

Extraction of Johnson–Cook model constants for API-5L steel and their evaluation in finite element modeling

MohammadReza Heidari, Armin Ahmadian, Sajad Rasaei*

Mechanical Engineering Department, Kermanshah University of Technology, Kermanshah, Iran

ABSTRACT

API-5L steel pipelines are vital components in the oil and gas industries, subjected to complex mechanical and environmental loadings, and predicting the mechanical behavior and failure mechanisms of these steels requires advanced models. In this research, the Johnson-Cook model, as one of the most widely used elastoplastic and failure models, has been calibrated and evaluated for API-5L steel. To extract experimental data, uniaxial tensile tests were performed on standard and notched specimens with various radii. The results revealed true stress-strain, elastic-plastic behavior of the material, and fracture strain under different levels of stress triaxiality. The results showed that increasing stress triaxiality causes an exponential decrease in fracture strain, and strain concentration and damage in specimens with smaller notches begin near the notch root. For model validation, three-dimensional finite element simulations were conducted. Comparison of results showed that the Johnson-Cook model is capable of accurately reproducing the force-displacement curve and predicting the maximum load with an error of 1 to 3 percent, although a larger discrepancy was observed in predicting fracture displacement, which is due to the inherent limitations of the model in specific geometric conditions. This study demonstrates that precise calibration of the Johnson-Cook model based on experimental data provides an efficient tool for simulating and predicting failure in API-5L tubular steels and can be used in design analyses and safety assessments of energy transmission lines.

KEYWORDS

Johnson-Cook model, triaxiality, damage, flow stress, finite element.

Introduction

Steel pipelines, especially API-5L, are key components of energy transmission infrastructure in the oil, gas and petrochemical industries. Failure or damage to these components can have irreparable consequences in economic, environmental, and safety dimensions. Nonlinear material behavior, triaxial stress effects, strain rate and temperature, geometric complexities, and the presence of local defects make simple linear or empirical models inadequate in predicting failure. As a result, the use of advanced damage and fracture mechanics models becomes necessary. The Johnson-Cook model has become one of the most widely used tools in simulating the elastoplastic behavior and fracture of metals due to its relative simplicity and ability to simultaneously consider the effects of strain, strain rate, and temperature. This model consists of two parts: the flow part, which describes the elastoplastic behavior of the material, and the fracture part, which models the initiation and propagation of damage based on plastic strain and triaxial stress [1].

The theoretical foundations of many ductile fracture models can be found in the classic works of Dieter et al. [2] and Lemaitre [3] in the field of continuum mechanics. Criteria for the growth of pores were introduced by McClintock [4] and Rice and Tracy [5], and later Hancock and Mackenzie [6] highlighted the importance of triaxial stress in the initiation of failure of high-strength steels. Bao [7] and Bao and Wierzbicki [8, 9] presented more advanced models that take into account the negative effects of triaxial stress and its limitations in predicting cracks.

Despite significant advances in the development and application of failure models, research on API-5L steel is still limited and, in many cases, simultaneous calibration of the flow and failure components of the Johnson-Cook model has not been comprehensively performed. The combined effects of triaxial stress, strain rate, and geometric modifications have also received less attention in this steel. Therefore, the present study aims to fill this gap by accurately calibrating the Johnson-Cook model for API-5L steel based on experimental data and

evaluating its predictive accuracy in finite element simulation.

Research Method

In this study, test specimens were prepared based on the ASTM E8/E8M from API-5L steel pipe with a nominal thickness of 6 mm and an outer diameter of 90 mm using the waterjet cutting method. To evaluate the effect of geometry and strain concentration, tests were performed on specimens with circular grooves with radii of 2, 4, 6, and 12mm; the data obtained from these specimens were used to calibrate the flow section and failure criterion of the Johnson-Cook model, and it was possible to investigate the effects of groove radius on triaxial stress distribution. The results obtained from the tensile test of the grooved samples are shown in Fig1. Also, by measuring the fracture cross-section of the samples using an optical microscope, the fracture parameters were measured.

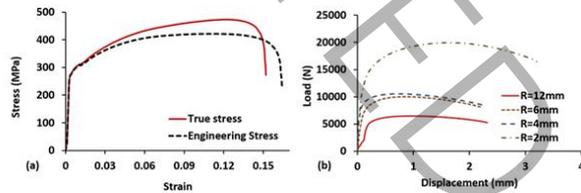


Figure 1: (a) True and engineering stress-strain data for the standard specimen, (b) force-displacement response of notched specimens with different notch radii: (a) R = 2, (b) R = 4, (c) R = 6, (d) R = 12.

The Johnson-Cook model is based on the von Mises plasticity criterion and is defined as equation (1) and, describes the effect of strain hardening, the dependence of yield stress on strain rate, and thermal softening simultaneously.

$$\sigma_{eq} = \left[A + B\epsilon_{pl}^n \right] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[1 - T^{*m} \right] \quad (1)$$

The onset of damage in soft materials is controlled by the accumulation of plastic strain. The damage parameter (D) is defined as:

$$D = \sum \frac{\Delta \epsilon}{\epsilon_f} = \int \frac{d\bar{\epsilon}_{pl}}{\bar{\epsilon}_{pl,D}(\eta, \theta, \dot{\epsilon})} \quad (2)$$

By determining the instantaneous value of the damage parameter and comparing it with the critical value of the material, the time and location of crack initiation as well as the final location of failure can be predicted.

According to the Johnson-Cook failure model, ϵ_f the failure strain is a function of the η triaxial stress ratio, strain rate, and temperature and is calculated from equation (3):

$$\epsilon_f = \left[D_1 + D_2 \exp(-D_3 \eta) \right] \left[1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[1 + D_5 T^* \right] \quad (3)$$

By calibrating the parameters of the Johnson-Cook flow and failure model through experimental, the plastic

behavior and failure mechanisms can be simulated and predicted under complex loading conditions.

In this study, tensile tests were performed at the quasi-static state and at room temperature and the equations will be simpler. Finally, the calibrated parameters of the stress flow model and the Johnson-Cook damage model are presented in Table 2.

Table 2: Measured mechanical properties.

n	B (MPa)	A (MPa)
0.7003	1087.67	270.24
D_3	D_2	D_1
5.322	13.1951	0.3403

The process is also modeled in the Abaqus finite element software using reduced cubic eight-node 3D elements (C3D8R). The Johnson-Cook damage model has a dedicated implementation in Abaqus. In meshing, the ratio of the maximum size of the largest element to the smallest element in the entire model was set to less than 5:1, and fine cubic elements with a longitudinal size 0.5mm were used in the areas adjacent to the grooves to increase the accuracy of the analysis.

Results and Discussion

The results indicate that specimens with a larger groove radius exhibit better agreement between the numerical results and the analytical relations (Bridgeman formula modified by Bai [10]). This improved agreement arises because their mechanical response is closer to the plane strain condition, for which the employed analytical relations were originally derived.

Experimental observations show that failure in axisymmetric tensile specimens generally initiates in the central region, where stress triaxiality is highest, leading to microvoid nucleation, growth, and the formation of a central crack perpendicular to the specimen axis. For specimens with a larger groove radius, damage and accumulated plastic strain are mainly concentrated in the midsection, whereas in specimens with a smaller groove radius, plastic strain initially localizes near the groove roots. However, as shown in Fig. 2, despite this early strain localization, final fracture still initiates in the central region.

This behavior results from the combined effect of high stress triaxiality in the center, which governs damage initiation, and accumulated plastic strain at the groove roots, which promotes local damage but does not control the final fracture location. Since material damage depends on accumulated plastic strain and is intensified by stress triaxiality, the final failure location reflects the interaction between these two mechanisms. Numerical results indicate that for larger groove radii, damage remains centered throughout loading, while for smaller radii, damage initially concentrates at the groove roots but progressively shifts to the center, where fracture ultimately occurs. Consequently, for groove radii smaller

than 2mm, failure are expected to be governed primarily by the groove root region.

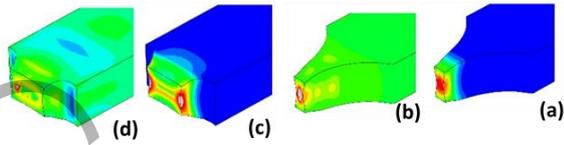


Figure 2: Distribution of strain and stress triaxiality across the cross-section at fracture initiation: (a) plastic strain for R=2, (b) stress triaxiality for R=2, (c) plastic strain for R=4, (d) stress triaxiality for R=4.

Fig. 3 shows the force-displacement data obtained from tests alongside the numerical response obtained from the Johnson-Cook damage criterion as well as the optimized specimens. As can be seen, the calibrated Johnson-Cook model, although able to predict the material behavior well, provides a conservative estimate of the material ductility due to its internal assumptions.

The difference between the numerical and experimental results is shown in Fig. 4. According to the results, the force error for all samples is in the range of 1 to 3%, indicating a high accuracy of the model in predicting the maximum load. However, the difference in displacement at the moment of failure is more dependent on the sample geometry. In particular, in the sample with a groove radius of 2mm, the highest error was observed (about 18%). This error decreased in samples with larger groove radius and reached about 12, 9, and 4% for 4mm, 6mm and 12mm, respectively.

