

Fatigue Behavior of Engineering Polymers

Polymerization

Quarterly, 2020

Volume 10, Number 3

Pages 29-39

ISSN: 2252-0449

Ismaeil Ghasemi^{*1}, Sattar Hasanpoor², Mohsen Nazarian²,

Ali Talebi², and Keyhan Barkheh²

1. Department of Plastic Processing and Engineering, Faculty of Polymer Processing,

Iran Polymer and Petrochemical Institute, P.O. Box 14975-112, Tehran, Iran

2. Mahshahr Campus, Amirkabir University of Technology, Postal Code 6351713178,

Mahshahr, Iran

Received: 1 July 2019, Accepted: 26 February 2020

Abstract

In this paper, the basic definitions of the fatigue behavior of polymeric materials and the thermal fatigue of polymers, which is due to their viscoelastic properties, are discussed. Also, the mechanical fatigue of polymers from different aspects and the three stages mechanism include initiation, propagation and fracture have been discussed. Stress amplitude against number of cycles to fatigue failure curves are presented, which is one of the ways to predict the fatigue behavior of polymers. Based on these curves, lifetime and fatigue resistance are measured. The tests performed to predict the fatigue behavior of polymers are based on theoretical relationships. According to Paris law, the growth rate of fatigue cracks is plotted in terms of stress intensity factor, which has a very effective role in predicting the fatigue behavior of materials. Many factors can affect the fatigue behavior of polymers, including various experimental and structural variables such as temperature, geometry, orientation, molecular weight, crosslinking, the presence of reinforcements, and environmental factors such as solvent and moisture. Due to the sensitive applications of engineering polymers such as polycarbonate (PC), polyoxymethylene (POM), polymethyl methacrylate (PMMA), polyamide (PA), polyphenylene oxide (PPO), and polytetrafluoroethylene (PTFE), fatigue behavior is very important.

Key Words

fatigue behavior,
engineering polymers,
fatigue resistance,
lifetime,
failure mechanism

(*) To whom correspondence should be addressed.

E-mail: i.ghasemi@ippi.ac.ir

رفتار خستگی پلیمرهای مهندسی

اسماعیل قاسمی^{۱*}، ستار حسن پور^۲، محسن نظریان^۳، علی طالبی^۴، کیهان برخه^۵
 ۱- تهران، پژوهشگاه پلیمر و پتروشیمی ایران، پژوهشکده فرایند پلیمرها، گروه پلاستیک،

صندوق پستی ۱۱۲-۱۹۷۹۵

۲- ماهشهر، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، پردیس ماهشهر، گروه مهندسی پلیمر، کد پستی ۶۳۵۱۷۱۳۱۷۸

دریافت: ۱۳۹۸/۴/۱۰، پذیرش: ۱۳۹۸/۱۲/۷

در این مقاله، به تعریف‌های بنیادی رفتار خستگی مواد پلیمری و افزون بر این درباره خستگی گرمایی پلیمرها پرداخته شده که ناشی از خاصیت گرانروکشسانی آن‌هاست. همچنین، خستگی مکانیکی پلیمرها از جنبه‌های مختلف و سازوکار سه‌مرحله‌ای شروع، انتشار و وادادگی آن بحث و بررسی شده است. منحنی‌های دامنه تنش بر حسب تعداد چرخه‌ها تا وادادگی خستگی، که از راه‌های پیش‌بینی رفتار خستگی پلیمرها بوده ارائه شده است. براساس این منحنی‌ها، طول عمر و مقاومت خستگی اندازه‌گیری می‌شوند. آزمون‌هایی که برای پیش‌بینی رفتار خستگی پلیمرها انجام می‌شوند، بر مبنای روابط نظری هستند. براساس قانون پاريس نمودار نرخ رشد ترک خستگی بر حسب ضریب شدت تنش رسم می‌شود که در پیش‌بینی رفتار خستگی مواد نقش بسیار موثری دارد. عوامل زیادی بر رفتار خستگی پلیمرها می‌توانند اثرگذار باشند که شامل متغیرهای مختلف تجربی و ساختاری مانند دما، هندسه، جهت‌گیری، وزن مولکولی، شبکه‌ای شدن، وجود تقویت‌کننده و عوامل محیطی مانند حلال و رطوبت است. با توجه به کاربردهای حساس پلیمرهای مهندسی مانند پلی‌کربنات (PC)، پلی‌اکسی متیلن (POM)، پلی‌متیل متاکریلات (PMMA)، پلی‌آمید (PA)، پلی‌فنیلن اکسید (PPO) و پلی‌تترافلورواتیلن (PTFE)، رفتار خستگی از اهمیت زیادی برخوردار است.

بسپارش

فصلنامه علمی

سال دهم، شماره ۳

صفحه ۳۹-۲۹، ۱۳۹۹

ISSN: 2252-0449

چکیده



اسماعیل قاسمی



ستار حسن پور



محسن نظریان



علی طالبی



کیهان برخه

واژگان کلیدی

رفتار خستگی،
 پلیمرهای مهندسی،
 مقاومت خستگی،
 طول عمر،
 سازوکار وادادگی

* مسئول مکاتبات، پیام‌نگار:

i.ghasemi@ippi.ac.ir

سازوکار وادادگی خستگی در پلیمرها

همان‌طور که اشاره شد، وادادگی خستگی پلیمرها، وادادگی یک نمونه تحت تنش متناوب است که می‌تواند ناشی از اعمال بار چرخه‌ای، خراش‌های سطحی، نقص‌های ایجادشده در زمان تولید یا مصرف، ضربه مکانیکی، شوک گرمایی شامل انقباض یا انبساط گرمایی یا نفوذ عامل شیمیایی باشد. در صورت رخداد هر یک از موارد پیش‌گفته، ترکچه‌هایی ایجاد می‌شود که زمینه وادادگی خستگی قطعه پلیمری را فراهم می‌کند. ایجاد ترکچه‌ها، اولین مرحله سازوکار سه‌مرحله‌ای وادادگی خستگی پلیمرهاست. هنگامی که ترکچه‌ها ایجاد می‌شوند، در اثر تنش‌های چرخه‌ای مداوم افزایش ابعادی نشان می‌دهند و به ترک تبدیل می‌شوند. در مرحله بعدی، ترک‌ها رشد می‌کنند تا جایی که به مقدار بحرانی می‌رسند. مرحله سوم، پس از عبور از تنش بحرانی آغاز می‌شود. در واقع، وادادگی زمانی رخ می‌دهد که مواد، مقاومتی در برابر تنش‌های اعمالی نداشته باشند [۱۲].

وادادگی خستگی پلیمرها می‌تواند به‌طور مستقیم بر اثر بارهای چرخه‌ای اعمال‌شده اتفاق بیفتد که در این صورت با عنوان خستگی مکانیکی از آن یاد می‌شود. اگر گسیختگی در اثر گرما رخ دهد، خستگی گرمایی نامیده می‌شود [۱۳].

