

# بررسی اثر فشار پرس بر خواص کامپوزیت آلیاژ منیزیم- آلومینای تولید شده به روش ریخته‌گری نفوذی

بهمن اقتداری<sup>۱</sup>، محمود مرآتیان<sup>۲\*</sup>، علی مالکی<sup>۳</sup>، محمد خدائی<sup>۴</sup>

۱- کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

۳- استادیار، پژوهشکده فولاد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

۴- استادیار، مرکز تحقیقاتی مهندسی پیشرفته، واحد شهر مجلسی، دانشگاه آزاد اسلامی، اصفهان، ایران

\* meratian@cc.iut.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۹۳/۰۸/۲۱، تاریخ پذیرش: ۹۳/۰۹/۱۵)

## چکیده

یکی از روش‌های جدید برای ساخت مواد کامپوزیتی زمینه منیزیمی روش نفوذدهی مذاب به درون فوم‌های سرامیکی می‌باشد. در این تحقیق، تولید کامپوزیت زمینه منیزیمی AZ91- Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> با روش ریخته‌گری نفوذی فشاری مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور مذاب آلیاژ AZ91 تحت محافظت فلاکس MAGREX و با استفاده از کوره شعله‌ای آماده شد و سپس درون قالب پیش‌گرم شده در دمای ۲۵۰ °C و حاوی فوم آلومینایی پیش‌گرم شده در دمای ۸۰۰ °C ریخته‌گری شد. به منظور بررسی اثر فشار بر مذاب با استفاده از پرس، فشارهای ۵۰، ۷۵ و ۱۰۰ و به مدت ۱ دقیقه روی مذاب اعمال شد تا انجماد کامل شود. آزمایش مشابهی نیز بدون اعمال فشار بر مذاب، به منظور مقایسه نتایج انجام شد. نتایج نشان داد که انجماد تحت فشار درصد تخلخل را به میزان ۶۰٪ نسبت به ریخته‌گری ثقلی (تحت بار ۰ MPa) کاهش داد. با نفوذ دادن مذاب به فوم سرامیکی استحکام فشاری کامپوزیت نسبت به آلیاژ زمینه کاهش یافت که علت این امر تشکیل فاز MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> غیریکنواخت و ناهمگن در فصل مشترک (ناشی از واکنش مذاب و آلومینا) و تنش‌های حرارتی پس‌ماند فشاری در فصل مشترک (به علت تفاوت ضرایب انبساط حرارتی آلیاژ زمینه و تقویت‌کننده سرامیکی) تشخیص داده شد. بعلاوه در کامپوزیت مذکور کاهش وزن در اثر سایش نسبت به آلیاژ زمینه کاهش چشمگیری یافت (حدود ۵۳٪) که علت این امر می‌تواند ناشی از سختی ذاتی بالاتر آلومینا باشد. همچنین با اعمال فشار بر مذاب در حین انجماد به علت کاهش اندازه دانه و کاهش قابل ملاحظه تخلخل، نرخ سایش به مراتب کمتر از حالت مشابه ریخته‌گری ثقلی شد. سایش چسبان مکانیزم غالب برای آلیاژ (بدون تقویت‌کننده) و سایش خراشان و تورقی مکانیزم‌های غالب برای کامپوزیت تشخیص داده شد.

## واژه‌های کلیدی:

کامپوزیت زمینه منیزیمی، تقویت‌کننده آلومینا، ریخته‌گری نفوذی، رفتار سایشی.

## ۱- مقدمه

به خوردگی نسبتاً خوب، ضریب کشسانی بالا، ماشین‌کاری و پایداری ابعادی عالی و چگالی بسیار پایین (۱/۷۳۸gr/cm<sup>3</sup>)، که

منیزیم و آلیاژهای آن به علت خصوصیتی از جمله نسبت استحکام به وزن بالا، هدایت الکتریکی و حرارتی بالا، مقاومت

در این زمینه عدم ترشوندگی کافی زمینه فلزی با ذرات سرامیکی است. بطور کلی روش‌های مرسوم جهت بهبود ترشوندگی تقویت‌کننده‌های سرامیکی توسط مذاب‌های فلزی در انواع روش‌های ذوبی تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی به شرح زیر است:

الف) کنترل ترکیب شیمیایی مذاب، جهت افزایش سیالیت مذاب و در نتیجه بهبود قابلیت ترکندگی مذاب  
ب) استفاده از دمای فوق ذوب مذاب، در نتیجه افزایش سیالیت و بهبود قابلیت ترکندگی فلز مذاب [۱۰].

د) پوشش دادن سطح تقویت‌کننده [۱۱-۱۲].  
Mizumoto و همکاران کامپوزیتی از زمینه آلیاژ AZ91 و الیاف تقویت‌کننده کاربید سیلیکون با جهتگیری تصادفی را به روش ریخته‌گری نفوذی تهیه کرده و اعلام داشتند که نمونه‌های تولید شده به این روش مقاومت به سایش عالی و مقاومت عالی به شوک‌های حرارتی سیکلی دارند [۹].

Binner و همکاران در تهیه کامپوزیت Al-Mg alloy-Alumina به روش ریخته‌گری نفوذی بیان داشتند که با افزایش مقدار منیزیم مذاب و یا با افزایش دمای فرایند، نرخ نفوذ مذاب به داخل فوم آلومینایی افزایش می‌یابد. یا به عبارتی با این دو تکنیک، سیالیت مذاب و قابلیت نفوذ آن به داخل فوم بهبود می‌یابد [۱۰].

Lemster و همکاران با استفاده از ذرات  $TiH_2$  در سطح فوم آلومینایی، ترشوندگی آن را نسبت به مذاب اینکونل بهبود دادند [۱۱].

