



تمدید عمر پره‌های مستعمل توربین با اعمال فشار هیدرو استاتیک گرم

پوریا مهدیزاده مهرجو¹، سید جلال همتی^{2*}

1- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مکانیک ساخت و تولید، دانشگاه هرمزگان، بندرعباس

2- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه هرمزگان، بندرعباس

* بندرعباس، صندوق پستی 3995، hemmati@hormozgan.ac.ir

کلیدواژگان

پرس کاری ایزو استاتیک داغ
عمر خزشی
ریزساختار پره
رابطه مانکنم-گران
پارامتر لارسون-میلر

چکیده

امروزه بهبود ریزساختار پره‌های نو ریخته‌ی توربین با اعمال فشار یکنواخت در درجه حرارت‌های بالا، به عنوان یکی از مراحل تولید آن‌ها، مرسوم است. اجرای این عملیات در مورد پره‌های مستعمل نیز می‌تواند به واسطه‌ی بستن و جوش دادن حفرات خزشی و ریزترک‌ها، در تمدید عمر پره‌ها مؤثر باشد. با توجه به کمبود اطلاعات موجود، در این تحقیق تلاش شده است با ایجاد شرایط مشابه، به مطالعه تجربی فرایند پرداخته شود. برای این منظور، ابتدا یک فیکسچر اندازه‌گیری مخصوص طراحی و ساخته شد. سپس دیسکی حاوی 75 پره‌ی ردیف اول توربین قدرت رستون روی آن تحت اندازه‌گیری طولی قرار گرفتند و از بین آن‌ها، شش پره با بیشترین میزان خزش طولی انتخاب شدند. در مرحله‌ی بعد، مخزن تحت فشار و دمای بالا و نیز کوره مورد نیاز برای آزمون‌ها تهیه و تنظیم شدند. سپس نمونه‌ها به مدت هشت ساعت، در معرض فشار 150 بار و دمای 380 درجه سانتی‌گراد قرار گرفتند. بررسی‌های متالوگرافی نشان داد پس از اجرای این عملیات، درصد فاز γ' در نواحی مختلف ایرفویل حدوداً 25% افزایش یافته و سختی در این نواحی حداکثر 7% درصد بیشتر شده است که با توجه به شرایط اجرا، موید فعال بودن مکانیزم‌های بهبود ریزساختار می‌باشد. همچنین با استفاده از داده‌های تجربی و روابط مانکنم-گران و پارامتر لارسون-میلر پیش بینی می‌شود عمر خزشی این نوع پره‌ها حدوداً هشت هزار ساعت افزایش می‌یابد.

Rejuvenation of serviced-exposed turbine blades by application of warm hydro static pressure

Pouria Mahdizadeh Mehrjoo, Seyed Jalal Hemmati*

Department of Mechanical Engineering, University of Hormozgan, Bandar Abbas, Iran

* P.O.B. 3995 Bandar Abbas, Iran, hemmati@hormozgan.ac.ir

Keywords

Hot iso-static pressing
Creep life
Blade microstructure
Monkman-Grant relationship
Larson-Miller parameter

Abstract

Currently, improving microstructure of new casted turbine blades by applying uniform pressure at high temperatures is considered as one of the common steps in their production. The operation performed on the serviced-exposed blades can be effective in extending the blade lifetime through the closing and welding of creeping cavities and micro cracks. Due to the lack of adequate existing information, the present study attempts to create the same conditions by studying the experimental process. For this purpose, at first, a special measuring fixture was designed and fabricated. Then, a disc containing 75 first-row blades of the Ruston power turbine was measured on longitudinal direction, and six of them were selected with the highest longitudinal creep. In the next step, the pressure and high temperature tank as well as the furnace needed for the tests were prepared and adjusted. The samples were then subjected to a pressure of 150 bar and a temperature of 380 °C for eight hours. Metallographic studies showed that the percentage of γ' phase in various areas of airfoil increased by about 25%, and the hardness in these areas was increased by a maximum of 7%, which, according to the operating conditions, indicated that the mechanisms for improving the microstructure were active. Using the experimental data and the Monkman-Grant relationships and the Larson-Miller parameter, it is expected that the creep life of this blades will increase by about eight thousand hours.

1- مقدمه

نیروهای ناشی از حرارت، موجب فعال شدن پدیده‌های خزشی و خستگی شده و نهایتاً آسیب ریزساختار پره را به دنبال دارند. بدیهی است که حضور همزمان تنش، دما و محیط‌های خورنده سبب می‌شود که قطعات توربین دچار تخریب‌های زود هنگام شدیدتری شوند. مکانیزم‌های اساسی تخریب قطعات داغ یا

پره‌های توربین در حین کار دچار آسیب‌های مختلفی می‌شوند. بعضی از این آسیب‌ها از جمله اکسیداسیون، خوردگی داغ، سایش و برخورد اجسام خارجی، به دلیل حضور نیروهای استاتیکی، نیروهای گریز از مرکز و نیروهای دینامیکی مانند

Please cite this article using:

P. Mahdizadeh Mehrjoo, S. J. Hemmati, Rejuvenation of serviced-exposed turbine blades by application of warm hydro static pressure, *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*, Vol. 4, No. 2, pp. 39-50, 2018 (in Persian)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

قطعاتی که در مسیر گاز داغ قرار دارند عمدتاً ناشی از خزش، خوردگی و خستگی هستند. این مکانیزم‌ها ممکن است مجزا از هم و یا به طور همزمان باعث محدود شدن عمر قطعات شوند. سهم هر یک از این مکانیزم‌ها به استناد گزارش مرکز تحقیقات تورنتن و چستر¹ [1] به ترتیب 46، 36 و 18 درصد است. بنابراین مکانیزم غالب در تخریب پره، پدیده خزش است که در این مقاله روی صحبت با آن می‌باشد.

اعمال فشار ایزواستاتیکی به قطعه کارها توسط سیال عامل در درجه حرارت بالا، از جمله فرایندهای ترمومکانیکی اصلاح ریزساختار مواد است که اولین بار توسط شرکت باتل مموریال کلوبوس² در سال 1955 ابداع گردید [2]. این فرایند که در ابتدا برای اتصال دو قطعه تحت عنوان اتصال از طریق فشار گاز³ مورد استفاده قرار گرفت بعداً به پرس کاری ایزواستاتیک داغ⁴ (HIP) معروف شد. هومت⁵ اولین شرکتی بود که این فرایند را در صنعت ریخته‌گری دقیق بکار برد و پس از آن HIP در زمره عملیات استاندارد قطعاتی مانند پره‌های توربین قرار گرفت به طوری که طی سال‌های 1970 تا 1990 میلادی، تعداد واحدهای IP در دنیا به حدود پنج برابر افزایش یافت [3].

در اثر کارکرد در دماهای بالا تحت تنش، نه تنها تغییر فاز در ریزساختار اتفاق می‌افتد بلکه ریزحفرات⁶ و حفرات خزشی⁷ و همچنین ترک‌های ریز به صورت درون دانه‌ای و یا مرز دانه‌ای به وجود آمده و باعث جوانه‌زنی و رشد ترک‌های ماکروسکوپی می‌شوند [4]. عملیات HIP قادر است حفرات درونی و ترک‌های ریز را از طریق تفجوشی ترمیم نماید. متغیرهای مؤثر در فرایند HIP ارتباط نزدیکی به ترکیب و ریزساختار مواد مورد نظر دارد لذا شرایط اجرای فرایند به گونه‌ای انتخاب می‌گردد تا در انتهای عملیات، بهترین خواص با صرف هزینه مناسب به دست آید.

سوپرآلیاژهای پایه نیکل با دانه‌های جهت‌دار به دلیل حفظ استحکام در دماهای بالا از سال 1989 به طور صنعتی برای ساخت پره‌های توربین‌های گازی مورد استفاده قرار گرفته‌اند و اعمال HIP به آن‌ها باعث افزایش قابل توجه استحکام کششی، خستگی، ضربه و خواص خزشی پره شده است. تولید این سوپرآلیاژها با توجه به فناوری و دانش خاص به کار رفته، پرهزینه است؛ بنابراین شرکت‌های صنعتی فعال در این زمینه از سال 1991 به دنبال راهی بوده‌اند تا پره‌هایی که دچار خوردگی

و یا شکست نشده‌اند را تحت بازیابی و استفاده مجدد قرار دهند [5]. به عنوان مثال، شرکت ایرباس به وسیله سنگ‌زنی خزشی، پره‌ها را سایز نمود و در موتور جت مورد آزمایش قرار داد که با ساعت کارکرد پایینی در حدود 2000 ساعت پره‌ها دچار شکست شدند [6]. تحقیقات نشان داد سنگ‌زنی خزشی باعث ترمیم مرزدانه‌ها و ریزساختار سوپرآلیاژ نمی‌شود. از سال 1996 شرکت زیمنس تحقیقاتی را روی پرس کاری داغ پره‌ها به منظور ترمیم مرز دانه‌ها آغاز کرد و به فناوری HIP و فرایند بازسازی دست پیدا نمود [7]. پس از انجام آزمایش‌های زیاد در این زمینه برای اولین بار پره‌های توربین زیمنس SGT-200 با ساعت کارکرد 30000 ساعت تحت عملیات ترمیمی HIP قرار گرفت و تا 25000 ساعت بدون هیچگونه خرابی و شکست مورد بهره‌برداری مجدد قرار گرفت.

