

## Kinetic Theory of Fracture Strength in Prediction of Fatigue Lifetime of Epoxy/Carbon Fiber Composites

Morteza Molaee<sup>1</sup>, Ahmad Reza Bahramian<sup>1\*</sup>, and Isa Ahmadi<sup>2</sup>

1. Department of Polymer Engineering, Faculty of Chemical Engineering, Tarbiat Modares University, P.O. Box: 14115-143, Tehran, Iran
2. Advanced Materials and Computational Mechanics Laboratory, Department of Mechanical Engineering, University of Zanjan, P.O. Box: 45371-38791, Zanjan, Iran

Received: 8 December 2015, accepted: 29 August 2016

### ABSTRACT

Extensive use of polymer composite materials in many industries has created needs for theoretical modeling tools and the ability to predict the behavior of these materials, namely their fatigue life. Fatigue life is a complex course and depends on material properties, environmental and operational conditions and some other parameters. This work presents an analytical method, based on kinetic logics which are able to predict the lifetime fracture strength and fatigue behavior analysis of carbon fiber-reinforced epoxy composites. The kinetic strength analyzes the mechanical behavior of material based on its molecular properties. Ring-shaped composite samples were used for empirical study of the model. The rings were obtained from the pipes fabricated by the filament winding method. Samples were subjected to cyclic fatigue testing under different strain conditions and evaluated the changes in the structure of composites by FTIR analysis and TGA. The data obtained from the FTIR tests were evaluated in order to propose a theoretical model. The results obtained in this investigation showed that the kinetic models can be as an alternative to the classical mechanical models which usually require expensive testing procedures along with complex calculation tasks. The kinetic model presented here can be used only for the composite samples fabricated according to the procedure described in this study, because they fracture in the transverse direction caused by failure of the matrix. Therefore, prediction of the fatigue lifetime using the developed models only needs to achieve the bond energy and activated volume by performing a few simple tests.

#### Keywords:

fatigue life,  
composite,  
epoxy/carbon-fiber,  
kinetics of fracture strength,  
kinetic models

(\*To whom correspondence should be addressed.

E-mail: [abahramian@modares.ac.ir](mailto:abahramian@modares.ac.ir)

#### Please cite this article using:

Molaee M., Bahramian A.R., and Ahmadi I., Kinetic Theory of Fracture Strength in Prediction of Fatigue Lifetime of Epoxy/Carbon Fiber Composites, *Iran. J. Polym. Sci. Technol. (Persian)*, **29**, 427-439, 2017.

# نظریه سینتیکی استحکام شکست در پیش‌بینی عمر خستگی کامپوزیت‌های اپوکسی-الیاف کربن

مرتضی مولائی<sup>۱</sup>، احمدرضا بهرامیان<sup>۱\*</sup>، عیسی احمدی<sup>۲</sup>

۱- تهران، دانشگاه تربیت مدرس، دانشکده مهندسی شیمی، گروه مهندسی پلیمر، صندوق پستی ۱۴۳-۱۴۱۵

۲- زنجان، دانشگاه زنجان، دانشکده مهندسی، گروه مهندسی مکانیک، صندوق پستی ۳۸۷۹۱-۴۵۳۷۱

دریافت: ۱۳۹۴/۹/۱۷، پذیرش: ۱۳۹۵/۶/۸

مجله علوم و تکنولوژی پلیمر،

سال بیست و نهم، شماره ۵

صفحه ۴۳۹-۴۲۷، ۱۳۹۵

ISSN: 1016-3255

Online ISSN: 2008-0883

## چکیده

استفاده گسترده از مواد کامپوزیتی در بسیاری از صنایع، نیاز به ابزار مدل‌سازی و قابلیت پیش‌بینی رفتار این مواد را ایجاد کرده است. یکی از این رفتارها، طول عمر خستگی است. طول عمر خستگی، رفتاری پیچیده است و به خواص مواد، شرایط محیطی و عملیاتی و برخی پارامترهای دیگر بستگی دارد. در این کار، با استفاده از نظریه سینتیکی استحکام شکست، مدل و روشی ارائه شده است که قابلیت پیش‌بینی و تحلیل رفتار خستگی کامپوزیت‌های اپوکسی-الیاف کربن را دارد. نظریه سینتیکی استحکام، نگاهی مولکولی و موادی به رفتارهای مکانیکی دارد. برای بررسی تجربی مدل از نمونه‌های کامپوزیتی حلقوی استفاده شد. این حلقه‌ها از لوله‌های تهیه شده به روش رشته‌پیچی الیاف به دست آمدند. نمونه‌های حلقوی تحت آزمون خستگی قرار گرفتند. پس از انجام آزمون خستگی روی نمونه‌ها، تغییر ساختار آن‌ها در آزمون FTIR و TGA بررسی شد. سپس، با مطالعه داده‌های حاصل از FTIR، نتایج حاصل از داده‌های تجربی با مدل پیشنهادی مقایسه شد. نتایج حاصل از این پژوهش نشان می‌دهد، مدل‌های سینتیکی جایگزین نسبتاً مناسبی برای مدل‌های مکانیکی کلاسیک هستند که نیازمند انجام آزمون‌های پرهزینه بوده و نیز دارای محاسبات سنگین و پیچیده هستند. مدل سینتیکی ارائه شده در این مقاله، با توجه به نوع نمونه‌ها، تنها برای کامپوزیت‌هایی قابل استفاده است که شکست آن‌ها در جهت عرضی و ناشی از شکست ماتریس کامپوزیت است. برای استفاده از این مدل‌ها، با داشتن انرژی شکست پیوندها و حجم فعال شده با به‌کارگیری چند آزمون ساده می‌توان طول عمر مکانیکی را پیش‌بینی کرد.

## واژه‌های کلیدی

عمر خستگی،

کامپوزیت،

اپوکسی-الیاف کربن،

سینتیک استحکام شکست،

مدل‌های سینتیکی

\* مسئول مکاتبات، پیام‌نگار:

[abahramian@modares.ac.ir](mailto:abahramian@modares.ac.ir)

## مقدمه

طراحی، ساخت و آزمون سازه کامپوزیتی با هندسه و میکروساختار پیچیده، کاری بسیار پرهزینه و دشوار است. به همین دلیل، پیش‌بینی نظری خواص مکانیکی و شکست کامپوزیت از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. از میان این خواص، رفتار خستگی مواد کامپوزیتی دارای پیچیدگی بیشتری است که به دلیل تنوع پارامترهای اثرگذار در این زمینه است. از جمله این پارامترها می‌توان به آرایش یافتگی الیاف در لایه‌های مختلف، نوع رزین، محیطی که قطعه در آن دچار خستگی می‌شود و تنوع روش‌های شکست در کامپوزیت‌ها اشاره کرد [۱، ۲]. از میان این دلایل، تنوع روش‌های شکست در کامپوزیت‌ها به دلیل برهم‌کنش روش‌های شکست و تفاوت در سرعت رشد آن‌ها از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. اینکه کدام روش به‌طور مستقل یا هم‌زمان با روش دیگر رخ می‌دهد یا کدام روش غالب است، به متغیرهای موادی و شرایط بارگذاری آزمون وابسته است. امروزه با استفاده از روش‌های مدل‌سازی در کنار نرم‌افزارهای طراحی، مدل‌های مکانیکی ارائه شده که کار را ساده‌تر می‌کند و هزینه و زمان را به حداقل می‌رساند [۳-۴].

بیش از پنج دهه است که پژوهشگران در علوم مکانیک روی خستگی کامپوزیت‌های پلیمری مطالعه می‌کنند و در این راه پیشرفت‌های قابل توجهی به‌دست آورده‌اند. منطبق اصلی حاکم بر این مدل‌ها، دیدگاه کاملاً مکانیکی است. از آنجا که هر رفتار مکانیکی دارای منشأ فیزیکی یا وابسته به ساختار مواد به‌کار رفته در نمونه است، نیاز به دیدگاه موادی در این مدل‌ها حس می‌شود [۵-۸].

در دهه ۷۰ میلادی گروهی از پژوهشگران روسی، نقطه شروع شکست سازه پلیمری زیر بار مکانیکی را در شکست پیوندهای بین اتمی آن در نظر گرفتند [۹، ۱۰]. آن‌ها نظریه خود را با استفاده از طیف‌سنجی IR تأیید کرده و برای ارائه مدلی برای شکست مکانیکی طبق سینتیک شکست پیوندها در واحد زمان تلاش کردند. این دسته از مدل‌ها و نظریه‌های مشابه، که پس از آن ارائه شده است، قابلیت زیادی برای توجیه رفتارهای مکانیکی با استفاده از پدیده‌های رخ داده در ابعاد اتمی دارند.

