



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

اثر سرعت سرد کردن بعد از عملیات انحلالی بر رفتار پیری سوپرآلیاژ ریختگی IN718

مهرداد حناچی^۱، آرش خیابانی^۲، زهراسادات سیدرئوفی^{۳*}

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، شناسایی و انتخاب مواد مهندسی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران

۲- دانشجوی کارشناسی ارشد، شناسایی و انتخاب مواد مهندسی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران

۳- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران

* نویسنده مکاتبه کننده: z.seyedraoufi@kiauo.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۹/۰۴/۰۷

پذیرش: ۱۳۹۹/۰۶/۲۳

در تحقیق حاضر، رفتار پیری سوپرآلیاژ ریختگی IN718 متأثر از سرعت سرد کردن بعد از عملیات انحلالی مورد ارزیابی قرار گرفت. به این منظور، ابتدا سوپرآلیاژ ریختگی IN718 در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۵۰ دقیقه محلول سازی شد و سپس، نمونه‌ها با سه نرخ سرمایش ۲۴۰، ۵ و ۰/۱ درجه سانتیگراد بر ثانیه سرد شدند. پس از اتمام این عملیات نمونه‌ها در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد و در سه زمان ۳۰، ۶۰ و ۹۰ ساعت پیرسازی شدند. بررسی‌های ریزساختاری به وسیله میکروسکوپ‌های نوری (OM) و الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) و تفرق پرتو ایکس (XRD) نشان دادند که با افزایش سرعت سرد کردن، شرایط برای نیل به انحلال کامل فراهم می‌شود و تنها مقداری فاز TiC باقی می‌ماند. با کاهش سرعت سرد کردن و افزایش زمان پیرسازی در کنار افزایش کسر حجمی و اندازه رسوبات ثانویه، میزان استحاله برشی از ۷٪ به ۸٪ نیز بیشتر می‌شود تا جایی که رسوبات δ نیز رشد می‌کنند. با افزایش سرعت سرد کردن، به دلیل کاهش میزان رسوبات سرمایشی سختی کاهش می‌یابد. با افزایش زمان پیرسازی با توجه به رشد غیرعادی رسوبات سختی افزایش و سپس کاهش می‌یابد. این کاهش سختی می‌تواند به دلیل رشد غیر نرمال دانه‌ها و رسوبات ثانویه و تشکیل کروم سفید باشد. با افزایش سرعت سرد کردن پایداری فازی در طول پیری افزایش می‌یابد. این ثابت فازی را در روند تغییرات سختی نیز می‌توان ملاحظه نمود.

واژه‌های کلیدی:

IN718،
سرعت سرد کردن،
پیرسازی،
ریزساختار،
استحاله برشی.

ارجاع به این مقاله:

مهرداد حناچی، آرش خیابانی، زهراسادات سیدرئوفی، اثر سرعت سرد کردن بعد از عملیات انحلالی بر رفتار پیری سوپرآلیاژ ریختگی IN718، پژوهش‌نامه

ریخته‌گری، پاییز ۱۳۹۹، جلد ۴، شماره ۳، صفحات ۱۷۵-۱۸۴.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/frj.2020.237065.1120

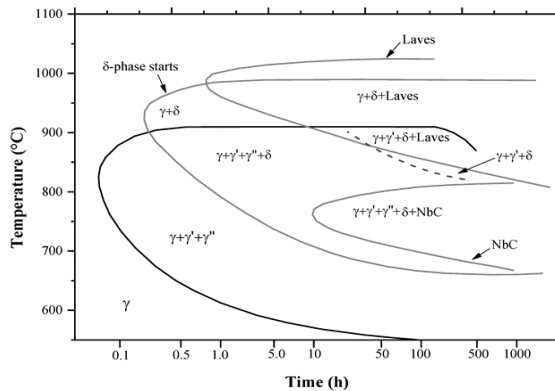
۱- مقدمه

IN718 یک آلیاژ پرکاربرد برای دماهای نسبتاً بالا با خواص خزشی فوق‌العاده، مقاومت در برابر خستگی و خوردگی است که به طور گسترده‌ای در هوافضا، اجزای تولید انرژی هسته‌ای و حرارتی استفاده می‌شود. این آلیاژ توسط زمینه آستنیت با فازهای ثانویه زیادی از قبیل کاربیدهای اولیه MC، کاربیدهای ثانویه، رسوبات γ'، γ'' و بعضاً لاوه و δ مستحکم می‌شود. IN718 آلیاژی است که مستعد جدایش عناصر آلیاژی در مرزهای دانه است. این آلیاژ دارای مناطق پر انرژی است که احتمال تشکیل فازهای مضر مثل BCTها در آنها زیاد است [۳-۵].

کاربرد عمده و مهم سوپر آلیاژها در تولید قطعات با کاربرد دما بالا به ویژه ساخت پره‌های توربین است. در سالهای اخیر دمای کارکرد پره‌های توربین به طور چشم‌گیری افزایش یافته است. نیمی از این افزایش دما، مرهون طراحی پره‌ها و نیمی از آن مربوط به توسعه آلیاژ و فرآیندهای جدید به همراه بهینه‌سازی ترکیب آلیاژ و ریزساختار است [۱، ۲]. عملیات حرارتی یکی از روش‌های فرآوری مواد است که برای تقویت خواص ریزساختاری و مکانیکی سوپر آلیاژهای پایه نیکل بر اساس شرایط کارکرد و ریخته‌گری مورد استفاده قرار می‌گیرد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN۷۱۸ مورد استفاده در این پژوهش.

عنصر	نیکل	سیلیسیم	منگنز
WT. %	پایه	۰/۱۰	۰/۲۶
عنصر	کروم	مولیبدن	مس
WT. %	۱۸/۳۱	۳	۰/۰۸
عنصر	آهن	تیتانیوم	آلومینیوم
WT. %	۱۸/۲	۱/۰۵	۰/۵
عنصر	نایوبیم	کربن	کبالت
WT. %	۵/۲	۰/۰۴۷	۰/۲



شکل ۱- نمودار TTT سوپرآلیاژ IN718 [۱۸].

