



**HAL**  
open science

# **Effet du confinement plastique sur la stabilité mécanique des défauts dans les gazoducs : vers l'utilisation des éprouvettes SENT pour la caractérisation de la résistance à la fissuration des défauts dans les gazoducs**

Philippe Burlot

## ► To cite this version:

Philippe Burlot. Effet du confinement plastique sur la stabilité mécanique des défauts dans les gazoducs : vers l'utilisation des éprouvettes SENT pour la caractérisation de la résistance à la fissuration des défauts dans les gazoducs. Matériaux. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2015. Français. ⟨NNT : 2015ENMP0076⟩. ⟨tel-01320815⟩

**HAL Id: tel-01320815**

**<https://pastel.hal.science/tel-01320815v1>**

Submitted on 24 May 2016

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire HAL, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



HAL Authorization

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

**Doctorat ParisTech**

**T H È S E**

pour obtenir le grade de docteur délivré par

**l'École nationale supérieure des mines de Paris**

**Spécialité « Science et Génie des Matériaux »**

*Présentée et soutenue publiquement par*

**Philippe BURLLOT**

le 16 Janvier 2015

**Effet du confinement plastique sur la stabilité  
mécanique des défauts dans les gazoducs**

**Vers l'utilisation des éprouvettes SENT pour  
la caractérisation de la résistance  
à la fissuration des défauts dans les gazoducs**

Directeur de thèse: **Jacques BESSON**

Maître de thèse: **Yazid MADI**

**Jury**

**M. Sébastien MERCIER**

**M. Amine BENZERGA**

**M. Benoît TANGUY**

**M. Patrick Le DELLIU**

**M. Stéphane HERTZ-CLEMENS**

**M. Jacques BESSON**

**M. Rémi BATISSE**

**M. Yazid MADI**

Professeur HDR, LEM3 - Université de Lorraine

Professeur US, Texas A&M University

Ingénieur de recherche, CEA Saclay

Ingénieur de recherche, EDF Les Renardières

Ingénieur de recherche, GDF-SUEZ

Directeur de Recherche, Mines ParisTech

Ingénieur de recherche, GDF-SUEZ

Enseignant-chercheur, Ermess, EPF-Ecole d'ingénieurs

Président

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

Examineur

Invité

Invité

**T  
H  
È  
S  
E**

**MINES ParisTech**

**Centre des Matériaux - UMR CNRS 7633**

B.P. 87 - 91003 EVRY Cedex



# Remerciements

Ce manuscrit représente la fin d'une étude mais avant tout d'une aventure. Il est évidemment de coutume d'exprimer ses remerciements envers les gens qui ont participé au bon déroulement de cette aventure tant au niveau professionnel que personnel. Je n'ai jamais été vraiment doué pour cet exercice, mais je me risque à penser qu'après autant de temps passé à se côtoyer vous savez ce que je pense de vous. Alors on se détend et on ne se fâche pas si je n'ai pas su retranscrire tout ce que j'ai à vous dire.

Je vais alors commencer par remercier les différents membres des entités qui ont rendu cette thèse possible. Je parle bien évidemment des membres de la chaire "Durabilité des Matériaux pour et des Structures pour l'Energie" et en particulier GDF-SUEZ (ENGIE) et GRTgaz et Mines ParisTech au travers du Centre des Matériaux.

Je tiens aussi à remercier Messieurs Mercier, Benzerga, Tanguy, et Le Delliou pour avoir accepté de participer à cette aventure en tant que membre du jury et ainsi d'avoir apporté un oeil critique extérieur à ce travail et d'avoir permis de peaufiner ce document.

Je souhaite évidemment remercier mes encadrants pour ce projet. Je pense tout d'abord à Rémi Batisse et Stéphane Hertz-Clemens pour leur implication dans ce travail, leur aide et leurs idées et questions permettant de faire avancer cette étude. Je remercie au passage l'équipe du CRIGEN, qui, par leur travail, ont permis la réalisation de l'essai sur structure réelle dans des conditions optimums.

Je remercie aussi Yazid Madi pour son implication importante dans mon encadrement au cours de ce projet ; encadrement avec un optimisme et une volonté de participer et d'aider sans relâche, qui, entre autre, aide à remonter le moral et la motivation dans les moments difficiles. Enfin je remercie Jacques Besson, directeur de cette thèse, qui a su trouver les points de pivots permettant de débloquer le projet aux moments les plus critiques d'une part, d'avoir développé les outils permettant la réalisation de cette étude d'autre part, et enfin d'avoir réussi à tenir toutes ces années à m'encadrer (Et c'est sans doute la plus grosse performance de toutes).

Il ne faut évidemment pas oublier que le Centre des Matériaux est aussi (et surtout ?) constitué de personnes faisant fonctionner les différents supports, rendant tout ceci possible (Gérard, Odile, Djamel, Kais, Nikolay, Olivier, Greg, ... - la liste est longue, désolé pour ceux qui ne sont pas cités).

Toutefois, il y a des personnes que je tiens à remercier particulièrement pour leurs apports, soutien et aide au cours de ce projet. Je pense notamment à l'atelier (Jojo, JP, Christophe, René, et aussi Michel) qui, malgré leur propension à ronchonner à chaque demande particulière de ma part, ont toujours su trouver le moyen de répondre à mes attentes dans la bonne humeur et à partager des moments toujours agréables autours d'un café ou autre.

Je ne peux évidemment pas conclure cette section sans m'arrêter un instant pour remercier la petite famille des quatre "Terribles". A mes trois tatas (Nicole, Anne et Maria) et ma grande soeur/cousine (Julie), je tiens à dire un grand merci pour tous ces moments (de travail bien sûr, mais pas que). Vous ne trouverez pas en annexe ma recette des truffes mais si vous êtes suffisamment sages il se peut que je vous en refasse un jour... En attendant, il ne faut pas hésiter à demander à Julie de ramener les pains au chocolat et profiter de la rue Daguerre pour moi.

Si on choisi son aventure, on ne choisi pas toujours son embarcation. Je tiens alors à remercier tous les compagnons "rameurs" qui ont fait une partie de leur voyage à mes côtés. Je pense tout d'abords aux filles du B106 (Clémence, Florence et Angelique) et Mathieu puis à ceux qui les ont remplacés (Melchior, HA, Guillaume, PAP) mais aussi à ceux des autres bureau et du bocal (Antoine, Meriem, Christophe avec qui j'ai eu le plaisir de partager à plusieurs occasion la même rame ...). Je remercie aussi les compagnons footballeurs (Frankette, Fred, George, Greg, ...) ainsi

que les "taroteurs" du fond de navette (Laurent et Nico).

Enfin je tiens à remercier mes deux principaux compagnons "M", Meriadeg et Mélanie pour les bons moments, les gâteaux et le soutien dans les moments les moins joyeux de la thèse. Je ne vais pas m'attarder alors que vous savez ce que je pense. Meri, pense quand même à passer à la seconde étape : tu as choisis les bonnes couleurs, il ne reste plus qu'à te décider pour le bon département. Mélanie, bon je ne vais pas te remercier pour ton aide sur Zebulon (tu sais pourquoi...), j'espère juste m'être assez imprégné de ta philosophie de vie et toi un peu de la mienne.

Je remercie aussi les anciens ISITVIens (Marco, Flo, Adri, Cap, Gogo, TT, et D<sup>r</sup> Martinou) pour tous les bons moments passés ensemble sur Paris ou autre.

Finalement, je remercie aussi toute ma famille pour leur soutien inconditionnel tout au long de cette aventure.

Je remercie aussi Laura pour son aide et son soutien alors qu'elle ramait elle aussi à sa propre aventure. Tu as su me motiver et me réconforter dans les moments les plus difficiles tout en partageant avec moi les réussites et moments de joie (et tout ça dans seulement 20m<sup>2</sup> et sans essayer de me tuer!!). Moltes gràcies per tot!

*I suppose it is tempting, if the only tool you have is a hammer, to treat everything as if it were a nail.*

Abraham H. Maslow

# Table des matières

<b>I</b>	<b>Introduction</b>	<b>6</b>
<b>II</b>	<b>Bibliographie : Mesure de la ténacité des éprouvettes <i>CT</i> et <i>SENT</i></b>	<b>9</b>
1.	Introduction . . . . .	10
2.	Quelques éprouvettes de la mécanique de la rupture . . . . .	11
3.	Approche globale de la mécanique de la rupture . . . . .	11
3.1.	Les approches en $K$ et $K - T$ . . . . .	11
3.2.	Les approches en $J$ et $J - Q$ . . . . .	14
3.3.	Comparaison des états de contrainte en pointe de défaut . . . . .	16
4.	Les éprouvettes <i>SENT</i> . . . . .	19
4.1.	Effet de géométrie des éprouvettes <i>SENT</i> . . . . .	19
4.2.	Calcul de l'intégrale $J$ pour une éprouvette <i>SENT</i> . . . . .	20
5.	La mesure de la ténacité par les éprouvettes <i>SENT</i> dans la littérature . . . . .	23
6.	Simulations des éprouvettes <i>SENT</i> dans la littérature . . . . .	28
<b>III</b>	<b>Matériau de l'étude</b>	<b>31</b>
1.	Introduction . . . . .	32
2.	Choix d'un matériau . . . . .	32
3.	Composition chimique . . . . .	33
4.	Caractérisation microstructurale du matériau . . . . .	34
5.	Analyse inclusionnaire . . . . .	38
6.	Conclusions . . . . .	41
<b>IV</b>	<b>Caractérisation mécanique du matériau</b>	<b>42</b>
1.	Introduction . . . . .	43
2.	Caractérisation élastoplastique . . . . .	43
2.1.	Essais de traction sur éprouvettes axisymétriques lisses (ST) . . . . .	44
2.2.	Essais de compression (SC) . . . . .	46
2.3.	Essais de déformation plane (DP) . . . . .	49
2.4.	Essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées (NT) . . . . .	52
3.	Etude de la déchirure ductile . . . . .	55
3.1.	Essais Charpy . . . . .	55
3.2.	Essais CT . . . . .	57
3.3.	Essais SENT . . . . .	60
3.4.	Essais SENB . . . . .	70
4.	Analyse Fractographique . . . . .	73
4.1.	Éprouvettes de comportement élastoplastique . . . . .	73
4.2.	Éprouvettes de déchirure . . . . .	78
4.3.	Les trois types de faciès à petite échelle . . . . .	82
4.4.	Conclusions : scénario pour la rupture . . . . .	89

<b>V</b>	<b>Modèle de comportement élastoplastique</b>	<b>90</b>
1.	Introduction . . . . .	91
2.	Identification des paramètres de la loi de comportement isotrope de von Mises . . .	91
3.	Définition du critère de Bron-Besson . . . . .	95
4.	Identification des paramètres de la loi de comportement isotrope de Hosford . . .	97
5.	Identification des paramètres de la loi de comportement isotrope de Bron-Besson	100
6.	Identification des paramètres de la loi de comportement anisotrope de Bron-Besson	103
7.	Simplification du modèle à un modèle anisotrope de Barlat . . . . .	107
8.	Discussions et choix du modèle . . . . .	110
9.	Conclusions . . . . .	113
<b>VI</b>	<b>Modèle d'endommagement</b>	<b>114</b>
1.	Les modèles d'endommagement . . . . .	115
1.1.	Le modèle de Gurson . . . . .	115
1.2.	Une modélisation simple de la coalescence . . . . .	116
1.3.	Le modèle de Thomason . . . . .	117
1.4.	Le modèle de Gurson étendu par Zhang . . . . .	118
1.5.	Prise en compte de l'anisotropie plastique . . . . .	119
1.6.	Prise en compte d'une germination secondaire . . . . .	119
1.7.	Paramètre de Lode . . . . .	119
1.8.	Le développement du modèle «CDM» . . . . .	120
1.9.	Etat de contraintes de chaque structure . . . . .	124
2.	Modélisation de l'anisotropie d'endommagement de L'acier X63 . . . . .	128
2.1.	Les maillages de l'étude . . . . .	128
2.2.	Identifications des paramètres . . . . .	128
2.3.	Résultats des simulations . . . . .	131
3.	Conclusions . . . . .	147
<b>VII</b>	<b>Application au tube</b>	<b>148</b>
1.	Etude préliminaire : les états de contrainte . . . . .	148
2.	Essai d'éclatement du tube . . . . .	151
3.	La méthode de calcul FAD . . . . .	152
4.	La simulation de l'éclatement du tube . . . . .	154
5.	FEA vs FAD . . . . .	157
6.	Analyse fractographique . . . . .	158
7.	Conclusions . . . . .	159
<b>VIII</b>	<b>Conclusions et perspectives</b>	<b>160</b>
1.	Conclusions . . . . .	160
2.	Perspectives . . . . .	163
	<b>Appendices</b>	<b>169</b>
<b>A</b>	<b>Evaluation du paramètre <math>\eta</math></b>	<b>170</b>
<b>B</b>	<b>Calcul de l'intégrale <math>J</math> selon le CANMET</b>	<b>173</b>
<b>C</b>	<b>Méthode d'analyse de criticité d'un défaut : méthode FAD</b>	<b>175</b>

# Chapitre I

## Introduction

Avec un peu plus de 32 000km de gazoduc en France (cf figure I.1), GRTgaz exploite le plus long réseau de transport de gaz naturel à haute pression d'Europe. Ce réseau permet entre autres de transporter plus de 600TWh par an (supérieur à la consommation annuelle française en gaz) à travers le territoire français et européen grâce à son interconnexion avec les pays voisins. Il achemine ainsi à travers l'Europe le gaz en provenance de diverses sources (Pays-Bas, Norvège, Russie, Algérie, Nigeria ...) faisant de GRTgaz un des premiers transporteurs européens de gaz naturel.

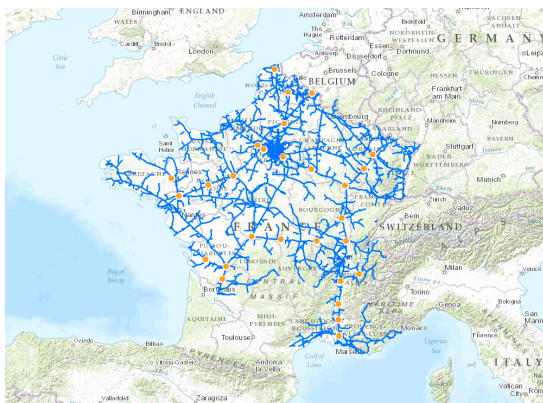


FIGURE I.1 – Carte du réseau gazier français

### *Une ambition : devenir le transporteur de gaz naturel de référence en Europe*

*L'ambition de GRTgaz : devenir le transporteur de gaz naturel de référence en Europe en offrant le transport le **plus sûr** et le **plus attractif** et ainsi faire de la France le carrefour des échanges gaziers européens. (Source : [www.grtgaz.com/notre-entreprise/nos-activites/missions-generales.html](http://www.grtgaz.com/notre-entreprise/nos-activites/missions-generales.html))*

Avec la libéralisation des marchés de l'énergie en Europe, GRTgaz tend à se développer chez nos voisins. Il participe ainsi déjà activement à la gestion du réseau allemand et réalise des prestations d'expertise au niveau mondial. Un plan décennal de développement en France et en Europe est actuellement à l'étude. Toutefois, la première mission affichée de GRTgaz reste "*Le transport de gaz naturel de ses clients dans les meilleures conditions de sécurité, de coût et de fiabilité*".

Dans ce cadre de compétitivité en toute sûreté, il est nécessaire pour GRTgaz de contrôler les coûts de gestion de son réseau. Un des points importants est alors la maîtrise des coûts de maintenance et réparations du réseau. Il est donc important pour GRTgaz d'être capable d'évaluer le plus précisément possible la stabilité et la criticité des défauts rencontrés sur le réseau. Il existe, actuellement, une méthode dite FAD (Failure Assessment Diagram) permettant d'évaluer la criticité d'un défaut de manière conservative. Cependant, il a été reconnu que cette méthode

peut s'avérer trop conservatrice, entraînant des coûts de maintenance supplémentaires et prématurés.

## L'utilisation de l'éprouvette SENT

La méthode FAD s'avère parfois trop conservatrice pour des applications sur des structures de tubes onshores (tubes minces). L'une des causes est la détermination de la ténacité selon les normes actuelles qui n'est pas adaptée à la configuration mécanique des tubes minces. Une autre méthode de détermination de la ténacité est donc recherchée pour évaluer la criticité d'un défaut. Cette méthode se base sur l'utilisation d'éprouvettes présentant un état de contrainte et de déformation plastique plus proche de celui d'un gazoduc. En effet, alors que les méthodes traditionnelles, type FAD, se basent sur l'utilisation d'éprouvette de type CT (ou SENB), cette étude se base sur **l'utilisation d'éprouvettes SENT** pour évaluer la ténacité du matériau et donc la criticité d'un défaut dans un gazoduc.

Le principal intérêt de l'éprouvette de type SENT est son faible confinement de la plasticité en pointe de fissure. En effet, alors que les éprouvettes CT et SENB présentent une taille de zone plastique relativement faible en pointe de fissure, l'éprouvette SENT plastifie beaucoup plus facilement. Ce faible confinement de la plasticité en fait donc un bon candidat pour l'étude de structures minces fissurées, type tube, qui ont tendance à faciliter le développement de la plasticité autour du ligament (cf. figure I.2).

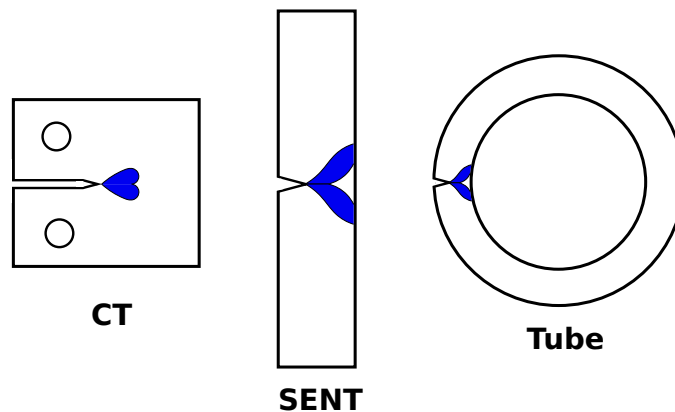


FIGURE I.2 – Schéma des tailles de zones plastiques impactées au cours de l'endommagement des différentes structures

Cependant, on peut constater qu'à l'amorçage de la fissure, la plasticité n'est confinée dans aucune de ces structures. En effet, la plasticité tend à se développer au sein de chaque structure, remettant ainsi en question le terme de "confinement plastique". Dans la suite du document, on parlera alors de confinement plastique en terme de  $Q$ . Ce paramètre, basé sur l'état de contrainte et non sur la zone effective de plasticité permet de comparer les différentes structures en se basant sur le même principe. Il permet aussi de s'affranchir des problèmes de différences de longueur caractéristiques des éprouvettes ( $a$ ,  $W$ ,  $B$  ...).

Par ailleurs, l'éprouvette SENT présente l'avantage d'être de plus faible section que l'éprouvette CT. Ceci lui permet d'être prélevée dans plus de directions, autorisant ainsi une étude plus approfondie du matériau. Elle permet alors par exemple de mesurer une ténacité au percement d'un tube, première direction d'endommagement d'un tube, contrairement à l'éprouvette CT.

Enfin, un des points négatifs des éprouvettes SENT, est son absence de norme. En effet, cette éprouvette, bien qu'assez répandue, est encore à l'étude. Il n'y a par exemple pas de géométrie

définie pour cette éprouvette ni de formulation universelle pour le calcul des ténacités associées à ces éprouvettes.

Le but de cette étude est d'étudier l'éprouvette *SENT* plus en détail et de comprendre les différents phénomènes intervenant au cours de son utilisation afin d'en vérifier l'intérêt pour l'évaluation de ténacités pour les gazoducs. Cette étude passe par une série de tests sur ces éprouvettes ainsi que sur les éprouvettes *CT* et *SENB*, servant de base de comparaison. Ces essais seront conduits sur un matériau représentatif de l'état le plus critique du réseau français. Un modèle sera produit, permettant de rendre compte du comportement du matériau pour toutes ces structures. Ce modèle ainsi que la pertinence de la méthode FAD reposant sur une ténacité déterminée sur éprouvette *SENT* seront finalement testés sur un tube entaillé en condition d'éclatement par pression interne.

## Plan du manuscrit

Dans le chapitre suivant, une étude bibliographique autour de l'éprouvette *SENT* est présentée. Après un bref rappel des principes importants de la mécanique de la rupture, différents travaux de la littérature concernant l'éprouvette *SENT* sont présentés. Cette présentation est découpée en deux parties : une expérimentale, s'ouvrant sur les géométries et modes de dépouillement de ces structures, et une présentant des simulations numériques de ces éprouvettes.

Le troisième chapitre est consacré à l'étude du matériau de notre projet. L'analyse chimique et microstructurale y est présentée. Une analyse inclusionnaire y est également adjointe.

Au cours du quatrième chapitre, l'analyse mécanique du matériau de l'étude est abordée. Cette analyse se décompose en deux parties. Dans la première partie, nous nous attacherons à la présentation des essais de traction sur différentes éprouvettes ainsi que de compression, permettant alors de reproduire le comportement élastoplastique de notre matériau dans les différentes directions. La deuxième partie présentera les différentes phases de l'analyse de la résistance à la rupture de notre matériau et des différentes structures utilisées à cet effet.

Le cinquième chapitre de ce manuscrit présente la première partie de l'identification du modèle : la loi de comportement élastoplastique. En effet, cette partie présente les différentes étapes d'identification du modèle élastoplastique depuis le modèle de von Mises à celui retenu pour l'étude, en passant par une identification en utilisant le modèle de Bron-Besson complet.

La suite de l'identification du modèle d'endommagement est présentée dans le chapitre six. Ce chapitre s'ouvre sur une description de chaque composante d'origine du modèle utilisé avant d'en faire la présentation. Il se poursuit sur la présentation de l'identification des paramètres et des résultats associés pour chacune des structures.

Finalement, le manuscrit conclut :

- sur l'apport du modèle de comportement élastoplastique et d'endommagement à la compréhension des comportements des structures fissurées, éprouvettes (*CT*, *SENB*, *SENT*) et tubes.
- sur la pertinence de la ténacité déduite d'essais sur éprouvettes *SENT* pour évaluer la criticité des défauts assimilés à des fissures sur des tubes onshore, et sur des pistes pour un traitement FAD moins pénalisant d'évaluation de la criticité d'un défaut type de fissure dans un tube onshore.

## Chapitre II

# Bibliographie : Mesure de la ténacité des éprouvettes *CT* et *SENT*

*On cherche au cours de cette étude à évaluer la ténacité d'un tube en utilisant des éprouvettes de type *SENT* (Single Edge Notched Tensile). Ces éprouvettes, présentant un développement de la plasticité sur le ligament plus important que les éprouvettes conventionnelles dites de fort confinement plastique (*CT*, *SENB*...), permettent l'évaluation d'une ténacité de façon moins critique. Ces éprouvettes sont alors plus représentatives des conditions d'un gazoduc présentant un défaut (cf. figure II.1).*

*Ce chapitre reporte les méthodes utilisées pour l'évaluation de la ténacité des défauts dans la littérature. Dans un premier temps, une définition de l'approche globale de la mécanique de la rupture utilisant l'intégrale  $J$ , ainsi que les approches à deux paramètres, sont présentées. Ensuite, un bilan de l'utilisation de l'éprouvette *SENT* dans la littérature est présenté. Cette partie se décompose en deux volets :*

- La présentation des résultats des essais*
- La modélisation de ces éprouvettes et les modèles utilisés pour rendre compte du comportement de ces structures*

# 1. Introduction

Dans le cadre du dimensionnement de structures, plusieurs paramètres matériaux sont à prendre en compte, comme, par exemple la limite d'élasticité ( $Rp_{0,2}$ ) ou encore la limite à rupture ( $R_m$ ). Ces propriétés mécaniques des matériaux sont utilisées pour le dimensionnement de structures pour le cas statique le plus général.

Dans le cadre du dimensionnement ou de la vérification de la tenue mécanique de structures pouvant présenter une fissure, une autre propriété doit être étudiée : la ténacité. Cette propriété de résistance à la propagation de fissure est définie en terme de facteur d'intensité des contraintes  $K$ , utilisé dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture (cas élastique), ou alors en terme d'intégrale  $J$  dans le cas de la mécanique non linéaire de la rupture (cas où la plasticité se développe au sein de la structure). Cette ténacité n'est en fait pas intrinsèque au matériau, mais dépend d'un couple matériaux-géométrie de la structure étudiée.

Lors de notre étude, nous nous intéressons au comportement des structures lors de la déchirure ductile. Le paramètre représentatif de la ténacité que nous utiliserons est l'intégrale  $J$ . Ainsi au cours de ce chapitre nous nous attacherons dans un premier temps à la définition de l'intégrale  $J$  et aux paramètres importants du calcul de cette intégrale, ainsi que les différentes éprouvettes utilisées dans les études de ténacité des matériaux.

Dans un second temps, nous étudierons plus en avant l'utilisation de l'éprouvette *SENT* dans la littérature, ainsi que les différents calculs portant sur cette éprouvette.

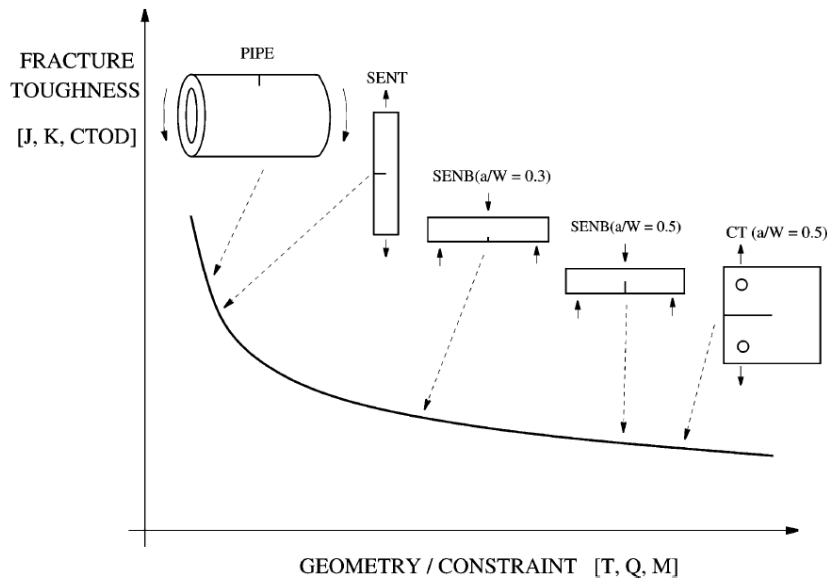


FIGURE II.1 – Schéma des différents états de confinement de la plasticité en pointe de défaut pour les différentes structures [Chiesa01]

## 2. Quelques éprouvettes de la mécanique de la rupture

Lors de l'étude sur l'évaluation de la ténacité d'une structure, le choix d'une éprouvette représentative des conditions de sollicitation est nécessaire. Ainsi, au cours des dernières années, plusieurs types et géométries d'éprouvettes ont vu le jour, s'adaptant aux différents cas d'études. La figure II.2 reporte les différentes géométries d'éprouvettes que l'on peut rencontrer au cours d'une étude sur la ténacité d'un matériau. On peut voir que, bien que ces éprouvettes sollicitent toutes le ligament en mode I (ouverture de la fissure par écartement des deux plans la constituant), un classement des éprouvettes selon le type de sollicitation peut être fait. En effet, dans un cas, le ligament est sollicité en traction (cas des éprouvettes *SENT*, *DENT*, et *CCP*), alors que dans l'autre le ligament est sollicité en flexion (*CT* et *SENB*).

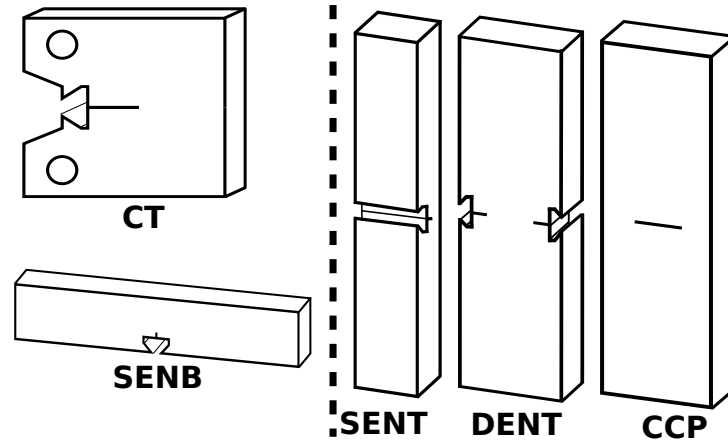


FIGURE II.2 – Eprouvettes de déchirure ductile couramment utilisées

## 3. Approche globale de la mécanique de la rupture

Dans le cadre de l'approche globale de la mécanique de la rupture, il est important de distinguer deux domaines d'étude : celui de la mécanique linéaire de la rupture (LFM) et de celui de la mécanique non linéaire de la rupture (NLFM).

Le premier a pour caractéristique principale de présenter une zone plastique très confinée en pointe de défaut (cf. II.3). Dans ce cas, la structure est considérée comme ayant un comportement purement élastique linéaire. La grandeur principale intervenant dans ce cas est le facteur d'intensité des contraintes  $K$ . Ce domaine est utilisé pour évaluer les instabilités fragiles ou l'amorçage de fissure dans la structure.

L'autre domaine d'étude s'attache au comportement du matériau lorsque la plasticité devient étendue dans la structure étudiée. Le comportement de la structure en est alors modifié et la fissure se propage de manière ductile au sein du matériau. La grandeur physique utilisée pour rendre compte de la ténacité de ce matériau est l'intégrale de contour  $J$ .

