

Research Paper

The effect of hot Isostatic pressing on microstructure and mechanical properties of nickel based gas turbine blade

Ali Mohammad Kolagar

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

Citation: Kolagar A M. The effect of hot Isostatic pressing on microstructure and mechanical properties of nickel based gas turbine blade. Metallurgical Engineering 2018; 21(1): 72-81 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.69675.1148>

doi : <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.69675.1148>

ABSTRACT

Solidification microporosity forms within dendritic space of gas turbine blades at large section in investment casting. Microporosity content more than permissible limit significantly reduces mechanical properties of turbine blades at the service conditions. In these work, effects of Hot Isostatic pressing (HIP) followed by standard heat treatment cycle process on microstructural characteristics such as grain boundaries serration, microporosity content and mechanical properties of Ni-base superalloy IN738LC have been investigated by optical, Scanning Electron Microscopy (SEM) and practical experiments. The results of studies have shown that hot isostatic pressing provides more serration at grain boundary and could mostly eliminate or reduce micro porosities which were generated during solidification by means of sintering. HIP is able also to improve creep life and ductility but has no effect on yield stress at tensile experiment.

Keywords: Hot Isostatic pressing, Ni-base superalloy, Solidification microporosity, mechanical properties.

■ ■

** Corresponding Author:*

Ali Mohammad Kolagar, MSc

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

Tel: +98 (26) 36196650

E-mail: kolagar.Alimohammad@Mapnamk.com

تاثیر فرآیند فشار داغ بر ساختار و خواص مکانیکی پره متحرک توربین گاز از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل

علی محمد کلاگر

کارشناس ارشد مهندسی مواد، شرکت مهندسی مواد کاران- گروه مپنا، تهران، ایران.

چکیده

ماهیت فرآیند ساخت پره‌های توربین گاز به روش ریخته‌گری دقیق به‌گونه‌ای است که ریزمک‌های انجمادی در مقاطع ضخیم و در فضای بین شاخه‌های دندریتی در حین انجماد تشکیل می‌شود. این ریزمک‌ها با تشکیل ترک در شرایط کاری و در نتیجه بارگذاری، موجب شکست پیش از موعد پره‌ها می‌گردند. در این تحقیق، با استفاده از میکروسکوپ‌های الکترونی روبشی و نوری متصل به سیستم تحلیل گر تصویری، تغییرات ساختاری و همچنین میزان ریزمک‌های انجمادی پره متحرک توربین گاز از جنس IN738LC در شرایط قبل و بعد از اعمال فرآیند فشار داغ مورد بررسی و خواص مکانیکی آن‌ها نیز مورد مقایسه قرار گرفته است. تحقیقات نشان داده است که اعمال فرآیند فشار داغ موجب موجی شدن بیشتر مرزخانه، حذف و یا کاهش میزان ریزمک‌های انجمادی، افزایش عمر خزشی و همچنین افزایش درصد ازدیاد طول نسبی در آزمایش‌های کشش و خزش گردیده ولی تاثیری بر استحکام تسلیم سوپرآلیاژ پایه نیکل ندارد.

واژه‌های کلیدی: فرآیند فشار داغ، سوپرآلیاژ پایه نیکل، ریزمک‌های انجمادی، خواص مکانیکی.

۱. مقدمه

در یک دسته بندی کلی، پره‌های متحرک توربین گاز به سه روش ریخته‌گری دقیق، فورج و متالورژی پودر ساخته می‌شوند. روش ریخته‌گری دقیق به سبب قابلیت تولید پره‌های بزرگ، پیچیده و استفاده از سوپرآلیاژهایی با مقاومت به خزش بالاتر، کاربرد گسترده‌تری دارد. با این حال، فرآیند ساخت پره‌های متحرک توربین گاز به روش ریخته‌گری دقیق بگونه‌ای است که در حین انجماد، بخصوص در مراحل پایانی آن بدلیل عدم مذاب رسانی صحیح از فضای بین شاخه‌های دندریتی، ریزمک‌های انجمادی^۱ در پره‌ها تشکیل می‌گردد. حضور ریزمک‌های انجمادی باعث پراکندگی در نتایج آزمایش‌های مکانیکی شده و نیز تاثیر مهمی روی درصد ازدیاد طول نسبی در آزمایش کشش دارد. همچنین در نتیجه بارگذاری در شرایط سرویس این امکان وجود دارد که ریزمک‌ها بهم پیوسته شده و تشکیل ترک را بدهند که در نهایت منجر به شکست پیش از موعد قطعات گردند [۳، ۴، ۵]. اصلاح سیستم راهگامی، ایجاد شیب حرارتی صحیح، سرعت انجماد و غیره از عواملی هستند که در کاهش این عیب نقش مهمی را ایفاء می‌کنند. اما در قطعات بزرگ و در

پره‌های متحرک یکی از اجزاء اصلی و مهم توربین‌های گاز بوده که در درجه حرارت‌های بالا و تنش‌های زیاد کار می‌کنند و جزء پرمصرف‌ترین قطعات به شمار می‌روند. مقاومت به خزش، مقاومت در مقابل اکسیداسیون و خوردگی داغ، دو فاکتور اصلی و اساسی برای انتخاب مواد مورد استفاده در ساخت پره‌های توربین می‌باشد. در این راستا، سوپرآلیاژها بخاطر ویژگی‌های متالورژی بسیار پیچیده و منحصر بفرد و همچنین داشتن بهترین ترکیب از نقطه نظر ساختار و خواص مکانیکی در محدوده دمایی ۱۱۰۰-۶۵۰°C، از استحکام و پایداری مناسبی برخوردار بوده و در ساخت پره‌های متحرک استفاده می‌گردند [۱].

سوپرآلیاژها عموماً بر پایه عناصر اصلی نیکل، کبالت و یا آهن- نیکل می‌باشند. سوپرآلیاژ IN738LC یکی از سوپرآلیاژهای مهم پایه نیکل می‌باشد که از آن برای تولید پره‌های متحرک ردیف اول توربین گاز ۲۵ مگاواتی به روش ریخته‌گری دقیق استفاده می‌گردد. این آلیاژ بواسطه رسوب ذرات فاز γ' اولیه و ثانویه با ترکیب شیمیایی $Ni_3(Al,Ti)$ و همچنین رسوبات انواع کاربیدها در داخل و در امتداد مرزخانه‌های فاز زمینه، استحکام می‌یابد [۲].

