

بررسی خواص مکانیکی نانوکامپوزیت اپوکسی-آلومینا

محمد رضا دشت بیاض^{۱*} و حمزه شاهر جیبیان^۲

۱- دانشگاه شهید باهنر کرمان، کرمان

۲- دانشگاه بیرجند، دانشکده مهندسی، گروه مهندسی مکانیک

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۲/۱۱/۰۱، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۲/۱۲/۲۴، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۳/۰۱/۱۹

چکیده

در این تحقیق خواص مکانیکی نانوکامپوزیت زمینه اپوکسی پر شده با ذرات نانومتری آلومینا مورد بررسی قرار گرفته است. رزین اپوکسی و ذرات آلومینا توسط یک همزن برشی با یکدیگر مخلوط گردیده و نانوکامپوزیت‌های با ۲، ۵ و ۸ درصد کسر وزنی آلومینا تولید شده‌اند. برای بررسی خواص مکانیکی نانوکامپوزیت، نمونه‌های استاندارد آزمایش‌های کشش و ضربه چارپی تهیه گردیده‌اند. نتایج آزمایش‌های مکانیکی نشان داده است که با افزایش درصد نانوپودر آلومینا، مدول یانگ افزایش پیدا کرده و متعاقباً تنش گسیختگی، کرنش منجر به شکست و انرژی ضربه چارپی نانوکامپوزیت نسبت به نمونه پلیمری معمولی کاهش پیدا کرده است. در نتیجه انعطاف‌پذیری نانوکامپوزیت در مقایسه با پلیمر خالص کاهش نشان داده است. توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ها، تصاویر میکروسکوپی تهیه گردیده است تا پراکندگی ذرات نانومتری آلومینا و همچنین سطوح شکست نانوکامپوزیت بررسی گردد. همچنین، کیفیت فصل مشترک یا فاز واسط زمینه و پرکننده با استفاده از طیف رامان تحلیل شده است. نتایج طیف رامان نشان داده است که نانوکامپوزیت با ۵ درصد وزنی آلومینا نسبت به بقیه نمونه‌ها از فصل مشترک قوی‌تری برخوردار بوده است.

واژه‌های کلیدی: نانوکامپوزیت، اپوکسی، نانوپودر آلومینا، خواص مکانیکی.

۱- مقدمه

سختی بالا شناخته شده‌اند [۲]. از مشکلات اپوکسی‌ها، چقرمگی شکست و مقاومت به خستگی پایین‌تر آنها نسبت به سایر پلیمرهای گرماسخت است [۳]. در صنایع مواد مرکب، بطور سنتی از اپوکسی‌ها به عنوان زمینه انواع مواد مرکب زمینه پلیمری تقویت شده با انواع الیاف و ناپیوسته‌های ذره‌ای و تار استفاده می‌شود. همچنین، در بسیاری از پژوهش‌ها، از اپوکسی به عنوان زمینه در نانوکامپوزیت‌های زمینه پلیمری پر شده با انواع نانوذرات مختلف استفاده شده است. در عمل، از انواع ذرات مستحکم در اندازه‌های مختلف میکرومتری و

اپوکسی‌ها از انواع پلیمرهای گرماسخت هستند که در صنایع مختلف از قبیل هوافضا، خودرو و برق مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱]. ساختار شیمیایی اپوکسی‌ها این امکان را ایجاد می‌کند که پلیمرهای گوناگونی با خواص بسیار متفاوت تولید شود. بطور کلی اپوکسی‌ها بخاطر چسبندگی، انقباض و وزن کم، هزینه پایین، مقاومت شیمیایی و گرمایی مناسب، مقاومت الکتریکی بسیار خوب و خواص مکانیکی خوب شامل، استحکام، مدول یانگ و

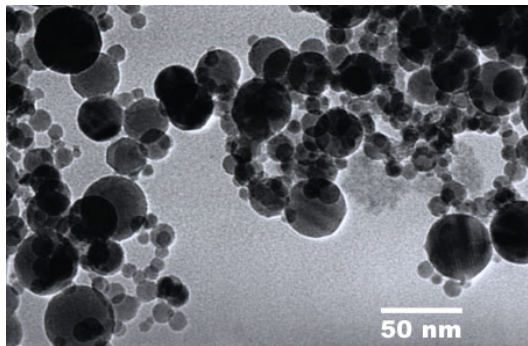
*عهده‌دار مکاتبات: محمد رضا دشت بیاض

نشانی: کرمان، بلوار جمهوری اسلامی، دانشکده فنی و مهندسی

تلفن: ۰۳۴۱-۲۱۱۱۷۶۳-۲۱۲۰۹۶۴، دورنگار: ۰۳۴۱-۲۱۲۰۹۶۴، پست الکترونیکی: dashtbayazi@uk.ac.ir

که سازوکارهای بهبود خواص مکانیکی (افزایش ۳۹ درصدی برای انعطاف‌پذیری و ۱۸ درصدی برای مدول الاستیک) در نمونه نانوکامپوزیت اپوکسی تقویت شده با نانوذرات آلومینا که بر روی ذرات آن عملیات اصلاح انجام نشده، انحراف ترک، جدا شدن فصل مشترک و تغییر شکل پلاستیک زمینه جدا شده از ذرات، به صورت رشد پلاستیک حفرات بوده است. همچنین آنها گزارش کرده‌اند که سازوکار افزایش چقرمگی در نمونه‌هایی که بر روی ذرات آنها عملیات اصلاح انجام شده، به علت ایجاد فصل مشترک قوی‌تر، انحراف ترک فراوان و ایجاد ریزترک‌ها بوده است. پژوهش‌ها نشان می‌دهد که وجود ذرات نانومتری در نانوکامپوزیت‌ها، باعث ایجاد حجم وسیعی از فاز واسط در فصل مشترک زمینه-پر کننده می‌شود [۱۱]. فاز واسط با ضخامت یک نانومتر که در مواد مرکب با پر کننده میکرومتری ایجاد می‌شود، در حدود ۰/۳ درصد حجمی ماده مرکب را تشکیل می‌دهد در حالیکه فاز واسط با همان ضخامت در نانوکامپوزیت‌ها حدود ۳۰ درصد حجمی نانوکامپوزیت را تشکیل می‌دهد [۱۲]. در نتیجه استفاده از پر کننده‌های نانومتری در نانوکامپوزیت‌های زمینه پلیمری باعث از بین رفتن محدودیت‌های مربوط به مواد مرکب زمینه پلیمری پر شده با ذرات میکرومتری می‌شود. به همین علت، محققان تلاش کرده‌اند که با اضافه کردن پر کننده‌هایی از قبیل نانوسها [۱۳]، نانوذرات سرامیکی [۱۴] و نانولوله‌های کربنی [۱۵] به زمینه اپوکسی خواص مکانیکی و حرارتی زمینه آن را افزایش دهند. به عنوان نمونه از متغیرهای مهم و تاثیرگذار بر خواص نانوکامپوزیت‌های نانوسها می‌توان به نوع نانوس، انتخاب نوع عملیات اولیه بر روی نانوس، انتخاب پلیمر و روش ساخت اشاره نمود [۱۶]. توانایی لایه‌های پراکنده در افزایش مدول یانگ نانوکامپوزیت‌های پلیمری تقویت شده با نانوسها مستقیماً به طول لایه‌ها و در نتیجه نسبت ظاهری نانوس‌های پراکنده شده در پلیمر مربوط است. علاوه بر این میزان جدا شدن لایه‌های نانوس نیز تاثیر زیادی بر مدول الاستیک نانوکامپوزیت دارد. نتایج آزمایش کشش که توسط هکمن و هالوی بر روی نانوکامپوزیت‌های اپوکسی-نانوس با ۵ و ۱۰ درصد وزنی انجام شده است به ترتیب ۹ و ۱۹/۹ درصد افزایش

