

ریخته‌گری دوغابی مخلوط پودرهای آلومینا-آهن تحت میدان مغناطیسی

هودسا مجیدیان*، سمیه غفاری قدس، تورج عبادزاده

پژوهشگاه مواد و انرژی، پژوهشکده سرامیک، کرج، ایران.

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۴/۸/۱۳، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۵/۸/۱۲، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۶/۷/۲

چکیده در این پژوهش کامپوزیت‌های آلومینا-آهن به منظور ایجاد گرادیان ذرات آهن در زمینه آلومینا به روش ریخته‌گری دوغابی تهیه شد. مقدار آهن ۵٪ وزنی انتخاب و برای ایجاد گرادیان از دو میدان مغناطیسی با بزرگی ۰٫۸ و ۰٫۰۸ تسلا استفاده شد. دوغاب‌ها با ۷۵، ۷۰ و ۸۰ درصد وزنی ماده جامد و دو پراکنده‌ساز (دیسپرزانت) تهیه و تأثیر آنها بر ایجاد گرادیان آهن بررسی شد. نمونه‌ها در کوره مایکروویو به مدت ۳۰ دقیقه در دماهای ۱۳۵۰°C و ۱۴۵۰°C و در دمای ۱۵۰۰°C به مدت یک دقیقه در آرگون سینتر شدند. برخی از نمونه‌ها نیز در دمای ۱۴۸۵ درجه سانتی‌گراد به مدت دو ساعت در کوره تیوبی در آرگون سینتر شدند. نتایج تصاویر ظاهر نمونه‌ها و میکروسکوپ نوری از گرادیان آهن در نمونه‌های خام و سینتر شده نشان داد که استفاده از دیسپرزانت PCN با ۷۰٪ ماده جامد تحت میدان مغناطیسی ۰٫۸ تسلا بهترین نمونه از نظر توزیع آهن، چگالی (3.7 g/cm^3) و استحکام (۸۲٫۷ MPa) می‌باشد.

کلمات کلیدی: کامپوزیت آلومینا - آهن، ریخته‌گری دوغابی، میدان مغناطیسی، گرادیان.

Slip Casting of Alumina-Fe Composite Under Magnetic Field

Hudsa Majidian*, Somayah Ghaffari Ghods, Touradj Ebadzadeh

Materials and Energy Research Center, Department of Ceramic, Karaj, Iran.

Abstract In this study, alumina-iron composites have been prepared by slip casting in order to provide gradient iron in alumina. 5 wt.% of iron was used under the magnetic fields by the magnitude of 0.8 and 0.08T. Two dispersants were examined as the dispersing agent using 70, 75 and 80 wt.% of solid loading in slips. Samples were sintered in a microwave oven at the temperature of 1350°C and 1450°C for 30 minutes, at 1500°C for 1 minute, and in a conventional tube oven at the temperature of 1485°C for 2 hours using argon gas. The apparent and optical microscope pictures of green and sintered samples revealed that using PCN and 70 wt.% of solid loading under the mild magnetic field results in the best sample regard as density (3.7 g/cm^3), strength (82.7 MPa) and iron gradient.

Keywords: Alumina-Fe composite, slip casting, magnetic field, gradient.

۱- مقدمه

با پیشرفت فناوری، تقاضاها نیز برای بهبود ویژگی مواد ترقی کرده است. در برخی موارد، شرایط کاری به گونه‌ای است که به موادی با ویژگی‌های متغیر نیاز می‌باشد. در مواقعی که کامپوزیت‌های با ذرات پراکنده و مواد یکپارچه جوابگو نباشند، مواد گرادیانی عملکردی یا FGM^۱، پاسخگوی این نیاز و پیشرفت شده‌اند؛ زیرا با استفاده از آنها تخریب ویژگی‌های ناشی از عدم انطباق ضرایب انبساط حرارتی دو لایه و یا دیگر ویژگی‌های دو ماده در اتصال با یکدیگر، به حداقل می‌رسد. مواد FGM کاربردهای ساختاری، حرارتی، الکتریکی، بیوپزشکی و نظامی متعددی دارند. انواع مختلفی از FGM می‌توانند تهیه شود. FGM با دو فاز سرامیکی یا دو فاز فلزی؛ ولی FGM با ترکیب سرامیک و فلز ویژگی‌های منحصر به فردی را خواهد داشت. FGM سرامیک-فلز یک راه‌حل ایده‌آل برای پیوند میان فلزها و سرامیک‌ها است [۱-۴]. کاربرد این مواد شامل کانورتورهای ترموالکتریک، پیل‌های سوختی حالت جامد گرادیانی، اتصالات عایق الکتریکی، سینک‌های شار حرارتی راکتورهای ذوب، پوشش‌های سد حرارتی، بایوالکترونیک، اپتیک و ... است. امروزه تهیه FGM توجه زیادی را به خود جلب کرده است؛ زیرا تغییر پیوسته ترکیب، از عیوب ماکروسکوپی جلوگیری کرده و در نتیجه موجب می‌شود تا ویژگی‌های فیزیکی، شیمیایی و مکانیکی قطعه به تدریج تغییر کند [۵]. گرادیان یا تغییر ممکن است به صورت تغییر درصد فاز، توزیع و جهت‌گیری و یا اندازه و شکل فاز تقویت‌کننده در یک یا چند بعد باشد.

در مواد FGM از قابلیت‌های هر دو ماده استفاده می‌شود؛ به‌عنوان مثال از ویژگی دیرگدازی سرامیک و از ویژگی چقرمگی فلز هر دو به‌طور همزمان استفاده می‌گردد. هم‌چنین برای کاهش عدم تطابق ویژگی‌های ترمومکانیکی در اتصال مواد غیرمشابه بسیار سودمند است. مشکل اصلی تهیه کامپوزیت‌های گرادیانی، ایجاد گرادیان مورد نیاز است که به روش ساخت کامپوزیت بستگی دارد. یکی از روش‌های ایجاد گرادیان، ریخته‌گری دوغابی است؛ زیرا چگالی یک فلز بیشتر از چگالی سرامیک است و می‌تواند تحت گرانش در قطعه

گرادیانی ایجاد کند [۶]. مواد گرادیانی به سه دسته تقسیم‌بندی می‌شوند که عبارتند از لایه‌های FGM، قطعات FGM و فصل مشترک‌های FGM. تاکنون تمام پژوهش‌ها در مورد قطعات FGM در مورد مدل‌سازی‌های تئوری و شبیه‌سازی‌های کامپیوتری بوده و کمتر در مورد ویژگی‌های واقعی بالک بحث شده است؛ زیرا تهیه و ساخت بالک FGM مشکل است. در سال ۱۹۷۲ سودمندی مواد FGM به صورت تئوری پیش‌بینی شده بود ولی به دلیل مشکلات تهیه، ساخت آنها با محدودیت‌هایی مواجه شد که در نتیجه ۱۵ سال طول کشید تا ساخت و تولید این مواد به صورت تجربی امکان‌پذیر شود [۷]. پژوهش‌های بسیاری در مورد فناوری ساخت این مواد انجام شده است و روش‌های تهیه گوناگونی مانند پرس سرد و گرم، رسوب از بخار، پراکنش خودبه‌خودی^۲، ریخته‌گری گریز از مرکز، روش‌های پاشش حرارتی، سنتز دما بالا، جدایش توسط مگنت و غیره استفاده شده است. هرکدام از این روش‌ها مزایا و معایب خود را دارند مانند پیچیدگی عمل، بازده کم و یا هزینه بالا [۸]، [۹]. فرآیند ساخت FGM یکی از مباحث مهم در فرآیند تولید آنها است. به‌عنوان مثال، با روش متالورژی پودر که یک روش بسیار ساده و مناسب است می‌توان کنترل گسترده‌ای بر ترکیب و ری‌ساختار داشت [۱].

سیستم‌های فلز-سرامیک و به‌ویژه سیستم آلومینا-آهن در چند دهه اخیر مورد توجه قرار گرفته است [۲، ۴]؛ زیرا ویژگی‌های مگنتوترنسپورت (انتقال مغناطیسی) داشته و به‌عنوان پوشش‌های سطحی به‌کار می‌رود. هم‌چنین تلاش‌های بسیاری برای استفاده این کامپوزیت‌ها به‌عنوان کاتالیست انجام شده است. تهیه کامپوزیت‌های آلومینا-آهن با روش سنتز با جرقه پلازما انجام شده است [۱۰]. کامپوزیت‌های گرادیانی آلومینا-آهن به‌خاطر ویژگی‌های مکانیکی مناسب به ویژه چقرمگی بسیار بالا در چند دهه اخیر بسیار مورد توجه می‌باشند [۱۱، ۱۲]. روش‌های مختلفی برای تهیه مواد گرادیانی استفاده می‌شود که در این میان روش ریخته‌گری دوغابی به‌عنوان یک روش ساده و کم‌هزینه، مقرون به صرفه با قابلیت کنترل مناسب بیان می‌شود. در روش ریخته‌گری دوغابی، ایجاد گرادیان ذرات آهن با استفاده از نیروی گرانش، میدان مغناطیسی و غیره امکان‌پذیر است. آنچه مهم است ایجاد

² Self-propagation¹ Functionally Graded Materials

گرادیان آهن کمی مشکل است. در مطالعه پژوهشگران برای مقادیر کم آهن تحلیل‌هایی با استفاده از نرم‌افزار آنالیز تصویر انجام شده و تعداد ذرات آهن در واحد حجم، کسر حجمی، متوسط اندازه ذرات و انحراف از معیار کامپوزیت‌ها انجام شده است ولی در مورد ویژگی‌های نهایی این قطعات گزارشی دیده نمی‌شود. بنابراین، در این پژوهش اولین گام‌های تهیه قطعات بالک آلومینا-آهن با استفاده از روش ریخته‌گری دوغابی تحت میدان مغناطیسی برداشته شد.

