

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

بررسی فرسایش ناشی از ذرات ساینده در ساختارهای متخلخل ورونوئی مورد مصرف در مسیر جریان گاز

مقاله پژوهشی

اکرم صالحی^۱، علیرضا کیانی رشید^{۲*}، مسعود گلستانی پور^۳

۱- دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی، مشهد، ایران.

۲- استاد، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی، مشهد، ایران.

۳- استادیار، گروه پژوهشی مواد، سازمان جهاد دانشگاهی خراسان رضوی، مشهد، ایران.

kianirashid@um.ac.ir *

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۱۴۰۳/۰۶/۲۰	هدف از تحقیق حاضر بررسی فرسایش ایجاد شده در فوم‌های فلزی ورونوئی در اثر برخورد ذرات ساینده می‌باشد. فوم‌های مورد بررسی در تحقیق حاضر با استفاده از آلایاز آلومینیوم ۷۰۷۵ تولید شده‌اند و به‌عنوان کاهنده صدا در مسیر سیالات گازی استفاده می‌شوند. برای تولید نمونه‌های مورد آزمون، ابتدا فوم‌های ورونوئی در سه اندازه تخلخل متفاوت ۵ppi، ۷ppi و ۱۰ppi با استفاده از روش‌های نرم‌افزاری طراحی شدند و سپس با روش ساخت افزایشی و ریخته‌گری دقیق تبدیل به فوم‌های ورونوئی آلومینیومی شدند. آزمون‌های فرسایش با کمک جت گازی در اندازه ذرات ساینده ۱۸۰-۲۲۰ میکرون و ۲۸۰-۳۲۰ میکرون و در زاویه برخورد ۹۰° با سطح انجام گرفت. نتایج حاصل از بررسی‌های نرخ فرسایش، پروفیلومتری و میکروسکوپی الکترونی روبشی نشان داد که در نمونه‌های متخلخل و بالک، با افزایش اندازه ذرات ساینده زبری سطحی افزایش می‌یابد، اما نرخ فرسایش در نمونه‌های متخلخل، برخلاف نمونه بالک، با افزایش اندازه ذرات ساینده کمتر می‌شود. همچنین مشاهده شد در یک اندازه ذره ساینده مشخص، با کاهش اندازه سلول‌ها و افزایش نسبت سطح به حجم در ساختارهای متخلخل، نرخ فرسایش افزایش خواهد یافت.
پذیرش: ۱۴۰۳/۰۹/۱۱	
کلید واژگان:	
فرسایش،	
ذرات ساینده،	
فوم،	
ساختار ورونوئی،	
نرخ فرسایش.	

Investigating the Erosion Caused By Abrasive Particles in Voronoi Porous Structures Used in the Gas Flow Path

Akram Salehi¹, AliReza Kiani-Rashid^{2*}, Masoud Golestanipour³

1. PhD Student, Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran.

2. Professor, Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran.

2. Assistant Professor, Iranian Academic Center for Education, Culture and Research (ACECR), Mashhad Branch, Iran.

* kianirashid@um.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi:

Keywords:

Erosion,
Abrasive Particles,
Foam,
Voronoi Structure,
Erosion Rate.

Abstract

The aim of this study is investigating the erosion caused by abrasive particles in Voronoi metal foams. The foams under investigation in this study are made of aluminum alloy 7075 and are being used to reduce noise in the gas flow path. For the production of the foam samples, they were first designed using software methods in three different cell sizes of 5 ppi, 7 ppi and 10 ppi. Then the aluminum Voronoi foams were fabricated by additive manufacturing and investment casting methods. Erosion tests were performed with the help of air jet in the abrasive particles size of 180-220 microns and 280-320 microns, at a 90° angle with the surface. The results of erosion rate studies, profilometry and scanning electron microscopy showed that in the porous and bulk samples with an increase in abrasive particle size, the surface roughness increases, but in contrast to the bulk sample, the erosion rate in the porous samples decreases as the size of the abrasive particles increases. Furthermore, it was found that the erosion rate will increase for a particular abrasive particle size by reducing the metal foam cell sizes and increasing the surface-to-volume ratio.

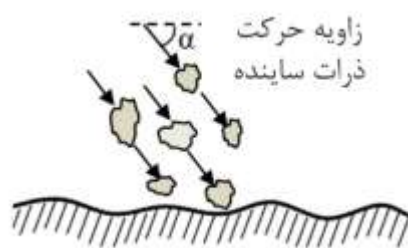
برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Akram Salehi, AliReza Kiani-Rashid, Masoud Golestanipour, Investigating the Erosion Caused By Abrasive Particles in Voronoi Porous Structures Used in the Gas Flow Path, New Process in Material Engineering, 2025, 19(2), 1-14.

۱- مقدمه

گاز استخراج شده از چاه همواره با ناخالصی‌هایی از قبیل شن، ذرات جامد، آب و... همراه است که مشکلات عدیده‌ای در سیستم‌های بهره‌برداری ایجاد می‌کند. یکی از مشکلات مهم این مواد همراه، فرسایش است. فرسایش^۱ ایجاد شده توسط ذرات جامد، فرسایش دینامیکی ناشی از اثرات تکرار شده برخورد ذرات با سطح می‌باشد. امروزه، فرسایش به‌عنوان یکی از منابع اصلی تخریب قطعات در صنایع نفت و گاز شناخته شده است. پدیده فرسایش از نقطه‌نظر ماده‌ای که تحت فرسایش قرار می‌گیرد به نوع ماده هدف و سختی آن وابسته است. برای مواد نشکن و فلزات، با افزایش زاویه برخورد ذرات ساینده با سطح تا 90° ، میزان فرسایش کاهش می‌یابد (شکل ۱). در مقابل برای مواد ترد با افزایش زاویه برخورد، شدت فرسایش افزایش می‌یابد به نحوی که ذرات ریز با سرعت‌های پایین نیز باعث فرسایش در سطح ماده می‌شوند [۱-۳].



شکل (۱): پدیده فرسایش ناشی از برخورد ذرات ساینده با سطح [۱].

مشاهدات انجام شده در مورد مکانیسم‌های فرسایش نشان می‌دهد که در سیالات پایه گاز، فرسایش ناشی از ذرات جامد مانند شن و ماسه پدیده غالب می‌باشد. در سیالات گازی با هرگونه تغییر شکل در مسیر عبور جریان، جریان آرام تبدیل به جریان اغتشاشی می‌شود که وجود این جریان‌های اغتشاشی علاوه بر ایجاد صدا، فرسایش را نیز تسریع می‌کنند [۴-۵].

در سال‌های اخیر مطالعاتی برای استفاده از ساختارهای فلزی سلول باز برای کاهش اغتشاشات جریان و در نتیجه کاهش صدای ایجاد شده ناشی از آنها، انجام شده است. از

ساختارهای فلزی متخلخل جهت کاهش صوت در کاربردهای فراوانی استفاده می‌شود که از آن جمله می‌توان به ایستگاه‌های تقلیل فشار گاز، صداخفه‌کن برای وسایل و تجهیزات پنوماتیک و پمپ‌ها اشاره کرد [۶-۷].

استفاده از ساختارهای متخلخل در تجهیزات به دلیل عدم تغییر هندسه قطعات، یک روش ارزان و ساده محسوب می‌شود. ژو و مائو^۲ [۸] ساختارهای متخلخل را جایگزین زبانه صلب ورودی هوا به فن گریز از مرکز کردند. نتیجه این کار کاهش حداقل ۱۵ دسی‌بل شدت صوت، بدون تغییر در هندسه آن تجهیزات بود. در حضور ساختارهای متخلخل در مسیر جریان‌های اغتشاشی، مقاومت اصطکاکی بر فشاری غلبه کرده و در نتیجه ناپایداری‌ها و اغتشاشات جریان کاهش می‌یابد.

در مطالعات صورت گرفته جهت کاربرد ساختارهای متخلخل به‌عنوان کاهش‌دهنده جریان اغتشاشی، نشان داده شده است که هرچه بی‌نظمی و پیچیدگی هندسی در ساختارهای متخلخل بیشتر باشد، نرخ تبدیل جریان‌های اغتشاشی به آرام و نیز میزان جذب صوت بیشتر خواهد بود [۹]. در میان انواع ساختارهای متخلخل، ساختارهای ورونوئی بیشترین شباهت را به مواد متخلخل موجود در طبیعت و نیز بیشترین بی‌نظمی هندسی را دارند. چن و همکارانش^۳ [۱۰] نشان دادند که در ساختارهای ورونوئی، با کاهش اندازه سلول‌ها و افزایش بی‌نظمی در ساختار، میزان کاهش صوت بیشتر خواهد بود.

آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵، بیشترین استحکام را در میان آلیاژهای آلومینیوم داراست. با توجه به سختی بالای آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵، برخی محققین نشان دادند که تولید فوم‌های فلزی بر پایه آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ با روش ریخته‌گری دقیق، از سایش ابزار جلوگیری خواهد کرد. تولید فوم‌های فلزی سلول باز با استفاده از آلیاژ آلومینیوم و با روش ریخته‌گری دقیق این مزیت را دارد که می‌توان ساختار هندسی موردنظر را پیش از فرآیند تولید، با روش‌های نرم‌افزاری کنترل نمود [۱۱-۱۲].

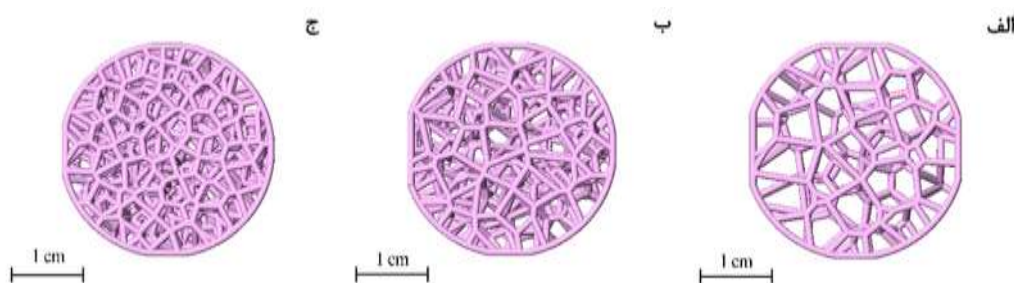
خواص مقاومت به فرسایش برای فوم‌های فلزی سلول باز با ساختار ورونوئی که به‌عنوان کنترل‌کننده جریان اغتشاشی در

۲- مواد و روش تحقیق

۱-۲- طراحی، ساخت و عملیات حرارتی

در تحقیق حاضر نمونه‌های متخلخل ورونوئی با استفاده از نرم‌افزار راینو^۴ و افزونه گرس‌هاپر^۵، در ۳ اندازه حفره ۵ ppi، ۷ ppi و ۱۰ ppi و در اندازه‌های موردنظر برای انجام آزمون فرسایش طراحی شدند (شکل ۲). سپس فایل‌های نهایی با استفاده از نرم‌افزارهای زیربراش^۶ و مش‌میکسر^۷ برای ساخته شدن با روش ساخت افزایشی کنترل و در پایان توسط نرم‌افزار سیمپلیفای^۸، کدگذاری^۹ شدند.

خطوط تقلیل فشار گاز استفاده می‌شوند، تاکنون بررسی نشده است؛ لذا با توجه به نرخ سایش بالای قطعات مصرفی در خطوط انتقال گاز، در این پژوهش، به بررسی مقاومت به فرسایش در ساختارهای متخلخل ورونوئی در حضور ذرات ساینده با اندازه‌های مختلف پرداخته می‌شود. برای این منظور سه ساختار متخلخل با اندازه سلول‌های مختلف طراحی شد و با روش‌های ساخت افزایشی و ریخته‌گری دقیق تولید شدند و بررسی‌های پروفیلومتری، تصویربرداری اشعه ایکس و میکروسکوپی الکترونی روبشی بر روی نمونه‌ها انجام گرفت.



شکل (۲): ساختارهای متخلخل ورونوئی طراحی شده جهت آزمون‌های فرسایش: (الف) نمونه ۵ ppi، (ب) نمونه ۷ ppi و (ج) نمونه ۱۰ ppi.

نمونه‌های آلومینیومی تولید شده جهت آزمون فرسایش (نمونه‌های متخلخل و نمونه‌های بالک) تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند به این صورت که به مدت ۱ ساعت در دمای ۴۸۰°C آنیل و سپس در آب کوئنچ شدند. در ادامه، عملیات پیرسازی به مدت ۲۴ ساعت در دمای ۱۲۰°C انجام گرفت.

تمامی نمونه‌های طراحی شده و کدگذاری شده، با روش ساخت افزایشی و توسط دستگاه چاپگر سه‌بعدی پلیمری CR-6 max (چین، شرکت Creality)، تبدیل به مدل‌های اولیه پلیمری شدند و سپس با استفاده از ماده اولیه آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ (جدول ۱) و روش ریخته‌گری دقیق (تکنیک موم فداشونده^{۱۰}) تبدیل به نمونه‌های متخلخل آلومینیومی شدند.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی مذاب آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ مورد استفاده جهت تولید نمونه‌های فوم فلزی.

عنصر	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Pb	Mn	Cr	Ni	Ti	V	Zr	Co	Al
درصد وزنی	۵/۲۷	۲/۵۶	۱/۸۴	۰/۴۵	۰/۴۵	۰/۳۴	۰/۲۱	۰/۲۱	۰/۰۳	۰/۰۲	۰/۰۲	۰/۰۱	۰/۰۱	باقی‌مانده

۲-۲- آزمون‌های مشخصه‌یابی

ایجاد رابطه بین سختی سطح و آسیب فرسایش در مواد فلزی و پلیمری استفاده کردند. در این رابطه K و n ثابت هستند و H_v نشان‌دهنده میزان سختی ویکرز در ماده تحت فرسایش می‌باشد. بر اساس این رابطه هرچه سختی سطحی ماده تحت فرسایش بیشتر باشد، آسیب‌های ایجاد شده در اثر پدیده فرسایش، زمانی که ذرات ساینده با زاویه 90° با سطح برخورد می‌کنند، کمتر است.

فوم‌های آلومینیومی تولید شده در تحقیق حاضر مطابق با روش ذکر شده در بخش (۲)، با استفاده از روش‌های ساخت افزایشی و ریخته‌گری دقیق در سه اندازه حفره ۵ ppi، ۷ ppi و ۱۰ ppi تولید شدند (شکل ۳). آلیاژ استفاده شده برای تولید نمونه‌های فومی و نمونه‌های بالک، آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ می‌باشد (جدول ۱)، این دسته از آلیاژهای آلومینیوم در گروه آلیاژهای عملیات حرارتی پذیر قرار می‌گیرند لذا این امکان وجود دارد که با انجام عملیات حرارتی، سختی آلیاژ افزایش یابد [۱۲]. برای این منظور نمونه‌های تولید شده، مطابق روش ذکر شده در بخش مواد و روش تحقیق، تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند. با انجام عملیات حرارتی T6، سختی سطحی نمونه‌های فومی از $H_v 145$ به $H_v 223/7$ ، افزایش یافت.



شکل (۳). نمونه‌های متخلخل آلومینیومی: الف) نمونه ۵ ppi، ب) نمونه ۷ ppi، ج) نمونه ۱۰ ppi.

با انجام عملیات حرارتی T6، ساختارهای یوتکتیکی که به صورت پیوسته در زمینه وجود داشتند (شکل ۴ الف)، تبدیل به فازهای جدا از هم می‌شوند که ناشی از تجزیه بخشی از فازهای ثانویه به زمینه آلومینیوم بعد از عملیات آتیل در 480°C به مدت ۱ ساعت می‌باشد (شکل ۴ ب).

سختی‌سنجی سطوح نمونه‌های آلومینیومی با کمک دستگاه سختی‌سنج ویکرز مدل KOOPA انجام گرفت. تمامی نمونه‌های تولید شده در تحقیق حاضر (نمونه‌های بالک و نمونه‌های فومی در سه اندازه تخلخل متفاوت) بر اساس استاندارد ASTM G 76-04 تحت آزمون فرسایش با کمک جت گازی مدل erosion (ایران، شرکت تجهیز صنعت نصر)، قرار گرفتند.

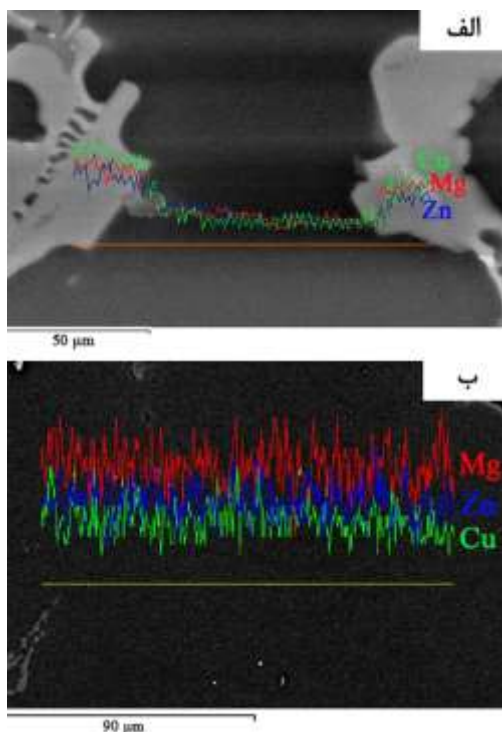
در پژوهش حاضر از دستگاه میکروسیتی CT Lotus-in vivo (ایران، شرکت تصویربرداری بهین نگاره) برای تهیه تصاویر از نمونه‌های متخلخل استفاده شد. اسکن تصاویر در تیوب اشعه ایکس با ولتاژ ۸۰ کیلوولت و جریان ۱۰۰ میکروآمپر انجام شد. در این دستگاه برای انجام اسکن، جسم بر روی صفحه چرخان بین یک چشمه پرتویی و یک صفحه آشکارساز حساس به مکان قرار می‌گیرد و در هر چرخش جسم، داده‌های تصویر آن بر روی صفحه آشکارساز ذخیره می‌شود.

توپوگرافی سطوح تحت سایش با استفاده از آزمون پروفیلومتری (رویه نگار لیزری سطوح) و با استفاده از دستگاه LPM-D1 (ایران، شرکت فناوری خلأ کهریا) انجام گرفت. برای انجام بررسی‌های ریزساختاری SEM و انجام آنالیز ترکیب EDS از میکروسکوپ الکترونی روبشی LEO 1450VP(35kV) استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

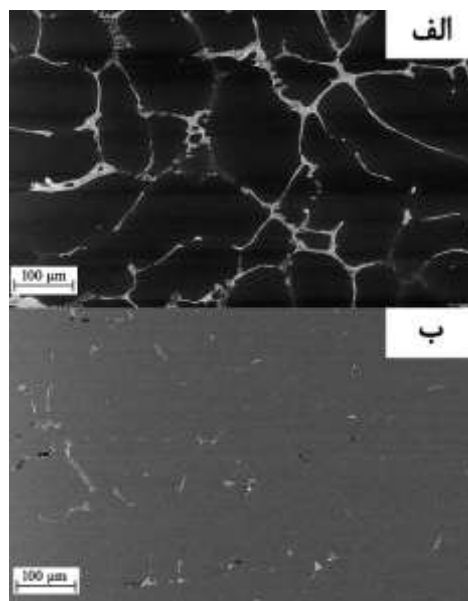
پورعلی و همکارش [۱۳] در بررسی کلوزرهای قرار گرفته در مسیر جریان گاز و همچنین در بررسی خطوط انتقال گاز نشان دادند، بیشترین تخریب ایجاد شده بر این قطعات ناشی از پدیده فرسایش در اثر برخورد ذرات ناخالصی موجود در مسیر گاز می‌باشد. از آنجایی که در پدیده فرسایش ناشی از برخورد ذرات ساینده، غالباً شکل و زاویه برخورد ذرات در طول فرآیند غیرقابل کنترل است، تنها راه برای کاهش اثرات ذرات ساینده، جایگزینی مواد تحت سایش با موادی است که سختی بالاتری دارند [۱۴]. اوکا و همکارانش [۱۵] از رابطه $K(H_v)^{-n}$ برای

مطالعات انجام شده، پیش‌بینی می‌شود ترکیب آن‌ها $MgZn_2$ باشد [۱۶].



شکل (۵). بررسی حضور عناصر آلیاژی منیزیم، روی و مس در نمونه‌های آلومینیوم تولید شده: الف) قبل از عملیات حرارتی، ب) بعد از عملیات حرارتی T6.

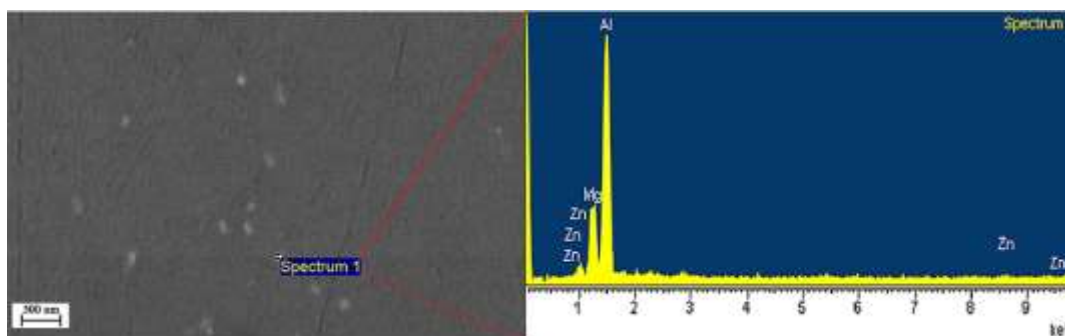
به ذرات جامدی که در صنعت گاز و در لوله‌های انتقال گاز وجود دارند، پودر سیاه^{۱۲} گفته می‌شود که از جنس سولفید آهن و اکسید آهن می‌باشند. مقدار این ذرات با استفاده از فیلترهای مخصوصی که در مسیر جریان گاز قرار دارد، کنترل می‌شود اما به دلیل فشار و سرعت بالای گاز، ریز بودن ذرات و همچنین این حقیقت که آلاینده‌های پودر سیاه در اثر فعل و انفعالات شیمیایی و فیزیکی از جمله انجام واکنش‌های خوردگی و فرسایش لوله‌های انتقال گاز به طور پیوسته در حال تولید هستند، همیشه مقداری پودر سیاه در لوله‌ها وجود دارد که منجر به تشدید فرسایش خواهند شد [۱۷-۱۸].



شکل (۴). ریزساختار نمونه‌های آلومینیومی تولید شده: الف) قبل از عملیات حرارتی، ب) بعد از عملیات حرارتی T6.

نتایج آنالیز EDS خطی از نمونه‌های تولید شده نشان می‌دهد که ریزساختار نمونه ریخته‌گری شده، شامل جدایش محلولی در مرز دانه است به‌طوری‌که عناصر آلیاژی در فازهای مرز دانه‌ای متمرکز شده‌اند و میزان انحلال آن‌ها در مناطق بین دانه‌ای خیلی ضعیف است (شکل ۵ الف)، در حالی که پس از انجام عملیات حرارتی T6 با تجزیه فازهای یوتکتیک، میزان جدایش کاهش می‌یابد (شکل ۵ ب).

بررسی‌های میکروسکوپی الکترونی همچنین نشان داد کسر حجمی فازهای مرز دانه‌ای پس از عملیات حرارتی کاهش می‌یابد اما در مقابل فازهای η در زمینه تشکیل می‌شوند (شکل ۶). فازهای η که به‌صورت کروی و پراکنده در ساختار وجود دارند، به‌عنوان مانعی قوی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل کرده و بنابراین باعث افزایش نرخ کار سختی و استحکام آن‌ها می‌گردد. بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی به همراه آنالیز EDS نشان داد که این فازها از نوع $Mg-Zn$ هستند که بر اساس

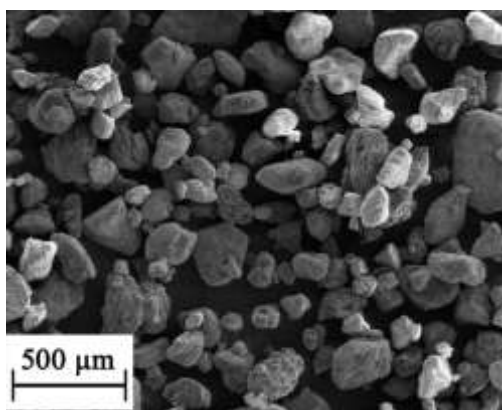


شکل (۶). تصویر SEM به همراه آنالیز EDS فازهای آذر نمونه‌های عملیات حرارتی شده.

فرسایش در نمونه‌های تحت آزمون، از رابطه (۱) استفاده شد [۲۰]:

$$E_R = \frac{W_{\text{before}} - W_{\text{after}}}{\text{Time}} \quad \text{رابطه (۱):}$$

در این رابطه، E_R نرخ فرسایش، W_{before} جرم نمونه قبل آزمون فرسایش و W_{after} جرم نمونه بعد آزمون فرسایش و Time نشان‌دهنده زمان انجام آزمون فرسایش می‌باشد.



شکل (۷). اندازه ذرات پودر سیاه موجود در مسیر توزیع گاز.

همان‌طور که در شکل‌های (۸) و (۹) دیده می‌شود با افزایش اندازه ذرات ساینده، شدت فرسایش در نمونه‌های فومی کاهش و در نمونه بالک، افزایش یافته است. کاهش فرسایش در فوم‌های فلزی با افزایش اندازه ذرات ساینده به عوامل متعددی بستگی دارد. یکی از پارامترهای مؤثر بر کاهش نرخ فرسایش با افزایش

از این رو با توجه به اینکه هدف از تولید نمونه‌های متخلخل در پژوهش حاضر، استفاده از آن‌ها در مسیر انتقال گاز می‌باشد، تمامی نمونه‌های متخلخل به همراه یک نمونه بالک (جهت مقایسه)، جهت بررسی میزان مقاومت به فرسایش، بر اساس استاندارد ASTM G 76-04 و طبق روش ذکر شده در بخش مواد و روش تحقیق، تحت آزمون فرسایش با کمک جت گازی قرار گرفتند [۱۹]. جهت بررسی اثر اندازه ذرات ساینده بر پدیده فرسایش، ابتدا از پودر سیاه انباشته شده در محل آخرین فیلتر موجود در مسیر توزیع گاز (قبل از ایستگاه‌های تقلیل فشار گاز) نمونه‌برداری شد و توزیع اندازه ذرات به دست آمد (شکل ۷). همان‌طور که دیده می‌شود اندازه ذرات کوچک‌تر از ۵۰۰ میکرون می‌باشند. قبادی و همکارانش [۱۷] نیز نشان دادند که اندازه ذرات ساینده موجود در خطوط انتقال گاز عموماً بین ۵۰ تا ۵۰۰ میکرون متغیر است. لذا در پژوهش حاضر، آزمون‌های فرسایش جهت بررسی اثر اندازه ذرات در محدوده اندازه ذرات ۳۲۰-۱۸۰ میکرون انجام گرفت.

سرعت حرکت سیال در سیستم‌های گازی به مراتب بیشتر از سیستم‌های نفتی بوده و معمولاً بیشتر از ۱۰ m/s می‌باشد؛ لذا در کار حاضر، سرعت پاشش ذرات به سطح نمونه، در تمامی آزمون‌ها ثابت و برابر با ۳۰ m/s و زمان انجام آزمون نیز ۳۰۰ ثانیه در نظر گرفته شد. نتایج به دست آمده آزمون بررسی اثر اندازه ذرات ساینده بر میزان کاهش جرم و نرخ فرسایش در شکل‌های (۸) و (۹) نشان داده شده است. برای محاسبه نرخ

برای بررسی تغییرات اندازه حفرات در نمونه‌های فومی، تصاویر آن‌ها با استفاده از دستگاه میکروسیستی اسکن تهیه شد (شکل ۱۰). در دستگاه‌های میکروسیستی اسکن از الگوریتم‌های بازایی مختلفی برای به دست آوردن مقدار هر وکسل^{۱۳} استفاده می‌شود. با استفاده از این الگوریتم‌ها می‌توان داده‌های تولید شده را به صورت تصاویر سه بعدی و دوبعدی ایجاد نمود. برای این منظور الگوریتم‌های مختلفی وجود دارند که می‌توان به BPCF^{۱۴}،^{۱۵}FBP،^{۱۶}ART،^{۱۷}MLEM و^{۱۸}SIRT اشاره کرد (۲۱).

در دستگاه استفاده شده در تحقیق حاضر، داده‌های سه بعدی توسط الگوریتم فلدکمپ (FDK)^{۱۹} آنالیز شدند. مزیت این الگوریتم نسبت به دیگر الگوریتم‌ها، سرعت بالاتر و قدرت بازسازی جسم با تعداد تصاویر بیشتر (زاویه تصویرگیری کوچک‌تر) و در نتیجه دقت بالای آن در مدت زمانی کمتر می‌باشد.



شکل (۱۰): تصاویر سه بعدی به دست آمده با روش میکروسیستی: الف) فوم

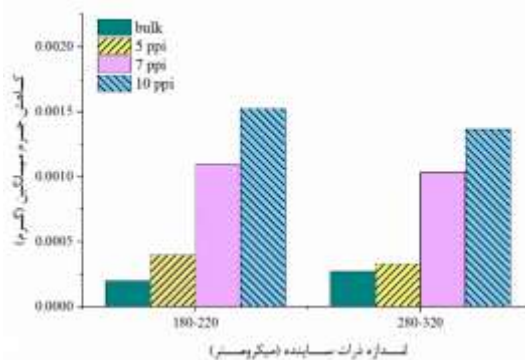
۵ ppi، ب) فوم ۷ ppi، ج) فوم ۱۰ ppi.

در فوم‌های فلزی سول باز، ساختار یک سلول از دیواره‌های^{۲۰} سلولی و حفرات^{۲۱} تشکیل شده است که به آن‌ها، پنجره^{۲۲} نیز گفته می‌شود. قطر سلول متناسب با قطر کره‌ای است که به طور کامل درون یک سلول جای می‌گیرد و قطر حفره، قطر پنجره‌هایی است که واسط بین سلول‌های مجاور هستند. به دیواره‌های جامدی که سلول‌ها و حفرات را از هم جدا می‌کنند نیز دیواره سلول گفته می‌شود [۲۲].

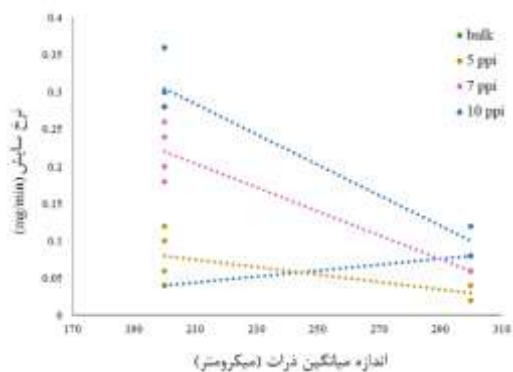
نتایج به دست آمده از آنالیز اندازه سلول‌ها با استفاده از الگوریتم فلدکمپ در جدول (۲) نشان داده شده است. همان‌طور که دیده می‌شود مقدار کمینه اندازه حفرات در نمونه ۵ ppi، برابر با ۱۴۰

اندازه ذرات، نوع ساختار نمونه‌های مورد استفاده در پژوهش حاضر می‌باشد.

به طور کلی فوم‌های فلزی سلول باز، ساختاری متخلخل با حفرات به هم پیوسته دارند. همان‌طور که در بخش روش آزمایش گفته شد، نمونه‌های فومی مورد استفاده در پژوهش حاضر ساختار ورونوئی دارند. این فوم‌ها بیشترین بی‌نظمی هندسی را در بین دیگر فوم‌های سلول باز دارند و به همین دلیل در کاربردهای جاذب صوتی، می‌توانند امواج صوتی با فرکانس‌های مختلف را جذب کنند. بی‌نظمی هندسی و بالطبع متفاوت بودن اندازه سلول‌ها، منجر به تغییر رفتار نمونه‌های متخلخل ورونوئی نسبت به نمونه‌های بالک در آزمون فرسایش می‌شود، به طوری که با برخورد ذرات ساینده با اندازه بزرگ‌تر از اندازه حفرات در نمونه‌های فومی، تعدادی از آن‌ها در نمونه به دام می‌افتند که تأثیر مستقیم ذرات ساینده بر میزان فرسایش را کاهش می‌دهد.



شکل (۸): تأثیر تغییر اندازه ذرات ساینده بر میزان کاهش جرم.



شکل (۹): تأثیر تغییر اندازه ذرات ساینده بر نرخ سایش مواد فومی.

میکرون، در نمونه ۷ ppi برابر با ۹۳ میکرون و در نمونه ۱۰ ppi برابر با ۷۴ میکرون می باشد.

جدول (۲): نتایج آنالیز ساختاری به دست آمده با روش میکروسیستی اسکن.

نمونه	تخلخل (%)	تعداد سلول	قطر سلول میانگین (میلی متر)	قطر حفره بیشینه (میلی متر)	قطر حفره کمینه (میلی متر)	طول میانگین دیواره سلول (میلی متر)	نسبت سطح به حجم (متر/۱)
۵ ppi	۹۰	۶۳	۴/۳۰	۵/۸۳	۰/۱۴۰	۶/۳۰	۱۷۳۰۰
۷ ppi	۸۱	۱۲۳	۳/۴۹	۵/۷۴	۰/۰۹۳	۵/۵۴	۲۷۳۴۰
۱۰ ppi	۶۲	۲۵۲	۲/۵۶	۳/۹۲	۰/۰۷۴	۳/۳۵	۴۳۴۵۰

شده در جدول (۲) نشان می دهد که نمونه ۱۰ ppi تعداد سلول های بیشتری (۲۵۲) در مقایسه با نمونه های ۷ ppi و ۵ ppi (به ترتیب ۱۲۳ و ۶۳ سلول) دارد که باعث می شود در اثر انجام آزمون فرسایش در نمونه ۱۰ ppi، ذرات ساینده برخورد های بیشتری با دیواره های سلولی در مقایسه با دو نمونه دیگر داشته باشند.

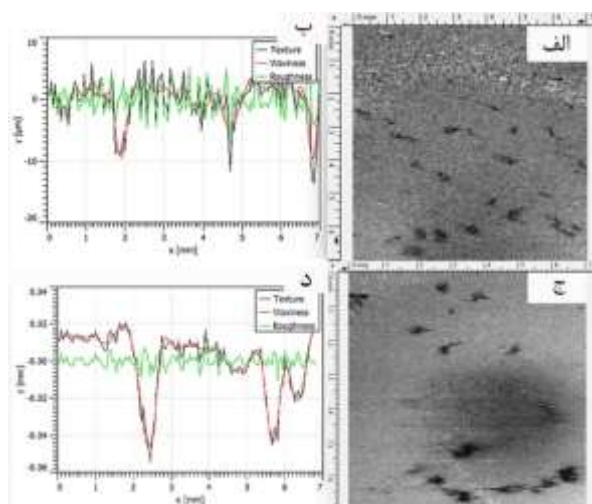
رفتار فرسایشی ایجاد شده برای نمونه های بالک در کار حاضر معکوس رفتار نمونه های فومی می باشد به گونه ای که هرچه اندازه ذرات ساینده بزرگ تر شده است، میزان کاهش وزن و نیز نرخ سایش در نمونه های بالک، افزایش یافته است (شکل های ۸ و ۹). کشاورزبان و همکارانش [۲] در کار مطالعاتی خود بر روی سطوح مسطح نشان دادند که مقدار کار و انرژی مورد نیاز برای برداشتن یا کندن مواد از سطح یک فلز با مقدار انرژی جنبشی منتقل شده به فلز توسط ذرات ساینده، نسبت مستقیم دارد و ذرات بزرگ تر به دلیل انرژی ضربه ای بیشتری که دارند آسیب های سطحی شدیدتری در سطح مواد بالک ایجاد می کنند؛ اما برای نمونه های فومی دیده می شود که به خاطر ماهیت خاص ماده زمینه (ساختار متخلخل)، ذرات کوچک تر به دلیل برخوردهای بیشتری که با دیواره های فومی دارند، انرژی بیشتری نسبت به ذرات بزرگ تر به نمونه وارد می کنند و بنابراین اثر اندازه ذرات بر میزان فرسایش به وجود آمده، متفاوت با نمونه های بالک خواهد بود.

با توجه در شکل های (۸) و (۹) دیده می شود که در یک محدوده اندازه ذرات ساینده مشخص، با کاهش اندازه سلول ها

از آنجا که اندازه ذرات ساینده در هر دو حالت (هم ذرات با اندازه ۱۸۰-۲۲۰ میکرون و هم ذرات با اندازه ۲۸۰-۳۲۰ میکرون) بیشتر از اندازه کمینه حفرات می باشد، لذا احتمال به دام افتادن ذرات ساینده در هر سه نمونه فومی وجود دارد؛ اما هرچه اندازه ذرات ساینده بزرگ تر است (محدوده ۲۸۰-۳۲۰ میکرون) و اندازه حفرات کوچک تر است (نمونه ۱۰ ppi)، شدت به دام افتادن ذرات در نمونه بیشتر و میزان برخورد آن ها با دیواره سلول ها کمتر خواهد بود، در نتیجه نرخ سایش در نمونه های فومی با افزایش اندازه ذرات ساینده کمتر خواهد بود (شکل ۹).

