

تأثیر متغیرهای دما و زمان پیرسازی نهایی بر خواص مکانیکی و ریزساختار اینکونل ۷۹۲*

دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و فناوریهای نوین، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران، ایران

نفیسه ملایی

دانشیار گروه متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی مواد و فناوریهای نوین، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران، ایران

بهرام نامی

استادیار گروه متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی مواد و فناوریهای نوین، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران، ایران

سروش پرویزی*

چکیده

سوپرآلیاژ ریخته گری IN792، در ساخت پره های متحرک توربین های گازی به کار می رود. این قطعات به دلیل قرارگیری در شرایط سخت، در معرض انواع تغییرات ریزساختاری می باشند. کنترل مراحل مختلف ساخت پره ها شامل ریخته گری، فورج و عملیات حرارتی مورد توجه می باشد. در این میان کنترل متغیرهای عملیات حرارتی در حین فرآوری سوپرآلیاژهای پایه نیکل به علت سهولت تغییر نسبت به سایر متغیرها و تاثیر زیادی که بر ریزساختار و خواص مکانیکی دارند از اهمیت بیشتری برخوردار است. لذا در تحقیق حاضر تأثیر متغیرهای دما و زمان پیرسازی نهایی بر ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ IN792 مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور بعد از عملیات تنش زدایی، حل سازی و پیرسازی میانی، ۹ نمونه در دماهای ۸۰۰°C، ۸۴۵، ۸۷۰ و هر کدام در زمان های ۱۶، ۲۴، ۳۰ ساعت در کوره قرارداده شدند و سپس در هوا خنک شدند. ریزساختار سوپرآلیاژ مورد نظر توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. بعد از بررسی های ریزساختاری و تست سختی سنجی، نتایج حاصل نشان داد در دمای ثابت با افزایش زمان پیرسازی نهایی مقدار رسوبات γ ثانویه کاهش یافته و اندازه رسوبات درشت تر می شوند. کاهش در مقدار رسوبات γ و درشت شدن اندازه ی آنها در زمان ثابت با افزایش دمای پیرسازی نیز مشاهده شد. استحکام سوپرآلیاژهای پایه نیکل به شدت وابسته به فاکتورهایی نظیر کسر حجمی، سایز، سرعت رشد، ترکیب و توزیع مناسب رسوبات γ می باشد. توزیع یکنواخت و مناسب رسوبات γ در نمونه پیرسازی نهایی شده در دمای ۸۴۵°C به مدت ۱۶ ساعت مشاهده شد و نتایج حاصل از سختی سنجی، حداکثر سختی را در این دما و زمان پیرسازی نهایی تأیید کرد. از طرفی با افزایش دما و زمان، فازهای تیغه ای شکل یوتکتیک ضعیف شده و در زمینه حل شدند و با افزایش دما کاربیدهای سوزنی شکل در زمینه و اطراف مرز رسوب کردند که باعث بهبود خواص مکانیکی می شود. **واژه های کلیدی:** سوپرآلیاژ IN792، عملیات پیرسازی نهایی، فاز γ ، متغیرهای دما و زمان، ریزساختار، خواص مکانیکی.

Effect of final aging heat treatment on microstructure and mechanical properties of IN792

N. Mollaei Faculty of Materials Engineering and New Technologies, Shahid Rajaei Teacher Training University, Tehran, Iran.
B. nami Faculty of Materials Engineering and New Technologies, Shahid Rajaei Teacher Training University, Tehran, Iran.
S. Parvizi Faculty of Materials Engineering and New Technologies, Shahid Rajaei Teacher Training University, Tehran, Iran.

Abstract

The IN792 casting superalloy is used in the manufacture of movable blades for gas turbines. Due to exposure to hard conditions, these parts are subjected to a variety of microstructural changes. The control of various stages of blade manufacturing includes casting, forging and heat treatment. In the meantime, controlling the heat treatment variables during the processing of nickel base superalloys is easier due to the ease of switching than other variables and the great influence on the microstructure and mechanical properties. Therefore, the present research work is directed towards determining the effect of heat treatment's parameters (time and temperatures of the final stage of aging treatment) on the hardness and microstructure properties of IN792 nickel-based superalloy. For this purpose, the 9 samples were annealed and then were solution heat treated, followed by a two-stage ageing process. In final stage of ageing, 3 different temperatures (870, 845, 800°C) in different ageing time (16, 24, 30 hours) have been chosen. The result revealed that in a constant time by increasing temperature, size of γ phases increased while the amount of them decreased. The results was the same in a constant temperature and increasing time. The strength of these alloys is basically depends on a factors like volume fraction, size, growth rate, composition and well distribution of γ precipitates. Homogeneous and uniform distribution of γ precipitates was observed in a sample that was age treated at 845°C for 16 hours in which, the maximum hardness had been occurred. Also by increasing time and temperature, eutectic phases dissolved in matrix and carbides precipitate in the matrix and near boundaries which will improve mechanical properties.

