

Research Paper

Effect of Heat treatment cycles on Microstructure and Room Temperature Tensile Properties of Exposed Gas Turbine First Stage Nozzle made of Nickel Base Superalloy IN738LC

*Ali Mohammad Kolagar¹, Mohammad Cheraghzadeh², Mostafa Asgharpour³, Narges Tabrizi⁴

1- MSc., Material Science and Engineering, MavadKaran Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.

2- MSc., Material Science and Engineering, MavadKaran Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.

3- BSc., Material Science and Engineering, MavadKaran Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.

4- PhD, Material Science and Engineering, MavadKaran Engineering Company Mapna Group, Tehran, Iran.

Citation: Kolagar A. M, Cheraghzadeh M, Asgharpour M, Tabrizi N. Effect of Heat treatment cycles on Microstructure and Room Temperature Tensile Properties of Exposed Gas Turbine First Stage Nozzle made of Nickel Base Superalloy IN738LC. Metallurgical Engineering 2018; 20(4): 258-269 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.63032.1132>

doi: <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.63032.1132>

ABSTRACT

The degradation mechanisms are occurred in gas turbine nozzle imposed in the critical high stress and temperature. These mechanisms could lead to reduce the service life and failure. Rejuvenation heat treatment could recover some microstructural changes to the initial state and increase the service life. In this paper, the heat treatment influence on the microstructure of the first-stage gas turbine nozzle made of IN738LC was studied after 33,000 hr of operation in a 160 MW gas turbine. The microstructure was investigated by optical and scanning electron microscopes to show the changes of the precipitated phases size, distribution morphology. Precipitated phases are γ' and carbides in grain boundaries or inside grains. The results show the proper size and distribution of the γ' and carbides similar to the initial structure obtained by the combination of the full solution heat treatment and the standard heat treatment compared. Furthermore, the tensile test was performed to evaluate the performance of heat treated sample. The tensile results of full Solution heat treatment cycle confirm the microstructural observation and show the higher tensile properties (8% in 0.2%YS, 12% in UTS & 100% in EI) Related to the Standard heat treated samples.

Keywords: Gas turbine nozzle, Rejuvenation, Heat treatment, IN738LC Superalloy.

■ ■

* *Corresponding Author:*

Ali Mohammad Kolagar, MSc

Address: MavadKaran Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.

Tel: +98 (23) 6196650

E-mail: kolagar.alimohammad@mapnamk.com

تأثیر سیکل عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص کششی دمای محیط نازل ردیف اول مستعمل توربین گاز از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل IN738LC

*علی محمد کلاگر^۱، محمد چراغزاده^۲، مصطفی اصغرپور^۳، نرگس تبریزی^۴

- ۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، شرکت مهندسی مواد کاران - گروه مینا، تهران، ایران.
- ۲- کارشناس ارشد مهندسی مواد، شرکت مهندسی مواد کاران - گروه مینا، تهران، ایران.
- ۳- کارشناس مهندسی مواد، شرکت مهندسی مواد کاران - گروه مینا، تهران، ایران.
- ۴- دکترا مواد، شرکت مهندسی مواد کاران - گروه مینا، تهران، ایران.

چکیده

نازل‌های توربین گاز به دلیل قرارگیری در شرایط بحرانی از تنش و درجه حرارت بالا دچار زوال ساختاری شده که این مسئله افت خواص مکانیکی و نهایتاً شکست قطعات را به دنبال دارد. برخی از تغییرات ریزساختاری ایجاد شده را می‌توان با عملیات حرارتی مجدد آلیاژ به حالت اولیه برگرداند و از این طریق عمر مفید آلیاژ را افزایش داد. در این تحقیق، ریز ساختار نمونه‌هایی از نازل ردیف اول مستعمل توربین گاز ۱۶۰ مگاواتی از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل IN738LC با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد معادل تهیه شد. سپس ریزساختار آن‌ها قبل و بعد از اعمال سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. بررسی‌ها بر روی مشخصه‌های ساختاری نظیر اندازه و توزیع فازهای رسوبی از قبیل فاز γ' ، کاربیدهای داخل و مرزخانه و همچنین تغییرات مورفولوژی آن‌ها صورت گرفت. تصاویر ریزساختاری نشان می‌دهد که اعمال سیکل عملیات حرارتی انحلال کامل به همراه سیکل عملیات حرارتی استاندارد، در مقایسه با اعمال سیکل حرارتی استاندارد به تنهایی، اندازه و توزیعی مناسب‌تری از ذرات فاز γ' و کاربیدها مشابه ساختار اولیه آلیاژ به وجود می‌آورد. همچنین جهت اطمینان از دستیابی به ریزساختار مطلوب، آزمایش کشش نیز در دمای محیط بر روی نمونه‌های عملیات حرارتی شده، انجام شد. خواص کششی دمای محیط نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شرایط انحلال کامل، ۸٪ در استحکام تسلیم، ۱۲٪ در استحکام نهایی و ۱۰۰٪ در پارامتر ازدیاد طول نسبی نسبت به سیکل عملیات حرارتی استاندارد افزایش داشته که با مشخصه‌های ساختاری بهتر به دست آمده در شرایط سیکل عملیات حرارتی انحلال کامل، همسو می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: نازل توربین گاز، جوان‌سازی، عملیات حرارتی و سوپر آلیاژ IN738LC

۱. مقدمه

از برخورد جسم خارجی^۶ نام برد. این مکانیزم‌های تخریب ممکن است به‌طور مجزا و یا هم‌زمان فعال شوند، که در این صورت باعث تسریع در کاهش عمر مفید کاری و در نهایت از کارافتادگی این قطعات خواهد شد [۱ و ۲].

سوپر آلیاژهای پایه نیکل به خاطر ویژگی‌های متالورژی بسیار پیچیده و منحصر به فرد و همچنین داشتن بهترین ترکیب از نقطه نظر ساختار و خواص مکانیکی در محدوده دمایی $1100-650^{\circ}\text{C}$ ، از استحکام و پایداری مناسبی در درجه حرارت‌های بالا و تنش‌های زیاد برخوردار بوده و در ساخت نازل‌های ردیف اول توربین گاز استفاده می‌گردد [۳ و ۴].

سوپر آلیاژ IN738LC یکی از سوپر آلیاژهای مهم پایه نیکل است که به‌طور عمده از آن برای ساخت نازل‌های ردیف اول توربین‌های گاز صنعتی استفاده می‌گردد. این آلیاژ به‌واسطه

نازل‌های توربین‌های گاز وظیفه هدایت سیال داغ به پره‌های متحرک در حداکثر همسویی زاویه برخورد را به عهده دارند. این قطعات در معرض بیشترین حرارت گاز بوده و در این میان، نازل‌های ردیف اول در شرایط کاری حادثی نسبت به بقیه ردیف‌ها در حین سرویس قرار دارند. نازل‌های ردیف اول ممکن است در اثر مکانیزم‌های مختلفی دچار زوال ساختاری شوند که از مهم‌ترین آن‌ها می‌توان به خستگی حرارتی^۱، خوردگی^۲، سایش^۳، خزش^۴ اکسیداسیون^۵، آسیب ناشی

1. Thermal Fatigue
2. Corrosion
3. Erosion
4. Creep
5. Oxidation

* نویسنده مسئول:

مهندس علی محمد کلاگر

نشانی: تهران، شرکت مهندسی مواد کاران - گروه مینا.

تلفن: ۶۱۹۶۶۵۰ (۲۳) ۹۸+

پست الکترونیکی: kolagar.alimohammad@mapnamk.com

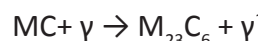
جدول ۱. زمان‌های پیشنهادی تعمیر و جایگزینی قطعات داغ توربین گاز V94.2 توسط سازنده اصلی [۱۲]

زمان تعمیر اول (ساعت کارکرد معادل)	زمان تعویض (ساعت کارکرد معادل)	قطعه داغ	زمان تعویض (ساعت کارکرد معادل)	زمان تعمیر اول (ساعت کارکرد معادل)	قطعه داغ
۳۳,۰۰۰	۶۶,۰۰۰	پره ردیف اول	۱۰۰,۰۰۰	۳۳,۰۰۰	نازل ردیف اول
۳۳,۰۰۰	۶۶,۰۰۰	پره ردیف دوم	۱۰۰,۰۰۰	۳۳,۰۰۰	نازل ردیف دوم
۳۳,۰۰۰	۱۰۰,۰۰۰	پره ردیف سوم	۱۰۰,۰۰۰	-	نازل ردیف سوم
-	۱۰۰,۰۰۰	پره ردیف چهارم	۱۰۰,۰۰۰	-	نازل ردیف چهارم

مدت زمان‌های معین اقدام می‌گردد. به‌عنوان نمونه، در جدول (۱) زمان‌های توصیه شده برای تعمیر و یا تعویض قطعات داغ توربین گاز زمینس مدل V94.2 آورده شده است [۱۲].

