



فهرست مطالب:

- ۲..... گزارش همایش سالانه IMAT 2016 (دانشگاه شیراز)
- ۵..... بررسی تاثیر سرعت سرد شدن بر رفتار انجمادی آلیاژ منیزیم AZ91 به روش آنالیز حرارتی
فرناز یاوری، سعید شبستری
- ۱۳..... بررسی ریزساختار سوپر آلیاژ پایه کبالت ریختگی MAR-M302
عابد جعفری، علی خرم، سید محمد علی بوترابی
- ۲۲..... اثر سرعت حرکت قالب در روش بریجمن بر ساختار انجماد جهت دار آلیاژ GTD-111
محمد بابائی، سید مهدی عباسی، سید مهدی قاضی میرسعید، محمد مصطفایی
- ۲۹..... تأثیر پارامترهای ریخته‌گری مرکب دوفلزی AL A356-AL 7075 بر کیفیت فصل مشترک
امیر مشیری، ابوذر طاهرزاده، محمود مرآتیان، علی مالکی
- ۳۴..... بررسی علت شکست پره توربین گازی از آلیاژ ریختگی IN-738LC
حسن غیائی - محمد آفاجانلو
- ۴۰..... بررسی جوانه زایی آلیاژهای آلومینیوم با افزودن جوانه زای AlTi5B1
اشکان نوری، حسین حسن نژاد
- TiC بررسی خواص مکانیکی و ریزساختار کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با نانو ذرات سرامیکی
محمد مافی، بهروز قاسمی، امید میرزایی
- ۴۵..... پوشش داده شده به روش ریخته‌گری گردابی
- بررسی خواص مکانیکی نانو کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات سرامیکی B₄C به روش
ریخته‌گری گردابی
محمد جواد علیا، بهروز قاسمی، امید میرزایی
- ۵۵..... تکنولوژی ذوب و ریخته‌گری چدن های نیکل مقاوم
نجم الدین عرب
- ۶۲..... افزودنی های مصنوعی، راه گشایی برای قالب ها و ماهیچه ها
مهرداد عضو امینیان

مطابق تاییدیه شماره
۹۲/۳۳۰ پ مورخ ۹۲/۵/۲۶
مجله ریخته‌گری از سال
۱۳۷۸ در پایگاه استنادی
علوم جهان اسلام (ISC)
با ضریب تاثیر ۰/۱۱۲ نمایه
گردیده است.



گزارش همایش سالانه IMAT 2016 (دانشگاه شیراز)

دهمین کنفرانس مشترک انجمن علمی ریخته گری ایران و انجمن مهندسين متالورژی ايران در روزهای ۱۸ و ۱۹ آبان ماه در دانشگاه شیراز برگزار گردید. در این همایش دو روزه سخنرانی‌های مختلف تخصصی، علمی و کاربردی ارائه گردید. تعداد کل مقالات پذیرش شده در این همایش ۷۵۷ مقاله بوده است که شامل ۱۴۳ مقاله لاتین و ۶۱۴ مقاله فارسی بود.

محورهای اصلی این کنفرانس شامل موضوعاتی از جمله تجاری سازی مواد و فرآیندهای نوین، نقش مهندسی مواد در پدافند غیر عامل، فرآیندهای ریخته گری، شکل دهی، جوشکاری، متالورژی پودر، مدل سازی و شبیه سازی در مهندسی مواد و متالورژی، نقش مهندسی مواد در افزایش بهره وری نیروگاه ها، مواد نوین شامل کامپوزیت ها، نانو مواد، بیو مواد، آموزش و انتقال فناوری در مهندسی و علم مواد، متالورژی استخراجی، تولید آلیاژها و سنتز مواد، بازرسی فنی و بررسی‌های غیر مخرب، مدیریت راهبردی در مهندسی مواد، سرامیک‌های مهندسی، خوردگی و حفاظت و

رنگ و پوشش بود.

پروفسور جلال حجازی، رییس انجمن علمی ریخته گری ایران، سخنران اصلی مراسم افتتاحیه این همایش بود که متن آن در ذیل آورده شده است:

"سلام، خوش آمدید. پنجمین کنفرانس بین المللی، دهمین همایش مشترک، بیستمین کنگره انجمن مهندسين متالورژی، بیست و هشتمین سمینار سالانه انجمن علمی ریخته گری ایران (جامعه ریخته گران) را آغاز می‌کنیم. این چندمین‌ها را عمداً پشت سر هم مطرح میکنم تا سابقه پیوستگی در روند تکاملی یک تفکر انجمنی را نیز مطرح کرده باشم.

این پیوستگی و تداوم بدون پشتیبانی همه جانبه مدیران و مهندسان صنایع، استادان و دانشجویان دانشگاه‌ها امکان پذیر نبود، اگر میخواستیم فقط نام تمام کسانی که در این همایش‌ها، کنگره‌ها و در انجمن‌ها از بدو تاسیس به عنوان هیئت مدیره، گروه‌های آموزش، انتشارات، تحقیق و توسعه، آمار، کتابخانه، دبیری علمی و اجرایی همایش‌ها، مدیران

و مهندسانی که با پشتیبانی همه جانبه به یاری انجمن‌ها آمدند یاد کنیم، این سخن بسیار طولانی می‌شد ولی به همین بسنده می‌کنیم که همه آنها در تداوم و پیوستگی فعالیت انجمن‌ها آمدند و از تمامی آنان تشکر و قدردانی می‌کنیم، هر چند ممکن است به تکرار مکررات تعبیر شود، ولی وظیفه ما است که به تمام کسانی که راهیاب تثبیت و بقای انجمن‌ها بوده‌اند، ادای دین کنیم و یاد و خاطره آنان را گرامی بداریم.

اینک در شیراز میهمان دانشگاه شیراز و بخش مهندسی مواد این دانشگاه هستیم. هنوز خاطره سال ۱۳۸۴ را به خاطر داریم و این خاطرات به اندازه ای شیرین بود که وقتی پیشنهاد شفاهی بخش مهندسی مواد این دانشگاه توسط دوست بسیار عزیزم، جناب آقای دکتر جانقربان مطرح شد، هیئت مدیره دو انجمن به اتفاق با آن موافقت کردند، چون می‌دانستیم همه چیز در جای خود و به درستی برنامه ریزی و اجرا می‌شود و در کنار آن یکبار دیگر در شیراز، شهر شعر و ادب و هنر و علم ایران گرد هم می‌آییم، با همه خاطرات و گفته‌ها و شنیده‌های آن سال.

به نمایندگی از طرف انجمن مهندسیین متالورژی ایران و جامعه ریخته گران ایران سپاسگزاری می‌کنم از ریاست محترم دانشگاه شیراز جناب آقای دکتر مجید ارشاد، ریاست محترم دانشکده مهندسی جناب آقای دکتر محمد جواد عابدینی، ریاست محترم بخش مهندسی مواد جناب آقای دکتر مهدی جاویدی و جناب آقای دکتر زبرجد دبیر همایش، جناب آقای دکتر ابراهیمی دبیر علمی همایش و جناب آقای دکتر دانش منش دبیر اجرایی همایش. خسته نباشید. صمیمانه برایتان آرزوی موفقیت و سلامتی می‌کنم.

همچنین باید تشکر کنم از کلیه استادان، دانشجویان، مقاله دهندگان، داوران، اعضای هیئت علمی دانشگاه‌ها و موسسات آموزش عالی، شرکت‌ها و واحدهای صنعتی که با حمایت‌های علمی و مالی خود امکان برگزاری این همایش را فراهم ساختند.

اینک به پیام انجمن‌های مهندسیین متالورژی و علمی ریخته گری ایران می‌رسیم:

توسعه کمی و کیفی آموزش در شاخه‌های مختلف مهندسی مواد و متالورژی و توسعه کمی و کیفی صنایع متالورژی ایران بر کسی پوشیده نیست، این رشدها را می‌توان در کمیت دانشجویان، پژوهش، دوره‌های تحصیلات تکمیلی، مقالات داخلی و بین‌المللی، هیئت علمی دانشگاه‌ها و به ویژه رأس هرم اعضای هیئت علمی، میزان و تنوع تولید محصولات، کمیت و کیفیت صنایع، مراکز پژوهشی مستقل و

وابسته به صنایع و یا دانشگاه‌ها و مراکز دانش بنیان به خوبی مشاهده کرد.

اما در کنار چنین رشد هایی، چالش هایی را هم داریم که در رأس آن نبود توازن منطقی بین نیازهای صنعت به نیروی انسانی و رشد کمی فارغ التحصیلان دانشگاه‌ها قرار می‌گیرد، در حقیقت فرآیند (نیاز- اشتغال- نیرو) در این روندها دیده نشده است.

دانشگاه‌ها اعم از دولتی، آزاد و غیر انتفاعی در هر سه مقطع تحصیلی و به ویژه در دوره‌های تحصیلات تکمیلی دانشجویی می‌پذیرند، صنایع هم با توجه به سابقه آن‌ها که بسیاری از آن‌ها بعد از انقلاب به وجود آمده‌اند، از نظر نیروی انسانی تا حدود زیادی اشباع شده‌اند و نتیجه آن افزایش جوانان با مدارک تحصیلی کارشناسی و بالاتر و بیکاری عام و بیکاری از تخصص شده است. متأسفانه در این راستا برنامه‌های دیگری نیز وجود دارد، بسیاری از سازمان‌ها و نهادهای اجرایی و حتی بعضی از انجمن‌ها نیز به ایجاد مراکز آموزشی خاص خود می‌پردازند (خوشبختانه این فرآیند در شاخه‌های مهندسی متالورژی بسیار کم دیده شده است)

با توجه به چنین بحرانی، سه چالش مهم که در زیر آورده شده است، پیش روی دانشگاه و صنعت است و انجمن‌ها باید نقش موثر و کلیدی خود را در حل آن‌ها ایفا نمایند. متأسفانه از سوی وزارت علوم، تحقیقات و فناوری که وظیفه اصلی در این مهم دارد، تاکنون کاری صورت نگرفته است.

۱) برنامه ریزی برای ترسیم و تدوین سیمای نیاز- اشتغال- نیرو و کوشش برای گنجاندن در برنامه‌های خود، هر چند هزینه‌های بالایی دارد و شاید کمک‌های مالی چندانی را هم نتوانیم جذب کنیم. در این چالش، همکاری‌های بخش صنعت و به ویژه صنایع بزرگ و بخش‌های مستقل پژوهشی و خدمات، ضرورت تام دارد ولی مهمتر از آن همکاری کامل انجمن‌های فعال در مهندسی متالورژی، مواد و شاخه‌های مختلف آن مثل ریخته گری، آهن و فولاد، جوشکاری و ... است.

۲) شرح وظایف مهندسان در صنایع و نیاز به مدارک تحصیلی مناسب آن شغل و شرح وظایف و هدف‌های اشتغالی مقاطع مختلف تحصیلی است که هر یک چه وظایفی را می‌توانند و باید انجام دهند و برنامه آموزشی آن‌ها چگونه باید باشد، به کارگیری یک فارغ التحصیل دکترا به جای یک کارشناس، فقط در ایران دیده می‌شود و نتیجه آن هدر رفتن سرمایه گذاری در آموزش و دلسردی است، انجمن‌ها می‌توانند با همکاری کارشناسان صنعتی و دانشگاهیان و با همکاری بین خود در این راستا گام‌های مهمی بردارند.



شکل (۱) عکس یادگاری شرکت کنندگان در همایش IMAT ۲۰۱۶ در دانشگاه شیراز

کلیدی به ایراد سخنرانی پرداختند. همچنین از دکتر رضا محمودی

از دانشگاه تهران، دکتر علی حائریان اردکانی دانشگاه صنعتی سجاد مشهد و مهندس متحدی بعنوان سخنرانان مدعو دعوت به عمل آمد و به ایراد سخنرانی پرداختند.

همچنین دو کارگاه آموزشی با عنوان آشنایی با قابلیت نرم افزار Deform در آنالیز فرآیندهای شکل دادن فلزات توسط آقای دکتر پردیس از دانشگاه شیراز و ثبت اختراع و پتنت توسط آقایان دکتر میرزایی و دکتر برنایی از استاد نانو برگزار گردید.

نمایشگاه جانبی نیز همزمان با همایش در جوار سالن‌های همایش در ۱۵ غرفه نظر گرفته شده که شامل تجهیزات آزمایشگاهی، فروش کتب تخصصی و صنایع دستی شهر شیراز بود، برپا و برگزار گردید.

در اختتامیه همایش از آقای دکتر سید محمد علی بوترابی استاد دانشگاه علم و صنعت ایران به عنوان استاد برجسته و آقای مهندس غروی از شرکت چدن سازان به عنوان مهندس برجسته تقدیر بعمل آمد. همچنین از ۱۸ پوستر برتر همایش تقدیر شد و جوایزی (ربع سکه) به رسم یادبود از سوی شرکت فراسان شیراز اعطا گردید.

علاوه بر این از دبیران انجمن علمی ریخته گران ایران جناب آقای مهندس رزاقی و انجمن مهندسیین متالورژی ایران جناب آقای مهندس جزایری به پاس زحمات چندین ساله ایشان تقدیر و تشکر بعمل آمد و در انتها از دست اندرکاران و دبیران همایش تشکر و قدردانی گردید.

۳) در صنایع کشور بصورت عام یا خاص، هر کس با هر درجه تحصیلی، نیازمند آموزش‌های اولیه و کارورزی است که به هیچ مدرک تحصیلی منجر نمی شود و این آموزش‌ها را می توان غیر کلاسیک نامید. نقش انجمن‌ها در تکمیل آموزش‌های دانشگاهی و کلاسیک از سال‌ها قبل وجود داشته است. گروه‌های آموزش انجمن‌ها از فعالترین بخش‌های انجمنی هستند.

در این راستا برنامه‌های کوتاه مدت و میان مدت، طراحی و اجرا می شود و انجمن‌ها در این راستا با بهره گیری از دیدگاه‌های تخصصی مهندسان صنایع و استادان دانشگاهها نسبتاً موفق بوده‌اند ولی مشکل اصلی، مشکل فرهنگی است و چگونه می توانیم در تغییر نگرش فرهنگی از مدرک گرایی به گواهی نامه‌های انجمنی موفق شویم. این مهم کاری بسیار دشوار است و تنها صنایع و مدیران صنعتی کشور می توانند با برنامه ریزی صحیح، در این تغییر نگاه فرهنگی، نقش اصلی را داشته باشند و انجمن‌ها باید در این راستا تلاش و کوشش مضاعفی داشته باشند.

چالش‌های فوق هر چند ظاهراً ساده، ولی فایده آمدم بر آنها بسیار مشکل است و فقط علاقه به جوانان، آینده کشور و برنامه ریزی درست، راهگشاست و کمک همگان را می طلبد. پس از سخنرانی دکتر حجازی، پروفیسور لانگدن از انگلستان، دکتر دالداسو از ایتالیا، دکتر شاهوردی از بنیاد نوآوری و شکوفایی، دکتر مالکیان از کانادا و پروفیسور عباسچیان از آمریکا، دکتر غفاری نظری از ایتالیا و پروفیسور مدو از آمریکا بصورت ویدیو کنفرانس بعنوان سخنرانان

بررسی تاثیر سرعت سرد شدن بر رفتار انجمادی آلیاژ منیزیم AZ91 به روش آنالیز حرارتی

فرناز یاوری^۱، سعید شبستری^۲

۱- دانش آموخته کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران (Farnaz.yavari@yahoo.com)
۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران (shabestari@iust.ac.ir)

چکیده

امروزه آلیاژهای منیزیم به دلیل چگالی پایین و استحکام ویژه بالا مورد توجه صناعی از جمله خودروسازی و هوافضا قرار گرفته‌اند. با توجه به تاثیر مستقیم شرایط انجمادی بر ریزساختار یک آلیاژ و تاثیر ریزساختار بر خواص یک قطعه ریختگی، ایجاد شرایط مناسب ریخته‌گری و انجمادی برای این آلیاژها از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. در این تحقیق از روش آنالیز حرارتی منحنی‌های سرد شدن برای مطالعه مشخصه‌های انجمادی یکی از پرکاربردترین آلیاژهای منیزیم یعنی آلیاژ AZ91 استفاده شده است. بدین منظور منحنی‌های سرد شدن این آلیاژ AZ31 در شش سرعت سرد شدن متفاوت از طریق آنالیز حرارتی رسم شده و تاثیر سرعت سرد شدن مشخصه‌های انجمادی آن بررسی شده است. نتایج نشان داده است که تغییرات سرعت سرد شدن مشخصه‌های جوانه‌زنی و رشد دندریتهای اولیه، دامنه انجماد و دمای پایان انجماد، و مشخصه‌های واکنش یوتکتیک تاثیر گذار است. به گونه‌ای که افزایش سرعت سرد شدن موجب افزایش دمای جوانه‌زنی دندریتهای اولیه، افزایش دامنه انجماد و کاهش دمای واکنش یوتکتیک می‌شود. ریز ساختار و فازهای تشکیل شده نیز مورد بررسی قرار گرفت.

کلمات کلیدی: آنالیز حرارتی، انجماد آلیاژ AZ91، سرعت سرد شدن، ریزساختار

Effect of cooling rate on solidification characteristics of AZ91 magnesium alloy using cooling curve thermal analysis

F. Yavari¹, S.G. Shabestari²

1- M.Sc. graduated, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST)

2- Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST)

Abstract:

The application of cast magnesium alloys as the lightest structural metal is increasing due to the requirement for weight reduction in the automotive and aerospace industries. Most commercial magnesium alloys are based on the Mg-Al system (AZ and AM alloys) and casting is the most commonly used production process for magnesium components. Mechanical properties of cast alloys are strongly depend on their as-cast microstructure and it is related to solidification and cooling condition. In this research solidification characteristics of the most widely used Mg alloys, AZ91 alloy, has been investigated using cooling curve thermal analysis technique. For this purpose, cooling curves of AZ91 alloy have been plotted in six different cooling rates. The results show that by increasing cooling rate, the nucleation temperature of primary dendrites is increased and the nucleation temperature of eutectic phases is decreased. Microstructure and phases have also been investigated.

Key words: thermal analysis, solidification, AZ91 magnesium alloy, cooling rate, microstructure

مختلفی را برای بهره‌گیری از آن در موارد گوناگون ریخته‌گری و انجماد به وجود آورده است که شامل زمینه‌های تحقیقاتی و کنترل کیفی در واحدهای ذوب و ریخته‌گری است. در تحقیقات مختلف، بررسی مکانیزم‌های انجماد فلزات از اهمیت خاصی برخوردار است. این بررسی‌ها شامل تعیین دقیق درجه حرارت‌های تغییر فاز (دمای منحنی مایع، دمای منحنی جامد و دمای واکنش‌های یوتکتیک)، تشکیل فازهای مختلف، محاسبه میزان گرمای حاصل از تغییر فاز، مکانیزم تشکیل فازهای مختلف، اندازه‌گیری تحت تبرید و تغییرات درصد فاز جامد با درجه حرارت و زمان، تعیین درجه اصلاح ساختار فازهای یوتکتیک و تعیین نقطه کوه‌رنسی دندریت^۱ است و حاصل چنین تحقیقاتی می‌تواند، رسم دیاگرام‌های فازی تعادلی و غیرتعادلی، محاسبه سرعت انجماد، سرعت جوانه زنی و سرعت رشد و ارتباط آنها با پارامترهای مختلف، تاثیر عناصر مختلف بر مکانیزم انجماد فلزات و تعیین پارامترهای مورد نیاز برنامه‌های شبیه‌سازی باشد [۹-۱۹].

با توجه به تحقیقات ناچیز که در زمینه بررسی مشخصه‌های انجمادی آلیاژهای منیزیم انجام گرفته و نیز رشد روزافزون کاربرد این آلیاژها (به ویژه آلیاژهای پایه منیزیم - آلومینیم) در صنایع خودروسازی و هوافضا، در این تحقیق به بررسی مشخصه‌های انجمادی یکی از پرکاربردترین آلیاژهای منیزیم یعنی AZ91 پرداخته شده است. در این راستا تاثیر سرعت سرد شدن بر مشخصه‌های انجمادی این آلیاژ از جمله دمای شروع و پایان انجماد، دامنه انجماد و مشخصه‌های واکنش یوتکتیک و همچنین ریزساختار آلیاژ AZ91 مورد بررسی قرار گرفته است که می‌تواند به بهبود کیفیت و خواص قطعات تولیدی از این آلیاژهای کمک نماید.

۲- مواد و روش تحقیق

این تحقیق در سه مرحله انجام شده است: تولید آلیاژ AZ91، آنالیز حرارتی و بررسی‌های ریزساختاری

۲-۱- آلیاژ سازی

برای آلیاژ سازی ابتدا شمش منیزیم خالص درون بوته فولادی و با استفاده از کوره مقاومتی، تحت محافظت گاز آرگون و پودر فلاکس Magrex برای محافظت از مذاب در برابر اکسیداسیون، ذوب شد. سپس مقدار مورد نیاز آلومینیم و روی توزین و به مذاب منیزیم اضافه گردید و با استفاده از یک همزن فولادی به مدت یک دقیقه به خوبی همزده شد. (لازم به ذکر است فولاد حلالیتی در مذاب منیزیم ندارد)، مذاب آماده شده در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد درون قالب فولادی شمش ریزی که از قبل پیش‌گرم شده، به آرامی و از ارتفاع کمتر از یک سانتی‌متر ریخته شد تا از ایجاد تلاطم

امروزه منیزیم به عنوان سبک‌ترین فلز ساختاری مورد توجه صنایع هوافضا و خودروسازی قرار گرفته است. جایی که کاهش وزن به دلیل کاهش مصرف سوخت از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. منیزیم به دلیل برخورداری از نسبت استحکام به وزن بالا، جایگزین مناسبی برای به کارگیری در خودروهای سبک می‌باشد. همین امر موجب توجه محققان به توسعه‌ی آلیاژهای منیزیم در دهه‌های اخیر شده است. با این حال هنوز هم کاربرد منیزیم در مقایسه با فلزاتی از قبیل آهن و آلومینیم، به دلیل مشکلاتی که در فرآیند ریخته‌گری قطعات منیزیمی وجود دارد و ضعیف بودن استحکام در دمای بالا و مقاومت به خوردگی بسیار کم‌تر است [۱-۵].

بیشتر آلیاژهای تجاری منیزیم، آلیاژهای پایه Mg-Al هستند. آلیاژهای Mg-Al در مقایسه با سایر آلیاژهای منیزیم ارزان قیمت بوده، قابلیت ریخته‌گری خوبی مخصوصاً به روش دایکست دارند و خواص مکانیکی خوبی در دمای اتاق از خود نشان می‌دهند [۴، ۵]. از آنجایی که ریخته‌گری اصلی‌ترین فرآیند تولید قطعات منیزیمی به شمار می‌رود و با توجه به این که خواص قطعات متاثر از ریز ساختار آن‌هاست و ریزساختار یک قطعه نتیجه مستقیم ترکیب شیمیایی و شرایط انجمادی آن است، مطالعه شرایط انجمادی این آلیاژهای به منظور کنترل پارامترهای انجمادی و دستیابی به خواص مطلوب اهمیت ویژه‌ای خواهد یافت. یکی از روش‌های رسیدن به این هدف، بررسی انجماد یک آلیاژ با استفاده از روش آنالیز حرارتی منحنی‌های سرد شدن است. در این روش یک ترموکوپل داخل قالبی که نمونه درون آن ریخته شده و در حال انجماد است قرار می‌گیرد و تغییرات درجه حرارت در حین انجماد نمونه از طریق یک مبدل به کامپیوتر ارسال می‌شود. با رسم منحنی دما-زمان در حین انجماد نمونه، تولید اطلاعات مربوطه و تحلیل آن با کمک کامپیوتر و با استفاده از روش‌های ریاضی می‌توان به نتایج کمی و کیفی مطلوبی دست یافت [۶-۹].

منحنی سرد شدن هر آلیاژ، تعیین کننده رفتار انجمادی و تغییرات فازی آن است. بر اساس وجود گرمای نهان تحولات و دگرگونی‌های فازی، تغییرات شیب‌هایی در منحنی‌های دما - زمان (منحنی‌های سرد شدن) حاصل می‌شود. هر تغییر شیب یا نقطه عطف روی منحنی اصلی، به صورت یک پیک بیشینه و یا کمینه روی منحنی مشتق اول ظاهر می‌شود و در عین حال منحنی مشتق دوم در همان نقطه از خط صفر عبور می‌کند. بنابراین با استفاده منحنی سرد شدن و مشتقات آن، می‌توان تحولات فازی و نحوه انجماد را مطالعه نموده و با دیگر عوامل مانند تغییرات ساختاری، مشخصات فازها، دماهای گوناگون، خواص مکانیکی و غیره ارتباط کمی و کیفی برقرار نمود [۶-۹].

قابلیت آنالیز حرارتی و منحنی‌های سرد شدن، پتانسیل‌های

1- Dendrite coherency point

و تشکیل فیلم‌های اکسیدی در حین ریختن جلوگیری شود. پس از ریختن مذاب در قالب مقداری پودر گوگرد روی سطح آزاد قالب ریخته شد تا از اکسید شدن آن جلوگیری کند. لازم به ذکر است که در تمامی مراحل خروج مذاب از کوره و ریختن آن در قالب گاز آرگون روی سطح مذاب نگه‌داشته شد. در نهایت برای تعیین دقیق ترکیب آلیاژ آماده شده، آزمایش کوآنتومتری بر روی آن انجام شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ در جدول ۱ ارائه شده است.

جدول ۱) ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ91 مورد استفاده در این تحقیق

نام عنصر	Al	Zn	Mg
درصد وزنی (%)	۹/۳۶	۱/۰۲	عنصر پایه

۲-۲- آنالیز حرارتی

برای هر آزمایش آنالیز حرارتی ابتدا حدود ۱۵۰ گرم از آلیاژ AZ91 مجدداً ذوب گردید. یک ترموکوپل نوع K و از جنس (کروم-آلومل) با استفاده از پایه و گیره بورت به گونه‌ای در مرکز قالب مورد نظر ثابت شد که فاصله نوک آن تا کف قالب حدود ۲/۵ سانتی‌متر باشد. سپس مذاب آماده شده به آرامی درون قالبی بصورت فنجانک که ترموکوپل داخل آن قرار داده شده بود، ریخته شد. برای محافظت از مذاب ریخته شده در قالب در برابر اکسید شدن، روی سطح قالب مقداری پودر Magrex ریخته شد و گاز آرگون تا هنگامی که سطح قالب منجمد شود روی قالب نگه‌داشته شد. پس از ریخته شدن مذاب درون قالب تغییرات دمایی نمونه در حین سرد شدن از طریق ترموکوپل به دستگاه آنالیز حرارتی و پس از آن به کامپیوتر منتقل شده و ثبت گردید. در نهایت نمودار تغییرات دما بر حسب زمان در حین انجماد ترسیم گردید. برای دستیابی به سرعت‌های سرد شدن مختلف از قالب‌هایی با جنس مختلف شامل: ماسه CO₂، شاموتی، گرافیتی و فولادی با ضخامت‌های متفاوت استفاده شده است.

۳-۲- بررسی‌های ریزساختاری

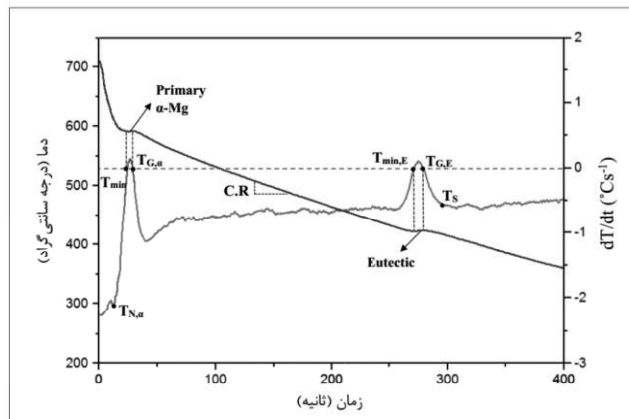
به منظور مطالعه ریزساختار، نمونه‌ها از قسمت قرارگیری نوک ترموکوپل‌ها، برش عرضی خورده و از طریق متالوگرافی و با استفاده از میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفتند. برای مشاهده ریزساختار از محلول حکاکی نایتال ۲٪ و برای مشاهده ساختار دانه‌بندی از محلولی حاوی ۱/۵ g پیکریک اسید، ۵ ml استیک اسید، ۲۵ ml اتانول و ۱۰ ml آب مقطر استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی منحنی‌های سرد شدن و استخراج پارامترهای انجمادی
شکل ۱ منحنی سرد شدن و مشتق اول آن برای آلیاژ AZ91

در سرعت سرد شدن $0.187 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ را نشان می‌دهد. در این شکل دو تغییر شیب در منحنی سرد شدن و دو پیک در منحنی مشتق اول مشاهده می‌شود. با توجه به این که در تحقیقات مختلف گزارش شده است که ریزساختار عمومی آلیاژهای گروه AZ شامل دو فاز اصلی $\alpha\text{-Mg}$ و $\beta\text{-Mg17Al12}$ است [۴، ۱۳، ۲۰-۲۴]، بنابراین پیک اول مربوط به جوانه‌زنی و رشد دندریت‌های $\alpha\text{-Mg}$ اولیه و پیک دوم مربوط به واکنش یوتکتیک $\alpha\text{-Mg} + \beta\text{-Mg17Al12}$ است. در این شکل پارامترهای انجمادی مورد بررسی در تحقیق حاضر، نشان داده شده است. همان طور که در شکل مشاهده می‌شود این پارامترهای انجمادی شامل: دمای جوانه‌زنی و رشد دندریت‌های $\alpha\text{-Mg}$ اولیه، تحت تبرید جوانه‌زنی و گرمابخشی دندریت‌های $\alpha\text{-Mg}$ اولیه، مشخصه‌های واکنش یوتکتیک، دمای پایان انجماد است.

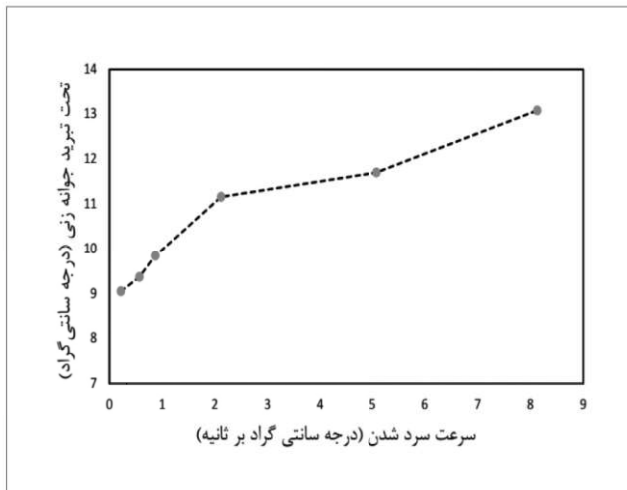
شکل ۲ تاثیر سرعت سرد شدن بر شکل و شیب منحنی سرد شدن در آلیاژ AZ91 در سرعت‌های سرد شدن متفاوت را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود، محدوده‌های فازی گوناگون، با افزایش سرعت سرد شدن، به سمت زمان‌های کوتاه‌تر و دماهای کمتر انتقال پیدا می‌کنند. دلیل این امر این است که با افزایش سرعت سرد شدن، شاهد افزایش مکان‌های بالقوه جوانه زنی در آغاز فرایند انجماد و پایداری تعداد زیادی از جوانه‌های پایدار به سبب حضور یک تحت تبرید حرارتی در مذاب هستیم. در این شرایط جوانه‌های پایدار سریعاً تشکیل شده و رشد آنها زودتر به وقوع می‌پیوندد. این موضوع تا پایان انجماد ادامه یافته و انجماد آلیاژ در سرعت‌های سرد شدن بالا زودتر به اتمام می‌رسد. همچنین سرعت سرد شدن متناسب با خروج حرارت از نمونه در حال انجماد است. بنابراین در سرعت‌های سرد شدن کم، به دلیل سرعت کم خروج گرما از نمونه، منحنی با شیب کمتری افت می‌کند و در نتیجه منحنی سرد شدن گسترده‌تر می‌شود.



شکل ۱) منحنی سرد شدن آلیاژ AZ91 و مشتق اول آن در سرعت سرد شدن $0.187 \text{ } ^\circ\text{C/s}$

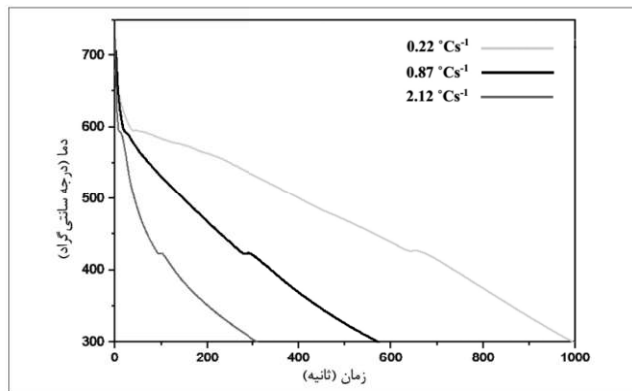
۳-۳- تاثیر سرعت سرد شدن بر تحت تبریدهای جوانه زنی و گرمابخشی

برخی از محققین تحت تبرید جوانه زنی را به صورت اختلاف دمای جوانه زنی و دمای مینیمم ($\Delta T_{N,\alpha} = T_N - T_{min}$) محاسبه نموده اند [۱۶]. بر اساس این معیار تحت تبرید جوانه زنی در آلیاژ AZ91 با افزایش سرعت سرد شدن، افزایش می یابد (شکل ۴). با افزایش سرعت سرد شدن، مذاب به دمائی پائین تر از دمای منحنی ذوب سرد می گردد و در نتیجه میزان تحت تبرید جوانه زنی افزایش می یابد و این امر موجب سهولت جوانه زایی می گردد. نیروی محرکه برای جوانه زنی، همانند رشد کریستال ها، تابعی از میزان تحت تبرید است که در حین فرآیند انجماد ایجاد می شود. در مواردی که هسته های ناهمگن به مقدار کافی در مذاب موجود باشند، فوق تبرید مشاهده شده، به ندرت بیشتر از چند درجه می گردد، ولی وقتی مذاب تمیز باشد، بدون تماس با این هسته ها، نقش فوق تبرید در جوانه زایی بیشتر است که این میزان فوق تبرید می تواند با سرعت سرد کردن بیشتر تأمین شود [۸، ۱۶].



شکل ۴) تاثیر سرعت سرد شدن بر تحت تبرید جوانه زنی دندریتهای اولیه α -Mg

در جدول ۲ تاثیر سرعت سرد شدن بر میزان تحت تبرید گرمابخشی دندریتهای ($\Delta T_{Rec,\alpha}$) آورده شده است. لازم به ذکر است که تحت تبرید گرمابخشی به صورت اختلاف دمای رشد و مینیمم ($T_{G,\alpha} - T_{min,\alpha}$) اندازه گیری شده و تنها در سرعت سرد شدن های کمتر از $5/0.8 \text{ } ^\circ\text{C/s}^{-1}$ قابل محاسبه بوده است. به دلیل آنکه در سرعت های سرد شدن بالا نرخ خروج گرمای نهان آزاد شده ناشی از تشکیل فاز اولیه به بیرون از سیستم بسیار زیاد است، منحنی مشتق دوم مقدار صفر خود را قطع نکرده، بنابراین در این حالات دماهای T_G و T_{min} غیر قابل مشاهده است. به عبارت دیگر دماهای T_G و T_{min} بر هم منطبق شده اند.

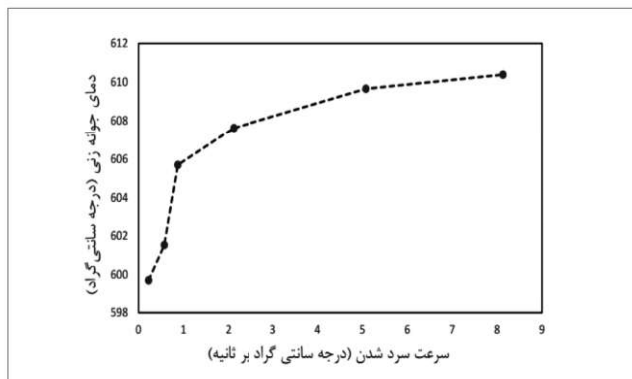


شکل ۲) تغییرات منحنی های سرد شدن با افزایش سرعت سرد شدن

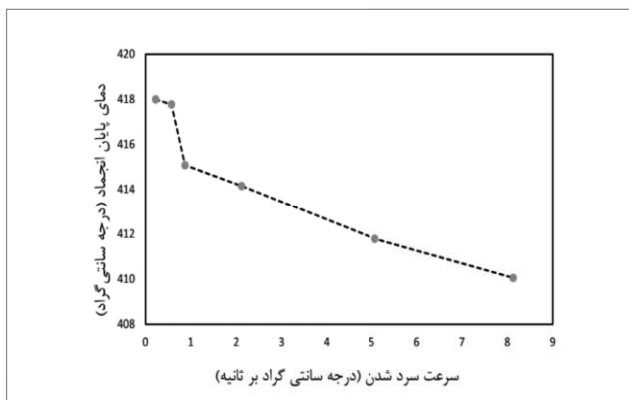
۳-۲- تاثیر سرعت سرد شدن بر دمای جوانه زنی α -Mg

اولیه

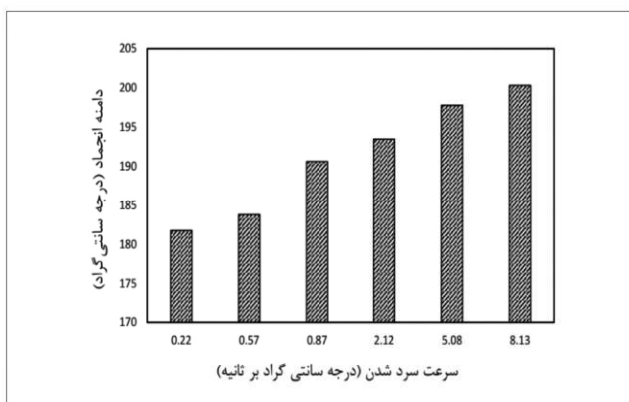
شکل ۳ تاثیر سرعت سرد شدن بر دمای جوانه زنی دندریتهای α -Mg را نشان می دهد. همان طور که در شکل مشاهده می شود با افزایش سرعت سرد شدن، دمای جوانه زنی دندریتهای فاز زمینه افزایش یافته است. با افزایش سرعت سرد شدن از $0/22 \text{ } ^\circ\text{C/s}^{-1}$ به $8/13 \text{ } ^\circ\text{C/s}^{-1}$ دمای جوانه زنی دندریتهای اولیه در آلیاژ AZ91 از $599/7 \text{ } ^\circ\text{C}$ به $610/4 \text{ } ^\circ\text{C}$ افزایش یافته است. در این زمینه هیچ مطالعه ای روی آلیاژهای منیزیم تاکنون گزارش نشده است. اما در برخی از تحقیقاتی که روی آلیاژهای مختلف آلومینیم انجام شده است، نتایج مشابهی گزارش شده است [۱۶، ۲۵، ۲۶]. با توجه به این تحقیقات دلیل افزایش دمای جوانه زنی فاز اولیه می تواند افزایش خوشه های اولیه جوانه زایی شده در حجم واحدی از مذاب با افزایش سرعت سرد شدن باشد. در نتیجه، این قابلیت در مذاب به وجود می آید که در دماهای بالاتری نسبت به سرعت های سرد شدن کم، شروع به جوانه زنی کند. از طرفی درجه حرارت جوانه زنی رابطه معکوس با سد انرژی لازم جهت جوانه زایی دارد، در نتیجه با افزایش سرعت سرد شدن، سد انرژی لازم جهت جوانه زایی کاهش یافته و جوانه زنی در دمای بالاتر روی اتفاق می افتد [۱۶].



شکل ۳) تاثیر سرعت سرد شدن بر دمای جوانه زنی دندریتهای α -Mg اولیه



شکل ۵) تاثیر سرعت سرد شدن بر دمای پایان انجماد



شکل ۶) تاثیر سرعت سرد شدن بر دامنه انجماد

۳-۵- تاثیر سرعت سرد شدن بر مشخصه‌های انجمادی واکنش

یوتکتیک $\alpha\text{-Mg} + \beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$

مشخصه‌های دمایی واکنش یوتکتیک در سرعت‌های سرد شدن مختلف در جدول ۳ ارائه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، سرعت سرد شدن بر مشخصات دمایی محدوده یوتکتیک $\alpha\text{-Mg} + \beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ تاثیر گذار است، به این صورت که با افزایش سرعت سرد شدن دمای جوانه‌زنی، دمای رشد و دمای مینیمم کاهش یافته است. به طور کلی می‌توان گفت که افزایش سرعت سرد شدن موجب افت دمای واکنش یوتکتیک شده است. (به دلیلی مشابه آنچه در بخش ۳-۳ بیان شد، T_{\min} برای واکنش یوتکتیک نیز در سرعت‌های سرد شدن بالا قابل اندازه‌گیری نبوده است.)

بسیاری از محققین برای بررسی میزان اصلاح ساختار یوتکتیک در آلیاژهای مختلف از متغیری تحت عنوان افت دمای یوتکتیک (ΔT_{GE}) که به صورت اختلاف دمای رشد یوتکتیک در حالت اصلاح شده و اصلاح نشده تعریف شده است، استفاده کرده‌اند. بر اساس این تحقیقات افت دمای واکنش یوتکتیک موجب اصلاح ساختار یوتکتیک شده است [۱۲، ۲۶-۲۸].

در تحقیق حاضر نیز افت دمای یوتکتیک به صورت اختلاف دمای

با توجه به جدول ۲ مشاهده می‌شود که تحت تبرید گرمابخشی با افزایش سرعت سرد شدن کاهش می‌یابد. در این خصوص می‌توان گفت که سرعت سرد کردن سریع باعث افزایش سرعت خروج گرما از سیستم شده و هسته‌های موجود در مذاب سریع‌تر فعال می‌شوند و شرایط رشد را پیدا می‌کنند، بنابراین سیستم با میزان گرمابخشی کمتری به دمای رشد می‌رسد. محققین زیادی عنوان کرده‌اند که با کاهش اندازه دانه، میزان گرمابخشی کاهش می‌یابد، به طوری که در جوانه‌زایی مناسب، گرمابخشی کاملاً حذف می‌گردد [۹، ۱۰]. از آنجایی که با سرعت سرد کردن یک جوانه‌زایی نسبی ایجاد می‌گردد. بنابراین انتظار هم می‌رود که میزان فوق تبرید گرمابخشی نیز تا حدودی کاهش یابد.

جدول ۲) تاثیر سرعت سرد شدن بر تحت تبرید گرمابخشی

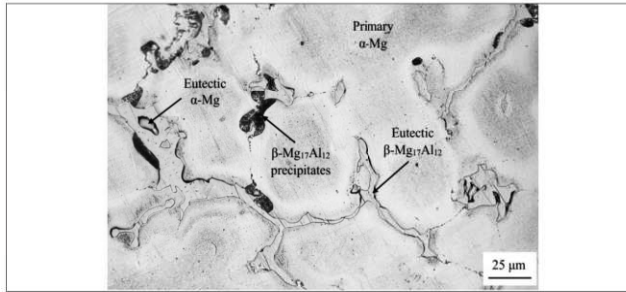
C.R. ($^{\circ}\text{Cs}^{-1}$)	0/22	0/57	0/87	2/12	5/08	8/13
$\Delta T_{Rec,\alpha}$ ($^{\circ}\text{C}$)	1/8	1/6	1/1	0/7	0/4	0

به طور کلی در منابع برای کنترل جوانه‌زایی در آلیاژهای آلومینیم، دو پارامتر دمای جوانه زنی و تحت تبرید گرمابخشی مورد بررسی قرار می‌گیرد. به این صورت که هر چه دمای جوانه‌زنی بیشتر و تحت تبرید گرمابخشی کمتر باشد، جوانه‌زایی بهتر انجام شده و ساختار ریزدانه‌تر خواهد شد [۶، ۹، ۱۰]. در این تحقیق نیز افزایش دمای جوانه زنی $\alpha\text{-Mg}$ اولیه و کاهش تحت تبرید گرمابخشی آن با افزایش سرعت سرد شدن مشاهده شده است. بنابراین انتظار می‌رود که اندازه دانه کاهش یابد (بخش ۳-۶).

