



Ferdowsi University
of Mashhad

Journal of Metallurgical and Materials Engineering

<https://jmme.um.ac.ir>



Iron&Steel
Society of Iran

Creep Life Assessment of the IN738LC Superalloy in V94.2 Gas Turbine First Stage Blade*

Research Article

AliReza Tousi¹, Fatemehsadat Sayyedani² 

DOI: [10.22067/jmme.2025.91255.1174](https://doi.org/10.22067/jmme.2025.91255.1174)

1- Introduction

Today, a significant portion of the country's electrical energy is produced by gas turbines. In the last two decades, with the production of Siemens V94.2 (SGT5-2000E) class E gas turbines, the use of gas turbines has accelerated. Estimating the remaining life of critical components is very important in order to reduce maintenance costs and operational risks. Among the most sensitive components with special operating conditions are the blades in gas turbines. Destructive mechanisms such as creep, fatigue, erosion, hot corrosion, and oxidation can severely affect the life of these components. To investigate the creep life of alloys, various relationships and mechanisms have been proposed that can be used to predict the service life of components using the results of the stress-rupture test. One of the most important relationships for estimating creep life is the use of the Larson-Miller relationship. The purpose of this study is to estimate the remaining life of the first-row blade of the Siemens V94.2 gas turbine made of IN738LC superalloy using the Larson-Miller parameter (computational method) and the results of non-destructive tests of visual inspection and liquid penetrant, microstructural studies, and mechanical properties tests (destructive methods) in order to reduce maintenance costs and reduce operational risk.

2- Materials and methods

In order to estimate the remaining life of the first-row blade made of IN738LC in a Siemens V94.2 class E gas turbine, non-destructive tests including visual inspection and liquid penetrant using MAGNAFLUX brand spray were carried out according to ASTM E1417 standard. Micro-etching of different areas of the tested blade samples of low carbon nickel-based superalloy Inconel 738 was performed by electro-etching in an electrolytic solution containing 12 ml of H_3PO_4 , 40 ml of HNO_3 and 48 ml of H_2SO_4 at a voltage of 5 V, current density of 0.12 - 0.15 A/cm² for 5 s. Microstructural studies were carried out using a field emission scanning electron microscope

(MIRA3) equipped with energy dispersive X-ray spectroscopy analysis. Mechanical tests including hardness testing according to ASTM E92 standard using a hardness tester (SUH-200B), ambient temperature tensile strength (according to ASTM E8 standard) using a KASON device at a rate of 5 MPa/s, high temperature tensile strength according to ASTM E21 standard using a KASON device at 650°C with a rate of 5 MPa/s, impact according to ASTM E23 standard, and stress-rupture according to ASTM E139 standard were performed on the blade.

3- Results and discussion

In the visual inspection of the first-row blade, no extensive surface degradation effects were observed due to the operation of the part in service conditions. The results of the penetrant liquid inspection indicated the absence of surface defects, cracks, or porosity throughout the outer surface of the tested blade. Figs. 1 (a and b) shows the FESEM image of the blade root and the leading-edge area of the tested specimen, respectively. Figs. 1 (c and d) shows the needle phases of TCP and the microstructure of the trailing edge area, respectively. As can be seen, the microstructure of the tested blade root area includes γ dendrites, a significant volume fraction of primary γ' strengthening precipitates of approximately cubic shape, secondary γ' strengthening precipitates of micro spherical shape, and blocky primary carbides with a stoichiometric composition of MC. No effects of extensive microstructural destruction, such as changes in the morphology of the initial γ' precipitates, the formation of an interconnected carbide network at the grain boundaries, and the formation of grain boundary creep cavities in the root region of the tested blade were observed.

* Manuscript received 2024 December 18, Revised 2025 June 1, Accepted 2025 July 19.

¹ M.Sc. Student, Department of Metallurgy and Materials, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad.

² Corresponding author: Assistant Professor Department of Metallurgy and Materials, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad. **Email:** sayyedani@um.ac.ir

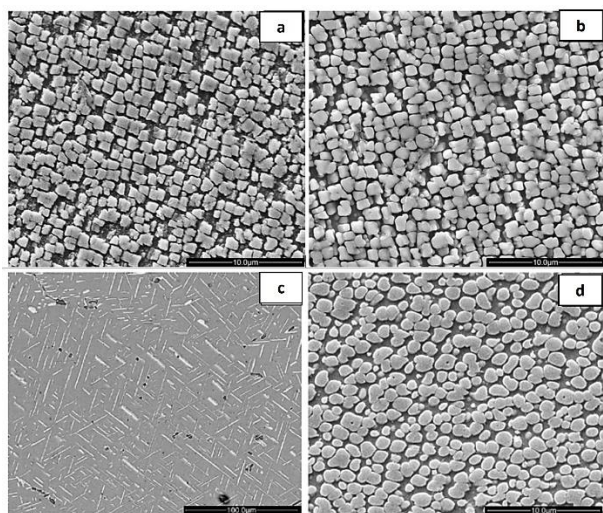


Fig. 1: (a) FESEM images of the microstructure of the root region of the tested blade; (b) Primary and secondary gamma prime deposits in a transverse sample taken from the leading edge at the airfoil tip of the tested blade; (c) TCP phases; (d) gamma prime particles from the trailing edge at the airfoil tip of the tested blade.

The Vickers hardness test results revealed that the hardness at the root and leading-edge regions of the blade airfoil tip is in full compliance with the standard hardness range of heat-treated IN738LC nickel-base superalloy (354-412 Vickers). However, the hardness at the trailing edge of the blade airfoil tip is significantly (291 Vickers) lower than that of the standard hardness range, which is in a good agreement with the microscopic observations presented in the previous sections.

Based on the results obtained from the ambient and high temperature tensile tests, given that the percentage of elongation, yield strength, and maximum tensile strength in the airfoil and root are higher than those of the minimum properties allowed for service, if a proper reconstruction and structural rejuvenation process is performed, the parts will be able to be reused.

The impact test results indicated that the resistance of the two tested areas of the blade to crack growth is almost similar, and no brittle fracture was observed in the airfoil area of the blade relative to its root.

According to the Larson-Miller relationship, at a temperature of 920°C (1193 K) and a stress of 220 MPa, the standard time to failure of a sample made of IN738LC was calculated to be 1.62 h. The results indicate a significant decrease in the stress-rupture properties of the two areas of the blade compared to the minimum serviceable properties and the standard properties of the IN738LC. Considering a 20% safety factor due to the effect of other degradation mechanisms such as thermomechanical fatigue and hot corrosion, the remaining life of the airfoil area of the blade is predicted to be ~10,032 h. This calculated remaining life is significantly different from the future overhaul interval of the blade (~33,000 h). Therefore, further use of the tested blade until the next overhaul (in the next 33,000 h until the service life of 99,000 h) is not recommended without

carefully performing the microstructural regeneration and rejuvenation process and restoring mechanical properties.

4- Conclusions:

Considering the extensive microstructural changes in the blade airfoil area, especially the trailing edge of the blade airfoil tip, as well as the significant reduction in the hardness value in this area of the blade, it can be stated that the reuse of the tested blade in service conditions is not allowed until the microstructural reconstruction and rejuvenation process is accurately implemented using heat treatment. It can also be stated that if the blade is properly operated according to the turbine manufacturer's instructions, the blade can be used for a maximum of 10032 h after the reconstruction process, while maintaining all conservative measures.



تخمین عمر خزشی پره متحرک ردیف اول توربین گازی V94.2 از جنس IN738LC*

مقاله پژوهشی



فاطمه سادات سیدان^(۲)

علی رضا طوسی^(۱)

DOI: 10.22067/jmme.2025.91255.1174

چکیده هدف از این پژوهش، محاسبه و تخمین عمر باقی مانده پره متحرک ردیف اول توربین گازی V94.2 از جنس سوپرآلیاژ اینکونل ۷۳۸ کم کربن با استفاده از روش‌های غیرمخرب، مخرب و محاسباتی می‌باشد. ارزیابی‌های انجام شده شامل بررسی‌های متالوگرافی و ریزساختاری به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی و آزمون‌های خواص مکانیکی می‌باشد. ابتدا با استفاده از آزمون‌های غیرمخرب بازرسی چشمی و مایع نافذ، بازرسی اولیه روی پره مورد آزمایش انجام شد و سپس ریزساختار قسمت ریشه، لبه حمله و لبه فرار با یکدیگر مقایسه شد. همچنین خواص مکانیکی پره شامل آزمون کشش دمای محیط، کشش دمای بالا، سختی و تنش گسیختگی قسمت میانی پره و ریشه با حداقل خواص مجاز به سرویس مقایسه شد. در نهایت با استفاده از پارامتر لارسون - میلر و رابطه کسر عمر باقی مانده خزشی، عمر پره تخمین زده شد. نتایج نشان داد با توجه به دمای کاری پایین در ریشه پره، این قسمت ساختار اولیه خود را نسبت به لبه‌های حمله و فرار حفظ کرده است. با توجه به بالاتر بودن استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی ایرفویل و پره نسبت به حداقل خواص مجاز به سرویس می‌توان اظهار داشت در صورت احیا و جوان‌سازی ریزساختار، قطعات پره‌های ردیف اول توربین قابلیت استفاده مجدد را خواهند داشت. عمر باقی مانده در حدود ۱۰۰۳۲ ساعت برآورد شد که بسیار کمتر از بازه مورد نیاز برای تعمیرات اساسی یعنی ۳۳۰۰۰ ساعت می‌باشد. بنابراین، اصلاح ساختار و جوان‌سازی پره‌ها الزامی و متعاقباً استفاده از آن به مدت ۱۰۰۳۲ ساعت بلامانع می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: عمر خزشی، پره توربین، سوپرآلیاژ پایه نیکل.

