



## پژوهش‌نامه ریخته‌گری

### مقاله پژوهشی:

# تاثیر نحوه سرمایش پس از عملیات حرارتی همگن‌سازی بر ریزساختار و خواص کششی یک سوپر آلیاژ پایه کبالت نسل جدید

صادق ورمزیار<sup>۱</sup>، سید مهدی عباسی<sup>۲</sup>، معصومه سیف‌اللهی<sup>۳\*</sup>

۱- محقق، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران  
۲- استاد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران  
۳- استادیار، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران  
\* نویسنده مکاتبه کننده: Email: m\_seifollahi@mut.ac.ir

### چکیده:

سوپرآلیاژهای پایه کبالت نسل جدید به منظور دستیابی به خواص دما بالای بهتر نسبت به سوپرآلیاژهای پایه نیکل و بر پایه استحکام بخشی با استفاده از رسوبات  $\gamma'$  طراحی شده‌اند. در این مطالعه سوپر آلیاژ پایه کبالت نسل جدید با ترکیب  $(\%W) \text{Co-28.7Ni-4.26Al-8.2Cr-17.4W-1.51Ti-2.85Ta-0.02C-0.01B}$  طراحی و ریخته‌گری شد. دو نمونه در دمای  $1300^\circ\text{C}$  به مدت ۸ ساعت همگن‌سازی شدند. یک نمونه به صورت مستقیم در هوا سرد گردید (1300-Air) و نمونه دیگر در تا دمای  $900^\circ\text{C}$  در کوره و سپس در هوا سرد شد (1300-900-Air). ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی مورد بررسی قرار گرفت. همچنین سختی و استحکام کششی دمای محیط و دمای بالا ( $800^\circ\text{C}$ ) نمونه‌های همگن شده باهم مقایسه شد. نتایج ریزساختاری نشان داد که نمونه‌ی ریخته‌گری، دارای ریزساختار دندریتی با بازوهای اولیه و ثانویه است که پس از همگن‌سازی از بین می‌رود. نمونه 1300-Air دارای دانه‌های ریزتر و رسوبات پراکنده‌تر بوده و نمونه 1300-900-Air دارای دانه‌های درشت‌تر و رسوبات بهم پیوسته در مرز دانه‌ها است. استحکام دما محیط و دما بالای نمونه‌ی 1300-900-Air به ترتیب ۷۷۵ و ۲۳۲ مگاپاسکال و برای نمونه‌ی 1300-Air به ترتیب ۱۰۲۷ و ۲۸۲ مگاپاسکال هست که می‌توان آن را به دلیل دانه‌های کوچکتر و نحوه‌ی پراکندگی رسوبات مربوط دانست.

تاریخ دریافت: ۲۹ آبان ۱۴۰۲  
تاریخ بازنگری: ۳۰ خرداد ۱۴۰۳  
تاریخ پذیرش: ۳۰ تیر ۱۴۰۳

### واژه‌های کلیدی:

سوپرآلیاژ پایه کبالت نسل جدید، همگن‌سازی، نرخ سرمایش، خواص کششی.

### ارجاع به این مقاله:

صادق ورمزیار، سید مهدی عباسی، معصومه سیف‌اللهی، تاثیر نحوه سرمایش پس از عملیات حرارتی همگن‌سازی بر ریزساختار و خواص کششی یک سوپر آلیاژ پایه کبالت نسل جدید، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، پاییز و زمستان ۱۴۰۳، جلد ۸، شماره ۲، صفحات ۸۹-۹۷.  
شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/frj.2024.426116.1188

### ۱- مقدمه

ذاتی از قبیل دمای ذوب بالا، مقاومت به خوردگی و مقاومت به خستگی حرارتی مطلوب هستند. اما به دلیل داشتن ساختار محلول جامد همراه با کاربیدهای هگزگونال ناپایدار با اثر بخشی کمتر در استحکام‌دهی دما بالا و همچنین عدم وجود ترکیبات بین‌فلزی استحکام دهنده موثر، استفاده از آنها محدود گردید. کشف سوپرآلیاژهای پایه کبالت نسل جدید بر پایه عناصر Co-Al-W و با ریزساختار دوفازی  $(\gamma/\gamma')$  شامل رسوبات  $\gamma'-\text{Co}_3(\text{Al},\text{W})$  با ساختار کریستالوگرافی  $L1_2$  در یک زمینه غیرجهت‌دار  $\text{Co}-\gamma$  با ساختار FCC شکل جدیدی از آلیاژهای دما بالا، با بهبود عملکرد در محیط سرویس دهی به وجود آورد [۱-۳].

با پیشرفت صنعت هوافضا و برق احتیاج به مواد با خواص ویژه در دمای بالا برای به کارگیری در موتورهای هوایی و موتورهای تولید انرژی افزایش یافت. در میان مواد مختلف به کارگیری شده در دماهای بالا سوپرآلیاژهای پایه کبالت به منظور استفاده در پره‌ها، دیسک‌های توربین موتور جت و همچنین پره‌های توربین‌های گازی زمینی جهت تولید الکتریسیته با توجه به بالاتر بودن نقطه ذوب آنها نسبت به سوپرآلیاژهای پایه نیکل و راندمان بیشتر مورد توجه قرار گرفتند. سوپرآلیاژهای پایه کبالت سنتی دارای خواص

عصری و خواص کششی در دمای محیط و دمای بالا پرداخته شده است.

لازم به ذکر است، تحقیقات محدودی به اثر عملیات حرارتی همگن‌سازی بر ریزساختار و خواص کششی پرداخته‌اند و این تحقیق می‌تواند در روند مطالعات بر سوپرآلیاژهای پایه کبالت نسل جدید راه گشا باشد.

## ۲- آزمایش و روش تحقیق

در این مطالعه با استفاده از کوره القایی تحت خلاء VIM، و تصفیه به روش سرباره الکتریکی (ESR) یک شمش ریختگی با ترکیب اسمی مشخص شده در جدول ۱ به وزن ۸ کیلو گرم با ابعاد  $350\text{mm} \times 80\text{mm} \times 50\text{mm}$  تولید گردید. ترکیب شیمیایی آلیاژ به روش EDS اندازه‌گیری و در جدول ۱ ارائه شده است. نمونه‌ها به مدت ۸ ساعت در دمای  $1300^\circ\text{C}$  درون کوره تحت اتمسفر هوا قرار گرفتند. نرخ گرمایش  $600^\circ\text{C}$  بر دقیقه در نظر گرفته شد. پس از گذشت ۸ ساعت یک نمونه از کوره خارج گردید و به صورت مستقیم در هوا سرد شد (1300-Air). نمونه دیگر پس از عملیات حرارتی تا دمای  $900^\circ\text{C}$  در کوره با نرخ سرمایش  $30^\circ\text{C}$  بر دقیقه سرد شد و سپس در هوا سرد شد (1300-900-Air).

