



شبیه‌سازی خوردگی حفره‌ای روی پرهی کمپرسور توربین گازی

یوسف ملاپور، اسماعیل پورسعیدی*

گروه مهندسی مکانیک، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه زنجان، زنجان، ایران

تاریخچه داوری:

دریافت: ۱۳۹۹/۰۹/۱۴

بازنگری: ۱۴۰۰/۰۳/۰۳

پذیرش: ۱۴۰۰/۰۳/۲۹

ارائه آنلاین: ۱۴۰۰/۰۴/۰۳

کلمات کلیدی:

آلیاژ کاستوم ۴۵۰

خوردگی حفره‌ای

نرم‌افزار کامسول

ترک خوردگی تنش

پرهی کمپرسور

خلاصه: پره‌های متحرک ردیف اول چهار کمپرسور جریان محوری توربین گازی به دلیل وجود اجزای خوردنده در محیط و افزایش امکان ایجاد حفره روی پره‌ها به‌طور ناگهانی شکسته شدند. در این پژوهش به بررسی عددی و آزمایشگاهی خوردگی حفره‌ای روی پرهی کمپرسور توربین گازی در شرایط کارکرد واقعی پرداخته می‌شود. بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی و شکست‌نگاری پرهی شکسته شده، نشان داد که حفره‌ها تحت مکانیزم ترک خوردگی تنش به هم متصل شده و یک حفره‌ی بزرگ‌تر را تشکیل داده‌اند که این موجب کاهش بیشتر زمان واماندگی شده است. حفره‌های موجود روی پره، با نرم‌افزار کامسول شبیه‌سازی و تحت نیروهای وارده تحلیل شده است. حفره‌ها به یکدیگر متصل شده و به ترک خوردگی تنش تبدیل می‌شود و با عنایت به خوردگی محیط، مکانیزم خستگی خوردگی نیز فعال می‌شود. ناحیه‌ی تمرکز تنش در حفره‌ها واضح است که محل شروع ترک خوردگی تنش و خستگی خوردگی می‌باشند. وجود حفره‌های روی پره، باعث افزایش تنش برابر ۱۳۰ مگاپاسکال نسبت به پره بدون حفره شده است. نتایج بدست آمده مطابقت مناسبی با مشاهدات در محل ترک و نتایج تجربی دارد که صحت‌گذار بر درستی شبیه‌سازی عددی می‌باشد.

۱- مقدمه

می‌افتد که مقاومت به خوردگی آن کم باشد. خوردگی حفره‌ای در طبیعت بسیار پیچیده است، زیرا لایه‌ی اکسیدی بر روی فلزات مختلف تشکیل می‌شود و هر یک از دیگری در هدایت الکتریکی، تخلخل، ضخامت و وضعیت هیدراسیون متفاوت می‌باشد [۲].

آدام^۱ و گیل [۳] اولین بار مشاهده کردند که این حفره‌ها موجب افزایش تمرکز تنش محلی شده و ترک‌ها از آن‌ها ایجاد شده است. تورن بال^۲ و همکاران [۴-۷] در تلاش برای مدل‌سازی و پیش‌بینی رفتار ترک خوردگی تنش ایجاد شده از حفره‌ی خوردگی بودند. پیشگویی تکامل ترک خوردگی تنش از حفره‌ها و رشد بعدی، یک چالش اصلی است که شامل مراحل رشد حفره، انتقال به ترک خوردگی تنش و رشد ترک در دامنه‌ی کوچک و بزرگ می‌باشد.

وقتی هوا وارد کمپرسور می‌شود، دمای آن طی تراکم بالا می‌رود. محاسبات نشان می‌دهد قطرات کوچک قبل از اینکه شروع به بخار شدن کنند، به اندازه‌ی میکرون رشد می‌کنند. این قطرات بر روی پره‌ها پرتاب می‌شوند. سرانجام، قطرات بزرگ بر روی پره تشکیل می‌شوند و توسط نیروهای آیرودینامیکی از جا برداشته می‌شوند و به جلوتر، داخل کمپرسور حرکت می‌کنند. محاسبات جزئی این روند بسیار سخت است اما مشاهدات میدانی نشان می‌دهد که مقدار کمی از رطوبت، تا طبقه هشتم کمپرسور به شکل مایع باقی می‌ماند که موجب خوردگی می‌شود [۱]. خوردگی حفره‌ای نوعی خوردگی موضعی می‌باشد که باعث ایجاد حفره‌های کوچک در فلزات می‌شود. ایجاد حفره یک شکل مضر خوردگی است و روی سطوحی اتفاق

* نویسنده عهده‌دار مکاتبات: epsaeidi@znu.ac.ir

1 McAdam

2 Turnbull



رسیدن به مدل‌های جدید، برنامه‌های تست مقیاس بزرگ فراوان در آزمایشگاه‌های تحقیقاتی مختلف رهبری می‌شود.

یکی از اولین مدل‌های ترک خوردگی تنش توسط اندرسون و فورد^۸ [۱۱] ارائه شده است. بر اساس کار آن‌ها، نرخ ترک خوردگی تنش به نرخ انحلال در نوک ترک، یعنی جایی که اکسید پایدار با افزایش کرنش در ماتریس یا مواد پایه پاره می‌شود، بستگی دارد. لایه‌ی اکسیدی متناوباً پاره و دوباره ایجاد می‌شود. این تناوب، به نرخ کرنش در ماتریس پایه بستگی دارد. بنابراین این مدل نه تنها برای ترک خوردگی تنش، بلکه برای خستگی خوردگی نیز، کاربرد دارد. فورد و اندرسون مدل انحلال مسیر فعال و پارگی لایه را بر اساس مشاهدات تجربی و استفاده از معادله‌ی فارادی محلول اکسیدی تحت خوردگی شیمیایی خالص، پیشنهاد دادند. هال^۹ [۱۲] مدل فورد را نقد کرد و ادعا کرد نرخ کرنش در نوک ترک وابسته به زمان است.

یکی از مدل‌های اولیه برای رشد ترک خوردگی تنش برای اجزای راکتور آب سبک توسط گرو و گاربر^{۱۰} [۱۳] پیشنهاد شد. آن‌ها یک مدل تجربی برای تخمین زمان ایجاد ترک خوردگی تنش و رشد تا رسیدن به اندازه‌ی قابل شناسایی پیشنهاد کردند که در آن نرخ رشد ترک وابسته به کرنش الاستیک و پلاستیک نوک ترک است.

داده‌های آزمایشگاهی بر رشد ترک خوردگی تنش و در نمونه‌ی لوله با آلیاژ ۶۰۰ توسط مکیلری^{۱۱} و همکاران [۱۴] ارائه شده است. اسکات^{۱۲} [۱۵] بر اساس همین داده‌های آزمایشی، یک مدل تجربی برای ترک خوردگی تنش آلیاژ ۶۰۰ ارائه داده است. در این مدل نرخ رشد ترک وابسته به فاکتور شدت تنش می‌باشد. بعدها فوستر^{۱۳} و همکاران [۱۶] یک مدل کلی‌تر بر اساس دماهای متغیر و فاکتور شدت تنش پیشنهاد کردند. در مقایسه با مدل اسکات، اسمیلوسکا و رباک^{۱۴} (۱۹۹۶) [۱۷] یک مدل تجربی ارائه دادند که نرخ رشد ترک تنها وابسته به فاکتور شدت تنش نیست و بلکه به کار سختی و پی‌اچ^{۱۵} نیز بستگی دارد. مدل تخمینی برای آلیاژ ۶۰۰، دمای ۳۳۰ درجه سانتیگراد، با کار سختی خمشی است و برای نوعی کار سخت دیگر متفاوت خواهد بود.

ایجاد ترک خوردگی تنش معمولاً از جریان پلاستیک موضعی نتیجه می‌شود. اگر چه ترک خوردگی تنش به مکانیزم رشد ترک وابسته است، انتشار پایدار می‌تواند تحت تأثیر مستقیم با توزیع تنش موضعی در نوک ترک قرار گیرد. بر اساس کار کندو^۱ [۸] عمق حفره باید بیشتر از عمق آستانه برای شروع ترک و هم‌چنین نرخ رشد ترک باید بیشتر از نرخ رشد حفره باشد.

جین ما^۲ و همکاران [۹] رشد حفره‌های خوردگی ایجاد شده در سولفید منگنز^۳ برای فولاد آ-۵۳۷^۴ طی خستگی خوردگی را بررسی کردند. یکی از مکانیزم‌های شکست برای خستگی خوردگی، آن است که ترک از حفره شروع به رشد می‌کند. یک نمونه‌ی ساده با تکیه‌گاه گیردار از یک سو و از سوی دیگر نیروی یکنواخت کششی، در نرم‌افزار آباکوس^۵، مدل شده است. تنش و کرنش در دهانه و عمق حفره در راستای عمود بر محور بارگذاری بحرانی شده است. تأثیر تداخل و برهم‌کنش دو حفره‌ی نیم‌بیضی عمودی و افقی، برای تنش مایز، تنش هیدروستاتیکی و کرنش پلاستیک معادل^۶، نشان داده شده است. تأثیر دو حفره‌ی افقی بر هم، موجب ایجاد حوزه‌ی تنش بحرانی شده است.

با وجود خوردگی، شکست خستگی بر اثر تقابل‌های مکانیکی-شیمیایی سریع‌تر اتفاق می‌افتد. به خوبی شناخته شده است که تغییر شکل پلاستیک به انحلال پذیری آندی فلزات سرعت می‌بخشد و سرعت ایجاد ترک خستگی خوردگی و انتشار آن را زیاد می‌کند.

ماهانتی^۷ و همکاران [۱۰] مروری بر مدل‌سازی ترک خوردگی تنش یا خستگی، برای اجزاء سیستم سرمایه‌ی راکتور آب سبک انجام دادند. همان‌طور که اشاره شد، یک مدل خاص کامل برای پیش‌بینی ترک خوردگی تنش ارائه نشده است. بیشتر این مدل‌ها بر اساس تجربه می‌باشد. به هر حال، مدل‌های تجربی فقط در محدوده‌ی پارامترهای عملی، کاربرد دارند و باید با احتیاط تعمیم داده شوند. به علاوه مدل تست گرفته شده از یک جنس، مواد خاص و شرایط خاص محیطی است که متفاوت با مدل دیگر است. به منظور بررسی صحت مدل‌های تجربی موجود برای مواد و محیط‌های خاص و

8 Anderson and Ford

9 Hall

10 Garud and Garber

11 Mcilree

12 Scott

13 Foster

14 Rebat and Smilowska

15 pH

1 Kondo

2 Jin Ma

3 MnS

4 A537

5 ABAQUS

6 PEEQ

7 Mohanty

سديم کلريد مورد بررسی قرار دادند. اریلیکوسکی^{۱۰} و همکاران [۲۱] روشی برای تفکیک مراحل مختلف فرایند خوردگی حفره‌ای فولاد زنگ نزن ۳۰۴ در محیط آهن کلرید^{۱۱} ارائه کردند. اندازه‌گیری‌ها با استفاده از طیف‌سنجی امیدانس الکتروشیمیایی گالوانودینامیک انجام شد.

لو^{۱۲} و همکاران [۲۲] تأثیر عملیات ایجاد تنش پسماند در لایه‌های مختلف توسط لیزر، مورفولوژی حفره‌ها در محلول خوردگی استاندارد و مقاومت خوردگی الکتروشیمیایی فولاد ۴۱۴۵^{۱۳} را با آزمایش خوردگی حفره‌ای، قطبش پتانسیودینامیک و مشاهدات میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار دادند. نتایج نشان داد عملیات لیزر زنی موجب تقویت مقاومت خوردگی حفره‌ای می‌شود.

