



Science Arts & Métiers (SAM)

is an open access repository that collects the work of Arts et Métiers Institute of Technology researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: <https://sam.ensam.eu>
Handle ID: <http://hdl.handle.net/10985/10790>

To cite this version :

Pascal CAESTECKER, I. SERRE, Alain IOST, J-B. VOGT - Apport de la simulation numérique à l'essai de Small Punch Test - In: Matériaux 2006, France, 2006-11-13 - Matériaux 2006 - 2006

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository

Administrator : scienceouverte@ensam.eu



Apport de la simulation numérique à l'essai de Small Punch Test

CAESTECKER P. ^{a*}, SERRE I. ^b, IOST A. ^{a, b}, VOGT J-B. ^b

^a Ensam Lille, 8 Bld louis XIV, 59000 Lille, France –

pascal.caestecker@lille.ensam.fr, alain.iosat@lille.ensam.fr

^b Laboratoire de Métallurgie Physique et Génie des Matériaux, Université des Sciences et Technologies de Lille, UMR CNRS 8517, Bâtiment C6, 59655 Villeneuve d'Ascq cedex, France –

ingrid.serre@univ-lille1.fr, jean-bernard.vogt@univ-lille1.fr

RESUME:

Lors de l'essai de Small Punch Test (SPT) (essai de micro emboutissage d'un disque d'épaisseur 0,5 mm et de diamètre 8,9 mm), le matériau est sollicité en contraintes bi-axiales, déformé plastiquement jusqu'à fissuration et, rompu. Des essais de Small Punch Test, réalisés sur l'acier inoxydable 316L, montrent le comportement ductile de l'acier à partir des courbes d'évolution de la force exercée sur l'échantillon en fonction du déplacement. Des essais interrompus couplés à une analyse par microscopie électronique à balayage mettent en évidence l'amorçage de la fissuration et une rupture ductile. Parallèlement, nous avons développé une simulation numérique de l'essai SPT par éléments finis à l'aide du solveur 2D du logiciel implicite FORGE2005. La plasticité des matériaux est modélisée par une relation de type Hollomon ; l'implémentation d'un critère de rupture permet de mettre en évidence l'apparition de la fissuration. La simulation permet de montrer l'évolution des contraintes et des déformations au cours de l'essai, et la propagation de fissures dans l'échantillon.

MOTS-CLES : Small Punch Test, Lois de comportement, Simulation, Eléments finis, Rupture.

INTRODUCTION

Que ce soit pour la mise au point d'un procédé de mise en forme ou d'élaboration, pour l'évaluation de la performance d'un matériau, ou pour le suivi de l'endommagement d'alliages au cours de leur utilisation, la caractérisation en terme de déformation et d'endommagement est indispensable. Au delà des essais mécaniques conventionnels (essai de traction, de ténacité ...), les essais sur éprouvettes « miniatures » sont attrayants par les quantités minimales de matière qu'ils nécessitent. Cependant leur interprétation est souvent délicate. De plus, les données et hypothèses mécaniques qu'il est nécessaire d'introduire afin de déterminer des lois de comportement des matériaux ne sont pas immédiates. Ces obstacles peuvent être dépassés par le développement de la simulation mécanique de ces essais.

Parmi les essais miniatures, l'essai Small Punch Test consiste en l'emboutissage d'une pastille cylindrique (de 250 à 500 µm d'épaisseur et de diamètre 3 à 8,9 mm) par une bille (généralement de diamètre 1 mm ou 2,5 mm). Cet essai, très utilisé dans le domaine nucléaire [1-2], permet d'obtenir des informations sur le comportement sous déformation plastique et sur la rupture des matériaux [3-7], sur la transition ductile/fragile [8-12] sur le comportement au fluage ou en corrosion sous contrainte [13-16].

On se propose d'effectuer une étude expérimentale et la simulation numérique associée à un essai de Small Punch Test. Dans un premier temps, le dispositif expérimental est présenté. La comparaison de deux types de simulations est ensuite développée pour un matériau « modèle ». S'appuyant sur l'étude expérimentale de l'acier inoxydable 316L, testé par des essais de Small Punch Test, nous étudions pour finir l'influence des paramètres introduits dans le modèle de la simulation numérique.

1. LE DISPOSITIF EXPERIMENTAL

Le dispositif expérimental utilisé (Figure 1) consiste en deux mors rendus solidaires par quatre vis qui permettent le positionnement de la pastille de matériau étudié, et du support de la bille utilisée comme indenteur. Cette bille de diamètre 2,5 mm est en carbure de tungstène afin de minimiser sa déformation lors de l'essai. L'échantillon est déformé par la bille à partir de sa surface inférieure. Les essais de SPT sont menés sur une machine électro mécanique (UTS) de traction / compression, utilisée en compression, en contrôlant la vitesse de déplacement de la traverse à 0,5 mm/min. Les pastilles testées sont des disques de 8,9 mm de diamètre et d'épaisseur 500 (± 20) μm . Avant essai, les surfaces des échantillons sont polies mécaniquement afin d'obtenir l'épaisseur voulue puis électrolytiquement pour éviter les effets dus à la rugosité et les contraintes résiduelles engendrées par le polissage mécanique. Les essais sont menés à température ambiante.

