

مطالعه همگن سازی و رفتار ترمومکانیکی سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ در حین فرآیند تبدیل شمش ریختگی به بیلت

احسان ایرانپور بروجنی^{۱*}، حسن شیخ^۲، خسرو فرمنش^۳ و فتح الله قدس^۴

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه سمنان، دانشکده مهندسی مواد، سمنان، ایران

۲- کارشناس ارشد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان، دانشکده مهندسی مواد، اصفهان، ایران

۳- استادیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان، دانشکده مهندسی مواد، اصفهان، ایران

۴- استادیار، دانشگاه سمنان، دانشکده مهندسی مواد، سمنان، ایران

*Iranpour_e@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۸۹/۱۰/۲۲، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۰/۰۱/۲۰)

چکیده

به دلیل کارپذیری پایین شمش های ریختگی اینکونل ۷۱۸، نمی توان فرآیندهای شکل دهی را مستقیماً بر روی این گونه شمش ها انجام داد. بنابراین، تعیین سیکل همگن سازی و ترمومکانیکی مناسب برای تبدیل ساختار ریختگی به ساختار کار شده به عنوان هدف اصلی تحقیق حاضر می باشد. لذا با اعمال سیکل همگن سازی و فرآیندهای متفاوت آهنگری داغ بر شمش های ریختگی اینکونل ۷۱۸، چگونگی تبدیل ساختار دندریتی ریختگی به ساختار کار شده تحقیق شد. تغییرات ریزساختاری حاصل توسط میکروسکوپ های نوری و الکترونی مورد ارزیابی قرار گرفت. در نهایت، ساختار همگن با توزیع دانه بندی یکنواخت (ASTM 2-3) به دست آمد.

واژه های کلیدی:

سوپر آلیاژ، اینکونل ۷۱۸، فرآیند همگن سازی، فرآیند ترمومکانیکی، اندازه دانه.

۱- مقدمه

وزنی در فضای بین دندریتی به صورت فاز لایه^۱ در ساختار شمش های ریختگی آلیاژ ۷۱۸ اجتناب ناپذیر است. بنابراین، استفاده از فرآیند همگن سازی مناسب به منظور ارتقای کارپذیری آلیاژ از طریق حذف فاز لایه، جدایش ها و توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی نظیر نیوبوم و مولیبدن بسیار حائز اهمیت است [۱-۶]. به منظور تولید قطعات پیچیده ی سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ از عملیات میانی تبدیل شمش ریختگی به شمش

سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ از گروه سوپر آلیاژهای پایه نیکل می باشد و به دلیل دارا بودن خواص مکانیکی مناسب در حالت کار شده، به طور گسترده در صنایع هوا-فضا، نفت و پتروشیمی استفاده می شود. کارپذیری ساختارهای ریختگی این آلیاژ نسبت به ساختارهای کار شده کمتر می باشد. جدایش شدید عنصر نیوبوم از ۳-۴ درصد وزنی در دندریت های اولیه تا ۳۰ درصد

جدول (۱): ترکیب شیمیایی شمش سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸.

| عصر | Fe | Cr | Nb | MO | Ti | Al | C | Si | W | Ta | Mn | Ni |
|-----------|-------|-------|------|------|------|------|-------|-------|------|-------|-------|----------|
| درصد وزنی | ۱۸/۴۲ | ۱۸/۴۷ | ۵/۱۲ | ۳/۰۳ | ۱/۰۵ | ۰/۵۳ | ۰/۰۲۵ | ۰/۰۳۸ | ۰/۰۲ | ۰/۰۱۸ | ۰/۰۱۷ | عصر پایه |

