

Research Paper

Microstructural Characterization and Damage Mechanism of the First Stage Blade GE MS9001 After Long-term Exposure

Hassan Ghorbani¹, Hassan Farhangi², Mehdi Malekan^{2*}

1. PhD student of School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

2. Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

Received:2023/10/10

Revised:2023/12/11

Accepted:2023/12/14

Use your device to scan and read the article online



DOI:

[10.30495/jnm.2023.32570.2012](https://doi.org/10.30495/jnm.2023.32570.2012)

Keywords:

Nickel based superalloys, microstructural degradation, Dislocation, long-term exposure.

Abstract

Introduction:

Due to the outstanding high-temperature mechanical properties, precipitation-hardening nickel-based superalloys are capable of working in high-temperature conditions in the harsh environment. One of the applications of these alloys is the use in the hot part of gas turbines, which can be used as rotor and stator blades. The properties of these alloys after high-temperature (800-950°C) long-term operation have changed dramatically, including oxidation, severe local deformations, creep and fatigue, and microstructure. The mentioned damages can strongly affect the reliability of the operation of these components.

Methods: In this research, damage mechanisms and microstructural properties of GTD-111 superalloy as a precipitation-hardening nickel base superalloy are investigated. Hence, the blade airfoil operated for 75,000 hours was used as the alloy under high-temperature conditions and the root section was used as the unexposed alloy. Characterization of the exposed alloy was carried out by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope (TEM), and X-ray energy dispersive spectroscopy (EDS). In order to assess the damage mechanism, the radiography X-ray test (RT) and fluorescence penetration inspection (FPI) were used.

Findings: Based on the finite element analysis results, the blade airfoil experienced a high temperature condition about 800-925°C. The non-destructive tests results showed that some damages such as spallation of thermal barrier coating, local deformation, local oxidation, tip rubbing and discoloration. The microstructure observation results demonstrated that there are considerable changes in the microstructure features such as the decomposition of MC carbide, coarsening and spheroidization of primary γ' , dissolution of secondary γ' , and formation of huge deleterious topological closed packed (TCP) phases located in interdendritic regions which profoundly impact its mechanical properties. Based on the results obtained from the transmission electron microscope (TEM), dislocations have been observed in the γ channels and the γ - γ' interface. It is worth mentioning that due to the low stress level, the density of dislocation in the γ' phase, which can be in the form of SFE and APB, is limited. Microstructural observations indicated severe structural deterioration after 75,000 hours of turbine operation. The main structural degradation that can lead to a sharp decrease in mechanical properties at high temperature and consequently a sharp decrease in reliability is the change in the size and morphology of precipitation hardening phases γ' and the continuity of brittle carbide phases in the grain boundaries of GTD-111 alloy.

Citation: Hassan Ghorbani, Hassan Farhangi, Mehdi Malekan, Microstructural Characterization and Damage Mechanism of the First Stage Blade GE MS9001 After Long-term Exposure, Quarterly Journal of New Materials. 2023; 14 (51): 58-69.

*Corresponding author: Mehdi Malekan

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

Tell: +98-21-82084610

Email: mmalekan@ut.ac.ir

Extended Abstract

Introduction

In most cases, the original equipment manufacturer's recommendation is the basis for scheduling the repair and replacement of sensitive parts of the turbine, including rotor blades. These manufacturers usually comment based on their experiences and analyses and do not provide the minimum standard and method necessary to reach this information to the consumers of these parts. Therefore, gaining the required knowledge to estimate the working time of these parts seems essential for consumers. This issue has become more critical with the increasing price of these parts.

GTD-111 as a precipitation-hardening nickel-based superalloy is used extensively in the gas turbine industry, due to its high-temperature properties. The hot section components are subjected to severe thermal structural loading conditions; hence, these can damage such as creep, fatigue, and oxidation.

The main microstructural degradation during the long-term service exposure that can affect the mechanical properties of the components would be the grain boundary oxidation, the decomposition of MC carbide, coarsening and spheroidization of primary γ' , dissolution of secondary γ' , and formation of huge deleterious topological closed packed (TCP) phases.

Findings and Discussion

In past studies, a great deal of research has been devoted to the creep behavior of unexposed and thermally exposed GTD-111 alloy and a little less to the evaluation of long-term exposure time. Hence, in this study, the effect of prolonged exposure is investigated on the creep behavior of GTD-111 nickel-based superalloy. This study is divided into several stages: (a)

prediction of temperature, stress distribution, and creep by the finite element analysis (FEA), (b) the microstructural evolution characterization of gas turbine blade after 756,000 hours of service by optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM), transition electron microscope (TEM).

Conclusion

The obtained results demonstrated that after long-term exposure, the microstructure of GTD-111 is subjected to severe degradation including coarsening and spheroidization of primary γ' , decomposition of MC carbides, formation of the continuous grain boundary with $M_{23}C_6$ carbide. In addition, based on the TEM observations, the dislocation networks formed in the airfoil area. Dislocations can move in γ channels and stock in the γ - γ' interfaces. The main creep mechanism in the alloy can be dislocation movement like climbing and gliding.

Ethical Considerations compliance with ethical guidelines

The cooperation of the participants in the present study was voluntary and accompanied by their consent.

Funding

No funding.

Authors' contributions

Design experiments and perform: Hassan Ghorbani

Data analysis and results: Hassan Ghorbani, Mehdi Malekan,

Final writing: Hassan Ghorbani, Hassan Farhani, Mehdi Malekan.

Conflicts of interest

The authors declared no conflict of interest.

مقاله پژوهشی

ارزیابی ریزساختاری و مکانیزم‌های آسیب پره متحرک ردیف اول توربین GE MS9011 پس از کارکرد طولانی مدت در شرایط کارکرد توربین

حسن قربانی^۱، حسن فرهنگی^۲، مهدی ملکان^{۳*}

۱. دانشجوی دکتری رشته مهندسی مواد، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران

۲. دانشیار، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران

چکیده

مقدمه: سوپرایلیزهای پایه نیکل رسوب سخت شونده به دلیل خواص مکانیکی دمای بالا منحصربفردشان، دارای قابلیت کارکرد در شرایط دما- فشار بالا در محیط‌های خوردنده هستند. یکی از کاربردهای این آلیاژها استفاده در بخش داغ توربین‌های گازی است که می‌توانند به عنوان پره های متحرک و ثابت مورد استفاده قرار گیرند. به دلیل زمان بالای کارکرد این قطعات در دمای نسبتاً بالا (۸۰۰ الی ۹۵۰ درجه سانتی گراد)، خواص این آلیاژها پس از مدتی تغییر کرده و همچنین احتمال ایجاد آسیب‌های مختلفی از قبیل اکسیداسیون، تغییر شکل‌های شدید موضعی، خزش و خستگی در آن‌ها وجود دارد. این تغییرات و آسیب‌های بیان شده روی قابلیت اطمینان کارکرد این قطعات حساس و همچنین عملکرد آنها به شدت تاثیر می‌گذارد.

