



## بررسی تجربی رشد آسیب خستگی با استفاده از روش‌های سنجش تغییرات مدول و تری و میکروسختی در فولاد ضد زنگ ۳۱۶ کم کربن

میثم کلهر<sup>۱</sup>، مهدی گنجیانی<sup>۲\*</sup>، ارسلان اعظمی<sup>۲</sup>

<sup>۱</sup> گروه مهندسی مکانیک، پردیس البرز دانشگاه تهران، کرج، ایران.

<sup>۲</sup> دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

**خلاصه:** مکانیک آسیب، ابزار جدیدی در مهندسی مکانیک است. این ابزار به عنوان متمم تئوری پلاستیسیته و مکانیک شکست شناخته می‌شود. در این تحقیق به صورت تجربی فرآیند رشد آسیب خستگی، برای فولاد ضد زنگ ۳۱۶ ال، بررسی شده است. به این منظور، با بهره‌گیری از استاندارد آ.اس.تی.ام ای ۴۶۶، نمونه‌های تست با سطح مقطع مستطیلی، طراحی و تهیه شده است. خواص مکانیکی ماده از طریق آزمایش استخراج گردید. بارگذاری خستگی کم چرخه روی نمونه‌های استاندارد، در حالت تک‌محوره و در دامنه تنش یکسان، فرکانس یکسان و تعداد سیکل بارگذاری متفاوت، انجام شده است. پس از اعمال تست‌های خستگی، به منظور استخراج روند رشد آسیب، تست‌های میکروسختی و بارگذاری-باربرداری بر هر نمونه -به منظور استخراج ارتباط میکروسختی و مدول و تری با تعداد سیکل- اعمال شده است. آزمایش‌های تجربی در شرایط محیط انجام شده است. با استفاده از نتایج حاصل از تست‌های خستگی، بارگذاری-باربرداری و میکروسختی، روند رشد آسیب تحت بارگذاری خستگی کم چرخه، استخراج شده است. یک روش برای تخمین آسیب در این تحقیق پیشنهاد شده است. در پایان نتایج حاصل از روش‌های مدول و تری، میکروسختی و پیشنهادی با یکدیگر مقایسه شده‌اند. روند رشد آسیب از روش پیشنهادی تطابق خوبی با روش مدول و تری دارد. مقدار آسیب بحرانی از روش مدول و تری ۰/۳۸ و از روش میکروسختی، ۰/۴۱ بدست آمد.

**تاریخچه داوری:**  
دریافت:  
بازنگری:  
پذیرش:  
ارائه آنلاین:

**کلمات کلیدی:**  
رشد آسیب  
خستگی کم چرخه  
اندازه‌گیری آسیب  
میکروسختی  
مدول و تری

### ۱- مقدمه

چنانچه میزان رشد آسیب در یک قطعه تحت بارگذاری‌های متفاوت قابل تخمین باشد در واقع مقدار خواص مکانیکی آن نمونه را لحظه به لحظه می‌توان مشخص نمود. با دانستن مقادیر واقعی خواص مکانیکی ماده طراحی دقیق‌تر و بهینه‌تر خواهد بود. در طراحی قطعاتی که در معرض تنش‌های تناوبی قرار دارند پارامترهای آسیب خستگی یک ماده از اهمیت زیادی برخوردار است. کاجانوف [۲] در سال ۱۹۵۸ اساس روش مکانیک آسیب را پایه‌گذاری نمود. ایشان چگالی ریزترک‌ها و حفره‌ها را با یک متغیر ماکروسکوپیک پیوسته نشان داد و کاهش سفتی<sup>۳</sup> ماده را به رشد این متغیر نسبت داد. این مدل در مسایل خزش به کار گرفته شد. معادلات رشد این متغیر بر حسب تنش یا کرنش وجود دارد که در محاسبات سازه‌ای جهت پیش‌بینی جوانه‌زنی ماکروترک‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرند. بعضی از محققین همچون روزوزیر [۳] به بررسی تجربی مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته پرداختند. در فرمول‌بندی‌ها، آسیب به صورت همسانگرد<sup>۴</sup>

تقریباً همه مواد شامل میکروترک‌ها<sup>۱</sup> و حفره‌های<sup>۲</sup> ریزی می‌باشند که در حین فرآیند ساخت ایجاد شده است. رشد این میکروترک‌ها و حفره‌ها که آسیب مکانیکی در ماده نامیده می‌شود، منجر به تضعیف خصوصیات مکانیکی مواد می‌شود. خستگی گونه‌ای از آسیب بوده که می‌تواند منجر به شکست ناگهانی قطعات گردد و خساراتی جبران‌ناپذیر به بار آورد. خستگی در نتیجه بارگذاری نوسانی که دامنه آن از حد معینی تجاوز کند حاصل می‌شود. علاوه بر سه عامل مقدار تنش و دامنه اعمالی و تعداد چرخه‌های بارگذاری، دسته‌ای از متغیرهای دیگر از قبیل تمرکز تنش، خوردگی، دما، اضافه بار، سازه متالوژیکی و تنش‌های پسماند نیز وجود دارند که می‌توانند بر آسیب خستگی اثر بگذارند [۱]. هر سازه در اثر اعمال بارهای تکرارشونده ممکن است دچار آسیب شود و یا آسیب‌های قبلی موجود در آن رشد کند.

1 -Micro Crack

2 Micro Void

3 Stiffness

4 Isotropic Damage

\* نویسنده عهده‌دار مکاتبات: ganjiani@ut.ac.ir

روند آسیب را بررسی کردند. محققین بسیاری رشد آسیب را با توجه به مفهوم مکانیک آسیب پیوسته بررسی کردند. با استفاده از علم مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته می‌توان روند آسیب را طی تغییر شکل ماده به‌دست آورد و پارامترهای آسیب را با استفاده از تست‌های تجربی استخراج نمود [۱۶]. روش‌های تجربی متفاوتی برای بررسی آسیب شناخته شده است که از آن میان روش ریزسختی سنجی به دلیل غیرمخرب بودن آن بسیار مورد استفاده قرار می‌گیرد. گنجیانی [۱۷] برای ارزیابی آسیب در آلومینیوم ۲۰۲۴، از تست میکروسختی استفاده کرد. بین نتایج حاصل از شبیه‌سازی و نتایج تجربی تطابق مناسبی ملاحظه شد. یوان و همکاران [۱۸] رفتار خستگی فولاد ضدزنگ ۳۱۶ کم نیتروژن را تحت شرایط بارگذاری متفاوت و در دمای محیط بررسی کرد. ایشان در همین تحقیق مدلی را ارائه دادند که عمر خستگی ماده مورد تحقیق را بهتر از مدل اس.دبلیو.تی<sup>۱</sup> و مدل بهبود یافته مانسون-کافین پیش‌بینی می‌کرد. کای و ما [۱۹] از تغییرات مدول و تری برای استخراج روند آسیب استفاده کردند و با روش‌هایی نظیر اندازه‌گیری تغییرات انرژی اتلافی مقایسه کردند. هدف این تحقیق، بررسی رشد آسیب در فولاد ضدزنگ کم‌کربن ۳۱۶ تحت بارگذاری خستگی کم‌چرخه می‌باشد. برای این منظور تست‌های خستگی کم‌چرخه در سیکل‌های متفاوت انجام می‌شود. سه نقطه میانی از نمونه‌های بارگذاری شده، تحت تست میکروسختی قرار می‌گیرند. و از نتایج حاصل روند آسیب برحسب تعداد سیکل برای ماده مورد نظر استخراج می‌گردد. در نهایت نمونه‌های بارگذاری شده در سیکل‌های مختلف خستگی تحت یک بارگذاری-باربرداری در محدوده الاستیک قرار می‌گیرند و مدول و تری آن‌ها استخراج می‌گردد. با استفاده از تغییرات مدول و تری -به عنوان روش ثانویه- روند رشد آسیب برحسب تعداد سیکل استخراج می‌شود. نتایج دو روش مذکور با یکدیگر مقایسه می‌گردند.

