

Research Paper

The Effect of Heat Treatment Temperature on Superalloy Inconel 713 Hardness and Microstructure

Mostafa Izziy¹, *Mahboube Azadi², Armin Marbout³, Mohammad Hasan Rizi³, Mohammad Azadi⁴

1. Bachelor Student, Faculty of Material and Metallurgical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran.
2. Assistant Professor, Faculty of Material and Metallurgical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran.
- 3- Bachelor Student, Faculty of Mechanical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran.
4. Assistant Professor, Faculty of Mechanical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran.

Citation: Izziy M, Azadi M, Marbout A, Rizi MH, Azadi M. The Effect of Heat Treatment Temperature on Superalloy Inconel 713 Hardness and Microstructure. Metallurgical Engineering. 2016; 19(2):124-134. <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.41225.106>

doi: <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.41225.106>

ABSTRACT

The Inconel 713 Superalloy was used for turbocharged blades in the automobile industry. In this paper, changes in the microstructure and the hardness was studied as the temperature of the full and the partly solution heat treatments was changed in the range of 1000 to 1200°C in 1 hour. For studying the hardness of superalloy the Rockwell C hardness test was used and also the optical and the Scanning Electron Microscopy and the Electron Dispersive Spectroscopy and the X-ray Diffraction (XRD) were used to detect the microstructure and present phases in the superalloy. The results showed that the significant changes in the phases were observed when the temperature range was 100°C. The heat treatment caused to solute chromium carbides in the γ matrix. In addition, by increasing the heat treatment temperature, the γ' phase dissolved in (200) and (220) plane and this phase in the plane of (111) had the best stability in 1000°C. Phases of Ni₅Al₃, NiAl and Al_{0.42}Ni_{0.58} were observed in the temperature of 1000, 1100 and 1200°C, respectively. As the temperature of the heat treatment increased the hardness increased 25%.

Key words: Superalloy, Inconel713, Solution heat treatment, Microstructure, Hardness, Turbocharger blade

■ ■

* *Corresponding Author:*

Mahboube Azadi, PhD

Address: Faculty of Material and Metallurgical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran.

Tel: +98 (23)31533340

E-mail: m.azadi@semnan.ac.ir

بررسی تأثیر دمای عملیات حرارتی انحلال بر سختی و ریز ساختار سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳

مصطفی ایزی^۱، *محبوبه آزادی^۲، آرمین مربوط^۳، محمدحسن ریزی^۴، محمد آزادی^۲

- ۱- دانشجوی کارشناسی، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران.
- ۲- استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران.
- ۳- دانشجوی کارشناسی، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران.
- ۴- استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران.

چکیده

آلیاژ اینکونل ۷۱۳ برای پره‌های توربوشارژر خودروها مورد استفاده قرار می‌گیرد. در این مقاله با تغییر عملیات حرارتی انحلال جزئی و ناقص در محدوده دمای ۱۰۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد در زمان ثابت یک ساعت، تغییرات ریزساختاری آلیاژ و ارتباط آن با سختی بررسی شده است. نتایج بیانگر این مطلب بوده که تغییرات فازی در فاصله ۱۰۰ درجه سانتیگراد چشمگیر بوده و انجام عملیات حرارتی موجب انحلال کاربید کروم و کاربید نیکل-آلومینیم در زمینه گاما شده است. همچنین با افزایش دمای عملیات حرارتی فاز گاما پرایم در صفحات (۲۰۰) و (۲۲۰) انحلال پیدا کرده و این فاز در صفحه (۱۱۱) دارای بیشترین پایداری در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد بوده است. در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد فاز Ni5Al3، در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد، فاز AlNi و در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد فاز AlO-42NiO-58 نیز نسبت به نمونه بدون عملیات حرارتی مشاهده شده است. با افزایش دمای عملیات حرارتی میزان تغییرات سختی در حدود ۲۵ درصد نسبت به نمونه عملیات حرارتی نشده افزایش یافته است.

واژه‌های کلیدی: سوپرآلیاژ، اینکونل ۷۱۳، عملیات حرارتی انحلال، ریزساختار، سختی، پره توربوشارژر

۱. مقدمه

پایه کبالتی از لحاظ اقتصادی مقرون به صرفه است [۶].

این آلیاژ دارای فاز زمینه گاما (یک محلول جامد نیکل با عناصری مانند کروم و مولیبدن)، فاز گاما پرایم (فاز بین‌فازی نیکل-تیتانیوم (آلومینیم)، کاربیدهای عناصر آلیاژی و فازهایی مانند دلتا، لاهو سیگما) است [۷]. خواص مکانیکی این آلیاژ همانند سختی، خزش و استحکام وابسته به میزان، شکل، اندازه و نحوه توزیع فازهای مختلف دارد [۸، ۲].

این نکته قابل ذکر است که اگرچه این آلیاژ یک آلیاژ ریختگی محسوب شده ولیکن عملیات حرارتی بعد از آن می‌تواند به عنوان یک عملیات تکمیلی ساخت مطرح شود، زیرا که ریزساختار این آلیاژ با داشتن اجزای متفاوت ذکر شده قابل تغییر است. به عبارت دیگر، انجام عملیات حرارتی‌های مختلف همانند انحلال، رسوب-سختی و آنیل کردن می‌تواند روی تغییر ساختار و فازها، تغییرات اندازه دانه و نحوه توزیع کاربیدهای آلیاژی تأثیرگذار باشد [۹]. در تحقیقات گذشته [۱۰-۱۱، ۲-۱] ریزساختار این آلیاژ به هنگام انجام به منظور ریزدانه کردن فاز گاما پرایم و خط‌چینی کردن

سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳ کربن‌دار توسط شرکت بین‌المللی نیکل در سال ۱۹۶۰ به وسیله ریخته‌گری تحت محافظت گازهای خنثی ساخته شد. اگرچه بعد از آن برای بهتر شدن خواص مکانیکی روش ریخته‌گری دقیق به عنوان روش تولید، پیشنهاد داده شد. این آلیاژ قابلیت ریخته‌گری مناسب، حفظ خواص مکانیکی در دمای بالا، مقاومت در برابر خوردگی دمای بالا و اکسیداسیون را دارد [۳-۱]. لذا این سوپرآلیاژ در کاربردهای دمای بالا همانند صنایع هوایی در ساخت پره‌های توربین و در صنعت خودروسازی در ساخت پره‌های توربوشارژر به صورت گسترده استفاده می‌شود [۴، ۱].