۳-۴- تاثیر سرعت سرد شدن بر دمای پایان انجماد و دامنه انجماد

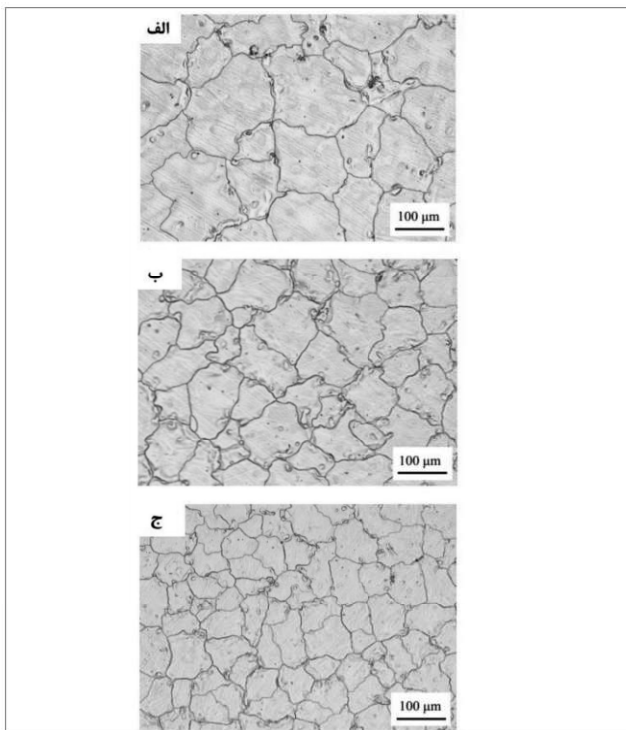
در شکل ۵ تاثیر سرعت سرد شدن بر دمای پایان انجماد آلیاژ AZ91 نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود با افزایش سرعت سرد شدن، دمای پایان انجماد کاهش می‌یابد. دلیل این پدیده را می‌توان کاهش سینتیک فرآیند نفوذ با افزایش سرعت سرد شدن دانست [۱۶، ۱۷]. همچنین در شکل ۶ مشاهده می‌شود که با افزایش سرعت سرد شدن، دامنه دمایی انجماد افزایش یافته است. در بخش‌های قبل مشاهده شد که با افزایش سرعت سرد شدن دمای جوانه زنی فاز اولیه افزایش و دمای پایان انجماد کاهش یافته است. بنابراین کاملاً منطقی است که دامنه انجماد که حاصل اختلاف دمای جوانه زنی فاز اولیه و دمای پایان انجماد است، با افزایش سرعت سرد شدن افزایش پیدا کند. به طور کلی با افزایش سرعت سرد شدن از $0.22^{\circ}\text{Cs}^{-1}$ به $8.13^{\circ}\text{Cs}^{-1}$ دامنه انجماد در آلیاژ AZ91 ۱۸/۶ درجه سانتی‌گراد افزایش یافته است.

شکل زمینه α -Mg، ترکیب یوتکتیک α -Mg + β -Mg₁₇Al₁₂ و رسوبات β -Mg₁₇Al₁₂ به خوبی مشخص شده است.



شکل ۸) ریزساختار آلیاژ AZ91 در سرعت سرد شدن $0/22 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$

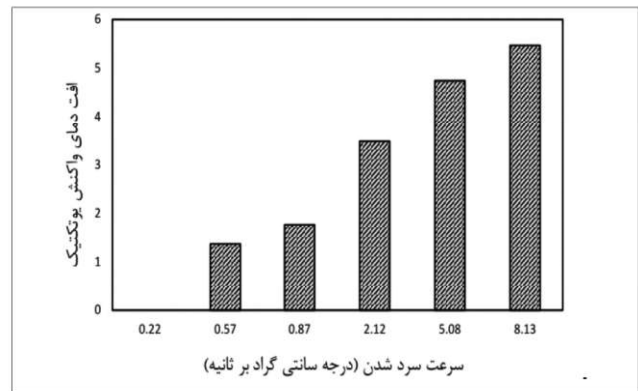
شکل ۹ ساختار دانه بندی آلیاژ AZ91 را در سه سرعت سرد شدن مختلف نشان می‌دهد. با توجه به این شکل مشاهده می‌شود که با افزایش سرعت سرد شدن اندازه دانه کاهش یافته است. اندازه دانه در نمونه‌ها به صورت قطر معادل میانگین محاسبه شده است و نتیجه محاسبات در شکل ۱۰ ارائه شده است. همان طور که در این شکل نیز مشاهده می‌شود محاسبات نشان می‌دهد که با افزایش سرعت سرد شدن اندازه دانه کاهش یافته است به طوری که با افزایش سرعت سرد شدن از $0/22 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$ به $8/13 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$ اندازه دانه از $165/42 \text{ } \mu\text{m}$ به $70/73 \text{ } \mu\text{m}$ کاهش پیدا کرده است. با توجه به نتایج ارائه شده در بخش‌های ۲-۳ و ۳-۳ مبنی بر افزایش دمای جوانه‌زنی فاز اولیه و کاهش تحت تبرید گرمابخشی آن با افزایش سرعت سرد شدن، کاهش اندازه دانه قابل پیش بینی بود.



شکل ۱۰) ساختار دانه بندی آلیاژ AZ91 در سرعت‌های سرد شدن (الف) $0/57 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$ ، (ب) $2/12 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$ ، (ج) $8/13 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$

رشد یوتکتیک نسبت به کمترین سرعت سرد شدن ($0/22 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$) اندازه گیری شده است. همان طور که در جدول ۳ و شکل ۷ مشاهده می‌شود، با افزایش سرعت سرد شدن از $0/22 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$ به $8/13 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$ دمای واکنش یوتکتیک $5/4$ درجه سانتی‌گراد کاهش یافته است. بنابراین انتظار می‌رود که با افزایش سرعت سرد شدن ساختار یوتکتیک بیشتر اصلاح شده باشد. این نتایج با بررسی‌های ریزساختاری در بخش ۳-۶ مطابقت دارد.

در خصوص علت این تغییرات دمایی در منطقه یوتکتیک می‌توان اشاره نمود که افزایش سرعت سرد شدن باعث ایجاد اختلال در فرآیند نفوذ می‌گردد. به عبارت دیگر با افزایش سرعت سرد شدن سرعت نفوذ در منطقه خمیری کاهش پیدا کرده و موجب می‌شود که تشکیل جوانه‌های اولیه برای ترکیب یوتکتیک به تاخیر افتاده و دمای جوانه زنی فاز یوتکتیک کاهش پیدا کند. از طرفی با افزایش سرعت سرد شدن مکان‌های بالقوه برای جوانه زنی فاز یوتکتیک افزایش می‌یابد. افزایش مکان‌های بالقوه جوانه‌زنی در کنار کاهش سرعت نفوذ موجب ریزتر شدن و در واقع اصلاح ساختار یوتکتیک می‌شود.



شکل ۷) تغییرات افت دمای واکنش یوتکتیک بر حسب تغییر سرعت سرد شدن

جدول ۳) مشخصات دمایی واکنش یوتکتیک α -Mg + β -Mg₁₇Al₁₂

C.R ($^\circ\text{C s}^{-1}$)	$T_{N,E}$ ($^\circ\text{C}$)	$T_{G,E}$ ($^\circ\text{C}$)	$T_{min,E}$ ($^\circ\text{C}$)	$\Delta T_{G,E}$
0/22	430/6	426/8	425/3	0
0/57	429/4	425/5	424/3	1/3
0/87	428/4	425/1	424/1	1/7
2/12	426/9	423/4	422/9	3/4
5/08	426/0	422/1		4/7
8/13	425/5	421/4		5/4

۳-۶- بررسی‌های ریزساختاری

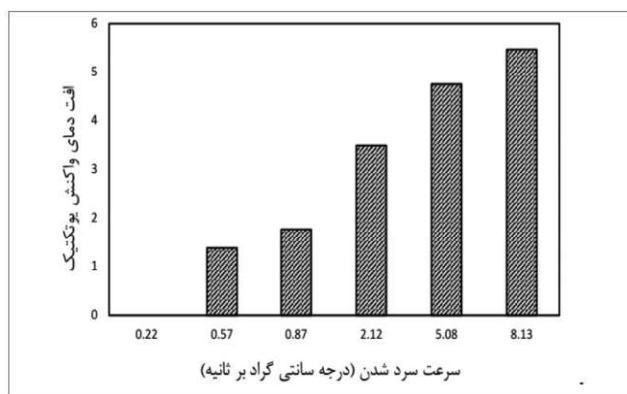
شکل ۸ ریز ساختار آلیاژ AZ91 را نشان می‌دهد. همان طور که پیش از این نیز در بخش ۳-۱ اشاره شد، ریز ساختار آلیاژهای گروه AZ طبق تحقیقات قبلی شامل زمینه α -Mg، ترکیب یوتکتیک α -Mg + β -Mg₁₇Al₁₂ و رسوبات β -Mg₁₇Al₁₂ می‌باشد. در این

یوتکتیک از جمله دمای جوانه‌زنی و رشد کاهش می‌یابد. همچنین محاسبه افت دمای یوتکتیک نسبت به کمترین سرعت سرد شدن، به عنوان پارامتری برای پیش بینی میزان اصلاح ساختار یوتکتیک، نشان می‌دهد که با افزایش سرعت سرد شدن از $0/22^{\circ}\text{Cs}$ به $8/13^{\circ}\text{Cs}$ واکنش یوتکتیک $5/4$ درجه سانتی‌گراد افت دمایی خواهد داشت. به این معنا که با افزایش سرعت سرد شدن ساختار یوتکتیک ظریف‌تر می‌گردد.

۵- منابع

1. H.E. Friedrich and B.L.Mordike, "Magnesium Technology", Springer Berlin Heidelberg, 2006, PP. 145-218.
2. M. Nazmul Khan, "Solidification study of commercial magnesium alloys", A Thesis for the Degree of Master of Applied Science (Mechanical Engineering) at Concordia University Montreal, Quebec, Canada, 2009.
3. M. O. Pekguleryuz, K. U. Kainer and A. A. Kaya, "Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy", Woodhead Publishing, 2013, PP. 152-196.
4. A. K. Dahle, Y. C. Lee, M. D. Nave, P. L. Schaffer and D. H. StJohn, "Development of the as-cast microstructure in magnesium-aluminium alloys", Journal of Light Metals, Vol. 1, 2001, PP. 61-72.
5. D.H. StJohn, A.K. Dahle, T. Abbott, M.D. Nave and M. Qian, "Solidification of cast magnesium alloys", Magnesium Technology, 2003, PP. 95-100.
6. L. Backerud, G. Chai and J. Tamminen, «Solidification characteristics of aluminum alloys», Vol. 2: Foundry Alloys, Skanauminum, Stockholm-Sweden, 1990.
7. م. غنچه، «بررسی شرایط انجماد و جوانه‌زایی در آلیاژ Al 2024 از طریق آنالیز حرارتی»، پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۹۲.
8. م. ملکان، «بررسی جوانه‌زایی و شرایط انجماد آلیاژ آلومینیوم AS5U3G از طریق آنالیز حرارتی»، پایان‌نامه کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۸۲.
9. J. H. Sokolowski and F. C. Robles Hernandez, "Thermal analysis and microscopical characterization of Al-Si hypereutectic alloys", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 419, 2006, PP. 180-190.
10. S.G. Shabestari and M. Malekan, "Assessment of the effect of grain refinement on the solidification characteristics of 319 aluminum alloy using thermal analysis", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 492, 2010, PP. 134-142.
11. Shabestari, S.G, M.H. Ghoncheh and H. Momeni, "Evaluation of formation of intermetallic compounds in Al2024 alloy using thermal analysis technique", Thermochemica Acta, Vol. 589, 2014, PP.

در بخش ۳-۵ تاثیر سرعت سرد شدن بر ساختار فازهای یوتکتیک از طریق بررسی منحنی‌های سرد شدن مورد بحث قرار گرفت و پیش بینی شد که با افزایش سرعت سرد شدن ساختار یوتکتیک از حالت فاز پیوسته و درشت به ذرات ریز و پراکنده تبدیل خواهد شد. شکل ۱۱ تاثیر سرعت سرد شدن بر ساختار فازهای یوتکتیک را در نمونه‌های مورد آزمایش نشان می‌دهد. این شکل پیش‌بینی‌های صورت گرفته در بخش ۳-۵ را تایید می‌کند. دلیل اصلاح ساختار یوتکتیک با افزایش سرعت سرد شدن نیز در بخش ۳-۵ تشریح شده است.



شکل ۱۱) ساختار یوتکتیک آلیاژ AZ91 در سرعت‌های سرد شدن (الف) $0/22^{\circ}\text{Cs}^{-1}$ (ب) $8/13^{\circ}\text{Cs}^{-1}$

۴- نتیجه گیری

نتایج حاصل از این تحقیق که پیرامون آلیاژ منیزیم AZ91 صورت گرفت به طور خلاصه عبارتند از:

۱. منحنی‌های سرد شدن به شکل قابل توجهی تحت تاثیر سرعت سرد شدن قرار دارند. به گونه‌ای که محدوده فازهای گوناگون با افزایش سرعت سرد شدن به سمت زمان‌های کوتاه‌تر و دماهای کمتر انتقال می‌یابد.
۲. افزایش سرعت سرد شدن از $0/22^{\circ}\text{Cs}$ به $8/13^{\circ}\text{Cs}$ موجب افزایش دمای جوانه‌زنی دندریت‌های $\alpha\text{-Mg}$ اولیه از $599/7^{\circ}\text{C}$ به $610/4^{\circ}\text{C}$ ، و کاهش تحت تبرید گرمابخشی شده است. در نتیجه ساختار ریزدانه‌تر شده و اندازه دانه از $165/42\ \mu\text{m}$ به $70/73\ \mu\text{m}$ کاهش پیدا کرده است.
۳. دمای پایان انجماد با افزایش سرعت سرد شدن کاهش یافته و در نتیجه، کاهش دمای پایان انجماد و افزایش دمای جوانه‌زنی فاز اولیه موجب افزایش دامنه انجماد با افزایش سرعت سرد شدن شده است. هنگامی که سرعت سرد شدن از $0/22^{\circ}\text{Cs}^{-1}$ به $8/13^{\circ}\text{Cs}^{-1}$ افزایش می‌یابد، دامنه انجماد در آلیاژ AZ91 به ترتیب $18/6$ درجه سانتی‌گراد افزایش یافته است.
۴. با افزایش سرعت سرد شدن دماهای مشخصه منطقه

- 2002, PP. 344–355.
25. M. B. Djurdjevic, W. T. Kierkus, G. E. Byeczynski, T. J. Stockwell and J. H. Sokolowski, «Modeling of fraction solid for 319 aluminum alloy», AFS Transactions, Vol. 107, No. 14, 1999, PP. 173-179.
 26. G. Chai and L. Backerud, «Factors affecting modification of Al-Si alloys by adding Sr-containing master alloys», AFS Transaction, Vol. 100, No. 194, 1992, PP. 847-854.
 27. J. Charbonnier; «Microprocessor assisted thermal analysis testing of aluminum alloy structures «AFS Transactions, 1984, PP. 907-922.
 28. L. Anantha Narayanan, F. H. Samuel and J. F. Gruzleski, «Thermal analysis studies on the effect of cooling rate on the microstructure of 319 aluminum alloys», AFS Transactions, Vol. 100, No. 141, 1992, PP. 383-391.
 12. S.G. Shabestari and S. Ghodrat, «Assessment of modification and formation of intermetallic compounds in aluminum alloy using thermal analysis», Materials Science and Engineering A, Vol. 467, 2007, PP. 150–158.
 13. S.M. Liang, R.S. Chen, J.J. Blandin, M. Suery and E.H. Han, «Thermal analysis and solidification pathways of Mg–Al–Ca system alloys», Materials Science and Engineering A, Vol. 480, 2008, PP. 365–372.
 14. Jilin Li, Rongshi Chen, Yuequn Ma and Wei Ke, «Computer-aided cooling curve thermal analysis and microstructural characterization of Mg–Gd–Y–Zr system alloys», Thermochemica Acta, Vol. 590, 2014, PP. 232–241.
 15. L. A. Dobrzanski, R. Maniara, J. Sokołowski and W. Kasprzak, «Effect of cooling rate on the solidification behavior of AC AlSi7Cu2 alloy», Journal of Materials Processing Technology, Vol. 191, 2007, PP. 317-320.
 16. S. G. Shabestari and M. Malekan, «Thermal Analysis Study of the Effect of the Cooling Rate on the Microstructure and Solidification Parameters of 319 Aluminum Alloy», Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 44, 2005, PP. 305-312.
 17. M. H. Ghoncheh, S. G. Shabestari and M. H. Abbasi, «Effect of cooling rate on the microstructure and solidification characteristics of Al2024 alloy using computer-aided thermal analysis technique», Journal Thermal Analysis Calorimetry, Vol.117, 2014, PP.1253–1261.
 18. M. H. Ghoncheh and S. G. Shabestari, «Effect of cooling rate on the dendrite coherency point during solidification of Al2024 alloy», Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 46, 2015, PP. 1287-1299.
 19. M. Malekan and S. G. Shabestari, «Effect of grain refinement on the dendrite coherency point during solidification of the A319 aluminum alloy», Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 40, 2009, PP. 3196-3203.
 20. E. Mohammadi Mazraeshahi , B. Nami, S.M. Miresmaeili and S.M. Tabatabaei, «Effect of Si on the creep properties of AZ61 cast magnesium alloy», Materials and Design, Vol. 76, 2015, PP. 64–70.
 21. M. Krupinski and T. Tanski, «Prediction of mechanical properties of cast Mg-Al-Zn alloys», Materials Science and Engineering, Vol. 56, 2012, PP. 30-36.
 22. M. Paliwal and In-Ho Jung, «The evolution of the growth morphology in Mg–Al alloys depending on the cooling rate during solidification», 2013, Acta Materialia, Vol.61, 2013, PP.4848-4860.
 23. M. Masoumi and M. Pegguleryuz, «Effect of cooling rate on the microstructure of AZ31 magnesium alloy», AFS Trans., Vol. 117, 2009, pp. 617–26.
 24. C.H. Caceres, C.J. Davidson, J.R. Griffiths and C.L. Newton, «Effects of solidification rate and ageing on the microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy», Materials Science and Engineering A, Vol. 325, 174–182.

بررسی ریزساختار سوپر آلیاژ پایه کبالت ریختگی MAR-M302

عابد جعفری^۱، علی خرم^۲، سید محمد علی بوترابی^۳

- ۱- کارشناس ارشد ریخته‌گری، دانشکده فناوری های نوین دانشگاه صنایع و معادن ایران- تهران، ایران، abedjfs@gmail.com
- ۲- دکترای مکانیک ساخت و تولید، دانشکده مهندسی مکانیک دانشگاه خواجه نصیرالدین طوسی- تهران، ایران
- ۳- دکترای مهندسی متالورژی، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران - تهران، ایران

چکیده

در این تحقیق، ریزساختار سوپر آلیاژ پایه کبالت ریختگی MAR-M302، با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM)، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و طیف سنجی انرژی ساطع شده (EDS) بررسی شده است و همچنین برای تعیین فازهای موجود در سوپر آلیاژ ریختگی از XRD استفاده شده است. نتایج بررسی های انجام شده نشان می دهد که ریزساختار سوپر آلیاژ پایه کبالت MAR-M302، شامل زمینه آستنیتی غنی از عناصر کبالت، کرم و تنگستن و سه نوع کاربید رسوبی است که عبارتند از کاربید غنی از تانتالیم MC، کاربید یوتکتیکی غنی از تنگستن M_6C و کاربید غنی از کرم $M_{23}C_6$. کاربیدهای M_6C و $M_{23}C_6$ بصورت لایه ای و به شکل جزایر درشت کاربیدی در تمام ریزساختار وجود دارد.

واژه های کلیدی: ریزساختار - MAR-M302 - کاربید $M_{23}C_6$ - آنالیز EDS

Microstructure Investigation of Cobalt-Based Superalloy MAR-M302

A. Jafari^{1*}, A. Khorram², S.M.A. Boutorabi³

1- Iran University of Industries and Mines (IUIM), *abedjfs@gmail.com

2- KNTU University of Technology

3- Iran University of Science and Technology

Abstract:

In this study, microstructure of as-cast cobalt based superalloy MAR-M302 is investigated by using optical microscopy, scanning electron microscopy equipped with energy dispersive spectroscopy. X-ray diffraction pattern is used for identify existent phases in as-cast super alloy. Metallographic investigations showed that as-cast MAR-M302 includes the MC carbides as a discrete, blocky dispersion with Chinese script morphology and the eutectics $M_{23}C_6$ and M_6C carbides. The $M_{23}C_6$ and M_6C carbides are lamellar eutectic with matrix as Great Island.

Key words: Microstructure, Heat treatment, MAR-M302, $M_{23}C_6$ carbide

علاوه بر کارایی در دماهای بالا اغلب به راحتی ریخته‌گری شده و جوشکاری می‌شوند. این سوپرآلیاژها دارای مقاومت به خوردگی بالاتر و مقاومت به خزش پایین‌تری نسبت به آلیاژهای پایه نیکل می‌باشند و از آنجا که ریخته‌گری آنها آسان‌تر است، پره‌های نازل توربین که در موتورهای جت مورد استفاده قرار می‌گیرند، اغلب به روش ریخته‌گری تولید می‌شوند و عملیات حرارتی انحلال^۱ و پیرسازی^۲ به منظور پایداری کاربیدها بر روی آنها اعمال می‌گردد. در سوپرآلیاژهای پایه کبالت استحکام لازم به واسطه حضور عناصر دیرگذاری چون تانتالیم و تنگستن که تشکیل محلول جامد می‌دهند و همچنین وجود کاربیدها (کاربید کرم و کاربید زیرکونیم) ایجاد می‌شود [۲،۱].

بسیاری از خواص سوپرآلیاژهای پایه کبالت متأثر از خود عنصر کبالت به ویژه مقاومت آن در برابر تنش است. اثر استحکام بخشی محلول جامد کرم، تنگستن، مولیبدن، تشکیل کاربیدهای فلزی و مقاومت به خوردگی ناشی از حضور کرم، از همین قبیل خواص است. به طور کلی از ترکیبات نرم‌تر و چقرمه‌تر جهت کاربردهای دمای بالا نظیر پره توربین‌های گازی استفاده می‌شود و ترکیبات سخت‌تر جهت مصارف مقاومت در برابر سایش به کار می‌رود. سوپرآلیاژهای پایه کبالت از طریق محلول جامد و رسوب کاربیدها سخت می‌شوند. کاربیدهای موجود در مرزخانه‌ها، مانع لغزش مرزخانه‌ها می‌شود.

تمام سوپرآلیاژها در شرایط عملیات حرارتی شده و آنیل (نرم) شده ساختار بلوری FCC دارند. هیچ یک از سوپرآلیاژهای پایه کبالت کاملاً محلول جامد نیستند. به این دلیل که حاوی فازهای ثانویه‌ای نظیر کاربیدها و ترکیبات بین فلزی می‌باشند. پیرسازی موجب رسوب فاز ثانویه در این سوپرآلیاژ می‌شود و رسوب فازهای ثانویه به نوبه خود کاهش شکل پذیری در دمای محیط را به همراه دارد. سوپرآلیاژهای پایه کبالت کمتر از سوپرآلیاژهای پایه نیکل در معرض خوردگی داغ قرار می‌گیرند. اگرچه مقاومت اکسایشی آنها چندان رضایت بخش نیست. همچنین این سوپرآلیاژها خواص تنش - زمان - دمای ثابتی دارند که به آنها این امکان را می‌دهد که در قطعات و بخش‌های ثابت توربین‌ها با طول عمر زیاد که تنش‌های نسبتاً پایینی را در دماهای بالا تحمل می‌کنند، به کار روند. توسعه سوپرآلیاژهای استحکام یافته توسط فاز γ ، پایه نیکل با ریخته‌گری در خلاء، در خلال سال‌های ۱۹۵۰ تا ۱۹۷۰ باعث کاهش استفاده از سوپرآلیاژهای پایه کبالت که فاقد سختی رسوبی قابل رقابت بودند، شد. بنابراین سوپرآلیاژهای پایه کبالت به عنوان یک ماده ثانویه در ساخت اجزاء توربین‌های گازی در سال‌های اخیر مطرح شدند [۳].

از نظر تاریخی آلیاژهای پایه کبالت زمانی پایه ریزی شدند که هاینس در ابتدای قرن بیستم ضمن کار بر روی سنگ‌های معدنی کبالت-کرم-تنگستن و کبالت-کرم-مولیبدن متوجه این مسأله شد که آلیاژهای دوگانه کبالت-کرم علاوه بر استحکام بالا، زنگ‌زن نیز می‌باشند. وی پس از چندی اثرات بسیار تعیین کننده مولیبدن و تنگستن بر این آلیاژها را نیز بررسی و تعیین کرد. ترکیب‌های اصلی سوپرآلیاژهای امروزی پایه کبالت در واقع از تحقیقاتی که در زمینه آلیاژهای کبالت-کرم-تنگستن و کبالت-کرم در اوایل سال ۱۹۰۰ انجام شد، شروع گردید. سوپرآلیاژ پایه کبالت ریخته‌گری X-40، در واقع به عنوان مدلی برای ساخت سوپرآلیاژهای جدیدتر پایه کبالت استفاده شد. به طور کلی سوپرآلیاژ X-40، در نازل ردیف اول توربین‌های گازی زمینی قدیمی و سوپرآلیاژهای جدیدتر MAR-M302 و MAR-M509 در پره‌های نازل ردیف اول و گاهی ردیف دوم توربین‌های گازی هوایی به کار می‌روند. پره‌های توربین‌های گازی از جمله مهم‌ترین و حساس‌ترین قطعات توربین‌های هوایی محسوب می‌شوند و نقش اصلی آنها تبدیل انرژی سینتیکی گاز خروجی از محفظه احتراق به انرژی مکانیکی است. در موتورهای توربینی پره‌های ثابت ردیف اول یا نازل‌های ردیف اول توربین پس از محفظه احتراق قرار گرفته‌اند و گاز حاصل از احتراق را با زاویه مناسب به سمت پره‌های متحرک هدایت می‌کنند. نازل‌های ردیف اول در معرض بالاترین دما و بیشترین سرعت گاز می‌باشند. در واقع در این مرحله دمای گاز حاصل از احتراق تنها توسط مخلوط شدن با مقداری از هوای کمپرسور کاهش پیدا می‌کند. بنابراین به دلیل شرایط کاری ذکر شده و با توجه به این نکته که دمای گاز حاصل از احتراق بالاتر از دمای ذوب آلیاژهای موجود می‌باشد. تفاوت دمایی ممکن است باعث تنش‌های حرارتی در این پره‌های ثابت و تشکیل ترک خستگی توسط خستگی کم چرخه شود. نیروهای آیرودینامیکی و نیروهای ناشی از فشار هوای خنک کننده در برخی موارد ممکن است منجر به ایجاد خزش در قسمت‌هایی که دما بالا است، شود. تغییر شکل ناشی از خزش باعث کاهش راندمان توربین و نیاز به تعویض پره ثابت می‌شود. همچنین خزش می‌تواند منجر به ایجاد ترک شده و سطح تحت بار را کاهش دهد. بنابراین در ساخت پره‌های ثابت ردیف اول باید از آلیاژهایی استفاده کرد که ضریب انبساط دمایی پایین، مقاومت به خستگی کم چرخه، داکتیلیتی بالا، هدایت حرارتی بالا و همچنین مقاومت به خزش، جوش پذیری (قابلیت تعمیر) و قابلیت ماشینکاری مناسب داشته باشند [۱].

سوپرآلیاژهایی که برای پره‌های نازل توربین مناسب هستند، اغلب پایه کبالت و برخی اوقات پایه نیکل می‌باشند. استفاده از سوپرآلیاژهای پایه کبالت به دلیل آن است که این سوپرآلیاژها

تفاوت بسیار مهم میان سوپرآلیاژهای پایه کبالت با سوپرآلیاژهای پایه نیکل مربوط به رفتار عالی سوپرآلیاژهای پایه کبالت در اتمسفرهای حاوی گوگرد، نمک‌های سدیم، هالوژن‌ها، اکسیدهای وانادیم و اکسیدهای سرب (ترکیباتی که در سوخت‌های فسیلی و بالتبع در توربین‌های گازی به وفور یافت می‌شود) است. در چنین شرایطی نیکل با سولفید نیکل تشکیل یک یوتکتیک با نقطه ذوب پایین می‌دهد. در نتیجه گازهای حاوی گوگرد ساختار سوپرآلیاژهای پایه نیکل را از هم می‌پاشند [۴].

متغیرهای ریزساختاری اساسی در سوپرآلیاژها عبارتند از مورفولوژی و میزان رسوب‌ها، شکل و اندازه دانه‌ها و توزیع کاربیدها. ریزساختار سوپرآلیاژها را می‌توان از طریق انتخاب و اصلاح ترکیب شیمیایی و فرآیند تولید کنترل کرد. سوپرآلیاژهای ریختگی معمولاً اندازه دانه درشت‌تر، جدایش آلیاژی بیشتر و خواص گسیختگی و خزشی بهتری دارند، در حالیکه سوپرآلیاژهای کار شده از ریزساختار یکدست‌تری برخوردارند و در ضمن ریزدانه‌تر بوده و خواص کششی و مقاومت به شکست بهتری دارند.

کاربیدها به ویژه در سوپرآلیاژهای پایه کبالت ممکن است تا حدودی زمینه را مستحکم کنند. همچنین در سوپرآلیاژهای کار شده نقش کنترل کننده رشد دانه را بازی می‌کنند. در حالی که برخی از کاربیدها به ترکیب شیمیایی و فرآیند تولید وابسته‌اند، برخی دیگر از آن‌ها چندان هم متأثر از این عوامل نیستند [۲].

به طوری که به لحاظ استحکام، سوپرآلیاژهای پایه کبالت توان رقابت با پایه نیکل‌ها را ندارند. میزان تنش قابل تحمل در سوپرآلیاژهای پایه نیکل بسیار بیشتر از سوپرآلیاژهای پایه کبالت است، به همین دلیل از سوپرآلیاژهای پایه کبالت بیشتر در ساخت پرده‌های نازل توربین و از سوپرآلیاژهای پایه نیکل در ساخت پرده‌های گردان توربین‌های گازی استفاده می‌شود. فاز آستنیتی زمینه سوپرآلیاژهای پایه کبالت اساساً از عناصری نظیر کبالت، کرم، نیکل و عناصر دیرگداز نظیر مولیبدن و تنگستن تشکیل شده است. در مورد سوپرآلیاژهای پایه نیکل علاوه بر عناصر ذکر شده، عناصری نظیر آلومینیوم و تیتانیوم نیز در زمینه به صورت محلول جامد قرار دارند. وجود برخی از این عناصر باعث کاهش انرژی نقص چیدمان و ممانعت از لغزش نابجایی‌ها و نتیجتاً افزایش استحکام زمینه می‌شود [۵].

آستنیت زمینه سوپرآلیاژهای پایه کبالت ساختار FCC دارد. با این حال از آنجا که ساختمان بلوری کبالت بصورت عنصری و نه آلیاژی در دمای ۴۱۷ درجه سانتی‌گراد از FCC به HCP تغییر می‌کند، سوپرآلیاژهای پایه کبالت پایدار شده FCC متمایل به تشکیل نقص چیدمان HCP در زمینه FCC هستند. بنابراین در سوپرآلیاژهای پایه کبالت که معمولاً FCC هستند، لایه‌ها یا حجم‌های کوچکی از ساختار HCP به وسیله نقص چیدمان بوجود می‌آید [۵،۶].

کبالت خالص دارای آلوتروپیک آستنیتی FCC در دمای بالا و ساختار ماتنزیتی HCP در دمای پایین‌تر از ۴۱۷ درجه سانتی‌گراد است. میزان تشکیل فاز HCP به مقدار ناخالصی‌ها و اندازه دانه بستگی دارد، ریزدانه بودن و درصد ناخالصی‌ها از استحاله جلوگیری می‌کند. همچنین اعمال تغییر شکل به ساختار FCC در دمای محیط نیز ممکن است منجر به استحاله آلوتروپی در سوپرآلیاژهای پایه کبالت، براساس واکنش‌های زیر شود. عناصر آلیاژی اثرات متفاوتی بر روی این تغییر حالت دارند. عنصر کرم و عناصر دیرگداز پایدار کننده شبکه HCP هستند و برخی عناصر از قبیل آهن، نیکل و منگنز نقش پایدارکنندگی شبکه FCC را بر عهده دارند [۷،۵].

زمینه آستنیتی در سوپرآلیاژهای پایه کبالت دارای نقایص چیدمان است. این نقایص لایه‌هایی از اتم‌ها بوده که در آرایش فشرده داخل زمینه FCC مرتب می‌شوند. میزان نقص چیدمان تابعی از ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ، دما، تنش اعمالی و میزان تغییر شکل است. همچنین در اثر سرد شدن سریع از دمای پایداری فاز آستنیتی FCC به دمای محیط، فاز ماتنزیتی HCP در زمینه تشکیل می‌شود. آزمایشات انجام شده نشان داده است که در حین عملیات پیرسازی نیز فاز ماتنزیتی به صورت خطوط موازی در اطراف کاربیدهای دندریتی شکل می‌گیرد [۸].

یکی از ویژگی‌های مهم نقص چیدمان صفحات اتمی، تأثیرشان بر استحکام است. برای انتقال نابجایی به یک صفحه لغزش دیگر، دو نابجایی باید بر اثر فشار به یک تک نابجایی تبدیل شوند. این امر مستلزم انجام کار است و هر چه نابجایی گسترده‌تر باشد (سطح عیب بزرگتر باشد) کار بیشتری برای فشردن نابجایی‌های جزیبی و تبدیل آنها به یک تک نابجایی لازم است. بنابراین هر چه نابجایی‌های جزیبی گسترده‌تر باشند، بلور مستحکم‌تر است. گسترش نابجایی‌های جزیبی را انرژی نقص چیدمان صفحات اتمی کنترل می‌کند، هرچه انرژی نقص چیدمان صفحات اتمی کمتر باشد نابجایی‌های جزیبی می‌توانند گسترده‌تر باشند. بنابراین یک نوع استحکام بخشی در بلورهای FCC از طریق کنترل ترکیب شیمیایی آنها به منظور کاهش انرژی نقص چیدمان صفحات اتمی صورت می‌گیرد [۹].

تمایل به تشکیل نقص چیدمان به نوبه خود به انرژی نقص چیدمان بستگی دارد و عناصر آلیاژی در سوپرآلیاژهای پایه کبالت، آن را تحت تأثیر قرار می‌دهند. عناصری چون نیکل، آهن، تانتالیم و زیرکونیم انرژی نقص چیدمان را افزایش می‌دهند و ساختار FCC را پایدار می‌کنند، که علت آن مشکل‌تر شدن تشکیل نابجایی‌های جزیبی در حضور این عناصر می‌باشد. در عوض عناصری چون مولیبدن، کرم و تنگستن با تشکیل محلول جامد، باعث کاهش انرژی نقص چیدمان می‌شوند و ساختار HCP را پایدار می‌کنند،

شیمیایی، این کاربید ترکیب $Cr_{18}Co_4(Ta, W)_1C_6$ را نشان داده است [۵، ۱۱].

کاربید $M_{23}C_6$ در شرایط ریختگی سوپرآلیاژهای پایه کبالت هم در مرز دانه‌ها، هم در نواحی بین دندریتی و هم به صورت ذرات ریز رسوب می‌کند. ابتدا ذرات درشت کاربیدی و کاربیدهای یوتکتیکی شکل می‌گیرند که ترجیحاً دارای شکل بلاکی با مورفولوژی نیمه‌گرد هستند و می‌توانند حین انجماد، پیرسازی یا سرویس تشکیل شوند، هر چند ممکن است از ترکیب سایر کاربیدها نظیر M_7C_3 و MC با زمینه نیز ایجاد شوند. کاربیدهای $M_{23}C_6$ ریزتر غالباً به صورت یوتکتیک مرکب از صفحات ریز $M_{23}C_6$ در میان لایه‌های زمینه آستنیتی تشکیل می‌شوند [۵، ۷]. قرار گرفتن مجدد سوپرآلیاژ در درجه حرارت بالا باعث انحلال و رسوب گذاری مجدد کاربیدهای $M_{23}C_6$ ریز حول کاربیدهای اولیه می‌شوند و این عمل در کل مدت سرویس برای تمامی سوپرآلیاژهای ریختگی تداوم می‌یابد [۱۱].

مهمترین نوع کاربیدها در سوپرآلیاژها $M_{23}C_6$ می‌باشد، زیرا این فاز عمدتاً بر روی مرز دانه رسوب کرده و می‌تواند باعث تقویت و یا تضعیف خواص سوپرآلیاژها گردد [۵، ۱۰].

هر دو نوع کاربید $M_{23}C_6$ در استحکام بخشی دخیل هستند، کاربید اولیه مانع لغزش مرز دانه‌ای و تولید نابجایی می‌شود، در حالی که ذرات ریز کاربید $M_{23}C_6$ اگر به صورت کنترل شده رسوب کنند با حرکت نابجایی‌ها مقابله نموده و باعث استحکام بخشی می‌شوند، اما اگر کنترل نشده رسوب کنند ممکن است استحکام بخشی فدای کاهش داکتیلیتی، مخصوصاً تحت شرایط کار طولانی مدت در محدوده درجه حرارت رسوب گذاری بشود [۹]. درجه حرارت انحلال کاربیدی $M_{23}C_6$ در سوپرآلیاژهای پایه کبالت معمولاً حدود ۱۰۴۰ درجه سانتی‌گراد است. در عین حال جزایر یوتکتیکی معمولاً تحت تاثیر عملیات حرارتی قرار نگرفته و حتی تا دمای ۱۳۳۰ درجه سانتی‌گراد پایداری خود را حفظ می‌کنند [۵، ۱۲].

شرایط تنشی و محیطی نیز عواملی هستند که بر نحوه رسوب گذاری و مورفولوژی کاربیدها خصوصاً کاربید $M_{23}C_6$ تأثیر فراوانی می‌گذارد. محل‌های پر انرژی نظیر مرزهای دانه، باندهای لغزش، نابجایی‌ها، دوقلوبی، نقص‌های چیدمان و غیره مکان‌های مناسبی برای تشکیل رسوب این کاربیدها می‌باشد [۱۱]. آزمایشها نشان داده است که باندهای لغزش ایجاد شده در حین آزمایش تنش گسیختگی به دلیل انباشتگی نابجایی‌ها مکان مناسبی برای تشکیل رسوب این کاربیدها می‌باشد [۱۳].

در حین فرآیند پیرسازی نقص چیدمان مکان مناسبی برای تشکیل رسوب‌های کاربیدی است. اما در صورت بالا بودن دمای پیرسازی به دلیل کم شدن و از بین رفتن مکان‌های نقص چیدمان

لذا تمایل به تشکیل نقص چیدمان در سوپرآلیاژهای پایه کبالت را بالا می‌برند. سوپرآلیاژهای پایه کبالت استحکام خود را از ترکیبی از سخت شدن از طریق محلول جامد و پراکندگی سختی بدست می‌آورند [۵، ۸].

نقص چیدمان صفحات اتمی نقش مهمی در رسوب کاربید دارد. در سوپرآلیاژهای پایه کبالت نقص چیدمان صفحات اتمی به عنوان مکان‌هایی برای جوانه‌زنی رسوب کاربیدها عمل می‌کنند، بنابراین بر اثر پیر سازی سوپرآلیاژ، رسوب‌های ریز پخش شده‌ای را می‌توان تولید کرد که بر استحکام خزشی و کششی تأثیر زیادی می‌گذارند [۵، ۱۰].

عامل اصلی استحکام بخش، در اکثر سوپرآلیاژهای پایه کبالت مورد استفاده در دهه هفتاد و بعد از آن وجود ذرات کاربید مکعبی و غیر کوهرنت در ریزساختار آنها می‌باشد. بر همین اساس، درصد کربن این سوپرآلیاژها اصولاً بیش‌تر از درصد کربن سوپرآلیاژهای پایه نیکل یا پایه آهن است [۸].

از آنجایی که مهم‌ترین فاز ثانویه در سوپرآلیاژهای پایه کبالت کاربیدها هستند، توزیع ظریف کاربیدها، استحکام این سوپرآلیاژها را به نحو چشمگیری افزایش می‌دهد. توزیع مطلوب کاربیدها چنان توزیعی است که به حد کافی ظریف باشند تا باعث افزایش استحکام شوند ولی مقدار کاربیدها نباید آنقدر زیاد باشد که شکل پذیری را کاهش دهند (معمولاً مقدار کاربید را با محدود کردن مقدار کربن کنترل می‌کنند). عمدتاً سعی بر آن است که از تشکیل لایه‌های پیوسته یا نیم‌پیوسته کاربید جلوگیری شود. توزیع مناسب کاربید برای هر سوپرآلیاژ از طریق عملیات حرارتی بدست می‌آید. کاربیدها استحکام خزشی و تنش گسیختگی سوپرآلیاژهای پایه کبالت و برخی از سوپرآلیاژهای پایه نیکل و پایه آهن را از طریق رسوب درون دانه‌ها بهبود می‌بخشند [۷].

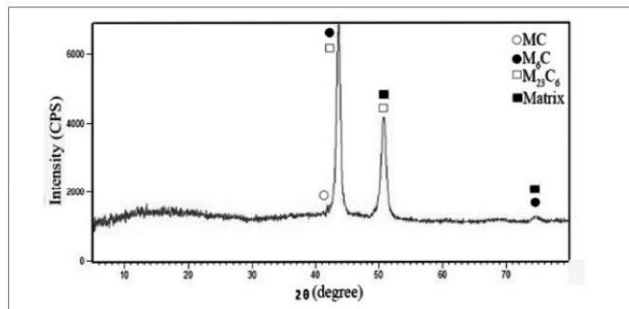
به دلیل حضور درصد بالایی از کرم در ترکیب شیمیایی اکثر سوپرآلیاژهای پایه کبالت و تشکیل درصد بالایی از انواع کاربیدهای کرم، مطالعه انواع کاربیدهای کرم از اهمیت خاصی برخوردار است. در این کاربیدها علاوه بر کرم اغلب عناصر دیگری مانند کبالت، تنگستن و یا مولیبدن به عنوان جانشین قسمتی از کرم یافت می‌شوند. کاربیدهای غنی از کرم به سه شکل M_7C_3 ، $M_{23}C_6$ ، M_3C_2 در زمینه سوپرآلیاژهای پایه کبالت رسوب می‌کنند [۵، ۷].

کاربید $M_{23}C_6$ می‌تواند در سوپرآلیاژهای ریختگی دقیق، به عنوان رسوبات اولیه حین انجماد تشکیل شود. در سوپرآلیاژهای تجاری‌تر این کاربید به صورت رسوبات بین دندریتی داخل بازوهای دندریت ثانویه تشکیل شده و آخرین فازی است که منجمد می‌شود. حضور $M_{23}C_6$ حل نشده در ریزساختار سوپرآلیاژهای پایه نیکل در حین فرآیند پیرسازی باعث به تعویق افتادن رسوب گذاری γ می‌شود. کاربید $M_{23}C_6$ ساختمان مکعبی دارد و در بررسی آنالیز

۳- نتایج و بحث

۳-۱- آنالیز XRD

شکل ۲ تصویر الگوی تفرق اشعه X سوپرآلیاژ پایه کبالت MAR-M302 ریختگی را نشان می دهد، پیک های نشان داده شده در الگوی تفرق نشان دهنده سه نوع کاربید M_6C ، MC و $M_{23}C_6$ و همچنین فاز آستنیتی زمینه است.



شکل ۲) الگوی تفرق اشعه X سوپرآلیاژ ریختگی پایه کبالت MAR-M302

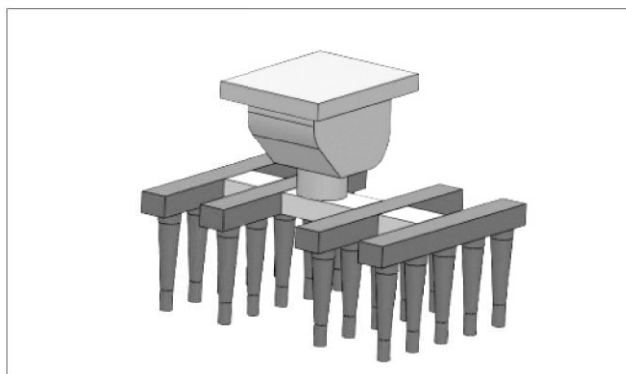
۳-۲- بررسی ریزساختار سوپرآلیاژ MAR-M302

بدین منظور از نمونه متالوگرافی آماده شده، تصاویر مختلف با میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی از ریزساختار، تهیه شد. در شکل های ۳ و ۴، نمونه هایی از این تصاویر آورده شده است. با توجه به تحقیقات سیمز و همکارانش [۸]، ریزساختار سوپرآلیاژ پایه کبالت MAR-M302، شامل سه نوع کاربید M_6C ، MC و $M_{23}C_6$ است که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پره مورد مطالعه، این سه نوع کاربید به وضوح قابل رؤیت هستند. از کاربیدهای مختلف با مورفولوژی های متفاوت آنالیز EDS نیز گرفته شده، تا نوع و درصد عناصر موجود در این کاربیدها مشخص شود. آنالیز EDS بیشتر به منظور شناسایی و تشخیص درصد تغییرات عناصر موجود در کاربیدها و زمینه آستنیتی انجام شد. در شکل های ۵ تا ۹، نتایج آنالیز EDS برای نقاط مشخص شده در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی که با حروف لاتین مشخص شده، آورده شده است. ریزساختار سوپرآلیاژ پایه کبالت MAR-M302، شامل سه نوع کاربید M_6C ، MC و $M_{23}C_6$ است. در شکل ۳-الف، نواحی مشخص شده با دایره های سیاه رنگ جزایر کاربیدی پراکنده ای را در ریزساختار نشان می دهند. این جزایر کاربیدی از واکنش یونکتیک حاصل شده اند و شامل کاربیدهای M_6C و کاربیدهای $M_{23}C_6$ هستند. در شکل ۳-ب، نقاط مشخص شده شامل کاربیدهای MC ، می باشند که مورفولوژی آنها مانند حروف چینی است. در شکل ۳-ج، کاربیدهای MC ، با مورفولوژی حروف چینی بصورت واضح تری دیده می شوند. کاربیدها در این محل ها به صورت خطوط موازی رسوب گذاری کرده اند که با توجه به نظر سیمز [۸]، زنگنه و همکارانشان [۱۴]، احتمالاً صفحات

جوانه زنی و رشد رسوب های کاربیدی بر روی نابجایی های تجزیه نشده انجام می شود. در واقع مرز بین ساختار FCC و HCP در نقص چیدمان مکان مناسبی برای رسوب گذاری می باشد. شکل گیری و جوانه زنی کاربیدها بر روی نابجایی ها به صورت زنجیره وار خواهد بود [۹،۵].