اکثر تحقیقات انجام گرفته، مربوط به انجام HIP روی پره‌های نو ریخته است چون پس از ریخته‌گری گریز از مرکز در خلأ، مرز دانه‌های سوپر آلیاژ به صورت مرتب و مکعبی شکل در کنار یکدیگر قرار نمی‌گیرند [8] برای یکسان‌سازی، پره‌ها تحت دمایی تا حدود 1100°C و فشار 1000 بار قرار می‌گیرند. البته گزارش شده است که مراحل انجام HIP برای پره مستعمل نسبت به نمونه نو کاملاً متفاوت می‌باشد چون پره مستعمل در اثر کارکرد در دما و دور بالا تقریباً دارای جنسی ترد و شکننده شده و نمی‌توان دما و فشار داغ بالایی به آن یکجا اعمال کرد بلکه فرایند HIP این گونه پره‌ها در دما و فشار پایین‌تر و البته زمان بیشتر صورت می‌گیرد.

موهان و همکاران [9] تغییرات فاز γ' و در نتیجه، خواص مکانیکی و سختی سوپرآلیاژ پایه نیکل را قبل و بعد از فرایند HIP مورد بررسی قرار دادند و گزارش نمودند که با کوچک‌تر شدن بیشتر این فاز در سوپرآلیاژ استحکام آن به طور چشمگیری افزایش پیدا می‌کند.

کیم و همکاران [10] نیز تاثیرات اعمال HIP بر پره‌های نو از جنس سوپر آلیاژهای پایه نیکلی مختلف را به طور تجربی با انجام تست کشش و تنش گسیختگی روی پره‌ها، قبل و بعد از اعمال فرایند مورد بررسی قرار دادند. ایشان پس از ترسیم نمودار تنش- کرنش در زمان‌ها و شرایط مختلف به این نتیجه رسیدند که بیشترین میزان تنش تسلیم مربوط به سوپرآلیاژ GTD-111 است که تحت فرایند 2H90 (دو ساعت در دمای حدود 871°C و فشار 600MPa) قرار گرفته است.

لی و همکاران [11] تاثیر تغییرات دما و فشار پرس کاری ایزواستاتیک داغ بر خواص مکانیکی و ریزساختار پره‌های نو از

¹ Thornton & Chester

² Battelle Memorial Columbus

³ Gas Pressure Bonding

⁴ Hot Iso-static Pressing

⁵ Howmet

⁶ Microvoids

⁷ Creep Cavitations

در زمینه امکان بازیابی پره‌های مستعمل انجام بگیرد.

2- مشخصات پره‌های مورد مطالعه [17]

جنس پره‌های مورد مطالعه از نوع اینکونل 738 کم کربن (IN738LC) است که استحکام خزشی خوب و مقاومت به خوردگی عالی دارد و در سال 1968 برای ساخت پره معرفی شد. در جدول 1 ترکیب شیمیایی این سوپراآلیاژ پایه نیکلی ذکر شده است. در این سوپراآلیاژها فازهای گاما (γ) و گاما پریم (γ') و نیز کاربیدها و بورورها از جمله مهم‌ترین اجزا محسوب می‌شوند. فاز گاما به عنوان زمینه، یک فاز آستینیتی غنی از نیکل با شبکه کریستالی FCC است که معمولاً شامل درصد بالایی از عناصر محلول جامد نظیر Cr، Co و فلزات دیرگدازی نظیر W و Mo می‌باشد. فاز γ' دارای ساختار منظم FCC بوده و عامل سخت‌کننده رسوبی است و ترکیب اسمی آن Ni_3Al است. چون تقریباً 65% احتمال جانشینی تیتانیوم با آلومینیوم در این فاز وجود دارد از آن به $Ni_3(Al, Ti)$ نیز یاد می‌شود.

اغلب سوپراآلیاژهای پایه نیکلی، فازهای کاربیدی در خود دارند. کاربیدهای MC دارای شبکه FCC بوده و عناصر فعالی مانند وانادیوم، تیتانیوم و عناصر دیرگدازی مانند تنگستن، مولیبدن و نیبیوم می‌توانند جایگزین M شوند. کاربیدهای MC به دلیل دارا بودن شکل بلوکی همانند محل جوانه‌زنی ترک در موضع تمرکز تنش در نوک دندریته‌ها عمل می‌کنند. کاربیدهای M_6C دارای یک ساختار کریستالی ریز و پیچیده بوده و معمولاً به عنوان یک رسوب مرز دانه‌ای در دمای $815-980^\circ C$ شکل می‌گیرند. کاربیدهای $M_{23}C_6$ در نتیجه عملیات حرارتی ایجاد می‌شوند. این کاربیدها در سوپراآلیاژهای دارای کرم متوسط و زیاد می‌تواند در حین سرویس در اثر تجزیه کاربیدهای MC در محدوده دمایی $760-980^\circ C$ نیز تشکیل شود. ناخالصی‌ها در سوپراآلیاژهای نیکلی ممکن است به صورت گازهای باقیمانده، عناصر فلزی و شبه فلزی باقیمانده و سیلیسیم و منگنز باشند. عناصر ناخالص مضر سبب تردی مرزدانه‌ها می‌شوند.

جدول 1 درصد ترکیب شیمیایی عناصر سوپراآلیاژ INC738LC [17]

عنصر	W	Mo	Cr	Co	C
حداقل	2/4	1/5	15/7	8	0/09
حداکثر	2/8	2	16/3	9	0/13
عنصر	Ni	Zr	Ti	Al	Nb
حداقل	Balance	0/3	3/2	3/2	0/6
حداکثر		0/008	3/7	3/7	1/1

جنس سوپراآلیاژ K452 را به طور تجربی و در زمان‌های ثابت بررسی کرده و گزارش نمودند که بهترین خواص مکانیکی در فشار حدوداً 1000Bar و دمای $600^\circ C$ به دست می‌آید.

لی و لی [12] رفتار سوپراآلیاژهای مهمی مانند Inconel718، Rene95 و Astroloy را در دماهای مختلف فرایند HIP مورد ارزیابی قرار دادند و نمودارهای تنش- کرنش هر نمونه را بر اساس دماهای مختلف از 273 تا 1173 درجه کلون ترسیم نمودند. در این تحقیق معلوم شد سه آلیاژ فوق‌الذکر پس از اعمال HIP در دماهای مختلف رفتارهای مختلفی از خود نشان می‌دهند. به این صورت که سوپراآلیاژ Inconel718 پس از اعمال پرس کاری در دمای 273 درجه کلون، بیشترین استحکام کششی را ارائه می‌کند و با بالاتر رفتن دمای پرس کاری منحنی تنش- کرنش افت می‌کند. اما برای دو سوپراآلیاژ دیگر با اعمال HIP در محدوده دمایی 1000 درجه کلون، منحنی تنش- کرنش پس از فرایند، تقریباً ثابت است ولی در دماهای بالاتر، پس از کرنشی حدود 5% دچار شکست می‌شود.

سولاک و همکاران [13] اثر HIP بر رفتار خستگی سوپراآلیاژ نوریخته از جنس MAR-247 را مطالعه کردند. بر اساس گزارش ایشان طول عمر نمونه‌های پرس کاری شده نسبت به نمونه‌های بدون پرس کاری بیشتر است.