میسرا و فینی^{۲۳} [۲۳] مشاهده کردند که اثر اندازه ذرات بر فرسایش با خواص سطح هدف تغییر می کند. برخی ذرات ساینده هنگام برخورد با سطح فوم، تمایل دارند منحرف شوند و در لایه های بعدی فوم نفوذ نخواهند کرد. نگوین و همکارانش^{۲۴} [۴] نیز نشان دادند که با افزایش اندازه ذرات ساینده اثر برهمکنش آن ها بر یکدیگر بیشتر می شود که باعث کاهش سرعت برخورد ذرات خواهد شد؛ اما ذرات کوچک تر، راحت تر می توانند وارد سلول های فومی شوند و چون جت گازی به طور پیوسته در حال وارد نمودن نیرو می باشد، برخوردهای احتمالی و انتقال انرژی ذرات با سایز کوچک تر به سلول های متفاوت و متعدد موجود در یک نمونه فومی افزایش خواهد یافت که منجر به افزایش نرخ سایش و کاهش هرچه بیشتر جرم در نمونه های فومی تحت فرسایش با ذرات کوچک تر، خواهد شد (شکل ۸). به علاوه نتایج آنالیز انجام

فقط کمی از مسیر اصلی منحرف خواهند شد و به ناحیه متمرکزی در مسیر محور نازل ضربه خواهند زد که باعث افزایش میزان فرسایش در آن بخش می‌شوند. بررسی میزان زبری سطوح در نمونه‌های بالک نشان می‌دهد که میانگین زبری برای نمونه‌های بالک تحت فرسایش با ذرات ۲۸۰-۳۲۰ میکرون برابر با ۲/۴۴ میکرون و برای نمونه‌های تحت فرسایش با ذرات ۱۸۰-۲۲۰ میکرون، برابر با ۱/۸۳ میکرون است. به این معنی که با بزرگ‌تر شدن اندازه ذرات ساینده و بیشتر شدن نرخ سایش، میزان زبری سطحی در نمونه‌های بالک افزایش یافته است. اردوگان و همکارانش^{۲۶} [۲۵] در بررسی رفتار سایشی نمونه‌های آلومینیومی نشان داد که زبری سطح نمونه‌ها به طور چشمگیری تحت تأثیر برخورد ذرات ساینده تغییر خواهد کرد. طبق مطالعات آن‌ها بر روی مواد بالک، ذرات ساینده بزرگ (۶۰ مش) در مقایسه با ذرات کوچک (۱۲۰ مش) میانگین زبری بالاتری را سبب می‌شوند.



شکل (۱۱): نتایج حاصل آزمون پروفایلمتری نمونه بالک: الف و ب)

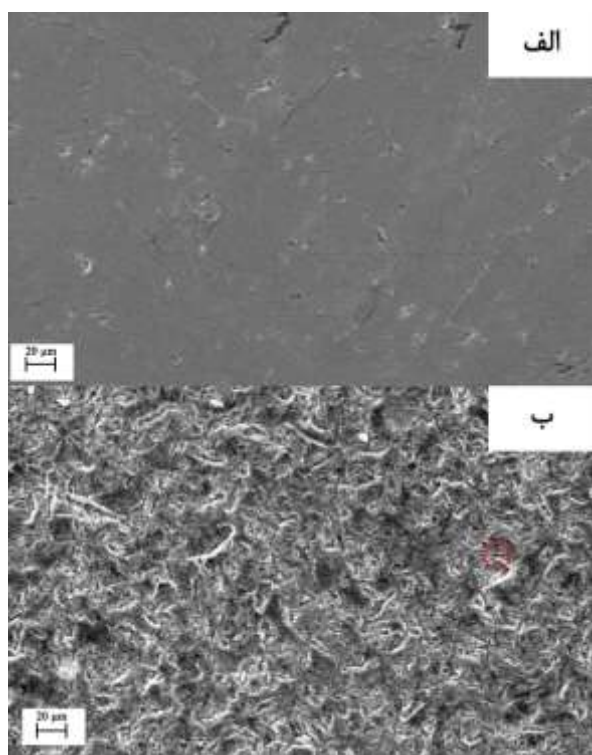
تصویر دو بعدی به همراه نمودار زبری سطحی تحت سایش با ذرات ساینده ۱۸۰-۲۲۰ میکرون، ج و د) تصویر دو بعدی به همراه نمودار زبری سطحی تحت سایش با ذرات ساینده ۲۸۰-۳۲۰ میکرون.

همان‌طور که در بررسی‌های زبری سطحی برای نمونه‌های فومی مشاهده می‌شود، میانگین زبری سطح در نمونه‌هایی که با ذرات

از نمونه ۵ ppi به نمونه ۱۰ ppi، میزان کاهش جرم و نرخ سایش افزایش یافته است. ایتان و نواک^{۲۵} [۲۴] نشان دادند هرچه سطح مؤثر نمونه‌های متخلخل بیشتر باشد، نرخ سایش در آن نمونه بیشتر خواهد بود. با توجه به مقادیر به دست آمده از نسبت سطح به حجم در جدول (۲)، این عدد برای نمونه ۱۰، ۳/۷۶ برابر نمونه ۵ و ۲/۵ برابر نمونه ۷ می‌باشد. بیشتر بودن نسبت سطح به حجم در نمونه ۱۰ در مقایسه با سایر نمونه‌ها، شرایط را برای برخوردهای بیشتر ذرات ساینده فراهم خواهد کرد که منجر به افزایش نرخ فرسایش در مقایسه با سایر نمونه‌ها خواهد شد.

بسیاری از محققان از میانگین اندازه ذرات ساینده برای محاسبه نرخ فرسایش استفاده کردند. مطالعات آنها رابطه $\text{erosion rate} = n(\text{particle size})^n$ با n در محدوده ۰/۳ تا ۰/۲ را نشان می‌دهند. این محدوده وسیع از مقدار n به عوامل متعددی بستگی دارد همچون: اندازه ذرات ساینده، تعداد ذرات برخوردکننده به سطح در واحد زمان، انرژی جنبشی ذرات (جرم و سرعت آن‌ها)، زاویه برخورد ذرات و تداخل بین ذرات برگشتی و ذرات برخوردکننده به سطح (۴). از این رو الگوی فرسایش تحت تأثیر چندین پارامتر خواهد بود و نمی‌توان برای مواد و نمونه‌های مختلف، مکانیسم فرسایش یکسانی به دست آورد لذا برای بررسی الگوی فرسایش و میزان زبری سطوح، یک نمونه بالک (شکل ۱۱) و یک نمونه متخلخل (شکل ۱۲) با استفاده از آزمون پروفایلمتری مورد بررسی قرار گرفتند. همان‌طور که از مقایسه تصاویر دو بعدی برای نمونه بالک دیده می‌شود، در اندازه ذرات ساینده ۲۸۰-۳۲۰ میکرون، علاوه بر نقاط انفرادی ساییده شده در سطح، یک منطقه از سطح به طور مشخص تحت فرسایش قرار گرفته است که ناشی از برخورد بیشتر ذرات با سطح در آن منطقه می‌باشد. این نتایج با مشاهدات نگوین و همکارانش [۴] در تطابق است که نشان دادند ذرات کوچک‌تر نسبت نیروی اینرسی و نیروی کشش کمتری در مقایسه با ذرات بزرگ‌تر دارند، لذا احتمال منحرف شدن آن‌ها از محور اصلی نازل به سمت بیرون بیشتر است و لذا به ناحیه بزرگ‌تری از سطح نمونه برخورد می‌کنند، درحالی‌که ذرات ساینده بزرگ‌تر

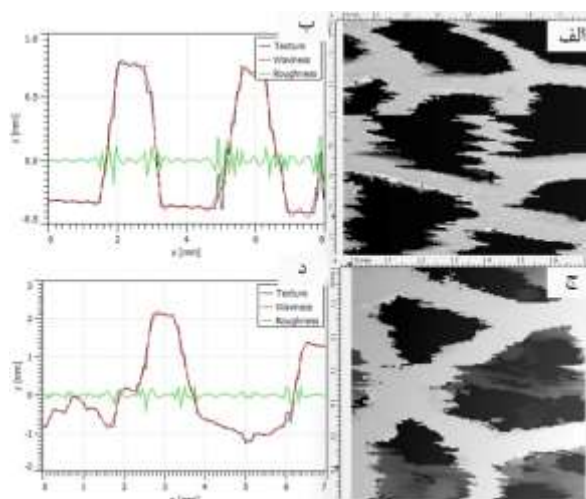
(سطح و دیواره‌های سلولی)، بررسی‌های میکروسکوپی الکترونی روبشی برای آن‌ها انجام گرفت. تحقیقات انجام شده بر روی پدیده فرسایش نشان می‌دهد که در زوایای ضربه و اندازه ذرات ساینده بزرگ‌تر، انرژی کرنش الاستیک به اندازه کافی بالا است و از انرژی کرنش مواد هدف فراتر می‌رود که باعث ایجاد تغییر شکل پلاستیک در سطح نمونه‌های تحت آزمون می‌شود [۲۶].



شکل (۱۳): تصاویر SEM سطح نمونه بالک: الف) قبل آزمون فرسایش، ب) پس آزمون فرسایش.

تصاویر SEM به دست آمده از سطح نمونه‌ها در تحقیق حاضر، تغییر شکل پلاستیک را در سطح نمونه‌های بالک (شکل ۱۳) و متخلخل (شکل ۱۴)، پس آزمون فرسایش نشان می‌دهد. مطالعات نشان می‌دهد زمانی که ذرات ساینده به هدف برخورد می‌کنند، نیروی ضربه را می‌توان به دو جزء تقسیم کرد: یکی موازی با سطح ماده (F_p) و دیگری عمود بر سطح ماده (F_v). با تغییر زاویه برخورد ذرات به سمت 90° ، اثرات F_p کمتر شده و

۲۸۰-۳۲۰ میکرون تحت فرسایش بوده‌اند (۴/۱۹ میکرون)، بیشتر از نمونه‌ای است که با ذرات ۱۸۰-۲۲۰ میکرون فرسایش یافته است (۲/۳۷ میکرون). تغییرات زبری سطح در نمونه‌های فومی و نمونه‌های بالک از روند یکسانی تبعیت می‌کنند به این معنا که در هر دو حالت (بالک و متخلخل) با افزایش اندازه ذرات ساینده، زبری سطحی افزایش یافته است؛ اما نتایج به دست آمده از میزان نرخ سایش (شکل ۹) برای نمونه‌های فومی معکوس نتایج زبری سنجی به دست آمده برای همان نمونه در شکل (۱۲) می‌باشد.



شکل (۱۲): نتایج به دست آمده آزمون پروفیلومتری نمونه متخلخل ۷ ppi الف و ب) تصویر دو بعدی به همراه نمودار زبری سنجی سطح تحت سایش با ذرات ساینده ۱۸۰-۲۲۰ میکرون، ج و د) تصویر دو بعدی به همراه نمودار زبری سنجی سطح تحت سایش با ذرات ساینده ۲۸۰-۳۲۰ میکرون.

مقایسه نتایج حاصل آزمون زبری سنجی با نمودارهای نرخ فرسایش (شکل ۹) برای نمونه‌های فومی، نشان‌دهنده اثر چشم‌گیر ساختار متخلخل در تغییر رفتار فرسایش می‌باشد. آزمون پروفیلومتری، تنها قادر به بررسی زبری سطحی در نمونه‌ها می‌باشد و نمی‌تواند اثرات فرسایشی ایجاد شده در لایه‌های زیرین را نشان دهند. از این رو روند مشابهی از نظر زبری سطحی، در نمونه‌های متخلخل با نمونه‌های بالک مشاهده می‌شود. به منظور بررسی اثرات ذرات ساینده بر کل حجم نمونه

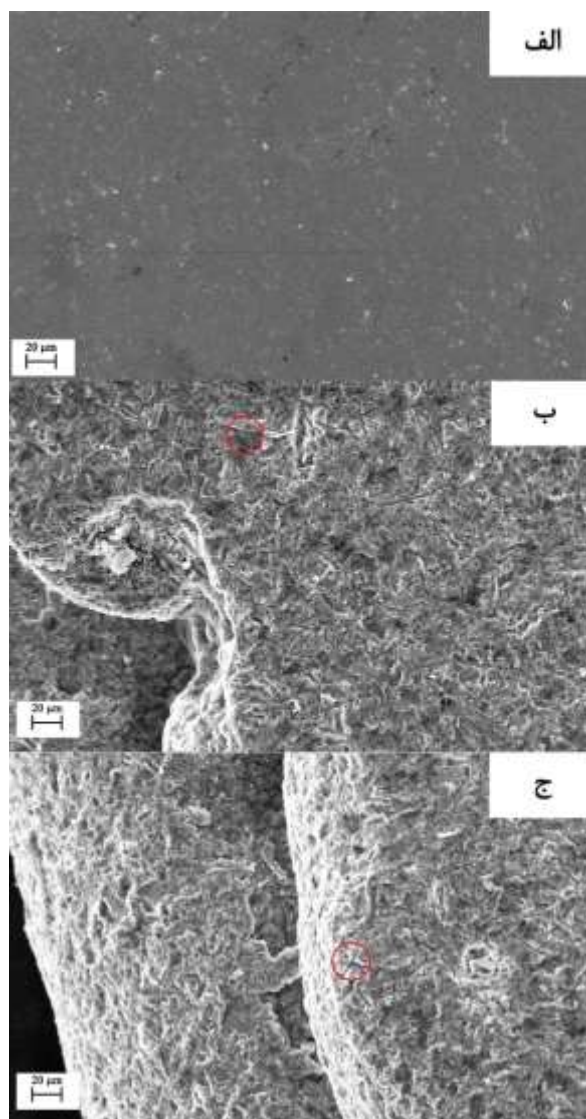
اثرات F_v که منجر به مکانیسم فرورفتگی^{۲۷} سطح می‌شود، افزایش می‌یابد [۲۷].

زاویه برخورد ذرات ساینده با سطح در نمونه‌های بالک 90° می‌باشد، اما اثرات مکانیسم ریزبرش^{۲۸} نیز به صورت محدودی در سطح نمونه‌های بالک مشاهده می‌شود (دایره قرمز در شکل ۱۳). در زاویه برخورد 90° ، در حالت ایده آل هیچ جزء افقی از نیروی ناشی از برخورد ذرات ساینده با سطح نباید وجود داشته باشد، بنابراین پیش‌بینی می‌شود ریزبرش‌های ایجاد شده یا ناشی از حرکت پراکنده برخی از ذرات ساینده و یا ناشی از برخورد ذرات برگشتی از سطح با ذرات ورودی می‌باشد که باعث انحراف آن‌ها از محور اصلی نازل و در نتیجه برخورد با سطح در زوایای کمتر از 90° بشود [۴، ۲۶].

تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی به دست آمده از نمونه‌های متخلخل نشان می‌دهد اثرات ضربه ناشی از برخورد ذرات ساینده علاوه بر سطح نمونه‌ها، در دیواره‌های سلولی نیز وجود دارد (شکل ۱۴ د)، همچنین در شکل (۱۴) دیده می‌شود که اثرات ریز برش در نمونه‌های متخلخل، چه در سطح و چه در دیواره‌های سلولی بسیار بیشتر از نمونه بالک می‌باشد (ریزبرش‌ها با دایره قرمز نشان داده شده‌اند). به دلیل هندسه نامنظمی که ساختارهای ورونوئی در نمونه‌های فومی مورد بررسی در کار حاضر دارند، دیواره‌های سلولی در زوایای مختلفی در حجم نمونه‌های متخلخل قرار گرفته‌اند که باعث می‌شود ذرات ساینده با زوایای مختلفی (بین 0° تا 90°) با دیواره‌های سلولی برخورد کنند و چون با کمتر شدن زاویه برخورد ذرات ساینده با سطح، میزان فرسایش افزایش می‌یابد؛ لذا میزان کاهش جرم (شکل ۸) و نیز نرخ سایش (شکل ۹) در نمونه‌های متخلخل بیشتر از نمونه‌های بالک خواهد بود که این اثر با افزایش تعداد سلول‌ها و نسبت سطح به حجم در نمونه‌های متخلخل، شدت می‌گیرد.

۴- نتیجه گیری

در تحقیق حاضر، فوم‌های سلول باز ورونوئی توسط افزونه گرس‌هاپر در نرم‌افزار راینو و در سه اندازه سلول مختلف ۴/۳



شکل (۱۴). تصاویر SEM نمونه متخلخل: (الف) سطح نمونه قبل آزمون فرسایش، (ب) سطح نمونه بعد آزمون فرسایش، (ج) دیواره سلول پس آزمون فرسایش.

با توجه به تصاویر SEM به دست آمده از سطح نمونه‌های بالک و متخلخل در کار حاضر، می‌توان ادعا کرد که بیشترین مکانیسم فرسایشی مشاهده شده در نمونه‌های تحت آزمون از نوع فرورفتگی می‌باشد که ناشی از نیروهای عمودی وارد شده به سطح در اثر برخورد ذرات ساینده است. به علاوه، با این که

می یابد که ناشی از فرسایش سطح در اثر مکانیسم فرورفتگی و مقدار کمی ریزبرش می باشد.

- در نمونه های متخلخل با افزایش اندازه ذرات ساینده میانگین زبری سطح از ۲/۳۷ میکرون به ۴/۱۹ میکرون افزایش می یابد که ناشی از فرسایش در اثر مکانیسم های فرورفتگی و ریزبرش می باشد.

۵- منابع

[1] R. Tarodiya & A. Levy, "Surface erosion due to particle-surface interactions-A review", Powder Technology, vol. 387, pp. 527-559, 2021

[۲] ح. کشاورزبان، م. جباری و م. سهیلی، "تأثیر پارامترهای دینامیکی و ناخالصی سیال در سایش پروانه های کمپرسورهای گریز از مرکز انتقال گاز با روش های تجربی و تحلیلی"، مهندسی مکانیک مدرس، دوره ۱۹، شماره ۱۱، صفحه ۲۶۴۵-۲۶۵۱، ۱۳۹۸.

[3] K. Alagarraja, B. Vijaya Ramnath, A. Rajendra Prasad, E. Naveen & N. Ramanan, "Wear behaviour of foam and fiber based sandwich composite-A review", Materials Today: Proceedings, Vol. 46, no. 9, pp. 3919-3923, 2021.

[4] V. B. Nguyen, Q. B. Nguyen, Y. W. Zhang, C. Y. H. Lim & B. C. Khoo, "Effect of particle size on erosion characteristics", Wear, vol. 348-349, pp. 126-137, 2016.

[5] P. G. Ranjith, Y. Liu, J. Wei & X. Liu, "Effect of abrasive mass flow on the abrasive acceleration and erosion rates of abrasive gas jets", Rock Mechanics and Rock Engineering, vol. 52, no. 9, pp. 3085-3102, 2019.

[6] M. Patel, A. Kumar, B. Pardhi & M. Pal, "Abrasive, erosive and corrosive wear in slurry pumps-A review", International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), vol. 7, no. 3, pp. 2188-2195, 2020.

[۷] م. محمدی سراسیا، ح. عجم و ا. مولودی، "بررسی تأثیر قرار دادن محیط متخلخل بر عملکرد رگلاتورهای تقلیل فشار گاز با رویکرد کاهش نوفه جریان"، مهندسی مکانیک مدرس، دوره ۲۱، شماره ۷، صفحه ۴۲۹-۴۳۹، ۱۴۰۰.

میلی متر (نمونه ۵ ppi)، ۳/۵ میلی متر (نمونه ۷ ppi) و ۲/۶ میلی متر (نمونه ۱۰ ppi) طراحی شدند. سپس فوم های پلیمری با تکنیک ساخت افزودنی با استفاده از چاپگر سه بعدی و فوم های فلزی توسط روش ریخته گری دقیق با استفاده از آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ ساخته شدند. با توجه به کاربرد فوم های سلول باز به عنوان کاهش دهنده صدا در خطوط تقلیل فشار گاز و همچنین با در نظر داشتن اینکه تخریب ناشی از فرسایش با ذرات ساینده، یکی از عوامل اصلی تخریب قطعات به کاررفته در مسیر جریان گاز می باشد، آزمون های فرسایشی در دو محدوده اندازه ذره ساینده مختلف ۱۸۰-۲۲۰ میکرون و ۲۸۰-۳۲۰ میکرون بر روی نمونه های متخلخل و نمونه های بالک انجام گرفت و نتایج زیر به دست آمد:

- در اثر انجام عملیات حرارتی T6 فازهای یوتکتیک مرز دانه ای تبدیل به فازهای جدا از هم شده و فازهای کرووی α' با ترکیب Mg-Zn در زمینه تشکیل می شوند که باعث افزایش سختی نمونه ها از ۱۴۵ Hv به ۲۲۳/۷ Hv می شود.

- با افزایش اندازه ذرات ساینده از ۱۸۰-۲۲۰ میکرون به ۲۸۰-۳۲۰ میکرون، شدت فرسایش در نمونه های فومی کاهش و در نمونه بالک، افزایش می یابد.

- به دلیل بزرگ تر بودن اندازه ذرات ساینده نسبت به مقدار کمینه اندازه حفرات در نمونه های متخلخل (۱۴۰ میکرون در نمونه ۵ ppi، ۹۳ میکرون در نمونه ۷ ppi و ۷۴ میکرون در نمونه ۱۰ ppi)، هرچه اندازه ذرات ساینده بزرگ تر می شود احتمال به دام افتادن آن ها در سلول ها بیشتر بوده و در نتیجه نرخ فرسایش کمتر است.

- با افزایش نسبت سطح به حجم در نمونه های متخلخل (نمونه ۱۰ ppi < نمونه ۷ ppi < نمونه ۵ ppi)، به دلیل برخورد های بیشتر ذرات ساینده با سطح و لذا انتقال بیشتر انرژی، نرخ فرسایش و نیز میزان کاهش جرم افزایش می یابد.

- با افزایش اندازه ذرات ساینده میانگین زبری سطح در نمونه های متخلخل از ۱/۸۳ میکرون به ۲/۴۴ میکرون افزایش

- [۱۷] م. قبادی و م. ا. آریانا، "بررسی پدیده سایش در خطوط لوله گاز توسط قطرات سیال و ذرات شن"، در اولین همایش بین‌المللی افق‌های نوین در علوم پایه و فنی و مهندسی. ۱۳۹۵.
- [18] T. S. Khan & M. S. "Al-Shehhi, Review of black powder in gas pipelines—An industrial perspective", *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, vol. 25, pp. 66-76, 2015.
- [19] A. International, "ASTM G76-04: Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets", ASTM International, 2004.
- [20] Chowdhury, M.A., et al., "Experimental analysis of aluminum alloy under solid particle erosion process", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, vol. 230, on, 12, pp. 1516-1541, 2016.
- [21] A. C. Kak & M. Slaney, "Principles of computerized tomographic imaging", *Classics in Applied Mathematics*, 2001.
- [22] K. Tong, Y. Kong, L. Yang & X. Du, "Boost of photodegradation performances by adoption of semi-transparent open cell foam substrates via numerical simulation", *Chemical Engineering Journal*, vol. 427, pp. 130920, 2022.
- [23] A. Misra & I. Finnie, "On the size effect in abrasive and erosive wear", *Wear*, vol. 65, no. 3, pp. 359-373, 1981.
- [24] H. Eaton & R. Novak, "Particulate erosion of plasma-sprayed porous ceramic", *Surface and Coatings Technology*, vol. 30, no. 1, pp. 41-50, 1987.
- [25] A. A. Erdoğan, E. Feyzullahoğlu, S. Fidan & T. Sinmazcelik, "Investigation of erosive wear behaviors of AA6082-T6 aluminum alloy", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, vol. 234, no. 3, pp. 520-530, 2020.
- [26] P. C. Okonkwo, M. H. Sliem, M. H. Sk, R. Abdul Shakoor, M. A. Mohamed, A. M. Abdullah & R. Kahraman, "Erosion behavior of API X120 Steel: Effect of particle speed and impact angle", *Coatings*, vol. 8, no. 10, pp. 343, 2018.
- [8] C. Xu & Y. Mao, "Passive control of centrifugal fan noise by employing open-cell metal foam", *Applied Acoustics*, vol. 103, pp. 10-19, 2016.
- [9] L. P. Lefebvre, J. Banhart & D. C. Dunand, "Porous metals and metallic foams: current status and recent developments", *Advanced Engineering Materials*, vol. 10, no. 9, pp. 775-787, 2008.
- [10] D. Chen, S. Kitipornchai & J. Yang, "Dynamic response and energy absorption of functionally graded porous structures", *Materials & Design*, vol. 140, pp. 473-487, 2018.
- [11] S. E. Al-Lubani & A. I. Ateyat. "Double aging of heat-treated aluminum alloy of (7075) and (6061) to increase the hardness number", In *Advanced Problems in Mechanics: Proceedings of the XLVII International Summer School-Conference "Advanced Problems in Mechanics"*, June 24-29, 2019, St. Petersburg, Russia. 2020. Springer.
- [12] N. Mahathaninwong, T. Plookphol, J. Wannasin & S. Wisutmethangoon, "T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 532, pp. 91-99, 2012.
- [13] S. Pour-Ali & M. Etminanfar, "Metallurgical failure analysis of an axial gas flow valve: the erosion of valve cage closures", *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 21, no. 4, pp. 1154-1163, 2021.
- [14] D. Han & T. Shen, "Research on Anti-erosion Performance and Application of Metal Foam", *Academic Journal of Materials & Chemistry*, vol. 4, no. 1, doi: 10.25236/AJMC.2023.040101. 2023.
- [15] Y. I. Oka, K. Okamura & T. Yoshida, "Practical estimation of erosion damage caused by solid particle impact: Part 1: Effects of impact parameters on a predictive equation", *Wear*, vol. 259, no. 1-6, pp. 95-101, 2005.
- [16] X. I. Zou, Y. Hong & X. H. Chen, "Evolution of second phases and mechanical properties of 7075 Al alloy processed by solution heat treatment", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 27, no. 10, pp. 2146-2155, 2017.

- [11] Oka et al
- [12] Black Powder
- [13] Voxel
- [14] Basic Programming for Computable Functions
- [15] Filtered Back Projection
- [16] Algebraic Reconstruction Technique
- [17] Maximum Likelihood Expectation Maximization
- [18] Simultaneous Iterative Reconstruction Technique
- [19] Feldkamp-Davis-Kress
- [20] Strut
- [21] Pores
- [22] Window
- [23] Misra & Finnie
- [24] Nguyen et al
- [25] Eaton & Novak
- [26] Erdoğan et al
- [27] Indenting
- [28] Microcutting

- [27] A. Harsha, U. Tewari & B. Venkatraman, "Solid particle erosion behaviour of various polyaryletherketone composites", Wear, vol. 254, no. 7-8, pp. 693-712, 2003.

۶- پی نوشت

- [1] Erosion
- [2] Xu & Mao
- [3] Chen et al
- [4] Rhino
- [5] Grasshopper Plugin
- [6] Zbrush
- [7] Mesh Mixer
- [8] Simplify 3D
- [۹] فایل ورودی دستگاه‌های چاپگر سه بعدی از نوع G-code است.
- [10] Lost Wax Casting

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

بررسی عددی و تجربی مقاومت خمشی پیچ تیتانیوم Ti6Al4V در استخوان فمور

مقاله پژوهشی

علی فتی^{۱*}، پیمان مشهدی کشتیبان^۲

۱- استادیار، گروه مهندسی مکانیک، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه هرمزگان، بندرعباس.

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی ارومیه، ارومیه.

* fata@hormozgan.ac.ir

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۱۴۰۳/۰۵/۲۶	پیچ‌های ارتوپدی که جهت اتصال ایمپلنت‌های ارتوپدی استفاده می‌شوند، همیشه نقش مهمی در افزایش استحکام و مقاومت در برابر شکست استخوان دارند. بدون پیچ، استفاده از بسیاری وسایل ثابت‌کننده مانند صفحات استخوانی، ناخن‌های داخل مدولاری و حتی برخی از پروتزهای رایج کمتر مؤثر و یا حتی غیرممکن خواهد بود. هنگام کاربرد و بعد از بستن ایمپلنت‌ها، پیچ‌های تحت فشار، تحت انواع بارهای خمشی، کششی یا فشاری قرار می‌گیرند و نتجتاً در جهت بارهای وارده باید تغییر فرم الاستیک در محدوده مجاز داشته باشند. جهت بررسی دقیق عملکرد پیچ، در این کار مقاومت خمشی پیچ ارتوپدی تیتانیوم به روش اجزای محدود بررسی شد و نتایج به‌دست آمده با آزمایش‌های تجربی مقایسه و تأیید شد. رفتار پیچ در آزمایش خمش از نظر تنش، نیرو و جابجایی مورد بحث قرار گرفت. مقایسه نتایج ماکزیم نیرو نشان‌دهنده تفاوت ۱۶ درصدی بین شبیه‌سازی و کار عملی در بارگذاری خمشی است. از آنجایی که لنگر خمشی نیروهای بیشتری را به نواحی بیرونی وارد می‌کند، این نتیجه حاصل شد که سطح استخوان حداکثر تنش را در نازک‌ترین قسمت رزوه داخلی نشان می‌دهد. به دلیل ناپوستگی اتصال رزوه پیچ با استخوان، در ناحیه بسته شده پایین، مقدار تنش بالایی در نوک پیچ رخ می‌دهد. مشابه قسمت رزوه دار بالایی، حداکثر مقادیر تنش برای استخوان نیز در بخش بالا قرار می‌گیرد.

Numerical and Experimental Investigation of Bending Strength of Ti6Al4V Titanium Screw in Femur Bone

Ali Fata^{1*}, Peyman Mashhadi Keshtiban²

1- Assistant Professor, Department of Mechanical Engineering, University of Hormozgan, Bandar Abbas, Iran.

2- Associate Professor, Department of Mechanical Engineering, University of Urmia, Urmia, Iran.

* fata@hormozgan.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi:

Keywords:

Finite Element

Bending Test

Femur Bone.

Abstract

Orthopedic screws, which are used to connect orthopedic implants, always play an important role in increasing strength and resistance to bone fracture. Without screws, the use of many fixation devices such as bone plates, intramedullary nails and even some common prostheses will be less effective or even impossible. During application and after closing the implants, screws under pressure are subjected to various bending, tensile or compressive loads, and as a result, they must have an elastic deformation within the permissible range in the direction of the applied loads. In order to accurately check the performance of the screw, in this work, the bending strength of the titanium orthopedic screw was investigated using the finite element method, and the results obtained were compared and confirmed with experimental tests. The behavior of the bolt in the bending test was discussed in terms of stress, force and displacement. Comparing the maximum force results shows a 16% difference between simulation and practical work in bending loading. Since the bending moment exerts more forces on the outer regions, it was concluded that the bone surface shows the maximum stress in the thinnest part of the inner thread. Due to the discontinuity of the connection of the screw thread with the bone, in the lower closed area, a high amount of stress occurs at the tip of the screw. Similar to the upper threaded part, the maximum stress values for the bone are also located in the upper part.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Ali Fata, Peyman Mashhadi Keshtiban, Numerical and Experimental Investigation of Bending Strength of Ti6Al4V Titanium Screw in Femur Bone, New Process in Material Engineering, 2025, 19(2), 15-23.

۱- مقدمه

پیچ‌ها و پلاک‌های ارتوپدی که برای استحکام‌بخشی و افزایش مقاومت استخوان در برابر شکست استفاده می‌شوند، همیشه نقش مهمی در اتصال مناسب و ایمن ایمپلنت‌های ارتوپدی به استخوان دارند. به‌منظور بهینه‌سازی طراحی پیچ‌ها که اثرات مخرب را کاهش می‌دهد و همچنین کارایی ایمپلنت را بهبود می‌بخشد، مهندسان اغلب از شبیه‌سازی‌های عددی همراه با الگوریتم‌های بهینه‌سازی استفاده می‌کنند؛ بنابراین یکی از اهداف اصلی قطعات ایمپلنت فلزی [۱] یا پلیمری [۲]، تقویت حداکثری استخوان و همچنین ترمیم مؤثر شکستگی است. اگرچه مطالعات تجربی می‌تواند کمک زیادی به بهبود نتایج اتصال پیچی کند اما پارامترهای زیادی وجود دارد که یافتن آنها بدون استفاده از شبیه‌سازی اجزای محدود دشوار است. محققان تحقیقات زیادی برای شبیه‌سازی شرایط استخوانی، پلاک‌های ارتوپدی و پیچ‌ها انجام داده‌اند. کیم و همکاران^۱ [۳]، از روش تاگوجی و المان محدود برای بهینه‌سازی هندسه پیچ و پلاک استفاده کردند. آنها به این نتیجه رسیدند که پلاک‌ها و پیچ‌های پیشنهادی می‌توانند اطلاعات خوبی برای استفاده از کوچک‌ترین اندازه‌ها در کاربردهای بالینی ارائه دهند. در مطالعه دیگری، هو و همکاران^۲ [۴]، از روش اجزای محدود و آزمایش‌های تجربی برای به دست آوردن قدرت حفظ استخوان توسط پیچ استفاده کردند. آنها به این نتیجه رسیدند که حفظ استحکام استخوان توسط پیچ‌های ارتوپدی را می‌توان با تجزیه و تحلیل اجزای محدود محاسبه کرد درحالی‌که اثر همه عوامل هندسی، حتی برای پیچ‌های رزوه دار نامشخص، می‌تواند با شبیه‌سازی محاسبه شود. چائو و همکاران^۳ [۵]، از آزمایش مکانیکی و شبیه‌سازی اجزای محدود برای افزایش مقاومت خمشی پیچ تیتانیوم استفاده کرد. نتیجه‌گیری شد که المان محدود می‌تواند به‌عنوان ابزاری قابل‌اعتماد برای به دست آوردن استحکام پیچ‌ها استفاده شود و از نظر زمان و هزینه کارآمد است. همچنین نتیجه‌گیری شد که با افزایش شعاع رزوه، استحکام خستگی پیچ تیتانیوم در مقایسه با پیچ‌های

فولادی افزایش می‌یابد. همچنین در تحقیق دیگری، هاس و همکاران^۴ [۶]، از شبیه‌سازی اجزای محدود برای به دست آوردن پروفیل‌های تنش و کرنش در پیچ‌های ارتوپدی استفاده کردند. وو و همکاران^۵ [۷]، از روش اجزای محدود برای ارزیابی اثر روان کننده بر قابلیت اطمینان پیچ ایمپلنت دندان استفاده کردند. نتیجه نشان می‌دهد که پیچ روغن کاری شده با گشتاور کمتر بسته می‌شود ولی باعث شل شدن اتصال می‌شود؛ بنابراین کاربرد روان کننده در این نوع اتصالات مناسب نیست. کشتیبان و همکاران [۱] به بررسی استحکام کششی پیچ تیتانیوم در استخوان فمور با استفاده از المان محدود و آزمون‌های تجربی پرداختند. نتایج ماکزیم نیرو نشان‌دهنده تفاوت ۱۴ درصدی بین کارهای شبیه‌سازی و آزمایشی در بارگذاری نوع کششی است. علاوه بر این، این نتیجه حاصل شد که روند منحنی‌های نیرو در هر دو آزمون تجربی و شبیه‌سازی عددی شباهت بالایی را نشان می‌دهد و المان محدود فرآیند را با دقت قابل قبولی پیش‌بینی می‌کند. علاوه بر این، نتیجه‌گیری شد که مقادیر تنش در هنگام حرکت به سمت سطح بالایی استخوان بالاتر است. مطالعه‌ای توسط کتاتا و همکاران^۶ [۸] روی پیچ‌های ارتوپدی کورتیکال دوطرفه به صورت تجربی و عددی انجام شد. تجزیه و تحلیل المان محدود سه بعدی بر روی آزمون‌های خروجی انجام شد. نشان داده شد که پیچ‌های خودکار استخوانی، اتصال محکم‌تری را تضمین می‌کنند که منجر به قدرت بیرون‌کشی بالاتر می‌شود. با این حال، پیچ‌های غیر خودکار سفتی تثبیت را بهبود می‌بخشد. مائو و همکاران^۷ [۹] پیچ تداخل رباط متقاطع قدامی را با استفاده از روش اجزای محدود طراحی کردند. در این مطالعه از پیچ‌های منیزیمی که از بهبود استخوان پشتیبانی می‌کنند استفاده شد. نتیجه‌گیری شد که شکست کاهش می‌یابد و میزان موفقیت جراحی افزایش خواهد یافت. نایدوبابو و همکاران^۸ [۱۰] از روش اجزای محدود برای به دست آوردن توزیع تنش در یک استخوان شکسته استفاده کردند. سه ماده مختلف ایمپلنت، یعنی منیزیم، فولاد ضد زنگ ۳۱۶L و تیتانیوم مورد مطالعه و مقایسه قرار گرفتند. استنباط شد

(جابه‌جایی کمتر)، عملکرد بهتری در مقاومت به نیروهای برشی و خمشی دارد. در مطالعه دیگری که توسط دینگ و همکاران انجام شد از نوع جدیدی پیچ کانوله‌دار زیست تخریب پذیر آلایژ منیزیم استفاده شد که هدف آن بررسی خواص بیومکانیکی این آلایژ در مقایسه با دو پیچ دیگر کانوله‌دار آلایژ تیتانیوم بود. اثر بیومکانیکی سه نوع پیچ بر شکستگی گردن فمور با استفاده از توزیع و جابه‌جایی تنش فون میسر ارزیابی و مقایسه شد. توزیع تنش در پیچ منیزیمی نزدیک‌تر به تنش نرمال است و در نتیجه عملکرد بیومکانیکی بهتری را نسبت به دو مدل دیگر داشت و انتظار می‌رود عوارض این پیچ بعد از عمل کمتر باشد [۱۶]. با بررسی کارهای گذشته و اینکه خمش پیچ مورد بررسی کامل قرار نگرفته است، در این کار برای بررسی استحکام خمشی پیچ‌های ارتوپدی تیتانیوم از روش اجزای محدود استفاده شد و نتایج با آزمایش‌های تجربی مقایسه شد. با توجه به اینکه استخوان فمور قسمت استخوانی ران انسان است که خواص مشابه استخوان ران گاو دارد، در این مقاله از استخوان فمور گاو و پیچ تیتانیوم Ti6Al4V استفاده شده است. رفتار پیچ در آزمایش خمش از نظر تنش، نیرو و جابه‌جایی به‌طور کامل مورد بحث قرار گرفت.