توزیع عناصر آلیاژی در مرکز شمش از روش آنالیز SEM-EDX توسط دستگاه SERON TECHNOLOGY A15-2100 به دست آمد. پس از تأیید سیکل همگن سازی انجام شده و رفع مشکل جدایش در نمونه‌های ریختگی، هر سه نمونه جهت انجام عملیات آهنگری داغ به مدت ۳۰ دقیقه در دمای ۱۰۹۰ درجه سانتی گراد در کوره‌ی الکتریکی تحت عملیات پیش گرمایش قرار گرفتند. عملیات آهنگری داغ هر سه نمونه در آهنگ کرنش متوسط 0.1 s^{-1} در قالب عملیات آهنگری شعاعی^۳ توسط دستگاه پرس هیدرولیکی انجام شد. به منظور جلوگیری از سرمایش سریع نمونه‌ها در حین عملیات آهنگری و افت کارپذیری نمونه‌ها، گرمایش اولیه فک‌های پرس نیز تا دمای ۳۰۰ درجه سانتی گراد انجام شد. یکی از نمونه‌ها با اعمال دو مرحله عملیات پیش گرمایش - تغییر شکل تا مقدار کرنش حقیقی متوسط برابر با ۰/۲ تغییر شکل داده شد و سپس تا دمای محیط در آب کوئنچ گردید. به منظور جبران افت دمایی ناشی از انتقال حرارت نمونه با محیط در حین تغییر شکل، در بین هر دو مرحله از عملیات تغییر شکل یک مرحله‌ی میانی پیش گرمایش در دمای ۱۰۹۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱۰ دقیقه انجام شد. همچنین، برای ایجاد تغییر شکل یکنواخت در سراسر نمونه، چرخش ۴۵ درجه‌ای نمونه پس از هر بار عملیات فشارش انجام شد. به طور مشابه، دو نمونه‌ی دیگر با استفاده از پنج مرحله عملیات پیش گرمایش - تغییر شکل تا مقدار کرنش حقیقی متوسط برابر با ۰/۵ تغییر شکل داده شدند. پس از اتمام مراحل پایانی تغییر شکل داغ، یکی از نمونه‌ها سریعاً در آب کوئنچ گردید و دیگری به مدت ۱۰ دقیقه تحت دمای ۱۰۹۰ درجه سانتی گراد گرمایش یافت و سپس در معرض هوا خنک شد. به منظور ارزیابی ساختار نمونه‌ها به صورت میکروسکوپی و

کار شده با انجام فرآیند ترمومکانیکی^۲ استفاده می‌شود. از آنجایی که سوپر آلیاژ ۷۱۸ نسبت به تاریخچه‌ی فرآیند بسیار حساس می‌باشد، در حین فرآیند ترمومکانیکی علاوه بر شکسته شدن ساختار شمش ریختگی، کنترل عوامل مؤثر دیگر بر خواص مکانیکی نهایی آلیاژ در نظر گرفته می‌شود. پارامترهایی نظیر توزیع یکنواخت رسوبات با اندازه‌ی مناسب و توزیع یکنواخت اندازه دانه به واسطه‌ی کنترل فرآیندهای تبلور مجدد در حین تغییر شکل داغ و پس از آن از جمله این عوامل هستند [۷-۱۱].

هدف از انجام این تحقیق شکستن ساختار ریختگی سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸، حصول اندازه دانه ۲-۳ ASTM و بررسی پدیده‌های متالورژیکی است که کمتر در تحقیقات گذشته مورد مطالعه قرار گرفته‌اند و باعث تکامل ریزساختاری در حین تبدیل شمش ریختگی به شرایط کار شده می‌گردند.

۲- مواد و روش تحقیق

شمش ریختگی سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ با استفاده از روش ذوب القایی در خلأ به شکل استوانه‌ای به قطر ۶۵ میلی‌متر و ارتفاع ۱۰۰ میلی‌متر تهیه شد. ترکیب شیمیایی شمش در جدول (۱) آورده شده است. به منظور انجام عملیات آهنگری داغ، سه نمونه‌ی استوانه‌ای در ابعاد مشابه (قطر ۶۵ میلی‌متر و ارتفاع ۳۰ میلی‌متر) از شمش ریختگی حاصل تهیه شدند. به منظور رفع مشکل جدایش نمونه‌های ریختگی و افزایش کارپذیری نمونه‌ها، سیکل همگن سازی دو مرحله‌ای در دماهای ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد به ترتیب در مدت زمان‌های ۶ و ۴ ساعت بر روی هر سه نمونه انجام شد. پس از بررسی تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به نمونه‌های حاصل از فرآیند همگن سازی، نقشه‌ی کیفی

۳- نتایج و بحث

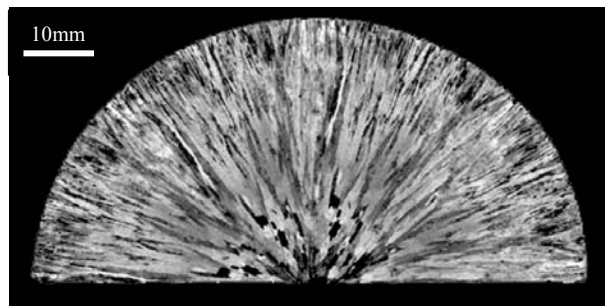
۳-۱- بررسی ریزساختار شمش ریختگی

ساختار ماکروسکوپی نیمی از سطح مقطع شمش ریختگی در شکل (۱) نشان داده شده است. این تصویر حاکی از حضور مناطق تبریدی^۴ با دانه‌های ریز در جداره خارجی شمش، دانه‌های ستونی کشیده شده به سمت مرکز شمش و دانه‌های هم‌محور کوچک در منطقه‌ی مرکزی شمش می‌باشد.