در میان خواص مکانیکی مختلف، استحکام مواد از اهمیت ویژه‌ای برای این گروه از پژوهشگران برخوردار بوده است. استحکام، به‌شکل قابلیت سالم ماندن سازه‌ها در شرایط اعمال بار مکانیکی خارجی روی آن‌ها تعریف می‌شود. برای بررسی کمی واکنش جامدات در برابر آثار مکانیکی، مفهوم استحکام، به‌عنوان حدی خاص و حالت بحرانی از یک شیء زیر تنش همراه با مفهوم حد کشسان و تسلیم، معرفی شده است. استحکام ماده به‌راحتی به روش تجربی اندازه‌گیری

می‌شود. این ویژگی، ماهیت سینتیکی فرایند را، که  $\tau$  یا استحکام جامد زیر تنش خوانده می‌شود، نشان می‌دهد.  $\tau$  مدت زمانی است که نمونه زیر تنش، از لحظه اعمال بار تا تخریب سالم می‌ماند. از نظر مفهوم سینتیکی شکست، استحکام، مشخصه بنیادی از استحکام مکانیکی مواد است [۹].

دو دیدگاه را می‌توان برای رویکرد فیزیکی شکست معرفی کرد. اولین دیدگاه مربوط به نظریه نیروی پیوند بین‌اتمی و بین‌مولکولی است که محاسبه استحکام پیوند در بلورها، شیشه‌ها و پلیمرها را آسان می‌کند. این نظریه برای محاسبه استحکام نظری جامدات، ساختار ایده‌آلی دارد. محاسبات نشان می‌دهد، مقدار این استحکام بسیار بزرگ و بیش از صد برابر استحکام واقعی جامدات است. این اختلاف زیاد میان استحکام واقعی و نظری موجب شد تا مطالعات بیشتری در زمینه استحکام جامدات در دستور کار قرار گیرد. دیدگاه دوم رویکرد فیزیکی استحکام در دهه ۵۰، هنگامی که مفهوم سینتیکی استحکام مطرح و معرفی شد. در این دیدگاه حرکت‌های گرمایی اتم‌ها، به‌عنوان یکی از عوامل اساسی کنترل‌کننده فرایند شکست معرفی شدند. بر این اساس تصور می‌شود، نیروی خارجی روی مجموعه اتم‌های ساکن عمل نمی‌کند، بلکه روی سامانه‌ای از ذرات دارای حرکت‌های نوسانی-گرمایی عمل می‌کند، جایی که تنش موضعی روی پیوندهای بین اتمی متفاوت است. بنابراین، نقش اصلی را ناهمگنی در حرکت‌های گرمایی یا نوسانات گرمایی ایفا می‌کند که در آن اتم‌های خاص از زمانی تا زمان دیگر انرژی سینتیکی بسیار بزرگ‌تر از حد متوسط به‌دست می‌آورند [۹].

نظریه سینتیکی شکست جامدات یا استحکام جامدات که در دهه هفتاد توسعه داده شد، شکست مکانیکی را به‌عنوان فرایند تجمعی از تخریب پیوند بین‌اتمی از راه نوسانات گرمایی در نظر گرفت. این مفهوم براساس معادله‌های تجربی به‌دست آمده بین طول عمر مکانیکی، تنش کششی و دمای مطلق است که در بالا به آن‌ها اشاره شد [۱۰]:

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{U(\sigma)}{kT}\right) \quad (1)$$

$$U(\sigma) = U_0 - \gamma\sigma \quad (2)$$

در این معادله،  $\sigma$  تنش،  $\tau$  استحکام جامد،  $\tau_0$  زمان لازم برای نوسان اتمی و برابر با  $10^{-13}$  s،  $U_0$  انرژی فعال‌سازی گرمایی،  $\gamma$  حجم فعال شده،  $k$  ثابت بولتزمن و  $T$  دما برحسب کلوین است. برای مواد پلیمری ثابت شده که  $U_0$  برابر با انرژی لازم برای تخریب گرمایی آن‌هاست. نکته حائز اهمیت در این معادله، اثر پارامتر تنش است.

شکست پیوندهای بین‌اتمی یا میکروتکرک‌های ایجاد شده در نمونه است، تعریف می‌شود. در اینجا  $\alpha$  از داده‌های طیف‌سنجی زیرقرمز محاسبه شده است ( $\alpha = \frac{T-T_0}{T_1-T_0}$ ) که در آن  $T$  درصد عبورپذیری در نمودار FTIR و زیرنویس‌های  $t$  و  $0$  نیز به ترتیب مقدار  $T$  در حالت آزمون کششی و بدون تنش است. این پارامتر مقداری بین  $0$  تا  $1$  دارد. مقدار صفر معیاری از نمونه کاملاً سالم و مقدار  $1$  نشان‌دهنده تخریب کامل در نمونه زیر آزمون کششی است. برای مدل‌سازی بخش سینتیکی شکست پیوند در فرایند خستگی، از معادله پیشنهادی Fertig و Hansen [۱۵-۱۲] استفاده شده است:

$$\frac{d\alpha}{dt} = k_0 \exp\left(\frac{-E + \gamma\varepsilon}{RT}\right) (\alpha_0 - \alpha)^\lambda \quad (3)$$

در این معادله،  $k_0$  ضریب ثابت و برابر با عکس  $\alpha_0$ ،  $E$  انرژی فعال‌سازی تخریب گرمایی،  $R$  ثابت جهانی گازها و  $T$  دماست.  $\alpha_0$  و  $\lambda$  مقادیر عددی هستند که براساس شرایطی که Fertig معرفی کرده است، محاسبه می‌شوند [۱۲]:

$$\int_0^1 \frac{d\alpha}{(\alpha_0 - \alpha)^\lambda} = 1 \quad (4)$$

با استفاده از معادله (۴) مقادیر  $\alpha_0$  و  $\lambda$  قابل محاسبه است. برای حل معادله اول نیاز به شرط مرزی یا مقدار اولیه داریم. با فرض  $\alpha(0)=0$  پاسخ معادله مزبور برابر است با [۱۲]:

$$\alpha(t) = \alpha_0 \left( 1 - \exp\left\{ -\frac{RT}{h} \exp\left(\frac{-E}{RT}\right) \int_0^t \exp\left(\frac{\gamma\varepsilon(\tau)}{RT}\right) dt \right\} \right), \quad \lambda = 1 \quad (5)$$

$$\alpha(t) = \alpha_0 - \left\{ \alpha_0^{1-\lambda} - \frac{(1-\lambda)RT}{h} \exp\left(\frac{-E}{RT}\right) \int_0^t \exp\left(\frac{\gamma\varepsilon(\tau)}{RT}\right) dt \right\}^{\frac{1}{1-\lambda}}, \quad \lambda \neq 1 \quad (6)$$

مقادیر مربوط به معادله (۳) به کمک معادله‌های (۵) و (۶) کنترل می‌شود که رابطه  $\alpha$  را با مقدار جابه‌جایی اعمالی در شکست نهایی نمونه نشان می‌دهند. در حقیقت معادله‌های (۵) و (۶) مربوط به زمان شکست نمونه هستند. برای تکمیل معادله‌ها و پیش‌بینی دقیق سینتیکی شکست، باید معادله پیشنهادی (۸) را که از معادله (۷) به دست آمده است، به طور هم‌زمان با پاسخ‌های معادله (۳) حل کرد:

$$\frac{d\alpha}{dt} = k_0 \exp\left(\frac{-E + \gamma\varepsilon}{RT}\right) \alpha^n \quad (7)$$

$$\ln\left(\frac{d\alpha}{dt}\right) = \ln k_0 - \frac{E}{RT} + \frac{\gamma}{RT} \varepsilon \quad (8)$$

به عبارت دیگر، با اعمال تنش روی سامانه، تغییراتی در سد انرژی تخریب پیوندهای بین‌اتمی ایجاد می‌شود. برای پلیمرها، از دیدگاه نظری فعال‌سازی گرمایی، فرایند شکست می‌تواند به سه مرحله زیر تقسیم شود [۱۱]:

- تحریک پیوندهای زیر تنش مکانیکی،
- تخریب پیوندهای تحریک شده دارای تنش اضافی به وسیله نوسانات گرمایی و
- تشکیل ترک‌های زیرمیکرونی و بهم پیوستگی آن‌ها و ایجاد ترک‌های بزرگ‌تر [۱۰].

