

مطالعه تخریب پیش‌رونده در کامپوزیت الیاف شیشه خرد شده/اپوکسی تحت بارگذاری کششی ساده و ارزیابی مدل چو و وانگ

سعید ورمزیری
هادی صبوری*

دانش‌آموخته کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه خوارزمی، تهران، ایران
استادیار، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه خوارزمی، تهران، ایران

چکیده

کامپوزیت‌های الیاف خرد شده، به‌خاطر سادگی فرایندهای تولید و داشتن خواص مکانیکی یکنواخت، در برخی از کاربردهای صنعتی مورد توجه قرار گرفته‌اند. موضوع این مقاله، بررسی تخریب پیش‌رونده در کامپوزیت الیاف خرد شده تصادفی شیشه نوع E/اپوکسی و ارزیابی مدل چو و وانگ در آزمایش کشش ساده است. در بخش تجربی، روش همبستگی تصاویر دیجیتال به‌کار رفته و منحنی تغییرات مدول یانگ و ضریب پواسون در آزمایش کشش ساده تا انهدام کامل نمونه استخراج شده است. در بخش نظری، به‌منظور بررسی تخریب به‌صورت غیرآیزوتروپیک و ایجاد تمایز بین مکانیزم تخریب ناشی از تنش کششی و فشاری، قسمت اول معیار چو و وانگ به‌کار رفته است. افزایش متغیرهای تخریب در خلال گسترش خرابی به‌دست آمده و رشد تخریب غیرآیزوتروپیک در این ماده کامپوزیتی استنتاج شده است. با انجام تخمین خطی در محاسبه ضریب وابستگی به تخریب، صحت مدل مورد استفاده برای پیش‌بینی رفتار مکانیکی کامپوزیت تخریب شده، از طریق مقایسه با نتایج تجربی مورد تأیید قرار گرفته است.

واژه‌های کلیدی: تخریب پیش‌رونده، مکانیک تخریب پیوسته، تخریب غیرآیزوتروپیک، کامپوزیت الیاف خرد شده، کامپوزیت الیاف شیشه نوع E/اپوکسی.

Investigation of Progressive Damage in Chopped Glass Fiber/Epoxy Composites under Simple Tensile Loading and Evaluation of Chow and Wang Model

S. Varmazyari

Department of Mechanical Engineering, Kharazmi University, Tehran, Iran

H. Sabouri

Department of Mechanical Engineering, Kharazmi University, Tehran, Iran

Abstract

Chopped fiber composites have become attractive materials for many industrial applications due to simplicity of their manufacturing processes and uniform mechanical properties. The subject of this paper is investigation of damage progression in random chopped E-glass fiber/Epoxy composites and evaluation of Chow and Wang Model in simple tensile test. In the experimental section, digital image correlation method was applied and variation curves of the Young's modulus and Poisson's ratio in tensile test of specimens were extracted until rupture. In theoretical section, for investigation of anisotropic damage and distinguishing between damage mechanism due to tensile and compressive stresses, the first part of the Chow and Wang criterion was employed. Growth of damage variables during the failure progression was characterized and anisotropic damage evolution in this composite was concluded. By means of linear approximation of damage dependency coefficient, validation of the model for prediction of mechanical behavior of the damaged composite was confirmed by comparing with experimental results.

Keywords: Progressive Damage, Continuum Damage Mechanics, Anisotropic Damage, Chopped Fiber Composite, E-Glass/Epoxy Composite.

کاربردهای متنوع کامپوزیت‌های الیاف خرد شده با توزیع تصادفی، موجب شده تا پژوهشگران روش‌های متفاوتی را برای بررسی خواص مکانیکی آنها ارائه کنند. در این باره دو رویکرد کلی وجود دارد: رویکرد اول، مطالعات خود را محدود به تخمین خواص مکانیکی پیش از آستانه تخریب کرده [۴-۱۱]، اما رویکرد دوم که کمتر به آن توجه شده، خواص مکانیکی این نوع از کامپوزیت‌ها را تا انهدام نهایی سازه بررسی می‌نماید [۲ و ۳] و [۱۵-۲۶].

در ابتدا می‌توان به نظریه‌های آستانه تخریب اشاره کرد. در پژوهش انجام شده توسط چن [۱۲] فرض شده است که کامپوزیت الیاف خرد شده صفحه‌ای با توزیع تصادفی، همانند یک چندلایه کامپوزیتی متشکل از تعداد زیادی لایه تک‌جهته رفتار می‌کند؛ به‌گونه‌ای که زاویه قرار گرفتن الیاف در لایه‌ها از صفر تا نود درجه متغیر است. استحکام هرلایه نیز با استفاده از معیار بیشینه تنش محاسبه شده و استحکام آستانه تخریب کامپوزیت الیاف خرد شده برابر با

۱- مقدمه

در برخی از سازه‌های کامپوزیتی، بارگذاری در جهت‌های مختلف به‌طور یکسان یا تقریباً یکسان وجود دارد. از جمله این کاربردها می‌توان به مخازن ذخیره در صنایع شیمیایی، بدنه اتومبیل و هواپیما، صندلی قطارهای شهری و وسایل ورزشی مانند جت‌اسکی اشاره کرد. در این موارد می‌بایست از کامپوزیت‌هایی استفاده گردد که در همه جهت‌ها، سفتی و استحکام تقریباً یکسانی را دارا باشد. به‌همین منظور می‌توان از کامپوزیت‌های الیاف خرد شده با توزیع تصادفی^۱ بهره گرفت. از مزیت‌های دیگر این نوع از کامپوزیت‌ها، سادگی فرایند تولید و صرفه اقتصادی به‌کارگیری آنها می‌باشد [۱-۳].

^۱ Random Short Fiber Reinforced Composite or Random chopped Fiber Composite

میانگین استحکام خارج‌محور^۱ همه لایه‌ها در نظر گرفته می‌شود. در مدل پیشنهادی باکستر [۱۳] هم از روش چن استفاده شده؛ با این تفاوت که برای تشخیص لایه‌هایی که در آستانه تخریب قرار گرفته‌اند معیار تسای- هیل به کار رفته است. در پژوهش هان [۱۴] نیز روش چن به کار رفته؛ اما بین مودهای مختلف شکست تفاوت قائل شده است. در مدل پیشنهادی هالپین و کاردوس [۱۵] کامپوزیت الیاف خرد شده صفحه‌ای با توزیع تصادفی، با یک چهار لایه کامپوزیتی شبه آیزوتروپیک^۲، متشکل از لایه‌های تک جهت با زوایای صفر، +۴۵، -۴۵ و ۹۰ درجه معادل‌سازی شده و در صورتی که هر کدام از لایه‌ها براساس معیار کرنش بیشینه به آستانه تخریب برسد، از محاسبات سفتی چندلایه کامپوزیتی معادل حذف می‌شود.

در مقاله شکرپه و مشرف‌زاده ثانی [۱۶] نیز روش چن مورد استفاده قرار گرفته و لایه‌هایی که در آستانه تخریب قرار دارند، با استفاده از معیار تسای- وو مشخص شده‌اند. در نهایت با توجه به مود شکست، کاهش سفتی چند لایه کامپوزیتی تعیین گردیده است.

پیش‌رونده بودن فرایند تخریب و شکست تدریجی ماده کامپوزیتی موجب شده که گسیختگی به فرم آنی اتفاق نیفتاده و خواص مکانیکی ماده کامپوزیتی پس از رسیدن به آستانه تخریب، به شکل تدریجی کاهش یابد. این موضوع سبب شده که نظریه‌های آستانه تخریب، توانایی توصیف کامل رفتار مکانیکی ماده را نداشته باشند و می‌بایست نظریه‌های تخریب پیش‌رونده مورد توجه قرار گیرند. اهمیت این موضوع هنگامی مشخص می‌شود که تعیین ظرفیت باربری سازه کامپوزیتی تا انهدام نهایی آن مورد نظر باشد. برای مطالعه فرایند تخریب پیش‌رونده در کامپوزیت‌های الیاف خرد شده با توزیع تصادفی، دو روش کلی وجود دارد: روش میکرومکانیکی و روش ماکرومکانیکی. در مدل‌های میکرومکانیکی عموماً مودهای مختلف شکست مانند، ترک در ماتریس، جدایش الیاف از ماتریس، شکست الیاف و لایه‌شدگی در نظر گرفته می‌شود. سپس با توجه به مود شکست در مقیاس میکرو، افت خواص مکانیکی در مقیاس ماکرو در فرایند تخریب، پیش‌بینی می‌گردد [۲۱]. در مدل‌های ماکرومکانیکی، ابتدا آزمایش‌های اولیه خواص مکانیکی به منظور محاسبه پارامترهای اولیه مورد نیاز انجام می‌شود. سپس با قرار دادن پارامترهای اولیه محاسبه شده در معادلات مکانیک تخریب پیوسته، رفتار ماکرومکانیکی ماده تحت هندسه و بارگذاری‌های متفاوت پیش‌بینی می‌گردد.