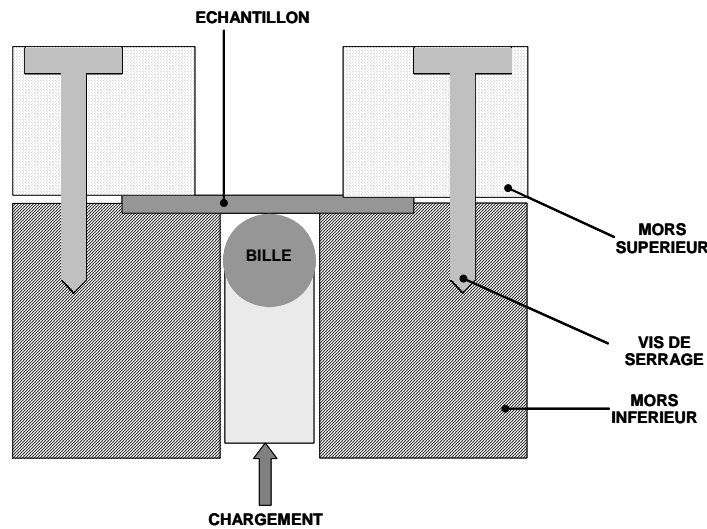


Figure 1 : Schéma du montage de l'essai Small Punch Test

L'évolution de la force entre la bille et l'échantillon est enregistrée en fonction du déplacement imposé de la traverse. L'essai est arrêté lors d'une chute importante de la force qui correspond à la propagation d'une fissure macroscopique. Après essai, les échantillons sont observés au microscope électronique à balayage (MEB).

2. CHOIX DE SIMULATION NUMERIQUE POUR LE SMALL PUNCH TEST

Une modélisation numérique par élément finis de l'essai SPT est développée afin de pouvoir étudier les différents phénomènes mécaniques et métallurgiques intervenant lors de l'essai. Pour choisir le type de modèle le plus adéquat, deux simulations numériques ont été mises en œuvre avec les logiciels PAMSTAMP (ESI) et FORGE2005 (TRANSVALOR).

Dans les deux cas, le modèle mathématique utilisé est basé sur un matériau de type isotrope calculé en plasticité avec le critère de Von Mises. On utilise un modèle élasto-plastique modélisant bien le comportement d'un métal à froid. Le tenseur des vitesses de déformation d est décomposé en une partie élastique et une partie plastique:

$$d = d^{el} + d^p \quad (1)$$

La loi d'élasticité des métaux, la loi de Hooke, permet d'écrire la composante élastique du tenseur des vitesses de déformation sous la forme :

$$d^{el} = \frac{1+\nu}{E} \dot{s} - \frac{\nu}{E} Tr(\dot{s}) \mathbb{I} \quad (2)$$

où E est le module d'Young et ν le coefficient de poisson. La dérivée par rapport au temps du tenseur des contraintes est notée \dot{s} et \mathbb{I} le tenseur identité. La partie plastique doit être associée à la loi plastique tridimensionnelle que l'on peut écrire sous la forme :

$$d^p = \frac{3}{2} \frac{\dot{\varepsilon}}{\sigma_{eq}} s_d \quad \text{avec} \quad \dot{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} d^p : d^p} \quad (3)$$

Le modèle d'écoulement correspond à une relation de type Ludwik-Hollomon.

$$\sigma_{eq} = K(1 + a\bar{\epsilon}^n) \quad (4)$$

Les paramètres de cette loi de comportement, $K=262$ MPa, $a=1,23$ $n=0,16$, utilisés lors d'une étude précédente [7], définissent notre matériau « Modèle ».

Deux simulations sont mises en œuvre : un calcul dans un schéma d'intégration temporelle explicite en trois dimensions (PAMSTAMP), et un autre dans un schéma d'intégration temporelle implicite axisymétrique (FORGE2005). Le modèle géométrique du dispositif a été modélisé sur CATIA et exporté dans les deux logiciels par un format standard de type DXF. Dans le premier cas, la modélisation géométrique est basée sur un maillage lagrangien réactualisé (avec remaillage). Le tableau 1 présente la synthèse des différences entre les deux configurations retenues pour comparaison.

	Cas 1	Cas 2
	Modèle sur PAMSTAMP 2G	Modèle sur FORGE2
Schéma de résolution	Explicite	Implicite
Analyse	3D	Axisymétrique
Modèle mécanique	Lagrangien	Lagrangien réactualisé
Gestion du maillage	Raffinement maillage	Remaillage
Incrément de temps	$\Delta t_c = \min_{\text{éléments}} (l/c_{son})$	Imposé pour une déformation de 5.10^{-3} .
Type Eléments	2D quadrangles linéaires coque	2D triangles linéaires P1_P1
Nombre d'éléments	35040	30680
Nombre de nœuds	35281	11288
Contact	Frottement coulomb $\tan \varphi = 0.1$	Frottement coulomb $\tan \varphi = 0.1$

Tableau 1 : description des deux modèles

Dans le cas 1, l'échantillon est maillé avec des éléments coques quadrangle linéaires à un seul point d'intégration, tandis que dans le cas 2, le maillage 2D est constitué d'éléments triangulaires type P1_P1 [18] à un seul point d'intégration (Figure 2).

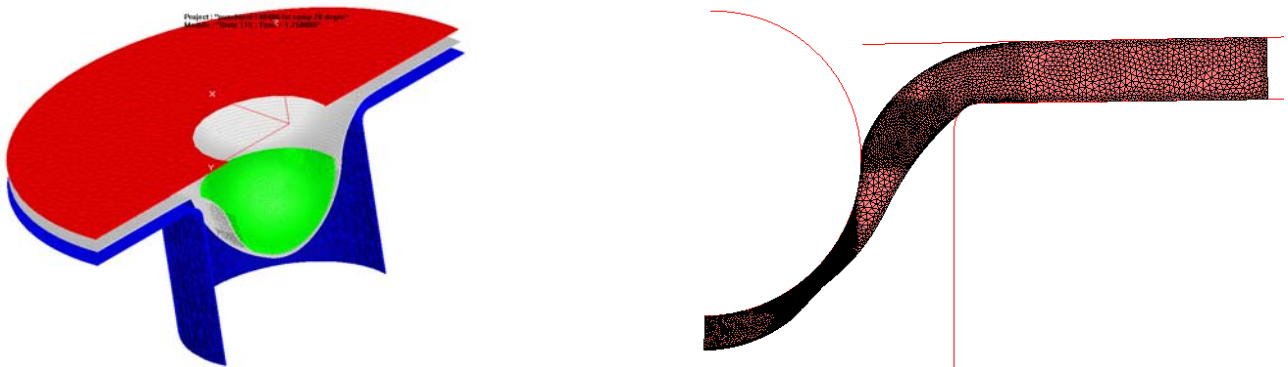


Figure 2 : Modèle complet avec PAMSTAMP (à gauche) et FORGE2005 (ESI) (à droite)