نمونه‌های آلیاژ ESR شده و همگن شده پس از پولیش و سنباده‌زنی با محلول  $50\text{ml HNO}_3 + 50\text{ml HCl}$  به مدت زمان 1 تا 15 ثانیه اچ شد. ریزساختار آلیاژ با استفاده از میکروسکوپ نوری با مدل Olympus BX51 ساخت کشور ژاپن و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به EDS<sup>1</sup> با مدل VEGA3 TESKAN صورت گرفت.

آزمایش سختی با استفاده از دستگاه ریزسختی سنج ویکرز با بار ۵۰۰ گرم و زمان اعمال ۳۰ ثانیه طبق استاندارد ASTM E3-61 انجام پذیرفت. عدد سختی نهایی گزارش شده میانگین ۳ اندازه‌گیری است. جهت بررسی خواص کششی، تست کشش سرد و گرم بر اساس استاندارد ASTM E8 و ASTM E21 تهیه شد. آزمایش کشش در دمای محیط و دمای  $800^\circ\text{C}$  با سرعت ۲ میلیمتر بر دقیقه به موازات طول قطعات انجام شد و نتایج مورد بحث و بررسی قرار گرفت.

## ۳- نتایج و بحث

### ۳-۱- بررسی‌های ریزساختاری

ریزساختار نمونه‌های ریختگی پس از تصفیه توسط فرآیند ESR با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی

پس از تولید اولین آلیاژ توسط ساتو و همکاران [۲] مطالعات زیادی روی پایداری فاز  $\gamma$ - $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$  با ساختار  $L1_2$  به صورت آزمایشگاهی و ترمودینامیکی دنبال شد. مطالعات نشان داد که افزودن عناصر دیگر به سیستم آلیاژی Co-Al-W می‌تواند بر پایداری و دمای انحلال رسوبات اثرگذار باشد که به همین دلیل جهت توسعه این سوپرآلیاژها عناصر دیگری چون Ni، Ti و Ta اضافه شد [۴، ۵]. به طور کلی رسوبات  $\gamma$  نقش مهمی در خواص مکانیکی آلیاژهای دوفازی  $\gamma/\gamma'$  دارند که به اختلاف در مدول الاستیسیته دو فاز  $\gamma$  و  $\gamma'$  برمی‌گردد. بنابراین خواص ساختاری و الاستیسیته فاز  $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$  جهت درک خواص مکانیکی سوپرآلیاژهای پایه کبالت اهمیت ویژه‌ای دارد. همچنین، دلیل استحکام این سوپرآلیاژها در دمای بالا آن است که با ورود نابجایی‌ها به داخل رسوبات  $\gamma'$  مرزهای ضد فازی APB ایجاد می‌شوند که از حرکت نابجایی‌های متحرک جلوگیری می‌کند که این پدیده مشابه اثر عیوب نقص در چیدمان بر استحکام است [۶].

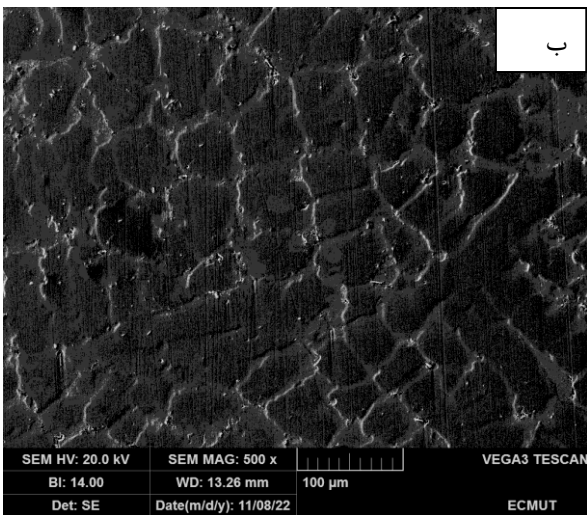
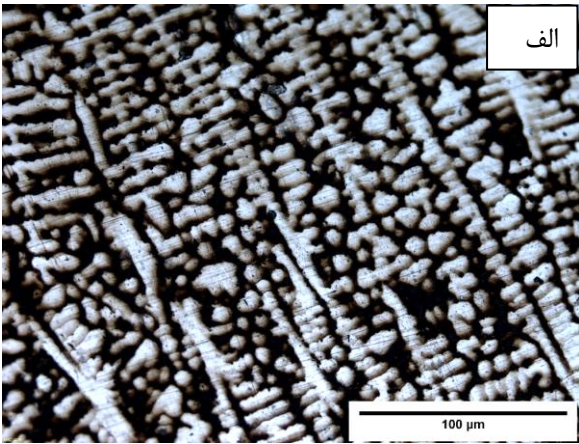
عملیات حرارتی نیز اثر ویژه‌ای بر ریزساختار به ویژه قطر، چگالی عددی، کسر حجمی، پراکندگی، سینتیک رشد و پایداری رسوبات دارد که در نهایت تنظیم کننده خواص مکانیکی آلیاژ است. ثانی و همکاران [۷] سوپرآلیاژ پایه کبالت Co-Al-W-Ni-Ti-C-B را همگن‌سازی کردند و مشخص نمودند؛ همگن‌سازی سبب توزیع یکنواخت رسوبات  $\gamma'$  می‌شود و علاوه بر کاهش جدایش عنصری در مناطق دندریتی و بین دندریتی اندازه رسوبات  $\gamma'$  را دستخوش تغییر می‌کند. هونگ یانگ و همکاران [۸] دریافتند با انجام همگن‌سازی، جدایش فازی و عنصری و میزان عدم انطباق شبکه کاهش می‌یابد که می‌تواند سبب بهبود خواص مکانیکی شود. همچنین بررسی تاثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار، سختی (که خود عاملی اثرپذیر از ریزساختار نهایی بوده و می‌توان با اندازه‌گیری آن از یکنواختی مورفولوژی نهایی رسوبات اطمینان حاصل نمود) و خواص مکانیکی اهمیت ویژه‌ای دارد [۶]. نرخ سرمایش پایینتر ساختار یکنواخت‌تری به دست آمده و همچنین در برخی موارد کوئنچ کردن پس از عملیات حرارتی به شدت سبب کاهش نرمی گردیده [۹، ۱۰] تا آنجا که در برخی تجربیات گذشته نیز منجر به ترک خوردن نمونه‌ها شده است.

