



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

اثر زمان عملیات حرارتی محلولی بر عیوب ریزساختاری تک‌بلور CMSX-4

علی جدیدی^۱، معصومه سیفاللهی^{۲*}، سید مهدی عباسی^۳

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

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

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

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۲۱۲۲۹۳۶۴۹۴ - Email: m_seifollahi@mut.ac.ir

چکیده:

هدف این مقاله، بررسی امکان کاهش زمان عملیات محلولی سوپرآلیاژ تک‌بلور CMSX-4 است که طبق استاندارد حدود ۱۸ تا ۲۰ ساعت به طول می‌انجامد. لذا روی نمونه‌های تک‌بلور سوپرآلیاژ CMSX-4 تهیه‌شده به روش بریجمن عمودی، سه برنامه عملیات حرارتی محلولی با زمان کاهش‌یافته انجام و نتایج آن بررسی شده است. جدایش عناصر آلیاژی، درصد حوضچه‌های یوتکتیک و میزان تخلخل‌ها، بر اساس اندازه‌گیری‌های ریزساختاری با میکروسکوپ نوری (OM)، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و طیف‌سنجی پراش انرژی (EDS) به‌صورت دقیق مورد ارزیابی قرار گرفته است. نتایج نشان داد که عملیات محلولی انجام شده با زمان کاهش‌یافته نسبت به استاندارد، سبب حذف کامل حوضچه‌های یوتکتیک بین دندریتی شده و جدایش عناصر آلیاژی را به‌طور میانگین، حدود ۳۰ درصد نسبت به حالت ریخته‌گری کاهش داده است. اما نتایج نشان داده است که زمان کل عملیات، برای حذف تخلخل‌های تشکیل شده حین عملیات محلولی کافی نبوده است و درصد تخلخل‌ها از ۰/۸۳ درصد در نمونه ریخته‌گری، به ترتیب به ۱/۰۱، ۱/۷۵ و ۱/۴۱ درصد در نمونه‌های عملیات حرارتی شده به مدت ۸/۵، ۹/۵ و ۱۰/۵ ساعت، رسیده است.

دریافت: ۱۴۰۱/۰۹/۱۹

پذیرش: ۱۴۰۲/۰۲/۱۹

واژه‌های کلیدی:

سوپرآلیاژ تک‌بلور،

CMSX-4،

عملیات حرارتی محلولی،

جدایش عناصر آلیاژی.

ارجاع به این مقاله:

علی جدیدی، معصومه سیفاللهی، سید مهدی عباسی، اثر زمان عملیات حرارتی محلولی بر عیوب ریزساختاری تک‌بلور CMSX-4، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، پاییز ۱۴۰۱، جلد ۶، شماره ۲، صفحات ۱۴۳-۱۵۵.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2023.376106.1169

۱- مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به‌عنوان مواد سازنده پره‌های توربین، خواص مکانیکی عالی در دمای بالا دارند. این خواص عالی نتیجه ریزساختار حاوی فاز بین فلزی سخت γ' است که به‌صورت یکنواخت درون فاز پایه نیکل γ قرار گرفته است. خواص مکانیکی این سوپرآلیاژها به‌صورت کلی به اندازه، مورفولوژی و توزیع فاز γ' وابسته است [1]. اگرچه این خواص وابستگی عمیقی با ترکیب شیمیایی آلیاژ دارند، نمی‌توان نقش عملیات حرارتی مناسب در بهبود خواص مکانیکی را نادیده گرفت. به‌طور رایج دو نوع عملیات حرارتی برای سوپرآلیاژهای پایه نیکل، مورد استفاده قرار می‌گیرد:

(۱) عملیات حرارتی محلولی به‌منظور همگن‌سازی ریزساختار و

کاهش اثرات جدایش عنصری، و

(۲) یک یا چند عملیات پیرسازی به‌منظور توسعه ریزساختار

مکعبی γ'/γ [2].

CMSX-4 یک سوپرآلیاژ پایه نیکل نسل دومی فوق مستحکم است که توسط شرکت "کانون ماسکیگون و آلیسون" در اوایل دهه ۱۹۹۰ میلادی ارائه شده است. مکانیزم استحکام‌بخشی این سوپرآلیاژ، ایجاد محلول جامد توسط عناصر Cr، W و Ta و رسوب‌سختی توسط عناصر Al و Ti به‌وسیله تشکیل فاز γ' است [3,4].

سوپرآلیاژهای تک‌بلور پایه نیکل نسل دوم و سوم به دلیل اینکه حاوی درصد بیشتری عناصر دیرگداز می‌باشند، تمایل زیادی به

و گرماگیر دریافتی ناشی از عدم همگنی شیمیایی در این آلیاژها دشوار است.

۳. انحلال کامل یوتکتیک γ/γ' به دلیل مورفولوژی بلوکی درشت γ' و نسبت سطح به حجم کم این رسوبات که باعث سخت شدن انحلال آن‌ها می‌گردد، دشوار است [16].

ویلسون و همکاران [2]، با هدف کاهش هزینه نهایی، اثرات عملیات حرارتی‌های محلولی در دماهای پایین‌تر به مدت زمان کوتاه‌تر را روی سوپرآلیاژ پایه نیکل نسل دومی CMSX-4 مورد بررسی قرار داده‌اند. عملیات حرارتی رایج برای این سوپرآلیاژ، طولانی و پر هزینه است و تقریباً یک روز کامل در دمای بین ۱۲۷۷ و ۱۳۱۸ درجه سانتی‌گراد به طول می‌انجامد، بعلاوه در ادامه نیز عملیات پیرسازی به مدت زمان ۲۶ ساعت باید طی گردد. با توجه به هزینه‌بر بودن مدت‌زمان استفاده از کوره، هر کاهشی در دما یا زمان این عملیات حرارتی، منجر به کاهش هزینه ساخت قطعات بخصوص در تولید انبوه خواهد شد. عملیات حرارتی اصلاحی انتخابی در پژوهش مذکور، عملیات حرارتی استاندارد PWA1480 است که نسبت به عملیات حرارتی استاندارد CMSX-4، در دمای پایین‌تر و زمان کوتاه‌تر انجام می‌شود. بر اساس نتایج تحقیق، عملیات حرارتی اصلاحی برای رسیدن به یک ریزساختار همگن در CMSX-4 قابل پذیرش نیست. میزان قابل توجهی جدایش باقی‌مانده پس از عملیات حرارتی اصلاحی در نمونه مشاهده شده و لذا عملیات اصلاحی، موفق ارزیابی نشده است.

در سوپرآلیاژهای پایه نیکل تک‌بلور، دو نوع تخلخل گزارش شده است که عبارت‌اند از: تخلخل S که در خلال انجماد ایجاد می‌شود و تخلخل H که حین انجام عملیات محلولی به وجود می‌آید. علی‌رغم اینکه اندازه تخلخل‌ها از حدود چند ده میکرومتر تجاوز نمی‌نماید اما خواص مکانیکی بخصوص عمر خستگی را به‌طور چشمگیری با افت مواجه می‌نمایند و لذا از این جهت، عملیات حرارتی محلولی باید به نحوی انجام شود که درصد تخلخل‌ها قبل از پیرسازی، به کمترین میزان ممکن برسد. تخلخل‌های S ناشی از انقباض حین انجماد بوده و در نتیجه حبس مذاب در فواصل بین دندریتی ایجاد می‌شوند اما مکانیزم پیدایش تخلخل‌های H هنوز به‌طور کامل مشخص نشده است، اگرچه سه مکانیزم محتمل توسط محققان ارائه شده است که عبارت‌اند از: ۱. فشار داخلی ناشی از آزاد شدن گازهای محلول یا محصولات واکنش کربن، ۲. تغییر دانسیته اتمی به دلیل وقوع استحاله فازی، ۳. به هم پیوستن جاهای خالی ایجاد شده بر اثر

جدایش در خلال انجماد دارند و محلول‌سازی در آن‌ها به دمای بالاتر و زمان بیشتری نیاز دارد [5,6,7,8]. در سوپرآلیاژهای تک-بلور، انجماد به‌صورت دندریتی بوده و هر دندریت شامل بازوهای دندریتی اولیه (PDA^1)، بازوهای دندریتی ثانویه (SDA^2)، بازوهای دندریتی ثالثیه (TDA^3) و ناحیه بین‌دندریتی (IR^4) حاوی ریزتخلخل‌ها و نواحی یوتکتیک است. در خلال انجماد سوپرآلیاژهای تک‌بلور، بعضی عناصر نظیر Mo, Cr, W, Re, Co به سمت مغز دندریت‌ها جدایش می‌یابند در حالی که سایر عناصر مثل Ti, Al و Ta به نواحی بین‌دندریتی پس زده می‌شوند [9,10,11,12,13]. نفوذ در برخی عناصر نظیر Al که دمای ذوب پایین‌تری دارند، سریع‌تر رخ می‌دهد و این قبیل عناصر در خلال عملیات محلولی به همگنی بهتری می‌رسند اما عناصر دیرگداز نظیر W و Re که نقطه ذوب بالایی دارند، تا دماهای بالاتر از ۱۳۶۰ درجه سانتی‌گراد به‌طور کامل همگن نمی‌شوند [8].