خستگی گرمایی

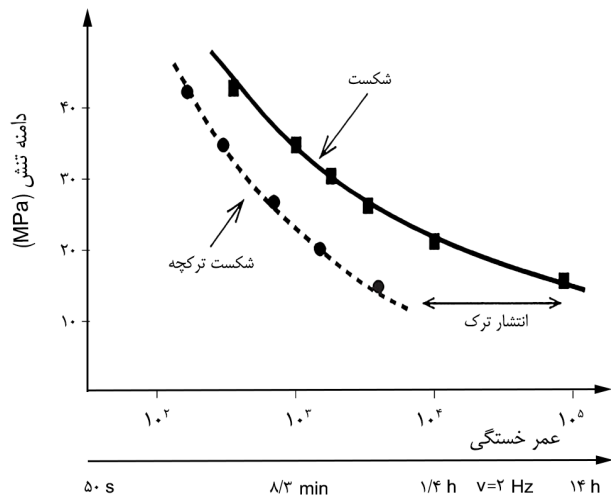
خستگی گرمایی پلیمرها زمانی رخ می‌دهد که تحت بارگذاری چرخه‌ای، انرژی در هر چرخه تلف شده و باعث افزایش دما شود. این انرژی ناشی از خاصیت گرانبوکسانی (viscoelastic) پلیمرهاست. افزایش دما در نمونه پلیمری با توجه به خواص آن، می‌تواند زمینه پارگی قطعه تحت تنش چرخه‌ای را فراهم کند [۱۴]. افزایش دما در نمونه تحت تنش چرخه‌ای می‌تواند ناشی از عوامل مختلف مانند بسامد و دامنه تنش باشد. در پژوهش‌های انجام‌شده رفتار خستگی گرمایی پلی‌اکسی‌متیلن (POM) تحت تنش‌های مختلف بررسی شده است. شکل ۱ تغییرات افزایش دما با تعداد چرخه‌ها را در سطوح تنش متفاوت نشان می‌دهد. به‌عنوان مثال، همان‌طور که در شکل دیده می‌شود، در ۳۰۰ چرخه و تنش اعمالی $22/4 \text{ MPa}$ ، دمای نمونه مدام افزایش پیدا کرده و در نهایت دچار وادادگی گرمایی شده است [۱۵]. همچنین می‌توان نتیجه گرفت، در یک بسامد و تنش چرخه‌ای اعمال‌شده معین، دما در یک محدوده افزایش می‌یابد و در نهایت در مقدار معینی ثابت می‌شود.

پلیمرهای مهندسی گونه‌ای از پلیمرها هستند که از خواص مکانیکی و گرمایی مطلوب برای کاربردهای مهندسی ویژه برخوردارند. این گروه از مواد، با توجه به کاربردهای یادشده، در محدوده گسترده‌تری از پلیمرهای مرسوم استفاده می‌شوند. پلیمرهای مهندسی حتی در مواردی، سایر مواد را مانند فلزات نیز از لحاظ کاربردی به چالش می‌کشند. این پلیمرها براساس متغیرهای مختلف طبقه‌بندی و بررسی شده‌اند که در اینجا این طبقه‌بندی مبنای کار است [۱].

به‌دلیل کاربرد روزافزون پلیمرهای مهندسی، شناخت کافی و موثر از رفتار آن‌ها در محیط‌های کاربری مختلف کمک می‌کند تا روز به روز بر محدوده کاربردهای آن‌ها افزوده شود و در مواردی نیز عملکرد آن‌ها بهبود یابد. یکی از خواص مهم پلیمرها، رفتار خستگی است. رفتار خستگی پلیمرها خاصیتی است که نمونه یا قطعه پلیمری تحت تنش متناوب قرار می‌گیرد و با اعمال تنش چرخه‌ای، ماده در نهایت، بسته به مقدار مقاومت آن تحت تنش، دچار وادادگی خستگی می‌شود [۲]. کاربرد برخی از پلیمرهای مهندسی به گونه‌ای است که قطعه تحت تنش متناوب قرار می‌گیرد. در این حالت لازم است، رفتار خستگی پلیمرها برای پیش‌بینی درست کارکرد قطعه بررسی شود. برای اینکه بتوان چشم‌انداز کلی از برآورد رفتار خستگی پلیمرها داشت، باید درباره تعریف‌های موجود درباره خستگی پلیمرها درک کلی به‌دست آورد. لازمه دست‌یابی به چنین درکی، شناخت کلی سازوکار خستگی تا وادادگی پلیمرهاست که هم به‌طور نظری و هم تجربی قابل بررسی است [۳].

سازوکار مورد قبول در این زمینه شامل سه مرحله بوده که عبارت از مرحله شروع ایجاد ترکچه‌ها، رشد ترک‌ها و وادادگی نهایی است. در تمام مطالعات انجام‌شده در این زمینه، ماهیت کلی رفتار خستگی مواد پلیمری با قبول این سه مرحله تحلیل و بررسی شده است [۶-۴].

در این راستا، تأثیر عوامل مختلف که بر روند خستگی پلیمرها اثر مثبت یا منفی دارند، نیز با این سازوکار بحث شده است. اثر عوامل موثر بر رفتار خستگی در پژوهش‌های منتشرشده آمده که در اینجا موارد مزبور به‌طور مشخص برای پلیمرهای مهندسی آورده شده است [۷-۱۱]. تلاش شده است، با فراهم کردن دیدگاه مناسبی از رفتار خستگی پلیمرها و سازمان‌دهی کارهای انجام‌شده در این حیطه، دورنمایی خلاصه و در عین حال کامل درباره موضوع ارائه شود.

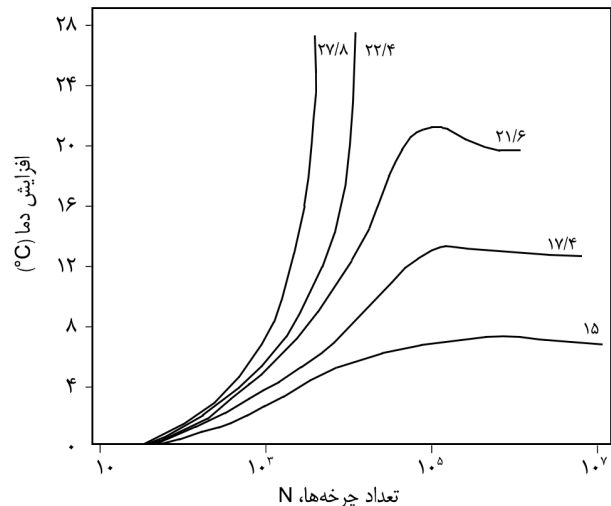


شکل ۳- نمودار دامنه تنش بر حسب چرخه تا وادادگی (منحنی هولر) PMMA [۱۸].

برمی‌گردد. در نهایت، افت تنش نمونه مربوط به وادادگی خستگی است. در حالت فشاری، اختلافی مشاهده می‌شود که مربوط به اختلاف فاز تنش اعمالی است. توسعه سازوکار نرم‌شدگی پلیمرها می‌تواند مربوط به ریزساختار و تاریخچه گرمایی نمونه پلیمری نیز باشد [۱۶].

مورد دیگری که در بحث بارگذاری متناوب پلیمرها شایان ذکر بوده، دامنه تنش اعمالی است. در آزمون‌های مربوط به خستگی پلیمرها، اعمال تنش با دامنه ثابت طی یک چرخه، در نهایت موجب وادادگی می‌شود. شکل ۳ نمودار مربوط به سه مرحله اصلی سازوکار وقوع وادادگی خستگی در پلی‌متیل متاکریلات (PMMA) را نشان می‌دهد [۱۷]. این منحنی‌ها به منحنی‌های هولر (Wohler curves) معروف هستند [۱۸].

