

# تأثیر درصد تقویت کننده و توزیع آن بر رفتار مکانیکی کامپوزیت پایه اپوکسی تقویت شده با آلومینا

محمد حسین بینا\*<sup>۱</sup>، کوروش شیروانی<sup>۲</sup>، حمید رضا سلیمی جزی<sup>۳</sup>

۱- دانشجوی دکتری، پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی های نو، سازمان پژوهش های علمی و صنعتی ایران، تهران، ایران

۲- دانشیار، پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی های نو، سازمان پژوهش های علمی و صنعتی ایران، تهران، ایران

۳- دانشیار، دانشکده مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

\* Bina@irost.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۰۹/۱۵، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۱۰/۰۱)

## چکیده

در این مقاله خواص برشی و کششی کامپوزیت پایه اپوکسی تقویت شده با ذرات آلومینا بررسی شده است. به این منظور ابتدا نمونه های کامپوزیتی با درصد های وزنی متفاوت از ذرات آلومینا (۱۰ تا ۵۰ درصد) تولید گردید. سپس جهت ارزیابی خواص برشی و کششی نمونه های کامپوزیتی از آزمون پانچ برشی و برای بررسی پراکندگی و توزیع ذرات آلومینا، فصل مشترک ذرات/زمینه و سطح مقطع شکست نمونه ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به آنالیزگر EDS استفاده شد. نتایج آزمون ها نشان داد که افزودن آلومینا تا میزان ۳۰ درصد منجر به توزیع همگن و یکنواخت و استحکام برشی بیشتر کامپوزیت می گردد. اما هنگامی که میزان تقویت کننده بیش از ۳۰ درصد باشد، میزان تجمع ذرات بیشتر شده و به تبع آن استحکام کامپوزیت کاهش می یابد. همچنین تفاوت قابل توجهی بین سطح مقطع شکست اپوکسی خالص و کامپوزیت ها مشاهده شد. برخلاف پلیمر خالص، سطح مقطع شکست کامپوزیت های تقویت شده با آلومینا (تا ۳۰ درصد) ناهموارتر بود، که حکایت از افزایش زبری سطح در اثر انحراف ترک دارد. شکست در کامپوزیت های تقویت شده با درصد های بالاتر از ۳۰ درصد نیز به علت میزان ترشوندگی کم ذرات آلومینا با رزین اپوکسی در تماس های ذره - ذره اتفاق افتاده است.

## واژه های کلیدی:

کامپوزیت، اپوکسی، آلومینا، خواص مکانیکی.

## ۱- مقدمه

شکننده هستند و تلاش های بسیاری در راستای بهبود مقاومت در برابر گسترش ترک در این گروه از مواد انجام شده است [۲-۴]. بدین منظور، انواع مختلفی از عوامل تقویت کننده مانند ذرات لاستیک [۵]، ترموپلاستیک ها [۶]، شیشه [۷]، ذرات

در میان انواع پلیمرها، رزین های اپوکسی به دلیل داشتن استحکام مکانیکی و مقاومت گرمایی قابل قبول در ساخت کامپوزیت ها و ایجاد پوشش های صنعتی کاربردهای فراوانی دارند [۱]. اما با وجود داشتن مزایای متعدد، این مواد بسیار ترد و

کنف بررسی کرده و مشاهده نمودند که کامپوزیت حاوی  $Al_2O_3$  در مقایسه با SiC دارای رفتار سایشی بهتری است. کامپوزیت های پایه اپوکسی تقویت شده با ذرات آلومینا امروزه در صنایع مختلف به طور متداول مورد استفاده قرار می گیرند [۲۴]. از دید کاربردی، نیاز به فهم متغیرهای مهم مانند درصد و نحوه توزیع ذرات آلومینا و نحوه تأثیر آن بر روی خواص این کامپوزیت ها وجود دارد تا بتوان خصوصیات مواد و به تبع آن حساسیت عملکرد قطعه نهایی را به این متغیرها به دست آورد. در این تحقیق از آزمون پانچ برشی برای بررسی خواص برشی، کششی و رفتار شکست کامپوزیت های پایه اپوکسی تقویت شده با درصد های مختلف آلومینا استفاده شده است.

## ۲- مواد و روش آزمایش

در این پژوهش ابتدا درصد های متفاوتی (۱۰ تا ۵۰ درصد) از پودر آلومینا با مش ۳۲۵ به رزین اپوکسی اتر دی گلیسیدیل بیسفنول A<sup>۲</sup> (DGEBA) اضافه و با استفاده از همزن مکانیکی به طور کامل پراکنده شد. شکل ۱ مورفولوژی پودر آلومینا و شکل ۲ فرمول ساختاری ایده آل رزین اپوکسی اتر دی گلیسیدیل بیسفنول A را نشان می دهد [۲۵]. سپس عامل فراوری کننده متیل اتیل کتون پراکساید<sup>۳</sup> به نسبت وزنی ۱ به ۲ به رزین اپوکسی اضافه و توسط همزن مکانیکی به صورت کامل مخلوط شد. فرمول ساختاری ماده فراوری کننده نیز در شکل ۳ نشان داده شده است [۲۶]. مخلوط نهایی درون قالب های از پیش آماده شده به قطر ۱ سانتی متر و ضخامت ۰/۵ میلی متر ریخته شد و در دمای محیط به مدت ۲۴ ساعت فرآوری شد. ورقه های حاصل، از قالب ها جدا شدند و تحت سیکل فرآوری متعاقب به مدت ۳ ساعت در دمای ۱۵۰ درجه سانتیگراد قرار گرفتند.

سرامیک [۸]، سیلیکات های لایه ای [۹] و ذرات فلزی [۱۰-۱۱] همراه با موفقیت هایی استفاده شده است. این تقویت کننده ها به منظور بهبود چقرمگی [۱۲]، خواص انتقال حرارتی و الکتریکی [۱۳]، و دیگر خواص مورد نیاز به رزین های اپوکسی اضافه می شوند. تئوری هایی نیز جهت تشریح مکانیزم چقرمگی از جمله پوسته ای شدن، سیلان برشی و کشیدگی در مورد پلیمرهای تقویت شده با لاستیک [۱۴-۱۵]، به دام افتادن و پل زدن ترک [۱۶-۱۷]، انحراف مسیر ترک [۱۸] و ترک برداری با سایز میکرو برای ذرات سخت [۱۹]، ارائه شده اند. تقویت کردن زمینه اپوکسی به وسیله ذرات اکسیدی به دلیل اینکه، این پرکننده ها استحکام و پایداری حرارتی مواد را بهبود می دهند بسیار جالب توجه است.

در تلاشی برای توسعه روش اقتصادی و سریع برای ساخت ابزارآلات با حجم کم، برخی از کامپوزیت های پایه اپوکسی توسط [۲۰] Ma بررسی شد. در این تحقیق به بررسی تأثیر افزودن پودر فلز، سرامیک و نمک های معدنی (۵ تا ۴۰ درصد وزنی) بر رفتار مکانیکی و حرارتی کامپوزیت های زمینه اپوکسی پرداخته شده است. نتایج این تحقیقات نشان داد که کامپوزیت های زمینه اپوکسی تقویت شده با آلومینا در مقایسه با دیگر کامپوزیت ها، خواص مکانیکی و حرارتی بهتری دارند. Grath و همکاران [۲۱]، به بررسی خواص حرارتی، مکانیکی و رفتار شکست کامپوزیت های زمینه اپوکسی تقویت شده با ذرات آلومینا پرداختند. نتایج این تحقیقات نشان داد که اندازه، شکل و توزیع ذرات تقویت کننده تأثیر کمی بر خواص نهایی کامپوزیت دارد.

