جلد ۳، شماره ۲، شهریور ۹۵، ص‌ص ۱۲۳- ۱۳۰

نشریه علمی پژوهشی

علوم و فناوری **کامپوزیت**

http://jstc.iust.ac.ir

مشخصه‌یابی عیوب در کامپوزیت آلومینیم- برنج تولید شده به‌روش گریز از مرکز

مرتضی غلامی[۱]، مهدی دیواندری[۲*]، محمدتقی صالحی[۲]

۱- کارشناس ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

تهران، صندوق پستی ۱۳۱۱۴-۱۶۸۴۶، divandari@iust.ac.ir

اطلاعات مقاله

دریافت: ۹۴/۱۰/۲۹

پذیرش: ۹۴/۱۲/۱۷

کلیدواژگان:

کامپوزیت آلومینیم-برنج

ریخته‌گری گریز از مرکز

عیوب

فیلم اکسیدی سطحی

چکیده

ریخته‌گری گریز از مرکز یکی از روش‌هایی است که برای تولید کامپوزیت‌های دوفلزی و به دو روش، افقی و عمودی، به‌کار گرفته می‌شود. حالت عمودی این روش، که در این تحقیق به‌کار گرفته شد، برای تولید قطعاتی متداول است که نسبت ارتفاع به قطرشان کم‌تر از واحد باشد. در این تحقیق، مذاب آلومینیم با نسبت‌های مذاب به جامد ۱/۵ و ۲/۵ درون بوش برنجی پیش‌گرم شده تا دمای ۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس و در حال چرخش با سرعت‌های دوران ۸۰۰، ۱۶۰۰ و ۲۰۰۰ دور بر دقیقه ریخته‌گری شد. از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترنی روبشی (SEM) برای مشاهدات میکروسکوپی و نیز از طیف‌سنج پراش پرتو ایکس (EDS) برای شناسایی فازهای تشکیل شده، استفاده شد. به نظر می‌رسد که جریان یافتن مذاب در حوزه‌ی گریز از مرکز با گسیختن فیلم اکسیدی سطحی مذاب آلومینیم همراه است به‌گونه‌ای که شرایط برای تشکیل پیوند متالورژیکی مساعد می‌شود. از طرف دیگر، پاره شدن این فیلم اکسیدی سطحی به‌همراه تلاطم ذاتی فرآیند ممکن است موجب بروز عیوبی در قطعه شود. نتایج این تحقیق نشان داد کامپوزیت‌های تولید شده به ازای دور ۲۰۰۰ بیش‌تر از سایر قطعات در معرض عیوب هستند. این مقاله عیوب مختلف مشاهده شده را دسته‌بندی کرده و اثر متغیرهای مختلف موثر را بررسی می‌کند.

Defects characterization of Al-brass composite produced via centrifugal process

Morteza Gholami, Mehdi Divandari*, Mohammad Taghi Salehi

Department of Material Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran
*P.O.B. 16846-13114 ,Tehran, Iran, divandari@iust.ac.ir

Keywords

Aluminum-Brass composite
Centrifuge casting
Defects
Surface oxide film

Abstract

Centrifugal casting is one of the methods which is used for producing bimetallic composite parts. This method runs both horizontal and vertical mode. Vertical mode, used in this work, is currently taken to produce casting parts with height to diameter ratio less than unity. In this study, aluminum melt with 1.5 and 2.5 melt-to-solid volume ratio was cast into 100°C preheated brass bush rotating at 800, 1600, and 2000 (rpm), respectively. In order to characterize the cast samples, possible phases and casting defects various equipment such as optical microscope (OM), scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) have been used. Flowing of Al melt, at centrifugal field, is possibly associated with surface oxide film rupture so that metallurgical bonding is attained. On the other hand, these oxide films flowing at the melt surface and inherent turbulence of this process may cause defects in the casting. It was noted that bimetal composites produced at 2000 rpm are subjected to more defects than the other. This article categorizes various defects seen and analyzes different effective parameters.

۱- مقدمه

سازه‌های مدرن مهندسی نیازمند عملکرد بهینه، راندمان بالا و در عین حال هزینه های پایین هستند؛ از این رو، طراحی و تولید کامپوزیت‌ها اهمیت پیدا می‌کند [۱]. غلطک‌ها اغلب به صورت ریخته‌گری دومرحله‌ای تهیه می‌شوند به طوری که سطح خارجی غلطک متشکل از آلیاژ مقاوم به سایش یا مقاوم به خوردگی بوده و آلیاژ داخلی ارزان تر است [۲]. کیفیت لایه‌ی آلیاژی شکل‌گرفته در فصل مشترک دو فلز به متغیرهای متعددی نظیر زبری سطحی زیرلایه، تاثیرات زیرلایه‌ی سطحی روی لایه‌ی آلیاژی، پوشش زیرلایه، چگونگی انجماد لایه‌ی آلیاژی و عوامل متعدد دیگری وابسته است. عوامل متعددی نیز نظیر سرعت گردش قالب، سرعت سرد شدن پس از

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Gholami, M. Divandari, M. and Salehi, M. T., "Defects characterization of Al-brass composite produced via centrifugal process", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 3, No. 2, pp. 123-130, 2016.

Archive of SID

www.SID.ir

ریختن مذاب، دمای زیرلایه قبل از ریختن، دمای مذاب در زمان ریختن، روش تمیزکاری زیرلایه و نیز روش پوشش دهی (حمام ترکیبی، دما، زمان ترشوندگی و ...) ممکن است بر روی استحکام پیوند در ریخته‌گری گریز از مرکز تاثیرگذار باشند [۳]. درحقیقت، روند تشکیل فصل مشترک متالورژیکی بر مبنای ذوب سطحی ایجادشده در جامد است. محتوای حرارتی مذاب و دمای پیش‌گرم بوش منجر به متمرکز شدن حرارت در فصل مشترک مذاب/جامد شده و انحلال اتم های فاز جامد در مذاب از نقاط برجسته ی سطح شروع می شود [۴]. در صورتی که لایه‌ی اکسیدی سطح مغزه در زمان فرآیند ریخته‌گری حضور داشته باشد از شکل‌گیری اتصال فلزی پیوسته که لازمه‌ی یک قطعه‌ی ریخته‌گری مرکب است، ممانعت به عمل می‌آورد [۵].