در این پژوهش با طراحی یک ترکیب شیمیایی مناسب از آلیاژ پایه کبالت نسل جدید به بررسی اثر عملیات حرارتی همگن‌سازی به منظور توزیع بهتر عناصر آلیاژی و انحلال ساختار دندریتی با دو نرخ سرمایش متفاوت بر ریزساختار، جدایش

<sup>1</sup> Energy Dispersive Spectroscopy

جدول ۱- ترکیب شیمیایی اسمی و واقعی آلیاژ در پژوهش حاضر بر اساس درصد اتمی و درصد وزنی تعیین شده به روش EDS

B	C	Ta	Ti	W	Cr	Al	Ni	Co	عنصر	
۰/۰۸	۰/۰۸	۱	۲	۵	۱۰	۱۰	۳۱	۳۹/۸۴	At %	ترکیب اسمی
۰/۰۱	۰/۰۲	۲/۸۵	۱/۵۱	۱۷/۴	۸/۲	۴/۲۶	۲۸/۷۰	۳۷/۰۴	Wt %	
-	-	۳/۰	۱/۵	۱۵/۴	۹/۲	۳/۸	۲۹/۵	۳۷/۶	Wt %	نتیجه EDS



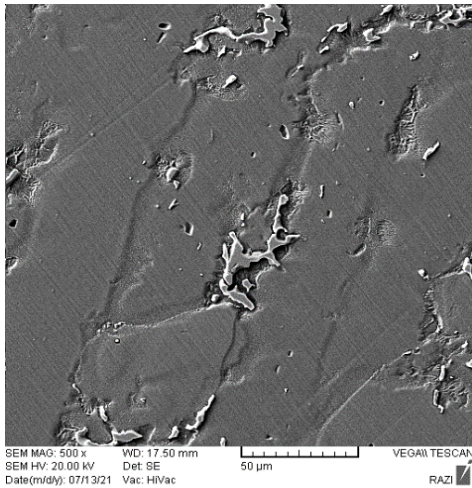
شکل ۱- ریزساختار نمونه پس از ESR و تهیه شده توسط: (الف) میکروسکوپ نوری و (ب) میکروسکوپ الکترونی روبشی.

لازم به ذکر است که دمای شروع انحلال فاز  $\gamma$  معمولاً زیر  $1000^{\circ}\text{C}$  است. آنالیز انجام شده از داخل بازوهای ریختگی توسط دیگر محققین که ترکیب شیمیایی نزدیکی به ترکیب شیمیایی مطالعه حاضر دارد نشان داد فاز  $\gamma$  در ریزساختار ریختگی تشکیل شده است. با توجه به آنکه دمای انحلال فاز  $\gamma$  در سوپرآلیاژهای پایه کبالت نسل جدید (سیستم سه تایی Co-Al-W) تابعی از عناصر افزوده به این سیستم است، با توجه به افزودن عنصر نیکل و تیتانیوم که به صورت همزمان در این پژوهش وجود دارد انتظار می‌رود که دمای انحلال رسوبات  $\gamma$  افزایش یافته و بیشتر از  $1000^{\circ}\text{C}$  باشد [۷]. با توجه به دمای انحلال کاربرد و دمای آغاز ذوب شدن آلیاژ می‌توان بیان نمود که کاربردهای MC در آخرین

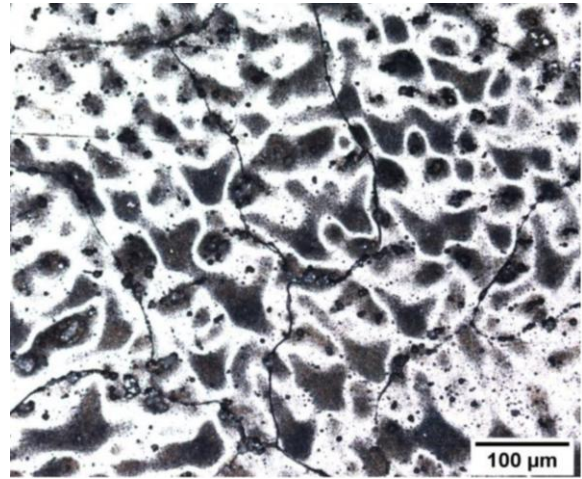
بررسی و در شکل ۱ نشان داده شده است. در شکل ۱-الف، ریزساختار دندریتی مشاهده می‌شود. فازهای روشن، هسته‌های دندریت و فازهای تیره نواحی بین دندریتی را تشکیل می‌دهند. نزدیک به ۴۹٪ کسر حجمی را مناطق دندریتی و نیز ۵۱٪ مناطق بین دندریتی را تشکیل داده است. دندریت‌های اولیه و ثانویه در اثر انجماد غیر تعادلی به وجود آمده است و فاصله بین بازوهای ثانویه حدود  $39 \pm 5$  میکرومتر است. در حین انجماد، عناصر سنگین از قبیل تنگستن و کبالت در هسته‌های دندریتی و عناصر سبک مانند نیکل، تیتانیوم و آلومینیوم در مناطق بین دندریتی جای می‌گیرند. تفاوت به وجود آمده در تصاویر در اثر تفاوت ترکیب شیمیایی این دو منطقه است. آنالیز نقطه‌ای با استفاده از میکروسکوپ الکترونی در مناطق تیره و روشن انجام شد. بر اساس نتایج به دست آمده و مطابق مطالعات انجام شده [۲ و ۶ و ۱۲] مناطق تیره‌تر غنی از عناصر Al و Ti هستند که می‌تواند شامل فازهای  $\gamma$ ،  $\gamma'$  و  $\beta$  باشد. علاوه بر آن نیز مناطق روشن‌تر غنی از عناصر تنگستن و تانتالم است که بیشتر از فاز  $\gamma$  تشکیل شده است.

در تصویر تهیه شده با میکروسکوپ الکترونی، رسوبات سفیدرنگی در فضاهای دندریتی مشاهده می‌شوند که با توجه به وجود عناصر کاربردساز از جمله تنگستن، تیتانیوم، تانتالم، کروم در ترکیب شیمیایی می‌توان بیان نمود که این رسوبات می‌توانند از نوع کاربرد باشند. این فازها اندازه‌ای بیش از ۳ میکرومتر دارند و حدود ۴ درصد کسر حجمی آلیاژ را به خود اختصاص داده است. همچنین مطالعه انجام شده توسط هووانگ ژو و همکاران [۱۱] تشکیل کاربردهای MC در زمینه سوپرآلیاژهای ریختگی را تأیید می‌کند. به علاوه در مطالعه‌ای دیگر که توسط کوستال و همکاران [۲۱] با ترکیب شیمیایی نزدیک به ترکیب شیمیایی مطالعه حاضر انجام گرفته است، فازهای کاربردی MC،  $M_6C$  را نیز مشاهده کرده‌اند.

