

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

مطالعه رفتار خستگی کم چرخه در سوپر آلیاژ پایه نیکل ریخته شده به روش انجماد جهت‌دار در دمای اتاق و دمای بالا

مقاله پژوهشی

علی محمد فاضلی تهرانی^۱، حسن فرهنگي^{۲*}

۱- دانشجوی دکتری دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، تهران، ایران.

۲- دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، تهران، ایران.

* hfarhangi@ut.ac.ir

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۱۴۰۲/۰۸/۰۶	از سوپر آلیاژهای پایه نیکل به دلیل خواص مکانیکی قابل قبول در دمای بالا در پره توربین‌های گازی و نیز موتورهای هوایی استفاده می‌شود. این قطعات داغ
پذیرش: ۱۴۰۳/۰۶/۱۴	حین سرویس، تحت مکانیزم‌های تخریبی نظیر خستگی، اکسیداسیون و خزش قرار دارند. یکی از روش‌های بهبود عملکرد و افزایش عمر این قطعات، کاهش مرز دانه‌ها در ریز ساختار سوپر آلیاژ حین فرآیند ریخته‌گری است. در این پژوهش به بررسی رفتار خستگی کم چرخه یک سوپر آلیاژ پایه نیکل با ریزساختار انجماد جهت‌دار در دمای اتاق و دمای بالا پرداخته شد. نمونه ریخته شده دارای ریزساختاری با جهت مرجع کریستالوگرافی [100] بودند. به منظور دستیابی به ساختار بهینه در سوپر آلیاژ، سه مرحله عملیات حرارتی روی نمونه‌ها انجام شد. آزمون‌های خستگی به روش کرنش کنترل‌ی و نسبت بار صفر و با فرکانس ۰/۳Hz هم در دمای ۸۰۰°C و هم دمای اتاق انجام شد. از میکرو سکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی برای مطالعه ریز ساختار و سطح شکست نمونه‌ها استفاده شد. پس از انجام آزمون‌های خستگی، نمودارهای کافین-مانسون به منظور بررسی رابطه میان کرنش اعمالی و عمر نمونه‌ها رسم گردید. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش دما منحنی کافین-مانسون به پایین دستگاه مختصات انتقال و شیب و عرض از مبدأ منحنی با افزایش دما کاهش می‌یابد. بررسی منحنی‌های هیستریزس هم نشان می‌دهد که با افزایش دما تنش بیشینه اعمالی به نمونه کاهش یافته و حلقه هیستریزس بازتر می‌شود که نشان از نرم شدن ماده حین بارگذاری سیکیلی است. مطالعه سطح شکست نمونه‌ها نشان داد که جوانه‌زنی ترک‌های خستگی از سطح نمونه آغاز می‌شود. مشاهده شد که جوانه‌زنی ترک از یک ذره کاربیدی در سطح آغاز شد. در نرخ کرنش پایین، خطوط ساحلی در ناحیه خستگی سطح شکست مشاهده شد. با توجه به اینکه ناحیه خستگی در صد کمی از سطح شکست را تشکیل می‌دهد، مرحله رشد ترک، کنترل کننده شکست خستگی است. مشاهده شد که در دمای اتاق رشد ترک خستگی به صورت درون‌دانه‌ای و در دمای بالا به صورت مرز دانه‌ای روی می‌دهد. شکست نهایی در نمونه‌ها با شکست دندربتی رخ می‌دهد.

Investigation on Fatigue Behavior of a Nickel Based Superalloy at Room and Elevated Temperature

Alimohammad Fazeli Tehrani¹, Hassan Farhangi^{2*}

1- PhD Student, Department of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Iran.

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

* hfarhangi@ut.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi: 10.71753/ma.2024.1089957

Keywords:

Superalloy

Directionally Solidified

Fatigue

Grain Boundary

Temperature

Crack Nucleation.

Abstract

Nickel based superalloys are used to manufacture turbine blades because of their excellent mechanical properties at high temperatures. These blades are subjected to temperature fluctuations, oxidation, centrifugal and vibrational forces during service. As a result, mechanisms such as oxidation creep, fatigue facilitate damages and decrease the life of the component. Several researches have shown that decreasing the number of grain boundaries would increase the creep resistance of the blade at high temperatures. This was the beginning point of development of directionally solidified and single crystal microstructures for superalloys. In this research, the behavior of a directionally solidified Nickel based superalloy under cyclic mechanical loads was investigated. Isothermal fatigue tests were carried out at room and elevated temperatures in strain controlled condition. Coffin-Manson equation was plotted to study the relationship between the number of cycle to failure and applied plastic strain. Hysteresis loops of stress vs. strain were plotted to see the hardening and softening behavior of the superalloy under cyclic loading. Scanning electron microscopy was used to study patterns of crack nucleation and growth on the fracture surface of different samples. It was observed that at high temperature the hardening coefficient decreased in comparison with the coefficient at room temperature. Hysteresis at half-life showed microstructural softening, it was also found out the nucleation of the cracks occurred at oxide particles and small surface defects at both temperatures and the cracks grew transgranularly at room temperature while grain boundary cracking is observed at high temperature.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Alimohammad Fazeli Tehrani, Hassan Farhangi, Investigation on Fatigue Behavior of a Nickel Based Superalloy at Room and Elevated Temperature, New Process in Material Engineering, 2024, 18(3), 29-44.

۱- مقدمه

امروزه آلیاژهای نیکل در حالت‌های تک فاز، رسوب سخت شده، استحکام یافته با رسوبات اکسیدی و کامپوزیت‌ها در مصارف صنعتی مختلف مورد استفاده قرار می‌گیرند. سوپر آلیاژهای پایه نیکل با ریزساختارهای مختلف از پیشرفته‌ترین ترکیباتی هستند که در قطعات دمای بالا به کار می‌روند. به همین دلیل استفاده از سوپر آلیاژهای پایه نیکل در پره‌های توربین گاز و موتورهای هوایی متداول است [۱-۳].

برای افزایش بازده توربین، لازم است تا دمای کاری آن افزایش یابد. معمولاً به دو روش سعی می‌شود تا دمای کاری توربین افزایش یابد. یکی از طریق توسعه مواد مقاوم درجه حرارت‌های بالا و روش دیگر تغییر و اصلاح در طراحی اجزا. نیاز به موادی با عمر سرویس بالاتر، باعث شده تا خواص دیگری از جمله مقاومت به خستگی مکانیکی و حرارتی، ضریب انبساط حرارتی پایین و مدول الاستیسیته بالا مورد توجه قرار گیرند. تردیدی نیست که ترکیب شیمیایی و ریزساختار تعیین‌کننده خواص مکانیکی و فیزیکی هر آلیاژ است. بحرانی‌ترین قسمت در توربین‌ها، پره‌های توربین خصوصاً در ردیف‌های اول بوده که دارای حادترین شرایط کاری (بیشترین دما، بالاترین تنش، مشکل‌ترین شرایط خوردگی به علت تماس با محصولات احتراق در دمای بالا) می‌باشند و در واقع بخش زیادی از مشکلات کاری توربین به این پره‌ها بازمی‌گردد [۴].

به‌طور معمول، شکست در دماهای پایین معمولاً به‌صورت دروندانه‌ای (مرزدانه قوی‌تر از دانه) و در دماهای بالا شکست به‌صورت مرزدانه‌ای (مرزدانه ضعیف‌تر از دانه) رخ می‌دهد. این نیز شناخته شده بود که در دماهای بالا، شکست دانه‌ای منتج از رسوبات نامطلوب در مرزدانه‌ها است و با وجود بیش از حد رسوبات، در صورت اعمال نیرو تشکیل حفرات در مرزدانه‌ها آغاز می‌شود. این‌طور استنباط شده است که با حذف و یا کاهش مرزدانه‌ها می‌توان خواص مختلف مواد را افزایش داد. از آن زمان تاکنون فرآیند انجماد جهت‌دار^۱ به تدریج توسعه یافته، به‌طوری‌که امروزه به میزان

گسترده‌ای برای تولید پره‌های توربین‌های هوایی و توربین‌های زمینی به کار گرفته می‌شود. در شرایط ریخته‌گری، انجماد جهت‌دار قادر به تولید پره‌های توربین گازی با بلورهای ستونی است.

روش انجماد جهت‌دار دارای مزایایی از جمله ریزساختار انیزوتروپ مرجح و کاهش ریز حفرات است. با توجه به جهت رشد مرجح در طول انجماد و رشد دندریت‌ها موادی با مدول الاستیسیته ۴۰ درصد پایین‌تر از ریزساختار هم‌محور به دست می‌آید. این امر منجر به مقاومت بالاتر طی چرخه-های حرارتی با تفاضل گرمایی بالاتر می‌شود. از طرفی کاهش ریز حفرات نیز به علت تغذیه بهتر و وجود مذاب در جلو جبهه انجماد باعث عمر خستگی بالاتر می‌گردد.

پژوهش‌های متعددی در زمینه بررسی رفتار خستگی سوپر آلیاژهای پایه نیکل در دمای اتاق و دمای بالا انجام شده است. برای سوپر آلیاژ GTD-111 آزمون خستگی در دمای اتاق و دمای بالا انجام شد. مشاهده شد که رشد ترک از رابطه پاریس پیروی می‌کند و با افزایش دما نرخ رشد ترک از یک مدل آرنیوسی پیروی می‌کند. یکی دیگر از نتایج این تحقیق آن است که رشد ترک در جهت مرجح رشد نسبت به جهت عمود بر آن کمتر است [۵-۶].