### 3.1. Les approches en $K$ et $K - T$

Dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, la grandeur utilisée pour rendre compte de la stabilité d'un défaut de type fissure dans une structure est le facteur d'intensité des contraintes  $K$ . Ce facteur d'intensité des contraintes a été introduit par Irwin comme le premier terme du développement limité du champ de contrainte en pointe de fissure. Ce terme est donc différent selon le mode de sollicitation de la fissure et correspond ainsi aux facteurs  $K_I$ ,

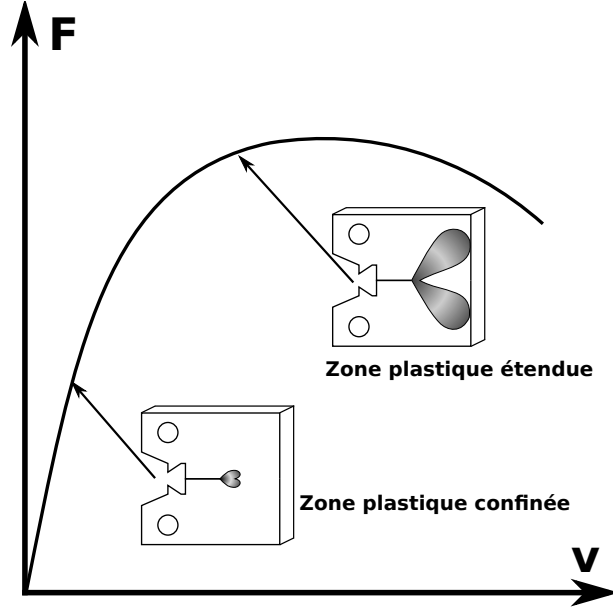


FIGURE II.3 – Schéma représentatif des domaines d'application de la LFM et de la NLFM

$K_{II}$  et  $K_{III}$  pour les modes  $I$ ,  $II$  et  $III$  respectivement.

Dans le cas de chargement selon un de ces trois modes de sollicitation, il est possible de définir le champ de contraintes et de déplacement en pointe de défaut en fonction du facteur d'intensité des contraintes correspondant. Ainsi l'état des contraintes et déplacement en pointe d'un défaut sollicité en mode mixte s'écrit comme (cf. fig. II.4(a)) :

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) - \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left( 2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \quad (\text{II.1})$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (\text{II.2})$$

$$\sigma_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (\text{II.3})$$

$$\sigma_{xz} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \quad (\text{II.4})$$

$$\sigma_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \quad (\text{II.5})$$

$$\sigma_{zz} = \begin{cases} \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) & , \text{ en déformation plane} \\ 0 & , \text{ en contrainte plane} \end{cases} \quad (\text{II.6})$$

et

$$u_x = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left( k - 1 + 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) + \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left( k + 1 + 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \quad (\text{II.7})$$

$$u_y = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left( k + 1 - 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) - \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left( k - 1 - 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \quad (\text{II.8})$$

$$u_z = 2 \frac{K_{III}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \quad (\text{II.9})$$

$$k = \begin{cases} 3 - 4\nu & , \text{ en déformation plane} \\ \frac{3-\nu}{1-\nu} & , \text{ en contrainte plane} \end{cases} \quad (\text{II.10})$$

avec  $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$  le module de cisaillement.

On peut alors voir que la seule connaissance du facteur d'intensité des contraintes permet de décrire le champ de contraintes et de déformations au voisinage d'un défaut. Ainsi dans le cas général, le taux de restitution d'énergie élastique  $G$  peut être calculé de la façon suivante :

$$G = \begin{cases} \frac{1-\nu^2}{E}(K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1+\nu}{E}(K_{III}^2) & , \text{ en déformation plane} \\ \frac{1}{E}(K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1+\nu}{E}(K_{III}^2) & , \text{ en contrainte plane} \end{cases} \quad (\text{II.11})$$

Le taux de restitution d'énergie élastique  $G$  correspond à la variation d'énergie potentielle lors d'une avancée de fissure  $\Delta a$ . Cette énergie peut être représentée par l'aire définie sur la figure II.4(b), où, pour deux longueurs de fissures  $a$  (représentant alors deux aires fissurées  $A_1$  et  $A_2$ ), une variation de complaisance est visible. Ainsi, une autre façon de calculer  $G$ , prenant en compte cette variation de complaisance au cours de l'avancée de la fissure, peut être définie comme :

$$G = \frac{P^2}{2} \frac{\partial C}{\partial A} \quad (\text{II.12})$$

où  $P$  représente la charge appliquée à la structure,  $\partial C$  la variation de complaisance,  $\partial A$  la variation d'aire due à l'avancée de fissure.

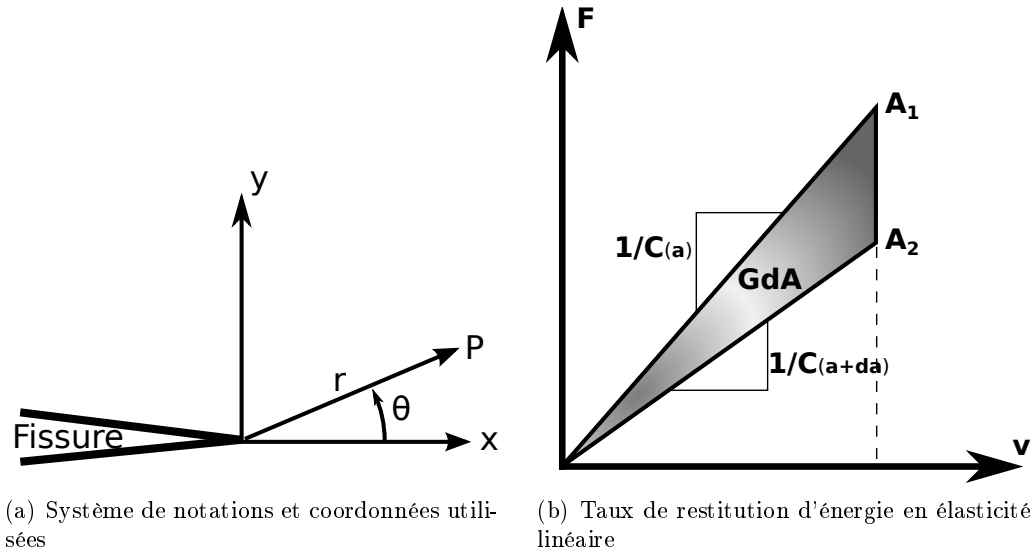


FIGURE II.4 – Représentation d'une fissure et du taux de restitution d'énergie pour le cas de la mécanique linéaire de la rupture

### Approche en $K - T$

Cette approche, nécessitant l'utilisation d'un matériau purement élastique linéaire, permet de prendre en compte les effets de géométrie dans le cas des déterminations de  $K$  et  $J$  à l'amorçage d'une fissure et pour de faibles taux de plasticité. La formulation du champ de contrainte en pointe de fissure est alors modifiée pour prendre un compte le paramètre  $T$  comme une contrainte parallèle au plan de la fissure comme suit :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{xi} \delta_{xj} + 0(\sqrt{r}) \quad (\text{II.13})$$

et

$$u_x = \frac{K_I}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[ \frac{1}{2}(k-1) + \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] + \frac{T}{8\mu} (k+1)r \cos(\theta) + 0(r^{3/2}) \quad (\text{II.14})$$

$$u_y = \frac{K_I}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[ \frac{1}{2}(k-1) - \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] + \frac{T}{8\mu} (k+1)r \sin(\theta) + 0(r^{3/2}) \quad (\text{II.15})$$

avec  $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$  le module de cisaillement et  $k = 3 - 4\nu$  en déformation plane et  $k = \frac{3-\nu}{1-\nu}$  en contraintes planes.

Le paramètre  $T$  permet de rendre compte de l'état plastique en pointe de fissure pour un facteur d'intensité de contraintes  $K$  donné. En effet, plus la valeur du paramètre  $T$  diminue, plus la taille de la zone plastique augmente et tend à se propager en avant de la fissure (cf. figure II.5).

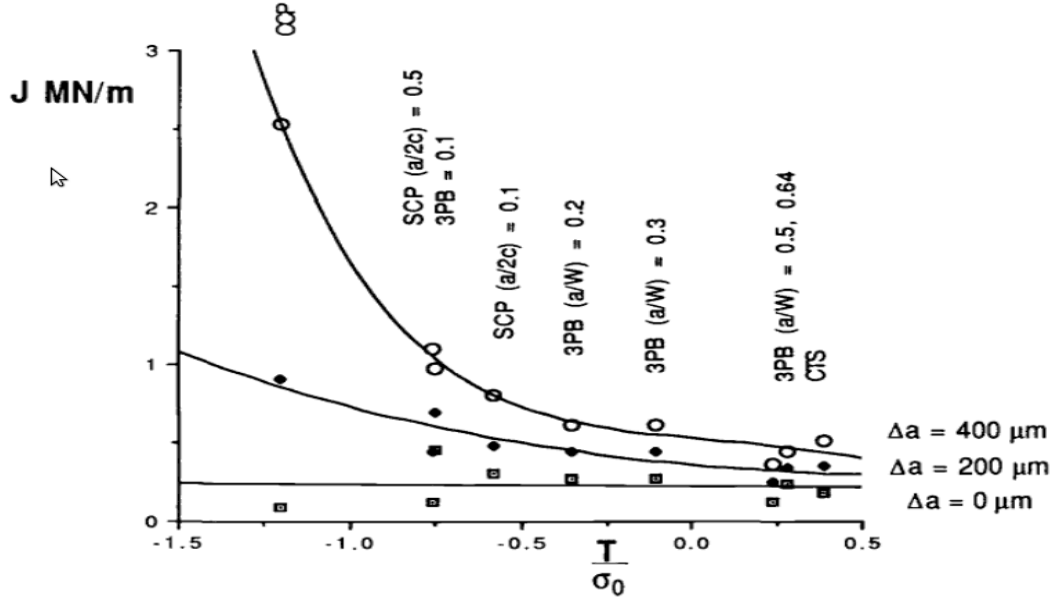


FIGURE II.5 – Evolution des différents états de confinement de la plasticité en pointe de défaut pour les différentes structures en fonction du paramètre  $T$  [Hancock93]

### 3.2. Les approches en $J$ et $J - Q$

Une pièce mécanique pouvant présenter des fissures au cours de son utilisation, l'évaluation de la capacité du matériau à résister à la propagation d'une fissure, sa ténacité, est nécessaire. La grandeur classiquement utilisée pour rendre compte de cette propriété du matériau est l'intégrale de contour  $J$ . Cette intégrale représente l'énergie nécessaire à la déchirure du matériau. La première définition de l'intégrale  $J$  fut proposée par Cherepanov [Cherepanov67] et Rice [Rice86]. Cette intégrale est définie de la façon suivante

$$J = \int_{\Gamma} W dy - \vec{T} \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} ds \quad (\text{II.16})$$

avec

$$W = \int \sigma_{ij} de_{ij} \quad (\text{II.17})$$

avec  $\Gamma$  le contour choisi pour l'intégrale (cf. figure II.6(a)),  $\vec{n}$  la normale à ce contour,  $\vec{T}$  est le vecteur contrainte appliqué au contour :  $\vec{T} = \sigma \cdot \vec{n}$ .

L'intégrale de contour  $J$  ainsi calculée est indépendante du contour  $\Gamma$  choisi.

L'intégrale  $J$  ainsi définie ne permet pas la mesure directe de la ténacité au cours des essais. Il est donc important de la modifier. Elle est ainsi décomposée en une partie élastique et une partie plastique de la façon suivante :

$$J = J_e + J_p \quad (\text{II.18})$$

$$J_e = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} \quad (\text{II.19})$$

et

$$J_p = \frac{\eta U_p}{B_N b_0} \quad (\text{II.20})$$

Avec  $B_N b_0$ , la section de la partie en avant du front de la fissure (ligament),  $U_p$  l'énergie dépensée au cours de la propagation de la fissure dans la structure et  $\eta$  un facteur de poids permettant le passage de l'énergie dépensée normalisée par la section du ligament à une valeur de l'intégrale  $J$ .

Une autre définition de l'intégrale  $J$ , proposée par Ernst [Ernst83], permet, d'après cet auteur, de s'affranchir des effets de longueur de fissure sur le calcul du  $J$ , principalement pour de grandes longueurs de propagation.

$$J_m = J - \int_{a_0}^a \left( \frac{\delta J_{pl}}{\delta a} \right)_{V_{pl}} da \quad (\text{II.21})$$

Ainsi, les paramètres importants lors de l'évaluation d'une ténacité au cours d'un essai de déchirure ductile restent la mesure de l'énergie dépensée au cours de l'essai  $U_p$ , et le facteur  $\eta$  utilisé.

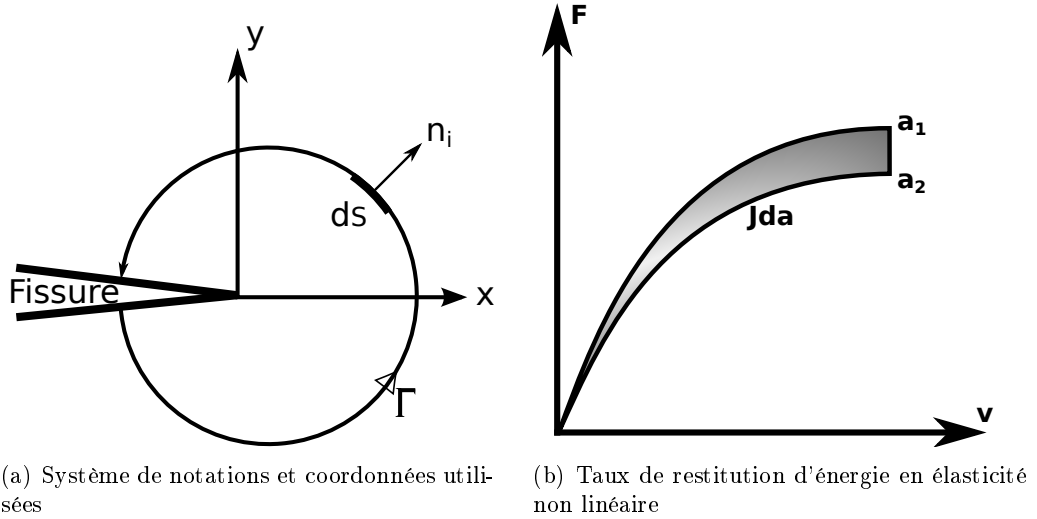


FIGURE II.6 – Représentation d'une fissure et du taux de restitution d'énergie pour le cas de la mécanique non linéaire de la rupture

### Approche en $J - Q$

L'utilisation du facteur  $T$  étant limitée à la mécanique linéaire de la rupture, un autre paramètre,  $Q$ , a été étudié. Ce paramètre est introduit dans une extension du modèle HRR proposé par Hutchinson, Rice et Rosengren [HUTCHINSON68] [Rice68] comme suit ([O'Dowd91] [O'Dowd92]) :

$$\left( \frac{\sigma_{ij}}{\sigma_0} \right) = \left( \frac{J}{\sigma_0 \epsilon_0 I_N r} \right)^{\frac{1}{1+N}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, N) + Q \left[ \frac{r}{J/\sigma_0} \right]^q \hat{\sigma}_{ij}(\theta, N) + \text{termes d'ordre supérieurs} \quad (\text{II.22})$$

où l'exposant  $q$  est négligeable pour des valeurs du paramètre d'érouissage comprises entre 5 et 20.

Pour un angle  $\theta < \pi/2$  O'Dowd et Shih montrent que les fonctions angulaires  $\hat{\sigma}_{\theta\theta}$  et  $\hat{\sigma}_{rr}$  sont équivalentes, constantes et très supérieures au terme  $\hat{\sigma}_{r\theta}$  qui devient ainsi négligeable. L'expression de ce champ de contrainte est définie comme suit :

$$\left(\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_0}\right) = \left(\frac{J}{\sigma_0 \epsilon_0 I_N r}\right)^{\frac{1}{1+N}} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, N) + Q \delta_{ij} \quad (\text{II.23})$$

Le paramètre  $Q$  est appelé paramètre de triaxialité du confinement plastique et est défini comme suit pour le cas général :

$$Q = \frac{\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{\theta\theta}^{HRR}}{\sigma_0} \quad (\text{II.24})$$

et dans le cas de plasticité confinée (cas de la mécanique linéaire de la rupture) :

$$Q = \frac{\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{\theta\theta}^{SSY}}{\sigma_0} \quad (\text{II.25})$$

Le paramètre  $Q$  sert à définir la différence entre le champ des contraintes au sein de la structure considérée et un champ de référence (cf. figure II.7). Ce paramètre se comporte comme le paramètre  $T$  pour la définition du "taux de confinement" de la plasticité dans un cas de plasticité étendue. Ainsi, une valeur négative induit une diminution de taux de triaxialité au sein de la structure étudiée et inversement, une valeur positive induit une augmentation de ce taux de triaxialité.

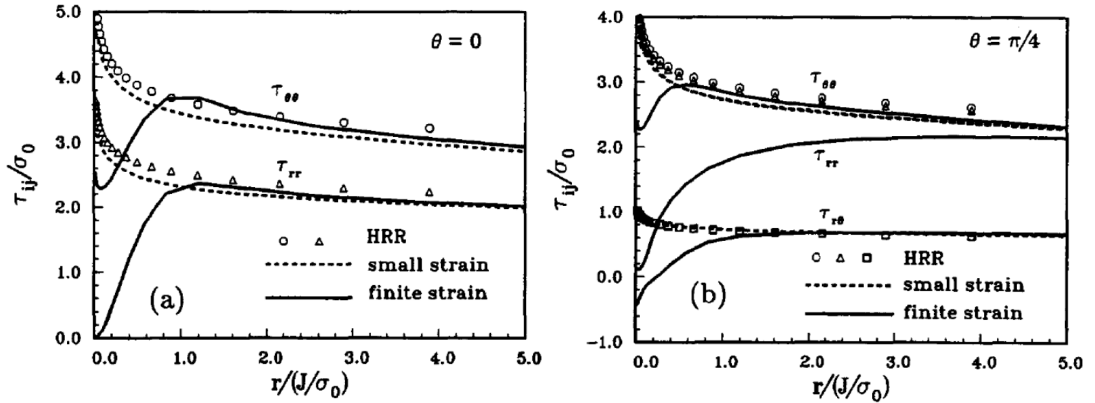


FIGURE II.7 – Représentation du champ HRR par O'Dowd and Shih [O'Dowd91]

### 3.3. Comparaison des états de contrainte en pointe de défaut

Le calcul de l'érousement en pointe de défaut permet de rendre compte physiquement de l'état de confinement de la plasticité au sein de chaque structure. Ce calcul, généralement effectué en utilisant un maillage 2D en déformation plane, permet de comparer les différentes éprouvettes entre elles et ainsi choisir l'éprouvette la mieux adaptée à la structure étudiée. Ainsi Sun [Sun92] a comparé le taux de triaxialité en pointe de défaut pour des éprouvettes *CT*, *SENB*, *SENT* chargées par mors fixes (C), goupilles (P) et goupilles avec une fissure courte (S) et des éprouvettes *CCP*. On peut ainsi voir, sur la figure II.8, que les éprouvettes *CT* et *SENB* présentent un taux de triaxialité proche en pointe de défaut et que l'éprouvette *SENT* permet de réduire la hauteur du pic de triaxialité et de l'élargir.

Par la suite, différents auteurs se sont intéressés à la comparaison de ces éprouvettes avec des structures réelles telles que des tubes. Tan et Wang notamment [Tan12] [Wang12b] utilisent ces calculs de contraintes en pointe de fissure pour définir un critère  $R$  définissant le taux de confinement de la plasticité par rapport à celui d'une éprouvette *CT* comme suit :

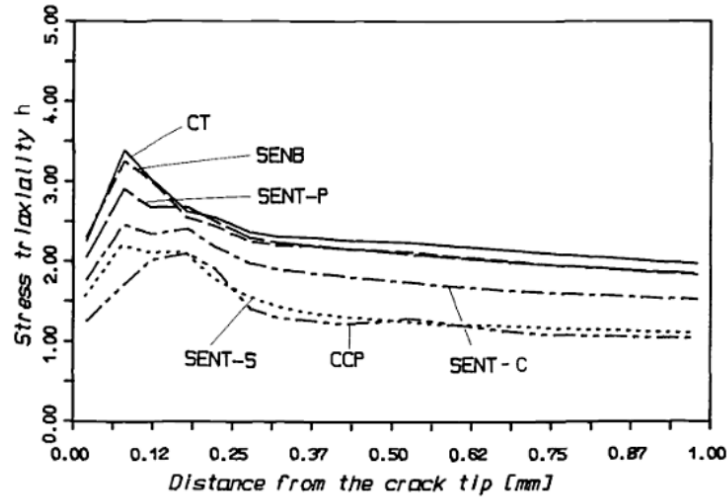
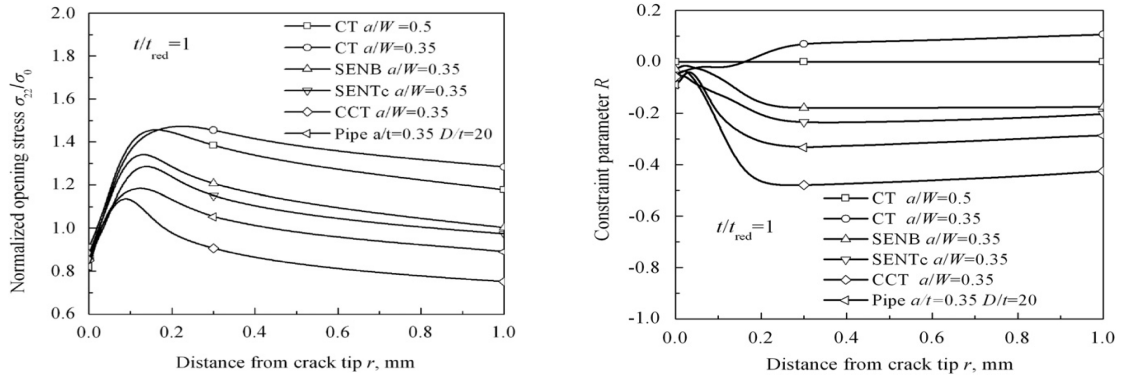


FIGURE II.8 – Comparaison des taux de triaxialité des contraintes en pointe de défaut pour les différentes structures [Sun92]

$$R = \frac{\sigma_{22} - \sigma_{22}(CT)}{\sigma_0} \quad (\text{II.26})$$

Ce critère permet alors de comparer les structures de façon simple et ainsi notamment de justifier le choix des éprouvettes *SENT* pour le calcul de ténacités représentatives des cas des gazoducs (cf. II.9).



(a) Comparaison des contraintes en pointe de fissure

(b) Comparaison des taux de confinement  $R$  en pointe de fissure

FIGURE II.9 – Comparaison des contraintes et taux de confinement plastique pour différentes structures [Tan12]

Finalement, ce calcul d'état de contraintes en pointe de fissure permet de rendre compte de l'évolution de la ténacité au cours de l'avancée ductile de la fissure. En effet, Thaulow [Thaulow04] a pu mettre en avant l'effet de l'avancée de la fissure sur l'augmentation du confinement de la plasticité au sens du paramètre  $Q$ . On peut alors comprendre, de la figure II.10, que l'avancée de la fissure affecte le taux de confinement de la plasticité sur des éprouvettes les moins confinées, comme montré sur la figure II.11. Cet effet est encore plus présent sur les éprouvettes *SENT* du fait du plus faible taux de confinement de la plasticité de ces éprouvettes.

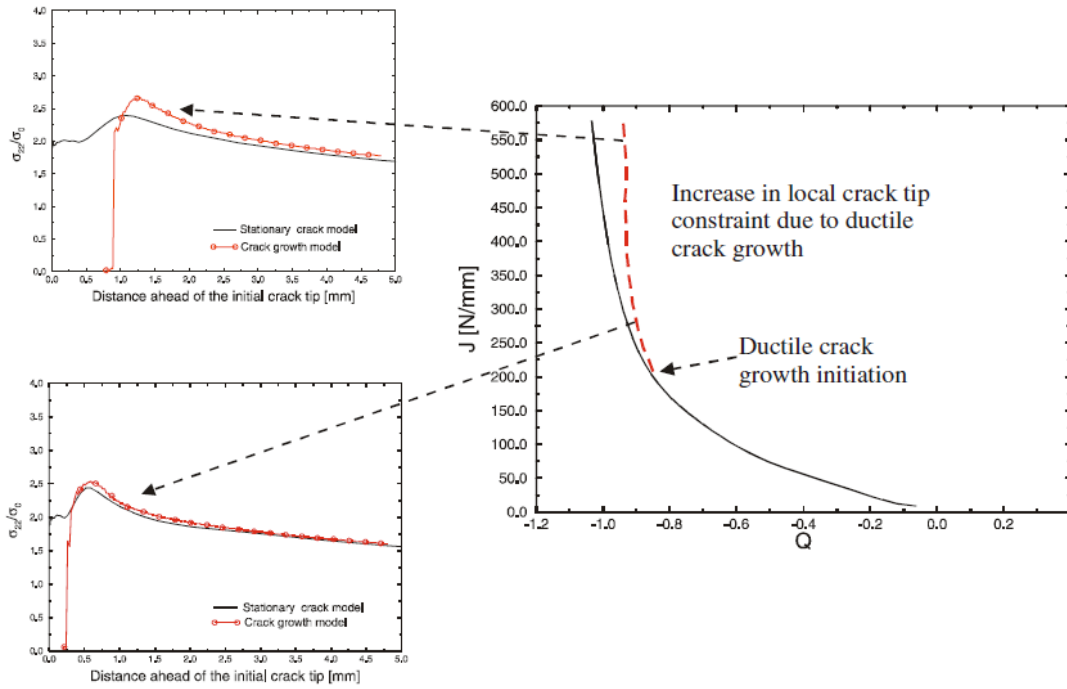


FIGURE II.10 – Effet de la croissance de la fissure sur le confinement de la plasticité en pointe de défaut pour une éprouvette *SENT* pour un rapport  $\frac{a_0}{W} = 0.2$  [Thaulow04]

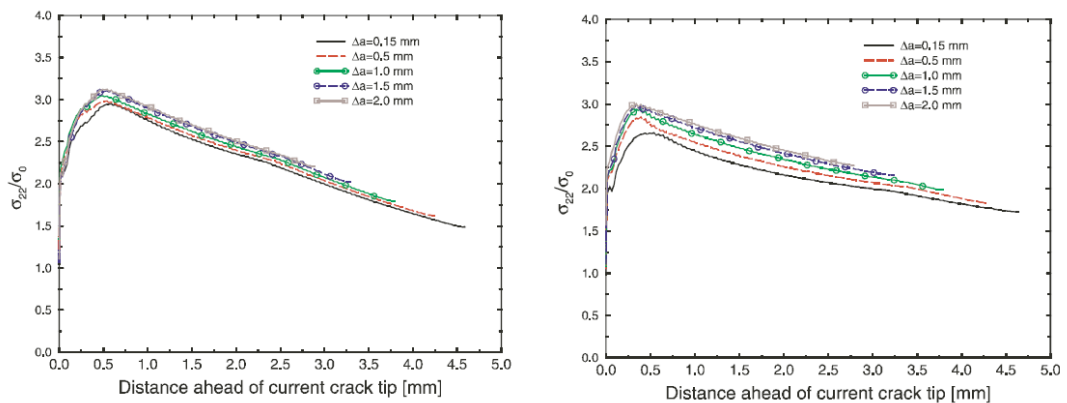


FIGURE II.11 – Comparaison des états de contraintes en pointe de défaut pour une éprouvette *SENB* pour un rapport  $\frac{a_0}{W} = 0.5$  (à gauche) et une éprouvette *SENB* pour un rapport  $\frac{a_0}{W} = 0.2$  (à droite) [Thaulow04]

## 4. Les éprouvettes *SENT*

### 4.1. Effet de géométrie des éprouvettes *SENT*

La figure II.12 reporte les différentes géométries des éprouvettes *SENT* rencontrées dans la littérature. Les valeurs des ratios  $\frac{B}{W}$  correspondants sont reportées dans le tableau II.1.

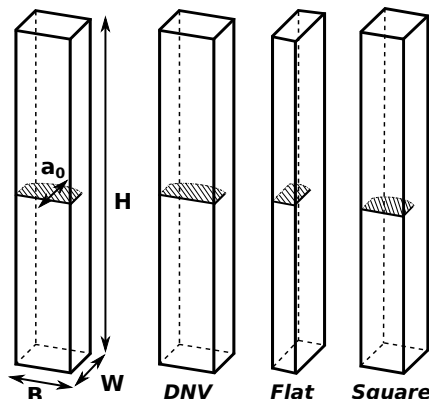


FIGURE II.12 – Représentation des différentes géométries d'éprouvettes *SENT* possible

La première de ces géométries, appelée aussi dans ce manuscrit géométrie conventionnelle, est celle recommandée par la norme DNV. Cette éprouvette présente une section de fissuration deux fois plus large que profonde,  $\frac{B}{W} = 2$ .

La deuxième géométrie montrée ici est une éprouvette dérivée de celle de la norme DNV. Cette éprouvette possède cependant un ratio  $\frac{B}{W}$  inversé (0.5). Elle est utilisée pour la sollicitation de tôle dans les directions qui ne permettent pas de prélèvement d'éprouvettes conventionnelles (propagation d'une fissure dans le sens longitudinal d'un tube par exemple).

Enfin, la dernière géométrie d'éprouvette présentée ici est celle utilisée plus récemment par Cravero et Ruggieri [Cravero05], et Park et al. [Park12] notamment. Cette éprouvette présente une section carrée ( $\frac{B}{W} = 1$ ).

Bien que certains calculs soient effectués avec des hauteurs d'éprouvettes correspondant à des ratios  $\frac{H}{W}$  compris entre 4 et 10 [Cravero07], la majeure partie des éprouvettes utilisées dans la littérature présentent un ratio de 10. Ce ratio permet de minimiser l'effet de la présence des mors fixes en laissant le matériau plastifier sur une plus grande longueur de l'éprouvette [Nyhus02].

Type d'éprouvette	DNV	Flat	Square
Ratio $\frac{B}{W}$	2	0.5	1

TABLE II.1 – Valeur des différents ratios  $\frac{B}{W}$  pour les éprouvettes *SENT*

Ensuite, quelle que soit la géométrie utilisée, deux types de chargements sont possibles pour les éprouvettes *SENT*, le chargement par goupilles ou le chargement par mors fixes. Alors que le mode de chargement par goupilles permet une rotation plus libre de l'éprouvette autour du ligament, le chargement par mors fixe permet de contraindre la fissure en bloquant la rotation et ainsi évaluer une valeur de l'intégrale  $J$  plus élevée. Ce mode de chargement est majoritairement utilisé dans les études actuelles.

