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

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

Volume 11, Number 2, 2026



Investigation of the effect of process temperature and time on the corrosion behavior of $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ high-entropy alloy coatings applied on plain carbon steel by diffusion bonding method

S. Ahmadpour, R. Dehmolaei*, Kh. Ranjbar, M. Reihanian
Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran.

Received 4 October 2025 ; Accepted 14 December 2025

Abstract

In this study, the effects of diffusion-bonding temperature and time on the microstructure and corrosion behavior of $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ high-entropy alloy coatings applied on A283 plain carbon steel were investigated. The coatings were produced by diffusion bonding using the spark plasma sintering method, in which high-entropy alloy powders were bonded to the substrate at temperatures of 850, 950, and 1050°C for holding times of 10, 15, and 20 minutes. Microstructural characterization performed by field-emission scanning electron microscopy (FESEM) revealed that increasing the diffusion-bonding temperature and time led to reduced porosity and enhanced coating densification. Electrochemical impedance spectroscopy (EIS) and potentiodynamic polarization tests conducted in a 3.5 wt.% NaCl solution demonstrated that increasing the bonding temperature and time resulted in higher charge transfer resistance (R_{ct}) and corrosion potential (E_{corr} values, along with a decrease in corrosion current density (i_{corr}). The coating produced at 1050°C with a holding time of 20 minutes exhibited the highest corrosion resistance. The improvement in corrosion performance was attributed to the formation of a uniform and adherent oxide film, which effectively inhibited the penetration of corrosive ions into the steel substrate.

Keywords: High entropy alloy, $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$, spark plasma sintering, Diffusion bonding, corrosion behavior, electrochemical impedance, A283 steel.

*Corresponding Author: R. Dehmolaei, dehmolaei@scu.ac.ir.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره2، پاییز و زمستان 1404



بررسی اثر دما و زمان فرایند بر خوردگی پوشش‌های آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ اعمال شده روی فولاد ساده کربنی با روش اتصال نفوذی

شکوفه احمدپور، رضا دهملایی*، خلیل رنجبر، محسن ریحانیان

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

دریافت مقاله: 1404/07/12 ؛ پذیرش مقاله: 1404/09/22

چکیده

در این پژوهش، تاثیر دما و زمان اتصال نفوذی بر ریزساختار و رفتار خوردگی، پوشش آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ اعمال شده روی زیرلایه فولادی A283 به روش اتصال نفوذی و بکارگیری تکنیک تف جوشی پلاسمای جرقه‌ای مطالعه گردید. اتصال نفوذی به صورت درجا (همزمانی تف جوشی پودر آلیاژ آنتروپی زیاد و اتصال نفوذی) در دماهای 850، 950 و 1050 درجه سانتی گراد و سه زمان 10، 15 و 20 دقیقه انجام شد. مطالعات ریزساختاری با میکروسکوپ الکترونی روبشی (FESEM) نشان داد که افزایش زمان و بویژه دمای اتصال نفوذی سبب کاهش تخلخل و افزایش تراکم پوشش گردیده است. نتایج آزمون‌های امپدانس الکتروشیمیایی و پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک در محلول NaCl 3.5% wt نشان داد که با افزایش دما و زمان اتصال نفوذی، مقاومت انتقال بار (Rct) و پتانسیل خوردگی (Ecorr) افزایش یافته و چگالی جریان خوردگی (Icorr) کاهش یافته است. بیشترین مقاومت خوردگی برای پوشش تولید شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد و زمان 20 دقیقه بدست آمد. مشخص شد که بهبود رفتار خوردگی ناشی از تشکیل فیلم‌های اکسیدی یکنواخت و چسبنده می باشد که باعث ممانعت از نفوذ یون‌های خورنده به زیرلایه فولادی گردیده است.

کلمات کلیدی: آلیاژ آنتروپی زیاد، $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$، زینترینگ پلاسما جرقه‌ای، اتصال نفوذی، رفتار خوردگی، امپدانس الکتروشیمیایی، فولاد A283.

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

1- مقدمه

آلیاژهای آنتروپی زیاد (HEA) به دلیل ترکیبات منحصر به فرد، ساختارهای ریز و خواص قابل تنظیم، توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند. این آلیاژها حاوی بیش از پنج عنصر اصلی با درصد اتمی برابر یا تقریباً برابر هستند که به طور معمول، کسر اتمی هر جز بیش از 5 درصد است. این گروه آلیاژها اولین بارتوسط یه و کانتور کشف و به عنوان آلیاژهای چند جزئی نامگذاری شدند [1]. عوامل بسیاری بر ریزساختار و خواص

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

HEA ها موثر هستند که در این بین چهار اثر آنتروپی زیاد، اعوجاج شدید شبکه، نفوذ کند و اثر کوکتیل از مهمترین فاکتورها محسوب می‌شوند [2]. برخلاف آلیاژهای سنتی که عموماً حاوی یک یا چند عنصر اصلی هستند، HEA ها عناصر غالب ندارند. در نتیجه، تشکیل فازهای پیچیده مانند ترکیبات بین فلزی منظم با مشکل مواجه می‌شود و به آلیاژ اجازه می‌دهد تا از محدودیت‌های تعریف شده توسط نمودارهای فازی سنتی فراتر رفته و ساختار ساده‌تری را اتخاذ کند [3]. حضور چندین عنصر، آنتروپی اختلاط بالایی را در آلیاژ ایجاد می‌کند [4] و تشکیل ساختارهای محلول جامد ساده مانند مکعبی با وجوه مرکزدار (FCC)، مکعبی مرکزدار (BCC) یا ساختارهای شش ضلعی با تراکم نزدیک (HCP) را تسهیل می‌کند[5]. HEA های با ساختار BCC معمولاً دارای استحکام تسلیم بسیار بالا و قابلیت انعطاف‌پذیری محدود هستند، در حالی که HEA های FCC استحکام تسلیم کم و قابلیت انعطاف‌پذیری بالایی دارند. انتظار می‌رود مخلوط ساختارهای BCC + FCC دارای خواص مکانیکی متعادل، به عنوان مثال، هم استحکام بالا و هم داکتیلیته خوب باشد [6]. مقاومت در برابر خوردگی یک ویژگی مهم و قابل توجه برای برخی ازHEA ها می‌باشد. این آلیاژها بر اساس ترکیبات و تکامل ریزساختاری خود، درجات مختلفی از خوردگی را نشان می‌دهند. همه مواد فلزی به دلیل برهمکنش‌های الکتروشیمیایی با محیط اطرافشان، تا حدی دچار خوردگی می‌شوند. تحقیقات نشان می‌دهد که HEA ها در مقایسه با آلیاژهای سنتی، مقاومت بیشتری در برابر محیط‌های خورنده نشان می‌دهند [7]. پارامترهای مختلفی، از جمله ویژگی‌های ریزساختاری مانند ساختار کریستالی و اندازه دانه، ویژگی‌های ماکروساختاری مانند تخلخل و سطح نهایی و ترکیبات شیمیایی، بر مقاومت در برابر خوردگی HEA ها تأثیر گذار هستند[8].

با توجه به مفهوم طراحی متمایز و ویژگی‌های قابل توجه آن‌ها، که شامل استحکام بالا، سختی استثنایی، مقاومت در برابر اکسیداسیون عالی و مقاومت در برابر خوردگی [4و9و10] می‌شود، HEA ها در زمینه‌های مختلف، از جمله هوافضا [11]، صنایع‌شیمیایی[12]، مهندسی‌دریا[13]، مهندسی‌هسته‌ای[14و15] و زیست‌پزشکی [16]، کاربرد دارند. از فرایندهای ریخته‌گری و متالورژی پودر برای تولید آلیاژهای آنتروپی زیاد در شکلهای مختلف استفاده می‌شود [17]. آلیاژسازی مکانیکی یکی از روش‌های فرآوری پودری است که امکان تولید آلیاژ همگن از مخلوط پودری مواد اولیه را فراهم می‌سازد. از آنجا که فرایند آلیاژسازی مکانیکی در حالت جامد و در دمای محیط صورت می‌گیرد، بسیاری از مشکلات تولید به روشهای ذوبی نظیر کاهش حد حلالیت در ناحیه خمیری حین انجماد، تلفات عناصر اولیه ناشی از بالا بودن فشار بخار تعادلی برخی از عناصر و جدایش ناشی از اختلاف زیاد نقاط ذوب عناصر موجود در آلیاژ در این روش وجود ندارد که در نتیجه سبب انعطاف‌پذیری و تعدد در انتخاب عناصر اولیه می‌شود [18].