۲- مواد و روش تحقیق

به منظور بررسی ریزساختار ریختگی سوپرآلیاژ پایه کبالت MAR-M302 نمونه های هویجی شکل با استفاده روش ریخته گری دقیق در خلاء، ریخته گری شدند. سیستم راهگامی مورد استفاده در شکل ۱، آورده شده است. کلیه نمونه ها بعد از ریخته گری تحت آزمایش X-Ray، قرار گرفتند. نمونه های لازم برای بررسی ریزساختاری بصورت مکعبی و با ابعاد ۲ سانتی متر از برشکاری نمونه های هویجی تهیه شدند. ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ پایه کبالت MAR-M302 در جدول ۱، آورده شده است.

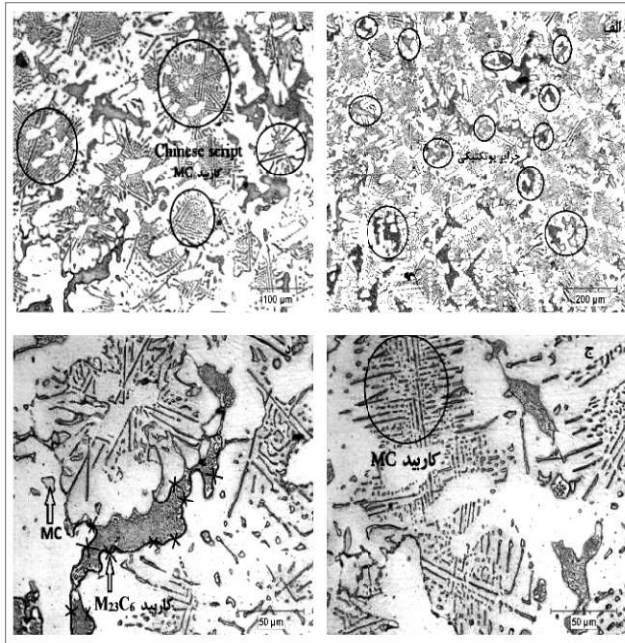


شکل ۱) مدل سه بعدی سیستم راهگامی و چیدمان نمونه های هویجی

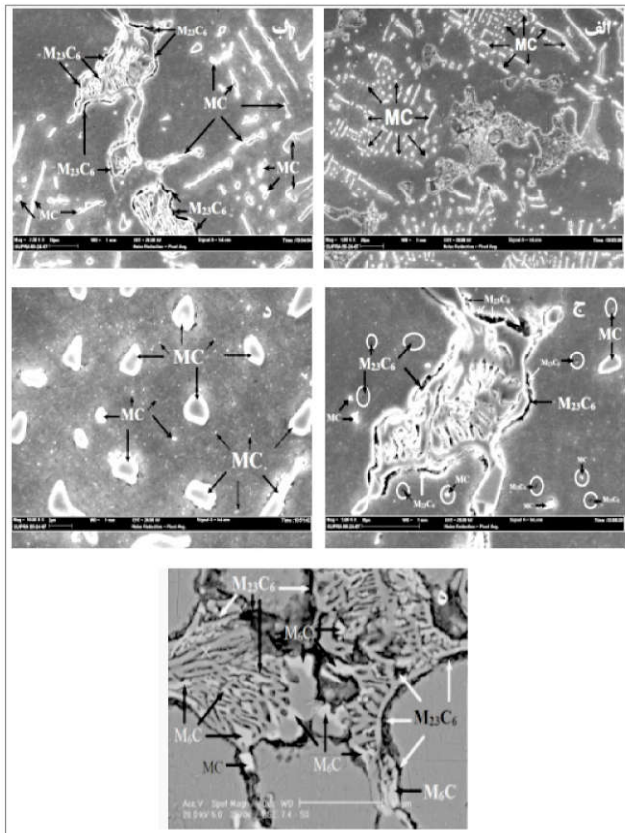
جدول ۱) ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ پایه کبالت MAR-M302

عناصر شیمیایی	درصد وزنی مینیمم	درصد وزنی ماکزیمم
کربن	۰/۸۵	۱/۰۰
کروم	۲۱/۵۰	۲۳/۵
کبالت	مابقی	مابقی
تنگستن	۱۰/۰۰	۱۲/۰۰
زیرکونیوم	۰/۲	۰/۵
بور	۰/۰۰	۰/۰۰۵
تانتالیم	۹/۰۰	۱۱/۰۰

بررسی های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام شد و آنالیز شیمیایی EDS نیز توسط دستگاه نصب شده بر روی میکروسکوپ الکترونی انجام شده است.



شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار سوپر آلیاژ MAR-M302 شامل کاربیدهای پراکنده‌ای در ریزساختار (ب) نقاط مشخص شده (الف) جزایر کاربیدی پراکنده‌ای در ریزساختار (ب) نقاط مشخص شده شامل کاربیدهای MC (ج) کاربیدهای MC، با مورفولوژی حروف چینی (د) کاربیدهای درشت تر MC بصورت بلورهای منفرد



شکل ۴ تصاویر SEM از ریزساختار سوپر آلیاژ ریختگی MAR-M302 (الف و ب) نحوه توزیع کاربیدها در زمینه (ج) کاربید یوتکتیکی جزیره‌ای، متشکل از دو نوع کاربید $M_{23}C_6$ و M_6C (د) کاربیدهای MC در فضای بین دندرتی در اندازه‌های نانومتری (ه) تصویر الکترون برگشتی از کاربیدهای یوتکتیکی M_6C

نقایص چیدمان و نابجایی‌های صفحه‌ای (نیم صفحه نقص) درون دانه‌ای هستند. در شکل ۳-د، کاربیدهای درشت تر MC، بصورت بلورهای منفرد، نشان داده شده است که در کنار کاربیدهای با مورفولوژی حروف چینی قرار دارد و با توجه به تحقیقات زنگنه و همکارانش [۱۴] احتمالاً روی نواقص شبکه‌ای با انرژی بیشتر رسوب گذاری کرده‌اند. همچنین در شکل ۳-د، کاربید جزیره‌ای یوتکتیکی متشکل از کاربیدهای M_6C و $M_{23}C_6$ ، نشان داده شده است که در میکروسکوپ نوری کاربیدهای لبه‌ای تیره رنگ غنی از کرم $M_{23}C_6$ ، به صورت واضح دیده می‌شوند که در فصل مشترک بین کاربید M_6C و زمینه آستنیتی رسوب گذاری کرده‌اند. جزایر یوتکتیکی عمدتاً بر روی نواقص بلوری با انرژی بالا، مانند مرز دانه‌ها رسوب گذاری می‌کنند، اما این جزایر کاربیدی در درون دانه‌ها نیز می‌توانند تشکیل شوند.

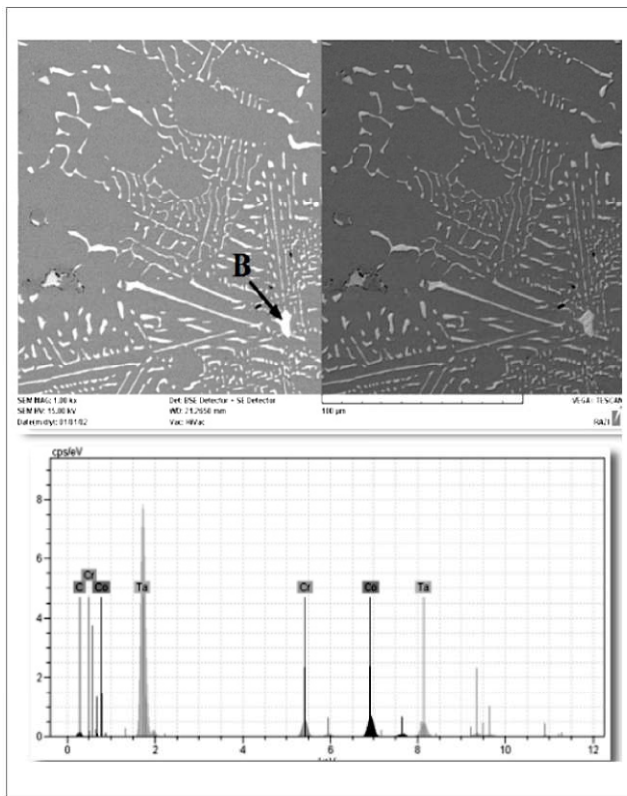
در شکل های ۴-الف و ب، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی، نحوه توزیع کاربیدها را در زمینه نشان می‌دهد. در شکل ۴-الف، نحوه توزیع کاربیدهای MC، با اندازه‌های کمتر از یک میکرومتر، بصورت بلورهای منفرد، در کنار کاربیدهای سوزنی شکل MC، با طول ۲۰ میکرومتر، را نشان می‌دهد. شکل ۴-ب، کاربیدهای MC، با مورفولوژی‌های متفاوت سوزنی و کریستال‌های منفرد و ریز را نشان می‌دهد. همچنین در این شکل جزایر یوتکتیکی متشکل از کاربیدهای M_6C و $M_{23}C_6$ ، که بصورت لایه لایه (پرلیتی) در کنار هم قرار گرفته‌اند، نشان داده شده است. نقاط تیره رنگ تر از زمینه که بصورت کاملاً سیاه رنگ دیده می‌شوند، اصولاً کاربیدهای $M_{23}C_6$ غنی از کروم و نقاط خیلی روشن که بصورت سفید درخشان دیده می‌شوند، کاربیدهای MC، غنی از تانتالیم هستند. در شکل ۴-ج، کاربید یوتکتیکی جزیره‌ای، متشکل از دو نوع کاربید M_6C و $M_{23}C_6$ ، نشان داده شده است، همچنین در کنار این کاربید پرلیتی شکل، با توجه به نظر استانفورد و همکارانش [۱۵] کاربیدهای M_6C و $M_{23}C_6$ قرار گرفته در فضای بین دندرتی مشاهده می‌شود. در شکل ۴-د، کاربیدهای MC با اندازه‌های کوچکتر از دو میکرومتر، در کنار کاربیدهای قرار گرفته در فضای بین دندرتی در اندازه‌های نانومتری نشان داده شده است. در شکل ۴-ه، تصویر الکترون برگشتی، کاربیدهای یوتکتیکی M_6C را به وضوح نشان می‌دهند، لایه‌های روشن، شامل کاربید M_6C است که در کنار لایه‌های تیره رنگ کاربید $M_{23}C_6$ ، قرار گرفته‌اند. کاربیدهای غنی از کروم $M_{23}C_6$ ، همراه با کاربیدهای حاوی عناصر دیرگداز M_6C ، طی واکنش یوتکتیک و از حالت مذاب تشکیل می‌شوند. در صورتی که سرعت سرد کردن پایین باشد، این کاربیدها می‌تواند در حین انجماد و در فضای بین دندرت، در زمینه آستنیتی بدون حضور کاربید M_6C ، بصورت ذرات فلفلی مانند رسوب گذاری کنند.

MC با مورفولوژی حروف چینی، نشان داده شده است.

جدول ۳) نتایج آنالیز EDS برای نقطه B

عناصر شیمیایی	درصد وزنی	درصد اتمی
کربن	۶/۰۵	۳۵/۶۷
کروم	۱۰/۲۷	۱۳/۵۷
کبالت	۲۱/۷۷	۲۶/۱۴
تانتالیم	۶۱/۹۰	۲۴/۲۱

نتایج آنالیز EDS در شکل ۶، نیز وجود کاربرد غنی از تانتالیم MC را در نقطه B، تصدیق می‌کند. با وجود اندازه حدود ۱۰ برابر کاربرد نشان داده شده در نقطه B نسبت به نقطه A، آنالیز شیمیایی تغییرات آنچنانی ندارد و حدود ۶۰ درصد وزنی از ترکیب شیمیایی کاربرد نشان داده شده در نقطه B در شکل ۵، عنصر تانتالیم و مابقی عناصر تشکیل دهنده کاربرد MC، کبالت، کروم و کربن هستند.

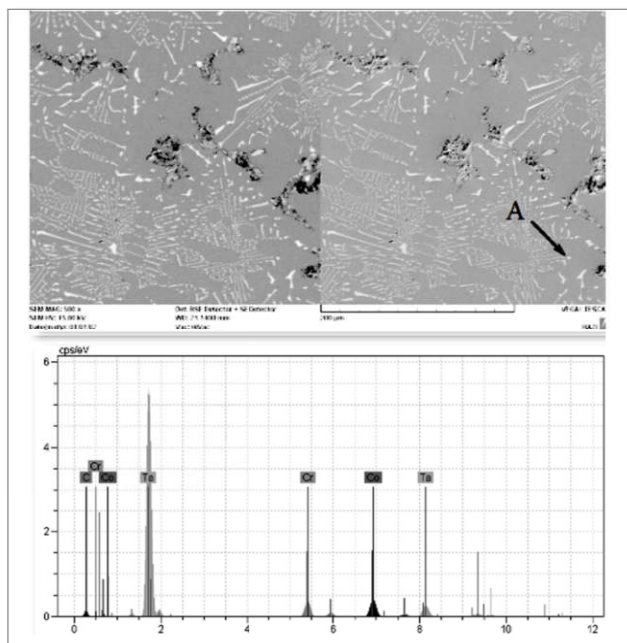


شکل ۶) آنالیز EDS نشان دهنده وجود کاربرد MC در سوپرآلیاژ MAR-M302

در شکل ۷، تصویر الکترون برگشتی از کاربرد جزیره‌ای یوتکتیکی نشان داده شده است، کاربرد تیره رنگ نشان داده شده در نقطه C، با توجه به نتایج آنالیز EDS شکل ۷ و جدول ۴، کاربرد تیره رنگ غنی از کرم $M_{23}C_6$ است.

کاربرد تیره رنگ نشان داده شده در نقطه C، همانطور که در جدول ۴، آورده شده است، در حدود ۷۰ درصد وزنی ترکیب شیمیایی آن عنصر کروم و مابقی عناصر به ترتیب درصد تشکیل دهنده، کبالت،

شکل ۵، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار مورد مطالعه، در دو حالت الکترون ثانویه و الکترون برگشتی و همچنین نتایج آنالیز EDS در نقطه A، بر روی بلور منفرد کاربرد MC، در میان کاربردهای MC با مورفولوژی حروف چینی، را نشان می‌دهد.



شکل ۵) آنالیز EDS نشان دهنده وجود کاربرد MC در سوپرآلیاژ MAR-M302

با توجه به شکل ۵ و جدول ۲، نتایج آنالیز EDS نقطه A، نشان دهنده کاربرد غنی از تانتالیم MC است که بیش از ۶۰ درصد وزنی از ترکیب شیمیایی این کاربرد را عنصر تانتالیم که میل ترکیبی شدیدی با کربن دارد تشکیل می‌دهد و مابقی کبالت، کروم و کربن هستند. در تصاویر میکروسکوپی شکل ۵، جزایر یوتکتیکی اولیه متشکل از کاربردهای تیره رنگ غنی از کروم $M_{23}C_6$ و کاربردهای غنی از عناصر دیرگداز M_6C ، در کنار کاربردهای MC با مورفولوژی حروف چینی، به وضوح مشاهده می‌شوند.

جدول ۲) نتایج آنالیز EDS برای نقطه A

عناصر شیمیایی	درصد وزنی	درصد اتمی
کربن	۸/۴۴	۴۴/۳۱
کروم	۱۱/۱۹	۱۳/۵۷
کبالت	۱۹/۵۵	۲۰/۹۲
تانتالیم	۶۰/۸۲	۲۱/۲۰

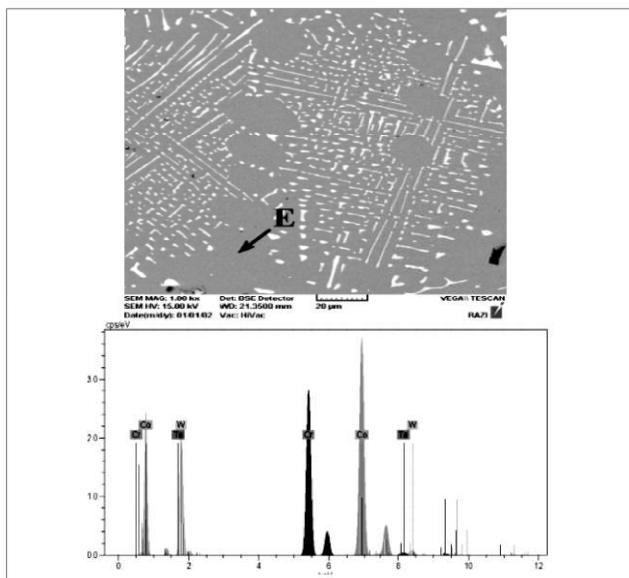
در شکل ۶، نیز مانند شکل ۵، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار سوپرآلیاژ، در دو حالت الکترون ثانویه و الکترون برگشتی و همچنین جدول ۳، نتایج آنالیز EDS در نقطه B، بر روی بلور منفرد کاربرد MC، اما با اندازه‌های حدود ۱۰ برابر بزرگتر از کاربرد مشخص شده در نقطه A، در میان کاربردهای

کاربرد نشان داده شده در نقطه D، در حدود ۳۷ درصد وزنی عنصر تنگستن تشکیل شده است و مابقی عناصر به ترتیب درصد تشکیل دهنده، کبالت، کرم، کربن و تانتالیم هستند.

جدول ۵) نتایج آنالیز EDS برای نقطه D

عناصر شیمیایی	درصد وزنی	درصد اتمی
کربن	۱۳/۹۵	۵۳/۶۳
کروم	۱۹/۷۹	۱۸/۴۴
کبالت	۲۰/۶۵	۱۶/۹۵
تانتالیم	۸/۱۲	۲/۳۳
تنگستن	۳۷/۴۹	۸/۶۵

در شکل ۹، تصویر الکترون برگشتی از کاربیدهای MC نشان داده شده است. نقطه E، در زمینه آستنیتی در میان کاربیدهای MC با مورفولوژی حروف چینی انجام شد.



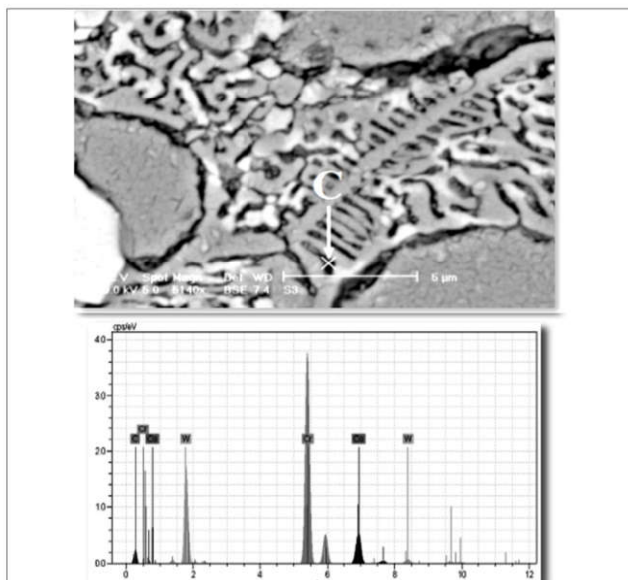
شکل ۹) آنالیز EDS نشان دهنده زمینه آستنیتی غنی از عناصر کبالت، کرم و تنگستن در نمونه ریختگی سوپرآلیاژ MAR-M302

با توجه به نتایج آنالیز EDS شکل ۹ و جدول ۶، ترکیب شیمیایی نقطه E، در زمینه آستنیتی کبالت، شامل کروم، تنگستن و تانتالیم است.

جدول ۶) نتایج آنالیز EDS برای نقطه E

عناصر شیمیایی	درصد وزنی	درصد اتمی
کروم	۲۱/۷۳	۲۵/۸۸
کبالت	۶۶/۸۸	۷۰/۲۷
تانتالیم	۲/۷۶	۰/۹۴
تنگستن	۸/۶۳	۲/۹۱

تنگستن و کربن هستند. اصولاً کاربیدهای غنی از کرم در زمینه کبالتی بصورت سیاه رنگ و تیره‌تر از زمینه دیده می‌شوند.

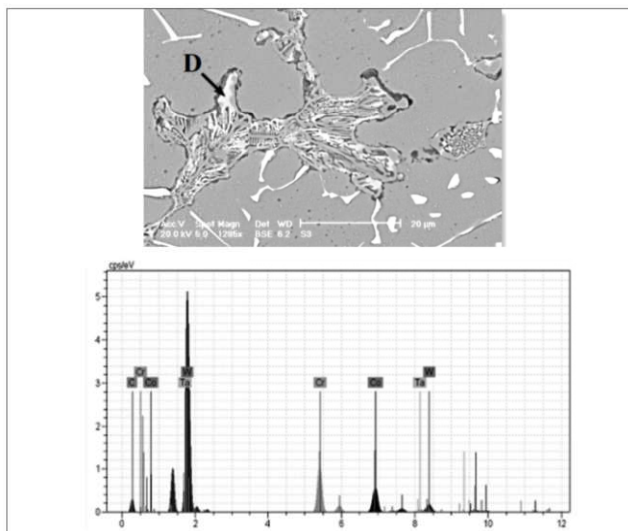


شکل ۷) آنالیز EDS نشان دهنده وجود کاربید $M_{23}C_6$ در سوپرآلیاژ MAR-M302

جدول ۴) نتایج آنالیز EDS برای نقطه C

عناصر شیمیایی	درصد وزنی	درصد اتمی
کربن	۳/۸۵	۹/۲۵
کروم	۷۰/۱۲	۷۰/۳۵
کبالت	۱۵/۳۸	۱۵/۸۲
تانتالیم	۱۰/۶۵	۴/۵۸

در شکل ۸، با توجه به جدول ۵، نتایج آنالیز EDS، برای کاربرد نشان داده شده در نقطه D، حاکی از وجود کاربید غنی از تنگستن در جزیره کاربیدی یوتکتیکی اولیه است



شکل ۸) آنالیز EDS نشان دهنده وجود کاربید M_6C در سوپرآلیاژ MAR-M302

11. McMinn, A., Coatings technology for hot components of industrial combustion turbines , John Wiley & Sons , 1997 .
12. Hwang, Y., Park, M., Kim, S. T. G., Failure analysis of a J85 engine turbine components , Engineering Failure Analysis , Vol.34 , pp. 395-408 , 2000 .
13. Koul, A.K., Immarigeon, J.P., Dainty, R.V., Patnaik, P.C., Degradation of high performance aero-engine turbine blades , Journal of Engineering Gas Turbines Power , Vol.78 , pp.258-269 , 1993 .
14. Zangeneh , Sh., Farhangi, H., Influence of Service Induced Microstructural Changes on The Failure of a Cobalt-based Superalloy First Stage Nozzle , Materials and Design , Vol.31 , pp. 3504-3511, 2010 .(33)
15. Stanford, N., Djakovic, A., Shollock, B.A., McLean, M., Souza, D., Secondary M6C precipitation in K40S cobalt-base alloy , Materials Letters, Vol.49 , pp. 160-164 , 2001 .

۴- نتیجه گیری

بر اساس الگوی تفرق اشعه X ریزساختار ریختگی سوپراآلیاژ پایه کبالت MAR-M302، شامل زمینه آستنیتی و سه نوع کاربید رسوبی است. کاربیدهای رسوبی در زمینه آستنیتی عبارتند از کاربید غنی از تانتالیوم MC، که بصورت ذرات منفرد بلوکی و تیغه ای در سراسر زمینه پخش شده اند و همچنین کاربیدهای یوتکتیکی غنی از تنگستن M_6C و غنی از کرم $M_{23}C_6$ ، این دو نوع کاربید در زمینه آستنیتی بصورت لایه لایه ای و به شکل جزایری رسوب گذاری می کنند و موجب تردی سوپراآلیاژ در دمای محیط می شوند.

۵- تقدیر و تشکر

نویسندگان این مقاله وظیفه می دانند که از جناب آقای دکتر فرزاد شهری، سازمان پژوهش های علمی و صنعتی ایران به دلیل همفکری ها و راهنمایی هایی که داشته اند، تشکر نمایند.

۶- منابع

1. Boyce , M.P., The gas turbine handbook , second edition , Houston , Texas , Gulf Professional Publishing , 2002 .
2. Sims, C.H., Stoloff, N., Hagel, W., Superalloys II : High temperature materials for aerospace and industrial power , New York : A Wiley Inter science Publication , 1987.
3. Mraz, S.J., Birth of an engine blade , McGraw-Hill , 1997.
4. Mankins, W.L., Lamb, S., Physical Metallurgy of Nickel and Nickel Alloys , In ASM Handbook , Vol.1 : Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys , ASM International , 1990 .
5. Rhysones, T.N., Coatings for blades and vane applications in gas turbine , Corrosion Science , Vol. 29 , pp. 623 - 636 , 1989 .
6. Smith , W.F., Nickel and Cobalt Alloys , In Structure and Properties of Engineering Alloys , 2nd Edition , McGraw-Hill , 1993 .
7. Kraft, S.A., Mughrabi, H., Thermo mechanical fatigue of the Nickel based superalloy , ASTM Special Technology Publication , 2003 .
8. Maier, H.J., Christ, H.J., Modeling of cyclic stress-strain behavior and damage mechanisms under thermo mechanical fatigue conditions. International Journal of Fatigue , Vol .19 , pp.167-174 , 1996 .
9. Dahshan, M.E., Case study of corrosion failure of an aluminide coating in gas turbine. Surface and Coatings Technology, Vol.10 , pp.108-117, 2000 .
10. Daleo, J.A., Ellison, K.A., Boone, D.H., Metallurgical considerations for life assessment and the safe refurbishment and requalification of gas turbine blade .

اثر سرعت حرکت قالب در روش بریجمن بر ساختار انجماد جهت‌دار آلیاژ GTD-111

محمد بابائی^{۱*}، سید مهدی عباسی^۲، سید مهدی قاضی میرسعید^۳، محمد مصطفایی^۴

۱- دانشجوی فوق لیسانس شناسایی و انتخاب مواد دانشگاه صنعتی مالک اشتر

۲- دکتری مهندسی مکانیک- دانشیار دانشگاه صنعتی مالک اشتر

۳- فوق لیسانس مهندسی مواد- دانشگاه صنعتی مالک اشتر

۴- دانشجوی دکتری شناسایی و انتخاب مواد دانشگاه صنعتی مالک اشتر

*Mohammadbabaiei@ymail.com

چکیده

در پژوهش حاضر اثر تغییرات سرعت حرکت قالب روش بریجمن بر ریزساختار و درشت ساختار سوپرآلیاژ GTD-111 انجماد جهت‌دار آزمایشگاهی مورد بررسی قرار گرفته است. برای این منظور سرعت حرکت قالب ۲/۵، ۵ و ۱۰ mm/min انتخاب شد و اثر این تغییرات بر میزان انحراف جهت‌گیری، چگالی دانه‌های ستونی، فاصله‌ی بازوهای دندریتی و تشکیل دانه‌های سرگردان مورد بحث و تحلیل قرار گرفت. از این رو مشاهده شد که با افزایش سرعت حرکت قالب، تعداد دانه‌ها افزایش و انحراف دانه‌ها و فاصله‌ی بازوهای دندریتی اصلی کاهش می‌یابد. همچنین مشاهده شد که اثر افزایش سرعت حرکت قالب بر تعداد دانه‌های سرگردان در ابتدا کاهشی و سپس افزایشی است. از این رو با بررسی ساختار آلیاژ این نتیجه حاصل شد که با افزایش سرعت حرکت قالب از یک حد، احتمال ایجاد دانه‌های سرگردان در ساختار افزایش می‌یابد و این مورد اثر مخربی بر ساختار جهت‌دار دارد، این موضوع در سرعت کشش ۱۰ mm/min مشاهده شد.

کلمات کلیدی: سوپرآلیاژ پایه نیکل، انجماد جهت‌دار، روش بریجمن، سرعت حرکت قالب، درشت ساختار و ریزساختار.

The Effects of Withdrawal Rate in Bridgman Directional Solidification Technique on Structure of GTD-111

M .Babaei ,S.M .Abbasi ,S.M .Ghazi Mirsaed ,M .Mostafaei

Metallic Materials Research Center ,Malek Ashtar University of Technology ,Tehran ,Iran

Abstract:

In this study the effect of Bridgman technique withdrawal rate on structure of Ni-base superalloy GTD-111 has been investigated. So the withdrawal rate 2.5, 5 and 10 mm/min selected and effect of this variation on structure contain density of grains, deviation orientation, primary and secondary dendrite arm spacing were evaluated. It was observed increasing withdrawal rate cause density of grains increased but the deviation orientation, primary and secondary dendrite arm spacing decreased. It was also observed that by increasing the withdrawal rate, at first the number of freckle decrease and then increase. Thus, this result was obtained with investigation of alloy structure that by the increasing the withdrawal rate of a limit, risk of formation the freckle increase in alloy structure and this has a negative effect on the directional structure. This issue was observed in 10 mm/min withdrawal rate.

Key Words: Ni-base Superalloy, Directional Solidification, Bridgman Technique, Withdrawal Rate, Macro-structure, Microstructure.

عملکرد قطعه‌ی ریخته‌گری در شرایط کاری وابسته به ریزساختار ایجاد شده در حین فرآیند انجماد است. مطالعات صورت گرفته توسط جیامی و تیشنکو [۱۱] نشان داد که کاهش بازوهای دندریتی اثر مطلوبی بر کاهش جدایش و افزایش همگنی ساختار دارد [۱۲]. برای همین منظور نیز روابطی جهت ایجاد ارتباط بین فاصله‌ی بازوهای دندریتی اولیه^۲ (λ_1)، شیب دمایی طولی (G) و سرعت حرکت قالب (R) نیز مطرح شده است. این پارامترها به خواص حرارتی ماده و شرایط فرآیند همچون نوع روش انتقال حرارت بستگی دارد [۱۲]. هانت [۱۳] نیز در مطالعات خود رابطه‌ی بین فاصله‌ی بازوهای دندریتی اولیه، شیب دمایی و سرعت حرکت قالب را برای سوپرآلیاژهای پایه نیکل طبق رابطه ۱ بیان کرد. در آن K، ضریبی تجربی است که ارتباط بین فاصله‌ی بازوهای دندریتی اولیه، شیب دمایی و سرعت حرکت قالب را ایجاد می‌کند.

$$\lambda_1 = KG^{-0.5}R^{-0.25} \quad (1)$$

در این رابطه هرچه مقدار شیب دمایی (G) و یا سرعت حرکت قالب (R) افزایش یابد، فاصله‌ی بازوهای دندریتی کمتر می‌شود و ریزساختار ریزتری حاصل می‌گردد. همچنین افزایش سرعت حرکت قالب یک پارامتر مهم در کاهش زمان فرآیند و هزینه‌های ریخته‌گری است [۱۲].

یکی از عیوب موجود در ساختار انجماد جهت‌دار یافته، انحراف جهت‌گیری دانه‌ها است. در انجماد جهت‌دار، ساختار در راستای جهت $\langle 001 \rangle$ رشد می‌کند به دلیل اینکه این جهت کریستالوگرافی دارای کمترین انرژی لازم برای رشد است، رشد در این جهت با سرعت بالایی صورت می‌گیرد. از سوی دیگر این جهت دارای کمترین مدول الاستیک است که خوشبختانه خواص دما بالای مناسبی را نیز ارائه می‌دهد [۱۴ و ۱۵]. از سوی دیگر در حالت واقعی ساختارهای جهت‌دار نسبت به جهت $\langle 001 \rangle$ دارای انحراف هستند که میزان این انحراف تا 10° قابل پذیرش می‌باشد و افزایش انحراف بیش از این مقدار به عنوان یک عیب ساختار معرفی می‌گردد [۱۶].

در این پژوهش، در روش بریجمن اثر سرعت حرکت قالب بر فاصله‌ی بازوهای دندریتی، میزان جهت‌گیری، چگالی دانه‌ها و تشکیل دانه‌های سرگردان مورد بررسی قرار گرفت و شرایط بهینه‌ای از نظر دستیابی به کمترین فاصله‌ی بین بازوی دندریتی، انحراف جهت‌گیری، چگالی دانه‌ها و دانه‌های سرگردان به دست آمد.

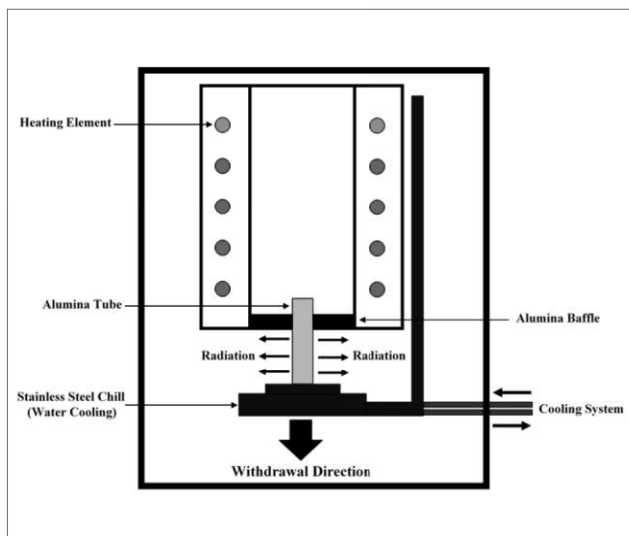
۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111 با ترکیب

سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل استحکام خزشی بالا و مقاومت به اکسیداسیون در دماهای بالا به طور گسترده در ساخت تیغه‌های توربین و سایر قطعات موتور مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱]. سوپرآلیاژ GTD-111 در دهه‌ی ۱۹۷۰ از طریق اصلاح سوپرآلیاژهای Rene 80 و IN738LC طراحی شد. این آلیاژ در اواسط دهه‌ی ۱۹۷۰ توسط شرکت جنرال الکتریک جهت جایگزینی با آلیاژ IN-738LC توسعه داده شد و در دهه‌ی ۱۹۸۰ به‌عنوان تیغه در ردیف اول موتور توربین گازی صنعتی مورد استفاده قرار گرفت [۴-۲].

ساختارهای پلی کریستال در دماهای بالا به دلیل تمرکز تنش در مرز دانه و لغزش، شکست ترد را در این نواحی نشان می‌دهند در نتیجه استحکام دما بالا کاهش می‌یابد [۵]. برای این منظور تکنیک‌های انجماد جهت‌دار به طور گسترده‌ای جهت تولید تیغه‌ها و پره‌های توربین‌های پیشرفته جهت عملکرد مطلوب در شرایط دما و تنش شدیدتر مورد استفاده قرار گرفته است. با ابداع تکنیک بریجمن امکان ایجاد ساختارهای جهت‌دار در مقیاس صنعتی فراهم گردید که به دنبال آن تحقیقات زیادی روی روش‌های انجماد با سرعت بالا (HRS) انجام گرفت و موجب پیدایش تکنیک‌های دیگری همچون روش LMC شد [۶].

در روش ریخته‌گری متداول شیب دمایی با گذشت زمان کاهش می‌یابد تا به صفر می‌رسد در نتیجه دانه‌های هم‌محور در مرکز شمش تشکیل می‌گردد، حال اگر در حین انجماد مقدار شیب دمایی ثابت نگه‌داشته شود احتمال تشکیل دانه‌های ستونی افزایش می‌یابد [۷]. از دهه‌ی ۱۹۷۰ تکنیک انجماد سریع^۱ (HRS) یا بریجمن جهت تولید صنعتی قطعات سوپرآلیاژهای پایه نیکل انجماد جهت‌دار مورد استفاده قرار گرفته است. در این روش به دلیل اینکه مقدار شیب دمایی (GL) در حین ریخته‌گری کاهش می‌یابد احتمال ایجاد ریزساختار درشت و ناخواسته افزایش می‌یابد [۸ و ۹]. در فرآیند انجماد جهت‌دار پارامترهای کلیدی در تعیین ساختار و خواص نهایی قطعه‌ی تولیدی، سرعت حرکت قالب (R) و شیب دمایی (G) در راستای حرکت رو به جلوی فصل مشترک جامد/مذاب می‌باشد. روش بریجمن می‌تواند شیب دمایی مورد نیاز را برای تولید قطعات کوچک تأمین کند اما در قطعات بزرگ این تکنیک نمی‌تواند شیب دمایی مورد نیاز را تأمین کند به همین دلیل یوتکتیک‌های بزرگ $7/7'$ در ریزساختار ریخته‌گری ایجاد می‌شود و در نتیجه مدت زمان عملیات حرارتی انحلالی این نوع قطعات افزایش می‌یابد که باعث افزایش هزینه‌های تولید می‌گردد. از سوی دیگر در این قطعات میزان عیب انحراف جهت‌گیری دانه‌ها به مراتب افزایش می‌یابد [۱۰].



شکل ۱) شماتیک کوره‌ی انجماد جهت‌دار بریجمن مورد استفاده در کار حاضر.

Ni-13.7Cr-9.5Co-4.0W-4.8Ti-3.2Al-2.5Ta (%wt) استفاده گردید. فرآیند آلیاژسازی و ریخته‌گری شمش اولیه در یک کوره‌ی VIM تحت خلاء 10^{-3} mbar انجام شد. فرآیند انجماد جهت‌دار در یک کوره‌ی بریجمن آزمایشگاهی تحت خلاء و درون یک قالب آلومینایی استوانه‌ای روی یک صفحه‌ی مبرد فولاد خنک شونده با سیستم آبگرد انجام گرفت. شماتیک کوره بریجمن به صورت شکل ۱ می‌باشد. حدود ۵ دقیقه پس از بارریزی مذاب به داخل قالب و پایدار شدن مذاب، مجموعه قالب و صفحه مبردی آبگرد، با سرعت پایین روی از ناحیه‌ی گرم با دمای 1600°C به ناحیه‌ی سرد حرکت داده شدند. قطر نمونه‌ها ۲۲mm و طول آن‌ها ۵۰mm در نظر گرفته شد سرعت حرکت نمونه‌ها برای ۳ نمونه در جدول ۱ ارائه شده است نمونه‌ها پس از ریخته‌گری جهت بررسی‌های ساختاری در دو راستای عرضی و طولی برش داده شده‌اند.

جدول ۱) سرعت حرکت قالب انتخابی در این پژوهش.

نمونه	سرعت حرکت قالب
۱	۲/۵ mm/min
۲	۵ mm/min
۳	۱۰ mm/min

۳- نتایج و بحث

در جدول ۲ نتایج متالوگرافی کمی و پارامترهای اندازه‌گیری شده برای هر یک از نمونه‌های مورد مطالعه، ارائه شده است. جهت محاسبه‌ی شیب‌دمایی از رابطه ۱ استفاده شد که با مقادیر حاصل از شیب‌دمایی، سرعت حرکت قالب و رابطه ۲ مقدار سرعت سرمایش به دست آمد.

$$R \times G = V \quad (2)$$

جوانه‌های جامد افزایش یافته و در نتیجه تعداد دانه‌های ستونی در واحد سطح (چگالی دانه‌ها) افزایش یافته است. این مورد را می‌توان در شکل ۳ مشاهده کرد. در این رابطه R سرعت حرکت قالب (cm/min)، G شیب دمایی ($^{\circ}\text{C}/\text{cm}$) و V سرعت سرمایش ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$) است [۱۹].

جدول ۲) بررسی پارامترهای اندازه‌گیری و برآورد شده برای نمونه‌های مورد مطالعه

چگالی دانه‌های سرگردان ($1/\text{cm}^2$)	انحراف دانه‌ها ($^{\circ}$)	شیب‌دمایی ($^{\circ}\text{C}/\text{cm}$)	سرعت سرمایش ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$)	SDAS (μm)	PDAS (μm)	تعداد دانه‌ها در واحد سطح (cm^2)	نمونه
۶	۴/۲۵	۲۷/۸	۶/۹۵	۷۳/۰	۳۰۲	۱/۶	۱
۴	۳/۲۸	۱۹/۹	۹/۹۵	۶۰/۴	۳۰۰	۳/۷	۲
۶	۲/۴۴	۱۵/۷	۱۵/۷	۴۹/۲	۲۸۴	۵/۳	۳

۳-۱- جهت‌گیری و چگالی دانه‌های ستونی

درشت‌ساختار نمونه‌های انجماد جهت‌دار یافته در شکل ۲

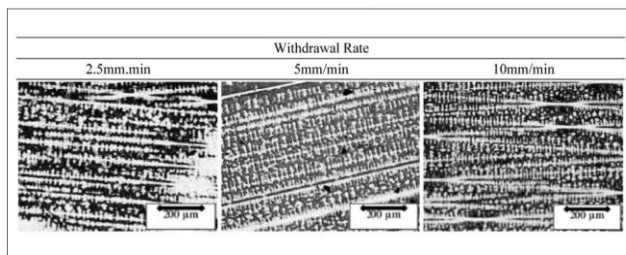
جهت بررسی ریزساختاری، سنباده‌زنی از مش ۸۰ تا ۱۲۰۰ و پس از پولیش محلول اچ ماربل جهت بررسی ریزساختار و بازوهای بین دندریتی به کار برده شد. برای مشاهده‌ی درشت‌ساختار نمونه‌ها از محلول اچ با ترکیب $11\text{ mL HNO}_3:2\text{ mL HCl}:80\text{ mL H}_2\text{O}:16\text{ g FeCl}_3$ با دمای 100°C استفاده شد.

تصاویر میکروسکوپی به کمک میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51 گرفته شد. به منظور انجام متالوگرافی کمی، اندازه‌گیری فاصله‌ی بین بازوهای دندریتی اولیه (PDAS) در بزرگنمایی ۵۰ برابر و برای حدود ۱۰ منطقه با روش دستی و به کمک رابطه‌ی $\lambda_1 = \eta_p^{-1/2}$ [۱۷] که در آن λ_1 فاصله‌ی بازوهای دندریتی اولیه و η_p تعداد اثر بازوهای دندریتی اولیه در واحد سطح است محاسبه شد. جهت بررسی فاصله‌ی بین بازوهای دندریتی ثانویه^۳ (SDAS) نیز از رابطه‌ی $\lambda_2 = L/(n)$ [۱۷] استفاده گردید که در آن λ_2 فاصله‌ی بازوهای دندریتی ثانویه و n تعداد بازوهای دندریتی ثانویه در طول خط L است.

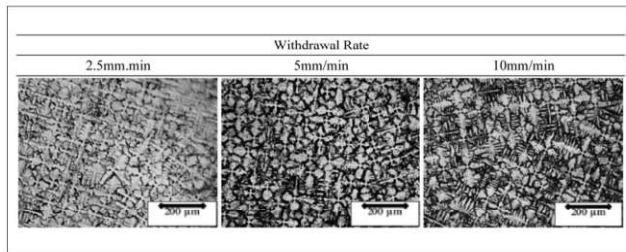
به منظور تخمین شیب دمایی از رابطه ۱ استفاده شد که مقدار K به دلیل شباهت آلیاژ GTD-111 با آلیاژ IN-738 که در تحقیقات کرمانپور و همکاران [۱۸] استفاده شده، به صورت تجربی برابر با ۱۷۶۵ در نظر گرفته شده است.

۳-۲- ارزیابی ساختار دندریتی

یکی از اثرات مربوط به تغییرات سرعت سرمایش، بر فاصله‌ی بازوهای دندریتی قابل مشاهده است. در شکل ۵ ساختار دندریتی نمونه‌های مورد مطالعه در جهت طولی نشان داده شده است. با اندازه‌گیری فاصله‌ی بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه همان‌طور که در شکل ۸ مشاهده می‌شود. با افزایش سرعت حرکت صفحه‌ی میرد به دلیل افزایش نرخ سرد شدن، فاصله‌ی بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه در حدود $25 \mu\text{m}$ کاهش می‌یابد. در شکل ۶ نیز ساختار دندریتی نمونه‌ها در جهت عرضی نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش سرعت حرکت قالب به دلیل کاهش مدت زمان انجماد، ضخامت شاخه‌های دندریتی عرضی کاهش می‌یابد. همچنین با افزایش سرعت حرکت قالب، رشد عرضی دندریتهای ثانویه در نمونه‌ها دیده می‌شود. در این مورد نیز می‌توان به این نتیجه رسید که افزایش سرعت سرمایش از یک حد بحرانی باعث افزایش رشد عرضی در ساختار جهت‌دار می‌گردد که این حد در این پژوهش $10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ برآورد می‌گردد. در شکل ۷ رشد عرضی در نمونه‌ی ۳ به وضوح قابل مشاهده می‌باشد که حاکی از وجود شار حرارتی شعاعی در نمونه است. این نوع شار باعث تشکیل دانه‌های سرگردان و دانه‌های هم‌محور در ساختار جهت‌دار می‌شود. در تمامی ساختارهای جهت‌دار تلاش بر این است که شار حرارتی در جهت طولی وجود داشته باشد که وجود شار عرضی، نشان دهنده‌ی ظرفیت یک دستگاه در ایجاد ساختار جهت‌دار است.

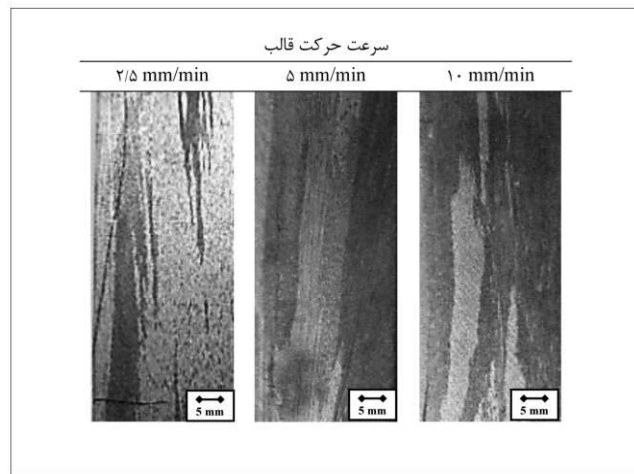


شکل ۵) ساختار دندریتی نمونه‌های مورد مطالعه در جهت طولی.

