

شبیه سازی رفتار خوردگی حفره دار شدن فولاد زنگ نزن ۴۵۰ CUSTOM با نرم افزار کامسول و روش همبستگی تصاویر دیجیتال

یوسف ملاپور^{۱*}، امید پدرام^۱، اسماعیل پورسعیدی^۲ و حسن شایانی^۳

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت مقاله: ۱۳۹۸/۰۹/۱۶ پذیرش مقاله: ۱۳۹۹/۱۱/۱۱	
واژگان کلیدی: آلیاژ 450 CUSTOM، خوردگی حفره دار شدن، کرنش موضعی، تخمین عمر.	پره های کمپرسور توربین گازی از جنس ۴۵۰ CUSTOM در محیط های کلیدی دچار خوردگی حفره دار شدن می شوند. ایجاد حفره و ترک در پره و رشد آن ها منجر به واماندگی و شکست می گردد. در این مقاله به پیش بینی رفتار خوردگی حفره دار شدن در آلیاژ مورد استفاده در پره های ردیف اول کمپرسور توربین گازی GEF-۶ پرداخته می شود. در این راستا، در بخش آزمایشگاهی ابتدا نمونه ی خمش دو نقطه ای تحت پتانسیل های مختلف در محلول ۳/۵ درصد وزنی سدیم کلرید قرار می گیرد تا در محل خمش بیشینه دچار خوردگی حفره دار شدن و در نهایت واماندگی شود. با توجه به آزمون های مختلف پتانسیو استاتیک رابطه ای برای پیش بینی زمان حفره دار شدن و تخمین عمر نمونه ی تحت تنش در پتانسیل های مختلف ارائه می شود. در نهایت با بهره گیری از روش همبستگی تصاویر دیجیتال، کرنش در حفره های رشد یافته، محاسبه شده است. در بخش عددی، با شبیه سازی حفره های رشد یافته در بخش آزمایشگاهی در نرم افزار کامسول، توزیع کرنش اطراف حفره ها به دست می آید. محل کرنش بیشینه ی موضعی حاصل از شبیه سازی در کامسول و روش همبستگی تصاویر دیجیتال مطابقت خوبی با جهت رشد حفره ی خوردگی در آزمایش های الکتروشیمیایی دارد. بدین ترتیب بدون نیاز به آزمایش های تجربی، می توان جهت رشد حفره را شبیه سازی کرد.

۱- مقدمه

خوردگی حفره دار شدن از مهم ترین انواع خوردگی موضعی می باشد که سبب سوراخ شدن و در نتیجه زوال قطعه ی فلزی می گردد و این مسئله می تواند تبعات بسیار خطرناکی را در قطعات به همراه داشته باشد [۱-۳]. حفرات را غالباً به سختی می توان دید، زیرا کوچک هستند و به وسیله ی محصولات خوردگی پوشیده می شوند. به علاوه چون در شرایط کاملاً مشابه تعداد و عمق نفوذ حفرات به وجود آمده روی سطح فلزی یکسان نیست، حفره دار شدن را به سختی می توان به صورت کمی مورد ارزیابی و مقایسه قرار داد.

گاهی اوقات، زمان زیادی برای به وجود آمدن حفره (شش ماه یا بیشتر) مورد نیاز است ولی پس از تشکیل حفره مرحله ی رشد حفره با سرعت زیادی پیش می رود و خسارات بزرگی را به بار می آورد [۴-۶]. بسیار مهم است که از واماندگی های غیر منتظره ناشی از خوردگی حفره دار شدن و ترک خوردگی تحت تنش جلوگیری کرد. در این میان با توجه به نبود روش های تحلیلی عمومی برای پیش بینی ترکیب محیط و ماده در شرایط وقوع خوردگی حفره دار شدن و ترک خوردگی تحت تنش، آزمایشگاه نقش مهمی ایفا می کند. به منظور

* پست الکترونیک نویسنده مسئول: mollapouryousef@znu.ac.ir

۱. دانشجوی دکتری، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه زنجان

۲. استاد، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه زنجان

۳. استادیار، دانشکده شیمی، دانشگاه زنجان

الکتروشیمیایی و رفتار ترک خوردگی تحت تنش فولاد E۶۹۰ را در آب دریا به صورت مصنوعی حاوی تیوسولفات^۲ بررسی کردند. اسیدی بودن آب دریا و تیوسولفات موجب افزایش جریان کاتدی می شود. تردی هیدروژنی در مقادیر کم و خوردگی حفره دار شدن در مقادیر زیاد تیوسولفات موجب ترک در فولاد می گردد. برای حفره دار شدن از آزمون های الکتروشیمیایی پتانسیل مدار باز و پتانسیو دینامیک استفاده شد. برای تشخیص ترکیبات شیمیایی و محصولات خوردگی از پراش اشعه ی ایکس^۳ و طیف سنجی اشعه ی ایکس^۴ و برای مورفولوژی سطح از میکروسکوپ روبش لیزری کانفوکال^۵ برای نمونه ی کشش با نرخ کرنش کم بهره گرفتند.

در سال های اخیر شبیه سازی فرایندهای خوردگی و ترک دار شدن قطعات در فرایندهای صنعتی به منظور تخمین و پیش بینی حوادث قبل از وقوع کارایی بسیاری یافته است. ونمن در سال ۲۰۰۸ [۱۲]، با استفاده از نرم افزار آباکوس^۶، ترک خوردگی تحت تنش مرز دانه ای را مدل سازی کرد و بیشتر جنبه های مکانیکی نسبت به شیمیایی مورد بحث قرار گرفت. مدل بر اساس ایجاد حفره-ی سطحی و شروع ترک از حفره تحت شرایط مکانیکی پایه گذاری شد و هماهنگی خوبی با ترک خوردگی تحت تنش مرز دانه ای در محیط $MgCl_2$ ، بر اساس مشاهدات تجربی داشت. مدل توانست پیش بینی رشد ترک و نحوه توزیع مجدد تنش و تأثیر آن روی رشد در مرحله ی بعدی را انجام دهد.

اشنایدر و همکاران در سال ۲۰۰۸ و ۲۰۱۰ [۱۳، ۱۴] به شبیه سازی ترک خوردگی تحت تنش حاصل از هیدروژن بر پایه ی مدل سازی چسبنده^۷ پرداختند. تأثیر پخش هیدروژن بر انتشار ترک پایدار با شبیه سازی عددی المان محدود با استفاده از آباکوس بررسی شد.

سهیلا صالح در سال ۲۰۱۲ [۱۵]، به بررسی انتشار یک حفره در فولاد کربنی بعد از ایجاد شدن پرداختند. با توجه به فعل و انفعالات شیمیایی و الکتروشیمیایی در داخل حفره، یک مدل دو بعدی برای پیش بینی تکامل حفره در نظر گرفته شد. یازده ذره در محیط آبی محلول سدیم کلرید و دو ذره در مدل منظور و با استفاده از نرم افزار کامسول^۸

صحه گذاری شرایط آزمایشگاهی و یا شبیه سازی تقریبی حوادث واقعی نیز می توان با بهره گیری از مدل سازی های عددی، اتفاقات را ارزیابی کرد و با تئوری های موجود مقایسه کرد. بدین منظور بخشی از کارهای مهم گذشته مرور می شود.