با توجه به مزایای HEA ها بویژه استحکام بالا و مقاومت به سایش و خوردگی عالی آن‌ها، انتظار می‌رود که بتوان از این آلیاژ برای پوشش‌دهی آلیاژها استفاده نمود. روش‌های کندوپاش مگنترون، پاشش حرارتی، رسوب الکتروشیمیایی و روکش‌کاری لیزری از جمله روش های متداول ساخت این پوشش‌ها می‌باشند [19].

اتصال نفوذی یک روش مناسب و ساده می‌باشد که می‌توان برای ایجاد پوشش از آن استفاده نمود. این نوع اتصال یک فرایند حالت جامد است که مکانیسم آن مبتنی بر نفوذ اتم‌های دو طرف اتصال در هم می‌باشد [20]. برای دستیابی به تراکم بالای آلیاژهای بدست آمده از متالورژی پودر و ایجاد روکش روی زیرلایه فولادی، تف‌جوشی لازم است. براثر تف‌جوشی معمولی پودرهای آلیاژ، رشد قابل توجه دانه‌ها طی عملیات حرارت‌دهی رخ خواهد داد. به منظور جلوگیری از رشد دانه‌ها، آلیاژها را معمولا با استفاده از روش تف‌جوشی پلاسمای جرقه‌ای (Spark Plasma Sintering - SPS) تف جوشی می‌کنند [21]. از پارامترهای مهم فرایند اتصال نفوذی می‌توان به دما و زمان اتصال و نیز فشار وارده اشاره کرد. دما یک متغیر اصلی در استحکام اتصال نفوذی است که افزایش دما باعث افزایش تماس بین مواد به وسیله کاهش استحکام تسلیم و

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

افزایش سرعت نفوذ و حذف حفرات شده و واکنش‌های شیمیایی را کنترل می‌کند و سبب کاهش زمان اتصال می‌گردد [22].

پژوهش‌های مختلفی به بررسی اتصال نفوذی HEAها و تف جوشی با روش SPS پرداخته‌اند. لی و همکاران [23] اتصال نفوذی آلیاژ $AlCoCrFeNi_{2.1}$ به فولاد زنگ‌نزن 304 را بررسی کرده و تشکیل فاز Fe_2Al_5 را در ناحیه اتصال گزارش نموده‌اند. کرمی و همکاران [24] نیز نشان دادند که در اتصال آلیاژ CoCuFeMnNi با روش فاز مایع گذرا، تغییرات زمانی نقش مهمی در تکامل فازهای γ و فازهای غنی از کروم دارد. گائو و همکاران [25] بهبود اتصال میان CuFeCrMnNi و فولاد 304 را با افزایش زمان عملیات سطحی گزارش کردند. اوگانبی و همکارانش [26] ریزساختاری همگن با نقص‌های محدود، سختی، مقاومت در برابر خوردگی و سایش بهتر سوپرآلیاژ IN738LC ساخته شده از طریق SPS در دمای تف‌جوشی بالاتر حدود 1200درجه سانتیگراد در مقایسه با نمونه تف‌جوشی شده در دمای 900 درجه سانتیگراد را نشان دادند. درتوسعه آلیاژپیشرفته Ni-Al-Ti-Mn-Co-Fe-Cr، اولوروندایسی و همکارانش [27] اشاره کردند که چگالش کامل و سختی بالاتر را می‌توان در دمای پخت بالاتر حدود 850 درجه سانتیگراد در مقایسه با 750 درجه سانتیگراد به دست آورد.

با وجود پیشرفت‌های بدست آمده، شکاف علمی مهمی همچنان وجود دارد. مطالعات اندکی به بررسی پوشش‌های HEA اعمال‌شده بر فولاد ساده‌کربنی با استفاده از اتصال نفوذی پرداخته‌اند. در خصوص مطالعه اتصال نفوذی پودر آلیاژهای آنتروپی زیاد به زیرلایه فولادی همزمان با تف جوشی پودر با روش SPS و نیز بررسی تاثیر دما و زمان فرایند بر ریزساختار، رفتار خوردگی و خواص روکش تولید شده، گزارش چندانی ارایه نگردیده است. از این‌رو مطالعه در این خصوص می‌تواند از جنبه های علمی و کاربردی حاعظ اهمیت بسیار بالایی باشد. لذا در پژوهش حاضر به‌عنوان پاسخی به این شکاف علمی، بررسی اثر دما و زمان اتصال نفوذی بر ریزساختار، تکامل فازی و رفتار خوردگی پوشش آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ اعمال‌شده روی فولاد A283 با روش SPS مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است. در این تحقیق، با آزمونهای FESEM، EDS، XRD، و آزمون پلاریزاسیون و طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS)، خواص پوشش مورد بررسی و تجزیه و تحلیل قرار گرفته است.

2-مواد و روش

2-1- مواد اولیه

در این پژوهش از فولاد ساده کربنی A283 گرید C به ضخامت 5 و قطر 25 میلی‌متر به عنوان زیرلایه و از پودرهای عناصر آلومینیوم، آهن،کبالت، کروم، منگنز، تیتانیم با خلوص بالای 99% براساس اطلاعات ارائه شده در کاتالوگ شرکت های سازنده برای تهیه آلیاژ آنتروپی زیاد استفاده شد. جدول(1) نتایج حاصل از آنالیز کوانتومتری زیرلایه فولادی و ترکیب آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ را نشان می‌دهد.

2-2-تولید پودر آلیاژ آنتروپی زیاد

تولید آلیاژ آنتروپی زیاد به روش آلیاژ سازی مکانیکی در آسیاب سیاره ای با محفظه‌ای از جنس فولاد پر کروم و گلوله های فولادی، تحت اتمسفر آرگون و به مدت 96 ساعت انجام شد. نسبت گلوله به پودر 15:1 و سرعت حرکت کاپ‌ها 350rpm بود. برای جلوگیری از کلوخه شدن پودرها از استئاریک اسید به عنوان عامل کنترل کننده فرایند(PCA) استفاده شد. برای ارزیابی ساختار پودر از روش پراش پرتوی ایکس (XRD) با تابش CuKα (λ=0.154nm) استفاده گردید.

2-3-فرایند پوشش‌دهی (اتصال نفوذی به روش SPS)

از پودر آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی برای تولید پوشش استفاده شد. برای روکش‌کاری ابتدا نمونه هایی از زیرلایه فولاد A283 گرید C به ضخامت 5 و قطر 25 میلی‌متر تهیه گردید. سطح نمونه‌ها پس از سمباده زنی با استفاده از الکل کاملا تمیز گردیدند. نمونه‌های آماده شده درون قالب گرافیتی قرار داده شدند و پودر

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

جدول1- آنالیز شیمیایی زیرلایه فولادی وآلیاژ انتروپی زیاد تولید شده (درصد وزنی)

	آنالیز شیمیایی (wt.%)									
عنصر / نمونه	Fe	Co	Cr	Mn	Al	Ti	C	Si	P	S
A283-C	99,3	0,008	0,01	0,36	0,028	0,001	0,15	0,08	0,005	0,004
HEA	21,8	21,83	20,30	21,44	5,26	9,34	-	-	-	-

آلیاژ آنتروپی زیاد تولید شده روی آنها ریخته شد. جهت جلوگیری از چسبیدن پودر به پانچ‌ها و قالب از یک لایه کاغذ گرافیتی استفاده شد. قالب گرافیتی همراه با نمونه ها با دمای محیط در محل مخصوص در دستگاه SPS قرار داده شدند. اتصال نفوذی در دماهای 850، 950 و 1050درجه سانتی گراد و زمان نگهداری20 دقیقه و زمان های 10و 15 دقیقه برای دمای 1050 درجه سانتی‌گراد تحت خلا 10^{-3}mbar و فشار 30MPa انجام شد. نمونه‌ها در دستگاه SPS با نرخ 40°C/min تا رسیدن به دمای نهایی اتصال گرم شدند. در پایان زمان ماندگاری، دستگاه خاموش و نمونه‌ها با آهنگ سرمایش طبیعی دستگاه SPS تا دمای محیط سرد شدند.

