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

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

Volume 10, Number 2, 2025



Evaluation of heat input on microstructural and mechanical properties of dissimilar joints of D6AC steel to VCN 200 (1.6580) in GTAW welding

M. Mizabi Asl, M. Belbasi*

Department of Petroleum, Materials and Mineral Engineering, Faculty of Civil Engineering and Land Resources, Islamic Azad University, Central Tehran Branch, Tehran.

Received 16 August 2024 ; Accepted 22 October 2024

Abstract

In this research, the effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of the joint of two dissimilar steels D6AC and VCN 200 steel was investigated. For this purpose, the samples were welded with the current intensity of 130, 145 and 160 Ampers by GTAW process and using ER120 SG welding wire with a diameter of 2.4 mm. The metallographic results showed that the microstructure of the weld metal consisted of lath martensite and acicular ferrite phases, which increased the volume fraction of ferrite from 5 to 32% with the increase of heat input, and the morphology of the ferrite changed from acicular to polygonal ferrite due to the decrease in the cooling rate. The HAZ area microstructure consist of bainite, lath martenrite and ferrite. The highest strength value was obtained in the welded sample with low heat input. With the increase of heat input, the tensile strength has decreased from 1154 to 965 MPa. Also, with the increase of heat input, the impact energy has increased in the welding zone due to the increase of stable phases, and in the HAZ zone due to the growth of the primary austenite grains and the reduction of the grain boundary locking effect. The results of the fracture analysis showed that the fracture occurred in the weld zone with low heat input, brittle fracture, and in the HAZ area, combination of ductil and brittle fracture occurred. With the increase in heat input, dutil fracture occurred in the welding zone and brittle fracture occurred in the HAZ zone due to grain growth.

Keywords:Heat input, Impact energy, Microstructure, D6AC, VCN200 steels.

*Corresponding Author M. Belbasi, dr.belbasi@gmail.com

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال دهم، شماره2، پاییز و زمستان 1403

ارزیابی حرارت ورودی برتحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی اتصال غیرمشابه فولاد D6AC به VCN 200 (1.6580) در جوشکاری GTAW

مهدی میزابی اصل، مجید بلباسی *

گروه مهندسی نفت، مواد ومعدن، دانشکده مهندسی عمران و منابع زمین، دانشگاه آزاد اسلامی واحد تهران مرکزی، تهران.

دریافت مقاله: 1403/05/26 ؛ پذیرش مقاله: 1403/08/01

چکیده

در این تحقیق اثر حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال دو فولاد نامشابهD6AC و VCN 200 بررسی شد. بدین منظور نمونه‌ها با شدت جریان‌های 130، 145 و 160 آمپر با فرایند GTAW و با استفاده از سیم جوش ER120 SG با قطر 2/4 mm جوشکاری شدند. نتایج متالوگرافی نشان داد ریزساختار فلزجوش شامل فازهای مارتنزیت و فریت سوزنی بود که با افزایش حرارت ورودی کسر حجمی فریت از 5 به 32% افزایش و مورفولورژی فریت از سوزنی به فریت چند وجهی بدلیل کاهش نرخ سرمایش تغییر یافته است. منطقه HAZ دارای ریزساختار بینیت، مارتنزیت و فریت بود. بیشترین مقدار استحکام در نمونه جوشکاری شده با حرارت ورودی کم بدست آمد. با افزایش حرارت ورودی استحکام کششی از 1154 به 965 MPa کاهش یافته است. همچنین با افزایش حرارت ورودی، انرژی ضربه در منطقه‌جوش بدلیل افزایش فازهای پایدار افزایش، و در منطقه HAZ بدلیل رشد دانه‌های آستنیت اولیه و کاهش اثر قفل‌شوندگی مرز دانه‌ها کاهش یافته است. نتایج حاصل از شکست‌نگاری نشان داد شکست در منطقه جوش با حرارت ورودی کم، شکست ترد، و در منطقه HAZ ترکیبی از شکست نرم و ترد اتفاق افتاده است. با افزایش حرارت وردی در منطقه جوش شکست کاملا نرم و در منطقه HAZ شکست ترد بدلیل رشد دانه رخ داده است.

کلمات کلیدی: حرارت ورودی، انرژی ضربه، ریزساختار، فولادهای D6AC، VCN200.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: مجید بلباسی، dr.belbasi@gmail.com

1- مقدمه

فولادهای ساختمانی تجاری که استحکام حداقل 1380 MPa داشته باشند، فولادهای فوق مستحکم نامیده می‌شوند [1]. به دلیل استحکام فوق العاده و توان کاهش وزن قطعات این فولادها در صنایع هوافضا کاربرد ویژه‌ای پیدا کرده‌اند [1]. فولاد D6AC از جمله فولادهای فوق مستحکم کم آلیاژ با کربن متوسط بوده که در ترکیب شیمیایی خود وانادیوم، کروم و مولیبدن بیشتر و نیکل کمتر نسبت به فولاد AISI 4340 دارد[2]. فولاد VCN 200 جزء فولادهای عملیات حرارتی پذیر با استحکام بالا بوده که حاوی عناصر نیکل، کروم و مولیبدن می‌باشد. این فولاد از شکل پذیری بالا توام با استحکام زیاد برخوردار بوده و دارای استحکام خستگی و خزش خوبی است [3]. خواص مکانیکی مقاطع جوش فولادها به عواملی از قبیل حرارت ورودی، نرخ سرد شدن، ترکیب شیمیایی فلزجوش،

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]

پیشگرم، پسگرم و اندازه دانه آستنیت اولیه بستگی دارد. حرارت ورودی یکی از پارامترهای مهمی است که تحقیقات زیادی در زمینه تاثیر آن بر خواص مکانیکی جوش انجام گرفته است. بیشتر پژوهش‌ها نشان داد با افزایش حرارت ورودی یا کاهش نرخ سرمایش، باعث کاهش چقرمگی، سختی [5-4]، استحکام تسلیم و استحکام کششی [7-6] در فلزجوش و منطقه HAZ می‌شود. با افزایش حرارت ورودی، ضمن رشد دانه، باعث تشکیل محصولات دما بالا مانند، فریت پرویوتکتوئید، فریت ویدمن اشتاتن‌و بینیت بالایی‌می‌شود که تشکیل این ریزساختارها باعث کاهش چقرمگی منطقه جوش می‌شود [4]. حرارت ورودی بالا منجر به تشکیل منطقه HAZ عریض و کاهش چقرمگی با رشد دانه‌های آستنیت اولیه می‌شود [9-8]. جوشکاری غیرمشابه به عنوان یک روش اتصال در صنایع مختلف، برای اتصال فولادهای کم آلیاژ که به‌طور گسترده در مخازن تحت فشار و مبدل‌های حرارتی به کار می‌روند، استفاده می‌شود. جوشکاری‌غیرمشابه‌فولادهاموجب‌ایجاد ریزساختارهای متفاوت در نواحی مختلف جوش شده و خواص مکانیکی از جمله سختی و چقرمگی را تحت تاثیر قرار می‌دهد [10].