رفتار شکست خستگی سوپر آلیاژ پایه نیکل برای استفاده در پره توربین گاز، در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد بررسی گردید. آزمایش‌ها با نسبت‌های بار $R = -1$ و 0.1 انجام شد. برای مشخصه‌یابی ریزساختار و تحلیل حالت شکست از طریق مشاهده میکروسکوپی دو بعدی و پراش الکترون-پراکندگی استفاده شد. نتایج نشان داد که با کاهش سطح تنش، شکست خستگی بیشتر به‌صورت مرزدانه‌ای روی می‌دهد. در صورتی‌که در تنش‌های بالاتر شکست دروندانه‌ای و در اثر به هم پیوستن حفرات ریختگی روی می‌دهد. در شکست دروندانه‌ای مشاهده شده است که رشد ترک معمولاً در صفحاتی روی می‌دهد که فاکتور اشمید آنها حداکثر است [۷].

در پژوهشی دیگر، خستگی کم چرخه، در شرایط کرنش کنترلی در دمای اتاق برای سوپر آلیاژ K4169 ریخته شده با

ریزساختار ریزدانه انجام شد. نتایج نشان می‌دهد که عمر خستگی آلیاژ در مقایسه با سایر ریزساختارهای آلیاژهای ریخته‌گری K4169 بیش از دو برابر افزایش یافته است. ریز شدن دانه‌ها مانع جوانه‌زنی و رشد ترک می‌شود. هنگامی که دامنه کرنش در محدوده پلاستیک است ($\Delta\epsilon_T/2 \geq 0.5\%$)، مشاهده می‌شود که در حلقه هسیتریس سوپر آلیاژ ابتدا حالت پایداری و پس از نیمه عمر، نرم شدن تا شکست اتفاق می‌افتد. با مشاهده ساختار نابجایی، تنها چند نابجایی در چرخه‌های اولیه در مرزهای دانه حرکت کردند که منجر به پایداری چرخه‌ای کوتاه شد. پس از آن، نابجایی در باندهای لغزش فاز γ' ، این فاز را برش داند که منجر به نرم شدن در سیکل‌های بارگذاری می‌شود. زمانی که دامنه کرنش در محدوده الاستیک ($\Delta\epsilon_T/2 \leq 0.4\%$) بود، آلیاژ تغییر شکل الاستیک را نشان داد و تنش بیشینه ثابت نگه داشته شد. محل جوانه‌زنی ترک از کاربدهای MC، به نوارهای لغزش مداوم روی سطح با افزایش دامنه کرنش تغییر کرد [۸].

به توجه به ریزساختار و مکانیزم استحکام دهی سوپر آلیاژ، معمولاً فصل مشترک فازها، محل مرجع برای جوانه‌زنی ترک است. در یک پژوهش مشاهده شد که برای سوپر آلیاژ CMSX-4 ترک در فصل مشترک ذرات کاربیدی و زمینه γ کرنش ایجاد شده ناشی از اختلاف ضریب انبساطی و بارگذاری مکانیکی است که بسیار بزرگ بوده و باعث به وجود آمدن ترک‌های خستگی موضعی می‌شوند [۹].

به‌طور کلی گفته می‌شود که در سوپر آلیاژهای انجماد جهت‌دار و تک بلور ترک‌های خستگی در دمای بالا به دو دلیل جوانه می‌زنند. اول برهم کنش دوقلوبی‌های مکانیکی و باندهای لغزش با سطح نمونه و دوم ریز ترک‌های ناشی از فرآیند ساخت و ذرات اکسیدی که روی سطح نمونه وجود دارند. دوقلوبی‌های مکانیکی عمود بر سطح نمونه و در صفحات کریستالوگرافی (۱۱۱) باعث جوانه‌زنی ترک‌های خستگی می‌شود. هم‌زمان با افزایش کرنش اعمالی، مکانیزم تغییر شکل تغییر می‌کند. در این حالت رشد ترک‌های خستگی در مرحله رشد مرزدانه‌ای بسیار کوتاه بوده و بخش

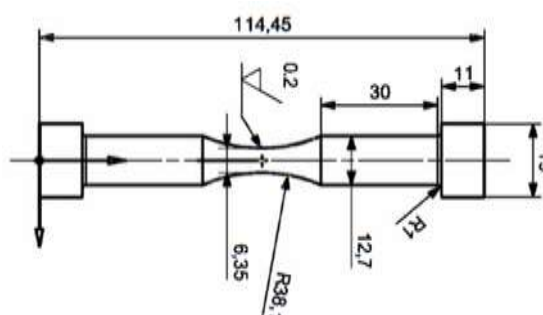
اصلی رشد این ترک‌ها از درون دانه‌ها صورت می‌گیرد [۶-۹] در همین راستا در یک تحقیق روی یک سوپر آلیاژ پایه کبالت تک بلور در دمای اتاق و نیز 900°C مشخص شد، با افزایش دما، حالت لغزش اصلی به تدریج از لغزش مسطح نابجایی انباشته در γ و γ' به لغزش موجی شکل نابجایی در γ تغییر می‌کند. تغییر مکانیسم تغییر شکل را نه تنها می‌توان به ناپدید شدن نقص‌های چیده شدن در γ ، بلکه همچنین کاهش تنش بحرانی برای انباشتن نابجایی‌ها به فاز برشی γ' نسبت داد که باعث تغییر چگالی و نوع نابجایی‌های انباشته می‌شود. در نتیجه، همگنی تغییر شکل در γ/γ' با افزایش دما کاهش یافت و کرنش بیشتر در γ موضعی شد [۹-۱۰].

در این مطالعه، رفتار خستگی کم چرخه یک سوپر آلیاژ پایه نیکل تک کریستالی نسل دوم در دمای اتاق، 700°C درجه سانتی‌گراد، 800°C درجه سانتی‌گراد، 900°C درجه سانتی‌گراد و 1000°C درجه سانتی‌گراد مورد بررسی قرار گرفت. نتایج تجربی تفاوت‌های قابل‌توجهی را در رفتار خستگی کم چرخه در دماهای مختلف نشان می‌دهد. حالت‌های شکست، ویژگی‌های شکل‌پذیری متمایزی را در دمای اتاق و دماهای بالا (900°C درجه سانتی‌گراد و 1000°C درجه سانتی‌گراد) نشان دادند، درحالی‌که در دمای متوسط (700°C درجه سانتی‌گراد و 800°C درجه سانتی‌گراد)، شکست نیمه ترد در امتداد سیستم لغزش هشت‌وجهی غالب شد [۱۰].

هدف از پژوهش حاضر بررسی اثر دما بر رفتار خستگی یک سوپر آلیاژ پایه نیکل با ریزساختار انجماد جهت‌دار است. در اکثر پژوهش‌های انجام شده تاکنون ریزساختار سوپر آلیاژ، تک بلور است. لذا اثر تعداد کم مرز دانه بر رفتار خستگی کم چرخه سوپر آلیاژ در دمای بالا و دمای اتاق پرداخته نشده است. از مدل کافین-مانسون برای کمی‌سازی اثر دما بر ارتباط میان بار مکانیکی اعمالی و عمر نمونه‌ها استفاده می‌شود و در نهایت با مطالعه سطح شکست نمونه‌ها، نحوه جوانه‌زنی و رشد ترک در دمای اتاق و دمای بالا بررسی می‌گردد.

۲- مواد و روش تحقیق

استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips XL30e مجهز به حسگر Pegasus EDS تهیه شد. نهایتاً اندازه‌گیری اندازه متوسط دانه‌ها مطابق با استاندارد ASTM-E112 و با محلول حکاکی Fe_3O_4 و HNO_3 انجام شد [۱۴]. در پیوست‌های این مقاله روند نما و جدول نام‌گذاری نمونه‌های این تحقیق ارائه شده است.



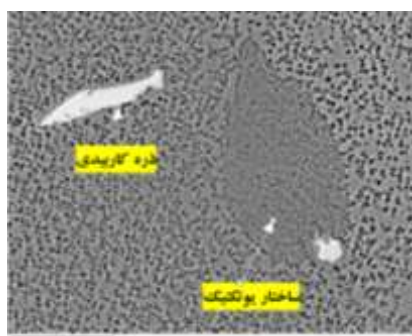
شکل (۱): نقشه نمونه خستگی دمای اتاق و دمای بالا

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار سوپر آلیاژ: ترکیب، سیکل عملیات

حرارتی و دانه‌بندی

مطابق شکل ۲ (الف)، ریزساختار سوپر آلیاژ بررسی شده در این پژوهش، از دو فاز γ و γ' تشکیل شده است. فاز کاربید به صورت فاز کشیده سفید رنگ در بالای تصویر مشاهده می‌شود. با توجه به آنالیز EDS تهیه شده از فاز کاربیدی (شکل ۲ (ب))، نوع این کاربید MC تشخیص داده شد. منطقه جزیره‌ای شکل وسط تصویر نشان‌دهنده ساختار یوتکتیکی است که حین انجماد تشکیل می‌شود [۲-۳].



