مجله مهندسی مکانیک مدرس، فروردین 1396، دوره 17، شماره 1، ص‌ص 161-172

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

تعیین خواص شکست لاستیک‌ها بر مبنای روش آزمایش انتگرال J

امیررضا شاهانی[1*]، حمید شوشتر[2]

1- استاد، مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران

2- دانشجوی دکترا، مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران

* تهران، صندوق پستی 1999-19395، shahani@kntu.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل
دریافت: 15 مهر 1395
پذیرش: 04 آذر 1395
ارائه در سایت: 19 دی 1395

کلید واژگان:
لاستیک
چقرمگی شکست نرم
انتگرال J
روش چند نمونه‌ای
روش مکان هندسی

چکیده

برخلاف فلزات که روش‌های تعیین خواص شکست آن‌ها در چارچوب تئوری‌های مکانیک شکست الاستیک خطی و مکانیک شکست الاستیک-پلاستیک کاملاً استاندارد گردیده، برای مواد پلیمری بدلیل پیچیدگی‌های ناشی از رفتار ویسکوالاستیک آن‌ها، توسعه تئوری‌های مکانیک شکست ویسکوالاستیک خطی و خصوصاً غیرخطی بطورکامل انجام نگرفته است. در مورد لاستیک‌ها حتی تئوری‌های مستقل از نرخ مبتنی بر تئوری الاستیسیته غیرخطی نیز کاربرد عمومی نیافته‌اند. در عمل بسیاری از محققان از همان روش‌های ارائه شده برای فلزات در مورد لاستیک‌ها استفاده می‌کنند. در این مقاله روش‌های مرسوم برای تعیین خواص شکست لاستیک‌ها بر مبنای انتگرال J و چالش‌های مرتبط با کاربرد این روش‌ها بررسی گردیده است. مشخصاً به اثرات اتلاف انرژی در نواحی دور از رأس ترک و روش‌های اصلاح این اثرات پرداخته شده است. با انجام آزمایش بر روی نمونه‌های SENT از یک ماده لاستیکی از خانواده پلی‌بوتادین نشان داده شده که روش آزمایش چندنمونه‌ای شناخته‌شده برای محاسبه J_c، به دلیل الگوریتم محاسباتی خاص خود، دارای حساسیت شدیدی نسبت به خطاهای تجربی است که خود را بصورت وابستگی مقادیر J_c به طول ترک اولیه نشان می‌دهد و تنها درصورت آزمایش نمونه‌های متعدد و حذف خطاهای تجربی کارایی دارد. در مقابل، روش اصلاح مکان هندسی با تعداد نمونه‌های کمتر و حساسیت بسیار پایین‌تر نسبت به خطاهای تجربی، یک مقدار J_c واحد قابل‌اطمینان بدست می‌دهد. همچنین با استفاده از این روش، مشکل وابستگی نتایج آزمایش به طول نمونه‌ها که در برخی از مراجع قبلی گزارش شده برطرف گردیده و در مجموع امکان استخراج J_c بعنوان یک خاصیت ماده مستقل از ابعاد نمونه فراهم می‌گردد.

Fracture characterization of rubbers by *J* integral testing

Amir Reza Shahani*, Hamid Shooshtar

Faculty of Mechanical Engineering, Khaje Nasir Toosi University of Technology, Tehran, Iran
* P.O.B. 19395-1999, Tehran, Iran, shahani@kntu.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 06 October 2016
Accepted 24 November 2016
Available Online 08 January 2017

Keywords:
Rubber
Ductile fracture toughness
J integral
Multiple specimen method
Locus method

ABSTRACT

Unlike metals for which the fracture characterization methods have been standardized in the context of linear elastic and elastic plastic fracture mechanics theories, for polymeric materials the linear and especially nonlinear theories of viscoelastic fracture mechanics have not been completely developed due to complexities regarding the viscoelastic nature of these materials. For rubbers, even the rate independent theories based on nonlinear finite elasticity have not been widely used. In practice, most researchers make use of the same methods as applied for metals to rubbers. In this paper, the common methods of fracture characterization of rubbers based on J integral and the different challenges regarding them are reviewed. Specificly, the energy dissipation effects in regions far from the crack tip and the correction methods proposed to compensate for these effects are discussed. Performing fracture toughness tests on SENT specimens of a rubbery material based on polybutadiene, it is shown that the well-known multiple specimen method for determination of Jc has a strong sensitivity to experimental errors that presents itself as initial crack length dependence of Jc values and is just useful when testing numerous specimens and removing the experimental errors. On the other hand, the locus method of dissipation correction gives a single reliable Jc value using a fewer number of specimens and with a considerably lower sensitivity to the experimental errors. Also, using this method the specimen length dependence of Jc values reported in the literature is removed, and hence, it is possible to obtain a dimension independent Jc value.

1- مقدمه

کاربرد مکانیک شکست به منظور ارزیابی قابلیت تحمل سازه‌ها در برابر واماندگی، مستلزم شناسایی و تعیین پارامترهای کنترل‌کننده رشد ترک (مستقل از هندسه سازه و شرایط بارگذاری) و شناسایی ارتباط این پارامترها با مکانیزم‌های فیزیکی تغییرشکل و شکست ماده است. برای فلزات سال‌ها است که چنین پارامترهایی در چارچوب تئوری‌های مکانیک شکست الاستیک خطی (LEFM) و مکانیک شکست الاستیک ـ پلاستیک (EPFM) توسعه یافته و کاملاً پذیرفته شده‌اند. این پارامترها که شامل ضریب شدت

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

A. R. Shahani, H. Shooshtar, Fracture characterization of rubbers by *J* integral testing, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 1, pp. 161-172, 2017 (in Persian)

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

تنش (K)، نرخ رهایش انرژی (G)، انتگرال J، جابجایی بازشدگی رأس ترک (CTOD) و زاویه بازشدگی رأس ترک (CTOA) هستند، شدت میدان‌های تنش، تغییرشکل و یا ترکیبی از آن‌ها را در ناحیه رأس ترک توصیف می‌کنند و هر یک محدوده کاربرد معینی متناسب با رژیم تغییرشکل و شکست ماده (ترد یا نرم) دارند. مقدار بحرانی این پارامترها در لحظه شروع رشد ترک که از طریق آزمایش‌های تجربی تعیین می‌شود، حد تحمل و مقاومت ماده را در برابر شکست نشان می‌دهد و با عنوان "چقرمگی شکست" ماده شناخته می‌شود. روش‌های آزمایش استاندارد برای تعیین چقرمگی شکست فلزات توسط مؤسسات معتبر بین‌المللی تدوین و منتشر گردیده‌اند که از آن جمله می‌توان به استانداردهای ASTM E1820 [1] و ISO 12135 [2] اشاره کرد.

کاربرد مکانیک شکست برای پلیمرها اما با پیچیدگی‌های مختلفی نسبت به فلزات روبرو است. این پیچیدگی‌ها که در درجه اول مربوط به ماهیت ویسکوالاستیک مواد پلیمری است، ریشه در جزئیات ریزساختاری و مکانیزم‌های خاص تغییرشکل و شکست این مواد دارد. پلیمرها از زنجیره‌های مولکولی بلندی تشکیل شده‌اند که با پیوندهای اولیه (کووالانسی) و ثانویه (واندروالسی) به یکدیگر متصل شده‌اند و بین آن‌ها درهم‌تنیدگی‌هایی[1] نیز وجود دارد. قابلیت تحرک این زنجیره‌های مولکولی عامل تعیین کننده رفتار مکانیکی پلیمرها است که یک رفتار کاملاً وابسته به دما و نرخ بارگذاری را برای آن‌ها نتیجه می‌دهد. اولین تحقیقات تجربی در زمینه تعیین خواص شکست مواد پلیمری که توسط ریولین و توماس [3] در اوایل دهه 1950 میلادی و اتفاقاً بر روی مواد لاستیکی انجام گرفت، وابستگی به نرخ را به‌روشنی نشان داد[2]. پژوهش‌های بعدی بر روی سایر انواع پلیمرها (ترموست‌ها و ترموپلاستیک‌ها) نیز وابستگی خواص شکست به نرخ را تأیید نمود [5, 6]. این موضوع برخی از محققین را از اواسط دهه 1960 میلادی به تلاش در جهت تعمیم تئوری‌های مکانیک شکست موجود به حوزه ویسکوالاستیک و استخراج میدان‌های تنش، کرنش و تغییرشکل ویسکوالاستیک در ناحیه رأس ترک سوق داد که از آن میان می‌توان به تحقیقات پیشگامانه ویلیامز [7]، کاستروف و نیکیتین [8] و ناس و همکاران [9-11] اشاره کرد. در نتیجه این تلاش‌ها، تئوری‌های مکانیک شکست ویسکوالاستیک خطی [12-14] و غیرخطی [15] (با معرفی پارامتر انتگرال J ویسکوالاستیک) توسط اسکاپری جمع‌بندی و ارائه گردیده و بتدریج روند تکاملی خود را پیموده‌اند. اما علیرغم گذشت زمان قابل توجهی از ارائه پژوهش‌های اولیه در این حوزه، بدلیل پیچیدگی‌های مختلفی که خصوصاً در مسیر توسعه تئوری غیرخطی وجود داشته است [16]، همچنان به بلوغ کاملی نرسیده و در نتیجه در عمل بطور گسترده و فراگیر جایگزین تئوری‌های قبلی نگردیده اند.

چالش دیگری که مشخصاً در حوزه تعیین خواص الاستومرها[3] خود را نشان می‌دهد، انحراف رفتار ماده از محدوده اعتبار تئوری تغییرشکل‌های کوچک[4] است. الاستومرها خواص منحصربفردی در بین انواع مواد پلیمری دارند. ویژگی مشخصه این مواد آن است که قبل از وقوع شکست نهایی، تغییرشکل‌های بسیار بزرگ بازگشت‌پذیر را تجربه می‌کنند. بر خلاف فلزات که تغییرشکل پلاستیک در آن‌ها از طریق حرکت نابجایی‌ها، لغزش بلوک‌های کریستالی نسبت به یکدیگر در امتداد صفحات کریستالوگرافیک و عبور از مرز دانه‌ها اتفاق می‌افتد، تغییرشکل ماندگار در پلیمرها ناشی از لغزش گسترده و بازگشت‌ناپذیر زنجیره‌های مولکولی نسبت به یکدیگر با غلبه بر پیوندهای ثانویه بین آن‌ها است (شکست نهایی معمولاً مستلزم شکسته‌شدن پیوندهای اولیه بین اتم‌های کربن است). میزان متقاطع بودن[5] ساختار مولکولی یکی از مهم‌ترین عواملی است که امکان وقوع تسلیم قبل از شکست نهایی را محدود می‌کند. الاستومرها به دلیل ساختار نسبتاً متقاطع[6] دچار تغییرشکل‌های پلاستیک بازگشت ناپذیر نمی‌شوند. در عین حال میزان این تقاطع ساختاری به اندازه‌ای است که امکان وقوع تغییرشکل‌های بازگشت‌پذیر گسترده را در آن‌ها فراهم می‌کند. این شرایط فرض تغییرشکل‌های کوچک را (که نه تنها پارامترهای مکانیک شکست الاستیک خطی بلکه حتی پارامترهای مکانیک شکست الاستیک-پلاستیک مانند انتگرال J هم مبتنی بر این فرض استخراج گردیده‌اند) مخدوش می‌کند. این موضوع نیز از اواخر دهه 1960 انگیزه تلاش گروهی از محققین بمنظور استخراج میدان‌های رأس ترک در چارچوب تئوری غیرخطی الاستیسیته محدود[7] (مشخصاً با استفاده از مدل‌های هایپرالاستیک مستقل از نرخ برای توصیف رفتار بنیانی ماده) گردیده است. وُنگ و شِلد [18] اولین کسانی بودند که اثرات غیرخطی را در بررسی میدان‌های رأس ترک برای یک ماده نئوهوکین تراکم‌ناپذیر تحت بارگذاری مود اول و با فرض شرایط تنش‌صفحه‌ای در نظر گرفتند. پس از آن‌ها نولز و استرنبرگ [20,19] با تعمیم روش ویلیامز برای استخراج میدان‌های مجانبی رأس ترک به حالت غیرخطی، اولین پژوهش سیستماتیک را در این حوزه با در نظر گرفتن رفتار هایپرالاستیک تراکم‌پذیر تحت بارگذاری مود اول با فرض شرایط کرنش‌صفحه‌ای ارائه کردند و استفنسن [21] و لی [22] نیز مسأله بارگذاری مود ترکیبی را در حالت کرنش‌صفحه‌ای به ترتیب برای مواد تراکم‌ناپذیر و تراکم‌پذیر بررسی نمودند. رویکرد این محققین در طول سال‌های بعد توسط سایر محققین با در نظر گرفتن مدل‌های هایپرالاستیک پیچیده‌تر نیز بکار گرفته شد [23-26]. اما مروری بر پژوهش‌های مذکور نشان می‌دهد که در این حوزه نیز به دلیل پیچیدگی‌های قابل توجه ناشی از اثرات غیرخطی مادی و هندسی، روش‌های تحلیلی برای استخراج میدان‌های رأس‌ترک هنوز بشکل کامل توسعه نیافته و در عمل مورد استفاده فراگیر قرار نگرفته‌اند [27].

