



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

تأثیر عملیات سردکاری بر جوان‌سازی پره توربین گازی کارکرده از جنس IN738LC

محسن سمیعی^۱، یزدان شجری^۲، سید حسین رضوی^{۳*}، زهراسادات سیدرئوفی^۴

۱- کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، کرج، ایران.

۲- دانشجو دکتری، پژوهشکده سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران.

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

۴- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، کرج، ایران.

* نویسنده مکاتبه‌کننده: تلفن: ۰۲۱-۷۷۲۴۰۵۴۰، تهران، نارمک، دانشگاه علم و صنعت ایران، صندوق پستی: ۱۳۱۱۴-۱۶۸۴۶، E-mail: hrazavi@iust.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۸/۰۶/۱۱

پذیرش: ۱۳۹۸/۰۷/۲۴

در تحقیق حاضر، پره مستعمل توربین گازی پس از ۸۰۰۰۰ ساعت سرویس‌دهی مورد جوان‌سازی قرار گرفت. در این گزارش، اثر سرد کردن در نیتروژن مایع و عملیات سردکاری پس از دو مرحله انحلال کامل و ناقص مورد بررسی قرار گرفت. بررسی‌های ریزساختاری به‌وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) نشان داد که افزایش سرعت سرد کردن در انحلال کامل منجر به کاهش اندازه و درصد حجمی رسوبات γ' پس از پیرسازی می‌شود، درحالی‌که اثر سردکاری در این مرحله کمتر از سرعت سرد کردن بود. اثر سرعت سرد کردن بالا در انحلال ناقص، کاهش کسر حجمی رسوبات پس از پیرسازی در مقایسه با اثر مشابه در انحلال کامل بود. سردکاری در انحلال ناقص کسر حجمی رسوبات ثانویه را افزایش و اندازه آن‌ها را تا 230 nm افزایش داد. نرخ سردکردن بالا از انحلال ناقص منجر به بیشینه سختی پس از پیرسازی و نرخ سرد کردن بالا از انحلال کامل منجر به کمینه سختی پس از پیرسازی شد.

واژه‌های کلیدی:

سردکاری،

جوان‌سازی،

پره مستعمل،

سرعت سرد کردن،

سختی.

ارجاع به این مقاله:

محسن سمیعی، یزدان شجری، سید حسین رضوی، زهراسادات سیدرئوفی، تأثیر عملیات سردکاری بر جوان‌سازی پره توربین گازی کارکرده از جنس IN738LC. پژوهش‌نامه ریخته‌گری، پاییز ۱۳۹۸، جلد ۳، شماره ۳، صفحات ۱۶۳-۱۷۴.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/frj.2019.199660.1099

۱- مقدمه

پره‌های توربین گازی در شرایط بحرانی دما و تنش بالا تحت اتمسفر اکسیدی-سولفیدی سرویس‌دهی می‌کنند. این شرایط، مکانیزم‌های تخریب خزش، خستگی‌های حرارتی و کم‌دامنه، تغییرات ریزساختاری، اکسیداسیون، خوردگی داغ و اندرکنش این مکانیزم‌ها را باهم فعال می‌کند. تغییرات ریزساختاری احتمالی در طول سرویس‌دهی عبارت‌اند از پیوستگی کاربیدها و مرزهای دانه، رشد رسوبات γ' تا الواری شدن^۱ آن‌ها، تشکیل فازهای مضر TCP^۲ و تشکیل کاربیدهای انتقالی. این تغییرات

می‌تواند با افت خواص مکانیکی و کاهش عمر گسیختگی

پره‌های توربین همراه باشد [۱-۳].

خواص مکانیکی آلیاژهای صنعتی تابعی از ریزساختار آنها است [۴]. سوپرآلیاژهای پایه نیکل که اصلی‌ترین ماده کاربردی برای ساخت پره‌های توربین هستند نیز نه‌تنها از این قاعده مستثنا نیستند بلکه در اکثر موارد وابستگی شدیدتری را نشان داده‌اند [۵، ۶]. استحکام و عمر گسیختگی پره‌های توربین در اثر کارکرد کاهش پیدا می‌کند که دلیل آن تغییرات ریزساختاری به‌ویژه رشد رسوبات γ' است [۷]. رسوبات γ' دلیل اصلی استحکام‌بخشی سوپرآلیاژهای پایه نیکل هستند و همین موضوع سبب می‌شود که تغییرات در مشخصه آن‌ها تغییرات چشم‌گیری در خواص مکانیکی را سبب شود [۸، ۹]. رسوبات γ' چه در حالت مکعبی و چه در حالت کروی به خاطر دمای کاری

^۱ Rafting

^۲ Topologically Close-Packed

تحقیق از نگهداری زیر صفر عمیق برای اولین بار در عملیات حرارتی و جوانسازی سوپرآلیاژ IN738LC استفاده شده است تا تأثیر آن بر مشخصه رسوبات γ' مورد بحث قرار گیرد.

۲- مواد و روش تحقیق

برای انجام این پژوهش از یک پره توربین گازی از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC که 80000 ساعت سرویس‌دهی کرده بود، استفاده شد. ترکیب شیمیایی پره به‌وسیله طیف‌سنجی نشری اتمی به دست آمد که نتایج آن در جدول (۱) نشان داده شده است. برای عملیات حرارتی، نمونه‌های مکعبی شکل در ابعاد 5 میلی‌متر با برش کاری به‌وسیله سیم با تخلیه الکتریکی آماده شدند. نمونه‌ها از دو قسمت ریشه که تقریباً ساختاری دست‌نخورده و ایروفل که دارای بیشترین تغییرات است، تهیه شدند. در شکل (۱)، تصویر پره کار کرده و محل‌های نمونه‌برداری نشان داده شده است.

به‌منظور بررسی اثر سرد کردن بعد از محلول‌سازی بر تحولات ساختاری، نمونه‌ها در کوره‌ی مدل آمالگامز ساخت کشور ایران تحت گاز آرگون در دمای 1210°C و مدت‌زمان 5 ساعت محلول‌سازی شدند. سپس نمونه‌ها در دو محیط هوا و نیتروژن سرد شدند. یکی از نمونه‌های سرد شده در هوا، پس از هم‌دمایی به مدت دو ساعت در نیتروژن مایع نگهداری شد. در ادامه نمونه‌ها در دمای 1120°C و به مدت 2 ساعت محلول‌سازی شده و در دو محیط هوا و نیتروژن سرد شدند. در این مرحله نیز یکی از نمونه‌های سرد شده در هوا، پس از هم‌دمایی به مدت دو ساعت در نیتروژن مایع نگهداری شد. در انتها نمونه‌ها در دمای 845°C و به مدت 24 ساعت تحت عملیات پیرسازی قرار گرفتند. در جدول (۲)، نام‌گذاری نمونه‌ها بر اساس شرایط مختلف نمونه‌ها و متغیرهای عملیات حرارتی ارائه شده است. لازم به ذکر است که سردکاری درون یک مخزن پلیمری کاملاً ایزوله و سرد کردن در نیتروژن مایع نیز در همین مخزن‌ها انجام شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN738LC بر حسب درصد وزنی.

عنصر	نیکل	کروم	کبالت
مقدار	پایه	۱۵/۸۹	۸/۴۷
عنصر	نیوبیم	آلومینیم	تیتانیوم
مقدار	۰/۸۸	۳/۱۹	۳/۱
عنصر	کربن	بور	زیرکونیم
مقدار	۰/۱۳	۰/۰۲	۰/۰۹
عنصر	مولیبدن	تنگستن	تانتالیم
مقدار	۱/۹	۳/۱۱	۱/۶

بالا، شروع به رشد می‌کنند. این رشد درست از نقاطی که دارای بالاترین فاکتور عدم تطابق با زمینه آستنیتی γ است، عموماً در جهت اعمال تنش اتفاق می‌افتد [۱۰]. رسوبات در ابتدا حالت شبیه کروی پیدا کرده و سپس در گام بعدی در جهت‌گیری خاص به حالت بیضی و بیضی کشیده درمی‌آیند. الحاق رسوبات به یکدیگر، رسوبات بزرگ در یک‌جهت خاص را پدید می‌آورد تا جایی که پیوستگی همین رسوبات بزرگ به یکدیگر رسوبات الواری را منجر می‌شود که به‌شدت کاهش خواص مکانیکی را در پی دارد [۱۱، ۱۲].

قیمت بالای سوپرآلیاژهای پایه نیکل و تولید پره‌های توربین سبب شده است تا مجموعه عملیات تکمیلی برای ترمیم، تعمیر و بازیابی عمر پره‌های توربین انجام شود. یکی از این اقدامات، عملیات حرارتی جوان‌سازی است که منجر به بازیابی ساختار اولیه اعم از رسوبات اولیه مکعبی در حدود 700nm و رسوبات کروی ثانویه $10-110\text{nm}$ می‌شود. عملیات جوان‌سازی بسته به میزان کارکرد و اندازه رسوبات رشد کرده شامل عملیات انحلال کامل، ناقص و پیرسازی است. دما و زمان این مراحل به شرایط نمونه بستگی دارد [۱۳-۱۶].

