بررسی ریزساختار و رفتار خوردگی فولادهای مورد استفاده در بدنه‌ی خودرو در محیط‌های اسیدی و بازی حاوی یون کلرید

توحید رجبی[۱]*، مسعود عطاپور[۲]

[۱] کارشناسی ارشد، [۲] دانشیار، دانشکده ی مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

* نویسنده مسئول: rajabitohid7@ma.iut.ac.ir

تاریخ ارسال : ۱۴۰۰/۱۲/۲۰ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۱/۰۳/۲۰

چکیده

فولادهای DP980، DP590 و IF به دلیل برخورداری از خواص مکانیکی منحصر به فرد در ساخت بدنه‌ی خودروها مورد استفاد قرار می‌گیرند. در این مقاله رفتار خوردگی و ریزساختار فولادهای DP980، DP590 و IF مورد استفاده در صنایع خودروسازی مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفته است. به منظور ارزیابی رفتار خوردگی هر سه آلیاژ، از ارزیابی طیف‌سنجی الکتروشیمیایی امپدانس و پلاریزاسیون پتانسیودینامیکی در دو محیط $0.1\ M\ NaCl + 0.1\ M\ H_2SO_4$ و $0.1\ M\ NaCl + 0.1\ M\ NaOH$ استفاده شده است. ارزیابی‌های خوردگی انجام شده هر سه آلیاژ بیانگر رفتار خوردگی به مراتب بالاتر در محیط بازی نسبت به محیط اسیدی به دلیل تشکیل لایه‌ی رویین می‌باشد. در حالی‌که این آلیاژها در محیط $0.1\ M\ NaCl + 0.1\ M\ H_2SO_4$ مقاومت به مراتب کمتری را در برابر خوردگی از خود نشان داده و اثری از تشکیل لایه‌ی رویین در منحنی‌های پلاریزاسیون مشاهده نشده و خوردگی یکنواخت اتفاق می‌افتد. فولادهای دوفازی DP980 و DP590 به دلیل وجود دو فاز فریت و مارتنزیت و امکان تشکیل سلول گالوانیک در فصل مشترک دو فاز مذکور، مقاومت در برابر خوردگی پایین‌تری را نسبت به فولاد IF از خود نشان می‌دهند. فولاد دوفازی DP980 به دلیل درصد مارتنزیت کمتر نسبت به فولاد دو فازی DP980 در هر دو محلول اسیدی و بازی رفتار خوردگی بهتری را از خود نشان داده ولی رفتار خوردگی این دو فولاد بسیار نزدیک به هم می‌باشد.

کلیدواژه: خوردگی، ریزساختار، محیط‌های کلریدی، فولاد خودرو، طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی، پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]

Microstructure and Corrosion Behaviour of the Car Steels in Chloride Contained Environments

T. Rajabi [1*], M. Atapour [2]

[1] M.Sc, [2] Associate Professor, Department of materials engineering, Isfahan university of technology, Isfahan, Iran.

[*] **Corresponding Author:** rajabitohid7@ma.iut.ac.ir

Submission: 2022, 03, 11 Acceptance: 2022, 06, 10

Abstract

The DP980, DP590, and IF steels are used in the construction of car bodies due to their unique mechanical properties. In this paper, the corrosion behavior and microstructure of the DP980, DP590, and IF steels which are used in the automotive industry are investigated and evaluated. In order to evaluate the corrosion behavior of all three alloys, the electrochemical impedance spectroscopy and potentiodynamic polarization were evaluated in 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4 and 0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH environments. The corrosion evaluations of all three alloys show much better corrosion behavior in the alkaline environment than in the acidic environment due to the formation of the passive layer. While these alloys show much less corrosion resistance in the 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4 environment, the uniform corrosion occurs while there is no evidence of the passive layer formation. The DP980 and DP590 dual-phase steels show lower corrosion resistance than the IF steel due to the presence of the ferrite and martensite phases and the possibility of galvanic cell formation at the interface between the two phases. The DP980 dual-phase steel has a better corrosion behavior than the DP590 due to the lower martensite content in both acidic and alkaline solutions, but the corrosion behavior of these two sheets of steel is very close to each other.

Keywords: Corrosion, Microstructure, Chloride contained environments, Electrochemical impedance spectroscopy, Potentiodynamic polarization

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]

۱ـ مقدمه

امروزه به دلیل مشکلات زیست محیطی ناشی از احتراق سوخت‌های فسیلی، توجه محققین جهت کاهش وزن خودرو و به تبع آن کاهش مصرف سوخت جلب شده است. از طرفی مواد مورد استفاده در صنایع خودروسازی علاوه‌بر وزن پایین، باید از خواصی شامل قابلیت جوشکاری بالا، پوشش‌پذیری، شکل‌پذیری و ترمیم‌پذیری برخوردار باشد [۱]. فولادهای IF به دلیل شکل‌پذیری بالا، مقاومت در برابر خستگی به واسطه‌ی حضور نیتروژن، قابلیت جوشکاری بالا و امکان انجام عملیات مختلف سطحی، در صنایع خودرو جایگاه ویژه ای دارند [۲]. از طرفی فولادهای دوفازی (DP) استحکام بالای ناشی از فاز مارتنزیت و قابلیت ازدیاد طول به واسطه‌ی وجود فاز فریت مورد توجه صنایع خودروسازی قرار دارد [۳]. اما مواد مورد استفاده در بدنه‌ی خودرو، به واسطه‌ی حضور یون‌های کلریدی در گل و لای و گرد و خاک در معرض خوردگی قرار دارند [۴]. حضور یون کلرید برروی بدنه‌ی خودرو منجر به ایجاد خسارات زیادی در کوتاه مدت می‌شود [۵]. از این‌رو بررسی رفتار خوردگی آلیاژهای مورد استفاده در صنایع خودروسازی به منظور ارزیابی دوام این مواد در مدت زمان طولانی از اهمیت بالایی برخوردار است.

