Archive of SID

جلد ۳، شماره ٤، اسفند ۹۵، ص‌ص ٤۰۹- ٤۱۸

نشریه علمی پژوهشی

علوم و فناوری **کامپوزیت**

http://jstc.iust.ac.ir

مدل‌سازی خزش در کامپوزیت‌های لایه‌ای پایه پلیمری با الیاف بلند با استفاده از روابط مایکرومکانیک

رهام رفیعی[۱*]، بهزاد مظهری[۲]

۱- دانشیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران، تهران

۲- کارشناس ارشد مهندسی هوافضا، دانشگاه تهران، تهران

* تهران، صندوق پستی ۱۴۳۹۹۵۷۱۳۱، roham.rafiee@ut.ac.ir

اطلاعات مقاله

دریافت: ۹۵/۳/۹

پذیرش: ۹۵/۴/۲۶

کلیدواژگان:

مدل‌سازی خزش

کامپوزیت لایه‌ای با الیاف بلند

مایکرومکانیک

رفتار ویسکوالاستیک

چکیده

در چند دهه‌ی اخیر کامپوزیت‌های پایه پلیمری به‌دلیل داشتن خواص فوق‌العاده از محبوبیت فراوانی برخوردار بوده‌اند. با وجود این موضوع، پلیمرها در دماهای پایین، حتی در دمای محیط دچار خزش می‌شوند که معمولاً پدیده‌ای نامطلوب محسوب می‌شود. به‌منظور پیش‌بینی خزش و در نظر گرفتن اثرات آن تا کنون روش‌های متعددی پیشنهاد شده است. در این مطالعه بعد از اشاره‌ای به مفاهیم خزش در پلیمرها و دسته‌بندی روش‌های پیش‌بینی خزش کامپوزیت‌های پایه پلیمری، به توسعه روشی برای پیش‌بینی خزش بلند مدت در کامپوزیت‌های پلیمری چند لایه حاوی الیاف بلند با تکیه بر داده‌های آزمایشگاهی آزمون خزش کوتاه مدت روی رزین خالص پرداخته می‌شود. مدل مورد اشاره، تنها نیازمند مشخصه سازی رفتار ویسکوالاستیک کوتاه مدت رزین بوده، پس از مدل‌سازی خزش در سطح رزین، به مدل‌سازی خزش در سطح تک لایه کامپوزیت پرداخته، در نهایت نتایج را به چندلایه کامپوزیت با آرایش دلخواه تعمیم می‌دهد. همچنین امکان استفاده از روابط مایکرومکانیک برای تخمین رفتار ویسکوالاستیک کامپوزیت بر اساس رفتار رزین و الیاف سازنده چندلایه کامپوزیت بررسی می‌شود. مقایسه نتایج حاصل از مدل‌سازی تئوری خزش بلند مدت با مشاهدات آزمایشگاهی انجام شده توسط دیگران و تطابق خوب نتایج، حاکی از کارآیی مناسب مدل توسعه داده شده می‌باشد.

Modeling creep in long fiber reinforced laminated composites using micromechanical rules

Roham Rafiee*, Behzad Mazhari

Faculty of New Sciences and Technologies, University of Tehran, Tehran, Iran
*P.O.B. 1439957131, Tehran, Iran, roham.rafiee@ut.ac.ir

Keywords

Creep modeling
Long fiber laminated composites
Micromechanics
Viscoelastic behavior

Abstract

In recent decades polymeric composites have received considerable attention from different industrial sectors due to their outstanding properties. Despite the multi-purpose properties, polymers undergo creep even at room temperature which is considered as a disadvantage for their long-term applications. Numerous methods have been suggested by researchers in order to predict creep in polymeric composites. In this article, a brief review is conducted on fundaments of creep in polymers and different theoretical methods presented for creep modeling in long fiber reinforced laminated composites are categorized. Then, a new method for evaluating long-term creep in polymeric composites relying on short-term experimental data on pure resin is developed. The developed model is just in need of simple tension-creep tests on pure resin as input and creep behavior of pure resin is evaluated accordingly. Then, the results are used to estimate creep behavior a single composite laminate and finally creep behavior of laminated composites with arbitrary lay-up configurations is theoretically characterized. In parallel, the capability of micromechanical rules in estimating creep behavior of composites using its constituent's behavior is investigated. A comparison between published experimental observations and theoretically obtained results imply on proper performance of developed modeling procedure for analyzing creep phenomenon in polymeric composites.

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

Rafiee, R. and Mazhari, B., "Modeling creep in long fiber reinforced laminated composites using micromechanical rules", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 3, No. 4, pp. 409-418, 2017.

www.SID.ir

Archive of SID

۱- مقدمه

در میان کامپوزیت‌ها، کامپوزیت‌های پایه پلیمری به‌علت خواص منحصر به فرد از جمله سبکی، مقاومت نسبت به خوردگی و فرآیند تولید نسبتاً آسان در صنایع بسیاری مورد توجه است. به‌علت وجود پلیمر به‌عنوان ماده زمینه، این نوع کامپوزیت خواص خزشی متفاوتی نسبت به فلزات و حتی دیگر کامپوزیت‌ها از خود نشان می‌دهد. به‌طوری‌که برخی از پلیمرها در دمای محیط هم دچار خزش می‌شوند. یکی از چالش برانگیزترین مسائل در بحث خزش کامپوزیت‌ها، ارائه‌ی راهکاری برای پیش‌بینی رفتار خزشی آن‌ها بر اساس مدل‌سازی تئوری به‌منظور پرهیز از آزمون‌های درازمدت و وقت‌گیر می‌باشد.

راهکارهای متفاوتی برای پیش‌بینی رفتار خزشی کامپوزیت‌های پایه پلیمری ارائه شده است. بسته به نوع کامپوزیتی که مورد مطالعه قرار دارد، این راهکار متفاوت است. روش‌های ارائه شده برای پیش‌بینی خزش کامپوزیت‌های پایه پلیمری را می‌توان به پنج دسته‌ی کلی مدل‌سازی تحلیلی، مدل‌سازی تجربی و نیمه تجربی، مدل‌سازی رئولوژیکال، مدل‌سازی اجزای محدود و روش‌های پیش‌بینی با استفاده از قوانین برهم‌نهی (پیش‌بینی بلند مدت) تقسیم کرد که هر کدام مشخصات خاصی دارند. نتایج مطالعات انجام شده نشان می‌دهد که هیچ یک از روش‌های ذکر شده، توانایی پیش‌بینی بلند مدت خزش را در تمام شرایط و به‌طور جامع در مورد کامپوزیت‌های پایه پلیمری ندارد اما بسته به شرایط مسئله، هر کدام می‌تواند به دیگر روش‌ها ارجحیت داشته باشد. دلیل این امر را می‌توان در پشتوانه‌ی تئوری هر کدام از این روش‌ها جستجو کرد.

در این مقاله ابتدا توضیحاتی کلی در مورد خزش و مفاهیم پایه‌ای آن در انواع مختلف پلیمرها با ساختارهای مولکولی مختلف ارائه می‌شود. سپس به تقسیم‌بندی مدل‌سازی‌های رایج پدیده خزش در کامپوزیت‌های پایه پلیمری پرداخته می‌شود. پس از معرفی روش‌های موجود و رایج، به‌صورت مشخص به دوره تحقیقات در حوزه مدل‌سازی تئوری خزش بلندمدت در کامپوزیت‌های چندجهته به‌عنوان هدف اصلی این مقاله پرداخته می‌شود. سپس مدل مناسب جهت پیش‌بینی خزش دراز مدت در کامپوزیت‌های پلیمری چندجهته و با الیاف بلند با تکیه بر آزمایش‌های خزش کوتاه مدت روی رزین خالص و استفاده از روابط مایکرومکانیک برای تعمیم مدل به کامپوزیت حاوی الیاف و رزین توسعه داده شده، نتایج آن با مشاهدات آزمایشگاهی مقایسه می‌شود.

۲- خزش در پلیمرها

برای اشاره به پدیده‌ی خزش در پلیمرها ابتدا توضیحاتی درباره‌ی دسته‌بندی مواد و به خصوص پلیمرها از دیدگاه ساختار مولکولی و برخی خواص فیزیکی آنها داده می‌شود.