از آنجا که دمای کارکرد این قطعات بالا است جنس این پره‌ها از موادی مانند اینکونل ۷۱۳ انتخاب شده تا خواص مکانیکی آن‌ها همانند استحکام خزشی در دمای بالا پایدار بماند و مقاومت در برابر اکسیداسیون خوبی را نشان دهد [۵]. همچنین انتخاب این آلیاژ با توجه به میزان و نوع عناصر آلیاژی نسبت به دیگر سوپرآلیاژهای

* نویسنده مسئول:

دکتر محبوبه آزادی

نشانی: سمنان، دانشگاه سمنان، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی.

تلفن: ۰۹۸ ۳۱۵۲۳۳۴۰ (۲۳)

پست الکترونیکی: m.azadi@semnan.ac.ir

کاربیدها مورد بررسی قرار گرفته است.

با تفاوت دمایی ۵۰ درجه سانتی‌گراد در زمان ثابت یک ساعت و یک نمونه بدون عملیات حرارتی، (با ابعاد حجمی تقریبی یک سانتیمتر مکعب) مورد مقایسه قرار گرفت. از آزمون سختی راکول سی (با نیروی ۱۵۰ کیلوگرم مدل UV۱) برای گزارش تغییرات سختی استفاده شد که میانگین پنج اندازه‌گیری بود. برای بررسی ریزساختار نمونه‌های متفاوت از میکروسکپ نوری (مدل Olympus) و میکروسکپ الکترونی روبشی (مدل Phil-ipsXL30) استفاده شد. قبل از بررسی ریزساختار سطح نمونه با سنباده‌های متفاوت از ۴۰۰ تا ۱۲۰۰ صیقل، پولیش و با محلول مناسب اچ شد. محلول اچانت مورد استفاده محلول ماربل [۱۱] (اسید هیدروکلریک ۳۷ درصد: ۵۰ میلی‌لیتر+سولفات مس: ۱۰ گرم+آب: ۱۰۰ میلی‌لیتر) و زمان اچ کردن در حد بسیار اندک (۲ ثانیه) بود. به منظور مطالعه فازهای مختلف در ساختار از آزمون طیف سنجی اشعه ایکس پراکنش انرژی (با ولتاژ شتاب‌دهنده ۱۵ کیلوولت) و از آزمون پرتو ایکس با لامپ کاتدی مسی و مدل D8 Bruker استفاده شد.

۳. نتایج و بحث

تصاویر شماره ۱ و ۲ به ترتیب تصاویر میکروسکپ نوری و الکترونی روبشی را از نمونه‌های متفاوت اینکونل ۷۱۳ کربن‌دار نشان می‌دهد. با افزایش دمای عملیات حرارتی تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد انحلال فاز گاماپرایم، با ذرات درشت که به صورت رسوبات در زمینه یک‌دست گاما پخش شده است و کاربیدهای کروم از حالت ناقص به حالت تقریباً کامل پیش می‌رود و از میزان پیوستگی کاربیدها در مرزخانه‌ها کاسته می‌شود (همان‌طور که تصاویر مختلف در تصویر شماره ۱ نشان می‌دهند). کاربیدها در دماهای بیشتر از ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به صورت خطوط چینی نیز مشاهده می‌شوند. در تحقیقات محققین [۱۷] ذکر شده است که کاربیدهای آلیاژی در دمای کمتر از ۱۰۳۲ درجه سانتی‌گراد نمی‌توانند حل شوند و در صورتی که دما به بیش از ۱۰۹۵ درجه سانتی‌گراد افزایش یابد، برخی از کاربیدها همانند کاربید کروم در زمینه حل می‌شوند ولیکن کاربید نیوبیم

همچنین تحقیقاتی وسیع برای دیگر سوپرآلیاژهای اینکونل همانند ۷۱۸ برای بررسی فازهای موجود همانند دلتا [۱۲]، برای مطالعه ریزساختار در هنگام آهنگری و تغییر شکل پلاستیک [۱۳]، تغییر بافت و ساختار به هنگام تغییر شکل پلاستیک به مقدار زیاد [۱۴] و حضور مرزخانه‌های دندانه‌ای شکل [۱۵] وجود دارد. ولیکن در مورد تغییر ریزساختار با استفاده از عملیات حرارتی تحقیقات اندکی وجود دارد. قابل ذکر است که در اکثر تحقیقات [۱۷-۱۶ و ۱۲] اثر عملیات حرارتی پیرسختی مورد بررسی قرار گرفته است ولیکن چون دمای عملکرد پره‌های توربوشارژر بیشتر از دمای پیرسختی (۹۵۰ در برابر ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد) است، به نظر می‌رسد اثر پیرسختی در حین کارکرد از بین می‌رود و به عبارتی دیگر مرحله پیرسختی خود در حین کارکرد به وجود می‌آید. لذا در این مقاله از عملیات حرارتی انحلال در دماهای مختلف به عنوان تغییردهنده مقادیر فازها مانند گاماپرایم (به عنوان یک فاز استحکام‌بخش ذرات رسوبی) و کاربیدهای عناصر آلیاژی استفاده شد.