۲- روش تحقیق

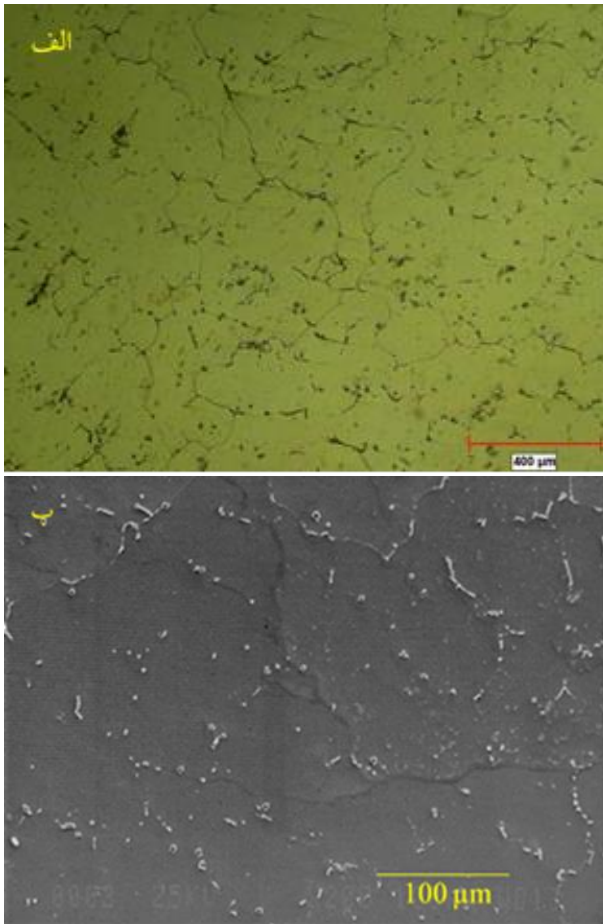
در تحقیق حاضر از سوپرآلیاژ IN718 پس از ریخته‌گری استفاده شد. در جدول (۱) ترکیب شیمیایی این آلیاژ که به روش اسپکترومتری نشری (AAS) توسط دستگاه PMI MASTER SMART بدست آمده، نشان داده شده است.

پس از ریخته‌گری نمونه‌هایی استوانه‌ای شکل به قطر ۱۵ و ارتفاع ۵ میلی‌متر توسط دستگاه برش سیم تهیه شدند. سپس سیکل عملیات انحلالی با استفاده از نمودار عملیات حرارتی TTT آلیاژ که در شکل (۱) نشان داده شده است، در ناحیه تک فاز انتخاب شد و در کوره المنتی مدل F35L ساخت شرکت آذر کوره با تیرانس دمایی ۳°C در دمای ۱۰۵۰°C به مدت ۱۵۰ دقیقه برای اطمینان از حصول انحلال کامل، انجام شد. با انتخاب این دما می‌توان از همگن شدن در طول انحلال اطمینان حاصل نمود. سپس نمونه‌ها در سه محیط آب، هوا و کوره با نرخ‌های سرد شدن ۲۴۰°C/s، ۵°C/s و ۰/۱°C/s خنک شدند. پس از انحلال، تمامی نمونه‌ها به مدت ۹۰ ساعت تحت گاز محافظ در دمای ۷۵۰°C پیرسازی شدند. برای بررسی اثر زمان پیرسازی بر تحولات ریزساختاری نمونه‌ها در دو زمان دیگر ۳۰ و ۶۰ ساعت نیز بررسی شدند. در جدول (۲) نامگذاری نمونه‌ها بر اساس و شرایط محلول سازی و پیرسازی نمونه‌ها آورده شده است.

فرآیند استاندارد عملیات حرارتی برای این آلیاژ شامل همگن سازی، آنیل انحلالی و پیرسازی است [۶]. عموماً این همگن‌سازی در مرحله انحلال اعمال و حمایت می‌شود، پیرسازی نیز در دو مرحله اولیه و ثانویه انجام می‌شود. با انتخاب صحیح چرخه عملیات حرارتی، می‌توان تمام مراحل تشکیل کاربیدها و رسوبات ذکر شده در آلیاژ را کنترل و نقش کسر حجمی و توزیع آنها در ریزساختار و خواص مکانیکی را تعیین کرد. عملیات حرارتی همچنین ویژگی‌های متالورژیکی مانند رشد دانه و جدایش عنصری در مرزها را نیز تحت تأثیر قرار می‌دهد که در آلیاژهای کارشده و ریخته‌گری برجسته است. طی این فرآیند، انرژی داخلی دانه‌های یک پلی کریستال افزایش یافته و سبب زیادتر شدن تحرکات اتمی و ضریب نفوذ عناصر آلیاژی می‌شود، این فعل و انفعالات وابستگی زیادی به دما و زمان عملیات حرارتی دارند [۷-۹].

در واقع یک مرحله نیمه پایدار است که اگر آلیاژها در معرض پیرسازی طولانی یا سرویس‌دهی در دمای بالاتر از ۶۵۰°C قرار گیرند، با ساختار اورتورمبیک به یک فاز δ پایدار (Ni₃Nb) تبدیل می‌شود. فاز δ در مرزهای دانه و دوقلویی یا به صورت بین دانه‌ای با مورفولوژی صفحه‌ای تحت مکانیزم برشی، رسوب می‌کند. از آنجا که γ و δ ترکیب یکسانی دارند، رشد فاز δ به ضرر فاز γ رخ می‌دهد [۱۰، ۱۱]. چندین محقق جزئیات رسوبات را برای مراحل اصلی IN718 شرح داده‌اند و چند نمودار TTT (دما-زمان-تحول) ترسیم شده‌است [۱۲-۱۵]. به گفته بسیاری از محققین، فاز γ و γ'' بین ۶۰۰ تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد رسوب می‌کنند، در حالی که بالاترین سطح فاز δ در حدود ۹۰۰°C یافت می‌شود [۱۶]. آنباراسان [۱۴] و همکاران در پژوهشی به بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار IN718 پرداختند. نتایج حاصل نشان داد که در دمای ۱۰۶۶ درجه سانتیگراد اندازه دانه‌ها افزایش پیدا کرده است.

در پژوهشی دیگر، اندرسون [۱۷] و همکاران نشان دادند که عملیات حرارتی در دمای ۹۷۵°C به مدت ۲ ساعت به عنوان بهترین عملیات برای بهبود شکل‌پذیری IN718 پس از ریخته‌گری است. در این پژوهش، سعی بر آن است تا با نرخ سردایش متفاوت از انحلال تحولات ریزساختاری پس از انحلال بررسی گردد و در ادامه نقش این تحولات بر استحاله γ'' به δ پس از ریخته‌گری و عملیات حرارتی یا سرویس‌دهی مورد ارزیابی قرار گیرد. این در حالی است که تا کنون نقش سرعت سرد کردن پس از عملیات انحلالی، در پایداری حرارتی فازهای استحکام بخش و عدم برش آنها به فازهای مضر به ندرت مورد توجه قرار گرفته است. با استفاده از نتایج این تحقیق می‌توان، بسته به شرایط کاری و دما و زمان سرویس‌دهی یک نرخ سرمایش مناسب انتخاب نمود.



شکل ۲- تصاویر میکروسکوپی نمونه C0، الف) میکروسکوپ نوری، ب) میکروسکوپ الکترونی روبشی.

۳- نتایج

۳-۱- بررسی نمونه ریختگی

در شکل (۲) تصاویر میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی نمونه C0 نشان داده شده است. این نمونه دارای ساختار دندریتی ظریف و ریز به علت احتمالی انجماد سریع به جهت حذف جدایش میکروسکوپی است که ذرات کاربیدی و فاز لاهه به صورت یکنواخت در زمینه آن دیده می‌شوند. اندازه قطر بزرگترین دانه $600 \mu\text{m}$ و کوچکترین دانه $45 \mu\text{m}$ است. فازهای بین فلزی لاهه در بین دندریت‌ها گسترده و پخش شده اند که می‌بایست در انتخاب دمای همگن‌سازی برای حذف آنها دقت شود؛ زیرا به دلیل پراکندگی بالای فاز لاهه در مرز دانه‌ها و مناطق بین دندریتی به دمای بالاتری برای انحلال آنها نیاز است، چرا که رسوبات بین دندریتی به دلیل بالاتر بودن انرژی در آن مناطق از پایداری بالاتری برخوردارند. در صورت بالا بودن دمای همگن‌سازی، ذوب مجدد در مرز دانه‌ها و مناطق بین دندریتی اتفاق می‌افتد که منجر به افت خواص مکانیکی می‌شود [۱۶]، [۱۹]. در تصویر SEM نشان داده شده نقاط نسبتاً خطی شکل سفید پراکنده شده فازهای لاهه و نقاط کمرنگ‌تر که متمایل به

جدول ۲. نام‌گذاری و شرایط انحلال و پیرسازی نمونه‌ها در این پژوهش.

