

بررسی رفتار الکتروشیمیایی کامپوزیت Ti-10Mo تقویت شده با درصد‌های وزنی مختلف TiC و TiB₂ تولید شده به روش تفجوشی قوس پلاسما در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد

طاهره قلی‌زاده*، مازیار آزادبه

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی تبریز (سهپند)

*E-mail: t_golizadeh@sut.ac.ir

چکیده

در این پژوهش، رفتار الکتروشیمیایی کامپوزیت‌های هیبریدی تقویت‌شده با درصد‌های وزنی مختلف TiC و TiB₂ (۰/۵، ۱/۰، ۲/۰ و ۴/۰ درصد وزنی از هر تقویت‌کننده) ساخته شده به روش تفجوشی قوس پلاسما (SPS) در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، در محلول شبیه‌ساز بدن رینگر بررسی شد. نتایج ریزساختاری نشان داد که در نمونه‌های با درصد‌های پایین تقویت‌کننده، نفوذ ناکافی مولیبدن و دمای پایین تفجوشی منجر به ایجاد ریزساختاری با مولیبدن باقی‌مانده و تخلخل‌های قابل توجه شده و پایداری کامل فاز بتا رخ نداده است. با این حال، در نمونه حاوی ۴/۰ درصد وزنی تقویت‌کننده، ریزساختار متراکم‌تر، پایداری فاز بتا و کاهش تخلخل‌ها مشاهده شد. نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نشان داد که با افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده از ۰/۵ به ۴/۰ درصد وزنی، چگالی جریان خوردگی از ۲/۷۲ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ به ۰/۲۹ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ کاهش و مقاومت به خوردگی از ۹/۵۵ $\text{k}\Omega\cdot\text{cm}^2$ تا ۸۸/۰۹ $\text{k}\Omega\cdot\text{cm}^2$ افزایش یافت. نمونه با ۴/۰ درصد وزنی تقویت‌کننده بالاترین مقاومت به خوردگی را نشان داد. آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS) نیز این نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک را تأیید کرد. تحلیل EIS نشان داد که لایه پسیو شامل یک لایه بیرونی متخلخل و یک لایه داخلی متراکم است و لایه داخلی متراکم مقاومت بالاتری دارد. بررسی سطوح خورده شده نشان داد که تخلخل‌ها نقاط ترجیحی برای آغاز خوردگی حفره‌ای هستند، اما نمونه ۴/۰ درصد وزنی به دلیل تخلخل کمتر، سطح خوردگی یکنواختی دارد.

واژه‌های کلیدی:

Ti-10Mo، کامپوزیت، رفتار الکتروشیمیایی، تفجوشی قوس پلاسما

۱ - مقدمه

آلیاژهای پایه تیتانیوم، به ویژه Ti-Mo، به دلیل چگالی کم، استحکام ویژه بالا و مقاومت به خوردگی بالا، جایگاه ویژه‌ای در صنایع پیشرفته مانند هوافضا و پزشکی پیدا کرده‌اند. زیست‌سازگاری عالی این آلیاژها آن‌ها را به گزینه‌ای ایده‌آل برای ایمپلنت‌های استخوانی تبدیل کرده است [۱-۵]. با این حال، دستیابی به زیست‌سازگاری بی‌نقص و تضمین طول عمر بلندمدت ایمپلنت‌ها، همچنان یک چالش کلیدی برای محققان به شمار می‌رود [۶]. برای بهبود خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی این آلیاژها اغلب به آن‌ها تقویت‌کننده‌های سرامیکی اضافه می‌شود [۷-۱۵]. کاربید تیتانیوم (TiC) و دی‌بورید تیتانیوم (TiB₂) به دلیل مدول الاستیک بالا و سازگاری ضرایب انبساط حرارتی با زمینه تیتانیومی، به عنوان تقویت‌کننده‌هایی ایده‌آل شناخته می‌شوند [۱۶-۱۸].

آلیاژهای تجاری تیتانیوم با محدودیت‌های تولیدی نظیر مقاومت سایشی پایین و دشواری در فرآیندهای مرسوم مانند ریخته‌گری و ماشین‌کاری مواجه هستند [۱۹]. اگرچه متالورژی پودر راهکاری جایگزین است، اما نیازمندی آن به پرس در دمای بالا یک محدودیت محسوب می‌شود. در این میان، تکنیک تفجوشی قوس پلاسما به عنوان یک روش ساخت پیشرفته، به دلیل مزایایی چون سرعت بالا و دمای فرآیند پایین‌تر، توجه زیادی را به خود جلب کرده است [۶].