1. Solidification Microporosity

* نویسنده مسئول:

مهندس علی محمد کلاگر

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

تلفن: ۳۶۱۹۶۶۵۰ (۲۶) ۹۸+

پست الکترونیکی: kolagar.Alimohammad@Mapnamk.com

جدول ۱. دما و فشار در فرآیند HIP برخی از مواد [۸]

Material	Melting Point, T_m (°C)	RT Yield Stress, (MPa)	Hipping Temp., (°C)	Hipping Pressure, (Mpa)
Al and its Alloys	660 (Al)	100-627	500	100
Ti and its Alloys	1670 (Ti)	180-1320	920	100
Nimonic and Superalloys	1453 (Ni)	200-1600	1100-1280	100-140
Steels	1536 (Fe)	500-1980*	950-1160	100
Al_2O_3	2050	5000	1500	100
SiC	2837	10000	1850	200
WC/Co	2867	6000	1350	100

*Low Steel Alloys (Water Quenched and Tempered)

افزایش دما تا نزدیک دمای انحلال کاربیدهای MC نیز، انحلال سولفوکاربیدها^۵ را در زمینه بدنبال داشته و در نتیجه موجب جدایش گوگرد در مرزخانه‌ها می‌گردد که خود نقش مهمی در کاهش خصوصیات خزشی سوپرآلیاژهای پایه نیکل دارد [۱۰ و ۹].

۲. مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از دو عدد پره متحرک ردیف اول ریختگی توربین گاز ۲۵ مگاواتی فریم ۵ از جنس سوپر آلیاژ IN738LC که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۲) آمده است، استفاده شده است.

پس از مرحله ریخته‌گری و به منظور حذف ریزمک‌های انجمادی، یکی از پره‌ها مطابق دستورالعمل سازندگان اصلی (OEM)^۶ [۱۱] آنها تحت عملیات فشار داغ قرار گرفت. در این عملیات، پره‌ها در دمای $1200^{\circ}C$ و فشار 103 MPa به مدت ۴ ساعت در اتمسفر گاز آرگون قرار داده شدند و پس از سپری شدن این زمان با سرعت $5-7^{\circ}C/min$ در داخل کوره تا دمای $600^{\circ}C$ و سپس در هوا تا دمای محیط سرد شدند تا ریزمک‌های ناشی از فرآیند ریخته‌گری به حداقل ممکن کاهش یابد. سیکل عملیات حرارتی استاندارد (SHT)^۷ نیز در دو مرحله انحلال جزئی^۸ برای انحلال کامل فاز V' ثانویه و بخشی از فاز V' اولیه و مرحله پیرسازی جهت تشکیل رسوب‌های V' و نیز رشد آنها را تا اندازه‌های مطلوب بر روی هر دو پره اعمال شد. در مرحله اول در دمای $1120^{\circ}C$ به مدت ۲ ساعت حل‌سازی جزئی شده و سپس در هوا سرد شدند. در مرحله دوم پره‌ها به مدت ۲۴ ساعت در دمای $845^{\circ}C$ پیرسازی شده و سپس در هوا سرد شدند.

بررسی‌های ریزساختاری شامل بررسی وضعیت مرزخانه‌ها، مورفولوژی، اندازه و توزیع ذرات فاز V' اولیه و

مقاطع ضخیم علیرغم بکارگیری این تمهیدات حضور چنین ریزمک‌های انجمادی اجتناب ناپذیر خواهد بود. برای از بین بردن این عیب، قطعات تحت عملیات فشار داغ (HIP)^۲ قرار می‌گیرند. مکانیزم حذف ریزمک‌ها در فرآیند HIP، در نتیجه اعمال فشار گاز داغ از قبیل گاز آرگون و سپس زینتر شدن^۳ آنها در دمای بالا می‌باشد. از اینرو از متغیرهای این فرآیند می‌توان به فشار، دما و همچنین زمان اشاره کرد که باید به دقت انتخاب و در طول فرآیند کنترل شوند [۶، ۷]. برای مثال، دما و میزان فشار اعمالی در فرآیند HIP برخی از مواد جهت مقایسه در جدول (۱) آورده شده است. عامل فشار که نقش مهمی در حذف ریزمک‌ها دارد از جمله عوامل مهمی است که حساسیت بالاتری نسبت به دما دارد [۸].

معمولاً فرآیند فشار داغ در دمایی بیشتر از 0.7 دمای ذوب آلیاژها (T_m) انجام می‌شود. بطور مثال برای سوپرآلیاژها این دما بین $1280-1100^{\circ}C$ می‌باشد. در آلیاژهای که شامل اجزایی با نقطه ذوب پائین‌تری نسبت به فاز زمینه می‌باشند اگر دمای فشار داغ در درجه حرارتی بین نقطه ذوب آن جزء و زمینه انتخاب شود، حذف ریزمک‌ها با مشکل روبرو خواهد شد [۸].

دمای فرآیند فشار داغ سوپرآلیاژهای نیکل باید بالاتر از دمای انحلال رسوب‌های V' و کاربیدهای $M_{23}C_6$ انتخاب شود اما این دما نباید از دمای انحلال کاربیدهای MC و نیز دمای ذوب موضعی^۴ بیشتر باشد. تنها در این شرایط است که با اعمال فرآیند فشار داغ می‌شود از بسته شدن ریزمک‌های موجود اطمینان حاصل کرد. در صورتیکه دمای فرآیند فشار داغ از دمای انحلال کاربیدهای MC بالاتر باشد، این مساله موجب رشد دانه‌ها شده و در طی فرآیند عملیات حرارتی بعدی، موجب تشکیل لایه نازکی از کاربیدهای پیوسته در امتداد مرزخانه خواهد شد که نهایتاً موجب کاهش خواص مکانیکی آلیاژ می‌شود. همچنین گزارش شده است که

5. Sulphocarbides

6. Original Equipment Manufacturer

7. Standard Heat Treatment Cycle

8. Partial Solution

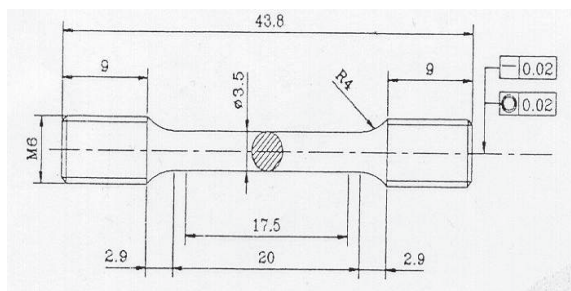
2. Hot Isostatic Pressing

3. Sintering

4. Incipient Melting

جدول ۲. ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN738LC برحسب درصد وزنی

