



بررسی تأثیر تقویت‌کننده دو اندازه‌ای بر رفتار تغییر شکل گرم کامپوزیت AZ91-SiC تولیدشده به روش ریخته‌گری همزدنی

پگاه عطاریان^۱، سید عبدالکریم سجادی^۲، ابوالفضل باباخانی^۳، حمیدرضا عزت پور^۴، نوشین اسداللهی^۵

بهاره بهرامی زاده^۶

pegahattarian@yahoo.com

چکیده

هدف از این پژوهش بررسی تأثیر افزودن تقویت‌کننده سرامیکی (SiC) دو اندازه‌ای (میکرو-نانو) بر رفتار تغییر شکل گرم کامپوزیت AZ91-SiC می‌باشد. لذا کامپوزیت دو اندازه‌ای (میکرو و نانو) AZ91-10%wtSiC با نسبت‌های توزیع متفاوت ۹۵٪ وزنی (میکرون)-۵٪ وزنی (نانو) و ۹۰٪ وزنی (میکرون)-۱۰٪ وزنی (نانو) به روش ریخته‌گری گردابی تحت اتمسفر محافظ گاز آرگون تولید شدند و برای بررسی تأثیر تقویت‌کننده دوتایی بر رفتار شکل دادن گرم کامپوزیت AZ91-10%wtSiC و همچنین آلیاژ AZ91، آلیاژ AZ91 و کامپوزیت AZ91-10%wtSiC(micron) نیز به روش مشابه کامپوزیت‌های دو اندازه‌ای تولید شدند. در نهایت به منظور توزیع بهتر ذرات تقویت‌کننده در زمینه و همچنین ریزدانه کردن ساختار و بهبود خواص مکانیکی، نمونه‌ها در دمای ۳۶۰ درجه سانتی‌گراد تحت عملیات روزنرانی داغ قرار گرفتند و سپس به منظور بررسی رفتار شکل دادن گرم، نمونه‌ها تحت آزمون فشار گرم در محدوده دمایی ۳۰۰-۴۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش S^{-1} ۰/۰۰۱ و ۰/۱ قرار گرفتند. نتایج مقایسه منحنی‌های تنش کرنش حاکی از آن بود که کامپوزیت‌های دو اندازه‌ای تنش جریان پایین‌تر نسبت به آلیاژ AZ91 و کامپوزیت AZ91-10%SiC(micron) داشتند و این بدین معناست که تقویت‌کننده دو اندازه‌ای سبب بهبود رفتار تغییر شکل گرم کامپوزیت می‌شود.

کلمات کلیدی: کامپوزیت زمینه منیزیم، رفتار تغییر شکل گرم، تقویت‌کننده دو اندازه‌ای

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد

۲- استاد گروه آموزشی مهندسی متالورژی و مواد. دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد

۳- استاد گروه آموزشی مهندسی متالورژی و مواد. دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد

۴- استادیار گروه آموزشی مهندسی صنایع، دانشگاه فناوری های نوین سبزوار، سبزوار

۵- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد

۶- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد



International Materials Research Institute



انجمن مهندسی متالورژی ایران



سازمان توسعه و سونای علمی و صنعتی ایران



انجمن مهندسی متالورژی ایران

۱- مقدمه

منیزیم و آلیاژهای آن به علت استحکام به وزن بالا و چگالی پایین به منظور صرفه‌جویی در مصرف سوخت توجه زیادی را در صنعت خودروسازی و هوافضا به خود جلب نموده‌اند [۱]–[۳]. اما به علت ساختار شش‌وجهی و عدم فعال بودن سیستم لغزشی آن‌ها، این دسته از مواد دارای محدودیت‌هایی از جمله شکل‌پذیری ضعیف در دمای محیط، مقاومت خزشی، مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون ضعیف می‌باشند که کاربرد آن‌ها را محدود می‌کند [۴]. نتایج تحقیقات اخیر حاکی از آن است که افزودن ذرات تقویت‌کننده یا به عبارتی کامپوزیت‌سازی سبب بهبود خواص منیزیم و غلبه بر محدودیت‌های آن و در نتیجه گسترش کاربرد این دسته از مواد در صنعت می‌گردد [۲]، [۵]، [۶]. از بین روش‌های متداول تولید کامپوزیت‌های زمینه منیزیمی، ریخته‌گری همزدنی به علت هزینه پایین و سهولت در فرایند تولید، یک روش رایج برای تولید کامپوزیت‌های زمینه منیزیمی می‌باشد اما حضور عیوب ریخته‌گری همچون تخلخل و اگلومراسیون ذرات و همچنین فصل مشترک ضعیف ذرات تقویت‌کننده با زمینه در کامپوزیت‌های تولیدشده به روش ریخته‌گری، باعث افت خواص مکانیکی آن‌ها می‌شود. [۷]، [۸] تحقیقات اخیر حاکی از آن است که افزایش استحکام فصل مشترک زمینه و تقویت‌کننده، سبب بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها می‌باشد [۹]، [۱۰]. به‌کارگیری فرایندهای ثانویه همچون^۷ روزنرانی،^۸ فورج و^۹ نورد تأثیر چشمگیری بر بهبود استحکام فصل مشترک زمینه و تقویت‌کننده، کاهش اندازه دانه و همچنین بهبود توزیع اندازه ذرات در زمینه و در نتیجه بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها دارد [۱۱]، [۱۲]. در نتیجه ریزدانه کردن ساختار با استفاده از فرایندهای ثانویه از روش‌های مؤثر در جهت بهبود توزیع ذرات تقویت‌کننده و همچنین بهبود خواص مکانیکی و تغییر فرم کامپوزیت‌های زمینه منیزیمی می‌باشد [۱۳]، [۱۴].

