سال بیست و یکم، شماره یک، ۱۳۸۸

نشریه مهندسی متالورژی و مواد

بررسی اثرشدت سرد شدن و گاز هیدروژن بر فاصله بین دندریتی و خواص مکانیکی کامپوزیت پایه آلومینیوم A356-9%wtTiB₂ *

مريم مجيديان^(٢)

سیدمحمدحسین میر باقری ^(۱)

چکیدہ

هدف از پژوهش حاضر بررسی اثر نرخ سرد شدن و حضور گاز هیدروژن درعامل گاززدا طی فرآیند ریخته گری، بر فاصله بین دندریتی و دانسیتهٔ حفرههای انقباضی و خواص مکانیکی کامپوزیت پایه آلومینیوم A356 - A356 میباشد. به این منظور ابتدا نمونه ای به شکل گوه طراحی شد. سپس، کامپوزیت یاد شده تهیه و در دو شرایط مختلف گاززدایی با گاز %Ar-100 و گاز 2H% – Ar در قالب فلزی از جنس چدن ریخته گری شد. قبل از ذوب ریزی در چند مکان مختلف داخل گوه ترموکوپل هایی کار گذاشته شد تا به کمک یک سیستم ثبت اطلاعات، تاریخچه حرارتی گوه در حین ریخته گری در کامپیوتر ضبط شود. سپس آزمونهای صلیت و سختی روی مکانهای مختلف گوه انجام شد. در انتها با بررسی ریزساختار کامپوزیت در مکان مختلف یاد شده ارتباط خواص مکانیکی باریز ساختار و قدرت سرد شدن کامپوزیت مداسازی شد. تایج نشان میدهد در سرعتهای سرد شدن بین ۲ تا ۲/۵ درجه سلسیوس بر ثانیه؛ اثر مخرب ریز خفرههای ناشی از عامل گاز زدای AF-5% می در محین میندی به حالقل می رسد.

کامپوزیت پایه فلزی، حفره انقباضی، دندریت، ریخته گری، نرخ سرد شدن.

Effect of Cooling Rate and H₂ Gas on the Inter-Dendritic Distance and Mechanical Properties of A356 – 9% wtTiB₂ Composite

S.M.H. Mirbagheri

M. Majidian

Abstract

In this paper, effect of cooling rate on dendrite arm space, porosities density and mechanical properties of A356-9%wtTiB₂ composite has been investigated during degassing with H₂. For this purpose a wedge sample was designed, and then the A356-9%wtTiB₂ composite was cast under two degassing conditions: i. 100%Ar, ii. Ar-5%H₂. Before pouring, some thermocouples were placed into the wedge. Then thermal history of the wedge was saved in a computer using a data acquisition system which connected to the thermocouples. Then hardness and stiffness tests were conducted on the wedge. Finally, microstructures of the composites were investigated and relations between mechanical properties and cooling rate of composites were extracted. In the case of Ar-5%H₂, results show effect of the microporosities on the mechanical properties will be omitted when the cooling rate controlled between 2-2.5 °C/sec

Key Words Metal Matrix Composite, Shrinkage Porosity, Dendrite, Casting, Cooling Rate

^{*} نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۷/۹/۲۸ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۸۸/۳/۹ به دفتر نشریه رسیده است.

⁽۱) عضو هیئت علمی دانشکده معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

⁽۲) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف

مورد اخیر وجود عامل هیدروژن در فرآیند گاززدایی نقش کلیدی را در بهبود خواص مکانیکی این نوع كاميوزيتها ايفا مي كند. از لحاظ انـدازه ذرات، در دو مقیاس ماکرو و نانو می تـوان ایـن کامپوزیـت را تهیـه نمود. در ادامه به طور مختصر به تحقیقاتی کـه در هـر دو مورد آلیاژ آلومینیوم زمینه و فاز تقویت کننده TiB₂ در كامپوزيت Al-TiB₂ انجام گرفته، پرداخته می شود. Al و آلیاژهای پایه آلومینیوم، به خاطر نقطه ذوب پایین نسبت به فلزات آهنی، دانسیته پایین، هـدایت حرارتـی بالا، قابلیت عملیات حرارتی و قیمت مناسب، به عنوان فاز زمینه کامیوزیتها، کاربرد زیادی یافتهاند. از طرفی ذرات TiB₂ به علت صلبیت و سختی بالا به عنوان فاز تقويت كننده مطرح شدهاند. از اين رو، افزودن TiB₂ به زمینه آلومینیوم می تواند صلبیت، سختی و مقاومت سایشی را تا حد زیادی افزایش دهد، بدون اینکه در مقایسه با سایر ذرات تقویت کننده سرامیکی در خواص فيزيكي تغيير قابل ملاحظه اي ايجاد كند. وجود میکرو حفرههای هیدروژنی می توانند بسته به توزيع ذرات خصوصاً در حالت نانو پودر، اتصال فصل مشترک پیوسته زمینه را با این ذرات تحت تـ أثیر قـرار دهم ولمي هنموز مكانيزم ايمن تماثير در ممورد کامپوزیت های TiB₂ دار آلومینیم مشخص نشده است .[5]

درهنگام ساخت کامپوزیت های MMC عموماً، یک واکنش شیمیایی منجر به تشکیل فازهای سرامیکی تقویت کننده پایدار از لحاظ ترمودینامیکی درطول فرآیند می شود. تغییرات فاز، تبلور مجدد یا جوانه زنی هنگام انجام واکنش های شیمیایی باعث توزیع یکنواخت تر فازهای تقویت کننده و در مقیاس میکرو و یا حتی نانو می شود که به بهبود خواص مکانیکی نهایی کامپوزیت کمک می کند. نتایج تحقیقات نشان می دهد که اثر اصلی 2HT بر آلیاژهای آلومینیوم از جمله آلیاژ A356، کاهش اندازه دانه می باشد. این ریز شدن دانهها، می تواند کیفیت قطعه ریختگی را توسط مقدمه