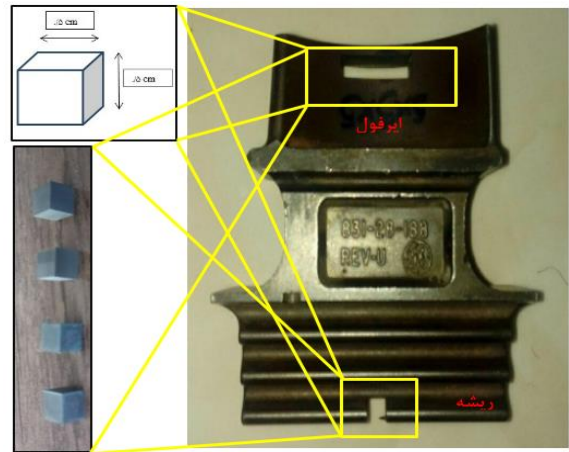
انجام هرچه بهتر عملیات انحلال منجر به افزایش کسر حجمی رسوبات پس از مرحله پیرسازی می‌شود. یکی از مشکلات عملیات انحلالی تشکیل رسوبات سرمایشی است که در حین سرد شدن از مراحل انحلال به وجود می‌آیند. برای جلوگیری از این مشکل نرخ سرد شدن را افزایش می‌دهند که این عمل از تشکیل و رشد رسوبات سرمایشی جلوگیری کرده و انرژی لازم برای جوانه‌زنی رسوبات γ' در مرحله پیرسازی را از طریق محلول جامد فوق اشباع و تنش‌های پسماند حرارتی کاهش می‌دهد [۱۷-۱۹]. به نظر می‌رسد هر عملی که نرخ نفوذ در انحلال را کاهش دهد، سبب افزایش کسر حجمی و کاهش اندازه رسوبات γ' پس از پیرسازی می‌شود [۲۰، ۲۱]. در همین راستا، میرحسینی و همکاران [۲۲] اثر سرعت سرد کردن از دمای انحلال ناقص بر ریزساختار و خواص کششی سوپرآلیاژ IN792 را مورد بررسی قرار دادند که نتایج حاصل از آن نشان داد با افزایش سرعت سرد کردن اندازه فازهای γ' اولیه و γ' ثانویه کاهش می‌یابد، درحالی‌که کسر حجمی فاز γ' ثانویه افزایش یافته است.

در تحقیقات گذشته نشان داده شده است که عملیات حرارتی زیر صفر عمیق سبب کاهش دمای ترسیب کاربیدها و فازهای ثانویه در فولادها و آلیاژهای آلومینیم پس از تمپر و پیرسازی می‌شود. از طرفی سردکاری منجر به کاهش اندازه فازهای ثانویه و افزایش مقدار آن‌ها گشته است [۲۳-۲۸]. در این

۳- نتایج و بحث

در شکل (۲)، تصویر SEM نمونه AF نشان داده شده است. در این تصویر به خوبی می‌توان رسوبات γ اولیه رشد کرده را مشاهده نمود که به یکدیگر الحاق پیدا کرده‌اند. با دقت در شکل (۲)، می‌توان رسوبات γ ثانویه را حتی تا اندازه 500 nm مشاهده نمود که شاید در حدود ده برابر از حالت استاندارد پس از طی سیکل رسوب‌سختی استاندارد است [۳۱]. از آنجاکه پس از پیرسازی و تکمیل سیکل رسوب‌سختی، پره‌ها برای پوشش‌دهی و استفاده بر روی توربین نصب می‌شوند، لذا می‌توان در ساختار آنها γ ‌های اولیه که از مرحله انحلال باقی‌مانده‌اند و از بین نرفته‌اند را در اندازه‌ای در حدود 700 nm و رسوبات γ ثانویه را در اندازه حدوداً 20 nm الی 70 nm مشاهده نمود.

γ ‌های اولیه در اثر سرویس‌دهی رشد کرده و رسوبات کوچک ثانویه به یکدیگر می‌پیوندند. از این‌رو، رسوبات کوچک موجود در تصویر SEM شکل (۲)، را می‌توان γ ثانویه و رسوبات بزرگ را γ اولیه در نظر گرفت [۱۳]. با توجه به دمای بالای سرویس‌دهی پره‌های توربین شرایط برای نفوذ عناصر پایدارکننده γ یعنی Ti و Al فراهم می‌شود که این امر رشد رسوبات γ و به‌هم‌پیوستگی و الحاق آن‌ها به هم‌دیگر را در پی دارد [۱۳، ۳۲].



شکل ۱- تصویر پره کار کرده و محل‌های نمونه‌برداری.

پس از انجام عملیات حرارتی، نمونه‌ها بعد از آماده‌سازی سطحی، توسط SEM مدل VEGA/TESCAN ساخت کشور چک مورد بررسی ریزساختاری قرار گرفتند. برای این منظور، نمونه‌ها توسط محلول حاوی 170 mL میلی‌لیتر H_3PO_4 ، 10 mL میلی‌لیتر H_2SO_4 و $1/6\text{ g}$ گرم CrO_3 در زمان 4 min الی 6 min ثانیه تحت اختلاف پتانسیل 3 V تا 4 V و شدت جریان 120 mA/cm^2 مورد حکاکی الکتریکی قرار گرفتند [۲۹]. سختی نمونه‌ها توسط دستگاه کوپا مدل MH3 مطابق با استاندارد ASTM E 82-16 تحت بار 0.1 kg کیلوگرم و زمان توقف 15 min ثانیه قبل و پس از محلول‌سازی انجام شد [۳۰]. در پژوهش حاضر برای اندازه‌گیری درصد حجمی و اندازه رسوب‌ها و نانورسوب‌ها از نرم‌افزار Clemex استفاده شد.

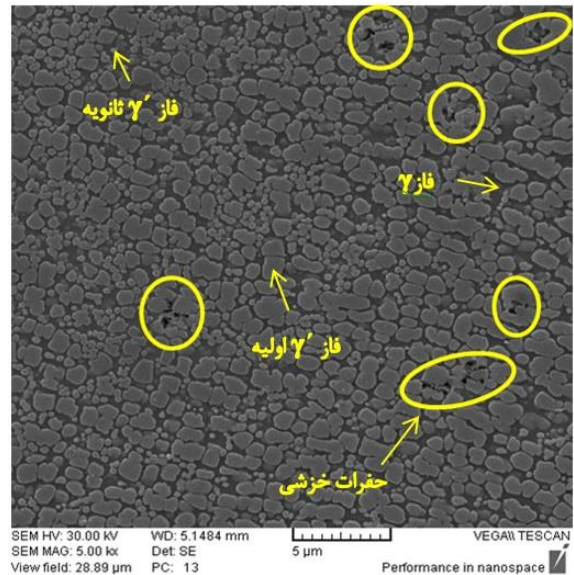
جدول ۲- نام‌گذاری نمونه‌ها و سیکل عملیات حرارتی انجام‌شده برای جوان‌سازی IN738LC

پیرسازی	شرایط عملیات حرارتی										کد نمونه
	انحلال ناقص					انحلال کامل					
	سردکاری		محیط سردایش	زمان (hr)	دما ($^{\circ}\text{C}$)	سردکاری		محیط سردایش	زمان (hr)	دما ($^{\circ}\text{C}$)	
زمان (hr)	دما ($^{\circ}\text{C}$)	زمان (hr)				دما ($^{\circ}\text{C}$)					
--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	R (ریشه)
--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	AF (ایرفول)
شرایط ثابت برای هر شش نمونه در دمای 845°C و مدت زمان ۲۴ hr	--	--	--	--	--	--	--	هوا	۵	۱۲۱۰	MS1
	--	--	--	--	--	--	--	نیتروژن مایع	۵	۱۲۱۰	MS2
	--	--	--	--	--	۲	-۱۹۰	هوا	۵	۱۲۱۰	MS3
	--	--	هوا	۲	۱۱۲۰	--	--	هوا	۵	۱۲۱۰	MS4
	--	--	نیتروژن مایع	۲	۱۱۲۰	--	--	هوا	۵	۱۲۱۰	MS5
	۲	-۱۹۰	هوا	۲	۱۱۲۰	--	--	هوا	۵	۱۲۱۰	MS6

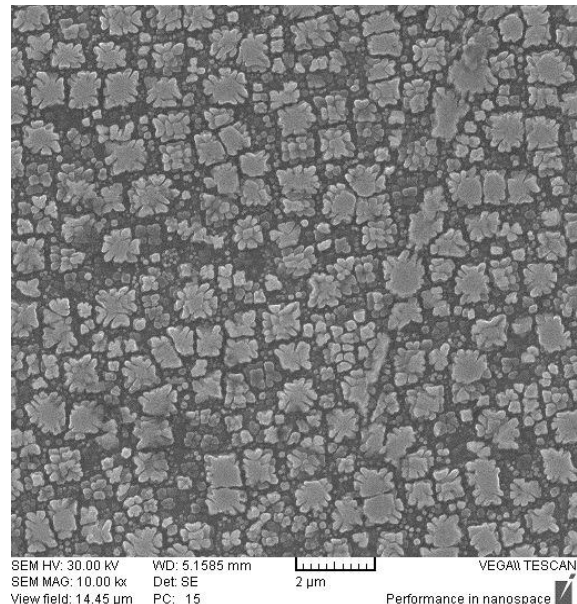
به رشد و رسوبات γ' ثانویه نیز در حال بزرگ شدن هستند به طوری که اندازه آن‌ها حدوداً ۱۵۰nm شده است، اما هنوز ساختار دوگانه در این حالت قابل رؤیت است. برخلاف نمونه AF که آثار کمی از ساختار دوگانه در آن باقی مانده است.