با این تفاسیر، تنش مکانیکی به تخریب پیوندهای شیمیایی در مولکول‌های پلیمری منجر می‌شود. اما، هیچ یک از این نتایج، رابطه میان شکست پلیمر و تخریب زنجیرهای درشت‌مولکول را نشان نمی‌دهد. مشخص نیست، تخریب زنجیر، دلیل اولیه کاهش استحکام است یا تنها رخدادی همراه با لغزش مولکولی به شمار می‌رود. برای فهم درست این موضوع، تخریب پیوندها باید از لحاظ کمی و کیفی به طور دقیق‌تری مطالعه شود. بر این اساس، سینتیک شکست پیوندها بررسی شد. برای مطالعه پیوندهایی که زیر بار تخریب شده‌اند، از اختلاف میان طیف‌های مشخصه پیوندی با طیف‌سنج زیرقرمز دو پرتو استفاده شد. در یک کانال، نمونه تغییر شکل یافته و در کانال دیگر نمونه مرجع و بدون تغییر شکل قرار داده شد. در این شرایط، دستگاه به طور مستقیم تعداد گروه‌های انتهایی تشکیل شده زیر بار مکانیکی را محاسبه می‌کند. مطالعه طیف‌سنجی پلیمرها نشان داد، تشکیل گروه‌های انتهایی، با اعمال کوچک‌ترین بار مکانیکی رخ می‌دهد و بسیار زودتر از شکست نمونه، آغاز می‌شود. سرعت تشکیل گروه‌های انتهایی با افزایش تنش و دما به سرعت افزایش می‌یابد. پیش از این، از روش رزونانس پارامغناطیس الکترونی (EPR) برای شناسایی تغییر انرژی پیوندی استفاده می‌شد. اما، روش IR نسبت به روش EPR مزیت‌های قابل توجهی در اندازه‌گیری رادیکال‌های آزاد دارد. رادیکال‌های آزاد در روش EPR از راه بهم پیوستن دوباره از بین می‌روند، در حالی که رادیکال‌ها در روش زیرقرمز پایدار و مستقل از شرایط آزمون هستند [۹].

#### مدل شیمیایی - مکانیکی

این پژوهش، معادلات شکست را از دو دیدگاه ارائه می‌کند. در یک دیدگاه فرایند پیش از شکست، یا سینتیکی که نمونه طی می‌کند تا به نقطه شکست برسد، بررسی شده و در دیدگاه دیگر بحث زمان شکست در بارگذاری مختلف خستگی مطرح است. با توجه به مطالب ارائه شده در بخش مقدمه، پارامتر بدون بعد با نام  $\alpha$  که معیاری از

جدول ۱- مشخصات رزین LY-5052

رزین اپوکسی	$K_{IC}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	گرانروی در ۲۵°C (mPa.s)	چگالی (g/cm <sup>3</sup> )	عمر کاربری در ۴۰°C (min)
LY-5052	۰/۷ - ۰/۸۳	۱۰۰۰ - ۱۵۰۰	۱/۱۶ - ۱/۱۷	۴۵ - ۵۵

با استفاده از این مدل پیچیدگی‌های نظریه‌های مکانیکی کاسته و با استفاده از اطلاعات و خواص در دسترس و مرسوم مواد، به پیش‌بینی عمر خستگی پرداخته شود.

## تجربی

### مواد

برای ساخت نمونه‌های کامپوزیت، از رزین اپوکسی با نام تجاری Araldite LY-5052 با عامل پخت Aradur 5052 تهیه شده از شرکت Huntsman آمریکا استفاده شده است. در جدول ۱ خواص رزین درج شده است. رزین LY-5052 متشکل از ۶۰٪ تا ۷۰٪ اپوکسی فنول-نووالاک و ۳۴٪ تا ۴۲٪ بوتان‌دی‌ال دی‌گلیسیدیل اتر است. سامانه پخت این رزین نیز متشکل از دو آمین نوع اول با نسبت ۳ به ۵ و حاوی درصد کمی آمین نوع سوم به‌عنوان کاتالیزور است (شکل ۱) [۱۷]. از الیاف کربن T700، تهیه شده از شرکت Toray به‌عنوان تقویت‌کننده استفاده شد که استحکام زیادی دارد و برای فرایند رشته‌پیچی و ساخت پیش‌آغشته‌ها مناسب است. جدول ۲ اطلاعات دقیقی از این نوع الیاف را در اختیار قرار می‌دهد.

### دستگاه‌ها و روش‌ها

#### ساخت مواد

برای تهیه نمونه‌های حلقوی از کامپوزیت‌های اپوکسی کربن برپایه رزین LY-5052، لوله‌ای با قطر ۲۰ cm و طول ۱ m با استفاده از روش رشته‌پیچی الیاف تهیه شد. دسته‌های الیاف پس از آغشته‌شدن به رزین، در شرایط کنترل شده کششی، روی قالبی چرخان (mandrel) در مسیر از پیش تعریف شده، پیچیده شدند. پیچش الیاف در چهار لایه و به ترتیب از پایین‌ترین به بالاترین لایه، به ترتیب در زاویه‌های ۹۰، ±۲۵ و ۹۰ درجه

معادله (۸) در حقیقت برای آن بخشی از مدل استفاده می‌شود که سینتیک الگوهای مختلف خستگی را بررسی می‌کند. برای محاسبه انرژی فعال‌سازی تخریب گرمایی موجود در معادله‌های مزبور با استفاده از TGA، معادله حاکم بر این فرایند را در نظر می‌گیرند که در زیر آمده است [۱۶]:

$$\frac{d\beta}{dt} = A \exp\left(\frac{-E}{RT}\right) f(\beta) \quad (9)$$

که در آن A ضریب پیش‌توانی، E انرژی فعال‌سازی، R ثابت گازها، T دما و  $\beta$  درصد تبدیل است. با لگاریتم گرفتن از معادله (۹) به شکل زیر، معادله‌ای خطی برحسب 1/T ایجاد می‌شود:

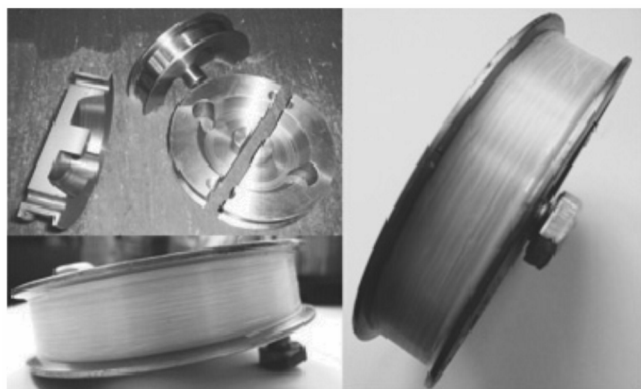
$$\ln\left(\frac{d\beta}{dt} \frac{1}{f(\beta)}\right) = \ln A - \frac{E}{R} \left[\frac{1}{T}\right] \quad (10)$$

که با استفاده از شیب خط یعنی E/R، می‌توان انرژی فعال‌سازی را محاسبه کرد. در اینجا تابع  $\beta$  به شکل  $f(\beta) = (1-\beta)^2$  و  $\beta = (W - W_0) / (W_t - W_0)$  در نظر گرفته می‌شود که در آن W درصد افت جرم،  $W_0$  درصد افت جرم اولیه و  $W_t$  درصد افت جرم نهایی است. در این پژوهش سعی شده است، با دیدگاه متفاوتی نسبت به فرایند خستگی، عمر خستگی از مسیری متفاوت با مسیرهای مکانیکی مرسوم پیش‌بینی شود.

مدل‌های مکانیکی مرسوم به پارامترهای مکانیکی همچون مدول و استحکام می‌پردازند. در حالی که مدل پیشنهادی در این مقاله به پارامترهایی مانند انرژی فعال‌سازی شکست پیوند و سرعت شکست پیوندها می‌پردازد. در حقیقت این مدل، ماهیت خود را از نظریه استحکام سینتیک شکست می‌گیرد. فرایند خستگی، ناشی از شکست و تخریب ماتریس پلیمری کامپوزیت در نظر گرفته شده و همین موضوع موجب استفاده از این نظریه شده است. در واقع سعی شده است،

جدول ۲- مشخصات الیاف کربن T 700

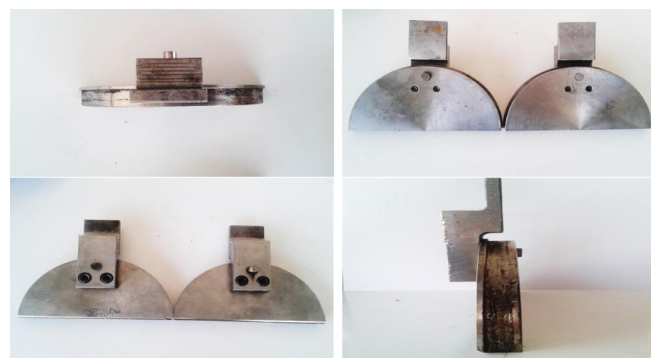
استحکام کششی (MPa)	مدول کششی (GPa)	کرنش (%)	چگالی (g/cm <sup>3</sup> )	قطر الیاف (μm)	CTE (α.10 <sup>-6</sup> /°C)	انرژی گرمایی ویژه (cal/g.°C)	مقاومت گرمایی (cal/cm.s.°C)
۴۹۰۰	۲۳۰	۲/۱	۱/۸۰	۷	-۰/۳۸	۰/۰۱۸	۰/۰۲۲۴



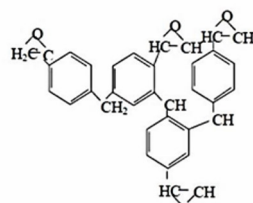
شکل ۳ - نگاه‌دارنده آزمون کشش.