مطابق با مطالعات انجام شده توسط سرکار و همکاران [۶] مشخص شده است که با کاهش درصد فاز مارتنزیت در ریزساختار فولادهای دوفازی، رفتار خوردگی در محیط‌های حاوی یون کلرید کاهش می‌یابد. کایالی و همکاران [۷] گزارش کردند که درصد فاز مارتنزیت با کنترل پارامترهای‌های عملیات حرارتی کاهش می‌یابد. همچنین مطابق با نتایج آنها، با اعمال فرآیند بورونایزینگ نرخ خوردگی فولادهای دوفازی با کاهش چشمگیری مواجه می‌شود. کانان و همکاران [۸] مشاهده کردند که فولادهای IF در محیط‌های حاوی ۳/۵ ٪ NaCl و $0.1\ M\ H_2SO_4$ رفتار خوردگی بهتری را نسبت به آلیاژ Fe-Mn-Al-Si از خود نشان می دهند. هادزیما و همکاران [۹] با بررسی اثر تغییر بافت کریستالی ناشی از فرآیند پرس در کانال زاویه‌دار (ECAP) فولاد IF در محیط‌های 0.1M NaCl و 0.9M NaOH به همراه ۵٪ یون کلرید مشاهده کرد که پس از هشت پاس انجام فرآیند پرس در کانال زاویه‌دار رفتار خوردگی فولاد IF در هر دو محیط با بهبود چشمگیری مواجه می‌شود.

با توجه به تعداد مطالعات کم در راستای خوردگی فولادهای مورد استفاده در صنایع خودروسازی، در این پژوهش رفتار خوردگی و ریزساختار فولاد های DP980، DP590 و IF در محیط‌های حاوی کلرید مطالعه شده است. به منظور بررسی رفتار الکتروشیمیایی فولادهای نام برده، آزمون‌های امپدانس الکتروشیمیایی و پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در دو محیط **$0.1\ M\ NaCl + 0.1\ M\ H_2SO_4$ و $0.1\ M\ NaCl + 0.1\ M\ NaOH$** مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفته است.

۲ ـ مواد و روش تحقیق

در این پژوهش ورق‌های فولادهای IF، DP980 و DP590 با ضخامت‌های یکسان ۲ میلی‌متری و با ترکیب شیمیایی ارایه شده در جدول ۱ مورد استفاده قرار گرفتند. بررسی ریزساختاری به کمک میکروسکوپ نوری Epiphot 300 همراه با دوربین دیجیتال Nikon FDX-35 و فولادهای دوفازی DP980 و DP590 با استفاده از محلول اچانت نایتال دو درصد و فولاد IF با استفاده از محلول حاوی ۱۰ گرم اسید پیکریک ، ۴ گرم $CuCl_2$ و ۱۰۰ میلی‌لیتر آب‌مقطر انجام شده است. به منظور بررسی‌های ریزساختاری از جمله محاسبه‌ی اندازه‌ی دانه و درصد هر فاز از نرم افزار Image j استفاده شده است. آزمون‌های الکتروشیمیایی در دو محلول اسیدی و بازی به‌ترتیب **$0.1\ M\ NaCl + 0.1\ M\ H_2SO_4$ و $0.1\ M\ NaCl + 0.1\ M\ NaOH$** در دمای اتاق (۲۵ درجه‌ی سانتی‌گراد) انجام شده است. نمونه‌های مورد آزمایش، پس از برش به کمک وایرکات در ابعاد ۱ × ۱، مورد بررسی قرار گرفتند و سطح تمامی نمونه‌ها به منظور بررسی رفتار الکتروشیمیایی ۱ سانتی‌مترمربع در نظر گرفته شده است. تمامی آزمون‌های الکتروشیمیایی با استفاده از سلول خوردگی سه الکترودی شامل الکترود مرجع Ag/AgCl، الکترود شمارنده‌ی پلاتینی و نمونه‌های مورد آزمایش به عنوان الکترودهای کاری و به کمک دستگاه گالوانواستات IVIUMStat XRe مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفتند.

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]

آزمون‌های طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) و پلاریزاسیون پتانسیودینامیک (Potentiodynamic Polarization) پس از غوطه‌وری در شرایط مدار باز (OCP) به مدت یک ساعت مورد بررسی قرار گرفته است. همچنین لازم به ذکر است که به منظور کاهش خطا، هر تست سه بار تکرار شده است. آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک از پتانسیل ۲۵۰ mV- نسبت به پتانسیل مدارباز شروع و در ۱/۵ V نسبت به الکترود مرجع با نرخ روبش ۰/۳۲ mVs^{-1} به پایان رسیده است. همچنین به منظور بررسی و تحلیل رفتار خوردگی نمونه‌های مورد آزمایش به کمک آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی از نرم‌افزار Zview استفاده شده است.

