

Research Paper

Development of in-situ cast magnesium matrix nano-composite reinforced with oxide nano particles by addition of activated nano-silica powder to the melt

*Mansour Borouni¹, Behzad Niroumand², Ali Maleki³

1- PhD Student, College of Pardis, Materials Engineering group, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

2- Professor, Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

3- Assistant Professor, Department of Mechanical Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

Citation: Borouni M, Niroumand B, Maleki A. Development of in-situ cast magnesium matrix nano-composite reinforced with oxide nano particles by addition of activated nano-silica powder to the melt. Metallurgical Engineering 2017; 20(3): 197-208 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.59258.1122>.

doi : <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.59258.1122>

ABSTRACT

In this study, AZ91C magnesium matrix in-situ nano-composites reinforced with oxide particles were produced by addition of 2 wt% nano silica in the form of a 50wt.%Al+50wt.%SiO₂(np)activated powder mixture to the melt using stir casting method. For this purpose, the activated powder mixture was embedded in AZ91C ingots and their temperature was stabilized at 800°C. Then the melt temperature was reduced to 750°C and the composite slurry was stirred for 15 min. Finally the slurry was cast in a preheated die at 720°C. Control samples were also cast under the same conditions. Improved microstructure, reduced porosity and increased hardness, tensile strength and yield strength of the composite sample were revealed by microstructural and mechanical investigations. The hardness, yield strength and tensile strength values increased from 67 BHN, 84 MPa and 168 MPa for the monolithic samples to 80 MPa, 120 MPa and 230 MPa for the in-situ formed cast composites, respectively. Microstructural and EDS analyses suggested the in-situ formation of Al₂O₃, MgAl₂O₄ and MgO oxide particles by in-situ reaction of Al, Mg and SiO₂ in the melt.

Keywords: AZ91C alloy, in-situ cast nano-composite, silica nanoparticles, mechanical properties, stir casting.

■.....■

* **Corresponding Author:**

Mansour Borouni, MSc.

Address: College of Pardis, Materials Engineering group, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

Tel: +98(9131281812)

E-mail: m.borouni@pa.iut.ac.ir

توسعه نانوکامپوزیت ریختگی در جای زمینه منیزیمی تقویت شده با نانوذرات اکسیدی با افزودن پودر فعال شده نانوسیلیکا به مذاب

* منصور برونی^۱، بهزاد نیرومند^۲، علی مالکی^۳

۱- دانشجوی دکترا، گروه مهندسی مواد، پردیس دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران.

۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران.

۳- استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران.

چکیده

در این پژوهش، نانوکامپوزیت‌های زمینه منیزیمی از جنس آلیاژ AZ91C تقویت شده با ذرات اکسیدی، به صورت درجا با افزودن ۲ درصد وزنی نانوسیلیکا به شکل مخلوط پودری (np) 50wt.%Al+50wt.%SiO₂ فعال سازی شده، به روش ریخته‌گری گردابی تهیه شد. ابتدا مخلوط پودری در شمش آلیاژ منیزیم جاگذاری شده و دمای آن تا ۸۰۰°C افزایش یافت. سپس دمای مذاب به ۷۵۰°C کاهش یافته و در این دما به مدت ۱۵ دقیقه هم‌زده شد. در نهایت، مخلوط مذاب و جامد کامپوزیتی در دمای ۷۲۰°C در قالب فلزی پیش گرم شده ریخته‌گری شد. برای مقایسه نتایج، نمونه‌های شاهدی نیز تحت شرایط کاملا یکسان ریختگی شدند. بررسی‌های ریزساختاری و مکانیکی، بهبود ریزساختار، کاهش تخلخل و افزایش سختی، استحکام کششی و استحکام تسلیم در نمونه‌های کامپوزیتی را نشان داد. مقدار سختی، استحکام تسلیم و استحکام کششی به ترتیب از ۶۷ برینل، ۸۴ مگاپاسکال و ۱۶۸ مگاپاسکال در نمونه‌های بدون تقویت کننده به ۸۰ برینل، ۱۲۰ مگاپاسکال و ۲۳۰ مگاپاسکال در نمونه‌های کامپوزیتی افزایش یافت. بر اساس بررسی‌های ریزساختاری و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس، به نظر می‌رسد واکنش درجای آلومینیوم، منیزیم و سیلیکا باعث ایجاد ذرات تقویت کننده اکسیدی از جنس MgO و Al₂O₃، MgAl₂O₄ در زمینه شده است.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ AZ91C، نانوکامپوزیت ریختگی درجا، نانو ذرات سیلیکا، خواص مکانیکی، ریخته‌گری گردابی.

۱. مقدمه

منیزیم، آلیاژهای Mg-Al-Zn به خصوص آلیاژ AZ91 کاربرد گسترده‌ای در صنایع مختلف دارند. در این آلیاژها روی باعث ریز شدن دانه‌ها و آلومینیوم علاوه بر ریزکنندگی، موجب افزایش مقاومت مکانیکی از طریق ایجاد قابلیت عملیات حرارتی محلولی و پیرسختی و در نهایت تشکیل محلول جامد می‌شود. مقاومت به خوردگی و استحکام نسبتا بالا، از ویژگی‌های خاص آلیاژ AZ91 نسبت به دیگر آلیاژهای منیزیم است. آلیاژ AZ91 یکی از متداول ترین آلیاژهای منیزیم جهت تولید کامپوزیت‌های زمینه منیزیمی است [۴-۱].

برای ساخت کامپوزیت‌های زمینه منیزیمی از مواد تقویت کننده با شکل‌ها، اندازه‌ها و جنس‌های متفاوت استفاده می‌شود که تقویت کننده‌های میکرونی سرامیکی شامل کاربیدها، بوریدها و اکسیدها از بقیه متداول تر هستند [۷-۴]. پژوهش‌های بسیاری در زمینه کامپوزیت‌های زمینه منیزیمی تقویت شده با ذرات سرامیکی انجام شده است. به طور نمونه،

منیزیم و آلیاژهای آن علاوه بر کاربردهای وسیع در صنایع خودرو و هوافضا، رشد چشم‌گیری هم در سه بازار مخابرات، کامپیوتر و دوربین‌های فیلم برداری و عکس برداری داشته‌اند [۱]. منیزیم سبک‌ترین فلز صنعتی با چگالی ۱/۷۴ گرم بر سانتی‌متر مکعب است. آلومینیوم ۱/۵ برابر، فولاد و چدن ۴ برابر و مس و نیکل ۵ برابر سنگین تر از منیزیم هستند. منیزیم یک ماده احیاکننده قوی است و از این بابت اهمیت ویژه‌ای در صنایع شیمیایی دارد. به دلیل استحکام نسبتا پایین (استحکام کششی نهایی ۹۱-۱۰۶ مگاپاسکال برای قطعات ریخته‌گری) و مقاومت به خوردگی کم، منیزیم خالص کاربرد صنعتی چندانی ندارد و معمولا از آلیاژهای آن استفاده می‌شود. در عین حال منیزیم استحکام ویژه بالایی دارد و به همین دلیل به طور گسترده به عنوان زمینه فلزی در ساخت کامپوزیت‌ها استفاده می‌شود. در بین آلیاژهای

* نویسنده مسئول:

مهندس منصور برونی

نشانی: اصفهان، پردیس دانشگاه صنعتی اصفهان، گروه مهندسی و مواد.

تلفن: (۹۱۳۱۲۸۱۸۱۲) +۹۸

پست الکترونیکی: m.borouni@pa.iut.ac.ir

مهم به ریز شدن دانه‌ها و بهبود جوانه‌زنی فازهای $Mg-\alpha$ و $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ با پخش شدن نانوذرات TiB_2 منجر می‌شود [۱۲]. حبیب‌نژاد و همکاران [۱۳]، تولید کامپوزیت منیزیم خالص و آلیاژ منیزیم AZ31 با ذرات نانومتری Al_2O_3 به روش ریخته‌گری گردابی را مورد بررسی قرار دادند. در این پژوهش مقادیرهای ۰/۵، ۱ و ۲ درصد نانوذرات Al_2O_3 به‌عنوان تقویت‌کننده به منیزیم خالص و آلیاژ AZ31 به روش ریخته‌گری گردابی اضافه شد. گزارش شده است که توزیع یکنواخت نانوذرات Al_2O_3 با اندازه متوسط ۱۰۰ نانومتر، ریزساختار ریختگی منیزیم خالص و آلیاژ AZ31 را اصلاح نموده است به طوری که کامپوزیت با ۲ درصد Al_2O_3 دارای ساختار ریزتری نسبت به منیزیم خالص و کامپوزیت با ۰/۵ و ۱ درصد Al_2O_3 است. مشخصه‌یابی خواص مکانیکی نشان داد که استحکام تسلیم و استحکام کششی منیزیم خالص و آلیاژ AZ31 با حضور نانوذرات، به مقدار زیادی افزایش ولی انعطاف‌پذیری کاهش یافته است. افزایش استحکام تسلیم بیشتر به‌خاطر عدم انطباق ضریب انبساط حرارتی بین زمینه و ذرات و تاحدودی نیز مربوط به مکانیزم استحکام‌دهی اوراوان و هال-پچ دانسته شده است. در این نوع کامپوزیت‌ها، کاهش چقرمگی نسبت به حالت غیر کامپوزیتی و نیز حضور شکست ترد، مشهود است.

