده ارائه شده است که غلظت بالایی از مولیبدن همراه با پیک

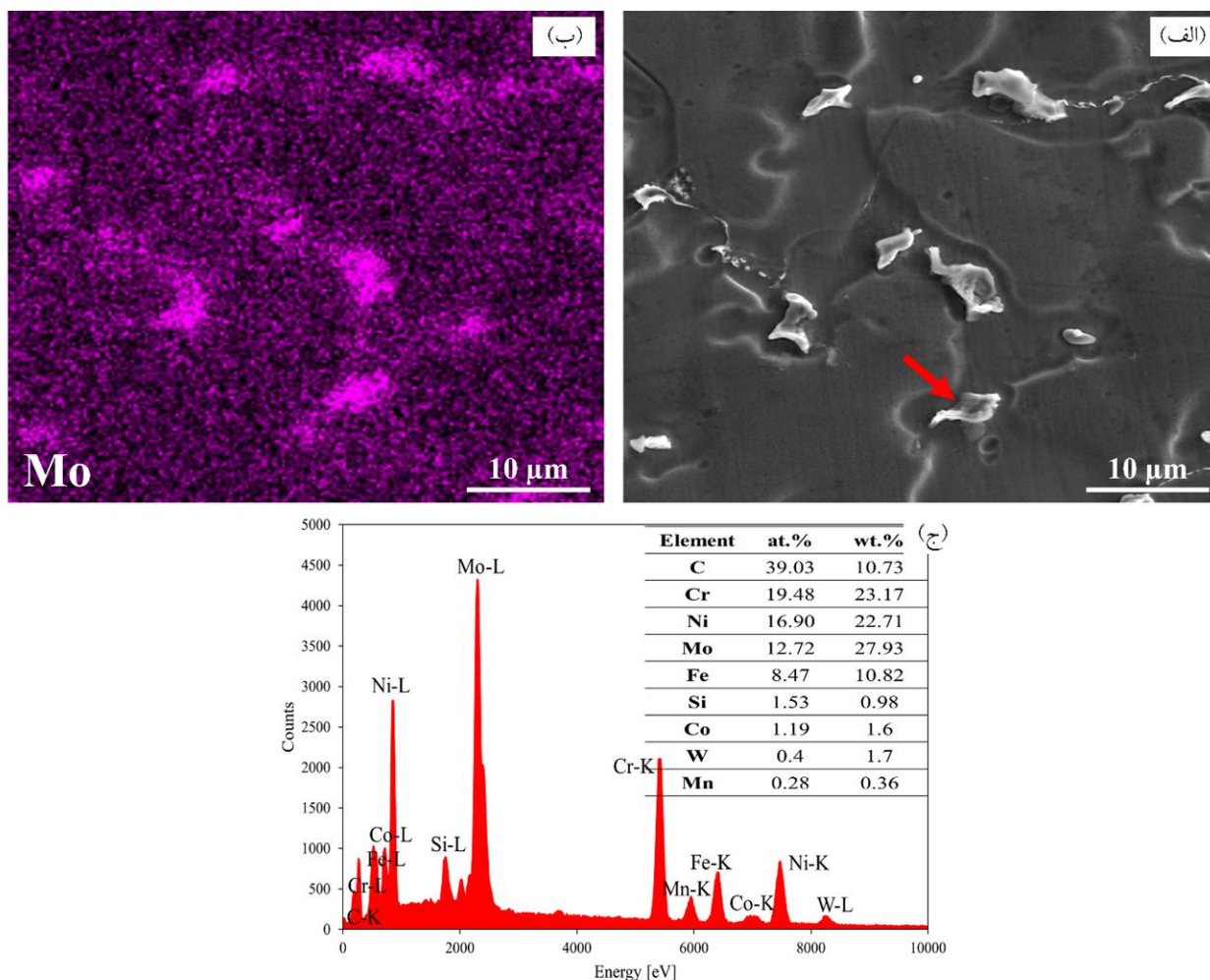
۳۳۰

کربن را نشان می‌دهد و تشکیل کاربیدهای M_6C غنی از مولیبدن (Mo_6C) در این ناحیه را تأیید می‌کند؛ نتیجه‌ای که با یافته‌های

۳۳۱

تحقیقات گذشته هم‌راستا است (۴،۹،۲۵).

۳۳۲



شکل ۴- الف) تصویر FESEM از فلز جوش HII، ب) نقشه EDS ناحیه‌ای که توزیع عنصری مولیبدن را نشان می‌دهد،

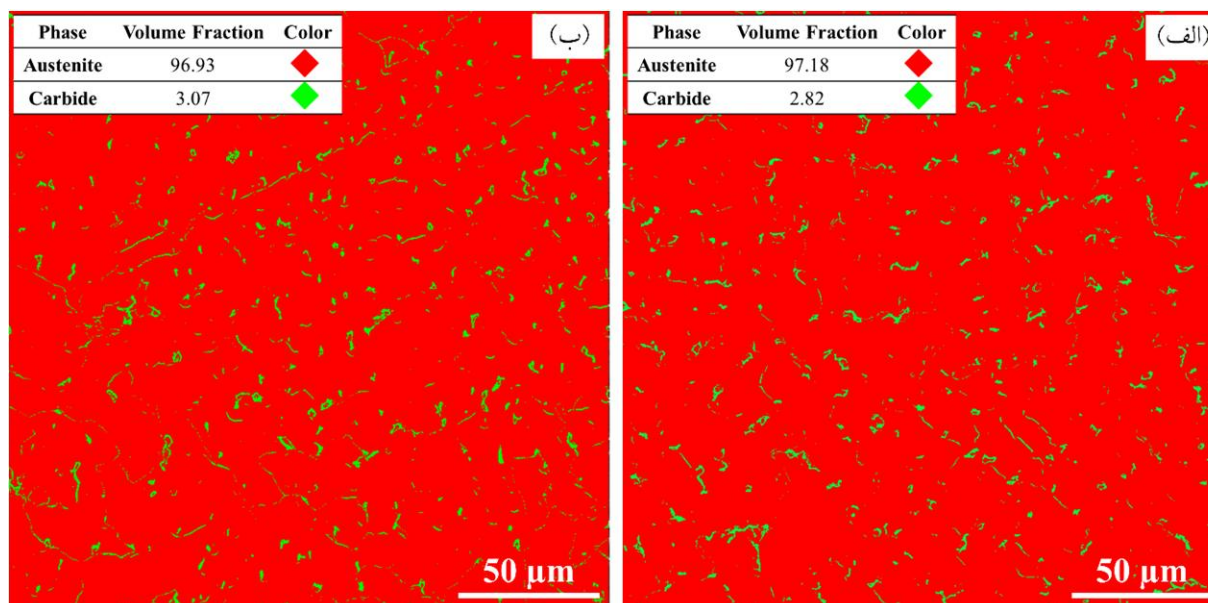
ج) آنالیز EDS از رسوب مشخص شده با فلش قرمز رنگ در بخش الف)

در فلز پرکننده ERNiCrMo-2، آستنیت فاز اولیه‌ی انجماد است. در طی فرآیند انجماد، عناصر آلیاژی با حلالیت محدود در فاز جامد آستنیت نسبت به مایع، تمایل دارند در جلوی فصل مشترک جامد-مایع به درون مایع پس‌زده شوند. این پدیده به ریزجدایش و تغییرات ترکیبی موضعی منجر می‌شود، به‌طوری‌که برخی عناصر آلیاژی در نواحی بین‌دندریتی به‌طور قابل توجهی غنی می‌شوند. نواحی بین‌دندریتی در مراحل پایانی انجماد تشکیل می‌شوند و زمانی که غلظت عناصر جدایش‌یافته به سطح بحرانی خاصی برسد، فازهای ثانویه در این نواحی رسوب می‌کنند (۲۶).

