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

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

Volume 10, Number 1, 2024



Optimization weldability of Haynes 25 cobalt base superalloy with pulsed fiber laser

R. Abbasi[1] , S. A. A. Akbari Mousavi[1*], Y. Vahidshad[2]

1-Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.
2-Space transportation research institute, Iranian Space Research Center.

Received 21 April 2024 ; Accepted 19 June 2024

Abstract

The present study focuses on optimizing the mechanical properties and microstructure of laser welding in Haynes 25 (L-605) cobalt-based superalloy. Initially, the influence of laser welding variables such as laser power, pulse frequency, welding speed, and pulse width on the mechanical and metallurgical properties of the weld joints is investigated. By examining the welding variables, the values of G (thermal gradient) and R (cooling rate) are calculated, and their ratio (G/R) and cooling rate (G×R), which predominantly affect the solidification microstructure, are determined. The structural correlation with the mechanical properties resulting from welding is examined. In this research, it is considered to obtain the welding variables to create a high percentage of the structure in the form of equiaxed dendrite. Microstructural analysis reveals the growth of equiaxed grains and dendritic structures in the weld zone. The high cooling rate in the weld pool leads to dendritic solidification starting from columnar dendrites at the weld walls and ending in equiaxed dendrites at the center of the weld. The microhardness value in the weld zone is HV 328, which is very close to the microhardness of the base material. The tensile strength of the weld samples reaches about 93% to 94% of the base metal tensile strength. Tensile testing of the weld samples indicates a ductile-brittle fracture. Examination of the scanning electron microscope confirms the presence of dimples, intergranular cracks, and microvoids in the fracture zone.

Keywords:Haynes 25, microstructure, mechanical properties, fiber laser welding, dendritic growth, fractography.

*Corresponding Author: S. A. A. Akbari Mousavi, akbarimusavi@ut.ac.ir

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال دهم، شماره1، بهار و تابستان 1403



بهینه‌سازی جوش‌پذیری ابرآلیاژ پایه کبالت هاینس 25 با لیزر فیبری ضربانی

رضا عباسی[1]، سیدعلی اصغراکبری موسوی[1*]، یاسر وحیدشاد[2]

1-دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکدگان فنی، دانشگاه تهران.

2-پژوهشکده حمل و نقل فضایی، پژوهشگاه فضایی ایران.

دریافت مقاله: 1403/02/02 ؛ پذیرش مقاله: 1403/03/30

چکیده

مطالعه حاضر بهینه‌سازی خواص مکانیکی و ریزساختاری جوشکاری لیزر ابر آلیاژ پایه کبالت هاینس 25 (L-605) را بررسی می‌کند. تأثیر متغیرهای جوشکاری لیزر مانند قدرت پرتو لیزر، بسامد ضربانی، سرعت جوشکاری و پهنای زمانی ضربان بر خواص مکانیکی و متالورژیکی اتصالات جوش مورد بررسی قرار می‌گیرد. با بررسی متغیرهای جوشکاری مقادیر G (شیب حرارتی) و R (نرخ انجماد) و همچنین تحت تبرید (G/R) و سرعت سرمایش (G×R) که بر ریزساختار انجماد غالب هستند، محاسبه و همبستگی ساختاری با خواص مکانیکی حاصل از جوش بررسی می‌گردد. در این تحقیق بدست آوردن متغیرهای جوشکاری برای ایجاد درصد بالایی از ساختار به صورت دندریت هم محورمد نظر می‌باشد. بررسی ریزساختاری رشد دانه همپایی و ساختارهای دندریتی در ناحیه جوش را نشان می‌دهد. سرعت انجماد بالا در حوضچه جوش سبب انجماد دندریتی شد که از دندریت‌های ستونی دیواره‌های جوش شروع می‌شود و به دندریت‌های هم محور در مرکز جوش منتهی می‌شود. مقدار ریزسختی در ناحیه جوش برابر 328 ویکرز می‌باشد که به سختی ماده اصلی بسیار نزدیک است. استحکام کششی نمونه‌های جوش به حدود 93% و94% استحکام کشش فلزپایه می‌رسد. بررسی آزمون کشش نمونه‌های جوش حاکی از شکست نرم-ترد است. با بررسی میکروسکوپی الکترونی روبشی وجود فرورفتگی‌ها، شکاف بین دانه‌ای و ریز حفره‌ها در ناحیه شکست تأیید شد.

کلمات کلیدی: هاینس 25، ریزساختار، خواص مکانیکی، جوش لیزر فیبر، رشد همپایی، شکست نگاری

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی:سیدعلی اصغراکبری موسوی، akbarimusavi@ut.ac.ir

1- مقدمه

ابر آلیاژ پایه کبالت L-605 یک ماده ارجح برای طیف وسیعی از کاربردهای با دمای بالا مانند پره‌های توربین گاز، قطعات موتور جت، سامانه‌های هوافضا، محفظه‌های احتراق و... است. به دلیل استحکام مکانیکی و خستگی عالی، زیست سازگاری؛ مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون، آن‌ها همچنین کاربردهای گسترده‌ای در صنایع شیمیایی، دریایی و زیست پزشکی دارند. وجود کبالت و کروم آن را برای کاربردهای گسترده زیست پزشکی واجد شرایط می‌کند. وجود تنگستن، کروم و مولیبدن باعث افزایش نقطه ذوب، سختی و چگالی آلیاژ مذکور می‌شود. ابرآلیاژهای کبالت از طریق فرایند ذوب القایی خلاء و به دنبال آن پالایش سرباره‌الکترونی تولید می‌شوند که منجر به آخال‌های غیرفلزی بسیار کم و در نتیجه نقص‌های کریستالی محدود می‌شود [4-1]. گاهی اوقات نیز مشاهده می‌شود که این آلیاژ نسبت به ابرآلیاژهای مبتنی بر نیکل برتری دارد زیرا مقاومت در برابر شوک حرارتی و خواص ضدخوردگی بهتری حتی در

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

محیط گاز داغ دارد. فرایندهای جوشکاری مختلف با نرخ رسوب فلز بالا مانند جوشکاری قوس فلزی گازی (GMAW)، جوشکاری قوسی تنگستن گازی (GTAW) عیوب گسترده‌ای در منطقه تحت تاثیر حرارت (HAZ) و در محل اتصالات نشان دادند که استفاده از آن را در اجزای پیچیده محدود می‌کند. جوش لیزری حداقل عیوب کمتری در ناحیه جوش تشکیل داده و HAZ باریک‌تری ایجاد می‌کند [6-5]. اگرچه چندین فرایند جوشکاری لیزری (با استفاده از لیزرهای گازی و لیزرهای حالت جامد) وجود دارد، اما به دلیل هزینه نگهداری پایین و قابلیت اطمینان بالای منبع لیزر، جوشکاری لیزر فیبر نسبت به سایر فرایندها ارجحیت دارد [7-8]. جوشکاری ابرآلیاژهای مختلف توسط محققان بسیاری گزارش شده است به عنوان مثال، اوسوبا و همکاران [9]، جوشکاری لیزری ابرآلیاژ هاینس282 را انجام داده‌اند و تشکیل ریز جدایش در ناحیه همجوشی مشاهده کرده‌اند.

شمعانیان و همکاران [10] جوشکاری لیزری ضربانی Nd: YAG ابرآلیاژهای مبتنی بر Co را انجام دادند و مشاهده کردند که گرمای ورودی در فرایند جوشکاری نقش عمده‌ای در کنترل ریزساختار و جهت‌گیری دانه در جوش دارد. با این حال، تغییرات در گرمای ورودی تأثیر ناچیزی برخواص مکانیکی داشت. پالانیول و همکاران [11] جوشکاری لیزرNd:YAG اینکونل 800 را مورد مطالعه قرار دادند و تشکیل ساختار دندریتی ستونی بلند و هم محور ظریف را در ناحیه همجوشی مشاهده کردند. علاوه بر این، به دلیل نرخ سرد شدن بالاتر فرایند جوشکاری لیزری تبدیل فازی رخ داد. شکست نرم اتصالات جوش داده شده در سرعت جوش بالاتر مشاهده شد در حالی‌که شکست ترد در سرعت جوش پایین رخ داد. خواص متالورژیکی، مقاومت در برابر خوردگی و تنش‌های پسماند در تمامی کاربردهای فوق نقش مهمی ایفا می‌کند. برخی از کاربردها به هندسه جوش بهتری با ناحیه باریک متاثر از حرارت نیاز دارند که برآوردن آن از طریق فرایندهای جوشکاری معمولی دشوار است. این الزامات ممکن است با استفاده از یک منبع حرارت بسیار متمرکز، مانند فرایندهای جوشکاری لیزر و پرتو الکترونی برآورده شوند [12]. بررسی متون موجود نشان می‌دهد که تحقیقات محدودی برای بررسی قابلیت جوش پذیری آلیاژ L-605 انجام شده است.

