

Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of the low alloy quench and tempered steel welded joint (AISI 4340)

*Alireza Mirak¹, Morteza Rezaïmanesh², Meysam Gaeeni³

1- Assistant Professor, Material Research and Manufacturing Technology, MUT University, Tehran, Iran.

2- Student of B.Sc., Iran University of Industries and Mines, Tehran, Iran.

3- Student of B.Sc., Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

Citation: Mirak A, Rezaïmanesh M, Gaeeni M. Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of the low alloy quench and tempered steel welded joint (AISI 4340). *Metallurgical Engineering* 2019; 22(3): 225-238 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2020.113138.1258>

doi: <http://dx.doi.org/10.22076/me.2020.113138.1258>

ABSTRACT

This research work deals with the characterization of microstructure evaluation and mechanical properties of the thin sheet low alloy quench and tempered steel (AISI 4340) welded in different levels of heat input. Samples were prepared by manual gas tungsten arc welding (GTAW) with the low carbon consumable. Pre and post heat treatment applied. Macrography analysis shows that as the heat input increases, the HAZ area widens. The microstructure of HAZ consists of bainite and different ferrite morphology. The lath martensite and ferrite can be seen in the weld section. The volume fraction of ferrite increases as the heat input increases. Furthermore, the ferrite morphology changes to acicular ferrite due to the reduced cooling rate in the weld. Tensile strength decreases from 1078 MPa to 970 MPa, correlatively coarsening in the heat affected zone. Impact energy results show that with heat input increases, the toughness increases in the weld and was reduced in the HAZ. In conclusion, developed mechanical properties of the weld joints in quenched and tempered 4340 steel were achieved with using of the low heat input and low carbon consumable.

Keywords: 4340 steel sheet, GTAW welding, heat input, microstructure, mechanical properties.

Received: 19 August 2019

Accepted: 5 January 2020

■ ■

* **Corresponding Author:**

Alireza Mirak, PhD

Address: Material Research and Manufacturing Technology, MUT University, Tehran, Iran.

Tel: +98 (9128044107)

E-mail: mirak@iust.ac.ir

اثر حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی مقطع جوش ورق فولاد فوق مستحکم کم آلیاژ در شرایط کوئنچ و بازپخت شده (AISI 4340)

*علی‌رضا میرک^۱، مرتضی رضایی‌منش^۲، میثم گائینی^۳

۱. استادیار، پژوهشکده مواد فلزی، مجتمع دانشگاهی مهندسی مواد و فرایندهای ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.
۲. کارشناس ارشد مهندسی مواد گرایش ریخته‌گری، دانشگاه صنایع و معادن ایران، تهران، ایران.
۳. کارشناس ارشد مهندسی مواد گرایش شناسایی و انتخاب مواد، مجتمع دانشگاهی مهندسی مواد و فرایندهای ساخت دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

چکیده

در این پژوهش اثر تغییرات حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی مقطع جوش ورق فولادی از گرید فوق مستحکم کم آلیاژ را در شرایط کوئنچ و تمپر شده (AISI4340) بررسی می‌شود. جوشکاری توسط فرایند دستی GTAW و با استفاده از فیلر کم کربن و با اعمال عملیات حرارتی پیش گرم و تنش‌زدایی انجام شد. نتایج ماکرو گرافی نشان داد که با افزایش حرارت ورودی، ضمن گسترده شدن ناحیه HAZ، موجب رشد اندازه دانه‌های آستنیت اولیه می‌شود. ریزساختار جوش شامل فازهای مارتنزیت و فریت است و با افزایش حرارت ورودی میزان کسر حجمی فریت افزایش می‌یابد. به دلیل کاهش سرعت سرد شدن موفولوژی فریت به سوزنی تغییر می‌کند، ریزساختار مارتنزیت به همراه بینیت بلوکی شکل در منطقه HAZ مشاهده می‌شود. سختی منطقه HAZ با افزایش حرارت ورودی کاهش می‌یابد. با افزایش حرارت ورودی، استحکام کششی از ۱۰۷۸ تا ۹۷۰ مپا کاهش می‌یابد. علاوه بر این، انرژی ضربه با افزایش حرارت ورودی در منطقه جوش افزایش می‌یابد و در HAZ کاهش می‌یابد. بنابراین، برای دستیابی به خواص مکانیکی بهینه در مقاطع جوشکاری سازه‌های کوئنچ و بازپخت شده، استفاده از فیلر کم کربن به همراه حرارت ورودی کم مؤثر است.

واژه‌های کلیدی: ورق نازک فولاد ۴۳۴۰، جوشکاری GTAW، حرارت ورودی، ریزساختار، خواص مکانیکی.

دریافت: ۱۳۹۸/۵/۲۸ | پذیرش: ۱۳۹۸/۱۰/۱۵

۱. مقدمه

به دلیل وجود حساسیت بالای جوشکاری این فولادها در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و بازپخت شده به ترک سرد و هیدروژنی و همچنین نرم شدگی در منطقه HAZ با توجه به عدم انجام عملیات حرارتی جداگانه‌ای بعد از عملیات جوشکاری، انتخاب شرایط جوشکاری و نوع سیم جوش مصرفی اهمیت زیادی دارد [۵-۷].

کاربرد این فولادها در شرایط استحکام‌های بسیار بالا با کاهش چشمگیر چقرمگی شکست و شکست‌های از نوع ترد به‌ویژه در مناطق نزدیک به منطقه جوش همراه است. تشکیل مارتنزیت ترد و سخت به دلیل سرعت بالای سرد شدن در منطقه جوش و HAZ، رشد دانه‌ها و جذب هیدروژن از عامل‌های اساسی در ایجاد ترک سرد هستند. تنش‌های ناشی از سرد شدن غیریکنواخت و تغییر حجم ناشی از تشکیل مارتنزیت نیز منجر به ترک می‌شوند. به همین دلیل استفاده از سیم جوش‌های کم کربن فریتی و عملیات

فولادهای عملیات حرارتی پذیر کم آلیاژ با درصد کربن متوسط به دلیل نسبت استحکام به وزن بالا، سختی‌پذیری مناسب با داکتیلیتی خوب دارای کاربرد گسترده‌ای در ساخت سازه‌های جدار نازک صنعتی هستند. این فولادها عمدتاً در شرایط عملیات حرارتی شده و استحکام تسلیم بالای 1400MPa بکار می‌روند [۳-۱]. استفاده از فرایند جوشکاری قوس با الکترودتنگستی تحت پوشش گاز محافظ (GTAW) مناسب‌ترین روش اتصال سازه‌های فولادی از گرید فوق مستحکم است. در جوشکاری قوسی ورق‌های فولادی نسبت به روش‌های دیگر سرعت جوشکاری بالاست به طوری که فلز جوش با سرعت بیشتری سرد می‌شود. در نتیجه میزان فازهای غیر تعادلی مانند مارتنزیت بیشتر شده و استحکام اتصال بالایی به دست می‌آید و به عملیات حرارتی استحکام دهی پس از فرایند جوشکاری نیاز کمتری دارد [۴].

* نویسنده مسئول:
دکتر علی‌رضا میرک

نشانی: تهران، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مهندسی مواد و فرایندهای ساخت، پژوهشکده مواد فلزی.
تلفن: (۰۲۱) ۹۱۲۸۰۴۴۱۰۷ +۹۸

پست الکترونیکی: mirak@iust.ac.ir

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد ۴۳۴۰ مورد استفاده

Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
base	0.38	0.22	0.62	0.75	1.7	0.2	0.14

جدول ۲. خواص مکانیکی اولیه ورق فولادی در شرایط کوئنچ و بازپخت شده

استحکام تسلیم Mpa	استحکام نهایی Mpa	درصد ازدیاد طول %	سختی HV
۱۷۸۰	۱۹۰۰	۱۱٫۸	۵۴۰

پیش گرم بالاتر از دمای شروع مارتنزیت و تنش گیری بررسی گردید. همچنین اثر حرارت ورودی بر اندازه دانه، وسعت HAZ و نفوذ فلز جوش نیز بررسی شد.

۲. مواد و روش تحقیق

مواد اولیه

در این پژوهش از ورق فولادی با ترکیب شیمیایی مطابق جدول ۱ معادل استاندارد AISI4340 به ابعاد ۳۰۰×۲۰۰×۴ میلی متر در شرایط آنیل کامل تهیه شد. فرایند عملیات حرارتی به صورت آستنیت در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد به مدت ۳۰ دقیقه در کوره الکتریکی با گاز محافظ آرگون و سپس کوئنچ در روغن و بازپخت در دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد به مدت ۲ ساعت در کوره حمام نمک انجام شد. ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی فولاد مورد استفاده شده در جدول ۱ و ۲ نشان داده شده است. دمای شروع فاز مارتنزیت از طریق رابطه ۱ و بر اساس ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده، حدود ۳۰۰ درجه سانتی گراد محاسبه شد. همچنین مقدار کربن معادل و اندیس حساسیت به ترک برای فولاد مورد استفاده معادل با توجه به رابطه ۲ و ۳، به ترتیب ۰/۷۹ و ۰/۵۶ محاسبه گردید.