2-4-مشخصه‌یابی ریزساختاری

برای مطالعه ریزساختار و بررسی توزیع عناصر در پوشش‌های تولیدشده و ناحیه اتصال فولاد/HEA، نمونه‌ها ابتدا به‌صورت مقطع‌نگاری آماده‌سازی شدند. پس از برش، نمونه‌ها در رزین گرم‌پخت مانت شده و به‌ترتیب با سنباده‌های SiC از زبری 80 تا 2500 سنباده‌زنی گردیدند. سپس مرحله پولیش مکانیکی با استفاده از سوسپانسیون آلومینا 0,3 میکرون انجام شد تا سطحی صاف، یکنواخت و عاری از خط و خش حاصل شود. در پایان، نمونه‌ها با الکل تمیز و خشک شدند. بررسی ریزساختار با میکروسکوپ الکترونی روبشی (FESEM) مجهز به آشکارساز EDS انجام شد و برای تحلیل دقیق ناحیه اتصال، از روش‌های نقشه‌برداری عنصری (EDS mapping) و line-scan استفاده گردید.

2-5-آزمون‌های خوردگی

آزمون‌های‌خوردگی بااستفاده از دستگاه Autolab Potentiostat/ Galvanostat انجام شد. نمونه‌ها در محلول%wt NaCl 3.5 و در دمای اتاق مورد بررسی قرار گرفتند. الکترود مرجع Ag/AgCl و الکترود کمکی از جنس پلاتین بود. آزمون EIS در بازه فرکانسی 10 kHz تا 10 mHz با دامنه 10 mV حول پتانسیل مدار باز (OCP) انجام شد. آزمون پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک در محدوده 300 mV- تا700+ نسبت به OCP با نرخ روبش 1mV/s انجام گردید. داده‌ها با نرم‌افزار ZView برازش شده و مدار معادل R(Q(R(QR))) برای استخراج پارامترهایی نظیر مقاومت محلول(R_s)، مقاومت انتقال بار(R_{ct})، عنصر فاز ثابت(CPE) و نمای فازی عنصر فاز ثابت(n) استفاده شد. نتایج پلاریزاسیون نیز با نرم‌افزار Origin تحلیل و مقادیر E_{corr}، I_{corr}، β_a، β_c و E_{pit} تعیین گردیدند. نهایتا اثر دما و زمان اتصال نفوذی (و تف جوشی همزمان) بر مقاومت خوردگی و پایداری فیلم اکسیدی به‌صورت تحلیلی مورد بررسی قرار گرفت.

3- نتایج و بحث

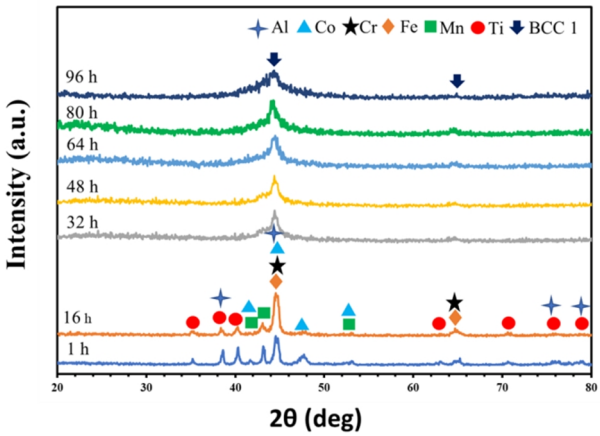
3-1-مشخصه‌یابی پودر آلیاژ آنتروپی زیاد

الگوهای پراش پرتو ایکس آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$تولید شده در زمان‌های مختلف در شکل(1) نشان داده شده است. از شکل مشاهده می‌شود که در این آلیاژ آلومینیم و تیتانیم پس از 32 ساعت به طور کامل حل شده و پیک عناصر آهن و کبالت به ترتیب پس از 48 و 64 ساعت حذف شده اند. بنابراین پس از 64 ساعت آلیاژسازی مکانیکی فقط آلیاژ تک فاز BCC1 (نوع کروم) تشکیل گردیده و با گذشت بیشتر زمان هیچ تغییری در پیک ها مشاهده نمیشود و افزایش زمان آسیاکاری تا 96 ساعت فقط باعث همگن شدن بیشتر آلیاژ گردیده است. اثر آنتروپی زیاد و غیر تعادلی بودن فرایند آلیاژ سازی مکانیکی دلایل اصلی تشکیل محلول جامد و

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

عدم تشکیل ترکیبات بین فلزی هستند. با افزایش تعداد عناصر در سیستم، نفوذ تصادفی عناصر افزایش یافته و باعث افزایش انحلال پذیری گردیده است.

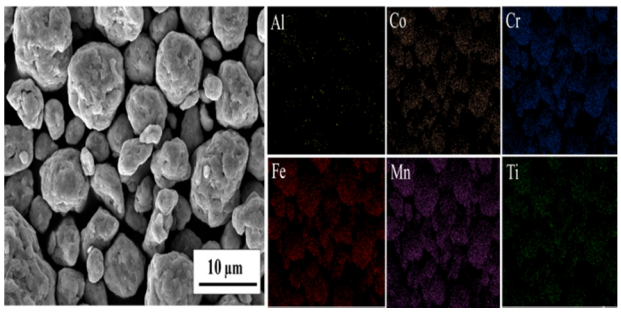


شکل1-الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) پودر آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ در زمان‌های مختلف آلیاژسازی مکانیکی (1 تا 96 ساعت).

شکل(2) تصاویر FESEM پودر آلیاژ آنتروپی زیاد تولید شده بعد از 96 ساعت آلیاژسازی مکانیکی را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، پودرها از ذرات تقریباً کروی با سطحی زبر و ناهموار تشکیل شده‌اند که این زبری میتواند ناشی از توالی فرایندهای جوش سرد، تغییر شکل پلاستیک و شکست ترد در طول آلیاژسازی مکانیکی باشد. از شکل مشاهده میشود که توزیع عناصر Co، Cr، Fe، Mn، Ti و Al کاملاً یکنواخت است و هیچ‌گونه تجمع یا جدایش موضعی دیده نمی‌شود. فقدان ساختارهای پوسته-هسته‌ای یا خوشه‌بندی موضعی نشانگر همگنی کامل و توزیع اتمی یکنواخت عناصر در آلیاژ آنتروپی زیاد تولید شده است. این مشاهدات با نتایج XRD مربوط به تشکیل فاز محلول جامد BCC در شکل(1) مطابقت کامل دارد.

