

Etude du comportement mécanique et de la rupture ductile des générateurs de gaz pour airbag : caractérisation expérimentale et modélisation

C. Caisso^{a,b}, Y. Demmouche^a, N. Jacques^a, A. El Malki Alaoui^a et H. Fresnel^b

a. ENSTA Bretagne, UMR CNRS 6027, IRDL, 29200, Brest, France

b. Autoliv Livbag, Route du Beuzit, 29590, Pont-de-Buis, France

Résumé :

Les générateurs de gaz pour airbag sont des dispositifs pyrotechniques qui assurent la sécurité passive dans les automobiles. Lors de son fonctionnement le générateur de gaz (GG) est soumis à des chargements transitoires très importants. L'occurrence d'une rupture doit être nulle lors de la phase de conception du GG, et cela pour une plage de températures étendue. Afin de garantir la qualité et la robustesse du GG, il est nécessaire d'utiliser des modèles de comportement et des modèles d'endommagement avancés adaptés aux conditions de fonctionnement.

Cet article présente les moyens expérimentaux utilisés pour caractériser le comportement thermo-visco-élasto-plastique de la chambre tubulaire du GG. Il présente également, l'étude des mécanismes de la rupture ductile pour différent taux de triaxialité. Une campagne expérimentale étendue a été menée afin de caractériser le comportement. L'ensemble des éprouvettes sont extraites du tube qui compose la chambre du GG. Elle est constituée d'un acier faiblement allié possédant une limite d'élasticité élevée. Les essais suivant ont été réalisés :

- *Essais de traction quasi-statiques sous sollicitation uni-axiale sur éprouvette tubulaire axisymétrique pour des températures comprises entre 20°C et -120°C et des vitesses de déformation plastique allant de $10^{-3}s^{-1}$ à $10^{-1}s^{-1}$*
- *Essais de traction dynamique uni-axiale avec des barres d'Hopkinson sur éprouvette tubulaire axisymétrique à température ambiante, vitesse de déformation plastique comprise entre $100s^{-1}$ et $700s^{-1}$*
- *Essais de traction sur éprouvettes incurvés possédant deux entailles symétriques, circulaires, placées au centre de la section réduite. Différent rayons d'entaille sont testés afin d'obtenir une triaxialité variant de 0.33 à 0.80*

En accord avec les résultats, un modèle micromécanique de rupture ductile a été développé. Ce modèle est basé sur l'approche utilisée par Gurson-Tvergaard-Needleman pour décrire la nucléation et la croissance des cavités. La coalescence est modélisée à partir de l'approche adopté par Thomason. Le modèle permet aussi de décrire l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur la réponse du matériau.

Les paramètres du modèle thermo-viscoplastique ont été identifiés avec les essais de traction uni-axiale, et les paramètres du modèle d'endommagement avec les essais de traction sur éprouvettes entaillées. Une identification inverse est effectuée avec les outils de simulation numérique.

Le modèle est enfin utilisé pour simuler un essai Charpy sur un anneau avec 2 entailles symétriques, obtenu à partir du tube qui compose la chambre du générateur de gaz.

Abstract :

Airbag inflators are pyrotechnic devices that have an important role in the passive safety system of cars. In service, they are subjected to very high transient loadings. The design of the inflators must exclude any risk of failure for a wide range of temperatures. It requires the use of mechanical behaviour and advanced fracture models adapted to these loading conditions.

This work deals with the set-up of an experimental characterization of the thermo-visco-plastic behaviour as well as the study of the effect of the stress triaxiality on the ductile fracture mechanisms of the tubular material, made of low-carbon high-strength steel. For that, different tests were performed on specimens machined from tubes with an external diameter of 30 mm and a thickness of 2 mm:

- *Uniaxial tensile tests on axisymmetric tubular specimen under quasi-static loading at different temperatures (from ambient to -120°C) with a strain rate range from 10⁻³s⁻¹ to 10⁻¹s⁻¹*
- *Uniaxial split Hopkinson tensile bar (SHTB) tests on axisymmetric tubular specimen at ambient temperature with a strain rate ranging from 100 s⁻¹ to 700 s⁻¹*
- *Tensile tests on double edge notched specimen with two symmetric circular cut-outs and different notch radii in order to obtain different values of stress triaxiality range from 0.33 up to 0.80*

According to the experimental results, a micromechanical ductile fracture model was developed. This model is based on the Gurson-Tvergaard-Needleman approach to describe the nucleation and the cavities growth, and on the Thomason model to describe the coalescence mechanism. The model takes also into account both temperature and strain rate effects on the material response.

The thermo-viscoplastic model parameters were identified from uniaxial tensile tests and the parameters of the ductile fracture model were identified from tensile tests on double notched specimen and using finite elements computations and reverse analysis.

The modelling results showed good agreement compared to the experimental results obtained with a Charpy impact tests on ring-shaped specimen with two symmetric V-notches, machined from the tubes.

Mots clefs: Rupture ductile; Tube à paroi mince; Triaxialité; Comportement thermo-élasto-viscoplastique

1. Introduction

Lors d'un accident routier, les occupants d'un véhicule peuvent subir des décélérations brutales, qui entraînent des lésions corporelles extrêmement grave, pouvant conduire au décès des occupants. Afin de minimiser les dommages corporels en cas de crash, il existe dans les véhicules plusieurs types de dispositif de sécurité, tel que la ceinture de sécurité ou les airbags. Ici l'étude porte sur ce dernier dispositif.