(۱)

$$M_s (F) = 930 - 540C - 60Mn - 40Cr - 30Ni - 20Si - 20Mo = 305^{\circ}C$$

$$CE(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (2)$$

(۳)

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

فرایند جوشکاری

فرایند جوشکاری GTAW به صورت دستی با استفاده از سیم جوش ER120SG با قطر ۲/۴ میلی متر به صورت دوپاسه انجام شد. پس از جوشکاری آزمون بازرسی جوش توسط روش X-ray با منبع ولتاژ ۳۲۰ کیلوولت با حساسیت حداکثری

حرارتی پیش گرم و پس گرم در محدوده کمی بالاتر از دمای شروع مارتنزیت توصیه شده است [۸-۱۱]. از این رو جوانه زنی ترکهای ترد و رشد آن به سطح ورق مهم ترین دلیل شکست زودهنگام جداره سازه های فولادی تشخیص داده شده است.

تحقیقات کوبی و همکارانش [۱۲]، بر روی مقاطع جوش فولادی با استحکام بالا در شرایط کوئنچ و بازپخت شده به روش GTAW با سیم جوش کم هیدروژن فریتی، نشان داد که در شرایط اعمال عملیات حرارتی پیش گرم در دماهای بالاتر از دمای شروع مارتنزیت فولاد پایه و انجام عملیات تنش زدایی، جوشی سالم و بدون ترک سرد ایجاد می شود و به دلیل تشکیل ساختار جوش تعادلی، خواص جوش دارای انرژی ضربه و چقرمگی شکست بالاتری است. به دلیل اعمال شرایط عملیات حرارتی پیش گرم و روش جوشکاری و نوع فیلر کم هیدروژن مصرفی، مقاومت به ترک ناشی از نفوذ هیدروژن نیز افزایش یافته است.

محققان استفاده از حرارت ورودی بهینه را به دلیل تشکیل ریزساختارهای عمدتاً با چقرمگی بالاتر نسبت به مارتنزیت مانند ریزساختارهای بینیت و فریت سوزنی توصیه کرده اند که این شرایط موجب می شود در شرایط کاربرد در استحکام های بالا، چقرمگی مناسب همراه با مقاومت به ضربه بالا داشته باشد [۱۳ و ۱۴]. اثر حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی مقاطع جوش فولاد کم آلیاژ کربن متوسط در شرایط کوئنچ و بازپخت توسط الکیمد نشان داد که در حرارت ورودی های بسیار کم (۰/۵ KJ/mm) در منطقه درشت دانه HAZ، مناطق سخت و مستعد ترک بیشتر است، در حرارت ورودی های بالاتر از ۱۰۲ KJ/mm هیچ گونه ترکی مشاهده نشد [۱۵]. از طرفی با افزایش حرارت ورودی در فولادهای حاوی ساختار مارتنزیت، به دلیل تشکیل دانه های درشت و وجود فازهای بینیت بالایی در طول سرد شدن، استحکام اتصال به دلیل ایجاد لایه نرمی در HAZ کاهش می یابد [۱۶ و ۱۷].

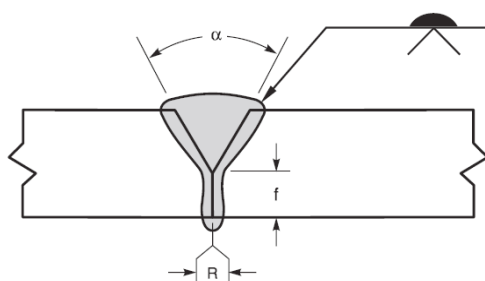
به دلیل اهمیت بهینه یابی حرارت ورودی در جوشکاری ورق های کم ضخامت از جنس فولادهای فوق مستحکم، در این تحقیق اثر حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی مقطع جوش ورق نازک فولاد فوق مستحکم AISI4340 جوشکاری شده با فرایند GTAW با استفاده از سیم جوش فریتی کم هیدروژن ER120SG و انجام عملیات حرارتی

جدول ۳. شرایط متغیرهای مربوط به جوشکاری

کد نمونه	ولتاژ V	آمپر A	نوع پاس	حرارت ورودی kJ/mm	
QT1	24	130	ریشه	1.3	1.3
			پرکننده	1.29	
QT2	24	120	ریشه	1.67	1.67
			پرکننده	1.67	
QT3	24	110	ریشه	1.89	1.9
			پرکننده	1.92	

جدول ۴. ترکیب شیمیایی سیم جوش مورد استفاده

	Fe	C	Si	Mn	Ni	P	S	Mo	Cr	Cu
Filler	Base	0.06	0.35	1.45	3.4	0.002	0.003	0.56	--	--



شکل ۱. تصویر شماتیک طرح اتصال. a: 60o-R<0.76mm-f<0.76mm

سمباده زنی و پولیش خمیر الماس آماده صیقل کاری شدند. سپس از محلول اچ نایتال ۲٪ استفاده شد. برای بررسی تأثیر حرارت ورودی بر اندازه دانه از محلول حکاکی شامل ۱۰ گرم اسید پیکریک به همراه ۴ گرم کلرید مس و صد میلی لیتر آب مقطر استفاده شد. تصاویر از مقطع جوش، فصل مشترک منطقه جوش و فلز پایه و منطقه متأثر از جوش (HAZ) تهیه شد و توسط نرم افزار کلمکس، متوسط اندازه دانه آستنیت اولیه محاسبه شد.

آزمون های خواص مکانیکی

در این پژوهش از آزمون های سختی سنجی، کشش و ضربه برای تعیین خواص مکانیکی استفاده شد. آزمون سختی سنجی به روش میکرو ویکرز برای رسم پروفیل سختی نمونه های مقطع جوش استفاده شد. اندازه گیری سختی بدین گونه انجام شد که از خط مرکزی جوش به سمت فلز پایه و روی خط مرکزی ضخامت ورق به فواصل ۰.۲ میلی متر انجام شد. برای بررسی خواص کششی نمونه ها مطابق شماتیک شکل ۲ از ورق جوشکاری شده تهیه شدند. برای انجام

۲ درصد بر روی تمام نمونه ها انجام گرفت. با تغییر جریان و سرعت جوشکاری و بر اساس رابطه ۴، حرارت ورودی متغیر در نظر گرفته شد.

$$HI = \frac{E \times I}{1000 \times V} \quad (4)$$

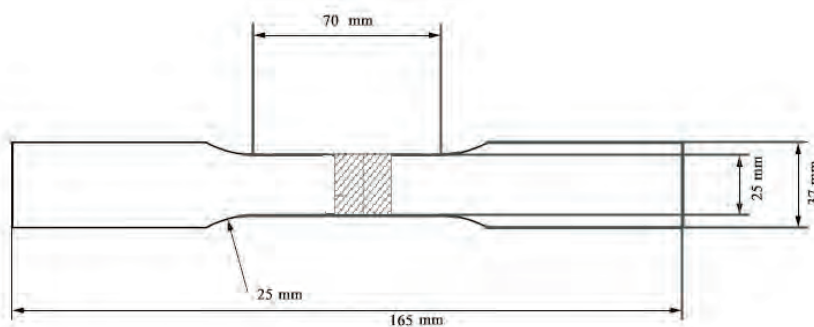
در رابطه فوق HI برابر حرارت ورودی (kJ/mm)، E ولتاژ، شدت جریان بر حسب آمپر و V سرعت جوشکاری بر حسب میلی متر بر ثانیه است. شرایط متغیرهای مربوط به جوشکاری در جدول ۳ نشان داده شده است. برای هر تست از یک پاس ریشه و یک پاس پرکننده استفاده شد. برای محافظت، از گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹۹٪ استفاده شد. همچنین برای جوشکاری از فیکسچری برای مهار قطعات و از المنت های صفحه ای ۱۰۰۰ وات حرارت مورد نیاز برای اجرای عملیات حرارتی پیش گرم استفاده شد. برای کنترل دمایی از دماسنج لیزری به همراه گج های حرارتی بهره گرفته شد. ترکیب شیمیایی سیم جوش کم کربن مورد استفاده در جدول ۴ و شماتیک طرح اتصال نیز که بر اساس استاندارد [۱۹] AWS D17.1 تعیین گردیده بود در شکل ۱ نشان داده شده است. دمای عملیات حرارتی پیش گرم و پس گرم، بالاتر از دمای شروع مارتنزیت، معادل 310 ± 10 درجه سانتی گراد در نظر گرفته شد. عملیات حرارتی پس گرم به مدت ۳۰ دقیقه ادامه یافت. نمونه ها جهت تنش گیری به مدت یک ساعت در دمای ۶۲۰ درجه سانتی گراد در یک کوره الکتریکی با گاز محافظ آرگون قرار گرفتند.

