

بررسی اثر شدت سرد شدن و گاز هیدروژن بر فاصله بین دندریتی و خواص مکانیکی کامپوزیت پایه آلومینیوم $A356-9\%wtTiB_2$ *

(۱) سیدمحمدحسین میر باقری

(۲) مریم مجیدیان

چکیده

هدف از پژوهش حاضر بررسی اثر نرخ سرد شدن و حضور گاز هیدروژن در عامل گاززدا طی فرآیند ریخته‌گری، بر فاصله بین دندریتی و دانسیته حفره‌های انقباضی و خواص مکانیکی کامپوزیت پایه آلومینیوم $A356-9\%wtTiB_2$ می‌باشد. به این منظور ابتدا نمونه‌ای به شکل گوه طراحی شد. سپس، کامپوزیت یاد شده تهیه و در دو شرایط مختلف گاززدایی با گاز $Ar-100\%$ و گاز $Ar-5\%H_2$ در قالب فلزی از جنس چدن ریخته‌گری شد. قبل از ذوب ریزی در چند مکان مختلف داخل گوه ترموکوپل‌هایی کار گذاشته شد تا به کمک یک سیستم ثبت اطلاعات، تاریخچه حرارتی گوه در حین ریخته‌گری در کامپیوتر ضبط شود. سپس آزمون‌های صلیبیت و سختی روی مکان‌های مختلف گوه انجام شد. در انتها با بررسی ریزساختار کامپوزیت در مکان‌های یاد شده ارتباط خواص مکانیکی باریز ساختار و قدرت سرد شدن کامپوزیت مدلسازی شد. نتایج نشان می‌دهد در سرعت‌های سرد شدن بین ۲ تا ۲/۵ درجه سلسیوس بر ثانیه؛ اثر مخرب ریزحفره‌های ناشی از عامل گاز زدای $Ar-5\%H_2$ بر خواص مکانیکی به حداقل می‌رسد.

کامپوزیت پایه فلزی، حفره انقباضی، دندریت، ریخته‌گری، نرخ سرد شدن.

Effect of Cooling Rate and H_2 Gas on the Inter-Dendritic Distance and Mechanical Properties of $A356-9\%wtTiB_2$ 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 $A356-9\%wtTiB_2$ composite has been investigated during degassing with H_2 . For this purpose a wedge sample was designed, and then the $A356-9\%wtTiB_2$ composite was cast under two degassing conditions: i. $100\%Ar$, ii. $Ar-5\%H_2$. 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 $Ar-5\%H_2$, results show effect of the micro-porosities on the mechanical properties will be omitted when the cooling rate controlled between $2-2.5^\circ C/sec$

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

مقدمه

شاید بتوان گفت نخستین نمونه‌های کامپوزیت‌های پایه فلزی ۷۰۰ سال قبل از میلاد توسط اقوام ترک Cayonu ساخته شد. در آن زمان قطعات مسی حاوی ناخالصی فراوان، آنقدر توسط آهنگری و ورقکاری تغییر شکل داده می‌شدند، تا ناخالصی‌ها خرد شده و به صورت پودر در زمینه مسی پراکنده شوند. در این صورت استحکام ورق‌های مسی شدیداً افزایش می‌یافت [1]. در واقع فرآیند فوق یک روش تولید کامپوزیت پایه فلزی (Metal Matrix Composite (MMC می‌باشد. امروزه کامپوزیت‌های پایه فلزی، خصوصاً پایه آلومینیوم به خاطر خواص مکانیکی بالای آن‌ها یا نسبت استحکام به وزن بالای آن‌ها، استفاده بسیار گسترده‌ای در صنایع هوا - فضا پیدا نموده‌اند. در این کامپوزیت‌ها عموماً پودرهای سرامیکی به عنوان فاز تقویت کننده، نظیر TiO_2 ، Al_2O_3 ، SiC و غیره، به منظور افزایش استحکام کامپوزیت، به مذاب آن‌ها اضافه می‌شود؛ اگر چه این کار منجر به کاهش چقرمگی آن‌ها نیز می‌شود. اما نتایج محققان نشان می‌دهد شکل هندسی، اندازه و پراکندگی فاز تقویت کننده در عین افزایش استحکام، می‌تواند اثر کاهش چقرمگی را نیز تا حدود زیادی تعدیل نماید [2]. از جمله کامپوزیت‌های معروف و به روز MMC می‌توان به کامپوزیت‌های پایه Al تقویت شده با ذرات TiB_2 به خاطر مزایای زیاد، آن‌ها اشاره نمود. از جمله مزایای این کامپوزیت می‌توان به توزیع خوب ذرات تقویت کننده TiB_2 ، که پیوند خوبی با زمینه دارند و همچنین فصل مشترک صاف بین ذرات یاد شده و زمینه اشاره نمود [1,3].

مطالعات موردی نشان می‌دهد؛ دامنه تحقیقات در مورد کامپوزیت $Al-TiB_2$ در دو مورد حائز اهمیت است. یکی نوع آلیاژ زمینه و دیگری مقدار و اندازه ذرات TiB_2 ، زیرا TiB_2 در مقادیر کم حکم جوانه زا و در مقادیر بالا حکم تقویت کننده کامپوزیت را دارد. در