کد نمونه	نرخ سرد شدن پس از انحلال در 1050°C و 150 دقیقه (بر حسب $^{\circ}\text{C/s}$)	زمان پیرسازی در 750°C (بر حسب ساعت)
*C0	--	--
C1	۲۵۰	--
C2	۵	--
C3	۰/۱	--
C4	۲۵۰	۳۰
C5	۲۵۰	۶۰
C6	۲۵۰	۹۰
C7	۵	۳۰
C8	۵	۶۰
C9	۵	۹۰
C10	۰/۱	۳۰
C11	۰/۱	۶۰
C12	۰/۱	۹۰

* این نمونه به عنوان نمونه شاهد و مرجع بدون انجام هیچ گونه عملیات حرارتی است.
** دمای و زمان انحلال و دمای پیرسازی برای تمامی نمونه‌ها ثابت در نظر گرفته شد.

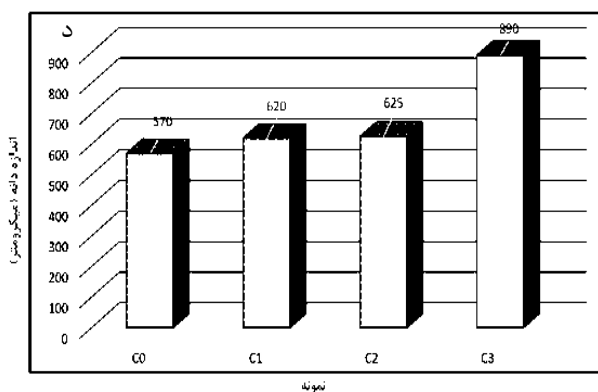
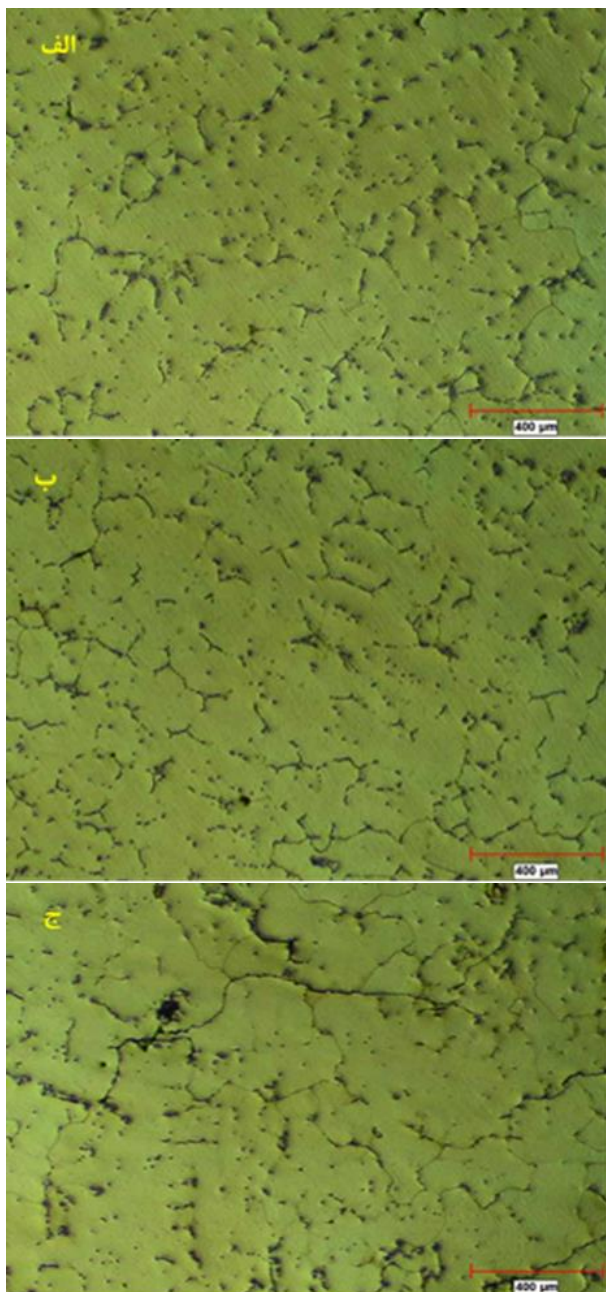
نمونه‌های محلول‌سازی شده پس از سنباده زنی تا سنباده شماره ۲۵۰۰، با پولیش به وسیله نمد و محلول حاوی نانو آلومینا برای متالوگرافی آماده شدند. پس از آماده سازی، نمونه‌ها به وسیله محلول $20\text{ml HCl} + 20\text{ml C}_2\text{H}_5\text{OH} + 2\text{gr CuCl}_2$ به روش غوطه‌وری به مدت ۱۰ دقیقه حکاکی شدند. بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های محلول‌سازی شده توسط میکروسکوپ نوری (OM) مدل PRIOR ENGLAND و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل JXA-840 ساخت شرکت ژاپنی JEOL و نمونه‌های پیرسازی شده توسط میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی (FESEM) مدل MIRA 3 شرکت TESCAN ساخت جمهوری چک انجام شد. برای بررسی اندازه دانه‌ها، قطر بزرگ آنها به وسیله نرم افزار کلمکس اندازه‌گیری شد و سپس میانگین ده عدد از آنها در بزرگنمایی‌های متفاوت گزارش شد. بررسی فازی نمونه‌ها توسط آزمون پراش اشعه ایکس (XRD) ساخت شرکت Philips مدل PW1730 تحت زاویه تابش 10° تا 90° درجه انجام شد. این آزمون توسط پرتو $\text{CuK}\alpha$ با سرعت اسکن 2° درجه بر دقیقه انجام شد. پس از آنکه نمونه‌ها مورد آماده سازی سطحی قرار گرفتند، تحت سختی سنجی تحت بار 1 Kg و 10 s زمان قرار گرفتند. برای این کار از دستگاه ریزسختی سنجی کوپا مدل MH3 ساخت ایران استفاده شد، اعدادی که در ادامه به عنوان سختی گزارش می‌شود، حاصل میانگین پنج آزمون ریزسختی سنجی به عمل آمده هستند. تحلیل نتایج سختی با استفاده از روش تاگوچی انجام شد.

طوسی و با اندازه کوچک هستند کاربیدهای اولیه MC هستند که احتمالاً با عناصر Nb یا Ti پایدار شده‌اند [۲۰].