ساختار شش‌وجهی منیزیم و آلیاژهای آن و همچنین افزودن ذرات تقویت‌کننده ترد سرامیکی به آن‌ها سبب محدودیت تغییر فرم کامپوزیت‌های زمینه منیزیمی در دمای محیط می‌گردد. در نتیجه کامپوزیت‌های زمینه منیزیم تقویت‌شده با ذرات، غالباً در دمای بالا تغییر شکل داده می‌شوند [۱۵]. در تغییر شکل گرم کامپوزیت‌های زمینه منیزیمی، به دلیل ساختار شش‌وجهی و همچنین انرژی نقص چیدن پایین آن‌ها، تبلور مجدد دینامیکی^{۱۰} (DRX) رخ می‌دهد و بر خواص و ریزساختار آن‌ها تأثیر می‌گذارد [۱۶]. تأثیر اندازه ذرات بر منیزیم، متأثر از تأثیر آن‌ها بر تبلور مجدد دینامیکی حین تغییر شکل گرم می‌باشد. ذرات بسته به اندازه‌ای که دارند سبب بهبود یا توقف تبلور مجدد می‌شوند [۱۶]. ذرات بالاتر از ۱ میکرومتر سبب بهبود تبلور مجدد با استفاده از مکانیسم تبلور مجدد متأثر از ذرات^{۱۱} (PSN) می‌شوند [۱۶]–[۱۸].

Extrusion^۷Forging^۸Rolling^۹Dynamic recrystallization^{۱۰}Particle Simulation Nucleation^{۱۱}



تحقیق وانگ و همکارانش بر روی تغییر شکل گرم کامپوزیت AZ91-(10 μ m)SiC نشان داد که ذرات تقویت‌کننده ۱۰ میکرون سیلیسیم کاربید نه تنها سبب تسریع تبلور مجدد طبق مکانیسم تبلور مجدد متأثر از ذرات می‌گردد بلکه مانع رشد اندازه دانه در روزنرانی گرم همچنین ریزدانه شدن ساختار و بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت می‌شود [۱۹]. دنگ و همکارانش بر روی رفتار فورج میکرو کامپوزیت AZ91-SiC کارکردند و نتایج آن‌ها نیز نشان داد که افزودن ذرات میکرون تأثیر شگرفی بر ریزدانه کردن ساختار منیزیم دارد [۲۰]. در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم اثبات شده است که ذرات کمتر از ۱ میکرون به علت اثر قفل شوندگی مرز دانه‌های کم زاویه و بزرگ زاویه و همچنین فاصله کم بین ذرات، سبب تأخیر یا توقف تبلور مجدد می‌گردند [۱۶]. در حال حاضر تحقیقات محدودی بر روی تأثیر ذرات کوچک‌تر از ۱ میکرون بر تبلور مجدد کامپوزیت‌ها خصوصاً تبلور مجدد کامپوزیت‌های زمینه منیزیم انجام شده است. تحقیق پراساد و همکارانش بر روی نانو کامپوزیت Mg-Al₂O₃ نشان داد که به علت اثر قفل شوندگی مرز دانه توسط ذرات، مرز دانه‌ها ثابت میمانند. بنابراین اندازه دانه در حین تغییر شکل گرم، به صورت جزئی تغییر می‌کند [۲۱]. تحقیق دانگ و همکارانش بر روی کامپوزیت AZ91-SiC(submic) نشان داد که ذرات کمتر از ۱ میکرون تأثیر چشمگیری بر کاهش اندازه دانه دارند [۲۲]. ژانگ و همکارانش نشان دادند که تأثیر اندازه ذرات بر کاهش اندازه دانه به درصد حجمی آن‌ها بستگی دارد و کاهش اندازه دانه با افزایش درصد حجمی، رابطه خطی ندارد و حداقل مقدار درصد حجمی به دست آمده ۱/۵٪ گزارش شده است. برخلاف ذرات میکرون به علت فاصله کم بین ذرات در ذرات زیر ۱ میکرون، منطقه تغییر فرم ناشی از ذرات (PDZ) بسیار کوچک است و جوانه‌زنی تبلور مجدد توسط منطقه تغییر فرم بسیار ناچیز است. با توجه نتایج ارائه شده از تحقیقات انجام شده تا به اکنون، تحقیقات کمتری مبنی بر تأثیر هم‌زمان ذرات نانو و میکرون بر رفتار شکل دادن گرم کامپوزیت‌های زمینه منیزیم انجام شده است. در تحقیق حاضر با بررسی منحنی‌های حاصل از رفتار تغییر شکل گرم کامپوزیت دو اندازه‌ای (میکرو-نانو) AZ91-SiC(نانو) در فشار گرم به بررسی تأثیر هم‌زمان ذرات نانو و میکرون بر رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ AZ91 می‌پردازیم.

۲- مواد و روش تحقیق

مواد مورد استفاده در این تحقیق عبارت است از: شمش آلیاژ AZ91 با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول شماره ۱

جدول ۱- ترکیب شیمیایی شمش آلیاژ AZ91

AL	Zn	Mn	Fe
8.5% wt	0.944% wt	0.293% wt	0.069% wt

پودر سیلیسیم کاربید نانو با میانگین اندازه ذرات ۲۹ نانومتر و خلوص بالای ۹۹٪ با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول شماره ۲



جدول ۲- ترکیب شیمیایی پودر سیلیسیم کاربید نانو

Purity	SiO ₂	Free Si	Free C
99% wt	0.3% wt	0.18% wt	0.49% wt

و همچنین پودر سیلیسیم کاربید میکرو با اندازه ذرات ۴۸ میکرون و ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول شماره ۳

جدول ۳- ترکیب شیمیایی پودر سیلیسیم کاربید میکرون

purity	Sio ₂	Free Si	Free C	Fe ₂ O ₃
99% wt	0.55% wt	0.45% wt	0.3% wt	0.2% wt

به منظور بررسی تأثیر همزمان تقویت کننده نانو و میکرون بر رفتار شکل دادن گرم کامپوزیت AZ91-SiC، کامپوزیت‌هایی با درصد تقویت کننده (SiC) ثابت ۱۰٪ وزنی و نسبت توزیع متفاوت ذرات میکرون و نانو با شرایط مشابه، توسط ریخته‌گری همزدنی تولید شدند و جهت بررسی تأثیر تقویت کننده دوتایی بر رفتار شکل دادن گرم AZ91، آلیاژ AZ91 نیز با روش ریخته‌گری و سرعت سرد کردن مشابه کامپوزیت‌ها، ریخته‌گری شدند. جدول شماره ۴ نشان‌دهنده نمونه‌های ریخته‌گری شده و نسبت توزیع ذرات تقویت کننده میکرون و نانو در آن‌ها می‌باشد.