مولیبدن، عنصری بسیار فعال در فلز پرکننده ERNiCrMo-2 است و تمایل زیادی به جدایش در طول انجماد فلز جوش نشان می‌دهد. این رفتار را می‌توان با ضریب توزیع ($K = C_s/C_0$) توضیح داد که در آن C_s غلظت عنصر در نواحی بین‌دندریتی و C_0

ترکیب اسمی آلیاژ است. مولیبدن دارای ضریب توزیعی کمتر از یک ($k < 1$) است و عناصری با $K < 1$ تمایل قابل توجهی به

- ۳۴۴ جدایش و حرکت به داخل مذاب‌های بین دندریتی در طول انجماد نشان می‌دهند (۶،۲۷). شعاع اتمی مولیبدن بیش از ۹٪ با نیکل
- ۳۴۵ تفاوت دارد و این عدم تطابق اندازه سبب ایجاد کرنش شبکه‌ای می‌شود؛ در نتیجه از نظر انرژی، حضور اتم‌های مولیبدن در فاز
- ۳۴۶ مایع مطلوب‌تر است. علاوه بر این، به دلیل سرعت نفوذ آهسته‌ی مولیبدن در آستنیت، نفوذ معکوس به سمت هسته‌ی دندريت
- ۳۴۷ برای حذف گرادیان غلظتی امکان‌پذیر نیست. در نتیجه، با پیشرفت انجماد، نواحی بین‌دندریتی به‌طور فزاینده‌ای از مولیبدن غنی
- ۳۴۸ می‌شوند و در مراحل پایانی، غلظت موضعی مولیبدن ممکن است از حد حلالیت مورد نیاز (۶٪) برای تشکیل کاربید M_7C_3 در
- ۳۴۹ دماهای پایین‌تر فراتر رود. در این شرایط، رسوب کاربیدهای M_7C_3 غنی از مولیبدن در نواحی بین‌دندریتی رخ می‌دهد. اما
- ۳۵۰ عناصری مانند آهن، کروم و کبالت، به دلیل نزدیکی شعاع اتمی به نیکل (با عدم تطابق کمتر از ۱٪)، تمایل بسیار کمتری به
- ۳۵۱ جدایش در طول انجماد نشان می‌دهند (۳،۲۷،۲۸).
- ۳۵۲ شکل ۵ تصویر ریزساختاری فلزهای جوش با کمترین و بیشترین حرارت ورودی را با استفاده از تکنیک رنگ‌آمیزی فازی نمایش
- ۳۵۳ می‌دهد. با مقایسه‌ی نمونه‌ها مشاهده می‌شود که با افزایش حرارت ورودی، کسر حجمی کاربیدها افزایش یافته و بزرگ‌تر و
- ۳۵۴ پیوسته‌تر به نظر می‌رسند. مقدار حرارت ورودی در حین جوشکاری نقش تعیین‌کننده‌ای در میزان جدایش و تشکیل فازهای ثانویه
- ۳۵۵ دارد. جوشکاری با حرارت ورودی بالا باعث ایجاد گرادیان حرارتی کمتر و کاهش سرعت سرد شدن می‌شود، که این امر موجب
- ۳۵۶ افزایش نفوذ عناصر آلیاژی و فراهم شدن زمان بیشتر برای رسوب و رشد فازهای ثانویه می‌گردد. در نتیجه، جدایش مولیبدن در
- ۳۵۷ نواحی بین‌دندریتی افزایش یافته و کسر حجمی بیشتری از رسوبات کاربیدی غنی از مولیبدن در این ناحیه تشکیل می‌شود (۲۹).

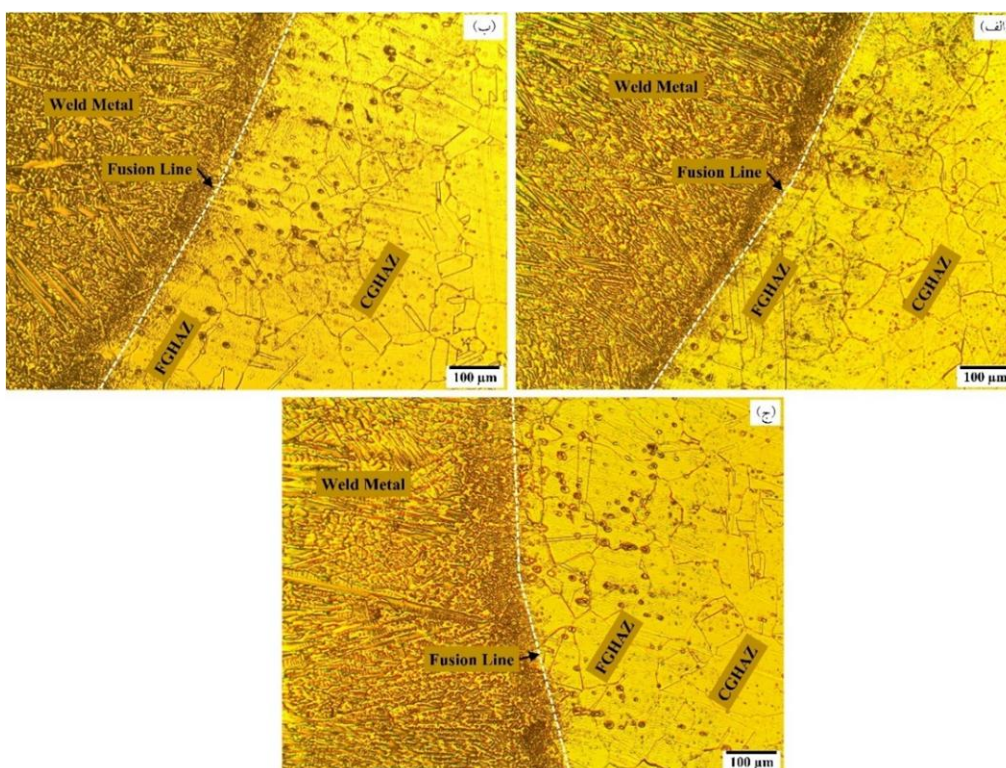


شکل ۵- پراکندگی ذرات کاربید غنی از مولیبدن در فلز جوش با حرارت ورودی‌های متفاوت: (الف) نمونه HI1، (ب)

