

بررسی استحکام کششی و سطوح شکست کامپوزیت های Al/ZrO_2

ساخته شده به روش گردابی

(یادداشت پژوهشی)

محمدامین باغچه سرا*^(۱) حسین عبدی زاده^(۲) حمیدرضا بهاروندی^(۳)

(۱) کارشناس ارشد مهندسی مواد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد تهران جنوب

(۲) دانشیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده های فنی، دانشگاه تهران

(۳) استادیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

چکیده در این پژوهش، کامپوزیت Al/ZrO_2 به روش گردابی تهیه گردید. ذرات ZrO_2 به قطر میانگین 0.79 میکرون به مذاب آلیاژ $Al-356$ افزوده گردید و ریخته گری در قالب فلزی انجام شد. تأثیر پارامترهای درصد حجمی ذرات ZrO_2 و دماهای مختلف ذوب ریزی، بر استحکام کششی کامپوزیت‌ها مورد بررسی قرار گرفت. نتایج، نشان دهنده افزایش استحکام کششی نمونه های کامپوزیتی نسبت به زمینه می باشد. بالاترین استحکام کششی در نمونه ای با 15% حجمی ZrO_2 و دمای بار ریزی $750^\circ C$ ، معادل 232 مگاپاسکال به دست آمد، که نسبت به فلز زمینه حدود 60% افزایش داشته است. هم چنین با بررسی سطوح، شکست ایجاد شده در نمونه های کامپوزیتی $Al-ZrO_2$ ، شکست از نوع ترد تشخیص داده شد و معین گردید با افزایش پارامترهای مذکور (درصد حجمی ZrO_2 و دمای ذوب ریزی) شکست کاملاً ترد می باشد.

واژه های کلیدی ZrO_2 ، کامپوزیت زمینه آلومینیومی، ریخته گری گردابی، استحکام کششی، سطوح شکست.

* عهده دار مکاتبات

نشانی: تهران- خیابان شریعتی - نرسیده به ظفر - کوچه بهروز - پلاک ۵، شماره ۷

پست الکترونیکی: Msamin@azad.ac.ir

تلفن: ۰۲۱-۲۲۲۷۷۴۹۰

۱- مقدمه

در کامپوزیت‌ها دو زمینه و تقویت کننده وجود دارد. فاز زمینه می‌تواند از جنس پلیمر، فلز یا سرامیک باشد و فاز دوم به شکل‌های پیوسته و ناپیوسته تقسیم بندی می‌شود. فاز دوم پیوسته اصولاً به دو دسته لایه ای و الیافی یا میله ای بوده و فاز دوم ناپیوسته به صورت‌های الیاف کوتاه، ویسکرها و ذرات می‌باشد. کیفیت توزیع ذرات تقویت کننده، اهمیت زیادی در خواص کامپوزیت‌ها دارد. اگرچه فرآیندهای تکمیلی ساخت، هم‌چون اکستروژن، که بر روی کامپوزیت انجام می‌شود بر روی توزیع ذرات مؤثر است، ولی یکنواختی ذرات در شمش ریختگی اولیه، اثر مستقیم در یکنواختی ذرات قطعه نهایی خواهد داشت [۳ و ۱].

تکنیک ریخته‌گری اختلاطی (Stir Casting) یا روش گردابی برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی MMCs (Metal Matrix Composites) توسعه زیادی پیدا کرده است و این روش برای تولید بسیاری از اجزایی که کاربرد مهندسی دارند به کار می‌رود؛ زیرا این روش ساده و اقتصادی است و انعطاف پذیری زیادی دارد [۲].

هدف از ساخت مواد کامپوزیتی زمینه فلزی با استفاده از ذرات سرامیکی، ترکیب خواص مطلوب فلزات و سرامیک‌ها بوده است. افزودن ذرات دیرگداز سخت با مدول کشسان بالا به زمینه فلزی انعطاف پذیر، ماده‌ای را نتیجه می‌دهد که خواصی بینابین ذرات سرامیکی و آلیاژ فلزی زمینه دارد. فلزات، معمولاً ترکیب مناسبی از خواصی چون استحکام، انعطاف‌پذیری و مقاومت در دمای بالا را دارا هستند، ولی در برخی موارد نیز استحکام کمی دارند؛ در حالی که سرامیک‌ها سخت و ترد می‌باشند [۴].

تحقیقات وسیعی در زمینه ساخت کامپوزیت‌های تقویت شده با ذرات فاز ثانویه، انجام شده است. کامپوزیت‌های با ذرات تقویت کننده از فازهای SiC [۵ و ۶]، TiB₂ [۷]، Al₂O₃ [۸] و B₄C [۹]، به روش‌های متالورژی پودر و یا ریخته‌گری تهیه شده‌اند. در تمامی گزارشات مربوط به این تحقیقات، به تأثیر ذرات فاز ثانویه بر بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی

کامپوزیت‌های حاصل، اشاره شده، ولی گزارشی مبنی بر استفاده از ذرات ZrO₂ در ساخت کامپوزیت Al/ZrO₂ به روش گردابی دیده نشده است. از مشکلات موجود در حین این فرآیند، می‌توان اختلاف دانسیته ZrO₂ و Al و در نتیجه ته نشینی ذرات ZrO₂ توزیع غیر یکنواخت و تر شونده‌گی پایین ZrO₂ توسط Al را نام برد..

زیرکونیا، ماده سرامیکی و دیرگدازی است که دمای ذوب آن در حدود ۲۶۸۰°C می‌باشد. زیرکونیا دارای خواص مناسبی از قبیل پایداری در برابر شوک‌های حرارتی، نقطه ذوب بالا، هدایت حرارتی پایین و پایداری ترمودینامیکی بالا می‌باشد [۱۰]. دانسیته زیرکونیا برابر با ۵/۷۶ گرم بر سانتی‌متر مکعب، مدول یانگ ۱۹۰ GPa و سختی آن ۱۲۰۰ ویکرز می‌باشد [۱۱ و ۱۲]. پودر زیرکونیا دارای ساختار مونوکلینیک و آلومینیم دارای ساختار FCC می‌باشد. از این رو به دلیل عدم انطباق شبکه‌های کریستالی این دو با هم، فصل مشترک Al-ZrO₂ غیر هم سیما به نظر می‌رسد [۱۳ و ۱۴].