۳-۲- بررسی نمونه عملیات انحلالی شده

پس از انحلال اندازه دانه‌ها نسبت به نمونه شاهد افزایش پیدا می‌کند که دلیل انحلال مرزدانه‌ها و همگن شدن ساختار است. نتایج نشان می‌دهد که سرعت سرد کردن تاثیر چندانی بر اندازه دانه ندارد، اما نمونه سرد شده در کوره به جهت نگهداری بلند مدت در دمای بالا اندازه دانه بیشتری دارد. در شکل (۳) نمودار تغییرات اندازه دانه ها پس از انحلال بر اساس سرعت سرد کردن و تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌ها پس از عملیات انحلالی نشان داده شده است.

در شکل (۴) تصاویر FESEM از ریزساختار محلول‌سازی شده پس از سردایش در محیط‌های مختلف نشان داده شده است. در شکل (۴-الف) ساختار مربوط به نمونه C1 نشان داده شده است. در این نمونه، اثری از حضور رسوبات دیده نمی‌شود. پس از انحلال کامل رسوبات، به جهت نرخ سرمایش بالا و اعوجاج شبکه‌ای فرصت ترسیب حین انحلال به صورت تعادلی یا سرمایشی وجود نداشته و نمونه به انحلال کامل رسیده است. آنجا که عملیات حرارتی انحلال یک فرآیند تعادلی میان انحلال رسوبات و تشکیل مجدد آنهاست، انحلال کامل زمانی اتفاق می‌افتد که تعادل حاکم به سمت انحلال رسوبات پیش‌روی کند. اما در هنگام سرد شدن نیز به جهت فراهم بودن شرایط دمایی رسوباتی در زمینه جوانه می‌زنند که به خاطر نبود زمان کافی رشد آنها محدود بوده و در محدوده نانومتری باقی می‌ماند، این رسوبات همان رسوبات سرمایشی ذکر شده هستند [۲۱]. برای اثبات انحلال کامل ایجاد شده در این نمونه الگوی XRD نمونه C1 در شکل (۴) نشان داده شده است. در شکل (۳-ب) تصویر ریزساختار نمونه C2 و در شکل (۴-ج) تصویر نمونه C3 داده شده است. به جهت آهسته سرد شدن می‌توان رسوبات تشکیل شده به صورت تعادلی و سرمایشی را در این شکل مشاهده نمود. در سرعت‌های سرد کردن آهسته به جهت فراهم شدن فرصت رسوبات ثانویه جوانه‌زنی و رشد محدود دارند، که حضور آنها در شکل‌های ذکر شده قابل رویت است. به نظر می‌رسد با کاهش سرعت سرد کردن، فرصت هسته‌گذاری برای رسوبات γ' و γ'' فراهم شده است و این رسوبات به صورت ناچیز و یا به صورت کلی رشد کرده‌اند.

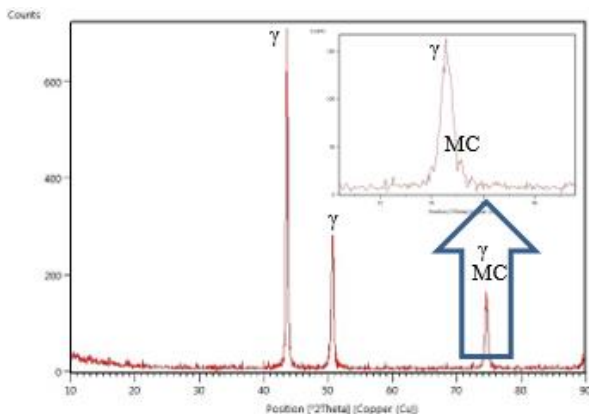


شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌ها بعد از عملیات انحلالی: (الف) C1، (ب) C2، (ج) C3، (د) تغییرات اندازه دانه پس از انحلال.

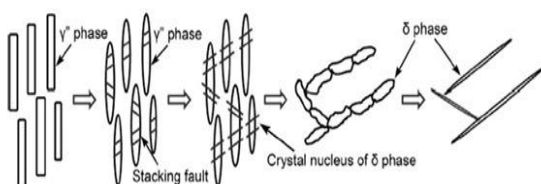
فرصت رشد برای رسوبات γ'' و در نهایت برش آنها به δ از طریق تامین انرژی در نقص انباشتگی وجود دارد [۲۱-۲۳، ۱۸]. همانطور که در شکل (۵) کاملاً مشخص است، فقط فاز MC باقیمانده است که با بزرگ کردن پیک مربوط به MC در ۷۵ درجه درجه کاملاً مشهود است که می‌توان گفت که در آلیاژ IN718 با انتخاب دمای مناسب و افزایش سرعت سرد کردن از انحلال توانایی دستیابی به انحلال کامل وجود دارد. همانطور که در شکل (۶) نشان داده شده با استفاده از انرژی جمع شده در نقص انباشتگی رسوبات γ'' انرژی لازم برای برش و تشکیل رسوبات δ فراهم می‌شود [۲۲-۲۴]. این دو مکانیزم دلیل اصلی بیشتر بودن رسوبات γ'' و δ در نمونه C3 و کمتر بودن رسوبات γ' در همان نمونه است.

۳-۳- بررسی نمونه پیرسازی شده

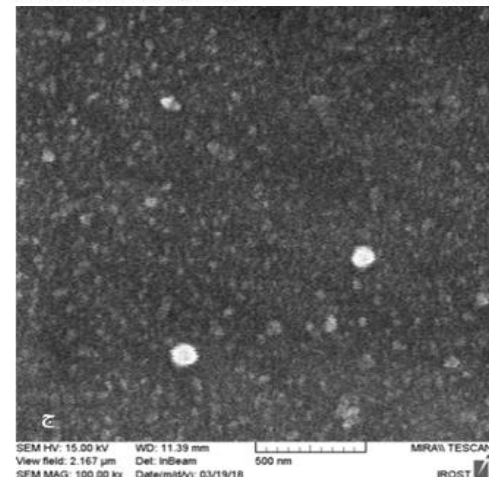
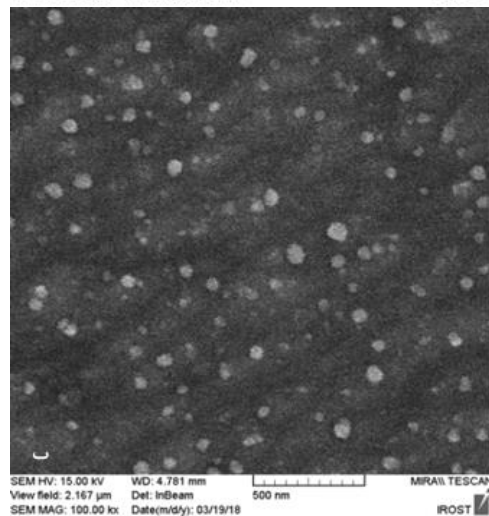
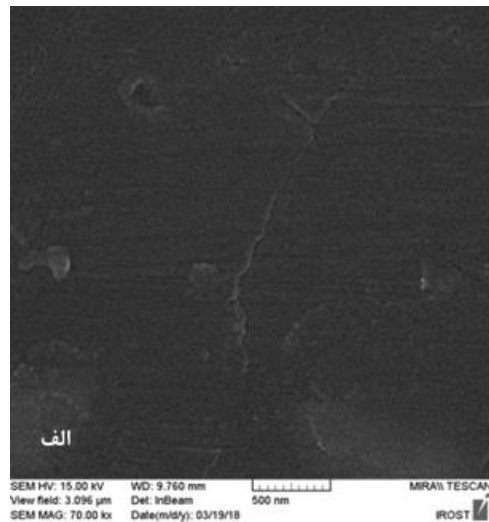
در شکل (۷)، تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های انحلال یافته پس از اعمال سیکل‌های مختلف پیرسازی نشان داده شده است. اندازه دانه‌ها در نمونه‌های محلول سازی شده با انجام پیرسازی در زمان‌های کوتاه و بلند دستخوش تغییرات شده است. همان‌طور که در شکل (۷) نشان داده شده است، بزرگترین اندازه دانه متعلق به نمونه محلول سازی و سرد شده در کوره که به مدت ۷۲ ساعت پیرسازی شده است، می‌باشد. این موضوع را می‌توان مرهون تحولات اندازه‌ای در مرحله انحلال و سرمایش در کوره دانست.