## ۲- مبانی تئوری

### ۲-۱- پلاستیسیته سیکلی

تأثیر آسیب بر پلاستیسیته می‌تواند برای اندازه‌گیری آسیب خستگی کم‌چرخه استفاده شود. در روابط پلاستیسیته سیکلی، پدیده انباشت کرنش پلاستیک به عنوان یکی از عوامل اصلی وقوع واماندگی

و ناهمسانگرد<sup>۱</sup> در نظر گرفته می‌شود. غالباً فرض آسیب همسانگرد پیش‌بینی خوبی از تحمل بار و تعداد سیکل تا واماندگی محلی را ارائه می‌دهد. در این تحقیق آسیب با فرض همسانگرد بودن بررسی شده است و به فرمول‌بندی آسیب ناهمسانگرد پرداخته نمی‌شود. مروری بر فرمول‌بندی آسیب ناهمسانگرد توسط محققین مختلف ارائه شده است [۴]. پیدایش و رشد آسیب برخی از خواص مکانیکی ماده را تغییر می‌دهد. لیمیتره [۵] نشان داد مدول الاستیسیته با رشد آسیب کاهش می‌یابد. بر همین اساس مدلی برای ارزیابی رشد آسیب ارائه داد. لیمیتره و دفایلی [۶] ارزیابی روند میکروسختی طی تغییر شکل پلاستیک را به عنوان روشی مناسب برای بررسی رشد آسیب معرفی کردند. لیمیتره و همکاران [۷] با استفاده از روش سختی‌سنجی، رشد آسیب را در مواد مختلف ارزیابی کرد. روش استفاده شده به گونه‌ای بود که در حین تست کشش، از مرحله شروع تست تا شکست قطعه و در زمان‌های مختلف، تست کشش قطع می‌شد و در قسمت میانی نمونه، تست سختی اعمال می‌شد. چپوچه [۸] مدلی برای ارزیابی واماندگی نرم ارائه داد. تای [۹] معادلات بنیادی کاجانوف را در چارچوب ترمودینامیک فرمول‌بندی کرد که در حالت‌های مختلف خستگی کم‌چرخه<sup>۲</sup> و پرچرخه<sup>۳</sup> فلزها، کوپل میان آسیب و خزش، اثر متقابل خستگی و خزش و واماندگی نرم در پلاستیسیته کاربرد دارند. قانون رشد آسیب جدیدی برای واماندگی نرم توسط ونگ [۱۰] ارائه شد. به طوری که انباشت آسیب<sup>۴</sup>، تابعی غیرخطی از کرنش پلاستیک<sup>۵</sup> است. بنورا [۱۱] در تحقیقی سه روند ممکن رشد آسیب برای فلزات مختلف را ارائه کرد. یه و وانگ [۱۲] با استفاده از سختی‌سنجی، روشی را برای ارزیابی رشد آسیب خستگی، ارائه دادند. اولفسان و همکاران [۱۳] با استفاده از سنجش سختی، ارتباط بین چرخ و ریل آهنی را بررسی کردند و قابلیت روش سختی‌سنجی در پیش‌بینی رشد آسیب را مورد سنجش قرار دادند. مقدم و همکاران [۱۴] رشد آسیب تحت بارگذاری محوری در مواد مختلف را ارزیابی کردند. ایشان از روش سختی‌سنجی برای ارزیابی آسیب استفاده نمودند. گلرگت و همکاران [۱۵]، به بررسی روند رشد سختی در نمونه کششی پرداختند، با استفاده از روند رشد سختی نیز

- 1 Unisotropic Damage
- 2 Low Cycle Fatigue
- 3 High Cycle
- 4 Acumulated Damage
- 5 Plastic Strain

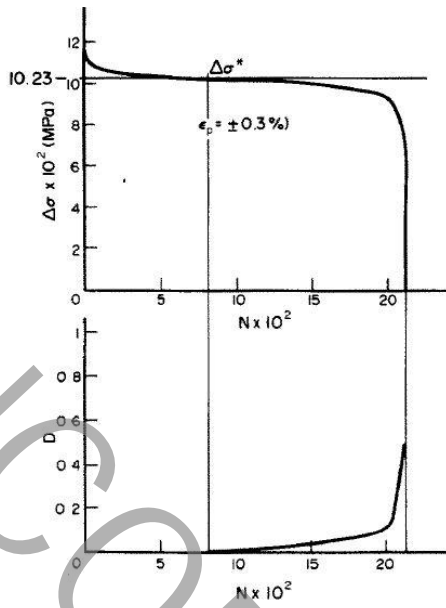


Fig. 1. The gradual evolution of low cyclic fatigue damage and its relation to cyclic plasticity for a steel

شکل ۱: تکامل تدریجی آسیب خستگی کم چرخه و ارتباط آن با پلاستیسیته سیکلی برای نوعی فولاد [۶]

$$D = 1 - \left( \frac{\Delta \varepsilon^*}{\Delta \varepsilon} \right)^{1/M_c} \quad (5)$$

## ۲-۲- تغییرات ناحیه الاستیک [۵]

برای مواد همسانگرد بر اساس تنش موثر (بدون آسیب) و فرضیه کرنش معادل، مدلی ارائه شده است.