ما و همکاران در سال ۲۰۱۵ [۷]، آزمایشات کشش با نرخ کرنش کم^۱ را با ترکیب مشاهدات مورفولوژی شکست و اندازه گیری های الکتروشیمیایی، برای بررسی رفتار ترک خوردگی تحت تنش فولاد E۶۹۰ در آب دریا با پتانسیل مدار باز و پتانسیل های کاتدی مختلف انجام دادند.

اورلی کوسکی و همکاران در سال ۲۰۱۷ [۸]، روشی برای تفکیک مراحل مختلف فرایند خوردگی حفره دار شدن فولاد زنگ نزن ۳۰۴ در محیط $FeCl_3$ ارایه کردند. اندازه گیری ها با استفاده از طیف سنجی امیدانس الکتروشیمیایی گالوانودینامیک انجام شد. این روش نظارت بر روند خوردگی طبیعی را امکان پذیر می کند. تحلیل ها نشان می دهد تمامی مراحل مختلف خوردگی حفره دار شدن قابل شناسایی می باشند. شرایط روپین شدن، شرایط کم ثبات، ایجاد حفره و خوردگی حفره دار شدن فعال نیز مشخص شد.

محمد و همکاران در سال ۲۰۱۷ [۹]، به بررسی حفره دار شدن در فولاد کربنی X۶۵ به روش پلاریزاسیون پتانسیو استاتیک پرداختند. تحلیل حفره های کوچک نشان داد عمق حفره به صورت خطی با افزایش پتانسیل بیشتر می شود. با کنترل پتانسیل سطح، مقدار حفره دار شدن و خوردگی کلی کنترل می شود.

سلطانی و ملچرز در سال ۲۰۱۸ [۱۰] بر روی سطوح خارجی لوله های چدنی که بیش از ۱۲۹ سال در خاک رس دفن شده اند، مجموعه ای از حفره ها با عمق مشابه مشاهده کردند. بر اساس تجربه برای هر نوع خاک رشد حفره ها در عمق دارای مقدار مشخصی است که با کاهش pH افزایش می یابد. این یافته ها با پتانسیل الکتروشیمیایی حفره دار شدن تفسیر می شود و با حفره ها روی فولاد در شرایط خوردگی دریایی مقایسه می شود. بر این اساس مدلی برای عمق بیشینه ی حفره در نظر گرفته می شود.

تیان و همکاران در سال ۲۰۱۸ [۱۱] خوردگی

⁵ Confocal Laser Scanning Microscopy (CLSM)

⁶ ABAQUS

⁷ Cohesive model

⁸ COMSOL Multiphysics

¹ Slow Strain Rate Tensile (SSRT)

² Thiosulfate

³ X-Ray Diffraction (XRD)

⁴ X-ray Spectroscopy (EDS)

محاسبه‌ی زمان و پتانسیل حفره‌دار شدن و اندازه‌گیری عمق حفره پرداختند.

محاسبه‌ی کرنش در حفره‌های ایجاد شده در پره‌های ردیف اول کمپرسور توربین گازی نقش بسیار مهمی در تبدیل حفره به ترک و واماندگی دارد. در این مقاله به تخمین زمان حفره‌دار شدن و به تبع آن، عمر نمونه‌ی تنش‌دار پرداخته می‌شود. کرنش موضعی اطراف حفره‌ها به دو روش همبستگی تصاویر دیجیتال^۵ و شبیه‌سازی در نرم‌افزار کامسول به دست می‌آید.

در هیچ یک از کارهای گذشته محاسبه‌ی کرنش در حفره‌های خوردگی به روش تجربی غیرتماسی انجام نگرفته است. جهت رشد حفره‌ی مشاهده شده از آزمایش، صحه بر مکان کرنش پیشینه‌ی به دست آمده از نتایج عددی می‌باشد.

۲- روش‌ها

۲-۱- روش‌های آزمایشگاهی

۲-۱-۱- آماده‌سازی نمونه‌ها

نمونه‌هایی از پره‌های ردیف اول کمپرسور توربین گازی با جنس ۴۵۰ CUSTOM (شکل ۱- الف) به ابعاد ۵×۷۴×۰/۵ میلی‌متر با دستگاه برش سیم^۶ برش یافت و به ترتیب با سنباده‌ی سیلیسیوم کاربیدی با شماره‌ی ۱۰۰، ۲۴۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۳۰۰۰ پولیش داده شد. نمونه‌ی خمش دو نقطه‌ای^۷ با فاصله تکیه‌گاهی ۶۸ میلی‌متر (مطابق شکل ۱- ب) ساخته شد.

فولاد ۴۵۰ CUSTOM از نوع فولادهای زنگ‌نزن مارتنزیتی رسوب سخت می‌باشد که توسط شرکت جنرال الکتریک^۸ به منظور استفاده در پره‌های کمپرسور معرفی گردیده است. ساختار و عملیات حرارتی آن مطابق با مرجع [۲۲] می‌باشد. این فولاد دارای استحکام در حد فولادهای مارتنزیتی و مقاومت به خوردگی بالا قابل مقایسه با فولادهای زنگ‌نزن با درصد کروم ۱۸ و نیکل ۸ درصد می‌باشد. مقاومت به خوردگی بالای این آلیاژ به دلیل حضور ۱۵ درصد کروم، ۶/۵ درصد نیکل و ۰/۷ درصد مولیبدن است. ترکیب کلی این آلیاژ در جدول ۱ ارائه شده است.

معادلات نرنست-پلانک^۱ برای انتقال جرم و تغییرات پتانسیل حل شدند. همچنین از مدل‌های چند فیزیکی^۲ که شامل حرکت مرزخانه‌ها بود، برای پیش‌بینی شکل حفره استفاده شد. نتایج مطالعه نشان داد مدل توانایی شناسایی مهاجرت ذرات یونی، گذار فعال و غیرفعال، شناسایی ذرات رسوبی، حرکت مرزخانه‌ها و در نهایت شکل حفره در زمان مشخص را دارد.

ویجایاراقاوان و همکاران در سال ۲۰۱۷ [۱۶]، مکانیزم خوردگی آلیاژ منیزیم (AZ۳۱) را بر پایه‌ی مدل‌سازی فیزیکی- شیمیایی بررسی کردند. از داده‌های فیزیکی و شیمیایی آزمایشگاهی مثل استحکام، خستگی، زمان واماندگی، نرخ خوردگی، قطبیت، pH الکترولیت به عنوان ورودی برای نرم‌افزار المان محدود آباکوس استفاده شد. برای شبیه‌سازی نیز از مدل خرابی مواد ترکیبی تغییر یافته استفاده شد^۳. داده‌های خروجی نرم‌افزار، ورودی الگوریتم ژنتیک در استخراج یک فرمول محاسباتی بهینه برای یافتن بهترین شرایط کارکرد آلیاژ می‌باشد.

