



## پژوهش‌نامه ریخته‌گری

### مقاله پژوهشی:

## تغییرات ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ IN738LC در طول ذوب مجدد و عملیات حرارتی استاندارد

یزدان شجری<sup>۱</sup>، زهرا سادات سیدرئوفی<sup>۲</sup>، سید حسین رضوی<sup>۳\*</sup>، مهدی نصری<sup>۴</sup>، آرش خیابانی<sup>۵</sup>

- ۱- دانشجوی دکتری، مهندسی مواد، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران.
  - ۲- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران.
  - ۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
  - ۴- کارشناس، گروه ساخت و تولید، دانشکده انقلاب اسلامی، دانشگاه فنی حرفه‌ای، تهران، ایران.
  - ۵- دانشجوی کارشناسی ارشد، شناسایی و انتخاب مواد مهندسی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران.
- \* نویسنده مکاتبه کننده: hrazavi@iust.ac.ir

### چکیده:

دریافت: ۱۳۹۹/۰۴/۱۶  
پدیرش: ۱۳۹۹/۰۶/۱۰

در تحقیق حاضر، شمش اولیه سوپرآلیاژ IN738LC مجدداً ذوب و ریخته‌گری شد و سپس تحت عملیات حرارتی استاندارد قرار گرفت. بررسی‌های ریزساختاری با میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) مجهز به شناساگر عناصر با تفکیک انرژی (EDS) نشان داد که پس از ذوب مجدد و ریخته‌گری کنترل شده، میزان تخلخل و اندازه رسوبات  $\gamma'$  کاهش می‌یابد. همچنین با انجام عملیات حرارتی استاندارد، رسوبات  $\gamma'$  اولیه با اندازه زیر  $1\ \mu\text{m}$  و مورفولوژی مکعبی و رسوبات  $\gamma'$  ثانویه کروی در محدوده نانومتری نمایان شدند و مناطق  $\gamma'$ - $\gamma$  یوتکتیک به‌طور کامل از بین رفت. نتایج سختی سنجی و پیکرز تحت بار ۱۰ کیلوگرم نشان داد که کمترین سختی به جهت حذف رسوبات مربوط به نمونه انحلال یافته است و بیشترین سختی (۸۳۳ HV) پس از پیرسازی حاصل می‌شود. بر اساس نتایج آزمایش کشش در دمای محیط و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد، با انجام ذوب مجدد و اعمال عملیات حرارتی استاندارد به جهت اصلاح ساختار، استحکام و ازدیاد طول در هر دو دمای محیط و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد افزایش یافت. همچنین با اعمال عملیات حرارتی استاندارد، مکانیزم شکست سوپرآلیاژ IN738LC در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد از شکست ترد درون دندریتی به شکست ترد با نشانه‌های کمی از شکست نرم بین دندریتی تغییر یافت.

### واژه‌های کلیدی:

IN738LC، ذوب مجدد، عملیات حرارتی، ریزساختار، استحکام.

### ارجاع به این مقاله:

یزدان شجری، زهرا سادات سیدرئوفی، سید حسین رضوی، مهدی نصری، آرش خیابانی، تغییرات ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ IN738LC در طول ذوب مجدد و عملیات حرارتی استاندارد، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، تابستان ۱۳۹۹، جلد ۴، شماره ۲، صفحات ۹۹-۱۰۹.  
شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2020.238339.1122

### ۱- مقدمه

محور از اجزای مهمی هستند که غالباً جنس آنها از سوپرآلیاژهای پایه نیکل است [۱]. سوپرآلیاژهای پایه نیکل را بر اساس روش تولید می‌توان به سه دسته ریختگی، کارپذیر و تولید شده با متالورژی پودر تقسیم نمود. ریخته‌گری را می‌توان مهم‌ترین روش تولید سوپرآلیاژها دانست چرا که برای هر یک از فرآیندهای ذکر شده، گام اول تولید شمش است که بر مبنای ریخته‌گری است. ذوب سوپرآلیاژهای پایه نیکل عمدتاً توسط کوره ذوب القایی تحت خلأ

توربین‌های گازی نقش بسیار مهمی در صنایع انتقال گاز، تولید برق و انرژی دارند. نیاز روزافزون به انرژی از طرفی و تقاضا برای افزایش راندمان توربین‌های گازی از طرف دیگر، منجر به جلب توجه محققین، طراحان و صنعت‌گران به ارتقاء اجزای توربین‌های گازی شده است. بیش از پنجاه درصد اجزای یک توربین گازی از انواع مختلف سوپرآلیاژهای پایه نیکل است. پره‌ها، دیسک‌ها و

## Archive of SID

در تحقیق حاضر با توجه به نکات ذکر شده تأثیر ذوب مجدد و اجرای چرخه سیکل استاندارد عملیات حرارتی بر تغییرات ریزساختاری رسوبات  $\gamma'$  و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ IN738LC مورد بررسی قرار گرفت. هدف از این کار شناخت و درک بهتر رفتار آلیاژ در هر مرحله از تولید است. این عمل زمینه‌ساز راحتی کار در هر مرحله از تولید به جهت پیش‌بینی ساختار و اطلاع از نحوه دخل و تصرف در آن به منظور بهبود عملکرد در شرایط سرویس‌دهی است. به نظر می‌رسد شناخت صحیح از هر مرحله از تولید و تغییرات خواص در آن، در انتخاب زمان صحیح اورهال توربین و جوان‌سازی پره‌های آن به منظور صرفه‌جویی در هزینه راهگشا باشد. چرا که اطلاع از روند تولید و تحولات ساختاری در فرآیندهای اولیه و ثانویه تولید می‌تواند به پیش‌بینی تغییرات ریزساختاری در حین سرویس‌دهی و زمان دقیق تعویض یا تعمیر پره‌های توربین کمک کند [۹،۸].

در این تحقیق، تحولات ریزساختاری حین تولید مرسوم یک قطعه توربینی از جنس IN738LC مورد توجه قرار گرفته است، با استفاده از این تحقیق می‌توان به خوبی اقدامات لازم در هر گام از تولید را انتخاب نمود. تاکنون روند تغییرات ساختاری سوپرآلیاژها در حین تولید به صورت جدی مورد توجه قرار نگرفته است و عموماً توجه روی یک مرحله از تولید و نقش آن بر عملکرد پره بوده است.

### ۲- روش تحقیق

شمش سوپرآلیاژ IN738LC با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول (۱)، در یک کوره VIM با خلأ  $10^{-4}$  در یک بوته سرامیکی از جنس ایتریا در دمای  $1650^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد ذوب شد. مذاب ایجاد شده به منظور یکنواختی و همگن شدن به مدت ۴۵ دقیقه در شرایط ذکر شده در بالا، نگه داشته شد. پس از همگن‌سازی مذاب، ریخته‌گری در یک قالب سرامیکی پیش‌گرم شده تا دمای  $1150^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد انجام شد.

نمونه‌های ریخته‌گری شده پس از انجماد تحت عملیات حرارتی استاندارد قرار گرفتند. چرخه عملیات حرارتی استاندارد اعمال شده، در قسمت قبلی توضیح داده شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN738LC استفاده شده در این

پژوهش بر حسب درصد وزنی.

عنصر	مقدار	عنصر	مقدار	عنصر	مقدار
Cr	16.10	W	3.05	Al	3.22
Co	8.40	Ta	1.63	Ti	3.15
Mo	1.85	Nb	0.90	C	0.12
B	0.01	Zr	0.08	Ni	Base

(VIM) انجام می‌شود. سوپرآلیاژهای ریخته‌گری پس از تولید شمش به کارخانه‌های ریخته‌گری دقیق رفته تا مواد اولیه تولید پره‌های ثابت و متحرک توربین گازی تأمین شود. شمش آلیاژهای کارپذیر به‌وسیله ذوب مجدد با سرباره الکتریکی (ESR) و یا ذوب مجدد در خلأ با قوس الکتریکی (VAR) ذوب مجدد، تصفیه و همگن می‌شوند و با به‌کارگیری انواع روش‌های شکل‌دهی منجر به تولید محورها و پره‌های توربین و یا دیگر محصولات صنایع مختلف می‌شوند. برای به‌کارگیری روش متالورژی پودر در ساخت قطعات، شمش اولیه را اتمیزه کرده و از پودر حاصله قطعات موردنظر تولید می‌شود [۳ و ۲].