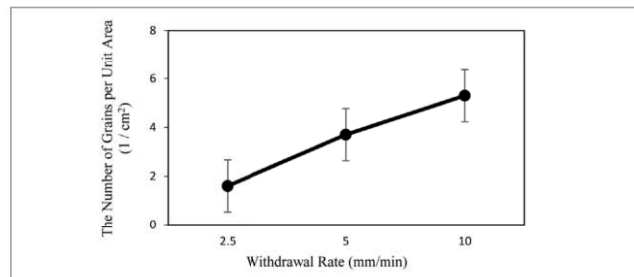


شکل ۶) ساختار دندریتی نمونه‌های مورد مطالعه در جهت عرضی.

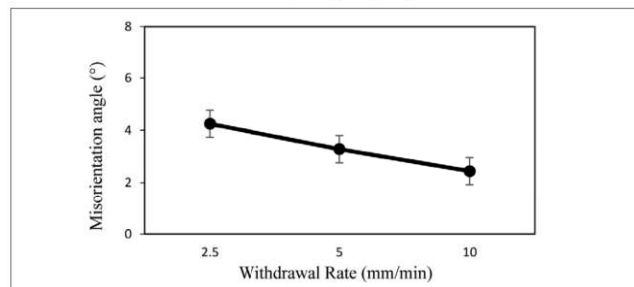
نشان داده شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش سرعت حرکت قالب به دلیل افزایش نرخ سرد شدن و افزایش تحت تبرید منطقه‌ی پایدار (ناحیه‌ی بالای دانه‌های هم‌محور تبریدی)، چگالی میزان انحراف جهت‌گیری دانه‌های ستونی نسبت به راستای انجماد که احتمالاً همان جهت $<0.1>$ می‌باشد [۱۴] بر حسب تغییر سرعت حرکت قالب در شکل ۴ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش سرعت حرکت قالب، بر اثر افزایش سرعت پیشروی جبهه انجماد، طبق رابطه ۲ سرعت سرمایش افزایش می‌یابد و میزان انحراف جهت‌گیری دانه‌های ستونی کاهش می‌یابد زیرا زمان کمتری برای رشد دانه وجود داشته است و به همین منظور رشد با انحراف کمتری نسبت به جهت $<0.1>$ که کمترین انرژی لازم را برای رشد دارد اتفاق می‌افتد [۱۴].



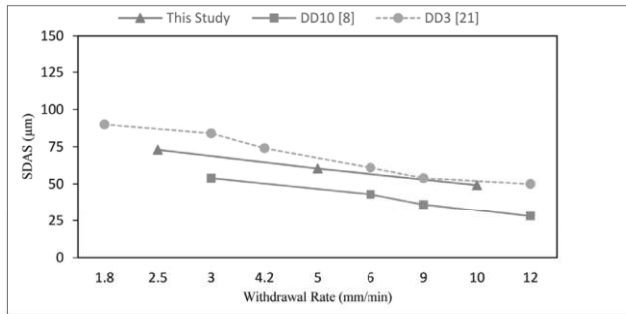
شکل ۲) درشت‌ساختار مربوط به هر یک از نمونه‌های انجماد جهت‌دار یافته.



شکل ۳) نمودار تغییرات چگالی دانه‌های ستونی بر حسب سرعت حرکت قالب در قطر قالب ۲۲mm.



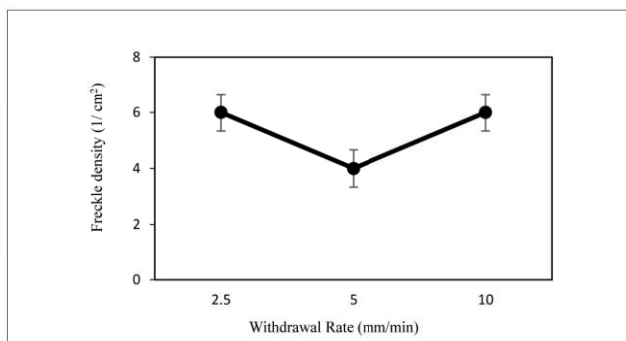
شکل ۴) نمودار تغییرات میزان انحراف دانه‌های ستونی بر حسب سرعت حرکت قالب در قطر قالب ۲۲mm.



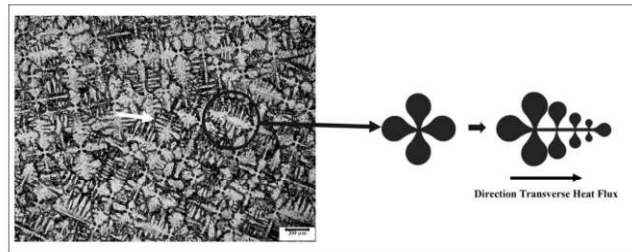
شکل ۱۰ نمودار مقایسه‌ای از افزایش سرعت حرکت نمونه بر فاصله‌ی بین بازوهای دندریتی ثانویه.

۳-۳- تشکیل دانه‌های سرگردان

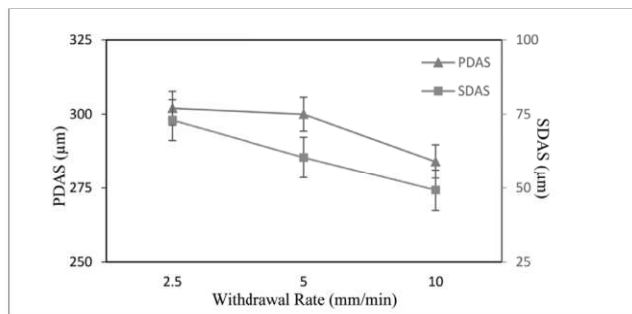
اختلاف حرارتی و ترکیب بین مذاب نوک دندریت و مذاب واقع در نقاط دورتر باعث ایجاد یک جریان همرفت در مذاب می‌گردد. این جریان همرفتی باعث تشکیل دانه‌های سرگردان می‌شود که از نظر ترکیب، ترکیب‌شان به ترکیب یوتکتیک نزدیک است. از این رو با افزایش سرعت‌سرمایش به دلیل اینکه کسر حجمی یوتکتیک کاهش می‌یابد احتمال تشکیل دانه‌های سرگردان نیز کاهش می‌یابد [۱۷ و ۲۲]. در شکل ۱۱ اثر تغییرات سرعت حرکت قالب بر تعداد دانه‌های سرگردان بررسی شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش سرعت حرکت قالب ابتدا تعداد دانه‌های سرگردان کاهش و سپس بر خلاف انتظار افزایش می‌یابد. افزایش ناگهانی تعداد دانه‌های سرگردان به ضخامت فصل مشترک مذاب/جامد مربوط می‌باشد به دلیل اینکه در این پژوهش با توجه به شرایط کوره (نوع صفحه‌ی مبرد و نوع مانع حرارتی)، با افزایش سرعت حرکت قالب، زمان کافی برای انتقال حرارت مذاب به خارج وجود نداشته از این رو ضخامت فصل مشترک مذاب/جامد افزایش یافته است و این موضوع باعث افزایش احتمال تشکیل دانه‌های سرگردان شده است [۲۳]. از این رو در این تحقیق می‌توان برای آلیاژ تحت سرعت سرمایش بهینه را کمتر از $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ تعریف نمود. در شکل ۱۲ دانه‌ی سرگردان مشاهده شده در نمونه‌ی ۳ نشان داده شده است



شکل ۱۱ نمودار تغییرات تعداد دانه‌های سرگردان در واحد سطح (چگالی دانه‌های سرگردان) بر حسب سرعت حرکت قالب.

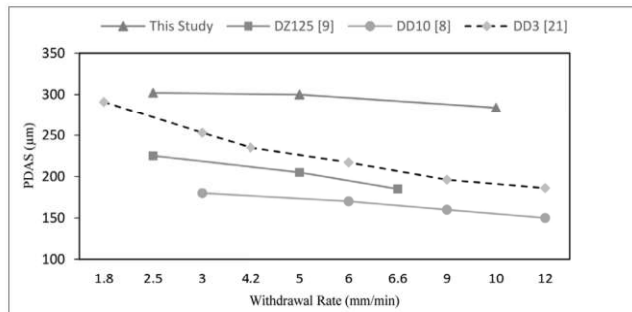


شکل ۷ ساختار دندریتی عرضی نمونه‌ی ۳ (سرعت حرکت صفحه مبرد $10\text{ mm}/\text{min}$).



شکل ۸ نمودار تغییرات فاصله‌ی بین بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه بر حسب سرعت حرکت قالب در قطر قالب 22 mm .

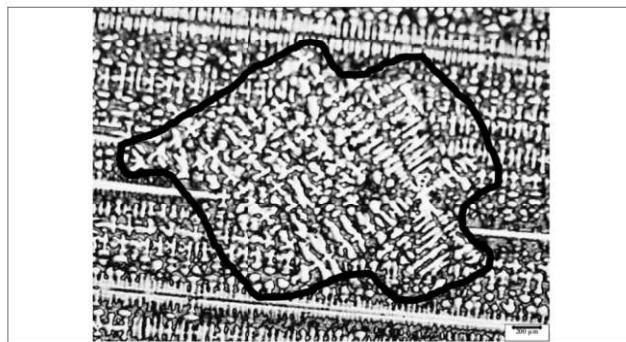
در شکل ۹ و شکل ۱۰ نمودار مقایسه‌ای بین مطالعات حاضر با سایر نتایج حاصل از محققان دیگر ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در تمامی تحقیقات صورت گرفته با افزایش سرعت حرکت قالب فاصله‌ی بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه کاهش می‌یابد. در شکل ۹ علت اختلاف ناشی از فاصله‌ی بازوهای دندریتی اولیه بین پژوهش حاضر و سایر پژوهش‌ها به علت استفاده از صفحه‌ی مبرد فولادی به جای مسی است. فولاد دارای هدایت حرارتی به مراتب پایین‌تری نسبت به مس است [۲۰] (هدایت حرارتی فولاد $14\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ و هدایت حرارتی مس $401\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$). از سوی دیگر در این پژوهش از صفحات آلومینایی به جای گرافیت جهت مانع حرارتی استفاده شده است که تمامی این عوامل باعث کاهش هدایت حرارتی و در نتیجه کاهش سرعت‌سرمایش و افزایش فاصله‌ی بازوهای دندریتی شده است.



شکل ۹ نمودار مقایسه‌ای از افزایش سرعت حرکت نمونه بر فاصله‌ی بین بازوهای دندریتی اولیه.

Performance Ni-Base Superalloy GTD-111. Materials Science and Engineering: A, 325(1-2), 484-489.

- Wangyao, P., Krongtong, V., Homkrajai, W., Polsilapa, S., & Lothongkum, G. (2006). Comparing Rejuvenated Microstructures After Hip Process and Different Heat Treatments in Cast Nickel Base Superalloys, IN-738 And GTD-111 After Long-Term Service. Acta Metallurgica Slovaca, 12, 23-32.
- Highsmith, S., Jr, & Johnson, W. S. (2006). Elevated Temperature Fatigue Crack Growth in Directionally Solidified GTD-111 Superalloy. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 29(1), 11-22.
- Reed, R. C. (2006). The Superalloys Fundamentals and Applications. Cambridge University Press.
- Wanga, F., Zhang, J., Bührig-Polaczek, A., & Ma, D. X. (2014). A High Thermal Gradient Directional Solidification Method for Growing superalloy Single Crystals. Journal of Materials Processing Technology, 214(12), 3112-3121.
- Lee, J. S., Gu, J. H., Jung, H. M., Kim, E. H., & Jung, Y. G. (2014). Directional Solidification Microstructure Control in CM247LC Superalloy. Materials Today: Proceedings, 1(1), 3-10.
- Liu, C., Shen, J., Zhang, J., & Lou, L. (2010). Effect of Withdrawal Rates on Microstructure and Creep Strength of a Single Crystal Superalloy Processed by LMC. Journal of Materials Science & Technology, 26(4), 306-310.
- Bingming, G., Lin, L., Xinbao, Z., Taiwen, H., Jun, Z., & Hengzhi, F. (2013). Effect of Directional Solidification Methods on the Cast Microstructure and Grain Orientation of Blade Shaped DZ125 Superalloy. Rare Metal Materials and Engineering, 42(11), 2222-2227.
- Wang, F., Ma, D., Zhang, J., Liu, L., Hong, J., Bogner, S., & Bührig-Polaczek, A. (2014). Effect of Solidification Parameters On the Microstructures of Superalloy CMSX-6 Formed During the Downward Directional Solidification Process. Journal of Crystal Growth, 389, 47-54.
- Giamei, A. F., & Tschinkel, J. G. (1976). Liquid Metal Cooling: A New Solidification Technique. Metallurgical Transactions A, 7(9), 1427-1434.
- Franke, M. M., Hilbinger, R. M., Lohmüller, A., & Singer, R. F. (2013). The Effect of Liquid Metal Cooling On Thermal Gradients in Directional Solidification of Superalloys: Thermal Analysis. Journal of Materials Processing Technology, 213(12), 2081-2088.
- Hunt, J. D. (1979). Cellular and Primary Dendrite Spacings. Solidification and Casting of Metals, (pp. 3-9). London.
- Segersäll, M., Moverare, J. J., Simonsson, K., & Johansson, S. (2012). Deformation and Damage Mechanisms during Thermomechanical Fatigue of a Single-Crystal Superalloy in the $\langle 001 \rangle$ and $\langle 011 \rangle$ Directions. The Minerals, Metals and Materials Society, 215-223.



شکل ۱۲) دانه‌ی سرگردان مشاهده شده در نمونه‌ی ۳ (سرعت حرکت صفحه مبرد ۱۰ mm/min) ساختار کاملاً هم‌محور در راستای ساختار جهت‌دار.

۴- نتیجه گیری

در پژوهش حاضر مانند سایر مطالعات صورت گرفته با افزایش سرعت حرکت قالب، فاصله‌ی بازوهای دندریتی کاهش می‌یابد. در این پژوهش نسبت به سایر پژوهش‌ها با افزایش سرعت حرکت قالب، فاصله‌ی بازوهای دندریتی اولیه کمتر کاهش یافته است و علت آن استفاده از صفحه‌ی مبرد فولادی به جای مسی و صفحات آلومینایی به جای گرافیت جهت مانع حرارتی است که همه‌ی این عوامل باعث کاهش هدایت حرارتی و در نتیجه کاهش سرعت‌سرمایش و افزایش فاصله‌ی بازوهای دندریتی شده است. همچنین مشاهده شد که با افزایش سرعت حرکت قالب میزان انحراف دانه‌ها نسبت به راستای شیب‌دمایی کاهش و تعداد دانه‌ها در واحد سطح افزایش می‌یابد. از سوی دیگر اثر افزایش سرعت حرکت قالب بر تعداد دانه‌های سرگردان در ابتدا کاهشی و در ادامه افزایشی است. که این پدیده نشان دهنده حد بحرانی سرعت‌سرمایش در آلیاژ مورد مطالعه است. در پژوهش حاضر مشاهده شد که با افزایش سرعت حرکت قالب، رشد عرضی در نمونه‌ها افزایش یافت. علت این پدیده افزایش بیش از حد سرعت‌سرمایش و کاهش زمان مورد نیاز برای انتقال حرارت می‌باشد. از این رو جهت خروج حرارت موجود، علاوه بر شار حرارتی طولی شار حرارتی عرضی نیز در مقطع نمونه ایجاد می‌گردد و همین امر باعث رشد عرضی در نمونه و افزایش احتمال تشکیل دانه‌های سرگردان می‌شود. از این رو برای آلیاژ مورد مطالعه سرعت‌های خروج قالب کمتر از ۱۰ mm/min جهت دستیابی به ساختار جهت‌دار مناسب، پیشنهاد می‌گردد.

۵- منابع

- Leidermark, D. (2011). Crystal Plasticity and Crack Initiation in A Single-Crystal Nickel-Base Superalloy Modelling, Evaluation and Applications. Linköping University Electronic Press.
- Sajjadi, S., Nategh, S., & Guthrie, R. I. (2002). Study of Microstructure and Mechanical Properties of High

15. Zhao, X., Zhang, J., & Liu, L. (2015). Investigation of Grain Competitive Growth During Directional Solidification of Single-Crystal Nickel-Based Superalloys. *Applied Physics a Materials Science and Processing*, 120(2), 793-800.
16. Campbell Jr, F. C. (2011). *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*. Elsevier.
17. Elliott, A. J. (2005). *Directional Solidification of Large Cross-Section Nickel-base Superalloy Castings via Liquid-Metal Cooling*. University of Michigan, Materials Science and Engineering. Michigan: Materials Science and Engineering in The University of Michigan.
18. Kermanpur, A., Varahraam, N., Engilehei, E., Mohammadzadeh, M., & Davami, P. (2000). Directional Solidification of Ni-base Superalloy IN738LC to Improve Creep Properties. *Materials Science and Technology*, 16, 579-586.
19. Tandjaoui, A., Mangelinck-Noel, N., Reinhart, G., Billia, B., Lafford, T., & Baruchel, J. (2013). Investigation of Grain Boundary Grooves at The Solid-Liquid Interface During Directional Solidification of Multi-Crystalline Silicon: In Situ Characterization by X-Ray Imaging. *Journal of Crystal Growth*, 377, 203-211.
20. Elliott, A. J., Tin, S., King, W. T., Huang, S. C., Gigliotti, M. F., & Pollock, T. M. (2004). Directional Solidification of Large Superalloy Castings with Radiation and Liquid-Metal Cooling: A Comparative Assessment. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A, 3221-3231.
21. Sifeng, G., Lin, L., Yiku, X., Chubin, Y., Jun, Z., & Hengzhi, F. (2012, May). Influences of processing parameters on microstructure during investment casting of nickel-base single crystal superalloy DD3. *China Foundry*, 9(3), 159-164.
22. Copley, S. M., Giamei, A. F., Johnson, S. M., & Hornbecker, M. F. (1970). The Origin of Freckles in Unidirectionally Solidified Castings. *Metallurgical Transactions*, 1(8), 2193-2204.
23. Giamei, A. F., & Kear, B. H. (1970). On The Nature of Freckles in Nickel Base Superalloys. *Metallurgical Transactions*, 1(8), 2185-2192.

تأثیر پارامترهای ریخته‌گری مرکب دوفلزی AL A356-AL 7075 بر کیفیت فصل مشترک

امیر مشیری^{۱*}، ابوذر طاهری‌زاده^۲، محمود مرآتیان^۳، علی مالکی^۴

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

۲- استادیار، مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

۳- دانشیار، مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

۴- استادیار، مهندسی مواد، پژوهشکده فولاد، دانشگاه صنعتی اصفهان

*a.moshiri@ma.iut.ac.ir

چکیده

آلومینیم یکی از پرکاربردترین فلزات مورد استفاده در صنعت بوده و کامپوزیت‌های آلومینیمی به دلیل داشتن خواص فیزیکی و مکانیکی مطلوب به صورت هم‌زمان، بسیار مورد توجه مهندسان می‌باشند. لذا در این پژوهش، ریخته‌گری مرکب نمونه‌های دوفلزی آلومینیم A356-آلومینیم ۷۰۷۵ که از فلزات پرکاربرد در صنعت می‌باشند، بدون آماده‌سازی سطح صورت گرفت و مذاب A356 با نسبت حجمی ثابت اطراف مغزی ۷۰۷۵ ریخته‌گری شد. در این مقاله، پارامتر دمای مذاب به‌عنوان یکی از مهم‌ترین پارامترهای تأثیرگذار بر کیفیت فصل مشترک و همچنین دمای مغزی و نحوه سرد شدن نمونه بررسی شده است. مقایسه نتایج حاصل از بررسی ریزساختاری به‌وسیله میکروسکوپ نوری، بیانگر بهبود فصل مشترک با افزایش دمای مذاب و مغزی بوده که این امر ناشی از تخریب لایه اکسیدی بر اثر تنش حرارتی و تنش برشی بین دو فلز مورد استفاده می‌باشد. همچنین این نتایج نشان می‌دهند که نحوه سرد شدن نمونه‌ها، تأثیر چندانی بر کیفیت فصل مشترک ندارد.

واژگان کلیدی: آلومینیم، کامپوزیت، دوفلزی، ریخته‌گری، فصل مشترک

Effect of Compound Casting Parameters of an Aluminum-Aluminum Alloy on the Interface Quality

Amir Moshiri¹, Aboozar TaheriZadeh², Mahmood Meratian³, Ali Maleki⁴

1- MSc in Materials Engineering, Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

2- Assistant Professor, Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

3- Associate Professor, Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

4- Assistant Professor, Steel Institute, Isfahan University of Technology

Abstract:

Aluminum is one of the most common metals used in industry and aluminum composites are highly regarded by engineers because of having simultaneously the desired physical and mechanical properties. Therefore, in this study, casting of aluminum-aluminum bimetallic composite samples of A356 and 7075 which are widely used metals in the industry have been done without surface preparation. With a constant volume ratio of metals, A356 melt was casted around the 7075 insert. In this paper, the melt temperature as one of the most important parameters affecting the quality of interface as well as the insert temperature and cooling the samples was investigated. Comparing the results of the optical microscopy indicate improvement of the interface quality with increasing the melt and insert temperature, due to the destruction of oxide layer caused by thermal stress between the metals. The results show that the cooling condition of the samples, has no significant effect on the quality of the interface.

Keywords: Aluminum, Composite, Bimetal, Casting, Interface

به‌خصوص در روش ریخته‌گری، مشکل لایه اکسیدی وجود دارد. اکسید آلومینیم یک لایه بسیار نازک ولی مستحکم و چسبنده می‌باشد که از لحاظ ترمودینامیکی کاملاً پایدار بوده و دمای انحلالش نیز بیشتر از دمای ذوب ریزی است. لذا در مذاب آلومینیم حل نشده و روی سطح باقی می‌ماند. در نتیجه از ایجاد پیوند متالورژیکی بین دو فلز جلوگیری می‌کند. پس باید به نحوی این لایه اکسیدی را حذف نمود. یکی از روش‌های رایج جهت حل این مشکل، اعمال پوشش روی با عملیات زینکاته یا گالوانیزه می‌باشد که علاوه بر قابلیت انحلال در مذاب آلومینیم، از اکسیداسیون مجدد سطح جلوگیری کرده و تر شوندگی سطح را نیز افزایش می‌دهد [۵ و ۶].

تاکنون محققان مختلفی پارامترهای گوناگونی از این روش را بررسی کرده‌اند. با این وجود، در همه تحقیقات، از پوشش روی استفاده گردیده که هزینه ساخت این قطعات را افزایش داده و امکان‌پذیری تولید چنین قطعاتی را در مقیاس بزرگ‌تر و تعداد بیشتر با مشکل مواجه می‌کند. لذا در این پژوهش، سعی بر آن شده تا بدون استفاده از پوشش محافظ، به بررسی پارامترهای ریخته‌گری دمای مذاب، دمای مغزی و نحوه سرد شدن نمونه در ساخت قطعه دوفلزی آلومینیم-آلومینیم پرداخته شود. در نهایت، فصل مشترک دو فلز با میکروسکوپ نوری مشاهده شده تا تأثیر این پارامترها بر کیفیت فصل مشترک بررسی گردد.

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش جهت ساخت دوفلزی آلومینیم-آلومینیم از آلیاژ ریختگی A356 به‌عنوان مذاب و از آلیاژ کارپذیر ۷۰۷۵ به‌عنوان مغزی استفاده گردید. ترکیب شیمیایی این آلیاژها با انجام اسپکتروسکوپی نشری (کوانتومتری) تعیین گردید (جدول ۱).

جدول ۱) ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد استفاده.

عنصر آلیاژ	Si (%)	Cu (%)	Mg (%)	Cr (%)	Zn (%)	Al
A356	۷/۱	-	۰/۴	-	۰/۲	باقی‌مانده
۷۰۷۵	۰/۹	۱/۱	۲/۵	۰/۱	۵/۴	باقی‌مانده

جهت تولید دوفلزی آلومینیم-آلومینیم به روش ریخته‌گری مرکب، مغزی ۷۰۷۵ با قطر ۱۰ میلی‌متر و طول ۱۵۰ میلی‌متر به مدت ۳۰ ثانیه با سنباده P60 در جهت طولی پرداخت شد تا ضخامت لایه اکسیدی به حداقل برسد. مغزی درون نشیمنگاه فولادی به عمق ۴۰ میلی‌متر قرار گرفت. این مجموعه درون یک لوله فولادی به قطر ۳۰ میلی‌متر و ارتفاع ۱۵۰ میلی‌متر به عنوان قالب جاگذاری شد (طرح نمادین شکل ۱).

با پیشرفت صنعت و تکنولوژی، نیاز به حضور مواد جدید به خوبی احساس می‌شود. این مواد باید خواص مطلوبی در کاربردها و شرایط مختلف داشته باشند. لذا مطالعه ساختار مواد از یک سو و ساخت قطعات چندفلزی از سوی دیگر مورد توجه قرار گرفت [۱]. کامپوزیت‌ها، به‌ویژه کامپوزیت‌های زمینه فلزی، از جمله موادی هستند که به دلیل خواص برتر پیشرفت بیشتری نسبت به سایر مواد داشته‌اند. چندفلزی‌ها نیز نوعی کامپوزیت زمینه فلزی مورد توجه صنعتگران و مهندسان بوده که امروزه بخشی از مواد صنعتی با خواص و کاربرد مختلف را به خود اختصاص داده‌اند، چراکه یک فلز به تنهایی نمی‌تواند تمام خواص موردنظر یک کاربرد خاص را تأمین کند. با وجود پژوهش‌های فراوان و ارائه روش‌های مختلف ساخت، قطعات دوفلزی همچنان در بین سایر مواد مهندسی نقش کم‌رنگی دارند که احتمالاً به علت اختلاف میان روش‌های تئوری ارائه‌شده و عملیات ساخت آن‌ها می‌باشد [۲ و ۳].

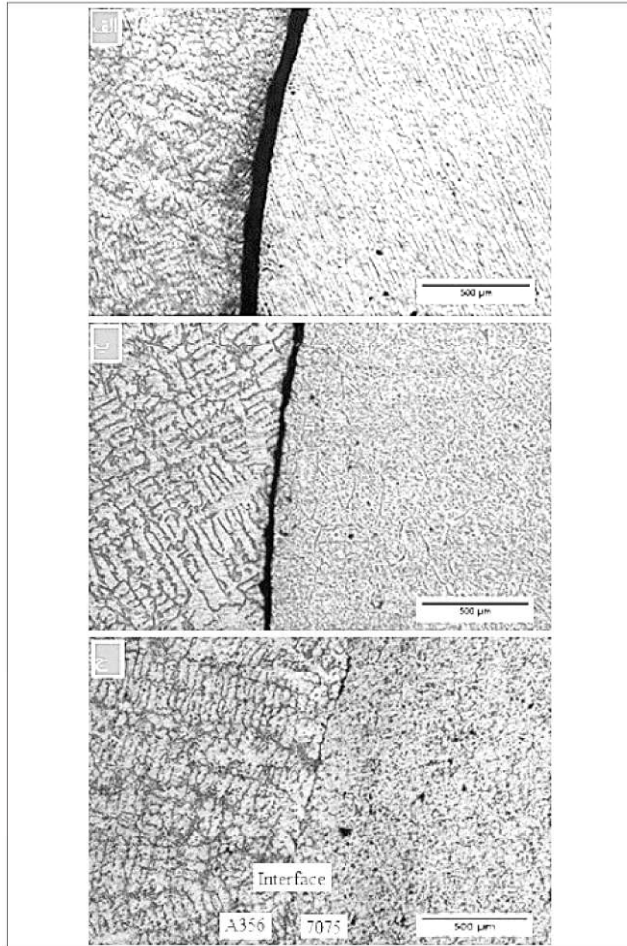
هدف از ساخت قطعات دوفلزی، ایجاد پیوندی مستحکم بین لایه‌ها با ضخامت مشخص در تمام سطح تماس و تشکیل ساختار و خواص موردنظر می‌باشد [۳ و ۴]. لذا روش‌های ساخت این قطعات را می‌توان براساس خواص نهایی محصول که توسط مشخصات فصل مشترک تعیین می‌گردد، دسته‌بندی کرد. در این روش‌ها، از طریق اعمال حرارت بالا یا فشارهای مکانیکی، فلزات را به یکدیگر متصل می‌کنند. از جمله این روش‌ها می‌توان به جوش کاری، لحیم کاری، ریخته‌گری و نورد اشاره کرد [۲].

در میان روش‌های فوق، ریخته‌گری به علت برقراری فصل مشترک مطلوب و ایجاد پیوند متالورژیکی بین دو فلز، روش مناسبی جهت تولید قطعات دوفلزی می‌باشد. ریخته‌گری مرکب یکی از رایج‌ترین روش‌های ریخته‌گری دوفلزی‌ها می‌باشد. در این روش، از یک فلز جامد (تحت عنوان مغزی) و مذاب (تحت عنوان زمینه) استفاده می‌شود که مذاب اطراف مغزی ریخته‌گری می‌گردد. لذا یک منطقه نفوذی در محل تماس این دو فلز به وجود می‌آید که منجر به انتقال فلزی (نفوذ پیوسته) از یک فلز به فلز دیگر خواهد شد [۵].

هدف اصلی در ریخته‌گری مرکب، تشکیل متالورژیکی فصل مشترک می‌باشد تا دو فلز با تشکیل محلول جامد، قابلیت نفوذ در یکدیگر را داشته باشند [۶]. ایجاد فصل مشترک مستحکم و پیوسته با پیوند متالورژیکی بین دو فلز، تنها با تر شدن خوب مغزی توسط مذاب و عدم حضور لایه‌های اکسیدی یا تشکیل ترکیبات بین فلزی میسر می‌باشد [۵]. برای غلبه بر این مشکل، راه‌حل‌های متفاوتی وجود دارد. مرسوم‌ترین روش برای دوفلزی آلومینیم-آلومینیم، اعمال پوشش روی می‌باشد [۴]. در اتصال دوفلزی‌هایی که یکی از فلزات آلومینیم می‌باشد،

۳- نتایج و بحث

شکل ۲، نتایج متالوگرافی نمونه‌های ساخته‌شده جهت بررسی پارامتر دمای ذوب را نشان می‌دهد. همان‌طور که دیده می‌شود، در تصویر (الف)، در تمام فصل مشترک، فاصله بین دو فلز کاملاً مشهود است. در تصویر (ب) این فاصله کمتر شده و در تصویر (ج) و با افزایش دمای ذوب، این فاصله تقریباً از بین رفته و یک فصل مشترک پیوسته بین دو فلز مشاهده می‌گردد.

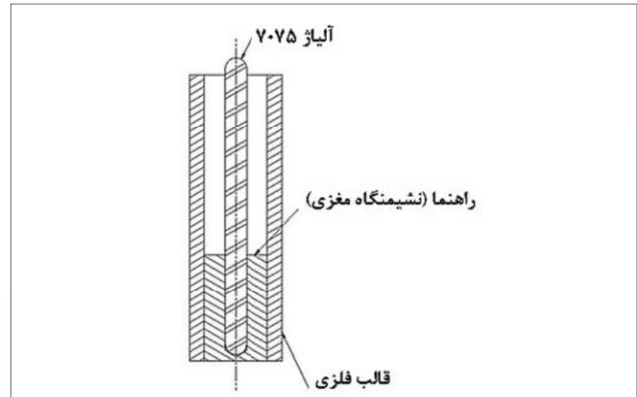


شکل ۲) تأثیر دمای ریخته‌گری بر فصل مشترک دوفلزی A356-7075 (الف) ۷۳۰، (ب) ۷۵۰ و (ج) ۷۸۰ درجه سانتی‌گراد.

شکل ۳، نتایج متالوگرافی نمونه‌های ساخته‌شده جهت بررسی پارامتر دمای مغزی را نشان می‌دهد. در این شکل نیز دیده می‌شود که با افزایش دمای مغزی، فاصله بین دو فلز کمتر شده است. همچنین مشاهده می‌شود که در دمای بیش از ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد، کاهش بیشتری رخ داده است.

شکل ۴، نتایج متالوگرافی نمونه‌های ساخته‌شده جهت بررسی پارامتر نحوه سرد شدن نمونه‌ها را نشان می‌دهد. با بررسی تصاویر مشاهده می‌شود که نحوه سرمایش و سرعت سرد شونده‌گی، تأثیر بسزایی در کیفیت فصل مشترک ندارد.

جدول ۲، ۳ و ۴ شرایط ریخته‌گری مرکب نمونه‌ها جهت بررسی پارامترهای مورد نظر در این پژوهش را نشان می‌دهند. ذوب در کوره مقاومتی و بوته گرافیتی تهیه شد. قالب، مغزی و نشیمنگاه آن همزمان در کوره مقاومتی پیش‌گرم شدند. سپس ریخته‌گری به صورت ثقلی از بالا انجام شد. جهت بررسی فصل مشترک، نمونه‌ها در مقطع عرضی برش خورده و پس از طی مراحل آماده‌سازی متالوگرافی، با میکروسکوپ نوری مشاهده شدند.



شکل ۱) طرح نمادین قالب ریخته‌گری مرکب.

جدول ۲) شرایط ریخته‌گری نمونه‌ها برای بررسی پارامتر دمای مذاب.

شماره نمونه	دمای ذوب (°C)	پیش‌گرم قالب و مغزی (°C)	طول نمونه (mm)	نحوه سرمایش
۱	۷۳۰	۴۰۰	۱۱۰	در هوا
۲	۷۵۰	۴۰۰	۱۱۰	در هوا
۳	۷۸۰	۴۰۰	۱۱۰	در هوا

جدول ۳) شرایط ریخته‌گری نمونه‌ها برای بررسی پارامتر دمای مغزی.

شماره نمونه	دمای ذوب (°C)	پیش‌گرم قالب و مغزی (°C)	طول نمونه (mm)	نحوه سرمایش
۱	۷۸۰	۳۰۰	۱۱۰	در هوا
۲	۷۸۰	۳۵۰	۱۱۰	در هوا
۳	۷۸۰	۴۰۰	۱۱۰	در هوا

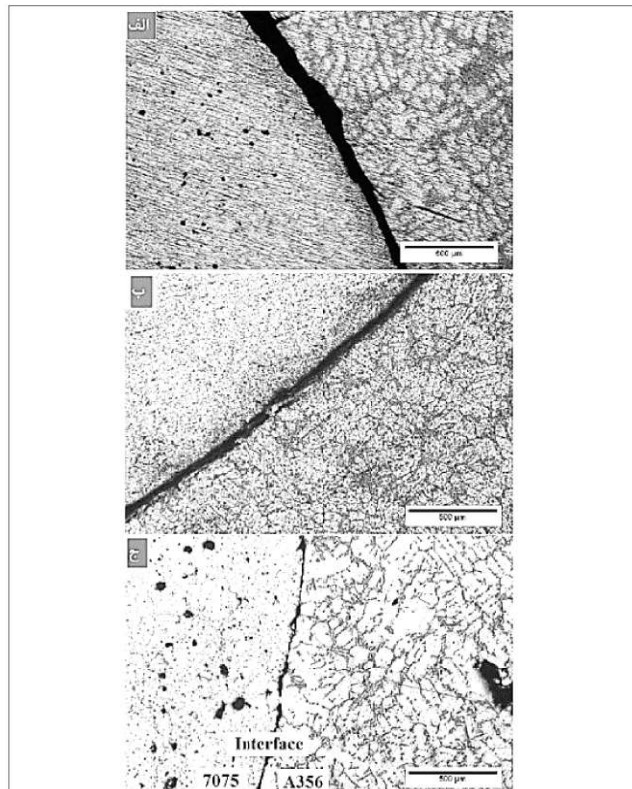
جدول ۴) شرایط ریخته‌گری نمونه‌ها برای بررسی پارامتر نحوه سرد شدن.

شماره نمونه	دمای ذوب (°C)	پیش‌گرم قالب و مغزی (°C)	طول نمونه (mm)	نحوه سرمایش
۱	۷۸۰	۴۰۰	۱۱۰	در کوره
۲	۷۸۰	۴۰۰	۱۱۰	در هوا
۳	۷۸۰	۴۰۰	۱۱۰	در آب

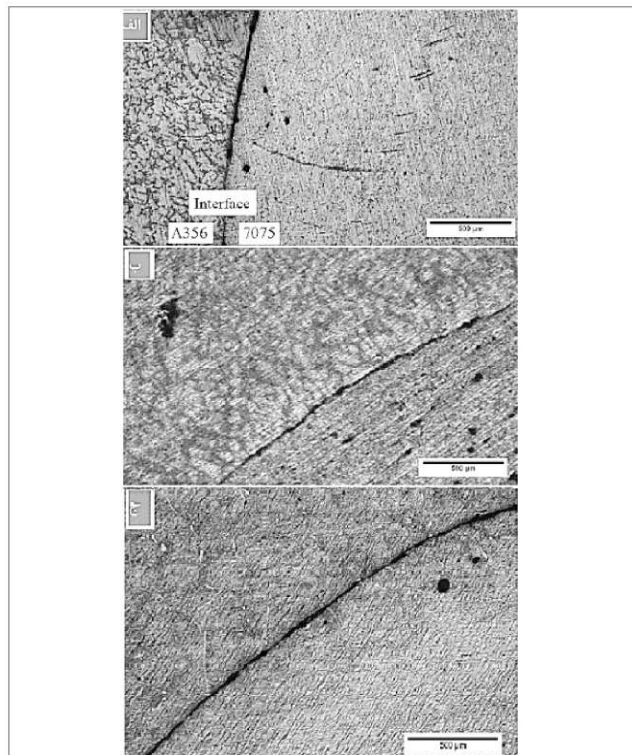
یکی از مشکلات ریخته‌گری قطعات دوفلزی آلومینیم-آلومینیم، تشکیل لایه اکسیدی طبیعی چسبنده‌ای است که به سرعت روی سطح مغزی تشکیل می‌شود. سرعت تشکیل این لایه اکسیدی به نحوی است که اگر سطح آلومینیم سندبلاست شده و در معرض هوای آزاد قرار گیرد، بلافاصله لایه اکسیدی به ضخامت تنها ۱ نانومتر روی سطح تشکیل می‌شود که البته همین ضخامت جهت محافظت از آلومینیم در برابر خوردگی کافی است. حتی در صورت آسیب رسیدن به این لایه اکسیدی، به‌طور طبیعی ترمیم می‌شود [۷]. همان‌طور که گفته شد، برای ریخته‌گری نمونه‌ها، ابتدا مغزی با سنباده P60 پرداخت شد تا هنگام ریخته‌گری، ضخامت لایه اکسیدی به حداقل برسد. در حین ریخته‌گری، به علت تفاوت دمای مغزی و مذاب آلومینیم، تنش حرارتی بالایی به سطح مغزی وارد می‌شود. اگر این تنش به حدی زیاد باشد که بتواند پوسته اکسیدی را بشکند، اتصال مناسبی بین دو فلز برقرار می‌گردد. در غیر این صورت، لایه اکسیدی سدی در برابر تشکیل فصل مشترک پیوسته و مطلوب بین دو فلز خواهد بود. همچنین به علت استفاده از سنباده زبر جهت پولیش سطح مغزی، تنش حرارتی-برشی اعمالی توسط مذاب به لایه اکسیدی نیز یک عامل تحریک‌کننده جانبی جهت شکستن لایه اکسیدی می‌باشد. به همین علت، افزایش دمای مذاب و مغزی، به عنوان افزایش تنش حرارتی اعمالی بر روی پوسته اکسیدی عمل کرده و در نتیجه احتمال شکستن آن را افزایش می‌دهند.

نرخ تولید و ضخامت لایه اکسیدی آلومینیم با افزایش دما افزایش می‌یابد، البته در دمای بیش از ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد این مقدار قابل توجه خواهد بود. در نتیجه ضخامت لایه اکسیدی در دمای ریخته‌گری این پژوهش، رشد چندانی ندارد. لذا با افزایش دمای ذوب، دمای سطح مغزی افزایش بیشتری داشته و لذا احتمال ذوب سطحی و موضعی آن وجود دارد. این نکته می‌تواند یکی دیگر از عوامل برقراری پیوند مناسب بین دو فلز در دمای بالاتر باشد. لازم به ذکر است این دلیل، نقش کمی در تشکیل فصل مشترک بین دو فلز دارد، زیرا زاویه ترشوندگی مذاب آلومینیم با لایه اکسیدی سطح مغزی در دمای ریخته‌گری، بسیار زیاد بوده و لذا تماس طولانی مدت و مناسبی با یکدیگر ندارند [۸].

با توجه به اینکه تشکیل فصل مشترک در لحظات ابتدایی برخورد مذاب به مغزی و انجماد آن رخ می‌دهد، لذا نحوه و سرعت سرد شدن نمی‌تواند تأثیر بسزایی بر کیفیت فصل مشترک داشته باشد، زیرا انتقال حرارت آلومینیم بالا بوده و در لحظه برخورد مذاب به مغزی، انجماد رخ داده و فصل مشترک تشکیل می‌شود. نحوه سرد شدن نمونه‌ها می‌تواند بر نفوذ سیلیسیم از مذاب به مغزی تأثیرگذار باشد که این موضوع نیز به دلیل ضریب نفوذ پایین، چشمگیر و مشهود نخواهد بود.



شکل ۳) تأثیر دمای پیش گرم مغزی بر فصل مشترک دوفلزی A356-7075 (الف) ۳۰۰ °C، (ب) ۳۵۰ °C، (ج) ۴۰۰ °C.



شکل ۴) تأثیر نحوه سرد شدن نمونه بر فصل مشترک دوفلزی A356-7075 (الف) کوره، (ب) هوا (ج) آب.

۴- نتیجه‌گیری

با استفاده از مغزی بدون پوشش، پارامترهای ریخته‌گری، نقش بسزایی در تشکیل فصل مشترک پیوسته و مطلوب دارند. دمای مذاب یکی از مهم‌ترین این پارامترها می‌باشد، زیرا تأثیر بسزایی بر نرخ تولید و ضخامت لایه اکسیدی، زاویه تر شونده‌گی مذاب آلومینیم با سطح مغزی، ذوب سطحی مغزی و همچنین اعمال تنش حرارتی بر لایه اکسیدی سطح مغزی دارد.

طی بررسی‌های انجام‌شده، مشخص شد که کیفیت فصل مشترک و عدم وجود فاصله بین دو فلز، به دمای مذاب وابسته بوده و با افزایش دمای آن، بهبود می‌یابد. البته افزایش بی‌رویه دمای مذاب، مشکلاتی از جمله افزایش ضخامت لایه اکسیدی را به همراه خواهد داشت.

افزایش دمای مغزی نیز نتایج مشابهی در پی داشته و موجب بهبود کیفیت فصل مشترک می‌گردد. افزایش زیاد دمای مغزی نیز موجب خمیری شدن مغزی گشته و منجر به شکسته شدن آن در حین ذوب ریزی می‌گردد.

همچنین نحوه سرد شدن نمونه و سرعت سرمایش آن‌ها، تأثیری بر فصل مشترک ندارد و با تغییر قدرت محیط سردکننده، کیفیت فصل مشترک تقریباً یکسان باقی می‌ماند.

۵- منابع

1. Wang J., Shen Y.: "Structure-Property-Functionality Relationships in Bimetal Composites", JOM, 64, 1190-1191.
2. Bykov A.A.: "Bimetal Production and Applications", Steel in Transition, 41, 61-69.
3. Chawla K.K., "Composite Materials: Science and Engineering", 2nd ed., Springer Science and Business Media, Germany, 1998.
4. Papis K.J.M., Loeffler J.F., Uggowitzer P.J.: "Light Metal Compound Casting", Science in China Series E: Technological Sciences, 52, 46-51.
5. Koerner C., Schwankl M., Himmeler D.: "Aluminum-Aluminum Compound Castings by Electroless Deposited Zinc Layers", Materials Processing Technology, 214, 1094-1101.
6. Papis K.J.M., Hallstedt B., Loeffler J.F., Uggowitzer P.J.: "Interface Formation in Aluminum-Aluminum Compound Casting", Acta Materialia, 56, 3036-3043.
7. ASM International Handbook Committee, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", Vol. 02, ASM International, 1990.
8. John H., Hausner H.: "Wetting of Aluminum Oxide by Liquid Aluminum", International Journal of High Technology Ceramics, 2, 73-78.

بررسی علت شکست پره توربین گازی از آلیاژ ریختگی IN-738LC

حسن غیائی^۱ - محمد آقاجانلو^۲

۱- استادیار پژوهشکده توسعه تکنولوژی جهاد دانشگاهی صنعتی شریف ghiasi@acecr.ac.ir

۲- کارشناس متالورژی ایمیدرو m_aghajanlou@yahoo.com

چکیده

پره‌های یک توربین گازی بسته به ردیف قرار گیری در توربین دارای شرایط کاری در دماهای بالا و تنش‌های زیاد اند. این پره‌ها عمدتاً از سوپر آلیاژهای استحکام بالای مقاوم در دمای بالا به روش‌های ریختگی و فورج تولید می‌شوند. یکی از این آلیاژها سوپر آلیاژ ریختگی پایه نیکل IN-738 است که در تولید پره توربین ردیف سوم یک توربین گازی بکار رفته و در مدت بسیار کوتاهی دچار شکست شده است. به منظور بررسی علت شکست، آزمایشات آنالیز شیمیایی و تعیین خواص مکانیکی بر روی این پره و پره قبلی که پس از مدت طولانی کار در دمای بالا دچار شکست شده است انجام گردید و نتایج این دو با هم مقایسه شد. همچنین ریزساختار این پره و سطوح شکست آن در قسمت‌های ریشه و تیغه نیز مورد مطالعه قرار گرفت و مشخص گردید که عامل شکست، تردی نمونه در اثر تشکیل کاربیدهای تیغه‌ای شکل در مرز دانه‌ها بوده است.

