

# تحلیل عددی و تجربی رشد آسیب ناهمسانگرد و تغییر فاز مارتنزیتی ناشی از کرنش پلاستیک در دمای محیط

رضا برخوردار (دانشجوی دکتری)

دانشکده مکانیک، برق و کامپیوتر، واحد علوم و تحقیقات، دانشگاه آزاد اسلامی تهران، ایران

مهدی گنجیانی\* (دانشیار)

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران

شهرام اعتمادی حقیقی (استادیار)

دانشکده مکانیک، برق و کامپیوتر، واحد علوم و تحقیقات، دانشگاه آزاد اسلامی تهران، ایران

مهندسی مکانیک شریف، (پاییز ۱۴۰۳)  
دوره ۴۰، شماره ۲، صص. ۹۷-۱۰۶، (پژوهشی)

در این پژوهش به رشد آسیب ناهمسانگرد و تغییر فاز مارتنزیت، برای فولاد ۳۱۶ در دمای محیط پرداخته شده است. آزمون‌های کشش و پیچش بر روی قطعات انجام گرفته و تحت آزمون پراش پرتو ایکس، فازهای موجود در قطعه و کسر حجمی مارتنزیت تعیین شده است. مدل عددی با اجرای کد یومت در نرم‌افزار آباکوس پیاده شده است. در این تحقیق به صورت تجربی فرآیند رشد آسیب، و تبدیل فاز را برای فولاد ۳۱۶ بررسی شده است. نوآوری این مدل، ترکیب همزمان رشد آسیب ناهمسانگرد و تبدیل فاز آستنیت به مارتنزیت در دمای محیط بوده است. مدل آسیمی که در این مقاله استفاده شده، مدل لومتر بوده و برای بدست آوردن آسیب در ابعاد مختلف از آزمون‌های تجربی شامل آزمون پیچش و کشش استفاده شده است. این آزمون‌ها به صورت بارگذاری و باربرداری بوده است. نمونه‌ها تحت آزمون پراش پرتو ایکس قرار گرفته تا به کمک آن مقدار فاز مارتنزیت در ماده مشخص گردد. در نهایت با مقایسه شبیه‌سازی عددی با نتایج تجربی برای فولاد ۳۱۶، مدل کالیبره شده است.

واژگان کلیدی: آسیب ناهمسانگرد، آزمون پراش پرتو ایکس، تبدیل فاز، شبیه‌سازی عددی.

reza.barkhordary@srbiau.ac.ir  
ganjiani@ut.ac.ir  
setemadi@srbiau.ac.ir

## ۱. مقدمه

رفتاری غیرهمگن تبدیل می‌کند<sup>[۱]</sup>. تبدیل فاز را می‌توان به‌عنوان تغییر در ساختار میکروسکوپی اتم‌ها یا مولکول‌ها تعریف کرد که عموماً ناشی از دما، کرنش یا میدان مغناطیسی است. اثر کرنش در مقایسه با دما و میدان مغناطیسی بسیار بیشتر بوده و موجب افزایش سختی ماده می‌شود. به واسطه این تبدیل فاز، ساختار آستنیتی به مارتنزیت تبدیل شده و تغییرات قابل توجهی در خواص مکانیکی فولاد آستنیتی ایجاد می‌گردد<sup>[۲]</sup>. برای بررسی رفتار پلاستیک فولادها در دمای محیط، تغییرات میکروسکوپی به‌دقت مورد مطالعه قرار گرفته است.

تاکنون مدل‌های زیادی برای پیش‌بینی رفتار فولادها ارائه شده است. در این مدل‌ها سعی شده تا هریک از پدیده‌های تغییر فاز و رشد آسیب را به صورت مجزا مدل شوند. در سال ۲۰۰۲ اولین مدل تبدیل فاز توسط گاریون و اسکوزن<sup>[۳]</sup> ارائه گردید. در این مدل رابطه‌ی تبدیل فاز اولسن و کوهن<sup>[۴]</sup>، استفاده شده بود و مدل سخت‌شوندگی ماده بر اساس روش موری-تاناکا<sup>[۵]</sup> استفاده شده است. پارامترهای مدل بر اساس نتایج تجربی ایواموتو و همکاران<sup>[۶]</sup> تعیین شده است.

پیش‌بینی آسیب فلزات در بسیاری از کاربردهای صنعتی به‌طور قابل توجهی افزایش یافته است. رشد حفره‌ها باعث تضعیف خواص مکانیکی فلزات شده و به این آسیب اطلاق می‌شود. این موضوع از سه دیدگاه میکروسکوپی، ماکروسکوپی و مزوسکوپی مورد بررسی قرار گرفته است. در دیدگاه میکروسکوپی، رشد میکرو حفره‌ها و میکروتورک‌ها منجر به شکست پیوندهای اتمی می‌شود. در دیدگاه ماکروسکوپی، گسترش ترک‌هایی که از پیوستن میکرو حفره‌ها بوجود آمده‌اند، مورد توجه قرار می‌گیرد. بین این دو فرایند، یک فرایند مزوسکوپی وجود دارد که در آن رشد و همبستگی حفره‌های میکروسکوپی منجر به آغاز ترک ماکروسکوپی شده است<sup>[۱]</sup>.

فولادهای رده‌ی ۳۰۰ به فولادهای آستنیتی معروف هستند. این گروه از فولادها در نتیجه تبدیل فاز از آستنیت به مارتنزیت به‌وجود می‌آیند. تبدیل فاز مارتنزیت باعث ارتقاء و دگرگونی بسیاری از خواص ماده می‌شود و رفتار همگن آن را به

\*نویسنده مسئول

تاریخ دریافت: ۱۴۰۳/۰۶/۱۹، تاریخ اصلاحیه: ۱۴۰۳/۰۷/۳۰، تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۰۸/۰۲.

استناد به این مقاله:

برخوردار، رضا، گنجیانی، مهدی، و اعتمادی حقیقی، شهرام، ۱۴۰۳. تحلیل عددی و تجربی رشد آسیب ناهمسانگرد و تغییر فاز مارتنزیتی ناشی از کرنش پلاستیک در دمای محیط، مهندسی مکانیک شریف، ۴۰(۲)، صص. ۹۷-۱۰۶. DOI: 10.24200/j40.2024.65124.1720

مارتنزیت انجام گردید، و می‌توان به سایر مطالعات و مدل‌های دیگر در دماهای بروندی اشاره نمود از جمله [۱۷]؛ [۱۸]؛ [۱۹].

در سال ۲۰۲۱، ترینه و ایواموتو [۲۰] برای فولادهای TRIP مدل تبدیل فاز و آسیب را ارائه دادند. در این مدل کرنش‌های پلاستیکی تحت تاثیر قرارگیری کریستال می‌باشند. علاوه بر این، اندازه سلول‌ها در مقدار تبدیل فاز تاثیر می‌گذارد.

از جمله مدل‌های سازنده‌ی یک بعدی، که رفتار سخت شدن مواد را در آزمایش کشش ساده به‌عنوان تابعی از کرنش پلاستیک و کسر حجمی مارتنزیت بیان می‌کند شامل [۲۱]؛ [۲۲]؛ [۲۳]؛ [۲۴].

در این پژوهش، مدل ترکیبی آسیب-پلاستیک و تبدیل فاز آستنیت به مارتنزیت برای فولاد ۳۱۶ معرفی شده‌است. از مدل تبدیل فاز یک بعدی شین و همکاران [۲۵] استفاده شده‌است و آسیب به صورت ناهمسانگرد تعیین می‌گردد. بر همین اساس، با استفاده از تغییرات مدول الاستیسیته و مدول برشی آسیب ناهمسانگرد بدست آمده‌است. این روش یکی از راه‌های محاسبه رشد آسیب به شمار می‌رود و از سایر روش‌ها مانند هدایت الکتریکی، انتشار امواج صوتی، چگالی، سختی و الاستیسیته نیز می‌توان استفاده کرد [۲۶] برای محاسبه نتایج آزمایشگاهی، نمونه‌های دمبلی تحت آزمون‌های کشش و پیچش قرار گرفته و بارگذاری و باربرداری می‌شوند تا میزان مدول الاستیسیته و مدول برشی موثر در هر مرحله مشخص گردد. پس از آن، میزان تبدیل فاز و کسر حجمی مارتنزیت نمونه‌ها با استفاده از دستگاه پراش پرتوی X، محاسبه می‌شود تا ضمن بررسی کمی میزان آسیب و کسر حجمی فاز مارتنزیت، تاثیر این دو پارامتر بر یکدیگر مشخص گردد.