جامد آمورف[1] یا بی‌ریخت، جامدی است که در آن اجزای تشکیل‌دهنده (اتم‌ها/ مولکول‌ها) بر خلاف مواد کریستالی[2] نظم بلند دامنه نداشته و فقط نظم کوتاه‌برد دارند [۱]. همه مواد را می‌توان با جلوگیری از تبلورشان به‌صورت آمورف درآورد، به این صورت که باید سرعت سرمایش برای تبدیل فاز مایع به جامد به قدری بالا باشد که اتم‌ها فرصت حرکت و چیده شدن به‌صورت بلوری در کنار یکدیگر را نداشته باشند. از شیشه‌ها می‌توان به‌عنوان نمونه مناسبی از این دست اشاره کرد.

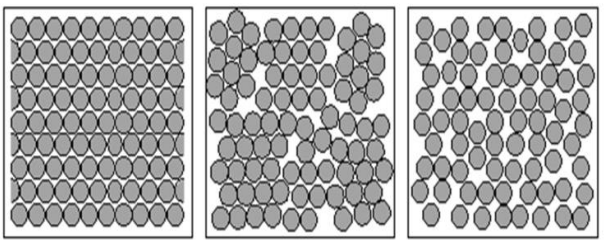
در مواد کریستالی به هنگام گرم‌کردن، فاز جامد مستقیماً به فاز مایع تبدیل می‌شود، اما در مواد آمورف، در میانه گرمایش، ابتدا جامد ترد تبدیل به جامد نرم می‌شود و سپس با ادامه گرمایش فرآیند ذوب رخ می‌دهد. دمایی که در آن جامد ترد به نرم تبدیل می‌شود را دمای انتقال شیشه [3] می‌نامند [۲].

در مورد پلیمرها فشردگی موضعی زنجیره‌های پلیمری که باعث ایجاد نواحی منظم در آن‌ها می‌شود را کریستالی‌شدن پلیمرها می‌نامند. سایر نواحی غیرکریستالی را نواحی آمورف می‌نامند. تفاوت نواحی کریستالی و آمورف در شکل ۱ نمایش داده شده‌است. پلیمرها اغلب نیمه‌کریستالی هستند بدین معنی که نواحی کریستالی در حجم نواحی آمورف پراکنده شده‌اند. درجه کریستالی شدن معمولا از ۰ تا ۹۵ درصد متغیر است. چگالی پلیمر کریستالی از چگالی پلیمر آمورف بیشتر است.

بسیاری از پلاستیک‌ها به‌طور کامل آمورف هستند. در این پلاستیک‌ها در دماهای زیر دمای انتقال شیشه، تاثیرات خزش نسبتا کم است و رفتاری ترد و سخت از خود نشان می‌دهند. در بالای دمای انتقال شیشه، تاثیرات خزش به سرعت قابل توجه می‌شود. دمای انتقال شیشه برای پلیمرهای رایج اغلب در محدوده ۱۰۰- تا ۲۰۰ درجه سانتیگراد می‌باشد. این دما ممکن است در دمای حدود دمای اتاق و حتی پایین تر از این قرار گیرد [۲].

در پلاستیک‌هایی که دارای ساختار مولکولی‌ای هستند که بخشی از آن کریستالی و بخشی از آن آمورف است، این پدیده باعث می‌شود که این پلاستیک‌ها دارای یک دمای ذوب (دمایی که در آن نیروهای بین مولکولی نا پدید می‌شوند) و دارای یک یا چند دمای انتقال شیشه (دمایی که بالای آن درجه آزادی موضعی مولکولی به‌طرز قابل توجهی افزایش می‌یابد) باشند.

پلیمرهای ترموست مولکول‌های با زنجیره‌های طولانی هستند که با زنجیره‌های دیگر اتصالات ضرب‌دری دارند. در ترموپلاستیک‌ها زنجیره‌های مولکولی توسط پیوندهای بین مولکولی واندروالس به زنجیره‌های دیگر متصل هستند.



شکل ۱ ناحیه آمورف در برابر کریستالی [۱]

۳- روش‌های مدل‌سازی خزش در کامپوزیت‌ها

به‌طور کلی در همه روش‌ها، هدف توسعه روابط ساختاری وابسته به زمان می‌باشد. در مسیر رسیدن به روابط ساختاری برای چند لایه کامپوزیت از راهکارهای گوناگونی استفاده می‌شود.

در دسته‌بندی ارائه شده نحوه‌ی پیش‌بینی تک لایه مرجع دسته‌بندی قرار دارد. معمولاً پس از حصول نتایج برای تک لایه از روابط تئوری مانند تئوری کلاسیک لایه چینی، الاستیسیته یا اجزای محدود برای یافتن نتایج برای چند لایه کامپوزیت استفاده می‌شود.

1. Amorphous
2. Crystalline
3. Glass Transition Temperature

www.SID.ir

Archive of SID

۳-۱- مدل‌سازی تحلیلی

از مدل‌های تحلیلی می‌توان به مدل‌های ارائه شده توسط دسیلوا، گارمونگ، ونکاتش و دونالد اشاره کرد [۳]. هدف اصلی اینگونه مطالعات بررسی مکانیزم رخداد خزش در کامپوزیت‌ها به‌واسطه‌ی رهیافت پدیده شناختی[1] بوده است. به‌علت دور از واقعیت بودن فرضیات صورت گرفته، این مدل‌سازی‌ها عموماً دقت پایینی دارند و در مقایسه با نتایج آزمایشگاهی، مطابقت خوبی نشان نمی‌دهند [۳].

۳-۲- مدل‌سازی تجربی

مبنای مدل‌سازی‌های تجربی یافتن یک رابطه‌ی ریاضی می‌باشد که به‌خوبی با نتایج آزمایشگاهی تطابق داشته باشد. به‌عبارت دیگر، این مدل‌ها حاصل برازش منحنی به یک سری داده آزمایشگاهی می‌باشند. این امر به کمک آزمون‌های کوتاه مدت خزش قابل حصول است. بعد از استخراج این ثوابت، می‌توان با استفاده از تابع به‌دست آمده، با برونیابی، رفتارهای خزشی در بازه‌های زمانی خارج از محدوده‌ی آزمون‌های کوتاه مدت را نیز پیش‌بینی کرد. معمولاً از توابع نمایی[2] برای این منظور بهره گرفته می‌شود.

نورتن برای پیش‌بینی خزش فولاد یک تابع نمایی به شکل رابطه (۱)، پیشنهاد کرد که نرخ خزش را به‌صورت نمایی به تنش وابسته می‌سازد [۴]. او در نظریه‌ی خود از خزش اولیه[3] چشم‌پوشی کرده و فرض کرد که کرنش خزشی تابعی خطی از زمان و تابعی نمایی از تنش اعمالی است. رابطه‌ی نورتن مبنای کار بسیاری از محققین قرار گرفت.

$$\varepsilon = k\sigma^n \qquad (۱)$$

که در آن k و n ثوابتی تابع دما هستند. یکی از مرسوم‌ترین روابط تجربی که توسط محققین برای پیش‌بینی خزش پلیمرها استفاده می‌شود، رابطه‌ی ارائه شده توسط فیندلی[4] می‌باشد [۵]. این تابع که در رابطه (۲) ارائه شده است، هنوز هم به‌منظور پیش‌بینی خزش پلیمرها و کامپوزیت‌های پایه پلیمری استفاده می‌شود.

$$\varepsilon_c(t) = \varepsilon_0 + mt^n \qquad (۲)$$

که در آن ε_0 کرنش آنی و m و n ثوابت ماده هستند که تابع دما و تنش می‌باشند. از روابطی که می‌تواند به‌خوبی بیان‌گر نرمی کامپوزیت باشد سری پرونی است که توسط رابطه (۳) بیان می‌شود. سری پرونی بیانی از رفتار ویسکوالاستیک مواد هنگامی که تحت کرنش ثابت قرار دارند، می‌باشد. مبنای تعریف این رابطه رها شدن تنش[5] به دفعات متعدد بسته به مشخصات ماده است. به‌دست آوردن ثوابت این رابطه توسط آزمون‌های رهایی تنش انجام‌پذیر است.

$$\varepsilon(t) = D_0\sigma + \sum_{i=1}^{N} D_i\,\sigma\left(1 - e^{-t/\tau_i}\right) \qquad (۳)$$

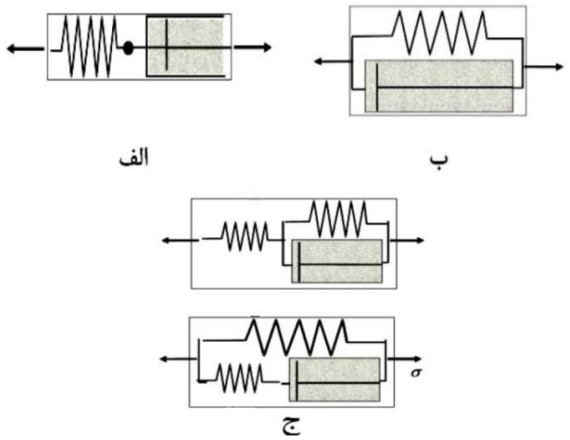
که در آن D_i ها و τ_i ها به‌ترتیب معرف مدول‌های نرمی ماده و زمان‌های رها شدن تنش (متغیر با گذر زمان) می‌باشند. همانطور که ذکر شد این رابطه مبنایی تئوری دارد اما از آن‌جا که در فرآیند مدل‌سازی، مشابه روابط تجربی، رابطه‌ای ریاضی پیشنهاد شده و ثوابت آن از آزمون به‌دست می‌آید می‌توان آن را در دسته روش‌های نیمه‌تجربی قرار داد.