نمونه CMSX-4 ریختگی، ریزساختار دوفازی γ/γ' و جدایش قابل توجهی را نشان می‌دهد. با انجام عملیات حرارتی محلولی، اثرات جدایش در CMSX-4 تا حد قابل توجهی کاهش می‌یابد. علاوه بر عملیات محلولی، یک یا چند عملیات پیرسازی به‌منظور مستحکم‌سازی ماده انجام می‌شود. عملیات‌های انجام شده به ریزساختاری قابل قبول می‌انجامد که برای دستیابی به چنین ریزساختاری، ماده تقریباً دو روز کامل را در یک کوره با دمای بالا سپری می‌نماید. کاهش در دما یا زمان عملیات حرارتی به‌منظور کاهش هزینه نهایی مطلوب است. هرچند این کاهش هزینه نباید افت بیش از اندازه خواص مکانیکی سوپرآلیاژ را در پی داشته باشد [2]. انجام عملیات حرارتی در CMSX-4، سبب کاهش اندازه رسوبات γ' و کاهش جدایش دندریتی عناصر شده و کاهش درصد یوتکتیک‌های γ/γ' را نیز به دنبال داشته است [3,14,15].

عملیات حرارتی محلولی در سوپرآلیاژهای پایه نیکل با درصد عناصر دیرگداز قابل توجه، مثل CMSX-4، به دلیل موارد زیر، آسان نیست:

۱. ریزساختار جدایش‌یافته پس از انجماد، ممکن است دارای دماهای پایان انجماد موضعی در نواحی بین دندریتی باشد که تفاوت دمای قابل توجهی با دماهای پایان انجماد دیگر نواحی و بخصوص مغز دندریت‌ها دارند.
۲. شناسایی دماهای انحلال و پایان انجماد سوپرآلیاژ انجماد یافته از طریق DSC به دلیل پهن بودن پیک‌های گرماده

³ Tertiary Dendrite Arm Spacing

⁴ Interdendritic Region

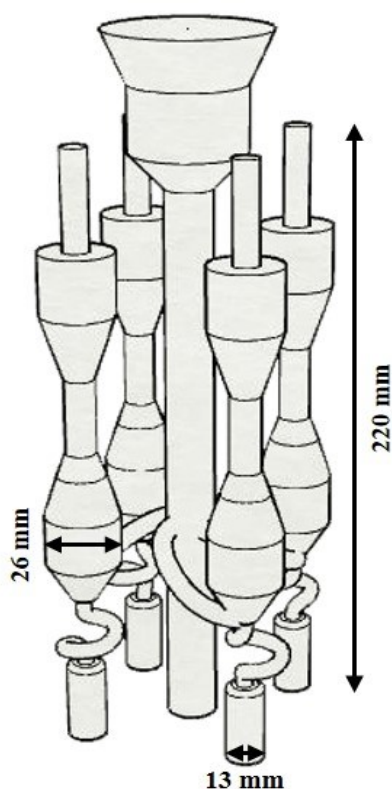
¹ Primary Dendrite Arm Spacing

² Secondary Dendrite Arm Spacing

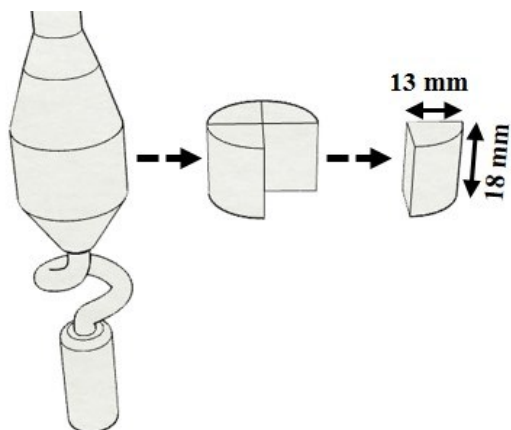
حدود ۱۸ ساعت به طول می‌انجامد و بالاترین دما در آن ۱۳۱۸ درجه سانتی‌گراد است [2]. اعداد ۱، ۲ و ۳ در شکل ۳، زمان قرارگیری در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد که بالاترین دمای موجود در سیکل عملیات حرارتی محلولی است، را نشان می‌دهند.

جدول ۱- آنالیز ترکیب شیمیایی شمش استفاده شده در رشد قطعه تک‌بلور

عنصر	Al	Ti	Cr	Co	Hf	Ta	W	Re	Mo	Ni
درصد وزنی	5.6	0.98	6.5	9.59	0.097	6.6	6.6	3.05	0.7	Bal.



شکل ۱- تصویر شماتیک قطعات تک‌بلور به همراه راهگاه بارریزی



شکل ۲- تصویر شماتیک نمونه‌برداری از قطعه جهت تهیه چهار نمونه ربع استوانه پژوهش حاضر

نفوذ متقابل نامتعادل عناصر آلیاژی که با عنوان اثر کرکندال-فرنکل شناخته می‌شود و ۴. کروی شدن فصل مشترک بین تخلخل‌های S و زمینه در خلال انجام عملیات محلولی که در نهایت سبب اشتباه در تشخیص نوع تخلخل خواهد شد [14,17,18,19].

بر اساس تئوری کرکندال-فرنکل، نرخ نفوذ عناصر مختلف در خلال عملیات محلولی متفاوت است و جایگزین‌سازی جای خالی برخی عناصر نظیر Al، Ni و Ti که در حال مهاجرت از نواحی بین‌دندریتی به مغز دندریت‌ها هستند، توسط عناصر تجمع یافته در مغز دندریت‌ها مثل W، Re، Cr و Co، به‌صورت هم‌زمان انجام نمی‌پذیرد و با پیوستن جاهای خالی به یکدیگر، تخلخل‌های H در نواحی بین‌دندریتی ایجاد می‌شوند و یا اندازه تخلخل‌های S افزایش می‌یابد [14,15,19].

بر اساس مطالب بیان شده، هدف از انجام پژوهش حاضر، بررسی امکان کاهش زمان کل عملیات حرارتی محلولی به‌وسیله کاهش زمان قرارگیری در بالاترین دمای سیکل عملیات حرارتی محلولی استاندارد تک‌بلور CMSX-4 با هدف کاهش هزینه نهایی تولید است.

۲- مواد و روش پژوهش

ترکیب شیمیایی شمش سوپراآلیاژ مورد استفاده در پژوهش، در جدول ۱ آورده شده است. تک‌بلور CMSX-4 بررسی شده، به روش بریجمن عمودی و با سرعت حرکت قالب ۲ میلی‌متر بر دقیقه رشد داده شده است.

تصویر شماتیک قطعه تک‌بلور دمبلی شکل، به همراه راهگاه بارریزی در شکل ۱ قابل مشاهده است. در فرآیند رشد تک‌بلور، به‌منظور غربال دانه‌های تشکیل شده در بلوک آغازگر، از یک انتخاب‌گر مارپیچ سه‌بعدی استفاده شده است. پس از رشد بلور، بخش پایینی (متصل به انتخاب‌گر مارپیچ) قطعه دمبلی برش داده شد و نمونه استوانه‌ای حاصل از برش، به چهار ربع استوانه نشان داده شده در شکل (۲) تقسیم گردید که نمونه‌های مورد استفاده در پژوهش می‌باشند.

یک نمونه به‌عنوان شاهد در نظر گرفته شده و هیچ‌گونه عملیات حرارتی روی آن انجام نشده است؛ در حالی که دیگر نمونه‌ها عملیات حرارتی محلولی مطابق با شکل ۳ را تجربه نموده‌اند.

سیکل عملیات محلولی شکل ۳ برگرفته از سیکل استاندارد عملیات محلولی سوپراآلیاژ CMSX-4 است در حالی که دو پله دمایی بالاتر نیز در سیکل استاندارد وجود دارد که با هدف کاهش هزینه عملیات و حصول اطمینان از عدم وقوع ذوب موضعی، حذف شده‌اند. عملیات حرارتی محلولی استاندارد این سوپراآلیاژ

۳- نتایج و بحث

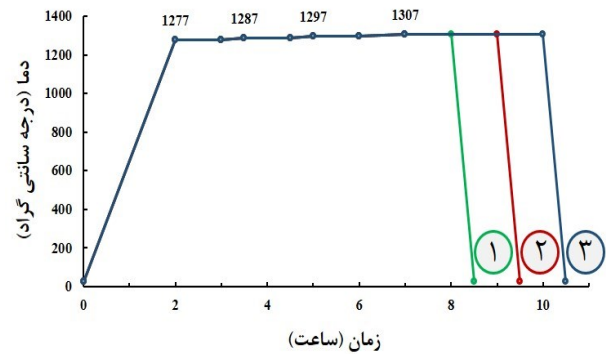
شکل ۴ شامل تصاویر ریزساختاری نمونه ریختگی و نمونه‌های عملیات حرارتی شده مطابق با برنامه پیشنهادی را نشان می‌دهد. تصاویر مذکور نشان‌دهنده حذف حوضچه‌های یوتکتیک بر اثر انجام عملیات حرارتی و محو شدن بیشتر دندریت‌ها با افزایش زمان عملیات حرارتی از ۸/۵ تا ۱۰/۵ ساعت، نسبت به نمونه ریختگی است. تسریع نفوذ عناصر حین عملیات حرارتی و در نتیجه کاهش جدایش عناصر آلیاژی، علت محو شدن مرز دندریت‌ها و نواحی بین دندریتی (مرز ناشی از تغییر ناگهانی ترکیب شیمیایی) است که مشابه نتایج پژوهش انجام شده توسط دیگر پژوهشگران [9,21] است.

