



ارائه شده توسط:

سایت ترجمه فا

مرجع جدیدترین مقالات ترجمه شده

از نشریات معتبر

فرآوری، تغییرات میکروساختاری و خصوصیات استقامت کامپوزیت های ماتریس منیزیم در محل که حاوی ذرات SiCNO مشتق پلیمری در اندازه نانویی می باشند

چکیده

کامپوزیت های ماتریس منیزیم با ترکیب هر دو مسیره های فراوری حالت مایع و جامد ساخته می شوند. اول از همه، پلیمر مایع به داخل منیزیم ذوب شده در درجه حرارت 800 درجه سانتیگراد تزریق گردید تا پیرولیز را شروع کند. پیرولیز در محل باعث کمک به تبدیل پلیمر مایع به شکل ذرات SiCNO با اندازه کمتر از میکرون (میانگین اندازه ذره در دامنه 0.5-1 μ m) و ذرات Mg₂Si می شود. اغلب ذرات SiCNO مشتق از پلیمر با جامدسازی روبرو شده و در نتیجه در مرزهای دانه ای کامپوزیت های قالبگیری شده (میانگین اندازه دانه در دامنه 50-65 میکرومتر) طی فرایند جامدسازی بعدی دچار جدانشینی می شود. تشکیل فاز Mg₂Si می تواند با کاهش درجه حرارت پیرولیز از 800 به 700 درجه سانتیگراد به حداقل خودش برسد. فرایند همزدن اصطکاکی تک مرحله ای FSP این کامپوزیت های قالبگیری شده منجر به بهبود همگنی در توزیع ذره SiCNO، ظرافت ذره (میانگین اندازه ذره حدود 200 الی 300 نانومتر) و ظرافت دانه (اندازه میانگین دانه برابر با 2.5-3.5 میکرومتر) می شود. خصوصیات مکانیکی (سختی، استرس بازده فشرده گی، استرس فشرده گی نهایی، کرنش به خستگی و نمایه سخت شدگی کرنش) کامپوزیت های فراوری شده FS به طور عمده ای در مقایسه با همتایان قالبگیری شده شان تقویت شده اند. مکانیسم های تقویت سازی و مدل های عددی بکار گرفته شده اند تا استقامت بازده مشاهده شده در این دو کامپوزیت فراوری شده مرحله ای را توضیح بدهند.

کلیدواژه ها: منگنز، سرامیک مشتق پلیمری، کامپوزیت در محل، قالب گیری ها، فراوری همزن اصطکاکی

1-مقدمه

کامپوزیت های ماتریس فلزی منیزیم (MMMC) قابلیت برجسته ای در طراحی و ساخت وسایل نقلیه نسل بعدی در خودروها و هوافضا دارند که دارای وزن سبک و مصرف سوخت کاهش یافته می باشند. تکنیک های ساخت کامپوزیت در محل به نظر می رسد که جذابیتی را کسب کرده است چرا که بر چندین مسئله غلبه نموده است

(عدم یکنواختی توزیع ذره، قابلیت مرطوب سازی ضعیف و سطح مشترک ضعیف) که مربوط به کامپوزیت های تولیدی با تکنیک های فراوری قدیمی بوده است. به طور کلی، MMC های در محل شامل ذرات سرامیکی باثبات ترمودینامیکی و با اندازه فوق العاده ظریف، سطح مشترک تمیز و غیراکسیده سرامیک-فلز با استقامت بین سطحی بالا، به دلیل قابلیت مرطوب سازی بهبودیافته می باشد. چندین نوع فرایند در محل وجود دارد. اینها شامل هم متالورژی مایع، و هم مسیره های فراوری حالت جامد می باشند. Bhingole نیترا ت منیزیم را به شکل عامل تامین کننده اکسیژن به آلیاژ منیزیم ذوب شده افزود و کامپوزیت های ماتریس AZ91 در محل را با تشکیل واکنشی در محل ذرات سخت MgO و Al₂O₃ سنتز نمود. علی رغم این حقیقت که مسیره های فراوری MMC در محل بیشماری در متون علمی گزارش شده اند، مسیره های واکنشی آنها و اصول کینتیک شیمیایی درک پیچیده ای دارند. Sudarshan و همکارانش یک مسیر فراوری تازه ای را برای سنتز MMC های مبتنی بر Mg در محل با استفاده از پیرولیز پیش ساز پلیمری درون منیزیم ذوب شده ابداع نمودند. چون پیش ساز پلیمری حاوی کلیه مواد تشکیل دهنده فازهای سرامیکی درون خود مولکولهای آلی می باشد، یک پیرولیز در محل به تبدیل پلیمر به ذرات سرامیک بدون واکنش شیمیایی بدون پیش ساز و فلز میزبان کمک می کند. ولیکن، آنها دو مسئله فراوری مهم را شناسایی کردند: اول اینکه، واکنش میان پیش ساز پلیمری و فلز منیزیم منجر به تشکیل ذرات شکننده Mg₂Si در درجه حرارت پیرولیز از 800 الی 1000 درجه سانتیگراد می شود. این فاز شکننده Mg₂Si خاصیت نرمی کامپوزیت بدست آمده را ضعیف می سازد. باز، منجر به کاهش میزان پیش ساز پلیمری موجود برای تولید ذرات به اندازه زیرمیکرون SiCNO می شود. دوم اینکه، بیشتر ذرات سرامیکی مشتق پلیمری PDC با جامدسازی کنار زده شده و در نتیجه در یک مرز دانه ای جدانشینی می شوند. چنین جدانشینی مرز دانه ای باعث محدودیت تقویت خصوصیات مکانیکی در MMC های در محل نهایی می شود.

ماهیت و بزرگی نیروی تعاملی میان ذرات سرامیکی و جامدسازی تعیین کننده ماهیت توزیع ذره در MMC های نهایی می باشد. اگر نیروی خالص جذب کننده باشد، ذرات می توانند درون دانه بدام افتاد و منجر به پراکنش یکنواخت شوند که طی آن نیروهای دافعه منجر به جدانشینی ذرات در مرزهای دانه ای می شوند. فراوری جامدسازی سریع و تکنیک ذوب فروپاشیده باعث جدانشینی حداقل مرزی به دلیل میزان خنک سازی بالاتر تا حد خاصی می شود؛ ولیکن درک و کنترل ماهیت نیروهای تعاملی، و متغیرهای جامدسازی که طی ساخت مقیاس

وسیع کامپوزیت های قالبگیری شده به شدت پربها می باشند، دشوار است. فرایند دوم نظیر اکستروژن گرم خیلی اوقات برای بوجود آوردن یکنواختی در توزیع ذره ای و حذف یا به حداقل رسانی نواقص قالبگیری در کامپوزیت ها بکار می رود. ولیکن، تحت شرایط غیربهبینه این امر می تواند منجر به مقداری بافت و ناهمگونی در MMCهای ذره ای گردد.

در تحقیقات کنونی، فراوری همزن اصطکاک FSP، که یکی از تکنیک های فراوری حالت جامد به اثبات رسیده می باشد، به عنوان تکنیک دستیابی به هم ظرافت دانه ای و هم توزیع یکنواخت ذره تقویت شده در کامپوزیت های قالبگیری مورد بررسی قرار گرفته است. این بهبودها به دلیل جریان ماده شدید و کریستال سازی مجدد دینامیک DRX حاصل شده است که خصوصیات اصلی FSP می باشند. از اینرو FSP می تواند برای به حداقل رسانی جدانشینی مرز دانه ای ذرات در MMCهای در محل قالبگیری شده استفاده گردد. بعلاوه، FSP می تواند همچنین برای حذف/به حداقل رسانی نواقص قالبگیری شبیه به فرایند اکستروژن گرم بکار گرفته شود. Arora و همکارانش تشکیل نانوذرات در محل را طی FSPی آلیاژهای منیزیم AE42 مشاهده نمود. Ranjit میکروساختارهای قالبگیری Al-TiC را در کامپوزیت های در محل توسط FSP اصلاح نموده است. Ajay و همکارانش به یک افزایش پنج برابری در میکروسختی MMCهای در محل با پایه Cu بعد از ورود پیش ساز پلیمر با فراوری همزن اصطکاک چندمرحله ای FSP دست یافتند. در کار ایشان، چون درجه حرارت پیرولیز (800 درجه سانتیگراد) پیش ساز پلیمری کمتر از درجه حرارت ذوب سازی ماتریس Cu می باشد (1083 درجه سانتیگراد)؛ پیرولیز در محل می تواند با خود FSP حالت جامد صورت گیرد. ولیکن برای مورد منیزیم، فراوری حالت مایع برای شروع پیرولیز برای تبدیل پلیمر به فاز سرامیکی لازم است چرا که درجه حرارت پیرولیز (700 الی 800 درجه سانتیگراد) بزرگتر از درجه حرارت ذوب منیزیم (650 درجه سانتیگراد) می باشد. استفاده از فراوری FSP برای MMCهای در محل وزن سبک که با ذرات سرامیک مشتق از پلیمر PDC توزیع شده است تا آنجا که می دانیم گزارش نشده است. هدف اصلی مقاله کنونی بر سه نوع است. 1) به حداقل رسانی تشکیل فاز Mg2Si با کاهش درجه حرارت عملیات یا پیرولیز و 2) دستیابی به توزیع یکنواخت ذرات PDC در سرتاسر ماتریس منیزیم از طریق FSP و 3) تحقیق درباره تغییر و تحول میکروساختاری، خصوصیات استقامت و پایه تقویت MMCهای در محل فراوری شده دو مرحله ای.