در بیشتر پژوهش‌ها، از جمله موارد مرور شده در بالا، ذرات تقویت‌کننده به صورت برون‌جا^۱ در زمینه جا داده شده‌اند. در روش‌های کامپوزیت‌سازی درجا^۲، فاز تقویت‌کننده در حین عملیات کامپوزیت‌سازی و با واکنش مواد مختلف در طی فرایند تولید به‌وجود می‌آید. واکنش می‌تواند بین ترکیبات پودری جامد و یا مذاب صورت گیرد [۱۴]. مزیت‌های این روش تولید کامپوزیت نسبت به سایر روش‌های تولید به شرح زیر است [۱۴-۱۶]:

تقویت‌کننده‌ها از لحاظ ترمودینامیکی در زمینه پایدارند و کم‌ترین تاثیرپذیری را در دماهای بالا دارند. فصل مشترک زمینه و تقویت‌کننده کاملاً تمیز است، که موجب تشکیل پیوندهای فصل مشترک قوی می‌گردد. ذرات تقویت‌کننده از لحاظ ابعادی معمولاً ریز و دارای توزیع یکنواختی در زمینه هستند و لذا خواص مکانیکی بهتری را ارائه می‌دهند.

از جمله پژوهش‌های انجام شده در زمینه ساخت درجای کامپوزیت‌های زمینه منیزیمی می‌توان به پژوهش کازونوری^۳ و همکاران [۱۷] در سال ۲۰۰۸ اشاره کرد. آنها کامپوزیت زمینه منیزیمی تقویت‌شده با الیاف کوتاه Al_2O_3 و ذرات درجای Mg_2Si را به روش ریخته‌گری کوبشی^۴ ساختند. در این پژوهش ذرات درجای Mg_2Si در حین نفوذدهی مذاب

رحمانی و همکاران [۸] کامپوزیت‌های زمینه منیزیمی $ZX51-Al_2O_3$ با صفر تا ۶/۷۵ درصد حجمی تقویت‌کننده را به روش ریخته‌گری گردابی ساخته، سپس تحت فرایند اکستروژن گرم در دماهای ۳۰۰ تا ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد قرار دادند و خواص فیزیکی کامپوزیت‌های تولیدی شامل چگالی ظاهری، چگالی نسبی و درصد حجمی تخلخل را مورد بررسی آماری و آزمایشگاهی قرار دادند. نتایج این پژوهش نشان داد که با افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده، چگالی ظاهری و درصد حجمی تخلخل به ترتیب به صورت خطی و به صورت درجه دوم برای هر دو دسته کامپوزیت‌های ریختگی و اکستروژن شده افزایش پیدا می‌کند، در حالی که چگالی نسبی کامپوزیت‌ها با پیروی از تابعی درجه دوم کاهش می‌یابد. همچنین در تمام درصدهای حجمی تقویت‌کننده، چگالی‌های ظاهری و نسبی کامپوزیت‌های اکستروژن شده بیشتر و درصد حجمی تخلخل آن‌ها کمتر از نمونه‌های مشابه ریختگی بود. همچنین به نظر رسید که خواص فیزیکی کامپوزیت‌های اکستروژن شده مستقل از دمای اکستروژن بود. بررسی‌های ریزساختاری نیز وجود تخلخل در کامپوزیت‌های ریختگی را به تأیید رساند. حسن و گوپتا [۹] نیز در سال ۲۰۰۸ کامپوزیت منیزیم تقویت‌شده با ذرات Al_2O_3 با اندازه ۰/۳ میکرون را به روش رسوب‌دهی مذاب متلاشی شده تولید و بهبود استحکام تسلیم، استحکام کششی و انعطاف‌پذیری را با افزایش ۲ درصد ذرات Al_2O_3 گزارش نمودند.

در مورد تقویت آلیاژهای زمینه منیزیمی با نانو ذرات در سال‌های اخیر پژوهش‌هایی انجام شده است. با رفتن مقیاس اندازه ذرات تقویت‌کننده از میکرومتر به نانومتر، سطح ویژه آن‌ها افزایش چشم‌گیری داشته، تاثیر خواص سطحی ذرات اهمیت بیشتری پیدا می‌کند. از آن‌جاکه یکی از مکانیزم‌های افزایش خواص در مواد کامپوزیتی، انتقال بار توسط فصل‌مشترک زمینه و تقویت‌کننده است، با استفاده از ذرات نانومتری، سطحی از تقویت‌کننده که در اختیار زمینه قرار می‌گیرد افزایش یافته، افزایش خواص بیش‌تری مورد انتظار است [۱۰ و ۱۱]. در پژوهشی در سال ۲۰۱۲ نانوکامپوزیت‌های $AZ91D-TiB_2$ به روش هم‌زدن فراصوت (آلتراسونیک) ساخته و ریزساختار و خواص مکانیکی آن‌ها مطالعه شد. برای نانوکامپوزیت‌های AZ91D با یک درصد وزنی ذرات TiB_2 با قطر متوسط ۲۵ نانومتر، استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و شکل‌پذیری، به ترتیب به میزان ۱۸، ۱۲ و ۱۶ درصد و در نانوکامپوزیت حاوی ۲/۷ درصد وزنی نانوذرات TiB_2 ، استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و شکل‌پذیری به ترتیب به میزان ۲۱، ۱۶ و ۴۸ درصد بهبود یافت. باید اشاره شود که نانوذرات TiB_2 به‌عنوان جوانه‌زای غیرهمگن عمل می‌کنند. در این شرایط، شبکه پیوسته فاز $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ در آلیاژ غیر کامپوزیتی، در نانوکامپوزیت‌ها به‌طور عمده به ساختاری ظریف‌تر و غیر پیوسته اصلاح می‌شود. این

1. Ex-situ
2. In-situ
3. Kazunori
4. Squeeze casting

جدول ۱. ترکیب شیمیایی و دمای لیکوئیدوس آلیاژ AZ91C مورد استفاده در این پژوهش

دمای لیکوئیدوس (°C)	Mg	Ni	Cu	Si	Mn	Zn	Al	ترکیب شیمیایی (%)
۵۹۶	باقی مانده	۰/۰۱	۰/۱	۰/۳	۰/۱۳-۰/۳۵	۰/۴-۱	۸/۱-۹/۳	استاندارد [۲۱]
-	باقی مانده	-	۰/۰۵	-	۰/۱۷	۰/۵۹	۸/۶۳	اندازه گیری شده

نتایج نشان داد که اندازه، مورفولوژی و توزیع ذرات در جای منیزیم Mg_2Si و MgO توسط میدان فراصوت پراثری به مقدار زیادی بهینه می شود. در واقع با این عملیات مقدار ذرات در جای Mg_2Si افزایش یافت، اندازه آن ها کوچک و توزیع آن ها یکنواخت شد و ریخت (مورفولوژی) آن ها به شکل زیتونی شکل یک دست تغییر کرد. همچنین مقدار فاز ترد $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ کاهش یافت و ریخت آن دانه دانه ای شد. این ویژگی ها ناشی از اثرات حفره زایی (کاویتاسیون) و همرفت اجباری ناشی از امواج صوتی ایجاد شده توسط میدان فراصوت پراثری دانسته شد و در نتیجه آن، استحکام کششی، سختی برینل و درصد ازدیاد طول به ترتیب به ترتیب $1/42$ ، $1/35$ و $1/13$ برابر بدون اعمال میدان فراصوت پراثری افزایش یافتند [۱۹].

در پژوهشی در سال ۲۰۱۴ کامپوزیت زمینه AZ91 با واکنش در جای تشکیل ذرات MgO و Al_2O_3 با افزودن نیترا منیزیم به آلیاژ مذاب AZ91 ساخته شد. اکسیژن آزاد شده از تجزیه نیترا منیزیم با منیزیم و آلومینیوم مذاب واکنش داده، MgO و Al_2O_3 تشکیل می دهد. این دو اکسید جدید تشکیل شده در مذاب با هم واکنش داده، اسپینل $MgAl_2O_4$ تشکیل می دهند. به کارگیری لرزش فراصوت در مذاب باعث یکنواختی توزیع ذرات، اجتناب از کلوخه شدن ذرات و کاهش تخلخل در قطعه ریختگی می شود. توزیع ذرات اکسیدی تشکیل شده در ساختار به کمک عملیات فراصوت باعث افزایش سختی و استحکام کششی نهایی کامپوزیت تولیدی شد [۲۰].

در پژوهش حاضر نانوکامپوزیت زمینه منیزیم AZ91C تقویت شده با نانوذرات اکسیدی با افزودن ذرات نانوسیلیکا به مذاب به صورت درجا و به روش ریخته گری گردابی تهیه و خصوصیات ساختاری و خواص مکانیکی کامپوزیت های ساخته شده بررسی شد.

