



پژوهش نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

ارزیابی تأثیر عملیات همگن‌سازی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ M647 در شرایط ریختگی

حامد طهماسبی^۱، مریم مرکباتی^{۲*}، سید مهدی عباسی^۳

۱- دانشجوی دکتری مهندسی مواد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

۲- دانشیار، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

۳- استاد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

* نویسنده مکاتبه کننده: m_morakabati@mut.ac.ir

چکیده:

سوپرآلیاژ نوین M647 یک سوپرآلیاژ پایه نیکل با خواص مکانیکی عالی و شکل‌پذیری داغ خوب است که اخیراً برای استفاده در ساخت دیسک‌های موتور هواپیما توسعه یافته است. در این پژوهش، شمش ریختگی این آلیاژ بوسیله فرآیند VIM/VAR تولید گردید و اثر عملیات همگن‌سازی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ نوین M647 مورد بررسی قرار گرفته است. برای این منظور عملیات همگن‌سازی در دماهای ۱۱۰۰ و ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان‌های ۵ و ۱۰ ساعت انجام شد. علاوه بر این، برای بررسی تأثیر محیط سرمایش پس از عملیات همگن‌سازی، از محیط‌های هوا و آب استفاده گردید. نتایج نشان داد که در تمامی چرخه‌های همگن‌سازی انجام شده، جزایر سفید رنگ غنی از عناصر جدایش یافته و یونکتیک‌های لایه‌ای حذف شده‌اند. همچنین، ساختار دندریتی پس از همگن‌سازی در دماهای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد همچنان حفظ شده است، اما با افزایش دما به ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد و طی همان بازه زمانی، دندریتها حذف شده و هم‌زمان رشد دانه‌ها در ریزساختار مشاهده شده است. با انجام عملیات همگن‌سازی، سختی کاهش می‌یابد که با افزایش زمان همگن‌سازی، افت سختی بیشتر رخ داده است. همچنین بیشترین کاهش سختی مربوط به چرخه همگن‌سازی با محیط سرد شدن سریع در آب می‌باشد که دلیل عدم امکان تشکیل مجدد رسوب فاز γ' پس از عملیات همگن‌سازی می‌باشد. قفل شدن مرزخانه‌ها توسط ذرات فاز ثانویه کاربیدی و کربونیت‌ریدی و اثر کشش زور در نمونه‌های همگن‌سازی شده در دماهای بالا و زمان‌های طولانی‌تر مشاهده می‌شود.

تاریخ دریافت: ۰۷ مهر ۱۴۰۳

تاریخ بازنگری: ۱۴ فروردین ۱۴۰۴

تاریخ پذیرش: ۲۴ فروردین ۱۴۰۴

واژه‌های کلیدی:

سوپرآلیاژ M647،

عملیات همگن‌سازی،

ریزساختار،

رسوبات γ' ،

سختی.

ارجاع به این مقاله:

حامد طهماسبی، مریم مرکباتی، سید مهدی عباسی، ارزیابی تأثیر عملیات همگن‌سازی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ M647 در شرایط ریختگی، پژوهش‌نامه ریخته‌گری،

بهار و تابستان ۱۴۰۴، جلد ۹، شماره ۱، صفحات ۱۹-۲۸.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/frj.2025.480055.1200

۱- مقدمه

بالا و پایداری ریزساختاری دارند [۱، ۲]. سوپرآلیاژ نوین M647 یک سوپرآلیاژ پایه نیکل با خواص مکانیکی عالی و شکل‌پذیری داغ خوب است که اخیراً برای استفاده در ساخت دیسک‌های موتور هواپیما توسعه یافته است که ترکیب آن با ۲٫۷ درصد عنصر نیوبیوم و مقدار مجموع عناصر آلومینیوم، تیتانیوم و نیوبیوم تا حدود ۹ درصد طراحی شده است. همچنین دارای عناصر دیرگدازی همچون تنگستن و مولیبدن است [۳-۶]. در سوپرآلیاژهای پایه نیکل که توسط فاز γ' یا γ'' استحکام‌بخشی می‌شوند، روشی موثر برای بهبود خواص آلیاژها، اصلاح و افزایش

با پیشرفت فناوریهای هوافضا و افزایش تقاضا برای موتورهای هوایی با راندمان حرارتی بالاتر، سوپرآلیاژهای پایه نیکل به عنوان مواد کلیدی در ساخت اجزای بحرانی مانند دیسک‌های توربین مورد توجه قرار گرفته‌اند. همراه با توسعه موتورهای هوایی به سمت اندازه‌های بزرگ، نسبت رانش به وزن بالاتر و افزایش راندمان، سوپرآلیاژهای مورد استفاده در موتورهای هوایی شرایط محیط کاری شدیدتری را خواهند داشت، از اینرو این آلیاژها نیاز به خواص مکانیکی عالی، مقاومت در برابر اکسیداسیون در دمای

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، سوپرآلیاژ M647 با استفاده از مواد اولیه با درجه خلوص بالا و فرآیند ذوب و ریخته‌گری در کوره ذوب القایی تحت خلاء (VIM) به ظرفیت ده کیلوگرم، تولید شد. به منظور دستیابی به آلیاژ تمیز و عاری از عیوب و ناخالصی‌ها و همچنین کاهش جدایش‌ها و همچنین کنترل بهتر بر ترکیب شیمیایی آلیاژ از فرآیند VIM/VAR برای تولید آلیاژ استفاده گردید. دلیل اصلی استفاده از فرآیند ذوب با قوس الکتریکی VAR در کنار فرآیند ریخته‌گری تحت خلاء VIM، کاهش میزان گازهای نامطلوبی چون نیتروژن، اکسیژن و ئیدروژن در ساختار آلیاژ بود. شرایط ذوب طی فرآیند VIM و ذوب مجدد طی فرآیند VAR برای ریخته‌گری آلیاژ M647 مطابق جدول ۱ ارائه شده است. در این جدول میزان خلاء حین فرآیند ریخته‌گری، توان ذوب، وزن و ابعاد شمش مشخص شده است. در نهایت، شمش سوپرآلیاژ M647 با قطر ۹۱ میلی‌متر و ارتفاع ۱۴۰ میلی‌متر با ترکیب شیمیایی مندرج در جدول ۲ تولید گردیده است. نمونه‌های تهیه شده در این تحقیق از نزدیک سطوح بیرونی شمش با فاصله ۱۰ میلی‌متر از دیواره بیرونی شمش تهیه گردید. از این رو، جهت تعیین چرخه بهینه همگن‌سازی، عملیات حرارتی در دماهای ۱۱۰۰ و ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد در زمان‌های ۵ و ۱۰ ساعت انجام شد. همچنین جهت بررسی اثر محیط سرد کردن پس از عملیات حرارتی همگن‌سازی نیز، از محیط هوا و آب استفاده شد. از این رو، جهت تعیین چرخه بهینه همگن‌سازی، عملیات حرارتی در دماهای ۱۱۰۰ و ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد در زمان‌های ۵ و ۱۰ ساعت انجام شد. همچنین جهت بررسی اثر محیط سرد کردن پس از عملیات حرارتی همگن‌سازی نیز، از محیط هوا و آب استفاده شد. به منظور بررسی ریزساختار آلیاژ پس از عملیات همگن‌سازی در شرایط متفاوت، از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX 51 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به طیف سنج پراش انرژی EDS مدل MAIA3 استفاده شد. جهت مشاهده ساختار دندریتی از محلول با ترکیب شیمیایی ۱۰۰ میلی‌لیتر اسید نیتریک و ۱۰۰ میلی‌لیتر اسید کلریدریک و همچنین جهت مشاهده ساختار مرزخانه‌ها از محلول Kalling 2 (با ترکیب شیمیایی ۱۰۰ میلی‌لیتر اتانول، ۱۰۰ میلی‌لیتر اسید کلریدریک و ۵ گرم کلرید مس II) استفاده شد. به منظور تعیین تغییرات سختی سوپرآلیاژ در شرایط مختلف همگن‌سازی، از آزمون سختی‌سنجی به روش ویکرز تحت نیروی ۳۰ کیلوگرم استفاده شده است. آزمون میکروسختی‌سنجی برای نمونه‌های ریخته‌گری با نیروی ۱۰۰ گرم و آزمون ماکرو سختی‌سنجی

