



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی تأثیر ضرایب انتقال حرارت در انجماد جهت‌دار سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD111

مریم طرفه^۱، سیدمحمدحسین میرباقری^{۲*}، جمشید آقازاده^۳

۱- دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی معدن و مواد، دانشگاه صنعتی امیرکبیر تهران

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و مواد، دانشگاه صنعتی امیرکبیر تهران

۳- استاد، دانشکده مهندسی معدن و مواد، دانشگاه صنعتی امیرکبیر تهران

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۲۱-۶۴۵۴۲۹۰۰، تهران، صندوق پستی: ۷۵۶۳-۱۱۲۳۷، E-mail: smhmirbagheri@aut.ac.ir

چکیده:

هدف از پژوهش حاضر، ریخته‌گری جهت‌دار میله‌هایی از جنس سوپرآلیاژ GTD111 به روش بریجمن و سپس تعیین اثر شرایط مرزی انتقال حرارت بر نرخ رشد جهت‌دار و ریزساختار دانه‌بندی حاصل از آن، به کمک شبیه‌سازی عددی است. به این منظور، در قدم اول، شرایط مرزی انتقال حرارت در مرزهای مذاب-قالب و مذاب-مبرد در کوره بریجمن طی انجماد کامل خوشه‌ای، متشکل از میله‌های GTD111 مشخص شده و سپس ساختار دانه‌بندی میله‌ها پس از عملیات متالوگرافی؛ در دو مقطع طولی و عرضی آنها ظاهر شدند. در قدم دوم، شرایط مرزی انتقال حرارت مشخص شده فوق، در نرم‌افزار Pro-cast وارد شده و شبیه‌سازی فرایند انجماد و الگوی رشد دانه‌بندی در دو مقطع طولی و عرضی شبیه‌سازی عددی شدند (متالوگرافی مجازی) و نتایج هر دو متالوگرافی مجازی و واقعی مقایسه شدند. پس از اطمینان از صحت نتایج شبیه‌سازی، با تغییر شرایط مرزی و اولیه حرارتی جدید، اثر گرادیان دما بر الگوی رشد دانه‌های ستونی، شبیه‌سازی و تأثیر آن بلافاصله بین بازوهای ثانویه طی شد به دست آمد. نتایج نشان می‌دهد، در سرعت رشد حدود ۴ میلی‌متر بر دقیقه، با تنظیم گرادیان دما در محدوده بین ۸۰ الی ۱۰۰ درجه سلسیوس بر میلی‌متر، میانگین فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتی، تقریباً ۱۲ میکرومتر خواهد بود.

دریافت: ۱۳۹۸/۰۱/۰۱

پذیرش: ۱۳۹۸/۰۲/۲۵

واژه‌های کلیدی:

انجماد جهت‌دار،
GTD111-DS،
انتقال حرارت،
شبیه‌سازی ریزساختاری،
آلیاژ پایه نیکل

ارجاع به این مقاله:

مریم طرفه، سیدمحمدحسین میرباقری، جمشید آقازاده، بررسی تأثیر ضرایب انتقال حرارت در انجماد جهت‌دار سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD111، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار ۱۳۹۸، جلد ۳، شماره ۱، صفحات ۱۱-۲۰.

شناسه دیجیتال (DOI): 10.22034/FRJ.2019.176791.1075

۱- مقدمه

سوپرآلیاژ GTD-111DS با دانه‌بندی جهت‌دار نیز به‌منظور بهبود خواص خزشی GTD-111 طراحی شده است که به‌طور گسترده‌ای در توربین‌های گازی با مدل‌های MS7F/MS9F، MS3002 و MS5002C بکار برده می‌شود [۲-۴].

در فرایند ریخته‌گری به‌منظور ایجاد انجماد جهت‌دار، ضرایب انتقال حرارت (به کمک ضخامت و جنس قالب، دمای محیط محفظه انجماد و سایر عوامل محیطی)، به‌گونه‌ای طراحی می‌شود که انتقال حرارت به‌صورت تک‌محوری باشد. در این صورت فصل مشترک مذاب-جامد، تنها در یک‌جهت پیشروی می‌کند. از این رو طی رشد، گرادیان دمایی به‌دقت کنترل می‌شود تا از جوانه‌زنی

سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 پلی‌کریستال در دهه هفتاد میلادی توسط شرکت جنرال الکتریک طراحی شد و به دلیل خواص برتر، جایگزین IN738LC در ساخت پره‌های ردیف اول توربین‌های گازی نیروگاهی شد [۲،۱].

به‌طورکلی راندمان توربین‌های گازی تحت تأثیر مستقیم دمای کاری آن‌ها است، در نتیجه بهبود کارکرد توربین از طریق توسعه موادی که قابلیت تحمل دمایی بالاتری دارند، امکان‌پذیر است. در همین راستا فناوری انجماد جهت‌دار و تولید قطعات با دانه‌بندی جهت‌دار و یا تک‌کریستال نیز گسترش پیدا کرد.

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، آلیاژ پایه نیکل GTD-111-DS که یکی از آلیاژهای پرکاربرد در زمینه صنایع نیروگاهی و توربین‌ها (زمینی، هوایی و دریایی) است، انتخاب و استفاده شده است. ریخته‌گری این آلیاژ در واحد ریخته‌گری شرکت پرتو، به صورت مقیاس نیمه‌صنعتی برای این تحقیق انجام گرفته است. نتایج کوانتومتری این آلیاژ در جدول (۱) برحسب درصد وزنی ارائه شده است. در فرایند تولید میله‌های جهت‌دار، سعی شده است که بعد از آماده‌سازی مذاب در کوره خلأ و قبل از شروع فرایند ریخته‌گری در خلأ، ابتدا یک نمونه؛ برای آزمون کوانتومتری تهیه و سپس ذوب‌ریزی در خوشه‌سرامیکی انجام گیرد. جدول (۲)، محدوده آنالیز استاندارد این آلیاژ را طبق استاندارد سازنده خارجی GE نشان می‌دهد. مقایسه این دو جدول نشان می‌دهد که آلیاژ تهیه شده طبق استاندارد سازنده تهیه شده است.