Biswaset و همکاران [۲۲]، ایجاد کامپوزیت اپوکسی تقویت شده با الیاف شیشه ای را توصیف کردند و نتایج تجربی به دست آمده از روش طراحی آزمایش تاگوچی و مدل تئوری فرسایش را با یکدیگر مقایسه کردند. این کامپوزیت ها در محیط های فرساینده به کار می روند.

جدیداً Sabeel Ahmed [۲۳]، اثرات پرکننده های سرامیکی مثل SiC و  $Al_2O_3$  را روی رفتار سایشی کامپوزیت اپوکسی/الیاف

برشی نهایی ( $\tau_{USS}$ ) با استفاده از بارهای نهایی و تسلیم و با

استفاده از معادله تجربی زیر محاسبه شد:

$$\tau = \frac{P}{2\pi r t} = C\sigma \quad (1)$$

که در این رابطه  $p$  بار اعمالی،  $r = \frac{(r_{Punch} + r_{die})}{2}$  ضخامت نمونه،  $C$  ضریب رابطه و  $\sigma$  و  $\tau$  به ترتیب تنش کششی و برشی هستند. ضریب بین تنش کششی و برشی بر طبق رابطه ( $\sigma = \alpha\tau$ ) برابر  $1/c$  است که مقدار مربوط به آزمون پانچ برشی توسط چندین محقق اندازه گیری شده است. Guduru و همکاران [۲۵]، یک رابطه خطی بین داده‌های برشی و کششی استحکام تسلیم و نهایی پیشنهاد کرده‌اند که به صورت خلاصه عبارتند از:

$$\sigma_{0.02} = \alpha\tau_{100} \quad (2)$$

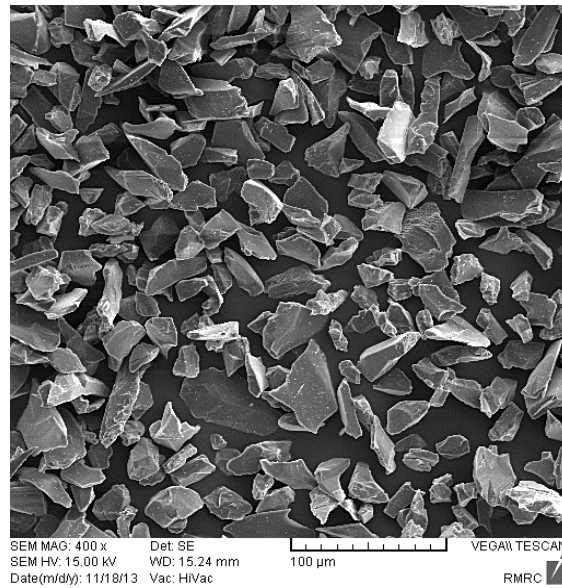
$$\sigma_{UTS} = \beta\tau_{USS} \quad (3)$$

همچنین Toloczko و همکاران [۲۹]، روابط دیگری بین کرنش سختی بدست آمده از داده‌های آزمون پانچ برشی و ازدیاد طول بیان کردند که به صورت خلاصه عبارتند از:

$$\left(\frac{n_\tau}{0.002}\right)^{n_\tau} = \frac{\tau_{USS}}{\tau_{YSS}} \quad (4)$$

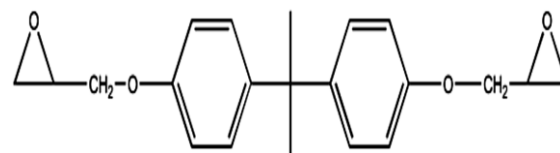
$$e = 2.26n_\tau - 0.15 \quad (5)$$

که در این روابط  $e$  افزایش طول یکنواخت،  $n_\tau$  توان کرنش سختی در آزمون پانچ برشی،  $\sigma_{0.02}$  و  $\tau_{1.00}$  به ترتیب تنش  $0.2\%$  درصد و نقطه تسلیم  $1\%$  درصد منطبق بر جابجایی نرماله شده آزمون می‌باشد. پارامترهای مکانیکی مانند استحکام تسلیم ( $YS$ )، استحکام نهایی ( $UTS$ ) و درصد کاهش سطح مقطع که معیاری از انعطاف پذیری است ( $RA\%$ ) با استفاده از این روابط محاسبه شد. آزمون پانچ برشی توسط دستگاه ساخته شده توسط شرکت دگردیسان پارس انجام شد و تحلیل داده‌ها نیز توسط نرم افزار SPS View 2013 محصول این شرکت صورت پذیرفت. شکل ۴ طرح و نمایی از دستگاه استفاده شده در این تحقیق را نشان می‌دهد.

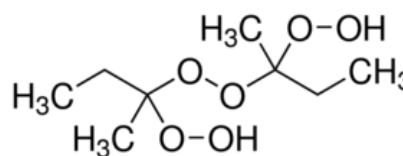


شکل (۱): تصویر گرفته شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از

مورفولوژی پودر آلومینا



شکل (۲): ساختار شیمیایی اتر دی گلیسیدیل بیسفنول A [۲۵]

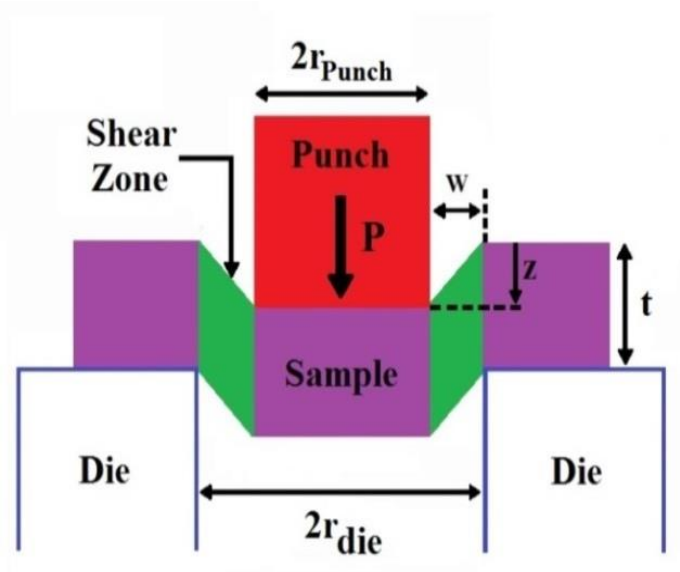


شکل (۳): ساختار شیمیایی متیل اتیل کتون پراکساید [۲۶]