مقدار عناصر فاز استحکام بخش مانند آلومینیوم، تیتانیوم، نیوبیوم و عناصر استحکام بخش محلول جامد مانند تنگستن، کبالت، کروم و مولیبدن است [۷]. در شمش سوپرآلیاژ پایه نیکل عناصری مانند نیکل، تیتانیوم، مولیبدن و آلومینیوم جدایش مثبت را تشدید می‌کنند و عناصر کروم، کبالت و تنگستن منجر به ویژگی جدایش منفی می‌شوند [۸]. جدایش عناصر منجر به توزیع ناهمگن ترکیب می‌شود که تأثیر منفی بر کارگرم بعدی دارد. عملیات همگن‌سازی نقش مهمی در از بین بردن جدایش و به دست آوردن ریزساختار همگن ایفا می‌کند. اگرچه شمش‌های ریختگی تحت فرآیند ذوب مجدد قرار گرفتند اما هنوز ریز جدایش‌هایی در آنها وجود دارد و لازم است قبل از تغییر شکل تا آنجایی که امکان دارد این عیوب توسط عملیات همگن‌سازی کاهش یابند زیرا این عیوب باعث کاهش کارپذیری خواهد شد. بنابراین تعیین چرخه بهینه عملیات حرارتی همگن‌سازی به منظور کاهش ریز جدایش‌ها، تنش‌های داخلی و حذف فازهای نامطلوب و یوتکتیک از ساختار ریختگی، از اهمیت بالایی برخوردار است [۹-۱۲]. به طور کلی، تا کنون در تحقیقات مختلف، اثر متغیرهای مختلف عملیات همگن‌سازی بر توزیع عناصر آلیاژی در ریزساختار سوپرآلیاژهای مختلف مورد بررسی قرار گرفته است. در یکی از تحقیقات، آقای لانگ و همکارانش [۱۳]، تأثیر عملیات همگن‌سازی بر ریزساختار و ریز جدایش سوپرآلیاژ Rene 65 را مورد بررسی قرار داده‌اند و چرخه بهینه عملیات همگن‌سازی را ارائه داده‌اند. همچنین، پژوهشگران دیگر [۱۴]، تأثیر سرعت سرد کردن پس از عملیات همگن‌سازی بر ریزساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل را مورد بررسی قرار داده و نشان دادند که با سریع سرد شدن در محیط آب، اندازه رسوبات گاما پرایم به شدت کاهش می‌یابد و تشکیل کاربیدهای مرزخانه‌ای، حساسیت به ایجاد ترک را افزایش می‌دهد. همچنین آقای لی و همکارانش [۱۵] در پژوهش خود به بررسی عملیات همگن‌سازی بر ریزساختار و ریز جدایش در سوپرآلیاژ پایه نیکل GH4975 پرداخته‌اند و نشان دادند که انجام عملیات همگن‌سازی در بالاتر از دمای انحلال فار گاما پرایم (دمای ۱۲۲۰ درجه سانتی‌گراد) باعث بهبود کارپذیری داغ سوپرآلیاژ می‌گردد. با وجود تحقیقات انجام شده، تا کنون هیچ مطالعه‌ای در خصوص بررسی ساختار ریختگی و فرآیند همگن‌سازی سوپرآلیاژ جدید M647 منتشر نشده است. هدف از پژوهش حاضر، بررسی ساختار ریختگی این آلیاژ و تاثیر فرآیند همگن‌سازی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ نوین M647 است.

جدول ۱- شرایط انجام ذوب طی فرآیند VIM و ذوب مجدد طی فرآیند VAR برای تولید سوپرآلیاژ M64.

شرایط ریخته‌گری						نوع فرآیند
خلاء ریخته‌گری (میلی بار)	خلاء اولیه (میلی بار)	توان ذوب		ابعاد شمش قطر × ارتفاع (میلی متر)	وزن شمش (کیلوگرم)	
		ولتاژ (ولت)	جریان (آمپر)			
۱۰ ^{-۴}	۳×۱۰ ^{-۲}	۱۰۰-۱۱۰	۴۰۰	۳۷۰ × ۶۷	۱۰	VIM
۵-۸×۱۰ ^{-۲}	۵×۱۰ ^{-۳}	۳۲۰۰-۳۵۰۰	۳۰	۱۴۰ × ۹۱	۹٫۵	VAR*

* قطر الکتروود مصرفی: ۶۷ mm و سرعت جابجایی: ۲۵-۴۰ mm/min

جدول ۲- ترکیب شیمیایی شمش سوپرآلیاژ M647 ریخته‌گری شده (درصد وزنی).

Ni	B	Zr	C	Nb	Al	Ti	W	Mo	Cr	Co	آلیاژ
Bal.	۰٫۰۱۲	۰٫۰۲۷	۰٫۰۳	۲٫۷	۳٫۷	۲	۲٫۹	۳٫۵	۱۶	۲۰	M647