در فرایند بازسازی قطعات توربین‌های گاز، اعمال سیکل عملیات حرارتی بهینه به منظور احیاء مشخصه‌های ریزساختاری اولیه و در نتیجه دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب، از اهمیت بالایی برخوردار است. تحقیقات زیادی [۴] در خصوص اعمال سیکل عملیات حرارتی بهینه در مرحله جوان‌سازی بر ریزساختار سوپر آلیاژ IN738LC پس از قرارگیری در شرایط تخریب، صورت گرفته است. شرکت زمینس [۱۳] در پروسه ساخت و بازسازی قطعات داغ توربین گاز خود عموماً از سیکل عملیات حرارتی استاندارد برای بازیابی نسبی ساختار اولیه سوپر آلیاژ IN738LC استفاده می‌کند. دیگر سازندگان اصلی قطعات توربین از سیکل عملیات حرارتی استاندارد بیشتر در فرایند ساخت قطعات داغ نو استفاده می‌کنند و ادعا شده است که اعمال این سیکل منجر به دستیابی ساختاری یکنواخت از توزیع رسوبات γ' و کاربیدها در آن‌ها می‌شود. همچنین گزارش شده است که احیای ریزساختار در قطعات مستعمل تنها با اعمال سیکل عملیات حرارتی استاندارد میسر نبوده و امکان دستیابی به ساختار اولیه همانند آلیاژ نو در این شرایط وجود ندارد. همچنین در خصوص قطعاتی که در شرایط سرویس تحت خزش قرار گرفته و حفره‌های خزشی در ساختار آن‌ها مشاهده گردد، پروسه جوان‌سازی بدون اعمال فرایند پرس گرم ایزواستاتیک (HIP) ^۹ کامل نمی‌گردد [۱۴]. بنابراین باید با اعمال تغییرات در پارامترهای تأثیرگذار بر ساختار آلیاژ، سیکل‌های عملیات حرارتی جوان‌سازی مناسبی برای قطعات داغ توربین گاز طراحی و اعمال شود تا با بررسی ساختار و خواص مکانیکی شرایط بهینه عملکردی آن‌ها در شرایط توربین شناسایی گردد. در این پژوهش به بررسی اثر ترکیبی سیکل عملیات حرارتی انحلال کامل و سیکل حرارتی استاندارد در مقایسه با سیکل عملیات حرارتی استاندارد به‌تنهایی بر ریز ساختار و همچنین خواص کششی دمای محیط نازل ردیف اول مستعمل از جنس سوپر آلیاژ

تشکیل محلول جامد، رسوب ذرات فاز γ' با ترکیب شیمیایی $Ni_3(Al,Ti)$ و همچنین رسوب انواع کاربیدهای MC در داخل و در مرزخانه‌های فاز زمینه، استحکام می‌یابد. محدوده دمایی پایداری این کاربیدها $980-760^\circ C$ می‌باشد [۴ و ۵]. کاربیدهای $M_{23}C_6$ نیز از مهم‌ترین کاربیدها در سوپر آلیاژهای پایه نیکل می‌باشد که در نتیجه عملیات حرارتی یا قرارگیری در درجه حرارت بالا و یا در شرایط سرویس در اثر تجزیه کاربید MC و از کربن محلول باقیمانده در امتداد مرزخانه‌های فاز زمینه آلیاژ تشکیل می‌شوند. فرایند تجزیه کاربید MC و تشکیل کاربید $M_{23}C_6$ به‌صورت ذیل می‌باشد [۶ و ۷]:



کاربیدهای $M_{23}C_6$ در آلیاژهای با مقدار Cr متوسط تا زیاد وجود دارند. مورفولوژی این کاربیدها به‌صورت ذرات بیضی شکل نامنظم و غیر پیوسته و در بعضی موارد به‌صورت صفحه‌ای γ' منظم نیز مشاهده می‌شود. کاربیدهای $M_{23}C_6$ تأثیر بسزایی بر خواص سوپر آلیاژهای پایه نیکل دارند [۸، ۹ و ۱۰]. از آنجاکه خصوصیات کششی و خزشی آلیاژ به‌طور مستقیم با پارامترهای ساختاری در ارتباط می‌باشد، لذا تغییرات مورفولوژی فازهای رسوبی بخصوص فرایند رشد ذرات γ' و تجزیه کاربید MC و تشکیل کاربید $M_{23}C_6$ به‌صورت پیوسته در مرزخانه باعث کاهش خواص مکانیکی آلیاژ می‌شود [۱۱].

بر اساس شرایط کارکرد و موقعیت قرارگیری قطعات داغ در توربین گاز، مدت زمان‌های کارکرد مشخصی برای آن‌ها از طرف سازندگان اصلی (OEM) ^۸ توصیه شده است. عدم توجه به زمان‌های توصیه شده ممکن است باعث آسیب و شکست قطعات شده که خسارات جبران ناپذیری در پی خواهد داشت. از طرف دیگر با توجه به هزینه بسیار بالای ساخت و یا تأمین قطعات نو در قسمت داغ توربین‌های گاز، اکثر نیروگاه‌ها و بهره‌برداران بجای تعویض قطعات داغ به بازسازی و استفاده مجدد از آن‌ها تمایل دارند. امروزه در صنعت تولید برق نسبت به بازسازی این قطعات پس از سپری شدن عمر مفیدشان در

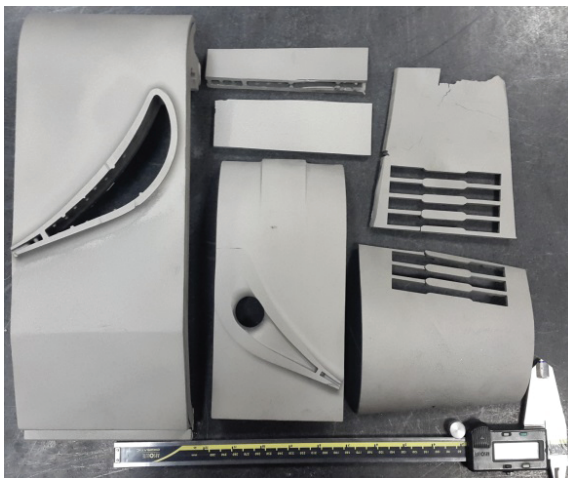
7. Plate

8. Original Equipment Manufacturer

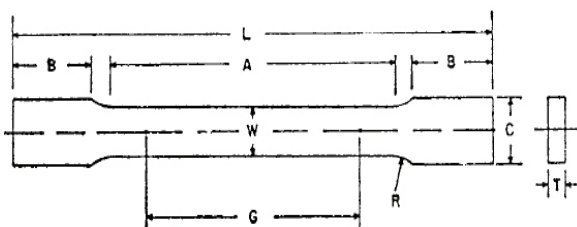
9. Hot Isostatic Pressing



شکل ۱. تصویر نازل ردیف اول توربین گاز زیمنس از جنس سوپر آلیاژ IN738LC با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد معادل



شکل ۲. محل نمونه برداری برای انجام آزمون کشش در دمای محیط از ایرفویل نازل ردیف اول توربین گاز زیمنس



Subsize Specimen .mm

G—Gage length	25.0 ± 0.1
W—Width	6.0 ± 0.1
T—Thickness	
R—Radius of fillet, min	6
L—Overall length, min	100
A—Length of reduced section, min	32
B—Length of grip section, min	30
C—Width of grip section, approximate	10

شکل ۳. نقشه و ابعاد نمونه‌ها برای انجام آزمایش کشش در دمای محیط [۱۴]

پایه نیکل IN738LC با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد معادل مربوط به یکی از توربین‌های گاز ۱۶۰ مگاواتی کشور پرداخته شده که توضیحات بیشتر در ادامه آمده است.

