

Research Paper

The Effect of Service Expose on Microstructure and Creep Mechanisms of Gas Turbine Blades Made of IN738LC

*Ali Mohammad Kolagar¹, Mohammad Cheraghzadeh¹, Narges Tabrizi², Mohammad Saeed Shahriari¹

1. MSc., Department of Material Science and Engineering, MavadKaran Engineering Company, Mapna Group, Karaj, Iran.

2. PhD, Department of Material Science and Engineering, MavadKaran Engineering Company, Mapna Group, Karaj, Iran.

Citation: Kolagar AM, Cheraghzadeh M, Tabrizi N, Shahriari MS. The Effect of Service Expose on Microstructure and Creep Mechanisms of Gas Turbine Blades Made of IN738LC. Metallurgical Engineering. 2016; 19(2):146-160. <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.41681.1065>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.41681.1065>

ABSTRACT

Turbine blades operate on the different temperature and stress conditions. The various mechanisms contribute to the creep process and lead to turbine blade failure. The characterization of the creep mechanisms is critical to predict the creep behavior and design the useful life of turbine blade. This paper compares the creep behaviors of new and used blades (worked 3000 equal operating hours) based on IN738 superalloys by investigating the microstructure and using the creep models. Optical and scanning electron microscopes were applied to study the volume fraction, size of the primary and secondary precipitated phases (γ'), change of the precipitated phases morphology (e.g. formed continuous carbide in grain boundaries or coarsening γ') and the formation of the creep pores. Furthermore, the dominated creep mechanisms are identified and compared the new blades with used blades at different stress rupture tests and real work conditions. The results show that at 760oC/586 MPa, the active creep mechanisms includes cutting and Orowan for both new and used blades. Whereas at 982oC/152 MPa, the dislocations climb, diffusion creep and grain boundary gliding are active for new blades and Orowan and the dislocations climb are operative for used blades.

Key words: Gas turbine lade, Used blade, Creep mechanisms, IN738LC Ni-based superalloys

■ ■

* **Corresponding Author:**

Ali Mohammad Kolagar, MSc.

Address: Department of Material Science and Engineering, MavadKaran Engineering Company, Mapna Group, Karaj, Iran.

Tel: +98 (26) 36196650

E-mail: kolagar.alimohammad@Mapnamk.com

تأثیر شرایط کاری بر ریزساختار و مکانیزم‌های تغییر فرم خزشی پره‌های توربین گاز از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل IN738LC

* علی محمد کلاگر^۱، محمد چراغزاده^۱، نرگس تبریزی^۲، محمدسعید شهریاری^۱

۱- کارشناس ارشد، گروه مهندسی مواد، شرکت مهندسی مواد کاران (مپنا)، کرج، ایران.

۲- دکتر، گروه مهندسی مواد، شرکت مهندسی مواد کاران (مپنا)، کرج، ایران.

چکیده

با توجه به اینکه پره‌های توربین گاز در حین سرویس در شرایط مختلفی از دما و تنش قرار دارند لذا مکانیزم‌های تغییر فرم خزشی متفاوتی می‌تواند در پره‌ها فعال شده و باعث از کارافتادگی آن‌ها گردد. شناسایی هر یک از مکانیزم‌های تغییر فرم خزشی در شرایط کاری، کمک می‌کند تا طراحی عمر مفید پره‌ها با قابلیت اطمینان بالاتری صورت پذیرد. در این تحقیق با بررسی‌های ریزساختاری و همچنین با استفاده از مدل‌های ریاضی موجود که به مکانیزم‌های خزشی وابسته‌اند، رفتار خزشی سوپر آلیاژ IN738LC برای پره‌های متحرک نو و مستعمل با ۳۰۰۰۰ ساعت کارکرد معادل مورد بررسی و مقایسه قرار گرفته است. بررسی ریزساختار شامل اندازه‌گیری درصد سطحی ۷، اندازه فازهای ۷ اولیه و ثانویه و مشاهده تغییرات مورفولوژی فازهای رسوبی از جمله کاربیدهای مرز دانه و تشکیل حفرات خزشی ایجاد شده در پره مستعمل نسبت به پره نو بوده که توسط میکروسکوپ های نوری و الکترونی روی نمونه‌های تهیه شده از پره‌ها انجام شده است. همچنین مکانیزم‌های فعال تغییر فرم خزشی در پره های نو و مستعمل در شرایط مختلف آزمون های تنش-کسیختگی و همچنین در شرایط واقعی کارکرد آن‌ها شناسایی و مورد مقایسه قرار گرفته اند. نتایج نشان داده است که در شرایط خزشی ۵۸۶/۷۶۰°C MPa مکانیزم‌های برش و اوورلو برای هر دو پره نو و مستعمل فعال است؛ در حالی که در شرایط خزشی ۱۵۲/۹۸۲°C MPa برای پره نو مکانیزم‌های خزش نفوذی، لغزش مرز دانه و صعود نابه‌جایی‌ها و برای پره مستعمل نیز مکانیزم‌های اوورلو و صعود فعال است.

واژه‌های کلیدی: پره توربین گاز، پره مستعمل، مکانیزم‌های تغییر فرم خزش و سوپر آلیاژ IN738LC

۱. مقدمه

پره‌های توربین گاز و شناسایی هر یک از مکانیزم‌های تخریب از اهمیت بالایی برخوردار است. در تصویر شماره ۱، مکانیزم‌های اصلی تخریب پره متحرک توربین‌های گاز صنعتی مقایسه شده است. این شکل نشان می‌دهد که مکانیزم غالب آسیب‌دیدگی پره‌های توربین گاز زمینی که در مسیر گاز داغ قرار دارند، خزش بوده که تحت این شرایط تغییرات ریزساختاری از جمله درشت شدن و تغییر مورفولوژی ذرات فاز ۷، تشکیل کاربیدهای پیوسته $M_{23}C_6$ در مرز دانه‌ها و همچنین تشکیل فازهای رسوبی مضر (TCP) از جمله فاز سیگما^۲ را به دنبال دارد [۳، ۴].

برای بررسی خصوصیات خزشی یک آلیاژ معمولاً از منحنی‌هایی که از آزمایش خزش به واسطه ثبت تغییرات کرنش ناشی از بارگذاری بر حسب زمان به دست می‌آید، استفاده می‌شود. در فلزات ساده و آلیاژهای تک فاز منحنی‌های خزشی از سه ناحیه مجزا تشکیل

پره‌های متحرک توربین گاز معمولاً از جنس سوپر آلیاژهای پایه نیکل طراحی و به روش ریخته‌گری دقیق تحت خلاء تولید می‌شوند. سوپر آلیاژ IN۷۳۸LC یکی از سوپر آلیاژهای مهم پایه نیکل است که از آن برای ساخت پره‌های متحرک ردیف اول توربین گاز ۲۵ مگاواتی استفاده می‌گردد. این آلیاژ به واسطه رسوب ذرات فاز ۷ با ترکیب شیمیایی Ni₃(Al, Ti)، تشکیل محلول جامد و همچنین رسوب انواع کاربیدها در داخل و در امتداد مرز دانه‌های فاز زمینه، استحکام می‌یابد [۱، ۲].

با توجه به شرایط خاص موجود در توربین‌های گاز پره‌های متحرک یکی از بحرانی‌ترین و پرمصرف‌ترین قطعات به شمار می‌آیند. این قطعات در هنگام سرویس در معرض آسیب‌های مختلفی از قبیل خستگی حرارتی، اکسیداسیون، خوردگی، سایش، برخورد اشیای خارجی و خزش می‌باشند. چنین مکانیزم‌های تخریب ممکن است به‌طور مجزا و یا به‌طور همزمان باعث کاهش عمر پره‌ها گردند. لذا آشنایی با شرایط کارکرد

* نویسنده مسئول:

علی محمد کلاگر

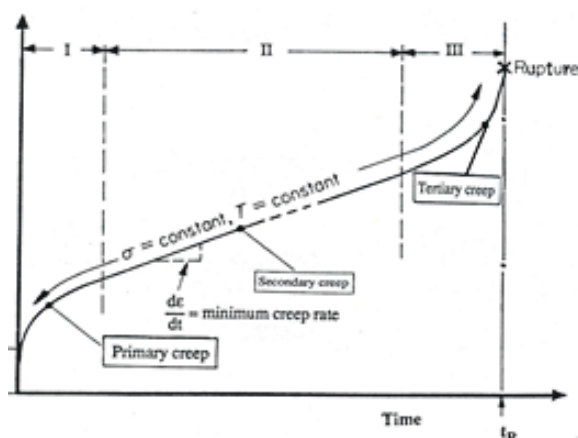
نشانی: کرج، شرکت مهندسی مواد کاران (مپنا)، گروه مهندسی مواد.

تلفن: ۳۶۱۹۶۶۵۰ (۲۶) ۰۹۸

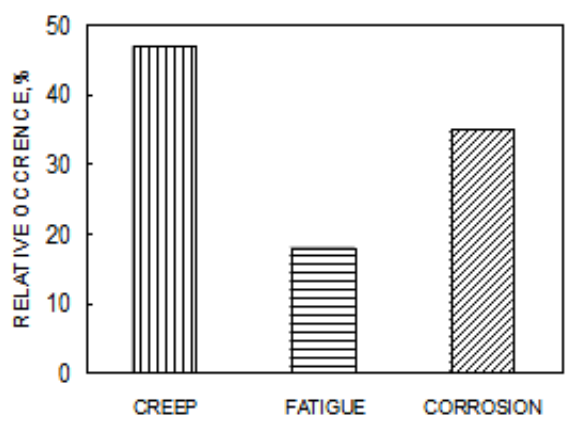
پست الکترونیکی: kolagar.alimohammad@Mapnamk.com

1. Tetragonal close packed

2. Sigma phase



تصویر ۲. شماتیک منحنی خزش سوپرآلیاژها شامل مرحله‌های اولیه، ثانویه و ثالثیه [۵].



تصویر ۱. مقایسه مکانیزم‌های اصلی تخریب پره متحرک توربین‌های گاز صنعتی [۴].