3-2-آنالیز فازی و بررسی ریزساختار پوشش

شکل(3)الگوی XRD پوشش تولید شده به روش SPS را نشان می دهد. تصویر شکل(3) نشان‌دهنده تغییرات فازی قابل‌توجه در پوشش نسبت به پودر اولیه می باشد. با توجه به تصویر شکل(1)، پودر آلیاژی قبل از فرایند SPS و تف جوشی (اتصال نفوذی) دارای ساختار تک‌فاز BCC بوده است، در حالی که پس از اتصال نفوذی و رخ دادن تف جوشی فازهای جدیدی شامل Fe_3Al، FeCr، FeO و چندین فاز BCC با ترکیب‌های متفاوت (Cr-rich BCC1، Fe-rich BCC3 و Mn-rich BCC2) مشاهده می‌شوند. این تغییرات فازی به دلیل اعمال دمای بالا (850 -1050 °C) و جریان الکتریکی پالسی در طی فرایند SPS است که موجب نفوذ متقابل عناصر بین پوشش و زیرلایه فولادی A283 می‌شود. بنابراین فرایند SPS باعث انتقال ساختار از یک فاز جامد یکنواخت BCC در پودر اولیه به ساختار چندفازی پایدارتر در پوشش نهایی شده است.

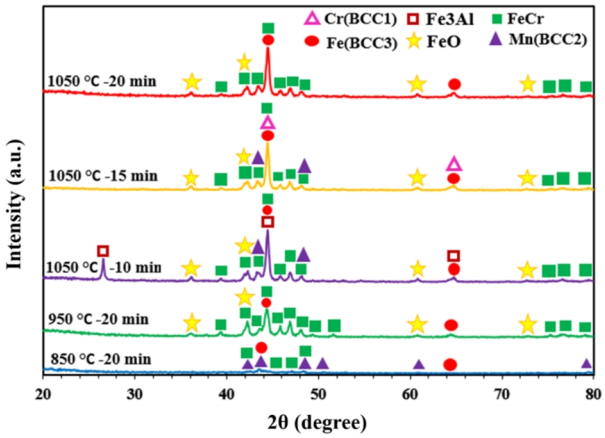


شکل2- تصویر FESEM و نقشه توزیع عنصری (EDS map) از پودر آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولیدشده به روش آلیاژسازی مکانیکی.

شدت نسبی پیک اصلی و درصد وزنی تقریبی فازهای شناسایی‌شده از روی الگوهای XRD استخراج شده و در جدول (2) گزارش شده است. در نمونه‌ی 850C- 20min° سه فاز FeCr، Fe و Mn شناسایی شده‌اند. شدت نسبی پیک‌ها و درصد وزنی فازها در این شرایط در بازه نسبتاً محدودی قرار دارد (حدود 17 تا 58 درصد وزنی)، که بیانگر بلورینگی پایین‌تر و تکامل ناقص فازهای بین‌فلزی در دمای پایین است. در این دما نفوذ اتمی محدود بوده و هنوز همه عناصر فرصت کافی برای شرکت در واکنش‌های بین‌فلزی را پیدا نکرده‌اند. با افزایش دما به 950C- 20min° ، فاز FeO به همراه فازهای FeCr و Fe ظاهر می‌شود. همان‌طور که در جدول(2) دیده می‌شود، درصد وزنی فازها در این دما در محدوده‌ی 21 تا 49 درصد قرار می‌گیرد و شدت نسبی پیک‌های مربوط به FeCr و FeO نسبت به نمونه 850C- 20min° افزایش می‌یابد. این

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

موضوع نشان می‌دهد که افزایش دما باعث افزایش نرخ نفوذ و واکنش عناصر و تشکیل فازهای پایدارترFe, FeCr و FeO شده و Mn حل شده یا در فازهای دیگر ادغام می‌شود.



شکل3- الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) پوشش آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمان‌های مختلف.

در دمای 1050 °C ، الگوهای XRD برای سه زمان نگهداری 10، 15 و 20 دقیقه نشان‌دهنده‌ی تکامل بیشتر ساختار فازی هستند. در نمونه‌ی 1050°C– 20min همچنان فازهای FeCr، Fe و FeO حضور دارند، اما شدت پیک‌ها تیزتر و متقارن‌تر شده است که حاکی از بلورینگی بالاتر و رشد دانه‌ی فازهای بین‌فلزی است. در نمونه‌ی 1050° C- 15min علاوه بر FeCr، Fe و FeO، حضور جداگانه‌ی فازهای Cr و Mn نیز مشاهده می‌شود. درصد وزنی فازهای ثبت‌شده در جدول(2) برای این نمونه در بازه (تقریباً 7 تا 39 درصد) قرار دارد که نشان‌دهنده‌ی ساختار نسبتاً متعادل و چندفازی در این شرایط است. جالب توجه آن است که در نمونه 1050°C- 10min فاز Fe_3Al نیز در کنار فازهای FeCr، Fe، FeO و Mn شناسایی شده است. حضور فاز Fe_3Al در زمان کوتاه‌تر نشان می‌دهد که در دمای بالا، در مراحل اولیه اتصال نفوذی، بخش قابل توجهی از Al با Fe ترکیب شده و فازهای آلومینیدی تشکیل می‌دهد؛ اما با افزایش زمان نگهداری احتمالاً بخشی از این فاز در فازهای دیگر حل شده یا به فازهای ثانویه تبدیل می‌شود و در نمونه‌های 15 و 20 دقیقه‌ای شدت آن کاهش می‌یابد یا از حد تشخیص خارج می‌شود. درصد وزنی فازها در این نمونه (حدود 8 تا 40 درصد) نیز حاکی از فعال بودن مکانیزم‌های نفوذ و تشکیل سریع فازهای بین‌فلزی در زمان کوتاه است.

تصاویر FESEM از سطح مقطع اتصال بین زیرلایه و پوشش آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ در شکل(4) نشان داده شده است. از شکل مشاهده میشود که با افزایش دمای زینترینگ از 850 به 1050 °C ، تراکم ساختار افزایش و تخلخل سطحی کاهش یافته است. تصاویر به وضوح نشان میدهند که در دمای 850C° ، پوشش هنوز ناپیوسته و دارای مرزهای بین‌ذره‌ای باز است، در حالی‌که در دمای 1050 °C ، ذرات به‌طور کامل به هم متصل و لایه‌ای یکنواخت و چسبنده بر سطح زیرلایه تشکیل شده است. علت این مهم میتواند افزایش میزان تفجوشی و تشکیل بیشتر مذابهای سطحی در حین استفاده از دماهای بالاتر بوده که منجر به پر شدن منافذ و نواحی بین ذرات پودری موجود در پوشش در حین اتصال نفوذی میگردد.

جدول2- شدت نسبی پیک اصلی و درصد وزنی فازهای شناسایی شده در پوشش آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمانهای مختلف.

پوشش آلیاژ انتروپی زیاد	فازهای شناسایی شده	شدت نسبی پیک اصلی(%)	درصد وزنی فاز(%)
850°C-20 min	FeCr - Fe- Mn	48,68 -100 -100	17-25-58
950°C -20 min	FeCr- Fe- FeO	100-100-52,31	-49 -21 30
1050°C -20 min	FeCr- Fe- FeO	100-100-18,4	25 -67 -8
1050°C -15 min	FeCr- Fe- FeO -Cr- Mn	-100 -17,96 100 -100 -13,15	-7 -39 -7 10 -37
1050°C -10 min	FeCr- Fe- FeO -Mn- Fe_3Al	-12,73 -100 100 -100 -12,17	-18 -24 10 -40 -8

3-3-رفتار خوردگی پوشش‌ها

3-3-1- پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک

نتایج آزمون خوردگی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک پوششهای آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده به روش

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

جدول3- پارامترهای الکتروشیمیایی به‌دست‌آمده از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک پوشش آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمان‌های مختلف.