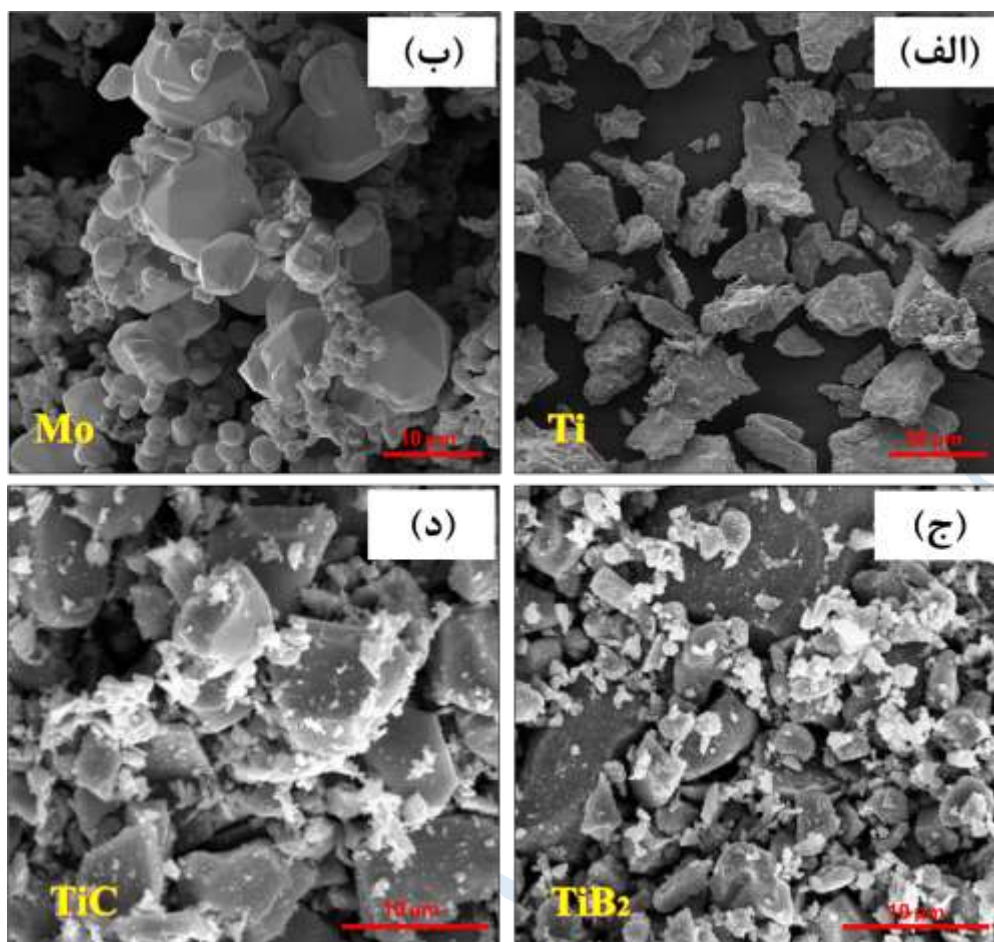
مطالعات متعددی نشان داده‌اند که با بهینه‌سازی پارامترهای فرآیند SPS، مانند دما و فشار، می‌توان به ریزساختار و خواص مکانیکی مطلوبی در آلیاژهای تیتانیوم دست یافت [۲۰-۲۳]. از سوی دیگر پژوهش‌های پیشین نیز موفقیت تولید کامپوزیت‌های تیتانیوم با این تقویت‌کننده‌ها را با روش SPS نشان داده‌اند [۹]. مطالعات روی تیتانیوم خالص نشان می‌دهد که تراکم‌های نسبی بالای ۹۹٪ با تنظیم دقیق پارامترهای SPS، در محدوده دمایی وسیعی از ۸۰۰ تا ۱۴۰۰ درجه سانتی‌گراد، قابل دستیابی هستند. با این حال، برای آلیاژهای پیچیده‌تر و کامپوزیت‌ها، دما و زمان نگهداری در SPS باید به دقت تنظیم شوند تا تخلخل‌های داخلی به حداقل برسند [۲۴]. از آنجا که دمای تفجوشی در فرآیند SPS و همچنین افزودن فازهای تقویت‌کننده‌ی سرامیکی می‌توانند به‌طور قابل توجهی بر خواص نهایی، به‌ویژه رفتار خوردگی آلیاژ Ti-10Mo تأثیرگذار باشند، این پژوهش با هدف پُر کردن شکاف موجود در این زمینه طراحی شده است. در این تحقیق، تأثیر افزودن درصد‌های مختلف تقویت‌کننده‌های TiB₂ و TiC در دمای تفجوشی ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد بر رفتار الکتروشیمیایی کامپوزیت‌های Ti-10Mo ساخته‌شده به روش SPS مورد ارزیابی قرار خواهد گرفت.

۲ - روش تحقیق

در پژوهش حاضر نمونه‌های کامپوزیت هیبریدی Ti-10Mo-X (TiC & TiB₂) با درصد‌های وزنی ۰/۵، ۱/۰، ۲/۰ و ۴/۰ از TiC و TiB₂ با استفاده از روش تفجوشی به کمک قوس پلاسما در دمای تفجوشی ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد تهیه شدند. مواد اولیه شامل پودرهای Ti، Mo، TiC و TiB₂ از بهترین منابع تجاری موجود انتخاب گردید. مشخصات فیزیکی و شیمیایی آن‌ها مطابق اطلاعات ارائه‌شده توسط تولیدکنندگان در جدول ۱ و مورفولوژی پودرهای استفاده‌شده در شکل ۱ نشان داده شده است.

جدول ۱. خلاصه‌ای از مشخصات فنی پودرهای اولیه

پودر	شرکت تولیدکننده	خلوص	اندازه ذره
Ti	Sigma-Aldric Co.	> ۹۸%	< ۶۳ μm
Mo	Sigma-Aldric Co.	> ۹۹%	< ۲۰ μm
TiB ₂	Xuzhou Hongwu Nanometer aterial Co.	> ۹۸%	< ۱۰ μm
TiC	Xuzhou Hongwu Nanometer aterial Co.	> ۹۸%	< ۲۰ μm



شکل ۱. مورفولوژی پودرهای استفاده شده.

برای آماده‌سازی نمونه‌ها، پودرها مطابق ترکیب‌های ذکر شده در جدول ۲ با دقت شدند. سپس مخلوط پودرها برای دستیابی به توزیع یکنواخت فازهای تقویت‌کننده به خوبی همگن گردید. بدین منظور، پودرها درون محفظه قالب گرافیتی ریخته شد و سپس سنبه‌ها بر روی ماتریس قرار داده شد. در ادامه دمای دستگاه با نرخ گرمایش مشخص تا دمای تفجوشی ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد افزایش یافت. برای جلوگیری از چسبیدن پودرها به قالب از یک فویل گرافیتی به عنوان مانع استفاده شد. نمونه‌های پودری آماده شده با ترکیب مشخص قبل از افزایش دما ابتدا تحت فشار ۱۰ MPa و سپس تحت فشار میانی ۲۰ MPa بوده‌اند و نهایتاً بعد از رسیدن به دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، به مدت زمان ۵ دقیقه تحت فشار نهایی ۵۰ MPa با نرخ گرمایش ۵۰ سانتی‌گراد بر دقیقه تفجوشی شدند. بعد از اتمام تفجوشی جریان سیستم قطع شد و فشار از روی نمونه برداشته شد و دمای نمونه‌ها شروع به کاهش کرد. و سپس قرص‌های تفجوشی شده برای تهیه نمونه‌های مورد مطالعه با استفاده از دستگاه وایرکات برش داده شده‌اند.

جدول ۲. ترکیب شیمیایی نمونه‌های کامپوزیت هیبریدی Ti-10Mo-X (TiC & TiB₂)

مقدار فاز تقویت‌کننده TiC (wt%)	مقدار فاز تقویت‌کننده TiB ₂ (wt%)	ترکیب شیمیایی	کد نمونه
۰/۵	۰/۵	Ti-10Mo-0.5TiB ₂ -0.5TiC	1150-0.5
۱	۱	Ti-10Mo-1TiB ₂ -1TiC	1150-1
۲	۲	Ti-10Mo-2TiB ₂ -2TiC	1150-2
۴	۴	Ti-10Mo-4TiB ₂ -4TiC	1150-4