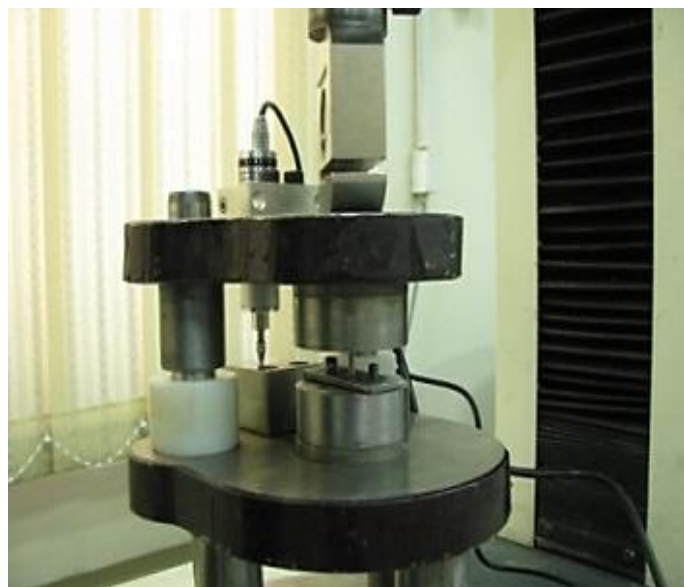
سپس به منظور ارزیابی خواص مکانیکی کامپوزیت های ایجاد شده از آزمون پانچ برشی استفاده شد. آزمون پانچ برشی<sup>۱</sup> یک تکنیک آزمایش قطعات کوچک برای ارزیابی خواص مکانیکی مانند استحکام تسلیم، استحکام نهایی کششی و انعطاف پذیری است [۲۷ - ۲۸]. این آزمون با سرعت بارگذاری  $0.2$  میلی متر در دقیقه و در دمای اتاق انجام شد. در این آزمون فشار روی پانچ به صورت تابعی از جابجایی قطعه محاسبه گردید. منحنی های بدست آمده از این آزمون شبیه منحنی های مربوط به آزمون کشش است. بنابراین تنش برشی تسلیم مؤثر ( $\tau_{YSS}$ ) و استحکام

الکترونی روبشی مدل VEGA\\TESCAN-XMU مجهز به EDS استفاده شد.

برای بررسی پراکندگی و توزیع ذرات آلومینا، فصل مشترک ذرات/زمینه و سطح مقطع شکست نمونه‌ها از میکروسکوپ



(الف)



(ب)

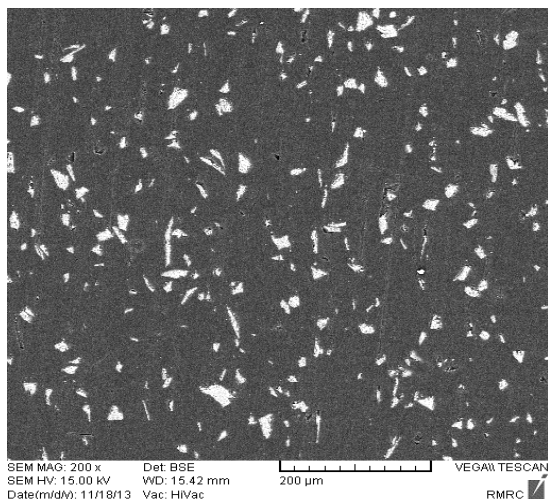
شکل (۴): (الف) طرح و (ب) نمایی از دستگاه استفاده شده در این تحقیق

همانطوری که مشخص است توزیع ذرات در زمینه اپوکسی تا ۳۰ درصد بسیار مناسب است. در درصدهای بالاتر آلومینا (۴۰ و ۵۰ درصد)، آگلومره شدن ذرات نیز در ساختار قابل مشاهده است. این موضوع در شکل ۵-د، به وضوح قابل مشاهده است.

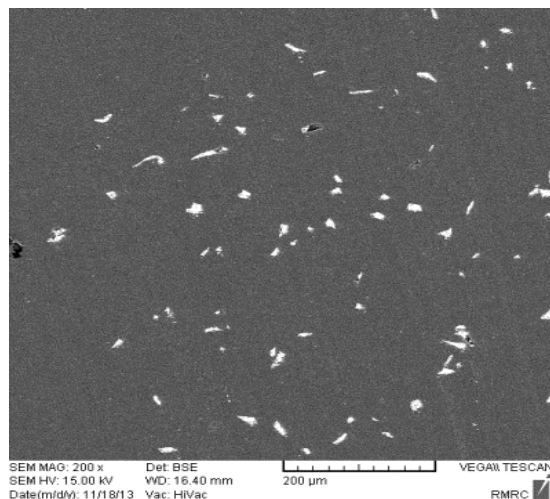
### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- بررسی سطح مقطع پوشش

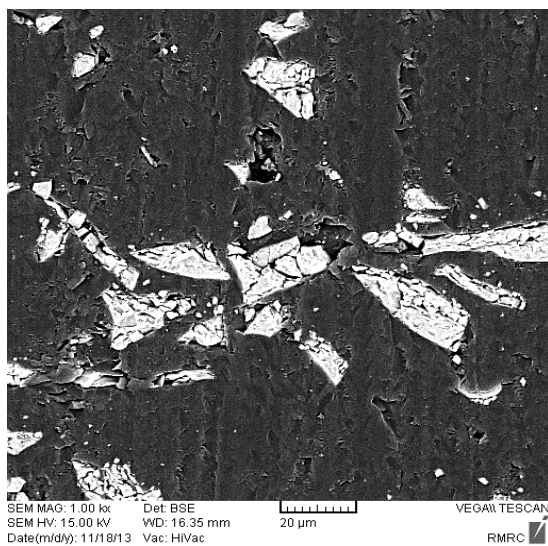
شکل ۵ سطح مقطع کامپوزیت‌های زمینه اپوکسی تقویت شده با درصد‌های مختلف آلومینا را نشان می‌دهد.



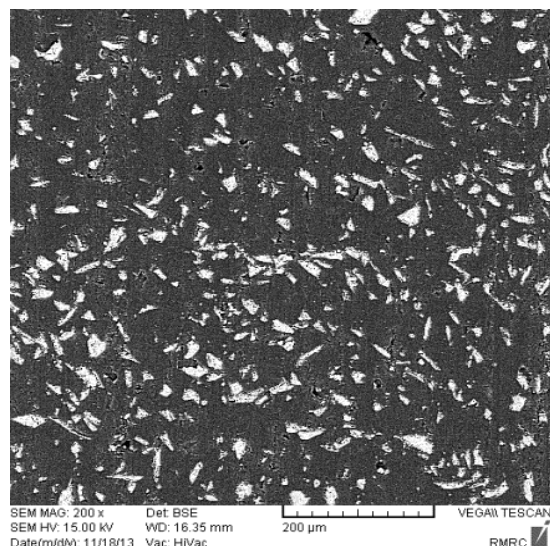
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

شکل (۵): سطح مقطع کامپوزیت های زمینه اپوکسی تقویت شده با: (الف): ۱۰، (ب): ۳۰، (ج): ۵۰ درصد آلومینا و (د): بزرگنمایی بالاتر نمونه (ج)