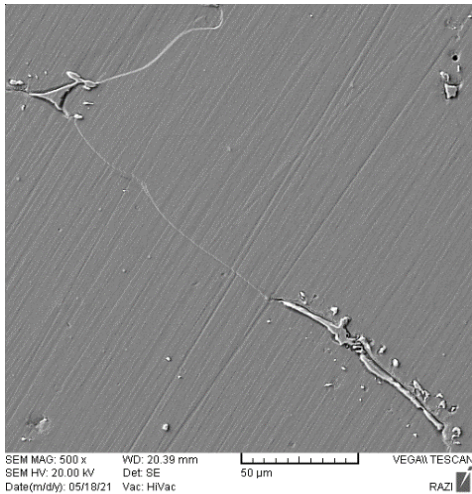
در شکل ۲ ریزساختار قطعات همگن شده در دمای  $1300^{\circ}\text{C}$  به مدت ۸ ساعت با دو نرخ سرمایش متفاوت نشان داده شده است. که یکی به صورت مستقیم در هوا کونچ شده و دیگری پس از عملیات همگن‌سازی تا دمای  $900^{\circ}\text{C}$  در داخل کوره سرد گردیده و سپس در هوا کونچ شده است.



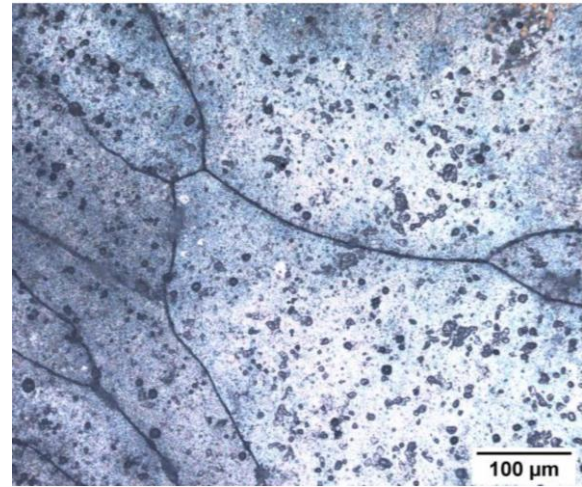
ب



الف



د



ج

شکل ۲- ریزساختار میکروسکوپی نوری و الکترون روبشی نمونه (الف و ب) 1300-Air، (ج و د) 1300-900-Air.

با استفاده از پدیده نفوذ از مناطق دندریتی و مناطق بین دندریتی (زمینه) به سمت یکدیگر نفوذ کرده و پدیده هسته‌زایی که در طول ریخته‌گری غیرتعادلی سبب تشکیل ساختار ریختگی شده بود، حذف گردیده است. به علاوه دانه‌های کریستالی به وجود آمده در نمونه 1300-Air نسبت به دانه‌های 1300-900-Air اندازه دانه کمتری دارند که این موضوع به دلیل سرعت سرمایش بیشتر نمونه 1300-Air و همچنین قرار گرفتن نمونه 1300-900-Air در دمای بالا در مدت زمان بیشتر و در نتیجه رشد دانه است. لذا می‌توان گفت که در نمونه‌ی 1300-Air نسبت به 1300-900-Air رشدی صورت نگرفته است. به علاوه با مقایسه شکل ۲-ب و د می‌توان مشاهده نمود که علاوه بر رسوبات پراکنده در زمینه، رسوبات در نمونه 1300-900-Air به صورت پیوسته در مرز دانه‌ها مشاهده می‌شود، این در حالی است که در نمونه 1300-Air رسوبات بیشتر به صورت ناپیوسته در مرز دانه قابل مشاهده است. با توجه به نرخ کمتر سرمایش نمونه 1300-900-Air، زمان بیشتری برای نفوذ اتم‌ها وجود داشته و در این نمونه رسوبات

مراحل انجماد تشکیل شده‌اند. این موضوع با مورفولوژی کاربیدها و محل قرارگیری آنها در بین بازوهای دندریتی همخوانی دارد. بر اساس مشاهدات دیگر محققین، مناطق بین دندریتی نیز غنی تر از عناصر سبک‌تر مانند عناصری چون کروم، تیتانیوم و آلومینیوم بوده و نیز مناطق دندریتی غنی‌تر از عناصر سنگینتر همچون تنگستن و کبالت هستند [۱۲]. با مقایسه شکل ۱ و شکل ۲ مشخص است، ساختار ریختگی در هر دو نمونه پس از همگن‌سازی تقریباً از بین رفته است. در ریزساختار نمونه 1300-Air در شکل ۲-ب مشخص است که بازوهای دندریتی پس از عملیات همگن‌سازی انحلال یافته و شکل اولیه خود را نسبت به نمونه ریختگی از دست داده است. اما در ریزساختار نمونه 1300-900-Air بازوهای دندریتی در ریزساختار پس عملیات همگن‌سازی کاملاً محو گردیده است. این موضوع می‌تواند به دلیل زمان کافی برای نفوذ عناصر و همگن شدن ریزساختار در نمونه 1300-900-Air نسبت به 1300-Air باشد. همچنین در دمای عملیات حرارتی بالا (۱۳۰۰°C) اتم‌ها

می‌کند که نرخ سرمایش با توجه به اثرگذاری بر ریزساختار و نحوه تشکیل رسوبات می‌تواند بر اندازه سختی اثر گذار باشد. با توجه به آنکه در این پژوهش نرخ سرمایش بالاتر سبب عدم رشد دانه‌های کریستالی گشته است؛ بالاتر بودن میزان سختی نمونه 1300-Air نسبت به نمونه 1300-900-Air دور از انتظار نیست. همچنین تشکیل رسوبات پیوسته در مرزخانه‌ها در نمونه 1300-Air 900 که در شکل ۲-د کاملاً مشهود است می‌تواند سبب کاهش خواص کششی و به طبع کاهش میزان سختی شود. علاوه بر موارد برشمرده شده طبق پژوهش‌های انجام شده علت این موضوع می‌تواند عوامل ریزساختاری و نیز رسوب بیشتر فازهای مضر با توجه به زمان بیشتر حین سرمایش در کوره نظیر فاز  $\mu$  و  $\beta$  باشد که در این پژوهش مشاهده نشد. این فازها که معمولاً ترد هستند، بسیار مستعد تشکیل ترک بوده و پلاستیسیته کمی دارند. لازم به ذکر است نرخ سرمایش می‌تواند اثرگذاری قابل توجهی بر مورفولوژی دیگر رسوبات در ریزساختار داشته باشد و با تغییر مکانیزم غالب تشکیل این رسوبات می‌تواند بر خواص مکانیکی و سختی اثر قابل توجهی داشته باشد. [۱۸]

