

ردیابی افت عمر خزشی سوپر آلیاژ IN738LC بر اساس تجزیه کاربیدها و تغییرات غلظت عناصر آلیاژی در نواحی کاربیدی

فرساد فرقانی^۱، محسن مهدیزاده^{۲*}، معصومه رعیت پور^۳
(تاریخ دریافت: ۱۳۹۹/۰۵/۱۳، ش ص: ۹۴-۸۱، تاریخ پذیرش: ۱۴۰۰/۰۲/۱۵)

چکیده

سوپر آلیاژ پایه نیکل IN738LC به طور گسترده در کاربردهای با تنش و دماهای بالا استفاده می‌شود. در طی قرارگیری در شرایط بحرانی سرویس، ریزساختار این آلیاژ تحت انواع مکانیزم‌های تخریب از قبیل درشت شدن رسوبات^۲، تشکیل شبکه‌ی پیوسته‌ی کاربیدهای مرز دانه‌ای، تجزیه کاربیدهای MC و تشکیل فازهای مضر قرار می‌گیرد. تجزیه کاربیدهای اولیه به طور معمول در زمان‌های طولانی قرارگیری در دماهای بالا رخ داده و در کنار سایر مکانیزم‌های زوال ریزساختاری، افت خواص مکانیکی قطعه را موجب می‌شود. در پژوهش حاضر واکنش تجزیه کاربیدهای MC در پره‌های کارکرده با تاریخچه سرویس و شرایط عملیاتی حرارتی مختلف مورد ارزیابی قرار گرفته است. همچنین تغییرات ترکیب شیمیایی نواحی کاربیدی در نمونه‌های مختلف اندازه‌گیری شده و با عمر باقیمانده‌ی خزشی مقایسه شده است. از آنجا که واکنش تجزیه کاربیدهای MC به کاربیدهای $M_6C/M_{23}C_6$ تقریباً بازگشت‌ناپذیر بوده و کمتر متأثر از تاریخچه‌ی بازسازی و عملیاتی حرارتی نمونه می‌باشد، مطالعه‌ی تجزیه کاربیدی در ریزساختار سوپر آلیاژ IN738LC اطلاعات ارزشمندی در رابطه با وضعیت قطعه تحت سرویس بوده فراهم خواهد آورد. علاوه بر این، نتایج حاضر روش مطالعه نواحی چند فازی در اطراف کاربیدهای MC اولیه را به عنوان روشی سودمند برای ارزیابی میزان زوال ریزساختاری و خواص مکانیکی این سوپر آلیاژ پیشنهاد می‌کند.

کلمات کلیدی: سوپر آلیاژ IN738LC، کارکرد طولانی‌مدت، مشخصه‌های ریزساختاری، تجزیه کاربی

۱- دانشگاه برنل لندن - انگلستان و گروه پژوهشی متالورژی-پژوهشگاه نیرو- تهران-ایران

۲- گروه پژوهشی متالورژی-پژوهشگاه نیرو- تهران-ایران

۳- گروه پژوهشی متالورژی-پژوهشگاه نیرو- تهران-ایران

* نویسنده مسئول مقاله mmehdizadeh@nri.ac.ir

مقدمه

پیشرفت‌های صورت گرفته در طراحی و ساخت توربین‌های گازی، نیاز به مواد با قابلیت مقاومت در تنش‌ها و دماهای بالاتر را افزون‌تر ساخته است. سوپر آلیاژها، جزء معدود موادی هستند که توانایی و قابلیت کاربرد در دماهای بالا را داشته و برای استفاده در داغ‌ترین قسمت‌های توربین‌های گازی گسترش یافته‌اند [۱]. در بین قطعات داغ توربین‌های گاز، پره‌های گردان از اساسی‌ترین اجزای مصرفی این توربین‌ها محسوب می‌شوند که معمولاً از جنس سوپر آلیاژهای پایه نیکل ریختگی تولید می‌شوند. این قطعات به واسطه شرایط کاری پیچیده همواره در معرض انواع مکانیزم‌های تخریب از قبیل خزش [۲]، خستگی پرچرخه [۳]، خستگی ترمومکانیکی [۴]، آسیب برخورد جسم خارجی [۵]، سایش [۶]، اکسیداسیون و خوردگی داغ [۷] قرار دارند.

سوپر آلیاژ IN738LC (با ترکیب شیمیایی کروم ۷/۳-۱۵/۱۶، کبالت ۸-۹، آلومینیوم ۳/۲-۳/۷، تیتانیوم ۲/۷-۳/۳، تنگستن ۲/۸-۲/۴، مولیبدن ۲-۱/۵، تانتالم ۵-۱/۲، نیوبیم ۱/۱-۰/۶ و کرین ۰/۱۳-۰/۰۹ درصد وزنی) یکی از رایج‌ترین سوپر آلیاژهای پایه نیکل است که کاربردهای وسیعی در پره‌های گردان انواع توربین‌های گازی دارد. این سوپر آلیاژ رسوب سخت شونده بوده و در درجه حرارت‌های بالا دارای استحکام گسیختگی بسیار زیاد همراه با مقاومت به خوردگی عالی می‌باشد. در مورد ریز ساختار این سوپر آلیاژ نیز می‌توان به طور خلاصه آن را شامل فاز زمینه γ ، فاز γ' با دو مورفولوژی مکعبی و کروی، کاربیدها عمدتاً شامل دو نوع کاربید MC و $M_{23}C_6$ ، فاز یوتکتیک $\gamma-\gamma'$ که در بین شاخه‌های دندربیتی به وجود می‌آید و فازهای سوزنی با اندازه‌های متغیر و جهات رشد تصادفی در فاز زمینه دانست [۸]، [۹]. فاز γ فازی نامنظم با ساختار مکعبی مرکز سطحی (FCC) و فاز γ' فازی منظم دارای ساختار کریستالی از نوع L1₂ می‌باشد. در کاربیدهای از نوع MC، بخش M می‌تواند شامل عناصر نظیر تیتانیوم، تانتالم، هافنیم، نیوبیم و یا تنگستن باشد، در حالی که کاربیدهای نوع $M_{23}C_6$ عمدتاً غنی از عنصر کروم می‌باشد. رسوبات فاز γ' به همراه انواع کاربیدها به عنوان عامل اصلی

استحکامدهی و مقاومت خزشی دمای بالای سوپر آلیاژهای پایه نیکل ریختگی شناخته می‌شوند و به همین جهت تشکیل، رسوبگذاری و تغییر مورفولوژی آن‌ها در طی فرآیندهای مختلف عملیات حرارتی و یا قرارگیری در شرایط سرویس، همواره مورد توجه پژوهشگران بوده است. لازم به ذکر است که در پره‌های گردان بسیاری از توربین‌های گازی موجود در کشور مانند توربین‌های GE Frame9، GE Frame5 و Siemens V94.2 از سوپر آلیاژ IN738LC استفاده شده است و بررسی‌های آماری نشان می‌دهد که بیش از ۵۰ درصد از پره‌های گردان رایج در توربین‌های گازی کشور از جنس این سوپر آلیاژ می‌باشد [۱۰، ۱۱].

از آنجا که پره‌های متحرک توربین‌های گازی دارای عمر محدودی بوده و در طول مدت زمان سرویس تحت انواع زوال‌های ریزساختاری و خواص مکانیکی قرار می‌گیرند، بدون شک آگاهی از روند تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی در طی سرویس از نقطه نظر ارزیابی وضعیت و تعیین عمر باقیمانده بسیار حائز اهمیت می‌باشد. لذا در پژوهش حاضر تغییرات مشخصه‌های ریزساختاری فازهای کاربیدی در پره‌های کارکرده از جنس سوپر آلیاژ IN738LC مورد توجه قرار گرفته است. هدف از این پژوهش، مطالعه‌ی ارتباط پیشرفت واکنش تجزیه کاربیدهای اولیه با عمر خزشی قطعات تهیه شده از این سوپر آلیاژ می‌باشد.