روی پنج نمونه مشابه انجام شد. برای به دست آوردن اطلاعات تجربی درباره رفتار خستگی کامپوزیت‌های اپوکسی-الیاف کربن و رسم نمودار S-N، از دستگاه خستگی Dartec 9600 ساخت انگلستان استفاده شد. برای انجام این آزمون، نگاه‌دارنده مخصوص نشان داده شده در شکل ۴، طراحی شد. در این آزمون  $R\text{-ratio} = \epsilon_{\max} / \epsilon_{\min}$  برابر ۰/۴ یا شیوه کشش-کشش و بسامد ۳ Hz در نظر گرفته شد. به دلیل گرمایی زیاد نمونه‌ها حین فرایند خستگی و محدودیت نگاه‌دارنده، فرایند در بسامدهای بیش از ۳ Hz امکان‌پذیر نبود.

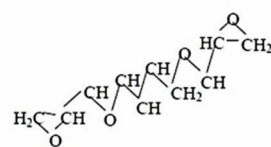
برای بررسی کمی و کیفی اثر تنش‌های مکانیکی روی پیوندهای شکسته شده نمونه کامپوزیتی، از آزمون FTIR استفاده شده است. برای این کار پس از انجام آزمون‌های مکانیکی (خستگی و کشش)، از قطعه زیر بار نمونه‌برداری شده و آزمون FTIR با استفاده از دستگاه Perkin Elmer Spectrum version روی نمونه‌ها انجام شد. نمونه‌برداری با استفاده از دریل و پودر کردن بخش‌های مختلف هر نمونه انجام شد. برای محاسبه انرژی فعال‌سازی تخریب گرمایی رزین اپوکسی که در مدل کاربرد دارد، از آزمون TGA استفاده شده است. در این آزمون، نمونه‌ای از رزین پخت شده با سرعت گرمادهی ۱۰°C/min استفاده شد.



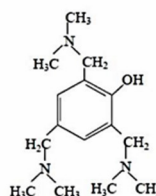
شکل ۴ - تصاویری از زوایای مختلف نگاه‌دارنده آزمون خستگی.



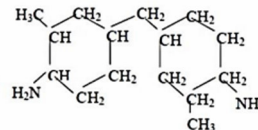
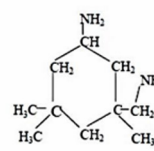
رزین نووالاک اپوکسی فنول



بوتان دی‌ال دی‌گلیسیدیل اتر



۲،۲-دی‌متیل-۴،۴-متیلن بیس ایزوفورن دی‌آمین (دی‌متیل‌آمینو متیل) فنول

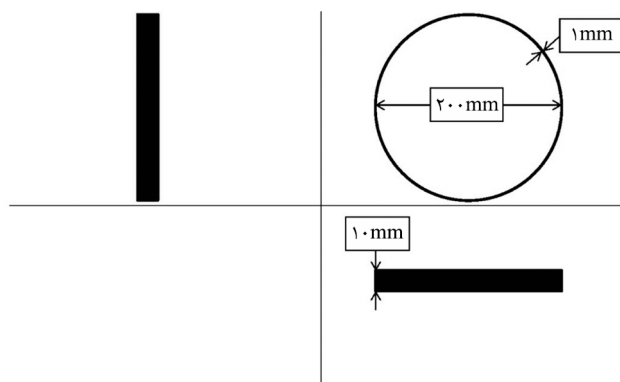


شکل ۱- رزین LY-5052 و سامانه پخت ۵۰۵۲ [۱۶].

انجام شد. مرحله اول پخت در دمای محیط، پس از اتمام پیچش روی قالب چرخان انجام شد. پس از این مرحله، لوله‌ها داخل گرم‌خانه در دمای ۱۰۰°C به مدت ۴ h قرار گرفتند تا فرایند پخت کامل شود. برای آماده‌سازی نمونه‌های آزمون‌های مکانیکی، با استفاده از فرز، حلقه‌هایی با پهنای ۱ cm برش داده شد (شکل ۲). چگالی نمونه‌های حلقوی تهیه شده از این روش ۱/۵۸ g/cm<sup>3</sup> و تخلخل آن‌ها حدود ۴/۴۷٪ است.

### آزمون‌ها

برای به دست آوردن استحکام کششی نمونه‌های کامپوزیتی از آزمون کشش با استفاده از دستگاه کششی مدل E-WDW 100 ساخت شرکت Time Group چین استفاده شد. در این آزمون نمونه‌های حلقوی در نگاه‌دارنده که در شکل ۳ نشان داده شده است، قرار گرفته و با سرعت ۲ mm/min کشیده شد. این آزمون طبق استاندارد NOLTR 156-64 و



شکل ۲- نمونه کامپوزیتی حلقوی برای آزمون‌های خستگی و کشش.

## نتایج و بحث

جدول ۳- استحکام کششی (MPa) T700/5052.

انحراف معیار	تکرار				
	۵	۴	۳	۲	۱
۱۷۸/۳۳	۱۱۰۰	۹۱۵	۱۴۰۰	۱۱۰۰	۱۰۴۰

$$\varepsilon = -1.3311 \log N + 11.048 \quad (13)$$

در این معادله،  $\varepsilon$  مقدار کشش برحسب mm و  $N$  تعداد چرخه تا خستگی است. زیروندهای  $a$  و  $m$  بیانگر دامنه و متوسط است.

نتایج حاصل از آزمون FTIR نمونه‌ها پس از انجام آزمون خستگی در شکل ۶ نشان داده شده است. در این شکل افزون بر FTIR، نمونه‌هایی که مورد آزمون قرار گرفته، FTIR دو نمونه سالم ۵۰۵۲s و نمونه تحت آزمون کشش ۵۰۵۲t نیز ارائه شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود، روند نسبتاً کاهشی در سطح زیر پیک منحنی‌ها از نمونه مورد آزمون کشش به سمت نمونه سالم مشاهده می‌شود. همان‌طور که در بخش مقدمه اشاره شد، تغییرات این پیک‌ها نشان‌دهنده تغییر تعداد پیوندها در اثر شکست آن‌ها است [۹]. این مطلب کاملاً بر این حقیقت منطبق است که هر چه شدت بارگذاری بیشتر باشد، شکست نیز بیشتر می‌شود و هر چه این بارگذاری با شدت کمتری همراه باشد، فرصت برای بازیابی و بازتوزیع تنش در سامانه وجود داشته و شکست کمتر می‌شود. با توجه به نتایج این آزمون در شکل ۷، می‌توان بین مراحل پیشرفت شکست خستگی و تغییر ساختار شیمیایی ماتریس پلیمری کامپوزیت در شرایط بارگذاری خستگی ارتباط منطقی برقرار کرد.

بدین منظور و مطالعه دقیق‌تر طیف زیرقرمز شکل ۶، پیک‌های شاخص با توجه به ساختار شیمیایی اجزای تشکیل‌دهنده رزین LY-5052 مشخص شد. سخت‌کننده ۵۰۵۲ که برپایه آمین‌های نوع اول و کاتالیزور که برپایه آمین نوع سوم است، به عوامل اکسیرانی

استحکام کششی نمونه در جهت شعاعی با پنج بار تکرار از راه آزمون کشش به‌دست آمده و در جدول ۳ درج شده است. استحکام نمونه در جهت شعاع کامپوزیت، به نسبت زیاد است. این مقدار زیاد استحکام متأثر از شکل هندسی و زاویه پیچش الیاف نمونه است. داده‌های این آزمون به‌عنوان حد بالای شرایط کشش در آزمون خستگی استفاده می‌شود.