2- روشهای آزمایشی

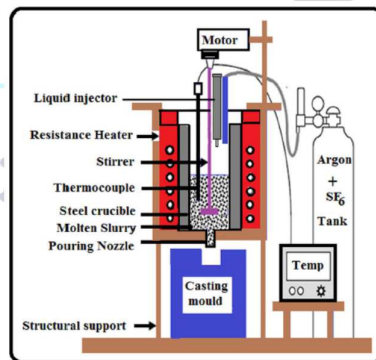
1-2- مواد ماتریس و پیش سازهای پلیمری

شمش های منیزیم درجه تجاری (99.9%) (که از شرکت Hindustan Aerospace Ltd در بنگلور تهیه شده) به عنوان ماده ماتریس انتخاب شدند. پلی (اوره-متیل-وینیل) سیلازان (PUVMS) که از شرکت Kion Co. (آمریکا) تدارک دیده شده است، به عنوان پیش ساز پلیمری برای تقویت استفاده شده است. به محض دریافت پلیمر مایع مستقیماً به منیزیم ذوب شده در همه آزمایشات قالبگیری وارد گردید. تزریق مستقیم پلیمر مایع به صرفه جویی در انرژی اضافی و نیز زمان لازم برای پیوند عرضی پلیمری، و آسیاب گلوله ای پیش ساز پیوندی کمک نمود.

فراکسیون وزنی پلیمر مایع افزوده شده به منیزیم ذوب شده بر مبنای فرمول ذیل تخمین زده می شود:

$$W_f^{precursor} = \frac{P_{PDC}}{0.65\rho_{Mg}} V_f^{PDC} \quad (1)$$

عامل 0.65 نشاندهنده بازده سرامیک از پلیمر مایع است که به طور تجربی تعیین می شود.



شکل 1- دیاگرام شماتیک کوره ای که برای ساخت MMCهای منیزیم در محل استفاده می شود.

2-2- فراوری دومرحله ای کامپوزیت ها (ترکیب حالت مایع و جامد)

برای اولین بار فرایند دومرحله ای در فراوری Mg MMCهای حاوی ذرات PDC در اندازه نانو بکار بسته شده است. این فرایند دومرحله ای شامل فراوری اولیه MMCهای منیزیم از طریق پیرولیز در محل می باشد که بعد از آن فراوری همزن اصطکاکی بدنبال می آید. این فرایند دومرحله ای در اقدامات تحقیقاتی کنونی بکار گرفته شد تا مسائل مهم مربوط به مسیر ذوب مستقیم را به شیوه ذیل مرتفع سازد: 1) شدت تشکیل Mg₂Si با کاهش

درجه حرارت پیرولیز از 800 به 700 درجه سانتیگراد به حداقل می رسد (2) مسئله جدانشینی مرزرر دانه ای را می توان با تصفیه FSP کاهش داد. بدشکلی پلاستیکی شدید درون منطقه قطعه ای بنا به انتظار باعث جداسازی ذرات SiCNO به اندازه زیرمیکرونی می شود که منجر به ذرات PDC به اندازه نانو می شود و عمل اصطکاک که طی ابزار FSP ایجاد می شود به دستیابی به پراکنش یکنواخت ذرات در کل ماتریس منیزیم کمک می کند.

1-2-2 فرآوری در محل

دیگرام شماتیک کوره ذوب سازی استفاده شده برای ساخت MMCهای منیزیم در محل در شکل 1 نشان داده شده است. 700 گرم بلوک های منیزیم در یک بوتله فولادی با استفاده از کوره مقاومت الکتریکی در درجه حرارت 700 درجه سانتیگراد ذوب گردیدند. بوتله فولادی به طور پیوسته با مخلوط گازی Ar-5%SF6 تصفیه گردید تا قابلیت اشتعال و ریسک مخاطرات آتش سوزی را با منیزیم ذوب شده حذف نماید. ماده ذوب شده به طور مکانیکی با یک تیغه همزن 3 محوره با سرعت 600 rpm همزده شد تا گرداب خوبی در ماده ذوب شده ایجاد شود. بعد، پلیمر مایع 3.5 wt% به ماده مذاب تزریق گردید و همزدن برای 15 دقیقه بعد ادامه یافت تا از تکمیل پیرولیز اطمینان حاصل شود. بعد از فرآوری، لجن ذوب شده مخلوط در یک قالب مجزای مستطیلی از قبل گرم شده فولادی سرازیر شد. درجه حرارت قالب ها در 300 درجه سانتیگراد نگه داشته شد. قالب گیری های Mg MMC در محل همچنین دقیقاً به شیوه ای مشابه در درجه حرارت 800 درجه سانتیگراد ساخته شد. با اینحساب، MMCهای در محل قالبگیری شده ساخته شده به شکل PL700 و PL800 نامگذاری گردید. در اینجا PL یعنی کامپوزیت ساخته شده با تزریق مستقیم مایع به منیزیم ذوب شده و سه رقم آخر به درجه حرارت پیرولیز اشاره دارد.

2-2-2 فرآوری همزن اصطکاکی FSP برای MMCهای منیزیم قالبگیری شده

یک FSP یک نوبته روی کامپوزیت های قالبگیری شده با ماشین آسیاب نوع عمودی سه محوره با کنترل کامپیوتری CNC اجرا گردید. صفحات قالبگیری شده (ابعاد به طول 300 میلیمتر، عرض 100 میلیمتر و ضخامت 6.5 میلیمتر) در اول کار درون دستگاه قرار گرفت و با گیره ثابت گردید. ابزار استوانه ای شکل FSP از جنس فولاد ابزاری H-13 دارای یک شانته به قطر 20 میلیمتر و قطر خار فلزی و ارتفاع خار فلزی به ترتیب 6.5 و 6 میلیمتری بود. عملیات FSP با چرخش ثابت ابزار به اندازه 1000 rpm با سرعت خطی مورب 1-20 mm min تحت

شرایط محیطی انجام گردید. عمق غوطه وری به اندازه 6.1 mm حفظ گردید. MMC های قالبگیری شده در محل مدل PL700 و PL800 تحت فراوری با FS قرار گرفته و نامشان به ترتیب FPL700 و FPL800 گردید.

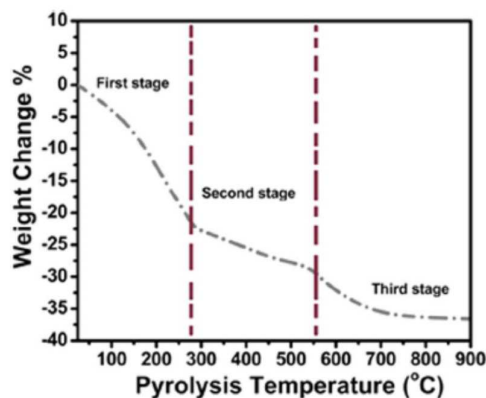
3- مشخصات ماده

اندازه های دانه ماتریس و توزیع ذرات PDC در هر دو کامپوزیت های فراوری شده قالبگیری شده و FS با میکروسکوپ نوری (مدل Leica DM2700 آلمان)، میکروسکوپ الکترونی پیمایشی (مدل JEOL JSM-6610LV ژاپن) و میکروسکوپ الکترونی انتقالی (مدل Tecani T20 شرکت FEI) تعیین مشخصات گردید. انواع فازها از جمله کریستالهای ذرات بین فلزی Mg2Si با استفاده از افتراق سنج اشعه ایکس (مدل PANalytical شرکت X'pert-Pro (MPD) هلند) شناسایی گردید. طیف سنج Raman با استفاده از یک طیف سنج Renishaw (منبع تحریک: لیزر یون آرگون، طول موج 514 نانومتر، قدرت لیزری 15 میکرووات، بزرگنمایی نمونه 50X) انجام شد. مشخصات میکروسختی بین مقطع منطقه تکه ای در FS پردازش گردید و کامپوزیت های قالبگیری شده اندازه گیری شده و با استفاده از دستگاه سنجش میکروسختی مدل Vicker (شرکت Wilson Instrument در بریتانیا) با بار 500 gf (4.9 نیوتن) برای یک زمان اسکان 15 ثانیه ای بدست آمد. در مطالعه کنونی، کلیه اندازه گیری های سختی روی ماتریس کامپوزیت ها انجام گرفت و مراقبت به عمل آمد که از دندانان شدن روی ذرات سرامیکی پراکنده اجتناب شود. هر مقدار سختی نمایانگر متوسط مقدار شش اندازه گیری انجام گرفته در محل های مختلف ماتریس می باشد. پراکنش داده های میکروسختی در 4 درصد میانگین مقدار می افتد. تست های فشردگی تک محوری با استفاده از ماشین تست مکانیکی Tinus Olsen برای ثبت خصوصیات مکانیکی در درجه حرارت اتاق در میزان کرنش ثابت $10^{-3} s^{-1}$ انجام گردید. نمونه های استوانه ای از مرکز کامپوزیت های قالبگیری شده و نیز کامپوزیت های فراوری با FS (در جهت محور طولی منطقه توده ای) با ماشین کاری تخلیه الکتریکی EDM ماشینکاری گردید. نمونه فشردگی قطری برابر با 4 میلیمتر و ارتفاعی برابر با 6.5mm داشت. مقادیر خصوصیات مکانیکی گزارش شده متوسط سه تست فشردگی می باشد.

4- نتایج

تحلیل حرارتی جاذبه ای (منحنی TGA) پلیمر مایع در اتمسفر آرگون در شکل 2 نشان داده شده است. این نمودار نشان می دهد که پیرولیز تقریباً در 900 درجه سانتیگراد تکمیل شده و بازده سرامیک اندازه گیری شده حدود

65 درصد میب اشد. میکروساختارهای معمول در نمونه های قالبگیری شده PL800 و PL700 در شکل 3 نشان داده شده است. ماتریس منیزیم و ذرات تقویت شده PDC می توانند به سهولت با کنتراست رنگ تشخیص داده شوند: مساحت خاکستری روشن (با علامت A) و مساحت سیاه رنگ (با علامت B) اشاره به ذرات PDC جدانشین شده در مرزهای دانه ای دارد. ذرات Mg_2Si دانه درشت دارای ریخت شناسی حروف چینی (با علامت C) در نمونه قالبگیری شده PL800 دیده می شود.