در این دسته از مطالعات، عموماً تنها به رفتار وابسته به زمان کامپوزیت‌ها توجه شده است و رخداد تخریب مورد بررسی واقع نشده است. به‌عبارت دیگر، در این گروه از مطالعات، تنها تمرکز روی تغییرات خواص مکانیکی متمرکز شده است [۶-۱۱]. تعداد معدودی از تحقیقات تخریب ناشی از خزش و افت استحکام را بر اساس داده‌های آزمایشگاهی بررسی کرده‌اند و به پیش‌بینی تخریب بر اساس برونیابی داده‌های آزمایشگاهی در بازه کوتاه مدت پرداخته‌اند [۱۳،۱۲].

۳-۳- مدل‌سازی رئولوژیک

در مدل‌سازی رئولوژیک (فیزیکی- مکانیکی) از المان‌های فنر و دمپر خطی به‌منظور بیان رفتار ویسکوالاستیک خطی یا غیرخطی مواد استفاده می‌شود. از ساده‌ترین مدل‌های رئولوژیک می‌توان به مدل کلوین- ویت[6] که ترکیب موازی یک فنر و یک دمپر است، مدل ماکسول که ترکیب سری یک فنر و یک دمپر است[7] و مدل‌های استاندارد خطی جامدات[8] اشاره کرد که در شکل ۲ نمایش داده شده‌اند. در شکل ۳ مدل چهار پارامتری برگر[9] مشاهده می‌شود که ترکیب سری مدل‌های کلوین- ویت و ماکسول است.

مدل‌سازی خزش در کامپوزیت‌ها با استفاده از مدل‌های رئولوژیک بدینگونه است که با استفاده از روابط مایکرومکانیک[10] خواص مکانیکی یک لایه کامپوزیت[11] استخراج شده، سپس با استفاده از روابط ماکرومکانیک[12] خواص خزشی چند لایه کامپوزیت[13] به‌دست می‌آید [۲].



شکل ۲ (الف) مدل رئولوژیکال ماکسول (ب) مدل رئولوژیکال کلوین-ویگت (ج) مدل رئولوژیکال استاندارد خطی جامدات [۱۴]

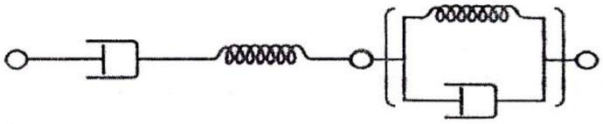
در این نوع مدل‌سازی ابتدا کرنش خزشی رزین خالص به کمک یک مدل رئولوژیک مدل‌سازی شده، سپس با استفاده از روابط تئوری، مدول رهایی رزین خالص بر حسب زمان استخراج می‌شود. با داشتن مدول رهایی رزین خالص و رابطه‌ی مایکرومکانیک مورد استفاده، سفتی تک‌لایه کامپوزیت برحسب زمان به‌دست می‌آید. در نهایت با داشتن روابط تئوری کرنش خزشی تک لایه کامپوزیت برحسب زمان حاصل می‌شود.

1. Phenomenological
2. Power Law
3. Primary Creep
4. Findley
5. Stress Relaxation

6. Kelvin-Voigt
7. Maxwell
8. Standard Linear Solid
9. Burger's Model
10. Micromechanics
11. Lamina
12. Macromechanics
13. Laminated composites

www.SID.ir

Archive of SID



شکل ۳ مدل رئولوژیکال برگر [۱۵]

دسته دیگری از مطالعات به ارزیابی خزش در کامپوزیت‌های پلیمری بر اساس مشخصه‌سازی رفتار کوتاه مدت خطی خزشی کامپوزیت پرداخته‌اند. در این دسته از تحقیقات، محققین از روش‌های تجربی و رئولوژیکی مختلفی برای پیش‌بینی رفتار کوتاه مدت یک تک لایه استفاده کرده‌اند. کاربرد این مدل‌ها به کامپوزیت‌های معدودی محدود می‌شود، زیرا عموماً متکی به مشاهدات آزمایشگاهی می‌باشند [۱۶-۲۱].

۳-۴- مدل‌سازی به روش اجزای محدود

در مدل‌سازی به روش اجزای محدود، روابط ساختاری تقویت کننده و زمینه به‌ترتیب به‌صورت‌های الاستیک و ویسکوالاستیک در نظر گرفته می‌شود. در اینگونه مدل‌سازی به‌طور کلی، چیدمان الیاف در زمینه به‌صورت منظم و موازی فرض شده و مطالعه روی تک سلول واحد[1] حاوی یک لیف (بلند یا کوتاه) در ماده زمینه‌ی استوانه‌ای شکل اطراف آن، صورت می‌پذیرد.

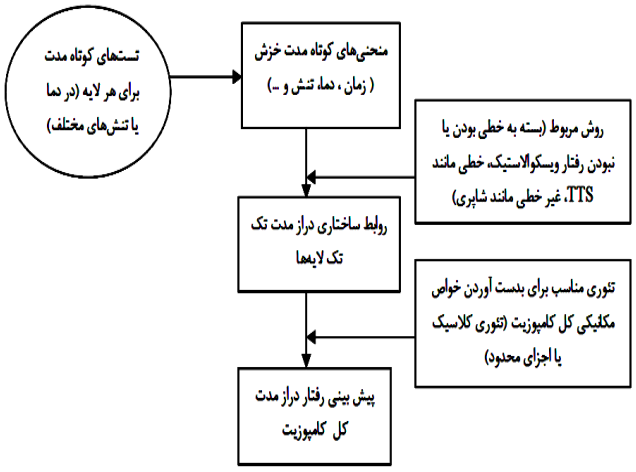
مطالعات انجام‌شده به‌منظور تخمین خواص مکانیکی کامپوزیت‌های مورد بحث با استفاده از مدل یاد شده یا دیگر مدل‌ها به دلایل عدیده‌ای از جمله بروز گسستگی میان تقویت کننده و زمینه در محور اتصال دو فاز، چگونگی توزیع تقویت‌کننده‌ها در زمینه، غیر هم جهت بودن تقویت‌کننده‌ها، تداخل تقویت‌کننده‌ها، وجود حفره یا ترک در کامپوزیت و اشکالات پدید آمده به هنگام ساخت چندان موفقیت‌آمیز نبوده است و بیشتر یک حالت کاملاً ایده‌آل را مدل می‌نمایند [۲۲].

موفقیت روش‌های مدل‌سازی اجزای محدود در پیش‌بینی خزش در گرو توسعه تئوری یا تجربی رفتار المان مورد استفاده و تطابق آن با مشاهدات آزمایشگاهی دارد. کامل نبودن مدل‌های تئوری و تجربی موجود در این حوزه باعث می‌شود، هر المانی با هر روش یا تئوری که تعریف شود، در نهایت مدل نهایی که از آن برای المان‌سازی استفاده شده است، همان مشکلات را داشته باشد.