مورد اخیر وجود عامل هیدروژن در فرآیند گاززدایی نقش کلیدی را در بهبود خواص مکانیکی این نوع کامپوزیت‌ها ایفا می‌کند. از لحاظ اندازه ذرات، در دو مقیاس ماکرو و نانو می‌توان این کامپوزیت را تهیه نمود. در ادامه به طور مختصر به تحقیقاتی که در هر دو مورد آلیاژ آلومینیوم زمینه و فاز تقویت کننده TiB_2 در کامپوزیت $Al-TiB_2$ انجام گرفته، پرداخته می‌شود. Al و آلیاژهای پایه آلومینیوم، به خاطر نقطه ذوب پایین نسبت به فلزات آهنی، دانسیته پایین، هدایت حرارتی بالا، قابلیت عملیات حرارتی و قیمت مناسب، به عنوان فاز زمینه کامپوزیت‌ها، کاربرد زیادی یافته‌اند. از طرفی ذرات TiB_2 به علت صلیبیت و سختی بالا به عنوان فاز تقویت کننده مطرح شده‌اند. از این رو، افزودن TiB_2 به زمینه آلومینیوم می‌تواند صلیبیت، سختی و مقاومت سایشی را تا حد زیادی افزایش دهد، بدون اینکه در مقایسه با سایر ذرات تقویت کننده سرامیکی در خواص فیزیکی تغییر قابل ملاحظه‌ای ایجاد کند. وجود میکرو حفره‌های هیدروژنی می‌تواند بسته به توزیع ذرات خصوصاً در حالت نانو پودر، اتصال فصل مشترک پیوسته زمینه را با این ذرات تحت تأثیر قرار دهد و لسی هنوز مکانیزم این تأثیر در مورد کامپوزیت‌های TiB_2 دار آلومینیوم مشخص نشده است [5].

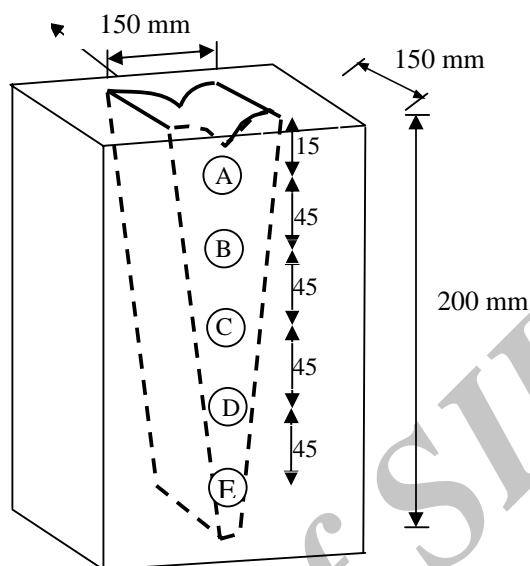
در هنگام ساخت کامپوزیت‌های MMC عموماً، یک واکنش شیمیایی منجر به تشکیل فازهای سرامیکی تقویت کننده پایدار از لحاظ ترمودینامیکی در طول فرآیند می‌شود. تغییرات فاز، تبلور مجدد یا جوانه زنی هنگام انجام واکنش‌های شیمیایی باعث توزیع یکنواخت تر فازهای تقویت کننده و در مقیاس میکرو و یا حتی نانو می‌شود که به بهبود خواص مکانیکی نهایی کامپوزیت کمک می‌کند. نتایج تحقیقات نشان می‌دهد که اثر اصلی TiB_2 بر آلیاژهای آلومینیوم از جمله آلیاژ A356، کاهش اندازه دانه می‌باشد. این ریز شدن دانه‌ها، می‌تواند کیفیت قطعه ریختگی را توسط

بین دندریته‌ها، سختی و مدول یانگ این کامپوزیت 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 ریخته‌گری محسوب می‌شوند. به علت اینکه نوک گوه نسبت به انتهای آن (قاعده گوه) تیزتر است، می‌توان اثر سرعت سرد شدن مذاب بر فاصله بین دندریته، توزیع و دانسیته حفره‌های انقباضی را در گوه در راستای 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 کوره مقاومتی ذوب شد. پودر ذرات TiB_2 به اندازه $30\ \mu m$ - ۲۰ و به مقدار ۹٪ وزنی به هردو مذاب افزوده شد و سپس عملیات کیفی مذاب شامل دو مرحله: (الف) تلقیح و (ب) گاززدایی توسط دمش گاز در شرایط و مقدار مشخص شده، مطابق جداول (۱) و (۲) بر مذاب A356 انجام گرفت. در جدول (۱) از دمش گاز آرگون خالص و در جدول (۲) از دمش گاز $Ar-5\%H_2$ برای تأثیر هیدروژن بر میزان تخلخل در ریز ساختار استفاده شده است. جداول (۱) و (۲) مقادیر افزودنی‌ها به مذاب و شرایط دمش گاز را برای تهیه ۳ Kg شمش آلومینیوم A356 نشان می‌دهند. برای مثال: جدول (۱) نشان می‌دهد که برای تهیه ۳ Kg آلیاژ A356 به ترتیب، ۱۰ گرم فلاکس، ۶ گرم تلقیح‌کننده Al-10Sr، ۶۱ گرم جوانه زای Al-5Ti-B و یک قرص ۲۰ گرمی دگازر در دماهای مشخص شده مطابق ستون افزودنی‌های جدول مذکور اضافه شده است. بعد از مرحله فلاکس زدایی نهایی، دمش گاز خنثی Ar به مدت ۱۰ دقیقه با دبی 6 cc/sec در مذاب انجام گرفت و در دمای $750^\circ C$ عملیات ریخته‌گری انجام شد.