۲. مواد و روش تحقیق

تصویر نازل ردیف اول از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل IN738LC با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد معادل در شکل (۱) نشان داده شده است. این قطعه دارای پوشش روکشی^{۱۰} از نوع فلزی به همراه پوشش سرامیکی از نوع عایق حرارتی^{۱۱} بر روی سطوح ایرفویل، شروود داخلی^{۱۲} و شروود خارجی^{۱۳} بوده است. ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه در جدول (۲) آورده شده است. پس از سند بلاست نازل، نمونه‌های کشش دمای محیط از ناحیه ایرفویل قطعه مطابق آنچه در شکل (۲) مشاهده می‌شود، تهیه شد. از آنجا که تهیه نمونه‌های بزرگ از نازل عملی نبوده، برای انجام آزمایش‌های کشش در شرایط استاندارد، از نمونه‌هایی با ابعاد کوچک^{۱۴} استفاده گردید. نقشه و ابعاد نمونه‌های کشش در شکل (۳) نشان داده شده است [۱۵].

دو نوع سیکل عملیات حرارتی A و B بر روی نمونه‌های کشش طراحی و اعمال شد. سیکل عملیات حرارتی A در واقع همان سیکل استاندارد می‌باشد که معمولاً توسط سازندگان قطعات داغ توربین گاز [۱۳ و ۱۴] در فرایند ساخت و بازسازی قطعات داغ از جنس سوپر آلیاژ IN738LC مورد استفاده قرار می‌گیرد.

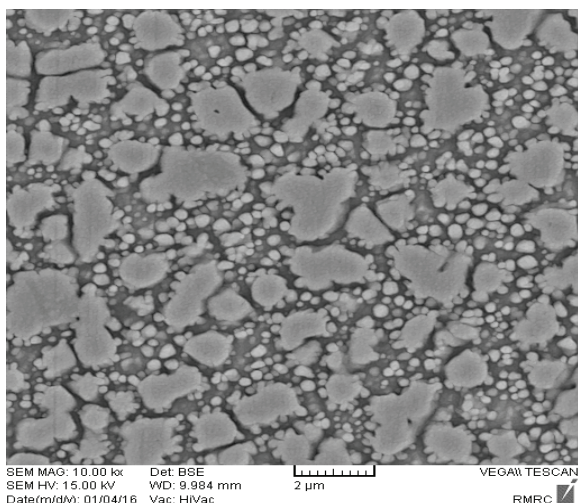
برای انجام سیکل عملیات حرارتی A، در مرحله اول نمونه‌ها در دمای ۱۱۲۰°C به مدت ۲ ساعت حل‌سازی جزئی شده و سپس با سرعت ۳۰°C/min سرد شدند. در مرحله دوم نمونه‌ها به مدت ۲۴ ساعت در دمای ۸۵۰°C پیرسازی شده و سپس در هوا سرد شدند. سیکل عملیات حرارتی B مشابه سیکل A می‌باشد با این تفاوت که در مرحله اول نمونه‌ها در دمای ۱۱۸۵°C به مدت ۴ ساعت به منظور حل‌سازی کامل فازهای رسوبی نگهداری شده و سپس در کوره سرد شد. در کلیه آزمایش‌های انجام شده برای اطمینان از دمای واقعی نمونه‌ها و اندازه‌گیری دقیق سرعت سرد شدن آن‌ها، از یک ترموکوپل نیکل-کروم استفاده گردید.

آزمایش کشش در دمای محیط در شرایط قبل و بعد از اعمال سیکل‌های عملیات حرارتی A و B بر روی نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM E8/E8m صورت گرفت [۱۵]. جهت اطمینان از تکرارپذیری نتایج، آزمایش کشش چهار بار برای هر یک از شرایط فوق تکرار شد که نتایج آن در جدول (۳) ارائه شده است.

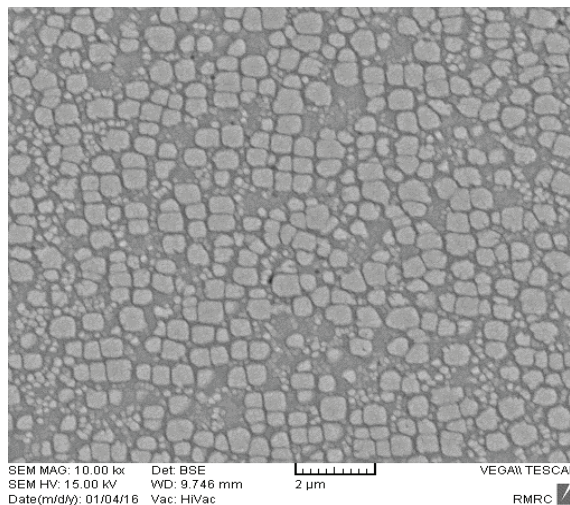
- 10. Overlay Coating
- 11. Inner Shroud
- 12. Outer Shroud
- 13. Thermal Barrier Coating
- 14. Sub Size

جدول ۲. ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژ IN738LC برحسب درصد وزنی

عنصر شیمیایی (%)	C	Cr	Mo	Co	Fe	Ta	W	Al	Ti	Zr	B	Ni
IN738LC	۰/۰۹	۱۵/۵	۱/۶	۸/۵	۰/۲	۱/۷	۲/۴	۳/۲	۳/۳	۰/۰۵	۰/۰۱	پایه



شکل ۵. ریزساختار نازل ردیف اول مستعمل با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد معادل شامل رسوب‌های اولیه و ثانویه ۷' در فاز زمینه



شکل ۴. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ناحیه شروید خارجی نازل ردیف اول مستعمل با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد

که نازل در قسمت شروید خارجی، ساختار اولیه خود را از لحاظ اندازه، توزیع و مورفولوژی ذرات فاز ۷' اولیه و ثانویه حفظ کرده است. این نوع ساختار با توجه به شرایط کاری این قسمت از نازل که از لحاظ دمای کاری پائین می‌باشد (تقریباً ۵۰۰°C)، امری طبیعی بوده و در مقایسه با ساختار استاندارد معمول نازل نو، تقریباً یکسان می‌باشد. بنابراین این ریزساختار می‌تواند به‌عنوان مرجع جهت ارزیابی و مقایسه ساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده نسبت به ساختار قطعه نو قرار گیرد.

تصاویر ساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی از ناحیه ایرفویل نازل ردیف اول در شرایط قبل از اعمال سیکل حرارتی، در شکل (۵) آورده شده است. این تصویر تغییرات مورفولوژی ریزساختار نازل در شرایط سرویس که شامل ذرات ۷' اولیه درشت و برفکی شکل با متوسط اندازه ۱/۲ μm و همچنین رشد رسوبات فاز ۷' ثانویه کروی با اندازه متوسط ۰/۲ μm می‌باشد را نشان می‌دهد. در نتیجه تحولات ساختاری نسبتاً شدیدی که در شرایط سرویس رخ داده است ترکیبی به طول ۳۰ μm در مرزخانه نازل ردیف اول نیز ایجاد شده که تصویر آن در شکل (۶) نشان داده شده است. همچنین با توجه به عمر کارکرد نسبتاً پائین قطعه، هیچ‌گونه فازهای مضر و یا ناخواسته در ساختار مشاهده نشده است.

تصاویر ساختار میکروسکوپ نوری از ناحیه ایرفویل نازل ردیف اول مستعمل از جنس سوپر آلیاژ IN738LC با ۳۳۰۰۰

برای بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌هایی از قسمت انتهایی نمونه‌های کشش قبل از انجام آزمون تهیه شد. نمونه‌ها پس از سنباده‌زنی و پولیش با خمیر الماسه ۱ و ۳ میکرون، مانده و به روش الکتروشیمیایی توسط محلول اگزالیگ حاوی ۱۰ میلی‌گرم اسید اگزالیگ^{۱۵} و ۱۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر اچ شد. از محلول ماربل حاوی ۵۰ میلی‌لیتر HCl، ۵۰ میلی‌لیتر H₂O و ۱۰ گرم CuSO₄ نیز برای مشاهده بهتر فازهای رسوبی در مرزخانه‌ها استفاده شد. مورفولوژی فازهای ثانویه نظیر ذرات فاز ۷' و کاربیدها و همچنین تغییرات ریزساختاری نازل در شرایط قبل و بعد از اعمال سیکل‌های عملیات حرارتی با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی^{۱۶} متصل به نرم‌افزار تحلیل‌گر تصویری اندازه‌گیری و مورد بررسی قرار گرفت.