۳ - آزمون‌ها

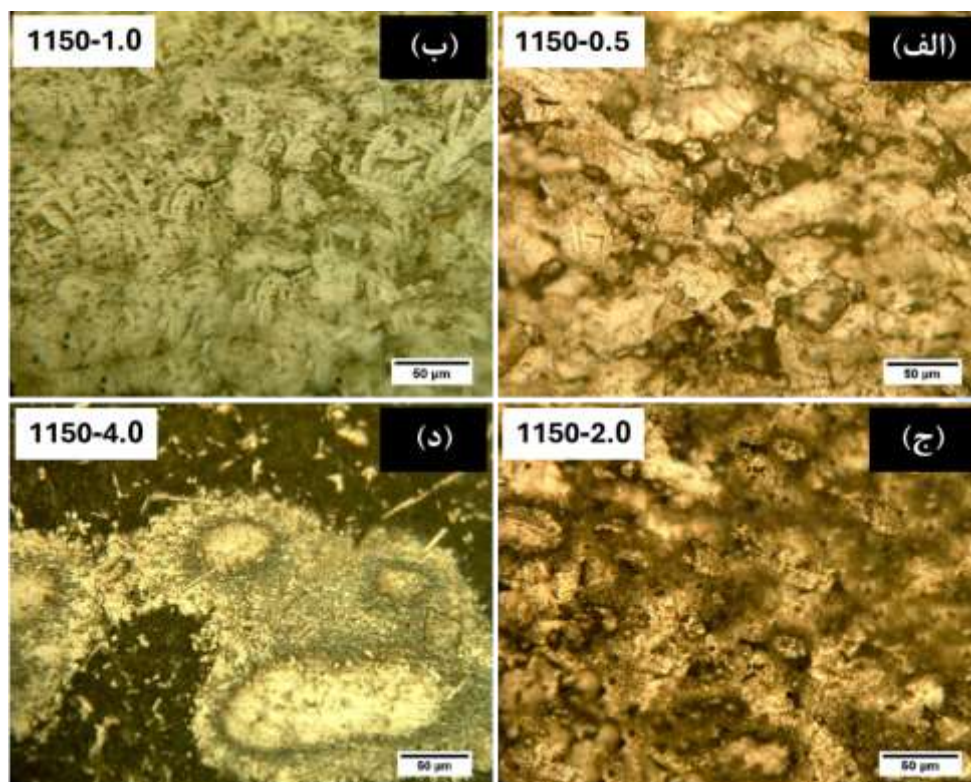
عملیات متالوگرافی برای بررسی‌های ریزساختاری و تعیین خواص سطح نمونه‌ها انجام گرفت. سطح نمونه‌های کامپوزیتی ابتدا توسط سنباده‌های ۶۰ الی ۵۰۰۰ سنباده زده شدند. سپس سطح نمونه‌ها برای از بین بردن خطوط ریز باقیمانده به همراه خمیر الماسه پولیش زنی شدند و در نهایت سطح نمونه‌های پولیش شده توسط محلول ۵۰ ml H₂O، محلول ۵ ml HNO₃، ۵۰ ml Hf به مدت ۵ ثانیه تحت فرایند اچ قرار گرفتند.

مشخصات ریزساختاری نمونه‌ها شامل فازهای تشکیل شده در زمینه تیتانیوم، نحوه توزیع ذرات افزودنی و تحولات فازی رخ داده بین تیتانیوم و ذرات سرامیکی با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل PMG3 Olympus, Japan و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل (Cam Scan MV2300, Czech Republic) بررسی شد.

رفتار خوردگی نمونه‌ها با استفاده از آزمون‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در محلول شبیه‌ساز بدن رینگر (۰/۸۶ گرم سدیم کلرید، ۰/۰۳ گرم پتاسیم کلرید و ۰/۰۳۳ گرم کلسیم کلرید) در دمای اتاق بررسی شد. آزمون‌ها با استفاده از دستگاه پتانسیواستات-گالوانواستات WonATech Zive SP2 ساخت کره جنوبی در یک سیستم سه الکترودی شامل الکترود Ag/AgCl به عنوان الکترود مرجع، الکترود پلاتین به عنوان الکترود مخالف و نمونه‌ها به عنوان الکترود کار انجام گرفت. برای ایجاد پایداری قبل از اندازه‌گیری پتانسیل مدار باز (OCP)، نمونه به مدت ۱ ساعت در محلول رینگر قرار داده شدند. آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در محدوده پتانسیل ۲۵۰- الی ۲۰۰۰ میلی‌ولت نسبت به OCP با نرخ روبش ۱ mV/s انجام گرفت. پارامترهای الکتروشیمیایی به روش پلاریزاسیون خطی تعیین شدند. آزمون EIS در پتانسیل مدار باز (OCP) با استفاده از دامنه پتانسیل سینوسی ۱۰ میلی‌ولت و در بازه فرکانسی ۱۰۰ کیلوهرتز تا ۱۰ میلی‌هرتز انجام شد. برای تحلیل داده‌های EIS از نرم‌افزار ZView استفاده شد.