با مقایسه تصاویر شکل ۴-ب، ج و د، افزایش نسبی میزان تخلخل‌ها نیز با افزایش زمان عملیات محلولی، به‌خوبی قابل مشاهده است. تخلخل‌های موجود در تصویر شکل ۴-الف، تخلخل‌ها از نوع انقباضی هستند که در خلال انجماد، به وجود آمده‌اند و لذا با انجام عملیات حرارتی محلولی نیز این نوع تخلخل‌ها، از بین نخواهند رفت و به همین دلیل، نمونه ریختگی، کمترین میزان تخلخل را در بین نمونه‌ها دارد. اما تخلخل‌های موجود در تصاویر شکل ۴-ب، ج و د، شامل تخلخل‌های ایجاد شده حین انجام عملیات محلولی و تخلخل‌های ناشی از انجماد است. افزایش میزان تخلخل‌ها با افزایش زمان عملیات حرارتی، ناشی از حذف نواحی بین دندریتی و نفوذ عناصر آلیاژی است. تفاوت در سرعت نفوذ عناصر مختلف، و حرکت سریع‌تر عناصر سبک‌تر نظیر آلومینیم و تیتانیوم که قبل از عملیات حرارتی، به‌صورت عمده در نواحی بین دندریتی قرار دارند، منجر به تشکیل جای خالی در این نواحی، به هم پیوستن جاهای خالی و تشکیل تخلخل‌های ناشی از عملیات حرارتی می‌شود [14,17,22,23].

حوضچه‌های یوتکتیک نیز که در قسمت الف شکل ۴ به‌وضوح قابل مشاهده می‌باشند و بر اساس آنالیز تصویر مذکور، به‌طور میانگین ۸/۸ درصد از تصاویر مقطع عرضی نمونه ریختگی را پوشش داده‌اند، در نمونه‌های عملیات حرارتی شده، تقریباً به‌طور کامل حذف شده‌اند.

حذف حوضچه‌های یوتکتیک به‌صورت تدریجی و در خلال مراحل میانی عملیات محلولی رخ داده است. بر اساس مشاهدات، پس از طی دو پله اول از پله‌های میانی در سیکل عملیات حرارتی محلولی، حوضچه‌های یوتکتیک حذف شده‌اند.

تصویر ریزساختاری نمونه شاهد در مقطع عرضی و طولی در شکل ۵ ارائه شده است. در تصویر شکل ۵-ب نیز حوضچه‌های یوتکتیک به رنگ سفید و بازوهای دندریتی ثانویه به‌صورت مجزا



شکل ۳- سه سیکل عملیات حرارتی محلولی با زمان کاهش‌یافته اعمالی روی نمونه‌ها

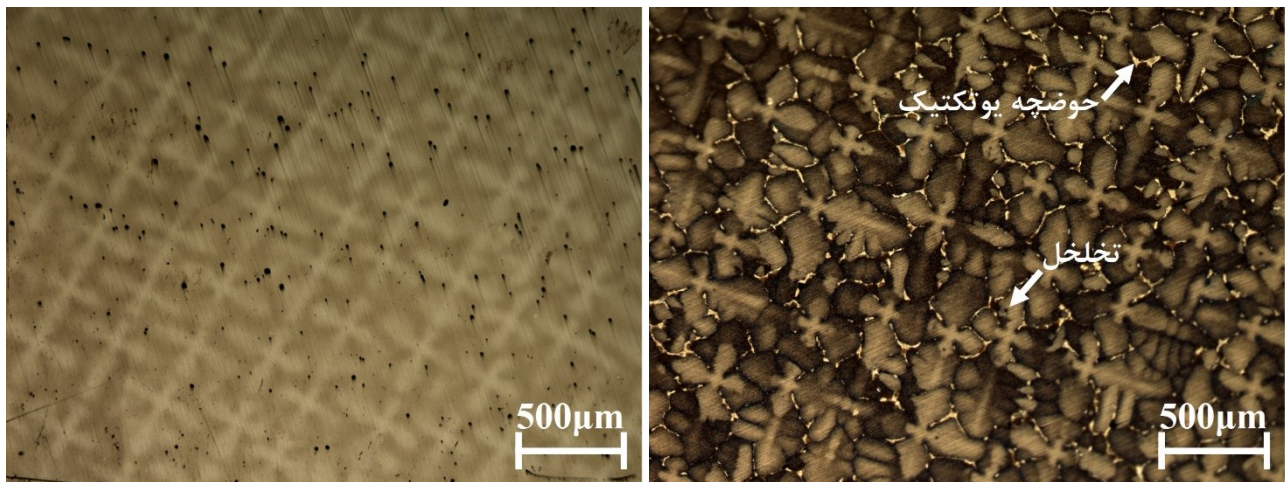
به‌منظور بررسی ریزساختاری روی نمونه‌ها، از محلول اچ ماربل حاوی مس II سولفات (۱۰ گرم)، اسید کلریدریک (۵۰ میلی لیتر) و آب مقطر (۵۰ میلی‌لیتر) استفاده شده و نمونه‌ها به مدت ۱ دقیقه در محلول مذکور قرار گرفته‌اند. همچنین لازم به ذکر است که تمامی تصاویر ریزساختاری و محاسبات انجام شده روی مقطع عرضی نمونه‌های ربع استوانه‌ای، مربوط به بخش فوقانی نمونه در شکل ۲ است که در فاصله ۱۰۰ میلی‌متری از مبرد دستگاه بریجمن قرار داشته است. جهت بررسی ریزساختاری از میکروسکوپ نوری OLYMPUS DP 25 و به‌منظور بررسی کیفی و کمی جدایش عنصری از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی مجهز به طیف‌سنجی پراش انرژی TESCAN MIRA3 استفاده شده است. محاسبه میزان تخلخل نمونه‌ها بر اساس آنالیز شش تصویر ریزساختاری با بزرگنمایی ۱۰۰ برابر، قبل از اچ در مقطع عرضی هر نمونه (جمعاً در مساحتی به بزرگی ۷/۲ میلی‌متر مربع) توسط نرم‌افزار Image-J انجام شده است.

فاصله بین بازوهای دندریتی اولیه (λ_1)، با اندازه‌گیری فواصل بین مغز دندریت‌ها در تصاویر مقطع عرضی نمونه ریختگی بعد از اچ، توسط همان نرم‌افزار و بر اساس روش D ارائه شده توسط فاندرسلوویس و راویندران [20] محاسبه شده است. فاصله بین بازوهای دندریتی ثانویه (λ_2) نیز به همان ترتیب اما روی تصاویر مقطع طولی نمونه ریختگی بعد از اچ، به دست آمده است. لازم به ذکر است که مقادیر گزارش شده در ادامه، میانگین حدود بیست اندازه‌گیری در تصاویر مختلف است.

جهت بررسی میزان جدایش عناصر آلیاژی در مغز و نواحی بین دندریتی از آنالیز خطی EDS میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شده است. جدایش عناصر آلیاژی نیز با محاسبه جدایش عنصری (K) بررسی شده است که از تقسیم درصد وزنی یک عنصر آلیاژی در مغز دندریت (C_D) به درصد وزنی همان عنصر در ناحیه بین‌دندریتی (C_I) به دست آمده است ($K=C_D/C_I$) [9].

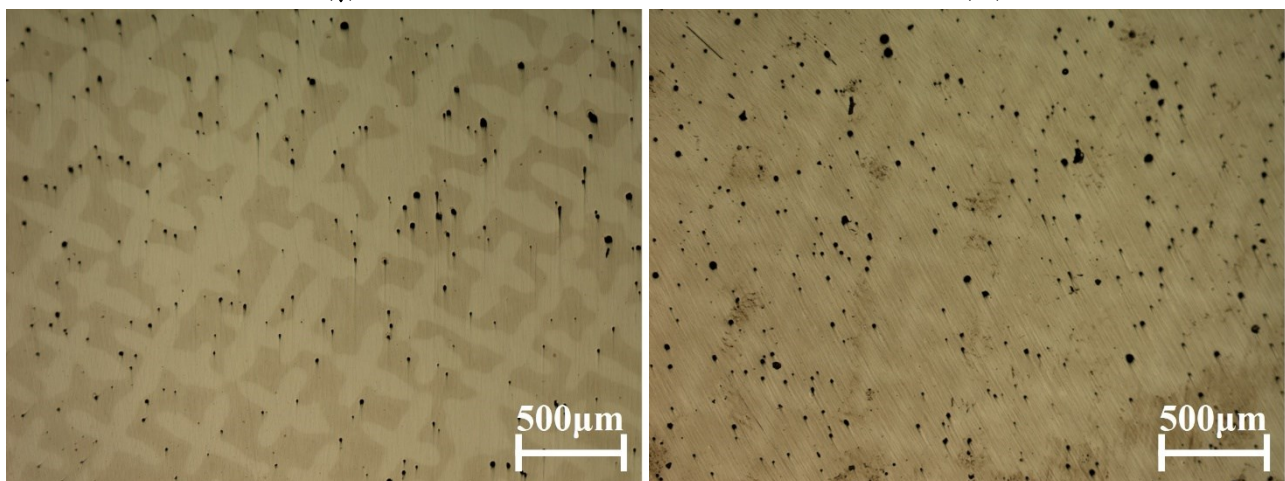
محاسبه کمی میزان تخلخل‌های موجود در تصاویر ریزساختاری، با آنالیز نرم‌افزاری پنج تصویر مختلف از مقطع عرضی نمونه‌ها و میانگین‌گیری، انجام شده و به صورت نمودار در شکل ۶ ارائه شده است.

