علوم و فناوری جوشکاری ایران

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران، سال هفتم، شماره1، بهار و تابستان 1400، صفحه 80-71

بررسی تاثیر حرارت ورودی بر خواص اتصالات جوش فولاد HSLA-100 ایجاد شده با فرایند SMAW

مهدی اصل تقی پور[1]، رضا دهملایی[1و2*]، سیدرضا علوی زارع[1]، محمدرضا توکلی شوشتری[1]

1- گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران.

2- مرکز تحقیقات فولاد، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

(دریافت مقاله: 1400/05/21؛ پذیرش مقاله: 1400/06/10)

چکیده

در این پژوهش تأثیر حرارت ورودی فرایند SMAW بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات جوش فولاد HSLA-100 مورد بررسی قرار گرفت. جوشکاری با سه حرارت ورودی 0/820، 1/176 و 1/392 کیلوژول بر میلی‌متر با استفاده از الکترود E12018 انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی SEM انجام گردید. خواص مکانیکی اتصالات جوش توسط آزمون‌های ضربه و ریزسختی سنجی ارزیابی گردید. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که با افزایش حرارت ورودی میزان فریت سوزنی در فلزجوش کاهش یافت و بر مقدار فریت چندوجهی و شبه چندوجهی افزوده گردیده است. مشخص گردید که با افزایش حرارت ورودی، مقدار بینیت لایه‌ای در ناحیه HAZ افزایش یافته و مقدار بینیت دانه‌ای کاهش یافته است. به دلیل کاهش مقدار فریت سوزنی در ریزساختار فلزجوش با افزایش حرارت ورودی، مقدار سختی و انرژی ضربه کاهش یافت. نتایج نشان داد که افزایش حرارت ورودی به دلیل کاهش میزان فریت سوزنی فلز جوش و انحلال رسوبات در ناحیه متاثر از حرارت درشت دانه باعث کاهش سختی در این نواحی گردیده است. مشخص گردید که با افزایش حرارت ورودی به دلیل کاهش میزان فریت سوزنی، انرژی ضربه ای فلز جوش به میزان 29٪ (از 45 ژول در حرارت ورودی 0/82 به 32 ژول در حرارت ورودی 1/392 کیلوژول بر میلی‌متر) کاهش یافته است. معلوم گردید که در تمام حرارت‌های ورودی، انرژی ضربه فلز پایه بیشتر از انرژی ضربه فلزجوش است.

کلمات کلیدی: فولاد HSLA-100، فرایند SMAW، حرارت ورودی، انرژی ضربه ای، فریت سوزنی، فلز جوش.

Investigation of the effect of heat input on the properties of HSLA 100 steel weld joints produced by SMAW process

M. Asle Taghipour[1], R. Dehmolaei[1,2*], S. R. Alavi Zaree[1], M. R. Tavakoli Shoushtari[1]

1-Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

2-Steel Research Center, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran

(Received 12 August 2021 ; Accepted 1 September 2021)

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: dehmolaei@scu.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.1.7.8]

Abstract

The microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel weld joints was investigated. Welding with three heat input of 0.820, 1.176 and 1.392 kJ / mm was performed using E12018 electrode. Microstructural studies were performed using scanning electron and optical microscopes. The mechanical properties of welded joints were evaluated by impact and microhardness tests. Microstructural studies showed that with increasing the heat input, the amount of acicular ferrite in the weld metal decreased and the amount of polyhedral and quasi-polygonal ferrite increased. It was found that with increasing the heat input, the amount of layered bainite in the heat affected zone increased and the amount of granular bainite decreased. Due to the decrease in the amount of acicular ferrite in the weld metal microstructure with increasing inlet temperature, the amount of hardness and impact energy decreased. The results showed that the increase in heat input due to the reduction of the acicular ferrite of the weld metal and the dissolution of precipitates in the coarse grain heat affected zone has caused a decrease in hardness in these zones. It was found that with increasing the heat input due to decreasing the acicular ferrite, the impact energy of the weld metal decreased by 29% (from 45 joules at an heat input of 0.82 to 32 joules at an heat input of 1.392 kJ / mm). It was found that at all heat inputs, the impact energy of the base metal is greater than the impact energy of the weld metal.

Keywords: HSLA-100 steel, SMAW process, heat input, impact energy, acicular ferrite, weld metal.

1- مقدمه

فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا (HSLA) به علت داشتن خواص مکانیکی مطلوب و جوش‌پذیری مناسب به‌طور گسترده در ساخت تجهیزات صنعتی بزرگ نظیر سکوهای دریایی، بدنه کشتی‌ها و شناورها و لوله‌های انتقال نفت و گاز و صنایع نظامی استفاده می‌شوند[5-1]. فولاد HSLA-100 از جمله فولادهای استحکام یافته با رسوبات مس می‌باشد که علاوه بر استحکام بالا و چقرمگی عالی، به دلیل مقدار کربن و کربن معادل پایین (کم‌تر از 0/1%)، از قابلیت جوشکاری عالی بدون نیاز به پیش‌گرم کردن برخوردار است. افزودن مس و مقادیر بسیار کم عناصر نایوبیم، تیتانیم و وانادیم در ترکیب شیمیایی این فولاد با کمک به تشکیل رسوبات مس و جلوگیری از رشد دانه‌های آستنیت در طی فرایند ترمومکانیکال، شرایط حصول استحکام و چقرمگی مطلوب را پس از کوئنچ و تمپر فراهم می‌آورند[7،6]. این آلیاژ در مقایسه با فولادهای استحکام تسلیم بالا از استحکام و جوش‌پذیری بالاتری برخوردار بوده و به عنوان جایگزینی مطمئن به جای فولادهای HY-100 به طور گسترده در صنایع نظامی، کشتی سازی و خطوط لوله‌های انتقال نفت و گاز و غیره استفاده می‌گردد [4 و8]. جوشکاری و اتصال از فرایندهای اساسی در ساخت و تولید سازه‌های بزرگ و تجهیزات مهندسی است. در طی فرایند جوشکاری این فولادها، افزایش دما در ناحیه اتصال و سیکل‌های حرارتی ناشی از جوشکاری باعث تغییرات اساسی در ریزساختار و خواص مکانیکی منطقه جوش و ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) اتصالات جوش می‌گردد. ناحیه اتصال ضعیف‌ترین بخش از یک سازه مهندسی بوده به طوری که خواص سازه‌های جوشکاری شده را اغلب با خواص ناحیه جوش آن‌ها ارزیابی می‌کنند[9 و 10]. ناحیه اتصال به سه بخش فلز جوش، ناحیه متاثر از حرارت و فصل مشترک فلز جوش با فلزات پایه تقسیم می‌شود. فلزجوش به دلیل ذوب و انجماد کامل دارای ساختار ریختگی بوده و ریز ساختار آن تحت تاثیر عوامل مختلفی مانند ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده، حرارت ورودی، میزان رقت، سرعت سرد شدن، تعداد پاس‌های جوشکاری، پیش‌گرم و پس‌گرم کردن، کنترل دمای بین پاس و استحاله‌های فازی پس از انجماد فلز جوش تا دمای محیط قرار دارد [13-11]. ریزساختار میکروسکوپی (اندازه دانه‌ها، ساختار درون دانه‌ها، نوع رسوبات، مقدار، اندازه و نحوه توزیع آن‌ها و غیره) نقش تعیین کننده‌ای در کنترل و تعیین خواص مکانیکی فلزجوش نظیر استحکام و چقرمگی دارد [14،15]. ریزساختارهای متنوعی می‌تواند در ناحیه فلزجوش فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا تشکیل گردد. پژوهش‌ها نشان داده است که ریزساختارهای مختلفی عمدتاً شامل یک یا چند تا از فریت‌های مرز دانه‌ای، ویدمن اشتاتن، چند وجهی و شبه چند وجهی، فریت سوزنی، بینیت، پرلیت و مارتنزیت به همراه رسوبات و ترکیبات مختلف

