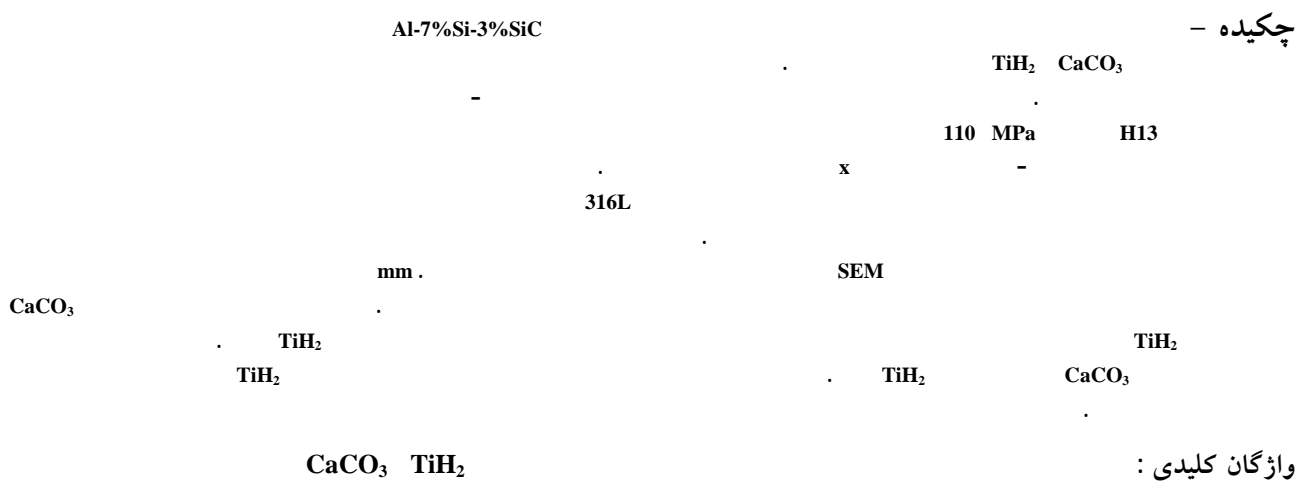


بررسی عوامل حباب‌زای CaCO_3 و TiH_2 بر ساختار و خواص کامپوزیت فومی Al-7\%Si-3\%SiC

سید محمد حسین میرباقری*، رضا تافته** و کسری سردشتی***
دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر
دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه بریتیش کلمبیا، کانادا

(دریافت مقاله: ۱۳۸۹/۷/۶ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۸۹/۱۲/۳)



Assessment of TiH_2 and $CaCO_3$ Blowing Agents on Structure and Properties of the Al-7%Si-3%SiC Composite Metal Foam

S.M.H. Mirbagheri, R. Tafteh, and K. Sardashti

Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology
Department of Materials Science and Engineering, British Columbia, Canada

Abstract: In this paper, the effect of TiH_2 and $CaCO_3$ blowing agents was investigated on the structure and energy absorption of Al-7%Si-3%SiC composite metal foam by powder compact route. Composition of the foam was prepared from a mixture of Al, SiC and Si powders. Then, precursors were consolidated in H13 die mould by cold and uni-axial pressing at 110 MPa and at room temperature. The pressed precursors were extruded at $500^\circ C$, in a 12×24 mm² cross-section. Then, the precursors were foamed in a 316L-stainless steel tube with diameter and height of 20 mm and 100 mm, respectively, in an electrical resistance furnace. Finally, for micro-structural investigation the samples were cut and polished, and a scanning electron microscope was used to observe the cell wall and surface topology. For calculation and comparison, energy absorption was used in an Instron Hydraulic test machine and the foam samples were compressed at the ramp velocity of 50 mm/minute. Results showed that foams with $CaCO_3$ agent due to having high porosities are more stable than foams with TiH_2 agent. Also, the energy absorption for foam with $CaCO_3$ agent is more than foams with TiH_2 agents. However, its drainage due to less thickness of wall porosities is better than the foam with $CaCO_3$ agent.

Keywords: Catalyst, Dehydrogenation, Nanopore zeolite Y, Isobutane, Selectivity.

۱- مقدمه

فومهای فلزی؛ مخلوطی همگن از حبابهای گاز و فلز جامد هستند [۱]. این فومها عموماً طی فرایند انجماد فلز؛ با تخلخلی بسیار بالا و کنترل شده، که خواص بی نظیری از خود ارائه می دهد تولید می شوند و هم اکنون در زمره مواد پیشرفته قرار دارند [۲]. تاریخچه فومهای فلزی به دهه ۱۹۴۰ بر می گردد [۱]. اما فعالیتهای علمی آغاز شده در اواخر دهه ۱۹۸۰، منجر به بازپرووری بسیاری از فناوریهای قدیمی شد و با انتشار مقالات بسیار همراه بود. امروزه، انجام پذیری تعدادی از فرایندهای فوم سازی پیشنهادی، به اثبات رسیده است و تجاری سازی آنها به عنوان یک محصول پیشرفته و منحصر به فرد خصوصاً در صنایع هوا فضا آغاز شده است. امروزه دو استراتژی عمده برای ساخت فومهای فلزی وجود دارد:

۱- روشهای فوم سازی مستقیم،

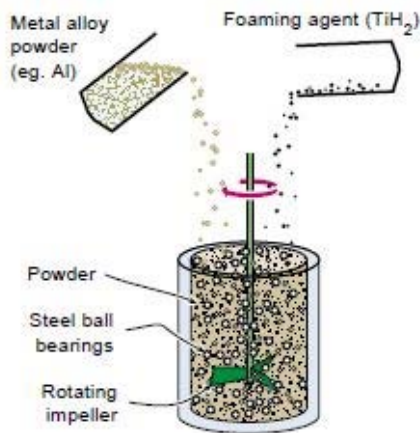
۲- روشهای فوم سازی غیر مستقیم.

روشهای مستقیم شامل روشهایی است که در آنها به فلز مذاب حاوی ذرات غیر فلزی با دانسیته کمتر از مذاب، مقداری گاز یا یک عامل شیمیایی حبابزا (به صورت پودر) تزریق

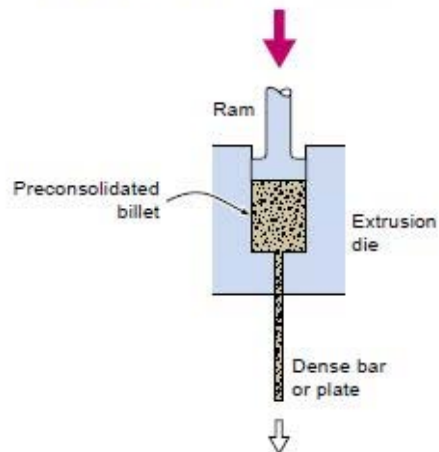
می شوند. مثلاً یکی از روشهای معمول مستقیم فوم سازی، افزودن پودر کلسیم و سپس پودر TiH_2 به یک آلیاژ پایه آلومینیم و هم زدن مذاب آن تا جوانه زنی و گسترش گاز در سرتاسر مذاب است زیرا وجود کلسیم شدیداً پایداری فوم را در اثر افزایش ویسکوزیته مذاب بالا می برد [۳ و ۴].

اما روشهای فوم سازی غیر مستقیم شامل روشهایی هستند که در آنها از پیش ماده- چگال جامد (با زمینه ای فلزی؛ شامل ذرات ماده حبابزای پخش شده به صورت یکنواخت) که تحت شرایطی خاص منبسط می شود و می تواند منجر به تولید فوم شود، استفاده می شود. از آنجایی که کاربرد این فومها بیشتر برای سازه های پرنده می باشد غالباً آلومینیم تشکیل دهنده زمینه فلزی است و از موادی چون هیدرید تیتانیم (TiH_2) و همچنین هیدرید زیرکونیم (ZrH_2) به عنوان عامل حبابزا استفاده می شود. اما استفاده از ترکیباتی چون کاربید سیلیسیم (SiC)، اکسید آلومینیم (Al_2O_3) بیشتر به منظور بهبود فوم پذیری آلیاژهای پایه آلومینیم است [۵]. معمولاً کسر حجمی ذرات سرامیکی که موسوم به فاز تقویت کننده اند، با اندازه قطر متوسط ۵ تا ۲۰ میکرون، بین ۱۰ تا ۲۰ درصد متغیر گزارش

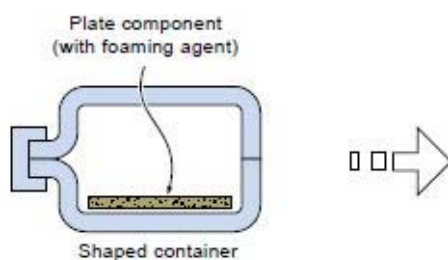
a) Select & Mix Ingredients



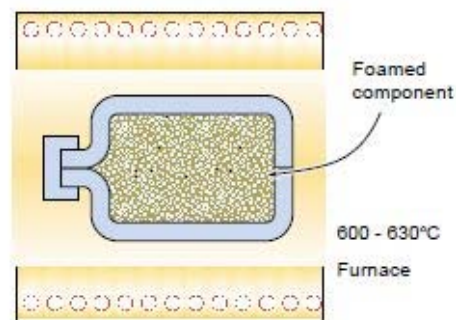
b) Warm (<400°C) Extrusion



c) Shaped mold



d) Foaming (solid / semi-solid)