۳. نتایج و بحث

تصویر ساختار میکروسکوپ الکترونی از ناحیه شروید خارجی نازل ردیف اول مستعمل توربین گاز زیمنس از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل IN738LC با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد معادل در شکل (۴) آورده شده است. در این تصویر متوسط اندازه ذرات فاز ۷' اولیه و ثانویه به ترتیب در حدود ۰/۶ μm و ۰/۱ μm اندازه‌گیری شده است. این تصویر نشان می‌دهد

15. Oxalic acid

16. Scanning Electron Microscope (SEM)

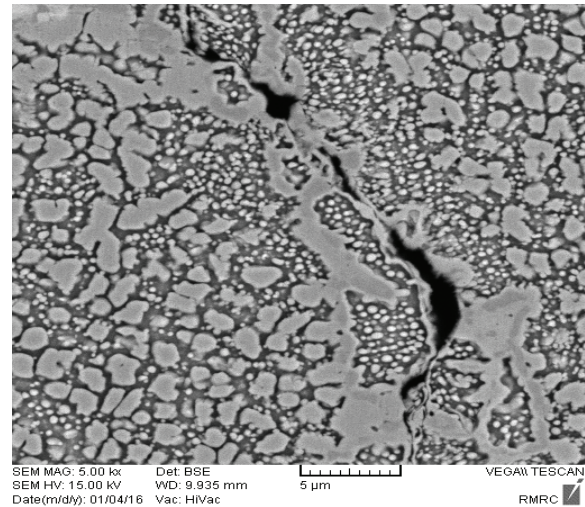
ساعت کارکرد معادل در شکل‌های (۷الف) و (۷ب) در بزرگنمایی بالاتر، آورده شده است. این تصاویر شامل رسوبات فاز γ' ، کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ می‌باشد. در نتیجه کارکرد سوپر آلیاژهای پایه نیکل در دماهای بالا اندازه، توزیع و فاصله بین رسوب‌های γ' و کاربیدهای مرز و داخل دانه تغییر می‌کند. در این حالت تغییرات ساختاری آلیاژ با درشت شدن اندازه γ' اولیه و کروی شدن آن‌ها و همچنین تجزیه تدریجی کاربیدهای MC در زمینه و تشکیل کاربیدهای پیوسته $M_{23}C_6$ در مرزدهانه‌ها همراه می‌باشد.

همان‌طور که مشاهده می‌شود، تبدیل کاربیدهای MC به کاربیدهای $M_{23}C_6$ تا حد زیادی اتفاق افتاده است و از کاربیدهای MC، فقط یک هسته کوچک به صورت کاربید اولیه MC باقیمانده است که در مقایسه با عمر کاری پره که تقریباً ۳۳۰۰۰ ساعت اعلام شده است، کاملاً طبیعی می‌باشد. در نتیجه تغییرات ریز ساختاری نازل در شرایط سرویس، کاربیدهای $M_{23}C_6$ متصل به هم و به دنبال یکدیگر در مرزدهانه‌ها دیده می‌شود.

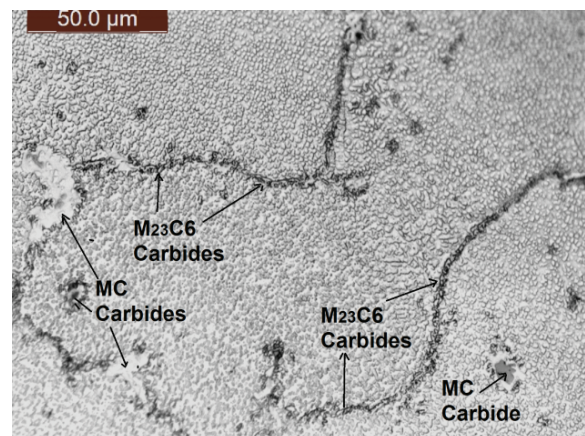
تصاویر ساختار میکروسکوپ نوری از ناحیه ایرفویل نازل ردیف اول که سیکل عملیات حرارتی A بر روی آن اعمال شده است، در شکل‌های (۸الف) و (۸ب) در بزرگنمایی بالاتر آورده شده است. این تصاویر نشان می‌دهد که با اعمال سیکل عملیات حرارتی استاندارد بر روی نمونه‌های مستعمل، کاربیدهای اولیه MC که در شرایط کاری تجزیه شده‌اند، نتوانسته‌اند کاملاً به شکل اولیه خودشان رسوب کنند. در واقع اعمال سیکل حرارتی A منجر به تشکیل کاربیدهای MC ریز و پراکنده به صورت پشته‌ای و یا برفکی در مرز و داخل دانه‌ها شده است. در چنین شرایطی در صورت استفاده مجدد از نازل‌ها این احتمال وجود دارد که در شرایط سرویس کاربیدهای ریز با سرعت بیشتری نسبت به کاربیدهای اولیه درشت MC تجزیه شده و به شکل کاربیدهای پیوسته $M_{23}C_6$ در مرزدهانه‌ها رسوب کند.

برای اطمینان از شناسایی درست نوع کاربیدها، توسط میکروسکوپ الکترونی و به روش EDX^{۱۷} از ناحیه‌ای که با علامت (+) روی ذرات کاربید مشخص شده است، آنالیز شیمیایی به عمل آمده که نتایج آن در شکل (۹) آورده شده است. با توجه به حضور عناصری نظیر تانتالیم، تنگستن و تیتانیوم در ترکیب شیمیایی کاربیدها، می‌توان گفت که این کاربیدها، از نوع کاربیدهای MC می‌باشد.

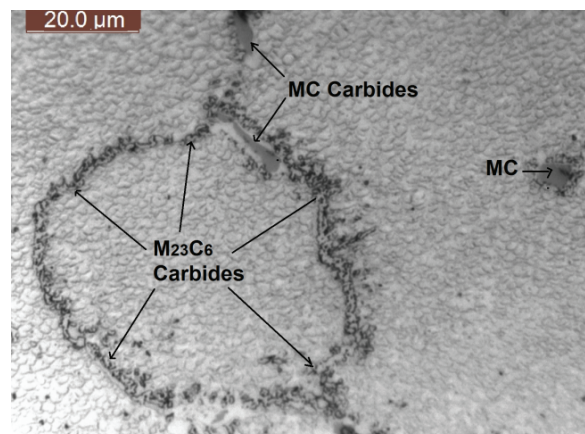
تصاویر ساختار میکروسکوپ نوری از ناحیه ایرفویل نازل ردیف اول که سیکل عملیات حرارتی B بر روی آن اعمال شده است، در شکل‌های (۱۰الف) و (۱۰ب) در بزرگنمایی بالاتر، آورده شده است. این تصاویر نشان می‌دهد که با اعمال سیکل عملیات حرارتی B بر روی نمونه‌های مستعمل، کاربیدهای اولیه MC که در شرایط کاری تجزیه شده‌اند، در حد قابل



شکل ۶. تصویر میکروسکوپ الکترونی از میکرو ترک در مرزدهانه نازل ردیف اول مستعمل با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد معادل

