



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

The Effect of Precipitation Hardening on Microstructural Characteristics of Directionally Solidified Nickel-Based Superalloy GTD-111

Parastoo Fallah^{1*}, Amir Kebriyaei², Naser Varahram³

1. M.Sc., Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology

2. PhD Student, Materials Engineering, Materials and Energy Research Center, Iran

3. Associate Professor, Department of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology

Received 16 February 2018
Accepted 04 April 2018

Abstract:

The Ni-based superalloy GTD-111 possesses excellent hot corrosion resistance, oxidation resistance and high strength at elevated temperature; accordingly, the alloy is used in manufacturing of the first stage blades of powerful gas turbines. In this study, the effect of homogenization treatment, partial dissolution with two different cooling rates (air and water) along with aging on the microstructure and micro hardness of directionally solidified GTD-111 were studied. To this end, cylindrical specimen (diameter of 10 mm and height of 40 mm) with columnar-grained structure were produced under growth rate of 6mm/min using Bridgman technique. The macro-structural studies of the DS GTD-111 specimen show that the columnar grains along the longitudinal direction of specimen were provided by temperature gradient in liquid metal. Microstructural analyses illustrate that homogenization treatment led to dissolution of a portion of primary γ' precipitates. Furthermore, the primary γ' precipitates in the specimen that was cooled in water after partial solution treatment, were spherical and cubic with curved corner. However, the primary γ' precipitates were angular cubic in the specimen which was cooled in air after partial solution treatment. Since the γ matrix became supersaturated during the homogenization and partial solution treatment, aging process was effective on nucleation and growth of secondary γ' precipitates. This was especially more substantial in the specimen which was cooled in water after partial solution. Hardness of the DS specimen was reduced after homogenization. While, aging resulted in increasing the hardness of the DS specimen due to the improvement of morphology, size and distribution of γ' .

Keywords:

Directional
Solidification,
Nickel-based super-alloy,
Bridgman Technique,
Partial Solution,
Gamma Prime.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:

Fallah P., Kebriyaei A., Varahram N., The Effect of Precipitation Hardening on Microstructural Characteristics of Directionally Solidified Nickel-Based Superalloy GTD-111, in Persian, Founding Research Journal, 2017, 1(2) 109-120.
DOI: 10.22034/frj.2018.119582.1025

* Corresponding Author:

Parastoo Fallah, Master of Science

Address: Department of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology,

E-mail: p935f@yahoo.com



فصل‌نامه علمی پژوهشی

انجمن علمی ریخته‌گری ایران

پژوهش‌نامه ریخته‌گری

بررسی اثر رسوب سختی بر ریزساختار انجماد جهت‌دار یافته سوپر آلیاژ پایه نیکل GTD-111

پرستو فلاح^۱، امیر کبریایی^{۲*}، ناصر وره‌رام^۳

۱- کارشناس ارشد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، p935f@yahoo.com (نویسنده مکاتبه کننده)

۲- دانشجوی دکترا، دانشکده مهندسی مواد، پژوهشگاه مواد و انرژی، amirkebriyaei@gmail.com

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، naserv@sharif.edu

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۶/۱۱/۲۷

پذیرش: ۱۳۹۷/۰۱/۱۵

سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 به دلیل مقاومت به خوردگی داغ و اکسیداسیون عالی و استحکام مکانیکی مناسب در دمای بالا در ساخت پره‌های ردیف اول توربین‌های گازی نیروگاهی کاربرد دارد. در این تحقیق تأثیر عملیات همگن‌سازی، انحلال جزئی با دو نرخ سرمایش (آب و هوا) و پیرسازی بر ساختار و سختی سوپرآلیاژ جهت‌دار شده GTD-111 بررسی شد. به این منظور نمونه استوانه‌ای با دانه‌بندی جهت‌دار به قطر ۱۰ میلیمتر و ارتفاع ۴۰ میلیمتر به روش بریجمن با سرعت کشش قالب ۶ میلیمتر بر دقیقه تهیه شد. مشاهدات درشت‌ساختاری نمونه جهت‌دار، حضور دانه‌های کشیده شده در راستای طولی نمونه را به علت اعمال گرادیان دمایی در مذاب تأیید کرد. همچنین بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که عملیات همگن‌سازی باعث انحلال بخشی از رسوبات گاماپرایم اولیه در زمینه شد. بعلاوه، رسوبات گاماپرایم اولیه در نمونه سرد شده در آب از دمای انحلال جزئی دارای مورفولوژی کروی و مکعبی با گوشه‌های پخ‌دار و در نمونه سرد شده در هوا بصورت مکعبی گوشه‌دار بود. عملیات پیرسازی نیز به دلیل فوق‌اشباعیت زمینه از عناصر آلیاژی در حین فرآیند همگن‌سازی و انحلال جزئی، تأثیر عمده‌ای روی جوانه‌زنی و رشد رسوبات گاماپرایم ثانویه داشت که این اثر برای نمونه‌های سرد شده در آب از مرحله انحلال جزئی چشم‌گیرتر بود. نتایج سختی سنجی کاهش میزان سختی را پس از عملیات همگن‌سازی نشان داد. بعد از فرآیند پیرسازی نیز به دلیل بهبود مورفولوژی، اندازه و توزیع رسوبات افزایش سختی در نمونه‌ها ملاحظه شد.

واژه‌های کلیدی:

انجماد جهت‌دار، سوپرآلیاژ پایه نیکل، روش بریجمن، انحلال جزئی، گاماپرایم.

۱- مقدمه

ساختار ستونی با دانه‌های جهت‌گیری شده به موازات محور تنش، کارایی آن را تا حد زیادی افزایش داد. به طور کلی سوپرآلیاژهای جهت‌دار شده نسبت به ساختارهای هم‌محور خواص خزشی بهتر، مقاومت در برابر خستگی حرارتی و کاهش در پراکندگی خواص مکانیکی را از خود نشان می‌دهند [۳].

برای دستیابی به ساختار انجمادی جهت‌دار، کنترل گرادیان دمایی در مذاب جلوی فصل مشترک جامد/مایع (G) و سرعت حرکت قالب (R) اهمیت دارد. با کاهش نسبت G/R رشد فصل مشترک به ترتیب از حالت صفحه‌ای به سلولی، دندریت درشت، دندریت ظریف، دندریت-سلول بسیار ظریف و هم‌محور تبدیل می‌شود [۴].

سوپرآلیاژ پایه نیکل ریخته‌گری به علت استحکام خزشی مناسب، مقاومت به خوردگی داغ و اکسیداسیون عالی در تولید پره‌های توربین گازی کاربرد عمده دارند [۱]. از جمله سوپرآلیاژهای پایه نیکل، آلیاژ GTD-111 با قابلیت رسوب‌سخت شونده است که در دهه هفتاد میلادی طراحی شد و در دهه هشتاد در ساخت پره‌های ردیف اول توربین‌های گازی نیروگاهی به کار گرفته شد [۲].

با توجه به بالا بودن دمای سرویس قطعات ساخته شده از این سوپرآلیاژ، بحث مقاومت به خزش آن‌ها از اهمیت به سزایی برخوردار است. آنجا که مرزدانه‌ها در دمای بالا در اثر مکانیزم‌های مختلف باعث کاهش مقاومت به خزش می‌شود، لذا می‌توان با استفاده از انجماد جهت‌دار و ایجاد

اشباع (ایجاد شده بعد از عملیات حرارتی انحلالی) افزایش می‌دهد. عوامل مؤثر بر انتخاب یا تعداد مراحل پیرسخت کردن و زمان و دمای رسوب‌گذاری شامل نوع و تعداد فازهای رسوبی، اندازه رسوب، ترکیب استحکام و انعطاف‌پذیری مورد نظر است [۷].