شکل ۵- الگوی XRD نمونه C1.

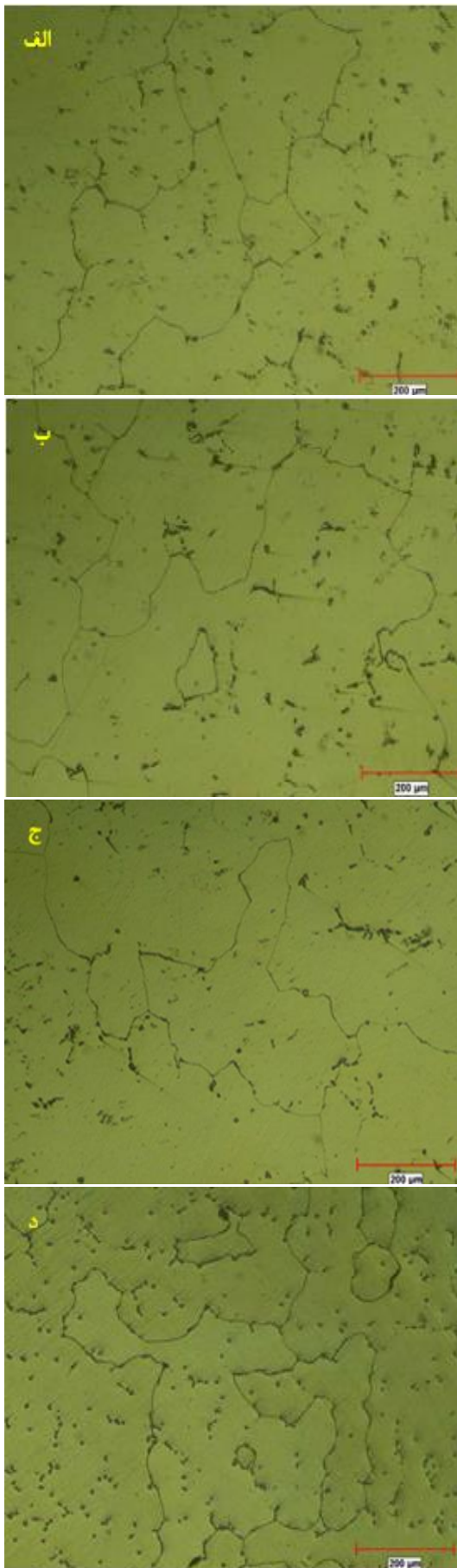


شکل ۶- شماتیک مکانیزم استحاله برشی رسوبات γ'' به δ [۲۴].



شکل ۴- تصاویر FESEM نمونه‌های انحلال یافته: الف) نمونه C1، ب) نمونه C2، ج) نمونه C3.

در نمونه C2 ذرات شبه کروی γ' و ذرات بسیار ریز و نانومتری γ'' وجود دارند. این در حالی است که از تصویر FESEM متعلق به نمونه C3 چنین برمی‌آید که به با توجه به کاربیدهای NbC زمینه غنی از Nb شده و فرصت مناسب برای جوانه‌گذاری γ'' ها فراهم شده است. در ادامه به جهت نرخ انتقال حرارت پایین

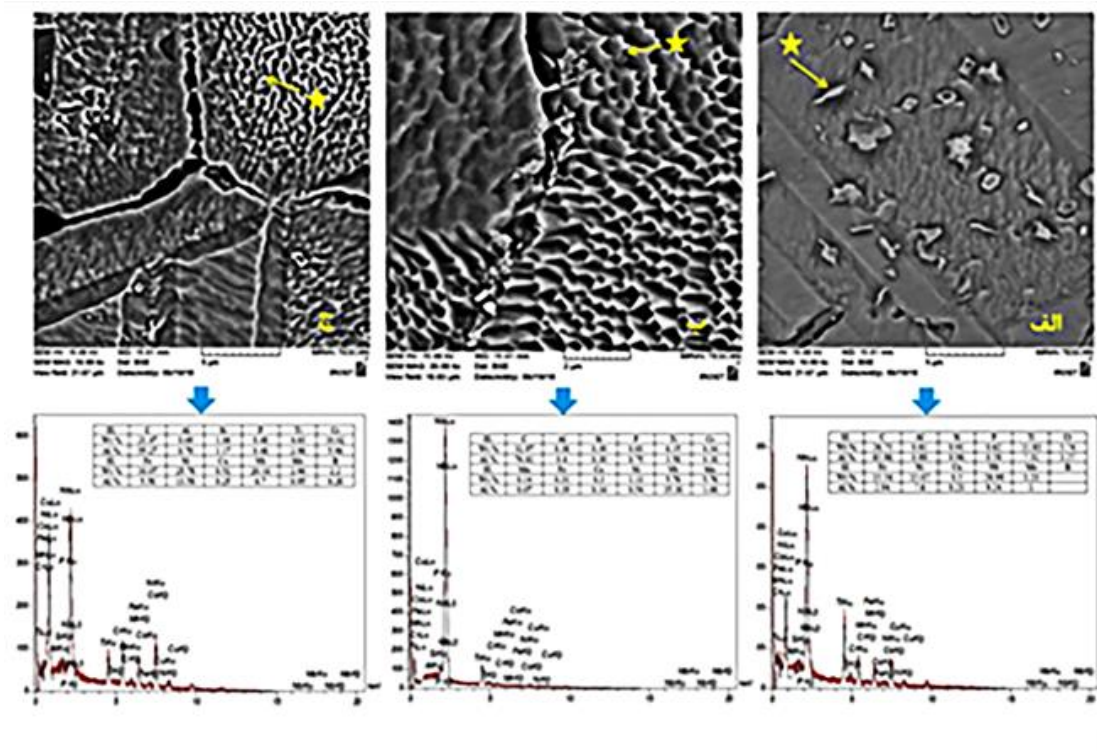


شکل ۷- تصاویر OM نمونه‌های: الف) نمونه C4، ب) نمونه C7، ج) نمونه C9، د) نمونه C12.