Keywords: IN792 super alloy, final stage aging, γ phase, microstructure, mechanical properties.

می گیرند [۱]. سوپرآلیاژهای پایه نیکل که مواد اصلی به کار رفته در ساخت پره های توربین به شمار می روند، به واسطه شرایط کاری پیچیده آنها، در معرض انواع تغییرات ریزساختاری می باشند. این تغییرات ریزساختاری می تواند منجر به افت خواص مکانیکی و در

۱- مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به طور گسترده در قطعات موتور هواپیما و توربین های گازی که در دماهای بالا کاربرد دارند مورد استفاده قرار

مطالعه شامل سه مرحله می شود: (۱) عملیات محلول سازی در دمای °C ۱۱۲۰ به مدت ۴ ساعت. (۲) عملیات پیر سازی میانی در دمای °C ۱۰۸۰ به مدت ۴ ساعت. (۳) عملیات پیر سازی نهایی در دمای °C ۸۴۵ به مدت ۲۴ ساعت. نمونه های کلیه مراحل در هوا خنک می-شوند. به علاوه عملیات آنیل جهت تنش زدایی و جلوگیری از تشکیل ترک در دمای °C ۸۴۵ به مدت ۲۴ ساعت انجام می شود [۸]. بررسی ها نشان داده است که زمان و دمای مراحل انحلال، پیرسازی و همچنین سرعت سرد کردن، می تواند ریز ساختار سوپر آلیاژها را تحت تاثیر قرار دهد. تحقیقات محدودی که بر روی تاثیر متغیرهای عملیات حرارتی بر ریز ساختار و خواص مکانیکی IN792 صورت گرفته است. برای مثال تاثیر سرعت سرد کردن از دمای انحلال جزئی بر ریز ساختار و خواص کششی این آلیاژ توسط میر حسینی و همکارانش [۹] مورد بررسی قرار گرفته است و نتایج نشان داد که با افزایش سرعت سرد کردن اندازه فازهای ثانویه γ کاهش می یابد، در حالی که میزان فاز γ ثانویه به طور چشم گیری افزایش یافته است. همچنین نتایج آزمایش کشش در دمای اتاق و دمای °C ۶۵۰ نشان داد خواص کششی با افزایش سرعت سرد کردن از دمای انحلال بهبود می یابد. یانگ و همکارانش [۱۰] تاثیر عملیات حرارتی بر ریز ساختار آلیاژ IN792 را مورد بررسی قرار دادند. نمونه های ریختگی مورد استفاده در پژوهش آنها در ابتدا آنیل شده و سپس در دماهای °C ۱۱۲۰ و ۱۲۲۰ حل سازی انجام شده است که نتایج نشان داد در دمای °C ۱۱۲۰ توزیع γ ها نسبت به دمای °C ۱۲۲۰ هموزن تر می باشد و می توان به آرایش منظم تر و اندازه های ریزتری دست یافت. با توجه به کاربرد گسترده ی سوپر آلیاژ ریختگی IN792 در توربین های V94.2 در کشورمان، تحقیق حاضر تاثیر متغیرهای دما و زمان پیرسازی نهایی بر ریزساختار و خواص مکانیکی این سوپر آلیاژ را مورد بررسی قرار داده است.

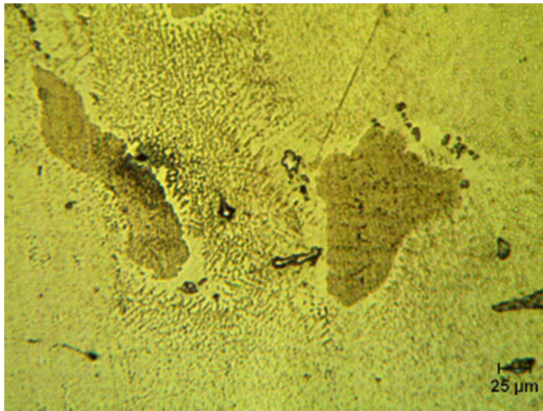
۲- روش آزمایش

پژوهش اخیر بر روی شمش ریخته شده ی آلیاژ IN792 (شکل ۱) با ترکیب شیمیایی ذکر شده در جدول ۱ انجام شده است. نمونه ها بعد از عملیات تنش زدایی در دمای °C ۸۴۵ به مدت ۲۴ ساعت، تحت عملیات حل سازی در دمای °C ۱۱۲۰ قرار گرفتند، سپس پیرسازی میانی در دمای °C ۱۰۸۰ به مدت ۴ ساعت انجام شد و در مرحله بعد پیرسازی نهایی در دماهای °C ۸۰۰، ۸۴۵، ۸۷۰ هر کدام به مدت ۱۶، ۲۴، ۳۰ ساعت انجام گرفت و سپس نمونه ها در هوا خنک شدند. هر نمونه پس از آماده سازی های رایج متالوگرافی، به منظور بررسی های ریز ساختاری با محلول اچ شدند. سپس ریز ساختار آنها توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت و در نهایت نمونه ها سختی سنجی شدند.