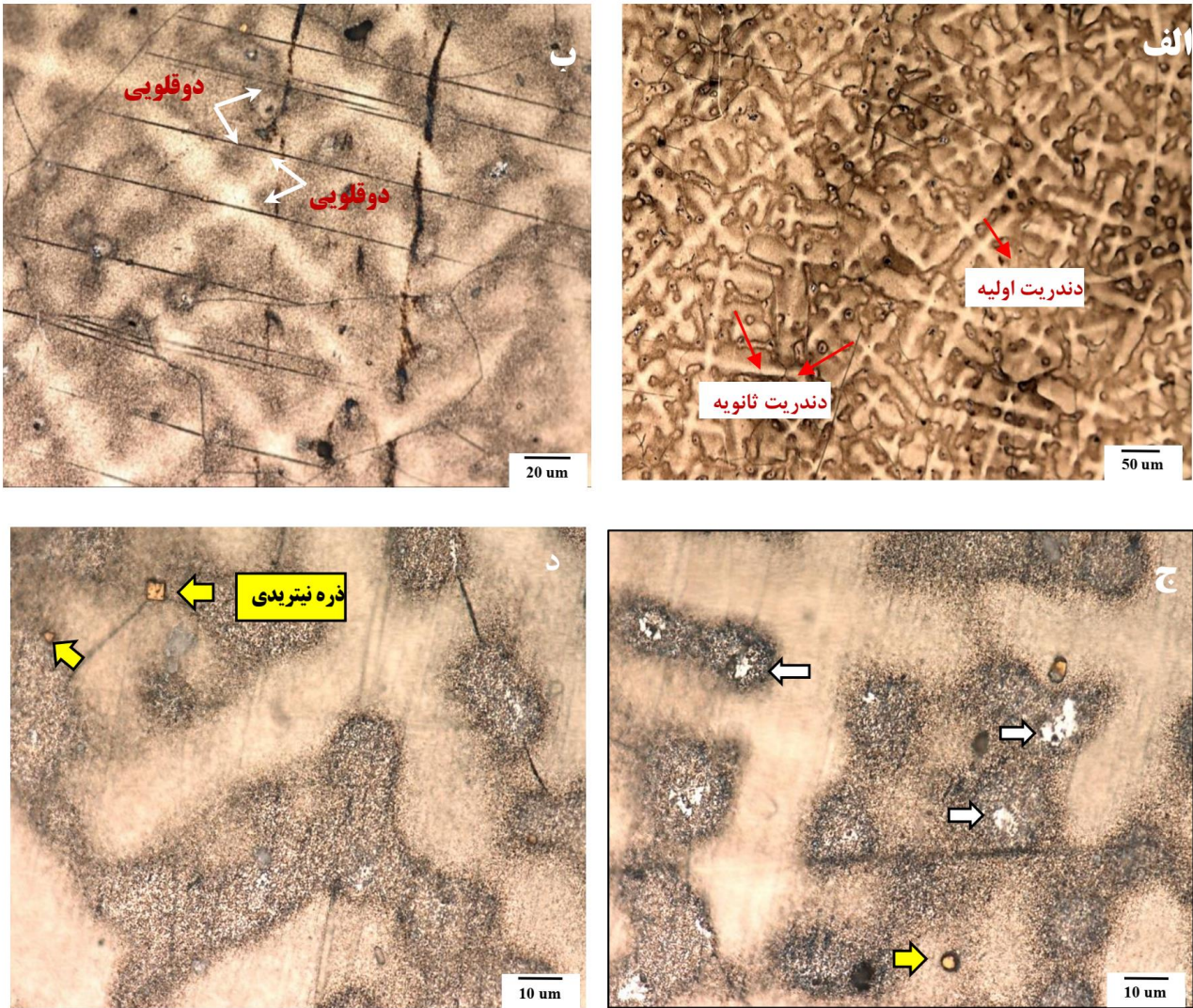
بزرگنمایی‌های بالا قابل مشاهده هستند (شکل ۱-ج و د). فازهای یوتکتیک γ/γ' حاصل آخرین مرحله انجماد هستند که دارای غلظت بالایی از عناصر تشکیل دهنده یوتکتیک γ/γ' مانند Ni، Al، Ti و Nb هستند [۱۶]. آزمون میکروسختی‌سنجی در نواحی مرکز دندريت و بین‌دندريتي انجام شد، که نتایج حاصل نشان‌دهنده سختی ۲۵۰ و ۳۸۳ ویکرز، به ترتیب برای مرکز دندريت و مناطق بین‌دندريتي بود. این اختلاف سختی تأییدی بر افزایش غلظت عناصر آلیاژی در نواحی بین‌دندريتي، به‌واسطه استحکام محلول جامد است [۱۷]. همچنین مشخصات ریزساختاری از این ناحیه از شمش ریخته‌گری در جدول ۳، ارائه شده است. متوسط اندازه بازوهای دندريتي اولیه ۱۶ میکرومتر و متوسط فواصل اندازه بازوهای ثانویه دندريتي، ۲۸ میکرومتر اندازه‌گیری شد. همچنین ۵۸ درصد از کسر سطحی ساختار دندريتي را فازهای بین‌دندريتي تشکیل می‌دهند. در نمونه‌هایی که تحت نیروی زیاد در مراحل آماده‌سازی قرار گرفته‌اند، خطوط دوقلویی متعدد مشاهده می‌شود (شکل ۱-ب)، که می‌تواند ناشی از انرژی نقص چیدن پایین آلیاژ باشد که موجب می‌شود حتی تحت نیروهای بسیار کم، مکانیزم‌های تغییرشکل مانند دوقلویی فعال شوند. کاهش انرژی نقص چیدن می‌تواند مکانیزم تغییر شکل آلیاژها را تغییر دهد، به نحوی که ممکن است منجر به تغییرشکل پلاستیک با دوقلویی شود [۱۸].

ویکرز با نیروی ۳۰ کیلوگرم (HV30) برای نمونه‌های ریخته‌گری و همگن‌سازی شده انجام گرفت.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار اولیه

تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار اولیه M647 پس از ذوب مجدد در کوره VAR در بزرگنمایی‌های مختلف در شکل ۱، نشان داده شده است. این شکل، ساختار دندريتي را همراه با حضور واضح فازهای جدایش‌یافته در نواحی بین‌دندريتي نمونه ریخته‌گری نشان می‌دهد. با توجه به حضور عناصر با نقطه ذوب بالا، مانند تنگستن، مولیبدن و نیوبیوم در ترکیب آلیاژ و اختلاف دمای ذوب آن‌ها با سایر عناصر موجود در ترکیب آلیاژ، همانند آلومینیوم، تشکیل این جدایش‌های میکروسکوپی امری قابل پیش‌بینی است. ساختار از دندريت‌های اولیه و دندريت‌های ثانویه تشکیل شده است که در حین انجماد غیرتعادلی در جهات نامنظم رشد کرده و دارای توزیع تصادفی هستند و به صورت کاملاً متمایز و مجزا از یکدیگر در ساختار ریخته‌گری قرار گرفته‌اند. در نواحی بین‌دندريتي، مناطق سفید مشاهده می‌شوند که با فلش‌های سفید در شکل ۱-ج، مشخص شده‌اند. این جزایر سفید غنی از نیوبیوم و مولیبدن هستند و یوتکتیک‌های لایه‌ای در برخی از این نواحی سفید مشاهده می‌شوند. همچنین ذرات نیتريدی که با توجه به مورفولوژی و رنگ زرد در تصاویر با