نانومتری برای افزایش استحکام و بهبود خواص انواع پلیمرها استفاده شده است. این ذرات شامل انواع فلزات، اکسیدها، کاربیدها و نیتريد‌ها هستند. به عنوان مثال، چوی و کیم [۴] خواص حرارتی ماده مرکب اپوکسی حاوی انواع مختلف ذرات میکرومتری اکسید و نیتريد آلومینیوم را مورد بررسی قرار داده‌اند. آنها افزایش هدایت حرارتی ماده مرکب را ناشی از افزایش انتقال حرارت، در اثر ساختار خاص ایجاد شده بین ذرات پر کننده دانسته‌اند. باسواراچاپا و الانگوون [۵] نشان داده‌اند که با اضافه کردن ذرات کاربید سیلیسیوم و گرافیت، خواص سایشی ماده مرکب اپوکسی-شیشه بهبود پیدا کرده است. مصطفائی و نصیرپور با تولید نانوکامپوزیت اپوکسی حاوی پلی‌آنیلین و نانومیله‌های اکسید روی، پوشش‌هایی تولید کرده‌اند که در مقایسه با اپوکسی حاوی پلی‌آنیلین از مقاومت به خوردگی و خواص بازدارندگی بالاتری برخوردار بوده‌اند [۶]. در پژوهشی دیگر توسط لین و دیگران [۷] نشان داده شده که اضافه کردن ۵ درصد وزنی صفحات نانومتری شش وجهی نیتريد بور به اپوکسی، باعث افزایش هدایت حرارتی نانوکامپوزیت به میزان ۱۱۳ درصد شده است. آنها نشان داده‌اند که پدیده افزایش هدایت حرارتی در درصد‌های وزنی بالاتر نیتريد بور بدلیل مقاومت مرزی حرارتی بالاتر، مشاهده نشده است. در خصوص خواص مکانیکی مواد مرکب زمینه پلیمری تقویت شده با ذرات، پژوهش‌ها نشان داده است که پر کننده‌های ذره‌ای با ابعاد میکرومتری، باعث ایجاد نقاط تمرکز تنش می‌شوند که در نهایت منجر به ترد و شکننده شدن ماده مرکب می‌گردد. در این رابطه، بیشای و دیگران [۸] نشان داده‌اند که با اضافه کردن ذرات آلومینیوم با حداکثر اندازه ۷۵ میکرومتر و کسر حجمی ۴۰ درصد به پلی‌وینیل کلراید، استحکام کششی، انعطاف‌پذیری و سختی کاهش پیدا کرده است. آنها علت کاهش خواص مکانیکی را عدم ایجاد چسبندگی مناسب بین زمینه و تقویت کننده و تجمع ذرات تقویت کننده دانسته‌اند. پژوهش‌هایی نیز موجود است که نشان داده‌اند که با افزودن ذرات نانومتری هم محور آلومینا به زمینه اپوکسی، انعطاف‌پذیری و چقرمگی در مقایسه با اپوکسی خالص که ذاتاً یک ماده ترد و شکننده است، افزایش یافته است [۹]. ژائو و دیگران [۱۰] نشان داده‌اند



شکل ۱: تصویر TEM از ذرات پودر آلومینا [۱۸].

۲-۲- تهیه نانوکامپوزیت

در ابتدا پودر آلومینا به مدت ۲۴ ساعت در دمای ۱۷۰ درجه سانتیگراد نگهداری شد تا رطوبت آن گرفته شود. از چالش‌های اصلی در ساخت نانوکامپوزیت‌ها، پراکنده کردن یکنواخت پودرهای نانومتری در زمینه است. پودرهای نانومتری به علت اندازه بسیار کوچک و بالا بودن انرژی سطحی‌شان، تمایل شدیدی به چسبیدن به یکدیگر دارند. بدین منظور برای جدا کردن ذرات نانومتری از یکدیگر و ورود آنها به داخل رزین، از یک همزن با قابلیت ایجاد تنش‌های برشی بالا ساخت شرکت هیدولف آلمان با نام تجاری RZR 2102 استفاده شده است. بدین ترتیب به میزان ۱۶۰ گرم رزین اپوکسی در داخل ظرف همزن ریخته شد و سپس پودرهای نانومتری با توجه به کسرهای وزنی با درصدهای ۲، ۵ و ۸ به رزین اپوکسی اضافه گردید و به مدت دو ساعت در داخل همزن با یکدیگر مخلوط شدند. آنگاه با قرار دادن مخلوط در هوای آزاد، حباب‌های موجود در مخلوط خارج شدند. در مرحله بعد سخت کننده مطابق با توصیه شرکت سازنده آن، به نسبت ۱۰۰ به ۲۷ به رزین اپوکسی مخلوط شده با نانوذرات آلومینا، اضافه گردید و مخلوط با دست به مدت ۵ دقیقه یکنواخت شد. در صورتیکه با همزن مخلوط رزین و سخت کننده همزده می‌شدند به علت گرمای زیاد بودن، مخلوط به سرعت گرم می‌گردید و غلظت آن افزایش می‌یافت و قابلیت ریختن در داخل قالب را از دست می‌داد.

سپس به مدت ۱۰ دقیقه مخلوط ایجاد شده برای خروج گازها در هوای محیط نگه داشته شد. پس از خارج شدن گازهای محلول، مخلوط نانوکامپوزیت داخل قالب‌های آلومینیومی که مطابق با ابعاد استاندارد ASTM D638

در مدول کششی را نشان داده است [۱۷]. از پرکننده‌های مرسوم دیگر، می‌توان به ذرات سیلیکا اشاره نمود. به عنوان نمونه، دیتانت و همکاران [۱۴] اثر توزیع دوگانه اندازه ذرات نانومتری سیلیکا در اپوکسی را بر رفتار مکانیکی نانوکامپوزیت بررسی کرده‌اند. نتایج پژوهش آنها نشان داده است که چقرمگی شکست نانوکامپوزیت حاوی ذرات مختلف با اندازه‌های میکرومتری و نانومتری تا حدود ۳۰ درصد افزایش نشان می‌دهد. با توجه به کاربردهای مختلف انواع نانوکامپوزیت‌های زمینه پلیمری و اینکه تولید آنها در اثر اضافه کردن ذرات نانومتری در مقایسه با مواد مرکب میکرومتری باعث ایجاد خواص متفاوت و منحصربفردی می‌شود، در این پژوهش پس از ساخت نانوکامپوزیت زمینه اپوکسی پر شده با ذرات نانومتری آلومینا با استفاده از آزمایش‌های کشش و ضربه چارپی اثر این نانوذرات بر خواص مکانیکی نانوکامپوزیت مورد بررسی قرار گرفته است. سطوح شکست نمونه‌های آزمایش کشش توسط تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفته و همچنین طیف رامان برای بررسی فاز واسط و یا نوع فصل مشترک ایجاد شده بین ذرات آلومینا و زمینه اپوکسی مورد استفاده قرار گرفته است.

۲- فعالیت‌های تجربی

۲-۱- مواد اولیه

برای ساخت نانوکامپوزیت، از رزین اپوکسی تحت نام تجاری آرالدیت ال وای ۵۶۴ همراه با سخت کننده تحت نام تجاری آرادور اچ وای ۵۶۰ ساخت شرکت هانستمن آمریکا استفاده شده است. بنا به پیشنهاد شرکت سازنده، نسبت وزنی ترکیب رزین و سخت کننده، ۱۰۰ به ۲۷ انتخاب شده است. مشخصات مواد اولیه ساخت پلیمر در جدول شماره ۱ نشان داده شده است. ذرات نانومتری آلومینا با قطر متوسط ۴۵ نانومتر که به عنوان پرکننده از آنها استفاده شده است، ساخت شرکت پلاسماکام آلمان بوده است. شکل شماره ۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری از پودر آلومینا را نمایش می‌دهد. ذرات نانومتری آلومینا به شکل کروی، سطح ویژه ذرات ۱۰ متر مربع بر گرم، با خلوص ۹۹/۸ درصد و نوع پودر آلومینای آلفا بوده است.

جدول ۱: مشخصات مواد اولیه مورد استفاده برای ساخت پلیمر اپوکسی.

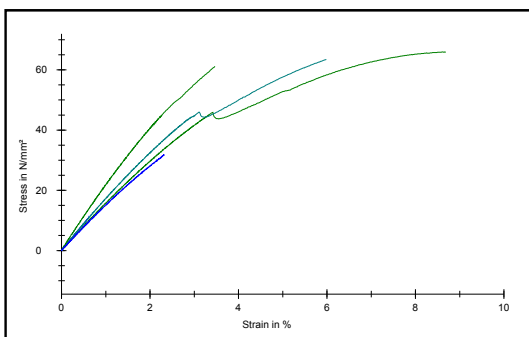
| ماده اولیه | ظاهر | گرانروی در ۲۵ °C (mPa.s) | چگالی (g/cm ³) | نقطه اشتعال (°C) | نسبت ترکیب وزنی | دمای نگهداری (°C) |
|------------|--------|--------------------------|----------------------------|------------------|-----------------|-------------------|
| LY 564 | بی‌رنگ | ۱۲۰۰-۱۴۰۰ | ۱/۱-۱/۲ | ۱۸۵ | ۱۰۰ | ۲-۴۰ |
| HY 560 | زرد | ۳۰۰-۴۵۰ | ۰/۹۵-۱ | ۱۰۵ | ۲۷ | |

سرعت کشش یک میلی‌متر بر دقیقه انتخاب گردید. آزمایش‌های ضربه چارپی نیز با استفاده از دستگاه Otto Wolpert-Werke GmbH ساخت کشور آلمان انجام گردید.

۳- نتایج و بحث

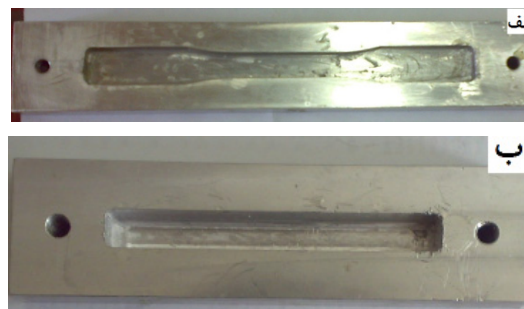
۳-۱- تحلیل نتایج آزمایش کشش

نمودارهای تنش-کرنش مربوط به آزمایش کشش برای پلیمر خالص و نانوکامپوزیت با ۲، ۵ و ۸ درصد کسر وزنی در شکل شماره ۴ نشان داده شده است. جدول شماره ۲ خواص مستخرج از نمودارهای تنش-کرنش را نشان می‌دهد. نمودار شکل ۵ تغییرات مدول یانگ در برابر تغییرات درصد کسر وزنی نانوذرات آلومینا را نشان می‌دهد. با توجه به شیب نمودارهای تنش-کرنش، مدول یانگ برای نمونه نانوکامپوزیت با ۲، ۵ و ۸ درصد پرکننده آلومینا افزایش پیدا کرده ولی برای نمونه حاوی ۲ درصد وزنی پرکننده آلومینا کاهش پیدا کرده است. در واقع انتظار می‌رود که ذرات نانومتری خواص مکانیکی پلیمر خصوصاً مدول یانگ را افزایش دهد، زیرا مدول یانگ آلومینا (۳۶۰ GPa) و اپوکسی (۱/۳۳ GPa) می‌باشد.

