



Effect of Increasing Solution Annealing Temperature on Microstructural Uniformity, Hardness, and Stress-Rupture Behavior of IN738LC Superalloy

Reza Sahihi and Rouholah Ashiri*

School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran

* Corresponding author, Email: Ashiri@iust.ac.ir

(Received: 14 June 2026; Revised: 2 September 2026; Accepted: 6 September 2026; Available online: 23 September 2026)

ABSTRACT

Introduction and Objectives: Inconel 738 low-carbon (IN738LC) nickel-based superalloy is widely used in high-temperature turbine components due to its high strength and thermal stability. However, microstructural heterogeneity resulting from the solidification process can lead to a non-uniform distribution of strengthening precipitates and deterioration of mechanical performance. The objective of this study was to investigate the effect of increasing the solution heat treatment temperature beyond the standard cycle on the microstructural evolution and mechanical properties of the superalloy.

Materials and Methods: Two heat treatment cycles, including a standard cycle and a proposed cycle, were applied to cast specimens. Microstructural changes were evaluated using optical microscopy, scanning electron microscopy, and quantitative image analysis. In addition, hardness and stress rupture tests were conducted to evaluate the mechanical behavior of the alloy.

Results: The results showed that increasing the solution temperature significantly reduced microstructural heterogeneity between dendritic core and interdendritic regions. The size of coarse precipitates in interdendritic areas decreased, leading to a more uniform precipitate distribution. Furthermore, the volume fraction of strengthening precipitates increased from 39% to 45%. Carbide investigations indicated that the blocky morphology of MC carbides was preserved, and no evidence of significant decomposition was observed. Hardness increased from 363 HV to 447 HV, while stress rupture life improved from 35 h to 45.8 h.

Conclusion: The findings demonstrated that a controlled increase in solution heat treatment temperature can simultaneously improve mechanical properties and high-temperature performance through enhanced microstructural homogenization, increased strengthening precipitate fraction, and preservation of MC carbide stability. These results provide useful insight for designing optimized heat treatment schedules for high-temperature turbine components.

Keywords: IN738LC superalloy, Gamma-prime (γ') precipitates, MC carbides, Microstructural evolution, Stress rupture.

How to Cite: Sahihi R, Ashiri R. Effect of increasing solution annealing temperature on microstructural uniformity, hardness, and stress-rupture behavior of IN738LC superalloy. 2027;46(1):127-148 (In Persian). <https://doi.org/10.47176/jame.46.1.1202>

Copyright © 2027 Isfahan University of Technology, Published by IUT press.



This work is licensed under a Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>). Non-commercial uses of the work are permitted, provided the original work is properly cited.



اثر افزایش دمای عملیات حرارتی آنیل انحلالی بر یکنواختی ریزساختار، سختی و رفتار تنش گسیختگی سوپرآلیاژ IN738LC

رضا صحیحی^{ID} و روح اله عشیری^{ID*}

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: ashiri@iust.ac.ir

(دریافت: ۱۴۰۵/۳/۲۴، بازنگری: ۱۴۰۵/۶/۱۱، پذیرش: ۱۴۰۵/۶/۱۵، انتشار: ۱۴۰۵/۷/۱)

چکیده

مقدمه و اهداف: سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۳۸ کم‌کربن (IN738LC)، به دلیل استحکام بالا و پایداری مناسب در دماهای بالا به‌طور گسترده در قطعات توربین‌های گازی استفاده می‌شود. با این حال، ناهمگنی ریزساختاری ناشی از فرایند انجماد، می‌تواند موجب توزیع غیریکنواخت رسوبات استحکام‌بخش و افت خواص مکانیکی شود. هدف این پژوهش بررسی اثر افزایش دمای عملیات حرارتی انحلالی فراتر از چرخه استاندارد بر ریزساختار و خواص مکانیکی این سوپرآلیاژ است.

مواد و روش‌ها: دو چرخه عملیات حرارتی شامل چرخه استاندارد و چرخه پیشنهادی، بر نمونه‌های ریختگی اعمال شد. تغییرات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی و تحلیل کمی تصاویر بررسی شد. همچنین آزمون‌های سختی و تنش گسیختگی برای ارزیابی رفتار مکانیکی انجام شدند.

یافته‌ها: نتایج نشان داد، افزایش دمای انحلال موجب کاهش ناهمگنی میان نواحی دندریتی و بین‌دندریتی شد. اندازه رسوبات درشت در نواحی بین‌دندریتی کاهش یافت و توزیع رسوبات یکنواخت‌تر شد. همچنین کسر حجمی رسوبات استحکام‌بخش از ۳۹ به ۴۵ درصد افزایش یافت. بررسی کاربیدها نشان داد مورفولوژی بلوکی آن‌ها حفظ شده و نشانه‌ای از تجزیه گسترده مشاهده نشد. سختی از ۳۶۳ به ۴۴۷ ویکرز و عمر تنش گسیختگی از ۳۵ به ۴۵/۸ ساعت افزایش یافت.

نتیجه‌گیری: نتایج نشان داد افزایش کنترل‌شده دمای عملیات حرارتی انحلالی می‌تواند از طریق بهبود یکنواختی ریزساختار، افزایش رسوبات استحکام‌بخش و حفظ پایداری کاربیدها، موجب بهبود هم‌زمان خواص مکانیکی و عملکرد دما بالای سوپرآلیاژ شود. این یافته‌ها می‌تواند در طراحی چرخه‌های حرارتی بهینه برای قطعات دما بالای توربینی مورد استفاده قرار گیرد.

واژه‌های کلیدی: سوپرآلیاژ IN738LC، رسوبات گاما پرایم (γ')، کاربید MC، تحولات ریزساختاری، تنش گسیختگی.



۱- مقدمه

سوپرآلیاژ ریختگی IN738LC برای ساخت قطعات توربینی دما بالا استفاده می‌شود؛ قطعاتی که عملکرد آن‌ها به استحکام‌دهی ناشی از ساختار γ/γ' و شبکه‌های کاربیدی وابسته است. با این حال، قطعات در حالت ریختگی^۱ اولیه دارای ناهمگنی شدید ریزساختاری ناشی از فرآیند انجماد هستند؛ بنابراین برای بازیابی و بهبود خواص، نیاز به عملیات حرارتی پس از ریخته‌گری دارند (۴-۱). سوپرآلیاژ IN738LC معمولاً به روش ریخته‌گری تحت خلأ^۲ تولید می‌شود. در این فرایند، ذوب و ریخته‌گری آلیاژ در شرایط خلأ انجام می‌گیرد تا از اکسیداسیون عناصر فعال جلوگیری شده و ترکیب شیمیایی و میزان خلوص آلیاژ به‌طور دقیق کنترل شود. پس از آن، قطعات به روش ریخته‌گری دقیق شکل‌دهی می‌شوند که این مرحله نقش مهمی در کنترل ریزساختار آلیاژ، از جمله اندازه دانه‌ها، توزیع فازها و کیفیت نهایی قطعه ایفا می‌کند (۵ و ۶). ریزساختار سوپرآلیاژ IN738LC پس از فرایند ریخته‌گری، به‌ویژه از نظر وضعیت رسوبات گاما پرایم^۳ (γ')، در شرایط بهینه قرار ندارد. به دلیل نرخ سرمایش نسبتاً پایین در حین انجماد، رسوبات گاما پرایم دچار رشد و درشت‌شدگی می‌شوند. این افزایش اندازه موجب کاهش همدوسی^۴ رسوبات با زمینه گاما شده و در نتیجه، اثر استحکام‌بخشی فاز گاما پرایم کاهش می‌یابد. از این‌رو، در استاندارد مربوط به این سوپرآلیاژ توصیه می‌شود که قطعات پس از ریخته‌گری تحت عملیات حرارتی انحلالی و سپس پیرسازی قرار گیرند (۷). این عملیات با هدف انحلال رسوبات درشت اولیه و رسوب‌گذاری مجدد^۵ آن‌ها به‌صورت یکنواخت‌تر و با اندازه و کسر حجمی مناسب انجام می‌شود تا ریزساختار آلیاژ برای قرارگیری در شرایط سرویس بهینه گردد. شجری و همکاران (۸)، اثر دما و زمان عملیات حرارتی انحلالی در فرایند جوان‌سازی سوپرآلیاژ IN738LC را مورد بررسی قرار دادند. نتایج این پژوهش نشان داد که انحلال رسوبات گاما پرایم در زمینه، فرایندی کنترل‌شده توسط نفوذ است؛ به‌طوری‌که با افزایش دما و زمان عملیات حرارتی، میزان انحلال رسوبات گاما پرایم

افزایش یافته و مقدار رسوبات درشت باقی‌مانده در ریزساختار کاهش می‌یابد. این موضوع در مرحله پیرسازی می‌تواند منجر به تشکیل مجدد رسوبات گاما پرایم با توزیع یکنواخت‌تر و ابعاد ریزتر شود که برای بهبود خواص مکانیکی مطلوب است. با این حال، پژوهشگران بیان کردند که افزایش بیش از حد دما و زمان عملیات انحلالی می‌تواند چالش‌هایی نیز به همراه داشته باشد. در کنار افزایش انحلال رسوبات گاما پرایم، تجزیه کاربیدهای MC غنی از Ta و Ti نیز تشدید می‌شود که این مسئله ممکن است پایداری ریزساختار و عملکرد بلندمدت آلیاژ را تحت تأثیر قرار دهد. از این‌رو، انتخاب دمای انحلال مناسب به‌منظور ایجاد تعادل میان همگن‌سازی ریزساختار و حفظ پایداری کاربیدها از اهمیت بالایی برخوردار است.

منتظری و همکاران (۹)، در پژوهشی با تمرکز بر عملیات حرارتی در سوپرآلیاژ IN738LC، نقش دمای انحلال بر رفتار ریزساختاری رسوبات گاما پرایم را مورد بررسی قرار دادند. نتایج مشاهدات آن‌ها نشان داد که انحلال رسوبات گاما پرایم در نواحی مختلف ریزساختار یکنواخت نبوده و بین هسته دندریتی^۶ و نواحی بین‌دندریتی^۷ تفاوت قابل توجهی وجود دارد.

بر اساس تحلیل‌های ارائه‌شده، این ناهمگنی عمدتاً ناشی از ریزجدایش عنصر تیتانیم در حین انجماد و در فرایند ریخته‌گری است. در این شرایط، تیتانیم به‌طور ترجیحی در نواحی بین‌دندریتی تجمع یافته و زمینه را برای تشکیل رسوبات گاما پرایم با ترکیب شیمیایی غنی از تیتانیم در این مناطق فراهم می‌کند. یافته‌های این پژوهش نشان داد که اعمال عملیات حرارتی انحلالی در دمای ۱۱۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت دو ساعت، تنها موجب انحلال کامل رسوبات گاما پرایم در نواحی هسته دندریتی می‌شود، درحالی‌که در نواحی بین‌دندریتی این رسوبات تا حد زیادی به‌صورت حل‌نشده باقی می‌مانند. این عدم یکنواختی در انحلال، منجر به ناهمگنی ریزساختاری و در نتیجه افت خواص مکانیکی آلیاژ می‌گردد. در ادامه، نتایج آن‌ها نشان داد که دمای مورد نیاز برای انحلال کامل رسوبات گاما پرایم در نواحی بین‌دندریتی بالاتر از نواحی دندریتی بوده و در حدود

۱۱۶۰ تا ۱۱۷۰ درجه سانتی‌گراد قرار دارد. این موضوع بیانگر اهمیت انتخاب دقیق دمای عملیات حرارتی انحلالی، به‌منظور دستیابی به ریزساختار یکنواخت و بهبود عملکرد مکانیکی سوپرآلیاژ IN738LC است. الواء و همکاران (۱۰) و همچنین چویی و همکاران (۱۱)، در پژوهش‌های خود گزارش کرده‌اند که تجزیه کاربیدهای نوع MC در سوپرآلیاژ IN738LC، یک فرایند برگشت‌ناپذیر است. به عبارت دیگر، این کاربیدها پس از قرارگیری در دماهای بالا یا تحت تأثیر چرخه‌های حرارتی شدید، دچار تجزیه شده و امکان بازگشت آن‌ها به شکل اولیه در ریزساختار وجود ندارد. این موضوع نشان‌دهنده حساسیت بالای این فازها نسبت به شرایط حرارتی و اهمیت کنترل دقیق چرخه‌های عملیات حرارتی در حفظ پایداری ریزساختار آلیاژ است. در ادامه، کلاگر و همکاران (۱۲) نشان دادند که تشدید تجزیه کاربیدهای MC می‌تواند تأثیر قابل‌توجهی بر پایداری ریزساختار در حین سرویس داشته باشد. نتایج مطالعه آن‌ها بیانگر این است که کاهش اندازه و مقدار اولیه کاربیدهای MC، موجب افزایش نرخ تجزیه کاربیدهای^۸ باقی‌مانده در طول زمان بهره‌برداری می‌شود. این پدیده در نهایت به تشکیل پیوسته کاربیدهای ثانویه $M_{23}C_6$ غنی از کروم در مرزدهانه‌ها منجر می‌گردد. تشکیل این فازهای پیوسته در مرزدهانه‌ها، نه تنها موجب تضعیف انسجام مرزدهانه‌ای می‌شود، بلکه می‌تواند بر رفتار تغییر شکل و پایداری حرارتی آلیاژ نیز اثر منفی داشته و در بلندمدت باعث افت خواص مکانیکی گردد. همچنین یافته‌های الا و همکاران (۱۳)، نشان می‌دهد که تشکیل کاربیدهای پیوسته غنی از کروم در مرزدهانه‌ها، اثر نامطلوبی بر عملکرد مکانیکی سوپرآلیاژ IN738LC دارد. بر اساس نتایج این پژوهش، پیوسته‌شدن این کاربیدها در مرزدهانه‌ها موجب کاهش مقاومت به خزش و افزایش تمایل ریزساختار به رفتار ترد می‌شود. این نتایج در مجموع بیانگر آن است که مورفولوژی، توزیع و پایداری کاربیدها، به‌ویژه در نواحی مرزدهانه‌ای، از عوامل کلیدی در تعیین رفتار مکانیکی و عمر سرویس سوپرآلیاژ IN738LC محسوب می‌شوند.