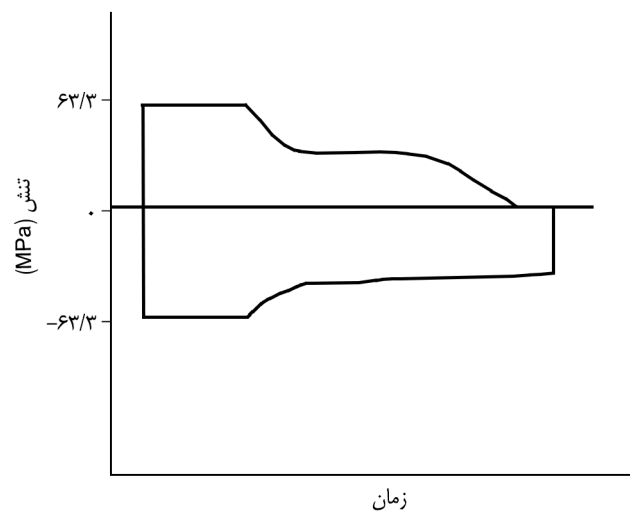
در مرحله اول، فرض بر این است که سطح عاری از هرگونه نقص یا شکاف سطحی باشد و در اثر اعمال تنش، اولین ترکچه‌ها روی سطح ایجاد می‌شود. در این مرحله به اصطلاح گفته می‌شود، وادادگی در سطح ریزساختار آغاز شده است و ترکچه‌ها در اندازه میکرو هستند. همان‌طور که در شکل مشخص است، اختلاف بین دو نمودار نشانگر مرحله انتشار ترک‌هاست. مرحله انتشار در واقع شروع توسعه ترکچه‌های ریزساختاری و تبدیل آن‌ها به ترک‌های درشت‌مقیاس است. در نهایت، مرحله سوم که ترک‌ها از آستانه تحمل تنش‌های چرخه‌ای اعمال‌شده عبور می‌کند و وادادگی خستگی رخ می‌دهد. همچنین می‌توان نتیجه‌گیری کرد، زمان رشد ترک‌ها در مقایسه با مرحله شروع و وادادگی بسیار بیشتر است. بنابراین، مرحله تعیین‌کننده سازوکار خستگی پلیمرها، مرحله دوم



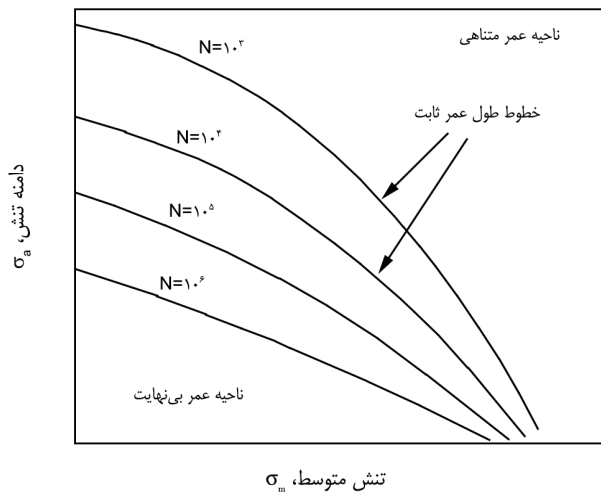
شکل ۱- افزایش دما با تعداد چرخه‌های POM در تنش‌های متفاوت [۱۵].

خستگی مکانیکی

زمانی که پلیمرها تحت تنش چرخه‌ای قرار می‌گیرند، از اثر مستقیم بار اعمال‌شده طی فرایند وادادگی خستگی، نمونه پلیمری دچار نرم‌شدگی و در نهایت وادادگی می‌شود. رفتار خستگی مکانیکی نمونه‌ای از پلی‌کربنات (PC) گزارش شده که تحت ترکیبی از تنش‌های فشاری و کششی قرار گرفته است. شکل ۲ تغییرات تنش با زمان (نرم‌شدگی) را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در ابتدا تنش با حداکثر مقدار هم در حالت کششی و هم فشاری به طور متناوب اعمال می‌شود. پس از گذشت زمان، تنش کاهش می‌یابد که می‌تواند مربوط به شروع ایجاد ترکچه‌ها شود. در مرحله بعد، ناحیه تنش نسبتاً ثابتی ایجاد می‌شود که به مرحله رشد ترک‌ها



شکل ۲- نمودار تغییرات تنش با زمان (نرم‌شدگی) PC [۱۳].

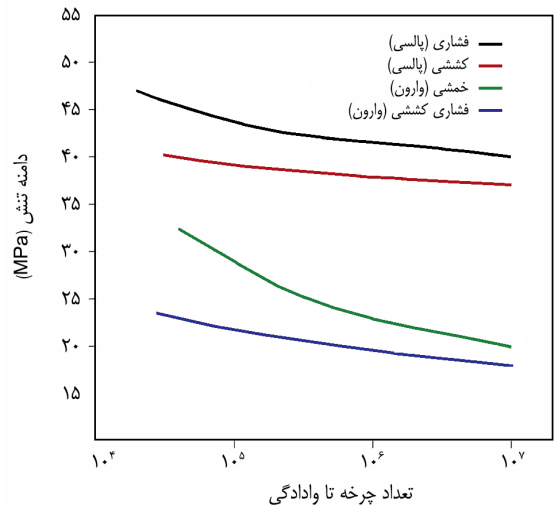


شکل ۶- نمودار دامنه تنش بر حسب تنش متوسط [۱۲].

مقدار تنش های متناوب اعمال شده با توجه به نوع آزمونی که روی پلیمر انجام می شود، می تواند بیشینه، کمینه و متوسط باشد که بر عمر خستگی پلیمرها موثر است. شکل ۶ تغییرات دامنه تنش بر حسب تنش متوسط را نشان می دهد. همان طور که دیده می شود، در تعداد چرخه ثابت با افزایش مقدار تنش، متوسط دامنه تنش کاهش پیدا می کند. همچنین در این شکل دو ناحیه نشان داده شده است. یک ناحیه در زیر پایین ترین منحنی قرار دارد و به ناحیه عمر بی نهایت معروف بوده و بدین معنی است که نمونه در این ناحیه هیچ وقت دچار وادادگی خستگی نمی شود. ناحیه دوم، در بالای بالاترین نمودار قرار می گیرد و به ناحیه عمر متناهی معروف بوده و به معنای این است که تحت هر شرایطی نمونه دچار وادادگی می شود. این نمودارها به منحنی های (Haigh curves) معروف اند که توضیحات بیشتر در این باره در منابع موجود است [۱۲، ۱۳].