۲- مواد و روش‌ها

۲-۱- آزمایش‌های تجربی

ابعاد هندسی پیچ کورتیکال مورد استفاده در این مطالعه دارای قطر ۴/۵ میلی‌متر، طول کل ۵۰ میلی‌متر و طول گام ۱/۷۵ میلی‌متر است. شکل پیچ، پروفیل دندانه‌ها و جزئیات آن در شکل (۱) نشان داده شده است. مطابق شکل، زوایای رزوه پیچ در جلو و پشت رزوه به ترتیب ۳۰ درجه و ۱۰ درجه است [۱]. شعاع رزوه در قسمت جلو و عقب به ترتیب ۰/۵۵ میلی‌متر و ۰/۲۰ میلی‌متر است [۱]. ابعاد هندسی رزوه استخوان دقیقاً مطابق با پیچ و بدون لقی است. برای ایجاد رزوه در استخوان، ابتدا سوراخی به قطر ۳ میلی‌متر با مته کاری در قسمت میانی استخوان ایجاد شد. هر دو قسمت بالایی و پایینی استخوان در یک جهت

که ایمپلنت منیزیم اثر تنش برشی حاصل از اختلاف جنس استخوان و پیچ را کاهش می‌دهد و نهایتاً به‌عنوان بهترین ماده ایمپلنت پیشنهاد شد. یان و همکاران^۹ [۱۱] ایمپلنت‌های ارتوپدی پرینت سه بعدی را بررسی کردند. تثبیت شکستگی با آنالیز اجزای محدود ایمپلنت و استخوان مورد ارزیابی قرار گرفت. مزیت روش مزبور در این است که مدول یانگ و سوراخ‌های پیچ استفاده نشده را می‌توان به راحتی با فرآیند چاپ سه بعدی تغییر داد؛ بنابراین تغییرات لازم برای تعیین اثرات مرتبط بر تحکیم شکستگی انجام شد. لی و همکاران^{۱۰} [۱۲] شکستگی گردن را با استفاده از تحلیل المان محدود مورد مطالعه قرار دادند. سه ایمپلنت مختلف تحکیم شکستگی گردن از نظر توزیع تنش، زوایای چرخشی و تنش ماکزیمم مقایسه شدند. تنه و مک کالو^{۱۱} [۱۳] بر روی پروفیل رزوه و تأثیر هندسه پروفیل بر انتقال تنش در استخوان با استفاده از تحلیل اجزای محدود بررسی کردند. نتیجه‌گیری شد که شکل رزوه دوزنقه‌ای پیچ منیزیمی بیشترین تنش را منتقل می‌کند. زین و همکاران^{۱۲} [۱۴] توزیع تنش ایمپلنت‌های ارتوپدی پیچ شده در استخوان ترابکولار که یک بافت بیولوژیکی بسیار متخلخل است را مورد مطالعه قرار دادند. نتایج تجزیه و تحلیل اجزای محدود نشان داد که سر پیچ به‌عنوان تخلخل استخوان ترابکولار تسلیم می‌شود. شکستگی استخوان گردن فمور بسیار مهم است و در اغلب موارد در صورت عدم اصلاح، سبب ایجاد دردهای زیاد و مرگ می‌شود. یکی از پرکاربردترین درمان‌ها برای این نوع شکستگی، استفاده از پیچ‌های کانوله‌دار است که با عوارضی همراه است. لی و همکاران^{۱۳} [۱۵] در یک جراحی شکستگی استخوان گردن فمور از پیچ‌های کانوله‌دار برای مهار شکستگی استخوان به سه روش مختلف استفاده کردند. یکی از این روش‌ها استفاده از صفحه مهار جانبی استخوان گردن فمور توسط پیچ بود که این روش با توجه به موقعیت استخوان ران و توزیع تنش، پیک تنش و زوایای چرخشی، پایداری بهتری نسبت به سایر روش‌ها دارد. با استفاده از تحلیل المان محدود مشخص شد که علاوه بر پایداری بهتر در نگهداری استخوان



(ب)



(७)



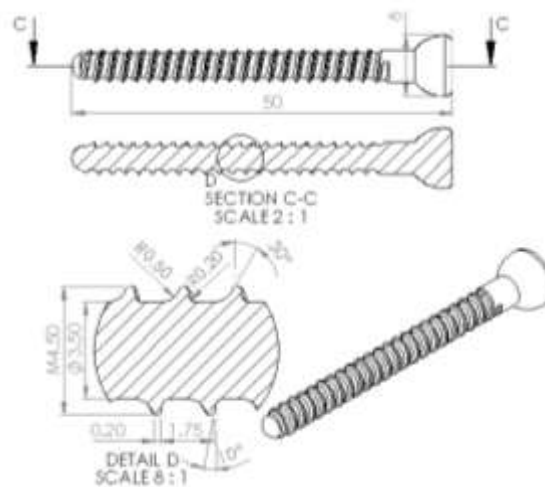
(5)

شکل (۲): الف) برش قطعه استخوانی استوانه‌ای، ب) تراشکاری سطوح استخوان، ج) آزمون خمشی و د) اتصال پیچ و مهره.

٢-٢- خواص مواد و مدل المان محدود

استخوان مورد استفاده در این تحقیق استخوان فمور گاوی است. استخوان فمور گاو از نظر ساختار داخلی و مواد دارای خواص مشابه با استخوان فمور انسان است [۱۵]. لازم به ذکر است که تازگی استخوان باعث می‌شود که خواص مکانیکی و ترموفیزیکی و تراکم بافت استخوان به بافت زنده تحت عمل جراحی نزدیک شود [۱]. پیچ از $Ti6Al4V$ ساخته شده است، مشخصات پیچ تیتانیوم و استخوان فمور در جدول (۱) نشان داده شده است [۱۵]. مدل ضریب اصطکاک بین دندان‌های پیچ و

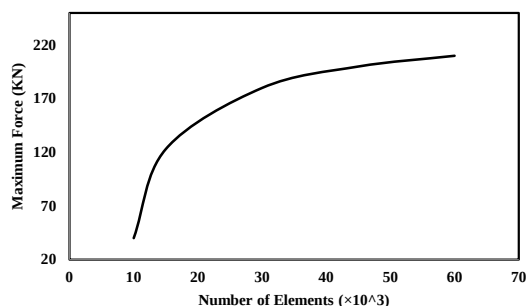
و در یک مرحله سوراخ کاری شدند و سپس پیچ در هر دو بخش بسته شد. همان طور که در شکل (۲-ب) نشان داده شده است، پیچ علاوه بر عبور از بالا، به اندازه ۴ میلی متر به استخوان قسمت پایینی نیز نفوذ می کند. به منظور گیره بندی مناسب در طول آزمایش خمش، فیکسچری مطابق شکل (۲-ج) طراحی و ساخته شد. عرض استخوان ۱۰ میلی متر و موقعیت پیچ در داخل استخوان دقیقاً در وسط استخوان قرار دارد و پیچ ۹۰ درجه با سطح استخوان زاویه دارد.



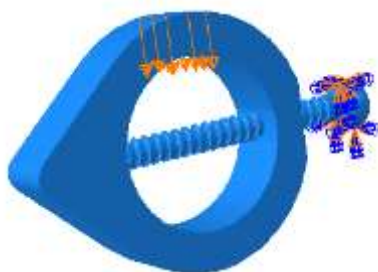
شکل (۱): هندسه، پروفیل رزوه‌ها و جزئیات ابعادی پیچ.



(الف)



شکل (۳): مطالعه استقلال نتایج از تعداد مش.



شکل (۴): شرایط مرزی و جهت اعمال جابجایی.

۳- نتایج و بحث

کانتور تنش برای نواحی مختلف پیچ و استخوان از نتایج المان محدود استخراج شد. حداکثر مقدار تنش پیچ در نقاط دور از محور رخ می‌دهد و تنها نیمی از قسمت استخوان رزوه شده تنش‌های بیشتری را نشان می‌دهد (شکل ۵-الف). علاوه بر این به دلیل درگیری پیچ و استخوان در بالا، ناحیه رزوه شده به‌طور مؤثر مقادیر تنش قسمت‌های پایین‌تر را کاهش می‌دهد (شکل ۵-ب). همان‌طور که در شکل ۵-الف نشان داده شده است، مستطیل قرمز مقادیر تنش پیچ را نشان می‌دهد که به دلیل خمش در یک طرف محور طبیعی توزیع شده است و در قسمت میانی به دلیل وجود تار خنثی تنش‌ها کمتر و به صفر می‌رسند. از آنجایی که لنگر خمشی نیروهای بیشتری را به مناطق بیرونی وارد می‌کند، سطح استخوان حداکثر تنش را نشان می‌دهد که با دایره زرد نشان داده شده است. به دلیل جابه‌جایی بیشتر پیچ، مشخصاً ماکزیمم تنش استخوان در روی سطح آن رخ می‌دهد. ناحیه بست پایینی در شکل ۵-ب نشان داده شده است. به دلیل خالی بودن بخش داخلی استخوان و ناپیوستگی اتصال پیچ و

استخوان کولمب بوده و مقدار آن ۰/۳ در نظر گرفته شد [۱۶]. خواص استخوان و مواد پیچ همگن و همسانگرد در نظر گرفته می‌شود.

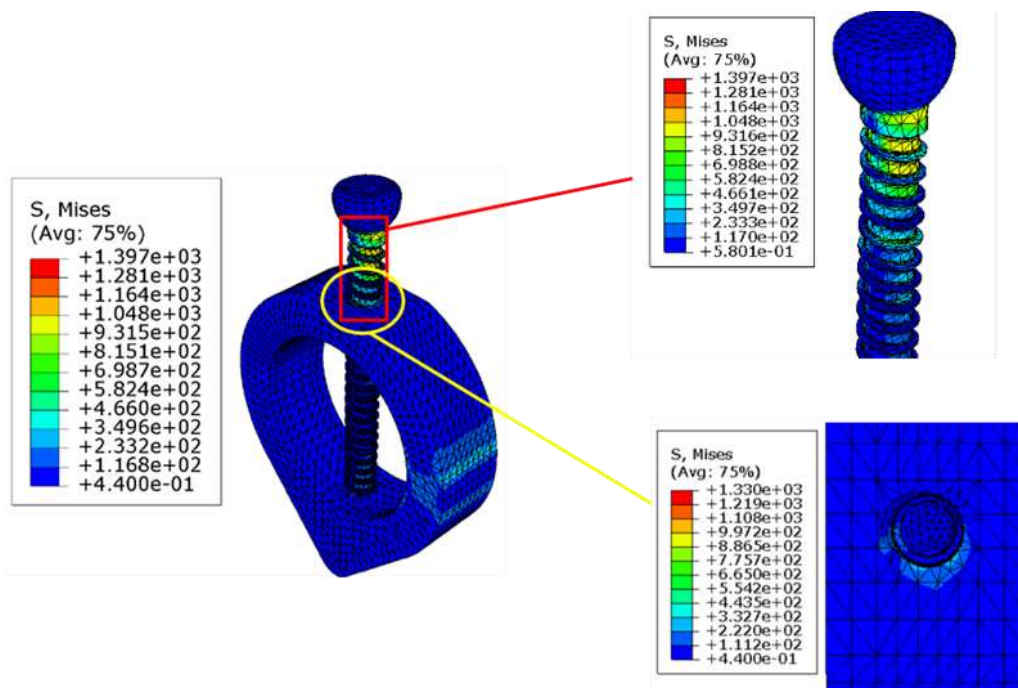
جدول (۱): خواص مکانیکی استخوان و پیچ.

استخوان	مدول یانگ (MPa)	
	۱۷-۱۰	۰/۴
انسان	ضریب پواسون	
	۰/۳۳	
	چگالی (kg/m³)	
	۲۰۰۰-۱۸۰۰	
	استحکام تسلیم (MPa)	
	۲۰۰-۱۳۰	
استخوان	مدول یانگ (MPa)	
	۲۲-۱۰	
فمور	ضریب پواسون	
	۰/۳۳	
	چگالی (kg/m³)	
	۲۱۰۰-۱۹۵۰	
	استحکام تسلیم (MPa)	
	۲۵۰-۱۴۰	
پیچ	مدول یانگ (MPa)	
	۱۱۰۰۰۰	
	ضریب پواسون	
	۰/۳۳	
	چگالی (kg/m³)	
	۴۴۳۰	
	استحکام تسلیم (MPa)	
	۸۸۰	

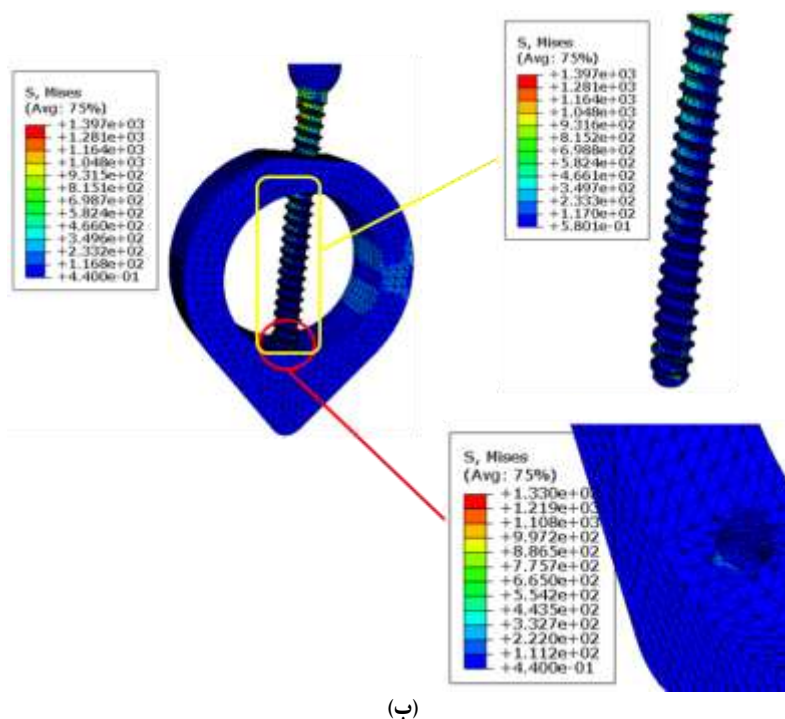
نرم‌افزار المان محدود ABAQUS با در نظر گرفتن مدل سه بعدی برای استخوان و پیچ انجام شد. نوع مش برای قطعات استخوانی و پیچ به‌عنوان مش آزاد انتخاب شد. نوع مش برای هر دو قسمت استخوانی و پیچ مانند C3D10 (یک چهار وجهی درجه دوم ۱۰ گره) انتخاب شد. همان‌طور که در شکل (۲) نشان داده شده است، مطابق شکل (۳) مطالعه همگرایی مش انجام شد و تعداد کل عناصر تقریباً ۴۶۵۰۰ انتخاب شد. بدیهی است که برای رسیدن به دقت کافی نتایج، بالاترین سرعت آنالیز و برای ارضای استقلال مش مدل المان محدود، تعداد عناصر مورد نظر باید در نظر گرفته شود. تعداد المان‌های موجود در پیچ و استخوان به ترتیب حدود ۱۷۹۳۰ و ۲۸۷۲۴ المان بوده و نتایج خروجی تحلیل خمش المان محدود تنش، نیرو و جابجایی است. مجموعه استخوان و پیچ مطابق شکل (۲-ج) بسته شد. جهت جابه‌جایی و شرایط مرزی مورد بررسی در شکل (۴) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود پیچ به‌طور کامل در تمام جهات مقید شده و در جهت خمشی نیروی لازم به بخش استخوان وارد شده است.

اتصالات مهندسی می‌تواند روی دقت مسئله تأثیرگذار باشد [۱۸]. پروفیل جابجایی مجموعه پیچ و استخوان در شکل (۶) نشان داده شده است. از آنجایی که نیروی دستگاه به استخوان وارد می‌شود، مشخص است که نوک استخوان بیشتر از سایر نواحی جابجا شده و حرکت می‌کند [۱۹-۲۱].

استخوان، مقدار تنش بالایی در نوک پیچ ایجاد می‌شود. مشابه قسمت رزوه دار بالایی، حداکثر مقادیر تنش برای استخوان، در بالا قرار می‌گیرد که باید برای مقاومت در مقابل شل شدن مدنظر قرار گیرد که با ایجاد تغییرات در طراحی پیچ‌ها مانند افزایش قطر اصلی پیچ، افزایش تعداد رزوه‌ها و کاهش قطر داخلی رزوه، گام و مدول الاستیک، احتمال شل شدن پیچ کاهش پیدا می‌کند [۱۷] همچنین مدل‌سازی مناسب پیچ در

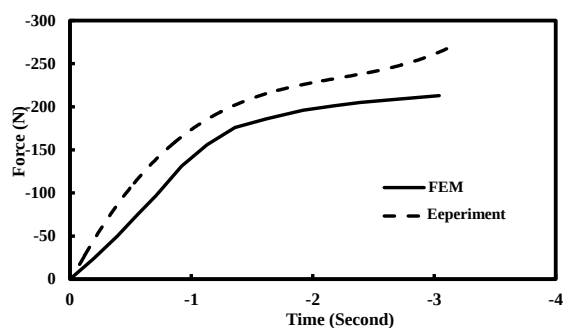


(الف)

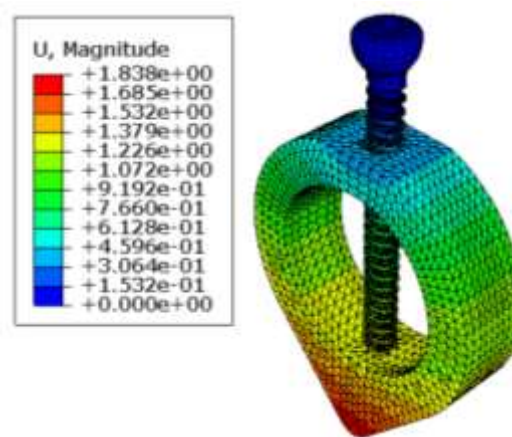


شکل (۵): کانتور تنش روی پیچ و استخوان، الف) ناحیه بالایی و ب) ناحیه پایینی اتصال پیچ و مهره.

بیشتر است. حداکثر اختلاف نیرو بین نتایج المان محدود و آزمایش تجربی ۱۶ درصد است. حداکثر نیروی خمشی پیش‌بینی شده توسط المان محدود ۲۱۳ نیوتن و کار عملی ۲۵۳ نیوتن به دست آمد.



شکل (۷): منحنی نیرو در طول آزمایش خمش، شبیه‌سازی عددی و آزمون عملی.



شکل (۶): جابجایی برای مناطق مختلف.

منحنی‌های تغییرات نیرو برحسب زمان با استفاده از شبیه‌سازی عددی و آزمایش‌های خمش تجربی استخراج شد (شکل ۷). مشاهده می‌شود که روند هر دو منحنی مشابه است و می‌توان استنباط کرد که اختلاف بین منحنی‌ها با نزدیک شدن به پایان آزمون افزایش می‌یابد. تفاوت بین منحنی‌ها می‌تواند به دلیل وجود شکستگی‌های ریز در داخل استخوان یا سنن مختلف گاو باشد. واضح است که استحکام استخوان در گاوهای جوان

[5] C. K. Chao, C. C. Hsu, J. L. Wang & J. Lin, "Increasing bending strength of tibial locking screws: Mechanical tests and finite element analyses", *Clinical Biomechanics*, vol. 22, pp. 59-66, 2007.

[6] K. Haase & G. Rouhi, "Prediction of stress shielding around an orthopedic screw: Using stress and strain energy density as mechanical stimuli", *Computers in Biology and Medicine*, vol. 43, pp. 1748-1757, 2013.

[7] T. Wu, H. Fan, R. Ma, H. Chen, Z. Li & H. Yu, "Effect of lubricant on the reliability of dental implant abutment screw joint: An in vitro laboratory and three-dimension finite element analysis", *Materials Science and Engineering: C*, vol. 75, pp. 297-304, 2017.

[8] H. Ketata, F. Affes, M. Kharrat & M. Dammak, "A comparative study of tapped and untapped pilot holes for bicortical orthopedic screws-3D finite element analysis with an experimental test", *Biomedical Engineering / Biomedizinische Technik*, vol. 64, pp. 563-570, 2019.

[9] J. R. Mau, K. M. Hawkins, S. L. Y. Woo, K. E. Kim & M. B. McCullough, "Design of a new magnesium-based anterior cruciate ligament interference screw using finite element analysis", *Journal of Orthopaedic Translation*, vol. 20, pp. 25-30, 2020.

[10] Y. Naidubabu, V. Kondaiah, R. Dumpala & B. Ratna Sunil, "Assessing the material-dependent stress distribution in fractured bone and orthopedic fixing plate by finite element analysis", *Advances in Materials and Manufacturing: Proceedings of ICAMME 2019*, pp. 337-342, 2020.

[11] L. Yan, J. L. Lim, J. W. Lee, C. S. H. Tia, G. K. O'Neill & D. Y. Chong, "Finite element analysis of bone and implant stresses for customized 3d-printed orthopaedic implants in fracture fixation", *Medical & biological engineering & computing*, vol. 58, pp. 921-931, 2020.

[12] J. Li, Z. Zhao, P. Yin, L. Zhang, P. Tang, "Comparison of three different internal fixation implants in treatment of femoral neck fracture-a finite element analysis", *Journal of orthopaedic surgery and research*, vol. 14, pp. 1-8, 2019.

[13] E. Tetteh & M. B. McCullough, "Impact of screw thread shape on stress transfer in bone: A finite

۴- نتیجه گیری

برای بررسی استحکام خمش پیچ و استخوان ارتوپدی این مطالعه انجام شد. بررسی به دو روش عددی توسط المان محدود و تجربی توسط دستگاه آزمون کشش انجام گرفت. بررسی روند تغییرات نیرو مطابقت مناسبی بین نتایج شبیه سازی و کار عملی نشان می دهد. رفتار پیچ در آزمایش خمش از نظر تنش، نیرو و جابه جایی مورد بحث قرار گرفت. مقایسه نتایج ماکزیمم نیرو نشان دهنده تفاوت ۱۶ درصدی بین شبیه سازی و کار عملی در بارگذاری خمشی است. از آنجایی که لنگر خمشی نیروهای بیشتری را به نواحی بیرونی وارد می کند، این نتیجه حاصل شد که سطح استخوان حداکثر تنش را در نازک ترین قسمت رزوه داخلی (بخش کم قطر پیچ) نشان می دهد. به دلیل ناپیوستگی بخش تماس رزوه پیچ و استخوان، مقدار تنش بالایی در نوک پیچ رخ می دهد. مشابه قسمت رزوه دار بالایی پیچ، حداکثر مقادیر تنش برای استخوان نیز در بالا قرار می گیرد و باید در کاربرد مورد توجه قرار گیرد.

۵- منابع

[1] P. Mashhadi Keshtiban, M. Regbat & M. Mashhadi Keshtiban, "An investigation of tensile strength of ti6al4v titanium screw inside femur bone using finite element and experimental tests", *Journal of Computational Applied Mechanics*, vol. 51, pp. 91-97, 2020.

[2] G. Kafroudi, "Simulation of degradation reactions of biodegradable poly-lactic acid polymer in the human body", *Journal of Modeling in Engineering*, vol. 9, pp. 29-38, 2011.

[3] J. D. Kim, N. S. Kim, C. S. Hong & C. Y. Oh, "Design Optimization of a xenogeneic bone plate and screws using the taguchi and finite element methods", *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, vol. 12, pp. 1119-1124, 2011.

[4] S. M. Hou, C. C. Hsu, J. L. Wang, C. K. Chao & J. Lin, "Mechanical tests and finite element models for bone holding power of tibial locking screws", *Clinical Biomechanics*, vol. 19, pp. 738-745, 2004.

[19] G. Rouhi, M. Tahani, B. Haghighi & W. Herzog, "Prediction of stress shielding around orthopedic screws: Time-dependent bone remodeling analysis using finite element approach", Journal of Medical and Biological Engineering, vol. 35, pp. 545-554, 2015.

[20] S. Hatami & M. Gholikhani, "Lateral behavior of cold-formed steel framed shear walls with steel sheet sheathing using fe method", Journal of Modeling in Engineering, vol. 13, pp. 129-150, 2015.

[21] M. Zabihpoor, H. Rezaei & M. Khavandkar, "Evaluation of effective parameters on bearing strength of bolted joints with glare construction through fem", Journal of Modeling in Engineering, vol. 18, pp. 39-52, 2020.

۶- پی نوشت

- [1] Kim et al
- [2] Chao et al
- [3] Chao et al
- [4] Haase et al
- [5] Wu et al
- [6] Ketata et al
- [7] Mau et al
- [8] Naidubabu et al
- [9] Yan et al
- [10] Li et al
- [11] Tetteh et al
- [12] Zain et al
- [13] Li et al

element study", Computer Methods in Biomechanics and Biomedical Engineering, vol. 23, pp. 518-523, 2020.

[14] N. Zain, R. Daud, N. Aziz, K. Ahmad, A. Ismail & B. Izzawati, "Stress analysis prediction on screw orthopedic implant in trabecular bone", Materials Today: Proceedings, vol. 16, pp. 1838-1845, 2019.

[15] J. Li, Z. Zhao, P. Yin, L. Zhang & P. Tang, "Comparison of three different internal fixation implants in treatment of femoral neck fracture - a finite element analysis", Journal of Orthop Surg Res, vol. 14, pp. 1-8, 2019.

[16] K. Ding, W. Yang, J. Zhu, X. Cheng, H. Wang & et al., "Titanium alloy cannulated screws and biodegradable magnesium alloy bionic cannulated screws for treatment of femoral neck fracture: a finite element analysis", Journal of Orthop Surg Res. vol. 16, pp. 1-10, 2021.

[17] K. Alam, A. Mitrofanov & V. V. Silberschmidt, "Experimental investigations of forces and torque in conventional and ultrasonically-assisted drilling of cortical bone", Medical engineering & physics, vol. 33, pp. 234-239, 2011.

[18] S. Eberle, C. Gerber, G. Von Oldenburg, S. Hungerer & P. Augat, "Type of hip fracture determines load share in intramedullary osteosynthesis", Clinical Orthopaedics and Related Research®, vol. 467, pp. 1972-1980, 2009.

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

بررسی ریزساختار، خواص کششی و بافت فولاد دوفازی استحکام بالای تولید شده توسط عملیات نورد سرد و آنیل

بین بحرانی

حمید اشرفی^{۱*}، ایمان حاجیانیا^۲

مقاله پژوهشی

۱- استادیار، دانشکده مهندسی شیمی و مواد، دانشگاه صنعتی شاهرود، شاهرود، ایران.

۲- دکترای مهندسی مواد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه فنی و حرفه‌ای، تهران، ایران.

* hashrafi@shahroodut.ac.ir

چکیده

در این پژوهش ریزساختار، خواص کششی و بافت یک فولاد دوفازی استحکام بالا مورد بررسی قرار گرفت. ابتدا شمش یک فولاد کم کربن دارای منگنز و سیلیسیم توسط ذوب القایی در خلأ تولید و سپس تحت عملیات نورد گرم قرار گرفت. در ادامه، عملیات نورد سرد انجام شد و ورق نورد سرد شده در دمای ۷۸۰ درجه سانتی گراد به مدت ۳۶۰ ثانیه تحت عملیات آنیل بین بحرانی قرار گرفت و در آب کوئنچ شد. ریزساختار و بافت فولاد تولید شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی و تفرق الکترون برگشتی مورد بررسی قرار گرفت. به منظور ارزیابی خواص کششی فولاد تولید شده از آزمون کشش تک محوره استفاده شد. نتایج نشان داد که ریزساختار فولاد تولید شده شامل جزایر به هم پیوسته مارتنزیتی با کسر حجمی ۶۲٪ در یک زمینه فریتی با متوسط اندازه دانه ۱/۷ میکرون است. این ریزساختار منجر به حصول استحکام کششی فوق‌العاده بالای ۱۲۶۵ مگاپاسکال و حاصلضرب استحکام کششی در ازدیاد طول یکنواخت ۱۳۶۲۲ مگاپاسکال درصد شد. بررسی رفتار کارسختی فولاد دوفازی تولید شده بر مبنای آنالیز کرو سارد - جول اصلاح شده نشان‌دهنده یک رفتار کارسختی سه مرحله‌ای بود. بررسی‌های تفرق الکترون برگشتی نشان داد که نورد سرد منجر به تشکیل بافتی شامل رشته α قوی و رشته γ متوسط شده است. پس از آنیل بین بحرانی، رشته α به شدت ضعیف شد درحالی که شدت رشته γ اندکی افزایش یافت. مؤلفه اصلی بافت در فولاد نورد سرد شده [۱۱۰] (۰۰۱) بود، درحالی که بافتی نزدیک به [۱۱۲] (۱۱۱) در مورد فولاد دوفازی مشاهده شد.

اطلاعات مقاله

دریافت: ۱۴۰۳/۰۸/۱۸

پذیرش: ۱۴۰۳/۱۰/۱۷

کلید واژگان:

فولاد دوفازی

ریزساختار

خواص کششی

بافت.

Study of Microstructure, Tensile Properties and Texture of a High Strength Dual Phase Steel Produced by Cold Rolling and Subsequent Intercritical Annealing

Hamid Ashrafi^{1*}, Iman Hajiannia²

1- Assistant Professor, Faculty of Chemical and Materials Engineering, Shahrood University of Technology, Shahrood, Iran

2- PhD in Materials Engineering, Department of Materials Science and Engineering, Technical and Vocational University (TVU), Tehran, Iran

* hashrafi@shahroodut.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi:

Abstract

In this study, the microstructure, tensile properties, and texture of a high-strength dual-phase (DP) steel were investigated. Initially, a low-carbon steel containing manganese and silicon was

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Hamid Ashrafi, Iman Hajiannia, Study of Microstructure, Tensile Properties and Texture of a High Strength Dual Phase Steel Produced by Cold Rolling and Subsequent Intercritical Annealing, New Process in Material Engineering, 2025, 19(2), 25-33.

Keywords:

Dual Phase Steel
Microstructure
Tensile Properties
Texture.

produced by vacuum induction melting and then subjected to hot rolling. Subsequently, cold rolling was performed and the cold rolled sheet was intercritically annealed at a temperature of 780 °C for 360 seconds and quenched in water. The microstructure and texture of the produced steel were examined using scanning electron microscopy and electron backscatter diffraction (EBSD). Tensile properties of the produced steel were evaluated using uniaxial tensile testing. The results showed that the microstructure of the produced steel consisted of interconnected martensite islands with a volume fraction of 62% in a ferritic matrix with an average grain size of 7.1 microns. This microstructure resulted in an exceptionally high tensile strength of 1265 MPa and a tensile strength-uniform elongation balance of 13622 MPa%. Investigation of the work hardening behavior of the produced DP steel based on modified Crussard-Jaoul analysis indicated a three-stage hardness behavior. EBSD studies showed that cold rolling led to the formation of a texture consisting of strong α and moderate γ fibers. After intercritical annealing, the α fiber significantly weakened while the intensity of the γ fiber slightly increased. The main texture component in the cold rolled steel was (001)[110], while a texture close to (111)[112] was observed in the DP steel.

۱- مقدمه

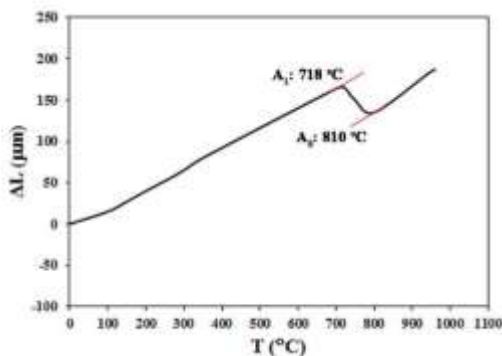
فولادهای دوفازی، به عنوان پرکاربردترین گروه از خانواده فولادهای پیشرفته استحکام بالا، در دهه ۱۹۷۰ توسعه یافتند. ریزساختار این فولادها شامل جزایر سخت مارتنزیتی در یک زمینه نرم فریتی است. این ریزساختار منحصربه‌فرد سبب ایجاد خواص مکانیکی مطلوب نظیر رفتار تسلیم پیوسته، نرخ کارسختی بالا در مراحل ابتدایی تغییر شکل پلاستیک و ازدیاد طول و استحکام کششی بالا در این فولادها می‌شود. این خواص مکانیکی مطلوب سبب جذابیت استفاده از فولادهای دوفازی در اجزای بدنه خودرو شده است [۱-۴].

در کنار ترکیب شیمیایی و ریزساختار، بافت کریستالی نیز از فاکتورهای کلیدی در کنترل خواص فولادهای ساختمانی محسوب می‌شود [۵]. این پارامتر در حین فرایندهای حرارتی - مکانیکی دچار تغییر می‌شود [۶-۸]. این فرایندها مهم‌ترین مراحل برنامه تولید، خصوصاً برای فولادهای مورد استفاده در صنعت خودرو را تشکیل می‌دهند [۹]. با وجود خواص مکانیکی مطلوب و قیمت مناسب، کاربرد گسترده فولادهای دوفازی هنوز به دلیل خاصیت کشش عمیق نه چندان مطلوب که در فرایند شکل‌دهی پرسی فاکتور حیاتی محسوب می‌شود، محدود شده است. بافت کریستالی فریت عاملی تأثیرگذار بر خاصیت کشش عمیق ورق‌های فولاد دوفازی محسوب می‌شود [۱۰-۱۱]. با این وجود، هنوز مطالعات کافی در این زمینه، به‌خصوص در مورد فولادهای دوفازی با استحکام فوق‌العاده بالا (بالای ۱۰۰۰ مگاپاسکال) انجام نشده است. موندال و ری^۱

[۱۲] تغییرات بافت فولادهای دوفازی کربن - منگنز -

وانادیم‌دار را در حین عملیات نورد سرد و آنیل مورد بررسی قرار دادند. این محققین بافت رشته‌ای قوی (۱۱۱) با شدت‌های مختلف را برای بافت تغییر شکل و تبلور مجدد مشاهده کردند. رائوماندی و همکاران^۲ [۱۳] بافت فولاد دوفازی فوق‌ریزدانه میکروآلیاژ شده با نیوبیم که با نورد سرد و آنیل بین بحرانی تولید شده بود را مورد مطالعه قرار دادند. آنان بافتی با رشته‌های قوی α و γ را در حالت پس از نورد سرد مشاهده کردند. پس از آنیل بین بحرانی، مؤلفه [۱۱۰] (۱۱۲) ناپدید و مؤلفه [۱۱۲] (۱۱۱) در رشته γ توسعه یافت. قاطعی کلاشمی و همکاران [۱۴] اثر مقدار نیوبیم را بر تغییرات بافت یک فولاد دوفازی فوق‌ریزدانه مورد بررسی قرار دادند. این محققین با نورد سرد و آنیل بین بحرانی یک ساختار اولیه فریت - مارتنزیت، فولاد دوفازی فوق‌ریزدانه تولید کردند. نتایج آنان نشان داد که شدت مؤلفه‌های رشته (۱۱۱) که در بهبود شکل‌پذیری ورق‌های فولادی نقش دارند، با افزایش میزان نیوبیم افزایش می‌یابد. لازم به ذکر است که تمرکز مطالعات فوق عمدتاً بر خواص مکانیکی فولادهای دوفازی بوده و تنها بخش محدودی به اندازه‌گیری بافت اختصاص یافته است.

با وجود اهمیت بافت کریستالی بر شکل‌پذیری و خواص مکانیکی فولادهای دوفازی، تاکنون مطالعات در این زمینه محدود بوده است؛ بنابراین، این پژوهش با هدف بررسی تغییرات بافت در حین نورد سرد و آنیل بین بحرانی یک فولاد دوفازی با استحکام بالا انجام شد. در این راستا، ابتدا شمش یک



شکل (۱): منحنی گرمایش دیلاتومتری فولاد مورد بررسی تحت نرخ گرمایش ۵۵/۰ درجه سانتی گراد بر ثانیه.

ریزساختار مقطع فولاد دوفازی تولید شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی فیلپس^۳ مدل XL30 مورد بررسی قرار گرفت. نمونه‌ها جهت بررسی ریزساختار مانت شده تا سنباده ۴۰۰۰ سنباده‌زنی شده و توسط سوسپانسیون آلومینای ۰/۳ میکرونی پولیش شدند. نمونه‌های آماده شده در پایان توسط محلول نایتال ۲٪ حکاکی شده و مورد بررسی قرار گرفتند. اندازه دانه و کسر حجمی فازها در فولاد تولید شده توسط نرم‌افزار پردازش تصویر Image J اندازه‌گیری شدند. جهت بررسی بافت نمونه‌ها توسط آنالیز تفرق الکترون برگشتی^۴، نمونه‌های آماده شده جهت بررسی ریزساختاری توسط خمیر الماسه ۱ میکرونی پولیش شده و در مرحله پایانی توسط دوغاب سیلیس کلئیدی (۰/۰۴ میکرون) پولیش شدند. در ادامه بافت نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی^۵ (JSM7001A) مجهز به آشکارساز تفرق الکترون برگشتی (EDAX Hikari Pro) که در ولتاژ ۲۰ کیلوولت کار می‌کرد، مورد بررسی قرار گرفت. جهت بررسی‌ها توسط تفرق الکترون‌های برگشتی، اندازه گام ۰/۲ میکرونی مورد استفاده قرار گرفت. اطلاعات خام به‌دست آمده توسط نرم‌افزار ATEX [۱۵] پردازش شدند.

نمونه‌های کشش (طول سنج ۶/۴ میلی‌متر، پهنای ۲/۵ میلی‌متر، ضخامت ۱ میلی‌متر) توسط وایرکات از فولاد دوفازی تولید شده تهیه شد. این نمونه‌ها با سرعت حرکت فک ۱ میلی‌متر بر

فولاد کم کربن دارای منگنز تولید شده و سپس تحت عملیات نورد گرم و نورد سرد قرار گرفت. در ادامه، ورق فولادی تحت عملیات آنیل بین بحرانی قرار گرفت و در آب کوئنچ شد تا فولاد دوفازی با استحکام فوق‌العاده بالا تولید شود. در ادامه ریزساختار، خواص کششی و بافت فولاد تولید شده مورد بررسی قرار گرفت.

۲- مواد و روش تحقیق

یک شمش از فولاد کم کربن دارای منگنز و سیلیسیم با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول (۱) توسط روش ذوب القایی در خلأ ریخته‌گری شد. این شمش به مدت ۲ ساعت در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد همگن‌سازی و در کوره تا دمای محیط سرد شد. شمش همگن‌سازی شده سپس از ضخامت ۳۰ میلی‌متر به ضخامت ۳ میلی‌متر نورد گرم و در هوا سرد شد. ورق نورد گرم شده در ادامه تا ضخامت ۱ میلی‌متر نورد سرد و در دمای ۷۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۶۰ ثانیه تحت عملیات آنیل بین بحرانی قرار گرفت و در آب کوئنچ شد تا فولاد دوفازی نهایی تولید شود. دماهای بحرانی A_1 و A_3 توسط آزمون دیلاتومتری، همان‌طور که در شکل (۱) نشان داده شده است، تعیین شدند.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده در این پژوهش (درصد وزنی).

عنصر	درصد وزنی
کربن	۰/۱۸
منگنز	۲/۴۵
سیلیسیم	۱/۱
گوگرد	۰/۰۳۶
فسفر	۰/۰۴۸
کروم	۰/۰۵۸
وانادیوم	۰/۰۲
نیکل	۰/۰۴
مس	۰/۰۸
آلومینیوم	۰/۰۱
آهن	بقیه

دقیقه توسط دستگاه هانسفیلد^۶ مدل H50KS تحت آزمون کشش قرار گرفتند. جهت به دست آوردن میانگین خواص مکانیکی، آزمون کشش سه مرتبه تکرار شد.

