

## فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

### ارتباط ریزساختار با رفتار مکانیکی فلز جوش فولاد HSLA-100 تولید شده با روش GTAW

مهیار داریوندپور<sup>۱</sup>، رضا دهملائی<sup>۲\*</sup>، خلیل رنجبر<sup>۳</sup>

۱- دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران.

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

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

Dehmlaei@scu.ac.ir \*

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۱۳۹۹/۰۷/۰۴	در این پژوهش، جوشکاری فولاد کم آلیاژ استحکام بالا، HSLA-100، با استفاده از سه فلز پرکننده هم‌جنس با فلز پایه (HSLA-100)،
پذیرش: ۱۳۹۹/۱۱/۰۵	ER100S-G و ER120S-G با روش GTAW انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی
<b>کلید واژگان:</b>	رویشی صورت پذیرفت. هم‌چنین، به منظور ارزیابی خواص مکانیکی اتصال، آزمون‌های کشش، ضربه و سختی سنجی مورد استفاده قرار
فولاد HSLA-100	گرفت. نتایج نشان داد که ریزساختار فلز جوش HSLA-100 شامل بینیت دانه‌ای و فریت چندوجهی، فلز جوش ER100S-G شامل
ریزساختار، فلز جوش	فریت‌های سوزنی، ویدمن‌اشتان و مرزدهانه‌ای و فلز جوش ER120S-G شامل فریت‌های سوزنی، چندوجهی و شبه چندوجهی بود.
خواص مکانیکی	به‌علاوه، تشکیل فاز ثانویه (ترکیبات) مارتنزیت/آستنیت (M/A) در ریزساختار تمامی فلزات جوش مشاهده گردید که شکل غالب این فاز
فریت سوزنی	در فلزات جوش HSLA-100 و ER100S-G به‌صورت بلوکی و تشکیل شده در مرزدهانه‌های آستنیت اولیه و در فلز جوش ER120S-
ترکیبات M/A	G از نوع رشته‌ای بود. نتایج آزمون‌های مکانیکی مشخص نمود که در میان فلزات جوش، فلز جوش ER120S-G از بالاترین میزان
	استحکام کششی (۸۵۹ مگاپاسکال)، درصد ازدیاد طول (۲۲٪)، انرژی ضربه (۴۵ ژول) و سختی (۲۹۴/۷ ویکرز) برخوردار بود. درحالی‌که
	فلز جوش ER100S-G، کم‌ترین استحکام کششی (۷۷۵ مگاپاسکال) و سختی (۲۶۸/۴ ویکرز) و فلز جوش HSLA-100، کم‌ترین
	مقاومت به ضربه (۲۵ ژول) را از خود نشان دادند.

### Correlation of Microstructure with Mechanical Behavior of HSLA-100 Weld Metal Produced By GTAW Method

Mahyar Darivandpour<sup>1</sup>, Reza Dehmlaei<sup>2\*</sup>, Khalil Ranjbar<sup>3</sup>

1- Ph.D. Student, Department of Material Science & Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran.

2- Assistant professor, Department of Material Science & Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran.

3- Professor, Department of Material Science & Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran.

\* Dehmlaei@scu.ac.ir

#### Article Information

Original Research Paper

Doi:

10.30495/apme.2021.1910558.2016

#### Keywords:

HSLA-100 Steel

Microstructure

Weld Metal

Mechanical Properties

Acicular Ferrite

M/A Constituents

#### Abstract

In this study, welding of high strength low alloy steel, HSLA-100 was performed using three fillers metals, cut from base metal (HSLA-100), ER100S-G and ER120S-G by GTAW procedure. Microstructural studies were conducted using optical and scanning electron microscopes. Tensile, impact and hardness tests were also used to evaluate the mechanical properties of the joint. The results showed that the microstructure of HSLA-100 weld metal included granular bainite and polygonal ferrite, ER100S-G weld metal consisted of acicular, Widmannstatten and grain boundary ferrites and ER120S-G weld metal comprised of acicular, polygonal and quasi-polygonal ferrites. Furthermore, the formation of a secondary phase (constituent) of martensite / austenite (M / A) was observed in the microstructure of all weld metals. The predominant form of this phase in HSLA-100 and ER100S-G weld metals was blocky type and formed along the prior austenite grain boundaries and in ER120S-G weld metal was in the form of stringer type. The results of mechanical tests demonstrated that among weld metals, ER120S-G weld metal had the highest tensile strength (859 MPa), percent elongation (22%), impact toughness (45 joule) and hardness (294.7 HV<sub>30</sub>), whilst, the ER100S-G weld metal had the lowest tensile strength (775 MPa) and hardness (268.4 HV<sub>30</sub>) and the HSLA-100 weld metal had the lowest impact toughness (25 Joule).

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Mahyar Darivandpour, Reza Dehmlaei, Khalil Ranjbar, Correlation of Microstructure with Mechanical Behavior of HSLA-100 Weld Metal Produced By GTAW Method, New Process in Material Engineering, 2021, 15(3), 35-48.

## ۱- مقدمه

سرعت توسعه صنعتی و نیاز روزافزون به تجهیزات و سازه‌های با استحکام بالا، ضرورت تولید و استفاده از آلیاژهای مهندسی با استحکام بالا و قیمت تمام شده مناسب را بیش از پیش آشکار ساخته است. در این ارتباط، فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا (HSLA) به دلیل داشتن خواصی نظیر استحکام بالا، چقرمگی خوب و جوش‌پذیری مناسب مورد توجه ویژه قرار گرفته‌اند. این آلیاژها به‌طور گسترده در ساخت سازه‌ها و تجهیزات صنعتی نظیر تأسیسات دریایی، بدنه کشتی‌ها و شناورها و خطوط انتقال نفت و گاز و صنایع نظامی استفاده می‌شوند [۱-۵]. فولاد کم آلیاژ استحکام بالای HSLA-100 از جمله فولادهای استحکام یافته با رسوبات مس می‌باشد که علاوه بر استحکام بالا و چقرمگی عالی، به دلیل پایین بودن مقدار کربن (کم‌تر از ۰/۱٪) و کربن معادل، از قابلیت جوشکاری بسیار عالی بدون نیاز به پیش‌گرم کردن برخوردار است. افزودن مس به همراه حضور عناصر نایوبیم، تیتانیم و وانادیم در ترکیب شیمیایی این فولاد، علاوه بر جلوگیری از رشد دانه‌های آستنیت ضمن فرآیند ترمومکانیکال، شرایط مناسبی را برای تشکیل رسوبات مس پس از کوانچ و تمپر و در نهایت، حصول استحکام و چقرمگی مطلوب را فراهم می‌آورد [۶-۷]. خواص بی‌نظیر این فولاد باعث شده که به‌طور گسترده در صنایع نظامی، کشتی‌سازی و خطوط لوله‌های انتقال نفت و گاز و غیره به‌عنوان جایگزینی مطمئن به‌جای فولادهای استحکام تسلیم بالا مانند HY-100 استفاده گردد [۸]. با توجه به کاربرد گسترده این آلیاژ در ساخت و تولید سازه‌های بزرگ مهندسی، استفاده از جوشکاری جهت اتصال، تعمیر و ترمیم آن‌ها ضروری است. فرآیند جوشکاری و سیکل‌های حرارتی ناشی از آن، باعث ایجاد ناپوستگی (ساختار ریختگی ناحیه جوش) در ریزساختار و افت خواص مکانیکی (به دلیل انحلال رسوبات و درشت شدن دانه‌ها) در منطقه جوش و ناحیه متأثر از حرارت جوشکاری می‌گردد. به‌طوری‌که این ناحیه ضعیف‌ترین قسمت یک سازه مهندسی بوده و خواص سازه‌های جوشکاری شده را با خواص ناحیه جوش آن‌ها