کلمات کلیدی: پره، توربین گازی، آلیاژ ریختگی، کاربرد، شکست

Failure Analysis of IN-738LC Cast Alloy Gas Turbine Blade

H.Ghiasi¹, M_Aghajanlou²

1. Academic Staff of Technology Development of Institute

2. Imidro Organization

Abstract:

Turbine blades experience hot temperature and high level of stress in accordance with their place and the working condition. These blades which are produced from high strength superalloys with good resistance to the high temperature are mostly made by casting and forging processes. One of these alloys is the cast nickel base superalloy, Inconel-738. This alloy was used in the third row of the gas turbine, and was fractured in a short time. To figure out the reason of fracture, chemical analysis and mechanical tests was performed on the new and old blades that had been fractured after a great amount of time of work in an elevated temperature. The results from the tests for the new blade and the old one were compared with each other. Moreover, the microstructure and surface fracture of these blade were investigated in the root and blade locations. Consequently, the brittleness of blades which caused fracture is resulted from the formation of needle like carbides in the grain boundaries.

Key words: Blade, Turbine Gas, Cast Alloy, Carbide, Fracture

۱- مقدمه

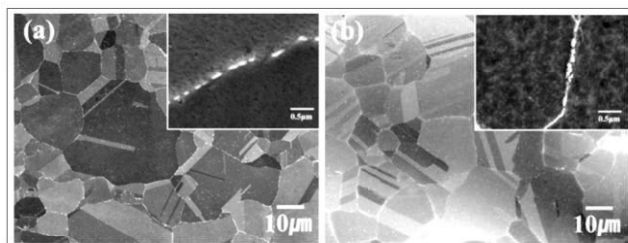
توربینهای گازی و موتورهای جت که نیازمند تحمل دما و تنش بالا همراه با مقاومت به خوردگی و سولفیداسیون داغ خوب می باشند، استفاده می شود [۱].

این آلیاژ دارای خواص کششی و تنش گسیختگی دمایی بالای عالی تر و نیز مقاومت به سولفیداسیون بهتری از آلیاژ 713C است [۱].

آلیاژ IN-738 یک آلیاژ پایه نیکل رسوب سختی شونده است که در شرایط خلا ذوب و ریخته گری می شود. این آلیاژ که دارای استحکام خزشی عالی در دمای بالا (تا ۹۸۲ °C) همراه با مقاومت به خوردگی داغ عالی تر از برخی سوپر آلیاژهای پر استحکام با مقادیر کروم پایین تر می باشد، عمدتاً در تیغه ها و پره های

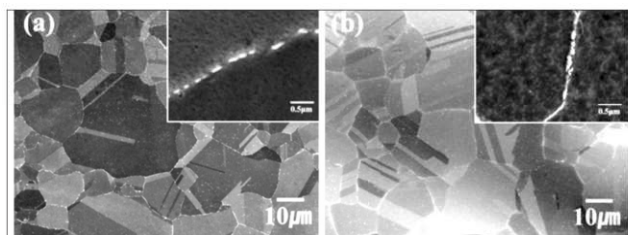
جدول ۱) مقادیر اسمی عناصر در آلیاژهای IN-738LC، IN-738C و 713C

Element Alloy	C	Cr	Co	Mo	W	Ta	Nb	Al	Ti	B	Zr	Fe	Si
IN-738C	0.17	16	8.5	1.75	2.6	1.75	0.9	3.4	3.4	0.01	0.1	≤0.05	≤0.3
IN-738LC	0.11	16	8.5	1.75	2.6	1.75	0.9	3.4	3.4	0.01	0.05	≤0.05	≤0.3
713C	0.096	13.58	---	4.21	---	---	2.16	6.08	0.84	0.01	0.06	0.09	0.01



شکل ۱) رسوب مرزدانه ای کاربید کروم و ناهمگنی اندازه دانه ها (تصاویر a و b)

رسوب کاربیدهای کروم در مرزدانه ها باعث فقیر شدن زمینه از کروم می شود و از آنجایی که کروم نقش مهمی در افزایش استحکام آلیاژ دارد، لذا باعث کاهش استحکام زمینه می گردد [۱۰]. از طرفی کاربیدهای $M_{23}C_6$ بسیار ترد بوده و دارای چسبندگی ضعیفی با زمینه می باشند [۱۱]. بعد از اعمال تنش های بالا، ابتدا کاربیدها شکسته شده و ترک در مرزدانه ها ایجاد می گردد. ضمن اینکه چسبندگی ضعیف کاربیدها به زمینه باعث ایجاد حفره در فصل مشترک کاربید با زمینه می شود. در این حالت، سطح شکست، تلفیقی از شکست مرزدانه ای، درون دانه ای و شکست نرم عمدتاً در زمینه است. مشاهده شکست نرم (dimple) در زمینه می تواند ناشی از تخلیه عنصر کروم از زمینه در نتیجه رسوب کاربید کروم در مرزدانه ها باشد (شکل ۲). نمونه هایی از شکست مرزدانه ای نیز با علامت فلش مشخص گردیده است [۸].



شکل ۲) شکست نرم و شکست مرزدانه ای (تصاویر a و b)

معمولاً دو نمونه از این آلیاژ تولید می شود: IN 738C با میزان کربن ۰/۱۵-۰/۲ و مقدار زیرکونیم ۰/۱۵-۰/۰۵ درصد وزنی و IN 738LC با میزان کربن ۰/۱۳-۰/۰۹ و مقدار زیرکونیم ۰/۰۳-۰/۰۸ درصد وزنی (جدول ۱). مقدار کربن و زیرکونیم پایین تر باعث افزایش قابلیت ریختگی آلیاژ بالاخص در مقاطع ضخیم می شود [۱].

مقادیر بالای کروم و نیکل (به عنوان پایه) در این آلیاژ باعث ایجاد مقاومت به خوردگی عالی در محیط های آبی و دمایی بالا می شود و لذا این آلیاژ را مناسب کاربرد در سیستم های احتراقی، توربین ها و رآکتورهای هسته ای می نماید [۲-۴]. این خواص ویژه عمدتاً با مورفولوژی و توزیع رسوبات در زمینه مرتبط است. یکی از این رسوبات، کاربیدهای $M_{23}C_6$ است که عمدتاً در یا دمایی بالا و در طی عملیات پیرسازی در مرز دانه ها رسوب می نماید [۵-۷]. مورفولوژی این کاربیدها در انواع مرزها همچون مرزهای کم زاویه و با زاویه زیاد، مرز پیوسته و ناپیوسته دوقلویی ها، مرزهای تصادفی و غیره در آلیاژهای مختلف، متفاوت است. علت این پدیده هنوز کاملاً مشخص نشده و تحت مطالعه و بررسی می باشد [۸].

در برخی مطالعات [۹] مشخص گردید که توزیع کاربیدهای کروم بعنوان منابع نابجایی منجر به افزایش زاویه نوک ترک، یعنی کند شدن نوک ترک، کاهش تمرکز تنش در نوک ترک و در نتیجه افزایش مقاومت به رشد ترک می گردد.

افزایش دما و زمان توقف در دماهای بالا علاوه بر افزایش رسوب کاربیدها در مرز دانه ها و پیوسته شدن این رسوبات، باعث درشت شدن و رشد آنها حتی به درون دانه ها نیز می گردد. از طرفی رسوب کاربیدها در مرز دانه ها باعث قفل شدن مرزها و جلوگیری از حرکت آنها و در نتیجه عدم رشد دانه ها می گردد و با توجه به وجود ناهمگنی در رسوب این کاربیدها در مرزهای مختلف، رشد ناهمگن دانه ها را داریم. به عبارتی برخی از دانه ها بسیار ریز و برخی بسیار درشت اند (شکل ۱) [۸].

پره های توربین می توانند به دلایل مکانیکی و یا متالورژیکی دچار زوال و در نهایت شکست شوند. تخریب های متالورژیکی می تواند منجر به کاهش مقاومت به خزش، خستگی، ضربه و خوردگی شود. عوامل موثر در این خسارت ها شامل عوامل محیطی (مثل دمای بالا، آلودگی های موجود در سوخت و هوا و ذرات جامد)، تنش های بالای مکانیکی (مربوط به نیروی گریز از مرکز، تنش های خمشی و ارتعاشی) و تنش های بالای حرارتی (مربوط به شیب های دمایی) می باشند [۱۲].

مکانیزم های عمده کاهش دهنده عمر پره ها عبارتند از: خزش، خستگی حرارتی (خستگی کم چرخه)، خستگی ترمومکانیکی (خستگی پر چرخه)، خوردگی، سایش توسط سیال، اکسیداسیون و برخورد جسم خارجی [۱۳]. علاوه بر اینها، تغییرات ریزساختاری مثل تغییر شکل فاز ۷، رشد دانه ها، ایجاد حفرات خزشی در مرز دانه ها، رسوب کاربیدها و تشکیل فازهای ترد نیز از عوامل کاهش عمر پره هاست [۱۲].

از طرفی مدت زمان قرار گرفتن در سرویس و تعداد خاموش و روشن شدن های سیستم، همچنین شرایط کاری موتور مثل دما، سرعت دوران، بار اولیه و شرایط سیکلی و نیز اختلافات فرآیند ساخت پره مثل اندازه دانه، تخلخل، ترکیب آلیاژ و عملیات حرارتی همگی بر میزان آسیب دیدن پره موثرند [۱۲].

آلیاژ IN-738LC که عموماً در پره های توربین گازی بکار می رود توسط فاز ۷ سخت می شود. تغییرات ریزساختاری در این پره ها در دمای بالا شامل رشد نامنظم ذرات ۷ و تشکیل کاربید در مرز دانه ها و زمینه است [۱۴]. این منجر به کاهش خواص خزشی آلیاژ می گردد [۱۵]. ازدیاد طول ۷ در آلیاژهای پایه نیکل به دلیل کاهش تدریجی عمر پره است [۱۶-۱۸]. به منظور ارزیابی میزان آسیب وارده به پره لازم است تا تاثیر تغییرات ریزساختاری بر خواص مکانیکی بررسی شود. این بررسی در ارزیابی عمر باقیمانده پره و بدست آوردن شرایط مورد نیاز برای جوان سازی پره بکار می رود [۱۹].

معمولاً ریزساختار ریشه که ناحیه سرد پره محسوب می شود به عنوان ساختار مینا در نظر گرفته شده و ریزساختار قسمت تیغه که در معرض دمای بالا قرار دارد با آن سنجیده می شود [۱۲].

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، پره ردیف سوم یک توربین گازی که پس از مدت کوتاهی، یعنی ۵ روز در ۳۵ مگاوات، دچار تخریب شده بود مورد مطالعه و بررسی قرار گرفت تا علت شکست مشخص گردد. علاوه بر این، پره قدیمی مورد استفاده که پس از ۱۴۰۰۰۰ ساعت دچار تخریب شده بود نیز از حیث مشخصات اولیه بررسی شده و با پره جایگزین شده جدید مقایسه گردید. جهت انجام این بررسی ها

آزمایشاتی بر روی یکی از دو پره یا هر دو انجام شد.

آنالیز شیمیایی توسط کوانتومتر اسپکترو مدل Spectrolab 2005 انجام شده و جنس پره ها مشخص گردید. همچنین مقدار سختی این پره ها توسط دستگاه سختی سنج Wolpert، به روش ویکرز و با استفاده از نیروی ۳۰ Kgf مطابق با استاندارد ASTM E 384 [۲۰] اندازه گیری شد. ساختار میکروسکوپی پره جدید در نواحی تیغه و ریشه (بعنوان ساختار مینا) پس از پولیش و پس از اچ با استفاده محلول ماربل (Marble) و توسط میکروسکوپ نوری Carl Zeiss Jena مدل Neophot 32 مورد بررسی واقع شده و توسط دوربین CCD متصل به آن از قسمت های مورد نظر ریزساختارهای مورد بررسی تصاویری تهیه گردید. سطح شکست قسمت های مختلف نمونه نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) Jeol مدل JXA840 مورد مطالعه واقع گردید. تصاویری ماکروسکوپی نیز از مقاطع شکسته شده توسط یک دوربین عکس برداری تهیه گردید که نتایج حاصل از کلیه آزمایشات فوق به شرح زیر است.

۳- نتایج و بحث

پس از انجام آزمایش آنالیز شیمیایی به روش کوانتومتری ترکیب شیمیایی پره ها به شرح جداول ۲ و ۳ مشخص گردید:

جدول ۲- ترکیب شیمیایی پره جدید

Ni	C	Si	Cr	Mo
Base	0.105	0.0533	15.92	1.8
Co	Nb	Ta	Ti	B
8.16	0.831	1.6	3.66	0.0093
Fe	W	V	Al	Zr
0.0785	2.87	0.0332	3.72	0.0217

ترکیب شیمیایی نمونه فوق معادل با آلیاژ IN-738LC است.

جدول ۳- ترکیب شیمیایی پره قدیمی

Ni	C	Si	Cr	Mo
Base	0.0438	0.192	20.02	0.104
Co	Nb	Ta	Ti	B
1.27	0.065	0.059	2.45	0.0027
Fe	W	V	Al	Zr
0.64	0.010	0.007	1.03	0.033

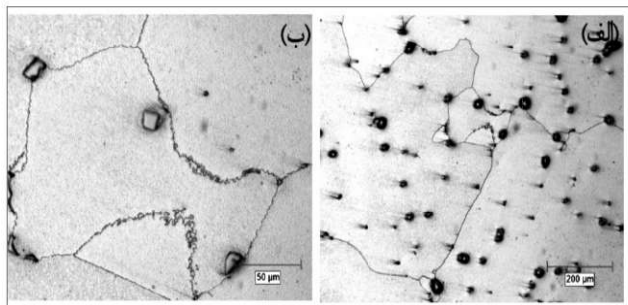
ترکیب شیمیایی فوق نزدیک به آلیاژ Nimonic 80a به شماره N07080 با ترکیب استاندارد مشابه جدول ۴ می باشد.

جدول ۴- ترکیب شیمیایی Nimonic 80a

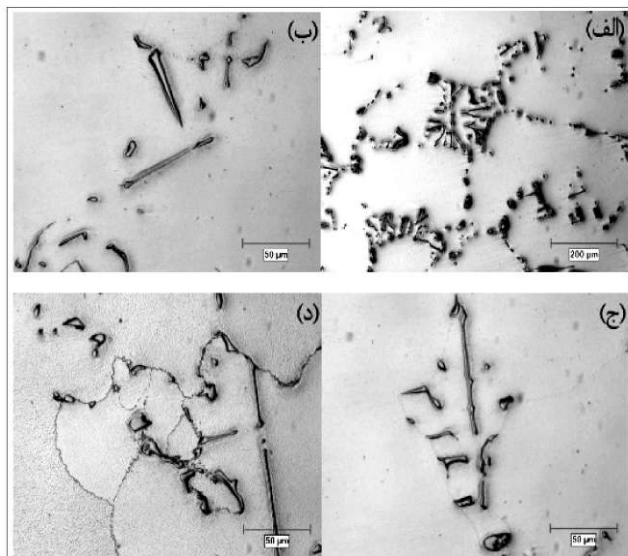
Ni	C	Cr	Co
Base	0.05	19.5	1.0
Fe	Cu	Ti	Al
1.5	≤0.1	2.25	1.4

شکست پره از چند ناحیه می تواند یکی از علائم شکست ترد باشد.

جهت بررسی ریزساختار پره جدید نمونه هایی از قسمت های ریشه و تیغه تهیه شده و پس از آماده سازی ریزساختار آنها قبل و پس از اچ مورد بررسی و مقایسه واقع شد. تصاویر تهیه شده از این قسمت ها در اشکال ۶ و ۷ آورده شده است.



شکل ۶- توزیع ذرات کاربیدی و مرز دانه مزرس در قسمت ریشه



شکل ۷) توزیع ذرات کاربیدی و مرز مزرس در تیغه

همانگونه که از ساختارهای فوق مشاهده می شود ذرات کاربیدی در ریشه بصورت ذرات نسبتا کروی و با توزیع یکنواخت تشکیل شده است (شکل ۶-الف) در حالیکه در قسمت تیغه، ذرات کاربیدی عمدتا بصورت حروف چینی (Script Like) (شکل ۷-الف) و تیغه ای و عمدتا در مرز دانه ها (شکل ۷-ب و ج) تشکیل شده اند. از آنجایی که این پره مدت زیادی کار نکرده است لذا تشکیل چنین کاربیدهایی در دمای بالا و در این مدت کوتاه کمی بعید به نظر می رسد. این عدم تاثیر دمای بالا توسط وجود مرزدانه های مزرس در ریشه (شکل ۶-ب)، که دمای کاری پایینی دارد، و تیغه (شکل ۷-د)، که در دمای بالا کار کرده است، نیز تایید می شود و لذا تشکیل این کاربیدهای تیغه ای درشت می تواند ناشی از فرآیند ریخته گری باشد. توزیع این کاربیدهای تیغه ای با چنین الگویی

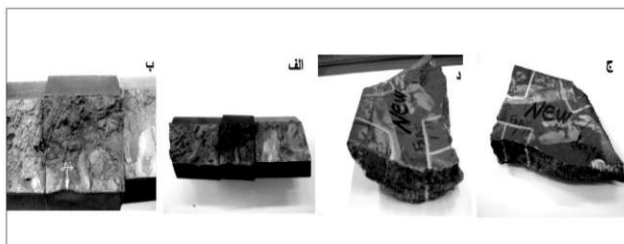
همانگونه که مشاهده می شود آلیاژ پره قدیمی یک آلیاژ کارپذیر است، برخلاف پره جدید که از یک آلیاژ ریختگی تولید شده است. این اولین و شاید مهمترین اختلاف مشاهده شده است. IN-738LC یک آلیاژ با تحمل دمایی و مقاومت به خزش بالاتر است، لکن Nimonic 80a با توجه به اینکه به روش فورج تولید می شود مقاومت بالاتری در مقابل تنش های مکانیکی دارد؛ لذا یک آلیاژ ریختگی همیشه نمی تواند جایگزین مناسبی برای یک آلیاژ کارپذیر باشد؛ بالاخص در کاربردهای بحرانی مثل پره های توربین که تلفیقی از دما و تنش های بالا داریم. نتایج سختی سنجی بر روی دو قسمت تیغه و ریشه از آلیاژ IN-738LC تقریبا یکسان بوده و حدود ۴۰۶ ویکرز بود. متوسط نتایج سختی سنجی انجام شده بر روی پره از جنس Nimonic 80a حدود ۳۷۰ ویکرز بود که تقریبا ۳۶ ویکرز از پره ریختگی پایین تر است. آزمایش کشش بر روی نمونه های تهیه شده از قسمت های ریشه و تیغه پره ریختگی و از قسمت تیغه پره فورج شده به شرح جدول ۵ می باشد.

جدول ۵) نتایج آزمایش کشش انجام شده بر روی قسمت های ریشه و تیغه آلیاژ IN-738LC و قسمت تیغه آلیاژ Nimonic 80a

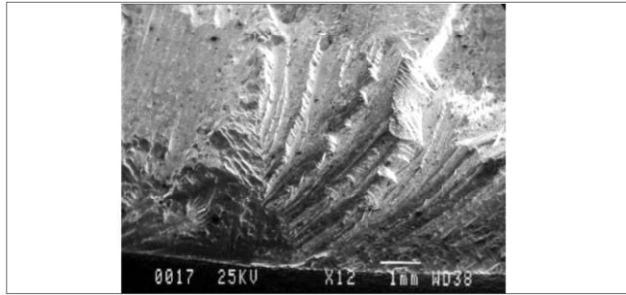
آلیاژ	موضع نمونه	استحکام تسلیم [0.2%] (N/mm ²)	استحکام نهایی (N/mm ²)	طول نسبی ازدیاد (%)
IN-738LC	تیغه	۷۹۷	۸۷۲	۸/۰
	ریشه	۷۵۳	۷۸۶	۹/۰
Nimonic 80a	ریشه	۷۵۴	۱۰۷۰	۱۵/۰

با توجه به نتایج سختی سنجی و کشش همانگونه که انتظار هم می رفت پره فورج شده علیرغم اینکه به مدت ۱۴۰۰۰۰ ساعت نیز کار کرده است باز دارای استحکام نهایی و انعطاف پذیری بالاتری از پره ریختگی می باشد.

تصاویر ماکروسکوپی تهیه شده از پره جدید شکسته شده، نشان دهنده شکست از چند ناحیه است. به عبارتی از چند ناحیه در قسمت تیغه و از فصل مشترک تیغه و ریشه دچار شکست شده است؛ ضمن اینکه در فصل مشترک ریشه و تیغه یک فرورفتگی احتمالا ناشی از برخورد یک جسم خارجی نیز مشاهده شد (شکل ۵).



شکل ۵) تصاویر قسمت های شکسته شده
الف و ب) قسمت ریشه و ناحیه لهیدگی ج و د) قسمت تیغه



شکل ۱۲- آثار خستگی در سطح شکست ریشه

از بررسی سطوح شکست نمونه مشخص شد که شکست غالب، شکست مرزدانه ای است که می تواند ناشی از رسوب کاربیدهای درشت و تیغه ای در مرز دانه ها باشد. آثار شکست نرم موضعی نیز مربوط به انعطاف پذیری بالای برخی مناطق زمینه در اثر تخلیه عناصر آلیاژی در این مناطق است. بعلاوه، مشاهده آثار خستگی در ناحیه ای از سطح شکست ریشه می تواند گواه بر یکی از مواضع شروع شکست از این ناحیه و ادامه آن در اثر تردی مرز دانه ها باشد. ضمن اینکه برخورد یک جسم خارجی در ناحیه لهیده شده نیز می تواند یکی دیگر از نواحی شروع شکست باشد.

۴- نتیجه گیری

- ۱- جایگزینی یک آلیاژ ریختگی به جای یک آلیاژ کارپذیر با شرایط کاری خاص همیشه نمی تواند کار درستی باشد.
- ۲- شرایط ناصحیح ریختگی باعث تشکیل کاربیدهای تیغه ای درشت در مرز دانه ها و در نتیجه ترد شدن نمونه شده است.
- ۳- آثار لهیدگی در مرز قسمت ریشه و تیغه می تواند ناشی از برخورد یک جسم خارجی باشد که به دلیل ترد بودن نمونه باعث شکست آن شده است.
- ۴- آثار خستگی در ناحیه ای از مرز ریشه و تیغه نیز می تواند یکی دیگر از نواحی شروع شکست باشد.

۶- منابع

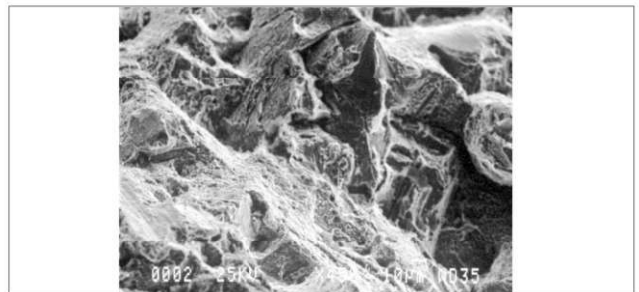
1. The Internatinal Nickel Company Inc., "Alloy IN 738, Technical Data", One New york Plaza, New York, N.Y. 10004.
2. W.S. Lee, C.Y. Liu, and T.N. Sun: J. Mater. Process. Tech., 2004, vols. 153-154, pp. 219-25.
3. M. Casales, V.M. Salinas-Bravo, A. Martinez-Villafane, and J.G. Gonzalez-Rodriguez: Mater. Sci. Eng. A, 2002, vol. 332, pp. 223-30.
4. P.K. De and S.K. Ghosal: Corrosion, 1981, vol. 37, pp. 341-8.
5. W.S. Lee, C.Y. Liu, and T.N. Sun: Int. J. Impact Eng, 2005, vol. 32, pp. 210-23.
6. S. Milenkovic, I. Sabriov, and J.L. Lorca: Mater. Lett., 2012, vol. 73, pp. 216-9.

می تواند سبب ایجاد تردی در نمونه شود؛ بطوریکه با کوچکترین تنش نامناسب یا ضربه ای باعث شکست آن خواهد شد.

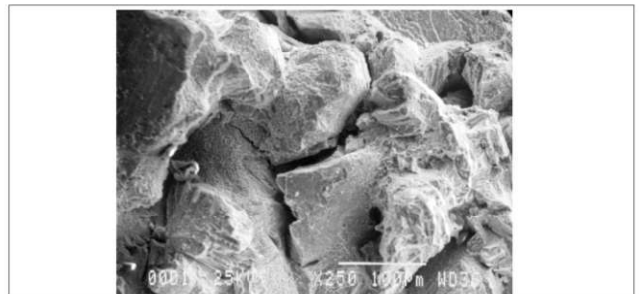
با بررسی سطوح شکست نمونه، علاوه بر ساختار دندریتی ناشی از ریختگی (شکل ۸)، در برخی نواحی حفرات ناشی از شکست نرم (Dimple) (شکل ۹) و مقدار زیادی ترک های مرز دانه ای در سطوح شکست (شکل ۱۰-الف و ب) و در سطح نمونه (شکل ۱۱) مشاهده شد. همچنین در قسمتی از ریشه مقداری خطوط رودخانه ای ناشی از خستگی مشاهده گردید (شکل ۱۲).



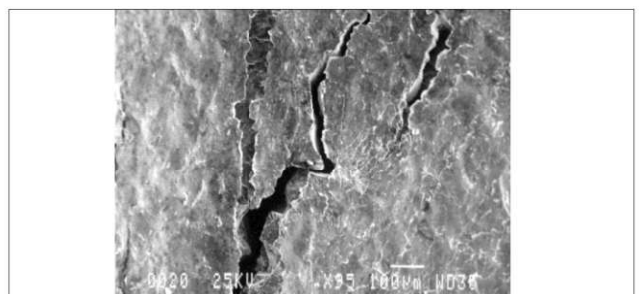
شکل ۸) ساختار دندریتی و ترک های مرزدانه ای



شکل ۹) حفرات ناشی از شکست نرم موضعی



شکل ۱۰) ترک های مرز دانه ای در سطح شکست نمونه



شکل ۱۱) ترک های مرز دانه ای در سطح نمونه

7. X. Dong, X. Zhang, K. Du, Y. Zhou, T. Jin, and H. Ye: *J. Mater. Sci. Technol.*, 2012, vol. 28, pp. 1031–8.
8. Tae-Hyuk Lee et al., “Intergranular M23C6 Carbide Precipitation Behavior and Its Effect on Mechanical Properties of Inconel 690 Tubes”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 46A, p. 4020-4026, 2015.
9. R.A. Page: *Corrosion*, 1983, vol. 39, pp. 409–21.
10. A.K. Jena and M.C. Chaturvedi: *J. Mater. Sci.*, 1984, vol. 19, pp. 3121–39.
11. R. Hu, G.H. Bai, J.S. Li, J.Q. Zhang, T.B. Zhang, and H.Z. Fu: *Mater. Sci. Eng. A*, 2012, vol. 548, pp. 83–88.
12. Z. Mazur, A. Luna-Ramírez, J.A. Juárez-Islas, A. Campos-Amezcuca, “Failure Analysis of a Gas Turbine Blade Made of Inconel 738LC Alloy”, *Engineering Failure Analysis*, 12, 2005, p. 474–486.
13. Mazur Z, González RG, Kubiak J. Reporte interno (in Spanish). Instituto de Investigaciones Eléctricas. Cuernavaca; 1999.
14. Sims CH, Stolo N, Hagel W., “Superalloys II: High temperature materials for aerospace and industrial power”, New York: A Wiley-Interscience Publication, 1987, p. 46–52.
15. Sabol GP, Stickler R., “Microstructure of Nickel-Based Superalloys”, *Phys Stat Sol*, 1969, 35(11), p.112–118.
16. Koul AK, Castillo R. “Assessment of Service Induced Microstructural Damage and its Rejuvenation in Turbine Blades”, *Metall Trans* 1998, 19(A), p.2049–2056.
17. Daleo JA, Ellison KA, Boone DH, “Metallurgical Considerations for Life Assessment and the Safe Refurbishment and Requalification of Gas Turbine Blade”, *J. Eng Gas Turb. Pow.*, 2002, 124(2), p.571–579.
18. Henderson P, Komenda J., “A metallographic Technique for High Temperature Creep Damage Assessment in Single Crystal Alloys”, *J. Eng Gas Turb. Pow.*, 1999, 121(3), p.683–686.
19. Swaminathan VP, Cheruvu NS, Klein JM, Robinson WM., “Microstructure and Property Assessment of Conventionally Cast and Directionally Solidified Buckets After Long-Term Service”, *Proceedings of the International Gas Turbine & Aeroengine Congress & Exhibition, Stockholm, 1998*, New York, ASME, 1998, p. 2–10.
20. ASTM E 384, Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials”, 2011.

بررسی جوانه زایی آلیاژهای آلومینیم با افزودن جوانه زای AlTi5B1

اشکان نوری^{۱*}، حسین حسن نژاد^۱

استادیار دانشگاه اراک، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی متالورژی و مواد (a-nouri@araku.ac.ir)*

چکیده

در این پژوهش، اثر افزودن جوانه زای AlTi5B1 در مقادیر مختلف در تقابل و ارتباط با اثر عناصر آلیاژی محلول بر روی ریزدانه سازی آلومینیم خالص تجاری و آلیاژ Al-Fe با نرخ سرمایش $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ از طریق انجام آزمون های تعیین اندازه دانه مورد مطالعه و بررسی واقع شد. نتایج نشان داد که در هر دو آلیاژ Al خالص و Al-Fe، افزودن جوانه زا منجر به کاهش اندازه دانه می شود. در مقادیر مشابه عنصر بور، اندازه دانه در آلیاژ Al-Fe کوچک تر از Al بوده است. بطوریکه این مقدار به صورت قابل توجهی کوچک تر از اختلاف در اندازه دانه ها در نمونه هایی با اختلاف مشابه در فاکتور محدود کننده رشد در نرخ های سرمایش آهسته تر بوده است.

کلمات کلیدی: جوانه زا، نرخ سرمایش، اندازه دانه، فاکتور محدود کننده رشد

Evaluation of Al Alloys Grain Refinement with addition of AlTi5B1 inoculant

Ashkan Nouri^{1*}, Hussein Hasannejad¹

1-Assistant Professor, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Arak University, Arak, Iran. (*a-nouri@araku.ac.ir)

Abstract:

In this investigation, influence of Ti and B in commercial pure aluminum and an Al-Fe alloy on the Grain refinement was studied by various addition of AlTi5B1. Grain refinement tests were performed at a cooling rate $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. The results showed that in aluminum and Al-Fe alloy the grain size decreases with increasing addition of grain refiner. It was concluded that for the same B content, the grain size was smaller in Al-Fe alloy. The difference in the grain sizes for the same content of B was almost $15\mu\text{m}$. This is noticeable smaller than the difference between the grain sizes in samples with the same difference of growth-restricting factor made at slower cooling rates.

Keywords: Grain Refiner, Cooling Rate, Grain Size, Growth-Restricting Factor

این دسته از آلیاژها دارد. به علاوه، بین محلول جامد آلومینیم و ترکیب بین فلزی Al_3Fe واکنشی از نوع یوتکتیک رخ می‌دهد [۱۴]، لذا انجماد سیستم $Al-Fe$ تحت تاثیر نرخ های سرمایش مختلف حائز اهمیت بوده و مورد مطالعه واقع شده است. در همین راستا Cubero و همکاران [۱۵] خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ $Al-Fe$ را با درصد های مختلف آهن که به وسیله فرآیند پیچش تحت فشار بالا تولید شده مطالعه کرده اند. انتظار می‌رود ایجاد محلول جامد فوق اشباع تشکیل شده در شرایط غیر تعادلی و نیز ترکیبات بین فلزی پایدار و شبه پایدار منجر به افزایش توان بالقوه آلیاژ در دستیابی به استحکام بالا و نیز افزایش پایداری حرارتی گردد [۱۵ و ۱۶]. همچنین گزارش شده است که آلیاژ های $Al-Fe$ می‌توانند در صنایع بسته بندی و نیز به عنوان ورق های صنعت ساختمان و معماری و نیز ورق های لیتوگرافی استفاده شوند، لذا رفتار خوردگی این آلیاژها نیز مطالعه شده است [۱۷].

تحقیق پیش رو به ارائه نتایج جوانه‌زایی نمونه هایی با GRF مختلف در نرخ های سرمایش سریع تر که $15\text{ }^\circ\text{C/s}$ است در دو آلیاژ آلومینیم تجاری و آلیاژی از $Al-Fe$ پرداخته است. همچنین نتایج حاصله با نتایج مربوط به نرخ های سرمایش آهسته تر مورد مقایسه قرار خواهد گرفت.

۲- مواد و روش تحقیق

آلومینیم خالص تجاری (Al ۹۹٫۸٪) و آلیاژی از $Al-Fe$ در این تحقیق مورد مطالعه قرار گرفتند. به منظور بررسی جوانه‌زایی از جوانه‌زای تجاری $AlTi5B1$ به شکل مفتول هایی با قطر $10/5$ میلیمتر استفاده شد. ترکیب شیمیایی Al و $Al-Fe$ در جدول ۱ و جوانه‌زای $AlTi5B1$ به کار رفته در هر دو آلیاژ در جدول ۲ ارائه گردیده است.

جدول ۱) ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد بررسی (درصد وزنی).

آلیاژ	Al	Ti	V	Mn	Cu	Fe	Si
مابقی	۰/۰۰۲	۰/۰۰۱	-	-	-	۰/۰۸۴	۰/۰۳۴
مابقی	۰/۰۰۸	۰/۰۰۳	۰/۲۶۸	۰/۰۹۷	۱/۳۸	۰/۰۶۷	Al-Fe

جدول ۲) ترکیب شیمیایی جوانه‌زای $AlTi5B1$ مورد استفاده در آلیاژها (درصد وزنی).

آلیاژ	Al	B	Ti
مابقی	۱/۰۴	۵/۱	Al
مابقی	۱/۰۱	۵/۱	Al-Fe

در ابتدا 3kg آلومینیم و آلیاژ $Al-Fe$ در یک کوره القایی با فرکانس متوسط در یک بوتله گرافیتی ذوب شدند. جوانه زا در

فلزات و آلیاژها معمولاً با یک ساختار درشت دانه و دانه های ستونی تحت شرایط ریخته گری معمولی منجمد می‌شوند. از این رو، در صنعت تولید آلیاژهای آلومینیم کارپذیر، جوانه‌زایی و استفاده از مواد جوانه زا روشی عمومی برای دست یابی به یک ساختار ریزدانه، یکنواخت و مناسب محسوب می‌شود. تئوری های مختلفی وجود دارد که به تشریح مکانیزم ریزدانه‌گی پرداخته اند [۲۰ و ۲۱]. گذشته از ذرات جوانه زا و تلقیح کننده های شناخته شده نظیر TiC و TiB_2 که از جمله جوانه زاهای تجاری محسوب می‌شوند، عناصر آلیاژی محلول نیز خود می‌توانند به عنوان جوانه زا مد نظر واقع شوند [۳ و ۴]. قابلیت و میزان اثر بخشی یک عنصر محلول ویژه می‌تواند از طریق فاکتوری موسوم به فاکتور محدود ساز رشد که با GRF نشان داده می‌شود، مورد بررسی قرار گیرد. GRF به صورت زیر تعریف می‌شود:

$$GRF = mC_0(k-1) \quad (1)$$

که در این رابطه m شیب خط لیکوئیدوس، C_0 غلظت عنصر محلول در مذاب و k ضریب توزیع تعادلی است [۱]. در حضور تعدادی چندین عنصر آلیاژی، GRF به صورت مجموع عناصر خاص و مجزا لحاظ می‌شود که این در واقع به این مفهوم است که از اندرکنش های بین عناصر محلول صرف نظر می‌شود.

برخی تحقیقات بر این نکته دلالت دارند که GRF به صورت معکوس متناسب با نرخ رشد دانه است [۵ و ۶]. می‌توان گفت وقتی GRF بزرگ است نرخ رشد کند است، در حالی که وقتی GRF کوچک باشد، عکس مطلب فوق صحیح است [۱]. در مدلی تایید شده است که GRF معرف نرخ گسترش منطقه ترکیبی با در نظر گرفتن کسر جامد، در کسر جامد صفر است. به بیان دیگر، روشی است که مشخص می‌کند، منطقه تحت سرمایش ترکیبی در مراحل پایانی رشد با چه سرعتی تشکیل می‌شود [۷].

همچنین اثر عناصر آلیاژی بر روی اندازه دانه، به صورت تجربی مطالعه شده است [۸-۱۲]. نتایج نشان دهنده این است که با افزایش GRF ، اندازه دانه به میزان قابل توجهی کاهش می‌یابد. شایان ذکر است که اکثر آزمایش های مربوط به جوانه‌زایی که قبلاً ذکر شدند، مربوط به نرخ های سرمایش ($0.5-5\text{ }^\circ\text{C}$) بودند. این در حالی است که Johnson [۱۲] نشان داد که افزایش GRF ، موجب اثرگذاری بیشتر جوانه زا در نرخ های سرمایش بیشتر می‌گردد.

آهن اغلب به عنوان یک عنصر ناخالصی نامطلوب در آلومینیم شناخته می‌شود ولی با این وجود، همواره حضورش در آلیاژهای آلومینیم بواسطه بازیافت آن از طریق لوازم و قطعات آهنی اجتناب ناپذیر است [۱۳]. بخاطر حلالیت کم آهن در آلومینیم در حال جامد (کمتر از 0.5% وزنی)، ترکیبات بین فلزی مختلفی بین آهن و آلومینیم تشکیل می‌گردد که تاثیر قابل توجهی بر خواص

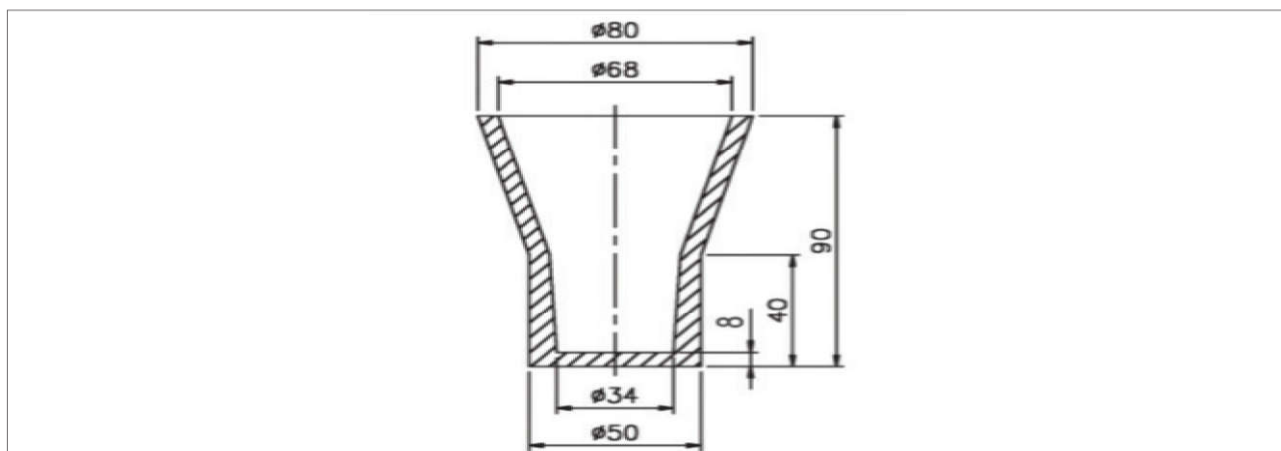
منظور از اندازه دانه، متوسط طول تقاطع خطی می‌باشد.

۳- نتایج و بحث

نتایج مربوط به جوانه‌زایی Al و آلیاژ Al-Fe از طریق تلقیح جوانه‌زای AlTi5B1 در جدول ۳ و شکل ۲ ارائه شده است. مقادیر تیتانیوم و بور موجود در نمونه‌ها که در جدول ۳ لیست شده است بر اساس آنالیز شیمیایی واقعی هر نمونه است. مقدار تیتانیوم آزاد گزارش شده در جدول ۳ بر مبنای مقدار تیتانیوم و بور موجود در نمونه‌ها و اعمال این فرض که تمام بور موجود در نمونه تشکیل می‌دهد، محاسبه گردید.

GRF در هر نمونه بر طبق رابطه ۱ محاسبه گردید. برای شیب خط لیکوئیدوس (m) مورد نیاز برای جایگذاری در رابطه ۱ از مطالعات قبلی استفاده شده است [۷]. علاوه بر تیتانیوم آزاد، آلیاژ آلومینیم خالص، مقادیر Fe، Si و V و در مورد آلیاژ Al-Fe مقادیر Mn، Cu، Fe، Si و V مورد ارزیابی قرار گرفته و تعیین شدند.

دمای °C ۷۰۵ به مذاب اضافه شد. به منظور بررسی تاثیر میزان جوانه‌زا بر جوانه‌زایی و اندازه دانه‌ها از مقادیر مختلف جوانه‌زا و لذا نسبت‌های مختلفی از وزن جوانه‌زا به وزن مذاب استفاده شد. در ادامه مذاب‌ها به هم زده شدند و پس از ۱۲۰ ثانیه به درون قالب برنزی به شکل Y بلوک ریخته شدند. نرخ سرمایش در این قالب برنزی تقریباً 15°C/s بود. شکل ۱ مشخصات و ابعاد قالب Y بلوک برنزی به کار رفته را نشان می‌دهد. برای انجام متالوگرافی، نمونه‌ها به ضخامت ۱۲ میلیمتر از بالای Y بلوک ریخته شده بریده شدند. برای انجام متالوگرافی و بررسی ریزساختار آلیاژهای تلقیح شده، نمونه‌ها پس از سنگ زنی و پولیش مکانیکی به مدت ۲ دقیقه تحت یک محلول آبی 2.5% متشکل از HBF₄ و ولتاژ ۷۲۳ به منظور بررسی در یک میکروسکوپ نوری پلاریزه، آندایزینگ شدند. اندازه دانه‌ها از طریق اندازه‌گیری متوسط سطوح دانه‌ها و تبدیل به متوسط تقاطعات خطی، طبق استاندارد ASTM E-112-96 تعیین شدند. به بیان دیگر در این مقاله



شکل ۱) ابعاد قالب Y بلوک برنزی.

موجب کاهش اندازه دانه می‌گردد. با افزایش نرخ سرمایش تا 15°C/s کاهش قابل ملاحظه‌ای در اندازه دانه مشاهده گردید. در این جدول برای تخمین اندازه دانه‌ها در GRF مختلف از نتایج مدل رشد آزاد استفاده شد [۱۸]. نرخ سرمایش روی کارایی ریزدانه‌گی توسط عناصر محلول نقشی مشابه را در جوانه‌سازهای مختلف مثل AlTi5B1 و AlTi3C0.15 یا AlTi3C0.2 بازی می‌کند. در یک مقدار تیتانیوم کلی مشابه، جوانه‌سازهای AlTi3C0.15 و AlTi3C0.2 حاوی Ti آزاد بیشتری در مقایسه با جوانه‌زای AlTi5B1 هستند. در صورتی که فرض شود تمام کربن در جوانه‌زای AlTi3C0.15 تشکیل TiC دهد و نیز تمام بور موجود در جوانه‌زای AlTi5B1 تشکیل TiB₂ دهد، می‌توان دریافت که ۸۰ درصد تیتانیوم به غیر از آن میزان که در TiC به صورت ترکیب است، در جوانه‌زای AlTi3C0.15 آزاد می‌باشد در حالی که این مقدار در جوانه‌زای AlTi5B1 که به صورت TiB₂ است، فقط ۵۶ درصد است.

شکل ۲ نشان می‌دهد که با افزایش مقدار بور در اثر افزودن جوانه‌زای AlTi5B1، اندازه دانه هم در آلومینیم و هم در آلیاژ Al-Fe کاهش می‌یابد. این نکته نیز قابل توجه است که در محدوده مقدار بور بکار رفته، اندازه دانه در آلیاژ Al-Fe کوچک‌تر از Al است. با در نظر گرفتن دو نمونه A₂ و F₄ که به ترتیب حاوی ۰/۰۰۱۲ و ۰/۰۰۱۱ درصد وزنی بور هستند و در نتیجه مقدار بور تقریباً مشابهی دارند، مشاهده شده است که اختلاف در اندازه دانه حاصل شده بین دو آلیاژ مورد بررسی در یک مقدار بور یکسان حدود 15µm است (شکل ۲). معیار GRF در دو نمونه فوق به ترتیب ۱/۸۹ و ۷/۰۹ و اندازه دانه در آنها به ترتیب ۱۳۳ و ۱۱۹ µm بودند. اختلاف ۵/۱ واحدی در دو نمونه A₂ و F₄ مربوط به اختلاف 14µm در اندازه دانه آنهاست.

جدول ۴ اثر عناصر محلول در نرخ‌های سرمایش مختلف را نشان می‌دهد. می‌توان دریافت که در مقادیر بور مشابه و نرخ‌های سرمایش مختلف در یک GRF یکسان، افزایش نرخ سرمایش

جدول ۳) نتایج مربوط به Al خالص و آلیاژ Al-Fe پس از افزودن مقادیر مختلف جوانه‌زای AlTi5B1.