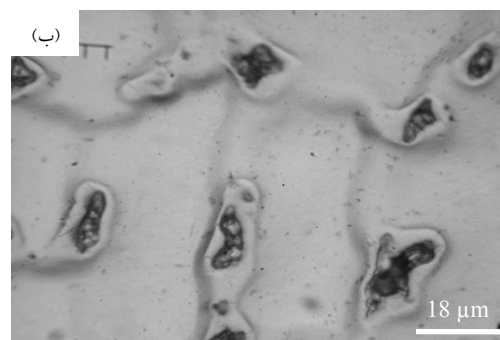
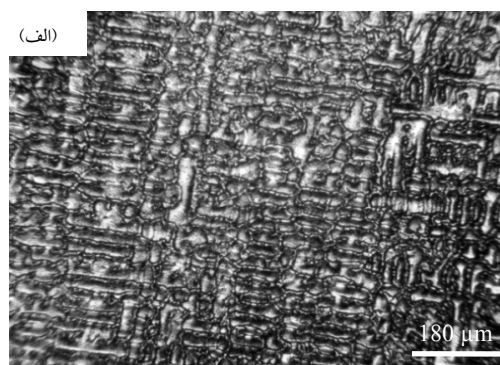
ریزساختار حاصل از فرآیند ریخته‌گری در شکل (۲) نمایش داده شده است که نشان از وجود ریزساختار دندریتی^۵ (شکل ۲- الف) و حضور فاز لاوه‌ی جدایش یافته در نواحی بین دندریتی (شکل ۲- ب) در ساختار ریختگی دارد. ریزساختار ریختگی سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ تحت تأثیر چگونگی انجماد است. در حین انجماد، ابتدا دندریت‌های γ اولیه غنی از نیکل و آهن منجمد می‌شوند. سپس در ادامه انجماد، مقداری از عناصر آلیاژی با قطر اتمی بزرگتر از نیکل (تیتانیوم، آلومینیوم، مولیبدن و نیوبیوم) از فاز γ خارج می‌شوند و در قالب فازهای کاربیدی نظیر $(Nb, Ti)C$ و فاز غنی از نیوبیوم لاوه رسوب می‌یابند [۳ و ۵].

شکل‌های (۳- الف و ب) به ترتیب نشان‌دهنده تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از فاز لاوه و آنالیز EDX از آن می‌باشند. زمان انجماد بیشتر به معنای جدایش بیشتر است، به طوری که حضور مقادیر بیشتر فاز لاوه در ناحیه‌ی مرکزی از سطح مقطع شمش ریختگی با سرعت انجماد کندتر، این موضوع را تأیید می‌نماید.

در شکل (۴)، نقشه توزیع عناصر شیمیایی در بخشی از ناحیه مرکزی شمش مشاهده می‌گردد. توزیع عناصر آلیاژی موجود در ترکیب شیمیایی آلیاژ ریختگی حاکی از توزیع غیریکنواخت عناصر نیوبیوم و مولیبدن و جدایش شکل گرفته در حین انجماد آلیاژ می‌باشد.