هدف از این تحقیق بررسی ارتباط بین خواص مکانیکی و ریزساختاری جوش لیزر فیبر ضربانی با تمرکز بر متغیرهای جوشکاری مانند توان حداکثری، پهنای زمانی ضربان، بسامد و سرعت جوشکاری است. با بررسی متغیرهای جوشکاری، مقادیر متغیرهای G (شیب حرارتی) و R (نرخ انجماد) و نسبت G/R و حاصل ضرب G×Rکه بر ریزساختار انجماد غالب هستند محاسبه وهمبستگی ساختاری با خواص مکانیکی حاصل از جوش بررسی می‌گردد. تحقیق حاضر به جوشکاری لیزر فیبری ابرآلیاژ L-605 مبتنی بر کبالت از ورق‌هایی با ضخامت 2 میلی‌متر می‌پردازد و به تجزیه و تحلیل دقیق ریزساختار، ریزسختی، استحکام کششی اتصالات می‌پردازد.

2- روش آزمایش

2-1-مواد اولیه و تجهیزات جوشکاری

ابر آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق، ابرآلیاژ پایه کبالت هاینس 25 (UNS R30605) به صورت یک شمش چهارپهلو است. از این چهارپهلو ورق‌های نازک در جهت مقطع نمونه توسط دستگاه وایرکات با ضخامت 2 میلی‌متر برش خورده شد. ترکیب شیمیایی بدست آمده از آزمایش کوانتومتری یا طیف‌سنج جرقه‌ای برروی این ابرآلیاژ به شرح جدول(1) است.

در این تحقیق از دستگاه جوشکاری لیزر فیبری ضربانی استفاده شد. لیزر مورد استفاده لیزر فیبری ایتربیوم مدل YLR موج پیوسته (C.W) با قابلیت تبدیل به موج ضربانی است. ترکیبی منحصر به فرد از قدرت بالا، پایداری بالا، کیفیت پرتو ایده‌آل، طول عمر فوق العاده طولانی و راندمان برق خیلی خوب را ارائه می‌دهند. این لیزرها را می‌توان در بسامدهای تا 50 کیلو هرتز مدوله کرد. ماژول‌های فشرده تا 500 وات شامل واحدهای خنک کننده هوا تا 700 وات و واحدهای خنک‌شونده با آب تا 4 کیلو وات است. خروجی تک حالته تا 3 کیلووات ممکن است از طریق کولیماتور یا اتصال‌دهنده

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

QBH یکپارچه شود. کاربردهای تک حالته شامل برش دقیق و میکرو سوراخکاری و همچنین چاپ سه بعدی فلزی است. خروجی چند حالته از یک فیبر شاخص با قطر هسته از 50 تا 200 میکرون ساطع می‌شود، که امکان عملکرد بهینه را برای کاربردهای مهم جوشکاری و ساخت افزایشی فراهم می‌کند. نکته مهم در تمام این آزمایش‌ها ثابت نگه داشتن دبی گاز محافظ (آرگون 99,99 درصد خلوص) برای تمام نمونه برابر 10 لیتر بر دقیقه می‌باشد.

در این تحقیق از دستگاه جوشکاری لیزر فیبری ضربانی استفاده شد. جوشکاری 21 نمونه با متغیرهای مختلف جوشکاری انجام شد. متغیرهای توان حداکثری، پهنای زمانی ضربان، بسامد و سرعت جوشکاری در جدول(2) گزارش شده است.

2-2-شناسایی ریزساختاری

نمونه‌های جوشکاری شده بصورت عرضی مقطع زده شدند و بعد از مانت کردن نمونه‌ها، سطح آن‌ها توسط سمباده‌های 100 تا 2000 آماده‌سازی شد و سپس برای صیقلی شدن سطح آن از جلادهنده با پودر آلومینا استفاده شد. پس از آماده‌سازی سطحی، برای پدیدار شدن ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری با استفاده از محلول 15 میلی‌لیتر اسید هیدروکلریک، 10 میلی‌لیتر اسید استیک و 5 میلی‌لیتر اسید نیتریک به همراه 2 قطره گلیسرول به مدت 50 ثانیه حکاکی شد. پس از حکاکی در این محلول اسیدی، سطح نمونه‌ها در دستگاه آلتراسونیک کاملاً شسته و خشک شدند و آماده بررسی ریزساختار آن‌ها در زیر میکروسکوپ نوری و الکترونی شدند.

برای مطالعه ساختار جوش و فلزپایه در این تحقیق از میکروسکوپ نوریLEICA DM4000 M استفاده شد. تصاویر با دوربین دیجیتال HC-z300 گرفته شده است. برای بررسی ریزساختار و تحلیل تصاویر میکروسکوپ نوری از نرم افزار Image J برای تحلیل تصاویر و مقیاس‌گذاری استفاده شده است. همچنین برای تصاویر ماکرو در بزرگنمایی کمتر از استریو میکروسکوپ استفاده شد. برای آشکارسازی ساختار و دانه‌بندی جوش، فلزپایه و منطقه متأثر از حرارت و نیز تشخیص و تحلیل کاربیدها و فازهای ثانویه در زمینه فلزپایه و منطقه جوش)تعیین ترکیب شیمیایی زمینه و تحلیل نقطه‌ای و توده حجمی به صورت عنصری طیف‌سنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA-TESCAN-LMU استفاده شده است. برای توپوگرافی سطحی از الکترون‌های ثانویه در بزرگنمایی بالا استفاده شده است. ریزساختار فلزپایه توسط میکروسکوپ نوری در شکل (1- الف) نشان می‌دهد فازهای کاربیدی W و Cr با رنگ قرمز در زمینه آستنیتی مشاهده شد. متوسط اندازه دانه‌های آستنیت 60 میکرومتر بود. تصاویر گرفته شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از این آلیاژ در شکل‌های(1-ب و 1-ج) نمایش داده شده است. آنالیز انرژی پراش پرتو ایکس (جدول 3)، همچنان نشان دهنده این است که زمینه آلیاژ پایه کبالت دارای ساختار آستنیتی (FCC) است و نیز کاربیدهای $Cr_{23}C_6$ و W, Cr_7C_3 (منطقه A یا همان مرز دانه‌ها) و کاربید W6Cو $Cr7C_3$ (منطقه B) نیز در زمینه مشاهده شد. میکروگراف با بزرگنمایی‌بالا (شکل1–ب، 1-ج) نشان‌می‌دهد که این فازکاربید برخی از مرز دانه‌های فاز آستنیت را پوشانده است. نتیجه مطابق با گزارش‌های قبلی در منابع می‌باشد [7-10]. کاربیدهای M23C6، M6C و M7C3 می‌توانند در زمینه آستنیتی آلیاژهای مبتنی بر Co تشکیل شوند. کاربیدهای M23C6 در مراحل اولیه پیرسازی تشکیل می‌گردد و سپس به کاربید M7C3 تبدیل می‌گردد. علاوه بر این، فاز Co2W، به عنوان یک فاز بین فلزی، می‌تواند در آلیاژ L-605 تشکیل شود. با این حال، به نظر می‌رسد تنها فازهای موجود در زمینه کاربیدهای کروم و تنگستن در زمینه آستنیت تشکیل شده است و سایر فازهای ثانویه شناسایی نشدند.

2-3- آزمون های مکانیکی

سختی‌سنجی ویکرز بر روی مواد اولیه و همچنین پس از عملیات جوش لیزر انجام شد. آزمون سختی با اعمال با 0/1 کیلوگرم در طول 10ثانیه و سپس اندازه‌گیری قطرهای

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

جدول1- ترکیب شیمیایی هاینس 25 بر اساس درصد.

P	S	C	Si	Mn	Fe	Ni	W	Cr	Co
۰/۰۴	۰/۰۳	۰/۱	۰/۴	۱/۵	۳	۱۰	۱۵	۲۰	۵۰

جدول 2- متغیرهای جوشکاری لیزر فیبری ضربانی لب به لب هاینس 25 و متغیرهای پردازش شده.