در این پژوهش، یک نمونه جهت‌دار استوانه‌ای به قطر ۱۰mm به روش بریجمن با سرعت کشش قالب ۶mm/min تولید شد. در ادامه پس از بررسی ساختار انجمادی آن، اثر عملیات حرارتی همگن‌سازی، عملیات حرارتی انحلال جزئی و پیرسازی بر مورفولوژی، اندازه، کسر حجمی و توزیع رسوبات گاماپرایم در ساختار بررسی شد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- ماده اولیه

در این پژوهش از شمش سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 برای ذوب و سپس ریخته‌گری جهت‌دار استفاده شد. ترکیب شیمیایی این آلیاژ توسط طیف نگار نشر اتمی تعیین شد که نتایج آن در جدول (۱) ارائه شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، آنالیز عنصری شمش مورد استفاده با ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ GTD-111 ارائه شده در منابع [۲] مطابقت دارد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ GTD-111 مورد استفاده

عنصر	Ti	Co	Cr	Ni	عنصر
٪وزنی	۴/۴۹	۹/۳۲	۱۳/۸۴	Bal.	٪وزنی
عنصر	Mo	Ta	Al	W	عنصر
٪وزنی	۱/۴۳	۲/۱۷	۳/۳۱	۴/۳۲	٪وزنی

۲-۲- فرآیند انجماد جهت‌دار

فرآیند انجماد جهت‌دار در یک کوره بریجمن آزمایشگاهی تحت خلأ به میزان 10^{-2} Torr انجام شد. به این منظور از یک قالب آلومینایی با درجه خلوص ۹۹/۹۹٪ جهت ذوب شمش‌ها و یک استوانه گرافیتی با انتهای بسته به نام ساسپتور در اطراف قالب به منظور ایجاد انتقال حرارت یکنواخت به بوتله سرامیکی محتوی مذاب استفاده شد. مدت زمان ۱۰ دقیقه (پس از آغاز ذوب) به منظور پایداری و یکنواختی دمای مذاب آلیاژ در نظر گرفته شد. سپس مجموعه قالب و ساسپتور توسط سیستم الکترومکانیکی با سرعت ۶mm/min و تحت گرادیان دمایی مذاب ۳°C/mm

یکی از راه‌کارهای تولید ساختارهای جهت‌دار، روش بریجمن است. در این روش قالب سرامیکی ته باز پس از اتصال روی مبرد آب‌گرد، درون کوره تک منطقه‌ای قرار می‌گیرد. پس از بارریزی مذاب در قالب به منظور دستیابی به ساختار انجمادی جهت‌دار، یک گرادیان دمایی مناسب در مذاب ایجاد شده و در جهت مشخص به صورت ثابت نگه داشته می‌شود. نهایتاً انجماد جهت‌دار از طریق پایین کشیدن قالب از کوره و یا بالا کشیدن کوره انجام می‌شود [۵، ۶].

در حالت کلی، سوپرآلیاژهای پایه نیکل اعم از آلیاژهای رسوب سخت‌شونده یا غیر آن، نیاز به عملیات حرارتی دارند تا با تغییر ریزساختار خود، خواص مکانیکی مطلوب برای استفاده در ساخت قطعات را بدست آورند [۷]. همچنین جدایش‌هایی که در حین انجماد اتفاق می‌افتد، منجر به توزیع غیریکنواخت رسوبات شده و می‌تواند باعث تشکیل فازهای ثانویه در فضاهای بین دندردستی شود. این اثرات حتی زمانی که ذرات مورد بحث گاماپرایم باشد، می‌تواند مضر باشد [۱]. بنابراین راه‌حل مورد نظر استفاده از عملیات حرارتی همگن‌سازی است که منجر به کاهش و یا حذف جدایش عناصر آلیاژی و انحلال رسوبات می‌شود [۸، ۹].

بازه دمایی عملیات حرارتی انحلالی از نظر تئوری بوسیله دماهای حد حلالیت و سالیدوس آلیاژ مربوطه تعریف می‌شود [۱]. بر اساس گزارش‌های Trexler و همکارانش [۱۰]، بهترین دمای حل‌سازی رسوبات گاماپرایم در سوپرآلیاژ GTD-111 جهت‌دار، ۱۲۰۰°C است که با سه روش دیلاتومتری، عملیات حرارتی / متالوگرافی و همچنین آنالیز حرارتی افتراقی DTA بدست آمده است.

رسوبات گاماپرایم اولیه حاصل از عملیات همگن‌سازی معمولاً درشت و از مورفولوژی غیر یکسان برخوردارند و خواص مکانیکی خوبی ایجاد نمی‌کنند. در نتیجه یک عملیات حرارتی انحلالی جزئی نیز انجام می‌شود. هدف از این مرحله بهینه‌سازی اندازه رسوبات گاماپرایم، مورفولوژی و کسر حجمی آن‌ها با انحلال جزئی گاماپرایم‌های اولیه است. انتخاب دمای انحلال جزئی به میزان تمایل آلیاژ به تشکیل فازهای مضر TCP بستگی دارد. دمای انحلال جزئی رسوبات در آلیاژ GTD-111 حدود ۱۱۲۰°C تعیین شده است [۸].

عملیات حرارتی رسوب‌سختی، استحکام آلیاژهای پیرسخت شونده را به دلیل رسوب یک یا چند فاز در زمینه فوق

ثانیه حکاکی شد. در نهایت مشاهده ساختار دانه‌ای و جهت‌گیری آن توسط استریو میکروسکوپ مدل OLYMPUS- SZH10 صورت گرفت. مطالعات SEM با هدف بررسی مورفولوژی، اندازه و کسر حجمی رسوبات گاماپرایم در نمونه‌های ریخته‌گری جهت‌دار و پس از هر مرحله از سیکل عملیات حرارتی اعمالی انجام شد. به همین ترتیب، نمونه‌ها پس از آماده‌سازی سطح، مطابق با شرایطی که در جدول (۲) نشان داده شده است، به صورت الکتروشیمیایی حکاکی شدند. بررسی‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) TEScan مدل MIRA3 انجام شد.

در هر مرحله جهت تعیین کسر حجمی و اندازه رسوبات گاماپرایم و همچنین محاسبه فاکتور کرویت نیز از نرم افزار آنالیز تصویری Clemex استفاده گردید.

در نهایت به منظور بررسی پروفیل سختی در راستای طولی نمونه ریخته‌گری جهت‌دار و همچنین نحوه اثر گذاری عملیات حرارتی همگن‌سازی و پیرسازی بر سختی آن، از آزمون سختی‌سنجی میکرو ویکرز مطابق با استاندارد ASTM E92-82 [۱۱] و تحت نیروی ۱۰۰ گرم و زمان نگهداری ۲۵ ثانیه به کار گرفته شد. مدل دستگاه سختی‌سنجی مورد استفاده Leitz wetlar بود.