Creep Life Assessment of the IN738LC Superalloy in V94.2 Gas Turbine First Stage Blade

Alireza Toosi

Fatemehsadat Sayyedani

Abstract The aim of this research was to calculate and estimate the creep life of the V94.2 gas turbine first stage blade made of low carbon Inconel 738 superalloy using non-destructive, destructive, and computational methods. The evaluations performed include metallographic and microstructural examinations using field emission scanning electron microscopy (FESEM) and mechanical properties tests. An initial inspection was performed on the blade using non-destructive tests including visual inspection and liquid penetrant followed by comparing the microstructure of the root, leading edge, and trailing edge. The mechanical properties of the blade, including ambient temperature tensile test, high temperature tensile test, hardness, and stress-rupture of the middle part of the blade and the root, were compared with the minimum properties allowed for service. The blade life was assessed using the Larson-Miller parameter and the creep residual life fraction relationship. The results revealed that the blade root has maintained its initial structure compared to the leading and trailing edges due to the low operating temperature at this part. Considering the yield strength and ultimate tensile strength of the airfoil and blade higher than those of the minimum properties allowed for service, the first stage blade of the turbine will be reusable in case of restoration and rejuvenation of the microstructure. The blade life was estimated to be 10032 h, which was much less than the required period for overhaul, i.e. 33000 h. So, structural modification and rejuvenation of the blades are essential and its subsequent use will be unimpeded for 10032 h.

Key words Creep life, Turbine blade, Ni-based Superalloy.

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۳/۹/۲۸ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۴/۴/۲۸ می‌باشد.

(۱) دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، ایران.

(۲) نویسنده مسئول، استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، ایران.

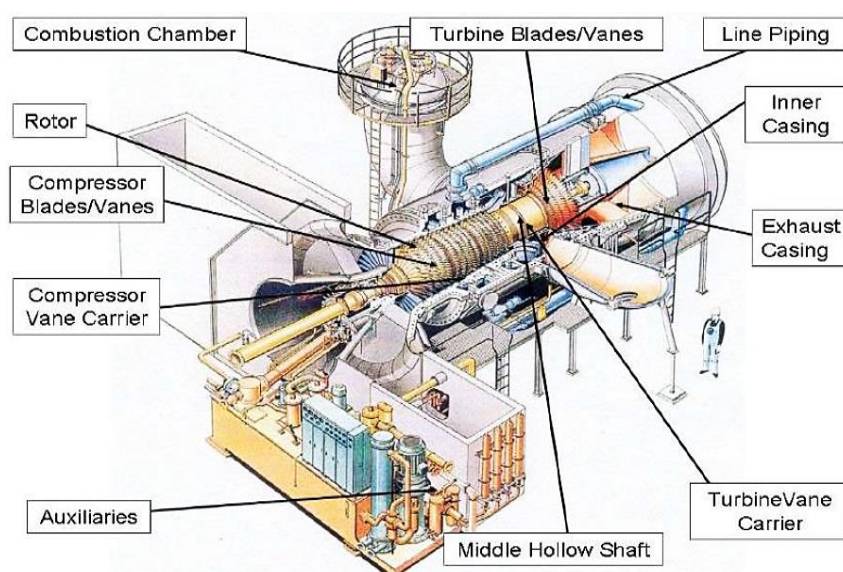
Email: sayyedani@um.ac.ir

مقدمه

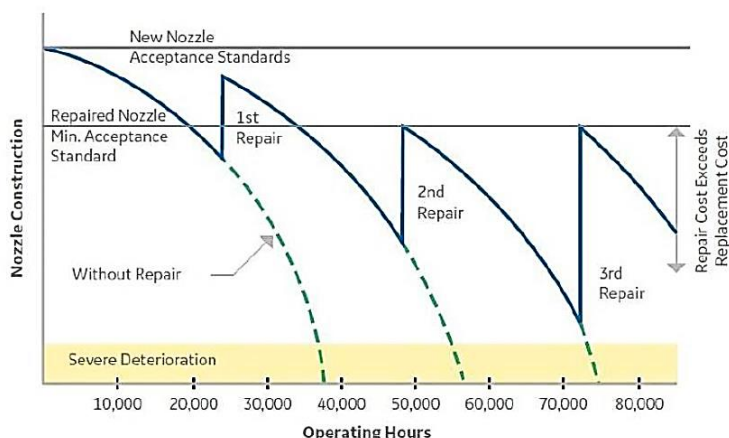
امروزه بخش قابل توجهی از انرژی الکتریکی کشور به وسیله توربین‌های گازی تولید می‌شود. قابلیت و کارایی بالای این توربین‌ها، سازگاری با شرایط و منابع داخلی کشور و امکان استفاده از این توربین‌ها در نیروگاه‌های سیکل ترکیبی از جمله مزایای اصلی آن‌ها است که سبب گسترش روزافزون این توربین‌ها در کشور شده است. به علاوه در دو دهه اخیر، با تولید توربین‌های گازی کلاس E مدل زمینس V94.2 (SGT5-2000E)، استفاده از توربین‌های گازی در کشور شتاب بیشتری پیدا کرده است، به گونه‌ای که طی سال‌های ۱۳۸۶ تا ۱۳۹۶ بیش از ۱۵۰ واحد توربین گازی از این مدل در کشور نصب و راه‌اندازی شده است. از طرفی با توجه به این نکته که توربین‌های گازی تولید شده به منظور استفاده در نیروگاه‌های گازی و سیکل ترکیبی، تماماً از نوع زمینس V94.2 و یا مدل‌های ارتقا یافته آن می‌باشد، این توربین‌های گازی در کشور از اهمیت مضاعفی برخوردار شده است. بنابراین، نظر به تعداد واحدهای V94.2 در حال بهره‌برداری در کشور، موضوع ارزیابی وضعیت و تخمین عمر باقی مانده قطعات بحرانی، به منظور کاهش هزینه‌های نگهداری و

کاهش ریسک بهره‌برداری بسیار حائز اهمیت است. در شکل (۱) تصویر شماتیک از اجزای اصلی توربین گازی زمینی مدل زمینس V94.2 نشان داده شده است.

از جمله حساس‌ترین قطعات با شرایط ویژه کارکرد، پره‌های متحرک در توربین‌های گازی می‌باشند. این قطعات به دلیل شکل و شرایط شدید کاری، همواره در معرض تخریب‌های ناگهانی قرار دارند. مکانیزم‌های تخریبی مانند خزش، خستگی، برخورد ذرات خارجی و یا داخلی، سایش، فرسایش، خوردگی داغ، اکسیداسیون و برهم کنش این عوامل می‌تواند عمر مفید این قطعات را به شدت تحت تأثیر قرار دهد [1] هر چند پیش‌بینی عمر این پره‌ها، معمولاً توسط شرکت سازنده در قالب عمر طراحی صورت می‌پذیرد، اما استفاده غیر استاندارد از توربین‌ها، تغییرات غیر قابل پیش‌بینی در سیکل بهره‌برداری و تغییرات ریزساختاری حین شرایط سرویس که منجر به افت خواص مکانیکی می‌شود، سبب خواهد شد که عمر واقعی این قطعات با عمر اعلام شده توسط سازنده (عمر طراحی) متفاوت باشد. حتی در مواردی ممکن است که این قطعات به عمر پیش‌بینی شده خود دست نیابند. در صورتی که پره‌های توربین‌های گازی دچار تخریب زود هنگام و ناگهانی شوند، ممکن است از جنبه‌های مختلف ضررهای هنگفتی را متوجه نیروگاه‌ها سازند. پس از پایان عمر طراحی پره‌ها، تخمین عمر باقی‌مانده این پره‌ها، به دلیل کاهش هزینه‌های ناشی از بازسازی، تعمیر و تعویض هزینه‌های نگهداری واحد را به میزان قابل توجهی کاهش خواهد داد و منجر به بهره‌برداری از پره‌ها تا حداکثر عمر مفید آن‌ها خواهد شد.



شکل ۱ تصویر شماتیک از اجزای اصلی توربین گازی کلاس E زمینس V94.2 (SGT5-2000E)



شکل ۲ روند زوال طبیعی قطعه بعد از چندین مرحله تعمیرات و بازسازی

شرایط سرویس از نقطه نظر ارزیابی وضعیت و تخمین عمر باقی مانده بسیار حائز اهمیت است.

به دلیل آنکه بیشتر توربین های گازی مورد استفاده در صنعت دارای عمر کاری بیش از ۵۰ هزار ساعت هستند، تخمین عمر باقی مانده آن ها از اهمیت ویژه ای برخوردار است. آنچه در تخمین عمر باقی مانده پره های توربین گازی حائز اهمیت است، تغییرات ریزساختاری در پره ها در اثر کارکرد در دمای بالا به مدت زمان طولانی است که منجر به افت تدریجی خواص مکانیکی خواهد شد. تغییرات مورفولوژی، کسر حجمی و نحوه توزیع فاز استحکام بخش گاما پرایم (γ')، استحاله های فازی رخ داده در ریزساختار نظیر تجزیه کاربیدها و همچنین امکان رسوب تدریجی فازهای مخرب TCP (Topologically Closed Pack) نظیر σ ، μ و Laves از جمله پارامترهایی است که بایستی مورد بررسی قرار گیرند [3]. در اثر کارکرد پره توربین گاز در دمای بالا به مدت طولانی، رسوبات گاما پرایم ثانویه (ریزتر) به تدریج در زمینه آلیاژ انحلال می یابد. نفوذ عناصر آلیاژی تشکیل دهنده این رسوبات در حالت جامد در زمینه منجر به رسوب مجدد آن ها بر روی ذرات گاما پرایم اولیه (درشت تر) خواهد شد. بدین ترتیب، طی شرایط سرویس در دمای بالا، رسوبات استحکام بخش گاما پرایم اولیه درشت می شوند و دچار تغییر مورفولوژی خواهند شد [4]. این پدیده به نام فرایند رشد استوالد (Ostwald ripening process) شناخته می شود که در نهایت منجر به تغییر مورفولوژی گسترده در رسوبات گاما پرایم اولیه و تبدیل آن ها از حالت مکعبی و یا کروی به حالت رشته ای یا الواری خواهد شد. پدیده الواری شدن (Rafting) رسوبات گاما

استفاده روزافزون از توربین های گازی در واحدهای سیکل ترکیبی به صورت بار پایه و یا استفاده از آن ها برای تولید سریع برق و جبران کمبود نیرو، انگیزه برای بهره گیری از روش های متنوع تر و کارتر در زمینه تشخیص شرایط و عمر مفید باقی مانده قطعات حساس توربین های گازی را افزایش داده است. افزایش عمر مفید این قطعات و یا افزایش فواصل زمانی بازرسی و تعمیرات اساسی (Overhaul) موجب صرفه جویی زیادی در هزینه های نگهداری خواهد شد. بنابراین قطعات دما بالای توربین های گازی، به طور معمول در طول عمر خود تحت تعمیر و بازسازی قرار می گیرند. این تعمیرات بیشتر بر روی پوشش قطعات انجام می شود. چرا که عمر مفید پوشش ها بسیار کمتر از عمر طراحی قطعات بوده و در واقع این مواد، مواد فدا شونده محسوب می شوند [2]. پس از انجام هر مرحله از تعمیرات اساسی، خواص از دست رفته ماده تا حدودی بازگردانده می شود، اما باید توجه داشت که این بازگشت خواص قطعه به طور کامل نیست و در نهایت عمر پره پس از چند تعمیر به پایان می رسد. در شکل (۲) روند زوال طبیعی یک پره توربین گازی پس از چندین مرحله تعمیرات و بازسازی نشان داده شده است.