جدول ۴- مشخصات نمونه‌های ریخته‌گری شده

نام نمونه	مقدار تقویت کننده SiC (درصد وزنی)	نسبت توزیع ذرات میکرون-نانو (درصد وزنی)	میزان تقویت کننده میکرون (درصد وزنی)	میزان تقویت کننده نانو (درصد وزنی)
AZ91	٪۰	٪۰	٪۰	٪۰
AZ91-(100-0)SiC	٪۱۰	۱۰۰٪-۰٪	۱۰۰٪	٪۰
AZ91-(95-5)SiC	٪۱۰	۹۵٪-۵٪	٪۹۵	٪۵
AZ91-(90-10)SiC	٪۱۰	۹۰٪-۱۰٪	٪۹۰	٪۱۰

به منظور تر شونده‌گی بهتر ذرات تقویت کننده با زمینه منیزیم در هنگام ذوب ریزی، پودرهای میکرو و نانو هرکدام به صورت مجزا قبل از ورود به مذاب تحت عملیات حرارتی با مشخصات ارائه شده در جدول شماره ۵ قرار گرفته‌اند تا یک لایه اکسیدی (SiO₂) روی سطح پودر تشکیل شده و هنگام ورود پودر به زمینه با منیزیم واکنش داده و فاز Mg₂Si که تر شونده‌گی خوبی با زمینه دارد تشکیل شود.

جدول ۵- شرایط عملیات حرارتی پودرهای میکرون و نانو

پودر میکرون	۵ ساعت در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد
پودر نانو	۳۰ دقیقه در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد



جهت ریخته‌گری آلیاژ AZ91، شمش آلیاژ را تا دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد تحت اتمسفر گاز آرگون با دبی $\frac{mL}{min}$ ۵ ذوب و سپس مذاب به مدت ۲ دقیقه دقیقاً دقیقه‌ده می‌شود و در نهایت مذاب در قالب پیشگرم شده در دمای ۴۲۰ درجه سانتی‌گراد بارریزی می‌شود.

جهت ریخته‌گری کامپوزیت‌ها، ابتدا شمش آلیاژ AZ91 را تا دمای ۷۷۰ درجه سانتی‌گراد تحت محافظت گاز آرگون ذوب کرده (علت انتخاب دمای بالای فوق ذوب، سیالیت بیشتر مذاب است زیرا در عملیات کامپوزیت‌سازی خصوصاً در تقویت‌کننده‌های دو اندازه‌ای، اضافه کردن پودرهای ذرات تقویت‌کننده زمان‌بر است و افزایش زمان ریخته‌گری سبب کاهش دما و در نتیجه کاهش سیالیت مذاب می‌شود و در نتیجه سبب عدم توزیع مناسب ذرات در زمینه می‌شود لذا دما را بالاتر گرفتیم تا این کاهش دما و کاهش سیالیت جبران شود). به منظور حذف لایه‌های اکسیدی موجود در مذاب قبل از اضافه کردن ذرات تقویت‌کننده به مدت ۲۰ ثانیه مذاب هم زده شد و سپس پودرهای تقویت‌کننده که از قبل در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد پیشگرم شده بودند توسط قیف موجود در درب بوت، طی سه مرحله وارد مذاب شدند و در هر مرحله، مذاب به مدت ۴۰ ثانیه هم زده شد. هنگام افزودن پودر به مذاب در هر مرحله، گاز آرگون بسته و هنگام هم زدن مذاب مجدداً گاز آرگون باز می‌شود در نهایت مذاب در قالب پیشگرم شده در دمای ۴۲۰ درجه سانتی‌گراد تخلیه می‌شود.

نمونه‌های ریخته‌گری شده به منظور حذف فازهای مضر از جمله Mg17Al12، تحت عملیات حرارتی همگن‌سازی در دمای ۴۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۷ ساعت تحت اتمسفر محافظ گاز آرگون قرار گرفتند. و جهت بررسی ترکیب شیمیایی کامپوزیت‌های ریخته‌گری شده، یکی از کامپوزیت‌ها تحت آنالیز طیف‌سنجی پتاسیل جفت شده القایی^{۱۳} (ICP) قرار گرفتند. به منظور بهبود خواص مکانیکی و همچنین توزیع بهتر ذرات در زمینه، نمونه‌ها در دمای ۳۶۰ درجه سانتی‌گراد تحت^{۱۴} روزنرانی داغ، قرار گرفتند و به منظور بررسی تأثیر روزنرانی بر توزیع و سختی نمونه‌ها، نمونه‌های بعد از ریخته‌گری و بعد از روزنرانی تحت بررسی‌های میکروسکوپی و سختی‌سنجی قرار گرفتند. برای بررسی ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری، ابتدا سطح نمونه‌ها توسط سمباده‌های ۳۲۰، ۴۰۰، ۶۰۰، ۸۰۰، ۱۰۰۰، ۱۲۰۰، ۲۰۰۰، ۳۰۰۰، ۴۰۰۰ میکرون پولیش شدند. سختی نمونه‌ها توسط دستگاه ماکرو سختی با فرورونده ویکرز، با نیرو ۵ KgF و زمان ۱۰ ثانیه انجام شد.

به منظور بررسی و مقایسه رفتار شکل دادن گرم، نمونه‌های استوانه‌ای با قطر ۸ میلی‌متر و ارتفاع ۱۲ میلی‌متر از شمش‌هایی که تحت عملیات روزنرانی داغ قرار گرفته بودند، ماشین‌کاری شدند و تحت آزمون فشار داغ، در محدوده دمایی ۳۰۰-۴۰۰ درجه سانتی‌گراد (با اختلاف دمایی ۵۰ درجه سانتی‌گراد) و نرخ کرنش ۰/۱ و ۰/۰۰۱ S⁻¹ کرنش نهایی ۰/۶ توسط دستگاه Roll/Zwick مجهز به یک کوره الکتریکی با دقت ۵°C ± و با سرعت فک ثابت ۶۰ $\frac{mm}{min}$ و انجام شده است. به منظور هم‌دما شدن، نمونه‌ها به مدت ۳ دقیقه در دمای آزمایش نگه‌داری شده اند به منظور کاهش اصطکاک بین سطح نمونه‌ها و فک‌های فشاری، چند لایه نوار تفلون بر روی نمونه‌ها پیچیده شده

^{۱۳} Inductively Coupled Plasma

^{۱۴} Extrusion



است. همچنین به منظور بررسی ریزساختار، پس از پایان تغییر شکل گرم، نمونه‌ها در کمتر از ۵ ثانیه در آب کوئنچ شدند.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ترکیب شیمیایی نمونه‌های ریخته‌گری شده

جدول شماره ۶ نشان‌دهنده ترکیب شیمیایی کامپوزیت AZ91-(100-0)SiC می‌باشد.