از سویی دیگر رسوبات  $\gamma$  هم در نمونه ریختگی و هم در نمونه‌های همگن شده تشکیل می‌شود اما این رسوبات در نمونه‌های همگن شده به ویژه در نمونه 1300-Air که فرصت رشد رسوبات وجود ندارد با پراکندگی یکنواخت‌تر توزیع می‌شود. رسوبات گاماپرایم در مرحله همگن‌سازی با میکروسکوپ الکترونی روبشی قابل تشخیص نیست ولی نتایج حاصل از سختی می‌تواند تا حدی تشکیل این رسوبات را اثبات کند. در مطالعه‌ای که ثانی و همکاران [۷] در آلیاژی با ترکیب Co-20.4Ni-9.8Al-7.4W-2.7Ti-0.4C-0.1B انجام داده‌اند پس از عملیات حرارتی در دمای  $1300^{\circ}\text{C}$  به مدت ۸ ساعت و سردکردن در کوره به سختی در حدود ۴۱۰ ویکرز رسیده است. در آلیاژی با ترکیب Co-23.32Ni-5.58Al-3.33W-15.71Cr-12.37Ti-2.87Ta پس از یک پیرسازی در دمای  $900^{\circ}\text{C}$  به مدت ۸ ساعت و پیرسازی ثانویه در دمای  $750^{\circ}\text{C}$  به مدت ۱۶ ساعت به میزان ۴۳۰ ویکرز رسیده است [۱۹]. گوانگ و همکاران [۲۰] نیز با آلیاژی با ترکیب Co-27.32Ni-9.36Al-4.59W-5.34Cr-1.42Ti-0.022C عملیات انحلالی در دمای  $1250^{\circ}\text{C}$  به مدت ۴۸ ساعت و همگن کردن در دمای  $800^{\circ}\text{C}$  به مدت ۱۲ ساعت سپس کوئنچ در آب سختی در حدود ۳۷۰ ویکرز را گزارش کرده است. در این پژوهش پیرسازی صورت نگرفته است ولی انتظار می‌رود که پس از پیرسازی با توجه به تشکیل رسوبات  $\gamma$  افزایش سختی صورت گیرد.

تمایل به تشکیل در مرزخانه‌ها داشته‌اند. همچنین با مقایسه ریزساختار دو نمونه عملیات حرارتی شده، همانطور که در شکل-۲ ب و د مشخص است رسوبات در مناطق دندریتی نمونه 1300-Air به نسبت 1300-900-Air بیشتر است.

بحث دیگری که در سوپراآلیاژهای پایه کبالت نسل جدید مطرح است، موضوع تشکیل رسوبات  $\gamma$  است که تمایل بیشتری به تشکیل در مرز دانه‌ها یا در مناطق دندریتی دارند بنابراین با توجه به ساختار دندریتی موجود در عملیات حرارتی در دمای بالا احتمالاً این رسوبات به صورت عمده در نمونه 1300-Air در محل بازوهای دندریتی در حین سرمایش به وجود آمده است [۱۳]. لذا احتمال تشکیل رسوبات  $\gamma$  پس از همگن‌سازی نیز وجود دارد. با توجه به نرخ سرمایش متفاوت در دو عملیات حرارتی لازم به ذکر است که نرخ سرمایش بر اندازه رسوبات  $\gamma$  اثر گذار است. نرخ سرمایش سریع در آلیاژهای پایه کبالت نسل جدید سبب تشکیل رسوبات  $\gamma$  اولیه ریز با چگالی بالا می‌شود. انتخاب یک نرخ سرمایش آهسته سبب درشت شدن رسوبات  $\gamma$  و کاهش چگالی آنها می‌شود باید توجه داشت، ساختار اولیه متفاوت در ریزساختار این آلیاژها می‌تواند سبب رفتار متفاوت آلیاژ و اندازه و چگالی رسوبات در عملیات‌های حرارتی بعدی به ویژه پیرسازی شود. [۱۴-۱۶]. لذا این موضوع نیز بایستی در عملیات حرارتی‌های بعدی مدنظر قرار گیرد.

### ۲-۲-۳- بررسی سختی

نتایج به دست آمده از آزمایش سختی در جدول ۳ نشان می‌دهد که نمونه 1300-Air دارای بالاترین میزان سختی ( $539/43$  ویکرز) است و نمونه ESR شده دارای سختی  $373/35$  ویکرز بوده و نمونه 1300-900-Air میانگین سختی  $361/51$  ویکرز را نشان می‌دهد. افزایش سختی نمونه 1300-Air نسبت به نمونه ESR شده می‌تواند به دلیل از بین رفتن ساختار ریختگی اولیه و همچنین به وجود آمدن رسوبات در نمونه 1300-Air باشد که با توجه به نرخ سرمایش بالاتر نسبت به 1300-900-Air دور از انتظار نیست. به علاوه انتظار می‌رود که پس از عملیات حرارتی 1300-Air که نرخ سرمایش بالاتری نسبت به 1300-900-Air دارد، رسوبات  $\gamma$  با اندازه کوچکتر تشکیل شود. باید توجه داشت که رسوبات ریزتر با تراکم بالاتر مقاومت بالایی در برابر تغییر شکل پلاستیک ایجاد می‌کنند و در پی آن سختی افزایش می‌یابد. به طور کلی عملیات حرارتی در دمای بالا منجر به یکنواختی میکروسختی در کل ساختار می‌شود. ولی نوسانات در میکروسختی دو نمونه عملیات حرارتی شده این موضوع را ثابت

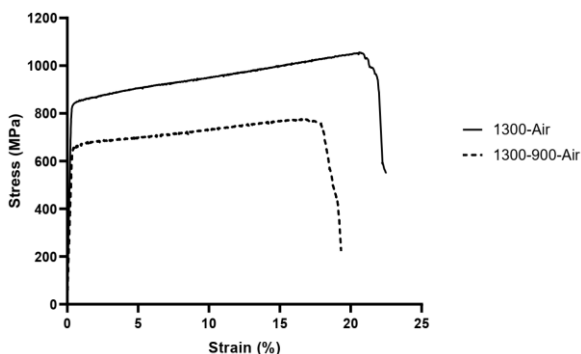
جدول ۲- نتایج آزمون ریزسختی سنجی نمونه‌های مختلف.