ارزیابی می‌کنند [۹]. با عملیات حرارتی بعد از جوشکاری و تشکیل مجدد رسوبات به‌ویژه در ناحیه متأثر از حرارت، می‌توان خواص مکانیکی را بهبود داده و بازیابی نمود. ناحیه جوش به سه بخش فلز جوش، فصل مشترک فلزات پایه و جوش و ناحیه متأثر از حرارت تقسیم می‌شود. فلز جوش به دلیل ذوب و انجماد کامل دارای ساختار ریختگی است. ریزساختارهای فلز جوش تحت تأثیر عوامل مختلفی مانند حرارت ورودی، ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده، سرعت سرد شدن تعداد پاس‌های جوشکاری، میزان رقت، پیش‌گرم و پس‌گرم کردن، کنترل دمای بین پاس و استحاله‌های فازی پس از انجماد فلز جوش تا دمای محیط قرار دارد [۱۰-۱۲]. ریزساختار میکروسکوپی (اندازه دانه‌ها، نوع رسوبات، مقدار، اندازه و نحوه توزیع آن‌ها و غیره) نقش تعیین‌کننده‌ای در کنترل و تعیین خواص مکانیکی فلز جوش نظیر استحکام و چقرمگی دارد [۱۳-۱۴]. ریزساختارهای متنوعی می‌تواند در ناحیه فلز جوش فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا تشکیل گردد. نتیجه پژوهش‌ها نشان داده که این ریزساختارها عمدتاً شامل فریت‌های مرزدانه‌ای، ویدمن اشتاتن، چندوجهی و شبه چندوجهی، فریت سوزنی، بینیت، پرلیت و مارتنزیت به همراه رسوبات و ترکیبات مختلف کربونیت‌ریدی و فاز ثانویه مارتنزیت / آستنیت (M/A) می‌باشند. ریزساختار نهایی فلز جوش می‌تواند شامل هر یک از فازهای ذکر شده به‌تنهایی و یا به‌صورت ترکیبی از آن‌ها باشد [۱۵-۱۷]. 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 [۱۸]. تحقیقات متعددی در ارتباط با جوشکاری این فولادها و تأثیر پارامترهای مختلف بر خواص اتصال آن‌ها صورت گرفته است، درحالی‌که ارتباط ریزساختار با خواص مکانیکی اتصالات جوش این آلیاژها کم‌تر توسط محققان گزارش گردیده است. وانگ و همکاران [۱۹] دریافته‌اند که با افزایش

دمای بین پاسی از ۱۳۰ تا ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد، به دلیل افزایش کسر حجمی ترکیبات M/A در ناحیه جوش، انرژی ضربه‌ای فلز جوش کاهش می‌یابد. هریسون و فارار<sup>۲</sup> [۲۰] گزارش نمودند که تشکیل ریزساختار فریت سوزنی به همراه مرزخانه‌های با زاویه بزرگ، موجب بهبود چقرمگی فلزات جوش شده است. ناصری و همکاران [۲۱] نشان دادند که ریز شدن دانه‌ها در اثر اعمال لرزش الکترومغناطیسی باعث بهبود رفتار فرسایشی فلز جوش فولاد HSLA-100 گردیده است. لان و همکاران<sup>۳</sup> [۲۲] مشخص نمودند که مقدار و نحوه توزیع ترکیبات M/A در فلز جوش فولاد بینیتی کم کربن جوشکاری شده توسط روش قوس زیر پودری بر روی چقرمگی شکست فلز جوش بسیار مؤثر است. در پژوهش انجام گرفته توسط ادیبی و ابراهیمی [۲۳] ریزساختار و خواص مکانیکی فلزات جوش فولاد HSLA-100 تولید شده توسط فرآیندهای قوس فلز-گاز و قوس فلز-گاز پالسی با استفاده از فلز پرکننده ER120S-1 بررسی گردید. نتایج نشان داد که ریزساختار غالب فلز جوش حاصل از فرآیند قوس فلز-گاز فریت سوزنی و ریزساختار حاصل از فرآیند قوس فلز-گاز پالسی شامل فریت ویدمن اشتاتن و بینیت بود که بزرگ‌تر بودن اندازه دانه در فرآیند قوس فلز-گاز پالسی نسبت به فرآیند قوس فلز-گاز، باعث سختی بیشتر فلز جوش در فرآیند قوس فلز-گاز گردید. اسپانوس و همکاران<sup>۴</sup> [۲۴] تأثیر استفاده از فلز پرکننده فوق کم کربن ARC 100 را بر سختی فلز جوش فولاد HSLA-100 در فرآیند جوشکاری قوس فلز-گاز مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها به این نتیجه رسیدند که به علت تشکیل ریزساختار فریت سوزنی در فلز جوش در مقایسه با ریزساختار مارتنزیت لایه‌ای در فلز پایه، سختی فلز جوش با کاهش مواجه گردید. در مقایسه صورت گرفته توسط دوآ و همکاران<sup>۵</sup> [۲۵] میان خواص مکانیکی نواحی مختلف اتصال حاصل از جوشکاری فولاد HSLA-100 توسط فرآیند قوس الکتروود دستی طی پنج پاس و با استفاده از الکتروود E12018-M2، مشخص گردید که ناحیه متأثر از حرارت دارای استحکام، انرژی ضربه و سختی بیشتری نسبت به فلز جوش بود. اگرچه، فلز پایه، به علت داشتن ریزساختار مارتنزیت تمپر شده به همراه رسوبات مس

در مقایسه با ریزساختار نواحی جوش و متأثر از حرارت که شامل مارتنزیت لایه‌ای، بینیت لایه‌ای و فریت شبه چندوجهی بود از خواص مکانیکی بهتری در مقایسه با نواحی مذکور برخوردار بود؛ بنابراین، بر اساس مطالب ذکر شده، مشاهده گردید که پژوهشی در مورد مقایسه تأثیر فلزات پرکننده مختلف بر خواص فلزات جوش فولاد HSLA-100 انجام نشده است. از این‌رو، در پژوهش حاضر، تأثیر ترکیب شیمیایی فلزات پرکننده بر ریزساختار و ارتباط آن با خواص مکانیکی (استحکام، چقرمگی و سختی) اتصالات جوش فولاد HSLA-100 مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور، جوشکاری فولاد HSLA-100، توسط فرآیند GTAW و با استفاده از سه فلز پرکننده هم‌جنس با فلز پایه (HSLA-100)، ER100S-G و ER120S-G انجام گرفت.

## ۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، از ورق فولاد کم آلیاژ با استحکام بالا HSLA-100 با ضخامت ۹ میلی‌متر تولید شده توسط فرآیند ترمومکانیکال کنترل شده که پس از تولید به مدت ۲ ساعت به ترتیب در دماهای ۷۵۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد کوانچ و تمپر گردیده بود، به‌عنوان فلز پایه استفاده شد. از سه سیم جوش هم‌جنس با فلز پایه (HSLA-100)، ER100S-G و ER120S-G با قطر ۲/۴ میلی‌متر به‌عنوان فلز پرکننده استفاده شد. به‌منظور تهیه سیم جوش هم‌جنس با فلز پایه، با استفاده از دستگاه برش وایرکات، سیم جوش با ابعاد موردنظر از ورق فلز پایه جدا گردید. ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلزات پرکننده بر اساس گزارش شرکت تولیدی در جدول ۱ ارائه گردیده است. برای جوشکاری قطعاتی به ابعاد ۱۰×۵ سانتی‌متر مربع عمود بر راستای نورد از ورق اصلی جدا گردید. طرح اتصال نمونه‌ها به‌صورت جناقی یک طرفه با زاویه شیار ۷۰ درجه، ارتفاع ریشه ۱ میلی‌متر و فاصله ریشه ۲ میلی‌متر طراحی و توسط ماشین‌کاری آماده شد. شماتیک طرح اتصال جوشکاری در شکل ۱ نشان داده شده است. جوشکاری نمونه‌ها توسط فرآیند GTAW با قطبیت منفی و با جریان ۱۶۰ آمپر، ولتاژ ۱۵ ولت و میانگین سرعت ۱/۱ میلی‌متر بر ثانیه طی چهار پاس انجام گرفت. از گاز آرگون با

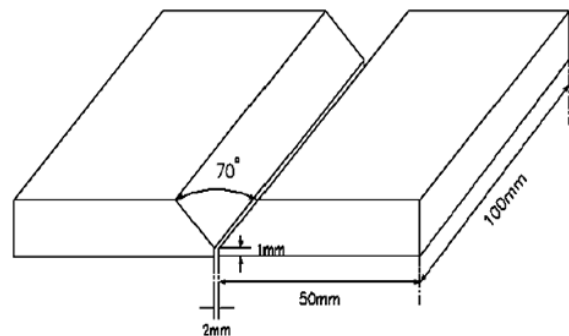
گردید. پارامترهای جوشکاری مورد استفاده در جدول ۲ ارائه گردیده است.

خلوص ۹۹/۵٪ به ترتیب با دبی ۱۵ و ۱۰ لیتر بر دقیقه برای حفاظت از ناحیه جوش و ریشه اتصال (گاز پستی) استفاده

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلزات پرکننده بر اساس درصد وزنی.