آزمایش متالوگرافی

برای بررسی های ریزساختاری از میکروسکوپ نوری مدل OLVAMPIUS DP100 استفاده شد. برای آماده سازی نمونه ها مطابق شماتیک شکل ۲، ابتدا برشکاری توسط فرایند وایرکات انجام شد. سطح نمونه های مقطع جوش توسط

جدول ۵. ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز جوش

	Fe	C	Si	Mn	Ni	P	S	Mo	Cr	Cu
فلز پایه	Base	0.38	0.22	0.62	1.7	0.002	0.003	0.2	0.75	0.14
فلز جوش	Base	0.2	0.35	1.04	2.45	0.008	0.002	0.46	0.38	0.17



شکل ۲. طرح واژه نمونه جهت آزمون کشش

۶ مشاهده می‌شود. با افزایش حرارت ورودی، نرخ سرد شدن کاهش می‌یابد و $\Delta t_{8/5}$ افزایش یافته است. علت این است که با افزایش حرارت ورودی، میزان گرمای وارده در حجم ثابت افزایش یافته است و به دلیل یکسان بودن شرایط محیطی نمونه‌ها، نرخ سرد شدن کاهش می‌یابد. برای محاسبه نرخ سرد شدن در حرارت‌های ورودی مختلف، فرض شد تمامی نمونه‌های جوش از دمای ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد تا دمای پیش گرم (۳۱۰ درجه سانتی‌گراد) سرد شدند.

(۵)

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

جدول ۶. مقادیر نرخ سرد شدن و $\Delta t_{8/5}$

کد نمونه	نرخ سرد شدن (°C/s)	$\Delta t_{8/5}$ (s)
QT1	310	15.5
QT2	240	20
QT3	210	23

مشخصه‌یابی ریزساختاری

درشت ساختار

شکل ۳ تصویر درشت‌ساختار از مقاطع جوش نمونه‌ها بر اساس حرارت‌های ورودی مختلف را نشان می‌دهد. مرز بین پاس‌های اول و دوم جوشکاری و محل اتصال با فلز پایه و گستردگی ناحیه HAZ کاملاً مشخص است. در منطقه پاس ریشه (منطقه A) به دلیل گرمایش مجدد ناشی از پاس پرکننده، اصلاح دانه رخ داده و به شکل هم‌محور و ریز تغییر شکل یافتند. در پاس پرکننده (منطقه B) دانه‌های ستونی

آزمایش کشش از دستگاه کشش تک محورهمدل GOTECH 20 TON طبق استاندارد BS EN ISO 4136، در دمای محیط و سرعت کشش 5mm/min انجام شد. از هر شرایط دو نمونه برای آزمایش کشش انجام شد. برای تعیین انرژی ضربه جوش از آزمون ضربه شارپی استفاده شد. نمونه‌ها به ضخامت ۲/۵ میلی‌متر طبق استاندارد ISO148 ساخته و آزمایش شد. آزمون ضربه توسط دستگاه STE و نیروی ۲۰۰ ژول انجام شد. از هر حرارت ورودی سه نمونه ضربه از فلز جوش و سه نمونه از HAZ ساخته شد و در دمای محیط آزمایش شدند.

آزمایش شکست نگاری

برای آنالیز شکست نگاری از سطح شکست نمونه‌های ضربه، سطح شکست حاصل از آزمون ضربه نیز توسط میکروسکوپ الکترونی مدل VEGA II ساخت شرکت TESCAN آزمایش شدند.

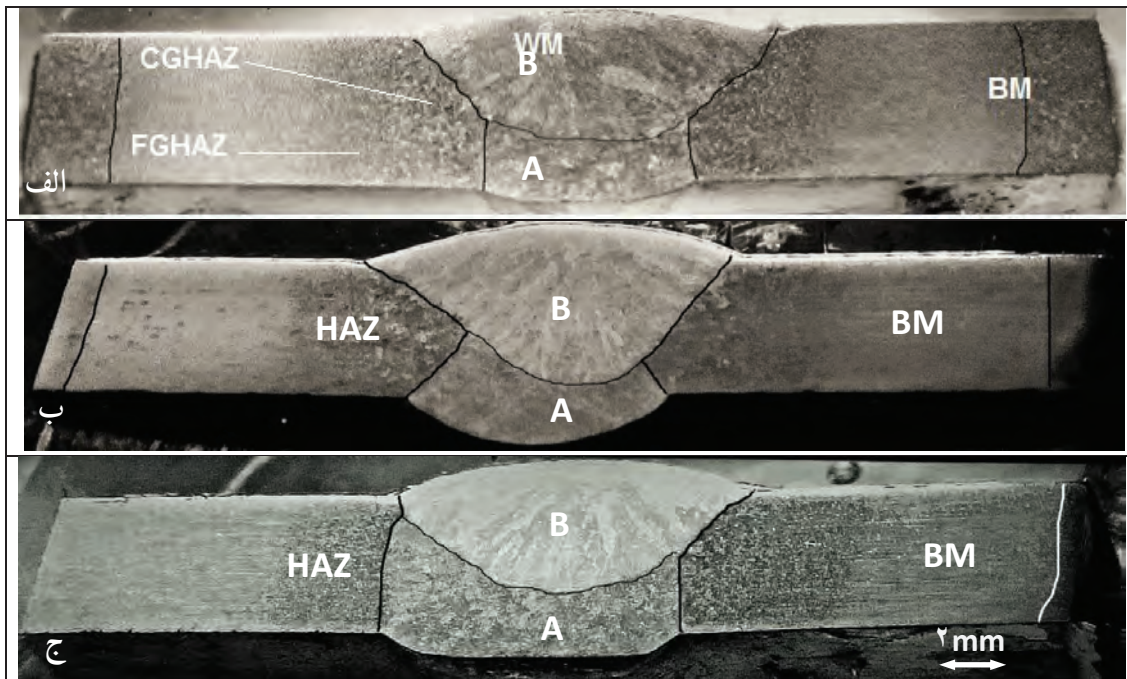
۳. نتایج و بحث

ترکیب شیمیایی

ترکیب شیمیایی فلز جوش در جدول ۵ نشان داده شده است. میانگین میزان رقت فلز پایه، با توجه به تقسیم میزان وزن فلز پایه ذوب‌شده بر کل وزن سیم جوش و فلز پایه ذوب‌شده، تقریباً ۵۰ درصد در نظر گرفته می‌شود.

نرخ سرد شدن

مقادیر نرخ سرد شدن و $\Delta t_{8/5}$ (زمان سرد شدن از ۸۰۰ به ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد در منطقه HAZ نزدیک به منطقه جوش) از رابطه انتقال حرارت رزنتال (رابطه ۵) محاسبه شد و در جدول



شکل ۳. تصویر درشت ساختار مقاطع جوش نمونه بر اساس حرارت ورودی (الف) QT1 (ب) QT2 (ج) QT3 (HAZ: ناحیه متأثر از حرارت، BM: فلز پایه، A: پاسریشه، B: پاسپرکننده)



شکل ۴. ریزساختار نوری از فولاد پایه ۴۳۴۰ در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و بازپخت شده

