



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Effect of Solution Heat Treatment Media on Microstructure and Hardness of Ni-Base Superalloy IN738LC

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

1. PhD Candidate, Materials and Energy Research Center, Karaj, 14155-4777, 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: 12 November 2018
Accepted: 30 November 2018

Abstract:

In this paper, effect of solution heat treatment media of IN738LC superalloy on the microstructure and hardness was investigated. Two solution heat treatment medias were selected, solubilizing in the normal or conventional furnace, and solubilizing in the salt base. For this purpose, the samples were solubilized in a temperature range of 1090-1200°C for 20-30 minutes in normal condition and 10-12 minutes in the salt bath, and then aged at 248°C in 850°C. The results of the scanning electron microscope (SEM) and field emission scanning electron microscope (FESEM) showed that increasing the heating rate improves the solution process, and with increasing the temperature and time, the volume fraction of γ' precipitates decreased by 26% in normal condition and 29% in salt bath. The size of the residual γ' precipitates after solution in the salt bath is smaller than normal state, and at high temperatures, due to the activation of the aggregation mechanisms, the size and volume fraction of residual precipitates in the salt bath increased compared to the normal condition. Solution in the salt bath reduced the size of the primary γ' compared to the normal condition and increased the volume fraction of the secondary γ' after the aging. After aging, the total volume fraction of precipitates increased by about 30% and 40%, respectively, in the normal condition and in salt bath. The results showed that the secondary γ' precipitates are about 16nm smaller than usual and the hardness of the alloy is strongly influenced by the characteristics of γ' precipitates and the variables of the solution treatment. Increasing the heating rate at the solution resulted in a further increase in hardness after aging and a further reduction in hardness after solution, and in both conditions increasing temperature and time of solution reduced the hardness of the samples after solution and increased after aging.

Keywords:

IN738LC superalloy,
Solution,
Salt bath,
Heating rate,
 γ' precipitates.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:

Shajari Y., Razavi S.H., Seyedraoufi Z.S., Effect of solution heat treatment media on microstructure and hardness of Ni-base superalloy IN738LC, in Persian, Founding Research Journal, 2018, 2(3) 161-179.

DOI: 10.22034/FRJ.2018.155851.1061

* 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 محیط عملیات حرارتی انحلالی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC

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

۱- دانشجوی دکتری، پژوهشکده سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران. y.shajari@merc.ac.ir

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

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

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۷/۰۸/۲۱

پذیرش: ۱۳۹۷/۰۹/۰۹

در این پژوهش، اثر محیط عملیات انحلالی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ IN738LC مورد بررسی قرار گرفته است. عملیات انحلالی به دو صورت عادی در کوره معمولی و در حمام نمک انتخاب شد. به‌همین‌منظور، عملیات انحلالی در بازه دمایی ۱۲۰۰-۱۰۹۰ به مدت ۳۰ تا ۱۲۰ دقیقه برای نمونه‌ها در شرایط عادی و به مدت ۱۰ تا ۱۲۰ دقیقه برای نمونه‌های در حمام نمک انجام شد. سپس در ۸۵۰°C به مدت ۲۴ ساعت پیرسازی شدند. نتایج میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM) نشان داد که افزایش نرخ گرمایش روند انحلال را بهبود می‌بخشد و با افزایش دما و زمان، کسر حجمی رسوبات '۷' به میزان ۲۶ درصد در شرایط عادی و ۲۹ درصد در حمام نمک کاهش یافت. اندازه رسوبات '۷' باقیمانده پس از انحلال در حمام نمک کوچک‌تر از حالت عادی است و در دماهای بالا به جهت فعال شدن مکانیزم‌های الحاق، اندازه و کسر حجمی رسوبات باقیمانده در حمام نمک نسبت به شرایط عادی افزایش یافت. انحلال در حمام نمک باعث کاهش اندازه '۷' اولیه نسبت به شرایط عادی و افزایش کسر حجمی '۷' ثانویه پس از پیرسازی شد. پس از پیرسازی، کسر حجمی کلی رسوبات حدود ۳۰ درصد و ۴۰ درصد به‌ترتیب در شرایط عادی و حمام نمک افزایش یافت. نتایج نشان داد نانو رسوبات '۷' ثانویه در حدود ۱۶ nm کوچک‌تر از حالت معمول هستند و سختی آلیاژ شدیداً تحت تاثیر مشخصه‌های رسوبات '۷' و متغیرهای عملیات انحلال است. افزایش نرخ گرمایش در انحلال منجر به افزایش بیشتر سختی پس از پیرسازی و کاهش بیشتر سختی پس از انحلال شد و در هر دو شرایط، افزایش دما و زمان انحلال، سختی نمونه‌ها را پس از انحلال کاهش و بعد از پیرسازی افزایش داد.

واژه‌های کلیدی:

سوپرآلیاژ IN738LC،

انحلال،

حمام نمک،

نرخ گرمایش،

رسوبات '۷'.

۱- مقدمه

نیاز روزافزون بشر به انرژی منجر به صرف همه ساله هزینه و زمان زیادی برای کاهش هزینه دستیابی و افزایش راه‌های رسیدن به آن شده است. نیروگاه‌ها یکی از مهمترین پایگاه‌های تامین انرژی هستند. توربین‌های گازی یک جز اصلی و جدا ناشدنی در نیروگاه‌ها هستند که پیشینه استفاده از آنها در جهان و ایران به سال‌های ۱۹۳۳ میلادی و ۱۳۴۳ خورشیدی باز می‌شود [۱]. توربین گازی یک موتور درون احتراقی چرخنده از خانواده توربو ماشین‌ها است، اساساً این نوع موتور با احتراق اختلاف هوای فشرده و سوخت و عبور ماحصل آن از یک سری دیسک‌های چرخنده توربین کار می‌کند که موجب بروز قدرت چرخشی

یک شفت و یا ایجاد نیروی عکس‌العمل رانشی و یا ترکیبی

از این دو پدیده می‌شود [۲].

توربین‌های گازی به صورت گسترده‌ای برای تولید برق به کار می‌روند. پره‌های متحرک این توربین‌ها در شدیدترین شرایط، در دماها و تنش‌های بالا کار می‌کنند. به دلیل داشتن خواص مطلوب در آن شرایط سرویس‌دهی از سوپرآلیاژهای پایه نیکل استفاده می‌شود. با توجه به شرایط ذکر شده، این پره‌ها یکی از بحرانی‌ترین قطعات به شمار می‌آیند که به وسیله ذوب تحت خلاء و ریخته‌گری دقیق تولید می‌شوند. سوپرآلیاژ IN738LC یکی از سوپرآلیاژهای مهم پایه نیکل است که از آن برای ساخت پره متحرک توربین‌های گازی استفاده می‌شود [۳، ۴].

عملیات حرارتی رسوب‌سختی حین کوئنچ قبل از عملیات حرارتی پیرسازی ایجاد می‌شود. فرآیند کوئنچ در این شرایط منجر به تغییر فاز (مانند تغییر فاز آستنیت به مارتزیت در فولادها) نمی‌شود بلکه تنش حرارتی اعمال شده بر نمونه‌ها منجر به تولید کرنش شبکه‌ای در آنها می‌شود. تنش حرارتی باعث افزایش اعوجاج و عیوب نقطه‌ای و خطی در شبکه‌های کریستالی می‌شود و از این حیث یک عامل مهم برای فرآیندهای نفوذی محسوب می‌شود که در فرآیند انحلال رسوبات γ و تغییر ریزساختار نهایی پس از عملیات حرارتی پیرسازی در سوپر آلیاژهای پایه نیکل موثر است [۹،۸].

با افزایش سرعت سرد کردن بعد از عملیات انحلال، اعوجاج و عیوب شبکه‌ای سیستم افزایش می‌یابد. تنش‌های پس ماند ناشی از سردایش سریع منجر به اعوجاج شبکه‌ای و در نهایت تغییر شکل شبکه‌ای می‌شود. در تشکیل رسوبات هم‌سیما با زمینه، انرژی کرنشی حجمی مقدار منفی و انرژی کرنشی منتج شده از عدم انطباق مثبت است که این مقدار مثبت در اثر اعوجاج شبکه‌ای کاهش می‌یابد. بدیهی است که رسوب در زمینه کرنش یافته، راحت‌تر تشکیل می‌شود، لذا افزایش سرعت سرمایش در انحلال قابلیت ترسیب حین پیرسازی را افزایش می‌دهد [۱۰].

اعمال تنش بر میزان نفوذ موثر است. همچنین اثر تنش کشسان غیر استاتیک به کششی یا فشاری بودن آن بستگی دارد. تنش استاتیک کششی تک محور، منجر به کاهش انرژی محرکه تشکیل عیوب نقطه‌ای و انرژی اکتیواسیون حرکت این عیوب می‌شود، این امر منجر به افزایش راندمان نفوذ می‌شود. اما تنش الاستیک فشاری سبب کاهش پدیده نفوذ می‌شود. بررسی‌ها نشان می‌دهد که تنش فشاری تک محوره در مقادیر کم و در دماهای پایین اثر ناچیزی بر انحلال داشته و بیشتر به مهاجرت و آگلومره شدن رسوبات کمک می‌کند؛ اما اعمال تنش در مقادیر زیاد و در دمای بالا، عدم انحلال ترجیحی و یکنواخت شدن انحلال رسوبات را نتیجه می‌دهد [۱۱].

رضوی و همکارانش [۱۲، ۱۳] در سال ۲۰۰۲ میلادی نشان دادند که با پیرسازی تحت میدان الکترومغناطیس به جهت نرخ گرمایش بالا، اعمال نیرو الکترومغناطیس و ایجاد تنش‌های پسماند حرارتی از طریق افزایش مسیره‌های مستعد نفوذ به جهت افزایش چگالی جاهای خالی و حضور عوامل تسریع کننده نفوذ، جوانه‌زنی با نرخ بالا صورت

سوپرآلیاژهای پایه نیکل توسط مکانیزم‌های مختلفی مستحکم می‌شوند که مهمترین آنها توزیع رسوبات بین‌فلزی γ درون زمینه هم‌سیما و آستنیتی γ است. این رسوبات از طریق ممانعت در برابر حرکت نابجایی‌ها از طریق ساختن مرزهای ضد فاز سبب افزایش استحکام آلیاژ می‌شوند. خواص سوپرآلیاژهای پایه نیکل به شدت تحت تاثیر مشخصات رسوبات γ قرار دارد. به همین دلیل همه ساله محققین و صنعتگران متعددی در زمینه بهبود مشخصه رسوبات γ نظیر اندازه، کسر حجمی، مورفولوژی و فاصله آنها از یکدیگر و یا پایداری حرارتی آنها تحقیق می‌کنند.

در تحقیقی در سال ۱۳۹۶ خورشیدی، شجری و همکارانش [۵] نشان دادند که افزایش دما و زمان در مرحله انحلال منجر به کاهش اندازه و کسر حجمی رسوبات پس از انحلال و افزایش کسر حجمی و کاهش اندازه آنها پس از پیرسازی می‌شود. بر اساس نظر وی، انجام هر چه بهتر محلول‌سازی، ساختار بهتری را پس از پیرسازی ارائه می‌دهد. هر چه رسوبات بیشتری در مرحله انحلال، محلول‌سازی شوند زمینه γ از فوق اشباع بیشتری برخوردار می‌شود، که در نهایت از طریق افزایش انرژی آزاد شیمیایی سیستم، بستر مناسبی برای جوانه‌زنی و رشد نانورسوبات γ ثانویه پس از پیرسازی به وسیله کاهش اندازه بحرانی ایجاد می‌شود.

