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

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

Volume 8, Number 1, 2022



Effect of filler metal on microstructure and corrosion behavior of welded AISI 316L using GTAW process

S. Varmaziar[1]*, M. Atapour[1], Y. Hedberg[2]

1-Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

2-Department of Chemistry, The University of Western Ontario, London, ON, N6A 5B7, Canada.

Received 2 June 2022 ; Accepted 13 August 2022

Abstract

The influence of filler metals on the microstructure and corrosion behavior of AISI 316L welds was investigated. Gas Tungsten Arc welding (GTAW) process was applied to join the AISI 316L plates using ER 316L and ER 312 filler metals. The obtained microstructures were characterized by optical metallography and scanning electron microscope (SEM). Corrosion assessments were conducted in 3.5% NaCl using a three electrode cell. Open circuit potential and potentiodynamic polarization examinations were conducted on the welds and base metal. Microstructural evaluations indicated that a combination of austenite and ferrite phases was formed in the welds fabricated by both filler metals. Based on the micro hardness tests, the weld fabricated by ER 312 filler exhibited superior harness compared to the ER 316L weld. Corrosion evaluations also show that the weld metal obtained from two filler metals has a lower corrosion rate due to the higher amount of chromium and higher ferrite compared to the base metal. Also, the lower corrosion current of ER 312 weld metal compared to ER 316L weld metal is for this reason. In contrast to the base metal compared to the two welding metals, the result of the two filler metals has shown better pitting corrosion results according to the electrochemical tests and also the examination of the surfaces using an optical microscope after these tests, that these results are due to The presence of two phases of austenite and ferrite in the vicinity of each other in weld metals and the intensification of galvanic corrosion is due to the discharge of the austenite phase from chromium and molybdenum.

Keywords: Welding, Corrosion, Filler Metal, Microstructure.

Corresponding Author: sadegh.varmazyar@ma.iut.ac.ir

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال هشتم، شماره1، بهار و تابستان 1401



تاثیر فلزپرکننده بر ریزساختار و رفتار خوردگی فولاد AISI 316L جوشکاری شده با استفاده از فرایند GTAW

صادق ورمزیار[1*]، مسعود عطاپور[1] یولاندا هدبرگ[2]

1- دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران.

2- دانشگاه وسترن، اونتاریو، لندن، کانادا.

دریافت مقاله: 1401/03/12 ؛ پذیرش مقاله: 1401/05/22

چکیده

در این مطالعه اثر فلزپرکننده بر خواص ریزساختاری و رفتار خوردگی ناحیه جوشکاری فولاد AISI 316L مورد مطالعه قرار گرفته است. جهت انجام عملیات جوشکاری ورق‌های تهیه شده از فولاد AISI 316L، فرایند جوشکاری قوس تنگستن گاز (GTAW) و دو فلزپرکننده ER 316L و ER 312 به کار گرفته شد. ریزساختار به دست آمده با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد ارزیابی قرار گرفت. خواص خوردگی قطعات نیز در محلول NaCl 3/5% و یک سل سه الکترودی انجام شد. آزمون پتانسیل مدار باز و پلاریزاسیون پتانسیودینامیک بر روی ناحیه اتصال قطعات جوشکاری شده و فلزپایه انجام پذیرفت. مطالعات ریزساختاری نشان دادند که فلزجوش حاصل از هر دو فلزپرکننده ریزساختاری متشکل از دو فاز آستنیت و فریت دارند. براساس اطلاعات به دست آمده از آزمون ریزسختی مشخص شد که فلزجوش حاصل از فلزپرکننده ER 312 سختی بالاتری نسبت به فلزجوش حاصل از فلزپرکننده ER 316L از خود نشان داده است. ارزیابی‌های خوردگی نیز نشان می‌دهند که فلزجوش حاصل از دو فلزپرکننده نرخ خوردگی کمتری را با توجه به میزان کروم بیشتر و فریت بالاتر نسبت به فلزپایه دارد. همچنین پایین‌تر بودن جریان خوردگی فلزجوش ER 312 نسبت به فلزجوش ER 316L به همین دلیل است. در مقابل فلزپایه نسبت به دو فلزجوش حاصل از دو فلزپرکننده نتایج خوردگی حفره‌ای بهتری را با توجه به آزمون‌های الکتروشیمیایی و نیز بررسی سطوح با استفاده از میکروسکوپ نوری پس از این آزمایش‌ها نشان داده است که این نتایج به سبب وجود دو فاز آستنیت و فریت در مجاورت یکدیگر در فلزهای جوش و تشدید خوردگی گالوانیکی با توجه به تخلیه فاز آستنیتی از کروم و مولیبدن است.

کلمات کلیدی: جوشکاری، خوردگی، فلزپرکننده، ریزساختار.

*نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: sadegh.varmazyar@ma.iut.ac.ir

1- مقدمه

فولادهای زنگ نزن دسته مهمی از مواد مهندسی هستند که با توجه به مقاومت به خوردگی خوب و خواص مکانیکی مطلوب، به صورت گسترده در صنایع مختلف از جمله صنایع پتروشیمی، نفت، گاز، تجهیزات پزشکی و صنایع غذایی استفاده می‌شوند. این فولادها با دارا بودن بیش از 12% وزنی کروم

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

در ترکیب شیمیایی خود از طریق ایجاد یک لایه رویین، از خود در برابر خوردگی حفاظت می‌کنند [1]. فولادهای زنگ‌نزن برحسب ترکیب شیمیایی و ساختار فازی خود به فولادهای زنگ‌نزن فریتی، فولادهای زنگ‌نزن مارتنزیتی، فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی، فولادهای زنگ‌نزن دوفازی و فولادهای زنگ‌نزن رسوب سخت تقسیم‌بندی شده‌اند. با وجود این، فولادهای زنگ نزن آستنیتی به عنوان رایج‌ترین و پرکاربردترین دسته شهرت دارند. عامل گسترش کاربردهای فولادهای زنگ نزن آستنیتی داشتن مقاومت خوردگی خوب در کنار خواص مکانیکی مناسب است [2و3]. فولادهای AISI 304 و AISI 316 مهم‌ترین فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به شمار می‌روند [4]. افزودن مولیبدن به این فولادها می‌تواند سبب افزایش مقاومت به خوردگی موضعی گردد و ضخامت لایه اکسیدی را نیز افزایش دهد. عناصر آلیاژی نظیر نیکل و منگنز معمولا با اهداف مشخصی براساس کاربرد آن‌ها اضافه می‌شود. همچنین میزان کربن کمتر و اضافه کردن تیتانیوم، نیوبیوم یا تانتالیم جهت جلوگیری از تشکیل کاربید کروم امری رایج برای این فولادها است [3, 5]. امروزه و با پیشرفت‌های شگرف در صنعت، استفاده از فرایندهای اتصال جهت ساخت قطعات در صنایع مختلف اجتناب ناپذیر است. یکی از چالش‌های مهمی که باید در اتصال قطعات به آن توجه داشت شرایط سرویس‌دهی قطعه و محیط پیرامون آن است. این مسئله به خصوصیات فیزیکی، مکانیکی و شیمیایی قطعات وابسته است چرا که عوامل تعیین کننده نوع و روش اتصال قطعات به شمار می‌آیند. جوشکاری یکی از مهم‌ترین فرایندهای ساخت محسوب می‌شود. فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی را می‌توان با روش‌های جوشکاری قوس الکتریکی، مقاومتی، شعله و لحیم‌کاری به هم اتصال داد. در این میان، فرایند جوشکاری قوس تنگستن گاز (GTAW) در میان تمامی فرایندهای جوشکاری به صورت گسترده‌تر مورد استفاده واقع شده و علاوه بر مرحله ساخت به منظور تعمیر قطعات نیز به کار گرفته می‌شود.