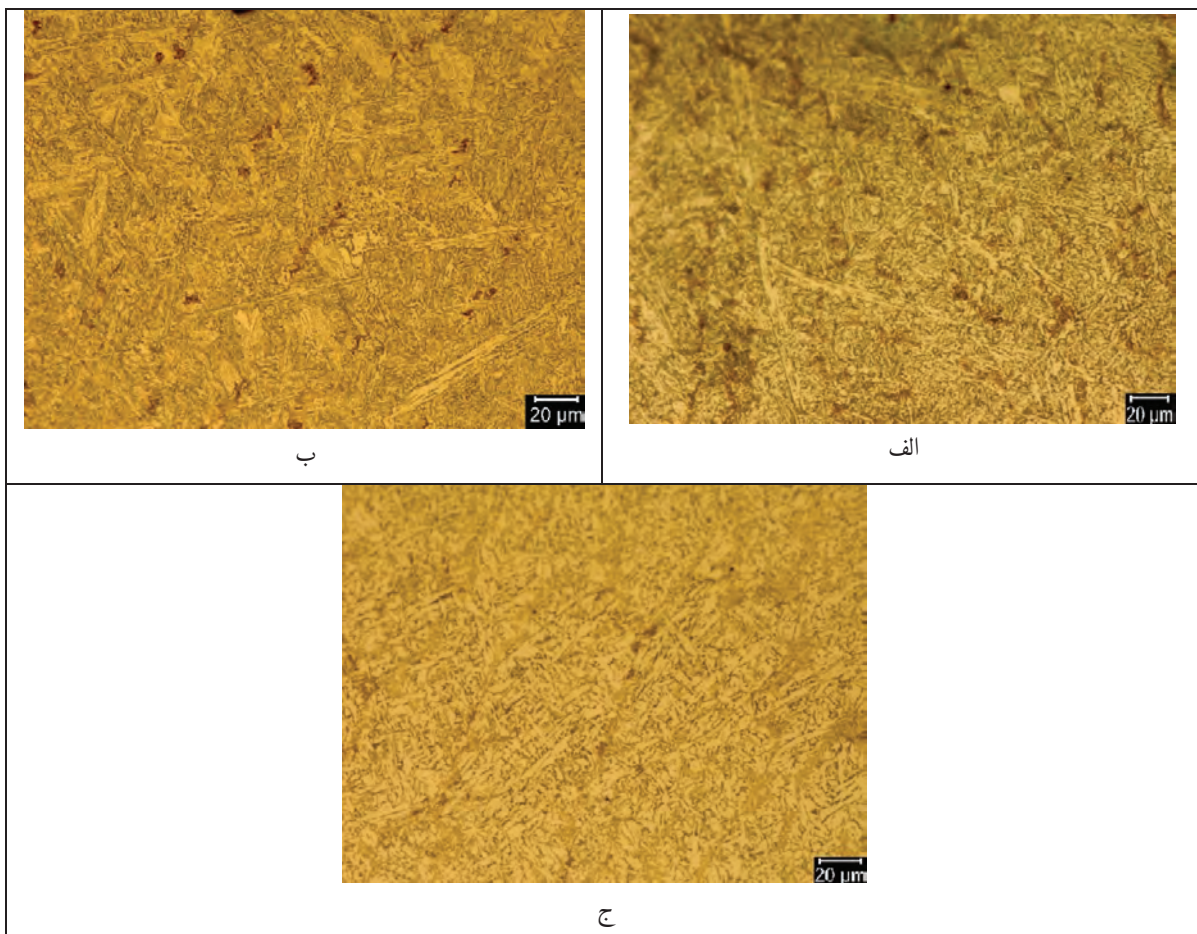
بررسی ریزساختار

شکل ۴ تصویر نوری از ریزساختار فلز پایه را در شرایط عملیات حرارتی کوئنچ و بازپخت نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که ریزساختار غالب مارتنزیت بازپخت شده است. سختی حدود ۵۰۰ ویکرز اندازه‌گیری شد. شکل ۵ تصاویر نوری از مقاطع جوش ورق فولادی را در حرارت‌های ورودی مختلف نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود فاز غالب ریزساختار مقطع جوش، فریت و مارتنزیت است. در نمونه QT1 در حرارت ورودی کم معادل ۱.۳ KJ/mm (شکل ۵الف)، به دلیل حرارت ورودی کمتر نسبت به سایر نمونه‌ها، سرعت سرد شدن بیشتر

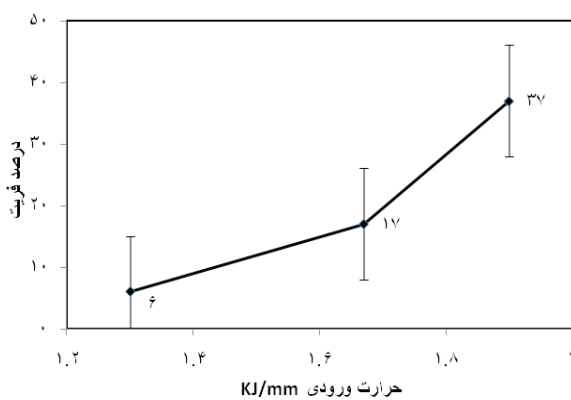
در جهت انتقال حرارت به سمت گرده جوش رشد کرده‌اند. مشاهده می‌شود که بافاصله گرفتن از منطقه جوش به سمت فلز پایه، ابتدا به دلیل تجربه دمای بالاتر منطقه درشت‌دانه (CGHAZ) و سپس در فواصل دورتر از جوش، منطقه ریزدانه (FGHAZ) متأثر از منطقه جوش تشکیل شده است. با توجه به آنالیز تصویر در شکل ۳، اندازه HAZ و عرض جوش، برای شرایط مختلف حرارت ورودی محاسبه شده در جدول ۷ گزارش شده است. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش حرارت ورودی، وسعت منطقه HAZ و عرض جوش گسترش می‌یابد. همچنین با افزایش اندازه HAZ، احتمال تشکیل منطقه نرم در HAZ نیز افزایش می‌یابد. لذا تلاش برای کاهش وسعت HAZ از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. لازم به ذکر است در شرایط جوشکاری دستی عرض جوش علاوه بر حرارت ورودی، به مهارت جوشکار نیز بستگی دارد. بنابراین مشاهده می‌شود که اگرچه در شرایط جوش نمونه QT2 نسبت به QT1، حرارت ورودی افزایش یافته است، اما با توجه به شرایط جوشکاری دستی، عرض جوش نسبت به شرایط دیگر کمتر است.

جدول ۷. اندازه‌گیری مقطع جوش در شرایط مختلف جوشکاری

شرایط نمونه	عرض جوش mm	اندازه HAZ Mm
QT1	6.2	4.1
QT2	5.9	4.8
QT3	7.9	5.2



شکل ۵. تصاویر ریزساختار نوری از مقطع جوش فولاد ۴۳۴۰ در شرایط حرارت‌های ورودی (الف QT1، ب QT2، ج QT3)

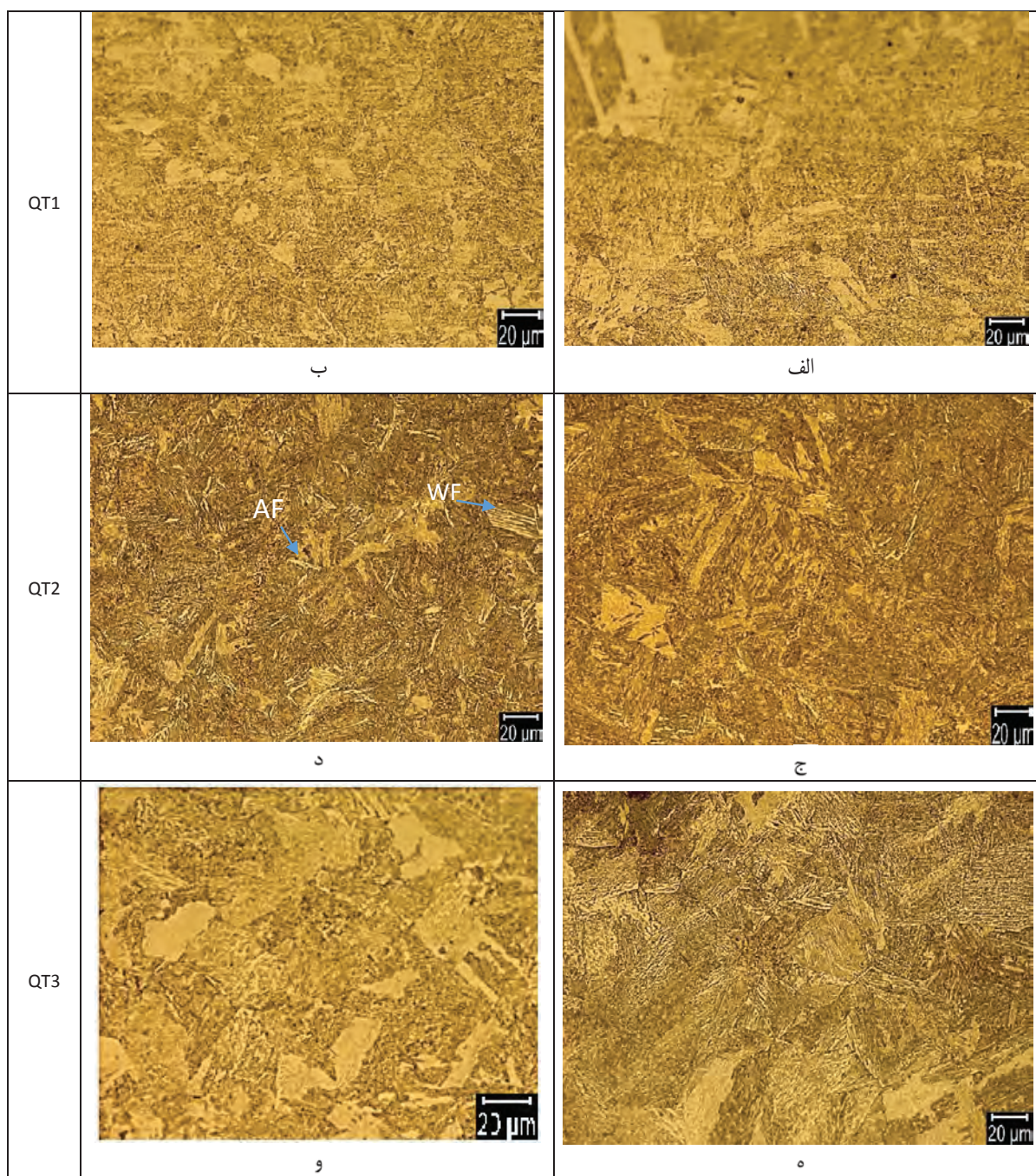


شکل ۶. تغییرات میزان فریت سوزنی فلز جوش برحسب حرارت ورودی

و فریت است. مشخص است که در شرایط حرارت ورودی کم (شکل ۷ الف)، ریزساختار غالب HAZ، بینیت و مارتنزیت است و با افزایش حرارت ورودی، ریزساختار در نمونه QT2، به دلیل سرعت سرد شدن کمتر از نمونه QT1، علاوه بر ریزساختار بینیت و مارتنزیت، ریزساختار فریت سوزنی نیز مشاهده می‌شود. البته در منطقه ریزدانه HAZ، به دلیل نرخ سرد شدن کمتر، فاز فریت سوزنی بیشتری جایگزین مارتنزیت شده است.