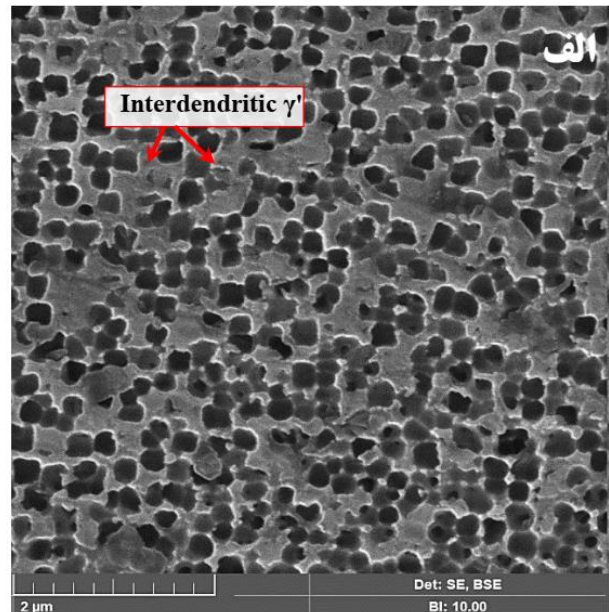
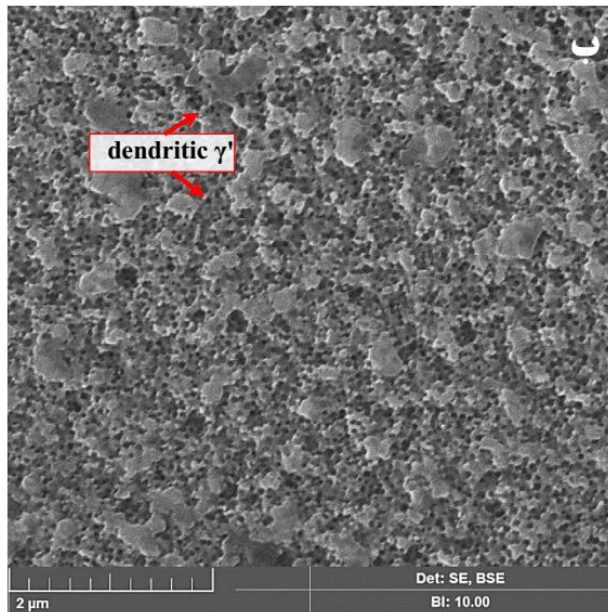
شکل ۱- مشخصات ریزساختاری نمونه ریختگی M647 پس از ذوب مجدد در کوره VAR در بزرگنمایی الف) ۲۰۰ برابر ب) ۵۰۰ برابر ج) و د) ۱۰۰۰ برابر.

جدول ۳- مشخصات ریزساختاری نمونه ریختگی M647 پس از ذوب مجدد در کوره VAR.

اندازه دانه	ضخامت شاخه‌های دندریت	فواصل بین دندریت‌های ثانویه	فواصل بین دندریت‌های اولیه
120-140 μm	15-16 μm	25- 30 μm	70- 80 μm

ابعاد فاز ابعاد γ' در مناطق بین دندریتی به هسته دندریت، $2/6$ بدست آمد که به دلیل جدایش مثبت عناصر تشکیل دهنده فاز γ' مانند آلومینیوم، تیتانیوم و نیوبیوم در مناطق بین دندریتی است. این نسبت، با گزارش‌هایی که در آلیاژهای مشابه و نزدیک به آلیاژ M647 ارائه شده، که نسبت رسوبات γ' در این مناطق را $3/16$ بیان کرده‌اند، همخوانی دارد [۱۹].

شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از رسوبات γ' در نمونه ریختگی را در مناطق بین دندریتی و هسته دندریت نشان می‌دهد. همانطور که در این شکل نشان داده شده است، اندازه فاز γ' در منطقه بین دندریتی و در هسته دندریت متفاوت است، بطوریکه متوسط اندازه رسوبات در مناطق بین دندریتی 220 نانومتر و در هسته دندریت 85 نانومتر اندازه گیری شد. نسبت



شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از رسوبات γ' در ریزساختار نمونه ریختگی M647 پس از ذوب مجدد در کوره VAR الف) مناطق بین دندریتی ب) هسته دندریتی.

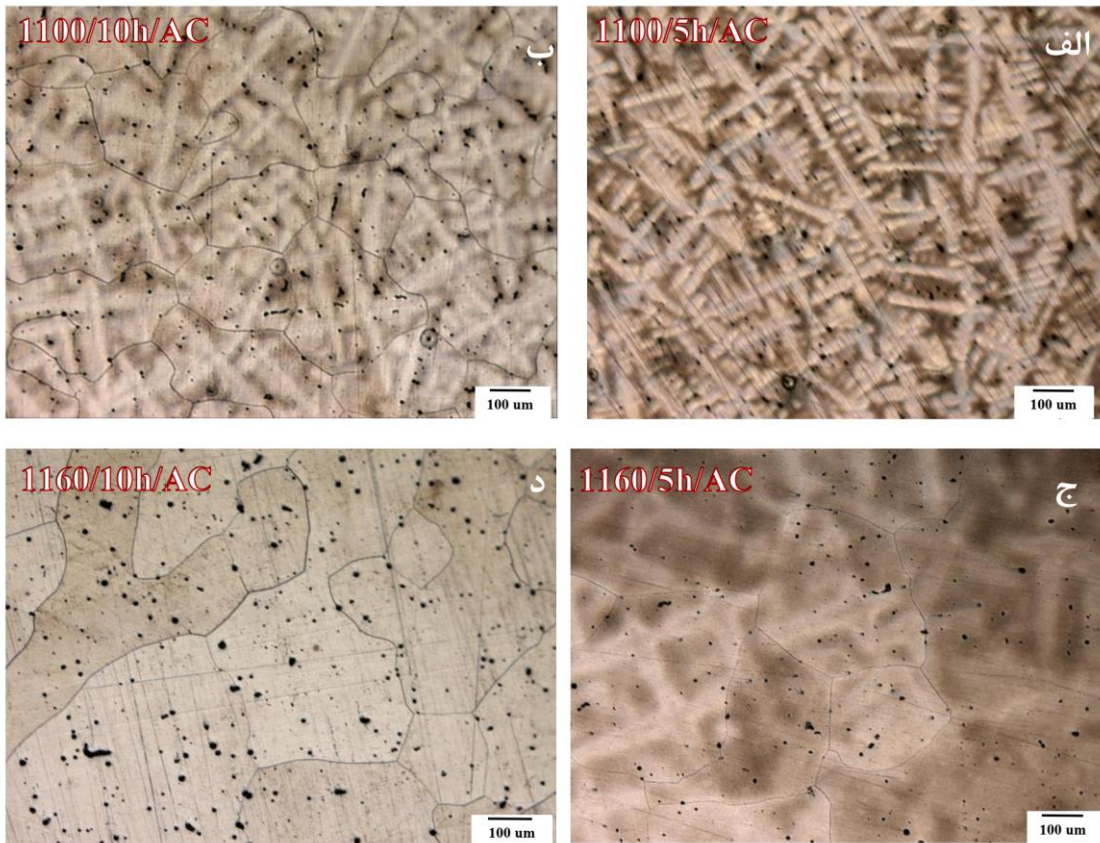
نمی‌شوند. بر اساس تصاویر میکروسکوپ نوری که در شکل ۳ ارائه شده، می‌توان ذرات سیاه رنگی را در ریزساختار مشاهده کرد. با بررسی بیشتر ریزساختار نمونه‌ها بوسیله میکروسکوپ الکترونی که تصاویر آن در شکل ۴ آورده شده است، مشخص شد که ماهیت این ذرات نیتریدی، کاربیدی و کربونیتریدی است. این موضوع در پژوهش‌های مشابه [۱۵] نیز اشاره شده است که به دلیل بالا بودن دمای انحلال فاز MC که بالاتر از دمای سالیدوس آلیاژ است، در حین عملیات همگن‌سازی انحلال مجدد این فاز غیرممکن است. از سوی دیگر در کنار این رسوبات، حفره‌هایی نیز مشاهده می‌شوند که در میکروسکوپ نوری تفکیک آنها از ذرات فاز ثانویه دشوار است. در تحقیقات انجام شده [۲۰-۲۲]، گزارش شده است که این حفرات در سوپرآلیاژها به دلیل فرآیندهای انحلالی و همگن‌سازی تشکیل می‌شوند که علت تشکیل آنها تحت تأثیر ترکیبی از جدایش حین انجماد، مهاجرت جاهای خالی متأثر از تنش، رشد پوسته اکسیدی و نفوذ نامتوازن عناصر قرار می‌گیرد. در تحقیقات دیگری [۵، ۱۰]، علت ظهور چنین حفراتی عمدتاً بر اثر کرکندال-فرنکل^۱ نسبت داده شده است که در آن، به دلیل عدم توازن عناصر در نفوذ متقاطع، جاهای خالی به ناحیه بین دندریتی جریان می‌یابند و حفرات را در آنجا ایجاد می‌کنند که با توجه به اندازه و شکل حفرات ایجاد شده در این تحقیق و مقایسه آن با تصاویر منابع [۵، ۱۰]، بیشترین مشابهت را با حفرات ایجاد شده به دلیل نفوذ نامتوازن عناصر دارد.

