سیالیت آلیاژ نیمه جامد Al-7wt%Si

حامد میرزاده[۱]، بهزاد نیرومند[۲]

چکیده

ویسکوزیته بالاتر دوغابهای نیمه جامد آلیاژهای فلزی باعث شده است که ریخته گری ثقلی این دوغابها تقریبا غیر ممکن باشد. بنابراین قابلیت پر شدن قالب یا سیالیت، در ریخته گری نیمه جامد از اهمیت بسزایی برخوردار است. این مقاله به بررسی تاثیر پارامترهای مختلف شامل درصد جامد، سرعت همزدن دوغاب نیمه جامد، نیروی اعمالی بر قالب و ضخامت مقطع کانالهای قالب بر سیالیت دوغاب نیمه جامد Al-7wt%Si می پردازد. به این منظور دوغابهای نیمه جامد این آلیاژ به روش همزدن مکانیکی در حالت نیمه جامد تهیه و سپس در یک قالب ماسه ای که نیروی کنترل شده گریز از مرکز روی آن اعمال می شد، ریخته شد. قالب دارای چهار کانال مستقیم با ضخامتهای مقطع مختلف جهت ایجاد تغییر در سرعت سرد شدن و تنش سطحی بود. سیالیت آلیاژ نیمه جامد Al-7wt%Si با به کارگیری نیروی گریز از مرکز و با افزایش سرعت همزدن بهبود پیدا کرد. سیالیت با مجذور کسر مایع و ضخامت مقطع قالب به ترتیب به صورت خطی و نمائی افزایش یافت. در پایان رابطه طول سیالیت با پارامترهای فرآیند ارائه گردید.

واژه های کلیدی: سیالیت، ریخته گری نیمه جامد، آلیاژ Al-7.1wt%Si، دوغاب نیمه جامد، قالب ماسه ای

مقدمه

بیش از ۳۵ سال است که از کشف قابلیت تولید قطعات از دوغابهای نیمه جامد فلزی می گذرد. در طی این سالها تحقیقات وسیعی در این زمینه صورت گرفته و روشهای نوینی ابداع شده اند. در روشهای ریخته گری نیمه جامد فرآوری خاصی بر روی آلیاژ مورد نظر در ناحیه دو فازی جامد-مذاب انجام شده و سپس ریخته گری صورت می گیرد. بنابراین در هنگام ریخته گری دوغاب نیمه جامد، نه تنها هیچ فوق گدازی وجود ندارد، بلکه مقدار زیادی از گرمای نهان انجماد نیز در مرحله قبل از ریخته گری خارج شده است. یکی از روشهای متداول تولید آلیاژهای نیمه جامد، استفاده از همزدن مکانیکی همزمان با سرد شدن آلیاژ از یک فوق گداز مشخص تا دمای مورد نظر در ناحیه دو فازی جامد-مایع به منظور دستیابی به درصد جامد دلخواه و سپس ریخته گری دوغاب می باشد. ساختار حاصل از این فرآیند غیر

۱- دانشجوی دکتری - دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان

۲- استادیار - دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان

مرجع دانلود رایگان مهندسی مواد و متالورژی www.Iran-mavad.com

دندریتی بوده و دارای ذرات اولیه ای با مورفولوژی شبه کروی است در حالی که آلیاژهای ریختگی دارای ساختار دندریتی می باشند [۱].

