

INVESTIGATION OF TENSILE STRENGTH AND FRACTURE SURFACES OF AL/ZrO₂ COMPOSITES PRODUCED VIA VORTEX TECHNIQUE

M.A. Baghchesara

M.Sc, Islamic Azad University-
South Tehran Branch, Iran
amsara2000@gmail.com

H. Abdizadeh

Associate professor, School of
Metallurgy and Materials
Engineering, University of Tehran,
Iran

H.R. Baharvandi

Assistant professor, Malek
Ashtar, University of
technology, Iran

Abstract: The objective of the present study was to evaluate the mechanical properties of Al/ZrO₂ composites produced via vortex technique. Al-356 alloy and ZrO₂ particles with average diameter of 0.79 micron were used as the matrix and the reinforcement, respectively. The effect of ZrO₂ content and casting temperature on tensile strength and fracture surfaces of the composites were studied. The results indicate that addition of ZrO₂ particles into the matrix significantly increases mechanical properties of aluminum alloy. In this regard, the best tensile strength result was obtained in the specimen containing 15 vol% ZrO₂ produced at 750°C which showed an increase of about 60%. The Al-356/ZrO₂ composite specimens fracture in a brittle manner with little or no necking has been observed.

بررسی استحکام کششی و سطوح شکست کامپوزیت های Al/ZrO₂ ساخته شده به روش گردابی

محمدامین باغچه سرا، حسین عبدی زاده و حمیدرضا بهاروندی

چکیده: در این پژوهش، کامپوزیت Al/ZrO₂ به روش گردابی تهیه گردید. ذرات ZrO₂ به قطر میانگین ۰/۷۹ میکرون به مذاب آلیاژ Al-356 افزوده گردید و ریخته گری در قالب فلزی انجام شد. تاثیر پارامترهای درصد حجمی ذرات ZrO₂ 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 ۱۵ درصد حجمی ZrO₂ و دمای بار ریزی ۷۵۰ درجه سانتیگراد، معادل ۲۳۲ مگاپاسکال بدست آمد که نسبت به فلز زمینه حدود ۶۰٪ افزایش داشته است. همچنین با بررسی سطوح شکست ایجاد شده در نمونه های کامپوزیتی Al-ZrO₂، شکست از نوع ترد تشخیص داده شد که بسته به پارامترهای مذکور (درصد حجمی ZrO₂ و دمای ذوب ریزی) تشدید می گردد.

واژه های کلیدی: ZrO₂، کامپوزیت زمینه آلومینیومی، ریخته گری گردابی، استحکام کششی، سطوح شکست.

تاریخ وصول: ۸۶/۴/۱۰

تاریخ تصویب: ۸۷/۱۰/۳۰

محمدامین باغچه سرا، کارشناس ارشد شناسایی و انتخاب مواد مهندسی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد تهران جنوب amsara2000@gmail.com

دکتر حسین عبدی زاده، دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده های فنی دانشگاه تهران abdizade@ut.ac.ir

دکتر حمیدرضا بهاروندی، استادیار دانشگاه صنعتی مالک اشتر، baharvandee@yahoo.com

۱. مقدمه

دارای ساختار مونوکلینیک و آلومینیم دارای ساختار FCC می‌باشد. از این رو و به دلیل عدم انطباق شبکه های کریستالی این دو با هم، فصل مشترک Al-ZrO_2 غیر هم سیما به نظر می‌رسد [۱۲ و ۱۳]. در تحقیق حاضر، به منظور تولید کامپوزیتی با خواص مناسب، از مقادیر بهینه فاکتورهای موثر همچون زمان همزدن، تعداد دور همزن، زاویه همزن و رعایت سایر شرایط با توجه به تجربیات قبلی مستخرج از مراجع، استفاده شده و تاثیر پارامترهای دما و درصد حجمی ذرات تقویت کننده ZrO_2 بررسی گردید. در این راستا، استحکام کششی کامپوزیت Al356-ZrO_2 با توجه به نتایج بیشینه و همچنین نوع شکست آن از طریق تصاویر میکروسوپ الکترونی مورد پژوهش قرار گرفته است. با توجه به بررسیهای انجام شده، تا کنون گزارشی در زمینه سطوح شکست این کامپوزیت منتشر نشده است.

۲. فعالیتهای تجربی

از آلیاژ Al-356 به عنوان زمینه فلزی کامپوزیت ها استفاده شد. شمش این آلیاژ از شرکت تولیدی صنعتی کیان آلیاژ کاشان تهیه شد. جدول ۱ ترکیب شیمیایی این آلیاژ را که توسط شرکت مذکور در اختیار قرار گرفت نشان می‌دهد. پودر زیرکونیای پایدار شده توسط ایتریا $\text{ZrO}_2\text{-3mol\%Y}_2\text{O}_3$ از کمپانی Tosoh ژاپن تهیه شد. D_{50} ذرات پودر زیرکونیا (۵۰٪ ذرات با قطر کوچکتر یا مساوی $0.79 \mu\text{m}$) برابر با $0.79 \mu\text{m}$ می باشد (شکل ۱). سیستم ریخته گری مورد استفاده از سه بخش اصلی کوره، همزن و قالب تشکیل شده است (شکل های ۲-۴). پروانه همزن که برای هم زدن مخلوط مذاب بکار رفته است از جنس گرافیت بوده و به صورت پره های توربینی با زاویه ۴۵ درجه ساخته شد.

قالب ریخته گری از جنس فولاد و به صورت مکعب مستطیل برای تهیه ۸ نمونه استوانه‌ای به ارتفاع ۱۵۰ mm و قطر ۱۵ mm در هر ذوب ریزی طراحی گردید. برای تعیین دانسیته نمونه های کامپوزیتی، آنها را در داخل ترازوی سیستم دانسیته سنجی قرار داده شده و به ترتیب، وزن خشک و وزن تر اندازه گیری و در نهایت دانسیته نمونه‌ها توسط روش ارشمیدس محاسبه گردید. برای تعیین استحکام کششی نمونه‌های کامپوزیتی از دستگاه تست کشش ساخت شرکت Instron انگلستان مدل ۱۱۹۵ استفاده شد. حداکثر خطای اندازه گیری استحکام کششی تمامی نمونه‌ها معادل ۵٪ بود. این مقدار خطا، تفاوت قابل ملاحظه‌ای در نتایج بدست آمده نداشت. نمونه‌های کششی براساس استاندارد ASTM.E۸ مطابق شکل ۵ ساخته شدند [۱۴]. در این شکل، قطر اصلی ۱۲ mm، قطر گردنی (D) ۹ mm، طول گردنی (G) ۴۵ mm، شعاع انحنای گردنی (R) ۸ mm، طول قسمت باریک شده (A) ۵۴ mm و طول کلی معادل ۱۰۰ mm می‌باشد. تعداد ۵ نمونه از هر ذوب‌ریزی جهت انجام آزمایش کشش روی آنها انتخاب گردید و میانگین اعداد حاصله مدنظر قرار گرفت. در شکل ۶ تصویر یک نمونه که برای تست کشش آماده شده است، نشان داده شده است.