Le modèle calculé par le schéma de résolution explicite avec des éléments coques montre une évaluation de l'épaisseur, observable sur la coupe transversale de l'échantillon (Figure 3). Le calcul de l'endommagement n'étant pas effectué, les résultats ne peuvent montrer qu'une évaluation de la position potentielle du départ de l'amorçage de la fissuration dans les zones où les contraintes sont maximales.

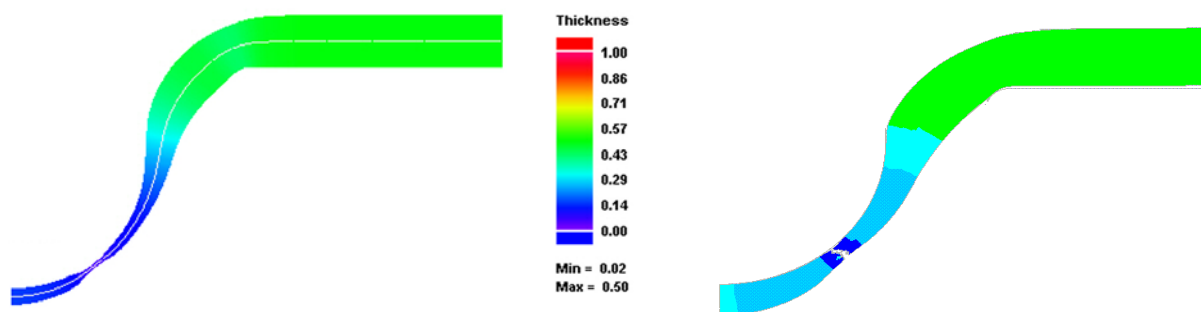


Figure 3 : Visualisation de l'épaisseur de l'échantillon avec la simulation avec FORGE2005 (à droite) et PAMSTAMP (à gauche)

Contrairement à la simulation mise en œuvre à l'aide du logiciel PAMSTAMP, FORGE2005 permet de mettre en évidence l'amorçage et la propagation de la fissure au niveau de la surface extérieure de l'échantillon. Afin d'interpréter l'ensemble de l'essai SPT, c'est ce dernier type de modèle qui sera utilisé dans la suite pour la simulation du cas particulier d'un acier inoxydable en complément de l'étude expérimentale.

3. LE MATERIAU ETUDIÉ : RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSION

Le matériau étudié est l'acier austénitique 316L. Nous effectuons sur cet acier un traitement d'austénitisation à 1323 K pendant 45 minutes suivi d'une trempe à l'eau, ce qui permet d'avoir un acier monophasé austénitique. La dureté Vickers HV10 du matériau est égale à 137 ± 5 .

La courbe SPT du 316L testé à l'air et à température ambiante est présentée sur la figure 4.

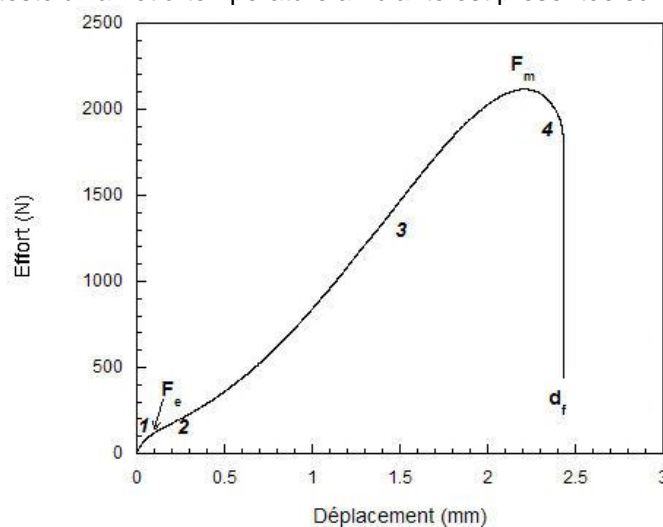


Figure 4 : Courbe effort/déplacement de l'essai SPT pour l'acier 316L testé à température ambiante

Sur cette courbe expérimentale effort/déplacement, on distingue les quatre zones typiques pour les matériaux ductiles [1,2,9,11]. Dans la première partie, l'évolution de la force est quasi proportionnelle au déplacement. D'un point de vue macroscopique, l'éprouvette se déforme de manière élastique (en flexion) même si du fait de l'indentation de la bille et de la localisation des contraintes, une zone plastique très peu étendue existe au niveau de l'indentation. Dans la seconde zone, l'évolution de la force n'est plus proportionnelle au déplacement. L'éprouvette est sollicitée de manière prépondérante en flexion plastique. La zone 3 correspond à une déformation plastique de l'éprouvette, non plus de manière prépondérante en flexion, mais on observe un étirement de l'échantillon i.e. une diminution d'épaisseur de la pastille. Enfin, la zone quatre correspond à une zone d'instabilité plastique, une striction de la pastille, menant à la création de fissures et à la propagation de celles-ci.