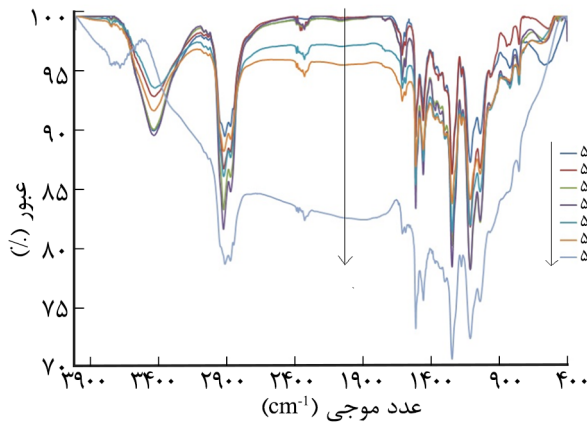
برای انجام آزمون‌های خستگی روی نمونه‌های کامپوزیتی T700/5052، شیوه جابه‌جایی-کششی در نظر گرفته شده که نتایج حاصل از آن در جدول ۴ آمده است. هر بارگذاری سه مرتبه تکرار شده است. بارگذاری براساس بیشترین مقدار جابه‌جایی حین شکست که از آزمون کششی در بخش قبل به‌دست آمد، در نظر گرفته شده است. شکل ۵ منحنی جابه‌جایی ( $\varepsilon$ ) برحسب تعداد چرخه‌ها تا شکست ( $N$ ) یا به عبارتی دیگر رفتار خستگی نمونه‌های کامپوزیت برپایه رزین‌های اپوکسی را نشان می‌دهد. با کاهش ۱۰٪ بیشترین مقدار جابه‌جایی که حدود ۶/۵ mm است، نمونه پس از ۷۰۰۰ چرخه، دچار شکست می‌شود. این در حالی است که نمونه با کاهش حدود ۵۰٪ بیشترین مقدار جابه‌جایی، پس از ۵۰۰ هزار چرخه دچار شکست می‌شود. چنین مقاومت در برابر شکستی را می‌توان به استحکام کششی زیاد نمونه اپوکسی-الیاف کربن در جهت شعاعی ربط داد. با انجام برازش منحنی شکل ۵ به‌راحتی می‌توان به معادله خطی (۱۳) دست یافت و زمان‌های طولانی‌تر را نیز پیش‌بینی کرد.

$$\varepsilon_{\alpha} = \varepsilon_{\max} \left( \frac{1-R}{2} \right) \quad (11)$$

$$\varepsilon_m = \varepsilon_{\max} \left( \frac{1+R}{2} \right) \quad (12)$$

جدول ۴- داده‌های بارگذاری و نتایج آزمون خستگی نمونه T700/5052 در بسامد ۳ Hz.

نمونه	تعداد چرخه تا شکست	جابه‌جایی متوسط (mm)	دامنه جابه‌جایی (mm)	جابه‌جایی (mm)
۵۰۵۲-۱ S	۷۱۳۹±۲۳۲	۴/۰۶	۱/۷۴	۵/۸
۵۰۵۲-۲ S	۱۷۹۳۷±۵۳۸	۳/۸۵	۱/۶۵	۵/۵
۵۰۵۲-۳ S	۴۶۴۵۲±۱۲۵۱	۳/۵۰	۱/۵۰	۵/۰
۵۰۵۲-۴ S	۶۵۷۷۴±۳۸۲۹	۳/۱۵	۱/۳۵	۴/۵
۵۰۵۲-۵ S	۵۱۰۳۴۲±۹۰۳۷	۲/۴۵	۱/۰۵	۳/۵
۵۰۵۲-۶ S	۵۵۳۹۰۷±۹۶۲۹	۲/۳۴	۱/۰۰	۳/۳۴



شکل ۶- طیف‌های FTIR نمونه‌های کششی، خستگی و سالم T700/5052

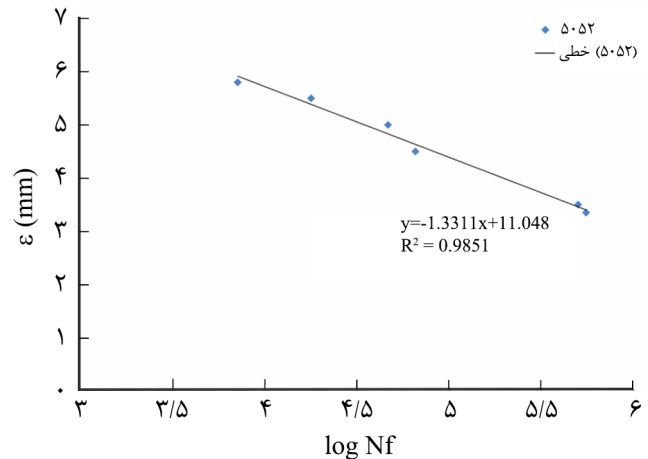
آزمون، انرژی لازم برای تخریب گرمایی پیوندهای شیمیایی ماتریس پلیمری کامپوزیت قابل محاسبه است.

با استفاده از نتایج حاصل از آزمون TGA می‌توان سمت راست معادله (۱۰) را محاسبه کرده و نمودار مربوط به این معادله را رسم کرد که در شکل ۹ نشان داده شده است. با برازش خطی با استفاده از شیب خط، انرژی تخریب گرمایی پلیمر محاسبه شد که برابر با  $124893 \text{ J/mole}$  است. با این استدلال، ضرایب معادله پیش‌بینی رفتار خستگی با دیدگاه شیمیایی-مکانیکی با استفاده از سینتیک تخریب گرمایی محاسبه شده است. همچنین، در شکل ۱۰ نمودار مربوط به رابطه میان داده‌های پارامتر  $\alpha$  برای پیک  $1609 \text{ cm}^{-1}$  حاصل از آزمون FTIR با مقادیر معادل جابه‌جایی آورده شده است.

همان‌طور که در بخش مقدمه بیان شد، برای محاسبه  $\alpha$  از پارامتر  $T$  درصد عبورپذیری در نمودار FTIR و زیروندهای  $t$  و  $o$  نیز به ترتیب مقدار  $T$  در حالت آزمون کششی و بدون تنش، استفاده شده است. استدلال روش شیمیایی-مکانیکی بر این اساس است که تغییر پیک‌های حاصل از آزمون FTIR ناشی از تخریب گرمایی بوده و با داده‌های مدل‌سازی سینتیک تخریب گرمایی در آزمون TGA قابل پیش‌بینی است. برای درک بهتر این شکل باید توجه کرد، برای هر

جدول ۵- داده‌های ساختارهای شیمیایی متناظر با طیف FTIR

ساختار	عدد موجی ( $\text{cm}^{-1}$ )
کشش متقارن اکسیژان	۱۲۴۰
گروه‌های فنیلین	۱۵۱۰
-NH-خمش	۱۶۰۹
-CH <sub>2</sub> -کشش	۲۹۰۰
آمین دوم و OH	۳۵۰۰

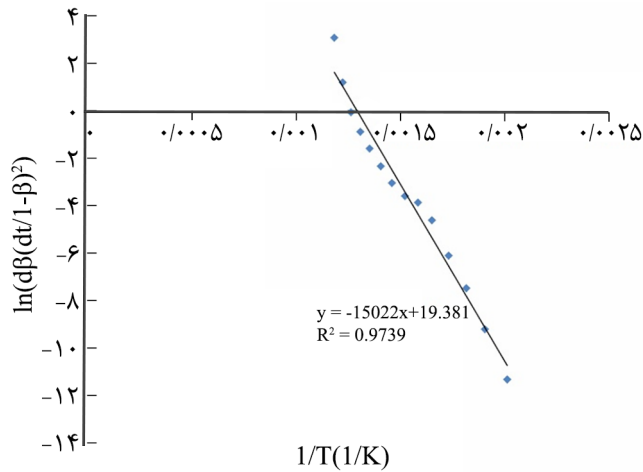


شکل ۵- منحنی خستگی (S-N) نمونه T700/5052

رزین پخت نشده حمله می‌کنند و آمین نوع دوم و حتی نوع سوم و یک عامل هیدروکسی ایجاد می‌کنند. در شکل ۶، پیکی در محدوده  $3500 \text{ cm}^{-1}$  مشاهده می‌شود که مربوط به عوامل هیدروکسی و آمین نوع دوم است. پس از آن اکسیژان‌های باقی‌مانده با عوامل هیدروکسی ایجاد شده دوباره وارد واکنش شده و مجدداً موجب تشکیل یک عامل هیدروکسی جدید و یک عامل اتری در وسط زنجیر می‌شوند. بر این اساس، عواملی همچون پیوندهای آمینی در پیک  $1609 \text{ cm}^{-1}$ ، گروه‌های مربوط به فنیلین در وسط زنجیر در پیک  $1510 \text{ cm}^{-1}$  و بخش‌های  $\text{CH}_2$  که به‌وفور در شبکه وجود دارد، در پیک  $2900 \text{ cm}^{-1}$  قابل مشاهده است. اکسیژان‌های واکنش نداده نیز در ساختار قابل مشاهده هستند (پیک  $1240 \text{ cm}^{-1}$ ).

در جدول ۵ داده‌های مربوط به پیک‌های مختلف این طیف براساس ساختار رزین LY-5052 ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در میان این پیک‌ها فقط پیک  $1609 \text{ cm}^{-1}$  است که روندی مشخص را دنبال می‌کند که به احتمال زیاد به علت غلظت مولکولی گروه -NH- در شکست مولکولی رزین اپوکسی است (شکل ۷). با ردیابی روند تغییر ساختار ماتریس پلیمری، پارامتر  $\alpha$  (درجه تغییر ساختار نسبت به نمونه اولیه پیش از آزمون) تعریف می‌شود. با توجه به مطالب ارائه شده در بخش مدل، تغییر  $\alpha$  از ۰ تا ۱، بیانگر تکمیل فرایند شکست نمونه از نمونه اولیه تا شکست کامل است.