عنصر	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb
هم جنس	۰/۰۵	۰/۷۸	۰/۰۰۷	۰/۰۰۳	۰/۲۸	۰/۶۲	۰/۵۸	۳/۴۷	۱/۵۴	۰/۰۴
ER100S-G	۰/۱	۱/۶	-	-	۰/۶	۰/۳	۰/۲۵	۱/۴	-	-
ER120S-G	۰/۰۸	۱/۴۵	۰/۰۰۲	۰/۰۰۳	۰/۶	-	۰/۵۵	۳/۴	-	-

ارزیابی مقاومت در برابر ضربه فلز پایه و فلزات جوش، آزمون ضربه شاری بر اساس استاندارد [۲۷] ASTM E23-16 بر روی نمونه‌هایی با ابعاد ۱۰×۱۰×۵ میلی‌متر، با استفاده از دستگاه مدل ZWICK و در دمای ۲۰- درجه سانتی‌گراد صورت گرفت. تصویر شماتیک نمونه‌های آزمون کشش و آزمون‌های کشش و ضربه نمونه‌هایی از قطعات جوشکاری شده به شکلی که ناحیه جوش در وسط نمونه‌ها قرار داشت جدا گردید. هم‌چنین، هریک از آزمون‌های مذکور بر روی سه نمونه انجام و میانگین نتایج آن‌ها گزارش شد. به‌منظور تعیین میزان سختی فلز پایه و فلزات جوش، آزمون سختی سنجی ویکرز تحت بار ۳۰ کیلوگرم انجام شد.

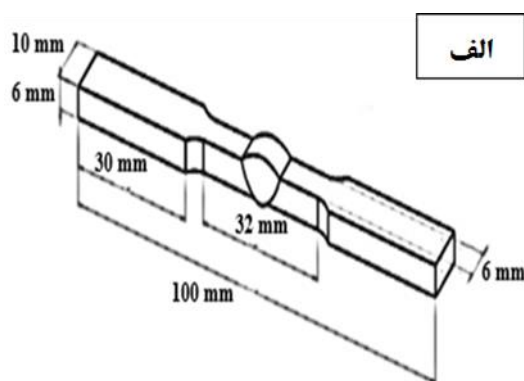


شکل (۱): شماتیک طرح اتصال جوشکاری.

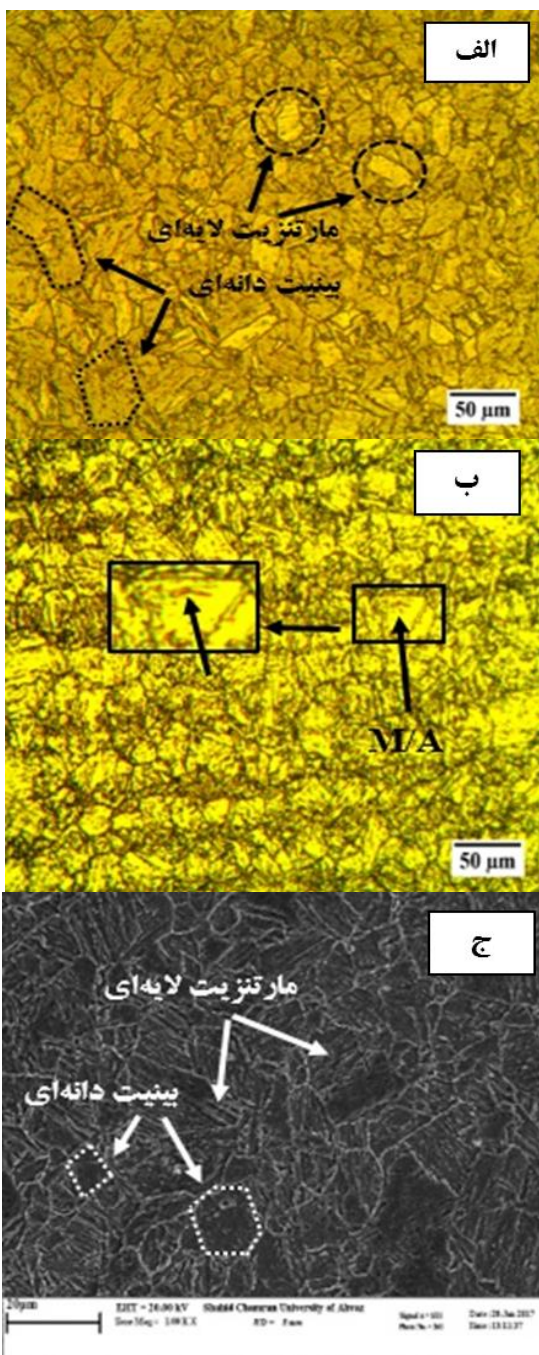
به‌منظور مطالعه ریزساختار فلزات جوش، نمونه‌هایی با ابعاد ۴×۱ سانتی‌متر مربع به‌صورت عمود بر مقطع جوش برش داده شد، به‌نحوی که ناحیه جوش در وسط نمونه قرار داشت. نمونه‌ها پس از پرداخت اولیه، با استفاده از کاغذ سنباده تا شماره ۲۰۰۰ سنباده‌زنی و سپس با پودر آلومینا با اندازه ۱ میکرون پولیش شد. برای آشکارسازی ریزساختار فلز پایه و فلزات جوش، از محلول حکاکی نایتال ۲٪ و برای شناسایی فاز ثانویه M/A، از محلول حکاکی لپرا (نسبت مساوی از پیکرال ۴٪ و سدیم متاسولفیت ۱٪) استفاده شد. کسر حجمی ترکیبات M/A در فلزات جوش نیز به کمک نرم‌افزارهای Image J و MIP محاسبه گردید. بررسی‌های ریزساختاری و شناسایی فازها در فلز پایه و فلزات جوش به کمک میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی (SEM) LEO 1455VP انجام شد. هم‌چنین، به‌منظور انجام آنالیز نقطه‌ای EDS، از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل TESCAN\VEGA استفاده گردید. آزمون کشش عرضی بر اساس استاندارد ASTM E8-16 [۲۶] با استفاده از دستگاه مدل STM-50، با نرخ کرنش ۵ میلی‌متر بر دقیقه و در دمای محیط بر روی فلز پایه و تمام فلزات جوش انجام شد. برای

جدول (۲): پارامترهای جوشکاری فرآیند GTAW.

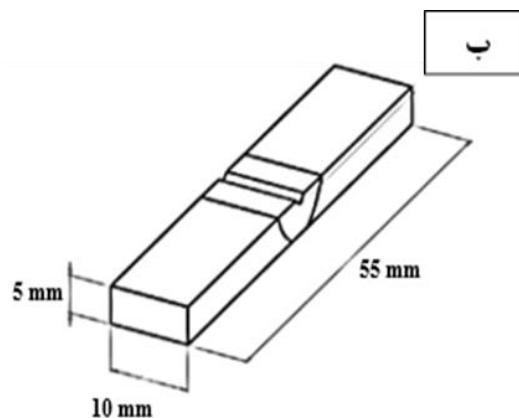
ER120S-G	ER100S-G	هم جنس	فلز جوش
۱۶۰	۱۶۰	۱۶۰	جریان (A)
۱۵	۱۵	۱۵	ولتاژ (V)
۱/۰۱	۱/۰۶	۱/۰۷	میانگین سرعت جوشکاری (mm/s)
۱/۴۲	۱/۳۶	۱/۳۵	میانگین حرارت ورودی (KJ/mm)







شکل (۳): ریزساختار فلز پایه فولاد HSLA-100 (الف) تصویر میکروسکوپ نوری (محلول نایتال)، (ب) تصویر میکروسکوپ نوری (محلول لپرا) و (ج) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی.