همانطور که در شکل ۲ نشان داده است، مشخص است که نیروی اعمالی بر هر سطح آسیب‌دار با نیروی اعمالی با هر سطح بدون آسیب برابر است:

$$\sigma_{ij} A n_j = \tilde{\sigma}_{ij} \tilde{A} n_j \quad (6)$$

که در رابطه (۶)،  $\tilde{\sigma}_{ij}$  و  $\tilde{O}_{ij}$  به ترتیب نشان‌دهنده تنش ظاهری و موثر هستند.  $n_j$  بردار نرمال سطح،  $A$  و  $\tilde{A}$  به ترتیب سطح ظاهری و موثر هستند. تنش موثر را با جایگذاری تعریف کلاسیک متغیر آسیب یعنی  $D = 1 - \frac{\tilde{A}}{A}$  در رابطه (۶) به صورت زیر می‌توان استخراج کرد:

خستگی مطرح است. میزان کرنش انباشت شده در بارگذاری‌های خستگی کم چرخه نسبت به پرچرخه بسیار بزرگتر است. بالا بودن مقدار دامنه و میانگین بار در خستگی کم چرخه دلیل این اختلاف می‌باشد. قانون سیکلی پلاستیسیته می‌تواند به صورت رابطه‌های (۱) تا (۵) در حالت پایداری بیان شود. حالت پایداری بعد از تعدادی سیکل حاصل می‌شود که در شکل ۱ اشاره‌ای به آن شده است [۶].

$$\Delta \varepsilon_p = \left( \frac{\Delta \sigma^*}{K_c} \right)^{M_c} \quad (1)$$

$$\Delta \varepsilon_p = \left( \frac{\Delta \sigma}{K_c (1-D)} \right)^{M_c} \quad (2)$$

$\Delta \sigma$  دامنه تنش و علامت \* برای حالت پایدار شده ماده است.  $\varepsilon_p$  کرنش پلاستیک،  $D$  پارامتر آسیب،  $M_c$  ثابت سخت‌شوندگی کرنشی ماده و بی‌بعد است.  $K_c$  ثابت ماده و از جنس تنش است. رابطه‌های (۱) و (۲) با بکارگیری اصل تعادل کرنشی، به ترتیب برای ماده بدون آسیب و ماده آسیب‌دار ارائه شده‌اند. یک تست در دامنه کرنش پلاستیک ثابت را در نظر بگیرید. اگر  $\Delta \sigma^*$  دامنه تنش در حالت پایداری در انتهای دوره و قبل از شروع آسیب باشد آنگاه خواهیم داشت:

$$\Delta \varepsilon_p = \left( \frac{\Delta \sigma^*}{K_c} \right)^{M_c} = \left( \frac{\Delta \sigma}{K_c (1-D)} \right)^{M_c} \quad (3)$$

$$D = 1 - \frac{\Delta \sigma}{\Delta \sigma^*} \quad (4)$$

این روش رشد آسیب در خستگی کم چرخه برای فلزات را به خوبی مشخص می‌کند به غیر از حالتی که پایداری سخت‌شوندگی یا نرم‌شوندگی سیکلی وجود نداشته باشد.

یک مثال از این روش در شکل ۱ ارائه شده است. اگر تنش را کنترل کنیم و کرنش تغییر کند رابطه (۴) به صورت زیر می‌شود:

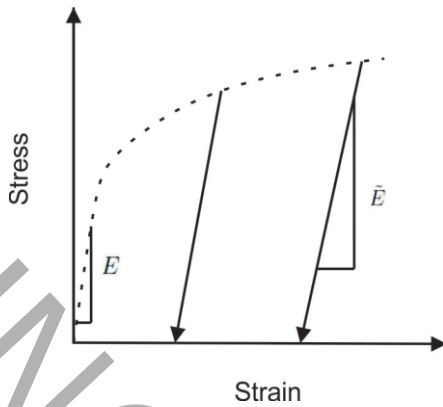


Fig. 1. The way for obtaining an effective modulus  $E$  of strain stress diagram by loading and loading test

شکل ۱: نحوه بدست آوردن مدول موثر از نمودار تنش کرنش توسط تست بارگذاری و باربرداری [۵]

استفاده شده است که در ادامه روش کار تشریح می‌گردد.

### ۳-۲- تغییرات میکروسختی

میکروسختی شامل یک فرورونده الماسی است که باعث سوراخ کردن ماده تحت آزمایش می‌شود، سختی  $H$  به صورت رابطه (۱۰) تعریف می‌شود:

$$\sigma = H = \frac{F}{S} \quad (10)$$

نیروی  $F$  طوری تنظیم می‌شود که سطح  $S$  در محدوده المان حجمی نماینده<sup>۱</sup> مورد نظر باشد. تحلیل‌های تئوری و تعداد زیادی از نتایج تجربی نشان می‌دهند که  $H$  و آستانه پلاستیسیته  $\sigma_s$  رابطه‌ای خطی دارند.

$$H = k \sigma_s \quad (11)$$

پتانسیل پلاستیک می‌تواند با استفاده از ترکیب مفهوم تنش موثر با اصل هم‌ارزی کرنشی، به صورت زیر بیان شود.

$$\frac{\sigma_s}{1-D} - R - \sigma_y = 0 \quad (12)$$

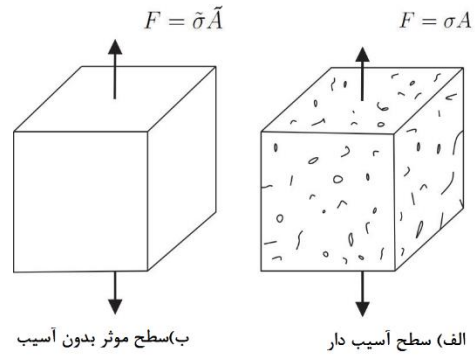


Fig. 1. Damaged level that is applied by applying force  $F$  under stress  $\sigma$ , b) An effective level placed under the stress of  $\sigma$  by applying the same force

شکل ۱: الف) سطح آسیب‌دار که با اعمال نیروی  $F$  تحت تنش  $\sigma$  قرار می‌گیرد. ب) سطح موثر که با اعمال همان نیرو تحت تنش  $\tilde{\sigma}$  قرار می‌گیرد [۵]

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{1-D} \quad (7)$$

بر مبنای فرضیه کرنش معادل، کرنش تحت تاثیر تنش موثر با کرنش تحت تاثیر تنش ظاهری برابر است. طبق این اصل، رابطه (۸) استخراج می‌شود. در این رابطه  $\tilde{E}$  مدول الاستیک برای ماده بدون آسیب و  $E$  مدول الاستیک برای ماده آسیب‌دار می‌باشد.

$$\varepsilon = \frac{\tilde{\sigma}}{\tilde{E}} = \frac{\sigma}{E} = \frac{\sigma}{\tilde{E}(1-D)} \quad (8)$$

به سهولت می‌توان متغیر آسیب را با استفاده از رابطه (۸)، بر حسب مدول موثر و مدول ظاهری، به صورت رابطه (۹) به دست آورد.

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} \quad (9)$$

طبق رابطه (۹) متغیر آسیب در هر لحظه از بارگذاری را می‌توان با در اختیار داشتن  $\tilde{E}$  مدول بدون آسیب و  $E$  مدول آسیب‌دیده به دست آورد. برای به دست آوردن مدول یانگ موثر، همانطور که در شکل ۳ نشان داده شده است، از نمودار تنش کرنش حاصل از تست بارگذاری و باربرداری، استفاده می‌شود. در این مقاله برای تخمین آسیب از روش تغییرات مدول و تری به جای تغییرات مدول یانگ

دارند. در این کاربردها بخش‌هایی از قطعه که در معرض دماهای پایین‌اند، از فولاد کم‌کربن و بخش‌هایی که در دماهای بالاتر قرار دارند، از فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ساخته می‌شوند. برای این تحقیق فولاد ضد زنگ ۳۱۶ کم‌کربن انتخاب گردید.