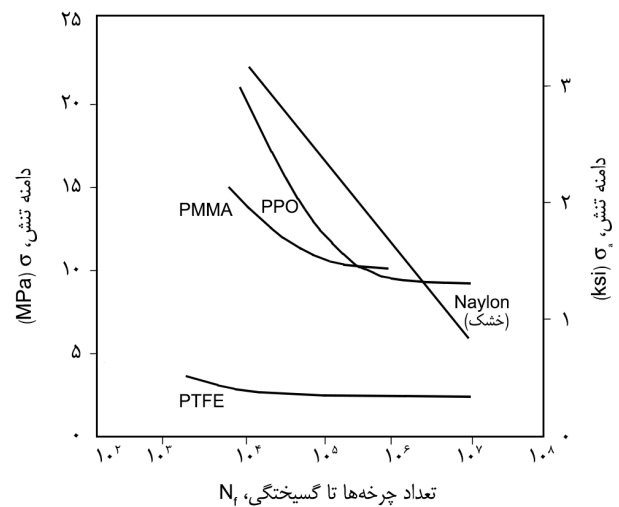
همان طور که پیش تر اشاره شد، برای پیش بینی رفتار خستگی پلیمرها، باید روی نمونه ها آزمون هایی انجام شود. برای انجام این آزمون ها آشنایی با مبانی نظری مکانیک خستگی پلیمرها لازم است. به کمک روابط نظری می توان منحنی های رفتار خستگی پلیمرها را بر حسب متغیرهای موثر پیش بینی و ارتباط آن ها را بررسی کرد. روابط نظری معرفی شده در این بخش مربوط به فلزات است. اما ثابت شده است، برای پلیمرها هم کاربرد دارند که با نتایج تجربی منطبق است. جزئیات این روابط را می توان در مراجع یافت [۲۰] و در اینجا تنها به ذکر دو رابطه مهم اکتفا می شود که نمودارهای مربوط به پیش بینی رفتار خستگی پلیمرها براساس آن ها به دست می آیند [۱۴].

در آزمون های مربوط به پیش بینی رفتار خستگی پلیمرها، سرعت

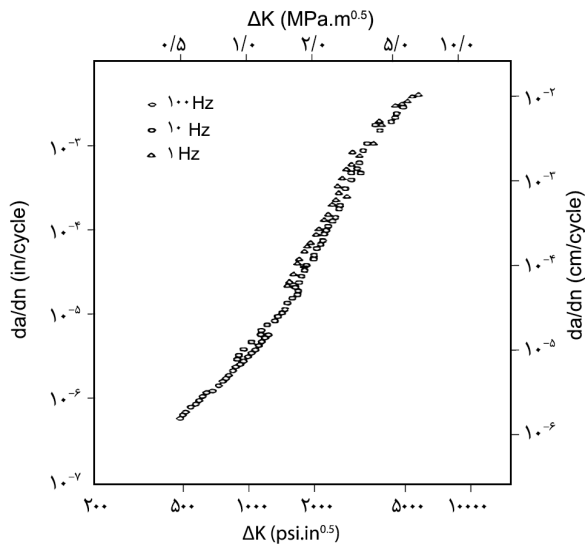


شکل ۴- نتایج حاصل از آزمون دامنه تنش بر حسب تعداد چرخه تا وادادگی PC در حالت های مختلف [۱۲].

یعنی انتشار ترک است [۱۷]. شکل ۴ نتایج حاصل از آزمون خستگی پلی کربنات را نشان می دهد. این شکل مقاومت خستگی زیاد پلیمر در حالت آزمون فشاری را نشان می دهد که می تواند به پوشش نقص ها و حفره ها در حین اعمال فشار مربوط باشد [۱۲]. همچنین در پژوهش دیگری، اثر تغییر دامنه تنش بر حسب چرخه تا وادادگی برای چند پلیمر مهندسی بررسی شده که در شکل ۵ آورده شده است. در این شکل، تفاوت در مقدار مقاومت پلی آمید (PA) و PMMA به وضوح قابل مشاهده است که می تواند به عوامل ساختاری مانند درصد بلورینگی مربوط باشد [۱۹].



شکل ۵- نمودار دامنه تنش بر حسب چرخه تا وادادگی برای مقایسه رفتار پلیمرهای مهندسی [۱۹].



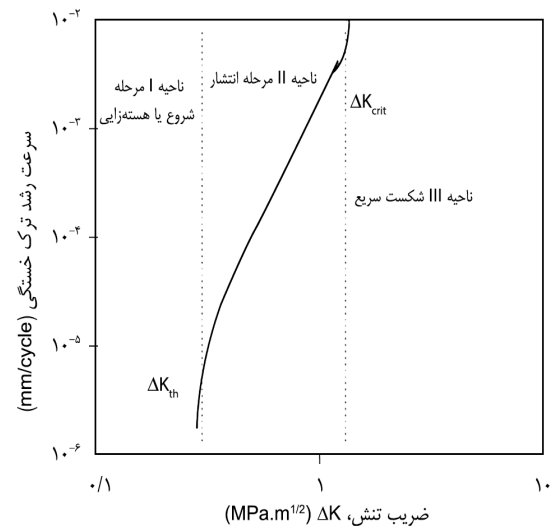
شکل ۸- نمودار FCP بر حسب ضریب شدت تنش PC با وجود عوامل محیطی در بسامدهای متفاوت [۲۱].

نشان می‌دهد که در شرایط متفاوت از لحاظ بسامد و شرایط محیطی بررسی شده‌اند. در این نمودار، مطابق با نمونه عمومی که در بالا شرح داده شد، سرعت رشد ترک‌ها با ضریب شدت تنش افزایش پیدا کرده است. نکته قابل ذکر، به جز حساسیت کم نسبت به بسامد، اثرناپذیری نمونه‌های PC از سایر شرایط انجام آزمون است [۲۱].

یکی دیگر از مواردی که می‌تواند در روند وادادگی خستگی مهم باشد، شیارهای رشد ناپیوسته هستند. شیارهای رشد هم‌مرکز در سطح وادادگی برای بسیاری از پلیمرها تحت تاثیر چرخه کششی-فشاری مشاهده می‌شوند. اما زمانی که تنش متوسط وجود دارد و هنگامی که چرخه صرفاً در حالت کشش انجام می‌شود، بیشتر ظاهر می‌شوند. شیارهای رشد ناپیوسته در واقع خطوطی هستند که به صورت مانع توسعه ترک عمل می‌کنند. شواهدی وجود دارد که نشان می‌دهد، اندازه شیارها و تعداد چرخه‌ها برای ایجاد شیار، تابعی از عامل شدت تنش هستند [۲۲].

اثر متغیرهای مختلف تجربی و ساختاری پلیمر بر رفتار خستگی

افزایش دما در قطعه پلیمری که تحت تنش متناوب قرار دارد، می‌تواند رفتار خستگی پلیمر را تحت تاثیر قرار دهد. همان‌طور که گفته شد، این افزایش دما می‌تواند به دلیل ویژگی گرانش‌کشسانی مواد پلیمری یا در اثر گرمای ایجادشده خارجی باشد. به طور کلی، معادله‌ای برای رابطه دما با تعداد چرخه‌های اعمال تنش موجود



شکل ۷- نمودار عمومی سرعت رشد ترک بر حسب ضریب شدت تنش [۱۷].

رشد ترک خستگی (fatigue crack propagation, FCP) بر حسب ضریب شدت تنش (ΔK) محاسبه می‌شود که به صورت زیر است:

$$K = Y\sigma\sqrt{a} \quad (1)$$

در این معادله، Y پارامتر تجربی تابع هندسه نمونه بوده، σ تنش اعمالی و a طول شکاف است.