شکل ۱- مراحل تولید فومهای فلزی به روش فشردن پودری [۱۰]

ایجاد پیش ماده-چگال به شکل مطلوب [۷-۹]. پس از تهیه پیش ماده- چگال، تکه‌ای از آن را در قالبی فلزی قرار داده شده و آن را تا دمای کمی بالاتر از نقطه ذوب آلومینیم (نقطه ذوب فلز زمینه) گرما داده تا با آزاد شدن گاز ماده حباب‌زا، مذاب فلزی پف کند و به مخلوطی از حبابهای گازی که در داخل مذاب پراکنده شده (یعنی فوم فلزی) تبدیل شود. در مرحله آخر این فوم فلزی را به همراه قالب آن سریع سرد کرده تا با انجماد آن، سلولهای فوم پایدار شوند. شکل (۱) مراحل فوم سازی فلزات به روش فشردن پودری را نشان می‌دهد. علاوه بر روشهای یاد شده روشهای دیگری نیز برای ساخت فومهای فلزی وجود دارد

شده است که خود می‌تواند اثر مثبتی در پایداری فوم فلزی داشته باشند [۵ و ۶].

اما در روش فوم شدن غیر مستقیم ابتدا پیش ماده-چگال به یکی از راههای زیر تولید می‌شود:

۱- مخلوط کردن مکانیکی پودرهای آلومینیم، هیدرید تیتانیم و مواد پایدار کننده توسط آسیاهای ماهواره‌ای و سپس فشردن (سرد یا گرم) و به دنبال آن اکستروژن (سرد یا گرم) و یا نورد برای رسیدن به پیش ماده- چگال.

۲- فشردن ترکیب پودری به صورت بیلت و سپس گرم کردن ترکیب حاصل برای رسیدن به حالت نیمه جامد و

که می‌توان در مراجع [۱۰-۱۳] آنها را یافت.

یکی از علل اصلی عدم دستیابی به تکنولوژی تولید گسترده فومهای فلزی به عنوان یکی از مواد پیشرفته، فقدان اطلاعات کامل و صحیح در فهم مکانیزم تشکیل ساختار متخلخل فومهاست. آگاهیهای فعلی در این زمینه بیشتر به حدس و گمان شبیه است و هنوز نقاط مبهم فراوانی باقی مانده است. از آن جمله می‌توان به عدم درک دلیل وجود ضخامت بحرانی برای دیواره‌های سلول اشاره کرد. همچنین می‌توان به عدم توانایی کافی در کنترل ساختار و مورفولوژی فوم اشاره کرد، که پایداری محدود فوم فلزی یکی از دلایل این مشکل است. از طرف دیگر با اندک اطلاعاتی که از خواص فومهای فلزی به دست آمده باعث شده در صنعت نیاز شدیدی به تولید این فومها با خواص جدیدتر و کاراییهای مدرنتر احساس شود. زیرا ارتباط تنگاتنگ بین ساختار مورفولوژیکی از یک طرف و خواص مکانیکی - فیزیکی از سویی دیگر، به صورت کافی شناخته و مدلسازی نشده است و به نظر می‌رسد این پتانسیل وجود دارد که با بهینه کردن فرایندهای فوم سازی و همچنین انتخاب مواد مناسب، می‌توان خواص متنوع فومها را بهبود بخشید. از آنجایی که این گونه تحقیقات بدون آگاهی دقیق از خواص فومهای فلزی و شناخت محدودیتهای فرایندهای ساخت (به علت تکنولوژی پیشرفته و رفتار پیچیده فومهای فلزی) ناممکن به نظر می‌رسد، یکی از زمینه‌های کلیدی تحقیقات در این زمینه، تحقیق و بررسی یک ویژگی مهم به نام "پایداری فوم" است. عموماً اگر فوم فلزی در بازه زمانی بین تکمیل فرایند حباب‌زایی و انجماد، تغییرات قابل توجهی در دیواره‌های سلولی نداشته باشد، از لحاظ سنتیکی، پایدار نامیده می‌شود که خود تابع فرایند نیروهای وارد بر آن است. نیروهای وارد بر حباب فوم عبارت‌اند از:

۱- نیروی گرانش،

۲- فشار گازهای درونی و فشار اتمسفر بیرونی،

۳- نیروی مکانیکی،

۴- نیروهای موجود درون فاز فلزی (کشش سطحی، نیروهای

مویبگی و غیره).

هرگونه عدم تعادل بین این نیروها منجر به ناپایداری فوم خواهد شد. تغییرات در مورفولوژی فوم بر اساس عوامل فوق را می‌توان چنین بیان کرد:

۱- **عامل جریان:** جابه‌جایی حبابهای گازی نسبت به یکدیگر به سبب نیروهای بیرونی یا تغییراتی در فشار گاز درونی طی فرایند فوم سازی.

۲- **زهکشی:** جریان مذاب از طریق مرزهای پلاتو (مرز مشترک سه لایه فومی) که به سبب نیروهای مویبگی و گرانش رخ می‌دهد.

۳- **گسست:** ناپایداری ناگهانی در لایه‌های فوم که منجر به از بین رفتن دیواره می‌شود.

۴- **درشت شدن:** نفوذ آرام گاز از حبابهای کوچکتر به حبابهای بزرگ که به سبب اختلاف فشار بین حبابها، رخ می‌دهد.

اثرات یاد شده مستقل از یکدیگر نیستند. به عنوان مثال، جریان حباب حین گسترش و رشد فوم می‌تواند منجر به شکست سلول شود. همچنین، زهکشی می‌تواند، موجبات نازک شدن لایه‌ها و گسست دیواره‌ها شود [۱۴ و ۱۵]. مطالعات در مورد فومهای فلزی به سبب عدم مشاهده مستقیم آنها، دمای بالای فرایند و واکنش شیمیایی در مذاب، بسیار مشکل است. دو اثر مخرب گسست و زهکشی، که پایداری فومهای فلزی مذاب را محدود می‌کنند مورد توجه بسیاری از محققان قرار گرفته است. یکی از عوامل اصلی در فوم سازی کامپوزیتهای پایه فلزی وجود ذرات جامد افزودنی به مذاب است. زیرا مورفولوژی و همچنین نسبت حجمی ذرات افزودنی در روشهای مختلف، از جهات مختلف با هم متفاوت‌اند. کامپوزیتهای فومی زمینه فلزی معمولاً حاوی ذرات تقریباً کروی‌اند که قطر معادلی در حدود ۱۰-۲۰ میکرون دارند [۱۶] و [۱۷]. نتایج نشان داده است مذاب عاری از ذرات جامد شناور، قابلیت فوم شدن خوبی ندارد. اگرچه فوم شدن مذابهای فلزی در شرایطی که ویسکوزیته بالایی داشته باشند نیز، گزارش شده است [۱۸]. فومهای آبی، پایداری خود را مدیون حضور حداقل

یک جزء دیگر، هستند. این جز دوم که اثر خود را روی سطوح آزاد می‌گذارد، ماده فعال در سطح^۱ نامیده می‌شوند. این مواد فعال در سطح، لایه‌هایی از مولکولها را روی دو وجه سطح ایجاد کرده و هر زمانی که لایه سیال به مقدار کافی نازک شده باشد، شروع به تراکنش قوی داخلی از طریق لایه نازک سیال می‌کنند. در این سیستم ها، بر مبنای یک نظریه ساده فرض می‌شود نیروهای جاذبه و اندروالس توسط مواد فعال در سطح ایجاد شده و با فشار جدا کننده، مقابله می‌کند. بنابراین، در یک ضخامت خاص، یک لایه می‌تواند تحت شرایط استاتیک در مقابل نازک شدن بیشتر پایدار بماند. چنانچه شرایط دینامیکی به کار گرفته شود، توزیع مجدد مواد فعال در سطح، سبب نیروهایی اضافی که به آنها اثر گیبس - مارانگونی^۲ نامیده می‌شود [۱۹].

نوع دیگری از فومها با ذرات ماکروسکوپی پایدار می‌شوند. در فومهای فلزی، ذرات سیلیکاتی می‌توانند فومها را حتی در غیاب ملکولهای مواد فعال در سطح، پایدار کنند [۲۰ و ۲۱]. این فومها با فومهای فلزی‌ای که به نظر نمی‌رسد حاوی هرگونه مواد پایدارکننده در سطح مولکولی باشند، شباهت هایی دارند. نکته قابل توجه این است که مکانیزم پایداری فوم از طریق ذرات افزودنی، هنوز به طور قانع کننده‌ای، شرح داده نشده است. اما این نکته واضح است که ذرات در صورتی به فصل مشترک مایع/گاز خواهند چسبید که توسط فاز مایع نسبتا خیس شده باشند. نتایج تعدادی از محققان نشان داده است که ذرات ریز چنان محکم می‌توانند به فصل مشترک بچسبند که جدایش آنها ناممکن بوده و سبب افزایش پایداری فوم می‌شود [۲۲]. لذا بر اساس خاصیت خیس شوندگی این ذرات با مذاب مدلهای مختلفی برای پایداری فومهای فلزی ارائه شده است که از آن جمله می‌توان به مدلهای کوماگای [۲۳] و کاپتای [۲۴] برای پایداری فومها اشاره کرد که هرکدام دارای مزایا و محدودیتهای خاص خود هستند.