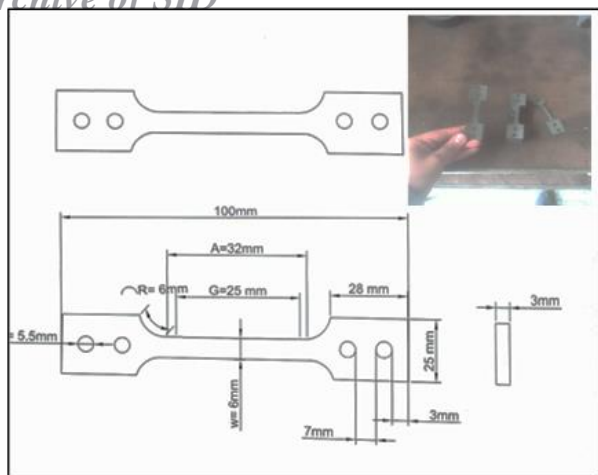
VIM یکی از فرآیندهای ذوب سوپرآلیاژهای پایه نیکل است که در آن اکسیژن و نیتروژن به‌صورت چشم‌گیری کاهش می‌یابند. لذا کسر حجمی اکسیدها و نیتريد‌ها در شمش یا قطعه کاهش می‌یابد. عناصری که فشار بخار بالایی دارند و معمولاً به همراه قراضه وارد شارژ کوره می‌شوند در این روش از ذوب حذف می‌گردند که کیفیت بالای ذوب و افزایش هزینه برای رسیدن به آن را در پی دارد [۴].

سوپرآلیاژ IN738LC معمولاً به‌صورت شمش آماده شده و برای ریخته‌گری به واحد ریخته‌گری دقیق منتقل می‌شود. IN738LC یکی از پرمصرف‌ترین سوپرآلیاژها برای تولید پره‌های ثابت و متحرک توربین گازی است. این سوپرآلیاژ پرمصرف توسط رسوبات هم‌سیمی  $(\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}))$   $\gamma'$  مستحکم می‌گردد. این رسوبات به همراه کاربیدهای MC و  $\gamma-\gamma'$  به‌صورت خشن پس از ریخته‌گری در زمینه  $\gamma$  ظاهر می‌شوند. برای اصلاح مورفولوژی و توزیع  $\gamma'$ ، پره‌های توربین تحت عملیات حرارتی خاصی با عنوان رسوب سختی قرار می‌گیرند. رسوب سختی از دو مرحله اصلی محلول‌سازی و پیرسازی تشکیل شده است [۵، ۶].

در محلول‌سازی قطعه مورد نظر در محدوده تک فاز دیاگرام فازی در دما و زمان مکفی قرار می‌گیرد تا کاهش کسر حجمی و اندازه رسوبات  $\gamma'$  و تا حد امکان حذف آنها میسر شود. قطعه محلول‌سازی شده در محدوده چند فازی دیاگرام فازی در دمای کافی و زمان طولانی قرار می‌گیرد تا رسوبات  $\gamma'$  در اندازه بهینه به‌صورت گسترده با کسر حجمی بین ۶۰ تا ۷۰ درصد در زمینه  $\gamma$  پخش شوند. چرخه استاندارد عملیات حرارتی رسوب سختی IN738LC به‌صورت زیر تعیین گشته است:

(الف) محلول‌سازی در  $1120^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت و کوئنچ در هوا، و

(ب) پیرسازی در  $845^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت و کوئنچ در هوا [۶، ۷].



شکل ۱- تصویر شماتیک نمونه استاندارد آزمایش کشش و نمونه‌های تهیه شده.

با مورفولوژی‌های مختلفی در تصاویر مشاهده شوند [۱۱، ۱۲]. اما بیشترین مورفولوژی ملاحظه شده در این کاربدها بلوکی شکل و مستقل است [۱۲]. در تصاویر شکل (۲)، نقاط ناهموار و توخالی بسیار زیادی با اندازه حدودی بیش از  $1\mu\text{m}$  مشاهده می‌شود. این نقاط رسوبات  $\gamma'$  هستند که به خاطر حکاکی غوطه‌وری به صورت توخالی دیده می‌شوند، از آنجا که زمان انجماد در مقایسه با شمش‌ریزی طولانی‌تر است این رسوبات دچار درشت‌شدگی و ضخیم شدن ناشی از رشد بی‌رویه شده‌اند. این چنین مورفولوژی و اندازه‌ای باعث کاهش خواص مکانیکی در دمای پایین و دمای بالا و افت استحکام به دلیل عدم مقاومت در برابر حرکت نابجایی‌ها می‌شود [۱۳]، که می‌بایست با عملیات حرارتی مشخصه‌های این فاز اصلاح شود [۱۴]. در شکل (۳)، نتایج آزمایش EDS نقاط مشخص شده با عدد در شکل (۲)، نشان داده شده است.

در شکل (۳)، نتیجه EDS نقطه ۵ نشان داده شده است. با توجه به مقادیر بالای Ni، Co و Cr می‌توان به این نتیجه رسید که منطقه مورد بررسی فاز  $\gamma$  زمینه است که به صورت محلول جامد اشباع از سه عنصر یاد شده و مقادیری از عناصر W، Si، Mo و C سبب افزایش استحکام و سختی می‌شود [۲]. ایجاد محلول فوق‌اشباع از عناصر ذکر شده با توجه حد حلالیت ناچیز باقیمانده منجر به کاهش فواصل بین اتمی از طریق جاننشینی عناصر حل شوند در زمینه و ضریب نفوذ در زمینه  $\gamma$  می‌شود [۱۶، ۱۵]. همین امر تغییرات ریزساختاری در مرزهای دانه، کاربدها و رسوبات ثانویه به ویژه  $\gamma'$  را در حین سرویس‌دهی و کارکرد در دمای بالا به تعویق می‌اندازد. این امر منجر به افزایش زمان کارکرد و استحکام از طریق پایداری فازی می‌شود [۱۴].

نمونه‌های اولیه، ذوب مجدد و عملیات حرارتی شده به منظور بررسی ریزساختاری آماده‌سازی شدند. نمونه‌ها در ابتدا تا پوساب شماره ۲۵۰۰ پوساب‌زنی شدند و سپس با نمد  $6\mu\text{m}$ ، به وسیله شوینده بهداشتی و سوسپانسیون حاوی نانو آلومینای ۷ درصد پولیش کاری شدند. نمونه‌های آماده‌شده به جهت حکاکی در محلول ماربل تقویت‌شده با اسید سولفوریک برای افزایش فعالیت با ترکیب شیمیایی (۱۰ گرم  $\text{CuSO}_4$ ، ۵۰ میلی‌لیتر هیدروکلریک اسید، ۴۷ میلی‌لیتر آب و ۳ میلی‌لیتر اسید سولفوریک) در مدت زمان ۴۰ الی ۶۰ ثانیه غوطه‌ور شدند [۱۰]. بررسی ریزساختاری نمونه‌ها به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی FESEM مجهز به سیستم آنالیز عناصر با سیستم تفکیک انرژی EDS ساخت کشور آلمان مدل (ZIESS: Sigma 300) با ولتاژ کاری ۱۵ kV انجام شد.