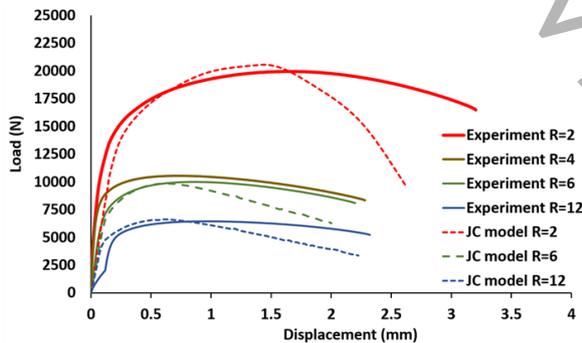


Figure 3: Comparison of force-displacement curves obtained from experiments and numerical simulations.

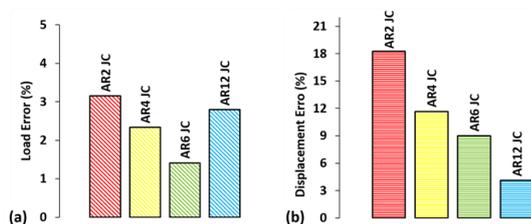


Figure 4: Response error for notched specimens simulated with Johnson-Cook fracture parameters: (a) force response error, (b) displacement response error.

Conclusion

In this study, a series of grooved flat specimens of API-5L steel were designed and fabricated to determine the failure parameters based on the Johnson-Cook model. In

addition to validating the experimental data, numerical simulations provided a deeper understanding of the failure mechanisms and damage evolution at different loading stages. The results clearly showed that the formation of holes in the early stages of damage and the concentration of stress in the groove root region are consistent with experimental observations. The data analysis showed that the use of the Bridgman equation to calculate the triaxial stress provides a conservative estimate of the material ductility. The prediction error of fracture displacement in samples with different groove radii varied between 3 and 18%, which was in line with the experimental and numerical results. Overall, the present study provides an example of the application of damage models in finite element simulation that can be used as a basis for future studies on API-5L steel as well as other alloys.

References

- [1] G.R. Johnson, W.H.J.E.f.m. Cook, Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures, 21(1) (1985) 31-48.
- [2] G.E. Dieter, J.M. Metallurgy, S.J.M.M. Edition, SI Metric edition, McGraw-Hill Book Company, 49 (1988).
- [3] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, Mechanics of solid materials, Cambridge university press, 1994.
- [4] F.A.J.J.o.a.m. McClintock, A criterion for ductile fracture by the growth of holes, 35(2) (1968) 363-371.
- [5] J.R. Rice, D.M.J.J.o.t.M. Tracey, P.o. Solids, On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*, 17(3) (1969) 201-217.
- [6] J. Hancock, A.J.J.o.t.M. Mackenzie, P.o. Solids, On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states, 24(2-3) (1976) 147-160.
- [7] Y. Bao, Prediction of ductile crack formation in uncracked bodies, Massachusetts Institute of Technology, 2003.
- [8] Y. Bao, T.J.E.f.m. Wierzbicki, On the cut-off value of negative triaxiality for fracture, 72(7) (2005) 1049-1069.
- [9] Y. Bao, T.J.I.j.o.m.s. Wierzbicki, On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space, 46(1) (2004) 81-98.
- [10] Y. Bai, X. Teng, T. Wierzbicki, On the application of stress triaxiality formula for plane strain fracture testing, (2009).

استخراج ثابت‌های مدل جانسون-کوک فولاد API-5L و ارزیابی آن در مدلسازی اجزاء

محدود

محمد رضا حیدری، آرمین احمدیان، سجاد رسائی*

گروه مهندسی مکانیک، دانشکده مهندسی، دانشگاه صنعتی کرمانشاه، کرمانشاه، ایران

چکیده

خطوط لوله فولادی API-5L از اجزای حیاتی در صنایع نفت و گاز هستند که تحت بارگذاری‌های پیچیده مکانیکی و محیطی قرار می‌گیرند و پیش‌بینی رفتار مکانیکی و مکانیزم‌های شکست این فولادها نیازمند مدل‌های پیشرفته است. در این پژوهش، مدل جانسون-کوک به عنوان یکی از پرکاربردترین مدل‌های الاستوپلاستیک و شکست، برای فولاد API-5L مورد کالیبراسیون و ارزیابی قرار گرفته است. به منظور استخراج داده‌های تجربی، آزمون‌های کشش تک‌محوری بر روی نمونه‌های استاندارد و شیاردار با شعاع‌های مختلف انجام شد. نتایج تنش-کرنش حقیقی، رفتار الاستیک-پلاستیک ماده و کرنش شکست تحت سطوح متفاوت تنش سه‌محوری را آشکار ساخت. نتایج نشان داد که افزایش تنش سه‌محوری موجب کاهش نمایی کرنش شکست می‌شود و تمرکز کرنش و آسیب در نمونه‌های با شیار کوچک‌تر، در نزدیکی ریشه شیار آغاز می‌شود. برای اعتبارسنجی مدل، شبیه‌سازی اجزای محدود سه‌بعدی انجام گرفت. مقایسه نتایج نشان داد که مدل جانسون-کوک قادر به بازتولید دقیق منحنی نیرو-جابجایی و پیش‌بینی بار حداکثر با خطای ۱ تا ۳ درصد است هرچند در پیش‌بینی جابجایی شکست، اختلاف بیشتری مشاهده شد که ناشی از محدودیت‌های ذاتی مدل در شرایط هندسی خاص است. این مطالعه نشان می‌دهد که کالیبراسیون دقیق مدل جانسون-کوک بر اساس داده‌های آزمایشگاهی، ابزاری کارآمد برای شبیه‌سازی و پیش‌بینی شکست فولادهای لوله‌ای API-5L فراهم می‌آورد و می‌تواند در تحلیل‌های طراحی و ارزیابی ایمنی خطوط انتقال انرژی مورد استفاده قرار گیرد.

کلمات کلیدی

مدل جانسون-کوک، تنش سه‌محوره، آسیب، سیلان، المان محدود.

۱- مقدمه

خطوط لوله فولادی، به‌ویژه از جنس API-5L، از اجزای کلیدی زیرساخت‌های انتقال انرژی در صنایع نفت، گاز و پتروشیمی به شمار می‌آیند. این لوله‌ها به دلیل طول زیاد و قرارگیری در شرایط محیطی و بارگذاری‌های پیچیده، در معرض فشار داخلی، بارهای حرارتی، نیروهای خارجی و همچنین تنش‌های پسماند ناشی از فرآیندهای تولید و جوشکاری قرار دارند. شکست یا آسیب این اجزا می‌تواند پیامدهای جبران‌ناپذیری در ابعاد اقتصادی، زیست‌محیطی و ایمنی به همراه داشته باشد. از این رو، شناسایی رفتار مکانیکی فولادهای مورد استفاده در این خطوط، به‌ویژه در محدوده پلاستیک و در مراحل آغاز و گسترش شکست، ضرورتی انکارناپذیر برای طراحی و ارزیابی ایمنی به شمار می‌رود.

با این حال، تحلیل تنش و پیش‌بینی شکست در لوله‌های فولادی با چالش‌های متعددی روبه‌رو است. رفتار غیرخطی مواد، اثر تنش سه‌محوره، نرخ کرنش و دما، پیچیدگی‌های هندسی و وجود نقص‌های موضعی سبب می‌شود مدل‌های ساده خطی یا تجربی توانایی کافی در پیش‌بینی گسیختگی نداشته باشند. در نتیجه، استفاده از مدل‌های پیشرفته مکانیک آسیب و شکست ضرورت می‌یابد. در میان این مدل‌ها، مدل جانسون-کوک به دلیل سادگی نسبی و توانایی در در نظر گرفتن هم‌زمان اثر کرنش، نرخ کرنش و دما، به یکی از پرکاربردترین ابزارها در شبیه‌سازی رفتار الاستوپلاستیک و شکست فلزات تبدیل شده است. این مدل شامل دو بخش است: بخش سیلان که رفتار الاستوپلاستیک ماده را توصیف می‌کند، و بخش شکست که بر مبنای کرنش پلاستیک و تنش سه‌محوره، آغاز و گسترش آسیب را مدل‌سازی می‌نماید [۱].

پایه‌های نظری بسیاری از مدل‌های شکست شکل‌پذیر را می‌توان در آثار کلاسیک دیتر و همکاران [۲] و لمیتر [۳] در حوزه مکانیک محیط‌های پیوسته یافت. معیارهای رشد حفره‌ها توسط مک‌کلینتوک [۴] و رایس و تریسی [۵] معرفی شد و بعدها هنگام و مکینزی [۶] اهمیت تنش سه‌محوره در آغاز شکست فولادهای پرمقاومت را برجسته کردند. باو [۷] و باو و ویرزبیکي [۸، ۹] مدل‌های پیشرفته‌تری ارائه دادند که اثرات منفی تنش سه‌محوره و محدودیت‌های آن در پیش‌بینی ترک‌ها را در نظر می‌گیرد. به دنبال آن، بونورا [۱۰]، مالچر [۱۱]، پنگ و ژاو [۱۲]، گنجیانی و همایونفرد [۱۳] و یو و همکاران [۱۴، ۱۵] مدل‌های جدیدتر و دقیق‌تری برای پیش‌بینی شکست فلزات شکل‌پذیر توسعه دادند. همچنین، کاتو [۱۶] و آلوز و جونز [۱۷] اثر تنش هیدرواستاتیک بر شکل‌پذیری فولادها را بررسی کردند و بر لزوم کالیبراسیون دقیق مدل‌ها برای هندسه‌ها و شرایط بارگذاری مختلف تأکید نمودند. مطالعات مرتبط با فولادهای لوله‌ای نیز نشان داده‌اند که شرایط بارگذاری چندمحوره و هندسه لوله در تمرکز کرنش و محل آغاز شکست نقش تعیین‌کننده‌ای دارد. به عنوان نمونه، ارلینگ و همکاران نشان دادند که در خمش شدید خطوط لوله، پیش‌بینی دقیق شکست مستلزم در نظر گرفتن اثر بارگذاری چندمحوره است [۱۸]. هاشمی و کیمیابخش [۱۹] چقرمگی شکست فولاد API X65 را تعیین کردند و بر اهمیت داده‌های تجربی در کالیبراسیون مدل‌ها تأکید داشتند. در همین راستا، دژانگ و همکاران [۲۰] پارامترهای شکست فولاد مخازن تحت فشار را شناسایی کردند و کیلیچ [۲۱]، اقبال [۲۲]، بانرجی [۲۳] و اسکولگند [۲۴] نقش مدل جانسون-کوک بر تحلیل مسائلی با اعمال کرنش‌های مقادیر بالا را بر فولادهای پرمقاومت برجسته نمودند. مجموعه این مطالعات نشان می‌دهد که صحت پیش‌بینی مدل‌ها به‌طور مستقیم به دقت داده‌های آزمایشگاهی و روش کالیبراسیون وابسته است.