۲- روش تحقیق

از آلومینا با شناسه MR70 با متوسط اندازه ذرات ۰/۶ میکرومتر و خلوص ۹۹/۸٪ از شرکت مارتینزورک^۱ آلمان و پودر آهن مرک^۲ با شماره ۱۰۳۸۱۵۱۰۰۰، متوسط اندازه ذرات ۱۰ میکرومتر و خلوص بیش از ۹۹/۰٪ استفاده شد.

در این پژوهش پودر آلومینا با پنج درصد آهن بدون هیچ‌گونه عملیاتی به صورت دستی با یکدیگر مخلوط شدند و پس از افزودن دیسپرزنت، دوغاب مورد نظر با آب مقطر آسیاب ماهواره‌ای تهیه شد. از سه نوع افزودنی تجاری^۳ (دولاپیکس CE64، دولاپیکس PCN و FF7 به مقدار ۰/۵٪ در ماده جامد) برای روانسازی و تهیه دوغاب استفاده شد که به علت تشابه نتایج دو افزودنی دولاپیکس CE64 و PCN تنها نتایج استفاده از دولاپیکس PCN آورده شد. مقدار وزنی مواد در دوغاب‌ها ۷۰، ۷۵ و ۸۰ درصد وزنی متغیر بود. شناسه‌های A، B و C برای دوغاب‌های تهیه شده با PCN و شناسه‌های D، E و F برای دوغاب‌های تهیه شده با FF7 در نظر گرفته شد. از دو نوع آهنربا با بزرگی‌های ۰/۸ تسلا (آهنربای قوی) و ۰/۰۸ تسلا (آهنربای ضعیف) برای اعمال میدان مغناطیسی استفاده شد (شکل ۱). برای اعمال میدان، قالب گچی حاوی دوغاب بر روی آهنربا قرار داده می‌شود (شکل ۱ ج). هم چنین برای مقایسه نمونه‌هایی بدون اعمال میدان مغناطیسی نیز تهیه شد. زمان نگهداری نمونه‌ها بر روی آهنرباها (یعنی زمان ریخته‌گری) ۲۴ ساعت بود. نمونه‌ها به مدت ۱۲ ساعت در دمای ۱۱۰°C خشک شدند. سینتر نمونه‌ها در کوره میکروویو

گرادیانی یکنواخت با توزیع مناسب ذرات آهن در زمینه آلومینا است تا بتوان به خواصی مناسب دست یافت.

یکی از روش‌های تهیه کامپوزیت‌های FGM، روش ریخته‌گری دوغابی و با استفاده از میدان مغناطیسی است [۱۳]. به منظور تهیه یک کامپوزیت سرامیک-فلز با روش ریخته‌گری دوغابی، باید غلظت و اندازه پودر سرامیک را به‌طور مناسبی انتخاب کرد. برای اینکه ذرات چگال‌تر (فلز) در دوغاب سرامیکی رسوب کنند باید فاصله متوسط میان ذرات پودر سرامیک بیشتر از فاصله میان ذرات فلز باشد [۶]. در صورتی که وزن ذرات دوغاب متفاوت باشد، با نیروی گرانش از یکدیگر جدا می‌شوند و می‌توان از روش ریخته‌گری دوغابی برای تهیه مواد گرادیانی عملکردی استفاده کرد. در صورتی که یکی از فازها، ماده مغناطیسی باشد، استفاده از میدان مغناطیسی می‌تواند به ایجاد گرادیان کمک کند.

اساس تهیه کامپوزیت‌های گرادیانی با میدان مغناطیسی تفاوت در مقدار قابلیت مغناطیسی اجزای آنها در دوغاب است. در دوغاب مورد نظر، یک فاز مغناطیسی و یک فاز غیرمغناطیسی وجود دارد. به علت اختلاف در قابلیت مغناطیسی مواد، رفتار حرکت مواد فرومغناطیس از ذرات غیرمغناطیسی در یک میدان مغناطیسی متفاوت است. در یک میدان مغناطیسی، ذرات فرومغناطیس در دوغاب به سمت نواحی قوی‌تر میدان حرکت و گرادیانی از آن را ایجاد می‌کنند؛ براین اساس یکی از روش‌های ساخت مواد عملکردی فرومغناطیس غیرمغناطیس، ریخته‌گری دوغابی در یک میدان مغناطیسی است.

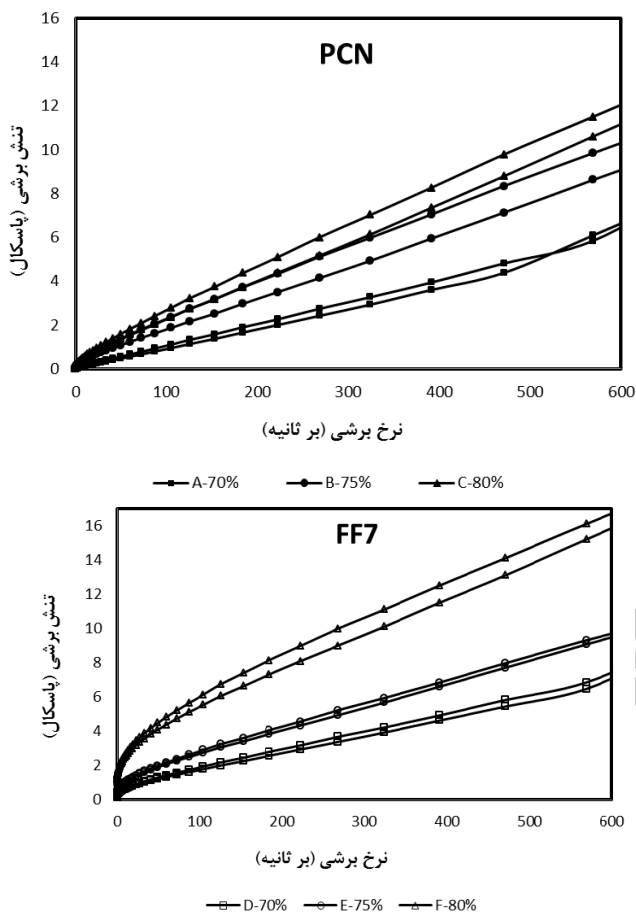
هدف از انجام پژوهش حاضر مطالعه و ساخت کامپوزیت‌های گرادیانی آلومینا-آهن بوده است. یکی از پارامترهای مهم در تهیه مواد گرادیانی با استفاده از میدان مغناطیسی، شرایط پایداری دوغاب و گرانیروی آن است. به‌طور معمول باید از دوغابی استفاده کرد تا ذرات فاز مغناطیسی در آن به خوبی و یکنواخت پراکنده شده باشند؛ گرانیروی دوغاب‌ها نیز با اعمال میدان مغناطیسی افزایش می‌یابد که بنابراین باید رابطه میان گرانیروی و شدت میدان را نیز در نظر داشت؛ زیرا افزایش گرانیروی موجب کاهش حرکت ذرات مغناطیسی و جلوگیری از ایجاد گرادیان فاز مغناطیسی در نمونه می‌شود [۱۴]. وقتی مقدار آهن زیاد باشد، شناسایی تأثیر میدان بر

¹ Martinswerk

² Merck

³ Zschimmer & Schwarz

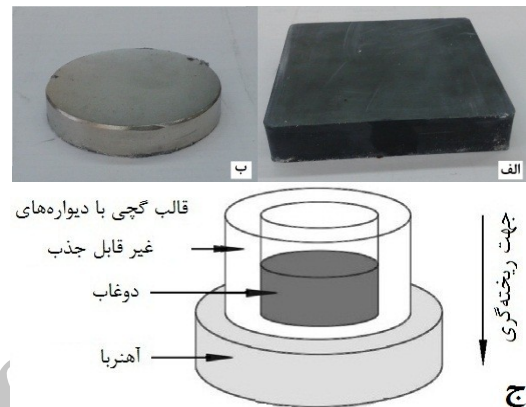
گرانروی بر حسب نرخ برشی) دوغاب‌های آلومینا-آهن را با ۷۰، ۷۵ و ۸۰٪ وزنی ماده جامد و دو نوع دیسپرزنت PCN و FF7 نشان می‌دهد. برای تمام دوغاب‌های تهیه شده، رفتار رقیق شدن برشی دیده شد. در شکل ۲ نمونه‌های A، B و C تنش تسلیم ندارند و مقدار هیستریزیس (سطح میان منحنی رفت و برگشت) تنها برای نمونه A کم است.



شکل ۲. منحنی تنش برشی دوغاب‌های آلومینا-آهن با ۷۰، ۷۵ و ۸۰ درصد وزنی ماده جامد و دو نوع دیسپرزنت.

در مقابل نمونه‌های D، E و F تنش تسلیم دارند ولی مقدار هیستریزیس آنها کمتر است. تنش تسلیم نشان‌دهنده تشکیل ساختارهای درونی پیش از اعمال برش است؛ یعنی در نمونه‌های تهیه شده با PCN تمایل ذرات برای چسبیدن به یکدیگر کمتر است. مقدار تنش برشی نمونه‌های تهیه شده با FF7 (تا ۱۸ پاسکال) بیشتر از نمونه‌های PCN (تا ۱۴ پاسکال) است. یعنی در دوغاب‌های FF7 نیروی بیشتری برای اعمال نرخ برشی نیاز است. هیستریزیس نشان‌دهنده وابستگی دوغاب به زمان است؛ یعنی پس از گذشت زمان، دوغاب‌های تهیه شده با PCN تمایل به تشکیل ساختارهای درونی دارند؛ در

در دماهای 1350°C و 1450°C به مدت زمان ۳۰ دقیقه و در دمای 1500°C به مدت زمان یک دقیقه و در اتمسفر آرگون انجام شد. همچنین جهت مقایسه تعدادی از نمونه‌ها در کوره تیوبی در اتمسفر آرگون با سرعت $2.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ و در حداکثر دمای ممکن کوره (1485°C) به مدت دو ساعت سیتتر شدند که مدت زمان رسیدن به دمای بیشینه در کوره تیوبی بیش از نه ساعت بود.