۳-۵- مدل‌سازی برمبنای قوانین برهم‌نهی

در این گروه، هدف اصلی پیش‌بینی رفتار دراز مدت کامپوزیت‌ها در برابر پدیده خزش با اتکاء به مشاهدات آزمایشگاهی کوتاه مدت می‌باشد. تست‌های کوتاه مدت روی یک لایه کامپوزیت انجام شده و بسته به خطی بودن یا نبودن رفتار ویسکوالاستیک، رفتار دراز مدت با روابط مربوطه برهم‌نهی مانند قانون برهم‌نهی زمان- دما یا زمان- دما- تنش تخمین زده می‌شود و سپس توسط تئوری کلاسیک لایه‌چینی[2]، تئوری الاستیسیته و یا اجزای محدود رفتار دراز مدت کامپوزیت چند لایه پیش‌بینی می‌شود که در شکل ۴ نشان داده شده است [۶].

در مواردی که ماده در ناحیه ویسکوالاستیک خطی قرار دارد از معروف‌ترین قوانین برهم‌نهی مورد استفاده می‌توان به قانون زمان- دما[3] اشاره کرد. البته امکان استفاده از این قانون برای همه‌ی مواد وجود ندارد [۲۳].



شکل ۴ مدل‌سازی بر مبنای استفاده از قوانین برهم‌نهی

اگر لازم باشد که مدل‌سازی در ناحیه ویسکوالاستیک غیرخطی انجام گیرد، از قانون برهم‌نهی زمان- دما- تنش به همراه تئوری‌هایی نظیر تئوری معروف شاپری[4] استفاده می‌شود [۱۰]. پشتوانه‌ی این تئوری و همچنین قانون قانون زمان- دما، قانون برهم‌نهی بولتزمن است که پاسخ ویسکوالاستیک ماده را به تاریخچه‌ی بار اعمالی به ماده وابسته می‌سازد. رابطه (۴) معرف، قانون بولتزمن می‌باشد.

شایان ذکر است که مدل‌هایی که تا این‌جا به آن‌ها اشاره شد همگی بر مبنای بارگذاری ثابت هستند. برای این‌که مدل در شرایط بارگذاری متغیر هم کفایت لازم را داشته باشد باید از قوانین برهم‌نهی بولتزمن (ناحیه خطی) و شاپری (ناحیه غیر خطی) استفاده شود. رابطه شاپری در رابطه (۵) ارائه شده است. در مدل شاپری ضرایبی در نظر گرفته شده تا اثرات غیرخطی لحاظ شوند.

$$\varepsilon(t) = D_0\sigma + \int_0^t D\,\sigma(t-\tau)\frac{d\sigma}{dt}d\tau \qquad (۴)$$

$$\varepsilon(t) = g_0 D_0\sigma + g_1\int_0^t \Delta D\,(\varphi-\dot{\varphi})\frac{dg_2\sigma}{dt}d\tau \qquad (۵)$$

در رابطه (۴)، نرمی ماده به دو بخش آنی و گذرا تقسیم شده است که به‌ترتیب با D_0 و ΔD مشخص می‌شوند. در رابطه (۵)، عبارات g_0، g_1 و g_2 بیان‌گر قسمت خیر غطی هستند (تابع تنش) و عبارت φ بیان‌گر زمان کاهش[5] یافته می‌باشد. این تئوری بر مبنای قوانین ترمودینامیک استخراج شده است که در این‌جا از توضیحات بیشتر در این مورد خودداری می‌شود.

اکثر تحقیقات صورت گرفته در این حوزه، روی کامپوزیت مبتنی بر الیاف کوتاه و یا تک لایه حاوی الیاف بلند متمرکز شده‌اند [۲۴-۳۱]. تحقیقات بسیار معدودی به مدل‌سازی خزش بلند مدت در چند لایه‌های کامپوزیت چندجهته حاوی الیاف بلند پرداخته‌اند. این در حالی است که این دسته از کامپوزیت‌ها بیشترین کاربرد را در صنایع مختلف دارند.

دیلارد و همکاران [۳۲] به ارائه روشی برای شبیه‌سازی خزش و تخمین تخریب ناشی از خزش در کامپوزیت گرافیت/ اپوکسی پرداخته‌اند. در مدل

1. Unit Cell
2. Classical Laminatior Theory
3. Time-Temperature Superposition Principle-TTSP

4. Schapery
5. Reduced Time

www.SID.ir

Archive of SID

ایشان، خزش در یک تک‌لایه با استفاده از یک مدل ویسکوالاستیک غیرخطی پرداخته شده‌است. سپس از تئوری لایه‌چینی برای بسط دادن نتایج به کامپوزیت‌های چندلایه استفاده شده است. تاتل و برینسون به ارائه مدلی برای تخمین خزش در کامپوزیت چندجهته متکی بر مدل غیرخطی شاپری و تئوری [۶] کلاسیک لایه‌چینی پرداختند. گرامول و همکاران [۳۳] با استفاده از سری پرونی به‌عنوان مدل ویسکوالاستیک، وضعیت ویکسوالاستیسیته غیرخطی چندلایه کامپوزیت را تحت بارگذاری داخل صفحه‌ای بر اساس یک حل ضمنی مشخصه‌سازی کردند. گدس [۱۱] یک روش مبتنی بر تئوری لایه چینی کلاسیک برای پیش‌بینی خزش در کامپوزیت چند لایه پیشنهاد کرده است. در این روش، از انتگرال شاپری برای لحاظ کردن ویسکوالاستیسیته غیرخطی استفاده شده است [۱۱]. در تحقیق دیگری، گدس [۷] از تئوری الاستیسیته سه بعدی برای ارزیابی خزش در مخزن کربن/ اپوکسی استفاده کرده است. در این روش، معادلات ساختاری با معادلات ساختاری ویسکوالاستیک جایگزین شده است که منتهی به معادلات دیفرانسیل بسیار پیچیده‌ای شده است که تنها برای هندسه‌های خاص حل دقیق دارد [۷].

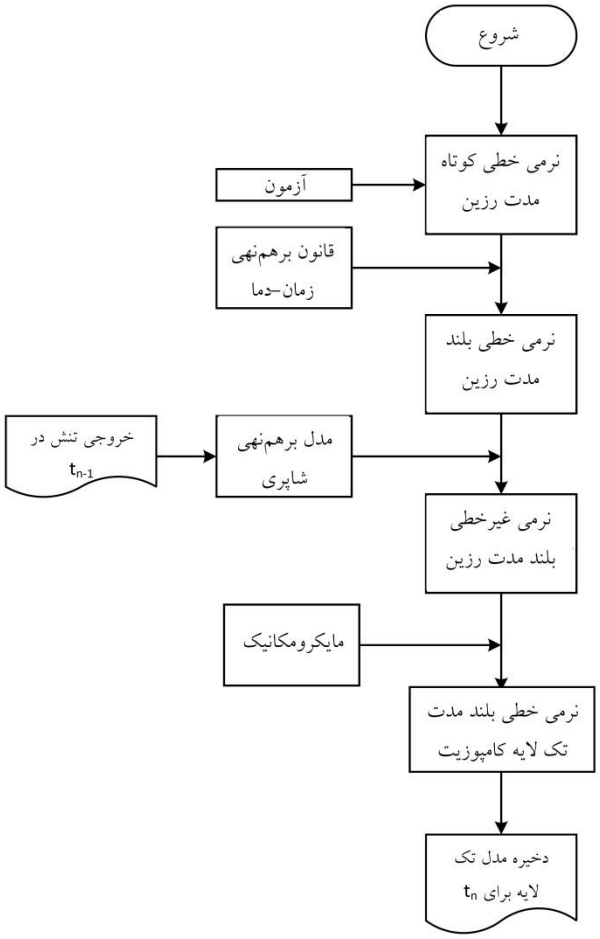
۴- بیان مسئله

با دوره مطالعات شاخص صورت گرفته در حوزه خزش بلند مدت در کامپوزیت‌های پایه پلیمری، مشخص می‌شود که تحقیقات بسیار محدودی به مدل‌سازی تئوری این پدیده و تخریب ناشی از آن در کامپوزیت‌های چندجهته به‌علت پیچیدگی‌های مدل‌سازی در مواد با رفتار ایزوتروپ عرضی اختصاص داده شده‌اند. از طرفی، تا کنون مدل فراگیری برای کامپوزیت‌های الیاف بلند چند جهته برای پیش‌بینی تخریب ناشی از خزش بلند مدت ارائه نشده است. هدف اصلی از این مقاله، ارائه یک روش عمومی برای مدل‌سازی خزش بلند مدت در کامپوزیت‌های پایه پلیمری چند لایه با الیاف بلند بر اساس داده‌های آزمایشی کوتاه مدت روی رزین خالص و استفاده از روابط مایکرومکانیک می‌باشد. عموماً، در کامپوزیت‌های پلیمری تقویت شده با الیاف، خزش در ماده زمینه به‌علت رفتار ویکسوالاستیک آن نسبت به الیاف مشهودتر می‌باشد. لذا انتظار می‌رود که در نظر گرفتن رفتار الاستیک برای راستای الیاف به‌عنوان جهتی که ماتریس نقش عمده‌ای در رفتار این راستا ایفا نمی‌نماید، بتوان ساده سازی منطقی را در مدل‌سازی خزش انجام داد. از طرفی، رفتار ویسکوالاستیک برای هر دو جهت عرضی و برشی به‌علت قالب بودن رفتار ماده زمینه در نظر گرفته می‌شود. لذا در دو جهت مذکور، امکان استفاده از روابط مایکرومکانیک برای تخمین خزش در سازه کامپوزیت با تکیه بر آزمون‌های کوتاه مدت روی رزین خالص بررسی می‌شود.