پره های متحرک توربین های گازی، از جمله حساس ترین قطعات داغ در این نوع توربین ها محسوب می شوند که به دلیل شرایط خاص موجود در توربین، حین کار در معرض انواع آسیب قرار می گیرند. از این رو این قطعات دارای عمر محدودی هستند و در طول مدت زمان سرویس تحت زوال های ریزساختاری و خواص مکانیکی قرار می گیرند. بدون شک، آگاهی از روند تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی در طول قرارگیری در

پرایم، نتیجه اعمال تنش در دمای بالا در یک جهت خاص به پره است. از آنجایی که رسوبات گاما پرایم در سوپرآلیاژهای پایه نیکل مهم ترین عامل حفظ استحکام در دمای بالا هستند و نیز به عنوان سدی در برابر حرکت نابه جایی ها عمل می کنند، تغییر در اندازه، توزیع و مورفولوژی این نوع رسوبات تأثیر قابل ملاحظه ای بر خواص خزشی پره ها دارد. علاوه بر تغییر مشخصات ساختاری فاز گاما پرایم در اثر کارکرد پره در دمای بالا و مدت زمان طولانی ممکن است فازهای مخرب TCP با مورفولوژی صفحه ای شکل نیز در ریزساختار آلیاژ تشکیل شوند. در صورت افزایش بیش از حد کسر حجمی این فازها با مورفولوژی صفحه ای شکل در زمینه آلیاژ، ریزساختار ماده شکننده می شوند و موجب رشد سریع ترک و در نتیجه کاهش خواص مکانیکی پره خواهد شد [5]. محاسبه عمر باقی مانده خستگی پره های توربین گازی ناشی از اعمال تنش های مکانیکی و حرارتی سیکلی در اثر خاموش و روشن شدن های متوالی و همچنین تغییرات گسترده بار در شرایط سرویس با استفاده از تحلیل های المان محدود و نرم افزارهای مهندسی مورد توجه محققان بوده است. با توجه به آنکه در توربین های گازی زمینی تعداد دفعات خاموش و روشن شدن توربین محدود است، می توان خزش را به عنوان پدیده غالب در زوال پره های متحرک توربین های گازی در نظر گرفت [6]. لذا تخمین عمر باقی مانده خزشی پره های متحرک نسبت به تخمین عمر خستگی آن ها ارجحیت دارد. برای بررسی عمر خزشی آلیاژها، روابط و مکانیزم های مختلفی ارائه شده است که می توان با استفاده از نتایج آزمون تنش گسیختگی، عمر کاری قطعات را پیش بینی کرد. یکی از اصلی ترین روابط برای تخمین عمر خزشی استفاده از رابطه لارسون - میلر مطابق با رابطه (۱) می باشد:

$$LMP = T(C + \log t_R) \quad (1)$$

که در این رابطه، LMP بیانگر پارامتر لارسون - میلر است که تابعی از تنش است و برای مواد مختلف متفاوت است. T دمای کاری قطعه بر حسب کلونین، t_R زمان گسیختگی در قطعه بر حسب ساعت و C ثابتی است که بسته به جنس ماده از ۱۰ تا ۴۰ متغیر است و معمولاً برای فولادها و سوپرآلیاژها ۲۰ فرض می شود [7,8].

ارزیابی وضعیت اجزای توربین های گازی در اکثر واحدهای

نیروگاهی با هدف آگاهی از میزان تخریب حین سرویس و بهینه سازی تعمیرات اساسی آتی واحد صورت می گیرد. احتمال وقوع هر نوع شکست در اجزای داغ توربین های گازی تحت تأثیر عواملی نظیر محیط سرویس، سوخت، پروفیل بهره برداری و سطح نگهداری می باشد. علاوه بر این، سایر عوامل شامل عیوب ذاتی ماده پراکندگی در خواص ماده و عیوب حین ساخت نیز می تواند تأثیر مخربی بر عمر باقی مانده اجزا داشته باشد. وقوع شکست در توربین های گازی عواقب متعددی را در پی خواهد داشت که از آن جمله می توان به فاکتورهای ایمنی و بهداشت، هزینه های تعمیر و تعویض اجزای آسیب دیده و هزینه های ناشی از عدم سرویس دهی واحد اشاره کرد که در بین موارد ذکر شده، هزینه های عدم سرویس دهی واحد چشمگیرتر است و بیشترین خسارت مالی را به نیروگاه تحمیل می کند.

از آنجایی که پره های متحرک توربین های گازی در شرایط تنشی و دمایی بحرانی قرار دارند و شرایط ذکر شده و بر هم کنش آن ها با مکانیزم های خستگی و خوردگی باعث می شود که این قطعات در شرایط کاری پیچیده ای باشند، از این رو ارزیابی عمر باقی مانده پره های متحرک فرایند ساده ای نیست و نیازمند دقت و صرف زمان و هزینه است تا بتوان ارزیابی های قابل اطمینانی را ارائه داد [1]. علاوه بر این، تغییر شرایط کاری توربین های گازی از قبیل تغییر نوع سوخت مصرفی و تغییر شرایط بار اعمالی در طول دوره های مختلف کاری نیز از جمله عواملی هستند که بر پیچیدگی تخمین عمر باقی مانده پره های متحرک می افزایند.

فرایند تخمین عمر به طور معمول از روش های ساده محاسباتی شروع می شود و در نهایت به روش های دقیق مخرب ختم می شود. به طور کلی مراحل تخمین عمر تجهیزات نیروگاهی شامل یک فرایند سه مرحله ای به صورت زیر می باشد:

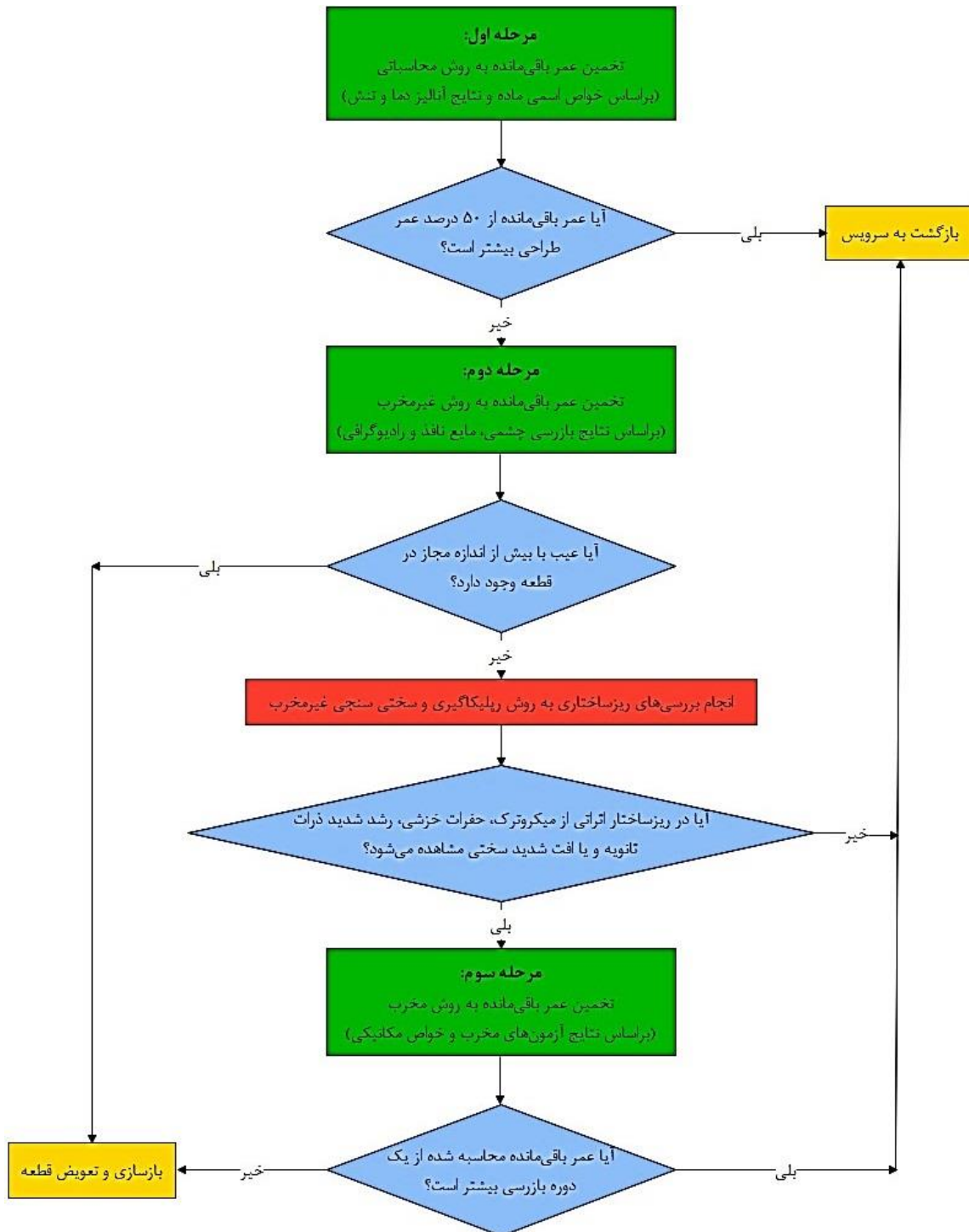
مرحله اول: روش های محاسباتی.