En cas de crash, si une forte décélération est détecté le calculateur vas commander la mise à feu des airbags. En quelques millièmes de secondes, le générateur de gaz (GG) va produire un grand volume de gaz afin de gonfler le sac de l'airbag. Le sac aussi appelé coussin va alors permettre d'amortir les mouvements des occupants dans l'habitacle. Ce système de sécurité s'est démocratisé depuis une vingtaine d'années en Europe. On retrouve ainsi des airbags dans l'ensemble des véhicules actuellement construit. De fait, le marché devient de plus en plus concurrentiel. La robustesse et la réduction de masse des GG deviennent alors des facteurs critiques de qualité.

C'est dans ce contexte que le générateur de gaz doit devenir de plus en plus performant tout en garantissant un très haut niveau de qualité. Lors de son fonctionnement le matériau qui compose l'enveloppe du GG est soumis à un chargement dynamique transitoire d'amplitude significative. La connaissance du comportement matériau pour de telles sollicitations devient essentielle. Il faut caractériser la sensibilité de l'acier à la vitesse de déformation plastique mais aussi la sensibilité aux basses températures. De plus les modes de rupture doivent être étudiés. En effet, en cas de défaillance de l'enveloppe du GG, il faut respecter les normes qui imposent que le mode de rupture soit totalement ductile pour une température de -40°C .

La chambre du GG est assimilable à un tube de 30 mm de diamètre et de 2 mm d'épaisseur. Cette géométrie impose le développement d'essais spécifiques capables de caractériser les propriétés précédemment énoncées. Cette problématique a déjà été traité pour des essais de cisaillement [1].

La première partie de cet article décrit les méthodes expérimentales utilisées permettant la caractérisation du comportement thermo-elastoplastique, ainsi que la caractérisation de l'endommagement ductile. La deuxième partie, présente une synthèse des résultats expérimentaux obtenus. La troisième partie présente le modèle d'endommagement et l'identification des paramètres matériau permettant de conclure et d'énoncer les perspectives de ces travaux.

2. Procédure expérimentale

L'environnement expérimental est représenté sur la Figure 1. Les essais ont été menés à l'aide d'une machine de traction-compression-torsion avec des capacités en effort de $\pm 100\text{kN}$ et en couple de $\pm 1\text{kN.m}$. Celle-ci permet de piloter en déplacement, en déformation ou en effort. Les essais ont été contrôlés en vitesse de déplacement du vérin mobile de la machine. Afin de prendre en compte l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement viscoplastique du matériau, un saut de vitesse (de 10^{-3} s^{-1} à 10^{-1} s^{-1}) a été réalisé lors des essais de traction monotone. La déformation a été mesurée à l'aide d'un extensomètre Epsilon avec une longueur utile L_0 de 25 mm et un allongement maximum de $\pm 5\text{mm}$. Les essais de traction monotone sur les éprouvettes tubulaires ont été réalisés dans un environnement contrôlé en température à l'aide d'une enceinte cryogénique réfrigérée à l'azote liquide. Un soin particulier a été apporté pour stabiliser les températures des capteurs de force et de déplacement à l'aide de colliers chauffants placés de part et d'autre de l'enceinte. En plus de la température d'ambiance dans la chambre de l'enceinte, la température de l'éprouvette a été mesurée à l'aide d'un thermocouple de type T. Les éprouvettes de traction sont de forme tubulaire d'un diamètre extérieur de 30mm et d'une épaisseur de 2 mm.