مواد و روش تحقیق

با هدف مطالعه و مشخصه‌یابی زوال ریزساختاری در سوپر آلیاژ IN738LC، تعداد شش پره‌ی متحرک توربین گاز V94.2 با تاریخچه‌ی کاری و عملیات حرارتی متفاوت از نیروگاه‌های مختلف کشور تهیه گردید. مشخصات و عمر کارکرد اعلامی این پره‌ها در جدول ۱ ارائه شده است. به منظور انجام بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌های متالوگرافی از لبه حمله ناحیه ایرفویل این پره‌ها تهیه گردید.

آماده‌سازی نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM-E3 انجام شد. نمونه‌ها پس از سنباده‌زنی و پولیش توسط محلول اسید لاکتیک (۳۰ میلی‌لیتر اسید لاکتیک، ۲۰ میلی‌لیتر HCl و ۱۰ میلی‌لیتر HNO_3) حکاکی شدند. همچنین از روش الکتروشیمیایی توسط محلول ترکیبی اسیدی (۱۲ میلی‌لیتر H_3PO_4 ، ۴۰ میلی‌لیتر HNO_3 ، ۴۸ میلی‌لیتر

H_2SO_4 و اعمال ولتاژ ۵ ولت (دانسیته جریان ۰/۱۲ تا $0/15 A/cm^2$) برای مطالعه بهتر رسوبات ۷ بهره برده شد.

جدول ۱- مشخصات پره‌های تهیه شده از نیروگاه‌های مختلف کشور.

ردیف	کد نمونه	کد سازنده	نیروگاه	ردیف پره	کارکرد اسمی (ساعت)	تعمیر	ملاحظات
۱	G2B	BF50866	گیلان	دوم	46983	یک بار	-
۲	G3A	XK446	گیلان	سوم	73000	دو بار	-
۳	D1B	W4136	دماوند	اول	30000	-	آنیل شده
۴	D2B	Y1740	دماوند	دوم	30000	-	آنیل شده
۵	K1B	Y4604	کرمان	اول	30000	-	آنیل شده
۶	K2B	H6418	کرمان	دوم	30000	-	-

پایین ناحیه‌ی ریشه‌ی پره‌ها (کمتر از $500^\circ C$)، ریزساختار این ناحیه به عنوان نماینده مناسبی برای آلیاژ نو و پیش از سرویس تلقی می‌شود. بنابراین در این پژوهش ریزساختار نمونه‌های تهیه شده از ریشه پره‌های نیروگاه‌های دماوند و کرمان (نمونه‌های D2BR و K2BR) به عنوان نمونه‌های مرجع مورد مطالعه قرار گرفت.

در شکل ۱ تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌ی D2BR نشان داده شده است. در تصویر با بزرگنمایی پایین‌تر از ریزساختار (شکل ۱-الف)، ذرات فاز ثانویه منفرد با مورفولوژی بلاکی شکل قابل تشخیص می‌باشد. در تصویر با بزرگنمایی بالاتر از این نمونه (شکل ۱-ب) علاوه بر ذرات منفرد بلاکی شکل، اثرات ناشی از اچ رسوبات ریزتر نیز تا حدودی قابل مشاهده می‌باشد. همانطور که در شکل ۱ ملاحظه می‌شود، در تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌ی D2BR نشانه‌ای از تشکیل کاربیدهای پیوسته مرزدانه‌ای مشاهده نمی‌شود. نتایج مشابه بدست آمده برای ریزساختار نمونه‌ی K2BR نیز حاکی از عدم تشکیل کاربیدهای پیوسته‌ی مرزدانه‌ای در این نمونه می‌باشد.

ریزساختار نمونه K2BR در شکل ۲ نشان داده شده است. همانطور که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی این نمونه مشاهده می‌شود، ریزساختار این نمونه نیز شامل رسوبات ۷ و کاربیدهای بلاکی شکل می‌باشد. به منظور بررسی دقیق‌تر کاربیدها و سایر ذرات فاز ثانویه از آنالیز

ریزساختار نمونه‌های آماده‌سازی شده توسط میکروسکوپ نوری مدل (Ziees Axioskop 2 MAT) و میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی^۱ (FESEM-EDS (TESCAN MIRA3-XMU مجهز به آنالیز عنصری SAMx) مورد بررسی قرار گرفت. ترکیب شیمیایی نواحی چند فازی کاربیدی در پره‌های مختلف به وسیله‌ی انجام آزمون آنالیز عنصری EDS برای حداقل سه ناحیه با ابعاد $2 \times 2 \mu m$ در هر نمونه تعیین شد. به منظور تخمین کسر عمر باقیمانده پره‌های متحرک مورد مطالعه، آزمون‌های تنش-گسیختگی مطابق استاندارد ASTM E139 در دمای $920^\circ C$ و تنش $220 MPa$ توسط دستگاه آزمون خزش (Roell Amsler) صورت پذیرفت. آماده‌سازی نمونه‌های پین‌دار برای آزمون تنش-گسیختگی مطابق با استاندارد ASTM E8، دارای طول سنجه ۲۵، عرض ۶ و ضخامت ۲ میلیمتر صورت پذیرفت.

نتایج و بحث

مطالعه‌ی ریزساختار نمونه‌های مرجع

به طور معمول برای بررسی میزان تخریب ریزساختاری قطعات کارکرده دمای بالا، ریزساختار نواحی بحرانی با ریزساختار نمونه‌های نو مقایسه می‌شود. در رابطه با پره‌های متحرک توربین‌های گاز، با توجه به دمای کاری

¹ Field Emission Scanning Electron Microscope

آنالیز DSC با نرخ‌های سرمایش و گرمایش متفاوت و برونیایی نتایج به سرعت سرمایش و گرمایش صفر $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ، دماهای شروع ذوب، تشکیل کاربید MC و حل شدن ذرات فاز γ' را به ترتیب برابر ۱۳۳۶، ۱۳۱۴ و $^{\circ}\text{C}$ ۱۲۰۱ تخمین زدند. آن‌ها همچنین دمای $^{\circ}\text{C}$ ۱۲۴۷ را نیز با توجه به نتایج آنالیز DSC برای حل شدن فاز یوتکتیک $\gamma+\gamma'$ پیشنهاد کردند.