فولادهای فوق مستحکم کم آلیاژ با کربن متوسط با توجه به درصد کربن معادل بالا قابلیت جوش پذیری پایینی دارند و در صورت لزوم در حالت آنیل شده جوشکاری بر روی آن‌ها صورت می‌گیرد. همچنین می‌بایست از یک فرایند جوشکاری محافظت شده در برابر هیدروژن با تمرکز حرارتی بالا نظیر GTAW، پرتو الکترونی و لیزر استفاده شود[12-11]. کاربرد این فولادها در شرایط استحکام‌های بسیار بالا با کاهش چشمگیر چقرمگی شکست و شکست ترد به ویژه در مناطق نزدیک به منطقه جوش همراه است. این ویژگی شکننده عمدتا بدلیل تشکیل فاز سخت اولیه، ساختار دانه درشت و منطقه شکننده موضعی در ناحیه HAZ در حین حرارت جوشکاری ذوبی است [14-13]. تنش‌های ناشی از سردشدن غیریکنواخت و تغییر حجم ناشی از تشکیل مارتنزیت نیز منجر به ایجاد ترک می‌شود [16-15]. وجود عناصر آلیاژی کروم، نیکل و مولیبدن در ترکیب شیمیایی این دو فولاد، باعث افزایش سختی‌پذیری و کاهش جوش پذیری آن‌ها شده است. لذا فولادهای D6AC وVCN200 جزء فولادهای با قابلیت جوش‌پذیری پایین می‌باشند [17]. به همین دلیل عملیات حرارتی پیشگرم و پسگرم در محدوده کمی بالاتر از دمای شروع مارتنزیت و استفاده از سیم جوش‌های فریتی کم هیدروژن توصیه شده است [16-15]. تحقیقات صورت گرفته از حرارت ورودی بهینه تشکیل ریزساختارهای بینت و فریت سوزنی را توصیه کردند که باعث می‌شود در شرایط کاربرد در استحکام‌های بالا، چقرمگی مناسب همراه با مقاومت به ضربه بالا مورد استفاده قرارگیرد [19-18]. اثر حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی مقاطع جوش فولاد کم آلیاژ کربن متوسط در شرایط کوئنچ و بازپخت توسط الکمید [20] نشان داد که در حرارت ورودی بسیار کم (0/5Kj/mm) در منطقه درشت دانه HAZ، مناطق سخت و مستعد ترک بیشتر است در حالی‌که در حرارت ورودی بالاتر از (1/2 Kj/mm) هیچگونه ترکی مشاهده نشد. ون و همکاران [21] با بررسی تاثیر حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای استحکام بالا دریافتند که با افزایش حرارت ورودی، ریزساختار فلزجوش از فریت سوزنی به فریت ویدمن اشتاتن تغییر یافته است. همچنین در منطقه HAZ با افزایش حرارت ورودی از 7/5 به 10/5 Kj/cm ریزساختار از مارتنزیت کامل به مخلوطی از مارتنزیت لایه‌ای و بینیت، و با افزایش حرارت به 18/5 Kj/cm به بینیت دانه‌ای تغییر یافته است که این تغییر ساختار با افزایش حرارت ورودی باعث کاهش‌استحکام تا 135 MPa شده است. دنگ و همکاران [22] تاثیر حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی را در منطقه HAZ فولاد TWIP با حرارت جوشکاری شبیه سازی شده مورد بررسی قرار دادند. با افزایش حرارت ورودی به دلیل انحلال ذرات AlN رشد دانه و رسوب کاربید در مرز دانه اتفاق افتاده است. وجود کاربید در مرز دانه‌ها باعث کاهش چقرمگی در منطقه HAZ این فولادها شده است. استحکام بخشی از طریق ریزدانه شدن در این فولادها بدست آمده است.

جوشکاری فولادهای غیرمشابه موجب ایجاد ریزساختارهای متفاوت در نواحی مختف جوش شده و خواص مکانیکی از

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]

جمله سختی و چقرمگی را تحت تاثیر قرار می‌دهد [23]. از اینرو بررسی خواص مکانیکی اتصال‌های غیرمشابه از اهمیت بالای برخوردار است. با توجه به بررسی‌های صورت گرفته، اغلب پژوهش‌های انجام شده بر روی خواص مکانیکی جوش در زمینه اتصال مشابه این فولادها بوده و بررسی اتصال غیرمشابه این فولادها به روشGTAW کمتر توجه شده است. لذا در این تحقیق اثر حرارت ورودی بر خواص مکانیکی و ریزساختار اتصال غیرمشابه فولاد D6AC به VCN200 با انجام عملیات حرارتی پیش‌گرم و پس‌گرم مورد بررسی گرفته است.

2- روش تحقیق

در این تحقیق از ورق‌های فولادی D6AC و VCN 200 با ترکیب شیمیایی مطابق جدول(1) استفاده شد. ورقه‌های فولادی مورد استفاده به ابعادmm 3×70×120در شرایط آنیل کامل برای فولاد D6AC (در دمای 850°C به مدت 30 دقیقه نگه داشته سپس تا دمای 530°C در داخل کوره سرد کرده و به مدت 10 دقیقه در این دمای نگهداری شده سپس نمونه‌ها تا دمای اتاق در محیط سرد شدند) و برای فولاد200 VCN (در دمای 850°C به مدت 30 دقیقه نگهداری بعد از آن در داخل کوره عملیات حرارتی تا دمای محیط سرد شدند).

بعد از ماشین کاری، سنگ زنی و پخ‌سازی لبه‌ها، ورق‌های آماده جوشکاری در کنار یکدیگر توسط نگهدارنده تثبیت شدند تا از طرح اتصال لب به لب جناغی یک طرفه با زاویه 30 درجه و درز ریشه 1mm برای ایجاد اتصال استفاده شود.