روش: در این تحقیق به بررسی مکانیزم‌های آسیب و خواص ریزساختاری سوپرایلیز GTD-111 به عنوان یک سوپرایلیز پایه نیکل رسوب سخت شونده، پرداخته می‌شود. لذا در این تحقیق از ایرفویل پره ۷۵۰۰۰ ساعت کارکرده به عنوان منطقه تحت حرارت بالا و از ریشه به عنوان ریزساختار شاهد استفاده شده است. مشخصه‌یابی آلیاژ کارکرده به کمک میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی، میکروسکوپ الکترونی عبوری، آنالیز طیف نگار تفکیک انرژی پرتو ایکس انجام شد. به منظور بررسی‌های آسیب‌های ناشی از کارکرد، پره مورد نظر توسط آزمون‌های غیر مخرب پرتو ایکس و آزمون مایع نافذ فلورسنتی مورد بررسی قرار گرفته شد.

یافته‌ها: طبق تحلیل المان محدود، بخش ایرفویل پره دمای بالایی را تجربه می‌کند که در محدوده ۸۰۰-۹۲۵ درجه سانتی گراد است. براساس نتایج بدست آمده از آزمون‌های غیر مخرب، سطح پره فقط دارای عیوبی از قبیل کندگی پوشش سد حرارتی، تغییر فرم‌های پلاستیک موضعی در نوک پره است. براساس بررسی‌های ریزساختاری، تغییرات شدیدی ریزساختاری از قبیل درشت شدن و تغییر مورفولوژی از مکعبی به کرووی فازهای رسوب سخت اولیه γ' ، انحلال فازهای رسوب سخت ثانویه γ' که در زمینه γ قرار داشتند، تجزیه فازهای کاربیدی MC به فازهای $M_{23}C_6$ ، پیوستگی فازهای کاربیدی $M_{23}C_6$ در مرزخانه و ایجاد فازهای TCP در مناطق بین دندریتی ناشی از کارکرد طولانی مدت، دیده شده است. براساس نتایج بدست آمده از میکروسکوپ الکترونی عبوری، نایجایی‌هایی در زمینه γ و فصل مشترک $\gamma-\gamma'$ مشاهده شده است. قابل ذکر است به دلیل پایین بودن سطح تنش، مقدار نایجایی‌های موجود در فاز γ' که میتواند به صورت SFE و APB باشد، محدود است.

نتیجه‌گیری: نتایج ریزساختاری حاکی از وجود زوال ساختاری شدید پس از ۷۵۰۰۰ ساعت کارکرد توربین است. زوال ساختاری اصلی که میتواند منجر به کاهش شدید خواص مکانیکی در دمای بالا و به تبع آن کاهش شدید قابلیت اطمینان شود عبارتند از تغییر اندازه و مورفولوژی فازهای رسوب سخت γ' و پیوستگی فازهای کاربیدی ترد در مرزخانه‌های آلیاژ GTD-111. اکسیداسیون در مرزخانه و ایجاد ترک در سوراخ هوا خنک پره در ارتفاع ۵۰ درصد ایرفویل نیز به عنوان دیگر مکانیزم آسیب تعیین شده است.

تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۰۷/۱۸

تاریخ داوری: ۱۴۰۲/۰۹/۲۰

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۰۹/۲۳

از دستگاه خود برای اسکن و خواندن مقاله به صورت آنلاین استفاده کنید



DOI:

[10.30495/jnm.2023.32570.2012](https://doi.org/10.30495/jnm.2023.32570.2012)

واژه‌های کلیدی:

سوپرایلیزهای پایه نیکل، زوال ساختاری، الگوی نایجایی، کارکرد طولانی مدت.

* نویسنده مسئول: مهدی ملکان

نشانی: دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه تهران، پردیس فنی، ایران.

تلفن: ۰۲۱۸۲۰۸۴۶۱۰

پست الکترونیکی: mmalekan@ut.ac.ir

مقدمه

در اغلب موارد، توصیه سازندگان اصلی مبنای زمان بندی برنامه تعمیر و تعویض قطعات حساس توربین از جمله پره های متحرک قرار می گیرد. این سازندگان معمولاً بر اساس تجربیات و تحلیل های خود اظهار نظر کرده و حداقل معیار و روش لازم برای رسیدن به این اطلاعات را در اختیار مصرف کنندگان این قطعات قرار نمی دهند. از این رو دستیابی به دانش لازم برای برآورد زمان کارکرد این قطعات برای مصرف کنندگان ضروری به نظر می رسد. این موضوع با افزایش روز افزون قیمت این قطعات اهمیت بیشتری یافته است [۱، ۲].

همانگونه که گفته شد شرایط کارکرد پره های متحرک و بویژه پره های ردیف اول (بدلیل درجه حرارت و تنش بالاتر) در یک توربین گازی بگونه ای است که با گذشت زمان مکانیزم های تخریب متفاوتی در جهت آسیب این قطعات فعال شده، و موجب کاهش عمر مفید این قطعات می گردند. وجود چنین شرایط کارکردی باعث شده تا کیفیت مورد انتظار از این قطعات از نقطه نظر خواص متالورژیکی و مکانیکی روز به روز افزایش یابد. همچنین به منظور افزایش راندمان توربین های گازی، در ۲ دهه اخیر دمای ورودی توربین افزایش چشم گیری داشته است. از طرف دیگر در صورت شکست و از کار افتادگی این پره ها در حین سرویس صدمات جبران ناپذیری به ماشین آلات وارد خواهد شد. از اینرو آگاهی از رفتار آلیاژ در حین سرویس از جایگزینی و نیز از کارافتادگی زودرس قطعات جلوگیری کرده و نقش تعیین کننده ای در بکارگیری آنها خواهد داشت. طبیعی است که در چنین شرایطی شناسایی مکانیزم هایی که در شرایط کارکرد ممکن است منجر به بروز خسارت و از کارافتادگی این قطعات شوند از اهمیت زیادی برخوردار است [۳-۶].

طبق بررسی های انجام گرفته توسط شرکت جنرال الکتریک (GE)، مهمترین مکانیزم های از کار افتادگی در یک پره توربین گازی صنعتی عبارتند از: خزش، خستگی با سیکل پایین، خستگی با سیکل بالا، خوردگی، اکسیداسیون، اعوجاج و تغییر فرم شدید، برخورد ذرات خارجی، سایش [۷-۱۱].

در حین کارکرد این مکانیزم های تخریب ممکن است بطور انفرادی و یا همزمان فعال شوند، که در این صورت باعث زوال ساختاری و در نهایت از کارافتادگی این قطعات خواهند شد. فعال شدن هر یک از این مکانیزم ها به عواملی نظیر ترکیب شیمیایی، ریز ساختار، دمای گازهای ورودی به توربین، تعداد خاموش و روشن شدن ها، نوع سوخت، نوع پوشش و غیره بستگی دارد. بررسی های آماری نشان می دهند که در یک پره متحرک ردیف اول توربین گازی صنعتی، خزش یکی از حالت های غالب از کارافتادگی بوده و نقش تعیین کننده ای در تعیین زمان کارکرد این قطعات دارد که البته این به معنای بی تاثیر بودن سایر مکانیزم ها نیست [۱۲، ۱۳]. قابل ذکر است برنامه های تعمیرات و نگهداری توربین های مختلف براساس استراتژی هایی خاص برای هر یک طراحی و تعیین می شوند. به عنوان نمونه پره متحرک ردیف اول

توربین GE MS9001 هر ۲۴۰۰۰ ساعت کارکرد نیاز به بازسازی دارد و بعد از ۲ مرحله بازسازی، عمر معادل ۷۲ هزار ساعت عمر طراحی آن به پایان می رسد. رویکرد طراح این پره برای عمر کلی براساس مکانیزم آسیب خزشی طراحی شده است ولی عمر پوشش پره فقط ۲۴۰۰۰ ساعت می تواند باشد. لذا باید اطلاعات کافی از استراتژی طراحی این قطعات وجود داشته باشد [۱۴-۱۷].