شکل ۳. ۱. آهنرباهای استفاده شده؛ (الف) بزرگی ۰٫۰۸ تسلا (با ضلع ۸cm)، (ب) بزرگی ۰٫۸ تسلا (با قطر ۵cm)، (ج) شماتیک تهیه نمونه [۹].

چگالی نمونه‌ها با روش ارشمیدس اندازه‌گیری شد. شناسایی فازهای بلورین نمونه‌ها با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس (زیمنس^۱ آلمان) انجام شد. به منظور بررسی ریزساختار کامپوزیت‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری (المیوس^۲ ژاپن) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (کمبریج S360)، نمونه‌ها با سنباده ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۰۰۰ و ۱۵۰۰ پولیش شدند. استحکام نمونه‌ها توسط دستگاه پرس (شرکت تجهیز سرام) با سرعت اعمال نیروی $1\text{mm}/\text{min}$ اندازه‌گیری شد. ابعاد نمونه‌ها در حدود $4 \times 5 \times 25$ میلی‌متر بوده، سطوح آنها به‌طور کامل صاف و پولیش و زوایای تیز آنها تا 45° درجه پولیش و از فاصله دو فک ۱۵ میلی‌متر استفاده شد. برای محاسبه مقدار استحکام از استاندارد ASTM C1161 استفاده گردید.

۳- نتایج و بحث

۳-۱ جریان‌یابی

شکل‌های ۲ و ۳ منحنی رئولوژی (تنش برشی و

¹ D500

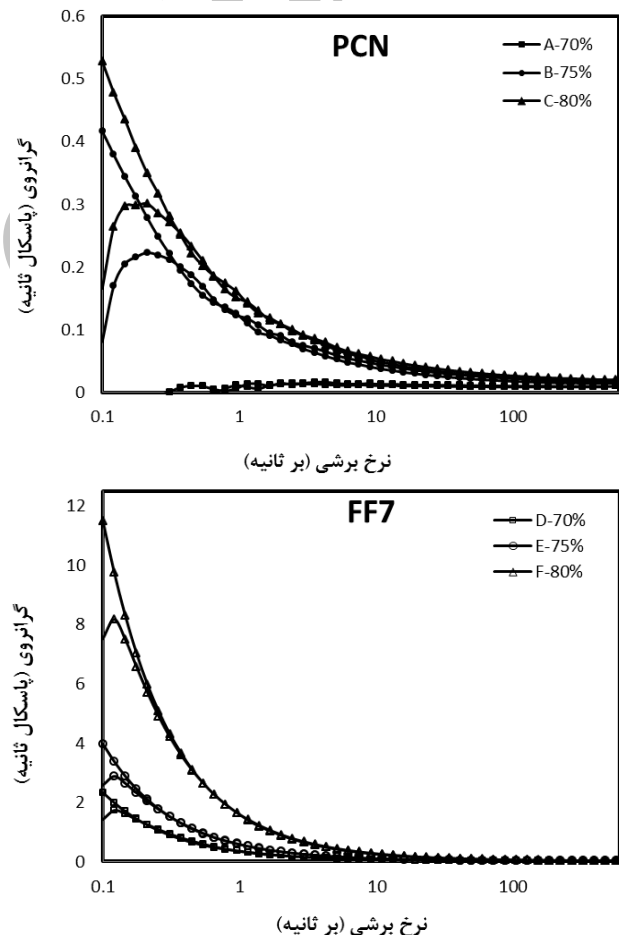
² Olympus BX61

چپ) نشان می‌دهد. درصد وزنی ماده جامد در دوغاب به ترتیب از بالا به پایین، ۷۰، ۷۵ و ۸۰ درصد است. شکل ۵ نیز به همین روال، نمونه‌های تهیه شده با دیسپرزنت PCN را نشان می‌دهد. بدون استفاده از دیسپرزنت، جدایش ذرات آلومینا و آهن به‌طور کامل روی می‌داد به‌گونه‌ای که ذرات آهن تنها در انتهای ظرف ته‌نشین شده و با آلومینا مخلوط نمی‌شدند. به زبان ساده می‌توان گفت بدون دیسپرزنت، دوغاب از دو رنگ به‌طور کامل مجزای سفید آلومینا و سیاه آهن تشکیل می‌شد ولی با استفاده از دیسپرزنت، رنگ دوغاب، خاکستری گردید.

با توجه به شکل‌های سمت چپ ۴ چنین دیده می‌شود که بدون استفاده از میدان مغناطیسی، می‌توان کامپوزیتی از آهن و آلومینا با ذرات پراکنده و به‌طور کامل یکنواخت آهن داشت که هیچ گرادیانی از ذرات آهن در نمونه‌ها دیده نمی‌شود. در این نمونه‌ها ذرات آهن در تمام قطعه به‌صورت یکنواخت پخش شده‌اند و این نشان می‌دهد که دیسپرزنت استفاده شده توانسته است ذرات آهن را به‌خوبی پراکنده کند. با توجه به شکل‌های سمت راست دیده می‌شود که تحت میدان مغناطیسی قوی، با ۷۰٪ وزنی ماده جامد، بیشتر ذرات آهن به سمت پایین کشیده می‌شوند؛ گرانیوی دوغاب در این حالت بسیار کم است و به بیانی دوغاب رقیق است؛ در نتیجه بیشتر ذرات آهن تحت میدان مغناطیسی آهن‌ریا در قسمت پایین نمونه تجمع می‌کنند. ذرات آهنی که در میان نمونه دیده می‌شود مربوط به شارژ مجدد دوغاب به قالب گچی است، زیرا برای تهیه قطعه توپر باید پس از تشکیل جداره و پایین رفتن سطح دوغاب، دوباره دوغاب را به قالب گچی وارد کرد؛ در غیر این‌صورت سطح بالایی نمونه به صورت مخروطی توخالی خواهد شد. در نمونه ۷۰٪ ماده جامد، مقدار آب دوغاب زیاد و مقدار ماده جامد کم است و در نتیجه، جداره نازکی به سرعت تشکیل شده و درون قالب خالی می‌شود؛ در این‌حالت افزودن دوغاب به قطعه موجب می‌شود ذرات آهن در میان قطعه نیز وارد شوند و چون جداره‌ای از قبل تشکیل شده بود نمی‌توانند به سمت پایین کشیده شوند. بنابراین، ذرات آهن دیده شده در میان نمونه مربوط به شارژ مجدد دوغاب است. با ۷۵٪ وزنی ماده جامد گرادیان مناسب است ولی با افزایش مقدار ماده جامد تا ۸۰٪ وزنی، دیگر گرادیانی از ذرات آهن دیده نمی‌شود. ذرات آهن در کل قطعه پراکنده شده و حضور آهن‌ریا

حالی که این ساختارها در نمونه‌های تهیه شده با FF7 کمتر دیده می‌شود. مقدار وابستگی را از مساحت حلقه تشکیل شده در منحنی‌های رفت و برگشت دوغاب تخمین می‌زنند.

گرانیوی نمونه A ثابت و مستقل از نرخ برشی است. بنابراین، رفتار دوغاب A نیوتنی و ایده‌آل گزارش می‌شود. با افزایش مقدار جامد گرانیوی دوغاب‌ها افزایش می‌یابد ولی با اعمال مقدار تنش برشی متوسط ($10/s$) کاهش شدیدی خواهد داشت. گرانیوی دوغاب‌های تهیه شده با PCN بسیار کمتر (تا ۰/۵ پاسکال ثانیه) از دوغاب‌های تهیه شده با FF7 (تا ۱۲ پاسکال ثانیه) است. از شکل‌های ۲ و ۳ به نظر می‌رسد افزودنی PCN برای روانسازی مخلوط پودرهای آلومینا-آهن مناسب‌تر و رفتار دوغاب آن به رفتار ایده‌آل نزدیک‌تر است.



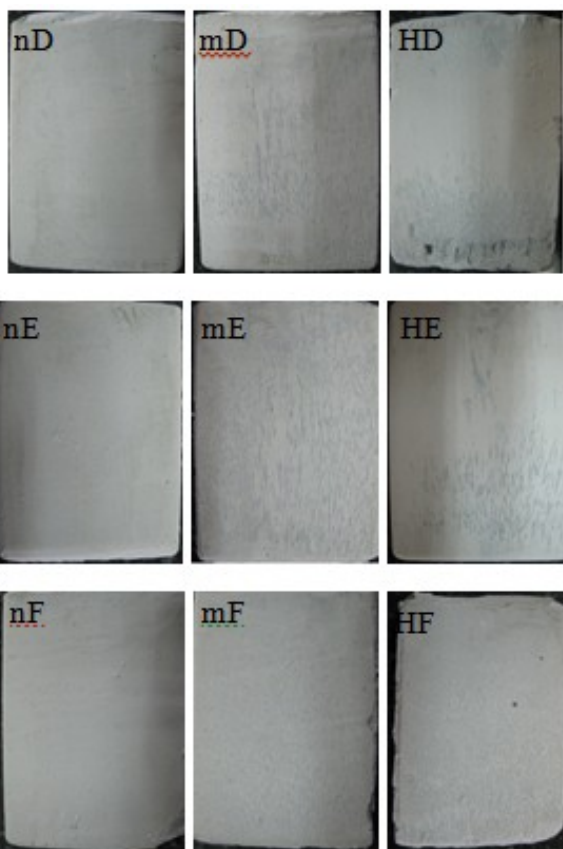
شکل ۳. منحنی گرانیوی دوغاب‌های آلومینا-آهن با ۷۵، ۷۰ و ۸۰ درصد وزنی ماده جامد و دو نوع دیسپرزنت.