جدول ۱- آنالیز کوانتومتری سوپر آلیاژ IN792

عناصر آلیاژی	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta
W%	۲۱۴۶	۲۱۴۸	۱۵۱۵۶	۷۱۲۹	۶۲۱۵۱	۰۱۱	۱۱۸۱	۱۱۰۵	۳۱۷۵

نهایت شکست پره های توربین گردد [۲]. لذا اهمیت درک تغییرات ریزساختاری در مباحث مربوط به ارزیابی های دوره ای پره های توربین و ارزیابی تخمین عمر باقیمانده قطعات روشن است. سوپر آلیاژ ریختگی IN 792 که در این تحقیق مورد توجه قرار گرفته است، از جمله سوپر آلیاژهای مورد استفاده در ساخت پره های متحرک این نوع توربین های گازی است. این قطعات به دلیل قرارگیری در مسیر گاز داغ توربین، شرایط دشوار کاری را تحمل می کنند و همواره در معرض عیوب و خسارات ناشی از دمای بالای گاز ورودی و سایش قرار دارند. به همین دلیل لازم است تا این قطعات در بازه های زمانی معین مورد بازرسی و تعمیر قرار گیرند. بازرسی ها، تعمیرات و تعویض های اجزای توربین های گازی معمولاً بر اساس دستورالعمل سازنده انجام می شود. بر اساس دستورالعمل سازنده، پره های متحرک ردیف چهارم این توربین ها برای ۱۰۰۰۰۰ ساعت کارکرد طراحی شده است [۳]، که به دلیل بالا بودن قیمت آن بایستی با بکارگیری سیستم های تعمیراتی و اعمال تمهیدات خاص در شرایط بهره برداری توربین، امکان استفاده مجدد از این قطعه فراهم شود. با وجود کاربرد گسترده این آلیاژ، تاکنون تحقیقات محدودی بر روی آن صورت پذیرفته است. آلیاژ IN792 به دلیل استحکام کافی در دماهای بالا و مقاومت به خوردگی داغ به طور گسترده در صنایع هوایی و ساخت پره های متحرک توربین های گازی کاربرد دارد [۴]. استحکام بالای سوپر آلیاژهای پایه نیکل ناشی از رسوب همدوس ذرات مستحکم γ در زمینه محلول جامد γ (FCC) می باشد [۵]. ریز ساختار این سوپر آلیاژ در حالت کلی شامل فاز زمینه آستنیتی با ساختار FCC، رسوبات اولیه و ثانویه گاما پریم به عنوان اصلی ترین فاز استحکام بخش با ترکیب رایج $Ni_3(Al, Ti)$ و با درصد سطحی ۶۰ تا ۷۰ درصد می باشد. علاوه بر این یوتکتیک رز شکل گاما/گاما پریم، کاربیدهای MC و کاربیدهای $M_{23}C_6$ نیز وجود دارند [۳]. در اکثر آلیاژهای غیر آهنی کاربیدها بواسطه ی تاثیرشان بر کاهش خواص مکانیکی از اجزای زبان آور محسوب می شوند. با این حال تشکیل کاربید در سوپر آلیاژهای پایه نیکل به جهت پایدار نمودن ساختار در برابر تغییرات در دماهای بالا لازم است [۶]. این کار با ایجاد شبکه های کاربیدی در مرزهای دانه محقق می شود. این شبکه ها از مهاجرت مرزهای دانه جلوگیری کرده و در نتیجه باعث افزایش خواص خزشی و تنش گسیختگی می گردد. اثر این کاربیدها در خواص دما بالای این سوپر آلیاژها بستگی به نوع کاربید و مورفولوژی آن دارد. با کنترل ترکیب شیمیایی و عملیات حرارتی، نوع کاربید و مورفولوژی مشخص می شوند [۷]. مشخصات ریزساختاری، تعیین کننده خواص مکانیکی و پایداری خواص آلیاژها در شرایط سرویس می باشد. عواملی مانند مورفولوژی، چگونگی توزیع و کسر حجمی رسوبات کاربیدی و فازهای ثانویه، نوع و درصد اتمی عناصر محلول در زمینه آستنیتی، اندازه و جهت گیری دانه ها تعیین کننده خواص این دسته از آلیاژها هستند [۷]. همچنین استحکام سوپر آلیاژهای پایه نیکل به شدت وابسته به فاکتورهایی نظیر کسر حجمی، سایز، سرعت رشد، ترکیب و توزیع مناسب رسوبات γ می باشد. همه ی این فاکتورها تحت تاثیر عملیات حرارتی و شرایط ریخته گری هستند. در برخی از آلیاژها، پیرسازی در بیش از یک مرحله صورت می گیرد تا توزیع اندازه دوگانه ای حاصل شود که نتیجه آن دستیابی به استحکام قابل قبول در محدوده وسیعی از دما می باشد. بنابراین عملیات حرارتی آلیاژ مورد