جدول ۱- آنالیز مذاب، قبل از ریخته‌گری میله‌های آلیاژ پایه نیکل GTD-111-DS برحسب درصد وزنی

عنصر	کروم	کبالت	تنگستن	تانتالم
مقدار	۱۳/۴۴	۹/۵۰	۴/۱۸	۲/۶۲
عنصر	تیتانیوم	آلومینیم	مولیبدن	کربن
مقدار	۴/۷۱	۳/۰۷	۱/۸	۰/۰۸

جدول ۲- آنالیز آلیاژ پایه نیکل GTD-111-DS طبق استاندارد سازنده برحسب درصد وزنی

عنصر	کروم	کبالت	تنگستن	تانتالم
مقدار	۱۴/۳-۱۳/۳	۱۰/۰-۹/۰	۴/۲-۳/۵	۳/۱-۲/۵
عنصر	تیتانیوم	آلومینیم	مولیبدن	کربن
مقدار	۵/۱-۴/۷	۳/۲-۲/۸	۱/۸-۱/۴	۰/۱۲-۰/۰۸

دمای لیکوئیدوس و سالیدوس به ترتیب ۱۳۲۹/۷ و ۱۱۱۱/۳ درجه سلسیوس است

برای ساخت میله‌های ریخته‌گری، ابتدا مدل مومی آن‌ها، به شکل خوشه (cluster)، مطابق شکل (۱)، طراحی و ساخته شد. علاوه بر مدل مومی، سایر اجزای خوشه مانند: حوضچه بارریز، راهگاه بارریز و راهباره‌ها (سیستم راهگاهی) پس از طراحی، ساخته و با چسب مخصوص، به خوشه اصلی یا قالب متصل می‌شوند (شکل ۱-الف). سپس با روش غوطه‌وری و ایجاد پوشش لایه‌های سرامیکی به صورت دوغاب، روی این خوشه مومی، عملیات حرارت‌دهی به منظور خارج کردن موم از قالب انجام می‌شود. در مرحله بعد، با عملیات پخت، خوشه سرامیکی در کوره استحکام لازم را به دست می‌آورد، به این ترتیب، خوشه سرامیکی برای

مجدد در مذاب در جلوی فصل مشترک، ممانعت به عمل آید. به عبارت دیگر، قالب بایستی همواره در دمایی؛ کمی بالاتر از دمای لیکوئیدوس آلیاژ؛ نگه‌داشته شود. در غیر این صورت، روی سطح قالب جوانه‌زنی رخ خواهد داد [۵]. در روش بریجمن [۷،۶] که یکی از روش‌های ریخته‌گری جهت‌دار است، مقدار معینی از مذاب در یک قالب سرامیکی پیش‌گرم شده که در کوره تعبیه شده است، ریخته می‌شود. پس از پر شدن قالب، جوانه‌زنی در فصل مشترک مذاب و صفحه خنک‌کننده‌ای به همین منظور با توجه به هندسه قطعه ریخته‌گری تعبیه شده است، آغاز می‌شود. سپس این مجموعه با سرعت مشخصی وارد محفظه‌ای در پایین کوره می‌شود. این محفظه با تابش حرارت به اطراف خنک می‌شود؛ زیرا فرایند انجماد، تحت خلأ انجام می‌شود.

یکی از روش‌های مورد استفاده برای شبیه‌سازی فرایند ریخته‌گری جهت‌دار، روش CA^۱ است. این روش عددی یکی از فن‌های ریاضی است که از احتمالات استفاده می‌کند. لذا به کمک آن می‌توان، احتمال جوانه‌زنی را تعیین نمود. سپس مکان‌های جوانه‌زنی را محدود به سمت صفر میل داده و فرایند رشد را نسبت به جوانه‌زنی، غالب نمود. این کار با استفاده از معادلات فیزیکی مورد نظر (جوانه‌زنی و رشد)، با وابسته‌سازی یک سلول جوانه، نسبت به سلول‌های مجاور، می‌توان به راحتی انجام داد [۸-۱۰]. در این روش، متغیرهای انتساب داده شده به همه سلول‌ها، به طور هم‌زمان، محاسبه می‌شود و به همین دلیل حل دسته معادلات آن، راندمان بالاتری دارد. مدل انجمادی که بر پایه روش CA توسط گاندین^۲ و راپاز^۳ بنا نهاده شده است، در این مدل رابطه‌ی بین رشد و جهت رشد دندریتی؛ به میزان تحت تبرید موضعی اطراف آن وابسته است [۱۱]. بر این اساس، نرم‌افزار تجاری ProCast ماژولی به نام CA-FE را ایجاد کرده است که از ترکیب روش‌های Cellular Automaton و Finite Elements برای محاسبات عددی فرایند انجماد استفاده می‌کند [۱۲-۱۵].

در این مقاله، نحوه انتقال حرارت در ریخته‌گری جهت‌دار قطعات استوانه‌ای (Carrot) به صورت یک خوشه شانزده‌تایی از جنس GTD111-DS به روش بریجمن بررسی شده است. سپس اثر گرایان دما در جبهه انجماد و پارامترهای جوانه‌زنی بر الگوی رشد، مورد بررسی قرار گرفته است. همچنین دانه‌بندی نهایی قطعه ریخته‌گری با روش عددی CA-FE به دست آمده و ریزساختار دانه‌های ستونی در دو جهت رشد و عمود بر رشد، در دو حالت شبیه‌سازی و واقعی مقایسه شده است.

^۳ Rappaz

^۱ Cellular Automaton approach

^۲ Gandin

و همچنین ۱۴۴۰ المان سطحی برای دیواره کوره مورد استفاده قرار گرفت. پس از مش‌بندی، به‌منظور شبیه‌سازی عددی فرایند انجماد (نه ریخته‌گری)؛ بایستی، شرایط مرزی و اولیه حرارتی به برنامه وارد شد.



شکل ۱- مدل مومی ساخته شده برای ریخته‌گری جهت‌دار: (الف) قالب
سرامیکی مورد استفاده برای ذوب‌ریزی، (ج) خوشه ۱۶ تایی ریخته‌گری
شده، (د) ساختار جهت‌دار نمونه‌ها پس از ماکرو-اچ

خلاصه‌ای از شرایط اولیه برای اجرای شبیه‌سازی انجماد، شامل، جنس هر محیط مش‌بندی شده و دمای اولیه آنها در جدول (۳) ارائه شده است. اما شرایط مرزی، با توجه به متحرک بودن قالب برای ایجاد انجماد جهت‌دار در روش بریجمن، تابع مکانیزم انتقال حرارت حاکم بر مسئله است.

از آنجا که سرعت حرکت قالب ریخته‌گری با سرعت 4 mm/min به سمت پایین تنظیم شده بود و این سرعت نسبتاً آرامی است، دو مکانیزم انتقال حرارت «تابش حرارتی» و «جابجایی حرارتی» برای شرایط مرزی در نظر گرفته شد. در فصول مشترک مذاب-قالب، مذاب-صفحه آبگرد مسی، قالب-صفحه آبگرد مسی، و صفحه آبگرد مسی با محیط بیرونی، ضریب جابجایی حرارتی مجزا، مطابق جدول (۴) در نظر گرفته شد. با این حال به علت دمای بالای مجموعه، انتقال حرارت به طریق تابش با محیط، نیز در گرفته شد. اما از آنجا که ضریب تابش با افت دما، تغییر خواهد کرد، بر اساس داده‌های کاتالوگ دستگاه بریجمن موجود، این تغییرات مطابق جدول (۴) برای ورودی نرم‌افزار شبیه‌سازی، تعریف شدند.