## ۲. معادلات حاکم و مدل‌سازی عددی

در این بخش معادلات حاکم بر رفتار فولادهای آستنیتی که تحت تبدیل فاز قرار می‌گیرند، ارائه شده‌است. به این منظور، دو مدل عددی برای توصیف آسیب پلاستیک و تبدیل فاز مارتنزیت مورد استفاده قرار گرفته‌اند که با ترکیب آن‌ها شبیه‌سازی عددی رفتار فولاد آستنیتی مورد پژوهش تکمیل می‌شود. برای این شبیه‌سازی، از مدل خطی لومتر [۱۲] برای آسیب ناهمسانگرد و از مدل شین و همکاران برای توصیف تبدیل فاز مارتنزیتی [۲۵] استفاده شده‌است. همچنین مدل همایونفرد و همکاران [۱۶] به‌منظور توصیف رفتار سخت‌شوندگی ماده بکار رفته‌است.

### ۲.۱. مدل‌سازی آسیب

معادلات حاکم بر رفتار فولادهای آستنیتی تحت تبدیل فاز، به‌منظور مدل‌سازی رفتار تجربی ارائه شده‌اند. دو نوع مدل عددی برای توصیف آسیب پلاستیک و تبدیل فاز مارتنزیت مورد استفاده قرار گرفته که با ترکیب آن‌ها، شبیه‌سازی عددی مورد بررسی قرار گرفته‌است. تنش موثر مفهومی مهم در مکانیک آسیب می‌باشد که اساس مدل‌های همسانگرد و ناهمسانگرد در مکانیک آسیب پیوسته را تشکیل می‌دهد. با توجه به اینکه آسیب می‌تواند به‌عنوان یک متغیر حالت ماکروسکوپی، بدون توجه به ویژگی‌های رشد آسیب میکروسکوپی بررسی شود، معادلات سازنده در چارچوب مکانیک آسیب پیوسته به صورت زیر بیان می‌گردند.

$$\bar{\sigma} = M(D) : \sigma$$

(۱)

در سال ۲۰۰۳ گاریون و اسکوزن [۸] مدل ساختاری پیشین خود را ارتقا دادند و برای آسیب از مدل آسیب لومتر استفاده می‌کنند. آسیب این مدل به صورت آسیب تانسوری بوده و با استفاده از مفهوم تنش موثر در معادلات ساختاری وارد می‌شوند.

اگنرواسکوزن [۹] در سال ۲۰۱۰ اصلاحاتی در مدل آسیب به کار گرفته شده در مدل گاریون و اسکوزن [۸] انجام دادند. آن‌ها روابط مربوط به رشد پارامترهای آسیب را اصلاح کرده و همچنین اثر سخت‌شوندگی همسانگرد را نیز اضافه کردند.

اورتوین و همکاران [۱۰] در سال ۲۰۱۴ از مدل تبدیل فاز گاریون و اسکوزن [۴] برای پیش‌بینی میل به استفاده کردند. در این مطالعه، مدل سه بعدی در مساله‌ی پیچش یک بعدی اعمال شد. همچنین با فرض‌های ساده‌کننده یک رابطه تحلیلی برای تنش-کرنش و کوپل-زاویه‌ی پیچش ارائه شده‌است. اما مهم‌ترین بخش این مطالعه انجام آزمایش‌های متعددی شامل آزمون پیچش در دماهای ۷۷ و ۲۹۳ کلوین، اندازه‌گیری میکروسختی، مشاهده میکروساختار و اندازه‌گیری محتوی مارتنزیت در سطح مقطع میله است. همه‌ی پارامترهای مدل با استفاده از نتایج آزمایش کالیبره شده و سپس نتایج نظری و تجربی با هم مقایسه شده‌است.

در سال ۲۰۱۶ اورتون و همکاران [۱۱] مدل آسیب لومتر [۱۲] را همراه با مدل تبدیل فاز گاریون-اسکوزن [۴] به کار گرفته و توسعه آسیب را بررسی کردند. در این مطالعه جزئیات استخراج روابط نشان داده شده و آزمایش‌های بسیاری نیز برای تعیین پارامترها و تعیین محتوی مارتنزیت انجام گرفته‌است. توسعه‌ی آسیب و نیز اثر مارتنزیت بر افزایش سخت‌شوندگی نیز به صورت کیفی بررسی و تحلیل شده‌است. همچنین یک حل تحلیلی یک بعدی ارائه گردیده‌است که تا حدود زیادی با نتایج مدل سه بعدی تطابق دارد.

در سال ۲۰۱۷، اگنر و ریس [۱۳] فرض برابری انرژی را که پیشتر در مورد ماده‌ی آسیب دیده به کار گرفته شده بود به سایر پدیده‌های اتلافی (نظیر تبدیل فاز) تعمیم دادند. همچنین به‌عنوان یک مثال، مدل ساختاری ترکیب تبدیل فاز کرنش-محرك و آسیب را بر این اساس توسعه دادند. پتانسیل و معادلات حالت در این مدل ساختاری، مشابه مدل اگنر و همکاران است. اما در تابع پتانسیل اتلاف و رشد متغیرهای حالت، پتانسیل اتلاف پلاستیک به صورت سطح اتلاف فون میز به علاوه‌ی جملات اضافی مربوط به بازیابی دینامیکی همسانگرد و سینماتیک [۱۳]، پتانسیل اتلاف آسیب نرم به صورت مدل سانومی [۱۴] پتانسیل اتلاف آسیب ترد از نوع پیشنهادی ابوالروب و وویاجیس [۱۵] در نظر گرفته شده‌است. در این مدل نیز قانون جریان با یک ضریب پلاستیسیته اعمال شده‌است.

در سال ۲۰۲۱، همایونفرد و گنجیانی [۱۶] مدل ترکیبی تبدیل فاز و آسیب را ارائه دادند. در این مدل رفتار پلاستیک فولاد ۳۰۴ را در دمای منفی صفر درجه مورد بررسی قرار دادند. نتایج نشان می‌دهد که آسیب در مراحل اولیه تبدیل فاز با سرعت قابل توجهی آغاز می‌شود، اما در سطوح بالاتر تبدیل فاز و سرعت رشد آسیب تا شکستگی کاهش می‌یابد. مدل ارائه شده به‌درستی رفتار آسیب مشاهده شده را پیش‌بینی می‌کند. این مدل بر اساس مبنای نظری که در آن تغییر بزرگ در رفتار مواد در طول تبدیل را می‌توان به‌عنوان یک ماده در حال تجدید پیوسته با ضرایب مواد متغیر وابسته به کسر حجمی

که در رابطه (۹)،  $S_0$  ضریب اولیه مواد کاملاً آستنیتی بوده و  $m$  اثر تبدیل فاز بر تکامل رشد آسیب است.

### ۲.۲. مدل سازی تغییر فاز مارتنزیتی

فولادهای رده ۳۰۰ در دمای اتاق در فاز  $\gamma$  آستنیت قرار دارند و این فاز می تواند در اثر کرنش به فازهای  $\alpha'$  فریت تتراگونال تبدیل شود [۲۸]. این فاز تا کرنش های حدود ۷ تا ۱۵ درصد تشکیل می شود و در ادامه نسبت حجمی آن کاهش می یابد [۲۹]. رفتار تغییر فاز  $\gamma \rightarrow \alpha'$  توسط اولسن و کوهن [۵] توضیح داده شده و رشد مقدار مارتنزیت  $\xi$  بر حسب کرنش پلاستیک در شکل ۱ مشخص شده است. رابطه رشد کسر حجمی مارتنزیت بر حسب کرنش پلاستیک با استفاده از رابطه شین و همکاران [۲۵] به صورت زیر تعریف می شود:

$$\xi = \xi_L \left[ 1 - \exp \left\{ -\beta (\varepsilon^p - \varepsilon_\xi)^\alpha \right\} \right] \quad (13)$$

که در آن  $\xi_L$  سطح اشباع مارتنزیت،  $\varepsilon_\xi$  کرنش آغاز تبدیل فاز،  $\beta$  و  $\alpha$  ضرایب ثابت ماده بوده است.