است و فاز مارتنزیت بیشتری تشکیل شده است. با افزایش حرارت ورودی میزان مارتنزیت کاهش یافته و به مراتب فاز فریتی افزایش می‌یابد. شکل ۶، تغییرات میزان فریت برحسب حرارت ورودی را با استفاده از نرم‌افزار نشان می‌دهد. در حرارت ورودی $1/3 \text{ kJ/mm}$ ، میزان فریت حدود ۶ درصد مشخص شده است که با افزایش حرارت ورودی ($1/9 \text{ kJ/mm}$)، مناطق فریتی بیشتری تشکیل شده‌اند. همچنین مورفولوژی فریت سوزنی به فریت چندوجهی تغییر یافته است. (شکل ۵ ج). ماگادوسواران^۱ و همکارانش [۲۱]، نشان دادند که مقدار حرارت ورودی بر مورفولوژی فریت مقطع جوش فولاد ۴۳۴۰ با سیم‌جوش فریتی اثر دارد و در حرارت ورودی بالاتر به دلیل کاهش نرخ سرد شدن، منجر به کاهش مقدار فریت سوزنی خواهد شد و فریت چندوجهی در منطقه جوش توسعه می‌یابد. شکل ۷ تصاویر نوری از ریزساختار مناطق ریزدانه (FGHAZ) و درشت‌دانه (CGHAZ) را در حرارت‌های ورودی مختلف نشان می‌دهد. همان‌طور که انتظار است ریزساختار منطقه HAZ بر اساس نرخ سرد شدن که از منطقه جوش به سمت فلز پایه در حال کم شدن است، شامل مارتنزیت، بینیت

1. Magudeeswaran



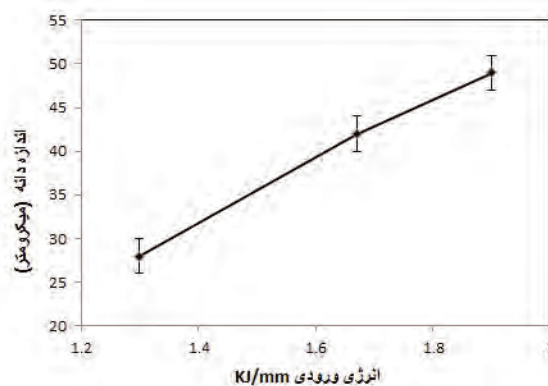
شکل ۷. تصاویر نوری از ریزساختار منطقه HAZ ورق فولاد ۴۳۴۰ در شرایط الف) CGHAZ-QT1 (ب) FGHAZ-QT1 (ج) CGHAZ-QT2 (د) FGHAZ-QT2 (ه) CGHAZ-QT3 (و) FGHAZ-QT3 (AF فریت سوزنی، WF فریتویدمناشتاین)

ریزساختار غالب HAZ فولاد 35NiCrMoV123 جوشکاری شده در شرایط اعمال عملیات حرارتی پیش گرم و پس گرم بالاتر از دمای شروع مارتنزیت (۳۱۰ درجه سانتیگراد)، و حرارت ورودی کم ($1/0.1$ KJ/mm)، فاز غالب، بینیت پایینی است. شکل ۸ نمودار تغییرات متوسط اندازه دانه آستنیت اولیه منطقه درشت ساختار متأثر از جوش را با تغییر حرارت ورودی نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود با افزایش حرارت ورودی، متوسط اندازه دانه آستنیت اولیه

همچنین در بعضی از مناطق HAZ، فریت ویدمن اشتاین نیز مشاهده می‌شود. در نمونه QT3 حرارت ورودی بیشترین مقدار و سرعت سرد شدن کمترین مقدار است و در نتیجه علاوه بر رشد دانه‌های آستنیت اولیه، فازهای بینیت و فریت درشت هم در منطقه ریزدانه و هم در درشت‌دانه می‌توان مشاهده کرد. همچنین در نمونه QT3، به دلیل سرعت سرد شدن کمتر، مورفولوژی فریت به صورت چندوجهی تشکیل شده است. روشن قیاس و همکارانش [۲۲] گزارش نمودند که

نرخ سرد شدن بستگی دارد. بافاصله گرفتن از مرکز جوش و پیشروی به سمت فلز پایه، نرخ سرد شدن کاهش می‌یابد. به طوری که در شرایط ترکیب شیمیایی یکسان، همواره سختی HAZ و فلز پایه کمتر از فلز جوش است. در منطقه جوش به دلیل سرعت سرد شدن بالاتر و تشکیل فازهای مارتنزیت، میزان سختی بالاتر از مناطق دیگر است. از طرف دیگر می‌بایست به این نکته توجه داشت که استفاده از سیم جوش با میزان کربن کمتر و به دلیل پدیده رقت، میزان کربن معادل فلز جوش نسبت به فلز پایه کمتر شده است (۰/۷۱) در برابر (۰/۷۹)، به طوری که انتظار می‌رود افزایش سختی نسبت به فلز پایه ناچیز باشد. بنابراین در شرایط حرارت ورودی کم (نمونه QT1)، به دلیل تشکیل فازهای غیرتعادلی مانند مارتنزیت، سختی فلز جوش بیشتر شده است. در شرایط حرارت ورودی بیشتر (نمونه QT3) و نرخ سرد شدن کمتر، میزان سختی کمتر است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود در شرایط مختلف حرارت ورودی، با افزایش فاصله از فلز جوش به سمت فلز پایه، به دلیل کاهش در نرخ سرد شدن، سختی کاهش می‌یابد، به گونه‌ای که سختی ناحیه متأثر از حرارت درشت‌دانه بیشتر از مقدار سختی ناحیه ریزدانه است. در فلز پایه به دلیل عملیات حرارتی سخت‌کاری از قبل انجام شده از سختی بالاتری برخوردار است و در حین جوشکاری متأثر از دمای عملیات حرارتی پس‌گرم و انجام عملیات تنش‌زدایی در نتیجه سختی کاهش داشته و به حدود ۳۲۰ ویکرز رسیده است.

همان‌طور که در شکل ۹ ملاحظه می‌شود در مقاطع جوش فولاد ۴۳۴۰ با کربن معادل ۰/۷۹٪، پدیده نرم



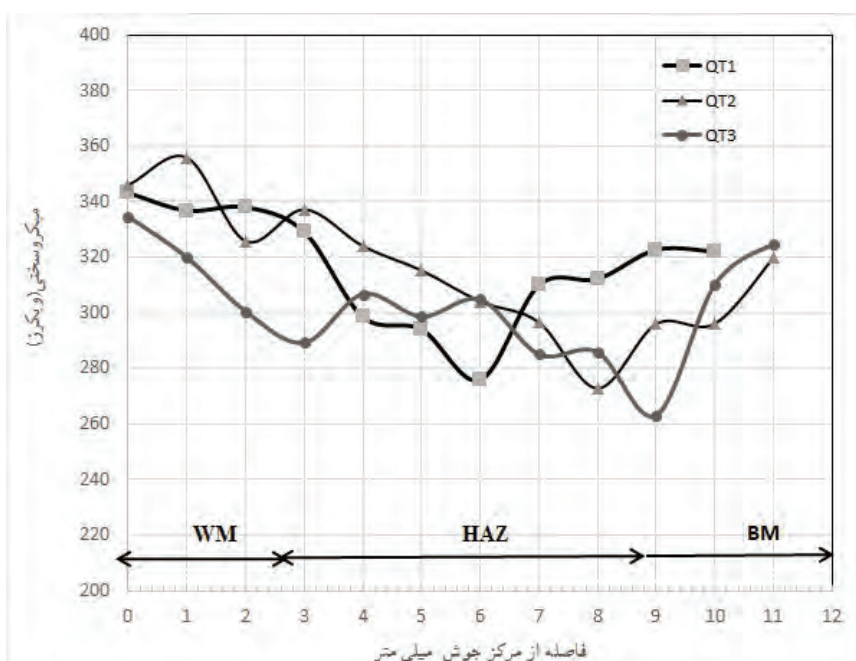
شکل ۸. نمودار روند تغییرات متوسط اندازه دانه آستنیت اولیه با حرارت ورودی

در منطقه HAZ افزایش می‌یابد. با افزایش حرارت ورودی، پیک دمایی افزایش و نرخ سرد شدن کاهش می‌یابد، در نتیجه رشد دانه اتفاق می‌افتد. نتایج مشاهده شده با تحقیقات نوس و همکارانش [۲۳] بر روی اثر حرارت ورودی بر تغییرات اندازه دانه آستنیت اولیه منطقه درشت ساختار HAZ در فولاد کوئنچ و بازپخت شده با روش جوشکاری SAW و فیلر E7018 مطابقت دارد.