روسکوز و همکاران [14] آزمون‌هایی با هدف مشخص کردن مورفولوژی کاربیدها قبل و بعد از فرایند HIP انجام دادند و دریافتند مقدار، اندازه و ناهمگونی آرایش کاربیدها بعد از اعمال HIP افزایش می‌یابد. ایشان در مطالعه دیگری [15] به ارزیابی اثر فرایند HIP بر تخلخل موجود در پره‌های نو ریخته از جنس سوپراآلیاژ IN713C پرداختند. نتایج ایشان نشان داد اعمال HIP کاهش چشمگیری در کسر حجمی و اندازه تخلخل پره‌ها به همراه خواهد داشت و تخلخل باقیمانده که بعد از عملیات پرس کاری به صورت گرد درآمده، با افزایش فشار قابل کم کردن است. روی این سوپراآلیاژ تحقیق دیگری توسط چمیلا و همکاران [16] انجام گرفت و اثرات HIP بر ریزساختار پره در چهار ناحیه لبه جلویی، لبه عقبی، وجه مکش و وجه فشار را مورد مطالعه قرار دادند.

پره‌های مورد مطالعه در این مقاله ساخت شرکت انگلیسی رستون¹ هستند و طبق پیشنهاد سازنده، با در نظر گرفتن ضریب ایمنی سه، عمری حدود 40 هزار ساعت دارند. متأسفانه به دلیل شرایط تحریم، شرکت‌های بازرگانی فقط هشت هزار ساعت از استارت گرم اولیه این پره‌ها را گارانتی می‌کنند. تعدد توربین‌های رستون در کشور و سابقه کم تحقیقاتی ایجاب می‌کند مطالعاتی

¹ Ruston

3- مکانیزم تخریب پیش بینی شده

محققان، خسارات خزشی را به گروه‌های مجزایی تقسیم‌بندی کرده‌اند:

1- خسارت ناشی از کاهش سطح مقطع خارجی و داخلی از جمله خسارات خزشی است. در حجم ثابت، با افزایش طول خزشی و بارگذاری ثابت، با گذشت زمان سطح مقطع کاهش خواهد یافت. در داخل پره نیز تشکیل حفرات خزشی در داخل دانه و یا روی مرز آن به کاهش سطح مقطع می‌انجامد. در شکل 1 به طور شماتیک محل تشکیل این حفرات نشان داده شده است. تشکیل حفرات خزشی و رشد آن‌ها را می‌توان در سه مرحله‌ی جوانه زنی، رشد و تشکیل نوک و رشد آن‌ها توضیح داد. ایجاد تغییر شکل در درجه حرارت‌های بالا حین خزش، شرایط را برای تشکیل جاهای خالی اتمی شبکه در مرز و درون دانه‌ها فراهم می‌سازد. در اثر اعمال تنش برشی و ایجاد لغزش صفحات کریستالی، جاهای خالی بهم می‌پیوندند و گروه‌های حفرات را تشکیل می‌دهند. جوانه‌ها ممکن است از قبل در نمونه وجود داشته باشند و یا تجمع گازهای محلول در آلیاژ مانند یک حفره عمل نماید. این حفرات سرانجام به هم پیوسته و ترک‌ها و شکست در مرز دانه‌ها را موجب می‌شود. جدایش فازهای ثانویه (عمدتاً فازهای غیریکنواخت و آخال‌ها) از زمینه نیز می‌تواند موجب شکست درون دانه‌ای شود.

2- خسارت ناشی از زوال ریزساختار به دو دلیل رخ می‌دهد: یکی رشد رسوب‌ها و ذرات فاز ثانویه γ' و دیگری تغییر در نظم و چگالی نابجایی‌ها. در اثر خزش در درجه حرارت‌های بالا، فاز γ' رشد کرده و در نتیجه با افزایش اندازه و فاصله بین ذرات، سرعت خزش افزایش می‌یابد.

4- فرایند HIP [20]

اعمال فشار همه جانبه تحت دمای بالا توسط یک گاز خنثی به پره باعث بسته شدن حفرات و ریزحفرات و جوش خوردن آن‌ها می‌شود ضمن این‌که تغییر شکل قطعه معمولاً ناچیز است. برخورد سریع و پر تعداد مولکول‌ها با سطح می‌تواند حتی در لبه‌های تیز هم اعمال فشار نماید. در شکل 2 اجزای یک سیستم نمونه HIP به طور شماتیک نشان داده شده است. کمپرسور، گاز خنثی ورودی از مخزن مربوطه را به داخل محفظه فشار که قبلاً پره‌ها در آن جای داده شده‌اند تغذیه می‌کند. هوای داخل این محفظه توسط یک پمپ خلاء تخلیه شده است. سپس محفظه فشار توسط هیترا گرم می‌شود و پره‌های داخل آن تحت فشار و دمای معینی قرار گرفته و به مدت چند ساعت نگهداری می‌شود. بعد از این مدت زمان، گرمایش و فشار حذف شده و خنک کاری تا دمای محیط به تدریج اعمال می‌گردد. دما، فشار و زمان اعمالی در این فرایند بسیار مهم بوده و در عمل به طور تجربی بهینه‌سازی می‌شوند.

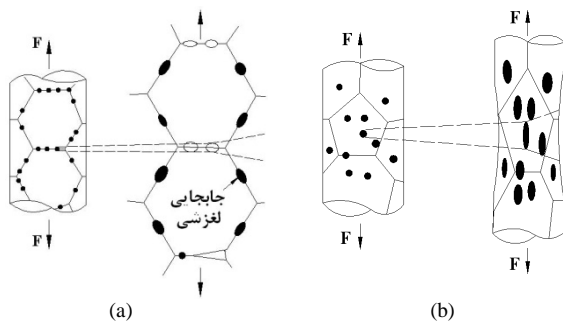


Fig. 1 Creep cavities, (a) on grain boundaries, (b) inside grains [19]
 شکل 1 حفرات خزشی، (a) در مرز دانه‌ها، (b) درون دانه‌ها [19]

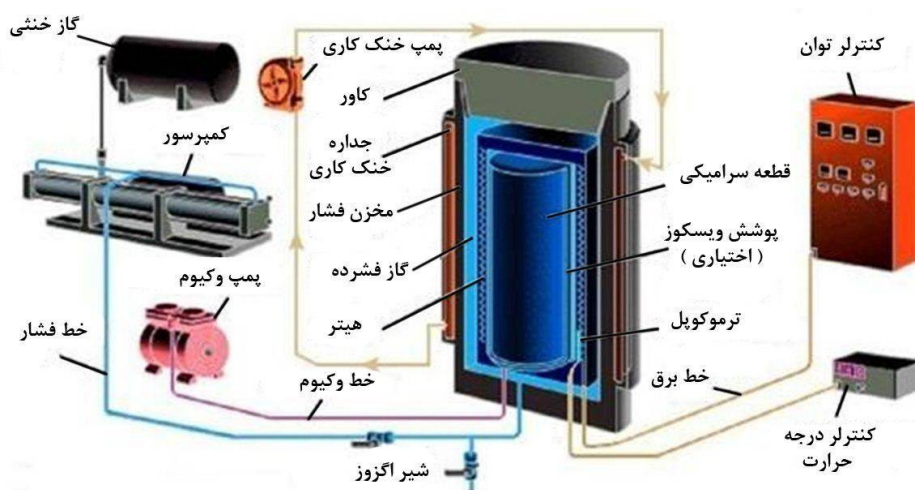


Fig. 2 Components of a typical HIP system [8]

شکل 2 اجزاء یک سامانه HIP نمونه [8]

بین 0/03 تا 0/04 اینچ (40 پره، 2) پره‌های دارای خزش بین 0/04 تا 0/06 اینچ (21 پره و 3) پره‌های دارای خزش بیش از 0.06 اینچ (11 پره). از بین پره‌های دسته سوم که در شرایط بیشترین مقدار خزش بودند شش پره انتخاب شد. به دلیل عدم دسترسی به دستگاه HIP و براساس امکانات موجود، تجهیزاتی برای ایجاد شرایط لازم طراحی و ساخته شدند. شکل 5 نمای برش خورده مخزن و تصویر نمونه ساخته شده را نشان می‌دهد.