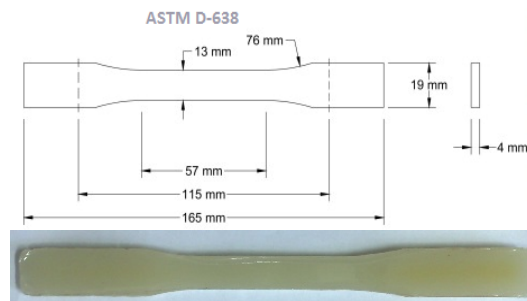


شکل ۴: نمودارهای تنش-کرنش نمونه‌های پلیمر خالص و نانوکامپوزیت حاوی ۲، ۵ و ۸ درصد آلومینا.

برای نمونه‌های آزمایش کشش و ASTM D256 برای نمونه‌های آزمایش ضربه چارپی ساخته شده بود ریخته شد. در نهایت برای انجام عملیات پخت، مطابق با دستورالعمل شرکت سازنده رزین، قالب‌ها به مدت ۴ ساعت در دمای ۸۰ درجه سانتیگراد نگه داشته و سپس نمونه‌ها از قالب خارج شدند. شکل شماره ۲ تصویر قالب‌های مورد استفاده برای تهیه نمونه‌های آزمایش کشش و انرژی ضربه چارپی را نشان می‌دهد. نمونه آزمایش کشش در شکل شماره ۳ نشان داده شده است. ابعاد نمونه‌های آزمایش ضربه چارپی ۱۲۰×۱۲/۷×۱۲/۷ میلی‌متر بوده است. نمونه‌های آزمایش کشش پلیمر خالص و نانوکامپوزیت، در دستگاه Zwick/Roell ساخت کشور آلمان تحت کشش قرار گرفتند.



شکل ۲: قالب نمونه‌های آزمایش‌های کشش (الف) و ضربه چارپی (ب).



شکل ۳: نمونه آزمایش کشش بر اساس استاندارد ASTM D638.

جدول ۲: خواص مکانیکی مستخرج از نمودارهای تنش- کرنش برای چهار نمونه تهیه شده.

| ماده | میزان پرکننده | | تنش گسیختگی | | کرنش منجر به شکست | | مدول یانگ | |
|--------------|---------------|------------|-------------|-----------|-------------------|-----------|-----------|-----------|
| | % کسر وزنی | % کسر حجمی | (MPa) | % تغییرات | (%) | % تغییرات | (GPa) | % تغییرات |
| پلیمر خالص | صفر | صفر | ۱۰±۶۵ | - | ۲±۸/۵ | - | ۰/۱±۱/۳۵ | - |
| نانوکامپوزیت | ۲ | ۰/۵۶ | ۵±۴۵ | -۳۰ | ۱±۴/۵ | -۴۷ | ۰/۱±۱/۲ | -۱۱ |
| | ۵ | ۱/۴۱ | ۱۰±۶۳ | -۳ | ۲±۶ | -۲۷ | ۰/۱±۱/۵ | ۱۱ |
| | ۸ | ۲/۲۶ | ۱۰±۶۱ | -۶ | ۰/۵±۳/۵ | -۵۸ | ۰/۲±۱/۷ | ۲۶ |

$$\frac{\bar{p}}{p_m} = \frac{1 + \zeta \eta \phi}{1 - \eta \phi}, \quad \eta = \frac{P_f / P_f - 1}{P_f / P_f + \zeta}, \quad \zeta = \frac{7 - 5\nu_m}{8 - 10\nu_m} \quad (1)$$

\bar{p} مدول یانگ ماده مرکب، p_f مدول یانگ ماده پرکننده، p_m مدول یانگ ماده زمینه، ζ ضریبی وابسته به هندسه پرکننده و شرایط بارگذاری، ϕ کسر حجمی ذرات پرکننده و ν_m ضریب پواسون زمینه هستند. روابط موری-تاناکا برای محاسبه مدول موثر یک ماده مرکب ذره‌ای با ذرات کروی که به صورت یکنواخت در زمینه توزیع شده‌اند به صورت زیر بیان شده‌اند [۲۰]:

$$\bar{K} = K_0 + \frac{c_1(K_1 - K_0)(3K_0 + 4\mu_0)}{3K_0 + 4\mu_0 + 3(1 - c_1)(K_1 - K_0)} \quad (2)$$

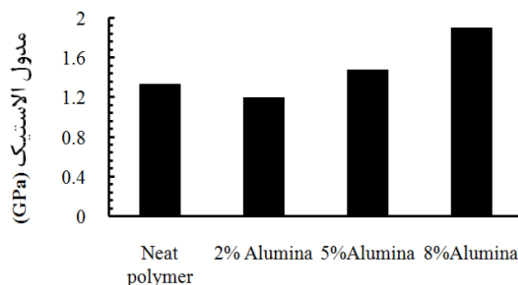
$$\bar{\mu} = \mu_0 + \frac{5c_1\mu_0(\mu_1 - \mu_0)(3K_0 + 4\mu_0)}{5\mu_0(3K_0 - 4\mu_0) + 6(1 - c_1)(\mu_1 + \mu_0)(K_0 - 2\mu_0)}$$

$$\bar{E} = \frac{9\bar{K}\bar{\mu}}{3\bar{K} + \bar{\mu}}$$

\bar{K} مدول حجمی ماده مرکب، K_0 مدول حجمی زمینه، K_1 مدول حجمی پرکننده، c_1 کسر حجمی ذرات، μ_0 مدول برشی زمینه، $\bar{\mu}$ مدول برشی ماده مرکب و \bar{E} مدول یانگ ماده مرکب هستند.

همانگونه که در روابط شماره ۱ و ۲ نشان داده شده است مدول یانگ نانوکامپوزیت اپوکسی-آلومینا تابع درصد حجمی پرکننده است. نتایج تجربی نشان می‌دهند که مدول یانگ در دو درصد کسر وزنی (۰/۵۶) درصد کسر حجمی) کاهش یافته و سپس افزایش نشان داده است. پیش‌بینی روابط مدل هالپین-تسای و موری-تاناکا نشان می‌دهند که مدول یانگ تا دو درصد افزایش می‌یابد و بعد از آن افزایش چشمگیری نشان نمی‌دهد. در مورد مدول یانگ پلیمر خالص و نانوکامپوزیت با ۵ درصد کسر وزنی

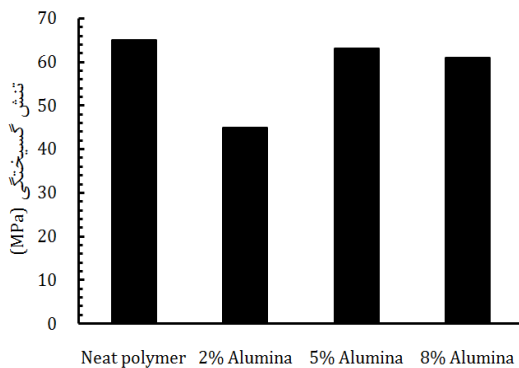
از طرفی پژوهش‌ها نشان داده است که ذرات نانومتری در مقایسه با ذرات میکرومتری به علت کوچکتر بودن اندازه ذرات و کاهش عیوب داخلی، باعث بهبود خواص مکانیکی شده‌اند. برای مثال، ژائو و همکارانش [۱۰] نشان داده‌اند که مدول یانگ نانوکامپوزیت اپوکسی-آلومینا با افزایش درصد پرکننده افزایش پیدا کرده است. کاهش مدول یانگ در نانوکامپوزیت با دو درصد کسر وزنی آلومینا ممکن است به این دلیل باشد که فاز واسط به خوبی در نمونه نانوکامپوزیت تشکیل نشده باشد به این مفهوم که پیوند ضعیفی بین ذرات نانومتری با زمینه تشکیل شده است. در نتیجه بجای اینکه ذرات نانومتری در این محدوده درصد وزنی باعث بهبود خواص مکانیکی شود این خواص را کاهش داده‌اند.



شکل ۵: تغییرات مدول یانگ.