با توجه به مطالعات انجام‌شده، مشخص است که ریزساختار

سوپرآلیاژ IN738LC به‌شدت به شرایط عملیات حرارتی پس از ریخته‌گری وابسته بوده و رفتار رسوبات گاما پرایم و کاربیدهای MC نقش تعیین‌کننده‌ای در خواص مکانیکی این آلیاژ دارند. از یک‌سو، پژوهش‌ها نشان داده‌اند که افزایش دمای عملیات حرارتی انحلالی می‌تواند منجر به بهبود انحلال رسوبات گاما پرایم و در نتیجه افزایش یکنواختی ریزساختار در مرحله پیرسازی شود؛ با این حال، این افزایش دما همواره بدون پیامد نیست و می‌تواند زمینه‌ساز تجزیه کاربیدهای MC و ایجاد فازهای ثانویه نامطلوب در مرزدهانه‌ها گردد. از سوی دیگر، مطالعات پیشین، به‌ویژه روی چرخه‌های عملیات حرارتی پیش از جوشکاری یا فرایندهای جوان‌سازی متمرکز بوده‌اند و کمتر به بررسی دقیق اثر دمای بالاتر از چرخه استاندارد پس از ریخته‌گری پرداخته شده است. علاوه‌براین، نتایج پژوهش‌های اخیر نشان می‌دهد که رفتار انحلال رسوبات گاما پرایم در ریزساختار، کاملاً یکنواخت نبوده و تفاوت قابل‌توجهی بین نواحی دندریتی و بین‌دندریتی وجود دارد؛ موضوعی که ناشی از ریزجدایش عناصر آلیاژی در حین انجماد است و می‌تواند موجب باقی‌ماندن بخشی از رسوبات در دماهای متداول عملیات حرارتی گردد. همچنین، برگشت‌ناپذیری تجزیه کاربیدهای MC و تشکیل متعاقب کاربیدهای $M_{23}C_6$ در مرزدهانه‌ها، اهمیت کنترل دقیق چرخه‌های حرارتی را دوچندان کرده و نشان می‌دهد که تغییرات دمایی می‌تواند به‌طور مستقیم بر پایداری بلندمدت ریزساختار و خواص مکانیکی اثرگذار باشد.

بر این اساس، با وجود مطالعات متعدد انجام‌شده، همچنان یک خلأ پژوهشی در زمینه مقایسه کمی اثر دمای عملیات حرارتی انحلالی در محدوده چرخه استاندارد (۱۱۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت دو ساعت و پیرسازی در دمای ۸۴۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت) و چرخه پیشنهادی (۱۱۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت دو ساعت و پیرسازی در دمای ۸۴۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت) ریزساختار سوپرآلیاژ IN738LC پس از ریخته‌گری وجود دارد. از این‌رو، در این پژوهش تلاش شده است تا با انجام یک بررسی مقایسه‌ای نظام‌مند، اثر این

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN738LC تحت آنالیز فلورسانس اشعه ایکس (برحسب درصد وزنی)

آلیاژ	کروم	کبالت	تیتانیوم	آلومینیوم	تنگستن	مولیبدن	نایبیم	تانتالم	نیکل
IN738LC	۱۴/۶۰	۸/۳۶	۳/۳۴	۳/۵۹	۲/۷۹	۱/۸۷	۰/۷۸	۱/۳۸	تعداد
استاندارد	۱۵/۷۰	۳/۰۰	۳/۲۰	۳/۲۰	۲/۴۰	۱/۵۰	۰/۶۰	۱/۵۰	تعداد
IN738LC(۱۴)	۱۶/۳۰	۹/۰۰	۳/۷۰	۳/۷۰	۲/۸۰	۲/۰۰	۱/۱۰	۲/۰۰	تعداد

گرفتند. هدف از اعمال این چرخه‌ها، بررسی اثر دمای انحلال بر تحول ریزساختار و تغییرات فازهای موجود در سوپرآلیاژ IN738LC بود. مشخصات کامل چرخه‌های عملیات حرارتی اعمال شده، شامل دما، زمان نگهداری، در شکل (۱) ارائه شده است.

۲-۳- آماده‌سازی نمونه‌ها

پس از مقطع‌زنی، نمونه‌ها جهت آماده‌سازی متالوگرافی تحت سنباده‌کاری و پرداخت سطح و پولیش قرار گرفتند. عملیات سنباده‌کاری، با استفاده از سنباده‌های SiC از مش ۲۴۰ تا ۲۵۰۰، به‌صورت مرحله‌ای انجام شد تا خراش‌های سطحی به‌طور کامل حذف شوند. سپس عملیات پولیش نهایی، با استفاده از محلول آلومینا انجام گرفت تا سطحی صاف و آینه‌ای برای بررسی ریزساختار حاصل شود. در ادامه، به‌منظور آشکارسازی ریزساختار، نمونه‌ها با استفاده از محلول اچ گلیسر جیا (۱۵ میلی‌لیتر HCl، ۱۰ میلی‌لیتر CH_3COOH ، ۱۰ میلی‌لیتر HNO_3 ، پنج قطره گلیسرین) به مدت ۳۰ ثانیه اچ شدند. این فرایند امکان مشاهده دقیق زمینه، رسوبات گاما پرایم و کاربیدهای موجود در ریزساختار سوپرآلیاژ IN738LC را فراهم کرد. آزمون‌های تنش گسیختگی، با استفاده از نمونه‌های استوانه‌ای با هندسه M_6 ، طول گیج ۱۷/۵ میلی‌متر و قطر گیج ۳/۵ میلی‌متر انجام شد. آزمون‌ها در دمای ۹۸۲ درجه سانتی‌گراد و تحت تنش ثابت ۱۵۲ مگاپاسکال انجام گرفت.

۲-۴- روش‌های مشخصه‌یابی

به‌منظور بررسی تغییرات ریزساختاری نمونه‌ها، از میکروسکوپ

دو سطح دمایی بر ویژگی‌های کلیدی ریزساختاری شامل رسوبات گاما پرایم و کاربیدها مورد ارزیابی کمی قرار گیرد تا درک دقیق‌تری از تعادل میان انحلال رسوبات و پایداری کاربیدها حاصل شود.

نوآوری اصلی این پژوهش در بررسی همزمان اثر افزایش دمای انحلال فراتر از چرخه استاندارد و تحلیل کمی ناهمگنی ریزساختاری بین نواحی دندردیتی و بین‌دندردیتی است؛ موضوعی که در مطالعات پیشین کمتر به‌صورت مستقیم و مقایسه‌ای مورد توجه قرار گرفته است. همچنین، این تحقیق تلاش می‌کند ارتباط بین افزایش دمای انحلال، میزان همگن‌سازی رسوبات گاما پرایم و هم‌زمانی آن با پدیده تجزیه کاربیدهای MC و پیامدهای آن بر پایداری ریزساختار را روشن نماید.

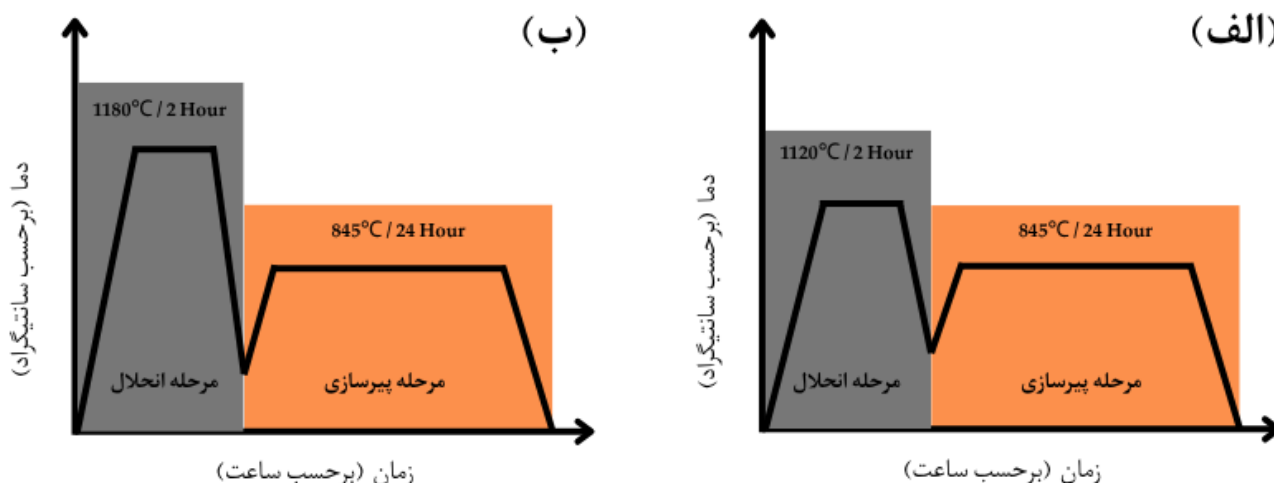
۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- ترکیب شیمیایی IN738LC

ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN738LC، با استفاده از آنالیز عنصری به روش فلورسانس پرتو ایکس^۹ و با بهره‌گیری از دستگاه PW 1480 مورد بررسی قرار گرفت و نتایج آن در جدول (۱) ارائه شده است، کنترل دقیق ترکیب شیمیایی به‌دست‌آمده، انطباق مناسبی با محدوده‌های استاندارد این سوپرآلیاژ نشان داد و بیانگر صحت مواد اولیه مورد استفاده در این پژوهش است.

۲-۲- چرخه عملیات حرارتی

نمونه‌های مورد بررسی پس از فرایند ریخته‌گری، تحت دو چرخه عملیات حرارتی، شامل چرخه استاندارد و چرخه پیشنهادی، قرار



شکل ۱- الف) چرخه عملیات حرارتی استاندارد، ب) چرخه عملیات حرارتی پیشنهادی.

اندازه‌گیری و ارزیابی مشخصات ریزساختاری استفاده شد. در این راستا، پارامترهایی نظیر اندازه و کسر حجمی رسوبات گاما پرایم و همچنین توزیع فازها در نواحی مختلف ریزساختار مورد بررسی قرار گرفت. تحلیل تصاویر با استفاده از تصاویر میکروسکوپی الکترونی و پس از کالیبراسیون مقیاس انجام شد تا نتایج حاصل از اندازه‌گیری‌ها از دقت و قابلیت اطمینان مناسبی برخوردار باشند.

۳- نتایج و بحث

در این بخش، ریزساختار نمونه‌های تحت چرخه استاندارد و چرخه پیشنهادی با یکدیگر مقایسه شدند. تمرکز اصلی این مطالعه، بر ارزیابی تغییرات ایجادشده در ویژگی‌های ریزساختاری مؤثر بر عملکرد مکانیکی آلیاژ، شامل وضعیت مرزخانه‌ها، رفتار رسوبات گاما پرایم و تحولات کاربیدی است.

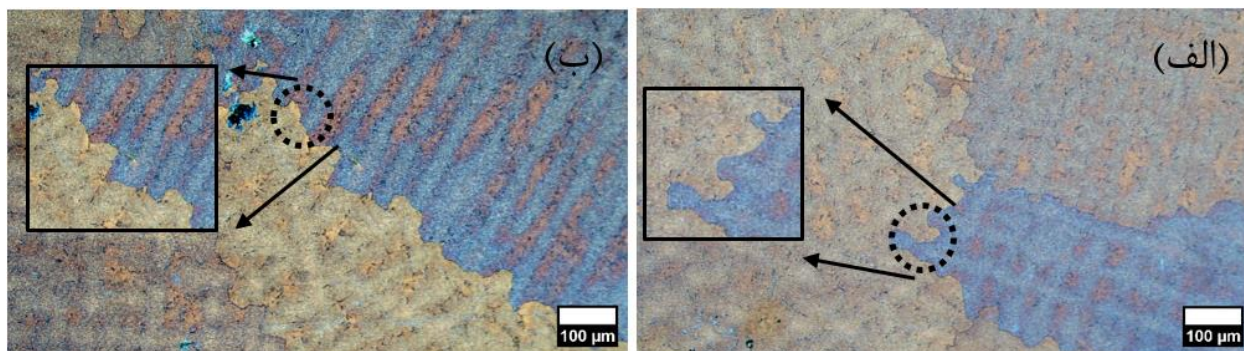
۳-۱- وضعیت مرزخانه‌ها

مرزخانه‌ها در سوپرآلیاژهای پایه نیکل نظیر IN738LC نقش تعیین‌کننده‌ای در کنترل خواص مکانیکی، پایداری حرارتی و رفتار خزشی آلیاژ ایفا می‌کنند (۱۴). این نواحی به دلیل انرژی آزاد بالاتر، به عنوان مسیرهای نفوذ سریع اتمی شناخته شده و در

نوری مدل HUVITZ-HRM300 و میکروسکوپ الکترونی روبشی^{۱۰} مدل TESCAN-WEGA3 استفاده شد. تصاویر میکروسکوپی جهت ارزیابی مورفولوژی و توزیع رسوبات گاما پرایم (۲)، وضعیت کاربیدها و همچنین بررسی تفاوت‌های ریزساختاری در نواحی دندریتی و بین‌دندریتی مورد استفاده قرار گرفتند. علاوه بر این، آنالیز شیمیایی موضعی فازها نیز با استفاده از سامانه طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس^{۱۱} متصل به میکروسکوپ الکترونی انجام شد. به منظور ارزیابی خواص مکانیکی، آزمون سختی ویکرز^{۱۲} مطابق با استاندارد ASTM E384-99 و با اعمال بار ۳۰ کیلوگرم و زمان نگهداری ۱۰ ثانیه، به منظور بررسی مقاومت به تغییر شکل موضعی و ارزیابی اثرات تغییر در مورفولوژی و توزیع رسوبات گاما پرایم انجام گردید. همچنین، آزمون تنش گسیختگی^{۱۳} نیز بر اساس استاندارد ASTM E139 تحت دمای ۹۸۲ درجه سانتی‌گراد و تنش ثابت ۱۵۲ مگاپاسکال اجرا شد. هدف از این آزمون، ارزیابی رفتار خزشی و مقاومت به شکست در شرایط دمای بالای سرویس بود.