مرحله دوم: روش های غیرمخرب.

مرحله سوم: روش های مخرب.

در شکل (۳) مراحل تخمین عمر باقی مانده قطعات داغ توربین های گازی آورده شده است. انجام مرحله ای ارزیابی عمر باقی مانده، مزایای قابل توجهی از جمله صرفه جویی در هزینه، کوتاه تر شدن زمان ارزیابی، افزایش دقت و اطمینان از نتایج، حذف فعالیت های غیر ضروری و تقسیم مراحل ارزیابی به

فواصل مختلف را به همراه دارد. هدف از پژوهش حاضر، تخمین عمر باقی مانده پره متحرک ردیف اول توربین گازی زمینس V94.2 از جنس سوپرآلیاژ IN738LC با استفاده از پارامتر لارسون - میلر (روش محاسباتی) و نتایج آزمون‌های غیر مخرب بازرسی چشمی و مایع نافذ و مطالعات ریزساختاری و آزمون‌های خواص مکانیکی (روش‌های مخرب) به منظور کاهش هزینه‌های نگهداری و کاهش ریسک بهره‌برداری است.



شکل ۳ دستورالعمل تخمین عمر باقی مانده اجزای مسیر گاز داغ در توربین‌های گازی نیروگاهی

مواد و روش تحقیق

مشخصات فنی پره مورد ارزیابی در این پژوهش در جدول (۱) ارائه شده است.

توربین گازی کلاس E مدل زیمنس V94.2 (SGT5-2000E) یک توربین شناخته شده برای تأمین برق شهری ۵۰ هرتز محسوب می شود که می تواند در سیکل های ساده یا ترکیبی مورد استفاده قرار گیرد. این نوع توربین برای همه محدوده های بار مناسب است و انعطاف پذیری سوخت فوق العاده ای را ارائه می دهد. این توربین تک محور (Single shaft) و دارای چهار ردیف پره ثابت و متحرک در قسمت داغ است و سیستم احتراق توربین مشتمل بر دو محفظه سیلویی شکل و دارای ظرفیت نامی ۱۶۲ مگاوات در شرایط ISO می باشد [9]. در جدول (۲) مشخصات طراحی توربین گازی زیمنس V94.2 ارائه شده است.

نقشه برش خورده از این مدل توربین گازی و موقعیت پره متحرک ردیف چهارم در توربین در شکل (۴) مشاهده می شود.

در شکل (۵) تصاویر شماتیک از پره های ثابت و متحرک ردیف های ۱ تا ۴ توربین ارائه شده است. ذکر این نکته حائز اهمیت است که طبق دستورالعمل سازنده توربین، پره های متحرک ردیف اول و دوم پس از ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد متحرک ردیف سوم و چهارم پس از ۹۹۰۰۰ ساعت کارکرد معادل (Equivalent Operating Hour (EOH)) پره های می بایست جایگزین گردند و هیچ گونه عملیات بازسازی برای آنها پس از گذشت زمان های کارکرد معادل مذکور توصیه نشده است (جدول ۳) [9].

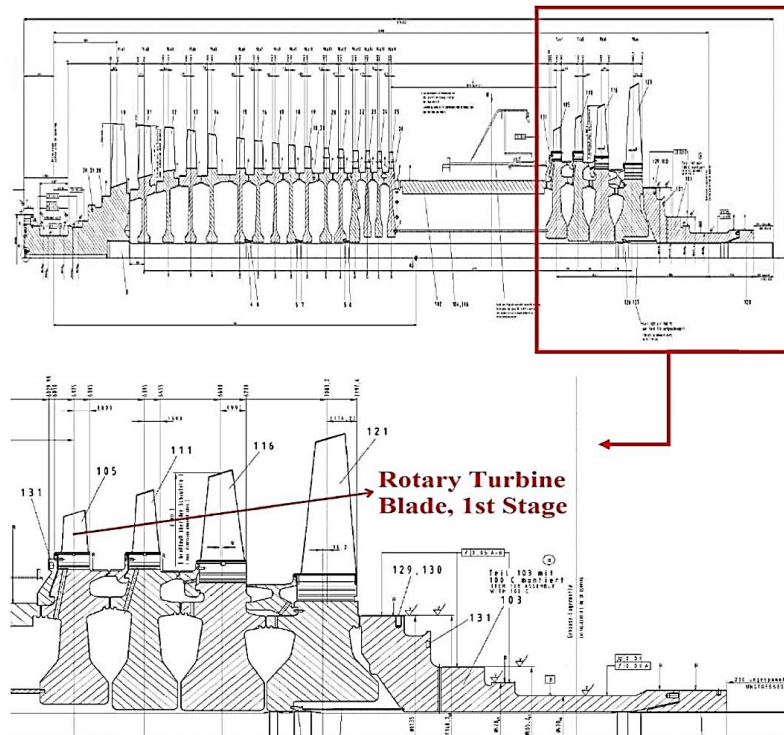
جدول ۱ مشخصات فنی پره مورد ارزیابی در این پژوهش

جنس	موقعیت پره در توربین	تعداد	وزن	شرایط پوشش	کانال هوا خنک	ساعت کارکرد	تعداد دفعات بازسازی
IN738LC	متحرک ردیف اول	پره در هر ست ۸۹ عدد	۳/۵ کیلوگرم	دارد (MCrAlY+TBC)	دارد	۶۶۰۰۰	یک بار بازسازی در ۳۳۰۰۰ ساعت

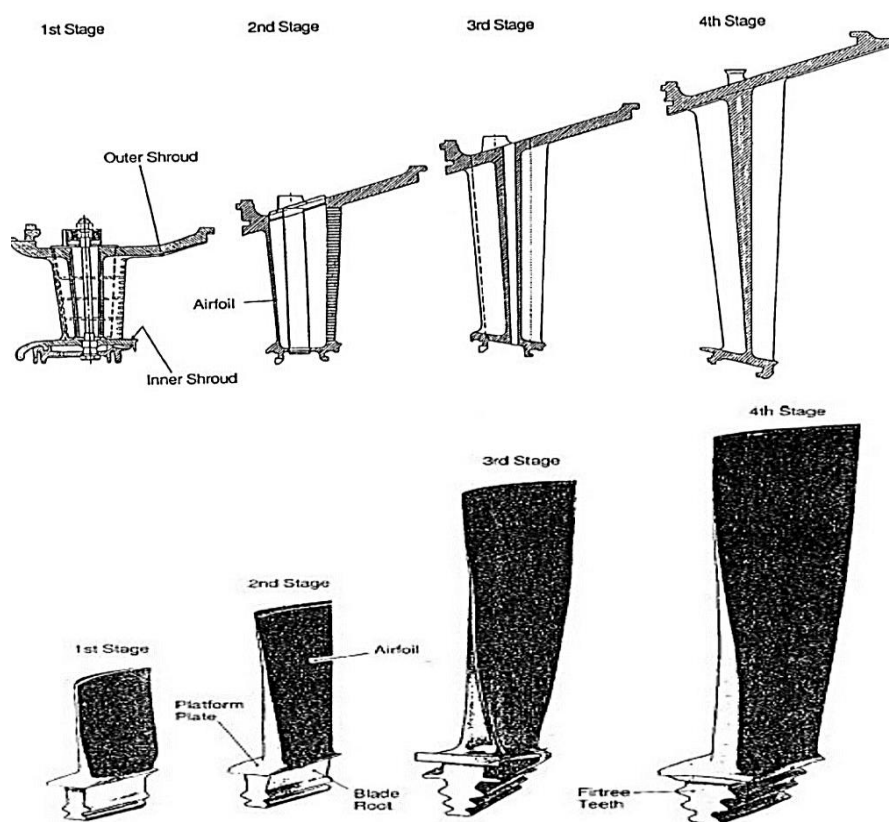
جدول ۲ مشخصات طراحی توربین گازی ساده زمینی زیمنس V94.2 [9]

Design parameter	Value
Nominal output power (Iso condition*)	162 MW
Frequency	50 Hz
Rotational speed	3000 rpm
Efficiency (Simple cycle)	34.5 %
Heat rate	9890 Kj/Kw.h
Exhaust gas flow	391.6 Kg/s
Pressure ratio	1:12
Number of compressor stages (stationary & rotary)	16
Number of turbine stages (stationary & rotary)	4
Turbine inlet temperature (TTT)	1060 °C
Turbine exhaust temperature (TET)	540 °C
No _x emission at full load with natural gas	25 ppm

* Pressure = 1 atm, Temperature = 15 °C, Relative moisture = 60%



شکل ۴ نقشه برش خورده از توربین گازی V94.2 و موقعیت پره متحرک ردیف اول در توربین



شکل ۵ تصاویر شماتیک از پره‌های ثابت و متحرک ردیف‌های مختلف ناحیه توربین

جدول ۳ دستور العمل شرکت سازنده در مورد بازه‌های زمانی تعمیر/بازسازی و جایگزینی پره‌های ثابت و متحرک توربین [9]

Type of inspection	Interval ¹ (EOH)
Inspection	4,000-8,000 ²
Hot gas path inspection ³	33,000
Major inspection ³	66,000

- 1) EOH=equivalent operating hours
- 2) The inspection interval can be extended to 8,000 EOH for machines in continuous operation.
- 3) Inspection scope is included in the hot gas path inspection.
The scope of the hot gas path inspection is an integral part of the major inspection.
- 4) Dependent on whether replacement parts are used.

Item	Repair/Refurbishing interval ¹	Replacement interval
Compressor blades	3 HGPI	-
Combustion chamber end plate	1 HGPI	3 HGPI
Combustion chamber tiles	-	Based on inspection findings
Mixing casing	1 HGPI	4 HGPI
Inner casing	1 HGPI	4 HGPI
Stage 1 moving blades		1 HGPI
Stage 2 moving blades		1 HGPI
Stage 3 moving blades	1 HGPI	3 HGPI
Stage 4 moving blades	-	3 HGPI
Stage 1 stationary blades	1 HGPI	3 HGPI
Stage 2 stationary blades	1 HGPI	3 HGPI
Stage 3 stationary blades	-	3 HGPI
Stage 4 stationary blades	-	3 HGPI

- 1) It can be anticipated that inspection findings will require replacement of individual items.