شايد بتوان گفت نخستين نمونههاي كاميوزيتهاي يايه فلزی ۷۰۰۰سال قبل از میلاد توسط اقوام ترک Cayonu ساخته شد. درآن زمان قطعات مسى حاوى ناخالـصى فراوان، آنقدر توسط آهنگری و ورقکاری تغییر شکل داده می شدند، تا ناخالصی ها خرد شده و به صورت پودر در زمینهٔ مسی پراکنده شوند. در این صورت استحکام ورق، ای مسی شدیداً افزایش می یافت[1]. در واقع فرآیند فوق یک روش تولیـد کامپوزیـت پایـه فلزى Metal Matrix Composite (MMC) مى باشد. امروزه كامپوزيت هاي پايه فلزي، خصوصاً پايه آلومينيوم به خاطر خواص مكانيكي بـالاي أنهـا يـا نــسبت اســتحكام بــه وزن بــالاي أنها، اســتفاده بسیارگستردهای درصنایع هوا – فیضا پیدا نمودهانید. دراین کامپوزیتها عموماً پودرهای سرامیکی به عنوان فاز تقویت کننده، نظیر SiC،Al₂O₃، TiO₂ و غیره، به منظور افزایش استحکام کامیوزیت، به مذاب آنها اضافه میشود؛ اگر چه این کارمنجر به کاهش چقرمگی آنها نیز می شود. اما نتایج محققان نشان می دهد شکل هندسی، اندازه و پراکندگی فازتقویت کننده در عین افزایش استحکام، می تواند اثر کاهش چقرمگی را نیز تا حدود زیادی تعدیل نماید[2]. از جمله کامیوزیت ہای معروف و بے روز MMC مے توان ب کامپوزیت های پایه Al تقویت شده با ذرات TiB₂ به خاطر مزایای زیاد، آن ها اشاره نمود. از جمله مزایای این کامپوزیت می توان به توزیع خوب ذرات تقویت کننده TiB₂، که پیوند خوبی با زمینه دارند و همچنین فصل مشترک صاف بین ذرات یاد شده و زمینه اشاره نمود [1,3].

مطالعات موردی نشان می دهد؛ دامنه تحقیقات در مورد کامپوزیت Al-TiB₂ در دو مورد حائز اهمیت است. یکی نوع آلیاژ زمینه و دیگری مقدار و اندازه ذرات TiB₂ زیرا TiB₂ در مقادیر کم حکم جوانه زا و در مقادیر بالا حکم تقویت کننده کامپوزیت را دارد. در

فاکتورهایی همچون افزایش سرعت ریخته گری و كارايي تغذيه، توزيع يكنواخت عناصر ألياژي، كاهش جدایش غلظتی، کاهش تخلخل، حذف ترک گرم، پاسخ بهتر به عمليات حرارتي و افزايش قابليت ماشينكاري، بهبود بخشد [6,7]. از أنجا كه موارد فوق نتيجه اثر خواص جوانه زايي TiB₂ است، مطالعـه اثـر افزایش بیشتر TiB₂ به عنوان یک عامل تقویت کننده فاز فلزی زمینه و یا در واقع تهیه کامپوزیـتهـای پایـه فلزى ألومينيم با ذرات تقويت كننده TiB₂ مورد توجه محققان زیادی قرار گرفت. در عین حال در این خصوص پژوهشهای نسبتاً کمی انجام شده و در حال حاضر به عنوان یکی از مباحث مهم، در تحقیقات دربارة اين نوع كامپوزيت، مطرح است [8,10]. ايس تحقیقات به دو دسته کلی، یکی تحقیقات روی ريزساختار و اندركنش فاز زمينه – فاز فلزى يا مطالعـه فصل مشترک فاز تقویت کننده - زمینه و دیگری تحقیقات روی رفتار و خواص مکانیکی این کامیوزیت ها خصوصاً در درصدهای بالای TiB₂ قابل تقسيم بندي است[8]. اما وجود گاز هيدروژن در حضور TiB₂ آن هم به مقدار ۹٪ به علت اثر متقابل جوانی زایی و دندریتی کردن ساختار و کند نمودن خروج حباب گاز از فضای بین دندریتی مشکلات عديـدهاي را در مـسير توليـد ايـن آلياژهـا بـه وجـود می آورد. به طوری که اگر قدرت سرد شدن کنترل شده نباشد، با حبس حبابها وتجمع منطقه ای آنها در بین دندریت های هم محور که حاصل وجود ذرات TiB₂ هستند، می تواند خواص مکانیکی این کامپوزیت را شدیداً تحت تأثیر قرار دهد[8]. در مورد کامیوزیتهای آلومینیم با در صدهای با لای TiB₂ تحقیقات اندک بوده یا به علت ماهیت نظامی آن ها اطلاعات در دسترس عموم نمی باشد [11]. در پژوهش حاضر سعی شده که با تهیه کامپوزیت A365-9%wt TiB₂ به روش ریخته گری و عملیات گاززدایی با آرگون خالص و بـا Ar-5% H₂ اثر سرعت انجماد و وجود گاز H₂ بر تشكيل حفرات، تغييرات دانسيته كامپوزيت، اندازه دندريت، دانسيته حفره، ابعاد حفرههاي انقباضي، فاصله

بین دندریتها، سختی و مدول یانگ ایـن کامپوزیـت مورد بررسی قرار گیرد.