۳ ـ نتایج و بحث

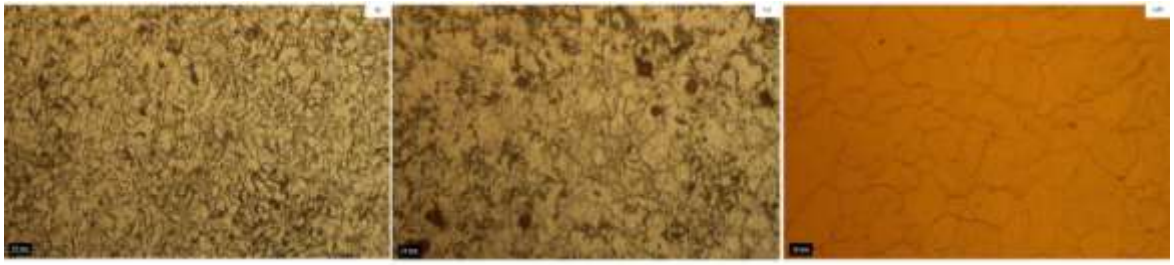
۳ ـ ۱ ـ بررسی ریزساختاری

ریزساختار فولادهای DP980، DP590 و IF در شکل ۱ ارائه شده است. ریزساختار فولاد IF عمدتا به صورت کاملافریتی بوده و مرز دانه‌ها در تصویر به وضوح قابل مشاهده می باشد (شکل ۱ ـ الف). درحالی‌که فولادهای دوفازی DP980 و DP590 از ساختار دوفازی فریتی و مارتنزیتی ساخته شده که دانه‌بندی هر دو آلیاژ در شکل های (شکل ۱ ـ ب) و (شکل ۱ ـ ج) ارایه شده است. فاز فریت به صورت دانه‌های روشن و فاز مارتنزیت به صورت مناطقی با رنگ تیره در داخل زمینه‌ی فریتی پخش شده‌اند. اندازه‌ی دانه‌ی محاسبه شده در هر فولادهای DP980، DP590 و IF به ترتیب ۷/۰۸، ۱۲/۲۴ و ۱۷/۴۱ میلی‌متر محاسبه شده است. با کاهش اندازه‌ی دانه، مرزهای بین دانه افزایش یافته و به دلیل حضور ناخالصی‌ها در مرزهای دانه خوردگی تشدید می‌شود [۱۰]. ریز ساختارهای فولادهای دوفازی DP980 و DP590 به ترتیب شامل ۲۰/۷۶ و ۲۹/۲۲ درصد فاز مارتنزیت می‌باشد. همچنین در ریزساختار فولاد دوفازی DP590 در شکل ۱ ـ ب فازهای کاربید یوتکتوئیدی بیشتری نسبت به فولاد دوفازی DP980 به رنگ سیاه قابل مشاهده می‌باشد. فاز های کاربید یوتکتوئیدی نسبت به فاز فریت کاتد بوده و از این‌رو میزان حضور این فاز در ریزساختار های فولادهای دوفازی حائز اهمیت می باشد [۱۱].

جدول ۱ ـ ترکیب شیمیایی فولاد های IF، DP590 و DP980 (wt.%)

نمونه	Fe	C	Mn	Ti	Al	Mo	Ni	Si	Cr	V	S	Cu	P	N
فولاد IF	پایه	۰/۰۰۰۴	۰/۱۴	۰/۰۵۵	۰/۰۴۶	۰/۰۲۳	۰/۰۱۸	۰/۰۱۷	۰/۰۱۵	۰/۰۱۳	۰/۰۱۱	۰/۰۱	۰/۰۶	۰/۰۰۴
فولاد DP590	پایه	۰/۱۱	۱/۴۳	۰/۰۲	۰/۰۲	–	۰/۰۳	۰/۴	۰/۲۱	۰/۰۱	۰/۰۰۷	۰/۰۲	۰/۰۰۹	۰/۰۱
فولاد DP980	پایه	۰/۱۵	۱/۵۰	۰/۲۶۱	۰/۰۵	۰/۰۰۶	۰/۰۱	۰/۳۱	۰/۰۲	۰/۰۱	۰/۰۰۶	۰/۰۲	۰/۰۱	۰/۰۰۹

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]



شکل ۱ ـ ریزساختار فولاد های (الف) IF، (ب) DP590 و (ج) DP980 در بزرگنمایی ۵۰۰x.

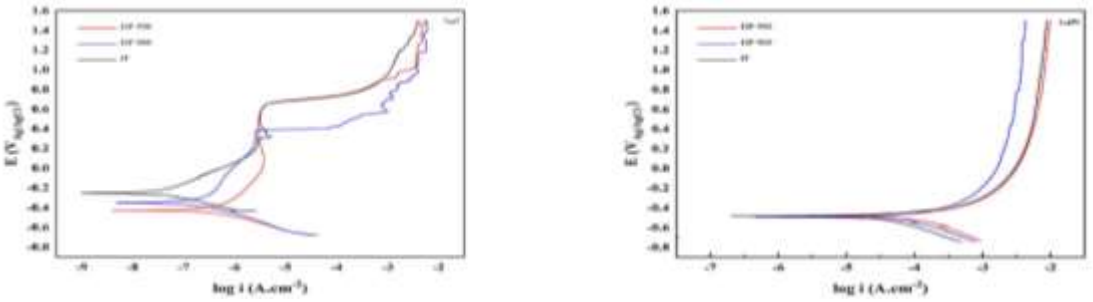
۳ ـ ۲ ـ مشخصه یابی الکتروشیمیایی

۳ ـ ۲ ـ ۱ ـ بررسی پلاریزاسیون پتاسیودینامیک

شکل ۲ـ الف و شکل ۲ـ ب منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک فولادهای DP980، DP590 و IF به‌ترتیب در محلول‌های **0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4** و **0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH** را نشان می‌دهد. نتایج عددی حاصل از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در جدول ۲ ارایه شده‌اند. در جدول ۲ پتانسیل خوردگی E_{corr}، چگالی جریان خوردگی i_{corr}، شیب تافل آندی β_a، شیب تافل کاتدی β_c و مقاومت در برابر پلاریزاسیون R_p می‌باشد. به منظور محاسبه‌ی مقاومت در برابر پلاریزاسیون و مقایسه رفتار خوردگی نمونه‌های مورد آزمایش از رابطه‌ی ۱ استفاده می شود [۱۲].