در این تحقیق، برای تعیین مکانیزم‌های فعال خزشی مرحله دوم پره‌های نو و مستعمل از روش مقایسه پارامترهای ساختاری دو نوع پره با توجه به مدل‌های ریاضی ارائه شده موجود استفاده شده است. البته دقت آن‌ها قابل مقایسه با دقت مطالعه ساختار خزش توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری^۹ نیست. تحقیقات نشان داده است که عوامل متعددی می‌تواند بر رفتار خزشی پره‌ها تاثیرگذار باشد که در ادامه به آن‌ها اشاره شده است.

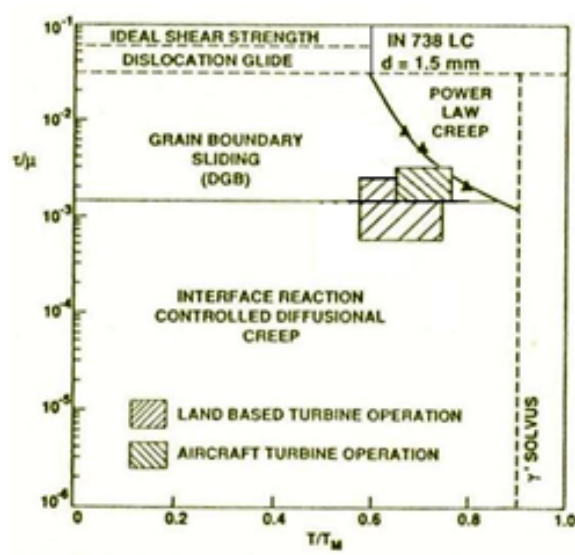
۲. مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، از پره متحرک ردیف اول نو^{۱۰} و پره مستعمل^{۱۱}

9. Transmission Electron Microscope (TEM)

10. Unexposed blade

11. Exposed blade



تصویر ۳. نقشه مکانیزم تغییر فرم تصحیح شده سوپرآلیاژ IN۷۳۸LC با اندازه دانه ۱/۵mm [۶].

یافته‌اند. در مرحله اول^۳ سرعت خزش به‌واسطه بروز پدیده کارسختی به‌تدریج کاهش می‌یابد تا آلیاژ وارد مرحله دوم شود. در مرحله دوم خزش^۴ که یک حالت پایدار^۵ است، در حقیقت تعادل بین پدیده کارسختی^۶ و بازیابی به‌وجود خواهد آمد و سرعت خزش در این مرحله تقریباً ثابت است. در مرحله سوم^۷ سرعت خزش رو به افزایش گذاشته و منجر به از کار افتادگی و یا گسیختگی نمونه می‌شود. در تصویر شماره ۲، شماتیک منحنی خزش، نشان داده شده است.

برخلاف آلیاژهای ساده و فلزات خالص، در آلیاژهای پیچیده منطقه‌ای که در آن سرعت خزش ثابت است، چندان وسیع نیست. بنابراین آلیاژ پس از سپری شدن مرحله اول خزش که معمولاً کوتاه مدت نیز می‌باشد، مستقیماً وارد مرحله سوم خزش می‌شود که در آن سرعت خزش و کرنش با گذشت زمان افزایش یافته و این مسأله تا شکست نهایی ادامه خواهد یافت. در این آلیاژها مرحله سوم خزش، طولانی‌ترین مرحله است و آلیاژ بخش عمده عمر خزشی خود را در این منطقه سپری می‌کند [۵].

با توجه به درجه حرارت، تنش و ریزساختار آلیاژ، مکانیزم‌های مختلف خزش می‌توانند در پره‌ها فعال شوند. وقتی که این مکانیزم‌ها به‌صورت مستقل و موازی عمل کنند، مکانیزمی که بیشترین سرعت کرنش را سبب شود، مکانیزم غالب خواهد بود. همچنین اگر دو یا چند مکانیزم به‌طور متوالی عمل کنند، کندترین آن‌ها کنترل‌کننده سرعت کرنش می‌باشد. معمولاً تمام این مکانیزم‌ها در نمودار تغییر فرم خزش^۸ بررسی می‌شوند. به‌عنوان مثال نمودار مکانیزم تغییر فرم خزشی تصحیح شده برای سوپرآلیاژ IN۷۳۸LC با اندازه دانه ۱/۵mm، در تصویر شماره ۳ نشان داده شده است [۶].

3. Primary creep
4. Secondary creep
5. Steady state
6. Work hardening
7. Tertiary creep
8. Creep Map

جدول ۱. ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN۷۳۸LC برحسب درصد وزنی [۷].

عناصر شیمیایی (%)												
Ni	B	Zr	Ti	Al	W	Ta	Fe	Co	Mo	Cr	C	IN۷۳۸LC
باقی	۰/۰۱	۰/۰۵	۳/۵	۳/۵	۲/۵	۱/۷	۰/۳	۸/۵	۱/۷	۱۵/۵	۰/۰۸	IN۷۳۸LC

جنس سوپرآلیاژ IN۷۳۸LC آمده است.

تصاویر شماره ۶ و ۷ به ترتیب مورفولوژی کاربیدهای $M_{23}C_6$ مرزدانه رادر پره‌های نو و مستعمل نشان می‌دهد. شکل کاربیدهای $M_{23}C_6$ در پره نو به صورت ذرات روشن و بیضی شکل که به‌طور مجزا از هم به دنبال یکدیگر در مرزدانه مشاهده می‌شود. این نوع کاربیدها در حین عملیات حرارتی و یا در حین سرویس در اثر تجزیه کاربیدهای MC در محدوده دمایی $۹۸۰-۷۶۰^{\circ}C$ به‌صورت شبکه پیوسته در مرزدانه پره مستعمل شکل می‌گیرند.

در تصاویر شماره ۸ و ۹ به ترتیب مورفولوژی فاز ترد سوزنی شکل سیگما^{۱۳} و حفرات ناشی از خزش در پره مستعمل مشاهده می‌شود. عموماً حفرات خزشی در اثر لغزش مرزدانه‌ها و بعضاً در داخل دانه نیز تشکیل می‌شوند. پیدایش حفرات و فازهای مضر از جمله فاز سیگما در ساختار میکروسکوپی پره توربین گاز بیانگر از کار افتادگی پره بوده که در این صورت لازم است پره جایگزین شود [۷].

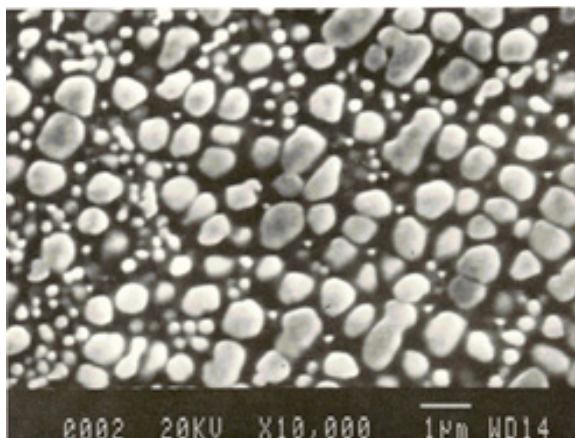
به‌کارگیری آزمایش‌های خزش کوتاه مدت برای نشان دادن اثرات شرایط کاری روی خواص مکانیکی و همچنین تخمین عمر خزشی پره‌ها مرسوم می‌باشد. این آزمایش‌ها معمولاً در تنش‌ها و درجه حرارت‌های بالاتر از شرایط واقعی کاری پره‌ها و با این فرض که ریزساختار در تمام مدت شرایط سرویس پایدار می‌باشد، انجام می‌گیرد. از آن جهت که ارزیابی خواص خزشی پره‌های توربین

با ۳۰۰۰۰ ساعت کارکرد معادل مربوط به یک توربین گاز ۲۵ مگاواتی فریم^۵ از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل IN۷۳۸LC استفاده گردید. ترکیب شیمیایی آلیاژ پره در جدول شماره ۱ آمده است. برای بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌هایی از ناحیه ابرفویل این پره‌ها تهیه شد. نمونه‌ها توسط محلول اچ‌ماربل حاوی ۵۰ میلی‌لیتر HCl، ۵۰ میلی‌لیتر H_2O و ۱۰ گرم $CuSO_4$ اچ شدند. مورفولوژی، اندازه و درصد سطحی فازهای رسوبی از قبیل فاز γ' اولیه و ثانویه و همچنین تغییرات ریزساختاری پره مستعمل در اثر شرایط کاری با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی^{۱۲} مجهز به نرم‌افزار تحلیل گر تصویری، اندازه‌گیری و مورد بررسی قرار گرفت [۷].

۳. نتایج و بحث

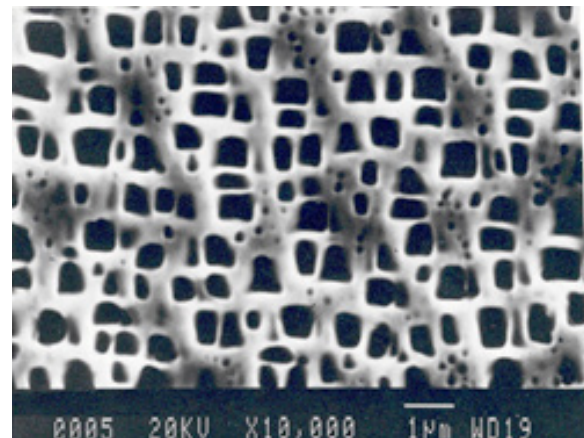
تصاویر شماره ۴ و ۵ به ترتیب مورفولوژی فاز γ' اولیه و ثانویه را در پره‌های نو و پره مستعمل نشان می‌دهد. مورفولوژی فاز γ' اولیه در پره نو قبل از سرویس به‌صورت مکعبی با اندازه $۰/۵\mu m$ و ذرات رسوبی ریز و کروی شکل فاز γ' ثانویه با قطر متوسط $۰/۱۵\mu m$ می‌باشد. در طی خزش به علت قرارگیری پره‌ها در دماهای بالا و در زمان‌های طولانی از میزان فازهای کروی γ' ثانویه کم شده و به ذرات γ' اولیه ملحق می‌شوند. ذرات γ' اولیه نیز با درشت شدن، نهایتاً حالت کروی به خود می‌گیرند. در جدول شماره ۲ نتایج متالوگرافی کمی پره‌های نو و مستعمل از

13. Sigma



تصویر ۵. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ذرات γ' اولیه و ثانویه در پره مستعمل با ۳۰۰۰۰ ساعت کارکرد [۷].