۲-۳- اثر دما و زمان عملیات همگن‌سازی بر تحولات ساختاری

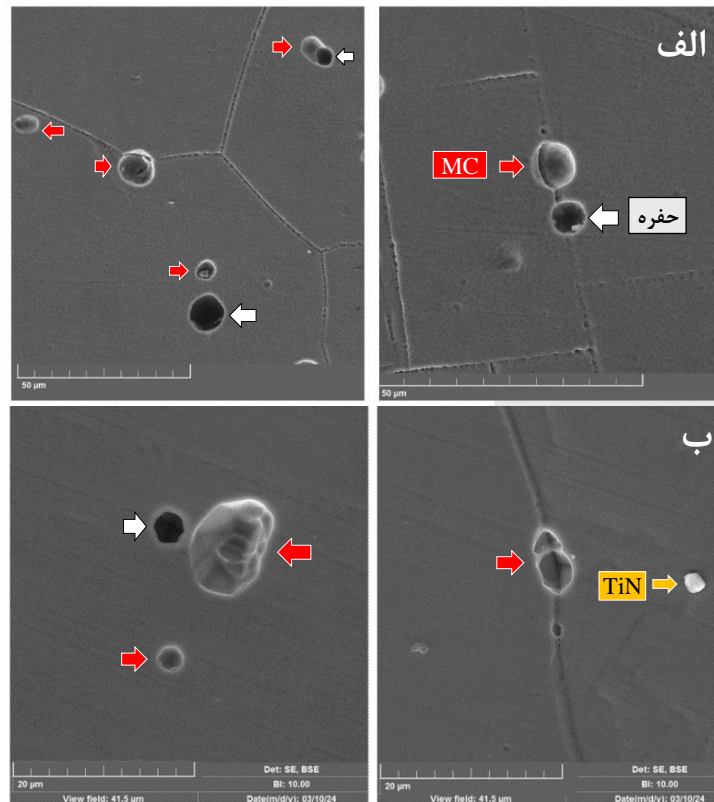
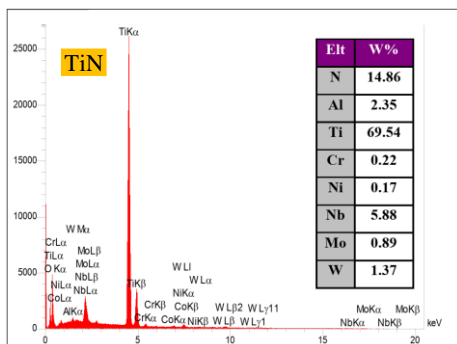
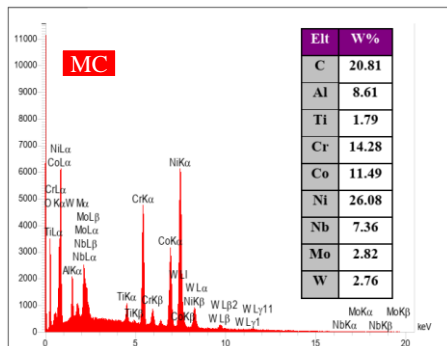
شکل ۳، اثر دما و زمان همگن‌سازی را بر ریزساختار آلیاژ نشان می‌دهد. طبق تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌ها پس از همگن‌سازی در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، ساختار دندریتی همچنان مشاهده می‌شود که در مقایسه با ساختار ریختگی، ضخامت شاخه‌های دندریتی پس از همگن‌سازی، بیشتر شده و شدت اختلاف رنگ بین بازوهای دندریتی و نواحی بین دندریتی کاهش یافته است. بطوریکه پس از ۱۰ ساعت عملیات همگن‌سازی در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، میزان تیرگی جدایش عناصر در بین بازوهای دندریتی به طور محسوسی کاهش یافته است.

همانطور که در تصاویر شکل ۳-ج و د مشاهده می‌شود با افزایش دمای همگن‌سازی از ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد، ساختار دندریتی تقریباً محو شده است و جدایش‌ها تا حد زیادی در بین شاخه‌های دندریتی کاهش یافته است، بطوریکه پس از ۱۰ ساعت عملیات همگن‌سازی در دمای ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد، ساختار دندریتی بطور کامل از بین رفته است. با مقایسه تصاویر افزایش اندازه دانه به دلیل رشد دانه نیز مشاهده می‌شود که در برخی مناطق رشد بیش از اندازه دانه‌ها نیز مشاهده می‌شود. پس از عملیات همگن‌سازی، جزیره‌های سفید رنگ فاز یوتکتیک γ/γ' در هیچ یک از نمونه‌ها مشاهده

1 Kirkendall-Frenkel effect



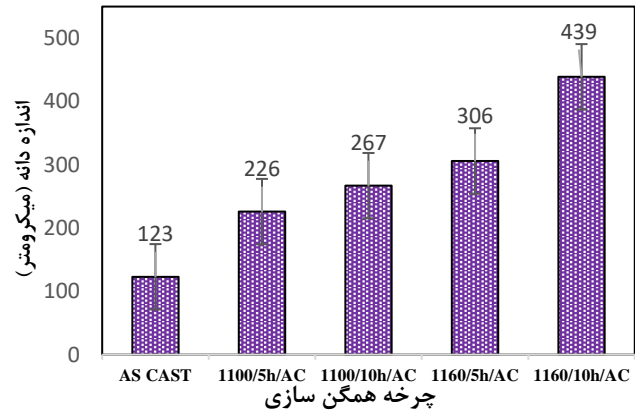
شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های همگن‌سازی شده در دمای ۱۱۰۰ °C در زمان‌های (الف) ۵ ساعت و (ب) ۱۰ ساعت و دمای ۱۱۶۰ °C در زمان‌های (ج) ۵ ساعت و (د) ۱۰ ساعت با محیط سرمایش هوا.