ژانگ^{۱۴} و همکاران [۲۳] مکانیک فروپاشی^{۱۵} و استحکام نهایی یک صفحه به‌صورت آزمایشگاهی با نمونه‌هایی که سوراخ‌های دایره‌ای شکل به‌عنوان حفره داشت، بررسی کردند. مجموعه‌ای از آزمایش‌های فشرده به‌منظور مشاهده تأثیر خوردگی حفره‌ای انجام شد. محل، قطر و عمق حفره برای محاسبه تأثیر حفره بر استحکام نهایی بررسی شد. نتایج آزمایش‌ها بارگذاری ثابت، پاسخ کرنش و استحکام نهایی تحلیل شد. مشخص شد حجم حفره‌دار شدن و حجم از دست رفته موجب کاهش استحکام نهایی می‌شود.

تیان^{۱۶} و همکاران [۲۴] خوردگی الکتروشیمیایی و رفتار ترک خوردگی تنشی فولاد ای-۶۹۰^{۱۷} را در آب دریا به‌صورت مصنوعی حاوی تیوسولفات^{۱۸} بررسی کردند. اسیدی بودن آب دریا و تیوسولفات موجب افزایش جریان کاتدی می‌شود. تردی هیدروژنی در مقادیر کم و خوردگی حفره‌ای در مقادیر زیاد تیوسولفات موجب ترک در فولاد می‌گردد. برای حفره‌دار شدن از آزمون‌های الکتروشیمیایی پتانسیل مدار باز و پتانسیو دینامیک استفاده شد. برای تشخیص ترکیبات شیمیایی و محصولات خوردگی از پراش اشعه‌ی ایکس^{۱۹} و طیف‌سنجی اشعه‌ی ایکس^{۲۰} و برای مورفولوژی سطح از میکروسکوپ

در موسسه‌ی تحقیقات شکست^۱، ایسون^۲ و همکاران [۱۸] یک مدل اف-آر-آی^۳ برای ترک خوردگی تنشی برای فولاد زنگ نزن ۳۰۴ در راکتورهای جوشش آب، ارائه دادند. این مدل، توسعه‌ی مدل معروف فورد و اندرسون می‌باشد که تأثیر نرخ کرنش محلی ترک در حال رشد، در مواد سخت شده با آن اضافه شده است. ترکیب ملاحظات الکتروشیمیایی و وابستگی‌های نرخ کرنش نوک ترک بر بارگذاری، خصوصیات کششی مواد، اندازه‌ی ناحیه‌ی پلاستیک و تعیین صریح نرخ رشد ترک در تخمین نرخ کرنش از مواردی است که در مدل اف-آر-آی نسبت به مدل فورد بسط و گسترش داده شده است.

هیوراکی ماسودا^۴ [۱۹] فولاد زنگ نزن ۳۰۴ را در دمای ۳۴۳ کلوین با رطوبت نسبی ۲۸٪ به انضمام قطرات منیزیم کلرید^۵ مورد تست ترک خوردگی تنشی قرار دادند و مشاهدات میکروسکوپی نشان داد که ترک از حفره شروع شده است. مکانیزم ایجاد ترک را به‌صورت زیر توضیح داد: (۱) ترک از کنار حفره ایجاد می‌شود. (۲) ترک‌های جدا از هم کنار نوک ترک اصلی پیدا می‌شوند. (۳) قسمت پتانسیل بسیار منفی کنار نوک ترک قرار دارد. (۴) توزیع قسمت پتانسیل منفی با زمان تغییر می‌کند. (۵) یک رابطه واضح و روشن بین قسمت پتانسیل منفی و قسمت تغییر شکل لغزشی و قسمت خورده شده وجود ندارد. (۶) پتانسیل سطح ترک نسبت به قسمت‌های دیگر منفی‌تر است. (۷) عمق حفره و ضخامت ترک با افزایش زمان، توسط انحلال آندی، افزایش می‌باشد. (۸) عکس‌العمل کاتدی ممکن در این محیط، تولید هیدروژن است. از این رو، نتیجه گرفت که علت ایجاد ترک، ترد شدن هیدروژنی است. حفره به‌عنوان ایجاد کننده‌ی یک محل برای تمرکز هیدروژن و تنش عمل می‌کند. عکس‌العمل کاتدی که با حرکت هیدروژن ایجاد شده است، نقش مهمی در ایجاد ترک ایفا می‌کند.

وانگ^۶ و چنگ^۷ [۲۰] عمق، قطر و مکان حفره‌ها در فولاد ایکس-۸۰^۸ استحکام بالا را به‌صورت کمی به‌روش اندازه‌گیری نويز جریان الکتروشیمیایی^۹ و میکروسکوپ لیزر روبشی در محلول هواده‌ی شده‌ی

10 Orlikowski
11 FeCl₃
12 Lu
13 AISI 4145
14 Zhang
15 Damage mechanics
16 Tian
17 E690
18 Thiosulfate
19 X-Ray Diffraction (XRD)
20 X-ray Spectroscopy (EDS)

1 Fracture Research Institute (FRI)
2 Eason
3 FRI
4 Hiroyuki Masuda
5 MgCl₂
6 Wang
7 Cheng
8 X80
9 Electrochemical Current Noise (ECN)

رویش لیزری کانفوکال برای نمونه‌ی کششی نرخ کرنش آرام^۱ بهره گرفتند.

سلطانی و ملچرز^۲ [۲۵] بر روی سطوح خارجی لوله‌های چدنی که بیش از ۱۲۹ سال در خاک رس دفن شد، مجموعه‌ای از حفره‌ها با عمق مشابه مشاهده کردند. بر اساس تجربه برای هر نوع خاک رشد حفره‌ها در عمق دارای مقدار مشخصی است که با کاهش پی-اچ افزایش می‌یابد. این یافته‌ها با پتانسیل الکتروشیمیایی حفره‌دار شدن تفسیر می‌شود و با حفره‌ها روی فولاد در شرایط خوردگی دریایی مقایسه می‌شود. بر این اساس مدلی برای عمق بیشینه‌ی حفره در نظر گرفته شد.

در سال‌های اخیر شبیه‌سازی فرایندهای خوردگی در قطعات در فرایندهای صنعتی به منظور تخمین و پیش‌بینی حوادث قبل از وقوع، کارایی زیادی داشته است. سوهایلا صالح [۲۶] به بررسی انتشار یک حفره در فولاد کربنی در اثر فعل و انفعالات شیمیایی و الکتروشیمیایی با ارائه‌ی یک مدل دوبعدی برای پیش‌بینی تکامل حفره پرداخت. یازده ذره در محیط آبی محلول سدیم کلرید و دو ذره در مدل منظور و با استفاده از نرم‌افزار کامسول^۳ معادلات برای نرنست-پلانک^۴ برای انتقال جرم و تغییرات پتانسیل حل شدند. هم‌چنین از مدل‌های چندگانه فیزیکی^۵ که شامل حرکت مرزدانه‌ها 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 مرزدانه‌ها و در نهایت شکل حفره در زمان مشخص را دارد. ویجایاراقاوان^۶ و همکاران [۲۷] مکانیسم خوردگی آلیاژ منیزیم^۷ را بر پایه‌ی مدل‌سازی فیزیکی شیمیایی بررسی کردند. از داده‌های فیزیکی و شیمیایی آزمایشگاهی مثل استحکام، خستگی، زمان واماندگی، نرخ خوردگی، قطبیت، پی-اچ الکترولیت به عنوان ورودی برای نرم‌افزار المان محدود آباکوس استفاده شد. برای شبیه‌سازی نیز از مدل خرابی مواد ترکیبی تغییر یافته استفاده شد^۸. داده‌های خروجی نرم‌افزار، ورودی الگوریتم ژنتیک در استخراج یک فرمول محاسباتی بهینه برای یافتن بهترین شرایط کارکرد آلیاژ می‌باشد.

- 1 Slow Strain Rate Tensile (SSRT)
- 2 Melchers
- 3 COMSOL Multiphysics
- 4 ² Nernst-Planck equation
- 5 Multiphysic
- 6 Vijayaraghavan
- 7 AZ31
- 8 Modified constitutive material damage model

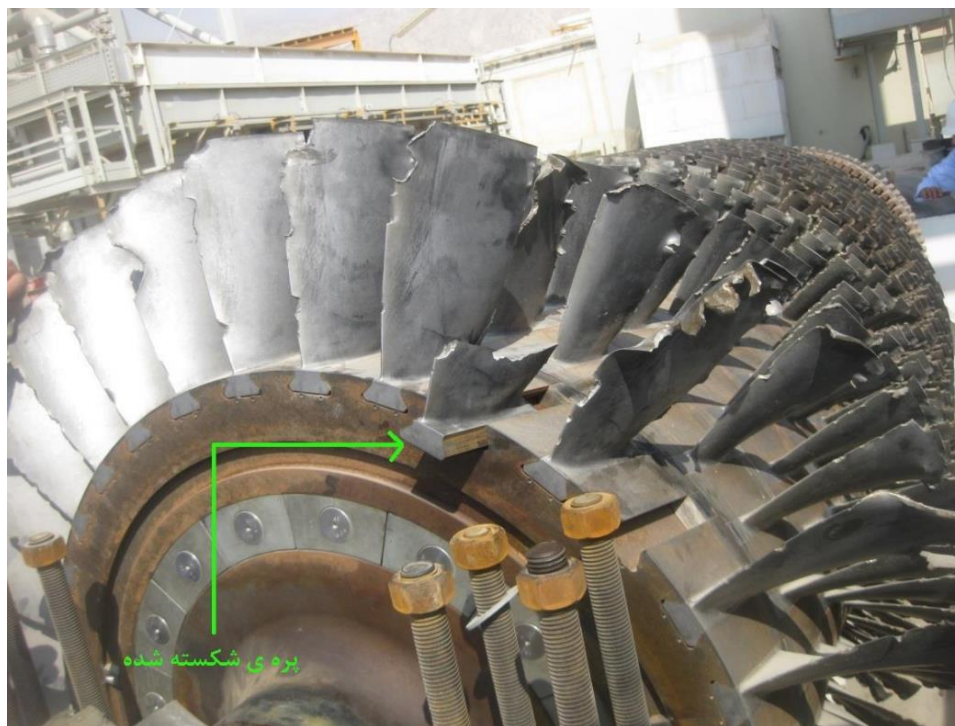
پدرام و پورسعیدی [۲۸] به تخمین عمر پره‌ی کمپرسور با در نظر گرفتن زمان ایجاد و رشد حفره‌ی خوردگی و تبدیل به ترک خوردگی تنش‌ی و ترک خستگی و در نهایت واماندگی، پرداختند. پورسعیدی و پدرام [۲۹ و ۳۰] ایجاد ترک خوردگی تنش‌ی و ترک خستگی از حفره‌ی خوردگی را در پره‌ی کمپرسور با جنس آلیاژ کاستوم^۹ ۴۵۰، با استفاده از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی^{۱۰} 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 [۳۱] با استفاده از نرم‌افزار کامسول^{۱۱}، فرایند خوردگی حفره‌ی آلیاژ کاستوم ۴۵۰ را در محلول استیک اسید و استات سدیم شبیه‌سازی کردند و تغییرات غلظت یون‌ها، پتانسیل و چگالی جریان را بر حسب عمق حفره‌ی خوردگی بدست آوردند. پدرام و همکاران [۳۲] رفتار حفره‌دار شدن آلیاژ کاستوم ۴۵۰ را با استفاده از آزمایش‌های الکتروشیمیایی و ادی کارنت^{۱۲}، بررسی کردند. هم‌چنین به محاسبه‌ی زمان و پتانسیل حفره‌دار شدن و اندازه‌گیری عمق حفره پرداختند.

محاسبه‌ی تنش و کرنش در حفره‌ها و اطلاع از زمان بیشینه‌ی مقدار آن نقش بسیار مهمی در تبدیل حفره به ترک و واماندگی دارد. در هیچ یک از کارهای گذشته تأثیر همزمان محیط خورنده و نیروهای مکانیکی بر روی رشد حفره بررسی نشده است. در کار حاضر واکنش‌های شیمیایی روی سطح فلز شناسایی و معادلات استوکیومتری مربوط به آن استخراج شد. با در نظر گرفتن تأثیر همزمان محیط خورنده و نیروهای وارده به پره، به بررسی توزیع تنش روی پره کمپرسور توربین گازی پرداخته شده است.