۲-۵- روش تحلیل کمی

به منظور انجام تحلیل کمی ریزساختار، از نرم‌افزار ImageJ برای



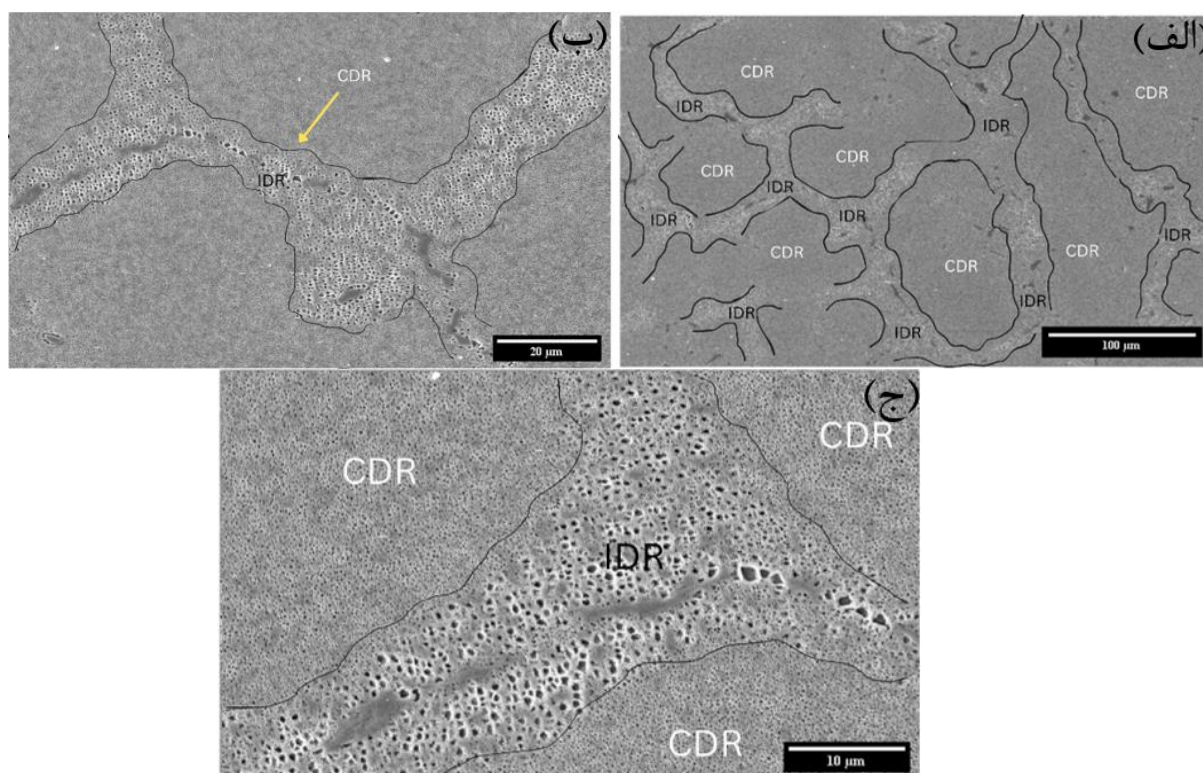
شکل ۲- تصویر میکروسکوپی نوری از وضعیت مرزدانه‌ها در سوپرآلیاژ IN738LC: الف) نمونه استاندارد، ب) نمونه پیشنهادی.

مشاهده است. شکل (۲-الف)، مربوط به نمونه تحت چرخه استاندارد و شکل (۲-ب)، مربوط به نمونه تحت چرخه حرارتی پیشنهادی است. مقایسه این دو ریزساختار نشان می‌دهد که پس از اعمال چرخه حرارتی پیشنهادی، مرزدانه‌های دندان‌ای همچنان حفظ شده و تغییر محسوسی در مورفولوژی موج‌دار آن‌ها مشاهده نمی‌شود. این موضوع بیانگر پایداری مناسب این ویژگی ریزساختاری در برابر افزایش دمای عملیات حرارتی است و نشان می‌دهد که چرخه پیشنهادی، منجر به حذف یا تخریب ساختار دندان‌ای مرزدانه‌ها نشده است. حفظ مرزدانه‌های دندان‌ای از دیدگاه عملکرد دما بالای سوپرآلیاژها اهمیت بالایی دارد؛ زیرا این ساختار می‌تواند نقش مؤثری در افزایش مقاومت خزشی^{۱۵}، کاهش حساسیت به شکست بین‌دانه‌ای و بهبود پایداری مکانیکی در شرایط سرویس ایفا کند؛ بنابراین، حفظ این ویژگی پس از اعمال چرخه حرارتی پیشنهادی را می‌توان نشانه‌ای از مناسب بودن شرایط حرارتی انتخاب‌شده در این پژوهش دانست. در ادامه، ریزساختار و تحولات مربوط به کاربیدها در نمونه‌های تحت چرخه استاندارد و پیشنهادی مورد بررسی قرار گرفته است.

۲-۳- وضعیت رسوبات گاما پرایم

رسوبات گاما پرایم به‌عنوان مهم‌ترین فاز استحکام‌بخش در سوپرآلیاژ IN738LC، نقش تعیین‌کننده‌ای در خواص مکانیکی و پایداری ریزساختاری آلیاژ، به‌ویژه در دماهای بالا، ایفا می‌کنند. مورفولوژی، اندازه، توزیع و کسر حجمی این رسوبات به‌شدت تحت تأثیر شرایط عملیات حرارتی قرار داشته و تغییر در

دماهای بالا می‌توانند محل مناسبی برای آغاز پدیده‌هایی نظیر لغزش مرزدانه‌ای، جوانه‌زنی حفرات و رشد ترک‌های بین‌دانه‌ای باشند. با این حال، حضور عناصر آلیاژی نظیر بور و زیرکونیوم که تمایل به تمرکز در مرزدانه‌ها دارند، می‌تواند با کاهش انرژی مرزدانه و افزایش استحکام پیوندی بین دانه‌ها، مقاومت به شکست بین‌دانه‌ای را بهبود بخشد (۱۵). علاوه‌براین، تشکیل کاربیدهای پایدار در امتداد مرزدانه‌ها، موجب محدودشدن مهاجرت مرزدانه و جلوگیری از رشد بیش از حد دانه‌ها شده و در نتیجه پایداری ریزساختار در طی عملیات حرارتی و شرایط سرویس حفظ می‌شود. یکی از ویژگی‌های مهم ریزساختاری در سوپرآلیاژ IN738LC، تشکیل مرزدانه‌های دندان‌ای^{۱۴} است. این نوع مرزدانه‌ها برخلاف مرزدانه‌های صاف، دارای مورفولوژی موج‌دار و نامنظم بوده و می‌توانند با افزایش طول مسیر انتشار ترک، انحراف مسیر ترک‌های خزشی و کاهش تمرکز تنش در نواحی مرزی، مقاومت خزشی آلیاژ را بهبود دهند. همچنین، وجود این ساختار معمولاً با توزیع مناسب‌تر رسوبات گاما پرایم در مجاورت مرزدانه‌ها همراه است که نقش مهمی در تقویت موضعی این نواحی ایفا می‌کند. تشکیل مرزدانه‌های دندان‌ای عموماً در نتیجه اعمال چرخه‌های حرارتی در دماهای بالا و تحت شرایط سرمایش کنترل‌شده ایجاد می‌شود (۱۶)، شرایطی که در آن تعادل مناسبی میان مهاجرت مرزدانه، رشد رسوبات و تنش‌های حرارتی برقرار می‌گردد. بر اساس تصاویر میکروسکوپی نوری ارائه‌شده در شکل (۲-الف) و (۲-ب)، حضور مرزدانه‌های دندان‌ای در هر دو نمونه به‌وضوح قابل

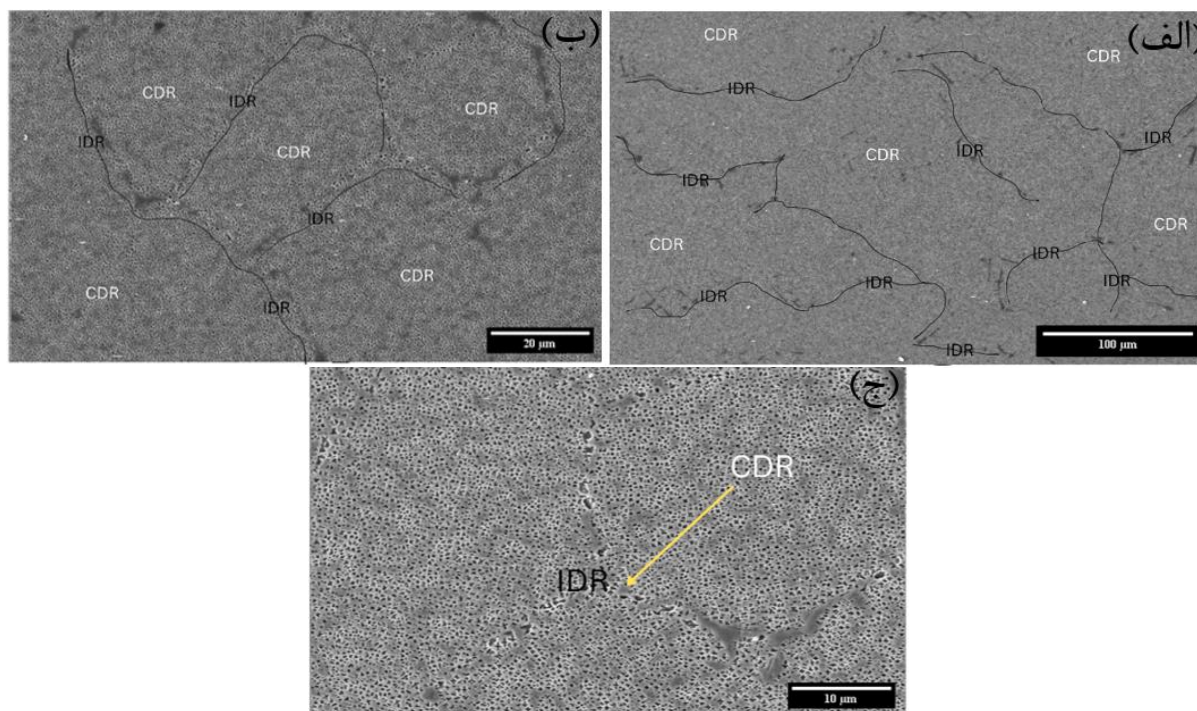


شکل ۳- تصاویر میکروسکوپی الکترونی نمونه تحت چرخه استاندارد: (الف) بزرگنمایی ۳۰۰، (ب) بزرگنمایی ۱۰۰۰، (ج) بزرگنمایی ۲۰۰۰.

۳-۳- مقایسه اندازه رسوبات گاما پرایم

تصاویر شکل (۳-الف)، (۳-ب) و (۳-ج)، به ترتیب مربوط به تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با بزرگنمایی های ۳۰۰، ۱۰۰۰ و ۲۰۰۰ برابر از نمونه تحت چرخه عملیات حرارتی استاندارد هستند. این تصاویر به منظور بررسی دقیق تر ویژگی های ریزساختاری، شامل توزیع و مورفولوژی رسوبات گاما پرایم در نواحی مختلف ریزساختار تهیه شده اند. در این تصاویر، ناحیه هسته دندریتی و ناحیه بین دندریتی، به ترتیب با CDR و IDR مشخص شده اند. استفاده از بزرگنمایی های مختلف، امکان ارزیابی کلی ساختار و همچنین مشاهده جزئیات مربوط به نحوه توزیع و وضعیت رسوبات در مقیاس های بالاتر را فراهم می کند. همچنین تصاویر شکل (۴-الف)، (۴-ب) و (۴-ج)، به ترتیب مربوط به تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با بزرگنمایی های ۳۰۰، ۱۰۰۰ و ۲۰۰۰ برابر از نمونه تحت چرخه عملیات حرارتی پیشنهادی هستند. بررسی و مقایسه تصاویر ریزساختاری مربوط به دو چرخه

پارامترهای عملیات انحلالی می تواند رفتار انحلال و بازرسوب گذاری آن ها را تغییر دهد. از آنجا که در ریزساختار ریختگی این سوپرآلیاژ، پدیده ریزجدایش عناصر آلیاژی منجر به ایجاد تفاوت هایی میان نواحی هسته های دندریتی و نواحی بین دندریتی می شود، انتظار می رود که رفتار رسوبات گاما پرایم در این نواحی نیز یکسان نباشد. در این بخش، به منظور ارزیابی اثر دمای عملیات حرارتی انحلالی، ابتدا وضعیت رسوبات گاما پرایم در نواحی هسته های دندریتی و بین دندریتی برای دو چرخه استاندارد و پیشنهادی مورد مقایسه قرار گرفته است. سپس، تغییرات اندازه رسوبات گاما پرایم در نواحی بین دندریتی بررسی شده و در ادامه، تحلیل کمی اندازه و کسر حجمی رسوبات گاما پرایم در هسته های دندریتی ارائه می شود. این بررسی ها با هدف ارزیابی میزان همگن سازی ریزساختار و تعیین تأثیر افزایش دمای انحلال بر رفتار رسوبات گاما پرایم انجام شده است. لازم به ذکر است که منظور از رسوبات گاما پرایم در این بخش، رسوبات گاما پرایم اولیه می باشد.



شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی الکترونی نمونه تحت چرخه پیشنهادی: (الف) بزرگنمایی ۳۰۰، (ب) بزرگنمایی ۱۰۰۰، (ج) بزرگنمایی ۲۰۰۰.

متفاوتی از خود نشان می‌دهد؛ به‌طوری‌که اختلاف اندازه رسوبات گاما پرایم میان نواحی مختلف کاهش یافته و توزیع نسبتاً یکنواخت‌تری از رسوبات در هسته‌های دندریتی و نواحی بین‌دندریتی مشاهده می‌شود. این نتایج نشان می‌دهد که افزایش دمای عملیات انحلالی، موجب افزایش همگن‌سازی ریزساختار و کاهش ناهمگنی ناشی از فرایند ریخته‌گری شده است. این رفتار را می‌توان با توجه به پدیده ریزجدایش عناصر آلیاژی در طی فرایند انجماد توجیه کرد. منتظری و همکاران (۹)، گزارش کردند که در حین انجماد سوپرآلیاژ IN738LC، عنصر تیتانیم به‌دلیل ضریب جدایش کمتر، تمایل به تجمع در نواحی بین‌دندریتی دارد. این تجمع موضعی موجب تشکیل رسوبات گاما پرایم غنی‌تر از تیتانیم در این نواحی می‌شود. از آنجا که حضور تیتانیم موجب افزایش پایداری حرارتی رسوبات گاما پرایم می‌شود، دمای انحلال این فاز در نواحی بین‌دندریتی نسبت به هسته‌های دندریتی، بالاتر خواهد بود. بر اساس نتایج ارائه‌شده، دمای انحلال رسوبات گاما پرایم در نواحی بین‌دندریتی در محدوده ۱۱۶۰ تا ۱۱۷۰ درجه سانتی‌گراد گزارش شده است،

عملیات حرارتی نشان می‌دهد که در هر دو نمونه، توزیع رسوبات گاما پرایم در نواحی مختلف ریزساختار یکنواخت نبوده و تفاوت مشخصی میان نواحی هسته‌های دندریتی و نواحی بین‌دندریتی مشاهده می‌شود. همان‌گونه که در تصاویر شکل‌های (۳) و (۴) مشخص شده است، رسوبات گاما پرایم موجود در این دو ناحیه دارای ابعاد و ویژگی‌های مورفولوژیکی متفاوتی هستند. این موضوع بیانگر آن است که حتی پس از اعمال عملیات حرارتی، اثرات ناشی از ناهمگنی شیمیایی ایجادشده در حین انجماد همچنان تا حدودی در ریزساختار باقی می‌ماند.

بررسی دقیق‌تر تصاویر نشان می‌دهد که در نمونه تحت چرخه عملیات حرارتی استاندارد، رسوبات گاما پرایم موجود در نواحی بین‌دندریتی نسبت به نمونه تحت چرخه پیشنهادی ابعاد بزرگ‌تری داشته و همچنین گستره این نواحی نیز بیشتر است. علاوه‌براین، تفاوت قابل‌توجهی در اندازه رسوبات گاما پرایم میان نواحی هسته‌های دندریتی و بین‌دندریتی در این نمونه مشاهده می‌شود؛ به‌گونه‌ای که توزیع اندازه رسوبات در این دو ناحیه کاملاً غیریکنواخت است. در مقابل، نمونه تحت چرخه پیشنهادی رفتار

جدول ۲- میانگین اندازه رسوبات گاما پرایم

نمونه	ناحیه	میانگین اندازه (برحسب میکرومتر)
چرخه استاندارد	بین دندریتی	0.827 ± 0.090
	هسته دندریتی	0.282 ± 0.029
چرخه پیشنهادی	بین دندریتی	0.635 ± 0.088
	هسته دندریتی	0.426 ± 0.046

اندازه رسوبات گاما پرایم در نواحی بین دندریتی از مقدار 0.827 میکرومتر در نمونه تحت چرخه استاندارد به 0.635 میکرومتر در نمونه تحت چرخه پیشنهادی کاهش یافته است. علاوه بر کاهش اندازه، تعداد و گستره این رسوبات نیز در نمونه تحت چرخه پیشنهادی به میزان قابل توجهی کمتر مشاهده شد. این موضوع نشان می‌دهد که افزایش دمای انحلال، موجب افزایش میزان انحلال رسوبات اولیه درشت شده و در نتیجه نقش مؤثری در کاهش ناهمگنی ریزساختاری و یکنواخت‌سازی توزیع رسوبات گاما پرایم ایفا کرده است. از سوی دیگر، افزایش میزان انحلال رسوبات گاما پرایم، باعث افزایش درجه فوق‌اشباعی زمینه گاما در مرحله عملیات انحلالی می‌شود. افزایش فوق‌اشباعی زمینه از دیدگاه ترمودینامیکی، موجب کاهش مانع انرژی آزاد لازم برای جوانه‌زنی رسوبات در مرحله پیرسازی شده و شرایط مطلوب‌تری را برای تشکیل مجدد رسوبات فراهم می‌کند. در نتیجه، توزیع مجدد عناصر آلیاژی در زمینه به‌صورت یکنواخت‌تر انجام شده و رسوبات ثانویه گاما پرایم با مورفولوژی همگن‌تر تشکیل می‌شوند. مطابق نتایج اندازه‌گیری‌های کمی، میانگین اندازه رسوبات گاما پرایم در هسته‌های دندریتی از 0.282 میکرومتر در نمونه تحت چرخه استاندارد به 0.426 میکرومتر در نمونه تحت چرخه پیشنهادی تغییر یافته است. به‌منظور بررسی دقیق‌تر توزیع اندازه رسوبات گاما پرایم و ارائه جزئیات بیشتر از نتایج حاصل از آنالیز ریزساختاری، توزیع اندازه رسوبات گاما پرایم در بازه‌های مختلف اندازه‌گیری شده و در ادامه، به‌صورت تفصیلی در جدول (۳) ارائه شده است. این جدول امکان بررسی دقیق‌تر

درحالی‌که این مقدار برای هسته‌های دندریتی در حدود 1120 درجه سانتی‌گراد قرار دارد. بر این اساس، اعمال چرخه استاندارد در دمای 1120 درجه سانتی‌گراد احتمالاً تنها قادر به انحلال کامل رسوبات گاما پرایم در هسته‌های دندریتی بوده و بخش قابل توجهی از رسوبات موجود در نواحی بین دندریتی به‌صورت حل‌نشده باقی می‌مانند. باقی‌ماندن این رسوبات اولیه درشت می‌تواند موجب حفظ ناهمگنی ریزساختاری و ایجاد اختلاف قابل توجه در توزیع اندازه رسوبات شود. در مقابل، افزایش دمای انحلال در چرخه پیشنهادی به محدوده‌ای نزدیک به دمای انحلال رسوبات موجود در نواحی بین دندریتی، شرایط مناسب‌تری را برای انحلال این فازها فراهم کرده و در نتیجه موجب کاهش اختلافات ریزساختاری و ایجاد توزیع یکنواخت‌تر رسوبات گاما پرایم در بخش‌های مختلف ریزساختار شده است. به‌منظور انجام تحلیل کمی رسوبات گاما پرایم، اندازه‌گیری ابعاد رسوبات با استفاده از تصاویر ریزساختاری و نرم‌افزار ImageJ انجام شد. اندازه‌گیری‌های ارائه‌شده در جدول (۲) برای هر نمونه از دو ناحیه انجام شده و در هر ناحیه، 50 مورد اندازه‌گیری صورت گرفته است. مقادیر گزارش شده حاصل میانگین این اندازه‌گیری‌ها می‌باشند.

با توجه به نتایج کیفی و اندازه‌گیری‌های کمی، تفاوت مشاهده‌شده در اندازه و توزیع رسوبات گاما پرایم میان دو چرخه عملیات حرارتی را می‌توان به تفاوت در میزان انحلال رسوبات در مرحله عملیات انحلالی نسبت داد. همان‌گونه که در مطالعات پیشین نیز گزارش شده است، انحلال رسوبات گاما پرایم فرایندی کنترل‌شده توسط نفوذ بوده و پارامترهایی نظیر دما و زمان نقش تعیین‌کننده‌ای در شدت این فرایند دارند (۹). افزایش دما موجب افزایش ضریب نفوذ عناصر آلیاژی و تسریع انتقال جرمی شده و در نتیجه شرایط مناسب‌تری را برای انحلال رسوبات فراهم می‌کند. این موضوع به‌ویژه برای رسوبات درشت‌تر اهمیت بیشتری دارد؛ زیرا انحلال کامل این رسوبات به زمان و شرایط نفوذی شدیدتری نیاز دارد.

نتایج حاصل از بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که میانگین

جدول ۳- توزیع اندازه و فراوانی رسوبات گاما پرایم در بازه‌های

مختلف اندازه‌گیری

چرخه استاندارد		
بازه اندازه	تعداد رسوبات	درصد
۰/۰-۱۵/۲۰	۴	۸
۰/۰-۲۰/۲۵	۹	۱۸
۰/۰-۲۵/۳۰	۱۷	۳۴
۰/۰-۳۰/۳۵	۱۵	۳۰
۰/۰-۳۵/۴۰	۵	۱۰
چرخه پیشنهادی		
بازه اندازه	تعداد رسوبات	درصد
۰/۰-۳۵/۴۰	۲	۴
۰/۰-۴۰/۴۵	۴۴	۸۸
۰/۰-۴۵/۵۰	۴	۸

تغییرات اندازه و فراوانی رسوبات گاما پرایم را در شرایط مختلف فراهم می‌کند.

بررسی توزیع اندازه رسوبات نشان می‌دهد که در چرخه پیشنهادی، بخش عمده رسوبات در محدوده نزدیک به مقدار میانگین متمرکز شده‌اند؛ به‌طوری‌که حدود ۸۸ درصد از رسوبات در بازه ۰/۴۰ تا ۰/۴۵ میکرومتر قرار دارند. در مقابل، در چرخه استاندارد، رسوبات در دامنه وسیع‌تری از اندازه‌ها توزیع شده‌اند و بیشترین فراوانی مربوط به بازه ۰/۲۵ تا ۰/۳۰ میکرومتر با سهم ۳۴ درصد است. این اختلاف در گستره توزیع اندازه، بیانگر یکنواختی بیشتر اندازه رسوبات گاما پرایم در چرخه پیشنهادی نسبت به چرخه استاندارد است.

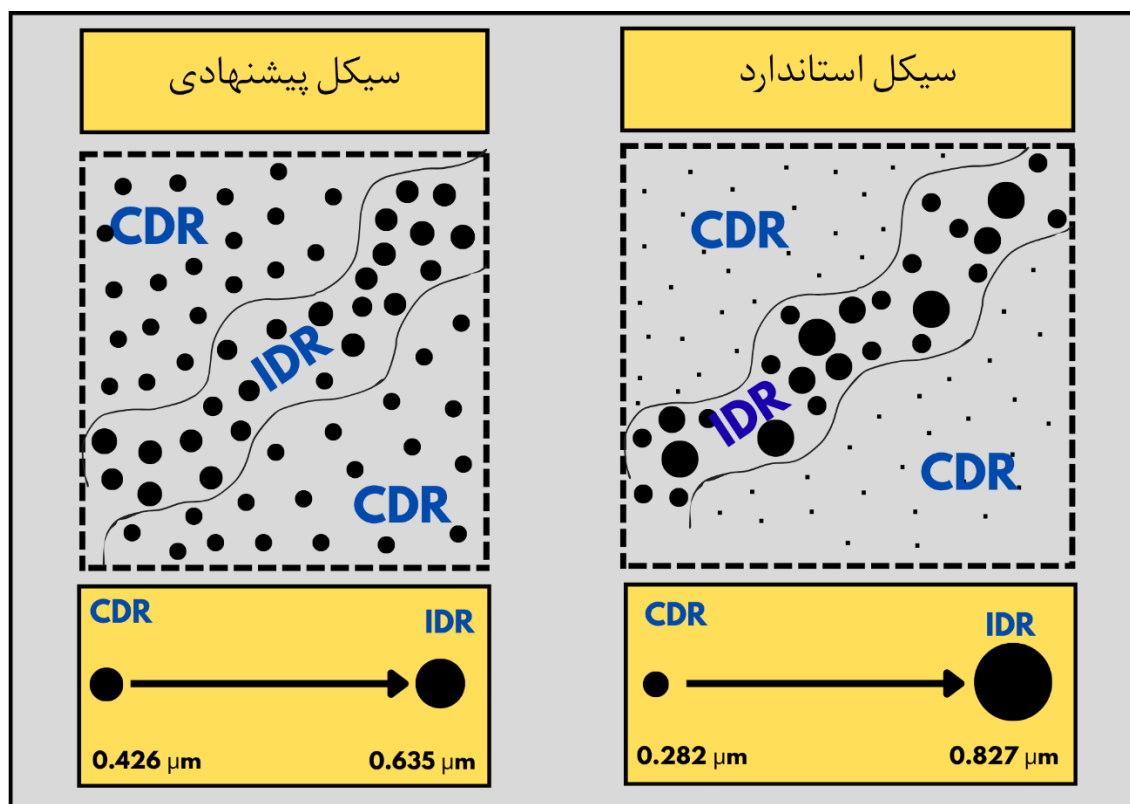
این تغییر را می‌توان ناشی از تغییر شرایط جوانه‌زنی و رشد رسوبات در اثر افزایش میزان فوق‌اشباعی زمینه دانست. یافته‌های حاصل از این پژوهش، با نتایج گزارش‌شده توسط شجری و همکاران (۱۷ و ۱۸) نیز همخوانی دارد؛ به‌گونه‌ای که آن‌ها نیز بیان کردند افزایش دمای عملیات انحلالی با بهبود فرایند انحلال رسوبات اولیه و تغییر شرایط ترمودینامیکی زمینه، می‌تواند موجب ایجاد توزیع یکنواخت‌تر رسوبات گاما پرایم و کاهش

ناهمگنی ریزساختاری شود.