ریخته‌گری آماده می‌شود (شکل ۱-ب). در این پژوهش نیمه‌صنعتی، خوشه طراحی شده شامل ۱۶ استوانه با طول 190 mm ، قطر 11 mm و وزن هر میله، حدود 173 g است. همچنین وزن کل قطعه ریخته شده حدود 24 kg است. ذوب‌ریزی در کوره‌ی خلأ مخصوصی که بر اساس روش بریجمن^۱ طراحی و ساخته شده است، انجام گرفت. قالب سرامیکی در کوره خلأ، روی یک صفحه‌ی آبگرد مسی قرار دارد. پس از ذوب‌ریزی در دمای 1500°C و پر شدن محفظه قالب خوشه‌ای، کل خوشه با سرعت 4 mm/min به سمت پایین (یعنی محفظه دوم کوره خلأ) حرکت داده می‌شود تا با کنترل جبهه انجماد از طریق حداقل کردن انتقال حرارت از دیواره‌های قالب، انجماد از پایین به بالا و در جهت محور عمودی میله‌ها، رخ دهد. شرایط اولیه انتقال حرارت در پایین میله‌ها طوری به کمک گرادیان حرارت تنظیم شده است که پس از ایجاد تعداد کمی جوانه در محل تماس با مبرد مسی، بقیه انجماد با فرایند رشد به‌صورت ستونی و جهت‌دار، در خلاف جهت شتاب ثقل، انجام گیرد. با توجه به سرعت حرکت مجموعه و طول نمونه‌ها، این فرایند حدود ۴۸ دقیقه طول کشید. سپس با زدودن پوسته سرامیکی، خوشه فلزی خارج و بعد از تمیزکاری سطحی و برش، عملیات ماکرواچ روی آنها انجام گرفت. تصاویری از این مراحل، به ترتیب در شکل‌های (۱-ج) و (۱-د)، ارائه شده است. همچنین با برش طولی و عرضی میله‌ها، مقاطع برش خورده؛ پولیش و سپس ماکرو اچ شدند.

از طرفی دیگر، فرایند شبیه‌سازی عددی ساختار دانه‌بندی خوشه ریخته‌گری نیز انجام گرفت تا با مقایسه با نتایج تجربی به‌دست‌آمده در آزمایشگاه متالوگرافی، چگونگی الگوی رشد جهت‌دار این میله‌ها، ارزیابی شود. شبیه‌سازی ریزساختار میله ریخته‌گری با نرم‌افزار تجاری ProCast به کمک مدل CA و با تعیین شرایط اولیه و مرزی مطابق با شرایط عملی در کارگاه ریخته‌گری شرکت پرتو، انجام گرفته است.

برای انجام فرایند شبیه‌سازی عددی انجماد (شامل جوانه‌زنی و رشد)، مطابق شکل (۲-الف)، ابتدا مدل سه‌بعدی کل خوشه، شامل: قالب سرامیکی، صفحه مسی آبگرد، اجزای سیستم راهگاهی، مانع بفل کربنی و دیواره کوره خلأ، رسم شدند. با توجه به تقارن محوری مجموعه و به‌منظور کاهش تعداد المان‌های مش‌بندی، مطابق شکل (۲-ب)، یک‌هشتم این نقشه به مدل سه‌بعدی توپر^۲ تبدیل شد.

در قدم بعد، سالیید مذکور مطابق شکل (۲-ج)، مش‌بندی شد. در فرایند مش‌بندی، در مجموع تعداد ۲۹۱۱۱ المان هرمی حجمی (Tetra) برای میله‌ها، قالب، صفحه آبگرد، راهگاه و بفل

² Solid

¹ Bridgeman

جدول ۴- ضرایب جابجایی حرارتی برحسب W/m^2K بین فصل

مشترک‌های موجود در مجموعه شکل (۲)

فصل مشترک بین اجزا	مذاب-مبرد	مذاب-قالب	قالب سرامیکی-مبرد	مبرد با محیط
ضرایب جابجایی حرارتی	۱۰۰۰	۱۰۰	۲۰	۵۰۰۰

جدول ۵- ضریب تابش قالب برحسب دما

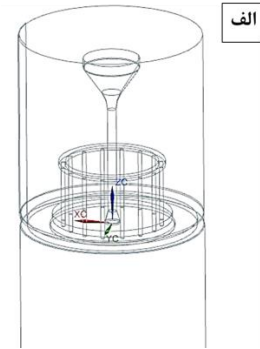
دما ($^{\circ}C$)	۲۷۷	۴۰۰	۶۲۰	۱۰۰۰	۱۲۰۳	۱۴۰۴	۱۶۰۰	۱۸۰۰
ضریب تابش	۰/۷۶۴	۰/۷۶	۰/۷۱۲	۰/۵۲۴	۰/۴۶۸	۰/۴۲۴	۰/۴۱۶	۰/۴۱۵
ضریب تابش دیواره‌های کوره								
محفظه بالای بفل با دمای $1500^{\circ}C$ و ضریب نشر ۰/۸ و محفظه پایین بفل با دمای $80^{\circ}C$ و ضریب نشر ۰/۷								

در دیواره‌های بالایی بفل، دما برابر $1500^{\circ}C$ ، با ضریب تابش ۰/۸ تنظیم شد. همچنین در دیواره‌های کوره در قسمت پایین مانع بفل، دما $80^{\circ}C$ و ضریب تابش ۰/۷ تعریف شدند.

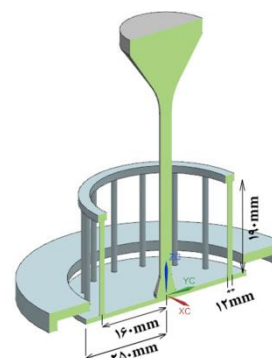
در مدل CA، برای شبیه‌سازی فرایند جوانه‌زنی اتفاقی، از اولین مرحله انجماد جهت‌دار، شرایط اولیه و پارامترهای لازم در مدل CA طبق داده‌های ردیف اول جدول (۶) انتخاب و وارد نرم‌افزار شدند. اما برای مرحله رشد جهت‌دار از انجماد، در این مدل، سرعت رشد نوک دندریت‌های ستونی، تابع تحت تبرید جلوی آن فرض شده است. مدل ریاضی سرعت رشد دندریتی، بر اساس مقالات و کاتالوگ‌های کوره بریجمن، طبق معادله ردیف آخر جدول (۶)، وارد برنامه شبیه‌سازی شد [۱۶]. سپس شبیه‌سازی عددی فرایند انجماد، شامل جوانه‌زنی و رشد جهت‌دار به کمک روش صریح، حل و نتایج آن در خروجی برنامه، به‌صورت گرافیکی و نمودار رسم شدند.