همان‌طور که در شکل (۴) مشاهده می‌شود، بین ذرات γ' اولیه، ذرات ریز γ' نیز تشکیل شده‌اند که با افزایش سرعت سرد کردن از دمای انحلال تعداد آن‌ها زیاد و اندازه آن‌ها کاهش یافته است. در حالت کلی سد انرژی لازم برای جوانه‌زنی و همچنین شعاع بحرانی برای تشکیل جوانه γ' به دو فاکتور اصلی انرژی آزاد حجمی و انرژی کرنشی ناشی از عدم انطباق شبکه فازهای γ و γ' بستگی دارد. افزایش سرعت سرد کردن از دمای انحلال، باعث افزایش انرژی آزاد حجمی و همچنین کاهش انرژی کرنشی بین فازهای γ و γ' می‌شود [۲۲]. با توجه به این توضیحات، به نظر می‌رسد که در سرعت‌های سرد کردن پایین، به علت بالا بودن سد انرژی لازم برای جوانه‌زنی ذرات γ' ریز سرمایشی، عناصر تشکیل دهنده این فاز با داشتن فرصت کافی برای نفوذ به سمت γ' اولیه رفته و باعث درشت شدن آن‌ها می‌شود. این افزایش اندازه در ریزساختار پس از پیرسازی که اندازه ذرات نسبت به مرحله انحلال رشد می‌کند، قابل مشاهده است. این در حالی است که با افزایش سرعت سرد کردن از دمای انحلال و کاهش سد انرژی لازم برای جوانه‌زنی γ' ریز سرمایشی و همچنین شعاع بحرانی تشکیل γ' ، این عناصر آلیاژی به جای پیوستن به ذرات γ' اولیه، تمایل بیشتری به تشکیل ذرات γ' ریز سرمایشی^۱ از خود نشان می‌دهند، به همین علت تعداد این ذرات در سرعت‌های سرد کردن بالا افزایش یافته است، درحالی‌که اندازه فاز γ' کاهش یافته است [۳۳-۳۵].

در شکل (۴-الف)، تصویر SEM نمونه MS1 پس از انحلال کامل و سرد کردن در هوا نشان داده شده است. همان‌طور که مشخص است، در حین سرد شدن در هوا به دلیل آن‌که فرصت کافی برای تشکیل رسوبات، کمتر فراهم شده است، کسر حجمی رسوبات کمتر و اندازه رسوبات کوچکتر شده است. به‌طور کلی انرژی فصل مشترک فازهای γ/γ' و کرنش الاستیکی حاصل از میزان عدم انطباق شبکه‌های کریستالی γ/γ' بر مورفولوژی فاز γ' تأثیر می‌گذارند. مهم‌ترین اثر عملیات حرارتی انحلالی، انحلال، کاهش اندازه و مقدار γ' های بزرگی است که در طول سرد شدن حین انجماد تشکیل می‌شوند. این رسوبات با سرد شدن از دمای انحلال، مجدداً با ابعادی ریزتر پدید می‌آیند. هر کدام از مورفولوژی‌های فاز γ' حاصل عملیات حرارتی خاصی



شکل ۲- تصویر SEM از ساختار ایرفول پره مستعمل.



شکل ۳- تصویر SEM از ساختار ریشه پره مستعمل.

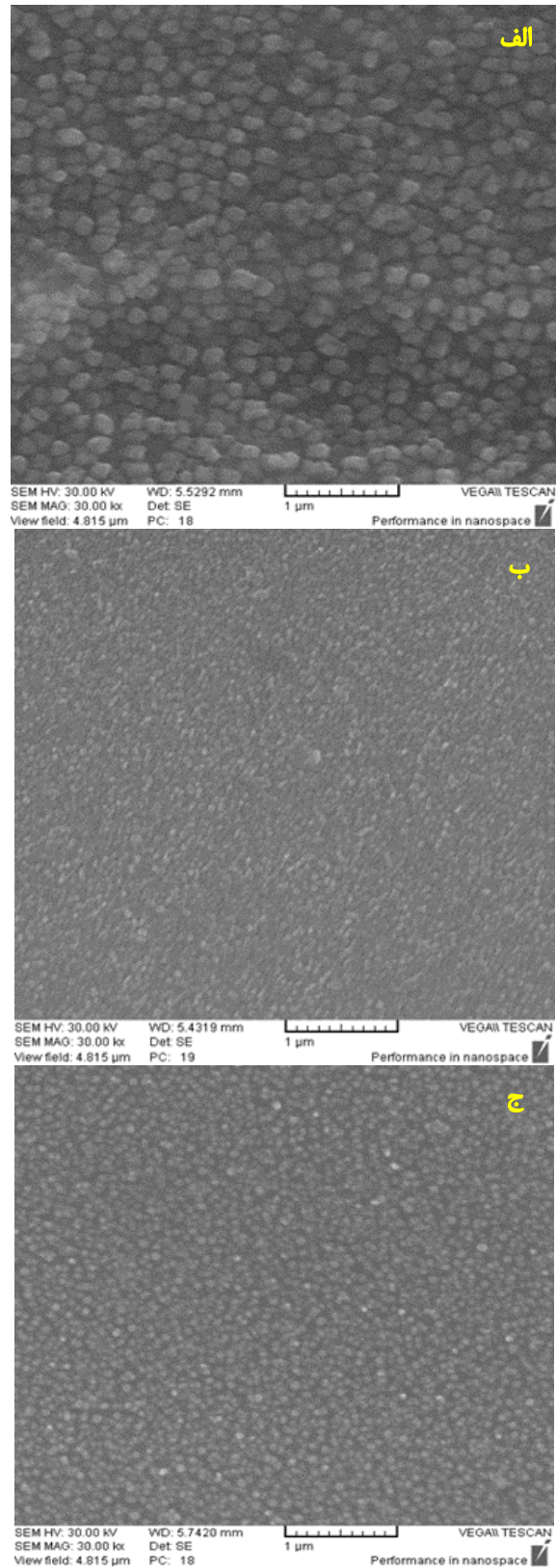
از طرفی وجود تنش‌های بالا در حین سرویس‌دهی مسیرهای نفوذ را مستعد نموده و این به‌هم‌پیوستگی رسوبات، شدیدتر می‌شود [۳۲]. این رشد به وقوع پیوسته در کاهش خواص مکانیکی تأثیرگذار است. نقاط مشخص شده در شکل (۲)، حفرات خزشی در منطقه درون دندریتی است که مکانیزم تشکیل آن‌ها را می‌توان نفوذ و رشد رسوبات γ' دانست. در شکل (۳)، تصویر SEM ریشه پره نشان داده شده است. عموماً ریزساختار ریشه پره با توجه به نبود تنش و کم بودن دما در آن ناحیه به‌عنوان نماینده‌ای از ساختار پره کار نکرده در نظر گرفته می‌شود. از مقایسه شکل‌های (۲) و (۳)، می‌توان دریافت که پره کارکرده به نسبت ریشه، دچار تغییرات چشم‌گیری شده است. هرچند خود ریشه هم با توجه به ساعت کارکرد پره، دچار تغییرات ساختاری شده و رسوبات اولیه γ' از گوشه شروع