انعطاف پذیری به میزان ۴۵ درصد افزایش می یابد. این امر می تواند در اثر اختلاط کامل تقویت کننده در زمینه اپوکسی باشد که منجر به توزیع مناسب و استحکام بیشتر کامپوزیت می گردد. توضیح این اثر مناسب تقویت کنندگی را می توان افزایش در کسر وزنی مؤثر میزان تقویت کننده ها با افزایش فاصله بین آنها دانست (شکل ۵-ب). Zunjarrao و همکاران [۳۰]، نیز دریافتند که با اضافه کردن ذرات آلومینوم به زمینه اپوکسی، نمودارهای کشش دیگر حالت ترد ندارند که این موضوع به چقرمه شدن کامپوزیت در اثر اضافه کردن ذرات ارتباط دارد. آنها اعلام

### ۲-۳- بررسی رفتار مکانیکی نمونه ها

شکل ۶، منحنی های تنش برشی - جابجایی نرماله شده مربوط به کامپوزیت های تقویت شده با درصدهای مختلف آلومینا را نشان می دهد. پارامترهای مکانیکی مانند  $YS$ ،  $UTS$  و  $RA\%$  با استفاده از این منحنی محاسبه و در جدول ۱ ارائه شده است. همانگونه که مشخص است استحکام برشی در اثر کامپوزیت سازی (تا ۳۰ درصد آلومینا)، افزایش پیدا کرده است. جدول ۱ نشان می دهد که با افزایش آلومینا تا میزان ۳۰ درصد، استحکام تسلیم ( $YS$ ) و استحکام نهایی ( $UTS$ ) در حدود ۱۷ درصد و

اما هنگامی که میزان تقویت کننده بیش از ۳۰ درصد باشد، استحکام کاهش می‌یابد. اعتقاد بر این است که تجمع ذرات در درصدهای بالاتر از ۳۰ درصد عامل کاهش استحکام است (شکل ۵-د).

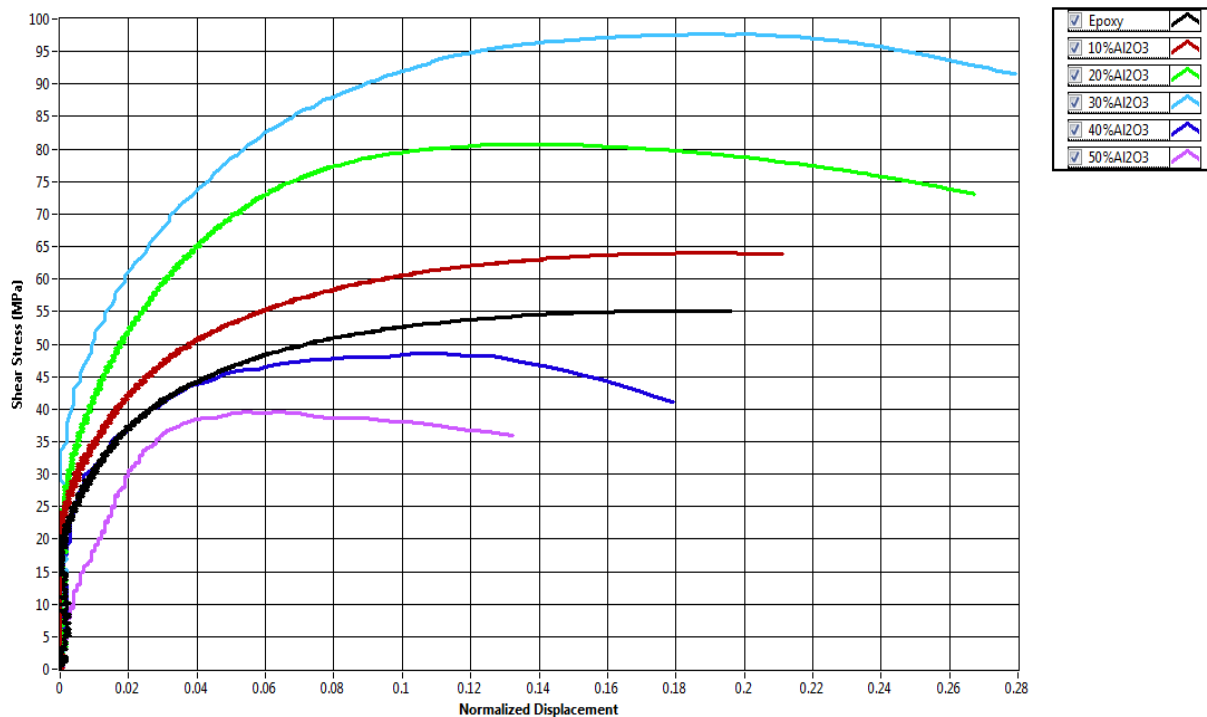
کردند که اضافه کردن ذرات به زمینه اپوکسی باعث رشد پایدار ترک برخلاف شکست ناگهانی نمونه اپوکسی خام شده است. بسیاری از محققین نیز مشاهده نموده‌اند که افزودن ذرات به یک ماده ترد و شکننده، انعطاف پذیری را افزایش می‌دهد [۳۱-۳۳].

جدول (۱): نتایج استخراج شده از منحنی های تنش برشی -جابجایی نرماله شده

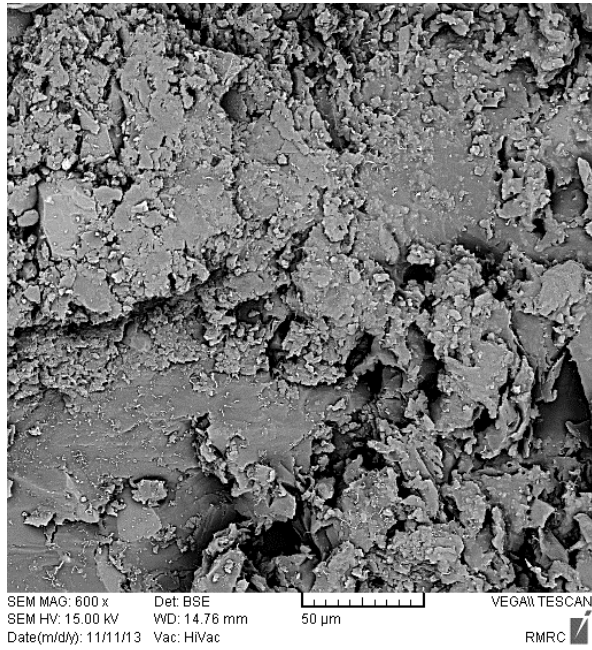
درصد تقویت کننده	استحکام تسلیم (YS) (MPa)	استحکام نهایی (UTS) (MPa)	درصد کاهش سطح مقطع (RA) (%)
۰	۶۶ MPa	۹۹ MPa	۱۸/۶
۱۰	۷۳ MPa	۱۱۵ MPa	۲۰/۱
۲۰	۸۰ MPa	۱۴۵ MPa	۲۵/۸۷
۳۰	۹۴ MPa	۱۷۵ MPa	۴۹/۳
۴۰	۶۵ MPa	۸۸ MPa	۱۶/۹
۵۰	۴۸ MPa	۷۱ MPa	۱۲/۲