با یک تعریف ساده می‌توان کامپوزیت ها را موادی که از مخلوط نمودن حداقل دو ماده که از نظر ترکیب شیمیایی یا فیزیکی متفاوت بوده و مرز بین آنها قابل تشخیص باشد، معرفی نمود. در کامپوزیت ها اصولاً دو فاز به نام‌های فاز 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 لایه‌ای و الیافی یا میله ای تقسیم بندی می‌شود و فاز دوم ناپیوسته به صورت های الیاف کوتاه، ویسکرها و ذرات می‌باشند. 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 موثر است ولی یکنواختی ذرات در شمش ریخته‌گری اولیه اثر مستقیم در یکنواختی ذرات قطعه نهایی خواهد داشت [۳-۱]. تکنیک ریخته‌گری اختلاطی^۱ یا روش گردابی برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی^۲ توسعه زیادی پیدا کرده است و این روش برای تولید بسیاری از اجزایی که کاربرد مهندسی دارند به کار می‌رود زیرا 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. کامپوزیت های با ذرات تقویت کننده از فازهای SiC [۵ و ۶]، TiB_2 [۷]، Al_2O_3 [۸]، و ج [۹]، به روشهای متالورژی پودر و یا ریخته گری تهیه شده اند. در تمامی گزارشات مربوط به این تحقیقات، به تاثیر ذرات فاز ثانویه بر بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت های حاصل اشاره شده است، ولی گزارشی مبنی بر استفاده از ذرات ZrO_2 در ساخت کامپوزیت Al/ZrO_2 به روش گردابی دیده نشده است. از مشکلات موجود در حین این فرآیند، می‌توان اختلاف دانسیته Al و ZrO_2 (و در نتیجه ته نشینی ذرات ZrO_2)، توزیع غیریکنواخت و تروشوندگی پایین ZrO_2 توسط Al را نام برد. زیرکونیا ماده سرامیکی و دیرگدازی است که دمای ذوب آن در حدود 2680°C می‌باشد. زیرکونیا دارای خواص مناسبی از قبیل پایداری در برابر شوک های حرارتی، نقطه ذوب بالا، هدایت حرارتی پایین، و پایداری ترمودینامیکی بالا می‌باشد [۱۰]. دانسیته زیرکونیا برابر با 5.76 گرم بر سانتیمتر مکعب، مدول یانگ آن 190 GPa و سختی آن 1200 ویکرز می‌باشد [۱۱]. زیرکونیا

¹ - Stir Casting

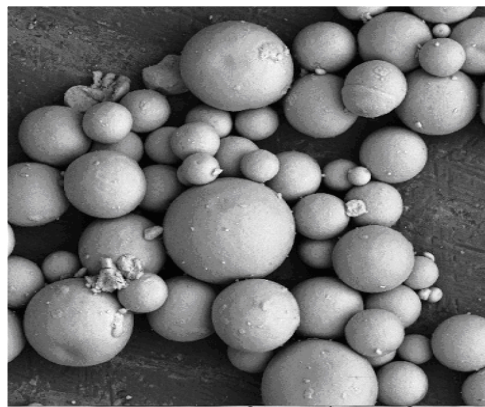
² - Metal Matrix Composites (MMCs)

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ Al-356

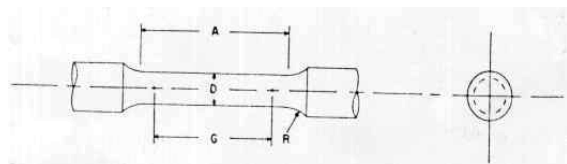
| عنصر | Al | Si | Fe | Cu | Mg | Mn | Zn | Ti | Ni |
|-----------|-------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| درصد وزنی | ۹۱/۷۳ | ۷/۲۳ | ۰/۳۲ | ۰/۱۸ | ۰/۳۸ | ۰/۰۲ | ۰/۰۵ | ۰/۰۱ | ۰/۰۵ |



شکل ۴. تصویر قالب ساخته شده در این پژوهش



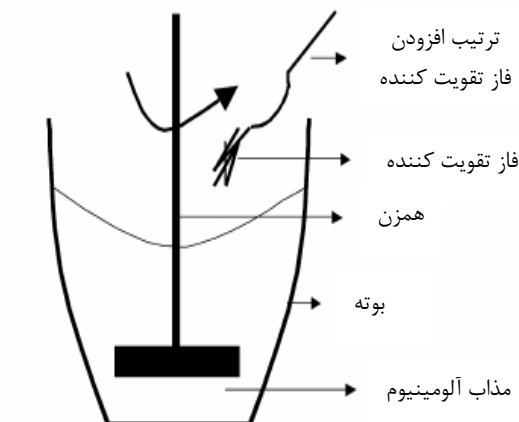
شکل ۱. تصویر SEM از پودر زیر کونیای مصرفی با قطر متوسط ۰/۷۹ میکرون



شکل ۵. نقشه نمونه آزمایش کشش: (G) طول گردنی، (D) قطر گردنی، (R) شعاع انحنای گردنی و (A) طول قسمت باریک شده [۱۴].



شکل ۶. نمونه آزمایش کشش ساخته شده در این تحقیق



شکل ۲. شماتیک روش گردابی برای تولید کامپوزیت



شکل ۷. برخی از نمونه های آماده شده برای بررسی سطوح شکست

جهت تهیه تصاویر سطوح شکست کامپوزیت های ساخته شده، از هر نمونه شکسته شده مربوط به تست کشش، یک نمونه به صورت قرص با ارتفاع تقریبی ۱۰ mm به کار برده شد (شکل ۷) و از دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل CamScan MV2300 ساخت شرکت Oxford انگلستان جهت توپوگرافی (Topography) سطوح شکست استفاده شد.



شکل ۳. سیستم ریخته گری ساخته شده در این پژوهش

لحاظ دمایی و چه از لحاظ درصد حجمی زیرکونیا در حد وسط می‌باشد، بسنده می‌شود.

۲-۳. بررسی نتایج دانسیته سنجی

طبق نتایج دانسیته سنجی در شکل ۹، در حالت کلی، دمای 750°C یک دمای بهینه می‌باشد، زیرا که در این حالت با افزایش درصد حجمی، میزان دانسیته هم افزایش می‌یابد و این نتیجه نشان دهنده انطباق نتایج پژوهش با حالت تئوری (قانون مخلوطها) می‌باشد که به معنای حضور ذرات زیرکونیا در کامپوزیت و همچنین، افزایش دانسیته کلی با افزایش درصد حجمی آنهاست. در قانون مخلوطها با افزایش درصد حجمی فاز دوم، دانسیته کلی افزایش می‌یابد [۱۵].