A partir des courbes expérimentales, nous définissons différentes valeurs : la force limite d'élasticité F_e , la force maximale F_m , le déplacement à la force maximale d_m , l'énergie à rupture (l'aire sous la courbe force-déplacement) J_f et le déplacement maximum i.e. à rupture de l'éprouvette, d_f . Les valeurs concernant l'acier 316L à température ambiante sont données dans le tableau 2. Les valeurs présentées correspondent à la moyenne de 7 essais.

F_e (N)	F_m (N)	d_m (mm)	J_f (J)	d_f (mm)
147±28	2096±120	2,20±0,08	2,62±0,15	2,39±0,07

Tableau 2 : Valeurs déduites de l'essai SPT

L'observation du faciès de rupture au microscope électronique à balayage montre une rupture ductile (Figure 5). Après essai, les échantillons ont été coupés dans le sens de l'épaisseur, ce qui permet d'observer la striction de l'éprouvette et plus précisément que c'est à ce niveau qu'a lieu la fissuration (Figure 6).

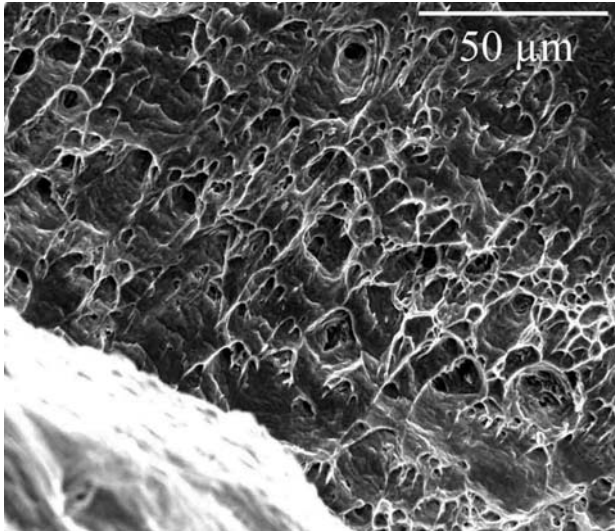


Figure 5 : Faciès de rupture : Rupture ductile

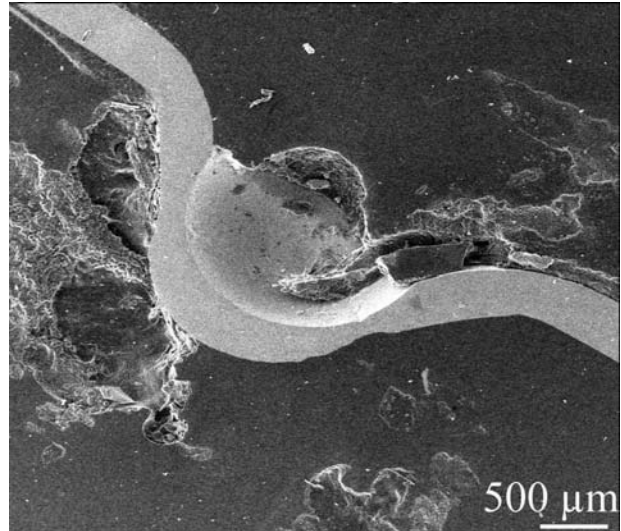


Figure 6 : Coupe transverse d'un échantillon : phénomène de striction et fissure macroscopique

Malgré l'existence de formules empiriques ou semi-empiriques [2-5], il n'est pas évident de déterminer les grandeurs mécaniques conventionnelles rendant compte des propriétés élastiques, plastiques et de rupture du matériau à partir des valeurs déterminées sur la courbe effort/déplacement. De plus, pour un matériau ductile, si l'on distingue quatre étapes de déformation lors d'un essai SPT, ces étapes ne sont pas toujours bien dissociées car elles correspondent non pas à un type de sollicitation unique mais d'avantage à une sollicitation prédominante par rapport à d'autres. Ainsi l'interprétation de la courbe et les valeurs en résultant peuvent être sujettes à discussion. Enfin, en général, les essais SPT ne donnent généralement aucune indication sur la localisation de la plasticité au niveau de l'éprouvette ou du déplacement pour lesquels apparaît la première fissure ou micro-fissure. Or ces informations peuvent être relativement importantes puisque cette première fissure risque d'être à l'origine de la propagation d'une fissure macroscopique. De plus, en présence d'un environnement, elle peut permettre une interaction entre cet environnement et le matériau et accélérer l'endommagement de celui-ci [13,15-17].

Nous nous sommes donc intéressés à situer le déplacement pour lequel apparaît l'endommagement du matériau par fissuration ou par création de cavités en cœur du matériau. Tout d'abord, des essais interrompus suivis d'une analyse des échantillons au MEB ont été effectués afin de situer le déplacement pour lequel existe une micro fissure débouchant à la surface (Figure 7).

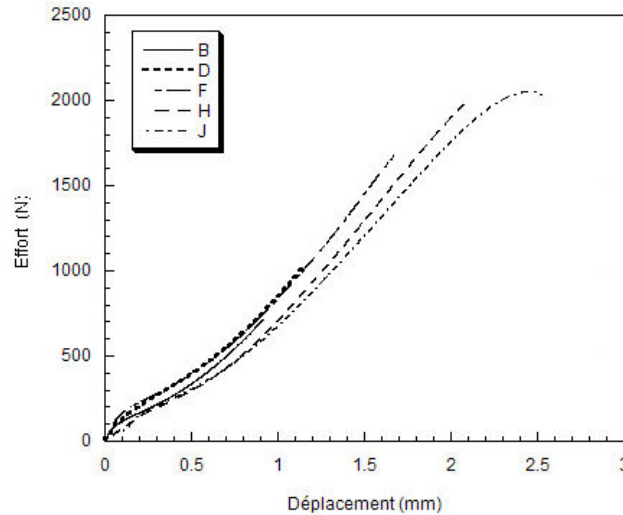


Figure 7 : Courbes effort/déplacement de 5 essais interrompus

Pour tous les essais, nous observons en surface une déformation du matériau, déformation macroscopique visible par un changement global de la forme de l'éprouvette mais aussi, une déformation microscopique par la présence de bandes de glissement. Pour les échantillons F et H nous observons des petites fissures (Figure 8), et une fissure macroscopique pour l'échantillon J (Figure 9). Aucun endommagement de type fissure ou micro-fissure n'est observé pour les échantillons B et D.