روش آزمایش

در این پژوهش ابتدا مطابق شکل (۱) محفظهای گوهای شکل در داخل دو نیم بلوک از جنس چدن خاکستری GG20 تراشکاری شد، که هر کدام به عنوان یک لنگه قالب فلزی برای عملیات ریختے گری محسوب می شوند. به علت اینکه نوک گوه نسبت به انتهای آن (قاعده گوه) تیزتر است، می توان اثر سرعت سرد شدن مذاب بر فاصله بين دندريتي، توزيع و دانسيته حفرههای انقباضی را در گوه در رأستای عمودی، به راحتی بررسی نمود. شمش A356 با ترکیب شیمیایی Si=4.5-5.5, Fe=0.09, Cu=1-1.5, Mn=0.05, Mg=0.45-0.6, Zn=0.05, Ti=0.04-0.2 در کـوره مقاومتی ذوب شد. پودر ذرات TiB₂ به اندازه µm-۲۰ و به مقدار %9 وزنی به هردو مذاب افزوده شـد و سپس عملیات کیفی مذاب شامل دو مرحله: (الف) تلقیح و (ب) گاززدایی توسط دمش گـاز در شـرایط و مقدار مشخص شده، مطابق جداول (۱) و (۲) بر مذاب A356 انجام گرفت. در جدول (۱) از دمش گاز آرگون خالص و در جـدول (۲) از دمـش گـاز Ar – 5% H₂ برای تأثیر هیدروژن بر میزان تخلخل در ریے ساختار استفاده شده است. جداول (۱) و (۲) مقادیر افزودنی ها به مذاب و شرایط دمش گاز را برای تهیه ۳ Kg شمش آلومينيوم A356 نشان مي دهند. براي مثال: جـدول(١) نشان می دهـد کـه بـرای تهيـه Kg ۳ آليـاژ A356 بـه ترتيب، ١٠ گرم فلاکس، ٦ گرم تلقيح کننده Al-10Sr، ٦١ گرم جوانه زاي Al-5Ti-B و يک قرص ٢٠ گرمي دگازر در دماهای مشخص شده مطابق ستون افزودنی های جدول مذکور اضافه شده است. بعد از مرحله فلاکس زدایی نهایی، دمش گاز خنشی Ar به مدت ۱۰ دقیقه با دبی cc/sec 6 در مذاب انجام گرفت و در دمای C[°]C عملیات ریخته گری انجام شد.



جدول ۱ شرایط عملیات کیفی ۳Kg مذاب A356 با دمش گاز آرگون خالص به مدت ۱۰ دقیقه

2
2
2
2
2

جدول۲ شرایط عملیات کیفی برای تهیه ۳Kg مذاب A356 با دمش گاز Ar – 5%H₂ به مدت ۱۰ دقبقه

ترتیب، مقدار و دمای افزودنیها به مذاب						
Flux (gr)	10	740°C				
Al-10Sr (gr)	6	720°C				
Al-5Ti-B (gr)	61	720°C				
Degass.(gr)	20	700°C				
Flux (gr)	10	680°C				

مکان،های A,B,C,D,E نـشان داده شـده در شـکل (۱) قالب (زمان انجماد قسمتهای مختلف قطعه گوه ای)، . . . تعبیه شده که توسط آنها زمان انجماد و سرعت سرد شدن، به راحتی قابل اندازه گیری است. سپس به

از طرفی، برای اندازه گیری قـدرت سـرد شـدن ترموکوپـل.هـایی در رأسـتای محـور مرکـزی گـوه در وسیله یک دستگاه ثبت اطلاعات PCI-1710 با قدرت برداشت ۱۰۰ داده بر ثانیه، وضوح 32-bit و دامنه 5v± تغییرات دما بر حسب زمان، در کامپیوتر ثبت شد.

پـــس از انجمــاد گـــوه کـــامپوزیتی A356-9%wtTiB₂، نمونههایی به ابعاد ۲x۱×۱ cm از قــسمت قاعـده بـه طـرف رأس آن، بـه ترتیـب در موقعیتهای A,B,C,D,E مشخص شده در شکل (۱)، بریده شد و آزمایشهای متالوگرافی و مکانیکی روی آنها انجام گرفت.

براي بررسي ريـز سـاختار، ابتـدا نمونـههـا بـه ترتيب توسط سمباده هاي شماره ٢٤٠، ٥٠٠، ٨٠٠، ۱۲۰۰ و ٤٠٠٠ سـمباده زنی و پـس توسط محلـول OPS (Polishing colloidal silica emulsion) ب مدت ٥ دقيقه يوليش نهايي شدند. براي تعيين اندازه دانه از میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی بالا مجهزبه نرم افزار آنالیز تصاویر KS400 کے مربوط بے این ميكروسكوب بود ,Carl Zeiss AG, Oberkochen) (Germany، استفاده شد. این نرم افزار می تواند محیط، مساحت، اندازه کوچکترین و بزرگترین وتر دندریتها و همچنین قطر متوسط آنها را تعیین کند. در آزمایش مجزای دیگری توسط نرم افزار آنالیز تصاویر KS400 به بررسی ابعاد، تعداد و دانسیته حفرهها پرداختـه شـد. این عملیات برای هر دو نمونه ریختگی انجام گرفت تا اثر ترکیب گاز دمیده شـده در هنگـام گـاز زدایـی و همچنین شرایط گاززدایی که در جداول (۱) و (۲) ارائه شده، بر ابعاد، دانـسیته و توزیـع حفـرههـا مـورد بررسی آماری قرار گیرد. به طوری که در نهایت یک مدل ریاضی اولیه برای اثر فاکتورهای مؤثر بر تولید حفره های انقباضی در کامپوزیت MtTiB₂ = 9% wtTiB در سرعتهای سرد شدن متفاوت ارائه شود.

در آزمایش دیگری، از نمونههای یاد شده برای اندازه گیری صلبیت (مدول یانگ) استفاده گردید. این آزمون توسط دستگاه (Mittalenterprises, E moduls)

(Instruments انجام شد و مقادیر صلبیت به کمک امواج اولتراسونیک برای سه قسمت رأس، وسط و قاعده قطعه گوه اندازه گیری شد. در آزمایش مجزای دیگری آزمون سختی روی قسمتهای مختلف A,B,C,D,E گوه (شکل ۱) انجام گردید تا اثر سرعت سرد شدن بر رفتار سختی کامیوزیت مشخص شود.