عنصر شیمیایی (%)	C	Cr	Mo	Co	Fe	Ta	W	Al	Ti	Zr	B	Ni
IN738LC	۰/۱	۱۵/۹	۱/۷	۸/۴	۰/۳	۱/۷	۲/۵	۳/۳	۳/۲	۰/۰۵	۰/۰۱	پایه


شکل ۲. نقشه ابعاد نمونه‌های خواص کششی در دماهای مختلف از پره ریختگی [۲]

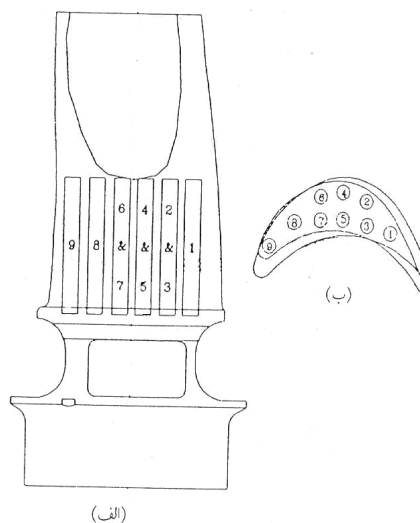
انجام شد. شرایط انجام آزمایش تنش-گسیختگی از سوی سازندگان اصلی این پره‌ها که برای ارزیابی و کنترل کیفیت آنها معرفی گردید، انتخاب شد [۱۱]. نتایج آزمایش کشش در دماهای مختلف در جدول (۳) و همچنین نتایج آزمون تنش-گسیختگی پره از جنس سوپرآلیاژ IN738LC در جدول‌های (۴) و (۵) ارائه شده است.

۳. نتایج و بحث

تأثیر فرایند فشار داغ بر مشخصه‌های ساختاری

شکل‌های (۳) و (۴)، تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار سوپرآلیاژ IN738LC را قبل و بعد از اعمال فرایند فشار داغ در بزرگنمایی ۵۰ برابر نشان می‌دهد. مناطق سیاه رنگ در این تصویر ریزمک‌های انجمادی حاصل از ریخته‌گری هستند که در فاز آستینیتی زمینه ۷ توزیع شده‌اند. همانطوریکه در شکل (۴) مشاهده می‌شود، اعمال عملیات فشار داغ موجب حذف حفرات و ریزمک‌های انجمادی شده است. با این حال حذف کامل حفرات مشروط به داشتن سطوح داخلی تمیز و عاری از اکسید می‌باشد و در غیر اینصورت حتی این امکان وجود دارد که پس از اعمال عملیات فشار داغ نیز این حفرات بطور کامل حذف نشوند.

شکل (۵)، وضعیت مرزدانه‌ها را پس از اعمال فرایند فشار داغ در بزرگنمایی ۵۰۰ برابر نشان می‌دهد. با توجه به سرعت‌های سرد شدن پائین از دمای عملیات فشار داغ و همچنین موارد ذکر شده، می‌توان گفت که شرایط برای تشکیل مرزدانه‌های موجی شکل فراهم شده است که بررسی‌های ساختاری بعمل آمده در شکل (۶) نیز این مطلب را تأیید می‌نماید.


شکل ۱. شماتیک محل نمونه برداری جهت تهیه نمونه‌های خواص کششی از پره ریختگی [۲]

ثانویه که با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی^۹ متصل به دستگاه تحلیل‌گر تصویری بعد از اعمال فشار داغ و سیکل عملیات حرارتی استاندارد بر روی نمونه‌های تهیه شده از ایرفویل این پره‌ها انجام شد. نمونه‌های متالوگرافی توسط محلول اچ ماربل حاوی ۵۰ میلی‌لیتر HCL، ۵۰ میلی‌لیتر H₂O و ۱۰ گرم CuSO₄ اچ شدند. از محلول اچ اسید لاکتیک حاوی ۳ سی‌سی HNO₃، ۰/۲ سی‌سی HF و ۵ سی‌سی اسید لاکتیک نیز برای مشاهده بهتر فازهای رسوبی استفاده گردید.

با توجه به اینکه تهیه نمونه‌های بزرگ و معمول خواص مکانیکی از پره متحرک ردیف اول فریم ۵ عملی نمی‌باشد، برای انجام آزمایش‌های کشش و تنش گسیختگی در شرایط استاندارد، از نمونه‌های کوچک شده^{۱۰} استفاده گردید. محل نمونه برداری از پره‌ها در شکل (۱) و همچنین نقشه و ابعاد این نمونه‌ها در شکل (۲) نشان داده شد. آزمایش کشش در دمای محیط و دماهای بالا به ترتیب مطابق استانداردهای تنش-گسیختگی نیز در شرایط ۹۸۲°C/۱۵۲MPa و ۷۶۰°C/۵۸۶ MPa مطابق استاندارد ASTM E139 [۱۴] توسط دستگاه خزش با قابلیت انجام آزمایش تا دمای ۱۲۰۰°C

9. Scanning Electron Microscopy

10. Sub Size

جدول ۳. نتایج خواص کششی دمای محیط و دماهای بالای سوپرآلیاژ IN738LC در شرایط مختلف

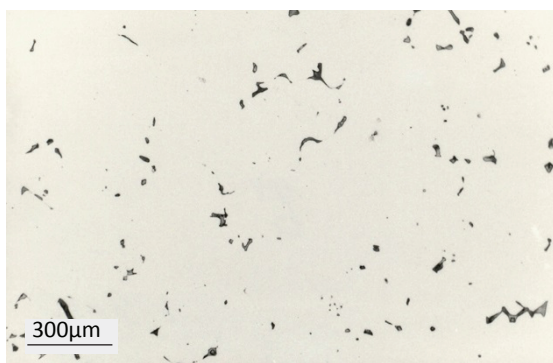
شرایط/مشخصات	استحکام تسلیم (مگاپاسکال)	ازدیاد طول نسبی (درصد)	دما (درجه سانتیگراد)
پره ریختگی + عملیات حرارتی استاندارد	۷۸۰	۲/۱	۲۱
	۷۷۵	۴/۰	۴۵۰
	۷۶۰	۴/۴	۵۵۰
	۷۱۰	۳/۹	۶۵۰
	۷۷۵	۶/۰	۷۰۰
	۵۲۵	۶/۷	۸۵۰
پره ریختگی + فرآیند فشار داغ + عملیات حرارتی استاندارد	۸۱۲	۳/۸	۲۱
	۸۰۰	۸/۱	۴۵۰
	۷۹۰	۷/۲	۵۵۰
	۷۴۵	۶/۶	۶۰۰
	۸۱۲	۶/۴	۶۵۰
	۸۰۵	۱۱/۶	۷۰۰
	۷۸۰	۱۰/۲	۷۵۰
	۷۱۰	۱۰/۱	۸۰۰
	۵۷۵	۱۰/۶	۸۵۰