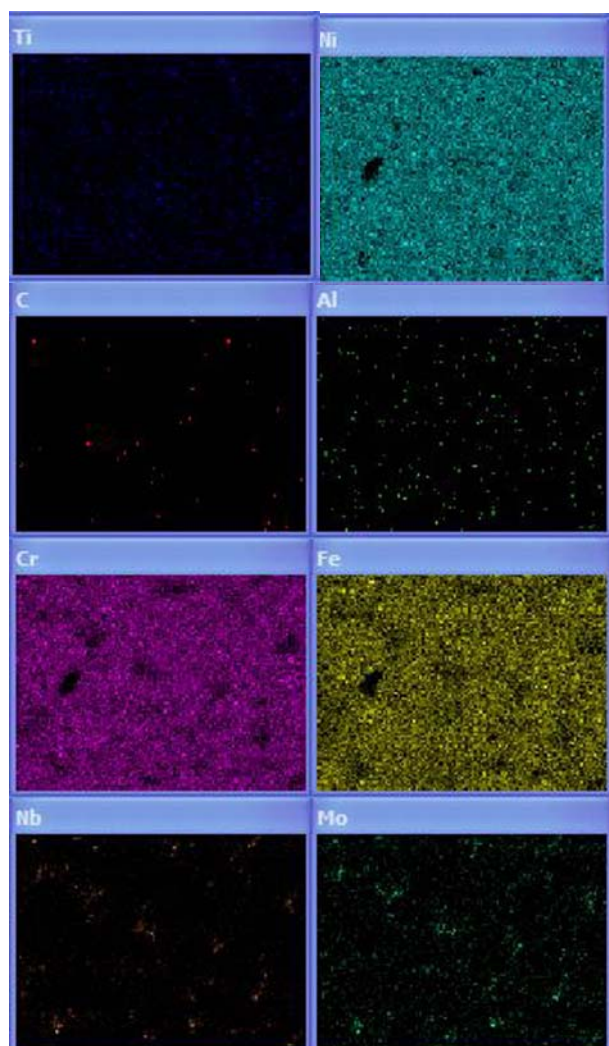


شکل (۱): تصویر ساختار ماکروسکوپی از سطح مقطع شمش ریختگی.



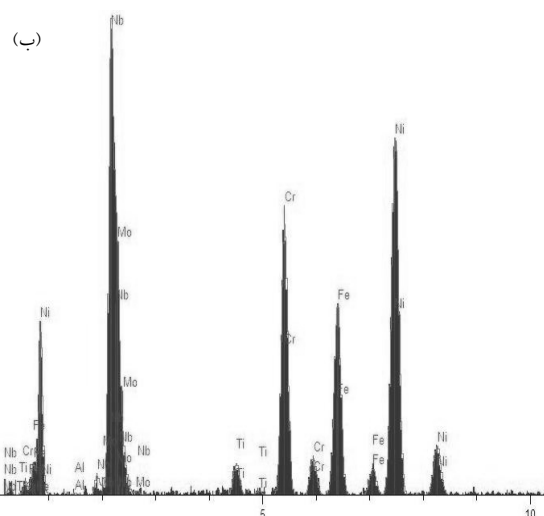
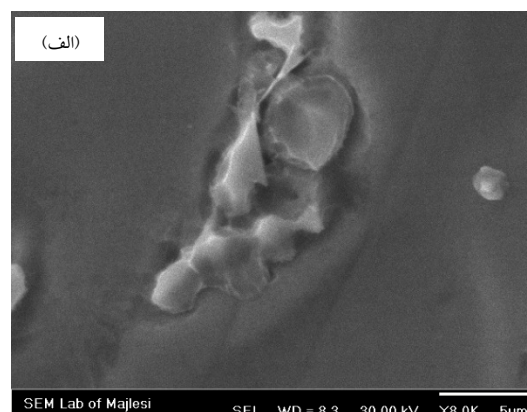
شکل (۲): تصاویر میکروسکوپ نوری تهیه شده از ناحیه‌ی مرکزی شمش ریختگی، الف) ساختار دندریتی شمش ریختگی، ب) فازهای جدایش یافته در نواحی بین دندریتی.

میکروسکوپی، نمونه‌ها پس از آماده‌سازی در محلول‌های HCl (80 ml) + HF (13 ml) + HNO_3 (7 ml) + H_2O (2.5 ml) + HCl (2 ml) + HF (0.5 ml) + H_2O_2 (1.5 ml) شدند [۱۰ و ۱۲].



شکل (۴): نقشه‌ی توزیع عناصر آلیاژی در ناحیه‌ی مرکزی شمش ریختگی.

