

Microstructural Investigation of Inconel 718 Superalloy in the As-Cast and Homogenized Conditions

Mohammad Javad Sohrabi¹, *Hamed Mirzadeh²

1- M.Sc. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

2- Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Citation: Sohrabi M. J, Mirzadeh H. Microstructural Investigation of Inconel 718 Superalloy in the As-Cast and Homogenized Conditions. Metallurgical Engineering 2020; 22(4): 290-295 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2020.112735.1254>

doi: <http://dx.doi.org/10.22076/me.2020.112735.1254>

ABSTRACT

The microstructure of Inconel 718 superalloy in the as-cast (vacuum arc remelted and cast in a water-cooled copper mold) and homogenized conditions was studied. Scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS) were used for microstructural studies and elemental analysis, respectively. The presence of austenite/Laves eutectic constituent and carbides was discussed based on the phase diagram and the microsegregation of niobium and molybdenum between dendrite arms of the austenite matrix. In the eutectic structure, the amount of Nb was estimated to be ~ 20 wt%, which is much higher than the corresponding value of ~ 5 wt% in the original chemical composition of the alloy. Based on the elemental analysis, the Laves phase and carbides were characterized as Ni₂Nb and MC, respectively. The dissolution of the Laves phase and the disappearance of the dendritic structure as a result of the elevated temperatures homogenization were also studied and it was revealed that the carbide particles remain in the microstructure after homogenization.

Keywords: Superalloys; Microstructure; Microsegregation; Homogenization heat treatment.

Received: 9 August 2019 | Accepted: 13 May 2020

■ ■
* **Corresponding Author:**

Hamed Mirzadeh, PhD

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 61114080

E-mail: hmirzadeh@ut.ac.ir

بررسی ریزساختار سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ در حالت های ریختگی و همگن سازی شده

محمد جواد سهرابی^۱، *حامد میرزاده^۲

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

چکیده

ریزساختار سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ در حالت‌های ریخته شده (ذوب مجدد در قوس الکتریکی تحت خلاء و انجماد در قالب مسی آبگرد) و همگن سازی شده مورد تحلیل و بررسی قرار گرفت. جهت مطالعه ریزساختار و تجزیه و تحلیل عنصری، میکروسکوپ الکترونی روبشی و روش طیف سنجی پراکندگی انرژی استفاده شد. حضور ساختار یوتکتیک آستنیت / فاز لاه و کاربیدها بر اساس نمودار فازی و ریزجدایش عناصر نیوبیوم و مولیبدن بین بازوهای دندریتی زمینه‌ی آستنیتی مورد بحث قرار گرفت. در ساختار یوتکتیکی مقدار عنصر نیوبیوم بر حسب درصد وزنی برابر با ۲۰ تخمین زده شد که بسیار بالاتر از مقدار متناظر آن در ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه یعنی ۵ می‌باشد. بر اساس تجزیه و تحلیل عنصری، فاز لاه Ni₃Nb و کاربید MC مشخصه‌یابی شدند. همچنین انحلال فاز لاه و ناپدید شدن ساختار دندریتی به عنوان نتیجه‌ی عملیات همگن سازی دمای بالا بحث شد و مشخص شد که پس از عملیات همگن سازی، با انحلال فاز لاه و ناپدید شدن ساختار دندریتی، کاربیدها در ریزساختار باقی می‌مانند.

واژه‌های کلیدی: سوپرآلیاژها، ریزساختار، ریزجدایش، عملیات حرارتی همگن سازی.

دریافت: ۱۳۹۸/۵/۱۸ | پذیرش: ۱۳۹۹/۲/۲۴

۱. مقدمه

سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ پرمصرف ترین سوپرآلیاژ پایه‌ی نیکل ریختگی است [۱-۶] که فاز اصلی تقویت‌کننده‌ی آن در فرآیند رسوب‌سختی، ترکیب بین‌فلزی گاما دبل پرایم (Ni₃Nb) است که از حضور مقدار زیادی عنصر نیوبیوم (در حدود ۵ درصد وزنی) در این آلیاژ به دست می‌آید. همچنین این آلیاژ حاوی عناصر تقویت‌کننده‌ی دیگر همچون مولیبدن و تیتانیوم است [۶].