^۱ Cooling Precipitates

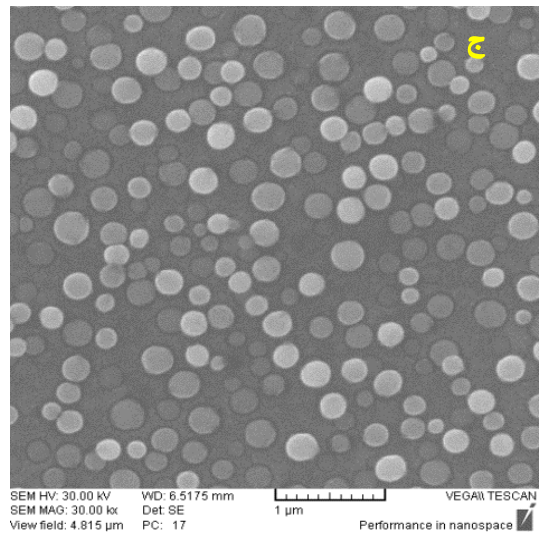
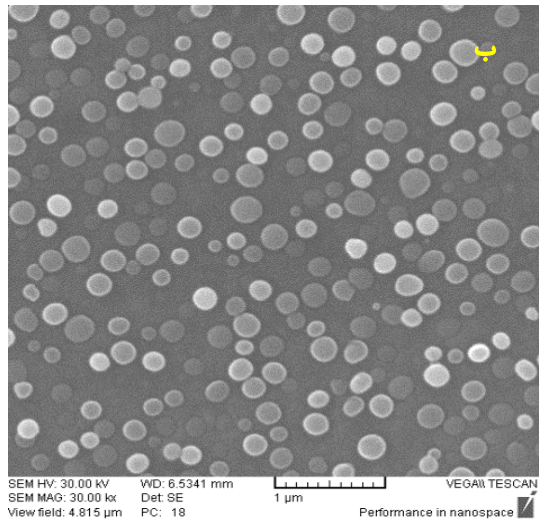
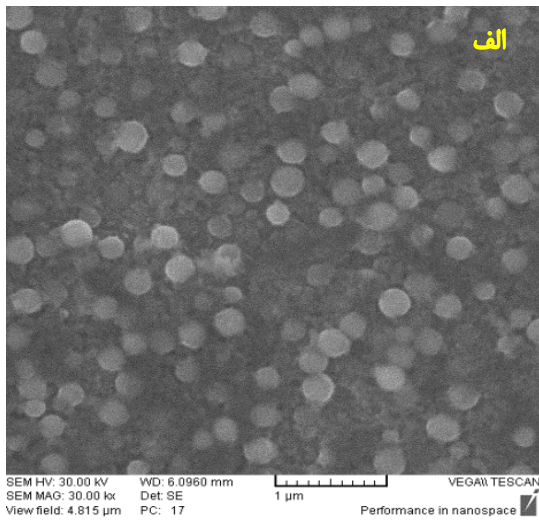
هستند و خواص منحصر به فردی دارند. این موضوع بی‌ارتباط با فاکتور عدم انطباق مورفولوژی‌های مختلف نیست [۳۶].

در شکل (۴-ب) تصویر SEM نمونه MS2 پس از انحلال کامل و سریع سرد کردن در نیتروژن مایع سبب کاهش کسر حجمی و کاهش قابل ملاحظه اندازه رسوبات شده است که دلیل آن کاهش جوانه‌زنی و رشد است. با افزایش سرعت سرد کردن، تحت تبرید افزایش یافته و جوانه‌زنی محدود می‌شود، از طرفی دیگر، افزایش سرعت سرد کردن، همان‌طور که پیش‌تر نیز گفته شد، احتمال تشکیل رسوبات سرمایشی را کاهش چشمگیر می‌دهد. از طرف دیگر رشد رسوبات مبتنی بر اصل نفوذ است، از آنجاکه ضریب نفوذ با دما رابطه مستقیم دارد کاهش چشمگیر دما به جهت کاهش ضریب نفوذ رشد را محدود می‌سازد. همچنین می‌توان بیان نمود که بی‌حرکت شدن الکترون‌ها به جهت کاهش دما، منجر به کاهش فواصل بین‌اتمی در دمای بسیار پایین شده است. کاهش فواصل اتمی منجر به جلوگیری از رشد و بزرگ شدن رسوبات از طریق مسدود نمودن مسیر نفوذ می‌گردد. در شکل (۴-ج)، تصویر SEM نمونه MS3 پس از انحلال کامل و هم‌دمایی با محیط سپس نگره‌داری در نیتروژن مایع نشان داده شده است. هم‌دمایی با محیط سپس نگره‌داری در نیتروژن مایع سبب کاهش کسر حجمی و اندازه رسوبات γ' می‌شود. همان‌طور که مشاهده می‌شود، هم‌دمایی با محیط سبب جوانه‌زنی رسوبات شده و سپس سرد کردن در نیتروژن مایع سبب کاهش اندازه رسوبات تا 82nm و کسر حجمی رسوبات تا $73/41$ درصد به جهت عدم رشد شده است. همان‌طور که مشخص است کسر حجمی رسوبات MS3 نسبت به نمونه MS1 که $87/8$ درصد است کاهش پیدا کرده ولی اندازه رسوبات آن بزرگ‌تر شده است.

کسر حجمی رسوبات نمونه MS3 نیز نسبت به نمونه MS2 که برابر با $69/53$ درصد است افزایش یافته و اندازه رسوبات آن افزایش پیدا کرده است. مقایسه تصاویر شکل (۴-الف)، (۴-ب) و (۴-ج) با شکل (۳) که مربوط به قبل از عملیات حرارتی است نشان‌دهنده کاهش اندازه و کسر حجمی ذرات γ' است. به این صورت که رسوبات γ' خشن با قرار گرفتن در دمای 1210°C در زمینه انحلال پیدا می‌کنند و با کاهش اندازه γ' ، ریزساختاری یک‌شکل با ذرات γ' کروی ایجاد می‌شود. در یک انحلال با دما و زمان یکسان، اندازه رسوبات حاصل از سرد کردن در نیتروژن مایع، کوچک‌تر است و رسوبات کروی شکل هستند. با توجه به شکل (۴)، سرعت سرد کردن بر تعداد، اندازه و مورفولوژی رسوبات اثرگذار است. با کاهش سرعت سرد کردن، تحت تبرید کم شده و در نتیجه انرژی آزاد شیمیایی برای تشکیل رسوبات کاهش می‌یابد. به این ترتیب اندازه جوانه بحرانی بزرگ‌تر



شکل ۴- تصاویر SEM مورفولوژی بعد از عملیات حرارتی انحلال کامل در نمونه‌های: الف) MS1، ب) MS2 و ج) MS3.



شکل ۵- تصاویر SEM مورفولوژی نمونه‌ها بعد از انحلال ناقص. الف) MS4، ب) MS5 و ج) MS6.

شده و سد انرژی فعال‌سازی در برابر هسته‌گذاری بیشتر می‌شود. بنابراین رسوبات کمتری شانس تشکیل خواهند داشت. پس تعداد رسوباتی که جوانه می‌زنند کم و فاصله بین آن‌ها زیاد است [۳۸،۳۷،۳].

همان‌طور که از مقایسه تصویر شکل (۴-ب) و (۴-ج) بر می‌آید کسر حجمی و اندازه رسوبات در نمونه MS2 نسبت به MS3 کاهش یافته است. به دلیل اینکه اختلاف پارامتر شبکه γ و γ' کمتر از ۱٪ است و رسوبات γ' خیلی سریع و راحت جوانه‌زنی و رشد کرده و همچنین به دلیل فوق اشباع زیاد و در نتیجه نیروی محرکه بالای تشکیل رسوب، حتی با سرد کردن بسیار سریع نیز رسوباتی در زمینه تشکیل شده است و از آنجایی که در سرعت سرد کردن‌های بسیار بالا به جهت کاهش فواصل بین‌اتمی، فرصت کافی برای نفوذ و رشد رسوبات وجود ندارد؛ کسر حجمی و اندازه رسوبات کاهش می‌یابد [۴۰،۳۹].

در شکل (۵-الف)، تصویر SEM نمونه MS4 پس از انحلال ناقص و سرد کردن در هوا نشان داده شده است. از آنجا که نرخ سرمایش در هوا کم است، مشاهده می‌شود که رسوبات به شکل تقریباً کروی کشیده و یا مکعبی با گوشه‌های پخ‌دار هستند. در شکل (۵-ب) تصویر SEM نمونه MS5 پس از انحلال ناقص و سرد کردن در نیتروژن مایع و شکل (۵-ج) تصویر SEM نمونه MS6 پس از انحلال ناقص و هم‌دمایی با هوا سپس نگهداری در نیتروژن مایع نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود سرعت سرمایش بالا منجر به افزایش تحت تبرید و انرژی محرکه جوانه‌زنی مؤثر شده و شعاع بحرانی جوانه‌زنی را کاهش داده و پس از سرد شدن نمونه از دمای عملیات انحلال جزئی، رسوبات γ' ریز سرمایشی با نرخ جوانه‌زنی زیاد تشکیل شده‌اند. بنابراین می‌توان مشاهده کرد که در سرد شدن در تحت تبرید بسیار بالا با وجود اینکه فاکتورهای ترمودینامیکی برای کاهش شعاع بحرانی جوانه‌زنی و افزایش نرخ جوانه‌زنی فراهم است، اما زمان کافی برای نفوذ عناصر آلیاژی برای تشکیل ذرات γ' ثانویه وجود ندارد لذا پس از سرد شدن نمونه از دمای عملیات انحلال جزئی در نیتروژن مایع γ' ریز مشاهده نمی‌شود و زمینه همچنان فوق اشباع باقی خواهد ماند. این در حالی است که طی سرد شدن نمونه از دمای انحلال جزئی در هوا، علاوه بر فراهم بودن فاکتورهای ترمودینامیکی برای جوانه‌زنی، زمان نسبتاً کافی برای نفوذ عناصر آلیاژی وجود دارد. بنابراین انتظار می‌رود رسوبات γ' ریز در ریزساختار پس از سرد شدن نمونه در هوا مشاهده شود و فوق اشباع شدن زمینه نسبت به حالت سرد کردن در دو محیط دیگر، کمتر باشد.