جدول ۶- ترکیب شیمیایی کامپوزیت AZ91-(100-0)SiC

Al	Mn	Zn	Fe
9.1	0.35	0.921	0.77

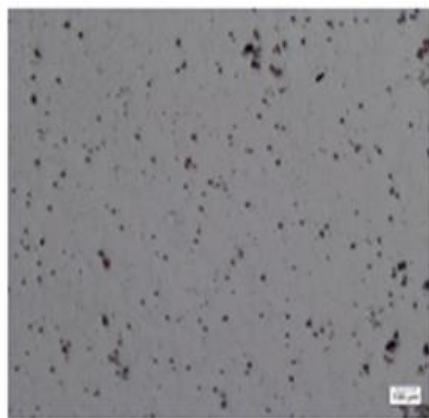
با مقایسه ترکیب شیمیایی کامپوزیت ریخته‌گری شده با ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ91 مشخص شد مقدار آلومینیوم به میزان ۰/۱۶٪ افزایش یافته است که این در واقع نشان‌دهنده اکسید شدن منیزیم می‌باشد که سبب افزایش درصد آلومینیوم در ترکیب شده است. افزایش آهن در ترکیب به علت وجود بوته فولادی و همزن فولادی می‌باشد که در ذوب به مذاب اضافه شده است. با توجه به روش مشابه ریخته‌گری برای همه کامپوزیت‌ها این ترکیب شیمیایی را می‌توان به ترکیب شیمیایی سایر کامپوزیت‌های ریخته‌گری شده بسط داد از طرفی این ترکیب مطابق ترکیب استاندارد ASTM ارائه شده در جدول شماره ۷ می‌باشد لذا ترکیب شیمیایی کامپوزیت‌ها قابل قبول است و از طرفی افزایش درصد آهن به عنوان ناخالصی بر رفتار خوردگی آلیاژ تأثیرگذار است و تأثیری بر رفتار شکل دادن گرم آن ندارد.

جدول ۷- ترکیب شیمیایی استاندارد آلیاژ AZ91

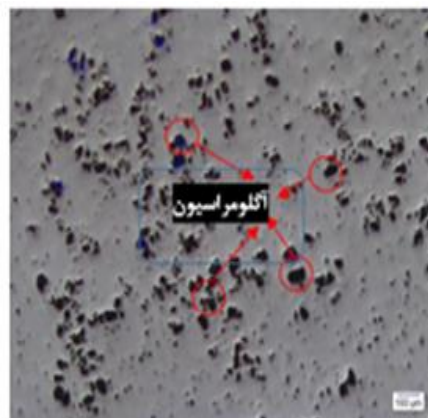
Al	Mn	Zn
8.3-9.7% wt	Min.13%	0.35-1%

۳-۲- ریز ساختار و تصاویر میکروسکوپی بعد از ریخته‌گری و بعد از روزنرانی

شکل شماره ۱ نشان‌دهنده تصاویر بعد از پولیش نمونه‌های بعد از ریخته‌گری می‌باشد. همان‌گونه در تصاویر نشان داده شده است، شاهد آگلومراسیون ذرات تقویت‌کننده در هر سه کامپوزیت (شکل ۱-ب، ۱-ج و ۱-د) می‌باشیم.



الف



ب



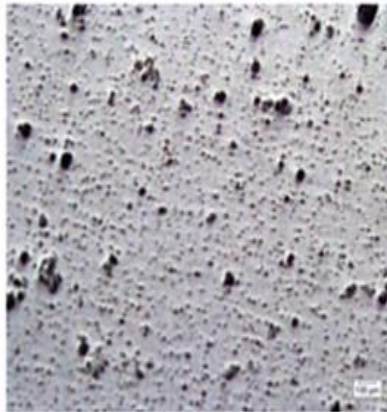
ج



د

شکل ۱- تصاویر میکروسکوپی بعد از پولیش نمونه‌ها بعد از ریخته‌گری شکل ۱-الف (آلیاژ AZ91)، شکل ۱-ب کامپوزیت AZ91-(90-10)SiC، شکل ۱-ج کامپوزیت AZ91-(95-5)SiC، شکل ۱-د کامپوزیت AZ91-(100-0)SiC

شکل شماره ۲ نشان‌دهنده تصاویر میکروسکوپی نمونه‌ها بعد از روزنرانی می‌باشد و همان‌گونه که مشخص می‌شود ما شاهد توزیع یکنواخت‌تر ذرات تقویت‌کننده در زمینه می‌باشیم در واقع روزنرانی سبب شکست ذرات به هم چسبیده و توزیع بهتر آن‌ها در زمینه می‌شود اما باز هم شاهد اگلومراسیون ذرات در کامپوزیت‌ها (شکل ۱-ب و ۱-ج و ۱-د) می‌باشیم.