### ۳-۲- خواص فولاد ضدزنگ ۳۱۶ کم‌کربن

در جدول شماره ۱ درصد عناصر تشکیل‌دهنده فولاد ضدزنگ کم‌کربن ۳۱۶ آورده شده است.

فولاد ۳۱۶ کم‌کربن یک فولاد زنگ‌نزن آستنیتی است که خواص مکانیکی آن متأثر از ریزساختار می‌باشد. از آنجا که روش و فرآیندهای مختلفی در ساخت ورق‌ها به کار می‌رود، لذا ممکن است دو ورق با درصد عناصر یکسان دارای خواص مکانیکی متفاوتی باشند، بنابراین جهت اطمینان از خواص مکانیکی ورق استیل، آزمون کشش و میکروسختی ویکرز بر روی ماده صورت پذیرفت. برای استخراج میکروسختی ۳ نمونه مورد سختی‌سنجی قرار گرفتند. همین تعداد نمونه نیز مورد تست کشش قرار گرفتند تا نمودار تنش- کرنش مطابق شکل ۴ استخراج گردید. نتایج حاصل از این آزمون‌های استاندارد در شرایط محیط در جدول ۲ آمده است.

جدول ۱: درصد عناصر تشکیل‌دهنده فولاد ضدزنگ ۳۱۶ کم‌کربن [۲۰]

Table 1. The percentage of low-carbon stainless steel components 316

ردیف	نام ماده	درصد
۱	کربن	۰/۰۳
۲	منگنز	۲
۳	فسفر	۰/۰۴۵
۴	سولفور	۰/۰۳
۵	سلیسیم	۰/۷۵
۶	کرم	۱۸ تا ۱۶
۷	نیکل	۱۴ تا ۱۰
۸	مولیبدن	۳ تا ۲
۹	نیترژن	۰/۱
۱۰	آهن	بالانس

1 - Austenitic Stainless Steel

که R متغیر سخت‌شوندگی کرنشی و  $\sigma_y$  تنش تسلیم اولیه است، در نتیجه می‌توان نوشت:

$$H = k(R + \sigma_y)(1 - D) \quad (13)$$

اگر  $H^* = k(R + \sigma_y)$  میکروسختی ماده بدون آسیب و  $H = k(R + \sigma_y)(1 - D)$  میکروسختی ماده آسیب‌دار باشد پس برای آسیب خواهیم داشت:

$$D = 1 - \frac{H}{H^*} \quad (14)$$

برای خستگی پرچرخه آسیب قبل از شروع تغییرشکل پلاستیک، ایجاد می‌شود.

$$H^* = k \sigma_s \quad (15)$$

برای خستگی کم‌چرخه سخت‌شوندگی کرنشی اشباع می‌شود و داریم:

$$H^* = k(R_\infty + \sigma_y) = cte \quad (16)$$

مقدار  $H^*$  در تعداد سیکل‌های پایین- بدون آسیب- همان مقدار H است که از آزمایش حاصل می‌شود. سایر مقادیر  $H^*$  تا تخریب نهایی قطعه، با برون‌یابی حاصل می‌شود. از ناحیه‌ای به بعد مشاهده می‌شود که میکروسختی حاصل از آزمایش با آن مقدار برون‌یابی شده مطابق نیست و به شدت اختلاف دارد. عامل اصلی این اختلاف، رشد آسیب مکانیکی در ماده می‌باشد. از رابطه  $D = 1 - \frac{H}{H^*}$  و با در اختیار داشتن مقادیر H و  $H^*$  به راحتی می‌توان روند رشد آسیب را مشخص نمود [۱۵].

### ۳- ساخت نمونه و خواص مواد

۳-۱- انتخاب مواد

فولادهای ضدزنگ در بسیاری از بخش‌های صنایع مختلف کاربرد

دایره‌هایی با قطر ۲/۵ میلی‌متر بر روی سطح انجام شد. در شکل ۵ یک نمونه نهایی و گریدبندی شده نمایش داده شده است.

#### ۴- آزمون‌ها و نتایج تجربی

##### ۴-۱- آزمایش خستگی

آزمایش خستگی با فرکانس ۳ هرتز و طبق استاندارد آ.اس.تی.ام ای ۴۶۶<sup>۲</sup> توسط دستگاه اینسترون ۸۵۰۲ در دانشکده مهندسی مکانیک دانشگاه تهران انجام گرفت. بارگذاری خستگی به صورت کشش-کشش، با فرکانس ثابت ۳ هرتز و دامنه تنش ۰ تا ۶۰۰ مگاپاسکال، تعریف شده است. اولین مساله تعیین عمر خستگی نمونه تحت بارگذاری مورد مطالعه هست. برای این کار تعداد ۵ قطعه تا نقطه شکست تحت بارگذاری قرار گرفتند و تعداد سیکل نهایی شکست ۵۸۱۵ سیکل به دست آمد.

آزمایش بدین صورت انجام می‌شود که در دامنه تنش مذکور و در

2 ASTM E466

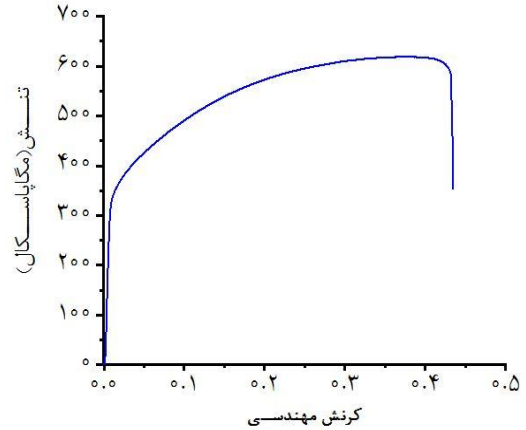


Fig. 4. Stress-strain engineering diagram for low-carbon 316 stainless steel

شکل ۴: نمودار تنش-کرنش مهندسی برای فولاد ضدزنگ ۳۱۶ کم کربن

جدول ۲: درصد عناصر تشکیل دهنده فولاد ضدزنگ ۳۱۶ کم کربن [۲۰]

Table 2. The percentage of low-carbon stainless steel components 316

مقاومت نهایی <sup>۲</sup> (MPa)	میکروسختی ویکرز (kg/mm <sup>2</sup> )	مدول وتری <sup>۱</sup> (GPa)
۶۶۹	۱۳۵ Hv	۳۸/۲۵