پوشش آلیاژ انتروپی زیاد	E_{corr} (mV vs.Ag/AgCl)	I_{corr}(nA)	βA(mV/dec)	βc(mV/dec)	E_{pit}(mV)	ΔE(mV)	Corrosion rate (mm/year)
850°C-20 min	-227,150	20089	83,698	106,580	329	556,15	0,23343
950°C -20 min	-245,430	341,650	83,660	116,800	147	392,430	0,00397
1050°C -20 min	-136,390	193,630	208,40	82	149	285,39	0,00225
1050°C -15 min	-326,430	445,980	115,790	78,6420	53	379,43	0,0051823
1050°C -10 min	-391,330	1178,9	131,930	46,7760	92	483,33	0,013699

اتصال نفوذی در دماها و زمانهای مختلف روی زیرلایه فولادی A283، در شکل(5) و جدول(3) ارائه گردیده است.

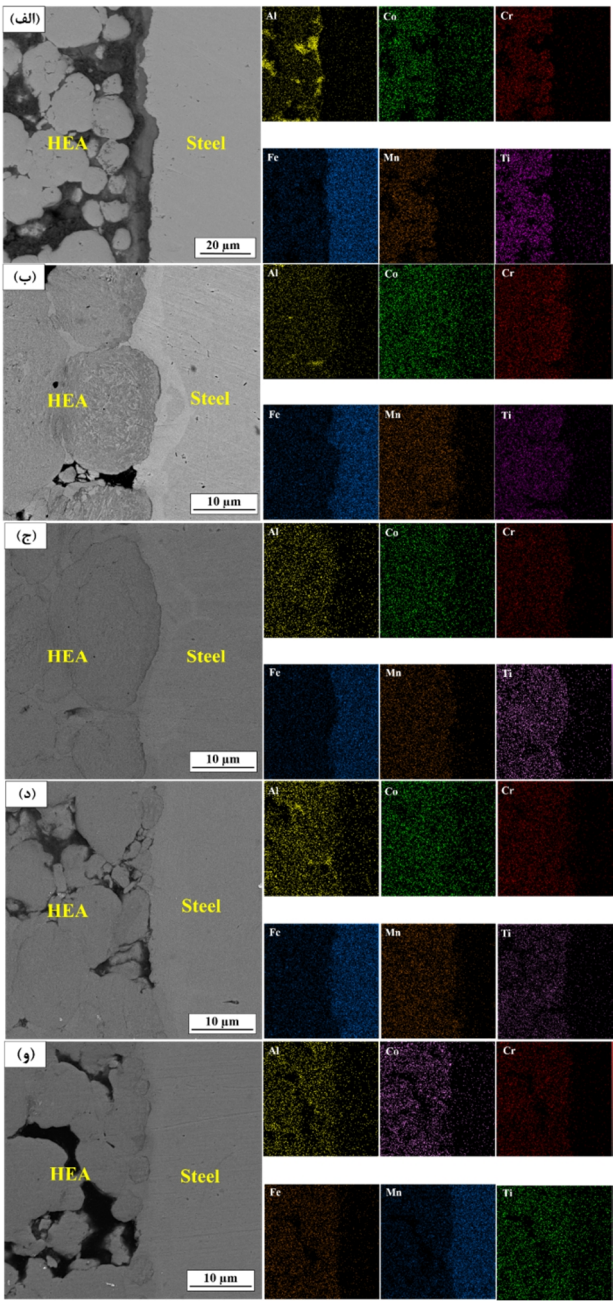
در این آزمون، تغییرات چگالی جریان (i) برحسب پتانسیل (E) نسبت به الکترود مرجع Ag/AgCl ثبت گردید و پارامترهای خوردگی با روش تافل (Tafel extrapolation) استخراج شدند. در تحلیل پلاریزاسیون، پتانسیل خوردگی (E_{corr}) نشان‌دهنده تمایل ترمودینامیکی فلز به خوردگی است؛ هرچه مقدار آن مثبت‌تر باشد، پایداری سطح بیشتر و تمایل به خوردگی کمتر است. چگالی جریان خوردگی (I_{corr}) بیانگر نرخ واکنش خوردگی بوده و مستقیماً با سرعت خوردگی متناسب است. β_a و β_c به‌ترتیب شیب شاخه آندی و کاتدی هستند که رفتار پسیو شدن و واکنش احیای اکسیژن را توصیف می‌کنند. پتانسیل حفره‌زایی (E_{pit}) از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک بر مبنای چگالی جریان مرجع 10^{-4} $A\cdot cm^{-2}$تعیین شد. اختلاف بین E_{pit} و E_{corr} با عنوان $\Delta E = E_{pit} - E_{corr}$ به‌عنوان شاخص پایداری لایه پسیو در نظر گرفته شد. بر این مبنا مقدار بیشتر ΔE نشان‌دهنده مقاومت بالاتر در برابر خوردگی حفره‌ای است [28]. نتایج نشان می‌دهد که پوششهای تولید شده در دماها و زمان‌های مختلف رفتار خوردگی متفاوتی دارند. در پوشش تولید شده در شرایط دمای 850C° و زمان 20 دقیقه، پتانسیل خوردگی برابر با 227 mV− و جریان خوردگی حدود 20 µA است که بالاترین نرخ خوردگی ($0.233\ mm\cdot year^{-1}$) را در میان پوششها نشان می‌دهد. مقدار ΔE بزرگ (556 mV) اما I_{corr} بالا، بیانگر تشکیل لایه‌های اکسیدی ناپیوسته و ناپایدار است.

مشاهده میشود که با افزایش دمای اتصال نفوذی به 950 °C، مقدار E_{corr} کمی منفی‌تر (245 mV−) شده ولی نرخ خوردگی به‌طور چشمگیری کاهش یافته ($0.00397\ mm\cdot year^{-1}$) است. این کاهش نشان‌دهنده بهبود چگال‌سازی و تشکیل فازهای بین‌فلزی Fe_3Al و FeCr در پوشش است که موجب شکل‌گیری لایه‌های ترکیبی Al_2O_3–Cr_2O_3 با خاصیت پسیو می‌شود. در شرایط دمای 1050 C° و زمان 20 دقیقه، پتانسیل خوردگی به 136 mV− و جریان خوردگی به 193.6 nA کاهش یافته است که کمترین نرخ خوردگی ($0.00225\ mm\cdot year^{-1}$) را در میان تمامی پوششها نشان می‌دهد. این مقدار بیانگر پایداری فوق‌العاده فیلم پسیو و مقاومت بالای انتقال بار است. در این نمونه، ΔE به 285 mV کاهش یافته که با توجه به پتانسیل بالاتر و لایه پسیو یکنواخت، بازتاب‌دهنده رفتار پسیو پایدار و مقاوم در برابر شکست فیلم پسیو است. نتایج مشابهی توسط دیگر محققان گزارش گردیده است [8].

در پوششهای تولید شده در دمای 1050 °C و زمان‌های کوتاه‌تر (10 و 15 دقیقه)، مقادیر E_{corr} به‌ترتیب 391 mV− و 326 mV− و نرخ خوردگی به‌ترتیب 0.0137 و 0.00518 $mm\cdot year^{-1}$ به‌دست آمد. با وجود دمای بالاتر، زمان کوتاه اتصال و تفجوشی سبب ناقص ماندن پیوند متالورژیکی و وجود میکروحفرات در پوشش شده است، که در نهایت به افزایش I_{corr} و کاهش پایداری لایه پسیو منجر شده است. این رفتار نشان می‌دهد که در فرایند SPS، زمان نگهداری نقش تکمیلی در نفوذ عناصر و تشکیل فازهای پایدار را دارد.

