بررسی عوامل حبابزای TiH2و CaCO3 بر ساختار وخواص 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 کلومبیا، کانادا

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



** - دانشجوی کارشناسی ارشد

CaCO₃ TiH₂

*** - دانشجوي کارشناسي

واژگان کلیدی :

* – استادیار

Assessment of TiH₂ and CaCO₃ Blowing Agents on Structure and Properties of the AI-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° 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 CaCO₃ agent due to having high porosities are more stable than foams with TiH₂ agent. Also, the energy absorption for foam with CaCO₃ agent is more than foams with TiH₂ agents. However, its drainage due to less thickness of wall porosities is better than the foam with CaCO₃ agent.

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

می شوند. مثلا یکی از روشهای معمول مستقیم فوم سازی، افزودن پودر کلسیم و سپس پودر TiH₂ به یک آلیاژ پایه آلومینیم و هم زدن مذاب آن تا جوانه زنی وگسترش گاز در سرتاسر مذاب است زیرا وجود کلسیم شدیدا 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 زمینهای فلزی؛ شامل ذرات ماده حبابزای پخش شده بهصورت یکنواخت) که تحت شرایطی خاص منبسط میشود و میتواند منجر به تولید فوم شود، استفاده میشود. از آنجایی که کاربرد این فومها بیشتر برای سازههای پرنده میباشد غالبا آلومینیم تشکیل دهنده زمینه فلزی است و از موادی چون هیدرید تیتانیم (۲iH2) و همچنین هیدرید زیرکونیم (۲cH2) به عنوان عامل حبابزا استفاده میشود. اما استفاده از ترکیباتی چون کاربید سیلسیم (SiC)، اکسید آلومینیم (دAl2O3) بیشتر به منظور بهبود فوم پذیری آلیاژهای پایه آلومینیم است [۵]. معمولا کسر حجمی ذرات سرامیکی که موسوم به فاز تقویت کنندهاند، با اندازه قطر متوسط ۵ تا ۲۰ میکرون، بین ۱۰ تا ۲۰ درصد متغیر گزارش ۱– مقدمه

فومهای فلزی؛ مخلوطی همگن از حبابهای گاز و فلز جامد هستند [۱]. این فومها عموما 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 بازپروری بسیاری از فناوریهای قدیمی شد و با انتشار مقالات بسیار همراه بود. امروزه، انجام پذیری تعدادی از فرایندهای فوم مازی پیشنهادی، به اثبات رسیده است و تجاری سازی آنها به عنوان یک محصول پیشرفته و منحصر به فرد خصوصا 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 (بهصورت پودر) تزریق



a) Select & Mix Ingredients

Metal alloy powder

> Powder Steel ball

bearings

Rotating

impeller

(eg. Al)



d) Foaming (solid / semi-solid)



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

شده است که خود می توانند اثر مثبتی درپایـداری فـوم فلـزی داشته باشند [۵ و ۶].

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

- ۱- مخلوط کردن مکانیکی یودرهای آلومینیم، هیدرید تیتانیم و مواد پایدار کننده توسط آسیاهای ماهوارهای و سیس فشرده سازی مخلوط حاصل به یکی از روشهای پرس (سرد یا گرم) و بهدنبال آن اکستروژن (سرد یا گرم) و یا نورد بـرای رسيدن به پيش ماده- چگال.
- ۲- فشرده کردن ترکیب یودری به صورت بیلت و سیس گرم کردن ترکیب حاصل برای رسیدن به حالت نیمه جامد و

ايجاد پيش ماده-چگال به شکل مطلوب [٧-٩]. پس از تهيه یش ماده- چگال، تکهای از آن را در قالبی فلزی قـرار 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 فلزي يف كند و به مخلوطي از حبابهاي گازی که در داخل مذاب پراکنده شده (یعنی فوم فلزی) تبدیل شود. در مرحله آخر این فوم فلزی را به همراه قالب آن سريع سرد كرده تا با انجماد آن، سلولهاي فوم پايدارشوند. شكل(۱) مراحل فوم سازى فلزات به روش فشردن یودری را نشان میدهد. علاوه بر روشهای یاد شده روشهای دیگری نیز برای ساخت فومهای فلزی وجود دارد