۲. مواد و روش تحقیق

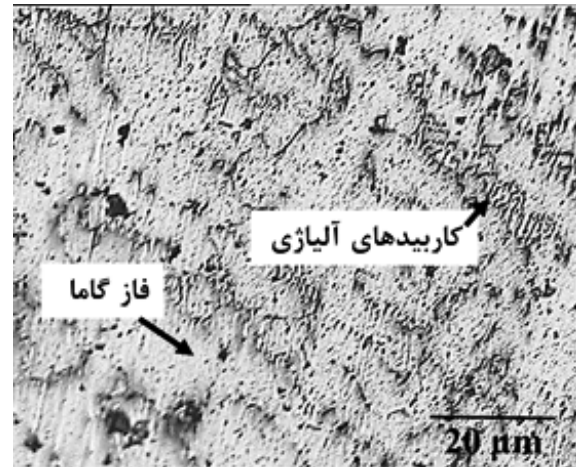
قطعات اولیه سوپر آلیاژ اینکونل خریداری شده به منظور بررسی ترکیب شیمیایی تحت آزمون کوانتومتری (مدل Found-ry Master UV) قرار گرفت که نتایج آن در جدول شماره ۱ مشاهده می‌شود. برای اطمینان از ترکیب شیمیایی، این نتایج با استاندارد ASM [۷] مورد مقایسه قرار گرفت. همان‌طور که مشاهده می‌شود تمامی ترکیبات در محدوده مجاز تعریف شده این استاندارد بود.

برای انجام عملیات حرارتی از کوره مقاومتی در فضای کنترل شده استفاده شد. محدوده دمای عملیات حرارتی ۱۰۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد انتخاب شد که دمای بالاتر از ۱۱۲۰ طبق مقالات ارائه شده [۱۸-۱۹] دارای انحلال کامل و کمتر از آن انحلال جزئی است. در این مقاله ۵ نمونه عملیات حرارتی

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده و مقایسه با استاندارد [۷].

عنصر	Al	Ti	Ta+Nb	Zr	C	Fe	B
استاندارد	۵/۵۰-۰/۵۰	۰/۵۰-۱/۰۰	۱/۸۰-۲/۸۰	۰/۰۵-۰/۱۵	۰/۰۸-۰/۲۰	Max ۲/۵۰	۰/۰۰۵-۰/۰۱۵
نمونه	۵/۵۰	۰/۹۷	۱/۹۰۵	۰/۰۶	۰/۱۲	۰/۱۳	۰/۰۰۶
عنصر	Mn	Cr	Mo	Si	Cu	V	Ni
استاندارد	Max ۰/۲۵	۱۲/۰۰-۱۴	۳/۸۰-۵/۲۰	Max ۰/۵	Max ۰/۵	ناچیز	مابقی
نمونه	۰/۰۴	۱۴/۰۰	۴/۵۰	۰/۰۴	۰/۰۰۵	ناچیز	مابقی

الف



ب



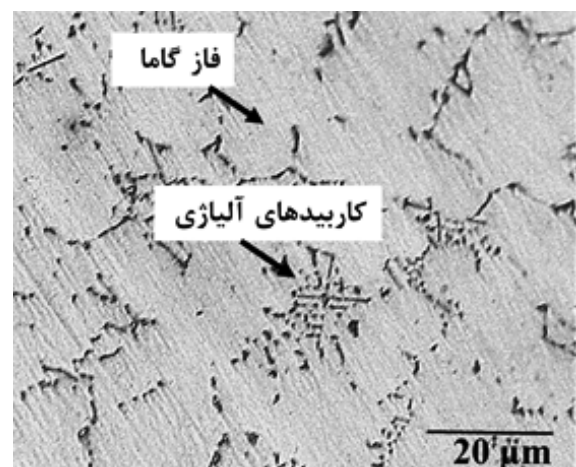
ج



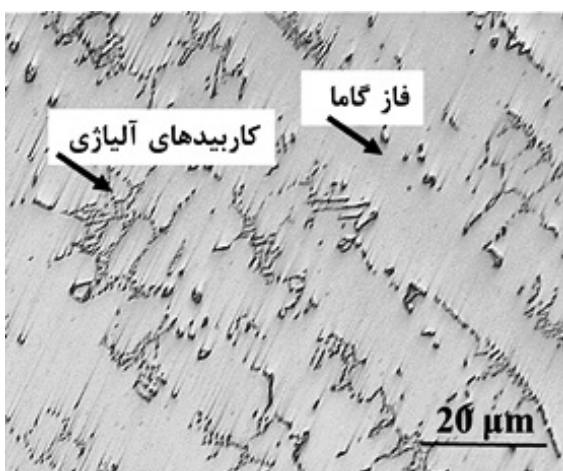
د



ه

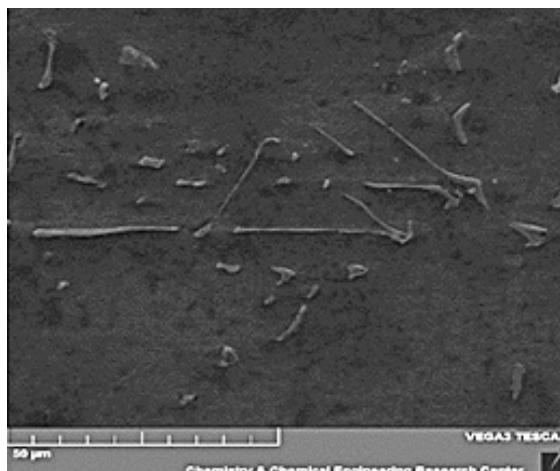


ز

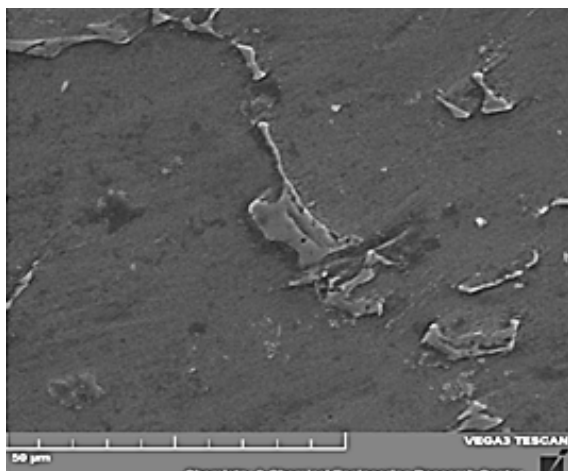


تصویر ۱. تصاویر میکروسکوپی نوری نمونه‌های سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۳، الف- بدون عملیات حرارتی، نمونه‌های عملیات حرارتی با دمای ب- ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، ج- ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، د- ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، ه- ۱۱۴۰ درجه سانتی‌گراد و ز- ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد.