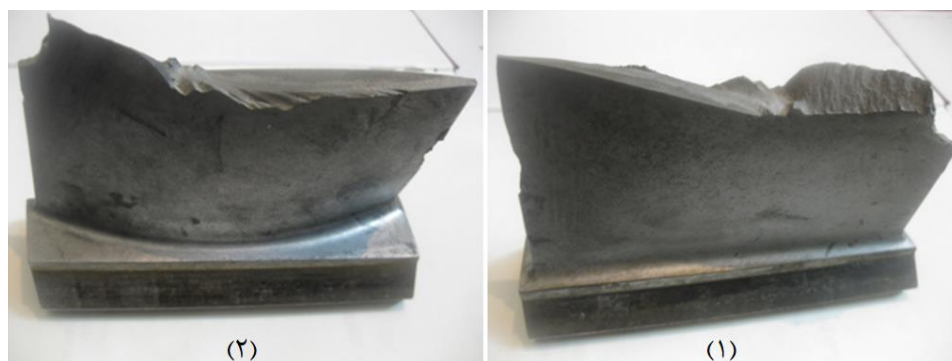
۲- آزمایش‌ها و مشاهدات

واحد نیروگاه مجتمع گاز پارس جنوبی دارای یک توربین با سیکل بخار و چهار عدد توربین گازی در واحدهای ۲ و ۳ مجتمع گاز پارس، با کارکردی کمتر از یک دهه می‌باشد. توربین گازی جی-تی-جی-دی^{۱۳} این نیروگاه به دلیل واماندگی ناگهانی و تخریب کامل کمپرسور

- 9 CUSTOM 450
- 10 SEM
- 11 COMSOL Multiphysics
- 12 Eddy current
- 13 GTG D



شکل ۱. پره ی شکسته شده ی ردیف اول کمپرسور توربین گازی تی-تی-دی
 Fig. 1. Broken blade of the first row of the GTG D gas turbine compressor



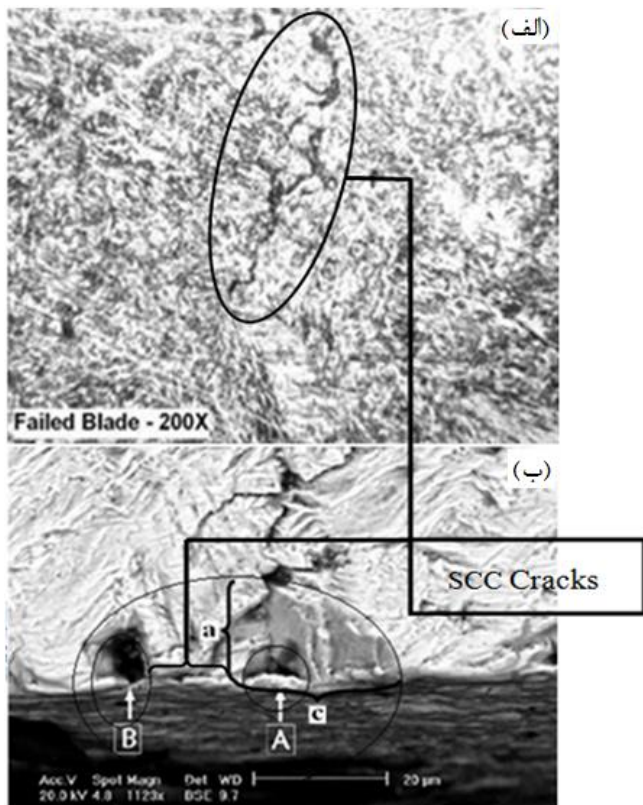
شکل ۲. نمونه پره شکسته شده توربین تی-تی-دی، (۱) سمت مقعر، (۲) سمت محدب
 Fig. 2. Broken blade sample of GTG D turbine, (1) concave side, (2) convex side

ردیف اول کمپرسور توربین گاز تی-تی-دی را نشان می‌دهد. نیمه‌ی سمت لبه‌ی فرار دارای علایم خستگی می‌باشد و کاملاً از ضربات ثانویه مصون مانده است. نیمه سمت لبه حمله بخش شکست نهایی پره می‌باشد، هرچند که گوشه سمت لبه حمله در اثر برخورد سایر قطعات شکسته شده، دچار شکست ثانویه شده است. ارتفاع میانگین شکست این پره از پلت فورم^۵ معادل ۶۲ میلی‌متر می‌باشد. با استناد به نمونه پره ی شکسته شده‌ی موجود، نقطه آغازین ترک از

از مدار خارج شد (شکل ۱). روتور این نوع توربین به وزن ۱۱۳۶۳ کیلوگرم از نوع تک‌محوری^۱ بوده و متشکل از ۱۷ ردیف^۲ دیسک کمپرسور و سه ردیف دیسک توربین در دو طرف روتور می‌باشد. در مجاورت دریا قرار داشتن این واحد نیروگاهی باعث شده که پره‌های کمپرسور در معرض خوردگی قرار گیرند.

شکل ۲ سمت مقعر^۳ و محدب^۴ پره ی شکسته شده‌ی متحرک

- 1 Single Spool
- 2 Stage
- 3 Concave side
- 4 Convex side



شکل ۳. نمای از مرکز نیمه بیضی کوچک سطح پره با بزرگ‌نمایی ۱۱۲۳ به روش میکروسکوپ الکترونی روبشی [۲]
Fig. 3. View of the center of a small semi-oval blade surface with 1123 magnification by SEM method [2]

توزیع تنش اطراف حفره و بررسی چگونگی رشد آن می‌باشد. برای این شبیه‌سازی، موارد ذیل به عنوان ورودی به نرم‌افزار کامسول در نظر گرفته شد.

۳-۱- مدل‌سازی و اعمال مشخصات مکانیکی

مدل اولیه‌ی مسئله که شامل ایرفویل و پایه‌ی آن است، در نرم‌افزار سالیدورکز^۳ ایجاد و به نرم‌افزار کامسول وارد شد. خصوصیات فیزیکی و مکانیکی مورد نیاز در جدول ۱ به قطعه در نرم‌افزار اعمال شد.

۳-۲- وارد کردن معادلات استوکیومتری

از رابط توزیع جریان ثانویه^۴ برای ایجاد شرایط محیط کلریدی و از رابط مکانیک سازه^۵ برای اعمال شرایط مکانیکی استفاده شد. رابط شبیه‌سازی الکتروشیمیایی، قابلیت کوپل شدن با آنالیزهای مکانیکی

سمت مقعر (سمت فشاری^۱) بوده و با رشد ترک به سمت لبه فرار و راه به در شدن ترک باعث ناپایداری نیمه فوقانی ایرفویل پره شده و در نهایت رشد ترک به حد بحرانی رسیده و گسیختگی ناگهانی در نیمه‌ی سمت لبه‌ی حمله‌ی ایرفویل رخ داده است.

به‌منظور یافتن پارامترهای مورد نیاز، آزمایش‌ها و بررسی‌هایی شامل بازرسی ظاهری، اندازه‌گیری وزن، تحلیل شیمیایی و شکست‌نگاری در پژوهش گذشته [۳۰] صورت گرفت. به‌منظور بررسی ریزترک‌های سطحی، وضعیت حفرات و تعیین مشخصات آسیب‌های سطحی موجود بر روی پره‌ها نمونه‌هایی از موقعیت‌های مختلف پره تهیه شد. ترکیب شیمیایی پره‌ها با استفاده از روش آزمایشگاهی تعیین گردید. نتیجه‌ی حاصل به‌صورت درصد وزنی عناصر مختلف در مرجع [۳۰] ارائه شده است. معادل آ-آی-اس-آی^۲ این ترکیب شیمیایی آ-آی-اس-آی کاستوم ۴۵۰ به‌دست آمد که از گروه فولادهای زنگ‌نزن مارتنزیتی تمپر شده با استحکام بالا و مقاومت به خوردگی نسبتاً زیاد می‌باشد. تحلیل شیمیایی توسط میکروسکوپ الکترونی نشان داد که در محل‌های حفرات مقادیر زیادی عناصری نظیر گوگرد، کلر و سدیم وجود دارد. در مرجع [۳۰] تحلیل شیمیایی پره شکسته شده به‌صورت درصد وزنی عناصر شناسایی شده ارائه شد. در این پژوهش برای بررسی رشد خوردگی حفره‌ای، نمونه‌ی مورد بحث در پژوهش گذشته [۳۰] در نظر گرفته شد. جهت رویت بهتر نقاط شروع ترک و همچنین بررسی احتمال وقوع پدیده‌ی ترک خوردگی تنش‌ی از حفره‌ی خوردگی نمونه‌ی مدنظر، ترک بسیار کوچکی به‌عنوان ترک خوردگی تنش‌ی در شکل ۳-الف ارائه شد. شکل ۳-ب نحوه‌ی به‌هم پیوستن دورحفره‌ی مجاور را تحت مکانیزم ترک خوردگی تنش‌ی و تشکیل یک حفره‌ی معادل نیم‌بیضی نشان می‌دهد. حفره‌ها در محل منشأ ترک اولیه که مکان ایجاد ترک خوردگی تنش‌ی و ترک نیم‌بیضوی خستگی بزرگ‌تر است، قرار دارند. در شکل ۳-ب به‌ترتیب نصف طول اقطار عمودی و افقی حفره‌ی نیم‌بیضی برابر ۱۵ و ۲۰ میکرون است.

۳- شبیه‌سازی عددی

در این بخش روند شبیه‌سازی خوردگی حفره‌ای در محیط کلریدی با استفاده از نرم‌افزار کامسول تشریح شد. هدف، محاسبه‌ی

3 Solidworks
 4 Secondary current distribution
 5 Structural mechanics

1 Pressure side
 2 AISI

جدول ۱. خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ کاستوم ۴۵۰ [۳۳ و ۳۴].
Table 1. Physical and mechanical properties of CUSTOM 450 alloy [33, 34].

نام	چگالی (کیلوگرم بر متر مکعب)	مدول الاستیسیته (گیگاپاسکال)	ضریب پواسون	تنش تسلیم (مگاپاسکال)
کاستوم ۴۵۰	۷۸۰۰	۲۰۰	۰/۲۹	۱۰۶۰

با توجه به تولید یون هیدروکسید مقدار پی-اچ محلول به مرور افزایش می‌یابد.

در محلول سدیم کلرید ۳/۵ درصد وزنی، غلظت یون سدیم با یون کلرید برابر و طبق رابطه‌ی (۵) بدست می‌آید:

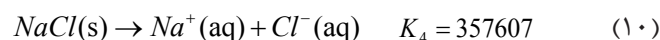
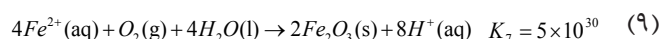
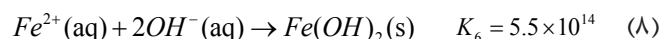
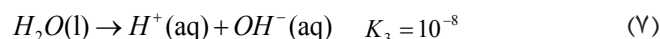
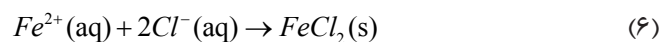
$$[Na^+] = [Cl^-] = \frac{3.5}{58.5} \times \frac{1 \text{ mol}}{100 \text{ ml}} \times \frac{1000 \text{ ml}}{1 \text{ lit}} \times \frac{1000 \text{ lit}}{1 \text{ m}^3} = 598 \frac{\text{mol}}{\text{m}^3} \quad (5)$$

بنابراین مقدار ثابت تعادل معادله (۴) قابل محاسبه است.

۳-۲-۲- معادلات مربوط به حفره‌دار شدن آهن با تشکیل محصولات

یونی و رسوب

$$K_5 = 3.6 \times 10^{11}$$



موارد زیر برای معادلات (۶) تا (۱۰) قابل بیان است:

یون‌های هیدروژن و کلر درون حفره موجب افزایش انحلال آندی فولاد می‌شود و از دوباره روپین شدن جلوگیری می‌کند و موجب افزایش نرخ مهاجرت یون کلر می‌شود. این فرایند با گذشت زمان ادامه می‌یابد و در نهایت به دلیل افزایش یون هیدروژن داخل حفره، پی-اچ درون حفره را کاهش می‌دهد.