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

یکی از علل اصلی عدم دستیابی به تکنولوژی تولید گسترده فومهای فلزی به عنوان یکی از مواد پیـ شرفته، فقـدان اطلاعـات کامل و صحیح در فهم مکانیزم تـشکیل سـاختار متخلخـل فومهاست. آگاهیهای فعلی در این زمینه بیشتر به حدس و گمان شبیه است و هنوز نقاط مبهم فراوانی باقی مانده است. از آن جمله می توان به عدم درک دلیل وجود ضخامت بحرانی برای دیواره های سلول اشاره کرد. همچنین می توان به عـدم توانایی کافی در کنتـرل سـاختار و مورفولـوژی فـوم اشـاره کـرد، کـه پایداری محدود فوم فلزی یکی از دلایل این مشکل است. ار طرف دیگر با اندک اطلاعاتی که از خواص فومهای فلزی بهدست آمده باعث شده در صنعت نیاز شدیدی به ثولید 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، بے صورت کافی شناخته و مدلسازی نشده است و به نظر میرسد ایـن پتانـسیل وجود دارد که با بهینه کردن فرایندهای فوم سازی و همچنین انتخاب مواد مناسب، می توان 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 پیـشرفته و رفتـار پیچیـده فومهـای فلزی) ناممکن به نظر میرسد، یکی از زمینههای کلیدی تحقیقات در این زمینه، تحقیق و بررسی یک ویژگی مهم به نام "پایداری فوم" است. عموما اگر فوم فلزی در بازه زمانی بین تکمیل فرایند حبابزایی و انجماد، تغییرات قابل تـوجهی در دیواره های سلولی نداشته باشد، از لحاظ سنتیکی، پایدار نامیده می شود که خود تابع برایند 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

مویینگی و غیره). هرگونه عدم تعادل بین ایـن نیروها منجر بـه ناپایـداری فـوم خواهد شد. تغییرات در مورفولوژی فوم بر اساس عوامـل فـوق را میتوان چنین بیان کرد: 1- عامل جریان: جابهجایی حبابهای گازی نسبت بـه یکـدیگر به سبب نیروهای بیرونی یا تغییراتی در فشار گاز درونـی طی فرایند فوم سازی .

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

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

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 می تواند منجر به شكست سلول شود. همچنين، زهكشي مي تواند، موجبات نازك 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 مـشکل اسـت. دو اثر مخرب گسست و زهکشی، که پایداری فومهای فلزی مذاب را محدود میکنند مورد توجه بـسیاری از محققان قـرار گرفته است. یکی از عوامل اصلی در فوم سازی کامپوزیتهای پایه فلزی وجود ذرات جامـد افزودنمی بـه مـذاب اسـت. زیـرا مورفولوژی و همچنین نیسبت حجمی ذرات افزودنی در روشهای مختلف، از جهات مختلف با هم متفاوت اند. كامپوزيتهاي فومي زمينه فلـزي معمـولا حـاوي ذرات تقريبـا کرویاند که قطر معادلی در حدود ۱۰–۲۰ میکرون دارند[۱۶ و ۱۷]. نتایج نشان داده است مذاب عاری از ذرات جامـد شـناور، 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 می گذارد، ماده فعال در سطح ⁽ نامیده می شوند. ایس مواد فعال در سطح، لایه هایی 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 می کنند. در این سیستم ها، بر مبنای یک نظریه ساده فرض میشود نیروهای جاذبه واندروالس توسط مواد فعال در سطح میشود نیروهای جاذبه واندروالس توسط مواد فعال در سطح ماه خامت خاص، یک لایه می تواند تحت شرایط استاتیک در مقابل نازک شدن بیشتر پایدار بماند. چنانچه شرایط دینامیکی به کار گرفته شود، توزیع مجدد مواد فعال در سطح، سبب میشود[۱۹].

نوع دیگری از فومها با ذرات ماکروسکوپی پایدار می شوند. 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 نمی رسد حاوی هر گونه مواد پایدارکننده در سطح مولکولی باشند، شباهت هایی دارنـد. نکته قابل توجه این است کـه مکـانیزم پایـداری فـوم از طریـق ذرات افزودنی، هنوز به طور قانع کنندهای، شرح داده نـشده است. اما این نکته واضح است که ذرات در صورتی بـه فـصل 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 می توانند به فصل مشترک بچسبند که جـدایش آنها ناممکن بوده و سبب افزایش پایداری فوم می شود[۲۲]. لذا بر اساس خاصیت خیس شوندگی این ذرات با مذاب مدلهای مختلفی برای پایداری فومهای فلزی ارایه شده است که از آن جمله می توان به مدلهای کوماگای [۲۳] و کاپتای [۲۴] برای پایدارسازی فومها اشاره کرد که هرکدام دارای مزایا و محدویتهای خاص خود هستند.