از نکات فوق، چنین نتیجه‌گیری می‌شود که انجام عملیات حرارتی انحلالی و پیرسازی سوپرآلیاژهای پایه نیکل مبتنی بر قوانین حاکم در نفوذ در فلزات و آلیاژها است. به نظر می‌رسد که متغیرهای موثر در نفوذ می‌توانند بر کینتیک انحلال و یا رشد رسوبات γ در هر مرحله از رسوب سختی، کوتاه‌سازی زمان عملیات حرارتی و افزایش راندمان در انجام عملیات حرارتی تاثیرگذار باشند [۶]. به عنوان مثال در سال ۱۳۸۵ صدیقی [۷] نشان داد که ایجاد تنش‌های پسماند و افزایش مقادیر آنها از طریق کوئنچ مکرر از دمای بالا به دلیل اعوجاج در شبکه، باعث افزایش نفوذ و در نتیجه افزایش میزان رسوبات γ می‌شود. از طرفی گرمایش جهت‌دار نمونه‌های تنش‌دار به دلیل طولی بودن انبساط منجر به افزایش میزان تنش پسماند شده و افزایش کینتیک انحلال رسوبات γ را در پی دارد [۷-۹].

اصفهان‌ی [۸] در سال ۱۳۸۷ نشان داد که در سوپرآلیاژهای پایه نیکل مقدار قابل ملاحظه‌ای تنش حرارتی در سیکل

۲-۲- عملیات حرارتی

عملیات حرارتی انحلالی لازمه انجام و تکمیل سیکل رسوب سختی است. در این پژوهش با استفاده از دو روش عملیات حرارتی معمولی (در کوره تیوبی) و عملیات حرارتی سریع (در حمام نمک)، نمونه‌ها در زمان‌ها و دماهای مختلف تحت عملیات حرارتی محلول‌سازی قرار گرفتند.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN738LC

عنصر	مقدار (درصد وزنی)
کروم	۱۶/۰۳
کبالت	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	۰/۰۳
نیکل	بقیه

• انحلال عادی

برای انحلال به روش معمول از یک کوره تیوبی با نرخ گرمایش $14^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تحت اتمسفر کنترل شده با گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد ساخت شرکت آذر کوره استفاده شد. نمونه‌های آماده شده در چهار دمای ۱۰۹۰، ۱۱۲۰، ۱۱۶۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد در چهار زمان ۳۰، ۶۰، ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه محلول‌سازی شدند.

• انحلال در حمام نمک

انجام عملیات حرارتی در حمام نمک مستلزم اقدامات بیشتری در مقایسه با عملیات حرارتی عادی است. گام نخست انتخاب نمکی است که دمای ذوب آن در محدوده دمایی عملیات حرارتی باشد و دمای بخار آن بسیار بالاتر از محدوده عملیات حرارتی باشد. از طرفی بخارات جزئی ناشی از آن دارای کمترین آسیب به کاربر و سیستم باشد. به همین منظور از مذاب سنگ نمک طعام طبیعی NaCl بدون ید که دارای صرفه اقتصادی نیز است، به عنوان حمام

گرفته و کسر حجمی نانو رسوبات γ' به طرز چشم‌گیری افزایش می‌یابد. آنها نشان دادند که سختی در زمان‌های اولیه پیرسازی به جهت تشکیل رسوبات γ' به صورت نمایی افزایش می‌یابد و با افزایش زمان رشد به صورت افقی با شیب خیلی خیلی کم تبدیل می‌شود.

در مجموع می‌توان گفت که انحلال یا ترسیب γ' ، به شدت به اعوجاج الاستیک ناشی از عدم انطباق فصل مشترک $\gamma - \gamma'$ وابسته است؛ و نیز میزان مقاومت فاز γ' در برابر انحلال به میزان هم شیمیایی رسوب با زمینه باز می‌شود [۹].

در تحقیق حاضر، عملیات حرارتی انحلالی در دماها و زمان‌های مختلف به دو روش معمول و حمام نمک با نرخ گرمایش‌های متفاوت بر سوپرآلیاژ IN738LC اعمال شد. هدف از این تحقیق، بررسی مقایسه‌ای این دو روش و تاثیر نرخ گرمایش بر مشخصات رسوبات γ' بعد از انحلال و بعد از پیرسازی است. تا کنون گزارشی مبنی بر اثر همگنی انتقال حرارت به نمونه در حین عملیات حرارتی و تاثیر نرخ گرمایش بر کیفیت انحلال و در نهایت ریزساختار پس از پیرسازی ارائه نشده است. ضمناً مقالات بسیار کمی در رابطه با عملیات حرارتی در حمام نمک سوپرآلیاژها چاپ شده است. این تحقیق می‌تواند فتح‌بابی در جهت ارتقاء عملیات حرارتی سوپرآلیاژها و ابداع یک روش جدید برای این امر باشد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد اولیه

در تحقیق حاضر از سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی IN738LC به عنوان آلیاژ مورد بررسی استفاده شد. به منظور پیش‌برد تحقیق به وسیله دستگاه ماشین‌کاری با تخلیه الکتریکی با سیم^۱ WEDM نمونه‌هایی استوانه‌ای شکل به قطر و ارتفاع یک سانتیمتر تهیه شد. بر اساس استاندارد ASTM E415-14، ترکیب شیمیایی این آلیاژ به روش اسپکترومتری نشری اتمی^۲ بر حسب درصد وزنی بدست آمد [۱۴] که نتایج آن در جدول (۱) نشان داده شده است.

^۱ Wire Electrical Discharge Machining

^۲ Atomic Emission spectroscopy



شکل ۱- مراحل ساخت و تصویر نهایی بستر برای استفاده در روش حمام نمک.

۲-۳- بررسی ریزساختاری و سختی‌سنجی

برای آماده‌سازی جهت بررسی ریزساختاری و ریزسختی‌سنجی پس از انحلال و پس از پیرسازی نمونه‌ها به وسیله سنبلاده‌های SiC از شماره ۱۰۰ تا ۲۵۰۰ پوساب‌زنی شدند. نمونه‌های پوساب‌زنی شده تا نمد $6\mu\text{m}$ و به وسیله سوسپانسیون آلومینای ۱۰ درصد پولیش شدند. برای بررسی واضح‌تر نیاز بود تا نمونه‌ها به خوبی حکاکی شوند تا تصویر میکروسکوپی مناسبی از رسوبات γ' حاصل شود. به همین منظور، کلیه نمونه‌ها به وسیله محلول حاوی 170 میلی‌لیتر H_3PO_4 ، 10 میلی‌لیتر H_2SO_4 و $1/60$ گرم CrO_3 تحت اختلاف پتانسیل ۴ تا ۶ ولت در زمان ۴ ثانیه مورد حکاکی الکتریکی قرار گرفتند [۱۶].

نمونه‌های محلول‌سازی شده پس از پلاننشانی به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA/Tescan ساخت شرکت جمهوری چک بررسی شد. مشخصات ریزساختاری رسوبات باقیمانده پس از انحلال توسط نرم‌افزار کلمکس^۳ مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. با توجه به تشکیل رسوبات γ' ثانویه پس از پیرسازی نمونه‌ها مانند مرحله قبل آماده‌سازی شدند، اما این بار به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی^۴ FESEM مدل MIRA3 ساخت شرکت TESCAN جمهوری چک مورد بررسی قرار گرفتند. در این مرحله نیز اطلاعات ریزساختاری به وسیله نرم‌افزار کلمکس تجزیه و تحلیل شد.

مطابق با استاندارد ASTM E92-16، نمونه‌ها پس از محلول‌سازی و پیرسازی به وسیله دستگاه ریزسختی‌سنجی ساخت ایران کوپا مدل MH3 تحت بار ۱۰۰ گرم و مدت زمان توقف ۱۵ ثانیه مورد بررسی قرار گرفتند [۱۶].

نمک استفاده شد. برای جلوگیری از آسیب‌دیدگی المنت‌های از جنس کاربید سیلیسیم کوره باکسی با بخارات نمک از اجر آلومینایی، بوته آلومینایی و پودر آلومینا به عنوان جاذب بخار استفاده شد. در شکل (۱) مراحل ساخت بستر نشان داده شده است. در قسمت انتهایی شکل (۱) تصویر نهایی بستر قبل از ریختن پودر آلومینا و کوبیدن آن در درز میان بوته واژگون شده و اجر به منظور عدم خروج بخار نشان داده شده است. عملیات حرارتی در حمام نمک به وسیله کوره باکسی شرکت آذر کوره انجام شد.

انحلال در حمام نمک نیز در چهار دمای ۱۰۹۰، ۱۱۲۰، ۱۱۶۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد انجام شد. زمان‌های ۱۰، ۳۰، ۶۰، ۹۰ و ۱۲۰ دقیقه به عنوان مدت زمان محلول‌سازی در حمام نمک در نظر گرفته شدند. با توجه به اینکه نرخ گرمایش در حمام نمک قطعا بالاتر از روش عادی است زمان ۱۰ دقیقه اضافه شد تا بتوان نتیجه‌گیری مناسبی در رابطه با تاثیر نرخ گرمایش در کوتاه‌سازی عملیات حرارتی بدست آورد.

• پیرسازی

چرخه عملیات حرارتی با رسوب سختی در دما و زمان مکفی تکمیل می‌شود. هر دو دسته نمونه محلول‌سازی شده به صورت یکسان در شرایطی مشابه مورد پیرسازی قرار گرفتند. نمونه‌های محلول‌سازی شده به وسیله کوره تیوبی ساخت شرکت آذر کوره با نرخ گرمایش $14^\circ\text{C}/\text{min}$ در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۲۴ ساعت تحت اتمسفر محافظ با گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد پیرسازی شدند. در جدول (۲)، نام‌گذاری نمونه‌ها بر اساس نوع و متغیرهای چرخه رسوب‌سختی اعمالی انجام شده است.

^۳ Clemex Vision

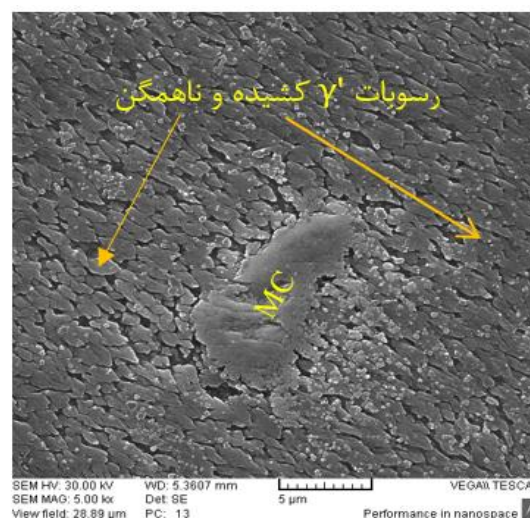
^۴ Field Emission Scanning Electron Microscope

جدول ۲- نام‌گذاری نمونه‌ها بر اساس متغیرهای عملیات حرارتی.

عملیات حرارتی در حمام نمک				عملیات حرارتی معمولی			
پیرسازی	زمان انحلال (min)	دمای انحلال (°C)	کد نمونه	پیرسازی	زمان انحلال (min)	دمای انحلال (°C)	کد نمونه
پیرسازی در شرایط یکسان در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد و زمان ۲۴ ساعت	10	1090	SB1	پیرسازی در شرایط یکسان در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد و زمان ۲۴ ساعت	30	1090	RF1
	30	1090	SB2		60	1090	RF2
	60	1090	SB3		90	1090	RF3
	90	1090	SB4		120	1090	RF4
	120	1090	SB5		30	1120	RF5
	10	1120	SB6		60	1120	RF6
	30	1200	SB7		90	1120	RF7
	60	1120	SB8		120	1120	RF8
	90	1120	SB9		30	1160	RF9
	120	1120	SB10		60	1160	RF10
	10	1160	SB11		90	1160	RF11
	30	1160	SB12		120	1160	RF12
	60	1160	SB13		30	1200	RF13
	90	1160	SB14		60	1200	RF14
	120	1160	SB15		90	1200	RF15
	10	1200	SB16		120	1200	RF16
	30	1200	SB17				
	60	1200	SB18				
	90	1200	SB19				
	120	1200	SB20				

مورفولوژی پس از ریخته‌گری دیده می‌شوند. عموماً کاربیدهای MC پس از ریخته‌گری با مورفولوژی بلوکی دیده می‌شوند [۱۷].