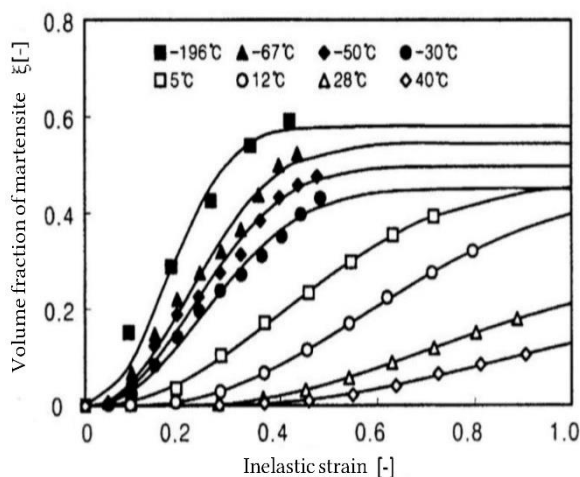
### ۳.۲. نرخ تنش همگرد<sup>۱</sup>

مدل های متعددی برای تحلیل تغییر شکل های بزرگ ارائه شده است. برای اجتناب از اثرات ناخواسته دوران های صلب، معادلات مشخصه باید همگرد باشند. در مکانیک جامدات، نرخ های همگرد متنوعی مورد استفاده قرار می گیرد، که می توان به نرخ های جاومن<sup>۲</sup>، گرین-نقدی<sup>۳</sup>، زارمبا<sup>۴</sup> و اولبری<sup>۵</sup> اشاره کرد. در معادله (۱۴)، نرخ همگرایی تانسور  $\hat{\mathbf{T}}$  نشان دهنده مشتق مادی تانسور  $\mathbf{T}$  از دیدگاه ناظری است که خود با چرخش مادی  $\mathbf{\Lambda}$  در حال دوران است.

$$\hat{\mathbf{T}} = \dot{\mathbf{T}} + \mathbf{T}\mathbf{\Lambda} - \mathbf{\Lambda}\mathbf{T} \quad (14)$$

می توان گروهی از چرخش ها را با  $\mathbf{Q}$  به صورت زیر تعریف کرد:

$$\dot{\mathbf{Q}} = \mathbf{\Lambda}\mathbf{Q}, \quad \mathbf{Q}|_{t=0} = \mathbf{I} \quad (15)$$



شکل ۱. رشد مقدار مارتنزیت ( $\xi$ ) بر حسب کرنش پلاستیک [۲۵].

$$\mathbf{M}(\mathbf{D}) = \begin{bmatrix} \frac{1}{1-D_1} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{1-D_2} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{1-D_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\sqrt{(1-D_2)(1-D_3)}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\sqrt{(1-D_3)(1-D_1)}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\sqrt{(1-D_1)(1-D_2)}} \end{bmatrix} \quad (2)$$

که  $\mathbf{M}(\mathbf{D})$  تانسور مرتبه چهارم آسیب موثر بوده و  $\mathbf{D}$  تانسور مرتبه دوم آسیب می باشد. با استفاده از تانسور آسیب و فرضیه برابری انرژی، قانون هوک به صورت زیر بازنویسی شده است:

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{M}^T(\mathbf{D}) : \mathbb{C}_e : \mathbf{M}(\mathbf{D}) : \boldsymbol{\varepsilon}_e \quad (3)$$

$\mathbb{C}_e$  تانسور الاستیک برای مواد آسیب دیده و  $\bar{\mathbb{C}}_e$  تانسور الاستیک مواد آسیب ندیده بوده و به صورت زیر تعریف می گردد:

$$\mathbb{C}_e = 2\mu\mathbb{I} + \lambda\mathbf{I} \otimes \mathbf{I} \quad (4)$$

$$\bar{\mathbb{C}}_e = \mathbf{M}^T(\mathbf{D}) : \mathbb{C}_e : \mathbf{M}(\mathbf{D}) \quad (5)$$

تنش تسلیم موثر  $\sigma_{eq}$  حاصل جمع تنش تسلیم اولیه  $\sigma_0$  و متغیر سخت شوندگی  $R(\varepsilon^p, \xi)$  است. مقدار سخت شوندگی  $R(\varepsilon^p, \xi)$  مطابق رابطه زیر تعیین می گردد:

$$F^p(\boldsymbol{\sigma}, R, \xi) = \sigma^{eq} - R(\varepsilon^p) \quad (6)$$

$$R(\varepsilon^p, \xi) = \sigma_0 + (K_0 + K_1\xi)(\varepsilon^p)^n \quad (7)$$

پارامترهای  $K_0$  و  $K_1$  ضریب سخت شوندگی و  $n$  توان سخت شوندگی ماده می باشد و تنش موثر به صورت زیر نوشته شده است:

$$\sigma^{eq} = \left( \frac{1}{2} \boldsymbol{\sigma}^T : \bar{\mathbb{H}} : \boldsymbol{\sigma} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (8)$$

مقدار  $\bar{\mathbb{H}}$  برای مواد اورترورپیک مطابق مقاله گنجیانی [۲۷] تعیین می گردد. با استفاده از فرضیه همایونفرد و همکاران [۱۶] در خصوص ارتباط پارامتر آسیب تبدیل فاز، آسیب به صورت زیر بازنویسی شده:

$$\dot{\mathbf{D}} = \left\{ \frac{Y^{eq}}{S(\xi)} \right\}^s |\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p| \quad (9)$$

در فرمول (۹) مقدار ویژه تانسور کرنش بوده و  $Y^{eq}$  اندازه بردار نرخ آزاد سازی انرژی آسیب بوده و به صورت زیر بیان می گردد:

$$Y^{eq} = \sqrt{Y_1^2 + Y_2^2 + Y_3^2} \quad (10)$$

$$\mathbf{y} = -\frac{1}{2} \boldsymbol{\sigma}^T : \mathbf{M}^T : \mathbb{C}_e^{-1} : \frac{\partial \mathbf{M}}{\partial \mathbf{D}} : \boldsymbol{\sigma} \quad (11)$$

و مقدار  $S(\xi)$  برابر است با:

$$S(\xi) = \frac{S_0}{(1-\xi)^m} \quad (12)$$

<sup>۴</sup> Zaremba

<sup>۵</sup> Eulerian

<sup>۱</sup> Corotational rate

<sup>۲</sup> Jaumann

<sup>۳</sup> Green-Naghdi

$$\gamma_{12} = \frac{\sigma_{12}}{G} = \frac{\sigma_{12}}{G_0(1-D_1)(1-D_2)} \Rightarrow \frac{G}{G_0} = (1-D_1)(1-D_2) \quad (20)$$

با استفاده از معادله (۱۹) آسیب در بعد دوم به صورت زیر مشخص شده است:

$$D_2 = 1 - \left(\frac{E_0}{E}\right)^2 \left(\frac{G}{G_0}\right) \quad (21)$$

پارامترهای آسیب به صورت زیر بیان می‌شوند:

$$D_1 = 1 - \left(\frac{E}{E_0}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (22)$$

$$D_2 = 1 - \frac{G}{G_0} \left(\frac{E_0}{E}\right)^{\frac{1}{2}}$$

$$D_3 = D_2$$

### ۲.۳. مشخصات قطعه‌ی نمونه

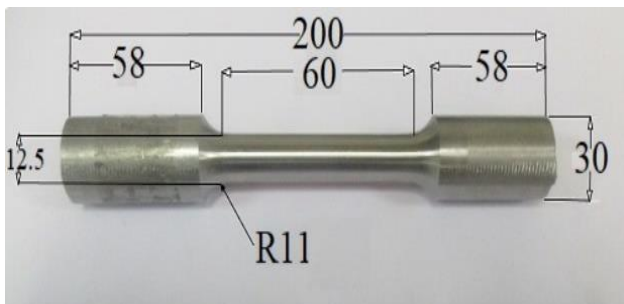
برای انتخاب ابعاد نمونه از استاندارد E8M-۰۹ استفاده شده است [۳۰]. در این استاندارد ابعاد و شکل نمونه مورد آزمون پیشنهاد شده و نمونه به صورت شکل ۲ آماده شده است.