در روش فشردن پودری پارامترهای بسیاری را می‌توان برای پایداری یا ناپایداری فومها تغییر داد، از جمله: ترکیب آلیاژ [۲۵]

تا [۲۷]، محتوای اکسیدی پیش ماده [۲۷-۳۰ و ۱۴]، نوع و محتوی ذرات سرامیکی افزوده شده [۹ و ۳۱-۳۲]، پارامترهای تولید پیش ماده [۲۵] همچون فشار، دما و زمان پرس کردن، تغییرات در دما و زمان فوم سازی [۱۴]. مجموعه‌ای از مطالعات آزمایشگاهی انجام شده در زمینه پایداری فومهای فلزی پایه آلومینیم، نشان می‌دهد زهکشی و به هم پیوستن حفرات نقش اساسی در پایداری فوم دارند. زیرا به هم پیوستن حفرات طی انبساط فوم، در مکانهای مختلفی از فومهای فلزی رخ می‌دهد در نتیجه با نازک شدن دیواره حفرها، آنها دچار گسست خواهند شد. با تحلیل سطح مقطع فومها بعد از عملیات فوم سازی نیز می‌توان به وجود ضخامت بحرانی برای فوم پی برد. از آنجایی که بررسی این ویژگیها در رادیو گرافی با اشعه ایکس مشکل است و دیواره‌های سلولهای جامد، اغلب نازک و ناصاف‌اند، مقدار ضخامت بحرانی را به صورت خیلی دقیق نمی‌توان مشخص کرد. زمانی که حبابهایی در حجم ثابت از فلز مذاب قرار دارند، حفظ فاز مذاب نیازمند این است که ضخامت دیواره حبابها همراه با انبساط فوم، کاهش یافته و قطر حبابها افزایش یابد (با فرض ثابت بودن تعداد حباب ها). اما چنانچه چیزی به عنوان ضخامت بحرانی دیواره سلولی وجود داشته باشد، با کمتر شدن ضخامت لایه‌ها از این ضخامت بحرانی، تعداد حبابها کاهش یافته و قطر متوسط حفرات به سرعت افزایش می‌یابد که می‌توان آنها را به صورت روابطی ریاضی ارائه کرد [۲۳ و ۳۳].

در روش فشردن پودری با افزودن ذرات سرامیکی تقویت کننده به ترکیب پودری پایه آلومینیم مشاهده شده است پیش ماده‌هایی^۳ که حاوی بیش از ۳٪ از هریک از ذرات کاربرد سیلیسیم، اکسید آلومینیم و تیتانیم‌اند، (درمقایسه با آلومینیم فاقد ذرات افزودنی) در زمان مشخص، انبساط بیشتری از خود نشان می‌دهند [۳۱ و ۳۲]. این ذرات همچنین، روند متلاشی شدن فوم را کند می‌کنند. اما از میان این ذرات، تنها کاربرد سیلیسیم است که پایداری طولانی مدت را تا حدی به همراه دارد، در حالی که فومهای پایدار شده با ذرات دیگر، به

طور قابل توجهی متلاشی می‌شوند. با تحلیل دیواره‌های سلولی با ضخامت نازکتر در مواردی، مشخص شده است در حضور این ذرات، پدیده ضخیم شدن لایه‌ها کاهش می‌یابد. تمام فومهای آلومینیمی پایدار شده با ذرات کاربید سیلیسیم، حداقل ضخامت سلولی ای بین ۷۰ تا ۸۰ میکرومتر دارند (این مقدار برای فوم آلومینیمی خالص، ۱۰۰ تا ۱۲۰ میکرومتر است). ذرات کاربید سیلیسیم به راحتی به کمک یک عملیات حرارتی اکسیداسیون سطحی داغ، توسط مذاب آلومینیم خیس می‌شوند. در حالی که ذرات برید تیتانیم و اکسید آلومینیم براحتی توسط مذاب خیس نمی‌شوند و بیشتر در مجاورت فاز گازی قرار می‌گیرند. ذرات کاربید سیلیسیم، همچنین در کاهش زهکشی موثر واقع می‌شوند. در فوم‌هایی که حاوی ذرات افزودنی نیستند یا ذرات افزوده شده به آنها همان برید تیتانیم یا اکسید آلومینیم‌اند، پس از گذشت ۱۰ دقیقه از عملیات فوم سازی لایه فلزی ضخیمی در پایین آنها، مشاهده می‌شود، در حالی که این لایه در فومهای حاوی ذرات کاربید سیلیسیم در پایین نمونه‌ها همچنان نازک است. اگر درصد برید تیتانیم تا ۶٪ حجمی افزایش یابد، کاهش در زهکشی حتی برای این سیستم نیز گزارش شده است [۳۲]. این محققان بر این نکته تاکید می‌کنند مهمترین اثر ذرات افزودنی بر فومهای فلزی، کاهش ضخامت بحرانی دیواره سلولی است، اما توضیحی در مورد مکانیزم آن ارائه نشده است. روش دیگری نیز برای بهبود پایداری فومهای آلومینیمی منبسط شده با هیدرید تیتانیم وجود دارد و آن استفاده از عامل حباب‌زای ثانویه‌ای است که با تجزیه شدن در دمای بالاتر بر پایداری دیواره سلولی اثر می‌گذارد. آرنولد و همکاران [۳۴] در یافتند که وجود ۱٪ وزنی از CaCO_3 به همراه ۵/۰٪ وزنی از هیدرید تیتانیم، منجر به انبساط بیشتر و ایجاد سلولهای خیلی کوچک می‌شود. این پدیده را به کمک افزایش ویسکوزیته (بدون ارایه مکانیزم

مشخصی) توجیه می‌کند. گرگلی و همکاران [۳۵]، پیش ماده‌هایی - چگال از نوع پیش ماده‌های فورم گریپ حاوی ۱۰٪ وزنی از ذرات کاربیدسیلیسیم و ۳/۵٪ وزنی کربنات کلسیم به عنوان عامل حباب‌زا را ساختند و توانستند فومهایی با سلولهای بسیار کوچکتر در مقایسه با فومهای منبسط شده با هیدروژن به‌دست آوردند. سپس آنها مکانیزم پایدار کننده دیواره سلولی، مورد بررسی و تحقیق قرار دادند و دریافتند در فومهای منبسط شده به وسیله کربنات کلسیم، لایه واکنشی جامد نازکی در فصل مشترک فلز/ گاز وجود دارد که از نفوذ کاربیدسیلیسیم به داخل حفرات جلوگیری می‌کند. در حقیقت، هیچ ذره‌ای از کاربید سیلیسیم در فصل مشترک یافت نمی‌شود در حالی که این ذرات را در فومهای منبسط شده توسط هیدروژن، می‌توان در سطح یافت.

در پژوهش حاضر در قدم اول از روش فشردن پودری برای ساخت دو نوع پیش ماده: یکی با عامل حباب‌زای هیدرید تیتانیم به میزان ۱٪ و دیگری با عامل کربنات کلسیم به میزان ۱۰٪ استفاده شد. سپس عملیات فوم سازی در داخل یک قالب فلزی استوانی در داخل یک کوره الکتریکی انجام گرفت. در قدم دوم خواصی همانند میزان فوم پذیری، مورفولوژی سلولی، تنوع ریزساختار دیواره‌های سلولی توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی SEM و همچنین جذب انرژی توسط محاسبه سطح منحنیهای فشار - کرنش اندازه‌گیری و مورد مقایسه قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

برای ساخت دو نوع فوم TiH_2 ۱٪ - SiC ۳٪ - Si ۷٪ - Al و CaCO_3 ۱۰٪ - SiC ۳٪ - Si ۷٪ - Al از مخلوط پودری با اندازه‌های مندرج در جدول (۱) به عنوان نمونه‌ای از فومهای آلومینیم کامپوزیتی استفاده شد. مطابق شکل (۲) اولین مرحله از

جدول ۱- مشخصات پودرهای استفاده شده در ساخت پیش ماده

نوع پودر	Al	Si	TiH ₂	SiC	CaCO ₃
اندازه (میکرون)	<63	<63	<45	<38	<45



پودرهای مصرفی طبق جدول (۱)



پودر پرس شده → پرس سرد → قالب و سمبه فولادی → AI استوانه‌ای → آسیا جهت مخلوط کردن