شماره نمونه‌ها	توان حداکثری (W)	توان متوسط (W)	بسامد ضربان (Hz)	سرعت جوشکاری (mm/s)	پهنای زمانی ضربان (ms)	چگالی توان حداکثری مؤثر (W/mm^2)
۱	۴۵۰	۲۷۰	۳۰	۶	۲۰	۱۳۹۴
۲	۴۷۵	۲۸۵	۳۰	۶	۲۰	۱۴۷۱
۳	۵۰۰	۳۰۰	۳۰	۶	۲۰	۱۵۴۹
۴	۴۵۰	۲۳۴	۳۵	۶	۱۵	۱۵۹۳
۵	۴۷۵	۲۴۷	۳۵	۶	۱۵	۱۶۸۱
۶	۵۰۰	۲۶۰	۳۵	۶	۱۵	۱۷۷۰
۷	۴۷۵	۳۲۱	۴۵	۶	۱۵	۲۱۰۲
۸	۴۷۵	۲۸۵	۴۰	۶	۱۵	۱۸۹۲
۹	۴۷۵	۲۴۷	۳۵	۶	۱۵	۱۶۸۱
۱۰	۴۷۵	۲۱۴	۳۰	۶	۱۵	۱۴۷۱
۱۱	۴۷۵	۱۸۱	۲۵	۶	۱۵	۱۲۶۱
۱۲	۴۵۰	۲۷۰	۳۰	۶/۴	۲۰	۱۳۱۹
۱۳	۴۵۰	۲۷۰	۳۰	۵/۶	۲۰	۱۴۷۹
۱۴	۴۵۰	۲۷۰	۳۰	۵/۲	۲۰	۱۵۷۸
۱۵	۴۵۰	۲۰۳	۳۰	۴/۶	۱۵	۱۷۵۷
۱۶	۴۵۰	۲۰۳	۳۰	۴	۱۵	۱۹۹۱
۱۷	۴۵۰	۲۰۳	۳۰	۳/۴	۱۵	۲۳۰۷
۱۸	۴۷۵	۱۶۶	۳۵	۶	۱۰	۱۶۸۱
۱۹	۴۷۵	۲۴۷	۳۵	۶	۱۵	۱۶۸۱
۲۰	۴۷۵	۳۳۳	۳۵	۶	۲۰	۱۶۸۱
۲۱	۴۷۵	۴۱۶	۳۵	۶	۲۵	۱۶۸۱

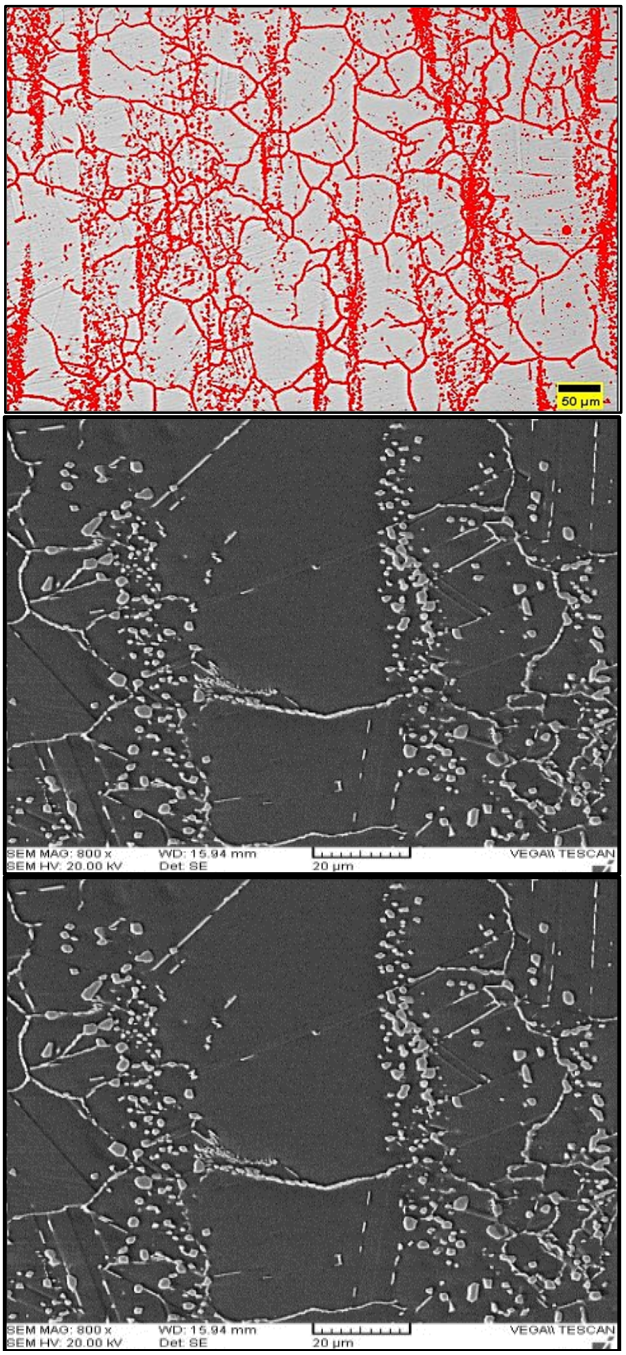
فرورفتگی انجام شد (شکل 2). برای نمونه‌های جوشکاری شده، ابتدا سطح سمباده زنی شده و سپس با پولیش جلا داده شد تا لایه‌های اکسید حذف شوند. سختی ویکرز در مرکز این ورق آزمایش شد. فرورفتگی، لغزش‌های کریستالی زیادی در اطراف ناحیه تغییر شکل مومسان ایجاد می‌کند. در این تحقیق همچنین نمونه‌های مورد استفاده در آزمون استاندارد کشش با دقتی تنظیم شدند که شکست در قسمت در طول گیج صورت پذیرد (شکل 2-الف).

برای رسیدن به نتایجی که کاملاً بیانگر خواص ماده باشد، سعی شد که بارگذاری کاملاً محوری اعمال گردد. آزمون کشش به وسیله دستگاه کشش یونیورسال KN AI-7000- LA550 با نرخ کرنش 3 mm/min انجام شد. بعد از قراردادن نمونه در دستگاه،

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

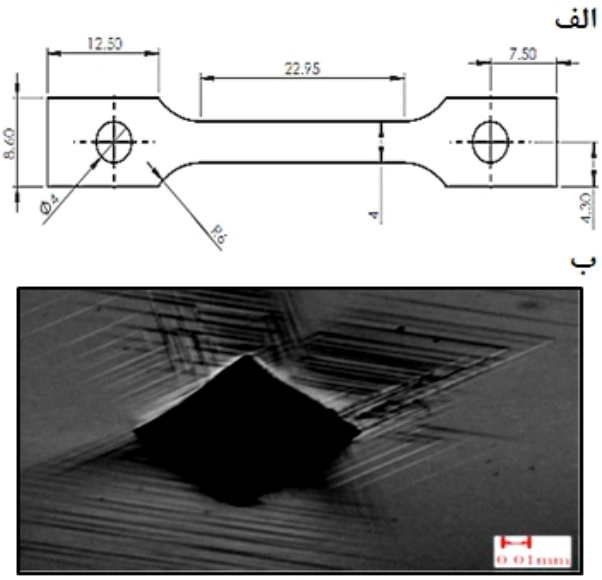
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

نیروی کششی به نمونه اعمال می‌شود تا زمانی‌که شکست رخ دهد.



شکل1-تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی برای ابرآلیاژ هاینس 25
الف- ریزساختار و تجمع کاربید ها در زمینه آستنیتی ب و ج- تحلیل طیف سنجی انرژی پراش پرتوی ایکس (EDS) از کاربیدهای موجود در زمینه.

برای نمونه‌های جوشکاری شده، ابتدا سطح سمباده زنی شده و سپس با پولیش جلا داده شد تا لایه‌های اکسید حذف شوند. سختی ویکرز در مرکز این ورق آزمایش شد. فرورفتگی، لغزش‌های کریستالی زیادی در اطراف ناحیه تغییر شکل مومسان ایجاد می‌کند. در این تحقیق همچنین نمونه‌های مورد استفاده در آزمون استاندارد کشش با دقتی تنظیم شدند که شکست در قسمت در طول گیج صورت پذیرد (شکل 2-الف). برای رسیدن به نتایجی که کاملاً بیانگر خواص ماده باشد، سعی شد که بارگذاری کاملاً محوری اعمال گردد. آزمون کشش به وسیله دستگاه کشش یونیورسال KN AI-7000- LA550 با نرخ کرنش 3 mm/min انجام شد. بعد از قراردادن نمونه در دستگاه، نیروی کششی به نمونه اعمال می‌شود تا زمانی‌که شکست رخ دهد.



شکل2- الف- ابعاد و اندازه نمونه های آزمون کشش مطابق ASTM-E8
ب- تصویر فرورفتگی آزمون سختی ویکرز.