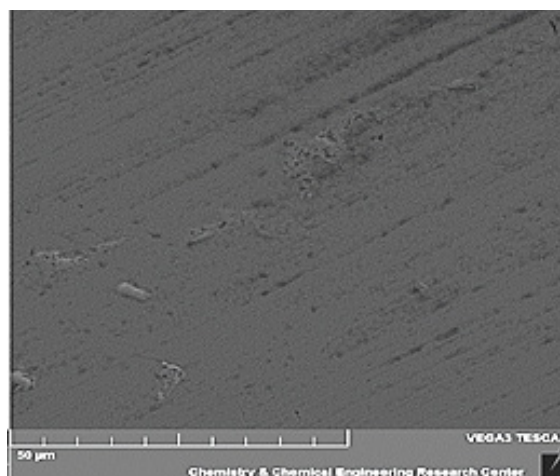
الف.



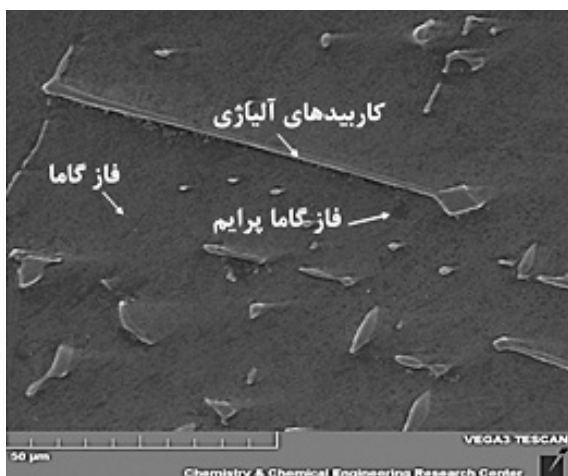
ب.



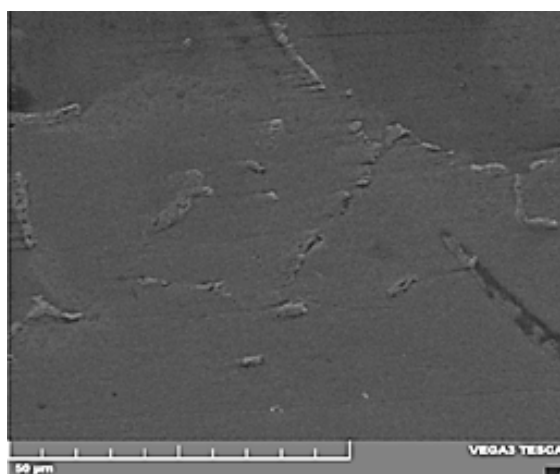
ج.



د.



ه.



ز.



تصویر ۲. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه‌های سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۳، الف- بدون عملیات حرارتی، نمونه‌های عملیات حرارتی با دمای ب- ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، ج- ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، د- ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، ه- ۱۱۴۰ درجه سانتی‌گراد و ز- ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد.

چینی نیز مشاهده شده که نشان از تشکیل آن‌ها بعد از مرحله ریخته‌گری است. این کاربیدهای شاخه‌ای می‌تواند در افزایش بهبود خواص خزشی با قفل کردن حرکت مرزدانه‌ها کمک کند. هر چه که از پیوستگی این کاربیدها کاسته شود نقش آن‌ها در بهبود خواص افزایش می‌یابد [۹]. با توجه به تصویر شماره ۲، می‌توان گفت شکل فاز گاما پرایم نیز به صورت مدور و مجزا از هم است و اندازه آن‌ها با انجام عملیات حرارتی تقریباً از حدود یک میکرومتر به نیم میکرومتر می‌رسد. قابل ذکر است که اندازه ذرات این فاز با توجه به سرعت سرد شدن می‌تواند از ۲ نانومتر تا ۱۰ میکرومتر باشد [۲۰]. این فاز می‌تواند بر روی تحرک نابه‌جایی‌ها تاثیرگذار بوده و از این رو خواص مکانیکی از جمله سختی، استحکام و خزش را تغییر می‌دهد. شکل فاز گاما پرایم تا زمانی ۲۰ درصد باشد، کروی است ولیکن شکل آن به صورت آگلومره تا حدود ۶۰ درصد نیز می‌تواند تغییر کند [۲۲].