آزمون‌های خواص مکانیکی شامل سختی‌سنجی بر اساس استاندارد ASTM E92 توسط دستگاه سختی‌سنج (SUH-200B)، کشش دمای محیط (بر اساس استاندارد ASTM E8) توسط دستگاه (KASON) با نرخ ۵ مگاپاسکال بر ثانیه، کشش دما بالا بر اساس استاندارد ASTM E21 توسط دستگاه (KASON) در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد و با نرخ ۵ مگاپاسکال بر ثانیه، ضربه بر اساس استاندارد ASTM E23 و تنش گسیختگی بر اساس استاندارد ASTM E139 بر روی پره انجام شد.

نتایج و بحث

بررسی‌های ظاهری

تصاویر ظاهری از پره متحرک ردیف اول دریافت شده جهت بررسی و تخمین عمر باقی‌مانده در شکل (۶) مشاهده می‌گردد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، آثار تخریب گسترده سطحی در اثر کارکرد قطعه در شرایط سرویس مشاهده نمی‌گردد. صرفاً در لبه فرار (Trailing edge) سمت مکش (Suction side) ایرفویل پره در نزدیکی پلتفرم، آثار دفرمگی و ترک‌خوردگی مشاهده می‌شود که می‌بایست در فرایند بازسازی مورد توجه قرار گیرد.

به منظور تخمین عمر باقی‌مانده پره متحرک ردیف اول از جنس IN738LC در توربین گازی کلاس E مدل زیمنس V94.2، ابتدا آزمون‌های غیر مخرب شامل بررسی‌های ظاهری (بازرسی چشمی) و در ادامه، بازرسی به روش مایع نافذ با استفاده از اسپری با برند MAGNAFLUX بر اساس استاندارد ASTM E1417 صورت گرفت.

میکرواچ نواحی مختلف پره مورد آزمایش نمونه‌های سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۳۸ کم کربن به روش الکترواچ در محلول الکترولیتی با ترکیب ۱۲ میلی لیتر فسفریک اسید (H_3PO_4)، ۴۰ میلی لیتر نیتریک اسید (HNO_3) و ۴۸ میلی لیتر سولفوریک اسید (H_2SO_4) در ولتاژ ۵ ولت، دانسیته جریان ۰/۱۵ - ۰/۱۲ آمپر بر سانتی‌متر مربع و مدت زمان ۵ ثانیه انجام شد [10].

بررسی‌های ریزساختاری به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (Field Emission Scanning Electron Microscope (FESEM) (MIRA3) مجهز به آنالیز طیف‌سنجی پراکندگی انرژی اشعه ایکس (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) انجام شد.

بررسی‌های ریزساختاری با میکروسکوپ الکترونی رویشی و آنالیز عنصری

بررسی تغییرات ریزساختاری در ذرات استحکام‌بخش گاماپرایم اولیه و ثانویه، رسوب فازهای مخرب TCP، تشکیل شبکه پیوسته کاربیدی در مرزهای دانه و همچنین تخمین میزان پیشرفت واکنش تجزیه کاربیدی به کمک اندازه‌گیری غلظت عناصر آلیاژی در نواحی کاربیدی به عنوان معیارهای ریزساختاری قابل اطمینان برای ارزیابی وضعیت پره تحت سرویس پیشنهاد می‌شود. اگر در ریزساختار قطعه مواردی همچون میکروتترک، حفرات خزشی، رشد محسوس کاربیدها و ذرات ثانویه و... مشاهده شود، ضروری است که ارزیابی‌های مخرب بر روی قطعه صورت گیرد.

شکل (۸) تصویر موقعیت نمونه‌برداری‌های انجام شده از ناحیه ایرفویل پره مورد آزمایش جهت مطالعات ریزساختاری را نشان می‌دهد. در شکل (۹-الف-ب-ج) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی از ناحیه ریشه پره و در شکل (۹-د) در ناحیه لبه حمله (Leading edge) نمونه مورد آزمایش ارائه شده است. همچنین در شکل (۱۰) فازهای سوزنی TCP و ریزساختار در قسمت لبه فرار مشاهده می‌شود. نتایج آنالیز عنصری EDS از نواحی اول و دوم (شکل ۹-ب) نیز در شکل (۱۱) آورده شده است. همان طور که ملاحظه می‌گردد، ریزساختار ناحیه ریشه پره مورد آزمایش شامل دندریت‌های زمینه گاما (۷)، کسر حجمی قابل توجه از رسوبات استحکام‌بخش گاماپرایم (۷') اولیه تقریباً مکعبی شکل، رسوبات استحکام بخش گاماپرایم (۷') ثانویه ریز کروی شکل و کاربیدهای اولیه بلوکی شکل با ترکیب استوکیومتری MC است. هیچ گونه آثاری ناشی از تخریب گسترده ریزساختاری نظیر تغییر مورفولوژی رسوبات گاما پرایم اولیه، ایجاد شبکه به هم پیوسته کاربیدی در مرزها و همچنین تشکیل حفرات خزشی مرزدانه‌ای در ناحیه ریشه پره مورد آزمایش مشاهده نگردید. نتیجه آنالیز عنصری نیمه کمی ناحیه اول حکایت از مطابقت قابل قبول با ترکیب شیمیایی اسمی سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC دارد. کاربیدهای اولیه MC عمدتاً با مورفولوژی‌های منظم با قاعده و بلوکی شکل در نواحی بین دندریتی مشاهده می‌گردند. نتایج آنالیز عنصری ناحیه دوم حاکی از آن است که کاربیدهای اولیه غنی از عناصر Ta، Ni و Nb هستند. مورفولوژی بلوکی شکل منظم و باقاعده کاربیدها نشان می‌دهد که این ذرات مشخصات



شکل ۶ تصاویر ظاهری از پره متحرک ردیف اول از جنس IN738LC در توربین گازی کلاس E مدل زمینس (SGT5-2000E) V94.2

آزمون مایع نافذ

به منظور بررسی عیوب سطحی آزمون مایع نافذ بر روی پره متحرک ردیف اول انجام شد که نتیجه آن در شکل (۷) مشاهده می‌گردد. ابتدا اسپری نفوذ (Penetrant) روی نمونه افشان شد. پس از گذشت ۱۵ دقیقه مایع قرمز به وسیله اسپری تمیز کننده (Cleaner/Remover) تمیز و پس از خشک شدن بلافاصله اسپری آشکارساز (Developer) روی قطعه افشان گردید. نتایج حاصل حاکی از عدم وجود عیوب سطحی ناشی از ترک یا تخلخل در سرتاسر سطوح خارجی پره مورد آزمایش (به غیر از عیب اشاره شده در بازرسی چشمی) بود.



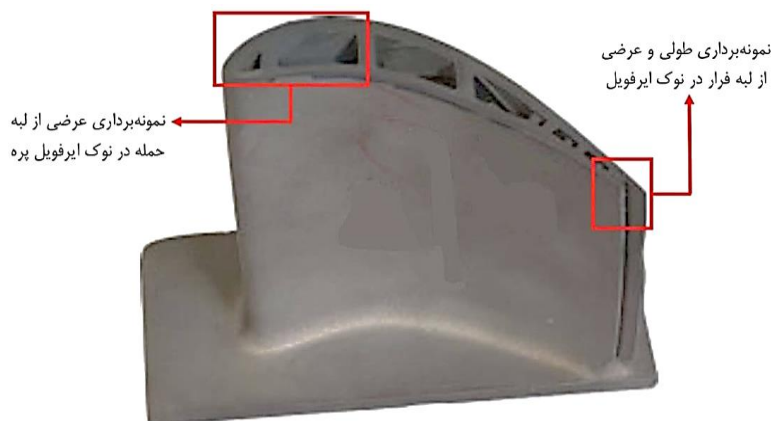
شکل ۷ نتایج آزمون مایع نافذ بر روی پره متحرک ردیف اول از جنس IN738LC در توربین گازی کلاس E مدل زمینس V94.2

ملاحظه‌ای از فازهای سوزنی شکل TCP به همراه تعدادی حفره منفرد است. با توجه به نتایج آنالیز EDS در ناحیه سوم (شکل ۱۱ - ج)، این فازها غنی از عنصر کروم هستند که می‌توانند به فاز مخرب سیگما (σ) نسبت داده شوند. با توجه به مقادیر محدود از عناصر دیرگذار W، Ta و Nb در ترکیب شیمیایی این فازهای مخرب می‌توان امیدوار بود که این فازها در طی فرایند جوان‌سازی پره به کمک عملیات حرارتی بدون ایجاد ذوب موضعی در قطعه به طور کامل انحلال یابند. در این مورد، انجام آنالیز حرارتی افتراقی ((Differential thermal analysis (DTA)) در این ناحیه از قطعه می‌تواند به تعیین دقیق‌تر دمای انحلال کامل فازهای سوزنی شکل TCP و اختلاف این دما با دمای ذوب موضعی ماده (دمایی بسیار نزدیک به دمای سالیدوس ماده) کمک کند. در صورت وجود اختلاف دمای مناسب میان دمای انحلال کامل فازهای سوزنی شکل TCP و دمای موضعی ماده می‌توان با اجرای دقیق یک سیکل عملیات حرارتی جوان‌سازی مناسب به احیای ریزساختاری این ناحیه از پره امیدوار بود که البته با وجود حفره‌های تشکیل شده در ریزساختار این موضوع می‌بایست در فرایند بازسازی پره مورد آزمایش پیش از بهره‌برداری مجدد به صورت ویژه مورد ارزیابی قرار گیرد. علاوه بر این، در نمونه طولی برداشته شده از لبه فرار در نوک ایرفویل پره آثار کاهش شدید کسر حجمی ذرات گاما پرایم ثانویه و تغییر مورفولوژی گسترده در ذرات گاما پرایم اولیه مکعبی به کروی نسبت به ساختار اولیه ماده در ریشه پره به چشم می‌خورد که می‌بایست در فرایند بازسازی پره مورد توجه قرار گیرد.