Finalement, dans certains cas [Park10] [Fairchild12], des entailles latérales sont utilisées pour, comme lors des essais *CT*, augmenter la triaxialité des contraintes sur les bords de la fissure et ainsi avoir une fissure présentant un front droit. Dans certains cas d'éprouvettes *SENT* cependant, l'utilisation d'entailles latérales se trouve trop sévère. On peut voir dans ces cas que la fissure se propage alors plus sur les bords de l'éprouvette qu'au centre, inversant ainsi la tendance naturelle de propagation de la fissure [Wang12a].

## 4.2. Calcul de l'intégrale $J$ pour une éprouvette $SENT$

Le calcul de l'intégrale  $J$  pour les éprouvettes  $SENT$  se fait de la même manière que pour les autres géométries d'éprouvettes en adaptant cependant les facteurs  $K$  et  $\eta$  à la structure étudiée. Ainsi l'intégrale  $J$  est décomposée en une partie élastique et une partie plastique calculées de la façon suivante [DNV06] :

$$J = J_e + J_p \quad (\text{II.27})$$

$$J_e = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (\text{II.28})$$

et

$$J_p = \frac{\eta U_p}{B_N b_0} \quad (\text{II.29})$$

Avec  $U_p$  l'énergie dépensée au cours de la propagation de la fissure au sein de la structure.

Lors du calcul de la partie élastique de l'intégrale  $J$ , le facteur d'intensité des contraintes doit être adapté à la structure. Le facteur  $K$  peut être évalué selon la proposition de norme DNV [DNV06]. On a alors :

$$K = \frac{P}{BW} \sqrt{a\pi} (f_1 - 6\xi_3 f_2) \quad (\text{II.30})$$

où  $P$  est la charge appliquée,  $B$  la largeur de l'éprouvette,  $W$  sa profondeur (longueur utile),  $a$  la longueur de la fissure initiale, et  $f_1$ ,  $f_2$ , et  $\xi_3$  sont définis comme suit :

$$\xi_3 = \frac{\xi_1}{\xi_2 + 12 \frac{H}{W}} \quad (\text{II.31})$$

avec  $H$  la hauteur utile de l'éprouvette, et

$$\xi_1 = 12\pi \left(\frac{a}{W}\right)^2 \sum_{i=0}^8 q_i \left(-\frac{a}{W}\right)^i - U_+ \left(\frac{a}{W} - 0.6\right) \left(19.95 - \frac{3.99(3a/W - 1)}{(1 - a/W)^2}\right) \quad (\text{II.32})$$

$$\xi_2 = 72\pi \left(\frac{a}{W}\right)^2 \sum_{i=0}^8 r_i \left(-\frac{a}{W}\right)^i - U_+ \left(\frac{a}{W} - 0.6\right) \left(99.38 - \frac{15.9}{(1 - a/W)^2}\right) \quad (\text{II.33})$$

avec  $q_i$  et  $r_i$ , des constantes données dans le tableau II.2, et  $U_+(x)$  est égal à 1 si  $x$  est supérieur à 0 et  $U_-(x)$  est égal à 0 si  $x$  est inférieur à 0.

$$f_1 = U_- \left(0.6 - \frac{a}{W}\right) \sum_{i=0}^4 n_i \left(-\frac{a}{W}\right)^i + U_+ \left(\frac{a}{W} - 0.6\right) \frac{1 + 3a/W}{3.545(a/W)^{1/2}(1 - a/W)^{3/2}} \quad (\text{II.34})$$

$$f_2 = U_- \left(0.6 - \frac{a}{W}\right) \sum_{i=0}^4 m_i \left(-\frac{a}{W}\right)^i + U_+ \left(\frac{a}{W} - 0.6\right) \frac{0.375}{(a/W)^{1/2}(1 - a/W)^{3/2}} \quad (\text{II.35})$$

Les valeurs des coefficients  $m$ ,  $n$ ,  $q$  et  $r$  sont données dans le tableau II.2.

Ce calcul du facteur d'intensité de contraintes doit être utilisé avec précaution. En effet, le calcul des facteurs  $f_1$  et  $f_2$ , se basant sur les travaux d'Ahmad [Ahmad91], présente une discontinuité dans la formulation, et ainsi dans le calcul du facteur  $K$ , pour des valeurs de ratio  $\frac{a_0}{W}$  de 0.6.

D'autres formulations sont disponibles dans la littérature pour le calcul de l'intégrale  $J$ . On pourra notamment trouver en annexe la méthode de calcul du CANMET [CANMET12], correspondant à la méthode du single specimen.

$i$	$m_i$	$n_i$	$q_i$	$r_i$
0	1.120	1.122	0.629	0.629
1	0.231	1.400	0.609	1.047
2	10.550	7.330	50.93	4.602
3	21.720	13.080	11.097	9.975
4	30.390	14.000	26.737	20.295
5	-	-	48.997	32.993
6	-	-	81.820	47.041
7	-	-	77.953	40.693
8	-	-	42.456	19.600

TABLE II.2 – Tableau des coefficients  $m$ ,  $n$ ,  $q$ , et  $r$  pour le calcul des  $f_1$ ,  $f_2$ ,  $\xi_1$ , et  $\xi_2$

## La mesure de l'énergie $U$

L'énergie,  $U$ , nécessaire à la propagation d'une fissure dans une géométrie donnée, conditionne directement la valeur de l'intégrale  $J$  calculée. En effet, à géométries et protocoles d'essais rigoureusement identiques (vitesses d'essais, longueurs initiales et finales de fissures...), cette énergie est le seul paramètre permettant de comparer deux matériaux entre eux.

Cette énergie est mesurée principalement par deux moyens : soit en considérant le déplacement appliqué par la machine, soit en utilisant la mesure de l'ouverture de la fissure sur le bord de l'éprouvette, CMOD (Crack Mouth Opening Displacement). Ce CMOD est mesuré au point d'origine de la fissure : soit sous la ligne de charge dans le cas des éprouvettes  $CT$  et à flanc de structure pour l'éprouvette  $SENT$  et  $SENB$ . Le placement des extensomètres est rappelé dans le chapitre traitant des essais. Bien que la première méthode soit recommandée par les normes ASTM 1820 pour les essais  $CT$ , il est de manière générale préférable d'utiliser la mesure du CMOD, plus représentatif de ce qu'il se passe au voisinage de la fissure (compliance de l'éprouvette).

## Le paramètre $\eta$

Le paramètre  $\eta$  permet de passer d'une énergie normalisée à une valeur de l'intégrale  $J$ . Ce paramètre ne dépendant que de la géométrie de la structure étudiée : type d'éprouvette et longueur de la fissure avant propagation ductile.

La valeur du coefficient  $\eta$  est évaluée de manière générale par éléments finis. Dans la plupart des cas, une série de calculs en 2D avec une hypothèse de déformation plane est utilisée pour calculer ce paramètre en fonction de la longueur de fissure. La majeure partie des éprouvettes étant maintenant connues et normalisées, les valeurs de leur coefficient  $\eta$  sont maîtrisées et sont reprises dans les différentes normes. L'éprouvette  $SENT$  étant cependant encore à l'étude, son facteur  $\eta$  n'est pour l'instant pas normalisé et plusieurs valeurs peuvent être rencontrées dans la littérature en fonction du calcul utilisé pour le déterminer.

L'expression la plus simple est celle proposée par Cravero et Ruggieri [Cravero07] :

$$\eta_{Cravero} = 1.0398 - 0.687\left(\frac{a}{W}\right) \quad (\text{II.36})$$

Ce paramètre  $\eta_{Cravero}$  varie de manière linéaire en fonction du rapport  $\frac{a_0}{W}$ . Ce facteur a été évalué par éléments finis en utilisant un maillage en 2D-déformation plane. Différentes dimensions d'éprouvettes ont été calculées avec des longueurs de fissures variant entre  $\frac{a_0}{W} = 0.1$  et  $\frac{a_0}{W} = 0.7$  pour les deux types de chargements (encastrement et goupille). Un ajustement de ces données par une équation linéaire donne alors la valeur du facteur  $\eta$  en fonction du ratio  $\frac{a_0}{W}$ . Cravero et

al. justifient le calcul 2D par une validation sur calcul 3D.

Cependant, deux autres formules de calcul du facteur  $\eta$  existent dans la littérature : le coefficient proposé par DNV [DNV06] et celui proposé par CANMET [CANMET12].

Le facteur DNV est calculé sensiblement de la même façon. Il permet cependant de prendre en compte un effet de géométrie de l'éprouvette non présent dans le facteur de Cravero et Ruggieri. Ainsi le facteur  $\eta$  dépend non seulement de  $\frac{a_0}{W}$ , mais aussi du rapport  $\frac{B}{W}$ . Ce facteur n'est alors valable que pour des rapports  $\frac{B}{W}$  allant de 1 à 5. Le facteur  $\eta_{DNV}$  varie beaucoup avec ce rapport (près de 15%) et ne permet pas le calcul de  $J$  pour des éprouvettes de type Flat ( $B = 0.5W$ ).

$$\begin{aligned} \eta = & 0.85(196.719 \exp\left(-\frac{B}{W}\right) - 64.642) \left(\frac{a_0}{W}\right)^5 + (-493.511 \exp\left(-\frac{B}{W}\right) + 138.837) \left(\frac{a_0}{W}\right)^4 \\ & + (463.503 \exp\left(-\frac{B}{W}\right) - 106.207) \left(\frac{a_0}{W}\right)^3 + (-201.862 \exp\left(-\frac{B}{W}\right) + 34.532) \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \\ & + (39.413 \exp\left(-\frac{B}{W}\right) - 4.525) \left(\frac{a_0}{W}\right) + (-2.064 \exp\left(-\frac{B}{W}\right) + 1.039) \quad (\text{II.37}) \end{aligned}$$

Enfin, le facteur proposé par le CANMET est un facteur calculé en 2D-déformation plane pour la méthode du single specimen. Il est calculé pour une éprouvette de type Square ( $B = W$ ) et est valable pour des rapports  $\frac{a_0}{W}$  allant de 0.1 à 0.7. Ce paramètre plus complexe que les deux précédents doit être utilisé en complément d'un facteur définissant l'incrément d'énergie dépensée pour l'avancée de la fissure entre chaque cycle de charge-décharge. Son utilisation en dehors du contexte du single specimen est donc à manier avec précautions.

$$\begin{aligned} \eta = & 1.000 - 1.089 \left(\frac{a_0}{W}\right) + 9.519 \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 - 48.572 \left(\frac{a_0}{W}\right)^3 + 109.225 \left(\frac{a_0}{W}\right)^4 \\ & - 73.116 \left(\frac{a_0}{W}\right)^5 - 77.984 \left(\frac{a_0}{W}\right)^6 + 38.487 \left(\frac{a_0}{W}\right)^7 + 101.401 \left(\frac{a_0}{W}\right)^8 \\ & + 43.306 \left(\frac{a_0}{W}\right)^9 - 110.770 \left(\frac{a_0}{W}\right)^{10} \quad (\text{II.38}) \end{aligned}$$

La figure II.13 reporte les valeurs de  $\eta$  pour toutes les géométries d'éprouvettes *SENT* utilisées lors de cette étude. On peut remarquer la forte dépendance de  $\eta$  à la formule utilisée, voire à la géométrie de l'éprouvette. En effet, la formule tirée de la norme DNV est un polynôme prenant en compte le ratio  $\frac{B}{W}$ . On peut ainsi avoir une différence de calcul de  $\eta$  de près de 25% pour un même ratio  $\frac{a_0}{W}$ .

Par ailleurs, on peut noter sur ce graphique que, alors que les formulations de Cravero et Ruggieri et de la norme DNV pour un ratio  $\frac{B}{W} = 2$  (géométrie conventionnelle) donnent un facteur  $\eta$  assez proche, la formulation de CANMET donne un facteur supérieur de près de 10%.

Une vérification de ces paramètres  $\eta$ , par le calcul, pour les éprouvettes de notre étude, est présentée en annexe. Ces calculs servent à valider l'utilisation de la loi définissant le paramètre  $\eta$ .

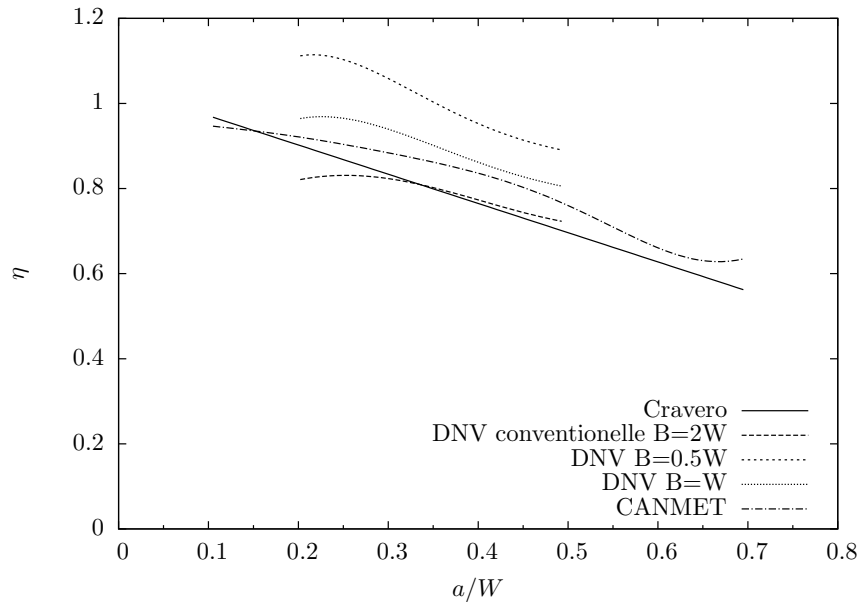


FIGURE II.13 – Courbes  $\eta$  pour l'ensemble des géométries d'éprouvettes *SENT* utilisées lors de cette étude

## 5. La mesure de la ténacité par les éprouvettes *SENT* dans la littérature

Au cours de ces dernières années, de plus en plus d'études se sont portées sur l'utilisation de l'éprouvette *SENT* pour l'évaluation de la ténacité des matériaux. En effet, du fait de la faible longueur du ligament par rapport à sa largeur et du type de sollicitation auquel elle est soumise, l'éprouvette *SENT* développe rapidement une plasticité très étendue en pointe de fissure. Cette caractéristique fait d'elle un bon candidat pour l'évaluation de ténacités dans le cas de tôles minces présentant un défaut et explique son développement dans le domaine des pipelines et gazoducs.

Ainsi, cette éprouvette, toujours en cours de développement, se trouve en compétition avec des éprouvettes normalisées et donc plus maîtrisées comme les *CT* et *SENB*. Ces éprouvettes présentent des limitations quant à leur utilisation pour évaluer la ténacité d'un gazoduc. En effet, hormis les limitations géométriques de l'éprouvette *CT*, qui ne permet pas l'évaluation de la ténacité dans le sens de percement du tube (première étape de la rupture), ces éprouvettes présentent un taux de confinement plastique au sens des paramètres  $T$  et  $Q$  fort, qui induit un conservatisme important sur les ténacités mesurées. Une solution envisageable pour utiliser des éprouvettes normalisées avec cependant un plus faible taux de confinement de la plasticité est d'utiliser des éprouvettes *SENB* avec des fissures courtes (de l'ordre de  $\frac{a_0}{W} = 0.2$ ). C'est pourquoi la majeure partie des études sur les éprouvettes *SENT* se basent sur une comparaison avec des éprouvettes *SENB* avec différentes longueurs de fissures. Toutefois, les principales différences entre les éprouvettes *SENT* d'une part et les éprouvettes *CT* et *SENB* d'autre part restent la largeur de son ligament comparé à sa profondeur et le type de chargement vu par la structure.

En effet, comme on a pu le noter précédemment, une éprouvette *SENT* se présente principalement sous deux géométries : DNV ou Square (l'éprouvette de type Flat est utilisée lors de difficultés de prélèvement nécessitant l'utilisation d'éprouvettes de faible épaisseur). Ces éprouvettes ont toutes deux un ligament de forme rectangulaire dont le plus petit côté est sur le sens de propagation de la fissure. Cependant, il semble que la géométrie de la section de l'éprouvette n'influence pas la ténacité mesurée pour un matériau donné. En effet, les travaux de [Tang10] montrent que l'utilisation de l'une ou l'autre de ces éprouvettes donne des résultats similaires.

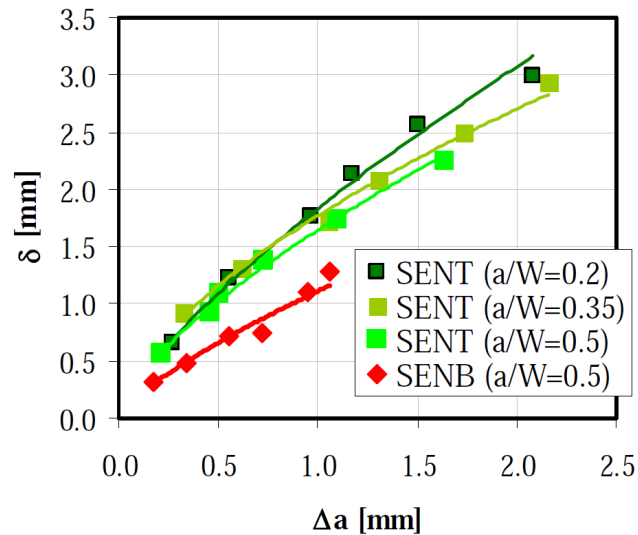


FIGURE II.14 – Courbes de ténacité CTOD- $\Delta a$  pour des éprouvettes *SENT* avec différents ratios  $a_0/W$  [Ø stby05]

Par ailleurs, les éprouvettes *SENT*, contrairement aux éprouvettes *CT* et *SENB*, sont sollicitées en traction. Ce type de sollicitation permet dans certains cas de plastifier complètement le ligament avant l’amorçage de la fissure au sein de la structure. Cette différence permet notamment d’expliquer que la longueur initiale de fissure lors d’un essai *SENT* n’influe pas dans certains cas sur la valeur de la ténacité mesurée pour un matériau donné (cf. figure II.14), contrairement au cas des éprouvettes *CT* et *SENB* où l’utilisation d’une fissure plus courte permet d’augmenter le taux de confinement de la plasticité en pointe de défaut et donc la ténacité mesurée, comme montré dans l’étude de Hancock (cf. figure II.5).

On peut alors constater, sur la figure II.15 représentant l’évolution du CTOD en fonction de la déformation plastique au sein de l’éprouvette, qu’une phase de plastification du ligament entraînant une augmentation du CTOD sans déformation de l’éprouvette suit la phase de chargement élastique. Lors de cette phase, Ostby affirme que la fissure ne s’est pas initiée au sein de l’éprouvette. Des résultats similaires sont obtenus par le calcul pour des éprouvettes *SENT* avec différents ratios  $\frac{a_0}{W}$  par Chen [Chen04].

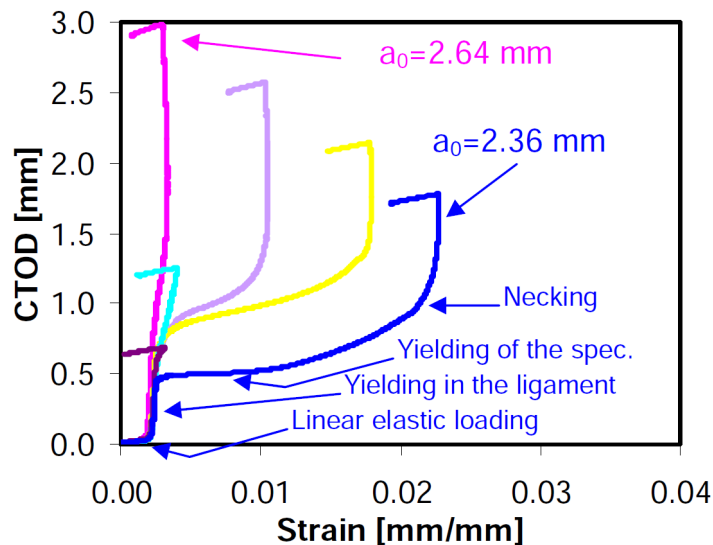


FIGURE II.15 – Comparaison des courbes d’évolution du CTOD en fonction de la déformation globale pour des éprouvettes *SENT* avec différents ratios  $a_0/W$  [Ø stby05]

Par ailleurs, Ainsworth [Ainsworth94] propose une méthode permettant de s'affranchir de l'effet de structure lié au confinement de la plasticité. Cette méthode se base sur l'utilisation du paramètre  $T$  afin de définir le facteur  $g(T)$  de la façon suivante :

$$g(T) = \left[ 1 + \alpha \left( -\frac{T\Delta a}{\sigma_0} \right)^m \right]^2 \quad (\text{II.39})$$

Cette équation est valable si  $T$  est inférieur ou égal à zéro, sinon  $g(T)$  est égal à zéro. Les paramètres  $m$  et  $\alpha$  sont des constantes liées au matériau. Ces paramètres sont à déterminer pour chaque niveau de confinement plastique. Une illustration de l'utilité de cette fonction est montrée sur la figure II.16 où les structures présentant différents taux de confinement plastique comme montré sur la figure de gauche peuvent être corrigés afin de donner les courbes de la figure de droite. Les courbes se replacent alors toutes sur la courbe de référence grâce à la sélection du couple de paramètres  $\alpha$  et  $m$  correspondants.

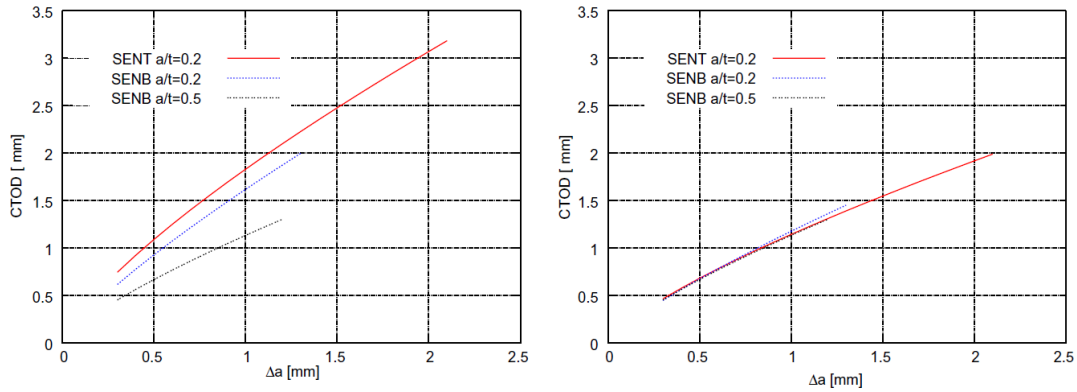


FIGURE II.16 – Correction des courbes CTOD- $\Delta a$  grâce à la fonction  $g(T)$  [Berg08]

Enfin, une des plus grosses bases de données sur la comparaison des essais *SENT* avec les essais *CT*, *SENB* et *DE(T)* a été réalisée par Joyce [Joyce95] sur deux aciers différents. Au cours de cette étude, les éprouvettes *SENT* et *DENT* sont chargées par goupilles ce qui peut avoir pour effet de diminuer légèrement les ténacités mesurées. Joyce met alors en évidence que le confinement plastique au sens de  $T$  ou de  $Q$  influe sur la ténacité mesurée au cours de la propagation de la fissure dans le matériau, mais pas sur son initiation. En effet, on peut remarquer sur la figure II.17 que toutes les structures présentent des valeurs très proches de  $J_{Ic}$  indépendamment de leur confinement plastique.

La comparaison des courbes  $J - \Delta a$  entre les différentes structures (fig. II.18) montre clairement que le confinement plastique influe plutôt sur la pente de la ténacité mesurée pour les différentes structures. Ce phénomène peut être mis en avant grâce à l'utilisation de  $T_{mat}$  (défini en II.40 par Paris [Paris79]), dont la figure II.19 reporte les valeurs pour les différentes structures. En effet, on peut remarquer que les valeurs de  $T_{max}$  pour les éprouvettes *SENB* avec un ratio  $\frac{a_0}{W} = 0.15$  sont plus élevées que celles des éprouvettes avec une fissure profonde (plus fort confinement de la plasticité) et que les courbes  $J - \Delta a$  correspondantes ont une pente plus forte. De même, les différentes éprouvettes *SENT* présentent des valeurs de  $T_{mat}$  comprises entre celles des éprouvettes *SENB* à fissure profonde et courtes, et donc ainsi des pentes comprises entre celles des éprouvettes *SENB*.

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_y^2} \frac{dJ}{da} \quad (\text{II.40})$$

Cet effet de dépendance de la pente de la courbe  $J - \Delta a$  à la valeur du paramètre  $T$  a pu être aussi constaté dans l'étude de Zhou [Zhou11]. En effet, cette étude, comparant des essais

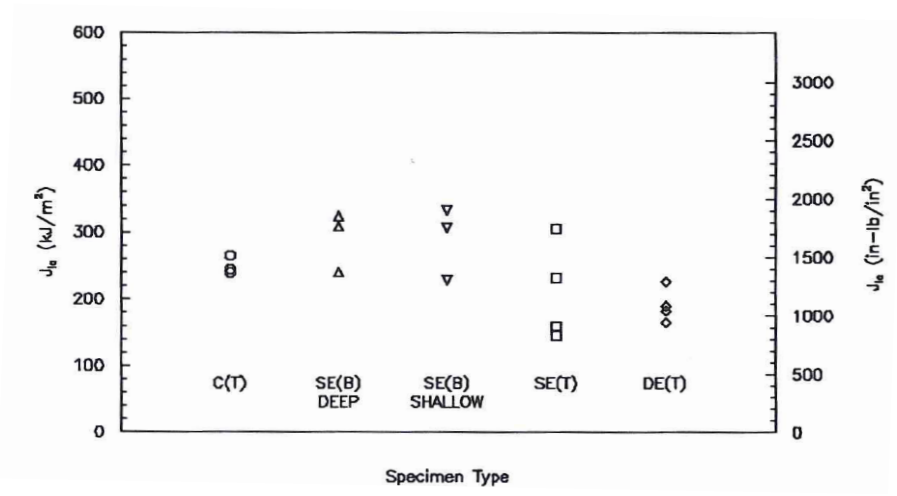


FIGURE II.17 – Comparaison des  $J_{IC}$  pour des structures présentant différents niveaux de confinement plastique [Joyce95]

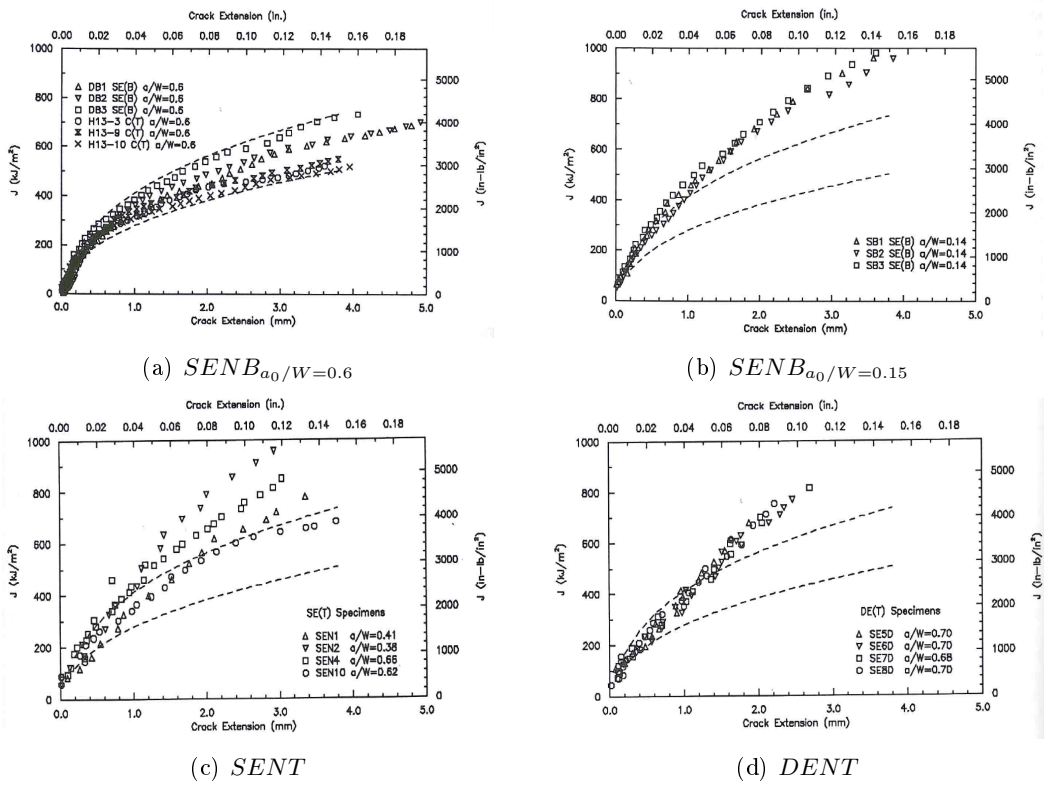


FIGURE II.18 – Comparaison des  $J - \Delta a$  pour des structures présentant différents niveaux de confinement plastique [Joyce95]

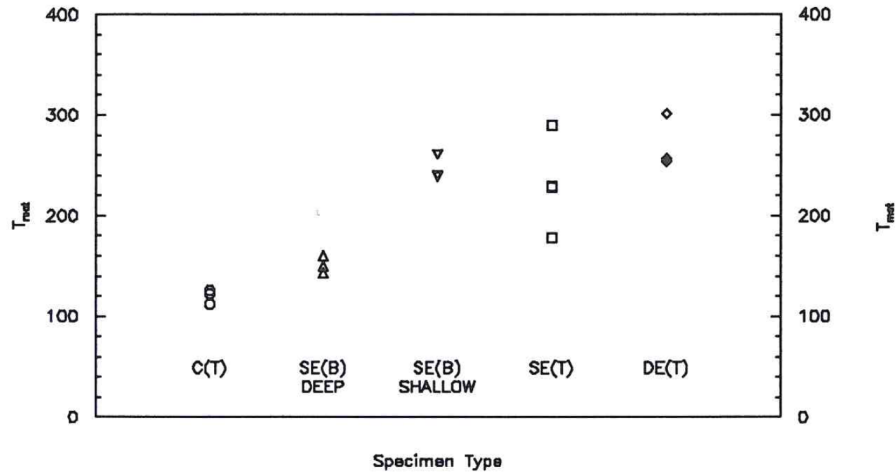


FIGURE II.19 – Comparaison des  $T_{mat}$  pour des structures présentant différents niveaux de confinement plastique [Joyce95]

*SENT*, CCT et *SENB* avec différentes longueurs de fissures, permet de mettre en avant ce phénomène (reporté sur la figure II.20). On constate alors que plus la valeur de  $\frac{T}{\sigma_0}$  est petite, plus la pente de la courbe  $J - \Delta a$  associée est grande (les valeurs de  $\frac{T}{\sigma_0}$  associées sont de  $-0.410$ ,  $0.019$ ,  $0.125$ ,  $0.84$ ,  $-0.326$ ,  $-0.646$  pour les éprouvettes *SENB* avec des longueurs initiales de fissure de  $0.16W$ ,  $0.35W$ ,  $0.51W$  et  $0.70W$ , l'éprouvette *SENT* et l'éprouvette CCT respectivement).