۵- مدل‌سازی خزش بلند مدت

در این قسمت مراحل مختلف مدل توسعه داده شده برای تخمین خزش و پیش‌بینی تخریب ناشی از آن تشریح می‌شود. مدل از سه بخش اصلی تحلیل رفتار خزشی رزین خالص، تحلیل خزش در تک لایه کامپوزیت و تحلیل خزش در چندلایه تشکیل شده است.

به‌عنوان تصویر کلی فرآیند مدل‌سازی، در ابتدا بر اساس اندازه‌گیری آزمایشگاهی و انجام آزمون‌های کوتاه مدت خزش، ماتریس نرمی (کامپلاینس) مربوط به رزین خالص که توصیف کننده رفتار خطی رزین می‌باشد، به‌دست می‌آید. سپس این نتایج رفتار کوتاه مدت خزشی رزین خالص به رفتار بلند مدت رزین خالص و آن هم به‌صورت خطی تبدیل می‌شود. پس از آن، با استفاده از انتگرال شاپری، رفتار خزشی بلند مدت رزین خالص به‌صورت غیرخطی حاصل می‌شود. رفتار ویسوالاستیک بلند مدت و غیرخطی رزین خالص با استفاده از قوانین مایکرومکانیک به سطح تک لایه حاوی الیاف بلند و سپس بر اساس تحلیل المان محدود به سطح چند لایه حاوی الیاف بلند بسط داده می‌شود. فرآیند مذکور در شکل ۵ در قالب نمودار جریان مدل توسعه داده شده، نمایش داده شده است.



شکل ۵ نمودار جریان مدل‌سازی خزش بلند مدت در کامپوزیت

۵-۱- مدل‌سازی در سطح رزین خالص

در این سطح، آزمون‌های کوتاه مدت خزش کششی روی نمونه رزین خالص انجام می‌شود. مدت زمان این آزمونها که برای مشخصه‌سازی تغییرات نرمی نسبت به زمان صورت می‌پذیرد، بین یک تا ده ساعت می‌باشد. با توجه به این امر که رفتار ویسکوالاستیک به‌دست آمده بر مبنای مشخصه‌سازی آزمایشگاهی محدود به همان مدت زمان آزمون و یا زمان اندکی فراتر از زمان آزمون می‌باشد، در این مرحله از قانون برهم نهی زمان- دما استفاده می‌شود. اساس کاری این قانون در تبدیل تاثیر دما به مقیاس زمان می‌باشد؛ بدینگونه که رفتار خزشی پلیمر در دماهای بالا را با رفتار خزشی آن در درمای محیط ولی در بازه زمانی طولانی‌تری معادل سازی می‌نماید [۲۳]. برای این منظور، تعدادی آزمون در دماهای مختلف روی رزین و در ناحیه رفتار خطی آن انجام می‌شود و تا منحنی مادر[1] در دمای مورد نظر استخراج شود. سپس ثوابت مورد نیاز برای قانون برهم‌نهی زمان- دما استخراج شده، با اعمال آن به ماتریس نرمی رزین که از آزمون‌های کوتاه مدت به‌دست آمده است، رفتار

1. Master curve

www.SID.ir

Archive of SID

ویکسوالاستیک بلند مدت رزین در محدوده خطی به‌دست می‌آید. در حقیقت در این مرحله به‌علت استفاده از داده‌های ناحیه خطی نمودار مبنی و آزمایش‌های کوتاه مدت رزین، رفتار ویسکوالاستیک رزین به‌صورت خطی مشخصه سازی می‌شود. به‌عبارت دیگر، مولفه‌های ماتریس نرمی در این مرحله مستقل از تنش می‌باشند. لذا در این مرحله به‌منظور تبدیل رفتار ویسکوالاستیک خطی بلند مدت رزین به غیرخطی، می‌بایستی مولفه‌های ماتریس نرمی به‌صورت تابعی از تنش بیان شوند. لذا از انتگرال شاپری یا بولتزمن برای این منظور استفاده میشود. انتگرال شاپری که بر مبنای قوانین ترمودینامیک برگشت‌ناپذیر توسعه یافته است، بر اساس رابطه شماره (۵)، کرنش ویسکوالاستیک را محاسبه می‌نماید. چنانچه ثوابت رابطه (۵) که تابعی از تنش هستند در دسترس نباشد، می‌توان با تخمین آن‌ها را معادل واحد فرض نمود. در چنین حالتی رابطه (۵) تحت عنوان انتگرال بولتزمن شناسایی می‌شود. لذا در هر گام زمانی حل، تحلیل تنش لحظه قبلی مورد استفاده واقع می‌شود.

توجه به این نکته ضروری است که برای استفاده از انتگرال شاپری در هر گام زمانی، می‌بایستی تنش القاء شده در رزین در لحظه قبلی موجود باشد. این در حالی است که توزیع تنش در لایه کامپوزیت با استفاده از تحلیل المان محدود قابل دستیابی است و این توزیع بایستی به تنش موثر در رزین تبدیل شود. به همین منظور، توزیع تنش در کامپوزیت با استفاده از رابطه (۶) به تنش برشی صفحه هشت‌وجهی[1] موثر بر رزین تبدیل شده، سپس در داخل انتگرال شاپری برای تبدیل رفتار ویسکوالاستیک بلند مدت خطی رزین خالص به رفتار ویسکوالاستیک بلند مدت غیرخطی استفاده می‌شود.

$$\begin{bmatrix}\sigma_1^m\\ \sigma_2^m\\ \tau_{12}^m\end{bmatrix}=\begin{bmatrix}\frac{E_m}{E_{11}} & \left(\nu_m-\frac{E_m}{E_{11}}\nu_{12}\right) & 0\\ 0 & 1 & 0\\ 0 & 0 & 1\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\sigma_1\\ \sigma_2\\ \tau_{12}\end{bmatrix} \qquad (۶)$$

که در آن E_m مدول رزین و E_{11} مدول در جهت الیاف تک لایه کامپوزیت می‌باشد. ν_m و ν_{12} نیز به‌ترتیب معرف ضریب پوآسون رزین و ضریب پوآسون اصلی تک لایه کامپوزیت است.

۵-۲- مدل‌سازی در سطح تک لایه

پس از تبیین رفتار ویسکوالاستیک رزین خالص در مرحله قبلی، در این مرحله رفتار ویسکوالاستیک تک لایه کامپوزیت حاوی الیاف بلند تخمین زده می‌شود. به‌صورت یک فرض منطقی، می‌توان الیاف را در مقایسه با رزین که رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی دارد به‌صورت یک ماده الاستیک در نظر گرفت. لذا با استفاده از قوانین مایکرومکانیک مناسب، رفتار ویسکوالاستیک غیرخطی تخمین زده شده برای رزین در مرحله قبل، به سطح تک لایه تعمیم داده می شود. با توجه به این امر که ضریب پوآسون تک لایه نیز در خلال زمان دستخوش تغییرات قابل ملاحظه‌ای نمی‌شود، ماتریس نرمی تک لایه را که معرف اعضای وابسته به زمان می‌باشد، به‌صورت به‌صورت رابطه (۷) معرفی می‌شود:

$$\begin{bmatrix}\frac{1}{E_x} & -\frac{\nu_x}{E_x} & 0\\ -\frac{\nu_x}{E_x} & \frac{1}{E_y(t)} & 0\\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{xy}(t)}\end{bmatrix} \qquad (۷)$$

مدول در جهت الیاف با استفاده از قانون مخلوط‌ها و مدول در جهت عمود بر الیاف با استفاده از قانون هالپین- تسای تخمین زده می‌شود [۳۴]. برای محاسبه مدول برشی نیز از قانون چمیس محاسبه می‌شوند [۳۴]. انتخاب قوانین مذکور برای جهت عمود بر الیاف و برشی بر اساس تطابق بیشتر نتایج این قوانین با داده‌های آزمایشگاهی در حوزه علم مایکرومکانیک صورت پذیرفته است.