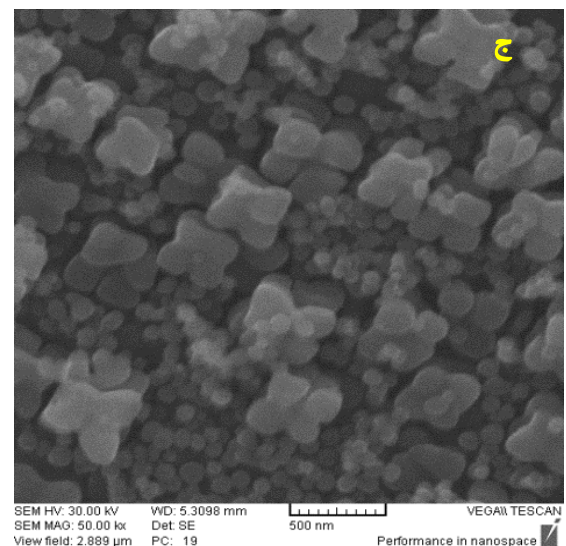
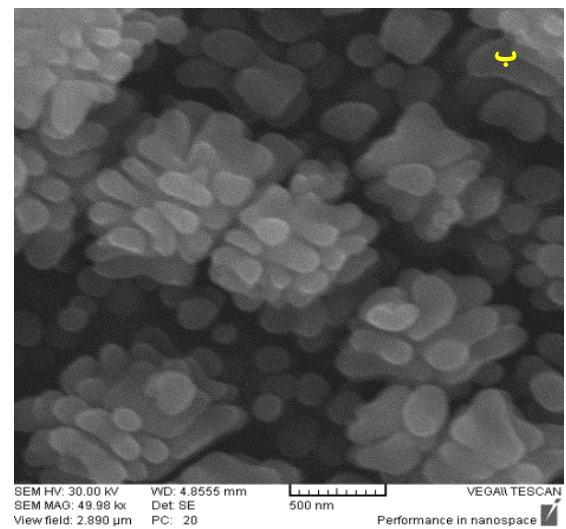
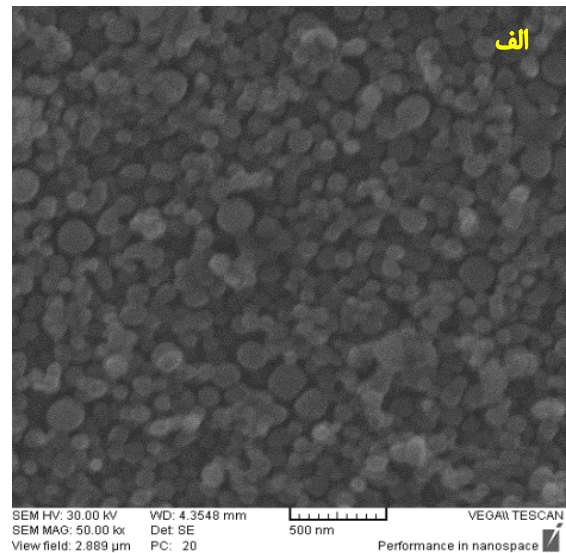
به نظر می‌رسد که در مرحله انحلال جزئی برای کلیه ذرات تمایل به مورفولوژی کروی وجود داشته است. این موضوع برای ذرات مکعبی با حل شدن گوشه‌های رسوبات در زمینه، برای ذرات کروی با کاهش اندازه و حفظ مورفولوژی و برای ذرات با شکل‌های نامنظم با انحلال وجوه گوشه‌دار پدید آمده است. در واقع، گوشه‌های رسوبات تنش موضعی بالاتری داشته و تعداد نابجایی در این نواحی بیشتر است. بنابراین به‌عنوان مسیره‌های کوتاه و آسان برای نفوذ عمل کرده و در مرحله عملیات انحلال تمایل بیشتری به حل شدن در زمینه دارد. اما آنچه که در مورفولوژی ذرات پس از سرد شدن در هوا نسبت به سرمایش در نیتروژن اختلاف ایجاد نموده است، نرخ سرمایش است. چرا که نرخ سرمایش کمتر در هوا به علت افزایش زمان موردنیاز برای نفوذ عناصر آلیاژی، باعث کاهش کوه‌رنسی رسوبات شده و امکان رشد ذرات در حین سرمایش وجود دارد.

این موضوع به این مفهوم است که در حین انحلال جزئی و با انحلال بخشی از رسوبات، ترکیب شیمیایی زمینه در اطراف رسوبات غنی از عنصر آلیاژی شده است و در طی سرمایش و به دلیل فراهم شدن فوق اشباع، مستعد تشکیل فاز جدید یا رشد ذره رسوبی است که در زمینه حل شده است [۴۱، ۴۲].

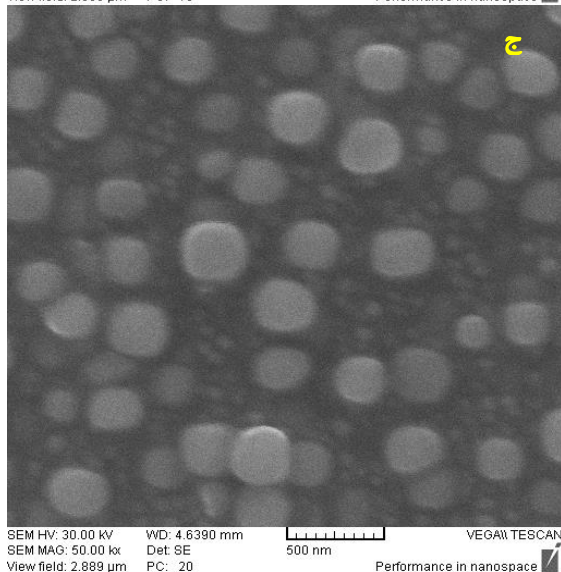
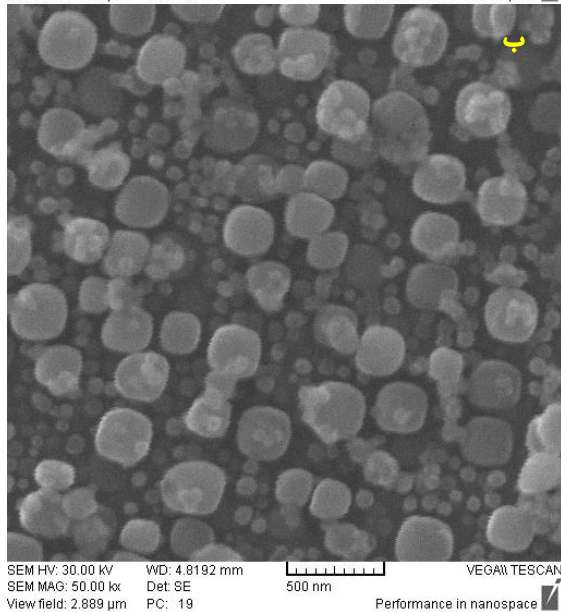
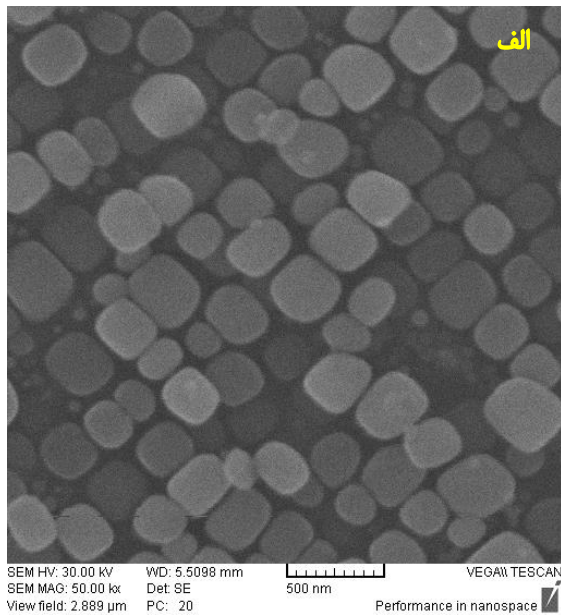
در شکل (۶)، تصاویر SEM نمونه‌های MS1، MS2 و MS3 پس از پیرسازی نشان داده شده است. در شکل (۶-الف)، از آنجایی که نمونه بعد از انحلال، در هوا سرد شده است، توزیع رسوبات به‌صورت همگن نیست و رسوبات به‌صورت آگلومره و کشیده مشاهده می‌شوند. در شکل (۶-ب)، رسوبات به‌صورت کروی و مکعبی دیده می‌شوند، که دلیل آن سریع سرد کردن پس از انحلال است لذا برخی از رسوبات به‌صورت کروی باقی می‌مانند. در صورتی که در تمام مناطق نمونه چنین مورفولوژی از رسوبات γ' اولیه وجود داشته باشد می‌توان گفت که این مورفولوژی به‌عنوان یکی از مورفولوژی‌های نهایی برای جوان‌سازی مناسب است.

