



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Effect of Solution Treatment on the Microstructure of γ' Precipitates in the IN738LC Superalloy Before and After Aging

Yazdan Shajari¹, Seyed Hosein Razavi^{2*}, Zahra Sadat Seyedraoufi³

1. M.Sc. Department of Materials Engineering Karaj Branch, Islamic Azad University Karaj, Iran.

2. Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

3. Assistant Professor, Department of Materials Engineering Karaj Branch, Islamic Azad University Karaj, Iran.

Received 03 February 2018
Accepted 01 March 2018

Abstract:

Nickel base superalloys are used for their unique properties in the construction of various components of ground and air gas turbines. In the present study, the IN738LC superalloy was solubilized at a temperature of 1090 °C to 1200 °C and at a time of 30 to 120 minutes. The samples were aged for 24 hours after solution heat treatment at 800 °C. Before and after aging, samples were examined by optical microscopes (OM), scanning electron microscopy (SEM) and field emission scanning electron microscopy (FESEM). The results showed that increasing the temperature and time of solution heat treatment reduces the volume percentage and the size of the γ' precipitates, while the volume percentage and size of the γ' precipitates are increased and decreased, respectively, after aging. Micro-hardness tests showed that hardness of the superalloy was strongly influenced by the characteristics of sediments. By increasing the solubility time and reducing the volume percentage of γ' precipitates, the hardness decreased but it increased after aging.

Keywords:

IN738LC superalloy,
Solution heat treatment,
 γ' precipitates,
Aging.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:

Shajari Y., Razavi S.H., Seyedraoufi Z.S., Effect of Solution Treatment on the Microstructure of γ' Precipitates in the IN738LC Superalloy Before and After Aging, in Persian, Founding Research Journal, 2017, 1(2) 99-108.

DOI: 10.22034/frj.2018.117722.1022

* Corresponding Author:

Seyed Hossein Razavi, Associate Professor

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology,
P.O. Box 16846-13114, Narmak, Tehran, Iran. Tel: +98 21 77240540/ Fax: +98 21 77240480.

E-mail: hrazavi@iust.ac.ir



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

اثر عملیات انحلالی بر خصوصیات ریزساختاری رسوبات γ' در سوپرآلیاژ IN738LC قبل و بعد از پیرسازی

یزدان شجری^۱، سید حسین رضوی^{۲*}، زهراسادات سیدرئوفی^۳

۱- کارشناس ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، کرج، ایران. Yazdan.shajari@yahoo.com

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران. hrazavi@iust.ac.ir

۳- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، کرج، ایران. z.seydraoufi@kia.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۶/۱۱/۱۴

پذیرش: ۱۳۹۶/۱۲/۱۰

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به جهت داشتن خواص منحصر به فردشان در ساخت اجزاء مختلف توربین‌های گازی زمینی و هوایی مورد استفاده قرار می‌گیرند. در تحقیق حاضر سوپرآلیاژ IN738LC در بازه دمایی 1090°C تا 1200°C و در زمان‌های ۳۰ تا ۱۲۰ دقیقه محلول‌سازی شد. نمونه‌ها پس از محلول‌سازی در دمای 850°C به مدت ۲۴ ساعت پیرسازی شدند. قبل و بعد از پیرسازی میکروساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ‌های نوری (OM)، الکترونی روبشی (SEM) و الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) بررسی شد. نتایج نشان داد که افزایش دما و زمان عملیات حرارتی انحلال، درصد حجمی و اندازه رسوبات γ' را کاهش می‌دهد، در حالی که درصد حجمی رسوبات γ' پس از پیرسازی افزایش و اندازه آنها کاهش می‌یابد. بررسی‌های ریزسختی‌سنجی نیز نشان دادند که سختی سوپرآلیاژ شدیداً تحت تاثیر مشخصات رسوبات می‌باشد. با افزایش زمان محلول‌سازی و کاهش درصد حجمی رسوبات γ' ، سختی کاهش و پس از پیرسازی افزایش یافت.

واژه‌های کلیدی:
سوپرآلیاژ IN738LC،
عملیات حرارتی انحلالی،
رسوبات γ' ،
پیرسازی.

۱- مقدمه

سوپرآلیاژها مواد پیشرفته و استراتژیکی هستند که قابلیت ارائه خواص مهندسی را در دماهای بالاتر از تبلور مجددشان دارند. این دسته از مواد از طریق ایجاد و توزیع رسوبات هم‌سیما γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) در زمینه و جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها به وسیله مرزهای ضد فاز، مستحکم می‌شوند [۲، ۱]. این مواد به صورت گسترده برای ساخت اجزای توربین‌های گازی مورد استفاده قرار می‌گیرند. از خواص منحصر به فرد این دسته از مواد می‌توان به پایداری ریزساختاری در دمای بالا، مقاومت در برابر خزش، خستگی و خوردگی و اکسیداسیون اشاره کرد. ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژهای پایه نیکل مانند دیگر مواد فلزی به فرآیندهای اولیه و ثانویه تولیدشان وابسته است، به عنوان

مثال عملیات حرارتی نقش تعیین کننده‌ای در خواص مکانیکی این آلیاژها چه در دمای محیط و چه در دماهای بالا دارد [۳].