با وجود پیشرفت‌های چشمگیر در توسعه و به‌کارگیری مدل‌های شکست، پژوهش‌های انجام‌شده روی فولاد API-5L هنوز محدود بوده و در بسیاری موارد، کالیبراسیون هم‌زمان دو بخش سیلان و شکست مدل جانسون-کوک به‌طور جامع انجام نشده است. اثرات ترکیبی تنش سه‌محوره، نرخ کرنش و اصلاحات هندسی نیز کمتر در این فولاد مورد توجه قرار گرفته‌اند. از این رو، پژوهش حاضر با هدف پر کردن این خلأ، به کالیبراسیون دقیق مدل جانسون-کوک برای فولاد API-5L بر پایه داده‌های تجربی می‌پردازد و صحت پیش‌بینی آن را در شبیه‌سازی اجزای محدود ارزیابی می‌کند. بدین منظور، ابتدا آزمون‌های کشش انجام شده و داده‌های تجربی استخراج گردید، سپس مدل کالیبره‌شده در نرم‌افزار آباکوس پیاده‌سازی شد تا توانایی آن در بازتولید منحنی نیرو-تغییر طول و پیش‌بینی آغاز شکست مورد سنجش قرار گیرد.

۲- روش تحقیق

۲-۱- مطالعه آزمایشگاهی

در این پژوهش، نمونه‌های آزمون از لوله فولادی API-5L با ضخامت اسمی ۶ میلی‌متر و قطر خارجی ۹۰ میلی‌متر با استفاده از روش برش و اترجت آماده‌سازی شدند. استفاده از این روش، ضمن تضمین دقت ابعادی، از ایجاد تغییرات حرارتی ناخواسته در ناحیه برش جلوگیری می‌کند. ابعاد نمونه‌ها بر اساس استاندارد ASTM E8/E8M انتخاب گردید تا شرایط لازم برای مقایسه‌پذیری داده‌ها فراهم شود، تصویر شماتیک نمونه‌های برش خورده از لوله و هندسه آن‌ها در شکل ۱ الف نشان داده شده است.

آزمون‌های کشش تک‌محوری در دمای محیط توسط دستگاه تست کشش یونیورسال شرکت سنتام با ظرفیت ۱۵ تن انجام گرفت. نرخ تغییر طول مطابق با استاندارد یادشده و در محدوده نرخ کرنش اسمی $0.0032s^{-1}$ تنظیم شد. به منظور اندازه‌گیری دقیق تغییر طول ناحیه سنجش، از اکستنسیومتر مکانیکی با دقت ۱ میکرون و طول مبنا ۲۵ میلی‌متر استفاده شد. داده‌های نیرو-جابجایی به صورت پیوسته در طی آزمون توسط سیستم ثبت دیجیتال دستگاه ذخیره گردید، نتایج نمونه استاندارد در شکل ۲ الف نشان داده شده‌است. سپس این داده‌ها برای محاسبه تنش و کرنش مهندسی به کار گرفته شدند. با اعمال روابط تبدیل مناسب، و بر اساس فرض تراکم ناپذیری، نمودارهای تنش-کرنش حقیقی نیز استخراج شد. نتایج آزمایش‌ها، رفتار مکانیکی فولاد API-5L را در محدوده الاستیک و پلاستیک به‌طور کامل نشان می‌دهند. شکل ۱ ب نمای دستگاه و نمونه در حال انجام آزمایش را نشان می‌دهد. هدف از این مطالعه، استخراج پارامترهای مدل آسیب جانسون-کوک و بررسی نسبت تنش سه‌محوری در ناحیه پلاستیک بود. برای ارزیابی اثر هندسه و تمرکز کرنش، آزمون‌ها روی نمونه‌هایی با شیارهای دایروی به شعاع ۲، ۴، ۶ و ۱۲ میلی‌متر انجام گرفت، و تصویر نمونه‌های آماده‌شده در شکل ۱ ج نشان داده شده‌است. داده‌های حاصل از این نمونه‌ها برای کالیبراسیون بخش سیلان و معیار شکست مدل جانسون-کوک مورد استفاده قرار گرفت و امکان بررسی اثرات شعاع شیار بر توزیع تنش سه‌محوره فراهم گردید، نتایج به‌دست آمده از آزمون کشش نمونه‌های شیاردار در شکل ۲ ب نشان داده شده‌است؛ همچنین با اندازه‌گیری مقطع شکست نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری پارامترهای شکست اندازه‌گیری شده‌اند و نتایج آن‌ها در جدول ۱ آورده شده‌است.

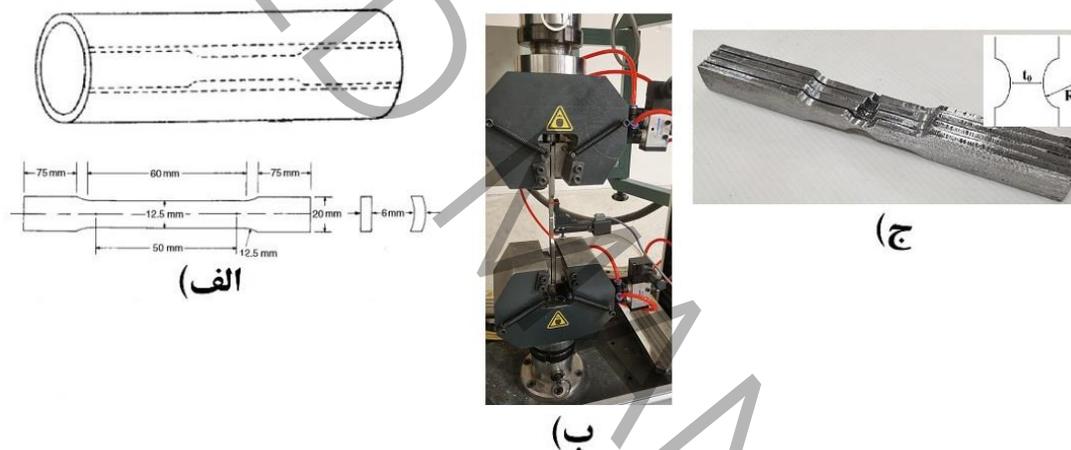


Figure 1: (a) Tensile test specimen in tubular form and the location from which longitudinal tensile specimens are extracted from a pipe, (b) configuration of the extensometer mounted on the specimen, (c) flat specimens with different notch geometries.

شکل ۱: (الف) نمونه آزمایش کشش برای حالت لوله‌ای و محلی که نمونه‌های آزمایش کشش طولی باید از یک لوله بریده شوند، (ب) وضعیت اکستنسیومتر نصب شده روی نمونه، (ج) نمونه‌های تخت با بریدگی‌های مختلف