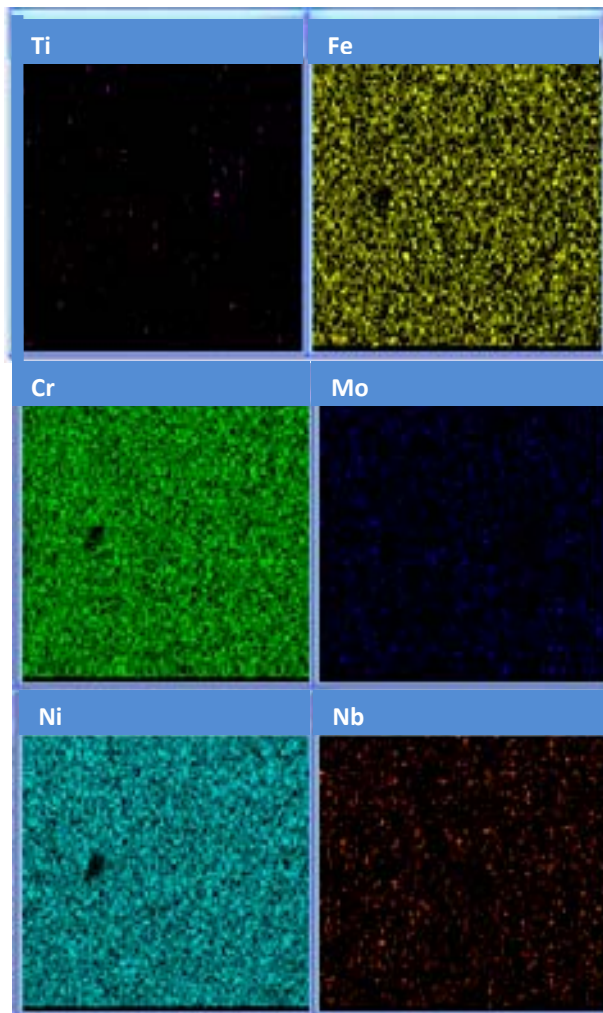
۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت انجام شد. تصویر ماکروسکوپی قسمتی از نمونه‌ی همگن شده در شکل (۵) نمایش داده شده است. از مقایسه‌ی این شکل با شکل (۱) می‌توان نتیجه گرفت که در حین عملیات همگن‌سازی، حرکت مرز دانه‌ها منجر به رشد دانه‌های ستونی در جهت محیطی و همچنین رشد نسبی دانه‌های تبریدی (در نواحی شعاعی خارجی شمش) می‌شود. در نهایت، ساختار دانه‌بندی متوسط اندازه دانه‌ی ۵ میلی‌متر در نمونه‌ی همگن شده حاصل می‌گردد. در شکل (۶) نیز توزیع عناصر آلیاژی در ناحیه‌ی مرکزی شمش



| | | |
|------|------|----|
| %.wt | ۰/۱ | Al |
| %.wt | ۱/۲ | Ti |
| %.wt | ۱۲ | Cr |
| %.wt | ۱۱/۲ | Fe |
| %.wt | ۳۰/۹ | Ni |
| %.wt | ۳۴/۲ | Nb |
| %.wt | ۷/۲ | Mo |

شکل (۳): (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شده از نمونه ریختگی سوپر آلیاژ ۷۱۸، فاز لایه غنی از نیوبوم و مولیبدن و (ب) آنالیز EDX فاز لایه نشان داده شده در الف.

در این تحقیق، سیکل همگن‌سازی دو مرحله‌ای بر روی نمونه‌های ریختگی انجام شد. در مرحله‌ی اول، گرمایش نمونه‌ها در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶ ساعت جهت حذف فاز لایه و مرحله‌ی دوم همگن‌سازی به منظور افزایش سرعت نفوذ عناصر آلیاژی و توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی در دمای



شکل (۶): نقشه‌ی توزیع عناصر آلیاژی در قسمتی از ناحیه‌ی مرکزی در شمش همگن شده.

محیط کوئنچ) به عنوان مکانیزم‌های اصلی در جوانه‌زنی دانه‌های جدید در مرز دانه‌ها نقش ایفاء می‌کنند [۱۰]. در شکل (۹) تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه آهنگری داغ شده تا کرنش ۰/۵ و سرد شده در آب نمایش داده شده است. شکل (۹-الف) که از موقعیت شعاعی خارجی نمونه تهیه شده است، آغاز تبلور دانه‌های جدید در مرز دانه‌های تشکیل شده در مراحل قبلی کار داغ را نشان می‌دهد. به دلیل سرعت سرد شدن زیاد این ناحیه، رشد کامل دانه‌های حاصل از تبلور مجدد صورت نگرفته است و ساختاری شبیه ساختار گردن‌بندی^۸ ایجاد