۵-۳- مدل‌سازی در سطح چندلایه حاوی الیاف بلند

زمانیکه یک چندلایه کامپوزیت در معرض بارگذاری ثابت واقع می‌شود، به‌علت رخداد پدیده خزش، خواص مکانیکی آن در خلال زمان تغییر می‌یابد. در نتیجه، میزان تنش موثر روی لایه‌ها نیز بالطبع تغییرات خواص مکانیکی، تغییر می‌یابد. از طرف دیگر، مدل خزش ارائه شده برای تک لایه کامپوزیت در قسمت قبل، خود به سطح تنش اعمالی در هر بازه زمانی از حل وابسته است. لذا در این قسمت بر اساس یک روش حل نموی[2] نمودار جریان ارائه شده در شکل ۵ برای بازه‌های زمانی مختلف تکرار می‌شود. در هر گام زمانی بر اساس خواص مکانیکی همان گام، تحلیل تنش با استفاده از روش المان محدود صورت می‌پذیرد و بر اساس روش تشریح شده در بخش ۵-۲، تنش القاء شده در رزین محاسبه می‌شود. با استفاده از انتگرال شاپری و یا بولتزمن، خواص مکانیکی تک تک لایه‌ها برای گام بعدی حل به روز می‌شود.

روند مذکور تا زمان دلخواه مشخص شده توسط کاربر ادامه می‌یابد. با توجه به این امر که روند حل توسعه داده شده یک روند صریح می‌باشد، انتخاب مناسب گام زمانی در کاهش خطای پاسخ تخمین زده شده بسیار حائز اهمیت می‌باشد. لذا در این پژوهش، علیرغم افزایش زمان تحلیل، گام زمانی به اندازه کافی کوچک انتخاب می‌شود.

۶- ارزیابی مدل تئوری توسعه داده شده

برای ارزیابی مدل کلی ارائه شده، از نتایج آزمایش‌های انجام شده توسط تاتل و برینسون استفاده شده است [۶]. ایشان آزمون‌های خزش بلند مدت را در محدوده زمانی حدود ۳ ماه روی قطعات مستطیل‌شکل ساخته شده از چند لایه چند جهته کامپوزیت کربن/اپوکسی (T300/5208) با چیدمان $[-۸۰/-۵۰/۴۰/-۸۰]_S$ و $[۲۰/۵۰/-۴۰/۲۰]_S$ انجام دادند. کامپوزیت مذکور، دارای مدولی معادل با ۱۳۲ گیگاپاسکال در راستای الیاف و ضریب پوآسون اصلی ۰/۲۷۳ می‌باشد [۶]. ایشان همچنین جهت استخراج مدل ویسکوالاستیک برای تک لایه در جهات عرضی و برشی نیز، از آزمون‌های کوتاه مدت خزش استفاده کرده، رابطه‌ای به فرم قانون نمایی[3] را روی داده‌های آزمایشگاهی برازش نمودند [۶]. لذا برای ارزیابی مدل ارائه شده، با دو رویکرد مختلف به شرح ذیل به تخمین رفتار خزشی کامپوزیت مورد نظر بر اساس روش توسعه داده پرداخته شد:

1. Octahedral

2. Incremental
3. Power law

www.SID.ir

Archive of SID

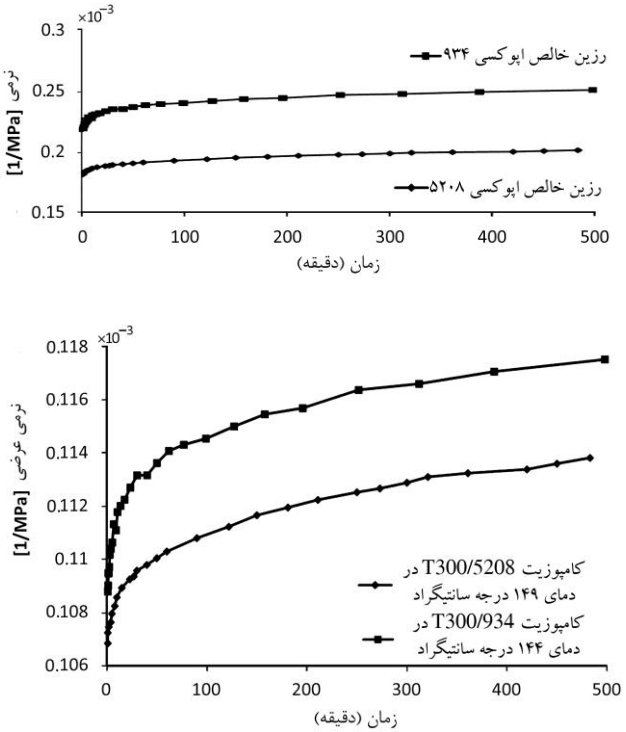
• رویکرد (الف): اجرای مدل بدون استفاده از روابط مایکرومکانیک و بر اساس مدولهای ارائه شده بر اساس مشاهدات آزمایشگاهی برای کامپوزیت مذکور.

• رویکرد (ب): اجرای مدل با استفاده از قوانین مایکرومکانیک برای تخمین خواص مکانیکی و تعمیم نتایج رزین به تک لایه طبق توضیحات بخش ۵-۲.

لذا بدین ترتیب امکان بررسی قابلیت استفاده از روابط مایکرومکانیک میسر می‌شود.

برای رویکرد (الف) به منحنی مادر کامپوزیت مورد مطالعه نیاز است، در حالیکه برای مدل (ب)، لازم است تا منحنی مادر رزین مورد استفاده در ساختار کامپوزیت مورد مطالعه استخراج شود. همانطور که قبلاً ذکر شد، استخراج منحنی مادر برای به‌دست آوردن ثوابت قانون برهم‌نهی دما-زمان که برای تبدیل رفتار کوتاه مدت خزشی به بلند مدت می‌شود، مورد نیاز است.

به‌علت عدم دسترسی به منحنی مادر کامپوزیت T300/5208 مورد مطالعه، از منحنی مادر موجود برای کامپوزیت T300/934 [۲۸، ۳۵] جهت تولید منحنی مادر T300/5208 به‌صورت تشابهی استفاده شد. با مقایسه نرمی کششی رزین‌های 5208 و 934 که در شکل ۶ ارائه شده است، مشخص می‌شود روند رفتار این دو رزین که هر دو از گروه رزین‌های اپوکسی می‌باشند، بسیار شبیه به همدیگر می‌باشد. علاوه بر شباهت رفتار نرمی کششی رو رزین، نمودارهای رفتار ویسکوالاستیک گذرای دو کامپوزیت T300/5208 و T300/934 موجود تا زمان حدود ۸ ساعت به‌ترتیب در دمای ۱۴۹ و ۱۴۴ درجه سانتی‌گراد که در همان شکل ۶ نشان داده شده است نیز روند تغییرات بسیار مشابهی را نشان می‌دهند.