در قسمت (الف) شکل (۷)، قابل رویت است که کاربیدهای اولیه بلوکی روشنی (احتمالاً TiC) در زمینه به ویژه در مجاورت مرزهای دانه باقی مانده‌اند و در سوی دیگر رسوبات کوچکتر دیگری در جای جای زمینه توزیع شده‌اند که ماهیت آنها نیاز به بررسی‌های بیشتری دارد. در قسمت (ب) شکل (۷)، مشخص است که کسر حجمی این رسوبات پس از پیرسازی کاهش یافته است. به نظر می‌رسد که افزایش نرخ سرمایش در انحلال انرژی لازم برای جوانه زنی کاربیدها و رسوبات ثانویه در طول پیرسازی را فراهم کرده است؛ فلذا میزان آنها پس از پیرسازی با کاهش نرخ سرمایش پس از انحلال، کاهش می‌یابد. همان‌طور که پیشتر نیز توضیح داده شد، با افزایش زمان پیرسازی یا در حین سرویس دهی، رسوبات γ'' به رسوبات δ تبدیل می‌شوند. به دلیل همین موضوع است که در قسمت‌های (ج) و (د)، در میان دانه‌های درشت رسوبات بزرگ و تیغه‌ای شکلی مشاهده می‌شود. از مقایسه تصاویر (ج) و (د) شکل (۷)، می‌توان دریافت که کسر حجمی رسوبات δ در نمونه‌ای که پس از انحلال در هوا سرد شده است بیشتر از نمونه سرد شده در کوره است. واضح است که با افزایش نرخ سردایش پس از انحلال به دلیل کاهش موبیلیته اتم‌ها انرژی داخلی سیستم به صورت نمایی افزایش می‌یابد و همین انرژی مضاعف نیرو محرکه برش بیشتر از γ'' به δ را فراهم می‌کند [۲۳]. با افزایش سرعت سرد کردن پس از مرحله انحلال، بخش زیادی از انرژی جوانه زنی رسوبات ثانویه با توجه به افزایش بی‌نظمی تامین می‌شود.

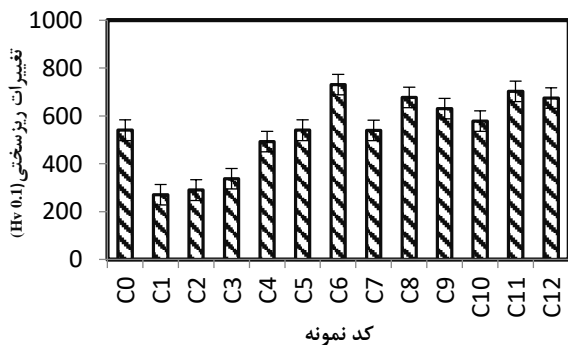
در شکل (۸) تصاویر FESEM و نتایج آنالیز EDS نمونه‌های سرد شده در آب پس از انحلال و پس از تحمل سیکل‌های متفاوت پیرسازی نشان داده شده است. در قسمت (الف) شکل (۸)، مورفولوژی و نتایج EDS نمونه سرد شده در آب پس از پیرسازی استاتدارد نشان داده شده است. از مورفولوژی نشان داده شده در تصاویر FESEM و نتایج EDS می‌توان دریافت که فاز مشخص شده با علامت ستاره کاربید MC (NbC) است.

از مقایسه تصاویر نشان داده شده در شکل (۸) می‌توان دریافت که با افزایش زمان پیرسازی در یک نمونه در شرایط ثابت محلول‌سازی، میزان اندازه و کسر حجمی رسوبات ثانویه افزایش می‌یابد. افزایش اندازه و کسر حجمی این رسوبات بیش از میزان بهینه افت خواص مکانیکی و کاهش عمر کاری قطعات ساخته شده از IN718 می‌شود [۲۳]. از جنبه دیگر، نگرستن به تصاویر شکل (۸) این فرضیه را به دنبال دارد که با افزایش زمان پیرسازی اندازه کاربیدهای NbC کاهش می‌یابد. اما در حقیقت با افزایش زمان پیرسازی شرایط برای جوانه‌زنی کاربیدهای NbC فراهم شده



شکل ۸- تصاویر FESEM و نتایج EDS نمونه های انحلال یافته و سرد شده در آب پس از پیرسازی: الف) استاندارد، ب) ۴۸ ساعت، ج) ۷۲ ساعت.

پس از پیرسازی ۷۲ ساعت سختی به شدت افزایش یافته است. علت این پدیده را می‌توان وجود دوقلویی‌ها، نابجایی‌ها، مرز دانه زیاد، وجود کاربیدهای پراکنده درون ساختار که مکان‌های ترجیحی جهت جوانه زنی فاز های γ' و γ'' و δ هستند، دانست. این موضوع در زمان‌های پیرسازی بالاتر باعث رشد رسوبات δ و تشکیل فاز آلفای سفید می‌شود که کاهش سختی را در پی دارد [۲۸]. در نرخ‌های سرد کردن پایین‌تر با افزایش زمان پیرسازی در ابتدا سختی به علت ترسیب رسوبات δ افزایش پیدا می‌کند، اما در ادامه به دلیل رشد این فاز و تشکیل فاز α سفید غنی از کروم سختی کاهش پیدا می‌کند. در شکل (۱۰)، رابطه زمان پیرسازی و نرخ سرد شدن در عملیات انحلالی با سختی نهایی با استفاده از معیار تاگوچی نشان داده شده است.



شکل ۹- مقایسه میکروسختی نمونه ها قبل از عملیات حرارتی، بعد از انحلال و پیرسازی.

و این ذرات کاربیدهای جوانه زده‌ای هستند که هنوز رشد آنها کامل نشده است فلذا اندازه آنها کوچک است.

۴-۳- بررسی تغییرات سختی

در شکل (۹) تغییرات ریزسختی نمونه های محلول سازی شده و پیرسازی شده نشان داده شده است. می‌توان نتیجه گرفت که افزایش سرعت سرد کردن در مرحله محلول سازی به دلیل کاهش موبیلیتی اتم‌ها جوانه زنی فاز γ' را از فاز زمینه به تعویق انداخته و در پی آن نرخ جوانه زنی فاز γ' و γ'' افزایش یافته در حالی که رشد آنها محدود می‌شود که در نهایت منجر به افزایش سایت‌های ترجیحی جهت جوانه زنی فاز γ'' و افزایش استحکام تسلیم پس از پیرسازی می‌شود [۲۷-۲۴]. با افزایش سرعت سرد کردن در نمونه‌های عملیات حرارتی شده اختلاف میزان سختی نسبت به نمونه‌های مرجع بیشتر شده است که به دلیل انحلال کامل فازهای استحکام دهنده γ' و γ'' و انحلال نسبتاً کامل کاربیدهای اولیه در زمینه است. ولی در مرحله انحلال با کاهش سرعت سرد کردن، میزان کسر حجمی رسوبات γ' افزایش یافته است که افزایش سختی را در پی داشته است. همان‌طور که پیشتر نیز ذکر شد، با کاهش سرعت سرد کردن، رسوبات ثانویه به صورت تعادلی و سرمایشی جوانه می‌زنند. با توجه به سرد شدن در کوره و محیا بودن سرعت کافی برای رشد و برش، این رسوبات خشن شده و سختی را افزایش می‌دهند.