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.1.7.8]

کربونیتریدی و فاز ثانویه مارتنزیت/ آستنیت (M/A) می‌توانند در ناحیه فلزجوش و HAZ فولادهای HSLA تشکیل گردند [16-18]. مطالعات نشان داده که تشکیل فریت سوزنی به دلیل طبیعت قفل شدن فریت‌های سوزنی در یکدیگر در کنار اندازه ریزتر آن‌ها و نیز سختی کم‌تر فریت سوزنی در مقایسه با فازهایی نظیر بینیت، باعث بهبود چقرمگی و مقاومت به خوردگی تنشی و ترک خوردن هیدروژنی اتصالات جوش فولاد HSLA-100 گردیده است[19].

پژوهش‌های مختلفی بر روی جوشکاری فولاد HSLA-100 و خواص اتصال آن صورت گرفته است. یزدی پور و همکاران[20] در پژوهشی به مقایسه فرایند جوش حالت‌جامد با فرایندهای ذوبی بر روی فولادهای HSLA پرداختند. نتایج حاصل از این پژوهش نشان می‌دهد که خواص مکانیکی (کشش، ضربه و سختی) در فرایند FSW نسبت به فرایند GMAW و SMAW بهبودیافته است. نتایج تحقیقات بیدختی و همکاران[21] نشان داد که افزایش فریت سوزنی در ساختار فلزجوش حاصل از فرایند جوشکاری قوس زیر پودری، سبب افزایش مقاومت در برابر خوردگی تنشی و ترک‌خوردگی هیدروژنی می‌شود که علت آن، سختی کم‌تر فاز فریت در مقایسه با فازهای سخت‌تر مانند: بینیت و ترکیبات مارتنزیت-آستنیت (MA) تشخیص داده شد. وانگ و همکاران [22] دریافتند که با افزایش دمای بین پاسی از 130 تا 250 درجه سانتی‌گراد، به دلیل افزایش کسر حجمی ترکیبات M/A در ناحیه جوش، انرژی ضربه‌ای فلزجوش کاهش می‌یابد. نتایج پژوهش‌های هریسون و فارار [23] نشان داد که تشکیل ریزساختار فریت سوزنی به همراه مرزدانه‌های با زاویه بزرگ، موجب بهبود چقرمگی فلزات جوش شده است. لان و همکاران [24] گزارش نمودند که مقدار و نحوه توزیع ترکیبات M/A در فلزجوش فولاد بینیتی کم کربن جوشکاری شده توسط روش قوس زیر پودری بر روی چقرمگی شکست فلز جوش بسیار موثر است. ادیبی و همکاران[25]، ریزساختار و خواص مکانیکی فلزجوش فولاد HSLA-100 حاصل از فرایند جوشکاری قوس فلز-گاز و قوس فلز-گاز پالسی را مورد مطالعه و بررسی قرار دادند. نتایج بررسی‌های صورت گرفته نشان داد که ریزساختار فلزجوش ناشی از فرایند قوس فلز-گاز در مقایسه با فرایند قوس فلز-گاز پالسی غالباً فریت سوزنی و ریزدانه‌تر بوده که این امر موجب بهبود خواص مکانیکی فلزجوش حاصل از فرایند جوش قوس فلز-گاز گردیده است. در پژوهش‌های انجام شده توسط اسپانوس و همکاران[26] ، مشخص گردید که سختی فلزجوش (حاصل از فرایند قوس تنگستن-گاز) به علت تشکیل ریزساختار فریت سوزنی در مقایسه با فلزپایه فولاد HSLA-100 با ریزساختار مارتنزیت لایه‌ای کاهش یافته است. در این پژوهش تاثیر حرارت ورودی فرایند SMAW بر ریزساختار و خواص مکانیکی(چقرمگی و سختی) اتصالات جوش فولادHSLA-100 مورد بررسی قرار گرفت. جوشکاری فولاد HSLA-100، توسط فرایند SMAW و با استفاده از فلزپرکننده E12018-G با حرارت‌های ورودی مختلف انجام گردید.

2- مواد و روش آزمایش

در این پژوهش از HSLA-100 با ضخامت 9 میلی‌متر به عنوان فلز پایه استفاده شد. این فولاد پس از عملیات ترمومکانیکال به مدت یک ساعت در دمای 900 درجه سانتی‌گراد آستنیته شد و پس از کوئنچ در آب به مدت 2 ساعت در دمای 700 درجه سانتی‌گراد، تمپر گردید. از الکترود G12018E به عنوان فلز پرکننده در طی جوشکاری استفاده شد. ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده (به‌صورت درصد وزنی) در جدول 1 گزارش شده است. برای جوشکاری ورق‌هایی به ابعاد 9×50×120 میلی‌متر از فلز پایه جدا گردید. از طرح اتصال جناغی یک‌طرفه با زاویه شیار 70 درجه ارتفاع ریشه یک میلی‌متر و فاصله ریشه 2 میلی‌متر برای ایجاد اتصال استفاده شد.