فرآیندهای تولید ثانویه متعددی روی سوپرآلیاژهای پایه نیکل از قبیل عملیات حرارتی، جوشکاری و پوشش‌دهی به منظور ارتقاء کیفیت‌شان انجام می‌گیرد. عملیات حرارتی که بر روی این دسته از مواد انجام می‌گیرد، متشکل از دو مرحله اصلی محلول‌سازی و پیرسازی است که با توجه به خواص مدنظر، تعداد دفعات هر مرحله مشخص می‌شود [۴]. با قرار دادن آلیاژ در دمایی که متعلق به ناحیه تک فازی است و صرف زمان مکفی، یک آلیاژ تک فاز یا چند فاز با درصد کم از فازهای ثانویه ایجاد می‌شود، گام بعدی قرار دادن قطعه در ناحیه دوفازی در زمان‌های طولانی مدت

بیشتر از شصت درصد است که بیانگر اهمیت این فاز است [۱۲]. بنابراین، استحکام این آلیاژ در دمای بالا شدیداً به مشخصه رسوبات γ' بستگی دارد. تغییر در مشخصه این رسوبات، خواص مهندسی این آلیاژ را تحت تاثیر قرار می‌دهد، تا جایی که در تحقیقات قبلی نشان داده شده است که با توزیع مناسب نانو رسوبات γ' ثانویه، عمر خزشی این آلیاژ تا ۲۲ ساعت افزایش می‌یابد [۱۱-۱۲].

در این تحقیق سعی بر آن است تا مناسب‌ترین شرایط از لحاظ دما و زمان عملیات محلول‌سازی برای سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی IN738LC انتخاب شود و تاثیر پارامترهای محلول‌سازی بر کیفیت ریزساختار به خصوص نانورسوبات γ' ثانویه مورد تحلیل و بررسی قرار گیرد.

۲- مواد و روش تحقیق

برای انجام این پژوهش از سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی IN738LC استفاده شد. ترکیب شیمیایی این آلیاژ به وسیله طیف‌سنجی نشری نوری بدست آمد که نتیجه آن در جدول (۱) نشان داده شده است. به این منظور، نمونه‌های استوانه‌ای شکل به قطر و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر با برش‌کاری به وسیله سیم با تخلیه الکتریکی آماده شدند.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN738LC مورد بررسی

بر حسب درصد وزنی.

عناصر	مقدار
کروم	۱۶/۰۳
کیالت	۸/۳۸
مولیبدن	۱/۸۶
تنگستن	۳/۰۵
تانتالیم	۱/۶۳
نایوبیم	۰/۸۸
آلومینیم	۳/۲۱
تیتانیوم	۳/۱۵
کربن	۰/۱۲
بور	۰/۰۱
زیرکونیم	۰/
نیکل	بقیه

برای پیرسازی است. زمینه فوق اشباع ایجاد شده در مرحله محلول‌سازی، بستری مناسب برای جوانه‌زنی و رشد رسوبات γ' است. هر چه عملیات محلول‌سازی با کیفیت‌تر انجام شود، فوق اشباع بیشتری در زمینه ایجاد می‌شود؛ بنابراین درصد حجمی رسوبات γ' ثانویه پس از پیرسازی بیشتر می‌شود [۵].

تغییرات انرژی آزاد کل برای جوانه‌زنی رسوبات γ' از رابطه زیر بدست می‌آید:

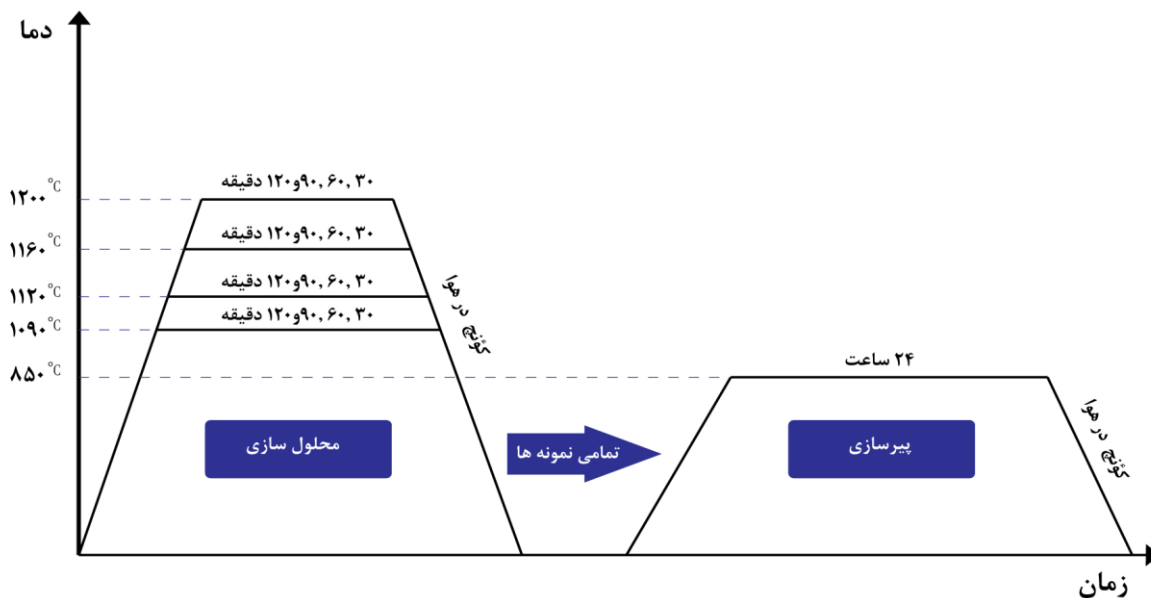
$$\Delta G = -V\Delta G_V + A\gamma + V\Delta G \quad (1)$$

که در آن γ ، انرژی فصل مشترک رسوب بر واحد سطح، A ، سطح فصل مشترک جدید و زمینه، ΔG_V ، انرژی آزاد حاصل از تشکیل رسوب و ΔG_s ، انرژی کرنشی است. تعامل دو پارامتر انرژی آزاد شیمیایی و انرژی فصل مشترک، کنترل‌کننده جوانه‌زنی رسوب در زمینه است. هر چه زمینه فوق اشباع تر باشد، انرژی آزاد شیمیایی بیشتر است و اندازه جوانه بحرانی کوچکتر خواهد بود [۸-۶]. بنابراین جوانه با صرف انرژی کمتر تشکیل شده و به رشد خود ادامه می‌دهد.