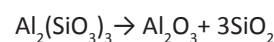
۲. مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی استاندارد و اندازه گیری شده (به روش شیمی تر) و دمای لیکوئیدوس آلیاژ به کار برده شده در این پژوهش در جدول ۱ نشان داده شده است.

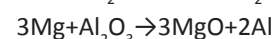
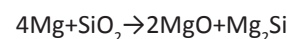
در این پژوهش از نانو ذرات سیلیکای حاصل از پیرولیز و سوختن پلیمر سیلیکون اچ تی وی (HTV)^۵ برای ایجاد در جای ذرات تقویت کننده اکسیدی استفاده شد. برای ساختن نانوذرات سیلیکا، از پلیمر سیلیکون اچ تی وی ساخت شرکت

منیزیم به داخل پیش فرم هایی که روی سطوح آن ها ذرات سیلیسیم چسبیده بود، تشکیل شدند. کسر حجمی الیاف از صفر تا ۳۳ درصد بود. برای کامپوزیت تقویت شده با ذرات Al_2O_3 ، کامپوزیت با ۱۸ درصد حجمی الیاف بیشترین مقاومت در دمای بالا را داشت. به نظر می رسد در این پژوهش ذرات Mg_2Si تماس الیاف Al_2O_3 با همدیگر را کاهش داده، باعث انتقال آسان تنش بین الیاف و زمینه و در نتیجه کاهش تمرکز تنش شده اند. بنابراین استحکام کامپوزیت شامل الیاف Al_2O_3 و ذرات Mg_2Si نسبت به کامپوزیت شامل الیاف به تنهایی بیش تر است. زاجینگ^۵ و همکاران [۱۸] در سال ۲۰۰۶ کامپوزیت های زمینه منیزیمی تقویت شده با ذرات TiC را به صورت درجا و با استفاده از یک روش نوین ذوب مجدد و رقیق کردن (RD)^۶ ساختند. روش ذوب مجدد و رقیق کردن شامل دو مرحله است. در مرحله اول بلوک پیش ساخته شامل تقویت کننده ها آماده می شود و در مرحله دوم بلوک پیش ساخته در مذاب زمینه رقیق می شود تا کامپوزیت تولید شود. برای این کار آلومینیوم، تیتانیوم و گرافیت به عنوان ماده پایه جهت بلوک پیش ساخته و ایجاد ذرات در جای TiC استفاده شدند. به کمک مشخصه یابی و میکروآنالیز پراب الکترونی (EPMA)^۷، دیده شد که ذرات TiC به طور یکنواخت در ماده زمینه پراکنده شده اند که این توزیع یکنواخت به طور عمده مدیون هم زدن مناسب، تقویت کننده های ریز و خیس شونده مناسب بین ذرات TiC و زمینه منیزیمی دانسته شده است.

در سال ۲۰۱۰ در پژوهشی [۱۹] کامپوزیت در جای $Mg-(Mg_2Si+MgO)$ ساخته شده از $AZ91-Al_2(SiO_3)_3$ تحت میدان فراصوت پراثری قرار گرفت و توسط روش های XRD و DSC بررسی شد و تشکیل فازهای تقویت کننده درجا در آزمایش ها به شرح زیر توضیح داده شد. در مذاب منیزیم، نمک $Al_2(SiO_3)_3$ مطابق واکنش زیر به Al_2O_3 و SiO_2 تجزیه می شود.



سیس SiO_2 و Al_2O_3 می توانند با مذاب منیزیم مطابق دو واکنش زیر واکنش داده و ذرات در جای Mg_2Si و MgO را تشکیل دهند.

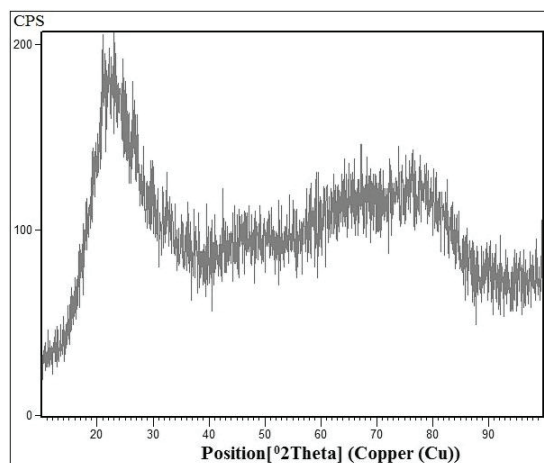


5. Xiuging

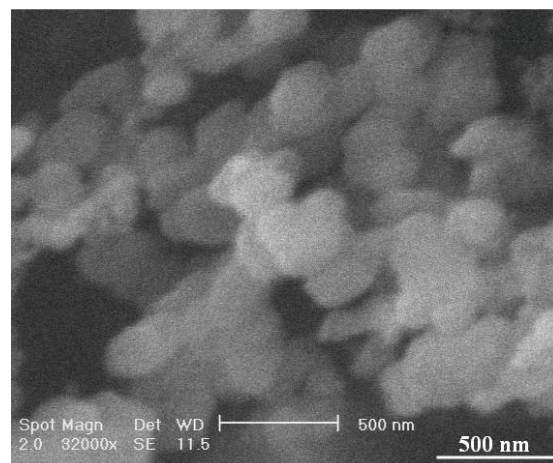
6. Remelting and dilution

7. Electron probe microanalysis

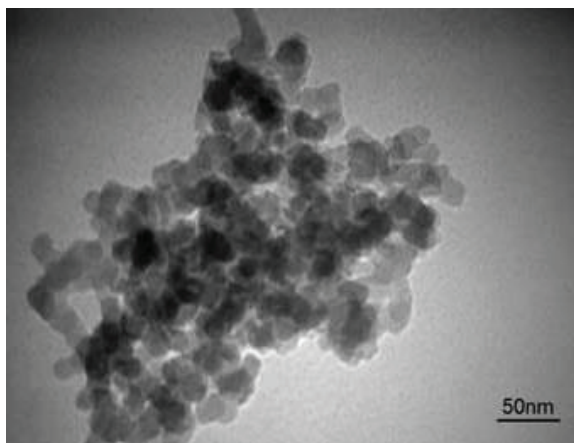
8. High Temperature Vulcanization (HTV)



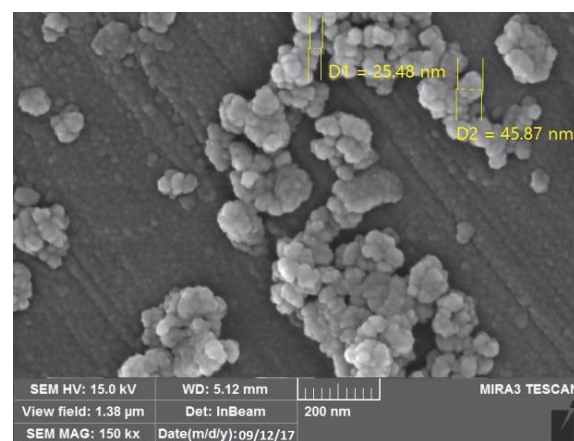
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

شکل ۱. الف) تصویر SEM، ب) الگوی XRD، ج) تصویر FESEM و د) تصویر TEM [۲۲] از پودر حاصل از پیرولیز و سوختن پلیمر سیلیکون اچ تی وی

آن‌ها انجام گرفت. برای فعال‌سازی از گوی و کاپ فولادی از جنس فولاد زنگ نزن، نسبت گوی به پودر ۱:۱۰ و سرعت چرخش ۲۵۰ rpm استفاده شد. هدف از این مرحله، تعیین زمان مناسب فعال‌سازی به گونه‌ای بود که هیچ واکنشی در حین فعال‌سازی رخ ندهد ولی مخلوط پودری آمادگی لازم برای واکنش‌دهی پس از افزوده شدن به مذاب را پیدا کند. به منظور تعیین دمای شروع واکنش‌ها، بر روی مخلوط پودری فعال شده به مدت مناسب، آنالیز حرارتی گرماسنجی روبشی افتراقی (DSC) تا دمای ۱۲۰۰°C انجام شد. مخلوط پودری فعال شده، در نهایت به صورتی که توضیح داده خواهد شد به مذاب اضافه می‌شود. پیش‌بینی می‌شود در صورت اختلاط کافی و با واکنش مخلوط فعال شده با مذاب، ذرات اکسیدی در مذاب تولید و به‌عنوان تقویت‌کننده به‌طور یکنواخت توزیع می‌شوند.