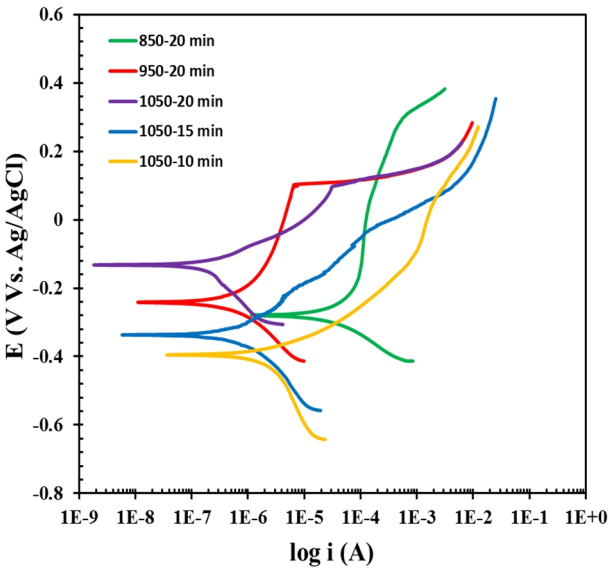
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]



شکل4- تصاویر FESEM و نقشه عنصری از ناحیه اتصال پوشش آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ و زیرلایه فولادی A283 در دماها و زمان‌های مختلف اتصال، (الف)850دمای °C 850 زمان 20 دقیقه، (ب) دمای °C 950 زمان 20 دقیقه، (ج) دمای °C 1050 زمان 20 دقیقه، (د) دمای °C 1050 زمان 10 دقیقه، (و) دمای °C 1050زمان 15 دقیقه.

مطالعه حاضر با تحقیقات قبلی در مورد تأثیر پارامترهای تف‌جوشی مانند دما بر تکامل ریزساختاری، خوردگی و خواص مکانیکی مطابقت خوبی را نشان می دهد [26و27]. در مجموع، بهینه‌ترین رفتار خوردگی در پوشش تولید شده در شرایط دمای °C 1050 و زمان 20 دقیقه مشاهده شد که بیشترین پتانسیل خوردگی، کمترین چگالی جریان خوردگی و پایین‌ترین نرخ خوردگی را نشان داد. این نتایج با داده‌های امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) نیز هم‌خوان است که بیشترین مقاومت انتقال بار (R_{ct} = 1020 kΩ) را در همین شرایط نشان داد. بر اساس مطالعات مشابه تشکیل هم‌زمان فازهای BCC و بین‌فلزی FeCr در آلیاژهای آنتروپی زیاد منجر به ایجاد سطح پسیو غنی از Cr و Al می‌شود که به‌شدت در برابر نفوذ یون‌های Cl^- مقاوم است [29و30]. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که افزایش دما و زمان اتصال نفوذی (و تف جوشی همزمان)، از طریق ارتقای پیوند متالورژیکی، تشکیل فازهای محافظ و بهبود همگنی شیمیایی، باعث افزایش پتانسیل خوردگی، کاهش جریان خوردگی و بهبود پایداری فیلم پسیو گردیده است.



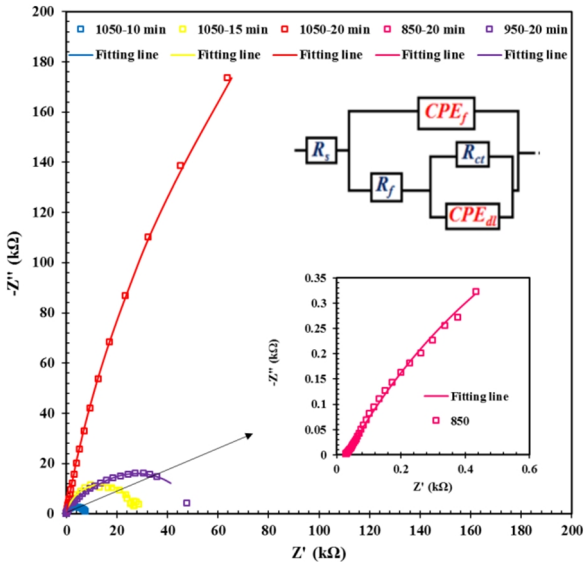
شکل5- منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک پوشش آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمان‌های مختلف.

3-3-2- طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS)

نتایج آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) برای پوشش آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده با اتصال نفوذی در دماها و زمانهای مختلف روی زیرلایه فولادی A283 در شکل‌های (6و7) و جدول (3) نشان داده شده است. همان‌گونه که از نمودارهای نایکویست و بود مشاهده می‌شود، رفتار امپدانسی تمامی نمونه‌ها ماهیت خازنی

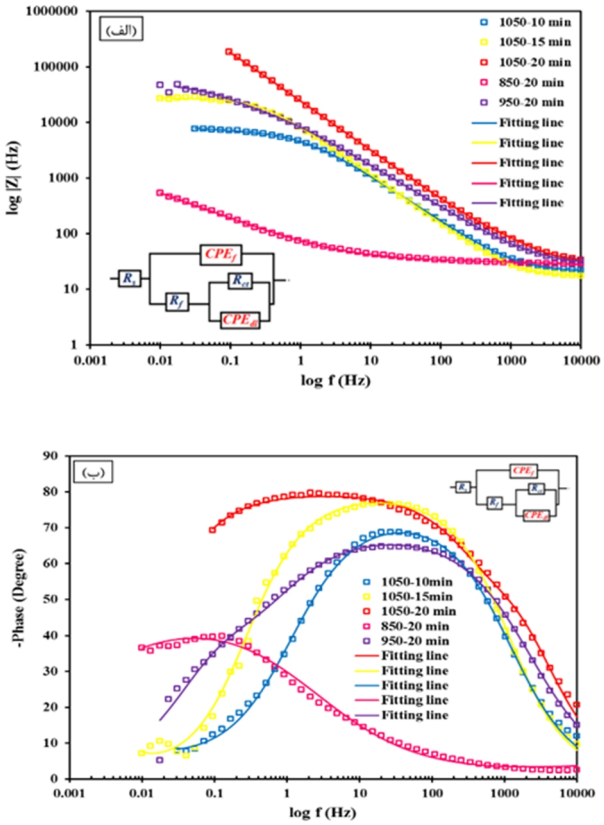
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

داشته و از یک قوس منفرد یا دوبخشی تشکیل شده است که بیانگر حضور دو فرایند الکتروشیمیایی مجزا شامل پاسخ فیلم سطحی و پاسخ فصل مشترک فلز/الکترولیت است. برای تحلیل کمی داده‌ها از مدار معادل الکتریکی استفاده شد، که در مطالعات مشابه نیز برای سیستم‌های آلیاژهای آنتروپی زیاد (HEAs) به‌کار رفته است [31].



شکل6-نمودار نایکویست مربوط به آزمون امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) پوشش آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمان‌های مختلف اتصال نفوذی به همراه مدار معادل الکتریکی متناظر R(Q(R(QR))).

در این مدار، مقاومت محلول (R_s) بیانگر مقاومت الکترولیت بین سطح نمونه و الکترود مرجع است که معمولاً مقادیر کوچکی در حدود 20 تا 30 اهم دارد و تأثیر قابل‌توجهی بر رفتار خوردگی ندارد. بخش خازنی مربوط به فیلم سطحی (CPE_f) و توان آن (n_f) نشانگر خاصیت دی‌الکتریک و ناهمگنی سطح است؛ هرچه مقدار n_f به عدد یک نزدیک‌تر باشد، رفتار خازنی ایده‌آل‌تر و سطح یکنواخت‌تر است. مقاومت فیلم سطحی (R_f) بیانگر پایداری و چگالی لایه اکسیدی تشکیل‌شده در سطح است، به‌طوری که افزایش آن نشان‌دهنده‌ی ضخیم‌تر شدن و انسجام بیشتر فیلم اکسید می‌باشد. در ادامه، CPE_{dl} و n_{dl} مربوط به لایه دوگانه الکتریکی در مرز فلز/الکترولیت محاسبه گردید که پارامترهای مهمی برای ارزیابی نفوذ یون‌های کلراید و جذب گونه‌های فعال به‌شمار می‌آیند. کاهش مقدار Q_{dl} و افزایش n_{dl} معمولاً نشانه‌ی تشکیل لایه‌ی پسیو یکنواخت‌تر و کاهش تخلخل‌های سطحی است [32].