در نمودار شکل ۶ بین نتایج تجربی حاصل از آزمایش کشش و نتایج حاصل از تخمین مدول یانگ با استفاده از دو مدل هالپین-تسای و موری-تاناکا مقایسه‌ای انجام شده است. روابط هالپین-تسای برای تخمین خواص مکانیکی مواد مرکب به این صورت بیان شده‌اند [۱۹]:

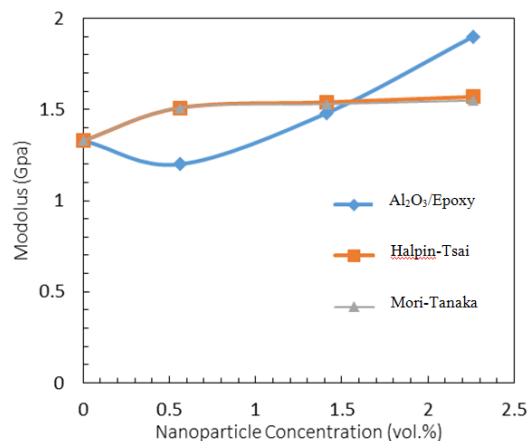
کرده است. در نهایت تنش نهایی برای نانوکامپوزیت با ۸ درصد کسر وزنی آلومینا، حدود ۶ درصد کاهش پیدا کرده است. بطور کلی، نتایج آزمایش کشش، نشان می‌دهند که مقدار تنش نهایی در همه درصدهای کسر حجمی آلومینا کاهش پیدا کرده است. علاوه بر فاز واسط، علت دیگری که می‌تواند در کاهش تنش گسیختگی مؤثر باشد، توزیع ذرات پر کننده در زمینه پلیمری است. به این صورت که، تجمع ذرات پر کننده منجر به ایجاد تمرکز تنش و در نتیجه کاهش تنش گسیختگی شده است. علت دیگری که می‌توان برای کاهش تنش گسیختگی بیان نمود وجود حباب در نانوکامپوزیت می‌باشد. رزین اپوکسی و ذرات پر کننده آلومینا برای تهیه نانوکامپوزیت به مدت ۲ ساعت در همزن با قابلیت ایجاد تنش برشی بالا، در محیط اتمسفر هوا مخلوط شده‌اند که این عمل منجر به تشکیل حباب‌های ریزی در درون محلول می‌شود، هر چند پس از تهیه مخلوط رزین و ذرات آلومینا حباب‌گیری انجام شده است ولی با این حال، هنوز هم در نمونه امکان باقی ماندن حباب وجود خواهد داشت که منجر به ایجاد نواحی تمرکز تنش و در نهایت کاهش تنش گسیختگی شده است.



شکل ۷: تغییرات تنش گسیختگی.

نمودار شکل ۸ مقدار کرنش منجر به شکست را برای چهار نمونه تهیه شده نشان می‌دهد. همانگونه که در نمودار شکل ۸ مشاهده می‌شود مقدار کرنش نهایی برای تمام نمونه‌های نانوکامپوزیتی کاهش پیدا کرده است. مقدار کاهش کرنش برای نمونه با دو درصد کسر وزنی آلومینا ۴۷ درصد، برای نمونه با ۵ درصد وزنی آلومینا ۲۷ درصد و برای نمونه با ۸ درصد کسر وزنی آلومینا ۵۸ درصد بوده

پر کننده (۱/۴۱ درصد کسر حجمی) سازگاری نسبتاً خوبی بین داده‌های آزمایشگاهی و پیش‌بینی‌ها وجود دارد.

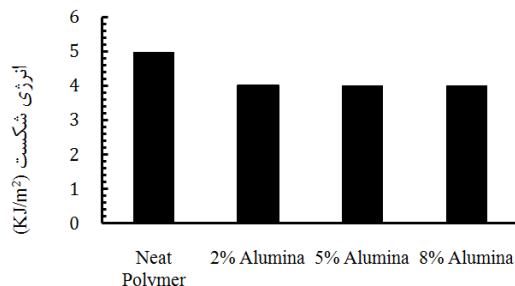


شکل ۶: مقایسه تغییرات مدول الاستیک تجربی برای (Al₂O₃/Epoxy) با روابط تئوری هالپین-تسای و موری-تاناکا.

در مورد نانوکامپوزیت با دو درصد کسر وزنی، پیش‌بینی مدول‌ها، ۲۵ درصد بیشتر تخمینی بوده و در مورد نانوکامپوزیت با ۸ درصد کسر وزنی، پیش‌بینی مدول‌ها ۱۹ درصد کمتر از تخمین بوده است. همانطور که در نمودار شکل ۶ مشاهده می‌شود پیش‌بینی‌های دو مدل هالپین-تسای و موری-تاناکا بر هم منطبق هستند. هر چند مدل‌های هالپین-تسای و موری-تاناکا بطور سنتی برای تخمین خواص مواد مرکب میکرومتری استفاده شده‌اند [۲۱] در واقع کاربرد این دو تئوری برای پیش‌بینی خواص نانوکامپوزیت تولید شده در این پژوهش، سازگاری نسبتاً خوبی با نتایج تجربی نشان می‌دهند. استفاده از مدل‌های پیش‌بینی خواص مواد مرکب با پر کننده‌های میکرومتری، برای مواد مرکب نانومتری در سایر پژوهش‌ها نیز مورد تایید قرار گرفته است [۲۲].

تغییرات تنش گسیختگی در برابر تغییر درصد کسر وزنی نانوذرات آلومینا در نمودار شکل ۷ نشان داده شده است. همانگونه که در نمودار شکل ۷ مشاهده می‌شود مقدار تنش گسیختگی برای نانوکامپوزیت با دو درصد کسر وزنی آلومینا حدود ۳۰ درصد کاهش پیدا کرده است. علت این پدیده می‌تواند تشکیل فاز واسط ضعیف در این نانوکامپوزیت باشد. مقدار تنش نهایی برای نانوکامپوزیت با ۵ درصد کسر وزنی آلومینا، حدود ۳ درصد کاهش پیدا

نانوکامپوزیت نایلون-نانورس انجام شده نشان داده است که انرژی ضربه چارپی با اضافه کردن پرکننده رس به میزان ۵ درصد کاهش پیدا کرده است [۲۵].

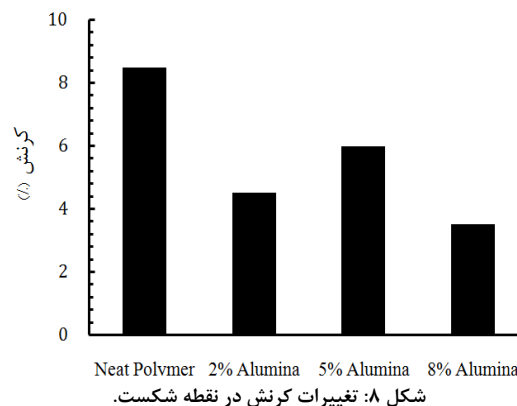


شکل ۹: نتایج آزمایش ضربه چارپی برای چهار نمونه تهیه شده.

۳-۳- بررسی ریزساختاری با SEM

چالش اساسی در تهیه نانوکامپوزیت‌های زمینه پلیمری، پراکنده کردن یکنواخت ذرات نانومتری در زمینه است. تجمع ذرات در زمینه پلیمری، باعث ایجاد مناطق تمرکز تنش می‌شود و بدنبال آن باعث کاهش خواص مکانیکی نانوکامپوزیت می‌گردد. در نانوکامپوزیت آرمانی، ذرات پرکننده بصورت انفرادی پراکنده می‌شوند اما در عمل انجام این کار مشکل و نیاز به همزن‌های با توان بالا (مثل همزن‌های تراسونیک) است. جهت بررسی توزیع ذرات پراکنده در زمینه نانوکامپوزیت و مشاهده سطوح شکست و تحلیل سازوکار آن، از نمونه‌های نانوکامپوزیت تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه گردیده است. تصاویر شکل ۱۰ (الف و ب) توزیع ذرات آلومینا را در نانوکامپوزیت با ۵ درصد کسر وزنی پرکننده نمایش می‌دهند. با توجه به تصاویر شکل ۱۰، ذرات نانومتری آلومینا قابل مشاهده هستند و تقریباً بطور یکنواخت در زمینه توزیع شده‌اند. به علت مقاومت پایین مواد پلیمری در برابر حرارت تولید شده در اثر برخورد اشعه الکترونی و توان بالای این اشعه، در تصویر (ب-۱۰) ترک‌های ریزی مشاهده می‌شود. شکل ۱۱ در بزرگنمایی بالا، یک ذره آلومینا را در زمینه اپوکسی نمایش می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود چسبندگی خوبی بین ذره و زمینه وجود دارد و حفره‌ای در اطراف ذره مشاهده نمی‌شود. سطح شکست نمونه خالص پلیمری تحت کشش، در شکل ۱۲ مشاهده می‌شود.

است. کاهش کرنش منجر به شکست در نمونه‌های نانوکامپوزیت نشان می‌دهد که اضافه کردن ذرات آلومینا به اپوکسی، باعث تردتر شدن آنها شده است. کاهش کرنش منجر به شکست در نتایج پژوهشی مشابه نیز تایید شده است [۲۳]. علل کاهش کرنش منجر به شکست و ترد شدن نمونه‌های نانوکامپوزیت می‌تواند، ضعف فاز واسط، تجمع ذرات پرکننده و وجود حفرات ریزحباب‌ها در نمونه‌های نانوکامپوزیت باشد.



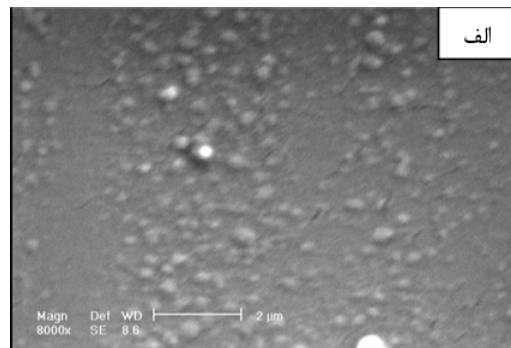
شکل ۸: تغییرات کرنش در نقطه شکست.