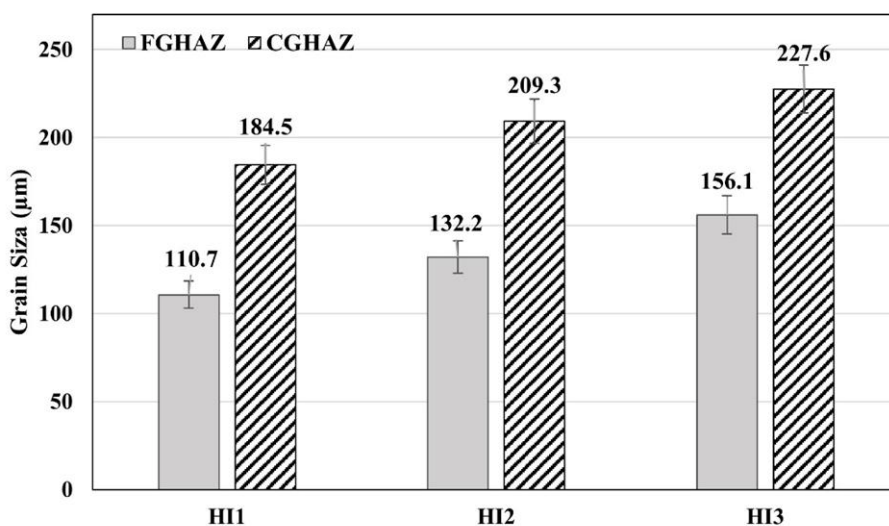
نمونه HI3

۳۶۲	۴- ریزساختار فصل مشترک و HAZ
۳۶۳	شکل ۶ تصاویر نوری از فصل مشترک و ناحیه متأثر از حرارت را برای سه نمونه‌ی جوشکاری‌شده با حرارت ورودی‌های مختلف نشان می‌دهد. در همه‌ی نمونه‌ها، جوشکاری به‌خوبی و بدون ایجاد ناپیوستگی، حفره یا ترک انجام شده است. همچنین
۳۶۴	در هر سه نمونه، رشد همبافته در مرز ذوب مشاهده می‌شود که ناشی از تشابه ترکیب شیمیایی و ساختار بلوری فلز پایه و فلز
۳۶۵	پرکننده است. در این پدیده، دانه‌های جدید در حوضچه مذاب بر روی دانه‌های نیمه‌ذوب‌شده‌ی فلز پایه جوانه زده و در راستای
۳۶۶	جهت‌گیری بلوری آن‌ها رشد می‌کنند و در نتیجه مرزدانه‌ای پیوسته در امتداد خط ذوب شکل می‌گیرد (۵).
۳۶۷	ریزساختار فلزهای جوش در مجاورت فصل مشترک شامل دندریته‌های صفحه‌ای است که به سرعت سرد شدن بالا در مرز ذوب
۳۶۸	نسبت داده می‌شود (۳۰). با فاصله گرفتن از مرز ذوب، مورفولوژی به دندریته‌های ستونی تغییر می‌یابد. فلز جوش HII نسبت به
۳۶۹	دو نمونه‌ی دیگر، ساختاری نسبتاً ظریف‌تر و متشکل از دانه‌های ستونی ریزتر دارد که دلیل آن حرارت ورودی کمتر و در نتیجه
۳۷۰	سرعت سرد شدن بالاتر آن است. در مقابل، در فلز جوش HI3 دندریته‌های ستونی درشت‌تر و کشیده‌تر مشاهده می‌شوند.
۳۷۱	همان‌گونه که در شکل ۳ مشاهده شد، مرکز جوش شامل دندریته‌های هم‌محور است که بیانگر تغییر مورفولوژی انجمادی از
۳۷۲	فصل مشترک به سمت مرکز جوش می‌باشد. دو عامل اصلی تعیین‌کننده‌ی مورفولوژی ساختار انجمادی در جوش، نرخ رشد (R)
۳۷۳	و گرادیان حرارتی (G) هستند. نسبت G/R نقش تعیین‌کننده‌ای در ریزساختار نهایی جوش ایفا می‌کند؛ در مقادیر بالای G/R رشد
۳۷۴	ستونی و در مقادیر پایین آن رشد هم‌محور اتفاق می‌افتد (۳۱). مرز ذوب دمای پایین‌تری نسبت به مرکز جوش دارد که این امر
۳۷۵	منجر به ایجاد گرادیان حرارتی بالا در این ناحیه می‌شود. در مقابل، در مرکز جوش گرادیان حرارتی پایین‌تری برقرار است. علاوه
۳۷۶	بر این، تحت انجماد ترکیبی در مرز ذوب نسبت به مرکز جوش کمتر بوده و همین موضوع موجب کاهش نرخ رشد در مرز ذوب
۳۷۷	در مقایسه با مرکز جوش می‌شود. بر همین اساس و با توجه به روابط بیان‌شده، می‌توان نتیجه گرفت که نسبت G/R در مرز ذوب
۳۷۸	خیلی بیشتر از مرکز جوش است. این کاهش نسبت G/R از مرز ذوب به سمت مرکز جوش، باعث می‌شود ساختار انجمادی از
۳۷۹	حالت دندریتی ستونی به دندریتی هم‌محور تغییر کند (۳۲، ۶).
۳۸۰	ناحیه‌ی HAZ بخشی از فلز پایه نزدیک به خط ذوب است که ذوب نشده اما ریزساختار آن در اثر حرارت ناشی از فرآیند
۳۸۱	جوشکاری دچار تغییراتی مانند رشد دانه‌ها و انحلال یا رشد رسوبات و کاربیدها می‌شود. مطابق شکل ۶، در هر سه اتصال
۳۸۲	جوش، دو ناحیه مجزا در HAZ قابل تشخیص است: HAZ ریزدانه (FGHAZ) در نزدیکی خط جوش
۳۸۳	و HAZ درشت‌دانه (CGHAZ) در مجاورت فلز پایه، همان‌گونه که قبلاً نیز گزارش شده است (۳). با افزایش حرارت ورودی،
۳۸۴	دانه‌ها هم در FGHAZ و هم در CGHAZ درشت‌تر شده‌اند و عرض FGHAZ نیز افزایش یافته است. همان‌گونه که در شکل ۷
۳۸۵	نشان داده شده است، افزایش حرارت ورودی از HII به HI3 باعث افزایش اندازه‌ی دانه‌ها در FGHAZ از ۱۱۰/۷ به ۱۵۶/۱
۳۸۶	میکرومتر و در CGHAZ از ۱۸۴/۵ به ۲۲۷/۶ میکرومتر شده است. علاوه بر این، رشد رسوبات کاربیدی در ناحیه‌ی FGHAZ

۳۸۸ مشاهده می‌شود. علت این تغییرات کاهش سرعت سرد شدن و گرادیان دمایی پایین است که زمان بیشتری را برای رشد دانه‌ها و
 ۳۸۹ رسوبات فراهم می‌کند (۳۳).