جدول ۴. نتایج خواص خزشی سوپرآلیاژ IN738LC در شرایط ۹۸۲°C/۱۵۲MPa

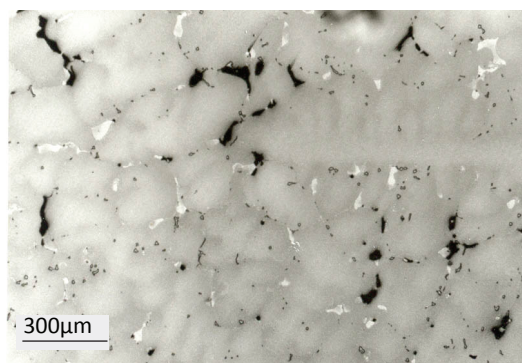
شرایط/مشخصات	حداقل سرعت خزش (بر زمان)	زمان تا شکست (ساعت)	ازدیاد طول نسبی (درصد)
پره ریختگی + عملیات حرارتی استاندارد	$2/7 \times 10^{-7}$	۳۸/۶	۷/۸
	$2/9 \times 10^{-7}$	۴۰/۰	۸/۲
	$2/3 \times 10^{-7}$	۴۱/۵	۸/۴
پره ریختگی + فرآیند فشار داغ + عملیات حرارتی استاندارد	$2/2 \times 10^{-7}$	۴۷/۰	۱۰/۶

جدول ۵. نتایج خواص خزشی سوپرآلیاژ IN738LC در شرایط ۷۶۰°C/۵۸۶ MPa

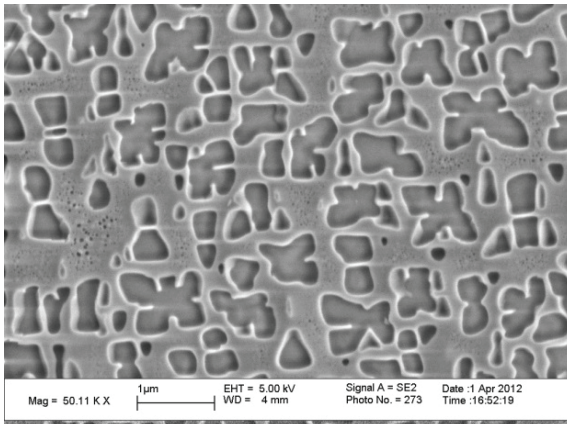
شرایط/مشخصات	حداقل سرعت خزش (بر زمان)	زمان تا شکست (ساعت)	ازدیاد طول نسبی (درصد)
پره ریختگی + عملیات حرارتی استاندارد	$1/8 \times 10^{-7}$	۳۳/۵	۴/۳
	$2/4 \times 10^{-7}$	۳۵/۰	۵/۲
	$3/2 \times 10^{-7}$	۲۷/۸	۵/۰
پره ریختگی + فرآیند فشار داغ + عملیات حرارتی استاندارد	$2/9 \times 10^{-7}$	۳۱/۰	۸/۴



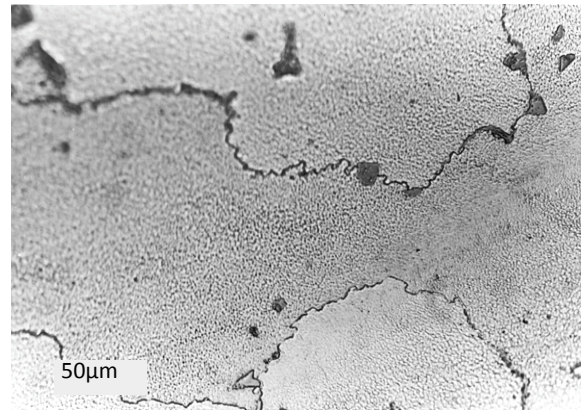
شکل ۴. تصویر میکروسکوپ نوری از فازهای کاربیدی و ریزمکهای انجمادی پس از اعمال فرآیند فشار داغ



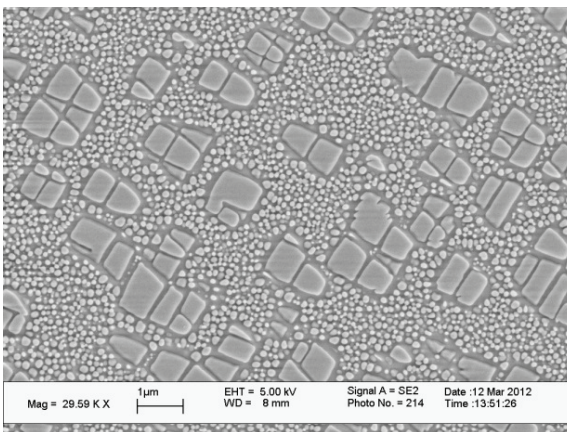
شکل ۳. تصویر میکروسکوپ نوری از فازهای کاربیدی و ریزمکهای انجمادی قبل از اعمال فرآیند فشار داغ



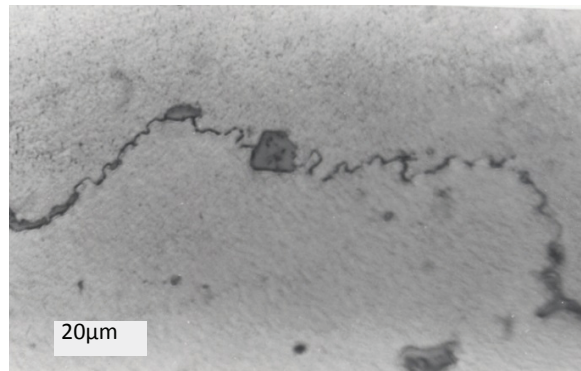
شکل ۹. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار سوپرآلیاژ IN738LC پس از عملیات فشار داغ