12. Scanning Electron Microscope (SEM)



تصویر ۴. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ذرات γ' اولیه و ثانویه در پره نو توربین گاز [۷].

جدول ۲. نتایج متالوگرافی کمی پره‌های نو و مستعمل از جنس سوپرآلیاژ IN738LC [۷].

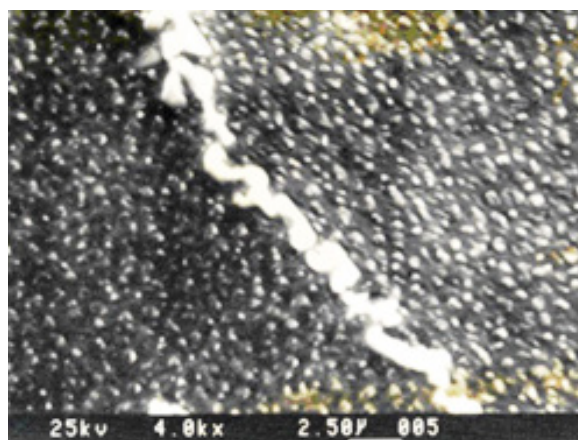
پره	متوسط اندازه $\gamma\prime$ اولیه (μm)	متوسط اندازه $\gamma\prime$ ثانویه (μm)	درصد سطحی $\gamma\prime$ اولیه	درصد سطحی $\gamma\prime$ ثانویه
نو	۰/۵	۰/۱۵	۳۰	۱۵
مستعمل	۰/۹	۰/۲۰	۳۴	۱۱

مکانیزم‌های فعال خزش در شرایط آزمون‌های تنش-گسیختگی

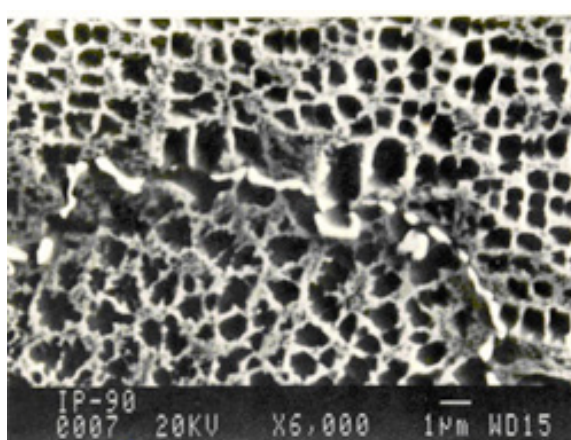
طراحی آزمایش‌هایی که به منظور کنترل کیفی پره‌های توربین گاز در پروسه ساخت صورت می‌گیرد، باید با توجه به شرایط کارکرد پره‌ها انتخاب شود. با توجه به نقشه تعیین مکانیزم‌های تغییر فرم خزش سوپر آلیاژ IN738LC که در تصویر شماره ۳ آمده است، احتمال فعال بودن هر یک از مکانیزم‌های خزش یعنی

گاز در شرکت‌های سازنده اصلی^{۱۴}، معمولاً با انجام آزمایش‌هایی موسوم به آزمون‌های تنش-گسیختگی مطابق استاندارد ASTM E139 در شرایط متفاوتی از تنش و دما ($760^{\circ}\text{C}/586^{\circ}\text{C}$ و $982^{\circ}\text{C}/152\text{ MPa}$ و $760^{\circ}\text{C}/586^{\circ}\text{C}$) صورت می‌گیرد، لذا مکانیزم‌های فعال خزش در این شرایط مورد بررسی قرار گرفته است [۸].

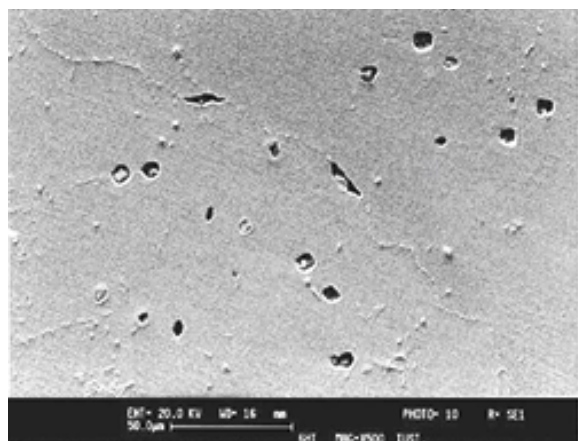
14. Original Equipment Manufacturer (OEM)



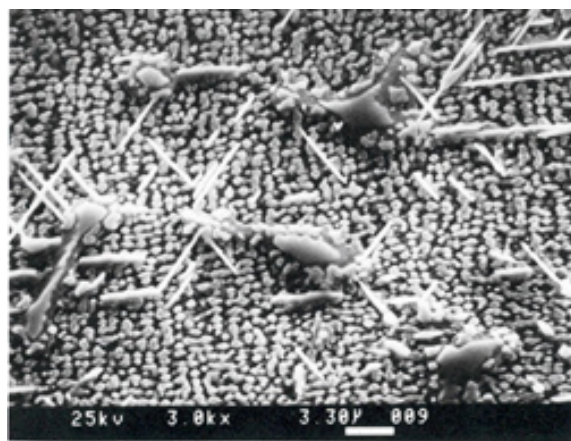
تصویر ۷. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از کاربرد $M_{23}C_6$ مرز دانه در پره مستعمل با ۳۰۰۰۰ ساعت کارکرد [۷].



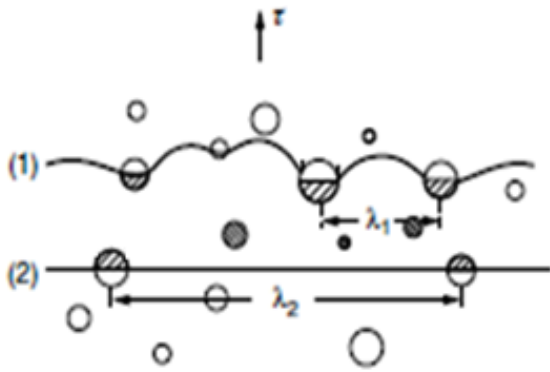
تصویر ۶. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ذرات کاربیدهای $M_{23}C_6$ رسوب‌یافته در مرز دانه در پره نو [۷].



تصویر ۹. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از حفرات خزشی مزر دانه در پره مستعمل با ۳۰۰۰۰ ساعت کارکرد [۷].



تصویر ۸. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فاز سوزنی سیگما در پره مستعمل با ۳۰۰۰۰ ساعت کارکرد [۷].



تصویر ۱۰. شماتیک مکانیزم برش رسوبات فاز γ' توسط جفت نابجایی‌های کوپل شده با مرزهای ضد فازی [۹].

۱۳ مشاهده می‌شود جفت نابجایی کوپل شده با مرز ضد فازی و نقص چیده شدن در ذرات فاز γ' تشکیل شده‌اند که نشان‌دهنده فعال بودن مکانیزم برش است.

عیوب انباشتگی اکثراً در اثر تغییر فرم پلاستیکی و در شرایط خاصی از تنش و دما بین دو تا پاره نابجایی γ' در اثر برش رسوبات توسط نابجایی‌ها در ماده به وجود می‌آید. زمانی که دو تا پاره نابجایی به هم می‌رسند یک نابجایی کامل به وجود می‌آید که راحت‌تر در صفحه لغزش می‌کند [۱۱].

مقدار تنش برشی آستانه برای برش ذرات γ' وقتی که مطابق تصویر شماره ۱۰ یک جفت نابجایی حرکت می‌کند و نابجایی دوم مرز ضد فازی به وجود آمده توسط نابجایی اولی را از بین می‌برد، از رابطه (۱) محاسبه می‌گردد [۹]:

(۱)

$$T_{pc} = \left(\frac{\gamma_{APB}}{2b} \right) \left[\left(\frac{6\gamma_{APB} f r}{\pi T} \right)^{1/2} - f \right]$$

$$T = 1/2 \mu b^2$$

که در آن $T = 1/2 \mu b^2$ ، μ مدول برشی، f کسر حجمی فاز ثانویه γ' ، T متوسط اندازه رسوبات فاز γ_{APB} ، γ' انرژی مرز ضد فازی و b بردار برگز است. برای محاسبه T_{pc} که تنش برشی لازم جهت بریده شدن ذرات توسط نابجایی‌ها است، نیاز به داشتن مقادیر پارامترهای فوق است. مطابق جدول شماره ۲ متوسط اندازه ذرات γ' ثانویه در پره‌های نو و مستعمل به ترتیب برابر $0.15 \mu\text{m}$ و $0.2 \mu\text{m}$ ، کسر حجمی ذرات γ' ثانویه نیز به ترتیب 15% و 11% اندازه‌گیری شده است. همچنین مقادیر انرژی مرز ضد فازی 0.1 Jm^{-2} ، اندازه بردار برگز $2/5 \times 10^{-10} \text{ m}$ و مدول برشی در دمای 760°C برابر 72 GPa گزارش شده است [۱۰]. با توجه به اعداد فوق و رابطه‌های (۱) و (۲)، مقدار تنش برشی

خزش نابجایی‌ها^{۱۵} (شامل برش^{۱۶}، اوروان^{۱۷}، صعود^{۱۸})، لغزش مرز دانه‌ها^{۱۹} و خزش نفوذی کنترل‌شونده توسط فصل مشترک^{۲۰} در شرایط آزمون‌های تنش-گسختگی ($586 \text{ MPa}/760^\circ\text{C}$ و $982^\circ\text{C}/152 \text{ MPa}$) می‌تواند، فعال باشد. بررسی اینکه کدام یک از مکانیزم‌های خزش در شرایط فوق فعال می‌باشد با محاسبه مقدار تنش آستانه‌ای لازم برای فعال شدن هر یک از این فرایندها، امکان‌پذیر است که در ادامه به آن‌ها پرداخته شده است [۶].