بررسی ریزساختار نمونه‌های کارکرده

در شکل ۴، تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های تهیه شده از لبه حمله پره‌های G2B و K2B نشان داده شده است. این نمونه‌ها به ترتیب برای مدت زمان حدود ۴۷۰۰۰ و ۳۰۰۰۰ ساعت در دماهای حدود $^{\circ}\text{C}$ ۷۵۰ تحت سرویس بوده‌اند. همانطور که در این تصاویر ملاحظه می‌شود، میزان تخریب ریزساختاری در این دو نمونه قابل توجه بوده و شبکه‌ی پیوسته‌ی کاربیدی به خوبی در مرزدهانه‌های این نمونه‌ها قابل تشخیص می‌باشد. علاوه بر این تشکیل مقادیر نسبتاً زیاد کاربیدهای درون‌دانه‌ای، کاربیدهای مرزدهانه‌ای و ذرات ریز فاز γ' نیز گواه دیگری برای تخریب شدید ریزساختاری این نمونه‌ها می‌باشد.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های تهیه شده از پره‌های G2B، K2B، K1B و D2B در شکل ۵ نشان داده شده است. انواع فازهای ثانویه شامل کاربیدهای مرزدهانه‌ای و بین‌دانه‌ای و همچنین رسوبات فاز γ' اولیه و ثانویه در این تصاویر به طور مناسب‌تری قابل تشخیص می‌باشد. تشکیل کاربیدهای پیوسته مرزدهانه‌ای در تصاویر میکروسکوپ نوری (شکل ۴) و تصاویر میکروسکوپ الکترونی (شکل‌های ۵-الف و ۵-ب) حاکی از وقوع تغییرات شدید ریزساختاری پره‌های G2B و K2B در طی قرار گرفتن در شرایط سرویس می‌باشد. علاوه بر این، مورفولوژی نسبتاً کروی این ذرات نیز گواه دیگری برای زوال ریزساختاری سوپرآلیاژ IN738LC در این دو پره می‌باشد.

در رابطه با نمونه‌های آنیل شده (K1B و D2B) به دلیل حل شدن رسوبات γ' در حین عملیات حرارتی، تغییر اندازه و مورفولوژی رسوبات γ' معیار مناسبی برای ارزیابی وضعیت پره‌های آنیل شده نخواهد بود.

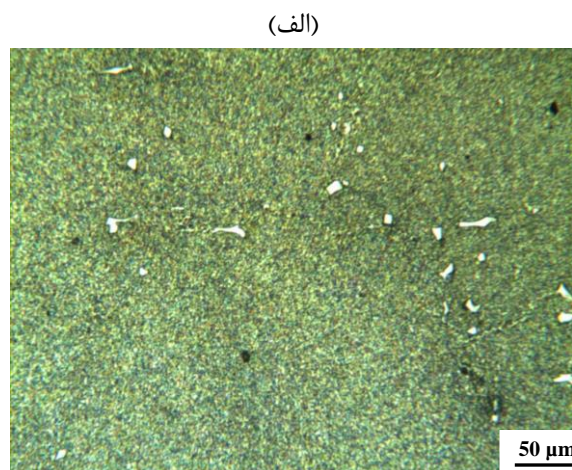
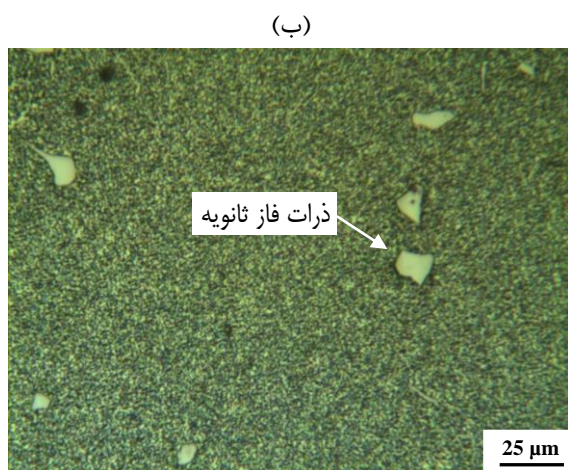
عنصری EDS بهره برده شد. نتایج آنالیز ترکیب شیمیایی نقاط مشخص شده در شکل ۲ در جدول ۲ نشان داده شده است. همانطور که در نتایج این جدول ملاحظه می‌شود، تمام کاربیدهای مشاهده شده در نمونه‌ی K2BR غنی از عناصر تیتانیوم، نیوبیم، تانتالم و تا حدودی تنگستن می‌باشند. بنابراین همان‌گونه که انتظار می‌رفت اکثریت کاربیدهای مشخصه‌یابی شده در این نمونه از نوع کاربیدهای بلاکی MC و $M(\text{C},\text{N})$ بوده و نشانه‌ای از تشکیل سایر کاربیدها نظیر کاربیدهای $M_{23}\text{C}_6$ یا $M_6\text{C}$ که غنی از عناصر کروم و مولیبدن می‌باشند، در ریزساختار مشاهده نمی‌شود. البته در ریزساختار این نمونه علاوه بر ذرات مکعبی رسوبات γ' و همچنین کاربیدهای بلاکی MC و $M(\text{C},\text{N})$ ، رسوبات توده‌ای فاز γ' نیز قابل تشخیص می‌باشد. فازهای مختلف مشاهده شده در نمونه‌ی K2BR در تصاویر الف و ب شکل ۲ نامگذاری شده‌اند.

به منظور بررسی اثر عملیات آنیل بر ریزساختار و تشکیل فازها و مقایسه مناسب‌تر ریزساختار نمونه‌های آنیل شده و آنیل نشده، محدوده‌ی پایداری دمایی فازهای مختلف در سوپرآلیاژ IN738LC به کمک محاسبات ترمودینامیک مورد بررسی قرار گرفت. در شکل ۳، نتایج محاسبات ترمودینامیک به کمک نرم‌افزار JMatPro برای ترکیب استاندارد سوپرآلیاژ IN738LC ارائه شده است. همانطور که در این شکل ملاحظه می‌شود، جوانه‌زنی فاز کاربیدهای MC در حین سرمایش مذاب از دماهای حدود $^{\circ}\text{C}$ ۱۳۳۰ و تقریباً هم‌زمان با فاز γ آغاز می‌شود. این در حالی است که رسوبات تعادلی فاز γ' در دماهای حدود $^{\circ}\text{C}$ ۱۱۳۰ تشکیل می‌شوند و در دماهای بالاتر از این مقدار پایدار نبوده و حل می‌شوند. کاربیدهای $M_{23}\text{C}_6$ در دماهای کمتر از $^{\circ}\text{C}$ ۱۰۰۰ از لحاظ ترمودینامیکی پایدار بوده هر چند از لحاظ سینتیکی انجام استحاله‌ی کاربیدهای MC به کاربیدهای $M_{23}\text{C}_6$ کند می‌باشد. این نتایج با نتایج آنالیز DSC که توسط سیمونا^۲ و همکارانش [۱۲] بر روی سوپرآلیاژ IN738LC انجام شده است، تطابق نسبتاً قابل قبولی نشان می‌دهد. این پژوهشگران با انجام

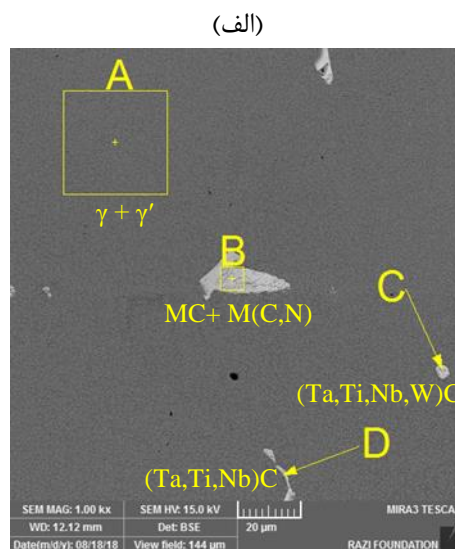
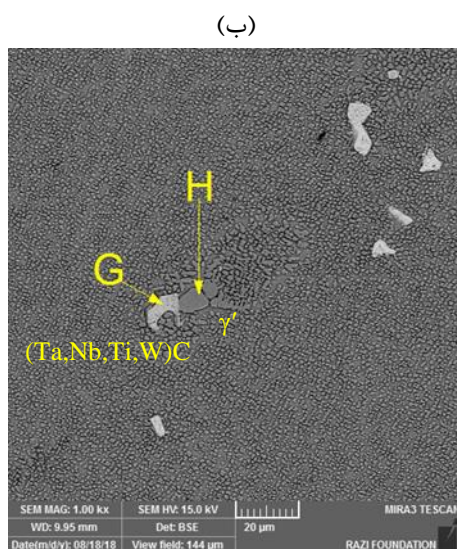
² Simona

اندازه و مورفولوژی رسوبات γ' کاملاً تغییر یافته و در نتیجه مطالعه اندازه و مورفولوژی رسوبات γ' معیار مناسبی برای ارزیابی وضعیت پره‌های آنیل شده نخواهد بود. اما مطالعه واکنش تجزیه کاربیدهای MC به عنوان معیار ارزیابی میزان تخریب این پره‌ها کماکان مفید خواهد بود.

