

Research Paper

Effect of pouring temperature on the microstructure and hot tensile properties of cast Ni-Fe base super alloy

*Ali Reza Mirak¹, Mahsa Ghodsi²

1- Assistant Professor, Department of Material Eng. , MUT University, Tehran, Iran.

2- M.Sc. Faculty of Engineering & High-Technology, Iran University of Industries & Mines, Tehran, Iran.

Citation: Mirak A.R, Ghodsi M. Effect of pouring temperature on the microstructure and hot tensile properties of cast Ni-Fe base super alloy. Metallurgical Engineering 2018; 21(2): 108-117 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.35613.1054>

doi : <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.35613.1054>

ABSTRACT

In this research effect of pouring temperature on the microstructure characteristics and hot tensile properties of an experimental Ni-Fe based superalloy N-155 has been investigated. The melt was made in induction furnace by vacuum melting. All samples were poured in the preheated ceramic mould in different pouring temperatures including 1420, 1460, 1500, 1540 and 1580 °C and cooled down to room temperature in isolated condition. The microstructure characteristics were analysed by SEM and EDS techniques. The hot mechanical properties were carried out in 816 °C for each casting condition. The results show that the main microstructure consists of austenite as the only dominant phase and the second precipitation phase consists of MCN carbunide as shown in continuous films precipitated along grain boundaries. A fine equiaxed / cellular structure can be shown in pouring temperature less than 1460 °C due to initial dissolved carbides. The microstructure was modified to coarse dendritic structure elongated in heat transfer direction at higher pouring temperature around 1500 °C. The carbides morphology change from particle-like and coarse film in low pouring temperature to the thin and continuous films which precipitated around grain boundaries. The hot UTS strength reached to 310 Mpa in 1500 °C due to modified structure and reduced to 245 Mpa because of enlarged grains and also elongation increases as pouring temperature rises.

Keywords: Ni-Fe base superalloy, N155, pouring temperature, microstructure, hot tensile properties.

■ ■

* **Corresponding Author:**

Ali Reza Mirak, PhD

Address: Department of Material Eng. , MUT University, Tehran, Iran.

Tel: +98 (9128044107)

E-mail: mirak@iust.ac.ir

بررسی اثر دمای ریختگی بر ریزساختار و خواص کششی گرم سوپرآلیاژ پایه آهن-نیکل

*علیرضا میرک^۱، مهسا قدسی^۲

۱- استادیار، مرکز تحقیقات مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران، تهران، ایران.

۲- کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی و فناوری‌های نوین، دانشگاه صنایع و معادن ایران، تهران، ایران.

چکیده

در این پژوهش اثر دمای ریخته‌گری سوپر آلیاژ پایه آهن-نیکل N-155 بر مشخصات ریزساختاری و خواص کششی گرم آلیاژ مورد بررسی قرار گرفت. مذاب سوپر آلیاژ در کوره القایی تحت خلأ آماده می‌شود، مذاب در دماهای ۱۴۲۰، ۱۴۶۰، ۱۵۰۰، ۱۵۴۰ و ۱۵۸۰ درجه سانتی‌گراد به داخل قالب‌های سرامیکی پیش‌گرم‌شده در محیط خلأ ریخته‌گری شدند. سپس نمونه‌های ریخته شده در یک محفظه عایق تا دمای محیط سرد شدند. مشخصات ریزساختاری توسط میکروسکوپ‌های الکترونی و نوری مورد بررسی قرار گرفتند. به منظور اندازه‌گیری استحکام کششی در دمای بالا، آزمایش کششی گرم برای هر کدام از شرایط ریخته‌گری انجام شد. نتایج نشان داد که ریزساختار ریختگی آلیاژ شامل آستنیت تک فاز گاما و فازهای رسوبی کربونیتزیدی (MCN) است که غالباً در مرز دانه‌ها به صورت شبکه‌ای پیوسته رسوب کرده‌اند. در دمای ریختگی کمتر از ۱۴۶۰ درجه سانتی‌گراد ریزساختار آلیاژ به دلیل وجود کاربیدهای اولیه شامل دانه‌های هم‌محور ریز است و با افزایش دمای ریختگی ریزساختار اصلاح‌شده دندریتی درشت در جهت انتقال حرارت رشد یافته‌اند. تصاویر میکروسکوپ الکترونی نشان می‌دهد که فاز کاربیدی به صورت فیلم درشت و ذره‌ای شکل در مرز دانه‌ها در دمای کمتر از ۱۴۶۰ درجه سانتی‌گراد به شکل فیلم‌های نازک و ناپیوسته عمدتاً در مرز دانه آستنیت در دماهای بالاتر از ریختگی تبدیل شده‌اند. نتایج آزمون استحکام کششی گرم نشان داد که با افزایش دمای ریختگی تا ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل ایجاد ساختار اصلاح‌شده استحکام کششی تا ۳۱۰ مگاپاسکال افزایش یافته است و با افزایش بیشتر دمای ریختگی به دلیل افزایش اندازه دانه و تغییر مورفولوژی کاربید به ۲۴۵ مگاپاسکال کاهش پیدا کرده است، همچنین درصد ازدیاد طول به‌طور پیوسته با افزایش دمای ریخته‌گری افزایش پیدا کرده است.

واژه‌های کلیدی: سوپر آلیاژ پایه آهن-نیکل، N-155 دمای ریخته‌گری، ریزساختار، خواص کششی گرم.

۱. مقدمه

وَنگ و همکارانش با بررسی اثر دمای فوق ذوب بر ریزساختار و ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ پایه نیکل DZ125 در هنگام انجماد جهت‌دار نشان دادند که با افزایش دمای فوق ذوب از ۱۵۰۰ تا ۱۶۵۰ درجه سانتی‌گراد، ساختار دندریتی اصلاح شده و میزان جدایش کمتر می‌شود، در حالی که در دمای بالاتر فوق ذوب تا ۱۷۵۰°C ساختار درشت دانه به همراه افزایش جدایش تشکیل می‌شود. همچنین با افزایش دمای فوق ذوب مورفولوژی کاربید MC از حالت بلوکی به لایه‌ای شکل تغییر می‌کند. در ضمن آنالیز EDS نشان داد که تغییر دمای فوق ذوب بر ترکیب شیمیایی مذاب تأثیری ندارد [۸].