در این تحقیق تلاش شده است تأثیر پارامترهای فشار اعمالی و درصد تقویت‌کننده در فرایند ریخته‌گری فشاری- نفوذی بر کامپوزیت AZ91-  $Al_2O_3$  که یک کامپوزیت ریخته‌گری منیزیم است، بررسی شود.

## ۲- مواد و روش‌ها

فوم آلومینایی با ۳۰ dpi به عنوان فاز تقویت‌کننده مورد استفاده قرار گرفته است، که تصویر آن در شکل (۱) مشاهده می‌شود.

سبب کاهش مصرف سوخت و انرژی می‌شود و همچنین قابلیت ریخته‌گری خوب، مصارف زیادی در صنایع هوایی، خودروسازی، صنایع ریلی و تولید قطعات الکتریکی و اجزاء کامپیوتر، بدنه دوربین عکاسی و ابزار و تجهیزات قابل حمل، که وزن کم و استحکام و صلیبت آنها سودمند باشد، دارد [۱-۴].  
روش‌های متعددی برای بهینه کردن خواص این خانواده آلیاژی ارائه شده است. روش ریخته‌گری کوبشی ابتدا در سال ۱۸۱۹ توسط دانشمندان انگلیسی مطرح و بعدها توسط دانشمند روسی، چرنف<sup>۱</sup> گزارش شد. اولین دستگاه ریخته‌گری کوبشی در سال ۱۹۳۱ در آلمان برای آلیاژ Al-Si به کار گرفته شد. در اواخر دهه ۱۹۳۰، جزئیات تحقیقات ریخته‌گری کوبشی سیلندرهای از جنس آلیاژهای برنز و برنج در روسیه انتشار یافت.

از معایب منیزیم می‌توان به فعال بودن این فلز در حالت مذاب، رفتار خزشی و خستگی نامطلوب و ضعیف نسبت به آلومینیم و مستعد به خوردگی گالوانیک اشاره کرد [۵]. بطور کلی آلیاژ AZ91 دارای استحکام و سختی رضایت بخش در دمای اتاق، شرایط ریخته‌گری نسبتاً خوب و خاصیت ماشین‌کاری عالی است، ولی با افزایش دما استحکام آلیاژ به شدت کم می‌شود. به بیان دیگر باید پایداری حرارتی این آلیاژ به گونه‌ای بهبود یابد. یک راه برای غلبه بر این مشکل، اضافه کردن تقویت‌کننده‌های سرامیکی به آلیاژ و کامپوزیتی کردن آن می‌باشد [۶-۷].

بطور کلی روش‌های تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی به دو دسته کلی تقسیم‌بندی می‌شوند [۸]:

۱- فرایندهای حالت جامد (شامل متالورژی پودر و اتصال نفوذی).

۲- فرایندهای حالت مایع (ریخته‌گری).

فرایندهای حالت مایع جهت کامپوزیت سازی در حالت کلی به پنج بخش تقسیم‌بندی می‌گردند [۹]:

الف) درجا<sup>۲</sup>، ب) برون‌جا<sup>۳</sup>، ج) اسپری<sup>۴</sup>، د) پراکنده‌سازی<sup>۵</sup> و ه) نفوذی<sup>۶</sup>.

با کامپوزیت کردن آلیاژهای فلزی با سرامیک‌ها، خواص سایشی و دما بالای آن‌ها بهبود می‌یابد [۹]، اما یکی از مشکلات مطرح

## ۲-۱- بررسی ریزساختاری

به منظور بررسی فصل مشترک فازها در کامپوزیت‌های تولید شده، نمونه‌ها پولیش شدند. ساختار نمونه‌ها بوسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد.

## ۲-۲- بررسی تخلخل نمونه‌ها

محاسبه تخلخل در نمونه‌ها به صورت زیر انجام شد:

(۱) وزن قطعه در حالت خشک و سپس در درون آب به وسیله

یک ترازوی دیجیتالی با دقت  $\pm 0.01$  گرم اندازه‌گیری شد.

(۲) با فرض چگالی آب برابر با  $1 \text{ gr/cm}^3$ ، اختلاف دو عدد فوق،

برابر با حجم قطعه می‌باشد.

(۳) با داشتن حجم و وزن قطعه، چگالی ظاهری،  $\rho_{app}$ ، به دست

آمد.

(۴) چگالی واقعی نمونه کامپوزیتی  $\rho$  با توجه به کسر حجمی

آلومینا در نمونه‌های کامپوزیتی از قانون مخلوط و توسط روابط

(۱) و (۲) محاسبه شد.

$$V = \sum (x_i / \rho_i) \quad (1)$$

که  $V$  حجم ۱۰۰ گرم نمونه برحسب  $(\text{cm}^3)$  است.

$$\rho = 100/V \quad (2)$$

در رابطه (۲)،  $x_i$  درصد وزنی اجزای تشکیل دهنده و  $\rho_i$

چگالی آنها می‌باشد.