دوغابهای نیمه جامد آلیاژهای فلزی ویسکوزیته بالاتری نسبت به حالت کاملا مذاب دارند که منجر به پر شدن آرام قالب بدون ایجاد تلاطم، موج و پاشش می شود و لذا قطعات تولیدی دارای خواص متالورژیکی و مکانیکی بالاتر می باشند. از طرف دیگر، سیالیت پایینتر این دوغابها ریخته گری ثقلی قطعات را با مشکل عدم پر شدن قالب روبرو می کند. بنابراین قابلیت پر شدن قالب یا سیالیت، در ریخته گری نیمه جامد از اهمیت بسزایی برخوردار است. با اینکه تحقیقات گسترده ای در مورد جنبه های مختلف آلیاژهای نیمه جامد انجام شده، ولی کارهای کمی در زمینه سیالیت دوغاب نیمه جامد صورت گرفته است [۲-۶]. تحقیقات انجام شده در این زمینه نشان داده است که شیوه توقف دوغابهای نیمه جامد در یک کانال تست سیالیت، بسیار شبیه آلیاژهای کاملا مذاب است و پیشروی دوغاب توسط یک درصد جامد بحرانی در جلوی جبهه حرکت دوغاب متوقف می شود [۳ و ۴].

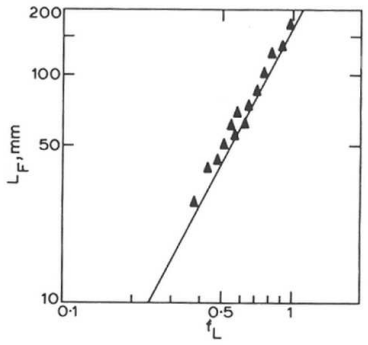
بررسی ها نشان داده است که سیالیت دوغابهای نیمه جامد با افزایش درصد جامد اولیه به شدت کاهش می یابد که به علت افزایش موانع حرکتی مانند ذرات جامد در دوغاب و خروج گرمای نهان ذوب می باشد [۳ و ۴]. در ریخته گری دوغابهای نیمه جامد چدنها، در یک درصد جامد بحرانی به علت افزایش ناگهانی ویسکوزیته ظاهری، کاهش شدیدی در طول سیالیت مشاهده شده است [۵]. در ریخته گری دوغابهای نیمه جامد آلیاژ A356، روند کاهش سیالیت دوغابهای نیمه جامد با افزایش درصد جامد اولیه مشاهده شد ولی کاهش ناگهانی در طول سیالیت، در هیچ درصد جامدی دیده نشد [۴].

Pai و Jones [۳] با استفاده از ریخته گری آلیاژ نیمه جامد Sn-14.5wt%Pb در لوله های گرد مشاهده کردند که طولانی شدن زمان توقف بین همزدن و ریخته گری دوغاب، باعث آگلومره شدن ذرات شده و بنابراین سیالیت را کاهش می دهد. همچنین آنها نشان دادند که سیالیت این آلیاژ، تقریبا به صورت خطی با مجذور درصد مایع افزایش می یابد. این مساله در شکل ۱ نشان داده شده است، در جائیکه دو محور به صورت لگاریتمی رسم شده اند و شیب خط برابر ۲ می باشد. نتیجه پژوهش این دو محقق بر روی سیالیت آلیاژ نیمه جامد Sn-14.5wt%Pb در کانالهای استوانه ای به صورت رابطه تجربی زیر ارائه شده است [۳]؛

$$L_f = B t_D^{\ m} r^n f_L^{\ 2} \qquad (۱)$$

www.Iran-mavad.com مرجع دانلود رایگان مهندسی مواد و متالورژی

در جاییکه L_f طول سیالیت، t_D زمان توقف بین همزدن و ریختن، r شعاع کانال، f_L درصد مذاب اولیه، B، m و n ثوابت رابطه هستند.



شکل ۱: منحنی سیالیت آلیاژ نیمه جامد Sn-14.5wt%Pb بر حسب درصد مایع در جائیکه دو محور به صورت لگاریتمی رسم شده اند [۳].

Sumartha [۴] با استفاده از روش مکش دوغاب رابطه ای به فرم $L_f \propto P^n$ بین سیالیت آلیاژ A356 و فشار مکش دوغاب به دست آورد در جاییکه P فشار مکش دوغاب و n تابعی از درصد جامد می باشد. همچنین کاهش سرعت سرد شدن در مرحله تولید دوغاب، باعث می شود تا ذرات اولیه بزرگ با گوشه های گردتر ایجاد شود به طوری که درصد کمتری مذاب به دام افتاده وجود داشته باشد و در نتیجه باعث افزایش سیالیت می شود.