جوشکاری نمونه‌ها با روش SMAW و سه حرارت ورودی مختلف 0/820، 1/176 و 1/392 کیلوژول بر میلی‌متر انجام گردید. برای محاسبه حرارت ورودی از رابطه (1) استفاده شد[27]. در این رابطه V ولتاژ، I، شدت جریان جوشکاری، Sسرعت جوشکاری و η بازده جوشکاری است که برای فرایند

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.1.7.8]

جدول 1- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده (درصد وزن).

عنصر/ مواد	V	Ti	Ni	S	P	Si	Cu	Nb	Mo	Cr	Mn	C
HSLA-100	۰/۰۰۹	۰/۰۱	۳/۴۷	۰/۰۰۳	۰/۰۰۷	۰/۲۸	۱/۵۴	۰/۰۴	۰/۵۸	۰/۶۲	۰/۷۸	۰/۰۵
E-12018 G	۰/۰۱۴		۲/۱۰	۰/۰۰۷	۰/۰۱۸	۰/۴	–	–	۰/۴	۰/۷۴	۱/۳۵	۰/۰۷

جدول2- پارامترهای جوشکاری استفاده شده در فرایند SMAW.

پارامتر/ روش جوشکاری	جریان (A)	سرعت جوشکاری (mm/min)	ولتاژ (V)	حرارت ورودی (KJ/mm)
E-12018G	۹۰	۱۱۴/۱۱	۱۳	۰/۸۲۰
E-12018G	۱۰۵	۹۲/۷۸	۱۳	۱/۱۷۶
E-12018G	۱۲۰	۸۹/۶۱	۱۳	۱/۳۹۲

SMAW معادل 0/8 در نظر گرفته شد. جدول (2) پارامترهای استفاده‌شده طی جوشکاری را نشان می‌دهد.

$$Heat\ Input = \eta \times \frac{V \times I}{1000\ S} \quad (1)$$

برای بررسی ریزساختار قسمت‌های مختلف ناحیه اتصال (فلزات جوش و پایه و ناحیه متأثر از حرارت) نمونه‌هایی با ابعاد 20×30×9 میلی‌متر از ناحیه اتصال شامل فلزجوش، فلز پایه و ناحیه متأثر از حرارت جدا شد. از سمباده کاربید سیلیسیم شماره 60 تا 3000 به‌منظور آماده‌سازی سطوح ناحیه اتصال استفاده گردید. پس از به دست آمدن صافی سطح مطلوب، نمونه‌ها با استفاده از محلول محتوای آلومینا 1 میکرون پولیش شدند. برای حکاکی نمونه‌ها از محلول نایتال 2 درصد (98 میلی‌لیتر اتانول و 2 میلی‌لیتر اسید نیتریک) استفاده شد. بررسی‌های ریزساختاری نواحی مختلف اتصال با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) انجام گردید. به منظور بررسی تغییرات سختی در نقاط مختلف ناحیه اتصال (شامل فلزجوش، ناحیه متأثر از حرارت و فلزپایه) آزمون ریز سختی تحت بار اعمالی 300 گرم و زمان نگهداری 10 ثانیه انجام شد و نتایج به صورت پروفیل سختی گزارش شد. آزمون ضربه طبق استاندارد ASTM E23-07 [28] و در دمای 20- درجه سانتی‌گراد انجام شد. برای انجام آزمون ضربه تعداد سه نمونه از هر فلزجوش (حاصل از حرارت‌های ورودی مختلف) به ابعاد 55×5×10 میلی‌متر با زاویه شیار 45 درجه، عمق شیار 1 میلی‌متر و زاویه انحنای 0/25 رادیان به‌طوری‌که فلزجوش در وسط نمونه قرار داشت جدا گردیدند. میانگین نتایج حاصل از هر سه نمونه به عنوان نتیجه نهایی گزارش گردید. پس از آزمون ضربه، شکست نگاری سطوح نمونه‌ها توسط SEM انجام شد.

3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار فلز پایه

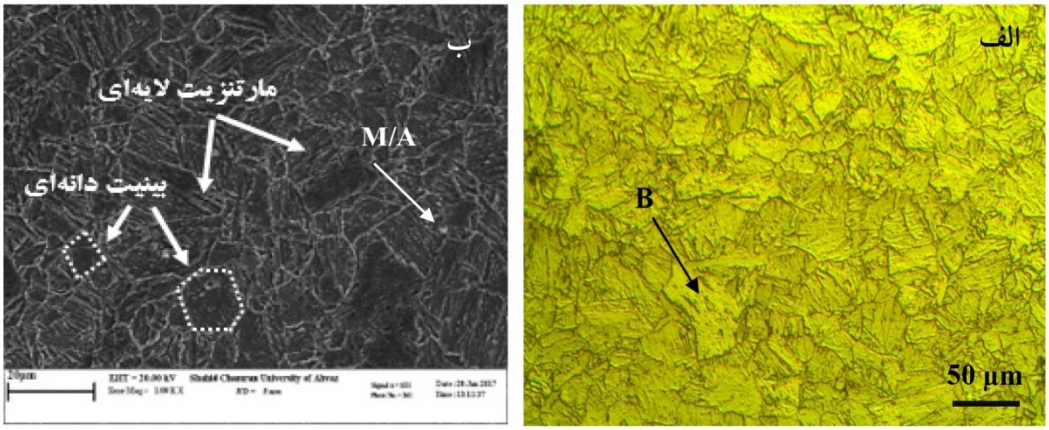
شکل (1) تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی ازریزساختار فلز پایه HSLA-100 را نشان می‌دهد. از شکل (1-الف) مشاهده می‌شود که ریزساختار فلز پایه عمدتاً از مارتنزیت لایه‌ای تمپرشده و مقداری بینیت دانه‌ای (GB) تشکیل شده است. به علاوه مقدار اندکی ترکیبات آستنیت-مارتنزیت(M/A) نیز مشاهده می‌شود. با توجه به فرایند تولید این فولادها که شامل عملیات حرارتی ترمومکانیکال و سپس عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر کردن (با توجه به نمودار CCT) این ریزساختار قابل پیش‌بینی است [29].