تخلخل از رابطه (۳) محاسبه گردید.

$$\% \text{Porosity} = \left(1 - \frac{\rho_{app}}{\rho}\right) \times 100 \quad (3)$$

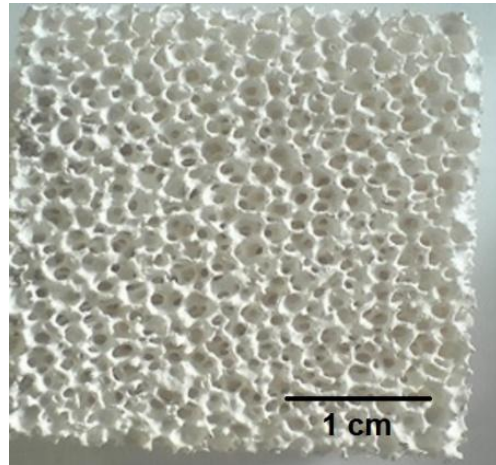
## ۲-۳- آزمون سایش

آزمون سایش با استفاده از روش پین روی دیسک (ضخامت ۵

میلی‌متر و قطر ۵۰ میلی‌متر)، با پین فولاد بلبرینگ با سختی ۶۴

HRC و دیسک متحرک (نمونه) در نیروی ۵ نیوتن و در سرعت

$0.8 \text{ m/s}$  و مسافت ۱۰۰۰ متر انجام شد. در مراحل آزمایش،



شکل (۱): فوم آلومینایی با تخلخل  $30 \text{ dpi}$

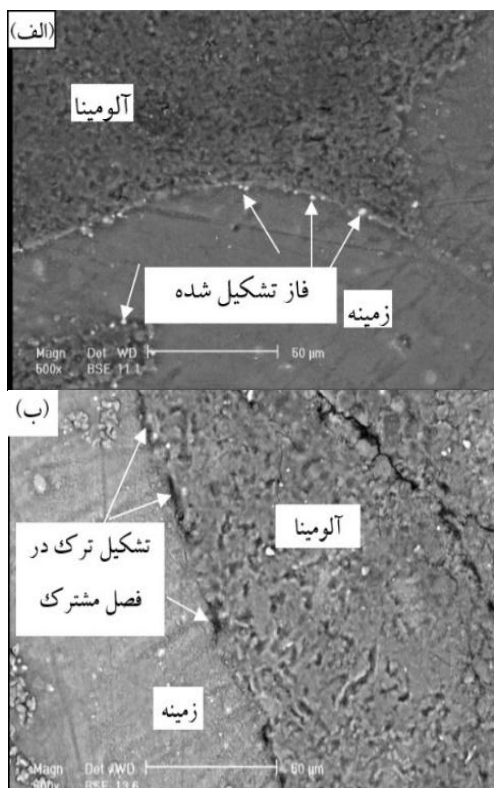
از یک کوره مشعلی با سوخت گاز طبیعی، برای ذوب آلایژ AZ91 استفاده شده است. بدلیل عدم انحلال آهن با منیزیم، فولاد ساده کربنی بعنوان جنس بوته مورد استفاده قرار گرفت. مقدار مناسبی از شمش (با توجه به اتلاف منیزیم در حین فرایند ذوب) و مذاب مورد نیاز برای پر کردن قالب، درون بوته‌ی فولادی قرار داده شده و پس از اینکه مذاب به حالت خمیری درآمد، سطح مذاب به منظور محافظت از اکسید شدن با فلاکس ماگرکس حفاظت شده است. مقدار کمی از این فلاکس در هنگام شارژ فلز به کوره، همراه با آن نیز اضافه شد.

قبل از ریخته‌گری، قالب و سنبه تا دمای  $250^\circ \text{C}$  پیشگرم شدند. به منظور جلوگیری از انجماد زودرس مذاب و نفوذ راحت‌تر مذاب، فوم‌های آلومینایی نیز با استفاده از یک کوره‌ی مقاومتی تا محدوده دمایی  $750-800^\circ \text{C}$  پیشگرم شدند.

طبق نتایج محققین، با افزایش درصد فاز تقویت کننده از ۲۰ به ۴۰ درصد، مقاومت به سایش نمونه آلومینیومی تغییر چندانی نکرده است [۹]؛ بنابراین درصد وزنی تقویت کننده ۰ و ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی فلز مذاب در هر قالب منظور شده است.

پارامتر فشار اعمالی به مذاب توسط سنبه (۰، ۵۰، ۷۵ و ۱۰۰ مگاپاسکال) به عنوان پارامترهای اصلی فرایند در نظر گرفته شدند و سایر پارامترها از قبیل دمای بارریزی، دمای قالب، دمای پیش گرم قالب و... ثابت نگه داشته شده‌اند.

نیروی گرانشی است و در نتیجه پیوند مناسبی در فصل مشترک ایجاد نمی‌شود. این موضوع را می‌توان در شکل (۲) مشاهده کرد. در کامپوزیت حاوی ۱۵ درصد حجمی تقویت‌کننده و با دمای بارریزی  $760^{\circ}\text{C}$  و اعمال فشار ۵۰ MPa (شکل ۲ الف))، علاوه بر وارد کردن مذاب به درون فوم، سبب می‌شود که تا پایان انجماد مذاب و سرامیک در تماس کامل با هم باشند و با افزایش نرخ سرد شدن، کاهش زمان تماس مذاب و سرامیک را به دنبال دارد، درحالی که در نمونه‌های ریخته‌گری ثقلی (شکل ۲ ب))، اتصال بین زمینه و سرامیک در بعضی از قسمت‌ها دارای شکاف‌هایی در حدود  $20-30\ \mu\text{m}$  است که این امر منجر به عدم انتقال مؤثر بار از زمینه به تقویت‌کننده خواهد شد.



شکل (۲): بررسی فصل مشترک بین آلومینا و زمینه تولید شده با روش: (الف): ریخته‌گری کوبشی تحت فشار ۵۰ MPa و (ب): ریخته‌گری ثقلی

### ۳-۲- اثر فشار ریخته‌گری کوبشی بر تخلخل نمونه‌ها

شکل (۳) تأثیر فشار بر درصد تخلخل آلیاژ در کامپوزیت‌های تولید شده را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود در آلیاژ

کاهش وزن نمونه توسط ترازوی دیجیتال و با دقت ده هزارم گرم محاسبه گردید.