۳- نتایج و بحث

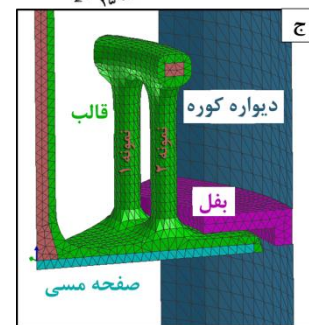
شکل (۳)، نتایج شبیه‌سازی عددی از روند توزیع حرارتی در مقطع انتخابی از شکل (۲-ج)، را در چندین زمان مختلف طی رشد دانه‌های جهت‌دار، نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود، بیشترین گرادیان دمایی در روبروی بفل است و این بدان معنی است که کنترل گرادیان دما در جبهه انجماد، به‌خوبی انجام گرفته است. شکل (۴) نتایج شبیه‌سازی کسر جامد، طی رشد دانه‌ها را نشان می‌دهد. به کمک این تصاویر می‌توان، مکان تقریبی جبهه انجماد را به‌راحتی تعیین نمود. مشخص است، جبهه انجماد، روبروی بفل و اندکی زیر آن قرار دارد و در قسمت بالای بفل، سرتاسر ناحیه مذکور، هنوز مذاب است. پس مبرد مسی آب‌گرد به‌خوبی توانسته است، رشد جهت‌دار را کنترل کند. به‌منظور دستیابی به



الف



ب



ج

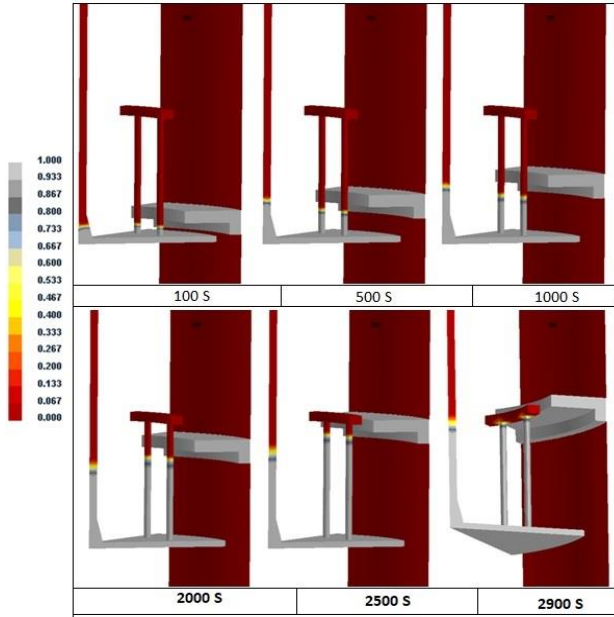
شکل ۲- نقشه و جداسازی مکانی خوشه ریخته‌گری برای شبیه‌سازی انجماد جهت‌دار: (الف) رسم نقشه مجموعه، (ب) سالیید یک‌هشتم مجموعه، (ج) مش‌بندی یک‌هشتم مدل سه‌بعدی از مجموعه شکل (۱).

جدول ۳- مشخصات شرایط مرزی و اولیه جهت شبیه‌سازی انجماد قطعه شکل (۲) پس از مش‌بندی

نام قطعه	جنس ماده	دمای اولیه ($^{\circ}C$)	ویژگی المان‌ها
بفل	عایق حرارتی	۱۰۰۰	صلب
نمونه ۱	GTD111DS	۱۵۰۰	صلب
نمونه ۲	GTD111DS	۱۵۰۰	صلب
صفحه مبرد	مس	۲۰	صلب
راهگاه	GTD111DS	۱۵۰۰	صلب
قالب سرامیکی	آلومینا	۱۵۰۰	صلب

در تکمیل داده‌های اولیه در فرایند شبیه‌سازی انجماد، محفظه کوره بریجمن؛ به‌صورت دو محفظه داغ و سرد، یکی در بالایی مانع بفل و دیگری در پایین آن، در نظر گرفته شد. دیواره‌های کوره در محفظه بالایی (داغ) و پایینی (سرد) به‌صورت دو Enclosure در نرم‌افزار تعریف شدند.

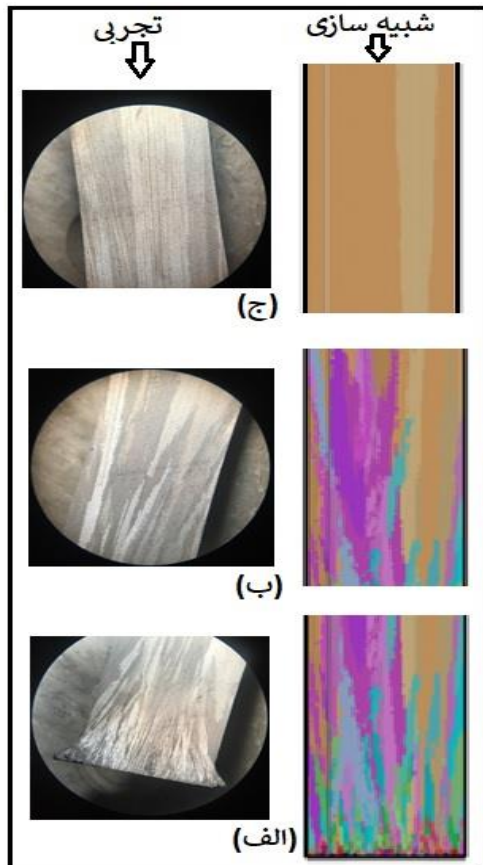
ساختار کاملاً ستونی، به کمک فن عددی، سعی شده از جوانه‌زنی مجدد در حجم جلوی جبهه رشد، جلوگیری شود [۱۰].



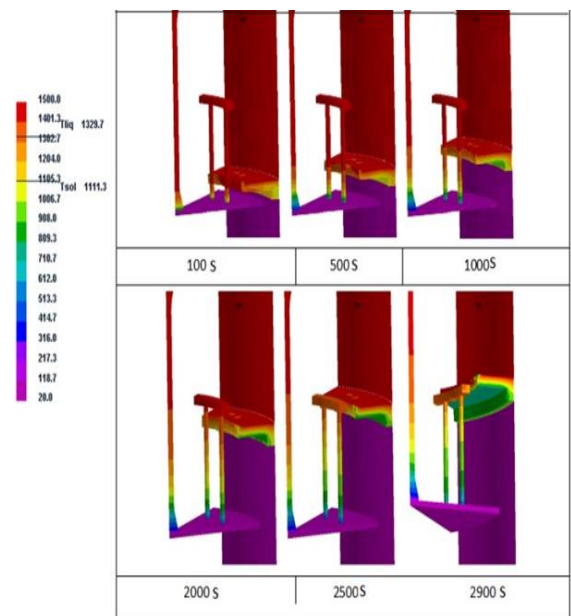
شکل ۴- نتایج شبیه‌سازی توزیع کسر جامد در میله GTD111-DS در شکل (۲-ج)

جدول ۶- روابط و پارامترهای مورد استفاده برای جوانه‌زنی و رشد [۱۶]

فرآیند	رابطه	تعریف پارامتر	مقدار	واحد
جوانه‌زنی	$\frac{dn}{d(\Delta T)} = \frac{n_{max}}{\sqrt{2\pi\Delta T_{\sigma}}} \exp\left[-\frac{(\Delta T - \Delta T_{max})^2}{2\Delta T_{\sigma}^2}\right]$	n_{max} حداکثر تعداد جوانه‌های اولیه در واحد حجم	10^8	m^{-2}
		ΔT_{max} بیشینه تحت تبرید در توزیع گوسی جوانه‌زنی	۱۰	$^{\circ}C$
		ΔT_{σ} انحراف استاندارد از توزیع گوسی جوانه‌زنی	۱	$^{\circ}C$
رشد	$V_{tip} = \alpha(\Delta T)^2 + \beta(\Delta T)^3$	α	$7/3 \times 10^{-8}$	$ms^{-1} K^{-2}$
		β	$9/7 \times 10^{-9}$	$ms^{-1} K^{-3}$



شکل ۵- مقایسه نتایج تجربی و شبیه‌سازی جوانه‌زنی و رشد دانه‌های در انجماد جهت‌دار میله GTD111-DS در کوره بریچمن، مطابق داده‌ها در جدول ۲ الی ۴ در مقطع طولی میله: الف) نزدیک مبرد مسی، ب) وسط میله، ج) بالای میله



شکل ۳- نتایج شبیه‌سازی توزیع حرارت در میله GTD111-DS در مقطع برش شکل (۲-ج)

تا ساختار دانه‌بندی در این مقاطع، ظاهر شود. از طرفی دیگر، نتایج شبیه‌سازی جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها در این دو مقطع عرضی، از تاریخچه حرارتی شبیه‌سازی استخراج و ساختار دانه‌های مجازی در این مقاطع نیز رسم شدند.