۲- با افزایش سرعت سرد کردن، انحلال به سمت کامل شدن سوق پیدا می‌کند تا جایی که در بیشترین نرخ سرمایش فقط مقادیر بسیار کمی کاربرد MC اولیه باقی می‌ماند. با کمتر شدن نرخ سرمایش سوبات ثانویه سرمایشی تشکیل می‌گردند و رشد می‌کنند تا جایی که رسوب γ'' به وسیله مکانیزم برشی از طریق نقص انباشتگی به رسوبات δ هر چند ناچیز تبدیل می‌شود.

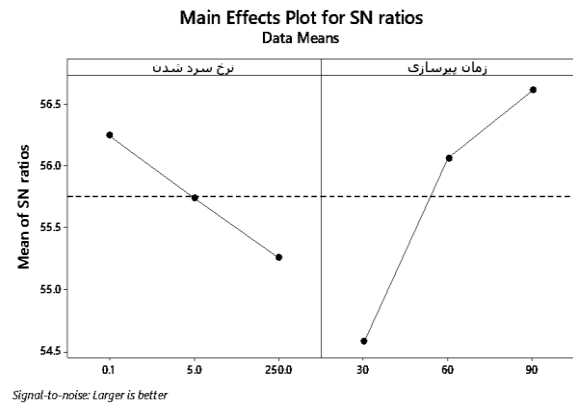
۳- با انجام پیرسازی ساختار به سمت همگن‌تر شدن پیش می‌رود تا جایی که با افزایش زمان پیرسازی میزان و اندازه کاربیدهای ثانویه و رسوبات ثانویه بیشتر می‌شود. همچنین به سبب وجود دما و زمان مکفی استحاله برشی γ'' به δ نیز بیشتر می‌شود.

۴- با کاهش سرعت سرد کردن پس از انحلال سختی به جهت باقی ماندن رسوبات ثانویه سرمایشی یا تعادلی بیشتر شده و با اعمال پیرسازی سختی نسبت به قبل آن بیشتر می‌شود. در نمونه‌هایی که آهسته تر سرد شده بودند پس از پیرسازی با افزایش زمان پیرسازی سختی در ابتدا افزایش و بعد کاهش می‌یابد.

۵- با افزایش زمان پیرسازی پس از رشد رسوبات ثانویه، رشد دانه‌ها و تشکیل احتمالی کروم α سختی کاهش یافت.

مراجع

- [1] Umbrello D., The Effects of Cutting Conditions on Surface Integrity in Machining Inconel 718 Alloy, In Key Engineering Materials, 2013, 554, 2093-2100.
- [2] Arrazola P.J., Kortabarria A., Madariaga A., Esnaola J.A., Fernandez E., Cappellini C., Ozel T., On the machining induced residual stresses in IN718 nickel-based alloy: Experiments and predictions with finite element simulation. Simulation Modelling Practice and Theory, 2014, 41, 87-103.
- [3] Cai D., Zhang W., Nie P., Liu W., Yao M., Dissolution kinetics of δ phase and its influence on the notch sensitivity of Inconel 718, Materials Characterization, 2007, 58, 220-225.
- [4] Zhu D., Zhang X., Ding H., Tool wear characteristics in machining of nickel-based superalloys, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2013, 64, 60-77.
- [5] Kaynak Y., Evaluation of machining performance in cryogenic machining of Inconel 718 and comparison with dry and MQL machining, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 72(5-8) 919-933.
- [6] Obikawa T., Kamata Y., Asano Y., Nakayama K., Otieno A.W., Micro-liter lubrication machining of Inconel 718, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2008, 48(15) 1605-1612.
- [7] Niang A., Viguier B., Lacaze J., Some features of anisothermal solid-state transformations in alloy 718, Materials Characterization, 2010, 61, 525-534.
- [8] Arrazola P.J., Garay A., Fernandez E., Ostolaza K., Correlation between tool flank wear, force signals and surface integrity when turning bars of Inconel 718 in



Signal-to-noise: Larger is better

شکل ۱۰- رابطه سختی نهایی با نرخ سرد شدن در عملیات انحلالی و زمان پیرسازی با استفاده از معیار تاگوچی.

همانطور که از شکل (۱۰) مشخص است با کاهش سرعت سرد کردن در عملیات انحلالی، سختی قطعه نهایی افزایش می‌یابد. این تاثیر را در افزایش زمان پیرسازی نیز می‌توان مشاهده نمود. همان‌طور که از نمودار شکل (۹) مشخص است، با مقایسه نقطه به نقطه در زمان‌های پیرسازی ثابت، سختی افزایش می‌یابد. اما در نمونه‌هایی که در کوره سرد شده‌اند، در زمان‌های بالای پیرسازی، سختی در مقایسه با نمونه قبلی خود کاهش می‌یابد. این موضوع می‌تواند به دلیل رشد غیرنرمال رسوبات ثانویه و عدم مقاومت آنها در برابر دور زده شدن توسط نابعایی‌ها باشد [۲۹]. دلیل دیگر این موضوع می‌تواند تشکیل فاز کروم سفید باشد [۳۰].

با افزایش زمان پیرسازی سختی به جهت ترسیب و رشد بیشتر رسوبات افزایش می‌یابد، این افزایش را می‌توان در مقایسه نقطه به نقطه نمونه‌ها با افزایش زمان پیرسازی مشاهده نمود. در زمان‌های طولانی مدت که استحاله برشی منجر به تشکیل δ و نهایتاً رشد آن شده است یا رسوبات ثانویه دیگر رشد کرده‌اند، به دلیل عدم توانایی مقابله با نابعایی‌ها سختی کاهش یافته است. تشکیل کروم سفید یا کروم α نیز در این در این کاهش سختی نقش بسزای دارد. این حالت کاهش کلیه خواص مکانیکی را هم در هر دمای محیط و هم در دماهای بالا در پی دارد [۳۰]. به نظر می‌رسد با اطلاع از شرایط دمایی سرویس‌دهی بتوان با انتخاب نرخ سرد شدن در انحلال این زوال عمر یا کاهش خواص مکانیکی را کنترل نمود.

۴- نتیجه‌گیری

۱- سرعت سرمایش آرام بعد از عملیات انحلالی می‌تواند سبب رشد دانه شود. به گونه‌ای که با سرد کردن در کوره، اندازه دانه به میزان ۴۳ درصد نسبت به سرد کردن در آب افزایش می‌یابد.