### ۳-۳- بررسی رفتار شکست

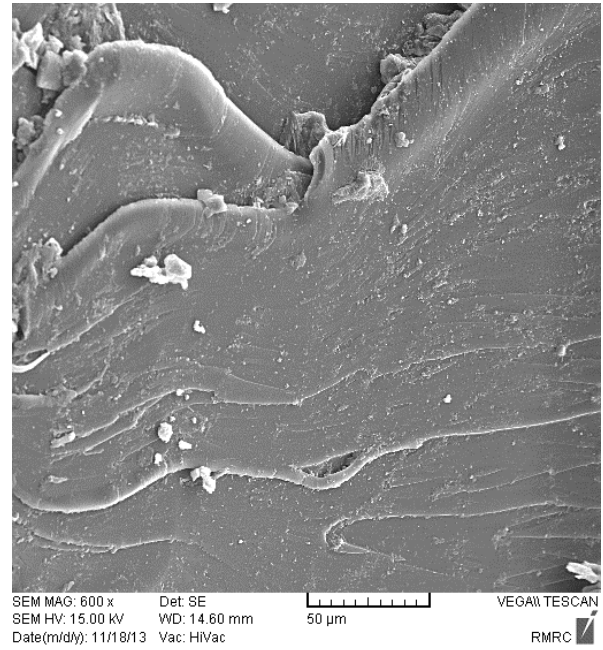
شکل ۷ سطح مقطع شکست کامپوزیت های زمینه اپوکسی تقویت شده با درصدهای متفاوت آلومینا را نشان می‌دهد.



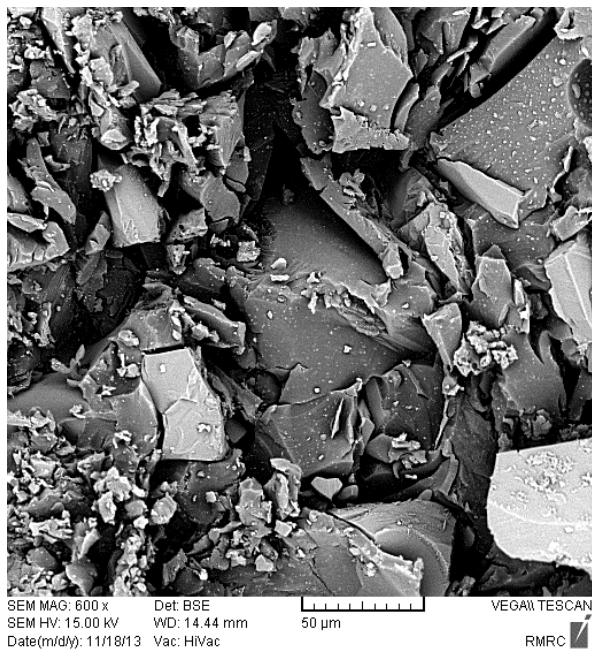
شکل (۶): منحنی های تنش برشی - جابجایی نرماله شده مربوط به کامپوزیت های تقویت شده با درصدهای مختلف آلومینا



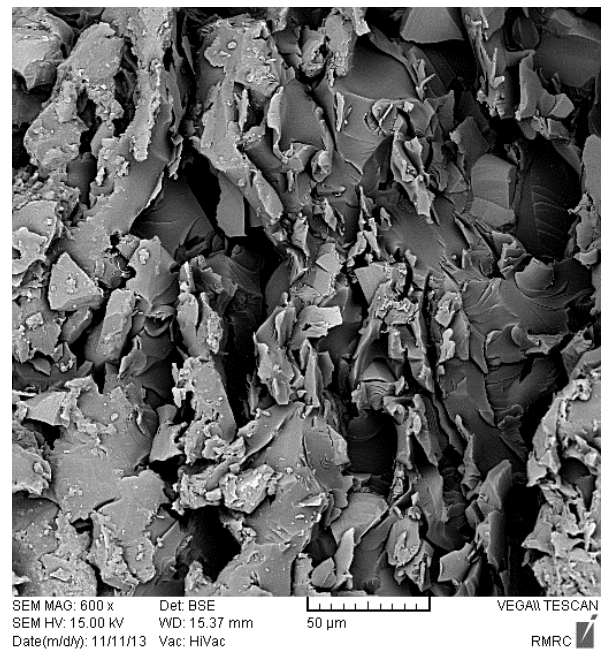
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

شکل (۷): تصاویر گرفته شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست کامپوزیت پایه اپوکسی تقویت شده با: (الف): ۰٪، (ب): ۱۰٪، (ج): ۳۰٪ و (د): ۵۰٪ حجمی آلومینا

خالص، کاملاً صاف است و یک رفتار ترد و شکننده را نشان می‌دهد (شکل ۷-الف). اپوکسی‌ها به خاطر ساختار مولکولی

تفاوت قابل توجهی بین سطح مقطع شکست اپوکسی خالص و کامپوزیت‌ها مشاهده شد. سطح مقطع شکست اپوکسی

کامپوزیت می شود که نتایج حاصل از منحنی های تنش برشی - جابجایی نرماله شده نیز موید این مطلب می باشد (جدول ۱). یکی از علت های این پدیده می تواند میزان ترشوندگی کم رزین اپوکسی با ذرات آلومینا در تماس های ذره - ذره باشد که در تصویر ۷-د، به وضوح قابل مشاهده است. بنابراین می توان به صراحت اظهار کرد که گستردگی در کامپوزیت های تقویت شده با درصد های بالاتر از ۳۰ درصد در اثر تماس های ذره - ذره، اتفاق افتاده است.

به منظور بررسی نحوه توزیع ذرات آلومینا در زمینه اپوکسی از آنالیز تصویری EDS MAP استفاده شد. شکل ۸ پراکنندگی ذرات آلومینا در سطح مقطع شکست کامپوزیت های پایه اپوکسی تقویت شده با ۱۰ و ۳۰ درصد حجمی آلومینا (شکل ۷-ب و ج) را نشان می دهد. این شکل نشان می دهد که وضعیت توزیع ذرات در زمینه اپوکسی به خوبی صورت گرفته است.

مقایسه شکل های ۷ و ۸ نشان می دهد که برخی از ذرات  $Al_2O_3$  به صورت برآمده و جدا شده از اپوکسی هستند که بیانگر آن است که شکست در فصل مشترک زمینه - ذره اتفاق می افتد. این امر ناشی از ایجاد فصل مشترک ضعیف بین زمینه اپوکسی و ذرات آلومینا می باشد. اپوکسی در فصل مشترک آلومینا به عنوان یک سطح آزاد رفتار نمی کند و تماس نزدیکی بین اپوکسی و آلومینا به علت انقباض رزین در حین فرایند فراوری و سرد شدن وجود دارد. همچنین مقایسه شکل های ۷ و ۸ نشان می دهد که برخی از ذرات آلومینا، فصل مشترک مناسبی با رزین ایجاد کرده اند. بنابراین می توان بیان کرد که مورفولوژی ذرات تقویت کننده از پارمترهای موثر بر ماهیت فصل مشترک زمینه - ذره است.