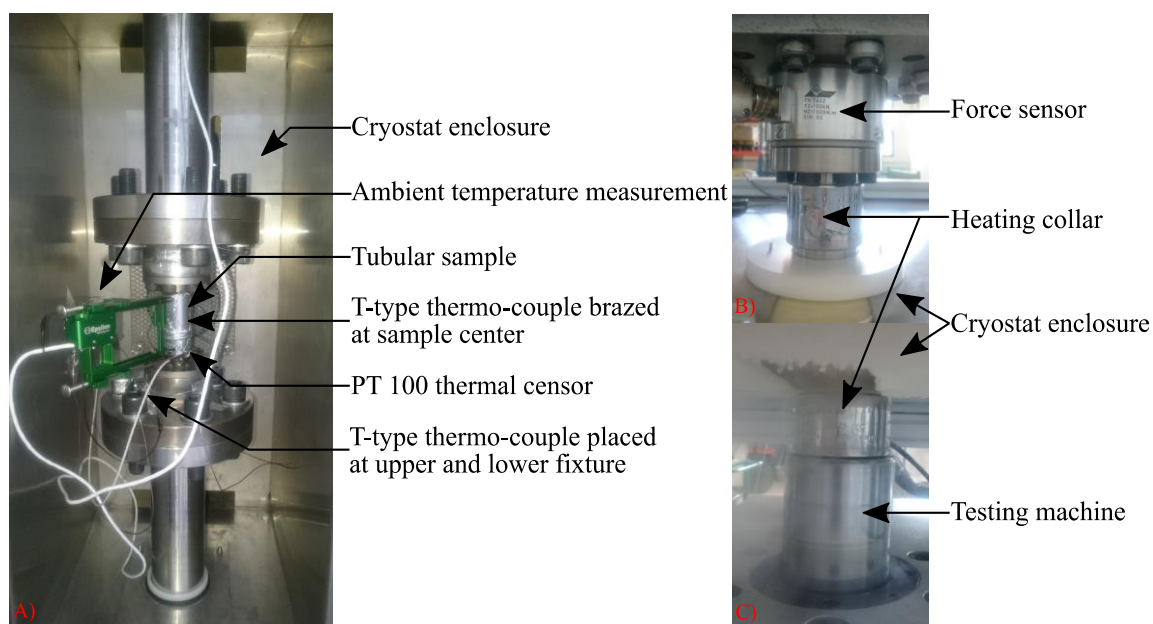


Figure 1 : dispositif expérimental utilisé lors des essais de traction monotone

Les essais d'endommagement ont été réalisés à température ambiante sur des éprouvettes incurvées avec une double entaille. Trois géométries d'éprouvettes avec trois rayons d'entaille ont été testées. La variation du rayon d'entaille permet d'étudier l'effet de la triaxialité des contraintes sur la rupture du matériau. Trois rayons d'entaille ont été étudiés : 0.5 mm, 5 mm et 15 mm. Les trois géométries d'éprouvettes ont la même section centrale de 10 mm de largeur et 2 mm d'épaisseur (voir Figure 2).

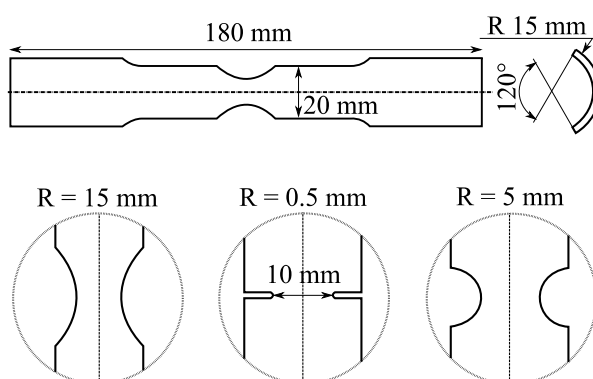


Figure 2 : géométrie des éprouvettes d'endommagement

Les essais d'endommagement ont été réalisés avec une vitesse de déplacement du vérin de la machine de 0.08mm/s. La déformation moyenne a été mesurée à l'aide du même extensomètre que les essais de traction monotone.

3. Résultats expérimentaux

3.1. Essais de traction monotone

Les résultats des essais de traction monotone à différentes températures (20°C, -58°C, -98°C et -116°C) avec et sans saut de vitesse sont représentés sur la Figure 3. Cette plage de température couvre largement les conditions thermiques en service des générateurs de gaz (i.e. température minimum en service de -40°C). Pour des raisons de confidentialité, les axes des courbes ont été normalisés par la

valeur de la limite à rupture ($R_{m, amb}$) et de la déformation maximale ($\epsilon_{max, amb}$) obtenues à température ambiante.

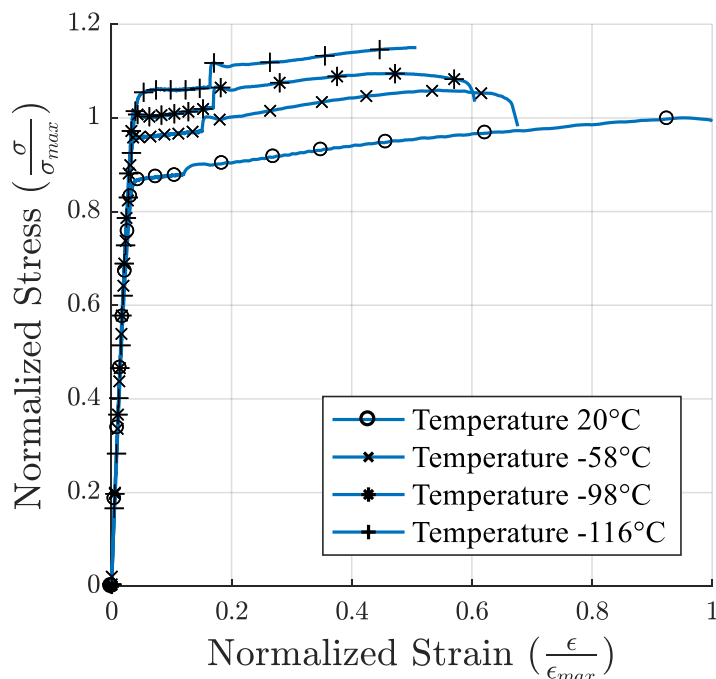


Figure 3 : résultats des essais de traction monotone

On peut noter que la limite d'élasticité (σ_y) du matériau est affectée par la température. La valeur du rapport ($\sigma_y/R_{m, amb}$) augmente d'une valeur de 0.87 à température ambiante jusqu'à 1.08 à -116 °C. De la même manière, la contrainte à rupture normalisée ($R_m/R_{m, amb}$) évolue d'une valeur de 1 à température ambiante jusqu'à une valeur de 1.15. Pour l'allongement à rupture, la valeur du rapport ($\epsilon_{max}/\epsilon_{max, amb}$) diminue de 1 à température ambiante jusqu'à 0.5 à -116°C. On remarque que les propriétés mécaniques du matériau en termes de limite d'élasticité et de contrainte à rupture sont améliorées pour des températures d'essais plus basses. Le module élastique n'est pas affecté par la diminution de température.