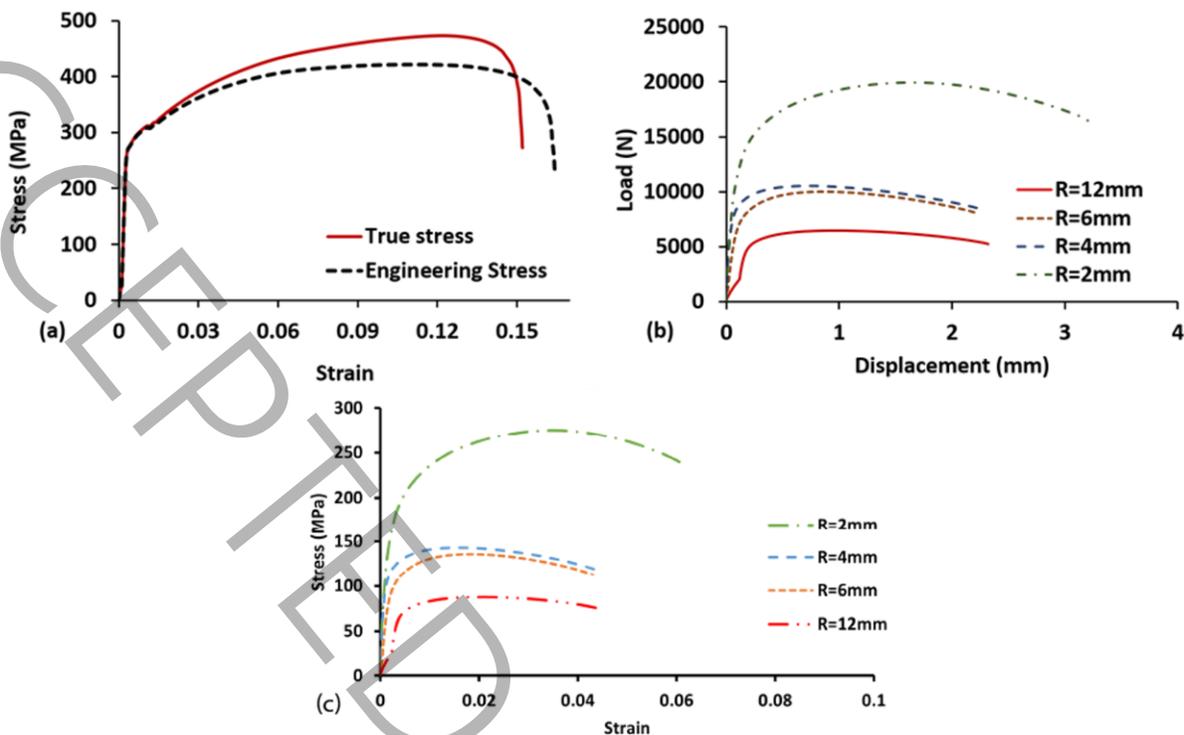


Figure 2: (a) True and engineering stress–strain data for the standard specimen, (b) force–displacement response of notched specimens with different notch radii: (a) R = 2, (b) R = 4, (c) R = 6, (d) R = 12. (c) True stress–strain data of notched specimens with different notch radii: (a) R = 2, (b) R = 4, (c) R = 6, (d) R = 12.

شکل ۲: الف) داده های تنش- کرنش حقیقی و مهندسی برای نمونه استاندارد (ب) پاسخ نیرو-جابجایی برای نمونه های شیاردار الف) R=2 (ب) R=4 (ج) R=6 (د) R=12. ج) نمودار تنش کرنش حقیقی برای نمونه های شیار دار الف) R=2 (ب) R=4 (ج) R=6 (د) R=12.

Table 1: Measured values from fractured specimens in the experiment.

جدول ۱: مقادیر اندازه گیری شده از نمونه های شکسته شده در آزمایش

تنش سه محوره	کرنش شکست	ضخامت شکست (mm)	ضخامت اولیه (mm)	شعاع شیار (mm)
۱/۳۰۳۰	۰/۳۵۳۲	۵/۱۵	۷	۲
۰/۷۹۳۸	۰/۵۳۲۲	۲/۰۸	۳/۳	۴
۰/۷۳۴۴	۰/۶۰۶۱	۲/۰۶	۳/۵	۶
۰/۶۳۴۷	۰/۷۹	۱/۲۳	۲/۴۵	۱۲

مقادیر تنش سه محوره و کرنش شکست ارائه شده در جدول ۱ از نتایج مطالعات بای و همکاران [۲۷] به دست آمده اند که نشان دادند نمونه های تخت شیاردار برای ارزیابی شکست مناسب هستند. آنها تنش سه محوری را در وسط ناحیه بریدگی برای یک نمونه کرنش صفحه ای به صورت زیر بیان کردند:

$$\eta = \frac{\sqrt{3}}{3} \left[1 + 2 \ln \left(1 + \frac{t_0}{4R} \right) \right] \quad (1)$$

که در این معادله، R شعاع شیار را نشان می دهد و t_0 نشان دهنده ضخامت اولیه نمونه تخت در ناحیه بریدگی است. این معادله حکم می کند که تنش سه محوری نمونه های تخت باید $\eta \geq \frac{1}{\sqrt{3}}$ باشد. کرنش معادل شکست، $\bar{\varepsilon}_f$ ، در سطح مقطع نمونه تخت [۲۵] به صورت زیر ارائه می شود:

$$\bar{\varepsilon}_f = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{t_0}{t_f} \right) \quad (۲)$$

که t_0 نشان دهنده ضخامت اولیه نمونه و t_f نشان دهنده ضخامت نمونه در مقطع شکسته شده است.

۲-۲- مطالعه تحلیلی

به منظور تحلیل وضعیت تنش در مواد، نسبت تنش سه محوری به صورت رابطه (۳) تعریف می شود: [۲۵-۲۷]

$$\eta = \frac{-p}{q} = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \quad (۳)$$

که پارامترهای σ_m و $\bar{\sigma}$ به ترتیب نشان دهنده تنش میانگین و تنش معادل هستند و مطابق روابط (۴) و (۵) به دست می آیند:

$$p = -\sigma_m = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (۴)$$

$$q = \bar{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]} \quad (۵)$$

که در آن $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$ تنش های اصلی هستند. با فرض همسانگردی ماده، مدل سازی رفتار تنش می تواند بر اساس سه نامتغیر تانسور تنش انجام گیرد. نامتغیر سوم بر اساس رابطه (۶) تعریف می شود:

$$r = \left[\frac{27}{2} (\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m) \right]^{1/3} \quad (۶)$$

پارامتر مهم دیگر، پارامتر زاویه لود θ است که از رابطه (۵) با نامتغیر نرمالیزه شده سوم تنش، ξ ، مرتبط می گردد:

$$\xi = \left(\frac{r}{q} \right)^3 = \cos(3\theta) \quad (۷)$$

از آنجا که بازه تغییرات θ در محدوده $\left[\frac{\pi}{3}, 0 \right]$ قرار دارد، بنابراین مقدار ξ نیز در بازه $[-1, 1]$ خواهد بود. حالت تنش در یک نقطه از ماده همسانگرد را می توان در سه دستگاه مختصات کارتزین، استوانه ای و کروی بیان کرد. در این شرایط تنش معادل $\bar{\sigma}$ به کمک رابطه سخت شوندگی با کرنش معادل $\bar{\varepsilon}$ مرتبط است. همچنین پارامتر زاویه لود به صورت نرمالیزه شده مطابق رابطه (۸) بیان می شود:

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{6\theta}{\pi} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos(\xi) \quad (۸)$$

بدین ترتیب، بازه تغییرات $\bar{\theta}$ نیز همانند ξ بین -1 تا 1 خواهد بود:

$$\bar{\theta} = 1 \text{ متناظر با کشش متقارن محور،}$$

$$\bar{\theta} = 0 \text{ متناظر با حالت کرنش صفحه ای،}$$

$$\text{و } \bar{\theta} = -1 \text{ متناظر با فشار متقارن محوری است.}$$

شرایط تنش صفحه ای را می توان بر اساس یکی از پارامترهای ξ یا η و یا $\bar{\theta}$ به صورت رابطه (۹) نوشت:

$$\xi = \cos \left(\frac{\pi}{2} (1 - \bar{\theta}) \right) = -\frac{27}{2} \eta \left(\eta^2 - \frac{1}{3} \right) \quad (۹)$$

مدل جریان تنش جانسون-کوک

مدل جانسون-کوک بر پایه معیار پلاستیسیته فون میزس تعریف می‌شود و با بهره‌گیری از روابط تحلیلی، اثر سخت‌شوندگی کرنش، وابستگی تنش تسلیم به نرخ کرنش و نرم‌شدگی حرارتی را به‌طور همزمان توصیف می‌کند. بر اساس معادله پیشنهاد شده توسط جانسون و کوک، رفتار دینامیکی ماده به‌صورت زیر تعریف می‌شود:

$$\sigma_{eq} = \left[A + B\varepsilon_{pl}^n \right] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - T^{*m} \right] \quad (10)$$

در این رابطه:

جمله اول، سخت‌شوندگی کرنش را مدل می‌کند؛ جمله دوم، اثر نرخ کرنش را لحاظ می‌نماید؛ جمله سوم، اثر دما را نشان می‌دهد. پارامترهای ماده در این مدل عبارتند از A تنش تسلیم اولیه، B ضریب سخت‌شوندگی کرنش، n توان سخت‌شوندگی کرنش، C حساسیت نرخ کرنش و m ضریب نرم‌شدگی حرارتی. همچنین σ_{eq} تنش معادل فون میزس، ε_{pl} کرنش پلاستیک معادل، $\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$ نسبت نرخ کرنش به نرخ مرجع و T^* دمای بی‌بعد است.

مدل شکست جانسون-کوک

آغاز آسیب در مواد نرم توسط تجمع کرنش پلاستیک کنترل می‌شود. پارامتر آسیب (D) به‌صورت زیر تعریف می‌گردد:

$$D = \sum \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_f} = \int \frac{d\bar{\varepsilon}_{pl}}{\bar{\varepsilon}_{pl,D}(\eta, \bar{\theta}, \dot{\varepsilon})} \quad (11)$$

که در آن $\Delta\varepsilon$ افزایش جزئی کرنش پلاستیک معادل، ε_f کرنش پلاستیک معادل در لحظه شکست، $\bar{\varepsilon}_{pl,D}$ کرنش معادل پلاستیک در آغاز آسیب است که تابعی از نسبت تنش سه‌محوری، نرخ کرنش و نامتغیر سوم تانسور تنش انحرافی می‌باشد. D ، بین 0 برای مواد آسیب‌دیده و 1 برای مواد کاملاً تخریب شده است. با تعیین مقدار لحظه‌ای پارامتر آسیب D و مقایسه آن با مقدار بحرانی مربوط به ماده، می‌توان زمان و مکان آغاز ترک و همچنین محل نهایی شکست را پیش‌بینی نمود.