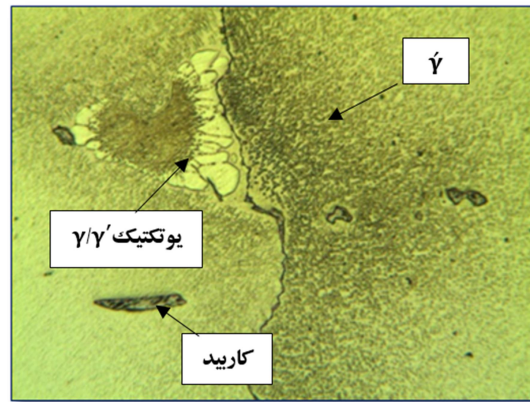
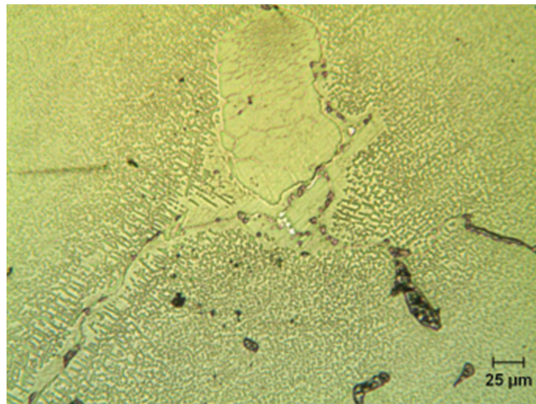


شکل ۱ - نمونه شمش ریخته گری شده

۳- نتیجه گیری

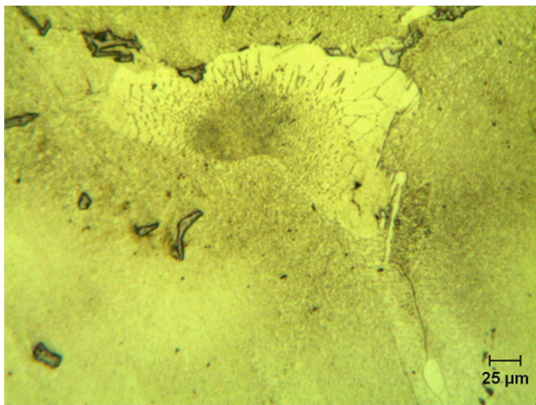
۱-۲ - نتایج حاصل از تصاویر میکروسکوپ نوری

شکل ۲ ریز ساختار نمونه ریختگی را نشان می‌دهد. ریز ساختار این نمونه، دندردیتی متشکل از فاز زمینه ی آستنیت (زمینه روشن) و کاربید های اولیه تقریباً درشت و بی قاعده به شکل خطوط چینی، یوتکتیک γ/γ' رز شکل و مرزهای دنداندار به همراه ذرات گاما پریم که بیشتر در نواحی مرز دندردیتی رسوب یافته اند، می‌باشد.



شکل ۲- تصویر میکروسکوپ نوری از ریز ساختار نمونه ی

ریختگی IN792

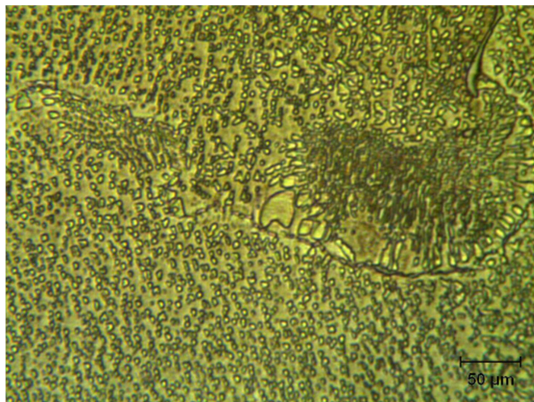
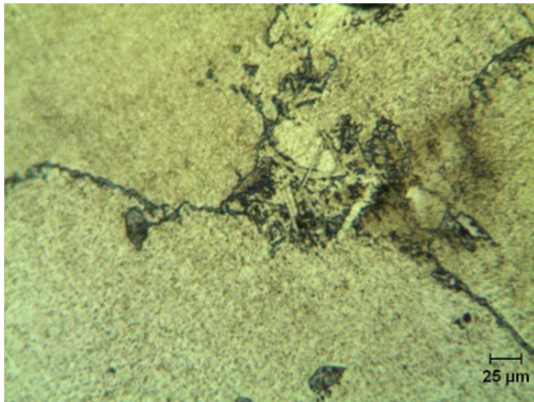
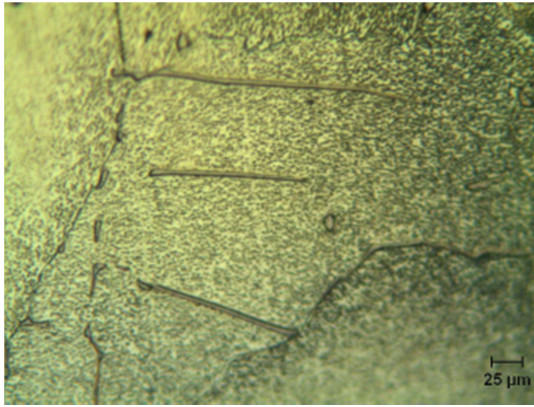