جدول ۲- شرایط حکاکی الکتروشیمیایی

محل	ولتاژ (ولت)	زمان (ثانیه)
۱۰ گرم اسید اگزالیک + ۱۰۰ میلی لیتر آب مقطر	۲/۵	۱۰

۳- نتایج و بحث

۳-۱- درشت ساختار نمونه ریخته‌گری جهت‌دار

شکل (۱) دانه‌بندی نمونه شمش پلی‌کریستال مورد استفاده جهت ذوب و نمونه ریخته‌گری جهت‌دار تولید شده با سرعت رشد ۶mm/min را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل (۱-الف) مشاهده می‌شود، ساختار نمونه پلی‌کریستال حاوی دانه‌های هم‌محور و بدون جهت‌گیری خاصی است. در حالی که می‌توان کشیدگی دانه‌ها را در مقطع طولی نمونه جهت‌دار در شکل (۱-ب) مشاهده کرد که نشان از انتقال حرارت یک‌طرفه در حین فرآیند انجماد جهت‌دار دارد. با دور شدن از ابتدای قالب، تعداد دانه‌ها کاهش و اندازه آن‌ها افزایش می‌یابد. علت این موضوع، مکانیزم رشد

از ناحیه داغ کوره با دمای 1600°C به سمت ناحیه سرد حرکت داده شدند. پس از اتمام عملیات ریخته‌گری و انجماد، نمونه استوانه‌ای جهت‌دار به قطر ۱۰mm و طول ۴۰mm تولید شد.

۳-۲- عملیات حرارتی

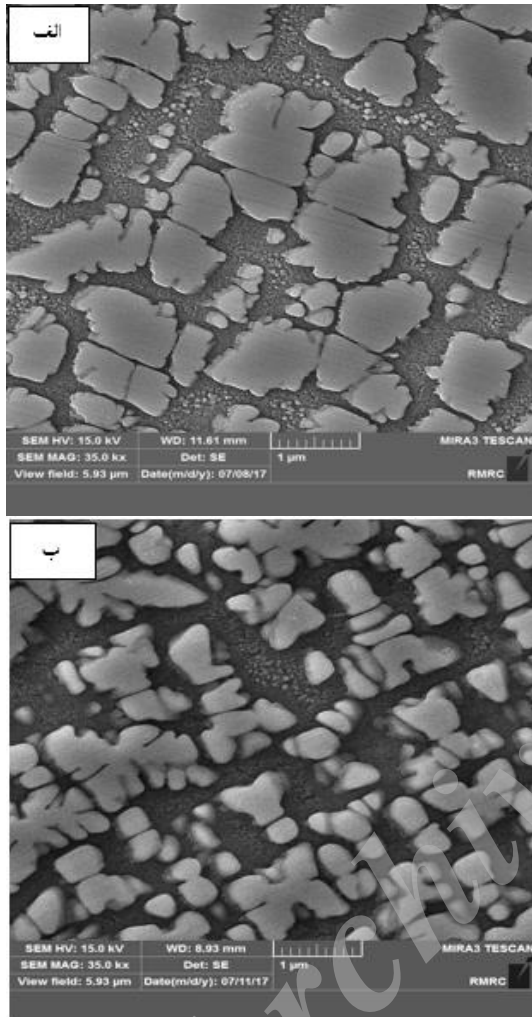
نمونه جهت‌دار ریخته‌گری در کوره مقاومتی تحت یک سیکل عملیات حرارتی شامل سه مرحله همگن‌سازی، انحلال جزئی و پیرسازی قرار گرفت. در مرحله همگن‌سازی به منظور حذف جدایش‌های ساختاری، نمونه از دمای محیط تحت اتمسفر کنترل شده گاز آرگون و با نرخ گرمایش $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تا دمای 1200°C حرارت داده شده و پس از نگهداری به مدت ۲ ساعت در این دما از کوره خارج و در هوا خنک شد. سپس عملیات انحلال جزئی روی آن صورت گرفت و به منظور بررسی تأثیر سرعت سردکردن بعد از انحلال جزئی بر ریزساختار، دو نمونه توسط برش با سیم (وایرکات) از نمونه همگن‌شده تهیه شد. به این ترتیب در این مرحله، نمونه‌ها از دمای محیط تحت اتمسفر گاز آرگون و با نرخ $18^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تا دمای 1120°C حرارت داده شده و به مدت ۲ ساعت در این دما نگهداری شد. پس از آن یک نمونه در هوا و دیگری در آب خنک کاری شد. در ادامه این نمونه‌ها تحت عملیات پیرسازی قرار گرفتند.

در مرحله پیرسازی، هر دو نمونه از دمای محیط با نرخ $12^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تا دمای 845°C و تحت اتمسفر گاز آرگون حرارت داده شد و به مدت ۲۴ ساعت در این شرایط نگهداری شد و سپس تا دمای محیط در هوا خنک شد. دبی گاز آرگون در تمامی مراحل $5\text{ cm}^3/\text{min}$ تنظیم گردید.

۳-۲-۴- مشخصه‌یابی ریزساختاری و سختی‌سنجی

برای بررسی درشت ساختاری در مقطع طولی، نمونه استوانه‌ای جهت‌دار ریخته‌گری قبل از اعمال هرگونه عملیات حرارتی، توسط دستگاه برش با سیم در راستای طولی به دو نیمه مساوی برش داده شد. به این ترتیب نمونه طولی تحت عملیات سنباده‌زنی از مش ۸۰ تا ۲۰۰۰ و سپس صیقل‌کاری توسط خمیر الماسه ۶ و ۱ میکرومتری قرار گرفت. نمونه پس از آماده‌سازی سطح، توسط محلول اچ ماکرو با ترکیب 18 g/L HNO_3 ، 300 g/L HCl و 162 g/L FeCl_3 و $110\text{ mL/L H}_2\text{O}$ و زمان غوطه‌وری ۲۵

رسوبات گاما پرایم اولیه در انتهای نمونه نسبت به ابتدای آن، تعداد این ذرات رسوبی در واحد سطح افزایش و اندازه آن‌ها کاهش می‌یابد. نتایج به طور خلاصه در جدول (۳) آورده شده است.

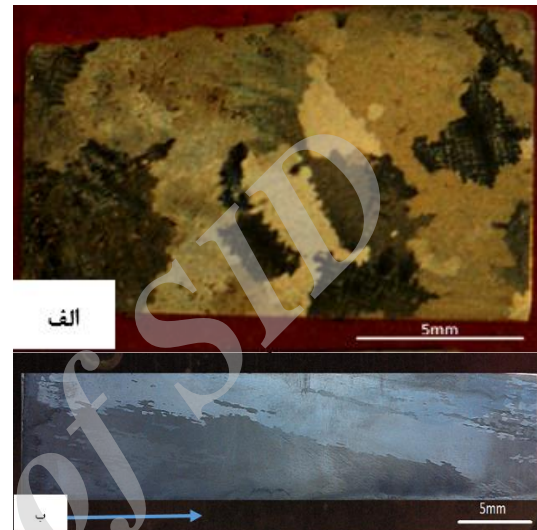


شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از رسوبات گاما پرایم در نمونه ریختگی جهت‌دار: الف) پایین نمونه و ب) بالای نمونه

جدول ۳- نتایج بررسی‌های کمی رسوبات گاما پرایم اولیه در بالا و پایین نمونه ریختگی جهت‌دار

مکان	کسر حجمی گاما پرایم اولیه (%)	اندازه گاما پرایم اولیه (nm)	تعداد در واحد سطح (μm^{-2})
پایین نمونه	$63/8 \pm 4$	$633/22 \pm 41/7$	۱/۵۷
بالای نمونه	$59/6 \pm 6$	$443/17 \pm 58/6$	۲/۴۲

رقابتی بین دانه‌های جهت‌دار است. از آنجا که جهت رشد ترجیحی دانه‌ها در ساختار کریستالی مکعبی وجه مرکزدار $\langle 001 \rangle$ است [۱۲]، دانه‌هایی که شرایط مناسبی از نظر جهت‌گیری برای رشد دارند و جهت $\langle 001 \rangle$ آن‌ها حداقل انحراف را نسبت به راستای انتقال حرارت سیستم دارد، بیشترین سرعت رشد را داشته و نسبت به سایر دانه‌ها فرا رشد خواهد داشت [۱۳].