طبق مدل شکست جانسون-کوک، کرنش شکست ε_f تابعی از نسبت تنش سه‌محوری η ، نرخ کرنش و دما بوده و از رابطه (12) محاسبه می‌شود:

$$\varepsilon_f = \left[D_1 + D_2 \exp(-D_3\eta) \right] \left[1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 + D_5 T^* \right] \quad (12)$$

در این رابطه پارامترهای D_1 ، D_2 و D_3 اثر نسبت تنش سه‌محوری بر کرنش شکست را توصیف می‌کنند؛ D_4 حساسیت شکست به نرخ کرنش را نشان می‌دهد، و D_5 بیانگر تأثیر دمای همولوگ بر فرایند شکست است. با کالیبراسیون پارامترهای مدل جریان و شکست جانسون-کوک از طریق آزمون‌های تجربی (نظیر کشش با شیارهای مختلف و فشار محوری)، می‌توان رفتار پلاستیک و مکانیزم‌های شکست فولاد API-5L را در شرایط بارگذاری پیچیده شبیه‌سازی و پیش‌بینی نمود.

۲-۳- نتایج تحلیلی

با توجه به اینکه در آزمایش‌های کشش حاضر، دمای آزمون برابر با دمای مرجع (۲۵ درجه سانتی‌گراد) و نرخ کرنش برابر با نرخ مرجع ($0.0032s^{-1}$) انتخاب شده است، دو عبارت دوم و سوم از رابطه (10) به مقدار یک تبدیل شده و معادله به صورت ساده‌شده زیر بیان می‌شود:

$$\sigma_{eq} = A + B\varepsilon_{pl}^n \quad (13)$$

در این پژوهش، مقدار تنش تسلیم (پارامتر A) با استفاده از روش آفست 0.2% محاسبه گردید؛ سپس، با ترسیم و تحلیل داده‌های تجربی بر اساس رابطه (۱۳) مطابق شکل ۳، مقادیر ثابت سخت‌شوندگی کرنش (پارامتر B) و توان سخت‌شوندگی کرنش (پارامتر n) استخراج شدند. در نهایت، پارامترهای کالیبره‌شده مدل جریان تنش جانسون-کوک در جدول ۲ ارائه شده است.

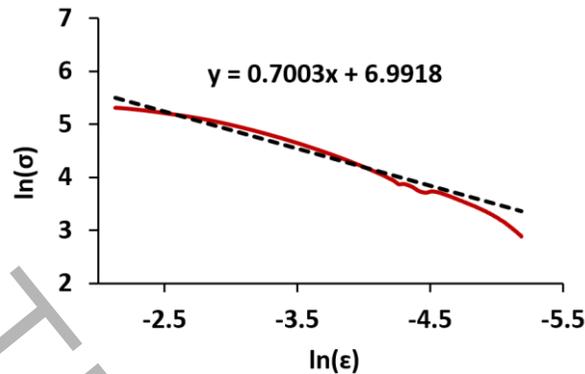


Figure 3: Logarithmic representation of the Johnson–Cook flow stress model.

شکل ۳: نمایش لگاریتمی مدل جریان تنش جانسون-کوک

Table 2: Measured mechanical properties of the test specimen.

جدول ۲: مقادیر اندازه‌گیری شده خواص مکانیکی نمونه آزمون

تنش تسلیم	ضریب سختی کرنش	توان سختی کرنش
A (MPa)	B (MPa)	n
۲۷۰/۲۴	۱۰۸۷/۶۷	۰/۷۰۰۳

از مزیت‌های استفاده از مدل جانسون – کوک این است که پارامترهای آسیب در مدل جانسون – کوک در عبارتهای مجزا تعریف شده‌اند که باعث می‌شود با توجه به شرایط حاکم بر مسئله مورد تحلیل، برخی از پارامترها با توجه به فرضیاتی خاص قابل چشم‌پوشی هستند که این مورد باعث ساده‌سازی مراحل استخراج این پارامترها می‌شود، زیرا در حالاتی خاص، تعداد نمونه‌های استاندارد و تست‌های کشش مورد نیاز برای استخراج پارامترها به صورت قابل توجهی کاهش می‌یابد. در این پژوهش آزمایش‌های کشش با نرخ کرنش مرجع و در دمای اتاق انجام شدند که شرایط را در حالت شبه‌استاتیک قرار می‌دهد. در این حالت، اثرات ناشی از نرخ کرنش و دمای آزمون بر رفتار مکانیکی و فرآیند شکست بسیار ناچیز بوده و می‌توان از پارامترهای D_4 و D_5 صرف‌نظر نمود. بر این اساس، رابطه (۱۲) به شکل ساده‌شده زیر تبدیل می‌شود:

$$\varepsilon_f = D_1 + D_2 \exp(-D_3 \eta) \quad (14)$$

با توجه به داده‌های آزمایشگاهی (جدول ۱)، برای نمونه‌ها، نمودار تغییرات کرنش شکست بر حسب نسبت تنش سه‌محوری در شکل ۴ ارائه شده است. از برازش داده‌های این نمودار، مقدار ثابت‌های D_1 ، D_2 و D_3 استخراج گردیده که نتایج در جدول ۳ گزارش شده است.

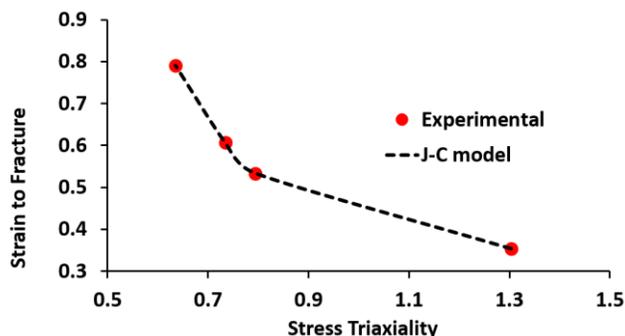


Figure 4: Variation of fracture strain with respect to stress triaxiality.

شکل ۴: تغییرات کرنش شکست با توجه به تنش سه محوری

مطالعات پیشین نیز نشان داده‌اند که افزایش نسبت تنش سه‌محوری منجر به کاهش کرنش شکست معادل در مواد می‌شود [۸]. نتایج ارائه‌شده در شکل ۵ با گزارش‌های ثبت‌شده توسط آلوز و جونز [۱۷] هم‌خوانی دارد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در نمونه‌های شیاردار تحت بارگذاری شبه‌استاتیکی، شکل‌پذیری ماده با افزایش تنش سه‌محوری به‌طور قابل‌توجهی و به‌صورت نمایی کاهش می‌یابد.

Table 3: Johnson–Cook fracture model parameters.

جدول ۳: پارامترهای مدل شکست جانسون-کوک

D_3	D_2	D_1
۵۳۲۲	۱۳/۱۹۵۱	۰.۳۴۰۳

۴-۲- شبیه‌سازی

با استفاده از داده‌های آزمایشگاهی و پارامترهای استخراج‌شده، شبیه‌سازی نمونه‌های تحت آزمون با بهره‌گیری از نرم‌افزار آباکوس که نرم‌افزاری مبتنی بر روش اجزای محدود است انجام گردید. همان‌گونه که پیش‌تر اشاره شد، مدل آسیب جانسون-کوک به دلیل دقت بالا و گستردگی کاربرد، در نرم‌افزار آباکوس دارای پیاده‌سازی اختصاصی است؛ از همین‌رو این مدل در پژوهش حاضر به‌عنوان معیار اصلی آسیب انتخاب گردید.

مدل سه‌بعدی نمونه کشش استاندارد بر اساس ابعاد واقعی و مطابق با الزامات استاندارد ASTM-E8 ایجاد گردید. با توجه به اینکه نمونه‌های استاندارد کشش در حالت کرنش صفحه‌ای قرار دارند، المان‌های سه‌بعدی هشت‌گره‌ای مکعبی کاهش‌یافته (C3D8R) برای تحلیل در نظر گرفته شدند. در شبکه‌بندی، نسبت حداکثر اندازه بزرگ‌ترین المان به کوچک‌ترین المان در کل مدل کمتر از ۵ به ۱ تنظیم گردید. علاوه بر این، در نواحی مجاور شیارها از المان‌های مکعبی ریز با اندازه طولی 0.5mm استفاده شد تا دقت تحلیل در این نواحی بحرانی افزایش یابد. در شکل ۵، نمونه‌ای از شبکه‌بندی مدل‌های شیاردار با شعاع شیارهای ۲، ۴، ۶ و ۱۲ میلی‌متر نمایش داده شده است. در شکل ۶ نیز برای انتخاب سایز المان‌ها، همگرایی بررسی شده است.

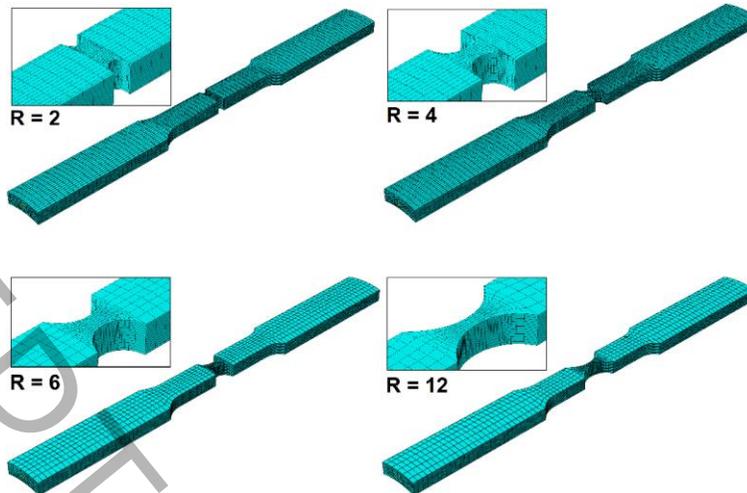


Figure 5: Mesh generation for notched specimens with notch radii of 2, 4, 6, and 12 mm.