شکل (۵-الف) و (۵-ب)، به‌ترتیب طرحواره‌ای از وضعیت رسوبات گاما پرایم در نمونه‌های تحت چرخه عملیات حرارتی استاندارد و پیشنهادی را نشان می‌دهند. این طرحواره‌ها بر اساس مشاهدات ریزساختاری و نتایج تحلیل‌های کمی ارائه‌شده در بخش‌های پیشین ترسیم شده‌اند و با هدف ارائه یک جمع‌بندی طرحواره از تغییرات ایجادشده در رفتار رسوبات گاما پرایم در دو چرخه حرارتی مورد استفاده قرار گرفته‌اند. همان‌گونه که در طرحواره شکل (۵) مشاهده می‌شود، در نمونه تحت چرخه استاندارد با حرکت از نواحی هسته‌های دندردیتی به سمت نواحی بین‌دندردیتی، تغییر قابل‌توجهی در اندازه و یکنواختی رسوبات گاما پرایم مشاهده می‌شود؛ به‌طوری‌که میانگین اندازه رسوبات از حدود ۰/۲۸۲ میکرومتر در هسته‌های دندردیتی به حدود ۰/۸۲۷ میکرومتر در نواحی بین‌دندردیتی افزایش یافته است. این اختلاف قابل‌توجه، بیانگر ناهمگنی ریزساختاری در نمونه تحت چرخه استاندارد است. در مقابل، نمونه تحت چرخه پیشنهادی رفتار یکنواخت‌تری را نشان می‌دهد؛ به‌گونه‌ای که اندازه رسوبات از حدود ۰/۴۲۶ میکرومتر در هسته‌های دندردیتی به حدود ۰/۶۳۵ میکرومتر در نواحی بین‌دندردیتی تغییر کرده است. کاهش اختلاف اندازه رسوبات بین این دو ناحیه بیانگر بهبود همگن‌سازی ریزساختار و توزیع یکنواخت‌تر رسوبات گاما پرایم در اثر افزایش دمای عملیات انحلالی است.

۳-۴- مقایسه کسر حجمی رسوبات گاما پرایم

کسر حجمی رسوبات گاما پرایم یکی از مهم‌ترین پارامترهای ریزساختاری در سوپرآلیاژهای پایه نیکل محسوب می‌شود؛ زیرا این پارامتر نقش مستقیمی در رفتار استحکام‌بخشی، پایداری حرارتی و خواص مکانیکی آلیاژ، به‌ویژه در شرایط دمای بالا، ایفا می‌کند. تغییر در شرایط عملیات حرارتی می‌تواند از طریق تغییر میزان انحلال رسوبات اولیه و شرایط بازرسوب‌گذاری در مرحله پیرسازی، بر مقدار و توزیع فاز گاما پرایم تأثیرگذار باشد (۱۹ و ۲۰). شکل (۶-الف)، مربوط به تصویر میکروسکوپی الکترونی



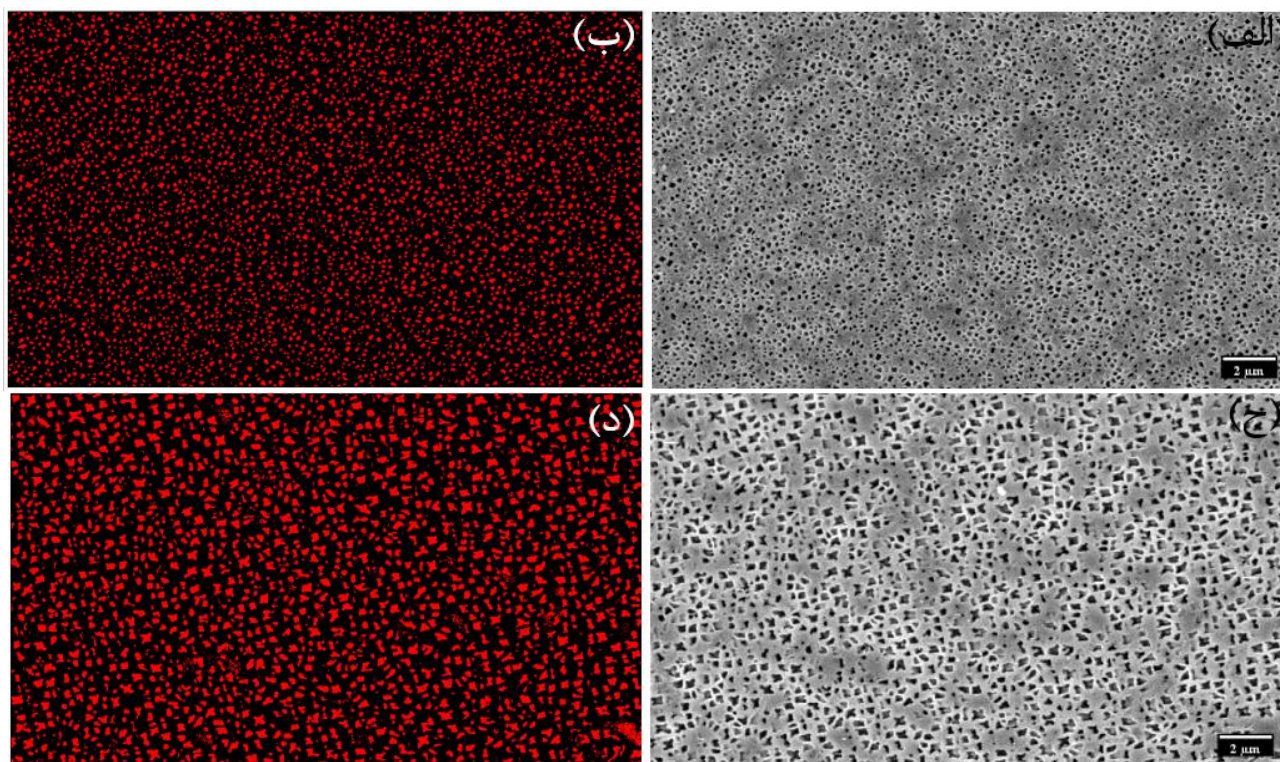
شکل ۵- طرحواره‌ای از وضعیت رسوبات گاما پرایم در هسته‌های دندردیتی و نواحی بین دندردیتی:

الف) نمونه تحت چرخه استاندارد، ب) چرخه پیشنهادی.

رسوبات گاما پرایم از زمینه گاما، نسبت سطح اشغال شده توسط رسوبات به کل سطح شکل محاسبه شد که به عنوان معیاری از کسر حجمی رسوبات در نظر گرفته شد. نتایج حاصل از تحلیل کمی نشان داد که نمونه تحت چرخه عملیات حرارتی استاندارد دارای کسر حجمی رسوبات گاما پرایم در حدود ۳۹ درصد است، در حالی که این مقدار برای نمونه تحت چرخه عملیات حرارتی پیشنهادی به حدود ۴۵ درصد افزایش یافته است؛ بنابراین، اعمال چرخه پیشنهادی منجر به افزایش کسر حجمی رسوبات گاما پرایم در ریزساختار شده است. لازم به ذکر است که مقادیر کسر حجمی گزارش شده، مربوط به رسوبات گاما پرایم اولیه بوده است. این اختلاف نشان می‌دهد که تغییر شرایط عملیات حرارتی انحلالی علاوه بر تأثیر بر اندازه رسوبات، می‌تواند بر میزان تشکیل و توزیع فاز گاما پرایم در ریزساختار نیز اثر قابل توجهی داشته باشد. افزایش کسر حجمی رسوبات گاما پرایم در نمونه

رویشی با بزرگنمایی ۱۰۰۰۰ برابر از نمونه تحت چرخه عملیات حرارتی استاندارد است و شکل (۶-ب)، تصویر باینری شده حاصل از پردازش همان ناحیه در نرم‌افزار ImageJ را نشان می‌دهد. این پردازش به منظور تفکیک رسوبات گاما پرایم از زمینه و انجام تحلیل کمی جهت محاسبه کسر حجمی رسوبات انجام شد. استفاده از تصاویر باینری، امکان تعیین دقیق‌تر سطح اشغال شده توسط رسوبات و کاهش خطای اندازه‌گیری در محاسبات کمی را فراهم می‌کند. همچنین تصاویر شکل (۶-ج) و (۶-د)، مربوط به نمونه تحت چرخه پیشنهادی می‌باشد.

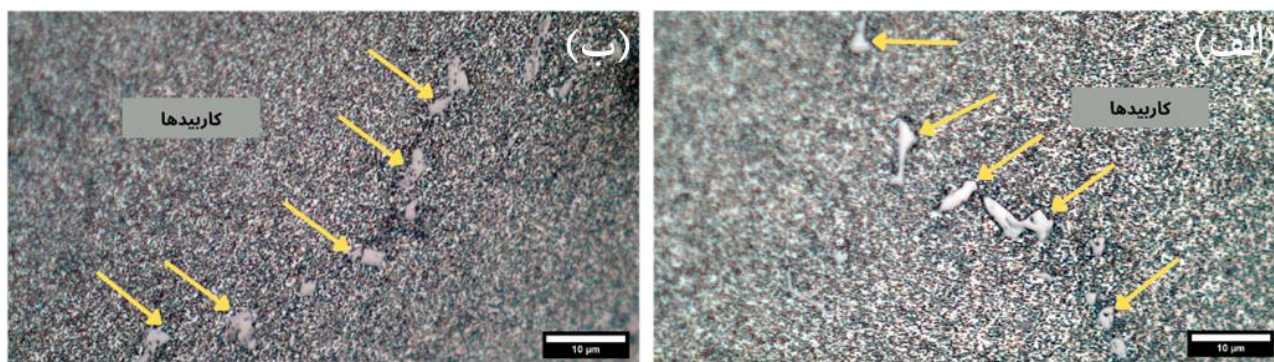
به منظور تعیین کسر حجمی رسوبات گاما پرایم، پس از تهیه تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی و انجام پردازش تصاویر در نرم‌افزار ImageJ، تصاویر اولیه به تصاویر باینری تبدیل شدند تا امکان تفکیک دقیق رسوبات از زمینه و محاسبه کمی سطح اشغال شده توسط این فاز فراهم شود. در این روش، با جداسازی



شکل ۶- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با بزرگنمایی ۱۰۰۰۰ از نمونه تحت چرخه استاندارد، ب) تصویر باینری شده نرم افزار ImageJ نمونه تحت چرخه استاندارد، ج) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با بزرگنمایی ۱۰۰۰۰ از نمونه تحت چرخه پیشنهادی، د) تصویر باینری شده نرم افزار ImageJ نمونه تحت چرخه پیشنهادی.

یکنواخت تر عناصر در زمینه نیز می تواند موجب تشکیل رسوبات با پراکندگی مناسب تر در کل ریزساختار شود؛ بنابراین، افزایش دمای انحلال علاوه بر تأثیر بر انحلال رسوبات اولیه، از طریق تغییر شرایط ترمودینامیکی و سینتیکی زمینه نیز بر فرایند رسوب گذاری مجدد اثرگذار خواهد بود. نتایج به دست آمده در این پژوهش نشان داد که کسر حجمی رسوبات گاما پرایم از حدود ۳۹ درصد در نمونه تحت چرخه استاندارد به حدود ۴۵ درصد در نمونه تحت چرخه پیشنهادی افزایش یافته است. این افزایش را می توان ناشی از انحلال مؤثرتر رسوبات اولیه و فراهم شدن شرایط مناسب تر برای تشکیل مجدد رسوبات در مرحله پیرسازی دانست. همچنین، در بخش های پیشین مشاهده شد که نمونه تحت چرخه پیشنهادی علاوه بر افزایش کسر حجمی، توزیع یکنواخت تری از رسوبات گاما پرایم را نیز نشان می دهد. این موضوع بیانگر آن است که افزایش دمای عملیات

تحت چرخه پیشنهادی را می توان به تغییر رفتار انحلال و رسوب گذاری مجدد این فاز در طی عملیات حرارتی نسبت داد. همان گونه که در بخش های قبل نیز مشاهده شد، افزایش دمای عملیات انحلالی شرایط نفوذی مناسب تری را در ریزساختار فراهم کرده و موجب افزایش میزان انحلال رسوبات اولیه، به ویژه رسوبات درشت موجود در نواحی بین دندریتی، شده است. در نتیجه، مقدار بیشتری از عناصر تشکیل دهنده فاز گاما پرایم نظیر آلومینیوم، تیتانیم و تانتالوم وارد زمینه گاما شده و میزان فوق اشباعی زمینه افزایش می یابد. از دیدگاه ترمودینامیکی، افزایش فوق اشباعی زمینه نقش مهمی در رفتار رسوب گذاری مجدد ایفا می کند. افزایش غلظت عناصر حل شده در زمینه موجب کاهش مانع انرژی آزاد لازم برای جوانه زنی رسوبات در مرحله پیرسازی شده و در نتیجه شرایط مناسب تری برای تشکیل مجدد رسوبات گاما پرایم فراهم می گردد. علاوه بر این، توزیع



شکل ۷- تصویر میکروسکوپی نوری: (الف) نمونه تحت چرخه استاندارد، (ب) نمونه تحت چرخه پیشنهادی.