اما معادله دوم که به قانون پاریس (Paris law) معروف است، به صورت زیر تعریف می‌شود:

$$\frac{da}{dN} = A\Delta K^n \quad (2)$$

در معادله پاریس، A و n مقادیر ثابتی بوده که در برخی موارد تابع دما یا سایر متغیرهای موثر بر فرایند خستگی هستند [۲۰]. با استفاده از این معادلات، نمودارهای سرعت رشد ترک بر حسب ضریب شدت تنش به دست می‌آید. شکل ۷ حالت عمومی نمودار سرعت رشد ترک بر حسب ضریب شدت تنش را نشان می‌دهد. در این نمودار، باز هم سه مرحله شروع، انتشار و وادادگی خستگی دیده می‌شود. در مرحله اول، سرعت رشد ترک مقادیر بسیار ناچیزی دارد که مربوط به ایجاد ترکچه‌هاست. در مرحله دوم، سرعت انتشار ترک‌ها با افزایش ضریب شدت تنش افزایش می‌یابد. در نهایت، در مرحله نهایی به یک ΔK_{crit} می‌رسد که پس از آن به سرعت وادادگی خستگی اتفاق می‌افتد [۱۷، ۲].

شکل ۸ تغییرات FCP بر حسب ΔK را برای سه نمونه از PC

هم فاصله می گیرند و نمونه دچار وادادگی خستگی می شود. در هر مرحله، به علت وجود ضریب افزایش دما به دلیل اثرپذیری مولکولی پلیمرها، تعداد چرخه ها برای وادادگی کم می شود [۱۴].

جهت گیری

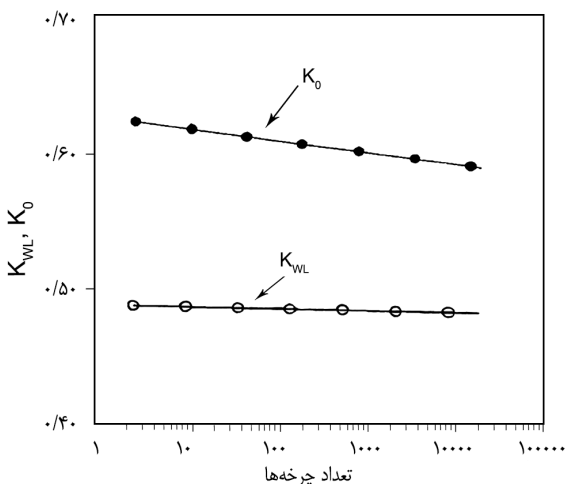
شکل ۱۰ تغییرات تنش بر حسب تعداد چرخه ها را برای سه نمونه پلی آمید ۶۶ (PA66) تقویت شده با نانوذره را نشان می دهد. این سه نمونه در جهت جریان (L)، عمود بر جهت جریان (W) و حاوی خط جوش هستند. همان طور که دیده می شود، به علت آرایش یافتگی در جهت جریان، مقاومت خستگی به طور درخور ملاحظه ای از حالت عرضی و نمونه های دارای خط جوش بیشتر است. نمونه های دارای خط جوش کمترین مقاومت خستگی را نشان می دهند که دلیل آن مربوط به ایجاد تمرکز تنش در خط جوش است [۲۴].

برای بررسی بهتر اثر جهت گیری دو ضریب تعریف می شود که ریشه در پژوهش درباره فلزات دارد و به صورت زیر است:

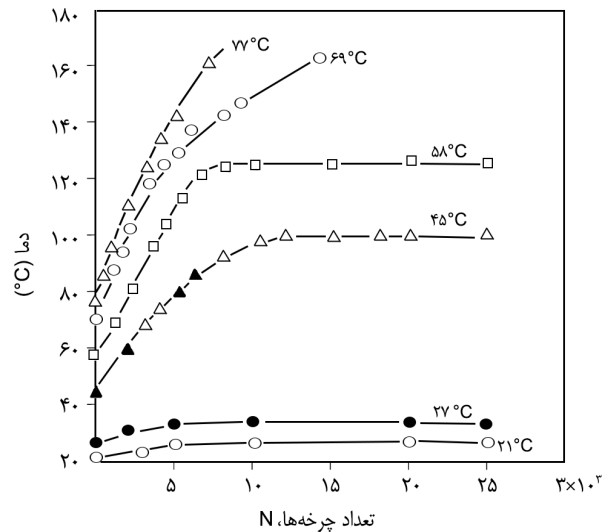
$$K_0 = \frac{\text{مقاومت خستگی عمود بر جهت جریان}}{\text{مقاومت خستگی در جهت جریان}} \quad (۴)$$

$$K_{WL} = \frac{\text{مقاومت خستگی در نمونه دارای خط جوش}}{\text{مقاومت خستگی در جهت جریان}} \quad (۵)$$

K_0 و K_{WL} به ترتیب ضریب های جهت گیری جریان و خط جوش نامیده می شوند. شکل ۱۱ تغییرات این ضریب ها را بر حسب تعداد چرخه تا وادادگی نشان می دهد. هر دو ضریب با افزایش تعداد



شکل ۱۱- نمودار ضریب جهت گیری جریان و ضریب خط جوش پلی آمید ۶۶ بر حسب تعداد چرخه ها [۲۴].

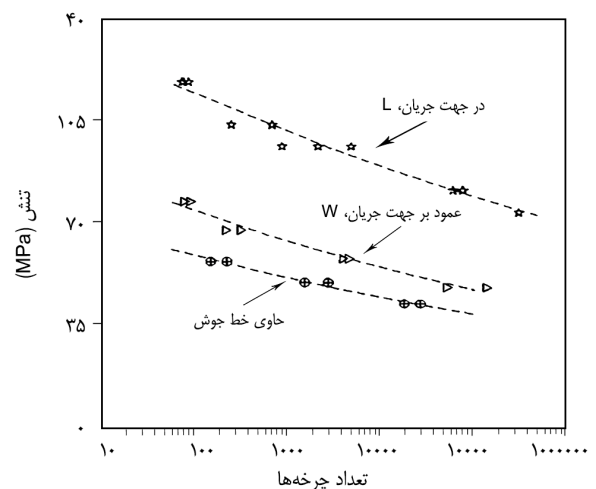


شکل ۹- اثر دما بر تعداد چرخه های خستگی پلی آمید ۶۶ (نایلون) [۱۴].