تصاویر شماره ۳ و ۴، نشان‌دهنده نتایج آنالیز طیف‌سنجی پرتو ایکس پراکنش انرژی است. تصویر شماره ۳ آنالیز فاز گاما زمینه را که یک محلول جامد از نیکل با ساختار بلوری مکعبی با سطح مرکزدار، با عناصری مانند مولیبدن و کروم است و مقداری جزئی از عناصر تیتانیوم و آلومینیم را برای فاز گاما پرایم برای تمامی نمونه‌ها نشان می‌دهد. همان‌طور که مقایسه این آنالیز برای نمونه بدون عملیات حرارتی و با عملیات حرارتی نشان می‌دهد، با عملیات حرارتی و افزایش دما به بیش از ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد مقداری کربن در زمینه تشخیص داده شد که به دلیل حل شدن کاربیدهای عناصر آلیاژی همانند کاربید کروم در زمینه است، زیرا

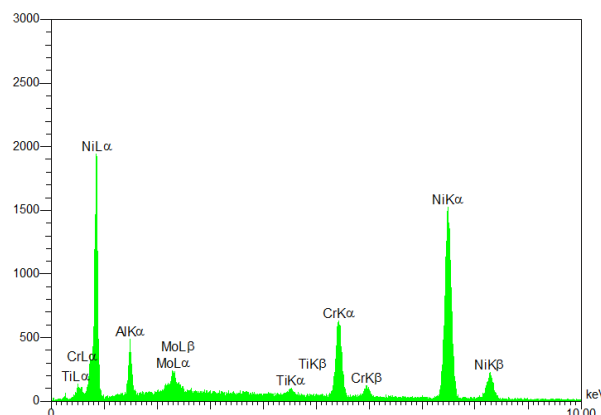
و تانتالم نسبت به دیگر کاربیدها در دماهای بالاتری پایداری دارد. نوع کاربیدها در نمونه بدون عملیات حرارتی، دارای ترکیب MC با ساختار بلوری مکعبی با سطح مرکزدار (FCC) است که M می‌تواند شامل عناصری چون تیتانیوم، تانتالم، نیوبیم و مولیبدن باشد. این کاربیدها با توجه به واکنش ذیل معمولاً در دمای بالاتر از ۹۲۵ درجه سانتی‌گراد تا ۱۱۴۷ درجه سانتی‌گراد تبدیل به $M_{23}C_6$ می‌شود [۲۰].

رابطه ۱.

$$MC + \gamma = M_{23}C_6 + \gamma'$$

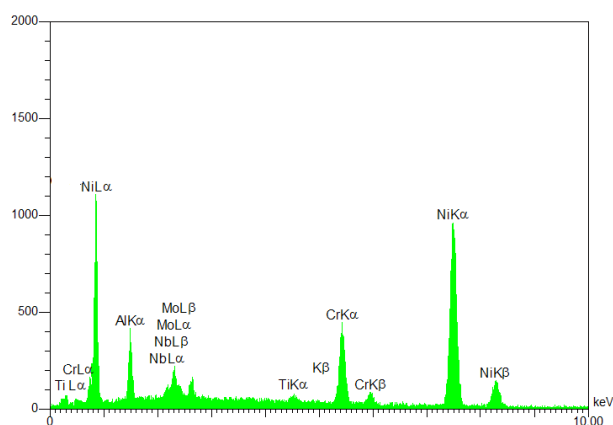
در تصاویر میکروسکپ الکترونی روبشی (تصویر شماره ۲) نمونه‌های اچ‌شده با محلول ماربل فاز زمینه نسبت به فاز گاما پرایم روشن‌تر دیده می‌شود که این نتیجه نیز در دیگر مقالات مشابه [۲۱] تأیید می‌شود. کاربیدهای مختلف عناصر نیز به صورت برجسته در تصاویر میکروسکپی مشاهده می‌شود. شکل کاربیدها با افزایش دمای عملیات حرارتی از حالت دو بعدی به صورت تک-بعدی تغییر شکل می‌دهد. به عبارت دیگر از ابعاد یک بعد کاسته شده و کاربیدها به صورت باریک مشاهده می‌شوند. در صورتی که با توجه نتایج دیگر محققین [۷، ۲۲] کاربیدهای تیتانیوم، کروم و نیوبیم می‌تواند به صورت کاملاً دندردیتی زیر میکروسکپ مشاهده شوند. این ساختارهای دندردیتی می‌تواند به صورت زنجیره‌ای در برخی از نقاط به هم متصل باشند.

اگر کاربیدها در مرزدانه‌ها ترسیب شده باشند می‌تواند اندازه دانه تقریبی را تخمین زدند. کاربید نیوبیم می‌تواند به صورت خط



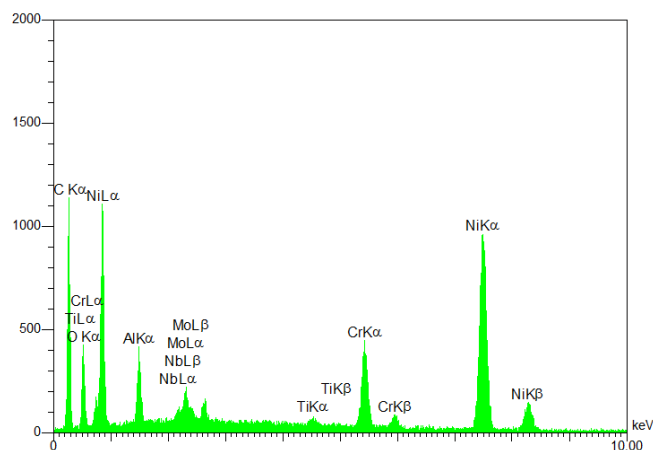
الف.

عنصر	W%	A%
Al	۰/۳۵	۰/۷۵
Ti	۰/۱۳	۰/۱۶
Cr	۴/۷۰	۵/۲۷
Ni	۹۳/۹۷	۹۳/۳۰
Mo	۰/۸۵	۰/۵۲



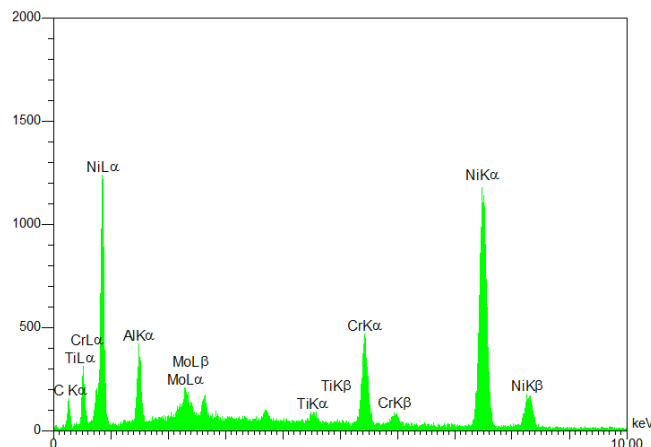
ب.