خوردگی یکی از مهم‌ترین چالش‌های مقاطع اتصال بشمار می‌رود که سالیانه هزینه هنگفتی را به صنایع مختلف اعمال می‌کند. قطعات جوش داده شده به دلیل دارا بودن ناهمگونی‌ها، عیوب و تنش‌های باقیمانده خواص خوردگی متفاوتی نسبت به فلزپایه خود دارند. با توجه به گرمایش و سرمایش سریع حین جوشکاری ذوبی فولادهای زنگ نزن، انجماد غیر تعادلی رخ می‌دهد که باعث جدایش عنصری و ریزساختاری شده که این اثرات میکروگالوانیکی زیادی را به قطعه در معرض خوردگی اعمال می‌کند. علاوه بر این، با توجه به رسوب کاربید کروم در ناحیه متاثر از حرارت فولادهای زنگ نزن، خوردگی بین دانه‌ای تشدید می‌شود. بر این اساس روش‌های مختلفی برای بهبود و کنترل رفتار خوردگی جوش فولادهای زنگ نزن پیشنهاد شده که استفاده از جریان ضربانی، عملیات حرارتی، انتخاب درست پارامترهای جوشکاری و انتخاب فلزپرکننده مناسب همواره از مهم‌ترین روش‌ها بوده است. در این میان، انتخاب درست فلزپرکننده از اهمیت بالایی برخوردار است و دیگر محققان توجه ویژه‌ای نسبت به آن داشته‌اند. رامکومار و همکاران [6] نشان دادند که فلزپرکننده E2553 در مقایسه با فلزپرکننده ERNiCr-3 رفتار خوردگی و خواص مکانیکی بهتری را برای جوش‌های فولاد 316L ایجاد می‌کند. اخیرا ورمزیار و همکارن [7]. نشان داده‌اند که انتخاب فلزپرکننده برای جوشکاری فولاد زنگ‌نزن 316L برای کاربردهای صنایع غذایی اهمیت بسیار زیادی دارد. در پژوهش‌های دیگری به تاثیر مهم فلزات پرکننده به خواص مکانیکی پرداخته شده است [8] با وجود این، تحقیقات صورت گرفته در زمینه اثر فلزپرکننده بر رفتار خوردگی بسیار محدود است. بر این اساس، در تحقیق حاضر به مطالعه ریزساختار و رفتار خوردگی فولاد زنگ‌نزن AISI 316L پس از جوشکاری با روش قوسی تنگستن- گاز با دو فلزپرکننده ER 316L و ER 312 پرداخته شده است. نتایج این تحقیق می‌تواند برای صنایع مختلف غذایی و شیمیایی و نفت و گاز جالب توجه باشد.

2- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش، از ورق‌های فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316L AISI به ضخامت 2 میلی‌متر و دو فلزپرکننده ER 316L و

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

ER 312 استفاده شده است. ترکیب شیمیایی فلزپایه و دو فلزپرکننده در جدول (1) برحسب درصد وزنی ارایه شده است. ورق‌های فلزپایه به ابعاد 200mm×100mm×2mm با استفاده از جوشکاری قوسی تنگستن- گاز که فرایندی رایج برای اتصال آلیاژهای مختلف است [9, 10]، و با به کارگیری دو پرکننده ER 316L و ER 312 جوشکاری شد. لازم به ذکر است قطر فلزات پرکننده به صورت یکسان (2/15 میلی‌متر) انتخاب شد. فلزپایه قبل از عملیات جوشکاری با استفاده از برس سیمی و استون تمیزکاری شد. با توجه به تاثیر حرارت ورودی (پارامترهای مختلف) بر خواص جوش، در این پژوهش سرعت جوشکاری، ولتاژ و آمپراژ مورد استفاده برای دو فلزپرکننده یکسان انتخاب شد. این مهم سبب شد تا قطعات با حرارت ورودی یکسان جوشکار گردد و تنها متغیر ترکیب شیمیایی فلزات پرکننده باشد. لازم به ذکر است که جوشکاری قطعات در یک پاس و با سرعتی در حدود 2-1/5 میلی‌متر بر ثانیه انجام شد. ورق‌ها جهت کنترل اعوجاج در یک گیره با پشت‌بند مسی قرار گرفتند و در حالت تخت 1G جوشکاری شدند. در فرایند جوشکاری از گاز محافظ آرگون با خلوص 99/99 و دبی 12 L/min از جلو و 9 L/min از عقب استفاده شد و الکترود غیرمصرفی مورد استفاده در فرایند جوشکاری از جنس تنگستن و 2 درصد توریم با قطر 2/44 میلی‌متر بود.

پس از جوشکاری، نمونه‌ها برای مطالعات ریزساختاری با استفاده از روش وایرکات از ناحیه ذوبی قطعات جوشکاری شده و همچنین از فلزپایه با ابعاد 1mm×1mmجدا شد. سپس نمونه‌ها براساس استاندارد ASTM E 3-11 سنباده زنی و پولیش گردید. در ادامه، نمونه‌ها با استفاده از محلول اگزالیک اسید 100 g/L و در زمان حدود 70 تا 120 ثانیه اچ گردید و با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی تصاویر ریزساختاری گرفته شد. همچنین با استفاده از دستگاه فریت سنج مدل MQ51H4 میزان فریت دلتای احتمالی در ریزساختار اندازگیری شد. در ادامه مطالعات ریزساختاری، آزمون ریزسختی سنجی نیز در نواحی مختلف انجام شد. این آزمون با استفاده از دستگاه ریزسختی سنجی ویکرز مدل Microhardness Tester MH4 Koopa با نیروی 100 گرم و زمان اعمال بار 10 ثانیه اعمال گردید. جهت اندازه‌گیری ریزسختی در هر نمونه از سه نقطه استفاده شد و محل فرود فرورونده به گونه‌ای تنظیم شد که از اثرات کرنش سختی اجتناب شود. جهت بررسی خواص خوردگی، نمونه‌ها از ناحیه ذوبی هر دو نمونه جوشکاری شده و همچنین از فلزپایه تحت آزمون پلاریزاسیون پتانسیو دینامیکی قرار گرفت. برای این کار، نمونه‌ها با استفاده از سنباده تا گرید 1200 سنباده زنی شد و آزمون‌های خوردگی در محلول NaCl 3/5% انجام شد. آزمون‌های خوردگی با استفاده از یک سل سه الکتروی شامل فلزجوش به عنوان فلزکاری، الکترود پلاتینی به عنوان شمارنده و الکترود Ag/AgCl به عنوان مرجع اجرا شد. آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی از پتانسیل 0/250- ولت نسبت به OCP تا چگالی جریان 0/02 آمپر بر سانتی مترمربع و با نرخ اسکن 1 میلی‌ولت بر ثانیه اجرا شد. قبل از ازمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی نمونه‌ها به مدت 1 ساعت در شرایط مدار باز غوطه ور شدند تا شرایط پایا حاصل شود. هر آزمون خوردگی حداقل سه مرتبه تکرار و نتایج ارایه‌شده در این گزارش به صورت میانگین و همراه با انحراف معیار ارایه شده است. همچنین، سطح نمونه‌ها پس از انجام آزمون خوردگی به منظور بررسی چگالی حفرات به وجود آمده با استفاده از میکروسکوپ نوری بررسی شد.

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی ریزساختار

ریزساختار فولاد AISI 316L که در این تحقیق به عنوان فلزپایه مورد استفاده قرار گرفته است، در شکل (1) ارایه شده است. همانطور که در مقدمه بحث اشاره شد این فولاد از دسته فولادهای آستنیتی بوده و در شکل نیز ریزساختار آستنیتی این فولاد که حاوی دانه‌های هم محور است نشان داده شده و در برخی دانه‌ها نیز دو قلویی‌های آنیلی به طور واضح مشخص شده است. در این مطالعه مشابه تحقیق انجام شده توسط عطاپور و همکاران [11] از فولاد AISI 316L ساخته شده توسط شرکت International Stainless Steel Forum استفـــاده

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

جدول 1- ترکیب شیمیایی فلزپایه و فلزهای پرکننده. (درصد وزنی)

نمونه	Fe	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Cr_{eq}/Ni_{eq}
AISI 316L	Bal.	۰/۰۲	۱/۳	۰/۵	۱۶/۹	۱۰/۲	۲/۰	۰/۲	۰/۰۵	-
ER 316L	Bal.	۰/۰۱	۱/۷	۰/۴	۱۸/۲	۱۲	۲/۶	۰/۱۰	۰/۰۴	۱/۶۱
ER 312	Bal.	۰/۱۵	۱/۶	۰/۴	۳۰/۷	۸/۸	۰/۲	۰/۱۴	–	۲/۴۸

شده است که آن‌ها نیز ریزساختار مشابهی با ریزساختار این تحقیق مشاهده نموده‌اند. لازم به ذکر است برخلاف آنکه در برخی مقالات وجود مقادیر فریت‌در ریزساختار فلز AISI 316L گزارش نموده‌اند، در مطالعه حاضر و نیز مطالعه عطاپور و همکاران وجود فریت در ریزساختار فلز AISI 316L یافت نشده است.



شکل 1- ریزساختار فولاد AISI 316L.

در شکل (2) ریزساختار ناحیه اتصال قطعات جوشکاری شده با دو فلزپرکننده ER 316L و ER 312، با میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی به تصویر کشیده شده است. این دو فلزپرکننده نیز از نوع فلزات پرکننده آستنیتی هستند. همانطور که قبلا نیز اشاره شد، ترکیب شیمیایی هر دو فلز پرکننده در جدول (1) گزارش گردیده است. با توجه به آن که فلزات پرکننده و فلز پایه از نوع آستنیتی هستند، چهار نوع انجماد و استحاله ممکن است رخ دهد که در روابط 1 تا 4 نشان دهنده آن‌ها است [12]. رخ دادن مدل انجمادی وابسته به میزان Ni_{eq}/Cr_{eq} بوده که Cr_{eq} و Ni_{eq} به ترتیب از طریق رابطه (5) و رابطه (6) به دست می‌آید [12]. جهت پیش بینی مدل انجماد در فلزجوش هر یک از نمونه‌های جوشکاری شده، نرخ Cr_{eq} و Ni_{eq} با استفاده از ترکیب شیمیایی فلزات پرکننده مختلف در جدول (1) محاسبه گردیده است.