۳۹۰
 ۳۹۱ شکل ۶- تصاویر میکروسکوپ نوری از فصل مشترک جوش در شرایط حرارت ورودی مختلف: الف) فلز جوش HI1،
 ۳۹۲ ب) فلز جوش HI2، ج) فلز جوش HI3



۳۹۳
 ۳۹۴ شکل ۷- اندازه دانه در CGHAZ و FGHZ در شرایط حرارت ورودی مختلف

۳۹۵ ۵- خواص مکانیکی

۳۹۶ ۵-۱- سختی

۳۹۷ **شکل ۸** تغییرات سختی را در مقاطع عرضی اتصالات جوش داده شده با حرارت ورودی های مختلف نشان می دهد. برای فلز پایه

۳۹۸ HX سختی تقریباً ثابتی در حدود $222/6 \pm 2/6$ HV به دست آمد. سختی تمام فلزهای جوش از فلز پایه HX کمتر است و به

۳۹۹ تدریج از فلز پایه به سمت مرکز جوش کاهش می یابد. در میان سه نمونه، فلز جوش HI1 بالاترین سختی را با میانگین

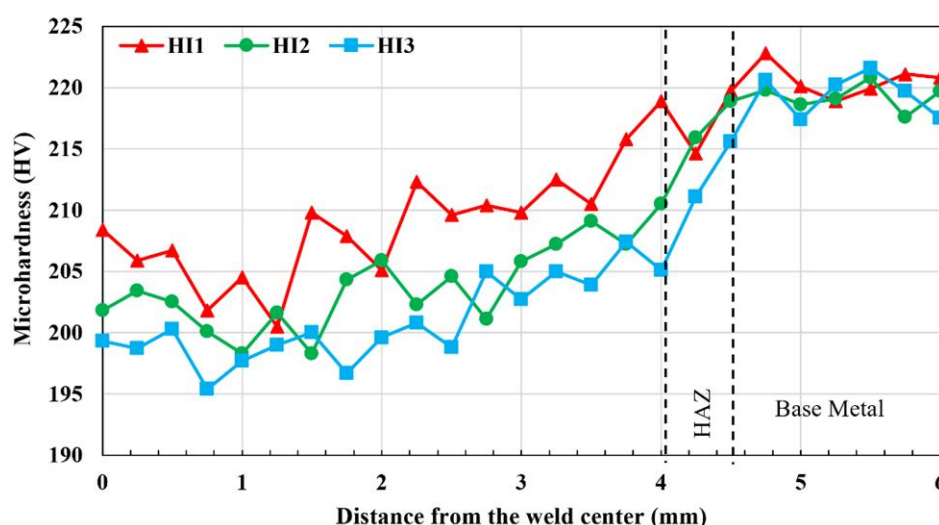
۴۰۰ $206/8 \pm 5/2$ HV نشان می دهد، که با نتایج پیشین در مورد جوش های آلیاژ HX مطابقت دارد (۳،۲۵). در مقابل، فلز جوش HI3

۴۰۱ کمترین سختی را با میانگین $197/2 \pm 5/9$ HV دارد. به طور کلی، کاهش سختی با افزایش حرارت ورودی مرتبط است، زیرا در

۴۰۲ این شرایط گرادیان حرارتی کاهش یافته و سرعت سرد شدن پایین تر است؛ در نتیجه، ساختاری با دندریت های درشت تر تشکیل

۴۰۳ می گردد (۳۴). درشت تر شدن دندریت ها طبق رابطه هال-پچ منجر به افت خواص مکانیکی می شود. همچنین، در هر سه نمودار

۴۰۴ یک ناحیه گذار (HAZ یعنی دیده می شود که در آن سختی فلز جوش به تدریج به سختی فلز پایه نزدیک می گردد.



۴۰۵ **شکل ۸- تغییرات ریزسختی ویکرز در سطح مقطع جوش های حاصل از حرارت ورودی های متفاوت**

۴۰۶ ۵-۲- چقرمگی ضربه

۴۰۷ میانگین انرژی ضربه فلز پایه و فلزهای جوش حاصل از حرارت های ورودی مختلف در جدول ۳ ارائه شده است. انرژی ضربه

۴۰۸ فلز پایه HX برابر با $2/5 \pm 50/5$ ژول است که کمتر از مقادیر مربوط به فلزهای جوش می باشد و با مقادیر گزارش شده در

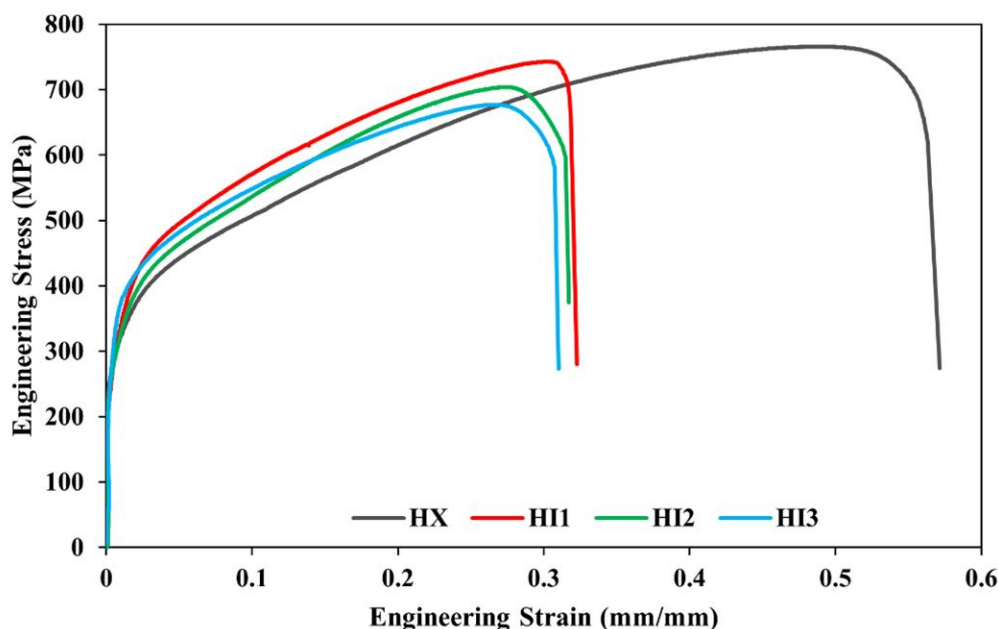
۴۰۹ پژوهش های پیشین مطابقت دارد (۳،۸،۳۵). در میان فلزهای جوش، نمونه HI1 که با کمترین حرارت ورودی ایجاد شده است،