فرآیند ریخته‌گری گریز از مرکز در سال ۱۸۰۹ میلادی توسط A. G. Eckhardt [۶] اختراع شد اما به علت ناتوانی در ایجاد و اعمال تعداد دور مورد نیاز برای تامین نیروی گریز از مرکز، به علت نبود تجهیزات الکتریکی و موتورهای دور بالا در آن زمان، استفاده از آن محدود بود.

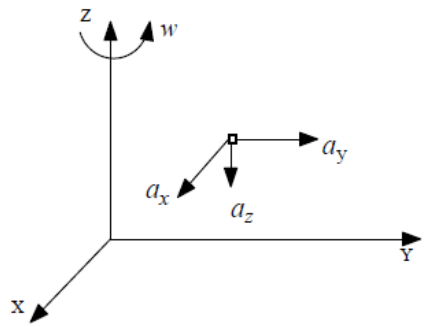
ریخته گری گریز از به دو صورت افقی و عمودی انجام می‌شود. از حالت افقی عموما برای تولید لوله ها، تیوب ها، سیلندرها، و موارد دیگر استفاده قرار می‌شود. طول ورود مذاب در ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی کوتاه‌تر از نوع افقی بوده و فلز مذاب مستقیما به درون قالب در حال چرخش بارریزی می‌شود. بنابراین کنترل دمای بارریزی و مقدار مذاب ریخته‌شده در نوع عمودی ساده‌تر است [۷]. ریخته‌گری گریز از مرکز یکی از روش‌های ریخته‌گری است که در آن، سیالیت تعیین‌کننده‌ی کیفیت استوانه‌ی توخالی است. سیالیت مذاب در حالت ریخته‌گری عمودی نسبت به موقعیت افقی قالب متفاوت است زیرا در این حالت، مذاب بر خلاف نیروی ثقل حرکت می‌کند [۸]. برآیند نیروهای گریز از مرکز و کوریولیس علاوه بر کمک به بالا آمدن مذاب درون بوش، منجر به پارگی لایه‌های اکسید سطحی مذاب می‌شود. از آن جایی که که لایه‌های فیلم سطحی کامل و یکدست نبوده و می‌توانند حاوی آخال‌ها و عیوب ساختاری باشند، حضور آخال‌ها در فیلم‌های اکسیدی، می‌تواند به منزله‌ی ناپیوستگی موضعی عمل کرده و محل‌های مناسبی برای پارگی لایه‌ی اکسید سطحی تحت نیروی گریز از مرکز به شمار رود [۴]. قطعات ریخته‌گری‌شده به‌روش گریز از مرکز به‌علت انجماد جهت‌دار از سمت بیرون به داخل، عموما عاری از عیوبی چون تخلخل انقباضی یا ناخالصی‌های غیرفلزی بوده و لوله‌های دوفلزی ریخته‌گری‌شده به روش گریز از مرکز، در انتهای فرآیند حاوی یک ناحیه‌ی نفوذی در فصل مشترک هستند [۶]. عیب عمده‌ی قطعات ریخته‌گری‌شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز، تلاطم سطحی تولید شده حین ریختن بوده که عموما از آن صرف نظر شده است [۲]. جریان فلز مذاب حین پر شدن قالب تاثیر قابل ملاحظه‌ای روی کیفیت نهایی ریختگی دارد. همچنین اختلاف دمایی بین دمای مذاب و دمای زیرلایه نقش قابل توجهی در پر شدن قالب دارد [۹]. فیلم‌های اکسیدی و ناخالصی‌ها نقش مهمی در کاهش کیفیت و اعتمادپذیری آلیاژهای ریختگی آلومینیم داشته است. درحقیقت، ۸۰٪ مشکلات قطعات ریختگی مربوط به عیوب ناشی از گیر افتادن گاز درون مذاب است [۱۰]. تلاطم سطحی حین ریخته‌گری موجب حبس فیلم‌های اکسیدی درون توده‌ی مذاب می‌شود. مطالعات Real-Time X-ray نشان داده است که هنگامی که جریان سیالی به انتهای محفظه‌ای برخورد می‌کند، یک رژیم جریان متلاطم و نامنظم طی یک دوره‌ی زمانی کوتاه و به صورت موضعی بوجود می‌آید [۱۱]. در این تحقیق عیوب ریخته‌گری بوجود آمده در فصل مشترک کامپوزیت آلومینیم-برنج بررسی شده و علل رخداد آن‌ها مورد ارزیابی قرار می‌گیرد.

حین فرآیند پر شدن قالب و انجماد، نیروی عظیم گریز از مرکز و ثقل به فلز مایع درون قالب گردان اعمال می‌شود. معادلات جرم و مومنتوم حاکم، یعنی معادلات ناویر-استوکس تراکم ناپذیر که حرکت سیالات نیوتنی را تشریح می‌کند در دسترس است. معادلات حاکم بر پر شدن قالب ریخته‌گری در رابطه‌های (۱) و (۲) نشان داده شده است.

$$F-\frac{1}{\rho}\nabla P+\mu\Delta U=\frac{\partial U}{\partial t}+(U.\nabla)U \qquad (۱)$$

$$\nabla.U=0 \qquad (۲)$$

به طوری که F سرعت شتابی، ρ چگالی سیال، P فشار، μ ویسکوزیته، $U<u,v,w>$ سرعت در مختصات کارتزین و t زمان است. مولفه‌های سرعت F که متاثر از نیروی گریز از مرکز و نیروی کوریولیس هستند (شکل ۱)، a_x ، a_y، a_z، در سه جهت متفاوتند.



شکل ۱ مولفه‌های سرعت یک سلول در جهات مختلف [۱۱]

مجموع بردار سرعت شتابی در هر جهت به‌صورت زیر نوشته می‌شود.

$$a_x=\omega^2x+2\omega v_r \qquad (۳)$$

$$a_y=\omega^2y-2\omega u_r \qquad (۴)$$

$$a_z=g \qquad (۵)$$

به گونه‌ای که ω سرعت زاویه‌ای، u_r و v_r سرعت نسبت به جهت X و Y، و g شتاب گرانش است [۱۲].