شکل ۱- تصاویر استریوگرافی از ساختار دانه‌ای: الف) نمونه پلی کریستال و ب) نمونه جهت‌دار با سرعت رشد 6 mm/min . فلش جهت رشد را نشان می‌دهد.

۳-۲- ریزساختار نمونه ریختگی جهت‌دار

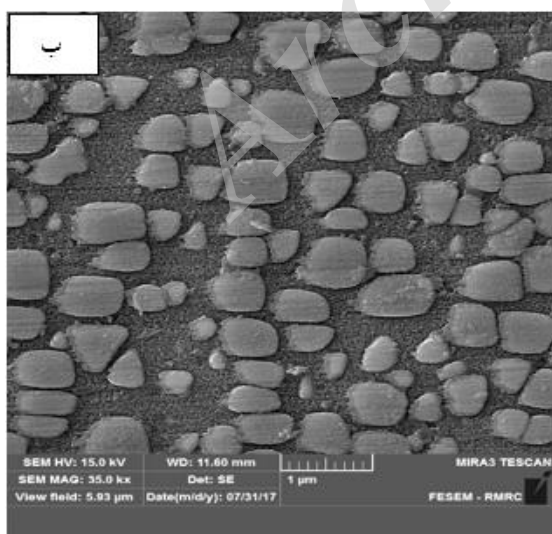
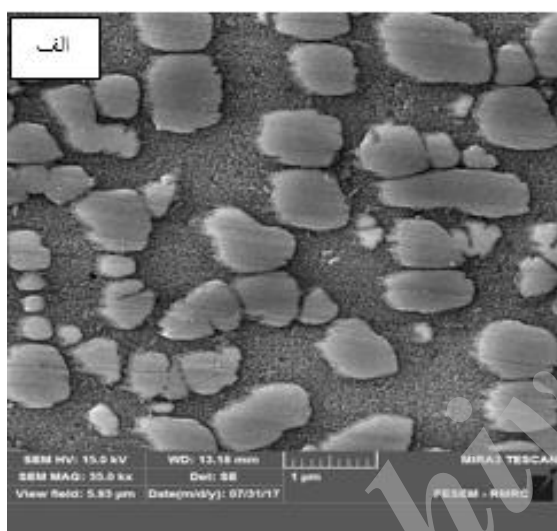
شکل (۲)، رسوبات گاما پرایم در ابتدا (آغاز انجماد) و انتهای (پایان انجماد) نمونه ریختگی جهت‌دار را نشان می‌دهد. لازم به ذکر است که منظور از ابتدا یا پایین نمونه جهت‌دار قسمتی از نمونه است که شروع انجماد در آن رخ داده است و منظور از انتها یا بالای نمونه جهت‌دار نیز قسمتی از نمونه است که خاتمه انجماد به وقوع پیوسته است.

در ریخته‌گری سوپرآلیاژهای پایه نیکل یکی از پارامترهای ریزساختاری مؤثر بر عملکرد سوپرآلیاژ در حین سرویس، اندازه فاز گاما پرایم است. تغییرات اندازه این فاز رسوبی به سرعت سرمایش حین انجماد وابسته است. از این رو کاهش اندازه فاز گاما پرایم می‌تواند بر افزایش عملکرد آلیاژ در دماهای بالا مؤثر باشد [۱۴]. بررسی فاز رسوبی گاما پرایم در ابتدا و انتهای نمونه جهت‌دار نشان داد که میانگین اندازه این فاز رسوبی در پایین نمونه به خاطر کمتر بودن نرخ سرمایش نسبت به بالای آن، بزرگ‌تر است. به طوری که انجام محاسبات نشان داد که با ثابت ماندن کسر حجمی

فاکتورهای لازم دیگر جهت رشد نامنظم در سوپرآلیاژهای پایه نیکل است [۱۷]. این یافته‌ها در تطابق کامل با نتایج تحقیقات Doherty [۱۹] و Yoo [۲۰] بوده است. بنابراین انتظار می‌رود که در پایین نمونه که سرعت سرمایش نسبت به بالای نمونه کمتر است، رسوبات درشت‌تر با مورفولوژی پروانه‌ای تشکیل شود و در بالای نمونه که سرعت سرمایش بیشتر است رسوبات مکعبی و ریزتر مشاهده شود.

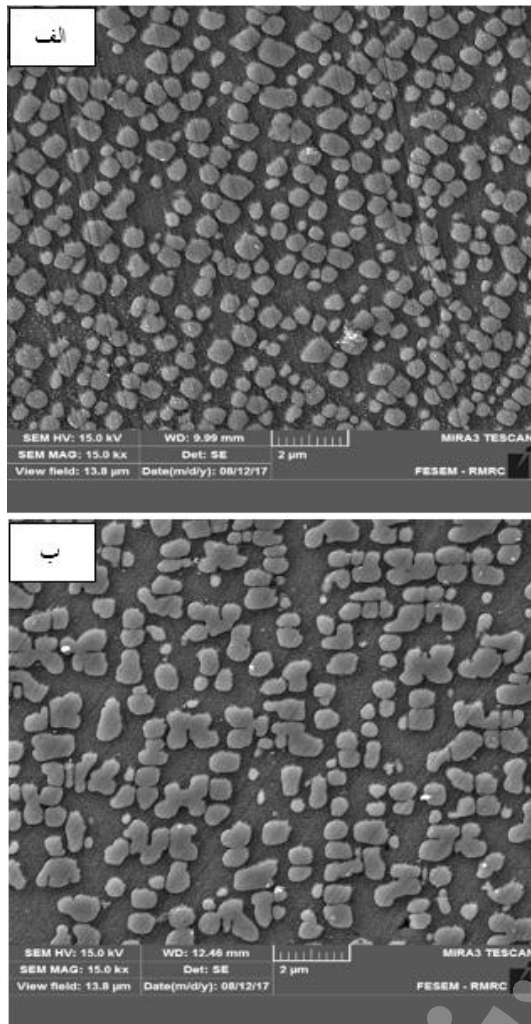
۳-۳- تأثیر عملیات همگن‌سازی

شکل (۳)، تصاویر رسوبات گاماپرایم را در ابتدا و انتهای نمونه ریخته‌گری جهت‌دار بعد از عملیات همگن‌سازی نشان می‌دهد. همان‌طور که از شکل (۳) و نتایج بدست آمده در



شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از رسوبات گاماپرایم در نمونه ریخته‌گری جهت‌دار بعد از عملیات همگن‌سازی (الف) پایین نمونه و (ب) بالای نمونه