شکل ۵. تصویر میکروسکوپ نوری از مرفولوژی مرزدانه‌ها در سوپرآلیاژ IN738LC قبل از اعمال فرآیند فشار داغ



شکل ۱۰. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار سوپر آلیاژ IN738LC پس از عملیات حرارتی استاندارد



شکل ۶. تصویر میکروسکوپ نوری از مرفولوژی مرزدانه‌ها در سوپرآلیاژ IN738LC پس از اعمال فرآیند فشار داغ

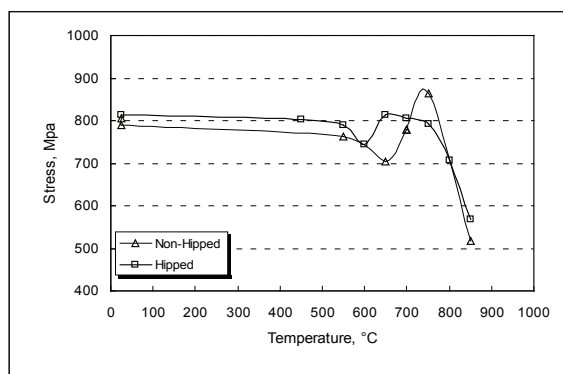
مکعبی $7\ \mu\text{m}$ اولیه و میانگین قطر رسوب‌های کروی $7\ \mu\text{m}$ ثانویه $0.1\ \mu\text{m}$ اندازه‌گیری شده است.

تاثیر فرآیند فشار داغ بر تنش تسلیم

نمودار شکل (۱۱) تنش تسلیم سوپرآلیاژ IN738LC در آزمایش کشش را در شرایط قبل و پس از عملیات فشار داغ در دماهای مختلف کشش نشان می‌دهد. نمونه‌ها در هر دو شرایط، تحت عملیات حرارتی استاندارد قرار گرفتند. همانگونه که از نتایج مشاهده می‌شود، در نتیجه اعمال فرآیند فشار داغ، اگرچه تنش تسلیم آلیاژ در دماهای مختلف به میزان کمی افزایش یافته است، اما می‌توان اثر فرآیند فشار داغ را بر تنش تسلیم ناچیز فرض نمود. در آلیاژهای معمولی، با افزایش دمای کشش تنش تسلیم آلیاژ کاهش می‌یابد در حالیکه نتایج تجربی ارائه شده در نمودار شکل (۱۱) حاکی از بروز یک رفتار غیرعادی دارد. برای بررسی این رفتار تغییرات تنش تسلیم نمونه‌هایی که در شرایط عملیات حرارتی

شکل (۹)، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از توزیع رسوب‌های $7\ \mu\text{m}$ پس از اعمال عملیات فشار داغ را نشان می‌دهد. با توجه به دمای عملیات فشار داغ، انتظار می‌رود که تمام رسوب‌های $7\ \mu\text{m}$ ثانویه و همچنین بخش زیادی از رسوب‌های $7\ \mu\text{m}$ اولیه در زمینه حل شوند. در پایان عملیات فشار داغ، بدلیل سرعت‌های سرد شدن پائین، رسوب‌های $7\ \mu\text{m}$ با ابعادی بزرگ تشکیل می‌شوند. حضور چنین رسوب‌هایی در ساختار قطعه از نقطه نظر خواص مکانیکی مطلوب نبوده و باید با اعمال عملیات حرارتی بعدی مشخصات این رسوب‌ها اصلاح شوند، تا ساختار از نقطه نظر اندازه، شکل و توزیع رسوب‌های $7\ \mu\text{m}$ به یک ساختار مطلوب تبدیل شود. از اینرو پس از اعمال فرآیند فشار داغ، باید سیکل عملیات حرارتی استاندارد بر روی قطعات اعمال شود.

شکل (۱۰)، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از توزیع یکنواخت و همگن رسوب‌های $7\ \mu\text{m}$ اولیه و ثانویه در فاز زمینه $7\ \mu\text{m}$ پس از اعمال سیکل عملیات حرارتی استاندارد را نشان می‌دهد. با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی در شرایط عملیات حرارتی استاندارد، متوسط اندازه رسوب‌های



شکل ۱۱. تأثیر فرآیند فشار داغ بر تنش تسلیم سوپرآلیاژ IN738LC در شرایط عملیاتی حرارتی استاندارد

رسوب‌های γ' اولیه کاهش می‌یابد که این موضوع دلالت بر برش رسوب‌های ریز γ' ثانویه توسط نابجایی‌ها دارد.

ج- محدوده دمایی بالاتر از 650°C

در این محدوده دمایی همانگونه که در نمودار شکل (۱۱) نیز مشاهده می‌شود، تنش تسلیم ابتدا افزایش یافته و سپس کاهش می‌یابد. بطور کلی در سوپرآلیاژهایی با درصد پائین از رسوب‌های γ' رفتار کششی آلیاژ متأثر از حضور رسوب‌های γ' نخواهد بود. در واقع رسوب‌های γ' نقش تعیین کننده‌ای در رفتار کششی آلیاژ نداشته و این ویژگی‌های زمینه است که رفتار کششی آلیاژ را تعیین می‌کند. در حالیکه در سوپرآلیاژهایی با درصد بالای رسوب‌های γ' خصوصیات کششی آلیاژ متأثر از حضور رسوب‌های γ' بوده و رفتار آلیاژ تا حدودی مشابه ترکیب بین فلزی Ni_3Al خواهد بود. با در نظر گرفتن این مطلب و نیز با توجه به اینکه درصد فاز γ' در سوپرآلیاژ IN738LC با انجام آزمایش‌های تجربی در حدود ۴۶ درصد حجمی اندازه‌گیری شده است، انتظار می‌رود که رفتار کششی آلیاژ متأثر از رفتار کششی ترکیب بین فلزی Ni_3Al باشد. در خصوص رفتار کششی ترکیب بین فلزی Ni_3Al مقالات متعددی انتشار یافته است. تقریباً اغلب تئوری‌های ارائه شده در این خصوص تشکیل نقاطی را روی نابجایی‌ها فرض می‌کنند که تابعیت دمایی^{۱۴} داشته و موجب غیر متحرک شدن آنها می‌شود [۱،۲].