علاوه بر شتاب گریز از مرکز و کوریولیس که شرح آن‌ها رفت، شتاب دیگری نیز در این فرآیند دخیل است. شتاب همراه با حرکت دایره‌ای یکنواخت، شتاب مایل به مرکز نامیده شده و مقدار آن معادل رابطه (۶) است.

$$a=\frac{s^2}{r} \qquad (۶)$$

به طوری که r شعاع دایره و s سرعت تانژانتی ذره است [۱۳]. به این ترتیب می توان به نقش نیروهای متعدد در ساختار ریختگی حاصل از فرآیند توجه کرد. در نهایت این نیروها می توانند به تولید قطعات ریختگی با کیفیت بالا منجر شوند با این وجود هنوز امکان تشکیل عیوب ریختگی کاملا مرتفع نمی شود.

۲- روش آزمایش

۲-۱- مواد اولیه

ترکیب شیمیایی برنج CuZn35 و آلومینیم خالص مورد استفاده در جدول‌های ۱ و ۲ مشخص است. به‌طوری‌که در شکل ۲ نشان داده شده برای تولید بوش برنجی از ورق CuZn35 با ابعاد معین استفاده شد.

Archive of SID
www.SID.ir

جدول ۱ ترکیب شیمیایی شمش آلومینیم مورد استفاده در این تحقیق

ماده	شمش آلومینیم
سیلیسیم	۰/۰۸
آهن	۰/۰۶۴
منیزیم	۰/۰۲۷
منگنز	۰/۰۰۶
آلومینیم	مابقی

جدول ۲ ترکیب شیمیایی ورق CuZn35 مورد استفاده در این تحقیق

ماده	ورق CuZn35
مس	۶۵
نیکل	۰/۳
قلع	۰/۱
آهن	۰/۰۵
سرب	۰/۰۵
آلومینیم	۰/۰۲
روی	مابقی

(الف)

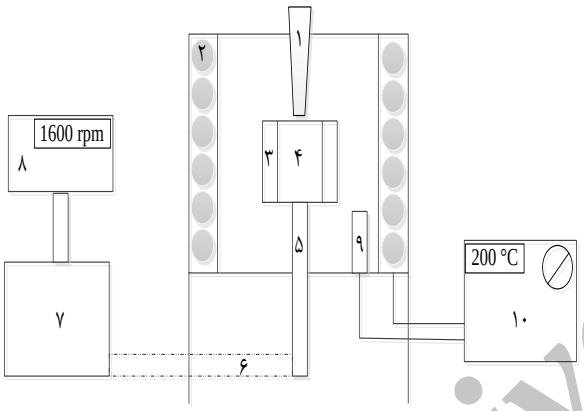
(ب)

شکل ۲ مراحل آماده‌سازی بوش‌های برنجی؛ الف) ورق برنجی برش‌زده شده به ابعاد ۳×۴۰×۲۶۵ میلی‌متر، ب) بوش برنجی که با استفاده از پنبه‌نسوز و مفتول فولادی دو سر آن به هم منطبق شده است

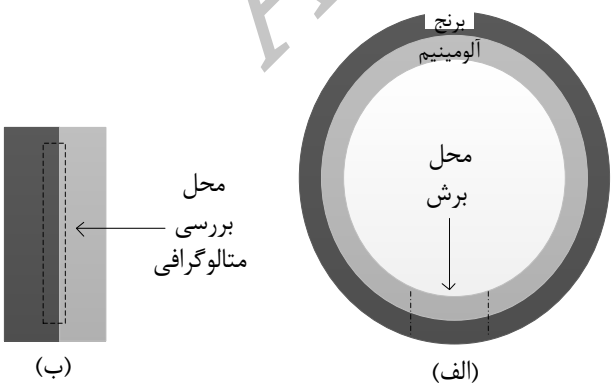
۲-۲- تجهیزات مورد استفاده

برای تهیه‌ی مذاب آلومینیم (با نسبت مذاب به جامد معین) از کوره‌ی مقاومتی بوته ای استفاده شد. شمش آلومینیم خالص پس از وزن شدن درون بوته‌ی گرافیتی شارژ شده و درون کوره قرار داده شد. دمای کوره روی ۷۰۰ درجه‌ی سلسیوس تنظیم شد و پس از آماده شدن مذاب، عملیات ذوب‌ریزی درون بوش برنجی تعبیه شده در دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی (شکل ۳) انجام گرفت.

پس از تهیه‌ی نمونه‌ها و به منظور بررسی‌های میکروسکوپی، قطاع‌هایی از نمونه‌ها برش‌زده شد (شکل ۴). سپس نمونه‌ها تا کاغذ سنباده‌ی شماره‌ی ۲۰۰۰ سنباده‌زنی شده و با پودر آلومینای ۱ میکرونی تحت پولیش قرار گرفت. میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51M و میکروسکوپ الکترونی روبشی ساخت کشور چک مجهز به دتکتور طیف‌سنجی پراش اشعه ایکس (EDS) برای مشاهدات میکروسکوپی مورد استفاده قرار گرفت و سپس با استفاده از نرم افزار Image J [۱۴] تصاویر حاصله تجزیه و تحلیل انجام شد.



شکل ۳ نمایی از دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز عمودی؛ ۱- راهگاه بارریز ۲- المنت (سیم کنتال) ۳- بوش برنجی ۴- محفظه‌ی قالب ۵- شفت ۶- تسمه‌ی انتقال نیرو ۷- الکتروموتور ۸- اینورتور (دستگاه تنظیم سرعت چرخش) ۹- دماسنج متصل به ژنراتور سیستم گرمایشی ۱۰- ژنراتور گرمایشی و کنترل‌کننده‌ی دما



شکل ۴ مراحل برش نمونه‌های ریخته‌گری‌شده؛ الف) طرحواره‌ی دوفلزی آلومینیم-برنج، ب) برش به ابعاد کوچک‌تر جهت انجام مشاهدات میکروساختاری