شکل ۳- تصویر میکروسکوپ نوری از ریز ساختار نمونه ی پیرسازی نهایی دردهماهای الف) 800°C (ب) 845°C (ج) 870°C

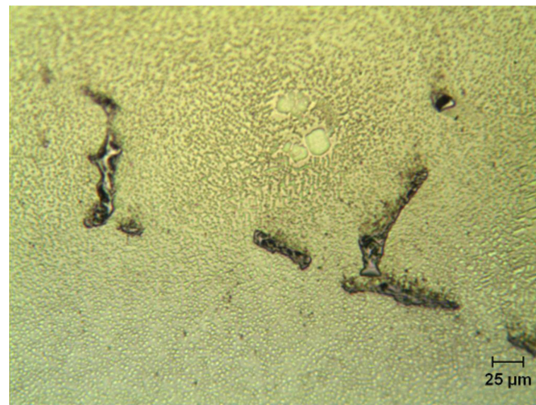
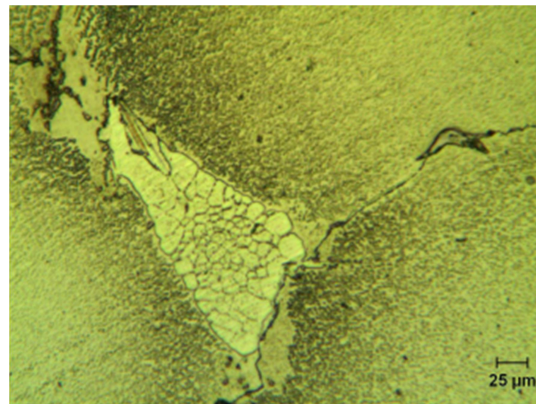
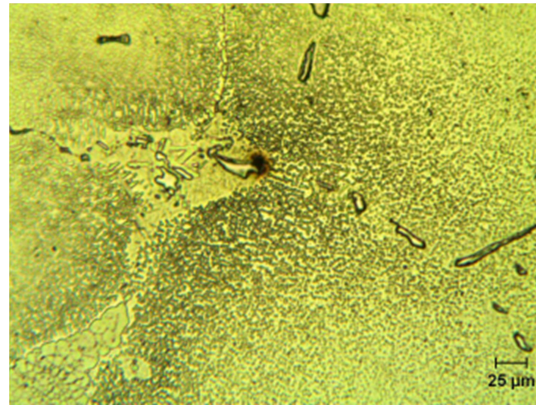
در شکل ۴ ریز ساختار عملیات پیرسازی نهایی در سه دمای (الف) 800°C ، (ب) 845°C و (ج) 870°C در زمان مشخص و ثابت ۲۴ ساعت را نشان می‌دهد که ساختار دندردیتی نسبت به زمان ۱۶ ساعت کاهش پیدا کرده است. فاصله و اندازه فازهای گاما پریم نسبت به زمان ۱۶ ساعت افزایش پیدا کرده است و از طرفی فاز یوتکتیک با افزایش دما ضعیف‌تر شده و در زمینه حل شده است.

شکل ۳ ریز ساختار میکروسکوپ نوری نمونه عملیات حرارتی شده سوپر آلیاژ IN792 مورد مطالعه را نشان می‌دهد. که بعد از همگن سازی و پیرسازی میانی، عملیات پیرسازی نهایی در سه دمای (الف) 800°C ، (ب) 845°C و (ج) 870°C در زمان ثابت و مشخص ۱۶ ساعت انجام گرفت. در تصاویر ریز ساختاری در تمامی دماها ساختار دندردیتی کاملاً قابل مشاهده می‌باشد. تجمع فازهای گاما پریم بیشتر در نزدیکی مرزدهانه ها می باشد فازهای تیغه ای سفید رنگ و نیز کاربیدهای سوزنی شکل عمدتاً در مرزدهانه ها دیده می‌شود. مرزدهانه ها مضرس بوده و با افزایش دما، اندازه گاما پریم ها افزایش یافته و دندردیت ها ضعیف‌تر می‌شوند.

به اینکه زاویه بین رسوب و مرزدانه ۹۰ درجه می باشد لذا فصل مشترک غیر هم سیما است و انرژی آن ناحیه افزایش یافته است و در نتیجه سرعت رشد در راستای طول نسبت به عرض بیشتر است لذا ساختار این نوع کاربیدها به صورت کشیده و سوزنی می باشد. فصل مشترک این فاز با زمینه می تواند محل تشکیل ترک باشد [۱۱].

