



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

S. Ahmadpour, R. Dehmlaei*, 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 $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$ 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, $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$, spark plasma sintering, Diffusion bonding, corrosion behavior, electrochemical impedance, A283 steel.

*Corresponding Author: R. Dehmlaei, dehmlaei@scu.ac.ir.



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 3.5% wt NaCl نشان داد که با افزایش دما و زمان اتصال نفوذی، مقاومت انتقال بار (R_{ct}) و پتانسیل خوردگی (E_{corr}) افزایش یافته و چگالی جریان خوردگی (I_{corr}) 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 چسبده می باشد که باعث ممانعت از نفوذ یون‌های خورنده به زیرلایه فولادی گردیده است.

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

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

1- مقدمه

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

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

صنایع شیمیایی [12]، مهندسی دریا [13]، مهندسی هسته‌ای [14 و 15] 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 روش‌های 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. برآثر تف‌جوشی معمولی پودرهای آلیاژ، رشد قابل توجه دانه‌ها طی عملیات حرارت‌دهی رخ خواهد داد. به منظور جلوگیری از رشد دانه‌ها، آلیاژها را معمولاً 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

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 فازي 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 از HEA 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 [9 و 10] می‌شود، HEA ها در زمینه‌های مختلف، از جمله هوافضا [11]،

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 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 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 1200 درجه سانتیگراد در مقایسه با نمونه تف‌جوشی شده در دمای 900 درجه سانتیگراد را نشان دادند. در توسعه آلیاژ پیشرفته $\text{Ni-Al-Ti-Mn-Co-Fe-Cr}$ ، 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 رایج نگردیده است. از این‌رو مطالعه در این خصوص می‌تواند از جنبه‌های علمی و کاربردی حائز 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

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، تیتانیوم با خلوص بالای 99% براساس اطلاعات ارائه شده در کاتالوگ شرکت‌های سازنده برای تهیه آلیاژ آنتروپی زیاد استفاده شد. جدول (1) نتایج حاصل از آنالیز کوانتومتری زیرلایه فولادی و ترکیب آلیاژ آنتروپی زیاد $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$ را نشان می‌دهد.

2-2- تولید پودر آلیاژ آنتروپی زیاد

تولید آلیاژ آنتروپی زیاد به روش آلیاژ سازی مکانیکی در آسیاب سیاره‌ای با محفظه‌ای از جنس فولاد پر کروم و گلوله‌های 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 استتاریک اسید به عنوان عامل کنترل کننده فرایند (PCA) استفاده شد. برای ارزیابی ساختار پودر از روش پراش پرتوی ایکس (XRD) با تابش $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=0.154\text{nm}$) استفاده گردید.

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

از پودر آلیاژ آنتروپی زیاد $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$ تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی برای تولید پوشش استفاده شد. برای روکش‌کاری ابتدا نمونه‌هایی 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 کاملاً تمیز گردیدند. نمونه‌های آماده شده درون قالب گرافیتی قرار داده شدند و پودر

جدول 1- آنالیز شیمیایی زیرلایه فولادی و آلیاژ آنتروپی زیاد تولید شده (درصد وزنی)

عنصر نمونه	آنالیز شیمیایی (wt.%)									
	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 1050 درجه سانتی گراد و زمان نگهداری 20 دقیقه و زمان های 10 و 15 دقیقه برای دمای 1050 درجه سانتی گراد تحت خلا 10^{-3} mbar و فشار 30MPa انجام شد. نمونه ها در دستگاه SPS با نرخ $40^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تا رسیدن به دمای نهایی اتصال گرم شدند. در پایان زمان ماندگاری، دستگاه خاموش و نمونه ها با آهنگ سرمایش طبیعی دستگاه SPS تا دمای محیط سرد شدند.