یکی از آلیاژهای پرکاربرد در پره های متحرک بخش داغ توربین های گازی، سوپرآلیاژ پایه نیکل رسوب سخت شونده GTD-111 است که حالت چندبلور آن در سال ۱۹۸۴ برای اولین بار به عنوان پره متحرک در توربین شرکت GE استفاده شد. همچنین در انتهای دهه ۸۰ میلادی نیز حالت انجماد جهت دار آن در توربین های GE F7 استفاده شد. این آلیاژ دارای خواص خزشی، خستگی و اکسیداسیون مناسبی در شرایط کارکرد (دما-تنش بالا) است. به عنوان استحکام خزشی آلیاژ GTD-111 نسبت به آلیاژ IN738، حدود ۲۰ درجه سانتی گراد بالاتر است [۱۷]. همچنین خواص آلیاژ GTD-111 DS نسبت به آلیاژ چند بلور GTD-111. تغییراتی از قبیل بهبود عمر خزشی، خواص ضربه (بیش از ۳۳ درصد) و مقاومت به TMF^1 (بیش از ۱۰ برابر) داشته است. توسعه آلیاژ در کنار تکنولوژی های خنک کاری و پوشش، می تواند منجر به افزایش دمای کاری توربین و به تبع آن افزایش راندمان توربین شود [۱۶، ۱۸].

این آلیاژ دارای ۲ فاز اصلی گاما به عنوان زمینه و گاما پرایم به عنوان فاز رسوبی است، که می توانند به انواع مختلف مانند گاما پرایم های اولیه و ثانویه باشند. ویژگی های ریزساختاری آلیاژ GTD111 همان طور که در مراجع توصیف شده مشابه با دیگر سوپرآلیاژهای پایه نیکل است که در زیر آورده شده اند:

فاز گاما (γ): فاز پیوسته به عنوان فاز زمینه آلیاژ است. این فاز، یک فاز آستنیتی پایه نیکل FCC است که درصد بالایی از عناصر محلول جامد از قبیل Co، Cr، Mo و W را داراست. اگرچه Ni خالص با مدول الاستیک بالا و نفوذپذیری پایین (این دو عامل مقاومت خزشی را بهبود می بخشد) مشخص نمی شود، اما زمینه γ به صورت گسترده در دمای بالا، محیط مضر گاز توربین استفاده می شود. آلیاژ GTD-111 مانند سایر آلیاژهای پایه نیکل، در دماهای بالاتر از ۸۰٪ دمای ذوب با مقاومت خزشی قابل توجه استفاده می شود. با توجه به تحقیقات انجام شده دلایل اصلی برای این حد تحمل به عوامل زیر بستگی دارد:

- ۱- مقدار بالای نیکل برای آلیاژسازی با پایداری نسبی فازهای رسوب سخت شونده از قبیل γ.
- ۲- با افزودن Cr، تمایل به تشکیل نواحی محافظ غنی از Cr_2O_3 که نفوذ عناصر فلزی را به سمت بیرون و نفوذ عناصر اتمسفری O و N به سمت داخل را نشان می دهد، وجود دارد.
- ۳- تمایل به تشکیل نواحی غنی Al_2O_3 در دمای بالا با مقاومت به اکسیداسیون استثنایی.

¹ - Thermo-mechanical Fatigue (TMF)

این واکنش‌ها کاربدهای M_6C ، $M_{23}C_6$ و فاز γ' را در مکان‌های مختلف، اما اغلب در مرزهای دانه ایجاد می‌کند که اعتقاد بر این است که کاربدهای غیر پیوسته مانع لغزش مرزدانه می‌شوند. فازهای γ' تولیدشده در مرزهای دانه جدایش می‌کنند و کاربدها را در یک لایه نسبتاً انعطاف‌پذیر و مقاوم به خزش توسعه می‌دهند [۲۴، ۲۰].

پیرو مطالعات انجام شده در سال‌های اخیر و براساس محدودیت‌های دسترسی به قطعات کارکرده با مدت زمان کارکرد بالا، تحقیقاتی محدودی روی ریزساختار و خواص مکانیکی آن صورت گرفته است. از طرف دیگر براساس تجربیات و آزمون‌های مختلف، پره‌های کارکرده می‌توانند احتمالاً تا چند هزار ساعت بدون کاهش قابلیت اطمینان مورد استفاده قرار گیرند. در این تحقیق، پره متحرک ردیف اول توربین GE MS9001 که حدود ۷۵۰۰۰ ساعت کار کرده است مورد مطالعات ریزساختاری قرار می‌گیرد. به منظور بررسی‌های ریزساختاری و تعیین مکانیزم‌های آسیب، از میکروسکوپ نوری، الکترون روبشی و عبوری استفاده شده است.

مواد و روش‌ها

با توجه به اهداف پژوهش، نمونه‌های مورد بررسی باید از شرایط واقعی کارکرد در زمان‌های مختلف تهیه شود. قابل ذکر است پره‌های متحرک توربین‌ها دارای قیمت‌های بالایی هستند لذا تهیه قطعات کارکرد نیز بسیار دشوار است (مبالغی در حدود ۵۰۰۰ دلار تا ۱۰۰۰۰ دلار برای هر یک پره). از طرف دیگر تهیه پره‌های کارکرده که عملیات حرارتی جوانسازی روی آنها انجام نشده باشد بسیار مشکل است و این دومین چالش بزرگ در راستای تهیه قطعات است. در این راستا، برای تحقیق پیش‌رو، پره متحرک ردیف اول توربین با کارکرد ۷۵۰۰۰ ساعت تهیه شده است، که بعد از کارکرد تحت هیچ‌گونه عملیاتی قرار نگرفته اند. جنس پره‌های مورد نظر از سوپرآلیاژ پایه نیکل رسوب سخت GTD-111 است که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱ آورده شده است.

یکی از بهترین روش‌ها جهت بررسی شرایط ریزساختاری سوپرآلیاژهای پایه نیکل از قبیل شرایط مرزدانه‌ها، اندازه دانه، اکسیداسیون و ... استفاده از میکروسکوپ‌های نوری است. توسط میکروسکوپ‌های نوری می‌توان شرایط ریزساختاری قطعه را در بزرگنمایی‌های کم مشاهده و مورد مطالعه قرار داد و از وضعیت کلی ریزساختار (حفره خزشی، ضخیم شدن مرزدانه، درشت شدن کاربدها و ...) مطلع شد. به منظور بررسی وضعیت فازهای γ - γ' نیاز به بررسی در بزرگنمایی بالا توسط دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی به همراه آنالیز طیف نگار انرژی اشعه ایکس (EDS) می‌باشد. توسط این روش می‌توان مورفولوژی و توزیع اندازه فازهای ذکر شده را تعیین کرد. همچنین وضعیت مرزدانه‌ها از دیدگاه میزان زوال ساختاری و پیوستگی فازهای کاربیدی نیز در این روش قابل بررسی هستند. از طرف دیگر با میکروسکوپ الکترونی

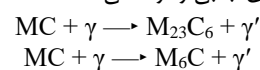
به‌علاوه، مشخص شده است که استحکام افزایش‌یافته زمینه γ به‌وسیله مکانیزم استحکام دهی محلول جامد توسط عناصر Mo ، Cr ، Co ، W ، Ti و Al به دست می‌آید.