ریزجدایش بین بازوهای دندریتی و همچنین تشکیل فازهای ناخواسته همچون فاز لاه نتیجه‌ی حضور این عناصر آلیاژی می‌باشد که پیامدهایی همچون کاهش عمر خستگی و عملکرد مکانیکی آلیاژ را به دنبال دارد. فاز لاه مقدار زیادی از عنصر نیوبیوم زمینه را مصرف می‌نماید و فازی ترد و شکننده است [۷]. بنابراین حضور فاز لاه با این درصد بالای عنصر نیوبیوم، به دلیل کاهش محتوای نیوبیوم در زمینه که مورد نیاز برای تشکیل فاز تقویت‌کننده‌ی گاما دبل پرایم است، موجب کاهش توانایی رسوب سختی آلیاژ می‌شود. همچنین ساختار یوتکتیکی آستنیت/فاز لاه نقطه

ی ذوب کمتری نسبت به زمینه دارد و لذا دمای عملیاتی آلیاژ را به دمای ۱۱۷۶ درجه سانتیگراد محدود می‌نماید [۸و۹]. قرار گرفتن آلیاژ در معرض درجه حرارت‌های بالا به عنوان عملیات حرارتی همگن سازی شناخته می‌شود و نقش مهمی در بدست آوردن ساختاری همگن و عاری از ریزجدایش عناصر آلیاژی و فازهای مضر همچون فاز لاه که در فرآیند انجماد ایجاد می‌شوند، بازی می‌کند [۷-۹].

در حالی که رفتارهای انجمادی سوپرآلیاژها تاکنون توجه زیادی را به خود جلب کرده است و کارهای زیادی در مورد آنها انجام شده است، اما تفسیر حضور فازهای ایجاد شده (مانند فاز لاه) در فرآیند انجماد و ترکیب شیمیایی آنها نیاز به کار تجربی بیشتری دارد. در این راستا، تحقیق حاضر پیرامون رفتار انجمادی و عملیات همگن سازی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ تعریف شده است.

۲. مواد و روش تحقیق

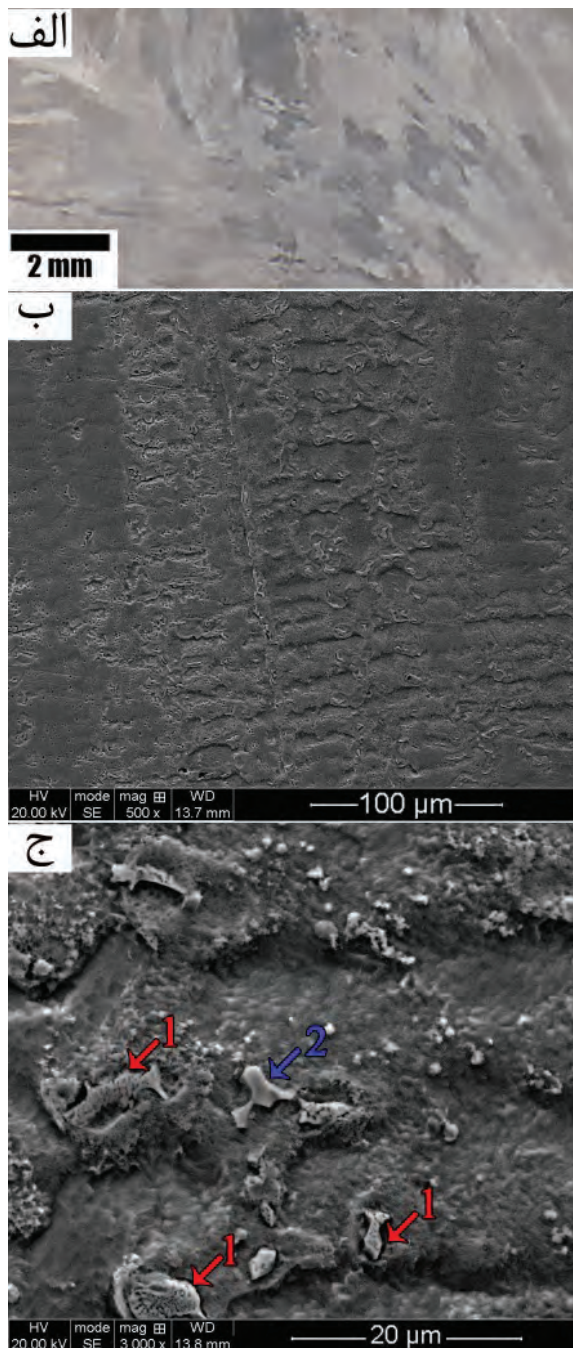
شمش سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ با ترکیب شیمیایی