Martinez [۶] گزارش کرده است که ناپیوستگی بین سیالیت آلیاژ A356 در بالا و پایین لیکوئیدوس مشاهده نمی شود اما شیب خط سیالیت بر حسب دما در زیر دمای لیکوئیدوس کمی افزایش می یابد.

این مقاله به بررسی تاثیر پارامترهای مختلف شامل درصد جامد، سرعت همزدن دوغاب نیمه جامد، نیروی اعمالی بر دوغاب در قالب و ضخامت مقطع کانالهای قالب بر سیالیت دوغاب نیمه جامد Al-7wt%Si می پردازد.

روش تحقیق

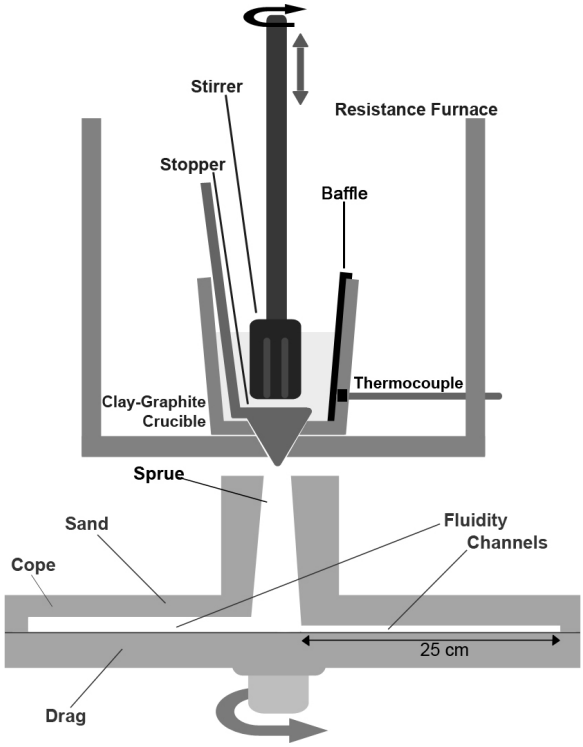
ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در جدول ۱ آورده شده است. در هر آزمایش ۵۵۰ گرم از آلیاژ تا ۵۰ درجه سانتیگراد بالای دمای لیکوئیدوس حرارت داده می شد. همزمان با سرد شدن دوغاب، عمل همزدن توسط یک همزن گرافیتی انجام می گرفت تا درصد جامد دلخواه با در نظر گرفتن رابطه Scheil به دست

www.Iran-mavad.com مرجع دانلود رایگان مهندسی مواد و متالورژی

بیاید. سرعت متوسط سرد شدن دوغاب در حین همزدن برابر با ۲/۵ درجه سانتیگراد بر دقیقه بود. سپس دوغاب تولیدی در قالب ماسه ای که بر روی یک سیستم ریخته گری گریز از مرکز افقی قرار گرفته بود ریخته می شد. قالبها از ماسه سیلیسی با چسب سیلیکات سدیم ساخته شده و دارای چهار کانال مستقیم با طول ۲۵ سانتیمتر با مقاطع مربع شکل به ضلع ۳، ۶، ۹ و ۱۲ میلیمتر جهت ایجاد تغییر در سرعت سرد شدن و تنش سطحی بودند. شماتیک رئوکستر و قالب در شکل ۲ آورده شده است. درصدهای جامد بین ۱۱ و ۶۵ درصد، سرعتهای همزدن دوغاب بین ۱۰۰ و ۱۵۰۰ دور در دقیقه و سرعتهای چرخش قالب بین صفر تا ۲۰۰ دور در دقیقه استفاده شدند. مسافتی که دوغاب در هر کانال پیشروی می کرد به عنوان طول سیالیت در نظر گرفته شد. بررسی های میکروسکوپی بر اساس روشهای استاندارد متالوگرافی و تکنیکهای آنالیز تصویری انجام گردید.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی و دمای لیکوئیدوس آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق.