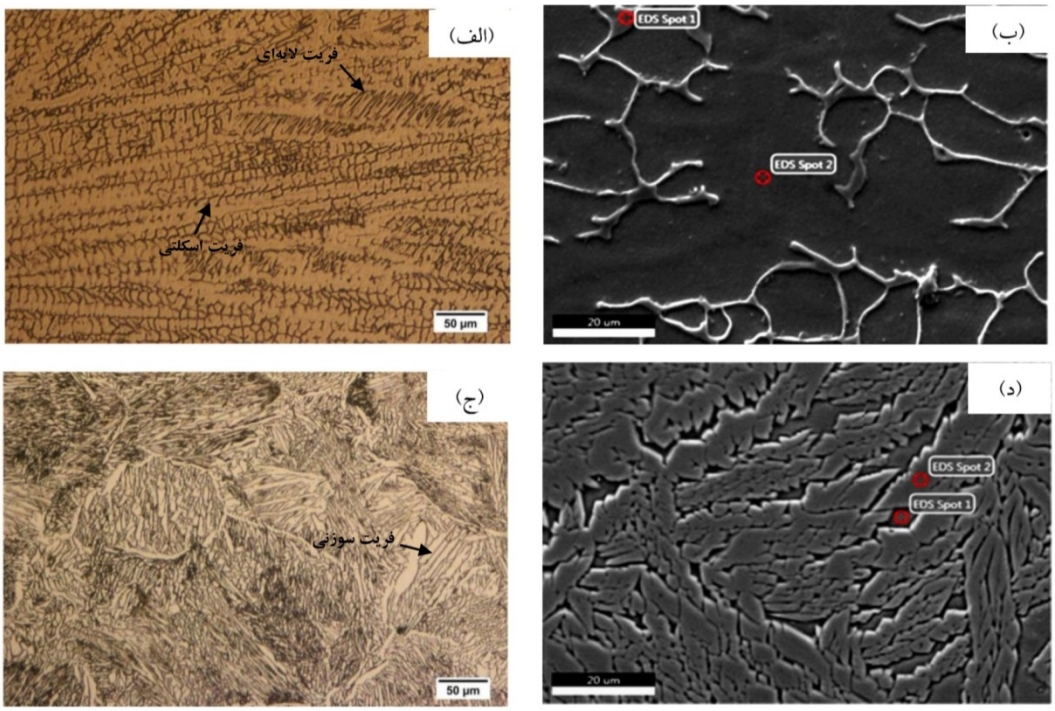
این توضیحات با توجه به تحقیق صورت گرفته توسط Bansod و همکاران پشتیبانی می‌شود [12]. بنابراین، مطابق با موقعیت خط در نمودار شبه دوتایی [12]، مدل انجماد برای فلزات پرکننده ER 316L: Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.61 و به صورت (FA) بوده و برای فلزپرکننده ER 312: Cr_{eq}/Ni_{eq} =2.48 به صورت F است. به طور کلی در هر دو مدل انجمادی، ریزساختار نهایی دارای دو فاز فریت دلتا و آستنیت است. لازم به ذکر است با توجه به آنالیز EDS در جدول (2) (برحسب درصد وزنی)، ترکیب شیمیایی هر یک از فازها مشخص گردید و مشخص شد که فاز فریت نسبت به فاز آستنیت غنی‌تر از کروم هستند [13]. وضعیت هر فاز در شکل (2-ب و 2-د) مشخص شده که مناطق شماره 1 در فلزهای جوش نشان‌دهنده فاز فریت و مناطق شماره 2 مربوط به فاز آستنیت است. پیرو مطالعات مختلف وجود فاز فریت دلتا برای جلوگیری از ترک گرم ضروری است [14]. براساس بازرسی‌های غیرمخرب صورت گرفته بعد جوشکاری، از سالم بودن جوش‌های نهایی و نیز عدم وجود ترک گرم اطمینان حاصل شد. مد انجمادی برای نمونه جوشکاری شده با فلزپرکننده ER 316L با توجه به روابط ارایه شده (روابط (1)-(4)) و نسبت میزان Cr_{eq}/Ni_{eq} (جدول1) به صورت فریتی-آستنیتی (FA) می‌باشد. این بدین معنی است که احتمالا ابتدا دندریت‌های فریت دلتا از مذاب در ناحیه ذوبی منجمد شده و سپس فاز آستنیت در نواحی بین دندریتی از طریق واکنش‌های پریتکتیکی و یوتکتیکی میان فاز فریت اولیه و مذاب به وجود آمده است [15]. با توجه به اینکه انجماد در ناحیه ذوبی به صورت غیرتعادلی بوده و سرعت انجماد نیز بالاست، زمان کافی برای استحاله فریت دلتا به فاز آستنیت به طور کامل وجود نداشته و در نهایت مقداری فاز فریت دلتا در ریزساختار باقی خواهد ماند [14]. مورفولوژی فریت در این مدل انجمادی می‌تواند به صورت فریت کرمی شکل و فریت

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

جدول 2- آنالیز EDS فازهای مختلف در دو فلزجوش با فلزپرکننده‌های مختلف.(درصد وزنی)

	ناحیه	Fe	Cr	Ni
ER 316L	۱	۶۹,۱۷	۲۰,۵۰	۶,۱۹
	۲	۷۰,۳۹	۱۵,۳۳	۱۱,۰۷
ER 312	۱	۶۹,۳۲	۲۰,۵۵	۷,۵۵
	۲	۶۸,۹۸	۱۶,۵۰	۱۰,۳۳



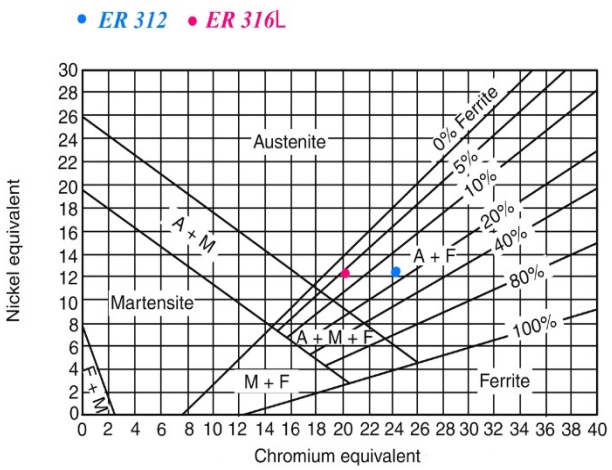
شکل 2- ریزساختار فلزجوش حاصل از فلزپرکننده با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی
الف وب- ER 316L-WM، ج و د- ER 312-WM.

شکل و فریت لایه‌ای باشد که هر دو مورفولوژی‌ها در ریزساختار نمونه جوشکاری شده با فلزپرکننده ER 316L به صورت واضح قابل مشاهده است. تفاوت در نرخ سرمایش در مراحل اولیه انجماد و مراحل بعدی سبب به وجود آمدن این دو مورفولوژی متفاوت شده است [16]. همچنین ریزساختار نوری فلزجوش نمونه جوشکاری شده با فلزپرکننده ER 312 در شکل (2-ج و 2-د) نشان داده شده است. ریزساختار فلزجوش حاصل از این فلزپرکننده شامل فریت سوزنی، در یک زمینه آستنیتی است [17, 18]. مدل انجمادی این فلزپرکننده با توجه به روابط ارایه شده (روابط 1-4) و نسبت میزان Cr_{eq}/Ni_{eq} (جدول 1) به صورت F است. در مدل انجمادی F تنها فاز فریت از مذاب منجمد شده و تا زیر دمای سالیدوس فریت به صورت تک فاز وجود دارد ($L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta$). فاز آستنیت نیز در اثر استحاله ناقص ($\delta \rightarrow \gamma$) در یک واکنش نفوذی کنترل شده در حالت جامد به وجودآمده است [19]. فریت سوزنی به صورت درون دانه‌ای و بر روی ناخالصی‌های غیرفلزی جوانه‌زده و در جهات مختلف زیادی از محل جوانه‌زایی رشد می‌کنند. بنابراین وجود N، Cr، Mn و Si در فلزپایه و فلزپرکننده می‌تواند تشکیل مقادیر زیادی از فریت با موفولوژی سوزنی را به دنبال داشته باشد [20, 21].