در شکل (۶-ج)، رسوبات به‌صورت مکعبی دیده می‌شود که علت متفاوت بودن اندازه و اشکال رسوبات نمونه MS2 نسبت به نمونه MS3 در دمای سرد کردن آن‌ها است که در نمونه MS3، با کاهش سرعت سرد کردن، تحت تبرید کم شده و در نتیجه انرژی آزاد شیمیایی برای تشکیل رسوبات کاهش می‌یابد و اندازه جوانه بحرانی بزرگ‌تر می‌شود و هسته‌گذاری جدید کاهش می‌یابد.

در شکل (۷)، تصاویر SEM نمونه‌های MS4، MS5 و MS6 پس از پیرسازی نشان داده شده است. با توجه به شکل (۷-الف)، از آنجایی که نمونه پس از انحلال ناقص در هوا سرد



شکل ۶- تصاویر SEM مورفولوژی نمونه‌ها بعد از پیرسازی. الف) MS1، ب) MS2 و ج) MS3.



شکل ۷- تصاویر SEM مورفولوژی نمونه‌ها بعد از پیرسازی:

(الف) MS4، (ب) MS5 و (ج) MS6.

شده است رسوبات به صورت مکعبی شکل هستند. شکل (۷-ب)، رسوبات γ' اولیه با مورفولوژی مکعبی که توسط رسوبات γ' ثانویه با مورفولوژی کروی احاطه شده‌اند را نشان می‌دهد. شکل (۷-ج) همان‌طور که ملاحظه می‌شود در بخش‌هایی از این تصویر رسوبات γ' با مورفولوژی کروی دیده می‌شود که از نظر چگالی و اندازه با ذرات تقریباً مکعبی شکل موجود نزدیک آن‌ها تفاوت چندانی ندارند. با توجه به تصاویر شکل‌های (۶) و (۷) می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش نرخ سرمایش، انرژی فصل مشترک فازهای γ/γ' افزایش می‌یابد، به عبارت دیگر مؤلفه تنش برشی بین زمینه و رسوب بیشتر می‌شود که این انرژی زیاد منجر به شکست دندریت‌های γ' شده و رسوبات γ' دارای ریزساختار کشیده و بعضاً مکعبی شکل می‌شوند. همان‌طور که مشاهده می‌شود پس از محلول‌سازی و پیرسازی، اندازه رسوبات γ' ثانویه با افزایش محل‌های جوانه‌زنی کاهش یافته است.

افزایش سرعت سرد کردن به جهت نگهداری Al و Ti در زمینه، احتمال جوانه‌زنی در پیرسازی را از طریق افزایش نقاط مستعد جوانه‌زنی به واسطه افزایش ΔG سیستم که به ترکیب شیمیایی وابسته است را افزایش می‌دهد [۸]. با افزایش نقاط مستعد جوانه‌زنی، مقدار رسوبات تشکیل شده نانومتری افزایش می‌یابد، این افزایش منجر به کاهش عناصر Al و Ti در زمینه می‌شود و با توجه به کاهش غلظت شیمیایی Al و Ti که پایدار کننده γ' هستند، رشد رسوبات γ' محدودتر گشته و در بیشتر موارد کسر حجمی کلی رسوبات بعد از پیرسازی نسبت به محلول‌سازی افزایش پیدا کرده است. مشخصات رسوبات γ' قبل و پس از پیرسازی در جدول (۴) آورده شده است. در سوپرآلیاژهای پایه نیکل عمده استحکام آلیاژ از طریق ذرات رسوبی γ' و برهم‌کنش آن‌ها با نابجایی‌ها حاصل خواهد شد. بر مبنای این تئوری، مهم‌ترین عامل استحکام این آلیاژها اندازه فاز γ' است. در مورد این ذرات، یک اندازه بحرانی وجود دارد، هنگامی که اندازه ذره کوچک‌تر از این مقدار باشد، می‌تواند توسط مکانیزم حلقه‌های اوروان از ذرات عبور کنند. در این حالت استحکام آلیاژ با افزایش اندازه ذره افزایش می‌یابد.

در اندازه ذرات بزرگ‌تر از مقدار بحرانی، نابجایی‌ها می‌توانند توسط جفت شدن قوی ذرات را برش دهند و یا توسط مکانیزم حلقه‌های اوروان از ذرات عبور کنند [۲۱]. در هر دو مکانیزم استحکام آلیاژ با افزایش اندازه ذره افت می‌کند. با توجه به کاهش اندازه فازهای γ' اولیه و ثانویه و افزایش استحکام این آلیاژ با افزایش سرعت سردکردن، به نظر می‌رسد در شرایط این تحقیق مکانیزم‌های برش ذرات توسط جفت‌شدن نابجایی‌ها

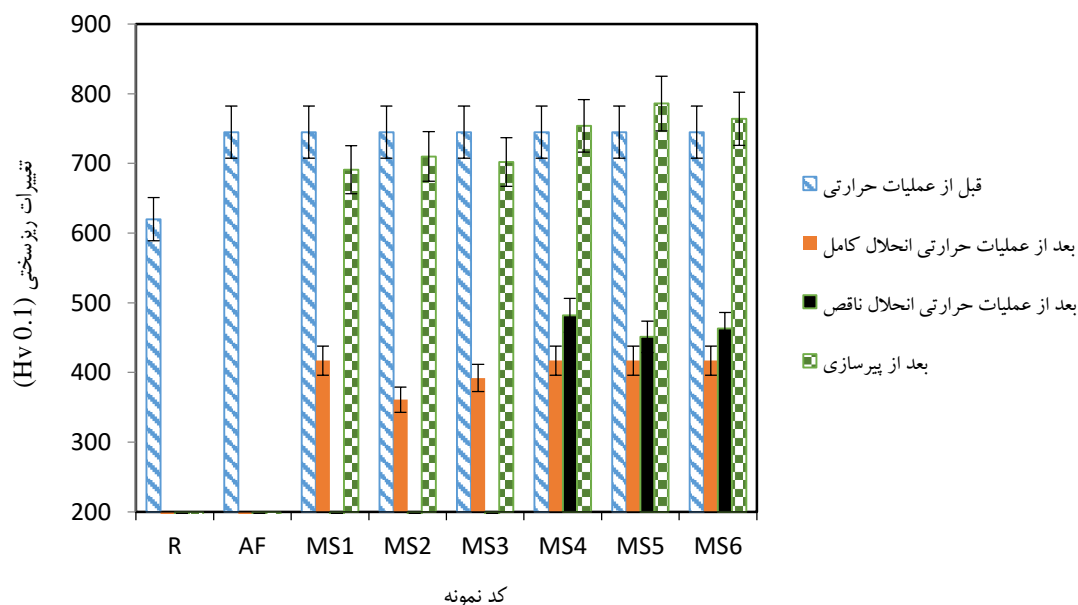
ثانویه نانومتری در کنار رسوبات بزرگ‌تر به وجود می‌آیند. به نظر می‌رسد سرعت سرد کردن از انحلال ناقص بر خلاف انحلال کامل عمل نماید و منجر به کاهش کسر حجمی رسوبات شده است.