شکل7- نمودارهای بود (Bode) شامل تغییرات فاز (الف) و قدر مطلق امپدانس |Z| (ب) برای پوشش آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمان‌های مختلف اتصال نفوذی، به‌همراه مدار معادل الکتریکی R(Q(R(QR))).

مقاومت انتقال بار (R_{ct}) که مهم‌ترین مؤلفه مدار محسوب می‌شود، مستقیماً با نرخ واکنش خوردگی رابطه معکوس دارد و معیاری کلیدی برای تعیین مقاومت به خوردگی پوشش است. مجموع مقاومت‌های R_f و R_{ct} نیز مقاومت پلاریزاسیون کلی (R_p) را تشکیل می‌دهد که رفتار کلی الکتروشیمیایی سیستم را توصیف می‌کند. مقدار شاخص برازش (χ^2) در تمامی نمونه‌ها کمتر از 0,002 به‌دست آمد که دلالت بر برازش دقیق مدل با داده‌های تجربی دارد [22].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

جدول4-پارامترهای به‌دست‌آمده از تحلیل داده‌های امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) پوشش آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمان‌های مختلف اتصال نفوذی، بر اساس مدار معادل ((R(Q(R(QR.

پوشش آلیاژ انتروپی زیاد	$R_s(\Omega)$	CPE_f		$R_f(k\Omega)$	CPE_{dl}		$R_{ct}(k\Omega)$	$R_p(k\Omega)$	χ^2
		Q_f	n_f		Q_{dl}	n_{dl}			
850°C -20 min	27	5E-4	0,6	0,04	6,7E-3	0,7	2,9	2,94	0,000855
950°C -20 min	27,3	2,4E-5	0,765	24,2	5,8E-5	0,8	26,7	50,9	0,001855
1050°C -20 min	29,96	5,17E-6	0,890	990	2,9E-6	0,87	30	1020	0,0005373
1050°C -15 min	17,07	2,218E-5	0,886	13,7	7,1E-6	0,9	14,6	28,3	0,00137
1050°C -10 min	20,99	2,882E-5	0,70	4,2	9,9E-4	0,6	3,6	7,8	0,0004877

از جدول (4) مشاهده میشود که با افزایش دمای اتصال نفوذی از 850 به °C 1050 ، تغییرات قابل‌توجهی در مقادیر R_f و R_{ct} رخ داده است. مشاهده میشود که مقدار R_{ct} از حدود 2,9 kΩ در دمای °C 850 به 30 kΩ در دمای °C 1050 و زمان 20 دقیقه افزایش یافته است. این افزایش نشان‌دهنده‌ی تشکیل فیلم‌های اکسیدی پایدار شامل ترکیبات Al_2O_3، Cr_2O_3 و TiO_2 است که مانع مؤثری در برابر انتقال بار و نفوذ یون‌های کلراید ایجاد می‌کنند. در همین راستا، مقدار R_f نیز از 0,04 kΩ در °C 850 به 990 kΩ در °C 1050 رسیده است که تأییدکننده‌ی افزایش چگالی و چسبندگی فیلم پسیو است. علاوه‌براین، کاهش Q_{dl} نشان می‌دهد که رفتار خازنی سیستم به سمت ایده‌آل شدن پیش رفته و ناهمگنی سطح کاهش یافته است [32].

تأثیر زمان اتصال نفوذی (تف جوشی) در دمای ثابت °C 1050 نیز حائز اهمیت است. نتایج جدول (3) نشان میدهند که افزایش زمان از 10 به 20 دقیقه منجر به افزایش شدید مقاومت انتقال بار از 3,6 kΩ به حدود 30 kΩو افزایش R_p گردیده است، که نشان‌دهنده‌ی تکامل کامل فیلم پسیو و کاهش مسیرهای نفوذی است. این رفتار با نتایج تصاویر FESEM و EDS مطابقت دارد و نشان میدهد که در نمونه‌های با زمان اتصال (تف جوشی) بیشتر، چسبندگی بهتر بین پوشش و زیرلایه ایجاد گردیده و تخلخل‌های بین‌دانه‌ای کاهش یافته است،از سوی دیگر، نمونه‌های با دما یا زمان پایین‌تر به‌دلیل تخلخل زیاد و ناپیوستگی لایه سطحی، مقادیر پایین‌تر R_{ct} و R_p را نشان داده‌اند که به معنی مقاومت کمتر در برابر خوردگی است. در نمودارهای نایکویست، شعاع نیم‌دایره‌ها به‌طور مستقیم با مقدار R_{ct} متناسب است؛ بزرگ‌ترین شعاع مربوط به پوشش تهیه شده در شرایط دمای °C 1050 و زمان 20 دقیقه بوده که بیانگر بیشترین مقاومت به خوردگی است. در مقابل، کوچک‌ترین قوس مربوط به دمای °C 850 و زمان 20 دقیقه است که رفتار فعال‌تری را در محیط کلریدی نشان داده است. نمودارهای بود نیز همین روند را تأیید می‌کنند.[22و33].

بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که شرایط اتصال نفودی (تف جوشی) دمای °C 1050 و زمان 20 دقیقه بهینه‌ترین رفتار خوردگی را ایجاد کرده است؛ زیرا ضمن فراهم کردن چسبندگی مناسب بین پوشش و زیرلایه، باعث تشکیل فیلم پسیو چندلایه و پایدار با مقاومت بالا در برابر نفوذ کلراید و انتقال بار گردیده است. رفتار خازنی ایده‌آل (n نزدیک به 1)، امپدانس بالای کلی و زاویه فاز زیاد، همگی بیانگر عملکرد حفاظتی مؤثر پوشش آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ بر زیرلایه فولادی A283 هستند.

4-نتیجه گیری

-الگـوهای پراش پرتو ایکـس نشـان دادند که پوشـش آلـیاژ

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ دارای ساختار پایه BCC به همراه فازهای بین‌فلزی Fe_3Al و FeCr است.

-تصاویر FESEM نشان دادند که افزایش دما و زمان اتصال نفوذی (تف جوشی) موجب کاهش تخلخل سطحی، یکنواختی بیشتر ریزساختار و افزایش چسبندگی در ناحیه اتصال پوشش و زیرلایه فولادی A283 شده است. در دمای 1050 °C و زمان 20 دقیقه، سطحی متراکم و پیوسته با توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی مشاهده شد.

-نتایج آزمون پلاریزاسیون نشان داد که با افزایش دمای اتصال نفوذی (تف جوشی) چگالی جریان خوردگی (I_{corr}) از 20 µA در 850 ° C به 0,193 µA در 1050 °C و زمان 20 دقیقه کاهش یافت و پتانسیل خوردگی (E_{corr}) به سمت مقادیر مثبت‌تر انتقال یافت، که نشان‌دهنده‌ی افزایش تمایل به پسیوشدن و کاهش سرعت خوردگی است.

-تحلیل داده‌های امپدانس با مدار معادل R(Q(R(QR))) نشان داد که مقاومت انتقال بار (R_{ct}) از 2,9 kΩ در پوشش 850 °C و زمان 20 دقیقه به بیش از 30 kΩ در پوشش 1050 °C و زمان 20 دقیقه افزایش یافته است. همچنین شاخص‌های n_f و n_{dl} به مقادیر نزدیک به 1 رسیده‌اند که بیانگر رفتار خازنی ایده‌آل و یکنواختی فیلم پسیو می‌باشد.

-مشخص گردید که افزایش زمان اتصال نفوذی (تف جوشی) از 10 به 20 دقیقه در دمای 1050 °C موجب افزایش ضخامت فیلم اکسیدی، کاهش ظرفیت لایه دوگانه (Q_{dl}) و افزایش R_p گردیده است. این تغییرات نشان‌دهنده‌ی تکامل کامل فیلم پسیو و کاهش مسیرهای نفوذی برای یون‌های خورنده می باشد.