با افزایش دما از 750°C ، عامل جدیدی (دمای بالا) در افزایش تخلخل در سیستم، به مانند عامل افزایش درصد حجمی ذرات سرامیکی، اضافه می‌گردد. در دمای 850°C حالتی وجود دارد که نشان از سیر صعودی و سپس نزولی دانسیته با افزایش درصد حجمی ذرات زیرکونیا است.

در این دما، تا 10% حجمی از فاز تقویت کننده پدیده افزایش دانسیته مشاهده می‌شود اما با افزایش بیشتر ذرات، کاهش دانسیته، تاثیر مضر افزایش درصد حجمی بر افزایش تخلخل را نشان می‌دهد. در دمای 950°C ، تقابلی بین فاکتور دما و درصد حجمی ذرات سرامیکی مشاهده می‌شود (این پدیده به میزان کمتری در دمای 850°C هم وجود داشت). در این حالت، تاثیر دما بر تاثیر درصد حجمی ذرات غلبه کرده و باعث رفتار متضاد کامپوزیت نسبت به حالت دمایی 850°C می‌شود (منحنی دارای مینیمم است). سیر نزولی دانسیته در این حالت به معنای افزایش تخلخل در اثر افزایش بیش از حد دما و به دنبال آن، افزایش سیالیت مذاب و تلاطم آن می‌باشد. در ماکزیمم درصد حجمی این دما (۱۵ درصد)، به دلیل افزایش گرانبوی یا ویسکوزیته مذاب، افزایش حجم گازهای محبوس شده و سخت شدن شرایط جهت فرار گازها از داخل مذاب به وجود می‌آید که در نهایت، باز هم به افزایش تخلخل و کاهش دانسیته کمک خواهد کرد که در اینجا، اثر افزایش درصد حجمی بر اثر دما غلبه می‌نماید و باعث افزایش دانسیته می‌شود.

به طور کلی در طول فرآیند تولید این نوع کامپوزیتها به روش گردابی، مجموعه ای از عوامل افزایشنده و کاهشنده خواص مواد وجود دارند که بسته به شرایط حاکم، باعث افزایش یا کاهش خواص می‌شوند و این تغییرات، خود را در قالب صعود و یا نزول در نمودارها نمایان می‌سازد. این موضوع در نمودارها و نتایج بعدی هم کاملاً مشهود است. هدف اصلی از انجام این پژوهش، بهینه سازی این عوامل در جهت بدست آوردن خواص مطلوب در حد امکان بوده است، زیرا این عوامل به نوعی به یکدیگر وابسته می‌باشند.

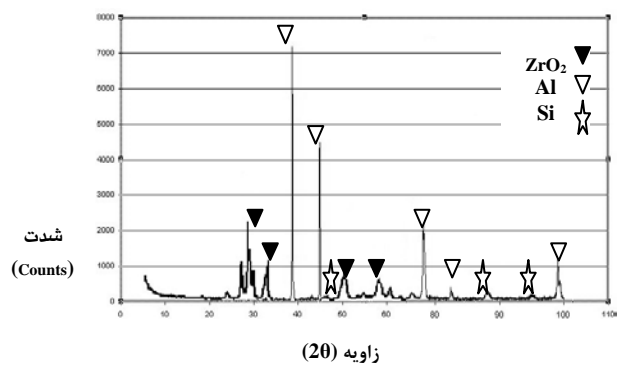
در ابتدا پودر زیرکونیا با انجام محاسبات مربوطه نسبت به وزن شمش آلومینیم مصرفی در هر مرحله و در مقادیر حجمی ۵، ۱۰ و ۱۵٪ پودر تعیین و توزین شد.

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 هم زده می‌شد. 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 300 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 750°C و 850°C و از هر حالت ۸ نمونه به صورت میله تهیه گردید.

۳. نتایج و بحث

۳-۱. بررسی نتایج آزمایش پراش اشعه X

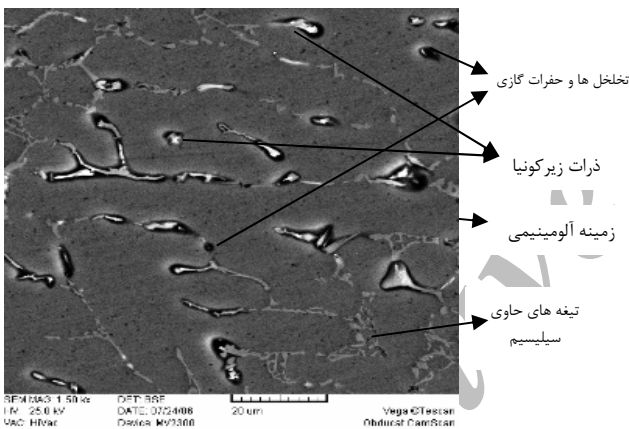
با بررسی نمودار پراش اشعه X نمونه حاوی 10% زیرکونیای ریخته گری شده در 850°C در شکل ۸، ملاحظه می‌شود که پیکهای مورد انتظار آشکار شده و می‌توان از وجود فاز زیرکونیا در ساختار اطمینان کامل حاصل نمود.



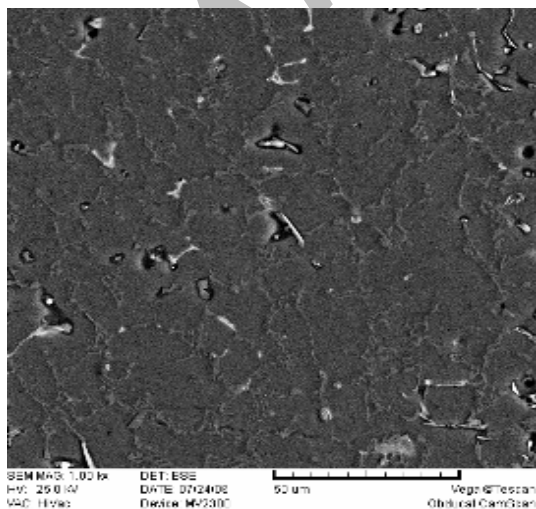
شکل ۸. نمودار پراش اشعه X نمونه حاوی 10% حجمی زیرکونیا ریخته گری شده در 850°C