4-2- مشخصه یابی ریزساختاری

برای مطالعه ریزساختار و بررسی توزیع عناصر در پوشش های تولید شده و ناحیه اتصال فولاد/HEA، نمونه ها ابتدا به صورت مقطع نگاری آماده سازی شدند. پس از برش، نمونه ها در رزین گرم پخت مانت شده و به ترتیب با سنباده های SiC از زبری 80 تا 2500 سنباده زنی 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، نمونه ها 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 روش های نقشه برداری عنصری (EDS mapping) و line-scan استفاده گردید.

5-2- آزمون های خوردگی

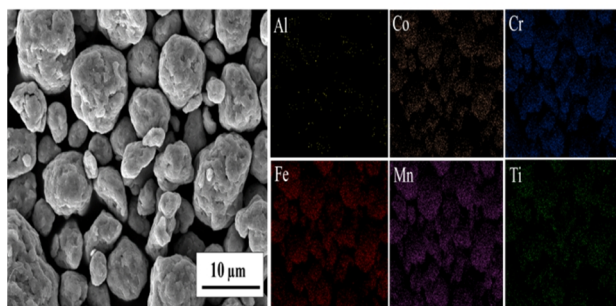
آزمون های خوردگی با استفاده از دستگاه Autolab Potentiostat/

3- نتایج و بحث

3-1- مشخصه یابی پودر آلیاژ آنتروپی زیاد

الگوهای پراش پرتو ایکس آلیاژ آنتروپی زیاد $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$ تولید شده در زمان های مختلف در شکل (1) نشان داده شده است. از شکل مشاهده می شود 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 نمی شود 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

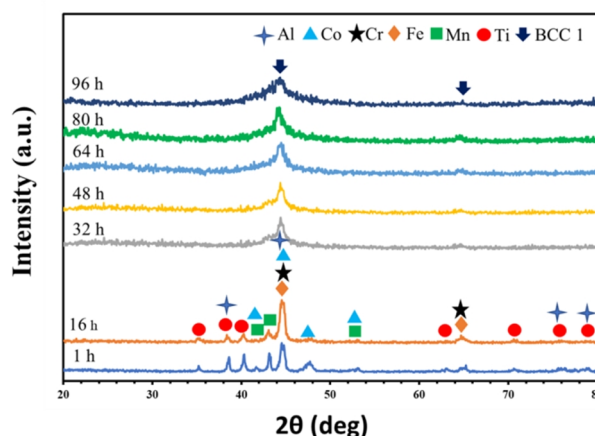
شکل (1)، پودر آلیاژی قبل از فرایند SPS و تف جوشی (اتصال نفوذی) دارای ساختار تک فاز BCC بوده است، در حالی که پس از اتصال نفوذی و رخ دادن تف جوشی فازهای جدیدی شامل FeO ، FeCr ، Fe_3Al و چندین فاز BCC با ترکیبهای متفاوت (Mn-rich BCC2 و Fe-rich BCC3 ، Cr-rich BCC1) مشاهده می‌شوند. این تغییرات فازی به دلیل اعمال دمای بالا ($850 - 1050^\circ\text{C}$) 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.



شکل 2- تصویر FESEM و نقشه توزیع عنصری (EDS map) از پودر آلیاژ $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$ تولیدشده به روش آلیاژسازی مکانیکی.

شدت نسبی پیک اصلی و درصد وزنی تقریبی فازهای شناسایی شده از روی الگوهای XRD استخراج شده و در جدول (2) گزارش شده است. در نمونه 20min - 850°C سه فاز Fe ، FeCr 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 20min - 950°C ، فاز FeO به همراه فازهای Fe و FeCr 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 20min - 850°C افزایش می‌یابد. این

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



شکل 1- الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) پودر آلیاژ آنتروپی زیاد $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$ 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 Al ، Ti ، Mn ، Fe ، Cr ، Co 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 می‌دهد. تصویر شکل (3) نشان‌دهنده تغییرات فازی قابل توجه در پوشش نسبت به پودر اولیه می‌باشد. با توجه به تصویر

(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 زیترینگ از 850 به 1050 °C، تراکم ساختار افزایش و تخلخل سطحی کاهش یافته است. تصاویر به وضوح نشان می‌دهند که در دمای 850°C، پوشش هنوز ناپیوسته و دارای مرزهای بین‌ذره‌ای باز است، در حالی که در دمای 1050 °C، ذرات به‌طور کامل به هم متصل و لایه‌ای یکنواخت و چسبیده 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.