از نکته ذکر شده چنین بر می‌آید که نرخ جوانه‌زنی رسوب حین پیرسازی و مشخصه رسوبات تشکیل شده به فوق اشباع ایجاد شده در مرحله محلول‌سازی وابسته است. بنابراین می‌توان گفت دستیابی به یک ریزساختار مناسب پس از پیرسازی به شدت متأثر از انجام هرچه بهتر عملیات محلول‌سازی است [۹].

انجام عملیات حرارتی محلول‌سازی سوپرآلیاژهای پایه نیکل وابسته به پارامترهای موثر بر نفوذ در فلزات و آلیاژهاست. این عملیات، عملیاتی تعادلی بین انحلال و ترسیب است. در یک سمت این تعادل، انحلال رسوبات γ' کوچک و بزرگ و در سمت دیگر مهاجرت و الحاق رسوبات γ' کوچک به بزرگ، رسوبات γ' کوچک به یکدیگر و رسوب گذاری γ' های تازه تشکیل شده در محلول‌سازی و حین سرمایش در ابعاد نانومتری قرار دارد [۱۰، ۱۱].

سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی IN738LC به عنوان یک ماده مناسب برای تولید پره‌های ردیف اول توربین گازی مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱۱]. ریز ساختار نهایی این آلیاژ پس از رسوب سختی شامل زمینه γ با شبکه FCC، γ' های اولیه و ثانویه، $\gamma-\gamma'$ یوتکتیک، کاربیدها و فازهای مضر TCP و لاهه است. درصد وزنی فاز γ' در سوپرآلیاژ IN738LC

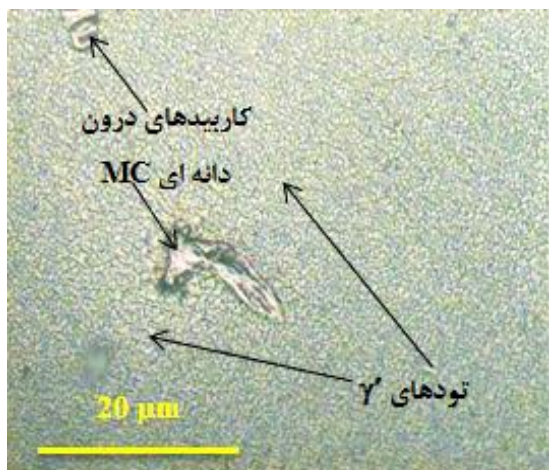


شکل ۱- چرخه عملیات رسوب سختی انجام شده.

جدول ۲- نام گذاری نمونه‌ها بر اساس پارامترهای عملیات حرارتی.

کد	شرایط محلول‌سازی	شرایط پیرسازی
Z0	----	----
Z1	۱۰۹۰ درجه سانتیگراد به مدت ۳۰ دقیقه	۸۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۲۴ ساعت
Z2	۱۰۹۰ درجه سانتیگراد به مدت ۶۰ دقیقه	
Z3	۱۰۹۰ درجه سانتیگراد به مدت ۹۰ دقیقه	
Z4	۱۰۹۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۲۰ دقیقه	
Z5	۱۱۲۰ درجه سانتیگراد به مدت ۳۰ دقیقه	
Z6	۱۱۲۰ درجه سانتیگراد به مدت ۶۰ دقیقه	
Z7	۱۱۲۰ درجه سانتیگراد به مدت ۹۰ دقیقه	
Z8	۱۱۲۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۲۰ دقیقه	
Z9	۱۱۶۰ درجه سانتیگراد به مدت ۳۰ دقیقه	
Z10	۱۱۶۰ درجه سانتیگراد به مدت ۶۰ دقیقه	
Z11	۱۱۶۰ درجه سانتیگراد به مدت ۹۰ دقیقه	
Z12	۱۱۶۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۲۰ دقیقه	
Z13	۱۲۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۳۰ دقیقه	
Z14	۱۲۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۶۰ دقیقه	
Z15	۱۲۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۹۰ دقیقه	
Z16	۱۲۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۲۰ دقیقه	

اولین فاز جامدی هستند که در مذاب تشکیل می‌شوند. به این جهت که این فاز در مذاب معلق است ممکن است با هر شکلی در زمینه γ دیده شود [۱۴].



شکل ۲- تصویر OM نمونه پس از ریخته‌گری.

در شکل (۳-الف)، تصویر SEM نمونه Z1 پس از محلول‌سازی نشان داده شده است. همانطور که مشخص است، فاز γ - γ' یوتکتیک در حال انحلال است. این فاز اولین فازی است که در آلیاژ IN738LC محلول‌سازی می‌شود [۱۵]. در شکل (۳-ب)، تصویر SEM نمونه Z4 پس از محلول‌سازی نشان داده شده است. این تصویر نشان می‌دهد که با افزایش زمان در دمای ثابت بستری مناسب برای الحاق رسوبات γ' به یکدیگر فراهم می‌شود.

در شکل (۳-ج)، تصویر SEM نمونه Z16 پس از محلول‌سازی نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که افزایش دمای محلول‌سازی، درصد حجمی رسوبات γ' را کاهش داده است. اطلاعات کمی این رسوبات باقی‌مانده در جدول (۳) نشان داده شده است.

از تصاویر نشان داده شده در شکل‌های (۲) و (۳) و همچنین اطلاعات جدول (۳)، می‌توان بیان نمود که درصد حجمی و اندازه رسوبات γ' با افزایش زمان و دمای عملیات حرارتی محلول‌سازی، کاهش می‌یابد.