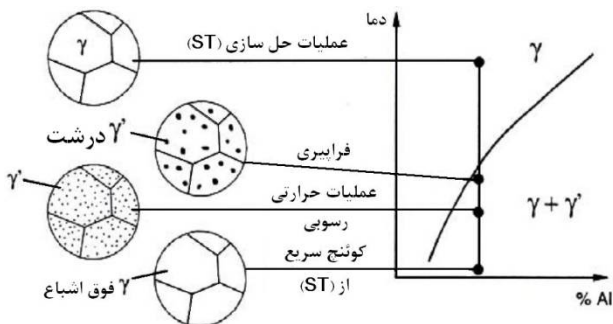


Fig. 3 Heat treatment diagram for precipitation strengthening in nickel-base superalloys [4]

شکل 3 نمودار عملیات حرارتی استحکام بخشی رسوبی در سوپراآلیاژهای پایه نیکل [4]



Fig. 4 Special fixture for measuring the length of samples

شکل 4 فیکسچر مخصوص اندازه‌گیری طول نمونه‌ها

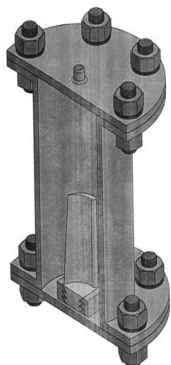


Fig. 5 Sectional view (left) and picture of fabricated vessel (right)
شکل 5 نمای مقطعی (چپ) و تصویر مخزن نمونه ساخته شده (راست)

دما برای آلیاژهای مختلف معمولاً در حدود 0/6 تا 0/9 درجه حرارت سالیدوس بر حسب کلویین در نظر گرفته می‌شود [8]. با افزایش دما، تنش تسلیم فلز به مقدار زیادی کاهش یافته و در نتیجه برطرف کردن تخلخل‌های درونی غیرگازی ممکن می‌گردد. در این حالت، نفوذ اتمی و تغییر شکل در مقیاس کوچک تسهیل می‌شود. از طرف دیگر، افزایش بیش از حد دما به کاهش زمان عملیات کمک می‌کند ولی می‌تواند باعث ایجاد عیوبی مانند ذوب موضعی ناخواسته، رشد دانه‌ها، درشت شدن ذرات فاز دوم و رسوبات پخش شده در زمینه شود. در بعضی از موارد دمای عملیات HIP را طوری تعیین می‌کنند که عملیات حرارتی حل‌سازی و یا رسوب‌گذاری نیز همزمان با اصلاح عیوب انجام شود [8]. به طور مثال در سوپراآلیاژهای دمای HIP را بالاتر از دمای انحلال γ' در نظر می‌گیرند و با این کار هم حفرات ناشی از ریخته‌گری برطرف می‌شود و هم عملیات انحلال γ' تا حد زیادی انجام می‌گردد [21]. البته مشکل سرد کردن سریع قطعه هنوز به قوت خود باقی است (شکل 3).

فشار نیز باید به اندازه‌ای باشد تا بتواند همه تخلخل‌ها را ببندد. فشار نیز با توجه به دمای دستگاه و زمان نگهداری قطعه قابل تنظیم بوده و معمولاً بین 100-600 Bar قرار دارد [21]. افزایش فشار تا حدی به حذف تخلخل سرعت می‌بخشد ولی ازدیاد بیش از حد آن نه تنها تاثیر بیشتری ندارد مستلزم استفاده از دستگاه‌های مقاوم‌تر و در نتیجه بالا رفتن هزینه فرایند می‌شود و استفاده از HIP را از نظر اقتصادی نامناسب می‌کند.

زمان نگهداری در دمای مورد نظر، هم به دلایل اقتصادی و هم به دلیل تشکیل ترکیبات بین فلزی شکننده، رشد دانه‌ها و تبلور مجدد ثانویه مورد توجه قرار می‌گیرد. زمان نگهداری بین دو الی شش ساعت تغییر می‌کند و با ساخت دستگاه‌های پیشرفته‌تر این زمان به دو تا چهار ساعت کاهش یافته است [22].

5- تنظیمات روش تجربی

مطالعه تجربی فرایند HIP، روی پره‌های ردیف اول توربین قدرت مدل رستون TB-4000 با 40 هزار ساعت کارکرد انجام گرفت. مجموعه کامل دیسک پس از دمونتاز از روی توربین، روی فیکسچر مخصوصی که برای این منظور طراحی و ساخته شده، نصب گردید. شکل 4 این مجموعه را نشان می‌دهد. در این فیکسچر از یاتاقان‌های یدکی توربین در نگهدارنده مخصوص خود استفاده شده و به بدنه جانبی فیکسچر با دقت پیچ و مهره شده است. کلیه پره‌ها به وسیله میکرومتر تحت اندازه‌گیری طولی قرار گرفت و به سه دسته تقسیم شدند: (1) پره‌های دارای خزش

شدن متمایل شده است. در شکل 10 کاملاً جدایش مرز دانه‌ها در اثر خزش و حفرات خزشی مشهود است.

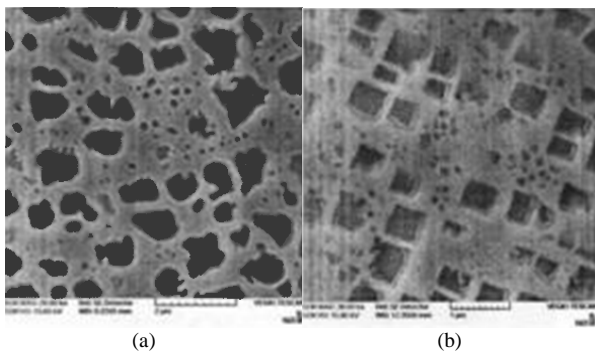


Fig. 6 Microstructure of (a) airfoil, (b) root of serviced-exposed blade
 شکل 6 ریزساختار (a) ایرفویل و (b) ریشه پره مستعمل

جدول 2 نتایج اندازه‌گیری‌های متالوگرافی نمونه‌ها

Table 2 Results of sample metallographic measurements				
محل نمونه	درصد γ' اولیه و ثانویه	اندازه γ' اولیه (μm)	درصد γ' ثانویه	اندازه γ' ثانویه (nm)
ریشه	33 ± 2	0.6 ± 0.05	$3/5 \pm 0/2$	100 ± 6
ایرفویل	33 ± 1	$1 \pm 0/08$	$0/7 \pm 0/1$	116 ± 6

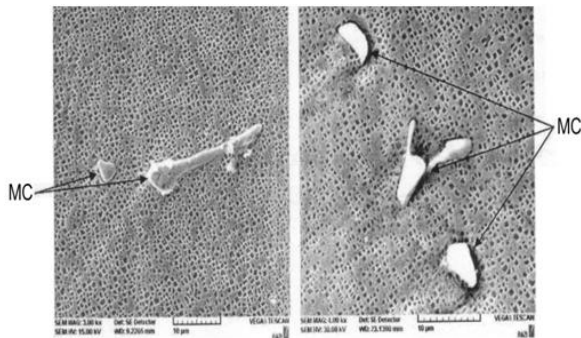


Fig. 7 Carbide formation in airfoil

شکل 7 تشکیل کاربید در ایرفویل

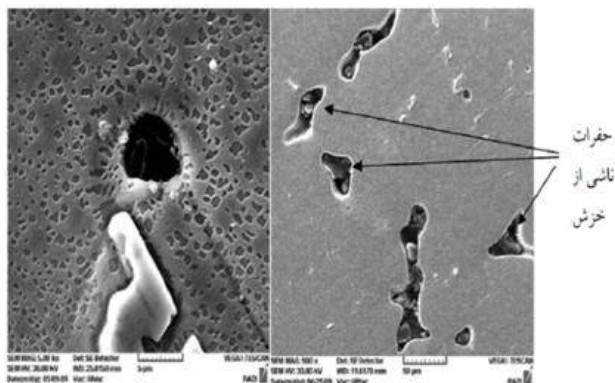


Fig. 8 SEM images of creep cavities formation in blade

شکل 8 تصاویر میکروسکوپی از تشکیل حفرات خزشی در پره

جدار این مخزن از لوله‌ای به ضخامت 8mm و فیتینگ کلاس 1500 براساس استاندارد ASME831.4 انتخاب شده و برای جوشکاری آن از الکتروود جوش E-9018 و عملیات حرارتی براساس استاندارد AWS A5.5 و 1502560EN BS استفاده شد. این مخزن برای تحمل فشار 150 بار طراحی گردید و در فشار حدود 180 بار تست شد تا مجوز بازرسی فنی را اخذ نماید.

با توجه به محدودیت تأمین گاز خنثی مناسب، در این تحقیق از روغن توربین تحت فشار 150 بار استفاده شد. برای ایجاد این فشار، از سری کردن دو پمپ هیدرولیک مربوط به توربین استفاده شد. پمپ هیدرولیک VGV توربین گازی تورنادو فشار روغن را تا 60 بار و سپس پمپ هیدرولیک الکترو موتور پمپ رفت و برگشتی گلایکول فشار آن را تا 150 بار افزایش می‌دهد. در ورودی مخزن قبل از اتصال درب مخزن یک شیر اطمینان، این فشار را کنترل می‌کند. پس از جدا کردن مخزن تحت فشار از پمپ‌ها، در یک کوره تیوبی قرار می‌گیرد تا در دمای 380°C حدوداً هشت ساعت قرار بگیرد.