در تحقیق حاضر، به منظور تولید کامپوزیتی با خواص مناسب، از مقادیر بهینه فاکتورهای مؤثر هم‌چون زمان هم‌زدن، تعداد دور هم‌زن، زاویه هم‌زن و رعایت سایر شرایط با توجه به تجربیات قبلی مستخرج از مراجع، استفاده شده و تأثیر پارامترهای دما و درصد حجمی ذرات تقویت کننده ZrO₂ بررسی گردید. در این راستا، استحکام کششی با توجه به نتایج بیشینه استحکام کششی و هم‌چنین نوع شکست کامپوزیت Al₃₅₆-ZrO₂ از طریق تصاویر میکروسکوپ الکترونی مورد پژوهش قرار گرفته است. با توجه به بررسی‌های انجام شده، تاکنون گزارشی در زمینه سطوح شکست این کامپوزیت منتشر نشده است.

۲- فعالیت‌های تجربی

از آلیاژ Al-356 به عنوان زمینه فلزی کامپوزیت‌ها استفاده شد. شمش‌های این آلیاژ از شرکت تولیدی صنعتی کیان آلیاژ کاشان تهیه شد. جدول (۱) ترکیب

حاصله مد نظر قرار گرفت. در شکل (۵) تصویر یک نمونه که برای تست کشش آماده شده، نشان داده شده است.

جهت تهیه تصاویر سطوح شکست کامپوزیت‌های ساخته شده، از هر نمونه شکست شده مربوط به تست کشش، یک نمونه به صورت قرص با ارتفاع تقریبی ۱۰ mm به کار برده شد (شکل (۶)) و از دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل CamScan MV2300 ساخت شرکت Oxford انگلستان جهت توپوگرافی (Topography) سطوح شکست استفاده شد. در ابتدا، مقدار لازم پودر زیرکونیا با انجام محاسبات مربوطه نسبت به وزن شمش آلومینیم مصرفی در هر مرحله و در مقادیر حجمی ۵،۱۰ و ۱۵٪ پودر تعیین و توزین شد. در هر ذوب مقدار ۱۰ تا ۱۵ گرم کریولیت به عنوان کمک ذوب برای محافظت از سطح مذاب در مقابل اکسیداسیون اضافه شد. پس از ذوب کامل Al، کریولیت اضافه شده توسط یک هم‌زن گرافیتی دستی هم زده می شد. پودر ZrO_2 درون فویل‌های آلومینیمی قرار داده شده و به آرامی به مذاب اضافه گردید. هم‌زن گرافیتی نیز به گونه ای درون کوره و بوتله قرار گرفت که فاصله آن تا کف بوتله یک سوم ارتفاع کل بوتله باشد. پس از عمل هم‌زدن به مدت ۱۲ دقیقه و با سرعت ۳۰۰ r.p.m، مذاب داخل بوتله به درون قالب ریخته گری شد. از سه مقدار متفاوت حجمی زیرکونیا و برای هر کدام در سه دمای متفاوت ریخته گری ۷۵۰، ۸۵۰ و ۹۵۰°C و از هر حالت، ۸ نمونه به صورت میله تهیه گردید.

شیمیایی این آلیاژ را که توسط شرکت مذکور در اختیار قرار گرفته، نشان می دهد.

پودر زیرکونیای پایدار شده توسط ایتریا ZrO_2 - $3mol\% Y_2O_3$ از کمپانی Tosoh ژاپن تهیه شد. D_{50} (۵۰٪ ذرات با قطر کوچک‌تر یا مساوی $0.79 \mu m$) پودر مذکور معادل $0.79 \mu m$ بود.

سیستم ریخته گری از سه بخش اصلی کوره، هم‌زن و قالب تشکیل شده است (شکل های (۳-۱)). یک سیستم هم‌زن طراحی، عمل هم‌زدن مخلوط مذاب را انجام می دهد. پروانه این هم‌زن از جنس گرافیت بوده و به صورت پره‌های توربینی با زاویه ۴۵° ساخته شد. قالب ریخته گری از جنس فولاد و به صورت مکعب مستطیل برای تهیه ۸ نمونه استوانه ای به ارتفاع ۱۵۰ mm و قطر ۱۵ mm در هر ذوب ریزی طراحی گردید.

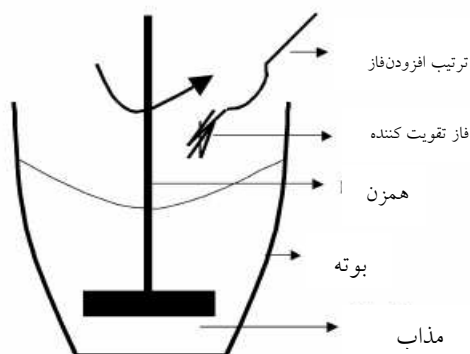
برای تعیین استحکام کششی نمونه های کامپوزیتی از دستگاه تست کشش ساخت شرکت Instron انگلستان مدل ۱۱۹۵ استفاده شد. حداکثر خطای اندازه گیری استحکام کششی تمامی نمونه ها معادل ۵٪ بود. این مقدار خطا، تفاوت قابل ملاحظه ای در نتایج به دست آمده نداشت. نمونه های کششی بر اساس استاندارد ASTM.B۵۵۷ مطابق شکل (۴) ساخته شدند [۱۵]. در این شکل، قطر اصلی ۱۲ mm، قطر گردنی (D) ۹ mm، طول گردنی (G) ۴۵ mm، شعاع انحنا گردنی (R) ۸ mm، طول قسمت باریک شده (A) ۵۴ mm و طول کلی معادل ۱۰۰ mm می باشد. تعداد ۵ نمونه از هر ذوب ریزی، جهت انجام آزمایش کشش روی آن‌ها انتخاب گردید و میانگین اعداد

جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ Al-356

عنصر	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Zn	Ti	Ni
درصد وزنی	۹۱/۷۳	۷/۲۳	۰/۳۲	۰/۱۸	۰/۳۸	۰/۰۲	۰/۰۵	۰/۰۱	۰/۰۵



شکل ۲ سیستم ریخته گری ساخته شده در این پژوهش



شکل ۱ شماتیک روش گردابی برای تولید کامپوزیت



شکل ۳ تصویر قالب ساخته شده در این پژوهش

جایی‌ها به حرکت در آمده و توقف آن‌ها در پشت ذرات زیرکونیا در تنش‌هایی کم‌تر از تنش‌های لازم جهت تامین انرژی مربوطه برای عبور نا به جایی‌ها از موانع، باعث تجمع و افزایش دانسیته نا به جایی‌ها که به افزایش استحکام کامپوزیت می‌انجامد، شده است. طبیعتاً، پدیدهٔ تجمع و افزایش دانسیته نا به جایی‌ها با افزایش درصد حجمی فاز دوم و به دنبال آن، کاهش فاصلهٔ ذرات از هم تشدید می‌گردد؛ زیرا موانع موجود در مسیر حرکت نا به جایی‌ها بیشتر شده و در نتیجه، تنش لازم برای عبور نا به جایی‌ها از ذرات زیرکونیا افزوده می‌شود (این موضوع با توجه به توزیع مناسب ذرات و کیفیت قابل قبول فصل مشترک فاز زمینه با فاز تقویت کننده تحلیل گردیده است (شکل‌های (۱۰-۸)) [۱۶].

در دمای 850°C اگرچه مقدار افزایش 30% در استحکام کششی مشاهده می‌شود، ولی با افزایش درصد حجمی از 5 تا 10% حجمی، افزایشی نداشته و

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی نتایج آزمایش کشش

نتایج مربوط به تأثیر دمای بارریزی و درصد حجمی فاز تقویت کننده بر بیشینه حد استحکام کششی نمونه‌ها در شکل (۷) نمایش داده شده است. مشاهده می‌شود که در دمای 750°C با افزایش درصد حجمی مادهٔ تقویت کننده، مقدار بیشینه تنش کششی از 145 MPa برای ماده فاقد تقویت کننده به 232 MPa برای ماده حاوی 15% حجمی ماده تقویت کننده افزایش می‌یابد که بیانگر افزایش مقدار حدود 60% بهبود در بیشینه استحکام کششی می‌باشد.

در دمای 750°C دلیل اصلی افزایش استحکام از نمونه‌های صفر تا 15% را می‌توان به افزایش دانسیته نا به جایی‌ها و گیر کردن آن‌ها در پشت ذرات زیرکونیا (که به عنوان مانع در برابر حرکت نا به جایی‌ها محسوب می‌شوند) نسبت داد. در اثر اعمال تنش کششی، نا به

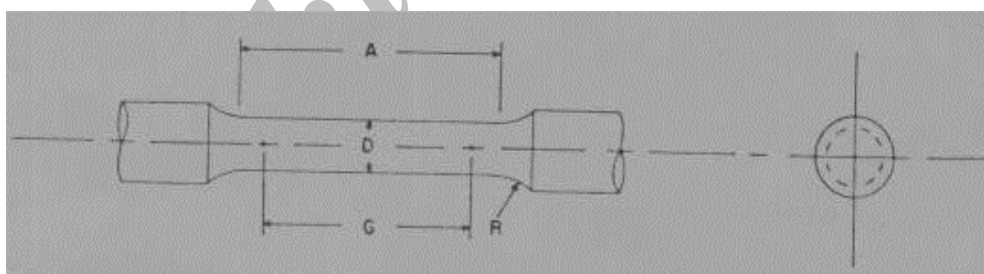
فاز را گزارش کرد. (مکانیزم صورت گرفته در انجماد کامپوزیت تولیدی، در قسمت بررسی سطوح شکست توضیح داده خواهد شد).

در دمای 950°C با افزایش درصد حجمی تا 10% ، مقدار استحکام کششی 30% افزایش یافته و با افزایش مقدار ماده تقویت کننده از 10% به 15% ، مقدار بیشینه استحکام کشش، کاهش می یابد. دلایل این تغییرات، مشابه دلایل ذکر شده برای قطعات ریخته گری شده در دمای 850°C می باشد.

اصولاً به جز مسائلی چون ماهیت استحکام بخشی ذرات، توزیع و نحوه الحاق ذرات یا به بیان دیگر ترشوندگی، یکی از مهم ترین عوامل مؤثر در استحکام کامپوزیت ها در فرآیند تولید است [۱۸ و ۱۹]. در شکل (۷) مشاهده می شود که در دمای 950°C ، کاهش استحکام نمونه های 15% نسبت به نمونه های 10% در مقایسه با نمونه های 850°C کم تر است. می توان گفت ترشوندگی زیرکونیا در نمونه های 15% در 950°C بیشتر از نمونه های 850°C بوده است؛ به عبارت دیگر زیرکونیا در زمینه 15% درصدی 950°C حضور مؤثرتری نسبت به 850°C داشته است.