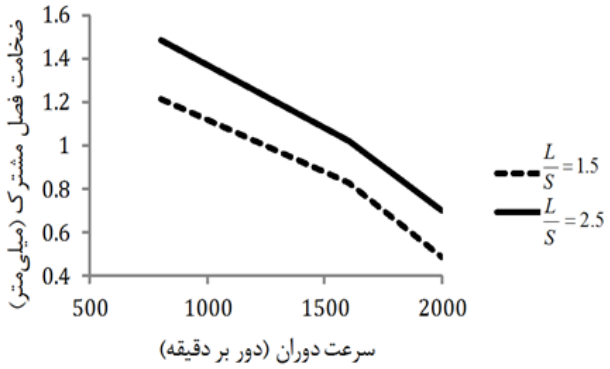
Archive of SID

www.SID.ir

۳- نتایج و بحث

۳-۱- شرایط فصل مشترک کامپوزیت

تشکیل فصل مشترک در تحقیق حاضر ناشی از شرایط انحلالی ویژه‌ای است که در اثر نیروهای چندگانه‌ی مکانیکی دخیل در فرآیند ریخته گری از مرکز، شرایط سرد کنندگی ناشی از دو پدیده انتقال همزمان هدایت و جابجایی و همچنین نفوذ در انتهای فرآیند انجماد تامین می‌شود. اندازه‌گیری‌های انجام شده با نرم‌افزار Image J نشان داد که پهنای فصل مشترک تشکیل شده به ازای افزایش سرعت چرخش کاهش یافته است (شکل ۵). مشخصات نمونه‌های ریخته‌گری شده در جدول ۳ آورده شده است. ضخامت بیش‌تر فصل مشترک‌های با نسبت حجمی ۲/۵ درمقایسه با نمونه‌های ریخته‌گری شده با نسبت حجمی ۱/۵ به علت افزایش قابلیت انحلال جامد در مذاب و همچنین نفوذ عنصری است که موجب افزایش عرض ناحیه‌ی انتقالی فصل مشترک شده است [۱۵]. مذاب آلومینیم با ورود به درون بوش و لمس دیواره جامد، عناصر مس و روی، موجود در آلیاژ برنج، را حل می‌نماید به گونه‌ای که محلولی سه تایی با نقطه‌ی ذوب پایین شکل می‌گیرد که حاوی عناصر سه‌گانه‌ی آلومینیم، مس و روی است. اندازه‌گیری‌های EDS نشان داد که لایه‌ی اول $Al_3Cu_5Zn_4$، لایه‌ی دوم Al_3Cu_3Zn و لایه‌ی سوم شامل رسوبات Al_3Cu صفحه‌ای شکل در زمینه‌ی محلول جامد آلومینیم است که محققان پیشین، آن را فاز θ’ معرفی کرده و تشریح کرده‌اند که این فاز، حالت غیرتعادلی فاز θ با ترکیب استوکیومتری Al_2Cu است [۱۶, ۱۷]. آخرین لایه‌ی فصل مشترک که در مجاورت آلومینیم واقع شده شامل توزیع دانه‌های یوتکتیک غیرعادی α-Al/Al_3Cu است که در اثر انجماد سریع در این فرآیند بروز می کند. این موضوع که ساختار یوتکتیک غیرعادی محصول انجماد سریع است [۱۸] که در شرایط انجماد غیرتعادلی و درنتیجه‌ی جوانه‌زایی و رشد مستقل دو فاز یوتکتیکی تشکیل می‌شود توسط دیگران نیز گزارش شده است [۱۹].



شکل ۵ تغییر ضخامت فصل مشترک به ازای تغییرات نسبت حجمی مذاب به جامد و سرعت چرخش

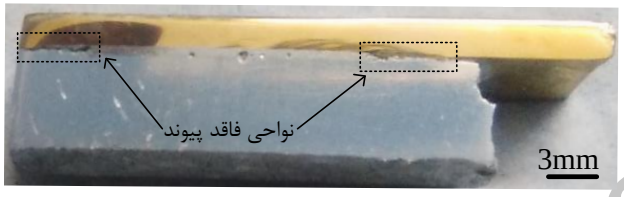
۳-۲- شرط تشکیل پیوند

مهم‌ترین مشکل پیوند فلزات، اکسیدهای سطحی مذاب و جامد است. شکل ۶ نشان‌دهنده‌ی قطاعی از نمونه‌ی ۵- دور ۱۶۰۰ و نسبت مذاب به جامد ۲/۵- است. به طوری که در تصویر مشاهده می شود، اتصال در سرتاسر نمونه برقرار نشده که علت آن را می‌توان به حضور احتمالی اکسیدهای سطحی نسبت داد [۱۹].

جدول ۳ نمونه‌های ریخته‌گری شده به ازای دمای بارریزی ۷۰۰ و دمای پیش‌گرم (بوش برنجی) ۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس

شماره نمونه	سرعت دوران (دور بر دقیقه)	پهنای فصل مشترک (میلی‌متر)	نسبت حجمی (مذاب به جامد)
۱	۸۰۰	۱/۲۱	
۲	۱۶۰۰	۰/۸۳	۱/۵
۳	۲۰۰۰	۰/۴۸۹	
۴	۸۰۰	۱/۴۸	
۵	۱۶۰۰	۱/۰۲	۲/۵
۶	۲۰۰۰	۰/۷	

تشکیل پیوند متاثر از محتوای حرارتی، نقش فیلم های جامد سطحی، ارتعاشات مکانیکی مرتبط با دوران دستگاه و نیز نیروهای مکانیکی بویژه نیروی عمود بر سطح جامد و مولفه مایل بر روی سطح استوانه فلزی جامد است [۱۹]. درحقیقت، نیروهای اعمالی به روی سیال در حال حرکت با شکستن فیلم اکسیدی سطحی مذاب، سطح تازه‌ای را ایجاد می‌کنند به طوری که سطح جامد به سهولت توسط مذاب تر شده و شرایط برای تشکیل پیوند متالورژیکی مهیا می‌شود.