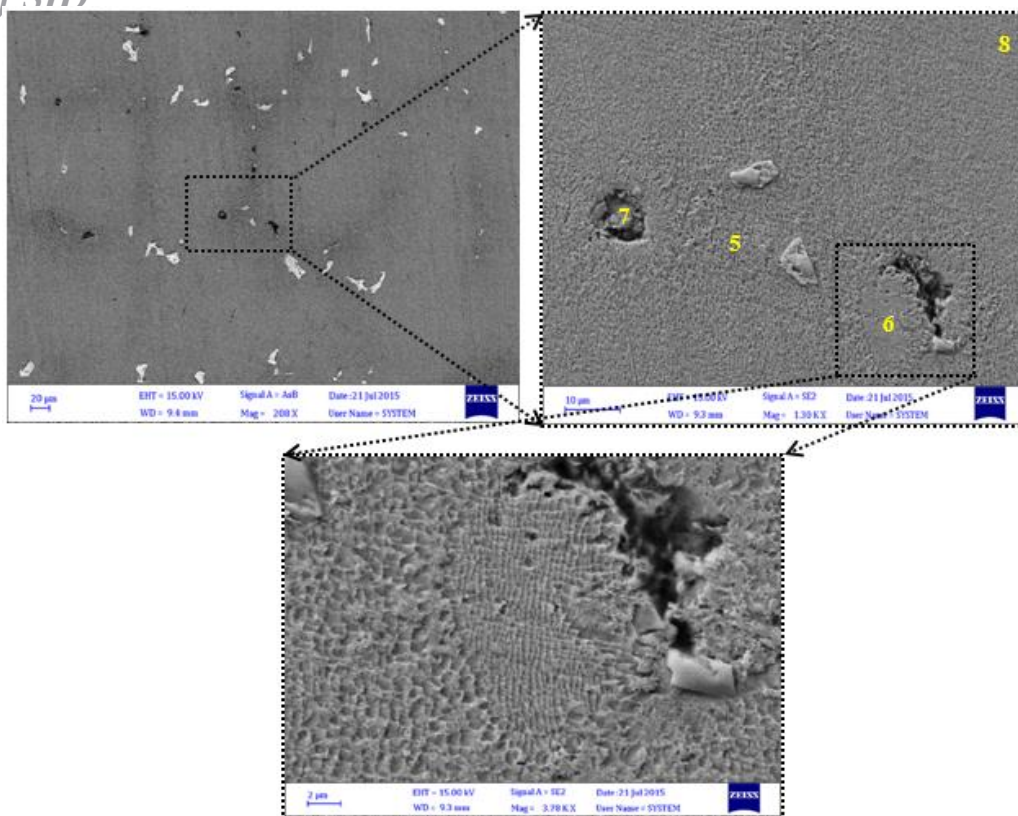
سختی سنجی نمونه‌ها به روش سختی سنجی در مقیاس ویکرز، با فروورنده مخروط الماسی به وسیله دستگاه INNOVATEST NEXUS 8000XL و با نیروی اعمالی ۱۰ kgf انجام گرفت. این عمل در هر مرحله از پژوهش روی نمونه‌ها انجام شد. از هر نمونه پنج مرتبه سختی سنجی به عمل آمد که در نهایت میانگین آنها به عنوان سختی شاخص نمونه گزارش شد.

آزمایش کشش در دو دمای محیط و  $750^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد بر روی نمونه‌ها انجام شد. برای این آزمایش، نمونه‌ها به وسیله فرآیند ماشین‌کاری تخلیه الکتریکی با سیم بر اساس استاندارد ASTM E8 تهیه شدند. تصویر شماتیک نمونه استاندارد به همراه نمونه‌های تهیه شده در شکل (۱)، نشان داده شده است.

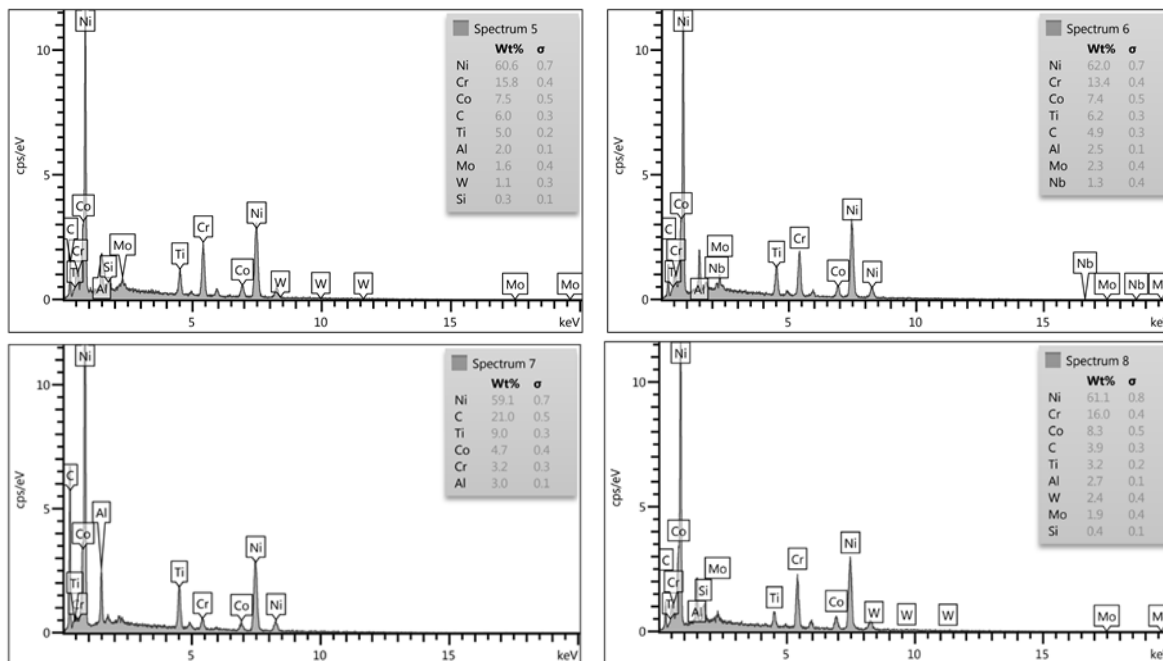
آزمایش کشش به وسیله دستگاه کشش Instron 8502 با نرخ کرنش ثابت  $0.007/\text{s}$  بر دقیقه، مطابق استاندارد ASTM E21 انجام شد. پس از آنکه آزمایش کشش در دو دمای محیط و  $750^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد انجام شد، سپس سطوح شکست نمونه‌ها با FESEM ساخت کشور جمهوری چک مدل MIRA2 ساخت شرکت TESCAN با ولتاژ کاری ۳۰ kV مورد بررسی قرار گرفت.

### ۳- نتایج و بحث

در شکل (۲)، تصاویر FESEM تهیه شده از شمش اولیه نشان داده شده است. ساختار دندریتی به همراه حفرات انقباضی بین‌دندریتی و کاربیدهای درون دندریتی و بین دندریتی به وضوح در تصویر نمایان هستند. کاربیدهای اولیه در سوپرآلیاژهای پایه نیکل، اولین فازهای منجمد شده در طول انجماد هستند؛ لذا از جانب مذاب تحت فشار هیدرواستاتیکی قرار دارند. این موضوع سبب آن می‌شود تا کاربیدهای اولیه MC



شکل ۲- تصاویر FESEM نمونه اولیه ریخته‌گری شده.