مکانیزم برش

وقتی که ذرات رسوبی و زمینه دارای شبکه کریستالی مشابه باشد (به‌طور مثال دارای اختلاف پارامتر شبکه در حدود 0.2% درصد)، در این حالت رسوب با زمینه هم سیما بوده و نابجایی‌ها می‌توانند از روی سطح رسوب عبور کنند. اما اگر رسوب با زمینه هم‌سیما نباشد در این صورت رفتار نابجایی با رسوب دو حالت دارد. اگر اندازه ذرات کوچک باشد نابجایی به صورت برش و اگر بزرگ باشد نابجایی رسوب را دور می‌زند. در حالت اول در اثر برش یک سطح اضافه ایجاد می‌گردد که به تبع آن انرژی سطحی کمی در اثر برش در کل سیستم به وجود خواهد آمد و امکان برش راحت‌تر صورت می‌گیرد. در واقع اگر یک نابجایی یک رسوب را قطع کند، باعث بی‌نظمی می‌گردد و نابجایی دیگر باعث برگشت دوباره آن می‌گردد که در این حالت منطقه بین دو نابجایی که بی‌نظم است را مرزهای ضدفازی^{۲۱} گویند. انرژی سطحی هم به ترکیب شیمیایی آلیاژ بستگی دارد و گاهی اتفاق می‌افتد که ذرات کوچک در بعضی از آلیاژها دور زده شده و بعضی ذرات بزرگ هم برش می‌خورند. در تصویر شماره ۱۰، شماتیک مدل برش ذرات γ' توسط جفت نابجایی‌های کوپل شده با مرز ضد فازی نشان داده شده است [۹، ۱۰].

نتایج مطالعات میکروسکوپ الکترونی TEM^{۲۲} روی سوپر آلیاژ پایه نیکل خزش‌یافته GTD-۱۱۱ نشان می‌دهد که در تنش‌های بالا بسته به میزان کرنش خزشی، نابجایی‌ها به وسیله تشکیل جفت نابجایی‌های کوپل شده با مرز ضد فازی و همچنین عیوب نقص چیده شدن و یا عیوب انباشتگی^{۲۳}، ذرات فاز γ' را برش می‌زنند. در تصویر شماره ۱۱ تصویر TEM از ریزساختار سوپر آلیاژ پایه نیکل GTD-۱۱۱ که تحت شرایط $586 \text{ MPa}/760^\circ\text{C}$ قرار گرفته، نشان داده شده است. همان طور که در تصویر شماره

15. Power law creep
16. Shear mechanism
17. Orowan mechanism
18. Climb mechanism
19. Grain boundary sliding
20. Interface reaction controlled diffusion creep
21. Anti phase boundary
22. Transmission Electron Microscopy
23. Staking fault

24. Partial dislocation

خزشی یک سوپرآلیاژ، بستگی به مکانیزم غالب آن در شرایط سرویس و یا آزمون تنش-گسیختگی دارد. این موضوع توسط Castillo و Koull در مورد سوپر آلیاژ IN738LC بررسی شده و نتایج آن در تصاویر شماره ۱۲ و ۱۳ آمده است. نتایج به دست آمده نشان می‌دهد که در تنش‌های بالا یعنی شرایطی که لغزش نابجایی‌ها مکانیزم غالب باشد، ذرات γ' کروی ثانویه کنترل‌کننده رفتار خزشی آلیاژ بوده ولی در شرایط تنش‌های متوسط که عموماً مکانیزم غالب صعود است، مجموع ذرات γ' اولیه و ثانویه، کنترل‌کننده رفتار خزشی می‌باشد. به عبارت دیگر، در شرایط $760^\circ\text{C}/586\text{ MPa}$ اندازه و کسر حجمی ذرات γ' ثانویه نقش تعیین‌کننده‌ای در استحکام خزشی دارد و مهم‌ترین عامل تعیین‌کننده رفتار خزشی در این شرایط محسوب می‌گردد [۶].

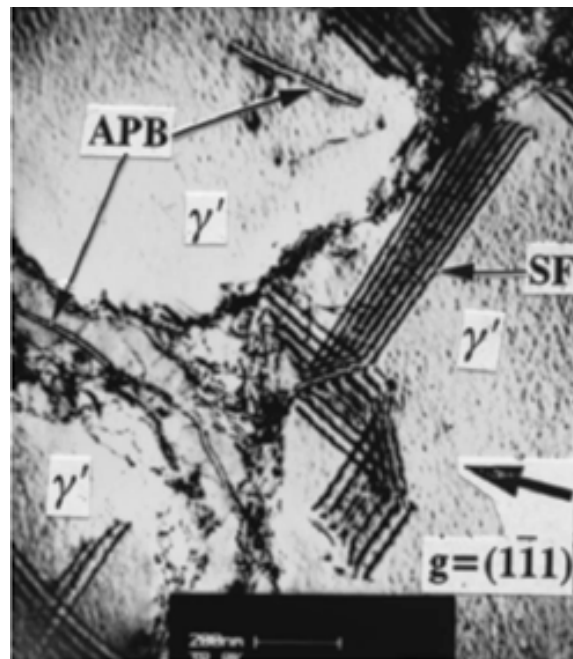
مکانیزم اورووان

همان‌طور که اشاره شد نابجایی‌ها می‌توانند ذرات را بریده و از آن‌ها عبور نماید به شرط آن که تنش به قدر کافی زیاد باشد. زمانی که رسوب درشت باشد امکان برش آن‌ها با انرژی بیشتری رخ می‌دهد که کمتر اتفاق می‌افتد و نابجایی سعی می‌کند با دور زدن و تشکیل حلقه‌های ارووان از ذره عبور کند. در تصویر شماره ۱۴، شماتیک مدل اورووان نشان داده شده است.

اگر ذرات توسط مکانیزم اورووان پشت سر گذاشته شود، تنش برشی آستانه اورووان از رابطه (۲)، محاسبه می‌گردد [۱۰]:

$$\tau_b = \frac{0.4\mu b}{\pi\lambda} \frac{\ln(2R_s/b)}{(1-\nu)^{1/2}} \quad (2)$$

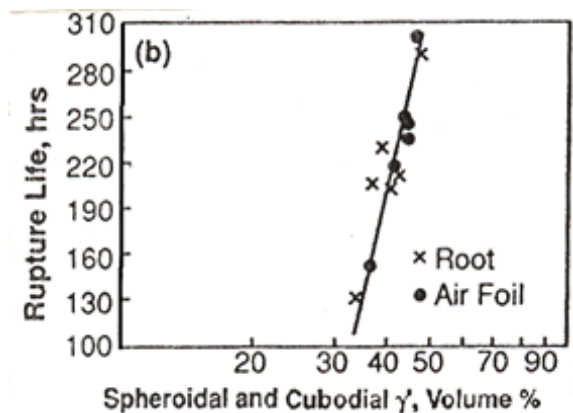
برای محاسبه تنش آستانه در این حالت نیاز به دانستن پارامترهایی از قبیل μ مدول برشی، b بردار بررگز، λ_s فاصله سطح به سطح رسوبات و شعاع متوسط مقطع ذرات در صفحه



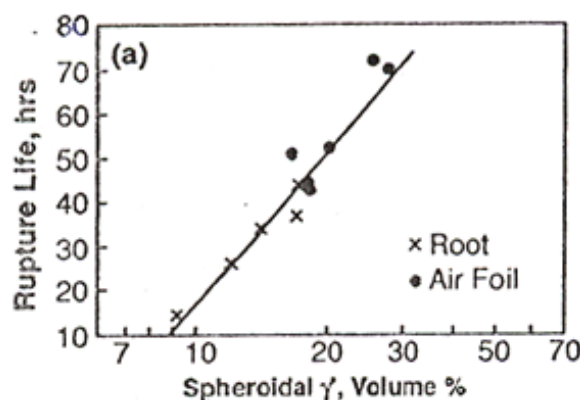
تصویر ۱۱. TEM از ریزساختار سوپر آلیاژ پایه نیکل GTD-111 تحت شرایط $760^\circ\text{C}/586\text{ MPa}$ [۱۱].

لازم برای فعال شدن مکانیزم برش ذرات در شرایط $760^\circ\text{C}/586\text{ MPa}$ برای پره‌های نو و مستعمل به ترتیب برابر 165 MPa و 171 MPa به دست می‌آید که اگر برای مواد پلی کریستال تنش کششی لازم دو برابر تنش برشی در نظر گرفته شود، تنش کششی آستانه جهت فعال شدن این مکانیزم، به ترتیب برابر 330 MPa و 342 MPa خواهد بود. بنابراین با توجه به اینکه تنش اعمالی در آزمایش مورد بحث 586 MPa می‌باشد، امکان فعال شدن این مکانیزم در شرایط مورد بحث برای پره‌های نو و مستعمل وجود دارد.

میزان تاثیرات فازهای رسوبی از جمله ذرات فاز γ' بر عمر



تصویر ۱۳. اثر کسر حجمی کل فاز γ' بر عمر خزشی سوپرآلیاژ IN738LC در شرایط $830^\circ\text{C}/543\text{ MPa}$ [۶].



تصویر ۱۴. اثر کسر حجمی فاز کروی γ' بر عمر خزشی سوپرآلیاژ IN738LC در شرایط $760^\circ\text{C}/586\text{ MPa}$ [۶].

و ۱۲۶ MPa به دست می آید. بنابراین با توجه به شرایط آزمایش تنش-گسیختگی که در تنش ۵۸۶ MPa انجام گرفته، مکانیزم اورووان ذرات ψ' برای پره های نو و مستعمل فعال می باشد.

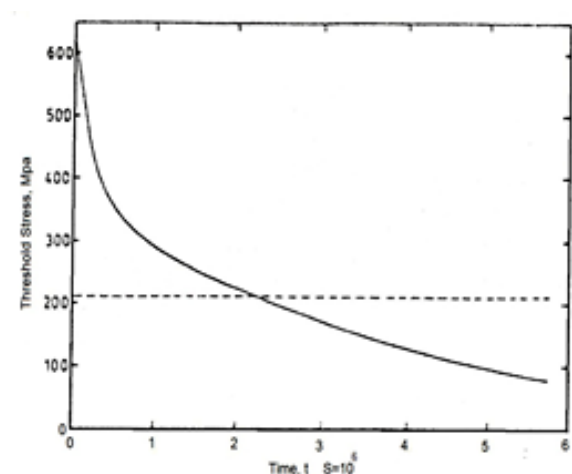
تنش کششی آستانه برای مکانیزم اورووان در شرایط تنش کششی ۹۸۲°C/۱۵۲ MPa نیز برای پره های نو و مستعمل به ترتیب برابر ۱۶۰ MPa و ۹۰ MPa محاسبه شده است. بنابراین مکانیزم اورووان ذرات برای پره نو فعال نبوده ولی برای پره مستعمل، فعال می باشد.