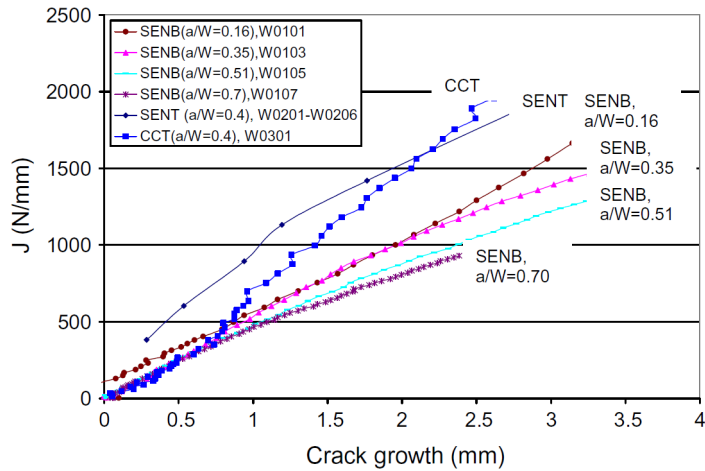


FIGURE II.20 – Comparaison des ténacités mesurées pour les différentes structures [Zhou11]

Finalement, la récente étude menée par Wang [Wang12c] a permis de mettre en évidence le conservatisme de l'éprouvette *SENT* vis-à-vis de l'évaluation de la ténacité d'un matériau. En effet, il est montré au cours de cette étude que la ténacité d'une éprouvette *SENT* est toujours au minimum très légèrement plus faible que celle d'un pipeline. Ces résultats semblent être en accord avec ceux fournis par [DNV/SINTEF/TWI]. La différence de conservatisme sur la criticité des défauts entre les deux structures semble pouvoir être imputée à un effet du matériau. Une méthode envisageable pour pallier cet effet de conservatisme variable semble être l'utilisation d'éprouvettes de type CWP (Curve Wide Plate). En effet, l'utilisation de telles éprouvettes semble permettre une évaluation de la ténacité équivalente à celle mesurable sur un tube dans tous les cas. La limitation principale de ces éprouvettes, par rapport à l'utilisation d'éprouvettes *SENT*, est leur taille et leur sens de prélèvement qui n'autorisent pas une évaluation de la ténacité dans plusieurs directions, ni l'introduction d'une fissure de fatigue, ce qui pourrait sous-évaluer légèrement la criticité d'un défaut présent dans une structure ayant été soumise à un

chargement de fatigue (cas des gazoducs en situation d’exploitation). Ces éprouvettes restent cependant un outil considérable pour l’évaluation de la tenue des soudures longitudinales.

## 6. Simulations des éprouvettes *SENT* dans la littérature

L’éprouvette *SENT* se révélant un bon candidat pour l’évaluation de la ténacité pour les structures tubulaires, de plus en plus d’études se consacrent au développement de cette éprouvette. Ces éprouvettes n’étant pas normalisées, leurs calculs se révèlent alors indispensables afin d’évaluer à moindre coût les géométries ainsi que les conditions de validité et d’utilisation de cette éprouvette. Trois grands domaines de recherche peuvent alors être dégagés :

- Calcul du paramètre  $\eta$ . Ce paramètre permet le calcul de l’intégrale  $J$  à partir de l’énergie dépensée au cours de l’essai. L’éprouvette n’étant pas normalisée, aucun paramètre  $\eta$  n’est défini pour cette éprouvette.
- Calcul des contraintes en pointe de fissure. Ce calcul est utilisé pour comparer l’état de contraintes de cette éprouvette aux différentes structures normalisées et aux structures étudiées (pipelines notamment).
- Calcul de l’endommagement au sein de l’éprouvette. Ce calcul permet alors la comparaison de la résistance à la rupture de ces éprouvettes, et de choisir ainsi la géométrie la plus adaptée à l’étude.

Finalement, un point important pour valider l’utilisation des éprouvettes de type *SENT* pour l’analyse des ténacités de structures telles que les gazoducs est sa représentativité du point de vue de l’endommagement. Ainsi différentes recherches ont porté ces dernières années sur des modèles capables de rendre compte de l’endommagement d’un matériau sous différentes sollicitations.

Le modèle privilégié dans les études sur l’endommagement est le modèle de Gurson enrichi par Tvergaard et Needleman [Tvergaard81] [Tvergaard84]. Ce modèle montre cependant des limitations lors de la description de l’endommagement de structures complexes parce qu’il ne décrit qu’une des trois étapes de l’évolution des cavités au sein d’un matériau (germination, croissance puis coalescence) : la croissance de la porosité. Une solution pour pallier ce problème est le modèle proposé par Zhang [Zhang95b] [Zhang00] prenant en compte le critère de Thomason [Thomason85a] [Thomason85b] dans la description de l’endommagement. Ainsi, ce couplage, dit de Gurson complet, permet de décrire correctement la croissance de cavités par le critère GTN, puis, quand la cavité atteint une taille importante, le critère de Thomason permet de décrire la coalescence.

Ainsi, Chen [Chen04] utilise ce modèle afin de rendre compte de l’endommagement au sein d’éprouvettes *SENT* de deux géométries différentes (proches de celle recommandée par la norme DNV) et différentes longueurs initiales de fissures. On peut alors constater sur la figure II.21 que ce modèle permet de rendre compte du comportement complexe de cette éprouvette seule. Cependant, aucune comparaison n’est faite avec une autre structure qui permettrait de voir la transférabilité du modèle.

Xu [Xu09] utilise aussi ce modèle d’endommagement pour décrire le comportement d’éprouvettes *SENB* et *SENT* avec des longueurs initiales de fissures  $\frac{a_0}{W}$  égales à 0.1, 0.3, et 0.5 et des  $W$  de 10, 30 et 50mm. Le calcul est effectué en 2D-déformation plane sur une demi-éprouvette (en utilisant le plan de symétrie).

Il met ainsi en évidence la dépendance de ces deux structures à la profondeur de l’éprouvette, ainsi qu’à la longueur initiale de la fissure sur la figure II.22. On peut alors remarquer que l’effet de la longueur initiale de fissure dépend beaucoup de la profondeur de l’éprouvette  $W$ . Ainsi la ténacité d’une éprouvette *SENT* avec un  $W$  de 10mm n’est quasiment pas dépendante de la longueur initiale de fissure alors que celle d’une éprouvette *SENT* de  $W$  de 50mm peut voir son CTOD varier de près du double pour les longueurs initiales de fissure passant de 0.5 à 0.1 $W$  à une avancée de fissure de 1mm.

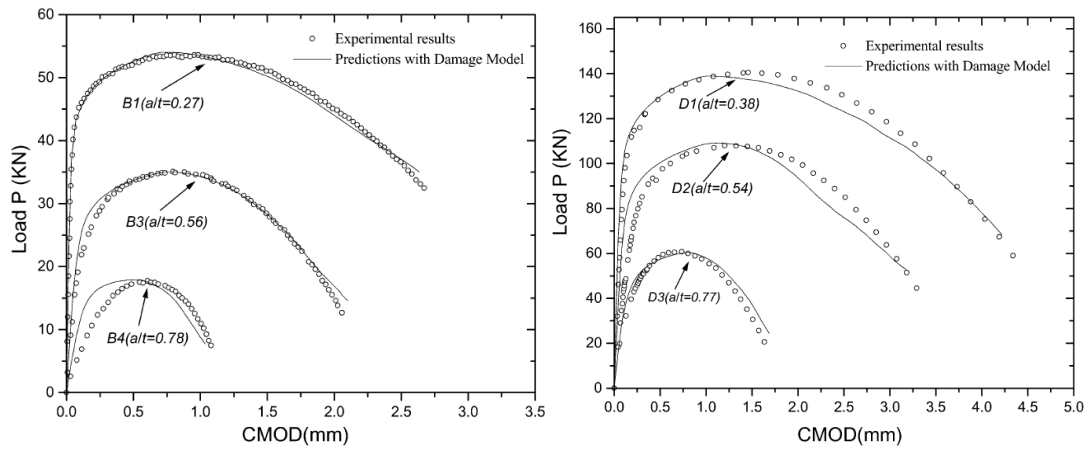


FIGURE II.21 – Comparaison des résultats des essais *SENT* pour les deux géométries avec les prédictions avec le modèle de Gurson complet [Chen04]

L'éprouvette *SENB*, restant dépendante de la longueur initiale de fissure, voit cet effet s'accroître avec la profondeur de l'éprouvette.

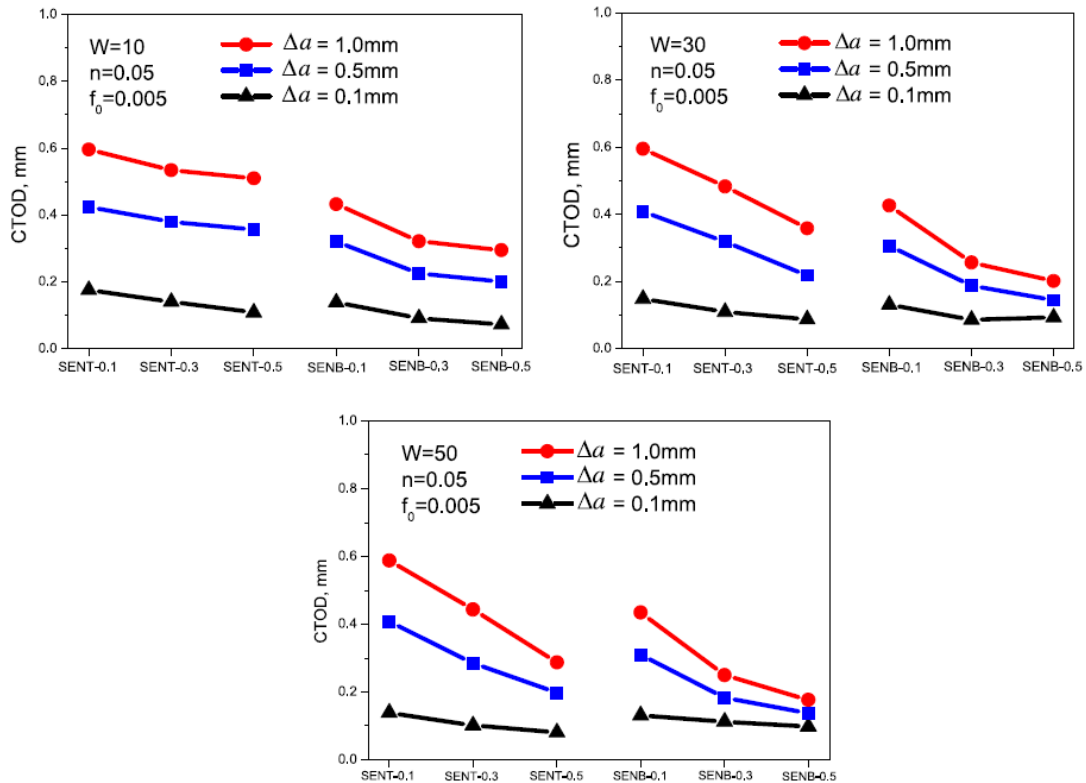


FIGURE II.22 – Comparaison des CTOD pour les différentes géométries d'éprouvettes *SENT* et *SENB* pour des avancées de fissures de  $\Delta a = 0.1, 0.5,$  et  $1\text{mm}$  [Xu09]

L'éprouvette *SENT* étant principalement utilisée dans le domaine gazier, il est important de relativiser les résultats présentés par Xu. En effet, les gazoducs onshore ayant une épaisseur dépassant rarement les  $15\text{mm}$ , l'effet de la longueur initiale de la fissure de l'éprouvette *SENT* reste alors très faible.

Par la suite, Xu reprend la même méthode pour comparer ces structures simulées avec des calculs sur pipelines d'épaisseur  $30\text{mm}$  avec différents diamètres et profondeurs de fissures [Xu10]. On peut alors constater sur la figure II.23 que bien que la ténacité du tube puisse varier en

fonction des dimensions du tube considérées, l'éprouvette *SENT* permet de décrire fidèlement l'endommagement d'une telle structure de manière légèrement conservatrice et reste alors un bon candidat pour l'étude de telles structures.

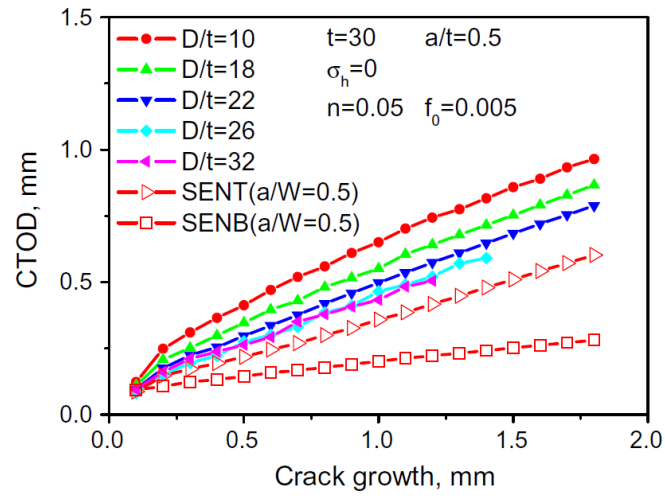


FIGURE II.23 – Comparaison des CTOD en fonction des avancées de fissures pour les différentes géométries de tube avec les éprouvettes *SENT* et *SENB* pour une longueur initiale de fissure  $\frac{a_0}{W} = 0.5$  [Xu10]

## Chapitre III

# Matériau de l'étude

*Dans le but de comprendre les phénomènes observés lors de la campagne d'essais mécaniques, le matériau a été analysé. Ce matériau est représentatif de celui d'un gazoduc d'ancienne génération dont un tronçon a été prélevé du réseau français. Une partie de ce tronçon a été affectée à cette étude.*

*Ce chapitre regroupe l'ensemble des études chimiques, microstructurales et inclusionnaires de notre matériau. Dans un premier temps, l'étude de la composition du matériau est présentée et le rôle des principaux composants discuté. Ensuite, sa microstructure est étudiée. Finalement, l'analyse de la composition et de la répartition des inclusions au sein de notre matériau est présentée.*

## 1. Introduction

Nous cherchons, lors de notre étude, à redéfinir le critère de criticité d'un défaut de type fissure apparaissant lors de la pose ou de l'utilisation du gazoduc. Il est donc important de prendre en compte la vétusté du réseau de gazoducs français, et, ainsi, choisir un matériau représentatif du cas le plus défavorable que l'on peut rencontrer sur l'ensemble de ce réseau. Le choix du matériau de l'étude se base alors sur plusieurs critères :

- Représentativité du matériau en terme de résistance à la rupture. Des essais de résilience Charpy ont été réalisés sur le matériau de l'étude avant le début du projet.
- Représentativité du point de vue de la microstructure et des inclusions du matériau. Certaines parties du réseau ayant été construites dans les années 70, il est important de prendre en compte l'évolution des techniques de métallurgie durant ces quarante dernières années et donc de choisir un matériau proche de celui présent dans ces zones.
- Dimensions du gazoduc assez importantes pour le prélèvement des éprouvettes dans le matériau brut, sans mise à plat d'une partie du gazoduc (la courbure du tube pouvant contraindre les dimensions des éprouvettes utilisées pour la caractérisation du comportement mécanique du matériau).

## 2. Choix d'un matériau

Le tube choisi pour cette étude est un gazoduc de grade X63, produit en 1973, de 914 mm de diamètre et 11,2 mm d'épaisseur. Le tronçon de tube mesurant 12 m de long, une partie est prélevée pour l'étude du comportement du matériau et l'autre partie gardée pour la réalisation d'un essai sur structure afin de valider le travail réalisé au cours de l'étude. La partie du tube réservée à l'étude mécanique du matériau est découpée comme sur la figure III.1. Au cours de ce projet, nous nous attachons au comportement du matériau hors soudure, les parties du tube alors utilisées sont celles situées à 3 et 9h de la soudure.

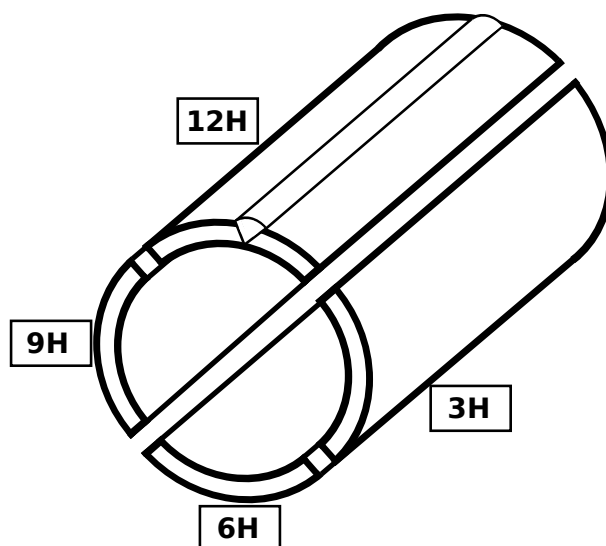


FIGURE III.1 – Plan du tube utilisé pour la caractérisation du comportement du matériau

### 3. Composition chimique

Lors de son élaboration, le matériau doit répondre à des spécifications de composition. Ces spécifications de quantités d'éléments d'addition sont reportées dans le tableau III.1. Ce tableau présente aussi les compositions chimiques mesurées au Centre des Matériaux grâce à une microsonde Castaing et celles mesurées par spectroscopie aux rayons X au sein du centre du CRIGEN.

On peut également remarquer que les deux techniques d'analyse donnent sensiblement les mêmes valeurs de pourcentage pour chaque élément d'addition. On constate aussi que les spécifications sont respectées, et notamment, que les taux de soufre et de phosphore contenus dans le matériau sont quatre fois inférieures aux spécifications.

On peut alors remarquer les concentrations relativement élevées en manganèse et en silicium (1.29 et 0.31% respectivement). Le manganèse est souvent ajouté dans les aciers afin d'augmenter les caractéristiques de résistance à la traction et la résilience. Il entre en substitution dans le réseau du fer et conduit à un durcissement et entre dans la composition d'une cémentite alliée ( $Mn_3C$  et  $Fe_3C$ ) qui améliore la stabilité de cette cémentite. Le silicium est ajouté en tant qu'agent désoxydant de l'acier.

Le niobium est quant à lui ajouté afin de contrôler le grossissement des grains. En effet, grâce à sa faible solubilité dans l'austénite, le niobium permet de bloquer le grossissement des grains d'austénite.

Par ailleurs, on peut noter dans ce tableau, la présence de trois éléments particuliers : le cérium, le lanthane, et l'arsenic. La présence de ce dernier est due à l'origine de l'acier servant à la fabrication du tube. En effet, les "Minettes" de Lorraine, en activité dans les années 70, avaient pour caractéristique de produire un minerai de fer contenant de l'arsenic. Cet élément n'étant pas retiré lors des étapes de traitement du minerai et de fonte de l'acier se retrouve alors dans les pièces fabriquées à partir de minerai provenant de ces mines. Notre gazoduc ayant été prélevé sur le réseau nord-est de la France, il est donc cohérent d'y trouver de l'arsenic.

La présence des deux autres éléments (cérium et lanthane) est due à leur utilisation dans le piégeage du soufre. L'intérêt de leur présence est discuté plus en avant dans la partie traitant de l'analyse inclusionnaire.

Elément	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu
Spécifications	0.23	1 - 1.30	0.35	0.04	0.04			
Centre des Matériaux	0.17	1.30	0.32	<0.01	0.01	0.02		
CRIGEN	0.16	1.28	0.30	0.02	0.01	0.03	0.01	0.01
Elément	Mo	V	Nb	Al	Fe	As	Ce	La
Spécifications		0.06						
Centre des Matériaux	0.03	<0.01	0.04		97.38	0.02	0.04	0.01
CRIGEN	0.03	0.01	0.05	0.03	98.09			

TABLE III.1 – Tableau des compositions chimiques du matériau

Par ailleurs, une analyse des concentrations des différents éléments d'addition selon l'épaisseur a été effectuée à la microsonde Castaing. La figure III.2 reporte ces valeurs. On peut alors remarquer que les concentrations des éléments d'alliage principaux ne varient que très peu selon l'épaisseur. On remarque aussi que la densité d'inclusions est très faible (concentration de soufre, cérium et lanthane quasi nulle). On constate cependant que les inclusions sont parfois groupées au sein du matériau comme le montre la présence du pic de cérium, de soufre et de lanthane.

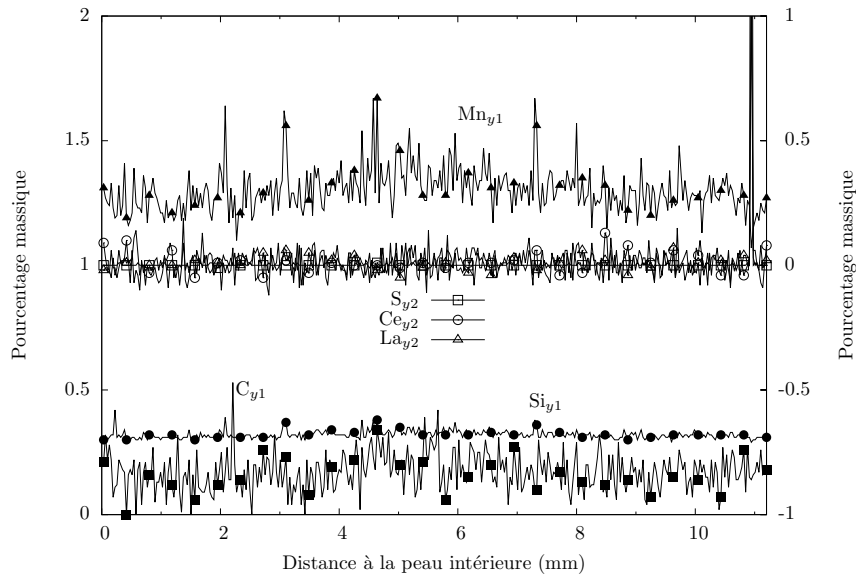


FIGURE III.2 – Profil de concentration du Carbone, Silicium, Manganèse, Nickel, Niobium et Molybdène

#### 4. Caractérisation microstructurale du matériau

Afin de comprendre les différents résultats des essais mécaniques, l'analyse de la microstructure du matériau a été effectuée dans les différents plans de la tôle.

Les figures III.3, III.4 et III.5 représentent les microstructures du matériau dans les plans  $LS$ ,  $TS$ , et  $LT$  respectivement. On peut remarquer que notre matériau présente une microstructure ferrito-perlitique en bande. Ces bandes de ferrite et de perlite sont orientées dans les sens de laminage, pour le plan  $LS$ , et transverse pour le plan  $TS$ . La présence de ces bandes est due au procédé de laminage de la tôle.

Par ailleurs, sur les figures III.6 et III.7, on peut constater que malgré la structure en bandes de ferrite et de perlite, les grains sont de forme équiaxée.

La figure III.6 montre aussi la présence d'inclusions globulaires alignées dans le sens du laminage. La composition et la distribution de ces inclusions sont discutées plus loin dans ce chapitre.

On peut aussi remarquer sur la figure III.7 la présence de bandes de petits grains au centre de la tôle alignés dans la direction  $T$ . La figure III.8 montre une partie de la bande de ségrégation au microscope électronique à balayage. Une analyse de la composition chimique a pu mettre en évidence le fait que les teneurs en fer et carbone sont sensiblement égales pour la ferrite et la bande ségrégée (la perlite présentant plus de carbone que les deux autres).

La composition de la bande ségrégée ne révélant aucune particularité de composition, on peut donc en conclure qu'elle n'est pas issue de la ségrégation d'un élément, mais bien de la transformation de phase de notre acier. Une série de profils de microdureté Vickers sous une charge de 0.01g ont été effectués autour de la bande. La figure III.9 reporte ces résultats ainsi qu'une micrographie d'un grain de la bande ségrégée. On peut alors constater que la phase constituant la bande ségrégée est plus dure que la ferrite ou la perlite. Il s'agit en fait de martensite, reconnaissable sur la micrographie de la figure III.9. Cette martensite résiduelle est très probablement due à une précipitation à cause d'un élément d'alliage.