الف



ب



ج

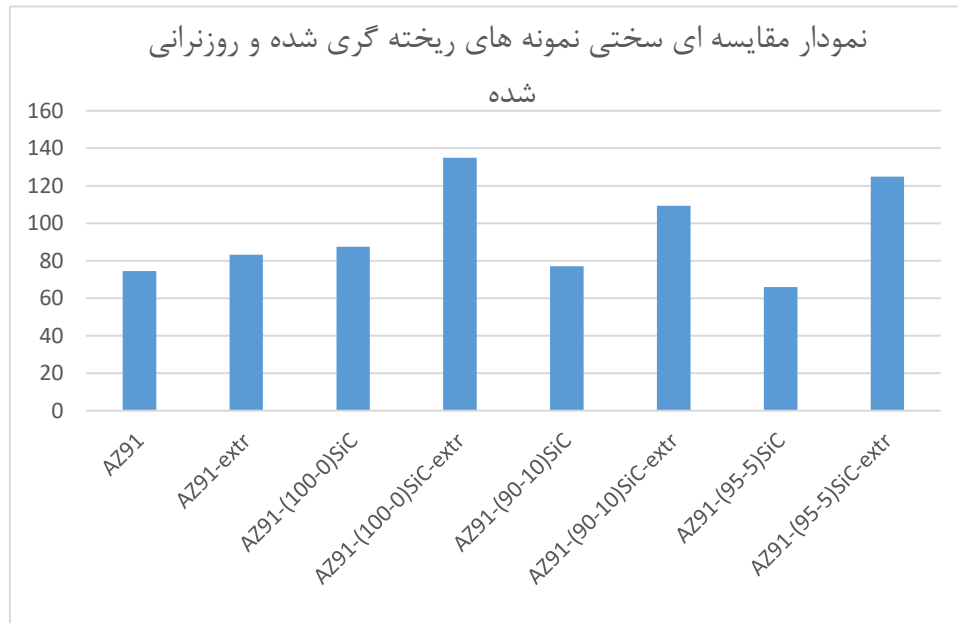


د

شکل ۲- تصاویر میکروسکوپی بعد از پولیش نمونه‌ها بعد از روزنرانی شکل ۲-الف (آلیاژ AZ91)، شکل ۲-ب کامپوزیت AZ91-(90-10)Si، شکل ۲-ج کامپوزیت AZ91-(95-5)SiC، شکل ۲-د کامپوزیت AZ91-(100-0)SiC

۳-۳ سختی نمونه های بعد از ریخته گری و بعد از روزنرانی

نمودار مقایسه سختی شمش‌های بعد از ریخته‌گری و بعد از روزنرانی در شکل ۳ ارائه شده است که نشان‌دهنده افزایش دو برابری سختی کلیه شمش‌ها بعد از روزنرانی می‌باشد که خود تأییدی بر تأثیر روزنرانی بر شکستن ذرات آگلومره شده و بهبود توزیع ذرات تقویت‌کننده در زمینه می‌باشد از طرفی با مقایسه سختی‌ها می‌توان دریافت سختی کامپوزیت میکرون فاقد تقویت‌کننده نانو بعد از ریخته‌گری و بعد از روزنرانی از سایر نمونه‌ها بالاتر می‌باشد و از طرفی سختی کامپوزیت دو اندازه‌ای حاوی ۵ درصد وزنی نانو روزنرانی شده از کامپوزیت دو اندازه‌ای حاوی ۱۰ درصد وزنی تقویت‌کننده نانو به مراتب بالاتر می‌باشد. که این امر را می‌توان به تأثیر اندازه ذرات بر آگلومراسیون ربط داد که هر چه ذرات ریز تر و درصد وزنی آن‌ها بیشتر باشد آگلومراسیون بیشتر و در نتیجه سختی کمتر خواهد بود.



شکل ۳- نمودار مقایسه‌ای سختی نمونه‌های بعد از ریخته‌گری و بعد از روزنرانی

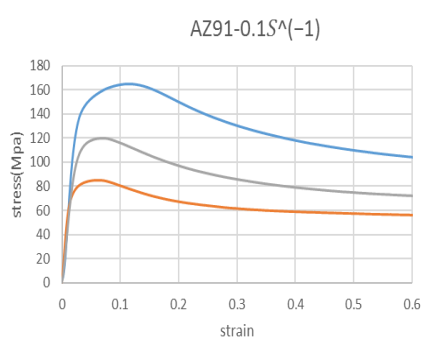
۳-۴- بررسی منحنی‌های تنش کرنش فشاری حاصل از آزمون فشار داغ نمونه‌های روزنرانی شده

شکل ۴ نشان‌دهنده منحنی تنش کرنش فشاری حاصل از آزمون فشار گرم نمونه‌های روزنرانی شده در دما و نرخ کرنش متفاوت می‌باشد. به‌طور کلی منحنی تنش کرنش شکل دادن سرد فلزات کاملاً متفاوت با منحنی تنش کرنش ناشی از شکل دادن گرم فلزات می‌باشد و مهم‌ترین وجه تمایز این دو با یکدیگر در این است که در تغییر شکل گرم برخلاف تغییر شکل سرد، تنش سیلان تابع مشخصی از کرنش نیست و در واقع در تغییر شکل گرم از یک کرنش مشخصی به بعد، تنش جریان ثابت میماند لذا می‌توان گفت در تغییر شکل گرم، تنش سیلان تابعی از میزان کرنش پلاستیک نیست بلکه تابعی از نرخ کرنش می‌باشد.

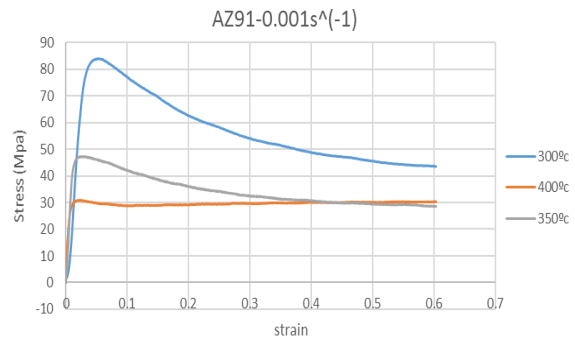
همان‌گونه که در منحنی‌های تنش کرنش ارائه‌شده در شکل ۴ مشاهده می‌شود، در تمامی منحنی‌ها ما شاهد افزایش تنش سیلان با افزایش کرنش و در واقع کار سختی می‌باشیم تا تنش جریان به حداکثر مقدار خود برسد و سپس تنش جریان کاهش می‌یابد و شاهد کار نرمی می‌باشیم و سپس از یک کرنش مشخصی تنش جریان با افزایش کرنش ثابت میماند و این در واقع نشان‌دهنده به تعادل رسیدن کار نرمی و کار سختی می‌باشد. از این کرنش مشخص به بعد دیگر تنش جریان تابع کرنش نخواهد بود بلکه تابع نرخ کرنش خواهد بود. لذا به‌صورت کلی ما شاهد سه منطقه در منحنی‌های تنش کرنش تغییر شکل گرم می‌باشیم.