(الف)

در این پژوهش، نمونه‌های استوانه‌ای شکل از سوپر آلیاژ پایه نیکل در دمای 1500°C و در شرایط خلأ ریخته‌گری شدند. نمونه‌های آزمون خستگی مطابق با استاندارد ASTM E606 از استوانه‌های مذکور ماشینکاری شدند. شکل (۱) نقشه این نمونه‌ها را نشان می‌دهد. پس از ماشین‌کاری، نمونه‌ها طی سه مرحله عملیات حرارتی شدند. این مراحل عبارت‌اند از: عملیات حرارتی همگن‌سازی و سپس محلول‌سازی در دمای 1100°C و نهایتاً عملیات حرارتی پیرسازی به مدت ۲۴ ساعت.

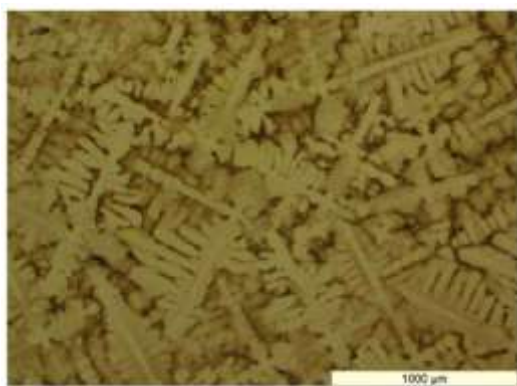
به منظور صحت سنجی مراحل عملیات حرارتی سختی سنجی به روش راکول C در دو جهت [۱۰۰] کریستالوگرافی و عمود بر آن انجام شد.

آزمون‌های خستگی در دمای بالا و دمای اتاق بر اساس استاندارد ASTM-E606 انجام شد [۱۱]. در شکل (۱) نقشه نمونه‌های خستگی نشان داده شده است. آزمون‌های خستگی در این پژوهش سه دامنه کرنش، به روش کرنش کنترلی و در دمای 25°C (دمای اتاق) و 800°C (دمای بالا) انجام شد. فرکانس بارگذاری 0.3Hz و نسبت بار (R) برابر صفر بود. دستگاه مورد استفاده در این پروژه مدل MTS-810 با سیستم کنترل آن Instron 8850 است. نرم‌افزار آن Wave Matrix V.2 ساخت شرکت Instron است. دستگاه مجهز به کوره دست‌ساز است که حداکثر دمای 850°C را تحمل می‌نماید. دما آزمون به صورت مداوم با سه ترموکوپل که در بالا، پایین و شکم کوره قرار داشتند اندازه‌گیری شد. حین تمامی آزمون‌ها اختلاف دمای هر سه بخش کوره با دمای آزمایش $\pm 8^\circ\text{C}$ نگه داشته شد.

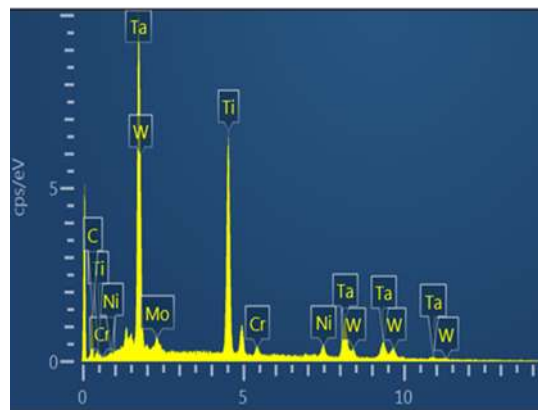
آزمون‌های کشش دمای بالا و دمای اتاق مطابق با استاندارد ASTM-E21 و ASTM-E8 و با نرخ کرنش 0.001 s^{-1} و کرنش سنج Instron 2632 با دستگاه MTS-810 انجام شد [۱۲-۱۳].

تصاویر ماکروسکوپی ریزساختار شامل دانه‌بندی و جهت‌گیری دندریت‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری Keyence VHX-6000 تهیه شد. تصویر ریزساختاری با

مولیدن می‌باشند و محدوده دمایی تشکیل رسوب‌های $M_{23}C_6$ حدود $650-1100^{\circ}C$ است. بسیار مهم است که طی فرآیند عملیات حرارتی، ذرات ریز $M_{23}C_6$ در مرزدهانه‌ها تشکیل شوند رسوب کاربرد در مرزدهانه‌ها یا درون دانه که از طریق جلوگیری از لغزش مرزدهانه و/یا جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها تأثیر مثبتی بر استحکام دما بالا می‌گذارد ولی هم‌زمان می‌تواند شروع ترک و رشد آن را تسهیل کند. از این رو نقش کاربرد در سوپر آلیاژهای پایه نیکل عمدتاً وابسته به هندسه و توزیع آن‌ها می‌باشد. مرسوم‌ترین روش برای بهینه کردن خواص اغلب سوپر آلیاژهای نیکل، توزیع فازهای منظم γ' در زمینه γ به کمک عملیات حرارتی رسوب سختی است [۴-۵]. در مرحله همگن‌سازی فاز درشت γ' حل می‌شود و جدایش عناصر آلیاژی پدیدار شده حین انجماد حذف می‌شود که خود ممکن است عوارضی مانند ذوب موضعی یوتکتیک و کاهش میزان فاز γ' اولیه شود. لذا عملیات انحلال جزئی پس از عملیات همگن‌سازی استفاده می‌شود و عملیات پیرسازی به منظور تسهیل جوانه‌زنی و رسوب ذرات γ' ثانویه اعمال می‌گردد که می‌تواند واکنش کاربیده‌ها و تشکیل کاربیده‌های $M_{23}C_6$ و/یا M_6C را سبب شود [۴-۵].



(الف)



(ب)

شکل (۲): (الف) ریزساختار سوپر آلیاژ پایه نیکل شامل فازهای γ و γ' ، ترکیب دوفازی یوتکتیک در وسط تصویر قابل مشاهده است. همچنین فاز کاربیدی (سفید رنگ) کشیده در بالا سمت چپ قابل مشاهده است و (ب) آنالیز EDS فاز کاربرد. با توجه آنالیز به دست آمده نوع کاربرد MC استنباط می‌شود.

ترکیب اسمی آلیاژ مطابق جدول (۱) است:

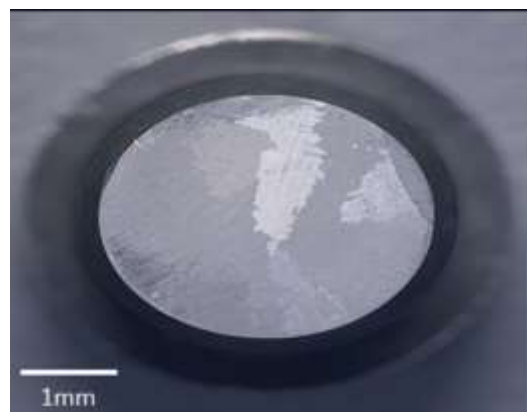
جدول (۱): ترکیب اسمی سوپر آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش.

عنصر آلیاژی	درصد وزنی
نیکل	باقیمانده
آلومینیوم	۳
تیتانیوم	۴/۸
کبالت	۹/۵
کروم	۱۴
تنگستن	۳/۸
تانتالیم	۳
مولیدن	۱/۵۵
کربن	۰/۱

شکل ۳ (الف) ریزساختار میکروسکوپ نوری سوپر آلیاژ نشان می‌دهد، ساختار دندریتی نشان داده شده عمود بر جهت انجماد مرجح است. در شکل ۳ (ب) هم تصویر حکاکی شده ماکرو قبل از انجام آزمون‌های خستگی نشان داده شده است. تعداد کم دانه‌ها در ساختارهای انجماد جهت‌دار باعث خواهد شد که شکست نهایی در آزمون خستگی چنین نمونه‌هایی بیشتر شکست‌های دندریتی و به هم پیوستن حفرات باشد؛ اما کماکان ممکن است در صورت وجود مرز دانه در سنجه نمونه، ترک‌های مرزدهانه‌ای هم در سطح شکست نمونه مشاهده شود [۳-۵]. در سوپر آلیاژ مورد بررسی، کاربیده‌های MC غنی از عناصر تیتانیوم، تنگستن و تانتالوم است و کاربیده‌های $M_{23}C_6$ غنی از عناصر کروم و

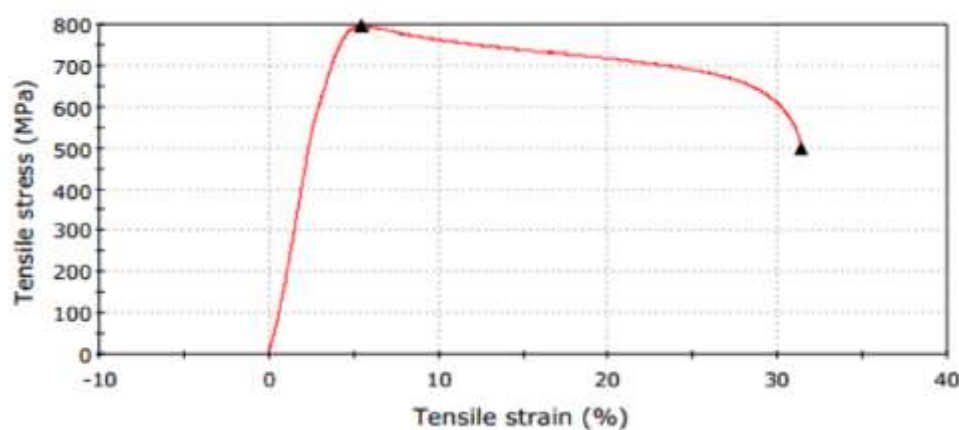
۲-۳- بررسی خواص سختی و کششی سوپر آلیاژ

در شکل (۴)، منحنی تنش برحسب کرنش آزمون کشش در دمای اتاق و دمای بالا رسم شده است. نتایج به دست آمده از این آزمون‌ها در جدول (۲) نشان داده شده است. مشاهده می شود که با افزایش دما تغییر طول نمونه تا شکست نهایی حدود ۲۰٪ افزایش یافته است. همچنین مشاهده می شود که تنش بیشینه حدود ۵۰٪ کاهش یافته است. با افزایش دما به دلیل تسهیل نفوذ، شکل پذیری سوپر آلیاژ افزایش یافته و به همین دلیل می توان نتیجه گرفت که با افزایش دما رشد ترک خستگی تسهیل می شود و تعداد سیکل های بارگذاری تا شکست نسبت به دمای اتاق کاهش می یابد.