اکستروژن گرم → فوم کردن تکه‌ای از تسمه در قالب داخل کوره

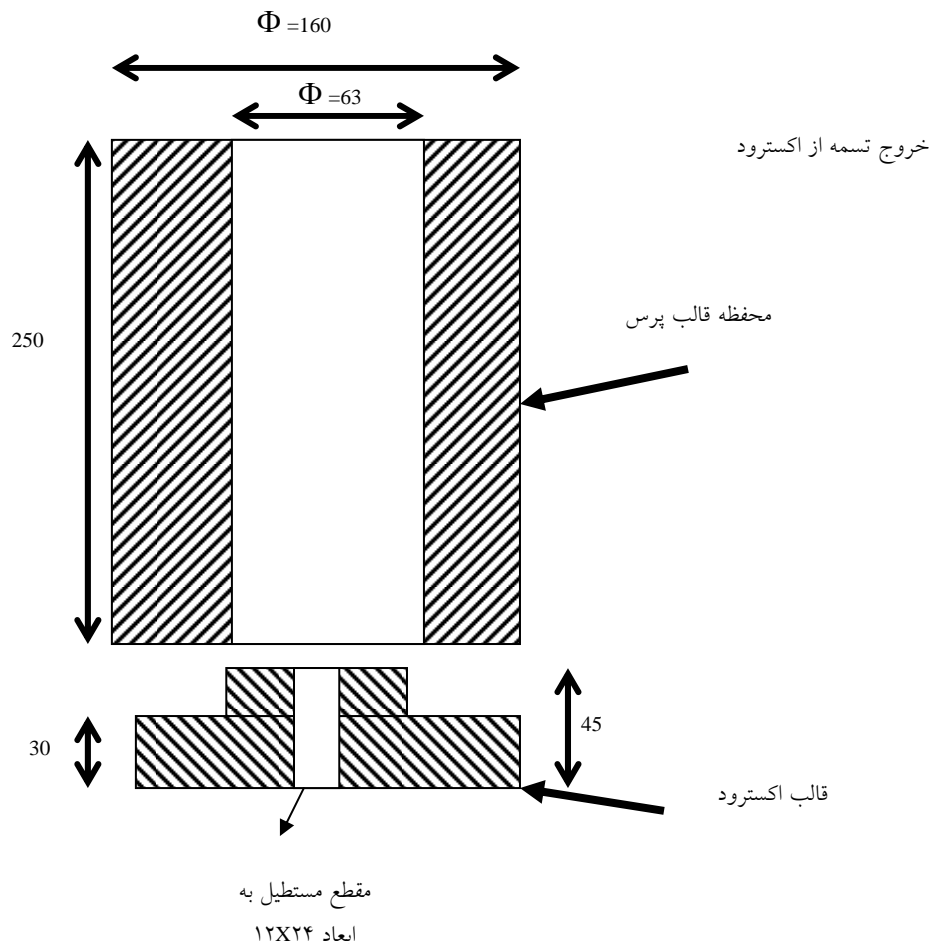
شکل ۲- نمایی فرایند تولید فوم در پژوهش حاضر شامل: تهیه پودر، مخلوط پودرها در آسیا، ریختن پودرها در کن، پرس سرد کن پودرها، اکستروژن گرم کن پودرها، تهیه تسمه با مقطع ۱۲×۲۴ از خروجی قالب اکستروژن و عملیات فوم سازی در کوره

سازي وجود دارد، با بررسي گسترده در منابع و مطالعه تحقيقات انجام شده توسط ديگر محققان، سرانجام انتخاب درصد هريك از اجزاي پودري سازنده پيش ماده- چگال و همچنين دماهاي مناسب براي انجام عمليات فوم سازي مطابق داده‌هاي جدول (۲) انجام گرفت. شرايط، مواد و روش آزمون براي ساخت پيش ماده- چگال و سپس عمليات فوم سازي به شرح زير است.

فرایند فوم سازی، تولید مخلوط پودری پیش ماده- چگال است. برای دستیابی به این هدف، انتخاب مناسبی از مخلوط مواد پودری شامل: آلومینیم، عامل حباب زا (هیدرید تیتانیم یا کربنات کلسیم) و ذرات تقویت کننده (سیلیسیم، کاربید سیلیسیم، براید تیتانیم)، ضروری به نظر می‌رسد. در این پژوهش از آنجایی که درصدهای مختلفی برای هر یک از پودرها و همچنین دما و زمانهای مختلفی برای عملیات فوم

جدول ۲- ترکیب مخلوط پودری پیش ماده چگال و دمای عملیات فوم سازی.

دماهای فوم سازی (°C)	مخلوط پودر کامپوزیت آلومینیمی (wt%)	پیش ماده چگال
750 - 800 - 850	Al-7%Si-3%SiC-1%TiH ₂	A
750 - 800 - 850	Al-7%Si -3%SiC-10%CaCO ₃	B



شکل ۳- نقشه مکانیکی محفظه قالب پرس و قالب اکسترودر برای پرس پودر و اکسترودر گرم پیش ماده

الف) عملیات ساخت پیش ماده- چگال

مطابق شکل (۲) پودرهای اشاره شده در جدول (۱)، به صورت دقیق با استفاده از ترازوی دیجیتالی مدل سارتوریوس با دقت $0.01g$ ، وزن شدند. برای رسیدن به توزیعی یکنواخت از پودرها، هر یک از ترکیبات به صورت کاملاً مجزا در دستگاه مخلوط کن دورانی ریخته شده و به مدت یک ساعت، مخلوط و همگن شدند. فشرده سازی مخلوط پودری برای رسیدن به

پیش ماده- چگال، به روش پرس سرد در قالبی با مشخصات مندرج در شکل (۳) انجام شد. انجام شد. برای هر نمونه $360gr$ از مخلوط پودری همگن در قالب فولادی H13 استوانه‌ای ریخته شد. سپس با استفاده از یک دستگاه پرس تک محوری $100KN$ در چهار مرحله، مخلوط پودری، در فشار $110MPa$ فشرده شد. فشردن چهار مرحله‌ای، به این صورت انجام گرفت که ابتدا پرس تک محوری به شیوه معمول انجام شد و سپس

قالب برگردانده شد و فشرده سازی روی سطح دیگر انجام گرفت. این عمل، چهار مرتبه (به عبارتی برای هر سطح دوبار) تکرار شد. برای روانکاری قالب، پودر استارات روی در استون حل شد و محلول حاصل توسط برس روی سطوح داخلی قالب پوشش داده شد. پس از اتمام عملیات فشرده سازی، پیش ماده - چگال آماده شده از قالب خارج شد. سپس نمونه مذکور تا دمای ۴۵۰-۵۰۰ درجه گرما داده شد و در این دما عملیات اکستروژن گرم انجام گرفت. قالب اکستروژن گرم دارای مقطع مستطیل به ابعاد ۱۲×۲۴ میلیمتر بود که در نهایت تسمه‌ای از پیش ماده - چگال با مقطع فوق از آن خارج شد (تمام مراحل فوق مرحله به مرحله در تصاویر شکل (۲) ارایه شده است). حجم تسمه پیش ماده - چگال به دست آمده توسط استوانه مدرج با دقت ۰/۱ سانتیمتر مربع اندازه‌گیری شد و سپس با وزن کردن آن توسط ترازو، دانسیته ماده پیش - چگال نیز محاسبه شد.

ب) عملیات فوم سازی پیش ماده

در این مرحله تسمه پیش ماده - چگال به تکه‌های کوچکی بریده و وزن آنها مشخص شد، سپس برای انجام عملیات فوم‌سازی، تکه‌ای از پیش ماده - چگال در قالب استوانه‌ای از جنس فولاد زنگ نزن ۳۱۶L، به قطر داخلی حدود ۲۰mm و ارتفاع حدود ۱۰۰mm قرار داده شد. برای جلوگیری از چسبیدن فوم به قالب، سطح داخلی این قالبها به کمک اسپری کربن با لایه‌ای از گرافیت پوشش داده شد. مطابق آخرین تصویر شکل (۲) قالب داخل یک کوره الکتریکی مقاومتی ۳ فاز ۲/۵ کیلووات ساعت با دقت دمایی ± 5 درجه سلسیوس گذاشته شد. دمای کوره بر اساس مدل تاکوچی و مطالعات انجام شده و همچنین با توجه به محدوده دمای آزاد سازی عوامل حباب زا، در سه دمای ۹۵۰ و ۸۵۰ و ۷۵۰ درجه سلسیوس طراحی و تنظیم شد، با گذشت زمان معین که با تجربه به دست آمد، پیش ماده - چگال، ناگهان منبسط و به فوم مذاب تبدیل شد. سپس برای هر دو ترکیب جدول (۲)، قالبهای حاوی فوم به سرعت از

کوره خارج و در آب سرد شدند تا فومهای فلزی؛ جامد و پایدار شوند. در مرحله آخر نمونه‌های فومی جامد توسط تکانه، به علت پوشش گرافیتی که به قالب لوله‌ای فولادی زده شده بود، بدون آسیب از قالب خود خارج شدند و وزن و حجم آنها برای محاسبه چگالی ظاهری، اندازه‌گیری شدند.