بدلیل پیچیدگی‌ها و چالش‌های ناشی از عوامل فوق، تاکنون روش آزمایش استانداردی برای تعیین خواص شکست لاستیک‌ها ارائه نشده است. دو استاندارد ASTM D5045 [28] و ASTM D6068 [29] نیز که به منظور تعیین خواص شکست مواد پلاستیکی[8] ارائه گردیده‌اند، اولی برای پلیمرهای ترد و دومی بر مبنای نتایج آزمایش ترموپلاستیک‌های نرم تدوین گردیده‌اند و بطورکلی برای تعیین خواص شکست لاستیک‌ها قابل استناد نمی‌باشند. حتی همین دو استاندارد نیز بسیار شبیه به استانداردهای فلزات بوده و از همان الزامات و روش‌های تجویز شده برای فلزات الگوبرداری نموده‌اند. بر همین اساس، در بسیاری از تحقیقات انجام شده بر روی لاستیک‌ها نیز همچنان از همان مفاهیم و روش‌های ارائه شده برای فلزات استفاده می‌شود. با توجه به رفتار انعطاف‌پذیر لاستیک‌ها و این موضوع که

[1] Entanglement

[2] لاستیک‌های پرنشده (unfilled) رفتار تقریباً مستقل از نرخ از خود نشان می‌دهند، اما برای لاستیک‌های پرشده (filled) وابستگی خواص به نرخ مکرراً در مراجع گزارش شده است [4].

[3] اصطلاح لاستیک بطور سنتی برای اشاره به لاستیک طبیعی و الاستومر برای لاستیک‌های مصنوعی بکار برده شده اند، اما امروزه این دو واژه معادل با یکدیگر مورد استفاده قرار می‌گیرند و در استانداردهای تخصصی این مواد [17] نیز تعاریف بسیار نزدیکی برای آن‌ها ارائه گردیده است.

[4] Small deformation (small strain) theory

[5] Crosslink density

[6] Lightly crosslinked

[7] Nonlinear finite elasticity

[8] بر اساس تعریف استاندارد ASTM D883 [30] که برای تعریف واژگان استاندارد در این حوزه ارائه گردیده است: پلاستیک به ماده‌ای گفته می‌شود که شامل یک یا چند جزء پلیمری آلی و در حالت جامد باشد. این استاندارد در عین حال لاستیک‌ها را از شمول تعریف پلاستیک‌ها خارج نموده است.

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

شکست در این مواد پس از وقوع تغییرشکل قابل توجه (فراتر از محدوده خطی رفتار ماده) اتفاق می‌افتد، بسیاری از محققین بخصوص در سال‌های اخیر از پارامتر انتگرال J برای تعیین خواص شکست این مواد استفاده نموده‌اند[1]. رینکه، گرلمن و همکاران [31-35] در مجموعه تحقیقات خود به بررسی اثر ذرات پرکننده مختلف بر خواص شکست لاستیک طبیعی بر مبنای انتگرال J در حالت شبه استاتیکی و همچنین تحت بارگذاری ضربه‌ای و نیز بررسی اثر دما و نرخ بارگذاری بر این خواص پرداختند. رومارینو و همکاران [36] نیز در سال 2010 به بررسی خواص شکست لاستیک طبیعی تقویت شده با نانوذرات سیلیکات و اثر درصد ذرات تقویت کننده بر مبنای انتگرال J پرداختند. بوگیو و همکاران [4] در سال 2012 اثر نرخ بارگذاری بر رفتار شکست لاستیک طبیعی پرشده با دوده را مورد بررسی قرار دادند. آنجلی و همکاران [37] در سال 2012 یک روش جدید برای تشخیص لحظه شروع رشد ترک و تعیین مقدار J بحرانی بدون مشاهده چشمی ارائه نمودند. دونگ و همکاران [38] در سال 2014 به تعیین خواص خستگی و همچنین خواص شکست ترکیبات لاستیکی بر مبنای انتگرال J پرداختند. مارانو و همکاران [39] نیز در سال 2014 پدیده ناهمسانگردی ناشی از اعمال کرنش در لاستیک‌های پرشده و اثر آن بر چقرمگی شکست ماده را با استفاده از انتگرال J مورد بررسی قرار دادند.

برای تعیین مقدار بحرانی انتگرال J در لحظه شروع رشد ترک (J_c) روش‌های مختلفی وجود دارد. روش پایه برای استخراج J_c لاستیک‌ها، روش تست چندنمونه‌ای شناخته شده بِگلی و لَندِز [41,40] است. تلاش‌های محققین جهت توسعه روش‌های تک‌نمونه‌ای برای تعیین J_c لاستیک‌ها ـ برخلاف فلزات ـ با موفقیت روبرو نبوده و جمع‌بندی قابل اطمینانی در این خصوص وجود ندارد. حتی همان روش پایه چندنمونه‌ای نیز با چالش‌های جدی در تعیین J_c روبرو است. از جمله می‌توان به اثرات اتلاف انرژی در نواحی دور از رأس ترک اشاره کرد که موجب وابستگی مقادیر چقرمگی شکست به طول نمونه آزمایش می‌گردد. همچنین این روش حساسیت بالایی نسبت به وجود خطاهای تجربی نشان می‌دهد که خود را به شکل وابستگی مقادیر چقرمگی شکست به طول ترک اولیه نشان می‌دهد و در حضور اثرات اتلاف انرژی تشدید نیز می‌شود. در همین راستا برخی از محققین روش‌های اصلاحی را برای جبران اثرات اتلاف انرژی ارائه نموده‌اند.

در این پژوهش، روش‌های مختلف ارائه شده توسط محققین برای اندازه‌گیری J_c مورد بررسی قرار گرفته و نتایج بدست آمده از روش چندنمونه‌ی بِگلی و لَندِز و یک روش اصلاحی به نام روش مکان هندسی مورد مقایسه قرار گرفته است. با انجام آزمایش‌های تجربی بر روی نمونه‌های SENT از یک ماده لاستیکی نشان داده شده که روش چندنمونه‌ی بِگلی و لَندِز به دلیل الگوریتم محاسباتی خاص خود، تنها در صورتی قادر است یک نتیجه قابل قبول بدست بدهد که اندازه‌گیری‌های تجربی هم به لحاظ کمیت (یعنی تعداد نمونه‌های تست شده) از گستردگی کافی برخوردار بوده و هم به لحاظ دقت اندازه‌گیری (به حداقل رساندن هر نوع خطا) در سطح قابل قبولی قرار داشته باشد. در مقابل نشان داده شده که روش اصلاح مکان هندسی به دلیل ایده تفکیک انرژی‌های اتلافی در نواحی دوردست از انرژی ذاتی شکست و نیز تغییری که در الگوریتم محاسبات ایجاد می‌کند، حساسیت بسیار پایین‌تری نسبت به خطاهای تجربی داشته و در مواردی که روش بِگلی و لَندِز ناکارآمد است نیز همچنان قادر به ارائه یک نتیجه قابل قبول و قابل اعتماد می‌باشد. علاوه بر این، این روش مشکل وابستگی نتایج آزمایش به طول نمونه‌ها که در برخی از مراجع قبلی گزارش شده و نتیجه مستقیم اثرات اتلاف انرژی می‌باشد را برطرف نموده و در مجموع امکان استخراج J_c را بعنوان یک خاصیت ماده مستقل از ابعاد و هندسه نمونه تستی فراهم می‌کند.

2- روش‌های تجربی برای اندازه‌گیری چقرمگی شکست نرم J_c

انتگرال J به عنوان پارامتر توصیف کننده شرایط رأس ترک، از یک سو دارای یک تعبیر موضعی (مبتنی بر تعریف انتگرالی این پارامتر بر اساس میدان‌های تنش و کرنش ناحیه رأس ترک) و از سوی دیگر دارای یک تعبیر کلی و غیرموضعی (مبتنی بر تعریف آن بعنوان نرخ رهایش انرژی) است که البته معادل با یکدیگرند [42]. تعیین خواص شکست مواد بر حسب انتگرال J معمولاً در چارچوب دیدگاه کلی و بر مبنای تعبیر نرخ رهایش انرژی این پارامتر صورت می‌گیرد [42]:

$$J = -\frac{1}{B}\left(\frac{\partial U}{\partial a}\right)_u \tag{1}$$

که در آن B ضخامت نمونه، U انرژی کرنشی، a طول ترک و u جابجایی اعمال شده به نمونه هستند. یکی از مزایای اصلی این رویکرد آن است که پارامتر J را می‌توان بدون تمرکز بر میدان‌های تنش و کرنش پیچیده و منفرد نزدیک به رأس ترک و بر اساس پاسخ کلی نمونه تستی محاسبه کرد.

بر مبنای تعریف فوق، بِگلی و لَندِز [41,40] در سال 1972 یک روش تست چند نمونه‌ای بمنظور تعیین انتگرال J برای فلزات ارائه کردند که مبتنی بر تست نمونه‌های دارای طول ترک های متفاوت می‌باشد. بر مبنای این روش، ابتدا منحنی های بار ـ جابجایی برای نمونه‌های دارای طول ترک‌های مختلف بدست می‌آیند (شکل 1 قسمت الف). بازای هر مقدار معین جابجایی u بر روی این منحنی‌ها، سطح زیر هر منحنی برابر با انرژی کرنشی نمونه با طول ترک مربوطه در این مقدار جابجایی معین است. بر همین اساس می‌توان منحنی‌های انرژی کرنشی U بر واحد ضخامت را برحسب طول ترک a برای هر u ثابت رسم نمود (شکل 1 قسمت ب).

اکنون بر اساس رابطه (1) می‌توان انتگرال J را از روی شیب این منحنی‌های U برحسب a بدست آورد. نهایتاً منحنی‌های کالیبراسیون J برحسب u برای هر طول ترک معین رسم می‌شود (شکل 1 قسمت ج). در نتیجه با اندازه‌گیری جابجایی بحرانی u_c در لحظه شروع رشد ترک و با استفاده از این منحنی‌های کالیبراسیون J برحسب u می‌توان مقدار بحرانی J متناظر با لحظه شروع رشد ترک (J_c) را بدست آورد. بِگلی و لَندِز [40] مشاهده کردند که شروع رشد ترک در نمونه‌های دارای طول ترک‌های متفاوت در یک مقدار J_c ثابت اتفاق می‌افتد (شکل 1 قسمت ج) و بر همین اساس برای اولین بار بصورت تجربی امکان استفاده از انتگرال J بعنوان معیار شکست را نیز اثبات نمودند.

لازم به ذکر است که روش چندنمونه‌ای ارائه شده توسط این محققین تنها در صورتی برای تعیین J_c کارایی دارد که لحظه شروع رشد ترک به روشنی و بدون ابهام قابل تشخیص باشد. بِگلی و لَندِز [40] در پژوهش خود بر روی دو آلیاژ فولاد نشان دادند که برای این آلیاژهای معین و نیز ابعاد نمونه‌های انتخاب شده، شروع رشد ترک به روشنی قابل تشخیص است. البته همین محققین در پژوهش بعدی خود تصریح نمودند که این رفتار در حالت کلی (برای همه مواد و در تمامی هندسه‌ها) اتفاق نمی‌افتد و لذا تشخیص

[1] لازم به ذکر است که در روش‌های تست کلاسیک برای تعیین خواص شکست لاستیک‌ها از پارامتر دیگری با عنوان انرژی پارگی (Tearing Energy) نیز نام برده می‌شود. این پارامتر که بصورت انرژی مشخصه برای رشد ترک بر واحد سطح شکست تعریف می‌شود، در واقع همان مفهوم نرخ رهایش انرژی کرنشی را در تئوری مکانیک شکست در بر دارد و در نتیجه معادل با پارامتر انتگرال J است.