در 15% حجمی تا حدی نیز افت کرده است. این امر می تواند به دلیل توزیع غیر یکنواخت در نمونه حاوی 5% زیرکونیا در 850°C باشد. این نمونه به لحاظ توزیع ذرات، تقریباً مشابه نمونه های 10% بوده و به همین جهت اختلاف خواص در این دو درصد به حداقل رسیده است. با افزایش ماده تقویت کننده از 10% به 15% حجمی، سیر نزولی استحکام مشاهده می شود که علت اصلی این کاهش استحکام، تخلخل هایی هستند که به دلایل افزایش دما و درصد حجمی ذرات زیرکونیا، ایجاد می شوند. ایجاد تخلخل در ساختار کامپوزیت در فرآیند تولید گردابی اجتناب ناپذیر است. هم چنین وجود حفره های گازی به عنوان منابع ترک نیز روی این کاهش استحکام مؤثر می باشد؛ زیرا با افزایش درصد حجمی در یک دمای ثابت، تخلخل های گازی هم افزایش یافته و این عامل نیز می تواند باعث کاهش مقدار استحکام شود (شکل های (۱۳-۱۱)) [۱۷].

لازم به ذکر است که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی، هم پوشانی بین فازهای ZrO_2 و تیغه های Si در مرز دانه ها و مناطق بین دندریتی وجود دارد و باعث می شود که نتوان در این مناطق وجود تنها یک را



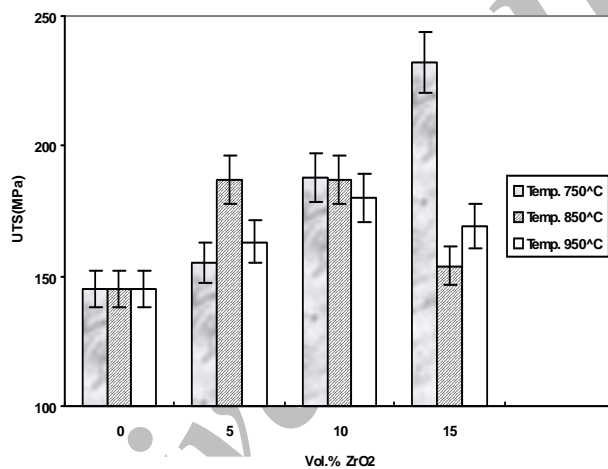
شکل ۴ نقشه نمونه آزمایش کشش. (G) طول گردنی، (D) قطر گردنی، (R) شعاع انحنا گردنی و (A) طول قسمت باریک شده [۱۵].



شکل ۵ نمونه آزمایش کشش ساخته شده در این تحقیق

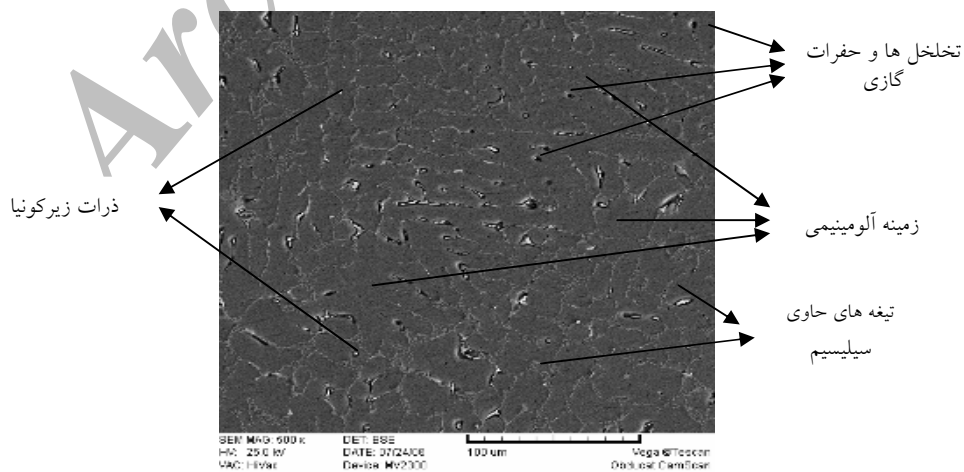


شکل ۶ برخی از نمونه های آماده شده برای بررسی سطوح شکست ناشی از آزمایش کشش در این پژوهش

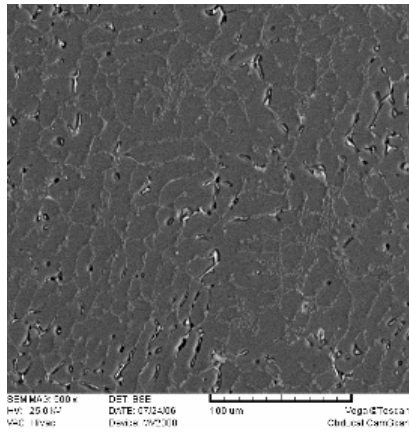


شکل ۷ نمودار نتایج استحکام کشش نمونه های بارریزی شده در دماهای ۷۵۰، ۸۵۰ و ۹۵۰ °C

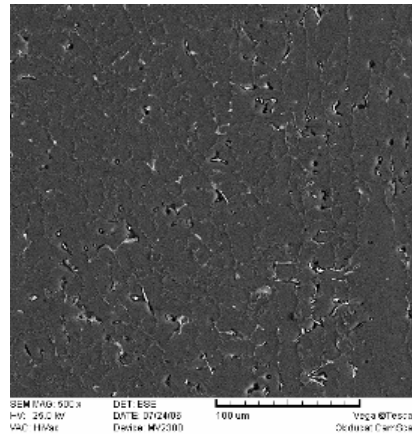
حاوی صفر تا ۱۵٪ حجمی از ماده تقویت کننده زیرکونیا