است که نشان می دهد دما با تعداد چرخه ها رابطه عکس دارد [۲۳]:

$$\log N = A + \frac{B}{T} \quad (۳)$$

در این معادله، A و B مقادیر ثابتی هستند. شکل ۹ اثر دما بر تعداد چرخه های لازم برای وادادگی در PA را نشان می دهد. همان طور که مشخص است، با افزایش دما تعداد چرخه های لازم برای وادادگی پلیمر کاهش می یابد. در واقع، افزایش دما باعث آسانی حرکت مولکولی پلیمر شده است. در مرحله اول سازوکار، قطعه های پلیمر به تدریج روی هم می لغزند و با گذشت زمان با افزایش دما این لغزش تشدید می شود. در نهایت در مرحله آخر، این قطعه ها از

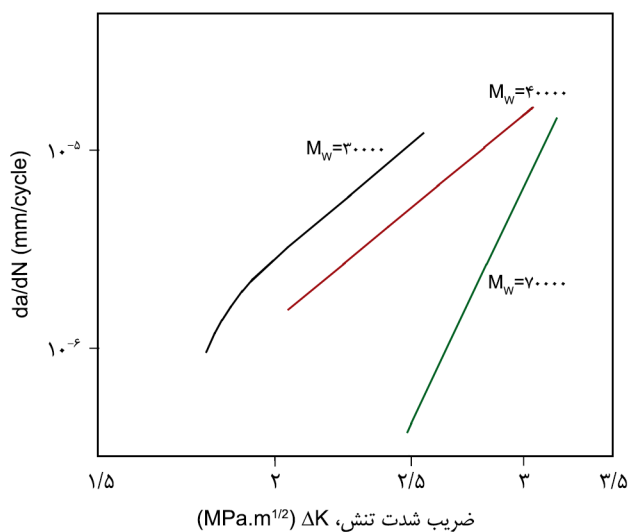


شکل ۱۰- نمودار سه نمونه پلی آمید ۶۶ تقویت شده مختلف از نظر جهت گیری مولکولی [۲۴].

ترکچه‌هایی در پلیمر اتفاق می‌افتد، سپس ترکچه‌ها به هم پیوسته و تبدیل به ترک می‌شوند و ترک‌ها انتشار پیدا می‌کنند تا وادادگی رخ دهد. مرحله شروع و انتشار ترک‌ها در پلیمرها که با گسیختگی زنجیر همراه است می‌تواند تحت تاثیر وزن مولکولی پلیمر قرار گیرد [۱۳]. به طور کلی، افزایش وزن مولکولی پلیمرها تا محدوده مشخصی بر خواص پلیمر تاثیرگذار است و موجب افزایش آن می‌شود. درباره رفتار خستگی می‌توان گفت که با افزایش وزن مولکولی شروع ترک‌ها دیرتر اتفاق می‌افتد. در حالی که مرحله رشد و انتشار با سرعت بیشتری اتفاق می‌افتد. پس به طور کلی می‌توان گفت که افزایش وزن مولکولی می‌تواند تاثیر نسبتاً مثبتی بر مقاومت خستگی پلیمرها داشته باشد. در حالی که تاثیر منفی آن بر مرحله انتشار ترک‌ها قابل چشم‌پوشی نیست. در شکل ۱۳ تاثیر وزن مولکولی بر سرعت انتشار ترک در برابر ضریب شدت تنش برای نمونه‌های POM در وزن‌های مولکولی متفاوت را نشان می‌دهد. با توجه به شکل می‌توان نتیجه گرفت، در وزن مولکولی کمتر رشد ترک‌ها در ضریب شدت تنش کمتری شروع شده است. در حالی که عکس این حالت برای وزن مولکولی بیشتر اتفاق می‌افتد. همچنین، شیب افزایش نمودار در نمونه با وزن مولکولی بیشتر در مقایسه با وزن مولکولی کمتر، تندتر است [۱۲].

شبکه‌ای شدن

به طور کلی، شبکه‌ای کردن پلیمرها خواص فیزیکی و مکانیکی پلیمرها را بهبود می‌بخشد، اما بر مقاومت خستگی اثر منفی دارد. زمانی که چگالی اتصالات عرضی زیاد می‌شود، طول عمر



شکل ۱۳- نمودار نرخ رشد ترک در برابر ضریب شدت تنش برای POM در وزن‌های مولکولی متفاوت [۱۲].

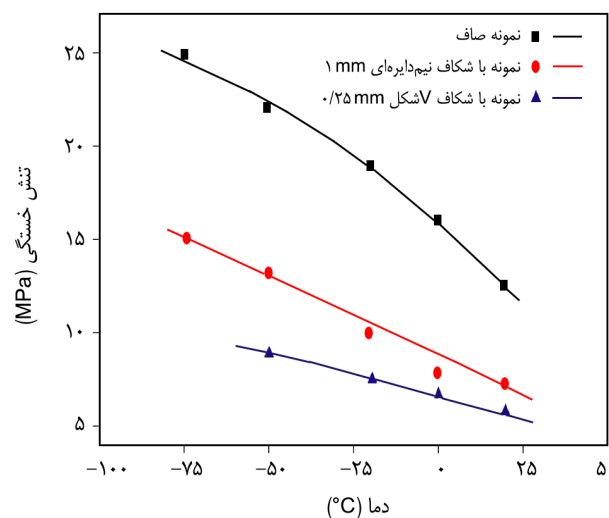
چرخه‌ها کاهش پیدا می‌کنند. اما همان‌طور که در شکل قابل مشاهده است، حساسیت K_0 نسبت به K_{WL} به تعداد چرخه‌ها بیشتر بوده و این تاییدی بر کاهش مقاومت خستگی با تعداد چرخه‌ها در خط جوش است [۲۴].

هندسه نمونه

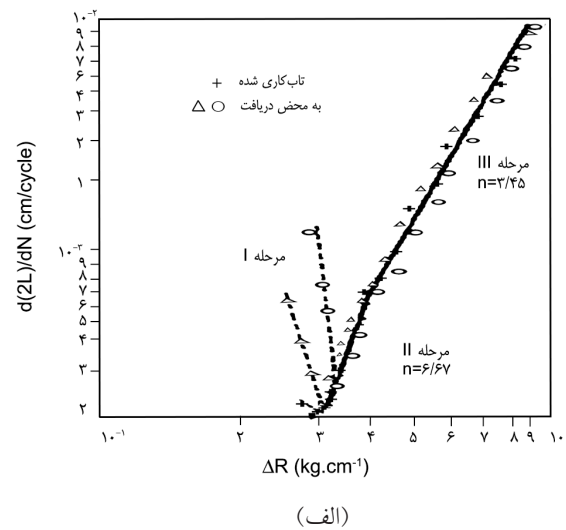
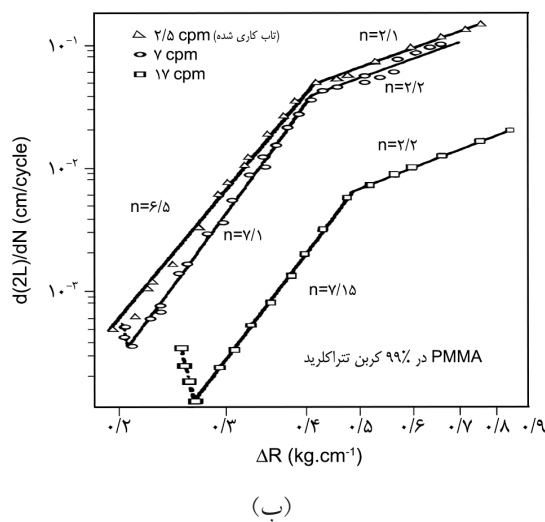
یکی دیگر از عوامل موثر بر رفتار خستگی پلیمرهای مهندسی، هندسه نمونه است. اثر هندسه از طریق شکاف‌های ایجادشده روی نمونه‌ها با هندسه‌های متفاوت بررسی می‌شود. شکاف‌های ایجادشده در سطح نمونه تحت آزمون خستگی به‌عنوان عوامل تمرکز تنش عمل می‌کنند و باعث می‌شوند تا نمونه در چرخه و زمان کمتری دچار وادادگی خستگی شود. در شکل ۱۲ تنش خستگی سه نمونه از پلیمر PC با شکاف‌های متفاوت از لحاظ هندسه با نمونه بدون شکاف مقایسه شده است. نمونه بدون شکاف دارای بیشترین طول عمر خستگی است و نمونه V شکل دارای کمترین مقدار است. همان‌طور که دیده می‌شود، نمونه دارای شکاف نیم‌دایره با وجود ابعاد شکاف بزرگ‌تر از نمونه V شکل، مقاومت خستگی بیشتری دارد. دلیل این رفتار تشدید تمرکز تنش بیشتر نمونه دارای شکاف V شکل نسبت به نمونه با شکاف نیم‌دایره‌ای است [۶، ۱۲].