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

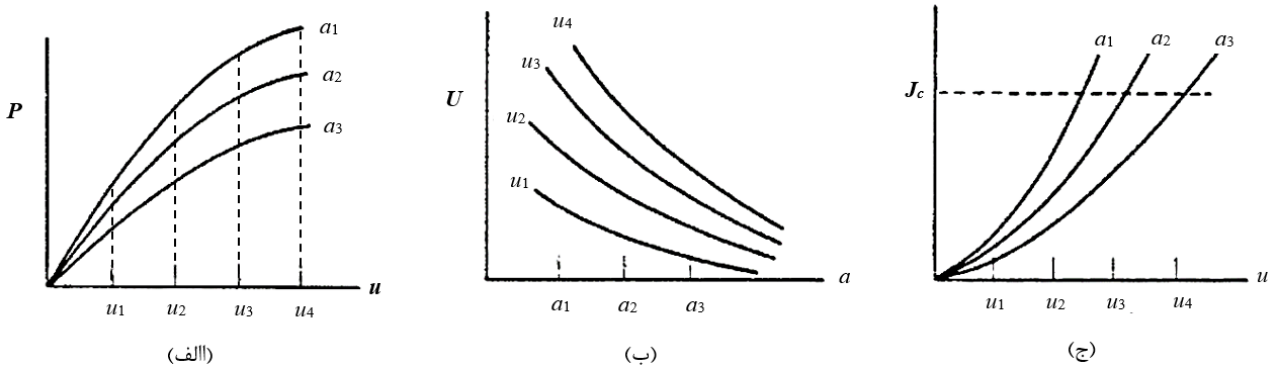

Fig. 1 Multiple specimen procedure for extraction of J_c from load – displacement curves [43]

شکل 1 روند محاسبه J_c از روی منحنی‌های بار ـ جابجایی به روش چندنمونه‌ای [43]

لحظه شروع رشد ترک، چالش اصلی در روش چندنمونه‌ای ارائه شده توسط آن‌ها است [41].

حتی اگر از چالش تعیین لحظه شروع رشد ترک صرفنظر کنیم، روش چندنمونه‌ای فوق مشکل‌ترین روش برای تعیین J_c است، چرا که برای تشکیل منحنی کالیبراسیون J برحسب جابجایی مطابق با شکل 1، تعداد زیادی نمونه (حداقل 5 تا 10 نمونه [43]) مورد نیاز است. با این حال این روش همچنان از جذابیت بالایی برخوردار است، چرا که بدون توجه به نوع نمونه و ابعاد ناحیه پلاستیک قابل استفاده است [44].

رایس و همکاران [45] در سال 1973 روش ساده‌تری را ارائه کردند که بر اساس آن امکان تعیین J از یک تست واحد مشروط به وجود شرایط معینی (مانند پلاستیک شدن کل لیگامنت، عدم گسترش پلاستیسیته به نواحی دور از لیگامنت، عمیق بودن ترک و ... [44]) وجود دارد. بر اساس نتایج تحلیل این محققین (که در ادامه توسط سامپتر [46]، جویس و همکاران [47]، ترنر [49,48] و سایر محققین نیز توسعه داده شد) J را می‌توان به سادگی از تقسیم سطح زیر منحنی بار ـ جابجایی بر مساحت سطح لیگامنت بدست آورد [42]:

$$J = \eta \frac{A}{B(W-a)} \tag{2}$$

که در آن A سطح زیر منحنی بار ـ جابجایی، B ضخامت نمونه، W پهنای نمونه، a طول ترک اولیه و ضریب η نیز یک پارامتر وابسته به هندسه نمونه است که برای نمونه‌های استاندارد مکانیک شکست در کتب مرجع ارائه شده است. رابطه فوق برای تمامی نمونه‌های استاندارد قابل استفاده است. با این وجود یک شرط الزامی برای اعتبار این رابطه آن است که پلاستیسیته (و یا به عبارت کلّی‌تر اتلاف انرژی) محدود به لیگامنت بوده و سایر نواحی نمونه در ناحیه الاستیک قرار داشته باشد [44]. برمبنای روش تک نمونه‌ای تعیین J، چنانچه لحظه شروع به رشد ترک بطور مشخص قابل تشخیص باشد، J_c از رابطه (2) با انجام یک تست واحد و بدون هیچ گونه اندازه‌گیری ویژه‌ای در حین تست قابل محاسبه است. روش تک‌نمونه‌ای تعیین J_c در مقایسه با روش چندنمونه‌ای، نیاز به تست نمونه‌های متعدد را از بین می‌برد، اما در مقابل الزاماتی را در جهت محدود کردن اثرات اتلاف انرژی بر روی ابعاد هندسی نمونه تجویز می‌کند. علاوه بر این، مسأله تشخیص لحظه شروع رشد ترک نیز در این روش همچنان پابرجا است.

3- چالش های موجود در روند تعیین تجربی J_c

3-1- تشخیص لحظه شروع رشد ترک

همان‌طور که گفته شد، تشخیص لحظه شروع رشد ترک در هر دو روش تک‌نمونه‌ای و چندنمونه‌ای یک چالش اساسی به شمار می‌رود. از آنجا که شروع رشد ترک پایدار همواره به راحتی قابل تشخیص نیست (خصوصاً در فلزات دارای چقرمگی بالا که گرد شدن به میزان قابل توجه در رأس ترک را قبل از شروع به رشد ترک تجربه می‌کنند) لازم است که یک تعریف مهندسی از لحظه شروع رشد در این موارد ارائه گردد.

لَندِز و بِگلی [50] در سال 1974 یک تعریف مهندسی از لحظه شروع رشد ترک ارائه کردند که مبتنی بر تشکیل یک منحنی مقاومت به رشد ترک (منحنی J-R) می‌باشد. در منحنی J-R، مقادیر J بصورت تابعی از مقدار رشد ترک پایدار متناظر با آن رسم می‌شوند و یک منحنی توانی بر روی آن‌ها برازش می‌شود (شکل 2). سپس خط متناظر با رفتار گرد شدن رأس ترک و خط افست متناظر با 0.2 mm رشد ترک، موازی با آن ترسیم می‌شوند. محل تقاطع این خط افست با منحنی توانی برازش شده، مقدار J_c موقت را بدست می‌دهد که مشروط به براورده شدن الزامات ابعادی نمونه‌ها، کافی بودن نقاط داده و بطور کلی معتبر بودن نتایج تست، همان خاصیت ذاتی ماده در شروع رشد ترک پایدار (J_c) خواهد بود. این روند امروزه در استانداردهای تست فلزات برای تعیین چقرمگی شکست نرم J_c پذیرفته شده و بعنوان روش استاندارد معرفی گردیده است [1].

لازم به ذکر است که تشکیل خود منحنی J-R به دو روش چند نمونه‌ای و تک نمونه‌ای امکان‌پذیر است که شرح آن‌ها خارج از چارچوب بحث این مقاله است، اما لازم است توجه شود که بین آنچه از این عبارات چند نمونه‌ای و تک‌نمونه‌ای در مورد تشکیل منحنی J-R مورد نظر است، نسبت به آنچه که از همین عناوین مطابق توضیحات قبلی برای محاسبه و تعیین J برداشت می‌شود، تمایز وجود دارد.

روند تعیین J_c بر مبنای تشکیل منحنی J-R، در انطباق با فرایند فیزیکی شکست در فلزات نرم که پس از یک مرحله گرد شدن رأس ترک اتفاق می‌افتد، پیشنهاد گردیده است و انگیزه اصلی از ارائه آن نیز تعیین J_c در مواردی بوده است که لحظه شروع رشد ترک به روشنی و بدون ابهام قابل تشخیص نمی‌باشد. اما در مورد بسیاری از مواد پلیمری انعطاف‌پذیر و مشخصاً لاستیک‌ها این مشکل وجود ندارد. در بسیاری از مقالات منتشر شده در این زمینه، محققین به صراحت بیان نموده‌اند که شروع رشد ترک بصورت چشمی قابل تشخیص است. برای افزایش دقت مشاهده در برخی از مراجع از یک میکروسکوپ با درجه بزرگنمایی بین 10X تا 50X هم استفاده شده است. البته در نرخ‌های بارگذاری بالا امکان موفقیت و دقت تشخیص چشمی کاهش می‌یابد که در این موارد از دوربین‌های ثبت تصویر با کیفیت و سرعت تصویربرداری بالا استفاده می‌شود. اما حتی در مواردی که تعیین لحظه

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

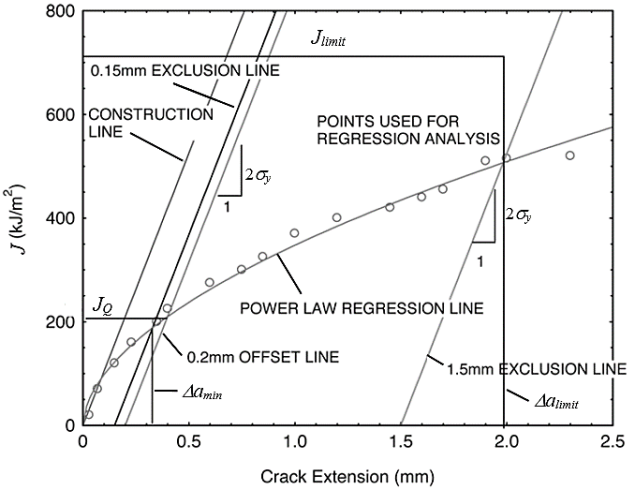

Fig. 2 Standard procedure for construction of J-Resistance (J-R) curve and extraction of J_c [1]

شکل 2 روند استاندارد برای رسم منحنی مقاومت به رشد ترک و استخراج J_c [1]

بحرانی با چالش روبرو بوده است، محققین روند پذیرفته شده برای فلزات را مورد استفاده قرار نداده‌اند. در استاندارد ASTM D6068 [29] که برای تعیین منحنی J-R پلاستیک‌ها منتشر شده است نیز صرفاً خود منحنی J-R مورد توجه بوده و در خصوص پارامتر J_c سکوت گردیده است. به نظر می‌رسد دلیل این موضوع، ابهام در ترسیم خط گرد شدن و خطوط افست موازی با آن در مواد لاستیکی باشد. اگر فرض کنیم که تشخیص لحظه شروع رشد ترک در مواد لاستیکی به روشنی امکان‌پذیر باشد، برای تعیین J_c اصولاً لزومی به تشکیل منحنی J-R وجود نخواهد داشت. در این حالت کافی است که مقدار J در لحظه بحرانی را به یکی از دو روش تک‌نمونه یا چندنمونه محاسبه کنیم و نتیجه این محاسبه همان مقدار J_c موردنظر خواهد بود.

3-2- تعیین ضریب اصلاح هندسی η در روش تست تک‌نمونه‌ای

برخلاف فلزات که روش تست تک‌نمونه‌ای برای آن‌ها بطور گسترده توسط محققین [45-49] مورد توجه قرار گرفته و توسعه داده شده است (خصوصاً پس از معرفی ضریب η توسط سامپتر [46] در سال 1973)، تحقیقات بسیار محدودی در این زمینه بر روی مواد لاستیکی انجام شده است. چالش اصلی در استفاده از این رویکرد برای لاستیک‌ها، تعیین ضریب اصلاح هندسی η است که برای فلزات با استفاده از شبیه‌سازی‌های عددی (مشخصاً با استفاده از روش اجزاء محدود) برای هندسه‌های مختلف استخراج گردیده است. استفاده از این رویکرد مستلزم در نظر گرفتن یک مدل بنیانی دقیق برای توصیف رفتار مکانیکی ماده است [51]. برای فلزات، مدل ساده الاستیک خطی از دقت کافی برای شبیه‌سازی رفتار ماده برخوردار است. اما لاستیک‌ها یک رفتار پیچیده ویسکوهایپرالاستیک از خود نشان می‌دهند و در نتیجه مدل‌سازی دقیق رفتار بنیانی آن‌ها بسیار مشکل و مستلزم انجام تست‌های متعدد تعیین خواص مکانیکی در طیف گسترده‌ای از شرایط بارگذاری است. علیرغم این که برخی از محققین برای شبیه‌سازی رفتار ماده و استخراج ضریب η به مدل‌های ساده‌تر هایپرالاستیک و حتی الاستیک اکتفا نموده‌اند، اما بررسی‌ها نشان دهنده عدم دقت کافی این مدل‌های ساده‌سازی شده می‌باشد [52].