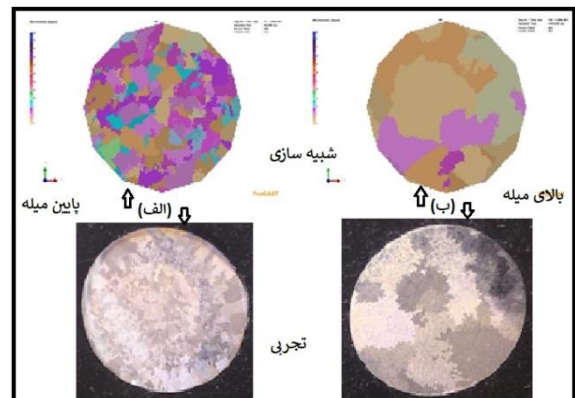
شکل (۶)، نتایج تجربی (تصاویر ردیف پایین) و شبیه‌سازی عددی (تصاویر ردیف بالا) ساختار دانه‌بندی را در دو مقطع عرضی فوق، نشان می‌دهند. از این مقایسه نیز مشاهده می‌شود که نتایج شبیه‌سازی با نتایج تجربی هم‌خوانی دارد و صحت نتایج شبیه‌سازی قابل قبول است. از این رو با توجه به صحت نتایج شبیه‌سازی ریزساختار، در دو جهت عمود بر راستای رشد و موازی جهت رشد، می‌توان از این مدل‌سازی ریزساختار، برای سایر شرایط رشد و تولید میله‌های جهت‌دار GTD111-DS استفاده نمود. لذا برای بالا بردن راندمان تولید، بدون کاهش کیفیت، می‌توان با بالا بردن سرعت رشد، از نرم‌افزار شبیه‌سازی مذکور استفاده نمود و ریزساختار را شبیه‌سازی نمود. اگر این سرعت رشد منجر به ایجاد ساختار جهت‌دار شود و تعداد دانه در مقطع عرضی را افزایش ندهد، می‌تواند در عمل نیز استفاده شود. در غیر این صورت باید سرعت رشد را کاهش داد تا به ساختار بهینه طراح رسید. لذا آزمون سعی و خطا به کمک نرم‌افزار شبیه‌سازی آن‌قدر انجام می‌گیرد تا سرعت بهینه که منجر به تولید دانه‌های جهت‌دار با بهترین جوانه‌زنی در مقطع عرضی شود، به دست آید. مسلماً این سرعت بهینه را می‌توان در عمل و آزمایشگاه رشد قطعات GTD111-DS استفاده نمود.

پس از اطمینان از صحت نتایج شبیه‌سازی عددی، به منظور بررسی تأثیر ضرایب انتقال حرارت در دو فصل مشترک مذاب-قالب و مذاب-مبرد (مثلاً در اثر تغییر نرخ سرمایش که سبب تغییر گرادیان دما شود)، این ضرایب در چهار حالت (شرایط مرزی) مطابق جدول (۶) تغییر داده شدند. شکل (۷-الف) مقطع عرضی میله‌ها را نشان می‌دهد. تغییرات دما بر حسب فاصله از مرکز خوشه در مسیر شعاعی مورد بررسی قرار گرفته و در شکل (۷-ب) نشان داده شده است. ملاحظه می‌شود که شرایط مرزی ۱، ۲ و همچنین شرایط مرزی ۳ و ۴ رفتار مشابهی را در این زمینه نشان می‌دهند. شرایط ۱ و ۲، ضریب انتقال حرارت مذاب-قالب یکسانی دارند؛ در حالی که ضریب انتقال حرارت مذاب-مبرد در آنها متفاوت است.

از طرفی تغییرات گرادیان دما در طول میله‌ها (در جهت پایین به بالا) در چهار حالت مندرج در جدول (۶)، در شکل (۸-الف) نمایش داده شده است. بر این اساس تا ارتفاع ۱۰ سانتی‌متر از مبرد، حالت ۲، بیشترین گرادیان و حالت ۴، کمترین گرادیان دما

از طرفی دیگر در آزمون‌های تجربی، سعی شد با برش نمونه‌های میله‌ای منجمد شده جهت‌دار (در دو راستای محور رشد و عمود بر محور رشد) ساختار دانه‌بندی، توسط آزمون متالوگرافی، ظاهر و تصویربرداری شود. در این صورت با مقایسه این تصاویر واقعی متالوگرافی؛ با تصاویر مجازی متالوگرافی به دست آمده از نتایج شبیه‌سازی عددی، می‌توان به صحت نتایج شبیه‌سازی (به کمک تاریخچه حرارتی به دست آمده از انجماد جهت‌دار) پی برد. به این منظور میله‌هایی GTD111-DS به دست آمده از کوره بریجمن، در جهت طولی میله‌ها، توسط سیم برش به دو نیم استوانه تقسیم شدند. سپس عملیات ماکرو اچ، روی آنها انجام شده تا ساختار رشد جهت‌دار آنها ظاهر شود. نتایج دانه‌بندی در تصاویر سمت چپ شکل (۵)، ارائه شده است.

شکل (۵-الف) مربوط به پایین میله، شکل (۵-ب) مربوط به وسط میله و شکل (۵-ج) مربوط به بالای میله رشد داده شده در کوره بریجمن، در راستای طولی میله است. اما تصاویر سمت راست شکل (۵)، مربوط به نتایج شبیه‌سازی عددی برای رشد دانه‌ها به کمک نرم‌افزار، بر اساس تاریخچه حرارتی و شرایط مرزی و اولیه ذکر شده در جدول‌های (۲) الی (۴) است. ملاحظه می‌شود که به طور قیاسی، روند رشد دانه‌های جهت‌دار در دو تصویر واقعی و مجازی (شبیه‌سازی) دانه‌ها در جهت محور طولی میله‌ها بسیار نزدیک به هم است. لذا مقایسه بین نتایج شبیه‌سازی عددی رشد دانه‌ها در جهت طولی با نتایج تجربی متالوگرافی، از صحت لازم برخوردار است. اما در راستای عرضی یا مقطع میله‌های رشد داده شد، نیز این مقایسه باید انجام گیرد. به این منظور در آزمایشگاه به کمک سیم برش، میله‌های رشد داده شده، در مقطع عرضی در فواصل نزدیک به مبرد مسی (اولین مکان جوانه‌زنی و انجماد) و همچنین وسط طول میله، برش داده شدند. سپس عملیات پولیش و ماکرواچ انجام گرفت