6- مشخصات پره مستعمل قبل از فرایند HIP

یکی از شش پره منتخب برای نمونه برداری و متالوگرافی انتخاب و به آزمایشگاه رازی ارسال گردید. شکل 6 مورفولوژی فاز γ' در لبه حمله ایرفویل و ریشه پره نشان می‌دهد. شکل فاز γ' اولیه در ریشه به صورت مکعبی است. در ایرفویل بر اثر خزش ذرات کروی γ' ثانویه کم شده و ذرات γ' اولیه در اثر درشت شدن تمایل به کروی شدن دارند. جدول 2 نتایج بررسی‌های متالوگرافی را نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود اندازه γ' اولیه و ثانویه نسبت به ریشه افزایش یافته است که در نتیجه کاهش کسر ذرات γ' ثانویه در واحد سطح در لبه حمله ایرفویل و کاهش استحکام خزشی را به همراه خواهد داشت.

شکل 7 تشکیل کاربید MC در ایرفویل در یکی از نمونه‌ها را نشان می‌دهد. در بررسی‌های ریزساختاری انجام شده، کاربیدهای M_{23}C_6 گزارش نشده است. به نظر می‌رسد شرایط دمایی لازم برای تشکیل این نوع کاربید در حین کارکرد پره فراهم نبوده است.

در شکل 8 تشکیل حفرات خزشی مشاهده می‌شود. این حفرات معمولاً در مرز دانه‌ها تشکیل می‌شوند. گرچه در تصاویر موجود، برخی از حفرات در داخل دانه نیز شکل گرفته‌اند. حفرات درون دانه‌ها معمولاً در فصل مشترک زمینه با یک فاز سخت نظیر کاربیدها تشکیل می‌شوند و در شکل 9 ملاحظه می‌شود که مرز دانه‌ها در ریشه پره، دندان‌های برجسته است در حالی که در لبه حمله پره مستعمل در اثر کارکرد به سمت صاف

در ایرفویل پره‌های مورد آزمایش (شکل 12) با کاهش میزان خزش، اندازه γ' ثانویه کاهش یافته و اندازه ذرات γ' اولیه نیز در اثر کوچک شدن، تمایل به دوباره مکعبی شدن پیدا کرده‌اند. در ریشه پره (شکل 13) شکل ذرات γ' اولیه، مکعبی است و در نمونه‌های متالوگرافی چندان تأثیری از خزش محسوس نبوده است.

در جدول 3 نتایج آزمون‌های متالوگرافی مربوط به پره‌های نمونه بعد از اعمال فرایند HIP گزارش شده است. در این جدول اندازه و درصد ذرات γ' اولیه و ثانویه برای نمونه‌های پنج‌گانه پس از اعمال فرایند HIP ذکر شده‌اند.

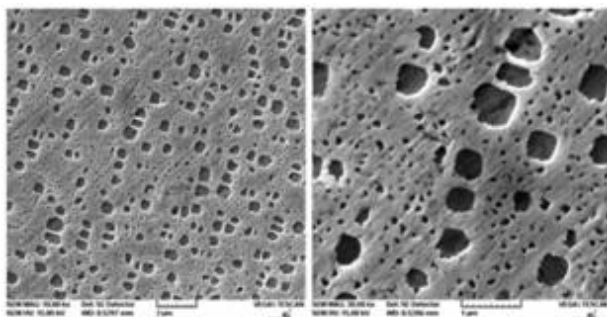


Fig. 11 Microstructure of tested blade in its tip region after HIP
شکل 11 ریزساختار پره مورد آزمایش در ناحیه نوک پره پس از اعمال HIP

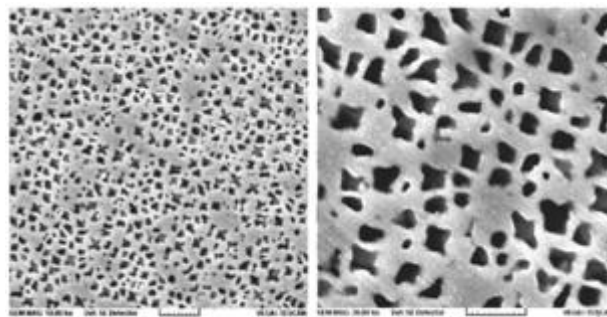


Fig. 12 Microstructure of tested blade in middle of its airfoil after HIP
شکل 12 ریزساختار پره مورد آزمایش در وسط ایرفویل پس از اعمال HIP

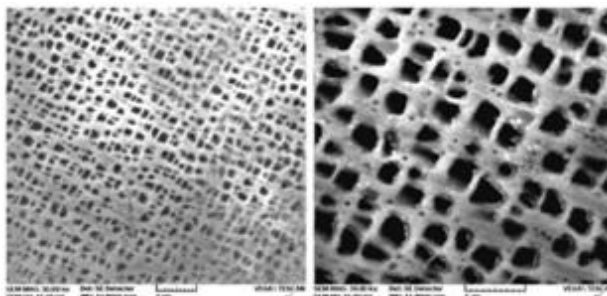


Fig. 13 Microstructure of tested blade in its root region after HIP
شکل 13 ریزساختار پره مورد آزمایش در محل ریشه پس از اعمال HIP

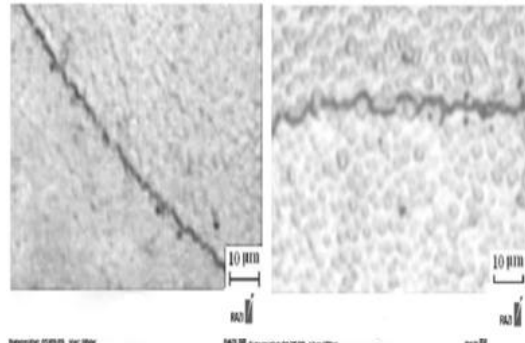


Fig. 9 Grain boundaries morphology at root (left) and airfoil (right)
شکل 9 مورفولوژی مرز دانه‌ها در (چپ) ریشه و (راست) ایرفویل پره مستعمل

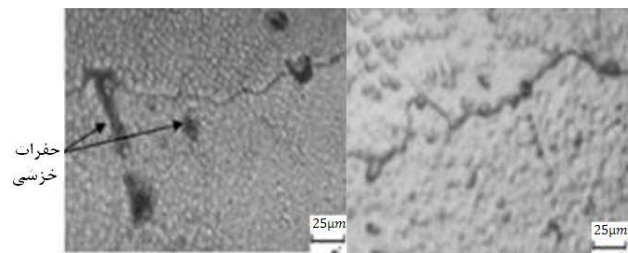


Fig. 10 Creep cavities and micro crack formation at grain boundaries
شکل 10 تشکیل حفرات خزشی و ترک در مرز دانه‌ها

نتایج آزمایش سختی سنجی به روش ویکرز نشان می‌دهد قبل از فرایند HIP سختی ریشه 379 و سختی ایرفویل HV30 365 می‌باشد. مقادیر سختی فوق‌الذکر پس از سه بار تکرار و میانگین‌گیری گزارش شده‌اند.

7- مشخصات نمونه‌ها پس از اعمال فرایند HIP

پس از اعمال فشار 150 بار تحت درجه حرارت 380°C به مدت 8 ساعت، پنج نمونه آزمایش پیش‌گفته مورد بررسی قرار گرفتند. با توجه به متغیر بودن خسارات وارده به پره‌ها در موقعیت‌های مختلف در طول آن از سه قسمت نوک پره، وسط ایرفویل و ریشه نمونه‌هایی تهیه شد. شکل 11 نمونه‌ای از ریزساختار در نزدیکی نوک پره را نشان می‌دهد. از مقایسه این تصویر با تصاویر سایر قسمت‌ها ملاحظه می‌شود قطر ریزحفرات بیشتر از سایر قسمت‌های پره است. علت این امر بالاتر بودن دما در حین کارکرد در این منطقه است که در نتیجه سرعت نفوذ برای جوانه‌زنی و رشد حفرات را بیشتر می‌کند. همانگونه که در این شکل مشخص است پس از انجام عملیات HIP مورفولوژی فاز γ' اولیه در نوک پره به ریزساختار ریشه پره در شکل 16 نزدیک‌تر شده است و ذرات ریز γ' ثانویه در بین ذرات مکعبی γ' اولیه تشکیل شده است.