در تصویر شماره ۱۵، مقدار تنش آستانه لازم برای فعال شدن هر یک از مکانیزم های برش و اورووان بر حسب تغییرات اندازه ذرات ψ' در دمای ۸۵۰°C برای سوپرآلیاژ IN۷۳۸LC نشان داده شده است [۱۲]. با گذشت تقریباً ۶۰۰ ساعت از عمر آلیاژ و با درشت شدن ذرات ψ' ناشی از زمان پیرسازی، تنش آستانه اورووان از ۶۰۰ MPa به کمتر از ۲۰۰ MPa کاهش و مکانیزم خزش از حالت برش به اورووان تغییر یافته است. بنابراین می توان نتیجه گرفت که مکانیزم اورووان در پره مستعمل نسبت به پره نو راحت تر اتفاق می افتد و این مسئله در تایید نتایج فوق می باشد.

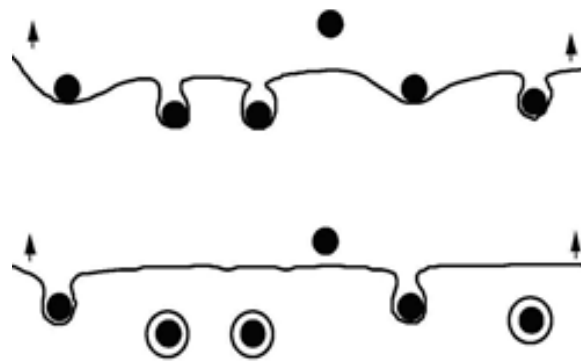
مکانیزم صعود

در دماهای بالا در صورت برخورد نابجایی ها با موانع، نابجایی ها توسط فرایند صعود همواره با تشکیل حلقه در اطراف آن ها از مانع عبور کرده تا به مانع بعد برسد و این فرایند دوباره تکرار می شود. در این مکانیزم مرحله لغزش تقریباً تمام کرنش را ایجاد می کند اما مرحله صعود، سرعت کرنش را کنترل می کند. در تصویر شماره ۱۶ شماتیک مدل صعود نشان داده شده است [۱۷].

در تصویر شماره ۱۷ تغییر مکانیزم خزشی در تنش ۳۰۰ MPa با توجه به تغییرات تنش در دمای ثابت ۸۵۰°C برای سوپرآلیاژ



تصویر ۱۵. تنش آستانه لازم برای فعال شدن مکانیزم های اورووان و برش ذرات ψ' برای سوپرآلیاژ IN۷۳۸LC [۱۲].



تصویر ۱۰. شماتیک رفتار نابجایی ها در برخورد با رسوبات فاز ψ' در مدل اورووان [۱۰].

لغزش R_s می باشد. مقادیر R_s و λ_s به ترتیب از رابطه های (۳) و (۴) محاسبه می گردد [۱۰]:

$$(3)$$

$$R_s = (2/3)^{0.5} R$$

$$(4)$$

$$\lambda_s = [(\pi/f)^{0.5} - 2] R_s$$

در رابطه (۳)، R شعاع متوسط ذرات ψ' بوده که از رابطه (۵) به دست می آید:

$$(5)$$

$$R = (V_p/V) \text{primary}' \text{size} + (V_s/V) \text{secondary}' \text{size}$$

که در آن VP درصد حجمی فاز ψ' اولیه، V_s درصد حجمی فاز ψ' ثانویه، V درصد حجمی مجموع فاز ψ' اولیه و ثانویه می باشد. با توجه به کسر حجمی فاز ψ' ثانویه اندازه گیری شده، λ_s برای پره های نو و مستعمل به صورت زیر به دست می آید [۱۷]:

برای پره نو:

$$R = (30/45)0.5 + (15/45)0.15 = 0.38 \mu\text{m}$$

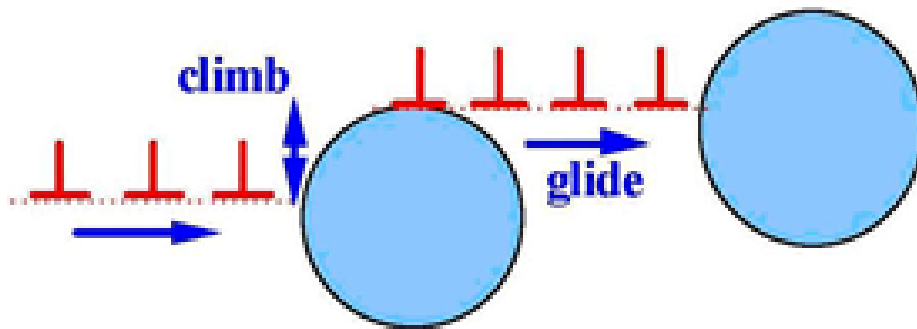
$$R_s = [(2/3)^{0.5}]0.38 = 0.31 \mu\text{m} \rightarrow \lambda_s = 0.2 \mu\text{m}$$

برای پره مستعمل:

$$R = (34/45)0.9 + (11/45)0.2 = 0.73 \mu\text{m}$$

$$R_s = [(2/3)^{0.5}]0.73 = 0.6 \mu\text{m} \rightarrow \lambda_s = 0.38 \mu\text{m}$$

با توجه به اینکه مقادیر پارامترهای بردار برگرز، مدول برشی در دمای ۷۶۰°C و ν ضریب پواسون به ترتیب $10^{-1} \times 2/5$ ، ۷۲ GPa و ۰/۳۳ است، با جایگزینی مقادیر بالا در رابطه (۳)، تنش برشی آستانه برای مکانیزم اورووان در شرایط ۷۶۰°C/۵۸۶ MPa برای پره های نو و مستعمل به ترتیب برابر ۱۱۰ MPa و ۳۶ MPa خواهد بود که متعاقب آن تنش کششی به ترتیب برابر ۲۲۰ MPa



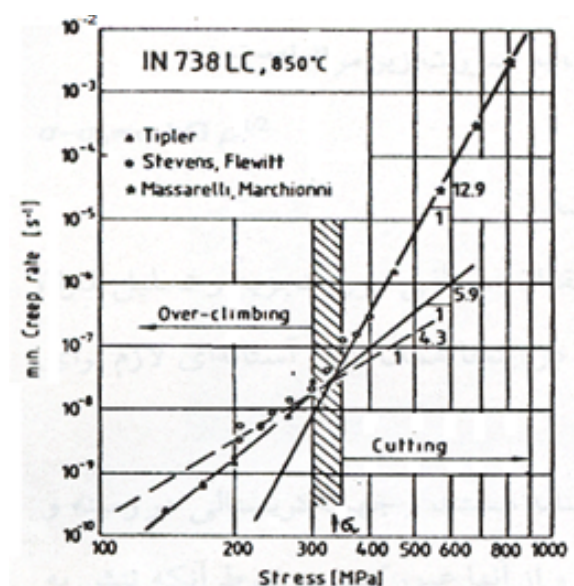
تصویر ۱۶. شماتیک رفتار نابجایی‌ها در مکانیزم صعود نابجایی‌ها در برخورد با رسوبات فاز γ' [۷].

نابجایی‌ها می‌باشد، برای یک نمونه خزش یافته در تنش‌های پائین و دمای بالا، نشان داده شده است. در شرایط خزش در دمای بالا، نابجایی‌ها در فاز زمینه γ مهاجرت کرده و در نتیجه واکنش‌های بین نابجایی تعدادی از شبکه‌های نابجایی‌ها را در فصل مشترک $\gamma-\gamma'$ به وجود می‌آورند.

هیچ نشانه‌ای در خصوص برش ذرات γ' مشاهده نشده است. بنابراین در تنش‌های پائین، نابجایی‌ها قادر به بریدن یا خم شدن بین دو ذره نمی‌باشند. اساساً تغییر فرم خزش بر اساس حرکت نابجایی‌ها در زمینه و تغییر مورفولوژی ذرات فاز γ' صورت می‌گیرد و در این شرایط، نابجایی‌ها با استفاده از مکانیزم صعود از ذرات γ' عبور می‌کنند [۱۱].

مکانیزم لغزش مرزدانه

با توجه به نقشه تعیین تغییر فرم خزشی، مکانیزم‌های خزشی



تصویر ۱۷. تغییر مکانیزم خزشی در تنش ۳۰۰ aPM با توجه به تغییرات تنش در دمای ۸۵۰ °C برای سوپرآلیاژ IN738LC [۳۱].

IN738LC نشان داده است. همان‌طور که در تصویر شماره ۱۷ مشاهده می‌شود مکانیزم خزشی در تنش‌های بالاتر از ۳۰۰ MPa و تنش‌های کمتر از آن با یکدیگر متفاوت است. در دمای ۸۵۰ °C و در تنش‌های بیشتر از ۳۰۰ MPa نابجایی‌ها با مکانیزم برش از ذرات γ' عبور می‌کنند در حالی که در تنش‌های کمتر، مکانیزم غالب صعود نابجایی‌ها از ذرات γ' می‌باشد [۱۳].

مقدار تنش آستانه لازم برای به وقوع پیوستن مکانیزم صعود به دو صورت زیر بیان می‌گردد [۱۴]:

برای صعود موضعی^{۲۵}

$$\tau_{lc} = \frac{\tau_b}{\sqrt{2}}$$

و برای صعود عمومی^{۲۶}

$$\tau_{gs} = (f^{2/3}/2^{5/4})\tau_b$$

که در آن τ_{gc} تنش آستانه برای فعال شدن مکانیزم صعود، τ_b تنش آستانه اورووان و f کسر حجمی کل ذرات γ' است. با جایگزینی مقادیر τ_b و f در روابط فوق، تنش آستانه برای پره‌های نو و مستعمل به ترتیب برابر ۱۱۴ MPa و ۶۴ MPa به دست می‌آید که با توجه به تنش اعمالی در شرایط ۹۸۲°C/۱۵۲ MPa، احتمال فعال شدن مکانیزم صعود برای هر دو پره نو و مستعمل در دو شرایط مذکور وجود دارد.