شکل ۶- مقایسه نتایج تجربی و شبیه‌سازی جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها در انجماد جهت‌دار میله GTD111-DS در کوره بریجمن مطابق داده‌های جدول ۲ الی ۴، در دو مقطع عرضی. الف) مقطع پایین میله در نزدیک مبرد مسی. ب) مقطع میانی میله

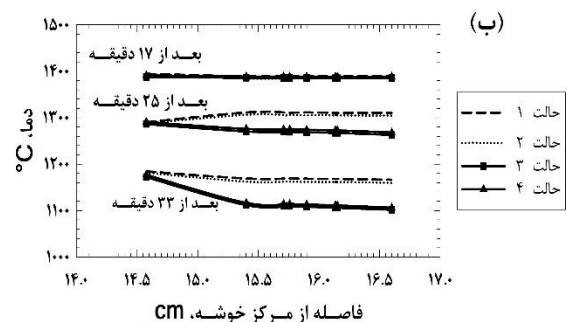
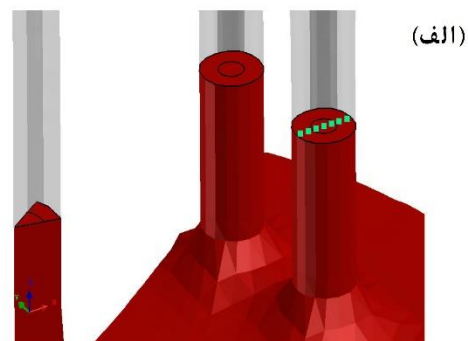
با در نظر گرفتن تأثیر تغییر ضریب انتقال حرارت مذاب-قالب، دانه‌بندی در این مقطع نیز مورد بررسی قرار گرفت. شکل (۹) به‌وضوح نشان می‌دهد که تغییر در انتقال حرارت از قالب، علی‌رغم تأثیرگذاری بر گرادیان دمایی نمونه، تأثیر چندانی در دانه‌بندی ساختار ندارد.

برای اطمینان از این موضوع، شرایط جوانه‌زنی در قالب تغییر داده شد به‌گونه‌ای که تعداد جوانه‌های اولیه در شبیه‌سازی کاهش یابد. نتیجه این تغییر در شکل (۹-ج) و (۹-د) مشخص می‌سازد، اگرچه تعداد دانه‌ها کاهش یافته است، اما همچنان ضریب انتقال حرارت، تغییر محسوسی در دانه‌بندی ایجاد نکرده است. بنابراین مطابق شکل (۱۰)، مشخص می‌شود که برای گرفتن ریزساختار و دانه‌بندی، دو پارامتر اصلی گرادیان دما و سرعت رشد در انجماد آلیاژها مؤثر است. برای داشتن ساختاری با دانه‌های ستونی و یا تک کریستال بایستی در گرادیان دمای بالا و سرعت رشد بسیار پایین، سیستم بریجمن را تنظیم نمود. مشخص است برای درشت‌تر شدن دانه‌های ستونی جهت‌دار و رفتن به سمت تک کریستال، متغیر غالب، افزایش گرادیان دما در سرعت بسیار پایین است (البته تنظیم آن بسیار دشوار است). بنابراین با توجه به سرعت رشد ۴ میلی‌متر بر دقیقه در کار حاضر، ساختار ستونی دانه‌ها پس از پایدار شدن، به حدود ۸۰ سلسیوس بر میلی‌متر رسیده است. در شکل (۱۰) دیده می‌شود که خطوط مستقیم هم‌دیگر را قطع نموده‌اند، حاصل دو پارامتر $G.V$ (نرخ سرد شدن) و G/V (میزان جدایش غلظتی آلیاژ پایه نیکل) هستند. لذا به‌راحتی در هر سرعت رشدی، نمی‌توان گرادیان دما را طوری ثابت نمود که به دانه‌های درشت ستونی رسید. از آنجایی که $G.V$ (نرخ سرد شدن) مقدار ثابتی است، باید در امتداد خطوط ۱-۲ از شکل (۱۰) حرکت نمود که در این صورت، با تغییر مورفولوژی دانه‌های ستونی روبرو خواهید بود. اما این امکان در رشد ستونی یا تک کریستال به علت ثابت شدن سرعت، امکان‌پذیر نیست. در سیستم بریجمن، تقریباً مطابق شکل (۱۰) بایستی در مسیر خط AB دستگاه را تنظیم نمود. در این صورت با ثابت نمودن سرعت رشد؛ تنها متغیر، افزایش گرادیان دما است. در کار حاضر سرعت در محدود ۴ میلی‌متر بر دقیقه است و در گرادیان دمای ۸۰ الی ۹۰ درجه سلسیوس بر میلی‌متر، بایستی ساختار ستونی با مرزهای تقریباً مسطح داشت. به عبارتی دیگر، میزان مورفولوژی دندریتی (زبری سطح دانه‌های ستونی) کم است. بنابراین شرایط مدل‌های ۳ و ۴ از جدول (۶) در کار حاضر؛ این مورفولوژی (دانه ستونی درشت‌تر همراه با خشونت سطحی کمتر) را نشان می‌دهند و شرایط بهینه یا مطلوب پژوهش حاضر به نظر می‌رسند.

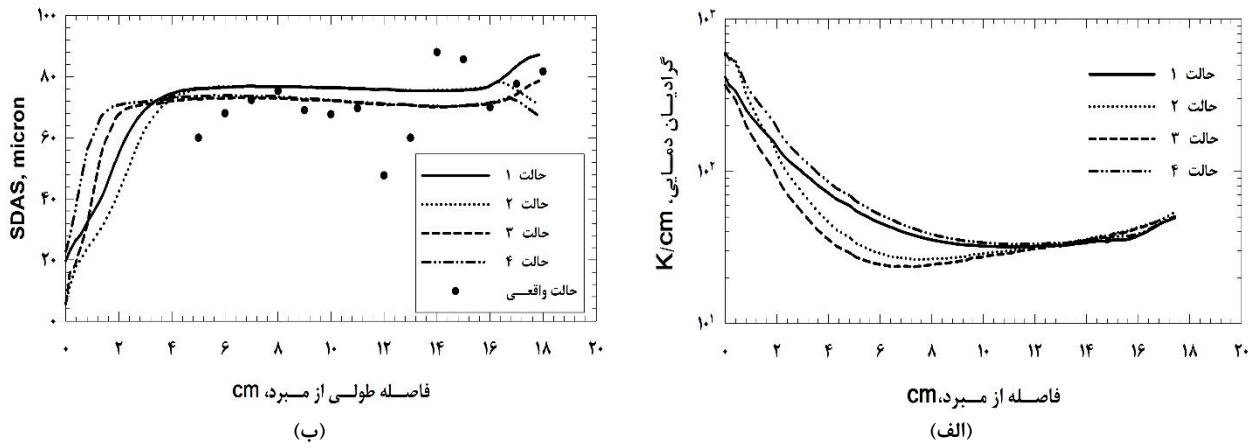
را داشته است. بالاتر از ارتفاع ۱۰ سانتی‌متر، گرادیان دما در چهار حالت مندرج در جدول (۶)، تقریباً یکسان است. با توجه به گزارش‌های منتشر شده در مورد تأثیر پارامترهای انجماد بر فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتی [۱۷-۱۹]، در کار حاضر نیز؛ تغییرات فاصله بین بازوهای ثانویه دندریته‌ها در راستای طولی میله (محور رشد جهت‌دار) در شکل (۸-ب) ترسیم شده است. نتایج نشان می‌دهد، پس از ۵ سانتی‌متر اولیه که تعداد دانه‌های با انحراف زیاد از جهت (۰.۱) کاهش پیدا می‌کند، فاصله بین بازوهای ثانویه دندریته‌ها؛ مقدار نسبتاً ثابتی پیدا کرده است. مقدار آن در حالت‌های ۱ و ۲ اندکی بیشتر از حالت‌های ۳ و ۴ است.