خواص مکانیکی

تغییرات ریز سختی

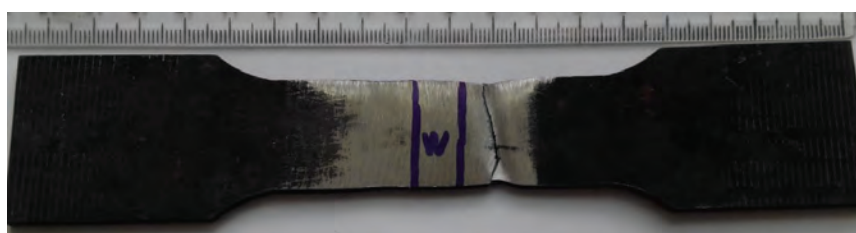
شکل ۹ الگوی تغییرات ریزسختی نمونه‌ها برحسب فاصله از مرکز جوش در حرارت‌های ورودی مختلف را نشان می‌دهد. سختی مناطق جوش، به عواملی از جمله ترکیب شیمیایی و



شکل ۹. پروفیل ریزسختی نمونه‌ها در شرایط مختلف حرارت ورودی

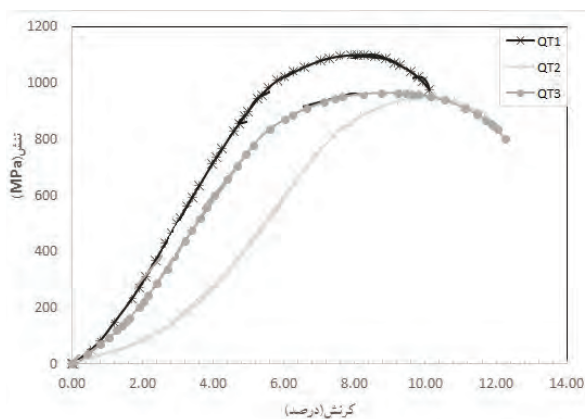
جدول ۸. نتایج حاصل از آزمون کشش در شرایط حرارت ورودی مختلف

کد نمونه	حرارت ورودی KJ/mm	استحکام تسلیم MPa	میانگین استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی MPa	میانگین استحکام کششی (MPa)
فلز پایه	-		۱۷۸۰		۱۹۰۰
QT1	۱,۳	۸۷۱ ۸۸۶	۸۷۹±۷	۱۰۵۶ ۱۱۰۰	۱۰۷۸ ± ۲۲
QT2	۱,۶۷	۸۳۱ ۸۳۵	۸۳۳±۲	۹۴۵ ۹۵۱	۹۴۸ ± ۳
QT3	۱,۹	۷۶۸ ۷۶۶	۸۶۷±۱	۹۷۱ ۹۶۸	۹۶۹±۱



شکل ۱۰. تصویر نمونه کشش شکسته شده از منطقه HAZ مربوط به نمونه (QT3)

نرم‌شدگی در HAZ، شکست در این ناحیه در تمامی نمونه‌ها مشاهده شده است. تصویر شکست نمونه از مقطع HAZ در شکل ۱۰ مشاهده می‌شود. فلز جوش به دلیل نرخ سرد شدن بالاتر نسبت به سایر مناطق دارای استحکام بالاتری است اما در HAZ به دلیل ریزساختار شامل فازهای بینیت و فریت، در نتیجه استحکام کمتری دارد. در نمونه QT1 به دلیل حرارت ورودی کم و سرعت سرد شدن بالاتر، استحکام بیشتری به دست آمده است اما با افزایش حرارت ورودی و بزرگ شدن دانه‌ها در منطقه HAZ استحکام کاهش می‌یابد؛ که نتایج نیز مؤید همین نکته است. شکل ۱۱، نمودار تنش_کرنش مقاطع جوش در شرایط مختلف حرارت ورودی را نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود با افزایش

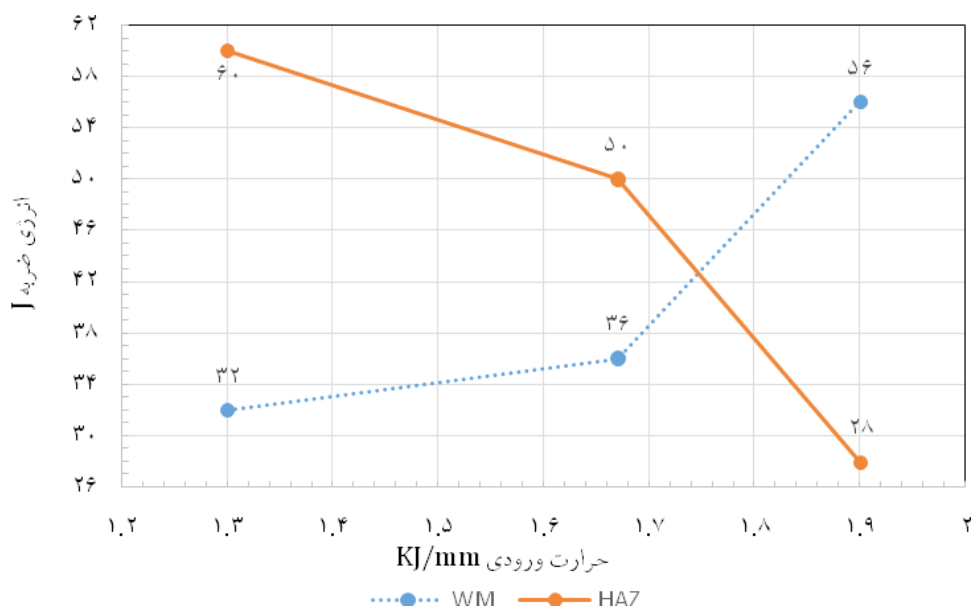


شکل ۱۱. نمودار تنش کرنش در شرایط مختلف حرارت ورودی

شدگی در HAZ در منطقه نزدیک به فلز پایه اتفاق می‌افتد که برای نمونه QT3 حداقل سختی، نزدیک‌تر به فلز پایه است. بنابراین این امر نشان‌دهنده وسعت بیشتر منطقه نرم شده در نمونه‌های با حرارت ورودی بیشتر است. مهنداس [۲۴] بر روی پدیده نرمی در مقاطع جوش فولادهای کم آلیاژ کربن متوسط، با ضخامت ۴ میلی‌متر، با روش‌های جوشکاری قوسی نشان داد که در مقاطع جوش فولادهایی با کربن معادل بالاتر، نرم شدن حداکثری از خود نشان می‌دهند. با توجه به شکل ۹ مشخص است که با افزایش حرارت ورودی، میزان نرمی (اختلاف حداکثر میزان سختی و حداقل آن) از ۶۰ به ۱۰۰ ویکرز افزایش یافته است. به طوری که در نمونه QT3 (حرارت ورودی بیشتر)، سختی به ۲۶۰ میکرو ویکرز کاهش می‌یابد. روشن قیاس [۲۲]، در موارد استفاده از سیم جوش‌های فریتی با کربن معادل کمتر و در شرایط حرارت ورودی کم (۱/۰۱ KJ/mm) منطقه نرمی در پروفیل سختی مقاطع جوش فولاد 35NiCrMoV123 در شرایط کونج و بازپخت را گزارش نکرده است. نوس و همکارانش [۲۳] گزارش نمودند که با افزایش حرارت ورودی جوش در فولاد به دلیل درشت شدن ریزساختار و عدم تشکیل مارتنزیت در HAZ و افزایش میزان فاز بینیت و فریت، میزان نرمی و افت سختی HAZ نسبت به فلز جوش بیشتر شده است.