فاز گاما پرایم (γ'): زمینه نیکل بالا رسوب ترکیب بین فلزی FCC نوع A_3B ، فاز γ' را تولید می‌کند. این فاز به‌طور همگن در نتیجه سازگاری ثابت شبکه بلور FCC γ' با پارامتر شبکه زمینه γ (تقریباً $5/1-0\%$ عدم انطباق) جوانه‌زنی می‌کند؛ بنابراین، انرژی سطحی پایین و پایداری قابل توجه بلندمدت دارد. رسوب‌های γ' در آلیاژ GTD-111 از نوع $Ni_3(Al,Ti)$ هستند و در شرایط اولیه ماده به‌صورت یکنواخت توزیع شده در زمینه γ در سه شکل/اندازه مشاهده می‌شوند که عبارتند از γ' مرزدانه‌ای، γ' اولیه که به صورت مکعبی و در مقیاس میکرومتر، γ' ثانویه که به صورت کروی و در مقیاس نانومتر است [۱۹-۲۱].

تشکیل رسوب γ' یک پدیده ترمودینامیکی و سینتیکی است که کمک بزرگی به استحکام دهی γ - γ' آلیاژ GTD-111 می‌کند. به‌طور خلاصه، می‌توان گفت که استحکام‌دهی آلیاژهای رسوب سخت شونده از چند طریق اتفاق می‌افتد که مهم‌ترین آن‌ها، تشکیل رسوبات هم‌سیمای γ' در زمینه γ است. این ذرات قابلیت جلوگیری از حرکت و لغزش راحت نابجایی‌ها را در زمینه دارند. به همین دلیل این ذرات باعث کاهش نرخ خزش و کاهش میزان پلاستیسیته آلیاژ در دمای بالا خواهند شد. همچنین این ذرات در دمای بالا (تا حدود ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد) پایدار هستند.

خواص آلیاژهای مستحکم شده با فازهای γ' به عواملی از قبیل کسر حجمی γ' ، اندازه رسوبات γ' بستگی دارد. علاوه بر این، انعطاف‌پذیری ذاتی γ' از ترد شدن و شکست ماده جلوگیری می‌کند. قابل ذکر است این یک رفتار کاملاً متفاوت با آن چیزی است که توسط تشکیل فازهای TCP^۱ اتفاق می‌افتد. فازهای از آنجایی که بسیار ترد هستند و به‌صورت منفی خواص مکانیکی سوپر آلیاژ را تحت تأثیر قرار می‌دهند در متالورژی سوپر آلیاژ مورد توجه هستند [۲۲، ۲۳].

کاربدها: عنصر کربن که تا سطوح $0/08-0/12\%$ به آلیاژ GTD-111 افزوده می‌شود با عناصر فعال و دمای بالا (Ta ، Ti و Hf) ترکیب شده و کاربیدهای نوع MC را تشکیل می‌دهد. در طول عملیات حرارتی و همچنین در طول دمای بالای تجربه‌شده در حین کارکرد توربین، کاربیدهای MC تمایل به تجزیه و تولید کاربیدهایی از قبیل $M_{23}C_6$ و M_6C دارند که عمدتاً در مناطق بین دندریتی و مرزهای دانه آلیاژ جدایش پیدا می‌کنند. آن‌ها در مورفولوژی‌های مختلفی (صفحه، اشکال هندسی منظم و ...) یافت می‌شوند. منبع اصلی کربن در GTD-111 زیر ۹۸۰ درجه سانتی‌گراد، مانند بیشتر سوپرآلیاژهای پایه نیکل، کاربیدهای MC است. در طول عملیات حرارتی و دمای بالای سرویس این کاربید به آهستگی تجزیه می‌شود و کربن حاصل به زمینه نفوذ می‌کند و واکنش‌های جالبی را ارائه می‌دهد:



²- Performance Reliability

¹- Topological close-packed phases

نتایج

۱- تحلیل های دمایی-تنشی پره

بدین منظور، براساس شرایط کاری توربین و شرایط مرزی ارائه شده در جدول ۲، تحلیل های دمایی و تنشی در شکل ۱ آورده شده است. براساس نتایج بدست آمده، بیشینه دمایی تجربه شده در قسمت ایرفویل حدود ۸۵۰ الی ۹۲۰ درجه سانتی گراد است. براساس نتایج بدست آمده در این تحقیق، ارتفاع ۵۰ درصد ایرفویل مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

۲- مکانیزم های آسیب پره متحرک توربین

براساس مطالعات میدانی انجام شده از نیروگاه های مختلف و همچنین تحلیل های ارائه شده المان محدود، مکانیزم های آسیب مشاهده شده در شکل ۲ آورده شده است. آسیب هایی از قبیل برخورد جسم خارجی، ریختگی پوشش سد حرارتی در بخش ایرفویل، سایش نوک پره، اکسیداسیون موضعی در قسمت نوک پره، اکسیداسیون شدید در قسمت بلی فرار^۳ قابل مشاهده می باشند. با توجه به داشتن سوراخ هواخنک در پره مورد نظر، آسیب هایی در بخش سوراخ هواخنک ایجاد می شود که توسط روش های غیر مخرب قابل بررسی نیست. به عنوان مثال اکسیداسیون مرزانه ای و همچنین ترک های حرارتی قابل شناسایی نمی باشد. دلیل اصلی آن می تواند این موضوع باشد که روش های غیر مخرب از قبیل امواج فراصوت و پرتو ایکس دارای محدودیت هایی هستند که توانایی تشخیص این عیوب میکرونی را ندارند. به همین منظور آزمون های مخرب از قبیل برش قطعه در سطح مقطع های مختلف می تواند به عنوان راه حل مناسبی در نظر گرفته شود. شکل ۳ تصویر پرتو ایکس از پره را نشان میدهد که هیچگونه ترک و عیبی در بخش سوراخ هواخنک نشان نمی دهد. در بخش بعدی به بررسی ها و مشاهده ها پس از برش قطعات پرداخته خواهد شد.

عبوری میتوان وضعیت فصل مشترک فازها و الگوی نابجایی های شکل گرفته در ریزساختار را مورد بررسی قرار داد.

جهت آماده سازی نمونه های متالوگرافی، پس از برش مقاطع مختلف پره، نمونه ها توسط رزین شفاف مانت شده و توسط ورق های سنباده شماره ۸۰ الی ۵۰۰۰ آماده سازی شدند. در انتها توسط خمیرالماسه ۰/۶ میکرومتر، نمونه ها پالیش شدند. به منظور حکاکی شیمیایی از روش قوطه وری با محلول لاکتیک شامل: ۵ سی سی اسید لاکتیک، ۳ سی سی اسید نیتریک و ۵ قطره HF، حکاکی شیمیایی در ۵ الی ۱۰ ثانیه انجام شد. قابل ذکر است نمونه های مورد نیاز برای میکروسکوپ الکترونی عبوری، قرص هایی با قطر ۱۰ میلیمتر با ضخامت ۸۰ میکرومتر تهیه و سپس توسط روش جت پولیش^۱ در محلول ۵ درصد پرکلریک اسید با ولتاژ ۲۰ ولت نمونه ها لایه نازک شدند.