تصویر SEM در شکل (1-ب) ریزساختار و ترکیبات M/A **را با جزییات بیشتری نشان می‌دهد.** تشکیل ترکیبات M/A در در زمینه ناشی از عدم استحاله کامل آستنیت به مارتنزیت و بینیت است.

در واقع هنگامی‌که در برخی نواحی، آستنیت پایدار به شکل آستنیت باقی‌مانده در زمینه وجود داشته باشد بخشی از این آستنیت در مراحل انتهایی سرد شدن به مارتنزیت استحاله یافته و فاز ثانویه M/A تشکیل می‌گردد. نتایج مشابهی توسط دیگر محققان نیز به‌دست آمده است [2و1].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.1.7.8]



شکل 1- تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی از ریزساختار فلز پایه.

3-2- ریزساختار فلز جوش

تصویر ریزساختار فلزجوش E12018 در حرارت ورودی مختلف در شکل (2) نشان داده‌شده است. مشاهده می‌شود که ریزساختار فلزجوش E12018 شامل فریت سوزنی (AF) و فریت چندوجهی است. در تصاویر دیده می‌شود که با افزایش حرارت ورودی اندازه دانه فلزجوش بزرگ‌تر شده و میزان محصولات استحاله‌ای دمای بالا مانند فریت چندوجهی (PF) و شبه چند وجهی (QPF) افزایش‌یافته است. در نمونه با حرارت ورودی پایین به دلیل تشکیل ریزساختار فریت سوزنی ریز مرزدانه‌ها به‌وضوح قابل‌رویت نبوده، ولی با افزایش حرارت ورودی مرزدانه‌های آستنیت اولیه که دانه‌های فریت بر روی آن‌ها جوانه زده‌اند به وضوح دیده می‌شوند. استحاله تبدیل آستنیت به فریت چند وجهی در محدوده دمایی بالاتری نسبت به فریت سوزنی اتفاق افتاده و جوانه‌زنی و رشد فریت از دانه‌های آستنیت اولیه انجام می‌گیرد. رشد این فاز توسط نفوذ اتم‌های حل شونده در امتداد مرزدانه‌ها انجام می‌شود تا این‌که تعادل در فصل مشترک فریت و آستنیت برقرار گردد.

در دماهای پایین‌تر، فصل مشترک فریت چندوجهی شکل منظم خود را از دست داده و مرزهای آن به شکل تیغه‌ای و ناهموار تبدیل می‌شود. این شکل نامنظم، فریت شبه چندوجهی یا توده‌ای نامیده می‌شود. در دماهای پایین‌تر فریت سوزنی به صورت ناهمگن بر روی آخال‌های غیرفلزی جوانه‌زنی و رشد می‌نماید.

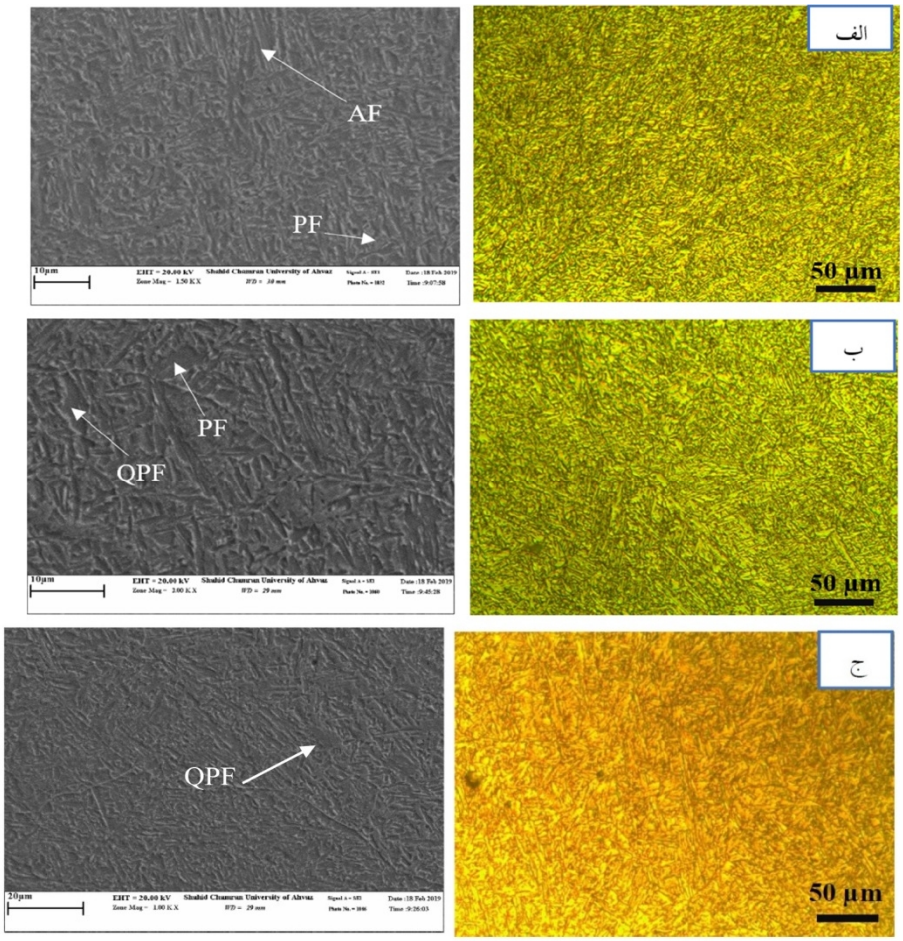
برخلاف جوانه‌زنی فریت چند وجهی و شبه چندوجهی که به صورت نفوذی انجام می‌شوند، تشکیل فریت سوزنی توسط مکانیزم نفوذی- برشی صورت می‌گیرد [33-31]. مشاهده شکل‌گیری فازهای مختلف فریتی با مکانیزم‌های اشاره شده، در پژوهش‌های صورت گرفته توسط سایر محققین گزارش شده است [32-30].