قابل مشاهده هستند. لازم به ذکر است از تصاویر مقطع عرضی نظیر شکل ۵-الف برای محاسبه فاصله بین بازوهای دندردیتی اولیه (λ_1) و از تصاویر مقطع طولی مثل شکل ۵-ب برای محاسبه فاصله بین بازوهای دندردیتی ثانویه (λ_2) استفاده شده است.



(ب)

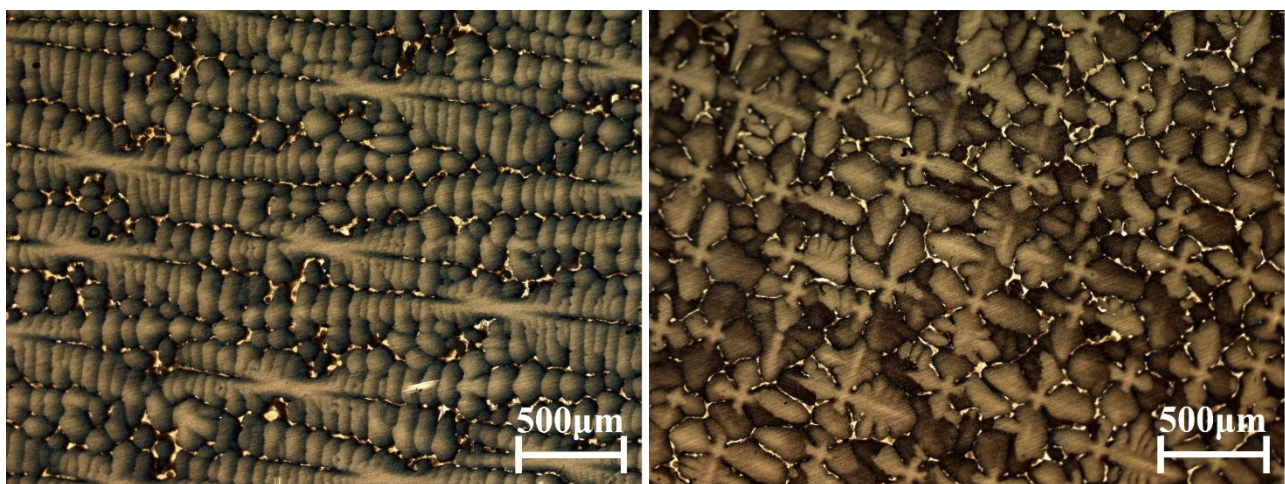
(الف)



(د)

(ج)

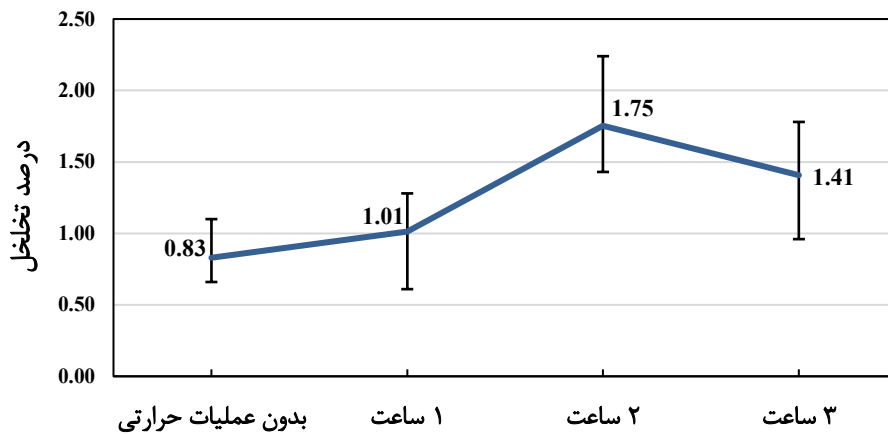
شکل ۴- تصاویر ریزساختاری مقطع عرضی از نمونه (الف) بدون عملیات حرارتی و نمونه‌های عملیات حرارتی شده که به مدت زمان (ب) ۱ ساعت، (ج) ۲ ساعت و (د) ۳ ساعت در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد نگهداری شده‌اند.



(ب)

(الف)

شکل ۵- تصاویر ریزساختاری مقاطع (الف) عرضی و (ب) طولی نمونه شاهد پس از اچ



شکل ۶- تأثیر زمان نگهداری نمونه‌ها در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد حین انجام عملیات محلولی بر درصد تخلخل‌ها

فرآیند نفوذ معکوس جامد، متغیر فاصله نفوذ، برابر با $\lambda_1/2$ است و هرچه این فاصله کمتر باشد، جدایش عناصر نیز کمتر بوده و عملیات محلولی تسهیل می‌گردد [24]. بر اساس نتایج حاصل از آنالیز پنج تصویر ریزساختاری مختلف از سطح مقطع عرضی نمونه ریختگی و اندازه‌گیری فاصله مغز تا مغز دندریت‌ها، میانگین فاصله بین بازوهای دندریتی اولیه (λ_1) در این نمونه، ۳۴۰ میکرومتر است که با نتایج دیگر پژوهشگران نیز مطابقت دارد و حتی کمتر نیز است که مطلوب‌تر بوده و نشان‌دهنده شیب دمایی مناسب در زمان انجماد است [12,24]. در حالی که فاصله بین بازوهای دندریتی ثانویه (λ_2) در این نمونه، بر اساس اندازه‌گیری روی تصاویر سطح مقطع طولی، ۸۷ میکرومتر است.

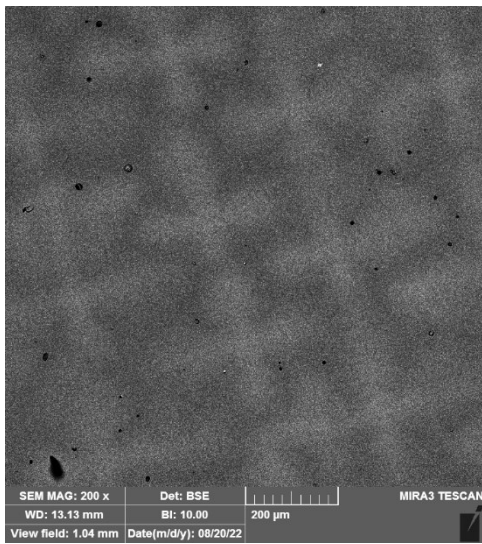
تصاویر میکروسکوپ الکترونی الکترون‌های برگشتی (BSE) در شکل ۷ قابل مشاهده است. بر اساس این تصاویر که نواحی دارای عناصر سنگین را روشن‌تر و نواحی با تجمع عناصر سبک را تیره‌تر نشان می‌دهد، می‌توان نتیجه گرفت که با انجام عملیات حرارتی، نفوذ عناصر انجام شده و ترکیب شیمیایی به حالت یکنواخت‌تری رسیده است. بعلاوه تصاویر شکل ۷، نشان‌دهنده افزایش میزان تخلخل‌ها با انجام عملیات محلولی نسبت به نمونه ریختگی است که تحلیل تصاویر شکل ۴ را نیز تأیید می‌نماید.

در تصاویر شکل‌های ۴، ۵ و ۷، یکنواخت‌تر شدن ریزساختار به دلیل انجام عملیات حرارتی محلولی، از نظر کیفی، مشاهده شد اما جهت بررسی کمی و میزان کارآمدی عملیات حرارتی اصلاحی، محاسبه جدایش عنصری به وسیله آنالیز خطی ترکیب شیمیایی روی ۱۰ نقطه نشان‌داده شده در تصویر میکروسکوپی شکل ۸ که مربوط به نمونه ریختگی است، انجام و نتیجه آن به صورت نمودار در شکل ۹ ارائه شده است. نقاط ۴ تا ۷ در تصویر شکل ۸، به‌عنوان ناحیه بین دندریتی و نقاط ۱ تا ۳ و ۸ تا ۱۰ نیز به‌عنوان نواحی درون دندریت در نظر گرفته شده‌اند.