پن و همکارانش در بررسی اثر دمای ریختگی بر ریزساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل M963 نشان دادند که بدون اعمال فوق ذوب (۱۳۵۰ درجه سانتی‌گراد)، ریزساختار آلیاژ به دلیل وجود کاربیدهای اولیه شامل دانه‌های هم‌محور ریز است. با افزایش دمای ریخته‌گری تا ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد

سوپر آلیاژ N155 از آلیاژهایی برپایه آهن-نیکل است که در کاربردهای دمای بالا و تنش‌های پایین مورد استفاده قرار می‌گیرد. این آلیاژ در گروه سوپرآلیاژهایی است که توسط محلول جامد و فازهای رسوبی دوم استحکام‌دهی می‌شوند. به دلیل اینکه معمولاً این سوپرآلیاژها در حالت ریختگی مورد استفاده قرار می‌گیرند، بنابراین بهینه‌سازی پارامترهای ذوب، ریخته‌گری و انجماد این آلیاژها از اهمیت بالایی برخوردار است [۲، ۱]. تحقیقات اخیر نشان داده است که تحت شرایط همسان انجماد، علاوه بر ترکیب شیمیایی آلیاژ و تاریخچه حرارتی مذاب، پارامترهای ریختگی مانند فوق ذوب و نرخ سرد شدن بر مشخصات ریزساختار انجمادی مانند اندازه و کسر حجمی فازها و جدایش‌های ریزساختاری بر خواص مکانیکی آلیاژ اثر واضحی دارد [۷-۳]. در ذیل برخی از نتایج پژوهش محققان در بررسی پارامترهای ذوب و ریخته‌گری بر ریزساختار و خواص سوپرآلیاژ پایه نیکل ارائه شده است.

* نویسنده مسئول:
دکتر علیرضا میرک

نشانی: تهران، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران، مرکز تحقیقات مهندسی مواد.
تلفن: (۹۱۲۸۰۴۴۱۰۷) ۹۸+

پست الکترونیکی: mirak@iust.ac.ir

عناصر کاربیدزای قوی مانند تنگستن و نیوبوم نیز در آلیاژ بکار رفته‌اند.

ذوب و ریخته‌گری

مواد شارژ شامل شمش از آلیاژ N-155 به میزان ۵/۵ تا ۶ کیلوگرم در یک بوته با دو لایه آجرنسوز از جنس آلومینا قرار گرفت. برای عملیات ذوب از کوره تحت خلأ القایی دو محفظه‌ای استفاده شد. ابتدا قالب سرامیکی عایق پیچی شده توسط پشم نسوز هم زمان با شارژ شمش، در کوره گذاشته شده و خلأ (10^{-3} میلی‌بار) اعمال شد. قالب و شمش در این کوره به مدت یک ساعت و دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد پیش گرم شدند. بعد از نیم ساعت دما به ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد رسید و ذوب شمش آغاز شد. محدوده ذوب این سوپر آلیاژ بین ۱۲۷۵ تا ۱۳۵۵ درجه سانتی‌گراد است [۱۳]. دمای مذاب توسط ترموکوپل کنترل شد. پس از رسیدن مذاب به دمای مورد نظر و همگن شدن مذاب در آن دما، مذاب درون قالب ریخته شد. قالب‌ها بشکل مخروط توسط تزریق موم از جنس سرامیک سیلیکایی ساخته شده بودند و به‌واسطه فرایند ریخته‌گری دقیق برای پنج ذوب با دماهای ریختگی مختلف شامل ۱۴۲۰، ۱۴۶۰، ۱۵۰۰، ۱۵۴۰ و ۱۵۸۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد. بعد از اتمام ذوب‌ریزی خلأ شکسته شد و قالب سرامیکی بعد از ده دقیقه (تشکیل پوسته اولیه) توسط بالابر از کوره خارج شد. بعد از خارج شدن از کوره قالب سرامیکی در یک محفظه که درون آن با عایق نسوز پوشانده شده است (به منظور جلوگیری از تغییرات ابعادی و اعوجاج)، قرار گرفت. زمان لازم برای سرد شدن قالب دو ساعت در نظر گرفته شد. پس از اتمام فرآیند ریخته‌گری قطعات خارج شده از قالب برای تهیه نمونه کشش و متالوگرافی ماشین کاری شدند. شکل ۱ تصویر مدل قطعه ریخته شده و سیستم راهگاهی ریخته‌گری را نشان می‌دهد.

آزمون‌ها

متالوگرافی

برای ساخت نمونه‌های متالوگرافی از قسمت انتهایی مخروط‌های ریخته شده برش شدند. بنابراین شرایط انجمادی برای همه آن‌ها یکسان فرض شده است. پس از این که نمونه‌ها مانع سرد شدند به منظور آماده‌سازی سطح، عملیات سنباده زنیوپالیش توسط خمیر الماس انجام شد و سپس سطح نمونه‌ها

ساختار درشت دانه ایجاد می‌شود و در دمای بیشتر ریختگی ساختار غالب مجدد هم‌محور و ریز می‌شود. با افزایش دمای ریخته‌گری، کاربیدهای اولیه در مذاب حل شده و با آزادی حرکت مرزدهانه‌ها ساختار درشت دانه می‌شود. در دمای بالاتر از ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به علت پایین بودن شیب حرارتی در مذاب و ایجاد تحت انجماد ترکیبی، با افزایش قدرت تبریدی باعث ریزدانه شدند و باره ساختار شده است. همچنین حضور ذرات نیتروژن در مذاب و واکنش با تیتانیوم باعث تشکیل ذرات پایدار TiN در مذاب شده که با افزایش جوانه‌زنی ناهمگن باعث ریزدانه‌شدن ساختار می‌شود [۱۱-۹].

لیو و همکارانش نشان دادند که مورفولوژی، اندازه و مقدار کاربیدهای نوع MC در سوپرآلیاژهای پایه نیکل IN738 در اثر شرایط انجماد تغییر می‌کند. در شرایط سرعت انجماد بسیار پایین در فصل مشترک انجماد، رسوب کاربیدهای طولی شده و سوزنی شکل کوتاه تشکیل شده است. با افزایش سرعت انجماد و به دلیل کاهش نسبت شیب حرارتی به سرعت انجماد در خلال رشد دندریتی، مورفولوژی کاربید chinese-script مشاهده شده است و در نسبت‌های بسیار پایین فوق مجدد فازهای کاربید بلوکی شکل تشکیل شده است [۱۲]. همچنین تحقیقات اخیر نشان داده است که با افزایش فوق ذوب و کاهش سرعت سرد شدن در آلیاژهای پایه نیکل، IN738LC، درصد حجمی فازهای مضر با افزایش دمای فوق ذوب در ریزساختار افزایش یافته است [۱۳].