### ۳.۳. مشخصات دستگاه کشش

دستگاهی که در این پژوهش استفاده شده، SANTAM – 25 Ton است. این دستگاه می‌تواند نیروی کشش عمومی به همراه اکسنسیومتر تا میزان ۲۵ کیلو نیوتن به قطعه وارد کند. عملکرد این دستگاه به صورت سروالکتريکال بوده و کنترل بار با استفاده از بازخورد لودسل و جابجایی دقیق فک‌ها انجام می‌شود. با به‌کارگیری موتور و درایور سروو به‌عنوان محرک، دقت کنترل افزایش یافته و آزمون در بازه گسترده‌ای از سرعت (۰/۰۰۳ mm/min - ۰/۰۰۱) با دقت بالا انجام می‌گردد. این دستگاه در شکل ۳ نمایش داده شده است.

### ۴.۳. نتایج آزمون کشش

هدف از این آزمون، به‌دست آوردن منحنی تنش-کرنش است که حاوی اطلاعاتی درباره تغییر شکل الاستیک-پلاستیک و خواص آسیب ماده می‌باشد. نمودار نیرو برحسب کرنش برای جابجایی‌های ۳، ۴، ۶، ۸ و ۱۲ ترسیم شده و در انتها، به‌منظور محاسبه پارامتر آسیب باربرداری برای هر یک از آن‌ها انجام گرفته است. نتایج به دست آمده از این آزمایش‌ها در نمودارهای شکل ۴ گزارش شده است. در این شکل مقادیر مدول الاستیسیته در هر کرنش با استفاده از



شکل ۲. نمونه‌ی استاندارد آزمون کشش و پیچش (ابعاد به میلی‌متر).

که در آن  $\mathbf{Q}$  غالباً یک تانسور متعامد بوده و انتخاب‌های  $\mathbf{\Lambda}$  شامل تانسور پیچش  $\mathbf{W}$  یا تانسور سرعت زاویه‌ای  $\mathbf{\Omega}$  است.

$$\sigma_Q = \mathbf{Q}^T \boldsymbol{\sigma} \mathbf{Q}, \mathbf{d}_Q = \mathbf{Q}^T \mathbf{d} \mathbf{Q} \quad (16)$$

می‌توان نشان داد که مشتق زمانی تانسور تنش کوشی<sup>۱</sup> به صورت زیر تعریف می‌شود:

$$\dot{\sigma}_Q = \mathbf{Q}^T (\dot{\boldsymbol{\sigma}} + \boldsymbol{\sigma} \mathbf{\Lambda} - \mathbf{\Lambda} \boldsymbol{\sigma}) \mathbf{Q} = \mathbf{Q}^T \dot{\boldsymbol{\sigma}} \mathbf{Q} \quad (17)$$

اگر  $\mathbf{\Lambda} = \mathbf{W}$  باشد، به نرخ تنش همگرد جاومن تبدیل می‌شود و اگر  $\mathbf{\Lambda} = \mathbf{\Omega}$  باشد، به نرخ تنش گرین-نقدی تبدیل می‌گردد. معادله (۱۷) نشان می‌دهد که نرخ تنش را می‌توان به صورت مشتق تنش چرخشی محاسبه کرد. با استفاده از این ایده، معادلات به صورت چرخشی تعریف می‌شوند. در این توصیف، شکل معادلات با همتای آن‌ها در مقیاس کرنش‌های کوچک یکسان است. با این تفاوت که همه تانسورها توسط تانسور  $\mathbf{Q}$  چرخانده شده‌اند. در این مقاله، از نرخ تنش جاومن استفاده شده است.

### ۳. روند آزمون‌ها

ماده مورد استفاده در این پژوهش، فولاد آستنیتی نوع ۳۱۶ است. فولادهای ضد زنگ آستنیتی اساساً آلیاژهای سه‌تایی Fe-Cr-Ni با کروم ۱۶-۲۰٪ و نیکل ۷-۲۰٪ بوده است. از آنجا که ساختار این فولادها در تمام گستره‌ی دمایی عملیات حرارتی، آستنیت (آهن  $\gamma$ ) باقی می‌ماند، به آن‌ها فولادهای زنگ نزن آستنیتی می‌گویند. فولادهای ۳۱۶ در دمای محیط معمولاً به صورت کاملاً آستنیتی ( $\gamma$ ) هستند و خاصیت مغناطیسی ندارند. برای انجام آزمون‌های تجربی، لازم است که قطعه آزمون در حالت کاملاً آستنیتی باشد. برای اطمینان از این موضوع، آزمون متالوگرافی بر روی قطعه انجام شده تا ساختار ماده به صورت قطعی تعیین گردد. بدین منظور، قطعه تحت آزمون متالوگرافی قرار گرفته و با توجه به استاندارد مرجع ASME ۱۴-۱۰۸۶، مشخص شد که کاملاً در فاز آستنیتی قرار دارد. همچنین، آزمون تعیین ترکیب شیمیایی به روش اسپکترومتری انجام شده و تمامی آزمون‌ها در دمای ۲۲ درجه سلسیوس و رطوبت ۳۰٪ انجام گردیده است. نتایج آنالیز شیمیایی در جدول ۱ مشخص شده است.

### ۱.۳. آنالیز تجربی

با استفاده از معادله (۳) نشان داده شده:

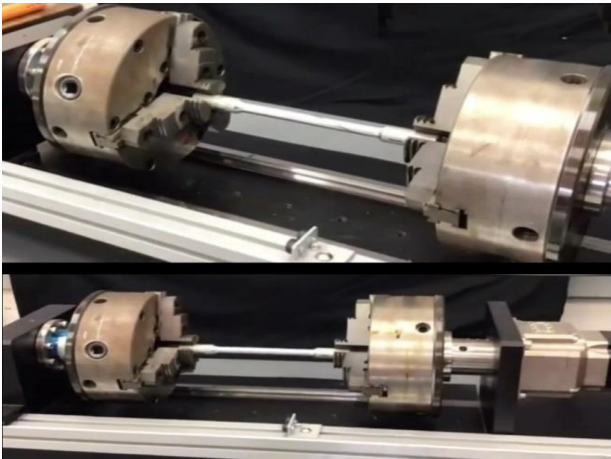
$$\varepsilon_{11} = \frac{1}{(1-D_1)^2 E_0} [\sigma_{11} - \nu(\sigma_{22} + \sigma_{33})] \quad (18)$$

$$E = (1-D_1)^2 E_0 \Rightarrow D_1 = 1 - \left(\frac{E}{E_0}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (19)$$

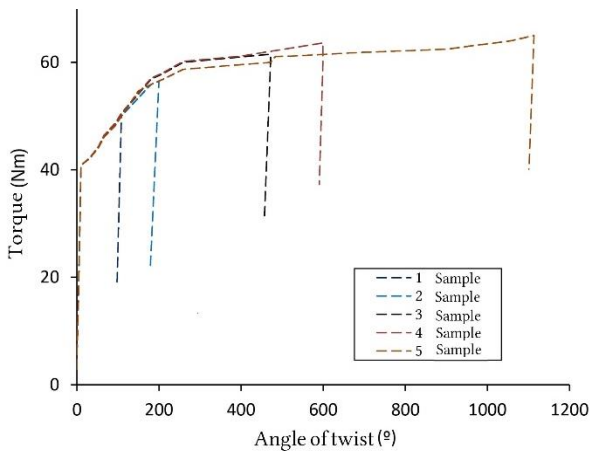
همچنین، برای اجزای برش به صورت زیر مشخص می‌گردد:

جدول ۱. ترکیب شیمیایی نمونه فولاد آستنیت ۳۱۶										
Si	C	Si	Mn	P	Ti	S	Cr	Ni	Mo	Ti
۰/۴۸	۰/۰۵۱	۰/۴۸	۱/۷۱	۰/۰۳	۰/۰۱۱	۰/۰۲۶	۱۸/۴۱۱	۰/۴۲۱	۰/۰۰۷	

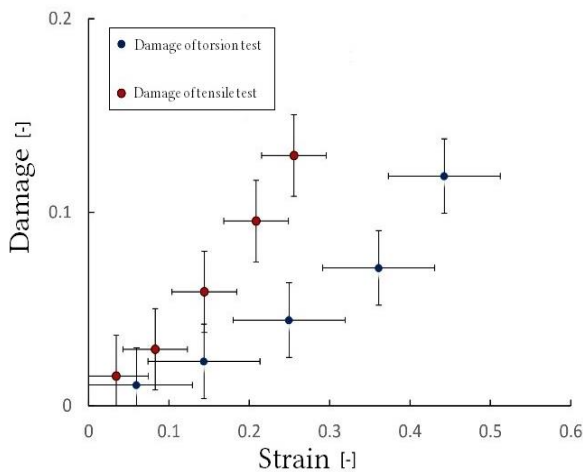
<sup>۱</sup> Cauchy stress tensor



شکل ۵. دستگاه آزمون پیچش مدل N-300.