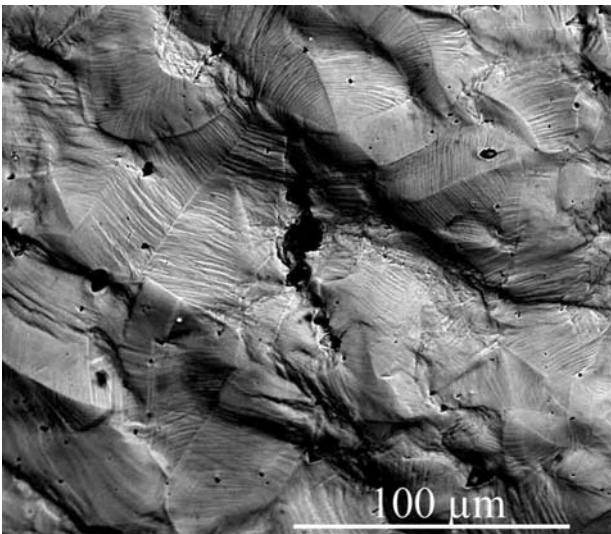


Figure 8 : Echantillon F après essai : amorçage d'une fissure

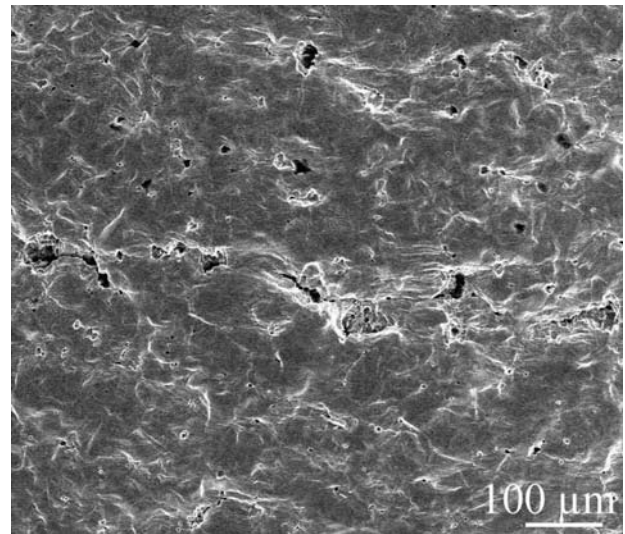


Figure 9 : Echantillon J après essai : fissure

Cette analyse tend à montrer qu'une fissuration débouchant à la surface apparaît avant que la force ait atteint la force maximale. Cependant, par ces analyses, on ne tient pas compte d'éventuelles fissures ou micro-fissures ou cavités en cœur d'éprouvette, qui pourraient apparaître pour un déplacement et donc une force plus faibles. Pour évaluer l'existence de cet endommagement interne, il est nécessaire d'analyser différentes coupes transversales des échantillons.

4. SIMULATION NUMERIQUE ET DISCUSSION

Par la simulation numérique nous essayons de modéliser un essai de Small Punch Test sur l'acier 316L à température ambiante, en tenant compte à la fois de la déformation plastique et de la fissuration du matériau.

A partir du modèle développé sur FORGE2005, les caractéristiques de déformation plastique du matériau sont modélisées par une loi de comportement pouvant être identifiable par analyse inverse [7]. La fissuration est prise en compte par un modèle de rupture adapté.

4.1 Loi de comportement

Un modèle de comportement de type Hollomon est utilisé dans cette partie pour la simulation à température ambiante :

$$\sigma_{eq} = K\bar{\varepsilon}^n \quad (5)$$

On tient compte d'une transition dans deux zones de déformations où sont définis deux jeux de paramètres n et K . La loi n°3 correspondant à l'acier 316L [19] est décrite dans le tableau 3.

N°	n	K (MPa)	Domaine 1		K (MPa)	Domaine 2	
			Déformation %			Déformation %	
3	0,21	910	0 à 7,5		1370	7,5 à 25	
4	0,23	910	0 à 7,5		1370	7,5 à 25	
5	0,19	910	0 à 7,5		1370	7,5 à 25	
11	0,31	910	0 à 7,5		1370	7,5 à 25	
6	0,21	1001	0 à 7,5		1507	7,5 à 25	
7	0,21	819	0 à 7,5		1233	7,5 à 25	
8	0,21	1365	0 à 7,5		2055	7,5 à 25	

Tableau 3 : Coefficients de la loi d'Hollomon dans les deux domaines de déformations

Pour étudier la sensibilité de notre simulation numérique de l'essai SPT aux deux paramètres n et K , on définit six jeux de paramètres calculés à partir des coefficients de la loi n°3. Le jeu n°8 correspond à une majoration de 50% de K , de 10% pour la loi n°6 et une minoration de 10% en pour la loi n°7. En ce qui concerne n , le jeu n°4 est calculé en majorant n de 10 %, de 50% pour la loi n°11, et en le minorant de 10% pour la loi n°5.