یک روش مهم میکرومکانیکی بر اساس مدل موری- تاناکا [۲۷] می‌باشد. این پژوهش، روشی را برای محاسبه میانگین تنش‌های داخلی در ماتریس، بر مبنای تجزیه میدان کرنش در ماده دارای آسیب به دو مؤلفه، یعنی کرنش در شرایطی که خرابی در ماده‌ای با مرز نامحدود باشد و کرنش در ماده واقعی با مرز آزاد، پیشنهاد کرده است. ایده این کار، معادل سازی ماتریس دارای آسیب در ماده کامپوزیتی با فرض توزیع یکنواخت خرابی، در ماتریسی بدون آسیب می‌باشد. در پژوهش مراقتی و بنزگاق [۱۷] از مدل اصلاح شده موری- تاناکا استفاده شده و با تخمین چگالی میکروترک‌ها به روش آزمایشگاهی و به وسیله تحلیل دامنه سیگنال‌های صوتی، میزان کاهش خواص ماتریس در این نوع از

کامپوزیت‌ها پیش‌بینی شده است. در مدل پیشنهادی دسروماکس و همکاران [۱۸] همگن‌سازی میکروترک‌ها با استفاده از مدل موری- تاناکا انجام شده و برای ایجاد تمایز بین مودهای مختلف تخریب و تخمین استحکام، توابع ویبول به کار رفته‌اند. در مقاله یانگ و همکاران [۱۹] یک المان حجمی که معرف خواص مکانیکی کامپوزیت الیاف خرد شده است، برای بررسی میکرومکانیکی مکانیزم‌های تخریب در نظر گرفته شده و با استفاده از روش همگن‌سازی مکانیزم‌های تخریب و تحلیل اجزا محدود، میزان کاهش خواص مکانیکی بدست آمده است. در پژوهش چمان و همکاران [۲۰] گسترش میکروترک‌ها در ماتریس و جدایش الیاف از ماتریس به عنوان مود غالب تخریب در نظر گرفته شده و همگن سازی ماده تخریب شده با استفاده از روش موری- تاناکا انجام گرفته است. همچنین توابع ویبول برای تعیین استحکام فصل مشترک الیاف و ماتریس به کار رفته و تخریب ماتریس به شکل آیزوتروپیک در نظر گرفته شده است.

اما مدل‌های میکرومکانیکی به دلایلی از جمله در نظر نگرفتن شکل حباب، رشد پیش‌رونده میکرو ترک‌ها، انحراف الیاف، اثر فرایند تولید، تأثیر اندازه و شکل الیاف، پیچیدگی برهم‌کنش مودهای مختلف بارگذاری و تخریب و همچنین پیچیده بودن آزمایش‌های مورد نیاز برای پیش‌بینی رفتار مکانیکی ماده کامپوزیتی که در آن تخریب رخ داده؛ با محدودیت‌هایی روبرو می‌باشد [۲۱]. بنابراین به منظور رفع این محدودیت‌ها و همچنین پیوسته در نظر گرفتن فرایند تخریب، استفاده از مدل‌های ماکرومکانیکی براساس راهکار مکانیک تخریب پیوسته توسط دانو و همکاران [۲]، موروزوف [۲۱] و هیچام و همکاران [۲۲] پیشنهاد گردیده است. رفتار مکانیکی این نوع کامپوزیت‌ها از ابتدای بارگذاری تا پیش از شروع تخریب، شبه آیزوتروپیک و تقریباً خطی می‌باشد. در مقاله موروزوف [۲۱] پیشنهاد شده که از معیار فون‌مایسس به منظور بررسی آغاز و پیشرفت تخریب استفاده گردد و تخریب به صورت آیزوتروپیک تا لحظه نهایی شکست ادامه یابد. مطابق با این مدل، انرژی فون‌مایسس کامپوزیت در آزمایش کشش یا فشار، مبنای رشد تخریب و تعیین استحکام نهایی شکست در حالت بارگذاری کلی قرار می‌گیرد. اما در کارهای دانو و همکاران [۲] و [۲۳]، رشد ترک‌ها در آزمایش کشش ساده، جهت‌دار و متناسب با راستای بارگذاری گزارش شده است. این پدیده، نشان دهنده ماهیت غیر آیزوتروپیک^۳ تخریب در کامپوزیت‌های شیشه نوع E/پلی‌استر ساخته شده از الیاف خرد شده با توزیع تصادفی می‌باشد.

در مدل پیشنهادی دانو و همکاران [۲] برای محاسبه نرخ رشد تخریب به فرم غیر آیزوتروپیک، از روش نرخ انرژی آزاد شده از تخریب استفاده شده است. این روش در آزمایش برش خالص، رشد میکروترک-ها را در همه جهت‌ها به شکل یکسان و تخریب را به صورت آیزوتروپیک پیش‌بینی می‌نماید. اما مشاهدات انجام گرفته با میکروسکوپ نوری در آزمایش برش خالص کامپوزیت الیاف خرد شده با توزیع تصادفی شیشه نوع E/پلی‌استر توسط دانو و همکاران [۲۳] نشان داده که میکروترک‌ها در ماتریس، تنها عمود بر جهت تنش اصلی کششی رشد می‌کنند. بنابراین استفاده از نرخ انرژی آزاد شده از تخریب با واقعیت

¹ off-axis

² quasi- isotropic

³ anisotropic

پارامترهای اولیه مورد نیاز مدل چو و وانگ، درباره امکان استفاده از این مدل بحث گردیده است. به علاوه منحنی تغییرات ضریب یانگ و ضریب پواسون برحسب پیشرفت تخریب، محاسبه شده است. همچنین منحنی تنش- کرنش جانبی بدست آمده از آزمایش و مدل با هم مقایسه شده- اند تا توانایی مدل چو و وانگ در شبیه سازی آزمایش کشش کامپوزیت الیاف خرد شده با توزیع تصادفی شیشه نوع E/پوکسی ارزیابی گردد.

۲- توصیف مکانیزم پیشرفت تخریب در کامپوزیت الیاف خرد شده با توزیع تصادفی در کشش ساده

هر ماده کامپوزیتی را می توان به سه بخش الیاف، ماتریس و فصل مشترک تقسیم بندی نمود. با توجه به چند جنس بودن ماده کامپوزیتی، در خلال بارگذاری، هر بخش رفتار مکانیکی متفاوتی با بخش دیگر خواهد داشت. طبق مشاهدات میکروسکوپی دانو و همکاران [۲۲] و راماکریشان و مالیک [۳]، با افزایش تدریجی مقدار بار در آزمون کشش ساده، میکروترک از حبابها و انتهای الیاف خرد شده در ناحیه فصل مشترک، جوانه زده و به ماتریس انتقال می یابد. پس از پیشرفت ترک در ماتریس، مجموعه الیاف دچار شکست تدریجی می- شود.

بدین ترتیب در چنین شرایطی مدول الاستیسیته که تابعی از خواص سه بخش ماده کامپوزیتی می باشد، دچار افت تدریجی می گردد. همچنین ضریب پواسون که اثر متقابل کرنش های جانبی و محوری را توصیف می نماید، به علت گسترش خرابی، ثابت نخواهد ماند. در نتیجه هنگامی که تعیین مقدار لحظه ای استحکام و یافتن ظرفیت باربری نهایی سازه تا مرز انهدام، مورد نظر باشد، محاسبه تغییرات این دو پارامتر نسبت به پیشرفت بارگذاری و رشد خرابی، مفید خواهد بود.

۳- نظریه تخریب پیش رونده

در بررسی تخریب پیش رونده در مقیاس ماکرومکانیکی، دو گام اساسی وجود دارد: در گام اول می بایست رابطه بین تنسور سفتی اولیه ماده تخریب نشده و تنسور سفتی مؤثر ماده تخریب شده مشخص شود. در گام دوم باید شرایط رشد تخریب و نرخ رشد تخریب تعیین گردد. در این پژوهش، محاسبه نرخ رشد تخریب براساس مدلی است که به- صورت مستقیم از تنسور تنش مؤثر استفاده می نماید.