یکی از مهم‌ترین عوامل موثر بر رفتار جوش فولادهای زنگ‌نزن میزان فریت دلتای رسوب کرده حین جوشکاری است. در این پژوهش، میزان فریت دلتا در ناحیه ذوبی هریک از نمونه‌های جوشکاری شده با استفاده از دستگاه فریت‌سنج مورد ارزیابی قرار گرفته است. لازم به ذکر است که این روش اندازه‌گیری با استفاده از القای میدان مغناطیسی صورت می‌پذیرد و علاوه بر فازهای فریت دلتا و فریت سیگما، فاز مارتنزیت نیز اندازه‌گیری می‌شود. استاندارد اندازه‌گیری این روش بر اساس

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

DIN EN ISO 17655 بوده و معمولاً برای اندازه‌گیری میزان فریت درز جوش فولادهای آستنیتی و دو فازی مورد استفاده قرار می‌گیرد. با وجود این، اندازه‌گیری میزان فریت با استفاده از دستگاه فریتوسکوپ حتی دقیق‌تر از محاسبه آن با استفاده از پراش اشعه ایکس است. چرا که آنالیز XRD توانایی تشخیص فازهایی که کمتر از 5 درصد وزنی را ندارد. از طرفی، این اندازه‌گیری به صورت دیجیتال بوده و فارغ از انجام محاسبات و خطاهای انسانی است. برای هر یک از فلزهای جوش میزان فریت در نواحی مختلف جوشکاری شده 7 بار خوانده شد و میانگین آن‌ها برای فلزات جوش 316L-WM و 312-WM به ترتیب1/3± 6/7% و2/1± 19/3% به دست آمد. از سویی دیگر میزان کروم موجود در ترکیب شیمیایی فلزجوش، فلزپایه و نیز فلزپرکننده با استفاده آنالیز EDS اندازه‌گیری شد و سپس با استفاده از رابطه (7) میزان رقت ناحیه جوش محاسبه گردید و ترکیب شیمیایی نهایی در جدول (3) گزارش شد. آنگاه با استفاده از رابطه (5) و رابطه (6) میزان Cr_{eq} و Ni_{eq} ترکیب شیمیایی فلزجوش اندازه‌گیری شد و با استفاده از نمودار شفلر در شکل (3)بار دیگر میزان فریت مورد ارزیابی قرار گرفت.



شکل 3- جایگاه فلزات جوش مختلف در نمودار شفلر.

میزان فریت تقریبی به دست آمده با استفاده از این روش نیز به میزان فریت محاسبه شده با استفاده از روش فریتوسکوپ اختلاف چندانی نداشت. هرچند برخی از محققان اشاره نموده‌اند که فریت دلتا بیش از 10 درصد برای جوش‌پذیری می‌تواند مضر باشد اما نتایج بازرسی‌های جوش شامل بازرسی چشمی، بازرسی مایع نافذ و نیز بازرسی آلتراسونیک همگی سلامت اتصال نمونه جوشکاری شده با فلزپرکننده ER 312 را تایید نمودند. به علاوه بررسی نمونه‌های برش داده شده با استفاده از وایرکات برای آزمون‌های ریزساختاری و خوردگی مشخص نمودند که هیچ گونه ناپیوستگی و آخال در مناطق سطحی و زیر سطح وجود نداشت. بنابراین میزان بالای فریت در این مطالعه جوش‌پذیری را دچار اختلال نکرده است. همچنین فریت بالای 10 درصد در دیگر تحقیقات برای اتصالات مختلف و به ویژه اتصالات نامشابه گزارش شده است. به عنوان نمونه، رسولی و همکاران [22]، دو فلز AISI 316L و AISI 430 را با فلزهای پرکننده مختلف جوشکاری کرده که در دو مورد میزان 12 درصد و 14 درصد فریت مشاهده نموده‌اند. هر چند نمونه با میزان 14 درصد فریت چقرمگی پایین‌تری حاصل شد، اما گزارشی از مشکلات جوش پذیری در مقاله ارایه نشده است. همچنین، در مقاله‌ای که بدجی و همکاران [23] ارایه داده‌اند در جوشکاری فولادهای دوفازی درصد فریت‌هایی تا حدود 30 درصد نیز در ناحیه اتصال گزارش گردیده اما سخنی از کاهش خواص جوش پذیری به میان نیامده است. رسولی و همکاران [24] در گزارشی به ارزیابی خواص اتصال غیرمشابه فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI316 به فولاد زنگ نزن فریتی AISI430 جوشکاری شده توسط فرایندGTAW پرداختند و میزان درصد فریت بسیار بالایی را در ناحیه اتصال مشاهده کرده‌اند. به علاوه آنکه در یک تحقیق بسیار مشابه با تحقیق حاضر سلمان و همکاران [25] برای اتصال فولاد زنگ نزن AISI 316 از دو فرایند GTAW و SMAW و دو فلزپرکننده ER 312 و ER 316 استفاده کردند که اولا ریزساختار مشابهی با ریزساختار این پژوهش ارایه شده است و مشاهداتی مبنی بر کاهش خواص جوش‌پذیری صورت نگرفته است.

$$L \rightarrow (L+\gamma) \rightarrow \gamma, \quad (Cr_{eq}/Ni_{eq}) < 1.25 \quad \text{Austenite mode (A) [12]} \tag{1}$$

$$L \rightarrow (L+\gamma) \rightarrow (L+\gamma+\delta)(\gamma+\delta), \quad 1.25 < (Cr_{eq}/Ni_{eq}) < 1.48 \quad \text{Austenite Ferrite mode (AF) [12]} \tag{2}$$

$$L \rightarrow (L+\delta) \rightarrow (L+\delta+\gamma) \rightarrow (\gamma+\delta), \quad 1.48 < (Cr_{eq}/Ni_{eq}) < 1.95 \quad \text{Ferrite Austenite mode (FA) [12]} \tag{3}$$

$$L \rightarrow (L+\delta) \rightarrow \delta \rightarrow (\gamma+\delta), \quad (Cr_{eq}/Ni_{eq}) > 1.95 \quad \text{Ferrite ode (F) [12]} \tag{4}$$

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

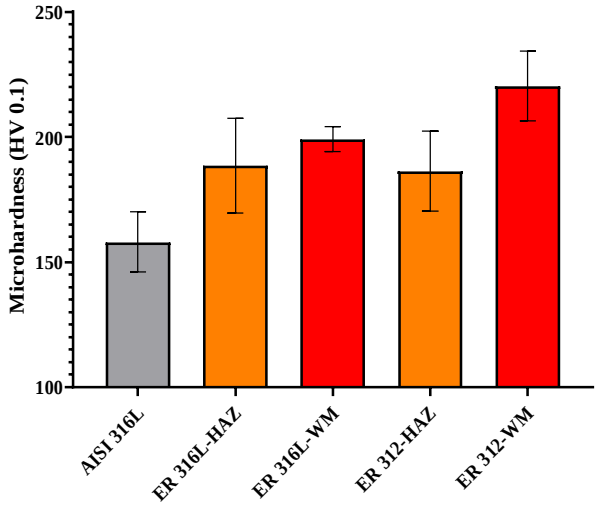
$$Cr_{eq}= \%Cr+ \%Mo+ 1.5\%Si+ 2\%Ti+0.5\% Nb \text{ [12]} \quad (5)$$

$$Ni_{eq}= \%Ni+ 30\%C + 0.5\%Mn \text{ [12]} \quad (6)$$

$$\%Cr_{WM}= \%Cr_{BM}\,(D) + \%Cr_{E}\,(1\text{-}D) \text{ [22]} \quad (7)$$

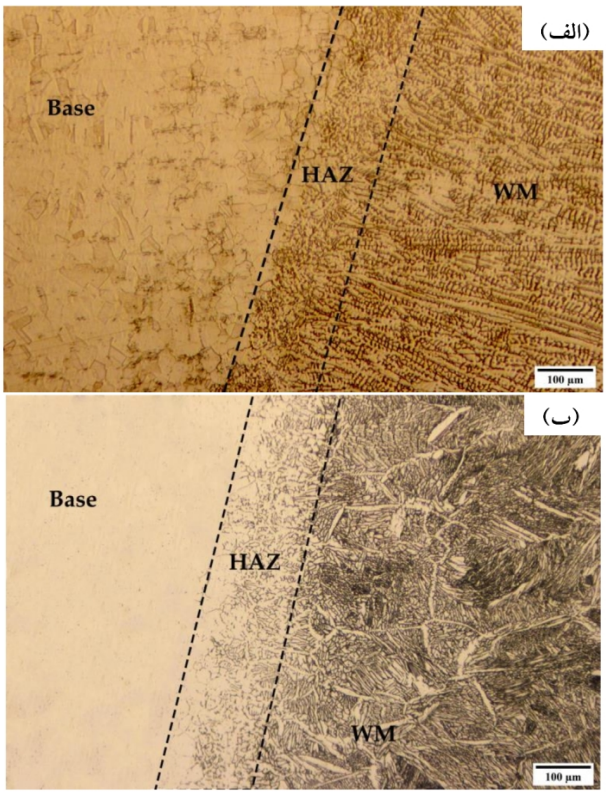
3-2- ریزسختی

شکل (4) نتایج به دست آمده از آزمون ریزسختی مقاطع جوشکاری شده شامل نواحی مختلف فلزپایه، ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) و فلزجوش را نشان می‌دهد که با استفاده از اندیکاتور ویکرز صورت گرفته است. مقادیر گزارش شده میانگین اعداد به دست آمده از تکرار سه نقطه در هر ناحیه است. همانطور که در شکل مشخص است یک روند پیوسته افزایش سختی به ترتیب از سمت فلزپایه، ناحیه متأثر از حرارت و ناحیه فلزجوش برای تمامی نمونه‌های جوشکاری شده قابل مشاهده است که در دیگر مطالعات این روندی مشابه با روند بیان شده گزارش گردیده است [26, 27].