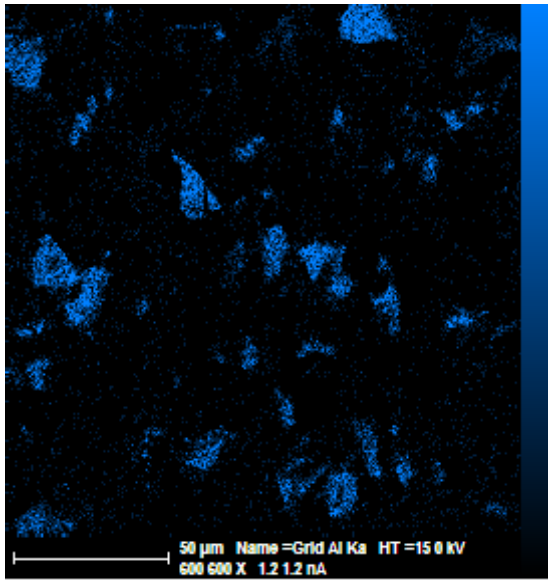
با پیوند عرضی پردانسیته، مقاومت کمی در برابر جوانه زنی و رشد ترک از خود نشان می دهند [۱۳]. برخلاف اپوکسی خالص، سطح مقطع شکست کامپوزیت های زمینه اپوکسی تقویت شده با درصد های مختلف آلومینا، ناهموار است. سطح مقطع شکست کامپوزیت ها تابعی از درصد آلومینا در زمینه است، به طوری که با افزایش درصد تقویت کننده تا میزان ۳۰ درصد سطح مقطع شکست ناهموار تر می شود (شکل ۷-ب و ج). سطوح شکست ناهموار تر، نمایانگر مقاومت بیشتر در برابر انتشار ترک هستند.

صادقیان و همکاران [۳۴]، نیز نشان دادند که با افزایش تقویت کننده، سطح مقطع شکست نهایی خشن تر می گردد. دلیل این امر را ممانعت از رشد ریز ترک ها در اثر برخورد با تقویت کننده و تغییر مداوم آنها نسبت دادند. به عبارت دیگر، ریز ترک ها با تغییر مسیر در فواصل کوتاه با هم برخورد کرده و تولید سطحی به شدت زبر می کنند. تکیه معروف و همکاران [۳۵]، نیز بیان داشتند که تفاوت قابل توجهی بین سطح شکست اپوکسی خالص و کامپوزیت های اپوکسی - خاک رس وجود دارد. نتایج به دست آمده در خصوص تأثیر افزایش مقدار تقویت کننده بر سطح مقطع شکست توسط این محققین نیز گزارش شده است.

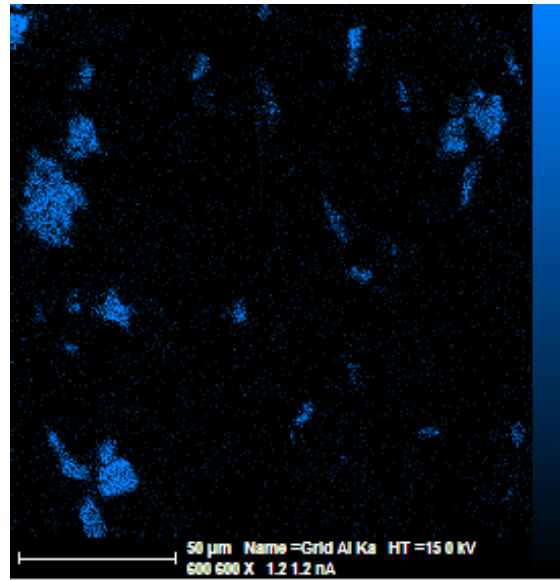
شکل ۷-د، تجمع قابل توجهی از ذرات آلومینا را در کامپوزیت های تقویت شده با ۵۰ درصد آلومینا نشان می دهد. همانگونه که در این شکل مشاهده می کنید، تجمع ذرات آلومینا باعث ایجاد فصل مشترک ذره - ذره و کاهش خواص مکانیکی و ایجاد سطح مقطع شکست ترد شده است. این قضیه برای کامپوزیت های تقویت شده با درصد های بالاتر از ۳۰ درصد نیز قابل مشاهده است. شاید این گونه استدلال شود که مخلوط نمودن معمول، قادر به شکست کامل توده ها جهت رسیدن به یک توزیع مناسب و همگن نبوده است.

به نظر می رسد که چسبندگی و پیوستگی ذرات آلومینا و ویسکوزیته رزین ممکن است از توزیع یکنواخت جلوگیری کند. تماس های ذره - ذره باعث کاهش قابل ملاحظه استحکام





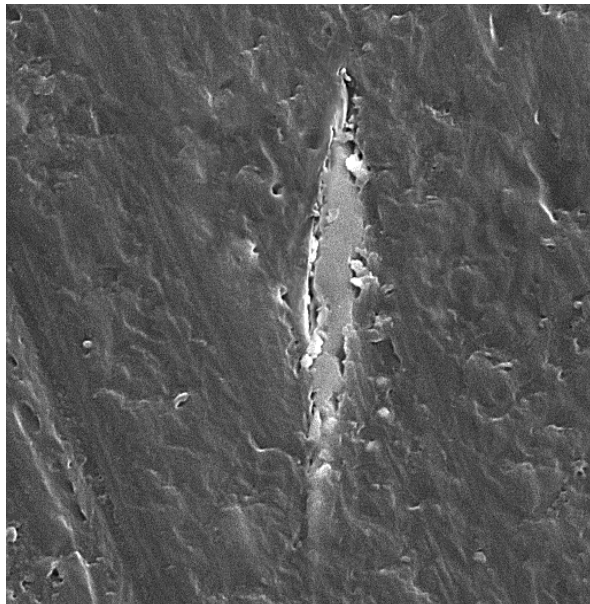
Al Ka  
(ب)



Al Ka  
(الف)

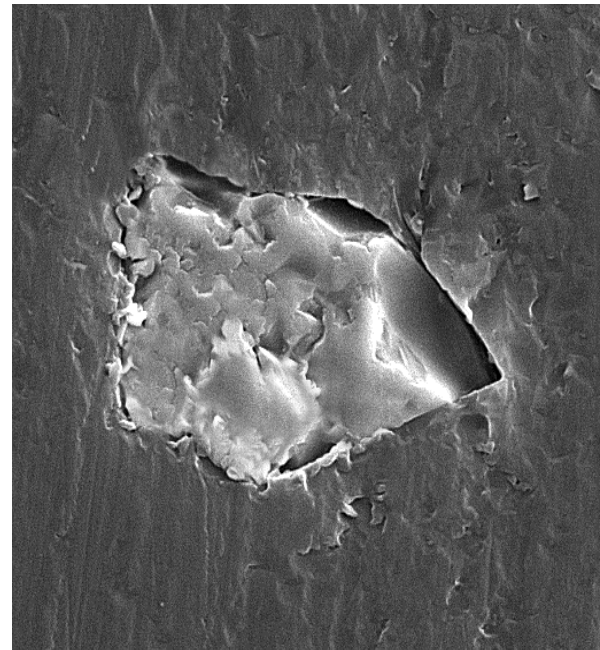
شکل (۸): توزیع آلومینا را در سطح مقطع شکست کامپوزیت های پایه اپوکسی تقویت شده با: (الف): ۱۰ و (ب): ۳۰ درصد آلومینا

شکل ۹، تأثیر مورفولوژی ذرات تقویت کننده را بر روی فصل مشترک بین زمینه و ذره در کامپوزیت پایه اپوکسی تقویت شده با ۳۰ درصد آلومینا نشان می دهد.