شکل ۶ قطاع برش زده شده از نمونه‌ی ۵ نشان‌دهنده‌ی نواحی فاقد پیوند متالورژیکی

۳-۳- عیوب موجود در فصل مشترک کامپوزیت

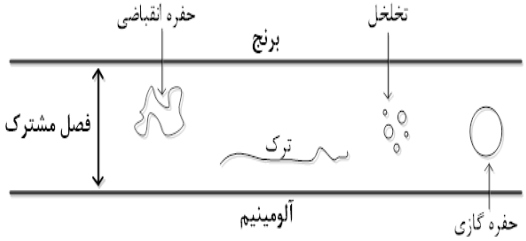
رفتار پر شدن قالب توسط مذاب در حوزه‌ی گریز از مرکز بسیار پیچیده بوده و عیوبی نظیر حبس حفرات گازی، انقباضی و ناخالصی‌ها ممکن است دیده شود. درواقع، تحت تاثیر ضربه‌ی اولیه مایع و نیروهای گریز از مرکز، مذاب با لمس کف قالب گردان به اطراف پرت می‌شود [۲۰] و شرایط را برای تشکیل عیوبی مساعد می‌کند که در ادامه به تشریح بیش‌تر این رخداد پرداخته می‌شود. شکل ۷ نشان‌دهنده‌ی انواع عیوب موجود در فصل مشترک است.

۳-۳-۱- حفرات گازی

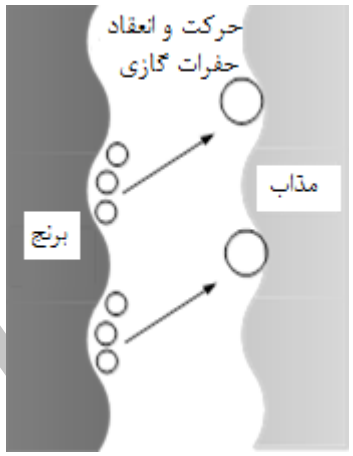
منشا عیوب گازی را می‌توان به دو عامل نسبت داد که اولی گازهای حل شده در مذاب آلومینیم است که با تغییرات دما و افزایش آن در خلال عملیات ذوب افزایش می یابد. این گاز در مرحله انجماد، چنانچه فرصت داشته باشد از حلالیت خارج شده و با تجمیع به صورت حفره گازی و در بسیار موارد همراه با حفره انقباضی بروز و ظهور می یابد[۲۰]. اما عامل دوم حاصل واکنش فیزیکی مذاب و هوا یا گازهای موجود در ناهمواری‌های سطحی فلز جامد است که در شرایط ریخته گری به سرعت افزایش حجم پیدا می کند. این حباب های گازی که در فصل مشترک مذاب جامد تشکیل می شوند ممکن است به هم متصل شده و به طوری که در شکل ۸ مشاهده می شود توسط نیروی گریز به سمت فلز مذاب، که در اینجا آلومینیم است، رانده شوند [۲۱].

Archive of SID
www.SID.ir

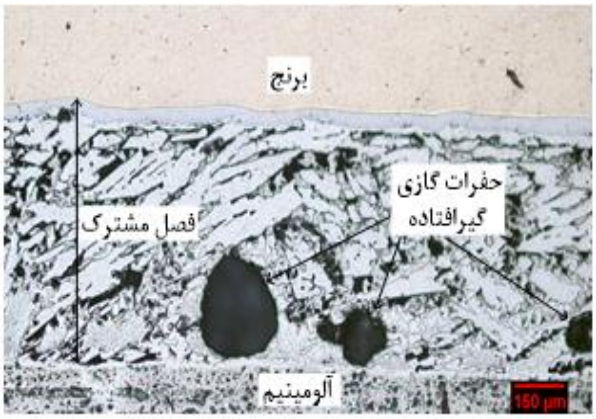
حفرات گازی موجود در فصل مشترک کامپوزیت آلومینیم-برنج که در شکل ۹ نشان داده شده‌اند، بیش‌تر متمایل به تشکیل در مجاورت ناحیه‌ی آلومینیمی فصل مشترک هستند.



شکل ۷ انواع عیوب محتمل در فصل مشترک کامپوزیت آلومینیم-برنج



شکل ۸ شماتیک نشان‌دهنده‌ی نحوه‌ی حرکت حفرات گازی در حوزه‌ی گریز از مرکز



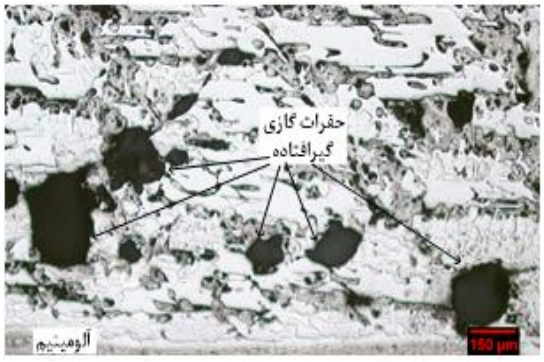
شکل ۹ تصویر ثبت شده با میکروسکوپ نوری از نمونه‌ی ۳ که نشان‌دهنده‌ی حفرات گازی گیرافتاده در فصل مشترک است

به‌علت تلاطم حین ریخته‌گری، خصوصا در فرآیند گریز از مرکز، حباب‌های گازی منعقد شده رفتاری متاثر از نیروهای وارده دارند و بر همین اساس رفتار حباب گازی تا قبل از انجماد بر اساس روابط زیر مورد ارزیابی قرار گرفته است. حباب گازی با قطر d_B در حالت پایا با سرعت v_g^U رو به بالا حرکت کرده و در حوزه‌ی گریز از مرکز با سرعت v_g^C در جهت محور چرخش طی مسیر می‌کند [۲۱].

$$v_g^U = g\left(\frac{(\rho_L - \rho_G)d_B^2}{18\mu}\right) \quad (۷)$$

$$v_g^C = \frac{v_g^U r\omega^2}{g} = v_g G \quad (۸)$$

به‌طوری که G معادل نیروی گریز از مرکز، ρ_L چگالی مایع و ρ_G چگالی گاز است که تقریبا معادل صفر در نظر گرفته می‌شود. به طوری که از معادلات برمی‌آید (ترم $r\omega^2$)، ذرات با چگالی بالاتر در نواحی بیرونی متمرکز شده و حفرات گازی متمایل به سمت داخلی - سمت آلومینیم- فصل مشترک می‌شوند (شکل ۱۰).