شکل 2- منحنی تحلیل حرارتی جاذبه ای نشان دهنده واکنش پیرولیز پلیمر مایع در اتمسفر آرگون

میکروساختارهای کامپوزیت های FPL700 و FPL800 در شکل 4 نشان داده شده اند. واضح است که توزیع ذرات PDC به اندازه ظریف به شکل یکنواخت تر در ماتریس کامپوزیت های Mg فراوری شده FS بنا به شکل 4a و 4b می باشد. همچنین می توان دید که ذرات Mg_2Si قسمت بندی شده مجدداً به شکل بیش و کم نسبتاً یکنواختی توزیع شده اند (شکل 4a). متوسط اندازه دانه کامپوزیت های قالبگیری شده در دامنه 50-65 میکرومتر یافت می شود در صورتیکه در مورد کامپوزیت های فراوری شده FS تا 2.5-3.5 میکرومتر کاهش می یابد. توزیع ذرات PDC در منطقه پسروی و پیشرفته کامپوزیت PL700 ی FSP شده در شکل 5a و 5b نشان داده شده است. نمونه PL800 قالبگیری شده با جدانشینی مرزی دانه ای ذرات PDC تعیین مشخصات می شوند، درحالیکه نمونه FPL800 پراکنش یکنواختی ذرات PDC را در کل ماتریس Mg نشان می دهد (شکل 6a و 6b را مقایسه کنید). شکل 7 نشان دهنده میکروگراف کامپوزیت های FPL700 فراوری شده FS می باشد که نشان دهنده پراکنش یکنواخت منطقی ذرات PDC ($SiCNO$) در ماتریس منیزیم می باشد. میکروساختارهای کامپوزیت PL800 فراوری شده FS در شکل 8a و 8b نشان داده شده است. طیفهای XRD نشان داده شده در شکل 9a

نشان دهنده حضور فازهای مختلف در کامپوزیت های قالبگیری شده و FSP شده می باشد. قابل ذکر است که پیک فازهای سرامیکی SiCNO در طیفهای افتراقی ظاهر نشده است چرا که ماهیت بی شکل دارد. طیفهای Raman کسب شده از همه کامپوزیت ها در شکل 9b نشان داده شده است. این شکل وجود پیک های D و G را نشان می دهد که به ترتیب حول 1325 و 1551 cm^{-1} می باشند.

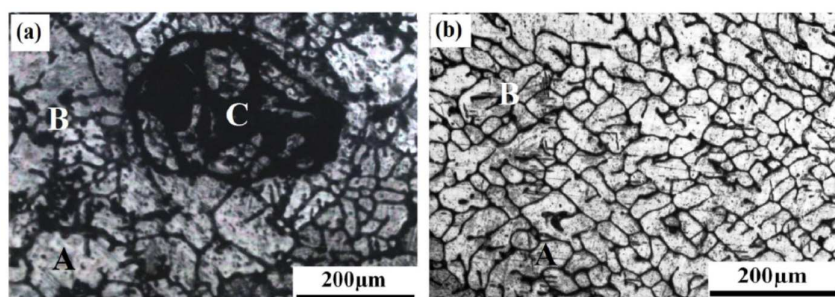
مشخصات سختی نمونه های قالبگیری شده و PL700 فراوری شده FS در شکل 10 نشان داده شده است. منحنی های کرنش استرس حقیقی فشرده معمول برای کامپوزیت های در محل و نماینده سختی کرنش مربوطه شان در شکل 11 نشان داده شده است. توجه کنید که استرس بازده فشردهگی CYS کامپوزیت ساخته شده از لحظه بازده اندازه گیری شده است که در آنجا منحنی کرنش-استرس غیرخطی شده است. مشخص است که هر دو سختی و CYS کامپوزیت های فراوری شده FS به طور معنی داری هنگام مقایسه با کامپوزیت های قالبگیری شده بالاتر است (شکل 10 و 11a). شکل 12a نشان دهنده توزیع مکانیسم های مقاوم سازی به استقامت بازده کامپوزیت های فراوری شده براساس مدل های مکانیسم مقاوم سازی می باشد. یک تحلیل تطبیقی مدل های عددی مختلف برای پیشگویی استقامت بازده MMC های ذره ای در شکل 12b نشان داده شده است.

5- بحث

5-1- پیرولیز در محل پلیمر مایع در مواد مذاب منیزیم

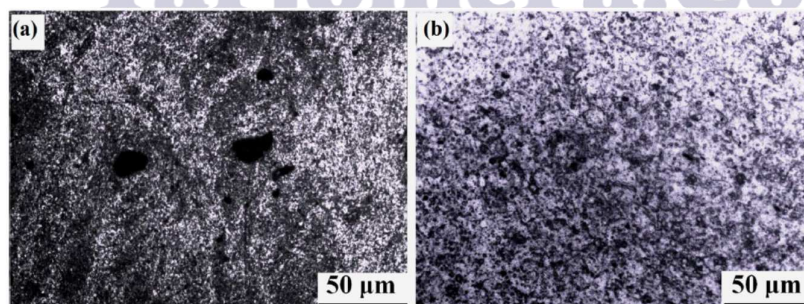
همانگونه که در شکل 2 نشان داده شده است، تبدیل پلیمر به سرامیک یک فراوری دومرحله ای متشکل از پیوند عرضی و پیرولیز می باشد. در آغاز، ویسکوزیته پلیمر مایع به طور ثابتی افزایش می یابد تا محصولات لاستیکی شکلی را در درجه حرارت 250 الی 280 درجه سانتیگراد تشکیل دهد. از دست دادن وزن اولیه به اندازه 22 درصد که بین 25 الی 280 درجه سانتیگراد رخ داده است می تواند به فرایند پیوند عرضی نسبت داده شود و این پیوند عرضی اساسا به دلیل تبخیر اولیگومر وزن مولکولی پایین از طریق واکنش های هیدرولیزاسیون، و ترانس آمیناسیون رخ می دهد. سپس، از دست دادن وزنی 5 درصد بین درجه حرارت 280 و 550 درجه سانتیگراد به دلیل تغییر هیدروکربن ها و واکنش های مزدوج سازی دهیدروژنازی مشاهده می شود. از دست دادن وزن نهایی اساسا به فرایند پیرولیز مربوط می شود که تقریبا در بالای 600 درجه سانتیگراد شروع می شود. طی پیرولیز، پیوندهای H-C و Si-H و N-H درون مولکولهای پلیمری شکسته می شود تا تشکیل پیوندهای کووالانسی بین

اتم های Si و C و N را بدهد. در دامنه درجه حرارت 700 الی 800 درجه سانتیگرادی، پیوندهای بین کربن و هیدروژن بی ثبات گردیده و گاز هیدروژن رها می گردند. این اتم های کربن آویزان کنار هم جمع شده و تشکیل شبکه گرافن ماندی را می دهد یا اینکه به شکل خوشه های کربن آزاد انباشته می شوند. بعد از تبدیل کامل پلیمر به فاز سرامیکی، ذرات PDC ساختارهای بی شکلی را نشان می دهند و این شبکه بی شکل شامل مخلوط انواع پیوندهای کووالانسی بین اتم های Si-C و Si-O و Si-N و C-C می باشند. چون PDC نهایی حاوی سطح خاصی از اکسیژن باقیمانده می باشد، ترکیب شیمیایی عمومی ذرات PDC می تواند به شکل $SiC_xN_yO_z$ نوشته شود. طیف سنجی Raman یک ابزار موثر برای تعیین این است که آیا پیرولیز در محل پلیمر مایع درون منیزیم ذوب شده منجر به تشکیل ذرات PDC می شود یا خیر.



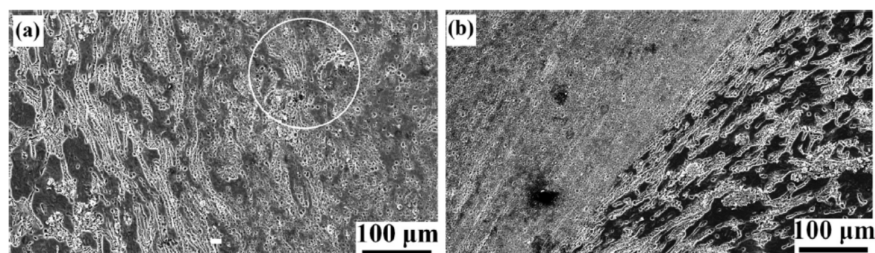
شکل 3- میکروساختارهای ماتریس منیزیمی تقویت سازی شده با ذرات سرامیک مشتق پلیمری کامپوزیت های

قالبگیری شده در محل (a) PL800 و (b) PL700

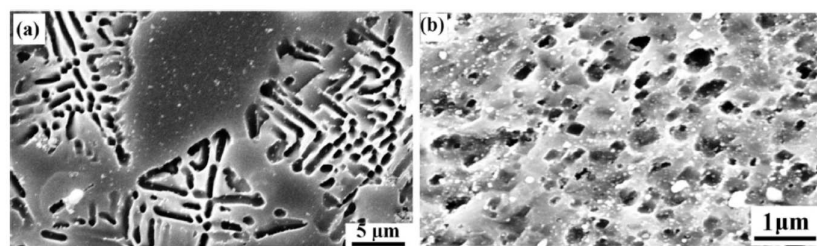


شکل 4- میکروساختارهای ماتریس منیزیمی تقویت سازی شده با ذرات سرامیک مشتق پلیمری کامپوزیت های

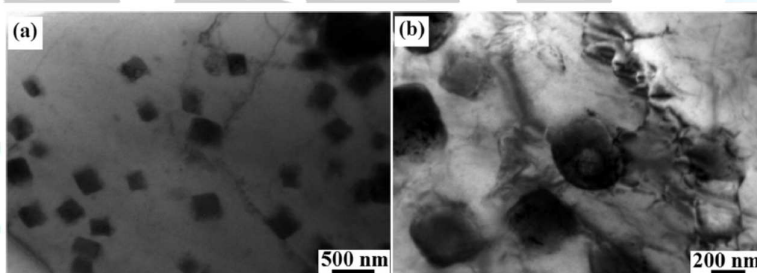
فراوری شده با روش FS در محل (a) PL800 و (b) PL700



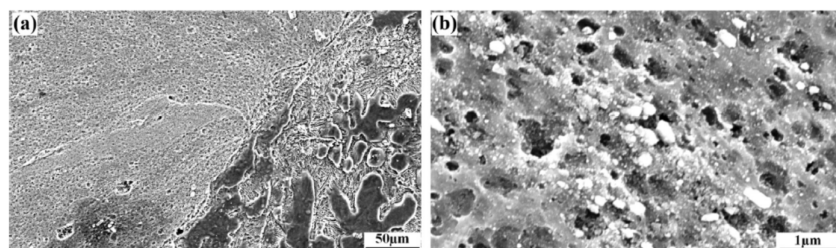
شکل 5- میکروگرافهای SEM که نشان دهنده توزیع ذرات مشتق پلیمری در کامپوزیت های در محل با پایه Mg می باشند (a قسمت پسروری کرده و (b قسمت پیشروی کرده کامپوزیت های فراوری شده با روش FS ی PL700.