عملیات حرارتی انحلالی یک پدیده تعادلی میان از بین رفتن رسوبات و هسته‌گذاری مجدد آنها است که در طی آن یک تعادل خاص برقرار است. طی عملیات حرارتی انحلالی از یک طرف رسوبات γ' بزرگ و کوچک از بین رفته و از طرف دیگر آگلومره شدن رسوبات بزرگ و کوچک به یکدیگر و جوانه‌زنی رسوبات γ' در ابعاد نانومتری اتفاق می‌افتد [۱۸]. در شکل (۳) تصاویر SEM نمونه‌ها پس از عملیات انحلال در شرایط عادی نشان داده شده است. قسمت (الف) شکل (۳)، تصویر SEM نمونه RF1 نشان داده شده است. همان‌طور که مشخص است، γ - γ' یوتکتیک که اولین فازی است که در طی محلول‌سازی، مورد انحلال قرار می‌گیرد [۱۹]، هنوز به قوت خود باقی است. این امر نشان می‌دهد که دما و زمان کافی برای انحلال مهیا نبوده است. در قسمت (ب) شکل (۳)، تصویر SEM نمونه RF4 پس از عملیات انحلال نشان داده شده است. همان‌طور که پیدا است، با افزایش زمان در دمای ثابت ۱۰۹۰ درجه سانتی‌گراد، رسوبات γ' از گوشه‌ها شروع به کاهش اندازه



شکل ۲- تصویر SEM نمونه پس از ریخته‌گری.

۳- نتایج و بحث

در شکل (۲)، تصویر SEM از ریزساختار ریخته‌گری قبل از هر گونه عملیات حرارتی را نشان می‌دهد. رسوبات γ' ناهمگن ناشی از ریخته‌گری و کاربید MC به خوبی مشاهده می‌شود. مشخصات کاربیدهای MC شدیداً تحت تاثیر شرایط ریخته‌گری قرار دارد، این فاز اولین فاز تشکیل شده در حین انجماد است و از هر طرف تحت فشار هیدرواستاتیک مذاب قرار دارد. به همین خاطر با هر

شجری [۲۱،۵] در تحقیق خود رسوبات γ' را پس از انحلال به دو دسته عمده رسوبات بزرگ و رسوبات کوچک تقسیم‌بندی نمود. وی بر اساس مکانیزم شکل‌گیری رسوبات γ' پس از انحلال، آنها را به چهار دسته تقسیم‌بندی نمود:

(الف) رسوبات γ' بزرگی که از آگلومره شدن رسوبات کوچک و بزرگ به یکدیگر پدید آمده‌اند،

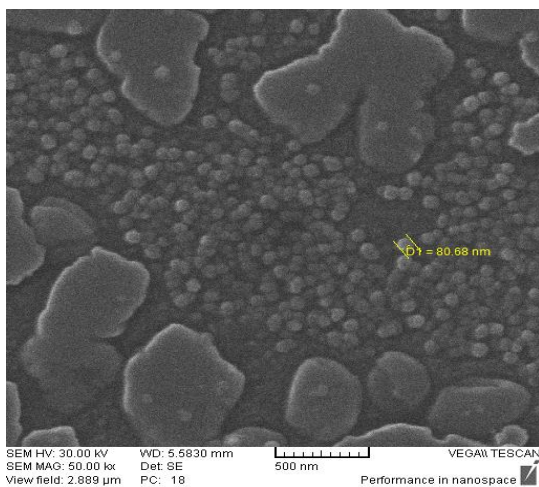
(ب) رسوبات γ' نانومتری یا ساب میکرونی که از کوچک شدن رسوبات γ' بزرگ شکل می‌گیرند،

(ج) رسوبات γ' نانومتری جوانه زده در طول انحلال که از آنها می‌توان به عنوان رسوبات γ' تعادلی یاد کرد؛ و

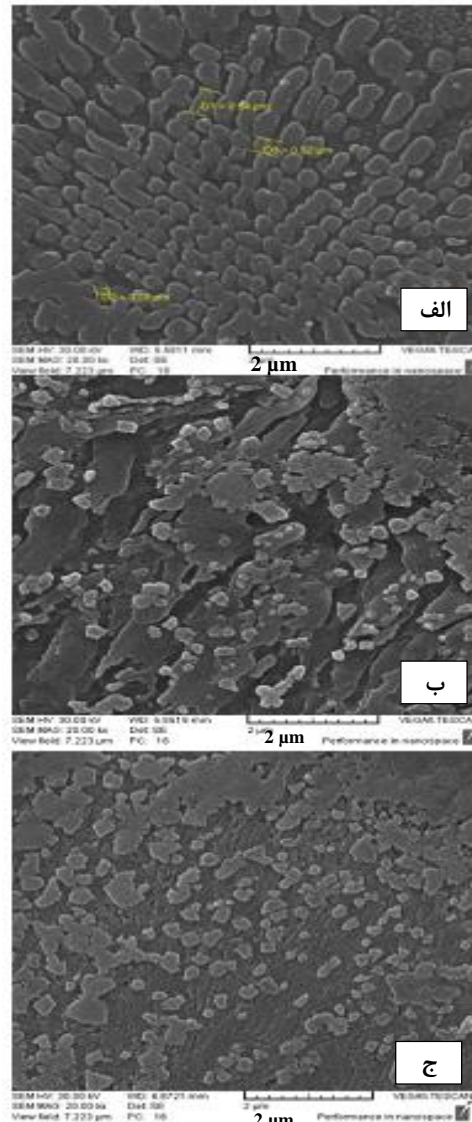
(د) رسوبات γ' نانومتری جوانه‌زده در حین سرد شدن، که آنها را رسوبات سرمایشی می‌نامند [۲۱،۵].

همان‌طور که مشخص است، بخش عمده‌ای از رسوبات γ' پس از انحلال، رسوبات γ' کوچک هستند. این رسوبات از آنجا که جوانه‌های رشد کرده بخشی از رسوبات γ' اولیه پس از پیرسازی هستند از اهمیت بالایی برخوردارند.

در شکل (۴)، تصویر رسوبات کوچک باقیمانده نمونه RF1 نشان‌دهنده رسوبات γ' کوچک پایین محلول‌سازی مکانیزم آگلومره‌شدن رسوبات γ' کوچک و پیوستن آنها به رسوبات γ' بزرگ‌تر غالب است. با افزایش زمان انحلال در دمای ثابت ۱۰۹۰ درجه سانتیگراد، رسوبات نانومتری ایجاد شده که می‌تواند علل تشکیل مختلفی داشته باشند، در حال نزدیک شدن به یکدیگر هستند. با افزایش زمان، کسر حجمی رسوبات بزرگ به جهت فعال‌بودن مکانیزم الحاق یافته اما کسر حجمی کلی رسوبات کاهش می‌یابد.



شکل ۴- تصویر FESEM رسوبات کوچک باقیمانده پس از انحلال در نمونه RF1.



شکل ۳- تصاویر SEM نمونه‌ها پس از انحلال: (الف) نمونه RF1، (ب) نمونه RF4؛ و (ج) نمونه RF16.

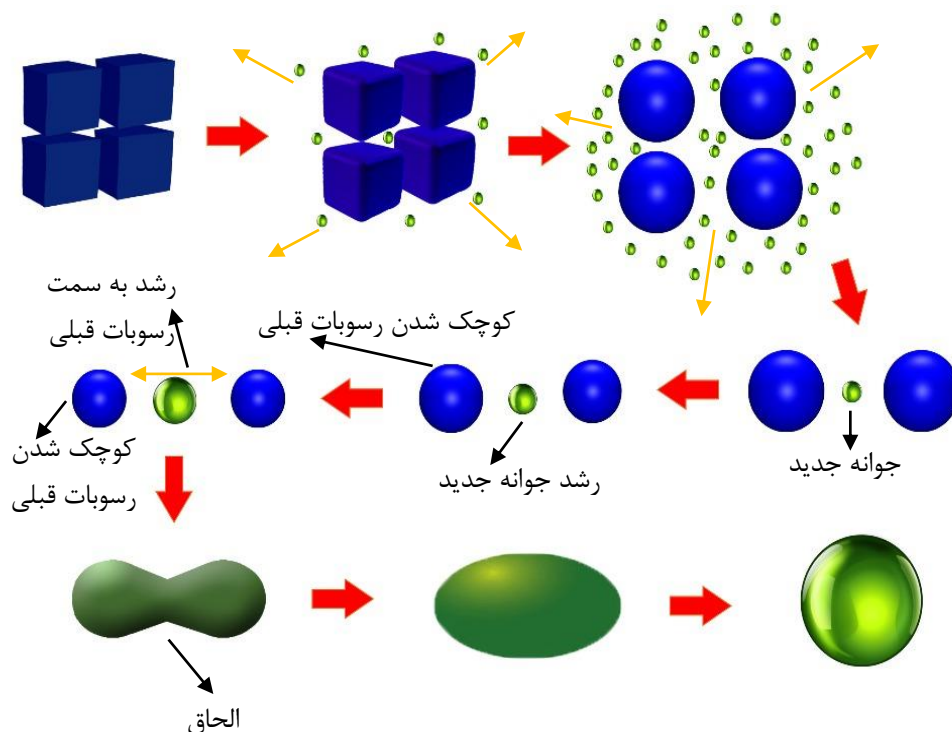
و کروی شدن کرده‌اند. دلیل این موضوع می‌تواند کاهش فاکتور عدم‌تطابق شبکه‌ای رسوبات γ' با زمینه بر اثر افزایش زمان حرارت‌دهی باشد [۲۰]. در نمونه RF4 کسر حجمی و اندازه رسوبات γ' در مقایسه با نمونه RF1 کاهش یافته است.

مطابق شکل (۳-ج)، مشخص است که کسر حجمی و اندازه رسوبات در نمونه RF16 کاهش یافته است. با افزایش دما و فعال‌تر شدن مکانیزم‌های نفوذ، عناصر تیتانیوم و آلومینیوم که پایدار کننده فاز γ' هستند، از نیکل راحت جدا شده و سبب انحلال رسوبات γ' می‌شوند [۲۰]. این پدیده، دلیل کاهش کسر حجمی رسوبات γ' بزرگ نیز است.

سانتیگراد و زمان ۱۲۰ دقیقه، کمینه کسر حجمی و اندازه رسوبات γ' در شرایط عادی عملیات حرارتی اتفاق می‌افتد. در شکل (۶)، تصویر SEM رسوبات γ' باقیمانده پس از انحلال در حمام نمک نشان داده شده است.

در شکل (۶-الف)، تصویر SEM رسوبات باقیمانده پس از عملیات انحلالی در حمام نمک در زمان ۳۰ دقیقه و دمای ۱۰۹۰ درجه سانتیگراد نشان داده شده است. از مقایسه قسمت (الف) شکل (۶) و قسمت (الف) شکل (۳) می‌توان دریافت که کسر حجمی رسوبات باقیمانده در عملیات حرارتی در حمام نمک میزان کاهش بیشتری داشته است. با توجه به ثابت بودن کلیه متغیرها، این میزان کاهش را می‌توان به انجام فرآیند در حمام نمک مرتبط دانست. اندازه رسوبات γ' باقیمانده بزرگ و کوچک نیز با عملیات حرارتی در حمام نمک دست‌خوش تغییر شده است. اندازه رسوبات γ' کوچک به میزان ۱۴ درصد افزایش یافته است و اندازه رسوبات γ' بزرگ به میزان ۱۰ درصد کاهش یافته است، که در ادامه در رابطه با دلیل آن بحث خواهد شد.