3-3- اثرات اتلاف انرژی در نواحی دور از رأس ترک

همانطور که گفته شد، تعیین تجربی پارامتر J بر مبنای تعبیر انرژی این پارامتر صورت می‌گیرد. در محاسبه مقدار بحرانی انتگرال J در شروع رشد ترک (J_c) بعنوان یک خاصیت ذاتی ماده، اصولاً لازم است که انرژی وارد شده به نمونه فقط صرف رشد ترک در ناحیه موضعی رأس ترک شود و جذب یا اتلاف انرژی در نواحی دور از رأس ترک صورت نگیرد. با وجود این که تغییرشکل پلاستیک (که اصلی‌ترین مکانیزم اتلاف انرژی در فلزات و همین‌طور سایر انواع پلیمرها است) در لاستیک‌ها غایب است، اما مکانیزم‌های اتلاف انرژی دیگری در آن‌ها وجود دارد که به طبیعت ویسکوالاستیک این مواد باز می‌گردد.

چنانچه مقدار انرژی جذب شده در نواحی دوردست قابل صرفنظر نباشد، از آنجا که مقدار آن وابسته به هندسه و ابعاد نمونه است، مقدار J_c بدست آمده از آزمایش، وابسته به هندسه و ابعاد نمونه خواهد بود. نتایج بدست آمده از برخی تست‌های تعیین J_c انجام شده بر روی فلزات [53]، مواد پلیمری [54] و کامپوزیت‌ها [56,55] که توسط محققین مختلف گزارش شده است، نشان‌دهنده وابستگی J_c به پارامترهای هندسی مانند طول ترک اولیه و یا طول خود نمونه بوده است که نتیجه جذب انرژی در نواحی دوردست نمونه می‌باشد. اصولاً یکی از دلایلی که روش‌های تست تک‌نمونه بر روی فلزات نیز الزامات سخت‌گیرانه‌ای را بر روی پیکربندی نمونه (خصوصاً برای طول ترک اولیه) در نظر می‌گیرند، به حداقل رساندن اتلاف انرژی در دوردست و ثابت نگه‌داشتن نسبت این انرژی اتلافی به کل انرژی جذب شده توسط نمونه است [57-60]. در مورد فلزات، اتلاف انرژی ناشی از مکانیزم‌های تغییرشکل پلاستیک بوده و با محدود کردن نواحی پلاستیک از طریق الزامات ابعادی قابل کنترل است، اما در مورد لاستیک‌ها روشن است که اثرات اتلاف انرژی به دلیل ماهیت ویسکوالاستیک ماده دارای ابعاد گسترده‌تر و نیز ماهیت پیچیده‌تری در مقایسه با فلزات می‌باشد. از جمله این که در تمام نواحی نمونه (حتی در صورت خطی بودن رفتار ماده) اتلاف انرژی ناشی از مکانیزم‌های میرایی ذاتی ماده وجود دارد. در نتیجه راه حل‌های بکاربسته شده در مورد فلزات در مورد این مواد جوابگو نمی‌باشد.

مروری بر تحقیقات انجام شده در زمینه تعیین J_c برای لاستیک‌ها نشان می‌دهد که جمع‌بندی قابل اطمینانی برای استفاده از روش تست تک‌نمونه بر روی مواد لاستیکی به دلیل مجموعه عوامل اشاره شده در فوق وجود ندارد. اکثر قریب به اتفاق محققین در این حوزه از روش تست چند نمونه‌ای پایه بِگلی و لَندِز برای تعیین J_c استفاده نموده‌اند. برای جبران اثرات اتلاف انرژی در نواحی دوردست در این چارچوب راه‌حل‌هایی ارائه گردیده که در بخش بعد به آن‌ها پرداخته خواهد شد.

اما علاوه بر وابستگی نتیجه تست به ابعاد و هندسه نمونه، اصولاً روند محاسبات در روش تست چندنمونه‌ای که مستلزم مشتق‌گیری از داده‌های عددی گسسته انرژی برحسب طول ترک است، بر اساس تعداد محدودی نقاط داده تجربی مشکل و دقت آن مورد تردید است. یک روال مرسوم برای مشتق‌گیری از داده‌های عددی، برازش منحنی‌هایی بر داده‌های تجربی و مشتق‌گیری از معادله منحنی برازش شده است. روشن است که دقت این فرایند با کمتر شدن تعداد داده‌ها (یعنی تعداد نمونه‌های تست شده) کاهش می‌یابد. موضوع زمانی پیچیده‌تر می‌شود که بدانیم حتی شکل کلی منحنی برازش (خطی یا غیرخطی) و جهت تقعر آن (در صورت غیرخطی بودن) نیز از قبل معلوم نیست و بر اساس نتایج بدست آمده از تست مشخص می‌گردد. مروری بر مراجع و مقالات قبلی منتشر شده در این زمینه نشان می‌دهد که هر سه نوع رفتار ممکن (یعنی تغییرات خطی، تغییرات غیرخطی با تقعر رو به بالا و تغییرات غیرخطی با تقعر رو به پایین) در تحقیقات قبلی مشاهده

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

شده است [54,53,40] در عین حال نشان داده شده که میزان اتلاف انرژی در دوردست نیز بر دقت این فرایند مشتق‌گیری اثرگذار است [61].

4- روش‌های اصلاح اثرات اتلاف انرژی در نواحی دور از رأس ترک

اولین و ساده‌ترین راه حل پیشنهادی محققین برای اصلاح اثرات اتلاف انرژی در نواحی دور از رأس ترک، همان راه حل بکار گرفته شده در مورد فلزات یعنی تلاش برای به حداقل رساندن و ثابت نگه داشتن میزان جذب انرژی در نواحی دوردست با درنظر گرفتن الزاماتی برای ابعاد نمونه (مشخصاً محدود کردن طول ترک اولیه) بوده است. بطور مثال سینگ و پریهار [54] نشان دادند که مقدار J_c برای طول ترک‌های به اندازه کافی عمیق (a/w>0.34) مستقل از طول ترک اولیه است و برای ترک‌های کوچک‌تر از آن به دلیل جذب انرژی در نواحی دوردست افزایش می‌یابد. اما همان‌طور که قبلاً اشاره شد، میزان جذب انرژی در نواحی دوردست در همه موارد با تجویز الزامات ابعادی و هندسی قابل کنترل نیست، زیرا وابسته به عوامل دیگری از جمله جنس ماده نیز می‌باشد [61]. به همین دلیل برخی از محققین تلاش کرده‌اند که محدوده کاربرد انتگرال J را حتی در حضور اتلاف انرژی قابل توجه در نواحی دور از رأس ترک نیز توسعه دهند. از آنجا که در این حالت مقدار J_c بدست آمده از آزمایش، شامل سهم مربوط به انرژی اتلاف شده در دوردست نیز می‌گردد، لازم است این انرژی به روشی از انرژی خالص مصرف شده برای رشد ترک تفکیک شود تا خاصیت ذاتی ماده بدست آید.

دو روش برای تفکیک انرژی ذاتی شکست از انرژی اتلاف شده در دوردست پیشنهاد گردیده است؛ روش برون‌یابی و روش مکان هندسی [62]. روش برون‌یابی که اولین بار توسط اگرول و همکاران [55] در سال 1984 برای بررسی رفتار شکست کامپوزیت‌ها ارائه گردید (و بعداً برای سایر مواد، از جمله مواد پلیمری نیز بکار گرفته شد [55]) مبتنی بر این ایده است که چون با کاهش طول نمونه، ابعاد نواحی دور از رأس ترک و به تبع آن جذب انرژی در این نواحی کاهش می‌یابد، بنابراین با برون‌یابی نتایج تست مربوط به نمونه‌هایی با طول‌های متفاوت، تا طول فرضی صفر، می‌توان سهم انرژی ذاتی جذب شده در رأس ترک را بدست آورد و از سهم اتلاف انرژی در دوردست تفکیک نمود (شکل 28). هرچند این روش در ابتدا مورد استقبال قرار گرفت، اما بعداً نشان داده شد که دارای اشکالات مبنایی است و نتایج نادرستی بدست می‌دهد [62].

اما روش مکان هندسی که توسط کیم و جو [63] در سال 1987 ارائه گردید، مبتنی بر استفاده از منحنی حاصل از مکان هندسی نقاط متناظر با شروع رشد ترک بر روی منحنی‌های بار ـ جابجایی بدست آمده از تست نمونه‌های دارای طول ترک متفاوت است (شکل 3). این محققین نشان دادند که مقدار J_c ماده را می‌توان با استفاده از رابطه زیر بدست آورد [63]:

$$J_c = -\frac{1}{B}\frac{\Delta U_c}{\Delta a} \tag{3}$$

که در آن U_c تابع انرژی ذاتی شکست است که برای هر طول ترک معین، با محاسبه مساحت ناحیه محصور بین منحنی بار ـ جابجایی متناظر با آن طول ترک و منحنی مکان هندسی تعیین می‌شود (شکل 4). تفاضل منظور در صورت و مخرج کسر نیز با در نظر گرفتن منحنی‌های مربوط به هر دو طول ترک دلخواه قابل محاسبه است.

از رابطه (3) مشاهده می‌شود که چنانچه J_c یک خاصیت ذاتی ماده و مستقل از ابعاد نمونه باشد، U_c برحسب a باید بصورت خطی تغییر کند. شکل 5 الگوی شماتیک تغییرات U_c در واحد ضخامت را برحسب طول ترک بصورت شماتیک نشان می‌دهد. شیب این خط برابر با قرینه J_c خواهد بود.

کیم و جو [63-65] با انجام تست بر روی چند ماده لاستیکی مختلف و با استفاده از نمونه‌هایی با هندسه‌های مختلف نشان دادند که مقدار J_c که با استفاده از روش مکان هندسی بدست می‌آید، مستقل از هندسه نمونه، طول ترک اولیه و طول خود نمونه است. بنابراین روش ارائه شده توسط این محققین حتی در صورت وجود جذب انرژی قابل توجه در نواحی دور از رأس ترک در مواد لاستیکی معتبر و قابل استفاده است و بر مبنای آن می‌توان J_c

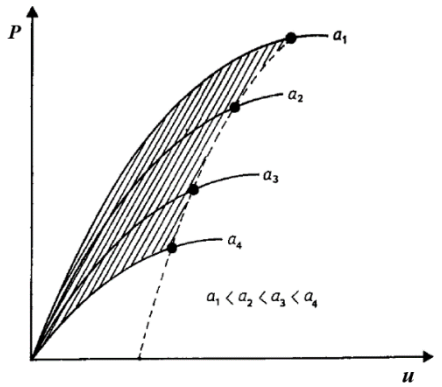

Fig. 3 Schematic load-displacement curves for specimens with different initial crack length along with crack initiation points specified [63]

شکل 3 شماتیک منحنی‌های بار ـ جابجایی برای نمونه‌های دارای طول ترک اولیه مختلف همراه با نقاط متناظر با لحظه شروع رشد ترک بر روی هر منحنی [63]

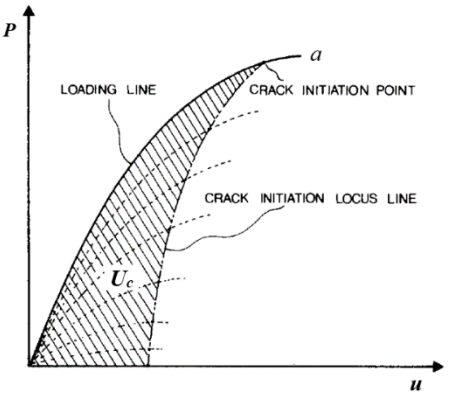

Fig. 4 The definition of essential fracture energy (U_c) for a specimen of assumed crack length [63]

شکل 4 تعریف انرژی ذاتی شکست (U_c) برای یک نمونه با طول ترک معین [63]

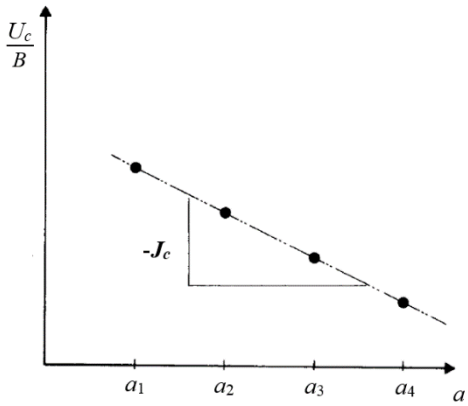

Fig. 5 Schematic representation of variations of U_c (per unit thickness) vs crack length [63]

شکل 5 الگوی شماتیک تغییرات U_c (در واحد ضخامت) بر حسب طول ترک [63]

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

را بدون اعمال هیچ محدودیتی بر روی طول ترک اولیه و یا طول خود نمونه بدست آورد.