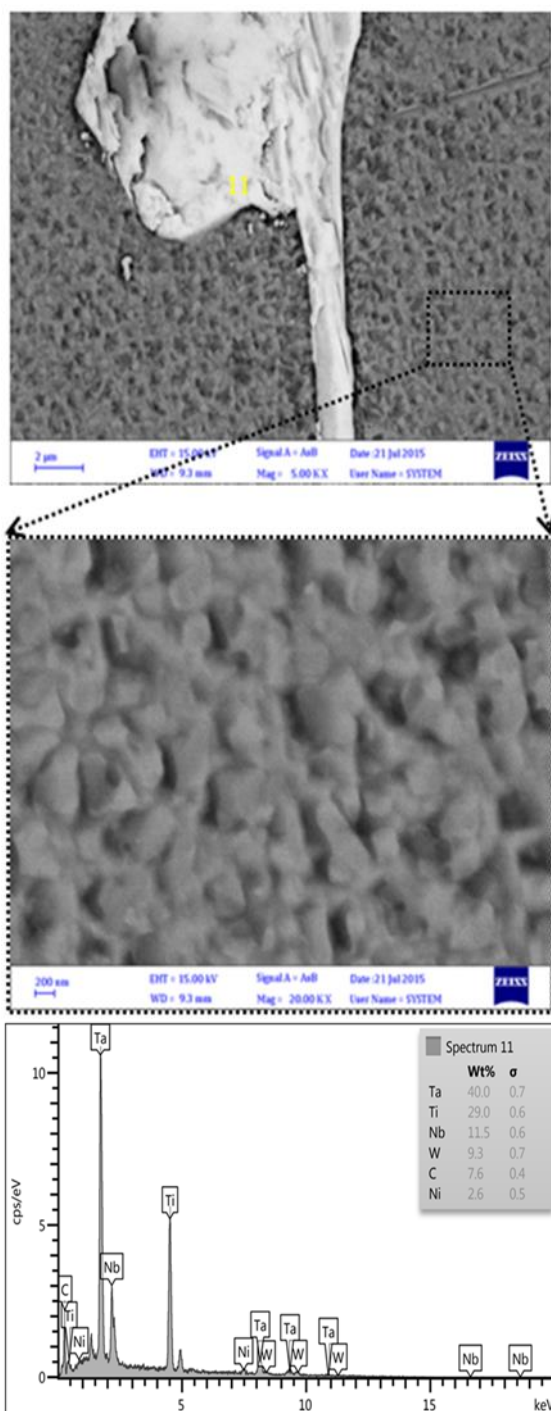
شکل ۳- نتایج EDS نقاط مشخص شده در تصاویر FESEM شکل ۴.

عدم رعایت ملزومات ریخته‌گری در قطعه‌ریزی و به‌طور معمول در شمش‌ریزی به جهت انقباض ناشی از انجماد در اطراف این فاز تخلخل وجود دارد. فاز مشخص شده با عدد ۷ نیز در مجاورت  $\gamma'$ -یوتکتیک قرار دارد و بخشی از این فاز است که توسط یک تخلخل محاصره شده است. تخلخل‌های مجاور  $\gamma'$ -یوتکتیک به‌خوبی در هر سه بزرگنمایی شکل (۲)، قابل‌رویت هستند. فاز

نتایج EDS نقطه ۶ مشخص شده در شکل (۲) که با توجه به ظاهر آن، فاز  $\gamma'$ -یوتکتیک است در شکل (۳) نشان داده شده است. مقادیر بالای Ti، Al و Nb به‌دست‌آمده به جهت حضور فاز  $\gamma'$  است. چرا که سه عنصر نام‌برده همان‌گونه که در قبل نیز گفته شد پایدار کننده‌های  $\gamma'$  هستند. فاز  $\gamma'$ -یوتکتیک در کنار مرز دانه‌ها آخرین نقاط منجمد شده هستند [۱۷]. بنابراین در صورت

## Archive of SID

در شکل (۶)، نمودار تغییرات سختی IN738LC در طول ذوب مجدد و عملیات حرارتی استاندارد نشان داده شده است. ذوب مجدد به جهت حذف رسوبات خشن و بزرگ  $\gamma'$  و توزیع مناسب‌تر آنها منجر به کاهش جزئی سختی شده است. سختی یک آلیاژ به بیان ساده ممانعت آن در برابر تغییر شکل است. این ممانعت ناشی از تعامل نابجایی‌ها با رسوبات و موانع توزیع شده در زمینه است [۲۳].

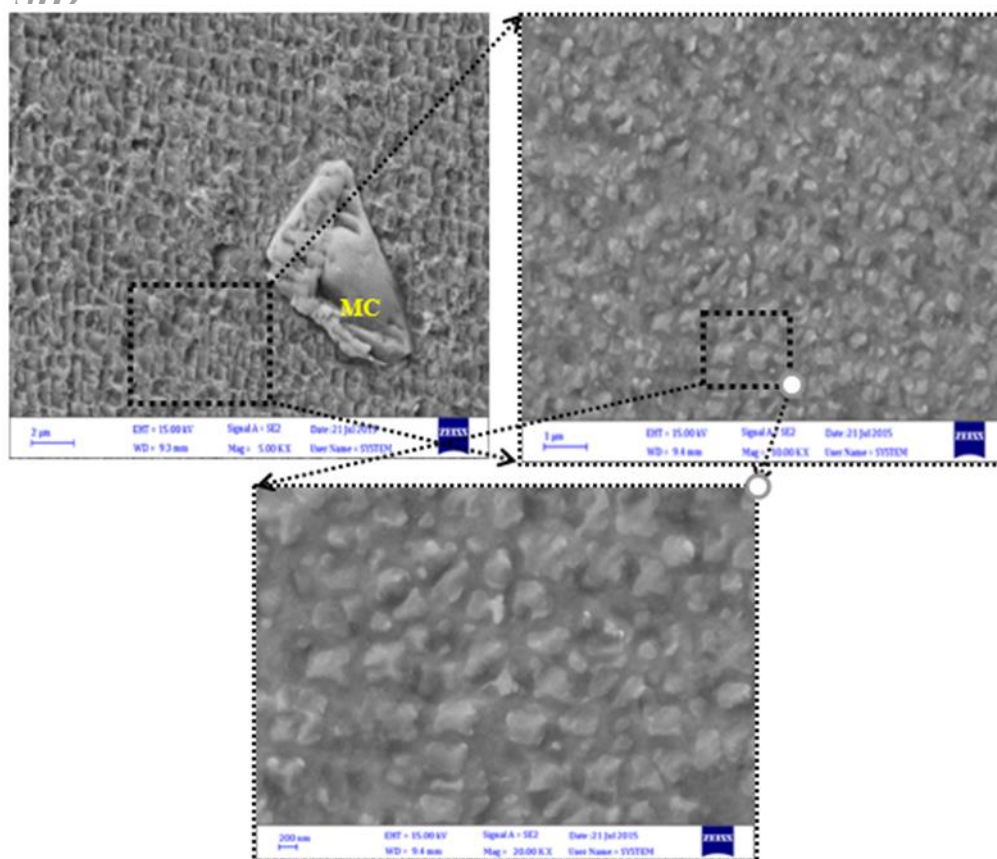


شکل ۴- تصاویر FESEM و نتایج EDS کاربرد اولیه در نمونه ذوب مجدد شده.

$\gamma'$ -یوتکتیک اولین فازی است که در عملیات حرارتی انحلالی، تجزیه می‌شود [۱۷، ۶، ۵]. نتایج EDS نقطه مشخص شده با عدد ۸ نیز محلول اشباع Co، Ni و Cr را نشان می‌دهد که عناصر Mo، W و C سبب فوق اشباع شدن  $\gamma$  در آن ناحیه شده‌اند. نتایج EDS به خوبی ناهمگنی توزیع عناصر در کل شمش و میکرو جدایش‌ها را نشان می‌دهد.

در شکل (۴)، ریزساختار نمونه ذوب مجدد شده و نتیجه آزمایش EDS کاربرد MC اولیه نمونه پس از ذوب مجدد نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل (۴) نمایان است کاربرد MC با مورفولوژی بلوکی و خطی در میان دندریت تشکیل شده است. عناصر مشخص شده در آزمایش EDS، یعنی Nb، Ti، W و Ta، هستند که بر اساس مراجع همگی پایدارکننده کاربیدهای MC هستند. لذا کاربرد نشان داده شده، کاربرد کمپلکس (Ta<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>NbWC) MC می‌تواند باشد که البته با توجه به تفاوت در اندازه شناساگر EDS و فاز مورد بررسی این عناصر می‌توانند از زمینه درون ترکیب کاربرد دخالت داده شده باشند. همان‌طور که از شکل (۴)، برمی‌آید رسوبات  $\gamma'$  با کاهش اندازه و توزیع مناسب‌تر در زمینه  $\gamma$  ظاهر شده‌اند. بزرگ‌نمایی بالاتر تصاویر FESEM نشان دهنده حضور نانو رسوبات  $\gamma'$  در زمینه است. این محدوده از اندازه رسوبات، معمولاً پس از ریخته‌گری دیده نمی‌شود [۱۸].