پیرامون رسوبات محلول‌سازی شده، غنی از عناصر تیتانیوم و آلومینیم است. پس با توجه به بالا بودن دما و افزایش ΔG به جهت افزایش غلظت شیمیایی، این مناطق محل‌های مستعدی برای جوانه‌زنی دوباره رسوبات γ' هستند. برخی رسوبات جوانه‌زده و رشد کرده به جهت اندازه کوچک‌شان، توان مقاومت نداشته و مجدداً مورد محلول‌سازی قرار می‌گیرند. عناصر تیتانیوم و آلومینیم پس‌زده شده از رسوبات کنار یکدیگر در هنگام کوچک شدن، مجدداً به عنوان محل مناسب جوانه‌زنی رسوبات γ' ایفای نقش می‌کنند. این جوانه‌ها کنار یکدیگر رشد کرده و سبب وقوع آگلومراسیون یا الحاق می‌شوند [۲۲]. شکل (۵)، شماتیک مکانیزم ذکر شده را نشان داده است. با توجه به طرح شماتیک کشیده شده، می‌توان دسته‌بندی رسوبات نانومتری γ' پس از انحلال را به خوبی درک نمود که چگونه طی برقراری تعادل تغییر اندازه و مورفولوژی می‌دهند. در دماهای بالای انحلال در کوره عادی رسوبات γ' درشت با کسر حجمی پایین به وجود می‌آیند. رسوبات نانومتری تعادلی نیز به جهت بالا بودن دما و زمان و همین‌طور کوچک‌بودن اندازه، از بین می‌روند. به این ترتیب در دمای ۱۲۰۰ درجه



شکل ۵- تصویر شماتیک مکانیزم رشد رسوبات γ' پس از عملیات حرارتی انحلالی.

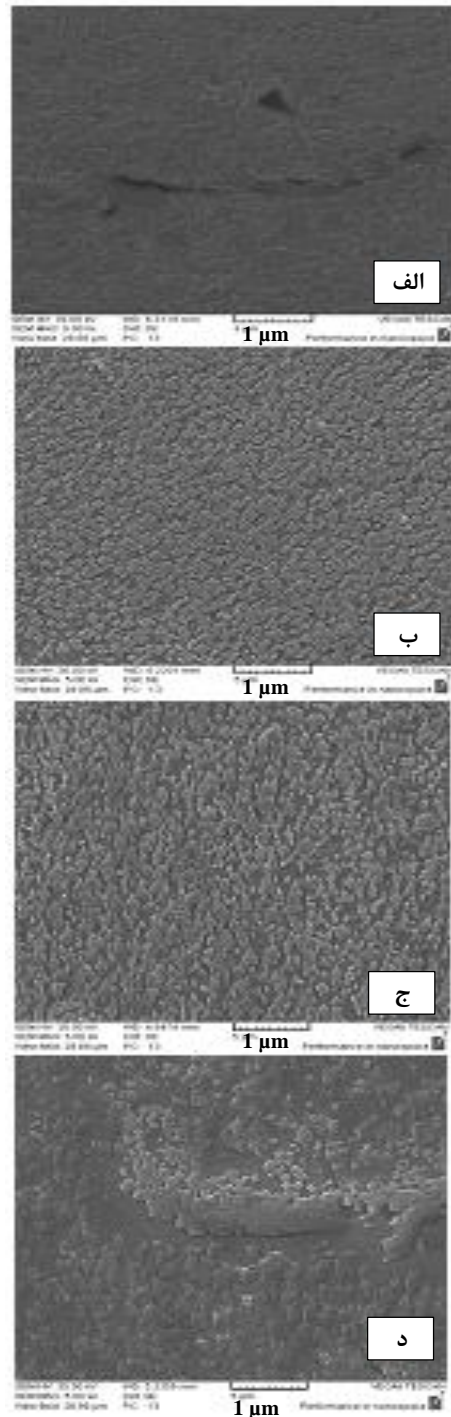
مقایسه با عملیات حرارتی معمولی، کسر حجمی رسوبات بزرگ کاهش و کسر حجمی رسوبات کوچک افزایش یافته است.

در قسمت‌های (ج) و (د) شکل (۶)، تصاویر SEM رسوبات باقیمانده در دماهای بالا انحلال در حمام نمک نشان شده است. شکل (۶-ج) مربوط به نمونه SB17 و شکل (۶-د) مربوط به نمونه SB20 است. کسر حجمی رسوبات γ' به طور کلی در مقایسه با روش انحلالی متداول کاهش یافته است. این روند کاهشی در هر دو زمان محلول‌سازی رعایت شده است. کسر حجمی رسوبات کوچک در مقایسه با روش معمول کاهش و کسر حجمی رسوبات بزرگ در مقایسه با روش معمول افزایش یافته است. اندازه رسوبات کوچک در حدود ۳۷ درصد افزایش و اندازه رسوبات بزرگ در حدود ۱۵۰ نانومتر کاهش یافته است.

در عملیات حرارتی انحلالی در حمام نمک، با افزایش دما و زمان فرآیند، روند انحلالی بهبود پیدا می‌کند. با توجه به انجام عملیات حرارتی در حمام نمک و انتقال یک‌پارچه و همگن حرارت از سیال (نمک مذاب) به قطعه، قطعه سریع‌تر به دمای مد نظر می‌رسد. به طور خلاصه می‌توان گفت که نرخ گرمایش افزایش پیدا می‌کند. با افزایش نرخ گرمایش، ارتعاشات اتمی افزایش پیدا می‌کند. این موضوع افزایش چگالی جاهای خالی در یک لحظه را در پی دارد. در نتیجه ضریب نفوذ افزایش پیدا می‌کند. اثر نرخ گرمایش بر افزایش ضریب نفوذ را می‌توان به طور مستتر در رابطه (۱) یافت، که در آن D ضریب نفوذ، Γ ارتعاشات اتمی و α فاصله بین اتمی است [۲۳، ۲۵].

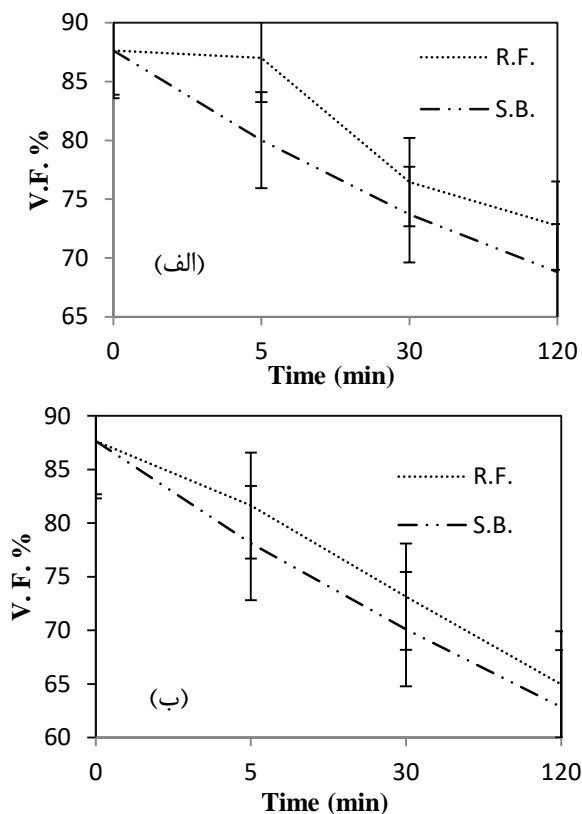
$$D = \frac{\alpha^2}{6} \Gamma \quad (1) \quad [25]$$

با افزایش ضریب نفوذ به جهت مباحث شرح داده شده، روند انحلالی رسوبات تکامل پیدا می‌کند. کسر حجمی رسوبات γ' کوچک در دماهای پایین عملیات حرارتی انحلالی در حمام نمک با افزایش زمان کاهش پیدا می‌کند و کسر حجمی رسوبات γ' بزرگ افزایش پیدا می‌کند. این موضوع نشان می‌دهد که در این شرایط از انحلال، مکانیزم الحاق رسوبات کوچک بوده و با پیوستن آنها به یکدیگر کسر حجمی γ' کوچک کاهش و با تشکیل رسوبات γ' بزرگ، کسر حجمی آنها افزایش پیدا می‌کند.



شکل ۶- تصاویر SEM رسوبات باقیمانده پس از انحلال در حمام نمک: الف) نمونه SB2، ب) نمونه SB5، ج) نمونه SB17؛ و د) نمونه SB20.

در شکل (۶-ب)، تصویر SEM رسوبات باقیمانده نمونه SB5 نشان داده شده است. افزایش زمان در دماهای پایین انحلال (۱۰۹۰ درجه سانتیگراد) منجر به کاهش کلی کسر حجمی رسوبات γ' شده است. با بررسی دقیق نتایج SEM و داده‌های کمی نرم‌افزار کلمکس می‌توان عنوان کرد که در



شکل ۷- تغییرات کسر حجمی رسوبات γ نسبت به زمان در دماهای انحلال متفاوت: الف) 1090°C و ب) 1200°C .

با افزایش دمای انحلال کینیتیک تجزیه افزایش می‌یابد تا در نهایت کسر حجمی رسوبات γ کاهش یابد. غلظت جاهای خالی تعادلی به صورت نمایی با افزایش دما افزایش می‌یابد. در دمای انحلال، غلظت تعادلی جاهای خالی نسبتاً بالا است و این عیوب، مسیرهای مناسبی برای فرآیند نفوذ (تجزیه) و کاهش اندازه رسوبات γ است [۱۰].

در بسیاری از منابع شرایط انحلال کامل رسوبات γ و کاربیدها به صورت نگهداری به مدت چهار ساعت در دمای 1235°C گزارش شده است، که این عمل غیرممکن به نظر می‌رسد چرا که حتی با بالاترین نرخ سردایش، باز هم جوانه‌زنی و رشد ناچیز رسوبات نانومتری γ مشاهده می‌شود. دلیل این امر، فوق اشباع بالا و نیرو محرکه زیاد تشکیل رسوبات است. آن دسته از رسوبات γ بزرگ باقی‌مانده و تجزیه نشده به انرژی فعال‌سازی بیشتری برای تجزیه نیازمندند. محل قرارگیری رسوبات بر این انرژی تاثیرگذار است، رسوبات بین‌دندریتی به دمای بیشتری برای انحلال نیازمندند. مورفولوژی رسوبات باقیمانده صرف‌نظر از متغیرهای دیگر وابسته به نرخ سردایش است که عدم

اما در دماهای بالا عملیات حرارتی انحلالی در حمام نمک، با افزایش زمان کسر حجمی رسوبات γ کوچک افزایش و کسر حجمی رسوبات γ بزرگ کاهش چشم‌گیری می‌یابد. به نظر می‌رسد در شرایطی که نرخ گرمایش بالاست، با افزایش دمای عملیات حرارتی، تعادل انحلالی به سمت کاهش اندازه و از بین رفتن رسوبات γ پیش می‌رود. بر اساس نتایج و طبقه‌بندی محققان پیشین می‌توان منشأ رسوبات γ باقیمانده پس از انحلال را به صورت زیر مطابق جدول (۳) دسته‌بندی نمود [۲۱،۵]. در هر هشت نمونه زیر، رسوبات آگلومره شده‌ای حضور دارند که تفکیک آنها نیازمند بررسی با ابزارهای دقیق‌تر است.