جدول1-ترکیب شیمیایی فولادهای مورد استفاده (درصد وزنی)

نوع فولاد	C	SI	Mn	Ni	Cr	Mo	V
D6AC	0.490	0.250	0.759	0.686	0.943	0.857	**0.118**
VCN200	0.306	0.254	0.549	1.89	2.02	0.349	**0.012**

مقدار کربن معادل و اندیس حساسیت[24] به ترک با توجه بـه رابطه(1 و2) برای فولاد D6AC به ترتیب 1/05 و74/7% و برای فولاد VCN 200، 1 و 57% محاسبه گردید.

$$CE=C+\frac{Mn}{6}+\frac{Ni+Cu}{15}+\frac{Cr+Mo+V}{5} \quad (1)$$

$$CE=C+\frac{Mn}{16}+\frac{Ni}{20}+\frac{Cr}{23}+\frac{Mo}{7}+\frac{Nb}{8}+\frac{V}{9} \quad (2)$$

2-1- فرایند جوشکاری

فرایند جوشکاریGTAW با دستگاه Pars EL 501 P بصورت دستی با استفاده از سیم جوش ER120 SG با قطر 2/4 mm به صورت دو پاسه با سه حرارت ورودی انجام شد. برای محاسبه حرارت ورودی از رابطه(3) استفاده گردید[25].

$$HI=\boldsymbol{\eta}\times\frac{V\times I}{1000\,S} \quad (3)$$

در این رابطه V ولتاژ، I شدت جریان، S سرعت جوشکاری برحسب میلی‌متر بر ثانیه و $\boldsymbol{\eta}$ بازده جوشکاری است که برای فرایند GTAW، 95% در نظر گرفته شد. جدول(2) متغییرهای جوشکاری و پارامترهای استفاده شده در فرایند جوشکاری GTAW را نشان می‌دهد.

جدول2-پارامترهای جوشکاری مورد استفاده در فرایند GTAW

کد نمونه	جریان (A)	سرعت جوشکاری mm/s	ولتاژ (V)	نوع پاس	حرارت ورودیKj/mm
VD1	130	2.5	27	پاس ریشه پاس رو	1.29 1.4
VD2	145	2.5	27	پاس ریشه پاس رو	1.29 1.56
VD3	160	2.5	27	پاس ریشه پاس پرکننده	1.29 1.73

برای هر نمونه از یک پاس ریشه و یک پاس پرکننده استفاده شد. برای محافظت از منطقه جوش، از گاز آرگون با خلوص 99/99% استفاده شد. ترکیب شیمیایی سیم جوش کم‌کربن مورد استفاده شده در جدول(3) نشان داده شده است.

جدول3-ترکیب شیمیایی سیم جوش مورد استفاده(درصد وزنی)

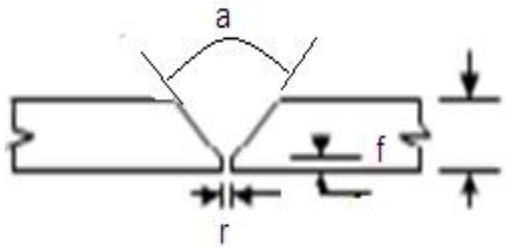
نام عنصر	C	SI	Mn	P	Cr	Mo	Ni	S
درصد عنصر	0.048	0.045	1.65	0,011	0.048	0.48	3.4	0.012

برای مهار نمونه‌ها در حین جوشکاری از نگهدارنده با المنت حرارتی جهت انجام عملیات حرارتی پیشگرم استفاده شد. برای کنترل دمای پیشگرم و پسگرم، از دماسنج لیزری و گچ حرارتی بهره گرفته شد. دمای عملیات حرارتی پیش‌گرم 300°C و عملیات حرارتی پسگرم در دمای 310°C به مدت20دقیقه ادامه یافت.

شماتیک طرح اتصال که براساس استاندارد AWS D17.1 [26] تعیین شد در شکل(1) نشان داده شده است. برای بررسی ریزساختار مناطق مختلف جوش از میکروسکوپ نوری مدل

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]

BX51M استفاده شد. همچنین جهت آماده سازی نمونه‌ها، ابتدا برشکاری با سیم داغ در ابعاد 10×20mm انجام شد و پس از سمباده زنی و پولیش از محلول اچ نایتال 2% جهت مشاهده ریزساختار استفاده شد. جهت تشخیص فازها از محلول حکاکی شامل 10گرم اسید پیکریک به همراه 3 گرم کلرید مس و 90 گرم آب مقطر استفاده شد. جهت بررسی مقدار درصد فازها از نرم افزار کلمکس استفاده شد. در این تحقیق از آزمون‌های سختی سنجی، کشش برای تعیین خواص مکانیکی استفاده شد. سختی سنجی به روش ویکرز برای رسم پروفیل سختی نمونه‌های مقطع جوش استفاده شد. برای بررسی خواص کششی از دستگاه کشش مدل W+B با ظرفیت 10 تن طبق استاندارد ASTM E8 در دمای محیط و با نرخ کرنش 5 mm/min استفاده شد. برای تعیین انرژی ضربه جوش و مناطق HAZ در دو طرف فلزجوش، برای هر حرارت ورودی شش‌نمونه ضربه‌به ضخامت2/5mm طبق استانداردASTM E23 ساخته و در دمای محیط آزمایش شدند.



شکل1- شماتیک طرح اتصال جوشکاری شده.
a= 30 mm, r= 1mm, f= 1mm

3- نتایج و بحث

مقادیر نرخ سرد شدن و زمان سرد شدن از800 به 500 درجه سانتی‌گراد ($\Delta t_{8/5}$) در منطقه HAZ نزدیک به منطقه جوش از رابطه انتقال حرارت رزنتال (رابطه4) [27] محاسبه و در جدول(4) نشان داده شده است.

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_x = \left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_t \left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_T = -2\pi\, KV\, \frac{(T-T_\circ)}{Q} \qquad (4)$$

با افزایش حرارت ورودی میزان سرد شدن کاهش و زمان سرد شدن ($\Delta t_{8/5}$) افزایش یافته است. با افزایش حرارت ورودی، میزان گرمای وارد شده در واحد حجم افزایش یافته است و بدلیل یکسان بودن شرایط محیطی نمونه‌ها، سرعت سرد شدن کاهش‌یافته است. جهت محاسبه نرخ سرد شدن در حرارت‌های ورودی‌مختلف، فرض شد تمامی نمونه‌ها از 1500°C تا دمای پیش‌گرم 300 °C سرد شدند.

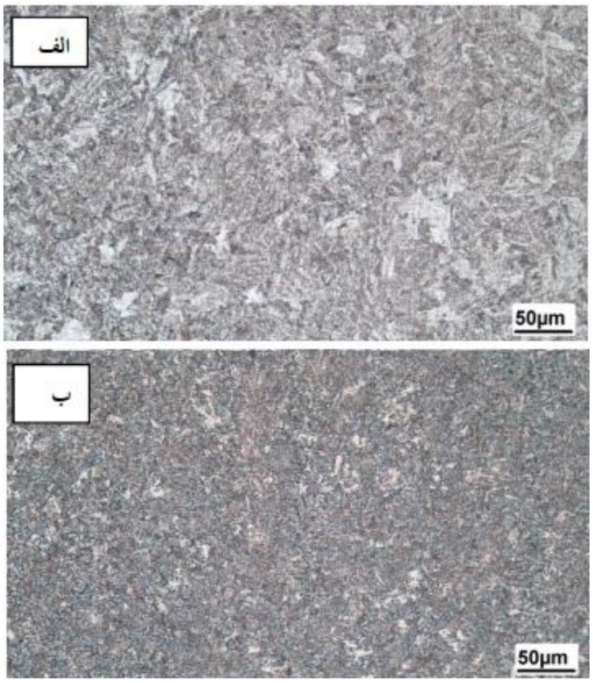
جدول4- مقادیر نرخ سرد شدن و زمان سرد شدن