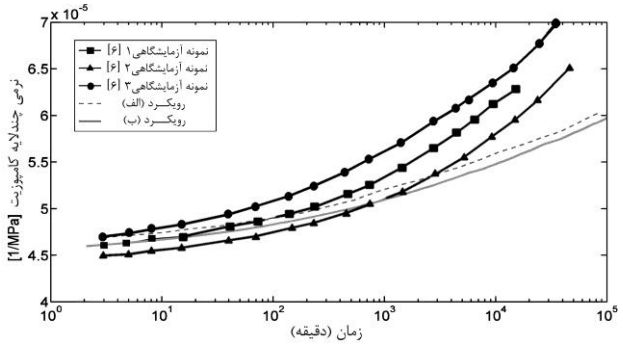


شکل ۶ مقایسه رفتار خزشی رزین اپوکسی ۹۳۴ و ۵۲۰۸ (بالا) و کامپوزیت کربن/اپوکسی حاوی آنها (پایین) [۲۸، ۳۵]

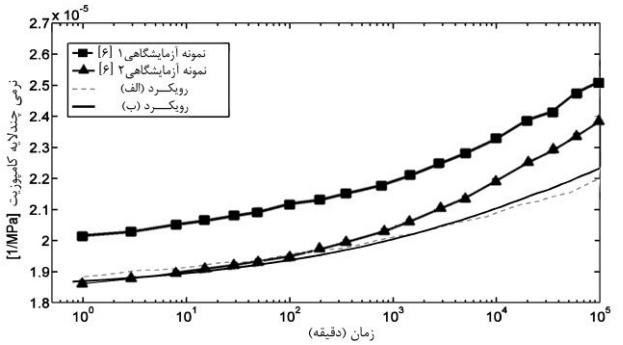
بنابراین، با برازش منحنی به داده‌های آزمایشگاهی موجود برای کامپوزیت T300/934، منحنی مادر این کامپوزیت به‌دست می‌آید. سپس منحنی مادر T300/5208 از روی منحنی مادر T300/934 به‌صورت مشابه و تنها با جایگزین کردن مقادیر اولیه نرمی T300/934 با T300/5208 تولید شد. شایان ذکر است که هر دو کامپوزیت T300/5208و T300/934 دارای کسر حجمی یکسان ۶۵٪ بوده‌اند [۶، ۲۸، ۳۵].

برای استخراج منحنی مادر رزین خالص مورد نیاز برای رویکرد (ب)، از داده‌های آزمایشگاهی آزمون خزش کششی کوتاه مدت موجود طبق استاندارد ASTM D2990-1 استفاده شده است [۳۶].

در نهایت با استفاده از منحنی‌های مادر تولید شده برای رویکردهای (الف) و (ب)، مدل مورد نظر برای پیش‌بینی رفتار خزشی کامپوزیت مورد مطالعه اجرا و نتایج آن‌ها در مقایسه با مشاهدات آزمایشگاهی در شکل‌های ۷ و ۸ ارائه شده‌است.



شکل ۷ مقایسه پیش‌بینی تئوری رفتار خزشی چند لایه کامپوزیت با چیدمان $[-80/-50/40/-80]_S$ با مشاهدات آزمایشگاهی



شکل ۸ مقایسه پیش‌بینی تئوری رفتار خزشی چند لایه کامپوزیت با چیدمان $[20/50/-40/20]_S$ با مشاهدات آزمایشگاهی

نتایج به‌دست آمده، حاکی از تطابق خوب مدل تئوری با مشاهدات آزمایشگاهی می‌باشد. با توجه به قرارگیری الیاف نسبت به راستای بارگذاری در آرایش $[-80/-80/40/-50/-80]_S$، این چیدمان رفتار ویسکوالاستیک بارزتری را نسبت به آرایش $[20/50/-40/20]_S$ مشخص می‌سازد. در آرایش نوع دوم، الیاف زاویه کمتری را با راستای بارگذاری می‌سازد و به همین دلیل رفتار آرایش اول بیشتر توسط الیاف تعیین می‌شود؛ در حالیکه در آرایش دوم، رزین تعیین کننده رفتار غالب می‌باشد. همانطور که مشاهده می‌شود، دقت مدل توسعه داده شده در پیش‌بینی رفتار خزشی کامپوزیت $[20/50/-40/20]_S$ نسبت به $[-80/-80/-50/40/-80]_S$ بیشتر می‌باشد. در کامپوزیت نوع دوم به‌علت این امر که رفتار رزین بر الیاف غلبه می‌نماید، دقت

www.SID.ir

Archive of SID

مدل در اثر در نظر نگرفتن رفتار ویسکوپلاستیک و سالخوردگی فیزیکی[1] رزین کمتر می‌شود. این امر در کامپوزیت نوع اول به‌دلیل غالب بودن رفتار الیاف کمتر مشاهده می‌شود.

با مقایسه نتایج ارائه شده توسط دو رویکرد (الف) و (ب) مشخص می‌شود که تطابق بسیار خوبی بین این دو روش وجود دارد. لذا می‌توان نتیجه گرفت که با مشخصه سازی رفتار رزین خالص و استفاده از روابط مایکرومکانیک، امکان تخمین خزش بلند مدت در کامپوزیت با دقت خوبی میسر می‌باشد. انتخاب مناسب روابط مایکرومکانیک نیز نقش مهمی در این امر ایفا می‌نماید. از آن‌جاییکه قانون اختلاط در تخمین خواص مکانیکی کامپوزیت در جهت الیاف از دقت مناسبی نسبت به سایر قوانین مایکرومکانیک برای تخمین مدولهای عرضی و برشی دارد، رویکرد (الف) و (ب) تطابق بیشتری را در خصوص کامپوزیت با آرایش $[۲۰/۵۰/-۴۰/۲۰]_S$ نشان می‌دهند.

۷- خلاصه و جمع‌بندی

در این پژوهش ابتدا به بررسی خزش و اهمیت آن در کامپوزیت‌های پلیمری پرداخته شده است و سپس روش‌های مختلف بررسی خزش در این مواد در پنج گروه اصلی روش‌های تحلیلی، تجربی، رئولوژیک، المان محدود و قوانین برهم‌نهی تقسیم‌بندی شده است. سپس به‌صورت خاص به بررسی تحقیقات صورت گرفته برای بررسی خزش بلند مدت در کامپوزیت‌های پایه پلیمری پرداخته شده است. در مرحله بعد به توسعه مدل یکپارچه‌ای برای تخمین خزش بلند مدت در کامپوزیت‌های چند لایه با الیاف بلند با اتکاء بر آزمون‌های خزش کوتاه مدت روی رزین خالص پرداخته شده است. مدل مذکور از سه بخش اصلی تحلیل خزش در رزین خالص، مدل‌سازی خزش در تک لایه کامپوزیت حاوی الیاف بلند و تخمین رفتار ویسکوالاستیک بلند مدت کامپوزیت چندلایه حاوی الیاف بلند تشکیل شده است. مدل مذکور در مرحله اول بر اساس داده‌های خزش کوتاه مدت پلیمر و استفاده از قانون برهم‌نهی دما-زمان، رفتار خزش خطی بلند مدت رزین را پیش‌بینی می‌کند. پس از آن، با استفاده از انتگرال شاپری، داده‌های بلند مدت خطی مربوط به رزین را به رفتار ویسکوالاستیک بلند مدت غیرخطی رزین خالص تعمیم می‌یابد. در سطح بعدی، با استفاده از روابط مایکرومکانیک و همچنین در نظر گرفتن رفتار الاستیک برای الیاف، رفتار خزشی تک لایه کامپوزیت ارزیابی می‌شود و سپس بر اساس تحلیل تنش در لایه‌های مختلف، خواص مکانیکی لایه‌های مختلف سازنده چندلایه کامپوزیت بر اساس وضعیت بارگذاری و زمان تحلیل، به روز می‌شود.

به‌منظور پرهیز از انجام آزمون‌های خزشی روی کامپوزیت و محدود کردن آزمایش‌های خزشی به رزین خالص، امکان به‌کارگیری روابط مایکرومکانیک در مقایسه نتایج مدل با مدل دیگری که خواص در آن مستقیم از آزمایش حاصل می‌شود و همچنین مشاهدات آزمایشگاهی مقایسه شد. نتایج نشان‌دهنده این مطلب بودند که با استفاده از روابط مایکرومکانیک و همچنین داده‌های آزمایشگاهی ناشی از آزمون ساده و کوتاه مدت ساده کششی خزش روی رزین خالص، می‌توان خزش بلند مدت را با دقت مناسبی مدل‌سازی نمود.

بر اساس مدل‌سازی و تحلیل صورت گرفته، می‌توان اهم موارد ذیل را در قالب نتایج این پژوهشی به‌صورت خلاصه برشمرد:

- با توجه به این امر که عموماً رفتار ویسکوالاستیک در کامپوزیت‌ها توسط رزین تعیین می‌شود، می‌توان با دقت خوبی در مدل‌سازی رفتار الیاف را الاستیک فرض نمود و لذا رفتار راستای قرارگیری الیاف را به‌صورت الاستیک فرض نمود.
- انتخاب مناسب روابط مایکرومکانیک می‌تواند منجر به پیش‌بینی خزش در کامپوزیت‌های پلیمری بر اساس ترکیب رفتار ویسکوالاستیک رزین و رفتار الاستیک الیاف و در دو راستای عرضی و برشی شود.
- بر اساس روش توسعه داده شده، امکان پیش‌بینی خزش بلند مدت در چند لایه‌های کامپوزیت پلیمری تنها با اتکاء بر نتایج آزمون خزشی کوتاه مدت روی نمونه‌های خالص رزین به‌عنوان یک ابزار مناسب مهندسی وجود دارد.