۳- نتایج و بحث

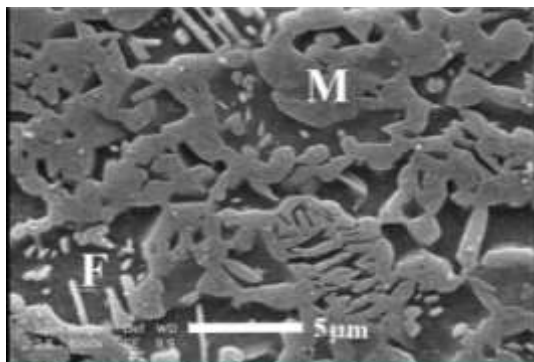
۳-۱- ریزساختار

تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی از ریزساختار فولاد دوفازی تولید شده در شکل (۲) ارائه شده است. این تصویر جزایر مارتنزیتی به هم پیوسته را در یک زمینه فریتی نشان می‌دهد. لازم به ذکر است که مطابق شکل (۲)، فاز فریت به دلیل مقاومت کمتر در برابر خوردگی عمیق‌تر از فاز مارتنزیت خورده شده است. کسر حجمی مارتنزیت در این ساختار برابر ۶۲٪ و متوسط اندازه دانه فریت برابر ۱/۷ میکرون اندازه‌گیری شدند. همان‌طور که مشاهده می‌شود، هم دانه‌های فوق‌ریز و هم دانه‌های درشت فریت در ریزساختار حضور دارند. علاوه بر این، با وجود کسر حجمی بالا، جزایر مارتنزیتی به‌صورت بلوک‌های درشتی که معمولاً در فولادهای دوفازی با کسر حجمی بالای مارتنزیت مشاهده می‌شوند، درنیامده‌اند. این موضوع می‌تواند به دلیل وجود درصد نسبتاً بالای سیلیم در فولاد باشد. مشخص شده است که سیلیم با جلوگیری از تشکیل کاربید اکتیوخته کربن در آستنیت را بالا برده و بنابراین نیرو محرکه استحاله آستنیت به فریت را افزایش می‌دهد. در نتیجه، آستنیت به‌شدت توسط فریت پرویوتکتوئید تکه تکه شده که منجر به تشکیل مارتنزیت ریز و پراکنده پس از کوئنچ می‌شود [۱۶].

یکی از مهم‌ترین عوامل تأثیرگذار بر خواص مکانیکی فولادهای دوفازی میزان کربن مارتنزیت است. در اینجا غلظت کربن فاز مارتنزیت (C_M) را می‌توان با در نظر گرفتن موازنه بین کربن کلی فولاد (C) و کربن فازهای تشکیل‌دهنده محاسبه نمود [۱۷]:

$$C_M = \frac{C - C_F(1 - V_M)}{V_M} \quad (1)$$

در اینجا C_F غلظت کربن در فاز فریت و V_M کسر حجمی مارتنزیت است. با در نظر گرفتن مقدار ۰/۱۵ درصد وزنی برای C_F ، C_M برابر ۰/۲۷ درصد وزنی محاسبه شد. مطابق با دیگرام آهن - کربن و قانون اهرم، دمای آنیل بین بحرانی بالا منجر به کسر حجمی بالای آستنیت با میزان کربن پایین می‌شود که در ادامه پس از کوئنچ در آب این آستنیت تبدیل به مارتنزیت کم کربن می‌شود. سختی مارتنزیت رابطه مستقیمی با مقدار کربن آن دارد [۱۸]؛ بنابراین، انتظار نمی‌رود که مارتنزیت نسبتاً کم کربن تشکیل شده در فولاد دوفازی حاضر دارای سختی بالایی باشد که این می‌تواند برای خواص مکانیکی کلی فولاد مفید باشد، زیرا سختی کمتر مارتنزیت میزان تفکیک کرنش بین فازهای فریت و مارتنزیت را کاهش می‌دهد [۱۹].



شکل (۲): تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی از ریزساختار فولاد دوفازی تولید شده.

۳-۲- رفتار کششی

شکل (۳- الف) منحنی تنش - کرنش مهندسی فولاد دوفازی تولید شده را نشان می‌دهد. در این منحنی رفتار تسلیم پیوسته متداول فولادهای دوفازی مشاهده می‌شود. تنش تسلیم فولاد دوفازی تولید شده برابر ۹۰۳ مگاپاسکال، استحکام کششی نهایی آن ۱۲۶۵ مگاپاسکال و ازدیاد طول یکنواخت آن برابر ۱۰/۸ درصد اندازه‌گیری شد. با توجه به کسر نسبتاً بالای مارتنزیت و ریزدانه بودن زمینه فریتی، استحکام فوق‌العاده

شکل (۳): الف) منحنی تنش - کرنش مهندسی و ب) منحنی آنالیز MC-J برای فولاد دوفازی تولید شده.

رفتار کارسختی فولاد دوفازی تولید شده طبق روش کروسارد - جول اصلاح شده^۶ (MC-J) مورد بررسی قرار گرفت [۲۳]:

$$Ln\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right) = (1 - m)Ln\sigma - Ln(km) \quad (۲)$$

که بر مبنای رابطه سویفت^۸ برای منحنی تنش و کرنش حقیقی است [۲۴]:

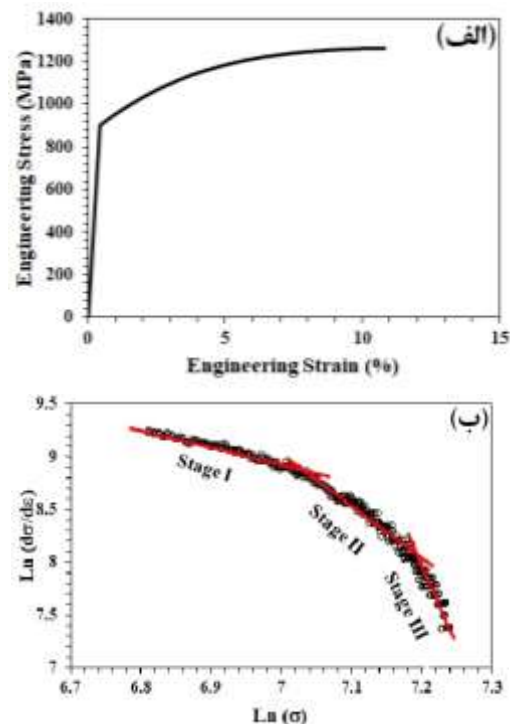
$$\varepsilon = \varepsilon_0 + k\sigma^m \quad (۳)$$

در اینجا σ و ε به ترتیب تنش حقیقی و کرنش حقیقی، m معکوس نمای کارسختی و k و ε_0 ثابت‌های ماده هستند. مطابق با آنالیز MC-J، شیب منحنی $Ln(d\sigma/d\varepsilon)$ برحسب $Ln(\sigma)$ برابر $(1-m)$ است. شکل (۳-ب) منحنی آنالیز MC-J را برای فولاد دوفازی تولید شده نشان می‌دهد. این منحنی نشان‌دهنده یک رفتار کارسختی سه مرحله‌ای است که در مطالعات قبلی نیز در مورد فولادهای دوفازی مشاهده شده است [۲۵]. در مرحله اول با کمترین شیب که نشان‌دهنده ظرفیت کارسختی بالاست، فاز فریت دچار تغییر شکل پلاستیک می‌شود درحالی‌که فاز مارتنزیت در ناحیه الاستیک قرار دارد. در مرحله دوم که شیب بیشتری دارد، از تغییر شکل پلاستیک فریت توسط فاز مارتنزیت ممانعت می‌شود. مرحله سوم با بیشترین شیب که نشان‌دهنده کمترین ظرفیت کارسختی است، به تغییر شکل پلاستیک هم‌زمان فریت و مارتنزیت مربوط می‌شود.

۳-۳- بافت

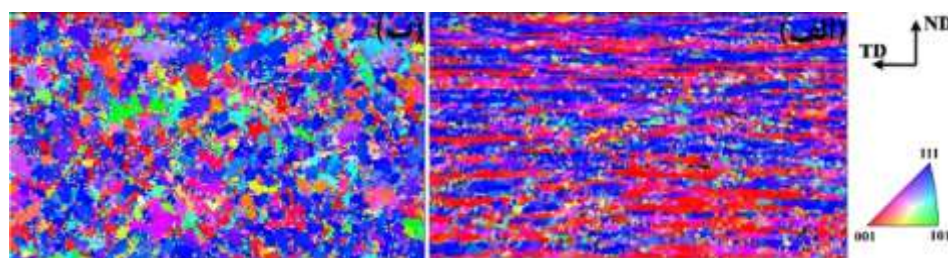
شکل (۴) تصویر قطبی معکوس^۹ از فولاد سرد شده و فولاد دوفازی تولید شده را نشان می‌دهد. این تصویر قطبی جهات کریستالی را به موازات جهت عمود بر نورد (ND) نشان می‌دهد. ارتباط بین جهات کریستالی و رنگ‌های مختلف

بالایی در فولاد تولید شده حاصل شده است. با وجود استحکام بسیار بالا، فولاد تولید شده از ازدیاد طول قابل قبولی نیز برخوردار است، به گونه‌ای که حاصلضرب استحکام کششی در ازدیاد طول یکنواخت آن به حدود ۱۳۶۲۲ مگاپاسکال درصد می‌رسد که در مقایسه با فولادهای دوفازی با استحکام یکسان بالاتر است. به طور مثال، در پژوهش مظاهری و همکاران [۲۰]، حاصلضرب استحکام کششی در ازدیاد طول یکنواخت برای فولاد دوفازی با استحکام کششی ۱۳۰۰ مگاپاسکال برابر ۱۱۷۶۵ مگاپاسکال درصد گزارش شده است. قاطعی کلاشمی و همکاران [۲۱] نیز مقدار ۱۱۵۰۰ مگاپاسکال درصد را به عنوان حاصلضرب استحکام کششی در ازدیاد طول یکنواخت فولاد دوفازی با استحکام کششی حدود ۱۲۰۰ مگاپاسکال گزارش کرده‌اند. لازم به ذکر است که حاصلضرب استحکام کششی در ازدیاد طول معیاری از جذب انرژی وسیله نقلیه در حین تصادف است و پارامتر مهمی در انتخاب ماده برای اجزاء بدنه خودرو محسوب می‌شود [۲۲].



(شکل ۴-ب)، کسر دانه‌های آبی رنگ نسبت به دانه‌های دارای رنگ‌های دیگر بیشتر است که نشان می‌دهد جهت [۱۱۱] بیشتر دانه‌ها به موازات جهت عمود بر نور قرار دارد.

توسط مثلث استریوگرافی در سمت راست تصویر مشخص شده است. در فولاد نورد سرد شده (شکل ۴-الف)، بیشتر دانه‌ها به رنگ‌های آبی، قرمز و بنفش دیده می‌شوند درحالی‌که به‌ندرت دانه سبز رنگ در ساختار مشاهده می‌شود. برای فولاد دوفازی



شکل (۴): تصویر قطبی معکوس از: الف) فولاد نورد سرد شده و ب) فولاد دوفازی تولید شده.

حداکثر شدت ۷/۵ برابر توزیع تصادفی وجود دارد. از طرف دیگر، شدت بافت در امتداد رشته γ برای این نمونه متوسط بود. این نوع بافت به‌طور متداول در فولادهای bcc نورد سرد شده مشاهده می‌شود [۲۷-۲۸].

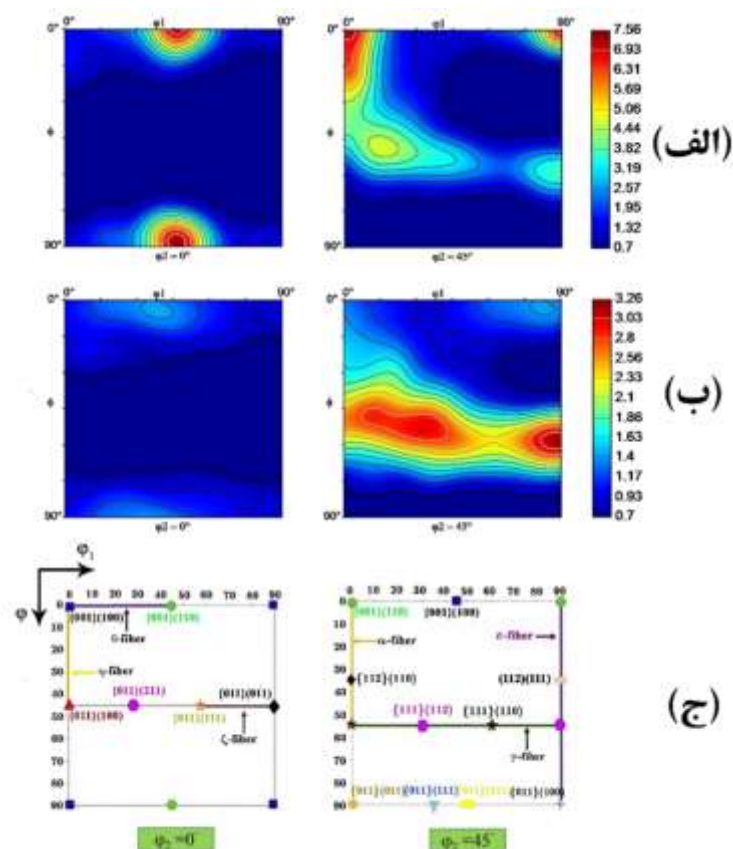
برای فولاد دوفازی (شکل ۵-ب)، شدت کلی بافت نسبت به فولاد نورد سرد شده کمتر بود. علاوه بر این، رشته α تقریباً ناپدید شده بود درحالی‌که شدت رشته γ اندکی افزایش یافته بود. مؤلفه اصلی بافت برای فولاد نورد سرد شده [۱۱۰](۰۰۱) بود، درحالی‌که بافتی نزدیک به [۱۱۲](۱۱۱) در مورد فولاد دوفازی مشاهده شد. مؤلفه ذکر شده به‌عنوان بافت تبلور مجدد در فولادهای دارای ساختار bcc شناخته می‌شود [۵]. ضعیف شدن رشته α و افزایش نسبی شدت رشته γ در حین آنیل بین بحرانی به دلیل تفاوت بین

مقاطع تابع توزیع جهت^{۱۰} از فولادهای نورد سرد شده و دوفازی، به همراه مقاطع نشان‌دهنده مؤلفه‌های بافت نوردی ایده‌آل فلزات bcc در شکل (۵) ارائه شده است. این مقاطع رشته‌های مهم در مواد دارای ساختار bcc را نشان می‌دهند که رشته‌های α و γ به‌عنوان دو رشته از این رشته‌ها به‌صورت زیر تعریف می‌شوند [۲۶]:

رشته α : محور رشته، یعنی [۱۱۰]، به موازات جهت نورد قرار می‌گیرد (شامل مؤلفه‌های بافت [۱۱۰](۰۰۱)، [۱۱۰](۱۱۲) و [۱۱۰](۱۱۱))

رشته γ : محور رشته، یعنی [۱۱۱]، با جهت عمود بر نور موازی است (شامل مؤلفه‌های بافت [۱۱۰](۱۱۱) و [۱۱۲](۱۱۱))

همان‌طور که در شکل ۵-الف مشاهده می‌شود، در فولاد نورد سرد شده چگالی جهت‌گیری بالایی در امتداد رشته α با



شکل (۵). مقاطع تابع توزیع جهت: الف) فولاد نورد سرد شده، ب) فولاد دوفازی، و ج) مواد bcc که رشته‌های مهم را نشان می‌دهد.

۵- نتیجه‌گیری

در این پژوهش یک فولاد دوفازی استحکام بالا با نورد سرد و آنیل بین بحرانی یک فولاد کم کربن دارای منگنز و سیلیسیم تولید شد. در ادامه ریزساختار، خواص کششی و بافت آن مورد بررسی قرار گرفت. نتایج به‌دست آمده به شرح زیر هستند:

- فولاد دوفازی با ریزساختاری شامل ۶۲٪ حجمی جزایر به هم پیوسته مارتنزیتی در زمینه فریتی بود. دانه‌های فریت هم دارای اندازه فوق‌ریز و هم اندازه درشت‌تر بودند.
- فولاد دوفازی تولید شده دارای استحکام کششی قابل توجه ۱۲۶۵ مگاپاسکال و حاصلضرب استحکام کششی در ازدیاد طول ۱۳۶۲۲ مگاپاسکال درصد بود که برای کاربرد در بدنه خودرو خواص مطلوبی هستند. همچنین، بر مبنای آنالیز کرو سارد - جول اصلاح شده، فولاد دوفازی تولید شده رفتار کارسختی سه مرحله‌ای از خود نشان داد.

انرژی ذخیره شده در نواحی با جهت‌گیری‌های مختلف قبل از عملیات آنیل مربوط می‌شود. به دلیل اینکه تبلور مجدد در حجم دارای انرژی بالاتر آغاز می‌شود، انتظار می‌رود جوانه‌های بیشتری در نواحی رشته γ نسبت به نواحی رشته α تشکیل شوند. جوانه در ادامه به داخل نواحی تبلور مجدد نیافته که در ابتدا کسر رشته α بیشتر بوده است، رشد می‌کند و منجر به کاهش کسر سطحی این رشته و افزایش کسر رشته γ در بافت پس از آنیل بین بحرانی می‌شود. مشخص شده است که شکل‌پذیری ورق‌های فولادی نورد و آنیل شده با ساختار bcc با افزایش کسر حجمی رشته γ افزایش می‌یابد [۲۹]؛ بنابراین، می‌توان نتیجه گرفت که بافت مطلوبی از نظر شکل‌پذیری در فولاد دوفازی استحکام بالای تولید شده ایجاد شده است.

[8] J. I. Omale, E. G. Ohaeri, A. A. Tihamiyu, M. Eskandari, K. M. Mostafijur & J. A. Szpunar, "Microstructure, texture evolution and mechanical properties of X70 pipeline steel after different thermomechanical treatments", *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 703, pp. 477–485, 2017.

[9] Y. Weng, H. Dong & Y. Gan, "Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology", Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, 2011.

[10] Z. G. Wang, A. M. Zhao, Z. Z. Zhao, J. Y. Ye, J. J. Chen & J. G. He, "Precipitation behavior and textural evolution of cold-rolled high strength deep drawing dual-phase steels", *J. Iron Steel Res. Intl*, vol. 20, pp. 61-68, 2013.

[11] S. H. Han, S. H. Choi, J. K. Choi, H. G. Seong & I. B. Kim, "Effect of hot-rolling processing on texture and r-value of annealed dual-phase steels", *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, pp. 1686–1694, 2010.

[12] D. K. Mondal & R. K. Ray, "Development of {111} texture during cold rolling and recrystallization of a C-Mn-V dual-phase steel", *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 158, pp. 147-156, 1992.

[14] P. Rao-Mondi, R. Madhavan, V. Subramanya-Sarma, & S. Sankaran, "Study of texture in ultra fine grained dual phase steel sheets", *Mater. Sci. Forum*, vol. 702-703, pp. 806-809, 2012.

[15] A. Ghatei-Kalashami, A. Kermanpur, E. Ghassemali, A. Najafizadeh & Y. Mazaheri, "The effect of Nb on texture evolutions of the ultrafine-grained dual-phase steels fabricated by cold rolling and intercritical annealing", *J. Alloy Compd*, vol. 694, pp. 1026-1035, 2017.

[16] B. Beausir & J. J. Fundenberger, "Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction", ATEX—software, www.atex-software.eu, Université de Lorraine - Metz, 2017.

[17] I. Hajiannia, M. Shamanian, M. Atapour, E. Ghassemali & N. Saeidi, "Development of ultrahigh strength TRIP steel containing high volume fraction of martensite and study of the microstructure and tensile behavior", *Trans. Indian Inst. Met*, vol. 71, pp. 1363–1370, 2018.

[18] Y. Mazaheri, A. Kermanpur, A. Najafizadeh & "A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels", *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 619, pp. 1-11, 2014.

- نورد سرد منجر به تشکیل بافتی شامل چگالی بالای جهت گیری در امتداد رشته α و چگالی جهت گیری متوسط در امتداد رشته γ شد. پس از آنیل بین بحرانی، رشته α تقریباً ناپدید شد درحالی که شدت رشته γ اندکی افزایش یافت. مؤلفه اصلی بافت در فولاد نورد سرد شده [۱۱۰] [۱۱۱] بود، درحالی که بافتی نزدیک به [۱۱۲] [۱۱۱] در مورد فولاد دوفازی مشاهده شد.

۵- منابع

- [1] P. Dastur, C. Slater, T. Moore & C. Davis, "Martensite size and morphology influence on strain distribution and micro-damage evolution in dual-phase steels; comparing segregation-neutralised and banded grades", *Materials & Design*, vol. 246, p. 113340, 2024.
- [2] J. Cui, K. Li, Z. Yang, Z. Wu & Y. Wu, "Investigation of effects of aluminum additions on microstructural evolution and mechanical properties of ultra-high strength and vanadium bearing dual-phase steels", *J. Mater. Res. Technol*, vol. 31, pp. 1117-1131, 2024.
- [3] H. Ashrafi, M. Shamanian, R. Emadi & M. A. Sarmadi, "Effect of welding parameters on the microstructure and tensile properties of friction stir-welded DP600 steel", *SAE Int. J. Mater. Manuf*, vol. 12, pp. 165-177, 2019.
- [4] M. S. Rashid, "Dual phase steels", *Ann. Rev. Mater. Sci*, vol. 11, pp. 245-266, 1981.
- [5] M. Holscher, D. Raabe & K. Lucke, "Rolling and recrystallization textures of bcc steels", *Mater. Technol*, vol. 62, pp. 567–575, 1991.
- [6] E. Ohaeri, J. Szpunar, F. Fazeli & M. Arafim, "Hydrogen induced cracking susceptibility of API 5L X70 pipeline steel in relation to microstructure and crystallographic texture developed after different thermomechanical treatments", *Mater. Charact*, vol. 145, pp. 142-156, 2018.
- [7] V. Javaheri, N. Khodaie, A. Kaijalainen, & D. Porter, "Effect of niobium and phase transformation temperature on the microstructure and texture of a novel 0.40% C thermomechanically processed steel", *Mater. Charact*, vol. 142, pp. 295–308, 2018.

- [26] Y. Najafi, Y. Mazaheri, Z. D. Ragheb & H. Daiy, "Multi-stage strain-hardening behavior of dual-phase steels: A review", J. Mater. Res. Technol, vol. 31, pp. 3860-3882, 2024.
- [27] R. Joodaki, S. R. A. Zaree, K. Gheisari & M. Eskandari, "Effect of annealing treatments on the microstructure and texture development in API 5L X60 microalloyed pipeline steel", J. Mater. Eng. Perform, vol. 26, pp. 2003–2013, 2017.
- [28] M. Eskandari, M. A. Mohtadi-Bonab & J. A. Szpunar, "Evolution of the microstructure and texture of X70 pipeline steel during cold-rolling and annealing treatments", Mater. des, vol. 90, pp. 618-627, 2016.
- [29] L. A. I. Kestens & H. Pirgazi, "Texture formation in metal alloys with cubic crystal structures", Mater. Sci. Technol, vol. 32, pp 1303-1315, 2016.
- [30] J. Y. Kang, H. C. Lee & S. H. Han, "Effect of Al and Mo on the textures and microstructures of dual phase steels", Mater. Sci. Eng. A, vol. 530, pp. 183-190, 2011.
- [19] M. Alibeyki, H. Mirzadeh, M. Najafi & A. Kalhor, "Modification of rule of mixtures for estimation of the mechanical properties of dual-phase steels", J. Mater. Eng. Perform, vol. 26, pp. 2683-2688, 2017.
- [20] Q. Han, A. Asgari, P. D. Hodgson & N. Stanford, "Strain partitioning in dual-phase steels containing tempered martensite", Mater. Sci. Eng. A, vol. 611, pp. 90-99, 2014.
- [21] Y. Mazaheri, A. Kermanpour & A. Najafizadeh, "Microstructures, mechanical properties, and strain hardening behavior of an ultrahigh strength dual phase steel developed by intercritical annealing of cold-rolled ferrite/martensite", Metal. Mater. Trans. A, vol. 46, pp. 3052-3062, 2015.
- [22] A. G. Kalashami, A. Kermanpur, A. Najafizadeh & Y. Mazaheri, "Effect of Nb on microstructures and mechanical properties of an ultrafine-grained dual phase steel", J. Mater. Eng. Perform, vol. 24, pp. 3008-3017, 2015.
- [23] H. Ashrafi, M. Shamanian, R. Emadi & N. Saeidi, "Correlation of tensile properties and strain hardening behavior with martensite volume fraction in dual-phase steels", Trans. Indian Inst .Met, vol. 70, pp. 1575–1584, 2017.
- [24] R. E. Reed-Hill, W. R. Cribb & S. N. Monteiro, "Concerning the analysis of tensile stress-strain data using $\log d\sigma/d\epsilon_p$ versus $\log \sigma$ diagrams", Metall. Trans, vol. 4, pp. 2665-2667, 1973.
- [25] H. W. Swift, "Plastic instability under plane stress", J. Mech. Phys. Solids, vol. 1, pp. 1-18, 1952.

۶- پی نوشت

- [1] Mondal & Ray
 [2] Rao-Mondi
 [3] Philips
 [4] Electron Backscatter Diffraction (EBSD)
 [5] Field Emission Scanning Electron Microscopy (FESEM)
 [6] Hounsfield -
 [7] Modified Crussard-Jaoul (MC-J)
 [8] Swift
 [9] Inverse Pole Figure (IPF) map
 [10] Orientation Distribution Function (ODF)

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

مطالعه خواص فیزیکی و مکانیکی پوشش نانوکامپوزیتی بر پایه پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58

محتوی مقادیر مختلف شیشه زیست فعال

محمدحسین حدادی، ابراهیم کرمانی^{*}، حمیدرضا بخششی راد، مسعود کثیری عسگرانی^۱

۱- مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد نجف آباد، نجف آباد، ایران.

* ebkaramian1@gmail.com

مقاله پژوهشی

اطلاعات مقاله

دریافت: ۱۴۰۳/۰۸/۱۰

پذیرش: ۱۴۰۳/۱۰/۱۹

کلید واژگان:

پلی کاپرولاکتون

کیتوسان

خواص فیزیکی و مکانیکی

شیشه زیست فعال S58.

چکیده

در این پژوهش، پوشش نانوکامپوزیتی بر پایه پلی کاپرولاکتون-کیتوسان، در حضور مقادیر صفر، یک، سه و پنج درصد وزنی شیشه زیست فعال S58 سنتز شده به روش سل-ژل، تهیه گردید و تأثیر حضور مقادیر مختلف شیشه زیست فعال بر میزان زاویه تماس، جذب آب، زبری سطح، استحکام کششی و رفتار خوردگی آن، توسط مشخصه‌یابی‌های متالورژیکی ارزیابی گردید. طبق نتایج حاصل از آزمون‌های زاویه تماس، درصد جذب آب، زبری سطح و استحکام کششی در نمونه‌های سنتز شده، افزایش آبدوستی با توجه به کاهش زاویه تماس (۳/۲ و ۵/۶ درصد)، افزایش جذب آب (۱۳/۱۴ و ۲۳/۲۱ درصد)، افزایش زبری سطح (۷۰/۱۶ و ۱۴۸/۴۴ درصد) و افزایش استحکام کششی (۴۵/۲۶ و ۴۸/۷۰ درصد) به ترتیب در نمونه PCB3 و PCB5 نسبت به PCB0 گزارش گردید. طبق نتایج طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی و آزمون پلاریزاسیون خطی نمونه PCB3، افزایش پتانسیل خوردگی پوشش تا ۰/۲۹- ولت و کاهش چگالی جریان خوردگی تا ۲/۰۵ میکروآمپر بر سانتیمتر مکعب نسبت به سایر نمونه‌ها گزارش شد؛ بنابراین، طبق نتایج حاصل از پژوهش، حضور مقدار بهینه ۳ درصد وزنی شیشه زیست فعال منجر به بهبود خواص فیزیکی و مکانیکی پوشش مورد بررسی از طریق افزایش مقاومت به خوردگی پوشش، کاهش زاویه تماس، افزایش درصد جذب آب، آبدوستی و زبری سطح در نمونه PCB3 گردید.

Studying the Effect of the Presence of Different Amounts of Bioactive Glass on the Physical and Mechanical Properties of the Nanocomposite Coating Based on Polycaprolactone-Chitosan-58S Bioactive Glass

Mohammad Hosein Haddadi, Ebrahim Karamian*, Hamid Reza Bakhsheshi-Rad, Masoud Kasiri-Asgarani¹

1- Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran.

* ebkaramian1@gmail.com

Article Information

Original Research Paper

Doi:

Keywords:

Polycaprolactone

Chitosan

Physical and Mechanical Properties

58S Bioactive Glass.

Abstract

In this research, nanocomposite coating based on polycaprolactone-chitosan was prepared in the presence of zero, one, three and five weight percent of 58S bioactive glass synthesized by sol-gel method, and the effect of the presence different amounts of bioactive glass were evaluated on contact angle, water absorption, surface roughness, tensile strength and corrosion behavior by metallurgical characterization. According to the results of the contact angle tests, the percentage of water absorption, surface roughness and tensile strength in the synthesized samples, the increase in hydrophilicity due to the decrease in the contact angle (3.2 and 5.6 percent), the increase in water absorption (13.14 and 23.21 percent), an increase in surface roughness (70.16 and 148.44 percent) and an increase in tensile strength (45.26 and 48.70 percent) were reported in PCB3 and PCB5 samples, respectively, compared to PCB0. According to the results of electrochemical impedance spectroscopy and linear polarization test of the PCB3 sample, an increase in the corrosion potential of the coating up to -0.29 V and a decrease in the corrosion current density up to 2.05 microamps per cubic centimeter was reported compared to other samples. Therefore, according to the results of the research, the presence of the optimal amount of 3% by weight of bioactive glass leads to the improvement of the physical and mechanical properties of the investigated coating by increasing the corrosion resistance of the coating, reduction of the contact angle, increasing the percentage of water absorption, hydrophilicity, and surface roughness in the sample was PCB3.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Mohammad Hosein Haddadi, Ebrahim Karamian, Hamid Reza Bakhsheshi-Rad, Masoud Kasiri-Asgarani, Studying the Effect of the Presence of Different Amounts of Bioactive Glass on the Physical and Mechanical Properties of the Nanocomposite Coating Based on Polycaprolactone-Chitosan-58S Bioactive Glass, New Process in Material Engineering, 2025, 19(2), 35-49.

۱- مقدمه

رشد جمعیت افراد سالخورده، منجر به افزایش آمار شکستگی های استخوان در جامعه شده است که بررسی و ارائه راهکارهای کارآمد در پیشگیری و کمک به بهبود روند درمان آن بسیار حائز اهمیت است. از این رو با پیشرفت علم در حوزه بکارگیری مواد زیستی^۱ در ترمیم و درمان بافت های آسیب دیده، از کاشتنی های^۲ پزشکی با پوشش هایی بر پایه مواد زیستی به عنوان یک راهکار مناسب در کاربردهای درمانی نظیر ترمیم و جایگزینی بافت، استنت قلبی و دارورسانی استفاده گردیده است [۱]. همچنین، داشتن خواصی نظیر خواص فیزیکی و مکانیکی مطلوب، زیست سازگاری^۳، زیست فعالی^۴، چسبندگی سلولی، مقاومت در برابر خوردگی^۵، استخوانی زایی^۶، ضریب اصطکاک و نرخ سایش پایین در مواد زیستی، منجر به استفاده از آن ها به عنوان یک گزینه قابل اطمینان در کاربردهای درمانی در داخل بدن شده است [۲].

ضمن اینکه، خواص سطحی مطلوب در سطح مواد زیستی به دلیل بروز واکنش های سطحی در فصل مشترک ماده زیستی با محیط فیزیولوژیکی بدن، یک عامل مهم در پذیرش و یا رد استفاده از آن ها در داخل بدن هست [۳]. علاوه بر این طبق پژوهش های پیشین، خواص زیستی نامطلوب پوشش های کاشتنی های زیستی، منجر به بروز فیروز^۷ در فصل مشترک کاشتنی و بافت، شل شدن کاشتنی و عدم ایجاد پیوند در بافت آسیب دیده می گردد که استفاده از مواد زیستی در ترکیب شیمیایی مواد مرکب بر پایه پلیمر - سرامیک، می تواند منجر به بهبود زیست سازگاری و مقاومت به خوردگی آن ها در محیط فیزیولوژیکی بدن گردد [۱-۶]. ذکر این نکته حائز اهمیت است که قرارگیری طولانی مدت یک کاشتنی در بدن، کنترل واکنش های سطحی و زمان اتصال کاشتنی به بافت، ملزم به پوشش دهی سطح کاشتنی و اصلاح ویژگی های سطحی آن نظیر شیمی سطح، ترشوندگی^۸، بار الکتریکی و زبری سطح^۹ است [۷-۸]. همچنین، پلی کاپرولاکتون^{۱۰} به عنوان یک پلیمر مصنوعی نیمه بلوری و آبگریز، به دلیل داشتن خواصی نظیر

زیست تخریب پذیری، زیست سازگاری، انعطاف پذیری بالا، سینتیک تخریب مناسب، خواص مکانیکی مطلوب و اندازه تخلخل کنترل شده برای رشد بافت، در کاربردهای درمانی- پزشکی مورد استفاده قرار گرفته است [۹-۱۰]. ضمن اینکه کیتوسان^{۱۱} یک پلیمری طبیعی نظیر کلاژن و پروتئین است که به دلیل وجود گروه های آمین آزاد در طول زنجیره پلیمر و حلالیت خوب در اسیدهای ضعیفی نظیر اسید استیک، جایگاه مناسبی در بین پلی ساکاریدها دارد [۱۱-۱۳]. علاوه بر این، شیشه های زیست فعال^{۱۲} به دلیل داشتن مزایایی نظیر قابلیت ترمیم بافت، ارتقا زیست سازگاری و زیست فعالی، می توانند به عنوان یک ماده پوششی، با تشکیل لایه آپاتایت^{۱۳} بر روی سطح خود، منجر به ایجاد پیوندی مستحکم بین کاشتنی و بافت گردند. از این رو، شیشه های زیست فعال به دو روش ذوبی^{۱۴} و سل- ژل^{۱۵} سنتز می شوند که روش سل- ژل دارای مزایایی نظیر دمای پایین فرآیند، تخلخل در ابعاد نانو، سطح ویژه بالاتر و زیست فعالی بالاتر نسبت به روش ذوبی است [۱۴-۱۵].

در پژوهش های پیشین، کامپوزیت های^{۱۶} بر پایه پلیمر- شیشه زیست فعال، به عنوان پوشش برای افزایش مقاومت مکانیکی، زیست فعالی، چسبندگی سلولی، پایداری شیمیایی و عملکرد سطحی مورد بررسی و استفاده قرار گرفته است که نتایج حاکی از تشکیل یک لایه آپاتایت، برقراری پیوندی مستحکم بین کاشتنی و بافت سخت و نرم، ارتقا فرآیند رگ زایی، چسبندگی سلولی، فعالیت آنزیم و تمایز سلول های بنیادی مزانشیمی بود [۱۶-۱۸]. علاوه بر این در پژوهشی، یک داربست بر پایه ژلاتین- کیتوسان- شیشه زیست فعال S58 سنتز و مورد بررسی قرار گرفت که طبق نتایج، ارتقا نرخ تشکیل لایه آپاتایت، افزایش زیست فعالی و نیز افزایش مدول یانگ^{۱۷} داربست با افزایش درصد وزنی شیشه زیست فعال گزارش گردید [۱۹]. ضمن اینکه در مطالعه ای دیگر، داربست نانوکامپوزیتی بر پایه پلی کاپرولاکتون و شیشه زیست فعال S58 در حضور مقادیر صفر، پنج، ۱۰ و ۲۰ درصد وزنی شیشه

میزان ترشوندگی سطح، درصد جذب آب، زبری سطح، استحکام کششی، طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی^{۲۵} و پلاریزاسیون پتانسیودینامیک^{۲۶} ارزیابی گردید.

۲- مواد و روش‌های انجام تحقیق

۲-۱- معرفی مواد اولیه

در این پژوهش به منظور سنتز پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58، مواد اولیه پلیمر پلی کاپرولاکتون و پلیمر کیتوسان از شرکت سیگما آلدردیج آمریکا خریداری و استفاده گردید که مشخصات آن در جدول (۱) ارائه شده است.

جدول (۱): مواد اولیه مورد نیاز به منظور ساخت پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58.