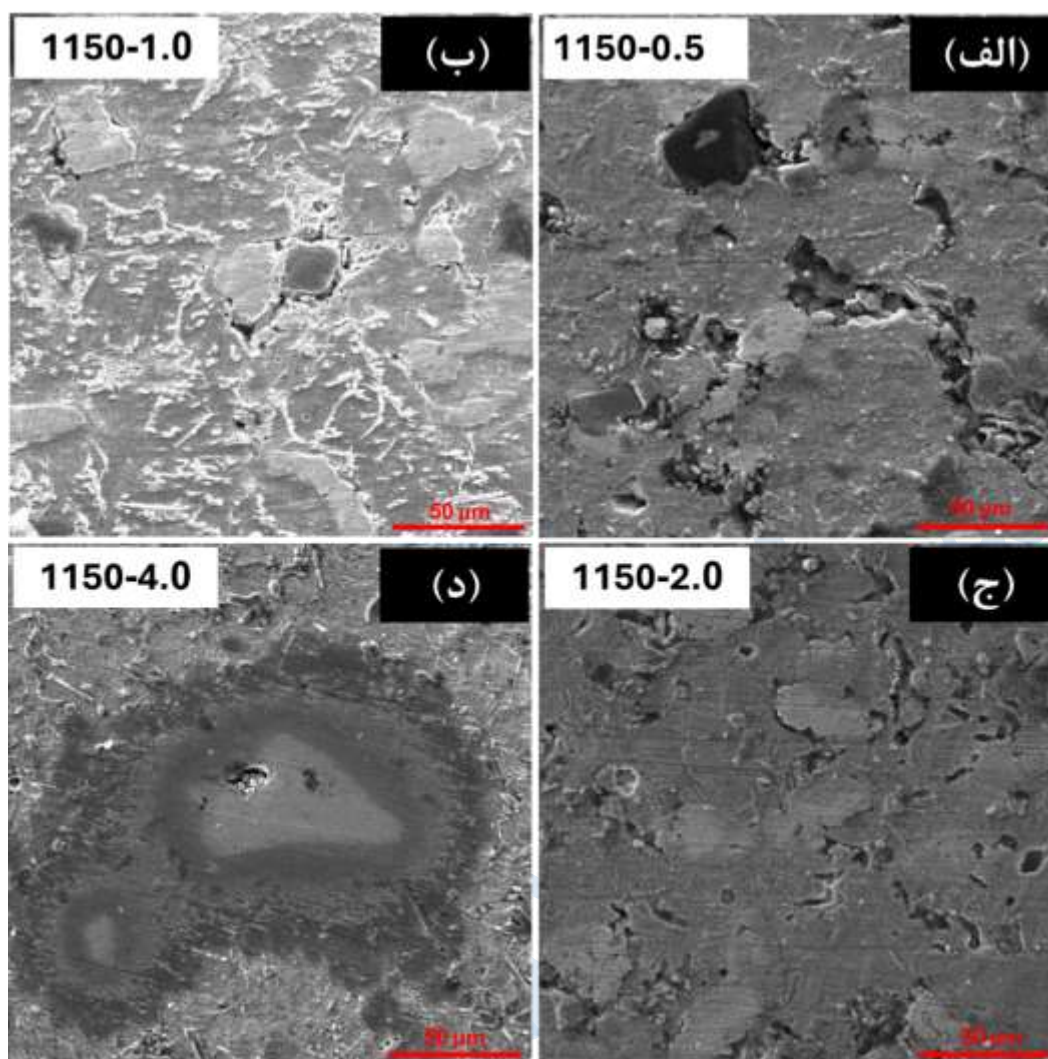
۴ - نتایج و بحث

تصاویر میکروسکوپ نوری ارائه‌شده در شکل ۲ سطح پولیش شده نمونه‌های تفجوشی شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهند. در این تصاویر، ذرات تقویت‌کننده درجا و برون‌جا، مولیبدن باقی‌مانده و فازهای $\alpha + \beta$ در زمینه قابل مشاهده است. بررسی‌ها نشان داد که در نمونه‌های حاوی ۰/۵، ۱/۰ و ۲/۰ درصد وزنی ذرات تقویت‌کننده، پایداری کامل فاز بتا صورت نگرفته است؛ به گونه‌ای که فاز بتای غنی از مولیبدن به وضوح مشاهده نمی‌شوند. علاوه بر این، بخشی از مولیبدن در سطح به صورت جدایش یافته باقی مانده و ایجاد تخلخل‌های قابل توجهی در اطراف آن منجر به افت چگالی نمونه‌ها شده است. این پدیده را می‌توان ناشی از دمای نسبتاً پایین تفجوشی و نفوذ ناکافی مولیبدن در زمینه تیتانیوم دانست. همچنین بررسی‌ها نشان داد که نمونه‌های تفجوشی شده ساختاری متراکم نداشته و زمینه آنها دارای تخلخل‌های متعدد است. با این وجود، با افزایش درصد وزنی ذرات تقویت‌کننده، میزان این تخلخل‌ها کاهش یافته است. در نمونه حاوی ۴/۰ درصد وزنی ذرات تقویت‌کننده، حضور فاز بتا پایدار غنی شده با مولیبدن به طور مشخص قابل مشاهده است. به نظر می‌رسد این موضوع ناشی از افزایش دمای موضعی در طول فرآیند تفجوشی باشد که حاصل واکنش‌های گرمزای بین ذرات تقویت‌کننده و تیتانیوم زمینه بوده و موجب نفوذ مؤثرتر مولیبدن شده است.



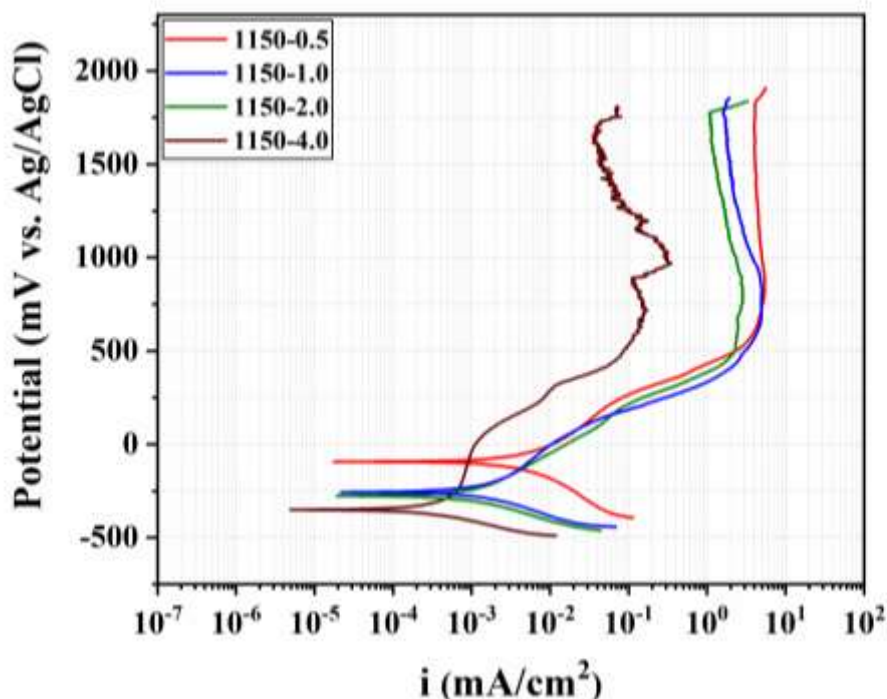
شکل ۲. تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های تفجوشی شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد.

به‌منظور مطالعه دقیق‌تر، تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه‌های تفجوشی شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد نیز تهیه شد (شکل ۳). این تصاویر به‌وضوح جدایش مولیبدن در سطح را نشان می‌دهد. در تصویر نمونه با ۴/۰ درصد وزنی تقویت کننده زمینه‌ای متراکم‌تر و ریزدانه‌تر نسبت به سایر نمونه‌ها مشاهده شد که به پایدارسازی فاز بتا و بسته‌شدن تخلخل‌های اطراف مولیبدن نسبت داده می‌شود. همچنین، حضور برخی ذرات تقویت‌کننده واکنش‌نداده در زمینه قابل مشاهده است که احتمالاً به دلیل اندازه بزرگ‌تر یا زمان ناکافی تفجوشی به‌طور کامل وارد واکنش نشده‌اند.



شکل ۳. تصاویر SEM نمونه‌های تفجوشی شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد.