۳-۱- تعیین تنسور سفتی مؤثر

برای موادی که پیش از تخریب، آیزوتروپیک هستند، نظریه های متفاوتی براساس روش مکانیک تخریب پیوسته به منظور محاسبه تنسور سفتی مؤثر بعد از آغاز تخریب پیشنهاد گردیده است [۳۰-۳۹]. از میان آنها، در این مقاله با توجه به قید سادگی مدل در کاربردهای مهندسی، و همچنین ضرورت غیرآیزوتروپیک بودن نظریه تخریب و نیز در نظر گرفتن تغییرات ضریب پواسون در فرآیند تخریب، استفاده از مدلی که توسط کوردیبوس و سیدوروف [۴۰] ارائه شده و چو و وانگ [۴۱] آن را به کار برده اند، پیشنهاد می گردد. این مدل براساس مفهوم تنش مؤثر و انرژی الاستیک مکمل بیان شده است. رابطه بین تنسور تنش کوشی و تنسور تنش کوشی مؤثر در شرایط تخریب آیزوتروپیک، باتوجه به مفهوم سطح مؤثر توسط رابوتنوف [۳۶] مطابق رابطه (۱) تعریف شده است. متغیر تخریب D، که بیان گر میزان کاهش سطح

میکرومکانیکی این ماده مطابقت نداشته و نمی تواند به درستی تفاوتی میان نرخ رشد تخریب با توجه حالت تنش (کششی یا فشاری بودن آن) قائل شود. در مدل پیشنهادی هیچام و همکاران [۲۲] معادلات نرخ انرژی آزاد شده از تخریب، اصلاح گردیده تا مدل دانو و همکاران [۲] بهبود یابد. بدین ترتیب که برای محاسبه نرخ انرژی آزاد شده از تخریب، تنش به دو مؤلفه مثبت و منفی در جهت های اصلی تخریب تجزیه شده؛ اما اصلاح انجام شده تنها در حالتی که بارگذاری متناسبی باشد، قابل استفاده است. زیرا پژوهش چالامل و همکاران [۲۸] نشان داده که استفاده از مدل هیچام و همکاران در حالت بارگذاری غیر متناسبی، قوانین مکانیک محیط پیوسته را نقض می کند. بارگذاری متناسبی، بارگذاری می باشد که در آن جهت های اصلی تنش و جهت های اصلی تخریب در طول بارگذاری برهم منطبق بوده و تغییر نکند [۲۹].

به منظور ایجاد تمایز بین نرخ رشد تخریب ناشی از تنش کششی و فشاری در پژوهش های چالامل و همکاران [۳۰] و دسمورات [۳۱] پیشنهاد شده که قسمت مثبت تنسور کرنش با تنسور نرخ انرژی آزاد شده از تخریب، ترکیب گردد. همچنین در مقاله های ژانگ و یو [۲۲] و گائو و همکاران [۳۳] استحکام آستانه تخریب ماده در حالت کشش و فشار تک محوره، با معادلات نرخ انرژی آزاد شده از تخریب، ترکیب شده است. اما در هر دو رویکرد، تخریب در راستای عمود بر جهت بارگذاری در آزمایش کشش ساده نادیده گرفته شده؛ که این موضوع با آزمایش های دانو و همکاران [۳] و راماکریشان و همکاران [۲۲] روی کامپوزیت های الیاف خرد شده شیشه با توزیع تصادفی مطابقت ندارد.

برای رفع محدودیت های ذکر شده در استفاده از نرخ انرژی آزاد شده از تخریب، استفاده از مدلی که بتواند نرخ رشد تخریب را با توجه به حالت تنش به درستی تخمین زده و از سوی دیگر در حالت بارگذاری غیر متناسبی نیز قابل استفاده باشد، ضروری است. با این مقدمه، مدل چو و وانگ [۲۴] که جهت مطالعه تخریب پیش رونده در فلزات نرم پیشنهاد شده، ممکن است به عنوان روش مناسبی مورد توجه قرار گیرد. این مدل نیز براساس روش مکانیک تخریب پیوسته است، اما در محاسبه نرخ رشد تخریب، به منظور بیان تفاوت میان مکانیزم تخریب کششی و فشاری، تنسور تنش مؤثر را جایگزین تنسور نرخ انرژی آزاد شده از تخریب کرده است. این مدل در بارگذاری غیر متناسبی قوانین مکانیک محیط پیوسته را نقض نمی کند. همچنین از دو ضابطه تشکیل شده است: ضابطه اول برای مدل سازی تخریب پیش رونده در کرنش- های کم و ضابطه دوم برای مدل سازی تخریب پیش رونده در کرنش- های زیاد پیشنهاد گردیده است. از تابع تخریبی مشابه این مدل در پژوهش چو و وانگ [۳۵] جهت بررسی تخریب در چند لایه کامپوزیتی متشکل از لایه های تک جهته گرافیت/پوکسی استفاده شده؛ اما مفروضات این مدل برای کامپوزیت های الیاف خرد شده منجر به پیش- بینی تخریب آیزوتروپیک شده که دور از واقعیت می باشد.

پژوهش حاضر به منظور ارزیابی ضابطه اول مدل چو و وانگ، در پیش بینی میزان تخریب کامپوزیت های الیاف خرد شده با توزیع تصادفی شیشه نوع E/پوکسی در آزمایش کشش انجام گرفته است. انگیزه استفاده از ضابطه اول، کم بودن میزان کرنش تخریب نهایی (شکست کامل) کامپوزیت های الیاف شیشه است. پس از انجام آزمایش کشش ساده روی این ماده، منحنی تنش- کرنش با استفاده از روش همبستگی تصاویر دیجیتال، استخراج شده و بعد از محاسبه

که F_d تابع تخریب ماده، β نمایانگر میزان تخریب کلی، B_0 آستانه تخریب اولیه، $B(\beta)$ تغییرات آستانه تخریب (نسبت به آستانه تخریب اولیه) و $\bar{\sigma}_d$ تنش معادل تخریب مؤثر است. مقدار آستانه تخریب در هر مرحله از بارگذاری، برابر با مجموع B_0 و $B(\beta)$ در مرحله پیشین است. برای مواد تقریباً ترد (مانند کامپوزیت‌های الیاف شیشه که کرنش پلاستیک در آنها محدود است و تخریب به‌طور تقریبی بستگی به توسعه کرنش الاستیک دارد) شرط لازم و کافی برای رشد تخریب این است که تابع تخریب برابر با صفر باشد [۳۴]. از آنجا که فرایند تخریب، یک پدیده نمری می‌باشد، شرط رشد تخریب آنست که مقدار $\bar{\sigma}_d$ در هر مرحله از بارگذاری، بیش از مقدار $\bar{\sigma}_d$ در مرحله پیشین بارگذاری باشد. به‌تعبیر دیگر، پیشرفت تخریب، نیازمند افزایش تدریجی این پارامتر در هر مرحله از بارگذاری می‌باشد که متعاقباً طبق رابطه (۹) بیان می‌گردد. در مدل چو و وانگ، گسیختگی نهایی ماده براساس D_{1c} و D_{2c} (متغیرهای تخریب بحرانی در لحظه شکست) تعیین نمی‌گردد؛ بلکه β_c (تخریب کلی بحرانی) که متغیر کامل‌تری نسبت به متغیرهای تخریب بحرانی است و متناظر با مقدار بحرانی $\bar{\sigma}_d$ (یعنی $\bar{\sigma}_{dc}$) می‌باشد، گسیختگی نهایی ماده را تعیین می‌کند. از رابطه (۹) تعیین می‌شود [۳۴]:

$$\bar{\sigma}_d = \frac{1}{2} \left[\frac{\sigma_1}{\sigma_2} \right]^T [\bar{J}] \left[\frac{\sigma_1}{\sigma_2} \right] \frac{1}{2} \quad (9)$$

که تنسور $[\bar{J}]$ از رابطه (۱۰) محاسبه می‌گردد [۳۴]:

$$[\bar{J}] = [M(D)]^T [J] [M(D)] \quad (10)$$

تنسور $[J]$ میزان وابستگی تخریب در یک جهت را، به تنش مؤثر در جهت دیگر نشان داده و در حالت دوبعدی طبق رابطه (۱۱) بیان می‌شود [۳۴]:

$$[J] = 2 \begin{bmatrix} 1 & \mu & 0 \\ \mu & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2(1-\mu) \end{bmatrix} \quad (11)$$

μ ضریب وابستگی به تخریب می‌باشد. همچنین تنسور تخریب $[D]$ -که نمایانگر میزان کاهش سطح مؤثر ماده در حالت دوبعدی است- طبق رابطه (۱۲) نوشته می‌شود [۳۴]:

$$[D] = \begin{bmatrix} D_1 & \\ & D_2 \\ & & 2D_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} D_1 & \\ & D_2 \\ & & D_6 \end{bmatrix} \quad (12)$$

تنسور تخریب $[D]$ بیان‌کننده کاهش سطح مقطع مؤثر در صفحه بارگذاری بوده و متفاوت از تنسور تخریب مؤثر $[M(D)]$ می‌باشد. $[M(D)]$ چگونگی تأثیر تنسور تخریب $[D]$ در کاهش خواص مکانیکی ماده را مشخص می‌نماید. مؤلفه D_6 در رابطه (۱۲) بیانگر اثر مخرب تنش برشی در کاهش سطح مقطع مؤثر ماده است.