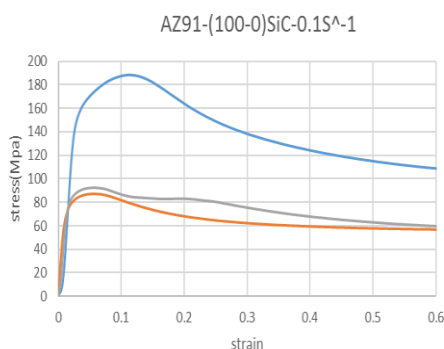
قبل از اعمال کار گرم، ماده دارای چگالی کمی از عیوب، به‌خصوص نابجایی‌ها می‌باشد لذا قبل از شروع کار گرم چگالی نابجایی‌ها بسیار ناچیز است. با اعمال کرنش، چگال عیوب و نابجایی‌ها افزایش می‌یابد و به عبارتی انرژی ذخیره‌شده ناشی از تغییر شکل، که نیروی محرکه بازیابی و تبلور مجدد می‌باشد افزایش می‌یابد و چون دما بالاتر هم‌زمان با تغییر شکل، بازیابی نیز انجام می‌شود و سلول نابجایی‌ها ایجاد می‌شود و به ترتیب دانه‌ها و مرز دانه‌های فرعی تشکیل می‌شوند؛ و در واقع به دلیل آنکه هم‌زمان با تغییر شکل، مکانیسم بازیابی انجام می‌شود لذا هم‌زمان با افزایش میزان کرنش، سرعت بازیابی افزایش می‌یابد و سرعت افزایش چگالی عیوب از جمله نابجایی‌ها، کاهش می‌یابد تعداد دانه‌های فرعی افزایش می‌یابد و جوانه‌هایی عاری از نقایص شبکه تشکیل می‌شود تا اینکه از یک کرنش مشخصی به بعد چگالی نابجایی‌ها ثابت می‌ماند و در واقع ساختار دانه‌های فرعی ثابت می‌ماند. در آلیاژهای منیزیم به علت ساختار شش‌وجهی و انرژی نقص چیدن پایینی که دارند تبلور مجدد در کرنش‌های اولیه کمتری رخ می‌دهد. همان‌گونه در منحنی‌های تنش کرنش ناشی از فشار داغ ارائه‌شده در شکل شماره ۴ مشاهده می‌شود می‌توان گفت در تمامی کامپوزیت‌ها ریخته‌گری شده و هم‌چنین آلیاژ AZ91 با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش، نیروی محرکه تبلور مجدد افزایش می‌یابد در نتیجه تنش جریان کاهش می‌یابد و تبلور مجدد در تنش‌های جریان کمتری رخ می‌دهد.



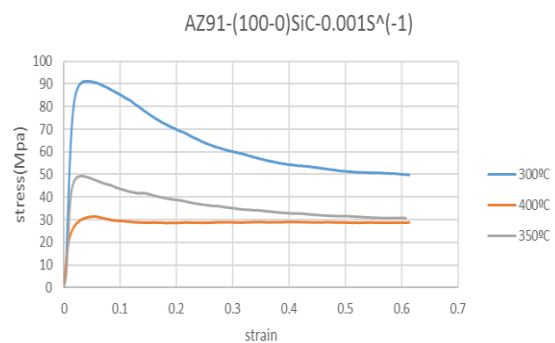
الف



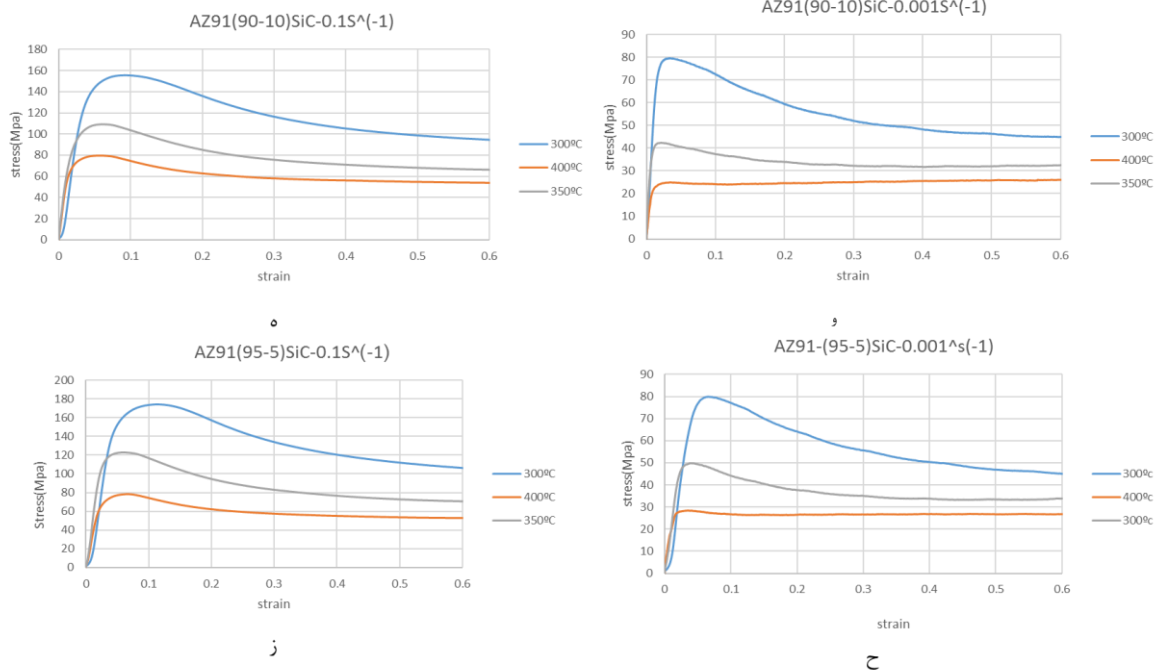
ب



ج



د



شکل ۴- منحنی تنش کرنش فشاری حاصل از آزمون فشار گرم در نمونه‌های روزنرانی شده در دماهای ۳۵۰، ۳۰۰ و ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش‌های $0.001 S^{-1}$ و $0.1 S^{-1}$ (۴-الف و ۴-ب منحنی تنش کرنش آلیاژ AZ91، ۴-ج و ۴-د منحنی تنش کرنش کامپوزیت AZ91-(100-0)SiC، ۴-ه و ۴-و منحنی تنش کرنش کامپوزیت AZ91-(95-5)SiC، ۴-ز و ۴-ح منحنی تنش کرنش کامپوزیت AZ91-(90-10)SiC)