جدول 3 نتایج اندازه‌گیری‌های متالوگرافی نمونه‌ها

Table 3 Results of sample metallographic measurements				
پره نمونه	درصد γ' اولیه و ثانویه	اندازه γ' اولیه (μm)	درصد γ' ثانویه	اندازه γ' ثانویه (nm)
شماره 1	41±2	0/6±0/06	1/6±0/1	90±10
شماره 2	40±3	0/65±0/08	1/68±0.2	96±6
شماره 3	40/5±4	0/58±0/08	1/4±0/01	98±8
شماره 4	42±3	0/18±0/03	1/9±0/3	93±12
شماره 5	39±2	0/34±0/08	1/65±0/01	91±10

در این روش، آزمون‌ها در شرایط بحرانی‌تر از شرایط واقعی روی نمونه‌ها انجام گرفته و سپس نتایج حاصل با استفاده از روابطی همچون رابطه مانکنم - گرانت [21] با شرایط نزدیک به شرایط کارکرد واقعی برون‌یابی می‌شوند. اغلب روابط ارائه شده برای مرتبط ساختن سرعت خزش در مرحله دوم و زمان گسیختگی، از تحلیل اطلاعات حاصل از آزمون خزش با بارگذاری ثابت به دست می‌آید.

آزمون‌های خزش براساس استاندارد BS3500-1,3 طراحی و اجرا شده‌اند. در این استاندارد در بازه دمایی 600 تا 800°C، بایستی درجه حرارت در محدوده $\pm 2.5^\circ\text{C}$ کنترل شود. در این تحقیق از دستگاه تست SCHENCK-TREBEL استفاده شده است. در شکل 14 تصویر این دستگاه نشان داده شده است. این دستگاه امکانات اندازه‌گیری و کنترل درجه حرارت و همچنین تجهیزات اندازه‌گیری دقیق تغییر طول با رزولوشن ده میکرومتر را دارد. از این دستگاه برای آزمایش سوپراآلیاژها در زمان‌های بسیار طولانی، تحت بار تا 30 کیلونیوتن و دمای کاری 1200°C استفاده می‌شود. همچنین دارای قابلیت محاسبه زمان گسیختگی نمونه و ترسیم نمودار خزش آن می‌باشد. بر اساس استاندارد فوق‌الذکر لازم است زمان گسیختگی نمونه با دقت ± 1 درصد اندازه‌گیری شود. نتایج آزمون‌های خزش تسریع شده در شرایط دما و تنش مختلف برای پره‌های تحت آزمایش در جدول 5 ذکر شده‌اند. از مقادیر این جدول ملاحظه می‌شود عمر نمونه شماره 3 نسبت به سایر نمونه‌ها بسیار کم‌تر بوده است که احتمالاً به دلیل یک عیب ریزساختاری در این پره مستعمل بوده است که عمر آن را کاهش داده است و به صورت چشمی قابل رویت نبوده است.



Fig. 14 Creep test machine

شکل 14 دستگاه آزمون خزش

از مقایسه جداول 2 و 3 و بررسی‌های ریزساختاری قبل و بعد از فرایند HIP ملاحظه می‌شود این فرایند باعث تشکیل مقدار بیشتری در واحد سطح از ذرات رسوبی γ' اولیه و ثانویه در ریزساختار پره مستعمل، شده است و ریزساختار آن را به ریزساختار پره فابریک نزدیک‌تر می‌نماید. با احتساب مقادیر فوق در بین نمونه‌های بررسی شده بین 6 تا 45 درصد افزایش فاز γ' اولیه و ثانویه در مناطق مختلف ایرفویل وجود داشته است به طوری که میانگین حدود 25 درصد را می‌توان برای کل پره نتیجه گرفت.

در جدول 4 نتایج سختی‌سنجی نمونه‌های آزمایش ذکر شده است. مقادیر سختی در نمونه‌های مختلف در نقاط متفاوت ایرفویل و ریشه پره مستعمل اندازه‌گیری شده و پس از سه بار اندازه‌گیری میانگین ذکر شده است. همان‌طور که انتظار می‌رود مقادیر سختی نمونه در مقایسه با قبل از HIP بین 3 تا 7 درصد افزایش داشته است.

8- تعیین عمر باقیمانده خزشی

یکی از روش‌های ارزیابی عمر قطعات مورد استفاده در دماهای بالا، استفاده از داده‌های آزمون خزش است. تحلیل اطلاعات حاصل از آزمون‌های خزش و تنش گسیختگی با هدف برون‌یابی اطلاعات تجربی موجود به محدوده زمان‌های طولانی انجام می‌گیرد که می‌تواند در طراحی و تخمین عمر این قطعات و تجهیزات، بکارگرفته شود.

جدول 4 میانگین مقدار سختی نمونه‌ها در ایرفویل و ریشه بعد از HIP

پره نمونه	میانگین مقدار سختی (HV30)
شماره 1	381
شماره 2	378
شماره 3	377
شماره 4	392
شماره 5	386

نظیر درجه حرارت، تنش و زمان را شامل می‌شود درحالی‌که رفتار ماده باید خارج از این محدوده پیش‌بینی شود. برون‌یابی نتایج اغلب برای زمان‌های بسیار طولانی انجام می‌شود درحالی‌که اطلاعات موجود فقط یک تا ده درصد زمان سرویس قطعات را شامل می‌شود. در مرجع [24] بر اساس آزمون‌های تجربی متعدد برای m و $C_{M.G}$ به مقادیر $0/724$ و 115 رسیده‌اند. همچنین در مرجع [25]، m و $C_{M.G}$ به ترتیب $0/76$ و $113/50$ تخمین زده شده‌اند.

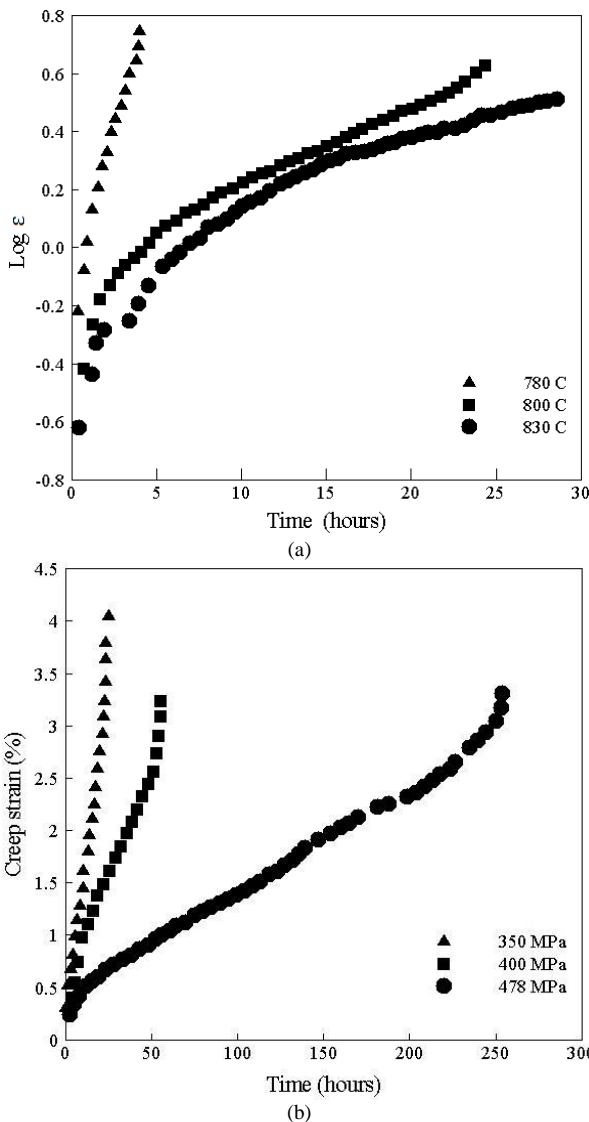


Fig. 15 Creep test diagram of blades at (a) 478 MPa stress and different temperatures and (b) different stresses and 800°C temperature

شکل 15 نمودار تست خزش پره در (a) تنش 478 MPa و دماهای مختلف و (b) تنش‌های مختلف و دمای 800 °C

جدول 6 ثابت‌های رابطه مانکنم - گرانت برای IN738LC [18]

Table 6 Constants of Monkman- Grant relationship for IN738LC [18]			
A	n	Q	R
$2/76 \times 10^{-46}$	7/4	427000	8/314