همانطور که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه‌های K1B و D2B (شکل‌های ۵-ج و ۵-د) ملاحظه می‌شود، علی‌رغم دمای کاری بالای این پره‌ها، به دلیل انجام عملیات آنیل کاربیدهای پیوسته‌ی مرزدانه‌ای در این نمونه‌ها از بین رفته و ریزساختار عاری از شبکه پیوسته‌ی مرزدانه‌ای می‌باشد. علاوه بر این به دلیل حل شدن رسوبات γ' در حین عملیات حرارتی،



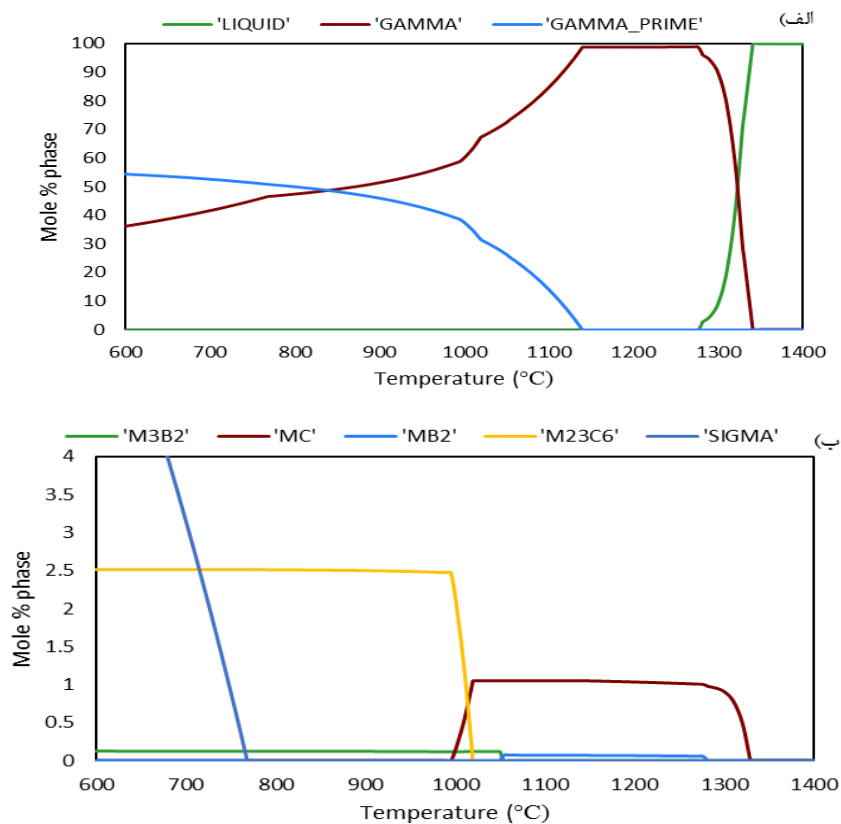
شکل ۱- تصاویر میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی‌های مختلف از سوپرآلیاژ IN738LC در ناحیه ریشه‌ی پره نیروگاه دماوند (نمونه‌ی D2BR).



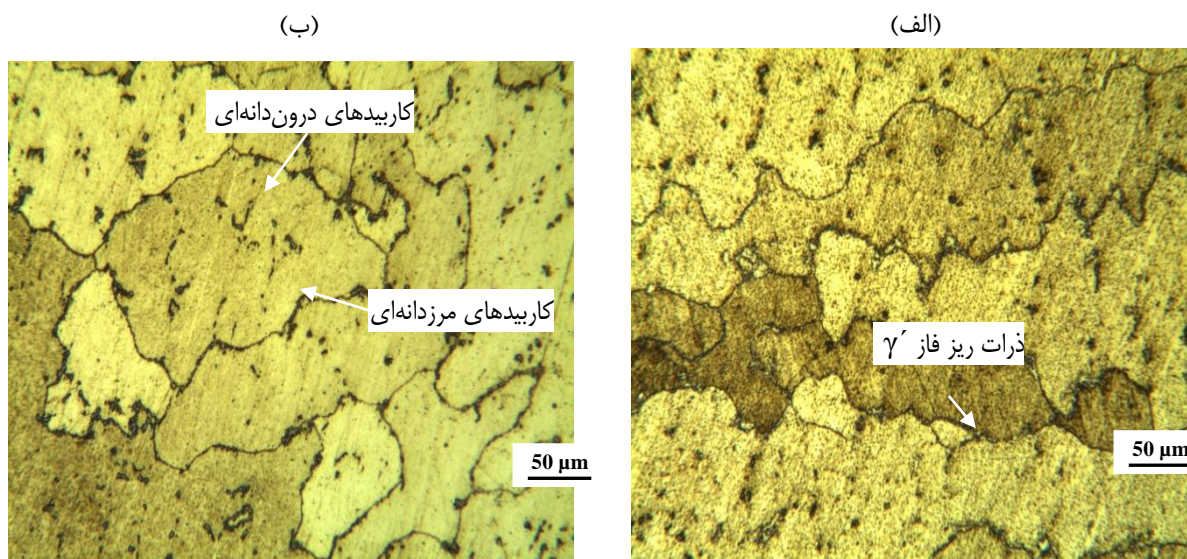
شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار سوپرآلیاژ IN738LC در ناحیه ریشه‌ی پره نیروگاه کرمان (نمونه‌ی K2BR).

جدول ۲- نتایج آنالیز عنصری EDS نقاط مشخص شده در شکل ۲ (درصد وزنی).

Points:	A	B	C	D	G	H
C	5.81	16.14	20.50	25.14	19.88	10.42
N	0.00	3.62	0.00	0.00	0.00	0.00
O	2.68	1.63	2.01	1.31	2.02	1.13
Al	3.04	0.04	0.06	0.41	0.00	4.27
Ti	3.07	16.39	15.43	13.21	17.52	6.17
Cr	13.47	0.19	0.78	3.20	0.22	2.71
Fe	0.13	0.07	0.00	0.00	0.07	0.00
Co	6.42	0.17	0.16	0.50	0.12	3.80
Ni	56.16	1.33	2.36	6.76	1.50	64.29
Zr	0.54	0.34	0.21	0.25	0.96	0.19
Nb	2.51	13.79	12.34	9.77	20.24	2.92
Mo	2.19	1.52	1.58	0.46	2.73	0.73
Ta	2.32	38.27	38.46	37.33	31.13	3.38
W	1.65	6.51	6.12	1.43	3.61	0.00
Probable Phases	$\gamma + \gamma'$	MC+ M(C,N)	MC	MC	MC	γ'



شکل ۳- نتایج محاسبات ترمودینامیک به کمک نرم افزار JMatPro برای سوپرآلیاژ IN738LC (الف) درصد مولی فازهای مذاب، γ و γ' (ب) درصد مولی کاربیدهای MC، $M_{23}C_6$ ، MB_2 ، سیگما و M_3B_2 .