نمونه	ESR	HT-1300-Air	HT-1300-900-Air
میزان سختی (ویکرز)	۳۷۳/۳۵	۵۳۹/۴۳	۳۶۱/۵۱

### ۳-۲- بررسی خواص کششی دمای محیط

نتایج به دست آمده از آزمایش کشش سرد (دمای اتاق) از دو نمونه همگن شده با نرخ سرمایش‌های مختلف در شکل ۳ و جدول ۳ ارائه شده است. با توجه به جدول ۴، استحکام تسلیم، استحکام کششی و شکست نمونه 1300-Air به طور قابل توجهی بیشتر از نمونه HT-1300-900-Air است. با مقایسه میزان استحکام و میزان عدد میانگین سختی دو نمونه، نتایج به دست آمده دور از انتظار نیست چرا که معمولاً میانگین اندازه سختی با استحکام قطعات رابطه مستقیمی دارد [۲۱] و با توجه به آنکه سختی نمونه 1300-Air میزان سختی قابل توجه بالاتری نسبت به نمونه HT-1300-900-Air نشان داده است میزان بالاتر استحکام آن نیز قابل پیش بینی بود. همچنین سرد کردن قطعه در کوره با نرخ پایین تا دمای  $900^{\circ}\text{C}$ ، علاوه بر تنش حرارتی کمتر که در اثر سریع سرد شدن در ساختار ممکن است ایجاد شود، تشکیل فازهای همگن‌تری در ساختار را به دنبال دارد تا جایی که در شکل ۲-د-محو شدن دندریته‌های ریختگی قابل مشاهده است و می‌تواند کاهش استحکام تسلیم و UTS را باعث شود. عامل دیگری که می‌تواند بر استحکام قطعات تاثیرگذار باشد این است که با سرد کردن قطعات با نرخ کم در کوره، فازهای موجود در ساختار فرصت درشت شدن پیدا می‌کنند که علاوه بر امکان از بین رفتن بازوهای دندریتی، درشت شدن رسوبات و کاهش تراکم آنها را نیز به دنبال خواهد داشت. همچنین در شکل ۲-د به وضوح رسوبات در محل مرزهای دانه قابل مشاهده است که با توجه به مطالعات گذشته [۲۲] می‌توان بیان نمود که درشت شدن فازها و به هم پیوستن آنها به ویژه در مرزدانه، مناطق مستعدی برای جوانه‌زنی ترک‌ها بوده که می‌تواند سبب کاهش خواص استحکامی شود. همچنین دانه‌ها در نمونه 1300-Air با توجه به نرخ سرمایش بالاتر نسبت به نمونه HT-1300-900-Air (که با نرخ سرمایش پایین‌تر سرد شده است) ریزتر بوده که ریزتر بودن دانه نیز خود می‌تواند سبب افزایش خواص استحکامی باشد. با توجه به جدول نتایج و تمرکز بر استحکام UTS، از آنجایی که قطعه 1300-Air مستقیماً توانسته تا کرنش تقریباً ۲۲ درصد را تحمل کند و قطعه HT-1300-900-Air کرنش نهایی برابر با تقریباً ۱۸ درصد داشته است، می‌توان نتیجه گرفت که شکست داکتیل در قسمت‌های بیشتری از قطعه اتفاق افتاده است یا مکانیزم اصلی

شکست ترکیبی از شکست نرم و ترد بوده است زیرا با توجه به سطح زیر نمودار، انرژی بسیاری صرف شکست این قطعات شده است. در مطالعه ای که هو و همکاران [۲۳] انجام داده‌اند یک سوپر آلیاژ پایه کبالت K640S را با ترکیب شیمیایی Co-25.5Cr-10.5Ni-7.5W-0.6Mn-0.6Si-0.5C در حالت ریختگی تحت آزمایش کشش قرار داده‌اند. استحکام کششی و تسلیم این آلیاژ در حدود ۹۰۰ و ۴۳۰ پاسکال و درصد تغییر طول تا نقطه شکست حدود ۱۴ درصد گزارش شده است. همچنین در مطالعه‌ای دیگر استحکام کششی، استحکام تسلیم و درصد تغییر طول آلیاژ GH4033 در دمای محیط به ترتیب ۸۷۸، ۵۸۵ مگاپاسکال و ۲۹/۱ درصد در حالت ریختگی گزارش گردیده است. مشخص است که میزان تغییر طول این آلیاژ نسبت به بالاترین تغییر طول اندازه گیری شده پس از آزمون کشش که متعلق به نمونه 1300-Air است (۲۲/۷۱ درصد) بالاتر است که می‌تواند ریشه در درصد بالاتر نیکل در این آلیاژها داشته باشد. در مطالعه‌ای دیگر استحکام کششی یک سوپرآلیاژ پایه کبالت نسل جدید با ترکیب شیمیایی Co-9Al-4.5W-4.5Mo-2Ta-0.05Ce-0.02B پس از همگن‌سازی در دمای  $1350^{\circ}\text{C}$  به مدت ۸ ساعت و پیرسازی در دمای  $800^{\circ}\text{C}$  به مدت ۵۰ ساعت در حدود ۷۶۰ مگا پاسکال و درصد تغییر طول نیز در حدود ۱۷/۵ درصد گزارش گردیده است. افزودن یک حد بهینه از عنصر Ce توانسته است با اثر گذاری بر چگالی رسوبات تغییر انعطاف‌پذیری مطلوبی را برای این آلیاژ در غیاب عنصر نیکل و وجود عنصر مولیبدن (که می‌تواند سبب کاهش انعطاف پذیری و خواص مکانیکی شود) به وجود آورد. این نمونه خواص مکانیکی نزدیکی به نمونه HT-1300-900-Air دارد.



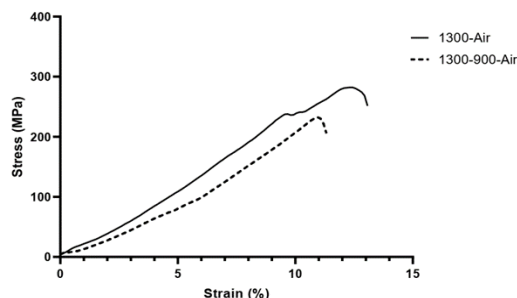
شکل ۳- منحنی تنش-کرنش در دمای محیط برای دو نمونه در دو شرایط مختلف همگن سازی.