این پژوهش با هدف بررسی تاثیر دمای ریخته‌گری بر مشخصات ریزساختاری و خواص کششی گرم آلیاژ پایه آهن-نیکل N-155، تغییرات مورفولوژی ساختار انجمادی و فاز دوم در ریزساختار ریختگی و ارتباط آن با استحکام گرم در دمای ۸۶۰ درجه سانتی‌گراد آلیاژ بررسی و تحلیل شد.

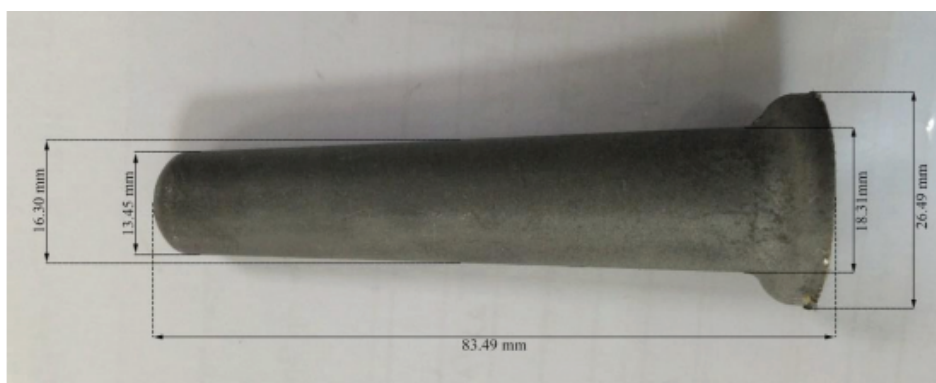
۲. مواد و روش تحقیق

مواد اولیه

ترکیب شیمیایی شمش سوپرآلیاژ N155 مورد استفاده در این پژوهش در جدول ۱ مشاهده می‌شود. روش آنالیز اسپکترومتری برای آنالیز عناصر اصلی و آزمایش اشتروولاین برای آنالیز کربن استفاده شد. همانطور که ملاحظه می‌شود این آلیاژ بر پایه آهن و شامل عناصر اصلی نیکل، کبالت و کرم است. همچنین

جدول ۱. ترکیب شیمیایی شمش مورد استفاده بر حسب درصد وزنی

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
Base	0.01	0.2	1.4	0.02	0.04	20.6	23.2	3.1
Ta	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn
0.02	16.6	0.03	0.9	0.008	0.06	2.4	0.005.	0.005



الف



ب

شکل ۱. تصویر شکل مخروط ریخته شده (الف) و ابعاد سیستم راهگامی (ب)

۳. نتایج و بحث

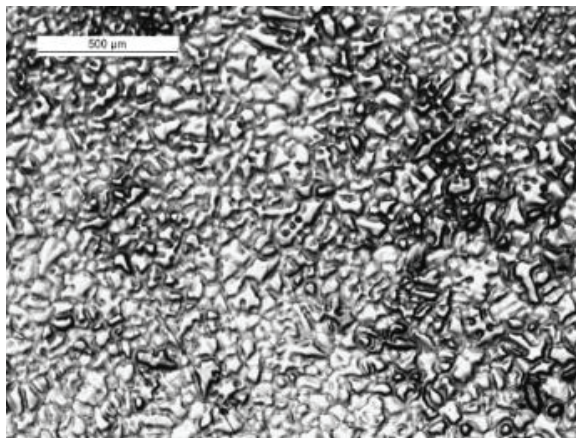
اثر دمای بارریزی بر مشخصات ریزساختاری سوپرآلیاژ
 شکل ۲ تصاویر ریزساختار ریختگی سوپر آلیاژ N-155 را با استفاده از تکنیک میکروسکوپ نوری در دماهای مختلف ریختگی نشان می دهد. همانطور که ملاحظه می شود در دماهای ریختگی کمتر از ۱۴۶۰ درجه سانتی گراد ریز ساختار همگن تک فاز آستنیتی با دانه های تبریدی ریز و هم محور تشکیل شده است. با افزایش دمای ریختگی، به دلیل کاهش شیب حرارتی و کاهش نسبت شیب حرارت به سرعت انجماد، ریز ساختار اصلاح شده دندریتی با رشد شاخه های ثانویه تشکیل شده است. به نظر می رسد تشکیل ریزساختار ریز و همگن در دماهای ریختگی پایین، به دلیل عدم حل شدن کاربیدهای اولیه پایدار است که به عنوان جوانه زای در هنگام انجماد عمل می کنند و موجب افزایش تحت تبرید شده اند. با افزایش دمای ریختگی به ۱۵۰۰ درجه سانتی گراد، به دلیل حل شدن کاربیدهای اولیه و همچنین کاهش شیب حرارتی و افزایش تحت انجماد ترکیبی، ریزساختار درشت دندریتی تشکیل شده است (شکل های ۲ ج تا ۲ ه). همانطور

توسط محلول گیلوسرژیا^۱ اچ شدند. بررسی ریزساختار توسط میکروسکوپ های نوری الکترونی انجام شد. بررسی های کمی متالوگرافی توسط نرم افزار تحلیل ریزساختار^۲ انجام شد. برای شناسایی مورفولوژی رسوب ها از تکنیک میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی^۳ و برای شناسایی ترکیب شیمیایی اجزاء ریزساختار از آزمایش EDS استفاده شد.

آزمایش کشش در دمای بالا

نمونه های کشش بر اساس استاندارد ASTM E8 با قطر ۶ میلی متر و طول گیج ۳۰ میلی متر ساخته شدند. آزمایش کشش در دمای 816 ± 6 درجه سانتی گراد انجام شد و پیش از انجام آزمون نمونه ۳۰ دقیقه در این دما نگهداری شد. بر طبق استاندارد آزمایش کشش گرم (ASTM E21)، سرعت کشش نمونه بعد از ۴ درصد تغییر طول باید ۱۰ برابر شود، بنابراین سرعت کشش ابتدا ۰/۵ میلی متر بر دقیقه بوده و بعد از ۴ درصد تغییر طول به ۵ میلی متر بر دقیقه افزایش پیدا کرد.