مواد اولیه	پلی کاپرولاکتون	کیتوسان
ترکیب شیمیایی	$C_6H_{10}O_2$	$(C_8H_{13}O_5N)_n$
دمای ذوب	$60^\circ C$	$270^\circ C$
چگالی	$1/145 g/cm^3$	$1/20-38 g/mL$
وزن ملکولی متوسط (M_n)	$6000 g/mol$	$50000 g/mol$

۲-۲- سنتز نانوذرات شیشه زیست فعال S58

به منظور سنتز نانوذرات شیشه زیست فعال S58 با ترکیب شیمیایی $58SiO_2-33CaO-9P_2O_5$ (درصد وزنی) به روش سل-ژل، ابتدا $20/5 mL$ تترااتیل ارتوسیلیکات^{۲۷} در آب دیونیزه^{۲۸} و $50 mL$ اتانول حل شد و pH محلول با استفاده از اسید نیتریک $2 M$ تا دو تنظیم گردید. سپس $2 mL$ تری اتیل فسفات^{۲۹} و $13 gr$ کلسیم نیترات^{۳۰} به محلول اضافه شد و به منظور ایجاد یک محلول همگن، توسط همزن مغناطیسی به مدت 60 دقیقه هم زده شد. همچنین سوسپانسیون حاصله دمای $60^\circ C$ به مدت 54 ساعت در آون قرار گرفت و پس از خشکسازي به مدت 72 ساعت در دمای $130^\circ C$ ، فرآیند پایدارسازی^{۳۱} در دمای $700^\circ C$ به مدت یک ساعت در کوره انجام گردید. ضمن اینکه پودر حاصل به مدت یک ساعت در

زیست فعال سنتز و بررسی گردید که نتایج حاکی از بالاترین مدول الاستیک، استحکام تسلیم، گرانروی کشسانی^{۱۸} و آبدوستی^{۱۹} در نمونه حاوی پنج درصد وزنی شیشه زیست فعال نسبت به سایر نمونه‌های سنتز شده در این مطالعه بود [۲۰]. همچنین در پژوهشی، پوشش کامپوزیتی بر پایه شیشه زیست فعال-کیتوسان سنتز شد و طبق نتایج بهبود مقاومت به خوردگی و استخوان‌زایی در کامپوزیت‌های مورد بررسی گزارش گردید [۲۱]. ضمن اینکه در مطالعه‌ای دیگر، پوشش نانوالیاف کامپوزیتی پلی کاپرولاکتون با نانوذرات آپاتایت و داروی ریمفامپیسین^{۲۰} سنتز شد و نتایج بررسی حاکی از افزایش زیست‌فعالی، ارتقا استحکام کششی، افزایش آبدوستی و کاهش زاویه تماس^{۲۱} و بهبود خواص مکانیکی آن بود [۲۲]. علاوه بر این، در پژوهشی رفتار خوردگی و خواص زیست‌فعالی پوشش‌های نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-آپاتایت بارگذاری شده با داروی سفالکسین مورد بررسی قرار گرفت و طبق نتایج کاهش زاویه تماس، افزایش آبدوستی، افزایش مقاومت به خوردگی، رهایش کنترل شده دارو و بهبود خواص زیستی آن گزارش شد [۲۳]. از این رو، به دلیل مشکلات ناشی از قرارگیری طولانی مدت کاشتنی‌های دائمی در بدن انسان، نظیر نیاز به جراحی مجدد برای خارج کردن کاشتنی از بدن و بروز سمیت سلولی، منجر به طراحی کاشتنی‌های موقت با قابلیت‌های زیستی نظیر زیست تخریب‌پذیری گردید که سنتز پوشش مناسب یکی از گزینه‌های اساسی در ارتقا کاربردهای درمانی آن‌ها می‌باشد؛ بنابراین در این پژوهش، پوشش‌های نانوکامپوزیتی بر پایه پلی کاپرولاکتون-کیتوسان، در حضور مقادیر صفر، یک، سه و پنج درصد وزنی شیشه زیست فعال S58 سنتز شده به روش سل-ژل، تهیه شد و تأثیر حضور مقادیر مختلف شیشه زیست فعال بر میزان زاویه تماس، جذب آب، زبری سطح و رفتار خوردگی آن‌ها، به منظور استفاده در کاربردهای درمانی مهندسی بافت^{۲۲}، توسط آزمون‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی^{۲۳}، طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس^{۲۴}، زاویه تماس،

۱	۱۰	۸۹	PCB1
۳	۱۰	۸۷	PCB3
۵	۱۰	۸۵	PCB5

۲-۴- مشخصه‌یابی‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58

در این پژوهش، به منظور بررسی ریخت‌شناسی لایه آباتایت تشکیل شده بر روی پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58، از میکروسکوپ الکترون روبشی مدل (SEM; Philips, XL30) استفاده شد. همچنین، برای آماده‌سازی نمونه‌ها قبل از انجام آزمون از چسب آلومینمی دوطرفه به منظور رفع مشکل هدایت الکتریکی ضعیف نمونه‌ها و برقراری رسانایی الکتریکی استفاده شده و سپس لایه نازکی از فلز طلا به منظور ایجاد رسانایی و خنثی‌سازی شارژ الکتریسیته روی سطوح نمونه‌ها، به روش رسوب فیزیکی بخار روی پوشش‌ها اعمال گردید.

ضمن اینکه، میزان ترشوندگی سطح پوشش‌ها، از طریق اندازه‌گیری زاویه تماس آن‌ها مطابق با استانداردهای (ASTM D7334) و (ASTM D5964) توسط دستگاه (pendent drop IFT measurment apparatus-CA-ES10) در دمای اتاق، انجام شد و زاویه تماس آن‌ها توسط نرم‌افزار Image J مشخص گردید. ذکر این نکته حائز اهمیت است که استانداردهای مذکور برای توصیف میزان ترشوندگی و زاویه تماس، مطابق با اصول پذیرفته شده بین‌المللی استانداردسازی تنظیم شده در قطعنامه اصول توسعه استانداردهای بین‌المللی، دستورالعمل‌ها و توصیه‌های صادر شده توسط کمیته موانع فنی تجارت سازمان تجارت جهانی (TBT) تدوین شده است. علاوه بر این برای بررسی میزان جذب آب، ابتدا نمونه‌های مورد بررسی به شکل مکعب مربع و در ابعاد $20 \times 20 \text{ mm}^2$ تهیه شد و وزن نمونه‌ها قبل و بلافاصله پس از قرارگیری به مدت ۲۴ ساعت درون آب مقطر در دمای اتاق، با استفاده از رابطه (۱) اندازه‌گیری گردید. همچنین، به منظور بررسی میزان زبری سطح پوشش‌ها از آزمون زبری سطح توسط دستگاه Mitutoyo مدل SJ-210 استفاده شد که در آن نمونه‌ها با ابعاد

آسیاب گلوله‌ای^{۳۲} با سرعت ۲۵۰ دور بر دقیقه آسیاب شد که در جدول (۲) نیز، مشخصات مواد اولیه مورد نیاز به منظور سنتز نانوذرات شیشه زیست فعال S58 آورده شده است.

جدول (۲): مواد اولیه مورد نیاز به منظور سنتز شیشه زیست فعال S58.

نام ماده	ترکیب شیمیایی	علامت اختصاری	نام شرکت سازنده
ترااتیل ارنوسیلیکات	$(\text{C}_2\text{H}_5\text{O})_4\text{Si}$	TEOS	سیگما آلدريج
تری اتیل فسفات	$(\text{C}_2\text{H}_5\text{O})_3\text{P}$	TEP	سیگما آلدريج
کلسیم نترات	$\text{Ca}(\text{NO}_3)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$	-	سیگما آلدريج
اتانول	$\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$	-	سیگما آلدريج
اسید نیتریک	HNO_3	-	سیگما آلدريج

۲-۳- سنتز پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58

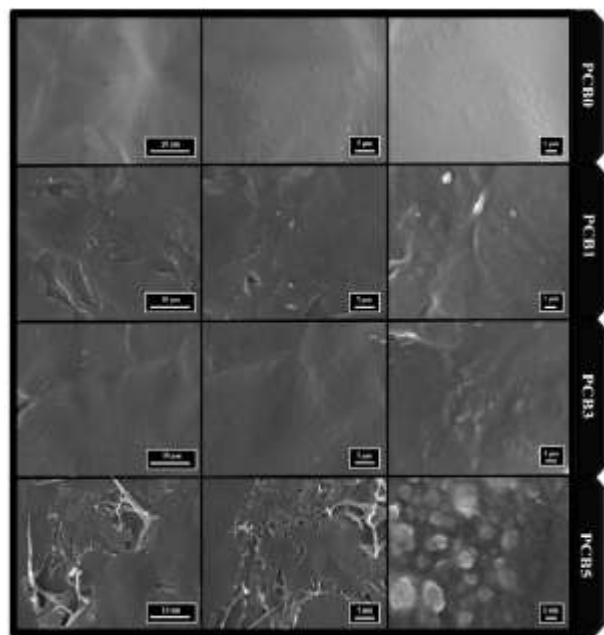
ابتدا پلیمر پلی کاپرولاکتون و پلیمر کیتوسان در اسید استیک^{۳۳} و اسید فرمیک^{۳۴} با درصد وزنی سه بر یک از آن‌ها، حل گردید و پس از هم زدن محلول تهیه شده به مدت سه ساعت با همزن مغناطیسی، نانوذرات شیشه زیست فعال S58 سنتز شده به محلول اضافه شد. همچنین با توجه به انرژی سطحی بالای نانوذرات شیشه زیست فعال و تمایل به کلوخه شدن، به منظور پخش بهتر این ذرات در محلول و جلوگیری از ایجاد کلوخه، نانوذرات شیشه زیست فعال S58 به صورت همگن در سوسپانسیون با استفاده از روش مافوق صوتی به مدت ۳۰ دقیقه توزیع شد. ضمن اینکه در جدول (۳) نام و ترکیب شیمیایی چهار نمونه از پوشش‌های نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58 ارائه شده است.

جدول (۳): نام و ترکیب شیمیایی پوشش‌های نانوکامپوزیتی پلی

کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58.

نام نمونه	پلیمر پلی کاپرولاکتون (Wt%)	پلیمر کیتوسان (Wt%)	شیشه زیست فعال 58S (Wt%)
PCB0	۹۰	۱۰	۰

حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی، پیوستگی سطحی مطلوب و عدم مشاهده ترک در سطح نمونه‌ها گزارش گردید که ضمن توزیع یکنواخت نانوذرات شیشه زیست فعال S58 در زمینه پلیمر پلی کاپرولاکتون-کیتوسان و مرطوب شدن نانوذرات توسط پلیمر، هیچ گونه ترک و تخریبی در سطح نمونه‌ها با افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال مشاهده نشد [۲۴-۲۵]. همچنین با توجه به تصاویر، افزایش درصد وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال در نمونه‌های PCB1، PCB3 و PCB5 نسبت به نمونه PCB0 و پراکندگی نانوذرات در زمینه پلیمری قابل مشاهده است. ضمن اینکه افزایش کسر وزنی شیشه زیست فعال در نمونه PCB5، به دلیل داشتن نسبت سطح به حجم بالا نانوذرات، منجر به افزایش انرژی سطحی و به تبع آن توزیع غیریکنواخت آن‌ها در زمینه پلیمری و ایجاد کلوخه گردید [۲۴].



شکل (۱): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی.

۳-۲- بررسی نتایج آزمون اندازه‌گیری زاویه تماس و میزان آبدوستی

mm² ۲۰×۲۰ تهیه و مورد بررسی قرار گرفت. ضمن اینکه، آزمون بررسی خواص کششی پوشش‌ها، به منظور بررسی تأثیر افزودن نانوذرات شیشه زیست فعال بر خواص مکانیکی و محاسبه نیروی پارگی آن‌ها، با سرعت ۱۰ mm/min و اعمال بار ۱۰۰ نیوتون توسط دستگاه 1446-Zwick و طبق استاندارد (ASTM D882) انجام شد و سپس نمودارهای تنش اعمالی و تغییر طول ترسیم گردید. علاوه بر این، رفتار خوردگی نمونه‌ها در محلول شبیه‌سازی شده بدن^{۳۵} به عنوان یک محیط خورنده در دمای ۲۵ °C و pH=۷/۴، توسط آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی و پلاریزاسیون پتانسیودینامیک با استفاده از یک پتانسیواستات/گالوانوستات مدل (PARSTAT-2273) انجام گرفت. از این رو، از یک سلول سه الکترودی مرسوم شامل (Ag/AgCl) به عنوان الکترود مرجع، ورقه از جنس پلاتین به عنوان الکترود مقابل و نمونه‌ها به عنوان الکترود کاری استفاده گردید که قبل از انجام آزمون نیز، نمونه‌ها به به منظور رسیدن به پتانسیل مدار باز پایدار به مدت یک ساعت محلول شبیه‌سازی شده بدن قرار گرفتند. همچنین، آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی در محدوده فرکانسی ۱۰^{-۲} تا ۱۰^۵، آزمون پلاریزاسیون در محدوده ۰/۲۵ V- تا ۱/۶ و پتانسیل مدار باز پایدار در نرخ اسکن ۱ mV/s انجام شد که ارزیابی منحنی‌ها نیز، توسط نرم‌افزار Nova 1.7.8 انجام گرفت.

$$(۱) \quad 100 \times (\text{وزن اولیه} / \text{وزن اولیه} - \text{وزن نهایی}) = (\%) \text{ جذب آب}$$

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی نتایج آزمون میکروسکوپ الکترونی روبشی

در شکل (۱) تصاویر میکروسکوپ الکترون روبشی نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58 در حضور مقادیر صفر، یک، سه و پنج درصد وزنی شیشه زیست فعال ارائه شده است. از این رو طبق تصاویر

جذب آب عمل می کنند که منجر به جذب مولکول های آب در سطح پوشش ها می شوند و با کاهش زاویه تماس و افزایش خاصیت ترشوندگی، باعث بهبود خواص مقاومت به خوردگی آن ها می گردند [۲۹].

جدول (۴): میزان زاویه تماس نمونه های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58.

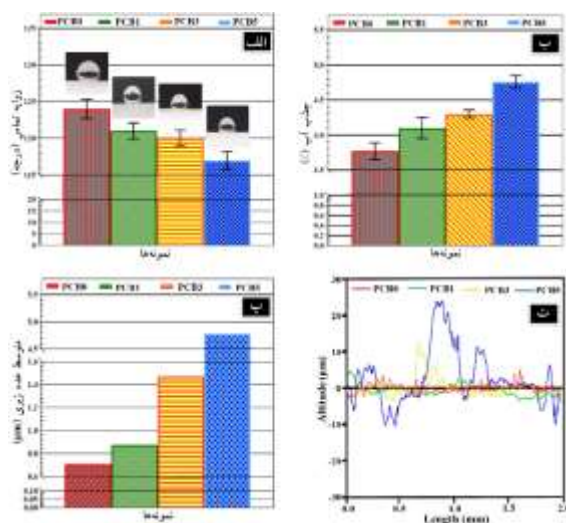
نمونه	زاویه تماس (درجه)
PCB0	$124 \pm 1/3$
PCB1	$121 \pm 1/1$
PCB3	$120 \pm 1/1$
PCB5	$117 \pm 1/2$

۳-۳- بررسی نتایج اندازه گیری میزان جذب آب

میزان توانایی جذب آب سطح پوشش ها، به عواملی نظیر میزان ترشوندگی پوشش، اندازه و حجم تخلخل ها در ساختار پوشش وابسته است که در شکل (۲-ب) و جدول (۵) درصد جذب آب نمونه های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58 ارائه شده است [۳۰]. از این رو طبق نتایج حاصل از اندازه گیری میزان جذب آب پوشش ها، افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال در ترکیب شیمیایی پوشش ها، منجر به افزایش حجم تخلخل ها و به تبع آن افزایش میزان جذب آب در نمونه PCB5 برابر با $4/0 \pm 76/09$ درصد بود که این مقدار در نمونه های PCB3، PCB1 و PCB0 کمتر و به ترتیب $4/30 \pm 0/06$ ، $4/10 \pm 0/15$ و $3/0 \pm 77/12$ درصد گزارش شد. همچنین طبق مطالعات پیشین، افزایش حجم تخلخل ها در ساختار پوشش، علاوه بر افزایش فضای قابل دسترس برای حضور آب در داخل ساختار پوشش، منجر به افزایش مساحت سطح در دسترس و به تبع آن تسهیل و ارتقا نرخ تشکیل لایه آپاتیت می گردد [۳۱]. ضمن اینکه طبق نتایج، میزان جذب آب در نمونه PCB5 از تمامی نمونه ها بیشتر است و علت آن حضور کسر وزنی بالاتر نانوذرات شیشه زیست فعال در پوشش می باشد که علاوه بر افزایش زبری سطح نمونه، به

ترشوندگی سطح یکی از عوامل اصلی در تعیین عملکرد خوردگی مواد زیستی است و این قابلیت با استفاده از اندازه گیری زاویه تماس قابل بررسی است که در شکل (۲-الف) و جدول (۴) میزان زاویه تماس نمونه های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58 ارائه شده است. از این رو طبق نتایج، افزایش ترشوندگی سطح پوشش های نانوکامپوزیتی با افزایش کسر وزنی شیشه زیست فعال گزارش گردید که این امر حاکی از طبیعت آب دوست پلیمر کیتوسان در پوشش های نانوکامپوزیتی، حضور گروه های سیلانول در شیشه زیست فعال، پیوند سطحی گروه های سیلانول (Si-OH) و به تبع آن افزایش خاصیت آبدوستی پوشش های مورد بررسی است. همچنین طبق پژوهش های پیشین، کاهش زاویه تماس آب با سطح، منجر به افزایش خاصیت ترشوندگی آن می شود که طبق جدول (۴) زاویه تماس در نمونه PCB0 برابر با $124 \pm 1/3$ درجه گزارش شد و افزودن شیشه زیست فعال تا پنج درصد وزنی در نمونه PCB5 منجر به کاهش زاویه تماس به $117 \pm 1/2$ درجه گردید. ضمن اینکه، زاویه تماس در تمام نمونه های مورد بررسی بالای ۹۰ درجه است و پوشش های نانوکامپوزیتی مذکور در گروه پوشش هایی با خاصیت آبدوستی کم قرار دارند. ذکر این نکته حائز اهمیت است که تخریب یک پوشش می تواند با کنترل ترشوندگی سطح برای یک کاربرد خاص تنظیم شود و حضور SiO_2 در ترکیب شیمیایی نانوذرات شیشه زیست فعال، امکان کنترل زاویه تماس پوشش با عامل دار کردن گروه های مختلف را فراهم می کند؛ به عبارت دیگر، افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال در ترکیب شیمیایی پوشش های مورد بررسی، از طریق حضور گروه های سیلانول در ساختار شیشه زیست فعال، افزایش زبری سطح و به تبع آن افزایش محل های تماس بین آب و سطح، منجر به افزایش خاصیت ترشوندگی و کاهش زاویه تماس گردید که در تطابق با مطالعات پیشین است [۲۶-۲۸]. همچنین، گروه های سیلانول با پیوند سطحی Si-OH در ساختار شیشه های زیست فعال، به عنوان محل های

پوشش‌ها ارتباط مستقیمی با میزان آبدوستی سطح آن‌ها دارد و افزودن شیشه‌های زیست‌فعال به ترکیب شیمیایی پوشش‌های نانوکامپوزیتی پلیمری-سرامیکی، منجر به ارتقا زبری سطح کاهش یافته توسط جزء پلیمری می‌گردد [۳۵-۳۷]. ضمن اینکه، میزان زبری سطح کنترل شده پوشش‌ها، می‌تواند به ثبات اولیه کاشتنی کمک کند و پایداری شیمیایی آن‌ها را به شدت بهبود بخشد. این در حالی است که افزایش بیش از حد زبری سطح، ممکن است باعث رهاش غیر کنترل شده یون‌ها از سطح پوشش و خوردگی در اطراف آن گردد و ضمن افزایش زمان بستری و هزینه‌های درمان، کیفیت زندگی بیماران را نیز کاهش دهد [۳۵-۳۶]. علاوه بر این، افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست‌فعال در ترکیب شیمیایی پوشش‌های مورد بررسی، منجر به افزایش تحرک ذرات درشت، رسوب آن‌ها در بین ذرات ریز، افزایش تراکم و به تبع آن افزایش زبری سطح گردید که در تطابق با پژوهش‌های پیشین است [۳۷-۳۸].



شکل (۲): (الف) میزان زاویه تماس، (ب) میزان جذب آب، (پ) متوسط عدد زبری و (ت) نمودار زبری سنجی نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست‌فعال S58.

۳-۵- بررسی نتایج آزمون خواص کششی

بهبود خواص مکانیکی یک پوشش نانوکامپوزیتی وابسته به خواص فیزیکی فاز تقویت‌کننده آن نظیر اندازه ذرات، شکل

دلیل وجود زنجیره Si-O-Si در ساختار نانوذرات شیشه زیست‌فعال با تسهیل فرآیند آبکافت، منجر به افزایش قابلیت جذب آب در نمونه مذکور گردید که در تطابق با پژوهش‌های پیشین است [۳۲-۳۴].

جدول (۵): درصد جذب آب نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست‌فعال S58.

نمونه	جذب آب (%)
PCB0	۳/۷۷±۰/۱۲
PCB1	۴/۱۰±۰/۱۵
PCB3	۴/۳۰±۰/۰۶
PCB5	۴/۷۶±۰/۰۹

۳-۴- بررسی نتایج آزمون میزان زبری سطح

افزایش زبری سطح یک پوشش با افزایش مکان‌های تماس بین آب و سطح، منجر به بهبود خاصیت آبدوستی آن می‌گردد که در شکل (۲- پ و ت) و جدول (۶) به ترتیب نمودارهای زبری سنجی و متوسط عدد زبری نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست‌فعال S58 ارائه شده است.

جدول (۶): اعداد آزمون زبری سنجی نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست‌فعال S58.

نمونه	متوسط عدد زبری (μm)
PCB0	۰/۷۰۷
PCB1	۰/۸۷۶
PCB3	۱/۴۷۱
PCB5	۴/۷۷۸

از این رو با توجه به جدول (۶)، عدد زبری با افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست‌فعال تا پنج درصد وزنی در نمونه PCB5 به ۴/۷۷۸ μm رسید و این در حالی است که عدد زبری در نمونه فاقد شیشه زیست‌فعال (نمونه PCB0) برابر با ۰/۷۰۷ μm بود و افزودن شیشه زیست‌فعال به ترکیب شیمیایی پوشش‌ها منجر به افزایش قابل ملاحظه‌ای در عدد زبری سطح نمونه‌های مورد بررسی شد. همچنین طبق مطالعات پیشین، میزان زبری سطح

استحکام کششی نمونه‌های PCB0، PCB1، PCB3 و PCB5 به ترتیب $6/12$ ، $8/90$ ، $9/70$ و $10/06$ است و با توجه به آن، افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال از سه به پنج درصد وزنی در نمونه‌های PCB3 و PCB5، منجر به افزایش قابل ملاحظه‌ای در استحکام نمونه PCB5 نگردید که علت آن کلوخه شدن نانوذرات شیشه زیست فعال به دلیل زیاد بودن انرژی سطحی آن و توزیع غیریکنواخت ذرات شیشه زیست فعال است. علاوه بر این، تجمع نانوذرات شیشه زیست فعال می‌تواند به عنوان یک نقطه تمرکز تنش عمل کند و منجر به کاهش خواص مکانیکی پوشش گردد که وابستگی زیادی به برهمکنش و توزیع مناسب نانوذرات شیشه زیست فعال در ساختار پلیمری پوشش دارد.

طبق جدول (۷)، تغییر طول نمونه‌های PCB0، PCB1، PCB3 و PCB5 به ترتیب $6/70$ ، $7/80$ ، $8/20$ و $8/90$ درصد است که با توجه به آن، افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال منجر به کاهش اختلاف در خواص کششی نمونه‌های PCB3 و PCB5 گردید. همچنین طبق نتایج حاصل از آزمون مذکور، استحکام کششی و درصد تغییر طول نسبی پوشش‌های نانوکامپوزیتی با افزودن نانوذرات شیشه زیست فعال بهبود یافت که این امر حاکی از افزایش کلوخه شدن ذرات پس از افزایش کسر وزنی شیشه زیست فعال و بهبود خواص کششی پوشش است.

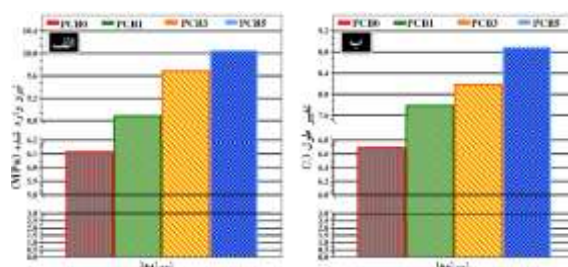
جدول (۷): نیروی پارگی نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی

کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58.

نمونه	تنش (MPa)	کرنش (%)
PCB0	6/12	6/70
PCB1	8/90	7/80
PCB3	9/70	8/20
PCB5	10/06	8/90

۳-۶- بررسی نتایج آزمون طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیماپی

ذرات، نسبت ابعادی آن، نحوه توزیع و پراکندگی ذرات در زمینه و برهمکنش بین ذرات با پلیمر دارد که در شکل (۳) و جدول (۷) به ترتیب نمودار تنش اعمالی، نمودار تغییر طول و نیروی پارگی نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58 ارائه شده است. از این رو طبق نتایج حاصل از آزمون کششی، افزودن نانوذرات شیشه زیست فعال به دلیل داشتن اندازه ذرات مطلوب در ابعاد نانو و سختی و استحکام بالاتر نسبت به پلیمرها، منجر به بهبود چشمگیری در استحکام کششی پوشش‌ها گردید؛ به عبارت دیگر، حضور نانوذرات شیشه زیست فعال به عنوان فاز تقویت کننده در زمینه پلیمری، منجر به ایجاد پدیده جذب انرژی شد که بر اساس این نظریه، هنگام اعمال نیروی کششی به نانوکامپوزیت، ضمن جذب و مهار قسمت زیادی از نیرو توسط فاز تقویت کننده در نانوکامپوزیت (نانوذرات شیشه زیست فعال)، ایجاد یک شبکه موقت بین فاز تقویت کننده شیشه زیست فعال و زنجیره‌های پلیمری، باعث حرکت زنجیره پلیمری پس از وارد آمدن نیرو محدود و افزایش استحکام کششی می‌شود [۳۹].

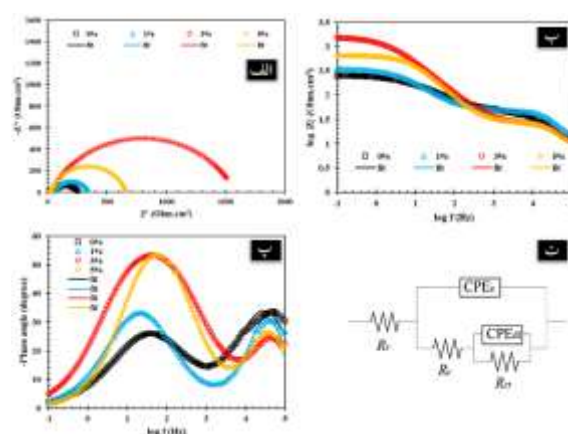


شکل (۳): الف) تنش اعمالی و ب) تغییر طول نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58.

همچنین در شکل (۳-الف و ب) به ترتیب تأثیر افزودن نانوذرات شیشه زیست فعال بر نیروی وارده و تغییر طول در هر یک از نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58 ارائه شده است که طبق آن، افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال، منجر به افزایش استحکام نهایی پوشش نانوکامپوزیتی گردید. ضمن اینکه،

همچنین طبق شکل (۴-پ)، افزایش ارتفاع در قله‌های زاویه فاز نمونه‌های حاوی سه و پنج درصد وزنی نانوذرات شیشه زیست‌فعال (نمونه PCB3 و PCB5) حاکی از مقاومت بیشتر نمونه‌های مذکور نسبت به سایر نمونه‌های مورد بررسی است. ذکر این نکته حائز اهمیت است که مقدار دقیق مقاومت نمونه‌ها باید از توسط مدلسازی این نتایج با مدار معادل الکتروشیمیایی تعیین گردد که برای تعیین شکل مدار معادل الکتروشیمیایی، تعیین تعداد ثابت زمانی دستگاه ضروری است؛ به عبارت دیگر، تعداد ثابت زمانی به معنی تعداد خازن/مقاومت‌های موازی در مدار معادل الکتروشیمیایی است که تعداد ثابت زمانی دستگاه با توجه به منحنی‌های باد-زاویه قابل تشخیص است. علاوه بر این، طبق شکل (۴-ت) وجود دو قله در منحنی باد-زاویه فاز تمامی نمونه‌های مورد بررسی در این پژوهش، حاکی از دو ثابت زمانه بودن آن‌ها می‌باشد که به‌منظور تعیین دقیق مؤلفه‌های الکتروشیمیایی، نتایج حاصل از آزمون امپدانس بر روی مدار معادل الکتروشیمیایی منطبق گردید. همچنین مدار معادل مذکور، شامل سه مقاومت (به ترتیب از چپ مقاومت محلول، مقاومت پوشش و مقاومت انتقال شارژ) و دو عنصر فاز ثابت (مربوط به پوشش و لایه دوگانه) است که به دلیل عدم موازی بودن صفحات لایه دوگانه ایجاد شده بین سطح الکتروود و الکترولیت و ناهموازی صفحه الکتروود و پوشش، از عنصر فاز ثابت به جای خازن ایده‌آل استفاده شد. ضمن اینکه، امپدانس خازن برابر با $Z = 1/j\omega C$ و این مقدار برای CPE برابر با $Z = 1/(Y_0 j\omega)^n$ است که در این ترکیب‌ها C به معنی ظرفیت خازن، ω زاویه فاز، Y_0 ادمیتانس (برعکس امپدانس و معادل مؤلفه ظرفیت در خازن ایده‌آل) و ز عبارت موهومی $1-\sqrt{n}$ است. علاوه بر این، اختلاف این دو تنها در توان n است که این مقدار عددی بین صفر و یک است و مقدار صفر و یک آن به ترتیب حاکی از مقاومت ایده‌آل و خازن ایده‌آل می‌باشد. همچنین، مدلسازی نمونه‌های اندازه‌گیری شده با مدار معادل الکتروشیمیایی به‌خوبی بر منحنی‌های نایکویست و باد منطبق

در شکل (۴-الف-ت) به ترتیب منحنی‌های نایکویست Z' بر حسب Z'' ، باد-امپدانس، باد-زاویه فاز و مدار معادل دو ثابت زمانه نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست‌فعال S58 ارائه شده است. همچنین، در منحنی‌های نایکویست فرکانس از سمت راست به سمت چپ منحنی (به صورت پادساعتگرد) افزایش می‌یابد و نقطه انتهایی در سمت چپ و نقطه ابتدایی در سمت راست منحنی، به ترتیب دارای بیشترین و کمترین فرکانس است که در این منحنی‌ها افزایش قطر، حاکی از افزایش مقاومت به خوردگی ماده است. از این رو طبق شکل (۴-الف)، نمونه حاوی سه درصد وزنی نانوذرات شیشه زیست‌فعال (نمونه PCB3) دارای بیشترین مقاومت به خوردگی و نمونه فاقد این فاز تقویت‌کننده (نمونه PCB0) دارای کمترین مقاومت به خوردگی است. ضمن اینکه، امپدانس در کمترین فرکانس بیانگر مقاومت کل ماده در برابر خوردگی است و طبق شکل (۴-ب)، امپدانس در کمترین فرکانس نمونه‌های حاوی سه، پنج و یک درصد وزنی نانوذرات شیشه زیست‌فعال (نمونه‌های PCB3، PCB5 و PCB1)، بالاترین مقاومت به خوردگی و نمونه فاقد نانوذرات شیشه زیست‌فعال (نمونه PCB0)، کمترین مقاومت به خوردگی را داشتند [۴۰].



شکل (۴: الف) منحنی‌های نایکویست، ب) باد-امپدانس، پ) باد-زاویه فاز (نقاط نتایج حاصل از آزمون و خطوط نتایج حاصل از فیت) و ت) مدار معادل منحنی دو ثابت زمانه نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست‌فعال S58.

گردید و امر حاکی از قابل اعتماد بودن نتایج حاصل از مدلسازی است که در جدول (۸)، مقادیر مؤلفه‌های حاصل از مدلسازی نتایج آزمون امپدانس بر روی مدار معادل الکتروشیمیایی ارائه شده است. با توجه به جدول (۸)، مقادیر ظرفیت خازن معادل پوشش و لایه دوگانه به ترتیب از روابط (۲) و (۳) ارزیابی گردید و طبق آن، افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال تا سه درصد وزنی در ساختار پوشش، منجر به افزایش مقاومت به خوردگی آن گردید که طبق مطالعات

جدول (۸): مؤلفه‌های حاصل از مدلسازی نتایج آزمون امپدانس بر روی مدار معادل الکتروشیمیایی نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58.

نمونه	R_s (ohm.cm ²)	$Y0_c$ (S.sec ⁿ .cm ⁻²)	n_1	R_c (ohm.cm ²)	C_c (nF/cm ²)	$Y0_{dl}$ (S.sec ⁿ .cm ⁻²)	n_2	R_{ct} (ohm.cm ²)	C_{ct} (μF/cm ²)
PCB0	9/78	$1/30 \times 10^{-6}$	0/88	36/6	334/58	$9/37 \times 10^{-4}$	0/74	211/2	177/34
PCB1	13/99	$5/43 \times 10^{-7}$	0/89	41/71	1924/42	$7/56 \times 10^{-4}$	0/83	312/8	95/10
PCB3	11/67	$1/99 \times 10^{-7}$	0/94	44/88	94/75	$6/07 \times 10^{-5}$	0/92	1604	32/29
PCB5	11/76	$3/31 \times 10^{-7}$	0/92	17/16	115/79	$9/11 \times 10^{-5}$	0/92	621/0	50/18
PCB0	9/78	$1/30 \times 10^{-6}$	0/88	36/6	334/58	$9/37 \times 10^{-4}$	0/74	211/2	177/34
PCB1	13/99	$5/43 \times 10^{-7}$	0/89	41/71	1924/42	$7/56 \times 10^{-4}$	0/83	312/8	95/10
PCB3	11/67	$1/99 \times 10^{-7}$	0/94	44/88	94/75	$6/07 \times 10^{-5}$	0/92	1604	32/29

ساختار پوشش و کمترین ظرفیت خازن به دلیل پر شدن تخلخل‌ها توسط نانوذرات شیشه زیست فعال است. همچنین، خازن معادل لایه دوگانه نیز در نمونه PCB3 کمتر از سایر نمونه‌های مورد بررسی بود که این امر حاکی از عدم گسترش الکترولیت به زیرپوشش است.

$$C_c = (Y0_c \times R_c^{1-n})^{1/n} \quad (2)$$

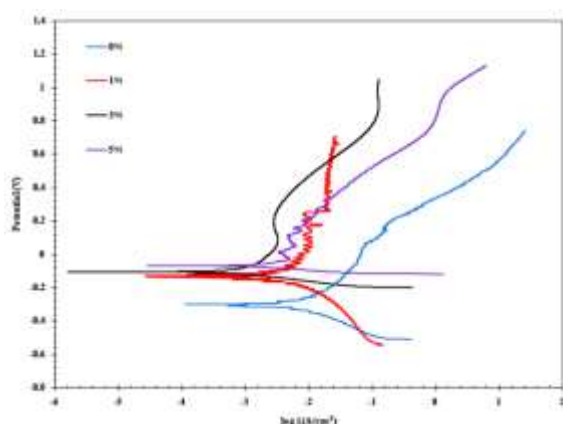
$$C_{ct} = (Y0_{ct})^{1/n} \times ((R_{ct} \times R_s)/(R_{ct} + R_s))^{(1-n)/n} \quad (3)$$

۳-۲- بررسی نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک

در شکل (۵)، منحنی‌های حاصل از آزمون پلاریزاسیون نمونه‌های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58 ارائه شده است که طبق آن، افزایش شیب خطوط آندی منحنی پلاریزاسیون تافل برای نمونه PCB3، حاکی از افزایش انرژی فعال سازی لازم به منظور انحلال پوشش در محلول شبیه سازی شده بدن است که منجر به

همچنین اگر مقاومت کل مجموعه در برابر خوردگی را برابر مجموع مقاومت انتقال بار و مقاومت پوشش در نظر گرفته شود، این مقدار برای نمونه حاوی سه درصد وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال بیش از $1/6 \text{ Kohm.cm}^2$ است که از سایر نمونه‌های مورد بررسی به طور قابل توجهی بیشتر است. ضمن اینکه، این مقدار برای نمونه حاوی ۵ درصد وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال حدود 650 ohm.cm^2 محاسبه گردید و نمونه فاقد فاز تقویت کننده دارای کمترین مقدار مقاومت به خوردگی بود که این نتایج در تطابق با نتایج حاصل از منحنی‌های نایکوئیست و باد است. علاوه بر این، به دلیل ضریب دی‌الکتریک بالاتر آب نسبت به پوشش بر پایه PCI-CS، با افزایش نفوذ الکترولیت در پوشش، مدار ظرفیت خازن معادل پوشش نیز افزایش می‌یابد؛ بنابراین طبق نتایج حاصل از بررسی خازن معادل پوشش، نمونه PCB0 دارای بالاترین ظرفیت خازن و بیشترین میزان از نفوذ الکترولیت در ساختار پوشش است و نمونه PCB3 نیز، دارای کمترین میزان از نفوذ الکترولیت در

شده است و افزایش پتانسیل خوردگی به معنای کاهش تمایل ترمودینامیکی به خوردگی می باشد [۴۴-۴۶].



شکل (۵): منحنی های پلاریزاسیون نمونه های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58.

از این رو، افزایش پتانسیل خوردگی پوشش با افزایش کسر وزنی شیشه زیست فعال در ساختار آن، منجر به کاهش فعالیت ترمودینامیکی نمونه های مورد بررسی شد و افزایش شیب های آنودی و کاتدی در حضور مقادیر بالاتر شیشه زیست فعال در پوشش ها، باعث افزایش مقاومت به خوردگی پوشش در حضور شیشه زیست فعال به عنوان عامل تقویت کننده گردید.

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش، پوشش نانوکامپوزیتی بر پایه پلی کاپرولاکتون-کیتوسان، در حضور مقادیر صفر، یک، سه و پنج درصد وزنی شیشه زیست فعال S58 سنتز شده به روش سل-ژل، تهیه شد و تأثیر حضور مقادیر مختلف شیشه زیست فعال بر میزان زاویه تماس، جذب آب، زبری سطح، استحکام کششی و رفتار خوردگی آن ها، توسط مشخصه یابی های متالورژیکی ارزیابی گردید که می توان نتایج زیر را ارائه کرد:

۱. طبق نتایج حاصل از آزمون میکروسکوپ الکترونی روبشی، مشاهده حضور نانوذرات شیشه زیست فعال در پوشش ها و پیوستگی سطحی مطلوب و عدم مشاهده ترک در سطح نمونه ها گزارش گردید.

افزایش مقاومت به خوردگی آن گردید. همچنین طبق بررسی جریان خوردگی نمونه های مورد بررسی، شیف به سمت چپ و بالا نمونه PCB3 بیانگر افزایش مقاومت به خوردگی نمونه مذکور نسبت به سایر نمونه ها است [۴۲]. ضمن اینکه، داده های حاصل از برونیابی تافلی نمونه های پوشش نانوکامپوزیتی پلی کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58 در جدول (۹) ارائه شده است که در آن، β_a و β_c به ترتیب شیب شاخه های آنودی و کاتدی، E_{corr} پتانسیل خوردگی نمونه ها، i_{corr} چگالی جریان خوردگی و R_p مقاومت پلاریزاسیون است.