انجماد در ابتدای نمونه از طریق انتقال حرارت به قالب آلومینایی و سپس ساسپتور گرافیتی صورت گرفته و به محض تشکیل پوسته جامد و انقباض ناشی از انجماد، یک فاصله هوایی بین قالب و نمونه ایجاد می‌شود که انتقال حرارت را از این طریق کاهش می‌دهد. با افزایش طول قسمت منجمد شده، خروج حرارت ناشی از انجماد مذاب جلوی فصل مشترک مذاب/جامد از طریق هدایت به فلز منجمد شده پایینی صورت می‌گیرد. نرخ خروج حرارت در این شرایط بیشتر بوده و شرایط برای جوانه‌زنی بیشتر گاماپرایم اولیه فراهم است. زیرا با افزایش نرخ سرمایش، دمای رسوب‌گذاری گاماپرایم کاهش و میزان تحت تبرید ΔT افزایش می‌یابد. تشکیل رسوبات گاماپرایم در زمینه گاما یک استحاله تحت کنترل نفوذ بوده و شامل سه مرحله جوانه‌زنی، رشد و درشت‌شدن ذرات می‌باشد [۴]. مطابق با تئوری جوانه‌زنی کلاسیک با افزایش تحت تبرید، نیروی محرکه مؤثر جوانه‌زنی افزایش و شعاع بحرانی جوانه‌زنی کاهش می‌یابد [۱۵ و ۱۶]. بنابراین نرخ جوانه‌زنی رسوبات گاماپرایم اولیه در بالای نمونه نسبت به پایین نمونه بیشتر خواهد بود. همچنین بررسی‌های مورفولوژیکی نشان داد که رسوبات گاماپرایم در پایین نمونه جهت‌دار (شکل ۲-الف) به صورت پروانه‌ای (Butterfly) و در بالای آن (شکل ۲-ب) مکعبی نامنظم است. در حالت کلی مورفولوژی رسوبات تابع انرژی فصل مشترک و انرژی کرنشی رسوب با زمینه است [۱۶]. از آنجا که رسوبات کروی کمترین میزان سطح به حجم (کمترین میزان انرژی سطحی در واحد حجم) را داشته و با زمینه نیز کوهیرنت است، رسوبات در اندازه‌های کوچک به شکل کروی خواهند بود. با رشد رسوبات و افزایش اندازه آن‌ها، مساحت فصل مشترک رسوب با زمینه در واحد حجم کاهش یافته و عدم انطباق آن با زمینه افزایش می‌یابد. این موضوع منجر به تبدیل رسوبات کروی به مکعبی شده که در سرعت‌های سرد شدن آهسته انرژی کرنشی را کاهش می‌دهد [۱۵]. در توضیح علت ایجاد مورفولوژی پروانه‌ای بر اساس منابع [۱۷] ارائه شده است که در حین سرد شدن آهسته با کاهش بیشتر دما و افزایش فوق اشباع زمینه، رسوبات کروی رشد کرده و بیشتر از یک اندازه بحرانی ناپایدار می‌گردد. به طوری که یک سری برآمدگی (Protrusion) روی رسوبات ایجاد می‌شود و مورفولوژی موسوم به پروانه‌ای تشکیل خواهد شد [۱۸]. لازم به ذکر است که علاوه بر درجه فوق اشباع زمینه، چگالی جوانه‌زنی کم و نفوذپذیری کافی بین رسوبات و زمینه



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از رسوبات گاما پرایم در بالای نمونه جهت دار بعد از عملیات انحلال جزئی و سرد شده در محیط الف) آب و ب) هوا

رشد فاز رسوبی) سهم به سزایی در اندازه، کسر حجمی و مورفولوژی فاز رسوبی دارد. در نتیجه خواص مکانیکی تحت تأثیر سرعت سرد کردن تغییر می کند. بنابراین اندازه ذرات ۷ ثانویه رسوبی ناشی از سرد شدن از دمای عملیات انحلال جزئی تابعی از سرعت سرد شدن بوده و از دمای پیرسازی بعدی کمتر تبعیت می کند. البته در سرعت های سرد کردن زیاد مثل آب یا روغن، اندازه فاز رسوبی ۷ تابع مرحله پیرسازی است. زیرا سرعت سرد کردن شدید مانع رسوب گذاری ۷ ثانویه در حین سرمایش بعد از عملیات انحلال می گردد.

جدول (۴)، اندازه، کسر حجمی و فاکتور کرویت رسوبات گاما پرایم را در نمونه های انحلال جزئی یافته و سپس سرد شده در دو محیط آب و هوا ارائه می کند. همان طور که مشهود است، علاوه بر کاهش اندازه و کسر حجمی رسوبات

شکل (۴) برمی آید، اندازه میانگین رسوبات گاما پرایم در بالا و پایین نمونه ریختگی جهت دار بعد از عملیات همگن سازی به واسطه انحلال جزئی آن ها در زمینه، کوچکتر از اندازه آن ها نسبت به حالت ریختگی شده است. همچنین کسر حجمی رسوبات بعد از همگن سازی حدود ۱۰٪ کاهش یافته است. زیرا با توجه به گزارش سایر محققین [۹، ۲۱]، زمان مورد نیاز برای رسوب گذاری مجدد از دمای عملیات همگن سازی کمتر می شود.



شکل ۴- نمودار هیستوگرام مربوط به مقایسه اندازه میانگین رسوبات گاما پرایم اولیه در نمونه جهت دار قبل و بعد از عملیات همگن سازی در موقعیت های مختلف نمونه

۳-۴- تأثیر عملیات انحلال جزئی

شکل (۵)، رسوبات گاما پرایم در ریزساختار نمونه جهت دار را در موقعیت بالای نمونه پس از سرد شدن از دمای انحلال جزئی در هوا و آب نشان می دهد. از آنجا که تفاوت ریزساختاری از نظر مورفولوژی، توزیع و اندازه ذرات گاما پرایم در بالا و پایین نمونه جهت دار بعد از عملیات انحلال جزئی مشاهده نشد، از آوردن تصاویر الکترونی ناحیه پایین نمونه صرف نظر شده و از این پس بررسی های میکروسکوپی به ناحیه بالای نمونه معطوف می شود.

آنچه که از عملیات انحلالی مورد انتظار است، ایجاد محلول جامد فوق اشباع از فاز زمینه است که در بردارنده عناصر تشکیل دهنده فاز رسوبی است. لذا با توجه به فوق اشباع بودن محلول جامد، سرعت سرد کردن پس از عملیات انحلال جزئی (به علت نقش داشتن در میزان جوانه زنی و

جدول ۴- مقادیر اندازه، کسر حجمی و فاکتور کرویت رسوبات بعد از انحلال جزئی و سرمایه‌ش در دو محیط آب و هوا

محیط سرمایه‌ش نمونه بعد از عملیات انحلال جزئی	آب	هوا
اندازه (μm)	370 ± 12	386 ± 20
کسر حجمی (%)	$43/2 \pm 3$	47 ± 4
فاکتور کرویت (%)	$96/5 \pm 1/3$	$73/1 \pm 1/9$

یا رشد ذره رسوبی است که جزئاً در زمینه حل شده است. این موضوع وجود مخلوطی از مورفولوژی‌های مکعبی و نامنظم گاماپرایم اولیه در شکل (۵-ب) را توجیه می‌کند. بیشتر بودن مقدار فاکتور کرویت برای نمونه انحلال جزئی و سرد شده در آب ($96/5 \pm 1/3\%$) نسبت به نمونه انحلال جزئی و سرد شده در هوا ($73/1 \pm 1/9\%$) نیز مؤید توضیحات ارائه شده در رابطه با مورفولوژی گاماپرایم اولیه پس از عملیات انحلال جزئی است.