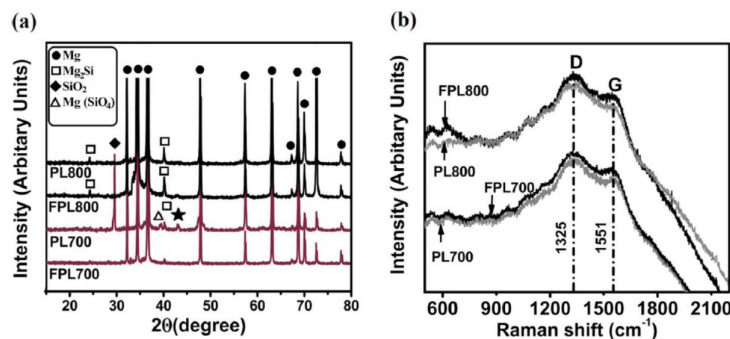
شکل 6- میکروگرافهای SEM که نشان دهنده توزیع ذرات مشتق پلیمری در کامپوزیت های در محل با پایه Mg می باشند (a کامپوزیت های قالبگیری شده PL700 و (b کامپوزیت های فراوری شده با روش FS ی PL700



شکل 7- (a) و (b) میکروگراف های TEM که نشان دهنده توزیع یکنواخت ذرات مشتق پلیمری در ماتریس کامپوزیت های در محل FPL700 فراوری شده همزن اصطکاکی



شکل 8- میکروگرافهای SEM که نشان دهنده توزیع ذرات مشتق پلیمری در کامپوزیت های در محل با پایه Mg می باشند (a) قسمت پیشرونده کامپوزیت های PL800 فراوری شده با روش FS و (b) منطقه توده ای در کامپوزیت های PL700 فراوری شده با روش FS.



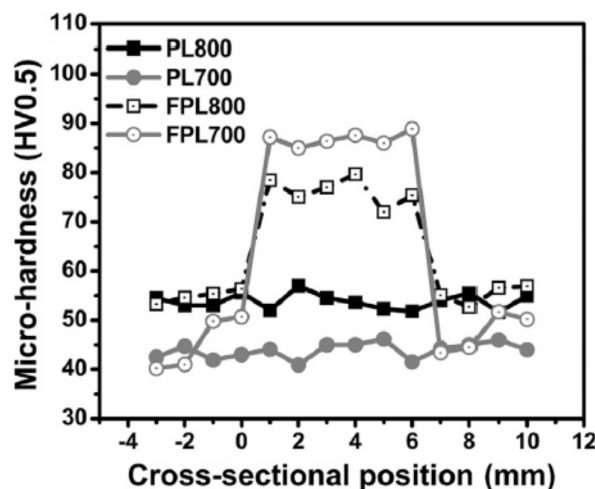
شکل 9 (a) الگوهای XRD نشان دهنده وجود فازهای مختلف (b) داده های طیف سنجی Raman کامپوزیت های در محل با پایه Mg با روش فراوری FS و قالبگیری شده.

برای نمونه، طیف های Raman اطلاعاتی را درباره تبدیل کربن Sp3 در حالت پلیمری به کربن Sp2 در حالت سرامیکی بدست می دهد. وجود پیک های D و G نشانه روشنی از تبدیل پلیمر به سرامیک طبق شکل 9b می باشد. پیک D مربوط به حالت تنفس حلقه های Sp2 می باشد در حالیکه پیک G از حالت امتداد یافته پیوندهای C-C قسمت sp2 ناشی می شود. شدت نسبی کلی این دو پیک با کاهش درجه حرارت پیرولیز از 800 به 700 درجه سانتیگراد کاهش می یابد. این بدان معناست که شدت پیرولیز در 800 درجه سانتیگراد در درجه حرارت 700 درجه سانتیگراد تا اندازه ای بالاتر است. باز، شدت پیک های D و G نشان دهنده تنوع قابل چشم پوشی در کامپوزیت های فراوری شده با روش FS و قالبگیری شده می باشد. این امر به ما می گوید که FSP مشخصات تشکیل پیوند ذرات PDC پیرولیز شده را تغییر نمی دهد. همانگونه که در شکل 9a نشان داده شده است، طیفهای XRD دو ویژگی مهم را نشان می دهند؛ (1) شدت پیک های Mg2Si ظاهراً در کامپوزیت های فراوری شده در درجه حرارت 800 درجه سانتیگراد قوی تر بوده و در کامپوزیت های فراوری شده در 700 درجه سانتیگراد ضعیف می باشد. و (2) پیک های فازهای SiO2 و Mg(SiO4) تنها در نمونه PL700 قالبگیری شده نشان داده شده است، ولیکن چنین پیک هایی در نمونه FPL700 وجود ندارد. به یمن قابلیت حل شدگی پایین تر اتم های Si در

منیزیم ذوب شده، اتم های منیزیم تمایل به واکنش دهی با اتم های Si دارد تا یک فاز بین فلزی کریستال Mg₂Si را طبق معادله ذیل تشکیل دهد:

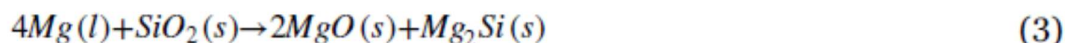


هم در درجه حرارت 800 و هم در 700 درجه سانتیگراد، تغییر در مقادیر انرژی آزاد Gibbs (ΔG_f) برای واکنش شیمیایی شماره 1 به میزان به ترتیب -63.578 kJ و -57.926 kJ محاسبه شده است.



شکل 10-a) مشخصات میکروسختی کامپوزیت های در محل بررسی شده و (b) داده های کششی

مقدار منفی بالاتر در 800 درجه سانتیگراد نشان دهنده این است که تشکیل Mg₂Si به طور خودبخودی در 800 درجه سانتیگراد در مقایسه با 700 درجه سانتیگراد رخ می دهد. به عبارت دیگر، تمایل نسبت به تشکیل Mg₂Si با کاهش درجه حرارت پیرولیز به حداقل خودش می رسد. Inem و همکارانش تشکیل فازهای Mg₂Si را در کامپوزیت های آلیاژ منیزیم AZ91 ذرات SiC تقویت شده شناسایی نموده است. آنها گزارش کردند که هیچ گونه واکنش شیمیایی گسترده ای بین Mg و ذره SiC در درجه حرارت 900 درجه سانتیگراد رخ نمی دهد. ولیکن، مقیاس SiO₂ که روی ذره SiC تشکیل شده است می تواند به Mg ذوب شده واکنش نشان دهد تا Mg₂Si را طبق واکنش شیمیایی ذیل تشکیل بدهد.



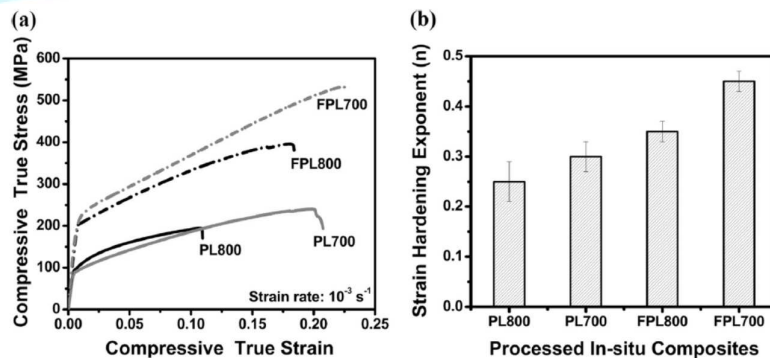
این بدان معناست که سطح خاصی از مقیاس SiO_2 برای تولید ذرات Mg_2Si در کامپوزیت ها لازم می باشد. در کار کنونی، تحلیل XRD تایید نمود که پیک های SiO_2 تنها در نمونه PL700 وجود دارد و در نمونه PL800 قالبگیری شده وجود ندارد. این امر اشاره می کند که فاز SiO_2 کاملاً در کامپوزیت های PL800 به دلیل تشکیل کریستال Mg_2Si مصرف گردید در صورتیکه کمی SiO_2 آزاد در نمونه PL700 به دلیل فقدان تشکیل ذرات Mg_2Si پشت سر گذاشته شده است. باز Lee و همکارانش گزارش کردند که وقتی آلیاژ AZ61 Mg با ذرات SiO_2 در مقیاس نانو با FSP تقویت سازی می شود فازهای Mg_2Si و MgO در نتیجه واکنش شیمیایی میان ذرات نانومقیاسی SiO_2 و Mg در ماتریس آلیاژی تشکیل می شود (معادله 3). در این کار، هرچند ذرات SiO_2 در کامپوزیت قالبگیری شده PL700 مشاهده شده است، چنین واکنشی طی FSP رخ نداده است. این امر را می توان تنها با این حقیقت توضیح داد که ذرات در مقیاس نانوی SiO_2 که دارای انرژی آزاد سطحی خیلی بالایی می باشند، تمایل دارند که به لحاظ شیمیایی خیلی فعال باشند. این واکنش شیمیایی (معادله 3) به نمونه های FPL700 به دلیل فقدان ذرات SiO_2 در مقیاس نانو محدود می باشد. دلایل بنیانی پشت وجود فازهای SiO_2 و $\text{Mg}(\text{SiO}_4)$ در PL700 قالبگیری شده و فقدان آنها در نمونه FPL700 در این مرحله سراسر و روشن نمی باشد. مع ذلک، مشخص شده است که حضور این دو فاز برای تشکیل کریستالهای Mg_2Si ضروری می باشد.