به منظور بررسی اثر دما و زمان محلول‌سازی بر ریزساختار پس از محلول‌سازی و پیرسازی، نمونه‌ها در یک کوره تیوبی با اتمسفر آرگون خالص با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد در چهار دمای ۱۰۹۰، ۱۱۲۰، ۱۱۶۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و زمان‌های ۳۰، ۶۰، ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه محلول‌سازی شدند. سپس تمامی نمونه‌ها در شرایط یکسان ۸۵۰ درجه سانتیگراد و زمان ۲۴ ساعت پیرسازی شدند. تصویر شماتیک چرخه عملیات حرارتی در شکل (۱) نشان داده شده است.

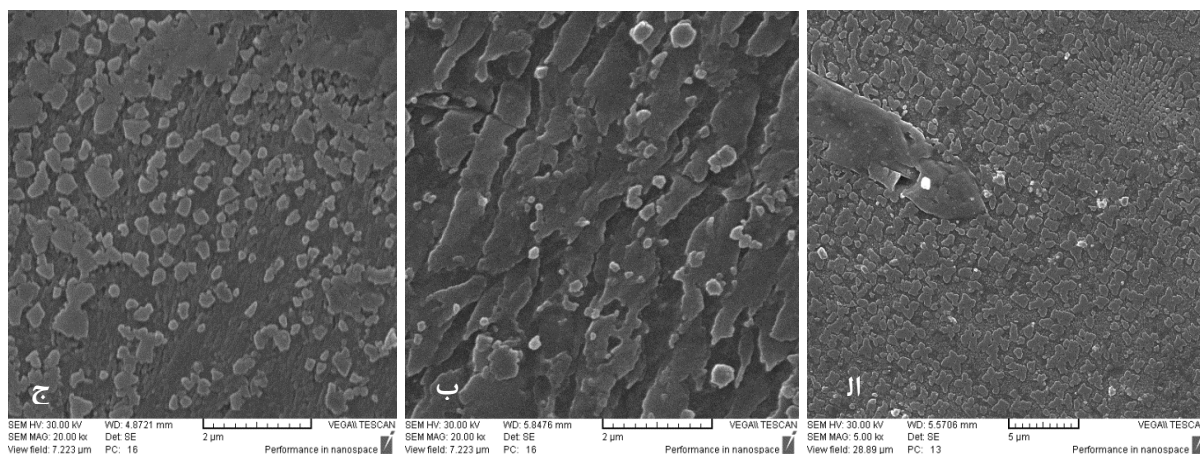
در جدول (۲)، کدگذاری نمونه‌ها بر اساس شرایط مختلف عملیات حرارتی ارائه شده است. سختی نمونه‌ها توسط دستگاه کوپا مدل MH3 مطابق با استاندارد ASTM E 82-16 تحت بار ۰/۱ کیلوگرم و زمان ۱۵ ثانیه در مقیاس میکرو یک بار پس از محلول‌سازی و یک بار پس از پیرسازی اندازه‌گیری شد [۱۲].

پس از انجام هر مرحله، نمونه‌ها بعد از آماده‌سازی سطحی، توسط میکروسکوپ نوری مدل Prior England، میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA / TESCAN و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی مدل MIRA3 ساخت کشور چک مورد بررسی ریزساختاری قرار گرفتند. برای این منظور، نمونه‌ها توسط محلول $10\% \text{H}_3\text{PO}_4 + 90\% \text{H}_2\text{O}$ در زمان ۴ الی ۶ ثانیه تحت اختلاف پتانسیل ۳-۴ V و شدت جریان 120 mA/cm^2 مورد حکاکی الکتریکی قرار گرفتند [۱۳].

در پژوهش حاضر برای اندازه‌گیری درصد حجمی رسوبات و نانورسوبات از آنالیز تصویری با بزرگ‌نمایی بالا به کمک تصاویر SEM، FESEM و نرم‌افزار Clemex استفاده شده است.

۳- نتایج و بحث

در شکل (۲)، تصویر OM سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی IN738LC نشان داده شده است. همان‌طور که مشخص است، درصد حجمی بسیار زیادی از رسوبات γ' به صورت توده‌های فشرده و کشیده یافت می‌شوند. وجود کاربیدهایی با اندازه حدود $13 \mu\text{m}$ ، حاکی از انجماد طولانی مدت و رشد کاربیدهای بلوکی MC است. کاربیدهای بلوکی MC



شکل ۳- تصاویر SEM نمونه‌های محلول‌سازی شده. الف) نمونه Z1، ب) نمونه Z4، ج) نمونه Z16.

جدول ۳- مشخصات رسوبات γ' پس از محلول‌سازی.

کد نمونه	درصد حجمی کلی γ'	درصد حجمی نانو رسوبات	درصد حجمی رسوبات بزرگ	اندازه رسوبات کوچک (nm)	اندازه رسوبات بزرگ (μm)
Z0	۸۷/۶۴	--	--	۹۵	۲/۰۳
Z1	۷۶/۴۴	۲۳/۰۶	۵۳/۳۸	۷۵/۶۸	۱/۹۸
Z4	۷۲/۷۵	۲۲/۱۱	۵۰/۶۴	۷۱/۴۲	۱/۹۰
Z16	۶۵/۵۴	۳۷/۷۷	۲۷/۷۷	۵۹/۵۰	۱/۴۰

رسوبات کاهش می‌یابد. به دلیل افزایش فوق اشباع در زمینه، حرکت اتم‌ها به سمت یکدیگر و تشکیل رسوبات بزرگتر سخت‌تر شده و شرایط برای جوانه‌زنی رسوبات در حین انحلال و سردایش فراهم می‌شود [۱۶]. به این ترتیب می‌توان گفت، کدام نوع از رسوبات پس از محلول‌سازی با تغییرات دما و زمان عملیات محلول‌سازی دچار چه تغییراتی می‌شوند.