در شکل (۵)، تصاویر FESEM سوپرآلیاژ IN738LC پس از عملیات حرارتی استاندارد نشان داده شده است. در این شکل به خوبی می‌توان دید که رسوبات اولیه  $\gamma'$  به صورت کاملاً مکعبی درآمده‌اند. در اثر چرخه استاندارد عملیات حرارتی، ابتدا در مرحله انحلال رسوبات ناموزون  $\gamma'$  از گوشه‌ها که فاکتور عدم تطابق شبکه و تنش باقیمانده بیشینه مقدار خود است شروع به کاهش اندازه و کروی شدن می‌کنند. انحلال رسوبات  $\gamma'$  اطراف رسوبات باقیمانده را غنی از عناصر پایدارکننده  $\gamma'$  یعنی Ti، Al و Nb می‌کند [۱۹-۲۱]. همین موضوع سبب می‌شود تا در حین پیرسازی از طریق افزایش غلظت شیمیایی زمینه انرژی لازم برای رسوب‌گذاری کاهش یابد و نانو رسوبات  $\gamma'$  جوانه‌زنی و رشد کنند. در شکل (۵) رسوبات  $\gamma'$  اولیه مکعبی و نانو رسوبات  $\gamma'$  ثانویه کروی به خوبی قابل‌رؤیت هستند. همان‌طور که مشخص است اعمال چرخه استاندارد عملیات حرارتی منجر به اصلاح ریزساختار و تبدیل ساختار یگانه درشت و ناموزون به ساختار دوگانه مکعبی-کروی می‌شود. ساختارهای دوگانه ایجاد شده عموماً از طریق کنترل نابجایی‌ها با انرژی‌های مختلف، منجر به افزایش سختی و خواص مکانیکی می‌شوند [۲۲].

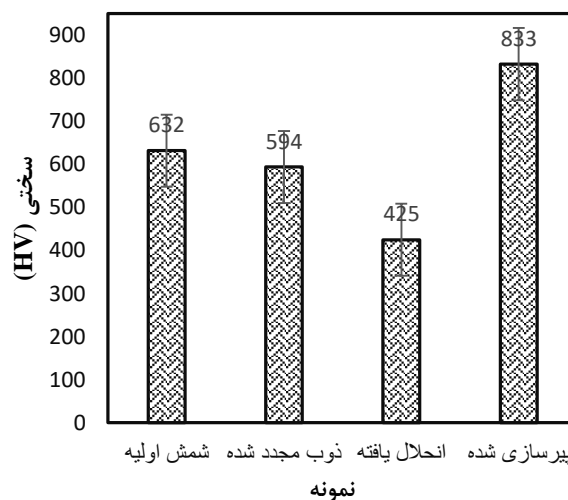


شکل ۵- تصاویر FESEM از ساختار نمونه پس از طی چرخه استاندارد عملیات حرارتی.

در شکل (۵) به وضوح قابل رؤیت است، یک ساختار دوگانه از  $\gamma'$  اولیه مکعبی و  $\gamma'$  ثانویه کروی پس از پیرسازی در قطعه ایجاد شده است. این ساختار توانایی غلبه بر هر دو نوع حرکت محتمل نابجایی‌ها که در بالا توضیح داده شد را دارد. در شکل (۷)، نتایج آزمایش کشش در هر دو دمای محیط و  $750^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است.

همان‌طور که در شکل (۷) مشخص است با ذوب مجدد و اعمال عملیات حرارتی استاندارد استحکام کششی در هر دو دمای محیط و  $750^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد افزایش یافته است. با انجام ذوب مجدد در VIM به جهت کاهش احتمال تخلخل و سایر عیوب حجمی مانند آخال‌ها، قطعاً استحکام کششی افزایش خواهد یافت. از طرف دیگر همان‌طور که از مقایسه تصاویر FESEM هر دو شکل (۲) و (۴) می‌توان دریافت نمود که رسوبات اولیه  $\gamma'$  خشن موجود در نمونه اولیه پس از ذوب مجدد مقداری ظریف‌تر شده‌اند. همین موضوع سبب افزایش هر چند کم استحکام و ازدیاد طول نسبی خواهد شد.

با اجرای چرخه استاندارد رسوب‌سختی، رسوبات خشن و ناموزون  $\gamma'$  در ابتدا کوچک شده و در صورت امکان حذف می‌شوند تا در مرحله پیرسازی با مورفولوژی دوگانه مناسب مکعبی-کروی در سراسر زمینه آستنیتی توزیع گردند. توزیع منظم و همگن این رسوبات به‌خوبی در شکل (۵) نشان داده شده است. این توزیع



شکل ۶- تغییرات سختی پس از ذوب مجدد و اعمال مراحل عملیات حرارتی استاندارد.

موانع زمانی از حرکت نابجایی‌ها جلوگیری می‌کنند که از نظر اندازه در حالت بهینه باشند. یعنی نه آن‌قدر بزرگ باشند که نابجایی‌ها با برش آن را دور بزنند و نه آن‌قدر کوچک باشند که نابجایی‌ها بر اساس مکانیزم اوروان از آن عبور کنند [۱۳]. در نمونه انحلال یافته به جهت کاهش اندازه و کسر حجمی رسوبات  $\gamma'$ ، میزان سختی در مقایسه با دو حالت شمش اولیه و ذوب مجدد شده کاهش می‌یابد. اما با انجام پیرسازی به جهت بهبود توزیع و اندازه رسوبات  $\gamma'$ ، سختی افزایش می‌یابد. همان‌طور که

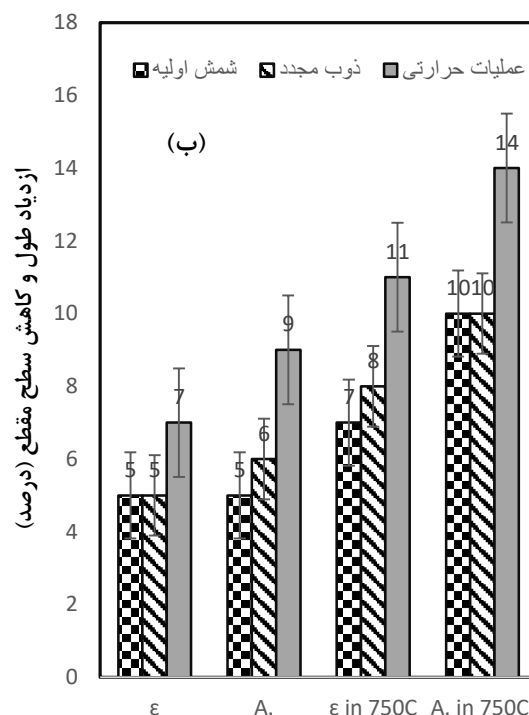
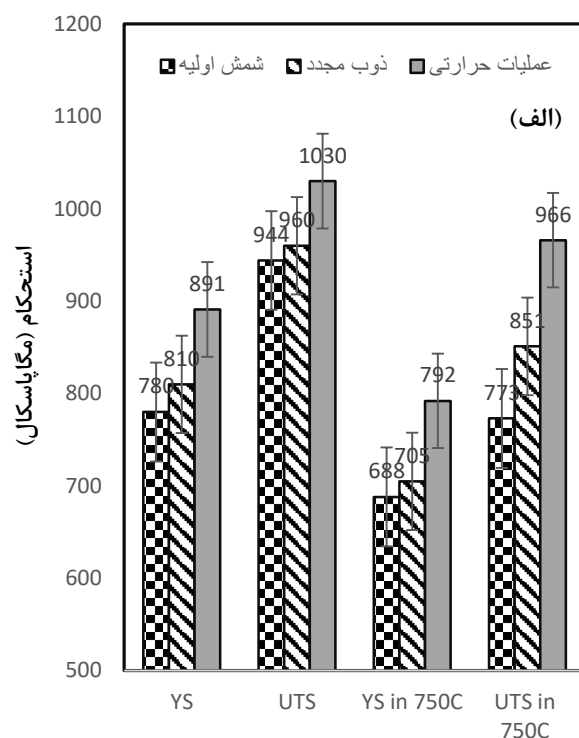
## Archive of SID

این نمونه، در کنار بهبود مشخصه رسوبات  $\gamma$ ' اثری از فاز  $\gamma$ '- $\gamma$ ' یوتکتیک مشاهده نمی‌شود که همین موضوع سبب افزایش استحکام دما بالای نمونه خواهد شد. چرا که ناپایدارترین مناطق در دمای بالا، همین مناطق  $\gamma$ '- $\gamma$ ' یوتکتیک است [۲۴].