وزن مولکولی

همان‌طور که پیشتر گفته شد، وادادگی خستگی پلیمرها تحت بار چرخه‌ای طی یک سازوکار سه مرحله‌ای اتفاق می‌افتد. ابتدا



شکل ۱۲- نمودار تنش خستگی نمونه‌های PC با هندسه‌های متفاوت برحسب دما [۱۲].



شکل ۱۴- نمودار FCP بر حسب ΔR برای پلیمر PMMA در مجاورت حلال: (الف) اتانول ۹۵٪ و (ب) کربن تتراکلرید ۹۹٪ [۲۶].

شرایط محیطی

از آنجا که وادادگی خستگی پلیمرها معمولا در سطح پلیمر رخ می‌دهد، محیطی که سطح پلیمر با آن در تماس است، می‌تواند بر این رفتار اثر بگذارد. حساسیت پلیمر به محیطی که در آن قرار دارد، می‌تواند باعث تقویت یا تضعیف مقاومت خستگی پلیمر شود. به عنوان مثال، زمانی که پلیمر در معرض حلال، روغن، هوای مرطوب و سایر عوامل تحت تنش چرخه‌ای قرار می‌گیرد، می‌تواند رفتار خستگی متفاوتی نسبت به حالت عادی داشته باشد. شکل ۱۴-الف اثر حلال اتانول ۹۵٪ و شکل ۱۴-ب اثر حلال کربن تتراکلرید ۹۹٪ را بر PMMA در آزمون خستگی نشان می‌دهد. در این دو شکل، نمودار سرعت رشد ترک (FCP) بر حسب درجه مقاومت گسترش ترک (ΔR) نشان داده شده که متناسب با ضریب شدت تنش K است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در محیط اتانول ترک برداری در مقادیر بیشتری از ΔR نسبت به محیط کربن تتراکلرید آغاز می‌شود. همچنین، شیب تغییرات FCP با ΔR در مراحل مختلف در مجاورت هر دو حلال متفاوت است که صحت تاثیرپذیری رفتار خستگی پلیمرها را تایید می‌کند. در مجاورت حلال کربن تتراکلرید در یک مرحله رشد ترک‌ها روند کاهشی دارد. علت آن پوشش فضای ترک ایجادشده با ذرات حلال است که از توسعه ترک جلوگیری می‌کند [۲۶].

یکی دیگر از شرایط محیطی که می‌تواند بر رفتار خستگی پلیمرها اثرگذار باشد، وجود رطوبت است. در شرایط مرطوب، مولکول‌های آب می‌توانند با نفوذ به درون زنجیرهای پلیمر نقش

خستگی نمونه کاهش می‌یابد. ترک در نمونه‌هایی با چگالی اتصالات عرضی بیشتر در آزمون خستگی در ضریب شدت تنش کمتری رشد و انتشار می‌یابد. از دید ساختاری، شبکه‌ای شدن از جریان یافتن قسمت‌های بی‌شکل پلیمر جلوگیری می‌کند، مومسانی (plasticity) لایه‌ای کاهش می‌یابد و در نتیجه باعث کاهش مقاومت خستگی می‌شود [۱۹].

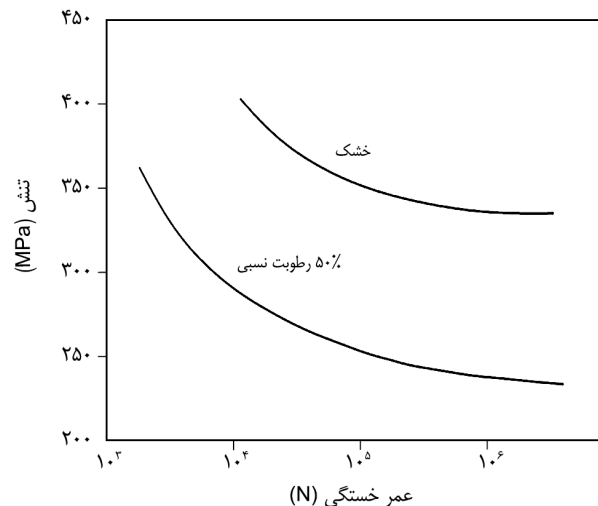
تقویت‌کننده‌های نانوذره‌ای

یکی دیگر از متغیرهای مؤثر بر رفتار خستگی پلیمرها، اثر تقویت‌کننده بر ساختار پلیمر است. تقویت‌کننده‌ها در مقیاس و اندازه متفاوت معمولا خواص مکانیکی پلیمرها را بهبود می‌بخشند. نانوذرات به عنوان پرکننده‌های جدید مانند سایر پرکننده‌ها، معمولا اثر مثبتی بر خواص مکانیکی از جمله رفتار خستگی پلیمرها دارد. اثر تقویت مقاومت خستگی پلیمرها با نانوذرات بر حسب ترکیب درصد پرکننده، ارتباط بین ساختار پلیمر و تقویت‌کننده و میزان پراکنش آن پیش‌تر بررسی شده است. نشان داده شد، با افزودن حداکثر ۵٪ وزنی نانوخاک رس در PA، در پراکنش مناسبی، مقاومت در برابر انتشار ترک بهبود یافته است. همچنین، در ترکیب درصدهای بیشتر نانوذرات، احتمال کلوخه‌ای شدن آن‌ها و تشکیل خوشه‌ها در اثر پراکنش نامناسب افزایش می‌یابد. در نتیجه، مقاومت خستگی نانوکامپوزیت حاصل کاهش می‌یابد که علت آن عملکرد خوشه‌ها به عنوان عامل تمرکز تنش است [۲۵].