جدول (۹): مؤلفه های حاصل از مدلسازی نتایج آزمون امپدانس بر روی

مدار معادل الکتروشیمیایی نمونه های پوشش نانوکامپوزیتی پلی

کاپرولاکتون-کیتوسان-شیشه زیست فعال S58.

نمونه	β_a (v.dec ⁻¹)	β_c (-v.dec ⁻¹)	E_{corr} (V)	i_{corr} (μ A/cm ²)	R_p (Ohm.cm ²)
PCB0	0/103	0/113	-0/65	12/24	191/1471
PCB1	0/322	0/119	-0/57	10/21	369/509
PCB3	0/119	0/226	-0/29	2/05	1651/08
PCB5	0/212	0/335	-0/26	8/6	655/514

مؤلفه های الکتروشیمیایی با تعیین محل تقاطع امتداد قسمت های خطی شاخه های آنودی و کاتدی منحنی های پلاریزاسیون و استفاده از رابطه (۴) به دست می آید که مقدار آن برابر با مقاومت به خوردگی مجموعه می باشد [۴۳].

$$R_p = \beta_a \beta_c / 2.3031 I_{corr} (\beta_a + \beta_c) \quad (3)$$

طبق جدول (۹)، روند تغییرات مقاومت پلاریزاسیون شبیه به روند تغییرات مقاومت کل به دست آمده در نتایج آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی است که این امر حاکی از افزایش مقاومت به خوردگی مجموعه با افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال در پوشش تا سه درصد وزنی و کاهش مقاومت به خوردگی آن با افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال در پوشش تا پنج درصد وزنی می باشد. همچنین با توجه به مطالعات پیشین، پتانسیل خوردگی به عنوان معیاری برای تمایل ترمودینامیکی به خوردگی در نظر گرفته

پوشش در نمونه مذکور تا 0.29 V - و کاهش چگالی جریان خوردگی تا $2.05 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ بود.

۵- منابع

- [1] M. M. De Castro, D. R. Lopes & L. V. Dias, "Mg-based composites for biomedical applications", *Magnesium Alloys Structure and Properties*, vol. 107, doi: 10.5772/intechopen.95079, 2022.
- [2] G. D. Cha, D. Kang, J. Lee & D. H. Kim, "Bioresorbable electronic implants: history, materials, fabrication, devices, and clinical applications", *Advanced Healthcare Materials*, vol. 8, no. 11, p. 1801660, doi: 10.1002/adhm.201801660, 2019.
- [3] R. Venkatesh & H. Kanagasabapathy, "Analysing the characteristics of magnesium based composites for biomedical applications", *Materials Today: Proceedings*, doi: 10.1016/j.matpr.2023.03.039, 2023.
- [4] G. Uppal, A. Thakur, A. Chauhan & S. Bala, "Magnesium based implants for functional bone tissue regeneration—A review", *Journal of Magnesium and Alloys*, vol. 10, no. 2, pp. 356-386, doi: 10.1016/j.jma.2021.08.017, 2022.
- [5] R. M. Pilliar, "Metallic biomaterials", *Biomedical Materials*, pp. 1-47, doi: 10.1007/978-3-030-49206-9_1, 2021.
- [6] M. Prakasam, J. Locs, K. Salma-Ancane, D. Loca, A. Largeteau L. Berzina-Cimdina, "Biodegradable materials and metallic implants—a review", *Journal of Functional Biomaterials*, vol. 8, no. 4, p. 44, doi: 10.3390/jfb8040044, 2017.
- [7] N. O. Joy-anne, Y. Su, X. Lu, P. H. Kuo, J. Du & D. Zhu, "Bioactive glass coatings on metallic implants for biomedical applications", *Bioactive Materials*, vol. 1, no. 4, pp. 261-270, doi: 10.1016/j.bioactmat.2019.09.002, 2019.
- [8] H. Hornberger, S. Virtanen & A. R. Boccaccini, "Biomedical coatings on magnesium alloys—a review", *Acta Biomaterialia*, vol. 8, no. 7, pp. 2442-2455, doi: 10.1016/j.actbio.2012.04.012, 2012.
- [9] M. A. Woodruff & D. W. Hutmacher, "The return of a forgotten polymer—Polycaprolactone in the 21st century", *Progress in Polymer Science*, vol. 35, no. 10, pp. 1217-1257, doi: 10.1016/j.progpolymsci.2010.04.002, 2010.

۲. افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال تا پنج درصد وزنی در ترکیب شیمیایی پوشش ها، منجر به افزایش آبدوستی و کاهش زاویه تماس نمونه PCB5 نسبت به سایر نمونه ها گردید و مقدار زاویه تماس در نمونه های PCB3 و PCB5 نسبت به نمونه PCB0 به ترتیب از $3/2$ و $5/6$ درصد کاهش یافت.

۳. افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال تا پنج درصد وزنی در ترکیب شیمیایی پوشش ها، منجر به افزایش میزان جذب آب و ایجاد تخلخل بیشتر در آن ها گردید و میزان جذب آب در نمونه PCB0 نسبت به نمونه PCB5 به ترتیب از $3/0 \pm 77/12$ به $4/76 \pm 0/09$ درصد افزایش یافت که دلیل آن وجود زنجیره Si-O-Si در ساختار شیشه های زیست فعال، تسهیل فرآیند آبکافت و افزایش قابلیت جذب آب در آن ها است.

۴. افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال تا پنج درصد وزنی در ترکیب شیمیایی پوشش ها، منجر به بهبود خواص مکانیکی و استحکام کششی پوشش ها گردید و استحکام کششی نمونه های PCB0، PCB3 و PCB5 به ترتیب به $6/12$ ، $9/70$ و $10/06$ افزایش یافت که مقدار آن در نمونه PCB5 نزدیک به نمونه PCB3 بود و دلیل آن کلوخه شدن نانوذرات شیشه زیست فعال به عنوان فاز تقویت کننده در زمینه پلیمری است.

۵. افزایش کسر وزنی نانوذرات شیشه زیست فعال تا پنج درصد وزنی در ترکیب شیمیایی پوشش ها، منجر به افزایش زبری سطح پوشش ها گردید و عدد زبری در نمونه PCB0 نسبت به نمونه PCB5 به ترتیب از $0/707 \mu\text{m}$ به $4/778$ افزایش یافت و افزایش زبری سطح بیشتر، باعث افزایش آبدوستی از طریق افزایش مکان های تماس بین آب و سطح پوشش ها گردید.

۶. نتایج آزمون طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی، حاکی از بالاترین میزان از مقاومت به خوردگی در نمونه PCB3 بود و تحلیل آزمون پلاریزاسیون، بیانگر افزایش پتانسیل خوردگی

Advanced Materials in Engineering, vol. 38, no. 3, doi: 10.47176/JAME.38.3.20201, 2019.

[19] Z. Ahmadi & F. Moztaezadeh, "Synthesizing and characterizing of gelatin-chitosan-bioactive glass (58s) scaffolds for bone tissue engineering", Silicon, vol. 10, pp. 1393-1402, doi: 10.1007/s12633-017-9616-z, 2018.

[20] A. Shahin-Shamsabadi, A. Hashemi, M. Tahriri, F. Bastami, M. Salehi & F. M. Abbas, "Mechanical, material, and biological study of a PCL/bioactive glass bone scaffold: Importance of viscoelasticity", Materials Science and Engineering C, vol. 1, no. 90, pp. 280-288, doi: 10.1016/j.msec.2018.04.080, 2018.

[21] M. Mehdipour & A. Afshar, "A study of the electrophoretic deposition of bioactive glass-chitosan composite coating", Ceramics International, vol. 38, no. 1, pp. 471-476, doi: 10.1016/j.ceramint.2011.07.029, 2012.

[22] A. S. Kiran, A. Kizhakeyil, R. Ramalingam, N. K. Verma, R. Lakshminarayanan, T. S. Kumar, M. Doble & S. Ramakrishna, "Drug loaded electrospun polymer/ceramic composite nanofibrous coatings on titanium for implant related infections", Ceramics International, vol. 45, no. 15, pp. 18710-18720, doi: 10.1016/j.ceramint.2019.06.097, 2019.

[23] A. Zomorodian, C. Santos, M. J. Carnezim, T. M. eSilva, J. C. Fernandes & M. D. Montemor, "In-vitro corrosion behaviour of the magnesium alloy with Al and Zn (AZ31) protected with a biodegradable polycaprolactone coating loaded with hydroxyapatite and cephalexin", Electrochimica Acta, vol. 179, pp. 431-440, doi: 10.1016/j.electacta.2015.04.013, 2015.

[24] E. Motalebzadeh, S. Hemati, M. A. Mayvani & M. Ghollasi, "Employing novel biocompatible composite scaffolds with bioglass 58S and poly L-lactic acid for effective bone defect treatment", Molecular Biology Reports, vol. 51, no. 1, p. 838. doi: 10.1007/s11033-024-09763-4, 2024.

[25] A. B. D. Nandiyanto, R. Oktiani & R. Ragadhita, "How to read and interpret ftir spectroscopy of organic material", Indonesian Journal of Science and Technology, vol. 4, pp. 97-118, doi: 10.17509/ijost.v4i1.15806, 2019.

[26] M. Aflori, D. Serbezeanu, A. M. Ipate, A. M. Dobos & D. Rusu, "Development of New Polyimide/Spirulina Hybrid Materials: Preparation

[10] M. Labet & W. Thielemans, "Synthesis of polycaprolactone: a review", Chemical Society Reviews, vol. 38, no. 12, pp. 3484-3504, doi: 10.1039/B820162P, 2009.

[11] A. Usman, K. M. Zia, M. Zuber, S. Tabasum, S. Rehman & F. Zia, "Chitin and chitosan based polyurethanes: A review of recent advances and prospective biomedical applications", International Journal of Biological Macromolecules, vol. 1, no. 86, pp. 630-645, doi: 10.1016/j.ijbiomac.2016.02.004, 2016.

[12] M. E. Abd El-Hack, M. T. El-Saadony, M. E. Shafi, N. M. Zabermawi, M. Arif, G. E. Batiha, A. F. Khafaga, Y. M. Abd El-Hakim & A. A. Al-Sagheer, "Antimicrobial and antioxidant properties of chitosan and its derivatives and their applications: A review", International Journal of Biological Macromolecules, vol. 1, no. 164, pp. 2726-2744, doi: 10.1016/j.ijbiomac.2020.08.153, 2020.

[13] G. Crini, "Historical review on chitin and chitosan biopolymers", Environmental Chemistry Letters, vol. 17, no. 4, pp. 1623-1643, doi: 10.1007/s10311-019-00901-0, 2019.

[14] D. Wang & G. P. Bierwagen, "Sol-gel coatings on metals for corrosion protection", Progress in Organic Coatings, vol. 64, no. 4, pp. 327-338, doi: 10.1016/j.porgcoat.2008.08.010, 2009.

[15] J. Puetz & M. A. Aegerter, "Dip coating technique", Sol-Gel Technologies for Glass Producers and Users, pp. 37-48, doi: 10.1007/978-0-387-88953-5_3, 2004.

[16] D. Shekhawat, A. Singh, M. K. Banerjee, T. Singh & A. Patnaik, "Bioceramic composites for orthopaedic applications: A comprehensive review of mechanical, biological, and microstructural properties". Ceramics International, vol. 47, no. 3, pp. 3013-3030, doi: 10.1016/j.ceramint.2020.09.214, 2021.

[17] H. Gul, M. Khan & A. S. Khan, "Bioceramics: Types and clinical applications. In Handbook of Ionic Substituted Hydroxyapatites", Woodhead Publishing, pp. 53-83doi: 10.1016/B978-0-08-102834-6.00003-3, 2020.

[18] F. Soleimani & R. Emadi, "Evaluation of Bioactivity and Corrosion Behavior of AZ91 Alloy with Polymer/Ceramic Composite Coating",

biodegradability", *Coatings*, vol. 9, no. 12, p. 789, doi: 10.3390/coatings9120789, 2019.

[34] E. B. Toloue, M. Mohammadalipour, S. Mukherjee & S. Karbasi, "Ultra-thin electrospun nanocomposite scaffold of poly (3-hydroxybutyrate)-chitosan/magnetic mesoporous bioactive glasses for bone tissue engineering applications", *International Journal of Biological Macromolecules*, vol. 254, p. 127860, doi: 10.1016/j.ijbiomac.2023.127860, 2024.

[35] K. Ginjupalli & N. P. Upadhyaya, "Surface roughness of implants: A review", *Trends in Biomaterials and Artificial Organs*, vol. 25, no. 3, pp. 112-118, 2011.

[36] X. Chen, A. Nouri, Y. Li, J. Lin, P. D. Hodgson & C. E. Wen, "Effect of surface roughness of Ti, Zr, and TiZr on apatite precipitation from simulated body fluid", *Biotechnology and Bioengineering*, vol. 101, no. 2, pp. 378-387, doi: 10.1002/bit.21900, 2008.

[37] S. Heise, M. Höhlinger, Y. T. Hernández, J. J. Palacio, J. A. Ortiz, V. Wagener, S. Virtanen & A. R. Boccaccini, "Electrophoretic deposition and characterization of chitosan/bioactive glass composite coatings on Mg alloy substrates", *Electrochimica Acta*, vol. 232, pp. 456-464, doi: 10.1016/j.electacta.2017.02.081, 2017.

[38] A. M. Abd El-Aziz, A. Abd El-Fattah, A. El-Maghraby, D. A. Ghareeb & S. Kandil, "Viscoelasticity, mechanical properties, and in vitro bioactivity of gelatin/borosilicate bioactive glass nanocomposite hydrogels as potential scaffolds for bone regeneration", *Polymers*, vol. 13, no. 12, p. 2014, doi: 10.3390/polym13122014, 2021.

[39] A. K. Gaharwar, C. P. Rivera, C. J. Wu & G. Schmidt, "Transparent, elastomeric and tough hydrogels from poly (ethylene glycol) and silicate nanoparticles", *Acta Biomaterialia*, vol. 7, no. 12, pp. 4139-4148, doi: 10.1016/j.actbio.2011.07.023, 2011.

[40] A. R. Shahmoradi, N. Talebibahmanbigloo, C. Nickhil, R. Nisha, A. A. Javidparvar, P. Ghahremani, G. Bahlakeh & B. Ramezanzadeh, "Molecular-MD/atomic-DFT theoretical and experimental studies on the quince seed extract corrosion inhibition performance on the acidic-solution attack of mild-steel", *Journal of Molecular Liquids*, vol. 346, p. 117921, doi: 10.1016/j.molliq.2021.117921, 2022.

[41] A. A. Javidparvar, R. Naderi & B. Ramezanzadeh, "Epoxy-polyamide nanocomposite coating with graphene oxide as cerium nanocontainer generating effective dual active/barrier corrosion

and Characterization", *Journal of Composites Science*, vol. 8, no. 5, p. 178, doi: 10.3390/jcs8050178, 2024.

[27] M. R. Foroughi, S. Karbasi, M. Khoroushi & A. A. Khademi, "Polyhydroxybutyrate/ chitosan/ bioglass nanocomposite as a novel electrospun scaffold: Fabrication and characterization", *Journal of Porous Materials*, vol. 24, p. 1447-60, doi: 10.1007/s10934-017-0385-2, 2017.

[28] A. M. Deliormanlı & R. Konyalı, "Bioactive glass/hydroxyapatite-containing electrospun poly (ϵ -Caprolactone) composite nanofibers for bone tissue engineering", *Journal of the Australian Ceramic Society*, vol. 55, no. 1, pp. 247-256, doi: 10.1007/s41779-018-0229-9, 2019.

[29] M. Dziadek, K. Dziadek, K. Chęcinska, B. Zagrajczuk, M. Golda-Cepa, M. Brzychczy-Wloch, E. Menaszek, A. Kopec & K. Cholewa-Kowalska, "PCL and PCL/bioactive glass biomaterials as carriers for biologically active polyphenolic compounds: Comprehensive physicochemical and biological evaluation", *Bioactive Materials*, vol. 6, no. 6, pp. 1811-1826, doi: 10.1016/j.bioactmat.2020.11.025, 2021.

[30] L. Ma, C. Gao, Z. Mao, J. Zhou, J. Shen, X. Hu & C. Han, "Collagen/chitosan porous scaffolds with improved biostability for skin tissue engineering", *Biomaterials*, vol. 24, no. 26, pp. 4833-4841. doi: 10.1016/S0142-9612(03)00374-0, 2003.

[31] L. D. Pozzo, T. F. da Conceição, A. Spinelli, N. Scharnagl & A. T. Pires, "Chitosan coatings crosslinked with genipin for corrosion protection of AZ31 magnesium alloy sheets", *Carbohydrate polymers*, vol. 181, pp. 71-77, doi: 10.1016/j.carbpol.2017.10.055, 2018.

[32] L. Y. Cui, X. U. Ji, L. U. Na, R. C. Zeng, Y. H. Zou, S. Q. Li & F. Zhang, "In vitro corrosion resistance and antibacterial properties of layer-by-layer assembled chitosan/poly-L-glutamic acid coating on AZ31 magnesium alloys", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 27, no. 5, pp. 1081-1086, doi: 10.1016/S1003-6326(17)60126-2, 2017.

[33] F. Soleymani, R. Emadi, S. Sadeghzade & F. Tavangarian, "Applying baghdadite/PCL/chitosan nanocomposite coating on AZ91 magnesium alloy to improve corrosion behavior, bioactivity, and

- [1] Biomaterials
 [2] Implants
 [3] Biocompatibility
 [4] Bioactivity
 [5] Corrosion
 [6] Osteogenesis
 [7] Fibrosis
 [8] Wettability
 [9] Surface Roughness
 [10] Polycaprolactone (PCL)
 [11] Chitosan
 [12] Bioactive Glasses
 [13] Apatite
 [14] Melting
 [15] Sol-gel
 [16] Composite
 [17] Young's Modulus
 [18] Viscoelasticity
 [19] Hydrophile
 [20] Rifampicin
 [21] Contact Angel
 [22] Tissue Engineering
 [23] Scanning Electron Microscope (SEM)
 [24] Energy-Dispersive X-Ray (EDX)
 [25] Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS)
 [26] Potentio-Dynamic Polarization
 [27] Tetraethyl Orthosilicate (TEOS)
 [28] Deionized Water (DI)
 [29] Triethyl Phosphate (TEP)
 [30] Calcium Nitrate
 [31] Stabilization
 [32] Ball Mill
 [33] Acetic Acid
 [34] Formic Acid
 [35] Simulated Body Fluid (SBF)
 [36] Nyquist Plot
- protection", Composites Part B: Engineering, vol. 172, pp. 363-375, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.05.055, 2019.
- [42] F. Mansfeld & B. Little, "A technical review of electrochemical techniques applied to microbiologically influenced corrosion", Corrosion Science, vol. 32, no. 3, pp. 247-272, doi: 10.1016/0010-938X(91)90072-W, 1991.
- [43] A. Zacharopoulou, E. Zacharopoulou & G. Batis, "Protection systems for reinforced concrete with corrosion inhibitors". Open Journal of Metal, vol. 4, pp. 86-92, doi: 10.4236/ojmetal.2014.44010, 2014.
- [44] S. Pour-Ali, C. Dehghanian & A. Kosari, "Corrosion protection of the reinforcing steels in chloride-laden concrete environment through epoxy/polyaniline-camphorsulfonate nanocomposite coating", Corrosion Science, vol. 90, pp. 239-247, doi: 10.1016/j.corsci.2014.10.015, 2015.
- [45] A. Dehghani, G. Bahlakeh & B. Ramezanzadeh "Designing a novel targeted-release nano-container based on the silanized graphene oxide decorated with cerium acetylacetonate loaded beta-cyclodextrin (β -CD-CeA-MGO) for epoxy anti-corrosion coating", Chemical Engineering Journal, vol. 400, p. 125860. doi: 10.1016/j.cej.2020.125860, 2020.
- [۴۶] ح. اسماعیلی، س. نقیبی و ش. کردزنگنه، "پوشش دهی فولاد با رزین آلکیدی بلند تقویت شده با نانوذرات سیلیکون کاربید به منظور ارتقای مقاومت به خوردگی"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۱، شماره ۲، صفحه ۱۳۴-۱۲۳، ۱۳۹۶.

۶- پی نوشت

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

مطالعه آسیب تابش یون‌های پرنرزی تولید شده در دستگاه پلاسمای کانونی بر مورفولوژی سطحی تنگستن

مقاله پژوهشی

میرمحمد رضا سید حبشی^{*}، احسان اله نوری، علیرضا اصل زعیم^۱

۱- پژوهشکده پلازما و گداخت هسته‌ای، پژوهشگاه علوم و فنون هسته‌ای، سازمان انرژی اتمی ایران، تهران، ایران.

* m.seyedhabashy@gmail.com

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۱۴۰۳/۰۷/۲۶	در این پژوهش، اثرات تابش یون‌های پرنرزی هلیوم و آرگون تولید شده توسط دستگاه پلاسمای کانونی Mather، به‌صورت جداگانه و هم‌زمان، بر روی مورفولوژی سطحی و ساختار بلوری تنگستن مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور، نمونه‌های تنگستن با ابعاد ۱۰×۱۰×۱ میلی‌متر به مدت ۲۰ تخلیه الکتریکی تحت تابش یون‌های هلیوم، آرگون و مخلوط هلیوم و آرگون با نسبت برابر قرار گرفتند. نتایج آنالیز SEM نشان داد که تابش یون‌های هلیوم موجب تشکیل تاول‌های سطحی به هم پیوسته در مقیاس نانو، با اندازه‌هایی در حدود ۱۰۰ نانومتر و بزرگ‌تر و ایجاد تنش فشاری در ساختار تنگستن شد. از سوی دیگر، تابش یون‌های آرگون باعث ایجاد ترک‌های سطحی متراکم با عمق ۷۰۰ نانومتر و تنش کششی در ساختار تنگستن گردید. در تابش هم‌زمان یون‌های هلیوم و آرگون، ترکیبی از ترک‌های عمیق و تاول‌های سطحی به وجود آمد که نشان‌دهنده اثرات هم‌افزایی این دو نوع تابش بود. علاوه بر این، نتایج XRD نشان داد که تابش یون‌های هلیوم باعث جابجایی قله‌ها به سمت زوایای بزرگ‌تر و کاهش شدت آن‌ها می‌شود، در حالی که تابش یون‌های آرگون باعث جابجایی قله‌ها به سمت زوایای کوچک‌تر و کاهش فاصله صفحات بلوری تنگستن شد. این پژوهش با بررسی اثرات ترکیبی تابش‌های یون‌های مختلف، نوآوری جدیدی را در درک رفتار تنگستن در شرایط مشابه با راکتورهای همجوشی هسته‌ای فراهم می‌آورد. این نتایج می‌توانند بهبود پیش‌بینی فرسایش و عملکرد مواد مواجهه‌شونده با پلازما در این نوع راکتورها کمک کنند.

Radiation Damage of High-Energy Ions Produced By Plasma Focus Device on Surface Morphology of Tungsten

Mir Mohammadreza Seyed Habashi^{*}, Ehsan Noori, Alireza Aslezaeem¹

1- Plasma Physics and Nuclear Fusion Research School, Nuclear Science and Technology Research Institute (NSTRI), Atomic Energy Organization of Iran (AEOI), Tehran, Iran.

* m.seyedhabashy@gmail.com

Article Information

Original Research Paper

Doi:

Keywords:

Tungsten

Plasma Focus Device

High-Energy Ions

Surface Morphology

Crystalline Structure

Simultaneous Irradiation.

Abstract

This study investigates the effects of high-energy helium and argon ion irradiation produced by a Mather-type plasma focus device, both separately and simultaneously, on the surface morphology and crystalline structure of tungsten. Tungsten samples with dimensions 10×10×1 mm were irradiated with 20 shots of helium, argon, and a helium-argon mixture with equal ratios. SEM analysis revealed that helium ion irradiation resulted in the formation of interconnected surface blisters in the nanometer scale, with sizes ranging from 100 nm and larger, inducing compressive stress in the tungsten structure. On the other hand, argon ion irradiation caused the formation of dense surface cracks with a depth of 700 nm and tensile stress in the tungsten structure. Simultaneous irradiation of helium and argon ions led to a combination of deep cracks and surface blisters, indicating the synergistic effects of these two irradiations. Furthermore, XRD results showed that helium ion irradiation caused a shift of peaks to larger angles and a decrease in peak intensity, while argon ion irradiation led to a shift of peaks to smaller angles and a decrease in interplanar spacing in the tungsten crystal structure. This study offers new insights into the synergistic effects of simultaneous ion irradiations, providing an innovative approach to understanding tungsten behavior under fusion-relevant conditions. These findings can aid in improving predictions of erosion and the performance of plasma-facing materials in fusion reactors.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Mir Mohammadreza Seyed Habashi, Ehsan Noori, Alireza Aslezaeem, Radiation Damage of High-Energy Ions Produced By Plasma Focus Device on Surface Morphology of Tungsten, New Process in Material Engineering, 2025, 19(2), 50-59.

۱- مقدمه

با توجه به شدت بالای تابش ذرات پرنرژی و تشعشعات نوترونی حاصل از واکنش همجوشی هسته‌ای، تحلیل تخریب ناشی از تابش‌های اتمی و هسته‌ای در مواد مواجهه شونده با پلازما (PFM)^۱ در راکتورهای همجوشی هسته‌ای از اهمیت بسیار زیادی برخوردار است. به‌طور کلی، با توجه به اینکه مواد مواجهه شونده با پلازما مسئول جذب انرژی آزاد شده در طی واکنش‌های گداخت و همچنین حذف گرمای اضافی از راکتورهای گداخت هستند، باید قادر به تحمل شرایط شدت بالای تشعشع و تابش با کمترین تخریب باشند تا از عملکرد ایمن و کارآمد راکتور همجوشی اطمینان حاصل شود [۱]. به‌طور کلی، تنگستن و ترکیبات آن مانند اکسید تنگستن دارای کاربردهای بسیار متنوعی از جمله استفاده به‌عنوان الکتروکاتالیست، فوتوکاتالیست، تولید سنسورهای گازی و همچنین استفاده در صنایع فولاد دارند [۲-۳]. علاوه بر کاربردهای ذکر شده، تنگستن دارای ویژگی‌های منحصر به فردی است که برای استفاده جهت برهمکنش با پلازما در راکتورهای گداخت هسته‌ای بسیار مناسب می‌باشد از جمله این ویژگی‌ها داشتن نقطه ذوب بالا در حدود ۳۴۲۲ درجه سانتی‌گراد و همچنین پایداری و استحکام حرارتی قابل قبول در دماهای بالا می‌باشند که برای حفظ ساختار راکتور همجوشی ضروری است [۱-۳]. علاوه بر آن، تنگستن بازده کندوپاش پایینی دارد، به این معنی که اتم‌ها به راحتی از سطح آن در هنگام بمباران شدن توسط ذرات با انرژی بالا در محیط پلاسمای همجوشی کنده نمی‌شوند. این خاصیت برای کاهش آلودگی پلازما یا همان گاز یونیزه با دمای بالا که سوخت واکنش‌های همجوشی است بسیار ضروری است [۴-۵]. به‌طور کلی، موادی مانند تنگستن که پوشش داخلی راکتور همجوشی هسته‌ای را تشکیل می‌دهند در معرض بمباران شدید یون‌ها قرار دارند [۶-۷]. این اندرکنش می‌تواند منجر به

فرسایش مواد از طریق فرآیندهایی مانند کندوپاش فیزیکی و تاول زدن شود. درک اینکه چگونه یون‌های مختلف با تنگستن اندرکنش دارند، به پیش‌بینی نرخ‌های فرسایش و در نتیجه طول عمر این اجزا کمک می‌کند. زمانی که یون‌های پرنرژی با سطح تنگستن برخورد می‌کنند، ممکن است اتم‌های تنگستن را از سطح تنگستن به بیرون از ساختار شبکه پرتاب کنند و در نهایت وارد این اتم‌ها کنده شده از سطح وارد پلازما می‌شوند. حضور اتم‌های فلزات سنگین در پلازما می‌تواند به‌طور قابل توجهی آن را خنک کند، فرآیند اتلاف انرژی از طریق تابش به این صورت است که الکترون‌ها و یون‌های موجود در محیط پلازما در نزدیکی این اتم‌ها سنگین از خود تابش ترمزی گسیل می‌کنند که با افزایش ناخالصی در پلازما به میزان تابش ترمزی افزوده شده و باعث فرار انرژی از طریق تابش الکترومغناطیس از داخل پلازما می‌شود [۸]. دستگاه پلاسمای کانونی^۲ یک دستگاه پالسی است که می‌تواند در جهت انجام تحقیقات آزمایشگاهی گداخت هسته‌ای، برای یونیزه کردن یک گاز کم‌فشار، پلاسمای با چگالی و انرژی بالا تولید کند. پلاسمای تولید شده توسط دستگاه پلاسمای کانونی می‌تواند برای تابش مواد مختلف، از جمله PFM، به منظور ایجاد شبیه سازی شرایط تجربی یک راکتور گداخت هسته‌ای، مورد استفاده قرار گیرد؛ بنابراین، با استفاده از دستگاه پلاسمای کانونی محققان می‌توانند اثرات تشعشعات پلازما بر PFM‌ها مانند فرسایش، اصلاح سطح و آسیب تشعشع را مانند آنچه که در راکتورهای همجوشی به روش محصورسازی مغناطیسی اتفاق می‌افتد، بررسی کنند [۸].

در سال‌های اخیر، تحقیقات گسترده‌ای به صورت تجربی و شبیه سازی در رابطه با مطالعه آسیب تابش‌های اتمی در تنگستن با استفاده از دستگاه پلاسمای کانونی انجام شده است. در پژوهشی آسیب وارد شده به تنگستن ناشی از تابش یون‌های دوتریوم تولید شده در دستگاه پلازما کانونی با انرژی ۲/۲ کیلوژول بررسی شد [۹]. در تحقیقی دیگر جوادی و همکارانش نمونه‌های تنگستن را با یون‌های دوتریوم مورد تابش

مورد استفاده قرار گرفته است [۲۱-۲۲]. سایر مشخصات این دستگاه در جدول (۱) آورده شده است.

جدول (۱): مشخصات دستگاه پلاسمای کانونی MTPF

پارامتر	مقدار
ظرفیت خازنی	۱۳/۵ μF
ولتاژ کاری عملیاتی	۱۶-۱۲ kV
محدوده انرژی دستگاه	۱-۱/۷ kJ
جریان تخلیه	۱۵۰-۱۱۰ kA
اندوکتانس مداری	۱۵۲ nH
طول آند	۱۴/۵ cm
شعاع آند	۱/۴۵ cm
شعاع کاتد	۳/۹۵ cm
دوره زمانی تخلیه	۹ μs

تعداد ۱۲ عدد کاتد به صورت متقارن در اطراف آند قرار گرفته-اند. در نوک آند یک حفره به شعاع ۱۰ mm و عمق ۱۰ mm به منظور کاهش مقدار بخار مس ایجاد شده است. ابتدا برای دستیابی به محدوده‌ی مناسب فشار گاز، در فشارهای مختلف گاز هلیوم، آرگون و هم‌زمان هلیوم و آرگون و در ولتاژهای ۱۰-۱۳ kV آزمایش‌های مختلفی انجام شد و نتایج نشان داد که ولتاژ شارژ خازن و فشار مناسب گاز هلیوم برای دستیابی به شرایط بهینه و پینچ‌های متوالی با عمق پینچ خوب به ترتیب ۰/۷ mbar و ولتاژ ۱۲ kV می‌باشد و در مورد گاز آرگون فشار مناسب ۰/۴ mbar و ولتاژ ۱۲ kV و برای مخلوط هلیوم و آرگون فشار ۰/۶ و ولتاژ ۱۲ kV تعیین شد. از پیچ‌های روگوفسکی برای ثبت سیگنال مشتق جریان استفاده شد. نمونه‌ای از سیگنال‌های جریان و مشتق جریان دستگاه پلاسمای کانونی MTPF-2 در شکل (۱) نشان داده شده‌اند.

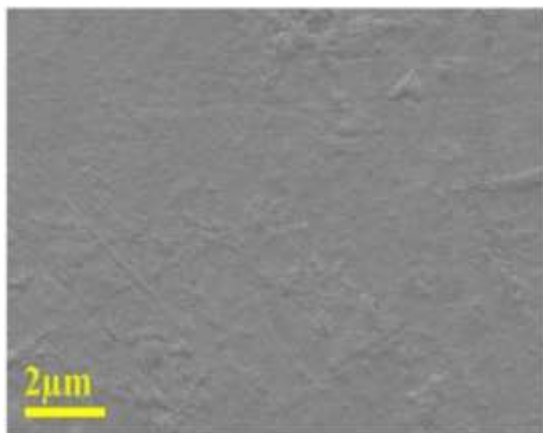
قرار دادند و نشان دادند که تغییرات ساختاری و فازی در ساختار تنگستن ایجاد می‌شود. آن‌ها همچنین تشکیل نقص‌های ناشی از تابش را نیز مشاهده کردند [۱۰]. در پژوهشی دیگر، نمونه‌های تنگستن با یون‌های هیدروژن تولید شده در دستگاه پلاسمای کانونی مورد تابش قرار داده شده‌اند. نتایج نشان داد که تابش پروتون‌ها منجر به توسعه استرس‌های فشاری در نمونه‌ها و تشکیل فازهای جدید در نمونه‌های تابش‌دهی شده است [۱۱]. یکی از چالش‌های اساسی در بررسی مواد مواجه با پلاسمای مطالعه تأثیر تابش یون‌های پرانرژی بر مورفولوژی و ساختار بلوری این مواد است. تاکنون، پژوهش‌های متعددی به بررسی اثرات تابش یون‌های هلیوم و آرگون به صورت جداگانه بر روی تنگستن پرداخته‌اند [۱۲]، در این پژوهش، علاوه بر بررسی تأثیر تابش جداگانه این یون‌ها، برای نخستین بار اثر تابش هم‌زمان یون‌های هلیوم و آرگون بر سطح تنگستن مورد مطالعه قرار گرفته است. این نوآوری، درک عمیق‌تری از اثرات هم‌افزایی دو یون مختلف بر ساختار و تنش‌های ایجاد شده در تنگستن فراهم می‌آورد. دستگاه پلاسمای کانونی به عنوان تنها دستگاه آزمایشگاهی قادر به شتاب‌دهی هم‌زمان یون‌های مختلف، فرصت منحصربه‌فردی برای مطالعه اثرات ترکیبی تابش یون‌ها فراهم می‌کند. این ویژگی باعث شده تا بتوان شرایط مشابه با راکتورهای همجوشی هسته‌ای را شبیه‌سازی کرد و به بررسی جامع‌تر مواد مواجه با پلاسمای پرداخت. نوآوری این پژوهش در بهره‌گیری از این توانایی منحصربه‌فرد برای مطالعه اثرات تابش هم‌زمان دو نوع یون مختلف در شرایط آزمایشگاهی است که پیش‌تر کمتر به آن پرداخته شده است.

۲- مواد و روش‌ها تحقیق

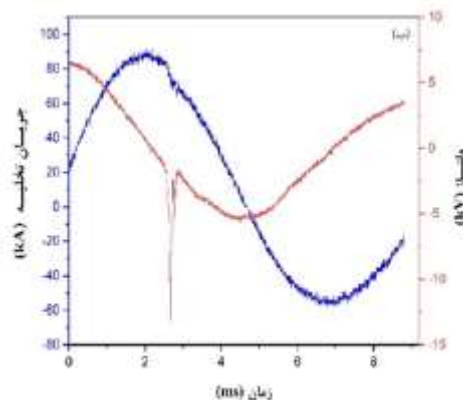
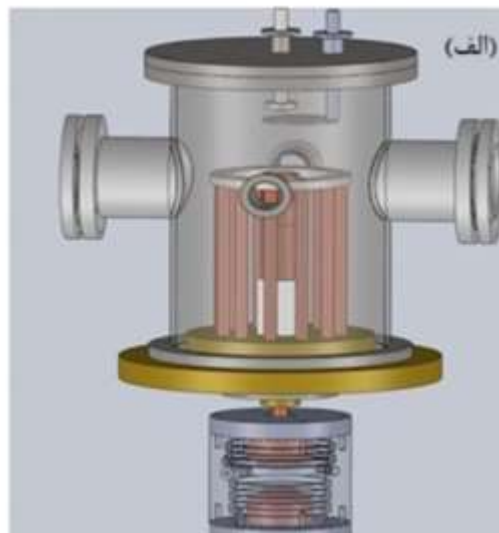
۲-۱- چیدمان آزمایشگاهی

دستگاه پلاسمای کانونی MTPF از نوع مدر^۳ (حداکثر انرژی ۱/۷ kJ) با خازنی به ظرفیت ۱۳/۵ μF ، حداکثر ولتاژ کاری ۱۶ kV، اندوکتانس ۱۵۲ nH و حداکثر جریان تخلیه ۱۵۰ kA به عنوان منبع تولید یون‌های پرانرژی برای پرتودهی نمونه‌ها

همان گونه که از میکروگراف شکل (۲) مشخص است، نمونه تنگستن پیش از تابش دهی دارای سطحی صاف می‌باشد. نمونه‌های تنگستن در فاصله ۶ سانتیمتری از سر آند و در ۲۰ تخلیه تحت تابش یون‌های هلیوم، آرگون و هم‌زمان هلیوم و آرگون به صورت جداگانه قرار گرفتند. نمونه‌های تنگستن در فاصله ۶ سانتیمتری از سر آند برای انجام ۲۰ تخلیه دستگاه پلاسمای کانونی تحت تابش یون‌های هلیوم، آرگون و هم‌زمان هلیوم و آرگون به صورت جداگانه قرار گرفتند.