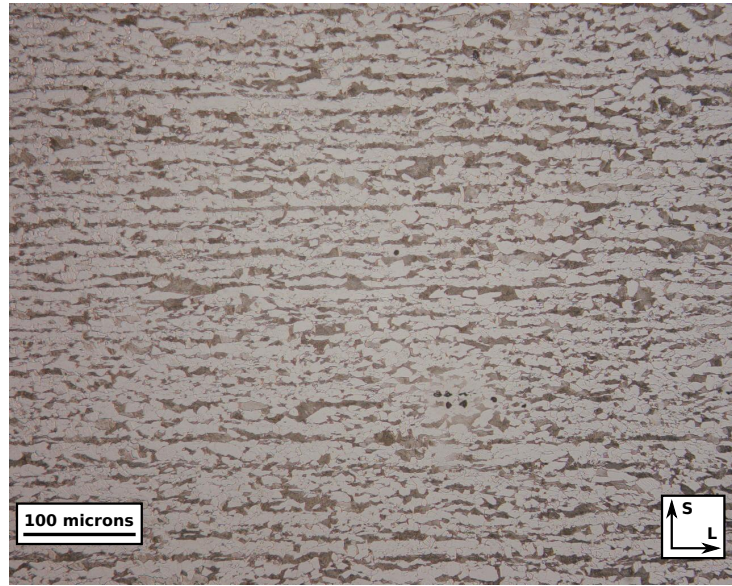


FIGURE III.3 – Microstructure de l'acier dans le plan LS

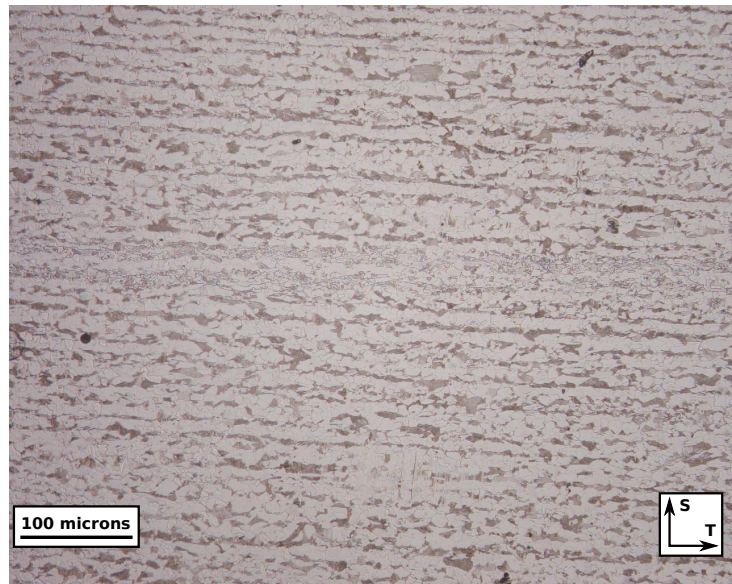


FIGURE III.4 – Microstructure de l'acier dans le plan TS

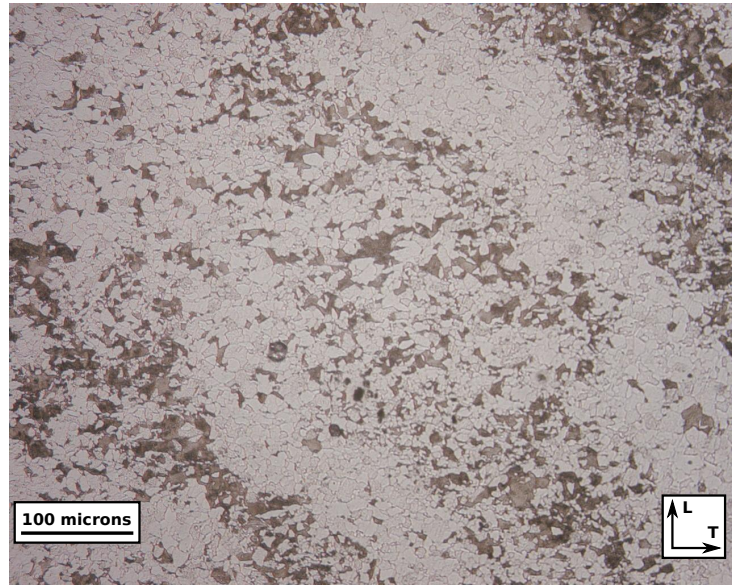


FIGURE III.5 – Microstructure de l'acier dans le plan LT

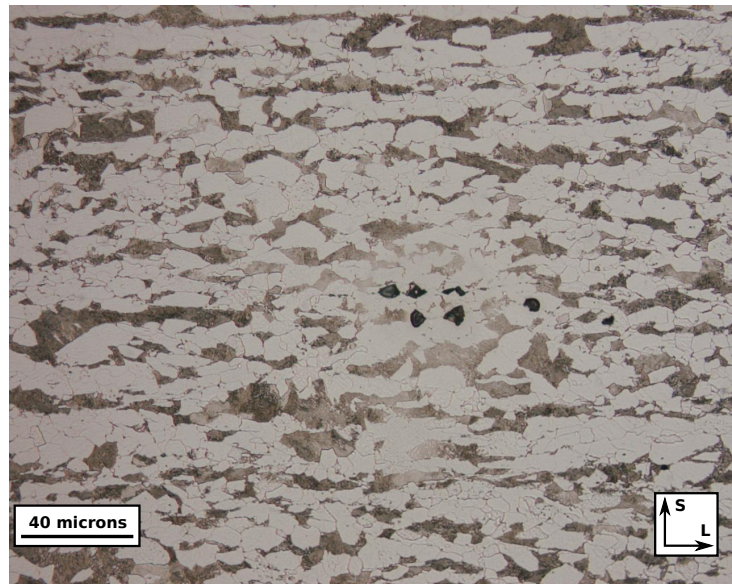


FIGURE III.6 – Microstructure de l'acier dans le plan LS

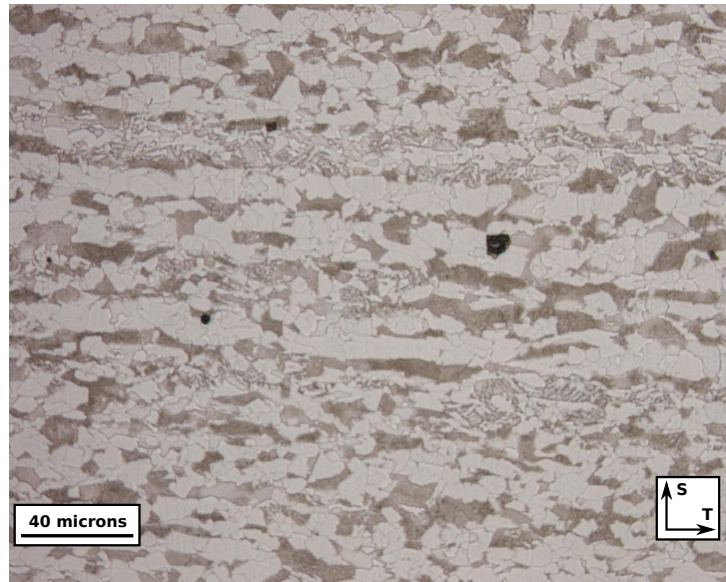


FIGURE III.7 – Microstructure de l'acier dans le plan TS

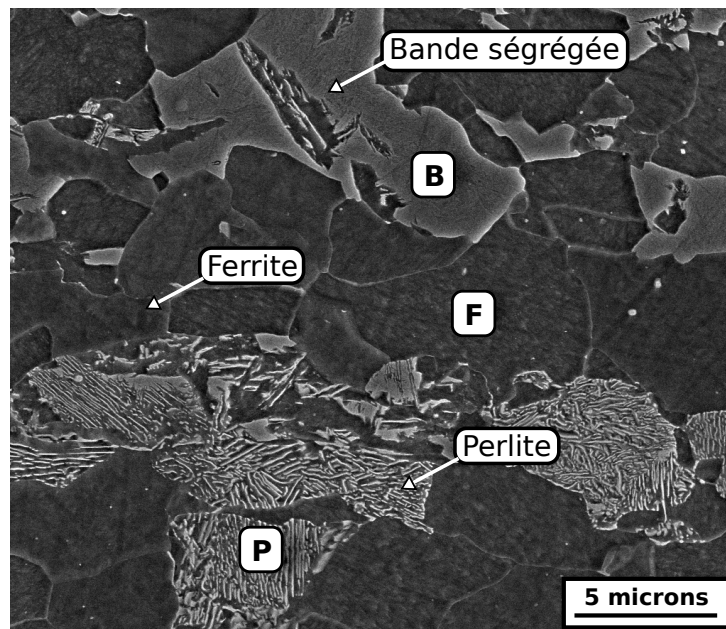


FIGURE III.8 – Image MEB d'une partie de la bande ségrégée

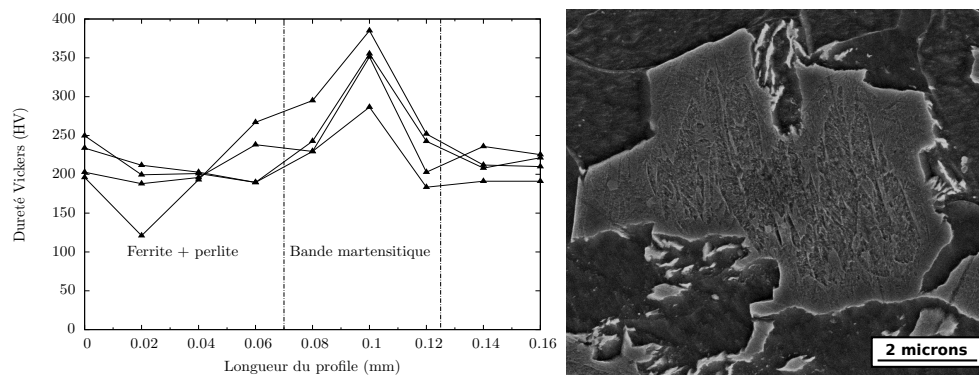


FIGURE III.9 – Profil de microdureté autour de la bande martensitique et micrographie d'un grain de martensite de la bande ségrégée

## 5. Analyse inclusionnaire

On a pu remarquer précédemment la présence d'inclusions alignées dans le sens de laminage. Nous nous attachons ici à l'étude de ces inclusions.

La figure III.10 reporte les cartographies des éléments titane, niobium, soufre, manganèse et cérium autour d'un chapelet d'inclusions. On peut remarquer que 2 types et tailles d'inclusions sont présentés dans le matériau : des carbures de niobium et de titane et des sulfures.

On peut constater que la première population d'inclusions (carbures de niobium et de titane) est une population de particules de petite taille (inférieure au micron) réparties autour de la seconde population d'inclusions, plus grosse, et aux joints de grains.

La seconde population d'inclusions est une population de particules sphériques d'environ 2 microns de diamètre. On peut constater sur les cartographies que ces inclusions sont des sulfures. Il est commun de trouver dans les aciers de cette époque des inclusions de sulfure de manganèse (MnS). Ces inclusions se déformant au laminage se retrouvent sous forme de plaquettes et fragilisent le matériau.

On remarque toutefois sur la figure III.10 que le manganèse se situe au sein du matériau et non dans les sulfures. On peut cependant remarquer la présence de cérium dans ces inclusions.

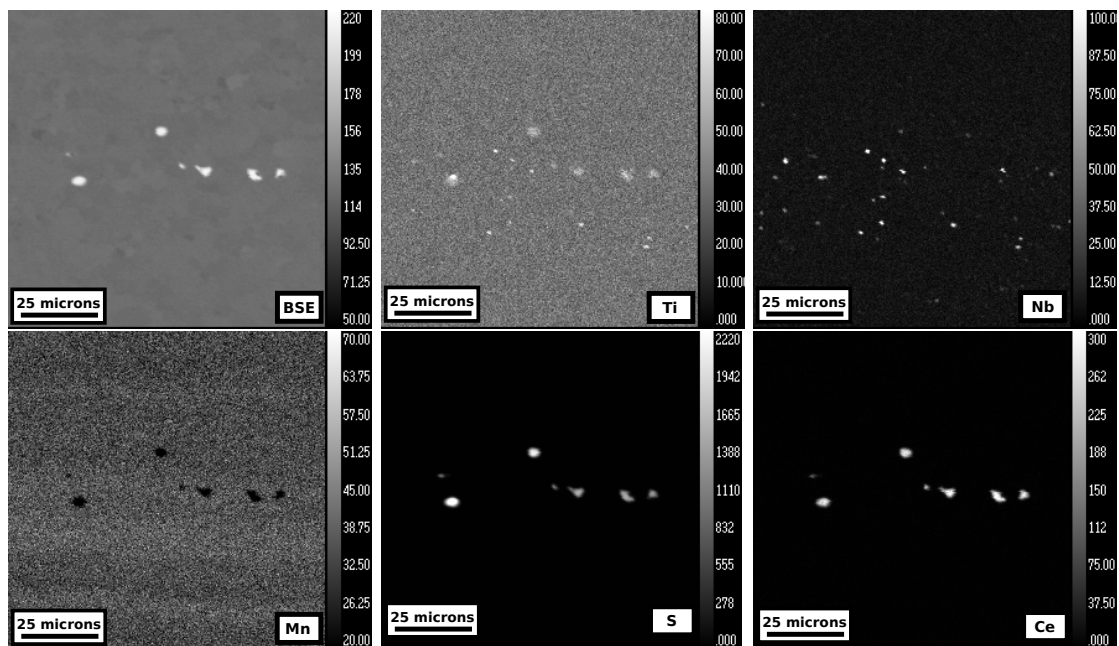


FIGURE III.10 – Cartographies des éléments Titane, Niobium, Manganèse, Soufre et Cérium autour d'un chapelet d'inclusions

La figure III.11 et le tableau III.2 reportent les résultats d'analyse EDS des inclusions de sulfure de cérium. On peut alors constater que les inclusions sont constituées de soufre et de cérium en proportions égales. Le composé formé lors de la désulfuration est du sulfure de cérium, CeS [Laha11]. Le cérium, ainsi que d'autres terres rares, ont été utilisés en métallurgie en tant que piège à soufre. L'utilisation de ce composé permet, tout comme le calcium plus récemment, de globuliser les sulfures et de durcir les inclusions [Liu11]. Les inclusions de sulfure de cérium ne se déforment donc pas au laminage, contrairement au sulfure de manganèse. Cependant, comme on peut le remarquer sur les figures III.6 et III.10, au cours du laminage, ces inclusions ont tendance à s'aligner dans le sens de laminage. Ces inclusions sont donc moins fragilisantes que les MnS généralement rencontrées dans les aciers de cette époque, mais restent cependant fragilisantes

du fait de leur faible espacement au sein de ces alignements (facilitant la coalescence des cupules au cours de l'endommagement du matériau).

On remarque par ailleurs que la quantité de soufre présente dans cette inclusion est plus importante que celle de cérium. Cependant, le lanthane, composé très proche du cérium, peut aussi être utilisé pour la globulisation des sulfures. Il faut donc comparer la quantité de soufre à la quantité de lanthanides (cérium + lanthane). On constate alors que les éléments sont en proportions égales et que les composés ainsi formés sont bien des sulfures de cérium (CeS) et de lanthane (LaS).

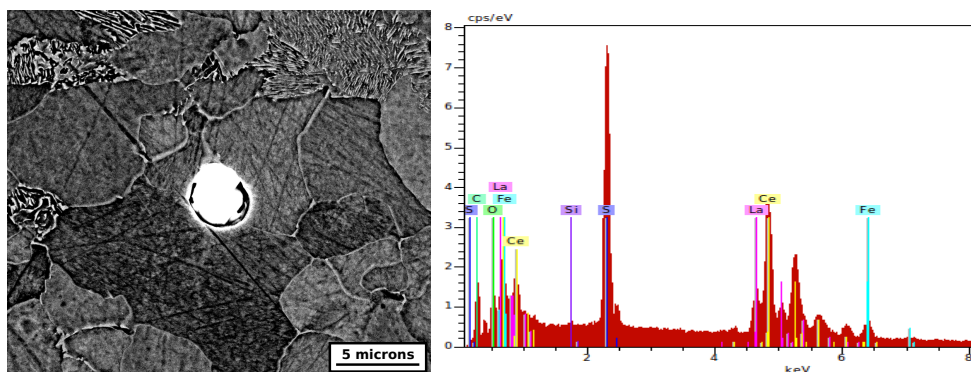


FIGURE III.11 – Analyse EDS d'une inclusion de sulfure de cérium (CeS)

Elément	O	Si	S	Fe	Ce	La
Pourcentage atomique normalisé	12.73	0.56	38.77	6.56	31.19	10.20

TABLE III.2 – Tableau de composition chimique d'une inclusion de sulfure de cérium

La figure III.12 montre la répartition de la fraction surfacique des inclusions de CeS le long de l'épaisseur du tube. Une cartographie dans le plan  $LS$  a été effectuée au microscope électronique à balayage. Les inclusions étant constituées en partie de cérium, élément lourd, il est possible de révéler leur présence en utilisant la détection des électrons rétro diffusés. Une analyse d'image nous a alors permis de calculer les fractions surfaciques d'inclusions de CeS le long de l'épaisseur du tube.

Le plan  $LS$  comprenant la direction de laminage, des alignements d'inclusions sont visibles. Ces alignements correspondent aux pics remarquables sur la figure III.12. On peut constater que la fraction surfacique moyenne d'inclusions dans le matériau est environ de  $5.10^{-4}$ , ce qui est dans les normes des aciers de cette époque.

La figure III.13 reporte une cartographie des inclusions, ainsi que les cellules de Voronoï associées, dans les deux plans  $LS$  et  $TS$ . On remarque que de manière générale, les inclusions sont réparties de façon homogène dans les deux plans à l'exception des alignements d'inclusions déjà observés dans le plan de laminage. On peut alors noter que l'espacement moyen entre inclusions est proche de  $200\mu\text{m}$  dans la direction de laminage pour la direction  $LS$  et dans la direction transverse pour le plan  $TS$ . Toutefois, cet espacement est considérablement réduit au sein d'un alignement d'inclusions. L'espacement moyen dans le sens de laminage dans ce cas est alors d'environ  $10\mu\text{m}$ .

On peut noter que les alignements d'inclusions sont situés principalement en bas de la cartographie, la cartographie ayant été faite au centre de l'échantillon. Ce phénomène est seulement dû au hasard du polissage. En effet, bien que l'on trouve des alignements d'inclusions dans le plan  $LS$  répartis sur toute l'épaisseur de la tôle, il se peut qu'une zone en soit dépourvue dans le plan observé (les inclusions se trouvant dans un plan sous-jacent).

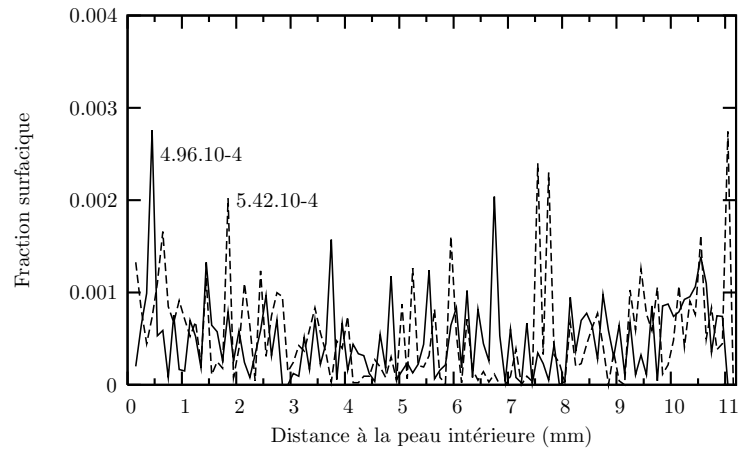


FIGURE III.12 – Profil de fraction surfacique d’inclusions dans l’épaisseur du tube

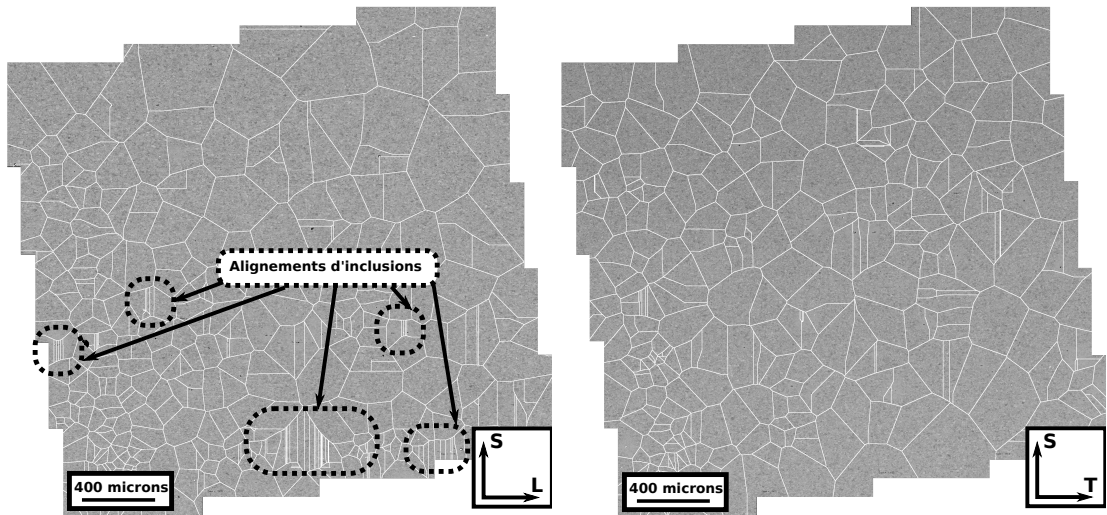


FIGURE III.13 – Cellules de type Voronoï autour des inclusions dans les plans  $LS$  et  $TS$

## 6. Conclusions

L'analyse du matériau de notre étude a été présentée dans ce chapitre.

Le matériau étudié est un acier de grade X63 produit au début des années 70. Ce gazoduc a été prélevé sur le réseau après plusieurs années de service.

Il s'agit d'un acier ferrito-perlitique laminé. Il est donc constitué de bandes de ferrite et de perlite à grains equiaxés. Cet acier présente toutefois une bande de ségrégation martensitique à mi-épaisseur de la tôle.

Bien que cet acier fût développé dans les années 70, il ne présente pas d'inclusions allongées de sulfure de manganèse (MnS), mais des inclusions globulaires de sulfure de cérium (CeS). Ces inclusions sont toutefois alignées dans le sens de laminage avec un espacement moyen inter inclusionnaire au sein du chapelet d'environ  $10\mu\text{m}$ . Ce faible espacement entre inclusions facilite la coalescence des cupules et donc affecte la résistance du matériau à la propagation d'une fissure dans la direction du laminage.

Une deuxième population d'inclusions plus petites, des carbures de niobium et de titane, est présente dans le matériau. Ces inclusions étant de faible taille et assez dispersées, elles ne jouent pas un rôle négatif dans l'endommagement du matériau.

Les phénomènes d'endommagement lié aux inclusions sont montrés plus en avant dans la partie traitant des faciès de rupture des éprouvettes.

## Chapitre IV

# Caractérisation mécanique du matériau

*La caractérisation du comportement mécanique du matériau est nécessaire à la définition d'un modèle de comportement et celle d'un critère de rupture prenant en compte le faible confinement de la plasticité au voisinage d'un défaut dans les gazoducs. La caractérisation de ce comportement peut se diviser en deux parties distinctes :*

- La caractérisation du comportement élastoplastique du matériau,*
- La caractérisation de son comportement vis-à-vis de l'endommagement.*

*Ce chapitre décrit les études expérimentales menées lors de ce projet.*

*Ce chapitre décrit dans un premier temps la campagne de caractérisation du comportement élastoplastique du matériau. Dans un second temps, le but de cette étude étant l'évaluation d'une ténacité du matériau grâce à des éprouvettes présentant un faible confinement de la plasticité, la démarche adoptée pour l'évaluation de l'endommagement sera décrite. L'utilisation d'éprouvettes de type SENT pour l'évaluation d'une ténacité de façon moins conservative, est discutée dans ce chapitre. Finalement, les faciès de rupture des différentes géométries d'éprouvettes sont présentés.*

## 1. Introduction

La caractérisation du comportement du matériau de l'étude se fait en deux parties. Premièrement, la caractérisation de son comportement élastoplastique permet d'évaluer l'écroutissement du matériau, ainsi que son anisotropie. Cette partie de l'étude nécessite, entre autres, des éprouvettes de traction simple et entaillée. Dans la deuxième partie, nous nous intéressons au comportement du matériau lors de la propagation d'une fissure par l'approche conventionnelle de la mécanique non linéaire de la rupture (essais Charpy et CT, Compact Tension). La prise en compte de l'état de faible confinement de la plasticité en pointe de défaut dans les gazoducs se fait par l'utilisation d'éprouvettes de type SENT. Les résultats de ces essais devront être comparés entre eux, afin de mettre en évidence l'utilité des éprouvettes SENT.

Finalement, une analyse fractographique permettra de comprendre les différents phénomènes observés lors des essais.

## 2. Caractérisation élastoplastique

Dans le but de définir la loi de comportement de notre matériau, la caractérisation de son comportement élastoplastique est nécessaire. Il est, de ce fait, important de disposer de la base expérimentale la plus complète possible, afin de décrire au mieux ce comportement. La campagne expérimentale de caractérisation élastoplastique du matériau est alors définie comme suit :

- essais de traction sur éprouvettes axisymétriques lisses (ST)
- essais de compression (SC)
- essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées (NT)
- essais de déformation plane (DP)

Dans la suite du document, les directions seront notées comme suit (cf. figure IV.1) :

- $L$  : sens du laminage
- $T$  : sens travers (largeur de la tôle laminée)
- $S$  : sens de l'épaisseur de la tôle
- $D_S$  : direction à  $45^\circ$  de  $L$  et  $T$
- $D_T$  : direction à  $45^\circ$  de  $L$  et  $S$
- $D_L$  : direction à  $45^\circ$  de  $T$  et  $S$

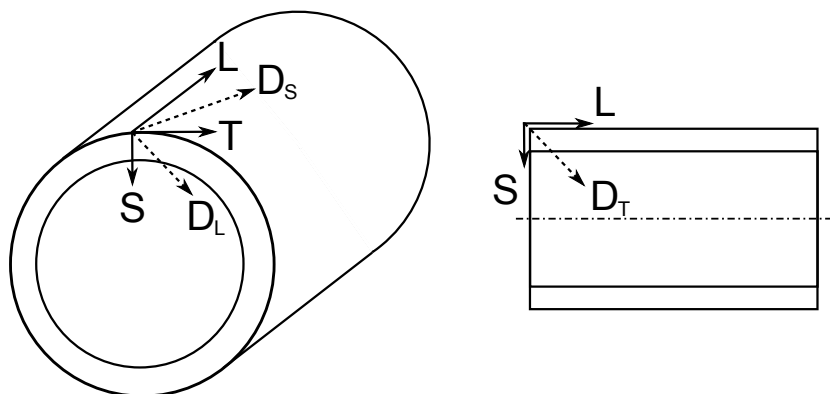


FIGURE IV.1 – Schéma des directions principales et secondaires du tube

## 2.1. Essais de traction sur éprouvettes axisymétriques lisses (ST)

La première étape de la caractérisation du comportement élastoplastique de notre matériau est la caractérisation de sa déformation uniforme ainsi que de son anisotropie par l'utilisation d'éprouvettes de traction simple.

### 2.1.1. Procédure expérimentale

Afin d'obtenir une caractérisation complète de notre matériau, les éprouvettes de traction sont prélevées dans les deux directions principales du tube : longitudinale (6 éprouvettes) et transverse (3 éprouvettes), mais aussi selon un angle de  $45^\circ$  de ces deux directions principales (3 éprouvettes). La géométrie des éprouvettes (cf. fig. IV.2) est la même dans toutes les directions de prélèvement.

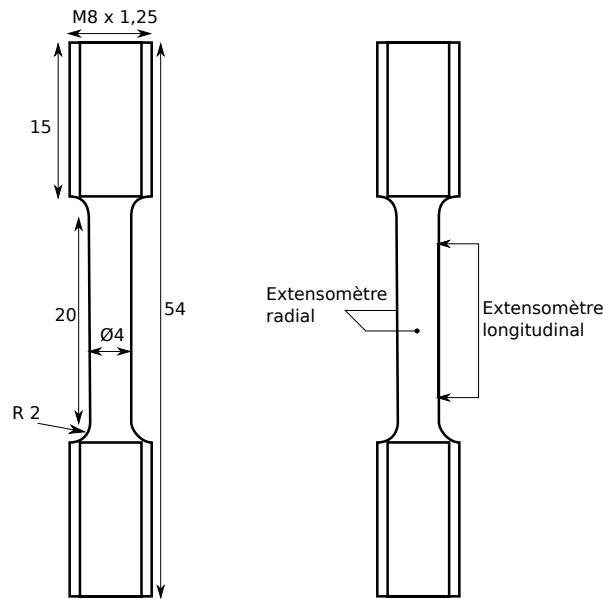


FIGURE IV.2 – Eprouvette de traction axisymétrique et positionnement des extensomètres

Les essais furent réalisés sur une machine de traction-compression servo hydraulique MTS 25t dotée d'une cellule de charge de 50kN. L'essai est piloté en déplacement vérin à une vitesse de déformation uniforme de la zone utile de  $10^{-3} \text{s}^{-1}$ . Les déformations dans la direction de traction (respectivement radiale) sont mesurées à l'aide d'un extensomètre longitudinal MTS référence 632-11f-21 (respectivement clip avec un dispositif de mesure radial MTS référence 632-02f-21). L'extensomètre radial est placé au centre de la zone utile et mesure les déplacements dans la direction correspondant à l'épaisseur de la tôle (sens  $S$ ). Cette information est importante pour caractériser l'anisotropie de comportement mécanique du matériau comme nous le montrerons plus loin.

Un système d'acquisition électronique, par l'utilisation du logiciel MultiPurpose TestWare, enregistre :

- Le temps en secondes
- Le déplacement vérin en millimètres
- La force en kilonewtons
- Le déplacement mesuré sur l'extensomètre longitudinal en millimètres
- Le déplacement mesuré sur l'extensomètre radial en millimètres

De plus, une courbe force-déplacement de l'extensomètre est tracée en temps réel sur une table traçante. Ce système d'acquisition est utilisé dans tous les essais de caractérisation du comportement élastoplastique.

### 2.1.2. Résultats

La figure IV.3 représente le comportement en traction simple du matériau dans les deux directions principales longitudinale et transverse, ainsi qu'à 45° de ces deux directions. Les déformations représentées ici sont celles mesurées à l'aide de l'extensomètre longitudinal. La striction de l'éprouvette se produisant souvent hors de la base extensométrique, on ne peut alors représenter que les déformations uniformes pour chaque essai.

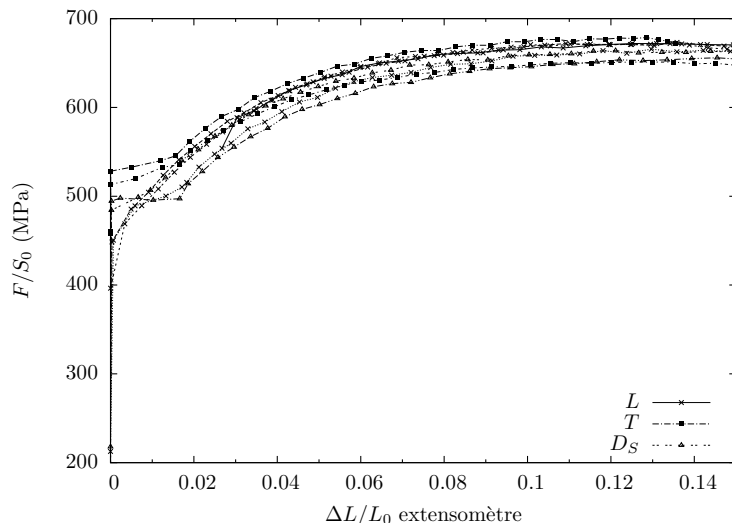


FIGURE IV.3 – Courbes de traction dans les directions de laminage ( $L$ ), transverse ( $T$ ) et à 45° de  $L$  et  $T$  ( $D_S$ )

On peut alors noter une légère anisotropie sur les limites d'élasticité dans ces trois directions. En effet, les courbes correspondant aux éprouvettes prélevées dans le sens  $T$  présentent un plateau de plasticité, contrairement aux courbes correspondant au sens  $L$ . La limite d'élasticité,  $Rp_{0,2}$ , est ainsi plus élevée dans le sens  $T$  que dans le sens  $L$ . Cependant, les valeurs de résistance limite à la traction dans ces deux directions sont équivalentes. Le sens  $D_S$  présente un comportement intermédiaire aux deux directions  $L$  et  $T$ . Le plateau présent sur les courbes du sens  $D_S$  est généralement plus court que celui du sens  $T$  et possède une valeur de  $Rp_{0,2}$  plus faible.

Les effets d'anisotropie observés sur ces courbes proviennent de la mise en forme du matériau. En effet lors du roulage du tube, le matériau a plus été écroui dans le sens travers que dans les autres directions. Cet effet est plus facilement remarquable sur le tableau IV.1, où sont reportées les valeurs de  $Rp_{0,2}$ ,  $R_m$  ainsi que la déformation uniforme,  $\epsilon_u$ , et la réduction d'aire  $Z\%$ . La valeur de  $R_m$  est prise comme étant le maximum de la valeur mesurée lors de l'essai,  $\epsilon_u$  correspondant alors à la valeur de la déformation en ce point à laquelle on retranche le retour élastique. Cette valeur est soumise à une dispersion par direction du même ordre de grandeur que l'écart entre les directions.

Le matériau présentant un écrouissage relativement faible, caractérisé par un sommet de la courbe très aplati, la limite entre la plasticité uniforme et la striction est difficile à déterminer. Les valeurs alors présentées dans le tableau IV.1 sont des moyennes des mesures à large dispersion. Enfin, le calcul de  $Z\%$  se fait après rupture de l'éprouvette. Le diamètre du faciès de rupture dans la direction  $S$  est mesuré et son ratio avec le diamètre initial de l'éprouvette calculé. On peut alors constater que les contractions diamétrales sont relativement équivalentes suivant les différentes directions de sollicitations.

Sur la figure IV.4 sont tracées les déformations radiales (sur le sens  $S$ ) en fonction des déformations axiales. La courbe en pointillés gras représente un comportement isotrope parfait en déformation. On constate alors que, comme observé sur les courbes contrainte-déformation, le matériau possède un comportement quasi isotrope en déformation.