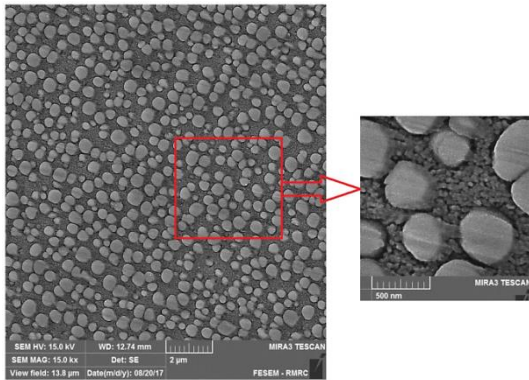
در رابطه با حضور و یا عدم حضور رسوبات گاماپرایم ثانویه پس از سرد شدن از دمای انحلال جزئی در دو محیط آب و هوا لازم است علاوه بر تئوری جوانه زنی کلاسیک، جنبه‌های سینتیکی فرآیند جوانه‌زنی را نیز در نظر گرفت. سرعت سرمایه‌ش بالا در محیط آب منجر به افزایش تحت تبرید و انرژی محرکه جوانه‌زنی مؤثر شده و شعاع بحرانی جوانه‌زنی را کاهش می‌دهد. بنابراین انتظار می‌رود که پس از سرد شدن نمونه از دمای عملیات انحلال جزئی در آب، رسوبات گاماپرایم ثانویه با نرخ جوانه‌زنی زیاد تشکیل شود. اما باید توجه داشت که علاوه بر فاکتور ترمودینامیکی ΔG^* ، فاکتورهای سینتیکی نظیر درجه حرارت و زمان کافی برای تشکیل جوانه جزو ملزومات جوانه‌زنی است. شکل (۶) نیز نشان می‌دهد که نرخ جوانه‌زنی در یک تحت تبرید میانی حداکثر مقدار خود را دارد و در دماهای پایین-تر کاهش می‌یابد تا به صفر برسد [۱۶].

بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که در سرد شدن در محیط آبی با وجود اینکه فاکتورهای ترمودینامیکی جهت کاهش شعاع بحرانی جوانه‌زنی و افزایش نرخ جوانه‌زنی فراهم است، اما زمان کافی جهت نفوذ عناصر آلیاژی برای تشکیل ذرات گاماپرایم ثانویه وجود ندارد. بنابراین پس از سرد شدن نمونه از دمای عملیات انحلال جزئی در آب گاماپرایم ثانویه مشاهده نمی‌شود و زمینه همچنان فوق اشباع باقی می‌ماند. این در حالی است که طی سرد شدن نمونه از دمای انحلال جزئی در هوا، علاوه بر فراهم بودن فاکتورهای ترمودینامیکی جهت جوانه‌زنی زمان نسبتاً کافی جهت نفوذ عناصر آلیاژی وجود داشته است. بنابراین انتظار می‌رود رسوبات گاماپرایم ثانویه در ریزساختار پس از سرد شدن نمونه در هوا مشاهده شود و فوق اشباع شدن زمینه نسبت به حالت کوئنچ در آب، کمتر باشد. اما چون این رسوبات با اندازه‌های بسیار کوچک در ساختار تشکیل شده‌اند، مشاهده آن‌ها با میکروسکوپ الکترونی روبشی مقدور نبود.

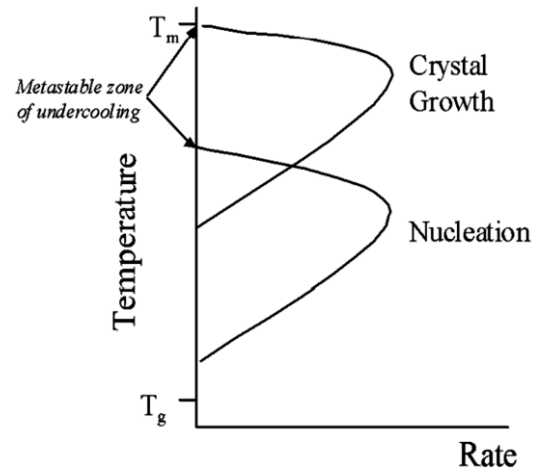
نسبت به نمونه‌های همگن‌سازی شده، می‌توان نتیجه گرفت که اندازه و کسر حجمی رسوبات در نمونه سرد شده در آب نسبت به نمونه سرد شده در هوا کمتر است.

در مرحله انحلال جزئی، رسوبات γ' اولیه‌ای که در طی سرد شدن از دمای همگن‌سازی ایجاد شدند، تا حدودی مجدداً حل سازی شده و در هنگام سرد شدن از دمای عملیات انحلال جزئی در آب و هوا مورفولوژی‌های متفاوتی از خود نشان دادند. از آنجا که نرخ سرمایه‌ش در آب بسیار زیاد است، رسوبات γ' اولیه به همان صورتی که در دمای عملیات انحلال جزئی شکل گرفتند در دمای محیط باقی می‌مانند. ملاحظه می‌شود که رسوبات به شکل تقریباً کروی و یا مکعبی با گوشه‌های پخ‌دار است (شکل ۵-الف).

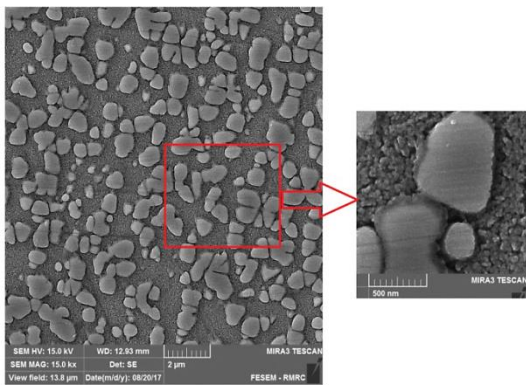
به نظر می‌رسد که در مرحله انحلال جزئی برای کلیه ذرات تمایل به مورفولوژی کروی وجود داشته است. این موضوع برای ذرات مکعبی با حل شدن گوشه‌های رسوبات در زمینه، برای ذرات کروی با کاهش اندازه و حفظ مورفولوژی و برای ذرات با شکل‌های نامنظم با انحلال وجوه گوشه‌دار پدید آمده است. در واقع گوشه‌های رسوبات تنش موضعی بالاتری داشته و تعداد نابجایی در این نواحی بیشتر است. بنابراین به عنوان مسیرهای کوتاه و آسان جهت نفوذ عمل کرده و در مرحله عملیات انحلال تمایل بیشتری به حل شدن در زمینه دارد. اما آنچه که در مورفولوژی ذرات پس از سرد شدن در هوا نسبت به سرمایه‌ش در آب اختلاف ایجاد نموده است، نرخ سرمایه‌ش است. چرا که نرخ سرمایه‌ش کمتر در هوا به علت افزایش زمان مورد نیاز جهت نفوذ عناصر آلیاژی، باعث کاهش کوهیرنسی رسوبات شده و امکان رشد ذرات در حین سرمایه‌ش وجود دارد. این موضوع به این مفهوم است که در حین انحلال جزئی و با انحلال بخشی از رسوبات، ترکیب شیمیایی زمینه در اطراف رسوبات غنی از عنصر آلیاژی شده است در طی سرمایه‌ش و به دلیل فراهم شدن فوق اشباع، مستعد تشکیل فاز جدید



شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه جهت دار همگن سازی شده که پس از عملیات انحلال جزئی در آب سرد شده و تحت عملیات پیرسازی قرار گرفته است.



شکل ۶- تغییرات نرخ جوانه زنی بر حسب میزان تحت تبرید [۱۶]



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه جهت دار همگن سازی شده که پس از عملیات انحلال جزئی در هوا سرد شده و تحت عملیات پیرسازی قرار گرفته است.