Par ailleurs, le saut de vitesse de déformation réalisé à ($\epsilon/\epsilon_{max, amb}$) d'environ 0.15 montre que pour toutes les températures, le comportement mécanique du matériau est sensible à la vitesse de déformation. Cette sensibilité se traduit notamment sur l'augmentation des valeurs de la limite d'élasticité et de la limite à rupture. Les résultats de ces essais ont servi à l'identification des paramètres d'un modèle thermo-élasto-viscoplastique présenté dans le paragraphe 4.1. Des essais de traction dynamique sur barre d'Hopkinson ont permis d'étendre l'identification du modèle de comportement à des vitesses de déformation plastique significativement plus élevées [2].

3.2. Essais d'endommagement

Les essais d'endommagement ont pour objectif de caractériser la rupture du matériau sous sollicitation de traction, en particulier l'influence de la triaxialité des contraintes sur la nature de la rupture et les mécanismes de germination, croissance, coalescence des cavités et de la propagation de fissures. Les résultats des essais sont représentés sur la Figure 4. Comme illustré sur la Figure 4, les courbes obtenues présentent une partie élastique linéaire (partie I sur la courbe), une partie d'écrouissage jusqu'à la contrainte maximale (partie II), une partie de striction (partie III) suivie d'une partie de

rupture, correspondant à la coalescence (partie IV). D'après C. Berdin et al. [3], la partie liée à la striction correspond à la création des cavités et l'apparition du coude est liée à leur coalescence jusqu'à atteindre une taille critique correspondant à la genèse d'une fissure. La dernière partie de la courbe est associée à la propagation rapide de la fissure. Les résultats de ces essais serviront à l'identification des paramètres d'un modèle d'endommagement à rupture présenté dans le paragraphe 4.1.

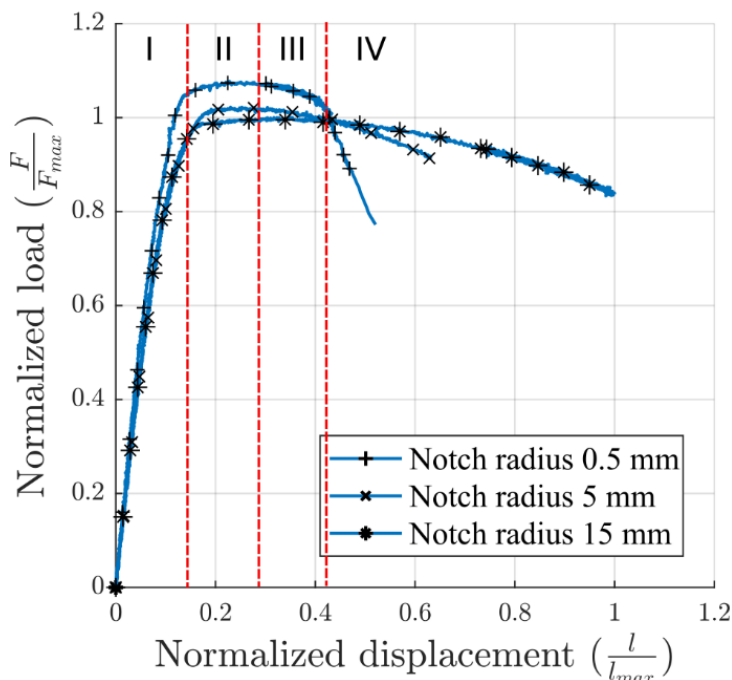


Figure 4 : résultats des essais d'endommagement sur les éprouvettes entaillées

On remarque également que les propriétés mécaniques « globales » évoluent en fonction du rayon de l'entaille. Ceci peut être associé au rôle prépondérant de l'état de triaxialité des contraintes dans la zone plastique et aux phénomènes de localisation dans la zone d'élaboration de la fissure. L'augmentation de la limite d'élasticité et de la contrainte à rupture avec la baisse du rayon d'entaille s'explique par la taille « réduite » de la zone de confinement des phénomènes de plasticité. De même pour l'allongement à rupture, la plasticité « généralisée » pour les grands rayons d'entaille permet l'apparition des cavités dans tout le volume plastique avant la mise en place du processus de coalescence et d'amorçage de fissure. Tandis que pour les faibles rayons d'entailles, la zone plastique confinée permet la mise en place de la coalescence et l'amorçage de fissure pour des faibles niveaux de déformation « globale ».

3.3. Influence de la triaxialité des contraintes sur la rupture

Afin d'étayer le rôle de la triaxialité des contraintes sur la rupture du matériau, une simulation numérique a été réalisée sur les trois géométries d'éprouvettes. Les champs de triaxialité obtenue sur chaque éprouvette sont présentés sur les figures 5, 6 et 7.