شکل (۲): تصویر SEM نمونه تنگستن قبل از تابش دهی



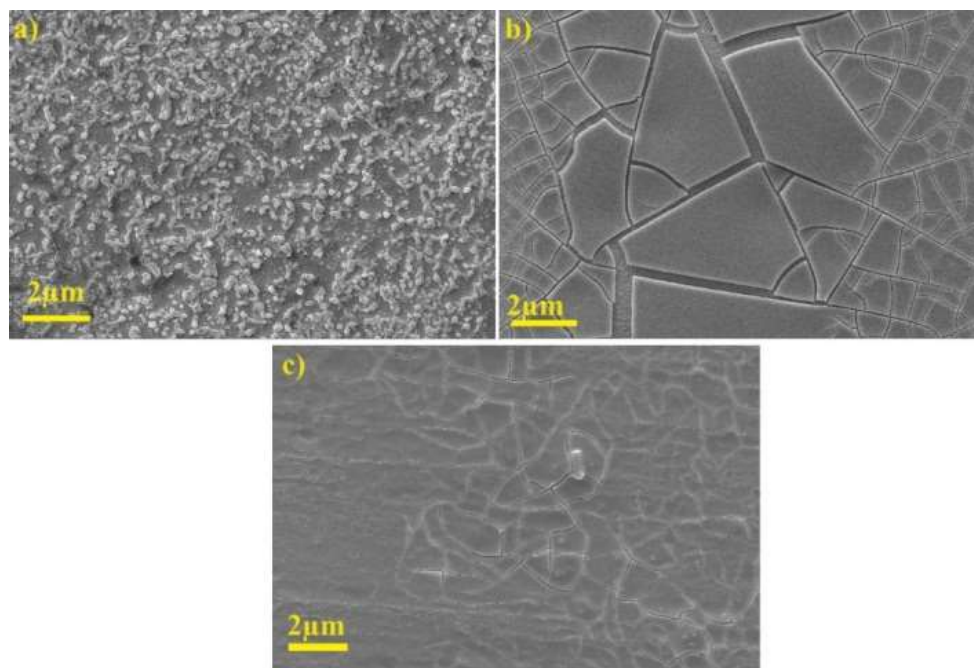
شکل (۱): (الف) نمای دستگاه پلاسمای کانونی و (ب) مشتق جریان و جریان تخلیه در دستگاه پلاسمای کانونی [۱۲].

۳- نتایج و بحث

پس از تابش دهی تنگستن با ۲۰ شات از هر یک از یون‌های هلیوم، آرگون و ترکیب مساوی آن‌ها، تصاویر SEM به صورت عمود از سطح نمونه‌ها گرفته شد که نتایج آن در شکل (۳) ارائه شده است.

۲-۲- آماده‌سازی نمونه‌های آزمایش

نمونه تنگستن به ابعاد $1 \times 10 \times 10$ mm تهیه شد و سطح نمونه‌ها قبل از تابش دهی با استفاده از سمباده صیقل داده شد. در شکل (۲) تصویر SEM نمونه‌های تنگستن قبل از تابش دهی نشان داده شده است.



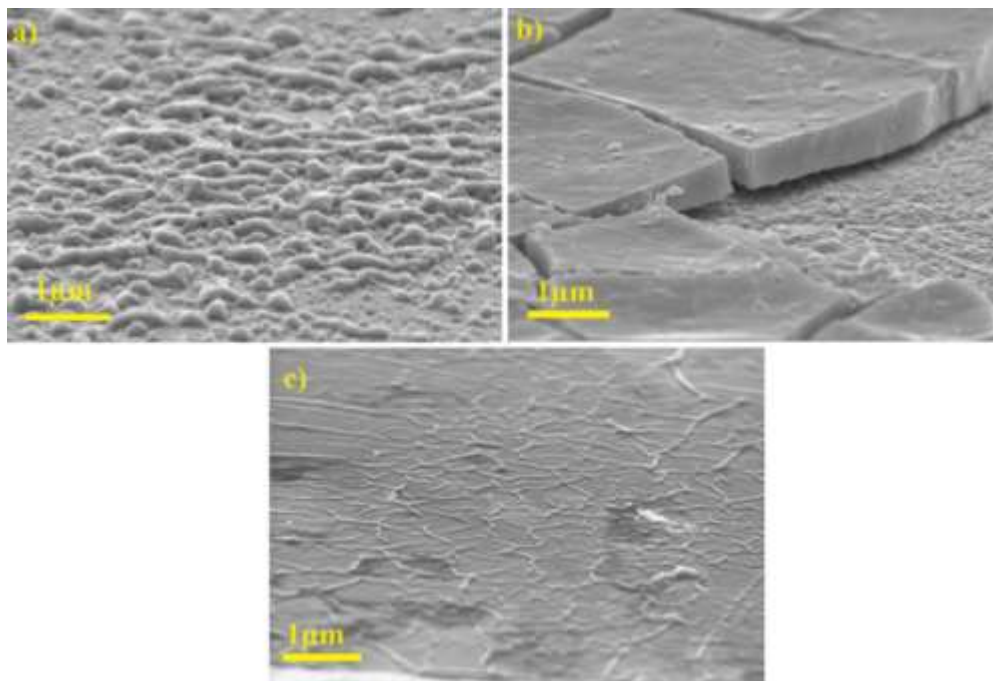
شکل (۳): سطح نمونه‌های تاب شده با ۲۰ شات دستگاه پلاسمای کانونی: (a) هلیوم، (b) آرگون و (c) مخلوط هلیوم و آرگون با نسبت برابر.

به دنبال آن اتم‌های هلیوم بیشتری می‌تواند در این نقص‌های شبکه به دام افتد و در نتیجه باعث افزایش اندازه و تراکم تاول‌ها می‌شود. با به هم پیوستن این تاول‌ها و یا در مرحله اول به هم پیوستن نقص‌های شبکه‌ای در ماده اندازه تاول‌ها بزرگ‌تر شده است. فلونس یونی در دستگاه پلاسمای کانونی 10^{23} ion/m^2 است. گزارش شده است. نتایج نشان می‌دهد بیشترین عامل مؤثر در ایجاد تاول‌ها، اندازه و تعداد آنها مربوط به فلونس اتم‌های هلیوم است، نتایج تحقیقات وانگ و همکاران^{۱۰} نشان داد که در تابش دهی تنگستن با یون‌های دوتریم با شار 10^{23} ion/m^2 با انرژی ۱۰۰ الکترون‌ولت نیز تاول مشاهده شده است و یکدیگر از نتایج مهم دیگر تحقیقات آنها این بود که با افزایش فلونس یونی از 10^{19} ion/m^2 به 10^{21} با انرژی ۱ کیلو الکترون‌ولت، اندازه تاول‌ها افزایش پیدا کرده و تعداد آن در سطح تنگستن کاهش یافته است. همان‌گونه که از شکل ۳-b مشخص است، در اثر تابش یون‌های آرگون، ترک‌هایی در سطح تنگستن به وجود می‌آید. دلیل اصلی به وجود آمدن این ترک‌ها، گسترش تنش گرمایی در سطح تنگستن به دلیل تابش با جریان پلاسمایی آرگون می‌باشد [۱۵].

در میکروگراف شکل ۳-a در سطح تنگستن تاول^۴ متراکم دیده می‌شود که در اثر تجمع یون‌های هلیوم و تشکیل خوشه‌های هلیوم وجود آمده است. این تاول‌های در سطح تنگستن به هم پیوسته‌اند و اندازه آن‌ها به چند صد نانومتر می‌رسد. تاول‌های به وجود آمده با پیوستن به یکدیگر تشکیل رشته تاول یا تاول‌های بزرگ‌تری در ابعاد ۱ میکرومتر تشکیل داده‌اند. به‌طور کلی، علت به وجود آمدن تاول در سطح تنگستن ناشی از تجمع اتم‌های هلیوم در نقص‌های شبکه‌ای^۵ مانند نقص بین نشینی^۶، جابه‌جایی شبکه^۷، جاهای خالی از شبکه^۹ است. در اثر برخورد یون‌های پرانرژی با سطح تنگستن، دمای سطح تنگستن تا چند هزار درجه سانتی‌گراد افزایش پیدا می‌کند، دمای نمونه تحت تابش، نقش اساسی در تغییر نقص‌های شبکه، از جمله چگالی دمایی، بین نشین/ تهی جای جا، به هم پیوستن جاهای خالی^۹ و جابه‌جایی نقص‌های بینایی در شبکه بلوری ماده و همچنین پخش و نفوذ اتم‌های هلیوم در ساختار ماده دارد که این نقص در اثر تابش یون‌های پرانرژی و همچنین تحمیل بار گرمایی بر تنگستن در ساختار کریستالی آن به وجود آمده است [۱۳-۱۴]. هر چقدر تعداد و اندازه نقص‌های شبکه‌ای در ماده بیشتر شود،

اطلاعات بیشتری از مورفولوژی سطح نمونه‌ها نشان می‌دهند.

شکل (۴) تصاویر SEM را نشان می‌دهد که با زاویه 20° از سطح تنگستن تابش دهی شده با هلیوم، آرگون و مخلوط هلیوم و آرگون گرفته شده‌اند. این تصاویر، به دلیل نمایش سه بعدی (در مقایسه با نمایش دوبعدی تصاویر عمودی در شکل ۳)



شکل (۴): تصاویر SEM با زاویه 20° از سطح نمونه تنگستن تابش دهی شده با ۲۰ شات دستگاه پلاسمای کانونی: (a) هلیوم، (b) آرگون و (c) مخلوط هلیوم و آرگون با نسبت برابر.

هستند: ترک‌ها عمدتاً به دلیل تابش یون‌های آرگون ایجاد شده‌اند، در حالی که تورم‌های موجود در این خطوط ناشی از تجمع یون‌های هلیوم در نواحی تهی‌جا‌های ایجاد شده توسط آرگون است.

نقش یون‌های آرگون در ایجاد عیوب شبکه‌ای:
یون‌های آرگون، به دلیل سنگینی تقریباً ده برابری نسبت به یون‌های هلیوم، در فرآیند برخورد با اتم‌های شبکه تنگستن تکانه و انرژی بیشتری منتقل می‌کنند. این انتقال انرژی باعث تشکیل تهی‌جا‌های عمیق‌تر در ساختار تنگستن می‌شود. در نتیجه، هنگام تابش هم‌زمان هلیوم و آرگون، یون‌های هلیوم قادر به نفوذ به عمق بیشتری از سطح شده و تجمع بیشتری در

در نمونه‌های تنگستن تابش دهی شده با یون‌های آرگون، عمق ترک‌ها به طور میانگین در حدود ۷۰۰ نانومتر اندازه‌گیری شده است، در حالی که ارتفاع تاول‌ها از مقیاس نانومتری بسیار ریز تا حدود ۱۰۰ نانومتر متغیر است. همان‌طور که در تصاویر SEM مشاهده می‌شود، ترک‌ها به صورت گسترده در سطح تنگستن گسترش یافته‌اند و تاول‌ها نیز تقریباً تمامی سطح نمونه را پوشش داده‌اند.

تابش هم‌زمان یون‌های هلیوم و آرگون: در نمونه‌هایی که به طور هم‌زمان تحت تابش یون‌های هلیوم و آرگون قرار گرفته‌اند، خطوط ترک مانند متورم در سطح تنگستن مشاهده شده است. این خطوط ناشی از تأثیرات ترکیبی هر دو نوع یون

فشاری و کششی است که به دلیل اثرات هم‌افزایی دو یون رخ داده است.

ب: تغییر در شدت و پهنای قله‌ها^{۱۱}

تابش یون‌های مختلف باعث کاهش شدت قله‌ها و افزایش پهنای آن‌ها شده است:

تابش هلیوم: کاهش قابل توجه در شدت قله‌ها نسبت به تابش آرگون مشاهده شده است که به دلیل نفوذ عمیق‌تر هلیوم و ایجاد نقص‌های بیشتر در عمق ماده است.

تابش آرگون: کاهش شدت قله‌ها کمتر از هلیوم است و این نشان می‌دهد که تأثیر تابش آرگون عمدتاً سطحی بوده و برد کوتاه‌تر آن به ایجاد تغییرات سطحی منجر شده است.

تابش هم‌زمان هلیوم و آرگون: شدت قله‌ها به میزان متوسط کاهش یافته و پهنای قله‌ها افزایش یافته است که نشان‌دهنده تأثیر توأمان تنش‌های سطحی و عمقی است.

نتایج XRD نشان می‌دهند که نفوذ یون‌های هلیوم به عمق بیشتر و تأثیر تابش آرگون به سطح محدود است. این تفاوت در نفوذ و تخریب ناشی از اختلاف در برد انرژی و جرم یون‌ها است؛ به‌ویژه اینکه یون‌های آرگون حدود ۱۰ برابر سنگین‌تر از یون‌های هلیوم هستند و انرژی بیشتری در برخورد با سطح منتقل می‌کنند، اما برد کمتری دارند.

این تغییرات ساختاری، ناشی از نفوذ یون‌ها و ایجاد نقص‌هایی همچون تهی‌جاها و تنش‌های بلوری، بر مقاومت مکانیکی و عملکرد تنگستن در محیط‌های پلازما اثر مستقیم دارد و نشان‌دهنده اهمیت بررسی تابش‌های هم‌زمان یون‌های مختلف در دمای پلاسمای راکتورهای همجوشی هسته‌ای است.

عمق ساختار دارند. در مقابل، تابش تنگستن با یون‌های هلیوم خالص، سبب به دام افتادن یون‌های هلیوم در تهی‌جاها سطحی و تشکیل تاول‌های سطحی می‌شود؛ بنابراین، اثرات سطحی در این شرایط برجسته‌تر است.

اثر تابش یون‌های آرگون خالص: تابش خالص یون‌های آرگون به دلیل انتقال انرژی زیاد و تحمیل بار گرمایی شدید به سطح تنگستن، باعث ایجاد ترک‌های عمیق و گسترده می‌شود. این ترک‌ها به دلیل اختلاف دمای بالا و تنش‌های حرارتی در ساختار بلوری تنگستن به وجود می‌آیند. این یافته‌ها نشان‌دهنده نقش کلیدی نوع و ترکیب یون‌ها در ایجاد عیوب سطحی و ساختاری تنگستن هستند و اطلاعات ارزشمندی برای طراحی مواد مقاوم در برابر تابش در شرایط پلازما فراهم می‌کنند. برای بررسی تأثیر تابش یون‌های پرانرژی هلیوم، آرگون و تابش هم‌زمان آن‌ها بر ساختار بلوری تنگستن، از آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) استفاده شد. طیف‌های XRD مربوط به نمونه‌های مرجع و تابش دهی شده در شکل ۵ ارائه شده‌اند. دو قله اصلی که مربوط به صفحات (۰۰۲) و (۱۱۲) هستند، در طیف نمونه مرجع تنگستن مشاهده می‌شوند.

الف: تغییر مکان قله‌ها

تابش یون‌ها باعث جابجایی قابل توجه قله‌ها در طیف XRD شده است که نشان‌دهنده تغییرات ساختاری در شبکه بلوری تنگستن است:

تابش هلیوم: قله‌ها به سمت زوایای بزرگ‌تر با جابجایی حدود 0.3° منتقل شده‌اند. این جابجایی ناشی از نفوذ عمیق یون‌های هلیوم در ساختار تنگستن و ایجاد تنش فشاری در لایه‌های بلوری است.

تابش آرگون: قله‌ها به سمت زوایای کوچک‌تر با جابجایی 0.04° جابجا شده‌اند. این جابجایی ناشی از تأثیر سطحی تابش یون‌های آرگون و ایجاد تنش کششی در سطح تنگستن است.

تابش هم‌زمان هلیوم و آرگون: جابجایی قله‌ها به میزان 0.23° به سمت زوایای بزرگ‌تر نشان‌دهنده ترکیب تنش‌های

$$\sigma = k \frac{\Delta d}{d} \quad (1)$$

که در آن k ثابت الاستیک ماده است که برای تنگستن برابر است با $3.45 \times 10^{11} N/m^2$. نسبت $\frac{\Delta d}{d}$ تغییرات فاصله صفحات به مقدار اولیه آن است که به صورت زیر تعریف می‌شود:

$$\frac{\Delta d}{d} = \frac{d(\text{observed}) - d(\text{expect})}{d(\text{expect})} \quad (2)$$

مقدار d برای نمونه خام تنگستن برای صفحه (۲۰۰) برابر با $1/583$ آنگسترم می‌باشد. مقادیر مربوط تنش فشاری و تنش کششی ناشی از تابش یون‌های هلیوم، آرگون و مخلوط هلیوم و آرگون در جدول (۳) آورده شده است.

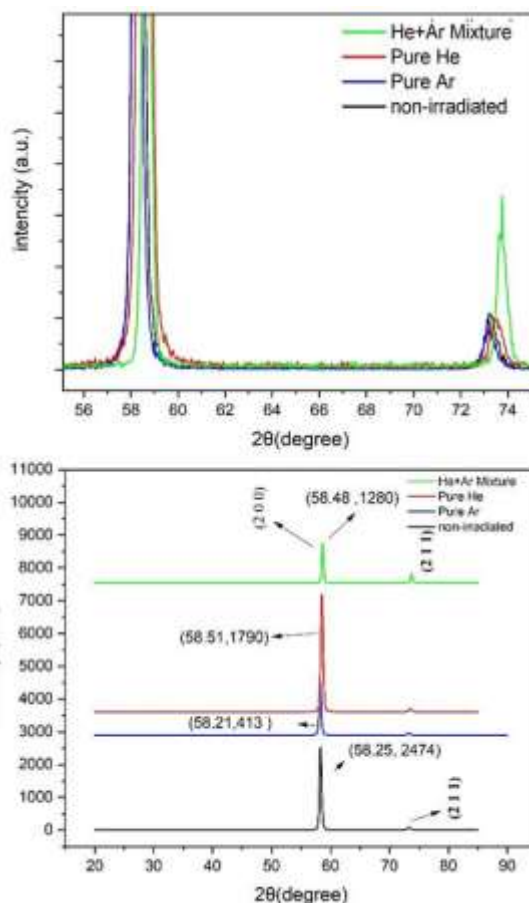
جدول (۳): نتایج تابش یون بر تنش‌های کششی و فشاری تنگستن.

نمونه	$\frac{\Delta d}{d}$	تنش (N/m^2)
آرگون (۲۰ شات)	۰/۰۰۱	کششی $3/45 \times 10^8$
هلیوم (۲۰ شات)	-۰/۰۰۶	فشاری $2/07 \times 10^9$
مخلوط آرگون و هلیوم (۲۰ شات)	-۰/۰۰۳	فشاری $1/03 \times 10^9$

جایجایی مکان قله‌ها نسبت به مکان آنها در طیف نمونه مرجع به دلیل تنش و کرنش^{۱۴} ایجاد شده در نمونه‌ها به دلیل انتقال گرمایی بسیار زیاد به نمونه‌ها در زمان تابش یون‌های پرنرژژی بوده است. تنش و کرنش ایجاد شده ناشی از عوامل متعددی از جمله جابه‌جایی اتم‌ها از شبکه^{۱۵}، ترک‌های انباشته شده^{۱۶}، میکرو تنش‌ها^{۱۷}، تنش‌های داخلی دوربرد^{۱۸}، مرز دانه^{۱۹}، تنش داخلی^{۲۰} و نواقص نقطه‌ای^{۲۱} می‌باشد [۱۶-۲۱].

۴- نتیجه‌گیری

اثر تابش یون‌های آرگون و هلیوم به صورت خالص و مخلوط هلیوم و آرگون با نسبت برابر، بر روی تنگستن مورد بررسی قرار گرفت. هدف از انجام این پژوهش مشاهده و مقایسه اثر تجمعی تابش هم‌زمان دو یون آرگون و هلیوم نسبت به



شکل (۴): طیف پراش اشعه ایکس نمونه خام و تابش دهی شده تنگستن.

جدول (۲): نتایج آنالیز XRD نمونه‌های تنگستن.

فاصله صفحات ($\text{\AA}$)				شماره صفحه
Ar + He	He	Ar	موجع	
1/580	1/577	1/584	1/583	(۲۰۰)
1/284	1/287	1/282	1/292	(۲۱۱)
2θ (درجه)				شماره صفحه
Ar + He	He	Ar	موجع	
58/48	58/51	58/21	58/25	(۲۰۰)
73/21	73/51	73/81	73/17	(۲۱۱)

تابش یون‌های آرگون باعث به وجود آمدن تنش کششی^{۱۲} شده است (شیفت به زوایای کوچک‌تر و در نتیجه افزایش فاصله صفحاتی) ولی تابش هلیوم باعث ایجاد تنش فشاری^{۱۳} شده است (انتقال به زوایای بزرگ‌تر و در نتیجه کاهش فاصله صفحات). مقدار این تنش از رابطه زیر به دست می‌آید [۱۵].

[4] H. Bolt, V. Barabash, W. Krauss, J. Linke, R. Neu, S. Suzuki, N. Yoshida & A. U. Team, "Materials for the plasma-facing components of fusion reactors", *Journal of Nuclear Materials*, vol. 329, pp. 66-73, 2004.

[5] H. Bolt, V. Barabash, G. Federici, J. Linke, A. Loarte, J. Roth & K. Sato, "Plasma facing and high heat flux materials-needs for ITER and beyond", *Journal of Nuclear Materials*, vol. 307, pp. 43-52, 2002.

[6] S. Takamura, T. Miyamoto, Y. Tomida, T. Minagawa & N. Ohno, "Investigation on the effect of temperature excursion on the helium defects of tungsten surface by using compact plasma device", *Journal of Nuclear Materials*, vol. 415, no. 1, pp.100-103, 2011.

[7] L. Pentecoste, P. Brault, A. L. Thomann, P. Desgardin, T. Lecas, T. Belhabib, M. F. Barthe & T. Sauvage, "Low Energy and low fluence helium implantations in tungsten: Molecular dynamics simulations and experiments", *Journal of Nuclear Materials*, vol. 470, pp. 44-54, 2016.

[8] X. C. Li, Y. N. Liu, Y. Yu, G. N. Luo, X. Shu & G. H. Lu, "Helium defects interactions and mechanism of helium bubble growth in tungsten: A molecular dynamics simulation", *Journal of Nuclear Materials*, vol. 451, no. 1-3, pp. 356-360, 2014.

[9] S. Saw, V. Damideh, J. Ali, R. Rawat, P. Lee & S. Lee, "Damage Study of Irradiated Tungsten using fast focus mode of a 2.2 kJ plasma focus", *Vacuum*, vol. 144, pp.14-20, 2017.

[10] S. Javadi, M. Ghoranneviss, R. Rawat & A. S. Elahi, "Topographical, structural and hardness changes in surface layer of stainless steel-AISI 304 irradiated by fusion-relevant high energy deuterium ions and neutrons in a low energy plasma focus device", *Surface and Coatings Technology*, vol. 313, pp. 73-81, 2017.

[11] M. Bhuyan, S. R. Mohanty, C. V. S. Rao, P. A. Rayjada & P. M. Raole, "Plasma focus assisted damage studies on tungsten", *Applied Surface Science*, vol. 264, pp. 674-680, 2013.

[12] M. M. Seyedhabashi, B. Shirani Bidabadi, M. Amirhamzeh Tafreshi, F. Seddighi & A. Nasiri, "Damage studies on irradiated tungsten by helium and argon ions in a plasma focus device", *Journal of Radiation Safety and Measurement*, vol. 9, no. 5, pp.1-12, 2020.

پرتودهی تنگستن با هر کدام از یون‌ها به صورت مجزا می‌باشد. نتایج آنالیز SEM نمونه‌ها نشان داد که تابش یون‌های هلیوم باعث به وجود آمدن رشته تاول‌های به هم پیوسته در کل سطح تنگستن می‌شود. تاول‌های متراکم در سطح تنگستن با به هم پیوستن تاول‌های بزرگ‌تر را به وجود آوردند. سطح نمونه تابش‌دهی شده به صورت هم‌زمان آرگون و هلیوم خطوط ترک مانند و متورم، دیده می‌شود خطوط ترک مانند، ناشی از تابش یون‌های آرگون است و تورم ایجاد شده در این خطوط ناشی از تجمع یون‌های هلیوم در این نواحی می‌باشد. آنالیز پراش پرتوایکس نمونه‌ها نیز نشان داد که تابش یون‌های پرنرژي می‌تواند باعث به وجود آمدن تغییرات در ساختار تنگستن شود. همچنین مشخص شد که تابش یون‌های آرگون و هلیوم به ترتیب تنش‌های کششی و فشاری را در تنگستن به وجود می‌آورند.

تشکر و قدردانی

نویسندگان مقاله از حمایت‌های پژوهشکده پلاσμα و گداخت هسته‌ای پژوهشگاه علوم و فنون هسته‌ای به دلیل فراهم آوردن امکانات لازم جهت انجام آزمایش‌های پژوهش حاضر، کمال تشکر و قدردانی را دارند.

۵- منابع

[1] B. Cipiti & G. Kulcinski, "Helium and deuterium implantation in tungsten at elevated temperatures", *Journal of Nuclear Materials*, vol. 347, no. 3, pp. 298-306, 2005.

[2] N. Dutta, N. Buzarbaruah & S. Mohanty, "Damage studies on tungsten due to helium ion irradiation", *Journal of Nuclear Materials*, vol. 452, no. 1-3, pp. 51-56, 2014.

[3] V. Pimenov, E. Dyomina, L. Ivanov, S. Maslyaev, V. Gribkov, R. Miklaszewski, M. Scholz, A. Dubrovsky, I. Volobuev & Y. E. Ugaste, "Damage of structural materials for fusion devices under pulsed ion and high temperature plasma beams", *Journal of Nuclear Materials*, vol. 307, pp. 95-99, 2002.

"Damage studies on irradiated tungsten by helium and argon ions in a plasma focus device", Iranian Journal of Radiation Safety and Measurement, vol. 9, no. 5, pp.1-12, 2020

[20] M. M. R. Seyedhabashi, M. A. Asgarian, C. Rasouli & F. Sedighi, "Radiation Damage of Graphite Surface, Used in First-Wall and Divertor of Tokamaks, Irradiated by Hydrogen and Argon in Plasma Focus Device", IEEE Transactions on Plasma Science, vol. 50, no. 6, pp.1814-1822, 2022.

[21] M. Tafreshi, M. Habashi, B. Bidabadi, A. Abdisaray, S. Shafiei & A. Nasiri, "Investigating the effects of high-energy pulsed protons on the surface and structural properties of copper and tungsten by MTPF-2 plasma focus device", Journal of Nuclear Science and Technology (JONSAT), vol. 41, no. 2, pp.100-109, 2020.

[13] Y. N. Liu, T. Wu, Y. Yu, X. C. Li, X. Shu & G. H. Lu, "Hydrogen diffusion in tungsten: A molecular dynamics study", Journal of Nuclear Materials, vol. 455, no. 1-3, pp. 676-680, 2014.

[14] L. Sun, S. Jin, X. C. Li, Y. Zhang & G. H. Lu, "Hydrogen behaviors in molybdenum and tungsten and a generic vacancy trapping mechanism for H bubble formation", Journal of Nuclear Materials, vol. 434, no. 1-3, pp. 395-401, 2013.

[15] Wang, Wenmin, J Roth, S Lindig, and CH Wu. "Blister Formation of Tungsten Due to Ion Bombardment." *Journal of nuclear materials* 299, no. 2 (2001): 124-31.

[16] S. Al-Hawat, M. Soukieh, M. Abou Kharoub & W. Al-Sadat, "Using Mather-type plasma focus device for surface modification of AISI304 Steel", Vacuum, vol. 84, no. 7, pp. 907-912, 2010.

[17] M. Seyedhabashi, M. Ebrahimi, D. Rostamifard, S. Goudarzi, E. Noori & A. Nasiri, "Experimental investigation and simulation of penetration depth of nitrogen ions emitted by plasma focus device inside titanium samples", Results in Physics, vol. 52, pp.106897, 2023.

[18] M. Seyedhabashi, S. Shafiei, M. Tafreshi & B. S. Bidabadi, "Study of surface damage and hydrogen distribution in irradiated tungsten by protons in plasma focus device", Vacuum, vol. 175, pp.109249, 2020.

[19] M. M. Seyedhabashi, B. Shirani Bidabadi, M. Amirhamzeh Tafreshi, F. Seddighi & A. Nasiri,

۶- پی‌نوشت

- [1] Plasma-Facing Materials (PFM)
- [2] Plasma Focus Device
- [3] Mather-Type Plasma Focus
- [4] Compact Blisters
- [5] Crystalline Defects
- [6] Interstitials
- [7] Lattice Dislocations
- [8] Vacancies
- [9] Vacancies Coalescence
- [10] Wang et al
- [11] FWHM
- [12] Tensile Stress
- [13] Compressive Stress
- [14] Stress/Stain
- [15] Dislocations
- [16] Stacking Faults
- [17] Micro-Stresses
- [18] Long-Range Internal Stresses
- [19] Grain Boundaries
- [20] Internal Stresses
- [21] Point Defects

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

الکترولیت موضعی بر پایه هگزاندیئول برای استفاده در باتری روی-یون آبی

مقاله پژوهشی

فرزاد سلیمانی^{*۱}

۱- استادیار، دانشکده مهندسی متالورژی، دانشگاه پیام نور، تهران، ایران.

F.soleymani52@pnu.ac.ir *

اطلاعات مقاله

دریافت: ۱۴۰۳/۰۶/۱۱

پذیرش: ۱۴۰۳/۱۱/۰۱

کلید واژگان:

باتری روی-یون

الکترولیت موضعی

ساختار حل شونده

هگزاندیئول.

چکیده

الکترولیت‌های فوق غلیظ با پنجره پایداری الکتروشیمیایی بالا و ایمنی بیشتر دستاورد بزرگی در حوزه باتری‌های آبی بوده است. با این حال نفوذ کند یون‌های فلزی مانند منیزیم و روی در این الکترولیت‌ها و هزینه بالای تولید آن باعث شده است عملکرد آن‌ها در باتری‌های عملی با محدودیت زیادی روبه‌رو شود. به منظور مقابله با این مشکلات، از حلال‌های آلی به عنوان رقیق کننده می‌توان استفاده کرد که علاوه بر کاهش هزینه تولید، باعث بهبود ساختار حل شونده و در نتیجه بهبود سینتیک باتری می‌شود. در این پژوهش، خواص فیزیکوشیمیایی الکترولیت موضعی ۱۰m کلرید روی رقیق شده با نسبت‌های وزنی مختلف هگزاندیئول بررسی شد. نتایج نشان می‌دهد با افزایش این نسبت وزنی از ۱:۱ الکترولیت خاصیت اشتعال پذیری پیدا کرده و قابل استفاده در باتری‌های عملی با امنیت بالا نبود. در سوی دیگر، افزودن رقیق کننده به الکترولیت فوق غلیظ ۱۰ m کلرید روی باعث کاهش ویسکوزیته شد که تأثیر بسزایی در سینتیک باتری خواهد داشت. در نسب وزنی ۱:۱ ویسکوزیته برابر با $17/8 \text{ mm}^2/\text{s}$ بود درحالی که نمونه رقیق نشده ویسکوزیته‌ای برابر با $27/6 \text{ mm}^2/\text{s}$ از خود نشان داد. استفاده از رقیق کننده باعث افزایش پنجره پایداری الکتروشیمیایی شده و به حدود $3/41 \text{ V}$ نیز رسید که دلیل آن تغییر در ساختار حل شونده الکترولیت است. این تغییرات به خوبی با آزمون طیف سنجی رامان بررسی شدند. رفتار الکتروشیمیایی الکترولیت با الکتروکد کاری CuHCF مورد ارزیابی قرار گرفت. باتری در الکترولیت موضعی ظرفیت اولیه حدود 51 mAh/g و حفظ ظرفیت ۵۳٪ را از خود نشان داد درحالی که حفظ ظرفیت در الکترولیت رقیق نشده تنها ۱۳٪ درصد بود.

Localized Electrolyte Based on Hexanediol for Use in Aqueous Zn-Ion Batteries

Farzad Soleymani^{1*}

1- Assistant professor, Department of Metallurgy Engineering, Payame Noor University, Tehran, Iran.

* F.soleymani52@pnu.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi:

Keywords:

Zinc-Ion Battery

Localized Electrolyte

Solvation Structure

Hexanediol.

Abstract

High-concentration electrolytes with a wide electrochemical stability window and improved safety have been a significant advancement in the field of aqueous batteries and capacitors in recent years. However, the diffusion of metal ions such as lithium, magnesium, and zinc in these electrolytes is sluggish. Additionally, their high production costs have limited their performance in practical applications. To overcome these challenges, organic solvents can be used as diluents, reducing production costs and improving solubility and battery kinetics. In this study, the physicochemical properties of a localized 10 m zinc chloride electrolyte diluted with various weight ratios of hexanediol were investigated. The results indicate that a weight ratio of hexanediol above 1:1 makes the electrolyte flammable, making it unsuitable for high-security batteries. Conversely, adding a diluent to the high-concentrated 10 m zinc chloride electrolyte reduces viscosity, significantly enhancing battery kinetics. At a 1:1 weight ratio, the viscosity was $17.8 \text{ mm}^2/\text{s}$, compared to $27.6 \text{ mm}^2/\text{s}$ for the undiluted sample. Using a diluent also increased the electrochemical stability window to approximately 3.41 V , due to changes in the electrolyte's solubility structure, as confirmed by Raman spectroscopy. The electrochemical behavior of the electrolyte was evaluated with a CuHCF working electrode, showing an initial capacity of about 51 mAh/g and a capacity retention of 53%, compared to only 13% for the undiluted electrolyte.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Farzad Soleymani, Localized Electrolyte Based on Hexanediol for Use in Aqueous Zn-Ion Batteries, New Process in Material Engineering, 2025, 19(2), 61-70.

۱- مقدمه

در سال‌های اخیر باتری‌های چند ظرفیتی به دلیل هزینه پایین، امنیت بالا و چگالی انرژی بیشتر به عنوان جایگزین باتری‌های لیتیوم-یون بسیار مورد توجه قرار گرفته‌اند. یون‌های چند ظرفیتی نظیر کلسیم، آلومینیوم، منیزیم و روی نسبت به لیتیوم فراوانی بیشتری در پوسته زمین دارد و همچنین به ازای هر یون تعداد الکترون بیشتری انتقال می‌دهند. در نتیجه، به عنوان موادی امیدوارکننده برای توسعه سیستم‌های ذخیره‌سازی انرژی مقرون به صرفه شناخته می‌شوند [۱-۳]. با این حال، پلاریزاسیون بالای یون‌های منیزیم و آلومینیوم در الکترولیت‌های آبی منجر به کاهش سینتیک نفوذ یون در الکترولیت می‌شود. در مقابل، یون‌های کلسیم و روی از پلاریزاسیون کمتری برخوردار بوده و در نتیجه رفتار سینتیکی تقریباً مشابه با یون لیتیوم از خود نشان می‌دهد [۴].

الکترولیت به عنوان یکی از اجزا اصلی باتری نقش به سزایی در سینتیک شارژ/دشارژ دارد. الکترولیت‌های مایع عموماً از یک یا چند حلال و حل شونده تشکیل شده‌اند. در حال حاضر، حلال‌های آلی یکی از متداول‌ترین انواع حلال‌های مورد استفاده در باتری‌ها هستند [۵]. با این حال سمیت بالا، اشتعال‌پذیری و واکنش آن‌ها با الکترودها باعث می‌شود محققان به دنبال گزینه‌های مناسب‌تری نسبت به حلال‌های آلی باشند. همچنین، به دلیل خطرات ناشی از ایمنی پایین این الکترولیت‌ها، باتری‌های حاوی حلال آلی می‌بایست با دقت بالایی برای جلوگیری از نفوذ اکسیژن مونتاژ شوند که باعث افزایش هزینه بیشتر این باتری‌ها می‌شود [۶].

اخیراً باتری‌های آبی فوق غلیظ قابل شارژ، توجه گسترده‌ای را در زمینه ذخیره انرژی به خود جلب کرده‌اند. این الکترولیت‌ها غیرقابل اشتعال بوده و امنیت بسیار بالاتری را تأمین می‌کنند. بعلاوه، عدم حساسیت این باتری‌ها به رطوبت باعث کاهش الزامات مونتاژ و هزینه‌های تولید می‌شود. همچنین، رسانایی

الکترولیت‌های آبی به طور معمول از الکترولیت‌های آلی با غلظت برابر حل شونده بیشتر بوده که منجر به افزایش قابل توجه راندمان شارژ/دشارژ می‌شود [۷]. اگرچه الکترولیت‌های بسیار غلیظ، پایداری الکتروشیمیایی و حرارتی بالایی دارند، اما به دلیل استفاده زیاد از نمک هزینه ساخت بالایی دارند [۸]. علاوه بر این، ویسکوزیته بالا و هدایت یونی پایین نیز از دیگر مشکلات این الکترولیت‌ها بوده که باعث محدودیت در استفاده عملی از آن‌ها می‌شود. به منظور غلبه بر مشکلات این الکترولیت‌ها، استفاده از رقیق‌کننده و یا کمک حلال توصیه شده است. این حلال‌های می‌بایست در حلال اصلی قابل انحلال باشند و حلالیت حل شونده در آن بسیار کم باشد. به این دسته از الکترولیت‌ها به اصطلاح الکترولیت‌های موضعی می‌گویند. در این الکترولیت، ساختار حل شونده‌گی الکترولیت آبی به طور موضعی ثابت می‌ماند و هزینه تولید به طور قابل توجه کاهش می‌یابد. همچنین گزارش شده است که اشتعال‌پذیری این الکترولیت‌ها نیز به شدت به خواص رقیق‌کننده/کمک حلال و نسبت انحلال آن‌ها بستگی دارد. به عنوان مثال، افزودن حلال TTF به الکترولیت آلی کربناتی باعث واکنش میان یون لیتیوم (Li^+) و یون فلئورمتان (FSI) می‌شود. در نتیجه لایه فازیانی جامد-الکترولیت غنی از LiF روی آند تشکیل می‌شود و اشتعال‌پذیری الکترولیت را کاهش می‌دهد. تاکنون، به طور مختلفی تجربی و آزمایشی رقیق‌کننده/کمک حلال‌های نظیر اترها و فسفات‌های فلئوردار مورد بررسی قرار، به طور مثال، حلال‌ها خانواده هیدروفلئورواتر^۲، مانند بیس (۲،۲،۲-تری‌فلئورواتیل) اتر^۳ [۶، ۱۸، ۱۹] [۹-۱۱]، (۱،۱،۱-تری‌فلئورواتیل) اتر^۴ [۱۲، ۱۳] و (۲،۲،۲-تری‌فلئورواتیل) اتر^۵ [۱۴، ۱۵]، به عنوان رقیق‌کننده برای الکترولیت‌های مختلف استفاده شده‌اند. با این حال، بیشتر این رقیق‌کننده‌ها بسیار قابل اشتعال هستند و خطرات ایمنی را در باتری‌های لیتیومی تشدید می‌کند. مشکل اشتعال‌پذیری مانع از استفاده عملی از این الکترولیت‌ها می‌شود.