5-2- تغییر میکروساختاری

تفاوت برجسته در میکروساختارهای کامپوزیت های PL800 قالبگیری شده و PL700 قالبگیری شده این است که اولی نشان دهنده توزیع اندازه دانه دوحالتی (شکل 3a) می باشد، در صورتیکه دومی نشان دهنده توزیع اندازه دانه بیش و کم تک حالتی (شکل 3b) می باشد. دلیل چنین تفاوتی در میکروساختارها این است که PL800 حاوی هم ذره های SiCNO و هم Mg_2Si می باشد که نشان دهنده میزان بالاتر محلهای هسته سازی ناهمگن برای تولید کریستال Mg می باشد. در مورد نمونه PL700 اغلب ذرات SiCNO با مقدار قابل چشم پوشی ذرات Mg_2Si مشاهده می شود. این کاهش در میزان ذرات Mg_2Si (شدت پیک های Mg_2Si) در نمونه PL700 می تواند از روی طیف XRD تایید شود (شکل 9a).

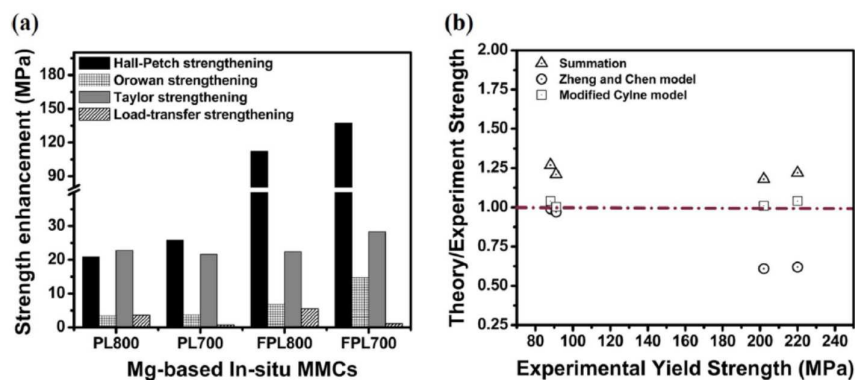
توده از نوع حوزه ای معمولی کامپوزیت های فراوری شده با FS در شکل 5 و 8a مشاهده گردید و این امر به ماهیت جریان ماده دور ابزار استوانه ای بکار رفته در فراوری FS مربوط می شود. Sato و همکارانش به ابزار استوانه

ای اشاره کردند که منجر به ایجاد منطقه توده ای حوزه ای شکل در منطقه بالایی به دلیل بدشکلی ماکزیمم و حرارت دهی اصطکاکی طی FSP با استفاده از یک ابزار استوانه ای می شود. در طرف پسروری کامپوزیت فراوری شده FS، سطح مشترک میان منطقه توده ای و منطقه تحت تاثیر حرارتی مکانیکی (TMA) نسبتا ماهیت انتشاری دارد و دارای شواهدی از میدان گردابی علامتگذاری شده به شکل دایره در شکل 5a می باشد. ولیکن سطح مشترک میان طرف پیشرونده توده مرکزی و منطقه TMA کاملا تیز بوده و شامل چند لایه ذرات سرامیکی فشرده سازی شده در طول آنی که روی دیگری در طول جهت اکستروژن بنا به شکل 5b بوده است. این امر هماهنگ با نتایجی است که پیشتر گزارش شده است که طی آن مشخص شده که ذرات تقویت شده SiC همتراز با پیوندهای بدشکل در کامپوزیت های آلیاژ Mg ی AZ91 می باشند. عرض این منطقه انباشته شده ذرات سرامیکی به طور ثابت افزایش می یابد حین اینکه به سمت منطقه بالایی منطقه در حال پیشروی به پیش می رویم. این قسمت با افزایش شدت عملکرد فشرده گی/اکستروژن و درجه حرارت اصطکاکی به سمت سطح آزاد طرف در حال پیشروی همراه است. تفاوت های میکروساختاری بین PL700 قالبگیری شده و PL700 فراوری شده FS به وضوح بیشتری از شکل 6a و 6b دیده می شود. در حالیکه ذرات PDC در نمونه قالبگیری شده PL700 که در شکل 6a نشان داده شده است یک ریخت شناسی توده ای دارد که عرض 0.5-1 میکرومتر و طول 3 الی 5 میکرومتر دارد.



شکل 11- رفتار مکانیکی کامپوزیت های در محل با پایه Mg (a) منحنی های کرنش استرس فشرده گی و (b) پاسخ

سخت شدگی کرنشی



شکل 12-a) تاثیرات مکانیسم های تقویت سازی مختلف در کامپوزیت های در محل با پایه Mg و (b) تحلیل تطبیقی میان مدل‌های عددی و داده های تجربی.

برعکس، به نظر می رسد که ذرات PDC در PL700ی فراوری شده با FS طبق شکل 6b شکلی تقریباً هم محور و/یا ریخت شناسی کروی با متوسط اندازه ذره ای در دامنه 200 الی 300 نانومتر دارند. مشخص است که ذرات PDC ریز شده به طور یکنواختی در کل منطقه توده ای توزیع مجدد شده اند، و این امر به بدشکلی قابل انعطاف شدید طی FSP مربوط می شود. بعلاوه، پراکنش یکنواخت ذرات PDC در ماتریس منیزیم کامپوزیت های FPL700 فراوری شده با روش FS از روی میکروگراف های TEM در شکل 7 بیشتر مشهود است. می تواند همچنین به وضوح الگوی توزیع ذره ای را در ذرات PDC در ماتریس Mg دید چرا که به لحاظ شیمیایی ماهیتی خنثی دارند. برای نمونه، یکنواختی توزیع ذره تا اندازه ای در FPL700 در مقایسه با مال نمونه FPL800 بهتر است. تعامل ذرات Mg₂Si با ابزار FSP می تواند مسیر جریان ماده را که باعث اندکی توده ای شدن ذره ای در نمونه FPL800 می شود (شکل 8b) برهم زند. ظرافت اندازه دانه می تواند به فرایند DRX در منطقه توده ای طی FSP کمک نماید (شکل 4a و 4b). فرایند DRX با مرتب سازی پیشرونده جابجایی حول مرزهای زاویه پایین و زاویه بالا رخ می دهد که تمایل دارد دانه های جدید را رخ دهد. بسته به درجه حرارت اصطکاک و میزان کرنش تجربه شده توسط ماده ماتریس درون منطقه توده ای، انواع میکروساختارهای DRX (DRX پیوسته یا CDRX و DRX پیوسته یا DDRX) تشکیل می شوند. شرح کاملی از تغییر و تحول میکروساختاری DRX طی FSP فراتر از دامنه این مقاله است و چنین اطلاعاتی در مقالات قبلی موجود است. Watanable و همکارانش یک همبستگی تجربی را میان اندازه دانه با کریستال بندی نهایی و پارامتر Zener-Holloman (Z) در آلیاژهای منیزیم به ترتیب ذیل مطرح نموده است:

$$\frac{D_f}{D_0} = 10^3 Z^{-1/3} = 10^3 [\dot{\epsilon} \exp Q/RT]^{-1/3} \quad (4)$$

میزان کرنش تخمین زده شده و درجه حرارت ماکزیمم تجربه شده توسط کامپوزیت های فراوری شده FS به ترتیب برابر با 30.5 s^{-1} و $295 \text{ }^\circ\text{C}$ در هر مدل گزارش شده رفرانس 32 بوده است. اندازه دانه متوسط نمونه PL700 قالبگیری در حد 50 میکرومتر مشخص گردید. بعد از ترکیب همه این مقادیر عددی با معادله 4، اندازه دانه تخمین زده شده به دلیل DRX در FPL700 برابر با 1.5 میکرومتر بود. اندازه دانه با کریستال بندی مجدد تقریباً هماهنگ با داده های تجربی کنونی (متوسط اندازه دانه نمونه FPL700 برابر با 2.5 میکرومتر می باشد) می باشد. باز، حضور ذرات PDC در ماتریس منیزیم نیز باعث تسریع اصول کینتیک DRX به دو دلیل می شود: اول از همه، ذرات تراکم بالاتری از جابجایی ها را درون ماتریس به دلیل عدم تطابق ضریب همبستگی انبساط حرارتی قبل از فراوری با FSP ایجاد می کنند. با اینحساب، وجود قبلی جابجایی ها سرانجام باعث انرژی ذخیره شده برای شروع فرایند DRX می شود. دوم اینکه ذرات PDC در اندازه نانو هر گونه رشد دانه ای غیرطبیعی را به دلیل اثر تحلیلی Zener طی FSP سرکوب می سازد.

3-5- خصوصیات مکانیکی

سختی کامپوزیت های فراوری شده FS به طور معنی داری بالاتر از مال کامپوزیت های قالبگیری شده صرفنظر از درجه حرارت های فراوری (شکل 10) می باشد. برای نمونه، مقادیر سختی های FPL800 و FPL700 با 45 و 95 درصد در مقایسه با مال نمونه های قالبگیری شده به ترتیب PL800 و PL700 تقویت شده است. چنین افزایشاتی در سختی می تواند به تصفیه معنی دار هم اندازه دانه ماده ماتریس و هم اندازه ذرات PDC در اثر FSP نسبت داده شود. باز، FSP باعث حداقل سازی جدانشستن مرزی دانه ای ذرات PDC به دلیل پراکنش یکنواخت آنها در کل ماتریس منیزیم می شود. چون تفاوت اندکی در فراکسیون حجمی ذرات PDC تقویت شده بین نمونه های PL800 و PL700 به دلیل تشکیل ذرات Mg_2Si در نمونه PL800 وجود دارد و این امر منجر به تنوع حاشیه ای در سختی آنها می شود (شکل 10). نمودارهای کرنش حقیقی - استرس حقیقی فشردگی نشان می دهد که استقامت بازده و استقامت های فشردگی نهایی UCS در کامپوزیت های فراوری شده FS در مقایسه با مال همتایان قالبگیری شده شان در شکل 11a بالاتر است. برای نمونه، استقامت بازده و UCS ی نمونه FL700