$$R_P = \frac{\beta_a \beta_c}{2.3 i_{corr}(\beta_a + \beta_c)}$$ رابطه ی (۱)

تمامی نمونه‌های مورد آزمایش در شرایط اسیدی ناپایدار بوده و با نرخ بالا به صورت یکنواخت دچار خوردگی می‌شوند (شکل۲ ـ الف). این در حالی است که در محلول بازی فولادهای DP980، DP590 و IF منطقه‌ی رویین تشکیل داده و این موضوع بیانگر تغییر مکانیزم خوردگی در محیط‌های بازی می‌باشد. علاوه‌براین، با مقایسه‌ی پتانسیل و چگالی جریان خوردگی تمامی نمونه‌ها در محلول‌های **0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4** و **0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH** مشخص می‌شود که رفتار خوردگی در شرایط اسیدی به مراتب شدیدتر از شرایط بازی می‌باشد. به دلیل پایداری شمیایی پایین فاز مارتنزیت در فولادهای دوفازی DP980 و DP590 در مقایسه با فاز فریت فولاد IF، مقاومت در برابر خوردگی فولادهای دوفازی DP980 و DP590 پایین‌تر از فولاد IF می باشد [۱۳]. همچنین در فولادهای دوفازی، امکان تشکیل سلول گالوانیک در فصل مشترک فازهای فریت و مارتنزیت وجود داشته که منجر به افزایش نرخ خوردگی نسبت به فولاد تک فاز IF می‌شود. اما به طورکلی می‌توان گفت که در فولادهای دوفازی DP980 به دلیل وجود عنصر مولیبدن در ریزساختار، رفتار خوردگی بهتری را نسبت به فولاد DP590 در هر دو محیط اسیدی و بازی نشان می‌دهد.



شکل ۲ ـ منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک فولاد های IF، DP590 و DP980 در محلول (الف) 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4 و (ب) 0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]

جدول ۲ ـ داده‌های عددی استخراج شده از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محیط 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4

نمونه	E_{corr} (V vs. Ag/AgCl)	i_{corr} (A cm^{-2})	β_a	β_c	Rp (Ω cm^2)
فولاد IF	−۰/۴۹۲۳	۳/۴۳×۱۰$^{-۵}$	۰/۱۰۵	۰/۲۱۶	۸۹۵/۳
فولاد DP590	−۰/۴۹۱۶	۱۱/۶۰×۱۰$^{-۵}$	۰/۱۸۵	۰/۲۶۱	۴۰۵/۳
فولاد DP980	−۰/۵۰۳۴	۸/۷۳×۱۰$^{-۵}$	۰/۲۲۱	۰/۲۵۱	۵۸۵/۱

جدول ۳ ـ داده‌های عددی استخراج شده از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محیط 0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH

نمونه	E_{corr} (V vs. Ag/AgCl)	i_{corr} (A cm^{-2})	β_a	β_c	Rp (Ω cm^2)
فولاد IF	−۰/۲۴۲۶	۳/۶۰۱×۱۰$^{-۸}$	۰/۲۰۴	۰/۱۲۴	۹/۲۸۵×۱۰^{۵}
فولاد DP590	−۰/۴۱۶۴	۳/۹۰۹×۱۰$^{-۷}$	۰/۲۸۸	۰/۱۵۲	۱/۱۰۵×۱۰^{۵}
فولاد DP980	−۰/۳۴۸۴	۲/۳۸۱×۱۰$^{-۷}$	۰/۵۸۰	۰/۱۷۱	۲/۴۰۴×۱۰^{۵}

به منظور بررسی بهتر و مقایسه‌ی رفتار خوردگی فولادهای DP980، DP590 و IF پس از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک از سطح نمونه‌های مورد بررسی با استفاده از میکروسکوپ نوری تصویربرداری شده است. نتایج حاصل از بررسی سطح هر سه فولاد در محیط اسیدی نشان دهنده‌ی مکانیزم خوردگی بین‌دانه ای می باشد. به دلیل ناهمگونی موجود در مرزدانه‌ها، خوردگی از مرزدانه شروع شده، به طوری‌که دانه‌بندی هر سه فولاد قابل مشاهده می‌باشد. اما فولاد دوفازی DP590 با توجه به ناپایداری شیمیایی، خوردگی شدیدتری را نسبت به فولادهای DP980 و IF در محلول 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4 از خود نشان داده است. به طوری‌که خوردگی از مرز دانه شروع شده و به داخل دانه‌ها نیز وارد شده است. فولاد دوفازی DP980 با وجود سطحی روشن‌تر نسبت به فولاد دوفازی DP590، همچنان در محلول اسیدی ناپایدار بوده سطحی به مراتب کدرتر نسبت به فولاد IF از خود نشان می‌دهد. مطابق با نتایج بدست آمده توسط چن و همکاران [۱۴] کوپل میکروگالوانیک میان فازهای مارتنزیت و فریت با قرار گیری فولادهای دوفازی (DP) در معرض سدیم کلرید تشکیل شده و منجر به خوردگی موضعی آندی فریتی مطابق با واکنش زیر می شود:

$$2Fe \rightarrow 2Fe^{2+} + 4e^-$$ رابطه ی (۲)

$$O_2 + 2H_2O + 4e^- \rightarrow 4OH^-$$ رابطه ی (۳)