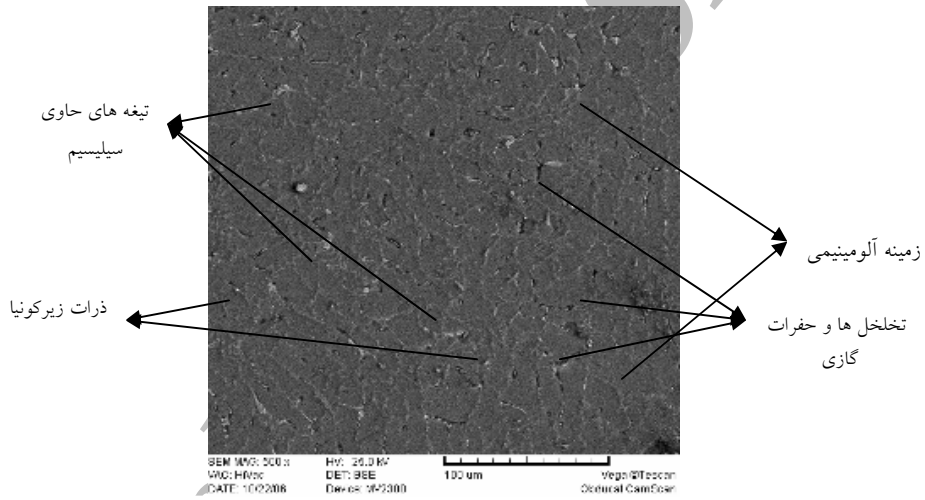
شکل ۸ تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ۷۵۰°C - ۵٪ حجمی زیرکونیا



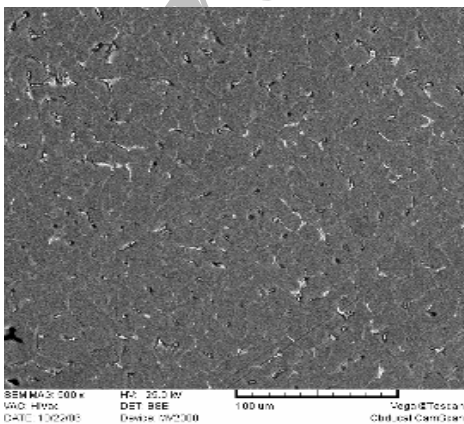
شکل ۱۰ نمونه ۷۵۰°C - ۱۵٪ حجمی



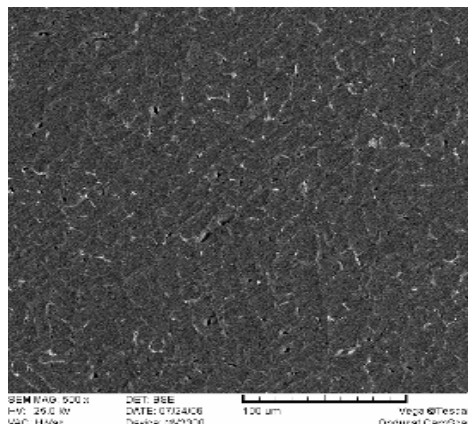
شکل ۹ نمونه ۷۵۰°C - ۱۰٪ حجمی



شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ۸۵۰°C - ۵٪ حجمی زیرکونیا



شکل ۱۳ نمونه ۸۵۰°C - ۱۵٪ حجمی زیرکونیا



شکل ۱۲ نمونه ۸۵۰°C - ۱۰٪ حجمی زیرکونیا

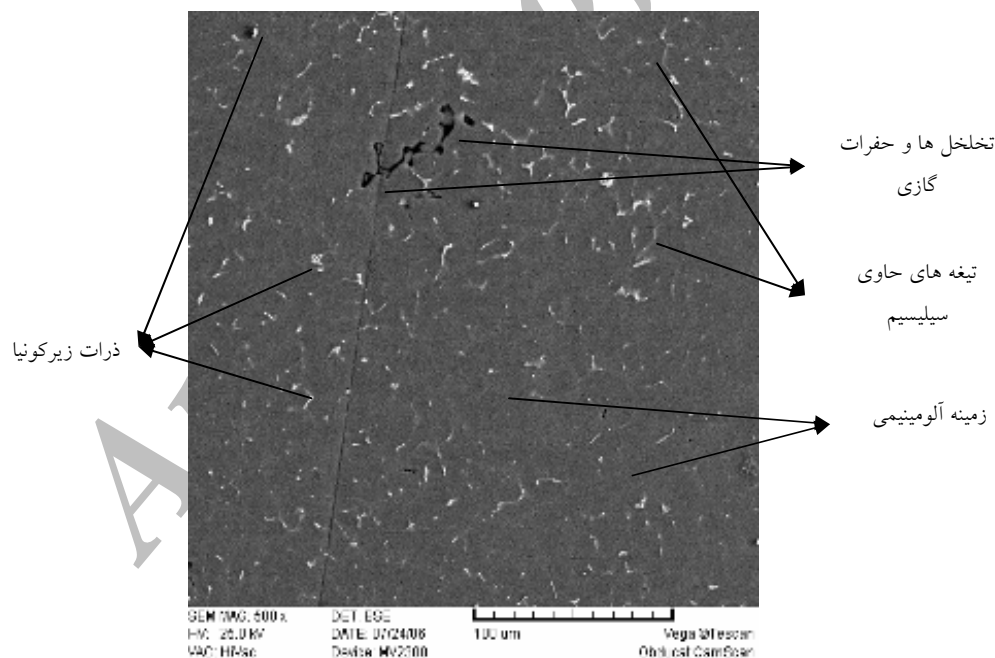
مناسبی از ذرات در این دما، خواص خوبی نیز برای کامپوزیت حاصل می‌شود. فاکتورهای یاد شده همگی در نوع خود مهم و تأثیرگذار بوده و می‌توان با انتخاب بهینه از تمام فاکتورها، آن‌ها را مکمل یکدیگر قرار داد.