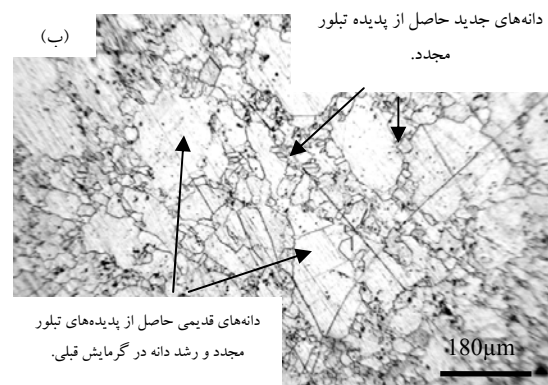
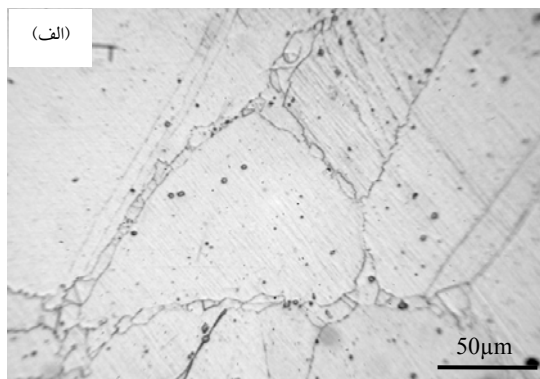
شکل (۵): تصویر ماکروسکوپی قسمتی از شمش همگن شده به مدت ۶ ساعت در دمای ۱۱۵۰°C و ۴ ساعت در دمای ۱۲۰۰°C.

همگن شده نمایش داده شده است که حاکی از توزیع یکنواخت عناصر نیوبیوم و مولیبدن و رفع جدایش‌ها می‌باشد.

۳-۲- بررسی ریزساختار نمونه‌های کار شده

در شکل (۷)، تصویر ماکروسکوپی مربوط به نیمی از نمونه‌ی تغییر شکل داغ یافته تا کرنش کل برابر با ۰/۲ نمایش داده شده است. از مشاهده‌ی این شکل می‌توان دریافت که تحت این شرایط از عملیات آهنگری داغ، نمونه دستخوش تغییرات ریزساختاری محسوسی نشده است.

شکل (۸-الف) رخداد تبلور مجدد در مرزدانه‌های قبلی در ناحیه شعاعی خارجی نمونه کار شده‌ی مذکور را نمایش می‌دهد. شکل (۸-ب) نیز حاکی از عدم وقوع تبلور مجدد در نواحی مرکزی این نمونه می‌باشد. از مقایسه‌ی شکل‌های (۸-الف و ب) نیز می‌توان نتیجه مشابهی در زمینه‌ی توزیع غیر یکنواخت کرنش در نمونه تغییر شکل یافته در این مرحله گرفت. در واقع، نواحی شعاعی خارجی به حد کرنش بحرانی جهت وقوع پدیده‌ی تبلور مجدد رسیده‌اند، در حالی که نواحی شعاعی مرکزی به طور موضعی فاقد کرنش مورد نیاز برای وقوع پدیده تبلور مجدد می‌باشند. در مورد نوع تبلور مجدد می‌توان گفت که پدیده‌های تبلور مجدد دینامیکی^۶ جزئی (در حین کار گرم) و تبلور مجدد استاتیکی^۷ (در حین انتقال نمونه از کوره به



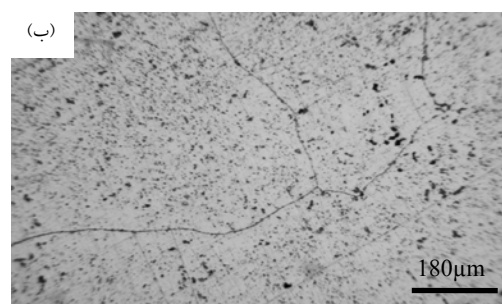
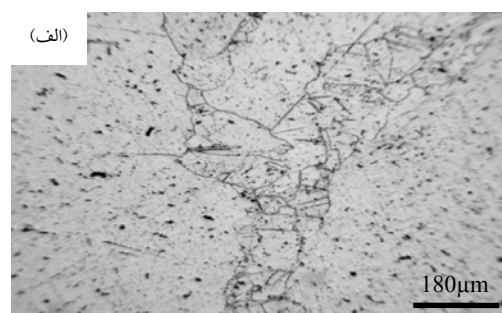
شکل (۹): تصاویر میکروسکوپ نوری شمش آهنگری شده تا کرنش حقیقی ۰/۵ و سرد شده در آب، الف) موقعیت شعاعی خارجی و ب) موقعیت شعاعی مرکزی.

شده نمایش داده شده است. گرمایش مجدد نمونه پس از اتمام عملیات آهنگری داغ و خنک کردن آن با سرعت کمتری نسبت به نمونه‌ی قبلی منجر به تکمیل پدیده رشد دانه‌های حاصل از تبلور مجدد استاتیکی و تبلور مجدد دینامیکی جزئی می‌گردد [۱۲]. در نهایت توزیع یکنواختی از اندازه دانه در تمامی نواحی شعاعی نمونه حاصل می‌شود.