کد نمونه	حرارت ورودی Kj/mm	نرخ سرد شدن °C/s	$\Delta t_{8/5}$ (s)
VD1	1.4	333	16.69
VD2	1.56	244	18.68
VD3	1.73	191	20.94

3-1- بررسی ریزساختار

3-1-1- ریزساختار فلزپایه

شکل(2) تصویر ریزساختار فلزپایه فولادهای D6AC و VCN200 را در حالت آنیل کامل قبل از جوشکاری به ترتیب در شکل‌های الف و ب نشان می‌دهد. همانطوری‌که در شکل(2) مشاهده می‌شود ریزساختار فولاد D6AC شامل جزایرکوچک فریت در زمینه مارتنزیت تمپر شده و ریزساختار فولاد VCN 200 حاوی فازهای فریت و بینت می‌باشد.

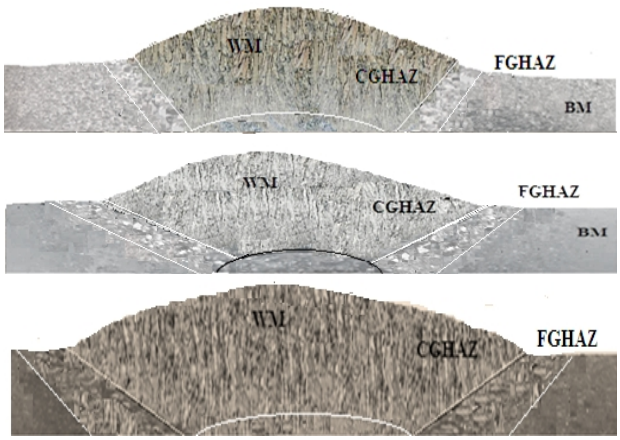


شکل2- ریزساختار فلزپایه الف- D6AD و ب- VCN200
پس از آنیل کامل

در شکل(3) تصویر درشت ساختار مناطق مختلف جوش را براساس حرارت‌های ورودی مختلف نشان می‌دهد. مرز بین پاس‌های اول و دوم جوشکاری و محل اتصال با فلزپایه و

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]

گستردگی ناحیه HAZ در تمامی نمونه‌ها کاملا مشخص است. در پاس ریشه به دلیل گرمایش ناشی از جوشکاری پاس رو یا پرکننده، دانه‌ها بصورت هم محور تغییر شکل یافته است. در پاس پرکننده، دانه‌های ستونی در جهت انتقال حرارت به سمت گرده جوش رشد کرده‌اند [28]. بعد از این مراحل به دلیل تجربه دمای بالاتر ناشی از سیکل‌های جوشکاری منطقه دانه درشت، و در فواصل دورتر از جوش، منطقه ریزدانه تشکیل شده است. با افزایش حرارت ورودی، نفوذ جوش، کامل و با افزایش پهنای جوش همراه بود که افزایش پهنای جوش با افزایش حرارت ورودی در طول جوشکاری ذوبی فولاد S700 MC توسط تومکووف و همکاران [29] نیز گزارش شده است.



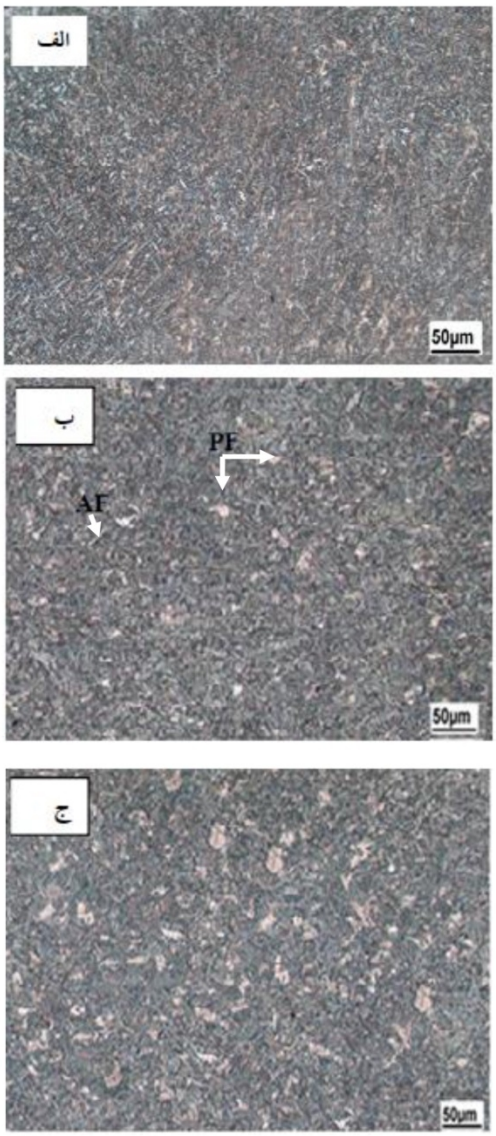
شکل3-تصویر مناطق مختلف جوش بر اساس حرارت ورودی
الف -1/4، ب -1/56 و ج -1/73 Kj/mm

اندازه منطقه HAZ درحرارت های ورودی مختلف محاسبه و در جدول(5) گزارش شده است. نتایج جدول(5) نشان می‌دهد که با افزایش حرارت ورودی از 1/4 به1/73 Kj/mm وسعت منطقه HAZ از3/9 به 5/2mm افزایش یافته است که در شکل (3-ج) قابل مشاهده می‌باشد.

جدول5-اندازه‌گیری مقطع جوش در حرارت های ورودی مختلف

عرض متوسط منطقه HAZ (mm)	حرارت ورودی Kj/mm
3.9	1.4
4.5	1.56
5.2	1.73

شکل(4) تصاویرمقاطع جوش ورق‌های فولادی را در حرارت‌های ورودی مختلف نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود فاز غالب ریزساختار در منطقه جوش مارتنزیت و فریت است. مورفولورژی فاز فریت در منطقه جوش، سوزنی است. در نمونه با حرارت ورودی1/56 Kj/mm شکل (ب) با افزایش حرارت ورودی از میزان فاز مارتنزیت کاسته و بر مقدار فاز فریتی افزوده شده است در این نمونه علاوه بر وجود فریت سوزنی فریت چند وجهی نیز در اثر افزایش حرارت، تشکیل شده است. در نهایت با افزایش حرارت ورودی به 1/73 Kj/mm مطابق شکل(4-ج) فاز فریتی بیشتری تشکیل شده است. ضمن اینکه مورفولورژی فاز فریت از سوزنی به فریت چند وجهی تغییر یافته است.