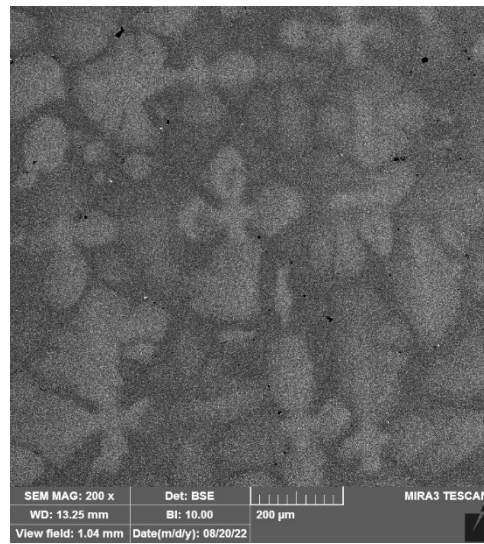
نمودار مذکور، نشان‌دهنده ایجاد تخلخل در خلال انجام عملیات محلولی بر اساس هر سه سیکل موجود در شکل ۳ است، که در توافق با نتایج پژوهش انجام شده توسط بوکشتاین و همکارانش [14]، است. با توجه به اینکه تخلخل‌های ناشی از انجماد، در عملیات حرارتی، حذف نمی‌شوند، درصد تخلخل‌ها در هیچ یک از نمونه‌های عملیات حرارتی شده نباید کمتر از نمونه ریختگی باشد اما خطوط خطا در نمودار شکل ۶، کمینه درصد تخلخل نمونه نگهداری شده به مدت ۱ ساعت در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد، را کمتر از کمینه درصد تخلخل نمونه ریختگی نشان می‌دهد که این موضوع می‌تواند به دلیل عدم یکنواختی متغیرهای انجمادی در نواحی مختلف قطعه اولیه باشد.

نمودار شکل ۶، همچنین ابتدا افزایش و سپس کاهش درصد تخلخل‌ها را با افزایش زمان نگهداری نمونه‌ها در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد که بالاترین دمای موجود در سیکل عملیات حرارتی محلولی است، نشان می‌دهد. نتایج به دست آمده در مورد درصد تخلخل نمونه‌ها، در توافق با نتایج مدل‌های تئوری ارائه شده توسط بوکشتاین و همکارانش [14]، است. تخلخل‌های ایجاد شده در خلال عملیات محلولی، با افزایش زمان قرارگیری در معرض دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد، به دلیل ایجاد فرصت جهت نفوذ متقابل عناصر سنگین‌تری که به زمان بیشتری برای نفوذ و پر کردن جای خالی عناصر سبک‌تر مهاجرت کرده، نیاز داشته‌اند، کاهش یافته‌اند. اگرچه خطوط خطا در نمودار شکل ۶ با یکدیگر همپوشانی دارد و به‌طور قطعی نمی‌توان افزایش و سپس کاهش تخلخل‌ها را تأیید نمود اما افزایش زمان نگهداری نمونه در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد بیش از ۱ ساعت، سبب افزایش محسوس درصد تخلخل‌ها شده است.

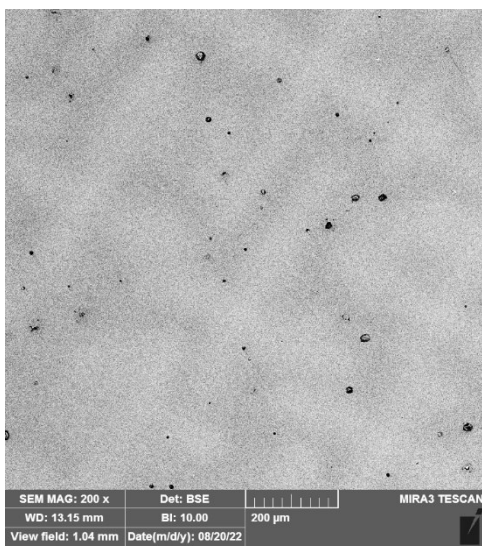
از جمله متغیرهای مهم در بحث نفوذ عناصر، فاصله بین بازوهای دندریتی اولیه (λ_1) و ثانویه (λ_2) است. این دو متغیر، تابع شرایط انجماد بوده و تأثیر زیادی بر خواص مکانیکی قطعه دارد. در



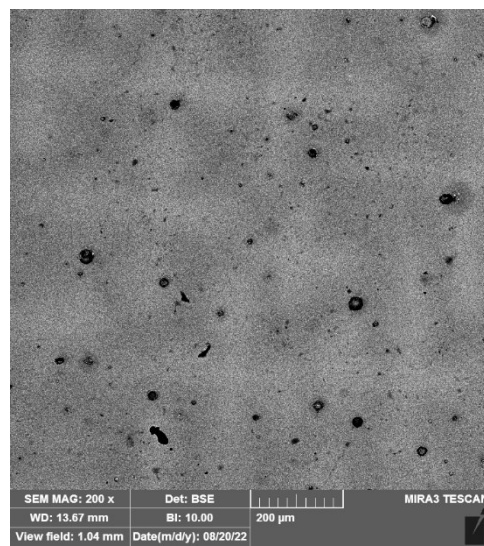
(ب)



(الف)

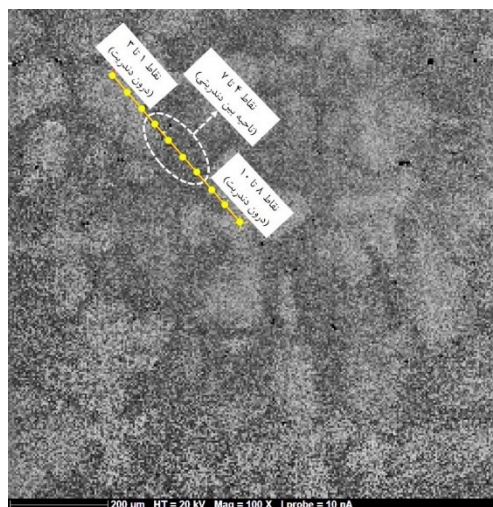


(د)



(ج)

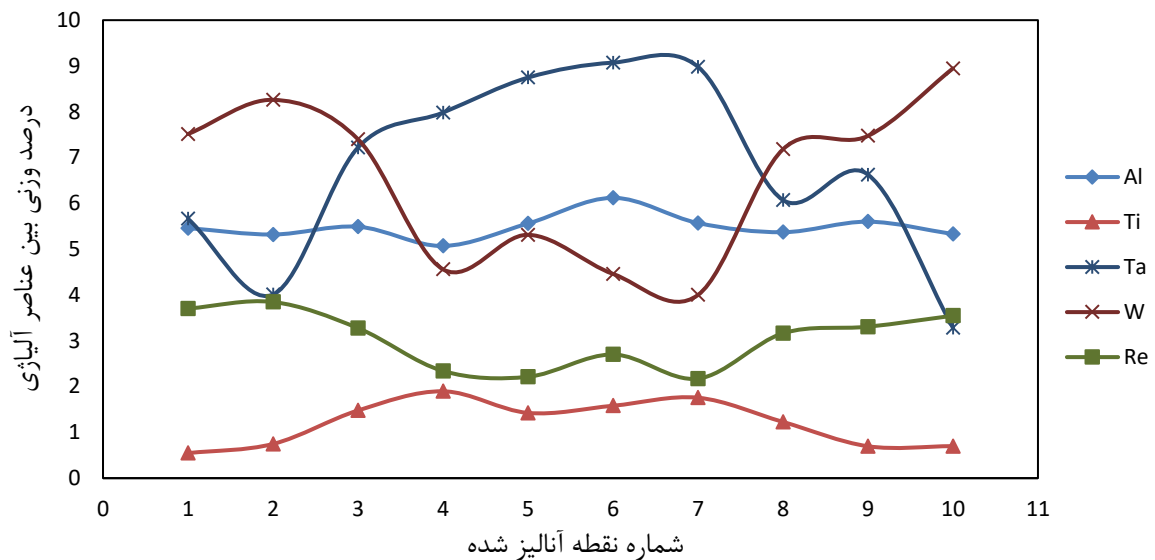
شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی (الکترون‌های برگشتی) در مقطع عرضی از نمونه (الف) ریختگی و نمونه‌های نگهداری شده به مدت زمان (ب) ۱ ساعت، (ج) ۲ ساعت و (د) ۳ ساعت در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد در خلال عملیات محلولی



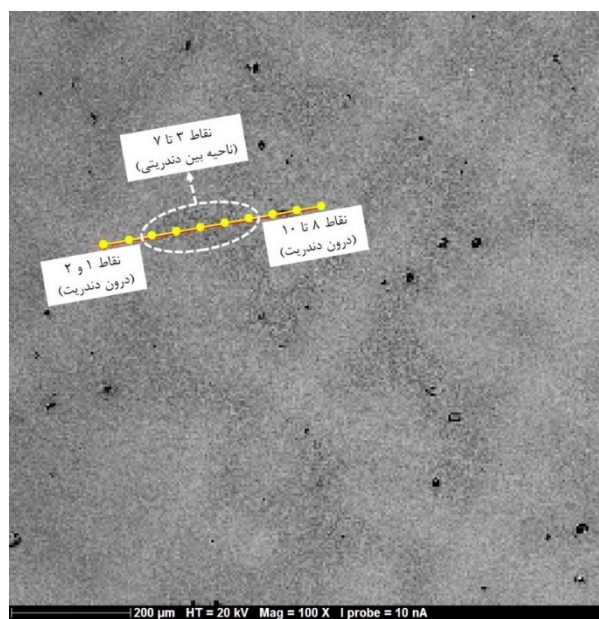
شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی (الکترون‌های برگشتی) مقطع عرضی نمونه ریختگی با نمایش نقاط آنالیز خطی