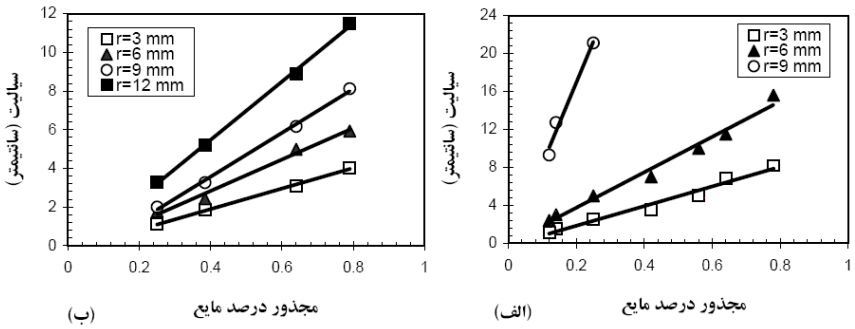
Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	دمای لیکوئیدوس ^{o}C
92.24	7.13	0.32	0.05	0.02	0.05	0.017	0.02	0.01	626



شکل۲: شماتیک رئوکستر و قالب.

نتایج و بحث

شکلهای ۳-الف و ۳-ب طول سیالیت اندازه گیری شده، L_f، بر حسب مجذور درصد مایع، f_L^2، را برای دوغابی که تحت سرعت همزدن ۱۰۰۰ دور در دقیقه تهیه شده و به ترتیب در سرعت چرخش قالب ۲۰۰ دور در دقیقه و قالب ساکن ریخته شده، نشان می دهند. واضح است که سیالیت آلیاژ نیمه جامد Al-7wt%Si با افزایش کسر جامد اولیه به دلیل افزایش ویسکوزیته دوغاب نیمه جامد کاهش می یابد. این نتیجه مطابق روند تغییرات به دست آمده توسط Sumartha [۴] و Pai [۳] می باشد. دیده می شود که سیالیت درهر دو حالت و در همه مقاطع، تقریبا به صورت خطی با مجذور کسر مایع افزایش می یابد ($L_f \propto f_L^2$) که در توافق کامل با نتایج تحقیق Pai و Jones [۳] روی آلیاژ نیمه جامد Sn-14.5wt%Pb می باشد. . در شکل ۳-الف خط مربوط به مقطع ۱۲ میلیمتر آورده نشده است زیرا این کانال در تمام درصدهای جامد آزمایش شده به طور کامل پر می شد.



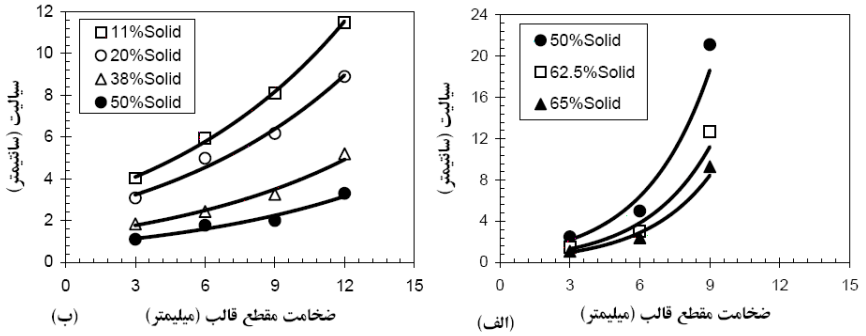
شکل۳: طول سیالیت اندازه گیری شده، L_f، بر حسب مجذور درصد مایع، f_L^2 . الف) سرعت چرخش قالب ۲۰۰ دور در دقیقه و ب) قالب ساکن.