اما در محلول 0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH فولادهای DP980، DP590 و IF رفتار متفاوت‌تر را نسبت به محیط اسیدی از خود نشان می‌دهند. فولاد IF سطحی شفاف‌تر از فولادهای دوفازی DP980 و DP590 پس از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک دارد. فولاد دوفازی DP590 سطحی پر از حفرات بزرگ و کوچک را نشان داده که با نمودار و داده‌های عددی آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک همخوانی دارد. اما فولاد دوفازی DP980 حاوی حفرات نسبتا درشتی نسبت به سایر نمونه‌های مورد آزمایش بوده که حاکی از مکانیزم خوردگی حفره‌دار شدن

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]

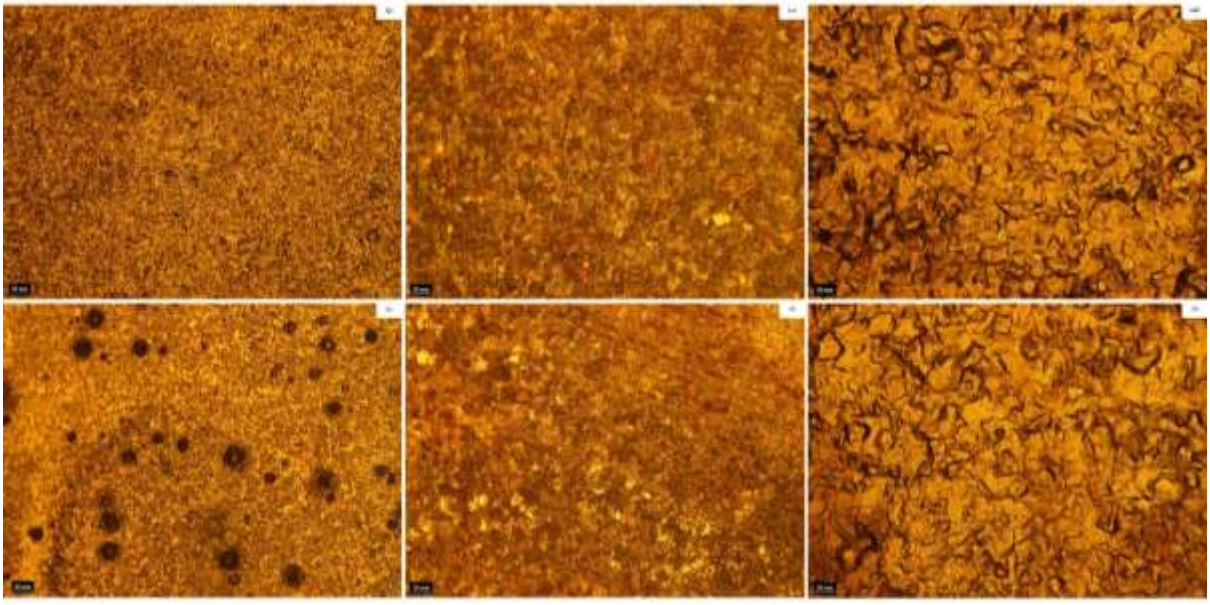
می‌باشد. به نظر می‌رسد که نوسانات موجود در منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک (شکل ۲ ـ ب) ناشی از تشکیل حفرات و رویین شدن مجدد سطح بوده که به دلیل نقص در لایه‌ی رویین جریان خوردگی افزایش یافته است. از طرفی دیگر به علت وجود حفرات سطحی به واسطه‌ی خوردگی حفره‌دار شدن در فولاد دوفازی DP980، پتانسیل شکست لایه رویین پایین‌تر از فولاد دوفازی DP590 می‌باشد.

۳ ـ ۲ ـ ۲ ـ بررسی امپدانس الکتروشیمیایی

شکل ۳ منحنی های نایکویست، باد ـ فیز و باد ـ زد فولادهای DP980، DP590 و IF در محیط‌های اسیدی و بازی را نشان می‌دهد. همچنین مدار معادل مورد استفاده به منظور ارزیابی امپدانس الکتروشیمیایی در نمودارهای نایکویست ارائه شده است. در مدل‌های ارائه شده به دلیل اختلاف از حالت ایده‌آل دی الکتریک به واسطه‌ی ناهمگونی‌های سطحی، از پارامتر CPE برای محاسبه‌ی ظرفیت خازنی استفاده شده است [۱۵]. در مدارهای معادل ارائه شده مقاومت الکترولیت Rs، مقاومت در برابر تبادل بار Rct، مقاومت در برابر جذب سطحی Rt و القاگر با L مشخص شده است. همچنین داده‌های عددی استخراج شده از آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در محلول‌های **0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4** و **0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH** را به ترتیب در جداول ۴ و ۵ ارائه شده اند.