ج) آزمونها

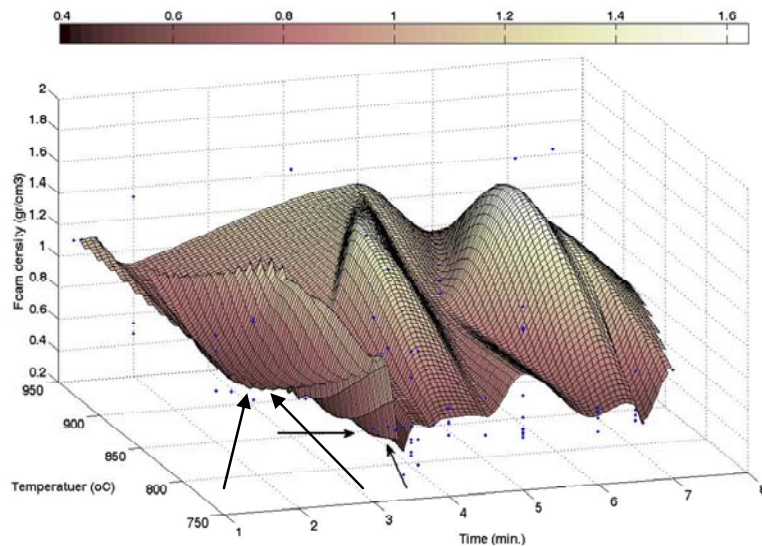
در پایان نمونه‌های فومی تهیه شده توسط اره مویی به همراه دوش آب صابون، با سرعت بسیار پایین بریده شدند، به نحوی که کمترین تغییر شکل پلاستیک در دیواره‌های سلولی فوم ایجاد شود. سپس مقطع آنها متالوگرافی شد و ساختار متخلخل فومها توسط میکروسکوپ روبشی الکترونی و همچنین میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفتند. همچنین آزمون فشار با سرعت حرکت فک ۵۰ mm بر دقیقه روی نمونه‌های فومی انجام گرفت و رفتار سطح زیر منحنیهای تنش-کرنش نمونه‌های فومی به عنوان معیاری برای جذب انرژی مورد مقایسه قرار گرفت.

نتایج

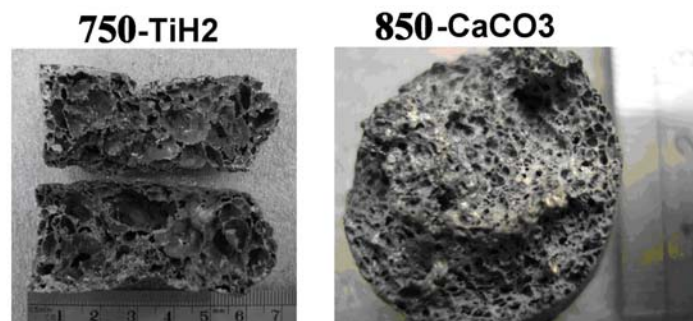
شکل (۴) نمای ظاهری و میزان انبساط فومهای سلول بسته تولید شده در پژوهش حاضر را در دماهای ۷۵۰، ۸۵۰ و ۹۵۰ درجه سلسیوس برای هر دو نمونه A و B جدول (۲) به ترتیب با عامل حباب زای TiH_2 و CaCO_3 نشان می‌دهد. منحنی سه بعدی شکل (۵) نتایج کمی تغییرات دانسیته ظاهری فومها (نسبت جرم به حجم متخلخل) را با زمان فوم سازی در دماهای مختلف برای ۱۸ نمونه (حاصل ۲/۵ سال کار) با درون یابی مجموع مربعات داده‌ها نشان می‌دهد. نقاط بیشینه و کمینه این منحنی سه بعدی به ترتیب بدترین و بهترین خواص فوم را از لحاظ نسبت مهندسی $E/\sqrt{\rho}$ را برای فوم با سلول بسته را نشان می‌دهد. تصاویر شکل (۶) توزیع، اندازه و شکل ظاهری حفره‌ها و همچنین پایداری ساختار فوم را در سطح مقطع دو نمونه فوم A و B به ترتیب در دمای بهینه ۷۵۰ و ۸۵۰ درجه



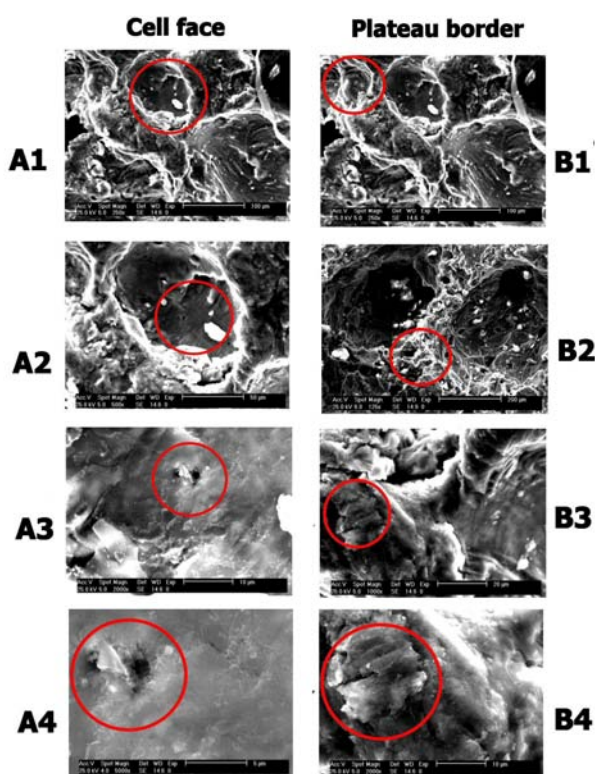
شکل ۴- اثر دمای فوم سازی بر رفتار انبساطی دو پیش- ماده چگال A و B جدول (۲)، حاوی TiH_2 و $CaCO_3$



شکل ۵- نمودار اثر دما و زمان بر دانسیته فوم سازی کامپوزیت $Al-7\%Si-3\%SiC$



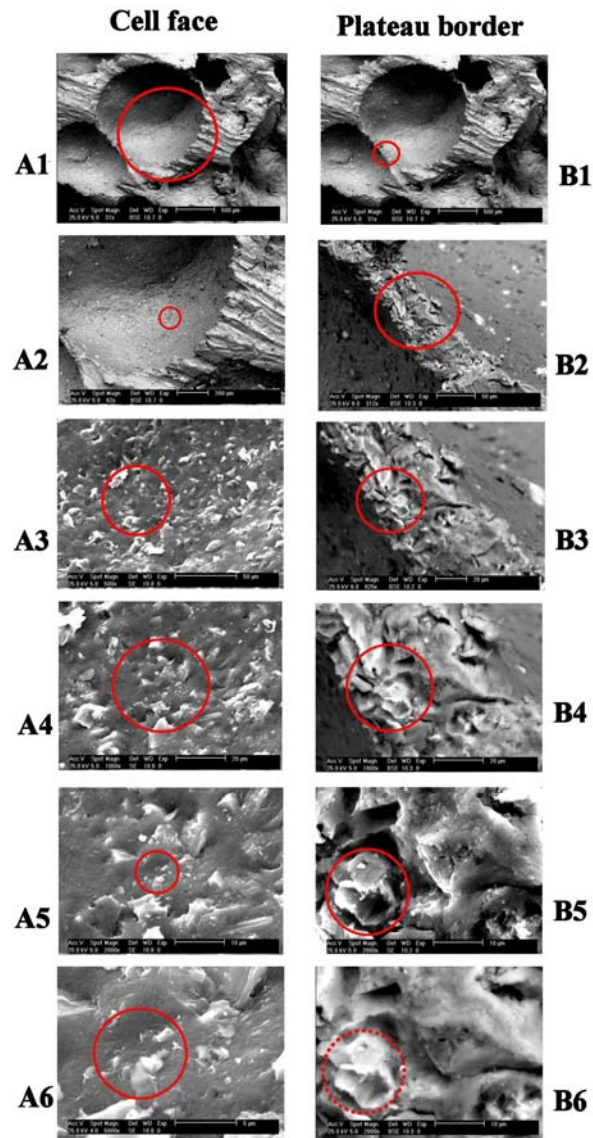
شکل ۶- نمایی از مقطع فومهای تهیه شده در دمای بهینه ۸۵۰ درجه سلسیوس برای مقایسه سلول بندی و پایداری فومهای کامپوزیت $Al-7\%Si-3\%SiC$ با عامل گاززای متفاوت.