استحکام کششی

نتایج حاصل از آزمون کشش در شرایط حرارت ورودی‌های مختلف در جدول ۸ آورده شده است. با توجه به پدیده



شکل ۱۲. نمودار انرژی ضربه برحسب حرارت ورودی

در این پروژه مطابقت دارد. مطالعات لوریرو^[۲۶] بر روی اثر حرارت ورودی بر روی تافنس منطقه درشت‌دانه HAZ نشان داد که با افزایش حرارت ورودی، به دلیل رشد اندازه دانه آستنیت اولیه و تشکیل فازهای غیرتعادلی، چقرمگی ضربه کاهش یافته است و رسوبات کاربیدی بیشتری مشاهده می‌شود. در نتیجه با افزایش حرارت ورودی، میزان انرژی ضربه منطقه درشت‌دانه HAZ کاهش خواهد یافت.

شکست‌نگاری

شکل ۱۳ تصویر SEM از سطح شکست آزمون ضربه نمونه‌های جوش و HAZ در شرایط حرارت ورودی کم (QT1) و زیاد (QT3) را نشان می‌دهد. همان‌طور که از نتایج آزمون ضربه انتظار می‌رود، در نمونه QT1، شکست در جوش به صورت رخ‌برگی است (شکل ۱۳ الف) اما در HAZ شکست به صورت مخلوطی از مکانیزم شکست نرم و ترد است که به آن شبه رخ‌برگی می‌گویند و گسیختگی گود شده به همراه فرورفتگی‌های فنجان‌ی شکل و طرح رودخانه‌ای نیز در تصویر شکل ۱۳ ب کاملاً مشخص است. همچنین شکست جوش در شرایط حرارت ورودی زیاد (QT3) برخلاف نمونه QT1، از نوع نرم و به صورت گسیختگی گود شده به همراه فرورفتگی‌های فنجان‌ی شکل است (شکل ۱۳ ج) اما در HAZ شکست به صورت ترد و از نوع رخ‌برگی است که طرح رودخانه‌ای در شکل ۱۳ د نیز کاملاً مشخص است. بنابراین در حرارت ورودی زیاد، با توجه به نوع شکست نرم در فلز جوش، انرژی ضربه نسبت به HAZ بیشتر است که با نتایج آزمون ضربه مطابقت دارد (شکل ۱۲).

میزان حرارت ورودی، سطح زیر منحنی تنش-کرنش، منطقه پلاستیسیته و انعطاف‌پذیری آن نیز افزایش یافته است.

انرژی ضربه

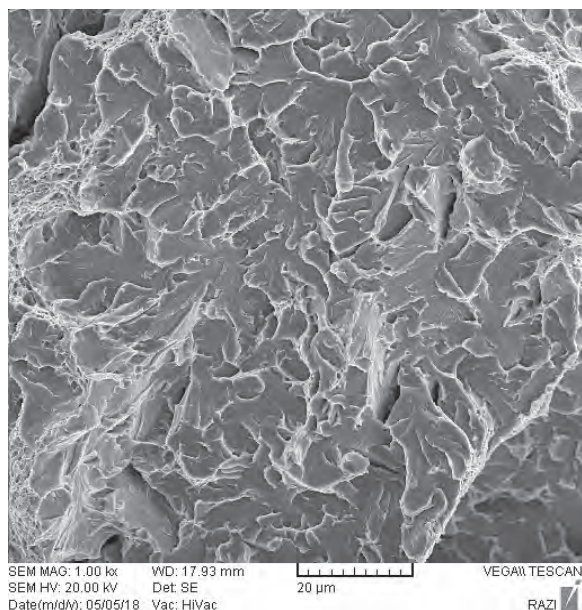
تغییرات انرژی ضربه حاصل از شکست نمونه‌ها در آزمایش ضربه برحسب حرارت ورودی مختلف در نمودار شکل ۱۲ نشان داده شده است. با توجه به اختلاف ترکیب شیمیایی و ریزساختار بین HAZ و فلز جوش، مقادیر انرژی ضربه نیز متفاوت است. با افزایش حرارت ورودی و کاهش سرعت سرد شدن، ریزساختار فلز جوش از مارتنزیتی به بینیتی و فریتی تغییر کرده و میزان فریت افزایش یافته است، در نتیجه میزان انرژی شکست فلز جوش افزایش می‌یابد. اما در منطقه HAZ به دلیل ترکیب شیمیایی یکسان با فلز پایه و ریزساختار شامل بینیت و فریت، انرژی ضربه برای شرایط حرارت ورودی کم، بالا است. با افزایش حرارت ورودی، در منطقه HAZ متوسط اندازه دانه آستنیت اولیه افزایش یافته است، در نتیجه میزان انرژی شکست کاهش می‌یابد. در شرایط حرارت ورودی‌های بالاتر، در مقطع جوش به دلیل میزان فریت بیشتر و مورفولوژی سوزنی شکل آن، انرژی ضربه حتی از منطقه HAZ نیز بیشتر است.

کومار^۲ و ناث^[۲۵] تغییر چقرمگی ضربه منطقه درشت‌دانه (CGHAZ) فولاد HY85 را نسبت به تغییر حرارت ورودی بررسی کردند. گزارش کردند که با افزایش حرارت ورودی میزان انرژی شکست منطقه درشت‌دانه HAZ کاهش می‌یابد که با نتایج به دست آمده بر روی فولاد کربن متوسط

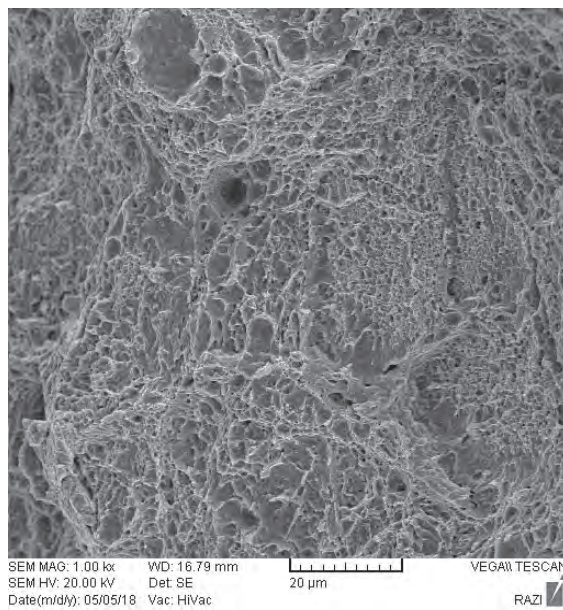
2. Kumar

3. Nath

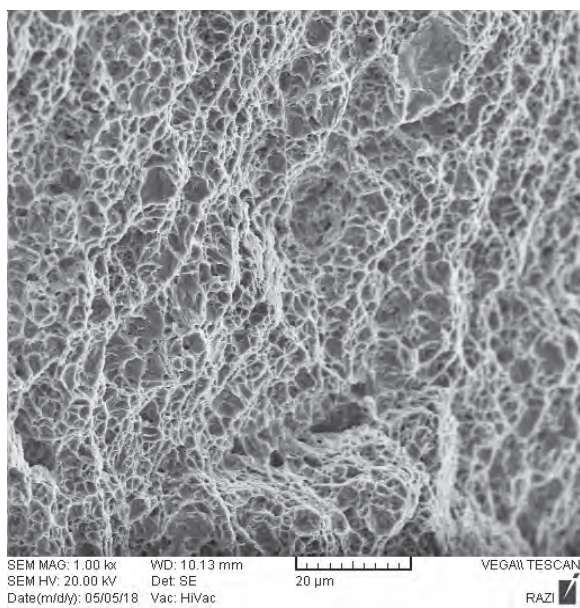
4. Loureiro



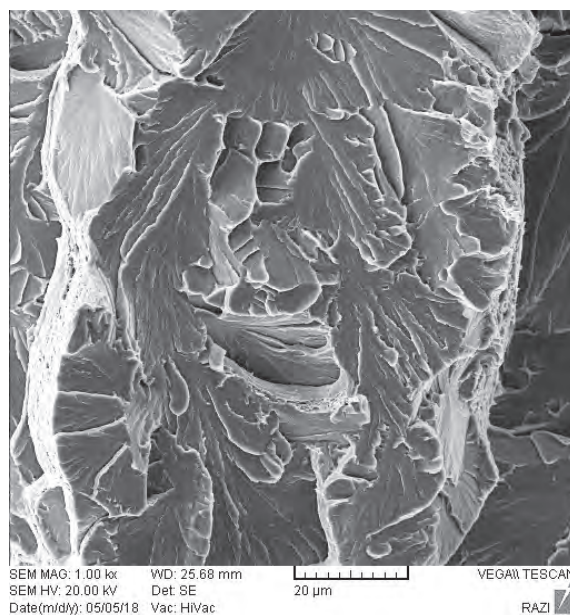
الف



ب



ج



د

شکل ۱۳. تصاویر SEM از مقطع شکست نمونه‌های ضربه مقاطع جوش فولاد ۴۳۴۰ در شرایط (الف) QT1-جوش (ب) QT1HAZ-جوش (ج) QT3-جوش (د) HAZ-QT3

۴. نتیجه گیری

تغییر شکل داده و به صورت هم‌محور درآمده‌اند. اما در پاس پرکننده دانه‌ها به صورتی ستونی در جهت انتقال حرارت به سمت گرده جوش رشد کرده‌اند. همچنین با افزایش حرارت ورودی، اندازه HAZ (از مقدار ۴/۰۷ به ۵/۲۳ میلی‌متر) و عرض فلزجوش (از مقدار ۶/۲ به ۷/۹ میلی‌متر) افزایش یافته است.