شکل ۵: شبکه بندی المان ها در نمونه شیاردار با شعاع شیار 2، 4، 6 و 12 میلی متر

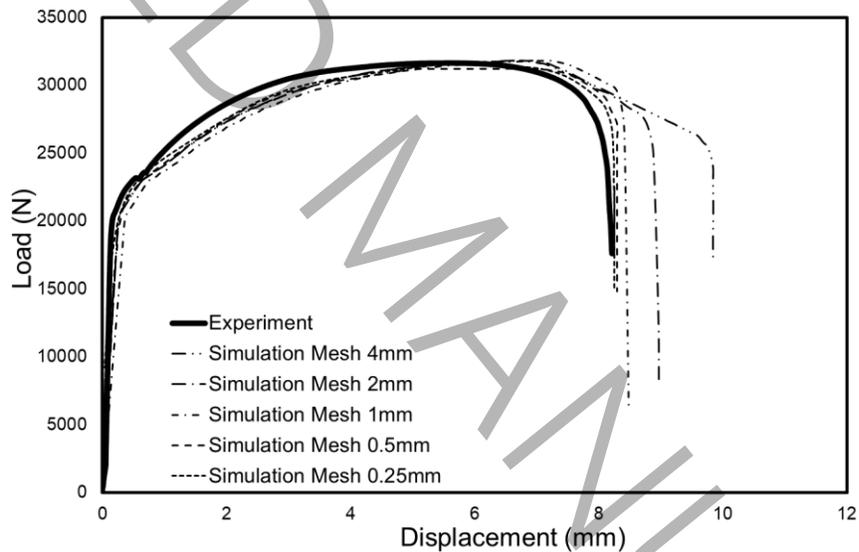


Figure 6: verification of the mesh convergence for Standard specimen

شکل ۶: بررسی همگرایی مش برای نمونه استاندارد

۳- تحلیل نتایج

شکل ۷ تخمینی از تنش سه محوری اولیه در مرکز نمونه های شیاردار را نمایش می دهد. نتایج نشان می دهد که نمونه هایی با شعاع شیار بزرگ تر همخوانی بیشتری میان داده های عددی و روابط تحلیلی (فرمول بریجمن اصلاح شده توسط بای [۲۸]) دارند؛ زیرا رفتار آن ها به شرایط کرنش صفحه ای نزدیک تر است. در مقابل، برای نمونه های با شعاع شیار کوچک تر (مانند $R = 2mm$)، اختلاف بیشتری مشاهده می شود، چراکه رفتار این نمونه ها به شرایط تنش صفحه ای نزدیک است، در حالی که روابط تحلیلی مورد استفاده برای حالت کرنش صفحه ای استخراج شده اند.

مطابق مشاهدات تجربی، که بوسیله مطالعات قبلی نیز تایید می‌شود، مرحله آغازین شکست در نمونه‌های متقارن محوری تحت کشش غالباً در ناحیه مرکزی رخ می‌دهد؛ جایی که تنش سه‌محوری به حداکثر مقدار خود می‌رسد. در این ناحیه، میکرو حفره‌های متعددی هسته‌زایی کرده و در اثر بارگذاری مداوم رشد کرده و نهایتاً به تشکیل ترک مرکزی عمود بر محور نمونه منجر می‌شوند. با این حال، گزارش‌هایی مانند کار آلوز و جونز [۱۷] نشان داده‌اند که در شرایط تنش سه‌محوری بسیار بالا (یعنی مقادیر بزرگ a/R)، شروع شکست ممکن است در سطح ریشه شیار نیز رخ دهد. بنابراین، محل دقیق آغاز شکست در نمونه‌های شیاردار همچنان مسئله‌ای بحث‌برانگیز است و نیاز به بررسی‌های عددی و شبیه‌سازی اجزای محدود دارد، زیرا شواهد تجربی به‌سختی قابل دستیابی‌اند.

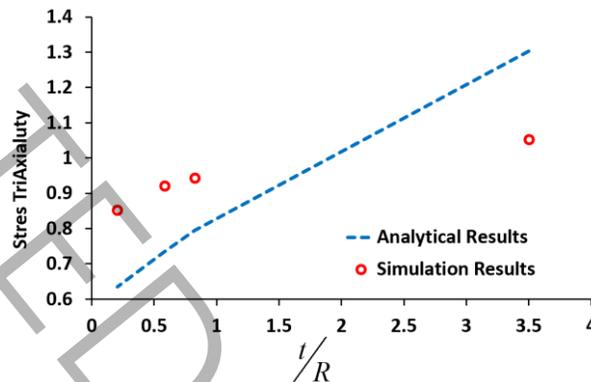


Figure 7 : Comparison of initial stress triaxiality obtained from analytical solutions and numerical simulations.

شکل ۷: مقایسه تنش سه‌محوری اولیه به دست آمده از راه حل‌های تحلیلی و شبیه‌سازی عددی.

در شکل ۸ نمای بزرگ‌شده از هندسه تغییرشکل‌یافته نمونه‌های با شعاع $R=2mm$ و $R=12mm$ در مراحل آغازین شکست ارائه شده است که در آن رشد حفره‌ها و آغاز فرایند شکست به وضوح مشاهده می‌شود. همچنین در شکل ۹ نمودار توزیع کرنش پلاستیک و تنش سه‌محوری برای همین مراحل به تصویر کشیده شده‌اند.

تحلیل نتایج نشان می‌دهد که در نمونه‌های با شعاع بزرگ‌تر ($R=12mm$)، آسیب و کرنش پلاستیک انباشته عمدتاً در بخش میانی نمونه متمرکز می‌شوند، در حالی که در نمونه‌های با شعاع کوچک‌تر ($R=2mm$)، تمرکز کرنش‌های پلاستیک در نزدیکی ریشه شیارها است. با این وجود، نتایج شکل ۹ نشان می‌دهند که حتی با وجود تجمع کرنش پلاستیک در ریشه‌ها، شکست نهایی همچنان در مرکز نمونه رخ داده است.

این رفتار را می‌توان با توجه به نقش همزمان دو پارامتر کلیدی توضیح داد:

- تنش سه‌محوری بالا در ناحیه مرکزی که محرک اصلی شروع آسیب محسوب می‌شود.
- کرنش پلاستیک انباشته در ریشه شیارها که امکان شروع موضعی شکست را افزایش می‌دهد.

بر اساس معادلات (۹) و (۱۰)، آسیب ماده تابعی از کرنش پلاستیک انباشته بوده و شدت آن توسط سطح تنش سه‌محوری تشدید می‌شود. بنابراین محل نهایی آسیب حاصل تعامل بین این دو مکانیزم است. روند پیشرفت آسیب در مرکز و ریشه شیار برای نمونه‌های مختلف در شکل ۱۰ مقایسه و ارائه شده است. نتایج شبیه‌سازی نشان داد که در نمونه‌های با شعاع شیار بزرگ‌تر ($R=12mm$)، آسیب همواره در مرکز نمونه متمرکز بوده و آغاز شکست در این ناحیه رخ می‌دهد. در مقابل، در نمونه با شعاع کوچک‌تر ($R=2mm$)، در مراحل اولیه تمرکز آسیب در ریشه شیارها بیشتر است، اما با پیشرفت بارگذاری، آسیب به تدریج در مرکز غالب شده و نهایتاً شکست نیز از این ناحیه آغاز می‌شود. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که برای نمونه‌هایی با شعاع شیار کمتر از ۲ میلی‌متر، آسیب در ریشه شیارها غالب خواهد بود و شکست نیز عمدتاً در همان نواحی اتفاق می‌افتد.

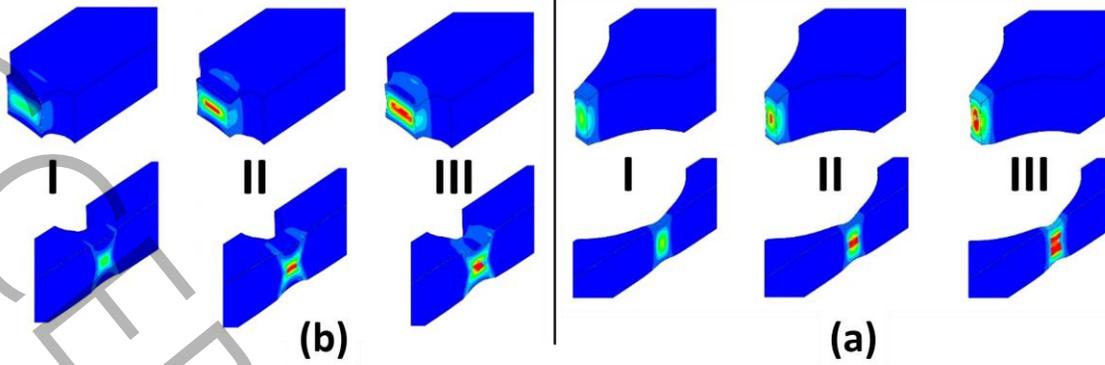


Figure 8: Stress distribution at the cross-section at the onset of fracture for specimens: (a) $R = 12mm$, (b) $R = 2mm$.