۲-۳ گرادیان آهن

شکل ۴ تصویر ظاهری نمونه‌های آلومینا-آهن را با ۰/۵٪ وزنی دیسپرزنت FF7 میدان قوی (H سمت راست)، میدان ضعیف (m وسط) و بدون میدان مغناطیسی (n سمت

است. باید رابطه میان گرانروی و شدت میدان را در نظر داشت؛ زیرا افزایش گرانروی موجب کاهش حرکت ذرات مغناطیسی و جلوگیری از ایجاد گرادیان فاز مغناطیسی در نمونه می‌شود [۱۴]. علت تفاوت رفتار دو دوغاب تحت میدان‌های مغناطیسی به گرانروی و رفتار رئولوژی آنها نسبت داده می‌شود.

گرانروی دوغاب تهیه شده با دیسپرزنت PCN از دوغاب تهیه شده با دیسپرزنت FF7 کمتر است؛ بنابراین، آهنربای قوی در آن گرادیان مناسبی ایجاد نمی‌کند؛ می‌توان نتیجه گرفت با استفاده از دیسپرزنت FF7 که گرانروی دوغاب بیشتر خواهد شد، برای ایجاد گرادیان باید از میدان مغناطیسی قوی‌تری استفاده کرد ولی با استفاده از دیسپرزنت PCN اعمال میدان ضعیف‌تر کافی است.



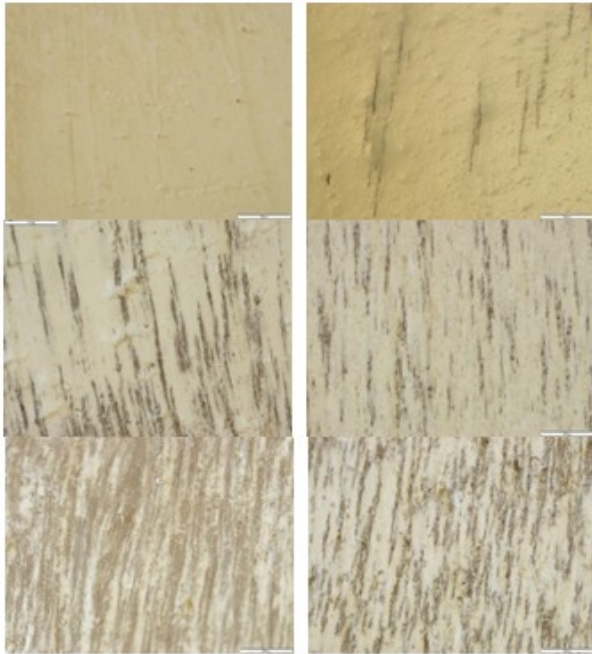
شکل ۴. تصویر ظاهر نمونه‌های آلومینا-آهن با FF7 میدان قوی (سمت راست)، میدان ضعیف (وسط) و بدون میدان مغناطیسی (سمت چپ) به-ترتیب از بالا به پایین با ۷۰، ۷۵ و ۸۰ درصد وزنی ماده جامد در دوغاب.

شکل ۶ تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های خام تهیه شده را تحت اعمال میدان مغناطیسی قوی و ضعیف را نشان می‌دهد که به صورت تصادفی از قسمت پایین، میان و

تأثیری بر ذرات آهن ندارد. این امر به خاطر گرانروی بالای دوغاب و به بیانی غلیظ بودن آن است که در نتیجه آهنربا نمی‌تواند ذرات آهن را که در محیط دوغاب پراکنده هستند به سمت پایین بکشانند. همچنین با توجه به نمودار رئولوژی (شکل ۲) دیده می‌شود که انحراف منحنی از حالت ایده‌آل بسیار زیاد شده و برهم‌کنش‌های زیادی در دوغاب وجود خواهد داشت. به عبارتی تأثیر نیروهای میان ذرات در دوغاب بر یکدیگر قابل توجه بوده به‌طوری‌که ذرات آهن در میان ذرات آلومینا محبوس شده‌اند. بنابراین، برای ایجاد گرادیان باید تناسبی را میان غلظت ماده جامد و شدت میدان مغناطیسی برقرار نمود. یعنی دوغاب به‌حدی سیال و روان باشد که قالب را به‌خوبی پر کند ولی گرانروی به حدی کم نباشد که موجب رسوب سریع ذرات آهن شود. با استفاده از میدان مغناطیسی ضعیف، در شکل‌های وسط دیده می‌شود که تأثیر شدت میدان بر ایجاد گرادیان کمتر بوده و عدم ایجاد گرادیان یا پراکنده شدن ذرات آهن در نمونه ۷۵ و ۸۰٪ ماده جامد به راحتی دیده می‌شود. بنابراین، به نظر می‌رسد در این بخش، بهترین شرایط مربوط به نمونه HE است.

با استفاده از دیسپرزنت PCN ایجاد گرادیان در نمونه تا حدودی متفاوت از نمونه‌های قبل است. تحت میدان مغناطیسی قوی، تجمع ذرات آهن در قسمت پایینی نمونه به خوبی دیده می‌شود؛ در این نمونه‌ها تأثیر میدان آهنربا بر دوغاب بیشتر بوده و توانسته است ذرات را به راحتی در انتهای نمونه جمع کند؛ با ۷۵٪ وزنی ماده جامد گرادیان بسیار کم و غلظت ذرات آهن در پایین نمونه دیده می‌شود. با ۸۰٪ ماده جامد، پراکندگی ذرات آهن در نمونه کامل است. تأثیر میدان مغناطیسی ضعیف در نمونه‌های تهیه شده با دیسپرزنت PCN تا حدودی بیشتر از دیسپرزنت FF7 است؛ زیرا دوغاب PCN رقیق‌تر بوده است. با ۷۰٪ وزنی ماده جامد، گرچه تجمع ذرات آهن در پایین نمونه ایجاد شده است، ولی ذرات کشیده شده آهن تا میان نمونه دیده می‌شوند. به عبارتی در این نمونه، توانایی میدان در کشاندن ذرات آهن به سمت پایین به‌طور کامل انجام نشده است. با ۷۰ و ۷۵٪ وزنی ماده جامد گرادیان مناسبی از ذرات آهن دیده می‌شود (نمونه mB و mA).

یکی از پارامترهای مهم در تهیه مواد گرادیانی با استفاده از میدان مغناطیسی، شرایط پایداری دوغاب و گرانروی آن



شکل ۶. تصاویر میکروسکوپ نوری؛ میدان مغناطیسی قوی (سمت چپ) و ضعیف (سمت راست) از پایین نمونه، میان نمونه و بالای نمونه.

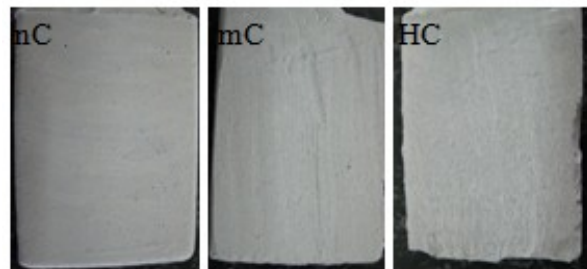
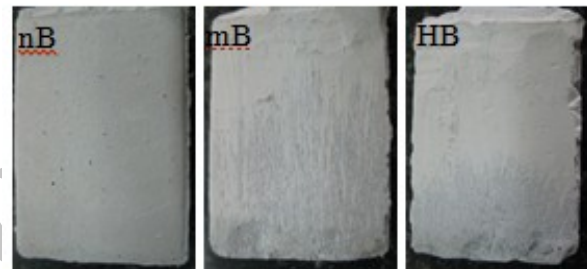
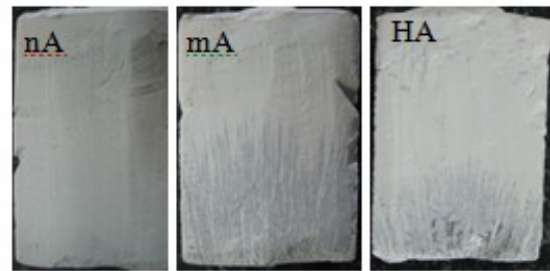
۳-۳ سینتر نمونه‌های آلومینا-آهن

نتایج اولیه سینتر در دمای ۱۴۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه حاکی از سینتر ناکامل و ترک‌های فراوان در نمونه بود. حضور ترک‌های فراوان یکی از مشکلات بسیار مدنظر در تهیه کامپوزیت‌های سرامیک-فلز است. از این‌رو، نمونه‌های خام در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت دو ساعت در بستر آلومینا پیش‌سینتر شدند تا بتوان آنها را به ابعاد کوچک‌تر برش داد. سپس، نمونه‌ها در دماهای ۱۳۵۰ و ۱۴۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه و یا در دمای ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک دقیقه در اتمسفر آرگون سینتر شدند.