شکل ۴- تصاویر میکروسکوپ نوری از سوپرآلیاژ IN738LC تهیه شده از پره‌های متحرک نیروگاه‌های گیلان و کرمان: الف) نمونه‌ی G2B و ب) نمونه‌ی K2B.

سینتیک واکنش تجزیه کاربیدهای MC می‌باشد، مطالعه تغییرات غلظت عناصر آلیاژی سازنده کاربیدهای مختلف، اطلاعات ارزشمندی در رابطه با میزان پیشرفت واکنش‌های تجزیه کاربیدها ارائه خواهد کرد.

همانطور در انتهای بخش ۳-۱ از لحاظ ترمودینامیکی مورد بررسی قرار گرفت، در دماهای کمتر از 1000°C ذرات کاربیدی فاز MC پایدار نبوده و تمایل دارند که به کاربیدهای $M_{23}C_6$ تبدیل شوند. از این رو، واکنش‌های مربوط به تجزیه کاربیدهای MC و تشکیل کاربیدهای شبه پایدار و پایدار M_6C و $M_{23}C_6$ به عنوان یکی از مهمترین تغییرات ریزساختاری سوپرآلیاژهای پایه نیکل در حین سرویس شناخته شده می‌باشد. این واکنش‌های شیمیایی در حالت کلی به صورت زیر پیشنهاد شده است:



بنابراین در اثر وقوع واکنش تجزیه فوق، به طور معمول در طی قرارگیری در دماهای بالا و یا شرایط سرویس، کاربیدهای MC غنی از تیتانیوم و تانتالم به مرور زمان حل شده و باعث تشکیل نواحی دارای کاربیدهای $M_6C/M_{23}C_6$ (غنی از عناصر کروم و مولیبدن) و رسوبات γ' در اطراف کاربیدهای MC اولیه می‌شود [۱۵-۱۳].

میزان حضور انواع کاربیدهای MC، M_6C و $M_{23}C_6$ در ریزساختار نمونه‌های مختلف به صورت کیفی مورد بررسی

در شکل ۵ تشکیل نواحی لایه‌ای در امتداد مرزهای دانه و همچنین اطراف کاربیدهای درشت و بلاکی شکل MC به خوبی قابل تشخیص می‌باشد. کنتراست فازی قابل مشاهده در تصاویر الکترون‌های برگشتی این مناطق مؤید حضور حداقل دو فاز به صورت همزمان در این نواحی می‌باشد. بررسی درستی این مطلب به کمک روش آنالیز عنصری EDS به نحوه مناسبتری صورت خواهد پذیرفت. نتایج آنالیز ترکیب شیمیایی نقاط مشخص شده در شکل ۵ در جدول ۳ نشان داده شده است. همانطور که در نتایج این جدول ملاحظه می‌شود، نواحی کاربیدی مشخص شده در شکل ۵ مناطق بزرگ لایه‌ای شامل فازهای γ' و کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ می‌باشد. البته کسر این فازها با توجه به میزان پیشرفت واکنش تجزیه کاربید MC در نمونه‌های مختلف، تفاوت نشان می‌دهد. به عنوان مثال در نقطه‌ی K1B-2، نمونه‌ای از کاربید درشت MC که در طول سرویس تقریباً دست نخورده مانده است، قابل تشخیص می‌باشد و یا نتایج آنالیز عنصری نقطه‌ی G2B-1 حاکی از حضور کاربیدهای MC و $M_{23}C_6$ در این ناحیه می‌باشد. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که در این نواحی احتمالاً واکنش تبدیل کاربید MC به فازهای γ' و $M_{23}C_6$ در حال انجام بوده و به پایان نرسیده است. از آنجا که فرآیند جدایش عناصر آلیاژی عامل اصلی کنترل کننده‌ی

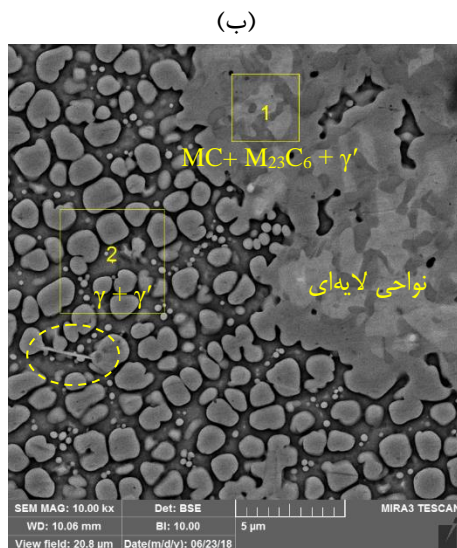
ارزیابی میزان زوال ریزساختاری در سوپرآلیاژ IN738LC می‌باشد.

تخمین عمر باقیمانده بر اساس روش گسیختگی -

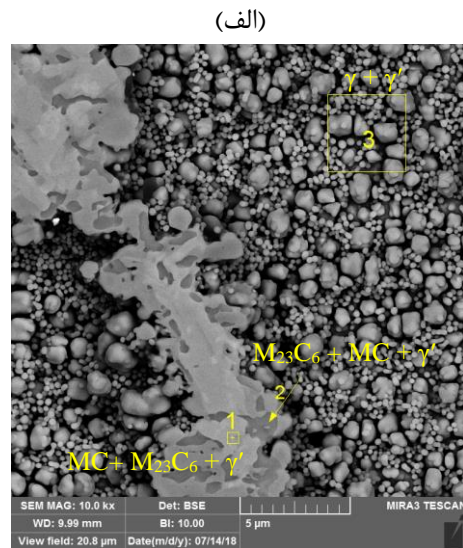
تنشی بعد از سرویس

با هدف ارزیابی میزان تخریب در پره‌های تحت سرویس، نمونه‌های تهیه شده از پره‌های تحت سرویس بوده تحت آزمون تنش-گسیختگی قرار گرفت. نتایج آزمون تنش-گسیختگی در دمای 920°C و تنش MPa ۲۲۰ در شکل ۶ نشان داده شده است. همانطور که در نتایج این شکل ملاحظه می‌شود، نمونه‌های تهیه شده از پرهی G3A دارای عمر خزشی به مراتب کمتری نسبت به سایر نمونه‌ها می‌باشند. لازم به ذکر است پرهی G3A با عمر کارکرد اعلامی ۷۳۰۰۰ ساعت دارای بیشترین زمان کارکرد در بین پره‌های مورد مطالعه قرار گرفته می‌باشد. پس از پرهی G3A، پرهی G2B با عمر کارکرد اعلامی حدود ۴۷۰۰۰ ساعت، دارای عمر خزشی کمتری نسبت به سایر پره‌ها می‌باشد.