با توجه به معادله‌ی (۸)، یون آهن با یون هیدروکسید واکنش می‌دهد و رسوب ایجاد می‌کند و به صورت هیدروکسید آهن از محلول خارج می‌شود.

با توجه به معادله‌ی (۹)، اکسایش بیشتر یون آهن باعث زنگ

را دارد. برای شبیه‌سازی خوردگی حفره‌ای، به دلیل وجود همزمان تنش و محیط خورنده، دو رابط ذکر شده ترکیب شد. معادلاتی که در این فرآیند رخ می‌دهند به سه دسته‌ی زیر تقسیم می‌شوند [۳۵-۳۸]. در این معادلات ثابت تعادل واکنش استوکیومتری می‌باشد.

الف- معادلات مربوط به حفره‌دار شدن عنصر اصلی یعنی صرفاً آهن و ایجاد محصولات یونی با توجه به واکنش‌گرها در معادلات.

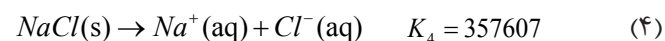
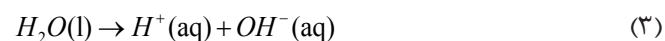
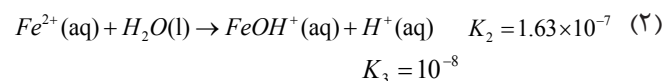
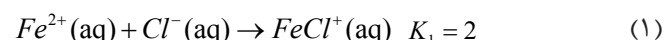
ب- معادلات مربوط به حفره‌دار شدن عنصر اصلی یعنی صرفاً آهن و ایجاد رسوب علاوه بر محصولات یونی با توجه به واکنش‌گرها در معادلات.

پ- معادلات مربوط به حفره‌دار شدن کاستوم ۴۵۰ و ایجاد رسوب علاوه بر محصولات یونی با توجه به واکنش‌گرها در معادلات.

۳-۲-۱- معادلات مربوط به حفره‌دار شدن آهن با تشکیل محصولات

یونی

یون آهن با آب و یون کلر واکنش می‌دهد. آب و سدیم کلرید نیز تجزیه می‌شوند.



موارد زیر برای معادلات (۱) تا (۴) قابل بیان است: با توجه به این که ثابت تعادل معادله (۱) بزرگ‌تر از ثابت تعادل معادله (۲) می‌باشد، مقدار آهن کلرید یک بار مثبت موجود در محلول بیش‌تر از آهن هیدروکسید یک بار مثبت خواهد بود.

کاستوم ۴۵۰، مولیبدن موجب افزایش ۱۰ الی ۱۵ درصدی مقاومت به حفره‌دار شدن می‌شود. به‌منظور کاهش یون کلرید برای جلوگیری از تخریب لایه‌ی رویین، یون مولیبدن با یون کلر ترکیب شده و یون کلر را به‌صورت جامد مولیبدن کلرید از محلول خارج می‌کند. همان‌طور که اشاره شد، تشکیل اکسید کروم مطابق معادله‌ی (۱۲) موجب مقاوم شدن آلیاژ در برابر حمله‌های شیمیایی می‌شود. بنابراین وجود اکسیژن در جلوگیری از خوردگی بیشتر الزامی است. به واسطه‌ی حضور یون‌های کلرید در الکترولیت لایه‌ی رویین اکسید کروم شکسته و یون کروم با یون کلر واکنش داده و به‌صورت رسوب کروم کلرید، طبق معادله‌ی (۱۴) جزء محصولات خوردگی از محلول خارج می‌شود. بدین ترتیب مقاومت در برابر خوردگی کاهش می‌یابد.

۳-۳- نحوه‌ی بارگذاری و ایجاد شرایط مرزی مکانیکی

نحوه‌ی اعمال شرایط مرزی یا اولیه به‌طور خلاصه در جدول ۲ ارائه شده است.

۳-۴- نیروهای وارد بر پره

از دیدگاه تئوری مهم‌ترین نیروهای وارد بر پره شامل نیروی گریز از مرکز و نیروهای آیرودینامیکی است. نیروی گریز از مرکز تابع سرعت دوران روتور و شعاع دوران و جرم پرها بوده و یک نیروی مضر برای پرها می‌باشد. سرعت زاویه‌ای چرخش روتور، با توجه به سرعت نامی در بار کامل ۵۱۶۳ دور بر دقیقه است که معادل با ۵۴۰/۷ رادیان بر ثانیه است [۴۰-۴۱].

نیروهای آیرودینامیک در اثر چرخش جریان هوا در اطراف ایرفویل پرها ایجاد می‌شوند. این نیروها به‌صورت بار گسترده‌ی مقاوم بر روی سطح پرها اعمال شد. شکل ۴ این نیروها را به‌صورت شماتیک نشان می‌دهد. شماتیک نیروهای آیرودینامیکی مؤثر بر پره‌ی متحرک ردیف اول، به ترتیب در امتداد محور دوران و مماس بر محور دوران پره است. ممان پیچشی حاصل از چرخش هوا در اطراف پره، حول محور طولی پره می‌باشد. برای ایجاد ممان پیچشی به میزان ۱۱۶/۶ نیوتن‌متر [۴۰-۴۱]، دو نیروی دوردست و خلاف جهت یکدیگر به‌گونه‌ای اعمال شد تا کوپل حاصل از این دو نیرو معادل ۱۱۶/۶ نیوتن‌متر شود. در تحلیل المان محدود، معادل فشاری برآیند نیروهای

زدگی به صورت اکسید آهن می‌شود.

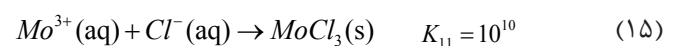
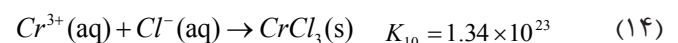
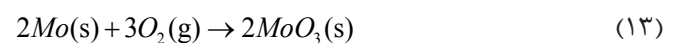
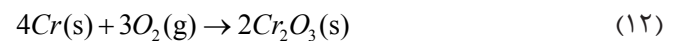
۳-۲-۳- معادلات مربوط به حفره‌دار شدن کاستوم ۴۵۰ با تشکیل محصولات یونی و رسوب

مکانیزم‌های مقاومت به خوردگی در فولاد زنگ‌نزن با لایه‌ی رویین ارتباط زیادی دارد. شکست لایه‌ی رویین به دلیل وجود نقص در این لایه، آسیب‌های مکانیکی، عدم یکنواختی در سطح فلز مانند ناخالصی‌ها، پوسته‌های سطحی، رسوبات، فاز ثانویه و حضور یون‌های کلرید در محیط رخ می‌دهد. معمولاً درصد بالای یون‌های کلرید لایه‌ی رویین را از بین می‌برد. شدت حمله به درصد کلر، اسیدیته، پی‌اچ و حضور اکسیژن یا سایر اکسیدکننده‌ها بستگی دارد.

مقاومت به حفره‌دار شدن با افزایش درصد کروم افزایش می‌یابد، اما افزودن مولیبدن به فولاد زنگ‌نزن اثر بیشتری دارد. افزودن نیتروژن هم در افزایش مقاومت به حفره‌دار شدن مؤثر است و به همین دلیل جمع آثار کروم، نیتروژن و مولیبدن به عنوان معیاری برای سنجش مقاومت در برابر حفره‌دار شدن فولاد زنگ‌نزن مورد استفاده قرار می‌گیرد. نام این معیار عدد شاخص حفره‌دار شدن یا عدد معادل مقاومت به حفره‌دار شدن^۱ است. شاخص حفره‌دار شدن عبارت است از [۳۹]:

$$PRE_N = Cr\% + 3.3Mo\% + 16N\% \quad (11)$$

با توجه به عناصر ساختاری آلیاژ کاستوم ۴۵۰، دو عنصر کروم و مولیبدن با معادله‌ی (۱۱)، اشتراک دارند. پس برای نوشتن معادلات شیمیایی حفره‌دار شدن این آلیاژ علاوه بر معادلات (۶) تا (۱۰)، معادلات مربوط به کروم و مولیبدن اضافه می‌شود.



موارد زیر برای معادلات (۱۱) تا (۱۵) قابل بیان است:

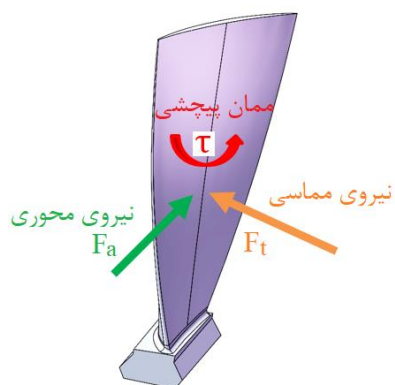
بر اساس معادله‌ی (۱۱) و درصد عناصر کروم و مولیبدن در آلیاژ

1 Pitting Resistance Equivalent Number (PREN)

جدول ۲. نحوه‌ی اعمال شرایط مرزی یا اولیه
Table 2. How to apply boundary or initial conditions

نوع شرط مرزی یا اولیه	جعبه ابزار	بخش	گزینه
هدایت‌پذیری و خواص محیط	توزیع جریان ثانویه ^۱	الکترولیت ^۲	تعریف شده توسط کاربر ^۳
وارد کردن پارامترها و معادلات	ایجاد مدل ^۴	تعاریف کلی ^۵	پارامتر ^۶
وارد کردن خواص پره	ایجاد مدل	تعاریف کلی	مواد ^۷
اعمال تنش‌های وارده	فیزیک ^۸	بار مرزی ^۹	نوع بار ^{۱۰}
جابجایی و قیدها	فیزیک	مقادیر اولیه ^{۱۱}	جابجایی و میدان سرعت ^{۱۲}
تعیین سطوح آزاد	فیزیک	مرزها ^{۱۳}	آزاد ^{۱۴}

- 1-Secondary Current Distribution
- 2-Electrolyte
- 3- User defined
- 4- Model builder
- 5- Global definitions
- 6-Parameters 1
- 7- Materials
- 8-Physics
- 9- Boundary Load
- 10-Load Type
- 11-Initial Values
- 12-Displacement and Velocity Field
- 13-Boundaries
- 14- Free



شکل ۴. شماتیک نیروی محوری و مماسی و ممان پیچشی وارد بر پره

Fig. 4. Schematic of axial and tangential force and torsional moment applied to the blade

روند رشد حفره‌ها می‌توان برای گذشت زمان‌های مختلف عمق حفره‌ها را بدست آورد. داده‌های تجربی از محیط، شرایط کارکرد، بارگذاری، واکنش‌های شیمیایی در مرجع [۴۲] موجود است. در شکل ۶- الف مقایسه‌ی رشد عمق حفره برای پره‌ی شبیه‌سازی شده با استفاده از نرم‌افزار کامسول و داده‌های تجربی مرجع [۴۲] در شرایط کارکرد توربین گازی صورت گرفته است. با توجه به شکل ۶- ب خطای صحت‌سنجی کم و نتایج این پژوهش مطابقت مناسبی

مماسی و محوری اعمال گردید. از آنجایی که توزیع این بارها به صورت دوزنقه‌ای به پره اعمال شد، لذا فشار وارده بر این مقطع نیز به صورت غیر یکنواخت و دوزنقه‌ای در نظر گرفته شد. توزیع فشار وارد بر بالاترین و پایین‌ترین قسمت سطح مقعر پره به ترتیب برابر ۲۵/۲۲ و ۱۶/۲۴ کیلو پاسکال می‌باشد [۲ و ۴۱].