همراه نقاط آنالیز خطی ترکیب شیمیایی روی این نمونه، نشان می‌دهد. در تصویر شکل ۱۰ نیز بر اساس میزان روشنایی قسمت‌های مختلف تصویر که ناشی از عدد جرمی متفاوت عناصر موجود در آلیاژ است، نقاط ۳ تا ۷ به‌عنوان نواحی بین دندریتی و نقاط ۱ و ۲ و ۸ تا ۱۰ به‌عنوان نواحی دندریتی در نظر گرفته شده‌اند. نتیجه آنالیز خطی انجام شده روی تصویر شکل ۱۰ در قالب نمودارهای شکل ۱۱ قابل مشاهده است. مقایسه نمودارهای شکل ۱۱ با نمودارهای شکل ۹، تأثیر عملیات حرارتی محلولی سیکل شماره ۳ را بر کاهش جدایش عناصر آلیاژی مشخص می‌نماید؛ اما به‌منظور بررسی کمی، باید جدایش عناصر آلیاژی را محاسبه نمود.

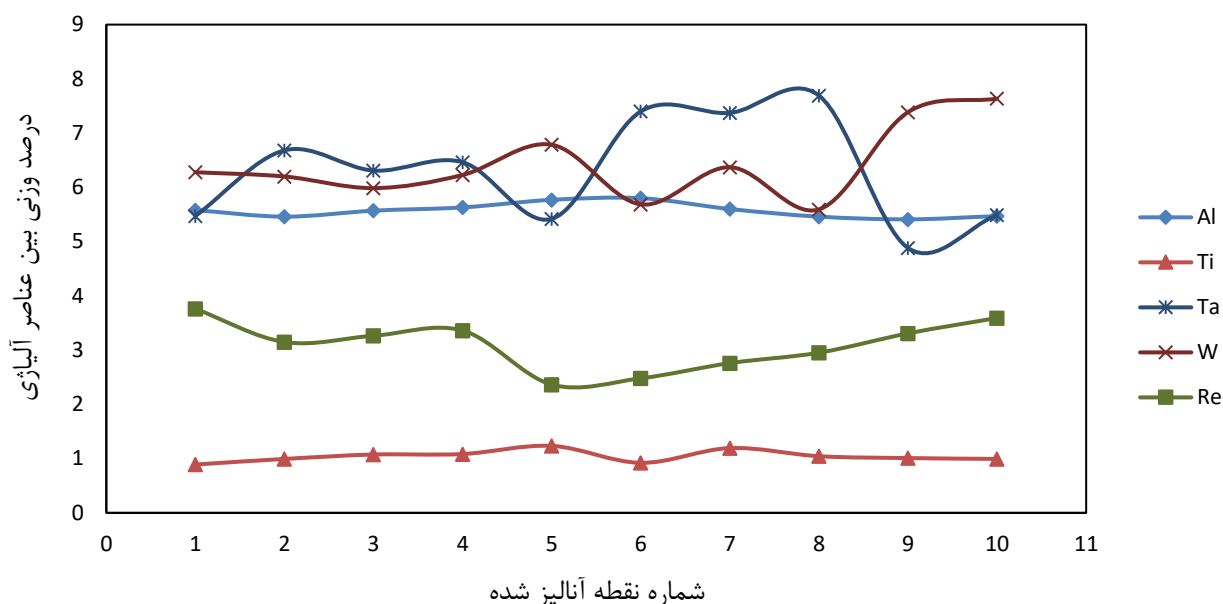
نتایج نمایش داده شده در نمودار شکل ۹ نشان‌دهنده جدایش عناصر سنگین نظیر Re و W و تجمع آن‌ها درون دندریت‌ها در خلال انجماد است. عناصر سبک Al و Ti نیز بر اساس نمودار شکل ۹ نسبتاً درصد وزنی بیشتری در ناحیه بین دندریتی نمونه ریختگی داشته‌اند، اگرچه میزان جدایش این عناصر به‌شدت دیگر عناصر بررسی شده نیست. عنصر Ta با وجود اینکه از جمله عناصر سنگین است، در نواحی بین دندریتی تجمع داشته که این موضوع، در توافق با نتایج به دست آمده توسط دیگر محققان است [9,10,11]. همچنین شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ الکترونی مقطع عرضی نمونه قرار داده شده به مدت ۳ ساعت در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد در خلال انجام عملیات محلولی، را به



شکل ۹- نمودار درصد عناصر در آنالیز خطی ترکیب شیمیایی نقاط شکل ۸



شکل ۱۰- تصویر میکروسکوپ الکترونی (الکترون‌های برگشتی) مقطع عرضی نمونه قرار داده شده به مدت ۳ ساعت در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد در خلال عملیات محلولی به همراه نمایش نقاط آنالیز خطی



شکل ۱۱- نمودار درصد عناصر در آنالیز خطی ترکیب شیمیایی نقاط شکل ۱۰

در تمامی نمونه‌ها بیش از ۱ است که نشان‌دهنده تمایل به تجمع عناصر سبک و سنگین (به جز Ta) به ترتیب در نواحی بین دندریتی و نواحی دندریتی است. اما با انجام عملیات حرارتی محلولی، در تمامی عناصر، جدایش به سمت عدد ۱ میل نموده است و با افزایش مدت‌زمان نگهداری نمونه‌ها در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد که بالاترین دمای سیکل عملیات حرارتی محلولی است، جدایش بیشتر به عدد ۱ نزدیک شده است.

با توجه به اینکه اختلاف ضرایب جدایش عناصر مختلف با عدد ۱، می‌تواند معیار بسیار خوبی جهت درک بهتر تأثیر عملیات محلولی بر جدایش عناصر آلیاژی و میزان موفقیت عملیات مذکور باشد، اختلاف ضرایب جدایش عناصر مختلف که در جدول ۲ ارائه شده با عدد ۱، در قالب نمودار ستونی شکل ۱۲ ارائه شده است. اختلاف مذکور در مورد عناصر سنگین، مثبت و در عناصر سبک که جدایش کمتر از ۱ دارند، منفی است.

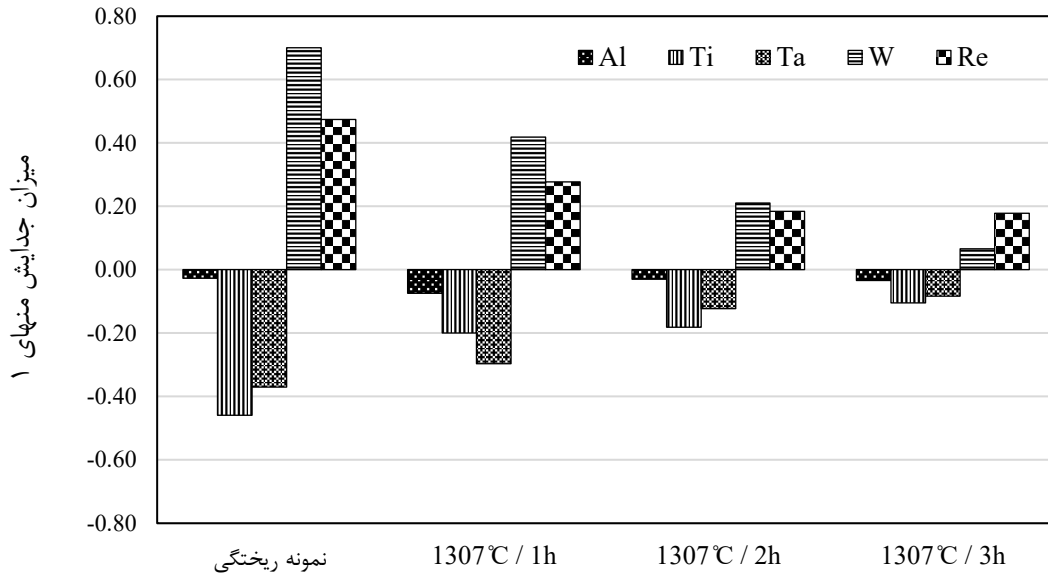
نمودارهای ستونی شکل ۱۲ در کنار یکدیگر، روند کاهش اختلاف ضرایب جدایش عناصر مختلف با عدد ۱ را با افزایش زمان قرارگیری در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد در خلال عملیات حرارتی محلولی، به خوبی نشان داده است. بر اساس این نتایج، جدایش در عناصر جدایش یافته در نواحی دندریتی و عناصر جدایش یافته در نواحی بین دندریتی، با افزایش زمان قرارگیری نمونه در بالاترین دمای عملیات محلولی، به میزان بیشتری به سمت عدد ۱ و حذف جدایش میل نموده است، اگرچه رفع کامل جدایش عناصر آلیاژی به وسیله انجام عملیات حرارتی، غیرممکن است [25].