عنصر	W%	A%
Al	۰/۳۵	۰/۷۵
Ti	۰/۱۲	۰/۱۴
Cr	۴/۷۱	۵/۲۸
Ni	۹۳/۹۱	۹۳/۲۶
Mo	۰/۷۱	۰/۴۳
NB	۰/۲۱	۰/۱۳



ج.

عنصر	W%	A%
Al	۰/۲۹	۰/۶۲
Ti	۰/۱۷	۰/۲۰
Cr	۴/۴۸	۴/۴۹
Ni	۹۴/۱۰	۹۲/۸۰
Mo	۰/۵۶	۰/۳۴
NB	۰/۲۰	۰/۱۲
C	۰/۱۳	۰/۶۴



د.

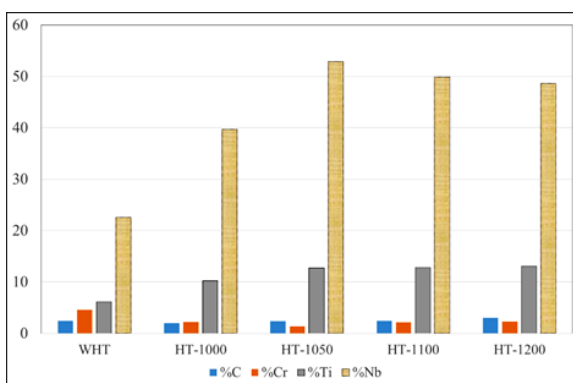
عنصر	W%	A%
Al	۰/۳۳	۰/۷۲
Ti	۰/۱۵	۰/۱۸
Cr	۴/۵۹	۵/۱۲
Ni	۹۲/۸۹	۹۲/۷۵
Mo	۰/۹۰	۰/۵۴
C	۰/۱۴	۰/۶۸

تصویر ۳. نتایج مربوط به آنالیز طیف‌سنجی پرتو ایکس پراکنش انرژی مربوط به زمینه گاما و فاز گاما پرایم الف- نمونه بدون عملیات حرارتی، برای نمونه‌های با عملیات حرارتی ب- ۱۰۰۰، ج- ۱۱۰۰ و د- ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد.

است که نشان از انحلال این فاز را دارد. در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد شدت پیک مربوط به کاربید نیوبیم کاهش یافته است. همچنین پیک‌های مربوط به کاربید نیکل-آلومینیم نیز حذف شده‌اند. در این مقاله حضور فاز دلتا با ترکیب شیمیایی Ni_3Nb (با درصورت داشتن بیشتر از ۵ درصد وزنی) و ساختار بلوری اورتورمبیک بعید به نظر رسیده، زیرا که پایداری فاز دلتا در دمای کمتر از ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد (۹۸۰-۸۰۰ درجه

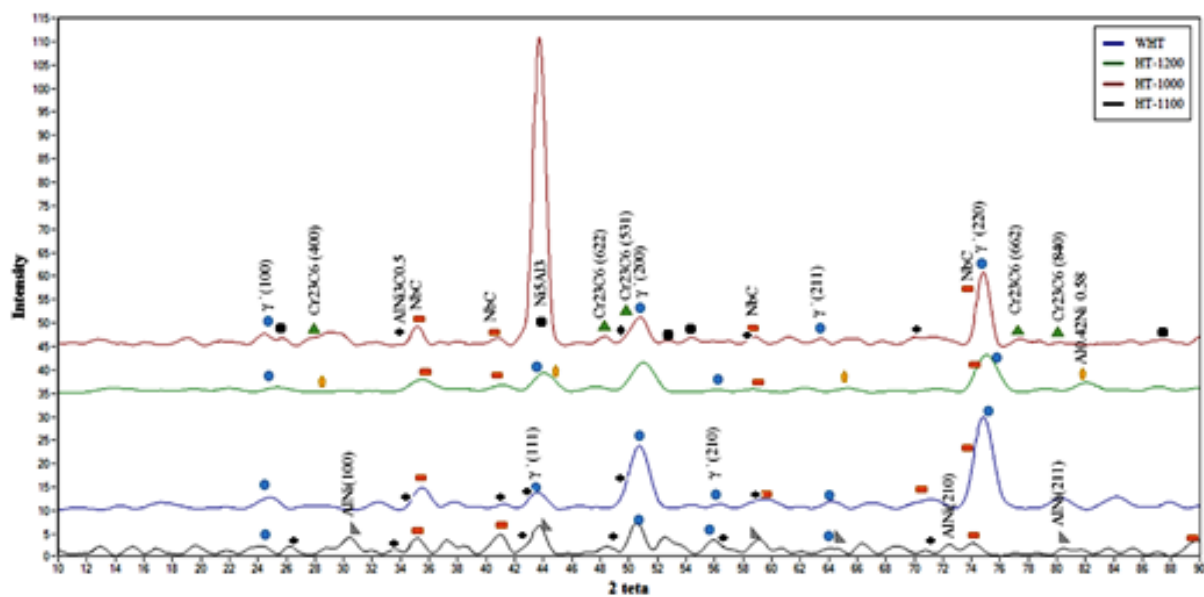
که درصد کروم نیز در کاربیدها نسبت به نمونه عملیات حرارتی- نشده کاهش یافته است (تصویر شماره ۴).