۲-۳- بررسی سطوح شکست کامپوزیت

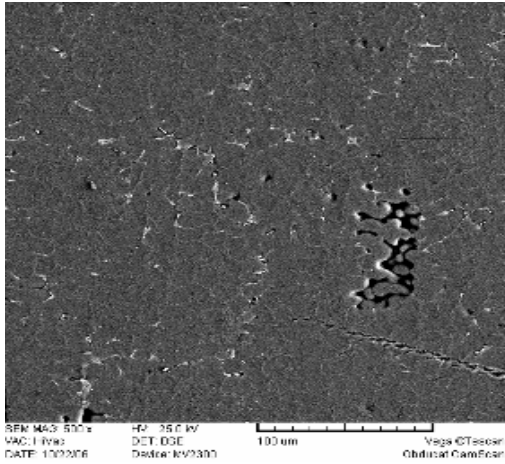
شکل‌های (۱۷-۱۹) به ترتیب مربوط به سطوح شکست نمونه‌هایی با درصد حجمی ۵، ۱۰ و ۱۵٪ و دماهای ۷۵۰، ۸۵۰ و ۹۵۰°C می‌باشد. این تصاویر با استفاده از الکترون‌های ثانویه و به منظور معرفی نوع مکانیزم شکست نمونه‌های تولیدی تهیه شده‌اند.

از طرف دیگر، به طور کلی، افزایش دمای مذاب در حین ریخته‌گری تا حدودی به عمل ترشوندگی کمک کرده است، ولی افزایش دمای مذاب یا فوق‌گداز باعث افزایش تخلخل، سیالیت و تلاطم مذاب، جدایش بیشتر (حبس ذرات کم‌تر و باقی ماندن درصد کم‌تری از ذرات زیرکونیا در مخلوط کامپوزیتی) و در برخی موارد واکنش‌های مخرب و ناخواسته خواهد شد که مضر است [۲۰ و ۲۱]. پس همیشه، تمامی موارد و خواص خوب را نمی‌توان در کنار هم داشت و باید نسبت به شرایط و خواص مورد انتظار، انتخاب بهینه نمود. شکل‌های (۱۴-۱۶)

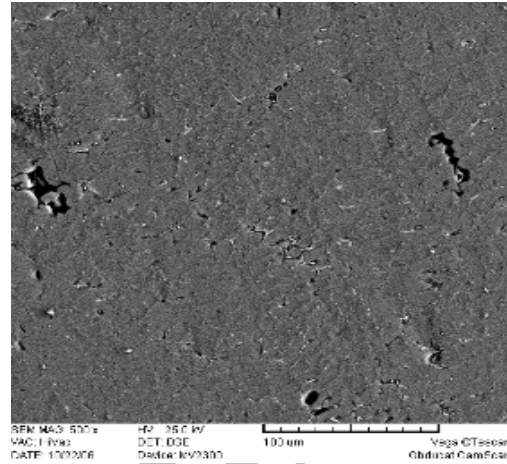
نهایتاً می‌توان از دمای ۷۵۰°C به عنوان یک دمای بهینه یاد کرد؛ زیرا ضمن دستیابی به توزیع



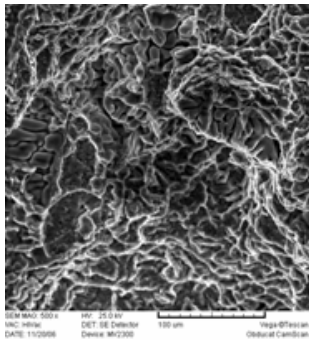
شکل ۱۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ۹۵۰°C - ۵٪ حجمی زیرکونیا



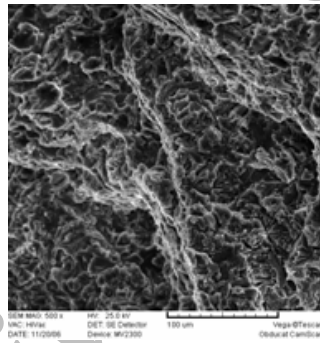
شکل ۱۶ نمونه ۹۵۰°C - ۱۵٪ حجمی زیرکونیا



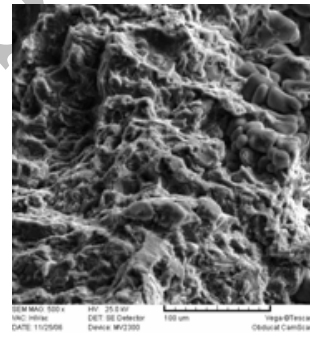
شکل ۱۵ نمونه ۹۵۰°C - ۱۰٪ حجمی زیرکونیا



۹۵۰°C

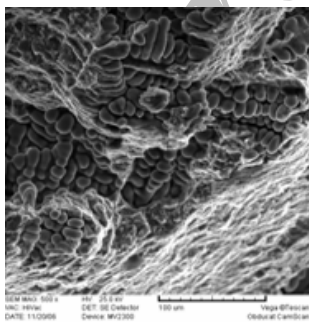


۸۵۰°C

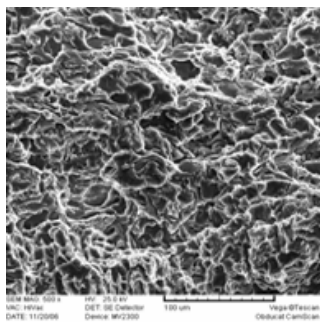


۷۵۰°C

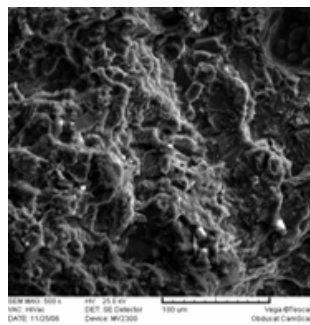
شکل ۱۷ تصاویر مربوط به توپوگرافی سطوح شکست نمونه حاوی ۵ درصد حجمی از ماده تقویت کننده زیرکونیا بارریزی شده در دماهای مختلف