* نویسنده مسئول:
دکتر حامد میرزاده

نشانی: تهران، دانشگاه تهران، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد.
تلفن: ۰۸۰ ۶۱۱۱۴۰۸۰ (۲۱) ۹۸+

پست الکترونیکی: hmirzadeh@ut.ac.ir

دیده می‌شود که این ذرات کاربیدی حدود ۷۰ درصد وزنی عنصر نیوبیوم، ۱۰ درصد وزنی عنصر تیتانیوم و ۱۷ درصد وزنی عنصر کربن دارند. مجموع درصد اتمی عناصر تیتانیوم و نیوبیوم در حدود ۴۰ محاسبه می‌شود که نسبتا با کاربید نوع MC با ۵۰ درصد اتمی از عنصر M سازگار می‌باشد. تفاوت مشاهده شده می‌تواند به این دلیل باشد که آنالیز عنصری روش قابل قبولی برای گزارش میزان عناصری همچون کربن نیست و مقادیر آنها را بیشتر از میزان واقعی تعیین می‌نماید.



شکل ۱. ریزساختار ریختگی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸: الف) ساختار ماکروسکوپی و ب) و ج) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی.

Ni-18.9Fe-17.5Cr-5Nb-2.9Mo-1Ti-0.02C (بر حسب درصد وزنی) توسط ذوب مجدد در قوس الکتریکی تحت خلاء^۱ و انجماد در قالب مسی آبگرد با ابعاد ۶۰ در ۲۵ در ۱۰ میلیمتر آماده شد. سپس عملیات حرارتی همگن‌سازی در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۵ ساعت در کوره مافلی بدون اتمسفر کنترل شده انجام شد. نمونه‌های متالوگرافی پس از آماده‌سازی سطحی توسط روش‌های معمول آزمایشگاهی توسط محلول Kalling (100 ml HCl – 100 ml ethanol – 5 g CuCl₂) اچ شده‌اند. میکروسکوپ نوری Olympus Vanox و میکروسکوپ الکترونی روبشی FEI Nova 450 جهت مطالعه‌ی ریزساختاری مورد استفاده قرار گرفته‌اند. جهت تجزیه و تحلیل عنصری از روش طیف‌سنجی پراکندگی انرژی موجود در میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد.

۳. نتایج و بحث

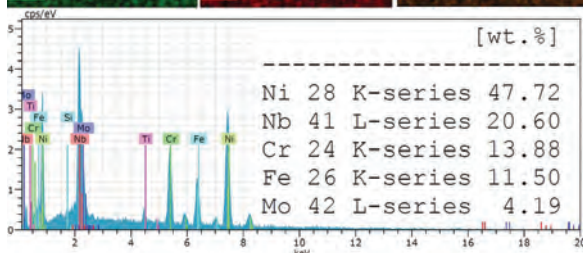
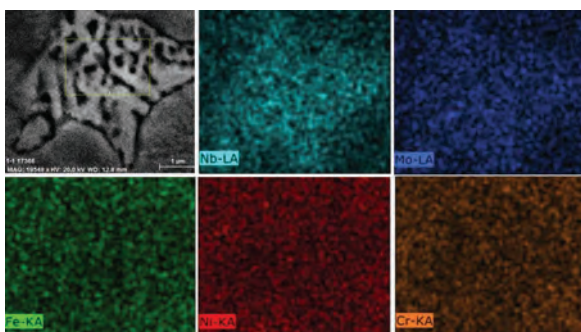
ساختار ماکروسکوپی و تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از شمش ریختگی در شکل ۱ نمایش داده شده است. ساختار ماکروسکوپی نشان داده شده در شکل ۱-الف حضور دانه‌های بسیار درشت در حدود میلی‌متر را مشخص می‌کند. در تصویر میکروسکوپ الکترونی نشان داده شده در شکل ۱-ب ساختار دندریتی و مناطق سفید در نواحی بین دندریتی مشاهده می‌شوند. تصویر میکروسکوپ الکترونی در بزرگنمایی بالاتر (شکل ۱-ج) نشان دهنده‌ی حضور یک ساختار یوتکتیکی (نشان داده شده با پیکان ۱) و برخی ذرات با شکل‌های نامنظم (نشان داده شده با پیکان ۲) می‌باشد.