نتايج

شكل (٢) تصاوير متالوگرافي ديجيتالي پلاريزه شده از ساختارهای کامپوزیت A356-9% wtTiB₂ را به ترتیب برای قسمت های قاعده، میان و رأس گوه در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر نشان می دهد. مناطق تیره دندریتهای اولیه α حاوی ذرات تقویت کننده و مناطق روشن و رنگی فاصله بین دندریت ها را نـشان میدهند که توزیع و اندازه آن ها برأساس نـرخ سـرد شدن، به کمک نمودارهای سرد شدن، قابل محاسبه است. این تصاویر فقط برای اندازه گیری فاصله بین دندریتی تهیه و رنگی (پلاریزه) شده انـد. در واقـع در هنگام عکس برداری دیجیتالی از ساختار به کمک نـرم افزار آنالیز تـصاویر KS400 کـه همـراه میکروسکوپ است مي توان با کنتراست، نمودن تصوير و پلاريزه نمودن نور تابیده شده، مرز بین دندریت های اولیه و فاز يوتكتيك را به صورت موضعي با دقت يك واحـد دیجیتالی تصویر (Pixel) به رنگهای مختلف بر اساس طیف بازتابیده شده از نور پلاریزه تغییر داد. بـ شـرط اینکه هر ناحیه دارای مرز بسته از لحاظ رنگ بازتابش شده از سطح نمونه باشد. از آنجا که مرزها اغلب در حد چندPixel به همدیگر نچسبیدهاند، تهیه چنین تصاویری بسیار زمان بر است. از این رو، تصویر خام متالوگرافی برای تفکیک مساحتی کے ہرفاز احاطے نموده است، از دقت کامل برخوردار نبوده و با تشخیص انفصال مرز فازها بایستی آنها را به صورت چشمی با توجـه بـه درجـه اهميـت فـاز، حفـره و يـا

ناخالصی، یکپارچه نمود تا مساحت واقعی اندازهگیری شود.







(ج)

شکل ۲ تصاویر دیجیتالی پلاریزه ازکامپوزیت A356-9%wtTiB₂ در بزرگنمایی ۱۰۰۰ الف) نمای ساختار بالای گوه (قسمت A)، ب) نمای ساختار وسط (قسمت C)، ج) ساختار پایین گوه (قسمت E).

از طرفی دیگر، به منظور بررسی نرخ سرد شدن قسمتهای مختلف گوه، از ترموکوپلهای کار گذاشته شده درگوه استفاده شد. روند سرد شدن موقعیتهای مشده درگوه استفاده شد. روند سرد شدن موقعیتهای میستم ثبت اطلاعات، در کامپیوتر ضبط شد. منحنی سرد شدن این نقاط در شکل (۳) نشان داده شده است. محاسبه زمان انجماد و متوسط نرخ سرد شدن، از

منحنی های سرد شدن کامپوزیت حاضر، در دو حالت $Ar - 5\% H_2$ گاززدایی با گاز آرگون خالص و گاز استخراج شده و در جدول (۳) آورده شده است. برای محاسبه نرخ سرد شدن، شیب منحنی ها به هنگام عبور از دمای سالیدوس انتخاب شده و زمان انجماد از روی شکستگی منحنی های سرد شدن و تغییر شیب ناگهانی آنها هنگام پدیده آزادسازی گرمای نهان انجماد، محاسبه شده اند. انتهای هر پیکان روی شکل(۳) تقريباً زمان خاتمه انجماد دندريت هاي اوليه و غني شدن مذاب بین دندریتی با ترکیب یوتکتیک را نـشان مى دهد. اما براى اطمينان ازدقت نقاط فوق بايستى مشتق دوم منحنیها گرفته شود. از این رو، نویـسندگان مقاله نرم افزاری برای تعیین شکستگیهای منحنی های دما- زمان ثبت شدہ توسط ترموکوپا ہا طبی ریختہ گری؛ بر اساس متد نیوتن- رافسون، به کمک میان یابی منحنی های صفر (zero curve) تهیه نموده و از آن استفاده نمودند.. اما شگستگی های بارز بعدی در تمامی منحنی های شکل (۳) کل زمان انجماد را نشان می دهد. در این پژوهش نرخ سرد شدن در محل شکستگی منحنی ها؛ توسط رسم و محاسبه شیب خط مماس دراین نقاط (محل عبور دما از منحنی سالیدوس یا منحنی هر تغییر فاز دیگری) تعیین شده است. به عبارت دیگر؛ شیب نقاط شکستگی در منحنی های سرد شدن شکل(۳) که با حروف الفبا مشخص شده اند، تعیین گردیده است.

جدولهای (٤) و(٥) آنالیز ابعادی دندریتها و حفرهها را در شرایط گاز زدایی شده توسط گاز Ar100% و گاز Ar-5%H2، نشان میدهد. نتایج این آنالیزهای تصویری، برای ۵ موقعیت A (قاعده)، B، C (وسط)، D، E (رأس) در گوه شامل: فاصله بین دانههای دندریتی، قطر متوسط حفره، دانسیته حفرهها در کنار مقادیر انحراف استاندارد آنها آورده شده است.