منحنی‌های نایکویست تمامی نمونه‌های مورد آزمایش در محلول 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4 دارای یک انتهای منفی بوده که ناشی از نرخ خوردگی بالای فولادهای DP980، DP590 و IF در محیط اسیدی می‌باشد. به بیان دیگر، به دلیل نرخ بالای انحلال یون‌های آهن در محیط 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4 یک نیم‌حلقه در قسمت بالای محور که بیانگر ظرفیت بوده و یک نیم‌حلقه در قسمت منفی به واسطه‌ی القاگر، قابل مشاهده است (شکل ۴ ـ الف). مطابق با مطالعات موانگا و همکاران [۱۶]، انتهای منفی در نمودار به دلیل جذب هیدروژن و محصولات دیگر مثل Fe (I)، Fe (II)، Zn (I) و Zn (II) اتفاق می‌افتد. رفتار القاگر به صورت شیب منفی تند در قسمت خطی منحنی باد ـ زد و با مقادیر منفی در منحنی باد ـ فیز خود را نشان می دهد (شکل ۴ ـ ج و شکل ۴ ـ ه). اما در محلول 0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH فولاد های DP980، DP590 و IF رفتار متفاوتی از خود نشان داده و در منحنی‌های نایکویست تمامی نمونه‌های مورد آزمایش دارای یک نیم‌حلقه می باشند (شکل ۴ ـ ب). به منظور بررسی رفتار الکتروشیمیایی فولادهای DP980، DP590 و IF در آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در محلول بازی، از مدار معادل رندلز استفاده شده است. به دلیل تشکیل لایه‌ی رویین برروی تمامی نمونه‌های مورد آزمایش، رفتار الکتروشیمیایی فولادهای DP980، DP590 و IF در محیط بازی با محیط اسیدی کاملا متفاوت می باشد. با توجه به منحنی باد ـ فیز، فولاد IF زاویه‌ی بیشتری را نسبت به فولادهای دوفازی DP980 و DP590 درمحلول بازی نشان می‌دهد که بیانگر پایداری بیشتر لایه‌ی رویین تشکیل شده بر روی فولاد IF می‌باشد (شکل ۴ ـ د). همچنین با توجه به شکل ۴ ـ و، فولاد IF بیشترین مقدار امپدانس و فولاد دوفازی DP590 کمترین مقدار امپدانس را در بازه‌ی فرکانس مشابه از خود نشان می‌دهند که نتایج حاصل از آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی با نتایج حاصل از پلاریزاسیون پتانسیودینامیک مطابقت دارد (شکل ۳ ـ ب). در مجموع فولاد IF رفتار خوردگی مناسب‌تری را نسبت به فولادهای دوفازی DP980 و DP590 از خود نشان می‌دهد. مطابق با نتایج بدست آمده توسط اسکندری و همکاران [۱۷]، به واسطه‌ی تشکیل لایه‌ی رویین Fe_2O_3 و γ-Fe_2O_3 بر روی سطح فولاد IF مقاومت در برابر خوردگی در محیط حاوی NaCl بهبود می‌یابد. پایداری بیشتر لایه‌ی رویین و تک فاز بودن فولاد IF مهمترین علت رفتار خوردگی فولادهای دوفازی DP980 و DP590 در محیط بازی می‌باشد. اما در محیط اسیدی رفتار خوردگی هر سه نمونه نزدیک به هم بوده و بیانگر پایداری شیمیایی پایین فولاد های DP980، DP590 و IF در محیط‌های **0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4** می‌باشد.

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]



شکل ۳ ـ تصاویر حاصل از میکروسکوپ نوری پس از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک از (الف)، (ب) و (ج) فولادهای IF، DP590 و DP980 در محلول 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4 ، (د)، (ه) و (و) فولاد های IF، DP590 و DP980 در محلول و 0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH در بزرگنمایی ۲۰۰x

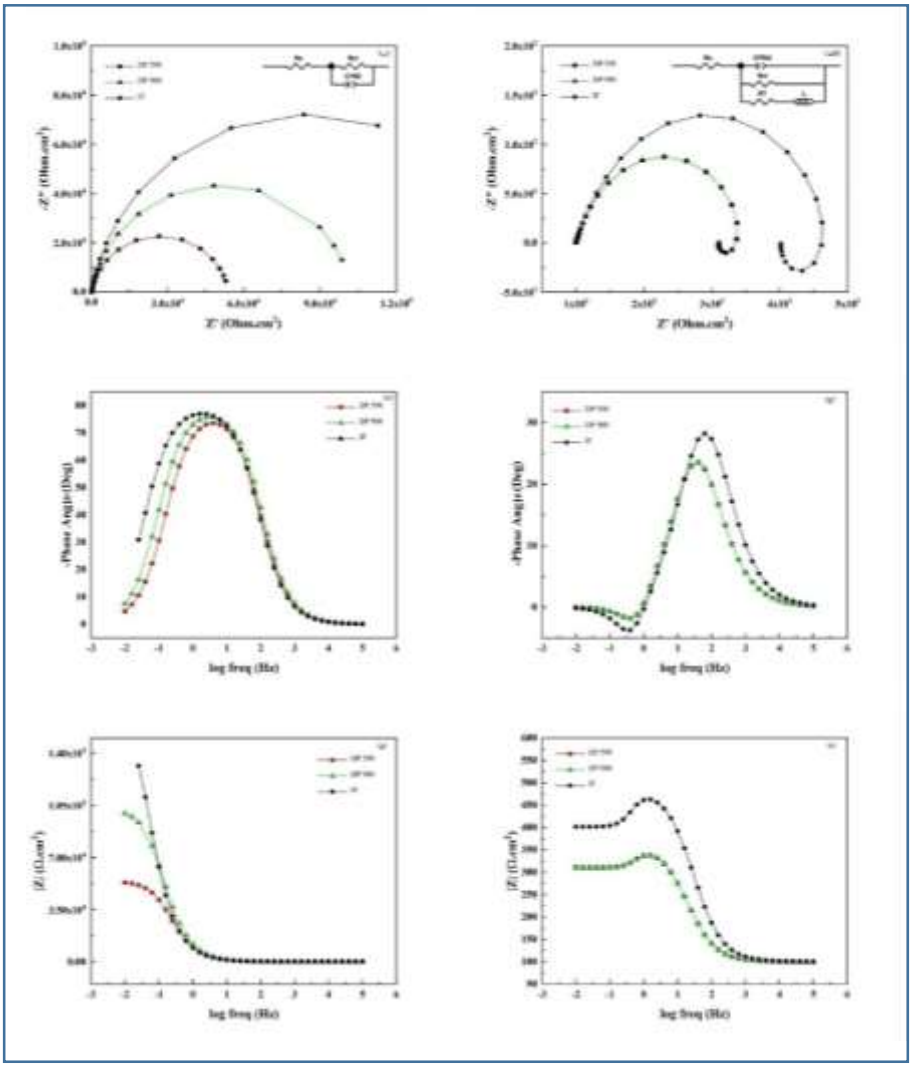
جدول ۴ ـ داده‌های عددی استخراج شده از آزمون امپدانس الکتروشیمیایی در محیط 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4