همان‌گونه که در منحنی‌های تنش کرنش فشار گرم نمونه‌ها مشاهده می‌شود، افزودن ذرات تقویت‌کننده سبب کاهش تنش جریان می‌شود و این کاهش تنش جریان را می‌توان ناشی از اثر جوانه‌زنی تبلور مجدد متأثر از ذرات ۱۵ (PSN) که با مهاجرت سریع مرزهای فرعی اطراف ذره رخ می‌دهد، دانست... و در واقع این مکانیسم برای ذرات با اندازه بالاتر از ۱ میکرون رخ می‌دهد و ذرات زیر ۱ میکرون به علت اثر قفل شوندگی مرز دانه‌های فرعی اصلی سبب توقف تبلور مجدد می‌گردند بخصوص در مواد با انرژی نقص چیدن بالا مانند آلیاژهای آلومینیوم. اما ما شاهد کاهش تنش جریان در کامپوزیت‌های دو اندازه‌ای (میکرون-نانو) با افزایش درصد تقویت‌کننده نانو، نسبت به آلیاژ AZ91 می‌باشیم در واقع تأثیر ذرات نانو بر تبلور مجدد در دمای بالا ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد مشخص می‌شود و علت کاهش تنش جریان و رخ دادن تبلور مجدد علی‌رغم اندازه ریز ذرات (زیر ۱ میکرون) را می‌توان به ساختار شش‌وجهی منیزیم ربط داد که به علت سیستم‌های لغزشی غیرفعال آن تمرکز تنش بیشتر در آن تولید می‌شود و لذا سبب افزایش دانسته نابجایی‌ها و در نتیجه افزایش نیرو محرکه تبلور مجدد می‌شود. و البته انرژی نقص چیدن پایین منیزیم و همچنین ضریب نفوذ بالای مرز دانه منیزیم سبب تسریع تبلور مجدد می‌گردد لذا می‌توان گفت افزودن ذرات نانو سبب تسریع جوانه‌زنی تبلور مجدد می‌شود.

۴- نتیجه‌گیری

به بیانی کوتاه، در این پژوهش آلیاژ AZ91 و کامپوزیت‌های دو اندازه‌ای (میکرون و نانو) با نسبت‌های متفاوت توزیع ذرات تقویت‌کننده میکرون و نانو به روش ریخته‌گری گردابی تولید و سبب به‌منظور بهبود توزیع ذرات تقویت‌کننده در زمینه، شمش‌ها تحت روزنرانی قرار گرفتند؛ و سپس جهت بررسی تأثیر همزمان تقویت‌کننده دو اندازه‌ای میکرون و نانو بر رفتار شکل دادن گرم آلیاژ AZ91 نمونه‌ها بعد از روزنرانی تحت آزمون فشار گرم در دمای ۳۵۰، ۴۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۱ S⁻¹ و ۰/۰۰۱ و ۰/۱ قرار گرفتند و مهم‌ترین نتایج به‌دست‌آمده از این تحقیق عبارت است از:

- ۱- تنش جریان در تغییر شکل گرم، به نرخ کرنش و دمای آزمون وابسته است و هرچه دما بالاتر و نرخ کرنش کمتر باشد تنش جریان کاهش می‌یابد.
- ۲- افزودن ذرات تقویت‌کننده در زمینه با اندازه ذرات بالاتر از ۱ میکرون سبب تسریع تبلور مجدد توسط مکانیسم تبلور مجدد ناشی از ذرات می‌شود.
- ۳- ذرات تقویت‌کننده با اندازه زیر ۱ میکرون به دلیل قفل شوندگی مرز دانه‌های فرعی اصلی سبب توقف تبلور مجدد می‌شود اما به علت ساختار کریستالی شش‌وجهی، انرژی نقص چیدن پایین و همچنین ضریب نفوذ بالای مرز دانه‌ای منیزیم، سبب بهبود سریع تبلور مجدد می‌گردد.
- ۴- به‌طور کلی تقویت‌کننده دو اندازه‌ای سبب کاهش تنش جریان نسبت به آلیاژ AZ91 و در نتیجه بهبود رفتار شکل دادن گرم می‌گردد.

تشکر و قدردانی

با تشکر از زحمات بی دریغ آقایان مهندس حمید مشاور و مهندس امید جعفری که در زمینه ریخته‌گری نمونه‌ها کمک شایانی داشتند و بی شک بدون کمک‌های آنها این مهم میسر نبود