THORNTON و همکارانش [۲۰] مکانیزمی را برای افزایش تنش تسلیم با درجه حرارت ارائه کردند که بعداً توسط سایر محققین نیز مورد تأیید قرار گرفته است. طبق تئوری ارائه شده توسط THORNTON، بخش‌هایی از نابجایی‌هایی پیچی که روی صفحات {۱۱۱} قرار دارند و در این دسته صفحات از تحرک کافی برخوردار هستند، در اثر لغزشی تقاطعی^{۱۵} وارد دسته صفحات {۱۰۰} می‌شوند. از آنجائیکه بخش‌های لغزش

استاندارد قرار دارند را می‌توان در سه محدوده مختلف دمایی بشرح ذیل مورد بررسی قرار داد:

الف- محدوده دمایی از 25°C تا 550°C

در این محدوده دمایی اگرچه تنش تسلیم به میزان خیلی کمی با افزایش دمای کشش کاهش یافته است، با اینحال در این محدوده می‌توان تغییرات تنش تسلیم را مستقل از درجه حرارت فرض نمود. به عبارت دیگر مکانیزم حرکت نابجایی‌ها که منجر به تسلیم آلیاژ می‌شود یک مکانیزم مستقل از دما^{۱۱} است. علت بروز این رفتار را می‌توان به خصوصیات مکانیکی و از جمله رفتار کششی سوپرآلیاژهای پایه نیکل که متأثر از مشخصه‌های ذرات رسوبی فاز γ' می‌باشد، نسبت داد. بخصوص در سوپرآلیاژهایی با درصد بالای فاز γ' نظیر سوپرآلیاژ IN738LC تغییر در مشخصه‌های این فاز رسوبی اثر قابل توجهی بر رفتار کششی آلیاژ خواهد داشت. گزارش‌های منتشر شده [۱۵،۱۶] نشان می‌دهند که فاز γ' به علت دارا بودن ساختمانی با نظم بلند برد^{۱۲} اثر محسوسی بر فرآیند لغزش و حرکت نابجایی در سوپرآلیاژهای پایه نیکل خواهد داشت.

یکی دیگر از مسائل خیلی مهم، واکنش نابجایی‌ها و رسوب‌های موجود در زمینه است که نقش تعیین کننده‌ای در رفتار کششی آلیاژ دارد. همانگونه که در بخش‌های قبل مشاهده شد ساختار سوپرآلیاژ IN738LC در شرایط عملیاتی حرارتی استاندارد متشکل از رسوب‌های γ' به دو شکل کروی و مکعبی می‌باشد که بعنوان موانعی در میسر حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کنند [۱۷].

ب- محدوده دمایی بین 550°C تا 650°C

با توجه به نتایج تجربی ارائه شده در نمودار شکل (۱۱)، مشاهده می‌شود که تنش تسلیم آلیاژ در محدوده دمایی فوق به یک مقدار حداقل (۷۴۵ Mpa) کاهش می‌یابد. در خصوص کاهش استحکام تسلیم آلیاژ، تئوری‌های مختلفی ارائه شده است. DUHL و SHAH [۱۸] با بررسی بر روی رفتار استحکام تسلیم سوپرآلیاژهایی که در آنها توزیع رسوب‌های γ' بصورت دوگانه^{۱۳} است، به این نتیجه رسیدند که در چنین آلیاژهایی رسوب‌های ریز γ' ثانویه در فضاهایی که در بین رسوب‌های γ' اولیه وجود دارد توزیع می‌شوند و در نتیجه مانع از برش رسوب‌های درشت γ' اولیه می‌شوند. در حالیکه در دماهای بالاتر و در نتیجه برش رسوب‌های درشت γ' اولیه استحکام افزایش می‌یابد. همچنین BERNSTEIN و DOLLAR [۱۹] با ارائه نظریه مشابهی در خصوص کاهش استحکام تسلیم آلیاژ، عنوان کردند که اندازه‌گیری دانسیته نابجایی‌ها در دماهای میانی نشان می‌دهد که دانسیته نابجایی‌ها در مناطق بین

11. Athermal

12. Long Range Order

13. Bi-modal

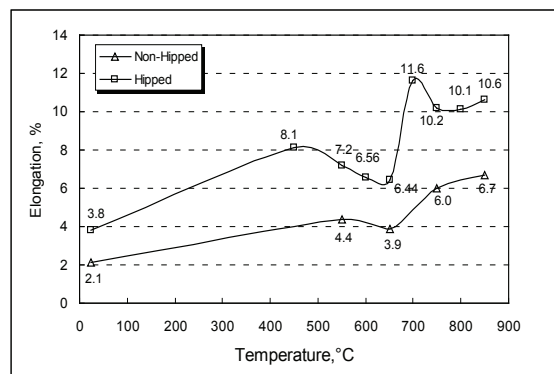
14. Thermally Activated Process

15. Cross Slip

نتایج تحقیقات BETTGE و همکارانش [۲۱] نشان داد که ماکزیمم درصد ازدیاد طول نسبی در دمای 450°C ناشی از توزیع یکنواخت نابجائی‌ها^{۱۴} روی صفحات لغزش {۱۱۱} می‌باشد. در چنین شرایطی تمرکز تنش موجود در سیستم، هیچ‌گاه به مقادیر بحرانی لازم برای جوانه‌زنی ترک نخواهد رسید و آلیاژ تغییر فرم پذیری بالایی از خود نشان می‌دهد. حداقل درصد ازدیاد طول نسبی در آزمایش کشش یک پدیده شناخته شده در سوپرآلیاژهای پایه نیکل است و در سیستم‌های آلیاژهای مختلف ممکن است در دماهای مختلفی ظاهر شود. مکانیزم‌های متعددی ممکن است باعث بروز این پدیده در سوپرآلیاژها شود که از مهم‌ترین آنها می‌توان به مکانیزم‌های تغییر فرم منجر به تمرکز کرنش، ناپایداری رسوب‌های γ' در دماهای بالا و تردی مرزخانه‌ها اشاره کرد.