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

تـا ۲۷]، محتوای اکسیدی پیش ماده[۲۷–۳۰ و ۱۴]، نـوع و محتوى ذرات سراميكي افزوده شده[۹ و۳۱–۳۲]، پارامترهاي 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 دیـواره حفرهـا، آنهـا دچـار گسـست خواهند شد. با تحليل سطح مقطع فومها بعد از عمليات فـوم سازی نیز می توان به وجود ضخامت بحرانی برای فوم پی بـرد. از آنجایی که بررسی این ویژگیها در رادیو گرافی با اشعه ایکس مشکل است و دیـوارههـای سـلولهای جامـد، اغلـب نـازک و ناصافاند، مقدار ضخامت بحرانی را به صورت خیلی دقیق نمی توان مشخص کرد. زمانی که حبابهایی در حجم ثابت از فلـز مذاب قرار دارند، حفظ فاز مذاب نیازمند این است که ضخامت ديواره حبابها همراه با انبساط فوم، كاهش يافته و قطر حبابها افزايش يابد(با فرض ثابت بودن تعداد حباب هـا). امـا چنانچـه چیزی به عنوان ضخامت بحرانی دیـواره سـلولی وجـود داشـته باشد، با كمتر شدن ضخامت لايهها از اين ضخامت بحراني، تعداد حبابها كاهش يافته و قطر متوسط حفرات به سرعت افزایش می یابد که می توان آنها را به صورت روابطی ریاضی ارائه کرد [۲۳و۳۳].

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 کاربید سیلسیم، 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 کاربید سیلسیم است که پایداری طولانی مدت را تا حدی به همراه دارد، در حالی که فومهای پایدار شده با ذرات دیگر، به

مشخصی) توجیه می کند. گرگلی و همکاران [۳۵] ، پیش مادههایی – چگال از نوع پیش ماده های فورم گریپ حاوی ۱۰٪ وزنی از ذرات کاربیدسیلسیم و ۲۵٪ وزنی کربنات کلسیم به عنوان عامل حبابزا را ساختند و توانستند فومهایی با سلولهای بسیار کوچکتر در مقایسه با فومهای منبسط شده با هیدروژن به دست 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 هیچ ذرهای از کاربید سیلسیمی در فصل مشترک یافت نمی شود در حالی که این ذرات را در فومهای منبسط شده توسط هیدروژن، می توان در سطح یافت.

در پژوهش حاضردر قدم اول از روش فشردان بودری 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 دیواره های سلولی توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی SEM و همچنین جذب انرژی توسط محاسبه سطح منحنیهای فشار – کرنش اندازه گیری و مورد مقایسه قرار گرفته است.

۲– مواد و روش تحقیق

برای ساخت دو نوع فوم Al-7%Si-3%SiC- ۱٪/TiH₂ و Al-7%Si -3%SiC-10%CaCO₃ از مخلوط پرودری با اندازههای مندرج در جدول(۱) به عنوان نمونهای از فومهای آلومینیم کامپوزیتی استفاده شد. مطابق شکل(۲) اولین مرحله از

طور قابل توجهی متلاشی می شوند. با تحلیل دیواره های سلولی با ضخامت نازکتر در مواردی، مشخص شده است در حضور اين ذرات، پديده ضخيم شدن لايهها كاهش مييابد. تمام فومهای آلومینیمی پایدار شده با ذرات کاربیـد سیلـسیم، حداقل ضخامت سلولیای بین ۷۰ تا ۸۰ میکرومتر دارند (این مقدار برای فـوم آلـومینیمی خـالص، ۱۰۰ تـا ۱۲۰ میکرومتـر است). ذرات کاربید سیلسیم به راحتی به کمک یک عملیات حرارتي اكسيداسيون سطحي داغ، توسط مذاب ألومينيم خيس می شوند. در حالی کـه ذرات بریـد تیتـانیم و اکـسید آلـومینیم براحتی توسط مذاب خیس نمیشوند و بیشتر در مجاورت فاز گازی قرار می گیرند. ذرات کاربید سیلسیم، همچنین در کاهش زهکشی موثر واقع می شوند. در فوم هایی که حاوی ذرات افزودني نيستند يا ذرات افزوده شده به أنها همان بريد تيتانيم یا اکسید آلومینیماند، پس از گذشت ۱۰ دقیقه از عملیات فـوم سازی لایه فلزی ضخیمی در پایین آنها، مشاهده میشود، در حالی که این لایه در فومهای حاوی ذرات کاربیـد سیلـسیم در پایین نمونه ها همچنان نازک است. اگر درصد برید تیتانیم تا ۶ ٪ حجمی افزایش یابد، کـاهش در زهکـشی حتـی بـرای ایـن سیستم نیز گزارش شده است [۳۲]. این محققان بر این نکته تاكيد ميكنند مهمترين اثر ذرات افزودني بر فومهاي فلـزي، کاهش ضخامت بحرانی دیواره سلولی است، اما توضیحی در مورد مکانیزم آن ارائه نـشده است. روش دیگری نیـز بـرای 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 دیـواره سـلولی اثـر می گذارد. آرنول د و همکاران [۳۴] در یافتند که وجود ۱٪ وزنی از CaCO₃ به همراه ۵/۰٪ وزنی از هیدرید تیتانیم، منجر به انبساط بیشتر و ایجاد سلولهای خیلی کوچک می شود. این پديده را به كمك افزايش ويسكوزيته (بدون ارايه مكانيزم