5- روند انجام آزمایش

هدف از این پژوهش، تعیین چقرمگی شکست نرم (J_c) یک ماده لاستیکی از خانواده پلی بوتادین (PB) با استفاده از روش آزمایش چندنمونه‌ای و بررسی اثر طول نمونه بر نتایج تست و همچنین مقایسه نتایج بدست آمده بدون اعمال روش اصلاح مکان هندسی با نتایج حاصله پس از اعمال این روش اصلاحی می‌باشد. آزمایش بر روی نمونه‌های SENT با ضخامت (B) 12.5 mm، پهنای (W) 30 mm و سه مقدار طول (L) 60 mm، 90 mm و 120 mm انجام گردید. مقادیر طول ذکر شده برای نمونه‌ها، مربوط به آن بخش از نمونه است که خارج از فک‌های نگهدارنده دستگاه تست قرار می‌گیرد. در واقع طول کلی نمونه‌ها بزرگتر از این مقادیر است، اما بخشی از این طول در درون فک‌ها مقید می‌شود و به همین دلیل در اندازه‌گیری طول ناحیه آزاد نمونه‌ها در نظر گرفته نمی‌شود.

از آنجا که در روش تست چند نمونه‌ای، لازم است چندین نمونه مشابه با طول ترک‌های اولیه متفاوت مورد آزمایش قرار بگیرند، از هر یک از ابعاد تعیین شده، 5 نمونه یکسان آماده گردید. سپس مطابق با روال استاندارد در آزمایش‌های مکانیک شکست بر روی مواد پلیمری [29,28]، با یک تیغه تیز (با ضخامت 0.1 mm)، یک ترک اولیه با طول (عمق) معین (a) در هر یک از نمونه‌های تستی ایجاد گردید. طول ترک‌ها به صورتی انتخاب گردید که نسبت طول ترک به پهنای نمونه (a/w) برای پنج نمونه به ترتیب برابر با 0.3، 0.4، 0.5، 0.6 و 0.7 بدست آید (شکل 6).

آزمایش‌ها در فاصله حداکثر 2 ساعت پس از ایجاد ترک اولیه در نمونه‌ها انجام گرفت. نمونه‌ها تحت اعمال جابجایی با نرخ ثابت 10 mm/min تا وقوع گسیختگی کامل قرار داده شدند. دمای محیط در محدوده 25 ± 2 °C و میزان رطوبت نسبی محیط کمتر از 30% نگهداری و کنترل گردید. نمودارهای بار برحسب جابجایی نقطه اثر بار ثبت گردیده و لحظه شروع به رشد ترک بر روی این نمودارها علامت‌گذاری شد. با توجه به بازشدگی گسترده وجوه ترک قبل از شروع به رشد، که یک ویژگی شناخته شده در رفتار شکست لاستیک‌ها محسوب می‌شود، لحظه شروع رشد ترک بصورت چشمی به‌روشنی قابل تشخیص است. شکل 7 نمایی از یک نمونه تستی را که در آستانه رشد ترک قرار دارد نشان می‌دهد. بازشدگی وجوه ترک امکان مشاهده پیوسته ناحیه رأس ترک را که متشکل از حفره‌ها و دسته‌های هم‌راستا شده از زنجیره‌های مولکولی است، فراهم می‌کند. لحظه شروع رشد ترک متناظر با گسیختگی اولین رشته از این زنجیره‌های مولکولی در نظر گرفته شده است.

6- بررسی و تفسیر نتایج آزمایش

6-1- نتایج آزمایش نمونه‌های SENT با طول 120 mm

منحنی‌های بار ـ جابجایی بدست آمده از تست 5 نمونه با طول ترک‌های اولیه مختلف در شکل 8 نشان داده شده‌اند. بر روی این منحنی‌ها همچنین نقاط متناظر با لحظه شروع رشد ترک نیز مشخص گردیده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود و مطابق انتظار نیز هست، با افزایش طول ترک اولیه، سفتی نمونه‌ها (شیب ناحیه خطی ابتدای منحنی) و همچنین ظرفیت جذب انرژی آن‌ها (سطح زیر منحنی) کاهش یافته و مقدار جابجایی بحرانی (جابجایی متناظر با لحظه شروع رشد ترک) نیز کاهش می‌یابد. همچنین مشاهده می‌شود که هم خود منحنی‌ها و هم نقاط شروع رشد ترک، از الگوی

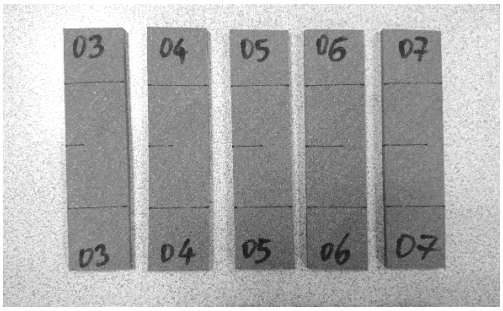

Fig. 6 Preparation of test specimens with different initial crack length

شکل 6 آماده‌سازی نمونه‌های تستی با طول ترک‌های اولیه متفاوت

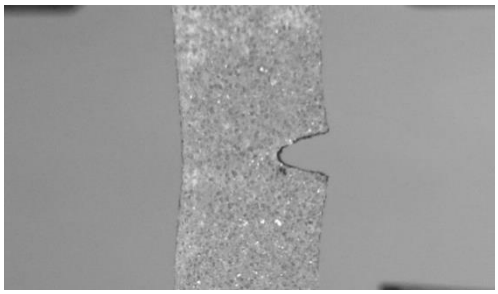

Fig. 7 Magnified view of crack tip region just before the crack initiation

شکل 7 تصویر بزرگنمایی شده از ناحیه رأس ترک در آستانه رشد ترک

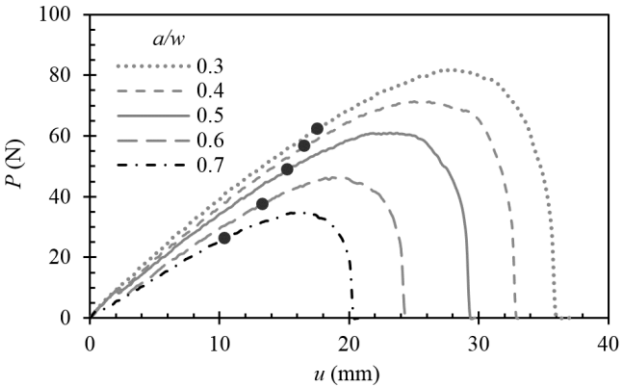

Fig. 8 Load-displacement curves obtained from SENT specimens of 120 mm length and different initial crack length

شکل 8 منحنی های بار ـ جابجایی بدست آمده از آزمایش نمونه‌های SENT با طول 120 mm و طول ترک‌های اولیه مختلف

تغییرات کاملاً منظم و قاعده‌مندی پیروی می‌کنند.

6-1-1- محاسبه J_c بروش پایه بِگلی و لَندِز

روند محاسبه J_c از روش پایه بِگلی و لَندِز در گام اول مستلزم تعیین انرژی کرنشی صرف شده جهت تغییرشکل نمونه‌های ترک‌دار تا مقادیر جابجایی معین است که با محاسبه سطح زیر منحنی‌های بار ـ جابجایی بدست می‌آید. بر اساس مقادیر بدست آمده، سپس لازم است که منحنی‌های انرژی کرنشی U برحسب طول ترک a در مقادیر جابجایی ثابت رسم شوند. این محاسبات با استفاده از قانون انتگرال‌گیری عددی ذوزنقه‌ای با دقت محاسباتی بالا انجام شده و نتایج بدست آمده در شکل 9 نشان داده شده است. در این شکل همچنین منحنی‌های برازش شده بر این داده‌ها نیز نشان داده شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود منحنی‌های برازش شده، روند تغییرات داده‌ها را با دقت مناسب (با پراکندگی قابل قبول) دنبال می‌کنند.

همان‌طور که قبلاً اشاره شد، یکی از چالش‌هایی که در این روش

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

محاسبه J_c وجود دارد، برازش منحنی‌هایی با دقت کافی بر داده‌های تجربی است که با کمتر شدن تعداد داده‌ها مشکل‌تر هم می‌شود. فراتر از آن، خطی یا غیرخطی بودن منحنی و جهت تقعر آن نیز ممکن است برای مواد مختلف متفاوت باشد. روند کلی داده‌های تجربی بدست آمده در این پژوهش، یک الگوی تغییرات غیرخطی با تقعر رو به پایین را نشان می‌دهد. بمنظور اطمینان از صحت این نتیجه‌گیری، یک سری از تست‌ها با استفاده از تعداد نمونه‌های بیشتر (20 نمونه بجای 5 نمونه) با مقادیر a/w متفاوت انجام گرفت که نتیجه‌گیری فوق را تأیید نمود.

منحنی‌های کالیبراسیون J بر حسب جابجایی U که با مشتق‌گیری از منحنی‌های برازش شده بر شکل 9 بدست می‌آیند، در شکل 10 نشان داده شده‌اند. منحنی‌های مربوط به کمترین و بیشترین طول ترک (پایین‌ترین و بالاترین منحنی) قابل اطمینان نیستند، چرا که مربوط به نقاط ابتدا و انتهای بازه برازش منحنی در شکل 9 هستند و روشن است که شیب منحنی برازش-شده در این نقاط مرزی قابل‌اعتماد نیست. با صرفنظر از این دو منحنی و با برونیابی از سه منحنی باقیمانده مطابق شکل، مقادیر J_c به ترتیب برابر با 1.056 kJ/m^2، 1.071 kJ/m^2 و 1.188 kJ/m^2 بدست می‌آید. میزان پراکندگی نتایج نسبت به مقدار میانگین آن‌ها در این حالت قابل قبول است و می‌توان وجود یک مقدار واحد J_c مستقل از طول ترک اولیه را پذیرفت.

6-1-2- محاسبه J_c بروش مکان هندسی

گام اول در روش مکان هندسی، تشکیل منحنی مکان هندسی با متصل

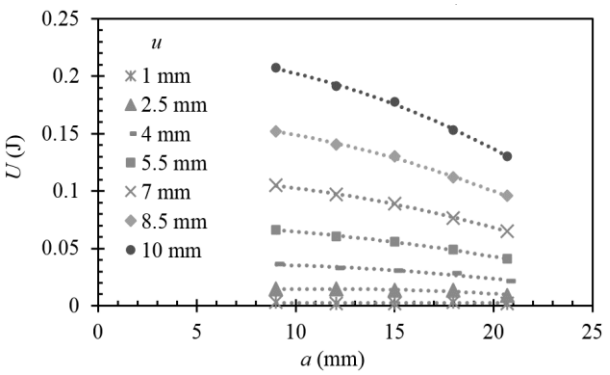

Fig. 9 Strain energy values obtained from load-displacement curves for SENT specimens of 120 mm length ploted versus crack length

شکل 9 مقادیر انرژی کرنشی بر حسب طول ترک بدست آمده از طریق محاسبه سطح زیر منحنی‌های بار ـ جابجایی نمونه‌های SENT با طول 120 mm

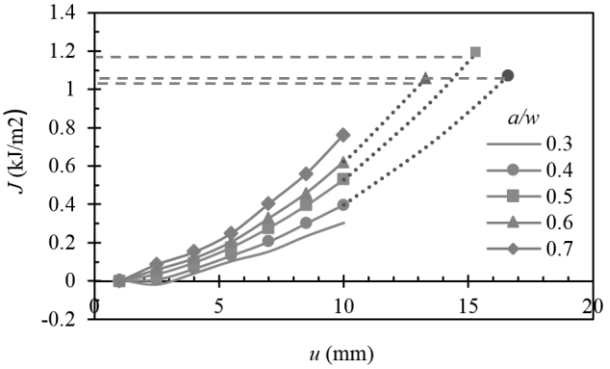

Fig. 10 J versus displacement calibration curves for SENT specimens of 120 mm length

شکل 10 منحنی‌های کالیبراسیون J برحسب جابجایی u برای نمونه‌های SENT با طول 120 mm

کردن نقاط شروع رشد ترک بر روی منحنی‌های بار ـ جابجایی است.