۸- تقدیر و تشکر

از حمایت مالی دانشگاه تهران از این تحقیق در قالب طرح پژوهشی شماره ۲۸۷۱۹/۰۱/۰۱ قدردانی می‌شود

۹- مراجع

[1] Leake, J., "Atomic Scale Structure of Materials", http://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/atomic-scale-tructure/printall.php, Available in 10, May 2014.

[2] Zabulionis, D. and Gailius, A., "Numerical Modeling Of Creep Functions Of Laminated Composites", MECHANIKA, Vol. 65, No. 3, pp. 5-10, 2007.

[3] Silva, De., "A Theoretical Analysis of Creep in Fibre Reinforced Composites" , Department of Metallurgy, University of Cambridge ,1968

[4] Norton, F.H., "The Creep of Steel at High Temperature", NewYork, McGraw Hill, 1929.

[5] Findley, W.N., "Mechanism And Mechanics Of Creep Of Plastics", SPEJ, Vol. 16, pp. 57–65, 1960.

[6] Tuttle, M.E. and Brinson, H.F., "Prediction Of The Long-Term Creep Compliance Of General Composite Laminates", Experimental Mechanics, Vol. 26, No. 1, pp. 89–102, 1986.

[7] Guedes, R.M., "Nonlinear Viscoelastic Analysis Of Thich-Walled Cylindrical Composite Pipes", International Journal of Mechanical Sciences Vol. 52, pp. 1064–1073, 2010.

[8] Findley, W.N., Lai, J.S. and Onaran, K., "Creep And Relaxation On Nonlinear Viscoelastic Materials", Dover Publications, New York, 1989.

[9] Schapery, R.A., "Theory Of Mechanical Behaviour Of Elastic Media With Growing Damage And Other Changes In Structure", Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 38, No. 2, pp. 215-253, 1990.

[10] Schapery, R.A., "On The Characterization Of Nonlinear Viscoelastic Materials", Polymer Engineering and Science, Vol. 9, No. 4, pp. 295–310, 1969.

[11] Guedes, R.M, Marques, A.T., Cardon, A.H., "Analytical And Experimental Evaluation Of Nonlinear Viscoelastic–Viscoplastic Composite Laminates Under Creep, Creep-Recovery, Relaxation And Ramp Loading", Mechanics of Time-Dependent Materials, Vol. 2, pp. 113–28, 1998.

[12] Farshad, M., "Two New Criteria For The Service Life Prediction Of Plastics Pipes", Polymer Testing, Vol. 23, pp. 967–972, 2004.

[13] Faria, H. and Guedes, R.M., "Long-Term Behaviour Of GFRP Pipes: Reducing The Prediction Test Duration", Polymer Testing, Vol. 29, pp. 337–345, 2010.

[14] Kelly, P., "Solid Mechanics Part I", University of Auckland, U.S, pp. 242-254, 2014.

[15] Wen, Y.F. Gibson, R.F. and Sullivan, J.L., "Prediction Of Momentary Transverse Creep Behavior Of Thermoplastic PMC Composites Using Micromechanical Models", Journal of Composite Materials, Vol. 31, No. 21, pp. 2124-2145, 1997.

[16] Xu, Y., "Creep Behavior Of Natural Fiber Reinforced Polymer Composites", PhD Thesis, The School of Renewable Natural Resources, Louisiana State University, USA, December, 2009.

[17] Nunez, A.J. Marcovich, N.E. and Aranguren, M.I., "Analysis Of The Creep Behavior Of Polypropylene-Wood Flour Composites", Polymer Engineering and Science, Vol. 44, pp. 1594-1603, 1986.

[18] Plaseied, A. and Fatemi, A., "Tensile Creep And Deformation Modeling Of Vinylester Polymer And Its Nanocomposite", Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 28, No. 14, pp. 1775-1788, 2004.

[19] Acha, B.A. Reboredo, M.M. and Marcovich, N.E., "Creep And Dynamic Mechanical Behavior Of PP-Jute Composites: Effect Of The Interfacial Adhesion", Composites: Part A, Vol. 38, pp. 1507–1516, 2007.

1. Physical aging

www.SID.ir

Archive of SID

[20] Lou, Y.C. and Schapery, R.A., "Viscoelastic Characterization Of A Nonlinear Fiber-Reinforced Plastic", Journal of Composite Materials, Vol. 5, No. 2, pp. 208-234, 1971.
[21] Hadid, M. Rechak, S. and Zouani, A., "Empirical Nonlinear Viscoelastic Model For Injection Molded Thermoplastic Composites", Polymer Composites, Vol. 23, No. 5, pp. 771-778, 2002.
[22] Mahdi, M., "Investigation Of Mechanical Properties Of Short Fiber Composites In Elastic Form And Steady State Creep", PhD Thesis, Sharif University, Iran, 2008.
[23] Nunez, A.J. Marcovich, N.E. and Aranguren, M.I., "Analysis Of The Creep Behavior Of Polypropylene-Woodflour Composites", Polymer Engineering and Science, Vol. 44, No. 8, pp. 1594-1603, 2004.
[24] Mondali, M. Monfared, V. and Aberdian, A., "Non-Linear Creep Modeling Of Short-Fiber Composites Using Hermite Polynominals, Hyperbolic Trigonometirc Functions And Power Series", Comptes Rendus Mecanique, Vol. 341, No. 7, pp. 592-604, 2013.
[25] Brinson, H.F. Morris, D.H. and Yeow, Y.T., "A New Experimental Method For The Accelerated Characterization And Prediction Of The Failure Of Polymer-Based Composite Laminates", Proceedings of the 6th International Conference for Experimental Stress Analysis, VDI-Berichte Nr. 313, pp. 395-400, West Germany, Sept. 1978.
[26] Morris, D.H. Brinson, H.F. and Yeow, Y.T., "The Viscoelastic Behavior Of The Principle Compliance Matrix Of A Unidirectional Graphite/Epoxy Composite", Polymer Composites, Vol. 1, No. 1, pp. 32-36, 1980.
[27] Brinson, H.F. and Dillard, D.A., "The Prediction Of Long Term Viscoelastic Properties Of Fiber Reinforced Plastics", Progress in Science and Engineering of Composites, (T. Hayashi, et al., Ed's), JSCM, ICCM IV, Vol. 1, pp. 795-802, 1982.
[28] Hiel, C. Cardon, A.H. and Brinson, H.F., "The Nonlinear Viscoelastic Response Of Resin Matrix Composite Laminates", Report No. NASA CR-3772, 1984.
[29] Mui, J., "Viscoelastic-Viscoplastic Model To Predict Creep In A Random Chopped Mat Thermoplastic Composite", MSc thesis, Waterloo, Ontario, Canada, 2008.
[30] Xia, M. Takayanagi, H. and Kemmochi, K., "Analysis Of Multi-Layered Filament-Wound Composite Pipes Under Internal Pressure", Composite Structures, Vol. 53, pp. 483-491, 2001.
[31] Tajvidi, M. Falk, R.H. and Hermanson, J.C., "Time–Temperature Superposition Principle Applied To A Kenaf-Fiber/High-Density Polyethylene Composite.", Journal of Applied Polymer Science, Vol. 97, pp. 1995–2004, 2005.
[32] Dillard, D.A., "Creep And Creep Rupture Of Laminated Graphite/Epoxy Composites", PhD Thesis, Va. Tech, USA, March 1981.
[33] Gramoll, K.C. Dillard, D.A. and Brinson, H.F., "A Stable Numerical Solution Method For In-Plane Loading Of Nonlinear Viscoelastic Laminated Orthotropic Materials", Composite Structures , Vol. 13, No. 4, pp. 251-274, 1981.
[34] Chamis, C.C., "Mechanics Of Composite Materials-Past, Present And Future", NASA Technical Memorandum,1989.
[35] Griffith, W.I. Morris, D.H. and Brinson, H.F., "The Accelerated Characterization Of Viscoelastic Composite Materials", Report No. NASA CR-166333, 1980.
[36] Standard Test Methods For Tensile, Compressive, And Flexural Creep And Creep-Rupture Of Plastics. ASTM D2990-01. American Society for Testing and Materials; 2001.

www.SID.ir