همانطوری که دیده می‌شود فازهای زمینه و تقویت کننده در ساختار موجود می‌باشند و همچنین اثری از حضور فازهای دیگر به وجود آمده در اثر واکنشهای مرزی مخرب، به چشم نمی‌خورد. به واسطه همسان بودن تمام نمودارهای پراش اشعه X مربوط به ۹ حالت آزمایش از لحاظ پایه ای، با ذکر این که در سایر نمونه ها نیز دقیقاً همین پیکها موجود است با این تفاوت که با تغییر درصد حجمی زیرکونیا، شدت پیکها هم اندکی کم و زیاد می‌شود، تنها به آوردن نمودار پراش اشعه X نمونه مذکور در شکل ۸ که چه از

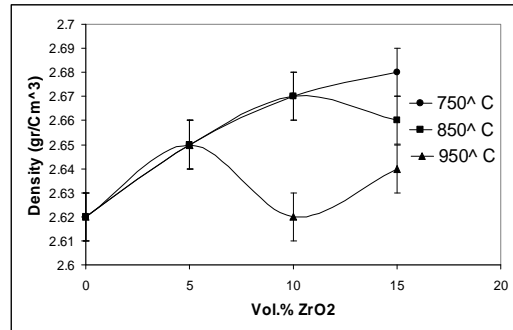
انبساطی بین فلز و سرامیک است. در هنگام سرد شدن و انقباض، تنش های زیادی در ساختار ایجاد می شود. از طرفی دیگر، افزایش دانسیته نابیجایی ها و گیر کردن آنها در پشت ذرات زیرکونیا (که به عنوان مانع در برابر حرکت نابیجیها محسوب می شوند) را می توان به عنوان دلیل جانبی افزایش استحکام کامپوزیت معرفی نمود. در اثر اعمال استحکام کششی، نابیجایی ها به حرکت در آمده و توقف آنها در پشت ذرات زیرکونیا در تنش هایی کمتر از تنش های لازم جهت تامین انرژی مربوطه برای عبور نابیجایی ها از موانع، باعث تجمع و افزایش دانسیته نابیجایی ها می شود که به افزایش استحکام کامپوزیت می انجامد. طبیعتاً، پدیده تجمع و افزایش دانسیته نابیجایی ها با افزایش درصد حجمی فاز دوم و به دنبال آن، کاهش فاصله ذرات از هم تشدید می گردد، زیرا موانع موجود در مسیر حرکت نابیجایی ها بیشتر شده و در نتیجه، تنش لازم برای عبور نابیجایی ها از ذرات زیرکونیا افزوده می شود (این موضوع با توجه به توزیع مناسب ذرات و کیفیت قابل قبول فصل مشترک فاز زمینه با فاز تقویت کننده تحلیل گردیده است (شکلهای ۱۱-۱۳) [۱۶].



شکل ۱۱. تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه ۷۵۰°C - ۵٪ حجمی زیرکونیا



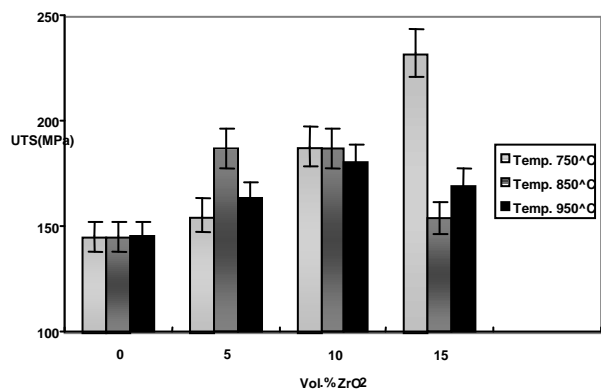
شکل ۱۲. نمونه ۷۵۰°C - ۱۰٪ حجمی زیرکونیا



شکل ۹. نمودار نتایج دانسیته سنجی نمونه های بارریزی شده در دماهای ۷۵۰، ۸۵۰، و ۹۵۰°C حاوی صفر تا ۱۵ درصد حجمی از ماده تقویت کننده زیرکونیا

۳-۳. بررسی نتایج آزمایش کشش

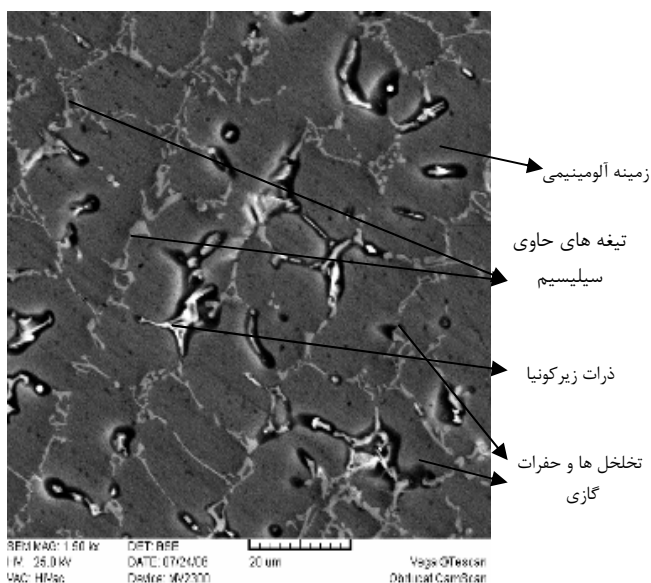
نتایج مربوط به تاثیر دمای بارریزی و درصد حجمی فاز تقویت کننده بر بیشینه استحکام کششی نمونه ها در شکل ۱۰ نمایش داده شده است. مشاهده می شود که در دمای ۷۵۰°C با افزایش درصد حجمی ماده تقویت کننده، مقدار بیشینه استحکام کششی از ۱۴۵ MPa برای نمونه فاقد تقویت کننده به ۲۳۲ MPa برای نمونه حاوی ۱۵ درصد حجمی ماده تقویت کننده افزایش می یابد که بیانگر افزایش مقدار حدود ۶۰٪ بهبود در بیشینه استحکام کششی می باشد.