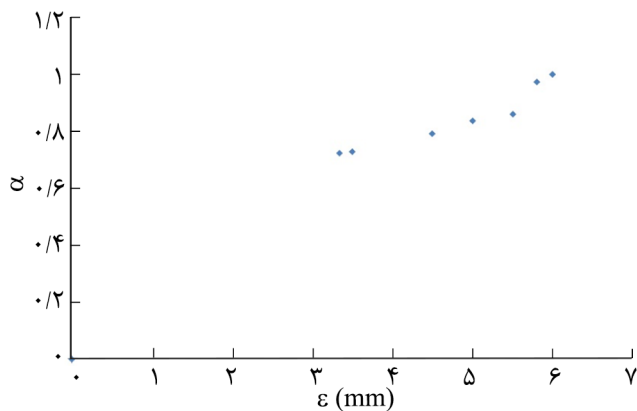
همان‌طور که در بخش نظری و ارائه مدل اشاره شد، تغییر پارامتر  $\alpha$  از ۰ تا ۱ در تغییر ساختار، ناشی شکست گرمایی پیوندهای شیمیایی ماتریس پلیمری است. بنابراین انتظار می‌رود، این نوع تغییر ساختار با مدل‌سازی سینتیک تخریب گرمایی ماتریس پلیمری نیز قابل پیش‌بینی باشد. بدین منظور، در شکل ۸ نتایج حاصل از آزمون TGA رزین ۵۰۵۲ تا تخریب گرمایی کامل نشان داده شده است. با استفاده از این



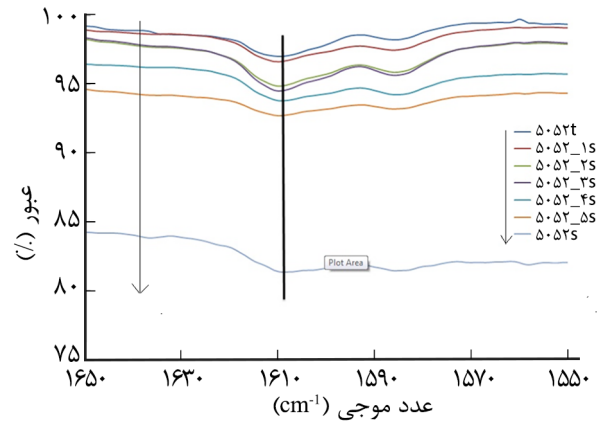
شکل ۹- منحنی حاصل از نتایج TGA رزین ۵۰۵۲ در محیط معمولی.

مقادیر  $E$  و  $\gamma$  وجود دارد. برای تکمیل محاسبات مقدار  $\gamma$  رزین ۵۰۵۲ معادل مقدار  $\gamma$  محاسبه شده از نمودار ۱۱ فرض می‌شود. با استفاده از انرژی فعال‌سازی حاصل از آزمون TGA، نمودار شکل ۱۲ مدل شد. همان‌طور که در شکل ۱۲ مشاهده می‌شود، داده‌های تجربی و نتایج حاصل از مدل، نزدیکی خوبی با هم دارند.

بر اساس معادله (۲) به خوبی می‌توان کاهش انرژی فعال‌سازی کلی یا  $E^*$  را نشان داد. این معادله بیان می‌کند، با افزایش تنش اعمالی روی نمونه جامد، انرژی فعال‌سازی برای شکست یک پیوند شیمیایی یا یک پیوند فیزیکی به سطح پایین‌تری افت می‌کند. به عبارت دیگر، با این کار احتمال شکست نمونه افزایش می‌یابد. شکل ۱۳ نیز این موضوع را تأیید می‌کند. در این شکل، ابتدا داده‌های تجربی (نقاط مربعی) از آزمون خستگی و مدل حاصل از معادله (۸) برای رزین ۵۰۵۲ مقایسه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، اختلاف ناچیزی میان مدل و داده‌های تجربی وجود دارد. علت این موضوع، تفاوت در نوع محاسبه



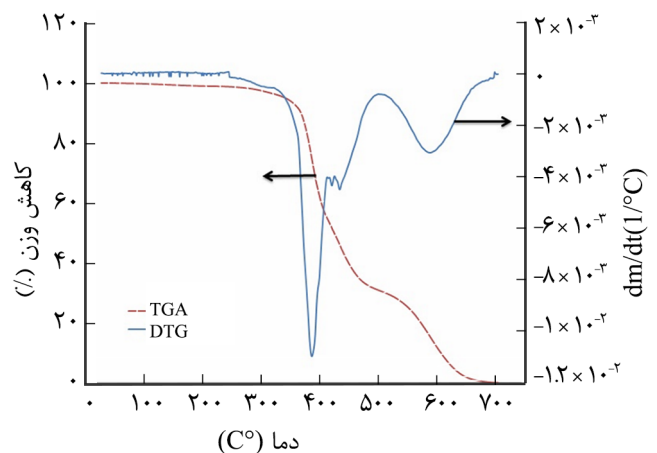
شکل ۱۰- تغییرات  $\alpha$  نمونه‌های کششی، خستگی و سالم نسبت به جابه‌جایی.



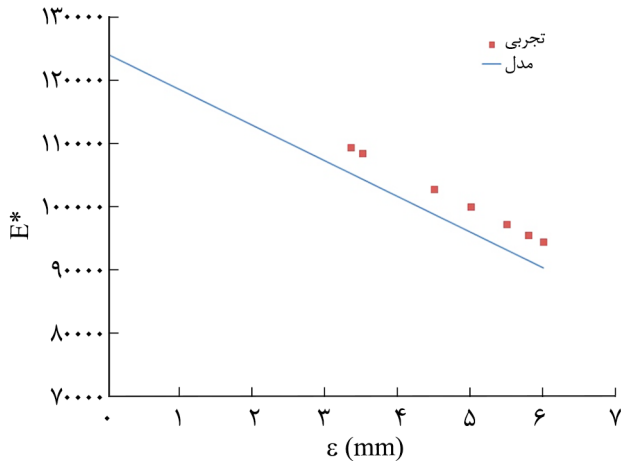
شکل ۷- طیف‌های FTIR نمونه‌های کششی، خستگی و سالم نمونه T700/5052 در بیک  $1609 \text{ cm}^{-1}$ .

جابه‌جایی معادل یک مقدار از  $\alpha$ ، یک زمان شکست ویژه وجود دارد. برای مثال، برای  $\alpha$  برابر  $0/8$  که حدوداً مربوط به جابه‌جایی  $4/5 \text{ mm}$  است، در زمان  $65000$  چرخه شکست انجام شده است. بر این اساس، با انتخاب  $f(\alpha)$  مناسب می‌توان به کمک معادله (۷) این شکل را پیش‌بینی کرد که در اینجا  $f(\alpha) = \alpha$  در نظر گرفته می‌شود. همان‌طور که در شکل ۱۱ مشاهده می‌شود، رفتار تقریباً خطی بوده و می‌توان مقادیر  $E$  و  $\gamma$  را محاسبه کرد. شیب خط مقدار  $\gamma$  برابر  $5600 \text{ mm}^{-1}$  و عرض از مبدأ مقدار  $E$  برابر  $128 \text{ kJ/mole}$  را به دست می‌دهد. مقدار  $E$  کمی بیشتر از مقدار محاسبه شده از TGA است. این تفاوت مشاهده شده تأیید می‌کند، مقدار انرژی فعال‌سازی در کامپوزیت‌ها از درصد خاصی کمتر وابسته به انرژی فعال‌سازی تخریب گرمایی بوده و با آن تفاوت چندانی ندارد.

برای پیش‌بینی منحنی شکل ۱۲ بر اساس معادله (۵) نیاز به دانستن



شکل ۸- دمانگاشت TGA و DTG رزین ۵۰۵۲ با سرعت گرمایی  $10^\circ\text{C/min}$ .



شکل ۱۳- تغییرات انرژی فعال‌سازی با تغییر جابه‌جایی حاصل از نتایج تجربی آزمون خستگی و مدل تخریب گرمایی.

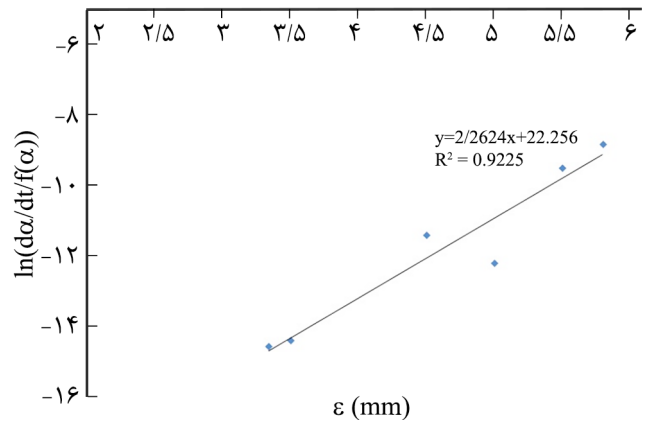
بالاتر قرار می‌گیرد. به عبارت دیگر با پیشروی در فرایند خستگی، شکست پیوندهای شیمیایی افزایش می‌یابد.