پدرام و پورسعیدی [۱۷] به تخمین عمر پره‌ی کمپرسور با در نظر گرفتن زمان ایجاد و رشد حفره‌ی خوردگی و تبدیل به ترک خوردگی تحت تنش و ترک خستگی و در نهایت واماندگی، پرداختند. پورسعیدی و پدرام [۱۸، ۱۹] ایجاد ترک خوردگی تحت تنش و ترک خستگی از حفره‌ی خوردگی را در پره‌ی کمپرسور با جنس ۴۵۰ CUSTOM، با استفاده از تصاویر SEM و محاسبه‌ی فاکتور شدت تنش بررسی کردند. شبیه‌سازی پره‌ی کمپرسور با وجود حفره‌ی خوردگی با استفاده از نرم‌افزار آباکوس برای مطالعه‌ی مقدار توزیع تنش در حفره‌ی خوردگی در شرایط کارکرد پره نیز انجام شد. ملاپور و همکاران [۲۰] با استفاده از نرم‌افزار کامسول، فرایند خوردگی حفره‌دار شدن آلیاژ ۴۵۰ CUSTOM را در محلول استیک اسید و استات سدیم شبیه‌سازی کردند و تغییرات غلظت یون‌ها، پتانسیل و چگالی جریان را بر حسب عمق حفره‌ی خوردگی به دست آوردند. پدرام و همکاران [۲۱] رفتار حفره‌دار شدن آلیاژ ۴۵۰ CUSTOM را با استفاده از آزمایش‌های الکتروشیمیایی و ادی کارنت^۴، بررسی کردند. همچنین به

⁵ Digital Image Correlation (DIC)

⁶ Wire cut

⁷ Two point bending

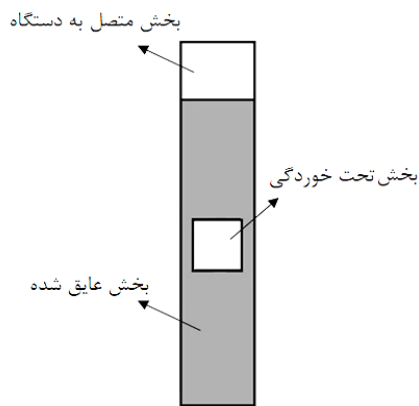
⁸ General Electric

² Nernst-Planck equation

³ Multiphysic

⁴ Modified constitutive material damage model

⁴ Eddy current



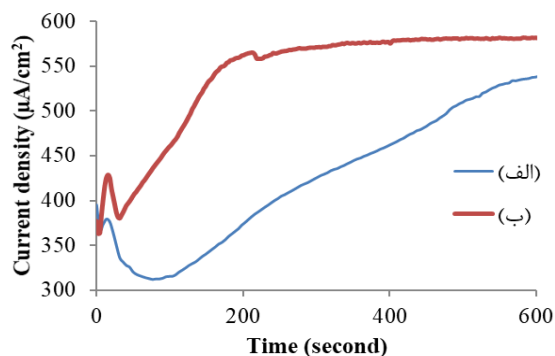
شکل ۲- شماتیک نمونه‌ی تحت آزمایش پتانسیو استاتیک



شکل ۳- چیدمان آزمایش مشاهده‌ی لحظه به لحظه‌ی حفره دار شدن و ترک خوردگی تحت تنش

۲-۱-۳- آزمون پتانسیو استاتیک

برای مثال شکل (۴) رفتار چگالی جریان-زمان نمونه‌ی تنش دار را در دو آزمون پتانسیو استاتیک مجزا به مدت ۱۵ دقیقه در محلول ۳/۵ درصد وزنی سدیم کلرید برای نمونه‌ی تنش دار در پتانسیل‌های $10 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ و $65 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ نشان می‌دهد. اولین حفره‌ی پایدار، به ترتیب در پتانسیل‌های $10 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ و $65 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ بعد از ۹۰ و ۳۰ ثانیه ایجاد شد.

شکل ۴- آزمون‌های پتانسیو استاتیک در پتانسیل اعمالی. الف: $10 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ ، ب: $65 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ برای نمونه‌ی تنش دار در محلول ۳/۵ درصد وزنی سدیم کلرید

(الف)



(ب)

شکل ۱- (الف) پره‌ی شکسته شده و (ب) نمونه‌ی تنش دار.

جدول ۱- ترکیب کلی فولاد زنگ نزن ۴۵۰ CUSTOM.

Element	Ni	Cr	Mo	C
Wt%	۶/۴۹	۱۴/۷	۰/۷۰۶	۰/۰۲۴
Element	Mn	Cu	W	Si
Wt%	۰/۷۱۴	۱/۴	۰/۰۱۹	۰/۲۷۳
Element	P	Co	V	Fe
Wt%	۰/۰۲۰۹	۰/۰۴۹	۰/۱۰۴	Balance

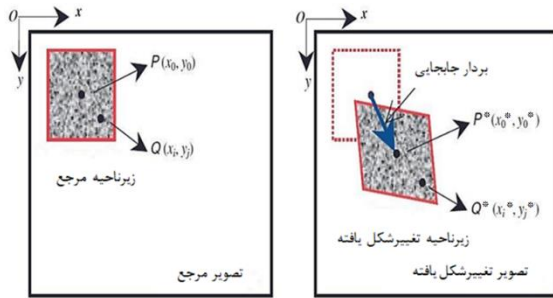
۲-۱-۲- چیدمان مورد نیاز آزمایش‌های خوردگی

آزمون‌های الکتروشیمیایی با دستگاه اورینگافلکس ۱۵۰۰ انجام شد. اندازه‌گیری‌ها با استفاده از روش معمول سه الکترودی انجام شده‌اند. کالومل تجاری به عنوان الکتروود مرجع، پلاتین به عنوان الکتروود کمکی و نمونه نوار 4 m^2 با 4 m^2 CUSTOM با سطح مقطع ۴ میلی‌متر مربع تحت خوردگی در محل خمش بیشینه به عنوان الکتروود کار می‌باشند (شکل ۲). با توجه به نتایج EDX که محیط شامل سدیم و کلر است، از محلول ۳/۵ درصد وزنی سدیم کلرید به عنوان الکتروولیت استفاده شد. بخش متصل به الکتروود کار کاملاً باید از محلول بیرون باشد. بنابراین نمونه را به هنگام آزمایش نمی‌توان به صورت افقی داخل محلول در زیر میکروسکوپ قرار داد. پس برای اینکه بتوان نمونه را عمودی داخل محلول حین روند آزمایش مشاهده کرد، میکروسکوپ به صورت افقی مطابق شکل (۳) بر روی میز قرار داده شد. با این ایده در چیدمان، می‌توان سطح در حال خوردگی در محل بیشینه خمش را به کمک میکروسکوپ فیلم برداری کرد.

¹ OrigaFlex multi-Channel 500

نمونه جهت تشخیص رابطه بین دو تصویر استفاده می‌شود [۲۳].