در شکل (۷)، نمودارهای روند تغییرات کسر حجمی کلی رسوبات γ پس از هر دو شرایط انحلالی نشان داده شده است. با انجام محلول‌سازی ریزساختار دندریتی ناشی از ریخته‌گری به ساختاری همگن تبدیل می‌شود [۲۶]. در عملیات انحلالی چه در دماهای بالا و چه در دماهای پایین، ابتدا انحلال از گوشه‌های رسوبات γ اولیه مکعبی شکل آغاز می‌شود و گوشه‌ها گرد می‌شوند؛ این اعمال تا کروی شدن رسوبات ادامه دارد. تنش سطحی رسوبات کروی کوچک‌تر از تنش سطحی رسوبات مکعبی شکل است لذا رسوب تمایل به ایجاد شکل کروی دارد. این اتفاق برای هر دو اندازه رسوب دیده می‌شود. این عمل کروی شدن و کوچک شدن رسوبات γ برخی اوقات تا از بین رفتن کلی رسوب ادامه دارد. این شرایط تا جایی ادامه دارد که تعادل بین اجزا در شرایط ترمودینامیکی حاضر برقرار شده و پس از آن تغییر محسوسی در چگالی سطحی و اندازه رسوبات دیده نشود [۲۷-۲۹].

جدول ۳- دسته‌بندی رسوبات γ باقیمانده در هر دو شرایط انحلال [۲۱،۵].

نمونه	نوع رسوبات باقیمانده
RF1	نوع (الف و ب)
RF4	نوع (الف، ب و ج)
RF13	نوع (الف، ب و ج)
RF16	نوع (الف، ب، ج؛ و د)
SB2	نوع (الف، ب و ج)
SB5	نوع (الف، ب، ج؛ و د)
SB17	نوع (الف، ب، ج؛ و د)
SB20	نوع (الف، ب، ج؛ و د)

پس از جوانه‌زنی رسوبات ثانویه آنها نیز تا حدود $0.1 \mu\text{m}$ رشد می‌کنند [۳۲]. پیرسازی سوپرآلیاژ IN738LC عموماً یک ساختار دوتایی از $\gamma-\gamma'$ را با رسوبات مکعبی و کروی را در پی دارد. همان‌طور که اشاره شد افزایش دما، به صورت نمایی افزایش غلظت جاهای خالی را در پی دارد که این امر تسریع‌کننده نفوذ است. با توجه به دمای بالای پیرسازی (بالتر از دمای تبلور مجدد) در این مرحله هم غلظت جاهای خالی بالاست اما نه به اندازه محلول‌سازی لذا باز هم پدیده نفوذ (جوانه‌زنی و رشد) حاکم است. تغییر انرژی آزاد کل برای جوانه‌زنی γ' چنین بدست می‌آید:

$$[\text{A}] \quad \Delta G = -V\Delta G_v + A\gamma + V\Delta G_s \quad (2)$$

که در آن γ انرژی فصل مشترک رسوب بر واحد سطح، A سطح فصل مشترک رسوب جدید و زمینه، ΔG_v انرژی آزاد شیمیایی حاصل از تشکیل رسوب و ΔG_s انرژی کرنشی است.

کرنش حاصل از عدم انطباق رسوبات باقی‌مانده در انحلال، منجر به کاهش نیروی رانش موثر برای جوانه‌زنی ($\Delta G_v - \Delta G_s$) می‌شود. این نیروی رانشی را می‌توان با افزایش نرخ سردایش در مرحله انحلال افزایش داد. اندازه شعاع بحرانی ذرات به وجود آمده در پیرسازی برابر است با:

$$[\text{A}] \quad r^* = \frac{2\gamma}{(\Delta G_v - \Delta G_s)} \quad (3)$$

که سد انرژی انرژنی لازم برای این جوانه‌زنی عبارت است از:

تطابق را تحت تاثیر قرار می‌دهد [۲۶]. مشخصات رسوبات باقیمانده در جدول (۴) ارائه شده است. در این جدول، کسر حجمی کلی رسوبات، کسر حجمی رسوبات کوچک، کسر حجمی رسوبات بزرگ، اندازه رسوبات بزرگ و اندازه رسوبات کوچک ارائه شده است.

همان‌طور که در شکل‌های (۳)، (۶) و (۷) نشان داده شده است، در هر دو روش معمولی و حمام نمک، کسر حجمی رسوبات در هر دمایی با افزایش زمان، کم می‌شود. در حمام نمک به دلیل افزایش نرخ گرمایش، چگالی عیوب نقطه‌ای با سرعت بیشتری افزایش می‌یابد. به همین دلیل، در دو روش کسر حجمی متفاوتی مشاهده می‌شود. همان‌طور که در جدول (۴) نشان داده شده است، اندازه رسوبات بزرگ در هر دو روش محلول‌سازی، کاهش یافته است. این کاهش اندازه با افزایش نرخ گرمایش سرعت بیشتری می‌گیرد. کاهش اندازه رسوبات نانومتری هم به نسبت در هر دو روش رعایت شده است.

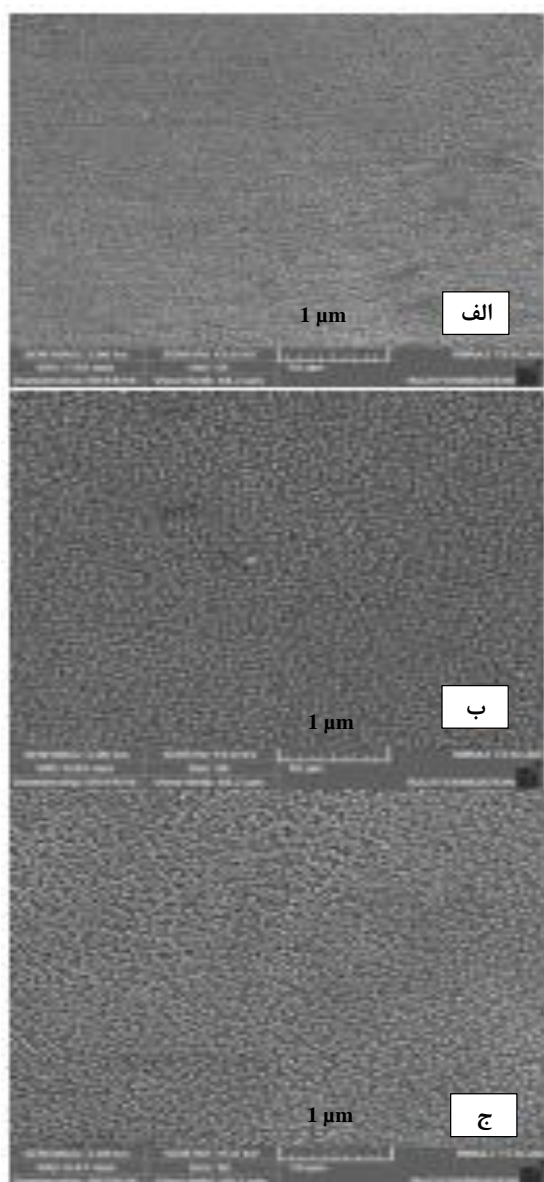
پیرسازی سوپرآلیاژهای پایه نیکل به طور معمول برای افزایش چگالی رسوبات γ' به خصوص رسوبات ثانویه انجام می‌شود. در این مرحله رسوبات با حفظ نسبی مورفولوژی خود در مرحله انحلال در حالت منظم‌تری قرار می‌گیرند و فقط اندازه و کسر حجمی آنها افزایش پیدا می‌کند [۳۱،۳۰].

در پیرسازی شرایط برای نفوذ عناصر تشکیل‌دهنده فاز γ' در سوپرآلیاژ IN738LC یعنی Ti و Al فراهم است و با تجمع و اشباع این عناصر در زمینه رسوبات کسر حجمی بیشتری به خود می‌گیرند [۳۱]. در این مرحله مطابق با مکانیزم ذکر شده رسوبات γ' اولیه مکعبی بزرگ می‌شوند و

جدول ۴- مشخصه رسوبات باقی مانده پس از انحلال در شرایط مختلف.

اندازه رسوبات بزرگ (μm) $\pm 0.005\mu\text{m}$	اندازه رسوبات کوچک (μm) $\pm 0.005\mu\text{m}$	کسر حجمی رسوبات بزرگ %	کسر حجمی رسوبات کوچک %	کسر حجمی کلی %	کد نمونه
۲/۰۳	۰/۰۹۵	-----	-----	۸۷/۶۴ ± 3	شاهد A0
۱/۹۸	۰/۰۷۵۶۸	۵۳/۳ ± 38	۲۳/۳ ± 0.6	۷۶/۴۴ ± 3	RF1
۱/۹۰	۰/۰۹۰	۵۰/۳ ± 64	۲۲/۱۱ ± 3	۷۲/۷۵ ± 3	RF4
۱/۴۰	۰/۰۵۹۵۰	۲۷/۳ ± 77	۳۷/۳ ± 77	۶۴/۹۷ ± 3	RF16
۱/۸۰	۰/۰۸۶۳۴	۵۰/۳ ± 97	۲۲/۳ ± 72	۷۳/۶۹ ± 3	SB2
۱/۷۶	۰/۰۸۵۱۵	۵۳/۳ ± 92	۱۴/۳ ± 89	۶۸/۸۱ ± 3	SB5
۱/۳۴	۰/۰۶۰۴۲	۵۴/۳ ± 67	۱۵/۴۴ ± 3	۷۰/۱۱ ± 3	SB17
۱/۳۰	۰/۰۷۰۱۸	۴۴/۳ ± 28	۱۸/۳ ± 56	۶۲/۸۴ ± 3	SB20

دماهای پایین محلول سازی، با افزایش زمان انحلال اندازه و کسر حجمی γ' های اولیه پس از پیرسازی کاهش و کسر حجمی γ' های ثانویه افزایش یافته است. این در حالی است که با افزایش زمان و دمای انحلال توزیع هر دو دسته رسوب اولیه و ثانویه یکنواخت شده و در کنار این بهبود اندازه هر دو دسته رسوب کاهش و کسر حجمی γ' های ثانویه افزایش پیدا کرده است. قضاوت صحیح مشخصه رسوبات γ' پس از پیرسازی، نیازمند بررسی‌های دقیق‌تر و همه جانبه است. در ادامه در رابطه با آنها و نقش هر یک از متغیرهای انحلال بر مشخصه رسوبات اولیه و ثانویه γ' پس از پیرسازی بحث خواهد شد.



شکل ۷- تصاویر FESEM نمونه‌ها پس از پیرسازی:

الف) RF1، ب) RF4 و ج) RF16.

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_V - \Delta G_S)^2} \quad (4)$$

تعامل دو عامل انرژی آزاد شیمیایی و انرژی فصل مشترک کنترل کننده جوانه‌زنی رسوب در زمینه است. هر چه زمینه فوق اشباع‌تر باشد، انرژی آزاد شیمیایی بیشتر و اندازه جوانه بحرانی کوچکتر خواهد شد. در پیرسازی و رسوب‌گذاری ایزوترمال، مقدار حد فوق‌اشباع زمینه در لحظه شروع پیرسازی ثابت است و به تدریج با تشکیل و رشد رسوبات از میزان حد فوق‌اشباع کاسته می‌شود. این نکته بیان‌گر این است که در زمان‌های اولیه پیرسازی نرخ جوانه‌زنی بیشتر است و در زمان‌های میانی و نهایی نرخ رشد [۳۳، ۲۶، ۱۰].