**شکل ۱۵** جمع‌بندی تغییرات  $\alpha$  (تعداد ترک‌ها یا پیوندهای شکسته شده) در سه پیک به همراه مدل نظری سینتیکی را براساس معادله (۳) نشان می‌دهد. همان‌طور که گفته شد، معادله (۳) زمان شکست نمونه را پیش‌بینی می‌کند. بنابراین نکته قابل توجه در این نمودار، زمان انتهایی آن است. مدل‌های ۱ و ۲ به ترتیب مربوط به  $\lambda$  برابر ۸ و ۱ است. همان‌طور که در شکل ۱۵ مشاهده می‌شود، مدل‌ها زمان شکست را نسبتاً به‌خوبی پیش‌بینی می‌کنند. اما، مقدار پارامتر  $\alpha$  با مقادیر تجربی برابری نمی‌کند. علت این موضوع به احتمال بسیار زیاد، ناشی از تعریف پارامتر آلفا در معادلات است.

با استفاده از معادلات ارائه شده در بخش نظری مقدمه، عمر خستگی کامپوزیت T700/5052 پیش‌بینی می‌شود. نتایج حاصل از این پیش‌بینی در **شکل ۱۶** نشان داده شده است. منحنی‌های خستگی به ازای  $\lambda$  برابر ۸ و ۱ رسم شده‌اند. مقدار پیش‌بینی مدل در هر دو حالت از نظر استحکام شکست کمی بیشتر از مقدار محاسبه شده در آزمون تجربی است. به عبارتی دیگر، طبق آزمون‌های تجربی بیشترین

جدول ۶- زمان‌های لازم برای انجام آزمون خستگی در الگوی بارگذاری حداکثر ۵ mm.

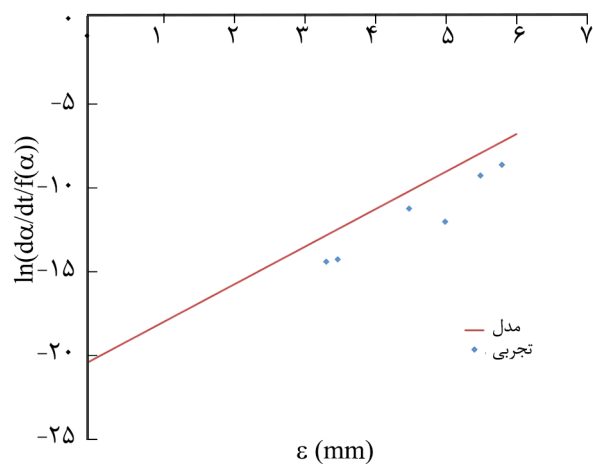
نام نمونه	۵۰۵۲s۴۶	۵۰۵۲s۳۶	۵۰۵۲s۲۷	۵۰۵۲s۱۸	۵۰۵۲s۹
تعداد چرخه	۴۶۰۰۰	۳۶۰۰۰	۲۷۰۰۰	۱۸۰۰۰	۹۰۰۰



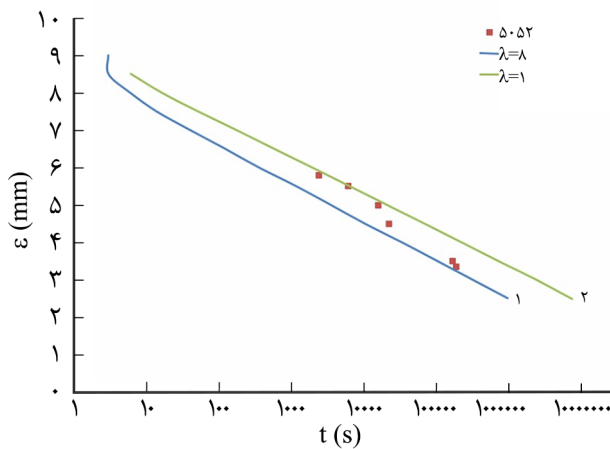
شکل ۱۱- منحنی خطی محاسبه شده از نتایج شکل ۱۰ برای محاسبه انرژی فعال‌سازی و گاما.

انرژی فعال‌سازی در مدل و حالت تجربی است. در ادامه برای تحلیل دقیق‌تر رفتار خستگی زیر کرنش ثابت، نمونه‌ای که در ۴۶۰۰۰ چرخه شکسته شده، در نظر گرفته می‌شود. محدوده زمانی این شکست، به چند محدوده کوچک‌تر تقسیم می‌شود. این محدوده‌های زمانی در **جدول ۶** درج شده است. در حقیقت نمونه تا پیش از شکست زیر بارگذاری قرار گرفته و در زمان مشخص نمونه از دستگاه خارج شده، آزمون متوقف می‌شود. در نهایت، هر نمونه مورد آزمون FTIR قرار می‌گیرد. با این طراحی آزمون مراحل تغییر ساختار شیمیایی رزین نمونه تا شکست کامل ردیابی می‌شود.

در **شکل ۱۴** نتایج آزمون FTIR مربوط به پنج نمونه جدول ۶ آمده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزایش زمان خستگی و پیشروی در فرایند شکست، سطح زیر پیک افزایش یافته یا پیک



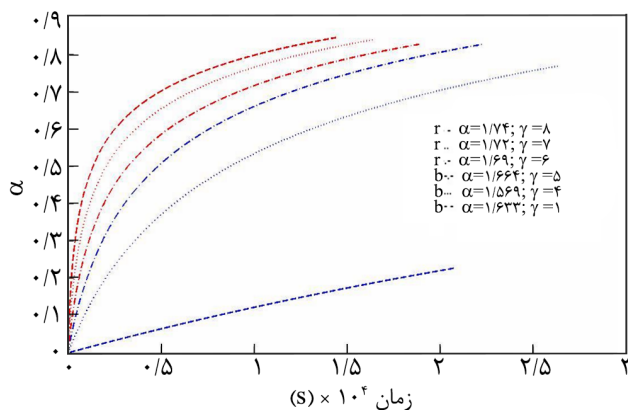
شکل ۱۲- مقایسه نتایج حاصل از مدل و نتایج تجربی.



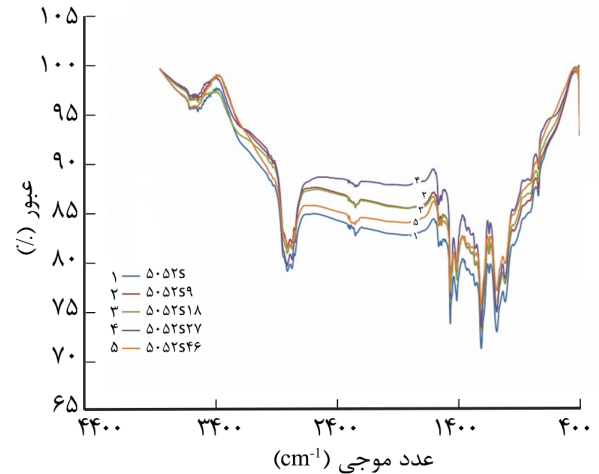
شکل ۱۶- منحنی خستگی T700/5052 (S-N).

خستگی اثرگذار نباشد. همان‌طور که در شکل ۱۷ مشاهده می‌شود، با افزایش مقدار  $\lambda$ ، مقادیر مربوط به  $\alpha$  افزایش یافته و به ۱ نزدیک‌تر می‌شود. از نظر زمانی نیز نقطه انتهایی این منحنی‌ها یا زمان پیش‌بینی عمر خستگی را کاهش می‌دهد. نکته جالب توجه دیگر این است که برای مقادیر مربوط به  $\lambda$  بین ۲ و ۳، خروجی از برنامه‌ها دیده نشد. تغییرات خطی برای  $\lambda$  برابر ۱ نیز قابل توجه است.

اثر پارامتر  $\lambda$  را در نمودارهای کلی  $\alpha-t$  نیز می‌توان مشاهده کرد. همان‌طور که در شکل‌های ۱۸ و ۱۹ مشاهده می‌شود، در  $\lambda$  برابر ۸ تغییرات بیشترین مقدار  $\alpha$  نسبتاً ثابت است. این در حالی است که در  $\lambda$  برابر ۱ با کاهش مقدار جابه‌جایی و افزایش زمان شکست، بیشترین مقدار  $\alpha$  نیز افزایش می‌یابد (جابه‌جایی در نمودارها از چپ به راست کاهش می‌یابد).



شکل ۱۷- تغییرات  $\alpha$  بر حسب زمان به ازای  $\lambda$ های مختلف.