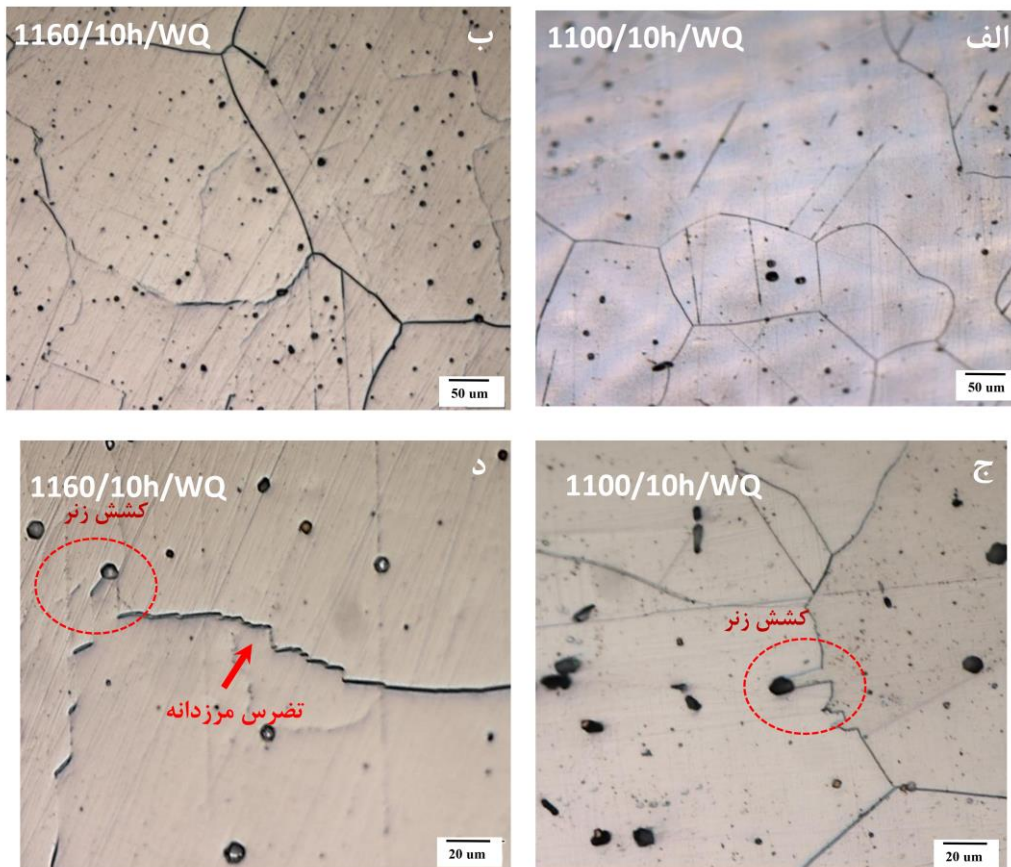
شکل ۴- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و نتایج آنالیز EDS از ذرات فاز ثانویه پس از (الف) همگن‌سازی در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۰ ساعت و (ب) همگن‌سازی در دمای ۱۱۶۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۰ ساعت.

در تصاویر شکل ۶، ریزساختار میکروسکوپ نوری نمونه همگن‌سازی شده در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در زمان ۱۰ ساعت و دمای ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد در زمان‌های ۱۰ ساعت با محیط سرمایش آب نشان داده شده است. چنانکه در شکل ۶-ج و د مشاهده می‌شود مرزدانه‌ها به صورت دندان‌دار یا مضرس ظاهر شده‌اند و مرزدانه دندان‌دار در حال مهاجرت مشاهده می‌شود که در یک منطقه توسط رسوب قفل شده است. نسبت ذرات ریز و پراکنده فاز ثانویه نیتريدی و کاربیدی می‌تواند به طور قابل توجهی از مهاجرت مرز دانه‌ها جلوگیری کند و یا مرزدانه‌ها را مضرس کند این اثر به عنوان کشش زرن^۲ معروف است [۱۵]. قفل شدن مرزدانه‌ها توسط ذرات فاز ثانویه ذرات کاربیدی و کربونیتريدی، در دماهای بالا و زمان‌های طولانی‌تر به دلیل وجود نیروی محرکه بیشتر در مهاجرت مرزدانه‌ها بیشتر مشاهده می‌شود. اما تضرس مرزدانه‌ها، تنها در نمونه‌های همگن‌سازی شده در دماهای بالا یعنی دمای ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۱۰ ساعت مشاهده شد، که در نمونه‌های سرد شده در آب، این پدیده به دلیل سرد شدن سریع با وضوح بهتری مشاهده می‌شود

روند تغییرات اندازه دانه در نمونه ریخته‌گی و نمونه‌های همگن‌سازی شده در نمودار ستونی شکل ۵، نشان داده شده است. همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود، پس از عملیات همگن‌سازی افزایش اندازه دانه مشاهده می‌شود و در دمای ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۱۰ ساعت، رشد قابل ملاحظه اندازه دانه مشهود است.



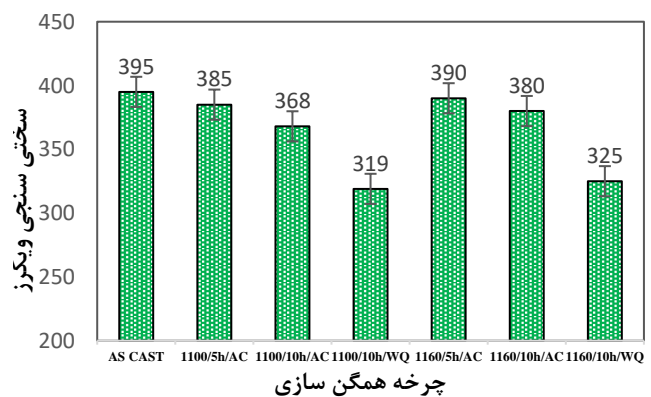
شکل ۵ - تاثیر چرخه همگن‌سازی بر اندازه دانه سوپرآلیاژ M647.



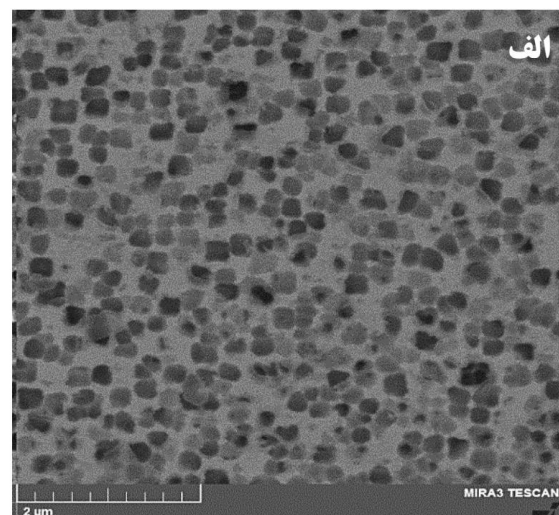
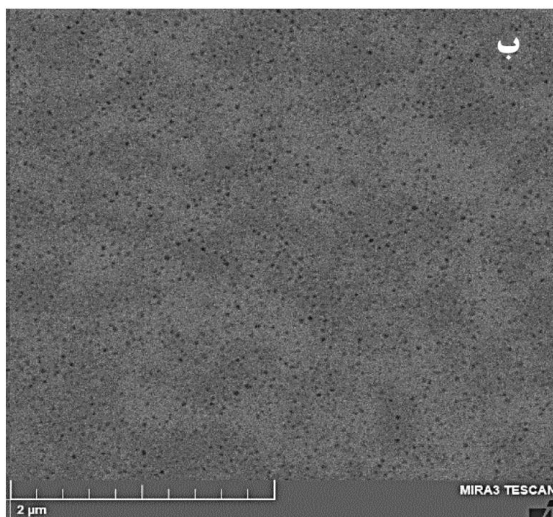
شکل ۶- تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های همگن‌سازی شده در (الف) دمای ۱۱۰۰ °C به مدت ۱۰ ساعت، (ب) دمای ۱۶۰۰ °C به مدت ۱۰ ساعت، (ج) دمای ۱۱۰۰ °C به مدت ۱۰ ساعت و (د) دمای ۱۶۰۰ °C به مدت ۱۰ ساعت.