در نهایت، نرخ رشد تخریب در مدل چو و وانگ از رابطه (۱۳) محاسبه می‌شود [۳۴]. مطابق با این رابطه، مؤلفه برشی تخریب D_6 در بارگذاری تناسبی، در جهت‌های اصلی تنش برابر با صفر خواهد بود:

$$[\dot{D}] = \frac{\dot{\beta}}{2\bar{\sigma}_d} [\bar{J}] \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} \quad (13)$$

در این مدل فرض شده که در آغاز تخریب، جهات اصلی تخریب با جهات اصلی تنش انطباق دارد و در صورتی که بارگذاری تناسبی باشد، این انطباق تا شکست نهایی ادامه می‌یابد [۴۳]. اما در حالت کلی، جهات اصلی تخریب با توجه به نوع بارگذاری و جنس ماده می‌تواند متفاوت باشد. آزمایش دانو و همکاران [۲۳] و

مؤثر ماده تخریب شده است، بین صفر تا یک تغییر می‌نماید. مقدار صفر بیان‌گر وضعیت کاملاً سالم و مقدار یک نشان‌دهنده تخریب کامل می‌باشد. پیشرفت تخریب با افزایش این پارامتر بین صفر تا یک نشان داده می‌شود. اما با توجه به اینکه در حالت کلی تخریب غیرآیزوتروپیک است، کوردیوس و سیدوروف [۴۰] رابطه (۱) را در حالت تخریب غیرآیزوتروپیک به‌صورت رابطه (۲) بازنویسی نموده‌اند. همچنین در شرایط غیرآیزوتروپیک، رابطه تنسور تنش با تنسور کرنش طبق رابطه (۳) محاسبه می‌شود [۴۰-۴۱]:

$$[\bar{\sigma}]_{6 \times 1} = \frac{[\sigma]_{6 \times 1}}{1-D} \quad (1)$$

$$[\bar{\sigma}]_{6 \times 1} = [M(D)]_{6 \times 6} [\sigma]_{6 \times 1} \quad (2)$$

$$[\varepsilon^e]_{6 \times 1} = ([M(D)]_{6 \times 6}^T [C]_{6 \times 6}^{-1} [M(D)]_{6 \times 6}) [\sigma]_{6 \times 1} = [\bar{C}]_{6 \times 6}^{-1} [\sigma]_{6 \times 1} \quad (3)$$

که $[\sigma]$ تنسور تنش کوشی و $[\bar{\sigma}]$ تنسور تنش کوشی مؤثر، $[C]$ تنسور سفتی اولیه ماده آیزوتروپیک، $[\bar{C}]$ تنسور سفتی مؤثر ماده آیزوتروپیک تخریب شده و $[\varepsilon^e]$ تنسور کرنش الاستیک است. $[M(D)]$ تنسور تخریب مؤثر در جهت‌های اصلی تخریب مطابق با نظریه چو و وانگ [۴۱] است که در وضعیت تنش صفحه‌ای با رابطه (۴) مشخص می‌گردد:

$$[M(D)] = \begin{bmatrix} \frac{1}{1-D_1} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{1-D_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{\sqrt{(1-D_1)(1-D_2)}} \end{bmatrix} \quad (4)$$

بنابراین در رابطه (۴) D_1 و D_2 متغیرهای تخریب در جهت‌های اصلی تخریب داخل صفحه هستند. در صورتی که ماده دچار تخریب نشده باشد، مقادیر D_1 و D_2 برابر با صفر شده و در شرایطی که ماده‌ای که کاملاً تخریب شده باشد، این مقادیر برابر با یک می‌گردد. جهت‌های اصلی تخریب، جهاتی هستند که ماده تخریب شده در آن جهت‌ها، بیشترین و کمترین مقدار ضریب یانگ را دارا می‌باشد [۴۲].

با استفاده از رابطه (۴) می‌توان رابطه (۳) را در حالت تنش صفحه‌ای به صورت رابطه (۵) بازنویسی کرد:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1^e \\ \varepsilon_2^e \\ \gamma_{12}^e \end{bmatrix} = \frac{1}{E_0} \begin{bmatrix} \frac{1}{w_1^2} & \frac{-v_0}{w_1 w_2} & 0 \\ \frac{-v_0}{w_1 w_2} & \frac{1}{w_2^2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{2(1+v_0)}{w_1 w_2} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} \quad (5)$$

$$w_1 = (1 - D_1) \quad (6)$$

$$w_2 = (1 - D_1) \quad (7)$$

۳-۲- محاسبه نرخ رشد تخریب با استفاده مستقیم از

تنسور تنش مؤثر

به منظور محاسبه نرخ رشد تخریب، استفاده مستقیم از تنسور تنش مؤثر در مدل پیشنهادی چو و وانگ جهت رفع محدودیت‌های روش انرژی پیشنهاد گردیده است. در این مدل، تنش‌های مؤثر، جایگزین مقادیر نرخ انرژی آزاد شده از تخریب شده و رابطه (۸) در جهات اصلی تخریب برای تخمین میزان کلی تخریب پیشنهاد گردیده است [۳۴]:

$$F_d = \bar{\sigma}_d - (B_0 + B(\beta)) = 0 \quad (8)$$

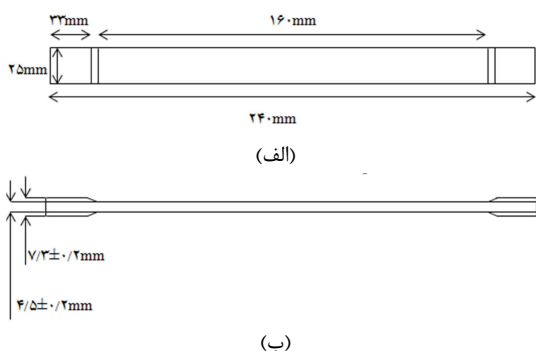
۴- روش تجربی

۴-۱- ساخت ماده کامپوزیتی

پارچه الیاف شیشه خرد شده، از نوع E و با چگالی سطحی ۲۲۵ gr/m² است که سازنده آن شرکت CNBM می‌باشد. رزین اپوکسی استفاده شده، نوع RS20 و سخت کننده مورد استفاده، H550 بوده و ساخت شرکت ماناپار^۱ می‌باشد. فرایند ساخت با روش لایه‌گذاری دستی و با استفاده از قالب فشاری فلزی در فشار ۶۵kPa انجام گرفته - است. چندلایه کامپوزیتی ساخته شده، دارای ۱۴ لایه بوده و درصد حجمی الیاف در نمونه نهایی در حدود ۳۴ درصد اندازه‌گیری شده‌است. ترانس ضخامت صفحات کامپوزیتی ۰/۲ mm ± اندازه‌گیری شده است.

۴-۲- ساخت نمونه کشش

با توجه به اینکه ضریب یانگ الیاف شیشه نوع E بیش از ۲۰ GPa است، برای ساخت نمونه‌های آزمایش کشش می‌بایست از استاندارد ASTM D3039 [۴۴] استفاده نمود. ابعاد نمونه‌های آزمایش کشش ۲۴۰mm×۲۵mm×۴/۵mm بوده است. همچنین طول تب‌های محافظ و ضخامت آنها، به ترتیب ۴۰mm و ۱/۴mm بوده و تب‌ها نیز هم‌جنس با ماده کامپوزیتی مورد آزمایش بوده است. به منظور جلوگیری از تمرکز تنش، لبه تب‌های محافظ قبل از چسباندن، با زاویه حدود ۳۰ درجه نسبت به افق سوهان‌کاری شده‌اند. طرحواره نمونه آزمایش کشش از نماهای مختلف در شکل ۱- الف و ۱- ب آورده شده است:



شکل ۱- الف) طرحواره نمونه آزمایش کشش از نمای بالا، ب) طرحواره نمونه آزمایش کشش از نمای روبه‌رو

۴-۳- آزمایش کشش و استفاده از روش همبستگی

تصاویر دیجیتال

آزمایش کشش ساده با استفاده از دستگاه اینسترون^۲ ۶۰۲۷ در آزمایشگاه خواص مکانیکی دانشگاه تربیت مدرس انجام شده و سرعت حرکت فک‌های دستگاه در حین آزمایش ۲ mm/min بوده است. اندازه‌گیری کرنش محوری و کرنش جانبی با استفاده از روش همبستگی تصاویر دیجیتال^۳ انجام شده است. استفاده از این روش، هم از جهت اقتصادی به صرفه است و هم اینکه مشکلات چسباندن کرنش-

آزمایش مارنو و همکاران [۲۵] روی کامپوزیت‌های شیشه نوع E پلی-استر ساخته شده از الیاف خرد شده با توزیع تصادفی، نشان داده‌است که به ترتیب، شرایط بارگذاری تناسبی در آزمایش کشش ساده و آزمایش کشش دو محوره با نسبت ثابت نیروها در کل فرایند تخریب برقرار است. در آزمایش کشش ساده دانو و همکاران [۲۳] مشاهده شده که بیشترین کاهش ضریب یانگ در راستای بارگذاری کششی و کمترین کاهش ضریب یانگ مربوط به جهت عمود به راستای بارگذاری می‌باشد.