۳-۲- تحلیل نتایج آزمایش ضربه

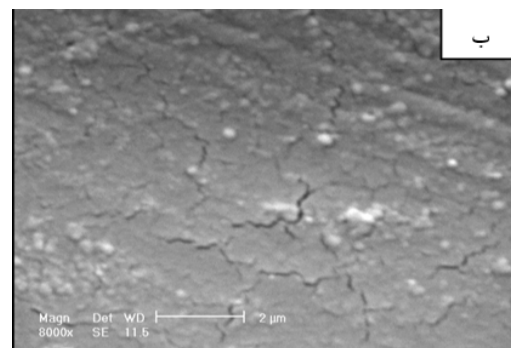
نتایج آزمایش ضربه چارپی برای چهار نمونه تهیه شده در نمودار شکل ۹ نشان داده شده است. با توجه به نتایج مشاهده می‌شود که با اضافه کردن ذرات نانومتری، انرژی ضربه چارپی در مقایسه با پلیمر خالص اندکی کاهش پیدا کرده است. در پلیمر خالص مقدار انرژی ضربه چارپی ۵ کیلوژول بر متر مربع بوده در حالیکه در نمونه‌های نانوکامپوزیت ۴ کیلوژول بر متر مربع بدست آمده است. میزان کاهش انرژی ضربه چارپی در هر سه نوع نانوکامپوزیت ۲۰ درصد بوده است. همچنین مشاهده می‌شود که افزایش درصد ذرات نانومتری تغییری در انرژی ضربه چارپی ایجاد نکرده است. نتایج پژوهش‌های مشابه نشان داده است که یکی از عوامل مهم در کاهش انرژی ضربه چارپی اثر توزیع پرکننده در زمینه نانوکامپوزیت است و در صورتی که ابعاد محل تجمع پرکننده در حد میکرومتر باشد، کاهش انرژی ضربه چارپی شدیدتر است [۲۴]. کاهش انرژی ضربه چارپی در پژوهشی دیگر که بر روی میزان انرژی ضربه چارپی

مشخصات اصلی سطح شکست زمینه اپوکسی خالص، وجود خطوط سیلان کوچکی است که از یک خط فرضی مرکزی در ضمن حرکت ترک به سمت جلو، نشأت می‌گیرند. انرژی شکست در زمینه اپوکسی ترد، پایین است و در نتیجه تغییر شکل ناچیزی در سطح مقطع شکست رخ می‌دهد و شکست به صورت رخ برگی انجام می‌شود که دارای حداقل تغییر شکل پلاستیک است. از مشخصات دیگری که در سطح مقطع شکست اپوکسی خالص مشاهده می‌شود ریزسیلان‌های بافت‌دار است. مشخصه ریزسیلان‌های بافت‌دار در سطوح شکست پلیمرهای ترد به کرات گزارش شده است [۲۷]. در شکل ۱۲ ریزسیلان‌های بافت‌دار توسط پیکان وسط تصویر نمایش داده شده‌اند. ارتباط بین دو ناحیه خطوط رودخانه‌ای و ریزسیلان‌های بافت‌دار، با نواحی تحت نام‌های Mirror، Mist و Hackle شناخته شده‌اند [۲۷] که در شکل ۱۲ به ترتیب از چپ به راست توسط ۳ پیکان نشان داده شده‌اند.

ناحیه Mirror، ناحیه‌ای صاف است که نشان دهنده ریزسیلان‌های بافت‌دار است. مشخصه ناحیه Mirror این است که منشأ واماندگی و شروع ترک محسوب می‌شود و نشان دهنده مرحله رشد آرام ترک است. با افزایش سرعت رشد ترک نواحی Mist ایجاد می‌شود که نقطه شروع خطوط رودخانه‌ای و نواحی ناصاف محسوب می‌شوند. با رسیدن سرعت حرکت ترک به مقدار نهایی ناحیه Hackle ایجاد می‌شود که به وضوح مشخصات نواحی رودخانه‌ای را نشان می‌دهد. ترک در حال حرکت در ناحیه Hackle بیشترین انرژی کرنشی را جذب می‌کند. نمونه‌ای دیگر از سطح شکست نانوکامپوزیت، در شکل ۱۳ نشان داده شده است. حفرات موجود در شکل ۱۳-الف و برآمدگی‌های موجود در شکل ۱۳-ب حاکی از تجمع ذرات در نانوکامپوزیت است که می‌تواند از دلایل کاهش برخی از خواص مکانیکی محسوب شود. مناطقی که ذرات پرکننده آلومینا در آنها تجمع پیدا کرده‌اند مثل نقاط تمرکز تنش عمل می‌کنند و باعث شکست زودرس نانوکامپوزیت می‌گردند. وجود ذرات پرکننده در سطح شکست در شکل ۱۳-الف نشان دهنده جدا شدن زمینه از محل تجمع ذرات پرکننده است.

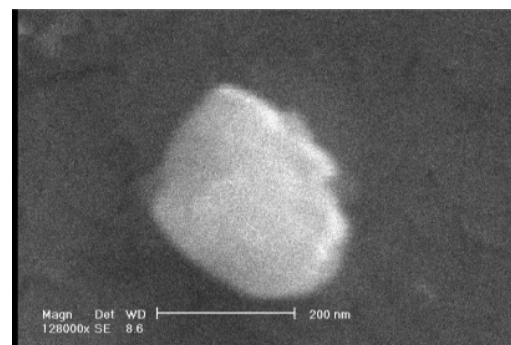


(الف)



(ب)

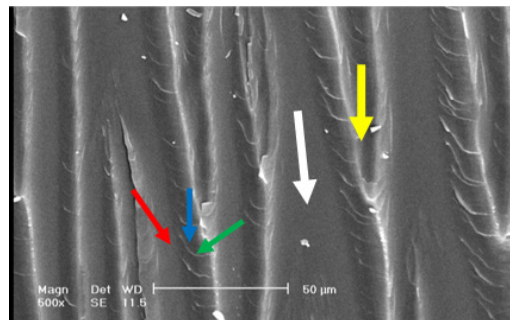
شکل ۱۰: تصاویر SEM، الف) توزیع نانوذرات در زمینه اپوکسی و ب) ترک‌های ریز ناشی از حرارت تولید شده از اشعه الکترونی.



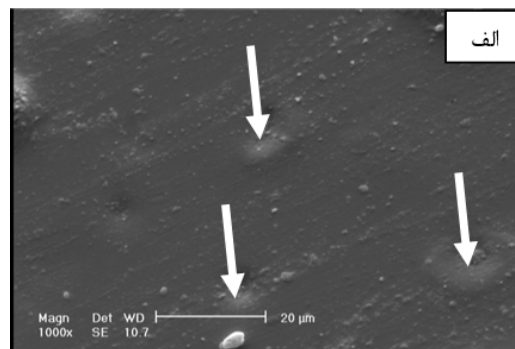
شکل ۱۱: تصویر SEM از یک ذره نانومتری آلومینا در بزرگنمایی بالا.

سطح شکست پلیمر خالص، تقریباً صاف و هموار است. خطوط مشاهده شده در تصویر تحت نام خطوط رودخانه‌ای شناخته شده‌اند [۲۶]. در شکل ۱۲ خطوط رودخانه‌ای توسط بالاترین پیکان نمایش داده شده‌اند. خطوط رودخانه‌ای با توجه به ترد بودن اپوکسی ناشی از شکست رخ برگی زمینه در سطوح مختلف می‌باشد که در نتیجه، سطح شکست به صورت سرشاخه‌های کوچکتر در خطوط رودخانه‌ای قابل مشاهده است. به عبارت دیگر از

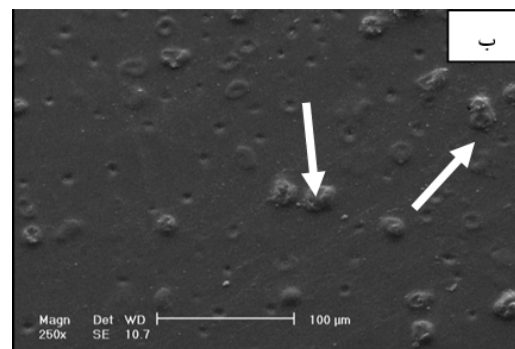
سطح شکست در این نمونه‌ها شده است. با مقایسه سطح شکست شکل ۱۲ با شکل‌های ۱۴ و ۱۵ مشاهده می‌شود که سطح شکست نانوکامپوزیت بدلیل حرکت نامنظم ترک ناصاف‌تر از سطح شکست پلیمر خالص است. حرکت نامنظم ترک‌ها باعث افزایش سطح ترک و صرف انرژی بیشتر برای رشد آنها می‌شود که می‌توان انتظار داشت که رشد ترک در نمونه‌های نانوکامپوزیت با محدودیت بیشتری انجام می‌گیرد. در مقایسه مشخصات سطح شکست پلیمر خالص با سطح شکست نانوکامپوزیت‌ها، این نکته معلوم می‌شود که مشخصات سطح شکست پلیمر خالص به صورت دو بعدی و سطحی خود را نشان می‌دهد. در صورتیکه در سطح شکست نانوکامپوزیت‌ها، مشخصات به صورت سه بعدی خود را نمایش می‌دهند. همچنین وجود ذرات نانومتری در درون زمینه نانوکامپوزیت، به تشدید تشکیل نواحی شیار در سطح شکست کمک می‌کنند زیرا این ذرات از حرکت مستقیم ترک جلوگیری می‌کنند و باعث حرکت نامنظم آن می‌شوند.