۴۱۰ بیشترین انرژی ضربه را با مقدار 2 ± 62 ژول نشان می دهد. مشابه مقادیر سختی، با افزایش حرارت ورودی، انرژی ضربه کاهش

یافته و در نمونه HI3 به کمترین مقدار یعنی $55/5 \pm 2/5$ ژول می‌رسد، هرچند این مقدار همچنان بالاتر از فلز پایه است. لازم به ذکر است که در آلیاژهای پایه‌نیکل، به‌ویژه در حالت جوش‌خورده، نقش ریزساختار در کنترل هر یک از این خواص به‌صورت کاملاً مستقل عمل می‌کند. به عبارت دیگر، ازدیاد طول بیشتر لزوماً به معنای چقرمگی ضربه بالاتر نیست، زیرا ازدیاد طول بیشتر ناشی از توانایی ماده در تغییر شکل پلاستیک یکنواخت تحت بارگذاری ایستا است، در حالی که مقاومت در برابر شکست دینامیک عمدتاً به موانع رشد ترک مانند ریزدانه‌گی، کاهش جدایش عناصر و توزیع مناسب رسوبات، وابسته است. همین تفاوت در ساز و کارها سبب می‌شود که فلز پایه با وجود ازدیاد طول بیشتر، انرژی ضربه کمتری نسبت به فلز جوش با حرارت ورودی پایین داشته باشد. بنابراین مشاهده رفتار متفاوت این دو خاصیت نه تنها طبیعی است، بلکه با ویژگی‌های ریزساختاری و ماهیت کاملاً متمایز آزمون‌های کشش و ضربه همخوان است. علاوه بر این، افزایش حرارت ورودی موجب افزایش اندازه و کسر حجمی کاربیدها و تشکیل پیوسته آن‌ها در نواحی بین‌دندریتی می‌شود. این کاربیدها به عنوان محل‌های تمرکز تنش عمل کرده و مسیر مناسبی برای شروع و انتشار ترک ایجاد می‌کنند (۳۶،۳۷).

۴۲۳- ۵-۳- رفتار کششی

منحنی‌های تنش-کرنش مربوط به فلز پایه و فلزهای جوش در شکل ۹ و داده‌های کمی خواص کششی آن‌ها در جدول ۳ ارائه شده‌اند. فلز پایه HX (منحنی سیاه) از استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول بالاتری نسبت به تمامی فلزهای جوش برخوردار است. به‌طور دقیق، ازدیاد طول فلز پایه HX برابر با $0/9 \pm 58/3$ ، استحکام کششی $766/2 \pm 8/2$ مگاپاسکال و استحکام تسلیم $381/3 \pm 5/9$ مگاپاسکال اندازه‌گیری شده است.



شکل ۹- نمودارهای تنش-کرنش فلز پایه و فلزهای جوش

۴۳۰ در میان فلزهای جوش، نمونه HII (منحنی قرمز) بهترین خواص کششی را داراست، اما مقادیر آن به‌ویژه ازدیاد طول، نسبت به

۴۳۱ فلز پایه HX کمتر است. برای این نمونه، ازدیاد طول $1/1 \pm 34/1$ ، استحکام کششی $6/1 \pm 742/8$ مگاپاسکال و استحکام تسلیم

۴۳۲ $7/8 \pm 344/8$ مگاپاسکال به‌دست آمده است. نتایج نشان می‌دهد که افزایش حرارت ورودی باعث کاهش هم‌زمان استحکام و

۴۳۳ شکل‌پذیری فلز جوش می‌شود. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، نمونه HI3 (منحنی آبی روشن) کمترین مقادیر استحکام کششی

۴۳۴ $7/9 \pm 681/4$ مگاپاسکال و استحکام تسلیم $8/9 \pm 307/5$ مگاپاسکال را همراه با حداقل ازدیاد طول $1/7 \pm 30/5$ دارد. در

۴۳۵ **حین تست کشش برای تمامی فلزات جوش، شکست در فلز جوش رخ داد. این نشان می‌دهد که فلز جوش ضعیف‌ترین بخش**

۴۳۶ **این اتصالات است و با نتایج گزارش شده در پژوهش‌های پیشین مطابقت دارد (۳,۸).** استفاده از حرارت ورودی پایین، به دلیل

۴۳۷ ایجاد گرادیان حرارتی شدید و سرعت سرد شدن بالای حوضچه جوش، منجر به تشکیل ریزساختاری با دندریته‌های کوچک‌تر

۴۳۸ (شکل ۳) و ذرات کاربیدی ریزتر و منفصل (شکل ۵) می‌شود. نتیجه این شرایط، بهبود خواص مکانیکی در مقایسه با جوشکاری

۴۳۹ با حرارت ورودی بالا است. در واقع، فرآیند جوشکاری سبب جدایش عناصر آلیاژی و ایجاد ریزساختارهای نامطلوب می‌شود. با

۴۴۰ **این حال، استفاده از حرارت ورودی پایین، میزان جدایش را کاهش داده و منجر به تشکیل ریزساختاری ظریف‌تر با فاصله‌ی**

۴۴۱ **بازوی دندریته کمتر و کاربیدهای کوچک‌تر و گسسته‌تر می‌شود. این شرایط موجب می‌شود که مرزهای دندریته بیشتری به‌عنوان**

۴۴۲ **مانع در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل کرده و استحکام تسلیم افزایش یابد. علاوه بر این، کاهش میزان و اندازه‌ی کاربیدهایی که در**

۴۴۳ **نواحی بین‌دندریته تشکیل می‌شوند و به‌عنوان محل‌های تمرکز تنش و نقاط آغاز ترک شناخته می‌شوند، به افزایش استحکام و**

۴۴۴ **ازدیاد طول کمک می‌کند.** بنابراین، کنترل حرارت ورودی نقش کلیدی در بهینه‌سازی خواص مکانیکی فلز جوش دارد.