شکل (۲): شماتیک نمونه‌های آزمون‌های مکانیکی (الف) آزمون کشش و (ب) آزمون ضربه.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- بررسی‌های ریزساختاری

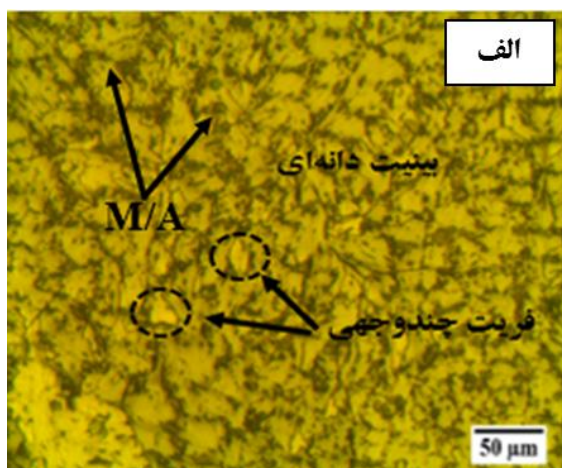
##### ۳-۱-۱- ریزساختار فلز پایه

از تصاویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (شکل ۳)، مشاهده می‌شود که ریزساختار فلز پایه فولاد HSLA-100 شامل مارتنزیت لایه‌ای تمپر شده به همراه بینیت دانه‌ای است. حکاکی فلز پایه توسط محلول لپرا، تشکیل ترکیبات M/A در زمینه را نشان می‌دهد. (شکل ۳-ب). عدم استحاله کامل آستنیت به مارتنزیت و بینیت سبب می‌شود که در برخی نواحی، آستنیت پایدار به شکل آستنیت باقی‌مانده در زمینه وجود داشته باشد که بخشی از این آستنیت در مراحل انتهایی سرد شدن به مارتنزیت استحاله یافته و فاز ثانویه M/A تشکیل می‌گردد. در تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (شکل ۳-ج)، جزئیات بیشتری از ریزساختار و حضور ترکیبات M/A در زمینه قابل مشاهده است. نتایج مشابهی توسط دیگر محققان نیز به دست آمده است [۱-۲].

#### ۳-۱-۲- ریزساختار فلزات جوش

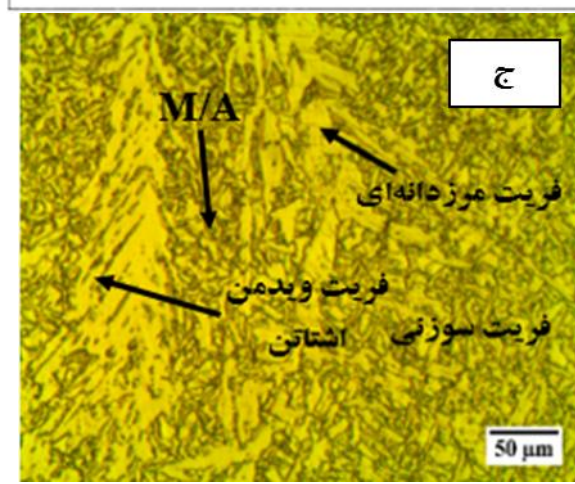
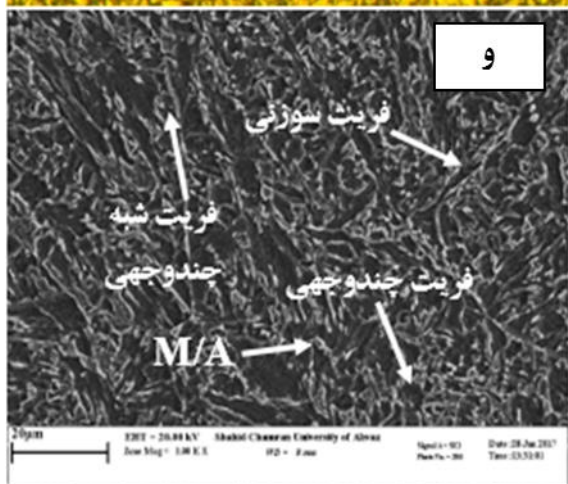
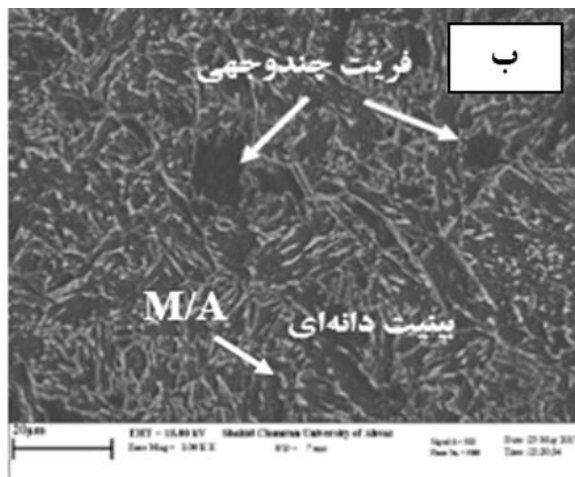
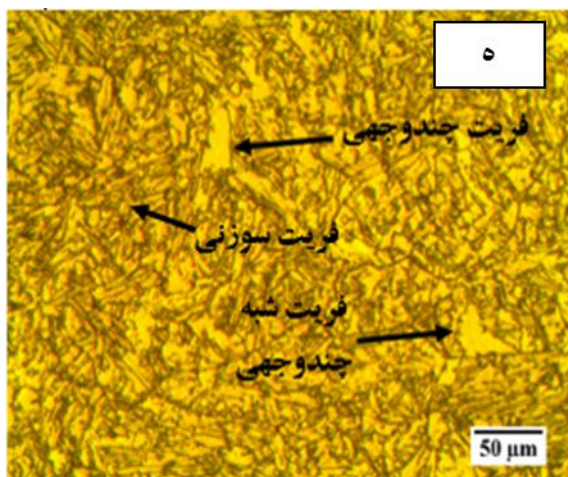
تصویر ریزساختار فلزات جوش حاصل از فلزات پرکننده مختلف در شکل ۴ آمده است. از شکل‌های ۴-الف و ۴-ب مشاهده می‌شود که ریزساختار فلز جوش هم‌جنس از بینیت دانه‌ای هم‌محور و مقداری فریت چندوجهی به همراه ترکیبات M/A تشکیل شده است. حضور بینیت دانه‌ای،

چندوجهی 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 مرز دانه‌ها انجام می‌شود تا این که تعادل در فصل مشترک فریت و آستنیت برقرار گردد. لازم به ذکر است که هر دو نوع فریت‌های چندوجهی و مرز دانه‌ای به‌عنوان فریت پرویوتکتوئید شناخته می‌شوند، با این تفاوت که فریت چندوجهی علاوه بر مرز دانه، درون دانه‌ها نیز تشکیل می‌شود. 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، مشابه با فلز جوش ER100S-G، فریت سوزنی به‌صورت ناهمگن بر روی آخال‌های غیرفلزی جوانه‌زنی و رشد می‌نماید. برخلاف جوانه‌زنی فریت چندوجهی و شبه چندوجهی که به‌صورت نفوذی انجام می‌شوند، تشکیل فریت سوزنی توسط مکانیزم نفوذی - برشی صورت می‌گیرد [۳۱-۳۳]. شکل‌گیری فازهای مختلف فریتی با مکانیزم‌های اشاره شده، در پژوهش‌های صورت گرفته توسط سایر محققین مشاهده شد [۳۴-۳۶].