این افزایش کروم در زمینه می‌تواند میزان مقاومت در برابر اکسیداسیون را افزایش دهد، زیرا که کروم می‌تواند تشکیل یک اکسید کروم محافظ دهد [۷]. قابل ذکر است که در این نوع سوپرآلیاژها مجموع عناصر تیتانیوم و آلومینیم نباید بیشتر از ۴ درصد وزنی باشد که این موضوع با توجه به نتایج آزمون عنصری قابل تأیید است (تصویر شماره ۳)، در صورتی که این مجموع درصد بیشتر از ۴ باشد، میزان همبستگی فاز گاما و گاماپرایم کم شده و ممکن است در طی عملیات سخت گردانی این آلیاژ ترک بخورد [۲]، زیرا که قسمت اعظم فازهای تشکیل‌دهنده، فاز گاما و فاز گاماپرایم هستند.



تصویر ۴. نمودار مربوط به نتایج آنالیز طیف‌سنجی پرتو ایکس پراکنش انرژی مربوط به کاربیدهای آلیاژی برای نمونه‌های مختلف.

در تصویر شماره ۵، تحلیل آزمون پرتو ایکس مشاهده می‌شود. علاوه بر فاز گامای زمینه، همان‌طور که تصاویر میکروسکپ الکترونی و نتایج آزمون طیف‌سنجی پرتو ایکس پراکنش انرژی نشان می‌دهد، رسوباتی از فاز گاما پرایم با ترکیب شیمیایی Ni_3Al با ساختار مکعبی با پارامتر شبکه‌ای با مقدار ۰/۳۵۷ انگسترم مشاهده می‌شود. در دمای بیشتر از ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد پیک مربوط به کاربیدهای کروم با ساختار $Cr_{23}C_6$ حذف شده



تصویر ۵. نتایج مربوط به پراش پرتو ایکس.

سانتی‌گراد به دلیل تغییر نوع فازها و افزایش مقدار فاز گاما پرایم به عنوان استحکام بخشی محلول جامد نسبت به نمونه عملیات حرارتی نشده [۲۵، ۲۰] افزایش یابد.

همان‌طور که در جدول شماره ۲ نتایج آزمون سختی مشاهده می‌شود، با انجام عملیات حرارتی میزان سختی افزایش می‌یابد. بیشینه سختی مربوط به دمای ۱۲۰۰ می‌باشد که حدود ۴۲ راکول-سی است. افزایش سختی می‌تواند به پراکندگی بیشتر فاز گاما پرایم در زمینه مربوطه (با توجه به جوانه‌زنی جدید این فاز حاصل از تغییر ترکیب کاربیدها رابطه ۱) باشد و از طرفی تغییر ترکیب کاربیدهای آلیاژی و کاهش پیوستگی آن‌ها با توجه به رابطه ارائه شده و تغییرات فازها نیز می‌تواند به عنوان عامل موثر روی افزایش سختی ذکر شود. تغییرات سختی نشان می‌دهد که محدوده تغییرات دمایی ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌تواند، عامل مهمی در نوع فازی باشد.

در این جدول نمونه‌ها کدگذاری شده است. نمونه عملیات حرارتی نشده به کد WHT و نمونه‌های دیگر عملیات حرارتی با HT و درجه حرارت عملیات مشخص شده است.

۴. نتیجه‌گیری

در این مقاله به بررسی تأثیر عملیات حرارتی انحلال در دماهای متفاوت از ۱۰۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد بر روی ریزساختار

سانتی‌گراد) گزارش شده است و در دماهای بالاتر این فاز در زمینه حل می‌شود [۲۳-۲۴]. لذا هیچ پیکی در زوایای مربوط به این فاز مشاهده نشد.

قابل ذکر است که با توجه به نتایج در تصویر شماره ۵، با انجام عملیات حرارتی انحلال در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد فاز گاما پرایم در صفحات (۲۰۰) و (۲۲۰) انحلال یافته است، در صورتی که در این فاز در صفحه (۱۱۱) دارای پیک با ارتفاع زیادی است که نشان‌دهنده انجام واکنش رابطه ۱ است. همچنین در این دما علاوه بر کاربید نیوبیم، کاربید آلومینیم-نیکل، پیک-های مربوط به کاربید کروم با ترکیب شیمیایی $Cr_{23}C_6$ مشاهده شد. همچنین پیکی مربوط به فاز Ni_5Al_3 نیز در این نمونه یافت می‌شود. در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، علاوه بر فاز گاما پرایم با شبکه مکعبی، فاز $AlNi_3$ با شبکه تتراگونال و فاز $AlNi$ تشکیل می‌شود. تصویر شماره ۳ نشان می‌دهد که میزان آلومینیم در زمینه در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، کمترین مقدار را به خود اختصاص داده است که این امر به دلیل تشکیل فازهای گاما پرایم با ساختار مکعبی و تتراگونال و فاز $AlNi$ است. با افزایش دمای عملیات حرارتی تا ۱۲۰۰ درجه سانتی-گراد نیز فاز $Al_{0/42}Ni_{0/58}$ تشکیل می‌شود. لذا پیش‌بینی می‌شود میزان استحکام نمونه‌های عملیات حرارتی در مقایسه با نمونه بدون عملیات حرارتی و عملیات حرارتی در دمای ۱۲۰۰ درجه

جدول ۲. نتایج آزمون سختی راکول C.