فاکتورهایی همچون افزایش سرعت ریخته‌گری و کارایی تغذیه، توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی، کاهش جدایش غلظتی، کاهش تخلخل، حذف ترک گرم، پاسخ بهتر به عملیات حرارتی و افزایش قابلیت ماشینکاری، بهبود بخشند [6,7]. از آنجا که موارد فوق نتیجه اثر خواص جوانه زایی TiB_2 است، مطالعه اثر افزایش بیشتر TiB_2 به عنوان یک عامل تقویت‌کننده فاز فلزی زمینه و یا در واقع تهیه کامپوزیت‌های پایه فلزی آلومینیم با ذرات تقویت‌کننده TiB_2 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 درباره این نوع کامپوزیت، مطرح است [8,10]. این تحقیقات به دو دسته کلی، یکی تحقیقات روی ریزساختار و اندرکنش فاز زمینه - فاز فلزی یا مطالعه فصل مشترک فاز تقویت‌کننده - زمینه و دیگری تحقیقات روی رفتار و خواص مکانیکی این کامپوزیت‌ها خصوصاً در درصدهای بالای TiB_2 قابل تقسیم بندی است [8]. اما وجود گاز هیدروژن در حضور TiB_2 آن هم به مقدار ۹٪ به علت اثر متقابل جوانی زایی و دندریته کردن ساختار و کند نمودن خروج حباب گاز از فضای بین دندریته مشکلات عدیده‌ای را در مسیر تولید این آلیاژها به وجود می‌آورد. به طوری که اگر قدرت سرد شدن کنترل شده نباشد، با حبس حباب‌ها و تجمع منطقه‌ای آن‌ها در بین دندریته‌های هم محور که حاصل وجود ذرات TiB_2 هستند، می‌تواند خواص مکانیکی این کامپوزیت را شدیداً تحت تأثیر قرار دهد [8]. در مورد کامپوزیت‌های آلومینیم با درصدهای بالای TiB_2 تحقیقات اندک بوده یا به علت ماهیت نظامی آن‌ها اطلاعات در دسترس عموم نمی‌باشد [11]. در پژوهش حاضر سعی شده که با تهیه کامپوزیت TiB_2 9-365 wt به روش ریخته‌گری و عملیات گاززدایی با آرگون خالص و با $Ar-5\%H_2$ اثر سرعت انجماد و وجود گاز H_2 بر تشکیل حفرات، تغییرات دانسیته کامپوزیت، اندازه دندریته، دانسیته حفره، ابعاد حفره‌های انقباضی، فاصله



شکل ۱ شماتیک قالب ریخته گری گوه‌ای برای اندازه گیری زمان انجماد کامپوزیت Al-9\%TiB_2 و مکان نصب ترموکوپل‌ها: A,B,C,D,E

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

ترتیب، مقدار و دمای افزودنی‌ها به مذاب		
Flux (gr)	10	650°C
Al-10Sr (gr)	6	730°C
Al-5Ti-B (gr)	65	750°C
Degass. (gr)	20	755°C
Flux (gr)	10	680°C

جدول ۲ شرایط عملیات کیفی برای تهیه ۳ Kg مذاب A356 با دمش گاز Ar-5\%H_2 به مدت ۱۰ دقیقه

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

مکان‌های A,B,C,D,E نشان داده شده در شکل (۱) تعبیه شده که توسط آن‌ها زمان انجماد و سرعت سرد شدن، به راحتی قابل اندازه گیری است. سپس به

از طرفی، برای اندازه گیری قدرت سرد شدن قالب (زمان انجماد قسمت‌های مختلف قطعه گوه‌ای)، ترموکوپل‌هایی در راستای محور مرکزی گوه در

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 کامپوزیت مشخص شود.

نتایج

شکل (۲) تصاویر متالوگرافی دیجیتالی پلاریزه شده از ساختارهای کامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$ را به ترتیب برای قسمت‌های قاعده، میان و رأس گوه در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر نشان می‌دهد. مناطق تیره دندریت‌های اولیه α حاوی ذرات تقویت کننده و مناطق روشن و رنگی فاصله بین دندریت‌ها را نشان می‌دهند که توزیع و اندازه آن‌ها براساس نرخ سرد شدن، به کمک نمودارهای سرد شدن، قابل محاسبه است. این تصاویر فقط برای اندازه گیری فاصله بین دندریتی تهیه و رنگی (پلاریزه) شده‌اند. در واقع در هنگام عکس برداری دیجیتالی از ساختار به کمک نرم افزار آنالیز تصاویر KS400 که همراه میکروسکوپ است می‌توان با کنتراست، نمودن تصویر و پلاریزه نمودن نور تابیده شده، مرز بین دندریت‌های اولیه و فاز یوتکتیک را به صورت موضعی با دقت یک واحد دیجیتالی تصویر (Pixel) به رنگ‌های مختلف بر اساس طیف بازتابیده شده از نور پلاریزه تغییر داد. به شرط اینکه هر ناحیه دارای مرز بسته از لحاظ رنگ بازتابش شده از سطح نمونه باشد. از آنجا که مرزها اغلب در حد چند Pixel به همدیگر نچسبیده‌اند، تهیه چنین تصاویری بسیار زمان بر است. از این رو، تصویر خام متالوگرافی برای تفکیک مساحتی که هر فاز احاطه نموده است، از دقت کامل برخوردار نبوده و با تشخیص انفصال مرز فازها بایستی آن‌ها را به صورت چشمی با توجه به درجه اهمیت فاز، حفره و یا

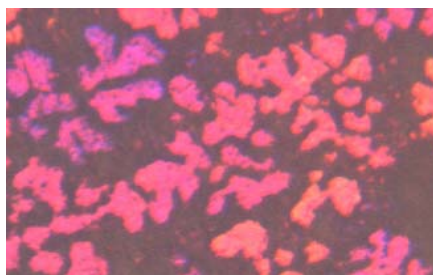
وسیله یک دستگاه ثبت اطلاعات PCI-1710 با قدرت برداشت ۱۰۰ داده بر ثانیه، وضوح 32-bit و دامنه $\pm 5V$ تغییرات دما بر حسب زمان، در کامپیوتر ثبت شد.

پس از انجماد گوه کامپوزیتی $A356-9\%wtTiB_2$ ، نمونه‌هایی به ابعاد $1 \times 1 \times 1$ cm از قسمت قاعده به طرف رأس آن، به ترتیب در موقعیت‌های A,B,C,D,E مشخص شده در شکل (۱)، بریده شد و آزمایش‌های متالوگرافی و مکانیکی روی آن‌ها انجام گرفت.