1. Glyceregia: 15cc HCl, 10cc Glycerol, 5cc HNO₃
2. MIP
3. FESM



۱۴۶۰



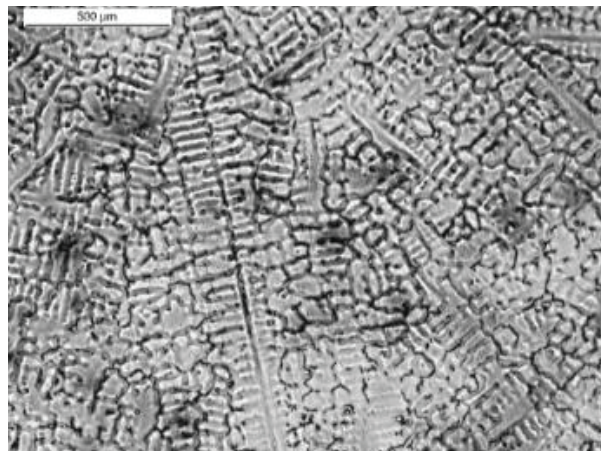
۱۴۲۰



۱۵۲۰



۱۵۰۰



۱۵۶۰

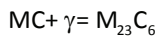
شکل ۲. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ریختگی سوپرآلیاژ N155 در دماهای ریخته‌گری مختلف (درجه سانتی‌گراد)

نتایج این مطالعه در راستای تحقیق لیو و همکارانش است. آنها نشان دادند که کاربیدهای از نوع MC تا دماهای بالاتر از دمای ذوب سوپرآلیاژ IN718 (حدود ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد) پایدار است و بواسطه مکانیزم انجماد هتروژن، جوانه‌زنی و رشد دانه‌های هم محور را تشویق می‌کنند و مانع

که از تصویر ۲ ج ملاحظه می‌شود شاخه‌های اصلی دندریت در راستای انتقال حرارت از مرکز بسمت دیواره رشد یافته‌اند و رشد شاخه‌هایی که در این مسیر نبودند متوقف شده‌اند. همچنین به دلیل تحرک مرز دانه‌ها در دمای بالای ریختگی دندریت‌های طویل شده مشاهده شده‌اند.

فازهایی هستند که در ریزساختار سوپرآلیاژ تشکیل می‌شود. این مورفولوژی کاربیدی مشخصه فصل مشترک سلولی است [۱۴]. با افزایش دمای ریختگی و کاهش شیب حرارتی، تمایل ریزساختار به تشکیل دندریتهای طویل شده در راستای انتقال حرارت تشویق می‌شود و مورفولوژی کاربیدها به شکل فیلم‌های ناپیوسته نازک عمدتاً در مرز دانه آستنیت مشاهده شده است (شکل ۴ ج تا ه). گزارش شده است که این مورفولوژی کاربیدها از نوع $M_{23}C_6$ است که بیشتر از عنصر کرم و کبالت تشکیل شده‌اند و در سرد کردن آهسته از دمای ذوب و از تجزیه کاربیدهای MC (رابطه ۱) و عناصر آلیاژی زمینه در مرز دانه‌ها تشکیل شده‌اند [۱۴].

معادله ۱

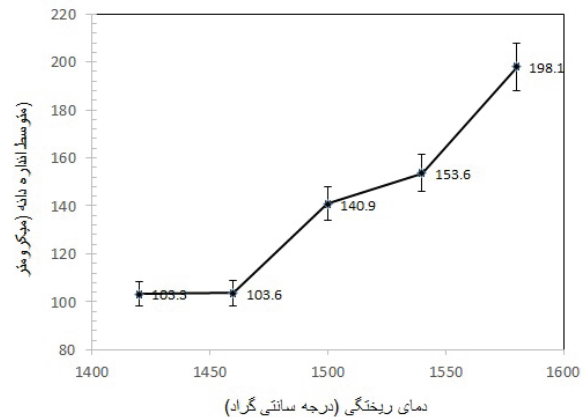


اندازه‌گیری کمی کسر حجمی کاربیدهای مرز دانه در ریزساختار ریختگی سوپرآلیاژ در نمودار شکل ۶ نشان می‌دهد که در دمای ریختگی کمتر از ۱۴۶۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل وجود کاربیدهای اولیه و کاربیدهای راسب شده در طول انجماد به مقدار حداکثر ۴/۴ درصد حجمی می‌رسد و با افزایش بیشتر دمای ریختگی به حدود ۲ درصد کاهش چشمگیری نشان می‌دهد. به نظر می‌رسد که با افزایش دمای ریختگی با کاهش کاربیدهای اولیه، نرخ تشکیل کاربیدهای مرز دانه‌ای افزایش می‌یابد. این امر احتمال می‌رود که به دلیل نفوذ سریع کربن از زمينه آستنیت به مرز دانه باشد. همچنین طول کاربیدها در محدوده ۲۰ تا ۳۰ میکرون متر اندازه‌گیری شده است و با تغییر دمای ریختگی تغییر نمی‌یابد. گزارش شده است که مشخصات رشد کاربیدها در سوپرآلیاژهای پایه نیکل ارتباط نزدیکی با میکرو جدایش عناصر تشکیل‌دهنده کاربیدها در مناطق بین دندریتهای دارد [۱۵].

شکل ۷ فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتهای (SDAS^۴) اندازه‌گیری شده توسط نرم‌افزار MIP را برحسب دمای ریختگی نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که با افزایش دمای ریختگی از ۱۵۰۰ تا ۱۵۸۰ درجه سانتی‌گراد فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتهای از حدود ۲۵/۵ به ۴۰ میکرون متر افزایش یافته است. مطابق رابطه انجماد موضعی (رابطه ۲)، هنگامی که سرعت انجماد ثابت باشد با افزایش دمای مذاب، شیب دمایی کاهش یافته و زمان انجماد موضعی^۵ افزایش می‌یابد و این موجب افزایش فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتهای می‌شود. در این رابطه R و G به ترتیب سرعت انجماد و شیب دمایی و دماهای T_L و T_S به ترتیب دمای مذاب و جامد آلیاژ هستند.