شکل ۱۰ تصویر ثبت شده با میکروسکوپ نوری از فصل مشترک مجاور آلومینیم نمونه‌ی ۴ که گویای رانده شدن حفرات گازی به سمت بخش آلومینیمی فصل مشترک است

طبق گزارش‌های قبلی، ذرات با ابعاد بزرگ‌تر نسبت به دیگر ذرات شناور، به میزان بیشتری متاثر از نیروهای گریز از مرکز هستند و سریع‌تر به محیط خارجی- سمت برنج که در اینجا رینگ جامد است- رانده می‌شوند [۲۲]. یک تحلیل ساده روی نیروهای دخیل (معادلات ۳ تا ۶) در این فرآیند نشان می‌دهد که نیروی مایل به مرکز (معادله ۶) در مقایسه با دیگر نیروها، تاثیر قابل ملاحظه‌ی در هدایت حفرات گازی به سمت محیط داخلی- سمت آلومینیم- فصل مشترک دارد. نتایج تحقیق حاضر نشان داد که کاهش نسبت حجمی مذاب به جامد و نیز افزایش سرعت چرخش منجر به گیرافتادگی هر چه بیش‌تر گاز به درون ریختگی می‌شود. درحقیقت، کم‌تر شدن میزان مذاب (در نسبت‌های حجمی ۱/۵) موجب افزایش گیرافتادگی گاز به درون قطعه گردید. از طرف دیگر، افزایش سرعت چرخش نیز از محدوده ۸۰۰ تا ۲۰۰۰ شانس گیر افتادن بیش‌تر گاز به درون حفره‌ی قالب و عدم امکان فرار گاز را بوجود آورد.

۳-۳-۲- حفرات انقباضی

به طور کلی، تشکیل حفرات انقباضی وابسته به میزان مذاب باقی‌مانده درون فضاهای بین‌دندریتی است که توسط متوسط سرعت جریان بین دندریتی v (قانون دارسی) توضیح داده می‌شود.

$$\mathrm{v} = \left[\frac{K}{\mu g_L}\right](\nabla P + \rho_L g) \quad (۹)$$

به طوری که K ثابت (نفوذپذیری فضای بین‌دندریتی) و معادل است با φg_L^2 (φ ثابت وابسته به ساختار دندریتی و فضای بین بازوها، g_L کسر حجمی مایع است.)، μ ویسکوزیته و ∇P گرادیان فشار است [۲۱]. حفرات انقباضی موجود در فصل مشترک (شکل ۱۱) نیز به گونه‌ای هستند که غالب این حفرات در ناحیه‌ی یوتکتیک غیرعادی (ریزساختار مجاور آلومینیم که حاوی ساختاری شبه‌دندریتی است) واقع شده‌اند که البته متاخر بودن انجماد در سمت آلومینیم به این موضوع کمک می‌کند.

Archive of
www.SID.ir

شکل ۱۱ تصویر ثبت شده با میکروسکوپ نوری از ناحیه‌ی یوتکتیک غیرعادی (α-Al/Al2Cu) نمونه‌ی ۱ و تشکیل حفرات انقباضی در این ناحیه

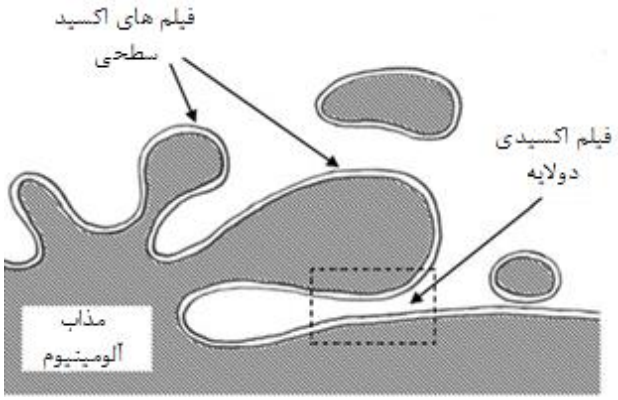
۳-۳-۳- تخلخل خارج از مرکز

در یک حوزه‌ی دمایی یکنواخت، تخلخل‌ها متمایل به واقع شدن در نواحی هستند که دیرتر جامد می شود. در ریخته گری گریز از مرکز این ناحیه قاعدتا در حد فاصل ناحیه ای از سطح مشترک مذاب و جامد و فصل مشترک مذاب و هوای موجود، در داخل رینگ در حال شرخش، واقع می شود. توزیع حفره‌ی انقباضی تحت حوزه‌ی گریز از مرکز، نسبت به حالت معمولی ریخته گری دو فلزی ها، متمایل به مرکز ناحیه چند صد میکرونی فصل مشترک بوده و ابعاد آن نیز به وضوح کوچک‌تر است. تخلخل‌های تشکیل شده در فصل مشترک عمدتا در لایه‌ی اول و بعضا دوم (لایه‌های مجاور برنج) دیده شده‌اند که توضیح دلایل بروز آنها مشکل است ولی برخی محققان آنرا به متقارن نبودن ترتیب انجمادی حول محور مرکزی نسبت داده اند [۲۳]. البته این نکته را باید در نظر داشت که این تخلخل ها معمولا ریز بوده و نسبت به حالت های قبلی اهمیت کمتری دارند.

۳-۳-۴- ترک (فیلم اکسیدی)

به طور کلی، تشکیل فیلم‌های اکسیدی حین ریخته‌گری مرکب به دو مکانیزم مختلف نسبت داده شده است: (۱) تشکیل فیلم‌های اکسیدی حین ریخته‌گری مذاب و (۲) تشکیل فیلم‌های اکسیدی ناشی از واکنش بین مذاب و زیرلایه‌ی جامد. درحقیقت، به محض ریختن مذاب فیلم های اکسیدی شکل گرفته و حبس اکسیدهای جدید در توده‌ی مذاب، نوعی فرآیند تاخوردگی را بوجود آورده و اکسید فیلم دولایه شکل می‌گیرد (شکل ۱۲). قطع نظر از فیلم‌های اکسیدی ناشی از فرآیند ریخته‌گری و واکنش بین مذاب و زیرلایه، حرکت ذرات جامد به سمت فلز جامد (به علت شیب غلظتی موجود در فصل مشترک) نیز می‌تواند چنین فیلم‌های اکسیدی متصل و انباشته شده‌ای را بوجود آورد که در نتیجه یک فیلم اکسیدی چندلایه تولید می‌شود [۲۴].