شکل ۱۲: تصویر SEM از سطح شکست پلیمر خالص، شامل خطوط رودخانه‌ای و ریزسیلان‌های بافت‌دار.

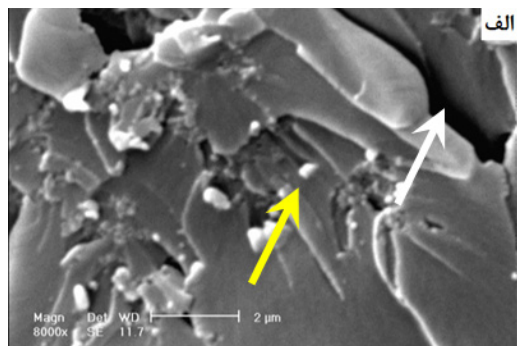


(الف)

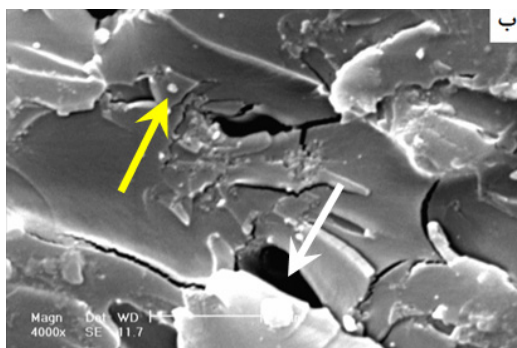


(ب)

شکل ۱۳: تصاویر SEM از سطوح شکست نانوکامپوزیت و تجمع ذرات به صورت، الف) حفرات و ب) برآمدگی‌ها.



(الف)



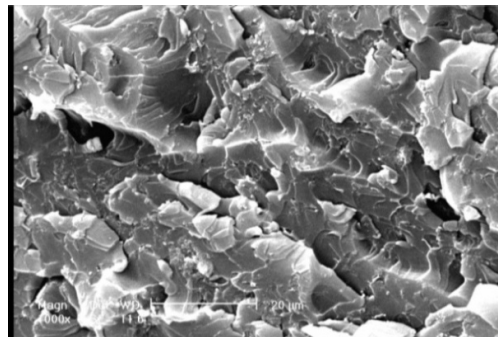
(ب)

شکل ۱۴: تصاویر SEM سطوح شکست نانوکامپوزیت، الف) ۸۰۰۰ X و ب) ۴۰۰۰ X، پیکان‌های سفید (ترک‌ها) و پیکان‌های زرد (ذرات آلومینا).

سطوح دیگر شکست با بزرگنمایی متفاوت در نمونه‌های نانوکامپوزیت در شکل‌های ۱۴ و ۱۵ نشان داده شده است. شکل ۱۴ نشان می‌دهد که ترک‌ها (پیکان‌های سفید) در کنار مناطقی بوجود آمده‌اند که ذرات تجمع (پیکان‌های زرد) پیدا کرده‌اند و در واقع این نواحی به عنوان مناطق تمرکز تنش و شروع ترک محسوب می‌شوند. ناهمواری سطح شکست نانوکامپوزیت در شکل‌های ۱۴ به علت انحراف ترک‌ها بوده که در نتیجه باعث خشن‌تر شدن

فوتون‌های منعکس شده است. در بررسی طیف رامان، قله‌های طیف مورد بررسی قرار می‌گیرند زیرا در قله‌ها، انتقال‌های مذکور برای امواج صورت می‌گیرد. حضور قله در طیف رامان نشان دهنده ایجاد پیوند بین اتم‌های موجود در ماده مورد بررسی است. بر خلاف طیف مادون قرمز که در آن ارتعاشات مربوط به پیوندهای نامتقارن، در دره‌های طیف، قابل تشخیص‌اند در طیف رامان، ارتعاشات پیوندهای متقارن قابل تشخیص هستند.

طیف رامان تهیه شده برای اپوکسی خالص در شکل ۱۶ نشان داده شده است. در شکل قله‌های متعددی مشاهده می‌شود. هر کدام از این قله‌ها نشان دهنده یک نوع پیوند بین اتمی و در واقع یک گروه عاملی در اپوکسی است. جزئیات انواع پیوندهای موجود در اپوکسی‌ها و مواد سازنده آنها در جدول ۳ نشان داده شده است. انواع پیوند قله‌های شاخص طیف رامان نمونه اپوکسی، در شکل ۱۶ نشان داده شده است. لازم به ذکر است که اپوکسی‌ها در انواع مختلف، توسط شرکت‌های تجاری تولید می‌شوند و جزئیات ساختار شیمیایی آنها توسط شرکت‌های سازنده ارائه نمی‌شود. نمونه‌ای از ساختار شیمیایی گروه‌های عاملی در اپوکسی و سخت کننده آنها، در شکل ۱۷ نشان داده شده است. به عنوان مثال، یکی از گروه‌های عاملی مهم در ساختار اپوکسی‌ها، گروه حاوی کربن (C) و اکسیژن (O) به صورت (C-O) است. ساختار شیمیایی این گروه عاملی در شکل ۱۸ نشان داده شده است. بلندترین قله در طیف شکل ۱۶ حدوداً بین دو عدد موج 650 cm^{-1} الی 800 cm^{-1} قابل مشاهده است. با توجه به پیوندهای موجود در جدول شماره ۳، قله حداکثر می‌تواند نشان دهنده پیوندهایی بین اتم‌های کربن، هیدروژن و اکسیژن به صورت‌های مختلف باشد. طیف رامان تهیه شده برای نانوذرات آلومینا در شکل ۱۹ نشان داده شده است. آلومینا دارای انواع مختلفی است که به ترکیبات تشکیل دهنده آن وابسته است. آلومینای آلفا که تحت نام کوراندوم شناخته شده است دارای ساختار بلوری شش وجهی فشرده است که در آن هر اتم آلومینیوم توسط شش اتم اکسیژن احاطه شده است [۳۱]. برای آلومینای آلفا، هفت نوع ارتعاش نامتقارن در طیف رامان گزارش شده است [۳۲].

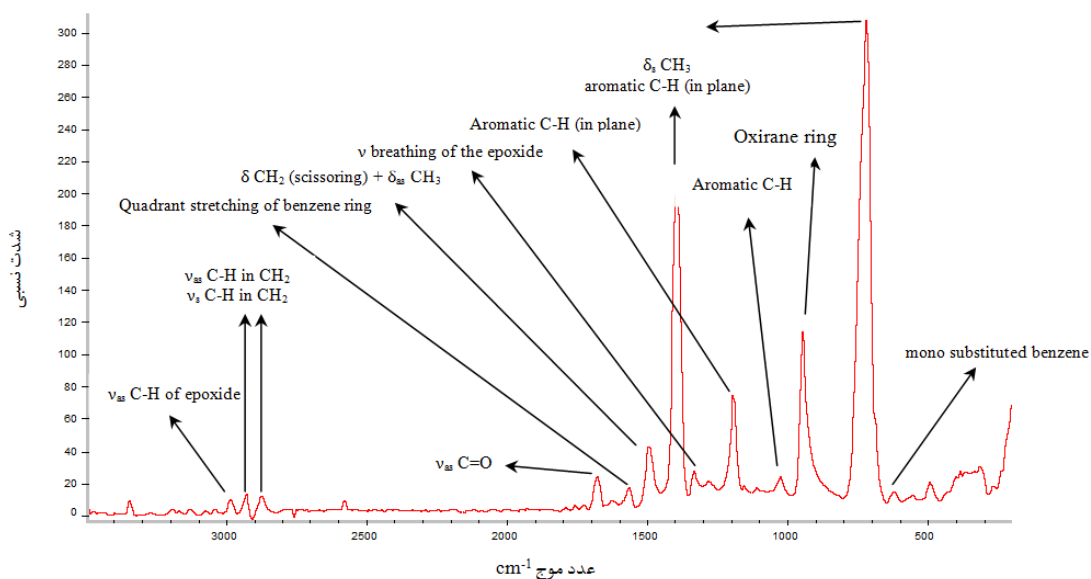


شکل ۱۵: تصویر SEM از سطح شکست نانوکامپوزیت.

هرچه پیوند قوی‌تری بین ذرات نانومتری و زمینه ایجاد شود به علت تغییر شکل بیشتر نواحی اطراف ذرات نانومتری، صافی سطح شکست کاهش می‌یابد و بالعکس در صورتیکه فصل مشترک محکمی بین ذرات و زمینه وجود نداشته باشد مسیر حرکت ترک صاف‌تر و سطح شکست با زبری کمتری همراه خواهد بود.