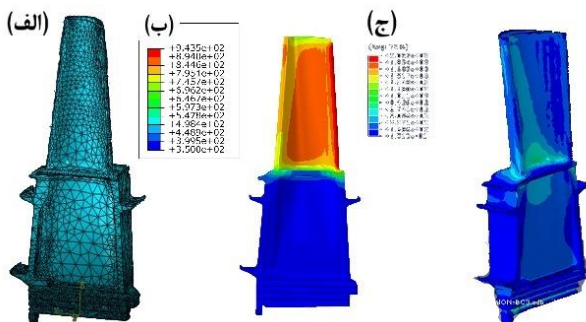
جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111

عنصر	درصدوزنی
Ni	بقیه
Cr	۱۳/۹
Co	۸/۸
Mo	۱/۸
Ti	۴/۹
Al	۳/۱
Ta	۲/۹
W	۳/۵۵
C	۰/۱

به منظور بررسی مناطق بحرانی از دیدگاه عمر نیاز به تحلیل های المان محدود و تعیین شرایط دمایی و تنشی پره در شرایط طولانی مدت پایا^۲ است. شبیه سازی توسط نرم افزار آباکوس و براساس شرایط مرزی ارائه شده در جدول ۲ انجام شده است.

جدول ۲- شرایط مرزی جهت شبیه سازی در شرایط پایا

پارامتر	
Exhaust temperature	538 °C
Exhaust mass flow	402 Kg/s
Cooling hole pressure	12.1
Hot gas path pressure	11.9
Radius disc	811 mm
Radius from rotor axis to tip of blade	1166 mm
Compressor ratio	1:21
Turbine rotor inlet temperature	1124 °C
Clearance tip in leading-edge to shroud block	1.6 mm (steady state condition)
Clearance tip in trailing edge to shroud block	1 mm (steady state condition)
Power	123 MW



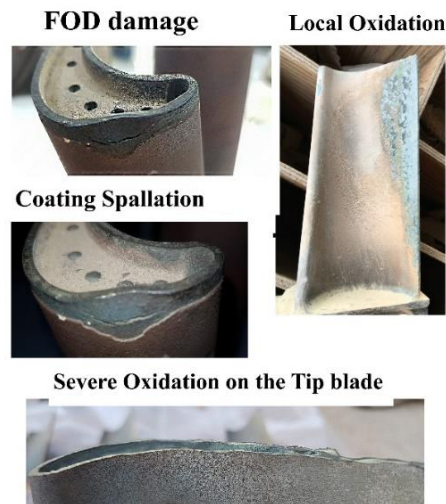
شکل ۱- (الف) تصویر مش زنی بلید ردیف اول، (ب) تصویر توزیع دما در شرایط پایا، و (ج) تصویر توزیع تنش روی ایرفویل پره ردیف اول

³- Trailing edge

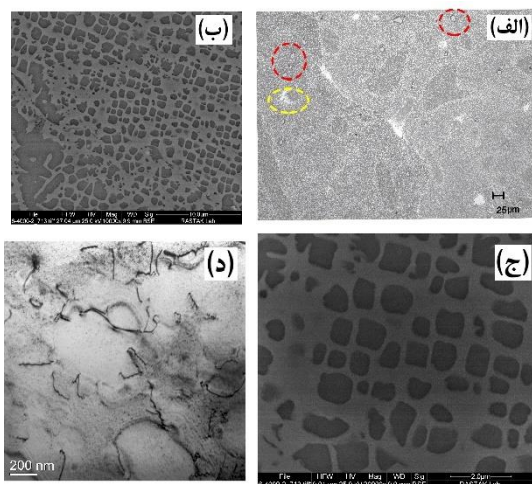
¹- Jet polishing

²- Steady state long-term operation

تقریباً غیر منظمی از فازهای γ' است و همچنین فازهایی از قبیل کاربید های MC و فازهای یوتکتیک نیز در این ناحیه حضور دارند. شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ نوری، الکترون روبشی و الکترون عبوری را نشان می دهد. در تصویر (الف) ساختار دندرتی و همچنین فازهای کاربیدی MC (خط چین قرمز رنگ) و فازهای یوتکتیکی (خط چین زرد رنگ) دیده می شود. در تصاویر (ب) و (ج) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی را نشان می دهد که ساختار فازهای γ' در آن مشاهده می شود. در تصویر (د) ساختار نایجایی ها و فصل مشترک فازها قابل مشاهده است. در این تصویر چگالی نایجایی ها بسیار کم بوده و دلیل اصلی آن را میتوان نبود این قسمت در تنش و دمای بالا دانست. به منظور بررسی های بیشتر ریزساختار و همچنین تاثیر کارکرد طولانی مدت در دمای بالا، نیاز به بررسی ریزساختار ایرفویل است. در بخش بعدی ساختار قسمت ۵۰٪ ایرفویل مورد بررسی قرار خواهد گرفت.



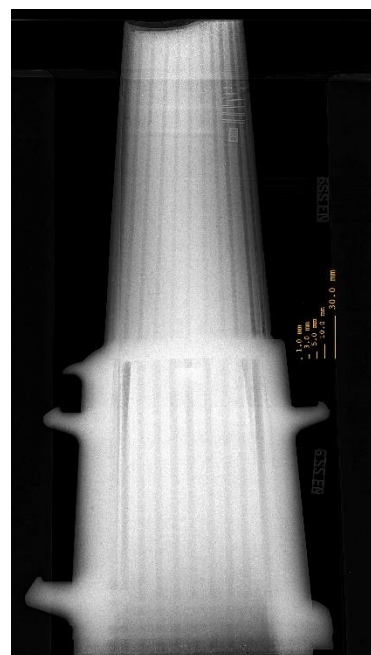
شکل ۲- مکانیزم های آسیب پره متحرک ردیف اول توربین پس از ۷۵۰۰۰ ساعت کارکرد



شکل ۴- تصویر میکروسکوپ نوری (الف)، الکترون روبشی (ب و ج) و الکترون عبوری (د) از قسمت ریشه پره از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل رسوب سخت شونده GTD-111

۲-۳- ریزساختار بخش ایرفویل

یکی از پدیده های بسیار مهم در حین کارکرد قطعات دوار در دمای بالا، تغییرات در ریزساختار است که می تواند منجر به تغییرات در خواص آلیاژ از قبیل خواص مکانیکی، حرارتی و فیزیکی شود. ساختار GTD-111 به طور کلی از زمینه γ و رسوبات γ' اولیه و ثانویه به همراه کاربیدهای فلزی تشکیل شده است که در حین کارکرد در دمای بالا تغییراتی در آن ها ایجاد می گردد. این تغییرات شامل رشد و به هم پیوستن رسوبات γ' و تشکیل رسوبات γ' درشت تر با شکل کروی (یا نزدیک به آن) همراه با حذف رسوبات γ' ثانویه، تشکیل شبکه ضخیم و به هم پیوسته از کاربیدهای $M_{23}C_6$ همراه با فاز γ' در مرزخانه ها و تشکیل فازهای سوزنی به ویژه در نواحی مجاور سطح است. مجموعه این تغییرات موجب افت استحکام، انعطاف پذیری و خواص تنش-گسیختگی آلیاژ می گردد.