در شکل (۴)، تصاویر SEM نانورسوبات γ' باقی‌مانده پس از محلول‌سازی در نمونه‌های Z1 و Z16 نشان داده شده است. همان‌طور که در بالا ذکر شد، اطراف رسوبات درشت محل مناسبی برای جوانه‌زنی رسوبات نانومتری γ' است. تصویر (۴- الف) از نمونه Z1 و (۴- ب) از نمونه Z16 تهیه شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، اندازه رسوبات نانومتری در نمونه Z16 نسبت به نمونه Z1 کوچکتر است. این نکته موید میزان فوق اشباع کم و فراهم نبودن انرژی برای نزدیک شدن این رسوبات به یکدیگر و رشد آنها در نمونه Z1 است.

بر اساس نتایج، انواع رسوبات γ' پس از محلول‌سازی را می‌توان به صورت زیر دسته‌بندی نمود:

الف) رسوبات بزرگی که از الحاق و آگلومره شدن رسوبات دیگر به وجود می‌آیند.

ب) رسوبات نانومتری که از کوچک شدن رسوبات بزرگ پدید می‌آیند.

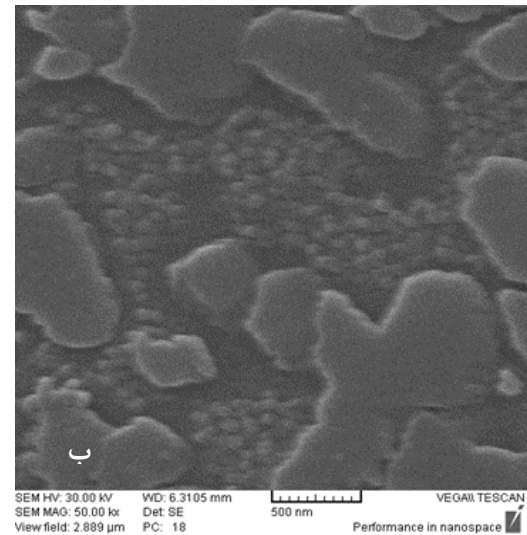
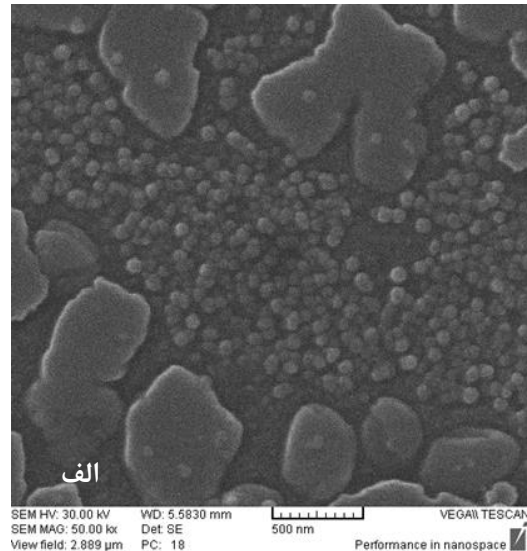
ج) رسوبات نانومتری که طی محلول‌سازی جوانه زده اند.

د) رسوبات نانومتری که حین سرد شدن پدید آمده اند و تحت عنوان رسوبات γ' سرمایشی شناخته می‌شوند.

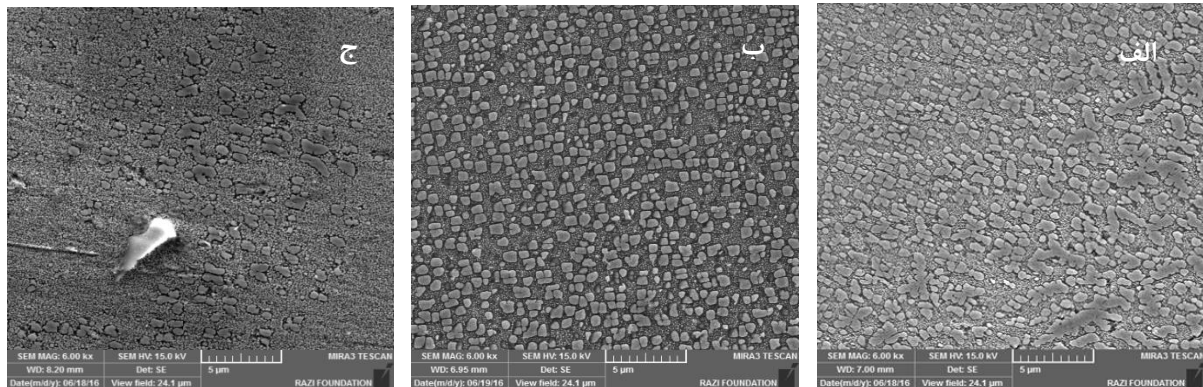
با افزایش دما و زمان عملیات حرارتی محلول‌سازی، درصد حجمی رسوبات نوع الف کاهش می‌یابد اما درصد حجمی رسوبات نانومتری، افزایش می‌یابد. اندازه تمامی رسوبات نیز کاهش می‌یابد. در ابتدای محلول‌سازی رسوبات از گوشه‌ها شروع به کوچک شدن می‌کنند و زمینه اطراف خود را از عناصر پایدار کننده γ' غنی می‌سازند. با افزایش زمان، رسوبات از طریق نفوذ در مسیرهای غنی از Al و Ti به یکدیگر می‌پیوندند و رسوبات مجتمع و بزرگی را در تشکیل می‌دهند که در مقایسه با رسوبات ناموزون و درشت پس از ریخته‌گری، کوچکترند. در دماهای بالا سرعت الحاق

در شکل (۵-الف)، تصاویر FESEM رسوبات پس از پیرسازی در نمونه Z1 نشان داده شده است. این تصویر نشان‌دهنده رسوبات اولیه γ' بی‌قاعده و بزرگ با درصد حجمی نسبتاً بالای نانورسوبات γ' ثانویه است. در شکل (۵-ب)، تصویر FESEM رسوبات پس از پیرسازی در نمونه Z4 نشان داده شده است. رسوبات γ' اولیه به صورت مکعبی در کنار نانو رسوبات کروی γ' ثانویه خود را نشان می‌دهند. در شکل (۵-ج)، تصویر FESEM ریز ساختار رسوبات γ' نمونه Z16 پس از پیرسازی نشان داده شده است. دمای بالای عملیات حرارتی محلول‌سازی، درصد حجمی کمتر و اندازه کوچک‌تر رسوبات را پس از محلول‌سازی در پی دارد و تعداد رسوبات نانومتری سرمایشی را افزایش می‌دهد و رسوبات ثانویه بیشتری را پس از پیرسازی تولید می‌کند [۷].