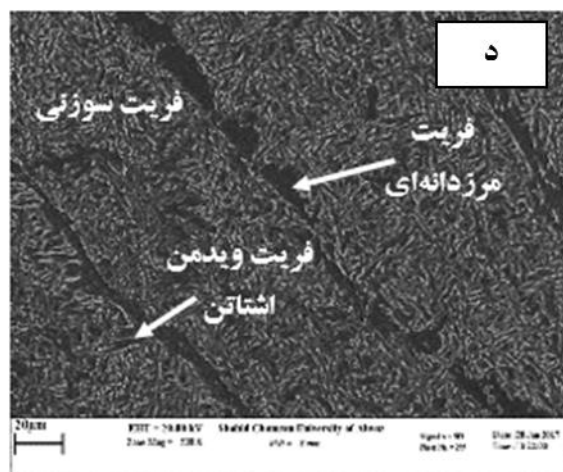
فریت چندوجهی و ترکیبات M/A در تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (شکل ۴-ب) با وضوح بیشتری قابل مشاهده می‌باشد. با توجه به تشابه ترکیب شیمیایی فلز پرکننده هم‌جنس با فلز پایه (جدول ۱) و نیز ساختار ریختگی فلز جوش، پیش‌بینی می‌شد که میان ریزساختار فلز جوش هم‌جنس با فلز پایه تفاوت وجود داشته باشد که این اختلاف نیز مشاهده شد. در صورت فراهم بودن شرایط، بخشی از آستنیت باقی‌مانده که در اثر پس زدن کربن مازاد بر حلالیت فریت، غنی از کربن گردیده است، در مراحل انتهایی سرد شدن به مارتنزیت تبدیل می‌شود و ترکیبات آستنیت-مارتنزیت (M/A) را تشکیل می‌دهد. حضور ترکیبات M/A در فاز زمینه فریتی، موجب تشکیل بینیت دانه‌ای به‌عنوان ریزساختار غالب فلز جوش می‌شود. بررسی‌ها نشان داده است که بینیت دانه‌ای طی سرد شدن پیوسته با مکانیزمی نفوذی - برشی تشکیل می‌گردد [۲۸]. تشکیل ریزساختار بینیت دانه‌ای در پژوهش‌های انجام شده توسط ژانگ و همکاران<sup>۶</sup> [۲۹] و شین و همکاران<sup>۷</sup> [۳۰] نیز گزارش گردید. تصاویر ۴-ج و ۴-د نشان می‌دهد که ریزساختار فلز جوش ER100S-G از فریت سوزنی به همراه مقادیری از فریت مرز دانه‌ای و فریت ویدمن‌اشاتن تشکیل گردیده است. مکانیزم تشکیل این ساختار به این صورت است که در حین سرد شدن فلز جوش، ابتدا فریت در مرز دانه‌های آستنیت جوانه زده و به درون دانه‌ها رشد می‌کند و فریت مرز دانه‌ای تشکیل می‌گردد. این فریت از شکل منظمی برخوردار نبوده و با ادامه سرد شدن در دماهای پایین‌تر، قابلیت تحرک جبهه رشد صفحه‌ای آن کاهش یافته و به جای آن، فریت ویدمن‌اشاتن به شکل لایه‌های موازی با جهت رشد به سمت داخل دانه‌ها شروع به تشکیل می‌کند. ضمن سرمایش تا دماهای پایین‌تر، سرعت رشد فریت ویدمن‌اشاتن کاهش یافته و فریت سوزنی در جلوی فریت ویدمن‌اشاتن در حال رشد بر روی آخال‌ها جوانه‌زنی و رشد می‌کند. از تصاویر ۴-ه و ۴-و دیده می‌شود که عمده ریزساختار فلز جوش ER120S-G از فریت سوزنی تشکیل شده است. علاوه بر فریت سوزنی، مقادیر کمی از فریت‌های چندوجهی، شبه چندوجهی نیز در ریزساختار مشاهده می‌شود. استحاله تبدیل آستنیت به فریت



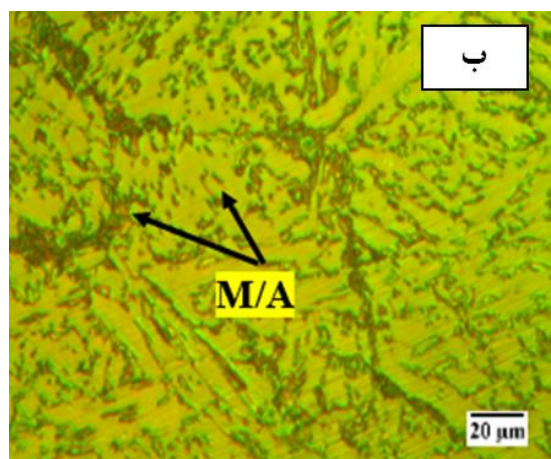
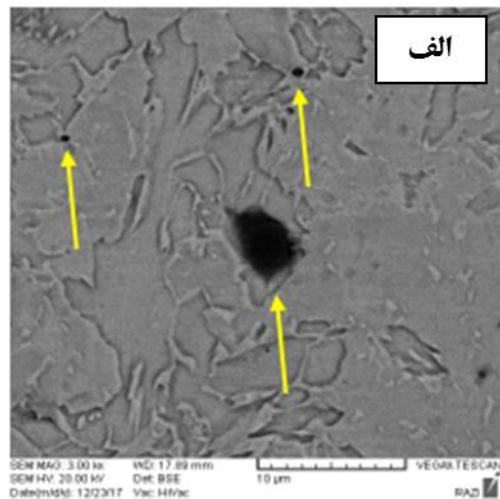
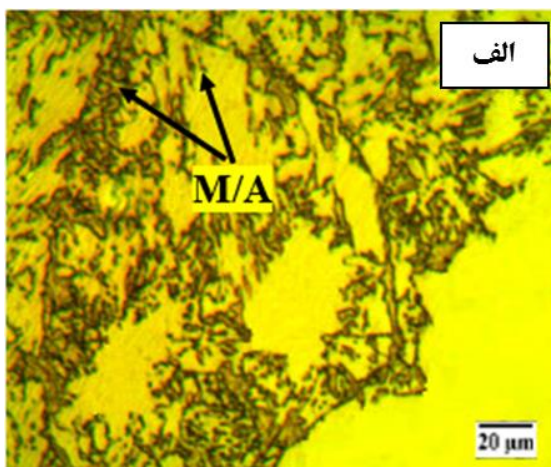


شکل (۴): تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی ریزساختار فلزات جوش (الف و ب) HSLA-100، (ج و د) ER100S-G و (ه) ER120S-G

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با بزرگ‌نمایی بالاتر در شکل ۵- الف، جوانه‌زنی و رشد دانه‌های فریت سوزنی بر روی آخال‌ها را نشان می‌دهد. نتایج آنالیز EDS آخال‌ها در شکل ۵- ب نشان می‌دهد که این آخال‌ها دارای ترکیبات پیچیده‌ای از عناصر تیتانیم، منیزیم، آلومینیم، سیلیسیم بوده و میل به واکنش این عناصر با اکسیژن، زمینه تشکیل این آخال‌ها را فراهم آورده است. بررسی‌ها نشان داده است که هرچه ابعاد آخال‌های موجود بزرگ‌تر و تعداد آنها بیشتر باشد، تشکیل فریت سوزنی با سهولت بیشتری صورت می‌گیرد [۳۷].



M/A در فلز جوش ER120S-G ریزتر (از نوع رشته‌ای) و از پراکندگی یکنواخت‌تری برخوردار هستند. در مراحل پایانی تبدیل آستنیت به فریت سوزنی، کربن مازاد بر حلالیت فریت پس زده شده و باعث افزایش کربن آستنیت باقی‌مانده (آستنیت استحاله نیافته) می‌گردد. از طرفی، آستنیت به دلیل جدایش ایجاد شده غنی از کربن و عناصر پایدارکننده نظیر نیکل و منگنز است که فقط بخشی از آن به مارتنزیت استحاله می‌یابد و بخشی از آن به صورت آستنیت استحاله نیافته باقی می‌ماند.

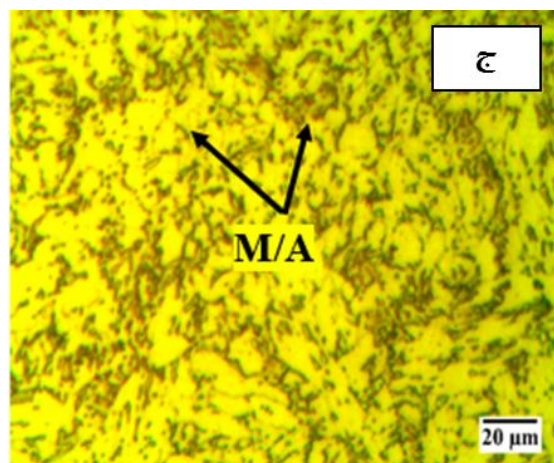


شکل (۵): آخال اکسیدی در فلز جوش ER120S-G (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با الکترون برگشتی و (ب) آنالیز نقطه‌ای EDS EDS

تصاویر میکروسکوپ نوری از فلزات جوش حکاکی شده با محلول لپرا در شکل ۶ نشان داده شده است. در ریزساختار تمامی فلزات جوش، وجود ترکیبات M/A درون دانه‌ها و به صورت یک شبکه پیوسته بر روی مرزدانه‌ها به وضوح مشاهده می‌شود. شکل ۶-الف و ۶-ب نشان می‌دهند که ترکیبات M/A در فلز جوش هم جنس و ER100S-G، عمدتاً دارای مورفولوژی بلوکی شکل بوده که علاوه بر درون دانه‌ها، به صورت یک زنجیره به هم پیوسته و گردنبندی شکل در امتداد مرزدانه‌های آستنیت اولیه تشکیل گردیده است. در صورتی که ترکیبات M/A در فلز جوش ER120S-G (شکل ۶-ج) عمدتاً از نوع رشته‌ای بوده که بیشتر درون دانه‌ها و مقادیر کم‌تری با مورفولوژی بلوکی بر روی مرزدانه‌ها تشکیل شده‌اند. مقایسه تصاویر نشان می‌دهد که ترکیبات