از نقطه نظر انجمادی می توان گفت که در هنگام ریخته گری دوغاب نیمه جامد ، نه تنها هیچ فوق گدازی وجود ندارد، بلکه مقدار زیادی از گرمای نهان انجماد نیز در مرحله قبل از ریخته گری خارج می شود. بنابراین با افزایش کسر جامد، محتوای حرارتی دوغاب کمتر بوده و لذا زمان سیلان دوغاب پیش از توقف کاهش می یابد. همچنین با افزایش کسر جامد، ویسکوزیته دوغاب به علت افزایش موانع حرکتی مانند ذرات جامد در آن افزایش می یابد. لذا سیالیت دوغاب نیمه جامد با افزایش کسر جامد اولیه کاهش می یابد. با توجه به شکل ۳ مشخص است که با ضخیم تر شدن مقطع قالب، تاثیر افزایش کسر

www.Iran-mavad.com مرجع دانلود رایگان مهندسی مواد و متالورژی

جامد بر روی سیالیت دوغاب شدیدتر می شود. این مساله از روی افزایش شیب خطوط در هر یک از شکلهای ۳-الف و ۳-ب به خوبی مشخص است.

شکلهای ۴-الف و ۴-ب طول سیالیت اندازه گیری شده بر حسب ضخامت مقطع قالب را در درصدهای جامد مختلف برای دوغابی که تحت سرعت همزدن ۱۰۰۰ دور در دقیقه تهیه شده و به ترتیب در سرعت چرخش قالب ۲۰۰ دور در دقیقه و قالب ساکن ریخته شده، نشان می دهند. در مقاطع نازکتر سرعت سرد شدن بالاتر بوده و بنابراین زمان انجماد کاهش می یابد. همچنین عواملی مانند تنش سطحی و بر هم کنش ذرات جامد در مقاطع نازکتر شدیدتر می باشد که باعث افزایش موانع حرکتی دوغاب خواهد شد. ترکیب دو عامل فوق سبب شده است که سیالیت دوغاب نیمه جامد با کاهش ضخامت مقطع قالب کاهش یابد.



شکل ۴: طول سیالیت اندازه گیری شده بر حسب ضخامت مقطع کانال قالب برای درصدهای جامد مختلف. الف) سرعت چرخش قالب ۲۰۰ دور در دقیقه و ب) قالب ساکن.

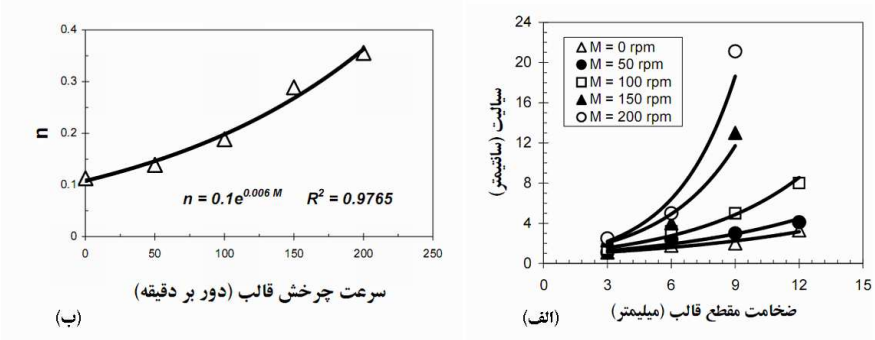
منحنی های رسم شده در شکل ۴ نشاندهنده بهترین منحنی منطبق شونده بر داده های تجربی می باشند و نشانگر وابستگی به شکل $L_f \propto e^{nr}$ بین سیالیت، L_f، و ضخامت مقطع قالب، r، می باشند. از تلفیق روابط $L_f \propto e^{nr}$ و $L_f \propto f_L^{\,2}$ به وابستگی به فرم $L_f \propto f_L^{\,2} \times e^{nr}$ و در نهایت با اعمال یک ضریب به رابطه $L_f = B \times f_L^{\,2} \times e^{nr}$ می رسیم. جهت تطبیق این رابطه با داده های تجربی، معادله منحنی های موجود در شکل ۴ در جدول ۲ آورده شده است. با توجه به این نتایج، به نظر می رسد که n تابعی از نیروی گریز از مرکز یا هر نیروی خارجی دیگر بوده و مستقل از درصد جامد می باشد. مقدار n برای سرعت چرخش قالب ۲۰۰ دور در دقیقه و قالب ساکن به ترتیب ۰/۳۵ و ۰/۱۱ به دست آمد. این رفتار متفاوت از رابطه ۱ می باشد.