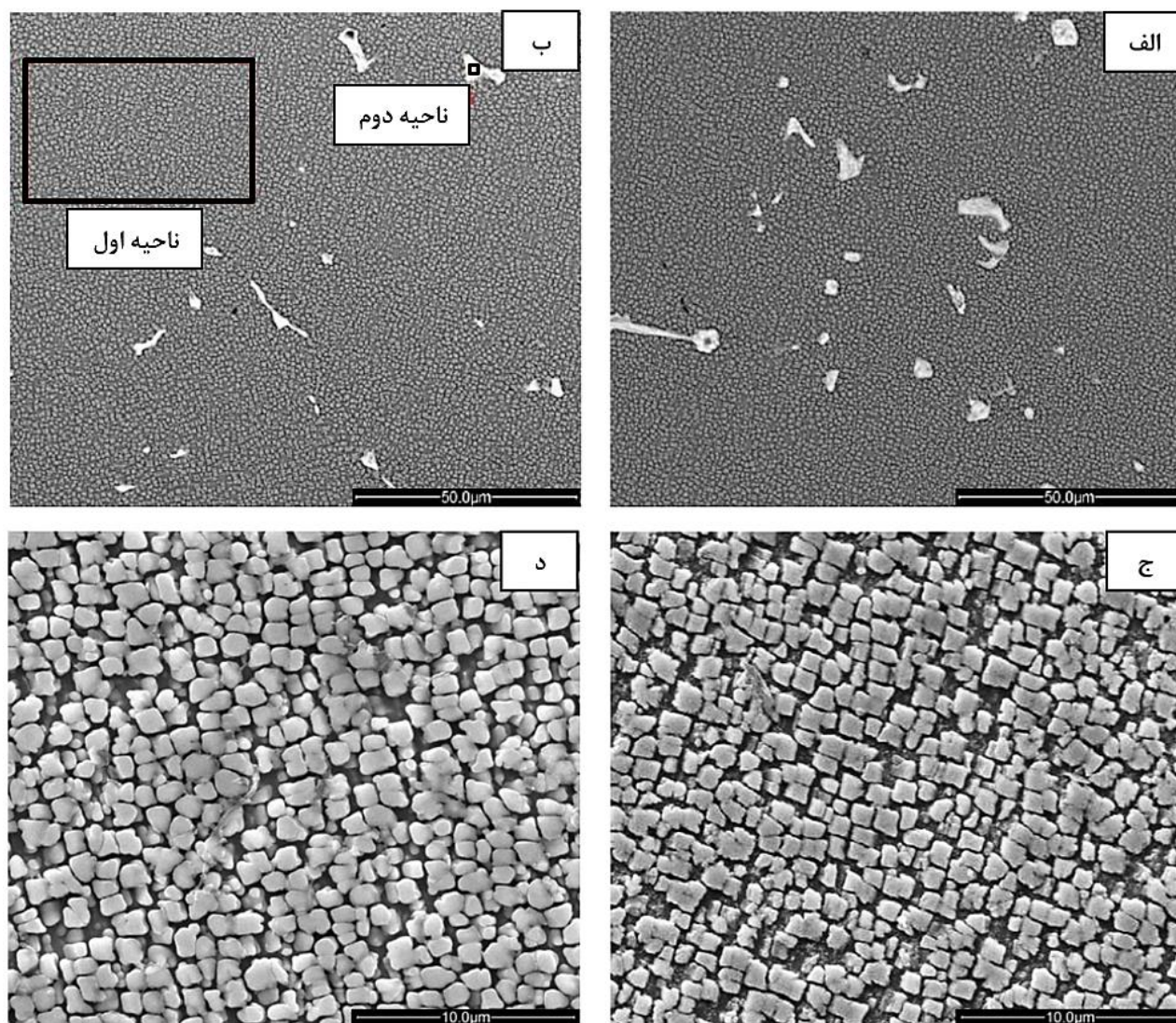
اولیه خود را حفظ کرده‌اند و هیچ گونه تجزیه و یا استحاله فازی حین شرایط سرویس در آن‌ها رخ نداده است. این موضوع به دمای بسیار پایین ناحیه ریشه پره (کمتر از ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد) حین کارکرد قطعه در شرایط سرویس نسبت داده می‌شود. با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی متوسط اندازه رسوبات گاما پرایم اولیه (با مورفولوژی مکعبی شکل) و ثانویه (ذرات ریز کروی) ناحیه ریشه پره مورد آزمایش به ترتیب ۷۰۰ و ۶۰ نانومتر اندازه‌گیری شد.

بررسی‌های ریزساختاری به کمک میکروسکوپ الکترونی بر روی نمونه عرضی برداشته شده از لبه حمله نوک ایرفویل پره (شکل ۹ - د) نشان داد که ذرات گاما پرایم اولیه مورفولوژی مکعبی شکل با گوشه‌های نوک نیز خود را به واسطه کارکرد بلند مدت قطعه تحت دما و تنش کاری بالا از دست داده است. در این ناحیه کسر حجمی ذرات گاما پرایم ثانویه نیز به واسطه رخداد پدیده رشد استوالد نسبت به ریشه پره به طور محسوسی کاهش یافته است. بر طبق این پدیده، رسوبات گاما پرایم ثانویه (ریزتر) در حین کارکرد بلند مدت قطعه در دمای بالا به تدریج در زمینه آلیاژ انحلال می‌یابد. نفوذ عناصر آلیاژی تشکیل دهنده این رسوبات در حالت جامد در زمینه منجر به رسوب مجدد آن‌ها بر روی ذرات گاما پرایم اولیه درشت‌تر خواهد شد. بدین ترتیب در طی شرایط سرویس در دمای بالا رسوبات استحکام‌بخش گاما پرایم اولیه درشت شده و دچار تغییر مورفولوژی خواهند شد.

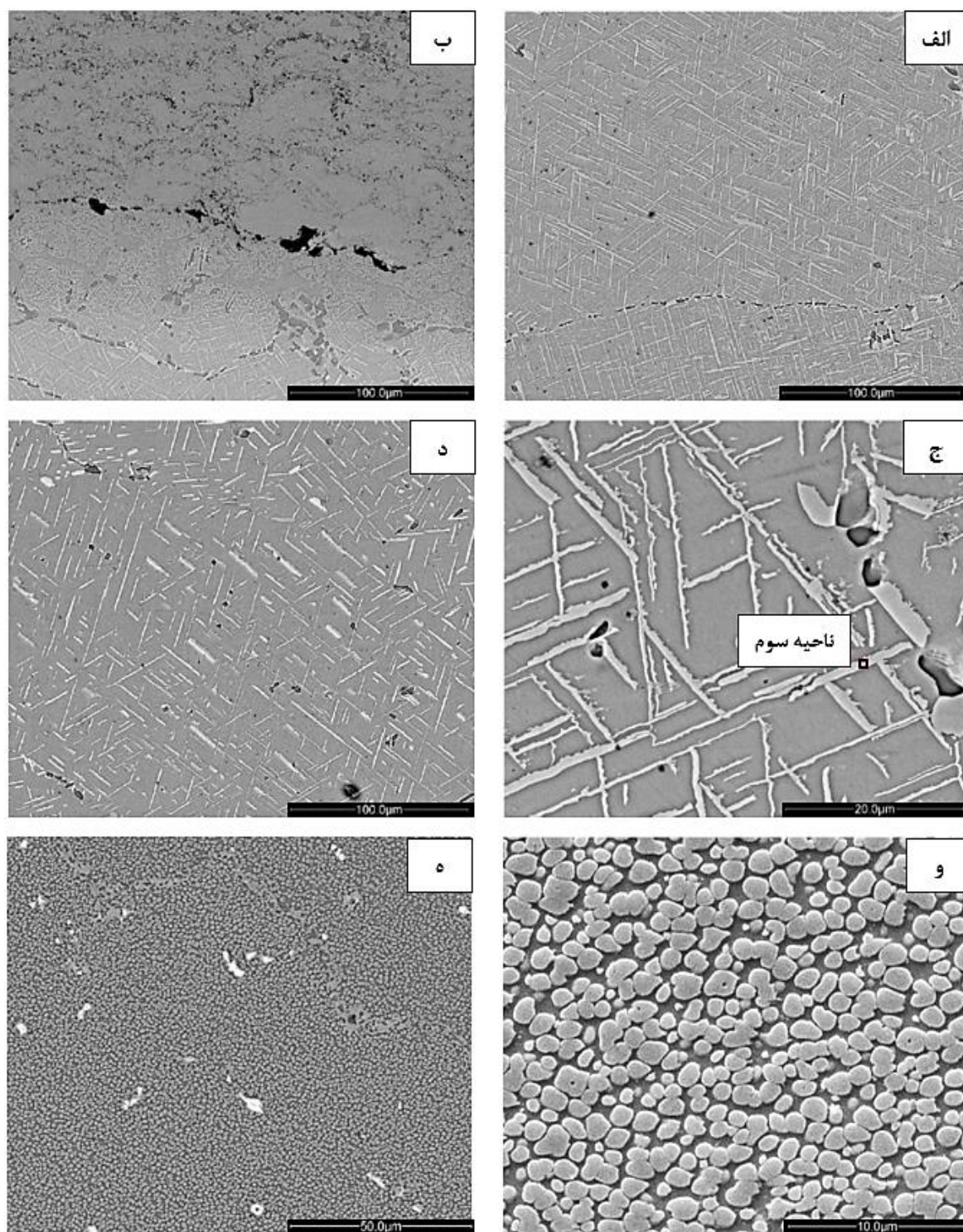
نکته اصلی در بررسی ریزساختاری نمونه طولی برداشته شده از لبه فرار در نوک ایرفویل پره (شکل ۱۰) تشکیل حجم قابل