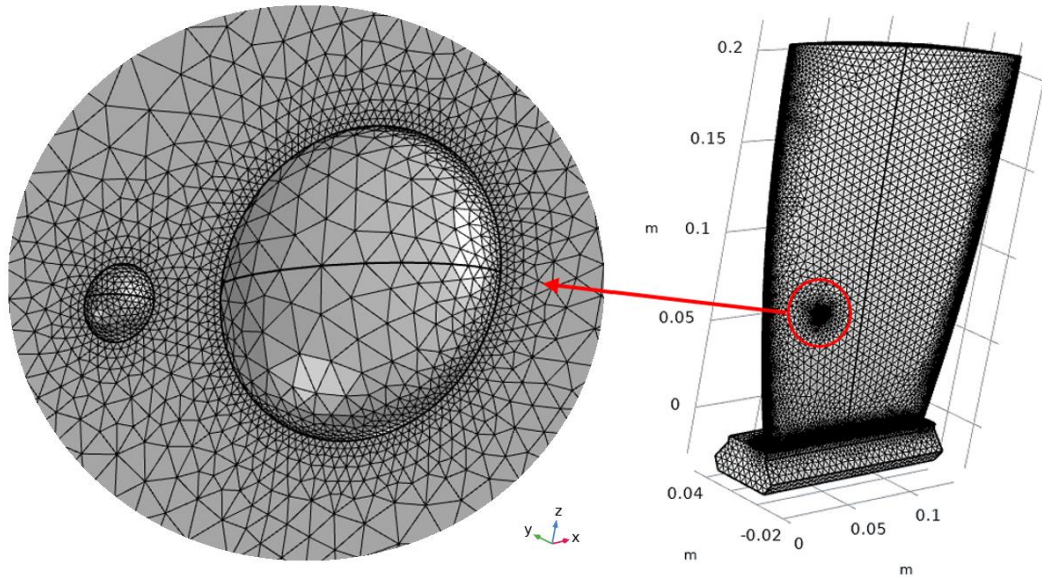
۳-۵- شبکه‌بندی مدل

در این شبیه‌سازی از ۱۱۳۳۸۳۹ المان دامنه، ۱۵۷۶۹۲ المان مرزی و ۷۴۳۶ المان لبه از نوع چهار وجهی مرتبه دوم^۱ استفاده شد. دلیل این امر وجود فیلت‌های با شعاع کم بوده که عملاً امکان انتخاب نوع دیگری از المان را غیر ممکن ساخته است. المان چهار وجهی مرتبه دوم دارای ۱۰ گره می‌باشد و هر وجه آن از شش گره تشکیل شده است. این المان برای تحلیل تنش نسبت به المان چهار وجهی خطی به مراتب بهتر است که در شکل ۵ نمایش داده شده است.

۴- نتایج و بحث

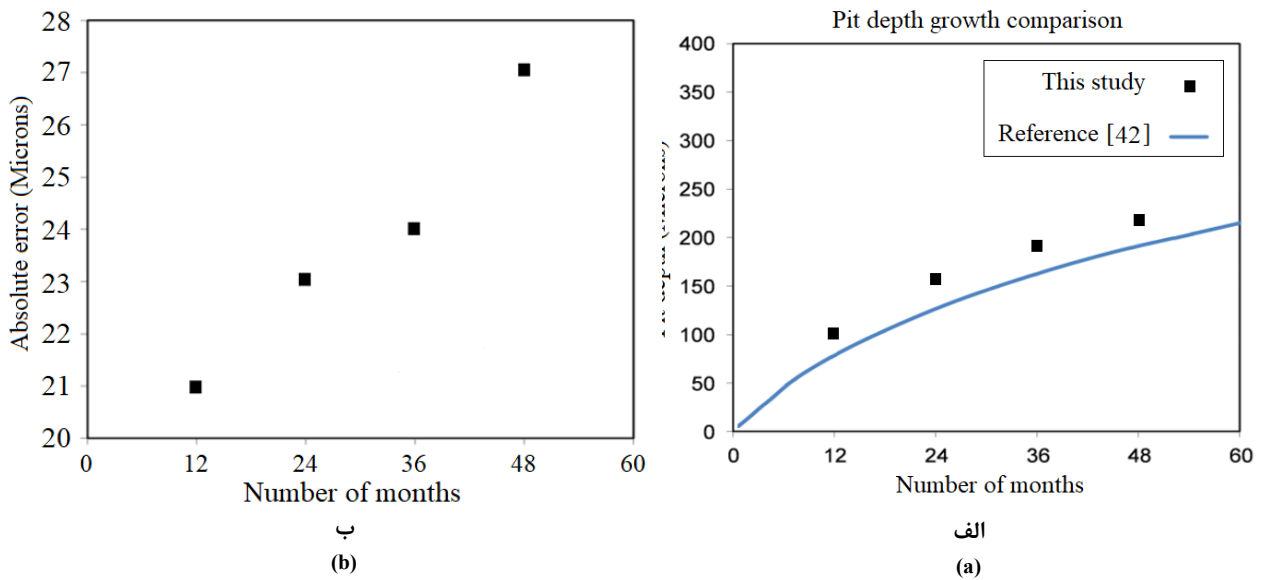
برای صحت‌سنجی نتایج شبیه‌سازی با نتایج تجربی، با بررسی

1 Quadratic Tetrahedral



شکل ۵. شبکه‌بندی پره در محیط نرم‌افزار کامسول

Fig. 5. Blade meshing in the COMSOL Multiphysics software



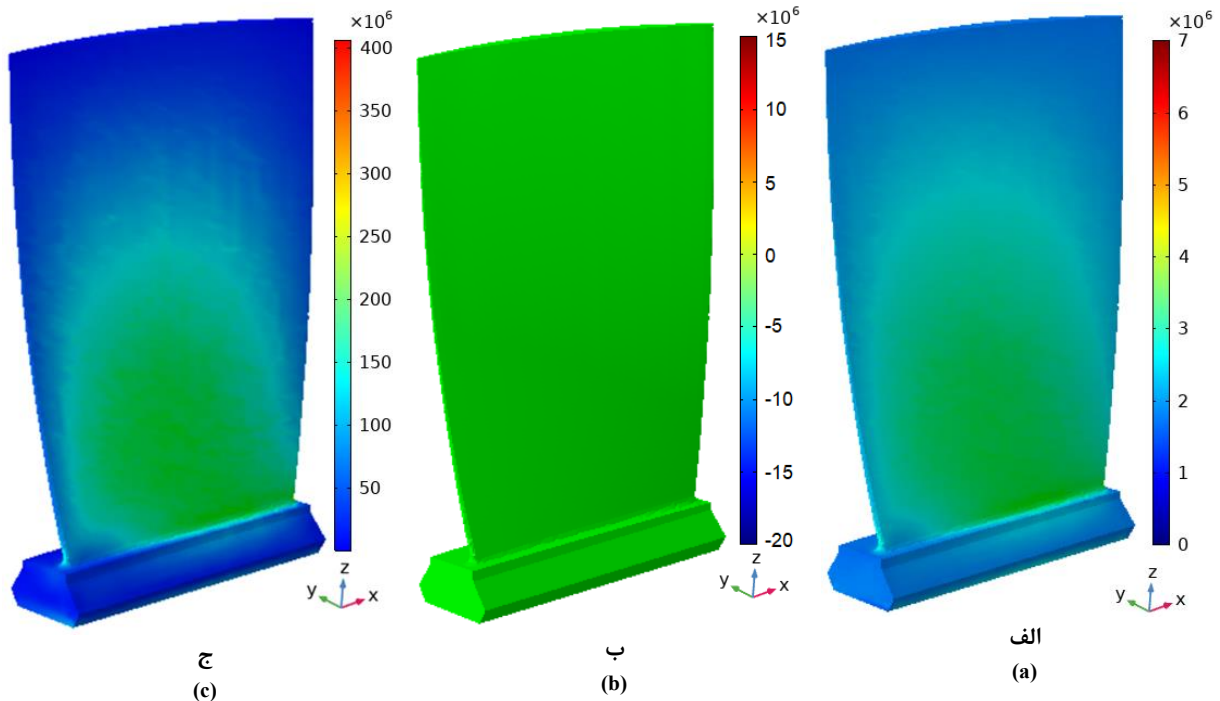
شکل ۶. مقایسه‌ی نتایج تجربی و عددی، الف: رشد عمق حفره، ب: خطای مطلق

Fig. 6. Comparison of experimental and numerical results, a: pit depth growth, b: absolute error

مشاهده می‌شود. شکل ۷-الف نشان دهنده‌ی توزیع تنش اصلی در راستای محور Z، ناشی از خمش پره در اثر بار فشاری سیال می‌باشد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود یک میدان تنش در نیمه پایین پره در سمت مقعر ایجاد شده است. شکل ۷-ب نشان دهنده‌ی توزیع تنش اصلی در راستای محور Z، ناشی از پیچش پره در اثر عملکرد ممان

با نتایج تجربی دارد.

به‌منظور مقایسه‌ی مقدار تأثیر کششی هر یک از بارگذاری‌های فشاری و ممان پیچشی و گریز از مرکز بر روی پره، تحلیل‌هایی به تفکیک انجام گردید که نتایج این تحلیل‌ها به‌صورت توزیع تنش اصلی در جهت Z (محور پره)، در شکل ۷-الف تا شکل ۷-ج



شکل ۷. توزیع تنش اصلی در راستای محور Z ، سمت مقعر پره، حاصل از الف: نیروی فشاری، ب: ممان پیچشی و ج: نیروی گریز از مرکز (واحدها بر حسب پاسکال می‌باشد)

Fig. 7. Distribution of the stress along the z -axis, concave side of the blade, resulting from a: compressive force, b- torsional moment and c: centrifugal force (units are in Pa)

شکل ۹- الف و شکل ۹- ب توزیع افزایش طول پره نمایش داده شده است. همانطور که مشخص است بیشترین مقدار افزایش طول پره در حدود $۰/۰۰۶۵$ میلی‌متر است که در ناحیه نوک پره اتفاق می‌افتد و این به دلیل وجود نیروی گریز از مرکز می‌باشد.

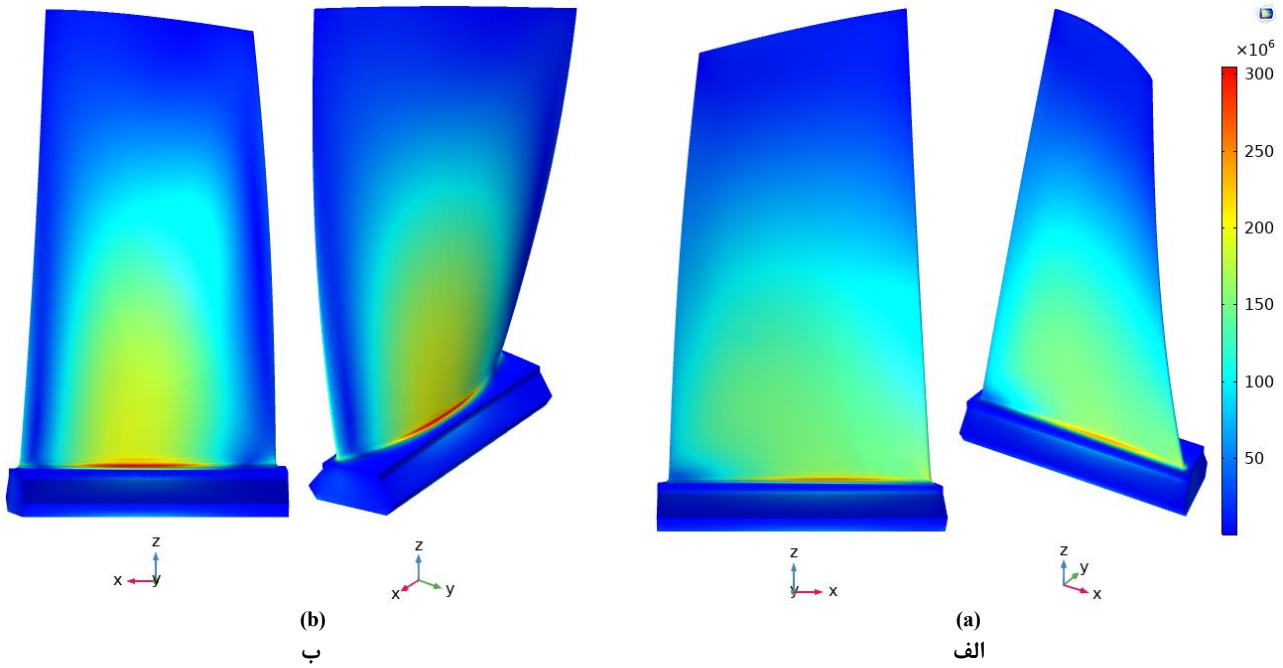
به‌منظور بررسی و نمایش اثر تمرکز تنش در محل حفره‌ی خوردگی، هندسه‌ی حفره‌ی موجب ترک، شبیه‌سازی شده است. یکی از نکات مهم در مدل‌سازی حفره یا حفره‌ها، در نظر گرفتن مکان و اندازه‌ی نسبی آن‌ها است. به این معنا که نیاز نیست اندازه‌ها و فاصله‌های دقیق حفظ شود. بنابراین با در نظر گرفتن فواصل نسبی و مقیاس‌بندی، می‌توان به اندازه‌ی واقعی مدل رسید. از آن‌جا که اندازه‌ی حفره‌ی A و B بسیار کوچک است، ترجیح داده می‌شود از شبیه‌سازی نسبی بر اساس اندازه‌ها در [۱] بهره‌جست تا تأثیرات حفره‌ها بر تمرکز تنش بررسی شود.