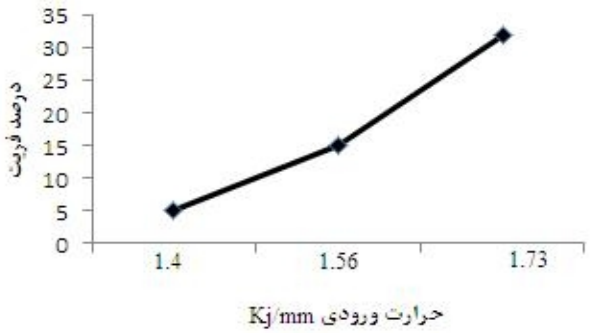


شکل4- تصاویر مقاطع جوش در حرارت‌های ورودی
الف -1/4، ب -1/56و ج - 1/73 Kj/mm

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]

شکل(5) تغییرات میزان فاز فریت در منطقه جوش برحسب حرارت ورودی را با استفاده از نرم افزار کلمکس نشان می‌دهد. در حرارت ورودی 1/4 Kj/mm میزان فاز فریت 5% بوده و با افزایش حرارت ورودی به Kj/mm 1/73 میزان فاز فریت به32% افزایش یافته است.



شکل5-تغییرات فاز فریت در ریزساختار منطقه جوش براساس حرارت ورودی

3-1-2- بررسی ریزساختار ناحیه متاثر از حرارت (HAZ)

ریزساختار ناحیه درشت دانه در دو سمت ناحیه جوش برای فولادهای D6AC و VCN200 برای حرارت‌های ورودی 1/4، 1/56 و Kj/mm 1/73 در شکل(6) چسبیده به مرز جوش نشان داده شده است. ریزساختار ناحیه HAZ درشت دانه عمدتا مارتنزیت، بینیت و فریت می‌باشد. در حرارت ورودی کم شکل‌های (الف)، و (ب) به دلیل سرعت سرد شدن بالا در هر دوفلز، ریزساختار بینیت و مارتنزیت می‌باشد. با افزایش حرارت ورودی به Kj/mm 1/56 در نمونه شکل‌های (ج) و (د) به دلیل سرعت سرد شدن کمتر نسبت به نمونه با حرارت ورودی 1/4Kj/mm علاوه بر ریزساختار بینیت و مارتنزیت، ریزساختار فریت سوزنی نیز درمنطقه HAZ هر دو فلز مشاهده می‌شود. با این تفاوت که در منطقه HAZ فولاد D6AC فریت ویدمن اشتاتن نیز مشاهده شد. با افزایش حرارت ورودی، بیشینه دما در ناحیه HAZ نیز افزایش یافته که علاوه بر درشت شدن دانه‌ها و گسترش این ناحیه منجر به افزایش قابل ملاحظه فاز بینیت و فریت در ریزساختار گردیده است. با توجه به تصاویر مشخص است که با افزایش حرارت ورودی کسر حجمی بینیت و ابعاد آن افزایش یافته است. لازم به ذکر است با افزایش حرارت ورودی، سرعت سرد شدن کاهش یافته که این امر موجب فراهم شدن زمان لازم، برای رشد دانه‌های آستنیت اولیه می‌گردد. همچنین دمای‌بالای سیکل حرارتی ناشی از جوشکاری باعث افزایش دما در ناحیه درشت دانه شده، که این امر باعث انحلال رسوبات و کاهش اثر رسوبات در جلوگیری از رشد دانه‌ها شده است[31].

4- خواص مکانیکی

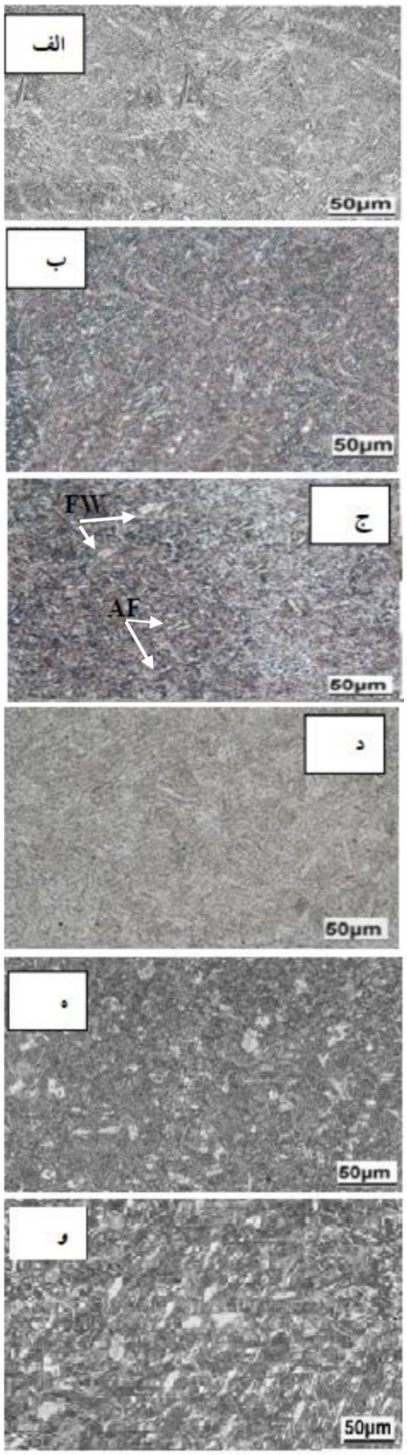
4-1- تغییرات ریزسختی

تغییرات ریزسختی در نواحی مختلف اتصالات جوش در هر سه حرارت ورودی در شکل(7) نشان داده شده است. در شرایط ترکیب شیمیایی یکسان، همواره سختی منطقه HAZ و فلزپایه کمتر از منطقه جوش است. در منطقه جوش بدلیل سرعت بالای سرد شدن و تشکیل فازهای غیرتعادلی سختی بالاتر می‌باشد. در حرارت ورودی 1/4 Kj/mm به دلیل تشکیل مارتنزیت، سختی فلزجوش بیشتر شده است. در منطقه HAZ با تشکیل ریزساختار بینیت و مارتنزیت سختی کمتر از منطقه جوش حاصل گردید. با افزایش حرارت ورودی به 1/56 Kj/mm به دلیل کاهش سرعت سرد شدن، مقدار بینیت و فریت چند وجهی افزایش یافته است. با افزایش حرارت ورودی، سختی در مناطق جوش و HAZ نسبت به نمونه با حرارت ورودی کمتر کاهش یافته است. در حرارت ورودی 1/73 Kj/mm به دلیل تشکیل ریزساختار بینیت و فریت چند وجهی و درشت شدن دانه‌ها در اثر حرارت ناشی از جوشکاری میزان سختی در نواحی مختلف کاهش یافته است. همچنین انحلال رسوبات و بزرگ شدن دانه‌ها با کاهش اثر قفل شوندگی مرز دانه‌ها در اثر رشد دانه‌ها می‌تواند نقش موثری در کاهش سختی منطقه HAZ ایفا کند. ونوس و همکاران [32] گزارش نمودند که با افزایش حرارت ورودی جوش در فولادهای استحکام بالا به دلیل درشت شدن ریزساختار و عدم تشکیل مارتنزیت در HAZ و افزایش فاز بینیت و فریت میزان نرمی و افت سختی در HAZ نسبت به فلزجوش بیشتر شده است. چنایه [33] نیز اثر حرارت ورودی درجوشکاریGMAW بر