3- نتایج و بحث

3-1- اثر متغیرهای جوشکاری بر روی اندازه دانه

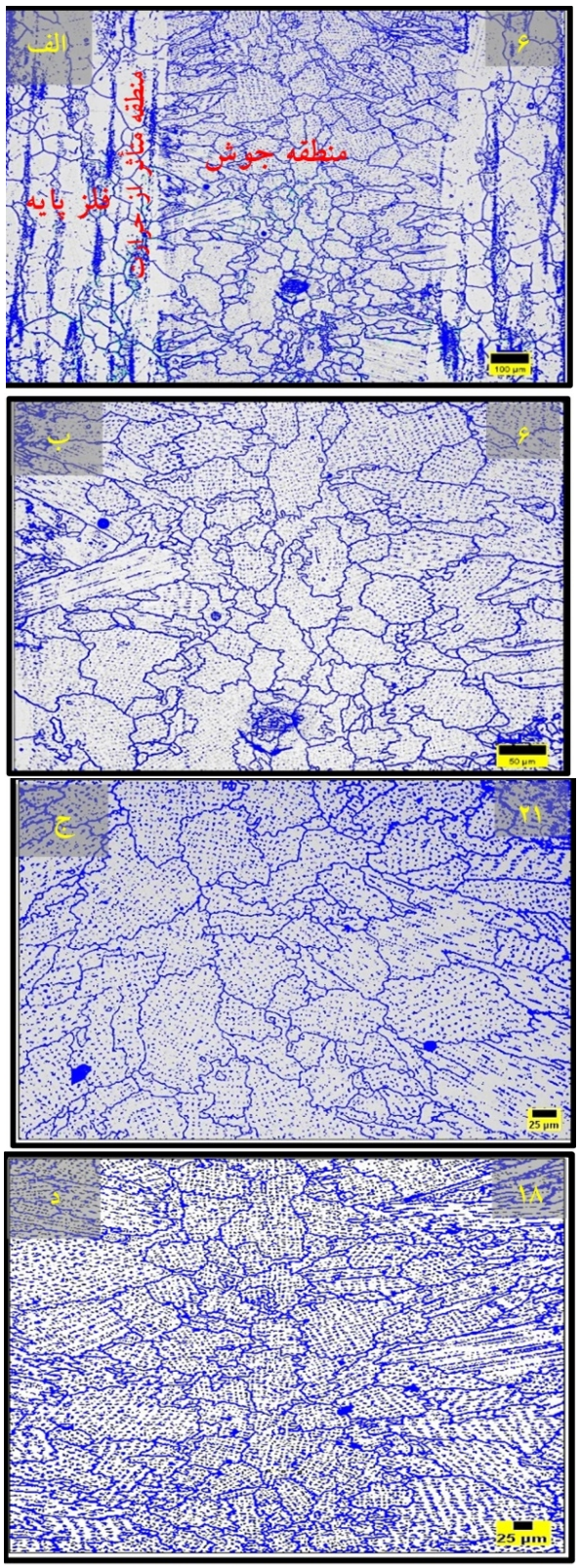
به منظور بحث در مورد ریزساختار منطقه جوش، متغیرهای انجمادی مانند گرادیان حرارتی باید در نظر گرفته شود. با استفاده از رابطه روزنتال و بازنویسی آن می‌توان شیب حرارتی (گرادیان)، حالت انجماد و سرعت خنک شدن را بدست آورد. برای این منظور رابطه فرمول روزنتال [13] در نظر گرفته شد:

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_x = \left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_t \left(\frac{\partial x}{\partial t}\right)_T = -2\pi kV\frac{(T-T_0)^2}{Q} \qquad (۱)$$

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

مقادیر G (شیب حرارتی) و R (نرخ انجماد) اغلب تعیین کننده ریزساختار انجماد هستند. نسبت G/R حالت انجماد را تعیین می‌کند در حالی‌که G×R اندازه ساختار انجماد را تعیین می‌کند. مقدار G×R بالاتر، باعث تمایل به تشکیل ساختارهای دانه ریز می‌شود. تصاویر شکل(3) که از منطقه جوش گرفته شده است نشان می‌دهد که نمونه شماره 18 که دارای بیشترین مقدار G×R است کمترین اندازه دانه را در بین سایر نمونه‌ها نشان داد و نمونه شماره 21 کمترین مقدار G×R را دارد، بیشترین اندازه دانه را با بیشترین مقدار G×R نشان داد. در شکل(4) می‌توان روابط بین گرمای ورودی و همچنین سرعت سرمایش را با اندازه دانه منطقه جوش پیدا کرد. برای بدست آوردن یک جوش سالم شامل عدم وجود ترک در منطقه جوش، پاشش کم و نیز دارای نفوذ کامل بدون گودی زیاد سطح جوش، 21 نمونه با متغیرهای مختلف را مورد بررسی قرار داده شد و از بین 21 نمونه، 2 نمونه 9 و 17 طبق جدول(4) با توجه به موارد ذکر شده جوش سالم، انتخاب گردید. این 2 نمونه برای بررسی خواص مکانیکی انتخاب شدند و از آن‌ها نمونه‌های مختلفی برای آزمون کشش آماده شد. شکل(5) نمای مقطع عرضی و همچنین ریزساختار نمونه‌های شماره 9 و شماره 17 توسط میکروسکوپ نوری نشان داده شده است. با توجه به تصاویر شکل(5)، هر دو نمونه شماره 9 و شماره 17 جوش‌هایی با نفوذ کامل و همچنین کمترین عیب را نشان می‌دهند. ریزساختار جوش نیز نشان‌دهنده دندریت‌های ستونی ظریف در کناره جوش و دندریت‌های هم محور ظریف در مرکز جوش است. پس از بررسی ساختار با میکروسکوپ نوری، ریزساختار با میکروسکوپ الکترونی روبشی نیز مورد بررسی قرارداده شد. در مشاهدات ریزساختاری هر دو نمونه جوش 9 و 17 ساختار دندریتی مشاهده شد. این ساختار در فصل مشترک فلزجوش و فلزپایه شامل دندریت‌های ستونی است (شکل6–الف، 6-د). با حرکت به سمت وسط جوش، ریزساختار ترکیبی از ستونی و هم‌محور در ناحیه بین کنار جوش و مرکز جوش مشاهده می‌شود (شکل 6 –ب، 6-و) و در مرکز فلزجوش دندریت‌های هم محور (شکل 6 –ج، 6-ی) قابل مشاهده است.



شکل3- تصاویر ریزساختاری نمونه‌های جوش داده شده
الف- فلزپایه و فلز جوش شماره 6، ب- مرکز جوش شماره 6،
ج- مرکز جوش شماره 21، د- مرکز جوش شماره 18.

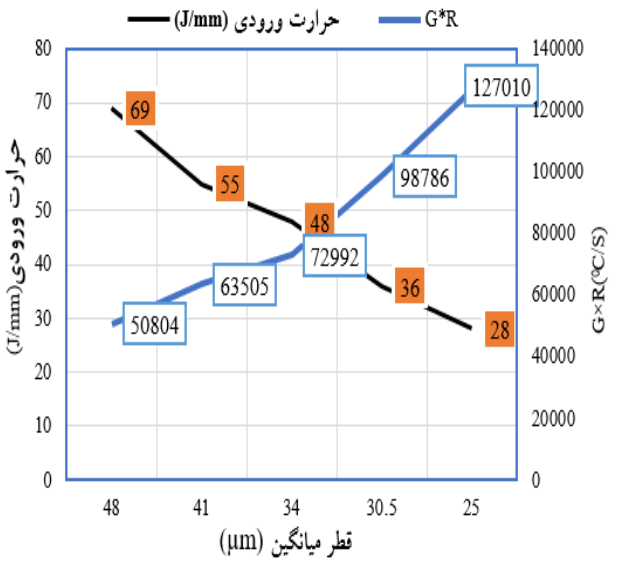
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

جدول3- درصد وزنی مناطق A و B فلز پایه هاینس 25.

عناصر	منطقه	Co	Cr	W	Ni	Fe	C	ترکیب شیمیایی رسوب
درصد وزنی	A	۴۷	۲۵	۱۲	۱۰	۳	۲	$Cr_{23}C_6$ $(W, Cr)_7C_3$
درصد اتمی		۴۵/۸	۲۷/۸	۳/۶	۱۰/۴	۲/۹	۹/۵	
درصد وزنی	B	۴۰	۲۳/۶	۲۳/۸	۸/۲	۳/۶	۰/۴۴	W_6C Cr_7C_3
درصد اتمی		۴۵/۴	۳۰	۸/۶	۹/۳	۴/۲	۲/۵	

جدول4- متغیرهای بهینه نمونه‌های جوش داده شده برای انجام آزمون‌های خواص مکانیکی.

نمونه	توان حداکثر (W)	سرعت جوشکاری (mm/s)	پهنای زمانی ضربان (ms)	بسامد ضربان (Hz)	چرخه وظیفه (%)	چگالی قله توان موثر (W/mm2)	تحت تبرید (°C.s/mm2)	سرعت سرمایش (/s)	حرارت ورودی (J/mm)	انرژی ضربانی (J)	شرایط نفوذ جوش
۹	۴۷۵	۶	۱۵	۳۵	۵۲	۱۶۸۱	۲۳۵۲	۸۴۶۷۴	۴۱	۷/۱	کامل
۱۱	۴۷۵	۶	۱۵	۲۵	۳۸	۱۲۶۱	۳۲۹۳	۱۱۸۵۴۳	۳۰	۷/۱	ناقص
۱۷	۴۵۰	۳/۴	۱۵	۳۰	۴۵	۲۳۰۷	۵۱۱۱	۵۹۰۸۹	۶۰	۶/۷۵	کامل
۱۲	۴۵۰	۶/۴	۲۰	۳۰	۶۰	۱۳۱۹	۲۰۳۷	۸۳۴۱۹	۴۲	۹	ناقص



شکل4- رابطه گرمای ورودی و سرعت خنک‌سازی با اندازه دانه در منطقه جوش.