برای مطالعه سطح سایش و بررسی مکانیزم، سطح بین پس از سایش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد.

### ۲-۴- آزمون فشار در دمای محیط

به منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها، آزمون فشار در دمای محیط توسط دستگاه کشش- فشار Santam STM-150 و با سرعت کرنش  $1/1\ \text{mm/min}$  انجام گردید. نمونه‌های کامپوزیتی و غیرکامپوزیتی آزمون فشار با ابعاد  $12 \times 12 \times 18\ (\text{mm})$  و با تolerانس ابعادی  $\pm 0.5\ (\text{mm})$  انتخاب شدند و سطح نهایی آنها با سنباده نرم پرداخت کاری شد. نمونه‌ها پس از آزمون فشار به منظور بررسی سطح شکست با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفتند.

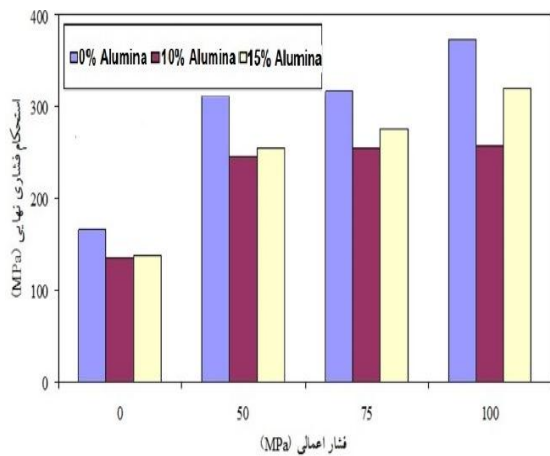
### ۳- نتایج

#### ۳-۱- بررسی فصل مشترک

دمای لیکوئیدوس آلیاژ AZ91 مورد استفاده در این پژوهش  $598^{\circ}\text{C}$  است، اما به علت اینکه تقویت‌کننده‌های آلومینایی ترشوندگی ضعیفی با مذاب منیزیمی دارند، دمای ریخته‌گری به اندازه‌ی کافی بالا در نظر گرفته شد ( $760^{\circ}\text{C}$ ) تا مذاب بتواند با سیالیت حاصل از فوق ذوب نسبتاً بالا [۱۰]، درون فوم سرامیکی نفوذ کند. البته باید توجه داشت که کوچکترین اندازه حفرات فوم مورد استفاده در این تحقیق به اندازه‌ی کافی بزرگ است (با قطر متوسط  $1520\ \mu\text{m}$ ) تا مذاب بتواند به لایه‌های زیری برسد. فوم‌هایی با اندازه‌ی حفرات کمتر حتی با فشارهای خیلی زیاد هیچگاه پر نمی‌شوند، زیرا افزایش فشار، شکسته شدن فوم سرامیکی و در نتیجه کاهش اثر بخشی افزودن تقویت‌کننده‌های سخت سرامیکی را در پی دارد [۱۲-۱۳].

اعمال فشار در حین انجماد در ریخته‌گری کوبشی باعث می‌شود که پیوند مناسبی بین تقویت‌کننده و مذاب برقرار شود در حالی که در ریخته‌گری ثقلی تنها نیروی نفوذ مذاب به فوم سرامیکی،

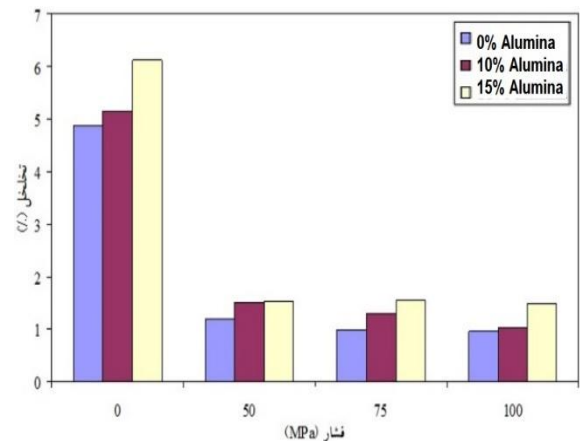
فشار بر مذاب در حین انجماد و حذف فاصله هوایی که بین قالب و مذاب است، نرخ انتقال حرارت از دیواره قالب بسیار زیاد است و در نتیجه نمونه‌های تولیدی با استفاده از روش ریخته‌گری کوبشی از دانه‌های ریزتری نسبت به ریخته‌گری ثقلی برخوردار هستند. در مورد کامپوزیت با ۱۰ و ۱۵ درصد تقویت کننده، انجماد تحت فشار ۵۰ MPa نیز به علت کاهش اندازه فازهای  $\alpha$ -Mg و  $Mg_{17}Al_{12}$  زمینه در اثر افزایش سرعت سرد شدن و اتصال بهتر تقویت کننده و زمینه (به گونه‌ای که ترکی در فصل مشترک مشاهده نمی‌شود) استحکام مکانیکی به ترتیب از ۱۳۵ MPa به ۲۴۵ MPa و از ۱۳۷ MPa به ۲۵۴ MPa افزایش یافته است و همچنین از دیاد طول به ترتیب به میزان ۶۰٪ و ۵۲٪ بهبود یافته است.