به منظور تعیین متوسط عدد اندازه دانه در نمونه‌ی سرد شده در هوا از استاندارد ASTM E-112 و خط‌کش مدرج ASTM استفاده شد [۱۳]. همانطور که در شکل (۱۱) مشاهده می‌گردد، متوسط اندازه دانه برابر با شماره استاندارد ASTM 2-3 و معادل با ۱۶۰-۱۲۰ میکرون تخمین زده می‌شود.



شکل (۷): تصویر ماکروسکوپی نمونه‌ی آهنگری شده تا کرنش حقیقی کل ۰/۲.



شکل (۸): تصاویر میکروسکوپ نوری شمش آهنگری داغ شده تا کرنش ۰/۲، الف) تبلور مجدد در مرز دانه‌های قبلی در نواحی شعاعی خارجی و ب) مرز دانه‌ها در نواحی شعاعی مرکزی.

شده است. شکل (۹-ب) افزایش کسر تبلور مجدد دانه‌های جدید در نواحی شعاعی مرکزی را نشان می‌دهد. به دلیل انتقال حرارت کمتر در نواحی مرکزی شمش نسبت به نواحی شعاعی خارجی، فرصت بیشتری جهت وقوع پدیده‌های تبلور مجدد و رشد دانه وجود دارد و بنابراین کسر بیشتری از دانه‌های جدید در این ناحیه تشکیل شده است.

در شکل (۱۰) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه‌ی آهنگری داغ شده تا کرنش ۰/۵ که گرمایش مجدد یافته و سپس در هوا سرد

به پیدایش ساختاری با متوسط اندازه دانه‌ی ۵ میلی‌متر در ساختار همگن شده، گردید.

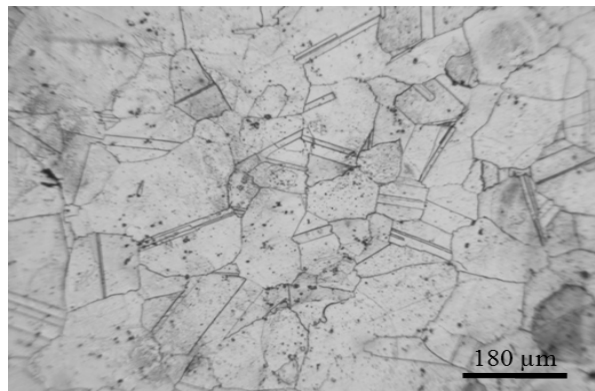
۳- اعمال کرنش کل معادل با ۰/۲ در عملیات آهنگری داغ نمونه‌ی همگن شده منجر به حصول ساختار دانه‌بندی تبلور مجدد یافته با توزیع یکنواخت در تمامی سطح نمونه نشد. اما اعمال کرنش کل معادل با ۰/۵ در عملیات آهنگری داغ نمونه‌ی همگن شده و سپس خنک نمودن نمونه در هوا منجر به وقوع پدیده‌های تبلور مجدد دینامیکی جزئی، تبلور مجدد استاتیکی و رشد دانه‌ها گردید. در نهایت، عملیات مذکور منجر به ایجاد ریزساختار با دانه‌بندی یکنواخت و اندازه دانه ASTM 2-3 شد.

۵- تشکر و قدردانی

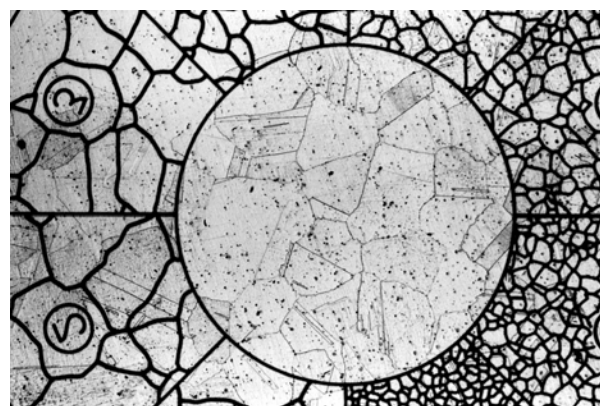
از همکاری مهندس ابراهیم پایمزد و دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان که ما را در انجام این تحقیق یاری نمودند، سپاسگزاریم.