فسمتهای فاعده، وسع و راس توه								
		$Ar-5\%H_2$	نمونه با	نمونهها با %Ar100				
مکان نمونه برداری	دمای Solidus (°C)	نرخ سرمایش (°C/sec°)	زمان انجماد(sec)	نرخ سرمایش(C/sec°)	زمان انجماد (sec)			
بالا(A)	576	1.19	143.5	1.25	142			
وسط(C)	562	1.69	60	1.47	72			
پايين(E)	538	2.35	9	2.31	10			

جدول ۳ نرخ سرمایش (C/sec°) و مدت زمان انجماد(زمان بین solidus و Liquidous) قسمتهای قاعده، وسط و رأس گده



Ar-5%H2 نمودار سرد شدن کامپوزیت A356-9%wtTiB₂ گاززدایی شده با A,B,C,D,E در موقعیتهای مختلف (شکل ۱): A,B,C,D,E

جدول ٤ نتایج آنالیز ابعادی دندریتها و حفرههای کامپوزیت گاززدایی شده با گاز Mr 100%

Ar	نمونهها %100	زمان انجماد	آنالیز ساختار و فاصله بین دندریتی				
No.	مو قعىت	(sec)	DAS	انحراف معيار	قطر حفره	انحراف معيار	دانسيته حفره
1101			micron	micron	micron	micron	mm-2
А	قاعده	142.5	47.1	7.7	35.3	28.2	23.9
В	-	-	43.2	6.6	65.6	54.4	27.9
С	وسط	72	35.9	5.0	44.7	39.7	22.2
D	-	_	23.1	3.5	22.7	13.0	6.1
Е	رأس	10	18.8	2.7	0.9	0.1	1.8

نمونەھا Ar-5%H ₂			آنالیز ساختار و فاصله بین دندریتی				
No	مو قعیت	رمان الجماد (sec)	DAS	انحراف معيار	قطر حفره	انحراف معيار	دانسيته حفره
110		(300)	micron	Micron	micron	Micron	mm-2
А	قاعده	143.5	51.2	6.6	43.2	41.8	43.1
В	-	-	48.6	6.5	63.9	51.7	45.6
С	وسط	60	44.7	6.2	29.2	20.6	20.7
D	_	-	29.9	5.6	20.0	10.2	18.3
Е	رأس	9	19.4	2.5	19.4	16.2	9.3

جدول ۵ نتایج آنالیز ابعادی دندریتها و حفرههای کامپوزیت گاززدایی شده با گاز Ar-5 % H2 با گاز

جدول ٦ نتایج اندازهگیریهای سختی، مدول یانگ و دانسیته کامپوزیت در دو شرایط گاززدایی مختلف

				بكى	آناليز -				
	نمونه با گاز Ar100%					نمونه با گاز Ar-5%H ₂			
	موقعيت	دانسیته (gr/cm3)	مدول یانگ E(GPa)	سختی (HV10Kg)	انحراف معيار	دانسيته	مدول يانگ E(GPa)	سختی (HV10Kg)	انحراف معيار
А	بالا	2.479	59.9	60.0	2.0	2.479	62.7	52.1	6.5
В	_	-	-	62.1	2.9	-	-	53.1	4.2
С	وسط	-	-	62.9	2.2	1	1	55.4	0.8
D	_	-	-	62.9	1.3	_	_	57.2	1.0
Е	پايين	2.601	73.1	62.8	1.8	2.596	71.7	58.9	0.5

نتایج اندازه گیری های صلبیت، سختی و دانسیته کامپوزیت A356–9% wtTiB₂ برای دو شرایط گاززدایی در جدول(٦) ارائه شده است. آزمون دانسیته بر اساس استاندارد ASTM E391 انجام گرفته و طبق قانون فازهای محلول و ارشمیدس تعیین گردیده است.

بحث و نتیجه گیری

همانطور که از تصاویر SEM دندریت ها در شکل (۲) مشاهده می شود، از تصویر (الف) تا (ج) ابعاد و فاصله بین دندریت ها کوچکتر شده است. این مطلب با توجه به اینکه در قسمت رأس گوه به علت نازک بودن آن، مذاب سریع تر از قسمت قاعده سرد می شود، قابل توجیه و اثبات است. اگر داده های حرارتی ترموکوپل ها را آنالیز نموده و نرخ خنک شدن سه منطقه A,C,E از

گوه را محاسبه نماییم، روند تغییرات آن مانند جدول(۳) کاملاً صعودی خواهد بود؛ یعنی نرخ سرد شدن با حرکت به سمت رأس گوه شدیداً افزایش مییابد. مذاب این ناحیه به علت داشتن تحت تبرید شدید، و با توجه به ذرات پراکنده TiB2 نرخ جوانه زنی غیر همگن و همگن، شدیداً افزایش یافته و دندریتهای هم محور شاخه دار تولید می شوند. نرخ جوانه زنی در این منطقه نسبت به نرخ رشد بسیار بالاتر بوده و این مطلب باعث کاهش فاصله بین دندریتهای هم محور، نسبت به مناطق قاعده گوه شده است. تغییرات فاصله بین دندریتها از رأس گوه به طرف قاعده در دو شرایط مختلف گازدایی در شکل (٤) رسم شده است.



فرآیند انجماد برای جوانه زنی دندریت ها لازم است مذاب تا زیر دمای تعادلی سرد شود، چون اصولاً تحت تبرید معیاری برای تشخیص سهولت جوانه زنی اولیه دندریت ها میباشد و از این رو، افزودن TiB با مشارکت در جوانه زنی ناهمگن مقدار تحت تبرید را کاهش میدهد. تئوری های مختلفی برای جوانه زنی و ریز شدن دانه ها ارائه شده است[9,12]. به نظر می رسد تنها تعداد کمی از ذرات TiB به عنوان جوانه زا عمل میکنند. دلایل احتمالی عبارتند از اینکه ذرات منفرد TiB2 توده کوچکی را شکل می دهند بنابراین، تعداد ظاهری بورایدها کاهش می یابد و همچنین، ممکن همان طور که ملاحظه می شود در مورد نمونه گاززدایی شده با هیدروژن فاصله بین دندریت ها بیشتر بوده که اگر مقدار دانسیتهٔ حفره ها در این نمونه نسبت به نمونه گاززدایی شده با گاز آرگون خالص مقایسه شود، مشاهده می شود که دانسیته حفرات در نمونه حاوی گاز هیدروژن بالاتر است (منحنی خط چین در شکل ۵). بنابراین می توان گفت توزیع حفره ها در بین دندریت ها باعث افزایش فاصله بین دندریتی می شود. مکانیزم این رخداد را می توان از مقایسه سرعت جوانه زنی دندریت های هم محور با جوانه زنی حفره های گازی ارائه نمود. در مورد این رخداد می توان گفت در