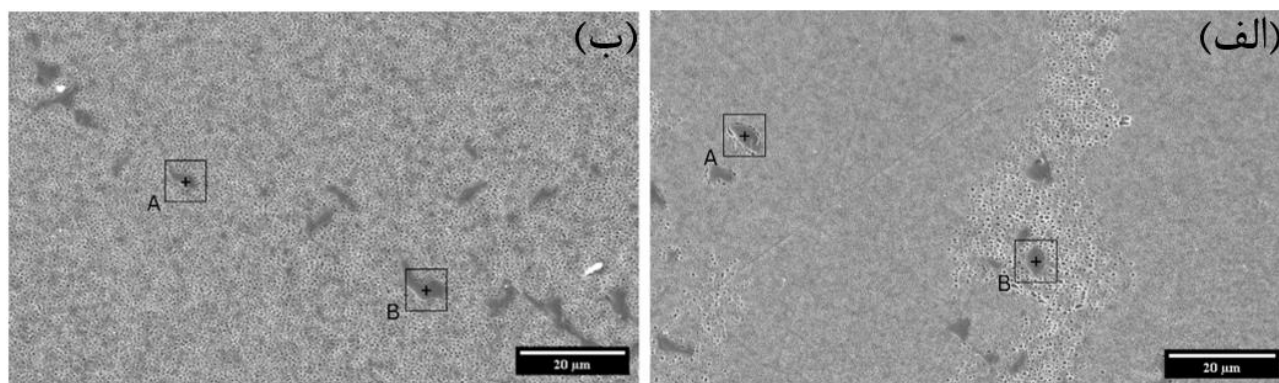
تصاویر میکروسکوپی نوری و میکروسکوپی الکترونی روبشی با بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر استفاده شد تا تغییرات مورفولوژی، نحوه توزیع و وضعیت این فازها در ریزساختار مورد ارزیابی قرار گیرد. همچنین به منظور شناسایی ترکیب شیمیایی و بررسی عناصر غالب موجود در این فازها، آنالیز عنصری انجام شد. همان گونه که در تصاویر شکل (۷-الف) و (۷-ب) مربوط به تصاویر میکروسکوپی نوری نمونه‌های تحت چرخه عملیات حرارتی استاندارد و پیشنهادی مشاهده می‌شود، حضور کاربیدها در ریزساختار سوپرآلیاژ IN738LC به وضوح قابل تشخیص است (پیکان‌های زرد رنگ).

به طور کلی، کاربیدهای موجود در این سوپرآلیاژ عمدتاً در دو گروه اصلی شامل کاربیدهای نوع MC و کاربیدهای نوع $M_{23}C_6$ طبقه‌بندی می‌شوند. مطالعات پیشین نشان داده است که کاربیدهای $M_{23}C_6$ اغلب در نتیجه تجزیه تدریجی کاربیدهای اولیه MC تشکیل می‌شوند (۱۵، ۲۱ و ۲۲). این فرایند معمولاً در طی قرارگیری طولانی مدت در دماهای بالا یا تحت تأثیر چرخه‌های حرارتی اتفاق افتاده و کاربیدهای $M_{23}C_6$ ، به صورت زنجیره‌ای و نسبتاً پیوسته در مرزدهانه‌ها یا در اطراف کاربیدهای MC رسوب می‌کنند. بررسی تصاویر میکروسکوپی نوری در پژوهش حاضر نشان می‌دهد که شواهد مشخصی از حضور ساختارهای زنجیره‌ای یا پیوسته مرتبط با کاربیدهای $M_{23}C_6$ در اطراف کاربیدها یا در نواحی مرزدهانه‌ای مشاهده نمی‌شود. با این حال، به دلیل محدودیت تفکیک‌پذیری تصاویر نوری و همچنین شباهت ظاهری برخی فازها، قضاوت قطعی در

انحلالی نه تنها موجب افزایش مقدار رسوبات تشکیل شده، بلکه به کاهش ناهمگنی ریزساختاری ناشی از فرایند ریخته‌گری نیز کمک کرده است. با توجه به نقش فاز گاما پرایم به عنوان مهم‌ترین فاز استحکام‌بخش در سوپرآلیاژهای پایه نیکل، افزایش کسر حجمی و بهبود یکنواختی توزیع این رسوبات می‌تواند تأثیر مستقیمی بر خواص مکانیکی، به ویژه مقاومت خزشی و پایداری ریزساختار در دماهای بالا داشته باشد. با این حال، افزایش دمای عملیات انحلالی باید به گونه‌ای کنترل شود که ضمن بهبود رفتار رسوبات گاما پرایم، موجب ناپایداری فازهای کاربیدی و تخریب سایر ویژگی‌های ریزساختاری نشود.

۳-۵- مقایسه وضعیت کاربیدها

کاربیدهای MC یکی از مهم‌ترین فازهای ثانویه در سوپرآلیاژهای پایه نیکل نظیر IN738LC محسوب می‌شوند که نقش قابل توجهی در پایداری ریزساختاری، استحکام مرزدهانه‌ها و رفتار مکانیکی آلیاژ، به ویژه در دماهای بالا، ایفا می‌کنند. مورفولوژی، توزیع و پایداری این کاربیدها می‌تواند تحت تأثیر شرایط عملیات حرارتی قرار گیرد و تغییرات ایجاد شده در آنها نقش مهمی در عملکرد بلندمدت آلیاژ در شرایط سرویس داشته باشد. از آنجا که افزایش دمای عملیات انحلالی علاوه بر تأثیر بر رسوبات گاما پرایم می‌تواند رفتار کاربیدهای اولیه را نیز تحت تأثیر قرار دهد، بررسی وضعیت این فازها در دو چرخه حرارتی اعمال شده ضروری به نظر می‌رسد. در این بخش، به منظور بررسی اثر چرخه‌های عملیات حرارتی بر ویژگی‌های کاربیدهای MC، از



شکل ۸- تصویر میکروسکوپی الکترونی در بزرگنمایی ۱۰۰۰ (الف) نمونه تحت چرخه استاندارد، (ب) نمونه تحت چرخه پیشنهادی.

جدول ۴- آنالیز عنصری از نقاط مشخص شده (برحسب درصد وزنی)

نمونه	موقعیت	Ni	Cr	Ti	Ta	Nb	W	فاز احتمالی
نمونه استاندارد	A	۱٫۴۱	۰٫۷۲	۱۹٫۱۲	۵۳٫۶۹	۱۶٫۹۰	۸٫۱۵	(Ta,Ti,Nb)C
	B	۴٫۱۵	۱٫۱۱	۱۹٫۸۷	۵۴٫۸۳	۱۷٫۱۴	۲٫۸۹	(Ta,Ti,Nb)C
نمونه پیشنهادی	A	۱٫۸۴	۰٫۵۴	۱۹٫۹۸	۵۱٫۰۱	۲۰٫۵۴	۶٫۱۰	(Ta,Ti,Nb)C
	B	۴٫۴۲	۱٫۵۶	۱۸٫۶۸	۵۴٫۰۹	۱۶٫۱۲	۵٫۱۴	(Ta,Ti,Nb)C

نتایج حاصل از آنالیز عنصری در جدول (۴) ارائه شده‌اند. این نتایج امکان بررسی نوع کاربیدهای موجود، عناصر غالب تشکیل‌دهنده آن‌ها و همچنین ارزیابی وضعیت پایداری یا تغییرات احتمالی در مورفولوژی ناشی از فرایند تجزیه کاربیدها را فراهم می‌کند.

نتایج حاصل از آنالیز عنصری نقاط مشخص شده نشان می‌دهد که کاربیدهای موجود در ریزساختار، عمدتاً از نوع MC بوده و غنی از عناصر تیتانیم، نایوبیوم و تانتالوم هستند. این نتایج با مطالعات پیشین در خصوص ترکیب شیمیایی کاربیدهای اولیه در سوپرآلیاژ IN738LC مطابقت داشته و نشان می‌دهد که کاربیدهای مشاهده شده در نمونه‌های مورد بررسی عمدتاً در وضعیت اولیه خود باقی مانده‌اند و شواهد مشخصی از تشکیل کاربیدهای ثانویه ناشی از تجزیه گسترده مشاهده نمی‌شود (۹ و ۱۲). اوجو همکاران (۲۳) گزارش کردند که حضور کاربیدهای MC، به‌ویژه در نواحی مرزدانه‌ای، می‌تواند نقش مؤثری در

خصوص نوع کاربیدها تنها بر اساس این تصاویر امکان‌پذیر نیست. از این‌رو، به‌منظور بررسی دقیق‌تر نوع کاربیدهای موجود و شناسایی تغییرات احتمالی ناشی از تجزیه کاربیدهای MC، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی و آنالیز ترکیب شیمیایی مورد استفاده قرار گرفت. این بررسی علاوه بر شناسایی ترکیب شیمیایی کاربیدها، امکان ارزیابی وضعیت پایداری و میزان تجزیه احتمالی آن‌ها در اثر اعمال چرخه‌های عملیات حرارتی مختلف را نیز فراهم می‌کند. شکل (۸-الف) و (۸-ب)، به ترتیب مربوط به تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر از نمونه‌های تحت چرخه عملیات حرارتی استاندارد و چرخه عملیات حرارتی پیشنهادی هستند.

به‌منظور بررسی دقیق‌تر ترکیب شیمیایی کاربیدهای موجود و ارزیابی تغییرات احتمالی ناشی از اعمال چرخه‌های حرارتی مختلف، برای هر نمونه دو آنالیز عنصری انجام شد. موقعیت نقاط انتخاب شده جهت انجام آنالیز در تصاویر مشخص شده است.

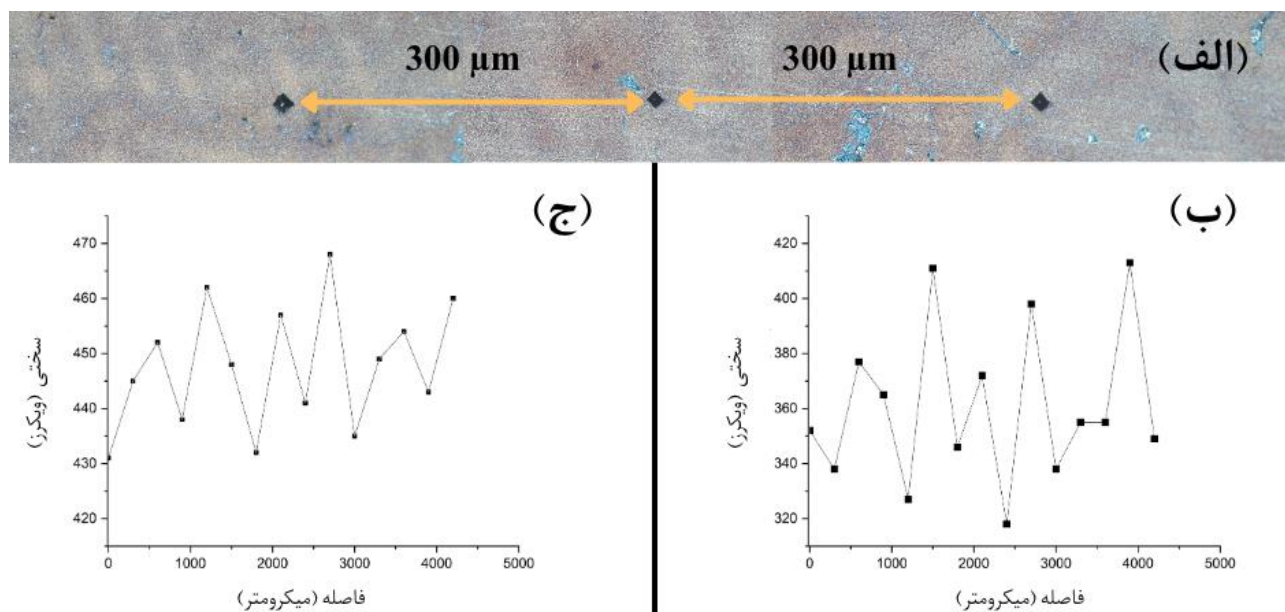
نسبت سطح به حجم کمتری داشته و در نتیجه سطح تماس آن‌ها با زمینه اطراف محدودتر است. با این حال، زمانی که مورفولوژی کاربیدها به ساختارهای برفکی یا شاخه‌ای تغییر می‌کند، نسبت سطح به حجم آن‌ها افزایش می‌یابد. افزایش این نسبت، موجب افزایش سطح تماس میان کاربید و زمینه اطراف شده و شرایط مناسب‌تری برای تبادل عناصر و وقوع واکنش‌های نفوذی بین کاربید و زمینه فراهم می‌کند. در نتیجه، فرایند تجزیه کاربیدهای MC تسریع شده و احتمال تشکیل فازهای ثانویه نامطلوب در ریزساختار افزایش می‌یابد. همچنین بررسی دقیق تصاویر میکروسکوپی الکترونی ارائه‌شده در شکل (۸-الف) و (۸-ب) نشان می‌دهد که در اطراف کاربیدهای مشاهده‌شده، هیچ نشانه مشخصی از تشکیل ناحیه برهم‌کنش^{۱۶} مشاهده نمی‌شود. ناحیه برهم‌کنش معمولاً به‌عنوان یکی از نشانه‌های آغاز واکنش‌های نفوذی و تجزیه تدریجی کاربیدهای MC شناخته می‌شود و تشکیل آن با تغییرات موضعی در ترکیب شیمیایی اطراف کاربید و برهم‌کنش عناصر موجود در کاربید با زمینه همراه است. عدم مشاهده این ناحیه در اطراف کاربیدهای موجود در هر دو نمونه نشان می‌دهد که در شرایط اعمال‌شده، فرایند تجزیه کاربیدهای MC به میزان قابل توجهی فعال نشده است. به بیان دیگر، اگرچه افزایش دمای عملیات انحلالی می‌تواند از نظر تئوری شرایط نفوذی را تقویت کند، اما نتایج حاصل از مشاهدات ریزساختاری نشان می‌دهد که افزایش دما در چرخه پیشنهادی، هنوز به محدوده‌ای نرسیده است که بتواند موجب تسریع محسوس واکنش‌های تجزیه کاربیدها شود.