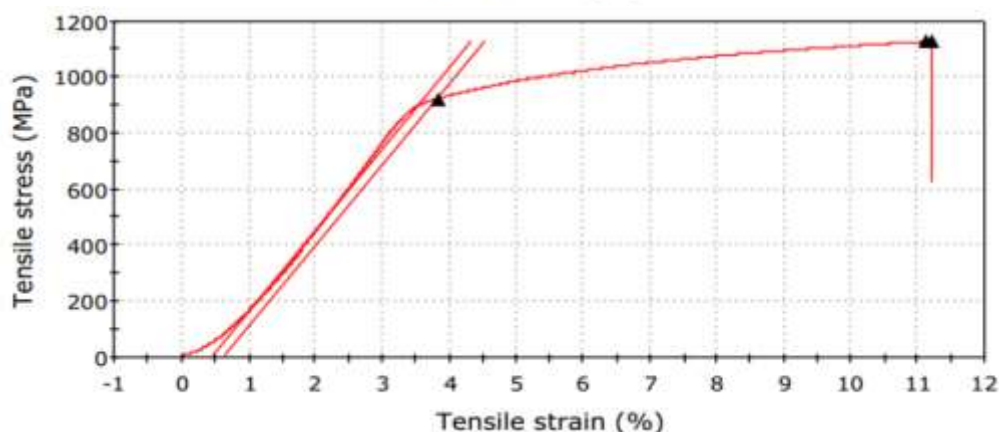


(ب)

شکل (۳): تصاویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ پایه نیکل با ریزساختار انجماد جهت دار: الف) ساختار دندریتی و ب) تصویر حکاکی شده ماکرو برای نمونه های خستگی قبل از انجام آزمون.



(الف)



(ب)

شکل (۴): نمودار کشش و کرنش آزمون کشش در دمای الف) ۸۰۰ °C و ب) دمای اتاق.

میزان کاهش سطح مقطع	۶	۴۱
---------------------	---	----

در جدول (۳) نتایج آزمون سختی آورده شده است. با توجه به اینکه ساختار دارای جهت مرجح [۱۰۰] است. آزمون سختی سنجی در جهت مرجح و عمود بر آن انجام شد.

جدول ۲: نتایج به دست آمده از آزمون کشش در دمای بالا و دمای اتاق.

دما	(RT) ۲۵°C	(HT) ۸۰۰°C
طول سنج	۴	۵/۰۳
قطر سنج	۲۰	۲۵
تنش بیشینه	۱۱۲۲/۵	۷۹۵/۰۶
تنش تسلیم در کرنش ۰/۲٪	۹۱۹/۵	۶۰۰
میزان تغییر طول تا شکست نهایی	۱۳/۴	۳۲

مشاهده می شود که سختی پس از انجام سیکل کامل عملیات حرارتی در جهت مرجح [۱۰۰]، کمتر از جهت عمود بر آن است.

جدول (۳): میانگین سختی اندازه گیری شده پس از مراحل عملیات حرارتی در جهت مرجح و عمود بر آن.

ریز ساختار	جهت کریستالوگرافی اندازه گیری	سختی (HRC)
ریختگی		
محلول سازی	مرجح [۱۰۰]	۳۹/۳
شده	مرجح [۱۰۰]	۳۶/۷
پیر شده	مرجح [۱۰۰]	۳۶/۶
ریختگی	عمود بر جهت مرجح [۱۰۰]	۳۷/۲
محلول سازی	عمود بر جهت مرجح [۱۰۰]	۳۶/۳
شده	عمود بر جهت مرجح [۱۰۰]	۳۷/۳
پیر شده		

۳-۳- رفتار خستگی سوپر آلیاژ در دمای بالا و دمای اتاق

عمر خستگی به دو قسمت جوانه زنی و رشد و گسترش ترک تقسیم می شود که هر کدام قوانین سینتیکی خاص خود را دارند. شکست خستگی به وسیله تغییر فرم غیر الاستیک^۲ وابسته به زمان ایجاد می شود. اگرچه سوپر آلیاژها در دماهای بالا استفاده می شوند و تخریب، معمولاً ترکیبی از اثرات خستگی، خزش و اکسیداسیون است، در نظر گرفتن مدل مانسون-کافین به عنوان معیار و پایه مقایسه اثر دما، بسیار مفید و مناسب است. رابطه کافین-مانسون^۳ (معادله ۱) رابطه بین تعداد سیکل بارگذاری تا شکست و کرنش پلاستیک اعمالی را نشان می دهد.

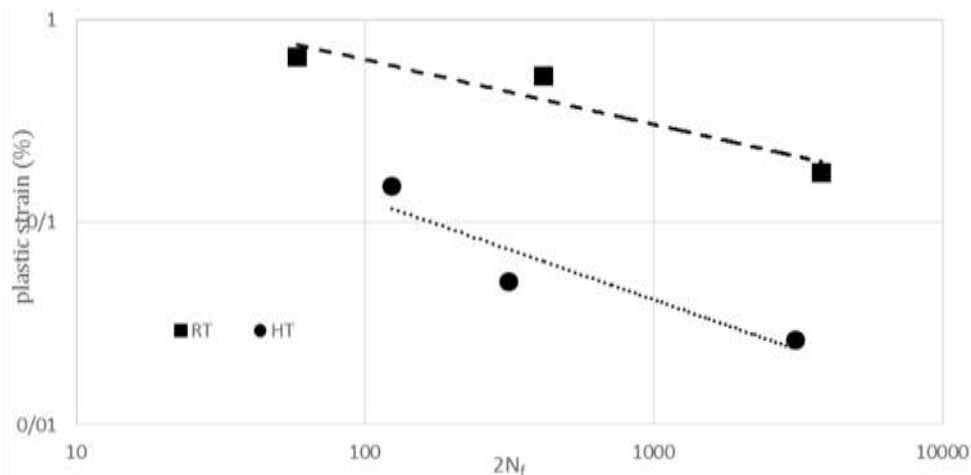
$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \epsilon'_f (2N_f)^n \quad (1)$$

که در این رابطه N_f ، تعداد سیکل ها تا شکست و a و n ثابت است. ثابت اولیه در مواد مختلف بسیار متفاوت است و معمولاً با افزایش انعطاف پذیری افزایش می یابد. در جدول (۴) ثوابت مربوط به رابطه کافین-مانسون سوپر آلیاژ استفاده شده در این پژوهش آورده شده است. در شکل (۵)، مشاهده می شود که با افزایش دما، منحنی کافین-مانسون، به پایین دستگاه مختصات منتقل می شود. هم زمان شیب و عرض از مبدأ آن نیز کاهش می یابد؛ به عبارت دیگر افزایش دما باعث تسهیل نفوذ اتم ها و افزایش حرکت نابجایی ها و در نتیجه کاهش مقاومت به خستگی می شود. در دمای اتاق، لغزش نابجایی ها محدود به صفحات کریستالوگرافی (۱۱۱) به عنوان صفحات فشرده است. در سوپر آلیاژهایی نظیر In792 و In738 پیشنهاد شده است که باندهای نابجایی با اعمال تنش های مکانیکی در صفحات فشرده (۱۱۱) حرکت کرده و از ذرات γ' و زمینه γ می گذرند. با افزایش زمان بارگذاری، دانسته نابجایی ها افزایش یافته و فاصله های میان آنها کم می شود. در نتیجه دیوارهای نابجایی و ساختارهای سلولی به وجود می آید. در همین راستا لئون گازارس و همکاران^۴ پیشنهاد دادند که تغییر شکل پلاستیک در دمای اتاق بیشتر موضعی است [۱۳-۱۵].