شکل 4- نمودار ریز سختی (ویکرز) اندازه‌گیری شده در نواحی مختلف نمونه‌های جوشکاری شده و فلزپایه.

شکل (5) تصاویر میکروسکوپ نوری فصل مشترک نمونه‌های جوشکاری شده را نشان می‌دهد که هرکدام شامل هر سه ناحیه فلزپایه، ناحیه متاثر از حرارت و فلزجوش هستند. این نتایج تاییدی بر وجود فاز فریت در کنار فاز آستنیت در دو ناحیه متاثر از حرارت و فلزجوش است. روند افزایش سختی در این دو ناحیه می‌تواند به دلیل وجود فاز فریت به ویژه در مرزدانه‌های آستنیت باشد که مطابق مطالعات قبلی باعث بهبود سختی و استحکام می شود [28, 29]. به علاوه، افزایش سختی در ناحیه متاثر از حرارت می‌تواند مربوط به رسوب ذرات کاربیدی در این ناحیه نیز باشد که در دیگر مطالعات به آن اشاره شده و باید تاکید شود که رسوب ذرات کاربیدی در ناحیه متاثر از حرارت فولادهای زنگ نزن پدیده ای رایج است [30, 31]. همچنین، در ناحیه متاثر از حرارت وجود تنش پسماند سبب کرنش پلاستیک و افزایش نابجایی‌ها شده و سختی را نیز افزایش داده است. میزان سختی فلزجوش نمونه جوشکاری شده با فلزپرکننده ER 312 از نمونه جوشکاری شده با استفاده از فلزپرکننده ER 316L بالاتر است که این به دلیل نوع مورفولوژی فازهای فریت و آستنیت در فلزجوش حاصل از آن‌ها دارد. ریزساختار نمونه جوشکاری شده با فلزپرکننده ER 312 شامل فریت (سوزنی) و آستنیت ویدمن اشتاتن است که سختی بالاتری نسبت به فریت اسکلتی/لایه‌ای و آستنیت سلولی موجود در ریزساختار فلزجوش ER 316L ایجاد کرده است [32].



شکل 5- ریزساختار فصل مشترک فلزجوش و فلزپایه دو نمونه جوشکاری شده الف- ER 316L-WM و ب- ER 312-WM.

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

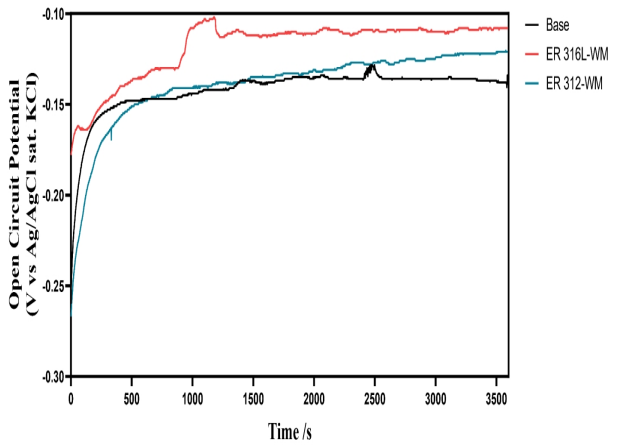
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

جدول 3- ترکیب شیمیایی فلزجوش در با در نظر گرفتن درجه رقت 0/8.

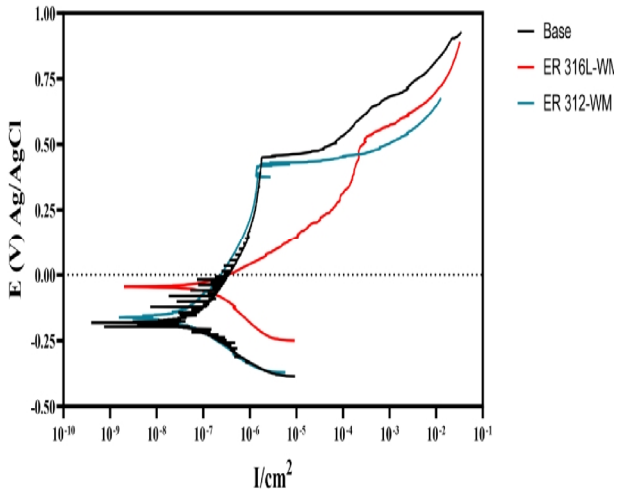
ترکیب فلز جوش	Fe	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Cr_{eq}	Ni_{eq}	D
ER 316L	Bal.	۰/۰۱۶	۱/۴۴۴	۰/۴۶۴	۱۷/۳۶۸	۱۰/۸۴۸	۲/۲۱۶	۰/۱۶۴	۰/۰۴۶	۲۰/۲۸	۱۲/۰۵	۰/۶۴
ER 312	Bal.	۰/۰۷۱	۱/۴۱۷	۰/۴۶۱	۲۲/۲۸۲	۹/۶۵۴	۱/۲۹۸	۰/۱۷۶	۰/۰۳۰	۲۴/۲۷۱	۱۲/۴۸	۰/۶۱

3-3-خوردگی

تغییرات پتانسیل مدار باز (OCP) در طول 1 ساعت غوطه‌وری در محلول NaCl 3/5% در دمای 25 درجه سانتی‌گراد در شکل (6) نشان داده شده است. شایان ذکر است که داده‌های آزمون الکتروشیمیایی که الکترود کار در آن به شرایط پایا نرسیده است، چندان قابل اعتماد نیست. این آزمون در واقع یک آزمون غیرمخرب بوده و یکی از ساده‌ترین آزمون‌های الکتروشیمیایی محسوب می‌شود که در واقع اختلاف پتانسیل میان دو الکترود غوطه‌ور در الکترولیت را در حالی‌که هیچ جریانی میان آن دو برقرار نباشد اندازه‌گیری می‌نماید. در ابتدا که فلز در معرض الکترولیت قرار می‌گیرد، مقادیر پتانسیل مدار باز تغییر می‌کند. دلیل این موضوع آن است که مدت زمانی طول می‌کشد تا روی سطح فلز لایه دوگانه الکتریکی تشکیل شود. جهت تغییر پتانسیل به این وابسته است که چگونه لایه دوگانه الکتریکی از لحاظ شیمیایی با الکترولیت تطبیق یابد. اگر در سطح فلز لایه رویینی تشکیل شود که از خوردگی ممانعت کند، تغییرات پتانسیل مدار باز صعودی (از پتانسیل منفی‌تر به پتانسیل مثبت‌تر) خواهد بود که به عنوان رفتار فعال رویین شناخته خواهد شد و اگر در سطح فلز لایه مقاومی تشکیل نشود، فلز محافظت نشده و خورده می‌شود که در این حالت تغییرات پتانسیل مدار باز نزولی (از پتانسیل مثبت‌تر به پتانسیل منفی‌تر) خواهد بود که به عنوان رفتار فعال شناخته می‌شود. همانطورکه در شکل (6) مشخص است در محلول ذکر شده، مقدار OCP تمامی نمونه‌ها از پتانسیل‌های منفی‌تر به سمت پتانسیل با مقادیر مثبت‌تر افزایش یافته است که نشان‌دهنده تثبیت لایه رویین است. این مشاهدات با اندازه‌گیری OCP فولاد زنگ نزن در دیگر تحقیقات با محلول مشابه مطابقت دارد [33]. پتانسل نهایی پس از یک ساعت غوطه‌وری برای دو جوش به هم نزدیک هستند و میزان آن‌ها نسبت به پتانسیل فلزپایه بدست آمده برای فلزپایه مثبت‌تر است که این می‌تواند نمادی از تمایل به خوردگی کمتر فلزهای جوشکاری شده نسبت به فلزپایه باشد. نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیک برای فلزپایه و فلزجوش حاصل از دو فلز پرکننده ER 316L و ER 312 در شکل (7) نشان داده شده است.



شکل 6- پتانسیل مدار باز فلزپایه و فلزهای جوش در دو محلول NaCl 5/3 %.



شکل 7- نمودار پلاریزاسیون فلزپایه و فلزجوش نمونه‌های جوشکاری شده با دو فلزپرکننده.

این آزمون نیز در محلول NaCl 3/5%ودمای 25درجه سانتی‌گراد

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

جدول 4- اطلاعات و پارامترهای خوردگی فلزپایه و فلزجوش نمونه‌های جوشکاری شده.