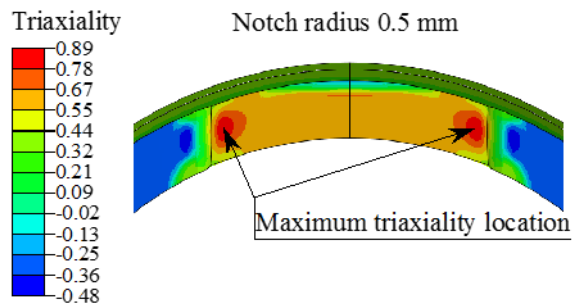


Figure 5 : champ de triaxialité, rayon d'entaille de 0.5mm

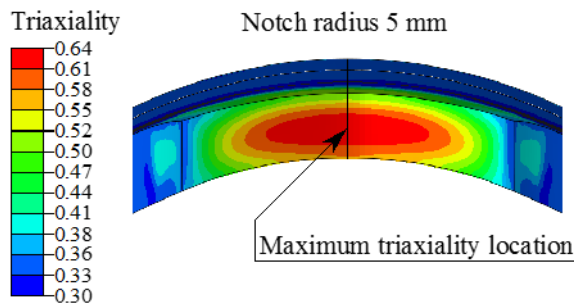


Figure 6 : champ de triaxialité, rayon d'entaille de 5mm

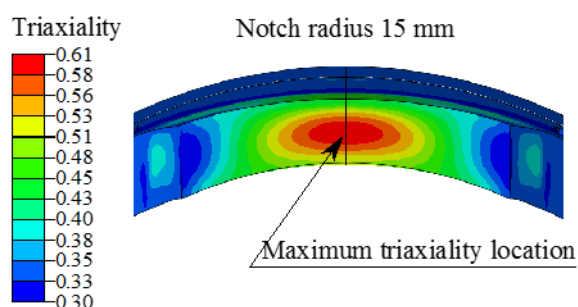


Figure 7 : champ de triaxialité, rayon d'entaille de 15mm

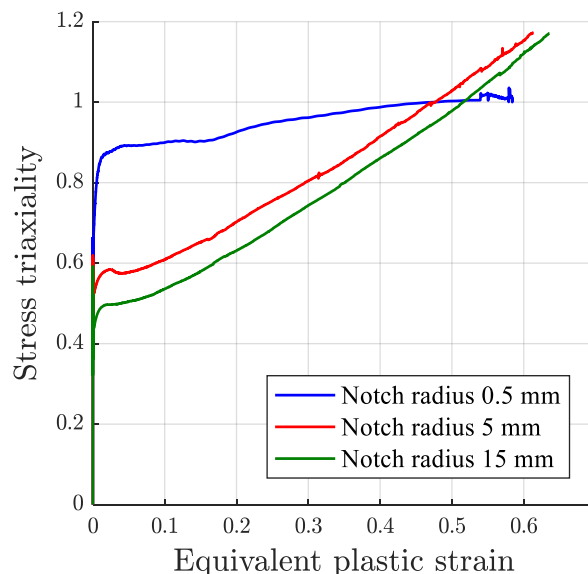


Figure 8 : évolution du maximum de triaxialité en fonction de la déformation plastique équivalente

Les résultats de simulation montrent que la zone de localisation du champ de triaxialité dans la section des éprouvettes change en fonction du rayon d'entaille. En effet, pour le rayon d'entaille de 0.5 mm deux zones de localisation ont été observées au niveau de chacune des deux entailles, avec une valeur maximale de 0.9. Pour les rayons d'entaille de 5mm et 15 mm, la zone de localisation est située au centre de la section de l'éprouvette avec des valeurs maximales respectivement de 0.6 et 0.5.

La Figure 8 montrent l'évolution du maximum de triaxialité en fonction de la déformation plastique équivalente. On remarque que la valeur de la triaxialité maximale au seuil plastique augmente en diminuant le rayon de l'entaille. Les Figure 9 et Figure 10 montrent les faciès de rupture de deux éprouvettes avec des rayons d'entaille respectivement de 0.5 mm et de 15mm. Les observations au microscope électronique à balayage montrent que les zones d'initiation de la rupture des éprouvettes correspondent aux zones de localisation des maxima de triaxialité des contraintes illustrées par les calculs éléments finis. Sur la première éprouvette, deux zones d'amorçage sont identifiées au niveau de chacun des rayons d'entaille et une zone de propagation des deux fissures vers le centre de la section de l'éprouvette. Sur la deuxième éprouvette, la zone d'amorçage de fissure se situe au centre de la section et se propage vers les entailles. Ceci est cohérent avec les résultats de simulation.