برای شناسایی این فازها، از نمودار فازی نشان داده شده در شکل ۲ کمک گرفته شد [۱۰] که در آن محتوای عنصر نیوبیوم موجود در آلیاژ فعلی بر حسب درصد وزنی با یک خط نشان داده شده است. با توجه به نمودار فازی، پس از انجماد آلیاژ، اجزای ریزساختاری شامل دندریت های آستنیت (۷) و کاربیدهای NbC پیش بینی می‌شود ولی وجود ساختار یوتکتیکی را نمی‌توان تفسیر نمود. با توجه به نمودار فازی انتظار می‌رود که ذرات با شکل های نامنظم (نشان داده شده با پیکان ۲) که در شکل ۱-ج مشاهده می‌شوند همان ذرات فاز کاربید NbC باشند.

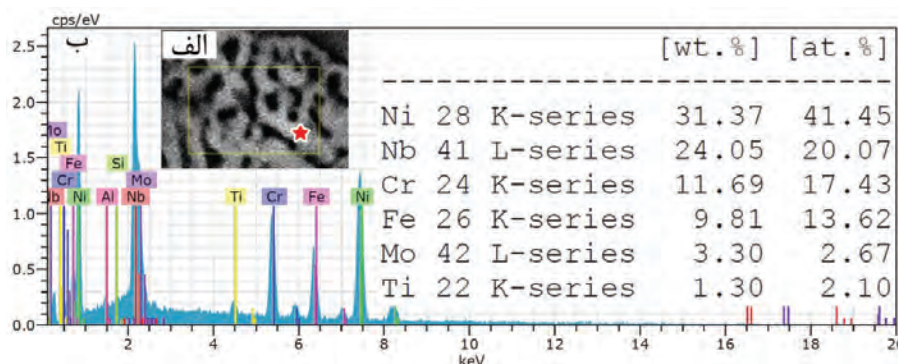
نقشه‌ی توزیع عناصر آلیاژی توسط روش طیف‌سنجی پراکندگی انرژی از این ذرات در شکل ۳ نشان داده شده است. می‌توان مشاهده کرد که این ذرات غنی از عناصر تیتانیوم، نیوبیوم و کربن می‌باشند. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت این ذرات، کاربید برپایه‌ی نیوبیوم و تیتانیوم هستند که به فرم کلی کاربید های MC شناخته می‌شود [۱۱]. آنالیز عنصری از این کاربیدها نیز در شکل ۳ نشان داده شده است.