در مورد تاثیر زمان سرد شدن بر نوع ریزساختار حاصل، معیاری به عنوان زمان سرد شدن در فاصله دمایی 800 تا 500 درجه سانتی‌گراد مطرح است که استفاده از آن در نشان دادن نرخ سرد شدن متداول است. این بازه دمایی، نشان دهنده محدوده دمایی است که استحاله آستنیت به فریت در آن به وقوع می‌پیوندد و به صورت $\Delta t_{8/5}$ نشان داده می‌شود (رابطه2) [33].

$$\Delta t_{8/5} = 5\eta . HI \qquad (2)$$

در این رابطه η ضریب بازده فرایند جوشکاری و HI حرارت ورودی است. این رابطه نشان می‌دهد که با افزایش حرارت ورودی مدت زمان سرد شدن از دمای 800 تا 500 درجه سانتی‌گراد افزایش می‌یابد. این مقدار برای حرارت‌های ورودی مختلف از کم به زیاد به ترتیب برابر با3/28، 4/704 و 5/568 ثانیه است. لذا با کاهش حرارت ورودی از 1/392 تا0/820 کیلوژول بر میلی‌متر اندازه دانه کاهش یافته که گواهی بر ریزشدن دانه‌ها در فلزات جوش با حرارت ورودی کم (نرخ سرد شدن بیشتر) می‌باشد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.1.7.8]



شکل2- تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی از فلز جوش در حرارت‌های ورودی مختلف
الف- 0/82 ب- 1/176 ج- 1/392 کیلوژول بر میلی‌متر.

3-3-ریزساختار ناحیه متاثر از حرارت

در این مبحث با توجه به اهمیت و نقش ناحیه متاثر از حرارت درشت دانه (CGHAZ) در تعین خواص اتصال بیشتر این ناحیه مورد بررسی قرار گرفته است. ریزساختار ناحیه CGHAZ برای حرارت‌های ورودی مختلف 0/82، 1/176 و 1/392 کیلوژول بر میلی‌متر در شکل (3) نشان داده شده است.

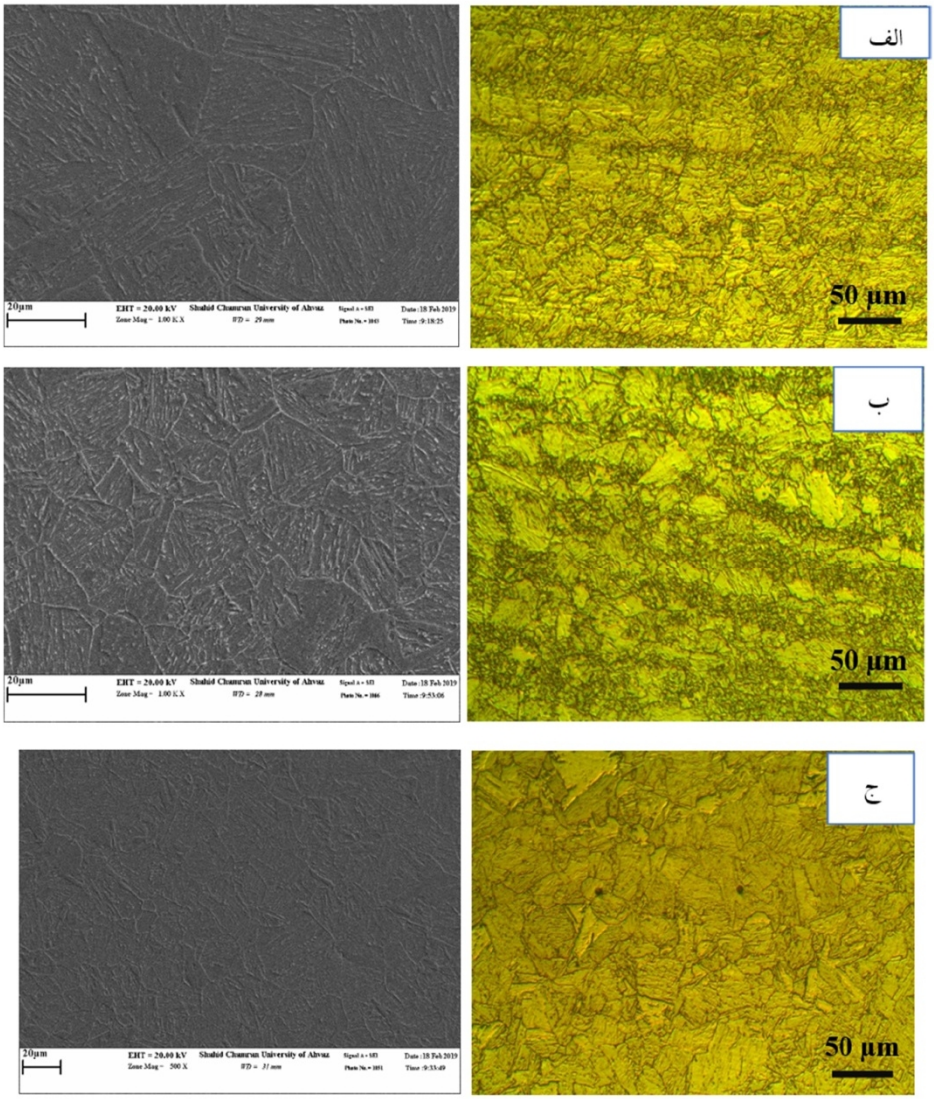
از تصاویر مشاهده می‌شود که ریزساختار ناحیه متاثر از حرارت درشت دانه به صورت برجسته عمدتا شامل بینت دانه‌ای و بینیت لایه‌ای است.

با افزایش حرارت ورودی بیشینه دما در ناحیه متاثر از حرارت از جمله ناحیه درشت دانه افزایش یافته و اضافه بر درشت شدن دانه‌ها و گسترش این ناحیه منجر به افزایش سهم بینیت لایه‌ای در ریزساختار گردیده است. با توجه به تصاویر مشخص است که با افزایش حرارت ورودی کسر حجمی بینیت لایه‌ای و ابعاد آن در ریزساختار افزایش یافته است و در مقابل، مقدار بینیت دانه‌ای کاهش یافته است. در تصاویر مرزدانه‌های آستنیت اولیه (PAGB) نیز به وضوح مشاهده می‌شود. با افزایش حرارت ورودی زمان سرد شدن افزایش و در نتیجه سرعت سرد شدن کاهش می‌یابد که این امر موجب فراهم شدن زمان لازم برای رشد دانه‌های آستنیت اولیه می‌گردد. همچنین دمای بالای سیکل‌های حرارتی جوشکاری باعث افزایش دما در ناحیه CGHAZ و بزرگ‌تر شدن و انحلال رسوبات M/A و کاهش اثر رسوبات در جلوگیری از رشد دانه‌ها و همچنین از بین رفتن عملیات ترمومکانیکال کنترل شده خواهد شد[34].