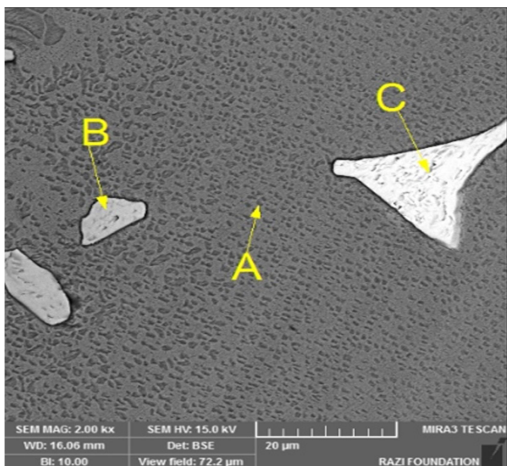


شکل ۵- تصویر میکروسکوپ نوری از ریز ساختار نمونه ی پیر سازی نهایی شده در دماهای الف) ۸۰۰ °C (ب) ۸۴۵ °C (ج) ۸۷۰ °C

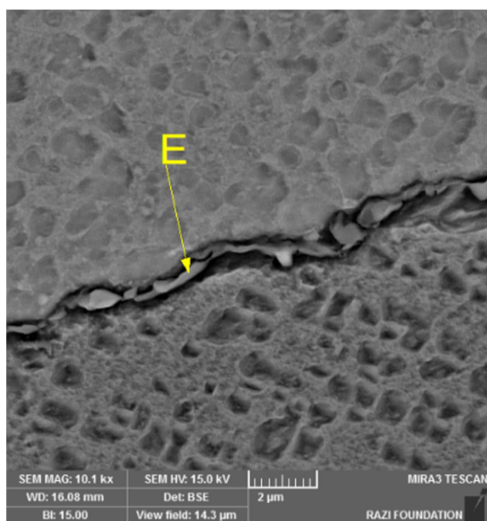


شکل ۴- تصویر میکروسکوپ نوری از ریز ساختار نمونه ی پیر سازی نهایی شده در دماهای الف) ۸۰۰ °C (ب) ۸۴۵ °C (ج) ۸۷۰ °C

شکل ۵، ریز ساختار نمونه عملیات پیر سازی نهایی شده در سه دمای الف) ۸۰۰ °C، ب) ۸۴۵ °C و ج) ۸۷۰ °C در زمان ثابت ۳۰ ساعت را نشان می دهد. ساختار دندردیتی و مرزدانه ها به صورت دندانه دار قابل مشاهده است. ساختار یوتکتیک و فازهای یوتکتیک با افزایش زمان پیرسازی نهایی ضعیف شده و در زمینه حل می شود از طرفی فاصله فازهای گاما پریم افزایش پیدا می کند. کاربید های سوزنی شکل در اطراف مرز دانه ها کاربید های از نوع M_6C می توانند باشند که در محدوده دمایی ۷۶۰-۹۸۰ °C از کاربید های MC می توانند تشکیل شوند. مورفولوژی این فازها عمدتاً به صورت کشیده می باشد و با توجه



شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از کاربرد مرز دانه ای



شکل ۷ - تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه پیرسازی

نهایی شده در دمای 845°C به مدت ۲۴ ساعت

از آنجایی که در این تحقیق تاثیر متغیرهای دما و زمان پیرسازی نهایی بر ریز ساختار و خواص مکانیکی سوپر آلیاژ IN792 مورد بررسی قرار گرفته است. در شکل های ۸ (الف، ب، ج) تاثیر افزایش دما بر رشد γ اولیه مشخص است.

۳-۲ نتایج حاصل از تصاویر میکروسکوپ الکترونی

روبشی

در جدول ۲ نیز نتایج آنالیز EDX فازهای علامت گذاری شده در شکل های ۶ و ۷ ارائه شده است. به دلیل دمای بالای انحلال یوتکتیک γ/γ' و کاربردهای اولیه، تغییرات محسوسی در مورفولوژی و کسر حجمی کاربردهای اولیه γ و یوتکتیک γ/γ' در نمونه های عملیات حرارتی شده نسبت به نمونه ریختگی مشاهده نمی گردد و فقط مقدار کمی از آنها حین فرایند عملیات حرارتی تجزیه شده و کاربرد $M_{23}C_6$ حاصل از تجزیه، در نواحی نزدیک به یوتکتیک γ/γ' و کاربردهای حجیم MC شکل می گیرند [۱۰] اما توزیع ذرات گاما پریم نسبت به نمونه ریختگی مناسب تر می باشد و نیز همچنان ساختار دندردستی با مرزهای دندانه دار قابل مشاهده می باشد. بررسی های انجام شده بر روی ریزساختار آلیاژهای مشابه نشان داده است که ایجاد موج در مرزدانه، ناشی از رشد نامتقارن رسوبات γ' در جهت ترجیحی در مرز دانه می باشد. با توجه به اینکه مرز دانه ها مسیر مناسبی برای نفوذ اتم های تشکیل دهنده فاز γ' می باشند، رسوبات تشکیل شده در این مرزها عموماً بزرگتر از رسوبات درون زمینه هستند. این رسوبات بواسطه نیروی محرکه ناشی از اختلاف بین انرژی کرنشی در دو طرف مرز موجب جابجایی بخشی از مرز دانه و در نتیجه ایجاد موج در مرزدانه می شوند. این دندانه دار بودن در مرز دانه باعث افزایش عمر خزشی می گردد [۱۲].