جدول 2- شدت نسبی پیک اصلی و درصد وزنی فازهای شناسایی شده در پوشش آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمانهای مختلف.

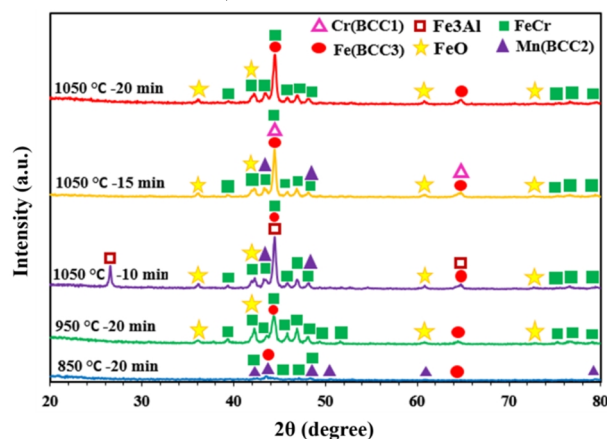
پوشش آلیاژ آنتروپی زیاد	فازهای شناسایی شده	شدت نسبی پیک اصلی (%)	درصد وزنی فاز (%)
850°C-20 min	FeCr - Fe- Mn	48,68 - 100 - 100	17-25-58
950°C-20 min	FeCr- Fe- FeO	100-100-52,31	-49 -21 30
1050°C-20 min	FeCr- Fe- FeO	100-100-18,4	25 -67 -8
1050°C-15 min	FeCr- Fe- FeO -Cr- Mn	-100 -17,96 100 -100 -13,15	-7 -39 -7 10 -37
1050°C-10 min	FeCr- Fe- FeO -Mn- Fe ₃ Al	-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 پتانسیو دینامیک پوششهای آلیاژ آنتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده به روش

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



شکل 3- الگوی پراش پرتو ایکس (XRD) پوشش آلیاژ آنتروپی 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 نشان‌دهنده 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 نشان‌دهنده ساختار نسبتاً متعادل و چندفازی در این شرایط است. جالب توجه آن است که در نمونه 1050°C-10min فاز Fe₃Al نیز در کنار فازهای FeCr، Fe، FeO و Mn شناسایی شده است. حضور فاز Fe₃Al 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

جدول 3- پارامترهای الکتروشیمیایی به دست آمده از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک پوشش آلیاژ اتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمان های مختلف.

پوشش آلیاژ اتروپی زیاد	$E_{corr}(mV \text{ vs. Ag/AgCl})$	$I_{corr}(nA)$	$\beta A(mV/dec)$	$\beta c(mV/dec)$	$E_{pit}(mV)$	$\Delta E(mV)$	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