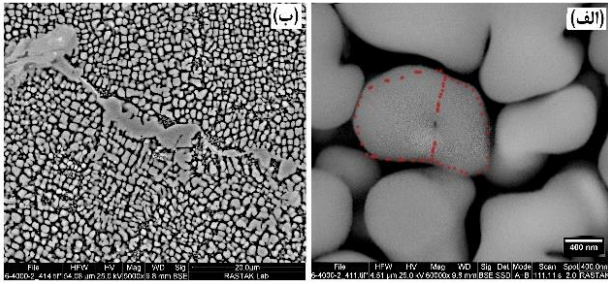


شکل ۳- تصویر پرتو ایکس پره متحرک توربین GE MS9001

۳- بررسی ریزساختار پره کارکرده

۳-۱- ریزساختار بخش ریشه

با توجه به ماهیت سوپرآلیاژ GTD-111، ریزساختار آن پس از ریختگری و عملیات حرارتی استاندارد دارای ساختار دندرتی شامل درون دندرتی و بین دندرتی است. ساختار درون دندرتی شامل ساختار منظم فازهای γ - γ' است که فازهای γ' به دو صورت اولیه و ثانویه در زمینه γ قرار دارند. فازهای γ' اولیه دارای ساختاری مکعبی با ابعادی حدود ۱/۲-۰/۸ میکرومتر و فازهای γ' ثانویه به صورت کروی و ابعادی حدود ۳۰۰-۵۰۰ نانومتر در بین فازهای γ' ثانویه قرار دارند. ریزساختار بین دندرتی به دلیل ماهیت انجماد آن ها دارای ساختارهای



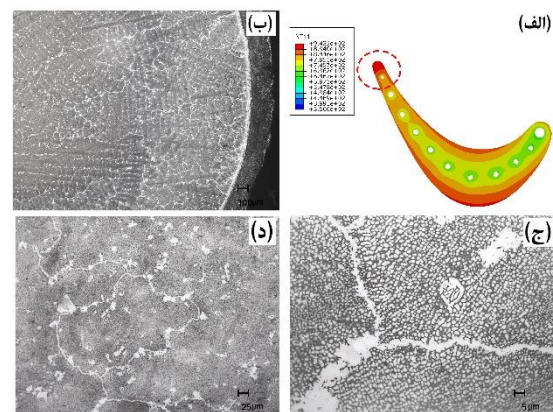
شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از قسمت ۵۰٪ ایرفویل پره از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل رسوب سخت شونده GTD-111 در بزرگنمایی های مختلف. در این تصاویر میزان کروی شدن و به هم پیوستگی فازهای γ' کاملاً مشخص است. در قسمت خط چین، اتصال ۲ فاز اولیه γ' مشاهده می شود

به منظور بررسی ساختار نایجایی های ایجاد شده پس از کارکرد طولانی مدت، تصویر برداری با میکروسکوپ الکترونی عبوری مورد نیاز است. در این راستا شکل ۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری از بخش ایرفویل را نشان می دهد. در این تصویر، ساختارهای شبکه ای نایجایی ها در زمینه γ مشاهده می شود که دلیل اصلی آن پدیده های لغزش متقاطع و صعود می باشد. همچنین در این شبکه و در خطوط نایجایی جاگ هایی مشاهده می شود که در حین حرکت نایجایی و واکنش با فازهای رسوب سخت می توانند ایجاد شده باشند (خط چین قرمز). به دلیل تنش به نسبت پایین در حین کارکرد پره توربین، وجود پدیده ورود نایجایی در فازهای رسوب سخت کمتر دیده می شود و مکانیزم اصلی حرکت نایجایی ها در قسمت زمینه است. همچنین، یکی از پدیده های مهم در نایجایی هایی ایجاد شده در حین کارکرد، وجود نایجایی های فصل مشترک است (خط چین آبی)، که این نایجایی ها در حین حرکت با موانعی از قبیل فازهای γ' روبرو شده و در این مناطق پین شده اند. یکی از روش های استحکام دهی در این آلیاژها همین پدیده می باشد که منجر به افزایش استحکام خزشی می شود. پدیده دیگر مشاهده شده در قسمت خط چین نارنجی مشاهده می شود. در این قسمت نایجایی های مخلوط پس از رسیدن به کانال های γ بین فازهای γ' ، قسمت وسطی به حرکت خود توسط لغزش و لغزش متقاطع ادامه می دهد ولی قسمت های ابتدایی و انتهایی در فصل مشترک فازهای γ' قفل می شوند که با توجه به تحقیقات انجام شده، این قسمت از نایجایی ها می توانند توسط صعود و لغزش پیاپی از این موانع عبور کنند. به همین دلیل در تصاویر TEM، این نایجایی ها به صورت کشیده دیده می شوند [۲۸-۳۱].

با توجه به ریزساختار بخش ریشه که به عنوان شاهد در نظر گرفته می شود و تحلیل های دمایی صورت گرفته توسط آنالیز امان محدود، مقاطعی به صورت عمودی روی بخش ایرفویل زده شد که در این بخش به بررسی ریزساختار سطح مقطع ۵۰٪ ایرفویل پرداخته خواهد شد.

شکل ۵ تصویر تصاویر میکروسکوپ نوری قسمت TE پره را در ارتفاع ۵۰٪ در بزرگنمایی های مختلف نشان می دهد. قسمت (الف) تحلیل امان محدود را نشان می دهد که قسمت TE دارای بیشینه دمای کاری است و انتظار می رود مقدار زوال ساختاری در این بخش بیشتر باشد. در تصاویر (ب)، (ج) و (د) مرزدانه های ساختار به صورت کامل پیوسته شده است. فازهایی که در مرزدانه می توانند حضور داشته باشند فازهای γ' مرزدانه ای و کاربید هستند. به صورت معمول وجود فازهای کاربیدی ناپیوسته می تواند تاثیر بسزایی روی خواص مکانیکی دمای بالا داشته باشد. به عنوان نمونه کاربید های غیر پیوسته به عنوان پین هایی در مرزدانه قرار گرفته و منجر به افزایش مقاومت در برابر لغزش مرزدانه خواهد شد. در حالی که، با توجه به قرار گیری در دمای بالا برای مدت زمان بسیار طولانی، فازهای کاربیدی تجزیه شده (ارجاع به بخش مقدمه) و به صورت پیوسته و ترد در مرزدانه قرار می گیرند.