جدول ۱– مشخصات پودرهای استفاده شده در ساخت پیش ماده

| _ | • | • | | - | | |
|---|-------|-----|------|-----|-----|----------------|
| | CaCO3 | SiC | TiH2 | Si | Al | نوع پودر |
| | <45 | <38 | <45 | <63 | <63 | اندازه(میکرون) |



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 اکسترود و عملیات فوم سازی در کوره

> 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 (سیلسیم، کاربید سیلسیم، براید تیتانیم)، ضروری به نظر میرسد. در این پژوهش از آنجایی که درصدهای مختلفی برای عملیات فوم پودرها و همچنین دما و زمانهای مختلفی برای عملیات فوم

سازی وجود دارد، با بررسی گسترده در منابع و مطالعه تحقیقات انجام شده توسط دیگر محققان، سرانجام انتخاب درصد هریک از اجزای پودری سازنده پیش ماده- چگال و همچنین دماهای مناسب برای انجام عملیات فوم سازی مطابق دادههای جدول(۲) انجام گرفت. شرایط، مواد و روش آزمون برای ساخت پیش ماده- چگال و سپس عملیات فومسازی به شرح زیر است.

| دماهای فوم سازی | مخلوط پودر كامپوزيت ألومينيمي | پیش مادہ چگال | | | |
|-----------------|-------------------------------------|---------------|--|--|--|
| (°C) | (wt%) | | | | |
| 750 - 800 - 850 | Al-7%Si-%3SiC-1%TiH ₂ | А | | | |
| 750 - 800 - 850 | Al-7%Si -3%SiC-10%CaCO ₃ | В | | | |





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

الف) عمليات ساخت پيش ماده - چگال

مطابق شکل(۲) پودرهای اشاره شده در جدول (۱)، به صورت دقیق با استفاده از ترازوی دیجیتالی مدل سارتوریوس با دقت ۱g ۰/۰، وزن شدند. برای رسیدن به توزیعی یکنواخت از پودرها، هر یک از ترکیبات به صورت کاملا 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 درشکل (۳) انجام شد. انجام شد. برای هر نمونه ۳۶۰gr از مخلوط پودری همگن در قالب فولادی H13 استوانهای ریخته شد. سپس با استفاده از یک دستگاه پرس تک محوری ۱۹۰۰KN در چهار مرحله، مخلوط پودری، در فشار ۱۹۹۵ 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 فـشرده سـازی روی سـطح دیگر انجـام گرفت. این عمل، چهار مرتبه (به عبارتی برای هر سطح دوبـار) تکرار شد. برای روانکاری قالب، پودر استارات روی در استون حل شد و محلول حاصل توسط بَـرس روی سـطوح داخلـی قالب پوشش داده شد. پس از اتمام عملیات فشرده سازی، پیش ماده – چگال آماده شده از قالب خارج شد. سپس نمونه مذکور تا دمای ۴۵۰–۴۵۰ درجه گرما داده شد و در این دما عملیات اکستروژن گرم انجام گرفت. قالب اکستروژن گرم دارای مقطع اکستروژن گرم انجام گرفت. قالب اکستروژن گرم دارای مقطع فوق مرحله به مرحله در تصاویر شکل (۲) ارایـه شـده است). فوق مرحله به مرحله در تصاویر شکل (۲) ارایـه شـده است). مدرج با دقت ۱/۰ سانتیمتر مربع اندازه گیری شـد و سپس بـا 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 ۲۱۶۲، به قطر داخلی حدود ۲۰۳۰ و ارتفاع حدود ۲۰۰۰ 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 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 ۵۹۰ و ۵۵۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس طراحی و 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 پایدارشوند. در مرحله آخر نمونه های 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، اندازه گیری شدند.