شکل (۴): تأثیر فشار بر استحکام نهایی در دمای محیط آلایژ بدون تقویت کننده و کامپوزیت با درصدهای متفاوت آلومینا

شکل (۵) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روشی مربوط به سطح مقطع شکست آلایژ ریخته شده در فشارهای متفاوت و در دو بزرگنمایی متفاوت را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود در حالت ریخته‌گری ثقلی مورفولوژی سطح شکست و حضور تعداد زیادی ترک بر روی سطح شکست، نشان دهنده آن است که شکست بصورت ترد بین دانه‌ای صورت گرفته است (شکل ۵ الف)، (ب). منشاء این ترک‌ها عموماً فاز ترد

بدون تقویت کننده درصد تخلخل از ۴/۸۹٪ به ۱/۱۸٪ و در کامپوزیت با ۱۰ درصد حجمی تقویت کننده، درصد تخلخل از ۵/۱۵٪ برای ریخته‌گری ثقلی به ۱/۵٪ در ریخته‌گری کوبشی با اعمال فشار ۵۰ MPa کاهش یافته است.



شکل (۳): تأثیر فشار حین انجماد بر درصد تخلخل نمونه

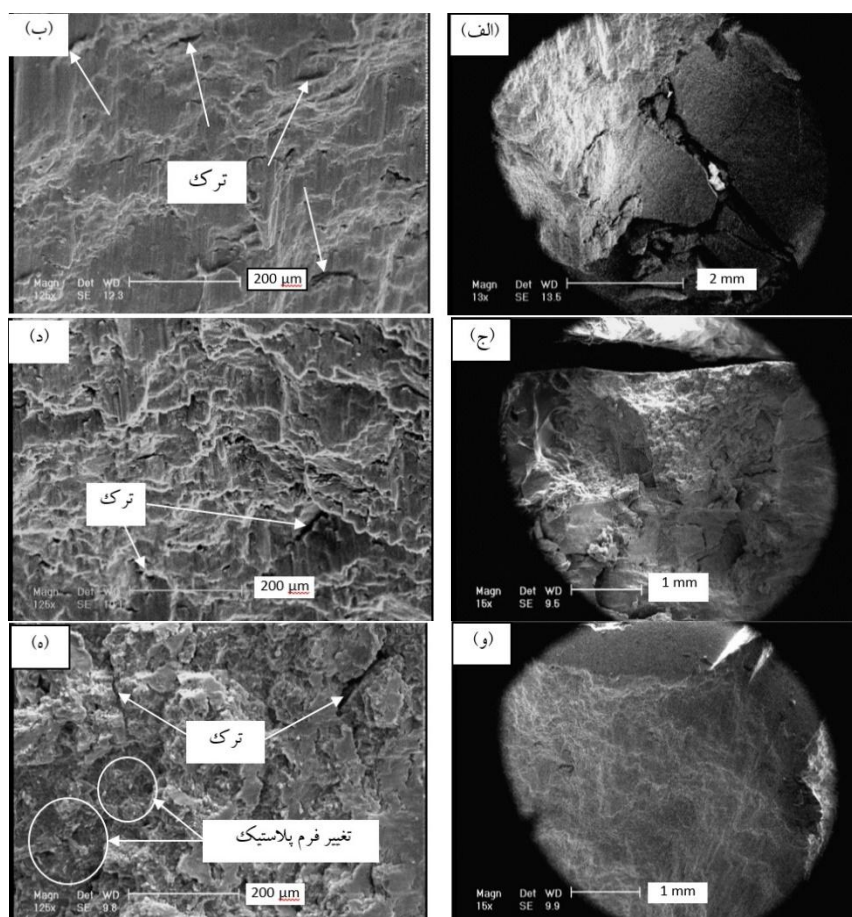
علت کاهش قابل توجه تخلخل (نمونه‌ی کامپوزیتی و غیر کامپوزیتی) را می‌توان اینگونه توضیح داد که در اثر فشار اعمالی در حین انجماد، تخلخل‌های انقباضی و انجمادی کاهش و در نتیجه چگالی افزایش یافته است. با افزایش بیشتر فشار از ۵۰ MPa تا ۱۰۰ MPa، درصد تخلخل تغییر چندانی نکرده است. پس با توجه به نتایج مشخص می‌شود که فشار بهینه برای کاهش مؤثر تخلخل برای کامپوزیت AZ91-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> فشار ۵۰ MPa است و با افزایش بیشتر فشار درصد تخلخل تغییر چندانی نمی‌کند. بطور کلی فشار بهینه برای کاهش زیاد تخلخل بستگی به نوع آلایژ، درصد تقویت کننده، دمای پیش گرم قالب و دمای ریخته‌گری دارد و عمدتاً وابسته به برد انجماد (فاصله دمایی بین لیکوئیدوس و سالیدوس)، مورفولوژی رشد فاز جامد است [۱۴].

### ۳-۳- اثر فشار ریخته‌گری کوبشی بر خواص مکانیکی کامپوزیت

شکل (۴) تأثیر فشار و مقدار فاز تقویت کننده را بر استحکام فشاری نهایی نشان می‌دهد. در ریخته‌گری کوبشی در اثر اعمال

۱۰۰ MPa استحکام تا ۳۷۳ MPa و ازدیاد طول تا ۱۳/۱۱٪ به علت کاهش بیشتر اندازه دانه و توزیع بهتر فازها و رسوبات موجود افزایش می‌یابد. همانگونه در شکل ۵ (و) و (ه) مشاهده می‌شود مورفولوژی سطح شکست متمایل به ترد و با اندکی شکست نرم ناشی از تغییر فرم پلاستیک زمینه می‌باشد. اگرچه ترک‌هایی نیز مشاهده شده است ولی تعداد آنها کمتر شده است.