اگر P و Q دو نقطه از عکس قبل از بارگذاری باشند، P^* و Q^* نقاط متناظر آن‌ها در عکس بعد از بارگذاری هستند. بر اساس شکل (۵) و طبق مرجع ۲۳، روابط تئوری (۱) تا (۱۶) استخراج می‌گردد:



شکل ۵- استخراج بردار جابجایی از روابط نقاط قبل و بعد از تغییرشکل [۲۳]

$$P = (x_p, y_p) \quad (1)$$

$$P^* = (x_p^*, y_p^*) = (x_p + u_p, y_p + v_p) \quad (2)$$

$$Q = (x_q + dx, y_q + dy) \quad (3)$$

$$Q^* = (x_q^* + dx^*, y_q^* + dy^*) \quad (4)$$

$$dx^* = u_q - u_p + dx \quad (5)$$

$$dy^* = v_q - v_p + dy \quad (6)$$

با بسط دادن توابع جابجایی حول نقطه P رابطه‌ی (۷) و (۸) به دست می‌آید:

$$dx = x_q - x_p \quad (7)$$

$$dy = y_q - y_p \quad (8)$$

با ترکیب روابط فوق، dx^* و dy^* محاسبه می‌شود:

$$dx^* = \left(1 + \frac{\partial u_p}{\partial x}\right) dx + \frac{\partial u_p}{\partial y} dy + \dots \quad (9)$$

$$dy^* = \left(1 + \frac{\partial v_p}{\partial x}\right) dx + \frac{\partial v_p}{\partial y} dy + \dots \quad (10)$$

اندازه دو بردار PQ و PQ^* با استفاده از روابط (۱۱) و (۱۲) به دست می‌آید:

$$|PQ|^2 = (ds)^2 = dx^2 + dy^2 \quad (11)$$

$$\begin{aligned} |P^*Q^*|^2 &= (ds^*)^2 = (dx^*)^2 + (dy^*)^2 \\ &= (u_q - u_p + dx)^2 \\ &\quad + (v_q - v_p + dy)^2 \end{aligned} \quad (12)$$

۲-۱-۴- تخمین عمر نمونه

به منظور تخمین عمر نمونه‌ی تنش‌دار و مشاهده‌ی واماندگی حاصل از خوردگی حفره‌دار شدن، نمونه‌ای مطابق شکل ۲ آماده شد و تحت پتانسیل $170 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ (پتانسیل حفره‌دار شدن [۲۱]) در محلول ۳/۵ درصد وزنی سدیم کلرید قرار گرفت. نمونه به صورت چشمی حین آزمایش بازرسی شده و اعداد مربوط به چگالی جریان- زمان تحت نظر قرار گرفت. به منظور مطالعه‌ی تأثیر مقدار پتانسیل بر زمان واماندگی، سه نمونه‌ی دیگر تحت پتانسیل ۳۵۰، ۱۰۰۰ و $2000 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ قرار گرفت. در قسمت نتایج، زمان خارج شدن از حالت الاستیک و واماندگی در پتانسیل‌های مختلف نشان داده می‌شود.

۲-۱-۵- محاسبه کرنش با استفاده از روش DIC

در روش DIC، تصاویر الگوهای نقطه‌ای تصادفی در سطح نمونه‌ی آزمایش انتخاب می‌شوند. این الگوها (تصویرها) یکی قبل از تغییر شکل نمونه مورد نظر و الگوهای دیگر بعد از تغییر شکل نمونه در جریان آزمایش تهیه و پس از دیجیتالی شدن وارد کامپیوتر می‌شوند. در مرحله بعد، تصاویر دیجیتالی شده با هم مقایسه می‌شوند. این روش از تغییرات تصاویر گرفته شده از نمونه قبل و بعد از تغییر شکل استفاده می‌کند. با مقایسه تصاویر گرفته شده قبل و بعد از تغییر شکل، جابجایی نقاط مشخصی روی سطح قطعه محاسبه شده و کرنش در قطعه به دست می‌آید.

برای محاسبه توزیع کرنش اطراف حفره در حال رشد از نرم افزار GOM Correlate استفاده شد. مراحل استفاده از این نرم افزار به شرح زیر می‌باشد:

- تهیه لیست تصاویر متوالی و مولفه‌ی زمانی هر یک از آن‌ها.

- وارد کردن تصاویر به نرم افزار.

- آنالیز داده‌ها برای یافتن جابجایی و کرنش و نمایش نتایج در قالب گراف یا نمودار.

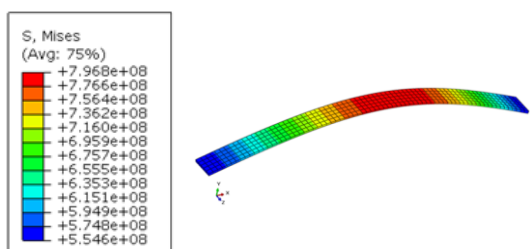
برای این که بتوان از نتایج تئوری الاستیسیته در این روش استفاده کرد، فرض می‌شود که ابعاد پیکسل به اندازه کافی کوچک باشد. به گونه‌ای که بتوان از روابط به دست آمده از تئوری الاستیسیته در یک نقطه برای یک پیکسل استفاده کرد. DIC دو بعدی براساس تعیین ارتباط محلی نقاط در دو تصویر می‌باشد. این دو تصویر، قبل و بعد از اعمال جابجایی تهیه می‌شوند. در این روش از توزیع نقاط در سطح

شده است.

جدول ۲- خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ ۴۵۰ CUSTOM
[۲۲، ۲۴].

CUSTOM 450	نام
۷۸۰۰	چگالی [kg/m ³]
۲۰۰	مدول الاستیسیته [GPa]
۰/۲۹	ضریب پواسون
۱۰۶۰	تنش تسلیم [MPa]

شکل (۶) میزان توزیع تنش در محل خمش بیشینه در شبیه سازی را نشان می دهد. مقدار تنش فون مایز در این منطقه ۸۰۰ مگاپاسکال است که کمتر از تنش تسلیم برای ۴۵۰ CUSTOM می باشد؛ بنابراین نمونه در این شرایط دارای خواص الاستیک است.



شکل ۶- توزیع تنش کششی در خمش دو نقطه ای

۲-۳- نتایج تحلیل شیمیایی پره ی شکسته شده

ترکیب شیمیایی پره با استفاده از روش تحلیل طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس^۴ تعیین گردید. بدین منظور بخشی از پره ی شکسته شده پس از برش کاری مورد آزمایش قرار گرفت. میکروسکوپ الکترونی نشر میدانی^۵ بنیاد علوم کاربردی رازی مدل MIRA3 ساخت شرکت TESCAN دارای منتشرکننده ی Schottky و قدرت تفکیک در حد ۱/۵ نانومتر در ولتاژ ۱۵ کیلو ولت و ۴/۵ نانومتر در ولتاژ ۱ کیلو ولت و سرعت اسکن ۰/۱ ولت بر ثانیه می باشد. تحلیل گیر به کار رفته در این دستگاه دارای قدرت تفکیک بزرگ تر از ۱۲۶ eV و حد تفکیک بیشتر از ۵۰۰۰ ppm برای شناسایی عناصر موجود از عنصر بور به بعد در جدول تناوبی می باشد.

تحلیل شیمیایی نشان داد که در محل های حفرات مقادیر زیادی عناصری نظیر گوگرد، کلر و سدیم وجود دارد. در شکل (۷) و جدول ۳ نتیجه ی تحلیل EDX ارائه شده است.