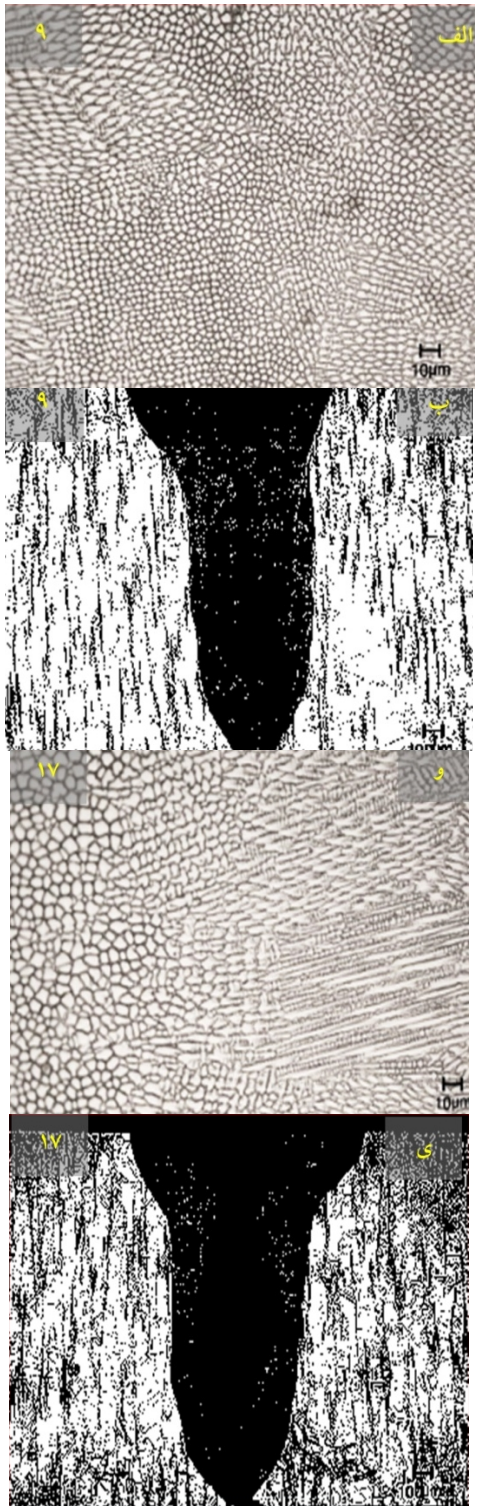
میانگین اندازه دندریت‌های هم‌محور در مرکز جوش هر دو نمونه، به دلیل تفاوت در حرارت ورودی و در نتیجه سرعت سرمایش، با یکدیگر تفاوت نسبی دارد. میانگین اندازه دندریت‌های مرکز جوش در نمونه جوش شماره 9، بین 4 تا 6 میکرومتر بود و این اندازه برای نمونه جوش شماره 17، بین 10 تا 12 میکرومتر بود (شکل 6). در فضای بین دندریتی همانطور که در شکل(7) مشاهده می‌شود، جدایش‌عناصر آلیاژی باعث تشکیل ترکیبات بین فلزی و کاربیدی می‌شود. مقدار کربن در نقاط بین دندریتی و مرزها بیشتر از مقدار میانگین می‌باشد که نشان دهنده تشکیل ترکیبات کاربیدی است (جدول 5). این کاربیدها تا حدی از رشد بیشتر دانه‌ها و جدایش‌های بین دندریتی جلوگیری کرده و سبب افزایش استحکام سختی فلزجوش می‌شود. در قسمت‌های روشن‌تر با تحلیل طیف‌سنجی انرژی پراش پرتو ایکس با استفاده از الکترون‌های برگشتی (BSE) مشخص شد که بیشتر کاربیدهای M23C6 و به صورت کمتر کاربید M_7C_3 به صورت ترکیب‌های $Cr_{23}C_7$ و $(W, Cr)_7C_3$ در مرز دانه‌ها تشکیل شده است (نقطه B و D شکل 7-الف، ج). همچنین نتایج الکترون‌های ثانویه (SE) نشان می‌دهد ذراتی که در درون دانه‌ها و فضای بین دندریتی و با رنگ روشن تشکیل شده است به صورت کاربیدهای M_7C_3، M_6C و MC با ترکیب Cr7C3، W6C و WC است (نقطه B و D شکل 7-ب، د).

احتمال تشکیل ترکیب‌های بین فلزی به دلیل نیاز به زمان نسبتا طولانی‌تر، در منطقه جوش بسیار کم است. با توجه به تحقیقات شینگلدکر و همکارانش [14] این امر توضیح داده شده است که به طور معمول ترکیبات بین فلزی در زمان‌های بالاتری دارد. به عنوان مثال برای تشکیل ترکیب بین فلزی Co2W حداقل

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

5 ساعت در دمای 1050°C نیاز است، این در حالی است که جهت تشکیل ترکیب‌های کاربیدی M7C به زمان چند دقیقه و دمای نزدیک به 950°C دارد.



شکل 5-تصاویرمیکروسکوپ نوری سطح و مقطع عرضی و ریزساختار منطقه جوش الف، ب- نمونه 9 و و، ی- نمونه 17.

3-2-ریز سختی فلزجوش

میکروسختی نمونه‌های شماره 9 و 17 در شکل(8) آورده شده است. ریزسختی از خط مرکزی مهره جوش به سمت فلزپایه اندازه‌گیری شد. شکل(8-الف) تصویر متالوگرافی منطقه جوش نمونه 17 را نشان می‌دهد. نتایج نشان می‌دهد که میانگین سختی منطقه جوش و منطقه متاثر از حرارت برای هر دو نمونه تفاوت‌کمی دارد (شکل8-ب). همانطور که انتظار می‌رود سختی در مرکز جوش بیشتر از منطقه تحت تاثیر حرارت و بیشتر از فلزپایه است. بالاتر بودن سختی منطقه جوش می‌تواند در اثر سرمایش سریع‌تر منطقه جوش لیزر باشد که منجر به تشکیل فازهای آستنیت و آستنیت+کاربید و نیز تشکیل ریزساختارهای دندریتی ظریف باشد.

احتمال تشکیل ترکیبات بین فلزی مختلف مانند CrFeNi، CoC، FeNi و FeC نیز باعث افزایش سختی می‌شود. تشکیل چنین ترکیبات بین فلزی در منطقه جوش به دلیل سرعت سرمایش بالا خیلی کم می‌باشد [14]. در کنار دلایل ذکر شده، سختی بیشتر می‌تواند ناشی از سرعت سرمایش زیاد و تشکیل ریزساختارهای دندریتی ظریف باشد. مشاهدات مشابهی نیز توسط پراساد و همکاران [7] گزارش شده است. در این تحقیق مشاهده شد که سختی منطقه جوش آلیاژ پایه کبالت Hastelloy X بیشتر از سختی منطقه جوش Hastelloy X است که تحت عملیات حرارتی بازپخت قرار گرفته است. متوسط سختی مناطق تحت تأثیر حرارت بین 315 و 318 ویکرز بود که کمی بالاتر از سختی فلزپایه است. دلیل این افزایش سختی در ناحیه متأثر از حرارت، می‌تواند ناشی از تغییرات در جهت دانه فاز آستنیت باشد. تحقیق مشابهی [10] نشان می‌دهد که برخی از دانه-های آستنیت تشکیل شده در مناطق تحت تاثیر حرارت، جهت گیری 〈100〉 را در TD نشان دادند.