در شکل (۸)، تصویر سطح مقطع شکست نمونه‌ها پس از آزمایش کشش در دو دمای محیط و دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است. پیش‌تر نیز در شکل (۷)، نشان داده شد که با انجام ذوب مجدد و اعمال عملیات حرارتی استاندارد رفتار شکست سوپرآلیاژ IN738LC به سمت شکست حاوی نشانه‌های بسیار کمی از شکست نرم انتقال پیدا می‌کند. این آغاز روند تبدیل تردی به نرمی با افزایش دمای آزمایش کشش از دمای محیط به ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد نیز مشاهده شد که مطابق انتظار و منطبق بر نظر تمامی مراجع است.

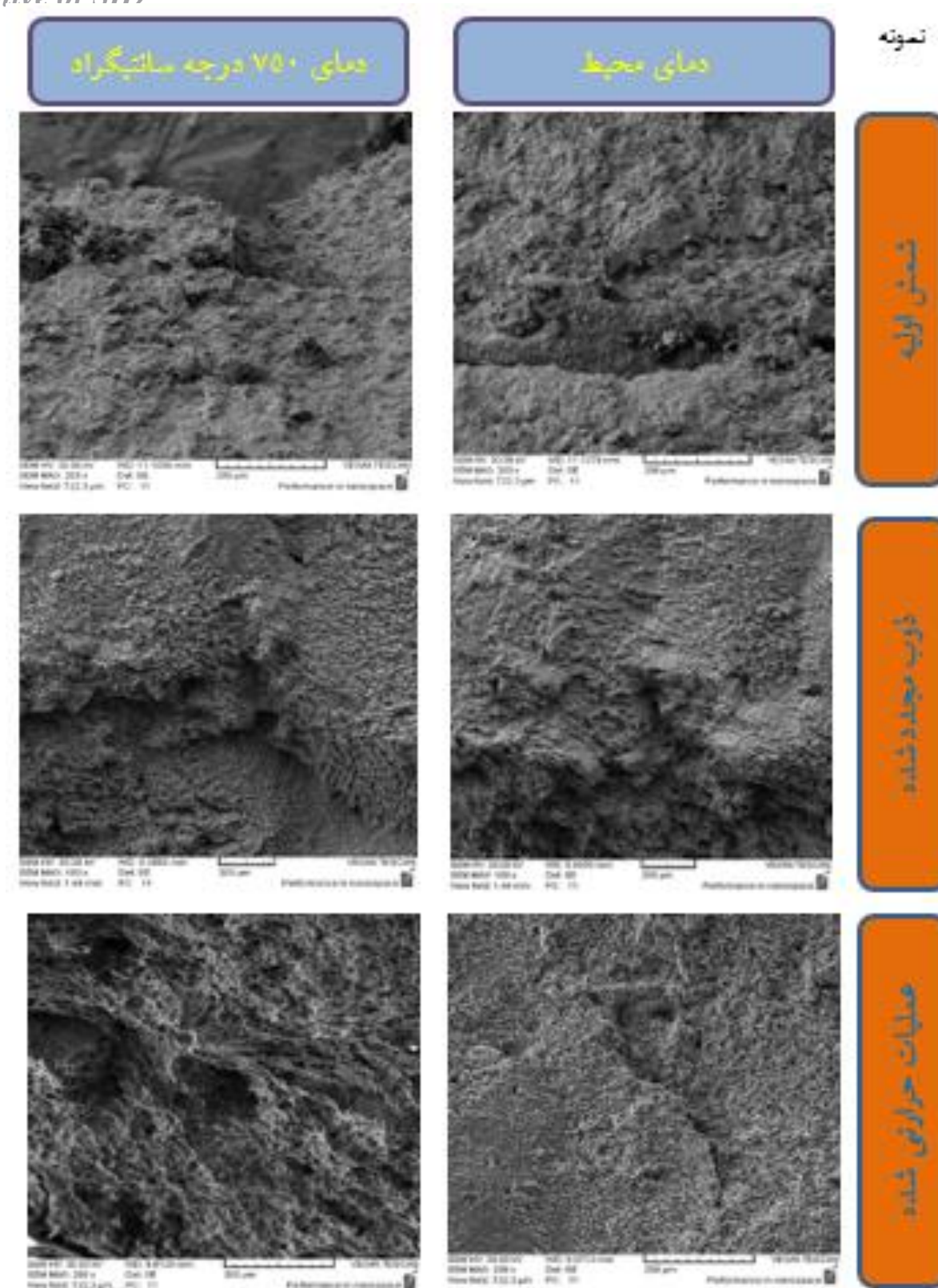
در نمونه اولیه که در دمای محیط کشیده شده است، سطح شکستی کاملاً صاف به همراه دو ترک بزرگ مشاهده می‌شود. به نظر می‌رسد تردی بیش از حد و وجود عیوب احتمالی سبب جوانه‌زنی ترک از مجاورت همان عیوب و رشد سریع آنها از طریق استفاده از تردی بیش از حد، منجر به شکست شده است. ترک از میان دندریت‌ها باعث پیدایش سطح شکست صاف شده است. افزایش دمای آزمایش کشش در همان نمونه منجر به افزایش میزان حفرات در سطح شکست شده است. همان‌طور که پیداست با افزایش میزان دما میزان کاهش سطح مقطع بیشتر می‌شود. این کاهش سطح مقطع در نمونه‌های کششی سبب تشکیل شدن حفرات شده است. سطح شکست نمونه کششی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد نیز سطحی صاف با مقادیر کمی حفره است. به نظر می‌رسد که افزایش دما منجر به انتقال مکانیزم شکست درون دندریتی ترد به شکست ترد با نشانه‌های کمی از شکست نرم در شمش اولیه می‌شود.

در تصویر سطح شکست نمونه ذوب مجدد شده در دمای محیط، سطحی صاف به همراه مقادیر کمی حفره دیده می‌شود. در کنار این حفرات و درون سطوح صاف، خطوطی کشیده ناشی از جریان پلاستیک مواد دیده می‌شود که در حین آزمایش کشش به وجود آمده است. این جریان پلاستیک منجر به تشکیل حفرات کششی و کاهش سطح مقطع بیشتر در مقایسه با نمونه قبل شده است. ذوب و نگهداری IN738LC در کوره VIM و ریخته‌گری در شرایط مناسب تحت خلأ احتمال وجود عیوب ناشی از ریخته‌گری را بسیار کم کرده است و از طرفی شرایط مناسب انجمادی از قبیل زمان بیشتر در مقایسه با انجماد شمش و اتمسفر خنثی فرصت رشد همه جانبه به رسوبات  $\gamma$ ' و کاربیدهای اولیه داده است. این رشد همه جانبه یعنی عدم جهت‌گیری



شکل ۷- نتایج آزمایش کشش در دو دمای محیط و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد: الف) استحکام‌های تسلیم، کششی و ب) ازدیاد طول نسبی و درصد کاهش سطح مقطع

همه‌جانبه درست برخلاف توزیع ناموزون رسوبات  $\gamma$ ' در حالت‌های پس از ریخته‌گری است که بعضی از مناطق زمینه در این دو نمونه از رسوبات  $\gamma$ ' فقیر یا خالی هستند. این موضوع می‌تواند سبب کاهش استحکام موضعی و شروع شکست در آن نقطه و در نهایت افت خواص مکانیکی کلی شود [۲۴-۲۶].