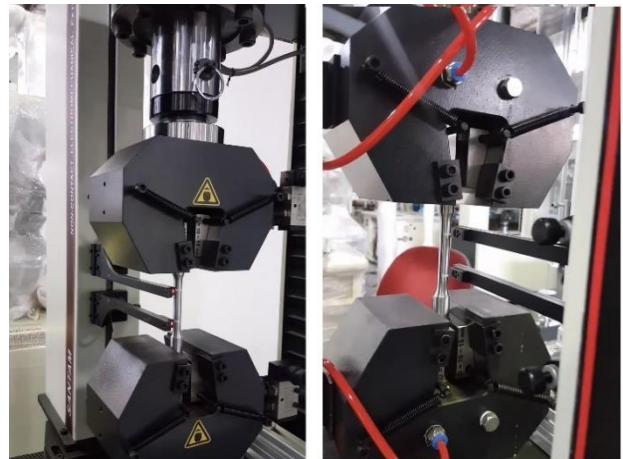


شکل ۶. نمودار پیچش برحسب زاویه پیچش، آزمون پیچش برای فولاد ۳۱۶، نمونه‌ها در کرنش‌های خاصی قبل از شکست باربرداری شده‌است.

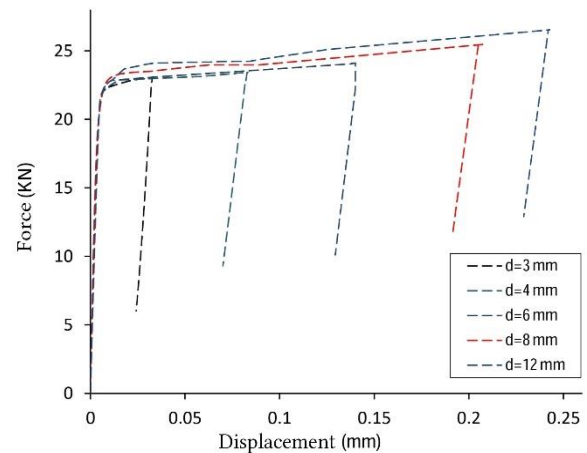


شکل ۷. تغییرات آسیب برحسب کرنش پلاستیک در آزمون‌های کشش و پیچش برای فولاد ۳۱۶، در دمای اتاق.

آزمایش جمع‌آوری شد. این روش امکان اندازه‌گیری زاویه پیچش باقیمانده در هر نقطه و محاسبه مدول برشی در حین تخلیه را فراهم می‌کند پارامتر آسیب  $D_2$  از رابطه (۲۲) به دست آمده‌است. نتایج به دست آمده از این آزمایش‌ها در نمودار شکل ۶ گزارش شده‌است. در نهایت، نمودار آسیب بر حسب کرنش پلاستیک مطابق شکل ۷ و تغییرات مدول الاستیسیته و تغییرات مدول برشی



شکل ۳. دستگاه آزمون کشش مدل SANTAM-STM-250.



شکل ۴. نمودار تنش برحسب کرنش آزمون کشش برای فولاد ۳۱۶، نمونه‌ها در کرنش‌های خاصی قبل از شکست باربرداری شده‌است.

شیب نمودار باربرداری به دست آمده‌است. این مقدار در واقع برابر مدول الاستیسیته ماده در حالت وجود آسیب  $E(D)$  بوده و با داشتن مقدار مدول الاستیسیته اولیه (آسیب ندیده)  $E_0$ ، پارامتر آسیب  $D_1$  از رابطه (۲۲) محاسبه شده‌است.

### ۵.۳. مشخصات دستگاه پیچش

دستگاه پیچش مطابق شکل ۵ برای مطالعه رفتار پلاستیکی مواد مورد استفاده قرار گرفته‌است. این دستگاه که توسط شرکت بارسنج ساخته شده، دارای حداکثر ظرفیت گشتاور ۳۰۰ نیوتن متر و سرعت زاویه‌ای قابل تنظیم تا ۳۰۰ دور در دقیقه است. گشتاور و حرکت زاویه‌ای را به ترتیب با دقت ۰.۰۱ نیوتن متر و  $\pm 0.01$  درجه اندازه‌گیری می‌کند. این دستگاه بر روی یک ساختار قابل تنظیم نصب شده تا طول‌های مختلف نمونه را در خود جای دهد. گشتاور با استفاده از یک کرنش سنج روی شفت چرخان اندازه‌گیری شده و زاویه پیچش ثبت می‌شود. در نهایت، نرم‌افزار دستگاه داده‌ها را جمع‌آوری و تجزیه و تحلیل می‌کند.

### ۶.۳. نتایج آزمون پیچش

پنج نمونه تحت آزمایش‌های پیچشی قرار گرفتند که هر نمونه به مقدار بارگذاری شده و زاویه پیچش مربوطه ثبت گردید. پس از تخلیه، زاویه پیچش باقیمانده اندازه‌گیری و داده‌های گشتاور در مقابل زاویه پیچش در طول

با توجه به معادله (۲۳) که در مرجع [۳۱] ارائه شده، کسر حجمی مارتنزیت به صورت زیر محاسبه می‌گردد:

$$\xi = \frac{I_{(211)\alpha'}}{I_{(211)\alpha'} + 0.65(I_{(311)\gamma} + I_{(220)\gamma}} \quad (23)$$

رابطه (۲۳) شدت پرتوی ایکس بازگشتی از نمونه است. همچنین، صفحه فاز مورد نظر و نوع فاز موجود در جلوی هر قله تعیین گردیده است.