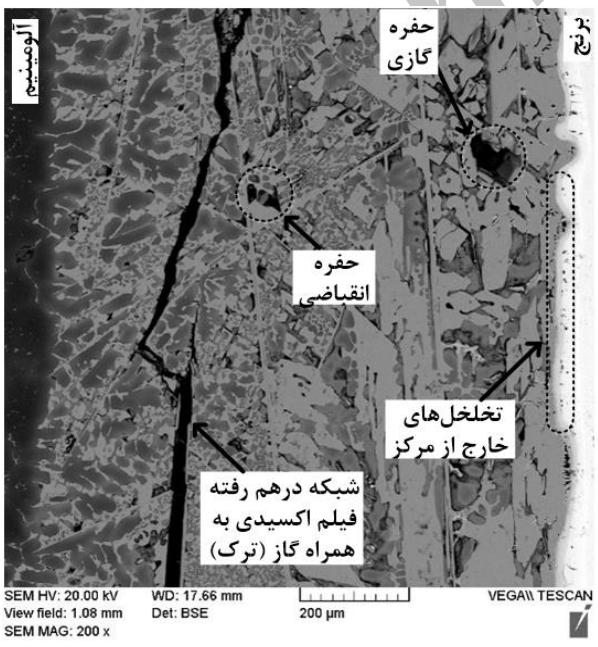
نیروهای اعمالی به سیال گریز از مرکز شده با گسیخته کردن فیلم اکسیدی سطحی زیرلایه و مذاب، سطح تازه‌ای را ایجاد می‌کند که به سهولت توسط مذاب تر شده و شرایط را برای تشکیل پیوند متالورژیکی فراهم می‌کند [۲۵]. از طرف دیگر، تلاطم سطحی ایجاد شده، موجبات تا خوردن و گیرافتادگی فیلم‌های اکسیدی در توده‌ی مذاب را فراهم می‌آورد [۲۶]. فیلم‌های اکسیدی حبس شده غالبا با عیوب مختلف ریخته‌گری نظیر حفرات انقباضی، ترک‌ها و سرباره در ریختگی‌ها همراه است [۲۷].



شکل ۱۲ نمای شماتیک حبس فیلم های اکسیدی تازه شکل گرفته درون توده‌ی مذاب حین فرآیند ریخته گری [۲۳]

فیلم‌های اکسیدی تشکیل شده به ازای افزایش تلاطم که در اینجا ناشی از افزایش سرعت چرخش است، شدیدتر می‌شود. تصویر شکل ۱۳ نشان‌دهنده‌ی شبکه‌ی فیلم اکسیدی درهم‌پیچیده‌ای است که موجب ترک خوردن فصل مشترک شده و علاوه بر آن، عیوب دیگری نیز به علت تلاطم بیش از حد (دور ۲۰۰۰) و نیز محتوای حرارتی بالا (نسبت حجمی ۲/۵) در این نمونه بوجود آمده است. درحقیقت، هوای حبس‌شده درون مایع با تشکیل حوزه‌های مومنتومی در جریان و نیز تغییر موضعی چگالی سیال، پروفیل سطحی نامنظم‌تری را تشکیل می‌دهد [۱۱].

فیلم‌های اکسیدی علاوه بر جهت طولی در جهت عرضی فصل مشترک نیز مشاهده شده‌اند. به طوری که در تصویر شکل ۱۴ مشخص است، فیلم اکسیدی تشکیل شده در جهت عمود بر فصل مشترک واقع شده است. در حقیقت، فیلم‌های اکسیدی پس از تشکیل درون توده‌ی مذاب شناور شده و ممکن است هر نقطه‌ای از قطعه قرار گیرند و موجبات تشکیل ترک در آن ناحیه را فراهم آورند.



شکل ۱۳ تصویر ثبت شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی از فصل مشترک نمونه‌ی ۶؛ شبکه‌ی درهم رفته‌ی فیلم اکسیدی موجب ترک خوردن فصل مشترک و معیوب شدن قطعه‌ی کامپوزیتی شده است

www.SID.ir
Archive of SID

شکل ۱۴ تصویر ثبت شده با میکروسکوپ نوری از ناحیه‌ی رسوبات Al_3Cu نمونه‌ی ۵؛ فیلم اکسیدی شناور در توده‌ی مذاب در هر نقطه‌ای ممکن است موجب ترک شود

۴- نتیجه‌گیری

* فصل مشترک کامپوزیت آلومینیم-برنج از چهار لایه تشکیل شده است. این لایه‌ها به ترتیب از سمت برنج عبارتند از $Al_3Cu_5Zn_4$، Al_3Cu_3Zn، رسوبات Al_3Cu صفحه‌ای شکل و نهایتا ساختار یوتکتیک غیرعادی α-Al/Al_3Cu در مجاورت آلومینیم است.

* حفرات گازی موجود در فصل مشترک کامپوزیت آلومینیم-برنج بیش‌تر متمایل به تشکیل در مجاورت ناحیه‌ی آلومینیمی فصل مشترک هستند.

* غالب حفرات انقباضی در ناحیه‌ی یوتکتیک غیرعادی که حاوی ساختاری شبه‌دندریتی است واقع شده‌اند.

* تخلخل‌های تشکیل شده در فصل مشترک عمدتا در لایه‌ی اول و بعضا دوم (لایه‌های مجاور برنج) دیده شده که نشان‌دهنده‌ی تشکیل تخلخل‌های خارج از مرکز در فرآیند گریز از مرکز است که البته بسیار ریز بوده و شاید اهمیت چندانی نداشته باشد.

* تلاطم سطحی ایجاد شده، موجبات تا خوردن و گیرافتادگی فیلم‌های اکسیدی در توده‌ی مذاب را فراهم می‌آورد. فیلم‌های اکسیدی پس از تشکیل درون توده‌ی مذاب شناور شده و ممکن است در هر نقطه‌ای از قطعه قرار گیرند و موجبات تشکیل ترک در آن ناحیه را فراهم آورند.