جدول 5 نتایج آزمایش تنش گسیختگی روی پره‌های نمونه

Table 5 Test results of rupture stress on sample blades

شماره نمونه	حداقل سرعت خزش (sec^{-1})	عمر شکست (ساعت)	دما ($^{\circ}\text{C}$)	تنش (MPa)
1	0/078	28/55	780	478
2	0/108	24/10	800	478
3	0/829	3/94	830	478
5	0/033	53/5	800	400
6	0/009	253/2	800	350

در شکل 15-a منحنی‌های خزش نمونه‌ها تحت تنش 478 MPa و دماهای مختلف رسم شده است. از نمودارهای این شکل ملاحظه می‌شود در تنش ثابت، با افزایش دما، سرعت خزش افزایش یافته و به تبع آن عمر شکست نمونه کاهش می‌یابد. منحنی‌های خزش به دست آمده در دمای ثابت 800°C و تنش‌های مختلف در شکل 15-b نشان داده شده است. در این شکل افزایش سرعت خزش و در نتیجه کاهش عمر نمونه در دمای ثابت و با افزایش تنش مشهود است. در مدل مانکنم - گرانت رابطه زمان شکست با حداقل نرخ خزش به صورت رابطه (1) بیان می‌شود:

$$t_r \cdot \dot{\epsilon}_s^m = C_{M.G} \quad (1)$$

در این رابطه t_r ، زمان گسیختگی بر حسب ثانیه، $\dot{\epsilon}_s$ حداقل سرعت خزش بر حسب عکس ثانیه و $C_{M.G}$ و m مقادیر ثابتی هستند. رابطه (1) به شکل لگاریتمی به صورت رابطه (2) در می‌آید:

$$\log t_r = -m \log \dot{\epsilon}_s + \log C_{M.G} \quad (2)$$

با اعمال رگرسیون خطی به داده‌های جدول 5، طبق شکل 16 می‌توان با فاکتور همبستگی $0/965$ به مقادیر $0/7$ و 18000 به ترتیب برای m و $C_{M.G}$ دست یافت. هرگاه شرایط کارکرد این نوع پره‌ها، شامل فشار و درجه حرارت برآورد شود از رابطه (3) می‌توان نرخ خزش ثانوی را تخمین زد [23]:

$$\dot{\epsilon}_s = A \sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (3)$$

در این رابطه σ و T ، به ترتیب فشار و درجه حرارت کارکرد پره و A ، n ، Q و R ثوابت رابطه هستند. مقادیر ثوابت رابطه (3)، در جدول 6 ذکر شده‌اند. هرگاه فشار و درجه حرارت کارکرد واقعی پره‌ها به ترتیب برابر 176 MPa و 945 K فرض شوند از رابطه (3) نرخ خزش ثانویه $7/151 \times 10^{-9}$ بر ثانیه برآورد می‌شود. با جایگذاری این نرخ و همچنین مقادیر $C_{M.G}$ و m به دست آمده از آزمون‌ها در رابطه (2) عدد بزرگی برای عمر پره‌ها به دست می‌آید. در این حالت اطلاعات موجود، دامنه محدودی از متغیرها

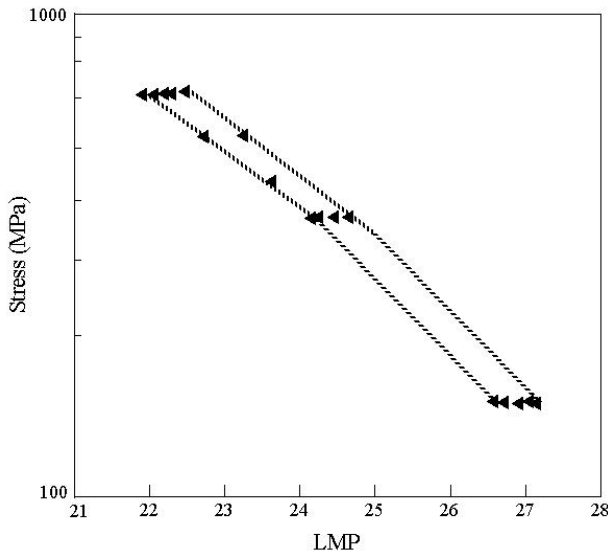


Fig.17 Larson Miller diagram for IN738LC superalloy [24]

شکل 17 نمودار لارسون میلر برای سوپراآلیاژ IN738LC [24]

9- جمع‌بندی و نتیجه‌گیری

در این تحقیق با توجه به عدم دسترسی به دستگاه HIP و در راستای مطالعه تجربی این فرایند، به طراحی و ایجاد شرایط آزمایشگاهی اقدام گردید. برای این منظور مخزن و سامانه‌های تأمین فشار و حرارت تدارک دیده شد. همچنین روی دیسک 75 پره‌ای، ضمن شناسایی پره‌های دارای بیشترین میزان خزش، شش نمونه مورد مطالعه قرار گرفت. از روغن توربین به جای گاز خنثی استفاده شد و در دما و فشار ثابت نمونه‌ها تحت فرایند قرار گرفتند. یکی از نمونه‌ها جهت مطالعات مکانیکی و ریزساختاری، قبل از HIP و مابقی پس از آن، تحت متالوگرافی و تست خزش قرار گرفتند.

نتایج بررسی‌های بعمل آمده نشان داد:

- گرچه در گزارش‌های موجود برای سوپراآلیاژهای مشابه، دمای HIP دو تا سه برابر و زمان، حدوداً نصف مقادیر در نظر گرفته شده در این تحقیق ذکر شده‌اند از نتایج تجربی بدست آمده به نظر می‌رسد در همین شرایط نیز مکانیزم‌های بهبود ریزساختار فعال هستند؛

- تحت شرایط ایجاد شده (درجه حرارت 380 درجه سانتی‌گراد، فشار 150 بار و زمان 8 ساعت) در این تحقیق، ذرات γ' اولیه کوچک شده‌اند و میزان ذرات کروی γ' ثانویه افزایش یافته است به طوری که درصد سطحی فاز γ' ثانویه حدوداً 25% افزایش یافته است؛

- اندازه‌گیری سختی در قسمت‌های مختلف ایرفویل پره‌های تحت مطالعه، پس از عملیات پرس‌کاری، از افزایش 3 تا 7

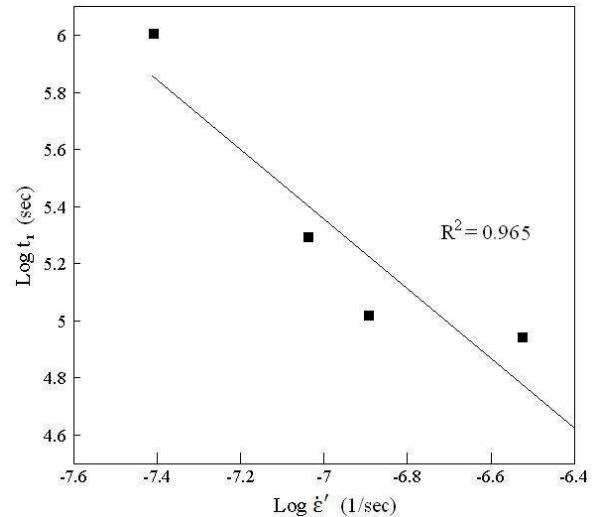


Fig. 16 Monkman-Grant diagram for tested blades

شکل 16 نمودار مانکن-گرانته برای پره‌های مورد آزمایش

همان‌طوری که ملاحظه می‌شود ضریب زاویه خط محاسباتی در این تحقیق به خط محاسباتی در مراجع [24] و [25] مشابهت دارد ولی مقدار $C_{M.G}$ در مطالعه فعلی فاقد دقت لازم است. علت این امر تعداد کم آزمون‌ها می‌تواند باشد.