Fig. 5. Final specimen graphed with electrodes

شکل ۵: نمونه نهایی گریدبندی شده با دستگاه الکترواچ

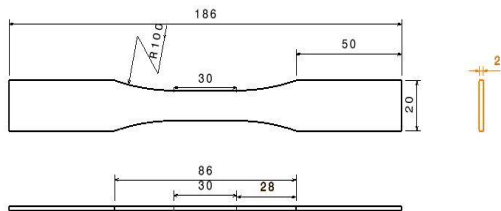


Fig. 6. Dimensions of the fatigue test according to ASTM E466 standard

شکل ۶: ابعاد نمونه تست خستگی طبق استاندارد آ.اس.تی.ام ای ۴۶۶

##### ۳-۳- ساخت نمونه‌ها

روش‌های ساخت متفاوتی وجود دارد که هر کدام دارای ویژگی‌های مخصوص خود هستند. در این تحقیق ابتدا ابعاد ورق خام مورد نیاز برای ۳۶ عدد نمونه محاسبه و توسط دستگاه برش (گیوتین ۵۰ تنی) هیدرولیک بریده شد. سپس قطعات طبق ابعاد نمونه استاندارد خستگی توسط دستگاه برش لیزر لاسماک آمادا ۶۴۵<sup>۱</sup> با گاز دی‌اکسیدکربن بریده شدند. پس از برش لیزر دور تا دور قطعات در محل برش، سنگ‌زنی شد. پس از آن، سنباده‌زنی تا شماره ۲۵۰۰ در ۵ مرحله از شماره‌های زیر تا نرم ( ۱۸۰، ۴۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰، ۲۵۰۰) صورت پذیرفت و در نهایت پولیش و شستشوی قطعات انجام شد. گریدبندی نمونه‌ها به منظور مشخص کردن میزان تغییر شکل در نقاط مختلف نمونه، صورت پذیرفت. گریدبندی به صورت ایجاد

1 lasmac Amada 645

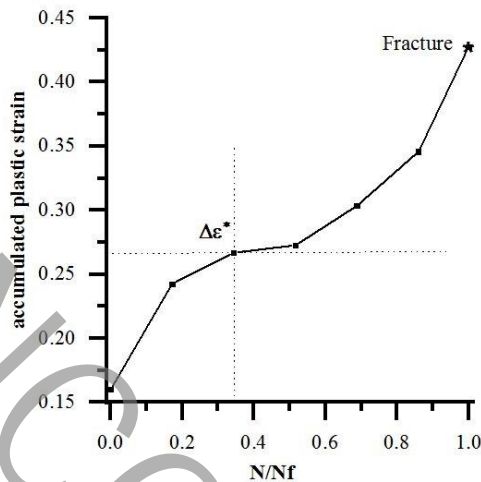


Fig. 8. Plastic strain changes with increasing fatigue loading cycle

شکل ۸: تغییرات کرنش پلاستیک با افزایش سیکل بارگذاری خستگی

می‌شود. با عبور دادن نزدیک‌ترین منحنی از نقاط حاصل از آزمایشات تجربی، رشد آسیب در سیکل‌های متفاوت بارگذاری - از ابتدای بارگذاری تا نقطه شکست - بدست می‌آید که هدف این تحقیق است.

#### ۴-۲- آزمایش میکروسختی

برای تعیین آسیب از روش سنجش تغییرات میکروسختی تحت بارگذاری خستگی طبق روند ذیل عمل می‌شود:  
 برای سنجش میکروسختی، نیرو ۰/۱ کیلوگرم به مدت ۱۰ ثانیه اعمال می‌شود. بر روی تمام نمونه‌ها سه نقطه برای سنجش مقدار میکروسختی مشخص شده است. مختصات نقاط بر روی نمونه‌ها به گونه‌ای انتخاب شده است که تمام طول میانی قطعه را به نحو مناسبی پوشش دهد. مطابق شکل ۹، این نقاط پیش از اعمال بارگذاری خستگی با مختصات یکسان برای تمام نمونه‌ها، علامت‌گذاری شده‌اند. برای هر تعداد سیکل مشخص، سه نمونه مورد آزمایش سختی‌سنجی قرار می‌گیرند. مقادیر سختی برای هر نمونه، استخراج می‌گردد. بدین صورت، روند تغییر میکروسختی در اثر اعمال بارگذاری خستگی از ابتدای اعمال بار تا لحظه شکست استخراج می‌شود که به صورت یک گراف H-N یعنی سختی بر حسب تعداد سیکل اعمالی می‌باشد. شکل ۱۰ روند تغییرات H و H\* بر حسب نسبت عمر خستگی را نمایش می‌دهد. مقدار خطای حاصل از مقایسه نمودار برون‌یابی



Fig. 7. Image of Instron 8502 Faculty of Mechanics, University of Tehran

شکل ۷: تصویر دستگاه اینسترون ۸۵۰۲ دانشکده مکانیک دانشگاه تهران

تعداد سیکل‌های متفاوت، بارگذاری انجام می‌گیرد. نمونه مربوط به هر تعداد سیکل مشخص که قبل از بارگذاری کدگذاری و گردبندی شده‌اند، برای سایر مراحل اعم از سنجش میکروسختی، مدول وتری و تغییر شکل پلاستیک آماده می‌گردند. از شروع بارگذاری تا نقطه شکست ۵ نقطه با تعداد سیکل‌های ۱۰۰۰، ۲۰۰۰، ۳۰۰۰، ۴۰۰۰ و ۵۰۰۰ انتخاب شدند. ۳ نمونه تا ۱۰۰۰ سیکل مورد بارگذاری خستگی قرار گرفتند. این کار برای سایر سیکل‌ها نیز تکرار شد. با توجه به این که عمر خستگی ۵۸۱۵ سیکل استخراج شد، این ۵ نقطه بطوری انتخاب شدند که تقریباً کل بارگذاری تا شکست را بطور تقریباً یکنواخت پوشش دهند.  
 تغییر شکل پلاستیک با استفاده از روش پردازش تصویر در بارگذاری‌های متفاوت محاسبه و روند تغییرات آن به صورت نمودار در شکل ۸ آمده است.

از بازه صفر تا ۵۸۱۵، ۵ نقطه به عنوان تعداد بارگذاری بر هر نمونه و برای هر نقطه سه نمونه. تحت تست خستگی قرار گرفتند. با استفاده از اطلاعات حاصل از تست‌های خستگی، نمودار آسیب-سیکل، حاصل

برون‌یابی نقاط قبل از محدوده پایداری سیکلی، استخراج می‌شود. با توجه به داشتن مقادیر  $H^*$  و  $H$  در هر بارگذاری آسیب طبق رابطه  $D = 1 - \frac{H}{H^*}$  بدست می‌آید. شکل ۱۱ نمودار رشد آسیب برحسب تعداد سیکل را نمایش می‌دهد.

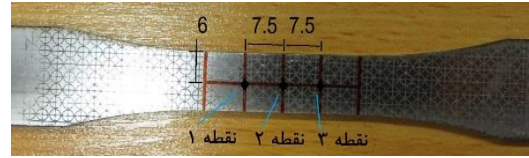


Fig. 9. The coordinates of the selected points for hardening

شکل ۹: مختصات نقاط منتخب برای سختی‌سنجی

#### ۴-۳- سنجش تغییرات مدول و تری

روش دوم استفاده شده، به منظور بررسی رشد آسیب در بارگذاری خستگی در این تحقیق، سنجش تغییرات مدول و تری است. برای بدست آوردن مدول و تری باید بارگذاری-باربرداری کششی، در تک تک نمونه‌ها انجام می‌گرفت. به این منظور، نمونه‌های کدگذاری شده که هر کدام از آنها تحت بارگذاری خستگی در یک سیکل مشخص قرار گرفتند، را تحت تست کشش قرار دادیم. بارگذاری و باربرداری کششی در محدوده الاستیک ۵۰ درصد حد تسلیم و با سرعت ۲ میلی‌متر بر دقیقه توسط دستگاه سانتام اس.تی.ام-۲۰۰<sup>۲</sup> صورت پذیرفت و نتایج مربوط به هر قطعه استخراج گردید.