جدول ۳- نتایج به دست آمده از آزمایش کشش دو نمونه همگن شده با نرخ سرمایش متفاوت.

نمونه	استحکام تسلیم (۰/۲٪) (MPa)	UTS (MPa)	درصد کرنش (%)	استحکام شکست (MPa)
1300-Air	۸۱۹	۱۰۲۷/۹	۲۲/۷۱	۳۷۸/۷
1300-900-Air	۶۵۹	۷۷۵/۹	۱۸/۷۴	۴۹۸/۹

#### ۴-۴- بررسی خواص کششی دما بالا

در شکل ۶ منحنی آزمایش کشش در دمای ۸۰۰°C و در جدول ۵ نتایج به دست آمده از آزمایش هر دو نمونه همگن شده با نرخ کرنش یکسان نشان داده شده است. هر چند نمونه 1300-Air درصد تغییر طول بالاتری از نمونه 1300-900-Air را نشان داده است می‌توان بیان نمود که هر دو نمونه درصد تغییر طول قابل قبولی را از خود نشان داده‌اند. در واقع می‌توان گفت جریان پلاستیک همگن در طول آزمایش هر دو نمونه و داکتیلیته نهایی قابل قبول آنها می‌تواند به دلیل ریزساختار یکنواخت‌تر به دست آمده پس از عملیات همگن کردن و همچنین نبود عناصر ناخالصی مانند گوگرد و فسفر در ترکیب شیمیایی باشد [۲۴]. همچنین لازم به ذکر است که اندازه دانه، اندازه و نوع کاربید و نحوه پراکندگی آنها در ریزساختار می‌تواند در استحکام کششی اثر گذار باشد. با توجه به آنکه دانه‌های ریزتر سبب بهبود خواص مکانیکی کششی در دمای بالاتر می‌توان بیان نمود که استحکام بالاتر در نمونه 1300-Air که دانه‌های ریزتری نسبت به نمونه 1300-900-Air دارند، می‌تواند مربوط به این مسئله باشد [۲۵]. رسوب کاربیدها در مرز دانه می‌تواند رفتار دوگانه‌ای بر خواص مکانیکی داشته باشد. اگر این کاربیدها به صورت کاربیدهای MC و یا  $M_{23}C_6$  می‌توانند از لغزش نابه‌جایی‌ها جلوگیری کنند و اشاعه ترک را به تعویق بیندازند که سبب افزایش استحکام کششی در دمای بالا داشته می‌شوند. اما در مرز دانه فازهای یوتکتیکی به وجود آید (مانند  $\gamma/\gamma'$ ) می‌تواند اثر مضر بر خواص مکانیکی دما بالا داشته باشد [۲۶]. بنابراین با توجه به میزان کم کربن در ترکیب شیمیایی (حدود ۰/۰۲ درصد وزنی)، رسوب فازهای یوتکتیکی در مرزدانه به صورت پیوسته چندان دور از انتظار نیست.



شکل ۴- منحنی تنش-کرنش در دمای ۸۰۰°C دو نمونه همگن‌سازی شده.

جدول ۴- نتایج به دست آمده از آزمون کشش دو نمونه همگن شده با نرخ سرمایش متفاوت.

نمونه	UTS (MPa)	درصد کرنش (%)	استحکام شکست (MPa)
1300-Air	۲۸۲/۱۷	۱۳/۰۷	۲۵۱/۴۰
1300-900-Air	۲۳۲/۴۷	۱۱/۳۲	۲۰۶/۱۷

#### ۵- نتیجه‌گیری

- ۱- بررسی‌های ریزساختاری نشان می‌دهد که پس از عملیات حرارتی ساختار ریختگی اولیه شامل دندریت‌ها با بازوی اولیه و بازوی ثانویه از میان می‌رود. همچنین نمونه 1300-900-Air دارای رشد دانه کمتری نسبت به 1300-Air است.
- ۲- کاربیدها و فازهای رسوبی در نمونه 1300-Air به صورت پراکنده‌تر در ریزساختار نمونه تشکیل شده اما در نمونه 1300-900-Air به صورت پیوسته و در محل مرز دانه تشکیل شده است. لازم به ذکر است که همگن‌سازی سوپرآلیاژهای نسل جدید پایه کبالت چالشی بزرگ است که بایستی مجموع نتایج ریزساختاری حاصل شده برای تعیین شرایط بهینه همگن‌سازی مدنظر قراگیرد.
- ۳- سختی نمونه در حالت ریختگی ۲۷۳ ویکرز است که پس از همگن‌سازی 1300-Air به ۵۲۹ ویکرز افزایش و با عملیات 1300-900-Air به ۳۶۱ ویکرز رسیده است که احتمالاً به دلیل رشد بیشتر رسوبات  $\gamma'$  در عملیات 1300-900-Air است.
- ۴- استحکام دما محیط و دما بالای نمونه‌ی 1300-900-Air به ترتیب ۷۷۵ و ۲۳۲ مگاپاسکال و برای نمونه‌ی 1300-Air به ترتیب ۱۰۲۷ و ۲۸۲ مگاپاسکال بدست آمده است.