جدول (۴): ثوابت کافین-مانسون آزمون خستگی در دمای

بالا و دمای اتاق

دما	ثابت تغییر شکل خستگی	توان کار سختی (n)
۲۵°C	۲/۷۶۱۶	-۰/۳۱۹
۸۰۰°C	۱/۲۷۶۳	-۰/۴۹۶

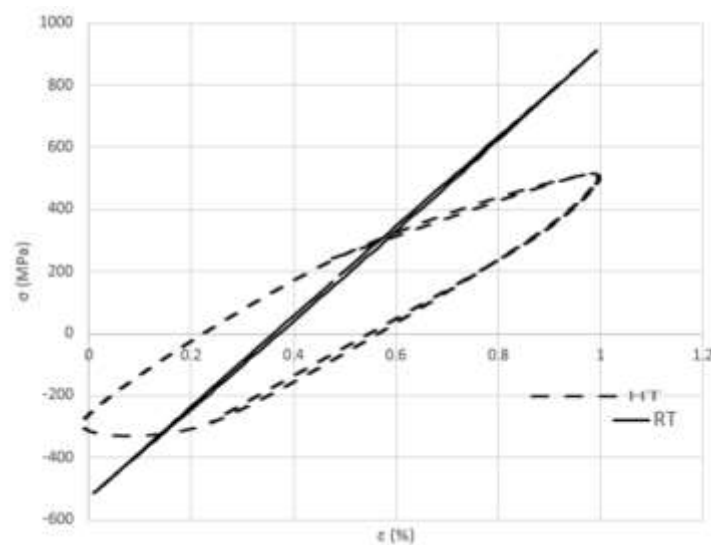


شکل (۵): نمودار کافین مانسون آزمون خستگی کم چرخه سوپر آلیاژ در دمای اتاق و 800°C .

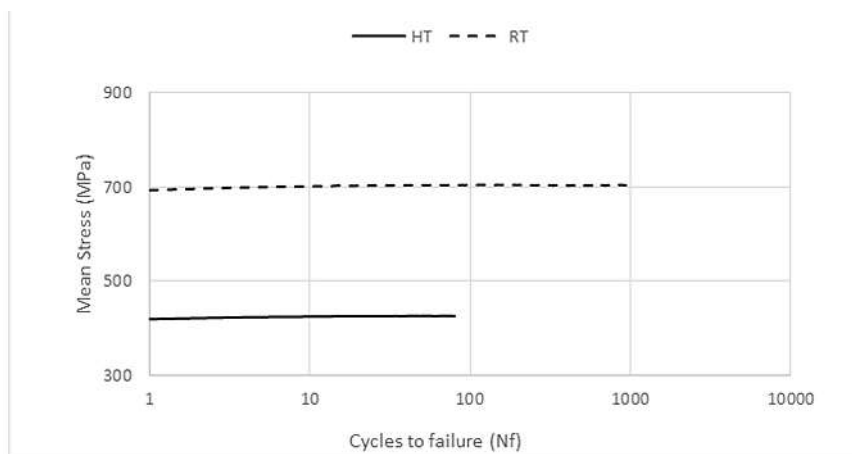
این منحنی نشان می‌دهد که دمای اتاق سخت شدن جزئی روی می‌دهد اما در دمای بالا نرم شدن جزئی در انتهای آزمون روی می‌دهد. سخت شدن حین آزمون خستگی، معمولاً هنگامی روی می‌دهد که میزان کرنش اعمالی به نمونه زیاد باشد. برخی مراجع آورده شده که دلیل اصلی سخت شدن در کرنش‌های پایین، تجمع ناهمگن نابجایی‌ها در فصل مشترک γ/γ' است. در تنش‌های بالا، سخت شدن نمونه ناشی از تشکیل قفل‌های لامر-کاترل است. هم‌زمان نرم شدن در دمای بالا وابسته به تسهیل برش ذرات γ' توسط ابر نابجایی‌هاست. این عامل در نهایت تعیین‌کننده عمر خستگی کم چرخه خواهد بود [۱۶ و ۲۱].

به‌طور کلی رفتار خستگی کم چرخه سوپر آلیاژها به این صورت است که ابتدا ساختار سخت می‌شود و پس از رسیدن به اشباع، به تدریج نرم می‌شود. سخت شدن ساختار، بیشتر به دلیل افزایش دانسیته نابجایی‌ها در صفحات لغزش است و دلیل نرم شدن، برش فاز γ' است [۱۴-۱۳].

شکل (۶)، منحنی‌های هیستریزس نیمه عمر آزمون خستگی با دامنه کرنش ۱٪ در دمای اتاق و 800°C را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که در دمای بالا، منحنی هیستریزس باز شده و هم‌زمان تنش بیشینه اعمالی به نمونه کاهش و تنش کمینه افزایش می‌یابد. نرم شدن نمونه در آن اتفاق می‌افتد. در شکل (۷)، نمودار تنش متوسط حین سیکل‌های بارگذاری در دمای اتاق و دمای بالا و با دامنه کرنش ۱٪ نشان داده شده است.



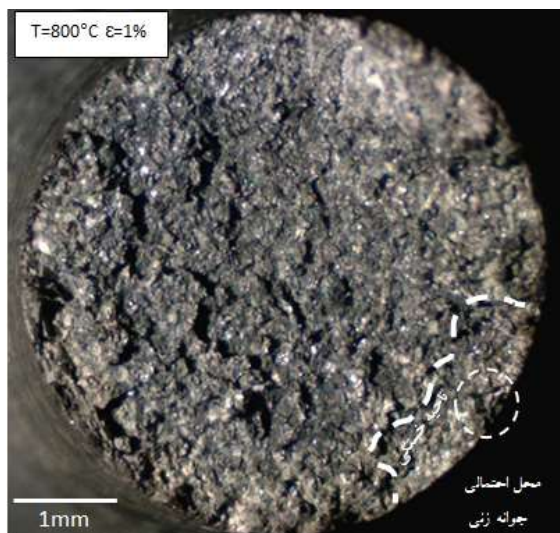
شکل (۶): منحنی‌های هیستریزس در نیمه عمر آزمون خستگی در دمای اتاق (RT) و 800°C (HT) با دامنه کرنش ۱٪.



شکل (۷): منحنی تغییرات تنش متوسط برحسب تعداد سیکل بارگذاری در دمای بالا و پایین.

ترک خستگی در مرحله شکست نهایی با شکست دندریت‌ها همراه بوده و به هر دو صورت درون دانه رخ می‌دهد. همچنین ترک‌های ریز مرزدانه‌ای هم در سطح شکست قابل مشاهده هستند.

در شکل (۱۰)، یک ترک مرزدانه‌ای در دمای بالا را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که رشد این ترک مرزدانه‌ای با شکست دندریتی همراه است.



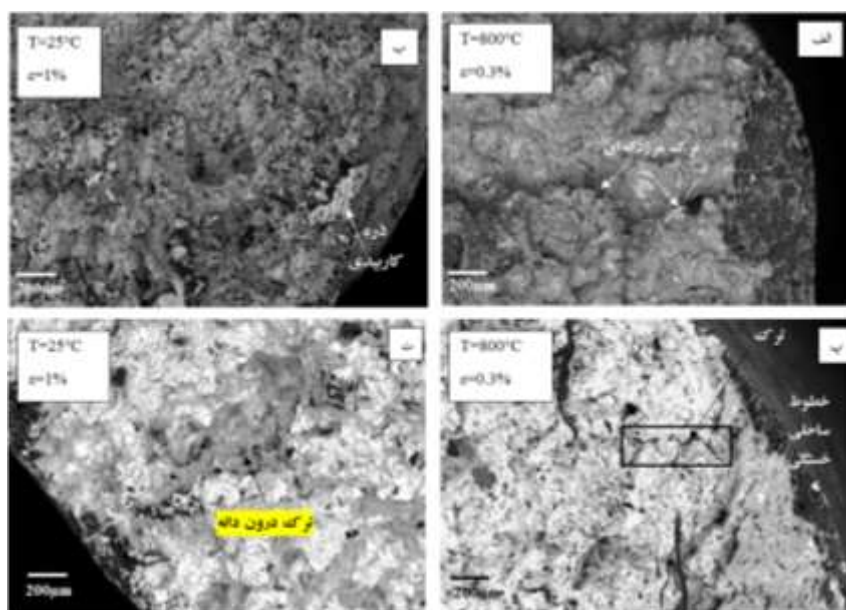
شکل (۸): تصویر ماکروسکوپی از سطح شکست نمونه آزمون خستگی

دمای بالا با دامنه کرنش ۱٪ (نمونه H1) مشاهده می‌شود که ناحیه خستگی حدود ۱۰-۱۵٪ از سطح شکست را تشکیل می‌دهد. می‌توان نتیجه گرفت که مرحله رشد ترک کنترل‌کننده شکست خستگی است.

همان‌طور که در شکل (۵) نشان داده شده است، در یک نرخ کرنش معین، به دلیل افزایش نفوذ و شکل‌پذیری در 800°C ، عمر خستگی نسبت به دمای اتاق کوتاه‌تر است. با توجه به شکل (۸) مشاهده می‌شود که منطقه خستگی حدود ۱۰-۱۵٪ از سطح شکست را تشکیل می‌دهد، بنابراین می‌توان گفت که مرحله رشد ترک، کنترل‌کننده شکست نمونه است [۱۶-۱۷].