همانطور که مشخص است، بیشترین سختی مربوط به ساختار ریختگی است و مقدار سختی پس از عملیات همگن‌سازی کاهش می‌یابد. با وجود اینکه کاهش سختی در نمونه‌های سرد شده در محیط هوا پس از همگن‌سازی، چندان قابل ملاحظه نیست اما افت سختی با افزایش زمان همگن‌سازی بیشتر رخ داده است، به علاوه بیشترین کاهش سختی مربوط به نمونه‌های همگن‌سازی با محیط سرد شدن در آب می‌باشد که به دلیل انحلال رسوبات γ' پس از عملیات همگن‌سازی و عدم تشکیل مجدد آنها در حین سرمایش است. با توجه به تحقیق منتشر شده [۳]، دمای انحلال γ' در سوپرآلیاژ M647 با استفاده از آنالیز DTA، ۱۰۷۹ درجه سانتیگراد بدست آمده است بنابراین رسوبات در حین انجام عملیات همگن‌سازی در بالاتر از دمای انحلال γ' ، انحلال می‌یابند اما حین سرمایش سریع از دماهای ۱۱۰۰ و ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد، فرصت تشکیل فازهای ثانویه از محلول جامد فوق اشباع وجود ندارد. این پدیده در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های همگن‌سازی شده که در شکل ۸ آورده شده، نیز مشاهده می‌شود که نشان‌دهنده انحلال رسوبات γ' در حین همگن‌سازی است. از سوی دیگر، در نمونه‌هایی که در محیط هوا سرد می‌شوند، به دلیل نرخ آهسته‌ی سرمایش، امکان تشکیل مجدد و یا رشد رسوبات γ' وجود دارد، به طوری که سختی نمونه‌های سرد شده در محیط هوا، مجدداً افزایش یافته و به سختی نمونه ریختگی اولیه نزدیک می‌شود.

در نمونه‌های همگن‌سازی شده در محیط آب نسبت به محیط هوا، ترک‌های مرزدانه‌ای مشاهده گردید. در پژوهشی [۱۴] که به مقایسه سردن سرعت سرد شدن پس از همگن‌سازی، با محیط آب و کوره در سوپرآلیاژ پایه نیکل پرداخته است، به ایجاد ترک‌ها مرزدانه‌ای پس از همگن‌سازی و سرد شدن در محیط آب اشاره شده است که دلیل آن تشکیل شبکه ریز کاربیدهای مرزدانه‌ای بیان شده است. در نمونه‌هایی که در محیط‌های هوا و آب سرد شده‌اند، هیچ اثری از جزایر سفید غنی از عناصر جدایش یافته و فازهای یوتکتیک، که قبلاً در نمونه‌های ریخته‌گری دیده شده بودند، مشاهده نمی‌شود. در نمودار ستونی شکل ۷، نتایج سختی‌سنجی آلیاژ مورد بررسی را در شرایط مختلف همگن‌سازی نشان می‌دهد.



شکل ۷- نتایج سختی‌سنجی M647 قبل و پس از سیکل‌های مختلف همگن‌سازی.



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از رسوبات γ' در ریزساختار نمونه ریختگی M647 پس از ذوب مجدد در کوره VAR: (الف) در شرایط ریخته‌گری شده و (ب) پس از همگن‌سازی در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد و سرد شدن در آب.

۴- نتیجه‌گیری

- Cast and Wrought Ni-Base Superalloy M647 for Turbine Disk Application, Springer International Publishing, Cham (2020) 91-102.
- [4] N. Kanno, M. Higashi, R. Takai, S. Ishikawa, K. Sasaki, K. Sugiyama, Y. Sumi, Development and Application of New Cast and Wrought Ni-Base Superalloy M647 for Turbine Disk, Springer International Publishing, Cham (2020) 82-90.
- [5] T. Nishimoto, T. Okajima, K. Yamashita, Q. Zhang, J. Gong, G. Olson, Impact of Coarse γ' Phase on Recrystallization Modeling in New Ni-Based Superalloy M647, Springer International Publishing, Cham (2020) 482-490.
- [6] F. Adziman, R. Takai, Y.T. Tang, S. Ishikawa, D. Barba, E. Alabort, A. Nemeth, N. Kanno, R. Reed, On Optimising Ring-Rolling Manufacturability of C&W Nickel Superalloys for Aero-engine Turbine Disc, Springer International Publishing, Cham (2020) 408-420.
- [7] Z. Shi, J. Dong, M. Zhang, L. Zheng, Solidification characteristics and segregation behavior of Ni-based superalloy K418 for auto turbocharger turbine, Journal of Alloys and Compounds 571 (2013) 168-177.
- [8] Q. You, H. Yuan, X. You, J. Li, L. Zhao, S. Shi, Y. Tan, Segregation behavior of nickel-based superalloy after electron beam smelting, Vacuum 145 (2017) 116-122.
- [9] L. Xinxu, J. Chonglin, Z. Yong, L. Shaomin, J. Zhouhua, Segregation and homogenization for a new nickel-based superalloy, Vacuum 177 (2020) 109379.
- [10] J. Hwang, R. Banerjee, J. Tiley, R. Srinivasan, G. Viswanathan, H. Fraser, Nanoscale characterization of elemental partitioning between gamma and gamma prime phases in René 88 DT nickel-base superalloy, Metallurgical and Materials Transactions A 40 (2009) 24-35.
- [11] J. Liu, J. Meng, J. Yu, Y. Zhou, X. Sun, Influence of solidification conditions and alloying elements Re and Ti on micropores formed during homogenization of Ni base single crystal superalloy, Journal of Alloys and Compounds 746 (2018) 428-434.
- [12] S.A. Hosseini, K.Z. Madar, S.M. Abbasi, Effect of homogenization heat treatments on the cast structure and tensile properties of nickel-base superalloy ATI 718Plus in the presence of boron and zirconium additions, Materials Science and Engineering: A 689 (2017) 103-114.
- [13] L. Shui, J. Fu, An investigation on as-cast microstructure and homogenization of nickel base superalloy Rene 65, High Temperature Materials and Processes 41(1) (2022) 555-567.
- [14] K. Sahithya, I. Balasundar, P. Pant, T. Raghu, Comparative study on the high temperature deformation behaviour of an as-cast Ni base superalloy subjected to different cooling rates after homogenization, Journal of Alloys and Compounds 849 (2020) 156626.
- [15] Y. Li, Y. Dong, Z. Jiang, K. Yao, S. Du, Y. Liu, Z. Hou, Study on microsegregation and homogenization process of a novel nickel-based wrought superalloy, Journal of Materials Research and Technology 19 (2022) 3366-3379.
- [16] V. Kavooosi, S.M. Abbasi, S.G. Mirsaed, M. Mostafaei, Influence of cooling rate on the solidification behavior and microstructure of IN738LC superalloy, Journal of Alloys and Compounds 680 (2016) 291-300.
- [17] N.C. Ritter, R. Sowa, J.C. Schauer, D. Gruber, T. Goehler, R. Rettig, E. Povoden-Karadeniz, C. Koerner, R.F. Singer, Effects of solid solution strengthening elements Mo, Re, Ru, and W on transition temperatures in nickel-based superalloys with high γ' -volume fraction: Comparison of experiment and CALPHAD calculations, Metallurgical and Materials Transactions A 49 (2018) 3206-3216.
- ۱- ساختار ریختگی سوپرآلیاژ M647، ریزساختار دندریتی واضحی را نشان می‌دهد که از دندریتهای اولیه و دندریتهای ثانویه تشکیل شده است که در طول انجماد غیرتعادلی در جهات نامنظم رشد کرده و دارای توزیع نامنظم هستند و در برخی مناطق بین دندریتی، جزایر سفید رنگی مشاهده می‌شود، که غنی از عناصر نیوبیم و مولیبدن می‌است و یوتکتیک‌های لایه‌ای در میان این نواحی سفید رنگ دیده می‌شود.
- ۲- متوسط اندازه رسوبات γ' در مناطق بین دندریتی ۲۲۰ نانومتر و در هسته دندریت ۸۵ نانومتر اندازه‌گیری شده است که نسبت اندازه رسوب γ' در مناطق بین دندریتی به هسته دندریت ۲٫۶ بدست آمد.
- ۳- در تمامی چرخه‌های همگن‌سازی انجام شده، جزایر سفید رنگ غنی از عناصر جدایش‌یافته و یوتکتیک‌های لایه‌ای به‌طور کامل حذف شده‌اند، همچنین همگن‌سازی در دماهای پایین‌تر (۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ و ۱۰ ساعت)، ساختار دندریتی همچنان حفظ شده است، اما با افزایش دما به ۱۱۶۰ درجه سانتی‌گراد و طی همان بازه زمانی، دندریتها حذف شده و هم‌زمان رشد دانه‌ها در ریزساختار مشاهده شده است.
- ۴- قفل شدن مرزدانه‌ها توسط ذرات فاز ثانویه ذرات کاربیدی و کربونیتیدی و اثر کشش زنر در نمونه‌های همگن‌سازی شده مشاهده شد که این موضوع به ویژه در دماهای بالا و زمان‌های طولانی‌تر بیشتر مشاهده می‌شود.
- ۵- پس از عملیات همگن‌سازی سختی کاهش می‌یابد و بیشترین سختی مربوط به نمونه ریختگی است. کاهش سختی در نمونه‌های سرد شده در محیط هوا، چندان قابل ملاحظه نیست اما افت سختی با افزایش زمان همگن‌سازی بیشتر رخ داده است. همچنین بیشترین کاهش سختی مربوط به چرخه همگن‌سازی با محیط سرد شدن سریع در آب می‌باشد که امکان تشکیل مجدد رسوب فاز γ' پس از عملیات همگن‌سازی در آن شرایط وجود ندارد.