(۳) تصاویر ریزساختاری از مقطع جوش نشان می‌دهد که فاز غالب فریت و مارتنزیت است. با افزایش حرارت ورودی،

(۱) در دمای پیش‌گرم ثابت، با افزایش حرارت ورودی، نرخ سرد شدن در فلز جوش از ۳۱۰ به ۲۱۰ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه کاهش می‌یابد. از جهتی دیگر با افزایش حرارت ورودی، $\Delta t_{8/5}$ از ۱۵/۵ به ۲۳ ثانیه در HAZ و از ۰/۹۷ به ۱/۴۳ ثانیه در فلز جوش افزایش می‌یابد.

(۲) تصاویر درشت‌ساختار مقطع جوش نشان می‌دهند در پاس ریشه به دلیل حرارت ناشی از پاس پرکننده، دانه‌ها

References

- [1] Tomita Y. Development of fracture toughness of ultrahigh strength, medium carbon, low alloy steels for aerospace applications. *International materials reviews*. 2000;45:27-37.
- [2] Thoni V.P. „Ultrahigh-Strength Steels”, ASM Handbook ,Vol.1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, ASM International, 1991.
- [3] Klein M., Spindler H., Luger A., Rauch R., Stiaszny P., and Eigelsberger, P. M., „Thermomechanically hot rolled high and ultra high strength steel grades-processing, properties” *Materials Science Forum*, 500-501, pp. 543-550, 2005.
- [4] *Metals handbook*, Desk Ed., ASM, Metals Park, Ohio (1992) 30.28.
- [5] D. L. Olson, T. A. Siewert, S. Liu, and G. R. Edwards., “Selection of Carbon and Low-Alloy Steels,” in *Welding, Brazing & Soldering*, vol. 610 ed. ASM international material park: ASM Handbook.
- [6] G. Magudeeswaran, V. Balasubramanian, G. Madhusudhan Reddy, “Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments”, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 33, pp. 1897-1908, 2008
- [7] Yurioka, N., Suzuki, H., 1990, “Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments,” *International Materials Reviews*, 35 (4) pp. 217-246.
- [8] M. St. Węglowski, M. Zeman, “Prevention of cold cracking in ultra-high strength steel Weldox 1300 ”, *archives of civil and mechanical engineering*, Vol.1 4, pp.417 - 424, 2014.
- [9] Paul Kah, Markku Pirinen, Ramio Suoranta, Jukka Martikainen, “Welding of Ultra High Strength Steels ”, *Advanced Materials Research*, Vol. 849, pp 357-365, 2013.
- [10] G. Magudeeswaran, V. Balasubramanian, G. Madhusudhan Reddy, “Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments”, *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 33, pp. 1897-1908, 2008.
- [11] Saxena A, Kumaraswamy A., Madhusudhan Reddy G., Madhu V, “Influence of welding consumables on tensile and impact properties of multi-pass SMAW ArmoX 500T steel joints vis-a-vis base metal ”, *I Defence Technology*, Vol. 14, pp.188-195, 2018.
- [12] A. Emamian and A. H. Kowkabi., “Effects of fillerwire composition along with different pre- and post-heat treatment on mechanical properties of AISI 4130 welded by the GTAW process,” *Materials Sciences and Applications*, vol. 1, 2010.
- [13] Peishan Zhou, Bin Wang, Liang Wang, Yiwen Hu, and L. Zhou., “Effect of welding heat input on grain boundary evolution and toughness properties in CGHAZ of X90 pipeline steel,” *Materials Science & Engineering A*, 2018.
- [14] Y. Zheng, Y. Liu, Y. Song, J. Liu, L. Kong, Y. Liang, “Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Softening Behavior of 5CrMoV Steel,” *Key Engineering Materials* Vol. 735, pp.41-48, 2017.
- [15] S.J. Alkemade, “The Weld Cracking Susceptibility of High Hardness Armour Steel ”, DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory, 1996.
- [16] Xia, M., Biro, E., Tian, Z. and Zhou, Y., 2008, “Effect of heat input and martensite on HAZsoftening in laser welding of dual phase steels,” *ISIJ International Journal*, 48 (6) pp. 809-814.

میزان فاز فریت بیشتر شده و موفولوژی فریت سوزنی شکل نیز تشکیل شده است. ریزساختار منطقه HAZ نیز بر اساس نرخ سرد شدن شامل بینیت و فریت است. با افزایش حرارت ورودی به دلیل سرعت سرد شدن کمتر علاوه بر ریزساختار بینیت و مارتنزیت، ریزساختار فریت سوزنی نیز مشاهده می شود. همچنین با افزایش حرارت ورودی متوسط اندازه دانه آستنیت اولیه از ۲۸ به ۴۹ میکرومتر افزایش یافته است.

(۴) نتایج حاصل از ریزسختی سنجی نشان داد که انجام عملیات تنش زدایی در دمای بالا منجر به یکنواختی در پروفیل سختی شده است. همچنین مشخص شد که با افزایش حرارت ورودی، سختی منطقه جوش کاهش می یابد. در تمامی نمونه ها، با فاصله گرفتن از جوش به سمت فلز پایه به دلیل کاهش سرعت سرد شدن سختی کاهش می یابد و نزدیک به فلز پایه پدیده نرمی مشاهده می شود.

(۵) نتایج حاصل از آزمون کشش نشان می دهد که در تمام نمونه ها شکست از منطقه HAZ ایجاد شده است و با افزایش حرارت ورودی، استحکام کششی از ۱۰۷۵ MPa به ۹۵۰ کاهش یافته است. دلیل این موضوع افزایش متوسط اندازه دانه آستنیت اولیه بر اثر کاهش نرخ سرد شدن در منطقه HAZ است.

(۶) با افزایش حرارت ورودی، میزان انرژی ضربه جوش به دلیل کاهش سرعت سرد شدن و تشکیل فازهای تعادلی، افزایش یافته است و در منطقه HAZ به دلیل درشت وارگی دانه ها، کاهش یافته است. همچنین مطالعه شکست نگاری از سطح شکست نمونه ضربه نشان داد که در فلز جوش با افزایش حرارت ورودی شکست از حالت ترد به نرم و در HAZ از حالت شبه ترد به ترد تبدیل می شود.

تقدیر و تشکر

نویسندگان لازم می دانند از زحمات آقایان مهدی صفوی و علی رضا یزدی پور از مرکز جوش دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران قدردانی نمایند.

- [17] H ftening in laser welding of dual phase steels," ISIJ International Journal, 4Institute of Technology (KTH), Stockholm, 2002.
- [18] Metals Handbook, "Welding", Vol.6, 9th edition, ASM international, 1991.
- [19] AWS D17.1 - Specification for Fusion Welding for Aerospace Applications, 2010.
- [20] M. Bala Chennaiaha, P.Nanda Kumarb, K.Prahlada Raoc. ,Influence of Heat Input and PWHT on the Microstructure and Mechanical Properties in Dissimilar (IS2062-EN8) Welded Joints,Procedia Computer Science 85 (2016) 54 - 61.
- [21] G. Magudeeswaran , V. Balasubramanian, G. Madhusudhan Reddy, T.S. Balasubramanian, "Effect of Welding Processes and Consumables on Tensile and Impact Properties of High Strength Quenched and Tempered Steel Joints", Journal of Iron and Steel Research, Vol. 15 , pp. 87-94, 2008.
- [22] A. Roshanghias, M. Barzegari M., A.H. Kokabi and H. R. Madaah Hosseini,"Welding characteristics of Ultrahigh strength steel in annealed and quench-tempered conditions", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol.19, pp. 963-969, 2010.
- [23] J. Neves and A. Loureiro., "Fracture toughness of welds – effect of brittle zones and strength mismatch," J. Material Process Technology, p. 6, 2004.
- [24] T. Mohandas , G.M. Reddy, B.S. Kumar," Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels ", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 88, pp.284–294, 1999.
- [25] S. Kumar and S. K. Nath., "Effect of heat input on impact toughness in transition temperature region of weld CGHAZ of a HY 85 steel," Journal of Materials Processing Technology, vol. 236, p. 9, 2016.
- [26] A.J.R. Loureiro, A.A. Fernandes, "Toughness of C. G. HAZs of welds in Q&T steels,"Weld. J. , VOL. 73, pp 225–235, 1994.