تاثیر فرآیند فشار داغ بر رفتار خزشی سوپرآلیاژ

جداول (۴) و (۵) تاثیر فرآیند فشار داغ را بر خصوصیات خزشی آلیاژ در شرایط مختلف خزشی نشان می‌دهند. همانطوریکه از نمودار شکل (۱۳) مشاهده می‌شود، در هر دو شرایط اعمال عملیات فشار داغ موجب بهبود درصد ازدیاد طول نسبی در آزمون خزش شده است. این در حالی است که در شرایط دمای بالا و تنش پایین (MPa) $982^{\circ}\text{C}/152$ اعمال عملیات فشار داغ موجب بهبود عمر گسیختگی شده ولی در شرایط دمای پائین و تنش بالا (MPa) $760^{\circ}\text{C}/586$ اعمال عملیات فشار داغ موجب کاهش عمر گسیختگی شده است. با توجه به درجه حرارت، تنش و ریزساختار آلیاژ، مکانیزم‌های مختلف خزش می‌توانند در پره‌ها فعال شوند. گزارش شده است که خصوصیات خزشی آلیاژ در تنش‌های بالا، متاثر از ویژگی‌های ریزساختاری داخل دانه‌ای آلیاژ می‌باشد که در این حالت اندازه و توزیع فازهای رسوبی از جمله ذرات فاز γ' تعیین کننده مکانیزم خزشی غالب خواهد بود. درحالی‌که ویژه‌گی‌های مرزخانه و شرایط آن نقش عمده‌ای در خصوصیات آلیاژ در زمان‌های طولانی دارد [۲۲، ۲۳]. از اینرو به لحاظ تغییرات ایجاد شده در مرفولوژی مرزخانه‌ها، انتظار می‌رود که خصوصیات خزشی آلیاژ در تنش‌های پایین بهبود باید که این در توافق با نتایج بدست آمده می‌باشد. همچنین بهبود مشاهده شده در درصد ازدیاد طول نسبی آلیاژ به بسته شدن حفرات و ریزمک‌های حاصل از ریخته‌گری در اثر اعمال فرآیند فشار داغ نسبت داده می‌شود.



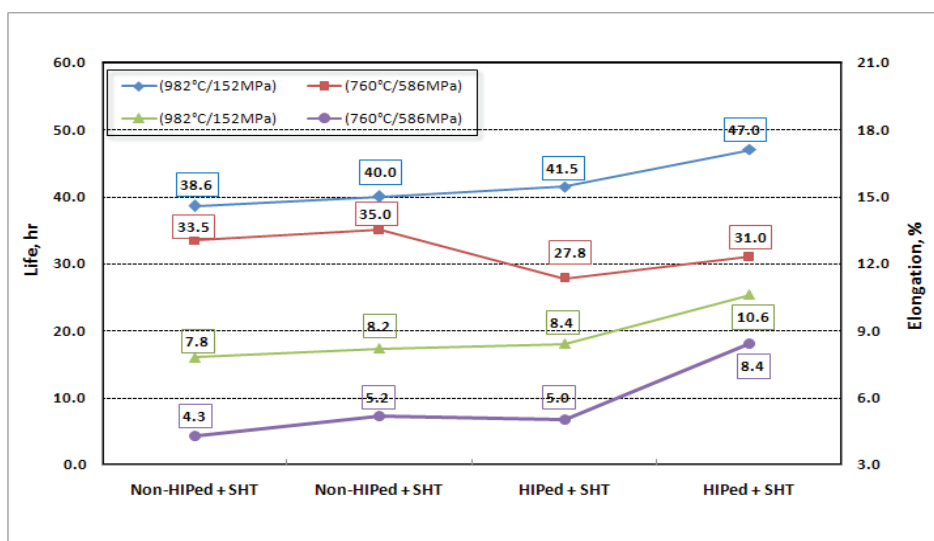
شکل ۱۲. تاثیر فرآیند فشار داغ بر ازدیاد طول نسبی سوپر آلیاژ IN738LC در شرایط عملیات حرارتی استاندارد

یافته از نابجائی‌های پیچی روی دسته صفحات جدید قادر به حرکت نمی‌باشند، بعنوان مناطق قفل کننده بخش‌های باقیمانده از نابجائی‌های پیچی روی دسته صفحات {۱۱۱} عمل کرده و مانع از تحرک آنها در این دسته صفحات می‌شوند. این موضوع اساس تئوری کار سختی ارائه شده توسط KEAR و WILSDROF بوده و از چنین قفل‌هایی تحت عنوان قفل‌های KEAR-WILSDROF نیز نام برده می‌شود. با افزایش درجه حرارت (پس از نقطه ماکزیمم) شرایط برای تشکیل حلقه‌های نابجایی فراهم شده و نابجایی‌ها با تشکیل حلقه‌های نابجایی موانع را پشت سر خواهند گذاشت که در نتیجه چنین تغییری در مکانیزم حرکت نابجایی‌ها، استحکام تسلیم آلیاژ نیز کاهش خواهد یافت.

تاثیر فرآیند فشار داغ بر درصد ازدیاد طول نسبی

نمودار شکل (۱۲)، درصد ازدیاد طول نسبی سوپرآلیاژ IN738LC در آزمایش کشش را در شرایط قبل و پس از عملیات فشار داغ در دماهای مختلف کشش نشان می‌دهد. همانگونه که از نتایج ارائه شده مشاهده می‌شود، درصد ازدیاد طول نسبی در آزمایش کشش به واسطه انجام عملیات فشار داغ از یک افزایش قابل ملاحظه‌ای برخوردار است. این افزایش را می‌توان به بسته شدن حفرات و ریزمک‌های انجمادی نسبت داد.

تغییرات درصد ازدیاد طول نسبی سوپرآلیاژ IN738LC در آزمایش کشش بصورت تابعی از دمای آزمایش کشش برای نمونه‌ها در شرایط عملیات حرارتی استاندارد نیز در نمودار شکل (۱۲) آورده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود با افزایش دمای کشش، درصد ازدیاد طول نسبی در شرایط عملیات حرارتی استاندارد تا دمای 450°C افزایش یافته و با افزایش بیشتر درجه حرارت به یک حداقل در دمای 650°C کاهش می‌یابد. در دماهای بالاتر از دمای 650°C درصد ازدیاد طول مجدداً افزایش یافته و سپس یک حداقل دوم در دمای 800°C ظاهر می‌شود.



شکل ۱۳. تاثیر فرآیند فشار داغ بر عمر و درصد ازدیاد طول نسبی خزشی سوپر آلیاژ IN738LC در شرایط عملیات حرارتی استاندارد

۶- اعمال فرآیند فشار داغ موجب بهبود درصد ازدیاد طول نسبی در آزمایش کشش شده ولی تاثیری بر تنش تسلیم سوپر آلیاژ IN738LC ندارد.