شکل ۸: توزیع تنش در مقطع در شروع شکست برای نمونه های: الف) $R = 12mm$ ، ب) $R = 2mm$.

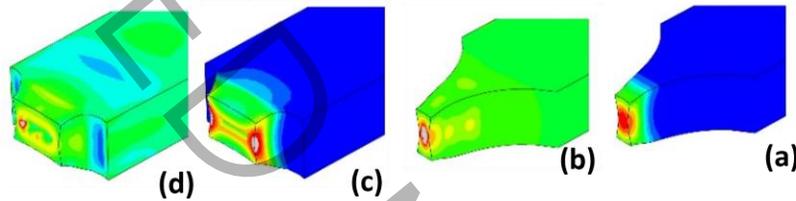


Figure 9: Distribution of strain and stress triaxiality across the cross-section at fracture initiation: (a) plastic strain for $R = 12mm$, (b) stress triaxiality for $R = 12mm$, (c) plastic strain for $R = 2mm$, (d) stress triaxiality for $R = 2mm$.

شکل ۹: توزیع کرنش و تنش سه محوری در سطح مقطع در شروع شکست: الف) کرنش پلاستیک برای $R = 12mm$ ، ب) تنش سه محوری برای $R = 12mm$ ، ج) کرنش پلاستیک برای $R = 2mm$ ، د) تنش سه محوری برای $R = 2mm$.

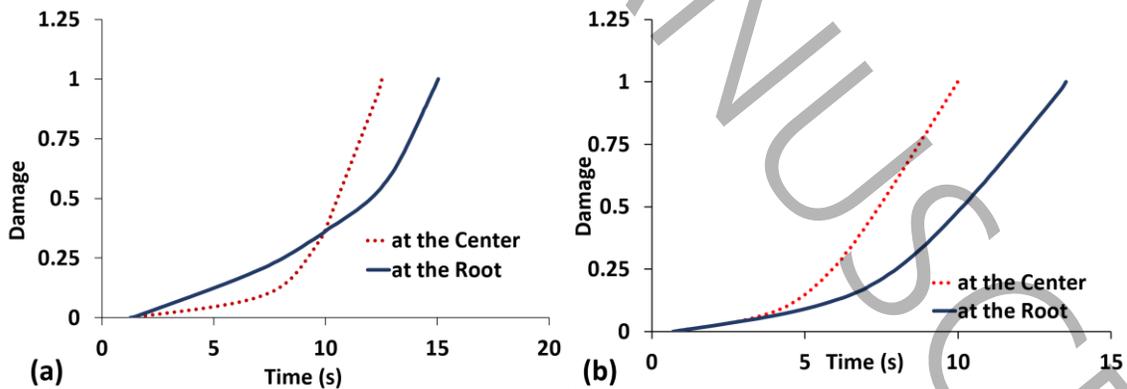


Figure 10: Damage progression at the specimen center and notch root: (a) $R = 2mm$, (b) $R = 12mm$.

شکل ۱۰: پیشرفت آسیب در مرکز نمونه و در ریشه شیار. الف) $R = 2mm$ ، ب) $R = 12mm$.

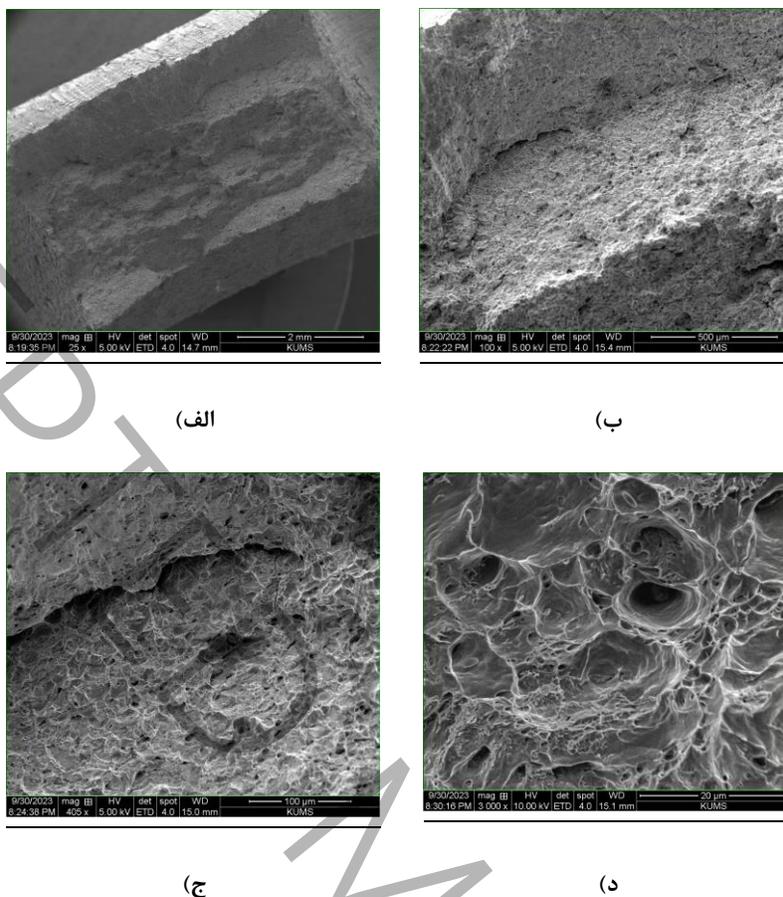


Figure 11: Morphology of fracture surface of sample with groove radius at different magnifications

شکل ۱۱: مورفولوژی سطح شکست نمونه با شعاع شیار $R = 2mm$ در بزرگنمایی‌های مختلف.

(الف) بزرگنمایی ۲۵ (ب) بزرگنمایی ۱۰۰ (ج) بزرگنمایی ۴۰۵ (د) بزرگنمایی ۳۰۰۰

همانطور که در شکل ۱۱ نشان داده شده است، مورفولوژی سطح شکست نمونه با شعاع شیار ۲ میلی‌متر با بزرگنمایی‌های مختلف نشان داده شده است. ایجاد شیارها و دیمپل‌های عمیق که نشان‌دهنده شکست شکل‌پذیری در این مناطق است، عموماً در مرکز نمونه رخ داده‌اند، نتایج به‌دست آمده از شبیه‌سازی را تایید می‌کنند.

شکل ۱۲ داده‌های نیرو-جابجایی به‌دست‌آمده از آزمون‌های آزمایشگاهی را در کنار پاسخ عددی به‌دست‌آمده از معیار آسیب جانسون-کوک و همچنین نمونه‌های بهینه‌سازی شده نمایش می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، مدل جانسون-کوک کالیبره شده اگرچه توانسته به خوبی رفتار ماده را پیش‌بینی کند اما به دلیل مفروضات درونی خود، تخمینی محافظه‌کارانه از شکل‌پذیری ماده ارائه می‌دهد.

هدف اصلی شبیه‌سازی مکانیک آسیب در این پژوهش، پیش‌بینی ظرفیت باربری حداکثر ماده پیش از شکست، و همچنین تعیین جابجایی در لحظه شکست و مقایسه آن با داده‌های تجربی بوده است. میزان اختلاف میان نتایج عددی و آزمایشگاهی در شکل ۱۳ نشان داده شده است. مطابق نتایج، خطای نیرو برای تمام نمونه‌ها در بازه ۱ تا ۳ درصد قرار دارد که نشان‌دهنده دقت بالای مدل در پیش‌بینی بار حداکثر است. با این حال، اختلاف جابجایی در لحظه شکست وابستگی بیشتری به هندسه نمونه دارد. به‌ویژه در نمونه با شعاع شیار ۲ میلی‌متر، بیشترین خطا مشاهده شد (حدود ۱۸ درصد). این خطا در نمونه‌های با شعاع شیار بزرگ‌تر کاهش یافته و

به ترتیب برای $R=4mm$ ، $R=6mm$ و $R=12mm$ به حدود ۱۲، ۹ و ۴ درصد رسیده است. این روند کاهش خطا به خوبی با نزدیک تر شدن شرایط نمونه‌ها به حالت کرنش صفحه‌ای توجیه می‌شود.

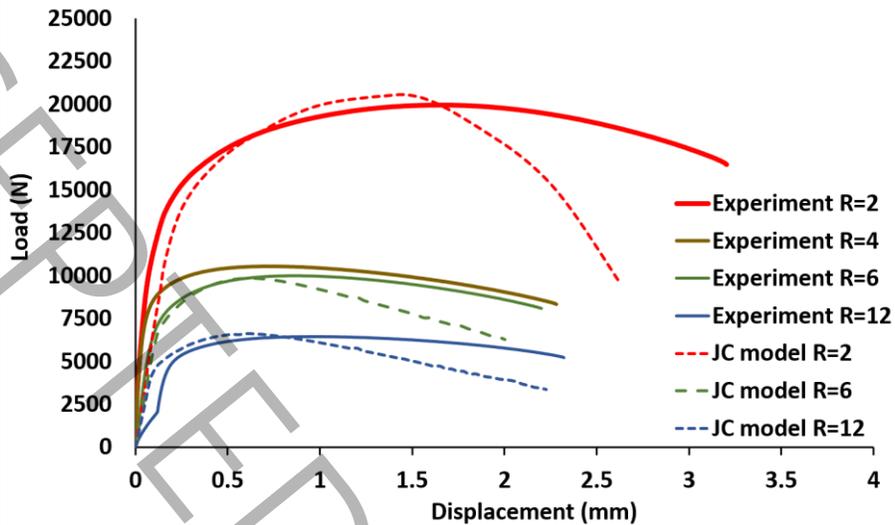


Figure 12: Comparison of force–displacement curves obtained from experiments and numerical simulations.