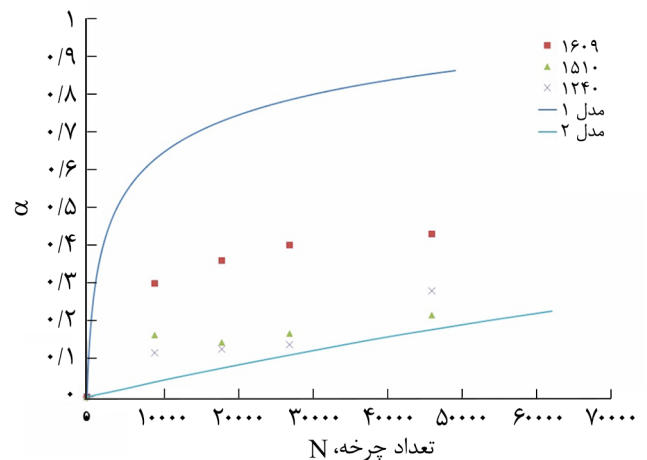


شکل ۱۴- نتایج آزمون FTIR از نمونه‌های سینتیکی جدول ۶.

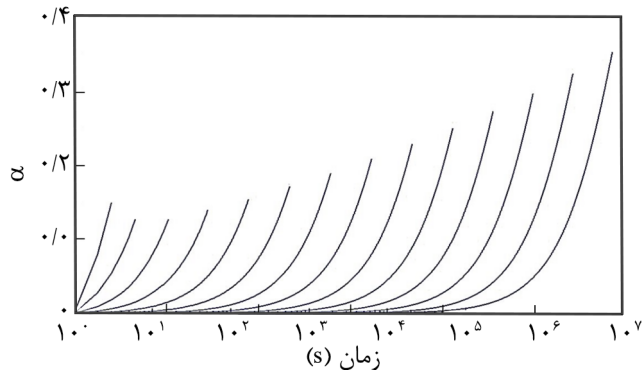
مقدار جابه‌جایی مربوط به مقدار ۷ mm است، این در حالی است که این مدل مقدار ۱ mm را نیز پیش‌بینی کرده است.

برای اینکه مدل اعتبارسنجی شود، داده‌های تجربی حاصل از آزمون خستگی کامپوزیت برپایه رزین ۵۰۵۲ با داده‌های حاصل از مدل در شکل ۱۶ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، مدل نظری برای هر دو حالت  $\lambda$  تقریب خوبی از خستگی کامپوزیت می‌دهد. منحنی‌های نظری ۱ و ۲ به ترتیب مربوط به  $\lambda$  برابر ۸ و ۱ است. برای مقدار  $\lambda$  برابر ۸ پیش‌بینی کمی پایین‌تر از مقدار تجربی است.

برای اطمینان از نتایج و انتخاب درست پارامترها، تغییراتی در پارامترها انجام شده است. اثر پارامتر  $\lambda$  به‌طور خاص در شکل ۱۷ انجام شده است. در ابتدای این بخش مشاهده شد، مقدار این پارامتر مجموعه پاسخ‌ها را به دو دسته تقسیم می‌کند. پس با این تفاسیر بعید نیست که مقدار این پارامتر در شکل و مقدار پیش‌بینی طول عمر



شکل ۱۵- مقایسه نتایج حاصل از مدل با نتایج تجربی.

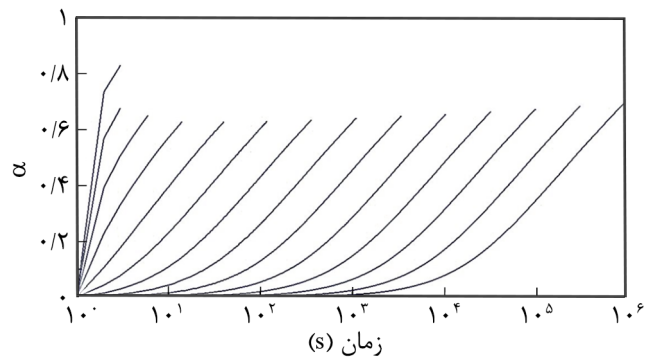


شکل ۱۹- تغییرات  $\alpha$  برحسب زمان به ازای جابه‌جایی‌های مختلف در  $\lambda$  برابر ۱.

شکست گرمایی پیوندهای شیمیایی در آزمون خستگی) محاسبه کرده و عمر خستگی را پیش‌بینی کرد. با تغییر شدت بارگذاری خستگی روی کامپوزیت، تعداد و توزیع ترک‌ها یا شکست پیوندها با زمان در قطعه تغییر می‌کند. تعداد ترک‌ها یا پیوندهای شکسته شده با  $\alpha$  نشان داده می‌شود. مدل سینتیکی نشان داد، در نقطه شکست، این پارامتر برای الگوهای مختلف بارگذاری تقریباً مقدار ثابتی را نشان می‌دهد. با استفاده از مدل سینتیکی ارائه شده می‌توان بدون انجام آزمون‌های طولانی خستگی فقط با استفاده از چند آزمون کششی با سرعت‌های مختلف و انجام آزمون‌های TGA و نیز به‌کارگیری معادله‌های سینتیکی عمر خستگی کامپوزیت‌ها را پیش‌بینی کرد.

## مراجع

- Vassilopoulos A.P. and Keller T., *Fatigue of Fiber-reinforced Composites*, Springer, London, Chapt. 1, 1-23, 2011.
- Reifsnider K.L., *Fatigue of Composite Materials*, Elsevier, The University of California, Chapt. 2, 26-38, 2012.
- Talreja R., Fatigue of Composite Materials: Damage Mechanisms and Fatigue-Life Diagrams, *A. Mathemat. Phys. Sci.*, **378**, 461-475, 1981.
- Shokrieh M. and Taheri-Behrooz F., Progressive Fatigue Damage Modeling of Cross-Ply Laminates, I: Modeling Strategy, *J. Compos. Mater.*, **44**, 1217-1231, 2010.
- Shokrieh M.M. and Taheri-Behrooz F., Fatigue Life Evaluation of Unidirectional Composites by Using Residual Strain Energy, *Iran. J. Polym. Sci. Technol. (Persian)*, **21**, 19-26, 2008.
- Wicaksono S. and Chai G.B., A Review of Advances in Fatigue and Life Prediction of Fiber-Reinforced Composites, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: J. Mater. Design Appl.*, **227**, 179-195., 2013.
- Sendeckyj G., Life Prediction for Resin-Matrix Composite Materials, *J. Fatigue Compos. Mater.*, **4**, 431-483, 1990.
- Degrieck J. and Van Paepegem W., Fatigue Damage Modeling of Fibre-Reinforced Composite Materials: Review, *J. Appl. Mech. Rev.*, **54**, 279-300, 2001.
- Regel V.R., The Kinetics of Breakdown of Composite Materials, *Polym. Sci.*, **9**, 2189-2199, 1977.
- Korsukov S.K. and Zhurkov V.E., Atomic Mechanism of Fracture of Solid Polymers, *J. Polym. Sci., Polym. Phys. Ed.*, **12**, 385-398, 1974.
- Regel V.R., Slutsker A.I., and Tomashevskh E.E., The Kinetic Nature of the Strength of Solids, *Sov. Phys. Usp.*, **15**, 45-65, 1972.



شکل ۱۸- تغییرات  $\alpha$  برحسب زمان به ازای جابه‌جایی‌های مختلف در  $\lambda$  برابر ۱.

## نتیجه‌گیری

در این مقاله، ارائه مدل سینتیکی برای پیش‌بینی عمر خستگی کامپوزیت‌های اپوکسی الیاف کربن مطالعه شد. از آزمون FTIR مشخص شد، برای نمونه‌های کامپوزیتی اپوکسی الیاف کربن در جهت شعاعی نمونه‌های حلقوی شکل، تغییراتی در ساختار حین بارگذاری خستگی در نمونه ایجاد می‌شود و بر این اساس با استفاده از معادلات سینتیکی به خوبی می‌توان عمر خستگی ماده کامپوزیتی را پیش‌بینی کرد. برای استفاده از این معادلات باید ثابت‌های لازم همچون انرژی فعال‌سازی و  $\gamma$  را با استفاده از آزمون‌های کششی و TGA (منطق

12. Fertig R. and Kenik D., Physics-Based Fatigue Life Prediction of Composite Structures, *NAFEMS World Congress*, 2011.
13. Garnich M. and Hansen A., A Multicontinuum Theory for Thermal-Elastic Finite Element Analysis of Composite Materials, *J. Compos. Mater.*, **31**, 71-86, 1997.
14. Garnich M.R. and Hansen A.C., A Multicontinuum Approach to Structural Analysis of Linear Viscoelastic Composite Materials, *J. Appl. Mechanic.*, **64**, 795-803, 1997.
15. Hansen A. and Baker-Jarvis J., A Rate Dependent Kinetic Theory of Fracture for Polymers, *Int. J. Fract.*, **44**, 221-231, 1990.
16. Flynn J.H., Wall L.A., and Quick A., Direct Method for the Determination of Activation Energy from Thermogravimetric Data, *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Lett.*, **4**, 323-328, 1966.
17. Yusoff R., Aroua M.K., Nesbitt, A., and Day R.J., Curing of Polymeric Composites Using Microwave Resin Transfer Moulding (RTM), *J. Eng. Sci. Technol.*, **2**, 151-163, 2007.