۳-۳-۱ چگالی، تخلخل و استحکام مکانیکی

جدول ۱ نشان می‌دهد با افزایش مقدار ماده جامد دوغاب‌های تهیه شده با دیسپرزنت FF7، چگالی خام نمونه‌ها افزایش یافت که امری بدیهی است و تفاوتی میان چگالی نمونه‌های تهیه شده با دو شدت میدان دیده نمی‌شود. یعنی افزایش شدت میدان (با هر دو دیسپرزنت) تأثیری بر چگالی نداشته و موجب فشردگی بیشتر میان ذرات نشده است. جالب است که در نمونه‌های تهیه شده با دیسپرزنت PCN با افزایش مقدار ماده جامد دوغاب، چگالی نمونه‌ها کاهش یافت. گرانروی دوغاب تهیه شده با PCN از FF7 کمتر بوده و ذرات

بالای نمونه‌ها انتخاب شده‌اند. علت استناد به نتایج میکروسکوپ نوری، تغییرات ماکروسکوپی، تفاوت رنگ واضح دو فاز و ابعاد بزرگ نمونه‌ها بوده است. کشیده شدن ذرات آهن یا هم‌راستا شدن آنها در نمونه‌ها به روشنی دیده می‌شود. در بخش بالایی نمونه تنها آلومینا، در بخش میانی ذرات آلومینا و آهن و در بخش پایینی نمونه فاز غالب آهن دیده می‌شود.



شکل ۵. تصویر ظاهر نمونه‌های آلومینا-آهن با دیسپرزنت PCN میدان قوی (سمت راست)، میدان ضعیف (وسط) و بدون میدان مغناطیسی (سمت چپ) به ترتیب از بالا به پایین با ۷۵، ۸۰ و ۷۵ درصد وزنی ماده جامد در دوغاب.

با توجه به شرایط تجربی باید گزارش شود که گرچه دیسپرزنت PCN گرانروی کمتری را ایجاد می‌کند، ولی زمان گیرش دوغاب با دیسپرزنت PCN بسیار کم بود و کنترل شرایط آن مشکل‌تر به نظر می‌رسید. بنابراین، نمی‌توان تنها به نتایج رئولوژی اکتفا نمود. از آنجا که گرادیان نمونه‌های تهیه شده با ۸۰٪ ماده جامد نیز نامناسب و ناکافی است، به نظر می‌رسد نمونه‌های mD، HD، HE، HA، mA، HB و mB گرادیان مناسب و قابل بررسی دارند.

بر چگالی بحث چندانی در مراجع دیده نمی‌شود. در حالت کلی، میانگین تخلخل نمونه‌ها با سینتر در کوره معمولی کمتر از میانگین تخلخل نمونه‌ها با سینتر در کوره میکروویو بود. قابل ذکر است که حتی برخی از نمونه‌ها در کوره تیوبی معمولی ذوب و به‌طور کامل دفرمه شدند. علت بهبود چگالی و سینتر بهتر در کوره معمولی به مدت زمان بیشتر سینتر و طولانی بودن سیکل آن نسبت داده شد (نه ساعت زمان رسیدن به دمای بیشینه و دو ساعت ماندگاری = ۱۱ ساعت زمان فرآیند در کوره تیوبی در مقابل یک ساعت کل زمان فرآیند در کوره میکروویو). کاهش سرعت فرآیند سینتر یکی از راه‌های کاهش عیوب و مشکلات ناشی از اختلاف انقباض فازهای کامپوزیت‌های FGM است [۱].

جدول ۲. چگالی و تخلخل برخی از نمونه‌ها در دماهای ۱۳۵۰°C و ۱۴۵۰°C.

دما (°C)	چگالی (g/cm ³)				تخلخل ظاهری (%)			
	۳۰	۳۰	۱	۱۲۰	۳۰	۳۰	۱	۱۴۵۰*
زمان min	۳۰	۳۰	۱	۱۲۰	۳۰	۳۰	۱	۱۴۵۰*
HD	۰.۶	۳.۲	۳.۴	۳.۹	۸۰.۰	۲۰.۰	۱۴.۵	۴.۴
mD	-	-	-	۳.۷	-	-	-	۵.۶
HE	-	-	-	۳.۶	-	-	-	۷.۳
nE	۳.۴	۳.۴	۳.۵	۳.۶	۱۷.۰	۱۴.۴	۱۳.۲	۸.۲
mF	۳.۱	۳.۲	-	۳.۷	۲۰.۸	۱۹.۸	-	۵.۳
nF	۳.۶	۳.۶	-	-	۱۱.۵	۸.۶	-	-
HA	-	-	-	۳.۸	-	-	۱۰.۵	۵.۰
mA	-	-	-	۳.۷	-	-	-	۶.۲
HB	-	-	-	۳.۷	-	-	۹.۳	۶.۵
mB	-	-	-	۳.۶	-	-	-	۶.۸
nB	۳.۴	۳.۵	۳.۶	۳.۶	۱۶.۸	۱۴.۹	۸.۴	۹.۶
HC	۳.۴	۳.۵	-	۳.۶	۱۵.۱	۱۲.۸	-	۸.۳

* کوره تیوبی

مقایسه نمونه‌های جدول ۲ نشان می‌دهد گرچه استفاده از مقادیر کم ماده جامد موجب کاهش گرانروی و شاید بهبود شرایط گراذیانی شود ولی چگالی نمونه نهایی نیز پایین خواهد بود. از سوی گرانروی دوغاب تهیه شده با دیسپرنزنت FF7 بیشتر از دوغاب تهیه شده با دیسپرنزنت PCN بود و احتمال داده می‌شود که مشکلات ریخته‌گری را به همراه داشته باشد،

آهن در این نمونه‌ها سریع‌تر رسوب کردند. هنگامی که نمونه‌ها برای برش و پولیش آماده می‌شدند، احتمال داده می‌شود که مقداری آهن از انتهای پایینی نمونه خارج شده باشد که موجب چگالی کمتر می‌شود. احتمال دیگر این است که در رفتار رئولوژی دوغاب‌های تهیه شده با PCN، با افزایش مقدار ماده جامد، انحراف از رفتار ایده‌آل بیشتر دیده می‌شود که می‌تواند موجب سیالیت نامناسب‌تر و چگالی کمتر شود.

در سیستم حاضر، ذرات مغناطیسی آهن تمایل دارند تا در جهت میدان مغناطیسی قرار گیرند؛ زیرا انرژی‌های ممان های مغناطیسی توسط میدان به این ذرات وارد می‌شود و ذرات آهن، آهنربا می‌شوند. انرژی میدان موجب چسبیدن ذرات آهن به یکدیگر و تشکیل توده‌هایی می‌شود که شرایط پایداری دوغاب را برهم می‌ریزد زیرا موجب مقاومت بیشتر ذرات در برابر چرخش و حرکت و در نتیجه افزایش گرانروی دوغاب می‌شود [۱۵]. این وضعیت با برداشتن میدان مغناطیسی به حالت قبل بر نمی‌گردد. افزایش گرانروی دوغاب موجب ایجاد عیوب و حفره در قطعه خام می‌شود.

جدول ۱. چگالی خام نمونه‌های تهیه شده.

دوغاب	شماره نمونه	(H)	(m)	(n)
PCN-70%	A	۲.۴	۲.۴	-
PCN-75%	B	۲.۲	۲.۲	۲.۲
PCN-80%	C	۲.۲	۲.۳	۲.۳
FF7-70%	D	۲.۱	۲.۱	-
FF7-75%	E	۲.۲	۲.۲	۲.۲
FF7-80%	F	۲.۳	۲.۳	۲.۱

در جدول ۲ با افزایش دما در برخی از نمونه‌ها افزایش چگالی و کاهش تخلخل محسوس است که این امر به‌طور کامل بدیهی است. چگالی و تخلخل نمونه‌های سینتر شده در کوره تیوبی معمولی در دمای ۱۴۸۵ درجه سانتی‌گراد با زمان ماندگاری دو ساعت نیز نشان داده شده است. سینتر نمونه HD در کوره معمولی موجب افزایش چگالی از ۳.۴ به ۳.۹ و کاهش تخلخل از حدود ۱۴.۵٪ به ۴.۴٪ شد. این مورد در برخی نمونه‌های دیگر مانند nE، mF و HC نیز دیده شد. کمترین تخلخل مربوط به نمونه HD است (۴.۴) و نمونه‌های mD، HA و HB نیز تخلخل کمی دارند. در مورد تأثیر شدت میدان

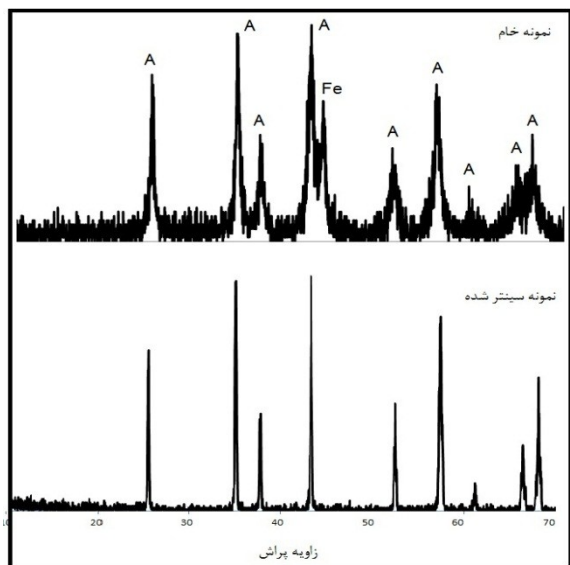
است [۱۷]. حضور تخلخل‌های باقیمانده پس از سینتر، ترک‌ها و مشکلات فرآیند تهیه این کامپوزیت‌ها موجب کاهش استحکام مکانیکی آنها می‌شود ولی فاز نرم آهن با افزایش جقرمگی بدنه، افت استحکام را جبران می‌کند [۱].