۹۵۰°C

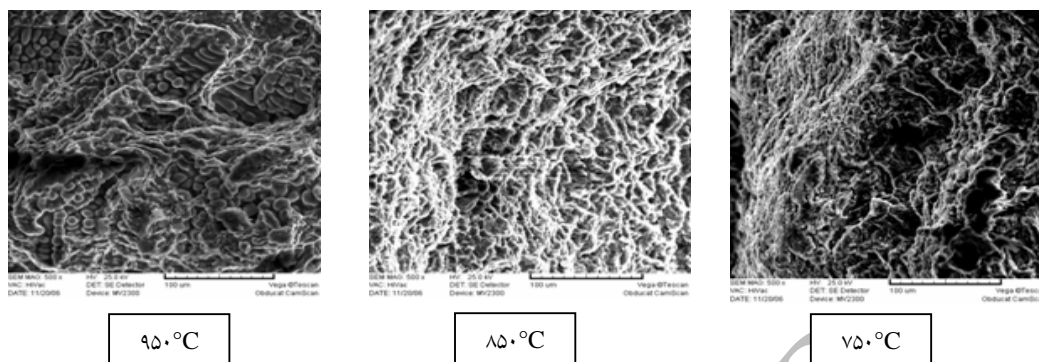


۸۵۰°C



۷۵۰°C

شکل ۱۸ تصاویر مربوط به توپوگرافی سطوح شکست نمونه حاوی ۱۰ درصد حجمی از ماده تقویت کننده زیرکونیا بارریزی شده در دماهای مختلف



شکل ۱۹ تصاویر مربوط به توپوگرافی سطوح شکست نمونه حاوی ۱۵ درصد حجمی از ماده تقویت کننده زیرکونیا بارریزی شده در دماهای مختلف

مشترک جامد/ مذاب پس زده می‌شوند و در مناطق بین دندریتی یا مناطق پایانی انجماد قرار می‌گیرند. تجمع ذرات ZrO_2 و یوتکتیک سیلیسیم-آلومینیوم (غنی از سیلیسیم)، باعث می‌شود که این مناطق کنترل کننده، شروع شکست به حساب آیند. پس می‌توان گفت که در این نوع کامپوزیت، پدیده شکست، توسط شکست زمینه کنترل می‌شود. از نشانه‌های شکست ترد، سطح شکست نسبتاً صاف، عدم وجود پدیده گلوئی شدن (شکست ناگهانی و آنی) و عدم وجود ذرات ZrO_2 و وجود فاز یوتکتیک در سطح شکست کامپوزیت A356 $Al-ZrO_2$ (مناطق براق شکسته شده که کنترل کننده شکست می‌باشند) از سوی دیگر در شکست نرم یا داکتیل در کامپوزیت‌ها، ذرات فاز تقویت کننده، کنترل کننده مکانیزم شکست بوده و شکست از ایجاد ترک بر روی این ذرات ایجاد می‌گردد و به همین دلیل است که پس از بررسی سطوح شکست، باقی مانده ذرات شکسته شده فاز تقویت کننده در ساختار دیده می‌شود [۲۴ و ۲۵].

در کلیه اشکال مربوط به دمای $950^\circ C$ ، مناطق خوشه‌ای ماندنی به چشم می‌خورد که به نظر می‌رسد این مناطق، بازوهای شکسته شده دندریتی می‌باشد که در اثر فوق‌گداز بیش از حد بالا، مخلوط کامپوزیتی این مناطق، دچار جدایش و تا حدی کاهش ذرات فاز دوم

با علم به این‌که با افزایش دما و افزایش درصد حجمی، افزایش تخلخل حاصل می‌گردد و هم‌چنین با در نظر گرفتن مکانیزم توضیح داده شده در پایین، می‌توان شکست ترد را برای کلیه حالات و نسبت به یکدیگر، کاملاً توجیه نمود. بدیهی است که تخلخل یا حفرات موجود در ساختار، نقش مهمی در ایجاد شکست ترد بازی می‌کنند.

معمولاً یکی از انواع سه‌گانه مکانیزم شکست و یا ترکیبی از آن‌ها در کامپوزیت‌های زمینه فلزی، اتفاق می‌افتد:

- ۱- ترک بر روی ذره تقویت کننده [۲۲].
- ۲- انفصال یا جدا شدن جزئی (Partial debonding) در فصل مشترک ذره/ زمینه که باعث جوانه زنی حفره‌ها می‌شود [۲۳].
- ۳- رشد و پیوستن حفره‌ها در زمینه [۲۴].

نوع ویژه شکست که در کامپوزیت‌ها مشاهده می‌شود، به طور گسترده‌ای به روش ساخت، عملیات حرارتی، مورفولوژی، توزیع فاز تقویت کننده و نوع تنش اعمالی بستگی دارد. بر طبق نتایج به دست آمده در این پژوهش، نوع شکست نمونه‌های کامپوزیتی در آزمایش کشش از مکانیزم شماره ۳ و وجود فاز و تکتیک سیلیسیم-آلومینیوم تبعیت کرده و شکست، ترد می‌باشد. مکانیزم شکست اتفاق افتاده مذکور، بدین قرار می‌باشد که در طول انجماد، ذرات ZrO_2 توسط فصل

ریخته‌گری 750°C با افزایش درصد حجمی ZrO_2 از نمونه های ۵ تا ۱۵٪ را می‌توان به نرخ کار سختی بالای کامپوزیت در کرنش‌های کم، نسبت داد که افزایش کار سختی نیز تحت تأثیر خواص الاستیک ذرات زیرکونیا و ممانعت آن‌ها از تغییر شکل پلاستیک زمینه قرار دارد.

۳- با افزایش درصد حجمی ZrO_2 از ۵ تا ۱۰٪ در دمای ریخته‌گری 850°C ، استحکام کامپوزیت هیچ گونه افزایشی نداشته و ثابت است.

۴- شکست انجام شده در نمونه های کامپوزیتی Al-ZrO_2 از نوع ترد می‌باشد، چون توسط شکست زمینه، کنترل شده است.