در نتیجه کرنش در حالت دو بعدی از روابط (۱۳) تا (۱۵) محاسبه می شود:

$$\epsilon_{xx} = \frac{|P^*Q^*|^2 - |PQ|^2}{|PQ|} = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial u}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial x} \right)^2 \right] \quad (13)$$

$$\epsilon_{yy} = \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial u}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial y} \right)^2 \right] \quad (14)$$

$$\epsilon_{xy} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right) + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial x} \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \frac{\partial v}{\partial y} \right) \quad (15)$$

نرم افزار GOM برای محاسبه ی کرنش موضعی از رابطه ی (۱۶) استفاده می کند.

$$\epsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \left[\sqrt{(\epsilon_{xx}^2 + \epsilon_{yy}^2)} + 2\epsilon_{xy}^2 \right]} \quad (16)$$

۲-۲- روش شبیه سازی

شبیه سازی حفره ها در نرم افزار کامسول به صورت دو بعدی و نوع حل پایدار انجام شد. از رابط توزیع جریان ثانویه^۱ برای انجام عملیات مربوط به پتانسیل الکترولیت (تحلیل الکتروشیمیایی) و از رابط مکانیک ساختاری^۲ برای انجام عملیات مکانیکی استفاده می شود. برای شبیه سازی خوردگی حفره دار شدن، به دلیل وجود همزمان تنش و محیط خورنده، دو رابط ذکر شده ترکیب می شوند. شرایط اولیه مربوط به خواص ماده و محیط و همچنین شرایط مرزی مربوط به تنش و پتانسیل الکترولیت در حفره به نرم افزار اعمال شد و پس از انجام عملیات شبکه بندی با اندازه ی بیشینه ی المان ۱۰^{-۵} متر، شبیه سازی تحت شرایط غیرخطی اجرا شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- نتایج محاسبه ی توزیع تنش در نمونه

برای محاسبه ی توزیع تنش در محل خمش بیشینه، یک مدل خمش دو نقطه ای با ابعاد ذکر شده در نرم افزار آباکوس شبیه سازی شد. سپس خصوصیات فیزیکی و مکانیکی مورد نیاز با توجه به کار گذشته [۲۲] مطابق با جدول ۲ به قطعه در نرم افزار اعمال شده و شرایط مرزی برای خم شدن دو نقطه ای اعمال می شود. در این شبیه سازی از ۳۷۰ المان چهارضلعی چهارگانه^۳ استفاده

^۴ Energy Dispersive X-ray (EDX)

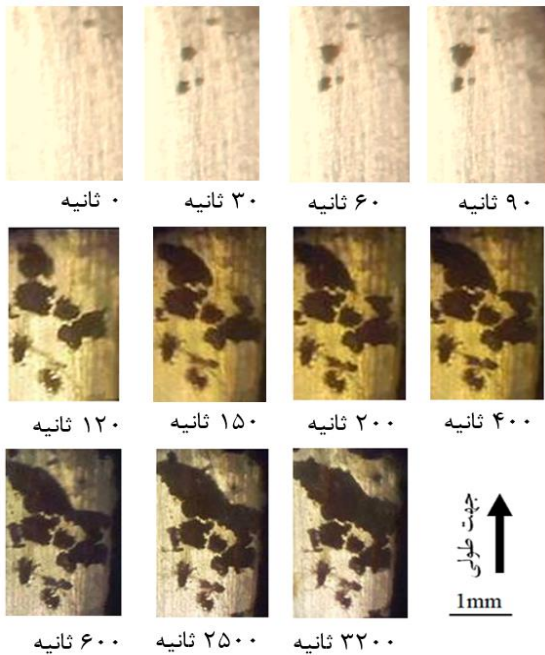
^۵ Field Emission Scanning Electron Microscope (FE-SEM)

^۱ Secondary current distribution

^۲ Structural mechanics

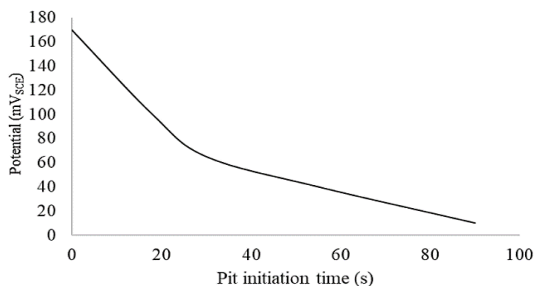
^۳ Quadratic tetrahedron

است این روند صعودی متوقف شده و حفره رشد نمی‌کند و دوباره سطح غیرفعال می‌شود. با گذشت زمان سطح دوباره فعال شده و پس از ۹۰ ثانیه اولیه حفره‌ی پایدار ایجاد شده و رشد می‌کند. روند صعودی ادامه‌دار جریان بیانگر همین واقعه است. مطابق با توضیحات فوق، زمان وقوع اولین حفره‌ی پایدار در پتانسیل $65 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ ، پس از ۳۰ ثانیه می‌باشد (شکل ۴-ب).

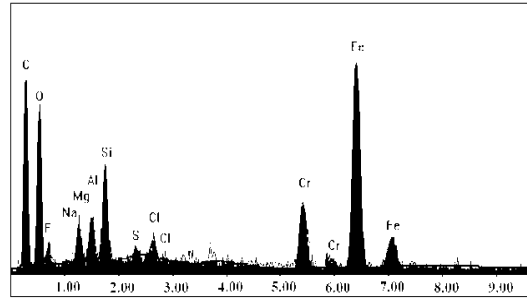


شکل ۸- رشد حفره‌ها برای نمونه‌ی تنش‌دار تحت پتانسیل $350 \text{ mV}_{\text{SCE}}$

جدول ۴ زمان جوانه‌زنی اولین حفره‌ی پایدار در پتانسیل‌های مختلف برای نمونه‌ی تنش‌دار را نشان می‌دهد. شکل (۹) و رابطه‌ی (۱۷) حاصل برازش منحنی نقاط موجود در جدول ۴ می‌باشد که به کمک آن می‌توان با تقریب خوبی در هر پتانسیلی زمان جوانه‌زنی اولین حفره-ی پایدار را برای نمونه‌ی تنش‌دار به‌دست آورد.



شکل ۹- زمان جوانه‌زنی اولین حفره‌ی پایدار در پتانسیل‌های مختلف



شکل ۷- نمودار تحلیل شیمیایی پره شکسته شده.