## مراجع

- properties in Co-Al-W base superalloys, *Materials Science and Engineering: A* 2019, 745, 404–410.
- [19] Zhang L., Qu X., Qin M., et al. Microstructural Development and Coarsening Behavior of  $\gamma'$  Precipitates in Co-Ni-Al-W-Base ODS Alloys, *Materials. Transaction* 2012, 53, 1922–1928.
- [20] Guan Y., Liu Y., Ma Z., Li H., Yu H., Precipitation and coarsening behavior of  $\gamma'$  phase in CoNi-base superalloy under different aging treatments, *Vacuum*, 2020, 175, 109247.
- [21] Zasadzińska M., Knych T., Smyrak B., Strzypek P., Investigation of the dendritic structure influence on the electrical and mechanical properties diversification of the continuously casted copper strand, *Materials*, 2020, 13, 5513.
- [22] Shen Y. L., Chawla N., On the correlation between hardness and tensile strength in particle reinforced metal matrix composites, *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 297, 44–47.
- [23] Hou G., Xie J., Yu J., Sun X., Zhou Y., Room temperature tensile behaviour of K640S Co-based superalloy, *Materials Science and Technology* 2019, 35, 530–535.
- [24] Gao Z., Li S., Liu G., et al., Microstructural Evolution and Tensile Properties of a Corrosion-Resistant Ni-based superalloys used for industrial gas turbines, *Crystals*, 13(4), 669, 2023.
- [25] Wei C. N., Bor H. Y., Ma C. Y., Lee T. S., A study of IN-713LC superalloy grain refinement effects on microstructure and tensile properties. *Materials chemistry and physics*, 2003, 80, 89–93.
- [26] Wei C. N., Bor H. Y., Chang M., The effects of carbon content on the microstructure and elevated temperature tensile strength of a nickel-base superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527, 3741–3747.
- [1] Sims C. T., Stoloff N. S., Hagel W. C., *superalloys II*, vol. 8. Wiley New York, 1987.
- [2] Sato J., Omori T., Oikawa K., et al., Cobalt-base high-temperature alloys, *Science* 2006, 312, 90–91.
- [3] Sauza D.J., Dunand D.C., Seidman D.N., Microstructural evolution and high-temperature strength of a  $\gamma$  (fcc)/ $\gamma'$ (L12) Co-Al-W-Ti-B superalloy, *Acta Materilia* 2023, 174, 427–438.
- [4] Mottura A., Janotti A., and Pollock T. M., Alloying effects in the  $\gamma'$  phase of Co-based superalloys in *Proc. 12 Int. Symp. Superalloys, TMS*, 2012, 685–693.
- [5] Mottura A., Janotti A., Pollock T. M., A first-principles study of the effect of Ta on the superlattice intrinsic stacking fault energy of L12-Co<sub>3</sub> (Al, W), *Intermetallics*, 2012, 28, 138–143.
- [6] Zhao Y., Zhang Y., Zhang Y., et al., Deformation behavior and creep properties of Co-Al-W-based superalloys: A review, *Progress in Natural Science: Materials International* 2023, 31, 641–648.
- [7] Sani S.A., Arabi H., Kheirandish S., Ebrahimi G., Investigation on the homogenization treatment and element segregation on the microstructure of a  $\gamma/\gamma'$ -cobalt-based superalloy, *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, 2019, 26, 222–233.
- [8] Yan H.Y., Vorontsov V.A., Dye D., Alloying effects in polycrystalline  $\gamma'$  strengthened Co-Al-W base alloys, *Intermetallics* 2014, 48, 44–53.
- [9] Sajjadi S.A., Elahifar H.R., Farhangi H., Effects of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of the Ni-base superalloy UDIMET 500, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 455, 215–220.
- [10] Migas D., Roskosz S., Moskal G., Mikuszewski T., Gradoń P., Effect of cooling rate on microstructure, microporosity, and segregation behavior of Co-Al-W alloys prepared by vacuum induction melting, *Journal of Materials*, 2022, 74, 2951–2963.
- [11] Xu H., Zhang Y., Fu H., Xue F., Zhou X., Xie J., Effects of boron or carbon on solidification behavior of Co-Ni-Al-W-based superalloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 891, 161965.
- [12] Costa A.M.S., Oliveria J.P., Salgado M.V., et al. Effect of Ta and Nb additions in arc-melted Co-Ni-based superalloys: microstructural and mechanical properties, *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 730, 66–72.
- [13] Tomaszewska A., Moskal G., Migas D., Mikuśkiewicz M., Maciąg T., Thermal parameters determination of Co-Al-W as-cast alloy homogenization by DTA analysis, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2018, 134, 157–164.
- [14] Hausmann D., Solis C., Freund L.P., et al., Enhancing the high-temperature strength of a Co-base superalloy by optimizing the  $\gamma/\gamma'$  microstructure, *Metals*, 2020, 10, 321, 2020.
- [15] Chu C., Li C., Guan Y., Liu Y., Microstructure-dependent coarsening behavior of  $\gamma'$  precipitates in CoNi-based superalloys, *Intermetallics*, 2023, 140, 107396.
- [16] Hosseini S. A., Abbasi S. M., Zanganeh Madar K., and Yazdi H. M. K., The effect of boron and zirconium on wrought structure and  $\gamma$ - $\gamma'$  lattice misfit characterization in nickel-based superalloy ATI 718Plus, *Materials chemistry and physics* 2018, 211, 302–311.
- [17] Povstugar I. Choi P., Neumeier S., et al., Elemental partitioning and mechanical properties of Ti-and Ta-containing Co-Al-W-base superalloys studied by atom probe tomography and nanoindentation, *Acta Materilia* 2014, 78, 78–85.
- [18] Liu J., Yu J. J., Yang Y. H., Zhou Y. Z., Sun X. F., Effects of Mo on the evolution of microstructures and mechanical



IRANIAN FOUNDRYMEN'S  
SOCIETY

## Founding Research Journal

### Research Paper:

### Effects of Cooling Rate after Homogenizing on the Microstructure and Tensile Properties of a New Generation Cobalt Base Superalloy

Sadegh Varmaziar <sup>1</sup>, Sayed Mahdi Abbasi <sup>2</sup>, Masumeh Seifollahi <sup>3\*</sup>

1. M.Sc. Student, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.
2. Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.
3. Assistant Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

\* Corresponding author: Email: m\_seifollahi@mut.ac.ir

#### Paper history:

Receive: 20 November 2023  
Revise: 19 June 2024  
Accept: 20 July 2024

#### Keywords:

New Generation Cobalt  
Base Superalloy,  
Homogenizing,  
Cooling rate,  
Tensile properties.

#### Abstract:

New cobalt-nickel base superalloys containing  $\gamma'$  precipitates designed in order to achieve better high temperature properties than Ni base superalloys. In this article, the alloy with chemical composition of Co-28.7Ni-4.26Al-8.2Cr-17.4W-1.51Ti-2.85Ta-0.02C-0.01B (%W) casted and homogenized at 1300°C for 8hr. one sample quenched in air (1300-Air) and the other cold in furnace till 900°C and after that quenched in air (1300-900-Air). Microstructural investigation carried out using optical and electron scanning microscopy. Hardness and room and high temperatures of homogenized samples is also compared. The results showed that cast sample containing dendritic structure with primitive and secondary arms which eliminated after homogenizing. 1300-Air sample have finer grains and more scattered precipitates while 1300-900-Air sample have coarse grains and continuous precipitates at the grain boundaries. Room and high temperature ultimate tensile strength of 1300-900-Air are 775 and 232 MPa, respectively. These are 1027 and 282 MPa, respectively for 1300-Air sample which are more than ones for 1300-900-Air and related to finer grains and scattering the precipitates.

#### Please cite this article using:

Sadegh Varmaziar, Sayed Mahdi Abbasi, Masumeh Seifollahi, Effects of cooling rate after homogenizing on the microstructure and tensile properties of a new generation cobalt base superalloy, in Persian, Founding Research Journal, 2024, 8(2) 89-97.

DOI: 10.22034/frj.2024.426116.1188

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