Al-7%Si-3%SiC-10%CaCO₃

شکل ۸- مقایسه ساختار فومهای کامپوزیتی Al-7%Si-3%SiC که توسط عامل حباب زای CaCO₃ در دمای ۸۵۰ پف کرده‌اند به ترتیب در بزرگنمایی ۲۵۰، ۵۰۰، ۲۰۰۰، ۵۰۰۰

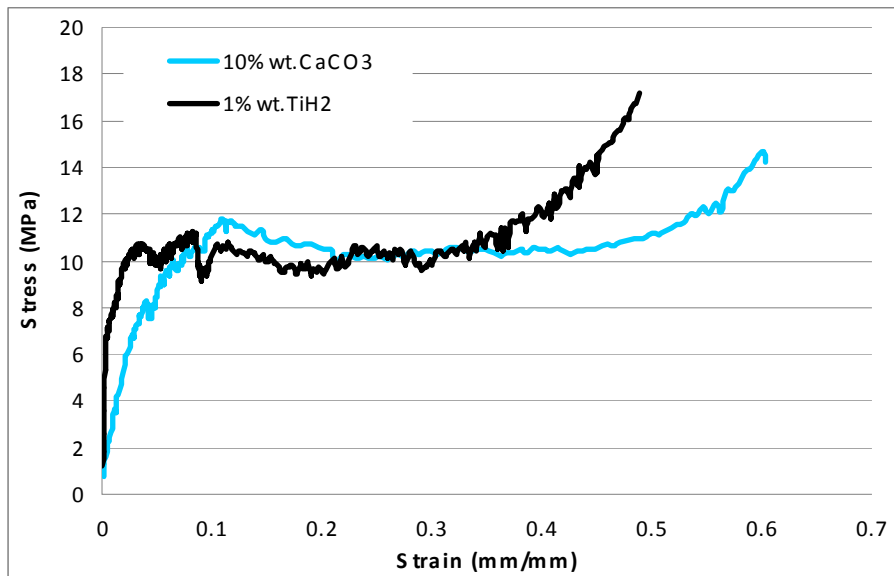
عدد بر سانتیمتر مربع ارایه داد. تصاویر شکل (۷) نتایج متالوگرافی الکترونی SEM از فومهای کامپوزیتی A را به ترتیب در بزرگنماییهای مختلف نشان می‌دهد. تصاویر سمت راست مربوط به مرز سه گانه بین حبابهای فوم و تصاویر سمت چپ مربوط به سطح داخلی دیواره‌های حباب‌اند. تصاویر متالوگرافی الکترونی SEM شکل (۸) نتایج مربوط به فوم کامپوزیتی B را به همان ترتیبی که در شکل (۷) ارایه شد، نشان می‌دهد. نمودارهای شکل (۹) نتایج آزمون فشار دو نوع فوم A و B را با سرعت کرنش ۵۰ میلیمتر بر ثانیه به منظور تعیین میزان جذب انرژی ناشی از له شدن کامل فومها، از طریق اندازه‌گیری سطح زیر منحنی تنش - کرنش آنها نشان می‌دهد.



Al-7%Si-3%SiC-1%TiH₂

شکل ۷- مقایسه ساختار فومهای کامپوزیتی Al-7%Si-3%SiC که توسط عامل حباب زای TiH₂ در دمای ۷۵۰ پف کرده‌اند به ترتیب در بزرگنمایی ۲۰۰، ۵۰۰، ۱۰۰۰، ۶۲، ۳۱، ۲۰۰۰ و ۵۰۰۰

نشان می‌دهد. به کمک تحلیل کمی ساختار متخلخل فومها می‌توان دانسیته سطحی حبابها (تعداد حباب در واحد سطح) را اندازه‌گیری کرد و معیاری برای پایداری، فوم پذیری و حتی خواص مکانیکی فومها ارائه داد. نتایج آنالیز کمی ساختار متخلخل دو فوم مذکور دانسیته سطحی را برای نمونه فومی A در محدوده ۱۷-۲۳ و برای نمونه فومی B در محدوده ۳۸-۴۳



شکل ۹- مقایسه نمودارهای تنش - کرنش مربوط به نمونه‌های فومی تهیه شده با عوامل حباب‌زای CaCO_3 و TiH_2 تحت فشار تک محوری.

۳- بحث و نتیجه‌گیری

مقایسه نتایج شکل (۴) نشان می‌دهد نمونه‌های فومی تولید شده در دمای 95° درجه برای نمونه فومی A ظاهری در هم چروکیده و معیوب را به وجود آورده و برای نمونه فومی B، قسمت انتهایی نمونه نسبت به راس نمونه دارای دانسیته متفاوتی است یعنی راس نمونه دانسیته کمتر و انتهایی آن به علت صعود با از بین رفتن حباب‌ها، فلز چگال شده (یعنی ساختار بدون تخلخل) و دانسیته بالاتری دارد. اما نمونه‌های تولید شده در دمای 85° درجه سلسیوس، برای فوم B ظاهری خوب با دانسیته یکنواخت و ساختار داخلی متخلخل بسیار ریز به همراه حداکثر انبساط حجمی را نشان داده است. ولی نمونه فومی A در این دما ظاهری تقریباً یکنواخت (با چروکیدگی کم) با میزان انبساط حجمی کمتر نسبت به شرایط قبلی و همچنین فوم B نشان داده است. نهایتاً در دمای 75° درجه، فوم B دارای سطحی صاف ولی همراه با ایجاد ترکیدگی بزرگ و عمیق در مرکز نمونه است که کاملاً پایداری و سلامت فوم B را کاهش می‌دهد. اما بر عکس فوم A در دمای 75° دارای سطحی صاف و انبساط حجمی مناسب و از لحاظ ساختار داخلی دارای

تخلخلی درشت و همگن است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که برای رسیدن به فومی پایدار با حداقل دانسیته ظاهری، دمای فرایند فوم سازی به ترتیب برای فوم A 75° درجه و برای نمونه فومی B دمای 85° درجه سلسیوس است.

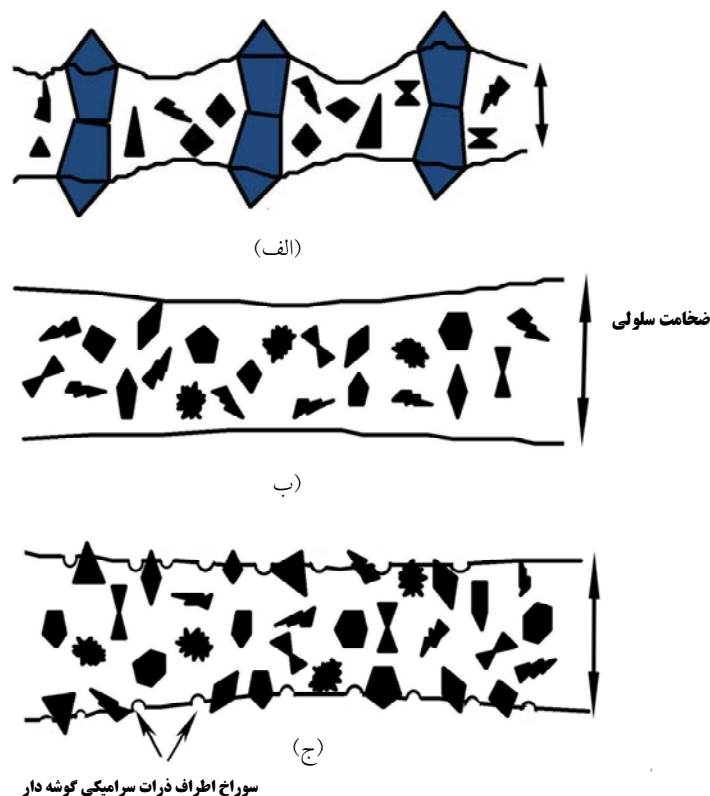
مقایسه نتایج به دست آمده از تحلیل تصاویر مقطع نمونه‌های فومی برای اندازه‌گیری دانسیته سطحی حبابها یا به عبارت دیگر شمارش تعداد حفره‌ها در واحد سطح مقطع برای هر دو نمونه فومی A و B مطابق شرایط شکل (۶) نشان می‌دهد؛ دانسیته سطحی حفره‌ها برای کامپوزیت فومی B ($38-43 \text{ cm}^{-2}$) تقریباً ۲ تا $2/5$ برابر بیشتر از کامپوزیت فومی A ($17-23 \text{ cm}^{-2}$) است که نشان از ریز شدن تخلخل در نمونه B به علت وجود عامل حباب‌زای CaCO_3 نسبت به عامل حباب‌زای TiH_2 در نمونه A است. دلیل این مطلب را می‌توان چنین توجیه کرد که عامل حباب‌زای CaCO_3 در دمای بالاتری (حدود $700-800^\circ$ درجه) نسبت به عامل حباب‌زای TiH_2 (دمای $450-500^\circ$ درجه) تجزیه می‌شود و سیستیک تجزیه آن ناگهانی و همراه با تعداد زیادتری جوانه حباب خواهد بود لذا فوم B در دمای 85° درجه دارای دانسیته تخلخل بالاتری خواهد بود.

به منظور تعیین پارامتر مهندسی انتخاب مواد $E/\sqrt{\rho}$ برای داشتن حداکثر سفتی توام با حداقل جرم (سبک سازی) می توان بر اساس داده های منحنی سه بعدی شکل (۵) برای دو نوع فوم A و B نقاط کمینه را مشخص کرد. به عبارتی ساده تر می توان از روی این منحنی سه بعدی، دما و زمان فوم سازی را برای داشتن حداقل دانسیته فوم به دست آورد. این شرایط برای فوم B؛ دما ۸۵۰ درجه و زمان حدوداً ۲۱۰-۲۵۰ ثانیه است که منجر به تولید فوم با محدوده دانسیته $0.57-0.67 \text{ gr/cm}^3$ می شود. برای فوم A دما؛ ۷۵۰ درجه و زمان حدوداً ۱۴۰-۱۵۵ ثانیه است که منجر به تولید فوم با محدوده دانسیته $0.43-0.61 \text{ gr/cm}^3$ می شود. لذا با تعیین مقدار مدول یانگ به کمک نمودار شکل (۹)، به نظر می رسد فوم تولید شده با عامل حباب زای CaCO_3 دارای $E/\sqrt{\rho}$ کمتری (حدود $1/7-2/0$ برابر) نسبت به فوم تولید شده با عامل حباب زای TiH_2 است. همچنین مقدار پارامتر مهندسی $\sigma_y/\sqrt{\rho}$ (نسبت استحکام تسلیم به دانسیته فوم سلول بسته) برای فوم A تقریباً برابر (۱/۰۴) فوم B است. علت اصلی آن درشتتر بودن حبابها و نازک بودن ضخامت دیواره سلولها در فوم A نسبت فوم B است.