تصویر نمونه‌های آزمون کشش پس از انجام آزمون که در شکل ۷ آمده است مشخص نمود که تمامی نمونه‌های آزمون از ناحیه جوش دچار شکست شدند. این اتفاق نشان‌دهنده آن است که فلز پایه دارای استحکام بیشتری نسبت به تمام فلزات جوش است. هم‌چنین، مقایسه نتایج به‌دست‌آمده از آزمون کشش نشان می‌دهد که فلز جوش ER120S-G در مقایسه با فلزات جوش هم‌جنس و ER100S-G از استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول بیشتری برخوردار است. برتری استحکام فلز جوش ER120S-G نسبت به دو فلز جوش دیگر ناشی از ریزساختار غالب فریت سوزنی و نوع ترکیبات M/A (رشته‌ای) و توزیع یکنواخت‌تر آن‌ها در ریزساختار فلز جوش است. ریزساختار فریت سوزنی به دلیل طبیعت قفل شوندگی دانه‌ها در هم از قابلیت کار سختی بالاتری برخوردار است که این امر، سبب افزایش استحکام کششی آن می‌گردد [۳۹]. تشکیل فریت سوزنی با تقسیم نمودن دانه‌های آستنیت اولیه به دانه‌های کوچک‌تر و افزایش مرزهای بین‌فازی، موجب افزایش کسر حجمی ترکیبات M/A می‌گردد. وجود مرزهای بین‌فازی زیاد از رشد لایه‌های فریت سوزنی جلوگیری نموده که نتیجه آن، کاهش اندازه دانه‌های اولیه و ریزدانه‌گی است. ریزدانه‌گی بر اساس رابطه هال-پچ موجب بهبود استحکام فلز جوش می‌گردد [۴۰]. به‌علاوه، توزیع یکنواخت‌تر ترکیبات M/A در فلز جوش ER120S-G (شکل ۶-ج) باعث افزایش مقاومت در برابر حرکت نابجایی‌ها و رشد ترک و لذا بهبود استحکام نسبت به دو فلز جوش دیگر گردیده است. در مقایسه استحکام فلزات جوش ER120S-G و هم‌جنس با فلز پایه، علی‌رغم تشکیل ریزساختار بینیت دانه‌ای در فلز جوش هم‌جنس با فلز پایه، استحکام فلز جوش ER120S-G به دلیل ریزساختار فریت سوزنی (ریزدانه‌گی و افزایش شدید مرز بین‌فازی) و مقادیر بالاتر ترکیبات M/A و توزیع بهتر آن‌ها بیشتر است. در مورد مقایسه استحکام فلزات جوش هم‌جنس و ER100S-G می‌توان گفت که فلز جوش هم‌جنس به دلیل ریزساختار بینیت دانه‌ای از استحکام بالاتری نسبت به فلز جوش ER100S-G برخوردار است. از آنجایی که بینیت دانه‌ای در دمای کم‌تری نسبت به ریزساختار فریتی تشکیل



شکل (۶): تصویر میکروسکوپ نوری فلزات جوش حاصل از حکاکی شده توسط محلول لپرا فلزات پرکننده الف) هم‌جنس، ب) ER100S-G و ج) ER120S-G

با این مکانیزم، ترکیبات ثانویه مارتنزیت / آستنیت (M/A) در ریزساختار تشکیل می‌شود [۲۸]. با افزایش کربن در آستنیت باقی‌مانده، استحاله آن به مارتنزیت افزایش یافته و مقدار مارتنزیت در ترکیبات M/A افزایش می‌یابد و این ترکیبات از نوع رشته‌ای به بلوکی تبدیل می‌شوند [۳۸]. معمولاً مسیر نفوذ کربن در مرز دانه‌ها کوتاه‌تر و سرعت نفوذ در آن‌ها بیشتر است. از طرفی ترکیبات M/A بلوکی غنی از کربن بوده و لذا تشکیل آن‌ها بر روی مرز دانه‌ها با سهولت بیشتری انجام می‌گردد. کسر حجمی ترکیبات M/A نیز توسط نرم‌افزار MIP برای فلزات جوش HSLA-100، ER100S-G و ER120S-G به ترتیب ۱۹٪، ۲۹٪ و ۲۳٪ محاسبه گردید.

### ۳-۲- خواص مکانیکی

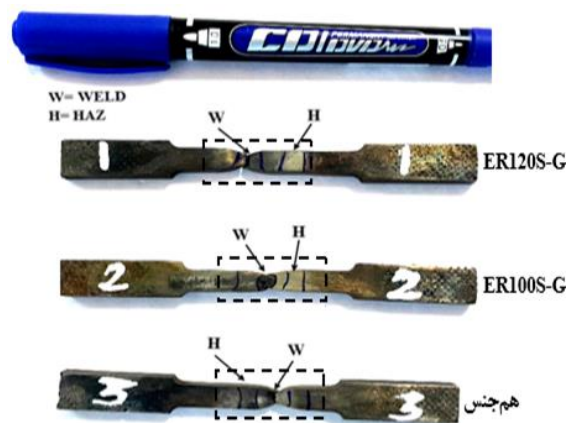
#### ۳-۲-۱- آزمون کشش

نتایج آزمون کشش برای فلزات پایه و جوش در جدول ۳ نشان داده شده است. از جدول مشاهده می‌شود که بالاترین مقادیر استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول متعلق به فلز پایه می‌باشد. بیشتر بودن استحکام و انعطاف‌پذیری فلز پایه نسبت به فلزات جوش را می‌توان به اختلاف در ترکیب شیمیایی و نوع فرآیند تولید آن‌ها (فلز پایه تحت فرآیند ترمومکانیکال به‌علاوه کوئنچ و تمپر و فلزات جوش به‌صورت ریختگی و سرد شدن در هوا) دانست.

قفل شوندگی و مسیر پر پیچ و خم بیشتری بوده که مانع از انتشار ترک می‌شود. در صورتی که ریزساختار فلز جوش ER100S-G در مقایسه با ER120S-G دارای مقادیر کم‌تری فریت سوزنی و مقادیر بیشتری از فریت‌های مرز دانه‌ای و دیدن‌اشاتن و ریزساختار فلز جوش هم‌جنس با فلز پایه عمدتاً بینیت دانه‌ای است (شکل ۴). این فازها به دلیل داشتن مسیر آسان‌تر رشد ترک و موانع کم‌تر در مسیر ترک، از انرژی ضربه‌ای کمتری برخوردار هستند [۴۱].

عامل مهم دیگر، تفاوت در نوع ترکیبات M/A و نحوه توزیع بهتر آن‌ها در فلز جوش ER120S-G است. پژوهش‌های محققان دیگر نشان داده است که فازهای ترد ثانویه نظیر ترکیبات M/A به‌عنوان منشأ جوانه‌زنی ترک عمل نموده و نوع بلوکی نسبت به نوع رشته‌ای آن، تأثیر بیشتری بر کاهش چقرمگی فلز جوش دارد [۴۲-۴۴]. بیشتر بودن انرژی ضربه فلز جوش ER100S-G نسبت به فلز جوش هم‌جنس را می‌توان به تراکم بیشتر ترکیبات M/A در فلز جوش هم‌جنس و وجود مقادیر بالای فریت سوزنی در ریزساختار ER100S-G نسبت داد. تصویر سطوح شکست نمونه‌های ضربه در شکل ۹ نشان می‌دهد که شکست فلز پایه و فلزات جوش ER120S-G و ER100S-G به علت وجود دیمپل‌های فراوان از نوع نرم است. فلز جوش HSLA-100 نیز دارای سطح شکست شبه ترد است که تشکیل این نوع سطح شکست نشان از پایین‌تر بودن انرژی ضربه آن در مقایسه با فلزات جوش ER120S-G و ER100S-G دارد. در سطح شکست فلز جوش هم‌جنس، فاز ترد M/A که به‌عنوان منشأ جوانه‌زنی ترک و سطوح شکست تورقی شناخته می‌شود به‌وضوح مشخص است [۴۳-۴۴].