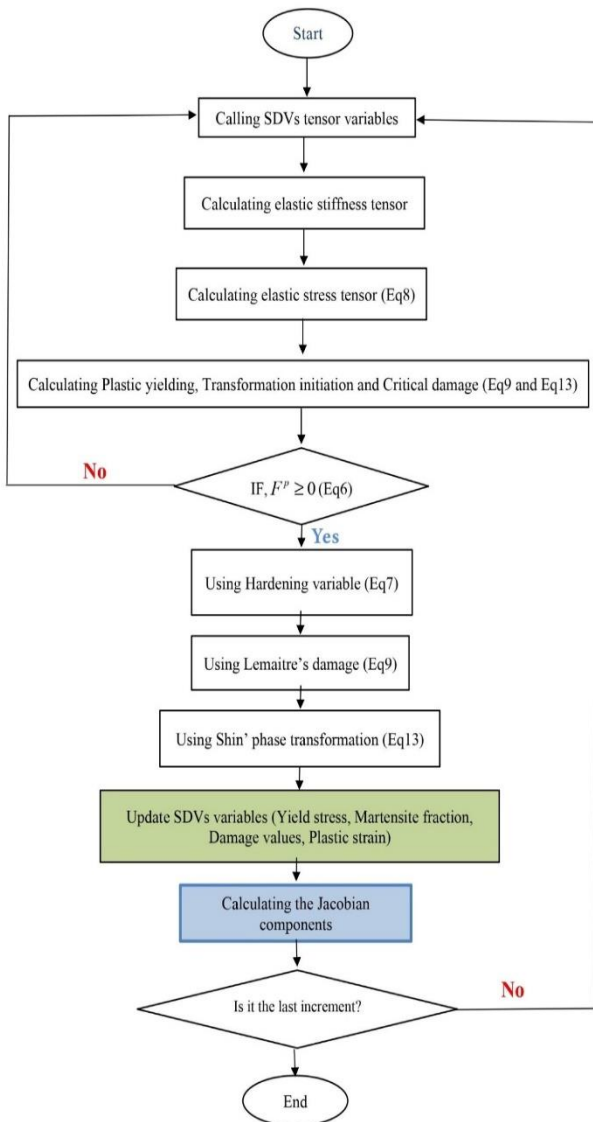
#### ۴. مدل سازی عددی و مقایسه نتایج

در این قسمت به شبیه سازی رفتار ماده در دمای محیط پرداخته شده و برای این منظور، دو نوع مدل عددی انتخاب شده است. یکی برای توصیف آسیب ناشی از کرنش پلاستیک و دیگری برای تبدیل فاز مارتنزیتی. مدل نهایی ترکیبی از این دو مدل است که قادر است به صورت هم زمان، دو پدیده را پیش بینی کند. در نهایت با برازش منحنی به دست آمده از نتایج عددی با داده های تجربی حاصل از آزمون های صورت گرفته، ضرایب این مدل تعیین شده است. الگوریتم استفاده شده در شبیه سازی عددی، مطابق شکل ۱۰ ارائه شده و برای شبیه سازی نیاز به تعیین ورودی هایی است که این ورودی ها بر

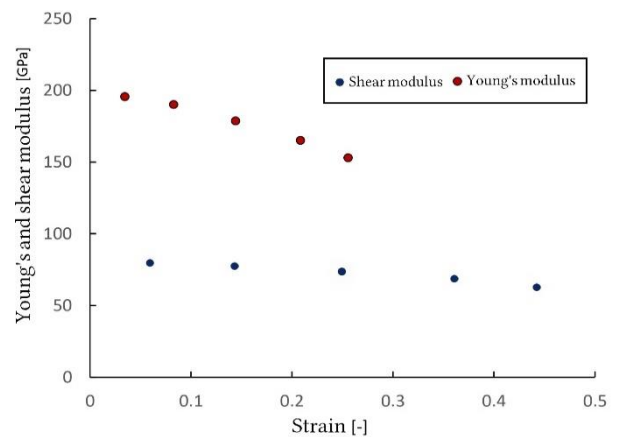
نسبت به کرنش مطابق شکل ۸ به دست آمده و برای اطمینان از صحت نتایج تجربی، هر آزمون سه مرتبه انجام شده است. دامنه خطای نتایج نیز در شکل ۷ به تصویر کشیده شده است.

#### ۷.۳. آزمون پراش پرتو ایکس (XRD)

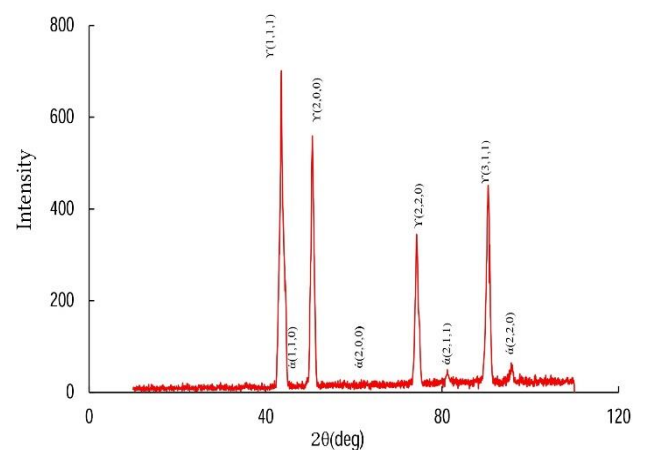
پراش اشعه ایکس، تکنیکی قدیمی و پرکاربرد در بررسی خصوصیات کریستال ها است. در این روش، از پراش اشعه ایکس توسط نمونه برای تحلیل ویژگی های ماده استفاده می شود. آزمون پراش پرتو ایکس برای تعیین کمیت های ساختار کریستالی، از جمله ثابت شبکه، هندسه شبکه، تعیین کیفی مواد ناشناس، تعیین فاز کریستال ها، اندازه کریستال ها، جهت گیری تک کریستال، استرس، تنش، عیوب شبکه و غیره، قابل استفاده است. نتایج حاصل در شکل ۹ قابل مشاهده است. محور عمودی این نمودار شدت بازتاب پرتوی ایکس از قطعه را نشان می دهد و محور افقی دو برابر زاویه دریافت کننده پرتو نسبت به افق را بیان می کند. در این نمودار، قله هایی وجود دارد که نشانگر فاز خاص در ماده است. فاز  $\gamma$  نشانگر فاز مکعبی وجه مرکز پر آستنیتی و فاز  $\alpha'$  نشانگر فاز مارتنزیت در قطعه فولادی نوع ۳۱۶ است. سه رقمی که در پرانتز و روبروی نوع هر فاز نوشته شده، بیانگر صفحه هایی است که فاز مورد نظر در آن قرار گرفته است. در ادامه، از این صفحات برای به دست آوردن کسر حجمی مارتنزیت استفاده شده است.



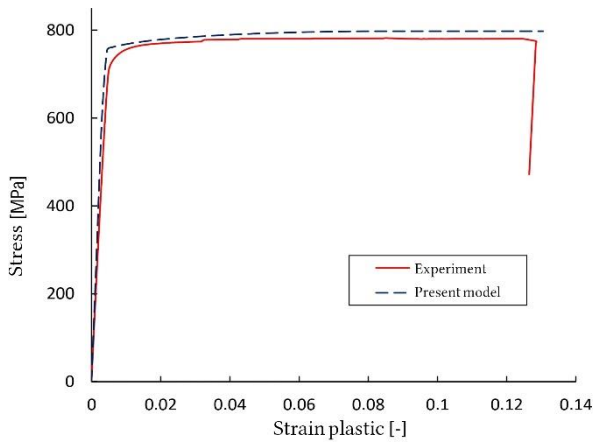
شکل ۱۰. الگوریتم استفاده شده در شبیه سازی عددی.



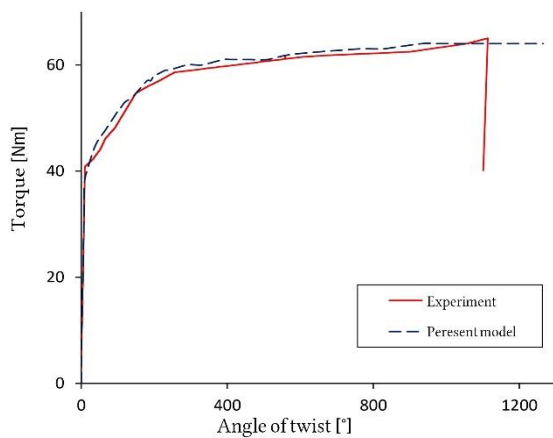
شکل ۸. تغییرات مدول الاستیسیته و مدول برشی بر حسب کرنش پلاستیک در آزمون های کشش و پیچش برای فولاد ۳۱۶، در دمای اتاق.



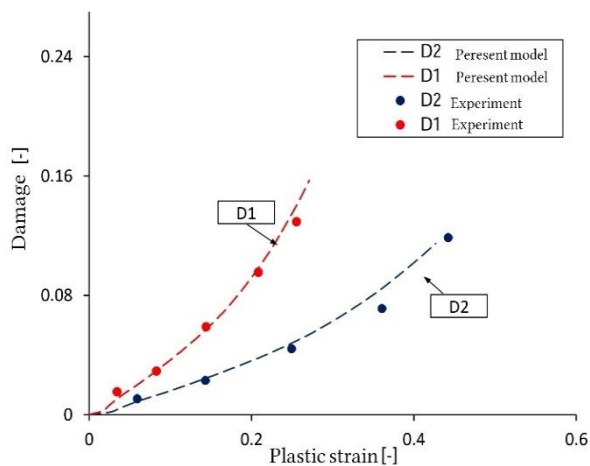
شکل ۹. نمودار پراش پرتوی X فولاد ۳۱۶.