در قسمت الف شکل (۵)، با توجه به اندازه رسوبات γ' اولیه مشاهده می‌شود که شرایط برای انحلال در نمونه Z1 فراهم نبوده درحالی که شرایط برای رشد رسوبات γ' باقی مانده و حل نشده در حین پیرسازی فراهم است و به مرور زمان نانو رسوبات γ' ثانویه به هم ملحق و در نهایت به رسوبات بزرگتر تبدیل شده‌اند. در قسمت (ب) رسوبات مکعبی نشان‌دهنده پیشرفت شرایط انحلال و ایجاد ریزساختار مناسب‌تر نسبت به حالت Z1 است. افزایش زمان محلول‌سازی منجر به افزایش حجم رسوبات حل شده و در نتیجه محل‌های مناسب بیشتری برای جوانه‌زنی و رشد نانو رسوبات γ' ثانویه به وجود می‌آورد و بنابراین اندازه رسوبات γ' اولیه و ثانویه کاهش می‌یابد.



شکل ۴- تصاویر SEM نانورسوبات باقی مانده پس از محلول‌سازی: (الف) نمونه Z1 و (ب) نمونه Z16.



شکل ۵- تصاویر FESEM نمونه‌ها پس از پیرسازی در: (الف) نمونه Z1، (ب) نمونه Z4، (ج) نمونه Z16.

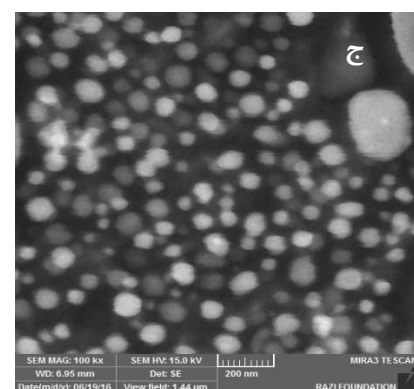
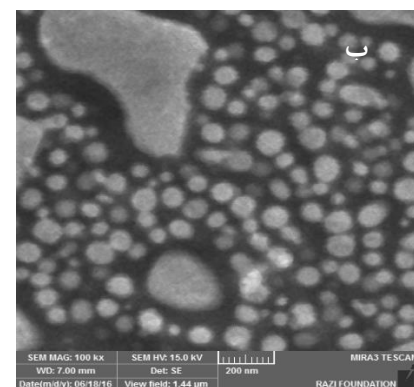
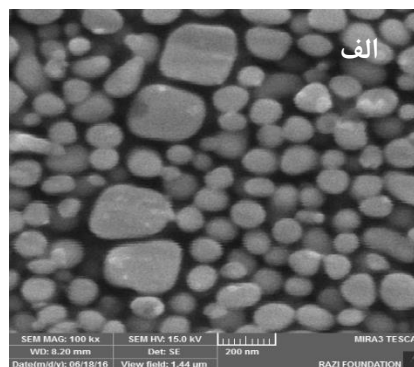
جدول ۴- مشخصات رسوبات γ' پس از پیرسازی.

اندازه رسوبات بزرگ (μm)	اندازه رسوبات کوچک (nm)	درصد حجمی رسوبات بزرگ	درصد حجمی نانورسوبات	درصد حجمی کلی γ'	کد نمونه
۱۰/۷۲۳	۶۷/۹۵	۴۰/۶۶	۲۰/۶۵	۷۰/۳۱	Z1
۰/۴۹۱۲	۶۵/۶۶	۴۴/۳۵	۳۳/۱۹	۷۷/۵۴	Z4
۱/۱۲۲۳	۵۹/۲۲	۵۶/۲۱	۳۷/۹۵	۹۴/۱۶	Z16

با افزایش نقاط جوانه‌زنی، میزان رسوبات افزایش می‌یابد، این افزایش منجر به کاهش عناصر Al و Ti در زمینه شده و با توجه به کاهش غلظت شیمیایی، رشد محدودتر می‌شود [۱۷]. در جدول (۴)، اندازه و درصد حجمی رسوبات γ' پس از پیرسازی نشان داده شده است.