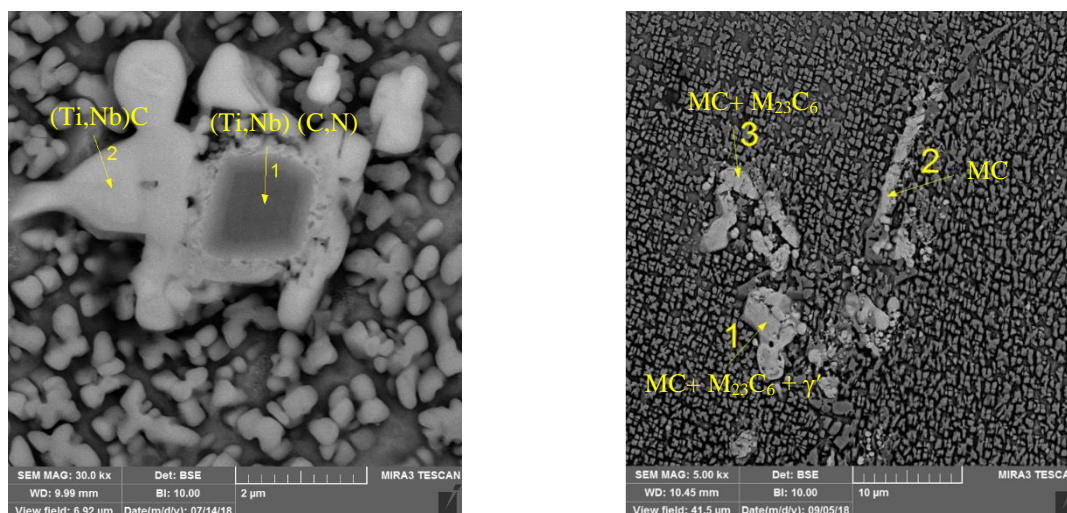
قرار گرفته و پس از دسته‌بندی در جدول ۴ نشان داده شده است. همانطور که در نتایج این جدول مشاهده می‌شود، کاربید M_6C تنها در نمونه‌ی G3A مشاهده شده است و در سایر نمونه‌ها کاربیدهای MC، مستقیماً به M_{23}C_6 تجزیه شده است. این مطلب احتمالاً به دلیل دمای کاری پایین‌تر پره‌های ردیف سوم و عمر کاری نسبتاً بالای پرهی G3A می‌باشد که شرایط وقوع واکنش تجزیه کاربید MC به کاربید M_6C و فاز γ' را فراهم آورده است. علاوه بر این با بررسی نتایج این جدول میزان پیشرفت واکنش تجزیه کاربید MC نیز قابل ارزیابی می‌باشد. همانطور که ملاحظه می‌شود، در حالی که میزان کاربید درون‌دانه‌ای MX در نمونه‌های مختلف کم و بیش یکسان است، اما میزان کاربیدهای M_{23}C_6 (مناطق کاربیدی حاوی عنصر کروم) در نمونه‌های با کسر عمر باقیمانده کمتر، بیشتر می‌باشد. این مطلب گواه پیشرفت بیشتر واکنش تجزیه‌ی کاربیدهای MC در نمونه‌های قرار داشته در شرایط سرویس برای مدت زمان‌های طولانی‌تر می‌باشد. بنابراین به نظر می‌رسد که ردیابی و رصد وقوع واکنش تجزیه کاربیدهای MC، مشخصه‌ی معتبری برای



(د)



(ج)



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار پره‌های متحرک توربین گاز: الف) نمونه‌ی G2B، ب) نمونه‌ی K2B، ج) نمونه‌ی K1B (پس از عملیات آنیل)، د) نمونه‌ی D2B (پس از عملیات آنیل).

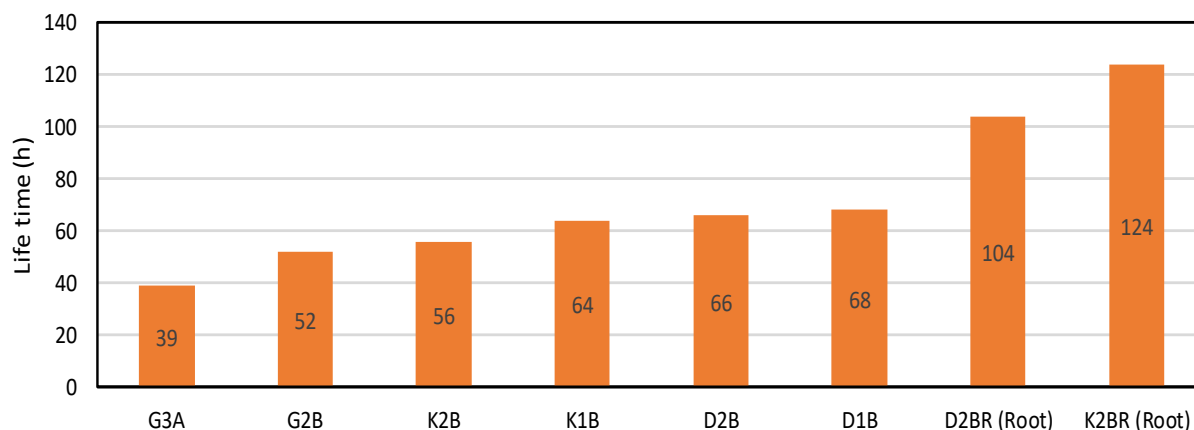
جدول ۳- نتایج آنالیز عنصری EDS نقاط مشخص شده در شکل ۵ (درصد وزنی).

Points:	G2B-1	G2B-2	G2B-3	K2B-1	K2B-2	K1B-1	K1B-2	K1B-3	D2B-1	D2B-2
C	6.58	9.94	2.00	3.70	2.71	8.19	7.39	6.25	4.52	13.56
N	1.65	1.09	1.18	0.00	0.00	4.15	2.93	2.68	8.51	3.39
O	8.87	7.14	3.48	0.00	0.00	9.83	6.96	7.40	7.70	14.91
Al	12.44	9.39	17.65	14.86	20.67	12.52	5.68	8.63	4.64	7.97
Ti	9.48	7.48	9.57	8.40	6.28	19.88	23.30	15.54	57.19	37.74
Cr	16.74	27.26	6.85	28.02	16.41	6.18	2.96	5.81	4.66	0.18
Co	1.09	1.12	2.49	0.92	3.62	0.90	4.50	5.51	0.00	0.00
Ni	30.27	26.31	51.34	30.72	41.93	18.85	6.31	13.69	0.91	1.74
Zr	1.99	1.36	1.11	2.14	2.01	2.25	2.14	2.08	1.83	2.61
Nb	5.95	4.38	1.99	5.35	2.25	11.46	12.63	9.04	6.61	12.12
Mo	4.51	4.52	2.35	5.90	4.12	4.58	5.25	4.07	3.04	5.78
Ta	0.44	0.00	0.00	0.00	0.00	1.20	19.95	19.29	0.39	0.00
Probable Phases	MC+ M ₂₃ C ₆ + γ'	M ₂₃ C ₆ + MC + γ'	γ + γ'	MC+ M ₂₃ C ₆ + γ'	γ + γ'	MC+ M ₂₃ C ₆ + γ'	MC	MC+ M ₂₃ C ₆	M(C,N)	MC

جدول ۴- میزان کاربیدهای موجود در نمونه‌های تهیه شده از پره‌های مختلف.

Sample	Estimated Service Temperature	Time (h)	Remained Life Fraction	MX carbide	M23C6 Carbide	M6C Carbide
G3A	~ 700 °C	~ 73000	0.34	II	II	II
G2B	~ 750 °C	~ 47000	0.46	III	III	0
K2B	~ 750 °C	~ 30000	0.49	II	III	0
K1B	~ 800 °C	~ 30000	0.57	III	I	0
D2B	~ 750 °C	~ 30000	0.58	II	0	0
D1B	~ 800 °C	~ 30000	0.6	II	II	0
K2BR	< 500 °C	~ 30000	1	III	0	0
JMatPro	800 - 1000 °C	-	0	< 0.01 at. %	2.5 at. %	< 0.15 at. %

0: Absent / Not at all; I: Very low / Very Slightly; II: Low / Slightly; III: Medium / Moderately; IV: High / Considerably; V: Very High / Extremely



شکل ۶- عمر تنش-گسیختگی نمونه‌های تهیه شده از پره‌های مختلف (شرایط آزمون: دمای 920°C و تنش 220 MPa).