4.2 Critère de Rupture

Le modèle de rupture le plus proche pour cette analyse est le critère de Latham et Cockroft. En chaque élément du maillage, ce critère C_r est calculé suivant la formule suivante :

$$C_r = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \sigma_{\max} d\bar{\varepsilon} \quad (6)$$

Lors de chaque incrément de calcul, si l'élément atteint un seuil critique noté LC, l'élément est éliminé du modèle. Pour choisir le seuil critique, nous nous appuyons sur l'étude expérimentale i.e. sur la valeur J_f égale à 2,64 J pour l'acier 316L (Tableau 2). Cette valeur est équivalente aux 0,15 J trouvés par Finarelli et al. [5] pour un même type d'acier de diamètre 3 mm et d'épaisseur 0,25 mm si on rapporte l'énergie au volume de l'échantillon.

4.3 Résultats

On étudie l'influence sur la courbe effort/déplacement simulée (notamment d_m et la géométrie de la courbe) des deux caractéristiques implémentées dans la modélisation numérique : le critère de rupture et la loi de comportement. Pour cela, on choisit d'étudier l'influence du seuil LC en prenant trois valeurs. L'influence de la loi de comportement est effectuée à partir d'une variation du coefficient n et de K .

Par la simulation numérique effectuée avec FORGE2005 (Figure 10), on calcule l'évolution de l'effort de la bille sur l'échantillon en fonction du déplacement, pour les trois valeurs du seuil à 2,640, 1,320 et 0,660 J.

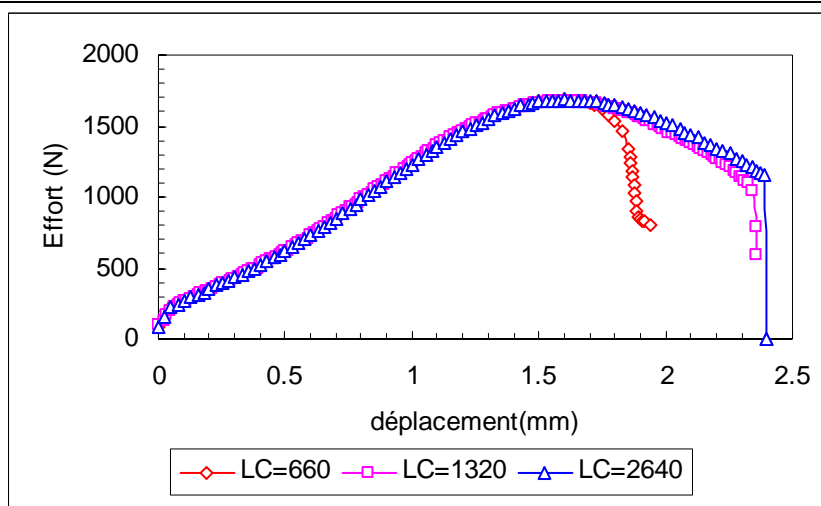


Figure 10 : Courbe effort/déplacement pour trois valeurs du critère de Latham et Cockroft à LC=660 (0,660 J), LC=1320 (1,320 J) et LC=2640 (2,640 J)

Quel que soit le seuil choisi, nous constatons que la courbe reste inchangée jusqu'à un déplacement de 1,5 mm. Pour LC=660, la géométrie de la courbe se rapproche au mieux de la courbe expérimentale par la chute brutale de l'effort. C'est ce seuil qui est choisi dans la suite de l'étude.

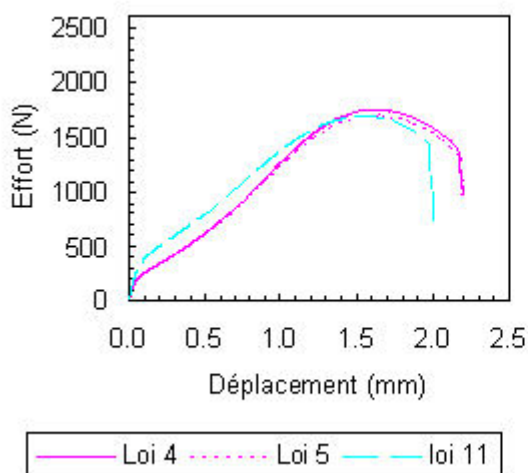


Figure 11 : Courbe effort/déplacement simulée : Influence du paramètre n de la loi de comportement pour LC=660 (0,660 J)

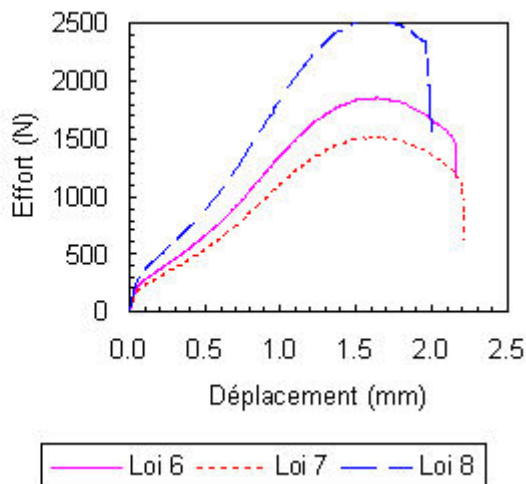


Figure 12 : Courbe effort/déplacement simulée : Influence de la majoration de la contrainte d'écoulement pour LC=660 (0,660 J)

La valeur de la contrainte d'écoulement entraîne une augmentation de l'effort maximale F_m , mais a peu d'influence sur d_m i.e. le déplacement au niveau de l'effort maximal (Figure 12). De ce fait, d_m est peu influencé par une augmentation de la consistance K de la relation d'Hollomon. Par contre, une augmentation du coefficient d'érouissage n augmente d_m ainsi que le déplacement au niveau de la rupture macroscopique de l'éprouvette d_f (Figure 11). Par ailleurs, l'augmentation de la valeur de la contrainte d'écoulement permet d'atteindre le critère de rupture plus rapidement et donc diminue d_f . La courbe effort/déplacement (loi 8 sur la figure 12) est positionnée au dessus des autres courbes (lois 6 et 7) et est décalée vers des déplacements plus faibles. De plus, elle présente une chute brutale de l'effort en fin d'essai qui provient de l'élimination des éléments matérialisant la fissuration dans l'épaisseur de l'échantillon. Le déplacement maximum de la bille d_f est d'environ 1,8 mm alors qu'elle est de 2,1 pour la loi 6 et légèrement supérieur pour la loi 8 (le déplacement d_m étant inchangé).