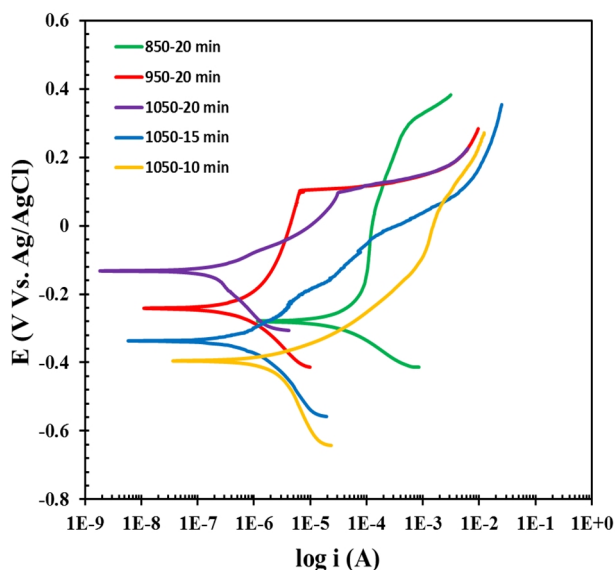
مشاهده میشود که با افزایش دمای اتصال نفوذی به $950^\circ C$ مقدار E_{corr} کمی منفی تر (-245 mV) شده ولی نرخ خوردگی به طور چشمگیری کاهش یافته ($0.00397 \text{ mm}\cdot\text{year}^{-1}$) است. این کاهش نشان دهنده بهبود چگال سازی و تشکیل فازهای بین فلزی Fe_3Al و $FeCr$ در پوشش است که موجب شکل گیری لایه های ترکیبی $Al_2O_3-Cr_2O_3$ با خاصیت پسیو می شود. در شرایط دمای $1050^\circ C$ و زمان 20 دقیقه، پتانسیل خوردگی به -136 mV و جریان خوردگی به 193.6 nA کاهش یافته است که کمترین نرخ خوردگی ($0.00225 \text{ mm}\cdot\text{year}^{-1}$) را در میان تمامی پوششها نشان می دهد. این مقدار بیانگر پایداری فوق العاده 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، بازتاب دهنده 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 $1050^\circ C$ و زمانهای کوتاه تر (10 و 15 دقیقه)، مقادیر E_{corr} به ترتیب -391 mV و -326 mV و نرخ خوردگی به ترتیب 0.0137 و $0.00518 \text{ mm}\cdot\text{year}^{-1}$ به دست آمد. با وجود دمای بالاتر، زمان کوتاه اتصال و تفجوشی سبب ناقص ماندن پیوند متالورژیکی و وجود میکرو حفرات در پوشش شده است، که در نهایت به افزایش I_{corr} و کاهش پایداری لایه پسیو منجر شده است. این رفتار نشان می دهد که در فرایند SPS، زمان نگهداری نقش تکمیلی در نفوذ عناصر و تشکیل فازهای پایدار را دارد.

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) بر حسب پتانسیل (E) نسبت به الکتروود مرجع $Ag/AgCl$ ثبت گردید و پارامترهای خوردگی با روش تافل ($Tafel \text{ extrapolation}$) استخراج شدند. در تحلیل پلاریزاسیون، پتانسیل خوردگی (E_{corr}) نشان دهنده تمایل ترمودینامیکی فلز به خوردگی است؛ هرچه مقدار آن مثبت تر 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 به ترتیب شیب شاخه آندی و کاتدی هستند که رفتار پسیو شدن و واکنش احیای اکسیژن را توصیف می کنند. پتانسیل حفره زایی (E_{pit}) از منحنی های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک بر مبنای چگالی جریان مرجع $10^{-4} \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2}$ تعیین شد. اختلاف بین E_{pit} و E_{corr} با عنوان $\Delta E = E_{pit} - E_{corr}$ به عنوان شاخص پایداری لایه پسیو در نظر گرفته شد. بر این مبنای مقدار بیشتر ΔE نشان دهنده مقاومت بالاتر در برابر خوردگی حفره ای است [28]. نتایج نشان می دهد که پوششهای تولید شده در دماها و زمانهای مختلف رفتار خوردگی متفاوتی دارند. در پوشش تولید شده در شرایط دمای $850^\circ C$ و زمان 20 دقیقه، پتانسیل خوردگی برابر با -227 mV و جریان خوردگی حدود $20 \mu A$ است که بالاترین نرخ خوردگی ($0.233 \text{ mm}\cdot\text{year}^{-1}$) را در میان پوششها نشان می دهد. مقدار ΔE بزرگ (556 mV) اما I_{corr} بالا، بیانگر تشکیل لایه های اکسیدی ناپیوسته و ناپایدار است.