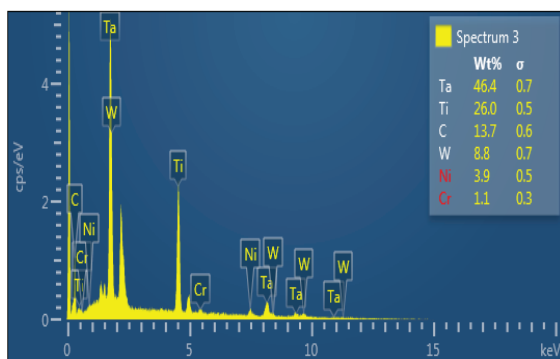
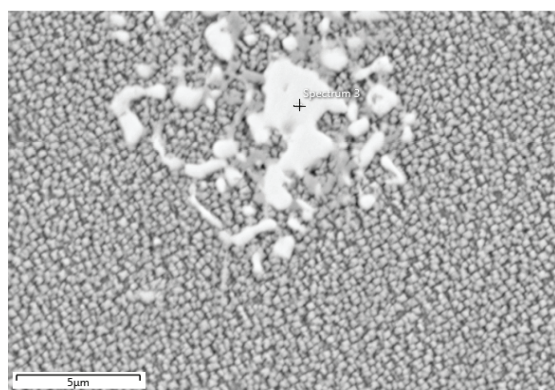


شکل ۷الف. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ناحیه ایرفویل نازل ردیف اول با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد معادل شامل کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ در داخل و مرزدهانه



شکل ۷ب. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نازل ردیف اول با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد معادل شامل کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ در داخل و مرزدهانه در بزرگنمایی بالاتر

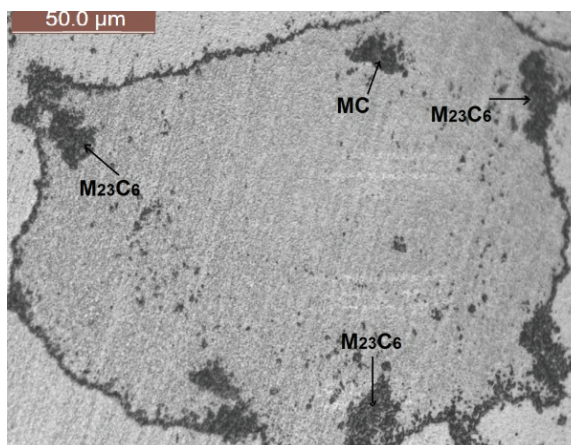
17. Energy Dispersive X-ray Spectroscopy



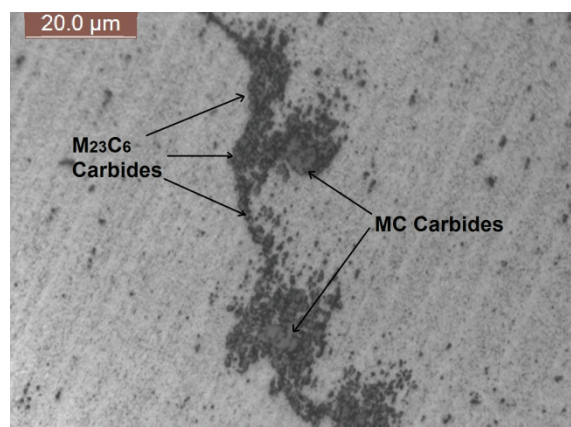
شکل ۹. نتایج آنالیز شیمیایی کاربرد MC به روش EDS از قسمت نازل ردیف اول بعد از اعمال سیکل حرارتی A

جزئی، فازهای رسوبی از جمله ذرات فاز γ' اولیه و ثانویه در زمینه حل شده و سپس در مرحله سرد شدن به صورت رسوبهای تقریباً مکعبی شکل ظاهر شدند. در این تصاویر متوسط اندازه ذرات فاز γ' اولیه در حدود $0.4/0.7 \mu\text{m}$ اندازه‌گیری شده است که این مقدار از متوسط اندازه ذرات فاز γ' اولیه ساختار ناحیه شروید خارجی نازل که در شکل (۴) آمده است، کوچک‌تر است [۱۰]. همچنین در شکل (۱۲) مشاهده می‌شود که اعمال سیکل حرارتی A نتوانسته است ساختاری یکنواخت از اندازه و توزیع ذرات فاز γ' در زمینه ایجاد کند. با توجه به اینکه دمای انحلال کامل فاز γ' برای سوپر آلیاژ IN738LC بین 1175°C - 1160°C می‌باشد [۱۶]، بنابراین انجام عملیات حل‌سازی در دمای 1120°C تنها بخشی از ذرات γ' در زمینه حل شده و بخشی دیگر فاز γ' به صورت ذرات اولیه در زمینه باقی می‌ماند که در ساختار این آلیاژ در مرحله عملیات پیرسازی درشت‌تر می‌گردد.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ناحیه ایرفویل نازل ردیف اول با سیکل عملیات حرارتی B نیز در شکل‌های (۱۳) و (۱۴) آورده شده است. با توجه به این تصاویر به نظر می‌رسد که حجم بالایی از ذرات γ' به میزان قابل قبولی به شکل مکعبی اولیه خود برگشته‌اند. در اثر اعمال سیکل عملیات حرارتی انحلال کامل بر روی نمونه‌های مستعمل، فازهای رسوبی از جمله ذرات فاز γ' به‌طور کامل در فاز زمینه



شکل ۸ الف. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نازل ردیف اول بعد از اعمال سیکل حرارتی A شامل کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ در داخل و مرزخانه

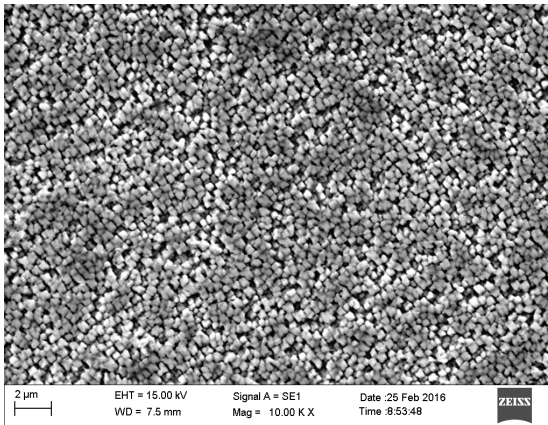


شکل ۸ ب. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نازل ردیف اول بعد از اعمال سیکل حرارتی A شامل کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ در مرزخانه در بزرگنمایی بالاتر

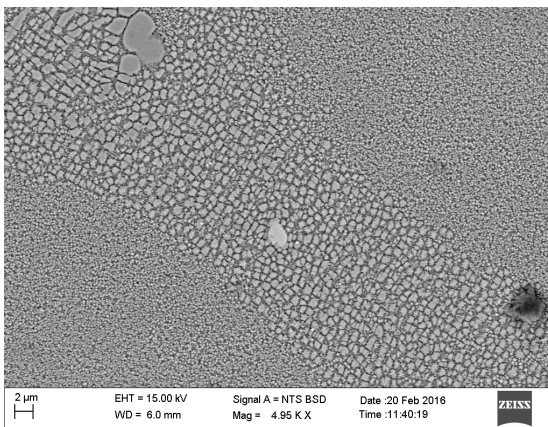
قبولی همانند ساختار یک قطعه نو در شرایط قبل از سرویس به شکل اولیه خودشان در داخل و مرز دانه‌ها رسوب یافته‌اند. در واقع با اعمال سیکل B که در دمای بالا و در نزدیکی شروع نقطه ذوب فاز γ' انجام شده است فازهای رسوبی از جمله فاز γ' و همچنین مقدار بیشتری از کاربیدها به جزء کاربیدهای MC در زمینه حل شده و یک ساختار همگن و یا محلول جامد از فاز آستینیتی زمینه γ حاصل شده است. بنابراین در حین سرد شدن از دمای انحلال، فاز γ' و کاربیدهای $M_{23}C_6$ دوباره تشکیل می‌شود و در واقع ساختاری با یکنواختی بیشتر حاصل می‌گردد.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ناحیه ایرفویل نازل ردیف اول با سیکل عملیات حرارتی A نیز در شکل‌های (۱۱) و (۱۲) آورده شده است. با توجه به تصاویر به نظر می‌رسد که ذرات γ' به میزان نسبتاً بالایی به شکل چند وجهی اولیه خود برگشته‌اند. در اثر عملیات حرارتی انحلال