(ب)

شکل (۹): فصل مشترک زمینه - ذره در کامپوزیت پایه اپوکسی تقویت شده با ۳۰ درصد آلومینا (الف) ذرات با شکل هندسی نامنظم (ب) ذرات سوزنی و یا دیسکی شکل



(الف)

همانطور که مشاهده می شود ذرات با شکل هندسی نامنظم ز زمینه اپوکسی جدا شده اند و بنابراین برهمکنش کمی با ترک

نیز نشان داد که یک فصل مشترک قوی باعث انحراف بیشتر ترک و میکروتُرک و در نتیجه بهبود خواص کامپوزیت های پایه اپوکسی می گردد. بنابراین افزایش زبری سطح شکست کامپوزیت های تقویت شده با ۱۰ تا ۳۰ درصد آلومینا (شکل ۷-ب و ج)، نیز شاهدهی برای اثبات وقوع انحراف ترک جهت افزایش انعطاف پذیری و بهبود خواص مکانیکی نسبت به اپوکسی خالص می باشد. جدول ۱ نیز نشان داد که با افزایش ذرات آلومینا تا میزان ۳۰ درصد، استحکام تسلیم، استحکام نهایی و انعطاف پذیری بهبود می یابد لکن اضافه شدن بیشتر ذرات منجر به ایجاد پدیده آگلومره شدن و کاهش خواص مکانیکی کامپوزیت می گردد.

#### ۴- نتیجه گیری

۱- افزودن آلومینا تا میزان ۳۰ درصد به علت افزایش در کسر وزنی مؤثر میزان تقویت کننده ها با افزایش فاصله بین آنها، منجر به توزیع خوب و استحکام بیشتر کامپوزیت می گردد. اما هنگامی که میزان تقویت کننده بیش از ۳۰ درصد باشد، استحکام کامپوزیت در اثر تجمع ذرات کاهش می یابد.

۲- سطح مقطع شکست اپوکسی خالص، کاملاً صاف است و یک رفتار ترد و شکننده را نشان می دهد. برخلاف پلیمر خالص، سطح شکست کامپوزیت های تقویت شده با آلومینا (تا ۳۰ درصد) زبرتر می باشند، که این امر نشان دهنده افزایش زبری سطح در اثر انحراف ترک می باشند. گستردگی در کامپوزیت-های تقویت شده با درصد های بالاتر از ۳۰ درصد نیز به علت میزان ترشوندگی کم رزین اپوکسی با ذرات آلومینا در تماس های ذره-ذره اتفاق افتاده است.

۳- کامپوزیت پایه اپوکسی تقویت شده با ۳۰ درصد آلومینا، بهترین رفتار را از نظر خواص مکانیکی، سطح مقطع شکست و توزیع همگن ذرات دارد و بدترین رفتار را نیز کامپوزیت پایه اپوکسی تقویت شده با ۵۰ درصد آلومینا از خود نشان می دهد.

دارند (شکل ۹-الف). از طرف دیگر، ذرات دیسکی و یا سوزنی شکل اتصال خوبی با زمینه دارند و در این حالت فصل مشترک زمینه-ذرات به قدری ضعیف نیست که ترک بتواند به راحتی رشد کند (شکل ۹-ب). اگر فصل مشترک آلومینا-اپوکسی ضعیف نیز باشد، ذرات  $Al_2O_3$  پیشروی ترک را به تأخیر می اندازند و استحکام ماده را افزایش می دهند، اما یک فصل مشترک ضعیف ممکن است خواص کششی مورد نیاز را با محدودیت مواجه کند. این مطلب توسط Green و همکاران [۳۶-۳۷]، تأیید شده است. آنها دریافتند که اگر فصل مشترک زمینه-ذره ضعیف باشد، ذرات نمی توانند جلوی ترک را قفل کنند و مقاومت پایی را ایجاد می کنند. بنابراین یک رابطه مشخص بین چسبندگی زمینه-ذره و خواص مکانیکی کلی کامپوزیت ها وجود دارد. تحقیقات صادقان و همکاران [۳۴]، نیز نشان داد که ایجاد فصل مشترک ضعیف مانع از انتقال تنش ها از زمینه به تقویت کننده شده و شکست زود هنگام را سبب می شود. افزون بر این فصل مشترک قوی باعث جذب انرژی بیشتری به وسیله تقویت کننده و در نتیجه افزایش چقرمگی می شود [۳۴]. بنابراین به عنوان یک پیشنهاد می توان با اصلاح سازی سطح ذرات توسط فرایند پوشش دهی، چسبندگی بین زمینه و ذرات را افزایش داد و منجر به بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت شد.

همان طور که گفته شد، مدل هایی وجود دارند که مکانیزم های بهبود انعطاف پذیری هنگام استفاده از ذرات تقویت کننده سخت را خاطر نشان می کنند [۱۶-۱۹]. Zhao و همکاران [۴]، بیان داشتند که افزایش زبری سطح شکست می تواند به عنوان شاهدهی برای اثبات وقوع انحراف ترک مورد استفاده قرار گیرد، که طول ترک را افزایش می دهد و بنابراین، انرژی جذب شده در حین تغییر شکل را افزایش می دهد. تکیه معروف و همکاران [۳۵]، بهبود رفتار شکست کامپوزیت های اپوکسی-خاک رس را نسبت به اپوکسی خالص انحراف ترک، تشکیل سطوح جدید در زمینه و همچنین شکست توده های خاک رس نسبت دادند. تحقیقات Zhao و همکاران [۴]،

SEM IX International Congress on Experimental Mechanics, Orlando, Florida, pp. 853-855, 2000.

- [11] H. J. Kim, D. H. Jung, I. H. Jung, J. I. Cifuentes, K. Y. Rhee & D. Hui, "Enhancement of mechanical properties of aluminum/epoxy composites with silane functionalization of aluminum powder", *Composites Part B: Engineering*, Vol. 43, pp. 1743-48, 2012.
- [12] T. Adachi, W. Araki, T. Nakahara, A. Yamaji & M. Gamou, "Fracture toughness of silica particulate-filled epoxy composite", *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 86, pp. 2261-65, 2002.
- [13] Ye. P. Mamunya, V. V. Davydenko, P. Pissis & E. V. Lebedev, "Electrical and thermal conductivity of polymers filled with metal powders", *European Polymer Journal*, Vol. 38, pp. 1887-97, 2002.
- [14] J. N. Sultan & F. J. McGarry, "Effect of rubber particle size on deformation mechanisms in glassy epoxy", *Polymer Engineering and Science*, Vol. 13, pp. 29-34, 1973.
- [15] T. T. Wang & H. M. Zupko, "Phase separation behavior of rubber-modified epoxies", *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 26, pp. 2391-2401, 1981.
- [16] R. P. Singh, M. Zhang & D. Chan, "Toughening of a brittle thermosetting polymer: Effects of reinforcement particle size and volume fraction", *Journal of Materials Science*, Vol. 37, pp. 781-788, 2002.
- [17] F. F. Lange, "The interaction of a crack front with a second-phase dispersion", *Philosophical Magazine*, Vol. 22, pp. 983-92, 1970.
- [18] K. T. Faber & A. G. Evans, "Crack deflection processes: I. Theory", *Acta Metallurgical*, Vol. 31, pp. 565-76, 1983.
- [19] A. G. Evans & K. T. Faber, "Crack-growth resistance of micro cracking brittle materials", *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 67, pp. 255-260, 1984.
- [20] S. Ma, "Rapid tooling with particulate reinforced epoxy composites for low volume production, SIMTech Technical Reports, Vol. 8, pp. 11-17, 2007.