نمونه	Ec(mV)	I_C (A.cm^{-2})	β_c	β_a	R_p	Epit
AISI 316L	-۱۵۶/۴۷	۳/۷۹×۱۰$^{-۶}$	۱۰۶/۲	۱۱۹/۳	۶/۴۴×۱۰^{۶}	۰/۴۸
ER 316L	-۵۴/۹۲	۲/۲۸×۱۰$^{-۶}$	۱۴۱/۷	۱۰۷/۰	۱/۱۶×۱۰^{۷}	۰/۳۹
ER 312	-۱۶۸/۳۷	۶/۸۲×۱۰$^{-۷}$	۱۲۰/۹	۲۱۷/۸	۴/۹۷×۱۰^{۷}	۰/۱۳

انجام شده است. آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در این تحقیق به منظور مطالعه مقاومت به خوردگی یکنواخت و خوردگی موضعی مقاطع جوشکاری شده انجام شده است. تعیین رفتار خوردگی نقش موثری در تخمین طول عمر قطعات در سرویس دهی در یک محیط خورنده دارد [34].

پتاسیل خوردگی نیز در کنار چگالی جریان خوردگی پارامتر دیگری است که می‌توان بر اساس آن به پیش بینی تمایل به خوردگی پرداخت که هرچه مقدار آن به سمت پتانسیل‌های مثبت‌تر میل کند تمایل به خوردگی کمتری را نشان میدهد [3]. چگالی جریان خوردگی (I_{corr})، پتانسیل خوردگی در نمونه های مختلف (E_{corr})، شیب شاخه کاتدی (β_c) و شیب شاخه اندی (β_a) حاصل از منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی با استفاده از روش برون‌یابی بدست آمده و در جدول (4) گزارش شده است. همچنین مقاومت پلاریزاسیون خطی(R_p) به طور تقریبی از معادله استرن‌گری در رابطه (8) به دست آمده است [35]. با توجه به داده‌های خوردگی در جدول (4) و رابطه استرن گری، مقاومت به پلاریزاسیون خطی نمونه‌های مختلف در این مطالعه به ترتیب از فلزجوش نمونه جوشکاری شده با فلزپرکننده ER 312، ER 316L و فلزپایه کاهش یافته است. همچنین، جریان خوردگی کمتر در دو نمونه جوشکاری شده مقاومت به خوردگی بالاتر آن‌ها را نسبت به فلز پایه نشان می‌دهد. دلیل این موضوع می‌تواند با توجه به میزان بالاتر کروم در فلزپرکننده و در نتیجه در میزان کروم بالاتر در فلزجوش باشد. از آنجا که میزان کروم در فاز فریت بیشتر از فاز آستنیت است و ریزساختار فلزجوش هر دو نمونه جوشکاری شده دارای فاز فریتی است، هر دو نمونه نسبت به فلزپایه چگالی جریان خوردگی کمتری را نشان داده‌اند. همچنین همانطور که مشخص است چگالی جریان خوردگی فلزجوش حاصل از فلزپرکننده ER 312 کمتر از میزان به دست آمده از فلـزجوش حاصل از فلزپرکننده ER 316L است. با توجه به نتایج به دست آمده از آزمون فریتوسکوپ ریزساختار فلزجوش ER 312 دارای حدود 19/23% حجمی فریت بوده در حالی که ریزساختار فلز جوش ER 316L دارای حدود 6/3 درصد جمی است. بنابراین میزان بیشتر فاز فریتی و عنصر کروم در ریزساختار ER 312 سبب کاهش جریان خوردگی نسبت به نمونه ER 316L شده است [7و23]. به علاوه با توجه به آن که قابلیت حلالیت گوگرد در فاز فریت بیشتر از قابلیت انحلال آن در فاز آستنیت است تشکیل فاز فریت در ریزساختار می‌تواند از تشکیل ناخالصی‌های سولفوری جلوگیری به عمل آورد. بنابراین تشکیل فاز فریت در ریزساختار می‌تواند به عنوان یک عامل کلیدی در افزایش مقاومت به خوردگی به حساب آید [36].

از طرفی دیگر برخی مطالعات نشان از آن دارند وجود فریت با میزان کروم بالاتر می‌تواند آثار زیان‌باری بر مقاومت به خوردگی با توجه به اختلاف پتانسیل بیشتر با فاز آستنیتی داشته باشد، به علاوه آن که باید توجه داشت، رفتار خوردگی فاز فریت به شدت وابسته به محیط خورنده است. در محیط‌های خورنده حاوی کلر، یون کلر Cl^- به صورت ترجیحی به فاز فریت دلتا حمله کرده و سبب خوردگی بیشتر این فاز می‌شود. اما به نظر می‌رسد در این مطالعه عوامل کاهش خواص خوردگی در اثر وجود فریت اثر کمتری داشته و مقاومت به خوردگی هر دو فلزجوش نسبت به فلز پایه بیشتر شده است و همچنین نمونه با میزان فریت دلتا بیشتر در ریزساختار فلزجوش مقاومت به پلاریزاسیون خطی بالاتر و نیز جریان خوردگی کمتری را از خود نشان داده است [36].

$$R_P=\frac{(\beta_a \times \beta_b)}{2.303\ I_{corr}\ (\beta_a+\beta_b)} \quad (8)$$

به علاوه، همانطور که در جدول (4) و شکـل (6و7) نشان داده

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

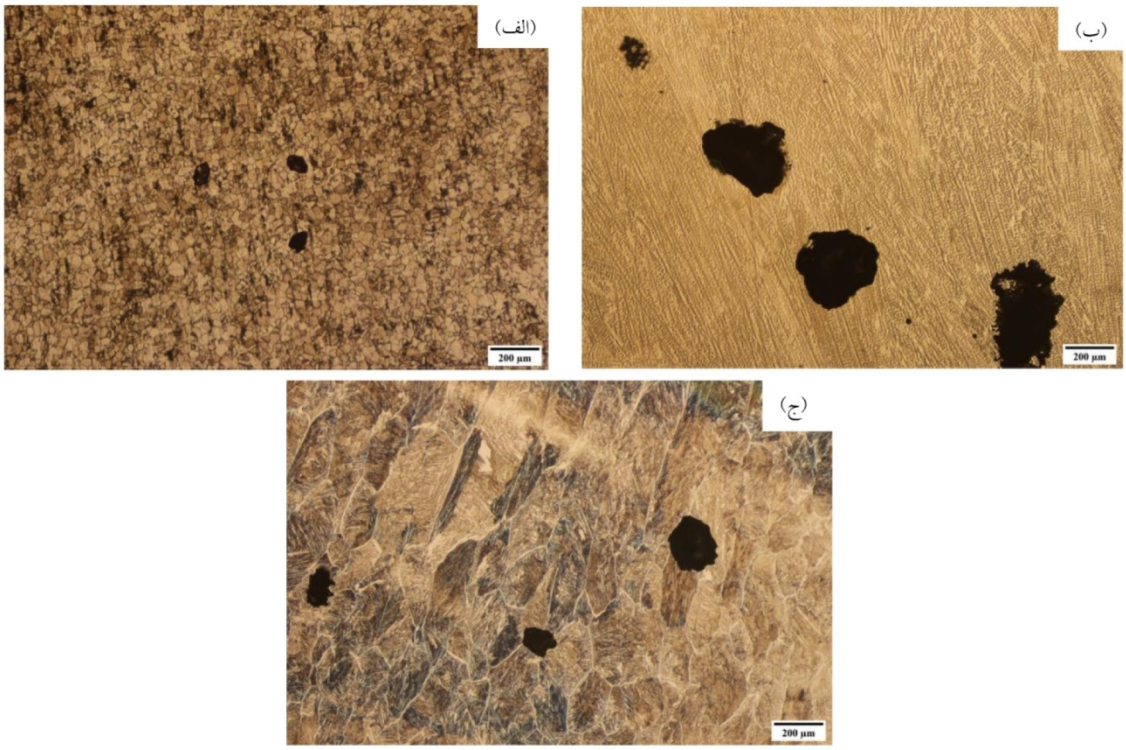
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

شده است، پتانسیل مدار باز و نیز پتانسیل خوردگی فلزپایه از پتانسیل خوردگی دو نمونه جوشکاری شده کمتر است. بنابراین هنگامی‌که فلزپایه و فلزات جوش در محلول الکترولیتی در کنار یکدیگر قرار گیرند، فلزپایه نقش آندی و فلزات جوش نقش کاتدی بازی می‌کنند که نتایج مشابهی در تحقیقات دیگر ارایه شده است [29]. این موضوع به ویژه در ناحیه متاثر از حرارت بیش از مناطق دیگر قابل توجه است چرا که ممکن است خوردگی بین دانه‌ای که از مهم‌ترین مشکلات جوشکاری ذوبی فولادهای زنگ نزن است را در این ناحیه تشدید نماید. به همین دلیل استفاده از فلز پرکننده ER 312 از این نظر نسبت به فلز پرکننده ER 316L می‌تواند مطلوب‌تر باشد چرا که در طول مدت یک ساعت پتانسیل مدار باز همواره پتانسیل ثبت شده نزدیک‌تری به فلزپایه داشته و نیز پتانسیل خوردگی به‌دست آمده از فلزجوش ER 312-WM شبیه به پتانسیل خوردگی به‌دست آمده از فلزپایه است. این به معنای کاهش خوردگی گالوانیکی بین فلزجوش و فلزپایه است.