تغییرات غلظت عناصر آلیاژی در نواحی کاربیدی

علاوه بر تغییرات کسر حجمی انواع کاربیدهای MX، M_6C و $M_{23}C_6$ ، تغییرات غلظت عناصر آلیاژی در نواحی کاربیدی نیز می‌تواند به عنوان مشخصه‌ای از میزان پیشرفت واکنش تجزیه‌ی کاربید MX و در نتیجه میزان زوال ریزساختاری سوپراآلیاژ IN738LC مورد توجه قرار گیرد. در شکل ۷ تغییرات غلظت عنصر کروم (عنصر غالب در کاربید $M_{23}C_6$) برای نمونه‌های مختلف نشان داده شده است. این منحنی بر اساس نتایج آنالیز عنصری مناطق تجزیه کاربیدی نمونه‌های تهیه شده از پره‌های مختلف ترسیم شده است. مقادیر هر نقطه بر روی منحنی فوق به وسیله‌ی میانگین‌گیری از نتایج آنالیز EDS حداقل سه نقطه حاصل شده است. غلظت بالاتر عنصر کروم در نواحی کاربیدی مؤید پیشرفت بیشتر واکنش تجزیه کاربید MC و غلظت بالاتر عناصر تیتانیوم، تانتالم، نیوبیم و تنگستن نشانگر پیشرفت اندک و یا عدم تجزیه کاربید MC خواهد بود. در شکل ۸ به طور مشابه تغییرات مجموع غلظت عناصر تیتانیوم، تانتالم، نیوبیم و تنگستن نمایش داده شده است. به منظور مقایسه بهتر، عمر خزشی باقیمانده نمونه‌های تهیه شده از پره‌های مختلف نیز در شکل‌های ۷ و ۸ نشان داده شده است.

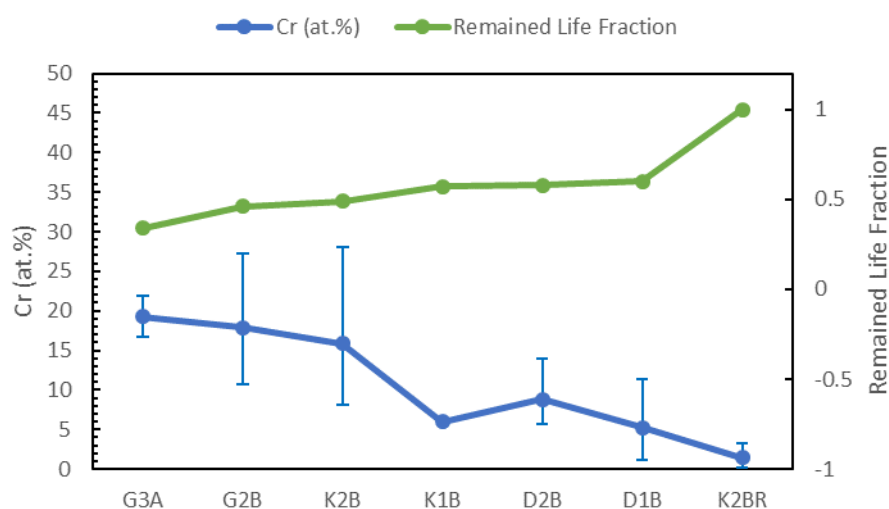
همانطور که در نتایج شکل‌های ۷ و ۸ ملاحظه می‌شود، روند تغییرات غلظت عنصر کروم و همچنین مجموع غلظت‌های عناصر تیتانیوم، تانتالم، نیوبیم و تنگستن تطابق بسیار مناسبی با روند تغییرات کسر عمر باقیمانده‌ی

نتایج به دست آمده برای پره‌ی K2B با عمر کارکرد اعلامی حدود 30000 ساعت کارکرد، تقریباً نزدیک به نتایج به دست آمده برای پره‌ی G2B بوده و استحکام دمای بالای بیشتری نسبت به نمونه‌های آنیل شده و همچنین نمونه‌های تهیه شده از ریشه‌ی پره‌ها از خود بروز می‌دهد. به طور کلی می‌توان عنوان نمود که نمونه‌های تهیه شده از قسمت ریشه‌ی پره‌ها (D2BR و K2BR) و همچنین نمونه‌های آنیل شده (D1B، K1B، D2B) توانسته‌اند برای مدت زمان طولانی‌تری در شرایط مختلف آزمون‌های تنش-گسیختگی از خود مقاومت نشان دهند.

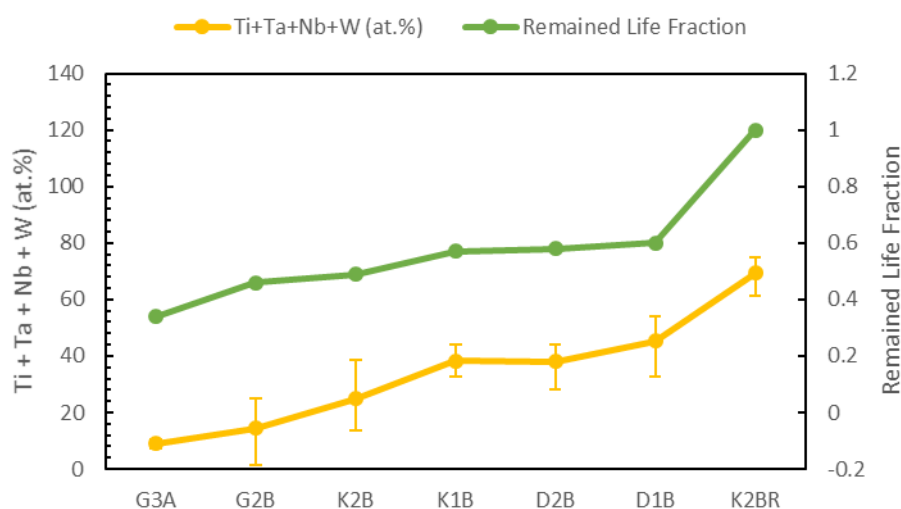
در پژوهش حاضر، از نتایج آزمون تنش-گسیختگی در دمای 920°C (شکل ۶) به منظور محاسبه کسر عمر باقیمانده استفاده شده است. برای این منظور از نتایج عمر خزشی نمونه‌های تهیه شده از ریشه‌های پره‌های D2BR و K2BR به عنوان نمونه‌های مرجع استفاده شده است. از آنجا که عمر خزشی این دو نمونه در دمای 920°C و تنش 220 مگاپاسکال به ترتیب 104 و 124 ساعت اندازه‌گیری شده است، عمر خزشی نمونه‌ی نو در شرایط آزمون فوق برابر میانگین دو مقدار فوق یعنی 114 ساعت فرض شده است. در نهایت کسر عمر باقیمانده برای هر پره از تقسیم عمر خزشی آزمون تنش-گسیختگی برای نمونه‌ی تهیه شده از آن پره به عمر خزشی نمونه‌ی نو محاسبه شده است [۱، ۵]. نتایج محاسبه کسر عمر باقیمانده در جدول ۴ نشان داده شده است.

سوپرآلیاژهای مختلف پیشنهاد می‌کند. همچنین بر اساس این نتایج می‌توان نتیجه گرفت که تغییرات ترکیب شیمیایی نواحی کاربیدی در اثر عملیات حرارتی و بازسازی پره‌ها چندان تحت تاثیر قرار نگرفته و بنابراین می‌تواند به عنوان معیار تخمین عمر پره‌ها پس از بازسازی نیز مورد توجه قرار گیرد.