برای تهیه مذاب AZ91C، ابتدا از یک کوره مشعلی با سوخت گاز طبیعی برای ذوب آلایژ و سپس از یک کوره مقاومتی برای

KCC کره جنوبی به‌عنوان ماده خام استفاده شد و فرایند ساخت به‌صورتی که توسط سنمار و همکاران [۲۲] بهینه‌یابی شده است، انجام گردید. برای این کار مقدار مورد نیاز از ماده ذکر شده داخل کوره مقاومتی قرار داده شده، کوره با نرخ ۲۰ °C/min گرم شد تا به دمای ۷۰۰°C برسد. سپس ماده به مدت یک ساعت در دمای ۷۰۰°C نگاه‌داشته شد تا به‌طور کامل پیرولیز و سوخته شود. محصول تولید شده ماده پودری سفید رنگی بود که با استفاده از پراش پرتو ایکس (XRD)، میکروسکوپ الکترونی (SEM و FESEM) و میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) [۲۲] مورد ارزیابی قرار گرفت. شکل ۱ الگوی پراش پرتو ایکس و تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی و عبوری پودر حاصل را نشان می‌دهد.

برای تعیین زمان بهینه فعال‌سازی مخلوط پودری آلومینیوم و نانوسیلیکا قبل از افزودن به مذاب آلایژ زمینه، مخلوط پودری (50%Al+50%SiO₂(np)) در زمان‌های مختلف از ۵ تا ۱۵۰ ساعت به کمک آسیاب مکانیکی Retsch (مدل PM ۱۰۰) فعال‌سازی شده و آزمایش XRD بر روی تمام

9. Differential scanning calorimetry

۱۲۰ درجه نسبت به هم استفاده شد. ضخامت، پهنا و طول پرها به ترتیب برابر ۲، ۱۵ و ۲۰ میلی‌متر بود. برای بالا بردن قدرت همزدن و ایجاد جریان از بالا به پایین بیش‌تر، پرها با زاویه ۴۵ درجه نسبت به سطح مقطع محور همزن متصل شده بودند. جهت تمیز ماندن مذاب و افزایش عمر همزن، سطح همزن به کمک پوشش نانوسرامیکی با نام تجاری MM12 ساخت شرکت نانوویشن^{۱۰} آلمان پوشش داده شد. هنگام هم‌زدن، همزن تا نصف ارتفاع مذاب به داخل آن وارد می‌شد [۲۳].

پس از آماده‌شدن مذاب دمای آن به 800°C رسانده شده و به مدت ۱۰ دقیقه در این دما نگهداشته شد تا واکنش‌های احتمالی انجام شوند. سپس دمای مذاب به 750°C رسانده شده و عملیات هم‌زدن به مدت ۱۵ دقیقه با سرعت هم‌زدن ۵۰۰ دور در دقیقه انجام گرفت تا یک مخلوط کامپوزیتی همگن از مذاب و ذرات جامد به دست آید. سپس دمای مخلوط ذکر شده به 720°C کاهش یافته و در قالب فولادی که دارای چهار حفره استوانه‌ای شکل بوده و دمای 100°C پیش گرم شده بود، ریخته شد [۲۳].

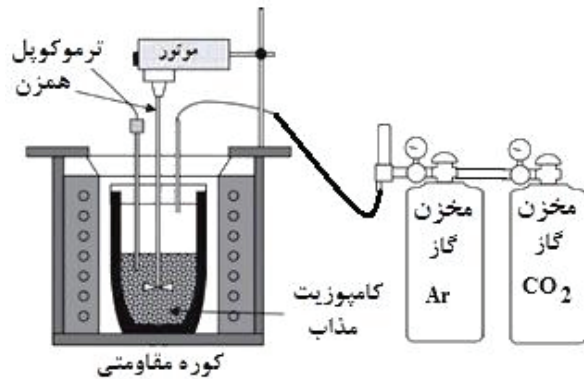
لازم به ذکر است که سه نمونه کامپوزیتی شامل ۲ درصد وزنی پودر نانو سیلیکا به صورت فوق و یک نمونه غیر کامپوزیتی از جنس آلیاژ AZ91C به عنوان شاهد و با شرایط کاملا مشابه ریخته شد. کلیه نمونه‌ها پس از تمیزکاری، طبق استاندارد ASTM-E8M [۲۴]، مطابق شکل ۳ برای بررسی خواص کششی به شکل نمونه کشش تراش کاری شدند. آماده‌سازی نمونه‌ها جهت بررسی ریزساختار طبق استاندارد ASTM-E3-01 [۲۶] انجام گرفت. نمونه‌ها پس از آماده‌سازی سطح در محلول نایتال ۲٪ اچ شدند و سپس به کمک میکروسکوپ نوری مدل Mec 1042C مورد بررسی ریزساختاری قرار گرفتند.

۳. نتایج و بحث

نتایج بررسی‌های پراش پرتو ایکس (XRD) نشان داد در تمام زمان‌های فعال‌سازی بجز ۵ ساعت، بین آلومینیوم و نانو سیلیکا واکنش انجام می‌شود. به همین دلیل زمان‌های فعال‌سازی ۵ ساعت به عنوان زمان مناسب فعال‌سازی انتخاب شد. آنالیز حرارتی گرماسنجی روبشی افتراقی (DSC)^{۱۱} بر روی مخلوط پودری ۵ ساعت فعال‌سازی شده نشان داد که در دمای 800°C در اثر واکنش آلومینیوم و سیلیکا، فاز Al_2O_3 تشکیل می‌شود. بنابراین پیش بینی می‌شود که اگر مخلوط پودری ۵ ساعت فعال‌سازی شده به مذاب آلیاژ AZ91C اضافه شود و سپس دمای مذاب به 800°C رسانده شود، فاز Al_2O_3 به صورت درجا در مذاب تشکیل شود. همچنین در صورت اختلاط مناسب مذاب و ذرات، انتظار می‌رود که فازهای تقویت‌کننده به‌طور یکنواخت در مذاب توزیع شوند.

10. Nanovation

11. Differential scanning calorimetry

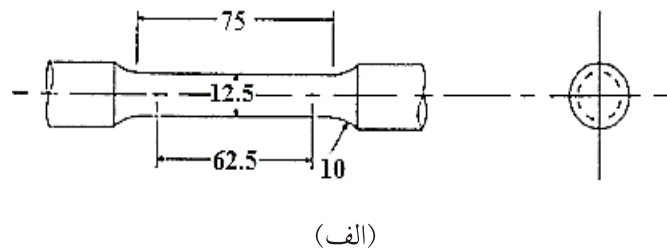


شکل ۲. تصویر نمادین سیستم ریخته‌گری گردابی مورد استفاده در این پژوهش

نگهداری و کنترل دما استفاده شد. علت انتخاب این روش برای ذوب آلیاژ این بود که سرعت تهیه مذاب در کوره گازی به مراتب بیش‌تر از کوره مقاومتی است. لذا با کاهش زمان تهیه ذوب، می‌توان تا حدی از اکسیداسیون مذاب جلوگیری کرد. به محض ذوب شدن آلیاژ در کوره گازی و برای کنترل دقیق دما، بوتله حاوی مذاب به کوره الکتریکی که از قبل تا دمای مورد نظر گرم شده بود و در نزدیکی کوره گازی قرار داشت منتقل شده، پس از رسیدن به دمای مورد نظر، مذاب تحت عملیات هم‌زدن قرار گرفت. در شکل ۲ تصویر نمادین سیستم ریخته‌گری گردابی نشان داده شده است.

برای تهیه نانو کامپوزیت‌های در جای زمینه منیزیم AZ91C تقویت شده با نانو ذرات اکسیدی، در هر آزمایش یک کیلوگرم شمش منیزیم AZ91C و ۲ درصد نانوسیلیکا (40°C) گرم مخلوط پودری $(50\text{wt.}\% \text{Al} + 50\text{wt.}\% \text{SiO}_2(\text{np}))$ ۵ ساعت فعال‌سازی شده آماده شد. سپس با مته سوراخ‌هایی به قطر ۱۳ میلی‌متر در شمش منیزیم ایجاد شده، مخلوط پودری که با براده‌های آلیاژ AZ91C به خوبی مخلوط شده بود، در داخل سوراخ‌ها قرار داده و کوبیده شد و در نهایت سوراخ‌ها توسط براده‌های AZ91C مسدود گشت. سپس مجموعه آماده شده در داخل یک بوتله گرافیتی در کوره قرار گرفت.

بر خلاف آلومینیوم که دارای لایه اکسیدی پیوسته است و با ایجاد اکسید بر روی سطح مذاب، تماس بین مذاب و هوا قطع می‌شود، اکسید منیزیم متخلخل بوده و نمی‌تواند حفاظتی از مذاب به عمل آورد [۳ و ۵]. در ریخته‌گری آلیاژهای منیزیم چنانچه ارتباط فلز در حین و پس از ذوب با هوا قطع نشود، تمام منیزیم اکسید شده و جز پودر سفید رنگ اکسید منیزیم چیزی باقی نمی‌ماند. در ریخته‌گری گردابی که مذاب اغتشاش دارد و تماس آن با هوا نیز بیش‌تر است، این مسأله شدیدتر است. در این پژوهش جهت حفاظت مذاب آلیاژ AZ91C، از دمش مخلوط گاز دی اکسید کربن و آرگون با نسبت مساوی روی سطح مذاب و برای هم‌زدن مذاب از یک همزن از جنس فولاد ساده کربنی و دارای سه پره با زوایای



(الف)



(ب)

شکل ۳. تصویر نمونه کششی گرد استفاده شده برای آزمون‌های کشش، الف) نقشه مکانیکی [۲۴] و ب) نمونه تراش کاری و دوسر رزوه شده

مذاب توانسته‌اند با ایجاد شرایط جوانه‌زنی غیرهمگن بهتر یا جلوگیری موثر از رشد دانه‌ها، موجب ریزشیدن فاز $Mg-\alpha$ و نیز اصلاح شبکه‌های پیوسته فاز $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ شوند. ریزشیدن دانه‌های فاز اصلی $Mg-\alpha$ و نیز فاز یوتکتیکی $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ که در مرز دانه‌ها قرار دارد، تأثیر چشم‌گیری بر خواص مکانیکی خواهد داشت.