جدول ۲- نتایج آنالیز EDX فازهای علامت گذاری شده در شکل های

۶ و ۷

فاز	درصد عناصر تشکیل دهنده فاز									
	C	Hf	W	Co	Ti	Ta	Al	Cr	Mo	Ni
A	-	-	-	۶	۳/۹	۱/۶	۳/۴	۱۲	۱/۳	۶۴
B	-	-	-	-	۲۴	۳۲	-	-	۴/۲	۱/۹
C	-	-	۶	-	۲۰	۵۳	-	-	۲	۱۴
E	-	۱/۳	-	۴	۳/۷	-	۳	۳۱	۲/۵	۴۹

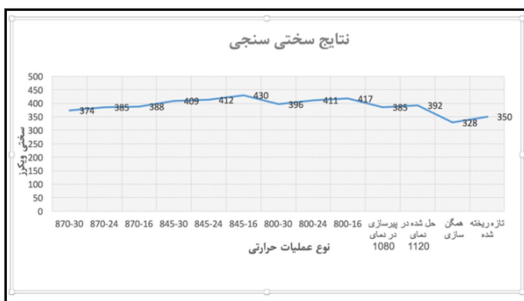
پیرسازی نیز مشاهده شد. که نتیجه ی حاصل با رابطه ی گیبس_تامسون قابل توجیه می باشد [۱۳]:

$$C_r = C_e \cdot \exp\left(\frac{2\gamma\Omega}{R_B T} \cdot \frac{1}{R}\right) \approx C_e \left(1 + \frac{2\gamma\Omega}{R_B T} \cdot \frac{1}{R}\right)$$

که در آن C_e غلظت فاز دوم در فصل مشترک هموار در زمینه در تعادل با ذرات با شعاع کم، C_r انحلال پذیری در سطح ذرات کروی با شعاع R ، γ انرژی فصل مشترک بین ذره و زمینه، Ω حجم اتمی (و یا مولی) ذرات، R_B ثابت جهانی گازها و T دمای مطلق است. تفاوت بین C_e و C_r باعث ایجاد یک فلاکس اتمی از ذرات کوچکتر به سمت ذرات بزرگتر می شود. مطابق رابطه گیبس_تامسون غلظت عناصر آلیاژی در فصل مشترک در تعادل با ذرات بزرگتر، کمتر از غلظت عناصر آلیاژی در تعادل با ذرات کوچکتر است. بنابراین اتم های حل شونده به دلیل گرادیان غلظتی موجود، هم از سطح ذرات کوچکتر به زمینه و هم از زمینه به سمت ذرات بزرگتر جریان می یابند. طی این فرایند شعاع میانگین ذرات افزایش می یابد در حالی که از تعداد آنها کاسته می شود و به این ترتیب آنتالپی آزاد سطحی سیستم کاهش می یابد.

۳-۳ نتایج حاصل از سختی سنجی

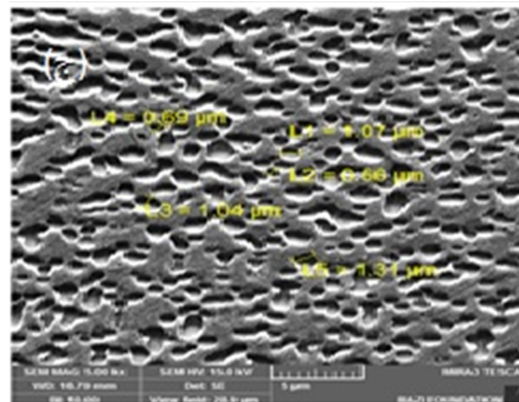
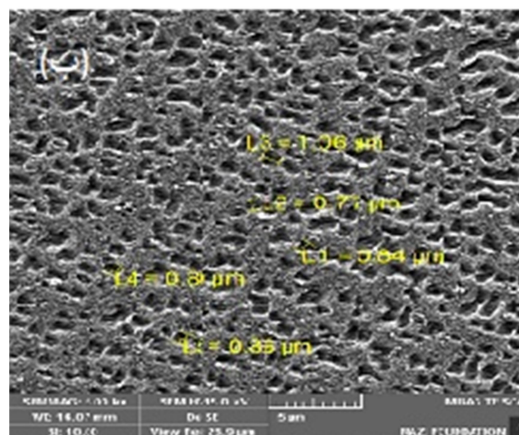
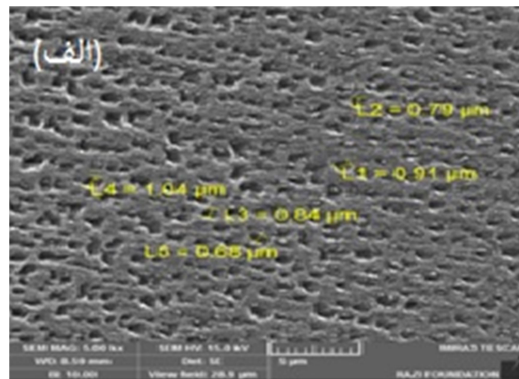
شکل ۹ نتایج حاصل از سختی نمونه هایی که در شرایط مختلف عملیات حرارتی قرار گرفته اند را نشان می دهد که توسط سختی سنج ویکرز این بررسی انجام شده. در مرحله همگن سازی در دمای $^{\circ}C$ ۸۴۵ به مدت ۲۴ ساعت با افت سختی مواجه بودیم و با افزایش زمان پیر سازی نهایی در دمای ثابت سختی کاهش می یابد. حداکثر سختی در نمونه پیر سازی نهایی شده در دمای $^{\circ}C$ ۸۴۵ به مدت ۱۶ ساعت حاصل شد.