با افزایش زمان انحلال، رسوبات بزرگ‌تری پس از پیرسازی مشاهده می‌شود که به دلیل الحاق آن‌ها به هم در پیرسازی است. بنابراین گذر زمان در انحلال، رسوبات ثانویه بزرگ‌تر با کسر حجمی بالاتری را به وجود می‌آورد. دلیل تفاوت در اندازه رسوبات پس از پیرسازی، سرعت سرد کردن در مراحل قبلی است. به این صورت که هرچه سرعت سرد کردن در مراحل قبلی بیشتر باشد اندازه و کسر حجمی رسوبات پس از پیرسازی نیز کاهش می‌یابد. افزایش کسر حجمی رسوبات با انرژی سیستم نیز رابطه دارد لذا به دلیل افزایش انرژی سیستم پس از پیرسازی، کسر حجمی رسوبات نیز افزایش پیدا کرده و منجر به تغییر شکل رسوبات می‌شود. از آنجایی که محلول‌سازی

و با تشکیل حلقه‌های اوروان کنترل کننده حرکت نابجایی‌ها باشند و لذا با کاهش اندازه ذرات γ' اولیه و ثانویه استحکام آلیاژ افزایش می‌یابد. علاوه بر اندازه ذرات γ' ، افزایش تعداد ذرات رسوبی نیز می‌تواند استحکام آلیاژ را افزایش دهد. همان‌طور که در جدول (۴) مشاهده می‌شود، با افزایش سرعت سرد کردن، تعداد ذرات γ' ثانویه افزایش یافته است به طوری که این ذرات با ایجاد موانع بیشتر در راه حرکت نابجایی‌ها، استحکام سوپرآلیاژ را افزایش می‌دهند [۳۳-۳۵]. با توجه به جدول (۴) و شکل‌های (۶) و (۷)، با افزایش نرخ سرمایش اندازه رسوبات اولیه (بزرگ) و ثانویه (کوچک) پس از پیرسازی کاهش پیدا کرده است. در واقع دلیل این امر نبود زمان کافی برای رشد رسوب است. همین‌طور مشاهده می‌شود که کسر حجمی کلی رسوب‌ها در نمونه‌های MS5 و MS6 نسبت به نمونه‌های دیگر با افزایش سرعت سرد کردن کاهش یافته است. در حین انحلال رسوبات باقی‌مانده بزرگ و بزرگ‌تر می‌شوند و رسوبات

جدول ۴- مشخصات رسوبات γ' قبل و پس از پیرسازی

کد نمونه	درصد حجمی کلی	کسر حجمی نانورسوبات	درصد حجمی رسوبات بزرگ	اندازه رسوبات کوچک (nm) ± 5	اندازه رسوبات بزرگ (μm) ± 0.005
MS1	۸۷/۸۰ ± ۳	۸۷/۸۰ ± ۳	--	۱۱۰/۴۱	--
MS2	۶۹/۵۳ ± ۳	۴۹/۰۶ ± ۳	۲۰/۴۷ ± ۳	۷۵/۳۶	۰/۶۵۰
MS3	۷۳/۴۱ ± ۳	۵۳/۷۹ ± ۳	۱۹/۶۲ ± ۳	۸۲/۱۴	۰/۴۰۰
MS4	۷۵/۲۹ ± ۳	--	۷۵/۲۹ ± ۳	--	۰/۲۷۰
MS5	۶۴/۷۰ ± ۳	۳۷/۵۹ ± ۳	۲۷/۱۱ ± ۳	۶۵/۱۵	۰/۲۳۰
MS6	۶۷/۰۲ ± ۳	۶۷/۰۲ ± ۳	--	۲۳۰/۰۱	--



شکل ۸- مقایسه میکروسختی نمونه‌ها قبل از عملیات حرارتی و بعد از پیرسازی.

مراجع

- [1] Shademani M., Rahimpour M R., Sedaghat A., Farvizi M., Determination of Solution temperature in an ex-service Ni-based turbine blade, *Journal of Advanced Materials and Processing*, 2017, 4(3) 66-72.
- [2] Wang B., Wang C., Shi D., Yang X., Li Z., Assessment of microstructure and property of a service exposed turbine blade made of K417 superalloy, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2017, 231.
- [3] Tsukada Y., Murata Y., Koyama T., Miura N., Kondo Y., Creep deformation and rafting in nickel-based superalloys simulated by the phase-field method using classical flow and creep theories, *Acta Materialia*, 2011, 59(16) 6378-6386.
- [4] Wangyao P., Zrnik J., Mamuzic I., Polsilapa S., Klaijurnrang S., Restoration and thermal stability investigation of intermetallic phase in exposed nickel base superalloy Udimet 500 turbine blades, *Metallurgija*, 2007, 46, 195-199.
- [5] Yu Z.Y., Yue Z.F., Cao W., Wang X.M., Review of rafting in nickel-based single crystal superalloy, *Solid State Phenomena*, 2017, 263, 41-49.
- [6] Shademani M.A., Sedaghat A.H.Z., Rahimpour M.R., Farvizi M., Effect of aging heat treatment on the microstructure and hardness of a serviced ZHS32 superalloy, *Micro & Nano Letters*, 2019, 14(2) 186-190.
- [۷] کریمی ا.، یارمحمد توسکی ح.، برجسته م.م.، نوری م.، کریمی یزدی م.ح.، تخمین عمر باقیمانده خزشی پره‌های توربین گازی ساخته شده از سوپرآلیاژ پایه نیکل IN792، نشریه پژوهشی مهندسی مکانیک ایران، ۱۳۹۵، ۱۸(۳)(۴۴) ۶-۱۸.
- [۸] شجری ی.، رضوی س.ح.، سیدرئوفی ز.س.، اثر عملیات انحلالی بر خصوصیات ریزساختاری رسوبات گاماپرایم در سوپرآلیاژ IN738LC قبل و بعد از پیرسازی، پژوهشنامه ریخته‌گری، ۱۳۹۶، ۱(۲) ۹۹-۱۰۸.
- [9] Balicki E., Mirshams R.A., Raman A., Fracture behavior of superalloy IN738LC with various precipitate microstructures, *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 265 (1-2) 50-62.
- [10] James A., Review of rejuvenation process for nickel base superalloys, *Materials Science and Technology*, 2001, 17(5) 481-486.
- [11] Nguyen L., Shi R., Wang M., De Graef Y., Quantification of rafting of γ' precipitates in Ni-based superalloys, *Acta Materialia*, 2016, 103, 322-333.
- [12] Kamaraj M., Rafting in single crystal nickel-base superalloys – An overview, *Sadhana*, 2003, 28 (1-2) 115-128.
- [۱۳] شجری ی.، رضوی س.ح.، تأثیر دمای انحلالی عملیات حرارتی جوانسازی بر پایداری رسوبات γ' در سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC حین حرارت دهی بلند مدت، پنجمین کنفرانس بین‌المللی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه شیراز، آبان ماه، ۱۳۹۵.
- [۱۴] مهدی‌زاده مهرجو پ.، همتی س.ح.، تمدید عمر پره‌های مستعمل توربین با اعمال فشار هیدرواستاتیک گرم، دو فصلنامه علمی پژوهشی ساخت و تولید ایران، ۱۳۹۶، ۴(۲) ۳۹-۵۰.
- [15] Hosseini S.S., Nategh S., Ekrami A.A., Changes of γ' precipitate characteristics in damaged superalloy IN738LC during different stages of rejuvenation heat treatment cycles, *Materials Science and Technology*, 2012, 28(2) 213-219.
- [16] Hosseini S.S., Nategh S., Ekrami A.A., Microstructural evolution in damaged IN738LC alloy during various steps of rejuvenation heat treatments, *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, 512(1) 340-350.

باعث کاهش کسر حجمی و اندازه رسوبات γ' می‌شود، سختی تا نصف کاهش می‌یابد [۴۳-۴۵]. به دلیل آنکه برخورد نابجایی‌ها با رسوبات افزایش می‌یابد، افزایش کسر حجمی رسوبات نانومتری γ' و رسوب‌گذاری در پیرسازی منجر به افزایش سختی می‌شود [۴۶]. در شکل (۸) مقایسه تغییرات ریزسختی نمونه‌ها آورده شده است. همان‌طور که در شکل (۸) مشخص است در پیرسازی به دلیل افزایش کسر حجمی رسوبات نانومتری و رسوب‌گذاری سختی افزایش پیدا کرده است. پس از پیرسازی رسوبات γ' با مورفولوژی دوگانه مکعبی-کروی در زمینه آلیاژ تشکیل می‌شود، با توجه به آنکه استحکام بخشی سوپرآلیاژها از طریق برهم کنش رسوبات کوه‌رنت و نابجایی‌ها در سیستم ایجاد می‌شود، بنابراین انتظار می‌رود که مورفولوژی مکعبی، موجب افزایش میزان سختی آلیاژ شود [۴۶].

۴- نتیجه‌گیری

- نتایج نشان داد که استفاده از عملیات سردکاری و کوئنچ در نیتروژن مایع می‌تواند در بهبود سیکل جوانسازی و کاهش اندازه رسوبات γ' برای تشکیل یک ساختار یک‌دست، مفید باشد.
- افزایش سرعت سرد کردن پس از انحلال کامل سبب کاهش کسر حجمی رسوبات می‌شود، تا جایی که می‌توان گفت، کوئنچ در نیتروژن مایع از عملیات سردکاری برای کاهش کسر حجمی پس از انحلال کامل موثرتر است.
- اندازه و کسر حجمی رسوبات γ' اولیه در مرحله انحلال ناقص، علاوه بر اینکه بر اثر سرعت سرد شدن از این مرحله تغییر کرده است بلکه از سرعت سرد شدن از این مرحله انحلال کامل نیز تأثیر گرفته است تا جایی که، با افزایش سرعت سرد کردن پس از انحلال ناقص، رسوبات γ' ثانویه با اندازه متوسط از بین رفته و رسوبات نانومتری کروی شکل حاصل شده است.
- افزایش سرعت سرد کردن در هر دو مرحله انحلال کامل و ناقص، سبب کاهش کسر حجمی رسوبات γ' پس از پیرسازی می‌شود. اما عملیات سردکاری، این روند کاهش را به افزایشی تبدیل می‌نماید.
- در مرحله انحلال کامل به دلیل سرعت بالای سرد شدن در نیتروژن مایع و کاهش اندازه رسوبات γ' ، سختی کاهش پیدا می‌کند و در مرحله انحلال ناقص نیز به دلیل سرعت پایین سرد شدن در هوا بیشینه سختی فراهم می‌آید.