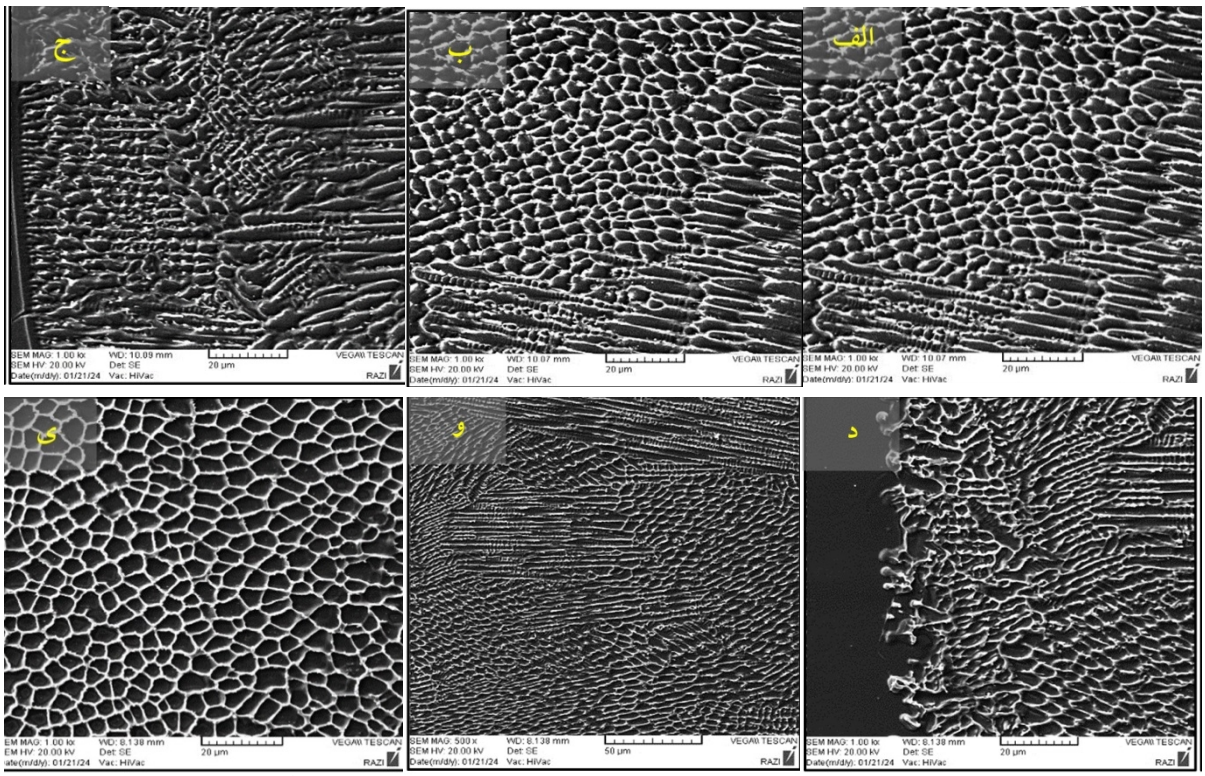
3-3-آزمون کشش دمای محیط

(شکل 9-الف، 9-ب) مقایسه استحکام نهایی، استحکام تسلیم و ازدیاد طول سه نمونه فلزپایه، نمونه جوشکاری شده شماره 9 و نمونه 17 را ارائه می‌دهد. برای هر دو نمونه آزمون کشش

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

جدول5- درصد وزنی مناطق A، B، C و D منطقه جوش نمونه شماره 9 و 17.

عناصر	منطقه	Co	Cr	W	Ni	Fe	C	ترکیب شیمیایی رسوب
درصد وزنی	A	۴۵	۲۲	۲۰	۹/۴	۳	۰/۶	$Cr_{23}C_6$ $(W, Cr)_7C_3$
درصد اتمی		۴۹/۶	۲۶/۱	۷	۱۰/۴	۳/۵	۳/۴	
درصد وزنی	B	۳۷/۵	۲۷	۲۴	۷	۳	۱/۵	W_6C Cr_7C_3
درصد اتمی		۴۰/۲	۳۲/۸	۸/۵	۷/۶	۳/۳	۷/۶	
درصد وزنی	C	۴۶/۸	۲۴	۱۷	۱۱	./۶	۰/۶	$Cr_{23}C_6$ $(W, Cr)_7C_3$
درصد اتمی		۵۰/۲	۲۸/۴	۵/۷	۱۲	۰/۶	۳/۱	
درصد وزنی	D	۳۱	۱۸	۴۰	۵	۲	۳/۷	Cr_7C_3 WC
درصد اتمی		۳۵	۲۲/۵	۱۴/۲	۵/۹	۲/۳	۲۰	



شکل6-تصاویرمیکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) ریزساختار الف. کناره جوش ب. تا وسط آن جوش نمونه شماره 9 (الف، ب، ج) و نمونه شماره 17 (د، و، ی)

نمونه‌های جوشکاری شده شماره 9 و شماره 17، محل شکست فلزجوش بود. که در تمام نمونه‌های جوش استحکام کششی 94 و 93 درصد استحکام نهایی فلزپایه را داشته است. این اتفاق به دلیل تشکیل دانه‌های همپایه است که در امتداد محور مهره جوش قرار داشت. انجماد فلزمذاب از دو طرف ناحیه اتصال جوش (به عنوان بخش خنک‌کننده عمل می‌کند) شروع می‌شود. با توجه به نوع انجماد که از دو طرف خط جوش شروع می‌شود، در نتیجه پایان انجماد در مرکز جوش کامل می‌شود. در طول فرایند انجماد، ساختار دانه‌ای هم‌محور در ناحیه جوش ایجاد می‌شود که به دلیل آنکه خط جدایی در مرکز ناحیه جوش مشاهده می‌شود منجر به تشکیل قسمت ضعیف‌تر می‌شود. بنابراین، بهینه‌سازی متغیرهای فرایند ورودی برای استحکام بهتر اتصال جوش انجام شد و از نمونه‌های بی‌عیب با دانه‌بندی ریزتر استفاده شد.

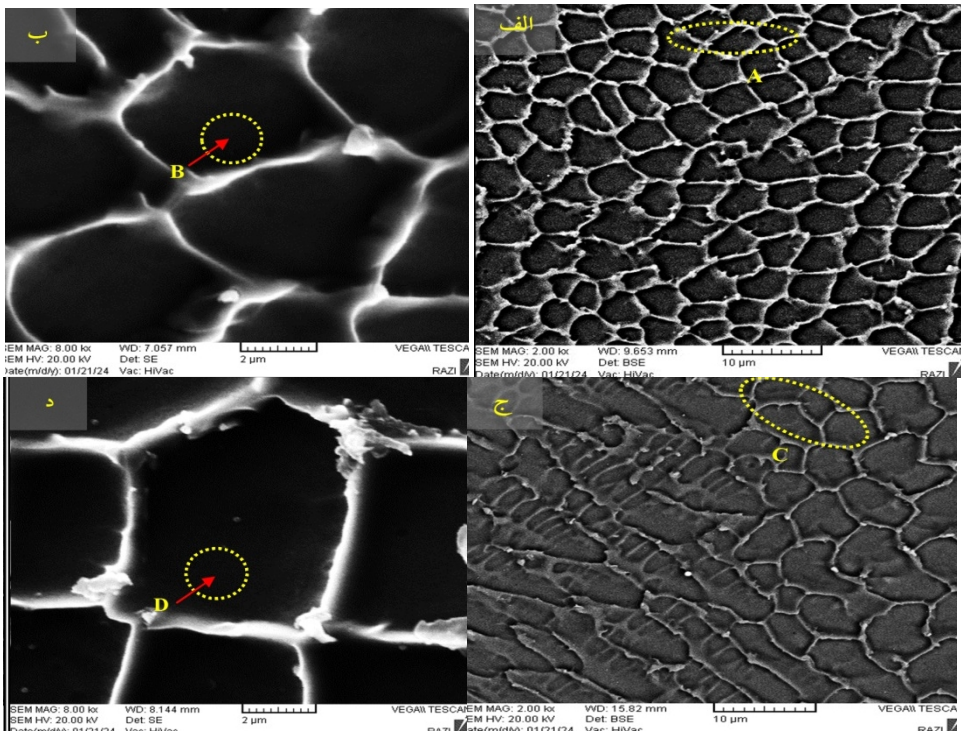
3-4-شکست‌نگاری

آلیاژهای هاینس 25 از طریق روشی به نام ادغام ریزحفره‌ها منجر به شکست می‌شود. ریزحفره‌ها در مناطقی که ناپیوستگی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

جدول6- درصد وزنی عناصر مناطق A، B و C سطح مقطع شکست فلزپایه.

عناصر	منطقه	Co	Cr	W	Ni	Fe	C	ترکیب شیمیایی رسوب
درصد وزنی	A	۲۵	۲۴	۴۰	۳	–	۶	WC Cr_7C_3
درصد اتمی		۲۶	۲۷/۶	۱۳	۳/۵	–	۲۹/۹	
درصد وزنی	B	۴۵	۲۶	۴	۸	–	۱۴	Cr_7C_3
درصد اتمی		۲۸/۷	۱۸/۸	۱	۵/۱	–	۴۵	
درصد وزنی	C	۳۰	۱۷	۳۴	۷	–	۱۰	WC Cr_7C_3
درصد اتمی		۲۵/۲۴	۱۶/۳	۹/۱	۶	–	۴۳	



شکل7- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی الف- تحلیل طیف‌سنجی انرژی پراش پرتو ایکس از الکترون‌های ثانویه (SE) نمونه شماره 9، ب- تحلیل طیف‌سنجی انرژی پراش پرتو ایکس از الکترون‌های برگشتی (BSE) نمونه شماره 9، ج- تحلیل طیف‌سنجی انرژی پراش پرتو ایکس از الکترون‌های ثانویه (SE) نمونه شماره 17، د- تحلیل طیف‌سنجی انرژی پراش پرتو ایکس از الکترون‌های برگشتی (BSE) نمونه شماره 17.