در شکل (۹)، سطوح شکست نمونه‌های مختلف نشان داده شده است. در شکل ۹ (الف)، شکست نمونه با کرنش حدود ۰.۳٪ و در دمای بالا نشان می‌دهد، مشاهده می‌شود شکست در اثر یک ترک مرزدانه‌ای صورت می‌گیرد. بازشدگی دهانه ترک در سیکل‌های پایانی آزمون سبب اکسیداسیون موضعی در سطح شکست شده است. در شکل ۹ (ب)، مشاهده می‌شود که یک ذره کاربیدی در سطح نمونه وجود دارد، با توجه به وجود تعداد زیادی از حفرات در اطراف این ذره، می‌توان گفت که این ذره احتمالاً یکی از محل‌های جوانه‌زنی ترک خستگی در نمونه است. همچنین مشاهده می‌شود که رشد ترک خستگی به صورت درون‌دانه‌ای در سطح ادامه یافته است.

در شکل ۹ (پ)، سطح شکست نمونه با کمترین میزان کرنش اعمالی در دمای بالا نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که به دلیل تنش اعمالی کم، خطوط ساحلی در ناحیه خستگی قابل مشاهده است. در شکل ۹ (ت)، مشاهده می‌شود که رشد



شکل (۹): الف) شکست در اثر یک ترک مرزدانه‌ای بازشدگی دهانه ترک در سیکل‌های پایانی آزمون سبب اکسیداسیون موضعی در سطح شکست شده است. (نمونه H3)، ب) مشاهده می‌شود که یک ذره کاربیدی در سطح نمونه وجود دارد، با توجه به وجود تعداد زیادی از حفرات در اطراف این ذره، می‌توان گفت که این ذره احتمالاً یکی از محل‌های جوانه‌زنی ترک خستگی در نمونه است. همچنین مشاهده می‌شود که رشد ترک خستگی به صورت درون‌دانه‌ای در سطح ادامه یافته است (نمونه R1)، پ) به دلیل تنش اعمالی کم، خطوط ساحلی در ناحیه خستگی قابل مشاهده است. تصویر تا حدی اصلاح شده (نمونه H3) و ت) رشد ترک خستگی در مرحله شکست نهایی با شکست دندریت‌ها همراه بوده و به صورت درون دانه رخ می‌دهد. تصویر تا حدی اصلاح شده (نمونه R1).

۳-۴- بحث

در مراجع آمده است که برای سوپر آلیاژهای پایه نیکل با ریزساختار انجماد جهت‌دار تنش بحرانی برای برش ذرات γ' در دمای بالا حدود ۴۵۰-۶۰۰ MPa است؛ بنابراین سطوح مختلف تنشی انتخاب می‌شوند تا اثر فاز γ' بر مقاومت به خستگی در دمای بالا، مشاهده گردد. در تنش‌های کمتر از تنش بحرانی، نابجایی‌ها پشت ذرات γ' تجمع می‌کنند و سپس آنها را دور می‌زنند؛ اما در تنش‌های بیشتر از تنش بحرانی نابجایی‌ها ذرات γ' را می‌برند. طبق آنچه از مطالعه شبکه نابجایی‌ها در سوپر آلیاژ مورد مطالعه با ساختار انجماد جهت‌دار به دست آمده است، در دمای بالا و تنش‌های زیاد، مکانیزم سخت‌شوندگی سوپر آلیاژ ناشی از مرزهای آنتی فاز و نقص چیده شدن است ولی در تنش کم مکانیزم سخت‌شوندگی ناشی از حلقه‌های اوراوان^۵ است. هم‌زمان در فصل مشترک $\gamma - \gamma'$ صعود نابجایی‌ها مشاهده شده است. افزایش جزئی چگالی و برخورد نابجایی‌ها با یکدیگر در اثر افزایش میزان کرنش اعمالی باعث ایجاد قفل‌های لامرکاترلو

تشکیل جاگ در نابجایی‌های پیچی می‌شود. در نهایت افزایش قفل‌های لامرکاترلو^۶ سبب تشکیل نابجایی‌های غیر متحرک می‌شود. در نتیجه به منظور حفظ نرخ کرنش اعمالی، نیاز است تا تنش سیلان جهت رهایی نابجایی‌ها از موانع موجود یا تولید نابجایی‌های جدید، افزایش یابد. این امر منجر به افزایش چگالی نابجایی‌های متحرک در دمای بالا شده و با کاهش انطباق میان ذرات γ' با زمینه γ ، برش و لغزش و بازیابی نابجایی‌های داخل زمینه γ ذرات که مانع از حرکت نابجایی‌ها و افزایش صعود می‌شود استحکام دمایی سوپر آلیاژهای پایه نیکل هستند [۲۱-۱۸].

سخت بودن لغزش و بازیابی نابجایی‌های داخل ذرات γ' باعث افزایش استحکام دمای بالا در سوپر آلیاژهای می‌شود. بازیابی یا تشکیل شبکه نابجایی‌ها در اثر صعود مبتنی بر نفوذ نابجایی‌ها روی می‌دهد. در همین راستا مدل‌های مختلفی بر اساس لغزش نابجایی‌ها هم‌زمان با برهم‌کنش نابجایی‌ها، تعریف می‌شوند. این در حالی است که نرخ خزش در دمای آزمایش با بازیابی نابجایی‌ها در ذرات γ' و فصل مشترک

و به طور مشترک بر عمر خستگی (و خزش) تأثیر می گذارد. زمانی که پویایی آنها تعادل حاصل می شود، چرخه اشباع عمر تشکیل می شود؛ اما با افزایش زمان، حلقه های اوروان غالب است. در این حالت، تنش عبور ذرات γ' از رابطه (۳) به دست می آید:

$$\tau = Gb/r \quad (3)$$

که در این رابطه G ، مدل برشی، b بردار برگرز و r فاصله دو ذره γ' است. با افزایش زمان آزمون، درشت و قایقی شکل شدن فاز γ' و همچنین فاصله ذرات γ' از هم افزایش می یابد. از این رو، تنش برشی بحرانی اوروان کاهش می یابد؛ بنابراین، زمان بیشتری لازم است تا نابجایی ها ذرات γ' با اندازه بزرگ تر را ببرند [۲۷-۲۳].

وانگ و همکاران^۸ و ژو و همکاران^۹ در مطالعات خود نابجایی های زیگزاگ را مشاهده کردند که با جهت گیری مجدد ۹۰ درجه ای نشان دهنده وقوع لغزش متقاطع است. همچنین این نابجایی از فصل مشترک γ/γ' می تواند عبور کند. این نوع تغییر ساختار نابجایی ها، ناشی از لغزش متقاطع نابجایی های پیچی از صفحه (۱۱۱) به (۱۱-۱) در زمینه γ است [۲۸-۳۰].

لغزش متقاطع منجر به تشکیل نابجایی های دوتایی با زاویه ۶۰ درجه، در فصل مشترک γ/γ' می شود. توزیع ناهمگن این نابجایی ها مانع از حرکت نابجایی های بعدی [۳۸] و منجر به سخت شدن چرخه ای می شود [۲۹].

با این حال، به دلیل چگالی کم نابجایی ها هنگام آزمون در دامنه کرنش متوسط، باعث سخت شدن جزئی می شود. هم زمان، حضور تنها چند نابجایی ها نشان دهنده تغییر شکل پلاستیکی جزئی است که در آن رخ می دهد.

در برخی پژوهش ها گفته شده که افزودن مرجع عناصر آلیاژی دیرگداز مانند مولیبدن، نئوم و روتنیوم در زمینه γ ، باعث کاهش انرژی نقص چیده شدن در آلیاژ می گردد [۳۹]. علاوه بر این، انرژی فعال سازی لغزش نابجایی ها در فصل مشترک γ/γ' در دامنه تنش ۱٪، افزایش می یابد.

γ/γ' کنترل می شود. در نتیجه رشد ترک به دلیل برهم خوردن تعادل بین نرخ کرنش سختی و بازیابی روی می دهد. در نتیجه رشد ترک دانسیته نابجایی های متحرک افزایش می یابد. در نتیجه با افزایش تنش از یک حد مشخص، شبکه نابجایی ایجاد شده درون ذرات γ' و فصل مشترک γ/γ' بر میزان کرنش سختی غلبه کرده و در نتیجه سرعت رشد ترک افزایش می یابد. در مراجع، در دمای در حدود 800°C ، عیوب نقص چیده شدن و نیز حلقه های نابجایی در کنار در ریزساختار مشاهده شده است. هم زمان نشانه هایی از برش ذرات γ' توسط شبکه نابجایی ها گزارش شده است. هم زمان مشاهده شده که در اثر خزش چرخش و پیچش مرزها نابجایی هایی که ذرات γ' را می برند به راحتی می توانند در صفحات فشرده صعود کنند؛ بنابراین، مکانیسم تغییر شکل و رشد ترک خستگی به عوامل مختلفی بستگی دارد، مانند اندازه ذرات γ' ، درصد حجمی فاز استحکام دهنده γ' ، دما و تنش برای یک آلیاژ تعریف شده با ریزساختار مشخص، دو پارامتر اخیر مهم هستند [۲۶-۲۲].

مورفولوژی سطح شکست و اثر ذرات γ' بر لغزش نابجایی ها با زمان آزمایش متناسب است. هنگامی که زمان آزمایش کم است، ساختار رسوب های γ' مکعبی است و عموماً برای برش این ذرات به یک ابرنابجایی نیاز است. این ابرنابجایی ها معمولاً در فصل مشترک γ/γ' و به صورت شبکه های نابجایی ها تشکیل می شوند.