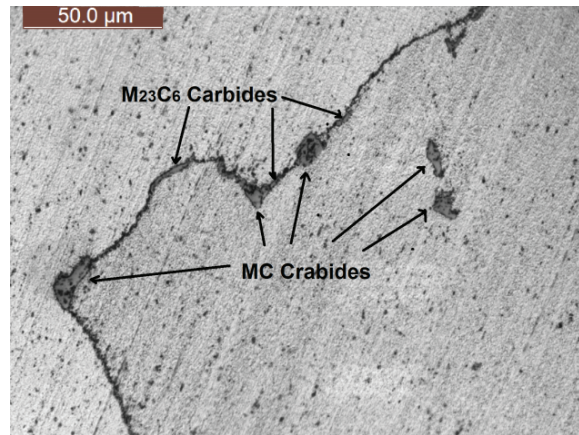
خواص کششی نمونه‌ها در حالت قبل از عملیات حرارتی نسبت به نمونه‌هایی که تحت سیکل عملیات حرارتی A و B قرار گرفته‌اند، کمتر است. همان‌طور که اشاره شد استحکام سوپر آلیاژهای پایه نیکل از طریق محلول جامد، رسوب‌های هم‌سیمی فاز γ' و انواع کاربیدها حاصل می‌شود. در سوپر آلیاژهای با درصد بالای فاز γ' نظیر سوپر آلیاژ IN738LC اثر فاز γ' بر روی استحکام از دو عامل دیگر مهم‌تر است. باگذشت زمان تحت شرایط سرویس، ذرات فاز γ' ثانویه در زمینه حل شده و با درشت و کروی شدن ذرات γ' اولیه مشخصات ساختاری آلیاژ از جمله فاصله اندازه رسوب‌های فاز γ' اولیه نیز افزایش می‌یابد. از آنجا که واکنش نابجایی‌ها و رسوب‌های موجود در زمینه است که نقش تعیین کننده‌ای در رفتار کششی سوپر آلیاژها در دمای محیط دارد بنابراین تغییر در مشخصه‌های ساختاری باعث افت خواص مکانیکی و از جمله خواص کششی آلیاژ می‌شود [۱۸ و ۱۹].



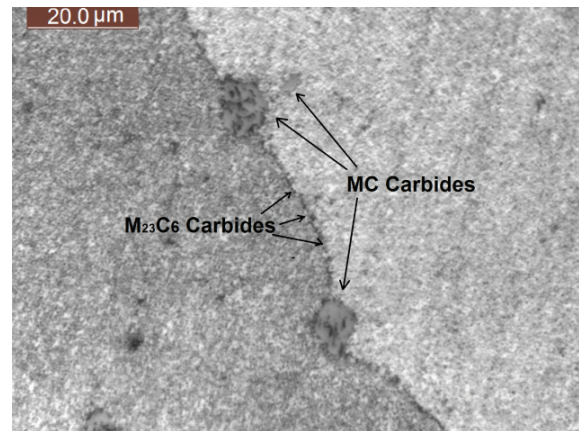
شکل ۱۱. تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار نازل ردیف اول بعد از اعمال سیکل عملیات حرارتی A شامل رسوب‌های مکعبی γ' در فاز زمینه



شکل ۱۲. تصویر میکروسکوپ الکترونی از ساختار نازل ردیف اول بعد از اعمال سیکل عملیات حرارتی A شامل توزیع غیریکنواخت ذرات فاز γ' و کاربید MC در داخل دانه



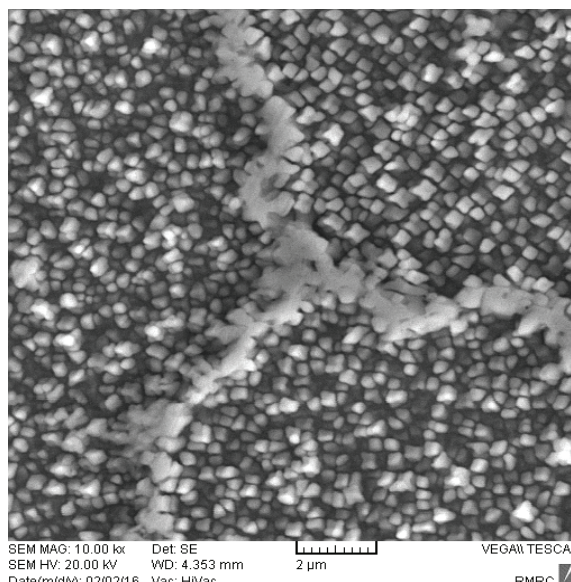
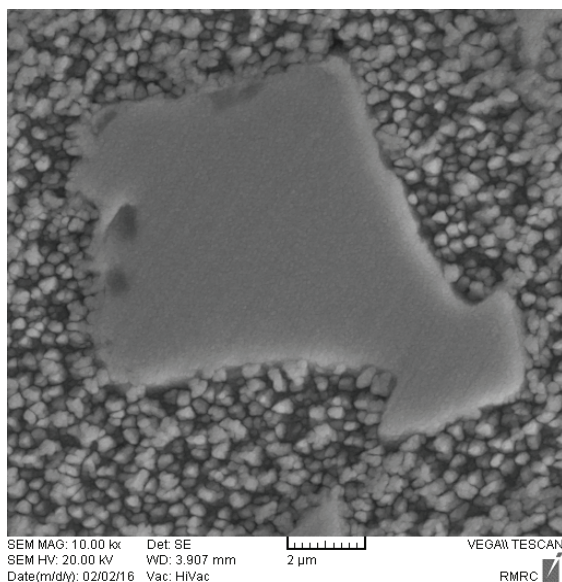
شکل ۱۰ الف. تصویر میکروسکوپ نوری از ساختار نازل ردیف اول بعد از اعمال سیکل عملیات حرارتی B شامل کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ در داخل و مرزدانه



شکل ۱۰ ب. تصویر میکروسکوپ نوری از ساختار نازل ردیف اول بعد از اعمال سیکل عملیات حرارتی B شامل کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ در مرزدانه در بزرگنمایی بالاتر

γ' حل شده و سپس در مرحله سرد شدن به صورت رسوب‌های مکعبی شکل ظاهر شدند. همچنین مورفولوژی و ساختار بلوکی کاربیدهای MC چه در داخل و چه در مرزدانه‌ها، به شرایط قبل از تخریب همانند ساختار قطعه نو بازگشته‌اند. در این تصاویر متوسط اندازه ذرات فاز γ' اولیه مکعبی در حدود $0.5 \mu m$ اندازه‌گیری شده است. این نوع ساختار با ساختار نازل نو که تصویر ساختار میکروسکوپ الکترونی ناحیه شروود خارجی آن در شکل (۴) آمده است، تقریباً یکسان می‌باشد [۱۷].

نتایج خواص کششی دمای محیط نمونه‌های تهیه شده از نازل مستعمل در حالت‌های قبل و بعد از اعمال سیکل عملیات حرارتی جوان‌سازی در جدول (۳) آورده شده است. همچنین نمودار تغییرات هر یک از پارامترهای کشش در شرایط مختلف جهت مقایسه در شکل (۱۵) نشان داده شده است. به‌طور کلی از نمودار چنین برداشت می‌شود که



شکل ۱۴. تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار نازل ردیف اول بعد از اعمال سیکل عملیات حرارتی B شامل رسوب‌های مکعبی γ' اولیه و کاربید MC در داخل دانه

شکل ۱۳. تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار نازل ردیف اول بعد از اعمال سیکل عملیات حرارتی B شامل رسوب‌های مکعبی γ' اولیه و کاربیدهای MC در مرز دانه