۶- مراجع

- [1] J. M. Poole, K. R. Stultz and J. M. Manning, "The Effect of Ingot Homogenization Practice on The Properties of Wrought Alloy 718", Proceeding of International Symposium on Superalloys 1989, Superalloy 718-Metallurgy and Applications, TMS, Edited by E. A. Loria, pp. 219-228, 1989.
- [2] X. Liang, R. Zhang, Y. Yang and Y. Han, "An Investigation of The Homogenization and Deformation of Alloy 718 Ingots", Proceeding of International Symposium on Superalloys, Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, TMS, Edited by E. A. Loria, pp. 947-956, 1994.
- [3] K. M. Chang, H. J. Lai and J. Y. Hwang, "Existence of Laves Phase in Nb-Hardened Superalloys", Proceeding of International Symposium on Superalloys, Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, TMS, Edited by E. A. Loria, pp. 683-694, 1994.
- [4] N. A. Wilkinson, "Forging of 718-The Importance of T.M.P", Proceeding of International Symposium on Superalloys, Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, TMS, pp. 119-133, 1989.
- [5] W. Yang, W. Chen, K. M. Chang, S. Mannan and J. Debarbadillo, "Segregation and Solid Evolution During The Solidification of Niobium-Containing Superalloys", Proceeding of International Symposium on Superalloys, TMS, Edited by T. M. Pollack, R. D. Kissinger, pp. 75-84, 2000.



شکل (۱۰): تصویر میکروسکوپ نوری ناحیه‌ی مرکزی شمش آهنگری شده تا کرنش حقیقی ۰/۵ و سپس سرد شده در هوا.



شکل (۱۱): تعیین اندازه دانه‌ی ASTM با استفاده از خط کش ASTM در موقعیت شعاعی مرکزی نمونه آهنگری شده تا کرنش حقیقی ۰/۵ و سپس خنک شده در هوا.

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- با انجام آنالیز SEM-EDX حضور فاز لاوه در ساختار شمش ریختگی سوپر آلیاژ ۷۱۸ تأیید شد.
- ۲- سیکل همگن سازی دو مرحله‌ای در دماهای ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به ترتیب در زمان‌های ۶ و ۴ ساعت بر روی نمونه‌های ریختگی انجام شد. عملیات همگن سازی منجر به انحلال فاز لاوه و رفع جدایش عناصر نیوبوم و مولیبدن ناشی از انجماد شد. عملیات همگن سازی منجر به رشد دانه‌های ستونی موجود در ساختار ریختگی شد. این جابجایی مرز دانه‌ها منجر

- [12] S. C. Medeiros, Y. V. R. K. Prasad, W. G. Frazier and R. Srinivasan, "Microstructural Modeling of Metadynamic Recrystallization in Hot Working of IN718 Superalloy", Mater. Sci. Eng., A293, pp. 198-207, 2000.
- [13] ASTM Standard E-112-96, "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size", ASTM International, USA, 2006.

۷- پی نوشت

- 1- Laves
- 2- Thermo-Mechanical Process
- 3- Radial Forging
- 4- Chilled Zones
- 5- Dendritic Microstructure
- 6- Dynamic Recrystallization(DRX)
- 7- Static Recrystallization(SRX)
- 8- Necklacing Structure

- [6] D. J. Diconza, R. R. Biederman and R. P. Singh, "Homogenization and Thermomechanical Processing of Cast Alloy 718", Proceeding of International Symposium on Superalloys, Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, TMS, Edited by E. A. Loria, pp. 161-171, 1991.
- [7] J. T. Yeom and C. S. Lee, "Finite-Element Analysis of Microstructure Evolution in The Cogging of an Alloy 718 Ingot", Materials Science and Engineering A, Vol. 449-451, pp. 722-726, 2007.
- [8] C. A. Dandre, C. A. Walsh, R. W. Evans, R. C. Reed and S. M. Roberts, "Microstructural Evolution of Nickel Base Superalloy Forgings During Ingot to Billet Conversion: Process Modeling and Validation", Proceeding of International Symposium on Superalloys, TMS, Edited by T. M. Pollack, R. D. Kissinger, pp. 85-94, 2000.
- [9] R. M. F. Jones and L. A. Jackman, "The Structural Evolution of Superalloy Ingots During Hot Working", JOM, Vol. 51, No. 1, pp. 27-31, 1999.
- [10] Y. Wang, W. Z. Shao, L. Zhen, L. Yang and X. M. Zhang, "Flow Behavior and Microstructures of Superalloy 718 During High Temperature Deformation", Mater. Sci. Eng., A497, pp. 479-486, 2008.
- [11] J. P. Domblesky, L. A. Jackman, R. Shivpuri and B. B. Hendrick, "Prediction of Grain Size During Multiple Radial Forging of Alloy 718", Proceeding of International Symposium on Superalloys, Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, TMS, Edited by E. A. Loria, pp. 263-272, 1994.