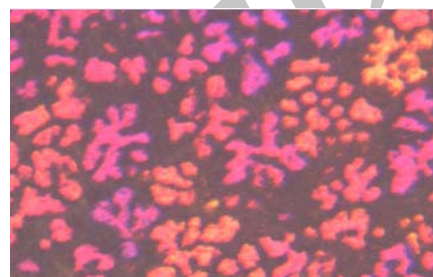
برای بررسی ریز ساختار، ابتدا نمونه‌ها به ترتیب توسط سمباده‌های شماره ۲۴۰، ۵۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰ و ۴۰۰۰ سمباده زنی و پس توسط محلول OPS (Polishing colloidal silica emulsion) به مدت ۵ دقیقه پولیش نهایی شدند. برای تعیین اندازه دانه از میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی بالا مجهز به نرم افزار آنالیز تصاویر KS400 که مربوط به این میکروسکوپ بود (Carl Zeiss AG, Oberkochen, Germany) استفاده شد. این نرم افزار می‌تواند 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 پرداخته شد. این عملیات برای هر دو نمونه ریختگی انجام گرفت تا اثر ترکیب گاز دمیده شده در هنگام گاز زدایی و همچنین شرایط گاز زدایی که در جداول (۱) و (۲) ارائه شده، بر ابعاد، دانسیته و توزیع حفره‌ها مورد بررسی آماری قرار گیرد. به طوری که در نهایت یک مدل ریاضی اولیه برای اثر فاکتورهای مؤثر بر تولید حفره‌های انقباضی در کامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$ در سرعت‌های سرد شدن متفاوت ارائه شود.

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

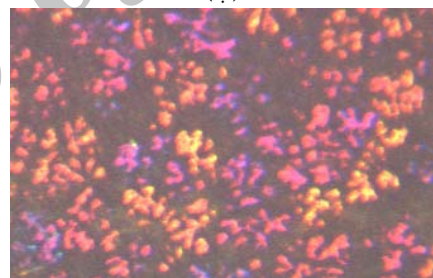
ناخالصی، یکپارچه نمود تا مساحت واقعی اندازه‌گیری شود.



(الف)



(ب)



(ج)

منحنی‌های سرد شدن کامپوزیت حاضر، در دو حالت گاززدایی با گاز آرگون خالص و گاز $Ar-5\%H_2$ استخراج شده و در جدول (۳) آورده شده است. برای محاسبه نرخ سرد شدن، شیب منحنی‌ها به هنگام عبور از دمای سالیدوس انتخاب شده و زمان انجماد از روی شکستگی منحنی‌های سرد شدن و تغییر شیب ناگهانی آن‌ها هنگام پدیده آزادسازی گرمای نهان انجماد، محاسبه شده اند. انتهای هر پیکان روی شکل (۳) تقریباً زمان خاتمه انجماد دندریت‌های اولیه و غنی شدن مذاب بین دندریتی با ترکیب یوتکتیک را نشان می‌دهد. اما برای اطمینان از دقت نقاط فوق بایستی مشتق دوم منحنی‌ها گرفته شود. از این رو، نویسندگان مقاله نرم افزاری برای تعیین شکستگی‌های منحنی‌های دما- زمان ثبت شده توسط ترموکوپل‌ها طی ریخته‌گری؛ بر اساس متد نیوتن-رافسون، به کمک میان‌یابی منحنی‌های صفر (zero curve) تهیه نموده و از آن استفاده نمودند. اما شکستگی‌های بارز بعدی در تمامی منحنی‌های شکل (۳) کل زمان انجماد را نشان می‌دهد. در این پژوهش نرخ سرد شدن در محل شکستگی منحنی‌ها؛ توسط رسم و محاسبه شیب خط مماس در این نقاط (محل عبور دما از منحنی سالیدوس یا منحنی هر تغییر فاز دیگری) تعیین شده است. به عبارت دیگر؛ شیب نقاط شکستگی در منحنی‌های سرد شدن شکل (۳) که با حروف الفبا مشخص شده اند، تعیین گردیده است.

جدول‌های (۴) و (۵) آنالیز ابعادی دندریت‌ها و حفره‌ها را در شرایط گاز زدایی شده توسط گاز $Ar-5\%H_2$ و $Ar-100\%$ ، 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.

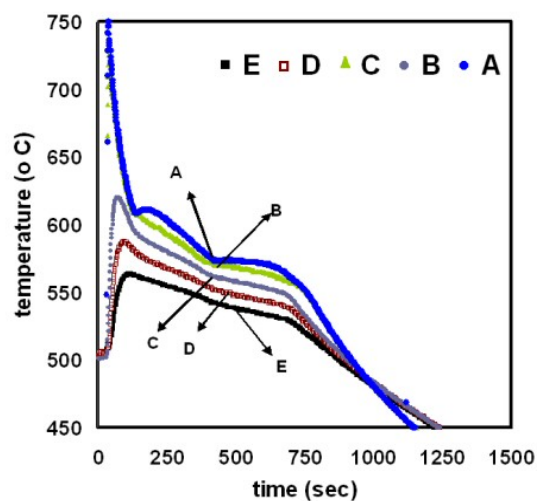
شکل ۲ تصاویر دیجیتالی پلاریزه از کامپوزیت

$A356-9\%wtTiB_2$ 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 در گوه استفاده شد. روند سرد شدن موقعیت‌های A, B, C, D, E مشخص شده در شکل (۱)، به کمک سیستم 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

جدول ۳ نرخ سرمایش ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) و مدت زمان انجماد (زمان بین solidus و liquidous) قسمت‌های قاعده، وسط و رأس گوه

مکان نمونه برداری	نمونه با $\text{Ar} - 5\% \text{H}_2$			نمونه‌ها با $\text{Ar}100\%$	
	دمای Solidus ($^{\circ}\text{C}$)	نرخ سرمایش ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)	زمان انجماد (sec)	نرخ سرمایش ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)	زمان انجماد (sec)
بالا (A)	576	1.19	143.5	1.25	142
وسط (C)	562	1.69	60	1.47	72
پایین (E)	538	2.35	9	2.31	10



شکل ۳ نمودار سرد شدن کامپوزیت $\text{A}356 - 9\% \text{wtTiB}_2$ گاززدایی شده با $\text{Ar} - 5\% \text{H}_2$ در موقعیت‌های مختلف (شکل ۱): A, B, C, D, E