۵- نمونه کامپوزیتی ریخته‌گری شده در دمای 750°C ، حاوی ۱۵٪ حجمی ZrO_2 است که بالاترین مقدار استحکام کششی را بین نمونه ها دارا می‌باشد.

و عناصر آلیاژی به ویژه سیلیسیم (که از عوامل شکست ترد به حساب می‌آیند) شده باشد.

همان طور که در اشکال ملاحظه شد، شکست از نوع ترد می‌باشد. این نوع شکست، با افزایش دما و درصد حجمی فاز زیرکونیا، تشدید می‌گردد؛ به طوری که در دما و درصدهای حجمی بالاتر، مناطق براق شکسته شده غنی از سیلیسیم، بیشتر به چشم می‌خورند که می‌توان همین مناطق را به عنوان کنترل کننده شکست، معرفی نمود [۲۵].

۴- نتیجه گیری

- ۱- آلیاژ Al 356 به طور موفقیت آمیزی با ذرات ZrO_2 تقویت شده و کامپوزیت Al-ZrO_2 با روش ریخته‌گری گردابی تولید گردید.
- ۲- دلیل افزایش استحکام آلیاژ Al 356 در دمای

مراجع

1. Ray, S., "Preparation of metal matrix composites under atmospheric pressure", Journal of Materials Science., 28, pp. 5397-5413, 1993.
2. Rohatgi, P.K., "Al-TiC composites in situ-processed by ingot metallurgy and rapid solidification technology": Part II. Mechanical behavior, Key Eng. Mater, 293, pp. 104-107, 1993.
3. Karnezis, P.A., Durrant, G., Canter, B., "Influence of Al_2O_3 or ZrO_2 particulate addition on the microstructure aspects of AlNi and AlSi alloys", Mater. Sci. Technol, 14, p. 97, 1998.
4. Smith, W.F., "Principles of Materials & Engineering", Mc Graw-Hill New York, 1996.
5. Zhang, J., "Wear rate transitions in cast Aluminum – silicon alloys reinforced with SiC particles". Scripta Metall Mater, 26, pp. 505-509, 1992.
6. Lim, S., "High speed tribological properties of some Al/SiC composites. Wear mechanisms". Comp Sci Technol., 59, pp. 65-75, 1999.
7. Lu, L., Lai, M.O., Niu, X.P., et al., "In situ formation of TiB_2 reinforced Aluminum via mechanical alloying", Z METALLKD., 8, pp. 567-572, 1998.
8. Sahin, Y., Kok, M., Celik, H., "Hardness and tensile strength of zircon particles and TiB_2 reinforced. Al-A356. 1 alloy matrix composites", J Mater Process Technol., 128, pp. 280-91, 2002.

9. Zhang, H. and Ramesha, K.T., "Adiabatic shear failure of high reinforcement content aluminum matrix composites", Materials Science and Engineering, 12, pp. 21-31, 2004.
10. Zender, H., Leistner, H., "ZrO₂ – Werkstoffe Fur die Anwendung in der Keramischen Industrie". Intereram, Aachen Proceedings, 6, pp. 39-42, 1989.
11. <http://WWW.Ceramics.nist.gov/srd/scd/Z00220.htm>, pp. 100-114.
12. Leistner, H., Ratcliffe, D. and Schuler, A., Improved Material and Design Refractories, 2nd Edition, verlag Stahleisen, Dusseldorf, pp. 316-319, 1991.
13. Aluminum Standard and Data, The Aluminum Association, 900 19th Street, N.W., Washington, 2008.
14. Lanker, M.V., Metallurgy of Aluminum Alloys, Chapman and Hall Ltd, 1967.
15. American Society for Testing Materials, "Standard Test Method of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloy products - B557", Handbook of ASTM Standards, 3, pp. 91, 1994.
16. Baghchesara, M.A., Baharvandi, H.R. & Abdizadeh, H., "Production and Investigation of Microstructure of Al-Matrix Composites Reinforced with ZrO₂ Produced by Vortex Technique", 2nd Conference on Composites Materials Proceeding, pp.863-870, 2007.
17. Samuel, A.M., Gotmore, A. and Samuel, F.H., "Effect of solidification rate and metal feedability on porosity and SiC/Al₂O₃ particle distribution in an Al-Si-Mg (359) alloy", Comp. Sci. Tech., 53, pp. 301-315, 1995.
18. Kang, C.G., Yoon, J.H. & Seo, Y.H., "The upsetting behavior of semi-solid aluminum material fabricated by a mechanical stirring process", J. Mater. proc. technol., 66, pp. 30-38, 1997.
19. Skolianos, S., "Mechanical behavior of cast SiC_p-reinforced Al-4.5%Cu-1.5%Mg alloy", Materials Science and Engineering, 210, pp. 76-82, 1996.
20. Froyen, F., "Preparation of SiC_p/Cu composites by Ti-activated pressureless infiltration", Journal of Materials Science, 22, pp. 1-16, 1987.
21. Aiguo, F., Benjamin, "Wettability of transition metal oxide surfaces", J., Materials Science and Engineering, 242, pp. 50-56, 1998.
22. Zong, B.Y., Derby, B.J., "Comparison of the plastic deformation and failure of A359/SiC and 6061-T6/Al₂O₃ metal matrix composites under dynamic tension", J. Mater. Sci. 31, pp. 297, 1996.
23. Syu, G.C., Ghosh, A.K., "The effect of temperature on the fracture mechanism in 2014Al/15 vol. %Al₂O₃ composite", Mater. Sci. Eng. 184, pp. 27, 1994.
24. Christman, T., Needleman, A., Nutt, S., Suresh, S., "Effect of fibre debonding in a whisker-reinforced metal", Mater. Sci. Eng. 107, pp. 49, 1989.
25. Yulong, L., Ramesha, K.T., "The infiltration of B-SiC in porous Alumina compacts in a microwave field", Materials Science and Engineering, 33, pp. 5-12, 2004.