جدول ۵- مقادیر اندازه، کسر حجمی و فاکتور کرویت رسوبات در نمونه های انحلال جزئی یافته پس از پیرسازی

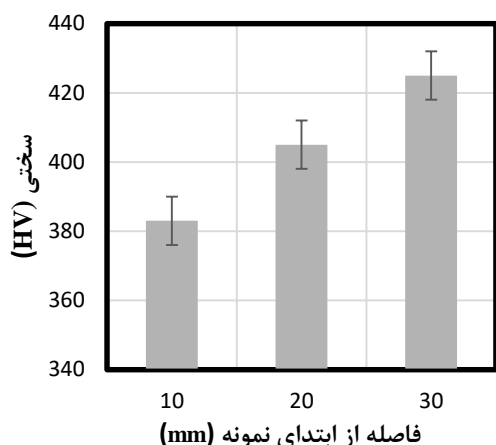
هوا	آب	محیط سرمایش بعد از انحلال جزئی نمونه پیر شده
۳۸۴±۱۴	۳۷۳±۹	اندازه (μm)
۴۶/۶±۴	۴۳/۷±۲	کسر حجمی (%)
۷۲/۶±۱/۸	۹۵/۷±۱/۵	فاکتور کرویت (%)

از طرفی تأثیری که سرعت سرد کردن بعدی می تواند داشته باشد معطوف به جوانه زنی گاما پرایم ثانویه در حین سرمایش است که وابسته به نرخ سرد کردن و فعال بودن پارامترهای سینتیکی است. به این معنی که سرد کردن از دمای انحلال جزئی در هوا به دلیل اعمال تحت تبرید مناسب و همین طور فراهم بودن شرایط سینتیکی، امکان جوانه زنی فاز گاما پرایم ثانویه را پدید می آورد. لذا در صورت حضور این جوانه ها در ریزساختار، در مرحله پیرسازی با فعال شدن نفوذ به رشد خود ادامه خواهند داد.

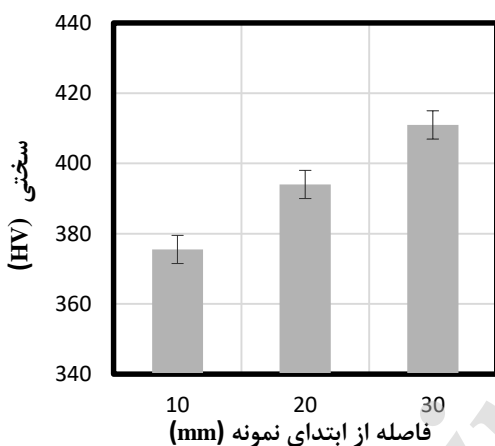
۳-۵- تأثیر عملیات پیرسازی

شکل های (۷) و (۸)، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه جهت دار را نشان می دهد که پس از عملیات همگن سازی و انحلال جزئی و سپس سرد شدن در دو محیط آب و هوا، تحت عملیات پیرسازی قرار گرفته است. مطابق با شکل های (۷) و (۸)، مورفولوژی رسوبات گاما پرایم اولیه بعد از پیرسازی نسبت به حالت بعد از عملیات انحلال جزئی تغییر چندانی نکرده است. به طوری که برای نمونه سرد شده در آب (شکل ۷)، رسوبات گاما پرایم اولیه شکل کروی و یا مکعبی با گوشه های پخ دار را در حالت پیر شده دارد. در حالی که مورفولوژی ذرات گاما پرایم اولیه برای نمونه سرد شده در هوا (شکل ۸) همچنان بصورت نامنظم باقی مانده است. مطابق با نتایج ارائه شده در جدول (۵)، فاکتور کرویت برای همه نمونه های سرد شده در آب و هوا، بعد از انحلال جزئی و بعد از پیرسازی تقریباً یکسان است.

از آنجاکه با مقایسه جداول (۴) و (۵) تغییرات چندانی در اندازه ذرات و کسر حجمی گاما پرایم اولیه به وجود نیامده است، لذا با فرض ثابت بودن مورفولوژی ذرات گاما پرایم اولیه نسبت به حالت قبل از پیرسازی می توان نتیجه گرفت که این عملیات به طور مؤثری بر تشکیل و یا رشد رسوبات گاما پرایم ثانویه اثر گذار بوده است. همچنین انحلال بخشی از ذرات بزرگ گاما پرایم اولیه در حین فرآیند انحلال جزئی، زمینه اطراف را از عناصر آلیاژی تشکیل دهنده گاما پرایم غنی نموده و شرایط را برای جوانه زنی فاز جدید گاما پرایم ثانویه فراهم می نماید.



شکل ۹- نمودار سختی بر حسب فاصله از پایین نمونه جهت‌دار ریختگی



شکل ۱۰- نمودار سختی بر حسب فاصله از پایین نمونه جهت‌دار ریختگی پس از همگن سازی

شکل (۱۱)، نمودار هیستوگرام سختی برای نمونه پیرسازی شده‌ای که بعد از عملیات انحلال جزئی در آب و یا هوا سرد شده است را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، سختی در نمونه‌ای که بعد از انحلال جزئی در آب سرد شده است، نسبت به نمونه‌ای که در هوا سرد شده بیشتر است. زیرا افزایش سرعت سرد کردن منجر به ریزتر شدن رسوبات گاما پرایم ثانویه پس از پایان مرحله پیرسازی شده و افزایش سختی را به همراه دارد [۲۲].

به طور کلی، سختی نمونه پیرسازی شده به واسطه بهبود مورفولوژی رسوبات گاما پرایم اولیه، افزایش کوهیرنسی آن‌ها با زمینه و تشکیل رسوبات گاما پرایم ثانویه به طور چشم‌گیری نسبت به حالت ریختگی جهت‌دار افزایش یافته است.

برای نمونه‌های سرد شده در آب پس از عملیات انحلال جزئی، زمینه غنی از عناصر آلیاژی تشکیل دهنده گاما پرایم در مرحله پیرسازی مستعد جوانه‌زنی و رشد فازهای جدید گاما پرایم ثانویه است. با توجه به فوق اشباعیت بالاتر نمونه‌های سرد شده در آب نسبت به هوا این گمان وجود دارد که رسوبات گاما پرایم ثانویه تشکیل شده در مرحله پیرسازی برای نمونه‌های سرد شده در آب پس از انحلال جزئی ریزتر و چگال‌تر باشد. به طوری که تصویر بزرگ‌نمایی شده در شکل (۷) نسبت به همان تصویر در شکل (۸)، این موضوع را نشان می‌دهد.

۳-۶- سختی سنجی

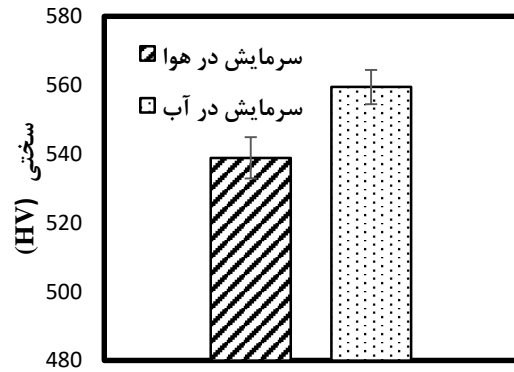
شکل (۹)، نتایج آزمون سختی سنجی بدست آمده از نمونه ریختگی جهت‌دار را نشان می‌دهد. در مقاطع عرضی به فواصل ۱۰، ۲۰ و ۳۰ میلی‌متر از ابتدای نمونه، ۱۰ عدد میکروسختی سنجی به عمل آمد. حداکثر و حداقل مقدار سختی در هر مقطع حذف شد و میانگین ۸ عدد سختی باقیمانده در هر مقطع محاسبه شد. سپس پروفیل سختی از ابتدا تا انتهای نمونه رسم شد.

مطابق شکل (۹)، مشاهده می‌شود که سختی از ابتدا تا انتهای نمونه جهت‌دار ریختگی روند افزایشی دارد. از آنجا که کسر حجمی رسوبات گاما پرایم اولیه در ابتدا و انتهای نمونه تقریباً برابر است، بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که کاهش اندازه رسوبات گاما پرایم اولیه در بالای نمونه نسبت به پایین آن منجر به افزایش سختی در این ناحیه شده است.