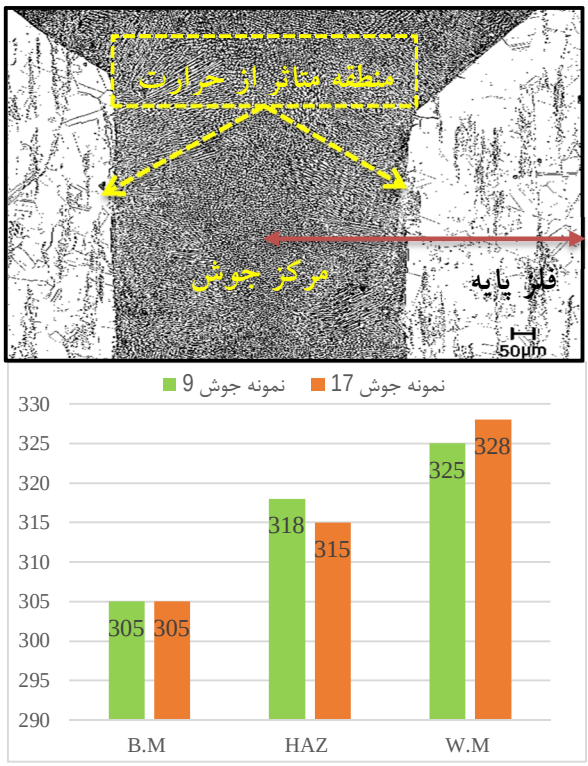
کرنش پراکنده وجود دارد مانند مناطقی که با دانه‌های فاز دوم، آخال‌ها، و توده‌های نابجایی مرتبط هستند، ریزحفره‌ها رشد می‌کنند، به هم می‌پیوندند و در نهایت با افزایش تنش در ماده، یک سطح لایه پیوسته شکست را تشکیل می‌دهند.

فرورفتگی‌های فنجان مانند گودی نامیده می‌شود و شکل شکستگی به عنوان شکست فنجانی توصیف می‌شود. اگر مکان‌های هسته‌زایی مختلف تحریک شوند و حفره‌های مجاور قبل از اینکه بتوانند به اندازه بزرگ‌تر گسترش یافته و با یکدیگر ادغام شوند، گودی‌های کوچکی با اندازه‌ها و اشکال مختلف ایجاد می‌شوند. ایجاد گودی‌هایی با شکل کم عمق می‌تواند شامل ریزحفره‌هایی باشد که با برش از طریق نوارهای لغزشی به هم متصل می‌شوند.

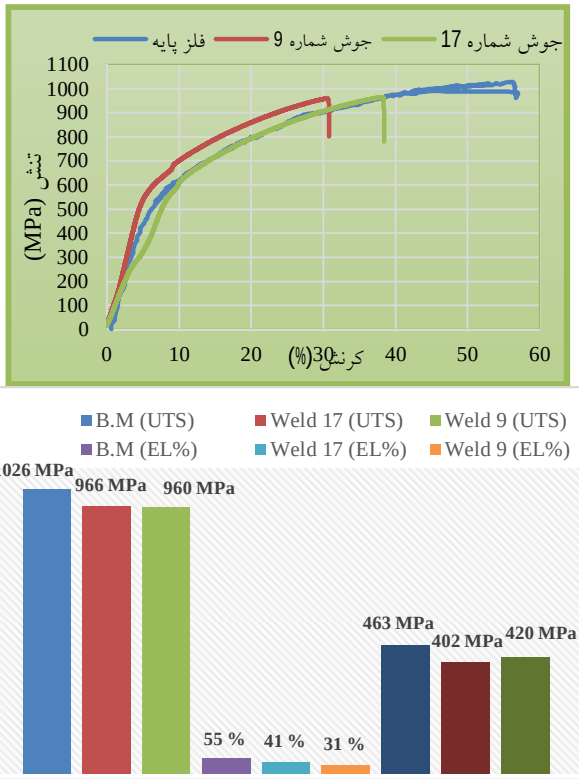
در شکست سطحی، که شکستگی انعطاف‌پذیر را مشخص می‌کند، که در آن تعداد زیادی شکل و حجم ریز فرورفتگی‌ها و ریزحفره‌ها (دیمپل‌ها) یافت می‌شود. گودی‌های نشان داده شده در شکل(10-الف)، شکل نعل اسبی بلندی را از فرورفتگی‌های حاصل نشان می‌دهند که باعث کاهش شکل‌پذیری می‌شود. شکل(10) با بزرگ‌نمایی‌های مختلف سطح شکست فلزپایه، برخی از این وجوه شکاف و مرزهای ترک و نیز کاربیدهای سخت را نشان می‌دهد (شکل 10).

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]



شکل8-الف- مقطع عرضی جوش نمونه شماره 17، ب- نمودار ریزسختی منطقه جوش، منطقه تحت تاثیر حرارت و فلز پایه نمونه‌های 9 و17.



شکل9-الف- نمودار تنش-کرنش برای فلز پایه و نمونه جوش 9 و 17 ب- نمودار مقایسه‌ای خواص مکانیکی فلز پایه با نمونه‌های جوش 9 و 17 .

آنالیز طیف‌سنجی ذرات منتسب به کاربیدهای سطح شکست در جدول(6) مشخص شده است که عموما از نوع کاربیدهای WC است.

در شکل(11) برخی از وجوه شکاف و مرزهای ترک در تصاویر مشاهده شد. علاوه بر این، وجه‌های گودی در سطوح شکسته قابل مشاهده بود، که نشان می‌دهد هر دو نمونه شماره 9 و شماره 17 تحت حالت شکست نرم-ترد شکسته شدند. همانطورکه در شکل(11) نشان داده شده است ترک‌های بین دانه‌ای، ریزحفره‌ها هم در حرارت ورودی زیاد و هم در حرارت ورودی کم دیده می‌شوند. در مقایسه با نمونه‌های فلزپایه، نمونه‌های جوش لیزری کاهش سطح و شکست نرم را نشان دادند و این اتفاق تقریبا برای هر دو نمونه جوش 9 و 17 یکسان بود. حالت شکست نمونه‌های فلزپایه از نوع فنجانی و مخروطی است که با کاهش کافی مساحت همراه است. لذا همانطور که مشاهده شد در نمونه‌های جوش، پالایش دانه برای افزایش استحکام کشش کافی نیست. این را می‌توان به وجود منافذی نسبت داد که ظرفیت باربری را کاهش می‌دهد و همچنین باعث ایجاد نقاط تمرکز تنش می‌شود. کاهش تخلخل و ساختار دانه، استحکام را بهبود می‌بخشد.

4-نتیجه‌گیری

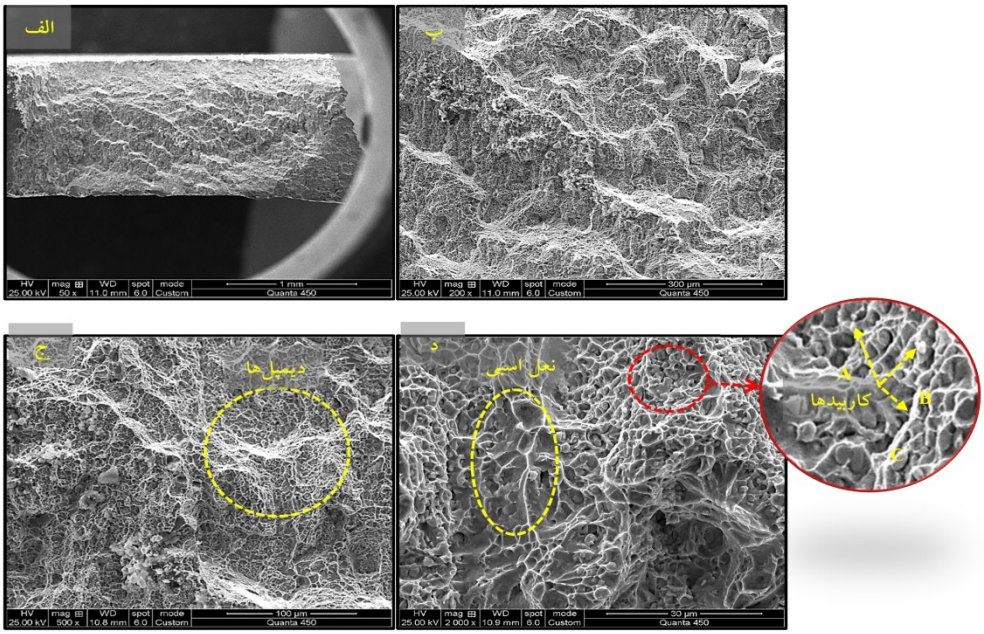
در این پژوهش، جوشکاری‌لیزری فیبری‌ضربانی ابرآلیاژ L- 605 مورد بررسی قرار گرفت. ریزساختار و خواص مکانیکی جوش مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج اصلی این مطالعه به شرح زیر است:

-هر چه انرژی و پهنای زمانی ضربان بیشتر باشد، عمق نفوذ عمیق‌تر می‌شود. این نتیجه به این واقعیت اشاره می‌کند که حتی قلّه توان را نمی‌توان به‌عنوان شاخص قطعی عمق نفوذ در جوشکاری لیزر ضربانی استفاده کرد.