3-4- ریزسختی

تغییرات ریزسختی در نواحی مختلف اتصالات جوش در هر

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.1.7.8]



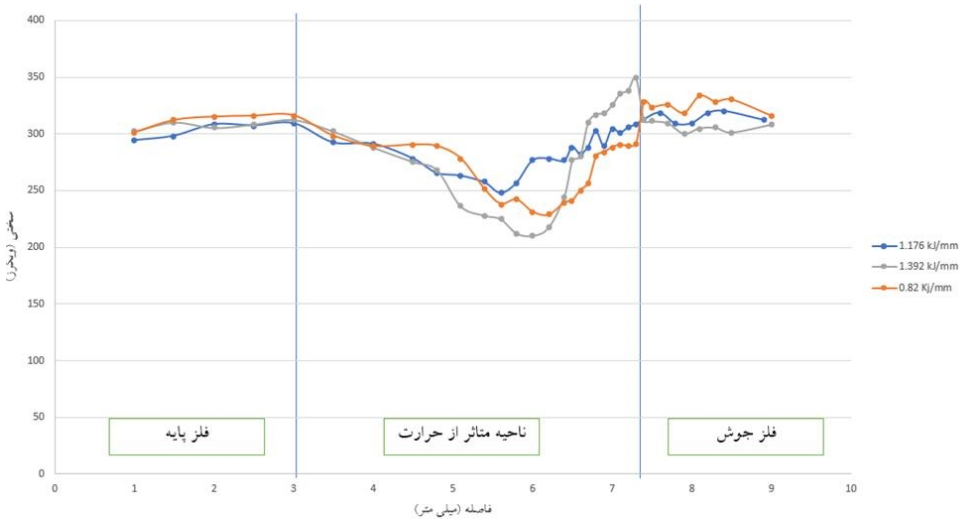
شکل3- تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی از ریزساختار ناحیه CGHAZ در حرارت‌های ورودی مختلف
الف- 0/82 ب- 1/176 ج- 1/392 کیلوژول بر میلی‌متر.

سه حرارت ورودی در شکل (4) نشان داده شده است. از شکل مشاهده می‌شود که با افزایش حرارت ورودی سختی فلزجوش کاهش یافته است. در مباحث ریزساختاری مشاهده گردید که ریزساختار فلزجوش E12018 شامل فریت سوزنی و فریت چندوجهی به همراه مقادیری از ترکیبات M/A می‌باشد. با افزایش حرارت ورودی میزان ریزساختار فریت سوزنی به دلیل کاهش سرعت سرد شدن کاهش یافت و مقدار فریت چندوجهی افزایش یافته است. با توجه به این مسئله که ریزساختار فریت سوزنی(استحاله دمایی پایین) در مقایسه با ریزساختار فریت چندوجهی از میزان سختی بالاتری برخوردار می‌باشد، از این‌رو با افزایش حرارت ورودی مقدار سختی کاهش پیدا کرده است [35]. همچنین دمای بالای سیکل‌های حرارتی جوشکاری باعث رشد بیشتر و نیز انحلال رسوبات M/A و کاهش اثر رسوبات در جلوگیری از رشد دانه به واسطه اثر قفل شوندگی مرزدانه‌ها خواهد شد. انحلال و بزرگ شدن این رسوبات با افزایش حرارت ورودی می‌تواند نقش موثری در کاهش سختی ناحیه متاثر از حرارت داشته باشد.

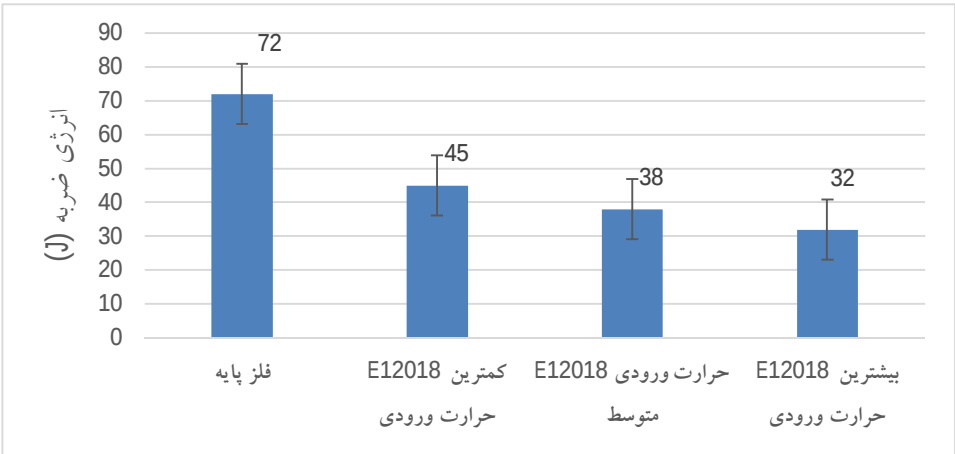
3-5- آزمون ضربه

شکل (5) انرژی ضربه برای فلزپایه و فلزجوش در حرارت‌های ورودی مختلف را نشان می‌دهد. از شکل مشاهده می‌شود که انرژی ضربه فلزپایه از انرژی ضربه فلز جوش در تمام

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.1.7.8]



شکل4- تغییرات ریزسختی ناحیه اتصال برای حرارت‌های ورودی مختلف.



شکل 5- انرژی ضربه برای فلز جوش در حرارت‌های ورودی مختلف.