۳-۴- نتایج حاصل از طیف‌سنجی رامان

طیف‌سنجی رامان یک روش بر اساس پراکنده شدن غیرالاستیک نور تک‌رنگ است که در آن معمولاً از یک منبع لیزر استفاده می‌شود [۲۸]. پراکنده شدن غیرالاستیک بدین معنی است که فرکانس فوتون‌ها در نور تک‌رنگ بخاطر برهمکنش با نمونه تغییر می‌کند. در طیف‌سنجی رامان، فوتون‌های نور لیزر به نمونه برخورد می‌کنند و سپس منعکس می‌شوند. فرکانس فوتون‌های برگشتی در مقایسه با فرکانس نور تک‌رنگ ارسالی از بالا به پایین (انتقال استوکس) و یا از پایین به بالا (انتقال ضداستوکس) انتقال می‌یابند. این انتقال فرکانس فوتون‌های برگشتی، اطلاعاتی در مورد انتقال ارتعاشی، چرخشی و دیگر انتقالات فرکانس پایین در مولکول‌ها فراهم می‌کند. از طیف رامان نیز برای مطالعه نمونه‌های مواد جامد، مایع و گازی استفاده می‌شود. در مهندسی، از طیف رامان برای بررسی ساختار مواد و استحکام پیوند ایجاد شده بین اجزای مختلف آنها استفاده می‌شود. همچنین از طیف رامان برای بررسی استحکام فاز واسط در مواد مرکب نانومتری نیز می‌توان استفاده کرد. خروجی دستگاه طیف رامان، نموداری است که محور افقی آن عدد موج فوتون‌های منعکس شده و محور عمودی آن چگالی



شکل ۱۶: طیف رامان اپوکسی و مشخصات بعضی از قله‌های آن.

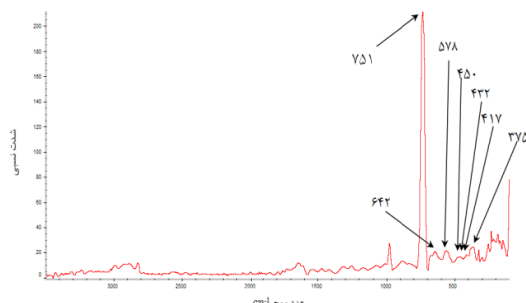
جدول ۳: مشخصات قله‌های طیف رامان برای مواد اولیه سازنده اپوکسی و ماده اپوکسی [۲۹].

| اپوکسی | | مواد اولیه | |
|-----------------------------|--|-----------------------------|---------------------------------------|
| عدد موج (cm ⁻¹) | پیوند | عدد موج (cm ⁻¹) | پیوند |
| ۳۰۷۲ | v _{as} C-H of epoxide | ۳۰۶۰، ۳۱۸۰ | v C-H; often multiplet |
| ۳۰۰۱ | v _s C-H of epoxide | ۲۸۴۰- ۳۰۰۰ | v C-H aliphatic, often multiplet |
| ۲۹۴۰- ۲۹۱۵ | v _{as} C-H in CH ₂ | ۱۸۵۰ | v _s C=O |
| ۲۸۴۰ | v _s C-H in CH ₂ | ۱۷۸۰ | v _{as} C=O |
| ۱۶۱۴ | Quadrant stretching of benzene ring | ۱۵۹۰ | v C=C (cis-configuration) |
| ۱۴۷۰ | δ CH ₂ (scissoring) + δ _{as} CH ₃ | ۱۴۴۹ | δ CH ₂ |
| ۱۳۸۲ | δ _s CH ₃ | ۱۲۷۰ | δ C-H |
| ۱۲۶۰ | v breathing of the epoxide ring | ۱۱۷۰- ۱۲۵۰ | v C-O of an anhydride |
| ۱۱۹۰ | δ aromatic C-H (in plane) | ۱۰۵۵- ۱۰۶۰ | v _{as} C-O-C |
| ۱۰۱۲ | δ aromatic C-H | ۸۶۸ | v C-C-O-C-C + γ C-H in case of alkene |
| ۹۰۷ | v _{as} def of the oxirane ring | ۷۸۰ | γ CH ₂ |
| ۸۴۶ | v _s def CH ₂ of oxirane ring | ۷۶۰ | δ =CH |
| ۷۹۹ | mono substituted benzene | ۶۳۶ | γ C=C (cis-configuration) |
| ۷۵۰ | CH ₂ skeletal | | |
| ۶۴۰ | p-sub benzene ring (mono substituted benzene) | | |

ناخالصی‌های موجود در نمونه آلومینا نسبت داده شده‌اند [۳۳، ۳۴]. نتایج حاصل از طیف رامان برای نمونه‌های نانوکامپوزیت با ۲، ۵ و ۸ درصد کسر وزنی آلومینا به ترتیب در شکل‌های ۲۰، ۲۱ و ۲۲ نشان داده شده است.

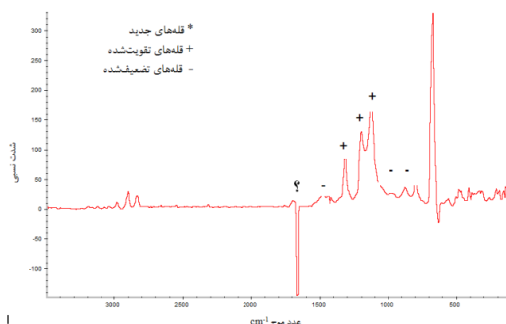
قله‌های مربوط به این ارتعاشات به ترتیب عبارتند از: ۳۷۵، ۴۱۷، ۴۳۲، ۴۵۰، ۵۷۸، ۶۴۲ و ۷۵۱ cm⁻¹. همانگونه در طیف شکل ۱۹ مشاهده می‌شود عدد موج بلندترین قله، ۷۵۱ cm⁻¹ است. سایر قله‌های مشاهده شده به

درصد کسر وزنی نانوذرات آلومینا، هیچ پیوند جدیدی تشکیل نشده است. عدم تشکیل فاز جدید در نمونه نانوکامپوزیت حاوی دو درصد کسر وزنی نانوذرات آلومینا می‌تواند از علل افت خواص در این نمونه محسوب شود.



شکل ۱۹: طیف رامان نانوذرات آلومینا.

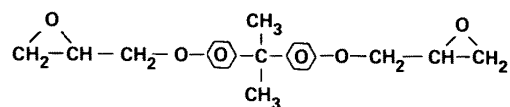
افزایش و کاهش شدت قله‌ها در نمودارهای شکل‌های شماره ۲۰، ۲۱ و ۲۲ به ترتیب توسط علائم (+) و (-) نشان داده شده‌اند. شدت قله‌ها، به میزان غلظت گروه عاملی مربوط به آن قله، وابسته است. به عبارت دیگر، افزایش شدت قله، نشان دهنده افزایش غلظت گروه عاملی و در مقابل آن کاهش شدت قله، نشان دهنده کاهش غلظت گروه عاملی مربوطه است. در مناطقی از طیف رامان نمونه‌های نانوکامپوزیت، بدلیل وجود خطا در ثبت نتایج و یا یک عامل نامشخص، شدت نمودار به صورت منفی آشکار شده است. این مناطق در نمودارهای شکل‌های ۲۰، ۲۱ و ۲۲ با علامت سوال نشان داده شده‌اند.



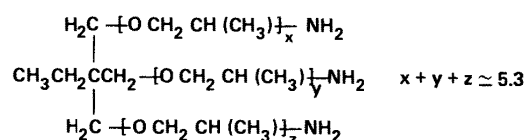
شکل ۲۰: طیف رامان نانوکامپوزیت با ۲٪ کسر حجمی آلومینا.

به هر جهت از دیدگاه فیزیکی، حضور قله‌های با شدت منفی در طیف رامان توجیه فیزیکی ندارند. جهت مقایسه

بطور کلی تغییرات حاصل در طیف‌های رامان سه نمونه نانوکامپوزیت تهیه شده به صورت‌های مختلف خود را نمایش داده‌اند. قله‌های طیف رامان در نمونه‌های نانوکامپوزیت یا از بین رفته‌اند یا جابجا شده‌اند (ایجاد قله‌های جدید) و یا اینکه قله‌های موجود (به صورت افزایش و یا کاهش ارتفاع قله) تغییر شدت داده‌اند.

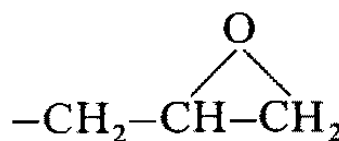


Diglycidyl ether of bisphenol A
(DOW DER 332)



Polyether triamine
(Jefferson T403)

شکل ۱۷: ساختار شیمیایی و گروه‌های عاملی در یک نوع اپوکسی تحت نام DGEBA و عامل سخت‌کننده تحت نام T403 [۳۰].



شکل ۱۸: ساختار عاملی شامل اکسیژن و کربن موجود در ساختار مولکولی اپوکسی [۳۰].