معادله ۲

$$LST = (T_L - T_S) / G.R$$



شکل ۳. نمودار تغییرات متوسط اندازه دانه برحسب دمای ریخته‌گری

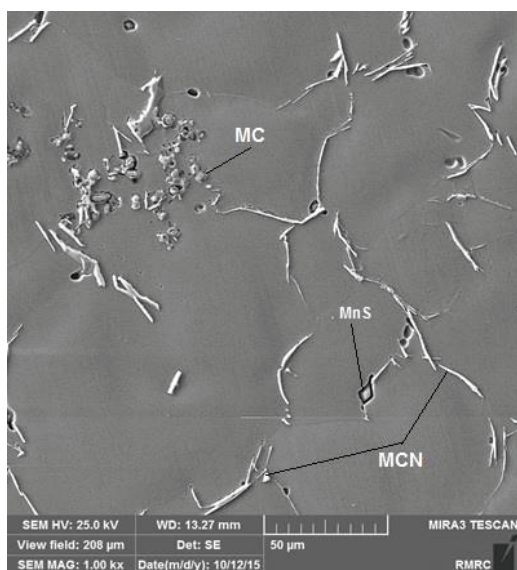
از رشد دانه‌ها در دمای ریختگی پایین خواهد شد. در حالی که در دمای بالا این موانع از بین رفته و مرز دانه‌ها آزادانه حرکت خواهد کرد [۱۲].

شکل ۳ اندازه دانه آستنیت را برحسب دمای ریختگی سوپرآلیاژ نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود در دماهای پایین‌تر از ۱۴۶۰ درجه سانتی‌گراد تغییرات اندازه دانه‌ها احتمالاً به دلیل عدم انحلال کاربیدهای اولیه محدود است. در حالی که با افزایش دمای ریختگی، به دلیل انحلال کاربیدها و کاهش پیوستگی فیلم کاربیدی تشکیل شده در مرز دانه‌های آستنیت و تحرک مرز دانه در دمای بالا، رشد دانه‌ها، تا ۲۰۰ میکرون متر افزایش یافته است.

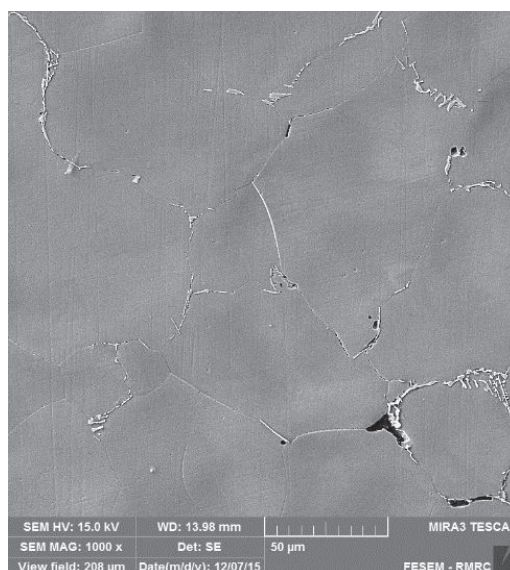
شکل ۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار ریختگی آلیاژ N155 در دماهای مختلف ریختگی نشان می‌دهد. ساختار ریختگی این سوپرآلیاژ شامل زمينه محلول جامد تک فاز آستنیتی و فاز دوم بشکل فیلم تقریباً پیوسته‌ای در مرز دانه‌های آستنیت تشکیل شده است. نتایج آزمون EDX (شکل ۵) بر روی فازها نشان می‌دهد که فاز زمينه شامل عناصر محلول جامد نظیر نیکل، مولیبدن، کبالت و تنگستن است که باعث استحکام بخشی و پایداری زمينه سوپرآلیاژ می‌شوند (شکل ۵ الف). همچنین آنالیز فازهای سفید رنگ ذره‌ای شکل و فیلم‌های درشت در مرز دانه‌ها ترکیب استوکیومتری (Cr,Nb)CN را نشان می‌دهند (شکل‌های ۵ ب و ۵ د). فازهای تیره رنگ که بیشتر به صورت بلوکی شکل در مرز دانه و درون دانه‌ها توزیع شده‌اند نشان‌دهنده آخال‌های سولفیدی با ترکیب استوکیومتری MnS هستند (شکل ۵ ج). همانطور که تصاویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار سوپرآلیاژ در شکل ۴ الف و ب مشاهده می‌شود در دماهای پایین باریزی مورفولوژی کاربیدها در ریزساختار به شکل فیلم‌های درشت ناپیوسته و ذره‌ای شکل در زمينه و مرز دانه است. گزارش شده است که کاربیدهای از نوع MC به دلیل ساختار چگال و فشرده دمای انحلال بالایی دارند، جزو اولین