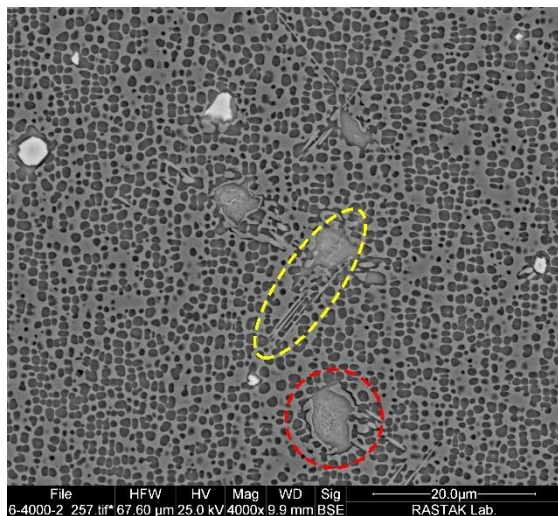
شکل ۶ نیز تصاویر میکروسکوپ الکترونی بخش ایرفویل را در بزرگنمایی های بالا نشان می دهد. در قسمت (ب) ساختار مرزدانه پیوسته و γ' اولیه تغییر شکل داده شده را نشان می دهد. قسمت (الف) نیز مکانیزم تغییر مورفولوژی و به هم چسبیدن این فازها را به همدیگر نشان می دهد. به منظور کاهش تنش های سطحی، در مدت زمان طولانی این فازها تمایل به نفوذ و به هم پیوستن دارند که در این شکل تعدادی از فازهایی که در حین اتصال به یکدیگر هستند، نشان داده شده است. بنابراین مکانیزم اصلی بزرگ شدن فازهای γ' اولیه و ثانویه به این صورت می باشد [۲۵-۲۷].



شکل ۶- (الف) توزیع دمایی مقطع ۵۰ درصد، (ب)، (ج) و (د) تصاویر میکروسکوپ نوری از قسمت ۵۰٪ ایرفویل پره از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل رسوب سخت شونده GTD-111 در بزرگنمایی های مختلف

۲- زوال ریزساختاری ایجاد شده در بخش ایرفویل شامل تغییر اندازه و مورفولوژی فازهای γ' از حالت مکعبی به حالت کروی، تجزیه فازهای کاربیدی MC به فازهای $M_{23}C_6$ و پیوسته شدن آن ها در مرزدانه که میتواند منجر به کاهش خواص مکانیکی دمای بالا شود و ایجاد فازهای TCP اشاره کرد.

۳- از دیدگاه میکروسکوپی، پس از کارکرد طولانی مدت، ساختارهای شبکه ای مختلفی از نایجایی ها در زمینه فاز γ ایجاد می شود که دلیل اصلی آن وجود تنش و خزش رخ داده در حین کارکرد می باشد. با توجه به سطح تنش پایین در ایرفویل در حین کارکرد، نایجایی ها به صورت بسیار محدود در فازهای γ' وارد شده اند و مکانیزم اصلی تغییر فرم حرکت نایجایی ها در کانال های γ می باشد.



شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی منطقه بین دندریتی که در آن فازهای کاربیدی MC به فازهای $M_{23}C_6$ تبدیل شده اند

ملاحظات اخلاقی پیروی از اصول اخلاق پژوهش

همکاری مشارکت کنندگان در تحقیق حاضر به صورت داوطلبانه و با رضایت آنان بوده است.

حامی مالی

هزینه تحقیق حاضر توسط نویسندگان مقاله تامین شده است.

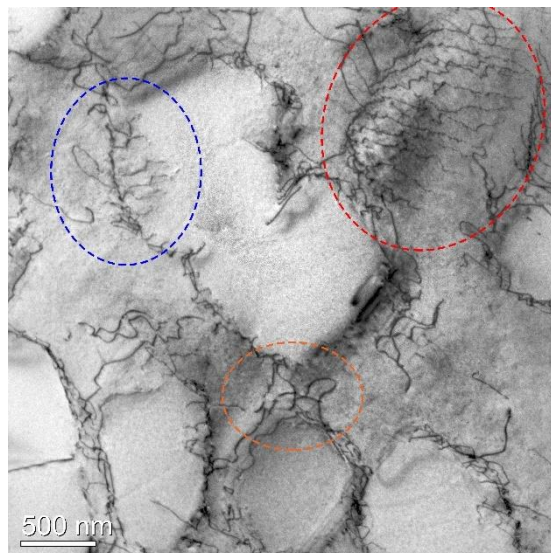
مشارکت نویسندگان

انجام آزمایش ها: حسن قربانی؛

تحلیل داده ها و نتایج: حسن قربانی، مهدی ملکان،

نگارش نهایی: حسن قربانی، حسن فرهنگی، مهدی ملکان.

تعارض منافع



شکل ۷- تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری از قسمت ۵۰٪ ایرفویل TE پره که در آن ساختار نایجایی های ایجاد شده در حین کارکرد مشاهده می شود

همانطور که در شکل ۵ بیان شد، یکی دیگر از اتفاقات در حین کارکرد، واکنش هایی است که موجب تولید فازهای کاربیدی به صورت پیوسته در مرزدانه و به تبع آن کاهش خواص مکانیکی می شود. با توجه به شکل های ۴، ۵ و ۶، فازهای کاربیدی در ابتدا به صورت MC هستند که در حین ریختگری پره ایجاد شده اند که اغلب در مناطق بین دندریتی قرار می گیرند. در حین کارکرد در دمای بالا، این کاربید ها که هم میتوانند در مرزدانه و هم داخل دانه باشند، شروع به تجزیه کرده و به فازهای $M_{23}C_6$ تبدیل می شوند. شکل ۸ تصویر میکروسکوپ الکترونی منطقه بین دندریتی را نشان میدهد که در آن فازهای کاربیدی اولیه به فازهای $M_{23}C_6$ تجزیه شده اند. قابل ذکر است فازهای TCP که در جهت های کریستالوگرافی خاصی رشد می کنند نیز در کنار این فازهای تجزیه شده قابل مشاهده هستند. این فاز های سوزنی شکل میتوانند منجر به افزایش سطح تنش و ایجاد میکروتکرک در ساختار شود.

نتیجه گیری

در این تحقیق به بررسی مکانیزم های آسیب پره ردیف اول توربین GEMS9001 پس از ۷۵۰۰۰ ساعت کارکرد پرداخته شده است. قابل ذکر است در مطالعات بسیار محدودی روی بررسی مکانیزم های آسیب پره هایی با کارکرد طولانی مدت انجام شده است، در این راستا موارد زیر قابل ارائه هستند:

۱- پس از کارکرد طولانی مدت در شرایط توربین، آسیب های فیزیکی و ریزساختاری مختلفی در قطعه ایجاد می شود. آسیب هایی فیزیکی از قبیل اکسیداسیون موضعی، سایش نوک پره، برخورد جسم خارجی میتواند در پره رخ دهد که منجر به کاهش قابل ملاحظه قابلیت اطمینان پره می شود.

بنابر اظهار نویسندگان، مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده است.