به منظور ارزیابی مدل چو و وانگ در آزمایش کشش ساده به عنوان یک بارگذاری تناسبی، می‌بایست روابط این مدل را در بارگذاری کشش تک محوره تنظیم نمود. رابطه (۱۳) در آزمایش کشش ساده، می‌تواند به شکل رابطه (۱۴) نوشته شود [۳۴]:

$$\begin{bmatrix} dD_1 \\ dD_2 \\ dD_6 \end{bmatrix} = \frac{d\beta}{\bar{\sigma}_d} \begin{bmatrix} 1 - D_1 \\ \mu \\ 1 - D_2 \\ 0 \end{bmatrix} \frac{\sigma^f}{1 - D_1} \quad (14)$$

در نتیجه:

$$\frac{dD_1}{dD_2} = \frac{1 - D_2}{\mu(1 - D_1)} \quad (15)$$

و برای محاسبه μ ، با انتگرال‌گیری از رابطه (۱۵) می‌توان رابطه (۱۶) را بیان نمود [۳۴]:

$$\mu = \frac{D_2(2 - D_2)}{D_1(2 - D_1)} = \frac{D_2(1 - \frac{D_2}{2})}{D_1(1 - \frac{D_1}{2})} \quad (16)$$

در آزمایش کشش ساده، مقادیر D_1 و D_2 (که به ترتیب نشان‌دهنده متغیرهای تخریب در جهت کشش و عمود به بر آن هستند) با توجه به رابطه (۵)، از روابط زیر تعیین می‌گردد [۳۴]:

$$D_1 = 1 - \sqrt{\frac{E_d}{E_0}} \quad (17)$$

$$D_2 = 1 - \frac{v_0}{v_d} (1 - D_1) \quad (18)$$

در این روابط، E_0 ضریب یانگ اولیه ماده تخریب نشده، v_0 ضریب پواسون اولیه ماده تخریب نشده و E_d ضریب یانگ مؤثر ماده تخریب شده در نظر گرفته می‌شود. E_d در کشش ساده، از تقسیم مقدار تنش حقیقی به مقدار کرنش حقیقی در هر لحظه از آزمایش باید محاسبه - گردد. v_d ضریب پواسون مؤثر ماده تخریب شده نیز، از تقسیم قدرمطلق کرنش جانبی حقیقی به کرنش طولی حقیقی در هر لحظه از آزمایش کشش ساده بدست می‌آید.

مقدار $\bar{\sigma}_d$ در هر لحظه آزمایش کشش ساده طبق رابطه (۹) از رابطه (۱۹) محاسبه می‌شود [۳۴]:

$$\bar{\sigma}_d = \frac{\sigma^f}{1 - D_1} \quad (19)$$

با توجه به روابط (۱۴) و (۱۹) می‌توان میزان تخریب کلی را در هر لحظه از آزمایش با استفاده از رابطه (۲۰) به دست آورد [۳۴]:

$$\beta = D_1 - \frac{1}{2} D_1^2 \quad (20)$$

و در نهایت، تغییرات آستانه تخریب با استفاده از رابطه (۸)، به - صورت رابطه (۲۱) نوشته می‌شود [۳۴]:

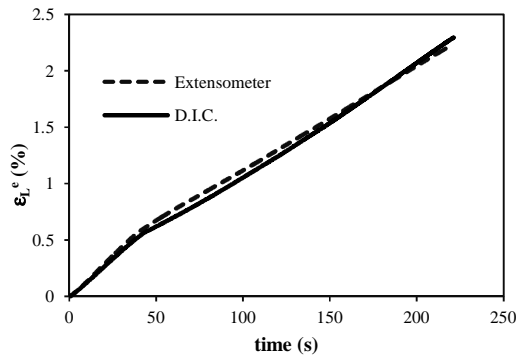
$$B(\beta) = \bar{\sigma}_d - B_0 \quad (21)$$

¹ Manapar

² Instron

³ Digital Image Correlation (D.I.C.)

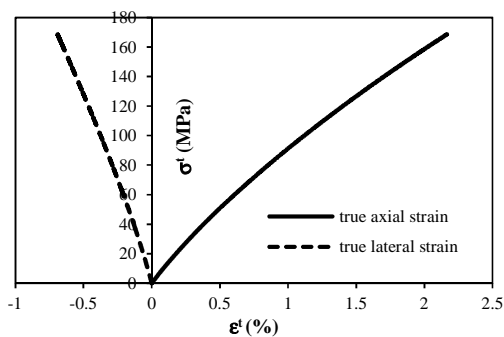
شده است. با توجه به اینکه پاسخ در هر دو روش نتایج نزدیک به هم را پیش‌بینی می‌کند، تنظیمات نهایی انجام گرفته، به عنوان مبنای آماده‌سازی و انجام آزمایش روی سایر نمونه‌ها در نظر گرفته شده است.



شکل ۳- کرنش مهندسی روش اکستنسومتر و همبستگی تصاویر دیجیتال

۲-۵- نتایج آزمایش کشش

آزمایش کشش ساده روی سه نمونه مشابه انجام گرفته است. برای محاسبه خواص مکانیکی چندلایه کامپوزیتی، از میانگین نتایج آزمایش سه نمونه استفاده شده است. نمودار تنش حقیقی- کرنش طولی حقیقی و نمودار تنش حقیقی- کرنش جانبی حقیقی آزمایش کشش ساده، در شکل ۴ قابل مشاهده است. بدیهی است که کرنش طولی، انبساطی و کرنش جانبی انقباضی می‌باشد. همچنین مقدار کرنش جانبی به‌خاطر ضربه پواسون، کسری از کرنش طولی خواهد بود.



شکل ۴- نمودار تنش حقیقی- کرنش حقیقی

ضربه یانگ و ضربه پواسون اولیه ماده تخریب نشده، با میانگین-گیری از سه نمونه آزمایش کشش ساده، به ترتیب برابر با ۱۱/۶۷GPa و ۰/۳۵ تعیین گردیده است.

باتوجه به اینکه کرنش تخریب نهایی کامپوزیت‌های الیاف خرد شده شیشه نوع E کم بوده و می‌تواند به عنوان ماده‌ای شبه‌ترد در نظر گرفته شود؛ شروع رفتار غیر خطی در منحنی تنش- کرنش، نقطه آغاز فرآیند تخریب بوده [۲۳] و بنابراین مقدار آستانه تخریب B_0 با توجه به انتهای ناحیه تقریباً خطی در آزمایش کشش ساده طبق استاندارد ASTM E111 [۴۵] برابر ۱۱/۶۶MPa محاسبه شده و مقدار استحکام نهایی میانگین TS برابر با ۱۷۱/۷۸MPa در لحظه گسیختگی بدست آمده است.

سنج بر روی نمونه را ندارد. برای انجام روش همبستگی تصاویر دیجیتال، ابتدا ۵۰mm از وسط نمونه با اسپری سفید، رنگ می‌گردد. بعد از اینکه رنگ سفید به‌طور کامل خشک شد، بر روی همین ناحیه، با اسپری سیاه، دانه‌های رنگی به‌شکل تصادفی پاشیده می‌شود. در حین انجام آزمایش، میزان جابجایی نقطه‌های سیاه با استفاده از یک دوربین دیجیتال با فرکانس فیلم‌برداری ۲۵ فریم بر ثانیه ثبت شده؛ سپس با تبدیل فیلم به عکس و وارد کردن عکس‌ها به نرم‌افزار پردازش تصویر GOM Correlate، میزان کرنش طولی و کرنش جانبی نمونه مورد آزمایش بدست آمده است. در این نرم‌افزار، یک اکستنسومتر مجازی در وسط نمونه به طول ۵۰mm میزان کرنش طولی و یک اکستنسومتر مجازی در وسط نمونه به طول ۱۲mm کرنش جانبی را اندازه‌گیری می‌کند. برپایه روش همبستگی تصاویر دیجیتال در شکل (۲) قابل مشاهده است.