جدول ۳- تحلیل شیمیایی پره به‌صورت درصد وزنی عناصر شناسایی شده

Element	C	O	Ni	Na
At%	۵۸/۹۱	۲۳/۷۹	۰/۱۹	۰/۶۴
Wt%	۳۸/۵۲	۲۰/۷۳	۰/۶۱	۰/۶۴
Element	Mg	Al	Si	S
At%	۰/۶۰	۰/۶۴	۱/۸۰	۲/۲۱
Wt%	۰/۸۰	۰/۹۴	۲/۷۵	۳/۸۶
Element	Cl	Cr	Fe	Total
At%	۱/۲۷	۳/۰۵	۵/۶۷	۱۰۰
Wt%	۲/۴۵	۸/۶۲	۱۷/۲۵	۱۰۰

۳-۳- مشاهده‌ی رشد حفره

نمونه‌ی تنش‌دار تحت پتانسیل $350 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ قرار گرفته و از سطح آن فیلم‌برداری شد. شکل (۸) روند رشد حفره‌ها را به مرور زمان نمایش می‌دهد. این تصاویر برای روش DIC استفاده می‌شوند تا بتوان توزیع کرنش اطراف حفره‌ی در حال رشد را به‌دست آورد. در روش DIC که به کمک قسمت پردازش تصویر نرم‌افزار GOM^۱ انجام می‌شود، بین تصاویر ارتباط برقرار کرده و پس از محاسبه بیشینه جابجایی به کرنش موضعی بیشینه دست می‌یابد. با توجه به شکل (۸) مشخص است که رشد حفره‌ها در ابتدا زیاد است و سپس به مرور کاهش می‌یابد.

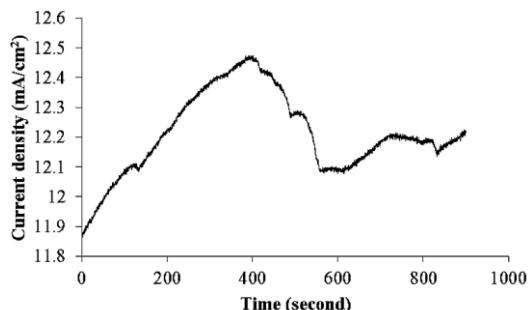
۳-۴- تخمین پتانسیل وقوع اولین حفره‌ی پایدار

تغییرات جریان حین ایجاد حفره‌ی پایدار به آرامی زیاد و ناگهان کم می‌شود. اگر چه این کاهش از مقدار جریان غیرفعال کمتر نمی‌شود. روند جریان در حفره‌ی پایدار صعودی است. با افزایش پتانسیل، جریان نیز افزایش می‌یابد. با توجه به شکل ۴- الف ابتدا با توجه به وجود لایه‌ی غیرفعال جریان کاهش می‌یابد سپس با وقوع خوردگی و شکست لایه‌ی غیرفعال سطح، با ایجاد این حفره جریان زیاد شده ولی چون این حفره، حفره‌ی نیمه پایدار

^۱ GOM Correlate

جدول ۴- زمان جوانه زنی اولین حفره ی پایدار در پتانسیل های مختلف

نمونه	پتانسیل (mV _{SCE})	زمان جوانه زنی اولین حفره ی پایدار (ثانیه)
۱	۱۰	۹۰
۲	۴۰	۵۲
۳	۶۵	۳۰
۴	۱۰۰	۱۱
۵	۱۷۰	۰

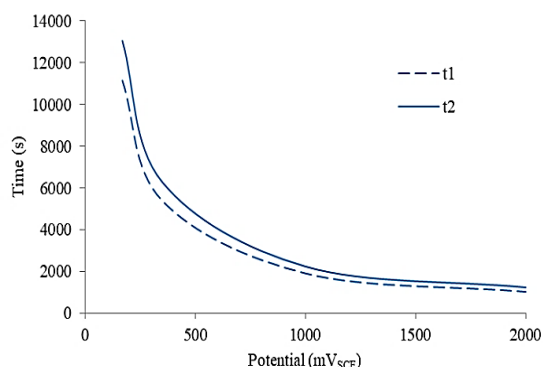


شکل ۱۱- نمودار چگالی جریان- زمان نمونه ی تنش دار تحت پتانسیل ۱۷۰ mV_{SCE} در مرحله ی واماندگی

جدول ۵- زمان خارج شدن از حالت الاستیک و واماندگی در پتانسیل های مختلف برای نمونه ی تنش دار را نشان می دهد. شکل (۱۲) و روابط (۱۸) و (۱۹) حاصل برازش منحنی نقاط موجود در جدول ۵ می باشد که به کمک آن می توان با تقریب خوبی در هر پتانسیلی زمان خارج شدن از حالت الاستیک و واماندگی را برای نمونه ی تنش دار به دست آورد.

جدول ۵- زمان خارج شدن از حالت الاستیک و واماندگی در پتانسیل های مختلف.

نمونه	پتانسیل (mV _{SCE})	زمان خارج شدن از حالت الاستیک (ثانیه)	زمان واماندگی (ثانیه)
۱	۱۷۰	۱۱۱۵۰	۱۳۰۵۰
۲	۳۵۰	۵۴۰۰	۶۳۰۰
۳	۱۰۰۰	۱۹۱۰	۲۲۴۰
۴	۲۰۰۰	۱۰۲۵	۱۲۳۵



شکل ۱۲- زمان خارج شدن از حالت الاستیک و واماندگی در پتانسیل های مختلف

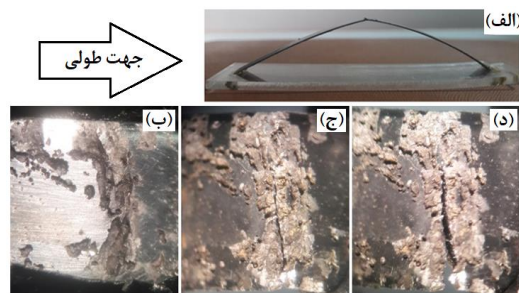
شکل ۱۱) رفتار چگالی جریان- زمان نمونه را در پتانسیل

$$P = 168.77e^{-0.031 t} \quad (17)$$

که در آن P پتانسیل بر حسب mV_{SCE} و t زمان بر حسب ثانیه است. با توجه به شکل ۹، هرچه پتانسیل اعمالی کمتر باشد زمان حفره دار شدن بیشتر است و بالعکس.

۳-۵- تخمین عمر نمونه

به منظور بررسی زمان واماندگی، نمونه ای مطابق شکل (۴) تحت پتانسیل ۱۷۰ mV_{SCE} قرار می گیرد. نمونه به صورت چشمی حین آزمایش بازرسی شده و اعداد مربوط به چگالی جریان- زمان نیز تحت نظر می باشد. شکل (۱۰) سطح نمونه ای را که تحت پتانسیل ۱۷۰ mV_{SCE} قرار دارد نشان می دهد. شکل (۱-ب) پس از گذشت ۱۱۱۵۰ ثانیه از حالت الاستیک خارج شده و به صورت شکل (۱۰-الف) حالت تیزی در محل خمش بیشینه به خود می گیرد. شکل (۱۰-ب) پس از ۹۰۰ ثانیه حفره دار شدن سطح و اتصال حفره- های مجاور در جهت عرضی و عمود به تنش کششی را نشان می دهد. در شکل (۱۰-ج)، از کناره پس از ۱۲۶۰۰ ثانیه ترک ایجاد شده و به سمت مقابل رشد و حرکت می کند. در شکل (۱۰-د)، پس از ۱۳۵۰۰ ثانیه دهانه ی ترک باز تر و نمونه به طور کامل وامانده می شود.