تمام حرارت‌های ورودی بیشتر است. علت بیشتر بودن انرژی ضربه فلز پایه نسبت به فلزات جوش را می‌توان به اختلاف در ترکیب شیمیایی (جدول1)، ریزساختار و نیز تفاوت در فرایند تولید آن‌ها مرتبط دانست. مشخص گردیده که بعد از فرایند ترمومکانیکال و استحکام‌دهی ثانویه انجام‌گرفته بر روی فلزپایه رسوبات مس ایجاد شده در ریزساختار به عنوان موانع در برابر انتشار ترک عمل می‌کنند و باعث افزایش مقاومت ضربه‌ای فلزپایه می‌شوند [36-38]. شکل همچنین نشان می‌دهد که با افزایش حرارت ورودی انرژی ضربه فلزجوش کاهش یافته است. در واقع با توجه به یکسان بودن ترکیب شیمیایی فلزات جوش در حرارت‌های ورودی مختلف علت تفاوت در انـــرژی ضربه‌ای آن‌ها می‌تواند به تفاوت در ریزساختار آن‌ها مربوط گردد. با افزایش حرارت ورودی نرخ سرد شدن فلزجوش کاهش یافته و به تبع آن میزان فریت سوزنی نیز در ریز ساختار کاهش می‌یابد و در عوض فازهای دمای بالا مانند فریت چند وجهی افزایش می‌یابد. ریزساختار با مقادیر بیشتر فریت سوزنی دارای ماهیت قفل شوندگی و مسیر پر پیچ و خم بیشتری بوده که مانع از انتشار ترک می‌شود. در صورتی‌که ریزساختار فلزجوش با مقادیر کم‌تری فریت سوزنی(حرارت ورودی بالاتر) و مقادیر بیشتری از فریت‌های مرزدانه‌ای و چندوجهی به دلیل داشتن مسیر آسان‌تر رشد ترک و موانع کم‌تر در مسیر ترک، از انرژی ضربه‌ای کمتری برخوردار هستند [39]. این امر

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.1.7.8]

باعث کاهش انرژی ضربه‌ای فلز جوش در اثر افزایش حرارت ورودی گردیده است.

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش بررسی تأثیر حرارت ورودی فرایند SMAW بر ریزساختار نواحی مختلف اتصال، سختی و انرژی ضربه فلزجوش فولاد HSLA-100 مورد بررسی قرار گرفت که نتایج آن در زیر به اختصار گزارش گردیده است.

- مشخص گردید که ریزساختار فلزجوش در تمام حرارت‌های ورودی شامل فریت سوزنی، فریت چندوجهی، فریت شبه چندوجهی و ترکیبات M/A بوده و ریزساختار ناحیه متاثر از حرارت از بینیت لایه‌ای و بینیت دانه ای تشکیل گردیده است.

- مشخص گردید که با افزایش حرارت ورودی میزان فریت سوزنی در فلز جوش کاهش یافته و میزان فریت چند وجهی و شبه چند وجهی افزایش می‌یابد.

- در ناحیه متاثر از حرارت با افزایش حرارت ورودی بینیت لایه ای افزایش و مقدار بینیت دانه‌ای کاهش یافت.

- با افزایش حرارت ورودی به دلیل کاهش میزان فریت سوزنی فلزجوش و انحلال رسوبات در ناحیه متاثر از حرارت درشت‌دانه سختی در این نواحی کاهش یافت.

- مشخص گردید که با افزایش حرارت ورودی به دلیل کاهش میزان فریت سوزنی، انرژی ضربه‌ای فلزجوش کاهش می‌یابد. بیشترین انرژی ضربه فلز جوش (45 ژول) در حرارت ورودی 0/82 کیلوژول بر میلی‌متر و کمترین مقدار انرژی ضرب (32 ژول) در حرارت ورودی 1/392 کیلوژول بر میلی‌متر به دست آمد. معلوم گردید که در تمام حرارت‌های ورودی، انرژی ضربه فلزپایه بیشتر از انرژی ضربه فلزجوش است.

منابع

1- E. J. CZYRYCA, R. E. LINK, R. J. WONG, D. A. AYLOR, T. W. MONTEMARANO, and J. P. GUDAS, “Development and Certification of HSLA -100 Steel for Naval Ship Construction,” *Nav. Eng. J.*, vol. 102, no. 3, pp. 63–82, May 1990.

2- S. K. Dhua, D. Mukerjee, D. S. Sarma, “Influence of tempering on the microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel plates” Metallurgical and Materials Transactions A” Vol. 32, pp. 2259-2270, 2001.

3- S. Das, A. Ghosh, S. Chatterjee, P. R. Rao, “Evolution of microstructure in an ultra-low carbon Cu bearing HSLA forging”,Scandinavian journal of metallurgy processes and materials engineering, Vol. 31, pp. 272-280, 2002.

4-S. K. Dhua, D. Mukerjee, D. S. Sarma, “Effect of cooling rate on the as-quenched microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel plates”, Metallurgical and Materials Transactions A,Vol. 34, pp. 2493-2504. 2003.

5- X. Li, P.Wu, R. Yang, S. Zhao, S.Zhang, S.Chen, X.Cao. X.Wang, “Nb segregation at prior austenite grain boundaries and defects in high strength low alloy steel during cooling”,materials and design, Vol. 115 , pp. 165-169. 2017.

6- M. Mujahid, A. K . Lis, C. I. Garcia, A. J. Deardo, “HSLA-100 steels: Influence of aging heat treatment on microstructure and properties”, Materials Engineering and Performance,Vol. 7, pp. 247-257. 1998.

7- S. Panwar, D .B. Goel, O. P. Pandey, K. S. Prasad, “Effect of micro alloying on aging of a Cu-bearing HSLA-100(GPT) steel”, Bulletin of materials science,Vol. 29, pp. 281-292, 2006.

8- S. Panwar, D .B. Goel, O.P. Pandey, K.S. Prasad, “Aging of a copper bearing HSLA-100 steel”,Bulletin of materials science,Vol. 26, pp. 441-447. 2003.

9- V.R. Mattes, “ Microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel” , Master of science thesis, naval postgraduate school, Monterey, California, 1990.

10- J. E. Ramirez, S. Liu, and D. L. Olson, “Dual precipitation strengthening effect of copper and niobium in high strength steel weld metal,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 216, no. 1, pp. 91–103, 1996.

11- S. D. Bhole , J. B. Nemade, L. Collins, Cheng Liu, “ Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel”, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 173, pp. 92-100, 2006.

12- L.Wei, T.W. Nelson, “ Influence of heat input on post weld microstructure and mechanical properties of friction stir welded HSLA-65 steel”, Materials science & engineering A, Vol. 556, pp. 51-59, 2012.

13- B.K.Show, R.Veerababu, R. Balamuralikrishnan, G. Malakondaiah, “ Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a micro alloyed HSLA steel”, Materials science & engineering A, Vol. 527, pp. 1595-1604, 2010.