References

- [1] D. Beagle, B. Moran, M. McDufford, and M. Merine, "Heavy-Duty Gas Turbine Operating and Maintenance Considerations," GE Power Atlanta, GA, 2021.
- [2] V. Navrotsky, "Gas turbine performance and maintenance continuous improvement," in VGB Conference, Gas Turbines and Operation of Gas Turbines, Jun. 2013.
- [3] H. L. Bernstein and others, "Materials Issues For Users Of Gas Turbines.," in Proceedings of the 35th Turbomachinery Symposium, 2006.
- [4] "ger-4171-perf-reliability-improvements-ms5002-gas-turbines.pdf."
- [5] S. Can Gülen, Gas Turbines for Electric Power Generation. Cambridge University Press, 2019.
- [6] M.A. Cocca and Marcucci, "Performance and reliability improvements for MS5002 gas turbines," 2003. Accessed: Dec. 01, 2022. [Online]. Available: https://www.ge.com/content/dam/gepower-new/global/en_US/downloads/gas-new-site/resources/reference/ger-4171-perf-reliability-improvements-ms5002-gas-turbines.pdf
- [7] J. Li and A. Dasgupta, "Failure-mechanism models for creep and creep rupture," IEEE Trans Reliab, vol. 42, no. 3, pp. 339–353, 1993.
- [8] S. Baik and R. Raj, "Mechanisms of creep-fatigue interaction," Metallurgical Transactions A, vol. 13, no. 7, pp. 1215–1221, 1982.
- [9] G. Lvov, V. I. Levit, and M. J. Kaufman, "Mechanism of Primary MC Carbide Decomposition in Ni-Base Superalloys," Metallurgical and materials transactions A, vol. 35A, pp. 1669–1679, Jun. 2004.
- [10] R. Viswanathan, Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components. 1989.
- [11] H. Zhang et al., "Tensile properties, strain rate sensitivity and failure mechanism of single crystal superalloys CMSX-4," Materials Science and Engineering A, vol. 782, 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139105.
- [12] M. Mehdizadeh and H. Farhangi, "Microstructural characterization and mechanical properties of IN617 after long-term operation Microstructural characterization and mechanical properties of IN617 after long-term operation Extended Abstract," Journal of New Materials Summer 2021, vol. 12, no. 44, pp. 83–102, 2021, doi: 10.30495/jnm.2021.29188.1940.
- [13] M. Mirzaee, A. Reza Khodabandeh, H. Reza Najafi, and G. Ebrahimi, "Investigation of gamma precipitation process under effect of strain in Nimonic80A nickel base superalloy," Journal of New Materials Spring 2021, vol. 11, p. 43, 2021, doi: 10.30495/JNM.2021.4677.
- [14] J. Liburdi, P. Lowden, D. Nagy, T. R. De Priamus, and S. Shaw, "Practical experience with the development of superalloy rejuvenation," in Proceedings of the ASME Turbo Expo, 2009, vol. 4. doi: 10.1115/GT2009-59444.

- [15] J. A. Daleo and J. R. Wilson, "GTD111 alloy material study," in International Gas Turbine and Aeroengine Congress & Exhibition Birmingham, UK, 1996. [Online]. Available: <http://asmedigitalcollection.asme.org/GT/proceedings-pdf/GT1996/78767/V005T12A017/4464976/v005t12a017-96-gt-520.pdf>
- [16] J. A. Daleo and D. H. Boone, "FAILURE MECHANISMS OF COATING SYSTEMS APPLIED TO ADVANCED TURBINE COMPONENTS," in ASME 1997 International Gas Turbine and Aeroengine Congress, 1997. [Online]. Available: <http://asmedigitalcollection.asme.org/GT/proceedings-pdf/GT1997/78712/V004T12A024/4218527/v004t12a024-97-gt-486.pdf>
- [17] J. A. Daleo, K. A. Ellison, and D. H. Boone, "Metallurgical considerations for life assessment and the safe refurbishment and re-qualification of gas turbine blades," Proceedings of the ASME Turbo Expo, vol. 4, 2000, doi: 10.1115/2000-GT-0062.
- [18] J. A. Daleo and J. R. Wilson, "GTD111 alloy material study," J Eng Gas Turbine Power, vol. 120, no. 2, pp. 375–382, 1998, doi: 10.1115/96-GT-520.
- [19] A. Dadkhah and A. Kermanpur, "On the precipitation hardening of the directionally solidified GTD-111 Ni-base superalloy: Microstructures and mechanical properties," Materials Science and Engineering A, vol. 685, pp. 79–86, Feb. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.01.005.
- [20] B. G. Choi, I. S. Kim, D. H. Kim, and C. Y. Jo, "Temperature dependence of MC decomposition behavior in Ni-base superalloy GTD 111," Materials Science and Engineering A, vol. 478, no. 1–2, pp. 329–335, Apr. 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.06.010.
- [21] V. S. K. G. Kelekanjeri, S. K. Sondhi, T. Vishwanath, F. Mastromatteo, and B. Dasan, "Coarsening kinetics of the bimodal γ' distribution in DS GTD111TM superalloy," in WIT Transactions on Engineering Sciences, 2011, vol. 72, pp. 251–262. doi: 10.2495/MC110221.
- [22] P. Zhao et al., "Interplay of chemistry and deformation-induced defects on facilitating topologically-close-packed phase precipitation in nickel-base superalloys," Acta Mater, vol. 236, 2022, doi: 10.1016/j.actamat.2022.118109.
- [23] P. Wangyao, N. Chuankrerkkul, S. Polsilapa, P. Sophon, and W. Homkrajai, "Gamma prime phase stability after long-term thermal exposure in cast nickel based superalloy, IN-738," Chiang Mai Journal of Science, vol. 36, no. 3, 2009.
- [24] B. Gyu Choi, I. Soo Kim, D. Hyun Kim, S. Moon Seo, and C. Yong Jo, "ETA Phase Formation During Thermal Exposure and Its Effect on Mechanical Properties in Ni-Base Superalloy GTD 111," in Superalloys, 2004.
- [25] N. S. C. J. M. K. W. M. R. V. P. Swaminathan, "Microstructure and Property Assessment of Conventionally Cast and Directionally Solidified Buckets Refurbished After Long-Term Service".
- [26] N. S. Cheruvu and V. P. Swaminathan, "Recovery of Microstructure and Mechanical properties of service run GTD-111 DS

BUCKETS.” [Online]. Available:
[http://www.asme.org/about-
asme/terms-of-use](http://www.asme.org/about-asme/terms-of-use)

[27]G. Marahleh, A. R. I. Kheder, and H. F. Hamad, “Creep life prediction of service-exposed turbine blades,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 433, no. 1–2, pp. 305–309, Oct. 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.06.066.

[28]B. Liu, D. Raabe, F. Roters, and A. Arsenlis, “Interfacial dislocation motion and interactions in single-crystal superalloys,” *Acta Mater*, vol. 79, pp. 216–233, Aug. 2014, doi: 10.1016/j.actamat.2014.06.048.

[29]S. Sulzer et al., “On the assessment of creep damage evolution in nickel-based superalloys through correlative HR-EBSD and cECCI studies,” *Acta Mater*, vol. 185, pp. 13–27, Feb. 2020, doi: 10.1016/j.actamat.2019.07.018.

[30]Z. Shi, X. Wang, S. Liu, and J. Li, “Low cycle fatigue properties and microstructure evolution at 760°C of a single crystal superalloy,” *Progress in Natural Science: Materials International*, vol. 25, no. 1, pp. 78–83, 2015, doi: 10.1016/j.pnsc.2015.01.009.

[31]S. M. Hafez Haghghat, G. Eggeler, and D. Raabe, “Effect of climb on dislocation mechanisms and creep rates in γ' -strengthened Ni base superalloy single crystals: A discrete dislocation dynamics study,” *Acta Mater*, vol. 61, no. 10, pp. 3709–3723, Jun. 2013, doi: 10.1016/j.actamat.2013.03.003.