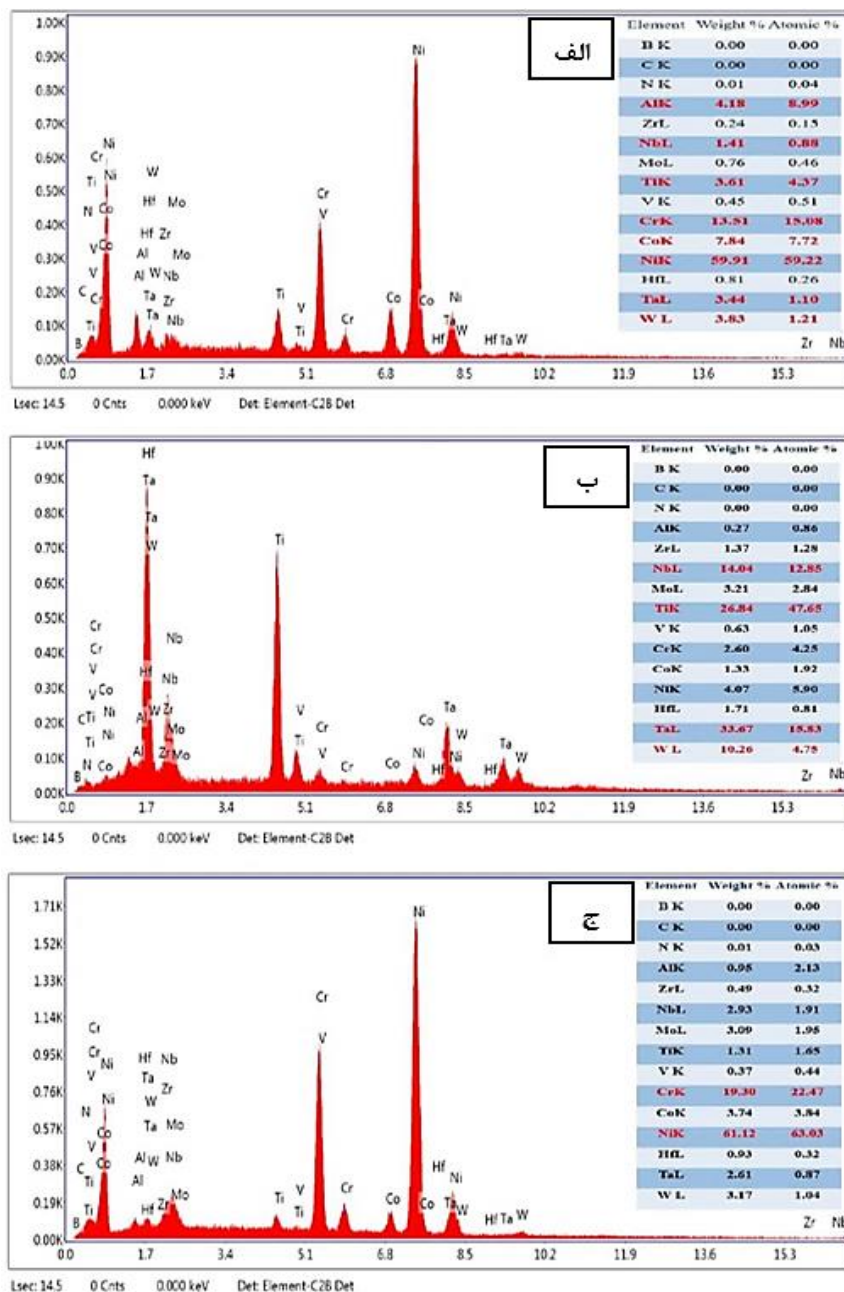
شکل ۸ تصویر از موقعیت نمونه‌برداری‌های انجام شده از ایرفویل پره مورد آزمایش جهت بررسی‌های ریزساختاری



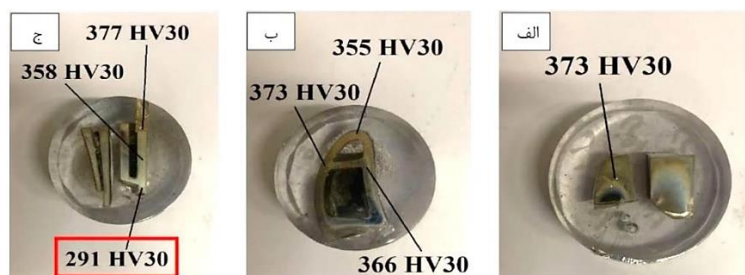
شکل ۹ (الف، ب، ج) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی از ریزساختار ناحیه ریشه پره مورد آزمایش، (د) تصویر میکروسکوپ الکترونی از مشخصات رسوبات گاما پرایم اولیه و ثانویه در نمونه عرضی برداشته شده از لبه حمله در نوک ایرفویل پره مورد آزمایش



شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپی الکترونی از مشخصات ریزساختاری نمونه طولی برداشته شده: (الف، ب، ج، د) فاز های TCP و (ه) ذرات گاماپرایم از لبه فرار در نوک ایرفویل پره مورد آزمایش



شکل ۱۱ آنالیز EDS از نواحی مشخص شده در شکل ۱۰: (الف) اول، (ب) دوم، (ج) سوم



شکل ۱۲ نتایج سختی سنجی نواحی مختلف پره مورد آزمایش: (الف) ریشه، (ب) نمونه عرضی برداشته شده از لبه حمله در نوک ایرفویل پره و (ج) نمونه طولی برداشته شده از لبه فرار در نوک ایرفویل پره

سختی سنجی

شکل (۱۲) میانگین نتایج سختی سنجی نواحی مختلف پره مورد آزمایش را نشان می‌دهد. نتایج حاکی از آن است که سختی در نواحی ریشه و لبه حمله در نوک ایرفویل پره مطابقت کامل با محدوده سختی استاندارد سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC عملیات حرارتی شده (۳۵۴-۴۱۲ ویکرز) دارد. اما میزان سختی در لبه فرار در نوک ایرفویل پره به میزان قابل توجهی (۲۹۱ ویکرز) کمتر از محدوده سختی استاندارد است که مطابقت قابل قبولی با مشاهدات میکروسکوپی ارائه شده در بخش‌های قبل دارد. در این نمونه با فاصله از نوک پره میزان سختی در لبه فرار به محدوده مورد پذیرش استاندارد باز می‌گردد. بنابراین افت قابل ملاحظه عدد سختی در لبه فرار پره در نوک ایرفویل می‌بایست در فرایند بازسازی مورد توجه قرار گیرد.

آزمون کشش دمای محیط

نتایج آزمون کشش دمای محیط دو نمونه آماده شده از پره مورد آزمایش یک نمونه از ناحیه ریشه و یک نمونه از قسمت میانی ایرفویل پره در سمت مکش در جدول (۴) ارائه شده است. حداقل خواص کششی دمای محیط مجاز به سرویس سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC اقتباس شده از اسپیک تولیدی یک سازنده توربین گازی نیز در جدول (۴) آورده شده است. ذکر این نکته حائز اهمیت است که با توجه به هندسه پره مورد آزمایش، امکان نمونه‌برداری مخرب برای انجام آزمون‌های مکانیکی صرفاً از قسمت یک‌سوم میانی ایرفویل پره در سمت مکش فراهم بود. با توجه به بالاتر بودن درصد ازدیاد طول، استحکام تسلیم و همچنین استحکام کششی حداکثر در ایرفویل و ریشه نسبت به حداقل خواص مجاز به سرویس در دمای محیط، در صورت انجام فرایند بازسازی مناسب و جوان‌سازی ساختاری، قطعات امکان استفاده و بهره‌برداری مجدد خواهند داشت.

جدول ۴ نتایج خواص کششی دمای محیط پره مورد آزمایش و مقایسه با

معیار

Y (MPa)	UTS (MPa)	El. in 4D (%)	Temp. (°C)	
641	714	7/5	25	نمونه ریشه پره
734	881	9	25	نمونه وسط ایرفویل پره در سمت مکش
690	790	4	25	حداقل خواص مجاز به سرویس

آزمون کشش دما بالا

نتایج آزمون کشش دما بالای دو نمونه آماده شده از پره مورد آزمایش (یک نمونه از ناحیه ریشه و یک نمونه از قسمت یک‌سوم میانی ایرفویل پره در سمت مکش) در جدول (۵) ارائه شده است. حداقل خواص کششی دمای بالا مجاز به سرویس سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC (اقتباس شده از اسپیک تولیدی یک سازنده توربین گازی) نیز در جدول (۵) آورده شده است. پراکندگی نتایج خواص کششی دمای محیط و دمای بالا نواحی مختلف پره مورد آزمایش نسبت به حداقل خواص مجاز به سرویس حاکی از آن است که آزمون کشش نمی‌تواند معیار مناسبی برای ارزیابی عمر باقی‌مانده پره مورد آزمایش باشد و صرفاً به منظور مقایسه خواص گزارش شده است. با توجه به بالاتر بودن درصد ازدیاد طول، استحکام تسلیم و همچنین استحکام کششی حداکثر در ایرفویل و ریشه نسبت به حداقل خواص مجاز به سرویس در دمای بالا، در صورت انجام فرایند بازسازی مناسب و جوان‌سازی ساختاری، قطعات امکان استفاده و بهره‌برداری مجدد خواهند داشت.

جدول ۵ نتایج خواص کششی دمای بالا پره مورد آزمایش و مقایسه با

معیار

Y (MPa)	UTS (MPa)	El. in 4D (%)	Temp. (°C)	
۶۵۳	۷۲۹	۸/۲	۶۵۰	نمونه ریشه پره
۷۴۹	۸۸۵	۱۰	۶۵۰	نمونه وسط ایرفویل پره در سمت مکش
۵۸۶	۷۹۰	۵	۶۵۰	حداقل خواص مجاز به سرویس

آزمون ضربه

در جدول (۶) نتایج آزمون ضربه شاربی دو نمونه آماده شده از پره مورد آزمایش (یک نمونه از ناحیه ریشه و یک نمونه از قسمت یک‌سوم میانی ایرفویل پره در سمت مکش) ارائه شده است. نتایج حاکی از آن است که مقاومت دو ناحیه مورد آزمایش از پره منظور در برابر رشد ترک تقریباً مشابه است و هیچ گونه رفتار تردی در برابر شکست در ناحیه ایرفویل پره نسبت به ریشه آن مشاهده نمی‌گردد. ذکر این نکته حائز اهمیت است که به دلیل هندسه پره مورد آزمایش، امکان ساخت نمونه استاندارد آزمون ضربه شاربی مطابق با استاندارد ASTM E23 از ناحیه ایرفویل پره مورد آزمایش وجود نداشت.