بر اساس نمودارهای شکل ۱۱، انجام عملیات محلولی با سیکل شماره ۳، تأثیر بسیار مثبتی بر کاهش جدایش عناصر آلیاژی سنگین Re، Ta و W داشته است و همچنین جدایش عنصر سبک Ti را در نواحی بین دندریتی کاهش داده است. اگرچه جدایش عنصر Al نسبت به نمونه ریخته‌گری تغییر چندانی نداشته و از ابتدا جدایش قابل توجهی در مورد این عنصر ثبت نشده است. به منظور بررسی کمی میزان جدایش عناصر آلیاژی مختلف در نمونه‌ها، جدایش بر اساس فرمول $K = C_D / C_I$ (درصد وزنی عنصر آلیاژی در ناحیه دندریتی و C_I درصد وزنی همان عنصر در ناحیه بین دندریتی است) محاسبه و در جدول ۲ ارائه شده است.

جدول ۲- جدایش عناصر در نمونه‌های مختلف

نمونه / عنصر	ریختگی	نگهداری شده در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد		
		به مدت ۱ ساعت	به مدت ۲ ساعت	به مدت ۳ ساعت
Al	0.97	0.93	0.97	0.97
Ti	0.54	0.80	0.82	0.90
Ta	0.63	0.7	0.88	0.92
W	1.7	1.42	1.21	1.07
Re	1.47	1.28	1.18	1.18

بر اساس نتایج ارائه شده در جدول ۲ که مربوط به هر چهار نمونه بررسی شده در پژوهش حاضر است، جدایش عناصر سبک نظیر Al و Ti در تمامی نمونه‌ها کمتر از ۱ و جدایش عناصر Re و W



شکل ۱۲- نمودار ستونی اختلاف جدایش عناصر مختلف از عدد ۱

ساعت است و لذا مدت‌زمان در نظر گرفته شده در این پژوهش از نظر تئوری برای همگن‌سازی این عنصر کافی است. در مورد عنصر سنگین Re که ضریب نفوذ آن در زمینه نیکل در دمای ۱۳۰۰ درجه سانتی‌گراد، $2 \times 10^{-15} \text{ m}^2/\text{s}$ است [28]، زمان مورد نیاز جهت رساندن جدایش این عنصر در مغز دندریت از ۱/۷ در حالت ریختگی به ۱/۱ پس از عملیات محلولی، بر اساس محاسبات تئوری، ۲۵۰۰۰ ساعت است که در شرایط عملی امکان آن وجود ندارد. به‌علاوه زمان عملیات در سیکل استاندارد عملیات محلولی سوپرآلیاژ CMSX-4 نیز کمتر از مقدار محاسبه شده است. لذا به نظر می‌رسد تشکیل جاهای خالی حین جابجایی سریع عناصر سبک و دارای ضریب نفوذ بالا نظیر Ti و Al سبب تسهیل نفوذ عناصری از قبیل Re شده و زمان عملی نفوذ برای این عناصر را تا حد زیادی کاهش می‌دهد. نکته دیگری که باید به آن اشاره نمود، فاصله جابجایی عناصر حین نفوذ است که نصف فاصله بین بازوهای دندریتی اولیه است و در رابطه ۱ با نماد x آورده شده است. هرچه این فاصله کمتر باشد یا به‌عبارت‌دیگر ریزساختار قطعه ظریف‌تر باشد، زمان مورد نیاز برای عملیات محلولی نیز کاهش می‌یابد. به‌عنوان مثال در مورد عنصر Ta که ضریب نفوذ آن در زمینه نیکل در دمای ۱۳۰۰ درجه سانتی‌گراد، $10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$ است [28] و از نظر تئوری بر اساس رابطه ۱ حداقل زمان رساندن جدایش این عنصر در مغز دندریت از ۰/۶۳ به ۰/۹، ۳۲۰ ساعت است، چنانچه فاصله بین بازوهای دندریتی اولیه از ۳۴۰ میکرومتر کنونی به ۱۰۰ میکرومتر تنزل یابد، حداقل زمان تئوری، حدود ۹۰ درصد کاهش‌یافته و به ۲۸ ساعت می‌رسد.

از نظر تئوری، بر اساس رابطه (۱) و در اختیار داشتن ضرایب نفوذ عناصر و مدت‌زمان قرارگیری نمونه در دمای بالا، غلظت مورد انتظار پس از عملیات محلولی، قابل محاسبه است [26]:

$$\frac{C_{(x,t)} - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (1)$$

لازم به ذکر است در رابطه ۱، $C_{(x,t)}$ غلظت عنصر مورد نظر در مکان و زمان دلخواه، C_s غلظت عنصر در سطح، C_0 غلظت عنصر در زمان شروع، D ضریب نفوذ عنصر مذکور، t زمان عملیات و تابع erf نیز تابع خطا است [26]:

$$\operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\pi} \int_0^z e^{-y^2} dy \quad (2)$$

بر اساس رابطه ۱ چنانچه غلظت یک عنصر در مغز دندریت و ناحیه بین دندریتی به ترتیب C_0 و C_s در نظر گرفته شود و غلظت همان عنصر پس از عملیات حرارتی در مغز دندریت $C_{(x,t)}$ باشد، با در اختیار داشتن ضریب نفوذ آن عنصر در دمای عملیات محلولی، حداقل زمان مورد نیاز جهت همگن‌سازی قابل محاسبه است. بنابراین در مورد عنصر Ti که تمایل به جدایش در ناحیه بین دندریتی را دارد و جدایش آن در نمونه ریختگی طبق جدول ۲، برابر با ۰/۵۴ است، نسبت $C_0 = 0.54C_s$ برقرار است. هدف از انجام عملیات محلولی، افزایش غلظت این عنصر در مغز دندریت است، لذا اگر فرض شود پس از عملیات محلولی مطلوب، رابطه $C_{(x,t)} = 0.9C_s$ برقرار باشد، حداقل زمان مورد نیاز با توجه به ضریب نفوذ عنصر Ti در زمینه نیکل در دمای ۱۳۰۰ درجه سانتی‌گراد که برابر با $4.05 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$ است [27]، حدود ۱

۴- نتیجه‌گیری

حرارتی و کاهش جدایش عنصر Re به زیر ۱۰ درصد همچون سایر عناصر، ناموفق بوده است.

۶- حداقل زمان مورد نیاز جهت همگن‌سازی عناصر سنگین نظیر Re، W و Ti بر اساس رابطه تئوری نفوذ در حالت جامد، بسیار طولانی و در مواردی هزاران ساعت است که با مشاهدات تجربی هم‌خوانی ندارد. لذا به نظر می‌رسد که نفوذ سریع عناصر سبک نظیر Al و Ti و تشکیل جاهای خالی، نفوذ عناصر سنگین را تا حد زیادی تسهیل می‌نماید.

مراجع

- [1] Alejandro G., Fornaro O., Palacio H., Characterization of solution and precipitation temperature in CMSX-4 superalloy, *Procedia Materials Science*, 2015, 8, 1127-1132.
- [2] Wilson B. C., Hickman J. A., Fuchs G. E., The effect of solution heat treatment on a single-crystal Ni-based superalloy, *JOM*, 2003, 55(3) 35-40.
- [3] Basak A., Suman D., Effect of heat treatment on the microstructures of CMSX-4® processed through scanning laser epitaxy (SLE), *International Solid Freeform Fabrication Symposium*, University of Texas at Austin, 2017.
- [4] Harris K., Wahl J. B., Improved single crystal superalloys, CMSX-4 (SLS)[La+Y] and CMSX-486, *Superalloys*, 2004, 45-52.
- [5] Ramsperger M., Mújica Roncery L., Lopez-Galilea I., Singer R. F., Theisen W., Körner C., Solution heat treatment of the single crystal nickel-base superalloy CMSX-4 fabricated by selective electron beam melting, *Advanced Engineering Materials*, 2015, 17(10) 1486-1493.
- [6] Cheng A., et al., Investigation on solution heat treatment response and γ' solvus temperature of a Mo-rich second generation Ni based single crystal superalloy, *Intermetallics*, 2020, 125, 106896.
- [7] Ges A., Fornaro O., Palacio H., Characterization of solution and precipitation temperature in CMSX-4 superalloy, *Procedia Materials Science*, 2015, 8, 1127-1132.
- [8] Fuchs G. E., Solution heat treatment response of a third generation single crystal Ni-base superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 300(1-2) 52-60.
- [9] Condruz M. R., Matache G., Paraschiv A., Pușcașu C., Homogenization heat treatment and segregation analysis of equiaxed CMSX-4 superalloy for gas turbine components, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2018, 134(1) 443-453.
- [10] Paraschiv A., Matache G., Pușcașu C., The effect of heat treatment on the homogenization of CMSX-4 Single-Crystal Ni-Based Superalloy, *Transportation Research Procedia*, 2018, 29, 303-311.
- [11] Szczotok A., Chmiela B., Effect of heat treatment on chemical segregation in CMSX-4 nickel-base superalloy, *Journal of materials engineering and performance*, 2014, 23(8) 2739-2747.
- [12] Zhang J., Li J., Jin T., Sun X., Hu Z., Effect of solidification parameters on the microstructure and creep property of a single crystal Ni-base superalloy, *Journal of Materials Science & Technology*, 2010, 26(10) 889-894.
- [13] Wang F., Ma D., Bogner S., Bührig Polaczek A., Influence of processing parameters on the solidification behavior of single-crystal CMSX-4 superalloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, 47, 3703-3712.
- [14] Bokstein B. S., Epishin A. I., Link T., Esin V. A., Rodin A. O., Svetlov I. L., Model for the porosity growth in single-