شکل ۲- سازوکار روش همبستگی تصاویر دیجیتال

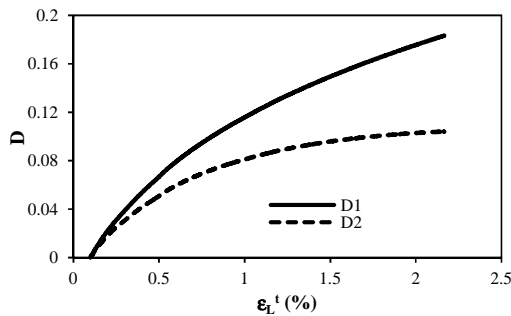
۵- نتایج و بحث

۵-۱- کالیبراسیون روش همبستگی تصاویر دیجیتال

از آنجا که روش همبستگی تصاویر دیجیتال نیازمند تنظیمات اولیه از جمله روش اسپری کردن، نورپردازی، تنظیم فاصله دوربین از نمونه و تنظیمات لنز می‌باشد، لازم است که از یک وسیله مرجع به-عنوان کالیبراسیون این سازوکار استفاده شود. ابتدا نویسندگان از اکستنسومتر دستگاه کشش به‌عنوان وسیله مرجع برای کالیبراسیون و انجام تنظیمات مناسب در روش همبستگی تصاویر دیجیتال روی چند نمونه کامپوزیتی استفاده نموده‌اند. مقایسه منحنی تغییرات کرنش مهندسی برحسب زمان با استفاده از دو روش در شکل ۳ نمایش داده

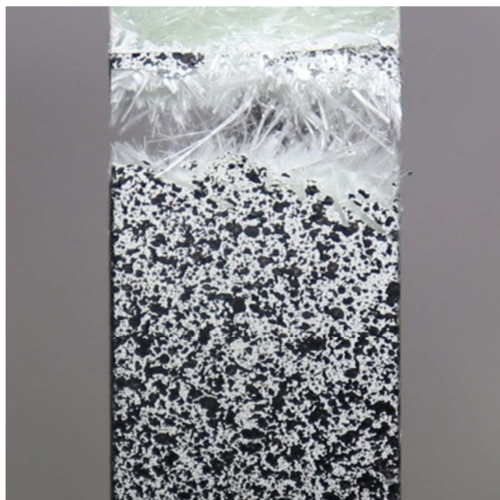
¹ extensometer

در آزمایش کشش ساده، مقدار متغیرهای اصلی تخریب D_1 و D_2 در طول آزمایش، به ترتیب از روابط (۱۷) و (۱۸) استخراج می‌گردد. شکل ۷ منحنی تغییرات D_1 و D_2 را بر حسب کرنش طولی حقیقی نشان می‌دهد. بیشتر بودن مقدار D_1 نسبت به D_2 در نقاط متناظر، بیانگر پیشروی سریع‌تر میکروتکرها در جهت عمود به راستای کشش می‌باشد.



شکل ۷- نمودار تغییرات D_1 و D_2

تصویر نمونه گسیخته شده آزمایش کشش ساده در شکل ۸ نشان داده شده است. هرچند که بردار عمود بر سطح شکست، متمایل به راستای بارگذاری می‌باشد؛ اما با این راستا در یک امتداد قرار ندارد. از زاویه اندک سطح شکست با افق نیز می‌توان مقدار کمتر D_2 نسبت به D_1 را استنباط نمود.

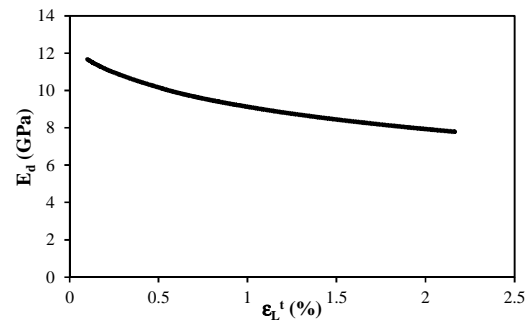


شکل ۸- تصویر نمونه گسیخته شده

۳-۵- تخمین ضریب وابستگی به تخریب

استفاده از مدل چو و وانگ [۳۴] تنها در شرایطی امکان پذیر است که ضریب وابستگی به تخریب، مقدار ثابتی باشد. برای محاسبه پارامتر μ مطابق با رابطه (۱۶) می‌بایست از متغیرهای اصلی تخریب D_1 و D_2 استفاده نمود. به همین منظور، منحنی تغییرات $(1 - \frac{D_2}{D_1})$ که در صورت کسر رابطه (۱۶) قرار دارد، برحسب $(1 - \frac{D_2}{D_1})$ که در مخرج این کسر می‌باشد، در نمودار شکل ۹ رسم شده است. بیشینه مقادیر D_1 و D_2 به ترتیب برابر با ۰/۱۸۳۱ و ۰/۱۰۳۹ می‌باشد. اگر نمودار شکل

منحنی تغییرات ضریب یانگ مؤثر در خلال آزمایش کشش (که از تقسیم تنش حقیقی به کرنش حقیقی در هر نقطه از آزمایش به دست می‌آید) در شکل ۵ ارائه شده است. این پارامتر از مقدار اولیه ۱۱/۶۷ GPa - که متناظر با شرایط بدون تخریب در ماده کامپوزیتی می‌باشد- شروع شده و با افزایش کرنش و پیشرفت تخریب، کاهش یافته و در نهایت به مقدار ۷/۷۹ GPa می‌رسد. کاهش ضریب یانگ مؤثر در طول آزمایش، به دلیل رشد میکروتکرها می‌باشد. به نظر می‌رسد که شیب بیشتر نمودار در مقادیر کرنش کم، به دلیل رشد سریع‌تر میکروتکرها باشد.

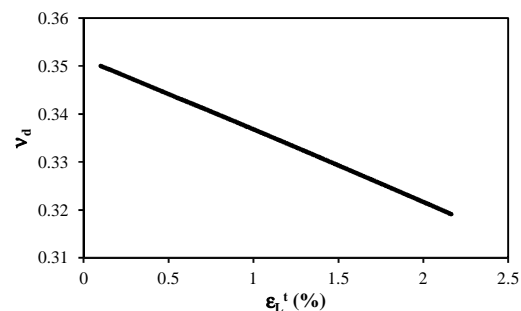


شکل ۵- منحنی تغییرات ضریب یانگ مؤثر - کرنش طولی حقیقی

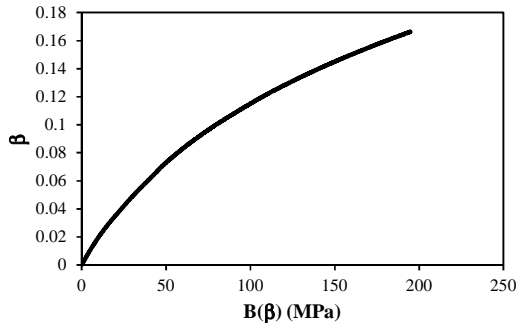
شکل ۶ تغییرات ضریب پواسون مؤثر با پیشرفت کرنش و افزایش تخریب در ماده کامپوزیتی را نشان می‌دهد. این پارامتر که از تقسیم کرنش جانبی به محوری در هر لحظه از آزمایش بدست می‌آید، به شکل یک رابطه تقریباً خطی کاهش پیدا می‌کند. ثابت نبودن ضریب پواسون، رشد تخریب در ماده را نشان می‌دهد. با استفاده از رابطه (۱۸) می‌توان در مورد آیزوتروپیک یا غیرآیزوتروپیک بودن تخریب نتیجه‌گیری نمود. از رابطه (۱۸) می‌توان رابطه (۲۲) را به دست آورد:

$$v_d = v_0 \frac{1 - D_1}{1 - D_2} \quad (22)$$

با توجه به اینکه ضریب پواسون ماده در حال تخریب متفاوت با ضریب پواسون ماده سالم می‌باشد، در نتیجه کسر $\frac{1 - D_1}{1 - D_2}$ برابر با یک نخواهد بود. بنابراین ضرایب تخریب D_1 و D_2 برابر نبوده و در ماده مورد بررسی، خرابی به شکل غیرآیزوتروپیک رشد می‌کند؛ که با مشاهدات میکروسکوپی دانو و همکاران [۲۳] روی کامپوزیت الیاف خرد شده با توزیع تصادفی شیشه نوع E/پلی‌استر نیز همخوانی دارد.