می‌شود؛ از چگالی نابعجایی بیشتری برخوردار بوده که میزان استحکام بالاتری را به همراه دارد. به‌طور کلی می‌توان گفت که در فلز جوش ER100S-G، با وجود بیشتر بودن کسر حجمی ترکیبات M/A، به دلیل نوع (بلوکی شکل) و توزیع نامناسب آن‌ها (تشکیل شبکه پیوسته بر روی مرز دانه‌ها)، استحکام آن پایین‌تر از دو فلز جوش دیگر است.



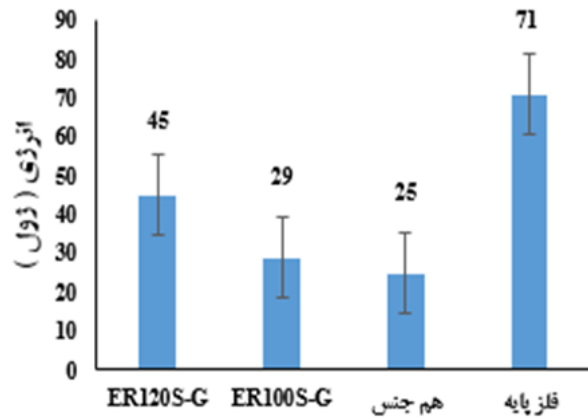
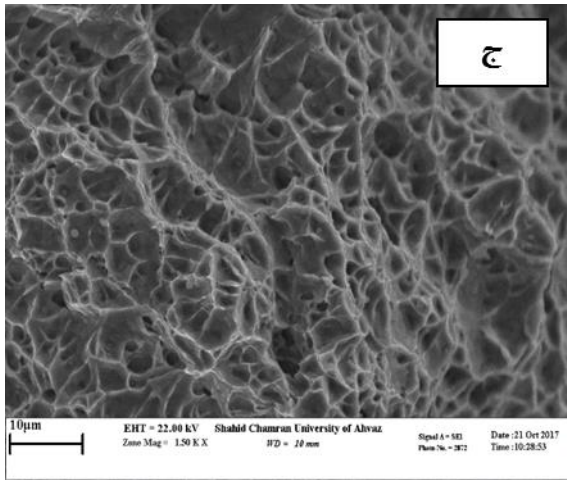
شکل (۷): نمونه‌های آزمون کشش پس از انجام آزمون.

جدول (۳): نتایج آزمون کشش.

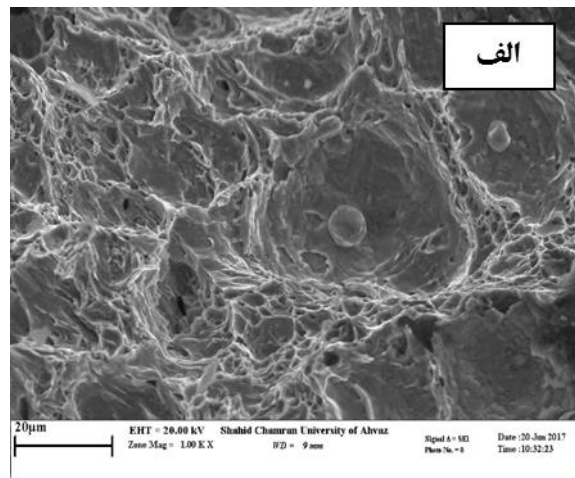
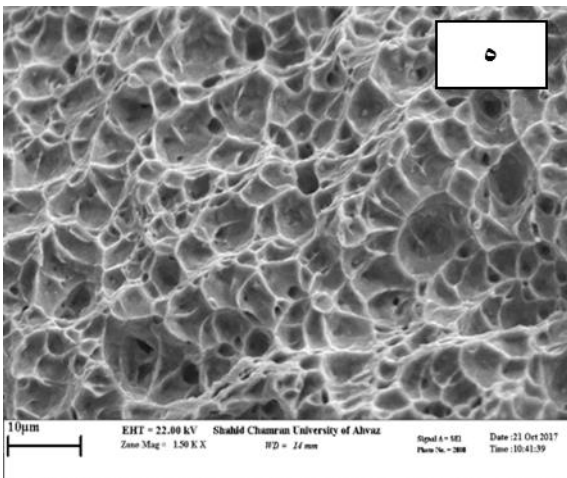
نمونه	فلز پایه	فلز جوش هم‌جنس	فلز جوش ER100S-G	فلز جوش ER120S-G
استحکام تسلیم (Mpa)	۶۳۸	۵۸۶	۵۷۶	۶۲۸
استحکام کششی (Mpa)	۸۶۳	۷۷۴	۷۵۵	۸۵۹
ازدیاد طول (%)	۳۰	۱۶/۷	۱۹	۲۲

### ۳-۲-۲-۳- آزمون ضربه

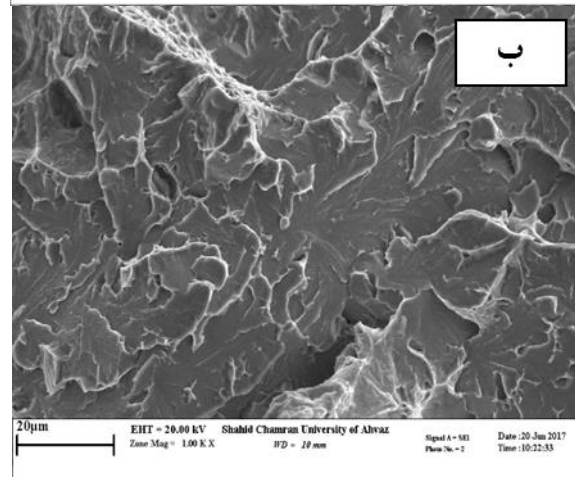
شکل ۸، نتایج آزمون ضربه برای فلز پایه و فلزات جوش را نشان می‌دهد. از شکل مشاهده می‌شود که انرژی ضربه فلز پایه از تمامی فلزات جوش بیشتر است. نتایج نشان می‌دهد که فلز جوش ER120S-G دارای انرژی ضربه بیشتر از دو فلز جوش دیگر است. برتری انرژی ضربه فلز پایه در قیاس با فلزات جوش را می‌توان به اختلاف در ترکیب شیمیایی و ریزساختاری آن‌ها و نیز تفاوت در فرآیند تولید آن‌ها مرتبط دانست. بیشتر بودن انرژی ضربه ER120S-G در مقایسه با دو فلز جوش دیگر ناشی از اختلاف در ریزساختار آن‌ها است. فلز جوش ER120S-G در ریزساختار خود، دارای کسر بیشتری از فریت سوزنی است. فریت سوزنی دارای ماهیت



شکل (۸): نتایج آزمون ضربه.



شکل (۹): سطح شکست نمونه‌های آزمون ضربه الف) فلز پایه، ب) فلز جوش هم جنس، ج) فلز جوش ER100S-G و د) فلز جوش ER120S-G



### ۳-۲-۳-آزمون سختی

نتایج آزمون سختی در شکل ۱۰ نشان می‌دهد که بیشترین سختی برای فلز پایه و سپس برای فلز جوش ER120S-G به دست آمده است. بیشتر بودن سختی فلز پایه ناشی از ریزساختار آن (بینیت دانه‌ای به همراه مارتنزیت تمپر شده) می‌باشد که در مقایسه با ریزساختار فلزات جوش (عمدتاً فریتی)، به دلیل کربن بالاتر و چگالی بیشتر نابعایی‌ها از سختی بالاتر برخوردار است. سختی بالاتر فلز جوش ER120S-G نسبت به دیگر فلزات جوش را می‌توان به مقادیر کم تر فازهای نرم تر فریت مرزدانه‌ای و ویدمن اشتاتن و بینیت دانه‌ای در مقایسه با فریت سوزنی و نیز توزیع یکنواخت ترکیبات M/A رشته‌ای در ریزساختار فلز جوش آن نسبت داد. سختی بالاتر فلز جوش هم جنس با فلز پایه نسبت به فلز



انرژی ضربه‌ای است. هم‌چنین، این فلز جوش خواص مکانیکی نزدیک و قابل مقایسه با فلز پایه را از خود نشان داد.

جوش ER100S-G را نیز می‌توان به وجود بینیت دانه‌ای در ریزساختار آن مرتبط دانست.

### ۵- مراجع

[1] 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.

[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] 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.