شکل ۱۰- مراحل واماندگی نمونه ی تنش دار در پتانسیل ۱۷۰ mV_{SCE}

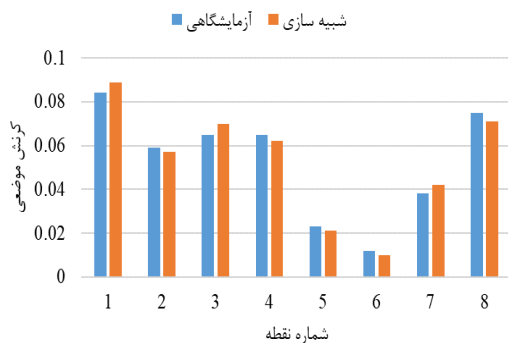
شکل ۱۱) رفتار چگالی جریان- زمان نمونه را در پتانسیل

رشد یافته و به حفره‌ی ۲ متصل شده است. جهت رشد حفره‌ی ۲ نیز هم‌جهت با کرنش با مقادیر زیاد است. مشاهده می‌شود مقادیر کرنش‌ها در جهت عرضی بیشتر است و این به دلیل وجود تنش کششی بیشینه در جهت طولی می‌باشد. نتایج حاصل از شبیه‌سازی عددی مطابقت خوبی با روش DIC در نرم‌افزار GOM دارد. بنابراین می‌توان از شبیه‌سازی عددی به جای آزمایش برای محاسبه کرنش موضعی در حفره‌های خوردگی استفاده کرد.

به منظور مقایسه‌ی کرنش موضعی آزمایشگاهی و شبیه‌سازی شکل حفره‌ی شکل (۱۴) شماره‌گذاری شده است. در شکل (۱۵) کرنش موضعی آزمایشگاهی و شبیه‌سازی با هم مقایسه شده است. همان‌طور که مشخص است نتایج تا حدود زیادی با هم تطابق دارند. به منظور تعیین دقت شبیه‌سازی، نمودار خطای نسبی برای نقاط مشخص شده در شکل (۱۴) رسم شده است. با توجه به شکل (۱۶) میانگین خطای نسبی نتایج آزمایشگاهی و شبیه‌سازی حدود ۶/۶ درصد می‌باشد.



شکل ۱۴- شماره‌گذاری قسمت‌های مختلف حفره به منظور مقایسه‌ی نتایج آزمایشگاهی و عددی.



شکل ۱۵- مقایسه‌ی کرنش موضعی آزمایشگاهی و شبیه‌سازی.

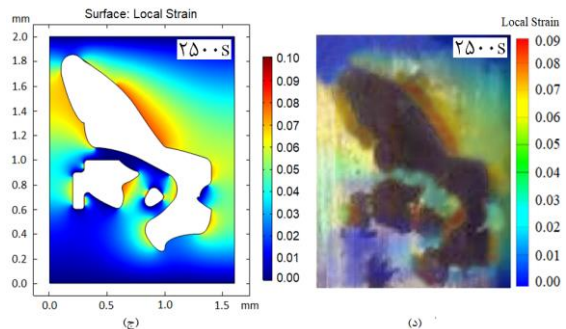
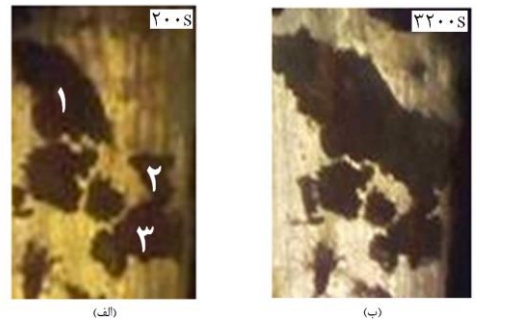
$$t1 = 9620.1e^{-0.001P} \quad (18)$$

$$t2 = 11172e^{-0.001P} \quad (19)$$

که در آن t_1 و t_2 به ترتیب زمان خارج شدن از حالت الاستیک و زمان واماندگی بر حسب ثانیه می‌باشند. با توجه به شکل (۱۲)، هرچه پتانسیل اعمالی بیشتر باشد عمر نمونه کمتر است و بالعکس.

۳-۶- مقایسه نتایج عددی و آزمایشگاهی

همان‌طور که ذکر شد نمونه‌ی تنش‌دار در آزمون پتانسیو استاتیک تحت پتانسیل 350 mV_{SCE} قرار گرفته و از سطح آن فیلم‌برداری شد. در شکل (۷) روند رشد حفره‌ها نمایش داده شد. با وارد کردن تصاویر شکل (۷) در قسمت پردازش تصویر نرم‌افزار GOM و استفاده از روش DIC، کرنش اطراف حفره‌ی در حال رشد پس از ۲۵۰۰ ثانیه محاسبه شده است (شکل ۱۳-د). همچنین حفره‌های رشد یافته پس از ۲۵۰۰ ثانیه در نرم‌افزار کامسول شبیه‌سازی و توزیع کرنش موضعی اطراف آن‌ها محاسبه شد (شکل ۱۳-ج).



شکل ۱۳- (الف) رشد حفره‌ها پس از ۲۰۰ ثانیه (ب)، رشد حفره‌ها پس از ۳۲۰۰ ثانیه، (ج) توزیع کرنش در حفره‌های رشد یافته پس از ۲۵۰۰ ثانیه در نرم‌افزار کامسول و (د) توزیع کرنش در حفره‌های رشد یافته پس از ۲۵۰۰ ثانیه در نرم‌افزار GOM تحت پتانسیل 350 mV_{SCE} .

همان‌طور که از شکل‌های (۱۳-الف) و (۱۳-ب) مشخص است حفره‌ی ۱ پس از ۳۰۰۰ ثانیه در جهت کرنش بیشینه

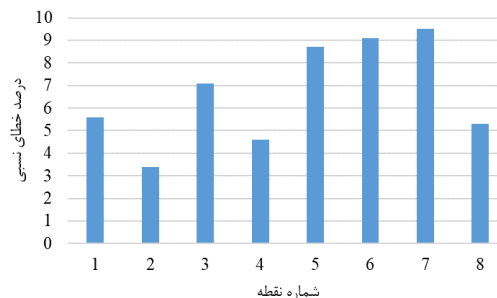
حفره ی پایدار و زمان خارج شدن از حالت الاستیک و واماندگی را پیش بینی کرد.

۲- با توجه به آزمایش رشد حفره و تحلیل آن با نرم افزار GOM، رشد حفره در محل هایی با کرنش بیشتر اتفاق می افتد.

۳- رشد حفره ها به صورت عرضی بیشتر است. دلیل آن، عمود بودن جهت نیروی کشش (یعنی جهت طولی) بر جهت رشد حفره است.

۴- مقادیر کرنش موضعی حاصل از شبیه سازی در نرم افزار کامسول مطابقت خوبی با روش DIC در نرم افزار GOM داشت. بنابراین می توان از شبیه سازی عددی به جای آزمون های تجربی دشوار و هزینه بر برای تخمین جهت رشد حفره و در نهایت واماندگی قطعه استفاده کرد.

۵- میانگین خطای نسبی نتایج آزمایشگاهی و شبیه سازی حدود ۶/۶ درصد می باشد.