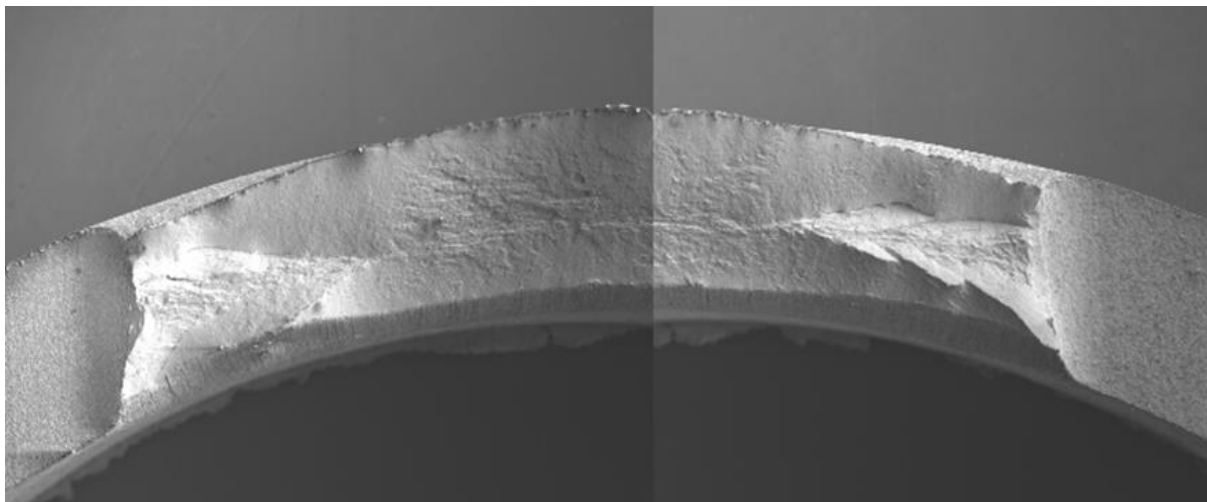


Figure 9 : faciès de rupture de l'éprouvette avec un rayon d'entaille de 0.5 mm

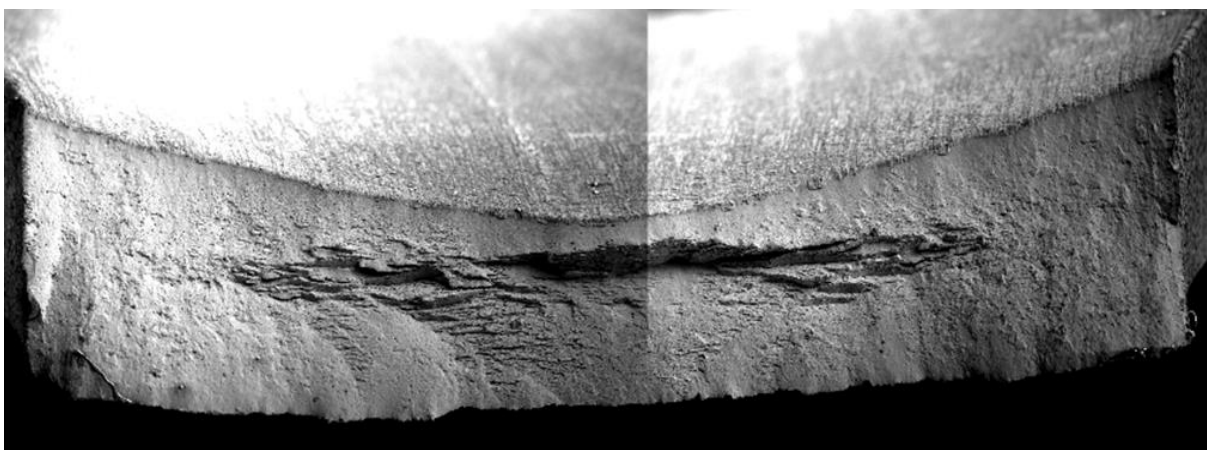


Figure 10 : faciès de rupture de l'éprouvette avec un rayon d'entaille de 15 mm

4 Modèle matériau et méthode d'identification

4.1 Modèle de comportement et identification

Le modèle proposé par Zerilli et Armstrong est utilisé pour décrire le comportement thermo-visco-élastoplastique du matériau. Les équations de ce modèle se basent sur une étude micromécanique du mouvement des dislocations pour des métaux ayant une structure cristalline CFC (Cubique Faces Centrées) et CC (Cubique centré).

La limite d'écoulement plastique s'exprime comme étant la somme d'une contrainte athermique fonction de la déformation plastique ($\sigma_{\mu}(p)$) et d'une contrainte thermiquement activée fonction de la vitesse de déformation plastique et de la température ($\sigma^*(T, \dot{p})$) :

$$\sigma_y = \sigma_{\mu}(p) + \sigma^*(T, \dot{p}) ;$$

avec,

$$\sigma^*(T, \dot{p}) = C_1 * \exp(-C_2 * T + C_3 * T * \ln(\dot{p}));$$

Les paramètres du modèle qui définissent la sensibilité à la température et à la vitesse de déformation sont C_1 , C_2 et C_3 .

Le choix est fait d'utiliser le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) [4,5] pour décrire l'endommagement ductile, couplé avec le critère de coalescence proposé par Thomason [6,7,8]. Le modèle GTN est basé sur le postulat que l'influence de la porosité dans un matériau peut être décrit par un modèle sphère creuse [9]. La notion d'interaction entre les porosités est décrite par les paramètres q_1 , q_2 et q_3 . Le taux d'écrouissage est introduit en exprimant la contrainte d'écoulement du matériau, en fonction de la déformation cumulée p . Le potentiel plastique s'exprime alors :

$$\Phi(\sigma_{ep}, \Sigma_{kk}, f, \sigma_y) = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_y} + 2q_1 f * \cosh\left(\frac{1}{2} * \frac{q_2 \Sigma_{kk}}{\sigma_y}\right) - (1 + q_3 * f^2);$$

L'évolution de la porosité est décrite par la relation suivante :

$$\begin{aligned} \dot{f} &= \dot{f}_{nu} + \dot{f}_g; \\ &\text{avec,} \\ \frac{df_{nu}}{d\bar{\varepsilon}} &= \alpha * (1 + \aleph) * \left(1 + \frac{f_{nu}}{f_a}\right) * \left(1 - \frac{f_{nu}}{f_i}\right) \text{ et } \dot{f}_g = (1 - f) * tr(\bar{D}^p); \end{aligned}$$

où \dot{f}_g correspond à l'augmentation de porosité liée à la croissance des vides existants et \dot{f}_{nu} celle due à la nucléation de nouvelles cavités. On notera que le terme lié à la nucléation se base sur les travaux de thèse de Landron [10] qui a mis en évidence que la nucléation était affectée par la triaxialité des contraintes, \aleph . Les paramètres α , f_{nu} et f_a contrôlent le taux de nucléation des porosités.