1. Vacuum arc remelting

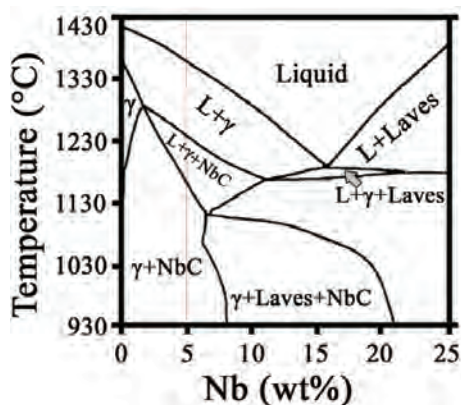
حدود ۲۰ و ۴ تخمین زده می‌شد در حالی که مقدار نیوبیوم و مولیبدن در ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه به ترتیب ۵ و ۲/۹ بود. غلظت بالای این عناصر در ساختار یوتکتیکی مربوط به جدایش آن‌ها به نواحی بین دندریتی می‌باشد. بنابراین مرحله‌ی نهایی انجماد اینکونل ۷۱۸ با ترکیب شیمیایی ۲۰ درصد وزنی می‌تواند توسط نمودار فازی شکل ۲ دنبال شود. می‌توان مشاهده کرد که دیاگرام فازی حضور فاز لاوه را پیشنهاد می‌کند. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که این ساختار یوتکتیکی، همان ساختار یوتکتیک آستنیت/فاز لاوه می‌باشد. آنالیز عنصری از نقطه‌ی ستاره نشان داده شده در شکل ۵-الف گرفته شد که شاهده‌ی بر این موضوع باشد و نتیجه آن در شکل ۵-ب نمایش داده شده است. مشاهده می‌شود که غلظت عنصر نیوبیوم در حدود ۲۴ درصد وزنی می‌باشد که با محدوده‌ی گزارش شده برای فاز لاوه (۲۲ تا ۲۶ درصد وزنی) در تطابق است [۱۱ و ۱۲]. علاوه بر این نسبت اتمی نیکل به نیوبیوم حدود ۲ محاسبه می‌شود که با ترکیب Ni_2Nb [۶] در تطابق می‌باشد.



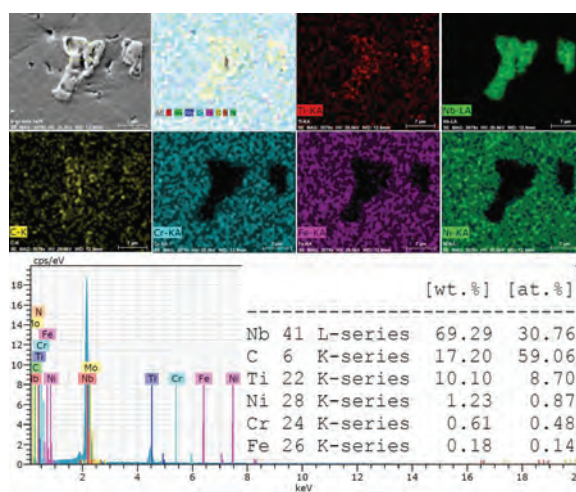
شکل ۴. آنالیز عنصری از ساختار یوتکتیک.



شکل ۵. آنالیز عنصری از فاز لاوه.