www.SID.ir

را در شرایط گاززدایی فوق در نمودارهای شکل های (٥) و (٦) مقایسه نمود. همانطور که ملاحظه می شود در مورد قسمت B قطر حفرهها بیشتر از قسمت قاعـدهٔ (A) است و علت آن سریع تر سرد شدن قسمت قاعده گوه به علت انتقال حرارت به طریق تششعی از این سطح، نسبت به انتقال حرارت به طریق هدایت از سایر سطوح است. به عبارت ساده تر سطح قاعده نسبت به منطقه B زودتر منجمد شده است و از این رو، حفرهها در منطقه B بزرگ تر خواهند بود. این مطلب در ردیف B جدول (٥) نسب به سایر ردیف ها کاملاً مشخص است. پس انتظار می رود که دانسیته خود کامپوزیت در منطقه B نسبت به سایر مناطق کمتر باشد و در قسمت E پایین گوه از سایر مناطق بیشتر باشد. این اختلاف دانسیته رأس و قاعده گوه در هر کدام از شرایط گاززدایی شده، در جدول (٦) نیز مشاهده می شود. همچنین نتایج نشان می دهد که دانسیته کامپوزیت با گاز H₂ کمتر از نمونه با گاز Ar خالص است. زیرا به علت آزاد شدن گاز حل شده هیدروژن در جبهه انجماد (بسته به سرعت سرد شدن) حباب ها در فضای بین دندریتی جوانه زنی و رشد می نماینـد کـه هرچـه مکانیزم رشد نسبت به جوانیه زنبی حباب غالب تر باشد، با به هم پیوستن حباب های ریز تبدیل به حباب،ای بزرگتر میشوند. جریان،ای میکرو گردابهای بین دندریتی یا نفوذ پذیری بین دندریتی (inter-dendrite liquid permeability) در لحظات آخر انجماد کنترل کنندهٔ جا به جایی ریز حفرهها می باشند. در این زمان دندریتها به شکل هـم محـور بـا شاخههای فرعی تر و تیز متبلور شده و زمان لازم برای رشد حفرههای ریز و به هم پیوستن آنها در مرز بین دندریت ها فراهم می شود. لذا با توجه به تعداد حفرههای تـشکیل شده (افـزایش دانـسیته حفـرهها)، دانسیته خود کامپوزیت میتواند کاهش یابد.

است برخی از بورایدها مؤثرتر باشند و برای جوانهزنی تحت تبرید کمتری احتیاج داشته باشند. از آنجا که بوراید تیتانیم به صورت شبکه هگزاگونال منجمد می شود، برای افزایش بازدهی و ریز کردن دانهها؛ افزایش سطح وجه (۰۰۰۱) بورایدها و افزایش تعداد جوانه های TiB₂ پیشنهاد شده است[11,12]. آنچه نامطلوب است وجود مقدار زیاد ذرات TiB₂ با تعداد جوانه زاهای مؤثرتر کم میباشد. یکی از منابع ناخالصی در ریز دانه کردن آلیاژهای آلومینیوم TiB₂ متراكم شده است. این عیوب به اشكال مختلف حلقه ای، خوشه ای و رشته ای شکل می گیرند. از طرفی به علت افزایش نرخ انجماد، دانسیته آلومینیوم کاهش می یابد و با انقباض همراه است. این انقباض باید تحت کنترل قرار گیرد چرا که می تواند منجر به تـشکیل حفره گازی، تخلخل و یا آخال در حین انجماد شود[6,10]. از طرفي ساير محققان معتقد هـستند كـه آلیاژهای نوع Al-Ti-B، حاوی دو نوع ذرات، Ti ₃ Al و TiB₂، هستند. لذا ذرات Ti ₃ Al به سرعت در مذاب حل شده و تیتانیم محلول، نیروی محرک لازم برای جلوگیری از رشد پس از مرحله جوانهزنی را تامین میکند. در این هنگام نیز حفرهها جوانه زنی می کنند، بنابراین وجود ذرات Ti ₃ Al با جلوگیری از رشد دندريت فاصله بين آنها را كم مي كند[9].

در نمونههایی که دارای گاز H₂ هستند، اولاً به هنگام جوانهزنی دندریتها، گاز هیدروژن حل شده به صورت حباب آزاد شده و لذا تشکیل حفره می دهد؛ ثانیاً وجود Ti حل شده در مذاب جلوی دندریت، از رشد جوانههای دندریتی جلوگیری می کنند [4,9]. لذا به دلیل دو عامل فوق فاصله بین دندریتهای نمونه گاززدایی شده با 2H%5-Ar بیشتر خواهد بود. تمام نتایج و تصاویر و ریزساختارهای به دست آمده در پژوهش حاضر نیز این مطالب را تأیید می کنند. برای این ادعا می توان تغییرات دانسیته حفرهها و قطر آنها



ل7 تغییرات قطر حفرهها از رأس به قاعده گوه در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

بالای TiB₂، یوتکتیک اصلاح شده و از نقطه نظر ريخت شناسي و سيلسيم به شكل گردتر و الياف ظريف تر در مي آيد. لذا همه عوامل فوق مي توانند باعث افزایش دانسیته قسمت رأس گوه شوند. این افزایش دانسیته نیز خود باعث افزایش مدول یانگ می شود. در مورد نمونه هیدروژن دار مقدار مدول یانگ نسبت به نمونه گاززدایی شده با آرگون خالص، کمتـر است. کاهش دانسیته رأس تیز گوه به علت حضور حفرهها در آن است. رفتار تغييرات سختي كاميوزيت حاضر با نرخ سرد شدن را می توان با رسم دادههای موجود در جدول (٦) بررسی نمود. این رفتار در شکل (۷) برای هر دو نمونه گاززدایی شده با گاز آرگون خالص و Ar-5%H₂ مشخص شده است. ملاحظه می شود تغییرات سختی با افزایش فاصله از قاعده گوه به طرف رأس آن افزایش می یابد. زیرا به علت افزایش نرخ سرد شدن و ریز شدن دندریت ها، مقاومت به تغيير شكل سطح كامپوزيت زياد مي شود. براي نمايش رياضی تغييرات سختی بهتر است که مقدار سختی را به صورت تابعی از نرخ سرد شدن به دست آورد. این کار با استفاده از نمودارهای شکل(۳)، برای هر دو شرایط گاززدایی فوق، محاسبه و در جدول(۷) درج شده است. شکل(۸) بر اساس داده های جدول (۷)؛