منحنی‌های پلاریزاسیون نمونه‌های تفجوشی شده در شکل ۴ نشان داده شده است و داده‌های مربوط به آن جدول ۳ آورده شده است. در نمودارهای پلاریزاسیون مشاهده می‌شود که در نمونه‌های تفجوشی شده در ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، لایه‌ای شبه‌پسیو بر سطح تشکیل می‌شود که پایداری آن به دلیل وجود فازهای مختلف و تخلخل‌های کوچک در سطح محدود است. با افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده از ۰/۵ تا ۴/۰ درصد وزنی، چگالی جریان خوردگی از $2/72 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ به $0/29 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ کاهش یافته و مقاومت به خوردگی از $9/55 \text{ k}\Omega.\text{cm}^2$ تا $88/09 \text{ k}\Omega.\text{cm}^2$ افزایش می‌یابد. این افزایش به دلیل پایداری بیشتر فاز بتا، کاهش تخلخل‌ها است. نمونه با ۰/۵ درصد وزنی تقویت‌کننده به دلیل تخلخل بالا مقاومت خوردگی ضعیفی دارد، در حالیکه نمونه با ۴/۰ درصد وزنی تقویت‌کننده با داشتن ریزساختار متراکم‌تر، پایداری بالاتر فاز بتا و حداقل تخلخل اطراف ذرات مولیبدن، بهترین عملکرد خوردگی را نشان می‌دهد.



شکل ۴. منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نمونه‌های Ti-10Mo-X (TiC & TiB₂) تف جوشی شده در دمای ۱۱۵۰ °C به کمک قوس پلاسما در محلول رینگر.

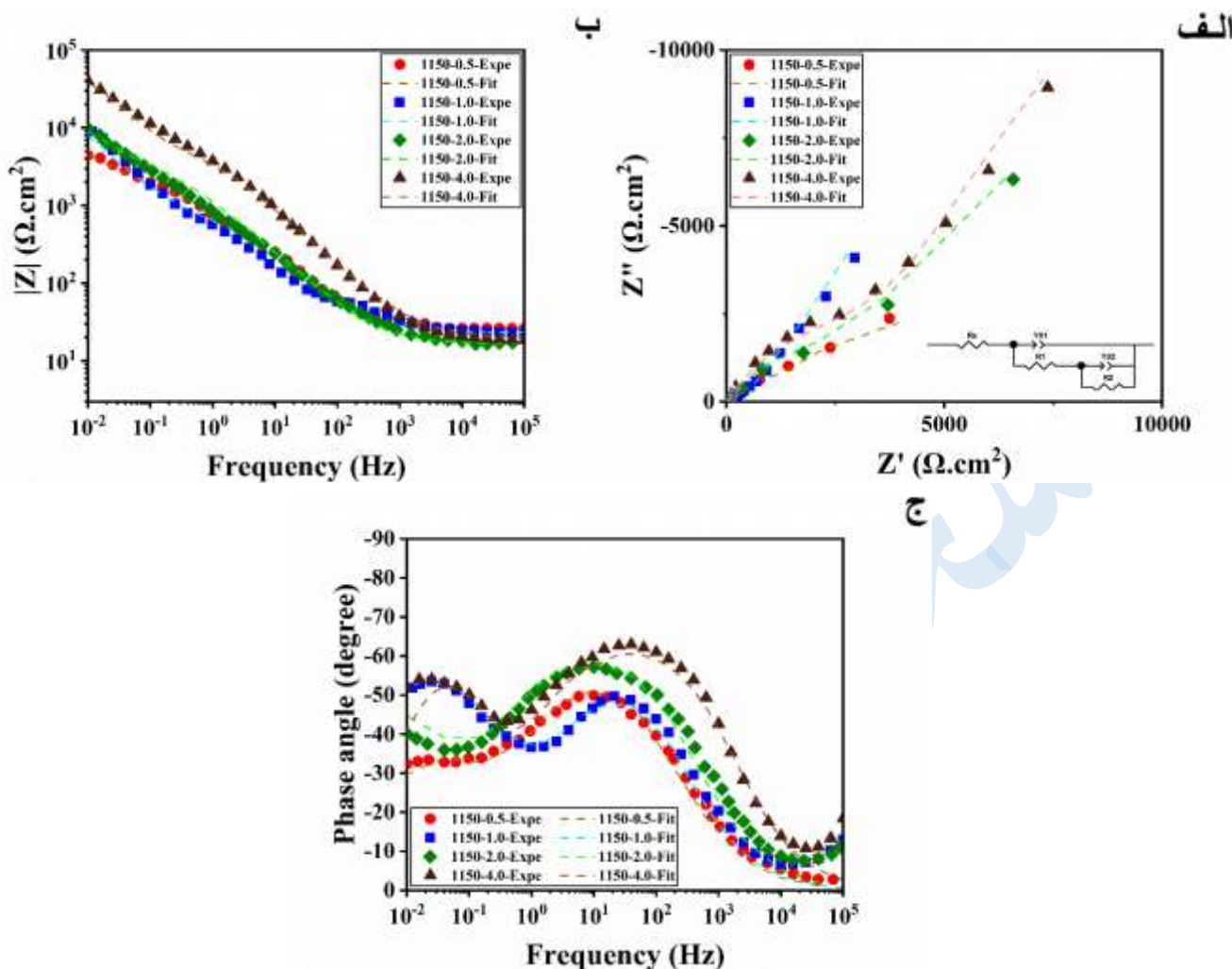
جدول ۳- پارامترهای خوردگی استخراج شده از منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک.

R _p (kΩ.cm ²)	i _{corr} (μA/cm ²)	E _{corr} (mV)	نمونه
9.55	2.72	-94	1150-0.5
23.49	1.11	-257	1150-1.0
30.44	0.85	-278	1150-2.0
88.09	0.29	-352	1150-4.0

برای بررسی بیشتر رفتار الکتروشیمیایی نمونه‌ها در محلول رینگر، آزمون EIS نیز انجام شد. شکل ۴ نمودارهای به دست آمده برای نمونه‌های تف جوشی شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. در نمودار نایکوئیست (شکل ۵-الف) تمامی نمونه‌ها نمودارهای مشابهی دارند و نیم‌دایره ناقص و تغییر شکل یافته نشان‌دهنده رفتار خازنی یک لایه شبه‌پسیو بر سطح آنهاست. قطر نیم‌دایره‌ها در نمودار نایکوئیست نمایانگر مقاومت به خوردگی کلی است. به وضوح دیده می‌شود که قطر نیم‌دایره برای نمونه با ۴/۰ درصد وزنی تقویت‌کننده بیشترین مقدار و برای نمونه با ۰/۵ درصد وزنی تقویت‌کننده کمترین مقدار را دارد. این روند با نتایج آزمون پلاریزاسیون نیز مطابقت کامل دارد.