4. Secondary dendrite arm spacing

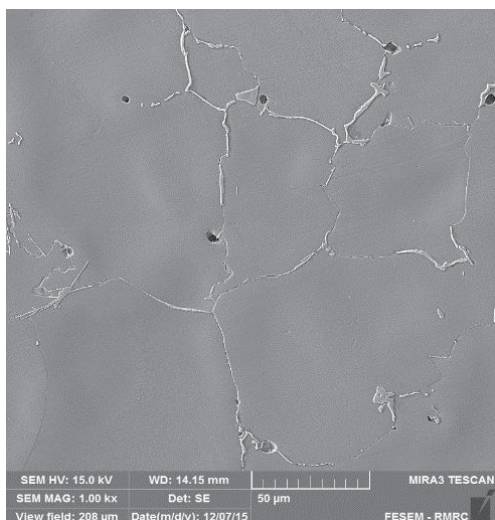
5. Local Solidification Time



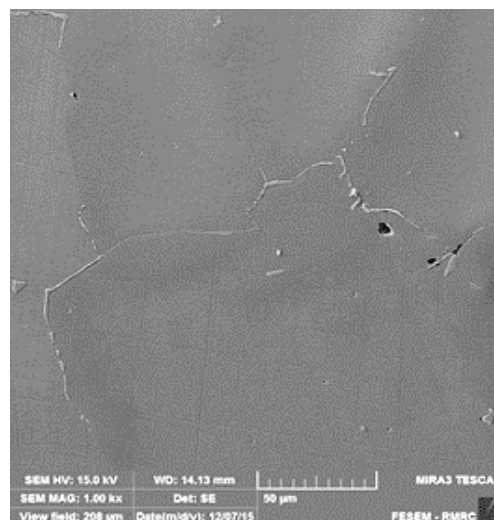
ب



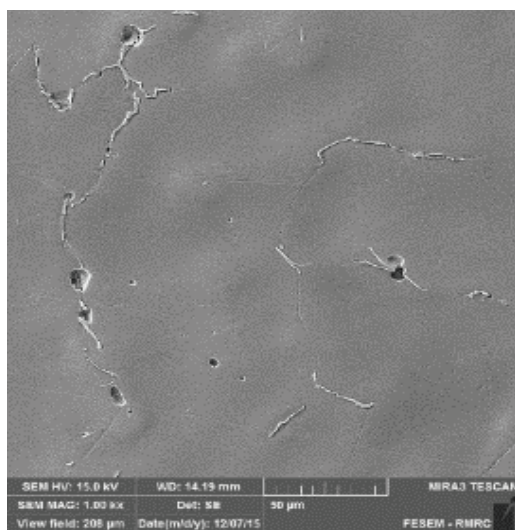
الف



د

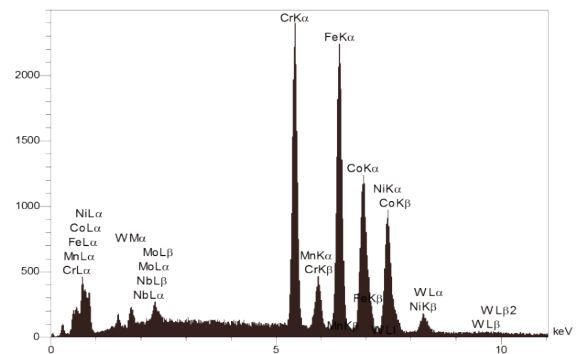
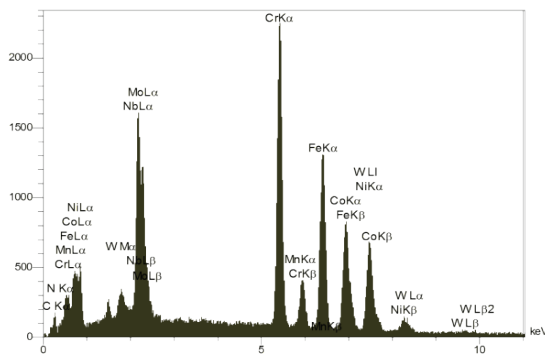


ج

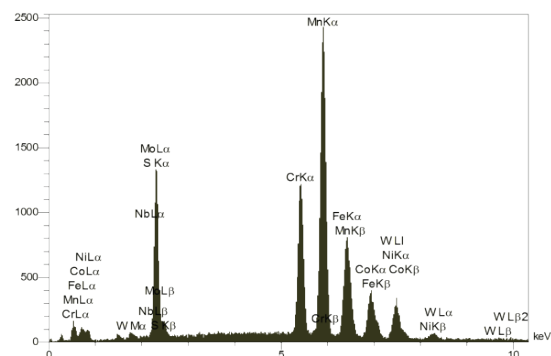


هـ

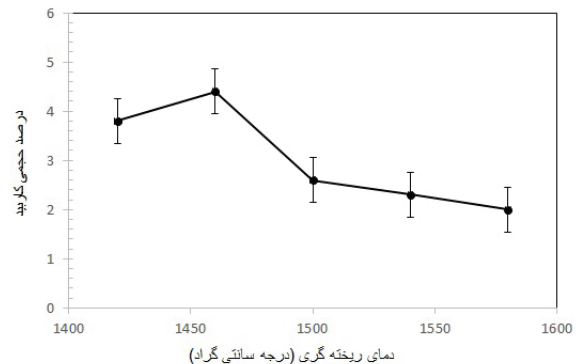
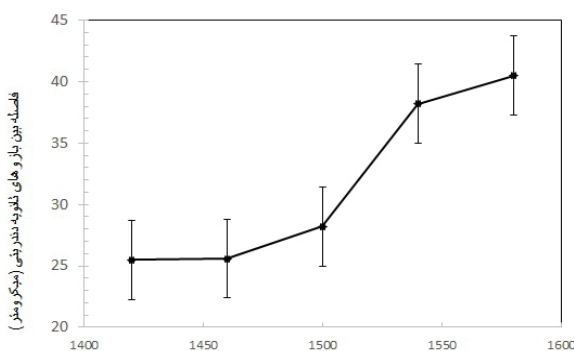
شکل ۴. تصاویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار سوپرآلیاژ N155 در دمای ریخته‌گری (الف) ۱۴۲۰ (ب) ۱۴۶۰ (ج) ۱۵۰۰ (د) ۱۵۴۰ (ه) ۱۵۸۰°C



C	Cr	Fe	Co	Ni
۱۶,۵	۱۷	۱۴	۱۰	۱۰
Nb	Mo	W	N	
۱۲	۶,۵	۲,۲	۱۰,۵	



شکل ۵. الف) زمینه (ب) رسوب کاربیدی شامل فیلم سفیدرنگ در مرز دانه (ج) رسوب‌های بلوکی شکل سولفیدی (د) آنالیز کمی EDS رسوب کاربیدی برحسب درصد وزنی

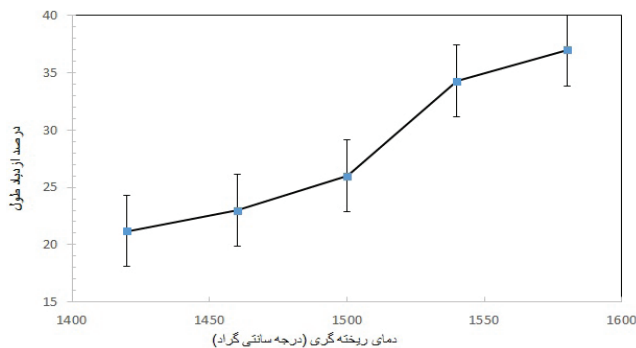


شکل ۷. نمودار تغییرات فاصله بین بازوهای ثانویه بر حسب دمای فوق ذوب

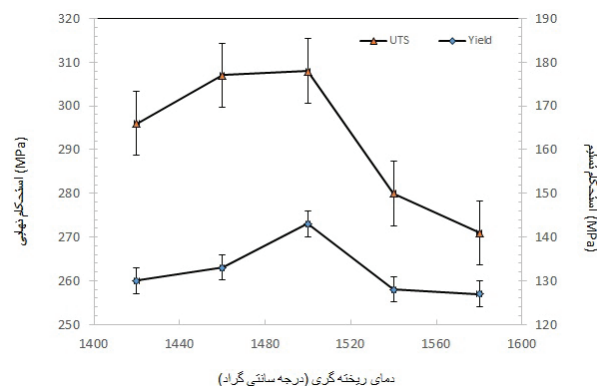
شکل ۶. تغییرات درصد حجمی فاز کاربید برحسب دمای ریخته‌گری