- treatment. *Metallurgical Transactions*, 2014, 1(10) 2667-2675.
- [۲۱] شجری ی.، رضوی س.ح.، سید رئوفی ز.س.، اثر عملیات انحلالی بر خصوصیات ریزساختاری رسوبات گاماپرایم در سوپرآلیاژ IN738LC قبل و بعد از پیرسازی، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۶، ۳(۱) ۹۹-۱۰۸.
- [۲۲] سمیعی م.، رضوی س.ح.، سید رئوفی ز.س.، اثر سرعت سردکردن و نگهداری زیر صفر عمیق بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ ریختگی IN738LC پس از عملیات حرارتی آنیل انحلالی کامل، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۸، ۳(۱) ۴۵-۵۲.
- [23] Smith M., Bichler L., Yannacopoulos S., Gholipour J., Wanjara P., Characterization of in-service and virgin inconel 718 superalloy, COM 2014-Conference of Metallurgists Proceedings ISBN: 978-1-926872-24-7.
- [24] Xixue X., Xinjie D., Baosen W., The effect of post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal, *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 593, 110-116.
- [25] Zhang Y.N., Cao X., Wanjara P., Microstructure and hardness of fiber laser deposited Inconel 718 using filler wire, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, 69(9-12) 2569-2581.
- [26] Renhof L., Guder S., Werner E., Hardness and phase analysis of IN 718 deformed at high strain rate, *Analytical and bioanalytical chemistry*, 2004, 379(4) 619-621.
- [27] Sharghi-Moshtaghin R., Kahn H., Ge Y., Low-temperature carburization of the Ni-base superalloy IN718: improvements in surface hardness and crevice corrosion resistance, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, 41(8) 2022-2032.
- [28] Bi Z., Dong J.X., Zhang M.C., Zheng L., Xie X.S., Mechanism of α -Cr precipitation and crystallographic relationships between α -Cr and δ phases in Inconel 718 alloy after long-time thermal exposure, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2010, 17(3) 312-317.
- [29] Shajari Y., Seyedraoufi Z.S., Alizadeh A., Razavi S.H., Porhonor M., Mirzavand M., Effect of solution temperature of rejuvenation heat treatment on the stability of γ' precipitates in Ni-base superalloy IN738LC during long-term heating, *Materials Research Express*, 2019, 6(12) Article No. 25050.
- [30] Bi Z., Dong J., Zhang M., Zheng L., Xie X., Mechanism of α -Cr precipitation and crystallographic relationships between α -Cr and δ phases in Inconel 718 alloy after long-time thermal exposure, *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2010, 17, 312-317.
- finishing conditions, *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2014, 15(1-2) 84-100.
- [9] Sui S., Tan H., Chen J., Zhong C., Li Z., Fan W., Huang W., The influence of Laves phases on the room temperature tensile properties of Inconel 718 fabricated by powder feeding laser additive manufacturing, *Acta Materialia*, 2019, 164, 413-427.
- [10] Aramcharoen A., Chuan S.K., An experimental investigation on cryogenic milling of Inconel 718 and its sustainability assessment, *Procedia CIRP*, 2014, 14, 529-534.
- [11] Gribbin S., Ghorbanpour S., Ferreri N.C., Bicknell J., Tsukrov I., Knezevic M., Role of grain structure, grain boundaries, crystallographic texture, precipitates, and porosity on fatigue behavior of Inconel 718 at room and elevated temperatures, *Materials Characterization*, 2019, 149, 184-197.
- [12] Niang A., Viguier B., Lacaze J., Some features of anisothermal solid-state transformations in alloy 718, *Materials Characterization*, 2010, 61, 525-534.
- [13] Geng L., Na Y.S., Park N.K., Continuous cooling transformation behavior of Alloy 718, *Materials Letters*, 1997, 30, 401-405.
- [14] Anbarasan N., Gupta B. K., Prakash S., Muthukumar P., Oyyaravelu R., Kumar R.J.F., Jerome S., Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718, *Materials Today: Proceedings*, 2018, 5(2) 7716-7724.
- [15] Garcia C.I., Lis A.K., Loria E.A., Deardo A.J., Thermomechanical processing and continuous cooling transformation behavior of IN-718, in: Antolovich S.D., Stusrud R.W., MacKay R.A., Anton D.L., Khan T., Kissinger R.D., Klarstrom D.L.(Eds.), *Superalloys The Minerals, Metals and Materials Society*, Pennsylvania, 1992, 527-536.
- [16] Jackman L.A., Forming, Fabrication and Heat Treatment of Superalloys, in *Superalloys Source Book*, ASM, 1984, 217-233.
- [17] Anderson M., Thielin A.L., Bridier F., Bocher P., Savoie, J., δ Phase precipitation in Inconel 718 and associated mechanical properties, *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 679, 48-55.
- [18] Li X., Shi J.J., Cao J.J., Russel A.M., Zhou Z.J., Li C.P., Chen G.F., Improved plasticity of Inconel 718 superalloy fabricated by selective laser melting through a novel heat treatment process, *Materials & Design*, 2019, 180, 107915.
- [19] Renderos M., Torregaray A., Gutierrez-Orrantia M.E., Lamikiz A., Saintier N., Girot F., Microstructure characterization of recycled IN718 powder and resulting laser clad material, *Materials Characterization*, 2017, 134, 103-113.
- [20] Belan J., Hurtalová L., Vaško A., Tillová E., Metallography evaluation of IN718 after applied heat

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

The Effects of Cooling Rate after Solutionizing on the Microstructural Evaluation of Cast IN718 Superalloy during Long-Term Thermal Exposure

Mehrdad Hanach¹, Arash Khiabani¹, Zahra Sadat Seyedraoufi^{2*}

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

2. Assistant Professor, Department of Materials Engineering and Metallurgy, Karaj Branch, Islamic Azad University, Karaj, Iran.

* Corresponding Author: z.seyedraoufi@kiaiu.ac.ir

Paper history:

Received: 27 June 2020

Accepted: 13 September 2019

Keywords:

IN718,

Cooling Rate,

Aging,

Microstructure,

Shear Transformation.

Abstract:

In the present study, cast IN718 superalloys solutionized at 1050°C for 150 min. Afterwards, the samples were quenched with three various cooling rates including 240°C/s, 5°C/s and 0.1°C/s. After solutionizing, the samples were aged at 750°C for 30, 60, and 90 hrs. Microstructural investigation was carried out by optical microscopy (OM), Field Emission Scanning Electron Microscopy (FESEM), and X-ray diffraction (XRD). The results indicated that as the cooling rate increased, the conditions for complete dissolution were provided and only a small amount of MC carbide (TiC) phase remains in the matrix. By reducing the cooling rate and increasing aging time, due to the increase in volume fraction and size of secondary precipitates, the shear transformation of the γ'' to δ increases, and consequently, the δ precipitates increased. After solutionizing, as the cooling rate increased, the hardness due to the decrease in the amount of cooling precipitates decreased. Besides, as the aging time increases, due to the abnormal growth of precipitates, hardness first increased and then experienced a decrease.

[Please cite this article using:](#)

Mehrdad Hanach, Arash Khiabani, Zahra Sadat Seyedraoufi, The Effects of Cooling Rate after Solutionizing on the Microstructural Evaluation of Cast IN718 Superalloy during Long-Term Thermal Exposure, in Persian, Founding Research Journal, 2020, 4(3) 175-184.

DOI: 10.22034/frj.2020.237065.1120

Journal homepage: www.foundingjournal.ir