برای داشتن تحلیل دقیقتر بایستی تصاویر SEM ریزساختار داخلی متخلخل فوم A و B را به ترتیب در شکل (۷) و (۸) در کنار همدیگر مقایسه کرد. با کمی دقت در تصاویر A1 الی A6 شکل (۷) مشاهده می شود که در نمونه فومی A در داخل دیواره های سلولی پر از ذرات Si و SiC است. در تصویر A6 از شکل (۷) ذرات کوچکتر و برفکی مربوط به SiC و ذرات بزرگتر و چند وجهی Si هستند. اندازه گیری ضخامت دیواره سلولی بر اساس بزرگنمایی تصاویر B4 الی B6 برابر $45-40 \mu\text{m}$ به دست آمد. حال با توجه به قطر متوسط ذرات SiC ($d_{\text{SiC}} = 38 \mu\text{m}$) و Si ($d_{\text{Si}} = 63 \mu\text{m}$) از جدول (۲) مشخص می شود به علت طولی بودن طول ذرات Si نسبت به ضخامت دیواره سلولی ($45 \mu\text{m}$)، طبیعی است که این ذرات در اثر زاویه خیس شوندگی؛ در سطح داخلی سلولهای فوم نمونه A ظاهر شوند [۱۶]. اگرچه همان طور که در مقدمه اشاره شد عامل

حباب زای TiH_2 خود می تواند زاویه خیس شوندگی آلومینیم را با این فاز کم کند. به عبارتی ساده تر با توجه به نتایج شکل (۷) و جدول (۲) می توان ادعا کرد فوم زمینه آلومینیمی که با عامل TiH_2 متخلخل شده باشد، به دو علت اساسی: ۱- کاهش زاویه خیس شوندگی و ۲- کاهش یا نازک شدن ضخامت دیواره سلولی، تمایل به پس زدن ذرات تقویت کننده سرامیکی SiC و Si به سطوح حفره های (دیواره سلولی) فوم را دارد.

اما در تصاویر A1 الی A4 از شکل (۸) مربوط به نمونه فومی B با عامل حباب زای CaCO_3 بر عکس نمونه فومی A اصلاً هیچ ذراتی از عوامل تقویت کننده در زمینه آلومینیمی دیده نمی شود. لازم به ذکر است، ذرات آزاد سفید رنگ روی سطح داخلی حفره ها، ذرات آهک کلسینه شده اند که نباید با ذرات تقویت کننده که از داخل دیواره سلولی بیرون زده اند اشتباه شود) با کمی دقت در تصاویر SEM می توان به ندرت در بعضی از سلولهای فومی؛ نوک گوشه دار ذرات سرامیکی را دید. نکته جالب توجه وجود حفره های بسیار ریزی در دو طرف این ذرات است که نمایی از آن را می توان در بزرگنمای $5000\times$ برابر در تصویر A4 از شکل (۸) به خوبی مشاهده کرد. با اندازه گیری ضخامت دیواره های سلولی فوم B در تصاویر B3 و B4 از شکل (۸) محدود این ضخامت بین $105-115 \mu\text{m}$ به دست آمده که ضخامت بسیار بزرگتری نسبت به دیواره سلولی نمونه A است (یعنی ۲.۲ تا ۲.۵ برابر). شاید با توجه به تصاویر شکل (۸) بتوان علت عدم وجود ذرات سرامیکی در سطوح دیواره سلولی نمونه B را چنین توصیف کرد. وجود عامل حباب زای CaCO_3 در مذاب آلومینیم می تواند باعث بالا بردن ویسکوزیته مذاب و فعال شدن مکانیزم ضخیم شدن دیواره سلولی بشود [۲۳]. در این شرایط ذرات تقویت کننده در داخل گوشت دیواره سلولی مستغرق شده و به علت کوچکتر بودن ابعاد این ذرات نسبت به ضخامت دیواره سلولی، دیگر این ذرات در سطوح دیواره های سلولی نمی توانند ظاهر شوند. لذا دیواره های سلولهای فوم نمونه B دارای سطحی بسیار صافتر در مقایسه با فوم نمونه A است. بنابراین با توجه به ضخامت



شکل ۱۰- شماتیک مدلسازی رفتار خیس شوندگی ذرات سرامیکی در مذاب دیواره سلولی فوم فلزی.

الف) وجود تعداد زیادی ذرات گوشه دار و بزرگتر از ضخامت دیواره سلولی با خیس شوندگی کم. ب) وجود ذرات کوچکتر از ضخامت دیواره سلولی ولی با خیس شوندگی بالا. ج) وجود ذرات کوچکتر از ضخامت دیواره سلولی ولی با خیس شوندگی متنوع (مثلا خیس شوندگی کم برای ذرات با مورفولوژی گوشه دار).

اساس اصول شیمی - فیزیک (رقابت موینگی و کشش سطحی) [۲۳-۲۴] متفاوت باشد. به نظر می رسد مطابق تصویر الف شکل (۱۰) اگر ذرات بزرگتر از ضخامت دیواره سلولی باشند و عموماً دارای مورفولوژی گوشه دار باشند مذاب بین این ذرات پل می زند و زاویه خیس شوندگی کوچکی می سازد که منجر به کنترل زهکشی مذاب در فضای بین حفره ها شده به طوری که طبق اثر گیبس - مارانگونی این ذرات با مقاومت در برابر پاره شدن مذاب تشکیل دهنده دیواره سلولی، مقاومت می کنند اگرچه این مقاومت به باریک شدن لایه مذاب مذکور می انجامد. لذا پس از انجماد فوم فلزی عموماً دیواره ها بسیار نازک و پر از ذرات سرامیکی است که تصاویر A2 الی A6 شکل (۷) این مطلب را تأیید می کند. نکته قابل تأمل تشدید این پدیده

دیواره سلولی در فوم B در مواردی که ذرات بزرگتر از ۱۱۰ میکرون در مخلوط پودری عوامل سرامیکی پیدا شود (تصویر A4 از شکل ۸)، حفره های کوچکی اطراف این ذرات به وجود آمده که می تواند به هنگام بارگذاری محوری روی سازه فومی، مکانی برای لولای پلاستیک شده و عامل اصلی شکست و در هم ریختن دیواره های سلولی را در سازه فومی فراهم آورد.

لذا با مقایسه تصاویر شکل های (۷) و (۸) به ترتیب برای نمونه های فومی A و B و نتایج سایر محققان که در بخش مقدمه آمد، مانند مراجع [۲۰-۲۴]، می توان مطابق شکل شماتیک (۱۰) رفتار مواد سرامیکی را در این فوم های فلزی چنین بیان کرد. به علت تنوع اندازه ذرات پودری و ترکیب شیمیایی آنها مطابق جداول (۱) و (۲) بایستی رفتار خیس شوندگی این ذرات بر

منحنی نتش-کرنش آنها این انرژی را محاسبه کرد. این اندازه‌گیری به ترتیب برای فومهای A و B برابر $3/6$ و $4/8$ مگاژول بر متر مکعب است. که نشان دهنده توام اثر گیبس - مارانگونی و ضخیم شدن دیواره‌های سلولی ساختار فوم فلزی در طی پف کردن و انجماد است. این پدیده را می‌توان مطابق طرح شماتیک شکل (۱۰) چنین بیان کرد: به علت عدم پیوستگی و اتصال فاز زمینه در اطراف فاز تقویت کننده و همچنین اختلاف مدول الاستیسیته آن با زمینه در فوم تهیه شده توسط عامل TiH_2 ، زمینه فلزی در مقابل نازک و پاره شدن سلولها از خود مقاومت نشان می‌دهد. اما در نمونه فومی تهیه شده توسط عامل $CaCO_3$ بعلا و یسکوز شدن مذاب و رخداد پدیده زهکشی، ضخیم شدن لایه‌های مذاب و همچنین مستغرق شدن ذرات فاز تقویت کننده در دیواره ضخیم سلولی، پدیده فوق رخ نمی‌دهد. لذا اگرچه وجود بعضی از ذرات در سطوح سلولها می‌تواند با ایجاد سوراخ، استحکام و سفتی ساختار فوم را کاهش دهند، ولی به علت فراهم آوردن مکانیزم لولایی شدن پلاستیک؛ در حین بارگذاری می‌تواند مقدار بیشتری انرژی را طی تغییر شکل پلاستیک جذب کنند. نکته قابل ملاحظه دیگر وجود تعداد بیشتر حفره یا همان تخلخل در واحد سطح برای این فوم است. به عبارتی دیگر می‌توان گفت در فوم تولید شده با عامل $CaCO_3$ به علت بالا بودن دانسیته تخلخل و به دنبال آن دانسیته لولاهای پلاستیک، میزان جذب انرژی فوم B بین $1/3$ تا $1/5$ برابر فوم A با عامل TiH_2 افزایش می‌یابد.