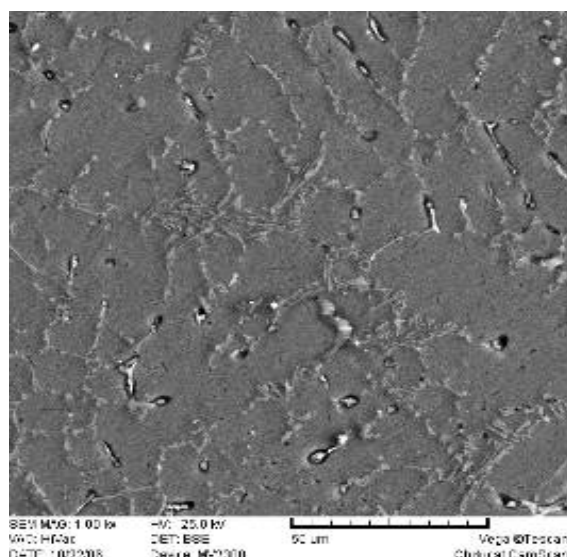
شکل ۱۰. نمودار نتایج استحکام کشش نمونه های بارریزی شده در دماهای ۷۵۰، ۸۵۰، و ۹۵۰°C حاوی صفر تا ۱۵ درصد حجمی از ماده تقویت کننده زیرکونیا

در دمای ۷۵۰°C دلیل اصلی افزایش استحکام از نمونه های صفر تا ۱۵٪، افزایش دانسیته نابیجایی ها در اطراف ذرات می باشد که از اختلاف ناشی از CTE بین زمینه و تقویت کننده حاصل می گردد. ضریب انبساط حرارتی^۱ فلزات خیلی بیشتر از سرامیک هاست که در اینجا ضریب انبساط حرارتی آلومینیوم $24 \times 10^{-6} K^{-1}$ و زیرکونیا $10 \times 10^{-6} K^{-1}$ می باشد و این به معنای اختلاف زیاد انقباضی و

^۱. Coefficient of Thermal Expansion (CTE)



شکل ۱۴. تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه 850°C - ۵٪ حجمی زیرکونیا



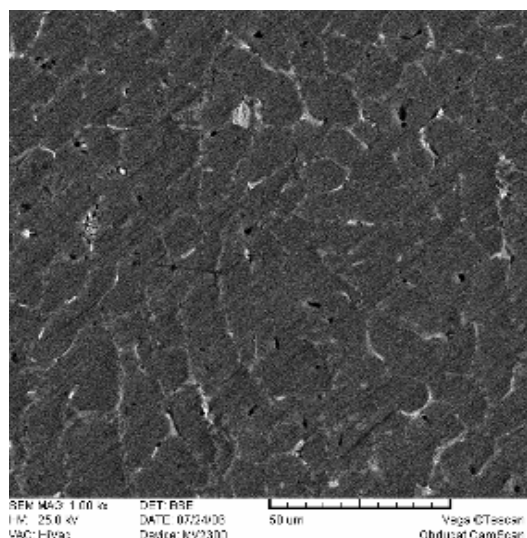
شکل ۱۳. نمونه 750°C - ۱۵٪ حجمی زیرکونیا

در دمای 850°C اگرچه با افزودن ۵ درصد حجمی زیرکونیا، مقدار افزایش ۳۰٪ در استحکام کششی مشاهده می شود، ولی با افزایش درصد حجمی از ۵ تا ۱۰٪ حجمی، افزایشی نداشته و در ۱۵٪ حجمی تا حدی نیز افت کرده است.

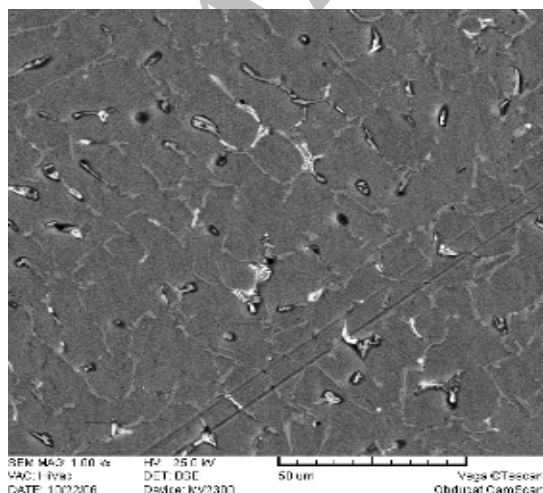
این امر می تواند به دلیل توزیع غیر یکنواخت در نمونه حاوی ۱۵٪ زیرکونیا در 850°C باشد. این نمونه به لحاظ توزیع ذرات، تقریباً مشابه نمونه های ۱۰٪ بوده و لذا اختلاف خواص در این دو درصد به حداقل رسیده است.

با افزایش ماده تقویت کننده از ۱۰ به ۱۵٪ 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 (دلایل ذکر شده در قسمت دانسیته)، ایجاد می شوند. ایجاد تخلخل در ساختار کامپوزیت در فرآیند تولید گردابی اجتناب ناپذیر است. همچنین وجود حفرات گازی به عنوان منابع ترک نیز روی این کاهش استحکام موثر 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 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 فاز را گزارش کرد.

در دمای 950°C با افزایش درصد حجمی تا ۱۰٪، مقدار استحکام کششی ۳۰٪ افزایش یافته و با افزایش مقدار ماده تقویت کننده از ۱۰٪ به ۱۵٪، مقدار بیشینه استحکام کششی، کاهش می یابد. دلایل این تغییرات، مشابه دلایل ذکر شده برای قطعات ریخته گری شده (اثری از واکنشهای مرزی مخرب در دمای 950°C نمی باشد) در دمای 850°C می باشد.



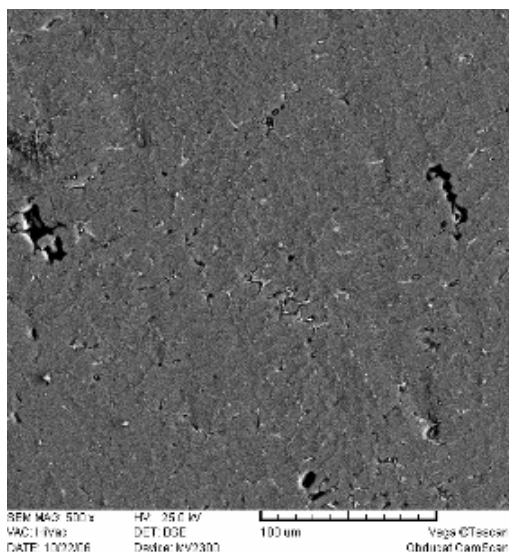
شکل ۱۵. نمونه 850°C - ۱۰٪ حجمی زیرکونیا



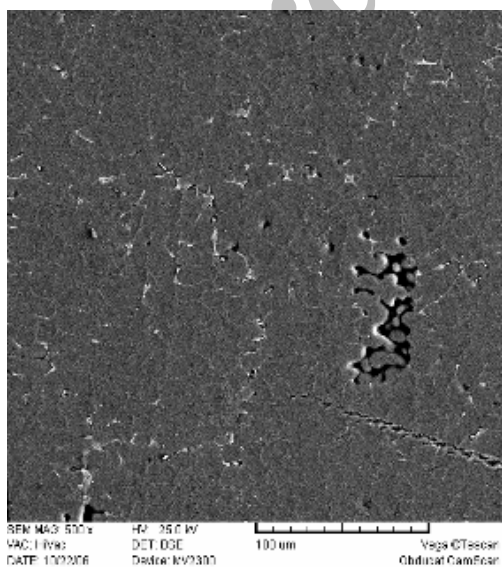
شکل ۱۶. نمونه 850°C - ۱۵٪ حجمی زیرکونیا

دندریتهای $\alpha-Al$ در مجاورت ذرات تقویت کننده دیده می شوند. در این شکل ها به نظر نمی رسد که جوانه زنی روی ذرات تقویت کننده انجام شده باشد و ذرات در منطقه واقع در بین دندریتهای و آخرین مناطق انجمادی مشاهده می شوند. وقتی که فصل مشترک جامد/ مذاب حرکت می کند، ذره متحرک خارجی یا محبوس می گردد و یا اینکه پس زده می شود. در کامپوزیتی که در این پژوهش مورد بررسی قرار گرفت، وضعیت فرق می کند و به نظر می رسد که ذرات در آخرین مناطق انجمادی توسط زمینه، محبوس شده باشند.