با استفاده از رابطه (3) و با جایگذاری نرخ خزش ثانویه در شرایط کارکرد پره‌ها در رابطه (2) و لحاظ ثوابت مرجع [25]، عمر مفید پره‌ها به صورت زیر به دست می‌آید:

$$\text{Log}_{10}(t_r) = -0.76 \text{Log}_{10}(7.151 \times 10^{-9}) + 2.054$$

$$t_r \approx 48720 \text{ hr}$$

لارسون و میلر [26] نیز پارامتری را طبق رابطه (4) برای

مرتبط ساختن درجه حرارت و زمان گسیختگی ارائه نمودند:

$$\text{LMP} = T \times 10^{-3}(C + \text{Log } t_r) \quad (4)$$

که در آن T ، درجه حرارت بر حسب کلوین، t_r زمان گسیختگی بر حسب ساعت و C مقدار ثابت هستند. در شکل 17 نمونه‌ای از نمودارهای تنش-پارامتر لارسون-میلر برای پره‌های نو و کارکرده از جنس IN738LC نشان داده شده است. در این شکل خطوط، محدوده پراکندگی اطلاعات را برای پره‌های نو و مثلث‌ها نشان دهنده اطلاعات تجربی پره‌های کارکرده با زمان کارکرد 13 هزار ساعت می‌باشند. براساس داده‌های مرجع [26] در شرایط کارکرد پیش‌گفته می‌توان نوشت:

$$\text{LMP} = T \times 10^{-3}(\text{log } t_r + C)$$

$$26.7 = 945 \times 10^{-3}(\text{log } t_r + 20)$$

$$t_r \approx 49740 \text{ hr}$$

پره‌های مستعمل مورد آزمایش، حدود چهار هزار ساعت کارکرد داشته‌اند. از نتایج این مطالعه در جدول 5 که پس از اجرای فرایند به دست آمده‌اند و همچنین روابط مانکن-گرانته و لارسون میلر ملاحظه می‌شود عمر باقی مانده‌ای حدود هشت هزار ساعت قابل پیش‌بینی است.

- درصدی سختی آن‌ها حکایت می‌کند که با مشاهده بند 2 همخوانی دارد و می‌تواند نشان دهنده فعال بودن مکانیزم‌های بهبود ریزساختار و استحکام بخشی به پره‌های مستعمل باشد؛
- نتایج آزمون‌های خزش نشان داد ضریب زاویه خط در رابطه مانکمن-گرانث با تعداد فعلی از آزمون‌ها قابل برآورد است لیکن برای تعیین عرض از مبدا آن به آزمون‌های بیشتری نیاز است. همچنین نتایج این آزمون‌ها موید ثوابت رابطه مانکمن-گرانثی هستند که امکان افزایش عمر پره را بر اساس نتایج تجربی پیش‌بینی می‌کنند. محاسبه پارامتر لارسون-میلر پیشنهادی مرجع [26] نیز مقدار تمدید عمر بدست آمده از رابطه مانکمن-گرانث را تایید می‌کند.
- قطعاً این آزمایش‌ها که پرهزینه نیز هستند بایستی روی نمونه‌های بیشتر از جنس‌های مختلف و با در نظر گرفتن ترکیب‌های مختلف از متغیرهای دما، زمان و فشار تکرار گردد. اندازه‌گیری‌های ابعادی نیز برای مطالعه تغییر شکل‌های ماکرو لازم هستند.
- 10- سیاست‌گذاری**
- این تحقیق با حمایت پژوهشگاه صنعت نفت انجام شده است که نویسندگان به این وسیله کمال قدردانی و سپاس خود را از مدیریت و کارشناسان محترم مربوطه اعلام می‌دارند.
- 11- مراجع**
- [1] N. Gzech, W. Esser, F. Schmitz, Siemens Power System, *Modern Power System*, Vol. 15, pp. 319-332, 1994.
- [2] H. D. Hanes, Hot isostatic pressing, *High-Pressure Science and Technology*, P-1, pp. 633-643, 1979.
- [3] H.V. Atkinson, S. Davies, Fundamental aspects of hot isostatic pressing: An overview, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31, pp. 2981-3000, 2000.
- [4] P. Wangyao, S. Polsilapa, E. Nisaratanaporn, The Application of Hot Isostatic Pressing Process to Rejuvenate Serviced Cast Superalloy Turbine Blade, *Acta Metallurgica slovacca*, Vol. 11, No. 2, pp.196-206, 2005.
- [5] K. C. Antony, G. W. Goward, Aircraft Gas Turbine Blade and Vane Repair, *Superalloys*, pp. 745-754, 1988.
- [6] C. B. Boyer, *Historical Review of Hip Equipment*, Springer Netherlands, pp. 466-467, 1992.
- [7] G. Lipiak, S. Bussmann, *Lifetime Extension for Siemens Gas Turbine*, Siemens AG, Power-Gen Europe, Cologne, Germany, 2006.
- [8] L. Delaey, H. Tas, *Hot Isostatic Pressing 93*, Elsevier, Belgium, 1993.
- [9] M. Mohan, R. Subramanian, M. D. Zafir Alam, P. C. Angelo, Evaluation of The Mechanical Properties of A Hot Isostatically Pressed YTTRIA-Disperesed Nickel-Based Supperalloy, *Materials and Technology*, Vol. 48, No. 6, pp. 899-904, 2014.
- [10] M.T. Kim, D. S. Kim, O. Y. Oh, Effect of γ' Precipitation During Hot Isostatic Pressing on the Mechanical Properties of a Nickel-Based Supperalloy, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 480, pp. 218-225, 2008.
- [11] J. Li., C. Yuan, J. Guo, J. Hou, L. Zhou, Effect of Hot Isostatic Pressing on Microstructure of Cast Gas turbine Vanes of 452 Alloy, *Progress in Natural Science: Materials International*, Vol. 24, pp. 631-636, 2014.
- [12] K. O. Lee, S. B. Lee, Modeling of Materials Behavior at Various Temperature of Hot Isostatically Pressed Superalloys, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 541, pp. 81-87, 2012.
- [13] I. Šulak, K. Obrtl, L. Čelko, High-temperature low-cycle fatigue behavior of HIP treated and untreated superalloy MAR-M247, *Metalic Materials.*, Vol. 54, pp. 471-481, 2016.
- [14] B. Kościelniak, S. Roskosz, J. Cwajna, Evaluation of carbides in turbine blade made of IN713C superalloy after hot isostatic pressing”, *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 62, No. 1, pp. 257-262, 2017.
- [15] S. Roskosz, Quantitative evaluation of porosity in turbine blades made of IN713C superalloy after hot isostatic pressing, *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 62, No. 1, pp. 263-268, 2017.
- [16] B. Chmiela, B. Kościelniak, J. Cwajna, Effect of hot isostatic pressing on the microstructure of turbine blade airfoil made of nickel-base superalloy, *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 62, No.1, pp. 241-245, 2017.
- [17] P. Wangyao, V. Krongton, W. Homkrajai, S. Polsilapa, G. Lothongkum, Comparing rejuvenated microstructures After HIP Process And Different Heat Treatments in Cast Nickel Base Superalloy IN738 and GTD 111 After Long-Term Service, *Acta Metallurgia Slovaca*, Vol. 12, No. 1, pp. 23-32, 2006.
- [18] C. A. C. Sequeira, L. Amaral, Strengthening Mechanical of Materials for High Temperature Application, *Corros. Prot. Mater.*, Vol. 32, No. 3, pp. 75-81, 2013.
- [19] M. F. Ashby, C. Ghandi, D. M. R. Taplin, Fracture-Mechanism Maps and Their Construction For F.C.C Metals And Alloy, *Acta Metallurgia*, Vol. 27, pp. 699-729, 1979.
- [20] F. X. Zimmerman, J. Toops, *Hot Isostatic Pressing Today and Tomorrow*, Avure Thechnologies Inc., New york, 2008.
- [21] J. Huang, D. Shi, X. Yang, X. Hu, Effect of Multi-axial Stress on Creep Behavior ans Stress Rupture Life of a Ni-based Ds Superalloy, *Computational Materials Science*, Vol. 85, pp. 20-31, 2014.
- [22] *Hot Isostatic Pressing Simple Equation for Better Materials*, Accessed on 20 May 2014; <http://www.interactivedimension.com/>.

- Properties of Ex- serviced Cast-superalloys for Gas Turbine Blades, *ECCC Creep Conference*, Zurich, 2009.
- [26] K. Kabilan, R. R. Lankala, P. Venkateswarlu, A. K. Belure, *Creep Life estimation of gas turbine blade*, Hindustan institute of technology and science, reports 1212076-78-83-97, pp. 14-30, 2016.
- [23] A. K. Koul, W. Wallace, R. Thamburaj, Problems and Possibilities for Life Extention in Gas Turbine Components, *AGARD conference proceeding*, pp. 10.1-10.32, 1984.
- [24] M. Cheraghchi, *Investigation of turbine blades microstructural behaviour due to creep*, MSc Thesis, Department of Material Engineering, Tehran University, Tehran, 1996. (in Persian فارسی)
- [25] E. Poggio, G. Merckling, Residual Mechanical