- ۱- نتایج بررسی ریزساختاری نمونه‌های عملیات حرارتی شده، نشان دهنده ایجاد تخلخل‌های جدید نوع H حین انجام عملیات حرارتی محلولی است که حتی عملیات حرارتی طراحی شده شامل ۳ ساعت قرارگیری در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد نیز در حذف کامل تخلخل‌های جدید به وجود آمده، موفق نبوده است و میانگین درصد کل تخلخل‌ها از ۰/۸۳ در نمونه ریختگی به ۱/۴۱ در نمونه پس از عملیات حرارتی محلولی با بیشترین زمان، افزایش یافته است.
- ۲- میانگین درصد کل تخلخل در نمونه‌ها، پس از عملیات حرارتی محلولی با ۱، ۲ و ۳ ساعت قرارگیری در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد که بالاترین دمای سیکل ارائه شده است، به ترتیب ۱/۰۱، ۱/۷۵ و ۱/۴۱ درصد بوده است که نشان‌دهنده روند افزایشی و سپس کاهش با افزایش زمان عملیات حرارتی محلولی است که در توافق با مدل تئوری ارائه شده توسط بوکشتاین و همکارانش است.
- ۲- حوضچه‌های یوتکتیک که از جمله عیوب ریخته‌گری تک‌بلور است و در نمونه ریختگی، حدود ۹ درصد حجمی نمونه را بر اساس آنالیز تصاویر ریزساختاری شامل می‌گردد، در هر سه سیکل عملیات حرارتی محلولی انجام شده در پژوهش حاضر، از بین رفته‌اند.
- ۳- تغییرات جدایش عناصر آلیاژی Al، Ti، Ta، W و Re در نواحی بین‌دندریتی نسبت به مغز دندریت‌ها، پس از سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی محلولی به مدت‌زمان کل ۸/۵، ۹/۵ و ۱۰/۵ ساعت، نشان‌دهنده روند کاهش می‌زان جدایش عناصر آلیاژی با افزایش مدت‌زمان عملیات محلولی است.
- ۴- طولانی‌ترین عملیات محلولی اجرا شده روی نمونه‌ها که ۱۰/۵ ساعت به طول انجامیده و شامل قرارگیری نمونه به مدت‌زمان ۳ ساعت در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد است، بر اساس نتایج آنالیز عنصری، سبب کاهش جدایش عناصر آلیاژی Al، Ti، Ta، W و Re به ترتیب به میزان ۷۸، ۷۸ و ۹۰ درصد شده است؛ اگرچه روی جدایش عنصر Al تأثیر مثبتی نداشته است و عنصر Re نیز همچنان ۱۸ درصد جدایش دارد.
- ۵- عملیات محلولی ارائه شده جهت همگن‌سازی تک‌بلور سوپرآلیاژ CMSX-4 به مدت ۱۰/۵ ساعت که شامل قرارگیری نمونه به مدت ۳ ساعت در دمای ۱۳۰۷ درجه سانتی‌گراد است، اگرچه برخی اهداف را محقق نمود؛ در حذف کامل تخلخل‌های تشکیل شده در خلال عملیات

- crystal nickel-base superalloys during homogenization, *Scripta Materialia*, 2007, 57(9) 801-804.
- [15] Paraschiv A., Matache G., Puscasu C., The effect of heat treatment on the homogenization of CMSX-4 Single-Crystal Ni-Based Superalloy, *Transportation Research Procedia*, 2018, 29, 303-311.
- [16] Szczotok A., Przeliorz R., Phase transformations in CMSX-4 nickel-base superalloy, In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2012, 35(1) 12005.
- [17] Epishin A. I., Svetlov I. L., Evolution of pore morphology in single-crystals of nickel-base superalloys, *Inorganic Materials: Applied Research*, 2016, 7(1) 45-52.
- [18] Yue Q., Liu L., Yang W., Huang T., Zhang J., Fu H., Zhao X., Influence of withdrawal rate on the porosity in a third-generation Ni-based single crystal superalloy, *Progress in Natural Science: Materials International*, 2017, 27, 236-243.
- [19] Epishin A., Link T., Svetlov I. L., Nolze G., Neumann R. S., Lucas H., Mechanism of porosity growth during homogenisation in single crystal nickel-based superalloys, *International Journal of Materials Research*, 2013, 104(8) 776-782.
- [20] Vandersluis E., Ravindran C., Comparison of measurement methods for secondary dendrite arm spacing, *Metallography Microstructure and Analysis*, 2017, 6(1) 89-94.
- [21] Szczotok A., Effect of two different solutionizing heat treatments on the microstructure of the CMSX-4 Ni-based superalloy, In *Solid State Phenomena*, Trans Tech Publications, 2016, 246, 15-18.
- [22] Kwon S., Shin J., Rim G., Sung G., Yoon B., Jung E., Lee J., Microstructural evolution with solidification rate and heat-treatment of single crystal superalloy CMSX-4 grown using seed, *Korean Journal of Metals and Materials*, 2018, 56, 745-754.
- [23] Matuszewski K., Matysiak H., Jaroszewicz J., De Nolf W., Kubiak K., Kurzydłowski K. J., Influence of Bridgman process conditions on microstructure and porosity of single crystal Ni-base superalloy CMSX-4., *International Journal of Cast Metals Research*, 2014, 27, 329-335.
- [24] Wang F., Ma D., Mao Y., Bogner S., Bührig Polaczek A., Influence of the size effect on the microstructures of the DWDS and Bridgman solidified single-crystal CMSX-4 superalloy, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2016, 47, 76-84.
- [25] Ma D. and Bührig-Polaczek A., The geometrical effect on freckle formation in the directionally solidified superalloy CMSX-4, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45, 1435-1444.
- [26] Shewmon P., *Diffusion in solids*, Springer, 2016.
- [27] Sohrabi M. J., Mirzadeh H., Interdiffusion coefficients of alloying elements in a typical Ni-based superalloy, *Vacuum*, 2019, 169, 108875.
- [28] Ur-rehman H., Solid solution strengthening and diffusion in nickel-and cobalt-based superalloys, PhD Thesis. Dissertation, Friedrich Alexander Universität, Nürnberg, 2016.



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Effect of Solutionizing Heat Treatment Duration on the Microstructural Defects of CMSX-4 Single Crystal

Ali Jadidi ¹, Masumeh Seifollahi ^{2*}, Seyed Mahdi Abbasi ³

1. PhD Student, Materials Department, Malek Ashtar University of Technology, Iran

2. Assistant Professor, Materials Department, Malek Ashtar University of Technology, Iran

3. Professor, Materials Department, Malek Ashtar University of Technology, Iran

* Corresponding author: Email: m_seifollahi@mut.ac.ir

Paper history:

Received: 10 December 2022

Accepted: 09 May 2023

Abstract:

The purpose of this research is to investigate the possibility of reducing the solutionizing heat treatment duration of CMSX-4 single-crystal superalloy, which normally takes about 18 to 20 hours according to the standard. In this research, three solution heat treatment cycles with reduced time on single crystal samples of CMSX-4 superalloy made by the vertical Bridgman method, has been done and its results have been analyzed. The separation of alloying elements, the percentage of eutectic pools and the amount of porosities have been accurately evaluated based on microstructural measurements with optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM) and energy diffraction spectroscopy (EDS). The results showed that the solutionizing treatment performed with a reduced duration compared to the standard, caused the complete removal of inter-dendritic eutectic pools and the segregation of alloy elements has been reduced by about 30% on average compared to the as-cast sample. But the results have shown that even the longest suggested heat treatment duration was not enough to remove the porosity formed during the solutionizing process and the percentage of porosity has been reached from 0.83% in the as-cast sample to 1.01, 1.75 and 1.41% in heat treated samples for 8.5, 9.5 and 10.5 hours respectively.

Keywords:

Single Crystal Superalloy,
CMSX-4,
Solutionizing heat treatment,
Alloying elements
segregation.

Please cite this article using:

Ali Jadidi, Masumeh Seifollahi, Seyed Mahdi Abbasi, Effect of Solutionizing Heat Treatment Duration on the Microstructural Defects of CMSX-4 Single Crystal, in Persian, Founding Research Journal, 2022, 6(2) 143-155.

DOI: 10.22034/FRJ.2023.376106.1169

Journal homepage: www.foundingjournal.ir