## ۵- مراجع

- [1] W. D. Callister, "Fundamentals of materials science and engineering: an interactive e-text", Wiley Publishing, 2000.
- [2] Omrani, L. C. Simon & A. A. Rostami, "The effects of alumina nanoparticle on the properties of an epoxy resin system", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 114, pp. 145-150, 2009.
- [3] M. T. Tilbrook, L. Rutgers, R. J. Moon & M. Hoffman, "Fatigue crack propagation resistance in homogeneous and graded alumina - epoxy composite", *International Journal of Fatigue*, Vol. 29, pp. 158-167, 2007.
- [4] S. Zhao, L. S. Schadler, R. Duncan, H. Hillborg & T. Auletta, "Mechanisms leading to improved mechanical performance in nanoscale alumina filled epoxy", *Composites Science and Technology*, Vol. 68, pp. 2965-75, 2008.
- [5] P. Ruamcharoen, S. Umaree & J. Ruamcharoen, "Relationship between tensile properties and morphology of epoxy resin modified by epoxidases natural rubber", *Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 5, pp. 504-510, 2011.
- [6] J. H. Hodgkin, G. P. Simon & R. J. Varley, "Thermoplastic toughening of epoxy resins: a critical review", *Polymers for Advanced Technologies*, Vol. 9, pp. 3-10, 1998.
- [7] J. Spanoudakis & R. J. Young, "Crack propagation in a glass particle-filled epoxy resin: Part 2. Effect of particle-matrix adhesion", *Journal of Materials Science*, Vol. 19, pp. 487-496, 1984.
- [8] M. Zhang & R. P. Singh, "Mechanical reinforcement of unsaturated polyester by  $Al_2O_3$  nanoparticles", *Materials Letters*, Vol. 58, pp. 408-412, 2004.
- [9] A. S. Zerda & A. J. Lesser, "Intercalated clay nanocomposites: Morphology, mechanics, and fracture behavior", *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics*, Vol. 39, pp. 1137-46, 2001.
- [10] D. Chan, V. Shao & R. P. Singh, "Fracture of metal toughened polymers," *Proceedings of the*

- Nano particles and rubber particles on the toughness of multiphase thermosetting epoxy polymers”, *Journal of Materials Science*, Vol. 40, pp. 5083-86, 2005.
- [32] B. B. Johnsen, A. J. Kinloch, R. D. Mohammed, A.C. Taylor & S. Sprenger, “Toughening mechanisms of nanoparticle-modified epoxy polymers”, *Polymer*, Vol. 48, pp. 530-41, 2007.
- [33] B. Wetzel, P. Rosso, F. Hauptert & K. Friedrich, “Epoxy nanocomposites – fracture and toughening mechanisms”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 73, pp. 2375-98, 2006.
- [۳۴] م. ه. صادقیان، س. م. زبرجد و س. ع. سجادی، “بررسی نقش نانولوله های کربنی چند دیواره بر ساز و کار شکست نانو کامپوزیت زمینه اپوکسی”، *مجله علوم و تکنولوژی پلیمر*، سال ۲۱، شماره ۵، صفحه ۴۳۰-۴۱۷، ۱۳۸۷.
- [۳۵] ب. تکیه معروف و ر. باقری، “مطالعه رفتار مکانیکی نانو کامپوزیت اپوکسی – خاک رس”، *مجله علوم و تکنولوژی پلیمر*، سال ۲۰، شماره ۱، صفحه ۶۴-۵۹، ۱۳۸۶.
- [36] D. J. Green, P. S. Nicholson & J. D. Embury, “Fracture of a brittle particle composite: part 1- experimental aspects”, *Journal of Materials Science*, Vol. 14, pp 1413-20, 1979.
- [37] D. J. Green, P. S. Nicholson & J. D. Embury, “Fracture of a brittle particle composite: part 2- Theoretical Aspects”, *Journal of Materials Science*, Vol. 14, pp. 1657-61, 1979.
- [21] L. M. Grath, R. S. Parnas, S. H. King, J. L. Schroeder, D. A. Fischer & J. L. Lenhart, “Investigation of the thermal, mechanical, and fracture properties of alumina epoxy composites”, *Polymer*, Vol. 49, pp. 999-1014, 2008.
- [22] S. Biswas & A. Satapathy, “A study on tribological behavior of alumina-filled glass-epoxy composites using taguchi experimental design”, *Tribology Transactions*, Vol. 53, pp. 520-532, 2010.
- [23] K. Sabeel Ahmed, S. S. Khalid, V. Mallinatha & S. J. Amith Kumar, “Dry sliding wear behavior of SiC/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> filled jute/epoxy composites”, *Materials & Design*, Vol. 36, pp. 306-315, 2012.
- [24] B. Wetzel, F. Hauptert & M. Q. Zhang, “Epoxy nanocomposites with high mechanical and tribological performance”, *Composites Science and Technology*, Vol. 63, pp. 2055-2067, 2003.
- [25] M. A. Boyle, C. J. Martin & J. D. Neuner, *ASM Handbook: Composite*, ASM International, Vol. 21, pp. 195-222, 2001.
- [26] <http://www.sigmaldrich.com/catalog/product/aldrich/495050>.
- [27] R. K. Guduru, K. A. Darling, R. Kishore, R. O. Scattergood, C. C. Koch & K. L. Murty, “Evaluation of mechanical properties using shear-punch testing”, *Material Science and Engineering*, Vol. 395A, pp. 307-314, 2005.
- [28] V. C. S. Chandrasekaran, S. G. Advani & M. H. Santare, “Influence of resin properties on interlaminar shear strength of glass/epoxy/MWNT hybrid composites”, *Composite es: Part A*, Vol. 42, pp. 1007-1016, 2011.
- [29] M. B. Toloczko, M. L. Hamilton & G. E. Lucas, “Ductility correlations between shear punch and uniaxial tensile test data”, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 283, pp. 987-991, 2000.
- [30] S. C. Zunjarrao & R. P. Singh, “Characterization of the fracture behavior of epoxy reinforced with nanometer and micrometer sized aluminum particles”, *Composites Science and Technology*, Vol. 66, pp. 2296-2305, 2006.
- [31] J. Kinloch, R. D. Mohammed, A. C. Taylor, C. Eger, S. Sprenger & D. Egan, “The effect of silica

#### ۶- پی نوشت

- [1] Shear Punch  
 [2] Diglycidyl ether of bisphenol-A  
 [3] Methyl ethyl ketone peroxide