جدول ۳. استحکام مکانیکی برخی از نمونه‌ها (مگاپاسکال).

شماره نمونه	کوره مایکروویو	کوره تیوبی
HD	۶۲٫۴	۶۳٫۰
HE	۴۰٫۱	۳۵٫۰
mE	-	۶۵٫۴
HA	۴۴٫۴	-
mA	۷۴٫۸	۸۲٫۷
mB	-	۳۳٫۹

۳-۳-۳ آنالیز کیفی فازی با پراش پرتو ایکس

جهت بررسی ریزساختار و فازهای نهایی کامپوزیت‌ها، آنالیز فازی دو نمونه خام (آسیاب شده) و سینتر شده در شکل ۸ نشان داده شده است.



شکل ۸. الگوی پراش پرتو ایکس کامپوزیت آلومینا-آهن HD؛ A: آلفا آلومینا و Fe: آهن.

ترکیب خام نمونه HD شامل فازهای آلومینا و آهن است و هیچ‌گونه فاز دیگری در آن دیده نشد ولی در نمونه سینتر شده تنها فاز آلومینا دیده می‌شود. با توجه به اینکه اتمسفر کوره خنثی بوده و تلاش شد تا از اکسید شدن آهن جلوگیری شود و دمای سینتر نیز کمتر از دمای ذوب آهن (۱۵۳۷°C) انتخاب شده بود، احتمال داده می‌شود ترکیب

ولی چگالی نمونه‌های تهیه شده با دیسپرزنت FF7 نیز بالاتر و تخلخل آنها کمتر بوده است.

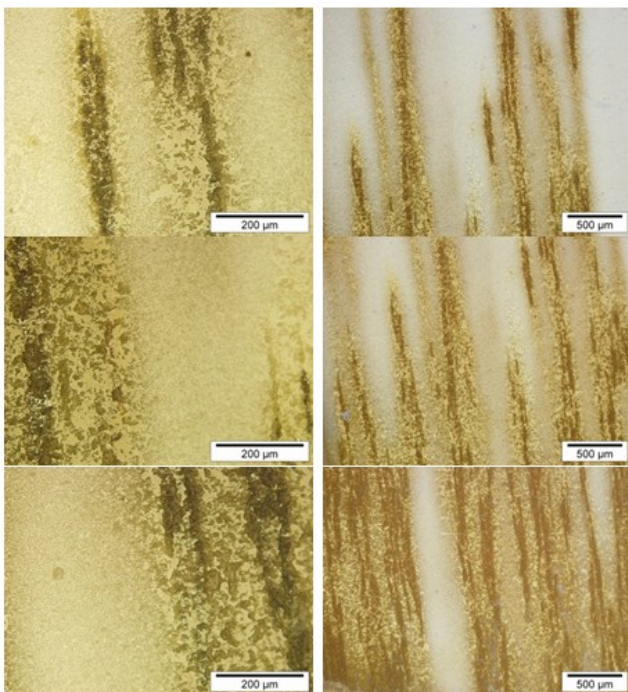
چگالی آهن از آلومینا بیشتر و نقطه ذوب آن کمتر است؛ همچنین اندازه ذرات و سرعت چگالش آهن از آلومینا بیشتر است. حضور این فاز فلزی در کنار فاز سرامیک اکسیدی، شرایط سینتر و چگالش آلومینا را تغییر می‌دهد. ابعاد بزرگتر ذرات آهن و همچنین تفاوت انقباض آن با آلومینا موجب تخریب سینتر زمینه می‌شود [۱]. دیده می‌شود که می‌توان با تغییر شرایط ریخته‌گری دوغابی مقدار تخلخل نمونه‌ها را تا حدود ۸-۵٪ کاهش داد؛ با توجه به سختی سینتر، تخلخل در حدود ۱۲-۶٪ برای کامپوزیت‌های آلومینا-آهن مقدار بسیار کمی محسوب می‌شود. اگر شدت میدان مغناطیسی زیاد باشد موجب میخکوب شدن ذرات و جلوگیری از چینش مناسب آنها می‌شود که در نتیجه چگالی کاهش می‌یابد؛ شدت میدان بالا می‌تواند موجب تغییر رفتار رئولوژی دوغاب از حالت ایده‌آل به الاستیک شود ولی عوامل مختلفی مانند طول زنجیرها و زمان تشکیل آنها پس از اعمال میدان در مقدار تخریب خواص موثر است [۱۶] و اگر شدت میدان کم باشد، گرا دیان غلظت مناسبی را در نمونه ایجاد نمی‌کند. در این نمونه‌ها تفاوت چندانی در مقدار چگالی دیده نشد و می‌توان دما را عامل مهم و موثر بر سینتر نمونه‌ها دانست.

۳-۳-۲ استحکام مکانیکی

استحکام مکانیکی برخی از نمونه‌های آلومینا-آهن که در دمای ۱۵۰۰ درجه به مدت یک دقیقه با مایکروویو و در دمای ۱۴۸۵ درجه سانتی‌گراد با کوره معمولی سینتر شده بودند اندازه‌گیری و در جدول ۳ آورده شده است. نتایج آزمون استحکام بسیار پراکنده بود؛ زیرا تهیه نمونه بدون عیب و ترک مشکل بوده و ابعاد نمونه‌ها نیز بسیار متغیر بود. با این حال، برخی از نتایج حاصل از سینتر در دو کوره قابل مقایسه است. استحکام مکانیکی نمونه‌های تهیه شده با دیسپرزنت FF7 و PCN را نمی‌توان به یکدیگر برتری داد. برخی نمونه‌ها کمتر شدن استحکام را با اعمال میدان مغناطیسی قوی‌تر نشان می‌دهند. آهن در صورتی موجب افزایش استحکام می‌شود که به زمینه آلومینا به‌طور کامل چسبیده باشد. افت شدید استحکام در کامپوزیت آلومینا-آهن نسبت به آلومینای خالص گزارش شده

ترک در هنگام سرد و گرم شدن می‌شود که کنترل آن بسیار مشکل است. در نتیجه، این اختلاف‌ها، تنش‌هایی در دو ماده باقی می‌ماند که تا ۱۵۰ مگاپاسکال نیز گزارش شده است [۱۹]. هرچه تعداد لایه‌ها در مواد گرادانی بیشتر باشد و تغییر ترکیب در طول قطعه با شیب کمتری روی دهد، تنش‌های باقیمانده در قطعه کمتر خواهد شد.

شکل ۱۰ نمونه mA (PCN-70% با آهنربای ضعیف) را نشان می‌دهد که نسبت به دیگر نمونه‌ها از استحکام بالاتری برخوردار بود. برخلاف شکل ۹، در فصل مشترک این نمونه ترک به راحتی دیده نمی‌شود و به نظر می‌رسد چسبندگی مناسبی در میان دو فاز ایجاد شده است. قابل توجه است که بالای نمونه‌ها آلومینای خالص بوده و تنها رگه‌های بسیار باریکی از آهن در آنها دیده شد که به شارژ مجدد دوغاب مربوط است.



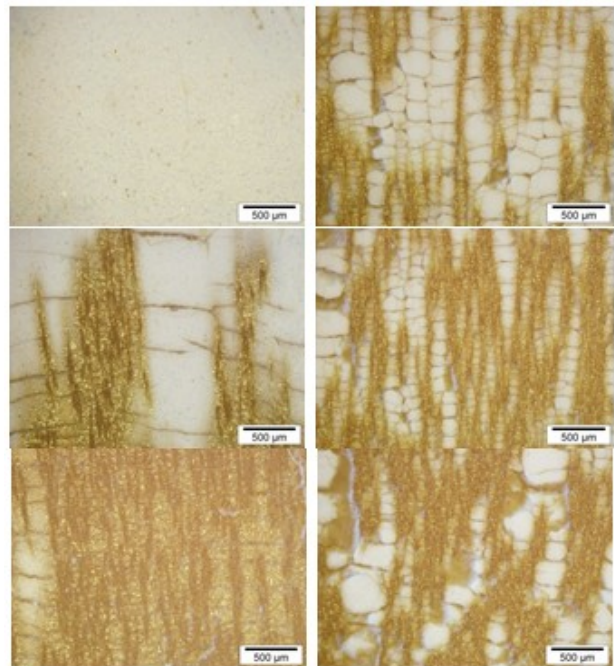
شکل ۱۰. تصویر میکروسکوپ نوری نمونه mA در دو بزرگنمایی؛ از بالا به پایین: بالا، وسط و پایین نمونه.

شکل ۱۱ الف سطح مقطع نمونه mA را در دو بزرگنمایی نشان می‌دهد. ترک‌هایی نیز در سطح مقطع دیده شد. در شکل ۱۱ ب نیز سطح مقطع نمونه mA سیتر شده با کوره تیوبی معمولی دیده می‌شود که به نظر می‌رسد تجمع ذرات آهن و رشد دانه‌های آن بیشتر است. هم‌چنین ترک‌ها در نمونه mA به روشنی مشاهده می‌شود. حضور ترک و عیوب از

دیگری در این نمونه تشکیل شده باشد، ولی به علت مقدار کم آن (کمتر از پنج درصد وزنی) قابل شناسایی دقیق نیست. در مقالات، واکنش میان آلومینا و آهن و تشکیل فاز $FeAl_2O_4$ یا اکسید آهن در کامپوزیت‌های آلومینا-آهن دیده شده و رایج است [۱۰، ۱۸]. فاز دیگری در مقالات گزارش نشده است.