شکل ۵ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) مربوط به نمونه کامپوزیتی شامل ۲ درصد نانوذرات تقویت‌کننده SiO_2 را نشان می‌دهد. در این تصویر ذراتی با ابعادی در حدود چند ده تا چند صد نانومتر مشاهده می‌شود. شکل ۵- ب آنالیز EDS سه فاز مشخص شده در شکل ۵- الف را نشان می‌دهد. بر اساس این آنالیز، ذرات مشاهده شده اکسیدی و از جنس MgO ، Al_2O_3 ، $MgAl_2O_4$ هستند و اثری از ذرات اضافه شدن نانو سیلیکا در ساختار دیده نمی‌شود. بر این اساس، به نظر می‌رسد ذرات نانوسیلیکای اضافه شده، در مذاب احیا شده و با آزادسازی اکسیژن منجر به ایجاد درجای فازهای اکسیدی جدید شده‌اند که این مسئله در ادامه مورد بررسی قرار می‌گیرد.

تحلیل ترمودینامیکی تشکیل فازها در سیستم $Mg-SiO_2$

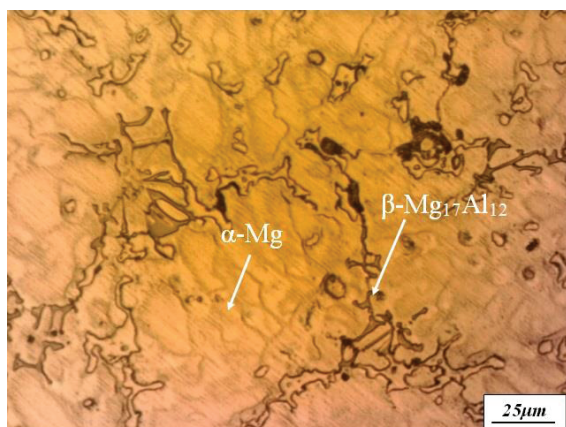
ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در جدول ۱ ارائه شد که در آن منیزیم به‌عنوان فلز پایه و آلومینیوم به‌عنوان عنصر آلیاژی اصلی وجود دارند. علاوه بر آن ذرات نانوسیلیکا با سطح ویژه بسیار بالا نیز در مذاب این آلیاژ وجود دارند و انتظار می‌رود در حین فرایند در دمای $750^\circ C$ شرایط مناسبی برای واکنش با مذاب فراهم شود. بر اساس پژوهش‌های انجام شده قبلی، واکنش‌های ۱ تا ۵ می‌توانند بین عناصر اصلی موجود در مذاب و ذرات نانوسیلیکا رخ دهند که مقدار انرژی آزاد هر

بررسی‌های ریزساختاری

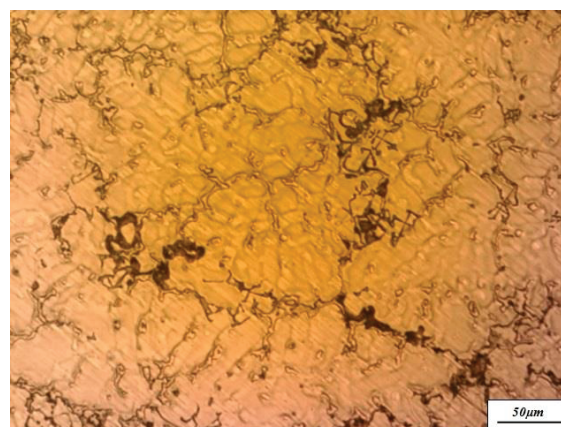
نمونه‌هایی از ریزساختار میکروسکوپی نوری نمونه غیرکامپوزیتی (شاهد) و نمونه‌های نانو کامپوزیتی در شکل ۴ دیده می‌شود. همان‌گونه که در شکل‌های ۴- الف و ب دیده می‌شود، ریزساختار آلیاژ AZ91C (نمونه شاهد)، شامل فاز پیوسته بین فلزی $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ است که دندریتهای منیزیم اولیه ($Mg-\alpha$) را احاطه کرده است. فاز $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ به‌طور عمده در طول مرز دانه‌های فاز اولیه $Mg-\alpha$ پخش شده است و به شکل شبکه طولانی و پیوسته بوده که کاهش خواص مکانیکی را به دنبال دارد.

از مهم‌ترین نکات در بررسی ریزساختار مواد نانو کامپوزیتی، بررسی چگونگی توزیع و اتصال ذرات تقویت‌کننده در زمینه است. با این وجود، در شکل‌های ۴- ج و د که ریزساختار نمونه کامپوزیتی شامل ۲ درصد ذرات نانو سیلیکا را نشان می‌دهد، نشان مشخصی از وجود نانوذرات تقویت‌کننده در زمینه مشاهده نمی‌شود. در استفاده از تقویت‌کننده‌های نانومتری، هنگامی که توزیع مناسبی از ذرات در کامپوزیت به دست آمده و کلوخه‌های بزرگ از ماده تقویت‌کننده در ساختار حضور نداشته باشند، تشخیص و یافتن ذرات تقویت‌کننده در ریزساختار با بررسی میکروسکوپی نوری میسر نیست و نیاز به بررسی در بزرگنمایی‌های بالاتر به وسیله میکروسکوپ‌های الکترونی است. همچنین می‌توان از مشاهدات غیرمستقیم و بررسی خواص مکانیکی و فیزیکی، به حضور و توزیع تقویت‌کننده در زمینه پی برد.

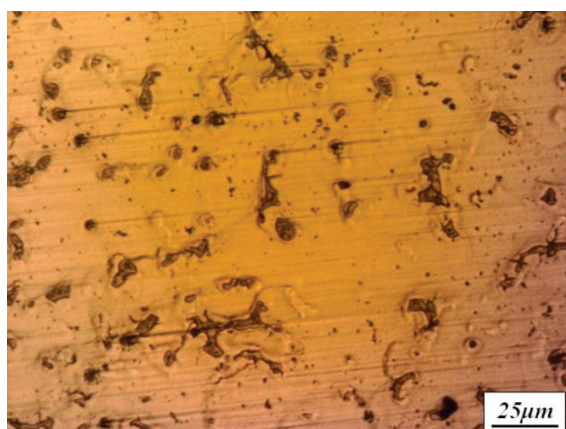
از سوی دیگر، در شکل‌های ۴- ج و ۴- د مشاهده می‌شود که در نانو کامپوزیت‌های AZ91C شامل نانوذرات اکسیدی، دندریتهای فاز اصلی $Mg-\alpha$ ریزتر شده و شکل فاز اولیه از حالت دندریتی خشن به ساختار دندریتی ریز هم‌محور تبدیل شده است. به نظر می‌رسد نانو ذرات ایجاد شده در



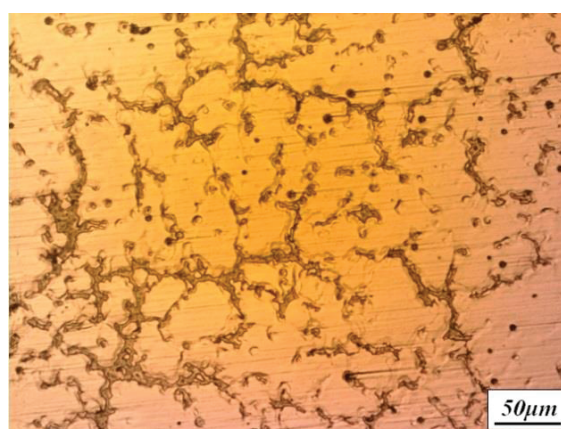
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

شکل ۴. تصاویر میکروسکوپی نوری در دو بزرگنمایی مختلف، الف و ب) ریزساختار نمونه ریختگی غیر کامپوزیتی، ج و د) ریزساختار نمونه کامپوزیتی شامل ۲ درصد نانوذرات تقویت کننده SiO_2

از آن جایی که انرژی آزاد همه این واکنش‌ها در دمای $750^{\circ}C$ به شدت منفی است، تشکیل فازهای Al_2O_3 و $MgAl_2O_4$ که در شکل ۵- الف نشان داده شده است، از لحاظ ترمودینامیکی قابل انجام و خودبخودی به نظر می‌رسد [۲۸].