www.Iran-mavad.com مرجع دانلود رایگان مهندسی مواد و متالورژی

جدول ۲: معادله منحنی های منطبق شونده بر داده های تجربی در شکل ۴.

شرایط	معادله منحنی	R^2	n	B
درصد جامد ۱۱٪ و قالب ساکن	$y = 28.939e^{0.1153x}$	۰/۹۹۸	۰/۱۱۵۳	۳۶/۵
درصد جامد ۲۰٪ و قالب ساکن	$y = 23.039e^{0.1133x}$	۰/۹۸	۰/۱۱۳۳	۳۶/۰
درصد جامد ۳۸٪ و قالب ساکن	$y = 12.578e^{0.1137x}$	۰/۹۸۲	۰/۱۱۳۷	۳۲/۷
درصد جامد ۵۰٪ و قالب ساکن	$y =8.056e^{0.1139x}$	۰/۹۵۶	۰/۱۱۳۹	۳۲/۲
درصد جامد ۵۰٪ و سرعت چرخش قالب ۲۰۰	$y = 8.994e^{0.3557x}$	۰/۹۶	۰/۳۵۵۷	۳۶/۰
درصد جامد ۶۲/۵٪ و سرعت چرخش قالب ۲۰۰	$y =5.042e^{0.3564x}$	۰/۹۶	۰/۳۵۶۴	۳۵/۹
درصد جامد ۶۵٪ و سرعت چرخش قالب ۲۰۰	$y =4.238e^{0.3558x}$	۰/۹۷۶	۰/۳۵۵۸	۳۴/۵

شکل ۵-الف نتایج تجربی آزمایش سیالیت بر حسب ضخامت مقطع قالب را در سرعتهای قالب مختلف نشان می دهد. منحنی های رسم شده در شکل نشاندهنده بهترین منحنی منطبق شونده بر داده های تجربی می باشند. جهت تطبیق رابطه نمایی با داده های تجربی، معادله منحنی های موجود در شکل ۵ در جدول ۳ آورده شده است. شکل ۵-ب تاثیر نیروی گریز از مرکز بر مقدار n را در نمونه هایی با کسر جامد ۰/۵ و سرعت همزدن ۱۰۰۰ دور در دقیقه نشان می دهد. دیده می شود که با افزایش سرعت چرخش قالب و در نتیجه افزایش نیروی گریز از مرکز، مقدار n افزایش می یابد. منحنی رسم شده در شکل ۵-ب نشاندهنده بهترین منحنی منطبق شونده بر داده های تجربی می باشد و نشانگر وابستگی به فرم $n \propto e^{M}$ بین n، و سرعت چرخش قالب، M، می باشد.



شکل ۵: تاثیر نیروی گریز از مرکز بر الف) سیالیت و ب) مقدار n در نمونه هایی با کسر جامد ۰/۵ و سرعت همزدن ۱۰۰۰ دور در دقیقه در سرعتهای چرخش مختلف قالب.

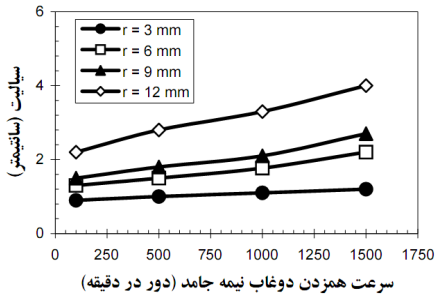
www.Iran-mavad.com مرجع دانلود رایگان مهندسی مواد و متالورژی

جدول ۳: معادله منحنی های منطبق شونده بر داده های تجربی در شکل ۵-الف.