ج) آزمونها

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

نتايج

شکل (۴) نمای ظاهری و میزان انبساط فومهای سلول بسته تولید شده در پژوهش حاضر را در دماهای ۷۵۰، ۵۵۰ و ۹۵۰ درجه سلسیوس برای هر دو نمونه A و B جدول (۲) به ترتیب با عامل حباب زای $_{2}$ TiH و CaCO₃ نشان می دهد. 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 ۱۱۸ نمونه (حاصل ۲/۵ سال کار) با درون یابی مجموع مربعات داده ها نشان می دهد. نقاط بیشینه و کمینه ایس منحنی سه بعدی به ترتیب بدترین و بهترین خواص فوم را از لحاظ نسبت مهندسی $\overline{\phi}/\overline{P}$ را برای فوم با سلول بسته را نشان می دهد. تصاویر شکل (۶) توزیع، اندازه و شکل ظاهری خفره ها و همچنین پایداری ساختار فوم را در سطح مقطع دو نمونه فوم A و B به ترتیب در دمای بهینه ۵۰۷ و ۵۰۰ درجه



شکل ۴- اثر دمای فوم سازی بر رفتار انبساطی دو پیش- ماده چگال A و B جدول(۲)، حاوی TiH₂ و CaCO₃



شکل ۵– نمودار اثر دما و زمان بر دانسیته فوم سازی کامپوزیتAl-7%Si-3%SiC



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



توسط عامل حباب زای CaCO₃ در دمای ۸۵۰ پف کردهاند به ترتیب در بزرگنمایی ۵۰۰۰،۲۰۰۰،۲۵۰۵ ۲۵۰

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 گانـه بـین حبابهـای فـوم و تـصاویر سمت چپ مربوط به سطح داخلی دیـوارهـای حبـابانـد. تصاویر متالو گرافی 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 بـه منظـور تعیین میزان جذب انرژی ناشی از لـه شـدن کامـل فومهـا، از طریق اندازه گیری سطح زیر منحنی تنش – کرنش آنها نـشان مى دھد.



Plateau border

Al-7%Si-3%SiC-1%TiH2 شكل ۷- مقايسه ساختار فومهاي كاميوزيتي Al-7%Si-3%SiC كه توسط عامل حباب زای TiH₂ در دمای ۷۵۰ پف کردهاند به ترتیب در بزرگنمایی ۳۱، ۶۲، ۱۰۰۰، ۵۰۰۵، ۵۰۰۰ و ۲۰۰۰

نشان میدهد. به کمک تحلیـل کمـی سـاختار متخلخـل فومهـا می توان دانسیته سطحی حبابها (تعداد حباب در واحد سطح) را اندازه گیری کرد و معیاری برای پایـداری، فـوم پـذیری و حتـی خواص مكانيكي فومها ارائـه داد. نتـايج أنـاليز كمـي سـاختار متخلخل دو فوم مذکور دانسیته سطحی را برای نمونه فـومی A در محدوده ۱۷–۲۳ و برای نمونه فومی B در محدوده ۳۸–۴۳

A1

A2

A3

A4



شکل ۹- مقایسه نمودارهای تنش – کرنش مربوط به نمونههای فومی تهیه شده با عوامل حبابزای TiH₂ و CaCO تحت فشار تک محوری.

۳– بحث و نتیجه گیری

مقایسه نتایج شکل(۴) نشان میدهد نمونههای فومی تولید شده در دمای ۹۵۰ درجه برای نمونه فومی A ظاهری در هم چروکیده و معیوب را بهوجود آورده و برای نمونه فومی B، قسمت انتهای نمونه نسبت به راس نمونه دارای دانسیته متفاوتی است یعنی راس نمونه دانسیته کمتر و انتهای آن به علت صعود با از بين رفتن حبابها، فلز چگال شده (يعني ساختار بدون تخخل) و دانسیته بالاتری دارد. اما نمونه های تولید شده در دمای ۸۵۰ 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 فـومی A در این دما ظاهری تقریبا یکنواخت (با چروکیدگی کم) با میزان انبساط حجمی کمتر نسبت به شرایط قبلی و همچنین فوم B نشان داده است. نهایت ا در دمای ۷۵۰ درجه، فوم B دارای سطحی صاف ولی همراه با ایجاد ترکیدگی بزرگ و عمیق در مرکز نمونه است که کاملا پایداری و سلامت فوم B را کاهش میدهد. اما بر عکس فوم A در دمای ۷۵۰ دارای سطحی صاف و انبساط حجمی مناسب و از لحاظ ساختار داخلی دارای

تخلخلی درشت و همگن است. بنابراین می توان نتیجه گرفت که برای رسیدن به فومی پایدار با حداقل دانسیته ظاهری، دمای فرایند فوم سازی به ترتیب برای فوم A ۷۵۰ درجه و برای نمونه فومی B دمای ۸۵۰ درجه سلسیوس است.