فاز $MgAl_2O_4$ ترکیبی از خواص منحصربه‌فرد نظیر هدایت حرارتی پایین، ضریب انبساط حرارتی کم، مقاومت به شوک حرارتی خوب، ثابت دی‌الکتریک کم، مقاومت الکتریکی زیاد، نقطه ذوب بالا ($2135^{\circ}C$) و استحکام مکانیکی بالا از خود نشان می‌دهد [۲۸ و ۲۹]. علاوه بر این، این ترکیب چسبندگی بسیار خوبی با زمینه‌های فلزی دارد [۳۰]. بر اساس گزارش اسریکمار^{۱۲} و همکاران [۲۸] مطالعات مختلفی در مورد چگونگی تشکیل، نوع فصل‌مشترک و نیز کریستالوگرافی فاز $MgAl_2O_4$ در حضور تقویت‌کننده‌های مورد استفاده در کامپوزیت‌های زمینه فلزی انجام شده است. تقویت‌کننده‌های مورد استفاده اکسیدی نظیر Al_2O_3 .

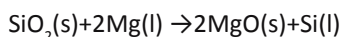
واکنش در دمای $750^{\circ}C$ ($1023K$) نیز در کنار هر یک نشان داده شده است [۲۶-۲۸].

رابطه ۱.



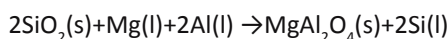
$$\Delta G_{1023K}^0 = -348.19 \text{ kJ/mol}$$

رابطه ۲.



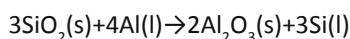
$$\Delta G_{1023K}^0 = -268.22 \text{ kJ/mol}$$

رابطه ۳.



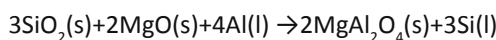
$$\Delta G_{1023K}^0 = -449.63 \text{ kJ/mol}$$

رابطه ۴.



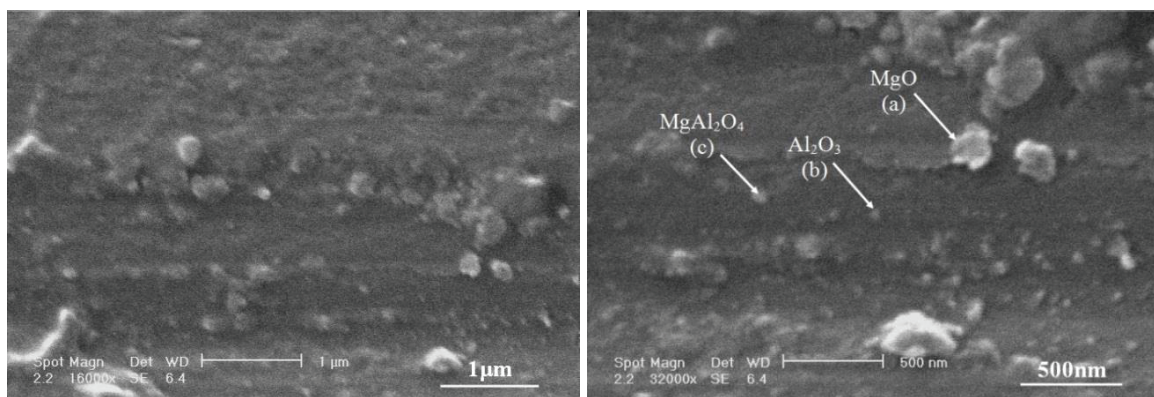
$$\Delta G_{1023K}^0 = -556.44 \text{ kJ/mol}$$

رابطه ۵.

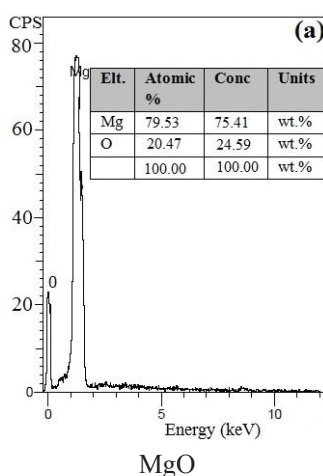


$$\Delta G_{1023K}^0 = -631.08 \text{ kJ/mol}$$

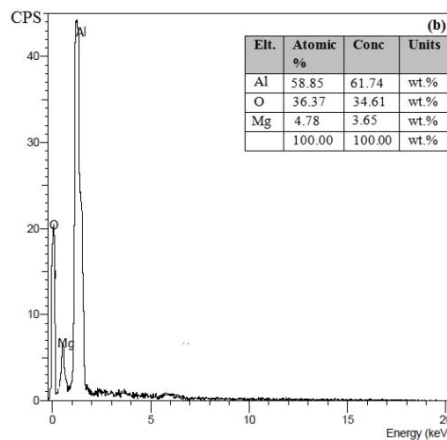
12. Sreekumar



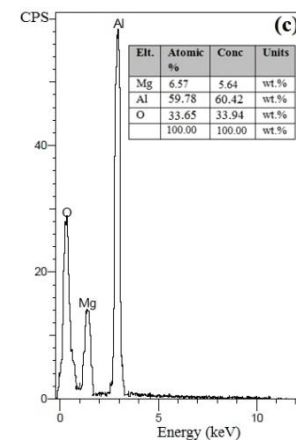
(الف)



MgO



Al₂O₃



MgAl₂O₄

(ب)

شکل ۵. الف) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) مربوط به نمونه کامپوزیتی شامل ۲ درصد نانوذرات تقویت کننده SiO₂ و ب) آنالیز عنصری EDS از نقاط a, b و c.

منیزیمی تقویت شده با نانوذرات Al₂O₃ افزایش چشم گیری در ریزسختی و افزایش اندکی در مدول کشسانی و استحکام تسلیم از خود نشان می دهند [۳۲]. سختی و استحکام کششی در آلیاژ AZ91 تقویت شده با MgO افزایش می یابد [۱۹]. با توجه به این مطالب انتظار می رود که ایجاد ذرات اکسیدی Al₂O₃، MgAl₂O₄ و MgO در آلیاژ زمینه AZ91C، نقش تقویت کنندگی مناسب داشته و افزایش خواص مکانیکی را به دنبال داشته باشد [۱۹ و ۲۰].

بررسی خواص مکانیکی

شکل ۶ نمونه ای از منحنی های تنش- کرنش حاصل از آزمون کشش برای نمونه های کامپوزیتی و غیر کامپوزیتی را نشان می دهد. مقادیر میانگین خواص مکانیکی شامل سختی، استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول نمونه غیر کامپوزیتی و نمونه های نانوکامپوزیتی در جدول ۲ نشان داده شده است.

همان گونه که از شکل ۶ و جدول ۲ دیده می شود سختی،

سافیل^{۱۳}، مولیت^{۱۴}، پشم کائولن^{۱۵}، MgO، Al₄B₃O₁₈، الیاف ASZ^{۱۶} و شیشه یا غیر اکسیدی مثل گرافیت، B₄C، AlN و SiC بوده اند. مطالعه واکنش ها با تقویت کننده های اکسیدی نشان داده است که MgAl₂O₄ در اثر واکنش تقویت کننده اکسیدی با آلومینیوم و منیزیم موجود در آلیاژ زمینه، تشکیل می گردد. همچنین اکسیداسیون سطح تقویت کننده های غیر اکسیدی نیز منجر به تشکیل یک لایه اکسیدی واکنش پذیر می شود که این لایه به تشکیل MgAl₂O₄ کمک می کند. تشکیل SiO₂ بر روی Al₂O₃، SiC، AlN و B₂O₃ بر روی B₄C مثال هایی از این مکانیزم هستند. در بعضی موارد گزارش شده که جذب اکسیژن موجود بر روی سطح تقویت کننده ها به عنوان منبعی برای تشکیل MgAl₂O₄ عمل کرده است.