شکل (۱۰)، نیز نتایج سختی سنجی نمونه جهت‌دار پس از همگن‌سازی بر حسب فاصله از ابتدای نمونه را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، سختی در سرتاسر نمونه بعد از عملیات همگن‌سازی در مقایسه با قبل از آن به واسطه کاهش کسر حجمی رسوبات گاما پرایم اولیه کاهش یافته است. همچنین تفاوت مقادیر سختی در سرتاسر نمونه کمتر شده است. در واقع تفاوت سختی از ابتدا تا انتهای نمونه همگن‌سازی شده (شکل ۱۰) نسبت به قبل از آن (شکل ۹) کمتر شده است. این موضوع تأثیر به سزای این مرحله را روی یکنواختی و بهبود ریزساختار و سختی نشان می‌دهد.

مراجع

- [1] Durand-Charre M., The microstructure of superalloys, CRC press, 1998.
- [2] Sajjadi S. A., Nategh S., Guthrie R. I., Study of microstructure and mechanical properties of high performance Ni-base superalloy GTD-111, Materials Science and Engineering: A, 2002, 325(1) 484-489.
- [3] Zhang X., et al., Effect of solidification rate on grain structure evolution during directional solidification of a Ni-based superalloy, Journal of Materials Science & Technology, 2013, 29(9) 879-883.
- [4] قنبری حقیقی م., شبیه‌سازی عددی و فیزیکی فرآیند انجماد جهت‌دار به روش بریجمن به منظور رشد تک‌بلورسوپر آلیاژ پایه نیکل, پایان نامه دکترا؛ دانشگاه علم و صنعت ایران؛ ۱۳۹۳.
- [5] کرمانپور ا., مدل‌سازی و شبیه‌سازی فرآیند انجماد جهت‌دار پره‌های توربین گازی صنعتی, پایان‌نامه دکترا؛ دانشگاه صنعتی شریف؛ ۱۳۷۸.
- [6] Miller J. D., Pollock T. M., The effect of processing conditions on heat transfer during directional solidification via the Bridgman and liquid metal cooling processes, Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45(1) 411-425.
- [7] Donachie M.J., Donachie S.J., Superalloys: A Technical Guide, ASM international, 2002.
- [8] Sajjadi S. A., Zebarjad S. M., Guthrie R.I.L., Isac M., Microstructure evolution of high-performance Ni-base superalloy GTD-111 with heat treatment parameters, Journal of Materials Processing Technology, 2006, 175(1) 376-381.
- [9] Dadkhah A., Kermanpur A., On the precipitation hardening of the directionally solidified GTD-111 Ni-base superalloy: Microstructures and mechanical properties, Materials Science and Engineering: A, 2017, 685, 79-86.
- [10] Trexler M., Church B., Sanders T., Determination of the Ni₃ (Ti, Al) dissolution boundary in a directionally solidified superalloy, Scripta Materialia, 2006, 55(6) 561-564.
- [11] ASTM E92-82, Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, 2003.
- [12] Zhou Y., Sun X., Effect of solidification rate on competitive grain growth in directional solidification of a nickel-base superalloy, Science China Technological Sciences, 2012, 55(5) 1327-1334.
- [۱۳] قنبری حقیقی م., شبستری س., ابوطالبی م., بررسی تجربی و عددی ایجاد دانه‌های سرگردان در فرآیند رشد تک بلور سوپرالیاژ پایه نیکل, مهندسی متالورژی و مواد, ۱۳۹۶, ۲۸(۲) ۱۳-۲۶.
- [۱۴] بابائی م., عباسی م., قاضی میرسعید م., مصطفایی م., اثر قطر قالب بر ساختار انجماد جهت‌دار یافته سوپرالیاژ GTD-111 در روش بریجمن, ریخته‌گری, ۱۳۹۶, ۳۶(۱۱۴) ۲-۸.
- [15] Zhang Y., Huang Y., Yang L., Li J., Evolution of microstructures at a wide range of solidification cooling rate in a Ni-based superalloy, Journal of Alloys and Compounds, 2013, 570 70-75.
- [16] Porter D.A., Easterling K. E., Sherif M., Phase Transformations in Metals and Alloys, CRC Press, 2009.
- [17] Masoumi F., Shahriari D., Jahazi M., Cormier J., Devaux A., Kinetics and Mechanisms of γ'



شکل ۱۱- نمودار سختی برای نمونه انحلال جزئی یافته و سرد شده در دو محیط خنک‌کاری مختلف بعد از عملیات پیرسازی

۴- نتیجه گیری

- ۱- میانگین اندازه رسوبات گاماپرایم اولیه در پایین نمونه ریختگی جهت‌دار در یک کسر حجمی ثابت نسبت به بالای نمونه، بزرگتر و تعداد آن در واحد سطح کمتر است. علت این موضوع مدل انتقال حرارت حاکم بر فرآیند انجماد جهت‌دار و در واقع بیشتر بودن نرخ سرمایش در بالای نمونه نسبت به پایین آن است. عملیات همگن‌سازی منجر به کاهش اندازه و کسر حجمی رسوبات گاماپرایم اولیه شد.
- ۲- رسوبات گاماپرایم اولیه در حین سرمایش از دمای انحلال جزئی در هوا دارای مورفولوژی مکعبی گوشه‌دار و نامنظم بود. در حالی که مورفولوژی این رسوبات پس از سرد شدن در آب از دمای انحلال جزئی، بصورت کروی یا مکعبی با گوشه‌های پخ‌دار است. علت این موضوع تفاوت در نرخ سرمایش محیط خنک‌کاری است.
- ۳- تأثیر عمده مرحله پیرسازی در جوانه‌زنی و رشد رسوبات گاماپرایم ثانویه است.
- ۴- سختی نمونه ریختگی جهت‌دار از پایین تا بالای آن بواسطه کاهش اندازه رسوبات گاماپرایم اولیه افزایش یافت. پس از عملیات همگن‌سازی، شیب سختی در سرتاسر نمونه جهت‌دار کم‌تر شد. عملیات پیرسازی نیز باعث افزایش سختی نمونه نسبت به حالت ریختگی و یا بعد از همگن‌سازی شد. به طوری که سختی نمونه سرد شده در آب بعد از انحلال جزئی، که تحت پیرسازی قرار گرفت بیشتر از نمونه سرد شده در هوا بود.

- Reprecipitation in a Ni-based Superalloy, Scientific Reports, 2016, 28650.
- [18] Mullins W.W., Sekerka R.F., Morphological stability of a particle growing by diffusion or heat flow, Journal of Applied Physics, 1963, 34(2) 323-329.
- [19] Doherty R., Role of interfaces in kinetics of internal shape changes, Metal Science, 1982, 16(1) 1-14.
- [20] Yoo Y., Morphological instability of spherical γ' precipitates in a nickel base superalloy, Scripta Materialia, 2005, 53(1) 81-85.
- [21] He L.Z., Zheng Q., Sun X.F., Guan H.R., Hu Z.Q., Tieu A.K., Lu C., Zhu H.T., Effect of heat treatment on microstructures and tensile properties of Ni-base superalloy M963, Materials Science and Engineering: A, 2005, 398(1) 128-136.
- [22] Jackson M.P., Reed R.C., Heat treatment of UDIMET 720Li: the effect of microstructure on properties, Materials Science and Engineering A, 1999, 259(1) 85-97.

Archive of SID