با به ترتیب 158 و 125 درصد تقویت شده است. افزایش در استقامت بازده کامپوزیت های فراوری شده FS ریشه در نقش انواع مکانیسم های استقامت سازی مختلف بنا به بحث اخیر دارد. تفاوت برجسته دیگری در داده های فشردگی همان سطح کرنش به خستگی (ϵ_f) در میان کامپوزیت های فراوری شده می باشد. برای نمونه، مقدار ϵ_f در PL800 قالبگیری شده تنها به اندازه ده درصد مشخص گردید در صورتیکه تا 80 درصد بعد از عملیات FSP افزایش یافت. ظهور ϵ_f پایین تر (ده درصد) برای نمونه PL800 قالبگیری شده می توانست به حضور کریستال دندریتی Mg_2Si مربوط باشد که به شکل بالابرنده استرس برای تسریع تجمع صدمات در کامپوزیت ها عمل می کند. باید گفت که نمونه قالبگیری شده PL700 نشان دهنده ϵ_f منطقی (18 درصدی) به دلیل کاهش تشکیل Mg_2Si در 700 درجه سانتیگراد می باشد. افزایش در مقدار ϵ_f برای نمونه FL800 می تواند به اصلاح خودبخودی در اندازه دانه ای ماتریس Mg و ذرات PDC نسبت داده شود. باز، مقدار ϵ_f برای نمونه PL700 و FPL700 قالبگیری شده بنا به اندازه گیری 18 و 22 درصد به ترتیب اندازه گیری شده است. نمونه FPL700 نشان دهنده تجمع حاشیه ای در مقدار ϵ_f تا 22 درصد می باشد، و این امر نشان می دهد که قابلیت انعطاف حفظ می شود حتی زمانی که استرس بازده بالاتر می باشد. نمایه سخت شدگی کرنشی تعیین می کند که به چه خوبی کار کامپوزیت ها با استرس بکار بسته شده اعمالی سخت می شوند. شکل 11b نشان می دهد که کامپوزیت های PL700 فراوری شده FS نشان دهنده بالاترین نمایه سخت شدگی کرنشی در میان کلیه کامپوزیت های فراوری شده می باشد. نمایه سخت شدگی کرنشی از روی معادله پی در پی رابطه کرنش حقیقی با استرس حقیقی به ترتیب ذیل تخمین زده می شود:

$$\sigma = K\epsilon^n \quad (5)$$

که در آن δ و ϵ و K و n به ترتیب استرس حقیقی، کرنش حقیقی، ضریب همبستگی استقامت، و نمایه سخت شدگی کرنشی می باشند. با گرفتن لگاریتم روی هر دو طرف معادله 5، و بعد آرایه بندی به شکل ذیل داریم:

$$\text{Log}(\sigma) = \text{Log}(K) + n\text{Log}(\epsilon) \quad (6)$$

جدول 1- خلاصه خصوصیات مکانیکی در کامپوزیت های در محل با پایه منیزیم

کامپوزیت ها	میکروسختی (HV0.5)	استرس بازده فشردگی با CYS، واحد MPa	استقامت فشرده سازی نهایی UCS با واحد MPa	درصد کرنش به خستگی	نمایه سخت شدگی کرنش
As cast PL800	53 ± 2	90 ± 5	190 ± 11	10 ± 1.0	0.25 ± 0.04
As cast PL700	44 ± 2	85 ± 3	235 ± 7	18 ± 0.5	0.30 ± 0.03
FS processed PL800	77 ± 3	205 ± 6	395 ± 20	18 ± 0.8	0.35 ± 0.02
FS processed PL700	86 ± 1	220 ± 5	530 ± 21	22 ± 0.5	0.45 ± 0.02

مقادیر نمایه سخت شدگی کرنشی (n) از روی نمودار داده های فشرده سازی به شکل $\text{Log}(\delta)$ بر حسب $\text{Log}(\epsilon)$ تعیین می شود. برای تخمین n مقدار، شیب در ناحیه کرنش پلاستیک (مربوط به کرنش حقیقی در دامنه -0.05-0.10) منحنی های کرنش حقیقی-استرس حقیقی در نظر گرفته می شود. چون نمایه سخت شدگی کرنشی خیلی به تراکم جابجایی ها قبل از بدشکلی قابل انعطاف نزدیک است، بحث درباره این روند همراه با اثر استقامت Taylor مناسب می باشد. خلاصه خصوصیات مکانیکی کلیه کامپوزیت های بررسی شده در اینجا در جدول 1 آمده است. اساساً، استقامت بازده MMC های ذره ای می تواند با چهار حالت استقامت سازی مختلف به نام: 1) اثر Hall-Petch 2) مکانیسم Orowan 3) نقش Taylor و 4) استقامت انتقال بار تقویت سازی شود. این مکانیسم های استقامت سازی در جدول 2 خلاصه سازی شده است. خصوصیات و پارامترهایی که برای تخمین نقش حالات استقامت سازی استفاده شدند در جدول 3 آمده است. بعد از ارزیابی مکانیسم های استقامت مختلف، مکانیسم Hall-Petch مشخص گردید که عامل تقویت استقامت اصلی در هر دو کامپوزیت های فراوری شده FS و قالبگیری شده است (شکل 12a). فعالسازی اثر Hall-Petch در کامپوزیت های فراوری شده (هم شرایط فراوری شده FS و هم قالبگیری شده) می تواند به ترتیب ذیل توضیح داده شود. برای مورد کامپوزیت های قالب گیری شده، حضور ذرات PDC در Mg مذاب به شکل جایگاه های هسته سازی ناهمگن عمل کرده و به هسته سازی دانه های Mg کمک می کند. بعلاوه، جدانشینی مرز دانه ای ذرات PDC محدود کننده رشد دانه ای طی جامدسازی می باشند. هر دوی این عوامل در تصفیه قابل ملاحظه ای در اندازه دانه ای منجر شده به راه اندازی اثر Hall-Petch نقش دارند. برای نمونه، متوسط اندازه دانه کامپوزیت های قالبگیری شده معمولاً در دامنه 50 الی 65 میکرومتر می باشد، در حالیکه برابر با $410 \pm 25 \mu\text{m}$ for برای حالت منیزیم خالص غیر تقویت شده می باشد. بعد از فراوری FS یک

مرحله ای این کامپوزیت های قالبگیری، میانگین اندازه دانه ای باز از 50 میکرومتر به 2.5 میکرومتر کاهش می یابد. همانگونه که قبلا گفته شد، فرایند DRX به نظر عامل اصلی اثرگذار در بهبود دانه ای می باشد. هرچه اندازه دانه ظریفتر شود، شانس به تاخیراندازی حرکت جابجایی در مرزهای دانه ای بالاتر است که سرانجام منجر به افزایش در نقش استقامت سازی Hall-Petch می شود.

جدول 2- خلاصه انواع مکانیسم های استقامت سازی

مدلهای استقامت سازی	مکانیسم ها	معادلات حاکم
Hall-Petch	تعامل جابجایی ها در مرزهای دانه ای	$\Delta\sigma_{HP} = K_{HP} [D_f^{-1/2} - D_o^{-1/2}]$
Orowan	تشکیل حلقه های Orowan دور ذرات تقویت سازی شده	$\Delta\sigma_{Orowan} = \frac{\beta G_m b}{d_p} \left[\frac{6V_f}{\pi} \right]^{1/3}$
Taylor	تقویت جابجایی به دلیل عدم تطابق حرارتی بین ماتریس و ذرات تقویت شده	$\Delta\sigma_{Taylor} = \sqrt{3} \phi G_m b \left[\frac{12V_f \Delta\alpha \Delta T}{b(1-V_f)d_p} \right]^{1/2}$
تحمل بار	انتقال بار از ماتریس نرم به ذرات سخت	$\Delta\sigma_{LT} = \frac{1}{2} \sigma_{ym} V_f$

TarjomeFa.Com

جدول 3- خصوصیات فیزیکی و مکانیکی مهم بکار رفته در مدل های استقامت سازی

خصوصیات یا پارامترها	کامپوزیت های در محل			
	PL700	PL800	FPL700	FPL800
ضریب همبستگی Hall-Petch ماتریس (Mg)				
مودول برشی ماتریس (Mg)، GPa				
نسبت پواسون ماتریس (Mg)				
بردار برگر ماتریس (Mg)، nm				
ضریب همبستگی انبساط حرارتی ماتریس در (Mg) $10^{-6} \mu K^{-1}$				

ضریب انبساط حرارتی $\text{SiCNO} \times 10^{-6} \mu\text{K}^{-1}$	0.280			
ضریب انبساط حرارتی کریستالهای Mg_2Si در $10^{-6} \mu\text{K}^{-1}$	16.5			
استقامت بازده ماتریس (Mg) ، MPa	0.35 0.32 26.5			
درجه حرارت فراوری، K	3.5			
میانگین اندازه دانه ای قبل از ترکیب تقویت، μm	7.5 60 ± 3			
میانگین اندازه دانه ای کامپوزیت ها، μm	85 973	90 1073	220 973	205 1073
اندازه ذرات SiCNO ، به نانومتر	410 ± 25			
اندازه کریستالهای Mg_2Si ، μm	50 ± 2	65 ± 3	2.5 ± 0.2	3.5 ± 0.3
فراکسیون حجمی SiCNO	500-1000		200-300	
فراکسیون حجمی کریستالهای Mg_2Si	-	200	-	50
	0.025	0.020	0.025	0.020
	-	0.10	-	0.10