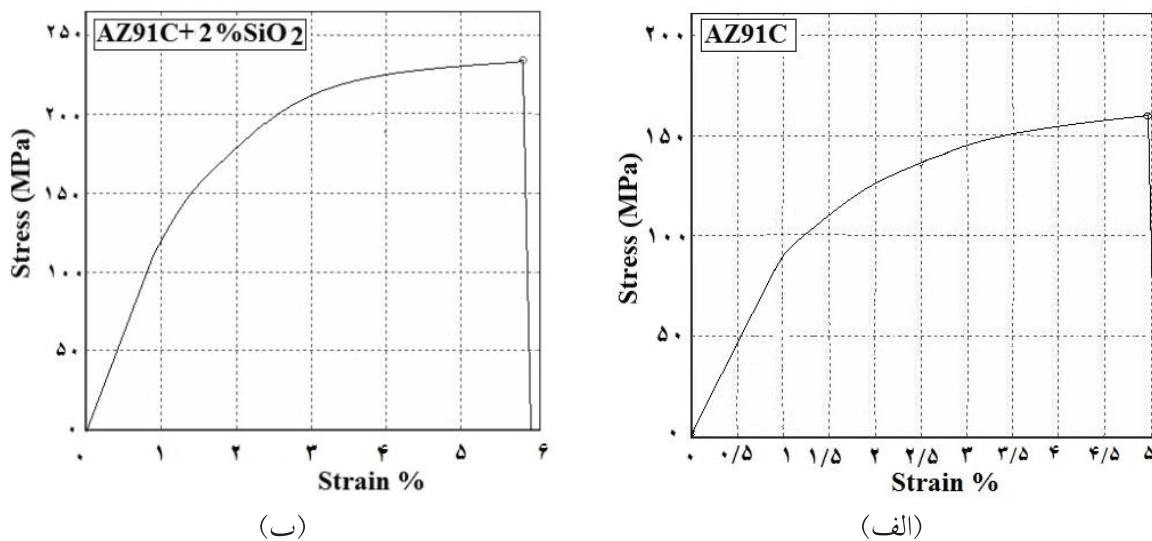
Al₂O₃ دارای صلبیت و استحکام بالا و نیز مقاومت به سایش و پایداری حرارتی مناسب است [۳۱]. کامپوزیت های

13. Saffil

14. Mullite

15. Kaowool

۱۶. ترکیب ZrO₂ و SiO₂ Al₂O₃ با نسبت ۲:۵:۳ و با ساختار غیر بلورین



شکل ۶. نمونه‌ای از منحنی‌های تنش-کرنش حاصل از آزمون کشش برای نمونه‌های الف) غیر کامپوزیتی و ب) کامپوزیتی

جدول ۲. خواص مکانیکی نمونه‌های غیر کامپوزیتی و نانو کامپوزیتی

ماده اولیه تقویت کننده (%)	سختی (BHN)	استحکام کششی نهایی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	درصد ازدیاد طول
نمونه غیر کامپوزیتی (نمونه شاهد)	67 ± 3	168 ± 3	84 ± 2	3/3 ± 0/3
نمونه نانو کامپوزیتی (میانگین سه آزمایش)	80 ± 3	230 ± 2	120 ± 3	3 ± 0/2
درصد تغییر	+19/4	+36/9	+42/9	-9/1

نشان از توزیع نسبتاً مناسب ذرات تقویت کننده و عدم تشکیل کلوخه‌های بزرگ در زمینه دارد.

به طور کلی با توجه به کوچکی نسبت طول به عرض و کوچکی اندازه متوسط ذرات تقویت کننده سرامیکی ایجاد شده و درصد خیلی کم آن‌ها در نانو کامپوزیت‌های زمینه فلزی، تأثیر مکانیزم استحکام بخشی مستقیم از طریق انتقال بار به ذرات، بر افزایش خواص مکانیکی کامپوزیت‌های ذره‌ای نسبت به مکانیزم‌های غیرمستقیم، بسیار ناچیز به نظر می‌رسد و نقش اصلی افزایش استحکام به عهده مکانیزم‌های دیگر استحکام بخشی نظیر هال-پیچ، اوراوان، عدم انطباق مدول الاستیک و عدم انطباق ضریب انبساط حرارتی (CTE) است. هنگامی که اندازه ذرات تقویت کننده تا مقیاس نانو کاهش پیدا می‌کند، اندرکنش ذرات با نایجابی‌ها اهمیت می‌یابد. وقتی که این اثر به دیگر مکانیزم‌های استحکام دهی در کامپوزیت‌های زمینه فلزی با تقویت کننده سرامیکی اضافه می‌شود، بهبود چشم‌گیر خواص مکانیکی را به دنبال دارد [۱۰].

رابطه هال-پیچ در آلیاژهای منیزیم ریختگی برای گستره وسیعی از اندازه دانه‌ها بین ۳۶ μm تا ۱/۵mm به شکل

17. Coefficient of thermal expansion

استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی نمونه‌های ریختگی نانو کامپوزیتی نسبت به نمونه ریختگی غیر کامپوزیتی (نمونه شاهد) افزایش و درصد ازدیاد طول آن تا اندازه‌ای کاهش یافته است.

مکانیزم‌های مختلفی برای بهبود خواص مکانیکی در کامپوزیت‌های زمینه فلزی ارائه شده است. از بررسی شکل و اندازه دانه‌ها و خواص نمونه‌های کامپوزیتی می‌توان پی به تأثیرگذاری عملیات برد. یکی از شواهد بهبود خواص در نمونه‌های کامپوزیتی این است که ریزساختار نمونه‌های ریختگی نانو کامپوزیتی نسبت به نمونه غیر کامپوزیتی دارای دانه‌بندی ریزتر (اثر هال-پیچ) و یکنواخت‌تر است. همچنین فاز ثانویه β -Mg₁₇Al₁₂ در مرز دانه‌های فاز α اولیه تا حد زیادی خرد شده، پیوستگی خود را از دست داده و به‌طور یکنواخت‌تری در ساختار پراکنده شده است. به نظر می‌رسد علت این مسئله توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در ساختار و تأثیر آن‌ها بر جوانه‌زنی فاز α اولیه و جلوگیری از رشد دانه‌ها باشد. تأثیر دیگر، ایجاد نانو ذرات اکسیدی در زمینه است که به‌صورت نسبتاً همگنی در زمینه توزیع شده‌اند. همان‌گونه که در شکل ۴ دیده می‌شود، چگونگی توزیع و کنار هم قرار گرفتن نانو ذرات تقویت کننده در این شکل مشخص نیست که

است، وقتی جسمی کامپوزیتی تحت بارگذاری یک‌بعدی قرار می‌گیرد توزیع تنش مرکبی به‌وجود می‌آید. تحلیل‌های بسیار دقیق نشان می‌دهد که در مرز زمینه با ذره تنش‌های برشی به‌وجود می‌آید که افزایش استحکام را به دنبال دارد [۳۶]. همان‌گونه که در شکل ۶ و جدول ۲ دیده می‌شود، همزمان با افزایش استحکام نمونه‌های کامپوزیتی، درصد ازدیاد طول آنها تا حدودی کاهش یافته است. این مسئله به‌طور عمومی در کامپوزیت‌ها دیده می‌شود. در واقع همان مکانیزم‌هایی که باعث افزایش استحکام می‌شود شکل‌پذیری زمینه را هم کاهش می‌دهد. علاوه بر آن پیوند ضعیف ذرات تقویت‌کننده و زمینه منبیزی می‌و ایجاد عیوبی چون تخلخل‌های گازی هم می‌توانند عواملی باشند که باعث کاهش انعطاف‌پذیری کامپوزیت‌ها می‌شود.

۴. نتیجه‌گیری

نانوکامپوزیت AZ91C شامل نانوذرات اکسیدی Al_2O_3 و $MgAl_2O_4$ و MgO به‌روش ریخته‌گری گردابی با موفقیت ساخته شد. وجود ذرات اکسیدی Al_2O_3 ، $MgAl_2O_4$ و MgO در آلیاژ AZ91C نقش تقویت‌کنندگی مناسب داشته و نانوکامپوزیت‌های ساخته‌شده دارای دانه‌های ریزتر و یکنواخت‌تر نسبت به نمونه شاهد غیرکامپوزیتی بودند. همچنین فاز ثانویه $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ تا حد زیادی خرد شده و به‌صورت غیرپیوسته در ساختار پراکنده شده است. این تغییرات منجر به بهبود خواص مکانیکی نسبت به نمونه شاهد غیرکامپوزیتی شد، به‌طوری که سختی، استحکام تسلیم و استحکام کششی به ترتیب از ۶۷ برینل، ۸۴ مگاپاسکال و ۱۶۸ مگاپاسکال در نمونه غیرکامپوزیتی به ۸۰ برینل، ۱۲۰ مگاپاسکال و ۲۳۰ مگاپاسکال در نمونه کامپوزیتی افزایش یافت.

References

- [1] E.F. Horst, L.M. Barry, *Magnesium Technology (Metallurgy, Design Data, Applications)*, Springer, Germany, 2006.
- [2] D. Eliezer, E. Aghion, F.H. (Sam) Froes, *Magnesium Science, Technology and Applications, Advanced Performance Materials 5*, pp. 201-212, 1998.
- [3] H. Jafari, M. H. Idris, A. Ourdjini, "High temperature oxidation of AZ91D magnesium alloy granule during in-situ melting", *Corrosion Science*, Vol. 53, pp. 655-663, 2011.
- [4] S. Aravindan, P.V. Rao, K. Ponappa, "Evaluation of physical and mechanical properties of AZ91D/SiC composites by two step stir casting process", *Journal of Magnesium and Alloys*, Vol. 3, pp. 52-62, 2015.
- [5] G. Q. You, S. Long, R. Li., "Effective protection of magnesium melt surface from oxidation using HFC125-containing shielding gas", *Materials Science Forum*, Vols. 546-549, pp. 119-122, 2007.