در نمودارهای بد مربوط به قدرمطلق امپدانس (شکل ۵-ب)، مقدار $\text{Log } |Z|$ در ناحیه فرکانس پایین نشان‌دهنده مقاومت کلی به خوردگی نمونه‌ها است. بیشترین مقدار $\text{Log } |Z|$ برای نمونه با ۴/۰ درصد وزنی تقویت‌کننده مشاهده می‌شود و کمترین مقدار مربوط به نمونه با ۰/۵ درصد وزنی تقویت‌کننده است که با نتایج نمودارهای نایکوئیست و اندازه‌گیری‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک مطابقت دارد.

نمودارهای بد فاز قله‌های زاویه فازی مشخصی را نشان می‌دهند که وجود حداقل دو ثابت زمانی و تشکیل لایه شبه پسیو را تأیید می‌کند (شکل ۵-ج). حداکثر زاویه فاز برای نمونه‌ها درجه بین ۴۹- تا ۶۲- درجه است. از آنجایی که این مقادیر کمتر از ۹۰ درجه هستند، نشان می‌دهند که پاسخ لایه شبه پسیو به طور کامل خازنی نیست و نمونه‌های تف جوشی شده رفتار خازنی نسبتاً محدودتری دارند.



شکل ۵. نمودارهای نایکوئست و بد به دست آمده از آزمون EIS

برای مطالعه بیشتر ماهیت لایه شبه پسیو تشکیل شده بر سطح نمونه‌ها، نمودارهای EIS با استفاده از یک مدار معادل الکتریکی با دو ثابت زمانی برازش شدند که به شکل ۵-الف الحاق شده است. در این مدل فرض می‌شود که لایه شبه پسیو شامل یک لایه داخلی متراکم و یک لایه بیرونی متخلخل است. R_s مقاومت محلول، Y_{01} ظرفیت لایه متخلخل بیرونی، R_1 مقاومت لایه متخلخل بیرونی، Y_{02} ظرفیت لایه متراکم داخلی، R_2 مقاومت لایه متراکم داخلی است. از المان فاز ثابت (CPE) به جای ظرفیت خازنی استفاده شد، زیرا پاسخ خازنی نمونه‌ها ایده‌آل نبود. امپدانس CPE با استفاده از معادله (۱) محاسبه می‌شود [۲۵، ۲۶]:

$$Z = \frac{1}{Y_0(j\omega)^n} \quad (1)$$

که در آن Z عدد موهومی ($j^2 = -1$)، ω فرکانس زاویه‌ای و Y_0 و n ثابت‌های CPE هستند. داده‌های محاسبه شده در جدول ۴ ارائه شده‌اند.

مقادیر R_s برای تمامی نمونه‌های تفجوشی شده تغییر قابل توجهی ندارند. همچنین، تمامی مقادیر n نزدیک به یک هستند که نشان می‌دهد رفتار لایه شبه پسیو تقریباً خازنی است. مقادیر R_1 برای تمامی نمونه‌ها کمتر از R_2 است که نشان می‌دهد عمده حفاظت از لایه داخلی متراکم ناشی می‌شود. مقایسه رفتار خوردگی نمونه‌های تفجوشی شده نشان می‌دهد که به ترتیب بیشترین مقادیر R_1 و R_2 مربوط به نمونه با ۴/۰ درصد وزنی تقویت کننده با مقادیر $6642/3 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$ و $68551 \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$ است. کمترین مقادیر این مقادیر

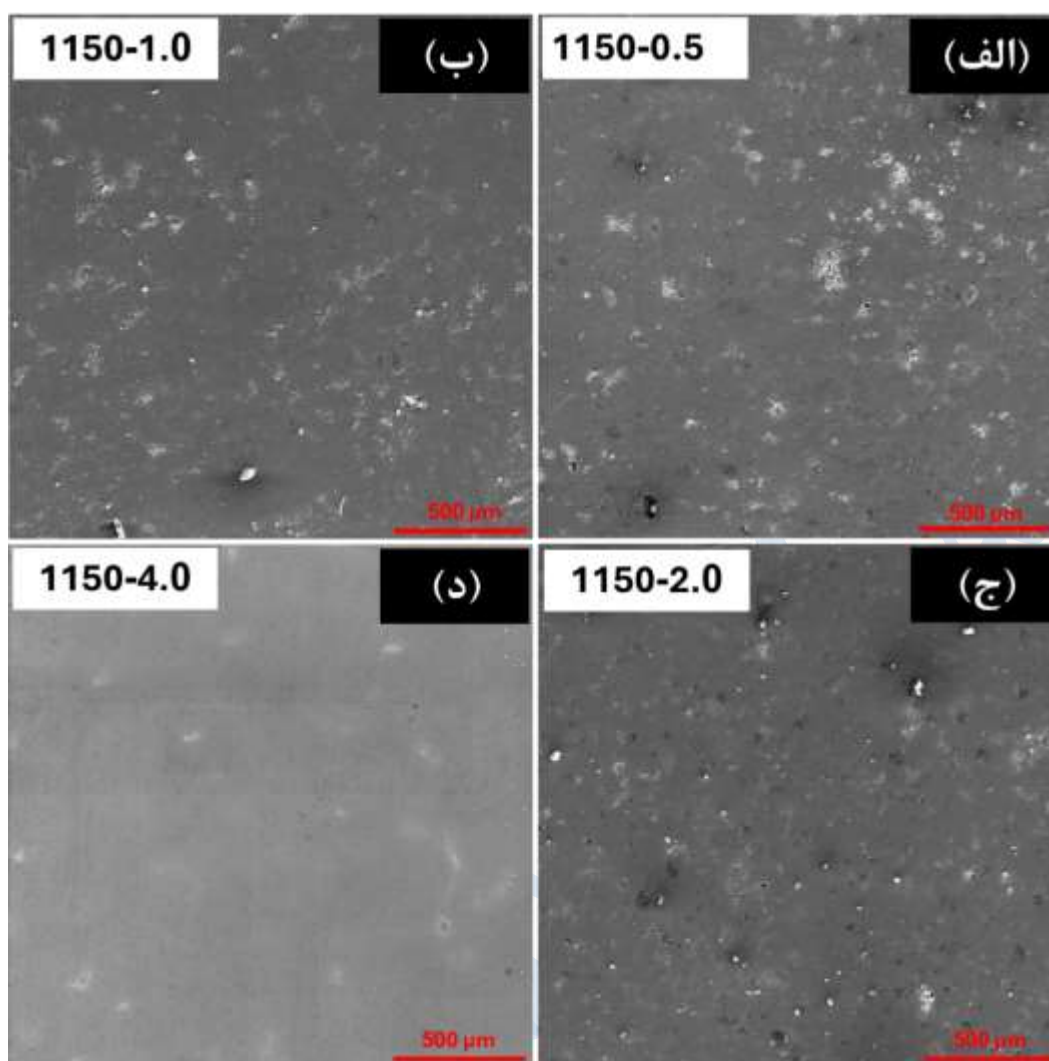
برای نمونه با ۰/۵ درصد وزنی تقویت کننده به دست آمده است. همچنین، با افزایش مقدار افزودنی سرامیکی از ۰/۵ تا ۴/۰ درصد وزنی، مجموع $R_1 + R_2$ که تقریباً نشان دهنده مقاومت کلی به خوردگی است، افزایش می یابد که نشان می دهد رفتار خوردگی نمونه های تفجوشی شده در ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد با تغییر درصد ذرات تقویت کننده تغییر می کند.