شرایط	معادله منحنی	R^2	n
کسر جامد ۵۰٪ و قالب ساکن	$L_f = 0.8056e^{0.1139r}$	۰/۹۵۶	۰/۱۱۳۹
کسر جامد ۵۰٪ و سرعت چرخش قالب ۵۰	$L_f = 0.8416e^{0.1390r}$	۰/۹۲	۰/۱۳۹۰
کسر جامد ۵۰٪ و سرعت چرخش قالب ۱۰۰	$L_f = 0.8918e^{0.1885r}$	۰/۹۷۶	۰/۱۸۸۵
کسر جامد ۵۰٪ و سرعت چرخش قالب ۱۵۰	$L_f = 0.8717e^{0.2890r}$	۰/۹۵۸	۰/۲۸۹۰
کسر جامد ۵۰٪ و سرعت چرخش قالب ۲۰۰	$L_f = 0.8994e^{0.3557r}$	۰/۹۶	۰/۳۵۵۷

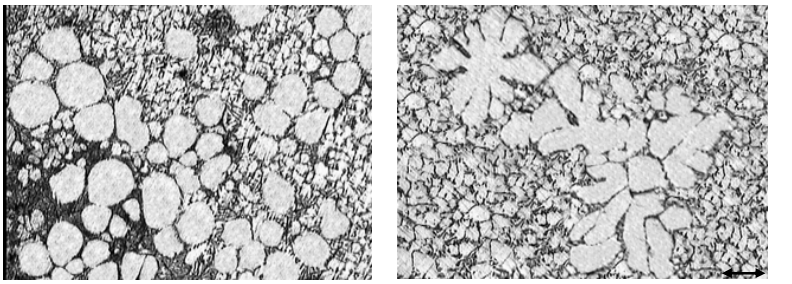
حاصل ضرب nr نشانگر تاثیر همزمان ضخامت مقطع قالب و نیروی گریز از مرکز بر سیالیت دوغاب نیمه جامد است. بنابراین تاثیر هر دو عامل، در رابطه نمایی $L_f \propto e^{nr}$ قابل ملاحظه می باشد. همچنین مشخص است که با افزایش سرعت قالب گریز از مرکز و افزایش مقدار n ، تاثیر ضخامت مقطع قالب بر سیالیت نیز افزایش می یابد. این مساله در نمودار های شکل ۵-ب به خوبی مشخص می باشد.

شکل ۶ طول سیالیت اندازه گیری شده بر حسب سرعت همزدن دوغاب نیمه جامد را در شرایطی که قالب ساکن و کسر جامد ۰/۵ است نشان می دهند. دیده می شود که سیالیت آلیاژ در کسر جامد ۰/۵ با افزایش سرعت همزدن افزایش می یابد. البته افزایش سیالیت برای مقاطع ضخیمتر بیشتر می باشد. برای توجیه این نتیجه می توان به مطالعات ساختاری این نمونه ها رجوع کرد. با توجه به شکل ۷ با افزایش سرعت همزدن دوغاب، کرویت دانه های اولیه افزایش و قطر معادل آنها و تعداد ذرات تشکیل دهنده آگلومره ها کاهش می یابد. این مسائل سبب می شود که موانع حرکتی کاهش یافته و سیالیت آلیاژ نیمه جامد با افزایش سرعت همزدن افزایش یابد.



شکل ۶: طول سیالیت بر حسب سرعت همزدن دوغاب نیمه جامد در شرایط قالب ساکن و کسر جامد ۰/۵.

www.Iran-mavad.com مرجع دانلود رایگان مهندسی مواد و متالورژی



شکل ۷: ریز ساختار های به دست آمده در کسر جامد ۰/۵ و سرعت های همزدن ۱۰۰ و ۱۵۰۰ دور در دقیقه.