نمونه	مقدار Ti آزاد (درصد وزنی)	اندازه دانه (μm)	مقدار B (درصد وزنی)	مقدار Ti (درصد وزنی)	میزان جوانه‌زای اضافه شده (gr/kg)	GRF (K)
Al	a1	۱۴۹	۰/۰۰۰۸	۰/۰۰۵۸	۰/۸۸	۱/۳۶
	a2	۱۳۲	۰/۰۰۱۲	۰/۰۰۹۰	۱/۷۱	۱/۸۹
	a3	۱۲۳	۰/۰۰۱۹	۰/۰۱۳۰	۲/۵۵	۲/۴۴
	a4	۹۸	۰/۰۰۳۵	۰/۰۲۳۰	۴/۲۸	۳/۹۰
Al-Fe	f1	۱۴۲	۰/۰۰۰۹	۰/۰۱۰۳	۰/۳۳	۶/۶۵
	f2	۱۳۵	۰/۰۰۰۸	۰/۰۱۱۰	۰/۵۳	۶/۸۶
	f3	۱۱۹	۰/۰۰۱۱	۰/۰۱۲۷	۰/۹۹	۷/۰۹
	f4	۱۱۴	۰/۰۰۱۶	۰/۰۱۴۰	۱/۳۲	۷/۱۴
	f5	۹۴	۰/۰۰۲۷	۰/۰۲۳	۳/۰۳	۸/۶۲

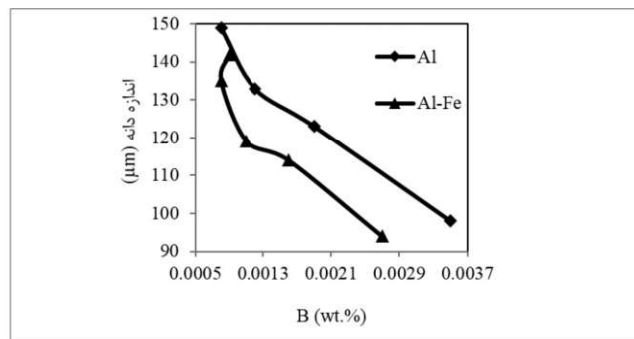
جدول ۴) مقایسه اثر بور محلول بر روی اندازه دانه در نرخ‌های سرمایش مختلف.

نمونه	B (Wt. %)	نرخ سرمایش ($^{\circ}\text{C/s}$)	اندازه دانه (μm)	GRF (K)	مرجع
a4	۰/۰۰۳۵	۱۵	۹۸	۳/۹	---
f5	۰/۰۰۲۷	۱۵	۹۴	۸/۶	---
---	۰/۰۰۳۵	۰/۵	~۵۵۰	۳/۹	۱۲
---	۰/۰۰۳۵	۰/۵	~۳۳۰	۸/۶	۱۲
---	۰/۰۰۳۵	۱	~۴۵۰	۳/۹	۱۱
---	۰/۰۰۳۵	۵	~۳۰۰	۳/۹	۱۲
a3	۰/۰۰۱۹	۱۵	۱۲۳	۲/۴	---
f4	۰/۰۰۱۶	۱۵	۱۱۴	۷/۱	---
f5	۰/۰۰۲۷	۱۵	۹۴	۸/۶	---
---	۰/۰۰۲۰	۳/۵	~۲۰۰	۲/۴	۱۰

در نرخ‌های سرمایش بالا، جوانه‌زای AlTi5B1 از اثرگذاری خیلی بیشتری برخوردار است [۲۱ و ۲۲]. در مطالعه صورت گرفته در مورد تسیمه ریزی دو غلطکه نیز عملکرد جوانه‌زاهای AlTi5B0.2 و AlTi5C0.2 تایید شده است [۲۴ و ۲۳۱۸]. قابلیت و عملکرد جوانه‌زاهای در نرخ‌های سرمایش مختلف می‌تواند به وسیله اثر عناصر محلول روی جوانه‌زایی در نرخ‌های سرمایش متفاوت تشریح و تبیین شود. جوانه‌زاهای AlTi3C0.15 یا AlTi3C0.2 در مقایسه با AlTi5B1 از Ti آزاد بیشتری برخوردارند. لذا می‌توان گفت Ti محلول در نرخ‌های سرمایش کم از اثرگذاری بیشتری نسبت به نرخ‌های سرمایش بالا برخوردار است. (جدول ۴)

۴- نتیجه‌گیری

با اعمال جوانه‌زایی Al و آلیاژ Al-Fe توسط جوانه‌زای AlTi5B1 در مقادیر مختلف و نرخ سرمایش 15°C/s نتایج زیر حاصل شد:



شکل ۲) اندازه دانه‌های آلیاژهای Al و Al-Fe بر حسب میزان درصد بور در جوانه‌زا.

مقایسه در مورد کارایی جوانه‌زاها در یک مقدار مشابه Ti نشان می‌دهد که جوانه‌زاهای AlTi3C0.15 یا AlTi3C0.2 در نرخ‌های سرمایش آهسته و مقدار افزودن بیشتر از قابلیت جوانه‌زایی بیشتری برخوردارند [۱۹ و ۲۰]. این در حالی است که

14. N. A. Belov, A. A. Akseno and D. G. Eskin, "Iron in aluminum alloys: impurity and alloying element", 1st ed., Taylor and Francis, London, UK, 2002, 1-7.
 15. U. R. Kattner and B. P. Burton, "ASM Handbook, Vol. 3: Alloy phase diagrams", ASM, Materials Park, OH, 1992, 2-44.
 16. J. M. Cubero-Sesin and Z. Horita, "Mechanical properties and microstructures of Al-Fe Alloys processed by high-pressure torsion", Metall. Trans. A, 43, 2012, 5182-5192.
 17. R. Tongsri, R. Pashwood and H. Meshane, "Microstructure and solidification of Al-Fe Alloy powders", Sci. Asia, 30, 2004, 33-41.
 18. W. R. Osorio, L. C Peixoto, P. R. Goulart, A. Garcia, "Electrochemical corrosion parameters of as-cast Al-Fe alloy in a NaCl solution", Corr. Sci., 52, 2010, 2979-2993.
 19. A. L. Greer, A. M. Bunn, A. Tronche, P. V. Evans and D. J. Bristow, "Modelling of inoculation of metallic melts: application to grain refinement of aluminum by Al-Ti-B", Acta Materialia, 48, 2000, 2823-2835.
 20. P. C. van Wiggeren and J. K. Belgraver, "AlTiC grain refiners with nucleation power", Light Metals, Edited by C. Edward Eckert, The Minerals, Metals and Materials Society, 1999, 779-785.
 21. P. C. van Wiggeren and J. K. Belgraver, "From AlTiB to AlTiC: developments in aluminum grain refiners", Aluminum, 75, 1999, 989-994.
 22. I. Naglic, A. Smolej, M. Dobersek and B. Breskvar, "Differences in behaviour of AlTiB and AlTiC grain refiners in aluminum", Kovove. Mater., 42, 2004, 353-362.
 23. I. Naglic, A. Smolej, M. Dobersek and P. Mrvar, Mater. Charact. "The influence of TiB₂ particles on the effectiveness of Al-3Ti-0.15 C grain refiner", 59, 2008, 1458-1465.
 24. Y. Birol, S. Ucuncuoglu, M. Dundar, O. Cakir, A. S. Akkurt, Light Metals. "The performance of TiB₂ and TiC bearing grain refiners in twin roll strip casting", Edited by W. Schneider. The Minerals, Metals and Materials Society, 2000, 923-929.
 25. Y. Birol, "The performance of Al-Ti-C grain refiners in twin-roll casting of aluminium foil stock", J. Alloys and Compounds, 430, 2007, 179-187.
- ۱- اندازه دانه هم در Al و هم در آلیاژ Al-Fe با افزایش مقدار بور کاهش یافت.
- ۲- در محدوده افزودن بور در این تحقیق و در یک مقدار بور مشابه، اندازه دانه در آلیاژ Al-Fe کوچک تر از Al است.
- ۳- در یک مقدار بور مشابه، اندازه دانه دو آلیاژ Al و Al-Fe اختلافی تقریباً 15µm نشان داد.

۵- منابع

1. B. S. Murty, S. A. Kori, and M. Chakraborty, "Grain refinement of aluminum and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying", International Materials Reviews, 47, 2002, 3-29.
2. D. G. McCartney, "Grain refining of aluminum and its alloys using inoculants", International Materials Reviews, 34, 1989, 247-260.
3. K. T. Kashyap and T. Chandrashekar, "Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys", Bull. Mater. Sci., 24, 2002, 345-353.
4. I. Maxwell, A. Hellawell, "A simple model for grain refinement during solidification", Acta Metall., 23, 1975, 229-237.
5. M. Johnsson, "Influence of Si and Fe on the grain refinement of aluminum", Z. Metallkd., 85, 1994, 781-784.
6. G. Chai, L. Backerud, and L. Arnberg, "Relation between grain size and coherency parameters in aluminum alloys", Materials Science and Technology, 11, 1995, 1099-1103.
7. M. A. Easton and D. H. StJohn, "A model of grain refinement incorporating alloy constitution and potency of heterogeneous nucleant particles", Acta Mater., 49, 2001, 1867-1878.
8. H. E. Vatne, "Research-Efficient grain refinement of ingots of commercial wrought aluminum alloys,
9. part I: Methods for grain refining", Aluminum, 75, 1999, 84-90.
10. H. E. Vatne, "Efficient grain refinement of ingots of commercial wrought aluminum alloys. part II: Industrial applications", Aluminum, 75, 1999, 200-203.
11. J. A. Spittle, S. Sadli, "Effect of alloy variables on grain refinement of binary aluminum alloys with Al-Ti-B", Materials Science Technology, 11, 1995, 533-537.
12. M. Johnsson and L. Backerud, "The influence of composition on equiaxed crystal growth mechanisms and grain size in Al alloys", Z. Metallkd., 87, 1996, 216-220.
13. L. Backerud and M. Johnsson, "The relative importance of nucleation and growth mechanisms to control grain size in various aluminum alloys", Light Metals, Edited by Wayne Hale. The Minerals, Metals and Materials Society, 1996, 679-685.

بررسی خواص مکانیکی و ریزساختار کامپوزیت زمینه آلومینیمی تقویت شده با نانو ذرات سرامیکی TiC پوشش داده شده به روش ریخته‌گری گردابی

محمد مافی^۱، بهروز قاسمی^۲، امید میرزایی^۳

۱- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد متالورژی-ریخته‌گری، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران Msina222@gmail.com

۲- استادیار، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران bghasemi@semnan.ac.ir

۳- دانشیار، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران o_mirzaee@semnan.ac.ir

چکیده

در چند دهه اخیر تولید کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی به منظور بهبود خواص مکانیکی آلومینیم بسیار مورد توجه قرار گرفته است. یکی از پارامترهای مهم در تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی توزیع یکنواخت فاز تقویت کننده در زمینه می باشد. تولید کامپوزیت به روش ریخته‌گری گردابی می‌تواند ضمن تولید کامپوزیت‌هایی با تقویت کننده‌های نانومتری به توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در فاز زمینه و ترشوندگی بالایی رسید که از مهمترین پارامترها در تعیین خواص کامپوزیت در ابعاد نانو هستند. در این پژوهش هدف تولید کامپوزیت‌های ریخته‌گری پایه آلومینیمی تقویت شده با نانو ذرات سرامیکی TiC پوشش داده شده با آلومینیم برای افزایش میزان ترشوندگی می‌باشد. بعد از آماده سازی پودرها، آنها به مذاب آلومینیم LM2 اضافه شد و بعد از همزدن در مدت زمان معین، ریخته‌گری انجام شد. تولید یا عدم تولید، ابعاد و توزیع تقویت کننده‌ها مورد بررسی قرار داده شد. نتایج سختی سنجی نشان می‌دهد که سختی کامپوزیت با افزودن نانو ذرات تقویت کننده افزایش می‌یابد و خواص مکانیکی بهبود می‌یابد. با افزایش دور همزدن، از میزان کاهش وزن نمونه‌ها نسبت به آلیاژ پایه کاسته شده و میزان ضریب اصطکاک افزایش می‌یابد.

کلمات کلیدی: خواص مکانیکی، نانو ذرات، کامپوزیت زمینه آلومینیمی، ریخته‌گری گردابی

Evaluation of mechanical properties of Nano-composite aluminum reinforced by TiC by stir casting

Mohammad mafi*, Behrooz Ghasemi, Omid Mirzaee

*Corresponding Author Address: Faculty of Materials and Metallurgical engineering, Semnan University, Semnan, Iran.

Corresponding Author E-mail: msina222@gmail.com

Abstract:

In the last few decades, the production of Aluminum Matrix Composite (AMC) has been attractive due to the enhancing the mechanical property of Aluminum. One the most important parameters in the production of metal matrix composites is the uniform distribution of reinforcing phase in the matrix. The stir casting method can produce composite by strengthening the Nano-particle in the uniform distribution of reinforcing particles in the matrix and high wettability, which is the most important parameter in determining the properties of materials on the Nano-scale. In this study, the aim is producing aluminum composites reinforced with TiC nanoparticles coated with aluminum to increase the wettability. After preparation of particles, they were added to molten aluminum alloy LM2 and after stirring over a period of time as a variable parameter, casting was done in the sand mould. To evaluate the mechanical properties of the composite the Brinell test was used for the determination of the hardness and the pin on disk test was used to measure the wear rate and the friction coefficient. The results show that the hardness of composite increases and. With the increase of stirring time, the weight loss decreased with respect to the base alloy and the coefficient of friction increases.

Keywords: Mechanical properties, nanoparticle, Aluminum Matrix Composite, Stir casting, TiC

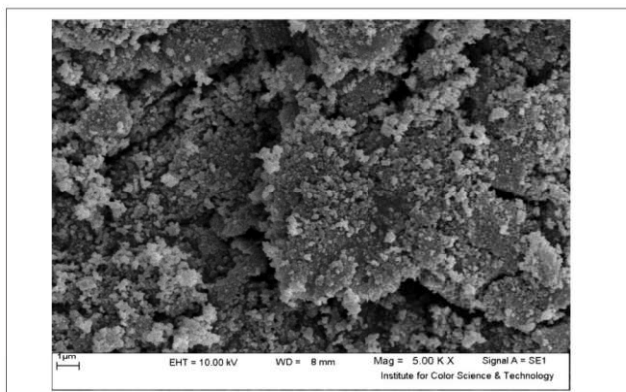
وریزساختار نانوکامپوزیت‌های LM2/TiC مورد بررسی قرار گیرند. فرآیند ریخته‌گری گردابی دارای مزایایی مانند سادگی و کم‌هزینه بودن، انعطاف‌پذیری و قابلیت استفاده برای گستره وسیعی از مواد می‌باشد. با این وجود این روش مشکلاتی نیز دارد؛ مانند ترشوندگی کم، جدایش، آگلومره شدن و توزیع غیریکنواخت ذرات تقویت‌کننده در زمینه می‌باشند که به‌منظور بهبود ترشوندگی ذرات سرامیکی، نانو ذرات را با پودر آلومینیم پوشش می‌دهند تا دارای توزیع یکنواختی در زمینه باشد.

۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق آلیاژ آلومینیم LM2 تولید شرکت صنعتی آلیاژ سازان نقش جهان با ترکیب شیمیایی ارایه شده در جدول (۱) بعنوان فاز زمینه کامپوزیت مورد استفاده قرار گرفت. از کاربرد تیتانیم بعنوان فاز تقویت‌کننده و استحکام بخش با اندازه ذره ۶۰ نانومتر و خلوص ۹۹٪ با شکل ظاهری تقریباً کروی که در شکل (۱) نشان داده می‌شوند استفاده گردید. برای رفع مشکل عدم ترشوندگی و بیشتر شدن ترشوندگی از پوشش با آلومینیم استفاده شد.

جدول (۱) ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم LM2 استفاده شده بعنوان فاز زمینه

عنصر	درصد
مس	۰/۷
نیکل	۰/۵
سیلیسیم	۰/۹
اهن	۱
منگنز	۰/۵
سدیم	۰/۳
آلومینیم	اصلی



شکل (۱) تصویر میکروسکوب الکترونی از نانو پودر کاربید تیتانیم پوشش داده شده (TiC)

امروزه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی به دلیل خواص همچون استحکام ویژه بالا، مقاومت به سایش خوب، ضریب انبساط حرارتی پایین و مقاومت به اکسیداسیون بالا مصرف زیادی را در صنعت خودروسازی، صنایع نظامی و صنایع هوافضا پیدا کرده‌اند. فاز تقویت‌کننده در این کامپوزیت‌ها ممکن است به شکل ذره، الیاف پیوسته، الیاف کوتاه یا ویسکر باشد، اما تقویت‌کننده‌های ذره‌ای به خاطر فرآیند ساخت راحت‌تر و ایجاد خواص ایزوتروپیک در کامپوزیت، بیشتر مورد استفاده قرار می‌گیرند کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی را می‌توان به عنوان دسته‌ای از مواد پیشرفته در نظر گرفت که دارای قابلیت‌های اساسی از جمله دانسیته کم، استحکام بالا، مدول الاستیسیته زیاد، ضریب انبساط حرارتی پایین و مقاومت سایشی خوب می‌باشند. معمولاً ترکیبی از این مواد در یک ماده غیرکامپوزیتی یافت نمی‌شود. افزودن ذرات دیرگداز مستحکم با مدول الاستیسیته بالا به زمینه فلزی منعطف، منجر به تولید موادی می‌شود که دارای خواص بینابین ذرات سرامیکی و زمینه آلیاژی است [۱].

تاکنون اثر تقویت‌کننده‌های بسیاری مانند Al_2O_3 [۴،۵]، SiC [۶،۷]، AlN [۸،۹]، TiB_2 [۱۰،۱۱]، TiC ، B_4C [۱۲،۱۳] و گرافیت [۱۴] بر کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی مورد بررسی قرار گرفته است. در میان این تقویت‌کننده‌ها، TiC خواص بهتری دارد. این ماده ماده‌ای سخت است علاوه بر این دانسیته آن بسیار نزدیک به دانسیته آلیاژ آلومینیم زمینه است ($2/52 \text{ g/cm}^3$) و به علت سختی بالا انتخاب مناسبی برای پوشش‌های مقاوم به ضربه و مقاومت به سایش می‌باشد. نقطه ذوب کاربید تیتانیم ۳۲۰۰ درجه سانتی‌گراد است که برای بهبود خواص حرارتی کامپوزیت سودمند است [۱۶،۱۷].

روش‌های تولید کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی در سه حالت جامد (متالورژی پودر، زینتر معمولی، پرس گرم فورجینگ، اکستروژن، نورد و ترکیبی از آن‌ها، اتصال نفوذی و شوک انفجاری، مایع) ریخته‌گری گردابی، گریز از مرکز، تحت فشار، نیمه مایع نیمه جامد نفوذدهی، درجا و پاششی و (گازی) رسوب فیزیکی و شیمیایی از فاز (بخار) بررسی شده است. در این بین روش ریخته‌گری گردابی به دلیل راحتی فرآیند، انعطاف‌پذیری و صرفه اقتصادی، در سال‌های اخیر بسیار مورد توجه قرار گرفته است [۱].

بر اساس مطالعات نویسندگان، تاکنون تاثیر روش ریخته‌گری گردابی در افزودن کاربید تیتانیم پوشش داده شده با Al در دماها و زمان‌های مختلف بارریزی بر خواص آلیاژ LM2 مورد بررسی قرار نگرفته است. به همین علت در این مقاله پس از تعیین مقادیر بهینه درصد وزنی ذرات، زمان هم‌زدن، تعداد دور هم‌زدن و دیگر پارامترها سعی شده است تا تاثیر دما و زمان بارریزی بر خواص

قطر ساچمه فرورونده ۵ میلی‌متر بود. از هر نمونه پنج بار سختی گرفته‌شده و میانگین مقادیر به‌دست‌آمده به‌عنوان عدد نهایی در نظر گرفته شد.

چگالی نمونه با استفاده از روش ارشمیدس تعیین گردید. میزان تقریبی تخلخل از رابطه ۱ تعیین گردید:

$$\frac{(\rho_{th} - \rho_{exp})}{\rho_{th}} \quad (1)$$

ρ_{exp} : چگالی تجربی به‌دست‌آمده از روش ارشمیدس،

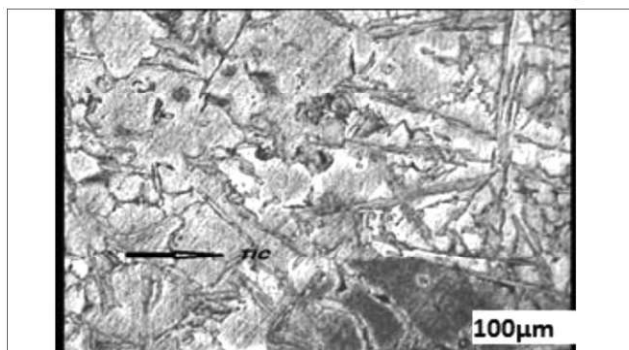
ρ_{th} : چگالی تئوری کامپوزیت طبق قانون مخلوط‌ها

در آزمایش‌ها تعیین خواص برای هر مورد اندازه‌گیری حداقل سه نمونه مورد استفاده قرار گرفت. برای بررسی میزان سایش از دستگاه پین روی دیسک با جنس پین و نیروی استفاده شد. مسافت سایش حدود ۱۰۰ متر بود.

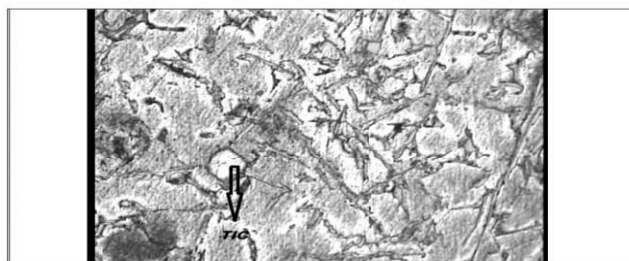
۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی تصاویر میکروسکوپ نوری

شکل (۲) میکروسکوپ نوری نانو کامپوزیت AL/TiC را نشان می‌دهد که در دمای بارریزی ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد و مدت زمان دور ۴ دقیقه ریخته شده است. بررسی‌ها نشان می‌دهد که متوسط قطر معادل دانه‌ها در این نوع افت کرده و کوچک‌تر شده است. همچنین سه نوع مرفولوژی ساختاری دندریتی، سوزنی، کروی در ساختار وجود دارد و تعداد زیادی از دندریت‌ها شکسته شده است. هم‌زدن مذاب در این فرایند باعث می‌گردد که جوانه زنی ذرات اولیه سریع‌تر شکل گیرد بعلاوه باعث شکسته شدن دندریت‌ها نیز می‌گردد.



شکل (۲) تصویر متالوگرافی نانو کامپوزیت AL/TiC با دمای (۶۵۰ C) و مدت زمان ۴ دور در دقیقه با بزرگنمایی ۱۰۰ میکرومتر



شکل (۳) تصویر متالوگرافی نانو کامپوزیت AL/TiC با دمای بارریزی (۷۰۰ C) و مدت زمان ۶ دور بر دقیقه با بزرگنمایی ۱۰۰ میکرومتر

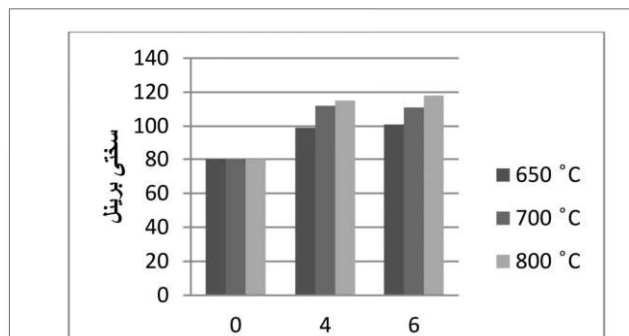
سیستم ریخته‌گری جهت تولید نمونه‌های کامپوزیتی از سه بخش اصلی کوره، همزن و قالب تشکیل شده است. جهت ذوب شمش‌های اولیه فلزی از یک کوره مقاومتی که دما توسط یک کیت الکترونیکی قابل تنظیم است. که در این پژوهش از مدت زمان دور زدن ۴ و ۶ دور بر دقیقه استفاده شد. همچنین جهت ایجاد یک اتمسفر خنثی از ورود گاز ارگون از طریق نازل و شیلنگ متصل به کپسول گاز ارگون در حین هم‌زدن استفاده شد. برای تولید نمونه‌های کامپوزیتی پس از آماده‌سازی مذاب در دمای حدود (۶۵۰) درجه سانتی‌گراد گاز زدایی انجام گرفت. پس از رساندن مذاب به دمای موردنظر، حدود ۸۰۰-۶۵۰ درجه سانتی‌گراد، ذرات استحکام‌دهنده تا دمای ۴۰۰-۳۰۰ درجه سانتی‌گراد پیش‌گرم شده‌اند، به‌وسیله یک ناودانی با درصد موردنظر ۲ درصد وزنی وارد می‌شوند. در ضمن ورود ذرات، مذاب توسط همزن که از قبل پیش‌گرم شده با سرعت موردنظر (۷۰۰-۹۰۰ دور بر دقیقه) به تلاطم درمی‌آید. از همزن‌های الکتریکی با اندازه و شکل‌های مختلف از نظر تعداد پره (۴، ۲ و ۶ پره) و طول پره‌ها از ۲ تا ۴ سانتیمتر اما با زاویه معین ۳۰ درجه استفاده گردید. برای جلوگیری از سرد شدن بوته یک مشعل گازی در تمام مدت هم‌زدن بوته را گرم نگه می‌داشت. قالب ریخته‌گری فولادی نیز به شکل مکعب مستطیل و برای تهیه چهار نمونه استوانه‌ای به ابعاد ۱۵ cm و قطر ۳ cm در هر ذوب‌ریزی طراحی شده است. به‌منظور افزایش میزان ترشوندگی ذرات سرامیکی به‌وسیله مذاب آلومینیم و مس، ذرات کاربیدتیتانیم به‌وسیله پودر آلومینیم خالص با اندازه دانه متوسط ۱۰۰ μm و نسبت وزنی پودر آلومینیم به پودر کاربیدتیتانیم ۲ آسیاب مکانیکی شدند. محیط آسیاب اتانول و میزان دور آسیاب ۳۰۰ rpm در مدت‌زمان ۲۰ دقیقه بود. پس از این مرحله ۲ درصد حجمی از پودر کاربید تیتانیم با در نظر گرفتن مقدار مس روکش داده‌شده بر پودر (در فویل بسیار نازک آلومینیمی قرار گرفته و به آرامی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۱۵ دقیقه به مذاب اضافه شد) دما و زمان اختلاط بر اساس پژوهش‌های قبلی نویسندگان انتخاب شده و بیشترین خواص در این شرایط حاصل شده است [۲۰]. به‌منظور بررسی خواص قطعات کامپوزیتی، نمونه‌های آلومینیمی خالص نیز مشابه نمونه‌های کامپوزیتی تولید شدند. فاصله همزن گرافیتی تا کف بوته ۱/۳ ارتفاع کل بوته در نظر گرفته شد. سرعت همزن در همه مراحل ثابت و برابر با ۳۰۰ rpm بود.

مشاهدات ریزساختاری جهت چگونگی توزیع اندازه ذرات، دانه‌بندی زمینه و چگونگی توزیع تخلخل‌ها بر روی نمونه‌های کامپوزیتی متالوگرافی شدند و سپس با محلول کلردار به مدت ۴۰ ثانیه حکاکی شدند. بررسی ریزساختاری نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی انجام گرفت. برای تعیین سختی نمونه‌ها از آزمون برینل و با اعمال نیروی ۱۲۵ kgf استفاده شد.

بر دقیقه را تأیید می‌کند. به‌طور معمول افزایش بیش از حد دما و به دنبال آن، افزایش سیالیت مذاب و تلاطم آن باعث افزایش تخلخل و کاهش دانسیته می‌شود. در دمای ۷۰۰ این روند به‌طور کامل صعودی بوده که به دلیل غلبه اثر مثبت افزایش تعداد دور همزن و حضور ذرات کاربید تیتانیم بر اثر منفی افزایش دما هست که در نهایت باعث افزایش دانسیته می‌شود. همان‌طور که اشاره شد، دو عامل دما و تعداد دور همزن، به‌طور جداگانه یا توأم با افزایش خود تا مقادیر داده‌شده، باعث افزایش دانسیته می‌شوند.

۳-۳- بررسی نتایج آزمایش سختی

شکل (۵) نیز نمودار سختی نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای ۶۵۰، ۷۰۰ و ۸۰۰ °C و تعداد دورهای هم زدن مختلف از کاربید بور را نشان می‌دهند. از آنجاکه کاربید تیتانیم سختی بالاتری در مقایسه با آلیاژ آلومینیم دارد، این افزایش سختی را می‌توان به حضور ذرات تیتانیم نسبت داد. از این رو، نمودار مربوطه حاکی از وابستگی سختی نمونه‌ها به دما و شرایط ریخته‌گری نمونه‌ها است. همان‌طور که دیده می‌شود در دمای ریخته‌گری ۶۵۰ °C با افزایش مقدار دور هم زدن مذاب سختی افزایش می‌یابد. این روند برای نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای ۶۵۰ °C نیز مشاهده می‌شود؛ اما بیشترین سختی در بین نمونه‌های تهیه‌شده برای نمونه ریخته‌گری شده در دمای ۸۰۰ °C با ۶ دور بر دقیقه هم زدن می‌باشد.



شکل (۵): مقدار تغییرات سختی نمونه‌ها در دماهای ۶۵۰، ۷۰۰، ۸۰۰ بر حسب زمان همزدن

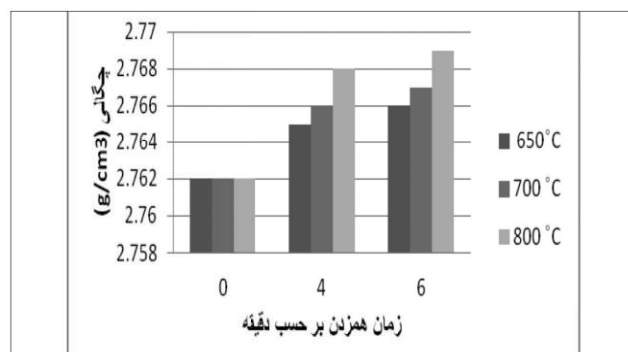
۳-۴- بررسی نتایج آزمایش سایش

شکل (۶) نیز نمودار ضریب اصطکاک بر حسب مسافت نمونه‌های مختلف را نشان می‌دهند همانگونه که نشان داده شد تغییرات بسیار مثبت و مطلوبی را در زمینه ی مقاومت به سایش کامپوزیت مشاهده شد و کامپوزیت ریختگی پژوهش مقاومت به سایش مطلوبی از خود نشان داده است.

تصویر میکروسکوپ نوری شکل (۳) نانوکامپوزیت AL/TiC را نشان می‌دهد که در دمای بارریزی ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد و مدت زمان دور ۶ دقیقه ریخته شده است. بررسی‌ها نشان می‌دهد که در این دمای بارریزی (۷۰۰ °C) و مدت زمان دور (۶ دقیقه) و همان‌طور که دیده می‌شود ذرات تقویت‌کننده نسبتاً یکنواخت توزیع شده است. هم زدن در این مدت زمان و در این دمای بارریزی از نفوذ پایدار در اطراف جامد جلوگیری کرده و بدون نفوذ پایدار رشد محدود شده و با شکسته شدن شاخه‌های دندریتی باعث کروی شدن ذرات بدون رشد می‌گردد. به نوعی نانو پودر کاربید تیتانیم (TiC) پوشش داده شده با آلومینیم بعنوان یک روانکار عمل کرده و ضریب اصطکاک را کاهش داده است به همین دلیل کامپوزیت حاصل می‌تواند نتایج خوبی در سختی و مقاومت به سایش داشته باشد.

۳-۲- بررسی نتایج آزمایش دانسیته سنجی و تخلخل کامپوزیت تولیدی

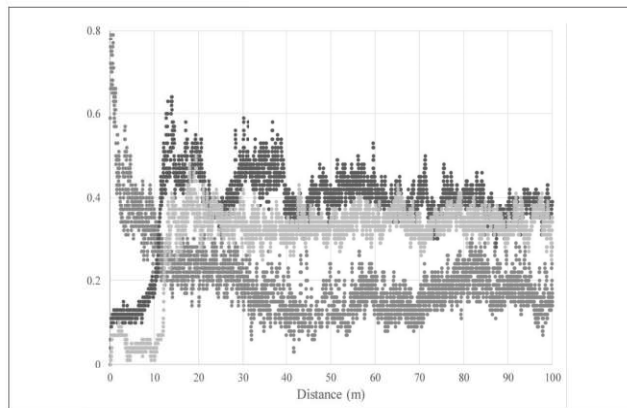
شکل (۴) مقادیر دانسیته تئوری محاسبه‌شده برای نمونه‌ها به همراه دانسیته‌های تجربی به دست آمده توسط روش ارشمیدس برای هر کدام از نمونه‌ها را نشان می‌دهد. در حقیقت در این نمودار دانسیته تجربی نمونه‌های کامپوزیتی ریخته‌گری شده در هر دما در کنار دانسیته تئوری محاسبه‌شده با استفاده از قانون مخلوط‌ها رسم شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود تغییرات چندانی بین دانسیته تجربی و تئوری نمونه‌ها مشاهده نمی‌شود.



شکل (۴) مقدار تغییرات چگالی نمونه‌ها در دماهای ۶۵۰، ۷۰۰، ۸۰۰ بر حسب زمان همزدن

همچنین همان‌گونه که دیده می‌شود افزایش دمای ریخته‌گری تغییراتی چندانی در مقدار چگالی نمونه‌های کامپوزیتی ایجاد نکرده است. این مطلب با توجه به قانون مخلوط‌ها نیز قابل پیش‌بینی است. چراکه در این رابطه اثری از دما دیده نمی‌شود. طبق نتایج حاصله، در حالت کلی، دمای یک دمای بهینه هست؛ زیرا که در این حالت میزان دانسیته افزایش می‌یابد. با توجه به این شکل در کلیه دماها افزایش نسبی نتایج دانسیته دیده می‌شود که این موضوع حضور ذرات کاربید تیتانیم و افزایش دانسیته با افزایش مقدار دور

4. S. Suresh, A. Mortensen & A. Needleman, "Fundamentals of Metal- Matrix Composites", Butterworth-Heinemann, London, 1993.
5. A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj & M. Hajizamani, "Hot Extrusion Process Effect on Mechanical Behavior of Stir Cast Al Based Composites Reinforced with Mechanically Milled B4C Nanoparticles", Journal of Materials Science Technology, Vol. 27(12), pp 1113-1119, 2011.
6. B.H.Torres, L. Ibanez & J.A. Garcia-Escorial, "Mechanical properties of some PM aluminide and silicide reinforced 2124 aluminium matrix composites", Scripta Materiali. 2002.
7. Y. Sahin, S. Murphy, "The effect of fiber orientation of the dry sliding wear of borsicreinforced 2014 aluminum alloy", Journal of Materials Science, Vol. 34, pp 5399–5407, 1996.
8. B. Ogel, R. Gurbuz, «Microstructural characterization and tensile properties of hot pressed Al-SiC composites prepared from pure Al and Cu powders», Materials Science and Engineering A, Vol. 301, pp. 213–220, 2001.
9. S.A. Sajjadi, M. Torabi Parizi, H.R. Ezatpour & A. Sedghic, «Fabrication of A356 composite reinforced with micro and nano Al₂O₃ particles by a developed compo-casting method and study of its properties», Journal of Alloys and Compounds, Vol. 511, pp 226– 231, 2012.
10. http://www.civilica.com/Paper-IMES07-IMES07_121.html.
11. L. Lu, M.O. Lai, X.P. Niu & et al. «In situ formation of TiB₂ reinforced Aluminum via mechanical alloying», Z METALLK D, Vol. 8, pp 567-572, 1998.
12. A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj & N. Ehsani, "Synthesis of boron carbide powder by a carbothermic reduction method" Journal of the European Ceramic Society, Vol. 24, pp 3227– 3234, 2004.
13. Tang Feng, «Dry sliding friction and wear properties of B4C particulate-reinforced Al-5083 matrix composites», Wear, 264, pp.555–561, (2008).
14. Krishan.k. Chawla., «Composite Materials Science and Engineering», 4th Edition Dep of Materials and Metallurgical Engineering New Mexico Socorro, N.M 87801\ USA, pp. 4-24., (1989).
15. Aizenshtein M., «Wetting and interface in the B4C/Al-Me (Me=Cu,Sn) systems», Materials Science and Engineering A, 474, pp. 214-217, (2008).
16. Hong S.J, Kim H.M, Huh D. and Chune B.S., «Effect of clustering On the mechanical properties of SiC particulate reinforced aluminum Alloy 2024 MMC», Mater. Sic Eng. A, Vol. 347, pp. 198-204, (2003).
17. A.Alizadeh, E.Taheri-nassa & M.Hajizamani, "Investigation of Mechanical Behavior of Stir Casted Al Based Composites Reinforced With B4C Nanoparticles", Advanced Materials Research, Vols. 383-390, pp 2728-2732, 2012.
18. A. Ansary Yar, M. Montazerian, H. Abdizadeh & H.R. Baharvandi, "Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composite reinforced with nanoparticle MgO", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 484, pp. 400–404, 2009.
19. H.X. Peng, Z. Fan, D.S. Mudher & J.R.G. Evans, "Microstructures and mechanical properties of engineered short fiber reinforced aluminium matrix composites", Materials Science and Engineering A, Vol. 335, pp. 207–216, 2002.
20. M. Karbalaee Akbari, H.R. Baharvandi, O. Mirzaee, "Fabrication of nano-sized Al₂O₃ reinforced casting aluminum composite focusing on preparation process of reinforcement powders and evaluation of its properties", Composites: Part B 55, 426–432, 2013.



شکل (۶) تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت سایش نمونه‌های کامپوزیتی

۴- نتیجه گیری

همزدن مذاب و اعمال شرایط ریخته گری گردابی باعث ایجاد ساختاری غیردندریتی می شود. با همزدن مذاب و اعمال شدن نیروی برشی به دندریت ها باعث شکسته شدن آنها شده لذا ساختار از حالت دندریتی خارج می شود که باعث بهبود خواص مکانیکی مورد نظر گردد. با بررسی نمودار سختی، افزایش سختی با اضافه کردن نانو پودر کاربید تیتانیم رانشان می دهد این افزایش سختی را می توان به تاثیر حضور ذرات بر کاهش اندازه دانه و همچنین بعنوان مانع برای حرکت نابجایی ها نسبت داد. از آنجا که کاربید تیتانیم سختی بالاتری درمقایسه با آلومینیم دارد، با افزودن ذرات پودر کاربید تیتانیم به آلیاژ آلومینیم LM2، سختی کامپوزیت حاصل افزایش قابل توجهی دارد. بیشترین سختی مربوط به نمونه تهیه شده در دمای ۸۰۰ °C می باشد. با توجه به نتایج آزمایش چگالی سنجی، دانسیته نمونه‌های کامپوزیتی تهیه شده توسط این روش (ریخته گری گردابی) تطابق قابل قبولی با مقادیر محاسبه شده از قانون مخلوطها دارد. افزایش دانسیته دلیلی به جز حضور ذرات کاربید تیتانیم در کامپوزیت ندارد در هم زدن ۴ دقیقه بیشترین تخلخل را دارد و بهترین زمان دور هم زدن برای کاهش تخلخل نمونه های کامپوزیتی مدت زمان ۶ دقیقه دور هم زدن می باشد. پیشنهاد می شود که این پژوهش در مدت زمان های بالاتر دور هم زدن انجام شود و استفاده همزمان از دو نوع نانو ذره متفاوت و بررسی تغییرات آن انجام شود.

۵- منابع

1. S. Rawal, "Metal-Matrix Composites for Space Applications", MMCs for Space, 2001.
2. W. H. Hunt, D. B. Miracle, "Automotive Applications of Metal-Matrix Composites", Air Force Research Laboratory.
3. D. B. Miracle, "Aeronautical Applications of Metal-Matrix Composites", Air Force Research Laboratory.

بررسی خواص مکانیکی نانوکامپوزیت زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات سرامیکی B_4C به روش ریخته‌گری گردابی

محمد جواد علیا*، بهروز قاسمی، امید میرزایی
دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران
*mjavad.olya@gmail.com

چکیده

در چند دهه اخیر تولید کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی به منظور بهبود خواص مکانیکی آلومینیم بسیار مورد توجه قرار گرفته است. یکی از پارامترهای مهم در تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی توزیع یکنواخت فاز تقویت کننده در زمینه می‌باشد. تولید کامپوزیت به روش ریخته‌گری گردابی می‌تواند ضمن تولید کامپوزیت‌هایی با تقویت کننده‌های نانومتری، به توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در فاز زمینه و ترشوندگی بالا رسید که از مهمترین پارامترها در تعیین خواص کامپوزیت در ابعاد نانو هستند. در این پژوهش هدف تولید کامپوزیت‌های ریخته‌گری پایه آلومینیمی تقویت شده با نانو ذرات سرامیکی کاربیدبور پوشش داده شده با آلومینیم برای افزایش میزان ترشوندگی می‌باشد. بعد از آماده‌سازی پودرها، آنها به مذاب آلیاژ آلومینیم LM2 اضافه شدند و بعد از همزدن در ۴ و ۶ دقیقه به عنوان پارامتر متغیر، ریخته‌گری در قالب ماسه‌ای انجام شد. برای بررسی خواص مکانیکی این کامپوزیت از آزمون برینل برای تعیین سختی و از آزمون پین روی دیسک برای اندازه‌گیری میزان سایش و ضریب اصطکاک استفاده شد. نتایج حاصل از این پژوهش نشان می‌دهد که سختی کامپوزیت با افزودن نانوذرات تقویت کننده ۴۲٪ افزایش یافته و با افزایش دور همزدن، از میزان کاهش وزن نمونه‌ها نسبت به آلیاژ پایه کاسته شده و میزان ضریب اصطکاک نیز افزایش می‌یابد.

کلمات کلیدی: خواص مکانیکی، نانوذرات، کامپوزیت زمینه آلومینیمی، ریخته‌گری گردابی، کاربید بور

Evaluation of mechanical properties of Nano-composite aluminum reinforced by B_4C using stir casting method

Mohammad Javad Olya*, Behrooz Ghasemi, Omid Mirzaee
Faculty of Materials and Metallurgical engineering, Semnan University, Semnan, Iran.
*mjavad.olya@gmail.com

Abstract:

In the last few decades, the production of Aluminum Matrix Composite (AMC) has been attractive due to the enhancing the mechanical property of Aluminum. One of the most important parameters in the production of metal matrix composites is the uniform distribution of reinforcing phase in the matrix. The stir casting method can produce composite by strengthening the Nano-particle in the uniform distribution of reinforcing particles in the matrix and high wettability, which is the most important parameter in determining the properties of materials on the Nano-scale. The aim of this study is producing of aluminum composites reinforced with B_4C nanoparticles coated with aluminum to increase the wettability. After preparation of the particles, they were added to molten aluminum alloy LM2 and after stirring over a period of time as a variable parameter, casting was done in the sand mould. To evaluate the mechanical properties of the composite the Brinell test was used for the determination of the hardness and the pin on disk test was used to measure the wear rate and the friction coefficient. The results of the present research show that the hardness of composite increases adding the strengthening Nano-particles and the weight loss with respect to the base alloy decreased when the stirring time increases. Also, the coefficient of friction increases.

Keywords: Mechanical properties, nanoparticle, Aluminum Matrix Composite, Stir casting, B_4C

سرامیکی توسط مذاب و به دست آوردن توزیع مناسب از فاز ثانویه در زمینه وجود دارد [۱۷-۲۰]. فرآیند ریخته‌گری گردابی دارای مزایایی مانند سادگی و کم‌هزینه بودن، انعطاف‌پذیری و قابلیت استفاده برای گستره وسیعی از مواد می‌باشد. با این وجود این روش مشکلاتی نیز دارد؛ مانند ترشوندگی کم، جدایش، آگلومره شدن و توزیع غیریکنواخت ذرات تقویت‌کننده در زمینه [۲۱-۲۳]. به منظور بهبود ترشوندگی ذرات سرامیکی نانو ذرات را با پودر آلومینیم و مس پوشش می‌دهند تا دارای توزیع یکنواختی در زمینه باشد [۲۴].

با توجه به اینکه تا کنون تحقیقات در زمینه افزودن تقویت‌کننده B4C به آلومینیم LM2 انجام نگرفته است در این پژوهش به تولید کامپوزیت به روش ریخته‌گری گردابی و تاثیر افزودن تقویت‌کننده پرداخته شده است.

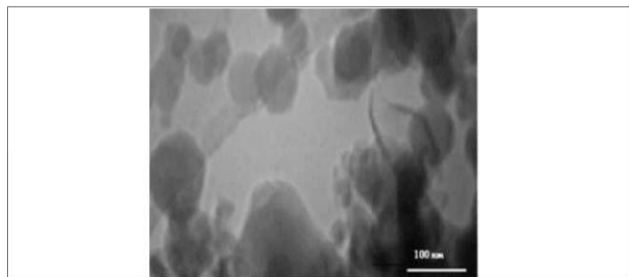
۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب آلیاژ مورد استفاده به‌عنوان زمینه فلزی در جدول ۱ آمده است. از ذرات کاربید بور به ابعاد ۱۰۰ نانومتر به‌عنوان تقویت‌کننده استفاده شده است. در شکل ۱ تصویر TEM نانو ذرات استفاده‌شده در این پژوهش نشان داده شده است.