از روند تغییرات ناحیه الاستیک، برای استخراج روند رشد آسیب استفاده شد. در هر مرحله بارگذاری-باربرداری محل برخورد دو منحنی بارگذاری و باربرداری با خطی راست به هم وصل شد. شیب

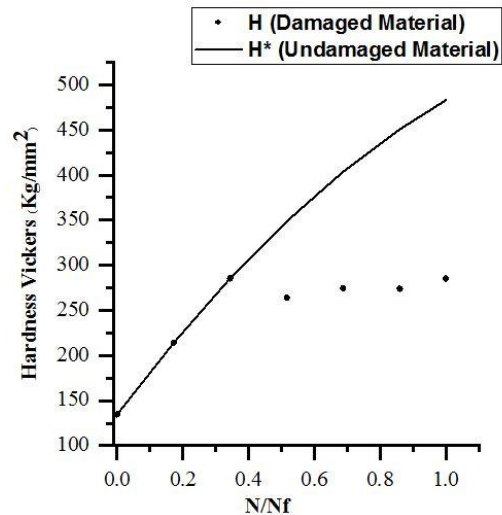


Fig. 10. Micro hardness changes based on the number of loading cycles

شکل ۱۰: تغییرات میکرو سختی بر اساس تعداد سیکل بارگذاری

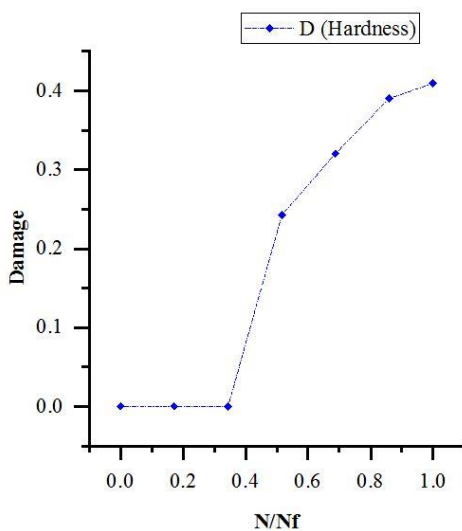


Fig. 11. Damage growth chart by increasing load cycle, by micro hardness

شکل ۱۱: نمودار رشد آسیب با افزایش سیکل بارگذاری، به روش میکروسختی

شده و نتایج تجربی با استفاده از ضریب تعیین<sup>۱</sup> در حدود یک درصد ملاحظه شد.

تاثیر آسیب بر پلاستیسیته می‌تواند برای اندازه گیری آسیب خستگی کم‌چرخه استفاده شود [۶]. حالت پایداری بعد از تعدادی سیکل حاصل می‌شود و شروع آسیب در محدوده پایداری سیکلی اتفاق می‌افتد. به بیان دیگر در فولاد ضد زنگ ۳۱۶ کم‌کربن تا زمانی که آسیب بوجود نیامده است، با اعمال سیکل‌های بیشتر خستگی، میکروسختی نمونه‌ها افزایش می‌یابند. پس از شروع آسیب با افزایش سیکل بارگذاری خستگی مقدار میکروسختی نیز کاهش می‌یابد.

با توجه به این نکته نمودار  $H^*-N$  یعنی مقدار میکروسختی بر حسب تعداد سیکل بارگذاری خستگی، برای ماده بدون آسیب از



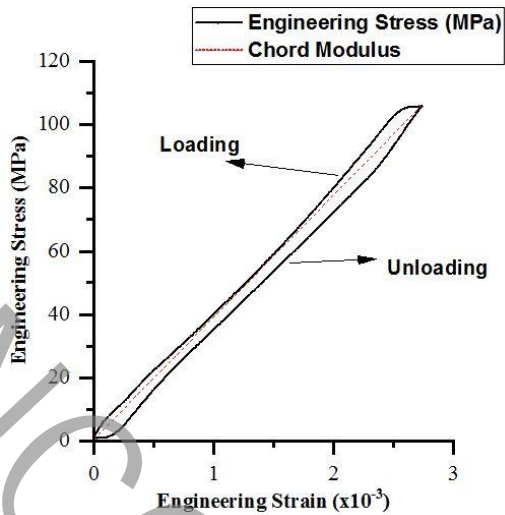


Fig. 13. Extraction of the chord modulus by applying tensile load-unloading

شکل ۱۳: استخراج مدول وتری با اعمال بارگذاری-باربرداری کششی

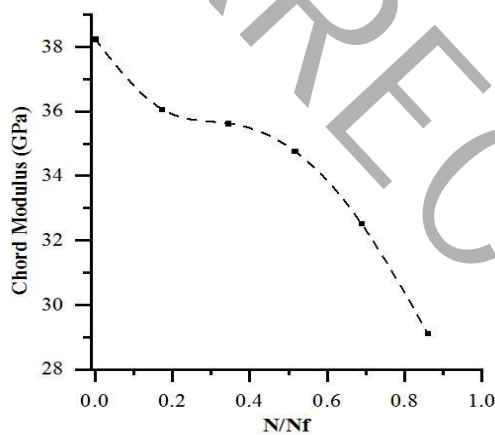


Fig. 14. Changes in the chord modulus according to the number of fatigue loading cycles

شکل ۱۴: روند تغییرات مدول وتری برحسب تعداد سیکل‌های بارگذاری خستگی

#### ۴-۴- روش پیشنهادی بررسی آسیب

در این تحقیق روشی برای بررسی رشد آسیب مکانیکی پیشنهاد می‌گردد. این روش برگرفته از تعریف کلاسیک متغیر آسیب می‌باشد. معیار سنجش آسیب، تغییر در سطح مقطع نمونه در هر بارگذاری است. در این روش سطح مقطع نمونه قبل از بارگذاری اندازه‌گیری شد. پس از اعمال بارگذاری، سطح مقطع کمینه نمونه‌ها اندازه‌گیری



Fig. 12. Specimen under stretch test in Santam STM-20 machine

شکل ۱۲: نمونه تحت تست کشش در دستگاه سانتام اس.تی.ام-۲۰

این خط بیانگر مدول وتری است [۱۹]. نتیجه تست بارگذاری-باربرداری برای نمونه بدون آسیب (قطعه خام و بدون بارگذاری خستگی) به صورت شکل ۱۳ می‌باشد. تست کشش با شرایط بارگذاری-باربرداری مشابه برای تمام نمونه‌هایی که تحت سیکل‌های متفاوت بارگذاری خستگی قرار گرفته‌اند انجام شد و روند تغییرات مدول وتری در بارگذاری خستگی استخراج گردید که در بخش نتایج از آن برای بررسی رشد آسیب استفاده می‌شود.