منابع

1-B. Cantor, I.T. Chang, P. Knight, A. Vincent, Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys, Materials Science and Engineering: A 375 (2004) 213-218.

2-Y. Jien-Wei, Recent progress in high entropy alloys, ann. Chim. sci. Mat 31(6) (2006) 633-648.

3-H.S. Kim, J.-W. Yeh, A.-C. Yeh, Foreword to the focus issue: advances in high entropy alloys, Taylor & Francis, 2024, p. 2351735.

4- E.P. George, W.A. Curtin, C.C. Tasan, High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms, Acta Materialia 188 (2020) 435-474.

5- X. Xu, S. Guo, T. Nieh, C. Liu, A. Hirata, M. Chen, Effects of mixing enthalpy and cooling rate on phase formation of AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloys, Materialia 6 (2019) 100292.

6-O.N. Senkov, G.B. Wilks, J.M. Scott, D.B. Miracle, Mechanical properties of Nb25Mo25Ta25W25 and V20Nb20Mo20Ta20W20 refractory high entropy alloys, Intermetallics 19(5) (2011) 698-706.

7-Y. Shi, B. Yang, P.K. Liaw, Corrosion-resistant high-entropy alloys: a review, Metals 7(2) (2017) 43.

8-U.O. Uyor, A.P. Popoola, O.M. Popoola, A Study on Microstructural Evolution and Corrosion Behavior of Ti36-Al16-V16-Fe16-Cr16 High-Entropy Alloy Fabricated via Spark Plasma Sintering Technology, Transactions of the Indian Institute of Metals 77(11) (2024) 3915-3925.

9-M. Vaidya, G.M. Muralikrishna, B.S. Murty, High-entropy alloys by mechanical alloying: A review, Journal of Materials Research 34(5) (2019) 664-686.

10-Y. Ikeda, B. Grabowski, F. Körmann, Ab initio phase stabilities and mechanical properties of multicomponent alloys: A comprehensive review for high entropy alloys and compositionally complex alloys, Materials Characterization 147 (2019) 464-511.

11-K. Tang, L. Chen, S. Wang, R. Wei, Z. Yang, F. Jiang, J. Sun, Development of a large size FCC high-entropy alloy with excellent mechanical properties, Materials Science and Engineering: A 761 (2019) 138039.

12-M.A. Tunes, H.T. Vo, J.K.S. Baldwin, T.A. Saleh, S.J. Fensin, O. El-Atwani, Perspectives on novel refractory amorphous high-entropy alloys in extreme environments, Applied materials today 32 (2023) 101796.

13-D. Bi, Y. Chang, H. Luo, Z. Pan, Q. Zhao, H. Cheng, X. Wang, C. Qiao, Z. Ni, A. Liu, Corrosion behavior and passive film characteristics of AlNbTiZrSix high-entropy alloys in simulated seawater environment, Corrosion Science 224 (2023) 111530.

14-Y. Zhang, Y.N. Osetsky, W.J. Weber, Tunable chemical disorder in concentrated alloys: defect physics and radiation performance, Chemical Reviews 122(1) (2021) 789-829.

15- Y. Lu, H. Huang, X. Gao, C. Ren, J. Gao, H. Zhang, S. Zheng, Q. Jin, Y. Zhao, C. Lu, A promising new class of irradiation tolerant materials: Ti2ZrHfV0. 5Mo0. 2 high-entropy alloy, Journal of materials science & technology 35(3) (2019) 369-373.

16-E. Zhou, D. Qiao, Y. Yang, D. Xu, Y. Lu, J. Wang, J.A. Smith, H. Li, H. Zhao, P.K. Liaw, A novel Cu-bearing high-entropy alloy with significant antibacterial behavior against corrosive marine biofilms, Journal of Materials Science & Technology 46 (2020) 201-210.

17-S.K. Dewangan, C. Nagarjuna, H. Lee, K.R. Rao, M. Mohan, R. Jain, B. Ahn, Advances in Powder

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]

temperature on microstructure and mechanical properties of graphene-reinforced Inconel 738 LC composites, Materials Today: Proceedings 38 (2021) 743-748.
27-E. Olorundaisi, B.J. Babalola, B.L. Bayode, L. Teffo, P.A. Olubambi, Optimization of process parameters for the development of Ni–Al-Ti-Mn-Co-Fe–Cr high entropy alloy system via spark plasma sintering, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 126(7) (2023) 3323-3337.
28-A. Rekabizadeh, M. Yeganeh, S.M.L. Baghal, Vacuum arc melted (FeCrNiCuAl) 100-xTix high entropy alloys: microstructural and corrosion investigations, Vacuum (2025) 114674.
29-C.B. Nascimento, U. Donatus, C.T. Ríos, M.C.L.d. Oliveira, R.A. Antunes, A review on corrosion of high entropy alloys: exploring the interplay between corrosion properties, alloy composition, passive film stability and materials selection, Materials Research 25 (2022) e20210442.
30-R.F. Ayoub Tanji, Z. Lyu, R. Sakidja, P.K. Liaw, H. Hermawan, A. Tanji, R. Feng, Z. Lyu, R. Sakidja, P. Liaw, Passivity of AlCrFeMnTi and AlCrFeCoNi high–entropy alloys in Hanks' solution.
31- F.B. Behbahani, M. Reihanian, K. Gheisari, Effect of Ni and Nb on Phase Stability, Mechanical properties, and Corrosion Characteristics of CoCrMo-Based High Entropy Alloys, Journal of Alloys and Compounds (2025) 180870.
32-B.-Y. Chang, Conversion of a constant phase element to an equivalent capacitor, Journal of Electrochemical Science and Technology 11(3) (2020) 318-321.
33-A. Rekabizadeh, M. Yeganeh, S.M.L. Baghal, Effect of Ti content on the microstructure, hardness, wear properties, and corrosion resistance of AlCrCuFeNi high entropy alloy, Materials Today Communications 42 (2025) 111121.
Metallurgy for High-Entropy Alloys, Journal of Powder Materials 31(6) (2024) 480-492.
18-C. Suryanarayana, Mechanical alloying and milling, Progress in materials science 46(1-2) (2001) 1-184.
19-S.K. Padamata, A. Yasinskiy, V. Yanov, G. Saevarsdottir, Magnetron sputtering high-entropy alloy coatings: a mini-review, Metals 12(2) (2022) 319.
20-I. Isomäki, M. Hämäläinen, M.H. Braga, M. Gasik, First principles, thermal stability and thermodynamic assessment of the binary Ni–W system, International Journal of Materials Research 108(12) (2017) 1025-1035.
21-B. Murty, J. Yeh, S. Ranganathan, High Entropy Alloys, Butterworth-Heinemann Ltd (Verlag), 2014.
22-Y. Zhang, D. Feng, Z.-y. He, X.-c. Chen, Progress in joining ceramics to metals, Journal of Iron and Steel Research International 13(2) (2006) 1-5.
23-L. Peng, L. Chao, W. Bao-sheng, Y. Jiang, D. Hong-gang, A novel strengthening strategy for diffusion bonded joint of AlCoCrFeNi2. 1 eutectic high entropy alloy to 304 stainless steel, Transactions of Nonferrous Metals Society of China 33(7) (2023) 2121-2135.
24-M.A. Karimi, M. Shamanian, M.H. Enayati, Microstructural and mechanical properties assessment of transient liquid phase bonding of CoCuFeMnNi high entropy alloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China 31(10) (2021) 3063-3074.
25-H. Gao, G. He, Q. Li, Y. Li, W. Hu, S. Zhou, F. Liu, J. Yi, Y. Zhang, Z. Cai, Diffusion bonding of high entropy alloy and stainless steel at a relative lower temperature via surface nano-crystallization treatment, Journal of Materials Research and Technology 24 (2023) 475-487.
26-O. Ogunbiyi, S. Salifu, R. Sadiku, T. Jamiru, O. Adesina, O.S. Adesina, Influence of sintering

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-22]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.08]