شکل ۱۱. نمودار تنش-کرنش برای فولاد ۳۱۶.



شکل ۱۲. نمودار پیچش-زاویه پیچش برای فولاد ۳۱۶.



شکل ۱۳. پارامتر آسیب بر کرنش پلاستیک برای فولاد ۳۱۶.

تجربی و عددی وجود دارد که ممکن است به دلیل تقریب خطی نمودار عددی و همچنین بروز خطا در حین انجام آزمایش‌ها باشد. بنابراین، می‌توان گفت مدل ارائه شده با نتایج تجربی مطابقت خوبی دارد و قادر به پیش‌بینی نتایج تجربی است. نمودار شکل ۱۵ کانتور تنش، کرنش، آسیب  $D_1$  و تبدیل فاز آستنیت به مارتنزیت را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شبیه‌سازی عددی مشاهده می‌شود، کانتور نرخ رشد آسیب در وسط نمونه نشان دهنده سرعت بیشتر رشد آسیب است. یکی دیگر از پارامترهای موثر در

جدول ۲. مقادیر پارامترهای به‌دست آمده از نتایج تجربی.

پارامتر	فولاد ۳۱۶
$E_0 (GPa)$	۲۰۷
$\nu$	۰/۳
$\sigma_0 (MPa)$	۷۵۰
$\epsilon_D = \epsilon_\xi$	۰/۰۰۱
$\xi^L$	۰/۹
$\beta$	۳۵
$\alpha$	۱/۴۵
$K_0 (GPa)$	۱/۲
$n$	۰/۹۵
$K_1 (GPa)$	۶۰
$S_0 (MPa)$	۰/۸
$m$	۱/۷۶
$s$	۱/۳

اساس آزمون‌های تجربی مطابق جدول ۲ مشخص شده‌اند. برای شبیه‌سازی عددی، از نرم‌افزار آباکوس استفاده شده‌است و اندازه مش در مناطق بحرانی بر روی ۱ میلی‌متر تنظیم گردیده‌است. تعداد کل این مش‌ها در تمامی آزمون‌ها ۱۰۱۸۴ عدد بوده است. آزمون‌های کشش و پیچش به صورت تک محوری در دمای اتاق با نرخ جابجایی ثابت ۱ میلی‌متر در دقیقه انجام شده و سطح تسلیم به‌عنوان سطح فون میسر در نظر گرفته شده‌است. با وارد کردن ورودی‌های به‌دست آمده از نتایج تجربی و اجرای کد یومت در نرم‌افزار آباکوس، شبیه‌سازی آسیب-پلاستیک و رشد مارتنزیتی صورت گرفته‌است.

## ۵. مقایسه نتایج تجربی و عددی

در شکل ۱۱، نمودار تنش-کرنش در دو حالت عددی و تجربی مقایسه شده‌است. شکل ۱۲ نیز نمودار پیچش-زاویه پیچش را در این دو حالت نمایش می‌دهد. در این اشکال، مقدار خطا در ناحیه ابتدایی بیشتر از سایر نقاط است زیرا در حالت عددی، مدل‌سازی به‌گونه‌ای انجام شده که ناحیه الاستیک به صورت ناگهانی به ناحیه پلاستیک تبدیل می‌شود، در حالیکه در واقعیت، نمودار به تدریج به ناحیه پلاستیک وارد می‌شود و هیچ‌گونه نقطه تیزی ندارد.

در نمودار شکل ۱۳، نتایج تجربی و عددی مقادیر آسیب بر حسب کرنش پلاستیک نمایش داده شده‌است، و شکل ۱۴ با توجه به معادله (۲۳) نمودار کسر حجمی مارتنزیت نسبت به کرنش پلاستیک و نتایج عددی مقادیر کسر حجمی مارتنزیت بر حسب کرنش پلاستیک رسم شده‌است. همان‌طور که در این نمودارها مشاهده می‌شود، در بخش‌هایی از آن‌ها اختلافاتی بین داده‌های

محیط ارائه شده است. در این مدل، از آسیب لومتر و مدل تبدیل فاز شین برای تبدیل فاز مارتنزیت، استفاده شده است. به منظور تعیین پارامتر آسیب ناهمسانگرد، آزمایش‌های کشش و پیچش بر روی پنج نمونه با کرنش‌های متفاوت در دمای اتاق انجام شده و از آزمایش‌های پراش اشعه ایکس برای شناسایی فازهای موجود در ماده و کسر حجمی مارتنزیت بهره‌برداری گردیده است. برای شبیه‌سازی عددی، از کدنویسی یومت در نرم‌افزار آباکوس استفاده شده و در نهایت با استفاده از نتایج تجربی، ثابت‌های مدل‌سازی تعیین و مدل ارائه شده با نتایج تجربی مقایسه شده است. نتایج شبیه‌سازی به خوبی با داده‌های تجربی مطابقت داشته، و نشان می‌دهد که مدل به طور دقیق آسیب‌های مرتبط با تغییر شکل پلاستیک را پیش‌بینی کرده است.

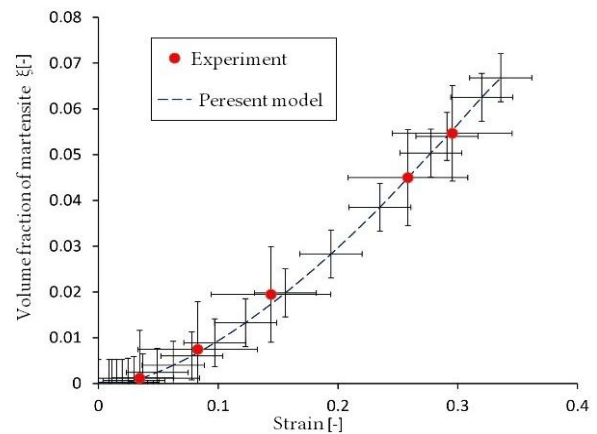
## ۷. فهرست علائم

### علائم انگلیسی

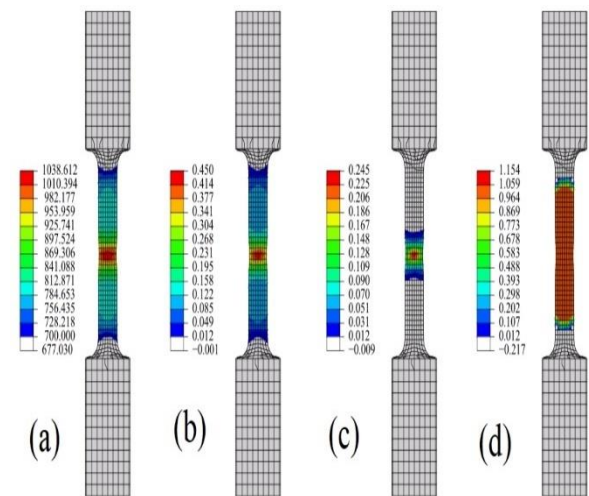
$C_e$	تانسور سختی الاستیک
$F^p$	تابع پتانسیل آسیب
$D$	تانسور آسیب
$R(\epsilon^p)$	سختی ماده در زمان تبدیل فاز
$E$	مدول یانگ
$G$	مدول برشی
$Y^{eq}$	نرخ آزاد سازی انرژی آسیب

### علائم یونانی

$\epsilon$	کرنش
$\sigma$	تنش
$\xi_L$	کسر حجمی مارتنزیت
$\epsilon_\xi$	کرنش تبدیل فاز
$\alpha$	فاز مارتنزیت
$\gamma$	فاز آستنیت



شکل ۱۴. کسر حجمی مارتنزیت بر حسب کرنش پلاستیک برای فولاد ۳۱۶.



شکل ۱۵. کانتور تنش (a)، کرنش (b)، آسیب  $D_1$  (c) و تبدیل فاز آستنیت به مارتنزیت (d).