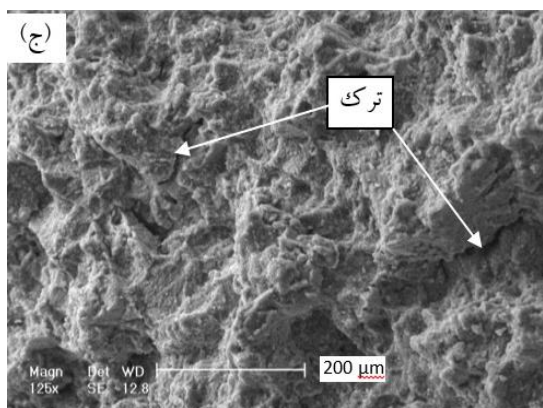
$Mg_{17}Al_{12}$  مطابق شکل ۵ (ه) (با سختی بالاتر ۱۲۰ HV نسبت به فاز نرم  $\alpha$ -Mg با سختی ۶۷ HV) می‌باشد. با افزایش فشار تا ۵۰ MPa تقریباً نوع شکست مشابه حالت ریخته‌گری ثقلی دارای ترک‌های زیاد در زمینه بوده و به صورت ترد است (شکل ۵ (ج) و (د)) تا حدودی حالت dimple که مشخصه‌ی شکست نرم است در سطح شکست مشاهده می‌شود ولی شکست ترد، شکست غالب است. با افزایش فشار تا



شکل ۵: سطح شکست آلیاژهای بدون تقویت کننده: (الف) و (ب): ریخته‌گری ثقلی، (ج) و (د): ریخته‌گری کوبشی با فشار ۵۰ MPa و (و) و (ه): ریخته‌گری کوبشی با فشار ۱۰۰ MPa.

FCC)، ترد می‌باشد. باید توجه داشت در اثر انجماد تحت فشار با وجود کاهش زیاد حفرات و تخلخل که منشاء اصلی تشکیل ترک و همچنین کاهش پیوستگی فاز ترد  $Mg_{17}Al_{12}$ ، اما تردی کل ساختار بنا به دلیل فوق همچنان به قوت خود باقیست.

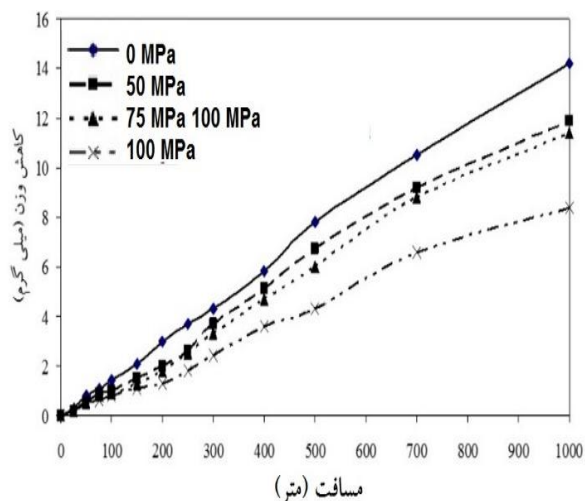
از دلایل ترد بودن شکست آلیاژ حتی در حالت فشارهای بالا که میزان تخلخل به کمتر از ۱٪ رسیده است را می‌توان ساختار کریستالی منیزیم (HCP) اشاره کرد که ذاتاً بدلیل کمبود صفحات لغزش در آن (نسبت به آلیاژهای آلومینیم با ساختمان



شکل (۶): سطح شکست کامپوزیت با ۱۰ درصد حجمی تقویت کننده در حالت: (الف): ریخته گری ثقی، (ب): ریخته گری کوبشی تحت فشار MPa ۵۰ و (ج): ریخته گری کوبشی تحت فشار MPa ۱۰۰

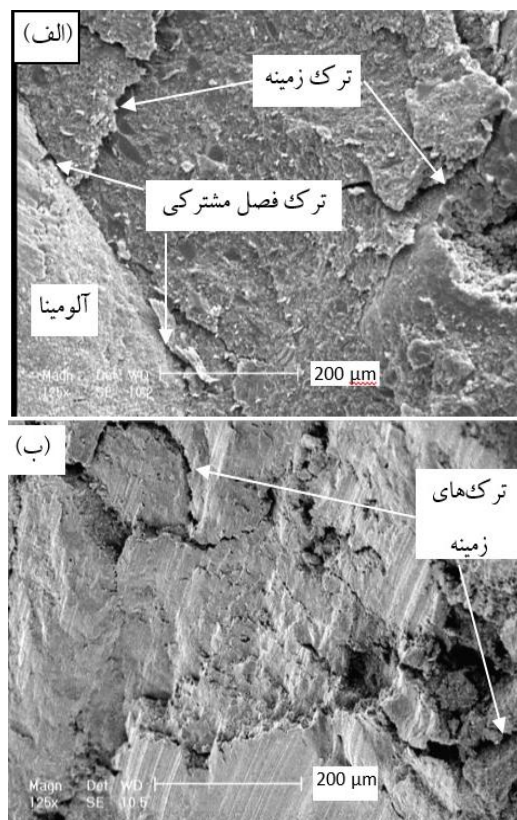
### ۳-۴- تأثیر فشار ریخته گری کوبشی بر خصوصیات سایشی کامپوزیت