۳-۶- خواص مکانیکی

خواص مکانیکی سوپرآلیاژهای پایه نیکل، به‌طور مستقیم تحت تأثیر ویژگی‌های ریزساختاری نظیر اندازه، توزیع و کسر حجمی رسوبات گاما پرایم، وضعیت کاربیدها و پایداری مرزخانه‌ها قرار دارد. تغییر در شرایط عملیات حرارتی می‌تواند از طریق تأثیر بر این پارامترهای ریزساختاری، رفتار مکانیکی آلیاژ را نیز دستخوش تغییر کند. از این رو، بررسی خواص مکانیکی در کنار

پایداری ریزساختار ایفا کند. این کاربیدها با ایجاد نوعی قفل‌شدگی موضعی در مرزخانه‌ها، مانع از حرکت و مهاجرت مرزخانه‌ها در شرایط دمایی بالا می‌شوند. محدودشدن حرکت مرزخانه‌ها می‌تواند از رشد بیش از حد دانه‌ها جلوگیری کرده و در نتیجه به حفظ پایداری ریزساختاری در طول سرویس کمک کند.

علاوه بر ترکیب شیمیایی و توزیع کاربیدها، مورفولوژی این فازها نیز یکی از شاخص‌های مهم در ارزیابی پایداری ریزساختار و بررسی وضعیت تجزیه کاربیدهای MC محسوب می‌شود. تغییر مورفولوژی کاربیدها می‌تواند اطلاعات ارزشمندی در خصوص میزان تحول ریزساختاری ناشی از چرخه‌های حرارتی ارائه دهد، زیرا کاربیدهای MC در اثر قرارگیری در شرایط حرارتی نامناسب یا دماهای بالا، مستعد تغییرات ساختاری و تجزیه تدریجی هستند. بررسی‌های انجام‌شده بر اساس تصاویر میکروسکوپی نوری و میکروسکوپی الکترونی، نشان می‌دهد که کاربیدهای موجود در هر دو نمونه عمدتاً دارای مورفولوژی بلوکی هستند و شواهد مشخصی از حضور کاربیدهایی با مورفولوژی برفکی مشاهده نمی‌شود. نتایج به‌دست‌آمده نشان می‌دهد که ساختار کاربیدها پس از اعمال چرخه‌های حرارتی همچنان حالت اولیه خود را حفظ کرده و نشانه‌ای از تغییرات شدید مورفولوژیکی در آن‌ها مشاهده نشده است. مطالعات پیشین نشان داده‌اند که یکی از مهم‌ترین نشانه‌های آغاز تجزیه کاربیدهای MC، تغییر مورفولوژی آن‌ها از حالت بلوکی به ساختارهای نامنظم و برفکی شکل است. کلاگر و همکاران (۲۴) گزارش کردند که با شروع این تغییر مورفولوژی و تجزیه تدریجی کاربیدهای MC، نرخ تجزیه این فازها افزایش یافته و شرایط برای تشکیل کاربیدهای ثانویه $M_{23}C_6$ غنی از کروم فراهم می‌شود. تشکیل این کاربیدها، معمولاً به‌صورت پیوسته در نواحی مرزخانه‌ای رخ داده و می‌تواند موجب تضعیف انسجام مرزخانه‌ها و افزایش رفتار ترد در ریزساختار شود. همچنین الواو و همکاران (۱۰)، علت افزایش نرخ تجزیه کاربیدها پس از تغییر مورفولوژی را به تغییر نسبت سطح به حجم این فازها نسبت دادند. در حالت بلوکی، کاربیدها



شکل ۹- الف) تصویر میکروسکوپی نوری از فاصله فرورونده سختی سنج‌ها، ب) نمودار سختی نمونه تحت چرخه استاندارد، ج) نمودار سختی نمونه تحت چرخه پیشنهادی.

۷-۳- آزمون سختی سنجی

شکل (۹-الف)، مربوط به تصویر میکروسکوپی نوری نمونه مورد بررسی است که موقعیت و فاصله فرورونده سختی‌سنج روی سطح نمونه را نشان می‌دهد. به منظور ارزیابی تغییرات سختی و بررسی میزان یکنواختی خواص مکانیکی، برای هر نمونه تعداد ۱۵ فرورونده سختی در نواحی مختلف ریزساختار اعمال شد. همچنین، تصاویر شکل (۹-ب) و (۹-ج) به ترتیب نمودار تغییرات مقادیر سختی برحسب فاصله (میکرومتر) برای نمونه‌های تحت چرخه عملیات حرارتی استاندارد و پیشنهادی را نشان می‌دهند.

نتایج آزمون سختی نشان داد که میانگین سختی در نمونه تحت چرخه استاندارد برابر با ۳۶۳ ویکرز بوده، در حالی که این مقدار در نمونه تحت چرخه پیشنهادی به ۴۴۷ ویکرز افزایش یافته است؛ بنابراین، اعمال چرخه حرارتی پیشنهادی موجب افزایش قابل توجه سختی نمونه شده است. علاوه بر مقدار میانگین، بررسی پراکندگی نتایج نیز نشان می‌دهد که انحراف معیار سختی در نمونه تحت چرخه استاندارد حدود ۳۱ و در نمونه تحت چرخه پیشنهادی حدود ۱۳ است. کاهش انحراف

ارزیابی تغییرات ریزساختاری می‌تواند دیدگاه جامع‌تری در خصوص اثربخشی چرخه‌های حرارتی اعمال‌شده ارائه دهد. در پژوهش حاضر، به منظور ارزیابی اثر افزایش دمای عملیات انحلالی بر عملکرد مکانیکی سوپرآلیاژ IN738LC، خواص مکانیکی نمونه‌های تحت چرخه استاندارد و چرخه پیشنهادی مورد مقایسه قرار گرفت. برای این منظور، آزمون سختی به عنوان معیاری برای بررسی مقاومت موضعی ریزساختار در برابر تغییر شکل پلاستیک و آزمون تنش گسیختگی به عنوان شاخصی برای ارزیابی رفتار آلیاژ در شرایط دمای بالا و بارگذاری طولانی‌مدت مورد استفاده قرار گرفت. با توجه به اینکه آزمون تنش گسیختگی یکی از مهم‌ترین معیارهای ارزیابی عملکرد قطعات توربینی در شرایط سرویس محسوب می‌شود، مقایسه نتایج حاصل از این آزمون در کنار نتایج سختی می‌تواند ارتباط میان تغییرات ریزساختاری ناشی از عملیات حرارتی و رفتار مکانیکی آلیاژ را به صورت دقیق‌تر مشخص کند. در ادامه، نتایج حاصل از آزمون‌های مکانیکی دو نمونه مورد بررسی قرار گرفته و ارتباط آن‌ها با تحولات ریزساختاری تحلیل می‌شود.

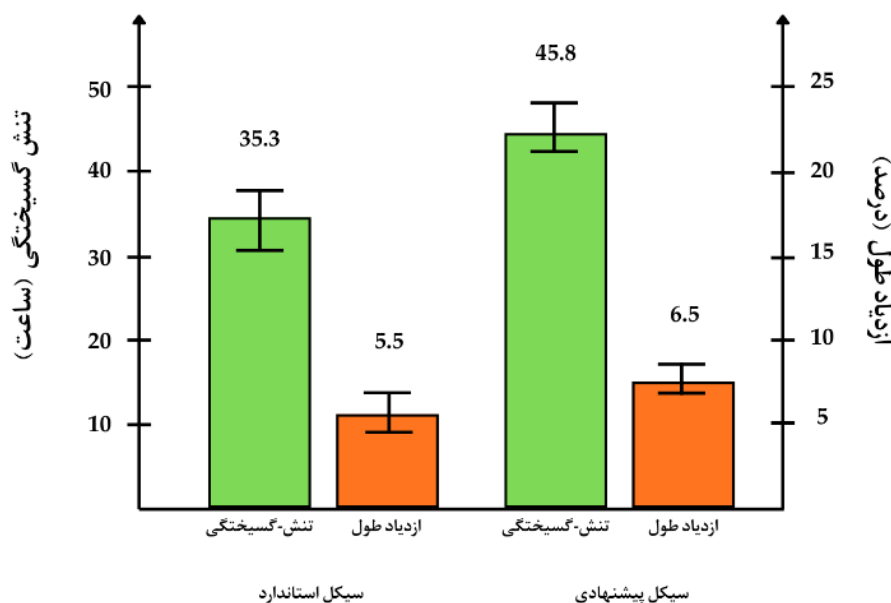
معیار در نمونه تحت چرخه پیشنهادی نشان می‌دهد که علاوه بر افزایش مقدار سختی، یکنواختی خواص مکانیکی در سطح نمونه نیز بهبود یافته است. این رفتار را می‌توان به کاهش ناهمگنی ریزساختاری و توزیع یکنواخت‌تر رسوبات گاما پرایم در نواحی مختلف ریزساختار نسبت داد. به‌منظور تحلیل علت افزایش سختی، نتایج این پژوهش را می‌توان با یافته‌های منتظری و همکاران (۹) مقایسه کرد. این پژوهشگران در بررسی رابطه میان اندازه رسوبات گاما پرایم و رفتار سختی در سوپرآلیاژ IN738LC، گزارش کردند که سازوکار عبور نابجایی‌ها از رسوبات گاما پرایم تابعی از اندازه این رسوبات است. در شرایطی که رسوبات گاما پرایم دارای ابعاد بسیار کوچک باشند، نابجایی‌ها عمدتاً از طریق سازوکار برشی از میان آن‌ها عبور می‌کنند. از سوی دیگر، هنگامی که رسوبات بیش از حد درشت شوند، نابجایی‌ها از طریق تشکیل حلقه‌های اوروآن از موانع عبور می‌کنند. با این حال، در یک محدوده اندازه بهینه، تلفیقی از سازوکارهای برشی و تشکیل حلقه‌های اوروآن اتفاق می‌افتد که بیشترین مقاومت در برابر حرکت نابجایی‌ها را ایجاد می‌کند. این پژوهشگران اندازه بهینه رسوبات گاما پرایم را در حدود ۰/۴۸ میکرومتر گزارش کردند. با توجه به نتایج حاصل از بررسی‌های کمی در پژوهش حاضر، مشاهده شد که اعمال چرخه پیشنهادی موجب تغییر اندازه و توزیع رسوبات گاما پرایم و نزدیک شدن آن‌ها به محدوده بهینه گزارش شده شده است؛ بنابراین، افزایش سختی مشاهده شده در نمونه تحت چرخه پیشنهادی را می‌توان به بهبود ویژگی‌های رسوبات گاما پرایم شامل افزایش کسر حجمی، یکنواخت‌تر شدن توزیع و نزدیک شدن اندازه آن‌ها به محدوده بهینه استحکام‌بخشی نسبت داد. این موضوع نشان می‌دهد که تغییر شرایط عملیات حرارتی علاوه بر کاهش ناهمگنی ریزساختاری، توانسته است شرایط مناسب‌تری را برای افزایش مقاومت در برابر حرکت نابجایی‌ها فراهم کند.

۳-۸- آزمون تنش گسیختگی

به‌منظور ارزیابی عملکرد مکانیکی نمونه‌ها در شرایط نزدیک به محیط

سرویس، آزمون تنش گسیختگی مطابق استاندارد ASTM-E139 در دمای ۹۸۲ درجه سانتی‌گراد و تحت تنش اعمالی ۱۵۲ مگاپاسکال انجام شد. نتایج این آزمون نشان داد که نمونه تحت چرخه عملیات حرارتی استاندارد دارای عمر تنش گسیختگی برابر ۳۵ ساعت، کاهش سطح مقطع^{۱۷} معادل ۱۳ درصد و ازدیاد طول برابر ۶/۵ است. در مقابل، نمونه تحت چرخه عملیات حرارتی پیشنهادی عمر تنش گسیختگی ۴۵/۸ ساعت و ازدیاد طول ۵/۵ درصد را نشان داد. بر این اساس، اعمال چرخه پیشنهادی موجب افزایش عمر تنش گسیختگی و همچنین بهبود میزان کاهش سطح مقطع در مقایسه با نمونه تحت چرخه استاندارد شده است. شکل (۱۰) مربوط به عمر تنش گسیختگی و ازدیاد طول می‌باشد. افزایش عمر تنش گسیختگی در نمونه تحت چرخه پیشنهادی را می‌توان به تغییرات ایجاد شده در ویژگی‌های ریزساختاری نسبت داد. نتایج بخش‌های پیشین نشان داد که اعمال دمای انحلال بالاتر موجب انحلال مؤثرتر رسوبات گاما پرایم درشت، به‌ویژه در نواحی بین‌دندریتی شده و در مرحله پیرسازی، توزیع یکنواخت‌تر و کسر حجمی بالاتری از این رسوبات ایجاد شده است. در نمونه تحت چرخه پیشنهادی، کسر حجمی رسوبات گاما پرایم از حدود ۳۹ درصد به ۴۵ درصد افزایش یافته و همچنین توزیع این رسوبات در نواحی مختلف ریزساختار یکنواخت‌تر شده است. از آنجا که رسوبات گاما پرایم مهم‌ترین عامل استحکام‌بخشی در سوپرآلیاژهای پایه نیکل محسوب می‌شوند، افزایش کسر حجمی و بهبود توزیع آن‌ها موجب ایجاد موانع مؤثرتر در برابر حرکت نابجایی‌ها و کاهش نرخ تغییر شکل وابسته به زمان در شرایط دمای بالا می‌شود. در نتیجه، نرخ تجمع آسیب خزشی کاهش یافته و عمر تنش گسیختگی افزایش می‌یابد.