به علت اینکه $\alpha-Al$ بر روی ذرات جوانه زنی نکرده است، ذرات در آخرین مراحل انجماد محبوس شده اند. یعنی چون دیواره های قالب سردتر از مذاب و ذرات تقویت کننده است انجماد از دیواره قالب آغاز می شود و سپس پیشرفت می کند.

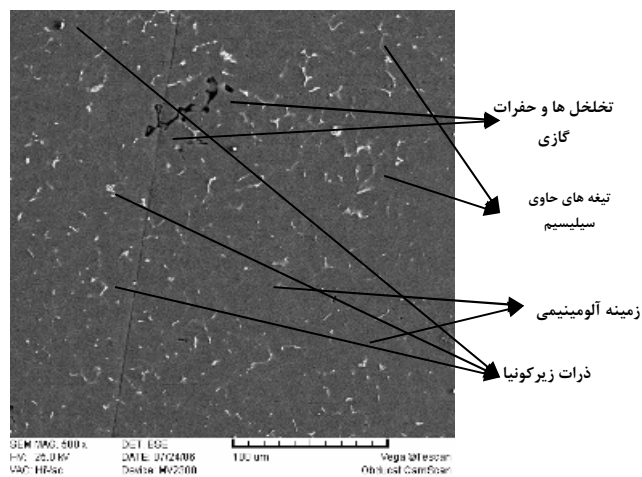


شکل ۱۸. نمونه $950^{\circ}C$ - ۱۰٪ حجمی زیرکونیا



شکل ۱۹. نمونه $950^{\circ}C$ - ۱۵٪ حجمی زیرکونیا

اصولاً بجز مسائلی چون ماهیت استحکام بخشی ذرات، توزیع و میزان ترشوندگی ذرات، یکی از مهمترین عوامل موثر در استحکام کامپوزیتها در فرآیند تولید است [۱۹ و ۱۸]. در شکل ۱۰ مشاهده می شود که در دمای $950^{\circ}C$ ، کاهش استحکام نمونه های ۱۵٪ نسبت به نمونه های ۱۰٪ در مقایسه با نمونه های $850^{\circ}C$ کمتر است. می توان گفت ترشوندگی زیرکونیا در نمونه های ۱۵٪ در $950^{\circ}C$ بیشتر از نمونه های $850^{\circ}C$ بوده است؛ به عبارت دیگر زیرکونیا در زمینه ۱۵ درصدی $950^{\circ}C$ حضور مؤثرتری نسبت به $850^{\circ}C$ داشته است (شکل های ۱۹-۱۷). از طرف دیگر، به طور کلی افزایش دمای مذاب در حین ریخته گری تا حدودی به عمل ترشوندگی کمک کرده است ولی افزایش دمای مذاب یا فوق گداز 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 نمی توان در کنار هم داشت و باید نسبت به شرایط و خواص مورد انتظار، انتخاب بهینه نمود. نهایتاً می توان از دمای $750^{\circ}C$ به عنوان یک دمای بهینه یاد کرد؛ زیرا ضمن دستیابی به توزیع مناسبی از ذرات در این دما، خواص خوبی نیز برای کامپوزیت حاصل شده است. فاکتورهای یاد شده همگی در نوع خود مهم و تاثیرگذار بوده و می توان با انتخاب بهینه از تمام فاکتورها، آنها را مکمل یکدیگر قرار داد.



شکل ۱۷. تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه $950^{\circ}C$ - ۵٪ حجمی زیرکونیا

۳-۴. بررسی ریزساختار توسط تصاویر SEM و مکانیزم

انجماد کامپوزیت تولیدی

۳-۴-۱. ساختار انجمادی

- واکنش بین ذرات و جبهه انجماد

همانطور که در شکل های ۱۱ تا ۱۹ مشاهده می شود؛ فاز اصلی، $\alpha-Al$ و فاز یوتکتیک Si می باشد. در مورد آلیاژهای AISi

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. برطبق نتایج به دست آمده در این پژوهش، نوع شکست نمونه های کامپوزیتی در آزمایش کشش از مکانیزم شماره ۳ و وجود مخلوط فازی سیلیسیم-آلومینیوم تبعیت کرده و شکست ترد می باشد.

مکانیزم شکست اتفاق افتاده مذکور بدین قرار می باشد که در طول انجماد، ذرات ZrO_2 توسط فصل مشترک جامد/ مذاب پس زده می‌شوند و در مناطق بین دندریتی یا مناطق پایانی انجماد قرار می‌گیرند. تجمع ذرات ZrO_2 و مخلوط فازی 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 می شود. از نشانه‌های شکست ترد، سطح شکست نسبتاً صاف، عدم وجود پدیده گلوبی شدن (شکست ناگهانی و آنی)، عدم وجود ذرات ZrO_2 در تصاویر شکست (زیرا به اصطلاح Pullout شده و از داخل سطح شکسته شده، بیرون کشیده می‌شوند) و وجود مخلوط فازی 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].

با علم به اینکه با افزایش دما و افزایش درصد حجمی، افزایش تخلخل حاصل می‌گردد و همچنین مد نظر داشتن مکانیزم توضیح داده شده، شکست ترد را می‌توان برای کلیه حالات و نسبت به یکدیگر، کاملاً توجیه نمود. بدیهی می باشد که تخلخل یا حفرات موجود در ساختار، نقش مهمی را در ایجاد شکست ترد بازی می‌کنند. در کلیه اشکال مربوط به دمای $950^{\circ}C$ ، مناطق خوشه ای مانندی به چشم می‌خورند که به نظر می‌رسد که 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 و عناصر آلیاژی به ویژه سیلیسیم (که از عوامل شکست ترد به حساب می‌آیند) شده باشد.

همانطوری که در اشکال ملاحظه شد، شکست از نوع ترد می باشد. 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 همین مناطق را می‌توان به عنوان کنترل کننده شکست، معرفی نمود [۲۵].