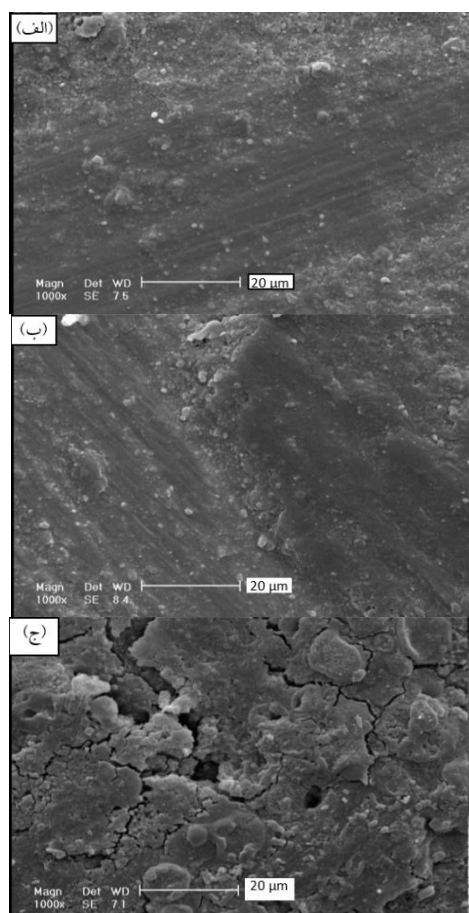
شکل (۷) نیز نمودار کاهش وزن برحسب مسافت سایش را برای کامپوزیت با ۱۰٪ تقویت کننده تحت فشارهای متفاوت تولید نشان می دهد. دیده می شود در اثر اعمال فشار در حین انجماد، به علت کاهش قابل ملاحظه تخلخل و همچنین اتصال بهتر سرامیک و زمینه و کاهش اندازه دانه، موجب مقاومت سایشی بهتر کامپوزیت های تولید شده با روش ریخته گری کوبشی نسبت به ریخته گری ثقی می شود.



شکل (۷): کاهش وزن نمونه برحسب مسافت سایش برای کامپوزیت با ۱۰٪ تقویت کننده تحت فشارهای متفاوت

شکل (۶) نیز تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مربوط به سطح مقطع شکست کامپوزیت با ۱۰٪ تقویت کننده را در فشارهای ریخته گری کوبشی متفاوت نشان می دهد. در ریخته گری ثقی به علت وجود ترک های موجود در فصل مشترک ناشی از شوک حرارتی سرد شدن از دمای مذاب تا دمای محیط، سطح شکست کامپوزیت کاملاً ترد همراه با ترک های زیاد و طویل ناشی از جدا شدن زمینه و تقویت کننده می باشد. وجود ترک های زیاد در زمینه ترد و در فصل مشترک بین زمینه و آلومینا از انتقال بار مؤثر به تقویت کننده جلوگیری می کند (شکل ۶ الف)). با اعمال فشار در حین انجماد (۵۰ MPa) به علت کاهش زیاد تخلخل، ترک های کمتری و با طول کوچکتری تشکیل یافته و سطح از حالت تخت به حالت تقریباً dimple تبدیل می یابد (شکل ۶ ب) و با افزایش فشار تا MPa ۱۰۰ با کاهش بیشتر تخلخل و اندازه دانه ها شکست نرم بیشتر می شود (شکل ۶ ج)).





شکل (۸): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی بین استفاده شده در آزمایش سایش کامپوزیت‌های تولید شده با روش‌های: (الف): ریخته‌گری ثقیلی، (ب): ریخته‌گری کوبشی تحت فشار ۵۰ MPa و (ج): ریخته‌گری کوبشی تحت فشار ۱۰۰ MPa

#### ۴- نتیجه‌گیری

۱- با اعمال فشار ۵۰ Mpa تخلخل آلیاژ غیر کامپوزیتی به میزان ۷۵٪ و برای کامپوزیت با ۱۰٪ حجمی تقویت‌کننده به میزان ۷۰٪ کاهش یافت.

۲- استحکام کامپوزیت در دمای اتاق نسبت به آلیاژ غیر کامپوزیتی کاهش یافت. به نظر می‌رسد دلایل این امر وجود تنش‌های حرارتی فشاری به علت تفاوت ضرایب انبساط حرارتی زمینه و آلومینا و تشکیل فاز غیریکنواخت  $MgAl_2O_4$  در فصل مشترک باشد که منجر به تشکیل فصل مشترک با استحکام کم شده‌اند.

با افزایش فشار از ۵۰ Mpa تا ۱۰۰ Mpa درصد تخلخل تغییر محسوسی نمی‌کند، در نتیجه بهبود نسبتاً زیاد مقاومت سایشی در افزایش فشار از ۵۰ Mpa به ۱۰۰ Mpa (به میزان ۱۳٪) را می‌توان به کاهش بیشتر اندازه دانه در اثر افزایش انتقال حرارت (سرعت سرد شدن) نسبت داد. در نمونه‌های کامپوزیتی به علت سختی بالاتر آلومینا نسبت به پین فولادی، موجب جدا شدن آهن از پین و انتقال آن به سطح سایش و احتمالاً تشکیل لایه‌ی غنی از آهن و اکسید آهن می‌گردد. در این حالت همانطور که در جدول (۱) آمده است وزن پین مورد استفاده برای کامپوزیت تولیدی با فشار ۱۰۰ Mpa نسبت به پین به کار رفته برای کامپوزیت تولید شده تحت فشارهای کمتر، کاهش بیشتری یافته و در نتیجه به نظر می‌رسد که مقدار بیشتری آهن از پین جدا و به سطح سایش منتقل شده است. اکسید شدن این لایه آهنی و پر کردن شیارهای ناشی از سایش، محتمل است باعث کاهش سطح تماس بین پین و سطح سایش شده و در نتیجه مقاومت سایشی بهبود یافته است.