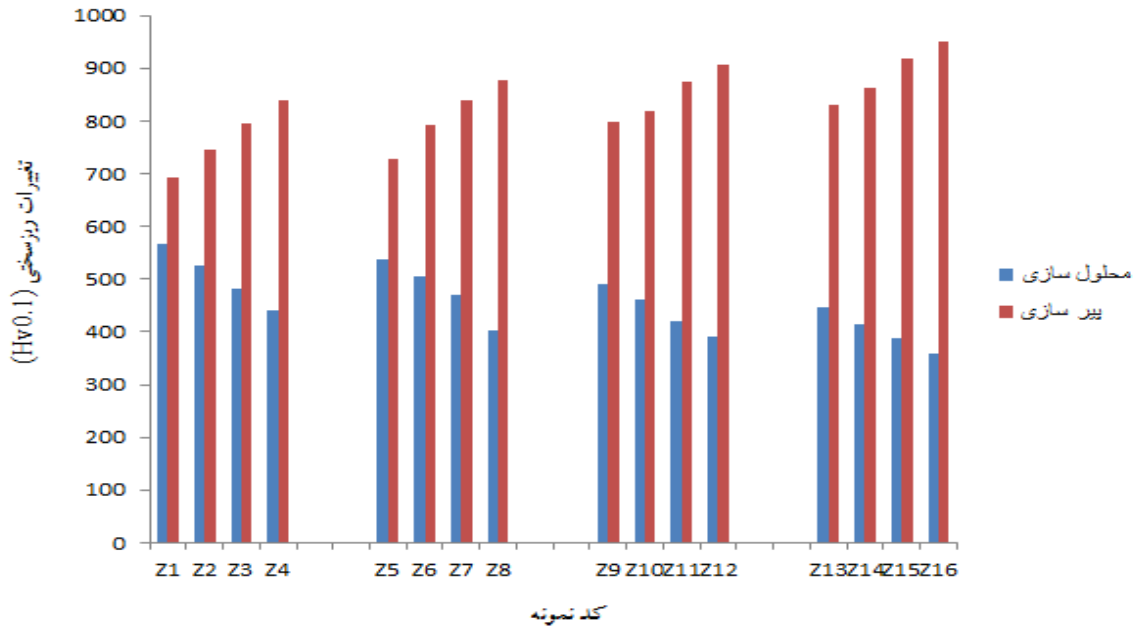
از برخورد نابجایی‌ها با رسوبات و دیگر عیوب ساختاری، سختی سوپرآلیاژهای پایه نیکل افزایش می‌یابد. برش رسوبات γ' توسط نابجایی‌ها مقدمه تولید مرز ضد فاز در جهت $\langle 110 \rangle < \frac{1}{2}$ می‌شود که توسط عبور نابجایی دوم با همان بردار برگرز حذف می‌شود. بنابراین اندازه ذرات γ' تاثیر قابل توجهی بر واکنش با نابجایی‌ها و سختی دارد و مشخصه‌های آن باید کنترل شود. سختی ناشی از مرز ضد فاز امری مهم است و به نظر می‌رسد اهمیت آن در سختی و افزایش سختی سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC نسبت به مکانیزم اوروان و نقص چیده‌شدن بیشتر باشد [۲۰-۱۸]. اگر اندازه این رسوبات، بزرگ‌تر از مقدار لازم باشند، نابجایی‌ها با جفت‌شدن قوی، ذرات را برش می‌دهند که با کاهش سختی همراه است. اما اگر رسوبات γ' کوچکتر از حد مجاز باشند، برش‌پذیر نبوده و نابجایی‌ها از مکانیزم اوروان برای عبور از آنها استفاده می‌کنند [۲۱]. در محلول‌سازی با توجه به کاهش درصد حجمی و اندازه رسوبات γ' ، سختی تا نصف کاهش می‌یابد. نرخ کاهش سختی نیز با افزایش دما و زمان محلول‌سازی افزایش می‌یابد [۱۸، ۷]. در پیرسازی با رسوب‌گذاری و افزایش درصد حجمی رسوبات نانومتری γ' ، به دلیل افزایش برخورد نابجایی‌ها با رسوبات، سختی افزایش پیدا می‌کند. [۲۰، ۲۲].

در شکل ۷، نمودار تغییرات ریزسختی نمونه‌ها پس از محلول‌سازی و پیرسازی نشان داده شده است. همان‌طور که مشخص است خواص مکانیکی به ویژه تغییرات سختی نمونه‌ها متأثر از تغییرات مشخصه رسوبات γ' بر اثر عملیات حرارتی‌های مختلف است. با افزایش زمان و دما در عملیات حرارتی محلول‌سازی، سختی کاهش می‌یابد.



شکل ۶- تصاویر FESEM نانو رسوبات ثانویه پس از پیرسازی: (الف) نمونه Z1، (ب) نمونه Z4 و (ج) نمونه Z16.

در شکل (۶)، تصاویر FESEM نانو رسوبات γ' ثانویه مربوط به نمونه‌های Z1، Z4 و Z16 نشان داده شده است. این تصاویر نشان می‌دهند که با افزایش دما و زمان محلول‌سازی پس از پیرسازی، اندازه رسوبات γ' ثانویه با افزایش محل‌های جوانه‌زنی کاهش یافته است.



شکل ۷- تغییرات ریزسختی نمونه بعد از محلول سازی و بعد از پیرسازی در شرایط مختلف عملیات حرارتی.

در پی دارد، به نحوی که در زمان ثابت با افزایش 110°C دمای محلول سازی، میزان درصد حجمی رسوبات γ' درصد کاهش می‌یابد. این کاهش منجر به افزایش حد اشباع در زمینه γ می‌شود که در مرحله پیرسازی بسیار تاثیرگذار است. در عملیات محلول سازی به دلیل کاهش اندازه و درصد حجمی رسوبات γ' ، سختی کاهش یافت. پس از پیرسازی نیز درصد حجمی رسوبات γ' افزایش و اندازه آنها کاهش یافت. به طور کلی نتایج سختی‌سنجی نشان داد که سختی با افزایش زمان محلول سازی، کاهش و پس از پیرسازی افزایش یافت.