در حضور عامل حباب زای TiH_2 در فوم آلومینیمی است. اما در شکلهای (۱۰-ب) و (۱۰-ج) اندازه ذرات سرامیکی بسیار کوچکتر از ضخامت دیواره سلولی فوم است. لذا رفتار خیس شونده‌گی به علت تغییر فیزیک سطح، نیز تغییر می‌کند و خیس شونده‌گی ذرات با توجه به اینکه ترکیب شیمیایی آنها تغییر نکرده؛ به خوبی خیس شده. یعنی مذاب اطراف این ذرات را فرا گرفته و آنها را در خود مستغرق می‌کند متهی می‌تواند شرایطی پیش آید که بعضی از ذرات تیز و چند وجهی به علت مرفولوژی گوشه دار بودن خود و همچنین دانسته بیشتر، مذاب را پس زده و به سطح آزاد مذاب داخل حفره‌های فوم حرکت کنند. این عمل باعث افزایش ویسکوزیته مذاب و پدیده ضخیم شدن دیواره سلولی می‌شود. اگر این ضخیم شدن؛ از ابعاد ذرات سرامیکی بیشتر باشد، سبب صاف بودن و پایدار شدن ساختار سلولی فوم می‌شود. فقط در مواردی که ذرات گوشه دار موفق به رسیدن به سطح آزاد مذاب یا همان دیواره حفره‌ها شوند، می‌تواند با ایجاد سوراخهای (فرورفتگیهای دندرتی شکل) با ماهیت انقباضی سبب کاهش استحکام فشاری یا افزایش مقدار جذب انرژی شوند. زیرا این سوراخها، منشاء تولید لولای پلاستیک در اطراف عامل تقویت کننده هستند. تصویر A4 شکل (۸) به‌خوبی این پدیده را که به‌طور شماتیک در شکل (۱۰-ج) نمایش داده شده است، تأیید می‌کند.

برای تعیین رفتار جذب انرژی دو نمونه فومی A و B می‌توان نتایج آزمون فشار آنها را مطابق نمودارهای شکل (۹) مقایسه کرد. برای مقایسه میزان انرژی جذب این دو فوم در اثر بارگذاری فشاری - تک محوری می‌توان از محاسبه سطح زیر

واژه نامه

1. surfactant
2. Gibbs-Marangoni
3. precursor

مراجع

1. J. Banhart and D. Weaire, "On the Road Again – Metal Foams Find Favor", *Physics Today*, Vol. 55, pp. 37–42, 2003.
2. M.F. Ashby, et. al. "in: Metal Foams: A Design Guide", Boston, Butterworth Heinemann, 2000.
3. T. Miyoshi, M. Itoh, S. Akiyama and A. Kitahara: "ALPORAS Aluminum Foam: Production Processes, Properties, and Applications", *Adv. Eng. Mater.*,

- Vol. 2, No. 2, pp. 179–183, 2000.
4. C. Yang and H. Nakae, "The effects of viscosity and cooling conditions on the foam-ability of aluminum alloy", *J Mater Process Technology*, Vol. 141, pp. 202–206, 2003.
 5. A. M. Harte, S. Nichol, "Cellul. Mets. and Met. Foaming Technol.", MIT-Verlag Bremen, pp. 49–54, 2001.
 6. D. Leitmeier, H. P. Degischer and H. J. Flankl, "Development of a Foaming Process for Particulate Reinforced Aluminum Melts", *Adv. Eng. Mater.*, 4, No. 10, pp. 735-740, 2002.
 7. H. Stanczik, M. Wichmann, J. Weise, L. Helfen, T. Baumbach, J. Banhart, *Adv. Eng. Mater.*, No. 4, pp. 814-823, 2002.
 8. A. Melzer, J. Banhart, J. Baumeister, M. Weber, German Patent: 19813176.
 9. V. Gergely and T. W. Clyne., "The FORMGRIP Process: Foaming of Reinforced Metals by Gas. Release in Precursors", *Adv. Eng. Mater.*, No. 2, pp. 175-178, 2000.
 10. H. Nakajima, T. Ikeda and S. K. Hyun. "Fabrication of Lotus-Type Porous Metals and their Physical Properties" *Adv. Eng. Mater.*, No. 6, pp. 377-384, 2004.
 11. M. Kobashi and N. Kanetake, "Processing of Inter-Metallic Foam by Combustion Reaction", *Adv. Eng. Mater.*, No. 4, pp. 745–747, 2002.
 12. N. Babcsán, and J. Banhart, "Metal Foams - Towards High-Temperature Colloid Chemistry. In: Colloidal. Particles at Liquid Interfaces", eds. B. P. Binks and T. S. Horozov, (Cambridge University Press), p. 445, 2006.
 13. N. Babcsán, D. Leitmeier, Degischer H. P, and Banhart, J., "The Role of Oxidation in Blowing Stabilized Aluminum Foams", *Adv. Eng. Mater.*, No. 6, pp. 421-428, 2004.
 14. C. Körner, M. Arnold and R. F. Singer, *Mater. Sci. Eng. A* 396, pp. 28–40, 2005.
 15. D. Weaire, S. Hutzler, "The Physics of Foams", Clarendon Press, Oxford, 1999.
 16. O. Prakash, H. Sang and J. D. Embury, "Structure and properties of Al-SiC Foam", *Mat. Sci. and Eng.*, A199, pp. 195-203, 1995.
 17. L. D. Kenny, "Mechanical Properties of Particle Stabilized Aluminum Foam". *Mater. Sci. Forum* pp. 217–222, 1996.
 18. J Schroers, C Veazey, MD Demetriou, and WL Johnson. "Synthesis Method for Amorphous Metallic Foam", *Journal of Applied Physics*, No. 96, pp. 7723–7730, 2004.
 19. R. J. Pugh, "Foaming, Foam Films, Antifoaming and Defoaming". *Adv. Colloid Interface Sci*, No. 64, pp. 67-142, 1996.
 20. B. P. Binks, "Particles as Surfactants-Similarities and Differences" *Current Opinion in Colloid & Interface Science*, Vol. 7, Issue 1-2, pp. 21-41, 2002.
 21. B. P. Binks and T. S. Horozov, "Aqueous Foams Stabilised Solely by Silica Nanoparticles" *Angew. Chem. Int. Ed.* Vol. 44, pp.3722-3725, 2005.
 22. S.W. Ip, J. Wang, J. M. Toguri, "Aluminium Foam Stabilization by Solid Particles" *Canad. Metall. Q.* Vol. 38, pp. 81-92, 1999.
 23. H. Kumagai, Y. Torikata, H. Yoshimura, M. Kato, and T. Yano: *Agric. Biol. Chem.*, Vol. 55, pp. 1823-1829, 1991.
 24. G Kaptay, "Interfacial Criteria for Stabilization of Liquid Foams by Solid Particles", *Colloid Surface A: Physicochemical and Engineering Aspects*, Vol. 230, pp. 67-80, 2004.
 25. I. Duarte, J. Banhart, "A Study of Aluminum Foam Formation-Kinetics and Microstructure". *Acta Materialia* 48, pp 2349-2362, 2000.
 26. D. Lehmhus and M. Busse: *Adv. Eng. Mater.*, Vol. 6, pp. 391–96, 2004.
 27. P. Weigand, Ph.D Thesis RWTH Aachen, MIT-Verlag Bremen, 1999.
 28. T. Wübben, H. Stanzick, J. Banhart and S. Odenbach, "Stability of Metallic Foams Studied Under Microgravity", *J. Phys.: Condense. Matter* Vol. 15, pp. 427-433, 2003.
 29. S. Asavavisithchai y A. R. Kennedy, *J. Colloid Interf. Sci.* Vol. 297, pp. 715-723, 2006.
 30. Th. Wübben, S.Odenbach., "Stabilization of Liquid Metallic Foams by Solid Particles", *Colloids. Surfaces A.*, Vol. 266, pp. 207-213, 2005.
 31. A. R. Kennedy and S. Asavavisithchai, *Adv. Eng. Mater.*, No. 6, pp. 400–402, 2004
 32. A. R. Kennedy and S. Asavavisithchai, Effects of TiB₂ Particle Addition Foams, *Scripta Mater.*, Vol. 50, pp 115–119, 2004.
 33. C. Körner, M. Hirschmann, V. Bräutigam and R.F. Singer, *Adv. Eng. Mater.*, No. 6, pp. 385–390, 2004.
 34. M. Arnold, C. Körner, R.F. Singer, J. Banhart, N.A. Fleck, A.Mortensen (Eds.), "Cellular Metals and Metal Foaming Technology", MIT-Verlag, Berlin, pp. 71-76, 2003.
 35. V. Gergely, D. C. Curran, and T. W. Clyne, "The Foamcarp Process: Foaming of Aluminum MMCs by the Chalk-Aluminum Reaction in Precursors", *Compos. Sci. Technol.*, Vol. 63(16), pp. 2301 – 2310, 2003.