جدول ۴ نتایج آنالیز ابعادی دندریت‌ها و حفره‌های کامپوزیت گاززدایی شده با گاز $\text{Ar} 100\%$

نمونه‌ها $\text{Ar}100\%$		زمان انجماد (sec)	آنالیز ساختار و فاصله بین دندریتی				
No.	موقعیت		DAS (micron)	انحراف معیار (micron)	قطر حفره (micron)	انحراف معیار (micron)	دانسیتته حفره (mm-2)
A	قاعده	142.5	47.1	7.7	35.3	28.2	23.9
B	-	-	43.2	6.6	65.6	54.4	27.9
C	وسط	72	35.9	5.0	44.7	39.7	22.2
D	-	-	23.1	3.5	22.7	13.0	6.1
E	رأس	10	18.8	2.7	0.9	0.1	1.8

جدول ۵ نتایج آنالیز ابعادی دندریت‌ها و حفره‌های کامپوزیت گاززدایی شده با گاز $Ar-5\% H_2$

نمونه‌ها $Ar-5\% H_2$		زمان انجام (sec)	آنالیز ساختار و فاصله بین دندریتی				
No	موقعیت		DAS	انحراف معیار	قطر حفره	انحراف معیار	دانسیته حفره
			micron	Micron	micron	Micron	mm-2
A	قاعده	143.5	51.2	6.6	43.2	41.8	43.1
B	-	-	48.6	6.5	63.9	51.7	45.6
C	وسط	60	44.7	6.2	29.2	20.6	20.7
D	-	-	29.9	5.6	20.0	10.2	18.3
E	رأس	9	19.4	2.5	19.4	16.2	9.3

جدول ۶ نتایج اندازه‌گیری‌های سختی، مدول یانگ و دانسیته کامپوزیت در دو شرایط گاززدایی مختلف

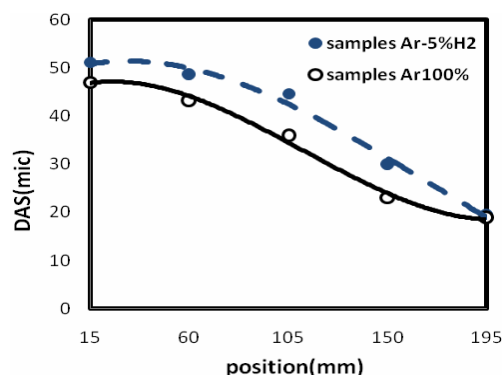
موقعیت	آنالیز خواص مکانیکی								
	نمونه با گاز $Ar100\%$				نمونه با گاز $Ar-5\% H_2$				
	دانسیته (gr/cm ³)	مدول یانگ E(GPa)	سختی (HV10Kg)	انحراف معیار	دانسیته	مدول یانگ E(GPa)	سختی (HV10Kg)	انحراف معیار	
A	بالا	2.479	59.9	60.0	2.0	2.479	62.7	52.1	6.5
B	-	-	-	62.1	2.9	-	-	53.1	4.2
C	وسط	-	-	62.9	2.2	-	-	55.4	0.8
D	-	-	-	62.9	1.3	-	-	57.2	1.0
E	پایین	2.601	73.1	62.8	1.8	2.596	71.7	58.9	0.5

گونه را محاسبه نماییم، روند تغییرات آن مانند جدول (۳) کاملاً صعودی خواهد بود؛ یعنی نرخ سرد شدن با حرکت به سمت رأس گونه شدیداً افزایش می‌یابد. مذاب این ناحیه به علت داشتن تحت تبرید شدید، و با توجه به ذرات پراکنده TiB_2 نرخ جوانه زنی غیر همگن و همگن، شدیداً افزایش یافته و دندریت‌های هم محور شاخه دار تولید می‌شوند. 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 گونه شده است. تغییرات فاصله بین دندریت‌ها از رأس گونه به طرف قاعده در دو شرایط مختلف گاززدایی در شکل (۴) رسم شده است.

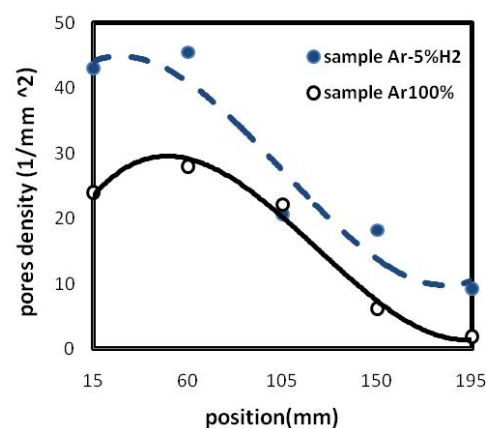
نتایج اندازه‌گیری‌های صلیبیت، سختی و دانسیته کامپوزیت $A356-9\% wtTiB_2$ برای دو شرایط گاززدایی در جدول (۶) ارائه شده است. آزمون دانسیته بر اساس استاندارد ASTM E391 انجام گرفته و طبق قانون فازهای محلول و ارشمیدس تعیین گردیده است.

بحث و نتیجه گیری

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



شکل ۴ تغییرات فاصله بین بازوهای دندردیتی از رأس به قاعده گوه در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت



شکل ۵ تغییرات دانسیته حفره‌ها از رأس به قاعده گوه در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