مقایسه نتایج به دست آمده از تحلیل تصاویر مقطع نمونه های فومی برای اندازه گیری دانسیته سطحی حبابها یا به عبارت دیگر شمارش تعداد حفره ها در واحد سطح مقطع برای هر دو نمونه فومی A و B مطا بق شرایط شکل (۶) نشان می دهد؛ دانسیته سطحی حفره ها برای کامپوزیت فومی B (²-۳۸ ۲۳-۴۳) تقریبا ۲ سطحی حفره ابرای کامپوزیت فومی A (²-۳۰ ۲۳-۴۳) تقریبا ۲ تا ۲/۸ برابر بیشتر از کامپوزیت فومی A (²-۳۰ ۲۳-۳۳) است که نشان از ریز شدن تخلخل در نمونه B به علت وجود عامل حباب زای دCaCO نسبت به عامل حباب زای ۲iH2 در نمونه A است. دلیل این مطلب را می توان چنین توجیه کرد که عامل حباب زای دaCO₃ در دمای بالاتری (حدود ۵۰۰–۵۰۰ درجه) نسبت به عامل حباب زای دJH2 دمای می و همراه با تعداد زیادتری جوانه حباب سیتیک تجزیه آن ناگهانی و همراه با تعداد زیادتری جوانه حباب خواهد بود لذا فوم B در دمای ۵۰۸ درجه دارای دانسیته تخلخل

به منطور تعیین پارامتر مهندسی انتخاب مواد E/\sqrt{\rho} برای داشتن حداکثر سفتی توام با حداقل جرم (سبک سازی) می توان بر اساس دادههای منحنی سه بعدی شکل(۵) برای دو نوع فـوم A و B نقاط کمینه را مشخص کرد. به عبارتی سادهتر می توان از روی این منحنی سه بعدی، دما و زمان فـوم سـازی را بـرای داشتن حداقل دانسیته فوم بهدست آورد. این شرایط برای فوم B ؛ دما ۸۵۰ درجه و زمان حدودا۲۱۰–۲۵ ثانیه است که منجـر به توليد فوم با محدوده دانسيته 0.57 - 0.67 gr / cm³ مي شود. برای فوم A دما؛ ۷۵۰ درجـه و زمـان حـدودا ۱۴۰–۱۵۵ ثانیـه است کے منجر بے تولیہ فرم بے محدودہ دانےسیتہ 0.43-0.61 gr / cm³ می شود. لذا با تعیین مقدار مدول یانگ به کمک نمودار شکل (۹)، بهنظر میرسد فوم تولید شده با عامل T/-1/2 حباب زای $CaCO_3$ دارای $E/\sqrt{\rho}$ کمتری (حدود $CaCO_3$ برابر) نسبت به فوم توليد شده با عامل حباب زاى TiH₂ است. همچنین مقدار پارامتر مهندسی $\sigma_v/\sqrt{
ho}$ (نسبت استحکام تسلیم به دانسیته فوم سلول بسته) برای فوم A تقریبا برابر(۱/۰۴) فوم B است). علت اصلي آن درشتتر بودن حبابها و نازک بودن ضخامت ديواره سلولها در فوم A نسبت فوم B است.

برای داشتن تحلیل دقیقتر بایستی تصاویر SEM ریزساختار داخلی متخلخل فوم A و B را به تر تیب 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 دیوارههای سلولی پر از ذرات SiC 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 m 4^{-6} به دست آمد. حال با توجه به قطر متوسط ذرات (۳ می و 34 - ۴۰ به دست و ($4_{SiC} = 38 \mu m$) مشخص می شود به علت امد. حال با توجه به قطر متوسط ذرات (۳ می و 34 - ۴۰ به دست و ($4_{SiC} = 38 \mu m$) مشخص می شود به علت مدر اوی بودن طول ذرات Sic نسبت به ضخامت دیواره سلولی مویل بودن طول ذرات Sic نسبت به ضخامت دیواره سلولی شوندگی؛ در سطح داخلی سلولهای فوم نمونه A شوندگی؛ در سطح داخلی سلولهای فوم نمونه A شوند[17]. اگرچه همان طور که در مقدمه اشاره شد عامل

حباب زای TiH2خود 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 TiH2 متخلخل شده باشد، به دو علت اساسی: ۱- کاهش زاویه خیس شوندگی و۲- کاهش یا نازک شدن ضخامت دیواره سلولی، تمایل به پس زدن ذرات تفویت کننده سرامیکی SiC و Si به سطوح حفرههای (دیواره سلولی) فوم را دارد.