گرمای نهان ذوب که در طول انجماد آزاد می‌شود باعث می‌شود که سرعت سرد شدن ذرات تقویت کننده کاهش یابد.

در نتیجه ذرات نمی‌توانند زودتر از مذاب سرد شوند پس دمای ذرات بیش از دمای مذاب خواهد بود و این ذرات داغ باعث می‌شوند دمای محیط اطراف آنها افزایش یابد و انجماد مایع اطراف به تأخیر بیفتد.

به این ترتیب مایعی که در تماس با تقویت کننده است در واقع آخرین مناطقی از مذاب است که منجمد می‌شود. این ذرات توسط جبهه انجماد، به آخرین مناطقی که منجمد می‌شود، هدایت می‌شوند. در اینجا توزیع ذرات در ریز ساختار انجمادی به طور عمده توسط فاصله بازوهای دندریتی تعیین می‌شود که فاصله این بازوها به سرعت انجماد بستگی دارد. توزیع یکنواخت ذرات در شکل‌های مذکور به کم شدن فاصله بازوهای دندریتی و سرعت بالای انجماد ربط دارد.

۲-۴-۳. فاز یونکتیک و ذرات

– آلیاژ AISi

در شکل های ۱۱ تا ۱۹ مشاهده می‌شود که کریستال‌های Si به سطح ذرات ZrO_2 اتصال دارند.

این پدیده را می‌توان چنین توجیه کرد که رشد جوانه‌های $\alpha-Al$ در فاصله دور از ذرات، باعث غنی شدن مذاب از Si و دیگر حل شونده‌ها می‌شود. با رشد دانه‌ها از دیواره‌ها، عناصر آلیاژی که عمده آن Si است به سمت مرکز پس زده شده و همچنین ذرات سرامیکی نیز توسط جبهه انجماد پس زده می‌شوند و به این ترتیب Si در محلی منجمد می‌شود که ذرات در آنجا متمرکز شده‌اند و به آنها اتصال پیدا می‌کند.

۵-۳. بررسی سطوح شکست کامپوزیت

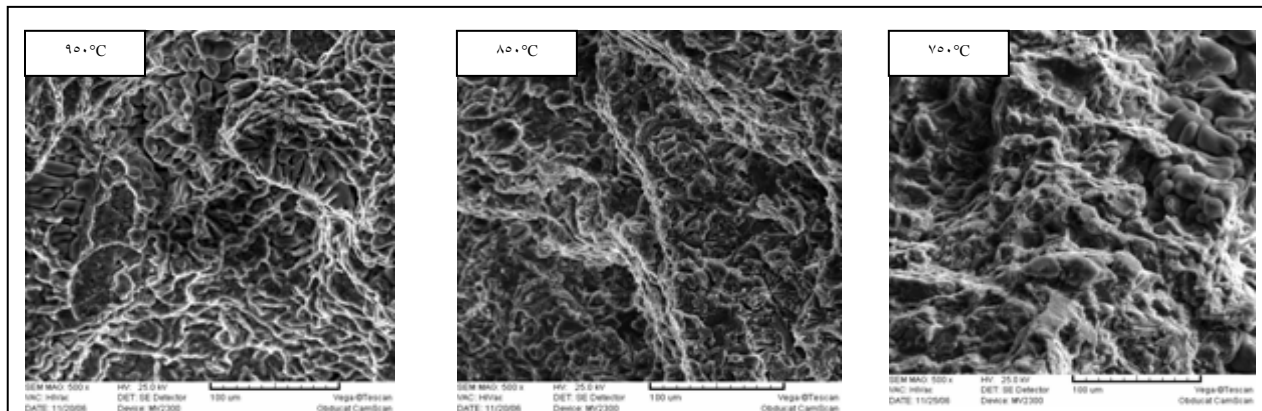
شکل های ۲۰ تا ۲۲ به ترتیب مربوط به سطوح شکست نمونه‌های با درصد حجمی ۱۰، ۱۵٪ و دماهای ۷۵۰، ۸۵۰، $950^{\circ}C$ می‌باشد.

این تصاویر با استفاده از الکترونهای ثانویه و به منظور معرفی نوع و مکانیزم شکست نمونه‌های تولیدی تهیه شده‌اند. معمولاً یکی از انواع سه گانه مکانیزم شکست و یا ترکیبی از آنها در کامپوزیت‌های زمینه فلزی اتفاق می‌افتد:

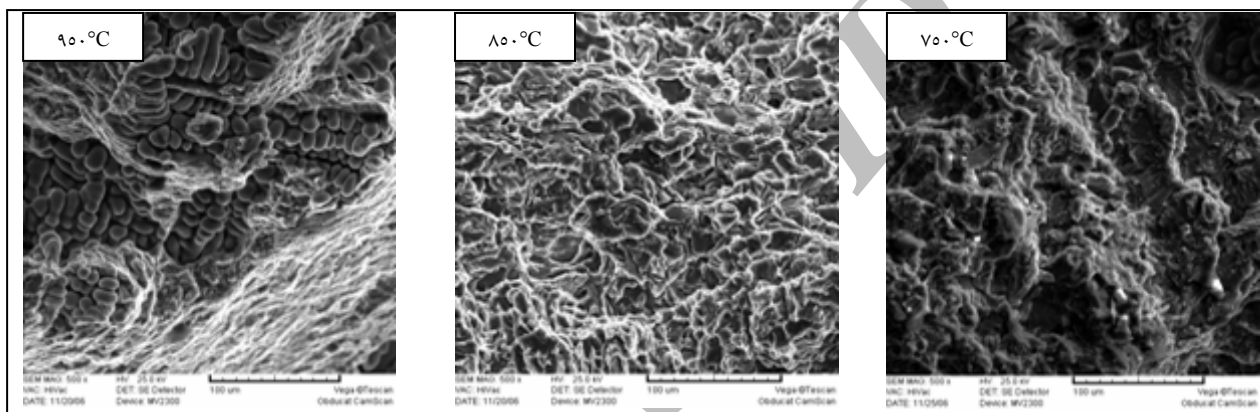
(۱) ترک بر روی ذره تقویت کننده [۲۲].

(۲) انفصال یا جداسدن جزیی (Partial debonding) در فصل مشترک ذره/ زمینه که باعث جوانه زنی حفره‌ها می‌شود [۲۳].