۷- اعمال فرآیند فشار داغ موجب بهبود درصد ازدیاد طول نسبی و طول عمر سوپر آلیاژ در آزمایش خزش در شرایط $982^{\circ}\text{C}/152\text{MPa}$ شده و نیز حداقل سرعت خزش را کاهش می‌دهد.

۸- نتایج آزمون خزشی در شرایط $760^{\circ}\text{C}/586\text{MPa}$ نشان می‌دهد که اعمال عملیات فشار داغ موجب افزایش درصد ازدیاد طول نسبی و کاهش عمر خزشی آلیاژ می‌گردد.

۵. تقدیر و تشکر

بدین وسیله از کلیه همکاران در شرکت مهندسی موادکاران که بنحوی ما را در انجام این تحقیق یاری نموده‌اند، کمال تشکر و سپاسگزاری می‌نمائیم.

۴. نتیجه گیری

در این تحقیق تاثیر فرآیند فشار داغ بر ریزساختار و خواص مکانیکی پره متحرک ردیف اول توربین گاز ۲۵ مگاواتی از جنس سوپر آلیاژ IN738LC مورد بررسی گرفت و مشخص گردید که:

۱- با اعمال سیکل عملیات حرارتی استاندارد بعد از اعمال فرآیند فشار داغ، ساختار سوپر آلیاژ IN738LC متشکل از رسوب‌های کروی و مکعبی $7\mu\text{m}$ می‌باشد که بصورت یکنواخت در فاز زمینه $7\mu\text{m}$ توزیع شده‌اند.

۲- مورفولوژی مرزخانه‌ها، متاثر از سرعت‌های سرد شدن از دمای انحلال می‌باشد. با توجه به دمای انحلال بالا و همچنین سرعت‌های سرد شدن پائین عملیات فشار داغ، شرایط برای تشکیل مرزخانه‌های موجی شکل در سوپر آلیاژ IN738LC فراهم می‌گردد.

۳- با اعمال عملیات فشار داغ ریزمک‌های انجمادی بین‌دندریتی در سوپر آلیاژ IN738LC، کاهش و بعضاً حذف شده‌اند.

۴- بر خلاف اکثر آلیاژها که با افزایش دما تنش تسلیم کاهش می‌یابد، نتایج تجربی ارائه شده از بروز یک رفتار غیرعادی افزایش دما با استحکام کششی برای سوپر آلیاژهای پایه نیکل نشان می‌دهد.

۵- با افزایش دمای کشش از 25°C تا 550°C تنش تسلیم اندکی کاهش یافته درحالی‌که در محدوده دمایی بین 550°C - 650°C ، تنش تسلیم آلیاژ با شدت بیشتری به یک مقدار حداقل کاهش می‌یابد. در محدوده دمایی بالاتر از 650°C ، تنش تسلیم ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد.

References

- [۱] رضا شرقی، «مکانیزمهای تخریب و تخمین عمر خزشی سوپرآلیاژ IN738LC»، پایان نامه دکتری، دانشکده علم مواد و متالورژی دانشگاه صنعتی شریف، دی ۱۳۸۲.
- [۲] علی محمد کلاگر، «تخمین عمر باقیمانده قطعات داغ (پره متحرک ردیف اول توربین گاز فریم ۵)»، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشکده علم مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران، بهمن ۱۳۷۹.
- [3] Amir Rezaei, Seyed Ebrahim Vahdata, " Study of Effects of Temperature and Pressure in HIP Process on Mechanical Properties of Nickel-based Superalloys", 5th International Conference of Materials Processing and Characterization, 2016.
- [4] R. Chandramouli, "Hipping", Associate Dean-Research, SAS-TRA University, Thanjavur-613 401, NPTEL - Mechanical Engineering - Forming, (2002) 1-5.
- [5] Hot Isostatic pressing simple equations for better materials, Bodycote plc 2014.
- [6] G. E. Wasielewski and N. R. Lindblad, " Elimination of Casting Defects Using HIP", General Electric, Gas Turbine Products Division, Schenectady, New York, (1982).
- [7] G. V. Drunem, J. Liburdi, W. Wallace & T. Terada, Proceeding of the Conference on Advanced Fabrication Process, Florence, Italy September, (1978).
- [8] H.V. Atkinson and S. Davies, " Fundamental Aspects of Hot Isostatic Pressing: An Overview", Metallurgical and Materials Transaction A, Volume 31A, December 2000.
- [9] M. Lambrigts, E. Diderrich & D. Coutouradis, Superalloys, (1980) 285-294.
- [10] A. K. Koul, J. P. Immerigeon and W. Wallace, "Advances in High-Temperature Structure Materials and Protective Coating", Canada, (1994).
- [11] "Elbar Casting Process Specification", EPS 40, Material IN-738LC, Investment Vacuum Casting, 1988.
- [12] ASTM E8/8M, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", (2016)
- [13] ASTM E21, "Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials", (2009).
- [14] ASTM E139-11, "Standard Test Methods for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials", (2011).
- [15] Y. H. Zhany, Q. Z. Chen and D. M. Knowles, Mat. Sci. Tech. Dec. Vol.17, (2001) 1551-1556.
- [16] T. Link and M. F. Kniepmeier Met. Trans. A, Vol.23A, Jan (1992) 99-105.
- [17] R. G. Davies and N. S. Stolff, Metall. Sec. AIME, Vol.133, (1965) 714-719.
- [18] D. M. Shah and D. N. Duhl, J. Met. 33 (1981) 24-32.
- [19] M. Dollar, I. M. Bernstem, Superalloys 1988, Edited by S. Richamman, The Metallurgical Society, Warrendale, Pennsylvania, U.S.A, 1988.
- [20] P. H. Thornton, R. G. Davies and T. L. Johusta, Metallurgical Transaction 1A, 1970 207-217.
- [21] D. Bettge, W. Dsterle and J. Zieds, Z. Metallkad, 86(1995) 190-197.
- [22] J. C. Beddoes and W. Wallace, Metallography 13, (1980) 185-194.
- [23] H. Burt, J. P. Dennison, I. C. Elliott and B. Wilshire, Mat. Sci. Eng. 53, (1982) 245-250.