جدول ۶- حالت‌های مختلف شرایط مرزی حرارتی بر حسب W/m^2K بین فصل مشترک‌های اجزا کوره رشد (مطابق شکل ۲)

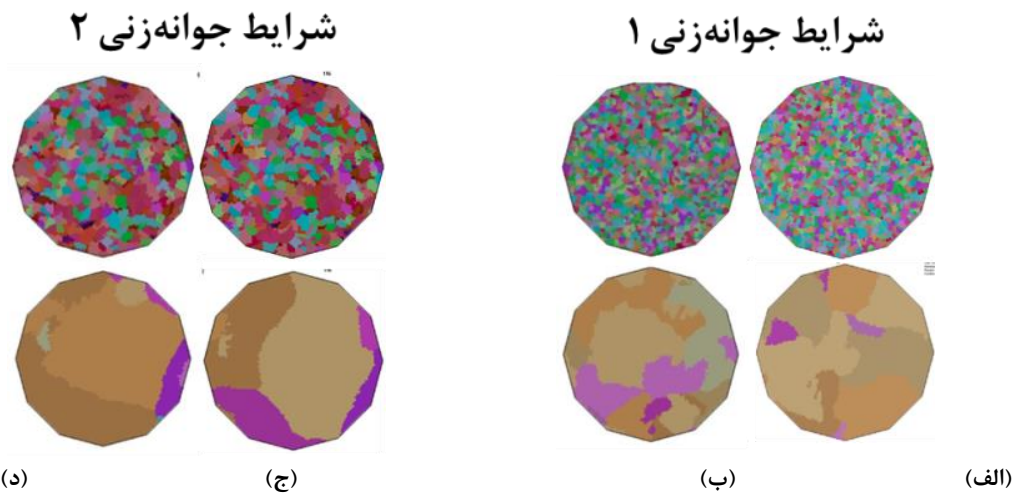
شماره حالت	فصل مشترک بین اجزا			
	مذاب-مبرد	مذاب-قالب	قالب-سرامیکی-مبرد	مبرد با محیط
۱	۱۰۰۰	۱۰۰	۲۰	۵۰۰۰
۲	۲۰۰۰	۱۰۰	۲۰	۵۰۰۰
۳	۲۰۰۰	۵۰۰	۲۰	۵۰۰۰
۴	۱۰۰۰	۵۰۰	۲۰	۵۰۰۰



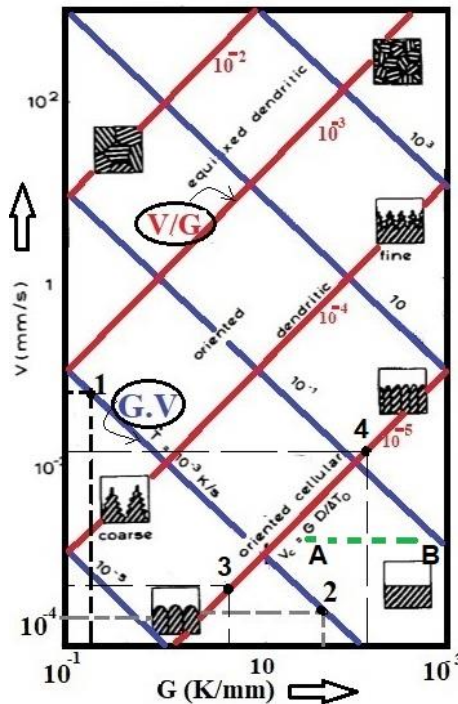
شکل ۷- مقایسه تغییرات دما در جهت شعاعی از مقطع با ارتفاع میانی میله در چهار حالت مورد اشاره در جدول (۶)



شکل ۸- الف) اثر گرادیان دما (G) در محور رشد، ب) اثر تغییرات فاصله بین بازوهای ثانویه دندریت‌ها در جهت رشد



شکل ۹- مقایسه دانه‌بندی مقطع عرضی میانی میله در دو شرایط جوانه‌زنی متفاوت و دارای ضرایب انتقال حرارت مذاب-قالب و مذاب-میرد برحسب W/m^2K به ترتیب: الف) حالت ۱، ب) حالت ۲، ج) حالت ۳، د) حالت ۴.



شکل ۱۰- تأثیر دو پارامتر گرادیان دما و سرعت رشد فصل مشترک بر مورفولوژی رشد دانه‌ها

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- در پژوهش حاضر به‌خوبی شرایط شبیه‌سازی نمونه‌های میله‌های (Carrot) از آلیاژ GTD111DS در شرایط مختلف گرادپان دما و سرعت رشد. انجام گرفت. به عبارتی نتایج شبیه‌سازی متالوگرافی رشد دانه‌های ستونی، در جهت محور رشد و عمود بر محور رشد، با نتایج واقعی متالوگرافی نمونه‌ها پس از اچ، مشابهت بسیار خوبی دارد.
- ۲- نتایج نشان داد که در سرعت‌های پایین حدود ۴ میلی‌متر بر دقیقه، باید گرادپان دما را بین ۸۰ الی ۱۰۰ درجه سلسیوس بر میلی‌متر، تنظیم نمود تا ساختار دانه ستونی درشت با حداقل سطح دندریتی داشت. همچنین در مرحله ابتدایی جوانه‌زنی باید حداقل شرایط جوانه‌زنی با کاهش پارامتر $G.V$ داشت.
- ۳- با ادامه رشد از صفحه مسی به‌طرف بالا (تغذیه رینگی)، دانه‌های ستونی در جهت محور رشد، اندکی چرخش از خود نشان می‌دهند. این چرخش برای نمونه‌های با فرآیند جوانه‌زنی کمتر، اندکی بیشتر است به‌طوری‌که دانه‌های ستونی، زبری سطح خود را از دست نداده‌اند.
- ۴- نتایج نشان می‌دهد که شرایط مرزی انتقال حرارت در محل جبهه انجماد با قالب، باید به‌گونه‌ای تنظیم شود که مقدار شار حرارتی خارج‌شده از فصل مشترک مذاب-صفحه آبگرد به حداقل خود، یعنی $1000 \text{ W/m}^2\text{K}$ (در سرعت ۴ میلی‌متر بر دقیقه) برسد و شار حرارتی خارج‌شده از فصل مشترک مذاب-قالب به حداکثر خود یعنی $500 \text{ W/m}^2\text{K}$ برسد. در این شرایط، دانه‌های ستونی جهت‌دار آلیاژ GTD111SD بزرگ‌ترین اندازه را با حداقل خشونت سطحی و انحراف خواهند داشت

تقدیر و تشکر

نگارندگان بر خود لازم می‌دانند مراتب تشکر صمیمانه خود را از شرکت مهندسی و ساخت پره توربین مپنا (پرتو) و اعضای واحد تحقیق و توسعه آن شرکت که در انجام و ارتقاء کیفی این پژوهش یاری‌بخش بودند، اعلام نمایند.