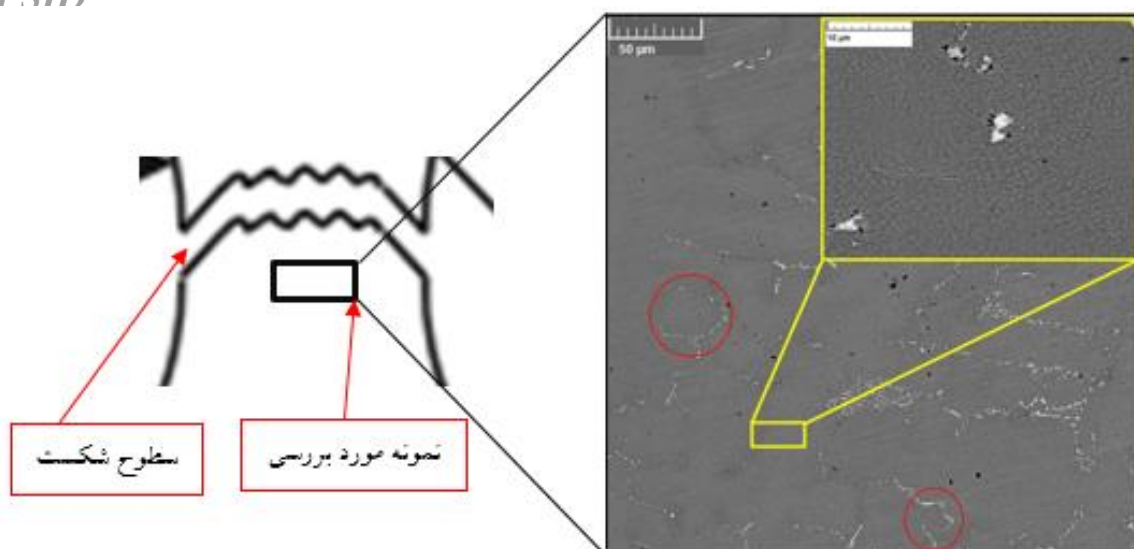


شکل ۸- تصاویر FESEM سطوح شکت نمونه‌ها در دو دمای محیط و ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد.

ازدییاد طول و کاهش سطح مقطع شده است. البته در مقایسه با شمش اولیه ازدیاد طول نسبی تغییر چندانی نکرده است که این موضوع ناشی از عدم اصلاح توزیع همگن رسوبات ثانویه در زمینه است.

ترجیحی فازهای ثانویه که کاهش انرژی فصل مشترک این فازها با زمینه را در پی دارد، جوانه‌زنی ترک در آن نواحی را به تأخیر می‌اندازد [۲۵]. افزایش دمای آزمایش کشش در این نمونه تعداد حفرات را بیشتر و اندازه آنها را بزرگ‌تر کرده است. این موارد در کنار عمق بیشتر ترک و خطوط جریان مواد بیشتر سبب افزایش





شکل ۹- شماتیک شکست و تصاویر FESEM در بزرگنمایی‌های متفاوت از زیر سطح شکست نمونه عملیات حرارتی شده پس از کشش گرم.

### نتیجه‌گیری

- ۱- ذوب مجدد و ریخته‌گری تحت خلأ و زمان انجمادی بیشتر در مقایسه با شمش منجر به کاهش عیوب حجمی، حذف رسوبات ثانویه ناهمگن و عدم رشد ترجیحی آنان می‌شود.
- ۲- با انجام عملیات حرارتی استاندارد در مرحله انحلال، اندازه و کسر حجمی رسوبات کاهش یافت تا پس از پیرسازی با دو مورفولوژی مکعبی برای رسوبات  $\gamma'$  اولیه و کروی برای نانو رسوبات  $\gamma'$  به صورت یکنواخت و مناسب در سراسر زمینه آستنیتی توزیع شوند. ضمناً پس از طی این دو مرحله دیگر اثری از  $\gamma'$ - $\gamma'$  یوتکتیک مشاهده نمی‌شود.
- ۳- با ذوب مجدد به جهت اصلاح ساختار و حذف رسوبات  $\gamma'$  خشن، سختی به میزان کمی کاهش یافت. با انجام محلول سازی، سختی آلیاژ IN738LC تا ۴۲۵ H.V کاهش یافت که این مقدار تا ۸۳۳ H.V پس از پیرسازی افزایش یافت.
- ۴- در اثر ذوب مجدد و عملیات حرارتی استاندارد استحکام نهایی به میزان ۱/۵٪ و ۹٪ به ترتیب افزایش یافت. ازدیاد طول نسبی پس از ذوب مجدد تغییری نداشت اما با عملیات حرارتی به میزان ۴۰٪ در دمای محیط افزایش یافت. استحکام نهایی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به میزان ۱۰٪ و ۲۵٪ به ترتیب و ازدیاد طول آلیاژ IN738LC در این دما به میزان ۱۴٪ و ۵۷٪ به ترتیب افزایش یافت.
- ۵- با اعمال چرخه عملیات حرارتی استاندارد مکانیزم شکست آلیاژ IN738LC از شکست ترد درون دندریتی به شکست ترد با نشانه‌های بسیار کمی از شکست نرم بین دندریتی تغییر یافت.

در تصویر شکست‌نگاری نمونه عملیات حرارتی شده، یک ترک عمیق با پیچیدگی زیاد دیده می‌شود که نشان‌دهنده مسیر عبور ترک از میان دندریت‌ها است. در این نمونه حفرات ریز بسیاری در نقاط مختلف سطح شکست دیده می‌شود که نشان‌دهنده وقوع شکست بین دندریتی با نشانه‌های کمی از شکست نرم در مقایسه با دو نمونه دیگر است. این موضوع را داده‌های نشان‌دهنده ازدیاد طول و کاهش سطح مقطع در شکل (۷) نیز تأیید می‌نماید. توزیع بهتر رسوبات  $\gamma'$  اصلاح شده سبب آن شده است موانع بیشتری در مقابل مسیر ترک باشد و استحکام بالاتر زمینه از مرزدانه باعث شده که ترک مرزدانه را برای رشد خود انتخاب کند.

در شکست‌نگاری نمونه عملیات حرارتی شده پس از کشش گرم حفرات درشت‌تری مشاهده می‌گردد که ناشی از جریان پلاستیک بیشتر ماده تحت آزمایش کشش گرم است [۲۵]. استحکام تسلیم و استحکام نهایی بالاتر از دو نمونه قبلی در دمای بالا و همچنین ازدیاد طول بالاتر به جهت همین جریان پلاستیک بیشتر ماده است که به نظر می‌رسد این اتفاق مرهون انجام عملیات حرارتی استاندارد باشد.

همان‌طور که از تصاویر FESEM در شکل (۹) برمی‌آید، نمونه در اثر آزمایش کشش تحت تأثیر دما و تنش محوری دچار تبلور مجدد دینامیکی گشته که این امر جریان پلاستیک بیشتر آلیاژ را در پی دارد که اثر آن را در ازدیاد طول و کاهش سطح مقطع می‌توان مشاهده نمود. همان‌طور که از این تصاویر پیداست رسوبات  $\gamma'$  تحت تأثیر دما و تنش رشد کرده‌اند که درست در این لحظه استحکام افت کرده و نمونه می‌شکند. به این صورت با اعمال عملیات حرارتی، مکانیزم شکست ترد درون دندریتی به شکست نرم بین دندریتی منتقل می‌شود.