شکل ۶- منحنی تغییرات ضریب پواسون مؤثر - کرنش طولی حقیقی



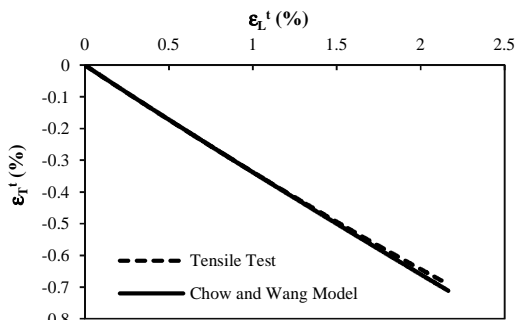
شکل ۱۱- نمودار β بر حسب $B(\beta)$

جدول ۱- پارامترهای استخراج شده از آزمایش کشش ساده

پارامتر	مقدار اندازه گیری شده
E_0 (GPa)	۱۱/۶۷
ν_0	۰/۳۵
μ	۰/۷۲۹۴
B_0 (MPa)	۱۱/۶۶
TS (MPa)	۱۷۱/۷۸

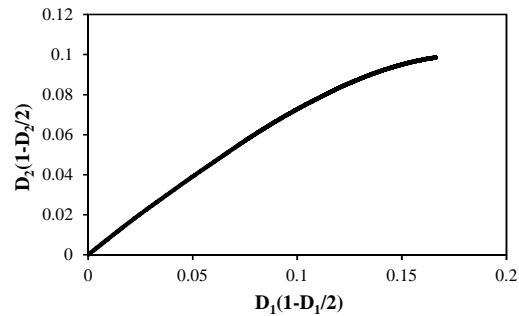
۵-۴- ارزیابی مدل تخریب پیش رونده

کرنش جانبی به عنوان پارامتر کلیدی برای ارزیابی مدل تخریب پیش رونده در بارگذاری تک محوره کششی کامپوزیت الیاف خرد شده نوع E/E_0 پوکسی می باشد. ضریب وابستگی به تخریب با استفاده از متغیرهای تخریب D_1 و D_2 مدل چو و وانگ استخراج گردید. با استفاده از رابطه (۱۶) متغیر تخریب D_2 بر حسب D_1 و μ محاسبه می گردد. سپس ضریب پواسون مؤثر طبق رابطه (۲۲) بدست آمده و با ضرب نمودن آن در کرنش طولی حقیقی، مجدداً کرنش جانبی حاصل از مدل استخراج می گردد. شکل ۱۲ کرنش جانبی حقیقی حاصل از مدل و کرنش جانبی حقیقی بدست آمده از روش همبستگی تصاویر دیجیتال را بر حسب کرنش حقیقی محوری با یکدیگر مقایسه می نماید. مشاهده می شود که انطباق بسیار خوبی بین این دو منحنی وجود داشته و کارایی ضابطه اول مدل تخریب چو و وانگ در شبیه سازی پیشرفت تخریب تا گسیختگی کامل کامپوزیت الیاف خرد شده نوع E/E_0 پوکسی قابل استنتاج می باشد.

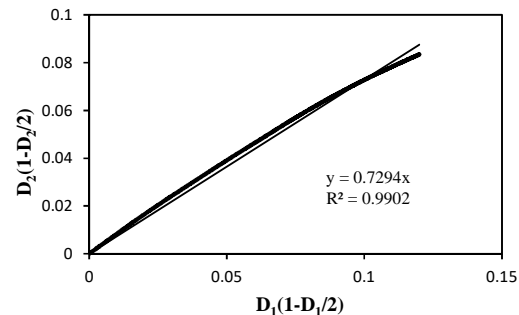


شکل ۱۲ - منحنی کرنش جانبی حقیقی - کرنش طولی حقیقی

(۹) تا قسمتی که مقدار D_1 به $۰/۱۲۸۲$ (۷۰ درصد مقدار D_{1c}) رسیده، که متناظر با مقدار $۰/۸۷۲۰$ برای D_2 بوده (و ۸۴ درصد مقدار D_{2c} را پوشش می دهد) ترسیم گردد، نمودار شکل ۱۰ بدست می آید. بر روی این قسمت از نمودار با تقریب نسبتاً خوبی می توان یک خط منطبق نمود. دلیل استفاده از ۷۰ درصد ابتدایی تابع D_1 جهت محاسبه μ ، دستیابی به ضریب همبستگی ۹۹ درصد برای رگرسیون خطی این پارامتر می باشد. شیب این خط برابر با $۰/۷۲۹۴$ است که می تواند به عنوان تقریبی از ضریب وابستگی به تخریب استفاده گردد.



شکل ۹- تغییرات صورت کسر رابطه (۱۶) بر حسب تغییرات مخرج کسر



شکل ۱۰- تقریب خطی ضریب μ

آخرین نمودار مورد نیاز در آزمایش کشش ساده برای محاسبه پارامترهای مدل تخریب پیش رونده، نمودار تخریب کلی β بر حسب تغییرات آستانه تخریب $B(\beta)$ است که می بایست به ترتیب، مطابق با روابط (۲۰) و (۲۱) محاسبه شوند. این نمودار در شکل ۱۱ ترسیم شده است. از آنجا که β نمایانگر تخریب کلی است، مطابق با این نمودار می توان گفت در ابتدای بارگذاری، شیب تغییرات β بیشتر بوده و رشد میکروترکها سریع تر اتفاق می افتد. با نزدیک شدن به انتهای بارگذاری، شیب نمودار کاهش پیدا کرده و از سرعت رشد میکروترکها کاسته می شود. جدول ۱ متغیرهای اولیه استخراج شده از آزمایش کشش ساده را نشان می دهد.

میزان تخریب کل ماده	β
تخریب کلی بحرانی	β_c
آستانه تخریب اولیه (MPa)	B_0
تغییرات آستانه تخریب (MPa)	$B(\beta)$
تنش معادل تخریب مؤثر (MPa)	$\tilde{\sigma}_d$
تنش معادل تخریب مؤثر بحرانی (MPa)	$\tilde{\sigma}_{d_c}$
تنسور وابستگی به تخریب	$[J]$
ضریب وابستگی به تخریب	μ
استحکام نهایی (MPa)	TS

۸- مراجع

- [1] Agarwal B. D. and Broutman L. J., *Analysis and Performance of Fiber Composites*. John Wiley & Sons, New York, 1999.
- [2] Dano M. L., Gendron G. and Mir H., Mechanics of Damage and Degradation in Random Short Glass Fiber Reinforced Composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Vol. 15, pp. 169-177, 2002.
- [3] Ramakrishnan M. U. and Mallick P. K., Strength and Failure Characteristics of a Glass Fiber SMC-R Composite under Combined Tensile and Shear Stresses. *Composites Part B*, Vol. 176, 2019.
- [4] Lees K. J., A Study of the Tensile Modulus of Short Fiber Reinforced Plastics. *Journal of Polymer Engineering & Science*, Vol. 8, pp. 186-194, 1968.
- [5] Tsai S. W. and Pagano J. J., *Composite Materials Workshop*. Technomic Stamford, Conn, pp. 233-252, 1968.
- [6] Christensen R. M. and Waals F. M., Effective Stiffness of Randomly Oriented Fiber Composites. *Journal of Composite Materials*, Vol. 6, pp. 518-532, 1972.
- [7] Manera M., Elastic Properties of Randomly Oriented Short Fiber-Glass Composites. *Journal of Composite Materials*, Vol. 11, pp. 235-247, 1977.
- [8] Pan N., The Elastic Constants of Randomly Oriented Fiber Composite: A New Approach to Prediction. *Science and Engineering of Composite Materials*, Vol. 5, pp. 63-72, 1996.
- [9] Pan Y., Iorga L. and Pelegri A. A., Numerical Generation of a Random Chopped Fiber Composite RVE and Its Elastic Properties. *Composites Science and Technology*, Vol. 68, pp. 2792-2798, 2008.
- [10] Chen Z., et al., Multiscale Finite Element Modeling of Sheet Molding Compound (SMC) Composite Structure based on Stochastic Mesostructure Reconstruction. *Composite Structures*, Vol. 188, pp. 25-38, 2017.
- [11] Feraboli P., Cleveland T., Stickler P. and Halpin J., Stochastic Laminate Analogy for Simulating the Variability in Modulus of Discontinuous Composite Materials. *Composites: Part A*, Vol. 41, pp. 557-570, 2010.
- [12] Chen P. E., Strength Properties of Discontinuous Fiber Composites. *Polymer Engineering & Science*, Vol. 11, pp. 51-56, 1971.
- [13] Baxter W. J., The Strength of Metal Matrix Composites Reinforced with Randomly Oriented Discontinuous Fibers. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 23, pp. 3045-3053, 1992.
- [14] Hahn H. T., On Approximations for Strength of Random Fiber Composites. *Journal of Composite Materials*, Vol. 9, pp. 226-232, 1975.
- [15] Halpin J. C. and Kardos J. L., Strength of Discontinuous Reinforced Composites: I. Fiber Reinforced Composites. *Polymer Engineering & Science*, Vol. 18, pp. 496-504, 1978.
- [16] Shokrieh M. M. and Moshrefzadeh-Sani H., A Novel Laminate Analogy to Calculate the Strength of Two-

۶- جمع‌بندی

در این پژوهش، رفتار مکانیکی چندلایه کامپوزیتی الیاف خرد شده با توزیع تصادفی شیشه نوع E اپوکسی در آزمایش کشش مورد بررسی قرار گرفت و مشخص شد که افزایش بار، سبب پیشرفت تخریب و کاهش خواص مکانیکی ماده می‌گردد. تخریب در کشش تک محوره به صورت غیرآیزوتروپیک رشد نموده و مقدار ضریب یانگ و ضریب پواسون نیز در طول آزمایش کشش متغیر است. این موضوع لزوم استفاده از روش مکانیک تخریب پیوسته را براساس مدل کوردیبوس و سیدوروف نشان می‌دهد.