در مورد خواص مکانیکی این کامپوزیت، اگر نتایج آزمون صلبیت (مدول یانگ) را با شدت سرد شدن و دانسیته خود کامپوزیت مقایسه نماییم، مشاهده می شود که مدول یانگ در رأس گوه، بیشتر از قسمت قاعده آن است. شاید بتوان علت این مطلب را چنین بیان نمرود کے ذرات TiB₂ در کامپوزیت A356-9% wtTiB₂ ، به دلیل دانسیته بالاتر (۲۵/۵ گرم بر سانتیمتر مکعب نسبت بـه ۲/۷ ألـومینیم) تـه نـشین می شود. پس حجم زیادی از ذرات TiB₂ ته نشین شده در فضاهای بین دندریتی یافت می شـوند کـه هنگـام رشد دانههای اولیه فاز (α) به این مناطق رانده شدهاند. در زمینه فلزی کامپوزیت مذکور ذرات TiB₂ جدا شده باعث اصلاح فاز يوتكتيك Al-Si مي شـوند. این اصلاح نتیجـه واکـنش مـابین ذرات TiB₂ و Si و جدایش این ذرات در مرزهای فاز یوتکتیک Al-Si می باشد که مانع توزیع مجدد در محلول شده و باعث ريز شدن Si يوتكتيك مي شود [10].

بررسی های محققان نشان می دهد که شرایط سرد شدن در آزمایش تأثیر زیادی بر توزیع ذرات TiB₂ دارد، [10,12]. سرعت بالای سرد شدن در مقایسه افزایش مقادیر TiB₂ تأثیر بیشتری بر رشد کریستال های سیلسیم دارد. از طرفی در اثر غلظت با ضرایب به دست آمده قبلی، جواب ها در نقاط جدید تعیین شد و دقت (خطای مجاز) لازم در ستون سوم جدول های مذکور درج شد. مشاهد می شود که توابع فوق با دقت نسبتاً خوبي جواب ها را پیش بیني مي کنند. برای آزمون سختی، معادلات (۱) و (۲) به همراه شرایط اعتبار مدل در جدول (۹) درج گردیده است. مطابق شکل(۸) ملاحظه می شود که با افزایش نرخ سرد شدن در هر دو نمونه كامپوزيت با شرايط مختلف گاززدایی، مقدار سختی افزایش می یابد.

تغییرات سختی با نرخ سرد شدن را نـشان مـی دهـد. مدلسازی ریاضی کلیه آزمون، ا (رفتاره) به کمک نیصب نے م افےزار Essential Regression5.3 کے بے صورت یک ماکرو در منوی نرم افـزارExcle7.0 ظـاهر می شود، انجام گرفت.

لذا دسته معادلات موجود در جدول(۹) برای هریک از آزمونها به دست آمدند. بـرای اعتبـار بخـشی توابـع ریاضی ارائه شده در این جدول، در شرایط برون یابی، آزمون پراکندگی آماری دادههای جدید انجام گرفت و

جدول۷ تغییرات سختی(HV) بر حسب نرخ سرد شدن (R) (C/sec°) در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

Ar-	5%H ₂	Ar 100%		
HV	R	HV	R	
52.1	1.25	60	1.19	
55.4	1.47	62.1	1.69	
58.9	2.31	62.8	2.35	

ب نرخ سرد شدن(R) (c/sec) (R) نرخ سرد شدن(R) در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت جدول ۸ تغییرات مدول یانگ (EM) (GPa) بر



شکل ۷ تغییرات سختی از رأس گوه به قسمت بالای آن در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت



در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

تغییرات مدول یانگ کامپوزیت حاضر را با نرخ سرد شدن نیز می توان به صورت ریاضی نشان داد. این رفتار بر اساس داده های جداول(۳) و (٦) به صورت معادلات (۳) و (٤) به همراه شرایط اعتبار مدل در جدول (۹) درج شده است. همان طور که در شکل(۹) ملاحظه می شود با افزایش نرخ سرد شدن مدول یانگ نیز افزایش یافته که علت آن رسوب ذرات TiB₂ کاهش دانسیته حفرهها؛ در این مناطق که نرخ سرمایش

در مورد نمونه گاززدایی شده با آرگون خالص سختی بالاتر و شیب تغییرات آن ثابت و کم است، اما در مورد نمونه گاززدایی شده با Ar – 5% H2 مقدار سختی پایین تر از شرایط فوق بوده ولی در عوض شیب آن با نرخ سرد شدن متغیر و تندتر است. ابتدا اختلاف سختی دو منحنی کم شده و بعد از C/sec 2 این اختلاف دوباره قدری افزایش می یابد. عامل اصلی این اختلاف رفتار وجود اختلاف دانسیته کامپوزیت در این دو شرایط است.

www.SID.ir

بیشتر است، میباشد. ولی در نرخ سرد شدن بالا تر از C/sec ° 2.2 نوع گاز تصفیه کننده دیگر اثـر چنـدانی بر مدول یانگ ندارد و هر دو منحنـی بـه هـم نزدیـک میشوند.