Pour se caler sur les courbes effort/déplacement expérimentales, il nous faut augmenter la valeur de K pour modéliser la valeur F_m obtenue expérimentalement, et diminuer la valeur du coefficient d'érouissage n pour corrélérer aux valeurs expérimentales de d_m et d_f .

A chaque incrément de calcul et au point d'intégration de chaque élément, FORGE2005 vérifie le critère de Latham et Cockroft. Lorsque le critère est atteint, l'élément est éliminé. On obtient alors une évaluation de la propagation de la fissure. Les figures ci-dessous présentent la géométrie de l'échantillon, soit au moment de l'amorçage de la fissure (Figure 13-c), soit à la fin de la rupture (Figure 13 a-b-d).

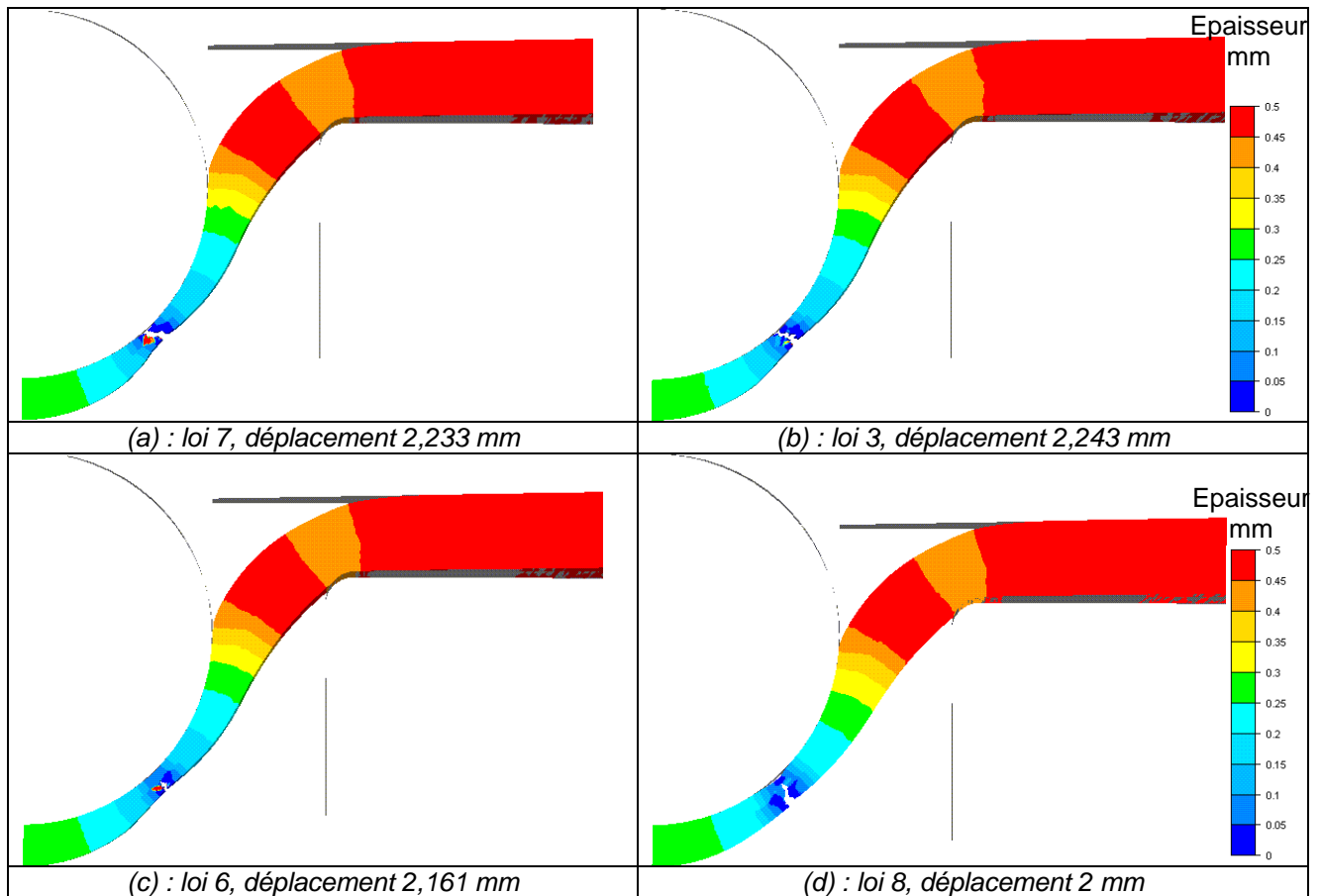


Figure 13 : Demi-coupe de la géométrie de l'échantillon

Le calcul numérique montre que l'amorçage de la fissure a lieu au niveau de la surface extérieure de l'échantillon, ce qui semble être corroboré par les essais expérimentaux et par une étude numérique de l'essai de Small Punch Test effectuée par Abendroth et al. [6]. On note que, sur l'ensemble des quatre figures ci-dessus, la différence des profils de la coupe de l'échantillon au moment de la fissuration est notable. Le profil calculé à partir de la loi 8 (Figure 13-d) présente au niveau de la zone d'amorçage de la fissure une épaisseur plus importante que pour la loi 7 (Figure 13-a). On peut expliquer la zone de striction à ce niveau par le supplément de consistance apporté par la loi 8. Néanmoins, on observe une grande similitude entre les géométries trouvées par simulation numérique et expérimentalement au microscope électronique à balayage (Figure 6). Pour les quatre lois testées numériquement, le positionnement de l'amorçage de la fissuration semble être le même. Ce fait semble montrer que, d'un point de vue numérique, l'augmentation de la contrainte d'écoulement n'a pas d'influence sur cette position.