تخمین نرخ رشد تخریب در آزمایش کشش با استفاده از ضابطه اول مدل چو و وانگ انجام گرفت. این مدل پیش از این برای بررسی تخریب در فلزاتی که کرنش الاستیک- پلاستیک کمی دارند، به کار رفته بود. به منظور استفاده از این مدل، ضریب وابستگی به تخریب، با مقدار ثابت 0.7294 تخمین زده شد. مقایسه منحنی کرنش جانبی حقیقی- کرنش محوری حقیقی بدست آمده از آزمایش و مدل، امکان شبیه‌سازی مطلوب آزمایش کشش ساده را برای این نوع از کامپوزیت- ها، با استفاده از مدل چو و وانگ نشان می‌دهد. شیب منحنی β برحسب $B(\beta)$ متغیر بوده که نشان می‌دهد نرخ رشد تخریب و سرعت رشد میکروتکرک‌ها، با توجه به میزان بارگذاری متغیر است. همچنین الگوی کاهش ضریب یانگ و ضریب پواسون برحسب افزایش کرنش طولی حقیقی و پیشرفت تخریب، استخراج گردید.

۷- نمادها

ضریب یانگ اولیه ماده (MPa)	E_0
ضریب یانگ مؤثر ماده تخریب شده (MPa)	E_d
ضریب پواسون اولیه ماده	ν_0
ضریب پواسون مؤثر ماده تخریب شده	ν_d
کرنش طولی مهندسی	ϵ_L^e
کرنش حقیقی	ϵ^t
کرنش طولی حقیقی	ϵ_L^t
کرنش جانبی حقیقی	ϵ_T^t
تنش حقیقی در جهت طولی نمونه (MPa)	σ^t
تنسور تنش کوشی حقیقی (MPa)	$[\sigma]$
تنسور تنش کوشی حقیقی مؤثر (MPa)	$[\tilde{\sigma}]$
تنسور سفتی اولیه ماده آیزوتروپیک (MPa)	[C]
تنسور سفتی مؤثر ماده تخریب شده (MPa)	$[\tilde{C}]$
تنسور کرنش الاستیک حقیقی	$[\epsilon^e]$
تنسور تخریب مؤثر	[M(D)]
تنسور تخریب	[D]
متغیر تخریب آیزوتروپیک	D
متغیر تخریب در جهت اصلی اول	D_1
متغیر تخریب در جهت اصلی دوم	D_2
متغیر تخریب برشی	D_6
متغیر تخریب بحرانی در جهت اصلی اول	D_{1c}
متغیر تخریب بحرانی در جهت اصلی دوم	D_{2c}
تابع تخریب ماده (MPa)	F_d

- Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 27, pp. 547-558, 1987.
- [35] Chow C. L. and Yang F., Inelastic Finite Element Analysis of Fiber-Reinforced Composite Laminates with Damage. *Proc Instn Mech Engrs*, Vol. 212, pp. 717-729, 1998.
- [36] Rabotnov Y. N., *Creep Problems in Structural Members*. North Holland, Amsterdam, 1969.
- [37] Sidoroff F., Description of Anisotropic Damage Application to Elasticity. IUTAM Colloquium, *Physical Non-Linearities in Structural Analysis*, Symposium Senlis, France, pp. 237-244, 1981.
- [38] Voyiadjis G. Z., Yousef M. A. and Kattan P. I., New Tensors for Anisotropic Damage in Continuum Damage Mechanics. *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 134, 2012
- [39] Jaric J., Kuzmanovic D. and Sumarac D., On Anisotropic Elasticity Damage Mechanics. *International Journal of Damage Mechanics*, Vol. 22, pp. 1023-1038, 2013.
- [40] Cordebois J. P. and Sidoroff F., Damage Induced Elastic Anisotropy. *Mechanical Behavior of Anisotropic Solids*, pp. 761-774, 1982.
- [41] Chow C. L. and Wang J., An Anisotropic Theory of Elasticity for Continuum Damage Mechanics. *International Journal of Fracture*, Vol. 33, pp. 3-16, 1987.
- [42] Chaboche J. L., Development of Continuum Damage Mechanics for Elastic Solids Sustaining Anisotropic and Unilateral Damage. *International Journal of Damage Mechanics*, Vol. 2, pp. 311-329, 1993.
- [43] Wang J. and Chow C. L., A Non-Proportional Loading Finite Element Analysis of Continuum Damage Mechanics for Ductile Fracture. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Vol. 29, pp. 197-209, 1990.
- [44] ASTM D3039/D3039M-14: Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials, *ASTM International*, 2004.
- [45] ASTM E111-04: Standard Test Method for Young's Modulus, Tangent Modulus, and Chord Modulus, *ASTM International*, 2004.
- Dimensional Randomly Oriented Short-fiber Composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 147, pp. 22-29, 2017.
- [17] Meraghni F. and Benzeggagh M. L., Micromechanical Modeling of Matrix Degradation in Randomly Oriented Discontinuous-Fiber Composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 55, pp. 171-186, 1995.
- [18] Desrumaux F., Meraghni F. and Benzeggagh M. L., Generalised Mori-Tanaka Scheme to Model Anisotropic Damage Using Numerical Eshelby Tensor. *Journal of Composite Materials*, Vol. 35, pp. 603-624, 2001.
- [19] Yang Y., Pan Y. and Pelegri A. A., Multiscale Modeling of Matrix Cracking Coupled with Interfacial Debonding in Random Glass Fiber Composites Based on Volume Elements. *Journal of Composite Materials*, Vol. 47, pp. 3389-3399, 2012.
- [20] Schemmann M., et al., Anisotropic Meanfield Modeling of Debonding and Matrix Damage in SMC Composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 161, pp. 143-158, 2018.
- [21] Morozov V. E., Damage Evolution in The Short Fiber Reinforced Composite Structures. *16th International Conference on Composite Materials*, Kyoto, Japan, 2007.
- [22] Hicham M., Fafard M., Bissonnette B. and Dano L. M., Damage Modeling in Random Short Glass Fiber Reinforced Composites Including Permanent Strain and Unilateral Effect. *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 10, pp. 249-258, 2005.
- [23] Dano, M. L., Gendron G., Maillette F. and Bissonnette B., Experimental Characterization of Damage in Random Short Glass Fiber Reinforced Composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Vol.19, pp. 79-95, 2006.
- [24] Serna Moreno M. C. and Lopez Cela J. J., Failure Envelope under Biaxial Tensile Loading for Chopped Glass-Reinforced Polyester Composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 72, pp. 91-96, 2011.
- [25] Serna Mareno M. C., Martinez Vicente J. L. and Lopez Cela J. J., Failure Strain and Stress Fields of a Chopped Glass-Reinforced Polyester under Biaxial Loading. *Composite Structures*, Vol. 103, pp. 27-33, 2013.
- [26] Serna Mareno M. C. and Martinez Vicente J. L., In-Plane Shear Failure Properties of a Chopped Glass-Reinforced Polyester By Means of Traction-Compression Biaxial Testing. *Composite Structures*, Vol. 122, pp. 440-444, 2015.
- [27] Mori T. and Tanaka K., Average Stress in Matrix and Average Elastic Energy of Materials with Misfitting Inclusions. *Acta Metallurgica*, Vol. 21, pp. 571-574, 1973.
- [28] Challamel N., Lanos C. and Casandjian, C., Discussion: "Damage Modeling in Random Short Glass Fiber Reinforced Composites Including Permanent Strain and Unilateral Effect". *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 73, pp. 347-348, 2006.
- [29] Chen X. F. and Chow, C. L., On Damage Strain Energy Release Rate Y. *International Journal of Damage Mechanics*, Vol. 4, pp. 251-263, 1995.
- [30] Challamel N., Lanos C. and Casandjian C., Strain-Based Anisotropic Damage Modelling and Unilateral Effects. *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 47, pp. 459-473, 2005.
- [31] Desmorat R., Anisotropic Damage Modeling of Concrete Materials. *International Journal of Damage Mechanics*, Vol. 25, pp. 818-852, 2015.
- [32] Zhang L. and Yu. W., Constitutive Modeling of Damageable Brittle and Quasi-Brittle Materials. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 117, pp. 80-90, 2017.
- [33] Gao Z., Zhang L. and Yu W., A Nonlocal Continuum Damage Model for Brittle Fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 189, pp. 481-500, 2017.
- [34] Chow C. L. and Wang J., An Anisotropic Theory of Continuum Damage Mechanics for Ductile Fracture.