جدول ۶ نتایج آزمون ضربه شارپی دمای محیط در نواحی مختلف از پره مورد آزمایش

Notch Type	Dimension (mm)	Impact Energy (J)	Temp. (°C)	
V	5×5×55	5	25	نمونه ریشه پره
V	5×5×55	5	25	نمونه وسط ایرفویل پره در سمت مکش

جدول ۷ نتایج خواص تنش گسیختگی نواحی مختلف از پره مورد آزمایش و مقایسه با معیار

Stress (MPa)	Time to Rupture (Hours)	Larson-Miller Parameter	Temp. (°C)	
220	24/8	۲۵۵۲۳	920	نمونه ریشه پره
220	10/5	۲۵۰۷۸	920	نمونه وسط ایرفویل پره در سمت مکش
220	55	۲۵۹۳۶	920	حداقل خواص مجاز به سرویس
۲۲۰	۶۲/۱	۲۶۰۰۰	۹۲۰	خواص استاندارد IN738LC

آزمون تنش گسیختگی

در جدول (۷) نتایج آزمون تنش گسیختگی دو نمونه آماده شده از پره مورد آزمایش، یک نمونه از ناحیه ریشه و یک نمونه از قسمت یک سوم میانی ایرفویل پره در سمت مکش ارائه شده است. حداقل خواص تنش گسیختگی مجاز به سرویس سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC اقتباس شده از اسپیک تولیدی یک سازنده توربین گازی نیز در جدول (۷) آورده شده است. با توجه به رابطه لارسون - میلر (رابطه ۱) که مجدداً در ذیل آورده شده است، در دمای ۹۲۰ درجه سانتی‌گراد و تنش ۲۲۰ مگاپاسکال، زمان منجر به شکست استاندارد نمونه از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۳۸ کم کربن (IN738LC) ۶۲/۱ ساعت محاسبه شد. نتایج حاکی از افت محسوس در خواص تنش گسیختگی دو ناحیه از پره مورد آزمایش نسبت به حداقل خواص مجاز به سرویس و خواص استاندارد سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC است.

$$LMP = T(C + \log t_R)$$

$$LMP = 1193 \times (20 + \log t_R) = 26000 \rightarrow t_R = 62.1$$

با توجه به رابطه کسر عمر باقی‌مانده خزشی رابطه (۲) مقدار عمر باقی‌مانده خزشی ناحیه ایرفویل پره به صورت ذیل محاسبه شد:

$$\frac{t_r}{t_{r \min}} + \frac{t_{\exp} - t_{rem}}{t_{\exp}} = 1 \quad (2)$$

که در این رابطه، $t_{r \min}$ حداقل خواص تنش گسیختگی مجاز به سرویس در دمای ۹۲۰ درجه سانتی‌گراد و تنش ۲۲۰ مگاپاسکال (ساعت)، t_r زمان منجر به شکست نمونه برداشته شده از ناحیه ایرفویل پره طی آزمون تنش گسیختگی انجام شده

در دمای ۹۲۰ درجه سانتی‌گراد و تنش ۲۲۰ مگاپاسکال (ساعت)، $t_{\exp}$ زمان تحت سرویس پره (ساعت) و t_{rem} عمر باقی‌مانده خزشی (ساعت) است. با جای‌گذاری مقادیر مربوط به پارامترهای رابطه، عمر باقی‌مانده خزشی ناحیه ایرفویل پره مورد آزمایش به صورت ذیل محاسبه شد:

$$\frac{t_r}{t_{r \min}} + \frac{t_{\exp} - t_{rem}}{t_{\exp}} = 1$$

$$\frac{10.5}{55} + \frac{66000 - t_{rem}}{66000} = 1$$

$$t_{rem} = 12540$$

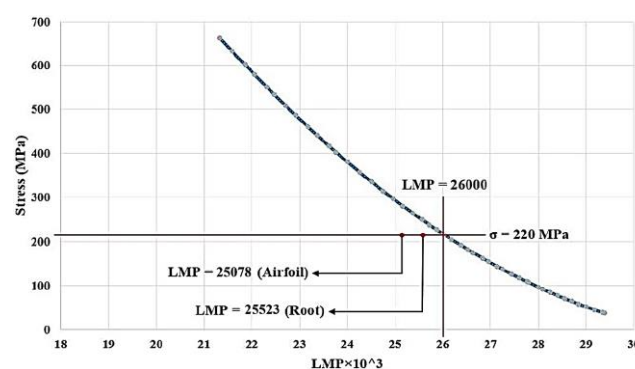
با در نظر گرفتن ضریب اطمینان ۲۰ درصدی به واسطه اثر سایر مکانیزم‌های تخریب نظیر خستگی حرارتی - مکانیکی و همچنین خوردگی داغ، عمر باقی‌مانده ناحیه ایرفویل پره حدوداً ۱۰۰۳۲ ساعت پیش‌بینی می‌گردد. این میزان عمر باقی‌مانده محاسبه شده اختلاف قابل ملاحظه‌ای نسبت به بازه زمانی تعمیرات اساسی آتی پره (حدوداً) ۳۳۰۰۰ ساعت دارد. بنابراین، استفاده بیشتر از پره مورد آزمایش تا تعمیرات اساسی آتی (به میزان ۳۳۰۰۰ ساعت آینده تا زمان کارکرد تحت سرویس ۹۹۰۰۰ ساعت) بدون انجام دقیق فرایند بازسازی و جوان‌سازی ریزساختاری و احیای خواص مکانیکی توصیه نمی‌گردد.

شکل (۱۳) تأثیر تغییر میزان تنش اعمالی را بر زمان شکست نمونه و متعاقباً بر پارامتر لارسون - میلر در دمای ۹۲۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. با توجه به اینکه آزمون تنش گسیختگی برای ریشه و ایرفویل پره مورد آزمایش تنها در یک تنش (۲۲۰ مگاپاسکال) انجام گرفت، تنها دو داده گزارش و با منحنی استاندارد سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC مقایسه شد.

استفاده مجدد از پره مورد آزمایش در شرایط سرویس تا قبل از اجرای دقیق فرایند بازسازی و جوانسازی ریز ساختاری به کمک عملیات حرارتی مجاز نمی‌باشد. همچنین می‌توان اظهار داشت که در صورت بهره‌برداری مناسب از پره منظور و مطابق دستورالعمل‌های سازنده توربین، پره مذکور می‌تواند پس از اجرای فرایند بازسازی با حفظ تمامی موارد محافظه‌کارانه تا حداکثر 10032 ساعت مورد استفاده قرار گیرد. بنابراین توصیه می‌گردد تمامی پره‌ها با شرایط مشابه با پره مورد آزمایش تحت عملیات بازسازی و جوانسازی ریزساختاری قرار گیرند. پس از احیای ریزساختار و خواص مکانیکی در ناحیه ایرفویل پره خصوصاً لبه فرار نوک ایرفویل پره مورد نظر، استفاده از پره مذکور با حفظ تمامی موارد محافظه‌کارانه تا حداکثر 10032 ساعت بلامانع است.

سپاسگزاری

با تشکر و قدردانی از پژوهشگاه نیرو بابت انجام آزمون‌های خواص مکانیکی.



شکل ۱۳ نمودار تنش گسیختگی استاندارد سوپرالیاژ پایه نیکل IN738LC و خواص تنش گسیختگی دو نمونه آماده شده از پره مورد آزمایش

نتیجه‌گیری

با توجه به تغییرات گسترده ریزساختاری ناحیه ایرفویل پره خصوصاً ناحیه لبه فرار نوک ایرفویل پره و همچنین کاهش قابل ملاحظه عدد سختی در این ناحیه از پره می‌توان اظهار داشت که

مراجع

- [1] T. J. Carter, "Common failures in gas turbine blades," *Engineering Failure Analysis*, vol. 12, no. 2, pp. 237–247, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2004.07.004>
- [2] ASM International, *ASM Metals Handbook*, vol. 1, pp. 1478–1571, ASM International, USA, 2005.
- [3] T. M. Pollock, "Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: Chemistry, microstructure, and properties," *Journal of Propulsion and Power*, vol. 22, no. 2, pp. 361–374, 2006. <https://doi.org/10.2514/1.18239>
- [4] S. A. Sajjadi, *Nickel-Based Superalloys*, Ferdowsi University of Mashhad Press, 2013.
- [5] M. Kamaraj, "Rafting in single crystal nickel-base superalloys—An overview," *Sadhana*, vol. 28, pp. 115–128, 2003. <https://doi.org/10.1007/BF02717129>
- [6] M. O. Dedekind, "Implementation of creep-fatigue model into finite element code to assess cooled turbine blade," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 59, no. 1-3, pp. 13–19, 1994. [https://doi.org/10.1016/0308-0161\(94\)90137-6](https://doi.org/10.1016/0308-0161(94)90137-6)
- [7] G. Marahleh, A. R. I. Kheder, and H. F. Hamad, "Creep life prediction of service exposed turbine blades," *Materials Science and Engineering A*, vol. 42, pp. 476–481, 2006. <https://doi.org/10.1007/s11003-006-0103-8>
- [8] S. A. Sajjadi, S. Nategh, and I. L. Roderick, "Guthrie study of microstructure and mechanical properties of high performance Ni-base superalloy GTD-111," *Materials Science and Engineering A*, vol. 325, no. 1-2, pp. 484–489, 2002. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01709-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01709-9)
- [9] EPRI, *Siemens V94.2 Gas Turbine Repair Guidelines*, Electric Power Research Institute, 2007.
- [10] L. O. Osoba and H. Amuda, "Tracking heat-affected zone cracking susceptibility in standard and modified heat treated IN 738 superalloy welds," *High Performance and Optimum Design of Structures and Materials*, vol. 137, pp. 37–47, 2014.