Enfin, le modèle de Thomason est utilisé pour définir l'apparition de la coalescence. Il est basé sur l'étude d'un ligament situé entre deux porosités. Le critère s'écrit à partir de l'expression de l'équilibre du ligament. Ce critère permet d'introduire une anisotropie de rupture.

4.2 Identification des paramètres du modèle d'endommagement.

Cette partie est dédiée à l'identification des paramètres du modèle d'endommagement décrit dans la partie précédente. L'identification des paramètres du modèle matériau n'est pas traitée ici, elle a été réalisée avec l'ensemble des essais de traction monotone sur éprouvette axisymétrique. L'utilisation d'éprouvettes entaillées et courbées génère un champ de contraintes qui ne peut pas être calculé avec une approche analytique. C'est pourquoi une méthode d'identification inverse est utilisée.

Les essais de traction sont simulés avec une méthode éléments finis permettant d'obtenir une courbe efforts déplacement comparable à celles obtenues lors des essais. La modélisation de la rupture est faite avec une méthode d'érosion des éléments. Une modélisation 3D couplée à une méthode de résolution explicite sont les mieux adaptées à ce type de calculs. Le code éléments finis utilisé est ABAQUS. Les modèles de comportement, d'endommagement et de rupture sont implantés via une VUMAT.

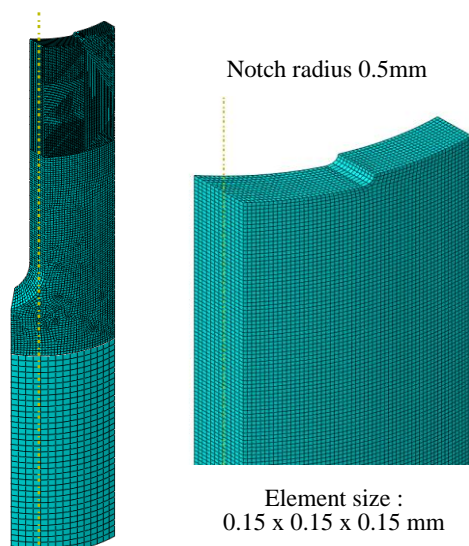


Figure 11 : Illustration du maillage utilisé pour l'éprouvette possédant deux entailles de 0.5mm de rayon.

Une demie éprouvette est simulée, pour ne pas forcer l'apparition de la déchirure ductile au niveau d'une condition de symétrie. De plus, la cinétique de rupture ne sera pas influencée par les conditions aux limites et elle pourra être comparée à celle observée expérimentalement. Une étude de convergence du maillage a permis de définir une taille d'éléments au niveau des entailles permettant d'obtenir un écart en contrainte inférieur à 5% de la valeur asymptotique. Les éléments au droit des entailles font 0.15 mm de côté, seule la zone d'intérêt bénéficie d'un maillage raffiné comme le montre la Figure 11. Les conditions aux limites sont exclusivement appliquées sur les faces des talons de l'éprouvette. L'unique mouvement autorisé sur le talon supérieur est une translation longitudinale permettant à l'éprouvette de se déformer. Le talon inférieur est considéré comme encasté au niveau de ses faces, aucune translation n'est donc permise. Un déplacement est imposé au talon supérieur identique à celui appliqué lors de la réalisation des essais, i.e. 0.08 mm.s^{-1} .

La validation du calcul est faite en trois étapes distinctes, la première correspond à la vérification de la balance énergétique du calcul, la seconde vise à valider la cinématique de rupture, et la dernière correspond à la vérification, de la non présence d'artéfacts numériques. Les coefficients q_1 , q_2 et q_3 du modèle GTN sont pris égaux aux coefficients identifiés par Fritzen et Al. [11]. La porosité initiale a été déterminé à l'aide de la formule de Franklin. Les paramètres liés à la nucléation de cavités, α , f_i et f_a , sont déterminés en comparant l'écart entre les résultats expérimentaux et les simulations. Ces paramètres régissent la nucléation de nouvelles porosités ce qui permet de jouer sur la vitesse d'endommagement mais aussi sur l'instant de la coalescence. Le choix du jeu de paramètres final n'est pas trivial. Le modèle de Gurson-Tvergaard ne permet pas de couvrir avec un même jeu de paramètres des valeurs de triaxialité à la fois élevés et faibles. Pour l'indentification un poids plus important est accordé à l'éprouvette ayant un rayon de 0.5mm, choix justifié par l'application future de ce modèle à un essai Charpy où le rayon en fond d'entaille vaut est de 0.25mm (i.e. triaxialité élevée).