مراجع

- Engineering Materials and Technology, 2011, 133(2) 13-21.
- [4] Flower H.M., High Performance Materials in Aerospace, Springer Netherlands, 2012.
- [5] Higginbotham G., From research to cost-effective directional solidification and single-crystal production—an integrated approach, Materials Science and Technology, 1986, 2(5) 442-460.
- [6] Elliott A. J., Pollock T.M., Thermal analysis of the Bridgman and liquid-metal-cooled directional solidification investment casting processes, Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(4) 871-882.
- [۷] حیدری ع، مصطفی‌پور س، کرمان‌پور ا، نعمت‌الهی ج، بهمنی م، طراحی و ساخت سیستم آزمایشگاهی انجماد جهت‌دار سوپرآلیاژها به روش بریجمن تحت خلأ کنفرانس ملی خلأ ایران، ۱۳۹۰.
- [8] Szeliga D., Kubiak K., Burbelko A., Motyka M., Sieniawski J., Modeling of directional solidification of columnar grain structure in CMSX-4 nickel-based superalloy castings, Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, 23, 1088-1095.
- [9] Jin Y., et al., 2D finite element modeling of misorientation dependent anisotropic grain growth in polycrystalline materials: Level set versus multi-phase-field method, Computational Materials Science, 2015, 104, 108-123.
- [۱۰] قنبری حقیقی م، شبستری س، ابوطالبی م، بررسی تجربی و عددی ایجاد دانه سرگردان در فرآیند رشد تک بلور سوپرآلیاژ پایه نیکل، مهندسی متالورژی و مواد، ۱۳۹۶، ۲۸(۲) ۱۳-۲۶.
- [11] Gandin C.A., Rappaz M., A 3D cellular automaton algorithm for the prediction of dendritic grain growth, Acta Materialia, 1997, 45(5) 2187-2195.
- [12] Chen S., Three dimensional Cellular Automaton-Finite Element (CAFE) Modeling for the Grain Structures Development in Gas Tungsten/Metal Arc Welding processes, Diss. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2014.
- [13] Kermanpur A., et al., Thermal and grain-structure simulation in a land-based turbine blade directionally solidified with the liquid metal cooling process. Metallurgical and Materials Transactions B, 2000, 31(6) 1293-1304.
- [14] Seo S.M., et al., Grain structure prediction of Ni-base superalloy castings using the cellular automaton-finite element method, Materials Science and Engineering A, 2007, 449, 713-716.
- [15] Kermanpur A., et al., Thermal and grain-structure simulation in a land-based turbine blade directionally solidified with the liquid metal cooling process. Metallurgical and Materials Transactions B, 2000, 31, 6, 1293-1304.
- [16] Kavosi V., et al., Influence of cooling rate on the solidification behavior and microstructure of IN738LC superalloy, Journal of Alloys and Compounds, 2016, 680, 291-300.
- [17] Milenkovic S., et al., Effect of solidification parameters on the secondary dendrite arm spacing in MAR M-247 superalloy determined by a novel approach, MATEC Web of Conferences, 2014, 14. EDP Sciences.
- [۱۸] صادقی ف، کرمانپور ا، مختاری ح، نوروزی ا، نعمت‌الهی ج، حیدری د، بهمنی م، ارزیابی اثر سرعت سرد شدن در فرآیند انجماد تک کریستال بر ساختار میکروسکوپی سوپرآلیاژ پایه نیکل P14، بیست و هفتمین سمینار سالانه ریخته‌گری ایران، ۱۳۹۴.
- [۱۹] بابایی م، عباسی س، میرسعید س، بررسی پدیده‌ی رشد عرضی در ساختار انجماد جهت‌دار سوپرآلیاژ به روش بریجمن، اولین کنگره ملی کاربرد مواد و ساخت پیشرفته در صنایع، ۱۳۹۶.
- [1] Sajjadi S.A., Nategh S., A high temperature deformation mechanism map for the high performance Ni-base superalloy GTD-111, Materials Science and Engineering A, 2001, 307(1-2) 158-164.
- [2] Balson S.J., Buckets and Nozzles, GE Gas Turbines LLC, P.O. Box 648; GTTC 174D Greenville, SC 29602, 2010,
- [3] Stewart C.M., et al., Characterization of the creep deformation and rupture behavior of DS GTD-111 using the Kachanov-Rabotnov constitutive model, Journal of



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Investigation of Heat Transfer Coefficients Effects in Directional Solidification of GTD111 Super-Alloy

Maryam Torfeh¹, Seyed Mohammad Hossein Mirbagheri^{2*}, Jamshid Aghazadeh³

1. Ph.D. Student, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology

2. Associated Professor, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology

3. Professor, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology

* **Corresponding Author:** P.O. Box 7563-11237, College Junction, Tehran, Iran, Tel/Fax: +98 21 64542900, E-mail: smhmirbagheri@aut.ac.ir

Paper history:

Received: 21 March 2019

Accepted: 15 May 2019

Keywords:

Directional solidification,
GTD111-DS alloy,
Heat transfer,
Microstructural modeling,
Ni super-alloys.

Abstract:

In this study, the effect of the heat transfer boundary conditions on simulation of the directional solidification and microstructure of columnar grains for GTD111-DS super-alloy was investigated. In the first step, a cluster with 16 GTD111-DS carrots was cast and solidified in a Bridgman furnace at a fixed boundary conditions of heat transfer. Then, metallography images were prepared in longitude and transverse direction of carrots cross-sections (real metallography). Second, grain growth and microstructures of columnar grains were simulated by Pro-Cast soft wear. Then the grain distribution and the morphology of columnar grains in the longitude and the transverse directions of carrots cross-section were plotted by simulation results (virtual metallography). Comparison between the real and the virtual microstructural show a good consistency. Finally, some others heat transfer boundary conditions were run in order to obtained optimum of the temperature gradient and the growth rate. The simulation results show that at a growth rate about 4 mm/min, with setting the temperature gradient between 80 and 100 °C/mm, the secondary arms space of dendrite's for columnar grains will be approximately 12 μm.

Please cite this article using:

Maryam Torfeh, Seyed Mohammad Hossein Mirbagheri, Jamshid Aghazadeh, Investigation of heat transfer coefficients effects in directional solidification of GTD111 super-alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2019, 3(1) 11-20.

DOI: 10.22034/FRJ.2019.176791.1075

Journal homepage: www.foundingjournal.ir