شکل ۱۲: مقایسه نمودار نیرو-جابجایی به دست آمده در آزمایشگاه و شبیه سازی های عددی

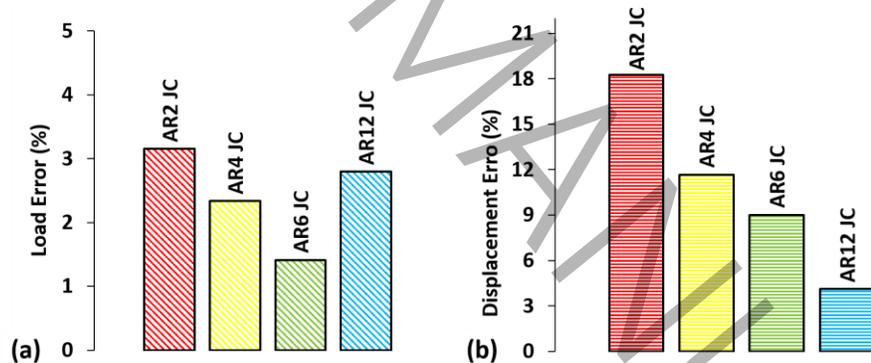


Figure 13: Response error for notched specimens simulated with Johnson–Cook fracture parameters: (a) force response error, (b) displacement response error.

شکل ۱۳: خطای پاسخ برای نمونه های شیاردار شبیه سازی شده با پارامترهای شکست جانسون-کوک (الف) خطای پاسخ نیرو، (ب) خطای پاسخ جابجایی.

۴- جمع بندی

در این پژوهش، به منظور تعیین پارامترهای شکست بر اساس مدل جانسون-کوک، مجموعه‌ای از نمونه‌های تخت شیاردار از فولاد API-5L طراحی و ساخته شد. انتخاب این نوع نمونه‌ها ناشی از محدودیت‌های موجود در ضخامت کم لوله و عدم امکان ماشین کاری نمونه‌های گرد بود. پس از آماده‌سازی نمونه‌ها و انجام آزمون‌های کشش، داده‌های لازم برای کالیبراسیون معیار آسیب جانسون-کوک استخراج گردید. بر اساس این داده‌ها، ضرایب مدل آسیب محاسبه و سپس در محیط نرم‌افزار آباکوس به کار گرفته شدند.

شبیه‌سازی‌های عددی علاوه بر صحت‌سنجی داده‌های آزمایشگاهی، درک عمیق‌تری از مکانیزم‌های شکست و تکامل آسیب در مراحل مختلف بارگذاری فراهم کردند. نتایج به‌وضوح نشان داد که تشکیل حفره در مراحل آغازین آسیب و نیز تمرکز تنش در ناحیه ریشه شیارها با مشاهدات تجربی همخوانی دارد. این موضوع نشان‌دهنده اهمیت استفاده از شبیه‌سازی اجزای محدود به‌عنوان مکمل آزمایش‌های تجربی است. بررسی داده‌ها نشان داد که استفاده از رابطه بریجمن برای محاسبه تنش سه‌محوری، برآوردی محافظه‌کارانه از شکل‌پذیری ماده ارائه می‌دهد. خطای پیش‌بینی جابجایی شکست در نمونه‌های با شعاع شیار مختلف بین ۳ تا ۱۸ درصد متغیر بود که همسو با نتایج آزمایشگاهی و عددی قرار گرفت. در این پژوهش، به‌دلیل محدودیت‌های موجود، تنها سه پارامتر از پنج پارامتر مدل آسیب جانسون-کوک تعیین شدند. هرچند امکان استخراج پارامترهای باقی‌مانده از طریق طراحی و آزمایش نمونه‌های بیشتر وجود دارد، اما این امر مستلزم صرف زمان و هزینه اضافی است. در مجموع، پژوهش حاضر نمونه‌ای از کاربرد مدل‌های آسیب در شبیه‌سازی اجزای محدود را ارائه می‌دهد که می‌تواند به‌عنوان مبنایی برای مطالعات آتی روی فولاد API-5L و نیز سایر آلیاژها مورد استفاده قرار گیرد.

۵- منابع

- [1] G.R. Johnson, W.H.J.E.f.m. Cook, Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures, 21(1) (1985) 31-48.
- [2] G.E. Dieter, J.M. Metallurgy, S.J.M.M. Edition, SI Metric edition, McGraw-Hill Book Company, 49 (1988).
- [3] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, Mechanics of solid materials, Cambridge university press, 1994.
- [4] F.A.J.J.o.a.m. McClintock, A criterion for ductile fracture by the growth of holes, 35(2) (1968) 363-371.
- [5] J.R. Rice, D.M.J.J.o.t.M. Tracey, P.o. Solids, On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*, 17(3) (1969) 201-217.
- [6] J. Hancock, A.J.J.o.t.M. Mackenzie, P.o. Solids, On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states, 24(2-3) (1976) 147-160.
- [7] Y. Bao, Prediction of ductile crack formation in uncracked bodies, Massachusetts Institute of Technology, 2003.
- [8] Y. Bao, T.J.E.f.m. Wierzbicki, On the cut-off value of negative triaxiality for fracture, 72(7) (2005) 1049-1069.
- [9] Y. Bao, T.J.I.j.o.m.s. Wierzbicki, On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space, 46(1) (2004) 81-98.
- [10] N. Bonora, G. Testa, A. Ruggiero, G. Iannitti, D.J.F. Gentile, F.o.E. Materials, Structures, Continuum damage mechanics modelling incorporating stress triaxiality effect on ductile damage initiation, 43(8) (2020) 1755-1768.
- [11] L. Malcher, F.A. Pires, J.C.J.I.J.o.P. De Sá, An assessment of isotropic constitutive models for ductile fracture under high and low stress triaxiality, 30 (2012) 81-115.
- [12] Z. Peng, H. Zhao, X.J.I.J.o.P. Li, New ductile fracture model for fracture prediction ranging from negative to high stress triaxiality, 145 (2021) 103057.
- [13] M. Ganjani, M.J.I.J.o.S. Homayounfar, Structures, Development of a ductile failure model sensitive to stress triaxiality and Lode angle, 225 (2021) 111066.
- [14] F. Yu, M.T. Hendry, P.-Y.B. Jar, S. Li, Z.J.T. Li, A.F. Mechanics, A coupled stress-triaxiality-dependent damage viscoplasticity model on crack initiation and propagation in high-strength rail steel, 109 (2020) 102769.
- [15] S. Yu, L. Cai, D. Yao, C.J.T. Bao, A.F. Mechanics, Critical ductile fracture criterion based on first principal stress and stress triaxiality, 109 (2020) 102696.

- [16] T. Kato, M. Ohata, S. Nogami, H.J.F.E. Tanigawa, Design, Evaluation of impacts of stress triaxiality on plastic deformability of RAFM steel using various types of tensile specimen, 109 (2016) 1631-1636.
- [17] M.I. Alves, N.J.J.o.t.M. Jones, P.o. Solids, Influence of hydrostatic stress on failure of axisymmetric notched specimens, 47(3) (1999) 643-667.
- [18] E. Østby, K. Jayadevan, C.J.I.J.o.P.V. Thaulow, Piping, Fracture response of pipelines subject to large plastic deformation under bending, 82(3) (2005) 201-215.
- [19] S.H. Hashemi, M. Kymyabakhsh, Experimental and Numerical Determination of Fracture Toughness in Gas Pipeline Steel of Grade API X65, Amirkabir Journal of Science & Research (Mechanical Engineering), 45(2) (2013) 1-9, (in Persian).
- [20] K. Zhang, H. Badreddine, N. Hfaiedh, K. Saanouni, J.J.I.J.o.D.M. Liu, Enhanced CDM model accounting of stress triaxiality and Lode angle for ductile damage prediction in metal forming, 30(2) (2021) 260-282.
- [21] N. Kılıç, S. Bedir, A. Erdik, B. Ekici, A. Taşdemirci, M.J.M. Güden, Design, Ballistic behavior of high hardness perforated armor plates against 7.62 mm armor piercing projectile, 63 (2014) 427-438.
- [22] M.A. Iqbal, K. Senthil, P. Sharma, N.J.I.J.o.I.E. Gupta, An investigation of the constitutive behavior of Armox 500T steel and armor piercing incendiary projectile material, 96 (2016) 146-164.
- [23] A. Banerjee, S. Dhar, S. Acharyya, D. Datta, N.J.M.S. Nayak, E. A, Determination of Johnson cook material and failure model constants and numerical modelling of Charpy impact test of armour steel, 640 (2015) 200-209.
- [24] P. Skoglund, M. Nilsson, A. Tjernberg, Fracture modelling of a high performance armour steel, in: Journal de Physique IV (Proceedings), EDP sciences, 2006, pp. 197-202.
- [25] Y. Bai, X. Teng, T. Wierzbicki, On the application of stress triaxiality formula for plane strain fracture testing, (2009).
- [26] Y. Bai, T.J.I.j.o.p. Wierzbicki, A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence, 24(6) (2008) 1071-1096.
- [27] Y. Bai, X. Teng, T.J.R.C. Wierzbicki, Study on the effect of the third stress invariant on ductile fracture, (2006).
- [28] Y.J.P.M.I.o.T. Bai, Cambridge, USA, Effect of loading history on necking and fracture, (2007).