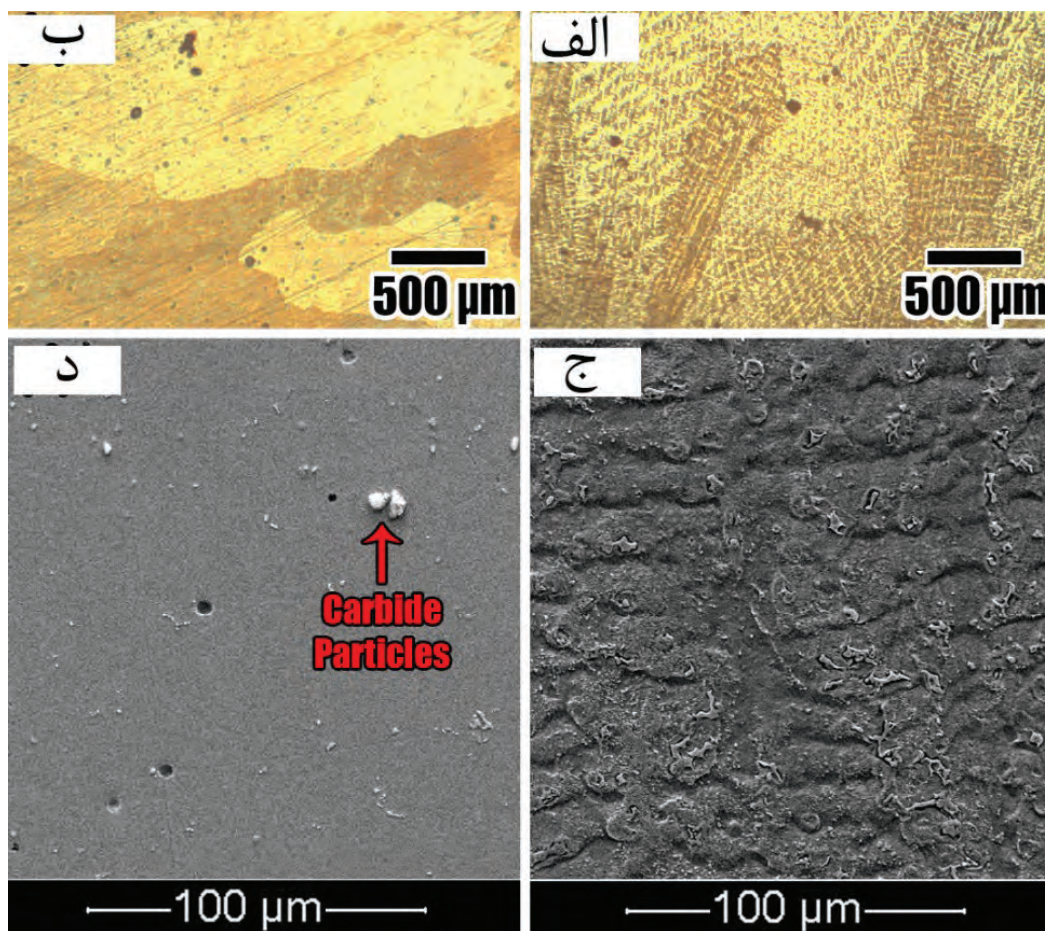


شکل ۲. نمودار فازی سوپرآلیاژهای پایه نیکل و نیوبیوم [۱۰].



شکل ۳. آنالیز عنصری از کاربیدها.

نقشه‌ی توزیع عناصر آلیاژی گرفته شده از جزء یوتکتیکی (نشان داده شده با پیکان ۱ در شکل ۱-ج) در شکل ۴ نمایش داده شده است. مشاهده می‌شود که ساختار یوتکتیکی غنی از عناصر نیوبیوم و مولیبدن است در صورتی که محتوای نیکل، آهن، و کرم آن نسبت به زمینه کمتر است. درصد وزنی عناصر موجود در ساختار یوتکتیکی نیز در شکل ۴ نشان داده شده است. مقادیر درصد وزنی نیوبیوم و مولیبدن به ترتیب در



شکل ۶. ریزساختارهای ریختگی (الف و ج) و همگن سازی شده (ب و د).

۴. نتیجه گیری

- ۱- حضور ساختار یونکتیک آستنیت/فاز لاهه و کاربیدها بر اساس نمودار فازی و ریزجدایش عناصر نیوبیوم و مولیبدن بین بازوهای دندریتی زمینه‌ی آستنیتی مشخصه یابی و تایید شد.
- ۲- در ساختار یونکتیکی مقدار عنصر نیوبیوم برحسب درصد وزنی برابر با ۲۰ تخمین زده شد که بسیار بالاتر از مقدار متناظر آن در ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه یعنی ۵ می باشد که مربوط به جدایش عنصر نیوبیوم به نواحی بین دندریتی می باشد و موجب تشکیل ساختار یونکتیک آستنیت/فاز لاهه می شود .
- ۳- بر اساس تجزیه و تحلیل عنصری، فاز لاهه Ni_2Nb و کاربید MC مشخصه یابی شدند.
- ۴- انحلال فاز لاهه و ناپدید شدن ساختار دندریتی به عنوان نتیجه‌ی عملیات همگن سازی دمای بالا به علت نفوذ بازگشتی عناصر جدایش یافته مشخصه یابی شد.