- [۳۱] خدابخشی ا.ح.، بررسی تأثیر سیکل عملیات حرارتی جوان‌سازی بر ریزساختار پره توربین مستعمل از جنس IN738-LC، پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه یزد، ۱۳۹۳.
- [۳۲] شجری ی.، رضوی س.ح.، بررسی تغییرات مورفولوژیکی به وجود آمده در رسوبات γ' در اثر فرآیند خزش در سوپرآلیاژ I738LC به وسیله آزمون غیرمخرب، چهارمین کنفرانس بین‌المللی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، آبان ماه ۱۳۹۴.
- [33] Wlodek S.T., The Structure of Rene 88 DT, Proceedings of superalloys, 1996.
- [34] Porter D.A., Phase Transformations in Metals and Alloys, Chapman & Hall, 1992.
- [35] Reppich B., Some new aspects concerning particle hardening mechanisms in γ' precipitating Ni-base alloys theoretical concept, Acta Metallurgica, 1982, 30.
- [36] Safari J., Nategh S., On the heat treatment of Rene80 nickel-base superalloy, Journal of Materials Processing Technology, 2006, 176(1) 240-250.
- [37] Saladi S., Menghani J.V., Prakash S., Characterization and Evaluation of cyclic hot corrosion resistance of detonation-gun sprayed Ni-5Al coatings on Inconel 718, Journal of Thermal Spray Technology, 2015, 24, 778-788.
- [38] 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.
- [39] Baldan A., Rejuvenation procedures to recover creep properties of nickel-base superalloys by heat treatment and HIP techniques, Journal of Materials Science, 1991, 26, 3409-3421.
- [40] Monti C., Giorgetti A., Tognarelli L., Mastromatteo F., On the effects of the rejuvenation treatment on mechanical and microstructural properties of IN738 superalloy, Journal of Materials Engineering and Performance, 2017, 26, 2244-2256.
- [41] 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.
- [42] 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.
- [43] Smallman R.E., Ngan A H W., Physical Metallurgy and Advanced Material, Butterworth Heinemann, 2011, 90-93.
- [44] Razavi S.H., Mirdamadi S.H., Arabi H., Szpunar J., An Improved Method for Age Hardening of a Superalloy, US Provisional Patent, 2001, 60(309) 610.
- [45] Moshatghin R.S., Asgari S., The Effect of Thermal Exposure on the Characteristics in a Ni-base Superalloy, Journal of Alloys and Compounds, 2004, 368(1) 144-151.
- [46] Mignaneli P.M., Jones N.G., Hardy M.C., Stone H.J., The Influence of Al-Nb ratio on the microstructure and mechanical response of quaternary Ni-Cr-Al-Nb alloys, Materials Science and Engineering: A, 2014, 612, 179-186.
- [17] Arabi H., Rastegari S., Mirhosseini M., B. Sadeghi M., Effect of cooling rates from partial solution temperature and aging on C9 precipitation in IN792 superalloy, Materials Science and Technology, 2013, 29(12) 1513-1517.
- [18] Sajjadi S.A., Elahifar H.R., Farhangi H., Effects of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of the Ni-base superalloy UDIMET 500, Journal of Alloys and Compounds, 2008, 455(1) 215-220.
- [19] Gao S., Hou J.S., Dong K.X., Zhou L.Z., Influences of cooling rate after solution treatment on microstructural evolution and mechanical properties of superalloy Rene 80, Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2017, 30(3) 261-271.
- [۲۰] شجری ی.، رضوی س.ح.، تأثیر دما و زمان انحلال بر کسر حجمی و اندازه نانو رسوبات γ' در یک سوپرآلیاژ پایه نیکل، پنجمین کنفرانس بین‌المللی مهندسی مواد و متالورژی IMat، دانشگاه شیراز، آبان‌ماه، ۱۳۹۵.
- [۲۱] شجری ی.، رضوی س.ح.، سیدرئوفی ز.س.، اثر محیط عملیات حرارتی انحلالی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۷، ۲(۳) ۱۶۱-۱۷۹.
- [22] Mirhosseini M., Miladi Y., Arabi H., Rastegari S., Effect of cooling rates from solution temperature on microstructure and tensile properties of superalloy IN792, 9th Iranian Seminar on Surface Engineering, 2007.
- [۲۳] پایدار ح.، امینی ک.، اخباری‌زاده ا.، نجفیان م.، بررسی تاثیر عملیات زیر صفر عمیق بر ریزساختار و مقاومت سایش فولاد کم آلیاژ 100Cr6، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، ۱۳۹۲، ۷(۳) ۱۱-۲۰.
- [۲۴] امینی ک.، ناطق س.، شفیعی ع.، رضائیان ا.، تأثیر دمای عملیات زیر صفر بر ساختار و رفتار سایش فولاد سردکار ۱/۲۳۰۴، نشریه علوم و مهندسی سطح، ۱۳۹۰، ۱۱، ۱۱-۲۴.
- [25] Park D.H., Choi S.W., Kim J.H., Lee J.M., Cryogenic mechanical behavior of 5000- and 6000-series aluminum alloys, Issues on application to offshore plants, Cryogenics, 2015, 68, 44-58.
- [26] Steier V.F., Ashiuchi E S., Reibig L., Araújo J.A., Effect of a deep cryogenic treatment on wear and microstructure of a 6101 aluminum alloy, Advances in Materials Science and Engineering, 2016, 1-12.
- [27] Vahdat S.E., Seyedi-Niaki K., Mechanism of precipitation of carbides during deep cryogenic processing in 1.2542 tool steel, Materials Today Proceedings, 2015, 2(4-5) 1859-1867.
- [28] Nazarian H., Krol M., Pawlyta M., Vahdat S E., Effect of sub-zero treatment on fatigue strength of aluminum 2024, Materials Science and Engineering: A, 2018, 710, 38-46.
- [29] 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.
- [30] E92-16, Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials, ASTM, Feb 2016.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

The Effect of Cryogenic Treatment on the Rejuvenation of Exposed IN738LC Gas Turbine Blade

Mohsen Samiee¹, Yazdan Shajari², Seyed Hosein Razavi^{3*}, Zahra Sadat Seyedraoufi⁴

1. M.Sc. Department of Metallurgy and Materials Engineering Karaj Branch, Islamic Azad University Karaj, Iran.
 2. PhD Candidate, Materials and Energy Research Center, Karaj, 14155-4777, Iran.
 3. Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.
 4. Assistant Professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering Karaj Branch, Islamic Azad University Karaj, Iran.
- * Corresponding Author: P.O. Box 16846-13114, Narmak, Tehran, Iran. Tel: +98 21 77240540/ Fax: +98 21 77240480.

Paper history:

Received: 02 September 2019
Accepted: 16 October 2019

Abstract:

In the present study, the service-exposed gas turbine blade was rejuvenated after 80000 hr of service. In this report, the effect of cooling on liquid nitrogen and cryogenic after two stages of solution (full and partial) was investigated. Microstructural studies by scanning electron microscopy (SEM) showed that increasing the cooling rate in full solution resulted in a decrease in the size and percentage of volume fraction of γ' precipitates after aging. Whereas the cryogenic effect at full solution stage was less than the cooling rate. The effect of high cooling rate on partial solution was a decrease in γ' precipitates volume fraction after aging compared to similar effect on full solution stage. Cryogenic treatment after partial solution increased the secondary γ' precipitates volume fraction and size till 230 nm. The high cooling rate of partial solution resulted in the maximum of hardness after aging, and high cooling rate of full solution resulted in minimum of hardness after aging.

Keywords:

Cryogenic,
Rejuvenation,
Exposed blade,
Cooling rate,
Hardness.

Please cite this article using:

Mohsen Samiee, Yazdan Shajari, Seyed Hossein Razavi, Zahra Sadat Seyedraoufi, The Effect of Cryogenic Treatment on the Rejuvenation of Exposed IN738LC Gas Turbine Blade, in Persian, Founding Research Journal, 2019, 3(3) 163-174.
DOI: 10.22034/frj.2019.199660.1099

Journal homepage: www.foundingjournal.ir