شکل ۱۰- الف توزیع تنش فون مایزر را در پره و سطح شکست (مقطعی که شکست در آن اتفاق افتاد) در محیط عادی (عاری از مواد خورنده) نشان می‌دهد [۳۰]. همچنین در شکل ۱۰- ب توزیع

پیچشی سیال در امتداد طول ایرفویل پره می‌باشد. در شکل ۷- ج تنش اصلی در راستای محور Z ، ناشی از نیروی گریز از مرکز نشان داده شده است. همان‌طور که از مقدار تنش‌ها پیداست میزان تنش حاصل از نیروی گریز از مرکز بسیار بیشتر از دو نیروی دیگر است و نقش تعیین‌کننده در شکست پره دارد.

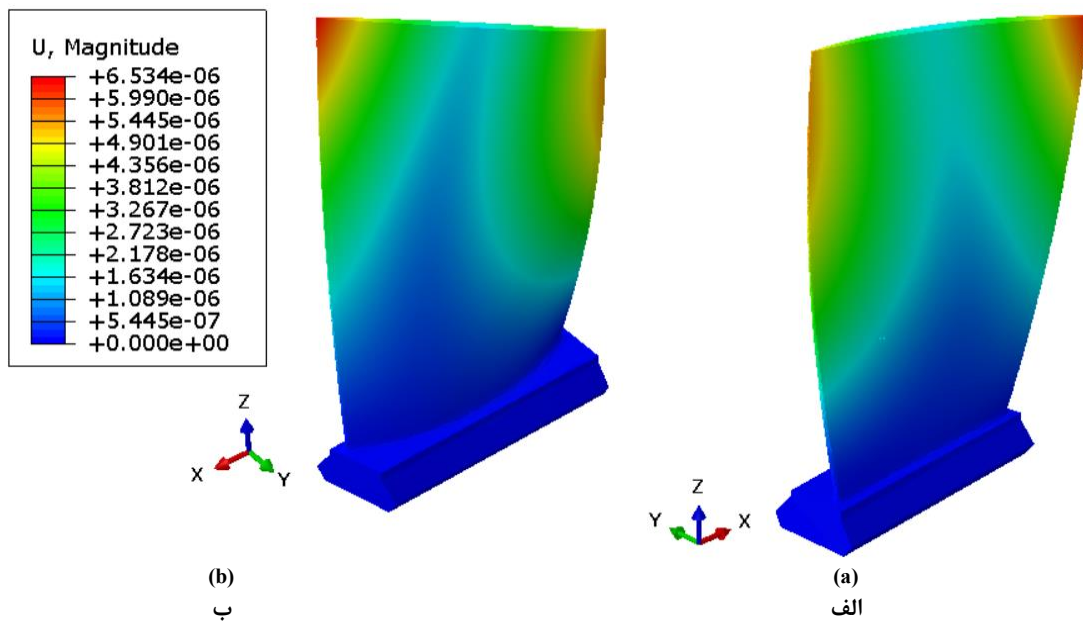
در این پژوهش از رسم توزیع تنش حاصل از تأثیر توأم هر سه نیرو در راستای سه محور اصلی صرف‌نظر شد زیرا توزیع تنش اصلی در راستای محور Z (هم‌جهت با نیروی گریز از مرکز) بسیار شبیه به تانسور توزیع تنش اصلی در راستای محور Z ، حاصل از نیروی گریز از مرکز، در شکل ۷- ج است و این به دلیل بالا بودن مقدار نیروی گریز از مرکز و تأثیر بیشتر آن می‌باشد.

شکل ۸- الف و شکل ۸- ب نیز توزیع تنش فون مایزر حاصل از تأثیر توأم نیروی فشاری و گریز از مرکز و ممان پیچشی را به ترتیب در سمت مقعر و محدب پره نشان می‌دهد. مقادیر تنش‌ها در شکل ۷- ج و شکل ۸ نزدیک به هم است و این به دلیل مقدار و تأثیر کم دو نیروی حاصل از ممان پیچشی و فشار آیرودینامیکی بر پره است. در



شکل ۸. توزیع تنش فون مایز روی سطح پره، الف- سمت مقعر، ب: سمت محدب (واحدها بر حسب پاسکال می باشد)

Fig. 8. Von Mises stress distribution on the blade surface, a- concave side, b- convex side (units are in Pa)

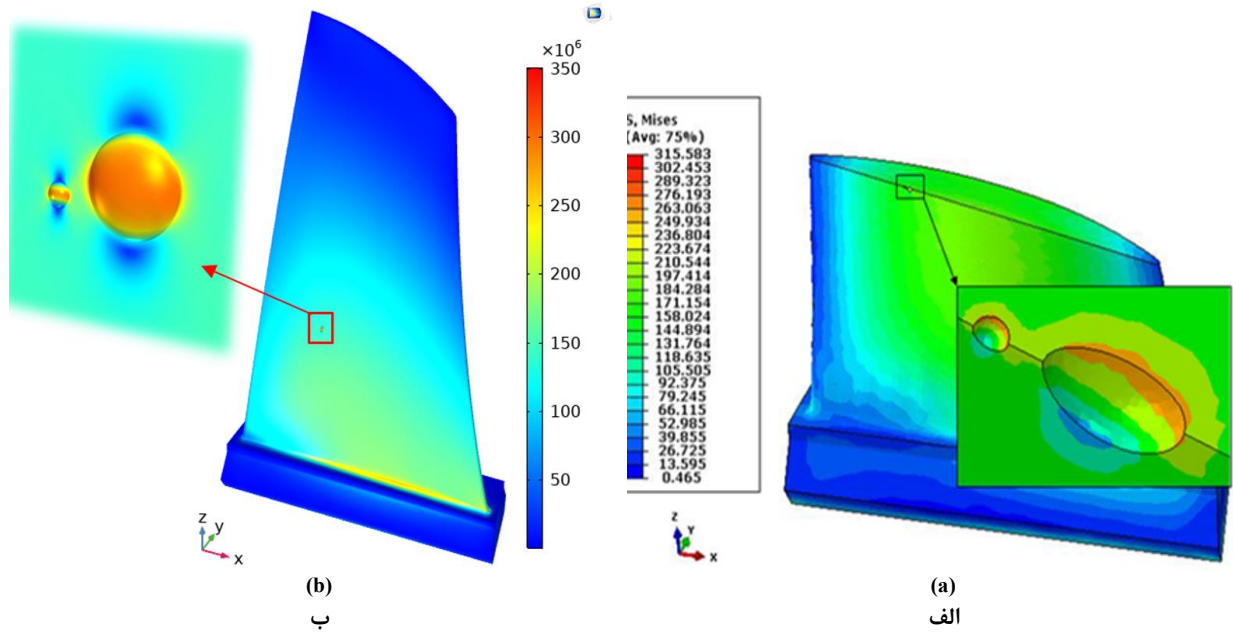


شکل ۹. توزیع تغییر شکل سطح پره، الف: سمت مقعر، ب: سمت محدب (واحدها بر حسب متر می باشد)

Fig. 9. Deformation distribution of blade surface, a- concave side, b- convex side (units are in meters)

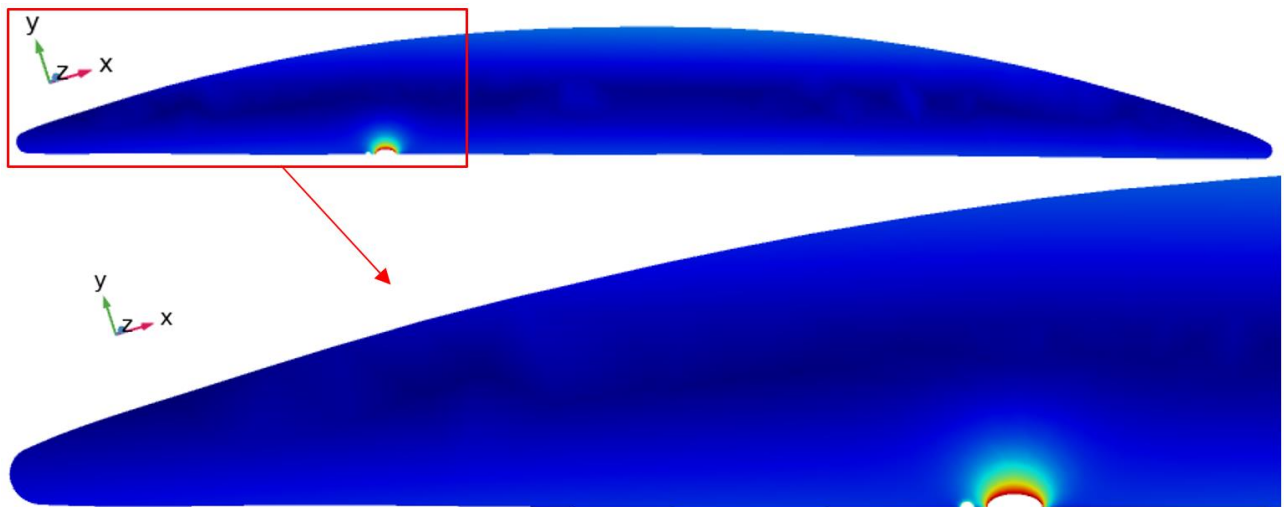
کلریدی باعث افزایش تنش تقریباً ۳۵ مگاپاسکال در حفره ها شده است. با توجه به شکل ۱۰-ب، وجود حفره ها افزایش تنشی تقریباً برابر ۱۳۰ مگاپاسکال در محل حفره نسب به پره بدون حفره (شکل ۸) را موجب شده است. قسمت بین دو حفره با تنش تقریباً برابر ۱۸۰ مگاپاسکال، تأثیر متقابل دو حفره را در شرایط کارکرد پرهی کمپرسور

تنش فون مایز در شرایط کارکرد واقعی کمپرسور (محیط کلریدی) در نرم افزار کامسول نمایش داده شده است. ناحیه ی تمرکز تنش در دهانه و عمق حفره ها واضح است که محل شروع ترک خوردگی تنشی و خستگی خوردگی می باشند. با مقایسه ی ماکزیمم تنش در حفره های شکل ۱۰-الف و شکل ۱۰-ب مشخص می شود محیط



شکل ۱۰. مقایسه‌ی توزیع تنش فون مایز، الف: محیط عادی [۳۰]، ب: محیط کلریدی (پژوهش حاضر)

Fig. 10. Comparison of von Mises stress distribution, a: normal environment [30], b: chloride environment (present study)



شکل ۱۱. صفحه‌ی برش عبوری از حفره‌های A و B

Fig. 11. Cutting plate passing through pits A and B

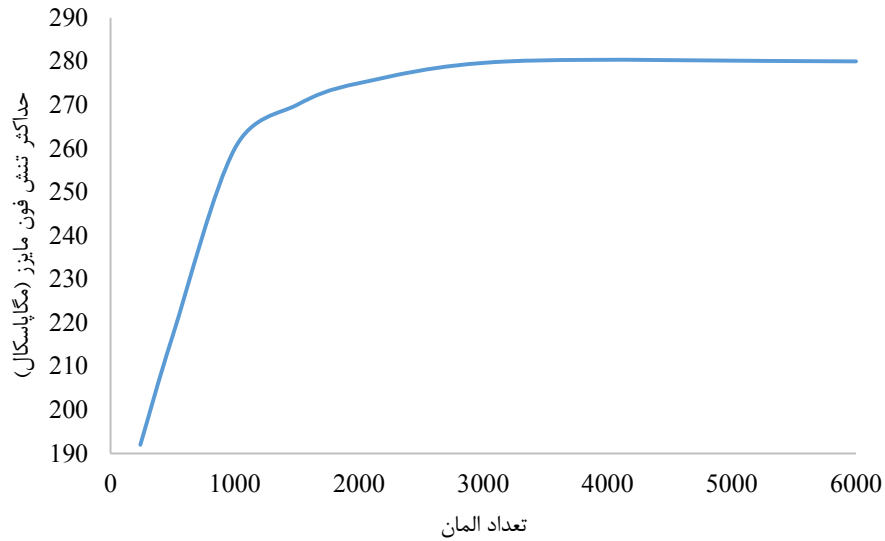
شکل ۱۱ نمایش داده شده است.