رشد رسوبات تابع تئوری واگنر است که اندازه معین را مشخص می‌کند، ذرات بزرگ‌تر از آن رشد می‌کنند و ذرات کوچک‌تر از آن، از بین می‌روند. به نظر می‌رسد این از بین رفتن جوانه‌ها و رسوبات کوچک، مقدمه رشد رسوبات بزرگ‌تر است. این اساس تئوری LSW^۵ است. فرآیند ذکر شده با کاهش انرژی فصل مشترک همراه است که به صورت زیر بیان می‌شود:

$$D^3 - D_0^3 = Kt \quad (5)$$

که در آن t زمان پیرسازی، D و D_0 متوسط قطر رسوبات اولیه و ثانویه قبل و بعد از پیرسازی است. ثابت K نیز برابر است با:

$$K = \frac{8\Gamma V_m D C_m}{9RT} \quad (6)$$

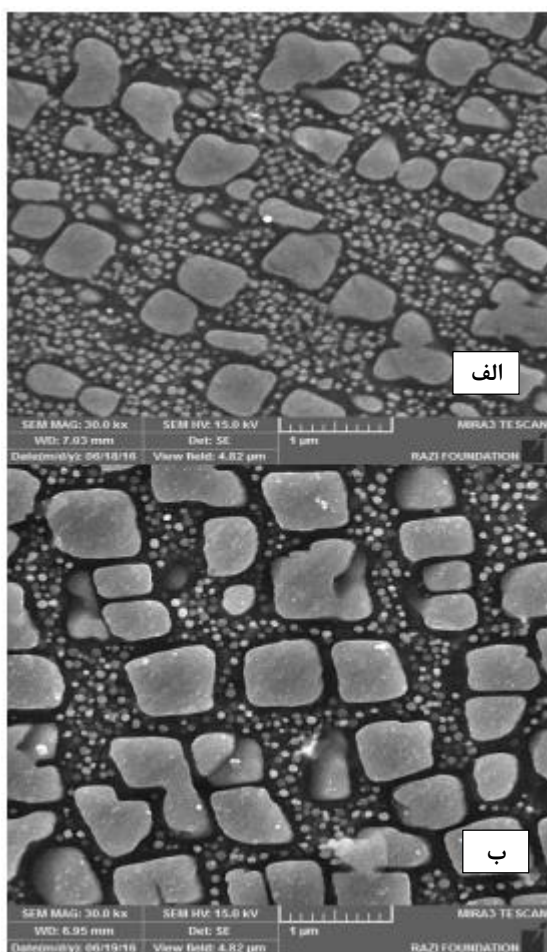
که در آن D ضریب نفوذ، Γ انرژی فصل مشترک رسوب و زمینه، C_m غلظت حل شونده در زمینه و V_m حجم مولی رسوبات است. این رابطه نشان‌دهنده ارتباط خطی کینتیک رشد با دما است [۳۵، ۳۴، ۲۳، ۱۳].

در شکل (۷)، تصاویر FESEM نمونه‌های RF1، RF4 و RF16 پس از پیرسازی نشان داده شده است. قسمت (الف) شکل (۷)، مربوط به ساختار نمونه RF1، قسمت (ب) مربوط به ساختار نمونه RF4 و قسمت (ج) مربوط به ساختار نمونه RF16 است. همان‌طور که مشخص است، در

⁵ Lifshitz, Slyozov and Wagner

نقطه‌ای و تنش‌های پس‌ماند حرارتی، انحلال کامل‌تری انجام می‌گیرد. رسوبات γ' اولیه با شکل مکعبی ظاهر می‌شوند. رسوبات کروی و نانومتری γ' ثانویه با کسر حجمی بیشتری در قطعه ظاهر می‌شوند که این نشان از افزایش حد حلالیت در زمینه در حمام نمک نسبت به حالت عادی دارد.

با گذر زمان، رسوبات γ' اولیه کاملاً مکعبی شده و کسر حجمی و اندازه رسوبات ثانویه افزایش می‌یابد. این افزایش را می‌توان به افزایش زمان انحلال نسبت داد. با افزایش زمان از آنجا که دما برای انحلال کم است، فوق‌اشباع به مقدار کمی افزایش می‌یابد. لذا افزایش کسر حجمی آنچنان مشهود نیست. پس عناصر پایدار کننده γ' به رسوبات ملحق شده و سبب رشد و آگلومره شدن آنها می‌شوند. این موضوع در قسمت‌های (الف) و (ب) تصاویر FESEM شکل (۹) نشان داده شده است.



شکل ۸- تصاویر FESEM نمونه‌ها پس از پیرسازی.

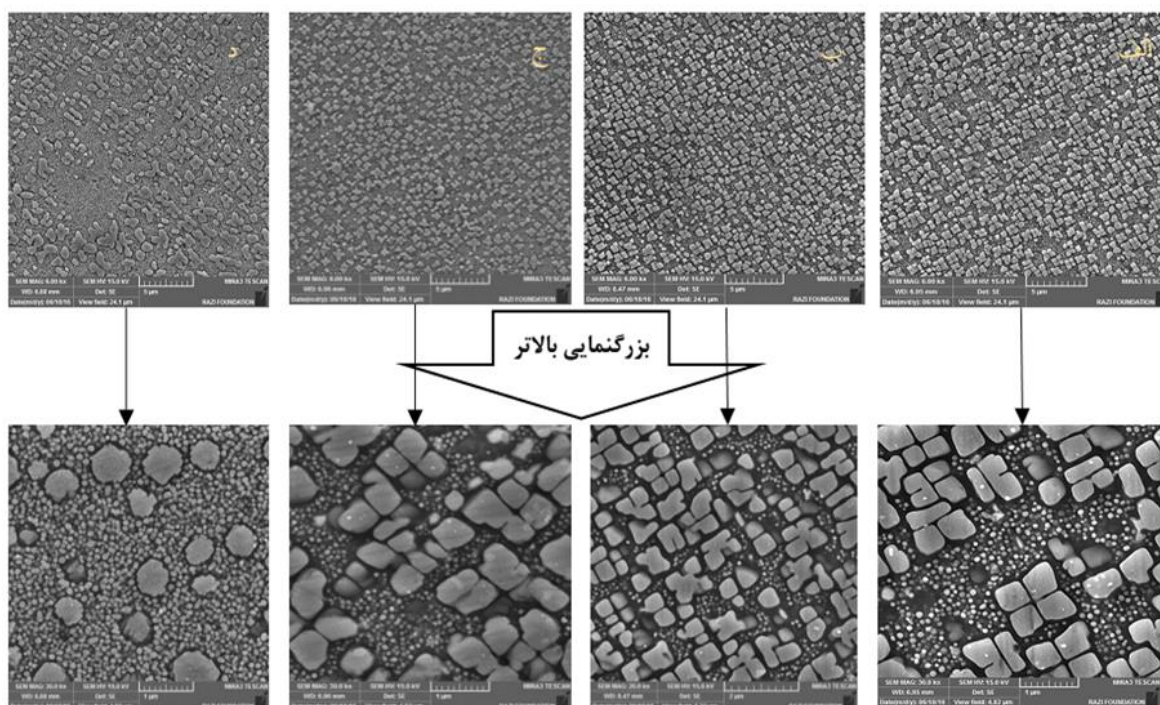
(الف) RF1 و (ب) RF4.

محول‌سازی در دمای پایین در کوره عادی و زمان ۳۰ دقیقه، رسوبات درشت γ' را پس از پیرسازی در پی دارد. این نکته موید آن است که عمل انحلال به خوبی صورت نگرفته است و در حین پیرسازی شرایط برای رشد این رسوبات فراهم شده است. رسوبات γ' اولیه با اندازه نرمال هم در این حالت با مقدار نسبتاً کم دیده می‌شوند. این رسوبات همان رسوبات نانومتری پس از انحلال هستند که به صورت رسوبات بزرگ مکعبی پس از پیرسازی خود را نشان می‌دهند. رسوبات نانومتری γ' با کسر حجمی کم و فاصله‌دار از هم خود را نشان می‌دهند. این نکته نشان دهنده این است که میزان حد حلالیت ایجاد شده در مرحله انحلال، پایین بوده است و فرصت جوانه‌زنی بیشتر رسوبات γ' ثانویه و همین‌طور آگلومره شدن را از آنها گرفته است.

افزایش زمان انحلال در همین شرایط منجر به حذف رسوبات درشت γ' و ایجاد رسوبات اولیه γ' مکعبی پس از پیرسازی می‌شود. این نکته بیانگر این امر است که با افزایش زمان میزان محلول سازی هم افزایش پیدا می‌کند. به همین منظور رسوبات γ' ثانویه بیشتری با گذشت زمان خود را در مرحله پیرسازی نشان می‌دهند. افزایش زمان انحلال در همین شرایط منجر به حذف رسوبات درشت γ' و ایجاد رسوبات اولیه γ' مکعبی پس از پیرسازی می‌شود. این نکته بیانگر این امر است که با افزایش زمان، میزان انحلال هم افزایش پیدا می‌کند. به همین منظور، رسوبات γ' ثانویه بیشتری با گذشت زمان خود را در مرحله پیرسازی نشان می‌دهند. در دماهای بالای انحلال در کوره عادی رسوبات باقی مانده بزرگ بزرگ‌تر می‌شوند و رسوبات ثانویه نانومتری در کنار رسوبات بزرگ‌تر پدیدار می‌شوند.

با افزایش زمان در مرحله انحلال رسوبات بزرگتری پس از پیرسازی مشاهده می‌شود که به دلیل وجود رسوبات بزرگ در انحلال و الحاق آنها به هم در پیرسازی است. هم‌چنین گذر زمان در انحلال رسوبات ثانویه بزرگ‌تر با کسر حجمی بالاتر را در پی دارد. این روند تغییرات در تصاویر FESEM شکل (۸) نشان داده شده است.

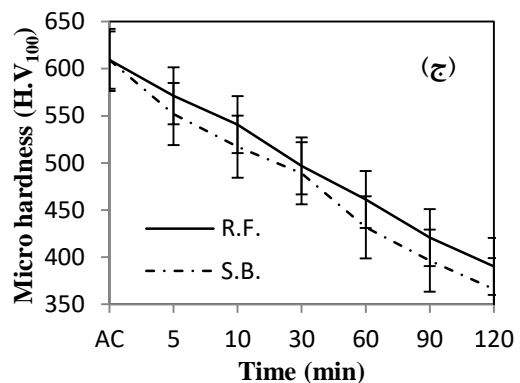
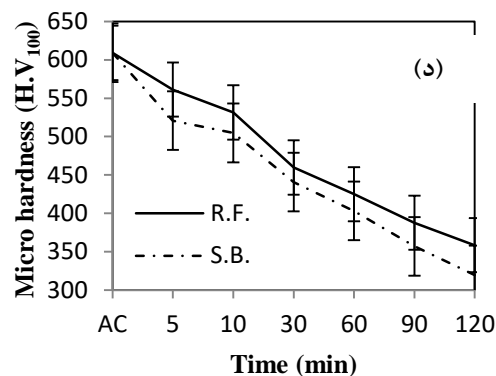
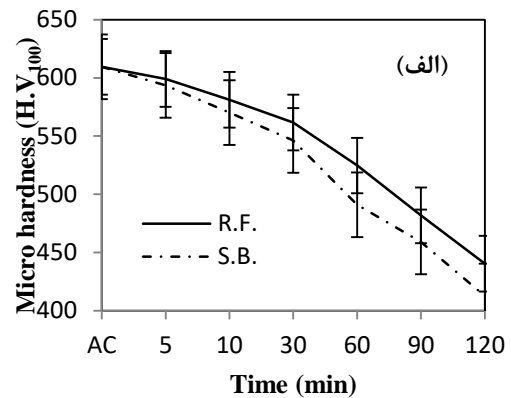
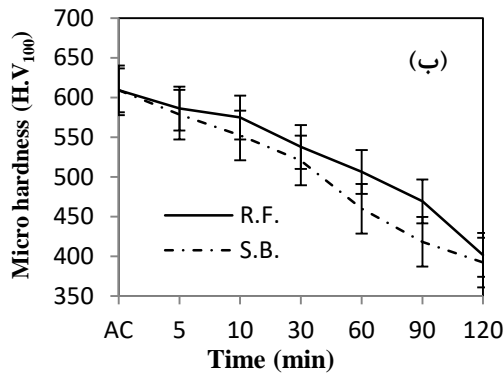
در دماهای پایین انحلال در حمام نمک، نمونه محلول‌سازی شده در زمان ۳۰ دقیقه اثری از رسوبات درشت γ' را در خود نشان نداد. این موضوع نشان می‌دهد که حتی در دمای پایین‌تر به دلیل تفاوت در نرخ گرمایش و افزایش مسیرهای مناسب نفوذ از طریق افزایش چگالی عیوب



شکل ۹- تصاویر FESEM نمونه‌ها پس از پیرسازی. الف) SB2، ب) SB5، ج) SB17 و د) SB20.