Sens	$Rp_{0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$\epsilon_u$ (%)	$Z\%$ (%)	$Rp_{0.2}/R_m$
$L$	$477.5 \pm 14$	$669.2 \pm 15$	13.6	70.7	0.716
$T$	$514.7 \pm 15$	$659.7 \pm 17$	12.3	69.0	0.780
$D_S$	$490.3 \pm 5$	$658.3 \pm 6$	14.6	73.2	0.745

TABLE IV.1 – Propriétés mécaniques de traction (valeurs moyennes par direction)

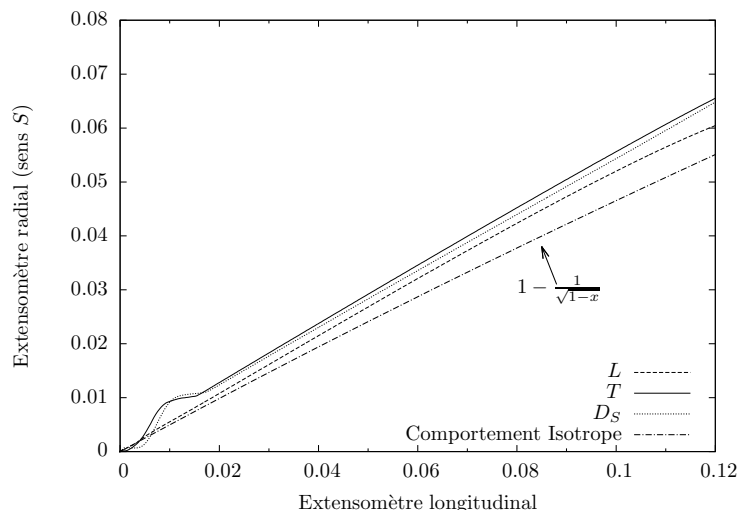


FIGURE IV.4 – Comparaison des déformations radiales ( $S$ ) et longitudinales - la courbe pointillée représente le comportement isotrope

## 2.2. Essais de compression (SC)

Les essais de traction simple ne permettant de caractériser le comportement élastoplastique du matériau que dans le plan  $LT$ , des essais de compression sont réalisés dans les autres directions de la tôle.

### 2.2.1. Procédure expérimentale

Afin de compléter la caractérisation du comportement élastoplastique de notre matériau, les éprouvettes de compression sont prélevées dans le sens de l'épaisseur ( $S$ ), mais aussi à  $45^\circ$  de cette direction et de la direction  $L$  (resp.  $T$ ) donnant alors une éprouvette  $D_T$  (resp.  $D_L$ ). De plus, pour pouvoir les comparer aux essais de traction simple, des éprouvettes ont été prélevées dans les directions de laminage et transverse. Trois éprouvettes par direction ont alors été prélevées.

La géométrie de ces éprouvettes, de type Rastegaev [Rastegaev40], est donnée sur la figure IV.5. Un réservoir est prévu à chaque extrémité de ces éprouvettes afin de lubrifier l'éprouvette jusqu'à de forts taux de déformation. En effet, lors de l'essai, une éprouvette de compression se déforme uniformément jusqu'à un certain taux de déformation, puis, à cause des efforts de frottement engendrés par la sollicitation, l'éprouvette prend une forme de tonneau. Une éprouvette avec un réservoir libère du lubrifiant en se déformant et repousse ainsi le moment de la mise au tonneau. Le lubrifiant utilisé lors de ces essais est du graphite.

Les essais sont réalisés sur une machine de traction-compression servo hydraulique de type INSTRON 25t doté d'une cellule de charge de 50kN. L'essai est piloté en déplacement vérin à une vitesse de déformation de  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ . Les déformations sont mesurées à l'aide d'un LVDT pour la déformation longitudinale de l'éprouvette et d'un clip avec un dispositif de mesure radial MTS référence 632-02f-21.

Un système d'acquisition électronique enregistre alors les mêmes données que lors des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques lisses.

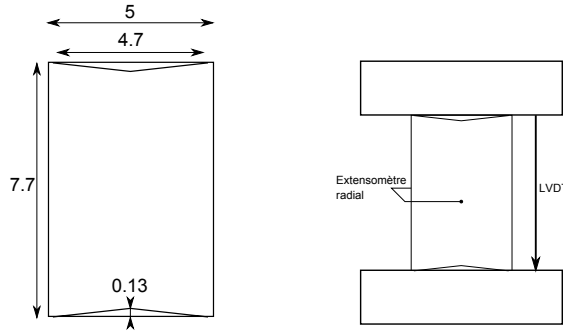


FIGURE IV.5 – Epreuve de compression et montage expérimentale

### 2.2.2. Résultats

Les résultats des essais, une courbe par direction, sont présentés sur la figure IV.6. On peut d'abord constater que la tendance entre les résultats dans les directions  $L$  et  $T$  est inversé par rapport aux essais de traction simple. En effet, lors des essais de traction, la limite d'élasticité du matériau dans le sens  $T$  est plus élevée que dans le sens  $L$ , alors que lors des essais de compression, on remarque l'inverse. Les valeurs de ces limites restent cependant dans les mêmes ordres de grandeur qu'en traction. Cet effet d'inversement des limites d'élasticité est dû à l'écroutissage cinématique intervenant lors de la mise en forme du matériau. On peut aussi voir sur ce graphique que le comportement dans le sens  $S$  ainsi que dans les directions  $D_T$  et  $D_L$  reste très proche de celui dans les directions principales de laminage et transverse. Une tendance se distingue toutefois. En effet, la limite d'élasticité est légèrement inférieure dans ces trois directions. L'écroutissage du matériau semble être le même dans toutes les directions.

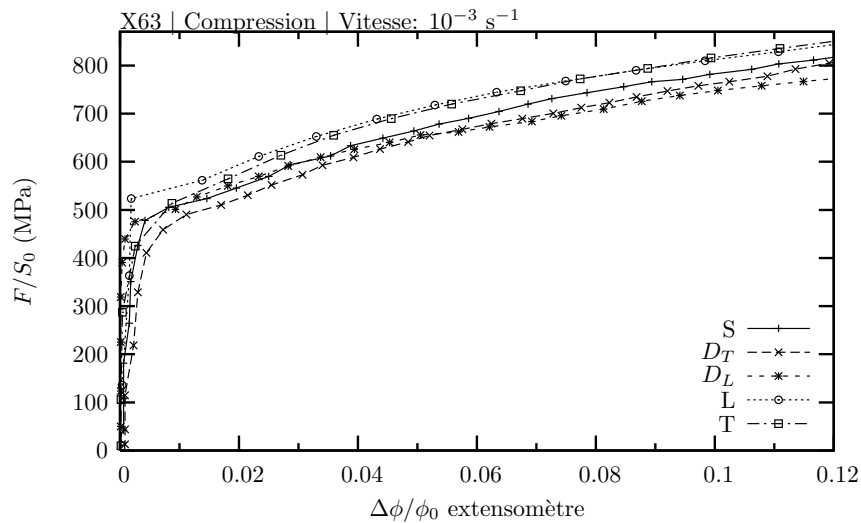


FIGURE IV.6 – Courbes de compression dans les directions  $L$ ,  $T$ ,  $S$ ,  $D_T$  et  $D_L$

On peut cependant remarquer la faible pente élastique mesurée lors de ces essais. En effet, le module de Young mesuré sur ces courbes est d'environ 25 GPa. Cet effet de diminution du module de Young macroscopique n'est pas un effet du matériau mais peut être attribué à la géométrie de l'éprouvette. En effet, la pente considérée ici ne correspond pas à la déformation élastique du matériau mais à la déformation élastoplastique des réservoirs de l'éprouvette. Ce phénomène est visible sur la figure IV.8, où les isovaleurs des déformations cumulées d'un calcul par éléments finis d'une éprouvette de compression sont représentées. On comprend donc aisément que l'essai de compression est un essai de structure, contrairement à l'essai de traction, et qu'ils ne peuvent pas être comparés directement.

Afin de vérifier la validité de l'essai, sa simulation numérique a été effectuée en considérant la

loi de comportement élastoplastique suivante, dont les paramètres ont été identifiés sur la base des essais de traction simple :

$$R(p) = R_0(1 + Hp + Q_1(1 - e^{(-b_1p)}) + Q_2(1 - e^{(-b_2p)})) \quad (\text{IV.1})$$

Où  $p$  représente la déformation plastique cumulée avec une hypothèse d'un écrouissage isotrope. En comparant les résultats des essais avec la courbe de l'essai (en sens T) simulé présentés sur la figure IV.7, on remarque que la simulation décrit relativement bien le comportement macroscopique de l'éprouvette.

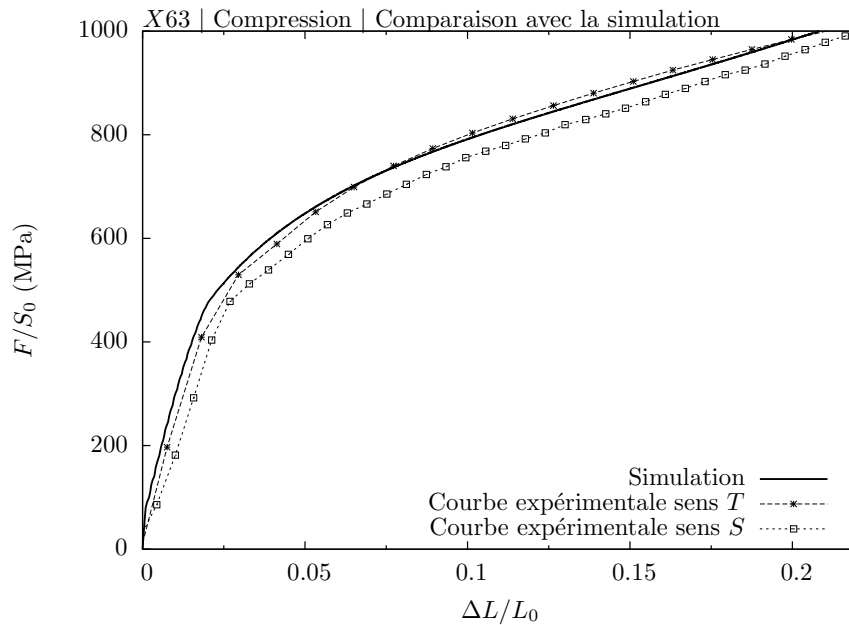


FIGURE IV.7 – Comparaison des courbes de compression avec la courbe d'un essai simulé

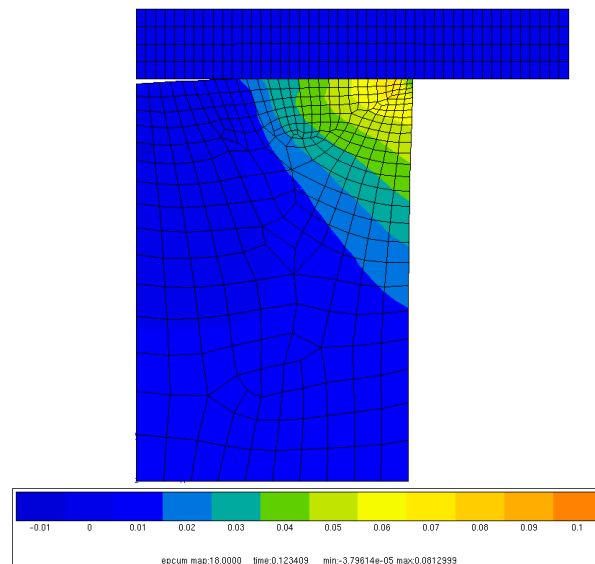


FIGURE IV.8 – Isovaleurs de déformations plastiques cumulées sur une éprouvette de compression

## 2.3. Essais de déformation plane (DP)

Les éprouvettes de déformation plane utilisées ici présentent un double avantage dans le domaine gazier. Elles permettent d'abord de caractériser le comportement en déformation plane de notre matériau. Ensuite, le mode de rupture en cisaillement de ces éprouvettes est semblable à celui rencontré lors de la rupture d'un gazoduc.

### 2.3.1. Procédure expérimentale

Compte tenu de la géométrie particulière de notre tube, les éprouvettes de déformation plane n'ont pu être prélevées que dans les directions principales de laminage et transverse. En effet, la courbure ainsi que la faible épaisseur du tube ne permettent pas un prélèvement des éprouvettes dans l'épaisseur ou même selon  $D_S$  (à  $45^\circ$  de  $L$  et  $T$ ). Le plan des éprouvettes ainsi que le placement des extensomètres sont reportés figure IV.9. Trois éprouvettes ont été prélevées dans chaque direction.

Les essais sont réalisés sur une machine de traction-compression servo hydraulique MTS de capacité 100kN. Des mors à serrage hydraulique ont été utilisés pour maintenir l'éprouvette au cours de l'essai. Les essais sont pilotés en déformation à une vitesse moyenne de déformation de la zone utile de  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ . Deux types d'extensométrie ont été utilisés pour ces essais. Premièrement, un extensomètre MTS de référence 632-11f-21 mesure les déformations longitudinales de l'éprouvette, et un extensomètre de type clip de référence 632-02f-21 mesure la contraction dans l'épaisseur sur le bord de la zone utile (cf. fig. IV.10). Le deuxième système est un dispositif d'acquisition par corrélation d'images. Une caméra de type Spot 4Mpix enregistre 2 images par seconde de  $1500 \times 480$  pixels autour de la zone utile de l'éprouvette. Deux systèmes d'acquisition sont utilisés pour enregistrer toutes les données de ces essais. Le premier enregistre, comme lors des essais de traction, les données provenant des extensomètres ainsi que la force et le temps. Le second dispositif enregistre, pour chaque image :

- Le temps en secondes
- La force en kilonewtons
- La déformation dans l'axe de sollicitation
- La déformation dans l'axe de la largeur

Les déformations sont mesurées à l'aide du logiciel Agnès dans les deux directions. Des marqueurs sont placés dans la zone utile de l'éprouvette comme montré sur la figure IV.10. Les marqueurs  $M_1$  servent à mesurer les déformations dans le sens longitudinal (à comparer avec l'extensomètre longitudinal), pendant que les marqueurs  $M_2$  mesurent les déformations dans le sens de la largeur de l'éprouvette. Ces derniers servent à vérifier l'état de déformation plane, puisque les déformations dans cette direction doivent être nulles.

Cette technique nécessite cependant une préparation de l'éprouvette. En effet, un mouchetis a été déposé à la bombe de peinture à aérosol où une couche blanche a été recouverte de peinture noire vaporisée au-dessus de l'éprouvette. Cette préparation réclame un grand soin, car de la taille des particules de peinture noire déposée à la surface de l'échantillon dépend la précision de la mesure. Dans notre cas, l'éprouvette étant relativement grande, il y a peu d'influence du mouchetis sur les résultats des essais.

### 2.3.2. Résultats

Les résultats des essais de traction sur éprouvettes de déformation plane pour les deux directions de sollicitation sont présentés sur la figure IV.11. On remarque sur ces courbes que, bien que le comportement du matériau en fonction des directions soit semblable à celui en traction simple (limite d'élasticité plus élevée en sens  $T$  et résistance maximale plus élevée en sens  $L$ ), il présente une anisotropie plus importante. En effet, on peut voir que la résistance maximale dans le sens travers est plus faible d'environ 50 MPa à celle dans le sens long (soit près de 7% de différence). On peut aussi remarquer que la rupture des éprouvettes se fait de manière brutale.

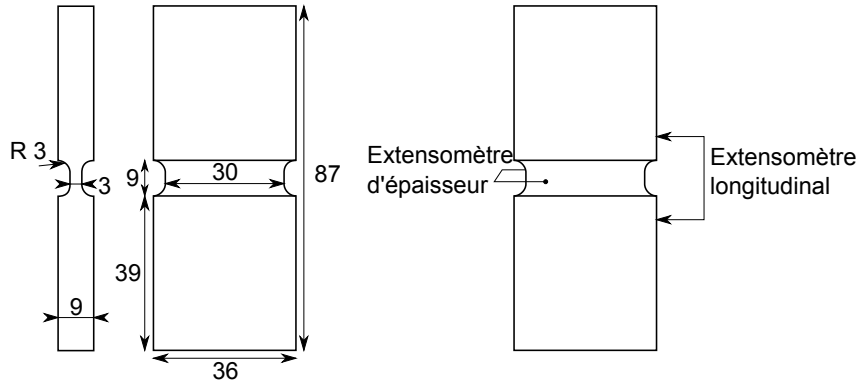


FIGURE IV.9 – Eprouvette de déformation plane et placement des extensomètres

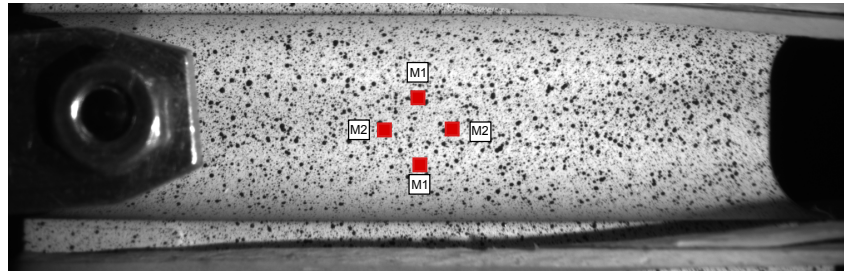


FIGURE IV.10 – Eprouvette de déformation plane et placement des marqueurs

Par ailleurs, les déformations mesurées grâce aux marqueurs  $M_2$  sont nulles au centre de la zone utile de l'éprouvette. Cette condition de déformation plane est respectée sur environ 90% de la zone utile de l'éprouvette.

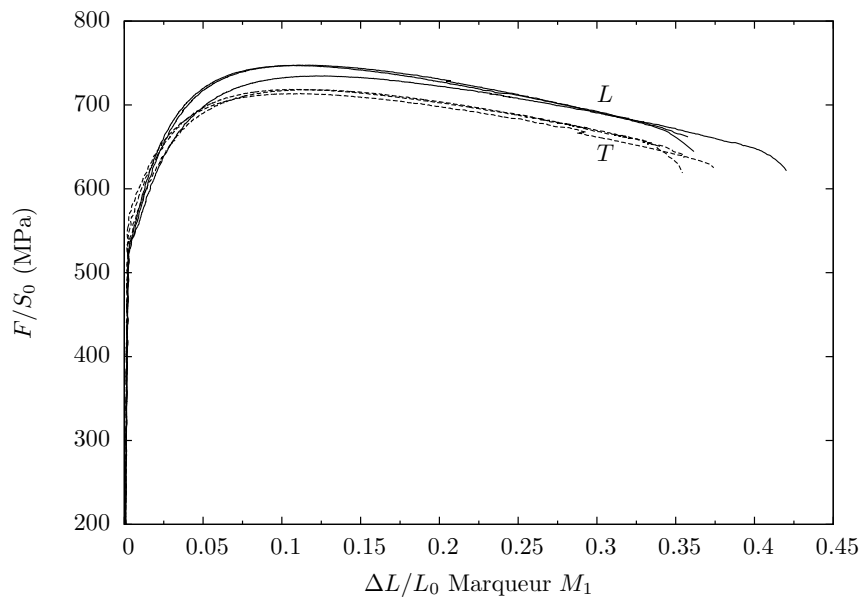


FIGURE IV.11 – Courbes de contrainte en fonction de la déformation mesurée par corrélation d'image pour les directions  $L$  et  $T$

En comparant les courbes correspondant aux essais de déformation plane à celles correspondant aux essais de traction (fig. IV.12), on remarque que les limites d'élasticité,  $Rp_{0.2}$ , sont plus importantes dans le premier cas que dans le second pour les deux directions ( $L$  et  $T$ ). Le rapport de ces deux limites d'élasticité est normalement de  $\frac{2}{\sqrt{3}}$  pour un modèle de type von Mises (soit

environ 1.155). Dans notre cas, ce ratio est de 1.13 pour le sens  $L$  et de 1.09 pour le sens  $T$ . On constate alors que l'effet de l'écroutissage cinématique déjà observé se fait plus sentir sur la direction  $T$ .

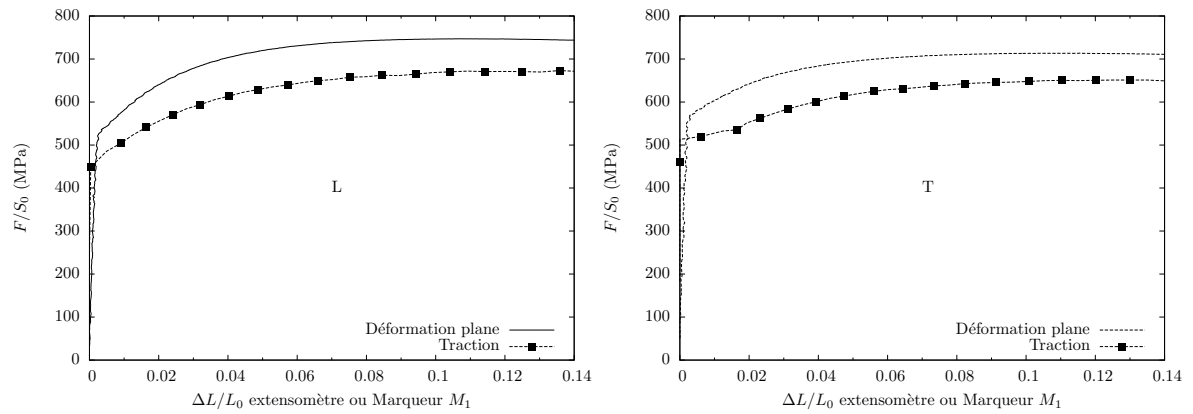


FIGURE IV.12 – Comparaison des courbes contrainte–déformation pour les essais de traction simple et de déformation plane

## 2.4. Essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées (NT)

On s'attache ici à étudier le comportement du matériau sous différents taux de triaxialité. Ainsi en variant le rayon d'entaille au sein des éprouvettes, nous pouvons étudier l'effet du taux de triaxialité sur la ductilité et l'écroutissage du matériau. De plus, comme la zone de striction est localisée a priori, il est possible de placer un extensomètre dans cette zone, sur le fond de l'entaille, et d'y mesurer les déformations plus longtemps au cours de l'essai.

Cet essai permet aussi de déterminer le moment où une macro-fissure s'amorce au centre de l'éprouvette et donc de caractériser le début de l'endommagement.

### 2.4.1. Procédure expérimentale

Quatre géométries d'éprouvettes axisymétriques entaillées (NT pour Notched Tensile) sont utilisées lors de cette étude. La notation employée pour repérer les éprouvettes selon leur sévérité d'entaille est  $NT_X$ , où  $X = 10 \frac{r}{\phi_0}$  et où  $\phi_0$  est le diamètre minimum du fût et  $r$  le rayon en fond d'entaille. Les quatre géométries utilisées sont  $NT_1$ ,  $NT_2$ ,  $NT_4$ , et  $NT_{10}$  où  $\phi_0 = 4$  mm et  $r = 0.4, 0.8, 1.6, \text{ et } 4$  mm respectivement (cf. figure IV.13). Le but de ces essais étant d'approfondir la caractérisation faite en traction simple, les mêmes directions ont été considérées pour le prélèvement des éprouvettes. Quatre éprouvettes par géométrie ont été prélevées dans chaque direction :  $L$ ,  $T$ , et  $D$  (à  $45^\circ$  de  $L$  et  $T$ ).

Les essais sont réalisés dans les mêmes conditions que les essais de traction sur éprouvettes axisymétriques lisses. La machine utilisée est une MTS servo hydraulique avec une cellule de charge de 50 kN. L'extensomètre longitudinal ainsi que l'extensomètre de type clip utilisés pour mesurer l'allongement et la contraction diamétrale respectivement sont les mêmes que ceux utilisés pour les essais de traction simple (632-11f-21 et 632-02f-21 respectivement). L'essai est piloté par l'extensomètre de mesure longitudinale qui, grâce au contrôleur, impose à l'éprouvette une vitesse de déformation de  $10^{-3} \text{s}^{-1}$  sur la zone utile. Ce mode de pilotage est utilisé jusqu'à l'amorçage de l'endommagement (changement de pente sur la courbe force-déplacement). En effet, lors de l'endommagement, les déformations de la zone utile devenant très importante, le contrôleur risque de comprimer l'éprouvette en voulant réduire la vitesse de déformation. La fin de l'essai est pilotée par le déplacement vérin jusqu'à rupture totale de l'éprouvette.

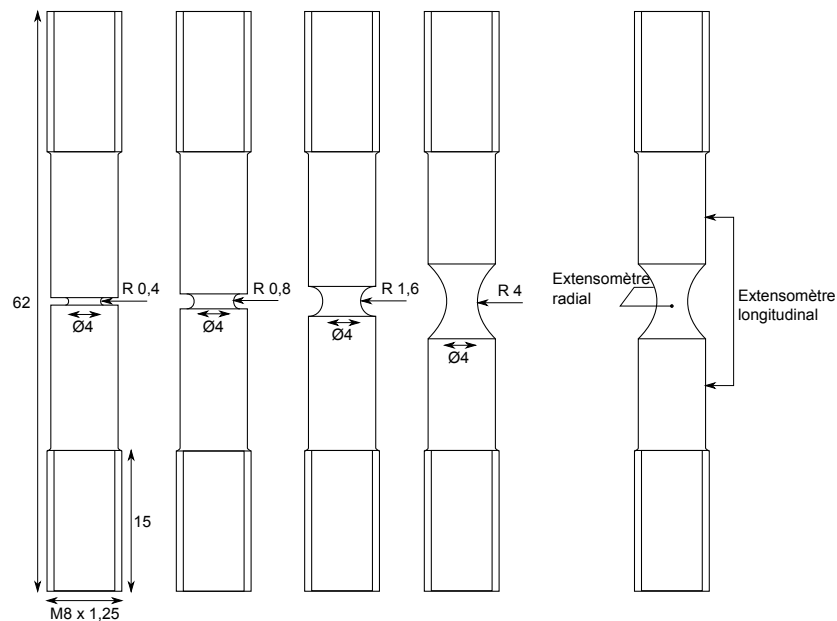


FIGURE IV.13 – Éprouvettes de traction axisymétrique entaillée et positionnement des extensomètres

### 2.4.2. Résultats

Il est important de rappeler qu’au cours de cette partie de l’étude, nous nous attachons à la caractérisation du comportement élastoplastique du matériau. On limitera l’étude de ces éprouvettes à la partie de la courbe se situant avant le changement de pente brutal intervenant à la fin de l’essai qui définit l’amorçage d’une fissure macroscopique au sein de l’éprouvette, et donc, la ductilité maximale pour cette éprouvette.

En comparant les résultats des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées dans chaque direction (cf fig. IV.14), on peut voir que l’évolution des courbes se fait de la même manière qu’en traction sur éprouvettes axisymétriques lisses. Les éprouvettes dans le sens travers montrent une limite d’élasticité plus importante et une résistance maximale inférieure. L’effet d’anisotropie mesuré sur les essais de déformation plane disparaît ici. On constate en revanche, sur la fin de la courbe, que la ductilité du matériau selon le sens travers est plus faible que dans les autres directions. Une comparaison des propriétés mécaniques mesurées sur les essais  $NT_X$  est présentée dans le tableau IV.2.

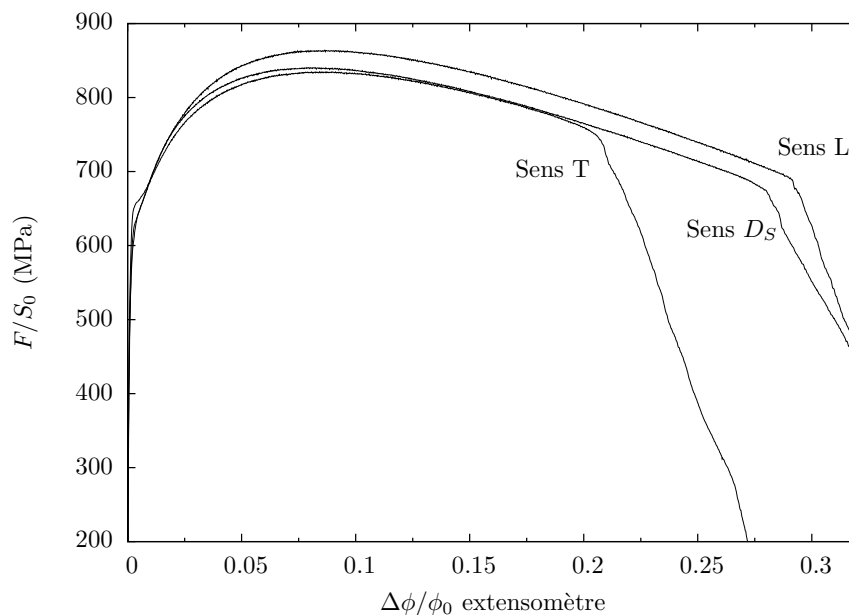


FIGURE IV.14 – Comparaison des courbes contrainte–déformation pour les différentes directions sur éprouvette de type  $NT_4$

La figure IV.15 montre les différences de comportement du matériau selon la direction transverse pour différents types de géométrie d’éprouvettes. En comparant ces résultats avec les essais de traction simple, on peut clairement mettre en évidence l’utilité des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées. En effet, on peut remarquer d’une part que le niveau de contrainte appliqué à l’éprouvette est dépendant de la sévérité de l’entaille ; et d’autre part que les taux de déformation mesurables sont plus importants sur les éprouvettes entaillées du fait de la localisation de l’écroutissage du matériau.

On peut voir l’effet de la triaxialité des contraintes sur la réponse mécanique du matériau. Cet effet se manifeste par une perte de la ductilité et une augmentation du niveau des contraintes à mesure que l’on diminue le rayon d’entaille (donc que l’on augmente le taux de triaxialité). On peut remarquer que la géométrie a aussi un effet sur la longueur du plateau de plasticité mesuré sur ces essais. Cet effet est purement un effet de géométrie et ne peut être attribué au taux de chargement multiaxial. En effet, plus l’entaille est sévère et plus la zone de déformation plastique est localisée, et donc, moins la bande de Lüders peut évoluer dans l’éprouvette. La partie non entaillée restant élastique, seule la partie entaillée permet le développement de cette bande. La taille du plateau est donc directement liée du rayon de l’entaille.