با انجام محاسبات مربوط به این روش که مهم‌ترین بخش آن تفکیک انرژی ذاتی شکست (U_c) از انرژی اتلافی در نواحی دور از رأس ترک از طریق محاسبه سطح محصور بین منحنی بار ـ جابجایی و منحنی مکان هندسی است، مقادیر U_c برحسب طول ترک a بصورت شکل 11 بدست می‌آیند.

همان‌طور که مشاهده می‌شود مقدار J_c بدست آمده از این روش که قرینه شیب خط برازش شده بر داده‌ها است، برابر با 1.004 kJ/m^2 بدست آمده است که انطباق مناسبی با مقادیر بدست آمده از روش پایه دارد.

6-2- نتایج آزمایش نمونه های SENT با طول 60 mm

منحنی‌های بار ـ جابجایی بدست آمده از تست 5 نمونه با طول ترک‌های اولیه مختلف همراه با نقاط متناظر با لحظه شروع رشد ترک بر روی هر منحنی در این حالت در شکل 12 نشان داده شده‌اند. بجز منحنی نمونه a/w=0.4 که برخلاف انتظار بر روی منحنی a/w=0.3 منطبق گردیده است، روند کلی تغییرات سایر منحنی‌ها مطابق انتظار است. بررسی تصاویر ثبت شده از نمونه‌های آزمایش نشان می‌دهد که نمونه a/w=0.4 دارای اعوجاج و انحراف ابعادی ناشی از فرایند تولید بوده و همین موضوع منشأ خطا در نتایج تست این نمونه گردیده است. هرچند این خطاهای تجربی با تکرار آزمایش قابل رفع هستند، اما از آنجا که یکی از اهداف این پژوهش، بررسی حساسیت

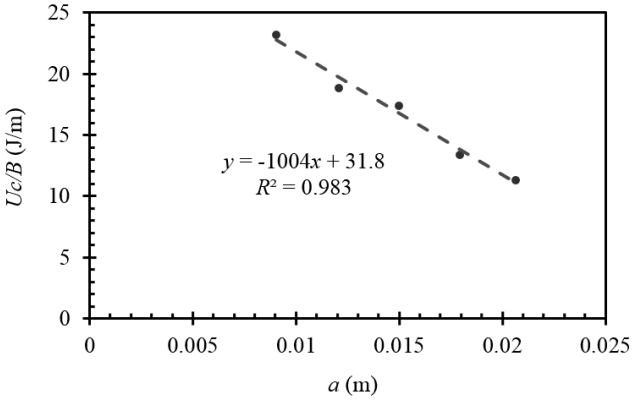

Fig. 11 Essential fracture energy (U_c) per unit thickness versus crack length for SENT specimens of 120 mm length

شکل 11 نمودار انرژی ذاتی شکست (U_c) در واحد ضخامت برحسب طول ترک برای نمونه های SENT با طول 120 mm

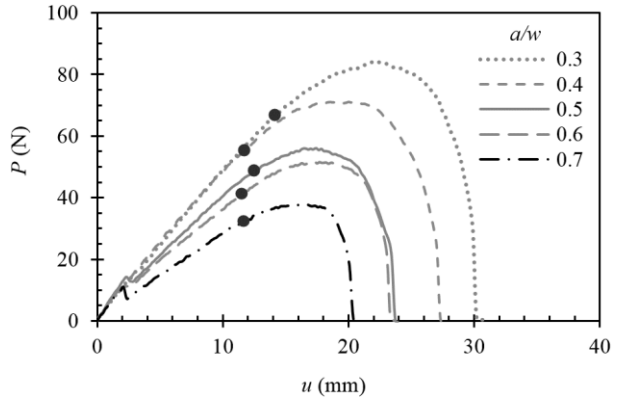

Fig. 12 Load-displacement curves obtained from SENT specimens of 60 mm length and different initial crack length

شکل 12 منحنی های بار ـ جابجایی بدست آمده از آزمایش نمونه‌های SENT با طول 60 mm و طول ترک‌های اولیه مختلف

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

روش‌های تعیین J_c نسبت به خطاهای تجربی می‌باشد، از همین داده‌ها برای استخراج J_c به دو روش بِگلی و لَندِز و مکان هندسی استفاده گردیده است.

6-2-1- محاسبه J_c بروش پایه بِگلی و لَندِز

نمودار داده‌های انرژی کرنشی U برحسب طول ترک a بدست آمده از منحنی‌های بار ـ جابجایی شکل 12 همراه با منحنی‌های برازش شده بر این داده‌ها در شکل 13 نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود در این حالت پراکندگی داده‌ها از منحنی برازش شده نسبت به حالت قبل کمی بیشتر است. علاوه بر این، دو نقطه اول از سمت چپ (که مربوط به دو نمونه با کوچکترین طول ترک‌های اولیه هستند) در تمام منحنی‌ها مقدار U تقریباً یکسانی دارند که این ناشی از همان خطای روی هم افتادن منحنی‌های بار جابجایی نمونه‌های a/w=0.4 و a/w=0.3 می‌باشد. این عامل، شکل منحنی برازش شده را کاملاً تحت تأثیر قرار داده است و لذا استفاده از معادله منحنی برازش شده برای محاسبه شیب تغییرات داده‌های این منحنی قابل اعتماد به نظر نمی‌رسد. این رفتار نشان‌دهنده حساسیت بیش از اندازه زیاد روش بِگلی و لَندِز در مقابل خطاهای تجربی احتمالی است. روشن است که بالا یا پایین رفتن حتی یک نقطه از مجموعه محدود نقاط داده موجود می‌تواند شکل و معادله منحنی برازش شده را بشدت تحت تأثیر قرار دهد. برای جلوگیری از بروز این مشکل یا باید تعداد نمونه‌های آزمایش را افزایش داد و یا از بروز هر خطای احتمالی در حین آزمایش جلوگیری نمود.

منحنی‌های کالیبراسیون J برحسب u که با مشتق‌گیری از منحنی‌های برازش شده در شکل 13 بدست می‌آیند، در شکل 14 ارائه گردیده‌اند. منحنی‌های مربوط به بیشترین و کمترین طول ترک (بالاترین و پایین‌ترین منحنی) به همان دلیل ذکر شده برای نمونه‌های قبلی (و البته این بار بصورت واضح) دارای خطا هستند و مشابه حالت قبل از تحلیل کنار گذارده شده‌اند.

با برونیابی از سه منحنی دیگر مطابق شکل، مقادیر J_c به ترتیب برابر با 0.686 kJ/m^2، 1.391 kJ/m^2 و 1.731 kJ/m^2 بدست می‌آید که دامنه پراکندگی غیرقابل قبولی را نشان می‌دهد. در واقع مقدار J_c در این حالت وابسته به طول ترک اولیه می‌باشد. این همان موضوعی است که در مراجع قبلی هم به آن اشاره شده و به اثرات اتلاف انرژی نسبت داده شده است. به هر شکل، روش بِگلی و لَندِز در این مورد نتیجه قابل استفاده و قابل اطمینانی را برای J_c بدست نمی‌دهد.

6-2-2- محاسبه J_c به روش مکان هندسی

با انجام محاسبات مربوط به روش مکان هندسی، مقادیر U_c برحسب طول ترک a بصورت شکل 15 بدست می‌آیند. در مرحله انجام برازش خطی بر این داده‌ها مطابق شکل، داده مربوط به نمونه a/w=0.4 درنظر گرفته نشده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود برازش خطی حاصله و میزان پراکندگی داده‌ها حول این خط نسبتاً قابل قبول است. مقدار J_c بدست آمده از این روش (قرینه شیب خط برازش شده بر داده‌ها) برابر با 1.092 kJ/m^2 می‌باشد که با مقادیر بدست آمده برای نمونه قبلی نیز مطابقت دارد.

توجه به این نکته ضروری است که برخلاف روش بِگلی و لَندِز که وجود خطا حتی در یکی از داده‌ها می‌تواند کل نتیجه تحلیل را بشکل قابل توجهی تحت تأثیر قرار دهد، در روش مکان هندسی وابستگی نقاط داده به یکدیگر بسیار کمتر است و لذا حساسیت کمتری نسبت به وجود خطا در یک آزمایش واحد وجود دارد. در واقع این روش در مقابل خطاهای تجربی مقاوم‌تر است. دلیل این امر به الگوریتم محاسباتی روش بِگلی و لَندِز برمی‌گردد که در آن برازش منحنی بر تعداد محدودی نقاط داده انجام گرفته و سپس عملیات مشتق‌گیری از معادله منحنی برازش شده صورت می‌گیرد که در این حالت وجود خطا در تک تک داده‌ها به شکل موثری در نتیجه نهایی خود را نشان می‌دهد. در مقابل، در روش مکان هندسی، نقاط داده در ترسیم منحنی مکان هندسی بکار گرفته می‌شوند که از این جهت وجود خطا در یک داده، تأثیر عمده‌ای در منحنی مکان هندسی حاصله ندارد. از سوی دیگر، در مرحله پایانی محاسبات در روش بِگلی و لَندِز چندین مقدار J_c (متناظر با هر یک از منحنی‌های کالیبراسیون J-u) بصورت مجزا از یکدیگر بدست می‌آید، در

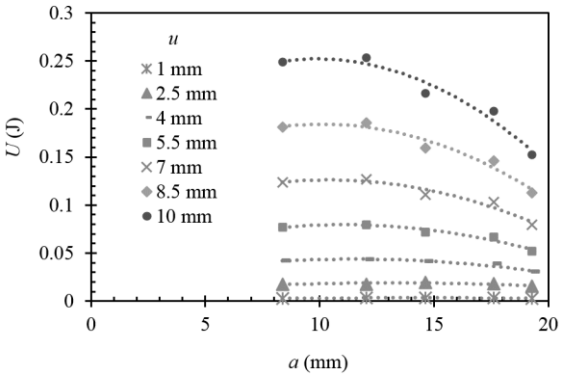

Fig. 13 Strain energy values obtained from load-displacement curves for SENT specimens of 60 mm length ploted versus crack length

شکل 13 مقادیر انرژی کرنشی بر حسب طول ترک بدست آمده از منحنی‌های بار ـ جابجایی نمونه های SENT با طول 60 mm

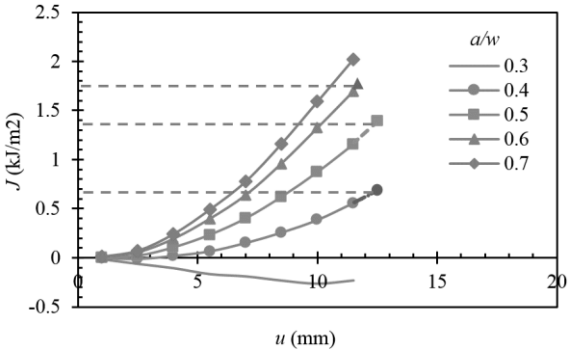

Fig. 14 J versus displacement calibration curves for SENT specimens of 60 mm length

شکل 14 منحنی‌های کالیبراسیون J برحسب جابجایی u برای نمونه های SENT با طول 60 mm

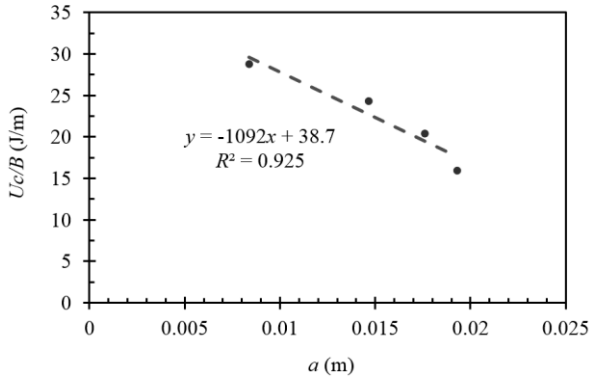

Fig. 15 Essential fracture energy (U_c) per unit thickness versus crack length for SENT specimens of 60 mm length

شکل 15 نمودار انرژی ذاتی شکست (U_c) در واحد ضخامت برحسب طول ترک برای نمونه های SENT با طول 60 mm

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

حالی که در مرحله پایانی محاسبات در روش مکان هندسی یک مقدار J_c واحد با برازش خطی بر همه داده‌های موجود حاصل می‌شود که از این جهت هم حساسیت کمتری را نسبت به حذف یک نقطه داده نتیجه می‌دهد.