شکل ۹- نتایج سختی

۳-۴ نتایج کلی

آلیاژ IN792 یک آلیاژ رسوب سخت شونده می باشد که استحکام بالای خود را از سخت شدن محلول جامد گاما و همچنین رسوب سختی ناشی از ذرات گاما پریم و کاربیدها به دست می آورد. دما و زمان پیرسازی نهایی به عنوان مهم ترین متغیرها می توانند در بهبود خواص مکانیکی و ریزساختاری اثر داشته باشد. نتایج حاصل از این بررسی نشان داد که با افزایش دمای پیرسازی نهایی در زمان ثابت فازهای γ' بهم پیوسته و بزرگتر شده، فاصله بین فازهای γ' افزایش



شکل ۸ - تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریز ساختار نمونه ی پیر سازی نهایی به مدت ۲۴ ساعت در دماهای (الف) $^{\circ}C$ ۸۰۰ (ب) $^{\circ}C$ ۸۴۵ (ج) $^{\circ}C$ ۸۷۰

نتایج حاصل از بررسی تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان دادند که در دمای ثابت با افزایش زمان پیرسازی نهایی، مقدار رسوبات γ' کاهش یافته و اندازه رسوبات درشت تر می شوند. کاهش در مقدار رسوبات γ' و درشت شدن اندازه ی آنها در زمان ثابت با افزایش دمای

یافته و اندازه فازهای γ' افزایش یافته است که منجر به کاهش انرژی سطحی و در نتیجه کاهش سختی می شود. از طرفی نظم پیرامنه ای در توزیع فازهای γ' در نمونه پیرسازی شده در دمای 845°C به مدت ۱۶ ساعت مشاهده شد و خواص مکانیکی این آلیاژ را بهبود می دهد، حداکثر سختی نیز در این دما و زمان حاصل شد.

۴-منابع

- [1] Montanari R., et al., Welding of IN792 DS superalloy by electron beam. *Surface and Interface Analysis*, 48(7): pp. 483-487, 2016..
- [2] Pollock T.M. and Tin S., Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties. *Journal of propulsion and power*, 22(2): pp. 361-374, 2006.
- [3] Bohrenkämper G., et al. Hot-Gas-Path Life Extension Options for the V94. 2 Gas Turbine. in ASME Turbo Expo 2000: Power for Land, Sea, and Air. 2000. American Society of Mechanical Engineers.
- [4] Du B., et al., Effects of grain size on the high-cycle fatigue behavior of IN792 superalloy. *Materials & Design* (1980-2015), 65: pp. 57-64, 2015.
- [5] Strunz P., et al., Formation and Dissolution of γ' Precipitates in IN792 Superalloy at Elevated Temperatures. *Metals*, 6(2): pp. 37, 2016.
- [6] Betteridge, W., The nimonic alloys. 1959: E. Arnold.
- [7] Sabol G. and Stickler R., Microstructure of Nickel-Based Superalloys. *physica status solidi (b)*, 35(1): pp. 11-52, 1969.
- [8] ŠMÍD M., et al. Fatigue Properties of Nickel-base Superalloy Inconel 792-5A at 800 C. in *Sbornik z konference Metal*. 2010.
- [9] Arabi H., et al., Effect of cooling rates from partial solution temperature and aging on γ' precipitation in IN792 superalloy. *Materials Science and Technology*, 12:(29), pp. 1513-1517, 2013.
- [10] Yang J., et al., Effects of heat treatments on the microstructure of IN792 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 527(4-5): pp. 1016-1021, 2010.
- [11] Jiang, L., et al., M2C and M6C carbide precipitation in Ni-Mo-Cr based superalloys containing silicon. *Materials & Design*, 2016. 112: pp. 300-308.
- [12] Mitchell R., Li H. and Huang Z., On the formation of serrated grain boundaries and fan type structures in an advanced polycrystalline nickel-base superalloy. *journal of materials processing technology*, 209(2): pp. 1011-1017, 2009.
- [13] Baldan A., Review progress in Ostwald ripening theories and their applications to nickel-base superalloys Part I: Ostwald ripening theories. *Journal of materials science*, 37(11): pp. 2171-2202, 2002.