حین تغییر شکل، صعود ابرنابجایی های پیچی $a/2[101]$ باعث افزایش نرخ کرنش غیر الاستیک (ϵ_{in}) می شود. مطابق با رابطه (۲) میزان کرنش غیرالاستیک نسبت مستقیم با چگالی نابجایی ها دارد:

$$\epsilon_{in} = \rho_m b v \quad (2)$$

که در این رابطه ρ_m ، b و v به ترتیب چگالی نابجایی ها بردار برگرز و سرعت حرکت نابجایی است. از سوی دیگر، تعداد کمی از شبکه های نابجایی هستند که اطراف ذرات شکل گرفته که از برش γ' جلوگیری می کند. مکانیسم تغییر شکل ابرنابجایی ها و شبکه های نابجایی با یکدیگر رقابت می کنند

$$a/2 [-101] \rightarrow a/6 [-1 - 12] + SF + a/6 [-211] \quad (7)$$

$$a/2 [0 - 1 - 1] \rightarrow a/6 [1 - 2 - 1] + SF + a/6 [-1 - 1 - 2]$$

در مرحله بعدی، مطابق معادله (۸) دو نابجایی جزئی شاکلی در فصل مشترک دو صفحه لغزش واکنش نشان می‌دهند که نابجایی پله‌ای $a/6 [110]$ تشکیل می‌شود.

(۸)

$$a/6 [-211] + a/6 [-1 - 2 - 1] \rightarrow a/3 [-1 - 10]$$

در همین حال، نقص‌های چیده شدن روی صفحه (۱۱۱) باقی ماندند. به ترتیب و تشکیل نقص‌های چیده شدن ویژگی زیگزاگی زمانی که صعود می‌کند، در یک صفحه دیگر (۱۱۱) به $a/6 [-1-12]$ و $a/6 [-211]$ تجزیه می‌شود. متعاقباً، $a/6 [-1-12]$ با نابجایی جزئی شاکلی $a/6 [-1-1-2]$ مطابق با معادله (۹) تبدیل به یک نابجایی پله‌ای می‌شود:

(۹)

$$a/6 [-1 - 12] + a/6 [-1 - 1 - 2] \rightarrow a/3 [-1 - 10]$$

این نابجایی در تقاطع صفحات لغزش (۱۱۱) و (۱۱۱) قرار دارد و قادر به حرکت آزادانه نیست علاوه بر این، به‌طور مؤثر نقص‌های چیده شدن را با آن محدود می‌کند [۳۰-۳۲]. همان‌طور که توضیح داده شد، مکانیسم قفل‌های لامر-کاترل همراه با اثر تقویتی رسوبات γ' می‌تواند به‌طور مؤثر مانع حرکت نابجایی شود و بنابراین به سخت شدن چرخه‌ای کمک کرد. علاوه بر این، فرآیند برش ابرنابجایی‌ها در γ' می‌تواند نرم شدن چرخه‌ای را تسهیل کند [۳۰-۳۲]. از این رو، تغییر شکل پلاستیک در طول این فرآیند به انباشته شدن ادامه داد. در نهایت بر عمر خستگی کم چرخه سوپر آلیاژ تجربی تأثیر می‌گذارد.

۴- نتیجه‌گیری

مشاهده شد که در دامنه کرنش ۱٪، لغزش نابجایی‌ها در فواصل ذرات γ' ، باعث کاهش انرژی نقص چیده شدن می‌شود [۲۷-۳۱].

در سیستم لغزش (011)[111] مشاهده شده است که در ابر نابجایی تشکیل شده و با برش γ' تغییر شکل پلاستیک قابل توجهی را ایجاد می‌کند. در همین حال، نرم شدن آلیاژ حین بارگذاری سیکلی نیز به حرکت برشی سوپر نابجایی نسبت داده شد. در این مورد، اثر تقویتی رسوبات γ' ضعیف شده و در نتیجه مقاومت تغییر شکل سوپر آلیاژ کاهش می‌یابد.

واکنش ابرنابجایی‌های برشی شده به‌وسیله ذرات γ' را توان با معادله (۴) توصیف کرد:

$$a/2 [011] \rightarrow a/3 [121] + a/6 [112] + SF \quad (4)$$

در معادله (۴)، نابجایی $a/2 [011]$ به دو نابجایی تبدیل می‌شود: نابجایی $a/3 [121]$ ذرات γ' را بریده و در نتیجه فوق شبکه حاوی نقص‌های چیده شدن ایجاد می‌شود. درحالی‌که نابجایی $a/6 [112]$ در زمینه γ و در فصل مشترک γ/γ' باقی می‌ماند.

نقص‌های چیده شدن توزیع شده در فاصله بین ذرات γ' را بر اساس ساختار آنها می‌توان به دو دسته "مستقیم" و "زیگزاگ" تقسیم کرد [۲۷، ۳۰ و ۳۲].

تشکیل نقص‌های چیده شدن با شکل "مستقیم" در زمینه γ بر اساس معادله (۵) صورت می‌پذیرد:

$$a/2 [101] \rightarrow a/6 [112] + SF + a/6 [121] \quad (5)$$

نقص‌های چیده شدن "زیگزاگ" به نام قفل‌های لامر-کاترل شناخته می‌شوند. نابجایی کامل با بردارهای برگرز $a/2 [101]$ و $a/2 [011]$ به ترتیب در صفحات لغزش (۱۱۱) و (۱۱۱) حرکت کردند. متعاقباً دو واکنش‌های تجزیه صورت گرفت که می‌توان آن را به شرح زیر توصیف کرد:

(۶)

۵. مطالعه منحنی‌های هیستریزس نشان داد که در نیمه عمر آزمون خستگی، با افزایش دما، سطح داخلی منحنی هیستریزس افزایش یافته ولی تنش بیشینه وارد شده به نمونه کاهش و تنش کمینه افزایش می‌یابد. کاهش تنش بیشینه در کرنش اعمالی ۱٪ در حدود ۵۰۰ MPa است.

۶. جوانه‌زنی ترک‌های خستگی هم در دمای بالا و هم در دمای اتاق از سطح نمونه‌ها آغاز می‌شود. ذرات کاربید، فازهای یوتکتیک، ناصافی‌های سطحی و... محل‌های مرجح برای جوانه‌زنی ترک‌های خستگی هستند.

۷. در دمای بالا و در تنش‌های بالا مکانیزم سخت‌شوندگی عیوب نقص چیده شدن و مرزهای آنتی فاز هستند و در تنش‌های پایین حلقه‌های اوراوان عامل استحکام سوپر آلیاژ هستند. رشد ترک هنگامی روی می‌دهد که تعادل میان مکانیزم‌های کرنش سختی و بازیابی برهم بخورد.

سپاسگزاری

نویسندگان از شرکت مهندسی و ساخت پره توربین مپنا (پرتو) به خاطر فراهم نمودن مواد اولیه و نیز همکاری در مشخصه یابی نمونه‌های این پژوهش قدردانی می‌نمایند. نویسندگان این مقاله بابت تأمین هزینه‌های این از معاونت پژوهش و فناوری گروه مپنا تأمین تشکر می‌نمایند.

۵- مراجع

[۱] س.ا. آذر مهر و ک. شیروانی، تأثیر پلاتین بر رفتار خوردگی داغ نوع II پوشش‌های سیلیسم-آلومیناید حاوی سیلیسم زیر حد بحرانی، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال ۱۳، شماره ۳، ۱۳۹۸.

[2] D. W. Yun, S. M. Seo, H. W. Jeong & Y. S. Yoo, "The cyclic oxidation behaviour of Ni-based superalloy GTD-111 with sulphur impurities at 1100°C", Corrosion Science, vol. 90, pp. 392-401, 2015.

[3] N. S. Cheruvu, K. S. Chan & G. R. Leverant, "Cyclic Oxidation Behavior of Aluminide, Platinum Modified Aluminide, and MCrAlY Coatings on GTD-111", Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, vol. 122, pp. 50-54, 2000.

[4] Physical Metallurgy (Fifth Edition), "Physical Metallurgy of the Nickel-Based Superalloy Author links open overlay panel R.C. Reed", C.M.F. Rae, pp. 2215-2290, 2014.

در این پژوهش، به بررسی رفتار خستگی دمای اتاق و دمای بالای سوپر آلیاژ پایه نیکل با ریزساختار انجماد جهت‌دار (DS) پرداخته شد. آزمون‌های خستگی هم در دمای اتاق و هم در دمای بالا به روش کرنش کنترلی انجام شد. به‌منظور بررسی رابطه میان کرنش اعمالی و عمر نمونه‌ها از رابطه کافین-مانسون استفاده شد. پس از مطالعه ریزساختار نمونه‌ها بعد از انجام آزمون‌های مکانیکی نتایج زیر حاصل شد:

۱. عملیات حرارتی استاندارد که برای بهینه‌سازی ریزساختار سوپر آلیاژ پایه نیکل مورد مطالعه به کار می‌رود، شامل سه مرحله است. در ابتدا همگن‌سازی ریزساختار صورت می‌گیرد و پس از همگن‌سازی مرحله محلول سازی که به مدت ۲ ساعت و در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و سپس پیرسازی در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت. بررسی سختی نمونه‌ها نشان می‌دهد که در نتیجه عملیات حرارتی محلول سازی، سختی کاهش ولی با انجام پیرسازی، به علت جوانه‌زنی و رشد فاز γ' ثانویه، سختی افزایش می‌شود. سختی نمونه‌ها پس از انجام سیکل کامل عملیات حرارتی، در جهت رشد مرجح کمتر از جهت عمود بر آن است. اختلاف سختی در جهت مرجح رشد و جهت عمود بر آن حدود ۲٪ است.