نتیجه گیری

۱) سیالیت آلیاژ نیمه جامد Al-7wt%Si با به کارگیری نیروی گریز از مرکز افزایش می یابد و این افزایش در مورد مقاطع ضخیمتر، شاخصتر می باشد.

۲) سیالیت آلیاژ نیمه جامد Al-7wt%Si تقریبا به صورت خطی با مجذور کسر مایع افزایش می یابد ($L_f \propto {f_L}^2$).

۳) سیالیت برحسب ضخامت مقطع قالب، وابستگی به فرم نمائی ($L_f \propto e^{nr}$) دارد به طوریکه n تابعی از نیروی خارجی بوده و مستقل از درصد جامد می باشد. با افزایش نیروی خارجی مقدار n افزایش می یابد.

۴) رابطه تجربی برای تخمین سیالیت آلیاژ نیمه جامد Al-7wt%Si با به کارگیری نیروی خارجی، به صورت $L_f = B \times {f_L}^2 \times e^{nr}$ می باشد که در آن r ضخامت مقطع کانال، f_L کسر مذاب اولیه، و Bوn ثوابت رابطه هستند.

۵) سیالیت آلیاژ نیمه جامد Al-7wt%Si در کسر جامد ۰/۵ با افزایش سرعت همزدن افزایش می یابد.

مراجع

[1] E. J. Vinarcik, High Integrity Die Casting Processes, 2003, John Wiley & Sons, Inc.
[2] H. Mirzadeh and B. Niroumand, 'Semi-Solid casting of Al-7wt%Si Alloy in Expendable Molds', Solid State Phenomena, 116-117, 2006, 497-500.
[3] B.C. Pai and H. Jones, "Casting Fluidity of Partially Solid Sn—Pb Alloy Slurries Made by Stirring Within the Freezing Range", Proc. Int. Conf. on Solidification Technology in the Foundry and Cast House, The Metals Society, London, UK, 1980.
[4] Y. Sumartha, M.Sc. Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 1997.
[5] M. Ramadan, H. Nomura and M. Takita, "Semisolid processing of thin section gray cast iron in sand mold", Proc. 8th Int. Conf. on Semisolid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus, 2004.
[6] R. A. Martinez-Ayers, Ph.D. Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 2004.

www.Iran-mavad.com مرجع دانلود رایگان مهندسی مواد و متالورژی

Fluidity of Al-7.1wt%Si Semi-solid Alloy

H. Mirzadeh[1] (hmirzadeh@ma.iut.ac.ir), B. Niroumand[2] (behzn@cc.iut.ac.ir)

Semisolid metallic slurries used in rheocasting processes have lower fluidities than fully liquid melts which considerably limits their mold fill ability. In this work fluidity of Al-7.1wt%Si semisolid slurry in a centrifuged sand mold was examined. Semisolid slurries were continuously cooled and stirred until reaching the desired fraction solids up on which they were poured into a sand mold placed on a vertical axis centrifuged casting system. Effects of different casting parameters on the casting fluidity of rheocast Al-7.1wt%Si semisolid slurry were investigated. It was found that the effects of liquid fraction (f_L), section thickness (r) and mold rotation speed (centrifugal force) on the casting fluidity could be expressed by $L_f = Be^{nr} f_L^{\,2}$ relationship, where n is dependant on the mold rotation speed. Casting fluidity was also found to increase with slurry stirring speed due to lower flow resistance resulted from smaller and more rounded primary particles formed.

Keywords: Fluidity; Rheo-Centrifuged Casting; Al-7.1wt%Si alloy; Semisolid slurry; Sand mold

[1] Ph.D Student - Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology
[2] Assistant professor - Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

www.Iran-mavad.com مرجع دانلود رایگان مهندسی مواد و متالورژی