تاثیر عملیات همگن سازی در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۵ ساعت بر ریزساختار ریختگی در شکل ۶ نمایش داده شده است. می توان مشاهده کرد که ریزساختار دندریتی ریختگی (شکل ۶-الف) پس از عملیات همگن سازی همانطور که در شکل ۶-ب نمایش داده است از بین رفته است . علاوه بر این، مقدار فاز لاهه از ۳/۶ درصد حجمی در حالت ریختگی (شکل ۶-ج) به کمتر از یک درصد حجمی بعد از عملیات همگن سازی (شکل ۶-د) کاهش یافته است. این شرایط می تواند به نفوذ بازگشتی عناصر جدایش یافته از فاز لاهه به زمینه مرتبط باشد. در ریزساختار همگن شده‌ی شکل ۶-د مشاهده می شود که مقادیر کم از فاز لاهه هنوز باقی مانده است اما حضور ذرات کاربید واضح است. این ذرات کاربیدی در ریزساختار ریختگی شکل ۶-ج نیز حضور دارند اما شناسایی آن ها دشوارتر می باشد. پس از عملیات همگن سازی، با انحلال فاز لاهه و ناپدید شدن ساختار دندریتی، این کاربیدها را می توان به راحتی در ریزساختار شکل ۶-د مشاهده کرد.

References

- [۱] علی محمد کلاگر، محمد چراغ زاده، مصطفی اصغرپور، نرگس تبریزی، تاثیر سیکل عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص کششی دمای محیط نازل ردیف اول مستعمل توربین گاز از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC، مهندسی متالورژی، دوره ۲۰، شماره ۴، ۱۳۹۶، صفحه ۲۵۸-۲۶۹.
- [۲] یزدان شجری، سید حسین رضوی، زهراسادات سیدرئوفی، اثر محیط عملیات حرارتی انحلالی بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC، پژوهشنامه ریخته‌گری، دوره ۲، شماره ۳، ۱۳۹۷، صفحه ۱۶۱-۱۷۹.
- [۳] پرستو فلاح، امیر کبریایی، ناصر ورهرام، بررسی اثر رسوب سختی بر ریزساختار انجماد جهت‌دار یافته سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111، پژوهشنامه ریخته‌گری، دوره ۱، شماره ۲، ۱۳۹۶، صفحه ۱۰۹-۱۲۰.
- [۴] مریم طرفه، سید محمد حسین میرباقری، جمشید آقازاده، بررسی تاثیر ضرایب انتقال حرارت در انجماد جهت‌دار در سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD11، پژوهشنامه ریخته‌گری، دوره ۳، شماره ۱، ۱۳۹۸، صفحه ۱۱-۲۰.
- [۵] معصومه سیف الهی، سید مهدی عباسی، مهرداد توکلی، سید مهدی قاضی میرسعید، اثر دما و زمان آنیل انحلالی ثانویه بر توزیع رسوبات γ' در سوپرآلیاژ ریختگی GTD-111، مهندسی متالورژی، دوره ۲۲، شماره ۱، ۱۳۹۸، صفحه ۴۲-۵۱.
- [6] M. Donachie, S. Donachie, Superalloys, A Technical Guide, Second Edition, ASM International, 2002.
- [7] M.J. Sohrabi, H. Mirzadeh, Unexpected formation of delta (δ) phase in as-cast niobium-bearing superalloy at solution annealing temperatures, Materials Letters 261 (2020) 127008.
- [8] M. Rafiei, H. Mirzadeh, M. Malekan, M.J. Sohrabi, Homogenization kinetics of a typical nickel-based superalloy, Journal of Alloys and Compounds 793 (2019) 277-282.
- [9] Z.J. Miao, A.D. Shan, Y.B. Wu, J. Lu, W.L. Xu, H.W. Song, Quantitative analysis of homogenization treatment of INCONEL718 superalloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China 21 (2011) 1009-1017.
- [10] E. Rahim, N. Warap, Z. Mohid, Superalloys, Intech, 2015.
- [11] M.J. Sohrabi, H. Mirzadeh, Revisiting the diffusion of niobium in an as-cast nickel-based superalloy during annealing at elevated temperatures, Metals and Materials International 26 (2020) 326-332.
- [12] M.J. Cieslak, T.J. Headley, G.A. Knorovsky, A.D. Romig, T. Kolliea, A Comparison of the Solidification Behavior of INCOLOY 909 and INCONEL 718, Metallurgical and Materials Transactions A 21 (1990) 479-488.