جدول ۵- اطلاعات مربوط به رسوبات ۲ پس از پیرسازی.

اندازه رسوبات کوچک (nm)±5nm	اندازه رسوبات بزرگ (μm)±0.005μm	کسر حجمی رسوبات بزرگ %	کسر حجمی رسوبات کوچک %	کسر حجمی کلی %	کد نمونه
۶۷/۵۵	۰/۷۲۳	۴۰/۶۶±۳	۲۹/۶۵±۳	۷۰/۳۱±۳	RF1
۶۶/۶۶	۰/۴۹۱۲	۴۴/۳۵±۳	۲۳/۱۹±۳	۷۷/۵۴±۳	RF4
۷۹/۲۲	۱/۱۲۲۳	۵۶/۲۱±۳	۲۷/۹۵±۳	۸۴/۱۶±۳	RF16
۵۷/۱۴	۰/۴۷۰	۵۷/۳۹±۳	۱۶/۸۵±۳	۷۳/۲۶۴±۳	SB2
۷۴/۰۵	۰/۵۳۰۹	۶۱/۲۵±۳	۱۷/۹۴±۳	۷۹/۱۹±۳	SB5
۴۵/۳۱	۰/۴۷۶۲	۴۰/۳۷±۳	۲۵/۲۴±۳	۷۵/۶۱±۳	SB17
۶۲/۹۶	۰/۵۶۶۲	۲۰/۴۸±۳	۴۵/۶۱±۳	۸۸۷/۰۹±۳	SB20



شکل ۱۰- اثر دما و شرایط عملیات انحلالی بر تغییرات سختی. الف) ۱۰۹۰°C، ب) ۱۱۲۰°C، ج) ۱۱۶۰°C، د) و ۱۲۰۰°C.

کاهش کسر حجمی یا اندازه رسوبات γ' و افزایش اندازه دانه‌ها منجر به کاهش سختی سوپرآلیاژ می‌شود. با اندرکنش نابجایی‌ها با رسوبات سختی افزایش می‌یابد. برش رسوبات γ' توسط نابجایی‌ها مقدمه ایجاد مرز ضد فاز در جهت کریستالی $\langle 110 \rangle < \frac{1}{2} >$ 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، پس مشخصه‌های آن مثل اندازه، کسر حجمی، فاصله رسوبات از هم، توزیع و مورفولوژی آنها باید کنترل شود. سختی ناشی از مرز ضد فاز امری مهم است و به نظر می‌رسد اهمیت آن در سختی و تغییرات سختی سوپرآلیاژ IN738LC نسبت به مکانیزم اوروان و نقص چیده شدن و یا هال پیچ در افزایش اندازه دانه‌ها بیشتر باشد [۲۳، ۳۶، ۳۷]. اگر اندازه این رسوبات بزرگ‌تر از مقدار لازم باشند، نابجایی‌ها با جفت‌شدن قوی ذرات را برش و سختی را کاهش می‌دهند. اما اگر رسوبات γ' بیش از حد کوچک باشند، برش‌پذیر نبوده و نابجایی‌ها از مکانیزم اوروان برای عبور از آنها استفاده می‌کنند [۳۸]. در محلول‌سازی با توجه به کاهش درصد حجمی و اندازه رسوبات γ' ، سختی تا نصف کاهش می‌یابد. نرخ کاهش

در شکل (۱۰)، تغییرات سختی نمونه‌ها در اثر هر دو عملیات حرارتی انحلالی نشان داده شده است. همان‌طور که مشخص است با افزایش دما و زمان انحلال در هر دو روش عملیات حرارتی، سختی نمونه‌ها کاهش یافته است. دلیل این امر هم کاهش اندازه و کاهش کسر حجمی رسوبات γ' است. با کاهش آنها، همان‌طور که در بالا هم ذکر شد، سختی کاهش می‌یابد. با بررسی‌های ریزساختاری در قسمت‌های پیشین هم افزایش نرخ جوانه‌زنی و حضور رسوبات نانومتری γ' مشاهده شد. انحلال سریع، یک زمینه فوق اشباع بسیار غنی را به وجود می‌آورد. فوق‌اشباع نسبتاً بالا، تعادل انحلال را به سمت جوانه‌زنی مجدد رسوبات جابه‌جا می‌کند. با افزایش دما، میزان فوق‌اشباع به تبع میزان جوانه‌زنی و کسر حجمی رسوبات ثانویه افزایش می‌یابد که این موضوع افزایش سختی را در پی دارد. در ادامه با افزایش زمان حرارت‌دهی رسوبات به یکدیگر نزدیک و آگلومره می‌شوند و سختی با شیب بسیار کمی افزایش می‌یابد.

رسوبات γ' مانند یک مانع از طریق ایجاد مرزهای ضد فاز، سد حرکت نابجایی‌ها شده و در نهایت سختی سوپرآلیاژ را افزایش می‌دهد. در طی عملیات حرارتی انحلالی دو فاکتور

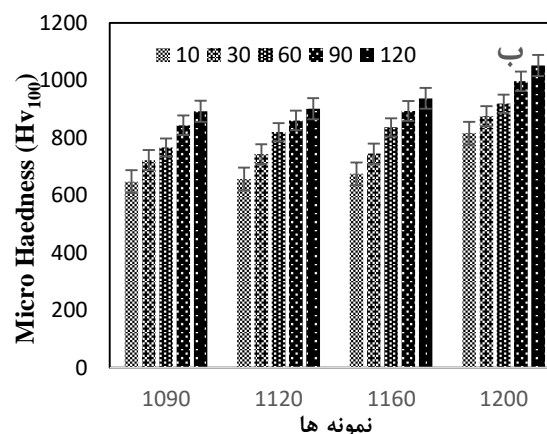
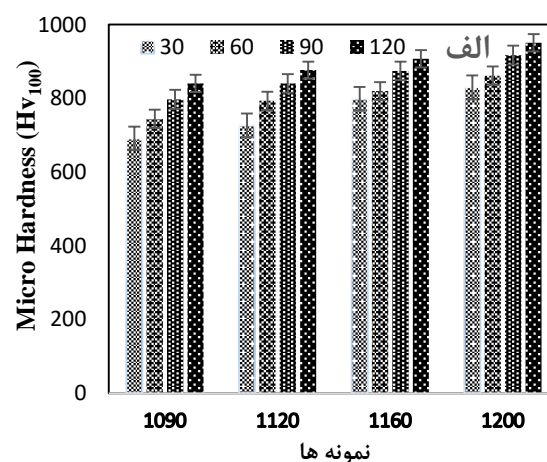
همان‌طور که در جدول (۵) نشان داده شده است، شرایط انحلال تاثیر مستقیم بر سختی نمونه‌ها پس از پیرسازی دارد. در نمونه‌های محلول‌سازی شده به روش معمول و حمام نمک با افزایش دما و زمان انحلال، مقدار سختی پس از پیرسازی افزایش می‌یابد. تفاوت در مقدار سختی پس از پیرسازی در این دو روش به دلیل تفاوت در رسوبات γ' باقی‌مانده پس از انحلال و حد حلالیت پس از انحلال است. از نتایج بدست آمده از سختی‌سنجی نمونه‌ها می‌توان دریافت که پس از انحلال، سختی نمونه‌ها کاهش و پس از پیرسازی، سختی نمونه‌ها افزایش می‌یابد. با توجه به این نکته می‌توان تفاوت در سختی هر نمونه را بعد از محلول سازی و بعد از پیرسازی به عنوان معیاری از کیفیت عملیات حرارتی انجام شده در نظر گرفت. به این معنی که با انجام عملیات حرارتی انحلالی با مناسب‌ترین شرایط سختی نمونه به کمینه حالت خود می‌رسد.

با انجام انحلال، غلظت شیمیایی زمینه از طریق حل شدن عناصر پایدار کننده γ' یعنی (Al,Ti) در آن، افزایش می‌یابد [۳۹]. افزایش غلظت شیمیایی زمینه در این مرحله منجر به کاهش سد انرژی جوانه‌زنی در مرحله پیرسازی می‌شود [۳۹]. با کاهش سد انرژی جوانه‌زنی، کسر حجمی نانو رسوبات γ' ثانویه افزایش می‌یابد که این امر به جهت بیشتر شدن موانع در برابر حرکت نابجایی‌ها سبب افزایش سختی می‌شود. در شکل (۱۲)، این میزان تفاوت در سختی نشان داده شده است.

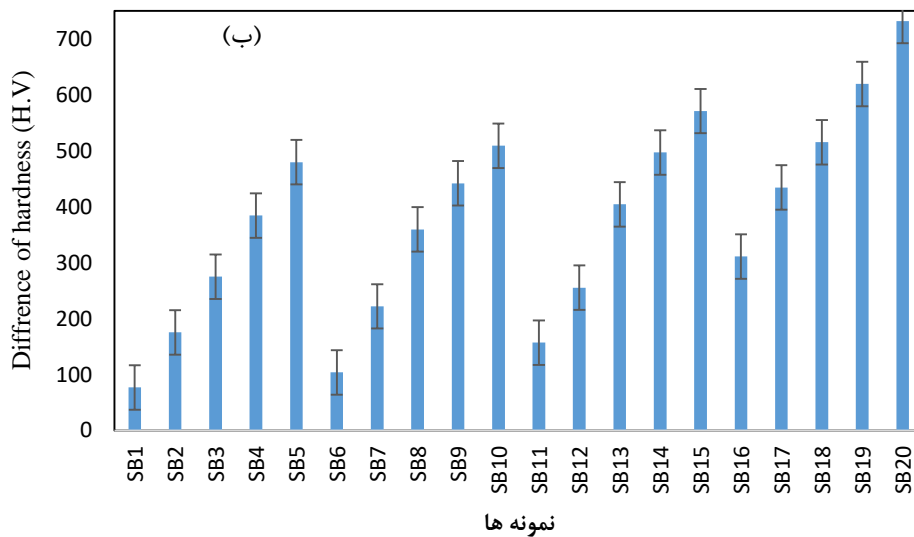
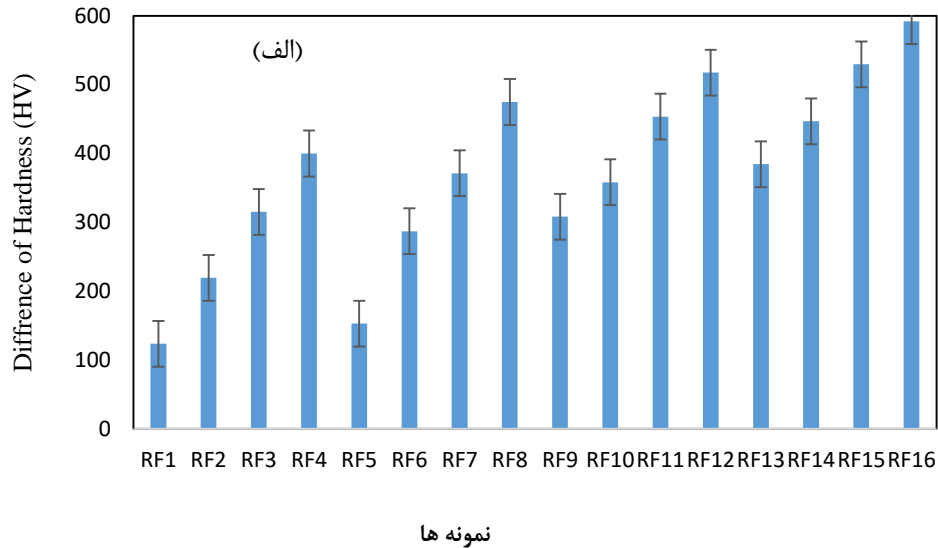
در قسمت (الف) شکل (۱۲)، اختلاف سختی در عملیات حرارتی به روش معمول نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، بالاترین میزان اختلاف سختی در این روش، مربوط به نمونه RF16 است که کمترین کسر حجمی را پس از انحلال و بیشترین کسر حجمی را پس از پیرسازی داشته است. با این معیار جدید به خوبی می‌توان ارتباط بین مشخصات رسوبات γ' را با سختی و به طور کلی خواص مکانیکی سوپرآلیاژهای پایه نیکل را دریافت.