به منظور بررسی تعداد المان مورد نیاز در تحلیل، آزمون استقلال از شبکه برای مدل انجام می‌شود. تحلیل تنش برای تعداد شبکه مختلف انجام شده است. همان گونه که از نمودار در شکل ۱۲ مشخص است از تعداد مش ۳۲۰۰ عدد به بعد مقدار تنش فون مایز به یک مقدار ثابت میل می‌کند. بنابراین در تحلیل‌ها، نمونه به ۳۲۰۰

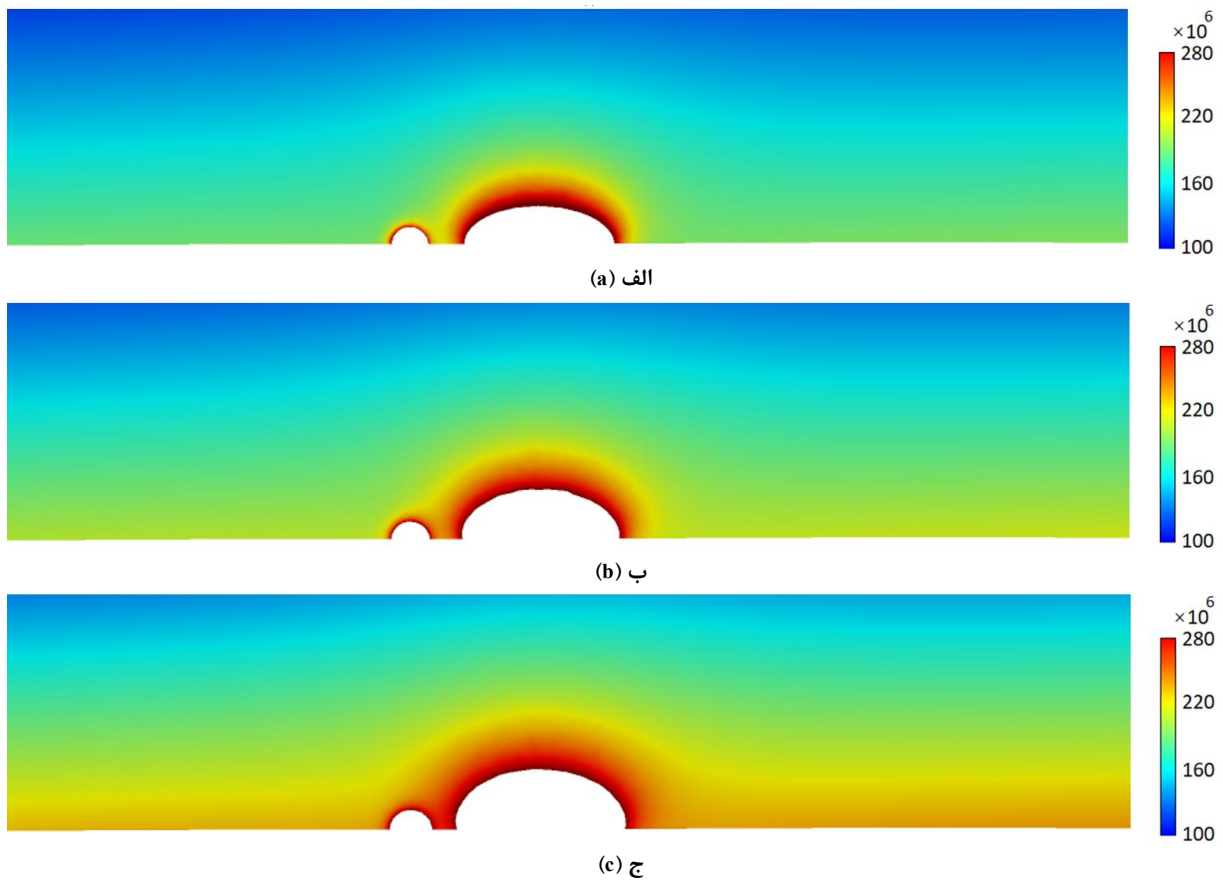
نشان می‌دهد. دو ترک نیم‌کره در محل تنش بیشینه رشد کرده و به هم متصل و باعث ایجاد ترک شده‌اند.

به منظور بررسی بیشتر توزیع تنش فون مایز در محیط کلریدی، در شکل ۱۰- ب در حفره‌های A و B، در محل حفره به موازات صفحه‌ی ایکس-وای^۱ برش داده می‌شود. صفحه‌ی برش داده شده، در

1 x-y



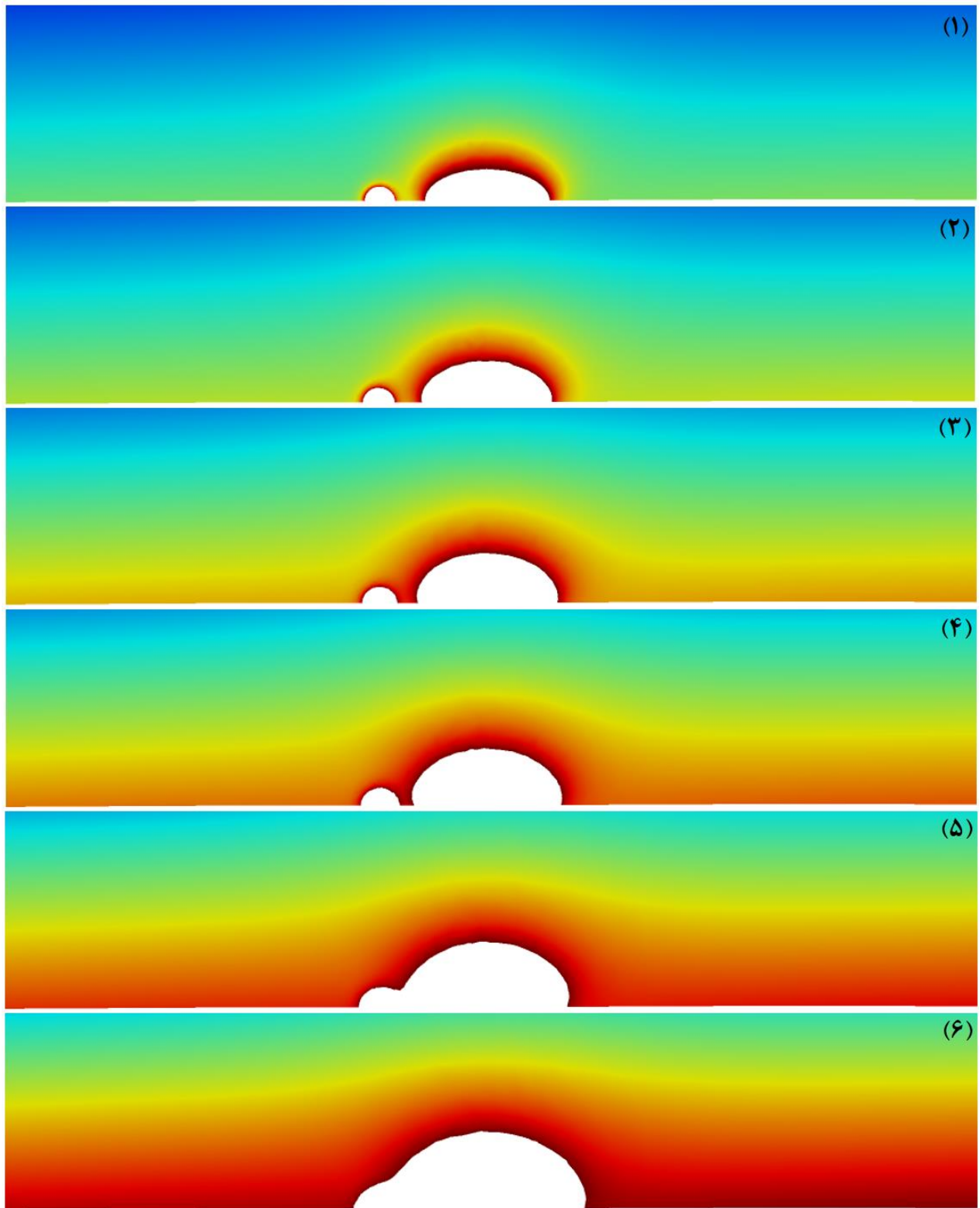
شکل ۱۲. آزمون استقلال از شبکه
Fig. 12. mesh independence test



شکل ۱۳. مقایسه‌ی عددی تنش فون مایز پس از الف: ۱ ماه، ب: ۲ ماه، ج: ۳ ماه (واحدها بر حسب پاسکال می‌باشد)
Fig. 13. Numerical comparison of von Mises stress after a1 : month, b2 : months, c3 : months (units are in Pa)

در شکل ۱۳ مقایسه‌ی عددی تنش فون مایز اطراف حفره‌های

المان تقسیم‌بندی شده است.



شکل ۱۴. مراحل رشد و به هم پیوستن حفره‌های A و B (تصاویر ۱ تا ۶ به ترتیب مربوط به گذشت ۱ تا ۶ ماه می‌باشد)

Fig. 14. Stages of growth and joining of pits A and B (Figs. 1 to 6 are related to the passage of 1 to 6 months, respectively)

تنش فون مایز در حفره‌ها مشخص می‌شود که با گذشت زمان تنش A و B در زمان‌های مختلف صورت گرفته شده است. با مقایسه‌ی فون مایز افزایش پیدا می‌کند. همانطور که گفته شد، حفره‌های A و B رشد کرده و به هم متصل

تجربی دارد که صحنه‌گذار بر درستی شبیه‌سازی عددی می‌باشد. تمرکز تنش و اثر متقابل تنش‌ها در اطراف حفره‌ها دو دلیل مکانیکی برای ایجاد و رشد ترک‌ها است. ناحیه‌ی تمرکز تنش در دهانه و عمق حفره‌ها واضح است که محل شروع ترک خوردگی تنش‌ی و خستگی خوردگی می‌باشند. محیط کلردی باعث افزایش تنش تقریباً ۳۵ مگاپاسکال در حفره‌ها شده است. وجود حفره‌ها افزایش تنش تقریباً برابر ۱۳۰ مگاپاسکال نسبت به پره بدون حفره را موجب شد. قسمت بین دو حفره با تنش تقریباً برابر ۱۸۰ مگاپاسکال، تأثیر متقابل دو حفره را در شرایط کارکرد پره‌ی کمپرسور نشان داد.