اما در تصاویر A1 الی A4 از از شکل(۸) مربوط به نمونه فومی B با عامل حبابزای CaCO₃ بر عکس نمونے فومی A اصلا هیچ ذراتی از عوامل تقویت کننده در زمینه آلومینیمی دیده نمی شود. لازم به ذکر است، ذرات آزاد سفید رنگ روی سطح داخلی حفرهها، 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؛ نـوک گوشـه دار ذرات سـرامیکی را دید. نکته جالب توجه وجـود حفـرههـای بـسیار ریـزی در دو طرف این ذرات است که نمایی از آن را می توان در بزرگنمای ۵۰۰۰ برابر در تصویر A4 از شکل(۸) به خوبی مشاهد کرد. بـا اندازه گیری ضخامت دیواره های سلولی فوم B در تصاویر B3 و B4 از شکل(۸) محدود این ضخامت بین B4 از شکل بەدست آمدە كە ضخامت بسياز بزرگترى نسبت بە ديوارە سلولى نمونه A است (يعنى 2.2 تا 2.5 برابر). شايد با توجه بـه تصاویرشکل(۸) بتوان علت عدم وجود ذرات سرامیکی در سطوح دیواره سلولی نمونه B را چنیین توصیف کرد. وجـود عامل حبابزای CaCO₃ در مذاب آلومینیم می تواند باعث بالا بردن ويسكوزيته مذاب و فعال شدن مكانيزم ضخيم شدن دیواره سلولی بشود[۲۳]. در این شرایط ذرات تقویت کننده در داخل گوشت دیواره سلولی مستغرق شده و به علـت کـوچکتر بودن ابعاد این ذرات نسب به ضخامت دیواره سلولی، دیگر این ذرات در سطوح دیوارههای سلولی نمی توانند ظاهر شوند. لـذا دیوارههای سلولهای فوم نمونه B دارای سطحی بسیار صافتر در مقايسه با فوم نمونه A است. بنابراين با توجـه بـه ضـخامت



سوراخ اطراف ذرات سرامیکی گوشه دار

شکل ۱۰- شماتیک مدلسازی رفتار خیس شوندگی ذرات سرامیکی در مذاب دیواره سلولی فوم فلزی. الف) وجود تعداد زیادی ذرات گوشه دار و بزرگتر ار 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 مویینگی و کشش سطحی) [۲۳–۲۴] متفاوت باشد. بهنظر می رسد مطابق تصویر الف شکل (۱۰) اگر ذرات بزرگتر از ضخامت دیواره سلولی باشند و عموما دارای مورفولوژی گوشه دار باشند مذاب بین این ذرات پل می زند وزاویه خیس شوندگی کوچکی می سازد که منجر به کنترل زهکشی مذاب در فضای بین حفره هاشده 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 عموما دیواره ها کشکل نازک و پر از ذرات سرامیکی است که تصاویر A2 الی A6 شکل (۷) این مطلب را تأیید می کند. نکته قابل تامل تشدید این پدید

دیواره سلولی در فوم B در مواردی که ذرات بزرگتر از ۱۱۰ میکرون در مخلوط پودری عوامل سرامیکی پیدا شود (تصویر A4 از شکل۸)، حفرههای کوچکی اطراف این ذرات به وجود آمده که میتواند به هنگام بارگذاری محوری روی سازه فومی، مکانی برای لولای پلاستیک شده و عامل اصلی شکست و در هم ریختن دیوارههای سلولی را در سازه فومی فراهم آورد.

لذا با مقایسه تصاویر شکلهای (۷) و (۸) به ترتیب برای نمونههای 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 فومهای 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

در حضور عامل حباب زای TiH₂ در فوم آلومینیمی است. امـا در شکلهای (۱۰-ب) و (۱۰-ج) اندازه ذرات سرامیکی بسیار كوچكتر از ضخامت ديواره سلولي فوم است. لـذا رفتـار خـيس شوندگی به علت تغییر فیزیک سطح، نیز تغییر میکند و خیس شوندگی 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 می کند منتهی می تواند شرایطی پیش آیـد که بعضی از ذرات تیز و چند وجهی به علت مرفولوژی گوشه دار بودن خود و همچنیین دانسته بیشتر، مـذاب را پـس زده و بـه سطح آزاد مذاب داخل حفرههای فوم حرکت کنند. ایس عمل باعث افزایش ویسکوزیته مذاب و پدیده ضخیم شدن دیـواره سلولي مي شود. اگر اين ضخيم شدن؛ از ابعاد ذرات سراميكي بيشتر باشد، سبب صاف بودن و پايدار شدن ساختار سلولي فوم می شود. فقط در مواردی که ذرات گوشه دار موفق به رسیدن به سطح آزاد مذاب یا همان دیواره حفرهها شوند، می توانند 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. تـصویر A4 شـکل(۸) بـهخـوبی ایـن پدیده را که بهطور شماتیک در شکل(۱۰-ج) نمایش داده شده است، تأييد مي كند.