است تا درک خوبی از خواص فیزیکی مکانیکی آن‌ها وجود داشته باشد تا بتوان با پیش‌بینی رفتار این پلیمرها نوع کاربرد آن‌ها را شناخت و بهبود بخشید. شناخت رفتار خستگی پلیمرهای مهندسی در محل‌هایی که تحت تنش چرخه‌ای قرار دارند، به کاربرد درست آن‌ها کمک می‌کند. لازمه چنین شناختی بررسی تعاریف و روابط نظری درباره رفتار خستگی و ویژگی‌های ساختاری و منحصر به فرد هر پلیمر است. براساس بررسی‌های انجام‌شده درباره روابط و تعاریف رفتار خستگی پلیمرهای مهندسی و تحلیل نمودارهای حاصل، این پلیمرها برای کاربردهای تحت تنش متناوب در محدوده دمایی زیاد، مناسب نیستند. آرایش‌یافتگی در جهت جریان اثر بسیار مثبتی بر مقاومت خستگی دارد. اما کاربرد قطعاتی که دارای خط جوش حاصل از شکل‌دهی هستند، برای محیط‌های تحت تنش چرخه‌ای مناسب نیست. قطعاتی که شکل هندسی آن‌ها باعث ایجاد تمرکز تنش می‌شود، عمر خستگی کوتاهی دارند. کنترل وزن مولکولی می‌تواند بر کیفیت کاربری قطعه پلیمری بسیار مفید باشد. شبکه‌ای کردن پلیمرهای مهندسی توصیه نمی‌شود. زیرا اثر مخربی بر مقاومت خستگی آن‌ها دارد. تقویت‌کننده مناسب که ترکیب درصد، پخش و پراکندگی آن تحت کنترل باشد، می‌تواند مقاومت خستگی را بهبود بخشد. در کاربردهایی که پلیمر مهندسی در معرض عوامل محیطی مختلف قرار می‌گیرد، باید بررسی‌های لازم درباره اثرهای این عوامل انجام شود. در محیط‌های مایع، بسته به نوع سیال مقاومت خستگی می‌تواند افزایش یا کاهش یابد. قرارگرفتن قطعه در معرض رطوبت نسبی هم می‌تواند عمر خستگی را کاهش دهد.

مراجع

1. Platt D.K., *Engineering and High Performance Plastics Market Report*, Rapra Technology, UK, 9-187, 2003.
2. *Properties and Behavior of Polymers*, John Wiley and Sons, New York, 411-464, 2012.
3. Dao K.C. and Dicken D.J., Fatigue Failure Mechanisms in Polymers, *Polym. Eng. Sci.*, **27**, 271-276, 1973.
4. Chandran K.R., Mechanical Fatigue of Polymers: A New Approach to Characterize the S-N Behavior on the Basis of Macroscopic Crack Growth Mechanism, *Polymer*, **91**, 222-238, 2016.
5. Hughes J.M., Lugo M., Bouvard J.L., Bouvard J.L., McIntyre



شکل ۱۵- نمودار تنش بر حسب چرخه خستگی برای ۶۶ PA در ۵۰٪ رطوبت نسبی و در حالت خشک [۱۲].

نرم‌کننده را ایفا کنند. این کار باعث آسانی حرکت‌های زنجیر پلیمر می‌شود و در نتیجه مقاومت خستگی پلیمر کاهش می‌یابد. شکل ۱۵ نمودار تنش در برابر چرخه خستگی را برای دو نمونه پلی‌آمید ۶۶ (نایلون) در حالت مرطوب و خشک نشان می‌دهد. نمونه مرطوب به دلیل پیش‌گفته مقاومت خستگی کمتری نسبت به نمونه خشک نشان می‌دهد [۱۲].

نتیجه‌گیری

با توجه به گستره کاربردی پلیمرها، به‌ویژه پلیمرهای مهندسی، لازم

- T., and Horstemeyer M.F., Cyclic Behavior and Modeling of Small Fatigue Cracks of a Polycarbonate Polymer, *Int. J. Fatigue*, **99**, 78-86, 2017.
6. Mackay M., Teng T.G., and Schultz J.M., Craze Roles in the Fatigue of Polycarbonate, *J. Mater. Sci.*, **14**, 221-227, 1979.
7. Timmaraju M.V., Gnanamoorthy R., and Kannan K., Effect of Environment on Flexural Fatigue Behavior of Polyamide 66/Hectorite Nanocomposites, *Int. J. Fatigue*, **33**, 541-548, 2011.
8. Timmaraju M.V., Gnanamoorthy R., and Kannan K., Effect of Initial Imbibed Moisture Content on Flexural Fatigue Behavior of Polyamide 66/Hectorite Nanocomposites at Laboratory

- Condition, *J. Mater. Sci. Eng.*, **528**, 2960–2966, 2011.
9. Jia N. and Kagan V., Effects of Time and Temperature on the Tension-Tension Fatigue Behavior of Short Fiber Reinforced Polyamides, *Compos. Polym.*, **19**, 408-414, 1998.
 10. Pruitt L. and Rondinone D., The Effect of Specimen Thickness and Stress Ratio on the Fatigue Behavior of Polycarbonate, *Polym. Eng. Sci.*, **36**, 1300-1305, 1996.
 11. Kim G.H. and Lu H., Accelerated Fatigue Life Testing of Polycarbonate at Low Frequency Under Isothermal Condition, *Polym. Test.*, **27**, 114–121, 2008.
 12. Mckeen L.W., *Fatigue and Tribological Properties of Plastics and Elastomers*, William Andrew, UK, 3rd ed., 1-26, 2016.
 13. Sauer J. and Richardson G., Fatigue of Polymers, *Int. J. Fract.*, **16**, 499-532, 1980.
 14. Schultz J., Fatigue Behavior of Engineering Polymers, *Treatise Mater. Sci. Technol.*, **10**, 599-636, 2016.
 15. Crawford R. and Benham P., Some Fatigue Characteristics of Thermoplastics, *Polymer*, **16**, 908-914, 1975.
 16. Rabinowitz S. and Beardmore P., Cyclic Deformation and Fracture of Polymers, *J. Mater. Sci.*, **9**, 81-99, 1974.
 17. Kallratha J., Altstadt V., Johannes P.S., and Bock H.G., Analysis of Fatigue Crack Growth Behaviour in Polymers and Their Composites Based on Ordinary Differential Equations Parameter Estimation, *Polym. Test.*, **18**, 11–35, 1999.
 18. Esmaeillou B., Ferreira P., Bellenger V., and Tcharkhtchi A., Fatigue Behavior of Polyamide 66/Glass Fiber Under Various Kinds of Applied Load, *Polym. Compos.*, **33**, 540-547, 2012.
 19. Pruitt L., Sreekanth P.R., and Badgayan N., Fatigue of Polymers, *Mater. Sci. Mater. Eng.*, **19**, 101-118, 2017.
 20. Paris P. and Erdogan F., A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, *J. Basic. Eng.*, **85**, 528-533, 1963.
 21. Hertzberg R.W., Manson J.A., and Skibo M., Frequency Sensitivity of Fatigue Processes in Polymeric Solids, *Polym. Eng. Sci.*, **15**, 252-260, 1975.
 22. Skibo M.D., Hertzberg R.W., Manson J.A., and Kim S.L., On the Generality of Discontinuous Fatigue Crack Growth in Glassy Polymers, *J. Mater. Sci.*, **12**, 531-542, 1977.
 23. Landel R.F. and Nielsen L.E., *Mechanical Properties of Polymers and Composites*, CRC, Florida, 2nd ed., 1-370, 1993.
 24. Zhou Y. and Mallick P.K., Fatigue Performance of an Injection-Molded Short E-Glass Fiber-Reinforced Polyamide 6,6. I. Effects of Orientation, Holes, and Weld Line, *Polym. Compos.*, **27**, 230-237, 2006.
 25. Altstadt V., Götz C., and Fabris F.W., Fatigue Behavior of Polymer Nanocomposites, *18TH International Conference on Composite Materials*, Jeju Island, Korea, 21-26 August, 2011.
 26. Mai Y.W., Fatigue Crack Propagation of PMMA in Organic Solvents, *J. Mater. Sci.*, **9**, 1896–1898, 1974.