شکل (۸) نیز سطح پین سایش استفاده شده در آزمون سایش را نشان می‌دهد. در این حالت، با اعمال فشار بر مذاب تحت انجماد، به علت پیوند مناسب‌تر زمینه و تقویت‌کننده و همچنین سختی بالای سطح سایش و در نتیجه مقاومت بالای سطح در برابر پین متحرک، در اطراف تقویت‌کننده ترک‌هایی جوانه‌زنی و رشد می‌کنند (نشانه‌های از خیش خوردگی)، جوانه‌زنی ترک در راستای سایش از نشانه‌های سایش تورقی و خراشان می‌باشد، وجود آثار سایش به حالت ورقه‌ای بر روی پین سایش نشان دهنده این مکانیزم است. در حالی که در کامپوزیت تولید شده با روش ریخته‌گری ثقیلی سطح پین تغییر چندانی نکرده است.

جدول (۱): تغییر وزن پین مورد استفاده در آزمون سایش برای سایش برای

کامپوزیت با ۱۰٪ تقویت‌کننده تحت فشارهای متفاوت	۷۵	۵۰	۰	فشار تحت انجماد (MPa)
کاهش وزن پین (mg)	۰/۶	۰/۴	۰/۲	۱/۲



- forming”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 157–158, pp. 466–471, 2004.
- [7] M. K. Kulekci, “Magnesium and its alloys applications in automotive industry”, *Journal of Advance Manufacturing Technology*, Doi 10.1007/s00170-007-1279-2.
- [8] K. Kainer, “Metal matrix composite”, Wiley book, 2006.
- [۹] م. سمیعی، اثر فعال‌سازی مکانیکی بر ساخت کامپوزیت ریخته‌گی آلومینیم-آلومینا، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۸۸.
- [10] N. Chawala & K. K. Chawla, “Metal Matrix Composites”, an Oxford–Kobe Materials Text, Springer, 2006.
- [11] M. Mizumoto, T. Ohgai & A. Kagawa, “Characterization of fiber-reinforced metal matrix composites fabricated by low-pressure infiltration process”, *Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 413–414A, pp. 521–526, 2005.
- [12] J. Binner, H. Chang & R. Higginson, “Processing of ceramic-metal interpenetrating composites”, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 29, pp. 837–842, 2009.
- [13] K. Lemster, M. Delporte, T. Graule & J. Kuebler, “Activation of alumina foams for fabricating MMCs by pressureless infiltration”, *Journal of Ceramics International*, Vol. 33, pp. 1179–1185, 2007.
- [14] K. Konopka & M. Szafran, “Fabrication of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al composites by infiltration method and their characteristic”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 175, pp. 266–270, 2006.
- [15] K. S. Sohn, K. Euh, S. Lee & I. Park, “Mechanical Property and Fracture Behavior of Squeeze-Cast Mg Matrix Composites”, *Journal of Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 29A, pp. 1998–2543, 1997.
- [16] S. M. Skolianos, G. Kiourtsidis & T. Xatzifotiou, “Effect of applied pressure on the microstructure and mechanical properties of squeeze-cast aluminum AA6061 alloy”, *Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 231A, pp. 17–24, 1997.
- ۳- با افزایش فشار اعمالی بر مذاب، در مورد آلایژ بدون تقویت-کننده به علت کاهش اندازه دانه و در مورد کامپوزیت علاوه بر کاهش اندازه دانه زمینه، با بهبود پیوند فصل مشترک بین زمینه و تقویت‌کننده استحکام نمونه‌های تولیدی افزایش یافت.
- ۴- حالت شکست در دمای اتاق در تمامی نمونه‌ها اعم از آلایژ و کامپوزیت به صورت ترد بین دانه‌ای تشخیص داده شد.
- ۵- با افزایش فشار تا ۱۰۰ Mpa در حین انجماد به علت کاهش اندازه دانه، مقاومت سایشی ۴۰٪ بهبود یافت.
- ۶- مکانیزم غالب سایش آلایژ بدون تقویت‌کننده سایش چسبان و مکانیزم‌های غالب در کامپوزیت سایش خراشان و تورقی بود.
- ### ۵- مراجع
- [۱] م. پاکشیر، ر. مدحت، خ. مرشد بهبهانی، “بررسی و مقایسه رفتار خوردگی آلایژ منیزیم AZ91 ریخته‌گی و تغییر فرم یافته به روش اکستروژن برشی ساده”، فصلنامه علمی پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، سال نهم، شماره دو، ۱۳۹۴.
- [2] G. A. Rozak, Ph.D. thesis, “Effects of processing on the properties of aluminum and magnesium matrix composites”, Department of Material Science and Engineering, Case Western Reserve University, 1993.
- [3] S. Jayalakshmi, S. V. Kailas & S. Seshan, “Properties of squeeze cast Mg-10Al-Mn alloy and its alumina short fibre composites”, *Journal of Materials Science*, Vol. 38, pp. 1383 – 1389, 2003.
- [4] Z. Trojanova, A. Mielczarek, W. Riehemann & P. Luka, “Cyclic bending and the damping behavior of short fibre-reinforced magnesium alloy AZ91”, *Journal of Composites Science and Technology*, Vol. 66, pp. 585–590, 2006.
- [۵] ا. صیفوری، ش. میردامادی، ع. خاوندی، م. یزدانی، “بررسی رفتار زیست تخریبی و ترشوندگی پوششهای سلیکاتی ایجاد شده بر روی آلایژ منیزیم AZ31 به روش اکسیداسیون ریز جرقه”، فصلنامه علمی پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، سال هفتم، شماره سه، ۱۳۹۲.
- [6] L. Cizek, M. Greger, L. Pawlica, L. A. Dobrzanski, & T. Tanski, “Study of selected properties of magnesium alloy AZ91 after heat treatment and

- [3] Ex situ
- [4] Spray process
- [5] Dispersion process
- [6] Infiltration process

۶- پی نوشت

---

- [1] Chernov
- [2] In situ