جدول ۳- خواص کششی و انرژی ضربه فلز پایه و فلزهای جوش

نمونه	استحکام کششی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	ازدیاد طول (%)	انرژی ضربه (J)
HX	$766/2 \pm 8/2$	$381/3 \pm 5/9$	$58/3 \pm 0/9$	$50/5 \pm 2/5$
HII	$742/8 \pm 6/1$	$344/8 \pm 7/8$	$34/1 \pm 1/1$	62 ± 2
HI2	$705/1 \pm 7/3$	$319/4 \pm 8/5$	$32/9 \pm 1/9$	58 ± 2
HI3	$681/4 \pm 7/9$	$307/5 \pm 8/9$	$30/5 \pm 1/7$	$55/5 \pm 2/5$

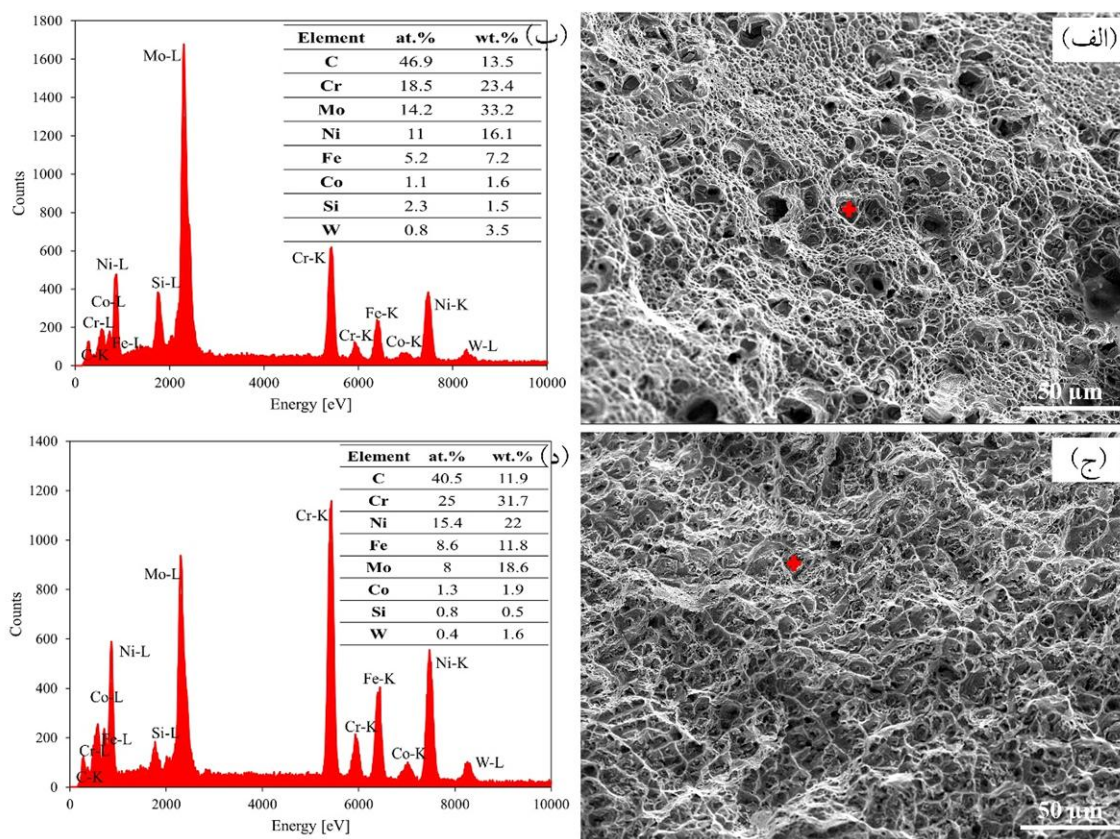
۴۴۶

۴۴۷ **شکل ۱۰** سطح شکست نمونه‌های کششی و همچنین نتایج آنالیز نقطه‌ای EDS را برای فلز پایه HX و فلز جوش HII نشان

۴۴۸ می‌دهد. هر دو نمونه رفتار شکست نرم را از خود نشان دادند و مورفولوژی آن‌ها با حضور تعداد زیادی گودی (dimple)

۴۴۹ مشخص می‌شود. در سوپرآلیاژ HX، گودی‌ها به واسطه جوانه‌زنی، رشد و ادغام ریزحفره‌ها (micro-voids) در اطراف ذرات فاز

۴۵۰ دوم، مانند کاربیدهای M_6C ، ایجاد می‌شوند. سطح شکست فلز پایه HX (شکل ۱۰-الف) شامل گودی‌های عمیق با پراکندگی
 ۴۵۱ یکنواخت است که ازدیاد طول بالای آن را توجیه می‌کند. در مقابل، سطح شکست فلز جوش HII (شکل ۱۰-ج) دارای
 ۴۵۲ گودی‌های کم‌عمق‌تر و نامنظم‌تری است که با ازدیاد طول کمتر این نمونه مطابقت دارد. همچنین شکل‌های ۱۰-ب و ۱۰-د نتایج
 ۴۵۳ آنالیز EDS از ذرات موجود درون گودی‌های سطح شکست را نشان می‌دهند که حضور ذرات کاربیدی را درون گودی‌ها تأیید
 ۴۵۴ می‌کنند. این ذرات، که کاربیدهای غنی از کروم و مولیبدن مانند M_6C هستند، مکان‌های مناسبی برای جوانه‌زنی گودی‌ها و آغاز
 ۴۵۵ شکست می‌باشند (۳).



۴۵۶
 ۴۵۷ **شکل ۱۰- تصاویر FESEM از سطوح شکست نمونه‌های کششی و آنالیز EDS از ذرات موجود درون گودی‌های شکست:**
 ۴۵۸ (الف و ب) فلز پایه HX، (ج و د) فلز جوش HII

۴۵۹ نتیجه گیری ۴۶۰

۴۶۱ در این پژوهش، تأثیر حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش سوپرآلیاژ HX که با فرآیند GTAW و با
 ۴۶۲ استفاده از پرکننده‌ی ERNiCrMo-2 جوشکاری شده بود، مورد بررسی قرار گرفت. اهم نتایج به‌دست‌آمده به شرح زیر است:

۴۶۳	۱. ریزساختار انجمادی فلز جوش دارای ساختار دندریتی بود. با کاهش حرارت ورودی، دندریت‌ها ظریف‌تر شده و میزان
۴۶۴	جدایش عناصر آلیاژی، به‌ویژه مولیبدن، در نواحی بین‌دندریتی کاهش یافت. در نتیجه، مقدار رسوبات کاربیدی کمتر شده و این
۴۶۵	رسوبات به‌صورت ریزتر، منفصل‌تر و با توزیع یکنواخت‌تری مشاهده شدند.
۴۶۶	۲. خواص مکانیکی فلز جوش به حرارت ورودی و ریزساختار حاصل از آن وابسته بودند. فلز جوش با کمترین حرارت ورودی
۴۶۷	نسبت به فلز جوش با بیشترین حرارت ورودی بهبود قابل توجهی نشان داد؛ به‌طوری‌که سختی ۰.۵٪، انرژی ضربه ۱۱/۷٪، استحکام
۴۶۸	کششی ۹٪، استحکام تسلیم ۱۲/۱٪ و ازدیاد طول ۱۱/۸٪ افزایش یافتند.
۴۶۹	۳. سطوح شکست فلز پایه و فلز جوش نشان دادند که هر دو دارای رفتار شکست نرم هستند. با این حال، وجود گودی‌های
۴۷۰	کم‌عمق‌تر در سطح شکست فلز جوش بیانگر شکل‌پذیری پایین‌تر آن نسبت به فلز پایه بود. همچنین حضور کاربیدهای M_6C در
۴۷۱	گودی‌های سطح شکست، نقش آن‌ها را به‌عنوان محل تمرکز تنش و آغاز شکست تأیید کرد.
۴۷۲	۴. نتایج این تحقیق نشان داد که کنترل حرارت ورودی می‌تواند راهکاری مؤثر برای بهینه‌سازی ریزساختار و در نتیجه، بهبود رفتار
۴۷۳	مکانیکی ساختار انجمادی جوش سوپرآلیاژ HX باشد.
۴۷۴	پیشنهاد برای تحقیقات آینده
۴۷۵	برای تکمیل نتایج این پژوهش، پیشنهاد می‌شود مطالعات آینده به بررسی ارزیابی دوام خستگی و مقاومت به خزش و اتصال
۴۷۶	جوش سوپرآلیاژ HX بپردازند.
۴۷۷	ملاحظات اخلاقی پیروی از اصول اخلاقی پژوهش
۴۷۸	همکاری مشارکت کنندگان در تحقیق حاضر به صورت داوطلبانه و با رضایت آنان بوده است.
۴۷۹	تشکر و قدردانی
۴۸۰	نویسندگان مقاله از اهدای پژوهانه توسط دانشگاه شهید چمران اهواز به شماره SCU.EM1404.322 و حمایت مالی توسط
۴۸۱	شرکت ملی مناطق نفت خیز جنوب در اهواز، تشکر و قدردانی دارند.
۴۸۲	مشارکت نویسندگان
۴۸۳	تحقیق و جمع‌آوری داده‌ها: علی عادلین
۴۸۴	راهنمایی پروژه، طراحی و ایده پردازی، روش‌شناسی: خلیل رنجبر
۴۸۵	راهنمایی پروژه، روش‌شناسی و ویرایش: محسن ریحانیان
۴۸۶	راهنمایی پروژه و روش‌شناسی: رضا دهملایی
۴۸۷	تعارض منافع
۴۸۸	بنابر اظهار نویسندگان، مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده است.
۴۸۹	مراجع

1. Ranjbar K, Reihanian M, Harb MA, Yeganeh M, Naseri J, Xiaolin Z. Microstructure and Texture Evolution of Hastelloy X and CeO₂-Hastelloy X Composite Fabricated by Selective Laser Melting. *Metals and Materials International*. 2025;1–14. doi: [10.1007/s12540-025-01910-1](https://doi.org/10.1007/s12540-025-01910-1) ٤٩٠
٤٩١
٤٩٢
2. Han Q, Gu Y, Wang L, Feng Q, Gu H, Johnston R, et al. Effects of TiC content on microstructure and mechanical properties of nickel-based hastelloy X nanocomposites manufactured by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;796(April):140008. doi: [10.1016/j.msea.2020.140008](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140008) ٤٩٣
٤٩٤
٤٩٥
3. Adelian A, Ranjbar K, Reihanian M, Dehmlaei R. Microstructural refinement and mechanical enhancement of Hastelloy X welds via electromagnetic vibration-assisted GTAW. *Journal of Materials Research and Technology*. 2025;37:2750–63. doi: [10.1016/j.jmrt.2025.06.213](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.06.213) ٤٩٦
٤٩٧
٤٩٨
4. Ghasemi A, Kolagar AM, Pouranvari M. Microstructure-performance relationships in gas tungsten arc welded Hastelloy X nickel-based superalloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;793:139861. doi: [10.1016/j.msea.2020.139861](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139861) ٤٩٩
٥٠٠
٥٠١
5. Sindo Kou. *Welding Metallurgy*. Second Edi. John Wiley & Sons; 2003. 466 p. ٥٠٢
6. Lippold JC, Kiser SD, DuPont JN. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley & Sons; 2011. ٥٠٣
٥٠٤
7. Adelian A, Ranjbar K, Tavakoli Shoushtari M. The effect of double overaging treatment on the microstructure and pitting corrosion behavior of the weld zone in 17-4PH stainless steel. Vol. 10, *Journal of Welding Science and Technology of Iran*. 2024. p. 31-46. doi: [2010.47176/JWSTI.2024.16](https://doi.org/2010.47176/JWSTI.2024.16) (in Persian) ٥٠٥
٥٠٦
٥٠٧
8. Sathishkumar M, Manikandan M. Development of Pulsed Current Arc Welding to Preclude Carbide Precipitates in Hastelloy X Weldment Using ERNiCr-3. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020;29(8):5395–408. doi: [10.1007/s11665-020-05010-6](https://doi.org/10.1007/s11665-020-05010-6) ٥٠٨
٥٠٩
٥١٠
9. Lippold JC, Sowards JW, Murray GM, Alexandrov BT, Ramirez AJ. Weld solidification cracking in solid-solution strengthened ni-base filler metals. *Hot cracking phenomena in welds II*. 2008;147–70. doi: [10.1007/978-3-540-78628-3_9](https://doi.org/10.1007/978-3-540-78628-3_9) ٥١١
٥١٢
٥١٣
10. Rodríguez-Olveda DM, Cruz-Hernández VL, López-Morelos VH, García-Rentería MA. Effect of heat input on intergranular corrosion resistance and dry sliding wear of GTA welding of Hastelloy-X superalloy. *MRS Advances*. 2023;8(21):1243–8. doi: [10.1557/s43580-023-00701-3](https://doi.org/10.1557/s43580-023-00701-3) ٥١٤
٥١٥
٥١٦
11. Sihotang R, Choi SK, Park SS, Baek ER. Fatigue Life of the Repair TIG Welded Hastelloy X Superalloy. *Journal of Welding and Joining*. 2015;33(5):26–30. doi: [10.5781/JWJ.2015.33.5.26](https://doi.org/10.5781/JWJ.2015.33.5.26) ٥١٧
٥١٨
12. 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. doi: [10.1016/j.jmrt.2021.08.113](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.113) ٥١٩
٥٢٠
٥٢١
13. Ye X, Hua X, Wang M, Lou S. Controlling hot cracking in Ni-based Inconel-718 superalloy cast sheets during tungsten inert gas welding. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015;222:381–90. doi: [10.1016/j.jmatprotec.2015.03.031](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.03.031) ٥٢٢
٥٢٣
٥٢٤
14. Odabaşı A, Ünlü N, Göller G, Eruslu MNİ. A study on laser beam welding (LBW) technique: effect of heat input on the microstructural evolution of superalloy Inconel 718. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010;41(9):2357–65. doi: [10.1007/s11661-010-0319-y](https://doi.org/10.1007/s11661-010-0319-y) ٥٢٥
٥٢٦
٥٢٧
15. Arulmurugan B, Manikandan M. Development of welding technology for improving the metallurgical and mechanical properties of 21st century nickel based superalloy 686. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;691:126–40. doi: [10.1016/j.msea.2017.03.042](https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.042) ٥٢٨
٥٢٩
٥٣٠
16. Darivandpour M, Dehmlaei R, Ranjbar K. Investigating the heat input effect of the GTAW process upon the microstructure and HAZ extension of HSLA-100 steel weld joints using thermal cycles. *International Journal of Iron & Steel Society of Iran*. 2021;17(1):57–69. doi: [10.22034/ijissi.2021.243777](https://doi.org/10.22034/ijissi.2021.243777) ٥٣١
٥٣٢
٥٣٣
17. Ranjbar K, Harb MA, Yeganeh M, Reihanian M, Naseri J. Selective laser melting of Hastelloy-X alloy and ٥٣٤