14- G. Thewlis,” Classification and quantification of microstructures in steels”, Materials science and technology, Vol. 20, 2004, pp.143–160.

15- S.S.Babu, “ The mechanism of acicular ferrite in weld deposits”, Current Opinion in Solid State and Materials Science, vol. 8, pp. 267-378, 2004.

16- M. Eroglu, M. Aksoy. N. Orhan, “Effect of coarse initial grain size on microstructure and mechanical

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.1.7.8]

properties of weld metal and HAZ of a low carbon steel",Matrials science and engineering A, vol. 269, pp. 59-66, 1999.
17- X.J. Di, X. An, F.J. Cheng, D.P. Wang, X.J. Gou, Z.K.Xue," Effect of martensite–austenite constituent on toughness of simulated inter-critically reheated coarse-grained heat-affected zone in X70 pipeline steel" Science and technology of welding and joining, vol. 21,pp. 366-373, 2016.
18- Y. Li ,T. N. Baker, " Effect of morphology of martensite–austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium micro alloyed steels", Materials science and technology. Vol. 26, pp.1029-1040, 2010.
19- A. Lambert-perlade, A.F. Gorgoues, J. Besson, T. Sturel, A. Pineau"Mechanisms and Modeling of Cleavage Fracturein Simulated Heat-Affected Zone Microstructures of a High-Strength Low Alloy Steel",Metallurgical and materials transactions A, Vol. 35, pp. 1039-1053, 2004.
20- ی. پ. علیرضا، ج. حامد، بررسی اصول متالورژیکی و تکنولوژیکی مهندسی جوش فولادHSLA-100 ، ۱۳۸۹.
21- B. Beidokhti, A. H. Koukabi, and A. Dolati, "Influences of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties," *Mater. Charact.*, vol. 60, no. 9, pp. 225–233, 2009.
22- X. L. Wang, Y. T. Tsai, J. R. Yang, Z. Q. Wang, X. C. Li , C. J. Shang, R. D. K. Misra, "Effect of inter pass temperature on the microstructure and mechanical properties of multi-pass weld metal in a 550-MPa-grade offshore engineering steel", Welding in the World, Vol. 61, pp. 1155-1168, 2017.
23- P. L. Harrison, R. A. Farrar, " Influence of oxygen-rich inclusions on the γ α phase transformation in high-strength low-alloy(HSLA) steel weld metals", Journal of Materials Science, Vol. 16, pp. 2218-2226, 1981.
24- L. Lan, C,Qiu, D.Zhao, X.Gao, L.Du,"Analysis of martensite–austenite constituent and its effect on toughness in submerged arc welded joint of low carbon bainitic steel", Journal of materials science, Vol. 47, pp. 4732-4742, 2012.
25- N. Adibi and A. R. Ebrahimi, "Study of Mechanical Properties and Microstructural Characterization of HSLA-100 GMA Welds and GMA-P Welds," 1390..
26- G. Spanos, D. W. Moon, R.W. Fonda, E. S. K. Menon, A. G. Fox, "Microstructural, Compositional, and Micro hardness Variations across a Gas-Metal Arc Weldment Made with an Ultralow-Carbon Consumable", Metallurgical and materials transactions A, Vol. 32 , pp. 3043-3054, 2001.
27- S. K. Dhua, D. Mukerjee, D. S. Sarma, " Weldability and Microstructural Aspects of Shielded Metal Arc Welded HSLA-100 Steel Plates", ISIJ International, Vol. 42, pp. 290-298, 2002.
28- American Society for Testing and Materials, "Standard test method for tension testing of metallic materials", ASTM E8, 2016.
29- Standards, "Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazers, and Welding and Brazing Operators.," *ASME Boil. Press. Vessel Code*, 1974.
30- ASTM, "E23 - Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials," *Annu. B. ASTM Stand.*, 2001.
31- V. R. Mattes, "Microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel," 1990.
32- W .Wang, Y. Shan, K. Yang, " Study of high strength pipeline steels with different microstructures", Materials Science and Engineering A, Vol. 502, pp. 38-44, 2009.
33- H. Sung, S.Y. Shin, W. Cha, K. Oh, S. Lee, N. J. Kim, " Effects of acicular ferrite on charpy impact properties in heat affected zones of oxide-containing API X80 line pipe steels", Materials Science and Engineering A, Vol. 528, pp. 3350-3357, 2011.
34- D.V. Kirana, B. Basub, A. De, " Influence of process variables on weld bead quality in two wire tandem submerged arc welding of HSLA steel", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 212, pp. 2041-2050, 2012.
35- M. Shome, "Effect of heat-input on austenite grain size in the heat-affected zone of HSLA-100 steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 445–446, pp. 454–460, 2007.
36-S. D. Bhole and A. G. Fox, "Influence of GTA welding thermal cycles on HSLA-100 steel plate," *Can. Metall. Q.*, vol. 35, no. 2, pp. 151–158, 1996.
37-Y. M. Kim, S. K. Kim, Y. J. Lim, and N. J. Kim, "Effect of Microstructure on the Yield Ratio and Low Temperature Toughness of Linepipe Steels.," *ISIJ Int.*, vol. 42, no. 12, pp. 1571–1577, 2002.
38-S. . Dhua, A. Ray, and D. . Sarma, "Effect of tempering temperatures on the mechanical properties and microstructures of HSLA-100 type copper-bearing steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 318, no. 1–2, pp. 197–210, Nov. 2001.
39-S. Panwar, D. B. Goel, O. P. Pandey, and K. S. Prasad, "Aging of a copper bearing HSLA-100 steel," *Bull. Mater. Sci.*, vol. 26, no. 4, pp. 441–447, Jun. 2003.
40-M. Mujahid, A. K. Lis, C. I. Garcia, and A. J. DeArdo, "HSLA-100 Steels: Influence of Aging Heat
41- A. Lambert-perlade, A. F. Gorgoues, J. Besson, T. Sturel, A. Pineau "Mechanisms and Modeling of Cleavage Fracturein Simulated Heat-Affected Zone Microstructures of a High-Strength Low Alloy Steel", Metallurgical and materials transactions A, Vol. 35, pp. 1039-1053, 2004.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.2476583.1400.7.1.7.8]