مراجع

- [1] Razavi S.H., Mirdamadi Sh., Szpunar J., Arabi H., Improvement of age hardening process of a nickel-base superalloy, IN-738LC, by induction aging, Materials Science, 2002, 37, 1461-1471.
- [2] شجری ی.، رضوی، س.ح.، بررسی تغییرات مورفولوژیکی به وجود آمده در رسوبات γ' در اثر فرآیند خزش در سوپرآلیاژ IN738LC به وسیله آزمون غیرمخرب، چهارمین کنفرانس بین‌المللی مهندسی مواد و متالورژی، آبان ماه ۱۳۹۴.
- [3] Van Sluytma J.S., Pollock T.M., Optimal precipitate shapes in nickel-base $\gamma-\gamma'$ alloys, Acta Materialia, 2012, 60, 1771-1783.
- [4] Jackman L.A., Forming, fabrication and heat treatment of superalloys, in Superalloys Source Book, ASM, 1984, 217 – 233.
- [5] El-Bagoury N., Waly M., Nofal A., Effect of various heat treatment conditions on microstructure of cast

از طرف دیگر، با افزایش دما و زمان عملیات محلول سازی محل‌های مستعد جوانه‌زنی رسوبات γ' ثانویه در حین پیرسازی افزایش می‌یابند. افزایش درصد حجمی این رسوبات با اندازه بهینه (با افزایش دما و زمان عملیات حرارتی محلول سازی تعداد جوانه‌های رسوبات ثانویه γ' افزایش می‌یابد و این امر مانع از رشد آنها می‌شود) منجر به افزایش واکنش نابجایی‌ها با رسوبات شده و در نهایت افزایش سختی پس از پیرسازی را در پی دارد. افزایش دما و زمان محلول سازی با توجه به دلایل ذکر شده منجر به کاهش سختی پس از محلول سازی و افزایش سختی پس از پیرسازی می‌شود. وجود و مشخصات نانورسوبات γ' در هر دو مرحله رسوب‌سختی با توجه به مکانیزم‌های ذکر شده در تغییرات سختی موثر است.

۴- نتیجه‌گیری

از نتایج بدست آمده در تحقیق حاضر می‌توان نتیجه گرفت که دما و زمان انجام عملیات حرارتی محلول سازی نقش به‌سزایی در ریزساختار و به پیروی از آن در سختی سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC ایفا می‌کند. نتایج نشان داد که افزایش دما در مرحله محلول سازی موثرتر از افزایش زمان است. افزایش این دو پارامتر در مرحله محلول سازی، کاهش درصد حجمی و اندازه رسوبات γ' را

- of IN738 turbine blade, *Materials Science Forum*, 2011, 695, 405-408.
- [21] Porter D.A., *Phase Transformation in Metals and Alloy*, Chapman & Hall, 1992, 136-160.
- [۲۲] رحیمی ا.، میردامادی، ش.ا.، رضوی س.ح.، عباسی س.م.، جعفری ا.، بررسی تاثیر محیط سردایش پس از عملیات انحلال کامل و تاثیر عملیات پیرسازی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ پایه نیکل IN100، ریخته‌گری، ۱۳۹۲، ۱۰۳، ۱-۱۱.
- polycrystalline IN738LC alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 487, 152-161.
- [۶] قائمی ب.، عبدالله‌زاده ا.، جعفریان ح.ر.، اثر سرعت سرد کردن بر اندازه، توزیع و مورفولوژی رسوبات γ' در یک سوپر آلیاژ پایه نیکل، اولین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و انجمن ریخته‌گری ایران، ۱۳۸۶.
- [7] Sajadi. S.A., Elahifar H.R., Farhangi H., Effects of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of the Ni-base superalloy UDIMET 500, *Alloys and Compounds*, 2008, 455, 215-220.
- [8] Smallman R.E., Ngan A.H.W., *Physical Metallurgy and Advanced Material*, Butterworth-Heinemann, 2011, 90-93.
- [9] Sarosia P.M., Viswanathana G.B., Whitis D., Millsa M.J., Imaging and characterization of fine γ' precipitates in a commercial nickel-base superalloy, *Ultramicroscopy*, 2005, 103, 83-93.
- [۱۰] ساری‌صراف ا.، زارعی ح.، رضوی س.ح.، میردامادی ش.ا.، بررسی ریزساختاری پارامترهای مؤثر بر انحلال فاز γ' در سوپرآلیاژ IN738LC، دومین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی ایران و جامعه ریخته‌گران ایران، آبان ماه ۱۳۸۷.
- [11] Hosseini S.S., Nategh S., Ekrami A.A., Microstructural evolution damaged IN738LC during various steps of rejuvenation heat treatment, *Alloy and Compounds*, 2012, 512, 340-350.
- [12] E92-16, *Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials*, ASTM, Feb 2016.
- [13] Salehi R., Samadi A., Savadkoohi M. Kh., Influence of etchants on quantitative / qualitative evaluation of γ' precipitates in a nickel-base superalloy, *Technical Article Metallography, Microstructure and Analysis*, 2012, 1, 290-296.
- [14] Yang J., Zheng Q., Ji M., Sun X., Hu Z., Effect of different C contents on the microstructure, tensile properties and stress rupture properties of IN972 alloy, *Material Science and Engineering A*, 2011, 528, 1534-1539.
- [15] Balikci. E., Raman A., Mirshams R. A., Influence of various heat treatments on the microstructure of polycrystalline IN738LC, *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2002, 28A, 1993-1997.
- [۱۶] شجری، ی.، بررسی اثر شرایط انحلال بر ریزساختار نهایی حاصل از پیرسازی سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC. پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، ۱۳۹۵.
- [17] Mitchell R.J., Preuss M., Tin S., Hardy M.C., The influence of cooling rate from temperatures above the γ' solvus on morphology, mismatch and hardness in advanced polycrystalline nickel-base superalloys, *Materials Science and Engineering A*, 2008, 473, 158-165.
- [18] Razavi S.H., Mirdamadi Sh., Arabi H., Szpunar J., An improved method for age hardening of a superalloy, U.S. Provisional patent, 2001, No. 60/309.
- [19] Wangyaol P., Krongtong V., Tuengsook P., Hormkrajai W., Panich N., The relationship between reheat-treatment and hardness behaviour of cast nickel superalloy, GTD-111, *Materials and Minerals*, 2006, 16, 55-62.
- [20] Yun H. S., Park J.S., An S.U., Kim J.M., Effect of heat treatment on the microstructural characteristics