- cerium oxide reinforced Hastelloy-X composite□: Microstructural examination and corrosion behavior. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024;30(March):7803–15. doi: [10.1016/j.jmrt.2024.05.126](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.05.126)
18. Najafzadegan F, Mansori H, Shamanian M. Investigation of microstructure of the weld zone of hastelloy X via pulsed Nd-YAG laser welds. *Journal of Advanced Materials and Processing*. 2013;1(4):49–56. <https://sanad.iau.ir/Journal/jmatpro/Article/981369>
 19. Donachie MJ, Donachie SJ. *Superalloys: a technical guide*. ASM international; 2002.
 20. Banoth S, Palleda TN, Saito T, Murakami H, Kakehi K. Effects of yttrium and silicon contents in Hastelloy-X built by selective laser melting process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;896:163050. doi: [10.1016/j.jallcom.2021.163050](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163050)
 21. Osoba LO, Ojo OA. Influence of laser welding heat input on HAZ cracking in newly developed Haynes 282 superalloy. *Materials Science and Technology*. 2012;28(4):431–6. doi: [10.1179/1743284711Y.0000000078](https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000078)
 22. Sharma SK, Biswas K, Majumdar JD. Effect of heat input on mechanical and electrochemical properties of electron-beam-welded Inconel 718. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020;29(3):1706–14. doi: [10.1007/s11665-020-04660-w](https://doi.org/10.1007/s11665-020-04660-w)
 23. Sathishkumar M, Bhakat YJ, Kumar KG, Giribaskar S, Oyyaravelu R, Arivazhagan N, et al. Investigation of Double-Pulsed Gas Metal Arc Welding Technique to Preclude Carbide Precipitates in Aerospace Grade Hastelloy X. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021;30(1):661–84. doi: [10.1007/s11665-020-05360-1](https://doi.org/10.1007/s11665-020-05360-1)
 24. Sun W, Wang S, Hong M, Xin J, Chen Y, Zhang Z, et al. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of IC10 Ni3Al-based superalloy electron beam welding joint. *Vacuum*. 2020;182:109765. doi: [10.1016/j.vacuum.2020.109765](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109765)
 25. Rakoczy Ł, Grudzień M, Tuz L, Pańcikiewicz K, Zielińska-Lipiec A. Microstructure and Properties of a Repair Weld in a Nickel Based Superalloy Gas Turbine Component. *Advances in Materials Science*. 2017;17(2):55–63. doi: [10.1515/adms-2017-0011](https://doi.org/10.1515/adms-2017-0011)
 26. Natesh M, Manikandan M. Influence of Filler Wires to Suppress the Microsegregation and to Improve Mechanical Properties of Conventional Arc-Welded Nickel-Based Superalloy Incoloy 20. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2020;73(5):1333–62. doi: [10.1007/s12666-020-01964-2](https://doi.org/10.1007/s12666-020-01964-2)
 27. Manikandan M, Arivazhagan N, Nageswara Rao M, Madhusudhan Reddy G. Improvement of microstructure and mechanical behavior of gas tungsten arc weldments of alloy C-276 by current pulsing. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2015;28(2):208–15. doi: [10.1007/s40195-014-0186-4](https://doi.org/10.1007/s40195-014-0186-4)
 28. Subramani P, Manikandan M. Development of welding technique to suppress the microsegregation in the aerospace grade alloy 80A by conventional current pulsing technique. *Journal of Manufacturing Processes*. 2018;34:579–92. doi: [10.1016/j.jmapro.2018.06.037](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.06.037)
 29. Natesh M, Manikandan M. Exploration of mechanical and metallurgical characterization of Incoloy 20 weldment using gas tungsten arc welding methods. *Materials Today: Proceedings*. 2019;27:2930–4. doi: [10.1016/j.matpr.2020.03.518](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.03.518)
 30. Zhu Z, Ma X, Jiang P, Mi G, Wang C. Planar-cellular-dendritic transformation in the fusion zone of a GH909 superalloy weldment. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;10:960–75. doi: [10.1016/j.jmrt.2020.12.033](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.033)
 31. Lancaster JF. *Metallurgy of welding*. Elsevier; 1999.
 32. David SA, Babu SS, Vitek JM. Welding: Solidification and microstructure. *Journal of the Minerals, Metals & Materials*. 2003;55:14–20. doi: [10.1007/s11837-003-0134-7](https://doi.org/10.1007/s11837-003-0134-7)
 33. Agilan M, Venkateswaran T, Sivakumar D, Pant B. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of inconel-718 EB Welds. *Procedia Materials Science*. 2014;5:656–62. doi: [10.1016/j.mspro.2014.07.312](https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.07.312)
 34. Dezfili MK, Moghadam AH, Hasab MG, Ashiri R. Disclosing connection links between microstructure and mechanical performance in pulsating current gas tungsten arc welding of Hastelloy B-2 superalloy. *Journal*

- of Advanced Joining Processes. 2024;10(June):100237. doi: [10.1016/j.jajp.2024.100237](https://doi.org/10.1016/j.jajp.2024.100237) ٥٨٢
35. Sathishkumar M, Manikandan M. Preclusion of carbide precipitates in the Hastelloy X weldment using the current pulsing technique. Journal of Manufacturing Processes. 2019;45(April):9–21. doi: [10.1016/j.jmapro.2019.06.027](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.06.027) ٥٨٣
٥٨٤
٥٨٥
36. Ranjbar K, Dehmolaie R, Amra M, Keivanrad I. Microstructure and properties of a dissimilar weld between alloy 617 and A387 steel using different filler metals. Welding in the World. 2018;62:1121–36. doi: [10.1007/s40194-018-0610-x](https://doi.org/10.1007/s40194-018-0610-x) ٥٨٦
٥٨٧
٥٨٨
37. Li J, Yi M, Wu H, Fang Q, Liu Y, Liu B, et al. Fine-grain-embedded dislocation-cell structures for high strength and ductility in additively manufactured steels. Materials Science and Engineering: A. 2020;790:139736. doi: [10.1016/j.msea.2020.139736](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139736) ٥٨٩
٥٩٠
٥٩١