در شرایط عملیاتی استاندارد، چگالی نابجایی‌ها در فصل مشترک $\gamma-\gamma'$ در ساختار سوپرآلیاژها پائین می‌باشد اما بعد از تغییر فرم خزشی در شرایط ۹۸۲°C/۱۵۲ MPa نابجایی‌ها شبکه مترامی در فصل مشترک $\gamma-\gamma'$ تشکیل داده و تعداد بیشتری از نابجایی‌ها در تعدادی از ذرات γ' مشاهده می‌شود. ذرات γ' هم تمایل به کروی شدن دارند. در تصویر شماره ۱۸ شبکه مترامی نابجایی‌ها که بیانگر فعال بودن پروسه صعود

25. Local climb

26. General climb

(۱۰)

$$\varepsilon_{tr}^p = \frac{\sigma}{\beta^2 H}$$

σ تنش اعمالی، ε_{tr}^p حداقل سرعت خزش در مرحله دوم و H مقدار ثابتی می باشد. مقدار اندازه گیری شده β در این شرایط خزشی برای پره های نو و مستعمل به ترتیب برابر $۱/۰۶$ و $۱/۰۸$ می باشد [۷، ۱۰، ۱۶].

آرزت و راسلر^{۲۸} مقدار تنش اصطکاکی وقتی که نابجایی در فصل مشترک نابجایی ذره صعود میکند را مطابق رابطه (۱۱) محاسبه کردند. مقدار σ_{ic} بر طبق محاسبات آنها برابر است با [۱۷، ۱۸]:

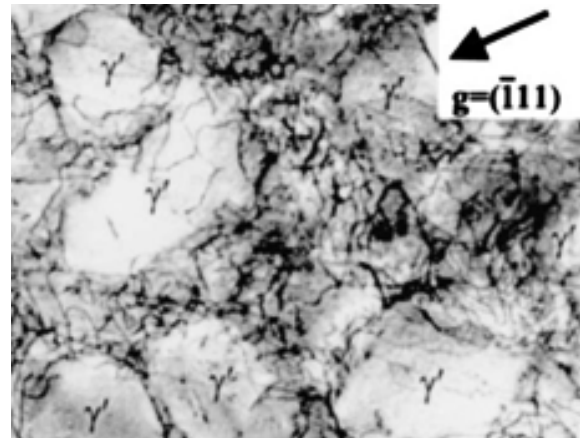
(۱۱)

$$\sigma_{ic} = \alpha \mu b / \lambda$$

که در آن α ضریب ثابت و کوچک تر از یک می باشد. μ مدول برشی، b بردار برگرز و λ نیز متوسط فاصله متوسط ذرات کاربید مرزدانه بوده که در تصویر شماره ۲۰ نشان داده شده است. اندازه پارامترهای μ در دمای ۱۵۲°C برابر ۵۲GPa ، b برابر $۱۰ \times ۲/۵$ و λ برای پره نو تقریباً برابر $۱/۵\mu\text{m}$ است. بنابراین مقادیر σ_{ic} و σ_{ig} برای پره نو و در شرایط $۹۸۲^{\circ}\text{C}/۱۵۲\text{MPa}$ به ترتیب برابر ۱۴۳MPa و $۷/۸\alpha$ و محاسبه شده است که نشان می دهد این مکانیزم در این شرایط برای پره نو فعال است که نشان دهنده تعاریف λ و r نیز هست [۱۶]

مقدار σ_{ig} برای پره مستعمل در این شرایط ۱۴۳MPa محاسبه شده که با توجه به اینکه مقدار متوسط λ برای پره مستعمل کوچک تر از پره نو می باشد، می توان نتیجه گرفت که تنش آستانه σ_{ig} برای پره مستعمل از آنچه که برای پره نو به دست آمده، بیشتر می باشد و احتمال فعال شدن مکانیزم لغزش مرزدانه برای پره مستعمل وجود ندارد.

کول و کاستیلو گزارش دادند که در پره مستعمل، با درشت شدن کاربیدهای مرزدانه و در نهایت اتصال آنها به یکدیگر، لغزش مرزدانه کاهش یافته و در آزمایش های طولانی مدت، لغزش مرزدانه مکانیزم فعال و غالب خواهد بود. در تصویر شماره ۲۱، نمودار تغییرات کرنش گذار نرماله شده با توجه به تغییرات درجه حرارت برای پره های نو و مستعمل از جنس سوپرآلیاژ IN۷۳۸LC در شرایط $۸۸۹^{\circ}\text{C}/۹۰\text{MPa}$ ، نشان داده شده است. این شکل نشان می دهد که مجموع کرنش های نرماله شده مراحل اول و دوم خزش در پره مستعمل نسبت به پره نو کمتر است. اگر فرض شود که رسوبات γ' کنترل کننده رفتار خزشی پره ها در این شرایط باشد، می بایست مجموع کرنش های مراحل اول و دوم خزش پره مستعمل به خاطر



تصویر ۱۸. تصویر TEM از ریزساختار سوپر آلیاژ پایه نیکل GTD-۱۱۱ تحت شرایط $۹۸۲^{\circ}\text{C}/۱۵۲\text{MPa}$ [۱۱].

دیگری که احتمال دارد در شرایط $۹۸۲^{\circ}\text{C}/۱۵۲\text{MPa}$ فعال شوند، مکانیزم های لغزش مرزدانه ها می باشد. هر چند لغزش مرزدانه ها نقش زیادی در خزش حالت پایدار ندارد، با این حال اهمیت آن در شروع شکست بین دانه های مشخص می شود. لغزش مرزدانه یک فرایند برشی بوده که در امتداد مرزدانه رخ می دهد. در این مکانیزم، دانه ها در دماهای بالا روی هم حرکت می کنند و تا زمانی که پیوستگی بین دانه ها برقرار است، دانه ها نمی توانند به طور مستقل تغییر فرم دهند. بنابراین در صورتی که شکست ترد اتفاق نیفتد، تغییر فرم بین کریستالی با لغزش مرزهای دانه همراه خواهد بود [۱۵].

تنش های اصطکاکی یا آستانه ای لازم برای فعال شدن مکانیزم لغزش مرزدانه ها شامل دو جزء است که یکی مربوط به لغزش نابجایی ها و دیگری مربوط به صعود آنها از کاربیدهای مرزدانه می باشد. مقدار تنش اصطکاکی یا تنش آستانه ناشی از لغزش نابجایی ها نیز توسط کول و کاستیلو^{۲۷} مطابق رابطه (۸) محاسبه شده است [۱۶]:

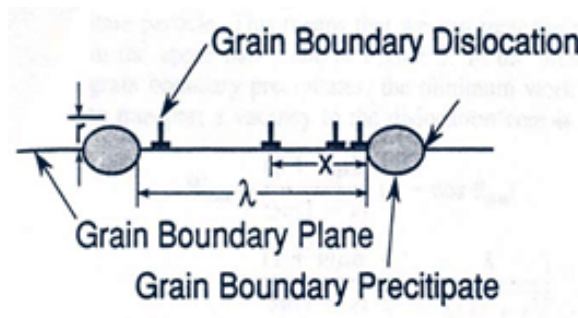
(۸)

$$\sigma_{ig} = \sigma / b$$

β ثابت ماده بوده که از روی منحنی خزش در شرایط $۹۸۲^{\circ}\text{C}/۱۵۲\text{MPa}$ و همچنین با توجه به رابطه های (۹) و (۱۰) مطابق تصویر شماره ۱۹ محاسبه می گردد. در تصویر شماره ۲۰، کرنش گذرا (SE+PE) به مجموع کرنش های مرحله اول و مرحله دوم خزش و همچنین پارامتر P به نقطه ای که در آن می توان کرنش اولیه را اندازه گیری کرد، اشاره دارد.

(۹)

$$t_{tr}^p = 4.6 \frac{(\beta - 1)}{\beta^2 H \varepsilon_{tr}^p}$$

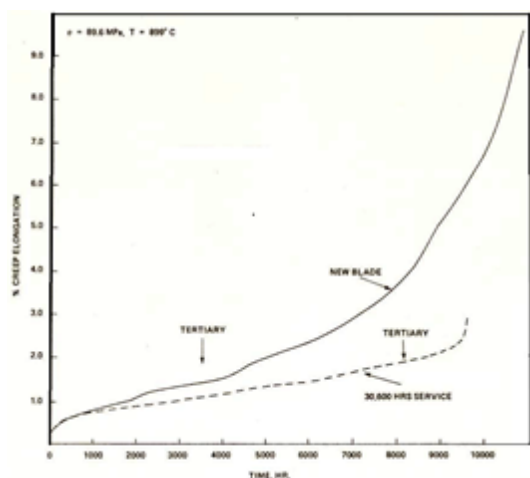


تصویر ۲۰. شماتیک تجمع نابجایی‌ها در رسوبات مرزدانه.

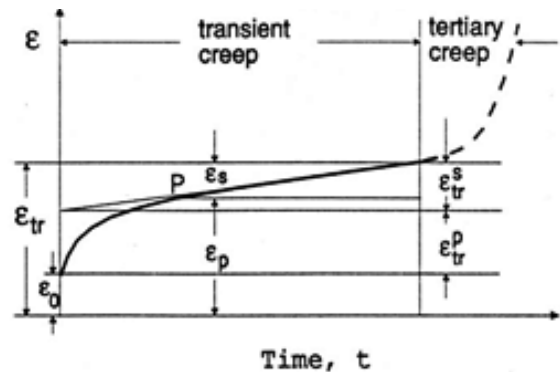
زمانی که نفوذ در مرزدانه‌ها کنترل‌کننده باشد، مکانیزم خزش نفوذی کوبل ۳۰ فعال می‌باشد. در تصاویر شماره ۲۳ و ۲۴، به ترتیب شماتیک عملکرد مکانیزم‌های خزش نفوذی نابارو-هرینگ و کوبل، نشان داده شده است.