رامان، پنجره پایداری، ولتامتری چرخه‌ای، شارژ دشارژ و طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی قرار گرفته‌اند و در نهایت الکترولیت بهینه انتخاب شده است. همچنین آزمون‌های الکتروشیمیایی به صورت سه الکترودی با الکتروده هگزاسیانوفرات مس (CuHCF)، Ag/AgCl و پلاتین به ترتیب به عنوان الکتروده کاری، رفرنس و شمارنده انجام شده است.

۲- روش تحقیق

بر اساس تئوری الکترولیت‌های موضعی، رقیق‌کننده مناسب باید در حلال اصلی (آب) محلول باشد و حل‌شونده نمک کلرید روی در آن نامحلول باشد. بدین منظور، ابتدا حل‌شوندگی آب و کلرید روی در هگزاندیئول مورد بررسی قرار گرفته است. از آنجایی که کلرید روی در هگزاندیئول نامحلول است، به منظور تهیه الکترولیت موضعی نمک ابتدا در آب حل شده و سپس رقیق‌کننده با نسبت وزنی مشخص به آن افزوده شده است. در سال‌های اخیر الکترولیت مرسوم فوق غلیظ ۱۰ مولال کلرید روی به دلیل هدایت یونی و پایداری بالا به طور گسترده در باتری‌های روی-یون مورد استفاده قرار گرفته است [۲۰-۲۳]. از طرف دیگر، مطالعات نشان داده‌اند که استفاده بیش از ۵٪ رقیق‌کننده باعث ایجاد خطرات ناشی ایمنی باتری می‌شود [۱۸]. از این رو، الکترولیت ۱۰ مولال کلرید روی به عنوان محلول پایه انتخاب شده و سپس با نسبت‌های وزنی ۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲٪ رقیق‌کننده هگزاندیئول به آن افزوده شد. به منظور دستیابی به محلول کاملاً یکنواخت، تمام ترکیبات به مدت ۸ h هم زده شدند. جدول (۱) ترکیب الکترولیت‌های تهیه شده را نشان می‌دهد. با هدف بررسی خواص الکترولیت‌های تهیه شده، از هر الکترولیت آزمون طیف‌سنجی رامان، هدایت الکتریکی، ویسکوزیته، اشتعال‌پذیری و پنجره پایداری الکتروشیمیایی گرفته شده است.

چن و همکارانش^۶ [۱۶] اثر رقیق‌کننده دیوکسولان را مورد بررسی قرار داده است. نتایج این پژوهش تولید الکترولیت موضعی غیرقابل اشتعال و بازده کلمبیک بالای ۹۷/۸٪ در چگالی جریان ۵ mA/cm² را نشان می‌دهد. همچنین، ژائوماکس و همکارانش^۷ [۱۷] یک الکترولیت موضعی غیرقابل اشتعال ارزان قیمت «آب در نمک» بر پایه LiNO₃ معدنی و رقیق‌کننده پنتادیول ساخته است. مشابه الکترولیت‌های فوق غلیظ موضعی آلی، رقیق‌کننده‌های آبی باید با آب قابل اختلاط و با نمک‌های لیتیوم غیر قابل اختلاط باشند؛ بنابراین، ساختار حل‌شوندگی الکترولیت‌های «آب در نمک» پس از افزودن رقیق‌کننده بدون تغییر باقی می‌ماند [۱۷]. در مطالعه دیگر، ژائو و همکارانش^۸ [۱۸] موفق به تولید الکترولیت موضعی غیر قابل اشتعال در باتری آلومینیوم-یون با ترکیب N، N-دی متیل استامید^۹ و ۲،۲،۱،۱-تترافلوئورو اتیل-۳،۳،۳،۳-تترافلوئورو پروپیل اتر با هدایت یونی بالا ۱۲۵ mS/cm شده‌اند. این الکترولیت همچنین پس از ۱۰۰ چرخه موفق به حفظ ۸۴٪ ظرفیت اولیه خود شده است.

مطالعات نشان می‌دهند دستیابی به الکترولیت موضعی غیرقابل اشتعال با عملکرد مطلوب نیازمند استفاده از حداقل یک جز رقیق‌کننده غیر اتری است. از طرف دیگر، ترکیب CuHCF نخستین بار توسط ریچارد و همکارانش^{۱۰} [۱۹] در سال ۲۰۱۳ معرفی شد. این ساختار قابلیت ذخیره‌سازی یون‌های چند ظرفیتی از جمله Mg²⁺ و Zn²⁺ را دارد. از این رو، در این پژوهش با هدف کاهش هزینه تولید، افزایش پایداری الکتروشیمیایی، بهبود ایمنی و افزایش راندمان چرخه‌پذیری باتری روی-یون، الکترولیت موضعی با رقیق‌کننده هگزاندیئول^{۱۱} و نمک کلرید روی (ZnCl₂) در باتری روی-یون مورد ارزیابی قرار گرفته است. در این پژوهش برای اولین بار از هگزاندیئول به عنوان رقیق‌کننده در الکترولیت موضعی استفاده شده است. الکترولیت‌های مختلف با غلظت نمک، رقیق‌کننده و آب متغیر با آنالیزهای هدایت الکتریکی، ویسکوزیته، اشتعال‌پذیری،

نتایج آزمون انحلال پذیری نشان می‌دهد که مطابق انتظار هگزاندیئول کاملاً در آب محلول است. به منظور بررسی انحلال پذیری نمک کلرید روی در هگزاندیئول، ترکیب ۲ m تهیه شده و به مدت ۸ h ساعت هم زده شد. شکل (۱) عدم انحلال پذیری کلرید روی در هگزاندیئول را به خوبی نشان می‌دهد.



شکل (۱): عدم انحلال پذیری نمک کلرید روی در هگزاندیئول.

هگزاندیئول به طور طبیعی مایعی اشتعال پذیر بوده و افزودن آن به الکترولیت آب می‌تواند موجب کاهش ایمنی باتری شود. از این رو غلظت هگزاندیئول در الکترولیت می‌بایست به گونه‌ای تعیین شود که الکترولیت خاصیت اشتعال پذیری نداشته باشد. به منظور بررسی اشتعال پذیری جداکننده باتری را به الکترولیت‌ها آغشته شده و سپس در معرض شعله قرار گرفته است. نتایج نشان می‌دهد که در صورت رقیق کردن الکترولیت با نسبت وزنی بیش از ۱:۱، الکترولیت اشتعال پذیر خواهد شد. شکل ۲-الف اشتعال پذیری نمونه رقیق شده با نسب ۱:۲ (E-) (1:2) را نشان می‌دهد. همان طور که مشخص است این الکترولیت به دلیل وجود مقادیر زیاد هگزاندیئول به شدت اشتعال پذیر بوده و امنیت باتری را به خطر خواهد انداخت. شکل ۲-ب نیز اشتعال پذیری الکترولیت E-1:1.5 را نشان می‌دهد که با وجود کاهش شدت اشتعال پذیری، همچنان برای استفاده در یک باتری ایمن مناسب نخواهد بود. شکل ۲-ج اشتعال پذیری

جدول (۱): ترکیب شیمیایی و اختصار الکترولیت‌های ساخته شده

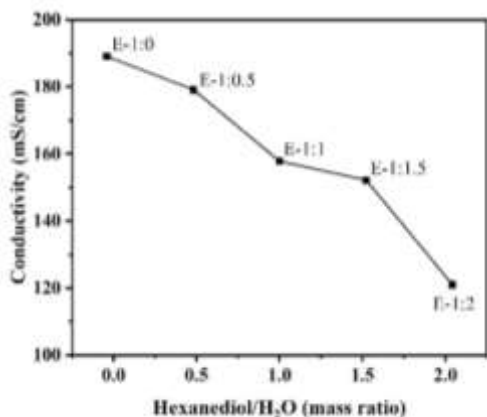
ترکیب الکترولیت	نسب وزنی	اختصار
(1,6-Hexanediol) ₀ (10 m ZnCl) ₁	۱:۰	E-1:0
(1,6-Hexanediol) _{0.5} (10 m ZnCl) ₁	۱:۰.۵	E-1:0.5
(1,6-Hexanediol) ₁ (10 m ZnCl) ₁	۱:۱	E-1:1
(1,6-Hexanediol) _{1.5} (10 m ZnCl) ₁	۱:۱.۵	E-1:1.5
(1,6-Hexanediol) ₂ (10 m ZnCl) ₁	۱:۲	E-1:2

در این مطالعه نانو ذرات CuHCF به روش رسوبی سنتز شده‌اند. ابتدا دو محلول ۶/۵ gr نیترات مس ((Cu(NO₃)) در ۲۸۰ mL آب (H₂O) و محلول ۴/۵ gr پتاسیم فری سیانید (K₃Fe(CN)₆) در ۲۷۲/۵ mL آب (H₂O) تهیه شد. سپس، دو محلول، با سرعت ۱۵ mL/min، هم‌زمان به ۹۰۰ mL آب دی‌یونیزه افزوده شدند. در نهایت، رسوب قهوه‌ای رنگ فیلتر شده، سپس با آب شسته و به مدت ۴۸ h در دمای اتاق خشک شد. از نمونه سنتز شده جهت اطمینان ترکیب سنتز شده آزمون پراش اشعه ایکس (XRD) گرفته شد.

به منظور تهیه الکتروود کاری، ترکیب CuHCF سنتز شده با کربن (Super P)، پلی‌وینیلیدین فلورید (PVDF) و متیل‌پیرولیدون (NMP) با نسبت وزنی به ترتیب ۱۰:۱۰:۸۰ مخلوط شد. دوغاب آماده شده با استفاده از داکتر بلید^{۱۴} روی فویل مسی پوشش داده می‌شود. پوشش‌ها در خلأ در دمای ۵۰°C درجه سانتی‌گراد و مدت ۱۰ min خشک شدند.

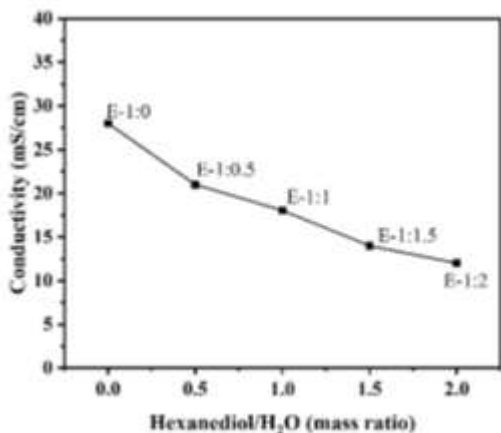
به منظور بررسی رفتار الکتروشیمیایی الکترولیت‌های تهیه شده، آزمون‌ها طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی (EIS)، ولتامتری چرخه‌ای (CV) و شارژ/دشارژ گالوانواستاتیک با دستگاه Metrohm Autolab (PGSTAT302N) به صورت سه الکتروودی با الکتروود هگزاسیانوفرات مس (CuHCF)، Ag/AgCl و پلاتین به ترتیب به عنوان الکتروود کاری، رفرنس و شمارنده انجام شد.

۳- نتایج و بحث



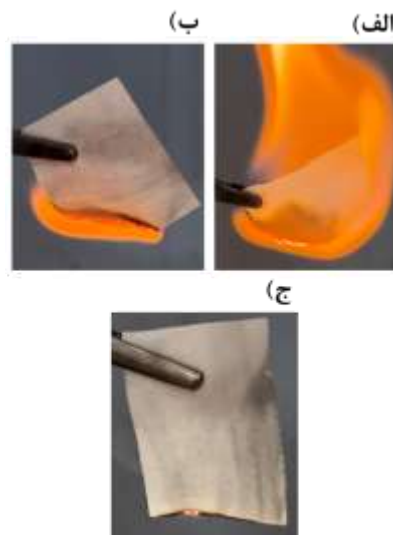
شکل (۳): تغییرات هدایت الکتریکی الکترولیت‌ها برحسب غلظت رقیق کننده.

یکی از وظایف الکترولیت تر کنندگی سطح الکترود و جداکننده است. ترشوندگی بیشتر به معنای پر شدن تمامی تخلخل‌های سطح الکترود و در نتیجه افزایش سینتیک باتری است. ویسکوزیته الکترولیت از جمله پارامترهای تأثیرگذار بر میزان تر کنندگی الکترولیت است [۲۴]. نتایج آزمون ویسکوزیته نشان می‌دهد با افزایش نسبت رقیق کننده هگزاندیئول، ویسکوزیته سینماتیک نیز با روند نسبتاً ثابتی کاهش می‌یابد. با افزایش این نسبت، ویسکوزیته از $28 \text{ mm}^2/\text{s}$ در الکترولیت E-1:2 به حدود $12 \text{ mm}^2/\text{s}$ در الکترولیت E-1:0 رسیده است. نتایج این آزمون در شکل (۴) نشان داده شده است.



شکل (۴): تغییرات ویسکوزیته الکترولیت‌ها برحسب غلظت رقیق کننده.

نمونه E-1:1 را نشان می‌دهد. نتایج مشخص می‌کند که در نسبت‌های رقیق کننده هگزاندیئول کمتر از ۱:۱ الکترولیت غیرقابل اشتعال بوده به عنوان الکترولیتی ایمن در باتری روی-یون قابل استفاده است.



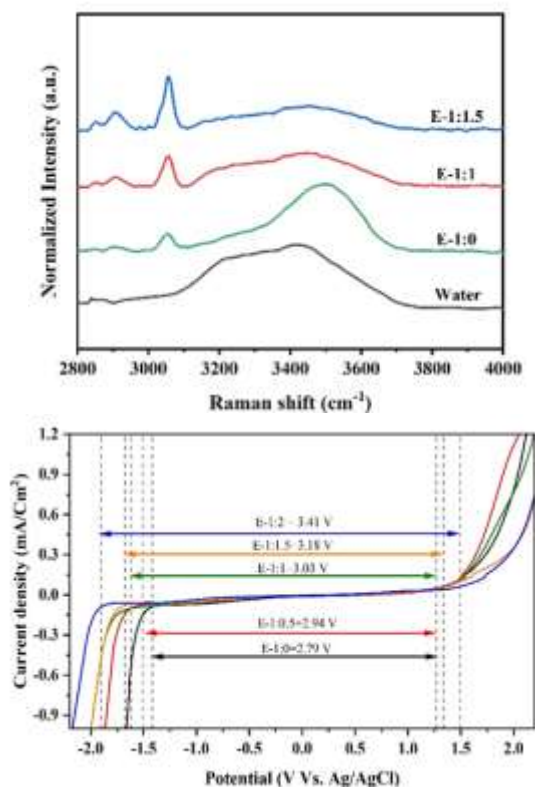
شکل (۲): اشتعال پذیری نمونه الف (E-1:2، ب) E-1:1.5 و ج) E-1:1.

اضافه شدن رقیق کننده به الکترولیت به دلیل کاهش غلظت نمک باعث کاهش هدایت الکتریکی الکترولیت می‌شود. به منظور بررسی اثر رقیق کننده هگزاندیئول بر الکترولیت آبی کلرید روی، آزمون هدایت الکتریکی گرفته شده و نتایج آن در شکل (۳) نشان داده شده است. به طور کلی با افزودن هگزاندیئول به الکترولیت آبی هدایت الکتریکی کاهش یافته است. با این حال، کاهش هدایت الکتریکی در نسبت‌های بالای ۱:۱/۵ با شیب تندتری اتفاق افتاد است. هدایت الکتریکی از 189 mS/cm در الکترولیت E-1:0 به 152 mS/cm در الکترولیت E-1:1.5 رسیده است در حالی که در نسبت ۱:۲ یعنی الکترولیت E-1:2 هدایت الکتریکی به شدت کاهش یافته و به مقدار 121 mS/cm رسیده است.

شدت آن افزایش یافته و پهنای آن نیز به طور قابل توجهی کاهش یافته است. این پدیده ناشی از تضعیف پیوند هیدروژنی آب و همچنین قرارگیری یون روی (Zn^{2+}) در همسایگی مولکول آب و در نتیجه تشکیل کلاسترهای $Zn^{2+}-H_2O$ است. در الکترولیت های E-1:1.5 و E-1:1 افزوده شدن رقیق کننده هگزاندیئول به الکترولیت آبی با شکسته شدن خوشه های آب همراه می شود. در این شرایط شدت پیک ارتعاش کششی پیوند اکسیژن-هیدروژن کاهش یافته و پیک مربوط به پیوند آزاد نیز تا حد زیادی از بین رفته است. دلیل این رخداد را می توان به کاهش تعداد مولکول های آب به ازای مولکول های روی و هگزاندیئول، کاهش همسایگی مولکول آب و هیدراسیون قوی یون روی دانست [۲۹].

یکی از مشکلات اصلی استفاده عملی از الکترولیت های آبی در باتری های چند ظرفیتی، پنجره پایداری الکتروشیمیایی پایین است که منجر به محدود شدن ولتاژ کاری باتری می شود. افزودن کمک حلال و یا رقیق کننده می تواند بر خواص الکتروشیمیایی الکترولیت تأثیر گذاشته و موجب بهبود پنجره پایداری الکتروشیمیایی شود. آزمون ولتامتری روبشی خطی با هدف تعیین پنجره پایداری الکترولیت های آبی و موضعی انجام شده است. نتایج این آزمون در شکل ۵-ب نشان داده شده است. حد مثبت و منفی بازه پایداری هر الکترولیت با رسم خط مماس در ناحیه غیرخطی و برخورد آن با امتداد ناحیه خطی تعیین شده است. همان طور که مشخص است، با افزایش غلظت رقیق کننده هگزاندیئول پنجره پایداری الکترولیت افزایش یافته است.

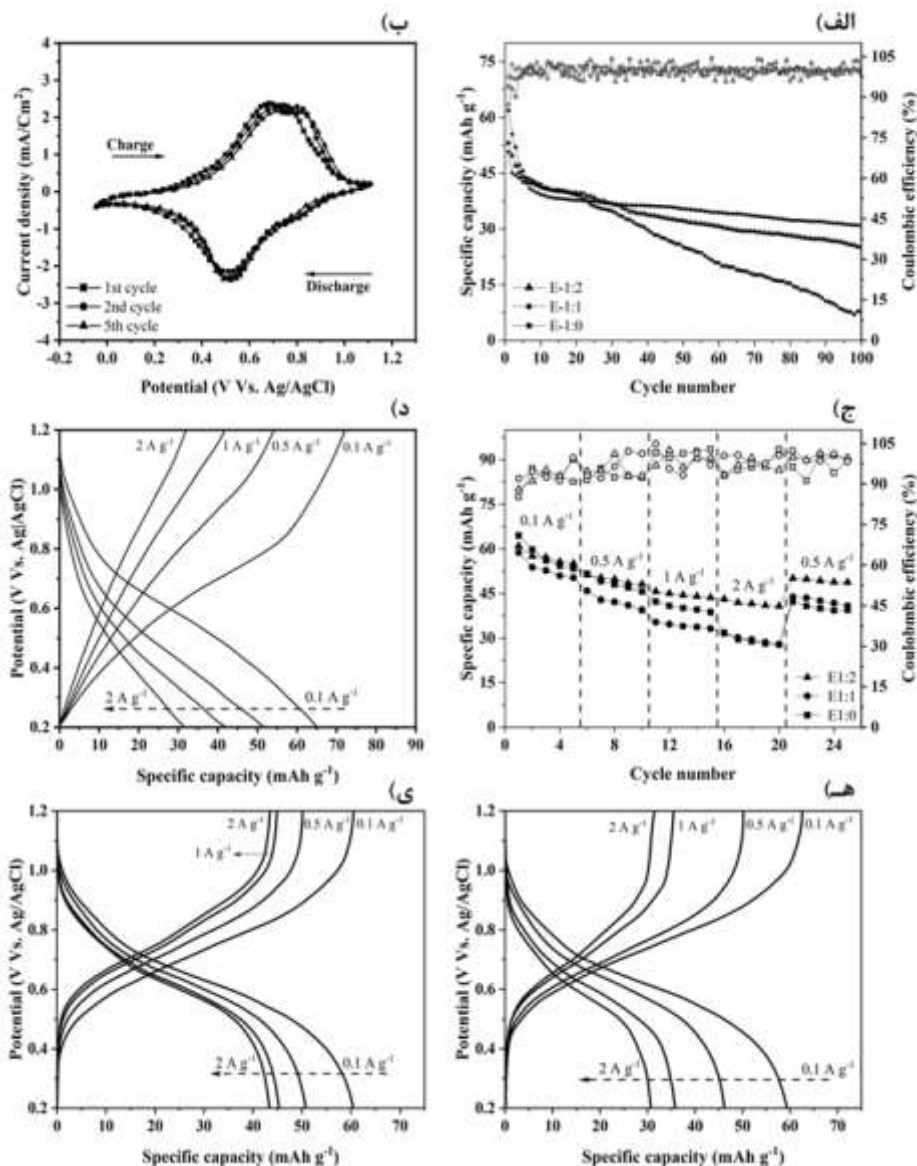
پنجره پایداری الکترولیت آبی E-1:0 برابر با ۲/۷۹ V اندازه گیری شده است. با افزودن هگزاندیئول با نسبت ۱:۰/۵، پنجره پایداری به مقدار ۰/۱۵ V افزایش یافته است و به ۲/۹۴ V رسیده است. با افزایش بیشتر غلظت، پنجره پایداری با افزایش بیشتری روبه رو بوده است به طوری که در نسبت ۱:۲ به حدود ۳/۴۱ V رسیده است. افزایش پنجره پایداری الکترولیت موضعی بر اثر افزودن رقیق کننده هگزاندیئول به دلیل حضور



شکل (۵): الف) طیف رامان آب، الکترولیت آبی E-1:0 و الکترولیت های موضعی E-1:1.5 و E-1:1 و ب) پنجره پایداری الکترولیت آبی E-1:0 و الکترولیت های موضعی E-1:0.5، E-1:1، E-1:1.5 و E-1:2.

نتایج آزمون رامان در شکل ۵-الف نشان داده شده است. این آزمون جهت بررسی ساختار حل شونده یون روی در الکترولیت موضعی انجام شده است. پیک مربوط به ارتعاش کششی پیوند اکسیژن-هیدروژن مولکول آب در طیف رامان در محدوده طول موج حدود 3100 cm^{-1} تا 3700 cm^{-1} قابل مشاهده است. پیک مربوط به کشش ارتعاشی متقارن در طول موج 3286 cm^{-1} ، کشش ارتعاشی نامتقارن در طول موج 3434 cm^{-1} و پیک مربوط به پیوند آزاد اکسیژن-هیدروژن در طول موج 3615 cm^{-1} مشاهده شده است. این نتایج با یافته های مطالعات پیشین به خوبی مطابقت دارد [۲۵-۲۸]. در الکترولیت آبی E-1:0 پیک مربوط به ارتعاش کششی پیوند اکسیژن-هیدروژن کمی به سمت راست حرکت کرده است. بعلاوه،

مولکول‌های آن در لایه اول حل شوندگی یون روی (Zn^{2+}) و در نتیجه افزایش همسایگی این یون است که پیش‌تر با آزمون رامان نیز اثبات گردیده است.



شکل (۶): عملکرد الکتروشیمیایی الکتروکود CuHCF در الکترولیت موضعی E-1:0، E-1:1 و E-1:2 (الف) ولتاژ چرخه‌ای الکترولیت E-1:1 در نرخ اسکن 1 mV/s (ب) عملکرد چرخه‌ای در نرخ شارژ 2/0 A/g، (ج) قابلیت نرخ‌پذیری و (د-ی) پروفایل شارژ/دشارژ متقابل آزمون نرخ‌پذیری.

اسکن 1 mV s^{-1} انجام شده است و در شکل ۶-الف نمایش داده شده است. پروفایل ولتاژ چرخه در فرایند شارژ دو پیک کاتدی در ولتاژ 0.76 V و 0.83 V از خود نشان داده است که به ترتیب مربوط به واکنش اکسایش/کاهش Cu^{2+}/Cu و

برگشت‌پذیری فرایند شارژ و دشارژ در الکترولیت موضعی با آزمون ولتاژ چرخه‌ای مورد سنجش قرار گرفته است. این آزمون به صورت سه الکترودی با الکترولیت E-1:1 و CuHCF به عنوان الکتروکود کاری در بازه 0.1 V تا 1.2 V ولت با نرخ

است. با تغییر دوباره سرعت شارژ به 1 A/g ظرفیت باتری به 50 mAh g^{-1} رسیده است که حفظ ظرفیت عالی 82% را ثبت کرده است. به طور مشابه در الکترولیت $E-1:1$ حفظ ظرفیت در آزمون نرخ پذیری برابر با 74% بوده است. این در حالی است الکترولیت آبی $E-1:0$ حفظ ظرفیت تنها 48% را از خود نشان داده است. شکل های ۶-د-ی به ترتیب پروفایل شارژ/دشارژ آزمون نرخ پذیری مربوط به الکترولیت های $E-1:0$ ، $E-1:1$ و $E-1:2$ را نشان می دهد.

۴- نتیجه گیری

در این مطالعه الکترولیت موضعی برای باتری روی-یون با استفاده از محلول 10 ملال نمک کلرید روی (ZnCl_2) و رقیق کننده هگزاندیئول مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور الکترولیت های مختلف با غلظت های مختلف رقیق کننده ساخته شده و آزمون های مشخصه یابی و الکتروشیمیایی انجام شده است. با افزایش غلظت هگزاندیئول از نسبت وزنی $1:1$ الکترولیت خاصیت اشتعال پذیری خواهد داشت که امنیت باتری به شدت کاهش می دهد. همچنین، با افزایش این نسبت، هدایت الکتریکی الکترولیت نیز کاهش می یابد که باعث کاهش عملکرد چرخه ای باتری خواهد شد. از طرف دیگر، نتایج طیف سنجی رامان نشان می دهد با اضافه شدن هگزاندیئول که در اثر قرارگیری مولکول های هگزاندیئول در همسایگی روی در لایه اول حل شوندگی آن و همچنین کاهش همسایگی آب، ساختار حل شوندگی الکترولیت بهبود یافته است. بررسی های الکتروشیمیایی نشان داده است که الکترولیت موضعی در مقایسه با الکترولیت آبی عملکرد چرخه ای و نرخ پذیری بهتری دارد. میزان حفظ ظرفیت در آزمون عملکرد چرخه ای برای الکترولیت های موضعی $E-1:1$ و $E-1:2$ به ترتیب برابر با 48% و 53% بوده در حالی که در الکترولیت آبی تنها 13% درصد بوده است. به طور مشابه، در آزمون قابلیت نرخ پذیری نیز حفظ ظرفیت به ترتیب 82% ، 74% و 48% برای الکترولیت های $E-1:0$ ، $E-1:1$ و $E-1:2$ ثبت شده است. عملکرد

Fe^{3+}/Fe است [۳۰]. هر دو پیک طیف چرخه های بعدی در جهت ولتاژ بیشتر جابه جا شده اند. به طور متقابل، در فرایند دشارژ دو پیک آندی در 0.89 V و 0.58 V مشاهده شده است که مربوط به ورود یون روی (Zn^{2+}) به ساختار است. به طور کلی، هم پوشانی خوب نمودارهای ولتامتری چرخه ای طیف چرخه های مختلف حاکی از چرخه پذیری و برگشت پذیری ورود و خروج یون روی در الکترولیت موضعی به درون ساختار الکتروکود CuHCF است. بهبود چرخه پذیری در اثر تعامل میان مولکول آب و هگزاندیئول اتفاق می افتد. میان این دو مولکول پیوند هیدروژنی برقرار می شود که به طور قابل توجهی فعالیت آب را کاهش می دهد و در نتیجه مانع ورود پروتون مولکول آب به درون ساختار می شود.

چرخه پذیری و عملکرد الکترولیت آبی $E-1:0$ و موضعی $E-1:1$ و $E-1:2$ تهیه شده با آزمون شارژ/دشارژ گالوانوستاتیک با استفاده از CuHCF به عنوان الکتروکود کاری در نرخ جریان 0.2 A/g مورد بررسی قرار گرفته است. شکل ۶-ب چرخه پذیری قابل توجه الکتروکود CuHCF در الکترولیت $E-1:1$ و $E-1:2$ را در 100 چرخه اول نشان می دهد. عملکرد چرخه ای هر دو الکترولیت تقریباً مشابه بوده است. در الکترولیت $E-1:1$ با ظرفیت اولیه 51 mAh/g پس از 100 چرخه حفظ ظرفیت برابر با 53% محاسبه شده است و در الکترولیت $E-1:2$ با ظرفیت اولیه 53 mAh/g پس از 100 چرخه 48% ظرفیت حفظ شده است. در مقابل، الکترولیت آبی $E-1:0$ برخلاف ظرفیت اولیه بیشتر 62 mAh/g ، تنها 13% ظرفیت اولیه خود را پس از 100 چرخه حفظ کرده است. این نتایج به خوبی نشان می دهد که الکترولیت موضعی به طور مؤثر سینتیک و عملکرد باتری را بهبود خواهد بخشید.

به منظور بررسی بیشتر تأثیر افزودنی هگزاندیئول بر سینتیک باتری آزمون نرخ پذیری در نرخ شارژ 0.1 A/g تا 2 A/g انجام شده است و در شکل ۶-ج نشان داده شده است. همان طور که مشخص است، با افزایش نرخ شارژ از 0.1 A/g به 2 A/g (20 برابر)، ظرفیت باتری از 61 mAh g^{-1} به 43 mAh g^{-1} رسیده

[9] S. Chen, J. Zheng, D. Mei, K. S. Han, M. H. Engelhard, W. Zhao, W. Xu & et al., "High-voltage lithium-metal batteries enabled by localized high-concentration electrolytes", *Advanced materials*, vol. 30, no. 21, p. 1706102, 2018.

[10] J. Zheng, S. Chen, W. Zhao, J. Song, M. H. Engelhard & J. G. Zhang, "Extremely stable sodium metal batteries enabled by localized high-concentration electrolytes", *ACS Energy Letters*, vol. 3, no. 2, pp. 315-321, 2018.

[11] E. Huangzhang, X. Zeng, T. Yang, H. Liu, Ch. Sun, Y. Fan, H. Hu & et al., "A localized high-concentration electrolyte with lithium bis (fluorosulfonyl) imide (LiFSI) salt and F-containing cosolvents to enhance the performance of Li|| LiNi_{0.8}Co_{0.1}Mn_{0.1}O₂ lithium metal batteries", *Chemical Engineering Journal*, vol. 439, p. 135534, 2022.

[12] Z. Zhao, A. Wang, A. Chen, Y. Zhao, Zh. Hu, K. Wu & J. Luo, "Leveraging Ion Pairing and Transport in Localized High-Concentration Electrolytes for Reversible Lithium Metal Anodes at Low Temperatures", *Angewandte Chemie*, p. e202412239, 2024.

[13] S. Park, H. Chang, H. Lee, M. Lim, H. An, J. Kang, S. Lee & et al., "Diluent-mediated interfacial reactions in localized-high-concentration electrolytes for fast-charging lithium-ion batteries", *Journal of Materials Chemistry A*, 2024.

[14] H. K. Bergstrom & B. D. McCloskey, "Ion transport in (localized) high concentration electrolytes for Li-based batteries", *ACS Energy Letters*, vol. 9, no. 2, pp. 373-380, 2024.

[15] T. N. Tran, X. Cao, Y. Xu, P. Gao, H. Zhou, F. Guo, K. S. Han & et al., "Enhancing Cycling Stability of Lithium Metal Batteries by a Bifunctional Fluorinated Ether," *Advanced Functional Materials*, p. 2407012, 2024.

[16] C. Zhang, S. Gu, D. Zhang & J. Ma, "Nonflammable, localized high-concentration electrolyte towards a high-safety lithium metal battery", *Energy Storage Materials*, vol. 52, pp. 355-364, 2022.

[17] P. Jaumaux, X. Yang, B. Zhang, J. Safaei, X. Tang, D. Zhou, Ch. Wang & G. Wang, "Localized water-in-salt electrolyte for aqueous lithium-ion

الکتروشیمیایی دو الکترولیت E-1:1 و E-1:2 تقریباً مشابه بوده که با توجه خاصیت اشتعال‌پذیری الکترولیت E-1:2، الکترولیت E-1:1 با پنجره پایداری الکتروشیمیایی بالا ۳/۰۳ V، هدایت الکتریکی ۱۵۸ mS/cm و ویسکوزیته ۱۷/۸ mm²/s را می‌توان به‌عنوان جایگزینی مناسب برای الکترولیت‌های آبی باتری روی-یون دانست.

۵- منابع

[1] Q. Liu, H. Wang, C. Jiang & Y. Tang, "Multi-ion strategies towards emerging rechargeable batteries with high performance", *Energy Storage Materials*, vol. 23, pp. 566-586, 2019.

[2] M. Adil, A. Sarkar, A. Roy, M. R. Panda, A. Nagendra & S. Mitra, "Practical aqueous calcium-ion battery full-cells for future stationary storage", *ACS applied materials & interfaces*, vol. 12, no. 10, pp. 11489-11503, 2020.

[3] T. Zhao & M. Wang, "Advanced Secondary Batteries with Multi-Electron Reaction of Light Elements", *Journal of The Electrochemical Society*, vol. 171, no. 1, p. 010517, 2024.

[4] S. Gheyhani, Y. Liang, F. Wu, Y. Jing, H. Dong, K. K. Rao, X. Chi & et al., "An aqueous Ca-ion battery," *Advanced Science*, vol. 4, no. 12, p. 1700465, 2017.

[5] K. Xu, "Nonaqueous liquid electrolytes for lithium-based rechargeable batteries," *Chemical reviews*, vol. 104, no. 10, pp. 4303-4418, 2004.

[6] Y. Yamada, J. Wang, S. Ko, E. Watanabe & A. Yamada, "Advances and issues in developing salt-concentrated battery electrolytes", *Nature Energy*, vol. 4, no. 4, pp. 269-280, 2019.

[7] H. Gao, K. Tang, J. Xiao, X. Guo, W. Chen, H. Liu & G. Wang, "Recent advances in "water in salt" electrolytes for aqueous rechargeable monovalent-ion (Li⁺, Na⁺, K⁺) batteries", *Journal of Energy Chemistry*, vol. 69, pp. 84-99, 2022.

[8] L. Wang, J. Bao, Q. Liu & C. F. Sun, "Concentrated electrolytes unlock the full energy potential of potassium-sulfur battery chemistry", *Energy Storage Materials*, vol. 18, pp. 470-475, 2019.

- [26] Q. Du, E. Freysz, and Y. R. Shen, "Vibrational spectra of water molecules at quartz/water interfaces," *Physical Review Letters*, vol. 72, no. 2, p. 238, 1994.
- [27] F. Li, Z. Men, S. Li, S. Wang, Z. Li, and C. Sun, "Study of hydrogen bonding in ethanol-water binary solutions by Raman spectroscopy," *Spectrochimica Acta Part A: Molecular and Biomolecular Spectroscopy*, vol. 189, pp. 621-624, 2018.
- [28] S. Noorsina, M. R. Esmaeili & S. K. Sadrezhaad, "Advancements in aqueous/nonaqueous hybrid electrolytes for next-generation Ca-ion batteries", *Journal of Energy Storage*, vol. 101, p. 113958, 2024.
- [29] H. Tomiyasu, H. Shikata, K. Takao, N. Asanuma, S. Taruta & Y. Y. Park, "An aqueous electrolyte of the widest potential window and its superior capability for capacitors", *Scientific Reports*, vol. 7, no. 1, p. 45048, 2017.
- [30] D. R. Shankaran & S. S. Narayanan, "Characterization and application of an electrode modified by mechanically immobilized copper hexacyanoferrate", *Fresenius' Journal of Analytical Chemistry*, vol. 364, pp. 686-689, 1999.
- [1] Tetrafluoroethyl-2, 2, 3, 3-Tetrafluoropropyl Ether
- [2] Hydrofluoroethers
- [3] Bis(2,2,2-Trifluoroethyl) Ether
- [4] 1,1,2,2-Tetrafluoroethyl-2,2,3,3-Tetrafluoropropyl Ether
- [5] 2,2,2-Trifluoroethyl Ether
- [6] Zhang et al
- [7] Jaumaux et al
- [8] Zhao et al
- [9] N,N-Dimethylacetamide
- [10] Wang et al
- [11] 1,6-Hexanediol
- [12] Polyvinylidene Fluoride (Pvdf)
- [13] N-Methyl-2-Pyrrolidone (Nmp)
- [14] Doctor Blade
- batteries", *Angewandte Chemie International Edition*, vol. 60, no. 36, pp. 19965-19973, 2021.
- [18] T. Zhao, T. Zhao, F. Wang, Zh. Li, R. Cheng, B. Ran, J. Fu & et al., "Nonflammable localized high-concentration deep eutectic electrolytes for safe and stable rechargeable aluminum batteries", *Nano Energy*, p. 110298, 2024.
- [19] R. Y. Wang, C. D. Wessells, R. A. Huggins & Y. Cui, "Highly reversible open framework nanoscale electrodes for divalent ion batteries", *Nano letters*, vol. 13, no. 11, pp. 5748-5752, 2013.
- [20] A. Sethi, C. Rajeev, A. Kumar, P. Sharma, A. P. Sunda & V. M. Dhavale, "Assessing the impact of an antisolvent-regulated ZnCl₂ water-in-salt electrolyte on solvation structure: a multiscale computational validation for aqueous Zn-ion battery application", *Journal of Materials Chemistry A*, vol. 12, no. 34, pp. 23049-23058, 2024.
- [21] D. Hoang, "Solid Electrolyte Interphases in Water-in-Salt Electrolytes for Aqueous Zinc Metal Batteries", *Oregon State University*, 2024.
- [22] L. Zhang, I. A. Rodríguez Pérez, et al., "ZnCl₂ "Water-in-Salt" electrolyte transforms the performance of vanadium oxide as a Zn battery cathode," *Advanced functional materials*, vol. 29, no. 30, p. 1902653, 2019.
- [23] X. Ji, "A perspective of ZnCl₂ electrolytes: the physical and electrochemical properties," *eScience*, vol. 1, no. 2, pp. 99-107, 2021.
- [24] D. H. Jeon, "Wettability in electrodes and its impact on the performance of lithium-ion batteries," *Energy storage materials*, vol. 18, pp. 139-147, 2019.
- [25] R. J. H. Clark, *Advances in infrared and Raman spectroscopy*. 1983.

۶- پی نوشت