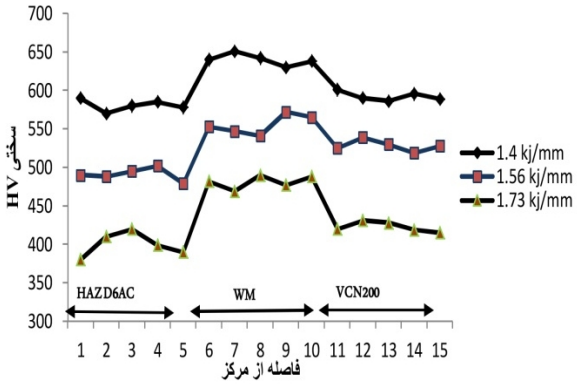
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]

روی فولاد کربنی را بررسی نمود و نشان داد که با افزایش حرارت ورودی جوش، سختی در منطقه‌جوش و HAZ افت می‌کند.



شکل۶- تصاویر ریزساختار منطقه HAZ ورق‌های فولادی D6ac و VCN200 در حرارت ورودی (الف و ب- 1/4 Kj/mm، ج و د- 1/56Kj/mm ه و د- 1/73 Kj/mm.



شکل7-تغییرات ریزسختی ناحیه اتصال برای حرارت‌های ورودی مختلف

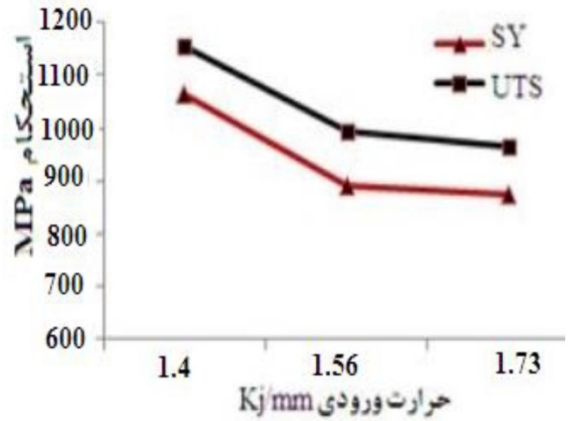
4-2- استحکام کششی

طبق شکل(8) شکست در ناحیه HAZ فولاد D6AC نمونه‌ها اتفاق افتاد. شکست در این ناحیه به دلیل کاهش سختی و پدیده نرم شدگی در ناحیه HAZ فولاد می‌باشد.



شکل۸- نمونه کشش شکسته شده در حرارت ورودی Kj/mm 1/73

در شکل(9) نمودار استحکام تسلیم و کششی نمونه‌ها در حرارت‌های ورودی مختلف نشان شده است. طبق شکل نمونه با حرارت ورودی کم (1/4Kj/mm)، به دلیل نرخ سرمایش بالاتر و تشکیل مارتنزیت بیشتر در منطقه HAZ، بالاترین میزان استحکام تسلیم و کششی به ترتیب 1064 و 1154 MPa را در بین نمونه‌ها داشت.



شکل9-اثر حرارت ورودی مختلف بر استحکام کششی و تسلیم نمونه‌ها.

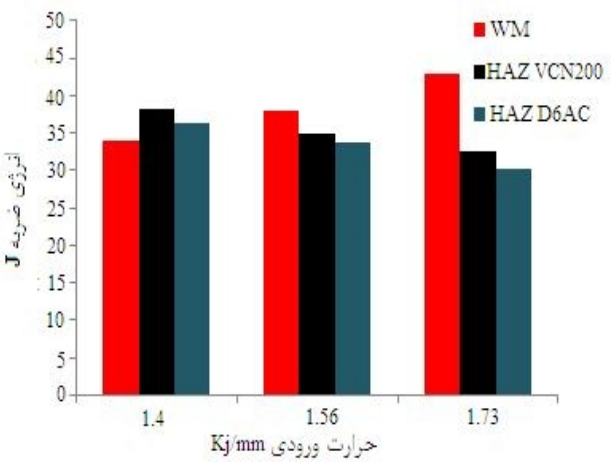
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]

با افزایش حرارت ورودی به1/56 Kj/mm با کاهش مارتنزیت و افزایش فاز بینت و فریت در منطقه HAZ استحکام کششی و تسلیم به میزان995 و MPa 889 کاهش یافته است. در نمونه با حرارت ورودی 1/73 Kj/mm به سبب بزرگ‌شدن اندازه دانه‌ها، ناشی از سیکل‌های حرارتی جوشکاری در منطقه HAZ، کاهش مرز دانه‌ها به دلیل کاهش اثر قفل شوندگی و عدم تشکیل مارتنزیت، استحکام کاهش یافته است.

4-3-انرژی ضربه

تغییرات انرژی ضربه حاصل از شکست نمونه‌ها در آزمایش ضربه برحسب حرارت ورودی در شکل(10) نشان داده شده است. طبق شکل(10) با افزایش حرارت ورودی، انرژی ضربه فلزجوش افزایش یافته است. با توجه به یکسان بودن ترکیب شیمیایی فلزجوش در حرارت‌های ورودی مختلف علت تفاوت در انرژی ضربه به تفاوت در ریزساختار آن‌ها مربوط می‌شود.