مدل حاضر، نرخ تبدیل فاز است. سنتیک تبدیل فاز تابعی از کرنش پلاستیکی بوده و توزیع حاصل از فاز مارتنزیت هموارتر از آسیب است. به طور کلی، می‌توان گفت مدل پیشنهادی قادر به پیش‌بینی رفتار مواد با دقت قابل قبولی است.

## ۶. نتیجه‌گیری

در این مقاله، یک مدل ترکیبی آسیب ناهمسانگرد و رشد مارتنزیتی در دمای

## References- منابع

- MURAKAMI, S. 2012. *Continuum damage mechanics: a continuum mechanics approach to the analysis of damage and fracture*, Springer Science and Business Media. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0020-7683\(03\)00109-4](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0020-7683(03)00109-4).
- LEE, C.-S., YOO, B.-M., KIM, M.-H. and LEE, J.-M. 2013. Viscoplastic damage model for austenitic stainless steel and its application to the crack propagation problem at cryogenic temperatures. *International Journal of Damage Mechanics*, 22, 95-115. <https://doi.org/10.1177/1056789511434816>.
- RYŚ, M. 2015. Modeling of damage evolution and martensitic transformation in austenitic steel at



- cryogenic temperature. *Archive of Mechanical Engineering*, 523-537. <http://dx.doi.org/10.1515%2Fmeceng-2015-0029>.
4. GARION, C. and SKOCZEN, B. 2002. Modeling of plastic strain-induced martensitic transformation for cryogenic applications. *J. Appl. Mech.*, 69, 755-762. <https://doi.org/10.1115/1.1509485>.
  5. OLSON, G. and COHEN, M. 1975. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical transactions A*, 6, 791-795. <https://doi.org/10.1007/BF02672301>.
  6. MORI, T. and TANAKA, K. 1973. Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta metallurgica*, 21, 571-574. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(73\)90064-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(73)90064-3).
  7. IWAMOTO, T., TSUTA, T. and TOMITA, Y. 1998. Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in trip steels and modelling of transformation kinetics. *International Journal of Mechanical Sciences*, 40, 173-182. [https://doi.org/10.1016/S0020-7403\(97\)00047-7](https://doi.org/10.1016/S0020-7403(97)00047-7).
  8. GARION, C. and SKOCZEN, B. 2003. Combined model of strain-induced phase transformation and orthotropic damage in ductile materials at cryogenic temperatures. *International Journal of Damage Mechanics*, 12, 331-356. <https://doi.org/10.1177/105678903036225>.
  9. EGNER, H. and SKOCZEŃ, B. 2010. Ductile damage development in two-phase metallic materials applied at cryogenic temperatures. *International Journal of Plasticity*, 26, 488-506. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2009.08.006>.
  10. ORTWEIN, R., SKOCZEŃ, B. and TOCK, J. P. 2014. Micromechanics based constitutive modeling of martensitic transformation in metastable materials subjected to torsion at cryogenic temperatures. *International Journal of Plasticity*, 59, 152-179. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.03.006>.
  11. ORTWEIN, R., RYŚ, M. and SKOCZEŃ, B. 2016. Damage evolution in a stainless steel bar undergoing phase transformation under torsion at cryogenic temperatures. *International Journal of Plasticity*, 59, 152-179. <https://doi.org/10.1177/1056789516656746>.
  12. LEMAITRE, J. and DUFAILY, J. 1987. Damage measurements. *Engineering Fracture Mechanics*, 28, 643-661. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(87\)90059-2](https://doi.org/10.1016/0013-7944(87)90059-2).
  13. EGNER, H. and RYŚ, M. 2017. Total energy equivalence in constitutive modeling of multidissipative materials. *International Journal of Damage Mechanics*, 26, 417-446. <https://doi.org/10.1177/1056789516679496>.
  14. SAANOUNI, K. and DEVALAN, P. 2012. Thermomechanically-Consistent Modeling of the Metals Behavior with Ductile Damage. *Damage Mechanics in Metal Forming*, 63-242. <https://doi.org/10.1002/9781118562192.ch2>.
  15. AL-RUB, R. K. A. and VOYIADJIS, G. Z. 2003. On the coupling of anisotropic damage and plasticity models for ductile materials. *International Journal of Solids and Structures*, 40, 2611-2643. [https://doi.org/10.1016/S0020-7683\(03\)00109-4](https://doi.org/10.1016/S0020-7683(03)00109-4).
  16. HOMAYOUNFARD, M., GANJIANI, M. and SASANI, F. 2021. Damage development during the strain induced phase transformation of austenitic stainless steels at low temperatures. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 29, 045004. <https://doi.org/10.1088/1361-651X/abea67>.
  17. KAZEMI, S. S., HOMAYOUNFARD, M., GANJIANI, M. and SOLTANI, N. 2019. Numerical and experimental analysis of damage evolution and martensitic transformation in AISI 304 austenitic stainless steel at cryogenic temperature. *International Journal of Applied Mechanics*, 11, 1950012. <https://doi.org/10.1142/S1758825119500121>.
  18. KOTHARI, M., NIU, S. and SRIVASTAVA, V. 2019. A thermo-mechanically coupled finite strain model for phase-transitioning austenitic steels in ambient to cryogenic temperature range. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 133, 103729. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2019.103729>.
  19. NALEPKA, K., SKOCZEŃ, B., CIEPIEŁOWSKA, M., SCHMIDT, R., TABIN, J., SCHMIDT, E., ZWOLIŃSKA-FARYJ, W. and CHULIST, R. 2020. Phase transformation in 316L austenitic steel induced by fracture at cryogenic temperatures: Experiment and modelling. *Materials*, 14, 127. <https://doi.org/10.3390/ma14010127>.
  20. TRINH, T. D. and IWAMOTO, T. 2021. A crystal plasticity simulation on strain-induced martensitic transformation in crystalline TRIP steel by coupling with cellular automata. *Metals*, 11, 1316. <https://doi.org/10.3390/met11081316>.
  21. BEMFICA, C. and CASTRO, F. 2021. A cyclic plasticity model for secondary hardening due to strain-induced martensitic transformation. *International Journal of Plasticity*, 140, 102969. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2021.102969>.
  22. DING, H., WU, Y., LU, Q., WANG, Y., ZHENG, J. and XU, P. 2019. A modified stress-strain relation for austenitic stainless steels at cryogenic temperatures. *Cryogenics*, 101, 89-100. <https://doi.org/10.1016/j.cryogenics.2019.06.003>.
  23. LUO, C., ZENG, W., SUN, J. and YUAN, H. 2020. Plasticity modeling for a metastable austenitic stainless steel with strain-induced martensitic

- transformation under cyclic loading conditions. *Materials Science and Engineering: A*, 775, 138961. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.138961>.
24. ZENG, W. and YUAN, H. 2017. Mechanical behavior and fatigue performance of austenitic stainless steel under consideration of martensitic phase transformation. *Materials Science and Engineering: A*, 679, 249-257. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.005>.
25. SHIN, H. C., HA, T. K. and CHANG, Y. W. 2001. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel. *Scripta Materialia*, 45, 823-829. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01101-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01101-0).
26. LEMAITRE, J. 1985. A continuous damage mechanics model for ductile fracture. <https://doi.org/10.1115/1.3225775>.
27. GANJIANI, M. 2018. A Nonlinear Damage Model of Hardening-Softening Materials. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 140, 011010. <https://doi.org/10.1115/1.4037656>.
28. REED, H. 1983. Martensitic transformations in fe-cr-ni stainless steels. *Austenitic Steels at Low Temperatures*. Springer. <https://doi.org/10.1007/978-1-4613-3730-0>.
29. LEBEDEV, A. and KOSARCHUK, V. 2000. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels. *International Journal of Plasticity*, 16, 749-767. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(99\)00085-6](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(99)00085-6).
30. ASTM, I. 2010. ASTM E8/E8M-standard test methods for tension testing of metallic materials. *Annu B ASTM Stand*, 4, 1-27.
31. NAGHIZADEH, M. and MIRZADEH, H. 2016. Microstructural evolutions during annealing of plastically deformed AISI 304 austenitic stainless steel: martensite reversion, grain refinement, recrystallization, and grain growth. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47, 4210-4216. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3589-1>.