جدول ۹ مدلسازی ریاضی تغییرات مدول یانگ (EM) (GPa) و سختی (R) بر حسب نرخ سرد شدن (RV) (R)

	مدل ریاضی توسعه داده شده	خطا ٪	شرایط گازدایی
١	HV = 2.34R + 57.55	١٢٪.	Ar-5%H ₂
۲	$HV = -10.22R^{2} + 42.8R^{\circ} + 14.57$	۲%.	%100 Ar
٣	EM = 8R + 53.55	٦%.	%100 Ar
۴	EM = 11.16R + 54.14	٩٪.	Ar-5%H ₂

- نتیجه گیری ۱- توسط توابع ریاضی ارائه شده در پژوهش حاضر می توان رفتار سختی و مدول یانگ کامپوزیت آلومینیم A356–9%wtTiB₂ را به خوبی توسط آزاد شدن گاز هیدروژن به صورت ریز حفره در زمینه کامپوزیت پیش بینی نمود.
- ۲- وجود هیدروژن در گاز تصفیه کننده (Ar) مذاب کامپوزیت 2 A350 = 8 A350 حتی در مقادیر کم، می تواند باعث افت خواص مکانیکی از جمله مدول یانگ و سختی کامپوزیت شود. اثر مضر گاز هیدروژن بر کاهش خواص مکانیکی کامپوزیت را می توان تاحدودی زیادی با افزایش نرخ سرد کردن مذاب کاهش داد. به طوری که این نرخ سرد شدن، باعث ریز شدن دندریتها یا کاهش فضای بین دندریتی و همچنین، باعث افزایش دانسیته یا تعداد حفرهها (کاهش اندازه قطر حفره) شود.

مراجع

1. Clyne T.W., and Withers, P.J., "An Introduction to Metal Matrix Composites", Cambridge Solid State

- ۳- حداقل نرخ سرد شدن برای افزایش دانسیته حفرهها و کاهش اندازه آنها به زیر حد مضر برای کامپوزیت A356-9%wtTiB₂ حدود ۲ درجه سلسیوس بر ثانیه است.
- ٤- نتایج پـ ژوهش حاضـر نــشان داد، در یـک مقـدار (حجم) ثابت از حفره گازی، نرخ بیشتر سرد شدن می تواند با کاهش فاصله بین دندریتی توزیع حفرهها را پراکنده تر و اندازه آن ها را بسیار کوچکتر کند؛ به طوری که اثر مخرب حفرهها کاهش یابد. نرخ سرد شدن بیشتر، نیز بر خواص مکانیکی اثر مضر دارد زیرا پدیدہ بے ہے پیوستن حفرهای ریز رخ خواهد داد. به کلام ساده تر هر حفرهای نمی تواند در این کامپوزیت ها مخرب باشد و درجه اهمیت آن تابع شدید اندازه و پراکنـدگی توزیع حفره های گازی است؛ مثلاً برای نرخ سرمایش (C/sec°) 2.3 مدول یانگ نمونه گاز زدایی شده با گاز آرگون خالص و گاز آرگون حاوی ۵٪ هیدروژن تفاوت چندانی ندارد در صورتی که در نیرخ سیرمایش (C/sec) این اختلاف قابل تأمل است. اما برای عامل سختی، با افزایش سرعت سرد شدن تا C/sec اختلاف سختی در نمونههای گاززدایی با گاز آرگون خالص و گاز Ar-5%H2 در حال کاهش است و بیشتر از آن مي تواند تا حدودي مضر هم باشد.

تشکر و قدردانی

نویسندگان بدین وسیله از دست اندرکاران دانشکده علم مواد دانشگاه امپریال کالج لندن به ویژه جناب آقای دکتر J. Silk به خاطر فراهم آوردن امکان انجام بخشی از آزمونها و تهیه تصاویر متالوگرافی، قدردانی مینمایند. Science Series, Cambridge university press (1995).

- Ward P.J., Atkinson H.V P., Anderson R.G., Elias L.G., Garcia B., Kahlen L., and Rodriguez-Ibabe J.M., "Semi-Solid Processing of Novel MMCs Based on Hypereutectic Aluminium - Silicon Alloys", Acta Mater., 44, pp. 1717-1727, (1996).
- 3. Hirt G., Cremer R., Witulski T., Tinius H.-C., "Lightweight Near Net Shape Components Produced by Thixoforming", Mate. & Design 18, pp.315-321, (1997)
- 4. Zhang Y., Ma, N., Wang H., Le Y.S., and Li D., "Effect of Ti on the damping behavior of aluminum composite reinforced with in situ TiB₂ particulate", Scripta Materialia 53(10) pp.1171–1174, (2005).
- Lu L., Lai M.O., Su Y., Teo H.L., and Feng C.F., "In situ TiB₂ reinforced Al alloy composites", Script. Materi. 45(9), pp. 1017-1023, (2001)
- 6. McCartney D.G., "Effect of Instability of TiC Particles on the Grain-Refining", Int Mater Rev 34, pp.247-2601, (989).
- 7. Yi H., Ma N,. Zhang Y, Li X. and Wang H., "Effective elastic module of Al–Si composites reinforced in situ with TiB₂", Script. Materi., 54(6), pp.1093-1097, (2006)
- Schaffer P.L., Miller D.N., and Dahle A.K., "Crystallography of engulfed and pushed TiB₂ particles in aluminium", 57(12), pp.1129-1133, (2007).
- Cibula A., "The Mechanism of Grain Refinement of Sand Casting in Aluminum Alloys", J. Inst. Metals, 76, pp. 321-360, (1950).
- Schaffer P. L., Arnberg L., and Dahle A. K., "Segregation of particles and its influence on the morphology of the eutectic silicon phase in Al–7 wt% Si alloys", Script. Materi. 54(4), pp. 677–682, (2006).
- Lee P.D., Chirazi A., and See D., "Modeling micro-porosity in aluminum-silicon alloys", J. Li. Metal. 1 15(30), pp. 123-135, (2001).
- 12. Tan L., and Zabaras N., "A level set simulation of dendritic solidification with combined features of front-tracking and fixed-domain methods", J. Comp. Phys. 211, pp.36-63, (2006)