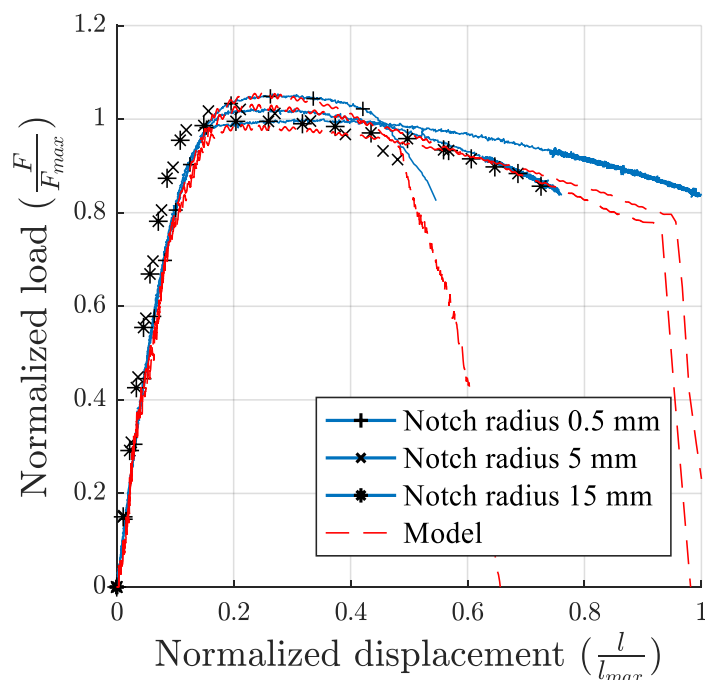


Figure 12 : Comparaison des résultats expérimentaux et numérique pour le jeu de paramètres identifiés.

Le jeu de paramètres ainsi déterminé, il est possible de comparer les courbes effort-déplacement pour chacune des éprouvettes entaillées. Les résultats sont présentés sur la Figure 12. Pour l'éprouvette avec un rayon d'entaille de 15mm le modèle n'est pas en accord avec les observations expérimentales. Dès que l'effort maximal est atteint, le matériau s'endommage trop rapidement ce qui a pour effet de faire rapidement diminuer l'effort. Le modèle sous-estime alors fortement la ductilité de l'acier. L'évolution du taux de porosité étant trop rapide le critère de Thomason va alors faire intervenir la coalescence de façon précoce, ce qui ne correspond pas aux observations expérimentales.

Pour les éprouvettes avec un rayon d'entaille plus faible, 0.5mm et 5mm, les résultats obtenus avec le modèle sont très proches de ceux observés expérimentalement. La phase d'endommagement est correctement reproduite et l'évolution du taux de porosité est correctement décrite. Le critère de Thomason fait intervenir la coalescence pour des niveaux d'allongement très proche de ceux mesurés. Ce jeu de paramètres est jugé satisfaisant et sera celui conservé pour la suite de l'étude.

5 Conclusion

Les travaux présentés dans cet article ont permis de démontrer qu'il était possible, à partir de tubes à parois mince, d'extraire des éprouvettes permettant la caractérisation des propriétés thermo-visco-plastique du matériau. La caractérisation de l'endommagement a été faite à partir d'éprouvettes incurvées et doublement entaillées. La complexité de ces éprouvettes a contraint les auteurs à utiliser une méthode d'indentification inverse pour déterminer les paramètres du modèle d'endommagement. L'écart observé entre le modèle et les résultats expérimentaux est lié à la formulation du modèle. En effet, pour des niveaux de triaxialité proches de 0.4 la prédiction du modèle est dégradée tandis que pour des niveaux de triaxialité plus élevés la réponse du modèle est très proche des observations expérimentales. Le modèle développé et le jeu de paramètres identifié sont actuellement utilisés pour la simulation d'essais Charpy donnant des résultats satisfaisants.

6 Remerciements

Les auteurs remercient la société Mannesmann Precision Tubes pour avoir fournis gracieusement les tubes nécessaires à l'étude et la société Autoliv Livbag pour son implication dans le projet aussi bien technique que financière. Cette étude a également bénéficié du soutien financier de l'ANRT (Association Nationale Recherche et Technologie).

Références

- [1] H. Fresnel, V. Grollaud, P. Longère, G. Rio, P. Hardy, Characterization of the shear behaviour of a thin-walled tubular material, *Thin Walled Structures* (2008) 295-303
- [2] C. Caisso, N. Jacques, A. El Malky, H. Fresnel, Y. Demmouche, Characterisation of the high strain rate behaviour of tubular materials, *12th International Conference on the Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading* (2018) Volume183
- [3] C. Berdin, J. Besson, S. Bugat, R. Desmorat, F. Feyel, S. Forest, E. Lorentz, E. Maire, T. Pardoen, A. Pineau, B. Tanguy, *Local Approach to fracture*, Les presses de l'Ecole des Mines (2004).
- [4] A. L. Gurson, Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I—Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media, *J. Eng. Mater. Technol.*99(1) (1977) 2-15
- [5] V. Tvergaard, A. Needleman, Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar, *Int. Journal of fracture in a round bar. Acta metallurgica*32 (1984) 157-169
- [6] P. Thomason, A theory for ductile fracture by internal necking of cavities, *J. Inst. Metals*96 (1968) 360
- [7] P. Thomason, A Three-dimensional models for ductile fracture by the growth and coalescence of microvoids, *Acta Metallurgica*33 (1985a) 1087-1095
- [8] P. Thomason, Three-dimensional models for the plastic limit-load as incipient failure of the intervoid matrix in ductile porous solids. *Acta Metallurgica*33 (1985b) 1079-1085
- [9] J. R. Rice, D. M. Tracey, On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*, *J. of the Mechanics and Physics of Solids*17 (1969) 201-217
- [10] C. Landron, *Ductile damage characterization in Dual-phase steels using X-ray tomography*, Thèse, INSA de Lyon, 2011
- [11] F. Fritze, S. Forest, T. Böhlke, D. Kondo, T. Kanit, Computational homogenization of elasto-plastic porous metals, *Int. J. of Plasticity*29 (2012) 102-119