پس از استخراج مدول وتری برای تمام نمونه‌های بارگذاری شده در سیکل‌های مختلف، روند تغییرات مقدار مدول وتری با توجه به افزایش تعداد سیکل بارگذاری خستگی، مطابق شکل ۱۴ استخراج شد. از مقایسه مدول وتری قطعات بارگذاری شده در سیکل‌های مختلف با قطعه بدون آسیب به عنوان مقدار مرجع، روند آسیب خستگی با روش سنجش تغییرات مدول وتری حاصل شد.

روند تغییرات آسیب خستگی با روش سنجش تغییرات در مدول وتری در شکل ۱۵ نمایش داده شده است. مقدار خطای حاصل از مقایسه مقادیر تجربی با نمودار درون یابی شده با استفاده از ضریب تعیین در حدود نیم درصد ملاحظه شد.

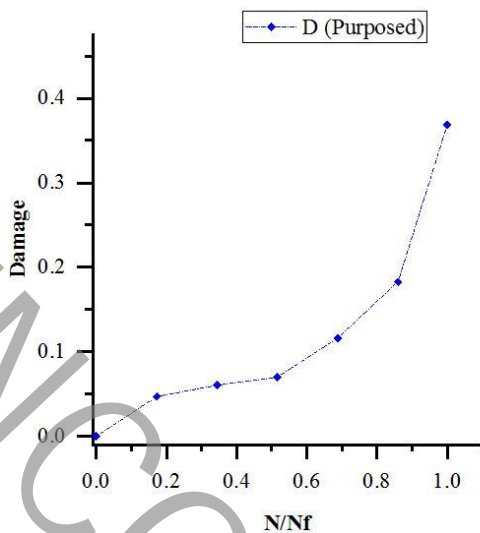


Fig. 16. Diagram of fatigue damage growth trend in terms of fatigue life expectancy with the proposed method in this research

شکل ۱۶: نمودار روند رشد آسیب خستگی برحسب نسبت عمر خستگی با روش پیشنهادی در این تحقیق

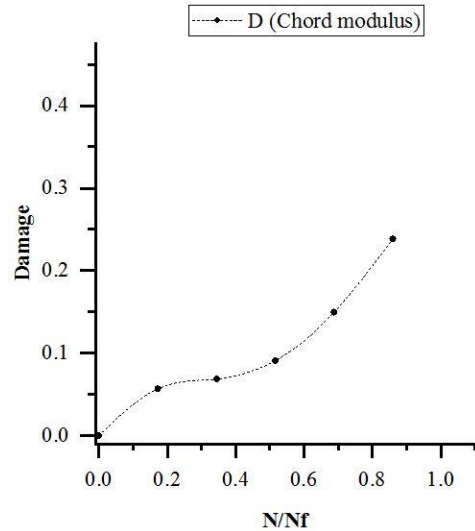


Fig. 15. Fatigue damage growth trend in terms of number of applied cycles by measuring the changes in the chord modulus

شکل ۱۵: روند رشد آسیب خستگی برحسب تعداد سیکل اعمالی با روش سنجش تغییرات مدول وتری

و روش کلاسیک تغییرات سطح موثر. در روش پیشنهادی میزان تغییرات سطح مقطع ناشی از تغییر شکل پلاستیک اندازه آسیب را مشخص می‌کند، اما در روش کلاسیک دقیقاً سطح موثر با استفاده از میکروسکوپ سنجیده می‌شود. با توجه به این که روش پیشنهادی مخرب نیست، برای تخمین رشد آسیب می‌تواند در برخی موارد معیار سنجش باشد.

### ۵- جمع‌بندی و نتیجه‌گیری

هدف از این تحقیق بررسی رشد آسیب در بارگذاری خستگی در فولاد ضدزنگ ۳۱۶ کم‌کربن بود که از روش‌های سنجش تغییرات میکروسختی و تغییرات مدول وتری این نتیجه حاصل شد. نتایج به دست آمده از دو روش با هم مقایسه گردید. از قوانین پلاستیسیته برای تشخیص نقطه شروع آسیب در روش میکروسختی استفاده شد. در این مقاله روشی پیشنهاد شد که بر اساس آن می‌توان رشد آسیب خستگی را تخمین زد. این روش برگرفته از تغییرات سطح مقطع ظاهری بر اثر بارگذاری است. مقدار آسیب در این روش، تقریب مناسبی از روش مدول وتری است. این روش بسیار ساده است و با هزینه بسیار کم، قابل انجام است. در پیش‌بینی روند رشد آسیب در بارگذاری خستگی برای فولاد ضدزنگ ۳۱۶ کم‌کربن، نقطه شروع

شد. این کار برای تمام نمونه‌های بارگذاری شده صورت پذیرفت. بدین صورت سطح مقطع قبل و بعد از بارگذاری هر نمونه اندازه‌گیری شد. با عبور دادن نزدیک‌ترین منحنی از نقاط بدست آمده، نمودار تغییر سطح مقطع نسبت به تعداد سیکل بارگذاری استخراج شد. بیشترین مقدار خطای مقادیر درون‌یابی شده از نتایج تجربی نیم درصد محاسبه شده است. اندازه‌گیری ابعاد به‌وسیله ریزسنج با دقت ۰/۰۱ میلی‌متر صورت پذیرفت. سطح مقطع نمونه شکسته شده با روش پردازش تصویر اندازه‌گیری شد. متغیر آسیب در این روش با رابطه (۱۷) تعریف می‌شود:

$$D = 1 - \frac{\tilde{A}}{A} \quad (17)$$

$\tilde{A}$  سطح مقطع پس از بارگذاری و  $A$  سطح مقطع قبل از بارگذاری (بدون آسیب) می‌باشند. بررسی روند رشد آسیب با روش پیشنهادی در شکل ۱۶ نمایش داده شده است. تفاوت روش پیشنهادی با روش کلاسیک رشد آسیب در نحوه تعیین سطح مقطع آسیب دیده است. روش کلاسیک دقیق‌تر است و روش پیشنهادی تقریبی از آن می‌باشد. روش پیشنهادی تغییر سطح ظاهری را در نظر می‌گیرد

که در شرایط متفاوت می‌توان از هر کدام از آن‌ها بهره جست. روش میکروسختی برای محدوده شرایط متفاوت، می‌تواند مورد استفاده قرار گیرد. برای مثال می‌توان از دستگاه تست سختی قابل حمل، برای سنجش سختی روی انواع تجهیزات بهره برد. اما روش مدول وتری باید حتماً از قطعه نمونه‌برداری و در دستگاه کشش بارگذاری-باربرداری شود و همین عامل ممکن است محدودیت‌هایی در برخی شرایط کارگاهی یا تجهیزات گران قیمت که نمونه‌برداری از آن‌ها امکان‌پذیر نیست ایجاد کند. در روش سنجش تغییرات مدول وتری، متغیر آسیب فقط در تغییر شکل‌های پلاستیک رشد می‌کند. به همین دلیل این روش در بررسی آسیب خستگی پرچرخه توصیه نمی‌شود، زیرا در خستگی پرچرخه، آسیب بسیار موضعی است. از طرفی بارگذاری-باربرداری کششی برای استخراج مدول وتری در محدوده ۵۰ درصد حد تسلیم ماده انجام می‌شود و این روش در پیش‌بینی آسیب خستگی پرچرخه خطای زیادی دارد.