6-3- نتایج آزمایش نمونه های SENT با طول 90 mm

منحنی‌های بار ـ جابجایی بدست آمده از تست 5 نمونه با طول ترک‌های اولیه مختلف همراه با نقاط متناظر با لحظه شروع رشد ترک بر روی هر منحنی در این حالت در شکل 16 نشان داده شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود رفتار منحنی نمونه a/w=0.6 بر روند کلی مورد انتظار منطبق نیست. این منحنی پایین‌تر از منحنی نمونه a/w=0.7 قرار گرفته است و به‌روشنی دارای خطا است. بر اساس تجربه قبلی انتظار می‌رود که این خطا نتایج محاسبات بر مبنای روش بِگلی و لَندِز را کاملاً تحت تأثیر قرار دهد. در عین حال با استفاده از روش مکان هندسی انتظار می‌رود که پس از حذف داده متناظر با این منحنی دارای خطا، نتیجه قابل قبولی از سایر داده‌های معتبر حاصل شود.

6-3-1- محاسبه J_c بروش پایه بِگلی و لَندِز

نمودار داده‌های انرژی کرنشی U برحسب طول ترک a بدست آمده از منحنی‌های بار ـ جابجایی شکل 16 همراه با منحنی‌های برازش شده بر این داده‌ها در شکل 17 نشان داده شده اند. همانطور که مشاهده می‌شود، خطای داده متناظر با نمونه a/w=0.6 (نقطه دوم از سمت راست در هر یک از منحنی‌ها) به حدی زیاد بوده است که جهت تقعر منحنی برازش شده را که مطابق توضیحات ارائه شده در بخش‌های قبل باید بسمت پایین باشد، بسمت بالا تغییر داده است. در نتیجه مقادیر شیب منحنی برازش شده در این حالت بکلی فاقد اعتبار است. با توجه به این موضوع، استخراج منحنی‌های کالیبراسیون J بر حسب جابجایی u بر مبنای روش بِگلی و لَندِز فاقد توجیه است و لذا ارائه نگردیده است.

6-3-2- محاسبه J_c بروش مکان هندسی

با انجام محاسبات مربوط به روش مکان هندسی، منحنی U_c برحسب طول ترک a پس از حذف داده متناظر با نمونه a/w=0.6 بصورت شکل 18 بدست می‌آید. همان‌طور که مشاهده می‌شود مقدار J_c بدست آمده از نقاط داده باقیمانده (قرینه شیب خط برازش شده بر داده‌ها)، برابر با 1.064 kJ/m^2 می‌باشد. مطابق انتظار، روند تغییرات نقاط داده معتبر باقیمانده، به شکل قابل اطمینانی برای تشکیل خط برازش مناسب کافی است و حذف داده نامعتبر، روش مکان هندسی را دچار مشکل نمی‌کند. همخوانی مقدار J_c بدست آمده با مقادیر قبلی نیز این موضوع را تأیید می‌کند.

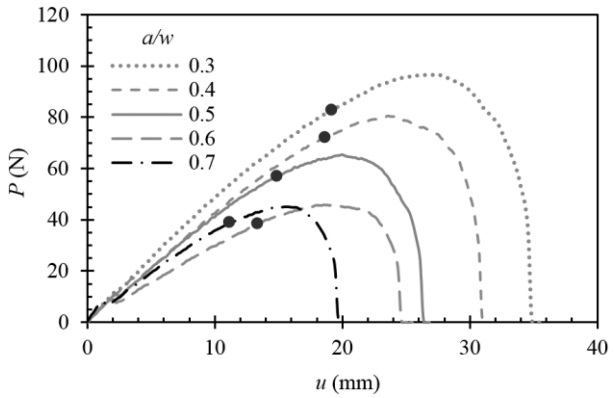

Fig. 16 Load-displacement curves obtained from SENT specimens of 90 mm length and different initial crack length

شکل 16 منحنی های بار ـ جابجایی بدست آمده از آزمایش نمونه‌های SENT با طول 90 mm و طول ترک‌های اولیه مختلف

6-4- مقایسه مقادیر J_c بدست آمده از مجموعه آزمایش‌های انجام شده

مقادیر چقرمگی شکست نرم (J_c) بدست آمده از آزمایش‌های مکانیک شکست انجام شده بر روی نمونه‌های SENT با طول‌های مختلف که با استفاده از دو روش متفاوت (روش پایه بِگلی و لَندِز و روش مکان هندسی) محاسبه شده‌اند، در جدول 1 جمع‌بندی گردیده است.

روش پایه بِگلی و لَندِز بدلیل حساسیت بسیار زیادی که در الگوریتم محاسباتی این روش نسبت به وجود خطاهای تجربی وجود دارد، برای دو سری نمونه با طول 60 mm و 90 mm نتایج قابل قبولی بدست نداده است. برای نمونه‌های با طول 60 mm، مقادیر بدست آمده برای J_c (0.686 kJ/m^2، 1.391 kJ/m^2 و 1.731 kJ/m^2) دارای پراکندگی زیادی نسبت به مقدار میانگین خود هستند. در واقع برای هر طول ترک اولیه، یک مقدار J_c متفاوت بدست آمده است که قابل قبول نمی‌باشد. برای نمونه با طول 90 mm نتایج این روش بطور کلی نامعتبر و غیرقابل استفاده بوده و محاسبات نهایی برای آن انجام نگردیده است. فقط برای نمونه با طول 120 mm مقادیر بدست

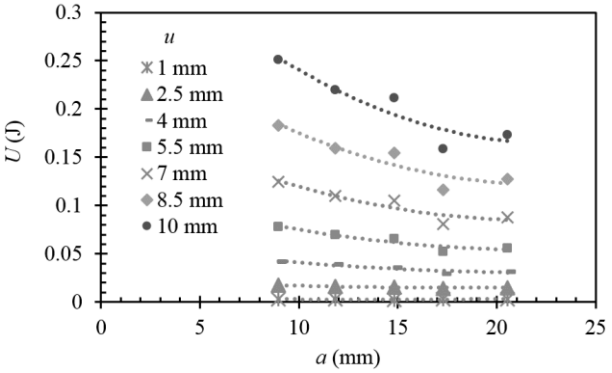

Fig. 17 Strain energy values obtained from load-displacement curves for SENT specimens of 90 mm length ploted versus crack length

شکل 17 مقادیر انرژی کرنشی بر حسب طول ترک بدست آمده از منحنی‌های بار ـ جابجایی نمونه های SENT با طول 90 mm

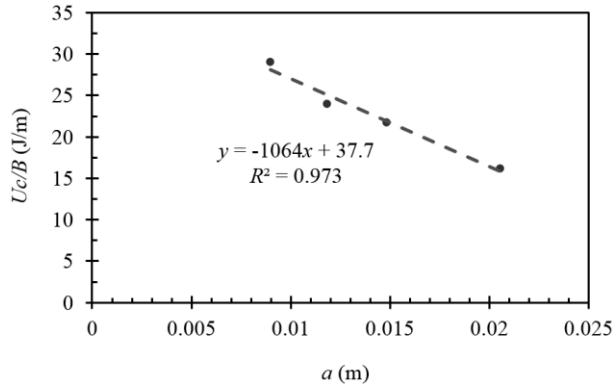

Fig. 18 Essential fracture energy (U_c) per unit thickness versus crack length for SENT specimens of 90 mm length

شکل 18 نمودار انرژی ذاتی شکست (U_c) در واحد ضخامت برحسب طول ترک برای نمونه های SENT با طول 90 mm

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

جدول 1 مقادیر چقرمگی شکست نرم (J_c) بدست آمده از آزمایش نمونه‌های SENT با طول‌های مختلف با استفاده از دو روش تعیین متفاوت

Table 1 Ductile fracture toughness (J_c) values obtained from SENT specimens of different length using two different extraction methods

طول نمونه (mm)	J_c (kJ/m^2) روش مکان هندسی	J_c (kJ/m^2) روش بِگلی و لَندِز
60	1.092	…….
90	1.064	…….
120	1.004	1.056 ~ 1.188

آمده برای J_c (1.056 kJ/m^2، 1.071 kJ/m^2 و 1.188 kJ/m^2) دارای دامنه پراکندگی قابل قبولی نسبت به مقدار میانگین خود هستند و می‌توان در این حالت وجود یک مقدار J_c واحد مستقل از طول ترک اولیه را بعنوان خاصیت ماده پذیرفت که با میان‌گیری از مقادیر فوق برابر با 1.105 kJ/m^2 بدست می‌آید.

اما برخلاف روش بِگلی و لَندِز، روش مکان هندسی حساسیت بالایی نسبت به وجود خطاهای تجربی نشان نداده و نتایج قابل قبولی را برای هر سه سری نمونه بدست داده است. میزان اختلاف مقادیر J_c بدست آمده برای نمونه‌ها با طول‌های متفاوت کمتر از 10 درصد است که در مقایسه با مقادیر پراکندگی 10 تا 15 درصدی گزارش شده در برخی از مراجع قبلی [62] قابل قبول به نظر می‌رسد. این نتیجه کارایی روش مکان هندسی را در حذف اثرات اتلاف انرژی در نواحی دور از رأس ترک و استخراج یک مقدار J_c واحد بعنوان خاصیت ماده (مستقل از طول ترک اولیه و همچنین طول خود نمونه) نشان می‌دهد. مقادیر J_c بدست آمده از روش مکان هندسی همچنین انطباق خوبی با تنها مقدار J_c معتبر بدست آمده از روش بِگلی و لَندِز دارند. این مطابقت به نوعی تأیید کننده صحت نتایج بدست آمده از هر دو روش می‌باشد.

7- جمع‌بندی و نتیجه‌گیری

روش چندنمونه‌ای بِگلی و لَندِز برای محاسبه J_c به دلیل الگوریتم محاسباتی خاص خود ـ که مبتنی بر چندین مرحله برازش منحنی و مشتق‌گیری عددی از داده‌های گسسته تجربی است ـ با یک چالش جدی (بخصوص در مورد لاستیک‌ها که اثرات اتلاف انرژی قابل توجهی را تجربه می‌کنند) روبرو است که خود را بصورت وابستگی مقادیر J_c بدست آمده از آزمایش به اندازه طول ترک اولیه نشان می‌دهد. این چالش تنها در صورتی قابل رفع است که اندازه‌گیری‌های تجربی هم به لحاظ کمیت (یعنی تعداد نمونه‌های تستی) از گستردگی کافی برخوردار بوده و هم به لحاظ کیفیت و دقت اندازه‌گیری (به حداقل رساندن هر نوع خطا) در سطح قابل قبولی قرار داشته باشد. به عبارت دیگر، حساسیت روش بِگلی و لَندِز به کمبود داده‌های تجربی و یا وجود خطا در این داده‌ها بسیار بالا است. در مقابل، روش اصلاح مکان هندسی به دلیل ایده تفکیک انرژی‌های اتلافی از انرژی ذاتی شکست و نیز تغییری که در الگوریتم محاسبات ایجاد می‌کند، حساسیت بسیار پایین‌تری نسبت به خطاهای تجربی دارد (مقاوم‌تر است) و در مواردی که روش بِگلی و لَندِز ناکارآمد است، همچنان قادر به ارائه یک نتیجه قابل قبول و قابل اعتماد می‌باشد. همچنین، این روش قادر است مشکل وابستگی نتایج آزمایش به طول نمونه‌ها که در برخی از مراجع قبلی گزارش شده و نتیجه مستقیم اثرات اتلاف انرژی می‌باشد را نیز برطرف نماید و در مجموع امکان استخراج J_c را بعنوان یک خاصیت ماده مستقل از ابعاد هندسی نمونه فراهم کند.

8- مراجع

[1] ASTM E1820-15a, *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.

[2] ISO 12135: 2002(E), *Metallic materials – Unified method of test of the determination of quasistatic fracture toughness*, International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 2002.

[3] R. S. Rivlin, A. G. Thomas, Rupture of rubber: I. Characteristic energy for tearing, *Journal of Polymer Science*, Vol. 10, No. 3, pp. 291-318, 1953.

[4] M. Boggio, C. Marano, M. Rink, *Time dependence of fracture behaviour of carbon black filled natural rubber*, in: S. Jerrams, N. Murphy (Eds.), *Constitutive Models for Rubber VII*, pp. 363-368, London: CRC Press, 2012.

[5] P. I. Vincent, K. V. Gotham, Effect of crack propagation velocity on the fracture surface energy of PMMA, *Nature*, Vol. 210, No. 5042, pp. 1254-1255, 1966.