$\sigma_y = 17.7 + 0.25D^{-1/2}$ تعیین شده است [۳۳]. در این رابطه σ_y تنش تسلیم برحسب MPa و d قطر دانه برحسب m است. در این پژوهش به کمک رابطه ذکر شده مشخص شد که سهم استحکام‌دهی رابطه‌ها - پیچ حدود ۴۹٪ بوده و بقیه مربوط به دیگر مکانیزم‌های استحکام‌دهی است. اثر‌ها - پیچ به اندازه دانه زمینه بستگی داشته و با افزایش اندازه دانه‌های زمینه کاهش می‌یابد. در مورد شدت تاثیر استحکام‌دهی‌ها - پیچ در کامپوزیت‌ها نظرات متفاوتی وجود دارد. به‌طور مثال، صنعتی‌زاده و روهاتگی [۳۴] برای نانوکامپوزیت‌ها، اثر استحکام‌دهی‌ها - پیچ بر استحکام را بسیار مهم می‌دانند به‌طوری که بیش از ۵۰ درصد کل استحکام‌دهی را ایجاد می‌کند. با این وجود در پژوهش ژانگ و چن [۳۵]، ذکر شده است که مکانیزم استحکام‌دهی اوراوان مهم‌ترین مکانیزم در استحکام‌دهی نانوکامپوزیت‌ها بوده و اثر‌ها - پیچ بسیار ناچیز است.

علاوه بر این گزارش شده است که برای کامپوزیت‌ها در دمای اتاق تاثیر مکانیزم استحکام‌دهی اوراوان از اثر عدم انطباق ضریب انبساط حرارتی (CTE) مهم‌تر است، در حالی که در دمای کاری بالاتر از دمای اتاق (حدود $300^\circ C$) اثر عدم انطباق ضریب انبساط حرارتی مهم‌تر از اثر اوراوان می‌شود [۳۴]. این پدیده بدان علت است که در دمای بالا تعداد نابه‌جایی ایجاد شده در ساختار به علت نفوذ اتمی کاهش پیدا می‌کند. بنابراین چگالی نابه‌جایی‌های تشکیل شده با اثر مکانیزم اوراوان، نسبت به دمای اتاق کاهش پیدا کرده که این منجر به کاهش اندرکنش نابه‌جایی‌ها و کاهش اثر مکانیزم استحکام‌دهی اوراوان می‌شود. از طرف دیگر اثر عدم انطباق ضریب انبساط حرارتی بین زمینه و تقویت‌کننده با افزایش دما، افزایش می‌یابد. این باعث افزایش چگالی نابه‌جایی در مجاورت فصل‌مشترک زمینه - تقویت‌کننده می‌شود [۲۰]. چون مدول کشسانی زمینه و تقویت‌کننده کاملاً متفاوت

- [6] H.E. Friedrich, B.L., Mordike, "Magnesium Technology (Metallurgy, Design Data, Applications)", 1st Ed., Springer, Germany, 2006.
- [7] ASM Handbook, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", Vol. 2, 10thed., ASM, 1992.
- [8] ر. رحمانی گرجی، ح. جعفری، ع. علیزاده، "بررسی خواص فیزیکی کامپوزیت زمینه منبیزی $ZX51-Al_2O_3$ ساخته شده به روش ریخته‌گری گردابی و اکستروژن‌گرم"، *مجله مهندسی متالورژی*، ص ۵۸، ۱۳ تا ۲۵، تابستان ۱۳۹۴.
- [9] S. F. Hassan, M.Gupta, Effect of submicron size Al_2O_3 particulates on microstructural and tensile properties of elemental Mg. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 457, 244-250, 2008.
- [10] R.Casati, M. Vedani, "Metal matrix composites reinforced by nanoparticles-a review", *Metals*, Vol. 4, pp. 65-83, 2014.
- [11] L. Y. Chen, J.Q. Xu, H. Choi, M. Pozuelo, X. Ma, S. Bhowmick, J. M. Yang, S. Mathaudhu, X.C. Li, "Processing and properties of magnesium containing a dense uniform dispersion of nanoparticles", *Nature*, vol. 528, pp.539-543, 2015.

- [12] H. Choi, Y. Sun, B. P. Slater, H. Konishi, X. Li, AZ91D-TiB₂ Nanocomposites fabricated by solidification nanoprocessing, *Advanced Engineering Materials*, Vol.14, No. 5, pp. 291-295, 2012.
- [13] M. Habibnejad-Korayem, R. Mahmudi, W.J. Poole, "Enhanced properties of Mg-based nanocomposites reinforced with Al₂O₃ nano particles", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 519, pp. 198-203, 2009.
- [14] K.Kainer, *Metal matrix composite*, Wiley book, 2006.
- [15] M. N. Gang, Growth of nanorods or nanostructured eutectic in the formation of Mg-based metal matrix composite, PhD thesis, The Chinese University of Hong Kong, 2004.
- [16] J.N. Fridlyander, *Metal matrix composite*, Chapman & Hall, Moscow, Russia, 1995.
- [17] A. Kazunori, Y. Hiroyuki, "High temperature properties of AZ91D magnesium alloy composite reinforced with short alumina fiber and Mg₂Si particle", *Materials Transactions*, Vol. 49, No. 7, pp. 1688-1693, 2008.
- [18] Z. Xiuging, Li. Lihua, M. Naiheng, W. Haowei, "New In-situ synthesis method of magnesium matrix composites reinforced with TiC particles", *Materials Research*, Vol. 9, No. 4, pp. 357-360, 2006.
- [19] Z. Song-li, Z. Yu-tao, C. Gang, "In situ (Mg₂Si+MgO)/Mg composites fabricated from AZ91-Al₂(SiO₃)₃ with assistance of high-energy ultrasonic field", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 20, pp. 2096-2099, 2010.
- [20] P.P. Bhingole, G. P. Chaudhari, S. K. Nath, "Processing, microstructure and properties of ultrasonically processed in situ MgO-Al₂O₃-MgAl₂O₄ dispersed magnesium alloy composites", *Composites: Part A*, 66, pp. 209-217, 2014.
- [21] International ASTM B 80-05, "Standard specification for magnesium-alloy sand casting", 2005.
- [22] M. Senemar, A. Maleki, B. Niroumand, A. Allafchian, "A novel and facile method for silica nanoparticles synthesis from high temperature vulcanization (HTV) silicone", *Association of Metallurgical Engineers of Serbia (AMES)*, Vol 22, Issue 1, pp. 1-8, 2016.
- [23] M. Borouni, B. Niroumand, A. Maleki, "Synthesis and characterization of in-situ magnesium based cast nano composite via nano-SiO₂ addition to the melt", *Materials and technology*, Vol.51, No.6, pp. 107-113, 2017.
- [24] International ASTM B E8/E8M - 09, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1", 2010.
- [25] International ASTM E03-1, "Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens", 2007.
- [26] D. Huang, Y. Wang, Y. Wang, H. Cui, X. Guo, "In situ Mg₂Si reinforced Mg alloy synthesized in Mg-SiO₂ system", *Advanced Materials Research*, Vols. 146-147, pp.1775-1779, 2011.
- [27] Y.J. Liang, Y.C. Chen, *Thermodynamic Data Handbook on Inorganic Substances*, Dongbei University Press, China, in Chinese, 1993.
- [28] V.M. Sreekumar, R.M. Pillai, B.C. Pai, M. Chakraborty, "Evolution of MgAl₂O₄ crystals in Al-Mg-SiO₂ composites", *Applied Physics A Materials Science & Processing*, Vol. A 90, pp. 745-752, 2008.
- [29] C. Pacurariu, I. Lazau, Z. Ecsedi, R. Lazau, P. Barvinschi, G. Marginean, "New synthesis methods of MgAl₂O₄ spinel", *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 27, pp. 707-710, 2007.
- [30] G. Ramani, R.M. Pillai, B.C. Pai, T.R. Ramamohan, "Factors affecting the stability of non-wetting dispersed suspensions in metallic melts", *Composites*, Vol. 22, Issue 2, pp 143-150, 1991.
- [31] A. Kazunori, Y. Hiroyuki, "Effects of particle-dispersion on the strength of an alumina fiber-reinforced aluminum alloy matrix composite", *Materials Transactions*, Vol. 44, No. 6, pp. 1172 to 1180, 2003.
- [32] T.S. Srivatsan, C. Godbole, T. Quick, M. Paramsothy, M. Gupta, "Mechanical behavior of a magnesium alloy nanocomposite under conditions of static tension and dynamic fatigue", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 22, pp. 439-453, 2013.
- [33] P. Andersson, C. H. Cáceres, J. Koike, "Hall-Petch parameters for tension and compression in cast Mg", *Materials Science Forum*, Vols. 419-422, pp. 123-128, 2003.
- [34] A. Sanaty-Zadeh, P.K. Rohatgi, "Comparison between current models for the strength of particulate reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall-Petch effect", *Materials Science and Engineering*, A 531, pp. 112-118, 2012.
- [35] Z. Zhang, D.L. Chen, "Consideration of orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nano composites: «A model for Predicting their Yield Strength», *Scripta Materiala*, Vol. 54, Issue 7, pp. 1321-1326, 2006.
- [36] G.E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, MacGraw-Hill Book Company Limited, UK, 1988.