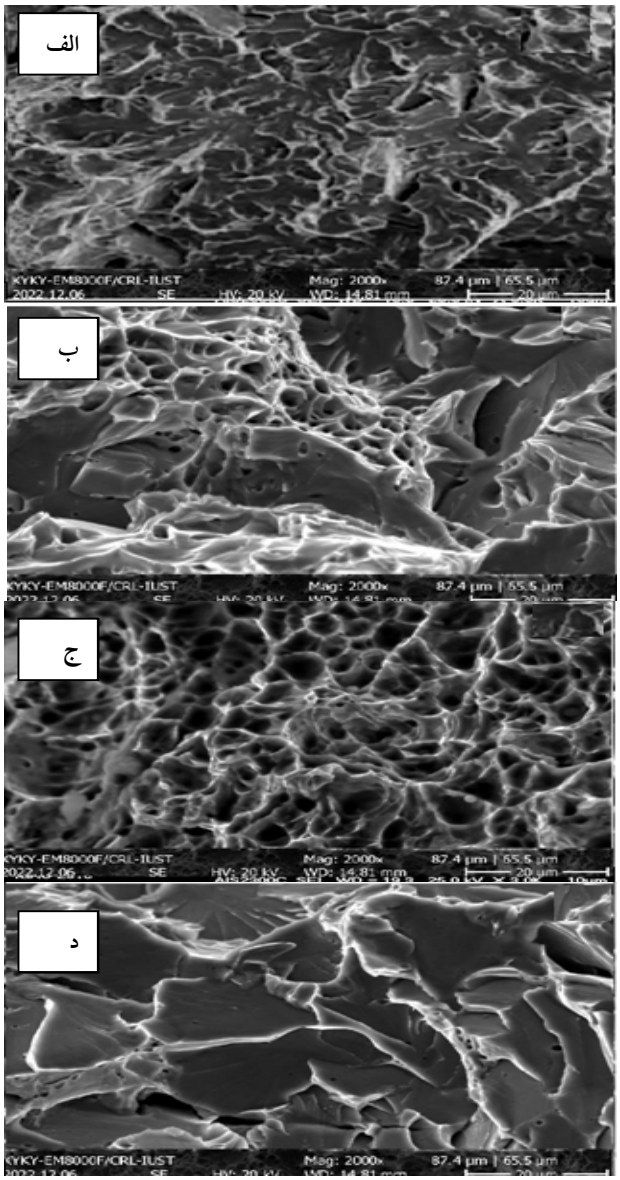


شکل10- تغییرات انرژی ضربه در منطقه جوش و منطقه HAZ

با افزایش حرارت ورودی نرخ سرد شدن فلزجوش کاهش یافته و ریزساختار فلزجوش از مارتنزیتی به بینیتی و فریتی تغییر کرده و میزان فریت در فلزجوش با افزایش حرارت ورودی از 5% به32% افزایش یافته است که باعث افزایش انرژی ضربه در فلزجوش با افزایش حرارت ورودی شده است. اما انرژی ضربه برای منطقه HAZ با ریزساختار بینیت و فریت، در حرارت ورودی کم، افزایش یافته است. وجود فریت سوزنی در ریزساختار منطقه HAZ دلیل افزایش انرژی ضربه در حرارت ورودی کم می‌باشد. با افزایش حرارت ورودی در منطقه HAZ، متوسط اندازه دانه اولیه نیز با افزایش حرارت ورودی، افزایش یافته است.

4-4-شکست‌نگاری

شکل(11)تصویرمیکروسکوپ‌الکترونی‌روبشی از سطح شکست آزمون ضربه نمونه‌های فلزجوش و منطقه HAZ در حرارت‌های ورودی1/4 و Kj/mm 1/76 را نشان می‌دهد.



شکل۱۱- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌های ضربه در حرارت ورودی Kj/mm 1/4، الف- منطقه جوش، ب- منطقه HAZ و برای حرارت ورودی Kj/mm1/73، ج- منطقه جوش و د- منطقه HAZ

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]

در حرارت ورودی کم، شکل(11-الف) شکست در منطقه جوش به‌صورت شکست ترد می‌باشد. سطح شکست ترد، با انرژی ضربه پائین به دلیل وجود ساختار مارتنزیتی می‌باشد. اما در منطقه HAZ شکست به‌صورت مخلوطی از شکست نرم و ترد می‌باشد. وجود ریزساختار مارتنزیتی با فریت سوزنی در منطقه HAZ عامل این اتفاق است. فرورفتگی‌های فنجانی شکل با گسیختگی گود شده در تصویر شکل(11-ب) مشخص است. بررسی SEM از سطح شکست منطقه جوش در حرارت ورودی زیاد،منطبق‌باشکل(11-ج)، حفرات‌کوچک‌وبزرگ غیریکنواخت به‌صورت دیمپل‌های در سطح شکست‌را نشان می‌دهد که بیانگر شکست نرم می‌باشد. وجود ترکیبی از ریزساختار بینت و فریت با انرژی ضربه بالا عامل شکست نرم در این نمونه می‌باشد. ولی در منطقه HAZ با حرارت ورودی بالا، شکست ترد از نوع رخ برگی رخ داده است که تصویر آن در شکل(11-د) نشان داده شده است.

5- نتیجه گیری

- در دمای پیش گرم ثابت، بـا افـزایش حـرارت ورودی، نـرخ سرد شدن در فلزجوش از333 به 191درجه سانتی‌گراد بر ثانیـه کاهش یافته است. همچنین با افـزایش حـرارت ورودی، زمـان سرد شدن (Δt 8/ 5) از16/69 به 20/42 ثانیه در منطقـه HAZ و از0/98 به1/20 ثانیه در فلزجوش افزایش یافته است.

- ریزساختار فلزجوش شامل فازهای مارتنزیت و فریت با مورفولورژی سوزنی می‌باشد. با افزایش حرارت ورودی میزان فاز فریت افزایش یافته و مورفولورژی فریت از سوزنی به چند وجهی تغییر یافته است. ریزساختار منطقه HAZ براساس نرخ سرد شدن شامل فاز مارتنزیت و بینیت است. با افزایش حرارت ورودی به دلیل سرعت سرد شدن کمتر علاوه بر ریزساختار بینیت و مارتنزیت ریزساختار فریت نیز مشاهده شد.

- کاهش اثر سختی در مناطق جوش و HAZ نمونه‌ها، با افزایش حرارت ورودی را می‌توان به کاهش مارتنزیت، افزایش فازهای تعادلی مانند فریت در ریزساختار و افزایش اندازه دانه نسبت داد.

- با افزایش حرارت ورودی به دلیل کـاهش میزان سـرمایش و تشکیل فازهای تعادلی، انرژی ضربه جوش افزایش یافته و در منطقه HAZ با افزایش حرارت ورودی به دلیل رشد دانه‌ها و کاهش اثر قفل شوندگی مرز دانه، انرژی ضربه کاهش یافته است. همچنین بررسی سطح شکست نمونه‌های ضربه نشان داد که در فلزجوش با افزایش حرارت ورودی، شکست از حالت تـرد به شکست نـرم و در منطقه HAZ شکست از حالـت نیمه ترد به شکست ترد تغییر یافته است

- نتایج حاصل آزمون از کشش نشان داد که با افزایش حرارت ورودی استحکام کششی از 1154 به 965 MPa به دلیل رشد متوسط اندازه دانه‌ها در منطقه HAZ کاهش یافته است.

منابع

1-Tomita, Y. 2000. Development of Fracture Toughness of Ultrahigh Strength, Medium Carbon, low Alloy Steels for Aerospace Application. *International. Materrals Reviews*. 45. 27-37.
doi: 10.1179/095066000771048791.