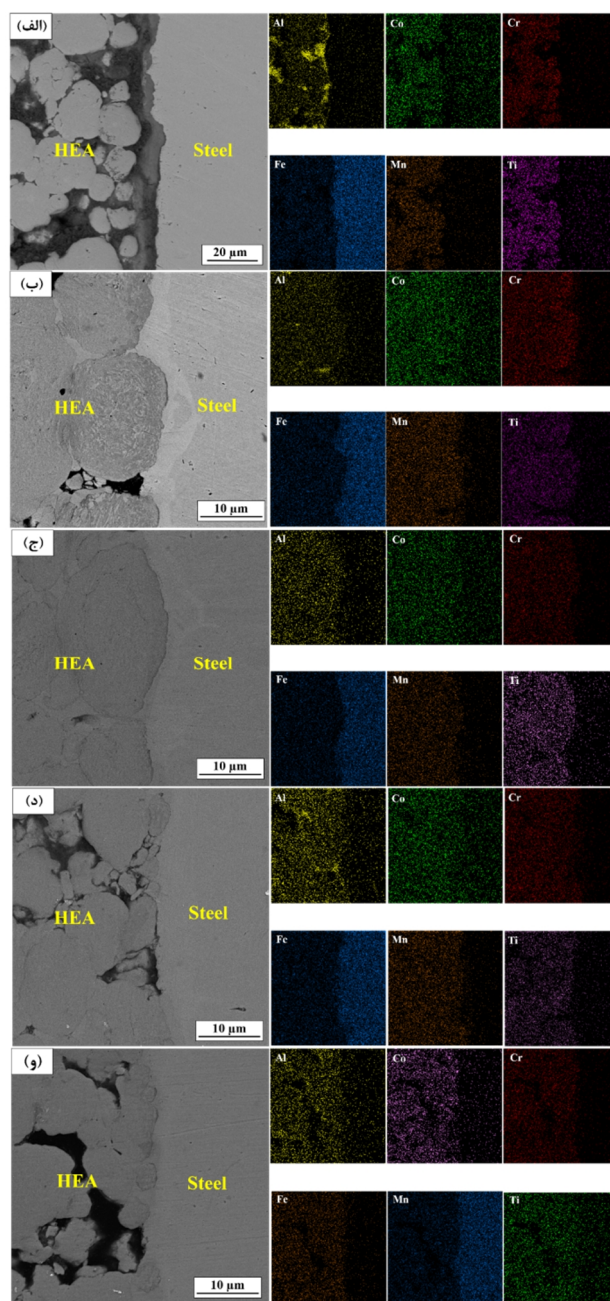
1050°C و زمان 20 دقیقه مشاهده شد که بیشترین پتانسیل خوردگی، کمترین چگالی جریان خوردگی و پایین ترین نرخ خوردگی را نشان داد. این نتایج با داده های امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) نیز همخوان است که بیشترین مقاومت انتقال بار ($R_{ct} = 1020\text{ k}\Omega$) را در همین شرایط نشان داد. بر اساس مطالعات مشابه تشکیل همزمان فازهای BCC و بین فلزی FeCr در آلیاژهای آنترپی زیاد منجر به ایجاد سطح پسیو غنی از Al و Cr می شود که به شدت در برابر نفوذ یون های Cl^- مقاوم است [29 و 30]. بنابراین می توان 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.



شکل 5- منحنی های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک پوشش آلیاژ آنترپی زیاد $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمان های مختلف.

3-3-2- طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS)