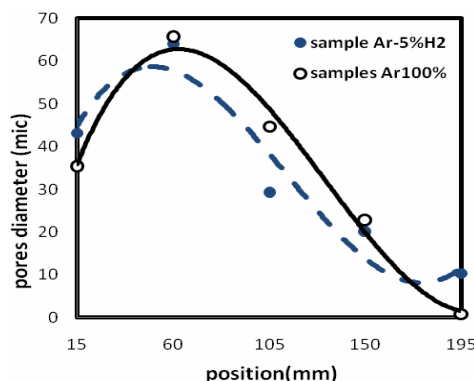
فرآیند انجاماد برای جوانه زنی دندردیت‌ها لازم است مذاب تا زیر دمای تعادلی سرد شود، چون اصولاً تحت تبرید معیاری برای تشخیص سهولت جوانه زنی اولیه دندردیت‌ها می‌باشد و از این رو، افزودن TiB_2 با مشارکت در جوانه زنی ناهمگن مقدار تحت تبرید را کاهش می‌دهد. تئوری‌های مختلفی برای جوانه زنی و ریز شدن دانه‌ها ارائه شده است [9,12]. به نظر می‌رسد تنها تعداد کمی از ذرات TiB_2 به عنوان جوانه زا عمل می‌کنند. دلایل احتمالی عبارتند از اینکه ذرات منفرد TiB_2 توده کوچکی را شکل می‌دهند بنابراین، تعداد ظاهری بورایدها کاهش می‌یابد و همچنین، ممکن

همان طور که ملاحظه می‌شود در مورد نمونه گاززدایی شده با هیدروژن فاصله بین دندردیت‌ها بیشتر بوده که اگر مقدار دانسیته حفره‌ها در این نمونه نسبت به نمونه گاززدایی شده با گاز آرگون خالص مقایسه شود، مشاهده می‌شود که دانسیته حفرات در نمونه حاوی گاز هیدروژن بالاتر است (منحنی خط چین در شکل ۵). بنابراین می‌توان گفت توزیع حفره‌ها در بین دندردیت‌ها باعث افزایش فاصله بین دندردیتی می‌شود. مکانیزم این رخداد را می‌توان از مقایسه سرعت جوانه زنی دندردیت‌های هم محور با جوانه زنی حفره‌های گازی ارائه نمود. در مورد این رخداد می‌توان گفت در

را در شرایط گاززدایی فوق در نمودارهای شکل‌های (۵) و (۶) مقایسه نمود. همانطور که ملاحظه می‌شود در مورد قسمت B قطر حفره‌ها بیشتر از قسمت قاعده (A) است و علت آن سریع‌تر 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 ساده‌تر سطح قاعده نسبت به منطقه B زودتر منجمد شده است و از این رو، حفره‌ها در منطقه B بزرگ‌تر خواهند بود. این مطلب در ردیف B جدول (۵) نسب به سایر ردیف‌ها کاملاً مشخص است. پس انتظار می‌رود 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 (۶) نیز مشاهده می‌شود. همچنین نتایج نشان می‌دهد که دانسیته کامپوزیت با گاز H_2 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) حباب‌ها در فضای بین دندریتی جوانه زنی و رشد می‌نمایند که هرچه مکانیزم رشد نسبت به جوانه زنی حباب غالب‌تر باشد، با به هم پیوستن حباب‌های ریز تبدیل به حباب‌های بزرگ‌تر می‌شوند. جریان‌های میکروگردابه‌ای بین دندریتی یا نفوذ پذیری بین دندریتی (inter-dendrite liquid permeability) در لحظات آخر انجماد کنترل‌کننده جا به جایی ریز حفره‌ها می‌باشند. در این زمان دندریت‌ها به شکل هم‌محور با شاخه‌های فرعی‌تر و تیز متبلور شده و زمان لازم برای رشد حفره‌های ریز و به هم پیوستن آن‌ها در مرز بین دندریت‌ها فراهم می‌شود. لذا با توجه به تعداد حفره‌های تشکیل شده (افزایش دانسیته حفره‌ها)، 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 می‌شود، برای افزایش بازدهی و ریز کردن دانه‌ها؛ افزایش سطح وجه (۰۰۰۱) بورایدها و افزایش تعداد جوانه‌های TiB_2 پیشنهاد شده است [11,12]. آنچه نامطلوب است وجود مقدار زیاد ذرات TiB_2 با تعداد جوانه زهای مؤثرتر کم می‌باشد. یکی از منابع ناخالصی در ریز دانه کردن آلیاژهای آلومینیوم TiB_2 متراکم شده است. این عیوب به اشکال مختلف حلقه ای، خوشه ای و رشته ای شکل می‌گیرند. از طرفی به علت افزایش نرخ انجماد، دانسیته آلومینیوم کاهش می‌یابد و با انقباض همراه است. این انقباض باید تحت کنترل قرار گیرد چرا که می‌تواند منجر به تشکیل حفره‌گازی، تخلخل و یا آخال در حین انجماد شود [6,10]. از طرفی سایر محققان معتقد هستند که آلیاژهای نوع Al-Ti-B، حاوی دو نوع ذرات، Ti_3Al و TiB_2 هستند. لذا ذرات Ti_3Al به سرعت در مذاب حل شده و تیتانیم محلول، نیروی محرکه لازم برای جلوگیری از رشد پس از مرحله جوانه‌زنی را تأمین می‌کند. در این هنگام نیز حفره‌ها جوانه زنی می‌کنند، بنابراین وجود ذرات Ti_3Al با جلوگیری از رشد دندریت فاصله بین آن‌ها را کم می‌کند [9].

در نمونه‌هایی که دارای گاز H_2 هستند، اولاً به هنگام جوانه‌زنی دندریت‌ها، گاز هیدروژن حل شده به صورت حباب آزاد شده و لذا تشکیل حفره می‌دهد؛ ثانیاً وجود Ti حل شده در مذاب جلوی دندریت، از رشد جوانه‌های دندریتی جلوگیری می‌کنند [4,9]. لذا به دلیل دو عامل فوق فاصله بین دندریت‌های نمونه گاززدایی شده با $Ar-5\%H_2$ بیشتر خواهد بود. تمام نتایج و تصاویر و ریزساختارهای به دست آمده در پژوهش حاضر نیز این مطالب را تأیید می‌کنند. برای این ادعا می‌توان تغییرات دانسیته حفره‌ها و قطر آن‌ها



شکل ۶ تغییرات قطر حفره‌ها از رأس به قاعده گوه در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