۵- مراجع

[1] Xu, G. Luo, A. A. Chen, Y. and Sachdev, A. K., "Interfacial Phenomena in Magnesium/Aluminum Bi-metallic Castings" Materials Science&Engineering A, Vol. 595, pp. 154-158, 2014 .
[2] Campbell, J. "Complete Casting Handbook" University of Birmingham, UK, pp. 979-985, 2011.
[3] Diouf, P. and Jones, A. "Investigation of Bond Strength in Centrifugal Lining of Babbitt on Cast Iron" Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 41, pp. 603-609 2010.
[4] Sarvari, M. and Divandari, M. "Melt Behavior and Shrinkage Force Effect of Al Melt in Al/Mg Bimetal Casted via Centrifugal Casting" In Persian, Modares Mechanical Engineering, Vol. 15, No. 7, pp. 131-138, 2015.
[5] Papis, K. J. M. Loeffler, J. F. and Uggowitzer, P. J. "Light Metal Compound Casting" Science in China Series E .Technological Sciences, Vol. 52, pp. 46-51, 2009 .
[6] Pola, A. "Advanced Casting Methodologies" Comprehensive Materials Processing, Vol. 5, pp. 47-51, 2014 .
[7] Watanbe, Y. Watanbe, S. and Matsuura, K. "Nickel-Aluminides/Steel Clad Pipe Fabricated by Reactive Centrifugal Casting Method from Liquid Aluminum and Solid Nickel" Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 35, pp. 1517-1524, 2003 .
[8] Shailesh, R. A. Tattimani, M. S. and Rao, S. S. "Understanding Melt Flow Behavior for Al-Si Alloys Processed Through Vertical Centrifugal Casting" Materials and Manufacturing Processes, Vol. 30, pp. 1305-1311, 2015 .
[9] Changyun, L. Haiyan, W. Shiping, W. Lei, X. Kuangfei, W. and Hengzhi, F. "Research on Mould Filling and Solidification of Titanium Alloy in Vertical Centrifugal Casting" Rare Metal Materials and Engineering, Vol. 39, No. 3, pp. 388-392, 2010 .
[10] Divandari, M. and Campbell, J. "Oxide Film Characteristics of Al–7Si–Mg Alloy in Dynamic Conditions in Casting" International Journal of Cast Metals Research, Vol. 17, No. 3, pp. 182-187, 2004.
[11] Reilly, C. Green, N. R. and Jolly, M. R. "Surface Oxide Film Entrainment Mechanisms in Shape Casting Running Systems" Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 40, pp. 850-858, 2009 .
[12] Zhou, J. X. Shen, X. Yin, Y. J. Guo, Z. and Wang, H. "Gas-liquid Two Phase Flow Modelling of Incompressible Fluid and Experimental Validation Studies in Vertical Centrifugal Casting" Materials Science and Engineering, Vol. 84, 2015 .
[13] Trejo, E. "Centrifugal Casting of an Aluminium Alloy" Doctor of Philosophy Thesis, University of Birmingham, 2011.
[14] ImageJ. www.ImageJ.com, Accessed .
[15] Xiong, B. Cai, C. and Lu, B. "Effect of Volume Ratio of Liquid to Solid on the Interfacial Microstructure and Mechanical Properties of High Chromium Cast Iron and Medium Carbon Steel Bimetal" Journal of Alloys and Compounds, Vol. 509, pp. 6700–6704, 2011 .
[16] Biswas, A. Siegel, D. J. Wolverton, C. and Seidman, D. N. "Precipitates in Al–Cu Alloys Revisited: Atom-probe Tomographic Experiments and First-principles Calculations of Compositional Evolution and Interfacial Segregation" Acta Materialia, Vol. 59, pp. 6187–6204, 2011.
[17] Shoilock, B. A. M. Grovenor, C. R. and Knowlcs, K. M. "Compositional Studies of Ω and Θ' Precipitates in an Al-Cu-Mg-Ag Alloy" Scripta Metallurgica, Vol. 24, pp. 1239-1244, 1990.
[18] Wei, B. and Herlach, D. M. "Rapid Solidification of Undercooled Eutectic and Monotectic Alloys" Materials Science and Engineering A, Vol. 173, pp. 357 -361, 1993.
[19] Liu, X. R. Cao, C. D. and Weisheng, B. "Microstructure Evolution and Solidification Kinetics of Undercooled Co–Ge Eutectic Alloys" Scripta Materialia, Vol. 46, pp. 13–18, 2002 .
[20] Limin, J. Daming, X. Min, L. and Fu, H. "Casting Defects of Ti-6Al-4V Alloy in Vertical Centrifugal Casting Processes with Graphite Molds"Met. Mater. Int, Vol. 18, No. 1, pp. 55-61, 2012.
[21] Suzuki, K. and Yao, M. "Simulation of Mold Filling and Solidification during Centrifugal Precision Casting of Ti-6Al-4V Alloy" Metals and materials international, Vol. 10, No. 1, pp. 33-38, 2004 .
[22] Adelakin, T. K. and Suárez, O. M. "Study of Boride-Reinforced Aluminum Matrix Composites Produced via Centrifugal Casting" Materials and Manufacturing Processes, Vol. 26, pp. 338-345, 2011 .
[23] Shiping, W. Jingjie, G. Yanqing, S. Chengzhi, Z. and Jun, J. "Numerical Simulation of Off-centred Porosity Formation of TiAl-based Alloy Exhaust Valve during Vertical Centrifugal Casting" Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, Vol. 11, pp. 599–608, 2003 .
[24] Hajjari, E. Divandari, M. Razavi, S. H. Homma, T. and Kamado, S. "Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of Al 413/Mg Joint in Compound Casting Process" Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 43, pp. 4667-4677, 2012.
[25] Divandari, M. and Campbell, J. "Morphology of Oxide Films of Al–5Mg Alloy in Dynamic Conditions in Casting" International Journal of CastMetals Research, Vol. 18, pp. 187-192, 2005.
[26] Pan, J. Yoshida, M. Sasaki, G. and Fukunaga, H. "Metal Pipe Joining with Aluminum Alloy by Ultrasonic Insert Casting" Materials and Manufacturing Processes, Vol. 15 , pp. 867-881, 2000 .
[27] Dai, X. Jolly, M. R. Yang, X. and Campbell, J. "Modelling of Liquid Metal Flow and Oxide Film Defects in Filling of Aluminium Alloy Castings" Materials Science and Engineering, Vol. 33, 2012 .

Archive of SID

www.SID.ir