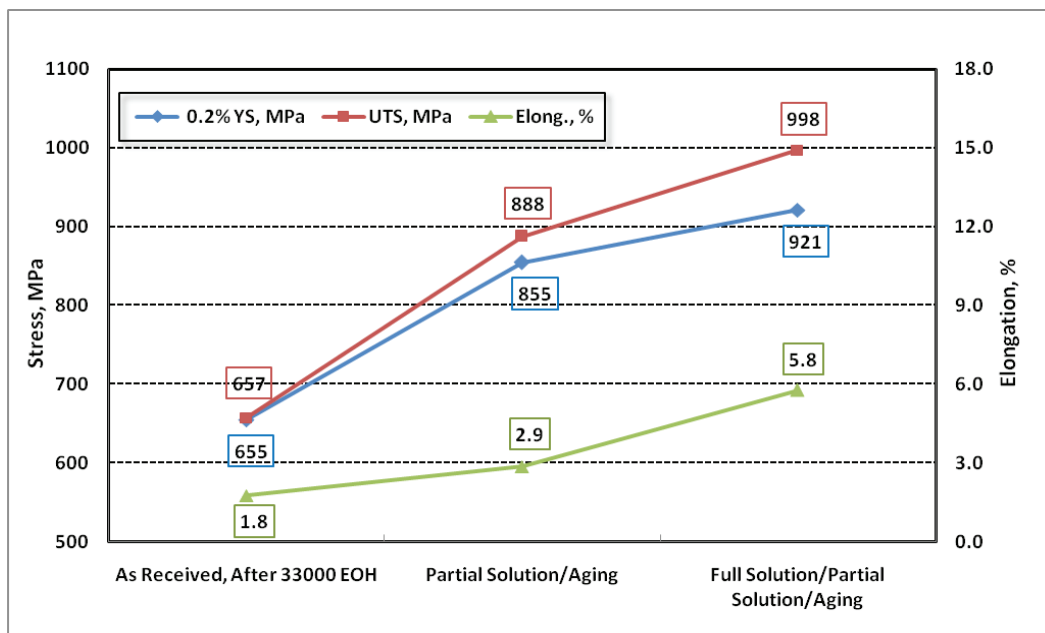
جدول ۳. نتایج آزمون‌های کشش دمای محیط نازل ردیف اول در شرایط سیکل‌های عملیات حرارتی A و B

Condition	Heat Treatment Cycle	YS, MPa 0.2%	UTS, MPa	% Elong
As Received, After 33,000 EOH	None	644	644	1.8
		649	649	1.8
		662	670	1.7
		664	666	1.7
Partial Solution Treatment + Precipitate Aging	A: 1120°C/2hr/30°C/min + 845°C/24/Air Cool	820	862	3.0
		860	883	2.8
		889	925	2.8
		849	881	2.8
Full Solution Treatment + Partial Solution Treatment + Precipitate Aging	B: 1185°C/4hr/Furnace Cool + 1120°C/2hr/30°C/min + 845°C/24/Air Cool	866	947	6.7
		985	1108	6.7
		895	978	5.7
		938	957	4.0
Minimum Requirments [Tensile Properties 12]	1120°C/2hr/30°C/min + 845°C/24/Air Cool	792	895	4.0

دقیق پارامترهای عملیات حرارتی و اعمال سیکل حرارتی B بر روی نمونه‌های مستعمل، مشخصه‌های ساختاری از قبیل اندازه، توزیع و فاصله بین ذرات فاز γ' همانند آنچه که در شکل (۴) آمده، ایجاد شده است.

مقایسه نتایج استحکام نهایی دمای محیط نمونه‌ها نشان می‌دهد که استحکام نهایی آلیاژ در هر یک از شرایط سیکل عملیات حرارتی A و B بیشتر از شرایط قبل از اعمال سیکل عملیات حرارتی است. این میزان افزایش استحکام برای هر

مطابق شکل (۱۵)، با اعمال سیکل عملیات حرارتی جوان‌سازی، متوسط استحکام تسلیم در هر یک از شرایط سیکل حرارتی A و B به ترتیب بیش از ۳۰٪ و ۴۰٪ نسبت به حالت اولیه آلیاژ در شرایط سرویس افزایش یافته است. گزارش شده است [۲۰] که در آزمون‌های کشش و یا خزش که در تنش‌های بالا صورت می‌پذیرد، لغزش نابجایی‌ها مکانیزم غالب تغییرفرم آلیاژ بوده و ذرات ریز γ' ثانویه کنترل کننده میزان تغییرفرم می‌باشد. به عبارت دیگر با کنترل



شکل ۱۵. نمودار خواص کششی دمای محیط نازل ردیف اول در شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی سیکل‌های A و B

کسر حجمی و اندازه ذرات فاز γ' تأثیر قابل توجهی در استحکام کششی سوپر آلیاژهای پایه نیکل دارند ولی منابع موجود نشان می‌دهد که قابلیت تغییر فرم کششی به شدت به وضعیت و ساختار مرزدانه‌ها مرتبط است [۲۲]. زمانی که رسوبات کاربیدی در قطعات مستعمل به صورت لایه پیوسته در مرزدانه‌ها وجود دارد به عنوان محل‌های مناسب جوانه‌زنی ترک عمل کرده و سبب کاهش قابلیت تغییر فرم می‌گردد. در حالی که در قطعات جوان‌سازی شده اثر مضر تجزیه کاربیدهای MC و تشکیل شبکه‌های پیوسته کاربیدهای $M_{23}C_6$ در مرزدانه با رسوب مجدد کاربیدها به طور مجزا از هم در مرزدانه تا حد زیادی خنثی می‌گردد و در نتیجه درصد ازدیاد نسبی افزایش می‌یابد [۹].

نتایج خواص کششی دمای محیط نمونه‌ها در شکل (۲۰)، نشان می‌دهد که نمونه‌هایی که تحت سیکل حرارتی B قرار گرفته‌اند از نتایج بالاتری در مقایسه با نمونه‌های سیکل حرارتی A برخوردار می‌باشند. همان‌طور که اشاره تنها تفاوت سیکل حرارتی A و B اضافه شدن سیکل حرارتی انحلال کامل به سیکل A می‌باشد. گزارش شده است با انجام عملیات حل سازی در دماهای بالاتر جدایش‌های فازی کاهش یافته و آلیاژ مستعد رسوب‌دهی یکنواخت‌تر می‌گردد. همچنین با انجام عملیات حرارتی انحلالی و همگن نمودن در دمای بالاتر تمایل آلیاژ جهت تشکیل فازهای مضر کاهش می‌یابد. البته انتخاب دمای بالاتر هر چند که موجب یکنواختی بیشتر می‌گردد ولی ممکن است باعث تشدید اکسیداسیون مرزدانه‌ای و همچنین ذوب موضعی بعضی از فازهای ناخواسته شده و موجب کاهش خواص خزشی و کششی گردد. انتخاب دمای انحلال کامل

یک از شرایط سیکل حرارتی A و B به ترتیب بیش از ۳۵٪ و ۵۰٪ نسبت به حالت اولیه آلیاژ در شرایط سرویس می‌باشد. گزارش شده است که استحکام نهایی سوپر آلیاژهای پایه نیکل به مقدار زیادی به حضور ذرات فاز γ' در این آلیاژ مرتبط می‌باشد [۲۱]. بدون شک بالا رفتن استحکام سوپر آلیاژ به دنبال افزایش کسر حجمی (تا ۴۲٪ حجمی برای سیکل B)، توزیع یکنواخت‌تر و همچنین کاهش اندازه ذرات فاز γ' بوده که در نتیجه سرد شدن آلیاژ از دمای 1120°C با سرعت $30^{\circ}\text{C}/\text{min}$ رخ داده است. با افزایش قابلیت تغییر فرم کششی در شرایط سیکل حرارتی B، میزان کار سختی بیشتری بر روی نمونه‌ها انجام گرفته و استحکام نهایی آلیاژ نسبت به سیکل A بیشتر افزایش یافته است. همان‌طور که در جدول (۲) اشاره شد با توجه به شرایط کارکرد نازل‌های توربین گاز، استحکام بالا به همراه تغییر فرم مناسب (حداقل ۴٪) در این قطعات مورد نظر می‌باشد. بنابراین فرایندهایی که سبب کاهش قابلیت تغییر فرم می‌شوند، در صورتی که باعث افزایش استحکام از حداقل مورد نیاز شوند، مزیت نسبی خود را از دست می‌دهند.

منحنی تغییرات درصد ازدیاد نسبی دمای محیط نمونه‌ها در شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی در شکل (۲۰) آورده شده است. در این شکل، افزایش میزان درصد ازدیاد نسبی آلیاژ در هر یک از شرایط سیکل حرارتی A و B نسبت به شرایط قبل از عملیات حرارتی کاملاً مشهود است. این افزایش درصد ازدیاد نسبی برای هر یک از شرایط سیکل حرارتی A و B به ترتیب بیش از ۶۰٪ و ۲۲۰٪ نسبت به حالت اولیه آلیاژ در شرایط سرویس می‌باشد. اگرچه تغییرات

نهایی و ۳۰٪ و ۴۰٪ در استحکام تسلیم نسبت به حالت اولیه آلیاژ در شرایط سرویس می‌باشد. دلیل این امر مربوط به انحلال فازهای ثانویه و رسوب مجدد آن‌ها در زمینه و حصول ریزساختار آلیاژ مشابه ریز ساختار ناحیه شروود خارجی نازل می‌باشد.