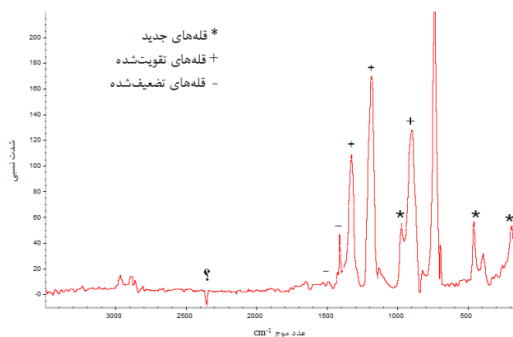
حذف یک قله در طیف رامان به معنی از بین رفتن بعضی از پیوندهای موجود بین اتم‌های موجود در ماده مورد نظر می‌باشد. جابجا شدن قله‌ها و یا تشکیل قله‌های جدید در نمونه‌های نانوکامپوزیت، به تشکیل پیوندهای جدید بین اتم‌های دو ماده تشکیل دهنده نانوکامپوزیت، اشاره می‌کند. این موضوع را می‌توان دلیلی بر ایجاد پیوند فصل مشترک بین دو جزء نانوکامپوزیت محسوب نمود. در طیف‌های شکل‌های ۲۰، ۲۱ و ۲۲ قله‌های جدید ایجاد شده توسط علامت (ستاره) مشخص شده‌اند. همانگونه که از نتایج طیف‌های رامان مربوط به نانوکامپوزیت‌های تهیه شده مشاهده می‌شود، بیشترین پیوندهای جدید، به ترتیب در نمونه‌هایی با ۵ و ۸ درصد کسر وزنی نانوذرات آلومینا مشاهده می‌شود. در مقابل در نمونه نانوکامپوزیت با دو

نمونه‌های نانوکامپوزیتی، نمونه حاوی ۵ و ۸ درصد کسر وزنی آلومینا نسبت به بقیه نمونه‌ها مدول یانگ بالاتری داشتند. سایر نتایج آزمایش کشش نشان داد که نمونه‌های نانوکامپوزیتی در خواصی مانند تنش گسیختگی و کرنش در نقطه شکست، نسبت به پلیمر خالص ضعیف‌تر بودند. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ها پراکندگی ذرات آلومینا را در نمونه با ۵ درصد کسر وزنی ذرات نشان داد. البته تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تجمع ذرات و ایجاد نواحی تمرکز تنش در نانوکامپوزیت‌ها را نیز نشان داد. آزمایش‌های ضربه چارپی نشان داد که نمونه‌های نانوکامپوزیتی انرژی ضربه چارپی کمتری نسبت به پلیمر خالص دارند که علت آن می‌تواند تجمع ذرات و وجود حباب در نمونه‌های مورد بررسی باشد. تحلیل نتایج طیف رامان نیز نشان داد که فصل مشترک مناسبی بین زمینه و ذرات نانومتری آلومینا در نمونه با ۵ درصد کسر وزنی آلومینا ایجاد شده و در نتیجه خواص مکانیکی فاز واسط نمونه حاوی ۵ درصد کسر وزنی آلومینا نسبت به بقیه نمونه‌ها بیشتر بوده است.

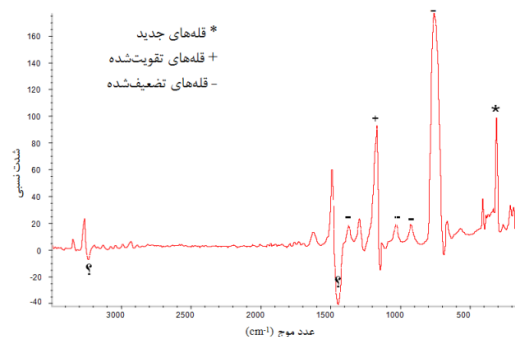
مراجع

[1] H. Dodiuk-Kenig, S.H. Goodman, "Handbook of Thermoset Plastics", Elsevier, Oxford, 2014.
 [2] J.K. Fink, M. Leoben, "Reactive Polymers Fundamentals and Applications A Concise Guide to Industrial Polymers", Elsevier, Oxford, 2013.
 [3] K.C. Jajam, M.M. Rahman, M.V. Hosur, H.V. Tippur, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **59**, 2014, 57.
 [4] S. Choi, J. Kim, *Composites Part B: Engineering*, **51**, 2013, 140.
 [5] S. Basavarajappa, S. Ellangovan, *Wear*, **296**, 2012, 491.
 [6] M. Mostafaei, F. Nasirpour, *Progress in Organic Coatings*, **77**, 2014, 146.
 [7] Z. Lin, A. Mcnamara, Y. Liu, K.S. Moon, C.P. Wong, *Composites Science and Technology*, **90**, 2014, 123.
 [8] I.K. Bishay, S.L. Abd-El-Messieh, S.H. Mansour, *Materials and Design*, **32**, 2011, 62.
 [9] B.J. Ash, R.W. Siegel, L.S. Schadler, *Macromolecules*, **37**, 2004, 1358.
 [10] S. Zhao, L.S. Schadler, R. Duncan, H. Hillborg, T. Auletta, *Composites Science and Technology*, **68**, 2008, 2965.
 [11] R. Avolio, G. Gentile, M. Avella, C. Carfagna, M.E. Errico, *European Polymer Journal*, **49**, 2013, 419.
 [12] S.H. Lim, K.Y. Zeng, C.B. He, *Materials Science and Engineering A*, **527**, 2010, 5670.
 [13] M.D. Tomic, B. Dunjic, V. Likic, J. Bajat, J. Rogan, J. Djonlagic, *Progress in Organic Coatings*, **77**, 2014, 518.
 [14] P. Dittanet, R.A. Pearson, *Polymer*, **54**, 2013, 1832.
 [15] L. Yan, H. Wang, C. Wang, L. Sun, D. Liu, Y. Zhu, *Wear*, **308**, 2013, 105.
 [16] A.A. Azeez, K.Y. Rhee, S.J. Park, D. Hui, *Composites Part B: Engineering*, **45**, 2013, 308.

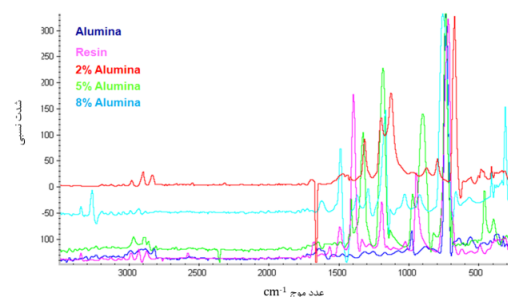
همزمان تغییرات طیف‌های بدست آمده، تمام طیف‌های رامان مربوط به مواد اولیه و سه نوع نانوکامپوزیت تهیه شده در نمودار شکل ۲۳ نشان داده شده است.



شکل ۲۱: طیف رامان نانوکامپوزیت با ۵٪ کسر حجمی آلومینا.



شکل ۲۲: طیف رامان نانوکامپوزیت با ۸٪ کسر حجمی آلومینا.



شکل ۲۳: طیف رامان نمونه‌های آلومینا، اپوکسی، نانوکامپوزیت‌های با ۲، ۵ و ۸ درصد کسر وزنی نانوذرات آلومینا.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش نانوکامپوزیت اپوکسی-آلومینا تهیه گردید و خواص کششی و ضربه چارپی آن مورد بررسی قرار گرفت. نتایج آزمایش کشش نشان داد که بجز نانوکامپوزیت با دو درصد کسر وزنی ذرات آلومینا، در بین

- [27] E. Greenhalgh, M.J. Hiley, C.B. Meeks, "Failure Analysis and Fractography of Polymer Composites", CRC Press, Cambridge, 2009.
- [28] I.R. Lewis, "Handbook of Raman Spectroscopy From the Research Laboratory to the Process Line", Marcel Dekker, New York, 2001.
- [29] J. Rocks, L. Rintoul, F. Vohwinkel, G. George, *Polymer*, **45**, 2004, 6799.
- [30] R.J. Morgan, *Advanced in Polymer Sciences*, **75**, 1986, 1.
- [31] R.B. King, "Encyclopedia of Inorganic Chemistry", Wiley, New York, 1994.
- [32] V.S. Gorelik, A.E. Kozhevin, S.N. Mikov, P.P. Sverbil, *Journal of Russian Laser Research*, **28**, 2007, 55.
- [33] A. Aminzadeh, *Applied Spectroscopy*, **51**, 1997, 817.
- [34] A. Aminzadeh, H. Sarikhani-Fard, *Spectrochimica Acta Part A: Molecular and Biomolecular Spectroscopy*, **A55**, 1999, 1421.
- [17] I. Hackman, L. Hollaway, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **37**, 2006, 1161.
- [18] Nanomaterials and Related Products, PlasmaChem GmbH Company, Catalog, second edition, 2012.
- [19] J.C. Halpin, J.L. Kardos, *Polymer Engineering and Science*, **16**, 1976, 344.
- [20] J. Qu, M. Cherkaoui, "Fundamentals of micromechanics of solids", Wiley, New Jersey, 2006.
- [21] Y. Benveniste, *Mechanics of Materials*, **6**, 1987, 147.
- [22] K. Anoukou, F. Zairi, M. Nait-Abdelaziz, *Composites Science and Technology*, **71**, 2011, 206.
- [23] B. Wetzel, F. Hauptert, M.Q. Zhangb, *Composites Science and Technology*, **63**, 2003, 2055.
- [24] B. Chen, J.R. Evans, *Polymer*, **49**, 2008, 5113.
- [25] T.D. Fornes, D.R. Paul, *Macromolecules*, **37**, 2004, 7698.
- [26] S. Lampman, "Characterization and failure analysis of plastics", ASM International Handbooks, Materials Park, 2003.