۲. مقایسه منحنی‌های کافین-مانسون آزمون خستگی نشان داد که با افزایش دما، شیب و عرض از مبدأ منحنی کاهش می‌یابد. کاهش شیب منحنی حدود ۳۵٪ است.

۳. با افزایش دما، شکل‌پذیری نمونه افزایش یافته و هم‌زمان کرنش الاستیک انبساطی نیز در نمونه ایجاد می‌شود. در نتیجه در کرنش کل یکسان، میزان کرنش پلاستیک اعمالی به نمونه، با افزایش دما کاهش می‌یابد.

۴. در یک کرنش پلاستیک ثابت، مشاهده می‌شود که عمر در دمای اتاق حدوداً ۱۵ برابر عمر در دمای بالاست. با توجه به اینکه مکانیزم کنترل‌کننده شکست، رشد ترک است می‌توان نتیجه گرفت نرخ رشد ترک در دمای بالا حدود ۵ برابر دمای اتاق است. هم‌زمان نرخ جوانه‌زنی در دمای بالا ۳ برابر نرخ جوانه‌زنی در دمای اتاق است.

- [17] J. Salvat Cantó, S. Winwood, K. Rhodes & S. Birosc, "A study of low cycle fatigue life and its correlation with microstructural parameters in IN713C nickel based superalloy", *Materials Science & Engineering*, vol. A 718, pp. 19–32, 2018.
- [18] R. K. Raia, J. K. Sahub, S. K. Dasb, N. Paulosec, D. C. Fernandoc & C. Srivastavad, "Cyclic plastic deformation behaviour of a directionally solidified nickel base superalloy at 850 °C: Damage micromechanisms", *Materials Characterization*, vol. 141, pp. 120–128, 2018.
- [19] S. Nategh & S. A. Sajjad, "Dislocation network formation during creep in Ni-base superalloy", *Materials Science and Engineering A*, vol. 339, pp. 103-108, 2003.
- [20] W. Blun, *Z. Metallk.* 68 (1977) 484.
- [21] J. H. Gittus, *Acta Met.* 22 (6) (1974) 789.
- [22] J. Friedel, *Dislocations*, Pergamon Press, Oxford, 1964, p. 211.
- [23] H. E. Evans, K.R. Williams, *Phil. Mag.* 28 227, 1973.
- [24] Sh. Zhang, W. Ren, B. Ding, Y. Zhong, X. Yuan, T. Zheng, Zh. Shen, Y. Guo, Q. Li, Ch. Liu, J. Peng, J. Brnic, Y. Gao & P. K. Liaw, "Saturation effect of creep-fatigue cyclic-life for Nickel-based superalloy DZ445 under long-term tensile dwell periods at 900 °C", *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 19, 2022.
- [25] T. Zhao, X. Hu, Y. Jiang, X. Teng, F. Liu, B. Li & et al, "Creep-fatigue rupture mechanism and microstructure evolution around film-cooling holes in nickel-based DS superalloy specimen," *Intermetallic*, vol.139, pp.107359, 2021.
- [26] L. Cui, J. Yu, J. Liu & X. Sun, "Microstructural evolutions and fracture behaviors of a newly developed nickel-base superalloy during creep deformation", *J Alloys Compd*, vol. 746, pp. 335e49, 2018.
- [27] B. Ding, W. Ren, Y. Zhong, X. Yuan, J. Peng, T. Zheng & et al, "Accuracy of the predicting for creep-fatigue cyclic life based on parameters in a characteristic cycle", *Eng Fract Mech*, vol. 255, pp. 107955, 2021.
- [28] W. Song, X. G. Wang, J. G. Li, L. H. Ye, G. C. Hou, Y. H. Yang, J. L. Liu, J. D. Liu, W. L. Pei, Y. Z. Zhou & X. F. Sun, "Effect of ruthenium on microstructure and hightemperature creep properties of fourth generation Ni-based single-crystal
- [5] S. A. Sajjadi, S. Nategh & R. I. L. Guthrie "Study of microstructure and mechanical properties of high performance Ni-base superalloy GTD-111", *Materials Science and Engineering*, vol. A325, pp. 484–489, 2002.
- [6] S. Highsmith Jr & W. S. Johnson, "Elevated temperature fatigue crack growth in directionally solidified GTD-111 superalloy", <https://doi.org/10.1111/j.14602695.2006.00950.x>
- [7] J. Choi, S. Wee, J. M. Koo, E. S. Chung, S. H. Kwon & C. S. Seok, "Thermomechanical fatigue characteristics of CMSX-4 applied to the high-pressure turbine first-stage single-crystal rotor blade", *Journal of Mechanical Science and Technology*, vol. 34, pp. 1855–1862, 2020.
- [8] T. Babinský, I. Kuběna, I. Šulák, T. Kruml, J. Tobíá & J. Polák, "Surface relief evolution and fatigue crack initiation in René41 superalloy cycled at room temperature", *Materials Science & Engineering*, vol. A 819, pp. 141520, 2021.
- [9] J. He, L. Lin, P. Hu, Ch. Xiao, Y. Kang & X. Wang, "Temperature dependence of low cycle fatigue for the Co-based single crystal superalloy", *International Journal of Fatigue*, vol. 177, 2023.
- [10] J. Wang, L. Yang, H. Lu, Zh. Wen, T. Liu, Q. Yin & Zh. Yue, "Research on low cycle fatigue damage and macroscopic anisotropic constitutive model of Ni-based single crystal superalloy at different temperatures", *International Journal of Fatigue*, vol. 177, 2023.
- [11] ASTM E606-19, https://doi.org/10.1520/E0606_E0606M-19, 2020.
- [12] ASTM E8 https://doi.org/10.1520/E0008_E0008M-16, 2016.
- [13] ASTM E21, <https://doi.org/10.1520/E0021-20>, 2020.
- [14] ASTM E112-13, <https://doi.org/10.1520/E011213R21>, 2021
- [15] F. D. León-Cázares, F. Monni, T. Jackson & et al, "Stress response and microstructural evolution of nickel-based superalloys during low cycle fatigue: physics-based modelling of cyclic hardening and softening", *Int. J. Plasticity*, vol. 128, pp. 102682, 2020.
- [16] D. Lee, I. Shin, Y. Kim, J. M. Koo & Ch. S. Seok, "A study on thermomechanical fatigue life prediction of Ni-base Superalloy", *International Journal of Fatigue*, vol. 62, pp. 62–66, 2014.

cryo-rolled FeCoCrNiMo0.2 high-entropy alloys", Mater. Sci. Eng, vol. A 866, pp. 144676, 2023.

[32] S. Chen, H. S. Oh, B. Gludovatz, S. J. Kim, E. S. Park, Z. Zhang, R. O. Ritchie & Q. Yu, "Real-time observations of TRIP-induced ultrahigh strain hardening in a dual-phase CrMnFeCoNi high-entropy alloy", Nat. Commun, vol. 11, 826, 2020.

superalloys", Mater. Sci. Eng, vol. A 772, pp. 138646, 2020.

[29] X. G. Wang, J. L. Liu, J. D. Liu, Y. Z. Zhou, J. G. Li, X. F. Sun, J. H. Do, B. G. Choi, I. S. Kim & C. Y. Jo, "Dependence of stacking faults in gamma matrix on low-cycle fatigue behavior of a Ni-based single-crystal superalloy at elevated temperature", Scripta Mater, vol. 152, pp. 94–97, 2018.

[30] D. Q. Qi, B. D. Fu, K. Du, T. T. Yao, C. Y. Cui, J. X. Zhang & H. Q. Ye, "Temperature effects on the transition from Lomer-Cottrell locks to deformation twinning in a NiCo-based superalloy", Scripta Mater, vol. 125, pp. 24–28, 2016.

[31] F. Chen, Y. B. Tan, S. Xiang, W. Shi & F. Liu, "Enhanced strengthening effect via nanotwinning in

۶- پی نوشت

- [1] Directional Solidification
- [2] In-Elastic
- [3] León-Cázares et al
- [4] Coffin-Manson
- [5] Orowan Loops
- [6] Lomer-Cottrell
- [7] Wang et al
- [8] Zhao et al

۷- پیوست ها

پیوست (۱): جدول نام گذاری نمونه ها، ثوابت و متغیرهای انجام آزمون خستگی

جدول (۱): نام نمونه ها و شرایط انجام آزمون خستگی در پژوهش حاضر

فرکانس بارگذاری	نسبت بار	کرنش	دمای انجام آزمایش	شرایط انجام آزمون	دمای انجام آزمایش
۰/۳Hz	صفر	٪۱	۲۵ °C	کرنش کنترلی	R1
		٪۱	۸۰۰ °C		H1
		٪۰/۶	۲۵ °C		R6
		٪۰/۶	۸۰۰ °C		H6
		٪۰/۳	۲۵ °C		R3
		٪۰/۳	۸۰۰ °C		H3

پیوست (۲): روند نمای انجام تحقیق