مراجع

- [1] R. Haskell, Gas turbine compressor operating environment and material evaluation, in: Turbo Expo: Power for Land, Sea, and Air, American Society of Mechanical Engineers, 1989, pp. V005T011A002.
- [2] E. Poursaeidi, H. Bakhtiari, Fatigue crack growth simulation in a first stage of compressor blade, Engineering Failure Analysis, 325-314 (2014) 45.
- [3] D. McAdam, G. Gell, Pitting and its effect on the fatigue limit of steels corroded under various conditions, Journal of the proceedings of the American Society for Testing Materials, 732-696 (1928) 41.
- [4] A. Turnbull, L. Wright, L. Crocker, New insight into the pit-to-crack transition from finite element analysis of the stress and strain distribution around a corrosion pit, Corrosion Science, 1498-1492 (2010) (4)52.
- [5] D. Horner, B. Connolly, S. Zhou, L. Crocker, A. Turnbull, Novel images of the evolution of stress corrosion cracks from corrosion pits, Corrosion Science, (2011) (11)53 3485-3466.
- [6] A. Turnbull, D. Horner, B. Connolly, Challenges in modelling the evolution of stress corrosion cracks from pits, Engineering Fracture Mechanics, -633 (2009) (5)76 640.
- [7] A. Turnbull, L. McCartney, S. Zhou, A model to predict the evolution of pitting corrosion and the pit-to-crack transition incorporating statistically distributed input parameters, in: Environment-Induced Cracking of

می‌شوند و تبدیل به یک ترک می‌شوند. در شکل ۱۴ مراحل رشد و به هم پیوستن حفره‌ها و تبدیل آن‌ها به ترک پس از گذشت ۱ الی ۶ ماه نمایش داده شده است. با توجه به شکل ۱۴ حفره‌ها پس از گذشت حدود ۴ ماه به ترک خوردگی تنش‌ی تبدیل می‌شوند که این عدد، با زمان محاسبه شده در مرجع [۳۰] مطابقت مناسبی دارد.

بدین ترتیب، یک ارزیابی نسبی جهت بررسی عامل حفره بر تنش‌ها و تأثیر متقابل آن‌ها بر یکدیگر صورت گرفت. نتایج بدست آمده مطابقت بسیار خوبی با مشاهدات فرکتوگرافی در محل ترک و نتایج تجربی دارد که صحنه‌گذار بر درستی شبیه‌سازی عددی می‌باشد. بنابراین شبیه‌سازی عددی باعث افزایش سرعت محاسبات و دقت طراحی و جلوگیری از اتلاف هزینه و زمان می‌شود. با وارد کردن معادلات استوکومیتری حاکم بر یک سطح در حال خوردگی، خواص فیزیکی و مکانیکی ماده و اعمال شرایط اولیه و مرزی متناسب با آن در نرم‌افزار کامسول می‌توان به جای تحلیل‌های پیچیده‌ی تجربی استفاده کرد. همچنین می‌توان با اعمال تغییراتی در طرح اولیه، پاسخ‌های خروجی را تغییر داده و به مقادیر مطلوب رسید. بعد از ساخت عملاً نمی‌توان چنین تغییراتی را اعمال کرد، یا در بهترین حالت اعمال این تغییرات باعث آسیب رساندن به ساختار خواهد شد. در نرم‌افزارهای شبیه‌سازی مانند کامسول، این کار به راحتی و با استفاده از تغییر پارامترهای مختلف و استفاده از روش‌های مختلف بهینه‌سازی برای رسیدن به پاسخ مطلوب امکان‌پذیر است.

۵- نتیجه‌گیری

در این پژوهش به بررسی عددی و آزمایشگاهی خوردگی حفره‌های روی پره از جنس آلیاژ کاستوم در شرایط کارکرد واقعی کمپرسور توربین گازی پرداخته شد. به دلیل تنش بالا، محیط خورنده و وجود هیدروژن، کلر و گوگرد که باعث ایجاد حفره‌های خوردگی در سطح پره با استحکام بالا می‌شود، احتمال ترک خوردگی تنش‌ی را افزایش می‌یابد. دو حفره‌ی مجاور به هم متصل شده‌اند و یک حفره‌ی نیمه بیضوی معادل ایجاد می‌کنند. با استفاده از تجزیه و تحلیل المان محدود، تنش‌های اطراف حفره‌ها محاسبه شد. با توجه به نتایج فوق، مشخص شد که ترک خوردگی تنش‌ی از حفره‌ی A و B رشد کرده و خستگی خوردگی از حفره‌ی معادل آن شروع می‌شود. نتایج بدست آمده مطابقت مناسبی با مشاهدات فرکتوگرافی در محل ترک و نتایج

- generators. Proceedings, 1996.
- [18] E.D. Eason, R. Pathania, T. Shoji, Evaluation of the Fracture Research Institute theoretical stress corrosion cracking model, in: Proc. 12th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors, 2005, pp. 153-145.
- [19] H. Masuda, SKFM observation of SCC on SUS304 stainless steel, Corrosion science, 129-120 (2007) (1)49.
- [20] Y. Wang, G. Cheng, Quantitative evaluation of pit sizes for high strength steel: Electrochemical noise, -3D measurement, and image-recognition-based statistical analysis, Materials & Design, 185-176 (2016) 94.
- [21] J. Orlikowski, A. Jazdzewska, R. Mazur, K. Darowicki, Determination of pitting corrosion stage of stainless steel by galvanodynamic impedance spectroscopy, Electrochimica Acta, 412-403 (2017) 253.
- [22] J. Lu, B. Han, C. Cui, C. Li, K. Luo, Electrochemical and pitting corrosion resistance of AISI 4145 steel subjected to massive laser shock peening treatment with different coverage layers, Optics & Laser Technology, (2017) 88 262-250.
- [23] J. Zhang, X.H. Shi, C.G. Soares, Experimental analysis of residual ultimate strength of stiffened panels with pitting corrosion under compression, Engineering Structures, 86-70 (2017) 152.
- [24] H. Tian, X. Wang, Z. Cui, Q. Lu, L. Wang, L. Lei, Y. Li, D. Zhang, Electrochemical corrosion, hydrogen permeation and stress corrosion cracking behavior of E690 steel in thiosulfate-containing artificial seawater, Corrosion Science, 162-145 (2018) 144.
- [25] Z.S. Asadi, R.E. Melchers, Clustering of corrosion pit depths for buried cast iron pipes, Corrosion Science, 140 98-92 (2018).
- [26] S. Salleh, Modelling pitting corrosion in carbon steel materials, The University of Manchester (United Kingdom), 2013.
- [27] V. Vijayaraghavan, A. Garg, L. Gao, R. Vijayaraghavan, Finite element based physical chemical modeling of corrosion in magnesium alloys, Metals, 83 (2017) (3)7.
- [28] O. Pedram, E. Poursaeidi, Total life estimation of a Materials, Elsevier, 2008, pp. 45-19.
- [8] Y. Kondo, Prediction of fatigue crack initiation life based on pit growth, Corrosion, 11-7 (1989) (1)45.
- [9] J. Ma, B. Zhang, J. Wang, G. Wang, E.-H. Han, W. Ke, Anisotropic 3D growth of corrosion pits initiated at MnS inclusions for A537 steel during corrosion fatigue, Corrosion Science, 2877-2867 (2010) (9)52.
- [10] S. Mohanty, S. Majumdar, K. Natesan, A review of stress corrosion cracking/fatigue modeling for light water reactor cooling system components, Argonne, IL: Nuclear Engineering Division Argonne National Laboratory, (2012).
- [11] P.L. Andresen, F.P. Ford, Fundamental modeling of environmental cracking for improved design and lifetime evaluation in BWRs, International journal of pressure vessels and piping, 70-61 (1994) (3-1)59.
- [12] M. Hall Jr, Critique of the Ford–Andresen film rupture model for aqueous stress corrosion cracking, Corrosion science, 1106-1103 (2009) (5)51.
- [13] Y. Garud, T. Gerber, Intergranular stress-corrosion cracking of Ni-Cr-Fe Alloy 600 tubes in PWR primary water-review and assessment for model development. Final report, in, Levy (S.), 1983.
- [14] A. McIlree, R. Rebak, S. Smialowska, Relationship of stress intensity to crack growth rate of Alloy 600 in primary water, in: Contribution of Materials Investigation to the Resolution of problems encountered in PWR Plants. Volume 1990 ,1.
- [15] P.M. Scott, An analysis of primary water stress corrosion cracking in PWR steam generators, 1991.
- [16] J. P. Foster, W. H. Bamford, R. S. Pathania “Initial Results of Alloy 600 Crack Growth Rate Testing in PWR Environment” Proc. 7th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Breckenridge, CO, NACE, Houston, TX, (40-25):(1995.
- [17] Z. Szklarska-Smialowska, R. Rebak, Stress corrosion cracking of alloy 600 in high temperature aqueous solutions: Influencing factors, mechanisms and models, in: Control of corrosion on the secondary side of steam

- [35] S. Huzni, M. Ridha, A.K. Ariffin, Stress Distribution Analysis on Four Types of Stress Corrosion Cracking Specimen, in: Key Engineering Materials, Trans Tech Publ, 2011, pp. 199-194.
- [36] Database llnl: Jim Johnson, "thermo.com.V8.R6.230" Lawrence Livermore National Laboratory, in Geochemist's Workbench format. Converted to Phreeqc format by Greg Anderson with help from David Parkhurst (llnl.dat 4023 21:02:42 09-02-2010Z dlpark).
- [37] P. Taylor, Oxidation of magnetite in aerated aqueous media. AECL research No. AECL 1993), 10821).
- [38] J.D. Allison, D.S. Brown, K.J. Novo-Gradac, MINTEQA2/PRODEFA2, a geochemical assessment model for environmental systems: version 3.0 user's manual, Environmental Research Laboratory, Office of Research and Development, US ..., 1991.
- [39] H.E.D. Handbook, Kuppan Thulukkanam, in, CRC press, 2013.
- [40] Poursaeidi, E., Arabloo, M., Mohammadi Arhani, M. R. "Analysis of create Cracks in the first stage of compressor blade Turbines of the Second Refinery Power Plant Unit", *South Pars Gas Complex Company (Phase 2 and 2010)*, (3 (In Persian).
- [41] E. Poursaeidi, A. Babaei, M.M. Arhani, M. Arablu, Effects of natural frequencies on the failure of R1 compressor blades, *Engineering Failure Analysis*, 315-304 (2012) 25.
- [42] D. Linden, Long Term Operating Experience With Corrosion Control In Industrial Axial Flur Compressors, in: Proceedings of the 40th Turbomachinery Symposium, Texas A&M University. Turbomachinery Laboratories, 2011.
- compressor blade with corrosion pitting, SCC and fatigue cracking, *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 434-423 (2018) (2)18.
- [29] O. Pedram, 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).
- [30] O. Pedram, E. Poursaeidi, An outrun competition of corrosion fatigue and stress corrosion cracking on crack initiation in a compressor blade, *International Journal of Engineering*, 792-785 (2014) (5)27.
- [31] Y. Mollapour, O. Pedram, E. Poursaeidi, 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).
- [32] O. Pedram, Y. Mollapour, H. Shayani-jam, E. Poursaeidi, R. Khamedi, Pitting Corrosion Behavior of CUSTOM 450 Stainless Steel Using Electrochemical Characterization, *Metals and Materials International*, (11-1) (2020).
- [33] E. Poursaeidi, 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*, 3455-3448 (2016) (8)25.
- [34] Technical datasheet, CUSTOM 450 Stainless, *CARPENTER* (12-1):(2009).

چگونه به این مقاله ارجاع دهیم

Y. Mollapour, E. Poursaeidi, Simulation of Pitting Corrosion on Gas Turbine Compressor Blade, *Amirkabir J. Mech Eng.*, 53(10) (2022) 5123-5140.

DOI: [10.22060/mej.2021.19342.7003](https://doi.org/10.22060/mej.2021.19342.7003)