بعد، استقامت سازی Taylor یک نقش اصلی را در تقویت سازی استقامت بازده MMCها بازی می کند، اگر یک تفاوت درجه حرارت قابل ملاحظه ای (ΔT) بین فرایند و شرایط تست وجود داشته باشد. اگر کامپوزیت در معرض حرارت دهی یا خنک سازی قرار گیرد، تفاوتها در ضرایب همبستگی انبساط حرارتی (CTE) بین ماده ماتریس و ذرات تقویت سازی شده باید تغییرات در یک حالت کرنش حرارتی و استرس داخلی را ایجاد نماید. برای سازگارسازی این اثر عدم تطابق حرارتی، جابجایی هایی حول ذرات تقویت سازی شده درون ماده ماتریس ایجاد می شود. بزرگی کرنش حرارتی ($\Delta \epsilon_T = \Delta \alpha \Delta T$) تعیین کننده تراکم جابجایی های ایجاد شده درون کامپوزیت ها می باشد. عدم تطابق انبساط حرارتی ($\Delta \alpha$) بین ماتریس Mg و ذرات SiCNO برابر با $(K^{-1}) = 23 \times 10^{-6}$ می باشد. مشابه، عدم تطابق انبساط حرارتی بین ماتریس Mg و کریستالهای Mg_2Si برابر با $(K^{-1}) = 19 \times 10^{-6}$ می باشد. این عدم تطابق CTE عظیم منجر به تراکم جابجایی تقویت شده در ماتریس منیزیم می شود. هرچه تراکم جابجایی بالاتر باشد، میانگین فاصله مسیر آزاد طی شده با یک جابجایی متحرک کمتر می شود که سرانجام تمایل دارد نقش استقامت سازی Taylor را تقویت کند. این حقیقت بسیار مشخص است که نقش استقامت سازی Taylor با کاهش ΔT کاهش می یابد. این امر باید زمانی بازتاب یابد که تغییرات از حالت مایع (قالبگیری) به حالت جامد (FSP) تغییر یابد. برای نمونه، برای فرایند قالبگیری برابر با 673 K می باشد در صورتیکه تنها 268K برای FSP می باشد. ولیکن، هر دو کامپوزیت های فراوری FS و قالبگیری بزرگی بیش و کم مشابهی را از استقامت

سازی Taylor طبق تصویر 12a نشان می دهند. تاثیر ΔT با اصلاح ذرات PDC طی FSP حذف می شود. درواقع معادله Taylor به طور آشکار نشان می دهد که ذره به اندازه ظریف می تواند تعداد بیشتری جابجایی را در مقایسه با ذرات بزرگ ایجاد کند (جدول 2). حتی اگر کسی فرض کند که کامپوزیت های فراوری شده FS مقدار ناچیزی از جابجایی دارند، جابجایی های لازم ریخت شناسی یا GNDها برای تقویت استقامت بازده طی بدشکلی قابل انعطاف به عمل می آیند.

جدول 4- خلاصه مدل های عددی برای تخمین استقامت بازده

مدلهای عددی	معاملات
جمع بندی Zhang & Chen اصلاح Clyne شده	$\Delta\sigma_S = \sigma_{ym} + \Delta\sigma_{Taylor} + \Delta\sigma_{LT} + \Delta\sigma_{Orowan} + \Delta\sigma_{HP}$ $\Delta\sigma_{ZC} = (1 + 0.5V_f) \left[\sigma_{ym} + \Delta\sigma_{Orowan} + \Delta\sigma_{Taylor} + \left(\frac{\Delta\sigma_{Orowan} \Delta\sigma_{Taylor}}{\sigma_{ym}} \right) \right]$ $\Delta\sigma_{MC} = \sigma_{ym} + \sqrt{(\Delta\sigma_{Taylor})^2 + (\Delta\sigma_{LT})^2 + (\Delta\sigma_{Orowan})^2 + (\Delta\sigma_{HP})^2}$

نقش مولفه GND بنا به فرض قابل چشم پوشی است چرا که استقامت بازده کامپوزیت ها را در کار کنونی بیش از حد تخمین می زند. افزایش در نمایه سخت شدگی کرنشی نیز وجود استقامت Taylor را در کامپوزیت های فراوری شده FS تایید می کند. استقامت Orowan اساسا با ذرات پراکنده ای تعیین می شود که قادر است حرکت جابجایی را اعمال کند. استقامت Orowan به طور معکوسی متناسب با میانگین فاصله بندی بین ذره ای میان ذرات پراکنده می باشد. از اینرو، شدت بدام افتادگی جابجایی با ذرات سرامیکی پراکنده (یعنی نقش استقامت سازی Orowan) با کاهش اندازه ذره افزایش می یابد. باز درجه یکنواختی در پراکنش ذرات PDC درون ماتریس MG نیز به طور معنی داری با FSP تقویت گردید. از اینرو، نقش استقامت سازی Orowan در کامپوزیت های فراوری شده FS بویژه در نمونه FPL700 به دلیل تقویت ذرات PDC با روش FSP تقویت می شود. برای نمونه، نقش استقامت Orowan تا 14 MPa برای نمونه FPL700 افزایش می یابد درحالیکه در کامپوزیت های قالبگیری شده تنها 3MPa می باشد. مشهود است که استقامت سازی انتقال بار اهمیت خود را در نقش استقامت بازده به دلیل فراکسیون حجمی کمتر ذرات PDC مشاهده شده در شکل 12a از دست می دهد.

1-3-5 تایید مدل های عددی

متداولترین مدل‌های عددی برای کمیت سنجی استقامت بازده کل MMC‌های ذره ای به ترتیب ذیل می باشد: (1) مدل جمع بندی ساده که همه نقشه‌های استقامت سازی را جمع می بندد با این فرض که هر مکانیسم به طور منفرد رفتار می کند (2) مدل Zhang & Chen یک نسخه اصلاح شده از مدل برشی تاخیری است که اثرات Taylor و Orowan و استقامت سازی انتقال بار را در نظر می گیرد ولیکن از نقش اثر Hall-Petch چشم پوشی می کند و (3) مدل Clyne اصلاح شده شامل اثرات کلیه مکانیسم های استقامت سازی می باشد که به طور غیریکنواخت با تخمین حداقل مربع سازی عمل می کند. معادلات حاکم برای این مدل‌های عددی در جدول 4 ارائه شده است. Sanaty-Zadeh و همکارانش گزارش کردند که روش Clyne اصلاح شده می تواند استقامت بازده را به طور دقیقتری نسبت به سایر روشها بعد از مقایسه انواع مدل‌های عددی برای MMC‌های ذره ای پیشگویی نماید. شکل 12b نشان می دهد که درحالیکه مدل Zhang و Cheng استقامت بازده کامپوزیت های فراوری شده FS را کمتر از حد تخمین می زند، مدل خلاصه سازی استقامت بازده کلیه کامپوزیت ها را صرفنظر از شرایط فراوری بیشتر از حد تخمین می زند. ولیکن، توافق میان استقامت بازده کامپوزیت ها که با مدل Clyne اصلاح شده پیشگویی شده است و روش تجربی به نظر می رسد که به طور منطقی برای هم کامپوزیت‌های قالبگیری شده و هم فراوری شده FS بنا به شکل 12b خوب بوده است. دلیل برای تخمین کمتر از حد مدل Zhang & Cheng این است که نقش اثر Hall-Petch را که در اثر FSP بوجود آمده است نادیده می گیرد. گفته شده است که اگر نقش استقامت سازی Taylor معادل با استقامت سازی Hall-Petch باشد، آنگاه هیچ انحراف معنی داری از مقادیر تجربی حتی با مدل Zhang & Chen رخ نمی دهد. به عبارت دیگر، مدل Zhang و Chen دقت خود را تنها در صورتی از دست می دهد که اثر Hall-Petch نقش عظیمی داشته باشد. تخمین بیش از حد استقامت بازده با مدل خلاصه سازی نشان می دهد که هیچ مکانیسم استقامت سازی نمی تواند به طور منفرد کار کند و باید به یکدیگر صرفنظر از شرایط فراوری وابسته باشند. به طور خلاصه، ما به بررسی فراوری دو مرحله ای برای مطرح سازی معایب موجود همراه با فراوری اصلی MMC‌های در محل مبتنی بر Mg مشتق از روش پیش ساز پلیمری پرداخته ایم. شدت تشکیل فاز Mg₂Si و جدادگی مرزی دانه ای ذرات PDC تقویت سازی شده در صورتی به حداقل رسید که فراوری کامپوزیت های در محل در 700 درجه انجام شود و با فراوری FSP همراه

باشد. فراوری دو مرحله ای را می توان برای تقویت عملکرد MMC های در محل با پایه Mg با وزن سبک برای کاربردهای ساختمانی و خودروسازی بکار برد.

6- نتیجه گیری ها

1- کامپوزیت های ماتریس منیزیم در محل حاوی ذرات SiCNO در اندازه نانو با ترکیب مسیره های فراوری هم حالت جامد و هم حالت مایع ساخته می شوند. فراوری حالت مایع به تولید ذرات سرامیک در محل از طریق پیرولیز پلیمر مایع کمک می کند، در حالیکه FSP حالت جامد به بهبود یکنواختی توزیع ذره و به حداقل سازی جداشدگی، اصلاح ذره، و اصلاح اندازه های دانه ای کامپوزیت ها کمک می کند.

2- طی پیرولیز در محل، حداقل سازی تشکیل فاز Mg2S با کاهش درجه فراوری از 800 تا 700 درجه سانتیگراد امکانپذیر است.

3- میکروسختی، استرس بازده، استرس فشردگی نهایی، کرنش به خستگی و نمایه سخت شدگی کرنشی کامپوزیت های قالبگیری تا به ترتیب 95 و 158 و 125 و 22 و 50 درصد بعد از FSP بهبود یافته است. کامپوزیت های فراوری شده دو مرحله ای پیرولیز شده در 700 درجه سانتیگراد نشان دهنده توزیع ذره ای تقویت سازی شده یکنواخت و خصوصیات مکانیکی برتر در مقایسه با هر گونه کامپوزیت های دیگری است.

4- استقامت سازی Hall-Petch مشخص گردید که بارزترین مکانیسم برای تقویت سازی استقامت بازده MMC های در محل با پایه Mg می باشد که با فرایند دو مرحله ای فراوری شده اند. این امر را می توان به دلیل رخداد DRX طی FSP توضیح داد. مدل Clyne اصلاح شده به خوبی با داده های آزمایشی استقامت بازده کامپوزیت ها در مقایسه با مدل های Zhang & Chen و جمع سازی متناسب است.