شکل ۱۶- درصد خطای نسبی کرنش آزمایشگاهی و عددی.

۴- نتیجه گیری

در این مقاله به بررسی رفتار خوردگی حفره دار شدن در آلیاژ 450 CUSTOM پرداخته شد. مقادیر کرنش در حفره ی در حال رشد به روش های آزمایشگاهی و عددی به دست آمد. خلاصه ی نتایج به شرح زیر می باشد:

۱- به کمک آزمون پتانسیو استاتیک روابطی ارائه شد که با استفاده از آن می توان در هر پتانسیلی زمان جوانه زنی اولین

مراجع

- [۱] بهنام عاقبتی و یاسر شریفی، "تأثیر خوردگی حفره های در برآورد ظرفیت باربری ورق های فولادی تحت تنش فشاری تک محوره"، نشریه مدل سازی در مهندسی، دوره ۱۶، شماره ۵۵، زمستان ۱۳۹۷، صفحه ۱۹-۱۹.
- [۲] سیدابراهیم موسوی ترشیزی و علی جهانگیری، "تحلیل خرابی پره های ثابت کمپرسور در یک توربین گاز"، نشریه مدل سازی در مهندسی، دوره ۱۶، شماره ۵۴، زمستان ۱۳۹۷، صفحه ۳۶۰-۳۵۱.
- [۳] مهدی محمدی، سیدمرتضی بیاره و محمد کوثری، "مدل سازی عملکرد توربین های گازی سه محوره محرک کمپرسور ایستگاههای تقویت فشار گاز از دیدگاه اکسرژی"، نشریه مدل سازی در مهندسی، دوره ۱۷، شماره ۵۶، زمستان ۱۳۹۸، صفحه ۴-۴.
- [4] E. Poursaeidi, A. M. Niaei, M. Arablu, and A. Salarvand "Experimental investigation on erosion performance and wear factors of custom 450 steel as the first row blade material of an axial compressor", International Journal of Surface Science and Engineering, Vol. 11, No. 2, February 2017, pp. 85-99.
- [5] E. Poursaeidi, A. M. Niaei, M. Lashgari, K. Torkashvand, "Experimental studies of erosion and corrosion interaction in an axial compressor first stage rotating blade material", Applied Physics A, Vol. 124, No. 9, May 2018, pp. 629.
- [6] D. Rivas, F. Caleyó, A. Valor, and J. M. Hallen, "Extreme Value Analysis Applied to Pitting Corrosion Experiments in Low Carbon Steel: Comparison of block maxima and peak over threshold approaches"; Corrosion Science, Vol. 50, No. 11, May 2008, pp. 3193-3204.
- [7] H. Ma, Z. Liu, C. Du, H. Wang, C. Li, and X. Li, "Effect of cathodic potentials on the SCC behavior of E690 steel in simulated seawater", Materials Science and Engineering: A, Vol. 642, No. 2, May 2015, pp. 22-31.
- [8] J. Orlikowski, A. Jazdzewska, R. Mazur, and K. Darowicki, "Determination of pitting corrosion stage of stainless steel by galvanodynamic impedance spectroscopy", Electrochimica Acta, Vol. 253, No. 1, May 2017, pp. 403-412.
- [9] S. A. Mohammed, Y. Hua, R. Barker, and A. Neville, "Investigating pitting in X65 carbon steel using potentiostatic polarisation", Applied Surface Science, Vol. 423, No. 1, May 2017, pp. 25-32.
- [10] Z. S. Asadi, and R. E. Melchers, "Clustering of corrosion pit depths for buried cast iron pipes", Corrosion Science, Vol. 140, No. 3, May 2018, pp. 92-98.

- [11] H. Tian, X. Wang, Z. Cui, Q. Lu, L. Wang, L. Lei, Y. Li, and D. Zhang, "Electrochemical corrosion, hydrogen permeation and stress corrosion cracking behavior of E690 steel in thiosulfate-containing artificial seawater", *Corrosion Science*, Vol. 144, No. 3, May 2018, pp. 145-162.
- [12] M. R. Wenman, K. R. Trethewey, S. Jarman, and P. R. Chared-Tuckey, "A finite-element computational model of chloride-induced transgranular stress-corrosion cracking of austenitic stainless steel", *Acta Materialia*, Vol. 56, No. 16, May 2008, pp. 4125-4136.
- [13] I. Scheider, M. Pffuff, and W. Dietzel., "Simulation of hydrogen assisted stress corrosion cracking using the cohesive model", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, No. 15, May 2008, pp. 4283-4291.
- [14] R. Falkenberg, W. Brocks, W. Dietzel, and I. Schneider, "Simulation of stress-corrosion cracking by the cohesive model", *Key Engineering Materials Trans Tech Publications*, Vol. 417, No. 4, May 2010, pp. 329-332.
- [15] S. Salleh, "Modelling pitting corrosion in carbon steel materials", The University of Manchester (United Kingdom, 2013.
- [16] V. Vijayaraghavan, A. Garg, L. Gao, and R. Vijayaraghavan, "Finite element based physical chemical modeling of corrosion in magnesium alloys", *Metals*, Vol. 7, No. 3, May 2017, pp. 83.
- [17] O., Pedram, and E. Poursaeidi, "Total life estimation of a compressor blade with corrosion pitting, SCC and fatigue cracking", *Journal of Failure Analysis and Prevention*, Vol. 18, No. 2, 2018, pp. 423-434.
- [18] O., Pedram, and E. Poursaeidi. "Pitting corrosion as the main cause of crack initiation in a compressor blade", 3rd International Conference on Mechanical and Aerospace Engineering, Tehran, Imam Khomeini International University - Iranian Association of Thermal and Refrigeration Engineering, 2018.
- [19] O., Pedram, and E. Poursaeidi, "An outrun competition of corrosion fatigue and stress corrosion cracking on crack initiation in a compressor blade", *International Journal of Engineering*, Vol. 27, No. 5, 2014, pp. 785-792.
- [20] Y. Mollapour, O. Pedram, E. Poursaeidi, and R. Khamedi, "Numerical Investigation of Pitting Corrosion of CUSTOM 450 Alloy in Acetic Acid and Sodium Acetate", 27th Annual International Conference Of Iranian Society Of Mechanical Engineering And 7th Conference On Thermal Power Plants (ISME 2019), Tarbiat Modares University - University Of Tehran, Tehran, 2019 (In Persian).
- [21] O., Pedram, Y., Mollapour, H., Shayani-jam, E., Poursaeidi, and R., Khamedi, "Pitting Corrosion Behavior of CUSTOM 450 Stainless Steel Using Electrochemical Characterization", *Metals and Materials International*, 2020, pp. 1-11.
- [22] E. Poursaeidi, and A. Salarvand, "Effect of coating surface finishing on fatigue behavior of C450 steel CAPVD coated with (Ti, Cr) N", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 25, No. 8, 2016, pp. 3448-3455.
- [23] D. Winter, "Optische Verschiebungsmessung nach dem Objektrasterprinzip mit Hilfe eines flächenorientierten Ansatzes", na, 1993.
- [24] Technical datasheet, CUSTOM 450 Stainless, CARPENTER, 2009, pp. 1-12.