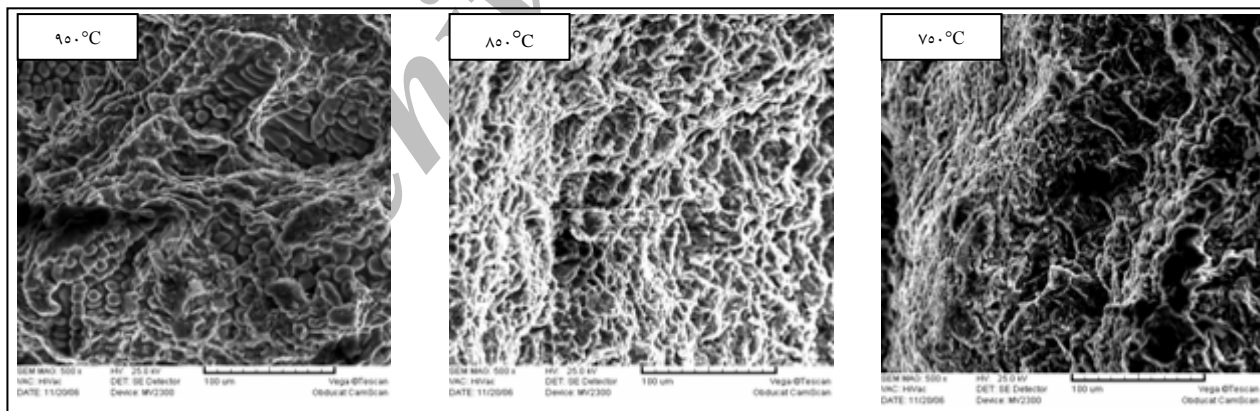
(۳) رشد و پیوستن حفره‌ها در زمینه [۲۴].



شکل ۲۰. تصاویر مربوط به توپوگرافی سطوح شکست نمونه حاوی ۵ درصد حجمی از ماده تقویت کننده زیرکونیا بارریزی شده در دماهای مختلف



شکل ۲۱. تصاویر مربوط به توپوگرافی سطوح شکست نمونه حاوی ۱۰ درصد حجمی از ماده تقویت کننده زیرکونیا بارریزی شده در دماهای مختلف



شکل ۲۲. تصاویر مربوط به توپوگرافی سطوح شکست نمونه حاوی ۱۵ درصد حجمی از ماده تقویت کننده زیرکونیا بارریزی شده در دماهای مختلف

می توان به افزایش دانسیته نابعایی ها در اطراف ذرات نسبت داد که از اختلاف ناشی از CTE بین زمینه و تقویت کننده حاصل می گردد.

(۳) با افزایش درصد حجمی ZrO_2 از ۵ تا ۱۰٪ در دمای ریخته گری $850^\circ C$ ، استحکام کامپوزیت هیچ گونه افزایشی نداشته و ثابت است.

۴. نتیجه گیری

(۱) آلیاژ $Al A356$ به طور موفقیت آمیزی با ذرات ZrO_2 تقویت شده و کامپوزیت $Al-ZrO_2$ با روش ریخته گری گردابی تولید گردید.

(۲) دلیل افزایش استحکام آلیاژ $Al A356$ در دمای ریخته گری $750^\circ C$ با افزایش درصد حجمی ZrO_2 ، از نمونه های ۵ تا ۱۵٪ را

Matrix Composites Reinforced with ZrO₂ Produced by Vortex Technique, "Second International Conference on Recent Advances in Composite Materials Proceeding", 2007, pp.863-870.

- [17] Samuel, A.M., Gotmore, A., Samuel, F.H., "Comp. Sci. Tech.", 1995, Vol.53, pp.301-315.
- [18] Kang, C.G., Yoon, J.H. and Seo, Y.H., "J. Mater. proc. technol.", 1997, 66, pp. 30-38.
- [19] Skolianos, S., "Materials Science and Engineering", 1996, 210, pp. 76-82.
- [20] Froyen, F., "Journal of Materials Science", 1987, 22, pp. 1-16.
- [21] Aiguu, F., Benjamin, J., "Materials Science and Engineering", 1998, 242, pp. 50-56.
- [22] Zong, B.Y. and Derby, B.J., "J. Mater. Sci.", 1996, 31, pp. 297-304.
- [23] Syu, G.C., Ghosh, A.K., "Mater. Sci. Eng.", 1994, 184, pp. 27-36.
- [24] Christman, T., Needleman, A., Nutt, S., Suresh, S., "Mater. Sci. Eng.", 1989, 107, pp. 49-55.
- [25] Yulong, L., Ramesha, K.T., "Materials Science and Engineering", 2004, pp. 5-12.

- (۴) شکست انجام شده در نمونه های کامپوزیتی Al-ZrO₂ از نوع ترد می باشد چون توسط شکست زمینه کنترل شده است.
- (۵) نمونه کامپوزیتی ریخته گری شده در دمای ۷۵۰°C حاوی ۱۵٪ حجمی ZrO₂، بالاترین مقدار استحکام کششی را بین نمونه ها دارا می باشد.

مراجع

- [1] Ray, S., "Journal of Materials Science", 1993, 28, pp. 5397-5413.
- [2] Rohatgi, P.K., "Key Eng. Mater.", 1993, 293, pp. 104-107.
- [3] Karnezis, P.A., Durrant, G., Canter, B., "Mater. Sci. Technol.", 1998, 14, pp. 97-103.
- [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.", 1992, 26, pp. 505-509.
- [6] Lim, S., High speed tribological properties of some Al/SiC composites, Wear mechanisms, "Comp. Sci. Technol.", 1999, 59, pp. 65-75.
- [7] Lu, L. et al., In situ formation of TiB₂ reinforced aluminum via mechanical alloying, "Z METALLKLD.", 1998, 8, pp. 567-572.
- [8] Sahin, Y., Kok, M., Celik, H., "J. Mater. Process Technol.", 2002, 128, pp. 280-91.
- [9] Zhang, H., Ramesha, K.T., "Materials Science and Engineering", 2004, 12, pp. 21-31.
- [10] Zender, H., Leistner, H., ZrO₂ - Werkstoffe Fur die Anwendung in der Keramischen Industrie, "Interceram. Aachen Proceedings", 1989, 6, pp. 39-42.
- [11] Leistner, H., Ratcliffe, D., Schuler, A., "Improved Material and Design Refractories", 2nd Edition, verlag Stahleisen, Dusseldorf, 1991, pp. 316-319.
- [12] Aluminum Standard and Data, The Aluminum Association 1976.
- [13] Lanker, M.V., "Metallurgy of Aluminum Alloys", Chapman and Hall Ltd, 1967.
- [14] American Society for Testing Materials, "Standard Test Method of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloy products - B557", Handbook of ASTM Standards, The American Society for Testing and Materials, 1994, 3, pp. 91-97.
- [15] Spowart, J.E., Maruyama, B., Multi-scale characterization of spatially heterogeneous systems: implications for discontinuously reinforced metal-matrix composite microstructures, "Materials Science and Engineering", 2001, 307, pp. 51-66.
- [16] Baghchesara, M.A., Baharvandi, H.R., Abdizadeh, H., Production and Investigation of Microstructure of Al-