در خزش نابارو-هرینگ اتم‌ها از میان دانه‌ها نفوذ کرده و باعث کشیدگی آن‌ها در جهت اعمال تنش می‌گردد. این مدل وابستگی ضعیفی با تنش اعمالی، وابستگی متوسط با اندازه دانه دارد و با افزایش اندازه دانه سرعت خزش کاهش می‌یابد. این مکانیزم در حالتی که نسبت درجه حرارت کاری به نقطه ذوب آلیاژها خیلی بالا باشد، فعال می‌گردد. در خزش کوبل نیز اتم‌ها در امتداد مرزدانه‌ها نفوذ کرده و باعث کشیدگی دانه‌ها در جهت اعمال تنش می‌گردد. این مسئله موجب می‌شود تا خزش کوبل وابستگی شدیدتری به اندازه دانه در مقایسه با خزش نابارو-هرینگ داشته باشد [۲۰، ۱۹].

30. Coble Mechanism



تصویر ۲۲. منحنی خزش پره‌های نو و مستعمل از جنس سوپر آلیاژ IN738LC در شرایط ۸۸۹°C/۹۰MPa [۱۶].



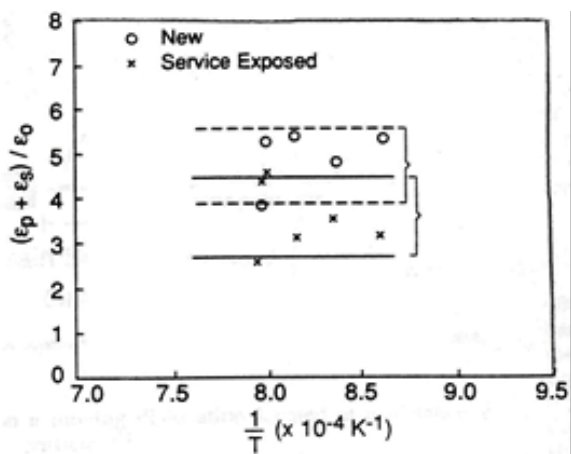
تصویر ۲۱. شماتیک منحنی خزش و تعریف کرنش گذرا با توجه به پارامترهای نام‌گذاری شده [۱۶].

درشت بودن ذرات V' و در نتیجه تغییر فرم حجمی بیشتر نسبت به پره نو، بیشتر باشد. همچنین مطابق تصویر شماره ۲۲ که در آن رفتار منحنی خزش پره نو و مستعمل از جنس سوپر آلیاژ IN738LC در شرایط ۸۸۹°C/۹۰MPa نشان داده شده است نیز، فرض فوق را رد می‌کند [۱۶، ۱۰].

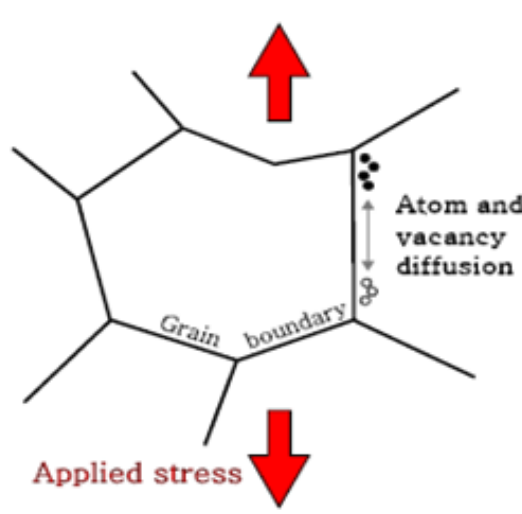
مکانیزم خزش نفوذی

در این مکانیزم فرایند خزش توسط نفوذ اتمی به کمک اعمال تنش در درجه حرارت بالا صورت می‌گیرد. تنش اعمالی، پتانسیل شیمیایی اتم‌های روی سطوح دانه را به گونه‌ای تغییر می‌دهد که امکان حرکت جابجایی خالی از مرزدانه‌ای که تنش کششی را تحمل می‌کند به مرز دانه‌ای که تنش فشاری را تحمل می‌کند، فراهم می‌آورد. از سوی دیگر همین حرکت در جهت عکس برای اتم‌ها وجود دارد. زمانی که این تغییر فرم توسط نفوذ حجمی کنترل شود، مکانیزم خزش نفوذی نابارو-هرینگ ۲۹ و

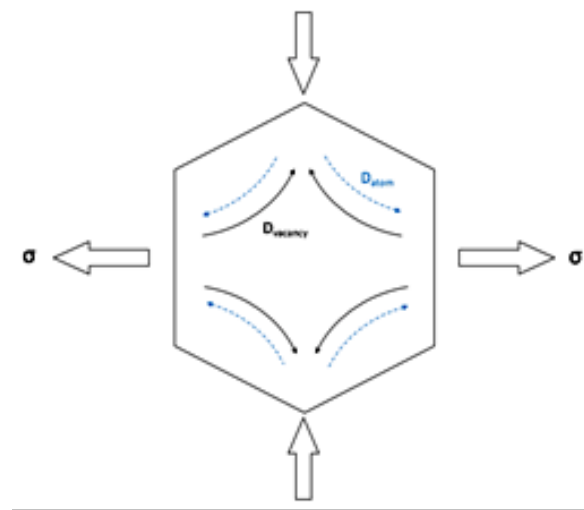
29. Nabarro-Herring Mechanism



تصویر ۲۱. تغییرات کرنش گذار نرماله شده با درجه حرارت برای پره‌های نو و مستعمل در شرایط ۸۸۹°C/۹۰MPa [۱۶].



تصویر ۲۴. شماتیک مدل خزشی نفوذی کوبل که در آن تغییر فرم خزشی توسط نفوذ در مرز دانه کنترل می‌شود [۲۰].



تصویر ۲۳. شماتیک مدل خزشی نفوذی نابارو-هرینگ که در آن تغییر فرم خزشی توسط نفوذ حجمی کنترل می‌شود [۲۰].

گاز مستلزم داشتن اطلاعات اولیه اعم از دما، تنش و مدول برشی می‌باشد. نتایج بررسی‌هایی که بر روی شرایط کارکرد واقعی پره‌های توربین گاز از جنس IN۷۳۸LC انجام شده است نشان می‌دهد که تنش‌های کارکرد این پره‌ها در ناحیه ریشه آن حتی به ۵۰۰MPa نیز می‌رسد در حالی که ریشه پره در دمای حدود ۴۰۰°C قرار دارد. همچنین در لبه‌های پره که عمدتاً تخریب پره‌ها از این ناحیه صورت می‌گیرد، در تنش‌هایی بین ۱۲۰-۵۰ MPa و دمایی بین ۹۰۰-۸۰۰°C قرار دارند. با توجه به موارد فوق چنین برداشت می‌شود که مکانیزم‌های خزش نفوذی در ریشه متحمل باشد ولی هیچ گزارشی در مورد تخریب پره‌ها در ناحیه ریشه گزارش نشده است. همچنین اگر حداکثر مقادیر تنش و دما برای لبه‌های پره در نظر گرفته شود، مطابق نقشه تغییر فرم خزشی این سوپراآلیاژ، مکانیزم‌های لغزش مرز دانه-ها و یا خزش نفوذی کنترل‌شونده توسط فصل مشترک نیز در این شرایط می‌تواند فعال باشد. ضمناً همان‌طور که در قسمت ۳،۱،۳ محاسبه شد، مکانیزم صعود نابجای‌ها از ذرات /تیز در این شرایط می‌تواند فعال باشد. بنابراین در قسمت‌های مختلف پره مکانیزم‌های متفاوت خزش می‌تواند فعال باشد [۱۰ و ۲۰].

همان‌طور که اشاره شد این باور وجود دارد که در یک تنش و درجه حرارت خاص بیش از یک مکانیزم خزشی می‌تواند فعال باشد ولی یکی از این مکانیزم‌ها غالب خواهد بود. به‌عنوان مثال با توجه به اطلاعات موجود، دمای کاری ایرفویل پره متحرک ردیف اول توربین گاز ۲۵ مگاواتی فریم ۵ از جنس سوپراآلیاژ IN۷۳۸LC در حدود ۸۵۰°C، تنش متوسط اعمالی ۱۱۰MPa گزارش شده است. همچنین مقدار مدول برشی که تابعی از درجه حرارت می‌باشد، در درجه حرارت ۸۵۰°C برابر ۵۸/۶GPa تعیین شده است. با در نظر گرفتن دمای ۱۲۶۰°C به‌عنوان شروع نقطه ذوب سوپراآلیاژ IN-۷۳۸LC، در این صورت نسبت پارامترهای T/T_m و μ/τ به ترتیب

تنش برشی آستانه لازم برای فعال شدن مکانیزم خزش نفوذی کنترل‌شونده توسط فصل مشترک برای پره‌ها با استفاده از رابطه (۱۲) محاسبه می‌گردد [۱۰]:

(۱۲)

$$\tau_{th} = 0.8\mu b/\lambda$$

که در آن b بردار برگرز و λ فاصله متوسط بین ذرات کاربیدهای مرز دانه می‌باشد. در این حالت مقدار تنش برشی برای پره نو برابر ۷MPa محاسبه شده که تنش کششی آستانه جهت فعال شدن این مکانیزم ۱۴MPa خواهد بود. بنابراین امکان فعال شدن این مکانیزم در شرایط ۹۸۲°C/۱۵۲MPa وجود دارد.

با توجه به کوچک بودن مقدار λ پره مستعمل نسبت به پره نو، می‌توان نتیجه گرفت که تنش آستانه τ_{th} برای پره مستعمل از تنش اعمالی در این شرایط، خیلی بیشتر بوده و در نتیجه مکانیزم خزش نفوذی در پره مستعمل فعال نمی‌باشد. در تصویر شماره ۲۲ نیز نتایج آزمایش‌های انجام شده بر روی پره‌های نو و مستعمل در شرایط ۸۸۹°C/۹۰MPa نشان می‌دهد که مقدار حداقل سرعت خزش در پره نو از متوسط حداقل سرعت خزش در پره مستعمل، بیشتر است. بنابراین می‌توان گفت که در پره مستعمل، لغزش مرز دانه‌ها و یا مکانیزم خزش نفوذی کنترل‌شونده توسط فصل مشترک با کاهش فاصله ذرات کاربیدها مشکل‌تر شده و نهایتاً تنش آستانه لازم از تنش اعمالی بیشتر شده و این مکانیزم‌ها در پره مستعمل غیر فعال می‌شوند [۱۰ و ۱۶].