جدول ۱) ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم LM2 استفاده شده به‌عنوان فاز زمینه

Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Al
0.7	0.3	0.9	1	0.5	0.5	2	0.3	0.2	0.2	Remain

سیستم ریخته‌گری از سه بخش اصلی کوره، همزن و قالب تشکیل شده است. برای تولید نمونه‌های کامپوزیتی پس از آماده‌سازی مذاب در دمای حدود ۶۷۰ درجه سانتی‌گراد گاززدایی انجام گرفت. پس از رساندن مذاب به دمای مورد نظر (حدود ۸۰۰-۶۵۰ درجه سانتی‌گراد) ذرات استحکام‌دهنده تا دمای ۴۰۰-۳۰۰ درجه سانتی‌گراد پیش‌گرم شده‌اند، با درصد مورد نظر ۲ درصد وزنی وارد می‌شوند. ضمن ورود ذرات، مذاب توسط یک همزن که از قبل پیش‌گرم شده با سرعت مورد نظر (۷۰۰-۹۰۰ دور بر دقیقه) به تلاطم درمی‌آید. از همزن‌های الکتریکی با اندازه و شکل معین و زاویه ۳۰ درجه استفاده گردید.



شکل ۱) تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری پودر کاربید بور استفاده شده

کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی در مقایسه با مواد مهندسی متداول به دلیل خواص مکانیکی و فیزیکی مناسب به‌طور گسترده‌ای در صنایع مختلف مانند صنایع نظامی، خودروسازی و هوافضا مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱-۲]. فاز تقویت‌کننده در این کامپوزیت‌ها ممکن است به شکل ذره، الیاف پیوسته، الیاف کوتاه یا ویسکر باشد، اما تقویت‌کننده‌های ذره‌ای به خاطر فرآیند ساخت راحت‌تر و ایجاد خواص ایزوتروپیک در کامپوزیت، بیشتر مورد استفاده قرار می‌گیرند [۳-۵]. متداولترین ذرات سرامیکی که در ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی از آنها استفاده می‌شود عبارتند از: کاربیدسیلیسیم [۶-۷]، آلومینا [۸-۹]، زیرکونیا [۱۰-۱۱]، دی‌بورایدتیتانیم [۱۲] که این ذرات می‌توانند در مقیاس نانو و میکرو مورد استفاده قرار گیرند. در بین ذرات سرامیکی، کاربید بور به دلیل نقطه ذوب زیاد (۲۴۵۰ درجه سانتی‌گراد)، مدول الاستیک بالا (۴۴۵ گیگاپاسکال)، پایداری حرارتی خوب، سختی بالا (کاربیدبور با سختی ۳۷۰۰ ویکرز بعد از الماس و نیتروکاربیدبور) سومین ماده سخت جهان محسوب می‌شود، مقاومت به ساییش و ضربه زیاد، سطح مقطع جذب نوترون بالا و چگالی پایین (۲/۵۴ گرم بر مکعب سانتی‌گراد) به تقویت‌کننده‌ای مناسب در ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی تبدیل شده است [۱۳-۱۴]. کامپوزیت‌های زمینه فلزی به‌عنوان دسته‌ای از مواد پیشرفته در مقایسه با فلزات و آلیاژهای معمولی دارای مزایایی چون صرفه‌جویی وزنی به خاطر نسبت استحکام به وزن مخصوص بالا، پایداری ابعادی بهتر به دلیل ضریب انبساط حرارتی پایین‌تر و مقاومت به خزش، مقاومت به خستگی سیکلی و مقاومت به ساییش بالاتر می‌باشند و کاربردهای فراوانی در صنایع وسایل نقلیه زمینی، هوافضا چون موتورهای راکت‌ها و هواپیماها، تجهیزات دریایی، الکترونیکی، الکتریکی، حرارتی، راکتورهای هسته‌ای، ساینده‌ها و قطعات ساییشی پیدا نموده و به‌علت سهولت امکان تولید نسبت به سایر کامپوزیت‌ها در محدوده وسیعی از کاربردها مورد توجه قرار گرفته‌اند [۱۵-۱۶]. روش‌های تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی در سه حالت جامد (مالتورژی پودر، زینت رینگ معمولی، پرس گرم فورجینگ، اکستروژن، نورد و ترکیبی از آنها، اتصال نفوذی، شوک انفجاری،...)، مایع (گردابی، گریز از مرکز، تحت فشار، نیمه مایع- نیمه جامد نفوذ دهی، درجا، پاششی، ...) و گازی (رسوب فیزیکی و شیمیایی از فاز بخار...) مورد بررسی قرار می‌گیرند. استفاده از روش‌های متداول شکل‌دهی فلزات با هزینه تولید نسبتاً پایین برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی از امتیاز مهم این نوع کامپوزیت‌ها محسوب می‌شود در این میان کامپوزیت‌های قابل تولید توسط ریخته‌گری گردابی از نظر اقتصادی مقرون‌به‌صرفه بوده و همین‌طور قطعات با تنوع گوناگونی از نظر شکل و ترکیب قابلیت تولید دارد؛ اما با وجود این مشکل ترشوندگی ذرات

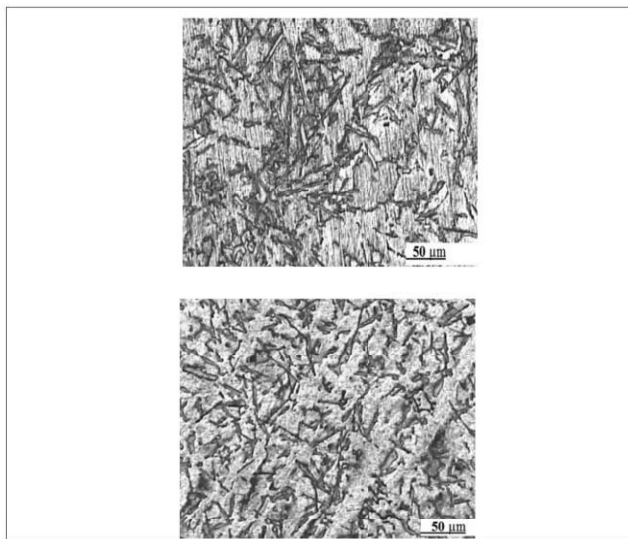
دستگاه پین روی دیسک با جنس پین فولادی استفاده شد. مسافت سایش حدود ۱۰۰ متر بود.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی تصاویر میکروسکوپ نوری

ریزساختار کامپوزیت‌های ریخته‌گری شده در شکل ۲ نشان داده شده است. اگرچه به دلیل ریز بودن ذرات تقویت کننده، امکان مشاهده آنها با میکروسکوپ نوری میسر نیست، اما تغییر ساختار انجمادی و عیوب، موجود را می‌توان مشاهده کرد. بررسی‌های ریزساختاری نشان دادند که افزودن نانوذرات کاربرد بور باعث ریزشدن دانه‌های آلیاژ زمینه می‌شود و به این ترتیب، زمینه دارای ساختار هم محور دانه ریزتری نسبت به آلیاژ تقویت نشده می‌شود. این رفتار را می‌توان به راندمان خوب ورود ذرات نسبت داد.

در حضور ذرات سرامیکی، سرعت جبهه‌ی انجماد کاهش یافته و زمان انجماد موضعی افزایش می‌یابد و در نتیجه، جوانه‌های بیشتری تشکیل شده و این منجر به ریزدانه‌ی آلیاژ تقویت شده می‌شود. می‌توان گفت که ذرات فاز دوم به عنوان مکان‌های جوانه‌زنی ناهمگن برای آلومینیم زمینه عمل می‌کنند. در نمونه‌های کامپوزیتی، ساختار به دلیل وجود مکان‌های جوانه‌زنی بیش‌تر از حالت دندریتی خارج شده و به ساختاری نسبتاً ریزتر تبدیل می‌شود.



شکل ۲) تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های کامپوزیتی

۳-۲- بررسی نتایج آزمایش چگالی سنجی

شکل ۳ مقادیر چگالی تجربی نمونه‌های کامپوزیتی ریخته‌گری شده در هر دما را نشان می‌دهد. با توجه به این که دانسیته تئوری نانوکامپوزیت (g/cm³) ۲/۲۳۴۵ می‌باشد، تغییرات چندانی بین دانسیته تجربی و تئوری نمونه‌ها مشاهده نمی‌شود

برای جلوگیری از واکنش بین مذاب و پره‌های همزن یک پوشش سرامیکی با استفاده از فرآیندهای الکتروولس و یا اسپری دوغاب سرامیکی روی سطوح همزن پیش گرم‌شده اعمال گردید؛ به طوری که همزن تا ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد پیشگام شده و به مدت حدود ۵ ثانیه در داخل دوغاب قرار می‌گیرد. مدت زمان هم زدن مذاب با توجه به حساسیت به اکسیداسیون پودر بین ۲ تا ۴ دقیقه در نظر گرفته شد. برای جلوگیری از سردشدن بوته یک مشعل گازی در تمام مدت همزدن بوته را گرم نگه می‌داشت. قالب ریخته‌گری فولادی نیز به شکل مکعب مستطیل و برای تهیه چهار نمونه استوانه‌ای به ابعاد ۱۵ و قطر ۳ سانتی‌متر در هر ذوب ریزی طراحی شده است. به منظور افزایش میزان ترشوندگی ذرات سرامیکی به وسیله مذاب آلومینیم، ذرات کاربرد بور به وسیله پودر آلومینیم خالص با اندازه دانه متوسط ۱۰۰ میکرومتر و نسبت وزنی پودر آلومینیم به پودر کاربرد بور ۲ آسیاب مکانیکی شدند. میزان دور آسیاب ۳۰۰ rpm در مدت زمان ۶۰ دقیقه بود. پس از این مرحله ۲ درصد حجمی از پودر کاربرد بور با در نظر گرفتن مقدار آلومینیم روکش داده‌شده بر پودر (در فویل بسیار نازک آلومینیمی قرار گرفته و به آرامی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۱۵ دقیقه به مذاب اضافه شد) دما و زمان اختلاط بر اساس پژوهش‌های قبلی نویسندگان انتخاب شده و بیشترین خواص در این شرایط حاصل شده است. به منظور بررسی خواص قطعات کامپوزیتی، نمونه‌های آلومینیمی خالص نیز مشابه نمونه‌های کامپوزیتی تولید شدند. فاصله همزن گرافیتی تا کف بوته ۱/۳ ارتفاع کل بوته در نظر گرفته شد. سرعت همزن در همه مراحل ثابت و برابر با ۳۰۰ rpm بود.

مشاهدات ریزساختاری جهت چگونگی توزیع اندازه ذرات، دانه‌بندی زمینه و چگونگی توزیع تخلخل‌ها بر روی نمونه‌های کامپوزیتی متالوگرافی شدند و سپس با محلول کلردار به مدت ۴۰ ثانیه حکاکی شدند. بررسی ریزساختاری نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی انجام گرفت. برای تعیین سختی نمونه‌ها از آزمون برینل و با اعمال نیروی ۱۲۵ kgf استفاده شد. قطر ساچمه فرورونده ۵ میلی‌متر بود. از هر نمونه پنج بار سختی گرفته شده و میانگین مقادیر به دست آمده به عنوان عدد نهایی در نظر گرفته شد.

چگالی نمونه با استفاده از روش ارشمیدس تعیین گردید. میزان تقریبی تخلخل از رابطه ۱ تعیین گردید:

$$(1) \quad \text{pth} / (\text{pth} - \text{pexp})$$

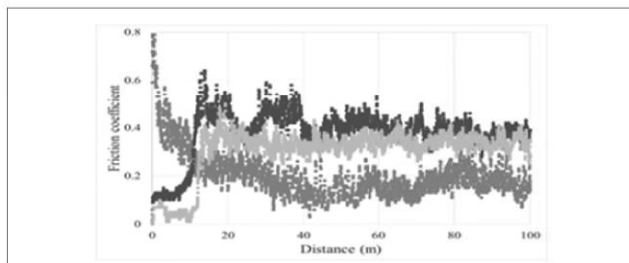
pexp: چگالی تجربی به دست آمده از روش ارشمیدس،

pth: چگالی تئوری کامپوزیت طبق قانون مخلوطها

در آزمایش‌ها تعیین خواص برای هر مورد اندازه‌گیری حداقل سه نمونه مورد استفاده قرار گرفت. برای بررسی میزان سایش از

نیز مشاهده می‌شود؛ اما بیشترین سختی در بین نمونه‌های تهیه‌شده برای نمونه ریخته‌گری شده در دمای 800°C با ۶ دور بر دقیقه هم زدن می‌باشد.

همچنین شکل ۵ نیز نمودار ضریب اصطکاک بر حسب مسافت نمونه‌های مختلف را نشان می‌دهند.



شکل ۵) نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت سایش نمونه‌های کامپوزیتی

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش کامپوزیت آلیاژ آلومینیم/LM2/نانو کاربرد بور، توسط روش ریخته‌گری گردابی و تکنیک نوین افزودن پودر سرامیکی به مذاب در داخل فویل آلومینیم، با پوشش دهی ذرات کاربیدبور و نیز استفاده از ذرات در حد نانو، تولید گردید. با توجه به نتایج آزمایش چگالی سنجی، چگالی نمونه‌های کامپوزیتی تهیه‌شده توسط این روش (ریخته‌گری گردابی) تطابق قابل قبولی با مقادیر محاسبه‌شده از قانون مخلوطها دارد. افزایش چگالی دلیلی به جز حضور ذرات کاربیدبور در کامپوزیت ندارد و همچنین کاهش آن به دلیل ایجاد تخلخل در کامپوزیت به دلیل افزایش دما می‌باشد. از آنجاکه کاربرد بور سختی بسیار بالاتری در مقایسه با آلومینیم دارد، با افزودن ذرات پودر کاربیدبور به آلیاژ آلومینیم LM2، سختی کامپوزیت حاصل، افزایش قابل توجهی داشته و بیشترین سختی مربوط به نمونه تهیه شده در دمای 670°C می‌باشد. با توجه به بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها و نمودارهای مربوطه، دمای بهینه برای تولید کامپوزیتی با خواص مناسب نسبت به خواص حاصله و روش تولیدی خاص خود، دمای 800°C می‌باشد.

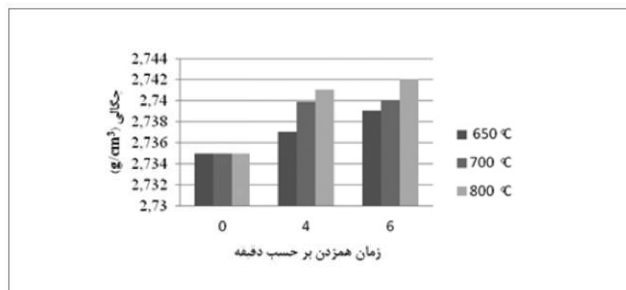
۵- منابع

1. S. Rawal, "Metal-Matrix Composites for Space Applications", MMCs for Space, 2001.
2. S. Suresh, A. Mortensen & A. Needleman, "Fundamentals of Metal- Matrix Composites", Butterworth-Heinemann, London, 1993.
3. A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj & M. Hajizamani, "Hot Extrusion Process Effect on Mechanical Behavior of Stir Cast Al Based Composites Reinforced with Mechanically Milled B4C Nanoparticles", Journal of Ma-

و همچنین که دیده می‌شود افزایش دمای ریخته‌گری تغییری چندانی در مقدار چگالی نمونه‌های کامپوزیتی ایجاد نکرده است. این مطلب با توجه به قانون مخلوطها نیز قابل پیش‌بینی است.

همچنین همان‌گونه که دیده می‌شود افزایش دمای ریخته‌گری تغییری چندانی در مقدار چگالی نمونه‌های کامپوزیتی ایجاد نکرده است. این مطلب با توجه به قانون مخلوطها نیز قابل پیش‌بینی است، زیرا در این رابطه اثری از دما دیده نمی‌شود. طبق نتایج حاصله، در حالت کلی، دمای 800°C یک دمای بهینه هست؛ زیرا که در این حالت میزان چگالی افزایش می‌یابد. با توجه به این شکل در کلیه دماها افزایش نسبی نتایج چگالی دیده می‌شود که این موضوع حضور ذرات کاربید بور و افزایش چگالی با افزایش مقدار دور بر دقیقه را تأیید می‌کند.

به‌طورمعمول افزایش بیش‌ازحد دما و به دنبال آن، افزایش سیالیت مذاب و تلاطم آن باعث افزایش تخلخل و کاهش چگالی می‌شود. در دمای 700°C این روند به‌طور کامل صعودی بوده که به دلیل غلبه اثر مثبت افزایش تعداد دور همزن و حضور ذرات کاربید بور بر اثر منفی افزایش دما هست که در نهایت باعث افزایش چگالی می‌شود. همان‌طور که اشاره شد، دو عامل دما و تعداد دور همزن، به‌طور جداگانه یا توأم با افزایش خود تا مقادیر داده‌شده، باعث افزایش چگالی می‌شوند.



شکل ۳) نمودار تغییرات چگالی نمونه‌های کامپوزیتی در دماهای 650°C ، 700°C و 800°C بر حسب زمان هم زدن

۳-۳- بررسی نتایج آزمایش سختی و سایش

شکل ۴ نیز نمودار سختی نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای 650°C ، 700°C و 800°C درجه سانتی‌گراد تعداد دورهای هم زدن مختلف از کاربرد بور را نشان می‌دهند. از آنجاکه کاربردبور سختی بسیار بالاتری در مقایسه با آلیاژ آلومینیم دارد، این افزایش سختی را می‌توان به حضور ذرات کاربید بور نسبت داد. از این‌رو، نمودار مربوطه حاکی از وابستگی سختی نمونه‌ها به دما و شرایط ریخته‌گری نمونه‌ها است. همان‌طور که دیده می‌شود در دمای ریخته‌گری 650°C با افزایش مقدار دور هم زدن مذاب سختی افزایش می‌یابد.

این روند برای نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای 700°C

18. Aizenshtein M., «Wetting and interface in the B4C/Al-Me (Me=Cu,Sn) systems», Materials Science and Engineering A, 474, pp. 214-217, (2008).
19. Hong S.J, Kim H.M, Huh D. and Chune B.S., «Effect of clustering On the mechanical properties of SiC particulate reinforced aluminum Alloy 2024 MMC», Mater. Sic Eng. A, Vol. 347, pp. 198-204, (2003).
۲۰. محمود محمودی، «تولید کامپوزیت Al-SiC به روش ریخته‌گری همزدنی و تأثیر منیزیم بر ترشوندگی ذرات SiC» یازدهمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، ۱۳۸۶.
21. A. Alizadeh, E. Taheri-nassa & M. Hajizamani, «Investigation of Mechanical Behavior of Stir Casted Al Based Composites Reinforced With B4C Nanoparticles», Advanced Materials Research, Vols. 383-390, pp 2728-2732, 2012.
22. A. Ansary Yar, M. Montazerian, H. Abdizadeh & H.R. Baharvandi, «Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composite reinforced with nano-particle MgO», Journal of Alloys and Compounds, Vol. 484, pp. 400-404, 2009.
23. H.X. Peng, Z. Fan, D.S. Mudher & J.R.G. Evans, «Microstructures and mechanical properties of engineered short fiber reinforced aluminium matrix composites», Materials Science and Engineering A, Vol. 335, pp. 207-216, 2002
24. reinforced with micro and nano Al2O3 particles by a developed compocasting method and study of its properties», Journal of Alloys and Compounds, Vol. 511, pp 226- 231, 2012.
4. B.H.Torres, L. Ibanez & J.A. Garcia-Escorial, «Mechanical properties of some PM aluminide and silicide reinforced 2124 aluminium matrix composites», Scripta Materiali. 2002.
5. Y. Sahin, S. Murphy, «The effect of fiber orientation of the dry sliding wear of borsicreinforced 2014 aluminium alloy», Journal of Materials Science, Vol. 34, pp 5399-5407, 1996.
6. B. Ogel, R. Gurbuz, «Microstructural characterization and tensile properties of hot pressed Al-SiC composites prepared from pure Al and Cu powders», Materials Science and Engineering A, Vol. 301, pp. 213-220, 2001.
7. S.A. Sajjadi, M. Torabi Parizi, H.R. Ezatpour & A. Sedghic, «Fabrication of A356 composite
۸. ز. سراجان، «بررسی پارامترهای مؤثر بر خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه فلزی آلومینیوم خالص با ذرات SiC». فصلنامه ریخته‌گری، سال ۲۷، شماره ۸۷، صص ۶۷-۷۱، تابستان ۱۳۸۶.
9. Z. Miskovic, I. Bobic, S. Tripkovic, A. Rac & A. Vencil, «The Structure and Mechanical Properties of an Aluminium A356 Alloy Base Composite With Al2O3 Particle Additions», Tribology in industry, Vol. 28, pp 23-27, 2006
۱۰. م. کریمی، ح. عبدی زاده و ح. بهاروندی، «ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیومی با ذرات پودر نانو زیرکونیا تولیدشده به روش ریخته‌گری گردابی»، دومین همایش دانشجویی فناوری نانو، دانشگاه کاشان، شهریور ۱۳۸۶.
۱۱. م. باغچه سرا، ح. عبدی زاده و ح. بهاروندی، «تولید کامپوزیت زمینه Al با فاز دوم ZrO2 توسط روش اختلاط مستقیم و بررسی ریزساختار آن»، فصلنامه ریخته‌گری، سال ۲۷، شماره ۸۹، صص ۳۰-۳۸، بهار ۱۳۸۷.
12. L. Lu, M.O. Lai, X.P. Niu & et al. «In situ formation of TiB2 reinforced Aluminum via mechanical alloying», Z METALLKD, Vol. 8, pp 567-572, 1998.
۱۳. ح. لشگری، م. امامی، «بررسی تأثیر استرانسیوم بر ریزساختار کامپوزیت‌های ریختگی «B4C-A۳۵۶»، فصلنامه ریخته‌گری، سال ۲۷، شماره ۹۰، صص ۹۰-۱۱، تابستان ۱۳۸۷.
14. A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj & N. Ehsani, «Synthesis of boron carbide powder by a carbothermic reduction method» Journal of the European Ceramic Society, Vol. 24, pp 3227- 3234, 2004.
15. Tang Feng, «Dry sliding friction and wear properties of B4C particulate-reinforced Al-5083 matrix composites», Wear, 264, pp.555-561, (2008).
16. Krishan.k. Chawla., «Composite Materials Science and Engineering», 4th Edition Dep of Materials and Metallurgical Engineering New Mexico Socorro, N.M 87801\USA, pp. 4-24., (1989).
۱۷. محمد ملازاده، «ساخت کامپوزیت آلومینیوم-زیرکونیا به روش ریخته‌گری گردابی»، یازدهمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، (۱۳۸۶).

تکنولوژی ذوب و ریخته‌گری چدن های نیکل مقاوم

نجم الدین عرب

استادیار، دانشگاه آزاد اسلامی واحد ساوه

najarab@yahoo.com

چکیده

این مقاله به معرفی چدن های نیکل مقاوم پرداخته و تکنولوژی ذوب و ریخته‌گری این آلیاژها را مد نظر قرار می‌دهد. تکنولوژی تولید این چدن‌ها در مقایسه با چدن‌های خاکستری و نشکن متداول دارای تفاوت‌هایی است که عدم شناخت آنها می‌تواند تأثیرات قابل توجهی بر خواص مکانیکی و ساختار و کیفیت قطعات تولیدی بگذارد. از این جمله می‌توان به تأثیر ترکیب شیمیایی، اثر مقدار منیزیم باقیمانده، زمان میرایی، نحوه جوانه زنی، طراحی تغذیه و سیستم راهگامی و نحوه افزودن عناصر آلیاژی و ذوب ریزی اشاره داشت.

Technology of Melting and Casting of Ni-Resist Cast Irons

Najmeddin Arab

Assistant of Professor, Islamic Azad University, Saveh Branch, Saveh, Iran

Abstract:

This study introduce Ni-Resist cast irons and the technology of melting and casting of these alloys. In comparison with regular grey and ductile irons, Ni-Resist cast iron have some differences in production technology which can effect on mechanical properties, microstructure and casting quality. For example, effect of chemical composition, residual magnesium, fading time, magnesium treatment, inoculation gating and risering design, and adding alloying elements and pouring the molten metal are different with regular cast irons.

۱- مقدمه

شده اند، متأسفانه نامگذاری این آلیاژها در این استانداردها بسیار متفاوت است، جدول ۱ و ۲، نامگذاری این آلیاژها در برخی استانداردهای متداول در دنیا را نشان می‌دهند

جدول (۱) نامگذاری چدن‌های نیکل مقاوم با گرافیت ورقه ای [۱]

Common Name	ASTM A 436-84	ISO 2892-1973	DIN 1694	BS 3468:1986
NiMn 13 7	-	L-NiMn 13 7	GGL-NiMn 13 7	-
NiResist 1	Type 1	L-NiCuCr 15 6 2	GGL-NiCuCr 15 6 2	Grade F1
Ni-Resist 1b	Type 1 b	L-NiCuCr 15 6 3	GGL-NiCuCr 15 6 3	-
Ni-Resist 2	Type 2	L-NiCr 20 2	GGL-NiCr 20 2	Grade F2
Ni-Resist 2b	Type 2b	L-NiCr 20 3	GGL-NiCr 20 3	-
Nicrosilal	-	L-NiSiCr 20 5 3	GGL-NiSiCr 20 5 3	-
Ni-Resist 3	Type 3	L-NiCr 30 3	GGL-NiCr 30 3	Grade F3
Ni-Resist 4	Type 4	L-NiSiCr 30 5 5	GGL-NiSiCr 30 5 5	-
Ni-Resist 5	Type 5	L-Ni 35	-	-
Ni-Resist 6	Type 6	-	-	-

جدول (۲) نامگذاری چدن‌های نیکل مقاوم با گرافیت کروی [۱]

Common Name	ASTM A439-83 A571-84	ISO 2892-1973	DIN 1694	BS 3468:1986
NiResist D-2	Type D-2	SAO 20 2	GGG-NiCr 20 2	Grade S2
NiResist D-2W	-	-	GGG-NiCrNb 20 2	Grade S2W
NiResist D-2B	Type D-2B	SAO 20 3	GGG-NiCr 20 3	Grade S2B
Nicrosilal Spheronic	-	SASCr 20 5 2	GGG-NiSiCr 20 5 2	-
NiResist D-2C	Type D-2C	S-Ni 22	GGG-Ni 22	Grade S2C
NiResist D-2M	Type D-2M	SAW 23 4	GGG-NiMn 23 4	Grade S2M
NiResist D-3A	Type D-3A	S-NO 301	GGG-NiCr 301	-
NiResist D-3	Type D-3	SAO 30 3	GGG-NiCr 30 3	Grade S3
NiResist D-4A	-	-	GGG-NiCr 30 5 2	-
NiResist D-4	Type D-4	S-NiSiCr 30 5 5	GGG-NiSiCr 30 5 5	-
NiResist D-5	Type D-5	S-Ni 35	GGG-Ni 35	-
NiResist D-5B	Type D-5B	SAO 35 3	GGG-NiCr 35 3	-
NiResist D-5S	Type D-5S	S-NiSiCr 35 5 2	GGG-NiSiCr 35 5 2	Grade S5S
NiResist D-6	-	SAW 13 7	GGG-NiMn 13 7	Grade S6

در جدول ۳ و ۴، ترتیب ترکیب شیمیایی چدن‌های نیکل مقاوم با گرافیت ورقه ای و گرافیت کروی آورده شده اند.

جدول (۳) ترکیب شیمیایی چدن‌های نیکل مقاوم با گرافیت ورقه ای [۱]

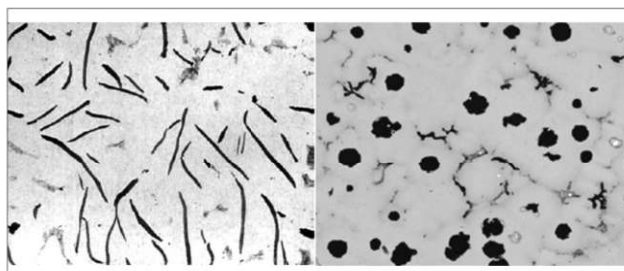
Common Name	Ni	Cr	Si	Cu	Mn	C max	Other
NiMn 13 7	12.0-14.0	.2max	1.5-3.C	-	6.0-7.0	3.0	-
NiResist 1	13.5-17.5	1.5-2.5	1.0-2.8	5.5-7.5	0.5-1.5	3.0	-
NiResist1b	13.5-17.5	2.5-3.5	1.0-2.8	5.5-7.5	0.5-1.5	3.0	-
NiResist 2	18.0-22.0	1.5-2.5	1.0-2.8	.5max	0.5-1.5	3.0	-
NiResist 2b	18.0-22.0	3.0-6.0	1.0-2.8	.5max	0.5-1.5	3.0	-
Nicrosil-al	18.0-22.0	1.5-4.5	3.5-5.5	-	0.5-1.5	2.5	-
NiResist 3	28.0-32.0	2.5-3.5	1.0-2.C	.5max	0.5-1.5	2.6	-
NiResist 4	29.0-32.0	4.5-5.5	5.0-6.C	.5max	0.5-1.5	2.6	-
NiResist 5	34.0-36.0	.1max	1.0-2.C	.5max	0.5-1.5	2.4	-
NiResist 6	18.0-22.0	1.0-2.0	1.5-2.5	3.5-5.5	0.5-1.5	3.0	1.0Mo

چدن‌های نیکل مقاوم، به دو خانواده اصلی با گرافیت ورقه ای و گرافیت کروی تقسیم می‌شوند، در سال‌های اخیر چدن‌های نیکل مقاوم نشکن با استقبال بیشتری روبرو شده اند چرا که دارای استحکام بالاتر و انعطاف پذیری بیشتر بوده و پایداری بیشتری نسبت به دما دارند با اینحال چدن‌های نیکل مقاوم با گرافیت ورقه ای، به علت قیمت پایین تر، مشکلات ریخته گری کمتر و قابلیت ماشین کاری و هدایت حرارتی بالاتر، هنوز توسط بسیاری از کارخانجات ریخته گری تولید می‌شوند.

چدن‌های نیکل مقاوم در برابر محلول‌های حاوی نمک، آب دریا، محیط‌های اسیدی و بازی و مایعات نفتی شیرین و ترش مقاوم اند، در مقایسه با چدن‌های غیر آلیاژی یا کم آلیاژ، مقاومت به خوردگی بسیار بالاتری دارند، در برخی موارد مقاومت به خوردگی آنها حتی از فولادهای زنگ نزن نیز بیشتر است [۱] این چدن‌ها مقاومت به سایش مناسبی نیز دارند، بوش‌های سیلندر، پیستون‌ها، رینگ‌ها و اسلیوهای ضد سایش، پوسته یاتاقان‌ها و دنده‌های پیچی پمپ‌های خلاء، نمونه ای از کاربردهای سایشی این نوع چدن هاست، مقاوم به پوسته شدن در اثر سایش در این چدن‌ها بسیار بالاست.

چدن‌های نیکل مقاوم دارای مقاومت به اکسیداسیون بالایی بوده و پایداری بالایی در برابر دما دارند، امروزه چدن‌های با گرافیت ورقه ای تا درجه حرارت ۷۰۰ و چدن‌های با گرافیت کروی تا دمای ۱۰۵۰ مورد استفاده قرار می‌گیرند، مقاومت به اکسیداسیون این چدن‌ها معمولاً با زمان تغییر چندانی نمی‌کند [۲]

علت اصلی خواص مناسب چدن‌های نیکل مقاوم، پایداری ساختار آستنیت در این چدن‌ها تا دمای محیط است، این چدن‌ها دارای بیش از ۲۰٪ نیکل می‌باشند که دلیل اصلی پایداری ساختار آستنیت در این چدن هاست، شکل ۱ نمونه ای از ساختار این چدن‌ها را نشان می‌دهد.



شکل (۱) ساختار آستنیتی چدن‌های نیکل مقاوم

الف- چدن‌های با گرافیت ورقه ای ب- چدن‌های با گرافیت کروی

ترکیب شیمیایی و خواص فیزیکی و مکانیکی چدن‌های نیکل مقاوم در برخی استانداردهای ملی و بین‌المللی، استانداردسازی

جدول ۴) ترکیب شیمیایی چدن‌های نیکل مقاوم با گرافیت کرومی [۱]

Common Name	Ni	Cr	Si	Cu	Mn	C max	Other
NIResist D-2	18.0-22.0	1.75-2.75	1.0-3.0	0.5max	0.70-1.25	3.0	-
NIResist D-2W	18.0-22.0	1.50-2.20	1.5-2.2	0.5max	0.5-1.5	3.0	.12-20Nb
NIResist D-2B	18.0-22.0	2.75-4.00	1.5-3.0	0.5max	0.70-1.25	3.0	-
Nicrosil Spheronic	18.0-22.0	10-2.5	4.5-5.5	0.5max	0.5-1.5	3.0	-
NIResist D-2C	21.0-24.0	0.5max	1.0-3.0	0.5max	1.8-2.4	2.9	-
NIResist D-2M	22.0-24.0	0.2max	1.5-2.5	0.5max	3.75-4.50	2.6	-
NIResist D-3A	28.0-32.0	1.0-1.5	1.0-2.8	0.5max	1.0max	2.6	-
NIResist D-3	28.0-32.0	2.5-3.5	1.0-2.8	0.5max	1.0max	2.6	-
NIResist D-4A	29.0-32.0	1.5-2.5	4.0-6.0	0.5max	0.5-1.5	2.6	-
NIResist D-428	.0-32.0	4.5-5.5	5.0-6.0	0.5max	1.0max	2.6	-
NIResist D-534	0-36.0	0.1 max	1.0-2.8	0.5max	1.0max	2.4	-
NIResist D-5B	34.0-36.0	2.0-3.0	1.0-2.8	0.5max	1.0max	2.4	-
NIResist D-5S	34.0-37.0	1.15-2.25	4.9-5.5	0.5max	1.0max	2.3	-
NIResist D-6	12.0-14.0	0.2max	2.0-3.0	0.5max	6.0-7.0	3.0	-

برای قطعات با مقاطع نازک می‌شود، این عنصر مقاومت در برابر خوردگی در دمای بالا را افزایش داده و احتمال تشکیل کاربیدهای کروم را کاهش می‌دهد.

منگنز: این عنصر هیچگونه بهبودی را در مقاومت به خوردگی، پایداری حرارتی یا افزایش خواص مکانیکی به وجود نمی‌آورد اما یک پایدارکننده آستنیت است که باعث بهبود و خواص قطعات نیکل مقاوم در دماهای پایین می‌گردد.

نیوبیم: از عناصر مهم افزودنی به چدن‌های نیکل مقاوم است که باعث افزایش قابلیت جوشکاری این آلیاژها می‌شود، برای دست یابی به بهترین تاثیرات این عنصر، کنترل مقدار سیلیسیم، گوگرد و فسفر نیز ضروری است.

مولیبدن: این عنصر در تمام آلیاژهای نیکل مقاوم وجود ندارد، برخی اوقات به منظور استحکام گرم در حدود ۰.۲٪ به این آلیاژها افزوده می‌گردد.

منیزیم: این عنصر به روش افزودن در پاتیل به مذاب چدن‌های نیکل مقاوم نشکن (۰/۰۳-۰/۰۵۵)٪ افزوده می‌شود که هدف از آن کرومی شدن گرافیت هاست.

۱-۱- خواص مکانیکی

جدول ۵ و ۶، خواص مکانیکی چدن‌های نیکل مقاوم با گرافیت ورقه‌ای و کرومی را نشان می‌دهند، با تعبیر درصد کربن یا سایر عناصر آلیاژی و یا استحکام عملیات حرارتی، خواص مکانیکی ممکن است تغییر یابند.

لذا به منظور دست یابی به خواص مشخص، ضروری است که بین مشتری و تولیدکننده توافق لازم بر روی ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی صورت پذیرد، به همین دلیل خواص مکانیکی ذکر شده در استانداردهای ملی یا بین‌المللی با هم متفاوت می‌باشند.

۲- ذوب و ریخته‌گری آلیاژهای نیکل مقاوم

۱-۲- کوره‌های ذوب

چدن‌های نیکل مقاوم را می‌توان در کوره‌های القایی، قوس الکتریک، کویل و حتی کوره‌های بوته‌ای ذوب کرد، اما کوره‌های القایی بدون هسته متداولترین نوع کوره برای ذوب این چدن است، چون در این چدن‌ها عناصر آلیاژی با درصدهای بالا وجود دارند، لذا ضروری است یک مذاب دارای تلاطم مناسب جهت یکنواختی ترکیب شیمیایی ذوب در کوره باشد، در کارخانجات با تولید انبوه یا کارخانجاتی که قطعات سنگین ذوب ریزی می‌کنند، برای نگهداری مذاب معمولاً از کوره‌های القایی کانالی استفاده می‌شود، اما ضروری است که زمان ذوب و نگهداری آن به حداقل کاهش یابد تا از اثرات مخرب زمان طولانی نگهداری مذاب مانند جذب گاز، سوختن عناصر آلیاژی یا جدایش ثقلی عناصر آلیاژی اجتناب شود. [۳-۴]

هر یک از عناصر آلیاژی موجود در چدن‌های نیکل مقاوم، تاثیر متفاوتی بر خواص و ساختار این چدن‌ها می‌گذارد که برخی از این موارد اشاره می‌گردد.

نیکل: مهمترین عنصر آلیاژی در این چدن هاست که باعث پایداری ساختار آستنیت تا درجه حرارت محیط، مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون و پایداری دمایی بالای آنها و خواص مکانیکی مخصوص در آنها می‌شود، ضریب انبساط حرارتی در این چدن‌ها بستگی فراوانی به درصد نیکل داشته و در ۳۵٪ نیکل به کمترین مقدار خود می‌رسد.

کروم: مهمترین تاثیر کروم بهبود استحکام و مقاومت به خوردگی در درجه حرارت‌های بالاست، این عنصر، مقاومت به سایش را نیز افزایش می‌دهد، این عنصر با تشکیل کاربید، می‌تواند اعطاف پذیری و مقاومت به ضربه را در این چدن‌ها کاهش داده و با افزایش آن، احتمال تشکیل حفره‌های انقباضی در قطعات ریخته‌گری افزایش می‌یابد.

مس: این عنصر مقاومت به خوردگی در محیط‌های اسیدی متوسط را افزایش می‌دهد اما در انواع نشکن بعلت واکنش با منیزیم، درصد کرومی شدن گرافیت‌ها را کاهش می‌دهد، لذا در چدن‌های نیکل مقاوم نشکن به کار نمی‌رود.

کربن: کربن عنصری تعیین کننده در انواع چدن هاست، افزایش درصد کربن، درجه حرارت انجماد را کاهش داده و شرایط ذوب و ریخته‌گری را بهبود می‌دهد، اما درصد بالای آن در چدن‌های نیکل مقاوم موجب افزایش میزان کاربید می‌گردد.

سیلیسیم: این عنصر نیز یکی از عناصر ضروری در چدن هاست که باعث افزایش سیالیت مذاب و قابلیت ریخته‌گری، خصوصاً

جدول ۵) خواص مکانیکی چدن‌های نیکل مقاوم با گرافیت ورقه ای [۱]

آلیاژ	استحکام کششی MPa(KSi)	استحکام فشاری MPa(KSi)	انعطاف پذیری (%)	مدول الاستیسیته MPa(KSi)x103	سختی (برینل)
NIMn 13 7	140-220 (20-31)	630-840 (90-120)	-	70-90 (10-13)	120-150
NI-Resist 1	170-210 (24-30)	700-840 (100-120)	2	85-105 (12-15)	120-215
NI-Resist	190-240 (27-34)	860-1100 (123-157)	1-2	98-113 (14-16)	150-250
NI-Resist 2	170-210 (24-30)	700-840 (100-120)	2-3	85-105 (12-15)	120-215
NI-Resist	190-240 (27-34)	860-1100 (123-157)	1-2	98-113 (14-16)	160-250
Nicrosil-al	190-280 (27-40)	-	2-3	-	140-250
NI-Resist 3	190-240 (27-34)	700-910 (100-130)	1-3	98-113 (14-16)	120-215
NI-Resist 4	170-240 (24-34)	560 (80)	-	105 (15)	150-210
NI-Resist 5	120-180 (17-26)	560-700 (80-100)	1-3	74 (11)	120-140
NI-Resist 6	170-210 (24-30)	700-840 (100-120)	-	-	130-180

جدول ۶) خواص مکانیکی چدن‌های نیکل مقاوم با گرافیت کروی [۱]

آلیاژ	استحکام کششی MPa(KSi)	استحکام تسلیم MPa(KSi)	انعطاف پذیری (%)	مدول الاستیسیته MPa(KSi)x103	انرژی ضربه Kg-m(ft-lb)	سختی (برینل)
NI-Resist D-2	370-480 (53-69)	210-250 (30-36)	7-20	112-130 (16-19)	14-27 (101-197)	140-200
NI-Resist D-2W	370-480 (53-69)	210-250 (30-36)	8-20	112-130 (16-19)	14-27 (101-197)	140-200
NI-Resist D-2B	390-500 (56-71)	210-260 (30-37)	7-15	112-133 (16-19)	12 (87)	150-255
Nicrosil-al Sphronic	370-440 (53-63)	210-260 (30-37)	10-18	-	-	180-230
NI-Resist D-2C	370-450 (53-64)	170-250 (24-36)	20-40	85-112 (12-16)	21-33 (153-240)	130-170
NI-Resist D-2M	440-480 (63-69)	210-240 (30-34)	25-45	120-140 (17-20)	24-34 (175-248)	150-180
NI-Resist D-3A	370-450 (53-64)	210-270 (30-39)	13-18	112-130 (16-19)	16 (117)	130-190
NI-Resist D-3	370-480 (53-69)	210-260 (30-37)	7-18	92-105 (13-15)	8 (59)	140-200
NI-Resist D-4A	380-500 (54-71)	210-270 (30-39)	10-20	130-150 (19-21)	10-16 (73-117)	130-170
NI-Resist D-4	390-500 (56-71)	240-310 (34-44)	1-4	91 (13)	-	170-250
NI-Resist D-5	370-420 (53-60)	210-240 (30-34)	20-40	112-140 (16-20)	20 (145)	130-180
NI-Resist D-5B	370-450 (53-64)	210-290 (30-41)	7-10	112-123 (16-18)	7 (56)	140-190
NI-Resist D-5S	370-500 (53-71)	200-290 (29-41)	10-20	110-145 (16-21)	12-19 (87-138)	130-170
NI-Resist D-6	390-470 (56-67)	210-260 (30-37)	15-18	140-150 (20-21)	-	120-150

چدن‌های خاکستری و نشکن است، لذا به منظور اطمینان از جذب کربن ناشی از افزودن گرافیت به مذاب یا جذب کربن ناشی از افزودن شمش چدن به مذاب، لازم است که پس از ذوب و رساندن درجه حرارت مذاب به فوق ذوب، مذاب حداقل ده دقیقه در این دما باقی بماند تا از حل شدن کربن در مذاب اطمینان حاصل شود [۶]. در ذوب چدن‌های نیکل مقاوم در کوره‌های القایی، بهتر است از نسوزهای خنثی استفاده کرد، وجود درصد بالای عناصر آلیاژی و درجه حرارت بالای ذوب ریزی و تمایل به واکنش با نسوز کوره و جذب ناخالصی از آن را افزایش می‌دهد، نسوزهای خنثی بدلیل پایداری دمایی بالاتر، استحکام فشاری بیشتر و تمایل کمتر به واکنش با مذاب، از ورود ذرات نسوز یا محصولات حاصل از واکنش مذاب با نسوز کوره به درون مذاب جلوگیری کرده و مذابی با مقدار آخال کمتر و کیفیت بالاتر بدست می‌دهند.

ذوب سریع، حداقل فوق ذوب، افزودن عناصر اکسید شونده (کروم، منگنز، سیلیسیم) در آخرین مراحل ذوب، تخلیه سریع مذاب پس از رسیدن به فوق ذوب مناسب و جوانه زنی موثر در پاتیل و پاشش، عواملی هستند که باعث افزایش کیفیت مذاب می‌شوند، در صورت نیاز به نگهداری مذاب به مدت زمان طولانی، باید مقدار سیلیسیم مذاب در حداقل مقدار نگه داشته شده و از تلاطم و جوشش مذاب جلوگیری شود تا تمایل به جذب هیدروژن به حداقل برسد.

در صورت استفاده از مقادیر زیاد قراضه‌های برگشتی چدن نیکل مقاوم جهت ذوب، به منظور جلوگیری از جذب هیدروژن به مذاب و کاهش حفره‌های گازی، می‌توان از روش‌های زیر استفاده کرد:

۱) دمش گاز آرگون بر روی سطح مذاب و حفاظت مذاب در برابر اتمسفر
۲) دمش گاز آرگون بداخل مذاب و انجام عملیات گاززدایی و تصفیه مذاب
روش دوم، تاثیر بیشتری داشته و مذابی با کیفیت بالاتر به دست می‌دهد.

۳- عملیات نشکن سازی برای تولید چدن نیکل مقاوم با گرافیت کرووی

در روش نشکن سازی یکسان، درجه حرارت و شرایط یکسان، درصد بازبایی منیزیم در نشکن سازی چدن‌های نیکل مقاوم، حدود ۳۰-۲۰ درصد بالاتر از روش نشکن سازی چدن‌های غیر آلیاژی است. همچنین زمان میرایی منیزیم در این چدن‌ها طولانی تر از چدن‌های نشکن غیر آلیاژی است. برای کرووی شدن کامل گرافیت ها، مقدار منیزیم باقی مانده در حدود ۰/۰۴ درصد کافی می‌باشد. چنانچه مقدار منیزیم باقی مانده، بیشتر از ۰/۰۶ درصد باشد، مقدار اکسید منیزیم باقی مانده در مذاب افزایش یافته و عیوب ناشی از آن افزایش می‌یابند.