۳-۳-۴ تصاویر ریزساختار میکروسکوپ نوری و الکترونی

تشابه تصاویر میکروسکوپی نمونه‌ها به یکدیگر بسیار زیاد بود. برای مثال شکل ۹ دو نمونه HE (FF7-75% با آهنربای قوی) و HB (PCN-75% با آهنربای قوی) را مقایسه می‌کند. نواحی روشن آلومینا و نواحی تیره آهن است. بر خلاف آن‌که تصور می‌شد نمونه HE گرادیان مناسبی داشته باشد، ولی ذرات آهن در بالای نمونه نیز دیده می‌شود. نمونه HB که با دیسپرزنت PCN تهیه شده است، گرادیان مناسب تری دارد. در بالا، آلومینای خالص و در پایین آهن خالص دیده می‌شود. مشکل این نمونه‌ها ترک‌های بسیار زیادی است که در تصویر مشخص است. این نمونه‌ها با مایکروویو سینتر شده‌اند و سرعت بالای سینتر موجب تشدید ترک‌های میان دو فاز می‌شود. چگالی نمونه HE از HB کمتر و تخلخل آن بیشتر بود.



شکل ۹. تصویر میکروسکوپ نوری نمونه HE در سمت چپ و HB در سمت راست؛ از بالا به پایین: بالا، وسط و پایین نمونه.

اختلاف ضریب انبساط حرارتی دو ماده موجب ایجاد

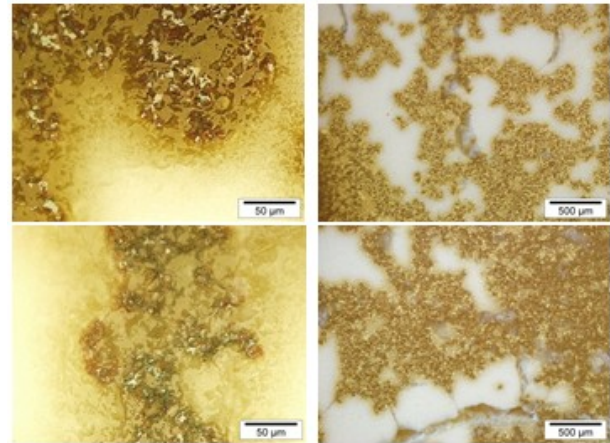
این بدنه‌ها، مغناطیسی شدن ذرات آهن تحت اعمال میدان مغناطیسی است که می‌تواند موجب تخریب خواص قطعه شود. در صورتی که مقدار جاذبه میان ذرات مغناطیسی بیشتر از انرژی حرارتی آنها جهت حرکت‌های براونی باشد، این زنجیرها تشکیل می‌شوند [۱۶]. در تصاویر ریزساختار الکترونی نمونه mA و در فصل مشترک دو فاز ترک واضح و زیادی دیده نشد.

۴-۳ خلاصه

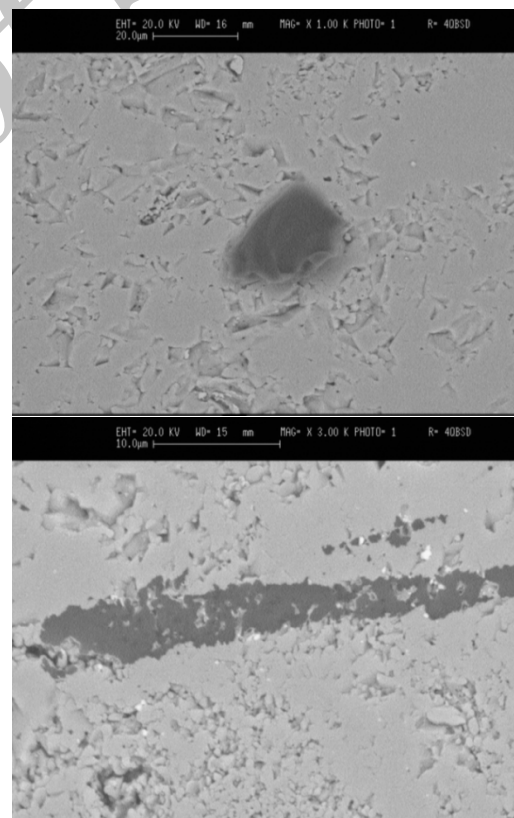
در ریخته‌گری تحت میدان مغناطیسی، افزودن روانساز برای پراکنده‌سازی ذرات در دوغاب بسیار ضروری است. اگر از توده‌ای شدن ذرات در دوغاب جلوگیری نشود، ذرات تحت میدان مغناطیسی قرار نخواهند گرفت؛ زیرا ذرات ریز تمایل زیادی دارند تا به یکدیگر بچسبند و ذرات درشت نیز سریع ته‌نشین می‌شوند. اگر برهم‌کنش میان ذرات قوی باشد، از چرخش ذرات تحت میدان کاسته شده و تأثیر میدان مغناطیسی بر آنها کم می‌شود. گرانیوی دوغاب‌ها نیز با اعمال میدان مغناطیسی افزایش می‌یابد [۲۱-۲۳]. بنابراین، باید تعاملی میان گرانیوی دوغاب و شدت میدان مغناطیسی برای ایجاد گرادیان در نظر گرفت. علم فرآوری کلوییدی کمک بزرگی به این مشکل خواهد کرد.

از نتایج اولیه (رئولوژی و تصاویر ظاهری قطعات خام) چنین برآورد شد که ۸۰٪ وزنی ماده جامد تأثیر منفی بر رفتار دوغاب دارد و این نمونه‌ها گرادیان خوبی را ایجاد نمی‌کنند. نمونه‌های با ۷۰ و ۷۵ درصد ماده جامد به‌عنوان گزینه‌های قابل بررسی برای ایجاد گرادیان آهن انتخاب شدند. تهیه کامپوزیت‌های آلومینا با ذرات آهن پراکنده نیز مشکلی را در برنداشت و به سادگی با دو دیسپرزنت مذکور می‌توان کامپوزیت‌های آلومینا آهن را تهیه کرد. در برخی نمونه‌ها که از میدان مغناطیسی ضعیف استفاده شده بود، ذرات مغناطیسی به خاطر برهم‌کنش مغناطیسی میان یکدیگر، به‌صورت خوشه‌هایی زنجیروار در جهت میدان قرار داشتند. گزارش شده است که [۵] در این حالت، توزیع ذرات به‌طور عمده با برهم‌کنش مغناطیسی کنترل می‌شود تا با گرادیان میدان. ولی در نمونه‌هایی مانند نمونه mA تأثیر دو جانبه برهم‌کنش مغناطیسی ذرات و گرادیان میدان باهم دیده شد. در میان بهترین نمونه‌ها، نمونه

مشکلات شایع و غیرقابل اجتناب در کامپوزیت‌های دارای آلومینا و آهن است [۲۰]. در شکل ۱۲ تصویر SEM نمونه mA در حالت الکترون‌های برگشتی آورده شده است. تفاوت چگالی دو فاز موجب نمایان شدن آنها در تصویر شده است.



شکل ۱۱. تصویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع نمونه mA در دو بزرگنمایی سینتر شده با میکروویو (بالا) و با کوره تیوبی (پایین).



شکل ۱۲. SEM نمونه mA سینتر شده با میکروویو.

رنگ تیره نشان‌دهنده آهن و زمینه روشن نشان‌دهنده آلومینا است. در سمت راست، دانه آهن در زمینه آلومینا و در سمت چپ، دانه‌های هم‌راستا شده آهن به علت وجود میدان مغناطیسی دیده می‌شود. علت تشکیل خوشه‌های زنجیروار در

تلاش می‌شود تا از دماهای کمتری برای سینتر استفاده شود [۲۶].

در برخی از پژوهش‌ها، چگالی کامپوزیت آلومینا-آهن در حدود ۹۴-۸۸٪ چگالی تئوری گزارش شده است [۱] که می‌توان تخلخل را در حدود ۱۲-۶٪ در نظر گرفت. به‌طور متوسط تخلخل نمونه‌های این پژوهش ۸٪ و حتی ۵-۴٪ بوده که چندان دور از انتظار نیست؛ گرچه مقایسه استحکام نمونه‌های تهیه شده (بیشینه ۹۳ مگاپاسکال) با استحکام نمونه‌های مشابه در مراجع (۱۴۸ مگاپاسکال) [۱۷] نشان می‌دهد که در آینده باید برای افزایش استحکام تلاش بیشتری نمود، ولی یکی از مزیت‌های کامپوزیت‌های تهیه شده در این پژوهش، زمان فرآوری و تهیه بسیار کوتاه‌تر و آسان‌تر و هم‌چنین زمان سینتر بسیار کمتر (یک دقیقه در مایکروویو) نسبت به پژوهش‌های دیگران (سینتر دوماجره‌ای با حداقل زمان یک ساعت) [۱] است.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، کامپوزیت‌های گرادینانی آلومینا-آهن و کامپوزیت آلومینا با ذرات پراکنده آهن به‌صورت بالک تهیه شدند. نتایج نشان داد تهیه کامپوزیت‌های آلومینا-آهن با استفاده از دیسپرزنت PCN نسبت به دیسپرزنت FF7 موجب گرانروی کمتر دوغاب و در نتیجه چگالی و استحکام بیشتر شد. ولی با دیسپرزنت FF7 زمان تشکیل جداره بیشتر و ریخته‌گری دوغابی آسان‌تر بود. استفاده از ۷۰٪ وزنی ماده جامد موجب ایجاد گرادینان مناسبی از ذرات آهن در کامپوزیت شد؛ گرچه در برخی نمونه‌ها با استفاده از ۷۵٪ ماده جامد و افزایش شدت میدان و یا افزایش زمان ریخته‌گری تحت میدان مغناطیسی نیز می‌توان گرادینان مطلوب را ایجاد کرد. افزایش درصد ماده جامد تا ۸۰٪ وزنی موجب افزایش بیش از حد گرانروی و تغییر رفتار رئولوژی شده که هیچ گرادینانی از آهن در نمونه‌ها ایجاد نمی‌کند. استفاده از کوره مایکروویو با سینتر نمونه‌ها در زمان بسیار کوتاه (یک دقیقه) موجب دستیابی به چگالی مناسبی در کامپوزیت‌های نهایی شد. رسیدن به چگالی مشابه در کوره تیوبی معمولی به زمان طولانی فرآیند سینتر (نه ساعت برای رسیدن به دمای بیشینه و حداقل دو ساعت

HA و mA که با دیسپرزنت PCN تهیه شده بودند، نسبت به دیسپرزنت FF7، گرانروی کمتر و تا حدودی چگالی و استحکام بیشتری داشتند. در تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه mA که خواص بهتری را نشان داده بود، عیوب، ترک و تخلخل کمتری دیده شد.