نمونه	R_s (Ωcm^2)	CPE		R_{ct} (Ωcm^2)	R_T	L
		C_{dl}(Fcm^{-2})	n_2 (0-1)			
فولاد IF	۱۰۰/۶۰	۶/۲۸۹۶×۱۰$^{-۵}$	۰/۷۵۱۴۴	۳۸۷/۸	۱۳۵۰	۵۵۵/۹
فولاد DP590	۹۹/۴۲	۱۲/۲۶۹۱×۱۰$^{-۵}$	۰/۷۵۰۳۶	۲۶۲/۰	۱۰۹۴	۳۱۷/۵
فولاد DP980	۹۹/۴۶	۱۲/۱۵۶۰×۱۰$^{-۵}$	۰/۷۵۱۸۲	۲۶۱/۷	۱۱۰۳	۳۲۱/۳

جدول ۵ ـ داده های عددی استخراج شده از آزمون امپدانس الکتروشیمیایی در محیط 0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH و

نمونه	R_s (Ωcm^2)	CPE		R_{ct} (Ωcm^2)
		C_{dl}(Fcm^{-2})	n_2 (0-1)	
فولاد IF	۱۶۴/۳	۲/۰۷۳۴×۱۰$^{-۵}$	۰/۸۹۴۳۸	۱/۷۰۳۱×۱۰^{۵}
فولاد DP590	۱۷۴/۷	۱/۸۹۵۱×۱۰$^{-۵}$	۰/۸۸۷۹۵	۰/۵۳۹۹×۱۰^{۵}
فولاد DP980	۱۷۸/۷	۱/۵۸۷۲×۱۰$^{-۵}$	۰/۸۹۳۴۸	۱/۰۲۴۷×۱۰^{۵}

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]



شکل ۴. (الف)، (ج) و (ه) منحنی های نایکویست، باد ـ فیز و باد ـ د فولاد های IF، DP590 و DP980 در محلول M ۰/۱ 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4 ، (ب)، (د) و (و) منحنی های نایکویست، باد ـ فیز و باد ـ زد فولاد های IF، DP590 و DP980 در محلول و 0.1 M NaCl + 0.1 M NaOH

نتیجه‌گیری

- تصاویر ریزساختاری گرفته شده از فولادهای DP980 و DP590 نشان‌دهنده‌ی دو فاز فریت و مارتنزیت در ریزساختار بوده که فاز مارتنزیت در زمینه‌ی فریتی پخش شده، درحالی‌که فولاد IF دارای ساختار فریتی می‌باشد. دانه‌بندی‌های هر سه نمونه به صورت پیوسته و یکنواخت بوده و فولاد دو فازی DP590 دارای فاز مارتنزیت بیشتری نسبت به فولاد دوفازی DP980 می‌باشد.
- بر اساس مشاهدات انجام شده از نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، فولادهای DP980، DP590 و IF در محلول اسیدی 0.1 M NaCl + 0.1 M H_2SO_4 به صورت فعال در معرض خوردگی شدید قرار گرفته در حالی‌که در محلول بازی 0.1M NaOH + 0.1M NaCl نواحی فعال ـ رویین مشاهده می‌شوند. همچنین فولادهای دو فازی DP980 و

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]

DP590 در هر دو شرایط اسیدی و بازی، به دلیل تشکیل سلول گالوانیک در فصل مشترک فازهای فریتی و ماتنزیتی، مقاومت پایینی در برابر فولاد IF با ساختار فریتی از خود نشان می‌دهند.

- نتایج حاصل از آزمون امپدانس شیمیایی در هر دو محلول اسیدی و بازی تاییدکننده‌ی آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک بوده و در شرایط اسیدی به دلیل نرخ بالای انحلال آهن در الکترولیت، در منحنی‌های نایکویست یک نیم حلقه در فرکانس منفی القا شده است. اما در شرایط بازی به دلیل تشکیل لایه‌ی رویین بر روی سطح تمامی نمونه‌های مورد آزمایش، تنها یک نیم حلقه تشکیل شده است.