#### مراجعه

- [1] G.R. Halford, Fatigue and durability of structural materials, Asm International, 2006.
- [2] L.M. Kachanov, Time of the rupture process under creep conditions, *Isv. Akad. S.S.R., Old. Tech., (nauk)* (1958) 26-31.
- [3] R. G. p, Finite deformation constitutive relations including ductile damage. In: *Proceeding of the IUTAM Symposium on Three Dimensional Constitutive Relation and Ductile Fracture*, Amsterdam . North-Holland, 1981.
- [4] J. Lemaitre, How to use damage mechanics, *Nuclear engineering and design*, 80(2) (1984) 233-245.
- [5] J. Lemaitre, A continuous damage mechanics model for ductile fracture, *Journal of engineering materials and technology*, 107(1) (1985) 83-89.
- [6] J. Lemaitre, J. Dufailly, Damage measurements, *Engineering Fracture Mechanics*, 28(5-6) (1987) 643-661.

آسیب از روش میکروسختی پس از گذر تعداد چرخه بارگذاری ۳۵ درصد عمر خستگی قطعه است و این نقطه شروع آسیب با بررسی روند تغییر کرنش پلاستیک در طول بارگذاری و در حالت پایداری رفتار پلاستیسیته ماده اتفاق می‌افتد. در این نقطه، کرنش پلاستیک تقریباً ۴۵ درصد کرنش پلاستیک لحظه شکست قطعه است. در روش تغییر مدول وتری مقدار بحرانی آسیب یعنی  $D_c = 0.38$  و در روش میکروسختی، مقدار آسیب بحرانی  $D_c = 0.41$  بدست آمد. مشخص است که آسیب ۳۸ درصد در روش مدول وتری نمایانگر آسیب نهایی ماده است. همین میزان آسیب در روش میکروسختی وقتی حاصل می‌شود که نمونه تقریباً ۸۵ درصد عمر خستگی‌اش را گذرانده است. این نتایج را می‌توان در شکل ۱۷ مشاهده نمود. شکل ۱۷ نمودار رشد آسیب برحسب نسبت عمر خستگی باقیمانده ماده را نمایش می‌دهد.

با این نتایج به نظر می‌رسد منطقی و مناسب باشد که برای فولاد ضدزنگ ۳۱۶ کم‌کربن مقدار آسیب بحرانی را  $D_c = 0.38$  در نظر گرفت. مقدار آسیب بحرانی در دو روش بسیار به یکدیگر نزدیک هستند و این نشان‌دهنده تطابق مناسب دو روش متفاوت می‌باشد

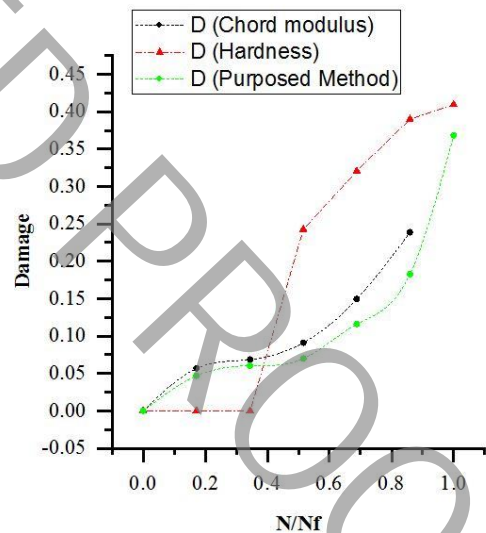


Fig. 17. Growth of damage in the methods of chord modulus, micro hardness and suggested in this research with increasing the fatigue loading cycle

شکل ۱۷: مقایسه رشد آسیب برحسب عمر خستگی باقیمانده در روش‌های مدول وتری، میکروسختی و پیشنهادی این تحقیق

- using the microhardness technique for sheet material damage characterisation, *Journal of Materials Processing Technology*, 178(1-3) (2006) 111-118.
- [15] B. Guelorget, M. François, J. Lu, Microindentation as a local damage measurement technique, *Materials letters*, 61(1) (2007) 34-36.
- [16] C. Tasan, J. Hoefnagels, M. Geers, Indentation-based damage quantification revisited, *Scripta materialia*, 63(3) (2010) 316-319.
- [17] M. Ganjani, Identification of damage parameters and plastic properties of an anisotropic damage model by micro-hardness measurements, *International Journal of Damage Mechanics*, 22(8) (2013) 1089-1108.
- [18] X. Yuan, W. Yu, S. Fu, D. Yu, X. Chen, Effect of mean stress and ratcheting strain on the low cycle fatigue behavior of a wrought 316LN stainless steel, *Materials Science and Engineering: A*, 677 (2016) 193-202.
- [19] C. Cai, W. Ma, S. Zhao, Y. Mu, Experimental analysis and discussion on the damage variable of frozen loess, *Advances in Materials Science and Engineering*, 2017 (2017) 1689251-1689264 .
- [20] Product data bulletin, 316/316L Stainless Steel, in, AK Steel Corporation 9227 Centre Pointe Drive West Chester, 2018.
- [7] R. Billardon, J. Dufailly, J. Lemaitre, A procedure based on Vickers' micro-hardness tests to measure damage fields, in: *Structural mechanics in reactor technology*, 1987.
- [8] J.-L. Chaboche, Continuum damage mechanics: Part II—Damage growth, crack initiation, and crack growth, *Journal of applied mechanics*, 55(1) (1988) 65-72.
- [9] W.H. Tai, Plastic damage and ductile fracture in mild steels, *Engineering Fracture Mechanics*, 37(4) (1990) 853-880.
- [10] W. TIE-GUN, Unified CDM model and local criterion for ductile fracture. II: Ductile fracture local criterion based on the CDM model, *Engineering Fracture Mechanics*, 42(1) (1992) 185-193.
- [11] N. Bonora, A nonlinear CDM model for ductile failure, *Engineering Fracture Mechanics*, 58(1-2) (1997) 11-28.
- [12] D. Ye, Z. Wang, An approach to investigate pre-nucleation fatigue damage of cyclically loaded metals using Vickers microhardness tests, *International journal of fatigue*, 23(1) (2001) 85-91.
- [13] U. Olofsson, T. Telliskivi, Wear, plastic deformation and friction of two rail steels—a full-scale test and a laboratory study, *Wear*, 254(1-2) (2003) 80-93.
- [14] A. Mkaddem, F. Gassara, R. Hambli, A new procedure