گزارش شده که اختلاف ضریب انبساط حرارتی دو ماده آلومینا و آهن موجب ایجاد ترک در هنگام سرد و گرم شدن می‌شود که کنترل آن بسیار مشکل است. علت وجود تخلخل و ترک به سرعت‌های مختلف انقباض فازها مربوط می‌باشد [۲۵]. در نتیجه این اختلاف‌ها، تنش‌هایی در دو ماده باقی می‌ماند؛ این تنش‌ها موجب می‌شود چگال‌سازی قطعات بالک مشکل باشد که در مطالعات دیگران نیز گزارش شده است [۱۹، ۲۶]. هرچه تعداد لایه‌ها در مواد گرادینانی بیشتر باشد و تغییر ترکیب در طول قطعه با شیب کمتری روی دهد، تنش‌های باقیمانده در قطعه نیز کمتر خواهد شد [۵]. یکی از مزیت‌های این پژوهش، استفاده از ریخته‌گری دوغابی است که علاوه بر کم هزینه بودن، سادگی و تولید سریع، ایجاد تغییر ملایم‌تر ترکیب در قطعه است. در سینتر بدون فشار، مناطق مختلف یک ماده FGM با سرعت‌های متفاوتی منقبض می‌شود که موجب بروز ترک و تخریب در قطعه می‌شود. بنابراین، باید در فرآوری تهیه و توزیع اندازه ذرات قطعه کنترل ویژه‌ای صورت پذیرد. یکی از راه‌های تهیه قطعات بدون ترک یا با ترک کمتر، تهیه لایه‌های متفاوت و مجزا با ترکیبی متغیر است که به این لایه‌ها، لایه‌های میانی یا بینابینی گفته می‌شود. لایه‌های میانی در میان دو لایه سرامیک خالص و فلز خالص قرار می‌گیرند [۱].

علاوه بر مشکل شکل‌دهی، چگال‌سازی قطعات بالک FGM نیز سخت است؛ در FGM سرامیک-فلز، نقطه ذوب و در نتیجه دمای سینتر فازها متفاوت است که چگال‌سازی را با مشکلاتی مواجه می‌سازد. وجود ترک‌ها پس از سینتر در قطعات گرادینانی امری بدیهی است که قابل حذف کردن نیست، اما می‌توان آن را با تمهیداتی کاهش داد. برای حل این مشکل سنتز احتراقی را نیز پیشنهاد داده‌اند که البته خود محدودیت تجاری شدن دارد. روش پرس گرم نیز می‌تواند مناسب باشد ولی در مواردی که اختلاف نقطه ذوب دو ماده از ۵۰۰ درجه کمتر باشد. البته به دلیل مسائل اقتصادی، همواره

ماندگاری) نیاز داشت.

مراجع

- behaviour of ductile particle toughened alumina composites, *Journal of the European Ceramic Society*, 19(9) (1998) 1769-1775.
18. Xue, D. S., Huang, Y.L., Ma, Y., Zhou, P.H., Niu, Z.P., Li, F.S., Magnetic properties of pure Fe-Al₂O₃ nanocomposites, *Journal of Materials Science Letters*, 22(24) (2003) 1817 – 1820.
 19. Novak, S., Kalin, M., Lukas, P., Anne, G., Vleugels, J., Van Der Biest, O., The effect of residual stresses in functionally graded alumina-ZTA composites on their wear and friction behavior, *Journal of the European Ceramic Society*, 27(1) (2007) 151-156.
 20. Yodkaew, T., Morakotjinda, M., Tosangthum, N., Coovattanachai, O., Krataitong, R., Siriphol, P., Vetayanugul, B., Chakthin, S., Poolthong, N., Tong Sri, R., Sintered Fe-Al₂O₃ and Fe-SiC Composites, *Journal of Metals, Materials and Minerals*, 18(1) (2008) 57-61.
 21. Suzuki, T.S., Uchikoshi, T., Sakka, Y., Control of texture in alumina by colloidal processing in a strong magnetic field, *Science and Technology of Advanced Materials*, 7(4) (2006) 356-364.
 22. Sakka, Y., Honda, A., Suzuki, T.S., Moriyoshi, Y., Fabrication of oriented β -alumina from porous bodies by slip casting in a high magnetic field, *Solid State Ionics*, 172(1-4) (2004) 341-347.
 23. Suzuki, T.S., Uchikoshi, T., Sakka, Y., Effect of sintering additive on crystallographic orientation in AlN prepared by slip casting in a strong magnetic field, *Journal of the European Ceramic Society*, 29(12) (2009) 2627-2633.
 24. Inoue, K., Sassa, K., Yokogawa, Y., Sakka, Y., Okido, M., Asai, A., Control of crystal orientation of hydroxyapatite by imposition of a high magnetic field, *Materials Transactions*, 44(6) (2003) 1133-1137.
 25. Mott, M., Evans, J.R.G., Zirconia/alumina functionally graded material made by ceramic ink jet printing, *Materials Science and Engineering A*, 271(1-2) (1999) 344-352.
 26. Ruys, A.J., Popov, E.B., Sun, D., Russell, J.J., Murray, C.C.J., Functionally graded electrical/thermal ceramic systems, *Journal of the European Ceramic Society*, 21(10-11) (2001) 2025-2029.
 1. He, Z., Ma, J., Tan, G.E.b., Fabrication and characteristics of alumina-iron functionally graded materials, *Journal of Alloys and Compounds*, 486 (1-2) (2009) 815-818.
 2. EL-Wazery, M.S., EL-Desouky, A.R., A review on functionally graded ceramic-metal materials, *Journal of Materials and Environmental Science*, 6 (5) (2015) 1369-1376.
 3. Udupa, G., S.Shrikantha, R., Gangadharan, K.V., Functionally graded composite materials: An overview, *Procedia Materials Science*, 5 (2014) 1291-1299.
 4. Chmielewski, M., Pietrzak, K., Metal-ceramic functionally graded materials, manufacturing, characterization, application, *Bulletin of the Polish Academy of Sciences*, 64 (1) (2016) 151-160.
 5. Peng, X., Yan, M., Ge, H., Effects of magnetic field gradient on particle distributions of suspension comprised of both magnetic and nonmagnetic particles using two-dimensional monte carlo simulations, *Advanced Materials Research*, 79-82 (2009) 1301-1304.
 6. Szafran, M., Konopka, K., Bobryk, E., Kurzydłowski, K.J., Ceramic matrix composites with gradient concentration of metal particles, *Journal of the European Ceramic Society*, 27 (2007) 651-654.
 7. Kieback, B., Neubrand, A., Riedel, H., Processing techniques for functionally graded materials, *Materials Science and Engineering A*, 362 (2003) 81-105.
 8. Zhang, Z., Li, T., Yue, H., Zhang, J. Li, J., Study on the preparation of Al-Si functionally graded materials using power ultrasonic field, Short Communication, *Materials and Design*, 30(3) (2009) 851-856.
 9. Peng, X., Yan, M. Shi, W., A new approach for the preparation of functionally graded materials via slip casting in a gradient magnetic field, *Scripta Materialia*, 56(10) (2007) 907-909.
 10. Babakhani, A., Zahabi, E. Yavari Mehrabani, H. Fabrication of Fe/Al₂O₃ composite foam via combination of combustion synthesis and spark plasma sintering techniques, *Journal of Alloys and Compounds*, 514 (2012) 20- 24.
 11. Yeomans, J.A., Ductile Particle Ceramic Matrix Composites-Scientific Curiosities or Engineering Materials?, *Journal of the European Ceramic Society*, 28(7) (2008) 1543-1550.
 12. Trusty, P.A., Yeomans, J.A., The Toughening of Alumina with Iron: Effects of Iron Distribution on Fracture Toughness, *Journd of the European Cermic Society*, 17(4) (1997) 495-504.
 13. Ozieblo, A., Wejrzanowski, T., Konopka, K., Szafran, M., Kurzydłowski, K.J., Microstructure of Al₂O₃-Fe FGM obtained by modified slip-casting method, *Materials Science Forum*, 492-493 (2005) 665-672.
 14. Mi, Y., Xiaoling, P., Weitang, S., Relation of viscosity and inner structure of suspension under a magnetic field, *Journal of Inorganic Materials*, 23(4) (2008) 836-840.
 15. Mi, Y., Xiaoling, P., Weitang, S., Investigation on relation of viscosity and inner structure of suspension under a magnetic field, *State Key Laboratory of Silicon Materials*, Zhejiang University, Hangzhou 310027.
 16. Bossis, G., Lançon, P., Meunier, A., Iskakova, L., Kostenko, V., Zubarev, A., Kinetics of internal structures growth in magnetic suspensions, *Physica A A*, 392(7) (2013) 1567-1576.
 17. Aldridge, M. Yeomans, J.A., The thermal shock