بالای TiB_2 ، یوتکتیک اصلاح شده و از نقطه نظر ریخت‌شناسی و سیلسیم به شکل گردتر و الیاف ظریف‌تر در می‌آید. لذا همه عوامل فوق می‌توانند باعث افزایش دانسیته قسمت رأس گوه شوند. این افزایش دانسیته نیز خود باعث افزایش مدول یانگ می‌شود. در مورد نمونه هیدروژن دار مقدار مدول یانگ نسبت به نمونه گاززدایی شده با آرگون خالص، کمتر است. کاهش دانسیته رأس تیز گوه به علت حضور حفره‌ها در آن است. رفتار تغییرات سختی کامپوزیت حاضر با نرخ سرد شدن را می‌توان با رسم داده‌های موجود در جدول (۶) بررسی نمود. این رفتار در شکل (۷) برای هر دو نمونه گاززدایی شده با گاز آرگون خالص و $Ar-5\%H_2$ مشخص شده است. ملاحظه می‌شود تغییرات سختی با افزایش فاصله از قاعده گوه به طرف رأس آن افزایش می‌یابد. زیرا به علت افزایش نرخ سرد شدن و ریز شدن دندریت‌ها، مقاومت به تغییر شکل سطح کامپوزیت زیاد می‌شود. برای نمایش ریاضی تغییرات 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 داده‌های جدول (۷)؛

در مورد خواص مکانیکی این کامپوزیت، اگر نتایج آزمون صلیبت (مدول یانگ) را با شدت سرد شدن و دانسیته خود کامپوزیت مقایسه نمایم، مشاهده می‌شود که مدول یانگ در رأس گوه، بیشتر از قسمت قاعده آن است. شاید بتوان علت این مطلب را چنین بیان نمود که ذرات TiB_2 در کامپوزیت $A356-9\%wtTiB_2$ ، به دلیل دانسیته بالاتر (۵/۲۵ گرم بر سانتیمتر مکعب نسبت به $2/7$ آلومینیم) ته نشین می‌شود. پس حجم زیادی از ذرات TiB_2 ته نشین شده در فضاهای بین دندریتی یافت می‌شوند که هنگام رشد دانه‌های اولیه فاز (α) به این مناطق رانده شده‌اند. در زمینه فلزی کامپوزیت مذکور ذرات TiB_2 جدا شده باعث اصلاح فاز یوتکتیک $Al-Si$ می‌شوند. این اصلاح نتیجه واکنش مابین ذرات TiB_2 و Si و جدایش این ذرات در مرزهای فاز یوتکتیک $Al-Si$ می‌باشد که مانع توزیع مجدد در محلول شده و باعث ریز شدن Si یوتکتیک می‌شود [10].

بررسی‌های محققان نشان می‌دهد که شرایط سرد شدن در آزمایش تأثیر زیادی بر توزیع ذرات TiB_2 دارد، [10,12]. سرعت بالای سرد شدن در مقایسه افزایش مقادیر TiB_2 تأثیر بیشتری بر رشد کریستال‌های سیلسیم دارد. از طرفی در اثر غلظت

با ضرایب به دست آمده قبلی، جوابها در نقاط جدید تعیین شد و دقت (خطای مجاز) لازم در ستون سوم جدولهای مذکور درج شد. مشاهده می شود که توابع فوق با دقت نسبتاً خوبی جوابها را پیش بینی می 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 کامپوزیت با شرایط مختلف گاززدایی، مقدار سختی افزایش می یابد.

تغییرات سختی با نرخ سرد شدن را نشان می دهد. مدلسازی ریاضی کلیه آزمونها (رفتارها) به کمک نصب نرم افزار Essential Regression 5.3 که به صورت یک ماکرو در منوی نرم افزار Excel 7.0 ظاهر می شود، انجام گرفت.

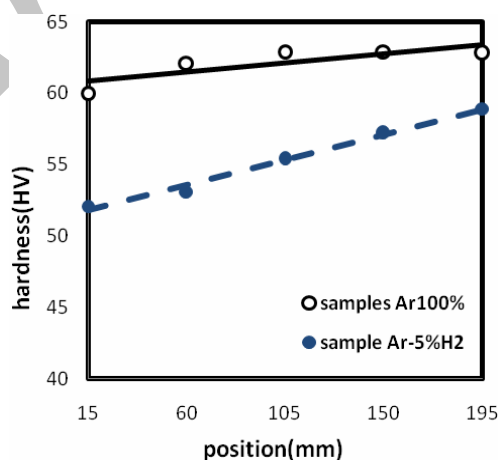
لذا دسته معادلات موجود در جدول (۹) برای هر یک از آزمونها به دست آمدند. برای اعتبار بخشی توابع ریاضی ارائه شده در این جدول، در شرایط برون یابی، آزمون پراکندگی آماری داده های جدید انجام گرفت و

جدول ۷ تغییرات سختی (HV) بر حسب نرخ سرد شدن (R) ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

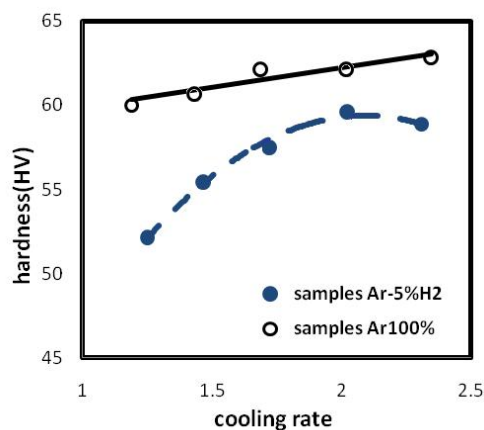
Ar - 5% H ₂		Ar 100%	
HV	R	HV	R
52.1	1.25	60	1.19
55.4	1.47	62.1	1.69
58.9	2.31	62.8	2.35

جدول ۸ تغییرات مدول یانگ (EM) (GPa) بر حسب نرخ سرد شدن (R) ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت

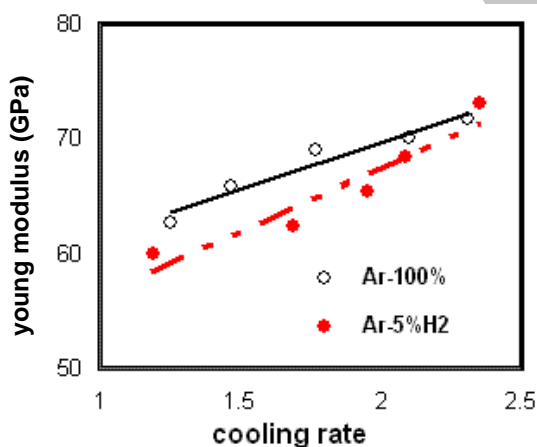
Ar - 5% H ₂		Ar 100%	
EM(GPa)	R	EM(GPa)	R
62.7	1.25	59.9	1.19
65.8	1.47	62.3	1.69
69.1	1.77	65.4	1.95
70.1	2.10	68.4	2.09
71.7	2.31	73.1	2.35



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



شکل ۸ اثر نرخ سرد شدن ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) بر سختی در شرایط مختلف گاززدایی کامپوزیت



شکل ۹ اثر نرخ سرد شدن ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) بر مدول یانگ (GPa) 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 (۶) به صورت معادلات (۳) و (۴) 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 TiB_2 در رأس گوه و افزایش دانسیته کامپوزیت و کاهش دانسیته حفره ها؛ 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 $\text{Ar}-5\%\text{H}_2$ 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 $2^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ این اختلاف دوباره قدری افزایش می یابد. عامل اصلی این اختلاف رفتار وجود اختلاف دانسیته کامپوزیت در این دو شرایط است.

۳- حداقل نرخ سرد شدن برای افزایش دانسیته حفره‌ها و کاهش اندازه آن‌ها به زیر حد مضر برای کامپوزیت $A356-9\% \text{wtTiB}_2$ حدود ۲ درجه سلسیوس بر ثانیه است.

۴- نتایج پژوهش حاضر نشان داد، در یک مقدار (حجم) ثابت از حفره گازی، نرخ بیشتر سرد شدن می‌تواند با کاهش فاصله بین دندریتی توزیع حفره‌ها را پراکنده‌تر و اندازه آن‌ها را بسیار کوچکتر کند؛ به طوری که اثر مخرب حفره‌ها کاهش یابد. نرخ سرد شدن بیشتر، نیز بر خواص مکانیکی اثر مضر دارد زیرا پدیده به هم پیوستن حفره‌های ریز رخ خواهد داد. به کلام ساده‌تر هر حفره‌ای نمی‌تواند در این کامپوزیت‌ها مخرب باشد و درجه اهمیت آن تابع شدید اندازه و پراکنندگی توزیع حفره‌های گازی است؛ مثلاً برای نرخ سرمایش $2.3 (^{\circ}\text{C}/\text{sec})$ مدول یانگ نمونه گاز زدایی شده با گاز آرگون خالص و گاز آرگون حاوی ۵٪ هیدروژن تفاوت چندانی ندارد در صورتی که در نرخ سرمایش $1.2 (^{\circ}\text{C}/\text{sec})$ این اختلاف قابل تأمل است. اما برای عامل سختی، با افزایش سرعت سرد شدن تا $2 (^{\circ}\text{C}/\text{sec})$ اختلاف سختی در نمونه‌های گاززدایی با گاز آرگون خالص و گاز $\text{Ar}-5\%\text{H}_2$ در حال کاهش است و بیشتر از آن می‌تواند تا حدودی 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.

بیشتر است، می‌باشد. ولی در نرخ سرد شدن بالا تر از $2.2 (^{\circ}\text{C}/\text{sec})$ نوع گاز تصفیه کننده دیگر اثر چندانی بر مدول یانگ ندارد و هر دو منحنی به هم نزدیک می‌شوند.

جدول ۹ مدل‌سازی ریاضی تغییرات مدول یانگ $(EM)_{(\text{GPa})}$ و سختی (HV) بر حسب نرخ سرد شدن (R) $(^{\circ}\text{C}/\text{sec})$

شرایط گازدایی	خطا %	مدل ریاضی توسعه داده شده
Ar-5%H ₂	۱۲٪	$HV = 2.34R + 57.55$
% 100 Ar	۲٪	$HV = -10.22R^2 + 42.8R + 14.57$
% 100 Ar	۶٪	$EM = 8R + 53.55$
Ar-5%H ₂	۹٪	$EM = 11.16R + 54.14$

نتیجه گیری

۱- توسط توابع ریاضی ارائه شده در پژوهش حاضر می‌توان رفتار سختی و مدول یانگ کامپوزیت آلومینیم $A356-9\% \text{wtTiB}_2$ 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 $A356-9\% \text{wtTiB}_2$ حتی در مقادیر کم، می‌تواند باعث افت خواص مکانیکی از جمله مدول یانگ و سختی کامپوزیت شود. اثر مضر گاز هیدروژن بر کاهش خواص مکانیکی کامپوزیت را می‌توان تا حدودی 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

- Science Series, Cambridge university press (1995).
2. 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 TiB_2 particulate", *Scripta Materialia* 53(10) pp.1171-1174, (2005).
 5. Lu L., Lai M.O., Su Y., Teo H.L., and Feng C.F., "In situ TiB_2 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, (1989).
 7. Yi H., Ma N., Zhang Y, Li X. and Wang H., "Effective elastic module of Al-Si composites reinforced in situ with TiB_2 ", *Script. Materi.*, 54(6), pp.1093-1097, (2006)
 8. Schaffer P.L., Miller D.N., and Dahle A.K., "Crystallography of engulfed and pushed TiB_2 particles in aluminium", 57(12), pp.1129-1133, (2007).
 9. Cibula A., "The Mechanism of Grain Refinement of Sand Casting in Aluminum Alloys", *J. Inst. Metals*, 76, pp. 321-360, (1950).
 10. 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).
 11. 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 Zabarar 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)