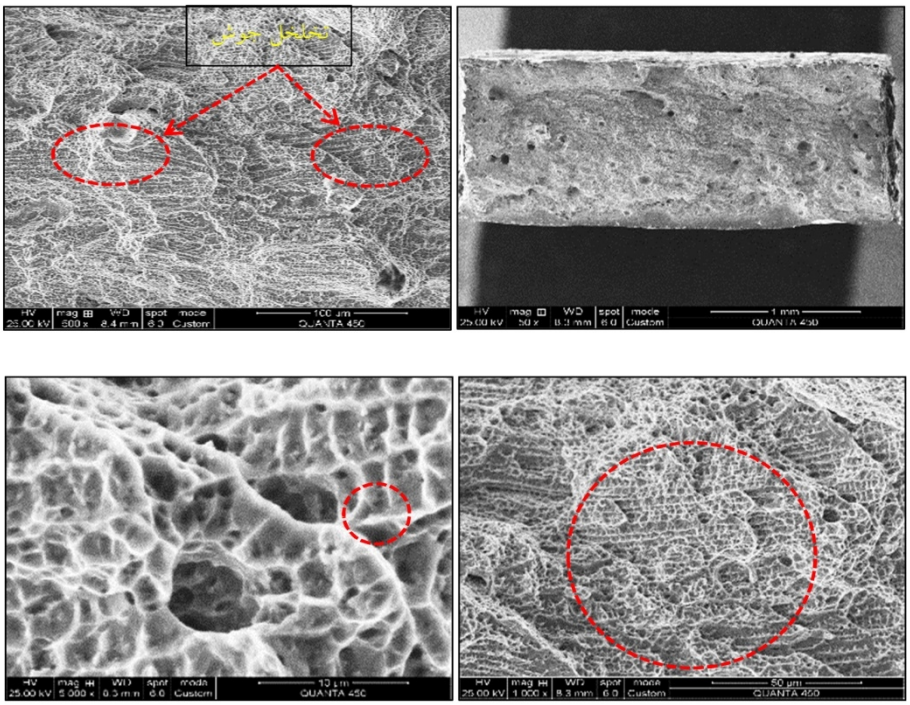
-افزایش طول ضربان منجر به افزایش عمق نفوذ شد که دلیل این مهم افزایش انرژی ضربان و توان متوسط است که به نظر می‌رسد متغیرهای اصلی جوشکاری لیزر می‌باشند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]



شکل10- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه آزمون کشش در دمای محیط فلز پایه و تحلیل طیف سنجی انرژی پراش پرتو ایکس از کاربیدهای موجود در سطح.



شکل11- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست آزمون کشش در دمای محیط فلز جوش نمونه شماره 9.

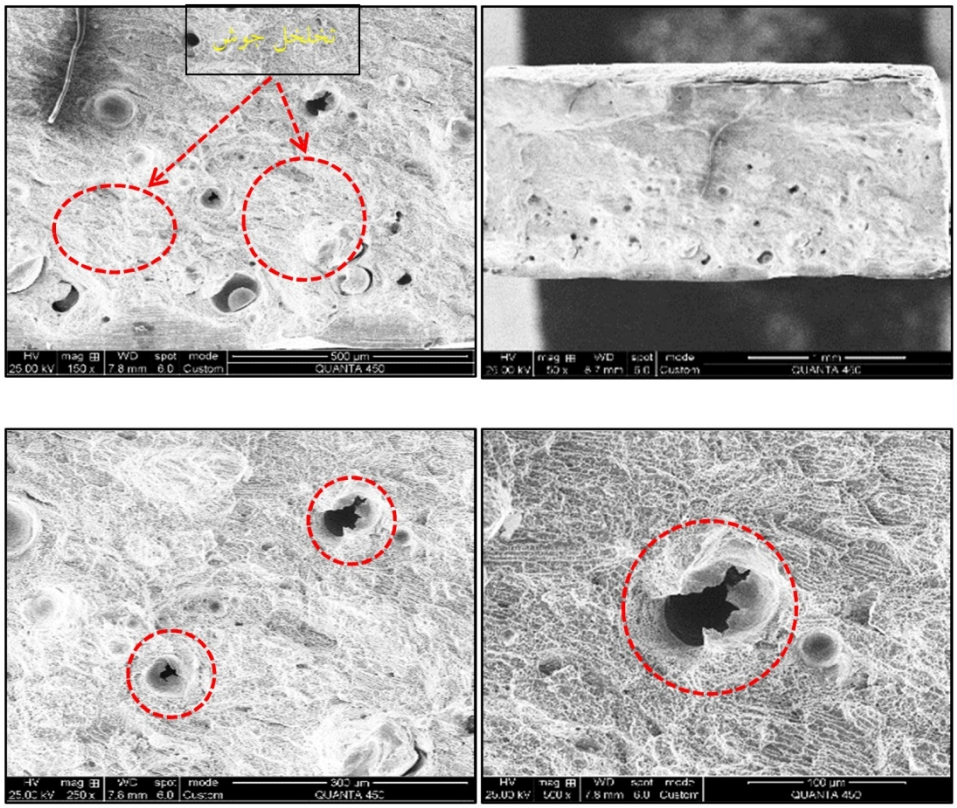
-در جوشکاری لیزر فیبر ضربانی، با کنترل حرارت ورودی و سرعت انجماد، میانگین اندازه دانه‌های منطقه جوش از 48 میکرومتر به 25 میکرومتر کاهش یافت.

-نتایج بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که در آزمون کشش، نمونه‌ها تحت حالت شکست نرم-ترد قرار گرفتند. استحکام کششی جوش‌ها 93 و 94 درصد استحکام فلزپایه بود.

-شکست نمونه‌های آزمون کشش در ناحیه جوش به دلیل تشکیل دانه‌های همپایی رخ داد که توسط تصاویر میکروسکوپ نوری تأیید شد. همچنین وجود فرورفتگی، شکاف بین دانه‌ای حفره‌های میکرو در سطوح شکسته مشاهده می‌شود.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]



شکل12- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست آزمون کشش در دمای محیط فلز جوش نمونه شماره 17.

- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان می‌دهد که ترکیبات کاربیدی در منطقه جوش برعکس فلزپایه بیشتر در مرزدانه‌ها تشکیل شده است.

منابع

1-Rao N., 2011, Advances in Gas Turbine Technology, InTechOpen, Croatia .

2-Pollock T.M., Alloy design for aircraft engines,: Nat. Mater., 2016; 15: 809–815 .

3-Devaux A., Georges E., Heritier P., Development of New C&W Superalloys for High Temperature Disk Applications, Adv. Mater. Res., 2011; 278: 405–410.

4-Rathod R., Anand R. S., Ashok, A., Comparative analysis of NDE techniques with image processing. Nondestructive Testing and Evaluation, 2012; 27(4): 305-326.

5-Emadi M, Mostaan H, Rafiei M., Evaluation of microstructure and corrosion behavior of dissimilar laser joint between Inconel 625 and AISI 430 ferritic stainless steel, Journal of Welding Science and Technology of Iran, 2020; 5(2): 103-121.

6-Vahidshad Y., Khodabakhshi A. H., 2022, Microstructure Investigation and Weld Zone Dimension Measurement of Haynes 230 Super Alloy Welded by Three Different Method, 4th International Conference on Welding and Non Destructive Testing & 22nd National Conference on Welding & Inspection & 11th National Conference on NDT,Isfahan,https://civilica.com/doc/1423719.

7-Prasad, B. H., Madhusudhan Reddy, G., Das, A. K., Prashanth, K. G., Fiber Laser Welded Cobalt Super Alloy L605: Optimization of Weldability Characteristics, Materials, 2022; 15(21): 7708.

8- Rezaei M. A., Naffakh-moosavy H., Comparison of the Effect of Pulsed Nd:YAG and Continuous Wave Fiber Laser on the Microstructure, weld Geometry and Weldability of Inconel 718 Superalloy, Journal of Advanced Materials and Technologies, 2019; 7(4): 37-49 .

9-Osoba, L. O., Ding, R. G., Ojo, O. A., Microstructural analysis of laser weld fusion zone in Haynes 282 superalloy, Materials Characterization, 2012; 65: 93-99.

10-Shamanian M., Valehi M., Kangazian J., Szpunar J. A., EBSD characterization of the L-605 Co-based alloy welds processed by pulsed Nd: YAG laser welding. Optics & Laser Technology, 2020; 128: 103256.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]

11-Kou, S. (2003). Welding metallurgy. New Jersey, USA, 431(446), 223-225.

12-Chalmers, B. (1964). Principles of solidification. In Applied solid state physics (pp. 161-170). Boston, MA: Springer US.

13-Flemings, M. C. (1974). Solidification processing. Metallurgical and Materials Transactions B, 5, 2121-21.

14-JP Shingledecker, DB Glanton, RL Martin, BL Sparks, RW Swindeman (2007) Tensile and creep-rupture evaluation of a new heat of haynes alloy 25. Oak Ridge National Laboratory report.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.19]