CONCLUSION

La simulation numérique permet de modéliser correctement l'essai Small Punch Test : similitude entre les courbes effort-déplacement simulées et la courbe expérimentale. Cependant, nous notons que l'augmentation du niveau de la contrainte d'écoulement ne modifie que l'effort de la bille sur l'échantillon sans modifier d_m . De plus, la simulation permet de mettre en évidence la striction autour de l'amorçage de la fissure pour l'acier 316L. Le critère de Latham et Cockroft rend compte de la propagation de la fissure macroscopique.

Expérimentalement, les essais de Small Punch Test montrent le comportement ductile de l'acier 316L, déformation plastique et rupture ductile. L'observation de la fissuration et plus précisément de l'amorçage des fissures est délicate car elle nécessite non seulement d'effectuer des essais interrompus mais aussi une analyse à cœur du matériau. Pour cela une analyse métallographique de coupes transversales d'échantillon doit être mise en œuvre.

A partir du modèle numérique développé, les perspectives sont de mettre en place une plate forme d'analyse inverse pour identifier les deux paramètres de la relation d'Hollomon sur les deux domaines de déformations plastiques. L'identification pourra s'appuyer directement sur les données expérimentales observables ; la courbe effort/déplacement. Par l'apport de la simulation numérique, on pourra identifier les deux paramètres de la relation de type Hollomon pour l'acier 316L à température ambiante mais aussi pour des températures plus élevées.

Références:

- [1] Lucas G.E., Review of Small Specimen Tests Techniques for irradiation testing, Metallurgical Transactions A. 21 A, 1105-1119, 1990
- [2] Kameda J. and Mao X., Small Punch and TEM disc testing techniques and their application to characterization of radiation damage, Journal of Materials science 27, 983-989, 1992
- [3] Mao X. and Kameda J., Small punch technique for measurement of material degradation of irradiated ferritic alloys, Journal of material science 26, 2436-2440, 1991
- [4] Campitelli E.N., Spatig P., Bonade R., Hoffelner W. and Victoria M., Assessment of the constitutive properties from small ball punch test: experiment and modeling, Journal of Nuclear Materials 335(3), 366-378, 2004
- [5] Finarelli D., Roedig M. and Carsughi F., Small punch tests on austenitic and martensitic steels irradiated in a spallation environment with 530 MeV protons, Journal of Nuclear Materials 328, 146-150, 2004
- [6] Abendroth M. and Kuna M., Identification of ductile damage and fracture parameters from the small punch test using neural networks, Engineering Fracture Mechanics 73, 710-725, 2006
- [7] Isselin J., Iost A., Golek J., Najjar D. and Bigerelle M, Assessment of the constitutive law by inverse methodology: Small punch test and hardness, Journal of Nuclear Materials 352(1-3), 97-106, 2006
- [8] Kameda J. and Buck O., Evaluation of the ductile-to-brittle transition temperature shift due to temper embrittlement and neutron irradiation by means of a small-punch test, Materials Science and Engineering 83, 29-38, 1986
- [9] Misawa T., Adachi T., Saito M. and Hamaguchi Y., Small punch tests for evaluating ductile-brittle transition behavior of irradiated ferritic steels, Journal of Nuclear Materials 150, 194-202, 1987
- [10] Bulloch, J.H., A review of the ESB small punch test data on various plant components with special emphasis on fractographic details, Engineering Failure Analysis. 9, 511-534, 2002
- [11] Jia X. and Dai Y., Small punch tests on martensitic/ferritic steels F82H, T91 and Optimax-A irradiated in SINQ Target-3, Journal of Nuclear Materials 323, 360-367, 2003
- [12] Kim M-C., Oh Y.J. and Lee B.S., Evaluation of ductile-brittle transition temperature before and after neutron irradiation for RPV steels using small punch tests, Nuclear Engineering and Design 235, 1799-1805, 2005
- [13] Misawa T., Ohtsuka T., Seo M. and Saito M., Comparison of stress corrosion cracking susceptibility of austenitic and ferritic stainless steels in small punch testing, Journal of Nuclear Materials 179-181, 611-614, 1991
- [14] Ule B., Sustar, T., Dobes F., Milicka K., Bicego V., Tettamanti S., Maile K., Schwarzkopf C., Whelan M.P., Kozlowski R.H. and Klaput J., Small punch test method assessment for the determination of the residual creep life of service exposed components: outcomes from an inter laboratory exercise, Nuclear Engineering and Design, 192, 1-11, 1999
- [15] Yu J., Na E.G., and Chung S. H, Assessment of stress corrosion cracking susceptibility by a small punch test, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 22, 889-896, 1999
- [16] Dobes F., Milicka K. and Kratochvil P., Small punch creep in Fe28Al3Cr0.02Ce alloy." Intermetallics 12(12), 1397-1401, 2004
- [17] Serre I. and Vogt J-B., Liquid metal embrittlement of T91 martensitic steel evidenced by small punch test, Nuclear Engineering and Design, sous press, 2006
- [18] Documentation FORGE2®V3.0-Centre de Mise En Forme de Matériaux (CEMEF), Transvalor S.A., BO 037, 06901 Sophia Antipolis, 2001
- [19] Dubois D., Barbé B., Poirier J., Caractérisation mécanique de l'acier inoxydable Z2CND 17-13 entre 20 et 1000°C en vue de l'utilisation pour des calculs thermoplastiques, Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie, 773-782, 1977