دمای ریخته‌گری به دلیل رشد اندازه دانه‌های آستنیت اولیه، افزایش فاصله بین شاخه‌های ثانویه و کاهش حجم کاربید، مقدار استحکام کششی به ۲۴۷ مگاپاسکال می‌رسد. علاوه بر تاثیر مرز دانه در افزایش استحکام ریزساختار آلیاژ، مورفولوژی رسوب کاربید در مرز دانه‌ها نیز نقش موثری در افزایش استحکام دارد. رسوب کاربید در مرز دانه مانع از حرکت مرز دانه و رشد دانه‌ها شده است. گزارش شده است

بررسی خواص مکانیکی دما بالا نتایج حاصل از آزمایش کشش در دمای ۸۱۶ درجه سانتی‌گراد بر روی نمونه‌های سوپرآلیاژ N-155 برحسب دمای ریخته‌گری در شکل‌های ۸ و ۹ نشان داده شده است. باتوجه به نمودار شکل ۸ استحکام نهایی و تسلیم سوپرآلیاژ در دمای ریخته‌گری ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل اصلاح ریزساختاری دندریتی و تشکیل فیلم ناپیوسته کاربیدی در مرز دانه به ۳۰۸ و ۱۴۳ مگاپاسکال به ترتیب افزایش یافته است. با افزایش بیشتر



شکل ۹. نمودار تغییرات درصد ازبید طول با دمای ریخته‌گری



شکل ۸. نمودار تغییرات استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی با دمای ریخته‌گری

۲- ساختار ریختگی آلیاژ در دماهای ریختگی کمتر از ۱۴۶۰ درجه سانتی‌گراد شامل ساختاری تک فاز استتیت به همراه دانه‌های هم محور و ریز است. این نتیجه نشان می‌دهد که در دماهای پایین بارریزی به دلیل پایداری کاربیدهای اولیه مانند MC، به واسطه مکانیزم انجماد هتروژن، جوانه‌زنی و رشد دانه‌های هم محور تشویق می‌شود و همچنین سرعت کم نفوذ عناصر آلیاژی در نزدیکی نقطه ذوب آلیاژ به عنوان مکانیزم غالب شناخته شده است.

۳- با افزایش دمای ریخته‌گری از ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به بالاتر، به دلیل انحلال کاربیدهای اولیه و افزایش تحرک مرز دانه، ریز ساختار سوپرآلیاژ به یک ساختار درشت دانه دندریتی به همراه شاخه‌های ثانویه اصلاح شده است. دلیل این دگرگونی کاهش شیب حرارتی و افزایش تحت انجماد ترکیبی با افزایش دمای ریختگی آلیاژ است.

۴- تصاویر ریزساختار با استفاده از تکنیک میکروسکوپ الکترونی نشان می‌دهد که مورفولوژی رسوب‌های کاربیدی با تغییر دمای بارریزی تغییر می‌کند بطوری که در دمای کمتر از ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، مورفولوژی فیلم ناپیوسته درشت و ذره‌ای شکل مانند کاربیدهای MC در زمینه و بیشتر در مرز دانه‌ها تشکیل شده است. آنالیز EDS نشان داد که کاربیدهای تشکیل شده از نوع کربونیت‌ریدهای با ترکیب استوکیومتری (Cr,Nb)CN است. در دماهای بالاتر ریختگی مورفولوژی کاربیدها به شکل فیلم نازک ناپیوسته در مرز دانه‌ها مشاهده می‌شود که غالباً از نوع $M_{23}C_6$ است.

۵- آنالیزهای کمی ریزساختار با استفاده از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان می‌دهد که درصد حجمی کاربیدها تا دمای ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به حداکثر مقدار حدود ۴/۴ درصد حجمی رسیده و سپس با افزایش بیشتر دما به میزان ۲/۳ درصد حجمی کاهش پیدا می‌کند. در حالیکه طول کاربیدها با دمای ریختگی تغییر نمی‌کند.

که با رسوب کاربید در مرز دانه مانع از لغزش نابجایی بین دانه‌های شده و از تغییر شکل مومسان دانه جلوگیری می‌کند که موجب بالا رفتن استحکام کششی نهایی در ساختار می‌شود. همچنین با افزایش درصد حجمی کاربید از میزان لغزش نابجایی‌ها کاسته شده و موجب افزایش استحکام می‌شود [۱۶].

همچنین با توجه به نمودار شکل ۹، ملاحظه می‌شود که با افزایش دمای ریختگی، درصد ازبید طول افزایش یافته است. علت این پدیده را می‌توان با تغییر مورفولوژی کاربیدها از حالت فیلم ناپیوسته و درشت در مرز دانه و بلوکی و سوزنی شکل (ویدمن اشانتن) در زمینه در دماهای پایین ریختگی به شکل ناپیوسته و نازک در دماهای بالاتر از ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد در مرز دانه مرتبط دانست.

ژانگ و همکارانش در پژوهشی در مورد یک سوپرآلیاژ پایه آهن-نیکل جدید عملیات حرارتی شده پس از آزمون کشش در ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد به نتیجه مشابه دست یافتند و علت آن را درشت شدن دانه‌ها، ذرات γ' و عدم حضور فازهای مضر در ساختار دانستند [۱۷]. همچنین بدیهی است که در دماهای بالای ریختگی پدیده نفوذ به طور فزاینده اهمیت پیدا کرده و لغزش در مرز دانه‌ها به مراتب سریع‌تر از لغزش نابجایی درون دانه‌ها است، بنابراین مرز دانه‌ها تا حدی منشاء ضعف در فرآیندهای دما بالا هستند. ژانگ و همکارانش گزارش کرده‌اند که یک راه کار برای کم کردن اثر ضعف مرز دانه‌ها در دمای بالا حضور کاربید ناپیوسته در مرز دانه‌ها است. رسوب این کاربیدها از لغزش مرز دانه‌ها جلوگیری می‌کنند و باعث بالا رفتن استحکام در دمای بالا می‌شوند [۱۸].