برای تعیین رفتار جذب انرژی دو نمونه فومی A و B می توان 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 می توان از محاسبه سطح زیر

واژه نامه

مراجع

3. precursor

 J. Banhart and D. Weaire, "On the Road Again – Metal Foams Find Favor", *Physics Today*, Vol. 55, pp. 37–42, 2003.

2. Gibbs-Marangoni

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.*,

اندازه گیری به ترتیب برای فومهای A و B برابر ۳/۶ و ۴/۸ مگاژول بر متر مکعب است. که نشان دهنده توام اثر گیبس – مارانگونی و ضخیم شدن دیواره های سلولی ساختار فوم فلزی در طی پف کردن و انجماد است. این پدیده را می توان مطابق طرح شماتیک شکل (۱۰) چنین بیان کرد: به علت عدم پیوستگی و اتصال فاز زمینه در اطراف فاز تقویت كننده و همچنين اختلاف مدول الاستيسيته آن با زمينه در فوم تهیه شده توسط عامل TiH₂، زمینه فلزی در مقابل نازک و پاره شدن سلولها از خود مقاومت نشان می دهد. اما در نمونه فومی تهیه شده توسط عامل CaCO₃ بعلت ویـسکوز شـدن مـذاب و رخداد پدیده زهکشی، ضخیم شدن لایه های مذاب و همچنین مستغرق شدن ذرات فاز تقویت کننده در دیواره ضخیم سلولی، پدیده فوق رخ نمیدهد. لذا اگرچـه وجـود بعـضی از ذرات در سطوح سلولها مي توانند با ايجاد سوراخ، استحكام و سفتي ساختار فوم را کاهش دهند، ولی به علت فراهم آوردن مکانیزم لولایی شدن پلاستیک؛ در حین بارگذاری می تواند مقدار بیشتری انرژی را طی تغییر شکل پلاسیک جذب کنند. نکته قابل ملاحظه دیگر وجود تعداد بیشتر حفره یا همان تخلخل در واحد سطح برای این فوم است. به عبارتی دیگر می توان گفت در فوم توليد شده با عاملCaCO₃ به علت بالا بودن دانسيته تخلخل و به دنبال آن دانسیته لولاهای پلاستیک، میـزان جـذب انرژی فوم B بین تا ۱/۳ تـا ۱/۵ برابر فـوم A بـا عامـل TiH₂ افزایش می یابد.

منحنی نـتش-کـرنش آنهـا ايـن انـرژی را محاسـبه کـرد. ايـن

1. surfactant

٧١

Vol. 2, No. 2, pp. 179–183, 2000.

- 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.
- A. M. Harte, S. Nichol, "Cellul. Mets. and Met. Foaming Technol.", MIT-Verlag Bremen, pp. 49–54, 2001.
- D. Leitlmeier, 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- M. Kobashi and N. Kanetake, "Processing of Inter-Metallic Foam by Combustion Reaction", *Adv. Eng. Mater.*, No. 4, pp. 745–747, 2002.
- 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.
- N. Babcsán, D. Leitlmeier, 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.
- 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. "Synthe-sis Method for Amorphous Metallic Foam", *Journal of Applied Physics*, No. 96, pp. 7723–7730, 2004.

- R. J. Pugh, "Foaming, Foam Films, Antifoaming and Defoaming". *Adv. Colloid Interface Sci*, No. 64, pp. 67-142, 1996.
- 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.
- 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. Asavavisitchai, *Adv. Eng. Mater.*, No. 6, pp. 400–402, 2004
- 32. A. R. Kennedy and S. Asavavisitchai, Effects of TiB2 Particle Addition Foams, *Scripta Mater.*, Vol. 50, pp 115–119, 2004.
- C. Körner, M. Hirschmann, V. Bräutigam and R.F. Singer, Adv. Eng. Mater., No. 6, pp. 385–390, 2004.
- 34. M. Arnold, C. K"orner, 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.