یکی از چالش‌های جدی فولادهای زنگ نزن رفتار مقاومت در برابر خوردگی موضعی است. به عبارت دیگر، پتانسیل شکست لایه اکسیدی (E_{pit}) از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است زیرا طبق یک قاعده مرسوم، E_{pit} بیشتر در آزمون پلاریزاسون پتانسیودینامیک، نشان‌دهنده حساسیت کمتر خوردگی حفره‌ای است[7] . مقدارE_{pit} تمامی نمونه‌ها از نمودارهای به‌دست آمده و در جدول (4) گزارش شده است. بیشترین مقدارE_{pit} در میان نمونه‌های آزمایش شده در محلول آزمایش شده مربوط به فلزپایه بوده که بالاتر از تمامی نمونه‌های قطعات جوشکاری شده است. علت این امر آن است که مقاومت در برابر خوردگی حفره‌ای در ناحیه اتصال فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی حاصل از جوشکاری ذوبی حتی با استفاده از فلزپرکننده‌ای با ترکیب نزدیک به فلزپایه (ER 316L)، با توجه به جدایش عناصر آلیاژی و ریزساختاری در اثر انجماد غیرتعادلی، غالباً کمتر از فلزپایه است [37]. ریزساختار فلزجوش تمامی نمونه‌های جوشکاری شده شامل دو فاز فریت دلتا و آستنیت ($\gamma+\delta$) است. ناهمگنی ترکیب شیمیایی در فصل مشترک γ/δ می‌تواند خوردگی گالوانیکی ایجاد کرده و خوردگی موضعی را به دلیل تخلیه فاز آستنیتی از کروم و مولیبدن تشدید کند [38]. شکل (7) تصاویر میکروسکوپ نوری سطح نمونه‌های مختلف را پس از آزمون پلاریزاسیون نشان می‌دهد. چگالی حفرات پس از آزمون پلاریزاسیون می‌تواند اطلاعات خوبی جهت بررسی درستی اطلاعات به دست آمده از نمودار پلاریزاسیون ارایه کند. هر چه چگالی سطحی حفرات بیشتر باشد می‌توان گفت حساسیت به خوردگی موضعی بیشتر است [7]. بر اساس نتایج به دست آمده از تصاویر سطوح بعد از آزمون خوردگی که در شکل (8) ارایه شده، مشخص است که در چگالی حفرات موجود در سطح در اثر خوردگی موضعی هر دو فلزجوش بیشتر از فلزپایه بوده و همچنین چگالی حفرات فلزجوش ER 316L بیشتر از فلزجوش ER 312 است که نشان‌دهنده خوردگی موضعی شدیدتر آن است. همانطور که قبلا نیز اشاره شد در این پژوهش سعی شده است در ابتدا نزدیکترین ترکیب شیمیایی به فلزپایه انتخاب شود، یعنی فلز پرکننده ER 316L تا تفاوت ترکیب شیمیایی فلزپایه و فلزجوش به حداقل میزان ممکن برسد چرا که تفاوت در ترکیب شیمیایی می‌تواند خوردگی گالوانیکی را تشدید نماید که خود عاملی برای تشدید خوردگی حفره‌ای است. به علاوه آنکه استفاده از فلزپرکننده ER 312 علیرغم میزان مولیبدن کمتر (که عنصری اثر گذار بر خوردگی حفره‌ای است) با بررسی دقیق‌تر اثر دیگر عناصر ترکیب شیمیایی بر خوردگی حفره‌ای و محاسبه عدد معادل مقاومت به خوردگی حفره‌ای [39, 40] توجیه‌پذیر بوده و نتایج به دست آمده در این تحقیق را تایید می‌نماید. این عدد اثر ترکیب شیمیایی بر مقاومت به خوردگی حفره‌ای را بررسی می‌نماید و روشن می‌کند که مقاومت به خوردگی حفره‌ای تنها به میزان مولیبدن گره زده نشده و تابعی از میزان کروم، مولیبدن و نیتروژن موجود در ترکیب شیمیایی ناحیه اتصال است. میزان بالاتر عدد معادل مقاومت به خوردگی حفره‌ای نشاندهنده مقاومت به خوردگی حفره‌ای بالاتر است. در این مطالعه با توجه به جدول (3) و رابطه (9) عدد معادل مقاومت به خوردگی حفره‌ای اندازه‌گیری شد. البته باید توجه داشت که در

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]



شکل 8- عکس سطح هر یک از نمونه‌ها پس از آزمون پلاریزاسیون الف- فلز پایه، ب-ER 316L-WM و ج- ER 312-WM.

رابطه (9) اثرات نیترید، کاربید و همچنین فازسیگما در نظر گرفته نشده و صرفا تمرکز بر ترکیب شیمیایی فلزجوش است. در تصاویر SEM گرفته شده با بزرگنمایی‌های بالا کاربید و نیترید در ریزساختار مشاهده نشد و بر این اساس اعتماد به رابطه حاضر می‌تواند قابل قبول باشد. علاوه بر این نیز هر دو نمونه در دمای اتاق تحت آزمون‌های خوردگی قرار گرفتند. با توجه به محاسبه انجام شده میزان عدد معادل مقاومت به خوردگی حفره‌ای برای فلزجوش ER 316L، به میزان 25/41 به دست آمد که این میزان برای فلزجوش ER 312 27/04 بود که می‌تواند موید دیگری بر میزان خوردگی حفره‌ای بالاتر فلزجوش ER 312 نسبت به فلزجوش ER 316L باشد. با توجه به آنکه عامل اصلی کاهش خواص خوردگی حفره‌ای فلزجوش هر دو نمونه جوشکاری شده نسبت به فلزپایه اثر جدایش ریزساختاری و ترکیب شیمیایی به وجود آمده است، انجام عملیات‌های حرارتی همچون آنیل انحلالی و همگن کردن با توجه به مطالعات دیگر می‌تواند به بهبود خواص خوردگی حفره‌ای کمک کند [41].

$$PREN = wt.\%\ Cr + 3.3\ wt.\%\ Mo + 16\ wt.\%\ N \quad [20 \qquad (9)$$

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش به بررسی ریزساختار و رفتار خوردگی مقطع جوشکاری شده فولاد AISI 316L با استفاده از دو فلزپرکننده ER 312 و ER 316L پرداخته شده است. نتایج بدست آمده به شرح زیر می باشد:

-فلزپایه ساختاری کاملا آستنیتی داشته و دو قلویی‌های آنیلی در آن دیده شد. ساختار فلزجوش هر دو نمونه به صورت فریتی/آستنیتی بوده که موفولوژی فریت و آستنیت در فلزجوش ER 316L به ترتیب به صورت لایه‌ای/اسکلتی و سلولی بوده و در فلزجوش ER 312 به صورت سوزنی و ویدمن اشتاتن است.

-بالاترین میزان سختی مربوط به فلزجوش ER 312 است که به دلیل مورفولوژی فریت سوزنی و ویدمن اشتاتن در ریزساختار است.

-فلزجوش ER 312 با توجه به میزان کروم بالاتر در ترکیب شیمیایی کمترین جریان خوردگی و بالاترین مقاومت به پلاریزاسون خطی را از خود نشان داده و نیز پتانسیل مدار باز و پتانسیل خوردگی نزدیک‌تری به فلزپایه نسبت به فلزجوش

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

ER 316L دارد.

-فلزجوش بدست‌آمده از هر دو فلزپرکننده حساس به خوردگی‌موضعی هستند. این به دلیل‌وجود غیریکنواختی‌های ترکیب شیمیایی در جوش‌های ذوبی و وجود چند فاز در کنار هم و فعال شدن خوردگی گالوانیکی است.

قدردانی

نویسندگان این مقاله از همکاری همه مسئولین آزمایشگاه‌های دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان کمال تشکر را دارند. همچنین، لازم به ذکر است که این پژوهش با حمایت مالی مرکز مطالعات و همکاری‌های علمی بین المللی وزارت علوم، تحقیقات و فناوری (ICRP) اجرا شده که نویسندگان بدین‌وسیله از حمایت این مرکز کمال تشکر و قدردانی را دارند.