در تولید چدن‌های نیکل مقاوم باید از شارژ با کیفیت بالا نظیر قراضه فولاد، شمش چدن، شمش نیکل، فروکروم پر کربن، قراضه فولاد آلیاژی، فرو منگنز پر کربن، فرو سیلیسیم با درصد پایین، آلومینیم، فرمولیبدن پر کربن و مواد کربن دهنده (گرافیت) با درصد پایین خاکستر، هیدروژن، نیتروژن، رطوبت و مواد فرار و قراضه ای چدن نیکل مقاوم استفاده کرد، در تولید چدن‌های نیکل مقاوم با گرافیت کرووی، لازم است مقدار گوگرد و فسفر مواد شارژ را مد نظر قرار داد و از انواع گوگرد و فسفر پایین استفاده کرد، ضروری است که ترکیب شیمیایی تمامی مواد شارژ مشخص بوده و از افزودن مواد شارژ که ترکیب شیمیایی آنها نامشخص است جداً پرهیز کرد و از کرووی کننده حاوی منیزیم استفاده کرد.

سرب، آلومینیم و قراضه مرطوب، زنگ زده یا حاوی مواد روغنی، عوامل اصلی آلودگی ذوب بوده و خصوصاً در تولید انواع گرافیت کرووی، مشکلات فراوانی را بوجود می‌آورند، وجود مقادیر بسیار کم سرب، در حدود ۰/۰۰۳٪ موجب تشکیل گرافیت ویدمن اشتاین در این چدن‌ها شده و مقادیر کم آلومینیم باعث جذب گاز و ایجاد حفره‌های ریز گازی و انقباضی در قطعات خواهد شد، قراضه‌های مرطوب، آلوده به مواد چرب یا زنگ زده هرگز نباید به مذاب موجود در کوره‌های القایی افزوده شوند چرا که باعث تشکیل ورود هیدرات آهن به مذاب می‌گردند که از تبخیر این مواد جلوگیری می‌کند [۵].

۲-۳- اصول کلی عملیات ذوب

همانند چدن‌های خاکستری و نشکن، چدن‌های نیکل مقاوم به نحوه انجام فرآیند ذوب حساس اند با این تفاوت که حساسیت‌های آنها بسیار بیشتر است، اثرات مضر دمای فوق ذوب بالا، زمان طولانی نگهداری مذاب در کوره، استفاده زیاد از قراضه‌های برگشتی، جوانه زنی ضعیف یا درجه حرارت بالای ریخته گری در تولید چدن‌های نیکل مقاوم بسیار مشهود است.

مهمترین این اثرات کاهش قابلیت ریخته گری، افزایش حفره‌های گازی و انقباضی، افزایش مقدار کاربیدها در ساختار و کاهش خواص مکانیکی و قابلیت ماشین کاری است.

افزودن مقادیر زیاد از قراضه‌های برگشتی به مذاب چدن‌های نیکل مقاوم، بسیار مضر است چرا که منیزیم موجود در این چدن‌ها به آهستگی اکسید میشود در نتیجه با گوگرد موجود در مذاب کاهش یافته و جذب سریع هیدروژن توسط مذاب از اتمسفر افزایش می‌یابد، این اتفاق در ذوب این چدن‌ها بالاست، چنانچه منیزیم باقی مانده در قراضه‌های برگشتی بیشتر از ۰/۰۶٪ باشد یا از مقدار زیادی قراضه برگشتی در ذوب چدن‌های نیکل مقاوم استفاده شود، مشکلات مربوط به عیوب گازی در قطعات تشدید می‌گردد. سرعت حلالیت کربن در چدن‌های نیکل مقاوم بسیار کمتر از

حساسیت خواص چدن‌های نیکل مقاوم به تعداد گرافیت کروی در واحد سطح (ندول کانت) کمتر از چدن‌های نشکن معمولی است. درجه حرارتی بالاتر از ذوب ریزی چدن‌های نشکن نیکل مقاوم تاثیر بیشتری بر ندول کانت می‌گذارد. استفاده از درصد منیزیم باقی مانده حدود ۰/۰۴-۰/۰۵ درصد و حداقل دمای ذوب ریزی همراه با عملیات جوانه زنی مناسب می‌تواند ندول کانت بالاتری را بدست دهد [۵].

۴- جوانه زنی

در مقایسه با چدن‌های نشکن و خاکستری، جوانه زنی چدن‌های نیکل مقاوم خصوصاً انواع کروم دار، از اهمیت بالاتری برخوردار است. چرا که در این چدن‌ها ممکن است انواع حفره‌های انقباضی تشکیل شوند و با تشکیل کاربید کروم، مشکلات ماشین کاری افزایش یابند. عنصر کروم به دلایل مختلف به چدن‌های نیکل مقاوم افزوده می‌شود از جمله افزایش استحکام کششی در دمای محیط، بهبود استحکام پارگی در دماهای بالا، و افزایش مقاومت خزشی و مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی. به دلیل بالا بودن درصد کروم از حد حلالیت، در چدن‌های نیکل مقاوم مقادیری کاربید کروم در ساختار تشکیل میشود. نحوه انجام عمل ذوب و جوانه زنی در این چدن‌ها میتواند مقادیر کاربید کروم را کاهش داده و نیز باعث ریز شدن کاربیدها و توزیع یکنواخت آنها در ساختار شود.

در تولید چدن‌های نیکل مقاوم نشکن توصیه میشود که حدود ۰/۵ درصد جوانه زای حاوی زیرکونیوم یا بور در پاتیل، و مقدار ۰/۰۳-۰/۰۵ نیز به صورت جوانه زای پاششی یا در حوضچه پای راهگاه به مذاب افزوده شود. نکته مهم آن است که عناصر با قابلیت اکسیداسیون بالا نظیر کروم، منگنز و سیلیسیم باید در آخرین مراحل ذوب و قبل از تخلیه مذاب به درون پاتیل جهت تلقیح منیزیم و جوانه زنی، به کوره افزوده شوند. لازم به ذکر است که زمان میرایی جوانه زنی چدن‌های نشکن نیکل مقاوم، کمتر از چدن‌های نشکن معمولی است [۶].

۵- سیستم راهگامی و تغذیه گذاری

مقدار انقباض ناشی از انجماد در چدن‌های نیکل مقاوم بدون کروم، مشابه چدن‌های نشکن معمولی است. اما چدن‌های نیکل مقاوم با درصد بالای کروم دارای رفتار انقباضی و کاهش حجم مشابهی با فولادهای ریختگی در اثر انجماد هستند.

وجود نیکل در چدن‌های نیکل مقاوم باعث کاهش حلالیت کربن در حین انجماد شده، لذا علیرغم درصد پایین تر کربن، دارای تعداد گرافیت آزاد مشابهی با چدن‌های خاکستری و نشکن متداول هستند. در چدن‌های نیکل مقاوم حاوی کروم، در آخرین مراحل

انجماد، کروم با کربن ترکیب شده و باعث تشکیل کاربیدهای کروم در مرز دانه‌ها شده و با کاهش تعداد گرافیت‌های آزاد، مقدار کاهش حجم در اثر انجماد افزایش می‌یابد. عوامل دیگر نظیر مقدار برگشتی مصرفی در شارژ، درجه حرارت فوق ذوب، مدت زمان نگهداری مذاب در کوره و تخلیه ذوب و نحوه جوانه زنی میتوانند بر انقباض ناشی از انجماد تاثیر گذارند. توصیه می‌گردد که در صورت امکان، مقدار کروم مذاب در حد پایین مقدار مجاز در آنالیز کنترل شود. با افزایش درصد کروم مذاب و افزایش درصد قراضه برگشتی در شارژ، خصوصاً اگر قراضه‌های برگشتی چند بار ذوب شده باشند، مقدار حفره‌های انقباضی افزایش خواهند یافت.

تغذیه گذاری چدن‌های نشکن نیکل مقاوم بدون کروم می‌تواند مطابق با چدن‌های نشکن معمولی انجام گیرد اما در انواع پر کروم، محاسبات تغذیه مشابه با فولادهای ریختگی است. در این چدن‌ها برد تغذیه حدود ۶ تا ۷ برابر قطر تغذیه می‌باشد. به این ترتیب می‌توان از تغذیه‌های بزرگتر و با فاصله بیشتر در این چدن‌ها استفاده کرد [۷-۸].

با افزایش درصد کربن معادل یوتکتیک در چدن‌های نیکل مقاوم خاکستری و نشکن حاوی کروم، مقدار انقباض ناشی از انجماد افزایش می‌یابد. این مشکل در مقاطع نازک بسیار مشهود است و با افزایش ضخامت، این مشکل کاهش می‌یابد. افزایش انقباض ناشی از ترکیب شیمیایی هایپر یوتکتیک، به صورت حفره‌های انقباضی اسفنجی شکل با حفره‌های انقباضی مرکزی در دیواره قطعات مشاهده می‌شود. با افزایش درصد کربن هایپر یوتکتیک، حجم کاربیدهای آهن- کروم- کربن که در مراحل آخر انجماد تشکیل میشوند افزایش یافته و در نتیجه باعث کاهش تعداد گرافیت‌های آزاد می‌شوند. هرچه سرعت انجماد بیشتر باشد، حجم کاربیدهای آهن- کروم- کربن افزایش یافته و در نتیجه انقباض ناشی از انجماد افزایش می‌یابد.

در چدن‌های نیکل مقاوم، درصد کربن معادل از رابطه ذیل محاسبه می‌شود:

$$\%CE = \%C + \frac{1}{3} \%Si + (0/047 \times \%Ni) - (0/0055 \times \%Ni \times \%Si)$$

یکی دیگر از مشکلاتی که باعث ایجاد انقباض ناشی از انجماد در چدن‌های نیکل مقاوم می‌شود، استحکام بالای پوسته منجمد شده بر روی دیواره قالب و ماهیچه است، استحکام بالای این پوسته مانع از حرکت دیواره قطعه به سمت داخل در حین انجماد می‌شود، این عدم حرکت پوسته باعث ایجاد حفره‌های زیر سطحی می‌شود، عیبی که معمولاً در سایر چدن‌ها دیده نمی‌شود.

در تغذیه گذاری قطعات ضخیم باید از مبردهای چدن خاکستری جهت کاهش حفره‌های انقباضی استفاده کرد.

تمامی تغذیه‌ها، چه تغذیه‌های جانبی، چه تغذیه‌های بالایی

- book, Butterworth Heinemann, 2000
- Warren M. Spear, Ni resist austenitic Ductile Cast Irons, Ductile Iron Handbook, American Foundrymen's Society Inc, 1992,
 - Austenitic cast iron materials, Technical Information No. 10, CLAAS GUSS GmbH, 2011
 - A. Tabor: Metal casting, Cracow University of Technology, Training and Organization Centre of Quality Systems, Kraków 2007,
 - J.N. Harvey, G.A. Noble: Inoculation of Cast Irons .An Overview, 55th Indian Foundry Congress 2007.
 - O.O. Oluwole, O.E. Olorunniwo, O.O. Ogundare, P.O. Atanda, O.O Oridota: Effect of Magnesium and Calcium as Spheroidizers on the Graphite Morphology in Ductile Cast Iron, Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering, Vol. 6, No.1 (2007), pp 25-37..
 - Classification and Basic Metallurgy of Cast Irons. ASM Specialty Handbook Cast Irons, J.R. Davis, Editor, 1996 ASM International.
 - MOHAMED ASSNOUSI ALI, CORROSION BEHAVIOUR OF DUCTILE CAST IRON, Master Thesis, Faculty of Mechanical Engineering University Technology Malaysia, MAY 2009.

باید از نوع تغذیه‌های اتمسفری باشند. در ریخته‌گری این چدن‌ها می‌توان از تغذیه‌های پیش ساخته (اسلیو) استفاده کرد پس از ذوب ریزی و پرشدن تغذیه‌ها توسط مواد عایق یا گرمازا پوشانده شوند تا زمان انجماد آنها افزایش یابد، توصیه می‌شود که از تغذیه‌های با نسبت $\frac{ارتفاع}{قطر} = \frac{1.5}{1}$ استفاده شود، در صورت امکان بهتر است که ارتفاع تغذیه بیش از ۵۰٪ ارتفاع قطعه باشد [۷-۸].

طراحی سیستم راهگامی چدن‌های نیکل مقاوم، معمولاً مطابق با طراحی متداول برای چدنهای خاکستری و نشکن انجام می‌گیرد، توصیه می‌شود که از سیستم‌های راهگامی غیر فشاری استفاده گردد، استفاده از فیلترهای فومی از نوع سیلیکون کاربرد ۱۰ ppi با جلوگیری از ورود ناخالصی‌ها به قطعه ریختگی، نقش مهمی در کاهش عیوب در قطعات تولیدی خواهند داشت.

۶- عملیات ذوب ریزی

وجود نیکل در چدن‌های نیکل مقاوم باعث افزایش درجه حرارت لیکوئیدوس در این چدن‌ها شده و لذا در مقایسه با چدن‌های خاکستری و نشکن، دمای ذوب ریزی آنها ۱۷-۲۸ درجه سانتی‌گراد بالاتر می‌باشد، هر چه درصد منیزیم باقیمانده در این چدن‌ها بیشتر باشد، باید دمای ذوب ریزی با سرعت ذوب ریزی یا هر دو بالاتر باشند، چنانچه درصد منیزیم باقیمانده بالا بوده و درجه حرارت ذوب ریزی پایین باشد، مقدار منیزیم بیشتری اکسید شده و عیوب اکسیدی در قطعات افزایش می‌یابند، از طرف دیگر، افزایش زیاد درجه حرارت ذوب ریزی باعث کاهش انجماد جهت دار و افزایش عیوب انقباضی و نیز تخریب شکل کرووی گرافیت‌ها می‌گردد، وجود نیکل در چدن‌های نیکل مقاوم، فشار بخار منیزیم را کاهش داده و زمان میرایی آن را افزایش می‌دهد، لذا ذوب ریزی این چدن به کمک کوره‌های ذوب ریز اتوماتیک نتایج بهتری را در مقایسه با چدن نشکن معمولی بدست می‌دهد [۷-۹].

۷- نتیجه‌گیری

اطلاعات آورده شده در این مقاله، بر اساس سال‌ها تحقیق علمی و تجربیات میدانی است که محققان و مهندسان صنعت ریخته‌گری تهیه و تدوین کرده‌اند و هدف آن ارائه راهکارهایی برای تولید هر چه بهتر، کاهش ضایعات و افزایش کیفیت قطعات تولیدی است، هر چند که کارخانجات فراوانی وجود دارند که دانش و تجربه بسیار بالایی در تولید قطعات چدنی نیکل مقاوم دارند.

۸- منابع

- Nickel Institute Organization, Properties and Applications of Ni-Resist Cast Irons, <https://www.nickelinstitute.org>
- John R. Brown Editor, Ferrous Foundrymen's Hand-

افزودنی‌های مصنوعی، راه‌گشایی برای قالب‌ها و ماهیچه‌ها

مهرداد عضو امینیان

استادیار دانشکده مهندسی مکانیک و مواد، واحد سمنان، دانشگاه آزاد اسلامی، سمنان، ایران

۱- مقدمه

ماسه‌های مورد بررسی باشند، اندازه‌گیری شده است. در شروع کار تحقیقاتی، سه الزام مهم قالب‌گیری مانند مقدار مصرف رزین در ماسه مصنوعی، کیفیت سطح و نسوزندگی، به منظور ارزیابی امکان سنجی و پیشبرد فن‌آوری ماسه مصنوعی مورد نظر بوده است.

همچنین به منظور ارزیابی مناسب عملکرد سیستم ماسه مصنوعی در مقایسه با سایر ماسه‌های طبیعی، آزمایشاتی برای خواص فیزیکی با سه سیستم رزین مختلف و آزمایشات ریخته‌گری آهنی با استفاده از دو آزمون استاندارد انجام شده است. محصول بوکسیت زینتر شده عملکرد ریخته‌گری رضایت بخشی را در محیط‌های آزمایشگاهی و صنعتی از خود نشان داده است. در تحقیقات بعدی، بوکسیت زینتر شده بهبود یافته مقاومت خوبی را در برابر نفوذ فلز داشته است. براساس نتایج آزمایشگاهی و صنعتی، افزودنی بوکسیت زینتر شده، نیازهای ریخته‌گری آلیاژهای آهنی بدون عیب رگه‌ای در سطح را برآورده می‌کند.

۲- سطح ویژه، PH، مقدار مصرف اسید ماسه (ADV) و نفوذ پذیری پایه

بر اساس نتایج آزمایشات، افزودنی بوکسیت (۴۰/۵۰) دارای سطحی معادل نصف سطح سیلیس بوده و به مقدار کمتری رزین براساس سطح ماسه سیلیسی (نه به همان میزان درصد کاهش) نیاز دارد. میزان مصرف رزین برای بوکسیت زینتر شده معادل ماسه کرومیت است. اگر چه ماسه کرومیت سطح کمتری را نشان می‌دهد و این موضوع با توجه به توزیع ماسه و طبیعت سوزنی بودن ماسه کرومیت غیر منتظره است. لذا با توجه به این مشاهدات، می‌توان ادعا نمود که بوکسیت دارای تخلخل‌های سطحی بوده و از این طریق سطح را افزایش داده و می‌تواند بر مصرف رزین تاثیر گذار باشد. قابل توجه‌ترین ویژگی بوکسیت قابلیت نفوذ پذیری استثنایی آن می‌باشد. گر چه مزیت نفوذ پذیری کمتر، کاهش عیوب گازی را بدنبال دارد ولی افزایش نفوذ پذیری تمایل به عیب نفوذ فلز در قالب را زیاد می‌کند.

افزایش تقاضا برای حصول به نیازهای ویژه در ریخته‌گری قطعات، باعث معرفی و استفاده از ماسه‌هایی مانند کرومیت و زیرکنی با هدف تولید قطعات با کیفیت بالا و عاری از عیوب همراه با کاهش هزینه‌های فرآیندهای بعدی، از قبیل تمیز کاری قطعات می‌شود. چالش تولیدکنندگان ماسه مصنوعی، تامین افزودنی‌های قالب‌گیری است که هم قابل مقایسه با ماسه طبیعی بوده و هم هزینه بر مراتب پایین تری داشته باشد. میزان مصرف رزین، واکنش‌های حرارتی شیمیایی ممکن در طول مخلوط کردن و نفوذ پذیری بالا، نگرانی‌هایی به جهت انتخاب افزودنی‌های مناسب برای ریخته‌گران ایجاد می‌نماید.

آزمایشات ریخته‌گری، برای بررسی و ارزیابی خواص فیزیکی مواد افزودنی مصنوعی که بصورت مستقیم از بوکسیت تولید می‌شوند انجام شده است و با خواص عملکرد ماسه‌های سیلیسی و کرومیتی در ریخته‌گری مقایسه شده است. این مطالعه موردی، توانایی‌های ماسه مصنوعی (آلومینا زینتر شده که به طور مستقیم از معدن تولید شده است) در شرایط حرارتی شدید و بحرانی در فرآیندهای ریخته‌گری را به جهت بهبود و توسعه مقاومت قالب در برابر عیوبی مانند نفوذ فلز و رگه‌ای شدن سطح قطعه که در ریخته‌گری قطعات آهنی بسیار معمول است، بررسی کرده است. خواص فیزیکی مانند عدد ریزی ماسه (GFN) برحسب استاندارد (AFS)، آزمایش کشش، سطح ویژه، PH، مقدار مصرف اسید ماسه (ADV)، نفوذ پذیری پایه، دانسیته ظاهری و متراکم شده، ظرفیت گرمایی ویژه و انبساط خطی برای هر نمونه از ماسه مورد ارزیابی و بررسی قرار گرفته است.

آزمون ریخته‌گری قطعات مخروط پله ایسی و (Gertzman) برای ارزیابی عملکرد کیفیت ریخته‌گری برای آلیاژهای فولاد کم کربن، فولاد کم آلیاژ، چدن خاکستری کلاس ۳۵ و چدن نشکن ۶۰-۴۰-۱۸ انجام شده است و نیز ماهیچه‌های کششی و ماهیچه‌ها برای تجزیه و تحلیل قطعه ریخته‌گری با استفاده از سیستم‌های فوران سرد، فنولیک سرد سفت شونده با استر و فنلی اورتان جعبه سرد آماده و خواص فیزیکی آنها که باید قابل قیاس با حداقل‌های

۱- منظور از بوکسیت (۴۰/۵۰) این است که مقدار بیشتر ذرات بوکسیت مابین الک‌های شماره ۴۰ و ۵۰ قرار دارد.

۳- دانسیته ظاهری و متراکم شده

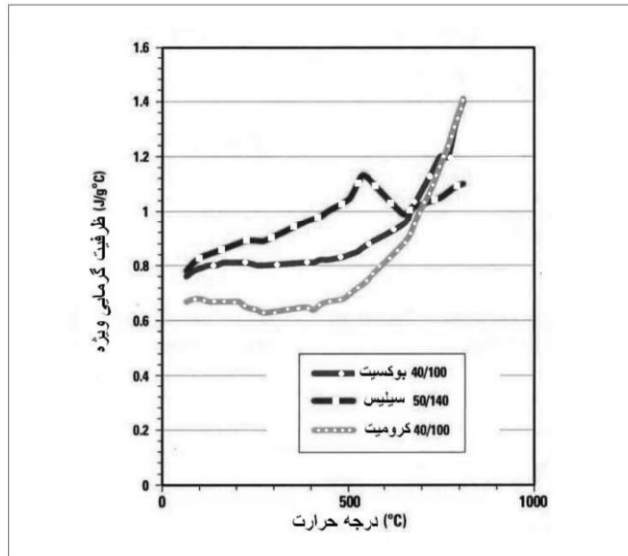
افزایش و به دنبال آن به 1 J/gC در دمای 650°C کاهش و مجدداً در دمای 800°C به $1,4 \text{ J/gC}$ افزایش یافته است. این تغییر در ظرفیت گرمایی بین محدوده 650°C - 575°C می‌تواند به تغییر فاز سیلیس مربوط باشد. بر اساس نتایج، ظرفیت حرارتی بوکسیت ($40/100$) بین ماسه سیلیسی ($50/100$) و ماسه کرومیتی ($40/100$) قرار دارد.

دانسیته بوکسیت زینتر شده بین ماسه سیلیسی و ماسه کرومیتی است و قالب و ماهیچه‌هایی که از بوکسیت زینتر شده استفاده می‌شود، سبک‌تر از ماسه کرومیت و سنگین‌تر از ماسه سیلیسی می‌باشند. بعلاوه بوکسیت زینتر شده رزین کمتری نسبت به کرومیت (فقط بر اساس دانسیته) نیاز دارد.

۴- انبساط خطی

همانطوریکه در شکل ۱ مشاهده می‌شود، سیلیس در دمای 580°C از فاز α به β تبدیل می‌شود و در دمای 1300°C به کریستالیت تبدیل می‌شود. بوکسیت ($40/50$)، بوکسیت ($40/100$) و کرومیت نسبت به سیلیس دانه‌کروی انبساط خطی کمتری دارند.

بوکسیت ($40/100$) سرعت انبساط خطی کمتری را تا دمای 800°C نسبت به بوکسیت ($40/50$) نشان می‌دهد اما سپس سرعت انبساط تا نقطه زینتر معینی افزایش می‌یابد. کرومیت در دمای 1350°C شروع به زینتر می‌کند در حالیکه بوکسیت ($40/50$) و بوکسیت ($40/100$) در دمای 1150°C شروع به زینتر شدن، میکند.



شکل ۲) ظرفیت گرمایی ویژه افزودنی‌های مختلف بر حسب درجه حرارت.

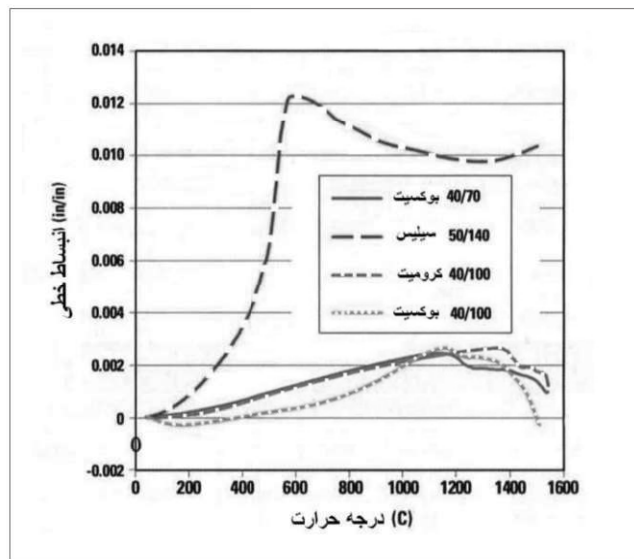
۶- استحکام کششی

علت مهم در بالاتر بودن خواص کششی ماسه سیلیسی برای سیستم چسب فوران می‌تواند به سطح بالاتر و توزیع گسترده دانه بندی آن نسبت داده شود که باعث افزایش نقاط تماس پل‌های رزینی می‌شود. استحکام بوکسیت ($40/50$) نیز کمی پایین‌تر از ماسه سیلیسی می‌باشد. هنگام استفاده از سیستم چسب فنلی سفت شونده با استر، تفاوت محسوسی بین سه ماسه آزمایش شده، مشاهده نشده است.

برای سیستم چسب فنلی اورتان، بوکسیت ($40/50$) کمترین مقاومت کششی را نشان داده است، زیرا بوکسیت ($40/50$) یک افزودنی زینتر شده است و تمایل به جذب رزین فنلی اورتان را دارد. با این حال، استحکام کششی بوکسیت ($40/50$) برای ریخته‌گران قابل قبول است.

۷- تحلیل قطعه مخروط پله‌ای (Step Cone)

نتایج تجزیه و تحلیل ماهیچه‌های پوشاندار و بدون پوشان تولید شده با سیستم چسب فنلی سفت شونده با استر که با چدن کلاس ۳۵ ریخته‌گری شده است در جدول ۱ آورده شده است. بهترین نتیجه عملی مربوط به افزودنی بوکسیت ($40/50$) با پوشش



شکل ۱) انبساط خطی افزودنی‌های مختلف بر حسب درجه حرارت.

۵- ظرفیت گرمایی ویژه

ظرفیت گرمایی بوکسیت ($40/100$) از $0,75 \text{ J/gC}$ شروع می‌شود و به $1/4 \text{ J/gC}$ در 800°C افزایش می‌یابد (شکل ۲). در حالیکه ظرفیت گرمایی کرومیت در محدوده $0/65$ - $1/4 \text{ J/gC}$ برای دماهای مورد بررسی است. در مورد ماسه سیلیسی ($50/100$)، ظرفیت گرمایی ویژه از $0/8 \text{ J/gC}$ تا $1/1 \text{ J/gC}$ در دمای 575°C

گرافیت بوده است. عامل مهم شاخص کلی، مقاومت در برابر نفوذ مذاب است.

هنگام مقایسه مقدار شاخص ها برای ماهیچه‌های بدون پوشان، مقاومت نفوذ با ماسه کرومیت برابری می‌کند که می‌تواند به مقدار ریزی ذرات ماسه‌های بوکسیت و کرومیت مربوط شود. ماسه سیلیسی بدترین عملکرد را در بین ماهیچه‌های پوشاندار و بدون پوشان بر اساس مقدار شاخص کلی داشته است و عمدتاً به دلیل تمایل به تشکیل عیوب رگه‌ایی است.

جدول ۲ نتایج تجزیه و تحلیل ماهیچه‌های پوشاندار و بدون پوشان با استفاده از سیستم چسب فوران را نشان می‌دهد. بوکسیت (۴۰/۵۰) بهترین افزودنی به جهت افزایش مقاومت کلی عیوب در ماهیچه‌های پوشاندار و بدون پوشان است که در سه ردیف بالایی از نظر بهترین عملکرد مواد افزودنی رتبه بندی شده است. ویژگی عمده مقاومت رگه ای شدن آن به دلیل انبساط حرارتی کم بوکسیت (۴۰/۵۰) می‌باشد. با این حال، مقاومت نفوذ بطور قابل ملاحظه کاهش می‌یابد و این مربوط به کم بودن ذرات ریز و نفوذ پذیری بالای آن می‌باشد.

جدول (۱) نتایج تجزیه و تحلیل قطعات مخروط پله‌ایی ریخته‌گری شده با چدن خاکستری کلاس ۳۰ در سیستم رزین فنلی سفت شونده با استر.

افزودنی	پوشان	شاخص نفوذ	شاخص رگه‌ای	شاخص کل	رتبه شاخص نفوذ	رتبه شاخص رگه‌ای	رتبه شاخص کل
۵۰/۱۴۰ سیلیس	گرافیت	۳۵	۳۸/۵	۷۳/۵	۳	۵	۵
۴۰/۵۰ بوکسیت	گرافیت	۳۴/۳	۴/۳	۳۸/۶	۲	۳	۱
۴۰/۱۰۰ کرومیت	گرافیت	۴۳/۸	۰	۴۳/۸	۶	۱	۴
۵۰/۱۴۰ سیلیس	-	۲۷/۸	۶۱/۵	۸۹/۳	۱	۶	۶
۴۰/۵۰ بوکسیت	-	۳۷	۱/۳	۳۸/۳	۴	۴	۳
۴۰/۱۰۰ کرومیت	-	۳۷/۳	۰	۳۷/۳	۵	۲	۲

جدول (۲) نتایج تجزیه و تحلیل قطعات مخروط پله‌ایی ریخته‌گری شده با چدن خاکستری کلاس ۳۰ در سیستم رزین فوران.

افزودنی	پوشان	شاخص نفوذ	شاخص رگه‌ای	شاخص کل	رتبه شاخص نفوذ	رتبه شاخص رگه‌ای	رتبه شاخص کل
۵۰/۱۴۰ سیلیس	گرافیت	۳۴	۵۹/۵	۹۳/۵	۳	۵	۵
۴۰/۵۰ بوکسیت	گرافیت	۴۶/۹	۴/۳	۵۱/۲	۵	۲	۱
۴۰/۱۰۰ کرومیت	گرافیت	۲۸	۴۷	۷۵	۱	۴	۴
۵۰/۱۴۰ سیلیس	-	۳۰/۳	۶۶	۹۶/۳	۲	۶	۶
۴۰/۵۰ بوکسیت	-	۵۳/۹	۰	۵۳/۹	۶	۱	۳
۴۰/۱۰۰ کرومیت	-	۳۸/۳	۱۳/۵	۵۱/۸	۴	۳	۲

جدول ۳ نتایج تجزیه و تحلیل ماهیچه‌های پوشاندار و بدون پوشان تولید شده با رزین فنلی اورتان در سیستم جعبه سرد را نشان می‌دهد. مقدار ارزش شاخص عیوب کلی افزودنی بوکسیت بهتر از ماسه سیلیسی بوده اما کمی بدتر از ماسه کرومیت بوده است. مشابه سیستم چسب فوران، مقاومت کمتر در برابر نفوذ به عامل رتبه بندی عیوب کلی مربوط می‌شود.

قطعات مخروط پله ایی بیشتری برای ارزیابی سه نوع محصول بوکسیت که به جهت مقابله با نفوذ فلز در نظر گرفته شده است، ریخته‌گری شدند. افزودنی‌های مورد بررسی شامل بوکسیت (۴۰/۷۰)، بوکسیت (۴۰/۱۰۰) و بوکسیت (۷۰/۱۴۰) بوده است. توزیع دانه بندی و مقادیر عدد ریزی (GFN) برای

این افزودنی‌ها در جداول ۴ و ۵ ارائه شده است. هدف از این آزمایش گسترش توزیع دانه بندی و افزایش عدد ریزی افزودنی برای کاهش حساسیت زیاد نفوذ فلز مشاهده شده در بوکسیت (۴۰/۵۰) بود.

از آنجا که هیچ عیب رگه‌ای در بوکسیت مشاهده نشده است، تنها نفوذ فلز مورد بررسی قرار گرفته است. علاوه بر این، تنها چدن خاکستری کلاس ۳۰، فولاد کم کربن و فولاد کم آلیاژ با ماهیچه‌های فنلی اورتان در سیستم جعبه سرد ریخته‌گری شدند. بهبود قابل توجهی در مقاومت به نفوذ فلز برای هر دو آلیاژهای آهنی مشاهده شد و این نشان می‌دهد که افزودنی‌های مصنوعی برای کاربردهای ویژه ریخته‌گری نسبت به انواع متداول آن مناسب می‌باشند.

جدول ۳) نتایج تجزیه و تحلیل قطعات مخروط پله ایی ریخته گری شده با چدن خاکستری کلاس ۳۰ در سیستم رزین فنلی اورتان جعبه سرد.

افزودنی	پوشان	شاخص نفوذ	شاخص رگه‌ای	شاخص کل	رتبه شاخص نفوذ	رتبه شاخص رگه ای	رتبه شاخص کل
۵۰/۱۴۰ سیلیس	گرافیت	۴۶/۵	۵۸	۱۰۴/۵	۴	۶	۶
۴۰/۵۰ بوکسیت	گرافیت	۵۸/۸	۰/۸	۵۹/۶	۶	۳	۴
۴۰/۱۰۰ کرومیت	گرافیت	۳۸	۸	۴۶	۱	۴	۲
۵۰/۱۴۰ سیلیس	-	۴۱/۸	۲۰/۵	۶۲/۳	۲	۵	۵
۴۰/۵۰ بوکسیت	-	۵۱/۳	۰	۵۱/۳	۵	۱	۳
۴۰/۱۰۰ کرومیت	-	۴۴/۵	۰	۴۴/۵	۳	۲	۱

جدول ۴) نتایج عدد ریزی ماسه و نحوه توزیع آنها بر حسب استاندارد (AFS).

افزودنی	عدد ریزی ماسه (AFS-GFN)	تعداد الک
۴۰/۵۰ بوکسیت زینتر شده	۳۵	۲ الک
۴۰/۱۰۰ بوکسیت زینتر شده	۵۶	۴ الک
۴۰/۷۰ بوکسیت زینتر شده	۴۰	۳ الک
۷۰/۱۴۰ بوکسیت زینتر شده	۷۸	۳ الک
۴۰/۱۰۰ کرومیت	۴۵	۴ الک
۵۰/۱۴۰ سیلیس دانه گرد	۶۳	۴ الک

جدول ۵) نتایج درصد باقیمانده بر روی هر الک و توزیع ذرات برای مواد قالب گیری مختلف.

شماره الک	بوکسیت ۴۰/۵۰	بوکسیت ۴۰/۱۰۰	بوکسیت ۴۰/۷۰	بوکسیت ۷۰/۱۴۰	کرومیت ۴۰/۱۰۰	سیلیس ۵۰/۱۴۰
۲۰	۰/۰۲	۰/۰۰	۰/۰۰	۰/۰۱	۰/۷۴	۰/۰۰
۳۰	۰/۰۲	۰/۰۳	۰/۰۵	۰/۰۰	۵/۵۱	۰/۰۲
۴۰	۵۸/۸۹	۱۸/۶۶	۳۲/۱۴	۰/۰۶	۱۵/۳۳	۴/۱۶
۵۰	۳۴/۲۸	۲۸/۱۶	۴۴/۴۵	۰/۰۴	۳۱/۰۰	۲۱/۷۲
۷۰	۶/۰۰	۱۸/۶۱	۱۹/۰۸	۱۸/۳۴	۳۴/۴۷	۲۳/۳۸
۱۰۰	۰/۷۵	۲۴/۰۶	۳/۷۴	۵۶/۲۳	۱۱/۷۵	۲۶/۸۵
۱۴۰	۰/۰۱	۸/۰۹	۰/۴۶	۱۹/۴۴	۰/۸۸	۱۶/۹۰
۲۰۰	۰/۰۰	۱/۶۰	۰/۰۲	۴/۰۴	۰/۱۸	۵/۰۱
۲۷۰	۰/۰۰	۰/۳۴	۰/۰۰	۱/۰۲	۰/۰۴	۱/۰۶
سینی	۰/۰۰	۰/۲۲	۰/۰۰	۰/۶۶	۰/۰۲	۰/۶۸

۸- تحلیل قطعه (Gertzman)

پوشان دار، میزان نفوذ فلزی برای افزودنی بوکسیت (۴۰/۵۰) کاهش یافته است، اما مجدداً سطح خشن مشاهده شده است. نتایج حاصل از این مشاهدات برای بوکسیت (۴۰/۵۰) پوشاندار وبدون پوشان برای چدن خاکستری نشانه قوی است که مضر بودن نفوذ پذیری بالای محصول برای کیفیت سطحی را نشان دهد. این مهم با ریخته گری چدن نشکن نیز تایید شده است. در این حالت، ماسه سیلیسی هیچ گونه نفوذ فلزی را نشان نداده است، اگر چه عیب رگه ایی شدن برای ماهیچه‌های پوشش داده شده با گرافیت و بدون پوشش قابل توجه بوده است. برای چدن نشکن، به دلیل انرژی سطحی بالا بین چدن داکتیل و افزودنی‌های قالب، نفوذ فلز

تجزیه و تحلیل ماهیچه‌های (Gertzman) برای ارزیابی عیوب نفوذ فلز، زینتر شدن ماسه و رگه ای شدن بوکسیت (۴۰/۵۰)، ماسه سیلیسی و ماسه کرومیتی هنگامی که در معرض فشار متالو استاتیکی بالا (ارتفاعی در حدود ۱۸ اینچ) و جریان حرارت بالا قرار داشته است، انجام شده است. برای قطعات چدنی خاکستری و نشکن، بوکسیت (۴۰/۵۰) بهتر از ماسه سیلیسی و قابل مقایسه با ماسه کرومیتی است. ماهیچه‌های بدون پوشان نفوذ فلز کمتری نسبت به ماسه سیلیسی از خود نشان داده‌اند اما سطح بسیار خشن دارند. برای ماهیچه‌های

مذاب فولاد ضد زنگ با دمای 1550°C ریخته شد و بمدت چهار ساعت درون قالب خنک و پس از آن تخلیه و شات بلاست و تمیز کاری شده است. برای ارزیابی کیفیت سطحی، سطوح داخلی در دو ماهیچه ماسه سیلیسی پوشش داده شده با زیرکن و بوکسیت ($40/100$) بدون پوشش مشاهده و بررسی شد. برای هر دو قطعه، هیچ گونه نفوذ فلز و یا عیب رگه ای مشاهده نشد ولی سطح ماهیچه بوکسیت ($40/100$)، کمی خشن تر از سطوح ماهیچه‌های سیلیسی با پوشش زیرکن داشته است.

۱۰- نتیجه‌گیری

عملکرد افزودنی بوکسیت با دیگر افزودنی‌های ریخته‌گری قابل قیاس می‌باشد و هیچ گونه خواص فیزیکی قابل توجهی مشاهده نشده است که بر عملکرد سه سیستم مختلف رزین تاثیر گذار باشد. خصوصیت ظرفیت گرمایی ویژه بوکسیت مشابه ماسه سیلیسی، ویژگی‌های انبساطی قابل قیاس با ماسه‌های زیرکنی و کرومیتی و خواص شیمیایی مشابه مواد افزودنی بررسی شده، می‌باشد. با برخی اصلاحاتی که روی توزیع دانه بندی افزودنی انجام شده است، عملکرد افزودنی بوکسیت بخوبی ماسه‌های سیلیسی، کرومیتی و زیرکنی است. مجموعه ای از آزمون‌های ارزیابی به وضوح نشان داده است که افزودنی بوکسیت می‌تواند به عنوان یک ماسه مصنوعی برای صنایع ریخته‌گری استفاده شود.

در ماهیچه‌های پوشاندار و بدون پوشان دیده نمی‌شود. بوکسیت ($40/50$) نفوذ فلز قابل ملاحظه ندارد اما داشتن سطحی خشن در کل سطوح ماهیچه از ویژگی‌های آن است و توزیع دانه بندی نامناسب بوکسیت ($40/50$) برای ریخته‌گری را تایید می‌کند. تحت شرایط شدید از قبیل درجه حرارت ریخته‌گری فولاد، بوکسیت ($40/50$) عملکرد خوبی مثل ماسه سیلیسی و کرومیتی نداشته است و مقداری جرم ذوب شده توسط فولاد نفوذ یافته در افزودنی مشاهده شده که از بین بردن آن بسیار مشکل و هزینه بر است.

ماسه‌های کرومیتی و سیلیسی نفوذ فلز گسترده ای را از خود نشان می‌دهند، ولی بشدت بوکسیت نیستند. با این حال، بسته به عمق نفوذ فلز، نفوذ کم عمق می‌تواند براحتی از بین رفته و برداشته شود. یکی دیگر از سری آزمون‌های (Gertzman)، برای بررسی افزودنی مصنوعی بوکسیت ($40/100$) انجام شده است و برای آزمایش ماهیچه‌ها از سیستم رزین اورتان فنلی سرد با مقدار $1,25$ درصد استفاده شده است و سپس با چدن خاکستری کلاس 35 در دمای 1410°C ریخته‌گری شده اند.

بر اساس آنچه که انتظار میرفت، ماسه سیلیسی، نفوذ فلز حجیمی را در ماهیچه‌های بدون پوشش و عیب رگه ای گسترده ای برای ماهیچه‌های زیرکنی پوشش داده شده به نمایش گذاشته است. بوکسیت ($40/100$) هیچ گونه عیب رگه ای برای ماهیچه‌های پوشاندار و بدون پوشش نشان نداده است. نفوذ فلز کمی برای هر دو ماهیچه پوشاندار و بدون پوشش زیرکنی مشاهده شده است. با این حال، هنگام مقایسه با بوکسیت ($40/50$)، کاهش قابل توجهی در نفوذ فلز، مشاهده شده است و این موضوع ارتباط زیاد توزیع اندازه ذرات افزودنی به مقاومت نفوذ بوکسیت را تایید می‌کند. بوکسیت ($40/100$) در مقایسه با ماسه‌های زیرکنی و کرومیتی، به همان اندازه عملکرد خوبی را از خود نشان می‌دهد.

۹- آزمونهای ریخته‌گری صنعتی

آزمایشات ریخته‌گری در یک کارخانه ریخته‌گری فولاد برای پیشبرد محصول از محیط آزمایشگاهی به تولید صنعتی به جهت اندازه گیری عملکرد محصول بوکسیت نسبت به ماسه سیلیسی انجام شده است. قطعه پیچیده بدنه شیر فولادی از جنس زنگ نزن با دو ماهیچه داخلی برای ریخته‌گری انتخاب شده است، زیرا حرارت ایجاد شده در اطراف ماهیچه‌ها هنگام انجماد، تمایل زیادی برای نفوذ فلز، زینتر شدن افزودنی و رگه ای شدن را ایجاد می‌نماید. بخاطر شکل و هندسه قطعه، ریخته‌گران دو ماهیچه را با پوشان زیرکنی پایه آبی، پوشش می‌دهند ولی در این آزمون، برای افزایش مسایل و مشکلات افزودنی بوکسیت ($40/100$)، دو ماهیچه بدون پوشان استفاده شده است.



فرم درخواست اشتراک فصل نامه ریخته گری

نام و نام خانوادگی: نام موسسه / سازمان:

شغل/نوع فعالیت: میزان تحصیلات

رشته تحصیلی:

استان: شهر: کد پستی ۱۰ رقمی

نشانی کامل پستی

.....

.....

کد پستی تلفن تماس

مشترک جدید تمدید اشتراک شماره اشتراک قبلی: تاریخ تکمیل فرم

نوع اشتراک مورد نظر: فصل نامه ریخته گری تعداد نسخه از شماره

شماره حساب: ۰۱۰۶۰۴۲۹۳۹۰۰۴ بانک ملی (به نام جامعه ریخته گران ایران)

شبا: IR 96017000000106042939004

مبلغ واریز شده: ۵۰۰/۰۰۰ ریال - پانصد هزار ریال شماره فیش بانکی:

تاریخ واریز

خواهشمند است اشتراک اینجانب با مشخصات یاد شده را برقرار نمایید.

لطفا فیش واریزی را به شماره تلفن ۸۸۸۲۳۴۹۰ فکس نمایید.

امضای متقاضی:

**Contents:**

2016 Imat Conference Report	2
Effect of cooling rate on solidification characteristics of AZ91 magnesium alloy using cooling curve thermal analysis	5
F. Yavari, S.G. Shabestari	
Microstructure Investigation of Cobalt-Based Superalloy MAR-M302	13
A. Jafari- A. Khorram - S.M.A. Boutorabi	
The Effects of Withdrawal Rate in Bridgman Directional Solidification Technique on Structure of GTD-111	22
M. Babaei, S.M. Abbasi, S.M. Ghazi Mirsaed, M. Mostafaei	
Effect of Compound Casting Parameters of an Aluminum-Aluminum Alloy on the Interface Quality	29
Amir Moshiri, Aboozar TaheriZadeh, Mahmood Meratian, Ali Maleki	
Failure Analysis of IN-738LC Cast Alloy Gas Turbine Blade	34
H.Ghiasi, M_Aghajanlou	
Evaluation of Al Alloys Grain Refinement with addition of AlTi5B1 inoculant	40
Ashkan Nouri, Hosein Hasannejad	
Evaluation of mechanical properties of Nano-composite aluminum reinforced by TiC by stir casting	45
Mohammad mafi, Behrooz Ghasemi, Omid Mirzaee	
Evaluation of mechanical properties of Nano-composite aluminum reinforced by B4C using stir casting method	50
Mohammad Javad Olya, Behrooz Ghasemi, Omid Mirzaee	
Technology of Melting and Casting of Ni-Resist Cast Irons	55
Najmeddin Arab	
Synthetic Solution for Molds and Cores	62
Mehrddad Ozve Aminian	