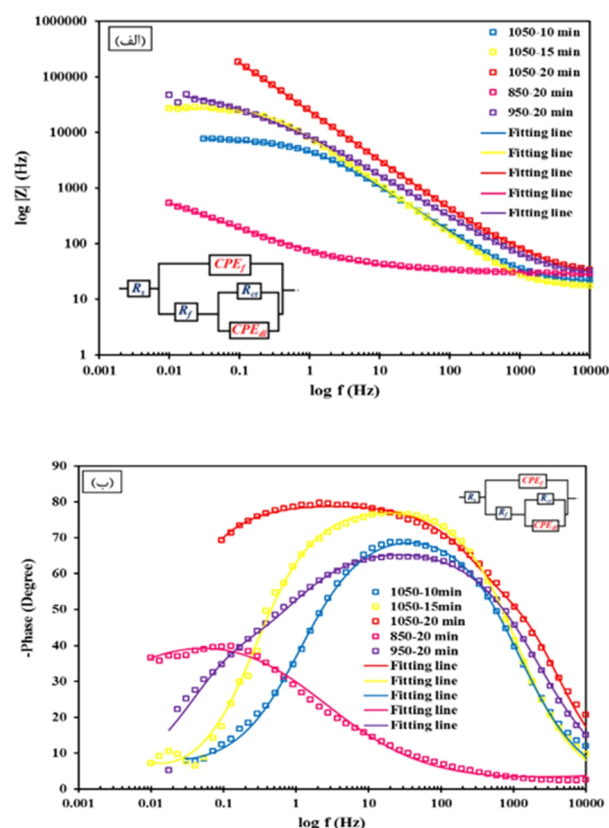
نتایج آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) برای پوشش آلیاژ آنترپی زیاد $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$ تولید شده با اتصال نفوذی در دماها و زمانهای مختلف روی زیرلایه فولادی A283 در شکل های (6 و 7) و جدول (3) نشان داده شده است. همان گونه که از نمودارهای نایکویست و بود مشاهده می شود، رفتار امپدانسی تمامی نمونه ها ماهیت خازنی



شکل 4- تصاویر FESEM و نقشه عنصری از ناحیه اتصال پوشش آلیاژ آنترپی زیاد $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$ و زیرلایه فولادی A283 در دماها و زمان های مختلف اتصال، (الف) 850°C دمای 20 دقیقه، (ب) دمای 950°C زمان 20 دقیقه، (ج) دمای 1050°C زمان 20 دقیقه، (د) دمای 1050°C زمان 10 دقیقه، (و) دمای 1050°C زمان 15 دقیقه.

مطالعه حاضر با تحقیقات قبلی در مورد تأثیر پارامترهای تف جوشی مانند دما بر تکامل ریزساختاری، خوردگی و خواص مکانیکی مطابقت خوبی را نشان می دهد [26 و 27]. در مجموع، بهینه ترین رفتار خوردگی در پوشش تولید شده در شرایط دمای

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].



شکل 7- نمودارهای بود (Bode) شامل تغییرات فاز (الف) و قدر مطلق

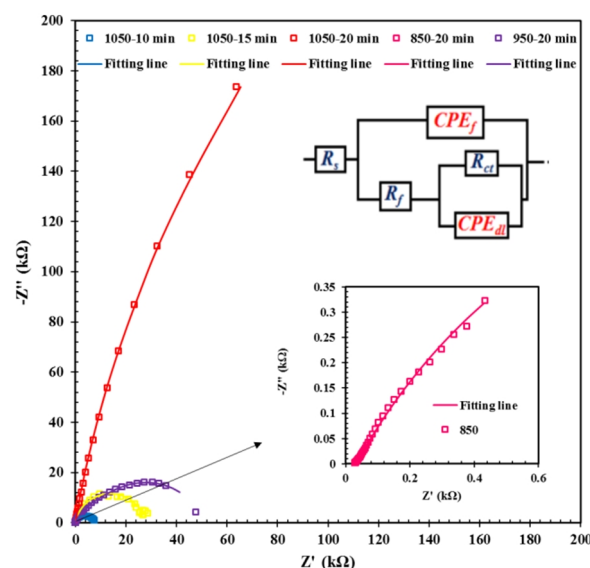
امپدانس $|Z|$ (ب) برای پوشش آلیاژ انتروپی زیاد

$Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ 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].

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].