مراجع

- [1] Wang, X.J.; Xu, D.K.; Wu, R.Z.; Chen, X.B.; Peng, Q.M.; Jin, L.; Xin, Y.C.; Zhang, Z.Q.; Liu, Y.; Chen, X.H.; et al. What is going on in magnesium alloys? *J. Mater. Sci. Technol.* 2018, 34, 245–247
- [2] Luo, A. Processing, microstructure, and mechanical behavior of cast magnesium metal matrix composites. *Metall. Mater. Trans. A* 1995, 26, 2445–2455
- [3] K. Nie, X. Kang, K. Deng, T. Wang, and Y. Guo, “Effect of SiC Nanoparticles on Hot Deformation Behavior and Processing Maps of Magnesium Alloy AZ91,” *nanomaterialsMDPI* 2018.
- [1] D. K. Xu *et al.*, “Accepted Manuscript,” 2017.
- [2] A. Materials and B. C. Processing, “Magnesium Metal Matrix Composites Liquid-mixing and casting) Melt stirring,” vol. 26, no. September, pp. 1994–1995, 1995.
- [3] K. Nie, X. Kang, K. Deng, T. Wang, and Y. Guo, “Effect of SiC Nanoparticles on Hot Deformation Behavior and Processing Maps of Magnesium Alloy AZ91,” 2018.
- [4] J. Zhang, Z. X. Guo, F. Pan, Z. Li, and X. Luo, “Effect of composition on the microstructure and mechanical properties of Mg – Zn – Al alloys,” vol. 456, pp. 43–51, 2007.
- [5] J. Li, K. Nie, K. Deng, S. Shang, and S. Zhou, “Materials Science & Engineering A Microstructure stability of as-extruded bimodal size SiCp / AZ91 composite,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 615, pp. 489–496, 2014.
- [6] B. Inem, “Dynamic recrystallization in a thermomechanically processed metal matrix composite,” vol. 197, pp. 91–95, 1995.
- [7] L. Lity, A. Zyska, and W. Baliga, “TEM analysis of the interfaces between the components in magnesium matrix composites reinforced with SiC particles,” vol. 81, pp. 326–328, 2003.
- [8] L. Z. Æ. Q. J. Zhai, “The interfacial characteristic of SiCp / AZ91 magnesium matrix composites fabricated by stir casting,” pp. 2759–2764, 2009.
- [9] Y. Q. Liu, H. T. Cong, W. Wang, C. H. Sun, and H. M. Cheng, “AlN nanoparticle-reinforced nanocrystalline Al matrix composites : Fabrication and mechanical properties,” vol. 505, pp. 151–156, 2009.
- [10] B. L. Mordike and P. Luk, “Interfaces in magnesium-based composites,” pp. 682–691, 2001.
- [11] P. B. Prangnelp, S. J. Barnes, S. M. Roberts, and P. J. Withers, “The effect of particle distribution on damage formation in particulate reinforced metal matrix composites deformed in compression,” vol. 220, pp. 41–56, 1996.
- [12] K. Wu *et al.*, “Microstructure and mechanical properties of SiCp / AZ91 composite deformed through a combination of forging and extrusion process,” *Mater. Des.*, vol. 31, no. 8, pp. 3929–3932, 2010.
- [13] J. Li, J. Liu, and Z. Cui, “Characterization of hot deformation behavior of extruded ZK60 magnesium alloy using 3D processing maps,” *J. Mater.*, 2013.
- [14] J. Koike, R. Ohyama, T. Kobayashi, M. Suzuki, and K. Maruyama, “Grain-boundary sliding in AZ31 magnesium alloys at room temperature to 523 K,” *Mater. Trans.*, vol. 44, no. 4, pp. 445–451, 2003.
- [15] K. Deng, J. Li, F. Xu, K. Nie, and W. Liang, “Hot deformation behavior and processing maps of fine-grained SiCp / AZ91 composite,” vol. 67, no. 2015, pp. 72–81.
- [16] R. D. Doherty *et al.*, “Current issues in recrystallization : a review,” vol. 238, pp. 219–274, 1997.
- [17] X. J. Wang, X. S. Hu, K. B. Nie, K. K. Deng, K. Wu, and M. Y. Zheng, “Dynamic recrystallization behavior of particle reinforced Mg matrix composites fabricated by stir casting,” vol. 545, pp. 38–43, 2012.
- [18] J. D. Robson, D. T. Henry, and B. Davis, “Particle effects on recrystallization in magnesium – manganese alloys : Particle-stimulated nucleation,” *Acta Mater.*, vol. 57, no. 9, pp. 2739–2747,



- 2009.
- [19] X. J. Wang *et al.*, “Influences of extrusion parameters on microstructure and mechanical properties of particulate reinforced magnesium matrix composites,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 21, pp. 6387–6392, 2011.
- [20] M. J. Shen, M. F. Zhang, and W. F. Ying, “ScienceDirect Processing , microstructure and mechanical properties of bimodal size SiCp reinforced AZ31B magnesium matrix composites,” *J. Magnes. Alloy.*, vol. 3, no. 2, pp. 162–167, 2015.
- [21] Y. V. R. K. Prasad, K. P. Rao, and M. Gupta, “Hot workability and deformation mechanisms in Mg / nano – Al₂O₃ composite,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, no. 7–8, pp. 1070–1076, 2009.
- [22] M. J. Shen *et al.*, “Effect of submicron size SiC particles on microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium matrix composites,” *Mater. Des.*, vol. 54, pp. 436–442, 2014.
- [23] K. K. Deng, X. J. Wang, M. Y. Zheng, and K. Wu, “Materials Science & Engineering A Dynamic recrystallization behavior during hot deformation and mechanical properties of 0.2 mm SiCp reinforced Mg matrix composite,” vol. 560, pp. 824–830, 2013.
- [24] W. Wanhua, “Effect of Hot Extrusion on the Microstructure and Mechanical Properties of the SiCp / Mg-9Al-1Zn Nanocomposite Fabricated by Different Stir Time,” *Rare Met. Mater. Eng.*, vol. 46, no. 10, pp. 2847–2851, 2017.
- [25] X. J. Wang, X. S. Hu, Y. Q. Wang, K. B. Nie, K. Wu, and M. Y. Zheng, “Materials Science & Engineering A Microstructure evolutions of SiCp / AZ91 Mg matrix composites during hot compression,” vol. 559, pp. 139–146, 2013.
- [26] S. S. Zhou *et al.*, “Hot deformation behavior and workability characteristics of bimodal size SiCp / AZ91 magnesium matrix composite with processing map,” vol. 64, no. 2014, pp. 177–184.
- [27] H. Jiang and W. Ding, “Author ’ s Accepted Manuscript magnesium matrix composites,” *Mater. Sci. Eng. A*, 2017.
- [28] K. Nie, Z. Zhu, K. Deng, T. Wang, and J. Han, “Hot Deformation Behavior and Processing Maps of SiC Nanoparticles and Second Phase Synergistically Reinforced Magnesium Matrix Composites,” pp. 1–19, 2019.
- [29] T. Wang, “Analysis of hot deformation behavior and microstructure evolution of as-cast SiC nanoparticles reinforced magnesium matrix composite,” vol. 31, no. 21, 2016.
- [30] M. J. Shen, X. J. Wang, H. Li, M. F. Zhang, T. Ying, and K. B. Nie, “Effects of (micron μ submicron μ nano) multisized SiC particles on microstructure and mechanical properties of magnesium matrix composites,” 2017.