مراجع

- [1] F. Yin, R. Fu, Research of novel cast and wrought superalloy FGH96 for aircraft turbine disk applications, Journal of Iron and Steel Research 30(1) (2018) 32-41.
- [2] M. Ou, Y. Ma, H. Ge, W. Xing, Y. Zhou, S. Zheng, K. Liu, Microstructure evolution and mechanical properties of a new cast Ni-base superalloy with various Ti contents, Journal of Alloys and Compounds 735 (2018) 193-201.
- [3] K. Sugiyama, Y. Sumi, N. Kanno, M. Higashi, R. Takai, S. Ishikawa, K. Sasaki, Alloy Design and Microstructural Evolution During Heat Treatment of Newly Developed

- a single crystal superalloy, *Rare Metals* 37 (2018) 399-406.
- [21] A. Epishin, T. Link, I.L. Svetlov, G. Nolze, R.S. Neumann, H. Lucas, Mechanism of porosity growth during homogenisation in single crystal nickel-based superalloys, *International journal of materials research* 104(8) (2013) 776-782.
- [22] X. Li, L. Wang, J. Dong, L. Lou, J. Zhang, Evolution of micro-pores in a single-crystal nickel-based superalloy during solution heat treatment, *Metallurgical and Materials Transactions A* 48 (2017) 2682-2686.
- [18] Y. Yuan, Y. Gu, T. Osada, Z. Zhong, T. Yokokawa, H. Harada, A new method to strengthen turbine disc superalloys at service temperatures, *Scripta Materialia* 66(11) (2012) 884-889.
- [19] S.A. Sani, H. Arabi, S. Kheirandish, G. Ebrahimi, Investigation on the homogenization treatment and element segregation on the microstructure of a γ/γ' -cobalt-based superalloy, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials* 26 (2019) 222-233.
- [20] X.D. Yue, J.-R. Li, X.-G. Wang, Z.-X. Shi, Forming and growing mechanisms of homogenization-solution pores in



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

The Impact of Homogenization Treatment on the Microstructure and Hardness of Cast M647 Superalloy

Hamed Tahmasbi¹, Maryam Morakabati^{2*}, Seyed Mehdi Abbasi³

1. PhD Student, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.
2. Associate Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.
3. Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

* Corresponding author: m_morakabati@mut.ac.ir

Paper history:

Receive Date: 28 September 2024
Revise Date: 03 April 2025
Accept Date: 13 April 2025

Keywords:

M647 Superalloy,
Homogenization Treatment,
Microstructure,
 γ' Precipitates,
Hardness.

Abstract:

The novel superalloy M647 is a nickel-based superalloy with excellent mechanical properties and good hot formability, recently developed for manufacturing aircraft engine disks. In this study, the ingot of the alloy was produced using the VIM/VAR process, and the effect of the homogenization treatment on the microstructure and hardness of the novel M647 superalloy was investigated. For this purpose, homogenization treatments were conducted at temperatures of 1100°C and 1160°C for durations of 5 and 10 hours. Additionally, both air and water cooling environments were employed to assess the impact of the cooling medium after homogenization. The results indicated that, in all the conducted homogenization cycles, white islands enriched with segregated elements and layered eutectics were eliminated. Furthermore, while the dendritic structure was maintained after homogenization at 1100°C, increasing the temperature to 1160°C for the same durations resulted in the elimination of dendrites and concurrent grain growth within the microstructure. The homogenization treatment reduced the hardness, with longer treatment times leading to a more pronounced decrease. Moreover, the most significant hardness reduction was observed in the cycle with rapid water cooling, which is attributed to the inability to re-precipitate the γ' phase following homogenization. Grain boundary locking by secondary carbide and carbonitride particles, coupled with the Zener pinning effect, was also observed in samples homogenized at higher temperatures for longer durations.

Please cite this article using:

Hamed Tahmasbi, Maryam Morakabati, Seyed Mehdi Abbasi, The Impact of Homogenization Treatment on the Microstructure and Hardness of Cast M647 Superalloy, in Persian, *Founding Research Journal*, 2025, 9(2) 19-28.

DOI: 10.22034/frj.2025.480055.1200