شکل 6- نمودار نایکیویست 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 الکتروود 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

جدول 4- پارامترهای به دست آمده از تحلیل داده های امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) پوشش آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ تولید شده در دماها و زمان های 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

است. از سوی دیگر، نمونه های با دما یا زمان پایین تر به دلیل تخلخل زیاد و ناپیوستگی لایه سطحی، مقادیر پایین تر R_p و R_{ct} را نشان داده اند که به معنی مقاومت کمتر در برابر خوردگی است. در نمودارهای نایکیست، شعاع نیم دایره ها به طور مستقیم با مقدار R_{ct} متناسب است؛ بزرگ ترین شعاع مربوط به پوشش تهیه شده در شرایط دمای 1050 °C و زمان 20 دقیقه بوده که بیانگر بیشترین مقاومت به خوردگی است. در مقابل، کوچک ترین قوس مربوط به دمای 850 °C و زمان 20 دقیقه است که رفتار فعال تری را در محیط کلریدی نشان داده است. نمودارهای بود نیز همین روند را تأیید می کنند. [22و 33].

بنابراین، می توان نتیجه گرفت که شرایط اتصال نفوذی (تف جوشی) دمای 1050 °C و زمان 20 دقیقه بهینه ترین 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 ایده آل (n نزدیک به 1)، امپدانس بالای کلی و زاویه فاز زیاد، همگی بیانگر عملکرد حفاظتی مؤثر پوشش آلیاژ انتروپی زیاد $Al_{0.5}CoCrFeMnTi_{0.5}$ بر زیرلایه فولادی A283 هستند.

4- نتیجه گیری

-الگوهای پراش پرتو ایکس نشان دادند که پوشش آلیاژ

از جدول (4) مشاهده میشود که با افزایش دمای اتصال نفوذی از 850 به 1050 °C، تغییرات قابل توجهی در مقادیر R_{ct} و R_f رخ داده است. مشاهده میشود که مقدار R_{ct} از حدود 2,9 kΩ در دمای 850 °C به 30 kΩ در دمای 1050 °C و زمان 20 دقیقه افزایش یافته است. این افزایش نشان دهنده تشکیل فیلم های اکسیدی پایدار شامل ترکیبات Cr_2O_3 ، Al_2O_3 و TiO_2 است که مانع مؤثری در برابر انتقال بار و نفوذ یون های کلراید ایجاد می کنند. در همین راستا، مقدار R_f نیز از 0,04 kΩ در 850 °C به 990 kΩ در 1050 °C رسیده است که تأییدکننده افزایش چگالی و چسبندگی فیلم پسیو است. علاوه بر این، کاهش Q_{dl} نشان می دهد که رفتار خازنی سیستم به سمت ایده آل شدن پیش رفته و ناهمگنی سطح کاهش یافته است [32].

تأثیر زمان اتصال نفوذی (تف جوشی) در دمای ثابت 1050 °C 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 kΩ و افزایش R_p گردیده است، که نشان دهنده تکامل کامل فیلم پسیو و کاهش مسیرهای نفوذی است. این رفتار با نتایج تصاویر FESEM و EDS مطابقت دارد و نشان میدهد که در نمونه های با زمان اتصال (تف جوشی) بیشتر، چسبندگی بهتر بین پوشش و زیرلایه ایجاد گردیده و تخلخل های بین دانه ای کاهش یافته

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 $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ high-entropy alloys, *Materialia* 6 (2019) 100292.

6-O.N. Senkov, G.B. Wilks, J.M. Scott, D.B. Miracle, Mechanical properties of $\text{Nb}_{25}\text{Mo}_{25}\text{Ta}_{25}\text{W}_{25}$ and $\text{V}_{20}\text{Nb}_{20}\text{Mo}_{20}\text{Ta}_{20}\text{W}_{20}$ 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 $\text{Ti}_{36}\text{-Al}_{16}\text{-V}_{16}\text{-Fe}_{16}\text{-Cr}_{16}$ 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: $\text{Ti}_{2}\text{ZrHfV}_{0.5}\text{Mo}_{0.2}$ 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*

آنتروپی زیاد $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeMnTi}_{0.5}$ دارای ساختار پایه BCC به همراه فازهای بین‌فلزی FeCr و Fe_3Al 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 $20\ \mu\text{A}$ در 850°C به $0.193\ \mu\text{A}$ 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 $2.9\ \text{k}\Omega$ در پوشش 850°C و زمان 20 دقیقه به بیش از $30\ \text{k}\Omega$ 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 می‌باشد.

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

- 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