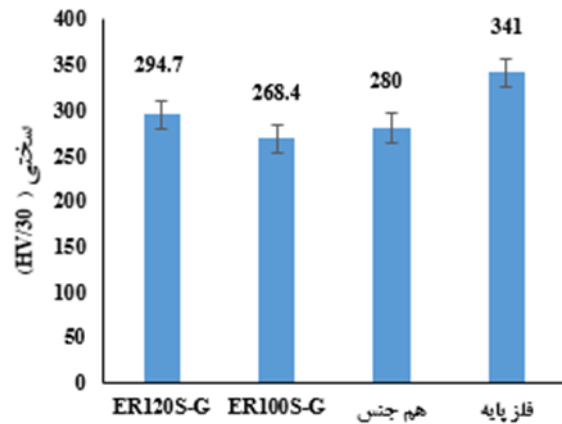
[۵] ش. عباسی، م. اسماعیلیان و ش. آهنگرانی، "تأثیر ریزساختار و بافت کریستالی بر مقاومت به ترک هیدروژنی فولاد HSLA، سرد شده در محیط‌های مختلف"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۴، صفحه ۱۷-۲۶، ۱۳۹۹.

[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.



شکل (۱۰): سختی فلز پایه و فلزات جوش

### ۴- نتیجه گیری

نتایج حاصل از این پژوهش به طور خلاصه عبارت‌اند از:

۱- نتایج نشان داد که ریزساختار فولاد HSLA-100 شامل بینیت دانه‌ای، مارتنزیت لایه‌ای و فاز ثانویه مارتنزیت/آستنیت (M/A) بود.

۲- مشخص گردید که ریزساختار فلز جوش هم‌جنس با فلز پایه شامل بینیت دانه‌ای و مقادیری از فریت چندوجهی به همراه شبکه پیوسته‌ای از فاز ثانویه M/A (عمدتاً بلوکی) و فلز جوش ER100S-G شامل فریت سوزنی، فریت مرزدانه‌ای و فریت ویدمن‌اشاتن به همراه شبکه پیوسته‌ای از فاز ثانویه M/A (عمدتاً بلوکی) روی مرزدانه‌ها بود. درحالی‌که فریت سوزنی به همراه مقادیری از فریت‌های چندوجهی و شبه چندوجهی و جزایر M/A عمدتاً از نوع رشته‌ای و پراکنده در ریزساختار فلز جوش ER120S-G مشاهده گردید.

۳- مشخص گردید که ریزساختار میکروسکوپی نقش تعیین‌کننده در کنترل و تغییرات خواص مکانیکی دارد.

۴- نتایج آزمون‌های مکانیکی نشان داد که فلز پایه از خواص مکانیکی بهتری نسبت به تمامی فلزات جوش برخوردار بود. هم‌چنین، مقایسه خواص مکانیکی فلزات جوش مشخص نمود که در بین فلزات پرکننده، فلز جوش ER120S-G دارای بالاترین مقادیر استحکام، سختی، درصد ازدیاد طول و

engineering steel", *Welding in the World*, vol. 61, pp. 1155-1168, 2017.

[20] P. L. Harrison & R. A. Farrar, "Influence of oxygen-rich inclusions on the  $\gamma$   $\alpha$  phase transformation in high-strength low-alloy (HSLA) steel weld metals", *Journal of Materials Science*, vol. 16, pp. 2218-2226, 1981.

[۲۱] ح. ناصری، ر. دهملایی و خ. رنجبر، "تأثیر لرزش الکترومغناطیس بر تغییرات ریزساختاری و رفتار فرسایش فلز جوش فولاد-HSLA-100"، *علوم و مهندسی سطح*، دوره ۱۴، صفحه ۹۱-۷۹، ۱۳۹۷.

[22] 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.

[23] N. Adibi & A. R. Ebrahimi, "Study of mechanical properties and microstructural characterization of HSLA-100 GMA welds and GMA-P welds", *International conference on manufacturing engineering*, Tehran, 2011.

[24] 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.

[25] 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.

[26] American Society for Testing and Materials, "Standard test method for tension testing of metallic materials", *ASTM E8*, 2016.

[27] American Society for Testing and Materials, "Standard test method for notched bar impact testing of metallic materials", *ASTM E23*, 2016.

[28] H. J. Jun, J. S. Kang, D. H. Seo, K. B. Kang & C. G. Park, "Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels", *Materials science and engineering A*, vol. 422, pp.157-162, 2006.

[29] Y. Zhang, H. Zhang. I. Li & W. Liu, "Effect of Heat Input on Microstructure and Toughness of Coarse Grain Heat Affected Zone in Nb Micro

[10] S. D. Bhole, J. B. Nemade, L. Collins & C. 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.

[11] 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.

[12] 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.

[13] G. Thewlis, "Classification and quantification of microstructures in steels", *Materials science and technology*, vol. 20, 2004, pp.143-160.

[14] 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.

[15] M. Eroglu, M. Aksoy & N. Orhan, "Effect of coarse initial grain size on microstructure and mechanical properties of weld metal and HAZ of a low carbon steel", *Materials science and engineering A*, vol. 269, pp. 59-66, 1999.

[16] 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.

[17] 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.

[18] A. Lambert-Perlade, A. F. Gorgoues, J. Besson, T. Sturel & A. Pineau "Mechanisms and Modeling of Cleavage Fracture in Simulated Heat-Affected Zone Microstructures of a High-Strength Low Alloy Steel", *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 35, pp. 1039-1053, 2004.

[19] 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

[40] Y. I. Son, Y. K. Lee, K. Park, C. S. Lee & D. H. Shin, "Ultra fine grained ferrite-martensite dual phase steels fabricated via equal channel angular pressing: microstructure and tensile properties", *Acta materialia*, vol. 53, pp. 3125-3134, 2005.

[41] A. Lambert-Perlade, A. F. Gorgoues, J. Besson, T. Sturel & A. Pineau, "Mechanisms and Modeling of Cleavage Fracture in Simulated Heat-Affected Zone Microstructures of a High-Strength Low Alloy Steel", *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 35, pp. 1039-1053, 2004.

[42] X. Li, X. Ma, S. V. Subramanian, C. Shang & R. D. K. Misra, "Influence of prior austenite grain size on martensite-austenite constituent and toughness in the heat affected zone of 700 MPa High strength line pipe steel", *Materials Science and Engineering A*, vol. 616, pp. 141-147, 2014.

[43] E. Bonnevie, G. Ferrer, A. Ikhlef, D. Kaplan & J. M. Orain, "Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels", *Materials Science and Engineering A*, vol. 385, pp. 352-358, 2004.

[44] 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.

### ۶- پی نوشت

- [1] Wang et al
- [2] Harrison & Farrar
- [3] Lan et al
- [4] Spanos et al
- [5] Dhua et al
- [6] Zhang et al
- [7] Shin et al

alloyed HSLA Steels", *Journal of iron and steel research, international*, vol. 16, pp. 73-80, 2009.

[30] S. Y. Shin, B. Hwang, S. Lee, N. J. Kim & S. S. Ahn, "Correlation of microstructure and Charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels", *Materials Science and Engineering A*, vol. 451, pp. 281-289, 2007.

[31] X. L. Wang, H. H. Wang, L. Cheng & K. M. Wu, "The formation mechanisms of interlocked microstructures in low-carbon high-strength steel weld metals", *Materials characterization*, vol. 67, pp. 41-51, 2012.

[32] Y. Kang, J. Jang, J. H. Park & C. Lee, "Influence of Ti on non-metallic inclusion formation and acicular ferrite nucleation in high-strength low-alloy steel weld metals", *Metals and Materials international*, vol. 20, pp. 119-127, 2014.

[33] Y. Shao, C. Liu, Z. Yan, H. Li & Y. Liu, "Formation mechanism and control methods of acicular ferrite in HSLA steels: A review", *Journal of materials science and technology*, vol. 34, pp. 737-744, 2018.

[34] 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.

[35] 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.

[36] 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.

[37] T. Yamada, H. Terasaki & Y. U. Komizo, "Relation between inclusion surface and acicular ferrite in low carbon low alloy steel weld", *ISIJ International*, vol. 49, pp. 1059-1062, 2009.

[38] W. Zhao, Y. Zou, K. Matsuda & Z. Zou, "Corrosion behavior of reheated CGHAZ of X80 pipeline steel in H<sub>2</sub>S-containing environments", *Materials and Design*, vol. 99, pp. 44-56, 2016.

[39] Y. M. Kim, S. K. Kim, Y. J. Lim & N. J. Kim, "Effect of Microstructure on the Yield Ratio and Low Temperature Toughness of Line pipe Steels", *ISIJ international*, vol. 42, pp. 1571-1577, 2002.