Les figures IV.16 représentent les ductilités critiques ainsi que les réductions d’aire à rupture

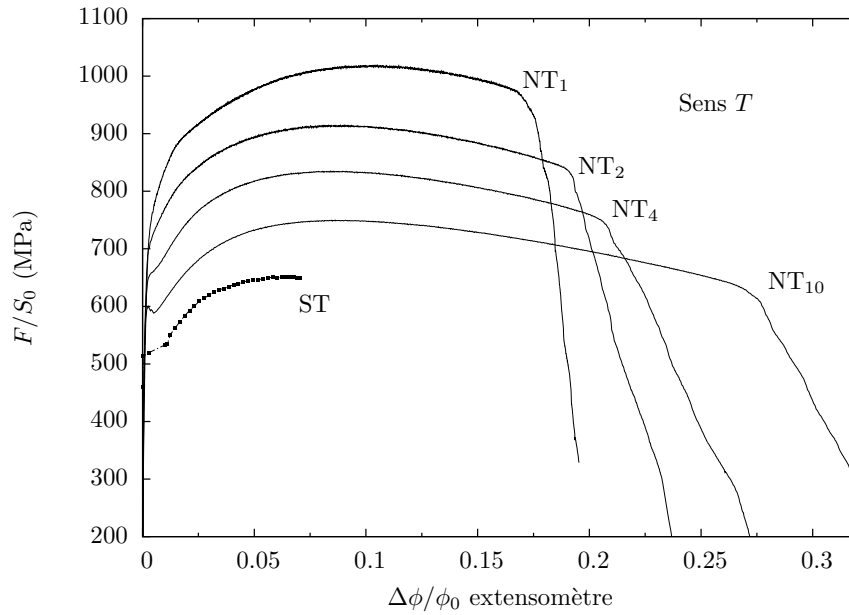


FIGURE IV.15 – Comparaison des courbes contrainte–déformation pour les différents taux de triaxialité (sens  $T$ )

des éprouvettes  $NT$ . Le graphique de gauche montre la ductilité à l’amorçage de la fissure dans les éprouvettes  $NT$  et représente ainsi la ductilité critique à l’endommagement. La figure de droite représente les réductions d’aires normalisées mesurées sur les faciès de rupture comme suit :

$$Z = \frac{A_0 - A}{A_0} \quad (\text{IV.2})$$

Où  $A_0$  représente la section initiale de l’entaille et  $A$ , l’aire mesurée à la rupture des éprouvettes.

Une anisotropie de ductilité se dégage de ces courbes. On voit que le sens  $T$  est moins ductile que les deux autres directions (le sens  $D$  est quasiment aussi ductile que le sens  $L$ ). Cette anisotropie est toujours présente sur les rapports de réduction de surface, bien qu’elle soit atténuée.

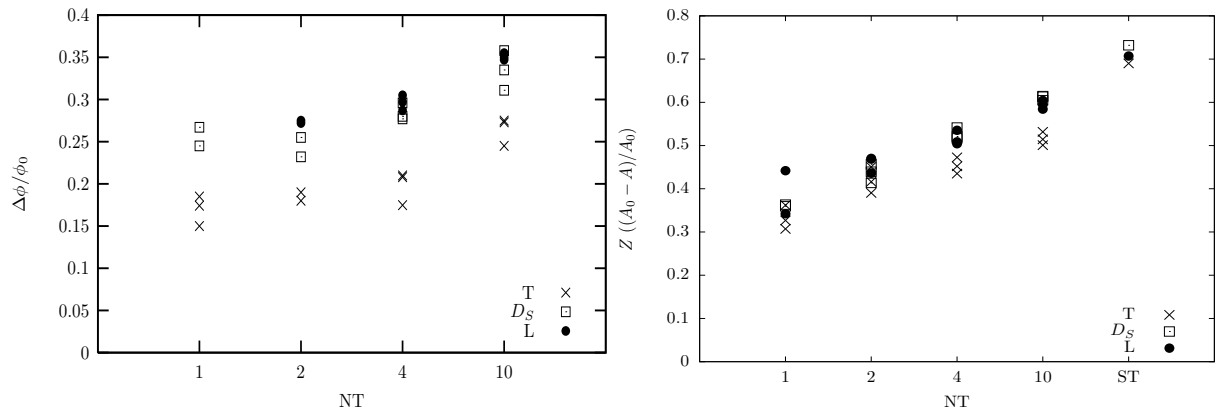


FIGURE IV.16 – Comparaison des ductilités et des rapports de réduction de surface pour les trois directions

		$\sigma_e$	$\sigma_m$	$\Delta\phi/\phi_0$	$Z\%$ (%)
$NT_1$	D	$692 \pm 2$	$972 \pm 5$	0.255	36
	T	$686 \pm 3$	$965 \pm 6$	0.17	34
$NT_2$	D	$650 \pm 2$	$910 \pm 7$	0.25	43
	L	$640 \pm 1$	$936 \pm 1$	0.275	46
	T	$694 \pm 5$	$939 \pm 8$	0.19	42
$NT_4$	D	$595 \pm 1$	$848 \pm 1$	0.283	52
	L	$600 \pm 1$	$875 \pm 5$	0.295	51
	T	$649 \pm 3$	$839 \pm 5$	0.2	45
$NT_{10}$	D	$565 \pm 5$	$753 \pm 8$	0.335	61
	L	$547 \pm 2$	$786 \pm 3$	0.35	59
	T	$594 \pm 3$	$756 \pm 3$	0.268	51

TABLE IV.2 – Propriétés mécaniques de traction entaillées (valeurs moyennes par direction)

### 3. Etude de la déchirure ductile

#### 3.1. Essais Charpy

Du fait de son faible coût et de sa facilité de réalisation, l'essai Charpy est très souvent la première étape de l'évaluation de la rupture ductile des matériaux. L'essai utilise une éprouvette parallélépipédique, entaillée en V, frappée par un marteau sur le côté opposé à l'entaille à une vitesse de  $5\text{m.s}^{-1}$ . L'éprouvette, de relativement petite taille ( $1\text{ cm}^2$  de section pour  $55\text{mm}$  de long), ne nécessite pas beaucoup d'usinage, et peut être faite en série. L'essai ne nécessite que peu d'instrumentation, comparé à un essai de déchirure ductile de type CT ou SENT, afin de mesurer les efforts et les déplacements appliqués et de calculer l'énergie dépensée lors de la rupture.

##### 3.1.1. Procédure expérimentale

L'objectif de ce travail étant d'évaluer un critère de rupture des gazoducs moins conservatif, l'étude de cette rupture dans toutes les directions du tube est importante. Les éprouvettes ont donc été testées dans les deux directions principales  $L$  et  $T$ ; les fissures se propageant alors dans les directions  $T$  et  $S$  ( $LT$  et  $LS$ ), et  $L$  et  $S$  ( $TL$  et  $TS$ ) respectivement. Les éprouvettes, dont le plan est donné sur la figure IV.17, sont de taille normalisées. Une partie du tube ayant été découpée en quatre quarts suivant la section perpendiculaire au sens de laminage (un des quarts contenant alors la soudure), trois éprouvettes par section et par direction ont été testées.

Les essais ont été réalisés sur une machine Charpy équipée d'un mouton de  $300\text{J}$  au centre d'étude du CRIGEN sur le site de GDF-SUEZ. Les essais ont été réalisés à température ambiante.

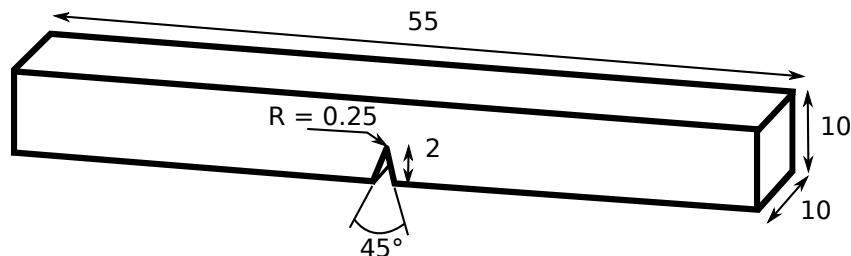


FIGURE IV.17 – Plan de l'éprouvette Charpy

##### 3.1.2. Résultats

En comparant les énergies moyennes à rupture (cf. fig. IV.18), on retrouve l'anisotropie de rupture présente sur les essais de traction entaillée. En effet, on constate que les éprouvettes prélevées dans le sens  $T$  présentent une énergie à rupture deux fois plus faible que leurs homologues

du sens  $L$ . On a ainsi une énergie moyenne à rupture pour les éprouvettes en sens  $LT$  (resp.  $LS$ ), deux fois supérieure à celle des éprouvettes  $TL$  (resp.  $TS$ ). Les courbes force déplacement de ces éprouvettes ne sont pas présentées ici à cause de problème d'enregistrement du déplacement du mouton pendant l'essai. Cependant, on a pu constater que les niveaux de force sont sensiblement identique pour toutes les éprouvettes et donc que l'anisotropie observée est purement une anisotropie de ductilité de la structure.

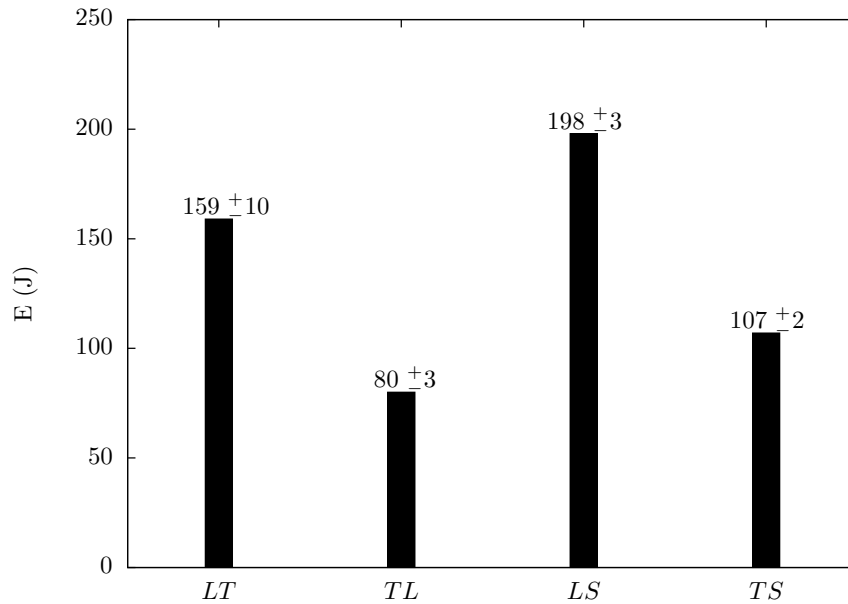


FIGURE IV.18 – Energies de rupture des éprouvettes Charpy par direction

### 3.2. Essais CT

Les essais Charpy ne permettent d'évaluer qu'une résilience. Il est donc nécessaire d'utiliser une éprouvette permettant d'évaluer un paramètre plus intrinsèque au matériau : la ténacité. Ce type d'éprouvette, plus coûteux que le précédent du fait de la plus grande préparation (usinage et pré-fissuration), présente une fissure de fatigue amplifiant la sévérité du défaut. De plus, la géométrie de l'éprouvette ainsi que le type de sollicitation imposent un confinement en terme de  $Q$  de la plasticité en pointe de fissure. Les intérêts des essais sur éprouvettes CT sont multiples :

- Obtention d'une base de données expérimentale définissant la propagation d'une fissure dans notre matériau selon les règles de la mécanique non linéaire de la rupture.
- Caractérisation de l'anisotropie de rupture, visible lors des essais Charpy et  $NT_X$ , en terme de paramètres de ténacité  $J_{0,2}$  et de résistance à la propagation de la fissure  $\Delta J/\Delta a$ .

#### 3.2.1. Procédure expérimentale

Compte tenu de la géométrie des éprouvettes et de celle du tube, les éprouvettes n'ont pu être prélevées que dans le plan  $L-T$ . Les deux seules géométries d'éprouvettes alors possibles sont  $LT$  et  $TL$ . Les éprouvettes sont usinées suivant le plan donné dans la norme ASTM 1820 [ASTM09] à l'exception de l'épaisseur de l'éprouvette qui est réduite à 10 mm (cf. figure IV.19). Lors de ces essais, deux techniques d'évaluation de la ténacité ont été utilisées : "single specimen", où deux éprouvettes par direction sont suffisantes pour la réalisation d'une courbe  $J-\Delta a$ , et "multi specimen", nécessitant huit éprouvettes par direction. Dans le premier cas, l'évaluation de l'avancée de la fissure au sein de l'éprouvette se fait par mesure de la complaisance de l'éprouvette au cours de l'essai, alors que dans le second, la mesure est effectuée a posteriori (l'éprouvette devant être rompue de manière fragile afin de marquer la propagation de la fissure). Seules les éprouvettes utilisées pour la technique du "single-specimen" présentent des entailles latérales, nécessaires pour la mesure de la complaisance.

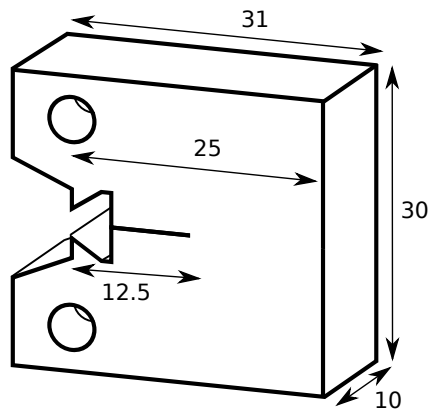


FIGURE IV.19 – Géométrie de l'éprouvette CT

Les éprouvettes CT doivent être pré fissurées avant leur utilisation dans un essai. La pré fissuration se fait sur une machine de traction compression servo hydraulique MTS équipée d'une cellule de charge de 100 kN. La procédure de pré fissuration suit les recommandations de la norme ASTM 1820. L'éprouvette est sollicitée en fatigue en traction à 40 Hz. Les niveaux de charge mis en jeu répondent à :

$$P_{max} = \frac{KB\sqrt{W}}{f\left(\frac{a}{W}\right)} \quad (\text{IV.3})$$

où  $P_{max}$ , la charge maximale appliquée sur l'éprouvette,  $K$ , le facteur d'intensité des contraintes,  $B$ , la largeur de l'éprouvette,  $a$ , la longueur de fissure à partir de la ligne de chargement (longueur finale 12,5mm) et  $W$ , la longueur de la zone utile de l'éprouvette dans laquelle la fissure se propage

(ici 25mm) et où :

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{[(2 + \frac{a}{W})(0.886 + 4.64(\frac{a}{W}) - 13.32(\frac{a}{W})^2 + 14.72(\frac{a}{W})^3 - 5.6(\frac{a}{W})^4)]}{(1 - \frac{a}{W})^{\frac{3}{2}}} \quad (\text{IV.4})$$

L'éprouvette étant soumise à un cycle sinusoïdal de traction -traction dont la charge maximale est  $P_{max}$  et la charge minimale est  $P_{min}$  telle que  $\frac{P_{min}}{P_{max}} = 0.1$ .

La valeur de  $K$ , définissant le facteur d'intensité des contraintes, ne doit pas excéder une valeur de  $15\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  au cours de la pré fissuration pour garantir une taille de la zone plastique très petite comparée à la longueur de la fissure. Comme la fissure doit avancer dans l'éprouvette de plus de 1.3mm afin de s'affranchir des contraintes résiduelles d'usinage, les valeurs de  $P_{max}$  et  $P_{min}$  doivent être corrigées à intervalles réguliers. Les contrôles de l'avancée de la fissure se font de deux manières : un contrôle visuel grâce à des microscopes situés de chaque côté de l'éprouvette, et un contrôle par mesure de différence potentiel électrique (variant avec l'avancée de la fissure).

L'éprouvette est ensuite testée sur une machine de traction-compression servo hydraulique MTS 25t équipée d'une cellule de charge de 50kN (même machine que pour les essais de traction). L'essai est piloté en déplacement vérin à une vitesse de  $1\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ . Les déplacements au niveau de la ligne de charge (CMOD, Crack Mouth Opening Displacement) sont mesurés à l'aide d'un extensomètre clip référence 632-02f-21. Un système d'acquisition électronique enregistre alors :

- le temps en secondes
- la force en kilonewtons
- le déplacement du vérin en millimètres
- le déplacement mesuré du clip en millimètres

Une table traçante permet aussi de tracer la courbe force-ouverture du clip pendant l'essai.

A la fin de l'essai, l'éprouvette est plongée dans l'azote liquide pendant plusieurs minutes afin d'abaisser sa température en dessous de celle de la transition ductile fragile du matériau et de pouvoir ainsi casser l'éprouvette de manière fragile. On obtient alors un faciès comprenant l'avancée ductile de la fissure puis son avancée fragile, marquant ainsi le front d'avancée ductile et la rendant alors facilement mesurable. Cette mesure se fait sur neuf points équidistants et est calculée comme suit [ASTM09] :

$$a = \frac{(\frac{a_1+a_9}{2}) + (\sum_{i=2}^8 a_i)}{8} \quad (\text{IV.5})$$

La procédure utilisée pour les éprouvettes utilisant la technique du "single-specimen" diffère légèrement de celle en "multi-specimen". En effet, le calcul de l'avancée de la fissure se faisant grâce à la mesure de la réponse élastique de l'éprouvette au cours de l'essai, il est nécessaire d'évaluer ces réponses élastiques. Dans un premier temps, trois cycles de charge-décharge de l'éprouvette entre les valeurs de force maximales et minimales de la dernière étape de préfissuration ( $P_{max}$  et  $P_{min}$ ), nous sert à calculer la longueur initiale la fissure  $a_0$ . Ensuite, une série de décharges est effectuée en respectant les conditions suivantes :

- Les décharges se font à la même vitesse que la mise en charge
- La valeur de force minimale atteinte au cours de la décharge ne doit pas être inférieure à 75% de la charge atteinte avant la décharge
- L'intervalle entre décharges est choisi de façon à permettre 8 évaluations de l'avancée de la fissure avant d'atteindre la charge maximale sur l'éprouvette au cours de l'essai

### 3.2.2. Résultats

Une courbe force-ouverture du clip représentative d'un essai par direction avec une longueur de fissure initiale équivalente est tracée sur la figure IV.20. Sur ce genre de courbe, la valeur de la force maximale mesurée dépend légèrement de la taille de la fissure initiale ; on ne peut

donc pas comparer deux éprouvettes prélevées dans le même sens. En revanche, en comparant les courbes correspondant à deux éprouvettes prélevées dans deux directions, on constate que les différences sont plus importantes que la dispersion sur un seul sens. En effet, on peut voir une différence de près de 2 kN sur les résistances maximales entre les deux directions. La comparaison des ductilités observées ne peut se faire directement, car les essais sont interrompus de façon à obtenir différentes valeurs d'avancée de fissure approximatives (dans le but de pouvoir tracer une courbe  $J-\Delta a$  de manière rigoureuse). Il faut donc relier ces deux valeurs pour comparer une ouverture de fissure sous la ligne de chargement (Load Line Displacement, LLD) à son avancée au sein de l'éprouvette. On remarque alors que la fissure s'est moins propagée dans l'éprouvette en sens  $LT$  (plus ductile macroscopiquement) que dans celle en sens  $TL$ .

Un critère définissant la résistance du matériau à l'avancée d'une fissure ductile est représenté par l'intégrale- $J$ . Ce critère correspond à l'énergie dépensée pour faire avancer une fissure au sein de l'éprouvette mesurée par l'aire sous la courbe force-LLD (fig. IV.20). On comprend que l'énergie dépensée pour propager une fissure dans le sens long (éprouvette  $TL$ ) est beaucoup plus faible que celle utilisée pour propager une fissure dans le sens travers. Cette anisotropie n'est pas sans rappeler celle mesurée sur les essais Charpy, où les énergies de rupture (par propagation d'une fissure ductile) sont plus faibles pour les éprouvettes en sens  $TL$  que celles en sens  $LT$ .

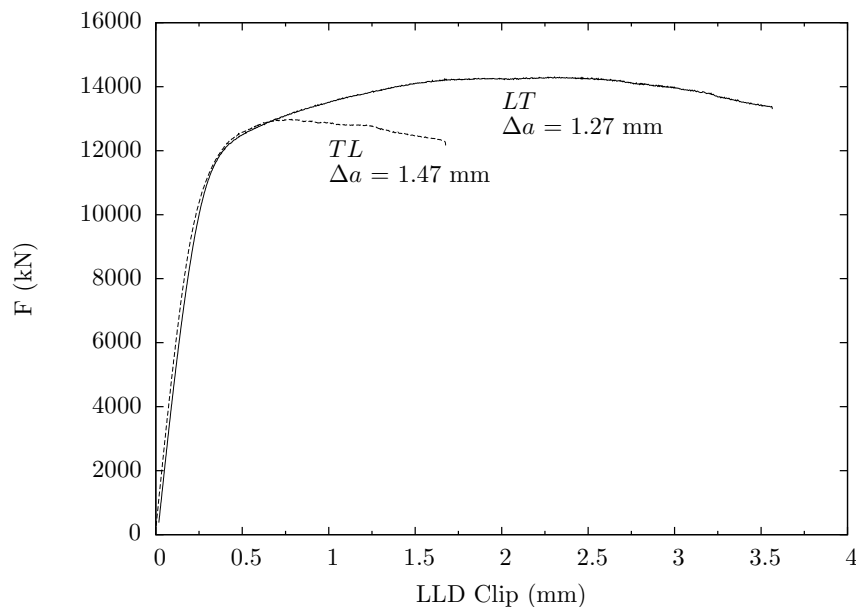


FIGURE IV.20 – Courbes force-ouverture des essais CT pour les directions  $LT$  et  $TL$

Afin de pouvoir comparer ces essais de manière rigoureuse, les courbes  $J-\Delta a$  sont tracées pour chaque direction de sollicitation et pour les essais en "multi-specimen", ainsi qu'en "single-specimen" sur la figure IV.21. Afin de pouvoir comparer ces essais, les valeurs de  $J_{0.2}$  et  $J_1$  (valeurs de l'intégrale  $J$  à l'intersection d'une droite d'"exclusion" et de la courbe correspondant aux essais) sont reportés sur le graphique. On peut remarquer deux choses sur cette figure. Dans un premier temps, que l'anisotropie observée sur les essais Charpy (sens  $L$  plus résistant que le sens  $T$ ) est aussi observable ici. En effet les valeurs de  $J_{0.2}$  et  $J_1$  sont approximativement quatre fois plus élevées dans la direction  $LT$  que dans la direction  $TL$ .

Dans un second temps, on constate que les éprouvettes testées selon la méthode du "single-specimen" présentent une évaluation de la ténacité plus conservatrice que les éprouvettes testées selon la méthode du "multi-specimen". Le but de notre travail étant d'évaluer l'utilité des éprouvettes de type SENT pour l'évaluation de la ténacité des gazoducs, la comparaison avec les éprouvettes CT doit se faire sur le cas le moins conservatif pour les éprouvettes CT. Dans la suite de l'étude, nous nous attacherons donc aux essais utilisant la méthode du "multi-specimen".

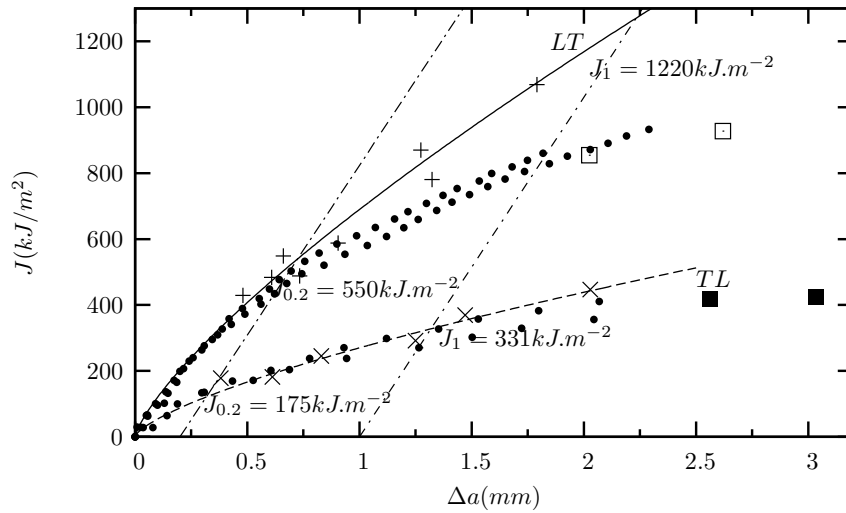


FIGURE IV.21 – Courbes  $J$ - $\Delta a$  des essais CT pour les directions  $LT$  et  $TL$

### 3.3. Essais SENT

Les éprouvettes CT présentent, à cause de leur géométrie et des sollicitations appliquées, une zone plastique très confinée *en terme de  $Q$*  à l'extrémité de la pointe de fissure. Cependant, compte tenu de sa géométrie et de son chargement, un gazoduc ne permet pas le confinement de la plasticité en pointe d'un défaut. Les éprouvettes SENT (Single Edge Notched Tensile) sont utilisées pour pallier ce problème. Ces éprouvettes sollicitent le ligament en traction (contrairement aux éprouvettes CT qui le sollicitent en flexion), présentant ainsi un confinement de la plasticité très proche de celui d'un gazoduc [Thaulow04]. Ces éprouvettes peuvent avoir deux types d'ancrage : soit elles sont chargées grâce à des goupilles, soit elles sont maintenues dans des mors hydrauliques (liaison encastrement). Le premier type autorise plus de rotation que le second et réduit la taille de la zone plastique en pointe de défaut. Le mode d'ancrage choisi lors de notre étude est le chargement par mors hydrauliques. Ce mode de chargement limitant les rotations de l'éprouvette permet une évaluation de l'intégrale  $J$  de façon moins conservative.

Un autre avantage des éprouvettes SENT par rapport aux éprouvettes CT est leur géométrie. En effet, la forme des éprouvettes SENT leur permet de faire propager une fissure dans le plan de la tôle ainsi que dans le sens de percement. Quatre directions de sollicitation sont alors envisageables :  $LT$ ,  $LS$ ,  $TL$ ,  $TS$  (comme lors des essais Charpy).

Toutefois, ces essais n'étant pas normalisés, nous suivrons des conventions appliquées par la plupart des opérateurs gaziers et laboratoires utilisant ce type d'éprouvette.

#### 3.3.1. Procédure expérimentale

##### Géométrie des éprouvettes *SENT*

Lors de cette campagne d'essais, les quatre directions possibles avec ces éprouvettes ont été testées. Toutefois, la géométrie du tube impose des conditions aux éprouvettes selon leur direction de sollicitation. En effet, le tube possédant une faible épaisseur et un rayon de courbure non négligeable, il n'est pas toujours possible d'y prélever des éprouvettes conventionnelles ou de mêmes géométries. L'éprouvette SENT n'étant pas normalisée, différentes géométries sont employées selon l'étude de [Tang10].

Cinq géométries différentes ont ainsi été prélevées dans les différentes directions du tube afin de pouvoir les comparer et de déterminer la géométrie la plus adaptée. Le plan général de l'éprouvette SENT, ainsi que les différentes configurations et orientations des éprouvettes, sont présentés sur la figure IV.22. Le sens  $LS$  présentant l'avantage de posséder la plus grande liberté de géométries prélevables, trois éprouvettes de chaque type, sauf les éprouvettes à section carrée, ont été prélevées dans cette direction. Le choix des géométries des éprouvettes dans cette direction

est imposé par les géométries usinables dans les autres directions. On obtient, alors, cinq types d'éprouvettes SENT (cf. tableau IV.3) où :  $LT_{C2}$ ,  $TS_{C2}$  et  $LS_{C2}$  sont des éprouvettes de géométrie conventionnelle au sens de la norme DNV, et  $TL_F$  et  $LS_F$ , des éprouvettes de géométrie non conventionnelle (le ratio  $\frac{B}{W}$  est inversé comme dans le cas d'une éprouvette SENB). L'éprouvette de type  $LS_{C1}$  est l'homothétique d'ordre 2 de l'éprouvette  $LS_{C2}$ , et l'éprouvette  $LS_T$ , est une éprouvette non conventionnelle de plus grande largeur ( $B_T = 1.5B_{C1}$ ). Enfin, les éprouvettes  $LT_S$  et  $TL_S$  sont des éprouvettes à section carrée (type Ruggieri [Cravero05],  $B = W$ ). Sur la figure IV.22, la longueur M représente la longueur d'éprouvette prise dans les mors, soit 40 mm pour chaque type d'éprouvette. Aucune entaille latérale n'est usinée sur les éprouvettes de type SENT.