۴. نتیجه گیری

۱- نتایج این تحقیق نشان داد که ریزساختار ریختگی سوپرآلیاژ پایه نیکل و آهن N-155 به شدت به دمای ریختگی وابسته است و خواص کششی گرم آلیاژ را تحت تاثیر قرار می‌دهد.

پیدا می‌کند. دلیل این روند علاوه بر رشد دانه‌ها، اصلاح مورفولوژی کاربیدها از حالت فیلم‌های درشت و بلوک‌یدر مرز دانه در دماهای پایین ریختگی به شکل ناپیوسته و نازک در دمای بالای ریختگی است.

۵. تقدیر و تشکر

نویسندگان لازم می‌دانند در اینجا از شرکت محترم موادکاران به دلیل حمایت‌های خود مانند تامین مواد و تجهیزات مورد نیاز در این پروژه تشکر و قدردانی فراوان نمایند.

۶- با توجه به نتایج خواص کششی گرم آلیاژ، استحکام نهایی و تسلیم سوپرآلیاژ در دمای ریختگی ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل اصلاح ریزساختاری دندریتی و تشکیل فیلم ناپیوسته کاربیدی در مرز دانه به ۳۰۸ و ۱۴۳ مگاپاسکال به ترتیب افزایش یافته است. با افزایش بیشتر دمای ریختگی به دلیل رشد اندازه دانه‌های آستنیت اولیه، افزایش فاصله بین شاخه‌های ثانویه و کاهش حجم کاربید، مقدار استحکام کششی به ۲۴۷ مگاپاسکال کاهش می‌یابد. همچنین درصد ازدیاد طول با افزایش دمای ریختگی در ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد بهبود

References

- [1] C.T.Sims, N.S.Stoloff, W.C.Hagel, *Superalloys II*, Wiley, j, 1987.
- [2] R.H.Jeal, "High temperature materials in gas turbine engines," *Materials & Design*, vol. 9, no. 4, pp. 213-219, 1988.
- [3] Z.H. Gu, H.Y. wang, N. Zheng, M. Zhe, L.L. jian, W. Wang, Q.C. Jian, Effect of Melt Superheating treatment on the cast microstructure of Mg-J. *Mater. Sci.* 43 (2008) 980-984.
- [4] X.F. Li, F. Zhang, F.Q. Zu, X. Lv, Z.X. Zhao, D.D. Yang, effect of liquid-liquid structure transition solidification of Sn-0.7Cu, *J. Alloys Compd.* (2010),
- [5] D. Qiu, M.X. Zhang, J.A. Taylor, H.M. Fu, P.M. Kelly, micro-heterogeneity of liquid metal solution and its influence on the structure and properties of rapidly quenched alloys, *Acta Mater.* 55 (2007)1863.
- [6] P.S.Popel, M.C.Dahlborg, U.Dahlborg, "Metastable microheterogeneity of melts in eutectic and monotectic systems and its influence on the properties of the solidified alloy," *Non-Crystalline Solids*, vol. 353, pp. 3243-3253, 2007.
- [7] M. Pouranvari, A. Ekrami, A.H. Kokabi, microstructure development during transient liquid phase bonding of GTD111 Ni-base superalloy, *Alloys Compd.* 461 (2008) 641.
- [8] C. Wang, J. Zhang*, L. Liu, H. Fu, Microstructure evolution of directionally solidified DZ125 superalloy with melt superheating treatment, *Journal of Alloys and Compounds* 508 (2010) 440-445
- [9] F.S. Yin, X.F. Sun, J.G. Li, H.R. Guan, Z.Q. Hu, "Effects of melt treatment on the cast structure of M963 superalloy," *Scripta Materialia*, vol. 48, pp. 425-429, 2003.
- [10] F.S.Yin, X.F.Suna, H.R.Guana, Z.Q.Hua, "Effect of thermal history on the liquid structure of a cast nickel-base superalloy M963," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 364, pp. 225-228, 2004.
- [11] F.S. Yin, X.F. Sun, H.R. Guan, Z.Q. Hu, Effect of thermal history on the liquid structure of cast nickel- base superalloy M963, *J. Alloys Compd.* 364 (2004) 225-228
- [12] L.Liu, F.Sommer, H.Z.Fu, "Effect of solidification conditions on MC carbides in a nickel-basesuperalloy IN 738 LC," *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 30, no. 5, pp. 587-591, 1994.
- [13] F. Long, Y.S. Yoo, C.Y. Jo, S.M. Seo, Y.S. Song, T. Jin, Z.Q. Hu, Formation of η and σ phase in there polycrystalline superalloy and their impact on tensile properties , *Mater. Sci. Eng. A* 527(2009) 361.
- [14] N.El-Bagoury, A.Nofala, "Microstructure of an experimental Ni base superalloy under various casting conditions," *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, pp. 7793-7800, 2010.
- [15] F. Beneduce,* A. Mitchell, S. L. Cockcroft, and A. J. Schmalz, Primary carbide solution during the melting of superalloys, *Superalloys*, Edltd by R. D. Kissmger, D. J. Deye, D. L Anton,A. D. C&l, M. V. Nathal, T. M. Pallack, and D. A. Woodford the Minerals, Metals &Materials Society, 1996.
- [16] Y. Feng-shi, S. Xiao-feng , Y. Chao, G. Heng-rong, H. Zhuang-qi, effect of melt superheating on the morphology of MC carbide in a cast Ni-base superalloy M963, *Journal of Wuhan University of Technology - Mater. Sci. Ed.*, Vol.17, No3, 2002.
- [17] Z. H. Zhong, Y.Gu, Y.Yuan, "Microstructural stability and mechanical properties of a newly developed Ni-Fe-base superalloy," *Materials Science & Engineering A*, vol. 622, pp. 101-107, 2015.
- [18] Z.H. Zhong, Y.F. Gu, Y. Yuan, Z. Shi, "A new wrought Ni-Fe base superalloy for advanced ultra-supercritical power plant applications beyond 700 °C," *Materials Letters*, vol. 109, pp. 38-41, 2013.