۷- نتایج خواص کششی دمای محیط نمونه‌های عملیات حرارتی شده با شرایط سیکل B از سیکل حرارتی A بالاتر می‌باشد. این افزایش خواص با شرایط سیکل B به میزان ۱۲٪، ۸٪ و ۱۰۰٪ به ترتیب در استحکام نهایی، استحکام تسلیم و ازدیاد طول نسبی نسبت به شرایط سیکل عملیات حرارتی A می‌باشد. در واقع با اعمال سیکل حرارتی B، ساختاری همگن با توزیع و یکنواختی بیشتری از فازهای رسوبی در زمینه ایجاد می‌گردد.

۵. تقدیر و تشکر

بدین وسیله از کلیه همکاران در گروه مپنا و شرکت مهندسی موادکاران که به نحوی ما را در انجام این تحقیق یاری نموده‌اند، کمال تشکر و سپاس‌گزاری به عمل می‌آید.

بستگی به خواص مواد و انتظاری که از آلیاژ می‌رود، دارد. به‌طور مثال این دما برای سوپر آلیاژ IN738LC به میزان ۱۰°C بالاتر از دمای انحلال کامل فاز ۷' (یعنی ۱۱۷۵°C) انتخاب شده است.

۴. نتیجه گیری

در این تحقیق تأثیر سیکل‌های عملیات حرارتی جوان‌سازی بر ریزساختار نازل ردیف اول مستعمل زیمنس از جنس سوپر آلیاژ IN۷۳۸LC پس از قرارگیری در شرایط سرویس مورد بررسی گرفت و مشخص گردید که:

۱- ریزساختار ناحیه ایرفویل نازل ردیف اول توربین گاز زیمنس با ۳۳۰۰۰ ساعت کارکرد معادل، شامل ذرات درشت برفکی شکل ۷' اولیه و ذرات کروی ثانویه به ترتیب با متوسط اندازه ۱/۲ μm و ۰/۲ μm، ترک به طول ۳۰ μm در امتداد مرزدانه، تجزیه کاربیدهای MC به کاربیدهای M₂₃C₆ پیوسته شدن آن‌ها در مرزدانه می‌باشد.

۲- ریز ساختار ناحیه شروود خارجی نازل ردیف اول مستعمل تقریباً ساختار اولیه خود را از لحاظ اندازه، توزیع و مرفولوژی ذرات فاز ۷' اولیه و ثانویه همانند پره نو حفظ کرده است. در این شرایط متوسط اندازه ذرات فاز ۷' اولیه و ثانویه به ترتیب در حدود ۰/۶ μm و ۰/۱ μm اندازه‌گیری شده است.

۳- ساختار میکروسکوپی نمونه‌های عملیات حرارتی شده با سیکل A، شامل توزیع غیریکنواخت از ذرات مکعبی ۷' اولیه با متوسط اندازه ۰/۴ μm در فاز زمینه، رسوب کاربیدهای ریز و برفکی شکل MC و همچنین کاربیدهای M₂₃C₆ در داخل و مرزدانه‌ها می‌باشد.

۴- ساختار میکروسکوپی نمونه‌های عملیات حرارتی شده با سیکل B، شامل ذرات مکعبی ۷' اولیه با متوسط اندازه ۰/۵ μm به‌صورت یکنواخت و همگن در فاز ۷، رسوب کاربیدهای بلوکی درشت MC و کاربیدهای M₂₃C₆ در داخل و مرزدانه‌ها مشابه ساختار نازل نو می‌باشد.

۵- غیریکنواختی مشاهده شده در اندازه ذرات ۷' در نمونه‌های عملیات حرارتی شده با سیکل A نشان می‌دهد که انحلال جزئی به مدت ۲ ساعت در دمای ۱۱۲۰°C نتوانسته است ذرات درشت ۷' اولیه را به‌صورت کامل حل کند. لذا به‌منظور دستیابی به توزیع همگن و یکنواخت در اندازه ذرات ۷' لازم است تا زمان و دمای انحلال آلیاژ افزایش یابد.

۶- با اعمال سیکل‌های حرارتی A و B بر روی نمونه‌های مستعمل، خواص کششی دمای محیط آن افزایش یافته است. این افزایش استحکام برای هر یک از شرایط سیکل حرارتی A و B به ترتیب بیش از ۳۵٪ و ۵۰٪ در استحکام

References

- [1] A. Malekbarmi, Sh. Zangeneh, A. Roshani, "Assessment of premature failure in a first stage gas turbine nozzle", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 18, 2011.
- [2] Tim J Carter, "Common failures in gas turbine blades", *Engineering Failure Analysis* 12, 2005.
- [3] R. A. Steven and P. E. J. Flewitt, "Microstructure Change Which Occur During Isothermal Heat Treatment of Ni-Base Superalloy IN783", *Mat. Sci.*, Vol. 13, 1978.
- [4] R. A. Steven & P. E. J. Flewitt, "Intermediate Regenerative Heat Treatment For Extending The Creep Life of Superalloy IN738", *Mataterial Scienc and Engineering*, 1981.
- [5] A. Davin, C.L. Mertens, P. Vierset & P. Louis, "Microstructural Damage Induced during the Repair Process", *Proceeding of a Conference Held in liege*, 1986.
- [6] Heat Resistant Materials, "Properties of Superalloy", *ASM Specialty Handbook*, ASM International, 1997.
- [7] C. T. Sims, N. S. Stoloff, W. C. Hagel, "Superalloys II", John Wiley and Sons, 1987.
- [8] R. F. Decker, C. T. Sims, W. C. Hagel, "The Superalloy I", John Wiley & Sons, 1984.
- [9] E. F. Bradley, "Superalloys A technical guide", ASM, 1988.
- [10] S. Hosseini, et. al, "Microstructural evolution in Damaged IN-738LC Alloy During Various of Rejuvenation Heat Treatments Steps", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 512, 2012.
- [11] A. K. Koul, J.P. Imariageon, R.Castillo, "Rejuvenation of Service-Exposed IN738 Turbine Blades", the Superalloy, 1988.
- [12] Siemens Documents: "V94.2 Gas Turbine manual".
- [13] Siemens Documents: "Process Specification of Heat Treatment Cycles, Soliution, Aging and Coating Diffusion", 1988.
- [14] علی محمد کلاگر، «تخمین عمر باقیمانده قطعات داغ (پره متحرک ردیف اول توربین گاز فریم ۵)»، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه علم و صنعت ایران، بهمن ماه ۱۳۷۹.
- [15]. An American National Standard, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", E8/E8M - 09, 2010.
- [16]. A. K. Koul, J. P. Imariageon, V. R. Parameswaran, W. Wallace, "Advances in high temperature structural materials and coatings", A publication from national reasech council of Canada, Ottawa, 1994.
- [17]. A. K. Koul, R. Castillo, "Assessment of service indused micro-structrural damage and Rejuvenation in turbine blades", *Metallurgical Transations A*, Vol.19 A, 1988.
- [18]. Y. H. Zhany, Q. Z. Chen and D. M. nowles, *Material Science Technology*, Vol.17, 2001.
- [19]. T. Link and M. F. Kniepmeier, *Metals Transaction A*, Vol.23 A, 1992.
- [20]. A. K. Koul, R. Castillo, "Creep behaviour of industrial turbine blade material", ASM, *Material congree*, 1993.
- [21]. K. M. Dlelary, S. W. K. Shaw & G. D. W. Smith, "effect of Heat treatment on mechanical properties of Ni-Base superalloy IN939", *material science and technology*, Vol.2, 1986.
- [22]. D. lestrat, J. L. strudel, "Sensivity of mechanical properties of Ni-base alloys to cooling rates", *High temperature alloys*, Elsevier applied schience, 1987.