2-Sun, M., C. Sun, Y., H. Wang, R., K. 2006. Vibratory stress relieving of welded sheet steels of low alloy high strength steel. *Materials Lettrrs*. 58. 1396-1399. doi.org/10.1016/j.matlet.2003.10.002

3-Torres, M., A., S. Voorwald, H., J., C. 2002. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. *International Journal of Fatigue*. 24. 877-886. doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00205-5.

4- Pirinen, M. Martikainen, Y. Layus, P., D. Karkhin,V,. A. Ivanov, S., Y. 2016. Effect of Heat Input on the Mechanical Properties of Welded Joints in HighStrength Steels. *Welding International*, 30. .129-132.

5-Dong, H. Hao, X. Deng, D. 2014. Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of HSLA Steel Joint. *Metallography, Microstructure, Analysis, Journal* .3. 138-146.

6- Rizvi, S., A. Ahamad, M. 2018. Effect of Heat Input on the Microstructure and Mechanical Properties of a Welded Joint-A Review, *International Journal of Applied Engineering Research*, 13. 184-188.

7- Prasad, K. Dwivedi, D., K. 2008. Microstructure and Tensile Properties of Submerged Arc Welded 1.25 Cr-0.5 Mo Steel Joints. *Materials and Manufacturing Processes*. 23. 463-468.

8-Ju, J., B. Kim, W., S. Jang, J., I. 2012. Variations in DBTT and CTOD within Weld Heat-Affected Zone of API X65 Pipeline Steel. *Materials Science and Engineering*: A. 546. 258-262.

9- Khlusova, E,. I. Orlov, V., V. 2013. Change in the Structure and Properties in the Heat Affected Zone of Welded Joints Made from Low-Carbon ShipBuilding and Pipe Steels. *Metallurgist* .56 .684-699.

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]

Misra, K. 2018. Effect of Heat Input on the Microstructure and Mechanical Properties of Low Alloy Ultra-High Strength Structural Steel Welded Joint. *Steel Research International*. 89.

22- Deng, H. Liu, Z. Wang, X. Ma, J. Han, F. Wang, Z. 2022. Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of the simulated coarse-grained heat-affected zone (CGHAZ) of novel twining-induced plasticity(TWIP) steel. *Materials Today Communications*. 33.

23- Belkessa, B. Miroud, D. Ouali, N. Cheniti, B. 2016. Microstructure and Mechanical Behavior in Dissimilar SAF 2205/API X52 Welded Pipes. *Acta Metallurgica Sinica*.. 29. 674-682.

24-Talas, S .2010. The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals. *Materials & Desinig*. 31. 2649–2653.

25-Metals Handbook. 1983. 9th edtion. Welding, Brazing and Soldering, ASM International: Metals Park, OH.

26-AWS D17.1. 2010. Specification for Fusion Welding for Aerospace Applications.

27-Kou, S. 2002. Welding Metallurgy. Second Edition, Published by John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey.

28-Kornoka, K. Nematzadeh, F . Mostaan, H. Sadeghian, A,. H. Moradi, M, Waugh, D., G. Bodagh, M., I. 2022. Influence of Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of Gas Tungsten Arc Welded HSLA S500MC Steel Joints. *Metals*. 12.

29-Tomkow, J. Swierczynska, A. LandowskiA Rogalski, G. 2021. Bead-on- plate Underwater Wet Welding on S700 MC Steel. *Advances in Science and Technology Research Journa*. 15. 288-296.

30- Mohandas,T. Reddy,G., M. Kumar, B., S. 1999. Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology*. 88. 284–294.

31- Kirana, D., V. Basub, B. De, A. 2012. Influence of process variables on weld bead quality in two wire tandem submerged arc welding of HSLA steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 212. 2041- 2050.

32- Neves, J. Loureiro, A. 2004. Fracture toughness of welds—effect of brittle zones and strength mismatch. *Journal Material Process Technology*. 153-154. 537-543.

33-Chennaiah, M., B. Kumar, P., N. Rao, K., P. 2015. Effect of Heat Input and Heat Treatment on the Mechanical Properties of Is2062-Is103 Cr 1Steel Weldments. *Internatioal Journal of Advances in Materials Science And Engineering*. 4. 17-24.

10-Mendoza, B.,I. Malldonado, Z., C. Albiter, H., A. Robles, P., E.2010. Dissimilar Welding of Superduplex Stainless Steel/HSLA Steel for Offshore Applications Jojnt by GTAW. Engineering. 2. 520.

11-Balley, N. Coe, F., R. Jenkins, N. Pargeter, R., J. Hart, P., H., M. 1993. Welding steels without hydrogen cracking Second Edition, Abington publidhing. ASM International.

12-Irving, B. 1995. The challenge of welding heat treatable alloy steels. *welding journal*. 74. 43-48

13-Kuma, R., S. Kasyap, P. Pandey, C. Bous, B. Nath, S., K.. 2021. Role of Heat in Puts on Microstruccture and Mechanical Properties in Coarse Grained Heat Affected Zone of Bainitic Steel. *CIRP Journal Scince and Technolorgy*. 35. 724- 734. doi.org/10.1016/j.cirpj.2021.09.002.

14-Zhang, J. Xin, W. Ge, Z. Luo, G. Peng, J. 2023. Effect of high heat input welding on the microstructures, precipitates and mechanical properties in the simulated coarse grained heat affected zone of a low carbon Nb-V-Ti-N microalloyed steel. *Materials Characterization*. 199. doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112849.

15- Węglowski, M. Zeman, M. 2014. Prevention of cold cracking in ultra-high strength steel Weldox 1300 . *archives of civil and mechanical engineering*. 14. 417 – 424.

16-Saxena, A. Kumaraswamy, A. Madhusudhan, Reddy, G. Madhu, V. 2018. Influence of welding consumables on tensile and impact properties of multi-pass SMAW Armox 500T steel joints vis-a-vis base metal. *Defence Technology*. 14. 188-195.

17- Mohabat, A. sabet, H .2016. the effect of SMAW welding input heat on microstructure and mechanical properties VCN200 steel welding area. the 18th National Welding and Inspection Conference and the 7th National Non-Destructive Testing Conference, Arak, Association of Welding and Non-Destructive Testing. Arak Universit.

18-Zhou, P. Wang, B. Wang, L. Hu, Y. Zhou, L. 2018. Effect of welding heat input on grain boundary evolution and toughness properties in CGHAZ of X90 pipeline steel. *Materials Science and Engineering A*. 722. 112-121.

19- Zheng, Y. Liu, Y. Song, Yliu., J. Kong, K. Liang, Y. 2017. Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Softening Behavior of 5CrMoV Steel. *Key Engineering Material.s* 735. 42-48.

20-Alkemade, S., J. 1996. The Weld Cracking Susceptibility of High Hardness Armour Steel. *DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory*.

21-Wen, CH. Wang, Z. Deng, X. Wang, G. Devesh R.

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.05]