WHT	HT-۱۰۰۰	HT-۱۰۵۰	HT-۱۱۰۰	HT-۱۱۴۰	HT-۱۲۰۰
۳۴	۳۸	۳۸	۳۹	۳۹	۴۲

References

- و سختی پرداخته شد. نتایج آزمون سختی بیشینه سختی حدود ۴۲ راکول سی را برای نمونه با عملیات حرارتی انحلال در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل تغییر فازهای موجود گزارش کرد. با افزایش دمای انحلال کاربیدهای کروم در درون فاز گامای زمینه حل شده و نتایج آنالیز عنصری چنین دریافتی را با کاهش کروم موجود در فازهای کاربیدی تایید کرد. در هر دما از عملیات حرارتی فازهای متنوعی از نیکل و الومینیم نیز تشکیل می‌شود.
- [1] Matysiak, H., Zagorska, M., Balkowicz, A., Adamczyk, B., Rafal-Cygan, C., Cwajna, J., Nawrocki, J., Kurzydowski, K., "The microstructure degradation of the IN 713C Nickel-Based superalloy after the stress rupture tests", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 23, PP. 3305-3313 (2014).
 - [2] Lachowicz, M., Dudzinski, W., Haimann, K., Podrez-Radziszewska, M., "Microstructure transformations and cracking in the matrix of γ - γ' superalloy Inconel 713C melted with electron beam", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 479, PP. 269-276 (2008).
 - [3] Zupanic, F., Boncina, T., Krizman, A., Tichelaar, F. D., "Structure of continuously cast Ni-based superalloy Inconel 713C", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 329, PP. 290-297 (2001).
 - [4] Binczyk, F., Gradoń, P., "Analysis of Solidification Parameters and Macrostructure of IN-713C Castings after Complex Modification", *Archives of foundry engineering*, Vol. 13, PP. 5-8 (2013).
 - [5] Salk, N., "Metal injection moulding of Inconel 713C for turbocharger applications", *Powder Injection Moulding International*, Vol. 5, PP. 45-49 (2011).
 - [6] Kunzi, L., Lukasi, P., Konecna, R., "Fatigue properties of superalloy IN 713LC and relation to microstructure", *Materials Science*, Vol. 14, PP. 221-226 (2008).
 - [7] Donchie, M. J., Donchie, S. J., *Superalloys A Technical Guide*, ASM International, 2nd Edition, (2002).
 - [8] Shah, D. M., Vega, S., Woodard, S., Cetel, A. D., "Primary creep in nickel-base super alloys", *Superalloys*, Vol. 5, PP. 197-107, (2004).
 - [9] Abd El-Azim, M. E., Hammad, F. H., *The metallurgy of superalloys*, Information and documentation center, atomic energy post office, thesis, (1990).
 - [10] Binczyk, F., Ślezionek, J., Szymaszal, J., Gradoń, P., "Effect of technological parameters on structure of castings made from IN-713C nickel alloy", *Archives of Foundry Engineering*, Vol. 11(4), PP. 9-13 (2011).
 - [11] Binczyk, F., Ślezionek, J., "Effect of modification on the mechanical properties of IN-713C alloy", *Archives of Foundry Engineering*, Vol. 10(1), PP. 195-198 (2010).
 - [12] Azadian, S., Wei, L. Y., Warren, R., "Delta phase precipitation in Inconel 718", *Materials Characterization*, Vol. 53, PP. 7-16 (2004).
 - [13] Chamanfar, A., Sarrat, L., Jahazi, M., Asadi, M., Weck, A., Koul, A. K., "Microstructural characteristics of forged and heat treated Inconel-718 disks", *Materials and Design*, Vol. 52, P.P. 791-800, (2013).
 - [14] Nayan, N., Gurao, N. P., Narayana Murthy Abhay, S. V. S., Jha, Bhanu Pant, K., George, M., "Microstructure and micro-texture evolution during large strain deformation of Inconel alloy IN718", *Materials Characterization*, Vol. 110, P.P. 236-241, (2015).
 - [15] Yeh, A. C., Lu, K. W., Kuo, C. M., Bor, H. Y., Wei, C. N., "Effect of serrated grain boundaries on the creep property of Inconel 718 Super alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 530, P.P. 525-529, (2011).
 - [16] Fisk, M., Andersson, J., duRietz, R., Haas, S., Hall, S., "Precipitate evolution in the early stages of ageing in Inconel 718 investi-

- gated using small-angle x-ray scattering", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 612, P.P 202-207, (2014).
- [17] Kuo, C.M., Yang, H., Bor, Y., Wei, C.N., Tai, C.C., "Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 510-511, P.P. 289-294 (2009).
- [۱۸] دلغان، م. عربی، ح. تأثیر ترتیب سیکل پوشش‌دهی و عملیات حرارتی بر ریزساختار پرده‌های متحرک توربین‌های گازی ساخته شده از سوپرآلیاژ DTG-۱۱۱. نوزدهمین کنفرانس بین‌المللی برق، تهران ۱۳۸۳.
- [۱۹] اسجادی، ع.، باباخانی، ا.، یوسفزائی، م.ح.، بررسی ریزساختار پرده‌های مستعمل ردیف اول توربین گازی و تعیین سیکل عملیات حرارتی مناسب برای بازیابی ساختار اولیه آنها، نشریه مهندسی متالورژی و مواد، سال بیست‌ویکم، شماره یک، ۱۳۸۸.
- [20] Bhambri, A. K., Kattamis, T. Z., Morral, J. E., "Cast Microstructure of Inconel 713C and its dependence on solidification variables", *Metallurgical Transactions B*, Vol. 6, PP. 523-538 (1975).
- [21] Oates, D., "Microstructural changes as a time temperature indicator in cobalt superalloys and a NiCoCrAlTaY coating", *Institute of Polymer Technology and Materials Engineering Loughborough University thesis*, (2007).
- [22] Binczyk, F., Jeziona, J., "Phase transformations and microstructure of IN-713C nickel superalloy", *Archives of foundry engineering*, Vol. 9, PP. 109-112 (2009).
- [23] Petronić, S., Milosavljević, A., "Heat Treatment Effect on Multi-component Nickel Alloys Structure", *FME Transactions*, Vol. 35, PP. 189-193 (2007).
- [24] Ning, Y., Huang, S., Fu, M.W., Dong, J., "Microstructural characterization, formation mechanism and fracture behavior of the needle δ phase in Fe-Ni-Cr type superalloys with high Nb content", *Materials Characterization*, Vol. 109, PP. 36-42 (2015).
- [25] Nguyen, L., Shi, R., Wang, Y., DeGraef, M. "Quantification of rafting of γ' precipitates in Ni-based superalloys", *Acta Materialia*, Vol. 103, PP. 322-333 (2016).