- [15] Goswami K. N., Mottura A., Can slow-diffusing solute atoms reduce vacancy diffusion in advanced high-temperature alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 617, 194-199.
- [16] Campbell C.E., Boettinger W., Kattner U. R., Development of a diffusion mobility database for Ni-base superalloys, *Acta Materialia*, 2002, 50(4) 775-792.
- [17] 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.
- [18] Kavoosi V., Abbasi S.M., Ghazi Mirsaed S.M., Mostafaei M., Influence of cooling rate on the solidification behavior and microstructure of IN738LC superalloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 680, 291-300.
- [19] Ru Y., Li S., Zhou J., Pei Y., Wang H., Gong S., Xu H., Dislocation network with paircoupling structure in  $\{111\}$   $\gamma/\gamma'$  interface of Ni-based single crystal superalloy, *Scientific Report*, 2016, 6, Article No. 29941.
- [20] Smith T.M., Esser B.D., Antolin N., Carlsson A., Williams R.E.A., Wessman A., Hanlon T., Fraser H.L., Windl W., McComb D.W., Mills M.J., Phase transformation strengthening of high-temperature superalloys, *Nature Communications*, 2016, 7, Article No. 13434.
- [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، ۳(۲)، ۱۶۱-۱۷۹.
- [۲۲] سمیعی م.، شجری ی.، رضوی س.ح.، سیدرئوفی ز.س.، تأثیر عملیات سردکاری بر جوانسازی پره توربین گازی کارکرده از جنس IN738LC، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۸، ۳(۳)، ۱۶۳-۱۷۴.
- [23] Barjesteh M.M., Abbasi S.M., Zangeneh Madar K., Shirvani K., The effect of heat treatment on characteristics of the gamma prime phase and hardness of the nickel-based superalloy Rene@80, *Materials Chemistry and Physics*, 2019, 227, 46-55.
- [24] Zýka J., Andršová I., Podhorná B., Hrbáček K., Mechanical properties and microstructure of IN738LC Nickel superalloy castings, *Materials Science Forum*, 2014, 782, 437-440.
- [25] Balikci E., Raman A., Mirshams R.A., Tensile strengthening in the nickel-base superalloy IN738LC, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2000, 9, 324-329.
- [26] Bian H., Xu X., Li Y., Koizumi Y., Wang Z., Chen M., Yamanaka K., Chiba A., Regulating the coarsening of the  $\gamma'$  phase in superalloys, *NPG Asia Materials*, 2015, 7, e212.
- [1] Lagow B.W., Materials selection in gas turbine engine design and the role of low thermal expansion materials, *Journal of Metals*, 2016, 68, 2770-2775.
- [2] El-Bagoury N., Ni based superalloy: casting technology, metallurgy, development, properties and applications, *International Journal of Engineering Sciences & Research Technology*, 2016, 5(2) 108-152.
- [3] Nageswara Rao M., Application of superalloys in petrochemical and marine sectors in India, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2008, 61, 87-91.
- [4] Agh A., Amini A., Investigation of the stress rupture behavior of GTD-111 superalloy melted by VIM/VAR, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2018, 25, 1035-1041.
- [5] Tarik Boyraz M., IN738LC Microstructure Optimization with Heat Treatment and Simulation to Improve Mechanical Properties of Turbine Blade, Master of Science Thesis, Middle East Technical University, 2018.
- [6] Heydari D., Shahkaram Fard A., Bakhshi A., Drezet J.M., Hot tearing in polycrystalline Ni-based IN738LC superalloy: Influence of Zr content, *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(3), 681-687.
- [7] 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.
- [8] Tang W.S., Xiao J. F., Nan Q., Gao S.F., Zhang J., Li Y.J., Study of microstructure degradation and rejuvenation evolution for F-class gas turbine blade, *Materials Science and Technology*, 2019, 35(10), 1275-1282.
- [9] Daleo J.A., Ellison K.A., Boone D.H., Metallurgical considerations for life assessment and the safe refurbishment and requalification of gas turbine blades, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2002, 124, 571-579.
- [10] 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, 849-859.
- [11] Yang J., Zheng O., Ji M., Sun X., Hu Z., Effects of different C contents on the microstructure, tensile properties and stress-rupture properties of IN792 alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(3) 1534-1539.
- [12] Jafari A., Abbasi S.M., Rahimi A., Morakabati M., Seifollahi M., The effect of solution treatment on the microstructure of the cast Ni-based IN100 superalloy, *Association of Metallurgical Engineering of Serbia*, 2015, 21(3) 167-181.
- [۱۳] شجری ی.، رضوی س.ح.، سیدرئوفی ز.س.، اثر عملیات انحلالی بر خصوصیات ریزساختاری رسوبات گاما پرایم در سوپرآلیاژ IN738LC قبل و بعد از پیرسازی، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۶، ۱(۲)، ۹۹-۱۰۸.
- [14] 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  $\gamma'$  precipitates in Ni-base superalloy IN738LC during long-term heating, *Materials Research Express*, 2019, 6(12), Article No. 25050.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S  
SOCIETY

## Founding Research Journal

### Research Paper:

### Effect of Remelting and Standard Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of IN738LC Superalloy

Yazdan Shajari<sup>1</sup>, Zahra Sadat Seyedraoufi<sup>2</sup>, Seyed Hossein Razavi<sup>\*3</sup>, Mehdi Nasri<sup>4</sup>, Arash Khiabani<sup>5</sup>

1. PhD Student, Materials Engineering, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.
  2. Assistant Professor, Department of Materials Engineering and Metallurgy, Karaj Branch, Islamic Azad University Karaj, Iran.
  3. Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.
  4. Bachelor, Department of Manufacturing and Mechanical Engineering, Islamic Enghelab Faculty, Tehran, Iran.
  5. M.Sc. Student, Department of Materials Engineering and Metallurgy, Karaj Branch, Islamic Azad University Karaj, Iran.
- \* Corresponding Author: hrazavi@iust.ac.ir

#### Paper history:

Received: 06 July 2020  
Accepted: 31 August 2020

#### Keywords:

IN738LC,  
Re-melting,  
Heat Treatment,  
Microstructure,  
Strength.

#### Abstract

In the present study, IN738LC superalloy ingot was re-melted and cast, then heat treated under standard conditions. Microstructural studies with field emission scanning electron microscopy (FESEM) equipped energy dispersive spectroscopy (EDS) showed that after re-melting and controlled casting, the amount of porosity and size of  $\gamma'$  precipitates decreases. Also, with applying the standard heat treatment cycle, the primary  $\gamma'$  precipitates less than  $1\mu\text{m}$  in size and cubic morphology and nanospherical secondary  $\gamma'$  precipitates appeared and eutectic  $\gamma$ - $\gamma'$  regions were completely eliminated. Vickers hardness test results under a load of 10 Kg showed that the lowest hardness is related to the solutionized sample due to remove the coarsened  $\gamma'$  precipitates and the highest hardness (833 H.V.) is obtained after aging. According to the results of the tensile test at ambient and  $750^\circ\text{C}$  temperatures, by re-melting and applying the standard heat treatment due to structural modification, strength and elongation increased at both ambient temperature and  $750^\circ\text{C}$ . Also, with applying the standard heat treatment, failure mechanism of IN738LC superalloy was transferred from brittle trans-dendritic failure to brittle inter-dendritic failure with little footprints of ductile fracture.

#### Please cite this article using:

Yazdan Shajari, Zahra Sadat Seyedraoufi, Seyed Hossein Razavi, Mehdi Nasri, Arash Khiabani, Effect of Remelting and Standard Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of IN738LC Superalloy, in Persian, Founding Research Journal, 2020, 4(2) 99-109.  
DOI: 10.22034/FRJ.2020.238339.1122

Journal homepage: [www.foundingjournal.ir](http://www.foundingjournal.ir)