سختی نیز با افزایش دما و زمان محلول‌سازی افزایش می‌یابد [۲۳، ۱۰]. افزایش نرخ گرمایش منجر شده است که میزان کاهش سختی بیشتری در نمونه‌ها رخ دهد. دلیل این موضوع را می‌توان با افزایش کینتیک انحلال رسوبات γ' در حمام نمک مرتبط دانست. در شکل (۱۱)، نمودار تغییرات سختی نمونه‌ها در اثر پیرسازی ثابت هر دو دسته نمونه محلول‌سازی شده، نشان داده شده است.

انجام عملیات پیرسازی که تکمیل‌کننده سیکل رسوب سختی است طبیعتاً به دلیل حضور رسوبات ثانویه خلق شده و رشد رسوبات بزرگتر باید افزایش سختی را در پی داشته باشد این تغییرات سختی پس از پیرسازی در شکل (۱۲) نشان داده شده است.



شکل ۱۱- تغییرات سختی نمونه‌ها پس از پیرسازی بر اساس دمای انحلال: الف) انحلال در شرایط عادی، ب) انحلال در حمام نمک.



شکل ۱۲- نمودار تغییرات اختلاف سختی نمونه‌ها پس از انحلال و پس از پیرسازی: (الف) انحلال در شرایط عادی، (ب) انحلال در حمام نمک.

۴- نتیجه‌گیری

با توجه به انجام موفقیت‌آمیز عملیات حرارتی انحلالی در حمام نمک و مقایسه آن با نتایج روش معمول، می‌توان نتیجه‌گیری کرد که:

(الف) در عملیات حرارتی انحلالی به روش معمول با افزایش دما و زمان انحلال کسر حجمی کلی رسوبات کاهش یافت. این روند در نمونه‌های انحلال یافته در حمام نمک نیز مشاهده شد، با این تفاوت که افزایش نرخ گرمایش در عملیات انحلالی منجر به کاهش بیشتر کسر حجمی رسوبات γ' در مقایسه با روش معمول شد. (ب) افزایش دمای انحلال منجر به کاهش اندازه رسوبات γ' شد. در دماهای پایین در روش معمول، مکانیزم الحاق

در قسمت (ب) شکل (۱۲)، تغییرات اختلاف سختی برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در حمام نمک نشان داده شده است. در این روش نیز نمونه‌ای که بالاترین دما و زمان عملیات حرارتی انحلالی را داشته است، یعنی نمونه SB20 بیشترین عدد اختلاف را ارائه کرده است. از مقایسه نقطه به نقطه قسمت‌های (الف) و (ب) شکل (۱۲) می‌توان دریافت که افزایش نرخ گرمایش به جهت تاثیری که در انحلال و ترسیب رسوبات γ' داشته است، منجر به افزایش این معیار شده است.

- [۸] اصفهانی م. م.، میردامادی ش. ا.، رضوی س. ح.، مقایسه تاثیر کوئنچ سه بعدی و جهت‌دار از دمای انحلال جزئی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ GTD۱۱۱. دومین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و جامعه ریخته‌گران ایران، ۱۳۸۷.
- [۹] اصفهانی م. م.، میردامادی ش. ا.، رضوی س. ح.، تاثیر تنش حرارتی در سیکل عملیات حرارتی رسوب سختی بر ریزساختار و سختی سوپر آلیاژ GTD۱۱۱. دومین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و جامعه ریخته‌گران ایران، ۱۳۸۷.
- [10] 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.
- [۱۱] ساری صراف ا.، رضوی س. ح.، زارعی ح.، میردامادی ش. ا.، بررسی رفتار انحلال فاز γ' (Ni₃(Al,Ti)) در سوپرآلیاژ IN738LC، نشریه بین‌المللی علوم مهندسی دانشگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۸۷، ۱۹ (۵) ۷۵-۸۲.
- [12] 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.
- [13] Razavi S. H., Mirdamadi S., Arabi H., Szpunar J., Mathematical model of influence of rapid induction heating on nucleation and growth of precipitates, Materials Science and Technology, 2001, 17 (10) 1205-1210.
- [14] E415-14, Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry, ASTM, 2014.
- [15] Khodabakhshi A., Mashreghi A., Shajari Y., Razavi S. H., Investigation of microstructure properties and quantitative metallography by different etchants in the service-exposed nickel-based superalloy turbine blade, Transactions of the Indian Institute of Metals, 2018, 71(4) 849-859.
- [16] ASTM E92-16, Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials, ASTM, Feb 2016.
- [17] Yan 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.
- [18] Balikci E., Raman A., Mirshams R. A., Influence of various heat treatments on the microstructure of polycrystalline IN738LC, Metallurgical and Materials Transactions A, 1997, 28(10) 1993-2003.
- [19] Murakumo T., Koizumi Y., Kobayashi K., Harada H., Creep strength of Ni-base single-crystal superalloys on the γ/γ' tie-line, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2004, 155-162.
- [20] 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.
- [21] 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.

منجر به افزایش اندازه رسوبات γ' شد. در دمای بالای انحلال در روش معمول و دمای پایین انحلال در حمام نمک، کاهش اندازه از گوشه‌ها و ترسیب در نقاط پر غلظت رخ داد که در دمای بالا در حمام نمک، افزایش نرخ گرمایش به این مکانیزم شدت بیشتری داد.

ج) با افزایش دما و زمان انحلال کسر حجمی نانو رسوبات γ' ثانویه پس از پیرسازی افزایش می‌یابد. به جهت افزایش نرخ گرمایش و ارتعاشات اتمی در انحلال در حمام نمک، کسر حجمی نانو رسوبات γ' ثانویه پس از پیرسازی در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در حمام نمک بیشتر از نمونه‌های عادی است.

د) با افزایش دما، زمان و نرخ گرمایش در انحلال، سختی پس از انحلال، کاهش و پس از پیرسازی، افزایش می‌یابد.

ه) بالاترین مقدار تفاوت در نمونه‌ها پس از انحلال و پس از پیرسازی مربوط به نمونه‌هایی بود که بالاترین دما و زمان محلول‌سازی را داشتند. افزایش نرخ گرمایش در انحلال منجر به افزایش این معیار در قیاس نقطه به نقطه شد.

مراجع

- [۱] گزازی اسکویی م.، توربین‌های گازی، وزارت نیرو، موسسه آموزش عالی علمی - کاربردی صنعت آب و برق، ۱۳۸۰.
- [2] Boyce M. B., An Overview of Gas Turbines, Gas Turbine Engineering Handbook (Fourth Edition), Elsevier BV, 2012.
- [3] 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.
- [4] Strunz P., Petreenc M., Gasser U., Tobias J., Polak J., Saroun J., Precipitate microstructure evolution in exposed IN738LC superalloy, Journal of Alloys and Compounds, 2014, (589) 462-471.
- [۵] شجری، ی. و رضوی، س. ح.، تاثیر دما و زمان انحلال بر کسر حجمی و اندازه نانورسوبات γ' در یک سوپرآلیاژ پایه نیکل، پنجمین کنفرانس بین‌المللی مهندسی مواد و متالورژی، آبان ماه ۱۳۹۵.
- [6] Lvova E., A comparison of aging kinetics of new and rejuvenated conventionally cast GTD-111 gas turbine blades, Journal of Materials Engineering and Performance, 2007, 16(2) 254-264.
- [۷] صدیقی م.، میردامادی ش. ا.، رضوی س. ح.، فرخی آلاشتی ح.، بررسی اثر تنش پس‌ماند حرارتی بر میزان انحلال رسوبات γ' در سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC، ششمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، ۱۳۸۱.

- [۳۱] رحیمی ا.، میردامادی ش.، 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، نشریه مهندسی مواد و متالورژی، ۱۳۹۵، ۲۸(۱) ۱-۱۲.
- [32] El-Bagoury N., Waly M., Nofal A., Effect of Various Heat Treatment Conditions on Microstructure of Cast Polycrystalline IN738LC Alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 487(1-2) 152-161.
- [33] Smallman R. E., Ngan A. H. W., *Physical Metallurgy and Advanced Material*, Butterworth-Heinemann, 2011.
- [34] Moshtaghin R. S., Asgari S., Growth kinetics of gamma prime precipitates in superalloy IN38LC during long time aging, *Materials and Design*, 2003, 24(5) 325-330.
- [35] Razavi S. H., Mirdamadi S., Arabi H., Szpunar J., Mathematical model of influence of rapid induction heating on nucleation and growth of precipitates, *Materials Science and Technology*, 2001, 17(10) 1205-1210.
- [36] 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.
- [37] Yun H. S., Park J. S., An S. U., Kim J. M., Effect of heat treatment on the microstructural characteristics of IN738 turbine blade, *Materials Science Forum*, 2011, 695, 405-408.
- [38] Porter D.A., *Phase Transformation in Metals and Alloy*, Chapman & Hall, 1992, 136-160.
- [39] Xinbou Z., Yingying D., Hongfei Y., Jinato L., Yang Y., Zhen Y., Jingho Y., Yuefeng G., Effect of heat treatment on the microstructure of Ni-Fe based superalloy for advanced ultra-supercritical power plant applications, *Progress in Natural Science: Material International*, 2016, 16, 204-209.
- [۲۲] شجری ی.، بررسی اثر شرایط انحلال بر ریزساختار نهایی حاصل از پیرسازی سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، ۱۳۹۵.
- [23] Razavi S.H., Mirdamadi Sh., Arabi H., Szpunar J., 2001, An improved method for age hardening of a superalloy, US. Provisional patent, No. 60/309, 610.
- [24] Anderson J., Sjoberg G.P., Viskari L., Chaturvedi M., 2012, Effect of solution heat treatment on superalloy: Part 1 – Alloy 718, *Material Science and Technology*, 2012, 28(5) 609-619.
- [25] Shewmon P., *Diffusion in Solids*, 2nd Edition, Wiley, 2012.
- [۲۶] قائمی ب.، عبداللهزاده ا.، جعفریان ح.، اثر سرعت سرد کردن بر اندازه، توزیع و مورفولوژی رسوبات γ' در یک سوپرآلیاژ پایه نیکل، اولین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و انجمن ریخته‌گری ایران، اصفهان، ۱۳۸۶.
- [27] Monajati H., Jahazi M., Bahrami R., Yuec S., The influence of heat treatment conditions on γ' characteristics in UDIMET 720, *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 373, 286-293.
- [28] Ojo O.A., Richards N.L., Chaturvedi M.C., Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy, *Scripta Materialia*, 2004, 50(5) 641-646.
- [29] Yang A., Xiong Y., Liu L., Effect of cooling rate on the morphology of γ' precipitates in a nickel-base superalloy under directional solidification, *Science and Technology of Advanced Materials*, 2011, 2(1) 105-107.
- [30] Evans N.D., Maziasz P.J., Truhan J.J., Phase transformationns during service aging of nickel based superalloy PYROMET 31V, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2005.