مکانیزم‌های فعال خزش در شرایط کارکرد واقعی پره در توربین گاز

تعیین مکانیزم‌های خزش در شرایط کارکرد پره‌های توربین

شرایط کارکرد واقعی نیاز به انجام آزمایش‌های متنوع خزش در شرایط طولانی و مختلف می‌باشد. طراحی دقیق یک آزمایش مناسب، نیاز به معادلات رشد فاز γ در دماهای مختلف و همچنین نمودارهای زمان-دما رسوب‌گذاری^{۳۱} دارد که در حال حاضر اطلاعات در مورد دوم در دسترس نمی‌باشد. همچنین از آنجاکه مکانیزم‌هایی به مانند لغزش مرزدانه‌ها و خزش نفوذی نیز می‌تواند در شرایط کارکرد پره‌ها فعال شوند، بنابراین برای ارزیابی پره‌ها توسط آزمایش‌هایی که لغزش مرزدانه‌ها مکانیزم غالب خزش باشد لازم است این آزمایش‌ها برای شرایط طولانی مدت در نظر گرفته شود [۱۰، ۲۰].

۴. نتیجه‌گیری

۱- تغییرات میکروسکوپی از قبیل درشت و کروی شدن ذرات γ اولیه و ثانویه، تشکیل فاز ترد و سوزنی سیگما، کاربیدهای پیوسته $M_{23}C_6$ در مرزدانه‌ها و تشکیل حفرات خزشی در داخل و مرزدانه فاز زمینه در پره مستعمل، مشاهده شده است.

۲- محاسبه تنش آستانه مکانیزم‌های خزش نابجایی نشان می‌دهد که مکانیزم‌های برش و اورروان در شرایط خزشی $760^\circ\text{C}/586\text{ MPa}$ در پره‌های نو و مستعمل فعال می‌باشد ولی با درشت شدن ذرات فاز γ در پره مستعمل، مکانیزم اورروان راحت‌تر صورت می‌گیرد.

۳- اندازه‌گیری تنش آستانه لازم در شرایط $982^\circ\text{C}/152\text{ MPa}$ نشان می‌دهد که هر سه مکانیزم صعود، لغزش مرزدانه و خزش نفوذی در پره نو فعال بوده ولی با پیرشدن پره در شرایط سرویس و همچنین کاهش فاصله ذرات کاربیدها در مرزدانه‌ها، تنش آستانه این مکانیزم‌ها افزایش یافته و در پره مستعمل فقط مکانیزم‌های صعود و اورروان فعال می‌باشد.

0.73 و 10^{-4} محاسبه می‌گردد که با توجه به نقشه تغییر فرم خزشی این آلیاژ با اندازه دانه $1/5\text{ mm}$ که در تصویر شماره ۳ آمده است، مکانیزم خزش نفوذی کنترل شده با فصل مشترک مکانیزم فعال بوده و رفتار خزشی پره را در شرایط واقعی کنترل می‌کند [۷، ۱۰]. در جدول شماره ۳، مکانیزم‌های فعال پره‌های نو و مستعمل در شرایط مختلف خزشی جهت مقایسه آورده شده است.

مقایسه مکانیزم‌های فعال خزش آزمون‌های تنش-گسیختگی با شرایط کارکرد واقعی پره

در این قسمت باید به این سوال پاسخ داد که آیا شرایط آزمون‌های تنش-گسیختگی که برای کنترل کیفی پره‌ها در نظر گرفته شده است معیار صحیحی برای تعیین رفتار خزشی آن‌ها می‌باشد؟ به نظر می‌رسد که آزمایش انجام شده در شرایط خزشی $982^\circ\text{C}/152\text{ MPa}$ برای شناسایی مکانیزم‌های غالب خزشی پره-های توربین گاز از اهمیت بیشتری برخوردار باشد. همان‌گونه که بحث شد در این شرایط خزشی مکانیزم‌های لغزش مرزدانه، خزش نفوذی و صعود فعال می‌باشد که با مکانیزم‌های فعال خزشی پره در شرایط واقعی تقریباً یکسان است. از طرف دیگر گزارش شده است که مکانیزم کنترل‌کننده مرحله سوم خزش در شرایط کارکرد واقعی پره مکانیزم جوانه‌زنی حفره‌ها در مرزدانه می‌باشد و این رفتار نیز در این شرایط خزشی برای سوپر آلیاژ IN738LC مشاهده شده، که شاهد دیگری بر ادعای فوق می‌باشد [۱۰].

همچنین مشاهده شده است که میزان رشد کاربیدهای مرزدانه و ذرات γ در این شرایط آزمایش، خیلی سریع‌تر از آنچه در پره مستعمل دیده شده، صورت پذیرفته است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که به منظور بهتر شدن آزمایش خزش، باید دمای آزمایش کاهش یابد تا سرعت رشد ذرات γ و ذرات کاربید کمتر شده و شرایط آزمایش به شرایط واقعی کاری نزدیک‌تر شود [۱۰].

به هر حال به منظور ارزیابی دقیق رفتار خزشی پره‌ها در

جدول ۳. مکانیزم‌های فعال پره‌های نو و مستعمل در شرایط مختلف خزشی.

31. Time-Temperature Precipitation

شرایط کارکرد واقعی پره	شرایط آزمون تنش-گسیختگی برای کنترل کیفی پره				
	$850^\circ\text{C}/110\text{ MPa}$	$982^\circ\text{C}/152\text{ MPa}$		$982^\circ\text{C}/152\text{ MPa}$	
	پره نو	پره مستعمل	پره نو	پره مستعمل	پره نو
برش	غیرفعال	-	-	فعال	فعال
اورروان	غیرفعال	فعال	غیرفعال	فعال	فعال
صعود	فعال	فعال	فعال	-	-
لغزش مرزدانه	فعال	غیرفعال	فعال	-	-
خزش نفوذی	فعال	غیرفعال	فعال	-	-

References

- [1] R. A. Steven & P. E. J. Flewith, "Intermediate Regenerative HT For Extending The Creep Life of Superalloy IN738", *Mat. Sci. and Eng.*, 1981.
- [2] A. Davin, C.L. Mertens, P. Vierset & P. Louis, "Microstructural Damage Induced during the Repair Process", *Proceeding of a Conference Held in liege*, 1986.
- [3] R.A. Steven and P.E.Flewith, "Microstructural Changes which Occur During Isochronal Heat Treatment of the Nickel-Base surperalloy IN738", *Journal of Materials Science*, 1978.
- [4] R. Castillo, A. Koul & J-P. Immarigeon, "The Effect of Service on the Creep Properties of Cast IN738LC Subjected to Low Stress High Tempe. Creep Condition", *Superalloy*, 1988.
- [۵] رضا شرقی، "تخمین عمر پره توربین گاز"، پایان نامه دکتری، دانشگاه صنعتی شریف، زمستان ۱۳۸۲.
- [6] A.K. Koul, R. Castillo, "Creep Behavior of Industrial Turbine Blade Materials", *Proceeding of Materials Cogree Metals*, 1993.
- [۷] علی محمد کلاگر، "تخمین عمر باقیمانده قطعات داغ"، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه علم و صنعت ایران، زمستان ۱۳۷۹.
- [8] "Elbar Casting Process Specification", EPS 40, Material IN738LC, Investment Vacuum Casting.
- [9] Roger C. Reed, "The superalloys" *Fundamentals and application*, Book, 2008.
- [۱۰] محمد چراغزاده، "بررسی رفتار خزشی و تغییرات ریزساختار ناشی از خزش در پره توربین گاز"، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه تهران، زمستان ۱۳۷۴.
- [11] Seyed A. Sajjadi, S. Nategh, R. I.L. Guthrie, "Study of microstructure and mechanical properties of high performance superalloy Ni-Base GTD-111", *Materials Sci. and Eng.*, 2002.
- [12] R.A. Steven and P.E.Flewith, "The depence of creep rate on microstructure in a strengthened superalloy", *Acta metallurgical*, Vol. 29, 1981.
- [13] W. Hoffelner, "Creep dominated damage processes", *High temperature alloy for gas turbines and other application*, 1986.
- [14] P.J. Henderson, M. McLean, "Microstructural contributions to friction stress and recovery kinetics during creep of the Ni-base IN738LC", *Metallurgical transaction*, Vol.31, 1993.
- [15] H. Luthy, R. A. White, O.D. Sherby, "Grain Boundary Sliding and deformation mechanism maps", *Materials Sci. and Eng.*, Vol.39, 1979.
- [16] X. W u and A. K. Koul, "Grain Boundary Sliding in the Presence of Grain Boundary precipitates During Transient Creep", *Metall. and Material Trans. A*, Vol. 26A, 1995.
- [17] J. Roslor, E. Arzt, "The kinetics of dislocation climb over hard particles-I. Climb without attractive particle-dislocation interaction", *Acta metal.*, Vol.36, 1988.

۴- از آنجا که در توربین‌های گاز پره‌های متحرک نو با مکانیزم غالب خزشی یعنی مکانیزم‌های لغزش مرزدانه و خزش نفوذی کنترل شونده توسط فصل مشترک ارزیابی می‌شوند و از طرف دیگر، به‌خاطر یکسان بودن این مکانیزم‌ها با مکانیزم‌های فعال در شرایط خزشی $982^{\circ}\text{C}/152\text{ MPa}$ ، می‌توان گفت این شرایط برای ارزیابی خواص خزشی پره‌ها از اهمیت بیشتری برخوردار می‌باشد.

- [18] E. Arzt, J. Roslor, "The kinetics of dislocation climb over hard particles-II." Effect of attractive particle-dislocation interaction", Acta metal., Vol.36, 1988.
- [19] E. Arzt, M. F. Ashby, R. A. Verrall, "Interface controlled diffusional creep", Acta metallurgical, Vol. 31, 1983.
- [20] P. Paufler, "J.-P. Poirier. Creep of crystals. High-temperature deformation processes in metals, ceramics and minerals". Cambridge University Press. From Wikipedia.