رفتار خوردگی کامپوزیت های پایه تیتانیوم به عوامل متعددی مانند محیط، ترکیب و ریزساختار بستگی دارد [۲۵]. از جمله عوامل مهم، تخلخل است. مواد متخلخل سطح واقعی بیشتری در معرض محیط خورنده دارند و بنابراین نسبت به مواد متراکم حساس تر به حمله خوردگی هستند [۲۷]. بر این اساس، انتظار می رود نمونه ای با تخلخل بالاتر (نمونه با ۰/۵ درصد وزنی تقویت کننده)، بیشتر در معرض خوردگی قرار گیرد.

جدول ۴. پارامترهای شبیه سازی شده از داده های EIS.

R_2 ($\Omega.cm^2$)	n_2	Y_{02} ($\mu F.cm^{-2}$)	R_1 ($\Omega.cm^2$)	n_1	Y_{01} ($\mu F.cm^{-2}$)	R_s ($\Omega.cm^2$)	نمونه
7102.9	0.69	1180.5	1629.6	0.71	237.7	26.0	1150-0.5
59710	0.70	764.5	767.9	0.72	200.0	23.2	1150-1.0
61380	0.70	753.9	4258.2	0.72	201.8	16.3	1150-2.0
68551	0.85	145.4	6642.3	0.73	51.2	19.7	1150-4.0

در این مطالعه، نمونه ها رفتار شبه پسیو مشخصی از خود نشان دادند و لایه شبه پسیو در محدوده پتانسیل روبش شده شکسته نشد. با این حال، ریزساختار نمونه ها پس از ارزیابی خوردگی مورد بررسی قرار گرفت و تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ها در شکل ۶ نشان داده شده است. محصولات خوردگی بیشتر در تخلخل های سطح نمونه ها دیده می شوند که نشان می دهد این مناطق نقاط ترجیحی برای تشکیل مواضع شروع خوردگی هستند. به نظر می رسد در نمونه با ۰/۵ درصد وزنی تقویت کننده، وجود تخلخل بیشتر باعث ایجاد چندین محل برای به دام افتادن الکترولیت شده و در نتیجه خوردگی حفره ای افزایش می یابد. در مقابل، سطح خورده شده نمونه با ۴/۰ درصد وزنی تقویت کننده با تخلخل کمتر به صورت یکنواخت خورده شده و رفتار خوردگی بهتری نشان می دهد.



شکل ۶. تصاویر سطح نمونه‌ها بعد از آزمون خوردگی.

۵ - نتیجه‌گیری

در این پژوهش آنالیز فازی، ریزساختار و رفتار خوردگی کامپوزیت هیبریدی (Ti-10Mo-X (TiC & TiB₂) تفجوشی شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به کمک قوس پلاسما با استفاده از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و EIS بررسی شده است. نتایج نشان داد که در نمونه‌های ذرات تقویت‌کننده، مولیبدن باقی‌مانده و فازهای $\alpha + \beta$ در زمینه مشاهده می‌شوند. در نمونه‌های با ۰/۵، ۱/۰ و ۲/۰ درصد وزنی تقویت‌کننده، پایدارسازی کامل فاز بتا رخ نداده و فازهای بتا غنی از مولیبدن به‌وضوح قابل مشاهده نیستند. نفوذ ناقص مولیبدن و دمای پایین تفجوشی باعث باقی‌ماندن مولیبدن و ایجاد تخلخل‌های اطراف آن شده است. در نمونه با ۴/۰ درصد وزنی تقویت‌کننده بتا پایدار مشاهده می‌شود. نتایج EIS نشان می‌دهند که لایه پسیو روی سطح نمونه‌ها شامل یک لایه بیرونی متخلخل و یک لایه داخلی متراکم است. بررسی سطح خورده شده نمونه‌ها نیز نشان داد که لایه شبه پسیو روی سطح به‌طور یکپارچه وجود دارد، اما تخلخل‌های سطح نقاط ترجیحی برای آغاز خوردگی حفره‌ای هستند.

تشکر و قدردانی

نویسندگان از دانشگاه صنعتی تبریز (سهند) بابت فراهم آوردن مواد و تجهیزات آزمایشگاهی جهت استفاده در این پژوهش قدردانی می کنند.

مراجع

- [۱] F.F. Cardoso, P.L. Ferrandini, E.S. Lopes, A. Cremasco, R. Caram, Ti-Mo alloys employed as biomaterials: Effects of composition and aging heat treatment on microstructure and mechanical behavior, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, Vol. 32, Pp. 31-38, 2014.
- [۲] C. Leyens, M. Peters, *Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications*, Wiley Online Library, 2006.
- [۳] A.S. Namini, M. Azadbeh, M.S. Asl, Effect of TiB₂ content on the characteristics of spark plasma sintered Ti-TiBw composites, *Advanced Powder Technology*, Vol. 28, Pp. 1564-1572, 2017.
- [۴] M.J. Donachie, *Titanium: a technical guide*, ASM International, 2000.
- [۵] G. Ljtjering, J. Williams, *Titanium, Engineering materials and processes*, Springer Berlin/Heidelberg, Germany, 2007.
- [۶] A.S. Namini, A. Motallebzadeh, B. Nayebi, M.S. Asl, M. Azadbeh, Microstructure-mechanical properties correlation in spark plasma sintered Ti-4.8 wt.% TiB₂ composites, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 223, Pp. 789-796, 2019.
- [۷] A. Sabahi Namini, M. Azadbeh, Microstructural characterisation and mechanical properties of spark plasma-sintered TiB₂-reinforced titanium matrix composite, *Powder metallurgy*, Vol. 60, Pp. 22-32, 2017.
- [۸] A. Mohammadzadeh, A.S. Namini, M. Azadbeh, A. Motallebzadeh, On the physical and mechanical properties of spark plasma sintered pure Ti and Ti-TiB composite, *Materials Research Express*, Vol. 5, Pp. 126512, 2018.
- [۹] S.A. Delbari, A.S. Namini, M.S. Asl, Hybrid Ti matrix composites with TiB₂ and TiC compounds, *Materials Today Communications*, Vol. 20, Pp. 100576, 2019.
- [۱۰] S.A. Delbari, A.S. Namini, M. Azadbeh, Z. Ahmadi, V.H. Nguyen, Q. Van Le, M. Shokouhimehr, M.S. Asl, M. Mohammadi, Post hot rolling of spark plasma sintered Ti-Mo-B₄C composites, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 799, Pp. 140214, 2021.
- [۱۱] A. Sabahi Namini, M. Azadbeh, M. Shahedi Asl, Effects of in-situ formed TiB whiskers on microstructure and mechanical properties of spark plasma sintered Ti-B₄C and Ti-TiB₂ composites, *Scientia Iranica*, Vol. 25, Pp. 762-771, 2018.
- [۱۲] A. Sabahi Namini, A. Motallebzadeh, B. Nayebi, M. Shahedi Asl, M. Azadbeh, Microstructure-mechanical properties correlation in spark plasma sintered Ti-4.8 wt.% TiB₂ composites, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 223, Pp. 789-796, 2019.
- [۱۳] K.S. Munir, Y. Li, J. Lin, C. Wen, Interdependencies between graphitization of carbon nanotubes and strengthening mechanisms in titanium matrix composites, *Materialia*, Vol. 3, Pp. 122-138, 2018.
- [۱۴] M. Eriksson, D. Salamon, M. Nygren, Z. Shen, Spark plasma sintering and deformation of Ti-TiB₂ composites, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 475, Pp. 101-104, 2008.
- [۱۵] L. Dong, B. Xiao, Y. Liu, Y. Li, Y.Q. Fu, Y. Zhao, Y. Zhang, Sintering effect on microstructural evolution and mechanical properties of spark plasma sintered Ti matrix composites reinforced by reduced graphene oxides, *Ceramics International*, Vol. 44, Pp. 17835-17844, 2018.
- [۱۶] H. Tang, J. Wang, M. Qian, *Porous titanium structures and applications*, Titanium powder metallurgy, Elsevier, 2015.