[6] W. Retting, Bruchverhalten von hochpolymeren, *Kolloid-Z.u.Z.Polymere*, Vol. 210, No. 1, pp. 54-63, 1966.

[7] M. L. Williams, *The fracture of viscoelastic material*, in: D. C. Drucker, J. J. Gilman (Eds.), *The Fracture of Solids*, pp. 157-188, Washington: Interscience Publishers, 1963.

[8] B. V. Kostrov, L. V. Nikitin, Some general problems of mechanics of brittle fracture, *Archivum Mechaniki Stosowanej*, Vol. 22, No. 6, pp. 749-775, 1970.

[9] W. G. Knauss, Delayed failure - the Griffith problem for linearly viscoelastic materials, *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 6, No. 1, pp. 7-20, 1970.

[10] H. K. Muller, W. G. Knauss, Crack propagation in a linearly viscoelastic strip, *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 38, No. 2, pp. 483-488, 1971.

[11] W. G. Knauss, *On the steady propagation of a crack in a viscoelastic sheet: Experiments and analysis*, in: H. H. Kausch, J. A. Hassell, R. I. Jaffee (Eds.), *Deformation and Fracture of High Polymers*, pp. 501-541, New York: Springer, 1973.

[12] R. A. Schapery, A theory of crack initiation and growth in visco-elastic media, I. Theoretical development, *International Journal of Fracture*, Vol. 11, No. 1, pp. 141-159, 1975.

[13] R. A. Schapery, A theory of crack initiation and growth in visco-elastic media, II. Approximate methods of analysis, *International Journal of Fracture*, Vol. 11, No. 3, pp. 369-388, 1975.

[14] R. A. Schapery, A theory of crack initiation and growth in visco-elastic media, III. Analysis of continuous growth, *International Journal of Fracture*, Vol. 11, No. 4, pp. 549-562, 1975.

[15] R. A. Schapery, Correspondence principles and a generalized J integral for large deformation and fracture analysis of viscoelastic media, *International Journal of Fracture*, Vol. 25, No. 3, pp. 195-223, 1984.

[16] W. G. Knauss, A review of fracture in viscoelastic materials, *International Journal of Fracture*, Vol. 196, No. 1-2, pp. 99-146, 2015.

[17] ASTM D1566-15, *Standard Terminology Relating to Rubber*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.

[18] F. S. Wong, R. T. Shield, Large plane deformations of thin elastic sheets of neo-Hookean material, *Zeitschrift für angewandte Mathematik und Physik (ZAMP)*, Vol. 20, No. 2, pp. 176-199, 1969.

[19] J. K. Knowles, E. Sternberg, An asymptotic finite-deformation analysis of the elastostatic field near the tip of a crack, *Journal of Elasticity*, Vol. 3, No. 2, pp. 67-107, 1973.

[20] J. K. Knowles, E. Sternberg, Finite-deformation analysis of the elastostatic field near the tip of a crack: higher-order results, *Journal of Elasticity*, Vol. 4, No. 3, pp. 201-233, 1974.

[21] R. A. Stephenson, The equilibrium field near the tip of a crack for finite plane strain of incompressible elastic materials, *Journal of Elasticity*, Vol. 12, No. 1, pp. 65-99, 1982.

[22] K. C. Le, On the singular elastostatic field induced by a crack in a Hadamard material, *The Quarterly Journal of Mechanics and Applied Mathematics*, Vol. 45, No. 1, pp. 101-117, 1992.

[23] K. C. Le, H. Stumpf, The singular elastostatic field due to a crack in rubberlike materials, *Journal of Elasticity*, Vol. 32, No. 3, pp. 183-222, 1993.

[24] R. Long, V. R. Krishnan, C. Y. Hui, Finite strain analysis of crack tip fields in incompressible hyperelastic solids loaded in plane stress, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 59, No. 3, pp. 672-695, 2011.

[25] Z. Y. Wang, Finite strain analysis of crack tip fields in Yeoh-model-based rubber-like materials which are loaded in plane stress, *Applied Mechanics and Materials*, Vol. 127, pp. 477-483, 2012.

[26] M. Kroon, Energy release rates in rubber during dynamic crack propagation, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 51, No. 25, pp. 4419-4426, 2014.

[27] M. R. Ayatollahi, M. Heydari Meybodi, M. Dehghany, F. Berto, A new criterion for rupture assessment of rubberlike materials under mode-I crack loading: The effective stretch criterion, *Advanced Engineering Materials*, Vol. 18, No. 8, pp. 1364–1370, 2016.

[28] ASTM D5045-99(2007)e1, *Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007.

[29] ASTM D6068-10, *Standard Test Method for Determining J-R Curves of Plastic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010.

[30] ASTM D883-12e1, *Standard Terminology Relating to Plastics*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012.

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]

Latzko (Eds.), *Post-Yield Fracture Mechanics*, pp. 23-210, London: Applied Science Publishers, 1979.

[49] C. E. Turner, The ubiquitous η factor, *Proceedings of the Twelfth National Symposium on Fracture Mechanics , ASTM STP 700*, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, pp. 314-337, 1980.

[50] J. D. Landes, J. A. Begley, Test results from J-integral studies: an attempt to establish a J_{Ic} testing procedure, *Proceedings of the 1973 National Symposium on Fracture Mechanics - Part II , ASTM STP 560*, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, pp. 170-186, 1974.

[51] N. Aït Hocine, M. Naït Abdelaziz, A. Imad, Fracture problems of rubbers: J-integral estimation based upon η factors and an investigation on the strain energy density distribution as a local criterion, *International Journal of Fracture*, Vol. 117, No. 1, pp. 1-23, 2002.

[52] N. Aït Hocine, M. Naït Abdelaziz, Fracture analysis of rubber-like materials using global and local approaches: Initiation and propagation direction of a crack, *Polymer Engineering & Science*, Vol. 49, No. 6, pp. 1076-1088, 2009.

[53] P. M. De Castro, J. Spurrier, P. Hancock, Comparison of J testing techniques and correlation J-COD using structural steel specimens, *International Journal of Fracture*, Vol. 17, No. 1, pp. 83-95, 1981.

[54] R. Singh, K. Parihar, The J-integral as a fracture criterion for polycarbonate thermoplastic, *Journal of Materials Science*, Vol. 21, No. 11, pp. 3921-3926, 1986.

[55] B. D. Agarwal, B. S. Patro, P. Kumar, J integral as fracture criterion for short fibre composites: An experimental approach, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 19, No. 4, pp. 675-684, 1984.

[56] W. R. Hoover, R. E. Allred, *The J-integral as a failure criterion for a borsic aluminum composite*, in: J. N. Fleck, R. L. Mehan (Eds.), *Failure Modes in Composite II*, pp. 160-187, Pennsylvania: Metallurgical Society of AIME, 1974.

[57] J. D. Landes, H. Walker, G. A. Clarke, *Evaluation of estimation procedures used in J-integral testing*,, in: J. D. Landes, J. A. Begley, G. A. Clarke (Eds.), *Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668*, pp. 266-287, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1979.

[58] J. G. Merkle, H. T. Corten, A J integral analysis for the compact specimen, considering axial force as well as bending effects, *Journal of Pressure Vessel Technology*, Vol. 96, No. 4, pp. 286-292, 1974.

[59] J. D. G. Sumpter, C. E. Turner, *Method for laboratory determination of Jc*, in: J. L. Swedlow, M. L. Williams (Eds.), *Cracks and Fracture, ASTM STP 601*, pp. 3-18, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1976.

[60] J. D. Landes, J. A. Begley, *Recent developments in J_{Ic} testing*, in: W. F. Brown (Eds.), *Developments in Fracture Mechanics Test Methods Standardization, ASTM STP 632*, pp. 57-81, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1977.

[61] B. H. Kim, C. R. Joe, The effect of remote energy absorption in determining Jc value, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 32, No. 2, pp. 225-232, 1989.

[62] B. H. Kim, C. R. Joe, Comparison of the locus and the extrapolation methods that determine the critical J-integral in the presence of remote energy dissipation, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 30, No. 4, pp. 493-503, 1988.

[63] B. H. Kim, C. R. Joe, A method to evaluate critical J-integral value: Locus method, *Polymer Testing*, Vol. 7, No. 5, pp. 355-363, 1987.

[64] B. H. Kim, C. R. Joe, Single specimen test method for determining fracture energy (Jc) of highly deformable materials, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 32, No. 1, pp. 155-161, 1989.

[65] B. H. Kim, C. R. Joe, A method to determine the critical J-integral value independent of initial crack sizes and specimen lengths, *International Journal of Fracture*, Vol. 34, No. 3, pp. R57-R60, 1987.

[31] K. Reincke, W. Grellmann, G. Heinrich, Investigation of mechanical and fracture mechanical properties of elastomers filled with precipitated silica and nanofillers based upon layered silicates, *Rubber Chemistry and Technology*, Vol. 77, No. 4, pp. 662-677, 2004.

[32] K. Reincke, W. Grellmann, G. Heinrich, Engineering fracture mechanics for crack toughness characterisation of elastomers, *Proceedings of The 16th European Conference on Fracture* (*ECF16*), Alexandroupolis, Greece, July 3-7, 2006.

[33] K. Reincke, W. Grellmann, G. Heinrich, *Fracture mechanical investigations of filler-reinforced elastomers*, in: A. Boukamel, L. Laiarinandrasana, S. Méo, E. Verron (Eds.), *Constitutive Models for Rubber V*, pp. 221-227, London: CRC Press, 2008.

[34] K. Reincke, R. Lach, W. Grellmann, Influence of viscoelastic material behavior on fracture properties of elastomers, *Proceedings of The 12th International Conference on Fracture* (*ICF12*), Ottawa, Canada, July 12-17, 2009.

[35] W. Grellmann, K. Reincke, *Technical material diagnostics - fracture mechanics of filled elastomer blends*, in: W. Grellmann, G. Heinrich, M. Kaliske, M. Klüppel, K. Schneider, T. Vilgis (Eds.), *Fracture Mechanics and Statistical Mechanics of Reinforced Elastomeric Blends*, pp. 227-268, Berlin: Springer, 2013.

[36] G. Ramorino, S. Agnelli, R. De Santis, T. Riccò, Investigation of fracture resistance of natural rubber/clay nanocomposites by J-testing, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 77, No. 10, pp. 1527-1536, 2010.

[37] S. Agnelli, F. Baldi, T. Riccò, A tentative application of the energy separation principle to the determination of the fracture resistance (J_{Ic}) of rubbers, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 90, pp. 76-88, 2012.

[38] B. Dong, C. Liu, Y. P. Wu, Fracture and fatigue of silica/carbon black/natural rubber composites, *Polymer Testing*, Vol. 38, pp. 40-45, 2014.

[39] C. Marano, M. Boggio, E. Cazzoni, M. Rink, Fracture phenomenology and toughness of filled natural rubber compounds via the pure shear test specimen, *Rubber Chemistry and Technology*, Vol. 87, No. 3, pp. 501-515, 2014.

[40] J. A. Begley, J. D. Landes, The J integral as a fracture criterion, *Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics - Part II , ASTM STP 514*, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, pp. 1-20, 1972.

[41] J. D. Landes, J. A. Begley, The effect of specimen geometry on J_{Ic}, *Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics - Part II , ASTM STP 514*, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, pp. 24-39, 1972.

[42] T. L. Anderson, *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, Third Edition, pp. 107-119, Florida: CRC press, 2005.

[43] M. F. Kanninen, C. L. Popelar, *Advanced Fracture Mechanics*, pp. 323-324, New York: Oxford University Press, 1985.

[44] D. Broek, *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, pp. 240-245, The Hague, Netherlands: Martinus Nijhoff Publishers, 1984.

[45] J. Rice, P. Paris, J. Merkle, *Some further results of J-integral analysis and estimates*, in: J. G. Kaufman (Eds.), *Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, ASTM STP 536*, pp. 231-245, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1973.

[46] J. D. G. Sumpter, *Elastic plastic fracture analysis and design using the finite element method*, PhD Thesis, University of London, London, 1973.

[47] J. A. Joyce, H. Ernst, P. C. Paris, Direct evaluation of J-resistance curves from load displacement records, *Proceedings of the Twelfth National Symposium on Fracture Mechanics , ASTM STP 700*, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, pp. 222-236, 1980.

[48] C. E. Turner, *Methods for post-yield fracture safety assessment*, in: D. G. H.

[Downloaded from mme.modares.ac.ir on 2024-10-12]

[DOR: 20.1001.1.10275940.1396.17.1.47.7]