همچنین افزایش یکنواختی ریزساختاری نیز می‌تواند نقش مهمی در این رفتار داشته باشد. در نمونه تحت چرخه استاندارد، اختلاف قابل توجه اندازه رسوبات گاما پرایم میان نواحی هسته‌های دندریتی و بین‌دندریتی مشاهده شد؛ موضوعی که می‌تواند منجر به توزیع غیریکنواخت تنش در مقیاس



شکل ۱۰- نمودار ستونی آزمون تنش گسیختگی.

موضوعی که می‌تواند در حفظ عملکرد مکانیکی در دماهای بالا مؤثر باشد. این رفتار می‌تواند ناشی از توزیع یکنواخت‌تر رسوبات گاما پرایم و کاهش تمرکز تنش در نواحی مختلف ریزساختار باشد. با این حال، مشاهده کاهش جزئی ازدیاد طول از ۶/۵ درصد به ۵/۵ درصد را می‌توان به افزایش مقاومت ریزساختار در برابر حرکت نابجایی‌ها نسبت داد. در واقع، افزایش کسر حجمی رسوبات و نزدیک شدن اندازه آن‌ها به محدوده بهینه استحکام‌بخشی اگرچه موجب افزایش مقاومت مکانیکی و عمر تنش گسیختگی شده است، اما به دلیل محدود شدن بیشتر حرکت نابجایی‌ها، می‌تواند مقدار تغییر شکل کلی پیش از شکست را تا حدی کاهش دهد.

۴- نتیجه‌گیری

بر اساس نتایج حاصل از بررسی اثر دو چرخه عملیات حرارتی (استاندارد و پیشنهادی) بر ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ ریختگی IN738LC، نتایج زیر حاصل شد:

۱. افزایش دمای عملیات انحلالی از ۱۱۲۰ به ۱۱۸۰ درجه سانتی‌گراد، موجب بهبود میزان همگن‌سازی ریزساختار و کاهش اختلاف میان نواحی دندریتی و بین‌دندریتی شد. رسوبات گاما پرایم در نمونه تحت چرخه پیشنهادی توزیع

ریزساختاری شود. در چنین شرایطی، برخی نواحی به دلیل برخورداری از رسوبات درشت‌تر یا کسر حجمی کمتر، مقاومت پایین‌تری در برابر تغییر شکل داشته و به محل‌های ترجیحی تمرکز تنش و شروع آسیب خزشی تبدیل می‌شوند. در مقابل، در نمونه تحت چرخه پیشنهادی کاهش این ناهمگنی ریزساختاری موجب توزیع یکنواخت‌تر تنش و تأخیر در شروع و رشد آسیب‌های موضعی شده است. از سوی دیگر، بررسی وضعیت کاربیدها نیز می‌تواند در تحلیل این رفتار مؤثر باشد. نتایج حاصل از مشاهدات ریزساختاری و آنالیزهای عنصری نشان داد که کاربیدهای MC در هر دو نمونه، عمدتاً ساختار بلوکی خود را حفظ کرده و شواهد مشخصی از تشکیل نواحی برهم‌کنشی یا تجزیه گسترده آن‌ها مشاهده نشد. مطالعات کلاگر و همکاران (۲۵)، نشان داد که تجزیه کاربیدهای MC و تشکیل کاربیدهای پیوسته $M_{23}C_6$ در مرزدانه‌ها می‌تواند موجب کاهش مقاومت خزشی شود. همچنین الا و همکاران (۱۳) گزارش کردند که تشکیل شبکه‌های پیوسته کاربیدی در مرزدانه‌ها با کاهش استحکام خزشی و افزایش رفتار ترد همراه است. در پژوهش حاضر عدم مشاهده چنین ساختارهایی بیانگر آن است که چرخه پیشنهادی ضمن بهبود وضعیت رسوبات گاما پرایم، موجب ناپایداری قابل توجه کاربیدها نشده است؛

ساعت به ۴۵/۸ ساعت افزایش یافت و مقدار کاهش سطح مقطع نیز از ۱۳ درصد به ۱۷ درصد رسید. این رفتار به افزایش کسر حجمی و یکنواختی رسوبات گاما پرایم همراه با حفظ پایداری کاربیدهای MC نسبت داده شد.

۷. در مجموع، نتایج این پژوهش نشان داد که استفاده از چرخه عملیات حرارتی پیشنهادی می‌تواند بدون ایجاد ناپایداری قابل توجه در کاربیدها، موجب بهبود هم‌زمان همگنی ریزساختار، خواص مکانیکی و عملکرد دما بالای سوپرآلیاژ IN738LC شود.

تشکر و سپاسگزاری

نویسنده بدین‌وسیله از دانشگاه علم و صنعت ایران و پژوهشکده توربین گازی به پاس حمایت‌ها، همکاری‌های علمی و فراهم‌نمودن امکانات آزمایشگاهی و تجهیزات مورد نیاز در انجام این پژوهش، صمیمانه قدردانی می‌کند.

تضاد منافع

نویسنده مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منافی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

رضا صحبی: جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر نتایج، نگارش مقاله و مدیریت منابع. **روح‌اله عشیری:** راهنمایی پروژه، تحلیل و تفسیر داده‌ها و اعتبارسنجی نتایج.

یکنواخت‌تری نشان دادند و اختلاف ابعادی میان نواحی مختلف ریزساختار کاهش یافت.

۲. تحلیل کمی رسوبات گاما پرایم نشان داد که میانگین اندازه رسوبات در نواحی بین‌دندریتی از ۰/۸۲۷ میکرومتر به ۰/۶۳۵ میکرومتر کاهش یافت، درحالی‌که میانگین اندازه رسوبات در هسته‌های دندریتی از ۰/۲۸۲ میکرومتر به ۰/۴۲۶ میکرومتر افزایش پیدا کرد. این رفتار ناشی از افزایش میزان انحلال رسوبات اولیه و تغییر شرایط فوق‌اشباعی زمینه در مرحله پیرسازی بود.

۳. کسر حجمی رسوبات گاما پرایم از ۳۹ درصد در نمونه تحت چرخه استاندارد به ۴۵ درصد در نمونه تحت چرخه پیشنهادی افزایش یافت که نشان‌دهنده بهبود شرایط رسوب‌گذاری مجدد و افزایش میزان فاز استحکام‌بخش در ریزساختار است.

۴. بررسی وضعیت کاربیدها نشان داد که کاربیدهای موجود عمدتاً از نوع MC غنی از Nb، Ti و Ta بوده و مورفولوژی بلوکی خود را حفظ کردند. همچنین، عدم مشاهده مورفولوژی برفکی، نواحی برهم‌کنش و کاربیدهای پیوسته ثانویه نشان داد که افزایش دمای انحلال موجب تجزیه قابل توجه کاربیدها نشده است.

۵. اعمال چرخه پیشنهادی موجب بهبود خواص مکانیکی شد؛ به‌طوری‌که سختی از ۳۶۳ ویکرز به ۴۴۷ ویکرز افزایش یافت و هم‌زمان پراکندگی مقادیر سختی کاهش پیدا کرد که نشان‌دهنده یکنواخت‌تر شدن خواص در ریزساختار است.

۶. نتایج آزمون تنش گسیختگی نشان داد که عمر شکست از ۳۵

واژه‌نامه

- | | |
|--------------------------------|--|
| 1. as-cast | 10. scanning electron microscopy (SEM) |
| 2. vacuum casting | 11. energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) |
| 3. gamma prime precipitation | 12. Vickers hardness test (VHT) |
| 4. coherency | 13. stress rupture |
| 5. reprecipitation | 14. serrated grain boundary (SGB) |
| 6. core dendrite region (CDR) | 15. creep resistance |
| 7. interdendritic region (IDR) | 16. interaction zone (IZ) |
| 8. carbide decomposition rate | 17. reduction of area (RA) |
| 9. X-ray fluorescence (XRF) | |

مراجع

1. Yang S, Yun J, Seok C-S. Rejuvenation of IN738LC gas-turbine blades using hot isostatic pressing and a series of heat treatments. *J Mech Sci Technol*. 2020;34(11):4605-11.
<https://doi.org/10.1007/s12206-020-1018-2>
2. Balıkcı E, Raman A, Mirshams R. Influence of various heat treatments on the microstructure of polycrystalline IN738LC. *Metall Mater Trans A* 1997;28(10):1993-2003.
<https://doi.org/10.1007/s11661-997-0156-9>
3. Hosseini S, Nategh S, Ekrami A. Changes of γ' precipitate characteristics in damaged superalloy IN738LC during different stages of rejuvenation heat treatment cycles. *J Mater Sci Technol*. 2012;28(2): 213-9.
<https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000021>
4. Sun Z, Li Y, Jiang X, Zhan X, Song J, Xu W, et al. Rejuvenation of a damaged gas turbine blade after long-term service by hot isostatic pressing and heat treatment. *Mater Charact* 2025;115650.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2025.115650>
5. El-Bagoury N, Nofal A. Microstructure of an experimental Ni base superalloy under various casting conditions. *Mater Sci Eng A* 2010;527(29-30):7793-800. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.08.050>
6. El-Bagoury N, Waly M, Nofal A. Effect of various heat treatment conditions on microstructure of cast polycrystalline IN738LC alloy. *MSEA*. 2008;487(1-2):152-61.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.10.004>
7. Nickel Institute. Alloy IN-738 technical data. Toronto (ON): Nickel Institute; 2020.
8. Shajari Y, Razavi SH, Seyedraoufi Z-S. Comparative study of solution heat treatment of IN738LC superalloy in conventional conditions and salt bath. *J Mater Eng Perform*. 2022;31(3):2525-41.
<https://doi.org/10.1007/s11665-021-06344-5>
9. Montazeri M, Ghaini F. The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd: YAG pulsed laser welding. *Mater. Charact*. 2012;67:65-73.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.02.019>
10. Lvov G, Levit V, Kaufman M. Mechanism of primary MC carbide decomposition in Ni-base superalloys. *Metall Mater Trans A* 2004;35(6):1669-79.
<https://doi.org/10.1007/s11661-004-0076-x>
11. Choi BG, Kim IS, Kim DH, Jo CY. MC carbide decomposition during thermal exposure of polycrystalline Ni-base superalloys. *Solid State Phenom*. 2007;124:1505-8.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.124-126.1505>
12. Kolagar AM, Cheraghzadeh M, Tabrizi N, Shahryari MS. Effect of service expose on microstructure and creep mechanisms of gas turbine blades made of IN738LC. *Metall Eng*. 2016;19(2):146-60.
<https://doi.org/10.22076/me.2017.41681.1065>
13. Ola O, Ojo O, Chaturvedi M. On the development of a new pre-weld thermal treatment procedure for preventing heat-affected zone (HAZ) liquation cracking in nickel-base IN 738 superalloy. *Philos Mag*. 2014;94(29):3295-316.
<https://doi.org/10.1080/14786435.2014.956838>
14. Hays C. Size and shape effects for gamma prime in alloy 738. *J Mater Eng Perform*. 2008;17:2.
<https://doi.org/10.1007/s11665-007-9135-y>
15. Xu Z, Hu X, Guo C, Lv Z, Wang Z, Li Z, et al. Creep behaviour investigation of additively manufactured IN738LC superalloy based on Materials Genome approach. *Mater Sci Eng R Rep*. 2025;163:100914.
<https://doi.org/10.1016/j.mser.2024.100914>
16. Samiee M, Shajari Y, Razavi SH, Seyedraoufi ZS. Effect of cryogenic treatment after full solution on rejuvenation of exposed IN738LC gas turbine blade. *Metallogr Microstruct Anal*. 2023;12(1):4-14.
<https://doi.org/10.1007/s13632-022-00917-z>
17. Shajari Y, Razavi SH, Seyedraoufi Z-S. Effect of solution heat treatment media on microstructure and hardness of Ni-base superalloy IN738LC. *Found Res J*. 2018;2(3):161-79.
<https://doi.org/10.22034/frj.2018.155851.1061>
18. Shajari Y, Seyedraoufi Z, Alizadeh A, Razavi S, Porhonor M, Mirzavand K. Effect of solution temperature of rejuvenation heat treatment on the stability of γ' precipitates in Ni-base superalloy IN738LC during long-term heating. *Mater Res Express* 2019;6(12):126571.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab54ef>
19. Polsilapa S, Promboopha A, Wangyao P. Long-term gamma prime phase stability after various heat treatment conditions with temperature dropping during solution treatment in cast nickel base superalloy, grade Inconel-738. *Mater Sci Forum*. 2017;891:420-425.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.891.420>
20. Abedi H, Ojo O, Cao X. Effect of cooling rate on precipitation behavior of gamma prime in a newly developed co-based superalloy. *JOM* 2020;72(11): 4054-9. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04241-1>
21. Pahlavanyali S, Wood M, Marchant G. The effect of carbide decomposition and reformation on rupture lives of IN738LC during multiple reheat treatment and degradation cycles. In: *Superalloys 2012*. 2012. p. 463-471.
<https://doi.org/10.1002/9781118516430.ch51>
22. Li X-L, Zhu M-L, Zhu P-B, Wang Z-W. Temperature dependence of very high cycle fatigue behavior and life modeling for In713C Ni-based superalloy. *J Mater Res Technol*. 2025;36:8448-8461.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.05.093>

23. Ojo O, Chaturvedi M. Liquation microfissuring in the weld heat-affected zone of an overaged precipitation-hardened nickel-base superalloy. Metall Mater Trans A 2007;38:356-69. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-9025-1>
24. Kolagar AM, Cheraghzadeh 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. Metall Eng. 2017;20(4):258-69. <http://doi.org/10.22076/me.2018.63032.1132>
25. Kolagar AM. The effect of hot Isostatic pressing on microstructure and mechanical properties of nickel based gas turbine blade. Metall Eng. 2018;21(1):72-81. <http://doi.org/10.22076/me.2018.69675.1148>