منابع

1- J. R. Davis, *Stainless steels*. ASM international, 1994.
2-V. G. Rivlin and G. V Raynor, "1: Critical evaluation of constitution of chromium-iron-nickel system," *Int. Met. Rev.*, vol. 25, no. 1, pp. 21–40, Jan. 1980.
3-H. Khatak and B. Raj, *Corrosion of austenitic stainless steels: mechanism, mitigation and monitoring*. Woodhead publishing, 2002.
4-N. Kumar, M. Mukherjee, and A. Bandyopadhyay, "Comparative study of pulsed Nd: YAG laser welding of AISI 304 and AISI 316 stainless steels," *Opt. Laser Technol.*, vol. 88, pp. 24–39, 2017.
5-S. Kou, "Welding metallurgy," *New Jersey, USA*, pp. 431–446, 2003.
6-K. Devendranath Ramkumar, P. Maruthi Mohan Reddy, B. Raja Arjun, A. Choudhary, A. Srivastava, and N. Arivazhagan, "Effect of filler metals on the weldability and mechanical properties of multi-pass PCGTA weldments of AISI 316L," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 24, no. 4, pp. 1602–1613, 2015.
7-S. Varmaziar, M. Atapour, and Y. S. Hedberg, "Corrosion and metal release characterization of stainless steel 316L weld zones in whey protein solution," *npj Mater. Degrad.*, vol. 6, no. 1, pp. 1–9, 2022.
8-K. D. Ramkumar, A. Chandrasekhar, A. K. Singh, S. Ahuja, and N. Arivazhagan, "Effect of filler metals on the structure–property relationships of continuous and pulsed current GTA welds of AISI 430 and AISI 904L," *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 4, no. 6, pp. 525–541, 2015.
9-S. M. Rafiaei and G. Eslami, "Welding of titanium base alloys by tungsten-gas pulse arc process (PCGTAW) and investigation of frequency effect on microstructure and mechanical properties - *iut-jwsti*, vol. 7, no. 2,pp. 39–46, Jan. 2022.
10-R. Dehmolaei, M. S. Raeisi Sarani, and K. Ranjbar, "The evaluation of microstructure and mechanical properties of API 5L X80/DSS 2205 weld metals produced by PCGTAW," *iut-jwsti*, vol. 6, no. 2, pp. 91–102, Dec. 2020.
11-M. Atapour, Z. Wei, H. Chaudhary, C. Lendel, I. Odnevall Wallinder, and Y. Hedberg, "Metal release from stainless steel 316L in whey protein - And simulated milk solutions under static and stirring conditions," *Food Control*, vol. 101, pp. 163–172, 2019.
12-W. Chuaiphan and L. Srijaroenpramong, "Microstructure, mechanical properties and pitting corrosion of TIG weld joints alternative low-cost austenitic stainless steel grade 216," *J. Adv. Join. Process.*, vol. 2, p. 100027, 2020.
13-G. Shit, M. V Kuppusamy, and S. Ningshen, "Corrosion resistance behavior of GTAW welded AISI type 304L stainless steel," *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 72, no. 12, pp. 2981–2995, 2019.
14-J. C. Lippold and D. J. Kotecki, *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. 2005.
15-H. Inoue and T. Koseki, "Solidification mechanism of austenitic stainless steels solidified with primary ferrite," *Acta Mater.*, vol. 124, pp. 430–436, 2017.
16-J. W. Fu, Y. S. Yang, and J. J. Guo, "Formation of a blocky ferrite in Fe–Cr–Ni alloy during directional solidification," *J. Cryst. Growth*, vol. 311, no. 14, pp. 3661–3666, 2009.
17-M. A. Valiente Bermejo and S. Wessman, "Computational thermodynamics in ferrite content prediction of austenitic stainless steel weldments," *Weld. World*, vol. 63, no. 3, pp. 627–635, 2019.
18-S. BA and S. S Mohammed, "Influence of Welding Process and Electrode Material on the Corrosion Characteristics of AISI 304 and AISI 316 Weldments," *Eng. Res. Journal-Faculty Eng.*, vol. 45, no. 1, pp. 7–12, 2021.
19-S. Wessman, "Evaluation of the WRC 1992 diagram using computational thermodynamics," *Weld. World*, vol. 57, no. 3, pp. 305–313, 2013.
20-H. Bhadeshia, "Phase transformations contributing to the properties of modern steels," *Bull. polish Acad. Sci. Tech. Sci.*, vol. 58, no. 2, pp. 255–265, 2010.
21-K. Devendranath Ramkumar *et al.*, "Microstructure evolution, structural integrity, and hot corrosion performance of nitrogen-enhanced stainless steel welds," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 28, no. 9, pp. 5806–5819, 2019.
22-I. Rasouli and M. Rafiei, "The effect of chemical composition of filler metal on properties of dissimilar joint between AISI316 and AISI430 steels welded by GTAW," *Metall. Eng.*, vol. 21, no. 1, pp. 54–71, 2018.
23-R. Badji, M. Bouabdallah, B. Bacroix, C. Kahloun,

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]

33-M. S. Sanusi, S. R. Shamsudin, A. Rahmat, and R. Wardan, "Electrochemical corrosion behaviours of AISI 304 austenitic stainless steel in NaCl solutions at different pH," in *AIP conference proceedings*, 2018, vol. 2030, no. 1, p. 20116.
34-Y. Zhang, J. You, J. Lu, C. Cui, Y. Jiang, and X. Ren, "Effects of laser shock processing on stress corrosion cracking susceptibility of AZ31B magnesium alloy," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 204, no. 24, pp. 3947–3953, 2010.
35-S. Varmaziar, H. Mostaan, M. Rafiei, and M. Yeganeh, "Welding and Corrosion Behavior of AISI H13 Welds: The Effect of Filler Metal on the Microstructural Evolutions," *Arch. Metall. Mater.*, vol. 66, 2021.
36-P. H. Chong, Z. Liu, X. Y. Wang, and P. Skeldon, "Pitting corrosion behaviour of large area laser surface treated 304L stainless–steel," *Thin Solid Films*, vol. 453–454, pp. 388–393, 2004.
37-M. S. Jellesen, "Tribocorrosion properties of metallic materials and effects of metal release." PhD Thesis, 2007.
38-L. Borgese *et al.*, "A new non-destructive method for chemical analysis of particulate matter filters: The case of manganese air pollution in Vallecamonica (Italy)," *Talanta*, vol. 84, no. 1, pp. 192–198, 2011.
39-Y. Jiang, H. Tan, Z. Wang, J. Hong, L. Jiang, and J. Li, "Influence of Creq/Nieq on pitting corrosion resistance and mechanical properties of UNS S32304 duplex stainless steel welded joints," *Corros. Sci.*, vol. 70, pp. 252–259, 2013.
40-Z. Zhang, H. Jing, L. Xu, Y. Han, and L. Zhao, "The influence of microstructural evolution on selective corrosion in duplex stainless steel flux-cored arc welded joints," *Corros. Sci.*, vol. 120, pp. 194–210, 2017.
41-M. Dadfar, M. H. Fathi, F. Karimzadeh, M. R. Dadfar, and A. Saatchi, "Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel," *Mater. Lett.*, vol. 61, no. 11, pp. 2343–2346, 2007.
B. Belkessa, and H. Maza, "Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds," *Mater. Charact.*, vol. 59, no. 4, pp. 447–453, 2008.
24-I. Rasouli and M. Rafiei, "Evaluation of dissimilar joint properties of AISI316 to AISI430 stainless steels produced by GTAW," *iut-jwsti*, vol. 4, no. 2, pp. 111–126, Jan. 2019.
25-B.A. Salman and S. S. Mohammed, "Influence of Welding Process and Electrode Material on the Corrosion Characteristics of AISI 304 and AISI 316 Weldments," *Eng. Res. J. - Fac. Eng.*, vol. 45, no. 1, pp. 7–12, 2020.
26-J. R. Davis, *Corrosion of weldments*. ASM international, 2006.
27-J. C. Lippold, S. D. Kiser, and J. N. DuPont, *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley & Sons, 2011.
28-E. J. Pavlina and C. J. Van Tyne, "Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 17, no. 6, pp. 888–893, 2008.
29-G. R. Mirshekari, E. Tavakoli, M. Atapour, and B. Sadeghian, "Microstructure and corrosion behavior of multipass gas tungsten arc welded 304L stainless steel," *Mater. Des.*, vol. 55, pp. 905–911, 2014.
30-W. DU, Z. Lin, Z. TIAN, P. Yun, and L. XU, "Mechanical properties of arc welding heat-affected zone of high nitrogen steel," *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 14, no. 5, pp. 263–267, 2007.
31-M. W. Abd Rashid, M. Gakim, Z. M. Rosli, and M. A. Azam, "Formation of Cr23C6 during the sensitization of AISI 304 stainless steel and its effect to pitting corrosion," *Int. J. Electrochem. Sci*, vol. 7, pp. 9465–9477, 2012.
32-C.-C. Hsieh, D.-Y. Lin, M.-C. Chen, and W. Wu, "Microstructure, recrystallization, and mechanical property evolutions in the heat-affected and fusion zones of the dissimilar stainless steels," *Mater. Trans.*, vol. 48, no. 11, pp. 2898–2902, 2007.

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.11.9]