پره‌های مختلف نشان می‌دهد. این مطلب نشان‌دهنده تاثیر قابل توجه پیشرفت واکنش تجزیه کاربید MC بر خواص خزشی سوپرآلیاژهای پایه نیکل می‌باشد. علاوه بر این، نتایج پژوهش حاضر روش اندازه‌گیری تغییرات غلظت عناصر مختلف در نواحی کاربیدی را به عنوان روشی مفید برای ارزیابی پیشرفت واکنش تجزیه کاربیدها و در نتیجه ارزیابی میزان زوال ریزساختاری و خواص مکانیکی



شکل ۷- تغییرات غلظت عنصر کروم در مناطق کاربیدی نمونه‌های تهیه شده از پره‌های مختلف و مقایسه‌ی آن با کسر عمر باقیمانده این پره‌ها.



شکل ۸- تغییرات مجموع غلظت عناصر تیتانیوم، تانتالم، نیوبیم و تنگستن در مناطق کاربیدی نمونه‌های تهیه شده از پره‌های مختلف و مقایسه‌ی آن با کسر عمر باقیمانده این پره‌ها.

نتیجه گیری

فازی به مناطق کاربیدی دو فازی شامل کاربید $M_{23}C_6$ و رسوبات γ' تبدیل می‌شوند. همزمان با این تغییرات ریزساختاری، میزان عنصر کروم در نواحی کاربیدی افزایش یافته و غلظت عناصر سازندهی کاربید MC (عناصر تیتانیم، تانتالم، نیوبیم و تنگستن) در این نواحی کاهش می‌یابد.

نتایج آنالیز عنصری نواحی کاربیدی نشان داد که با افزایش کسر عمر باقیماندهی پره‌های مختلف میزان غلظت عنصر کروم در این نواحی کاهش یافته و در عوض غلظت عناصر تیتانیم، تانتالم، نیوبیم و تنگستن افزایش می‌یابد. این مطلب حاکی از تاثیر قابل توجه پیشرفت واکنش تجزیه کاربید MC بر خواص خزشی سوپرآلیاژهای پایه نیکل می‌باشد. این نتایج روش اندازه‌گیری تغییرات غلظت عناصر غالب در کاربیدهای مختلف را به عنوان روشی کارآمد برای ارزیابی پیشرفت واکنش تجزیه کاربیدها و در نتیجه ارزیابی میزان زوال ریزساختاری و خواص مکانیکی سوپرآلیاژهای مختلف پیشنهاد می‌کند. نتایج حاضر همچنین روشن می‌سازد که مشخصه‌ی حاضر در اثر عملیات حرارتی و بازسازی پره کمتر تحت تاثیر قرار گرفته و در نتیجه می‌تواند به عنوان معیار تخمین عمر پره‌ها پس از بازسازی نیز مورد توجه قرار گیرد.

بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های تهیه شده از پره‌های متحرک توربین‌های گاز به عنوان یکی از اقتصادی‌ترین و کارآمدترین روش‌های ارزیابی وضعیت همواره مورد توجه بوده است. همانطور که در بررسی‌های پژوهش حاضر ملاحظه شد، تشکیل شبکه‌ی پیوسته‌ی رسوبات مرزدهانه‌ای در ریزساختار نمونه‌های تحت سرویس قرار گرفته به وضوح قابل مشاهده است. علاوه بر این خصوصیت ریزساختاری، تغییر میزان کاربیدهای مرزدهانه‌ای و درون‌دانه‌ای در نمونه‌های کارکرده، تغییرات اندازه و تغییر مورفولوژی رسوبات γ' اولیه نیز می‌تواند به عنوان سایر نشانه‌های زوال ریزساختاری و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ IN738LC مورد توجه قرار گیرد.

بر اساس مطالعه ریزساختار پره‌های تحت سرویس بوده می‌توان نتیجه گرفت که به کمک بررسی میزان پیشرفت وقوع واکنش‌های کاربیدی، تخمین میزان زوال ریزساختاری پره‌های تحت سرویس بوده امکان‌پذیر خواهد بود. نتایج پژوهش حاضر نشان داد که با قرارگیری در شرایط سرویس و وقوع تخریب‌های ریزساختاری، کاربیدهای MC تجزیه شده و مناطق سه فازی دارای کاربیدهای MC، $M_{23}C_6$ و رسوبات γ' تشکیل می‌شود. با ادامه یافتن کارکرد پره‌ی مورد نظر، نواحی کاربیدی سه

مراجع

- [1] R. Viswanathan, "Damage mechanisms and life assessment of high temperature Components", ASM International, 1989.
- [2] A. K. Koul and R. Castillo, "Creep Behavior of Industrial Turbine Balde Materials", Proceeding of ASM 1993 Materials Congress, October 17-21, 1993, PP. 75-88.
- [3] W. Hoeffelner, "High Cycle fatigue life of Cast Nickel-base Superalloys IN738LC, IN 939", Met. Trans., Vol 13A, 1982, pp 1245-1255.
- [4] E.S. Russell, "Practical life Prediction methods for thermal-mechanical fatigue of gas turbine buckets", EPRI Workshop on high temperature gas turbine materials, Aug. 1985.
- [5] R. Viswanathan, A.C. Dolbec, "Life assessment Technology for combustion turbine blades", International Gas Turbine Conference, Germany, June 1986.
- [6] D. J. Stephenson, J. R. Nicholls and P. Hancock, "The Erosion of Gas Turbine Blade Materials by Solid Sea Salt", Corrosion Science, Vol. 25, No. 12, PP. 1181-1192, 1985.
- [7] J. Stringer, D.P. Whittle, "High Temperature Corrosion and Coating Superalloy", 1974, pp 283 - 314.
- [8] "Alloy IN-738: Technical data", The International Nickel Company (INCO), New York.
- [9] J. H. Feiger, V. P. Swaminathan, "Gas Turbine Blade Superalloy Material Property Handbook: Technical Report", Southwest Research Institute, Electric Power Research Institute (EPRI) 2001.

- [10] آمار تفصیلی صنعت برق ایران ویژه تولید در سال ۱۳۹۴، شرکت مادر تخصصی توانیر، خردادماه ۱۳۹۵.
- [11] گزارش "تدوین دانش فنی برآورد عمر باقیمانده پره های متحرک توربین گاز"، مرکز شیمی و مواد، پژوهشگاه نیرو، ۱۳۸۴.
- [12] Simona ZLÁ, Jana DOBROVSKÁ, Bedřich SMETANA, Monika ŽALUDOVÁ, Vlastimil VODÁREK, Kateřina KONEČNÁ, Differential Thermal Analysis and Phase Analysis of Nickel Based Superalloy IN 738LC, 2010, Roznov pod Radhostem, Czech Republic, EU
- [13] X. B. Hu, X. Z. Qin, J. S. Hou, L. Z. Zhou and X. L. Ma, Microstructural characterization of the $M_{23}C_6$ carbide in a long-term aged Ni-based superalloy, Philosophical Magazine Letters (2017), DOI: 10.1080/09500839.2016.1273554.
- [14] L.Z. He, Q. Zheng, X.F. Sun, G.C. Hou, H.R. Guan, Z.Q. Hu, M23C6 precipitation behavior in a Ni-base superalloy M963, J. Mater. Sci. 40 (2005) 2959.
- [15] X.Z. Qin, J.T. Guo, C. Yuan, C.L. Chen, J.S. Hou, H.Q. Ye, Decomposition of primary MC carbide and its effects on the fracture behaviors of a cast Ni-base superalloy, Materials Science and Engineering A 485 (2008) 74–79.