پیوست-(علامتگذاری های ریاضی):

علائم ذیل در مقاله حاضر استفاده شده است:

w_f^p	اصطکاک وزنی پلیمر مایع
P_{PDC}	تراکم تئوریک ذرات PDC
P_{Mg}	تراکم تئوریک منیزیم خالص

V_f^{PDC}	فراکسیون حجمی تصویری ذرات PDC، و
D_f	میانگین اندازه دانه ای ماتریس نهایی
D_0	میانگین اندازه دانه ماتریس اصلی
Z	پارامتر Zener-Holloman
$\dot{\epsilon}$	میزان کرنش
Q	انرژی فعالسازی برای انتشار شبکه ای
R	ثابت گاز جهانی
T	درجه حرارت
$\Delta\sigma_{HP}$	تقویت استقامت بازده با اثر Hall-Petch
K_{HP}	ضریب همبستگی Hall-Petch
$\Delta\sigma_{OR}$	تقویت در استقامت بازده توسط اثر Orowan
β	ثابت عددی
G_m	مودول برشی ماتریس
b	بردار برگر ماتریس
d_p	میانگین قطر ذرات تقویت شده
V_f	فراکسیون حجم ذرات تقویت شده
$\Delta\sigma_{LT}$	تقویت در استقامت بازده با اثر تحمل بار
σ_{ym}	تقویت در استقامت بازده با اثر Taylor
$\Delta\sigma_{Taylor}$	تقویت در استقامت بازده با اثر Taylor
φ	عامل Taylor
$\Delta\alpha$	تفاوت عدم تطابق حرارتی بین ماتریس و تقویت
ΔT	تفاوت درجه حرارت بین فراوری و تست

$\Delta\sigma_S$	تقویت در استقامت بازده با خلاصه سازی
$\Delta\sigma_{ZC}$	Zhang & Chen تقویت در استقامت بازده با مدل
$\Delta\sigma_{LT}$	تقویت در استقامت بازده با مدل Clyne اصلاحی
σ	استقامت بازده یا استرس حقیقی
ε	کرنش حقیقی
n	نمایه سخت سازی کرنشی
K	ضریب همبستگی استقامت
E_f	کرنش به خستگی

References

- [1] B.L. Mordike, T. Ebert, Magnesium properties-applications-potential, *Mat. Sci. Engg. A* 302 (2001) 37–45.
- [2] H. Friedrich, S. Schumann, Research for a new age of magnesium in the automotive industry, *J. Mater. Proc. Tech.* 117 (2001) 276–281.
- [3] J. Hashim, L. Looney, M.S.J. Hashmi, Metal matrix composites: production by the stir casting method, *J. Mater. Proc. Tech.* 92–93 (1999) 1–7.
- [4] H. Hu, Squeeze casting of magnesium alloys and their composites, *J. Mater. Sci.* 33 (1998) 1579–1589.
- [5] S.C. Tjong, Z.Y. Ma, Microstructural and mechanical characteristics of in-situ metal matrix composites, *Mater. Sci. Engg. R* 29 (2000) 49–113.
- [6] H.Y. Wang, Q.C. Jiang, X.L. Li, J.G. Wang, Q.F. Guan, H.Q. Liang, In situ synthesis of TiC from nanopowders in a molten magnesium alloy, *Mat. Res. Bull.* 38 (2003) 1387–1392.
- [7] P. Bhingole, G.P. Chaudhari, S.K. Nath, Processing, microstructure and properties of ultrasonically processed in-situ MgO-Al₂O₃-MgAl₂O₄ dispersed magnesium alloy composites, *Comp. A: Appl. Sci. Manuf.* 66 (2014) 209–217.
- [8] K. Kondoh, H. Oginuma, A. Kimura, S. Matsukawa, T. Aizawa, In-situ synthesis of Mg₂Si intermetallics via powder metallurgy process, *Mater. Trans.* 44 (2003) 981–985.
- [9] Q. Dong, L.Q. Chen, M.J. Zhao, J. Bi, Synthesis of TiCp reinforced magnesium matrix composites by in-situ reactive infiltration process, *Mater. Lett.* 58 (2004) 920–926.
- [10] M. Shamekh, M. Pugh, M. Medraj, Understanding the reaction mechanism of in-situ synthesized (TiC-TiB₂)/AZ91, *Magnesium Matrix Compos. Mat. Chem. Phys.* 135 (2012) 193–205.
- [11] Sudarshan, M.K. Surappa, Jongjoon Ann, Kirti Raj, Nanoceramic-metal matrix composites by in-situ pyrolysis of organic precursors in a liquid melt, *Met. Mater. Trans. A* 39 (2008) 3291–3297.
- [12] Sudarshan, A.R. Terauda, Anil Chandra, Rishi Raj, Polymer-derived in-situ metal matrix composites created by direct injection of liquid polymer into molten magnesium, *Met. Mater. Trans. A* 45 (2014) 551–554.
- [13] M.K. Surappa, Microstructural evolution during solidification of DRMMCs (Discontinuous reinforced metal matrix composites): state of art, *J. Mater. Proc. Tech.* 63 (1997) 325–333.
- [14] T.S. Srivatsan, T.S. Sudarshan, E.J. Laverna, Processing of discontinuously-reinforced metal matrix composites by rapid solidification, *Prog. Mater. Sci.* 39 (1995) 317–409.
- [15] M. Gupta, M. Lai, D. Saravananathan, Synthesis, microstructure and properties characterization of disintegrated melt deposited Mg/SiC composites, *J. Mater. Sci.* 35 (2000) 2155–2165.
- [16] S. Roy, G. Kannan, S. Sowas, M.K. Surappa, Effect of extrusion ratio on the microstructure, texture and mechanical properties of (Mg/AZ91) m-SiC p composite, *Mater. Sci. Engg. A* 624 (2015) 279–290.
- [17] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, *Mat. Sci. Engg. R* 50 (2005) 1–78.
- [18] H. Arora, H. Singh, B.K. Dhindaw, Some observations on microstructural changes in a Mg-based AE42 alloy subjected to friction stir processing, *Met. Mat. Trans. B* 43 (2012) 92–108.
- [19] Ranjit Bauri, Optimization of process parameters for friction stir processing (FSP) of Al-TiC in situ composite, *Bull. Mater. Sci.* 37 (2014) 571–578.
- [20] A. Kumar, R. Raj, S.V. Kailas, novel in-situ polymer derived nano ceramic MMC by friction stir processing, *Mater. Des.* 85 (2015) 626–634.
- [21] Y.L. Li, E. Kroke, R. Reidel, C. Fasel, C. Gervais, F. Babanneau, Thermal cross-linking and pyrolytic conversion of poly(ureamethylvinyl)silazanes to silicon-based ceramics, *App. Organomet. Chem.* 15 (2001) 820–832.
- [22] E. Kroke, Y.L. Li, C. Kometschny, E. Lecomte, C. Fasel, R. Riedel, Silazane derived and related materials, *Mater. Sci. Eng. R* 26 (2003) 197–199.
- [23] X. Yuan, W. Sun, Y. Du, D.D. Zhao, H. Yang, Thermodynamic modeling of the Mg-Si system with the Kaptay equation for the excess Gibbs energy of the liquid phase, *Calphad* 33 (2009) 673–678.
- [24] B. Inen, G. Pollard, Interface structure and fractography of a magnesium-alloy, metal-matrix composite reinforced with SiC particles, *J. Mater. Sci.* 28 (1993) 4427–4434.
- [25] C.J. Lee, J.C. Huang, P.J. Hsieh, Mg based nano-composites fabricated by friction stir processing, *Scr. Mater.* 54 (2006) 1415–1420.
- [26] V.M. Borshchev, A.N. D'yachenko, A.D. Kiselev, R.I. Kraidenko, Production of silicon from magnesium silicide, *Russ. J. Appl. Chem.* 86 (2013) 493–497.
- [27] Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enmoto, S. Jogan, Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding, *Metall. Mat. Trans. A* 30 (1999) 2429.
- [28] W.B. Lee, C.Y. Lee, M.K. Kim, J.I. Yoon, Y.J. Kim, Y.M. Yoen, S.B. Jung, Microstructures and wear property of friction stir welded AZ91 Mg/SiC particle reinforced composite, *Compos. Sci. Technol.* 66 (2006) 1513–1520.
- [29] A.H. Feng, Z.Y. Ma, Microstructural evolution of cast Mg-Al-Zn during friction stir processing and subsequent aging, *Acta Mater.* 57 (2009) 4248–4260.
- [30] T.R. McNeelley, S. Swaminathan, J.Q. Su, Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys, *Scr. Mater.* 58 (2008) 349–354.
- [31] H. Watanabe, H. Tsutsui, T. Mukai, H. Ishikawa, Y. Okada, M. Kohzu, K. Higashi, Grain size control of commercial wrought Mg-Al-Zn Alloys utilizing dynamic recrystallization, *Mat. Trans.* 42 (2001) 1200–1205.
- [32] C.I. Chang, C.J. Lee, J.C. Huang, Producing nanograin microstructure in Mg-Al-Zn alloy by two-step friction stir processing, *Scr. Mater.* 51 (2004) 509.
- [33] C.I. Chang, Y.N. Wang, H.R. Pei, C.J. Lee, J.C. Huang, On the Hardening of Friction Stir Processed Mg-AZ31 Based Composites with 5–20% Nano-ZrO₂ and Nano-SiO₂ Particles, *Mater. Trans.* 47 (2006) 2942–2949.
- [34] S.C. Tjong, Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties, *Adv. Eng. Mater.* 9 (2007) 639–652.
- [35] 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, *Mater. Sci. Eng. A* 531 (2012) 112–118.
- [36] Z. Zhang, D.L. Chen, Contribution of Grown strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites, *Mater. Sci. Eng. A* 483–484 (2008) 148–152.

برای خرید فرمت ورد این ترجمه، بدون واتر مارک، اینجا کلیک نمایید.



این مقاله، از سری مقالات ترجمه شده رایگان سایت ترجمه فا میباشد که با فرمت PDF در اختیار شما عزیزان قرار گرفته است. در صورت تمایل میتوانید با کلیک بر روی دکمه های زیر از سایر مقالات نیز استفاده نمایید:

لیست مقالات ترجمه شده ✓

لیست مقالات ترجمه شده رایگان ✓

لیست جدیدترین مقالات انگلیسی ISI ✓

سایت ترجمه فا ؛ مرجع جدیدترین مقالات ترجمه شده از نشریات معتبر خارجی