- [۱۷] A.S. Namini, S.A.A. Dilawary, A. Motallebzadeh, M.S. Asl, Effect of TiB₂ addition on the elevated temperature tribological behavior of spark plasma sintered Ti matrix composite, *Composites Part B: Engineering*, Vol. 172, Pp. 271-280, 2019.
- [۱۸] M.D. Hayat, H. Singh, Z. He, P. Cao, Titanium metal matrix composites: An overview, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 121, Pp. 418-438, 2019.
- [۱۹] E.B. Lee, M.-K. Han, B.J. Kim, H.J. Song, Y.J. Park, Effect of molybdenum on the microstructure, mechanical properties, and corrosion behavior of Ti alloys, *International Journal of Materials Research*, Vol. 105, Pp. 847-853, 2014.
- [۲۰] M. Eriksson, Z. Shen, M. Nygren, Fast densification and deformation of titanium powder, *Powder metallurgy*, Vol. 48, Pp. 231-236, 2005.
- [۲۱] M. Zadra, F. Casari, L. Girardini, A. Molinari, Microstructure and mechanical properties of CP-titanium produced by spark plasma sintering, *Powder metallurgy*, Vol. 51, Pp. 59-6, 2008.
- [۲۲] M.S. Asl, A.S. Namini, A. Motallebzadeh, M. Azadbeh, Effects of sintering temperature on microstructure and mechanical properties of spark plasma sintered titanium, *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 203, Pp. 266-273, 2018.
- [۲۳] M.S. Asl, S.A. Delbari, M. Azadbeh, A.S. Namini, M. Mehrabian, V.-H. Nguyen, Q. Van Le, M. Shokouhimehr, M. Mohammadi, Nanoindentational and conventional mechanical properties of spark plasma sintered Ti-Mo alloys, *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9, Pp. 10647-10658, 2020.
- [۲۴] S. Digole, S. Karki, M. Mugale, A. Choudhari, R.K. Gupta, T. Borkar, Spark Plasma Sintering of Pure Titanium: Microstructure and Mechanical Characteristics, *Materials*, Vol. 17, Pp. 3469, 2024.
- [۲۵] F. Xie, X. He, S. Cao, X. Lu, X. Qu, Structural characterization and electrochemical behavior of a laser-sintered porous Ti-10Mo alloy, *Corrosion Science*, Vol. 67, Pp. 217-224, 2013.
- [۲۶] J. González, J. Mirza-Rosca, Study of the corrosion behavior of titanium and some of its alloys for biomedical and dental implant applications, *Journal of Electroanalytical Chemistry*, Vol. 471, Pp. 109-115, 1999.
- [۲۷] D. Blackwood, A. Chua, K. Seah, R. Thampuran, S. Teoh, Corrosion behaviour of porous titanium-graphite composites designed for surgical implants, *Corrosion Science*, Vol. 42, Pp. 481-50, 2000.

Electrochemical Behavior Study of Ti-10Mo Composite Reinforced with Different Weight Percentages of TiB₂ and TiC Produced by Spark Plasma Sintering at 1150 °C

Tahereh Gholizadeh*, Maziyar Azadbeh

Faculty of Materials Engineering, Tabriz (Sahand) University of Technology

*Email: t_golizadeh@sut.ac.ir

Abstract:

This research investigated the electrochemical behavior of hybrid composites reinforced with various weight percentages of TiB₂ and TiC (0.5, 1.0, 2.0, and 4.0 wt% of each reinforcement) fabricated by Spark Plasma Sintering (SPS) at 1150 °C in Ringer's simulated body fluid. Microstructural results showed that in samples with lower reinforcement percentages, insufficient Molybdenum diffusion and low sintering temperature led to a microstructure with residual Mo and significant porosity, and complete beta phase stabilization did not occur. However, the sample containing 4.0 wt% reinforcement displayed a denser microstructure, beta phase stabilization, and reduced porosity. Potentiodynamic polarization test results showed that increasing the reinforcement content from 0.5 to 4.0 wt% decreased the corrosion current density from 2.72 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ to 0.29 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ and increased the polarization resistance (R_p) from 9.55 $\text{k}\Omega\cdot\text{cm}^2$ to 88.09 $\text{k}\Omega\cdot\text{cm}^2$. The sample with 4.0 wt% reinforcement exhibited the highest corrosion resistance. Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS) tests confirmed the results of the potentiodynamic polarization test. The analysis of EIS results shows that the passive layer consists of a porous outer layer and a dense inner layer, with the dense inner layer providing higher resistance. Examination of the corroded surfaces revealed that porosities are preferential sites for the initiation of pitting corrosion, but the 4.0 wt% sample, due to lower porosity, showed a uniform corrosion surface.

Keywords:

Ti-10Mo, Composite, Electrochemical Behavior, Spark Plasma Sintering

نسخه‌های پیش‌انتشار