مراجع

[1] N. Farabi, D. L. Chen, and Y. Zhou, "Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints," J. Alloys Compd., Vol. 509, No. 3, 2011, Pp. 982–989, doi: 10.1016/j.jallcom.2010.08.158.

[2] S. Basak, H. Das, T. K. Pal, and M. Shome, "Characterization of intermetallics in aluminum to zinc coated interstitial free steel joining by pulsed MIG brazing for automotive application," Mater. Charact., Vol. 112, 2016, Pp. 229–237, doi: 10.1016/j.matchar.2015.12.030.

[3] C. Ma, D. L. Chen, S. D. Bhole, G. Boudreau, A. Lee, and E. Biro, "Microstructure and fracture characteristics of spot-welded DP600 steel," Mater. Sci. Eng. A, Vol. 485, No. 1–2, 2008, Pp. 334–346, doi: 10.1016/j.msea.2007.08.010.

[4] P. Pishva, S. S. Beni, M. Atapour, M. R. Salmani, and R. Ashiri, "Study of Corrosion Behavior in Resistance Spot Welds of Thin Sheets of Zinc-Coated Interstitial-Free Steel," J. Mater. Eng. Perform., Vol. 30, No. 3, 2021, Pp. 1723–1736, doi: 10.1007/s11665-021-05474-0.

[5] L. Q. Guo, D. Liang, Y. Bai, X. L. Miao, L. J. Qiao, and A. A. Volinsky, "Effects of Hydrogen and Chloride Ions on Automobile Interstitial-Free Steel Corrosion," CORROSION, Vol. 70, No. 10, 2014, Pp. 1024–1030, doi: 10.5006/1126.

[6] P. P. Sarkar, P. Kumar, M. K. Manna, and P. C. Chakraborti, "Microstructural influence on the electrochemical corrosion behaviour of dual-phase steels in 3.5% NaCl solution," Mater. Lett., Vol. 59, No. 19–20, 2005, Pp. 2488–2491, doi: 10.1016/j.matlet.2005.03.030.

[7] Y. Kayali and B. Anaturk, "Investigation of electrochemical corrosion behavior in a 3.5wt.% NaCl solution of boronized dual-phase steel," Mater. Des., Vol. 46, 2013, pp. 776–783, doi:10.1016/j.matdes.2012.11.040.

[8] M. B. Kannan, R. K. S. Raman, and S. Khoddam, "Comparative studies on the corrosion properties of a Fe–Mn–Al–Si steel and an interstitial-free steel," Corros. Sci., Vol. 50, No. 10, 2008, Pp. 2879–2884, doi: 10.1016/j.corsci.2008.07.024.

[9] B. Hadzima, M. Janeček, Y. Estrin, and H. S. Kim, "Microstructure and corrosion properties of ultrafine-grained interstitial free steel," Mater. Sci. Eng. A, Vol. 462, No. 1–2, 2007, Pp. 243–247, doi: 10.1016/j.msea.2005.11.081.

[10] K. JONES and D. HOEPPNER, "The interaction between pitting corrosion, grain boundaries, and constituent particles during corrosion fatigue of 7075-T6 aluminum alloy," Int. J. Fatigue, Vol. 31, No. 4, 2009, Pp. 686–692, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2008.03.016.

[11] M. Ismail, B. Muhammad, E. Hamzah, and T. Keong, "Corrosion behaviour of dual- phase and galvanized steels in concrete," Anti-Corrosion Methods Mater., Vol. 59, No. 3, 2012, Pp. 132–138, doi: 10.1108/00035591211224672.

[12] Y. WANG and D. NORTHWOOD, "An investigation of the electrochemical properties of PVD TiN-coated SS410 in simulated PEM fuel cell environments," Int. J. Hydrogen Energy, Vol. 32, No. 7, 2007, Pp. 895–902, doi: 10.1016/j.ijhydene.2007.02.006.

[13] K. D. Ralston and N. Birbilis, "Effect of Grain Size on Corrosion: A Review," CORROSION, Vol. 66, No. 7,2010, Pp. 075005-075005–13, doi: 10.5006/1.3462912.

[14] H. Chen, Z. Lv, L. Lu, Y. Huang, and X. Li, "Correlation of micro-galvanic corrosion behavior with corrosion rate in the initial corrosion process of dual phase steel," J. Mater. Res. Technol., Vol. 15,

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]

2021, Pp. 3310–3320, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.09.123.

[15] S. . Ahn, J. . Lee, H. . Kim, and J. . Kim, “A study on the quantitative determination of through-coating porosity in PVD-grown coatings,” Appl. Surf. Sci., Vol. 233, No. 1–4, 2004, Pp. 105–114, doi: 10.1016/j.apsusc.2004.03.213.

[16] M. Mouanga, M. Puiggali, B. Tribollet, V. Vivier, N. Pébère, and O. Devos, “Galvanic corrosion between zinc and carbon steel investigated by local electrochemical impedance spectroscopy,” Electrochim. Acta, Vol. 88, 2013, Pp. 6–14, doi: 10.1016/j.electacta.2012.10.002.

[17] H. Eskandari, M. S. Rizi, A. Ghanbari, B. Nasiri, and K. Dehghani, “A study on the surface severe plastic deformation and corrosion behavior of an interstitial free steel,” Mater. Res. Express, Vol. 6, No. 12, 2020, Pp. 1250b8, doi: 10.1088/2053-1591/ab6114.

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]

[Downloaded from journal.ica.ir on 2026-01-31]