La nomenclature utilisée pour repérer les différentes géométries d'éprouvettes est la suivante :

- C : (*Conventional*) Eprouvettes conventionnelle au sens de la norme DNV ( $B = 2W$ )
- F : (*Flat*) Eprouvettes non conventionnelles ( $B = 0.5W$ )
- T : (*Thick*) Eprouvettes conventionnelles de plus grande largeur ( $B = 3W$ )
- S : (*Square*) Eprouvettes de section carrée ( $B = W$ )

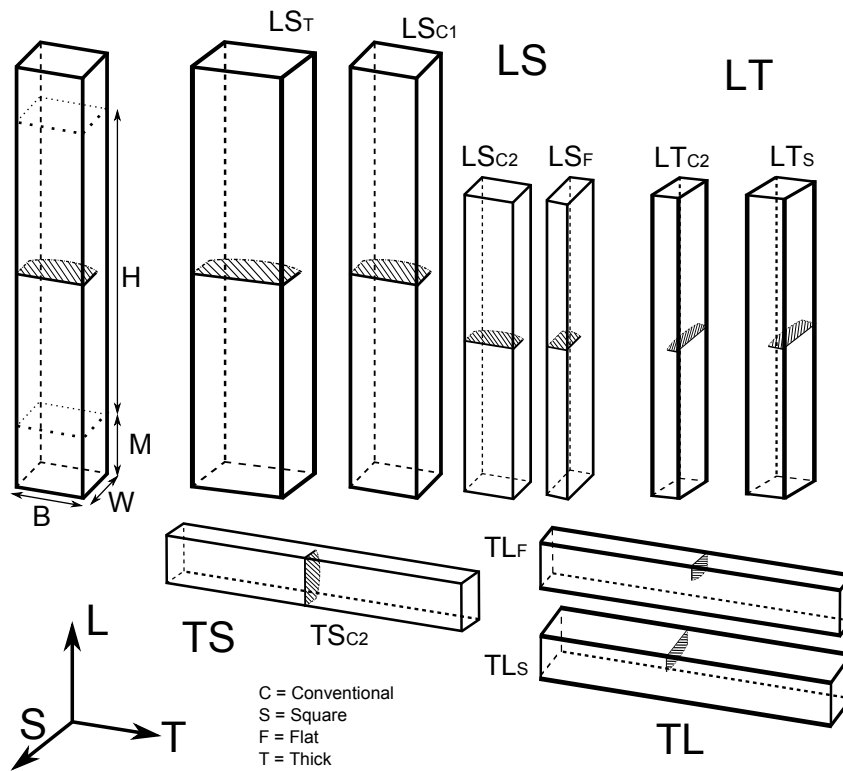


FIGURE IV.22 – Plans et orientations des éprouvettes SENT

Dimensions	$LS_{C1}$	$LS_{C2}$	$LT_{C2}$	$TS_{C2}$	$LS_F$	$TL_F$	$LS_T$	$LT_S$	$TL_S$
W	10	5	5	5	10	10	10	7.5	7.5
B	20	10	10	10	5	5	30	7.5	7.5
H	100	50	50	50	50	50	100	75	75
B/W	2	2	2	2	0.5	0.5	3	1	1

TABLE IV.3 – Dimensions caractéristiques des éprouvettes SENT

### Déroulement de l'essai

Comme lors des essais CT, les éprouvettes SENT nécessitent une préparation préalable par

pré fissuration. Cette étape se déroule dans les mêmes conditions que pour les éprouvettes CT à l'exception du dispositif de sollicitation de l'éprouvette. En effet, l'éprouvette est pré fissurée en flexion trois-points suivant la norme ASTM 1820. Le ratio entre  $P_{min}$  et  $P_{max}$  est toujours égal à 0.1 et  $P_{max}$  est tel que :

$$P_{max} = \frac{K\sqrt{(BB_N)W^{\frac{2}{3}}}}{Sf(\frac{a}{W})} \quad (IV.6)$$

où  $P_{max}$ , la charge maximale appliquée sur l'éprouvette,  $K$ , le facteur d'intensité des contraintes,  $B$ ,  $B_N$ ,  $a$ , et  $W$ , des paramètres de géométrie de l'éprouvette et où :

$$f(\frac{a}{W}) = \frac{3\sqrt{\frac{a}{W}}[1.99 - (\frac{a}{W})(1 - \frac{a}{W})(2.15 - 3.93(\frac{a}{W}) + 2.7(\frac{a}{W})^2)]}{2(1 + 2\frac{a}{W})(1 - \frac{a}{W})^{\frac{3}{2}}} \quad (IV.7)$$

Le type et la fréquence de sollicitation, de même que les moyens de contrôle restent inchangés.

L'éprouvette est ensuite testée sur une machine de traction-compression servo-hydraulique MTS équipée d'une cellule de charge de 100 kN (même machine que pour les essais de déformation plane). L'essai est piloté en déplacement vérin à une vitesse de  $0.5\text{mm.s}^{-1}$  ( $1\text{mm.s}^{-1}$  pour les éprouvettes  $LS_{C1}$ ). Un extensomètre MTS de type clip référence 632-02f-21 est utilisé pour mesurer l'ouverture de l'éprouvette (CMOD). Le système d'acquisition étant le même que pour les essais CT, les mêmes données sont enregistrées.

A la fin de l'essai, l'éprouvette est plongée dans l'azote liquide avec la dernière prise d'empreinte afin de la casser de manière fragile. Les prises d'empreintes sont ensuite replacées sur les faciès des éprouvettes rompues, afin de limiter les erreurs de mesure dues à une déformation de l'empreinte, et mesurées de la même façon que pour les éprouvettes CT. En comparant la mesure de l'avancée de fissure sur la dernière prise d'empreinte à celle du faciès, on constate que la fissure mesurée après rupture dans l'azote liquide est toujours un peu plus grande que la fissure mesurée avec l'empreinte (environ  $80 \mu\text{m}$  de différence). Une première prise d'empreinte avant amorce de la fissure est nécessaire pour ôter les impuretés pouvant fausser les prises d'empreintes suivantes.

La méthode du calcul de l'intégrale  $J$  est reportée en annexe A.2.

### Mesure de l'avancée de fissure par la technique de la prise d'empreintes

Bien que les éprouvettes SENT soient aussi testées avec la méthode du "Multi Specimen", une technique de prise d'empreinte de la fissure au cours de l'essai a été mise en place. Cette technique permet de faire une réplique de la fissure et de la mesurer a posteriori. La technique se compose des étapes suivantes :

- Début de l'essai dans les conditions normales jusqu'à une avancée de fissure suffisante (fig. IV.23 1),
- Arrêt de l'essai et légère décharge de l'éprouvette afin d'éviter la propagation de la fissure et retrait de l'extensomètre,
- Placement de la pâte de contour permettant de contraindre le silicone de prise d'empreinte à aller jusqu'au fond de la fissure (la pâte doit fermer toute la fissure à l'exception de la pointe où 1mm d'ouverture environ est laissé ouvert de chaque côté), et injection du silicone de prise d'empreintes (fig. IV.23 2),
- Attente de réticulation de l'empreinte (fig. IV.23 3),
- Reprise de l'essai dans les conditions normales après réticulation du silicone (l'extensomètre est alors remplacé).

Cette procédure peut être répétée jusqu'à 12 fois par éprouvette avant d'atteindre une longueur critique de fissure à la fin de l'essai (fig. IV.23 F). Cette technique permet alors de réduire considérablement le nombre d'éprouvettes nécessaires à l'élaboration d'une courbe  $J-\Delta a$ .

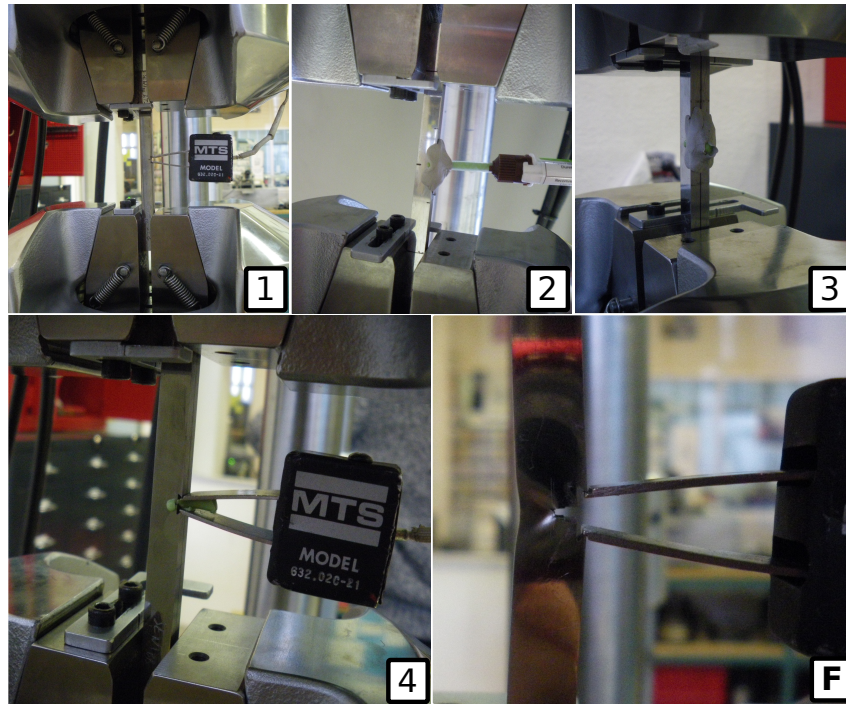


FIGURE IV.23 – Procédure de prise d’empreinte de la fissure au cours de l’essai

Cette technique, représentant une économie considérable, peut alors être validée (cf. figure IV.24) par la comparaison des résultats avec quelques éprouvettes n’utilisant pas la prise d’empreinte. On constate alors que les résultats sont similaires pour les deux techniques. La dernière mesure d’empreinte est systématiquement comparée au faciès de l’éprouvette rompue dans l’azote liquide, permettant ainsi de mettre en avant une précision de l’ordre de  $50\mu\text{m}$  pour cette technique.

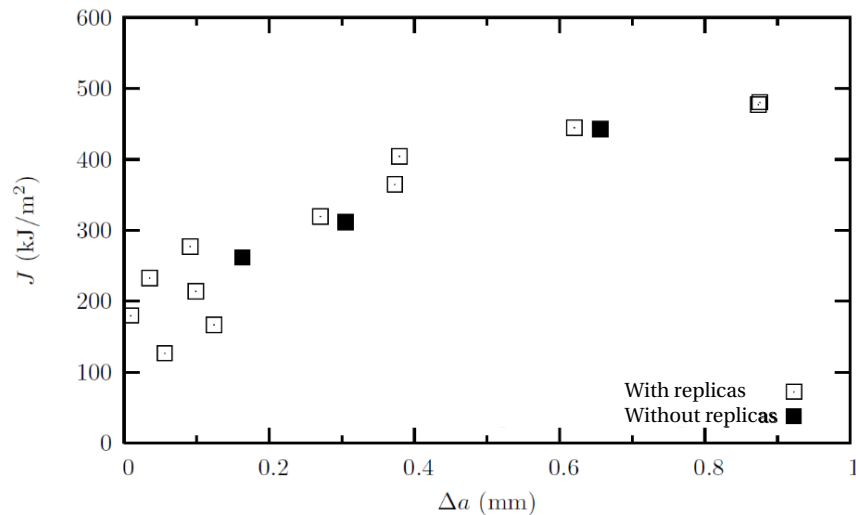


FIGURE IV.24 – Comparaison des mesures avec et sans prise d’empreintes

### 3.3.2. Résultats

Il est important de rappeler que l’absence de norme sur les éprouvettes *SENT* oblige à choisir des conventions de dépouillement. Ainsi, aucune norme ne permet de définir une valeur de  $J_{0.2}$  de manière conventionnelle. Or les paramètres  $J_{0.2}$  sont utilisés de manière récurrente par les utilisateurs d’éprouvettes fissurées comme critère de base de comparaison des structures. Il est donc important que l’évaluation de ces paramètres se fasse de façon rigoureuse et constante pour

toutes les structures étudiées. Nous avons donc choisi de respecter la convention utilisée pour les éprouvettes *CT* et *SENB*. Une droite de pente  $2\sigma_e$  et passant par  $\Delta = 0.2\text{mm}$  est tracée. Le point d'intersection entre cette droite et la courbe  $J - \Delta a$  donne la valeur de  $J_{0.2}$ . Le tableau IV.4 résume les valeurs de  $J_{0.2}$  pour toutes les géométries et directions testées.

Eprouvette	$C_2$			$F$		$S$	
Direction	$LS$	$LT$	$TS$	$LS$	$TL$	$LT$	$TL$
$J_{0.2}$ (kJ.m <sup>-2</sup> )	443	479	367	727	366	512	365

TABLE IV.4 – Tableau des résultats des  $J_{0.2}$  pour les éprouvettes *SENT*

On remarque deux choses importantes sur ce tableau :

- l'effet d'anisotropie observé sur les essais précédents est largement moins présente ici. On remarque que les éprouvettes de type *S* présente une différence de  $J_{0.2}$  de 40% (alors que la différence sur les essais *CT* était de 400%).
- l'effet de géométrie n'est pas important entre les éprouvettes de type *S* et  $C_2$  alors qu'il est très marqué entre ces géométries et celle de type *F* (environ 50% d'écart, soit le même que l'effet d'anisotropie déjà remarqué).

### Effet d'anisotropie

L'anisotropie est tout d'abord étudiée en comparant, pour une même géométrie, l'influence de la direction de chargement (figures IV.25 et IV.26 pour les géométries de type *S* et  $C_2$ ). On constate alors une légère anisotropie beaucoup moins marquée que les éprouvettes *CT* et Charpy. Le rapport des valeurs du paramètre  $J_0$  entre la direction *L* et la direction *T* oscille entre 1.2 pour la géométrie *S* et 1.3 pour la géométrie  $C_2$ , bien inférieur à la valeur de 4 obtenue pour les éprouvettes *CT*. Pour la géométrie *S*, on constate de plus que le module de déchirure  $T_M$  est plus élevé selon la direction *L* que sur la direction *T*, le rapport étant de 1.4, beaucoup moins élevé que pour les éprouvettes *CT*, ce qui confirme une perte d'anisotropie sur les éprouvettes *SENT*. On note pour la géométrie  $C_2$  une équivalence des modules  $T_M$  pour les deux directions. Les avancées de fissure étant petites pour cette géométrie, les modules sont calculés sur une plage de mesure deux fois moins élevée que les éprouvettes de type *S*.

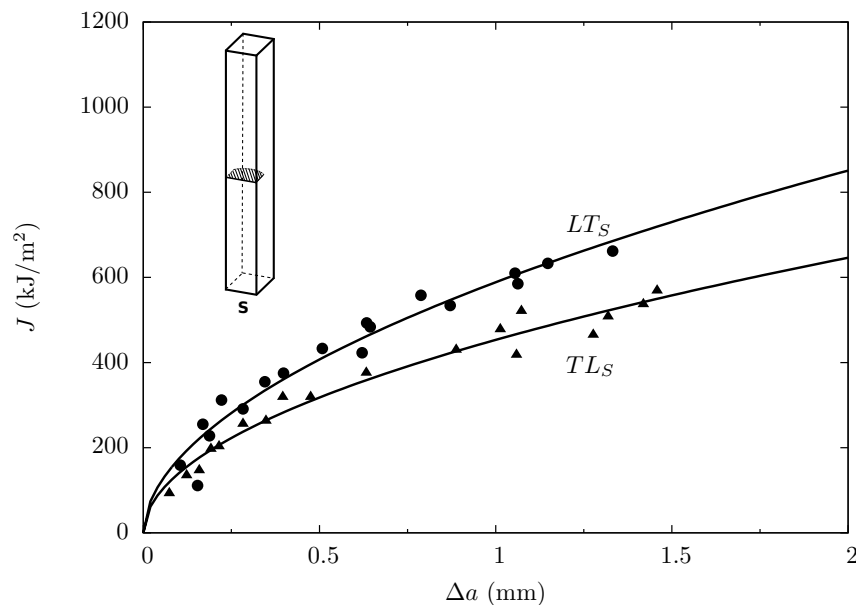


FIGURE IV.25 – Courbes  $J-\Delta a$  pour les directions  $LT_S$  et  $TL_S$

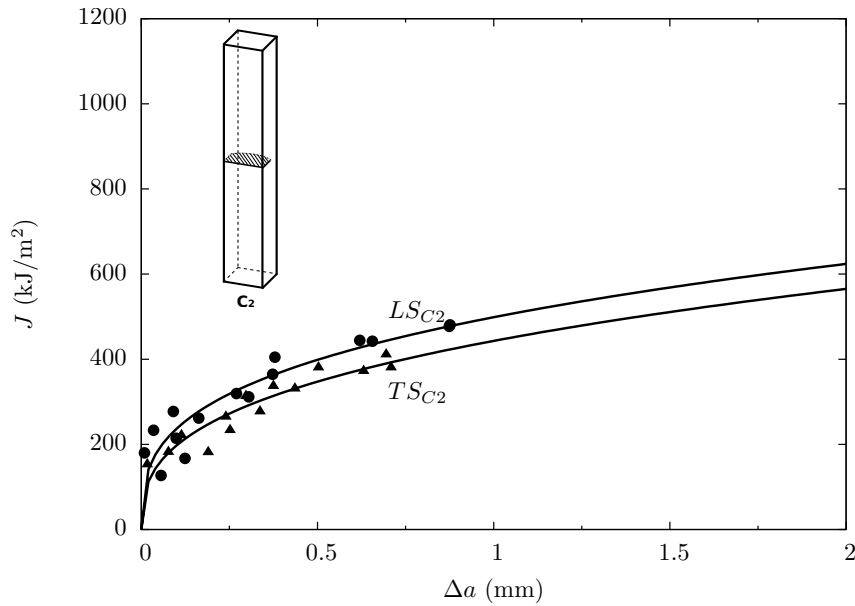


FIGURE IV.26 – Courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les directions  $LS_{C2}$  et  $TS_{C2}$

L'effet de perte d'anisotropie ayant notamment été remarqué sur les essais dans les directions  $LS$  et  $TS$ , et les éprouvettes dans ces directions possédant la même géométrie, il est important de comparer la réponse mécanique de ces éprouvettes lors des essais. La figure IV.27 reprend ainsi une courbe Force-CMOD représentative des comportements du matériau dans chaque direction. Il est important de rappeler que des courbes identiques ont été tracées pour les essais Charpy. Lors de ces essais, la force atteinte pour les éprouvettes prélevées dans la direction  $T$  était légèrement plus faible et leur ductilité diminuée presque de moitié. Des courbes similaires ont été aussi tracées pour les essais CT dans les directions  $LT$  et  $TL$  présentant les mêmes caractéristiques.

Cependant, on constate ici une différence de comportement. Alors que la ductilité macroscopique de l'éprouvette dans la direction  $TS$  est plus faible que celle de la direction  $LS$ , la force maximale atteinte dans le premier cas est plus importante (environ 17kN pour  $TS_{C2}$  contre 15kN pour  $LS_{C2}$ ). Les valeurs de l'avancée de fissure correspondant au maximum de la charge imposée sont de  $252\mu\text{m}$  pour le sens  $TS$  et  $145\mu\text{m}$  pour  $LS$  (les longueurs des fissures initiales étant sensiblement les mêmes). On comprend alors la différence de ductilité macroscopique observée sur la courbe; le sens  $TS$  offre une moins grande résistance à la propagation de la fissure. L'origine de la différence de force appliquée lors de l'essai est toujours inconnue.

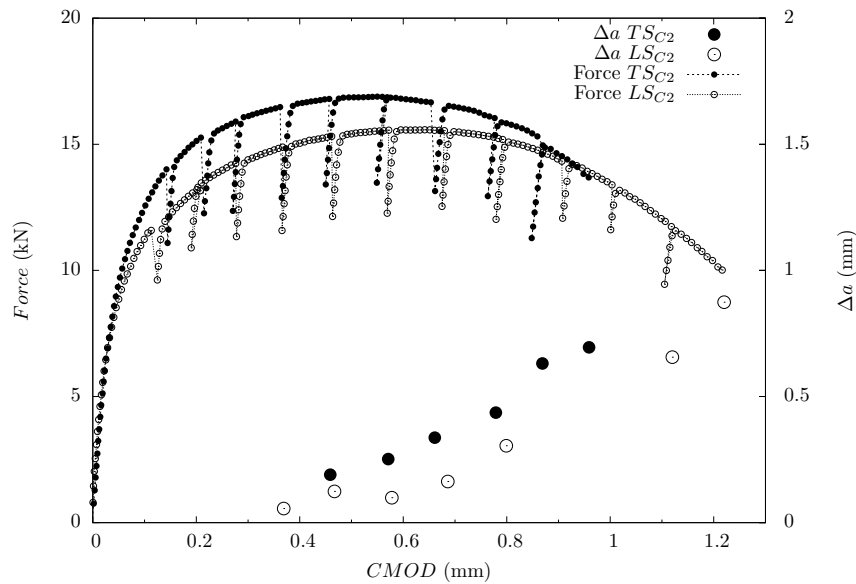


FIGURE IV.27 – Courbes Force–CMOD dans les directions *LS* et *TS*

### Effet du sens de propagation

La figure IV.28 montre les résultats pour la géométrie de type *C* selon les directions de propagation *S* et *T* (chargement selon *L*). On constate qu'aucune différence n'est visible sur ces courbes. Les valeurs de  $J_0$  mesurées pour ces deux cas sont équivalentes ( $263\text{kJ}\cdot\text{m}^{-2}$  pour *LS* et  $258\text{kJ}\cdot\text{m}^{-2}$  pour *LT*) tout comme les valeurs de module  $T_M$  ( $309\text{kJ}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{mm}^{-1}$  en *LS* pour  $289\text{kJ}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{mm}^{-1}$  en *LT*).

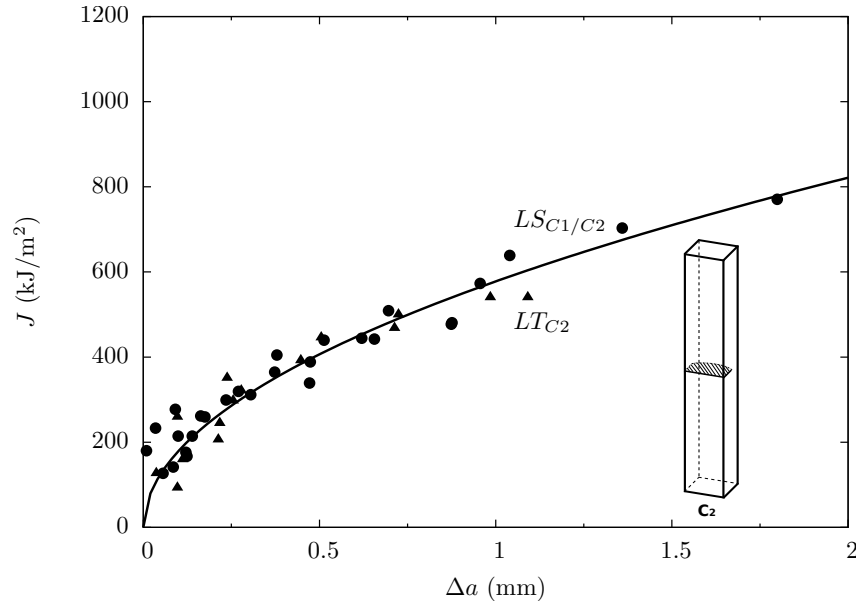


FIGURE IV.28 – Courbes  $J$ – $\Delta a$  dans les directions *LS* et *LT* pour les géométries d'éprouvettes SENT  $LS_{C1}$ ,  $LS_{C2}$  et  $LT_{C2}$

### Effet de la géométrie

Afin de mieux comprendre le comportement des éprouvettes *SENT*, nous comparons pour une même direction, différentes géométries entre elles.

**Géométrie  $C$  versus géométrie  $S$  :** La figure IV.29 reporte les courbes  $J - \Delta a$  pour les géométries  $S$  et  $C_2$  dans la direction  $LT$ . On constate que les deux géométries d'éprouvettes possèdent le même comportement. En effet, en comparant les valeurs de  $J_{0,2}$ , on remarque qu'elles sont quasiment égales ( $258\text{kJ.m}^{-2}$  pour  $C_2$  et  $243\text{kJ.m}^{-2}$  pour  $S$ ). Ces résultats sont en accord avec [Tang10].

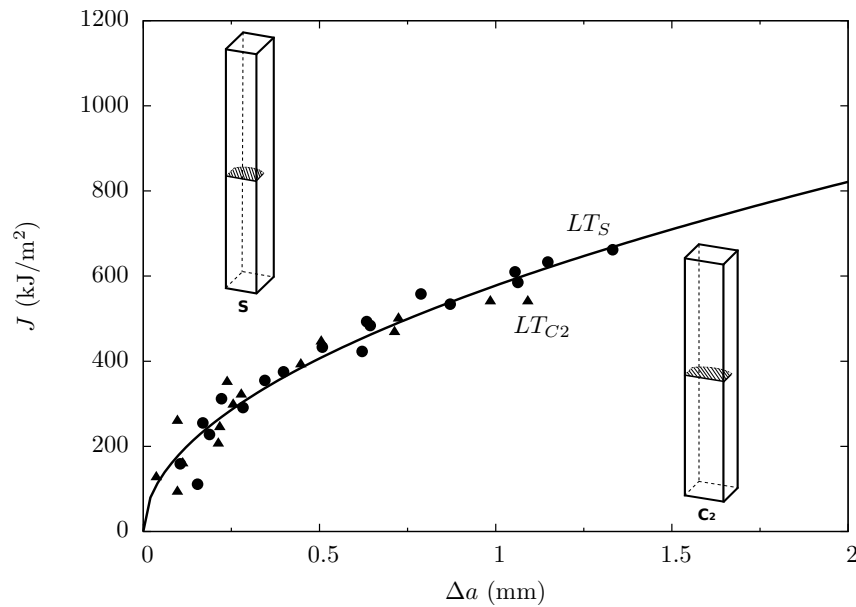


FIGURE IV.29 – Courbes  $J-\Delta a$  dans la direction  $LT$  pour les géométries d'éprouvettes SENT  $LT_{C_2}$  et  $LT_S$

**Géométrie  $C$  versus géométrie  $F$  :** La figure IV.30 reporte cette même comparaison pour les géométries  $C$  et  $F$  pour la direction  $LS$ . On remarque alors que l'éprouvette de type  $F$  est légèrement plus résistante à l'endommagement que ses homologues. Cette affirmation se retrouve aussi sur les valeurs de  $J_0$  et de  $T_M$ . En effet, les valeurs de ces coefficients sont supérieures pour la géométrie  $F$  ( $331\text{kJ.m}^{-2}$  et  $422\text{kJ.m}^{-2}.\text{mm}^{-1}$  respectivement) que  $C$  ( $265\text{kJ.m}^{-2}$  environ et entre  $256\text{kJ.m}^{-2}.\text{mm}^{-1}$  et  $309\text{kJ.m}^{-2}.\text{mm}^{-1}$  respectivement). L'éprouvette  $SENT_F$  étant moins épaisse, elle est moins contrainte, ce qui peut expliquer une meilleure résistance à l'endommagement.

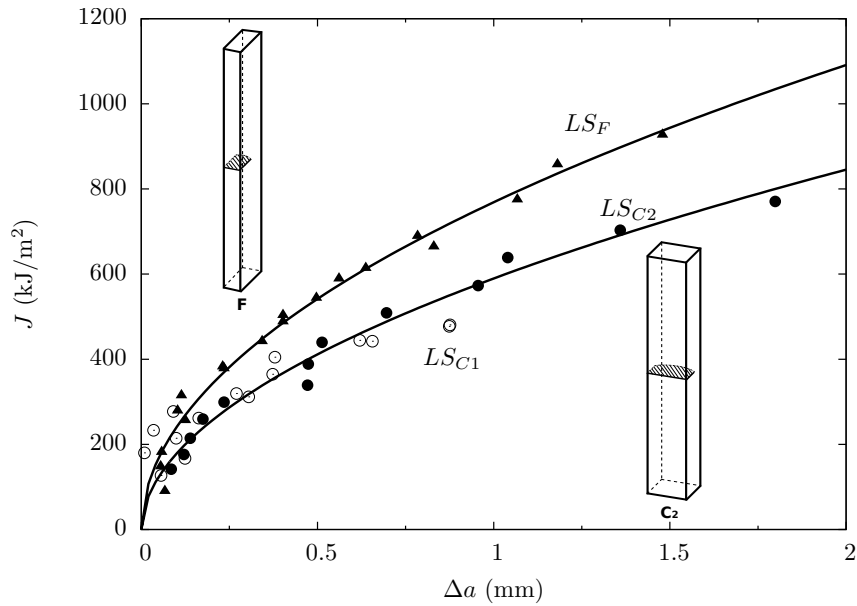


FIGURE IV.30 – Courbes  $J-\Delta a$  dans la direction  $LS$  pour les géométries d'éprouvettes SENT  $LS_{C1}$ ,  $LS_{C2}$  et  $LS_T$

#### Comparaison entre les éprouvettes $SENT$ et $CT$

Afin de comprendre l'origine de cette perte d'anisotropie, les résultats de ces essais sont comparés aux essais  $CT$ , servant de référence dans cette étude. Les figures IV.31 et IV.32 reprennent alors les courbes  $J-\Delta a$  pour les essais  $CT$  et  $SENT$  dans les directions  $LT$  et  $TL$  respectivement. On remarque, tout d'abord, que les courbes dans la direction  $LT$  pour les deux types d'essais sont très proches. Ce résultat est surprenant, car, compte tenu des géométries respectives, le type de sollicitation appliquée affecte la taille de la zone plastique en pointe de fissure, et ainsi, la ténacité mesurée. Les valeurs de  $J$  calculées pour les essais  $SENT$  devraient alors théoriquement se trouver au-dessus de celles pour les essais  $CT$ . En comparant les résultats dans la direction  $TL$  (fig. IV.32) on remarque que cette hypothèse est vérifiée et que les ténacités de l'éprouvette  $CT$  sont bien inférieures à celles de l'éprouvette  $SENT$ .

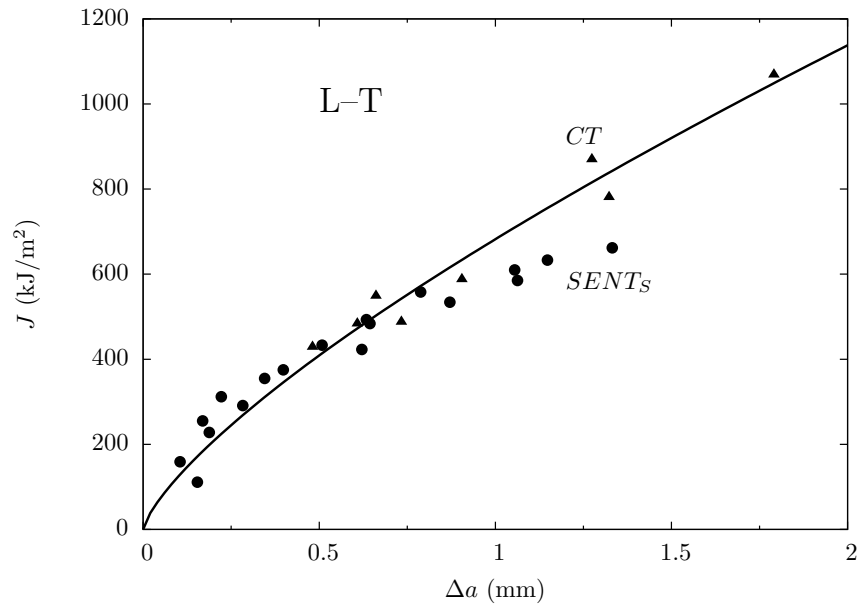


FIGURE IV.31 – Courbes  $J$ - $\Delta a$  dans la direction  $LT$  pour les géométries d'éprouvettes CT et SENT

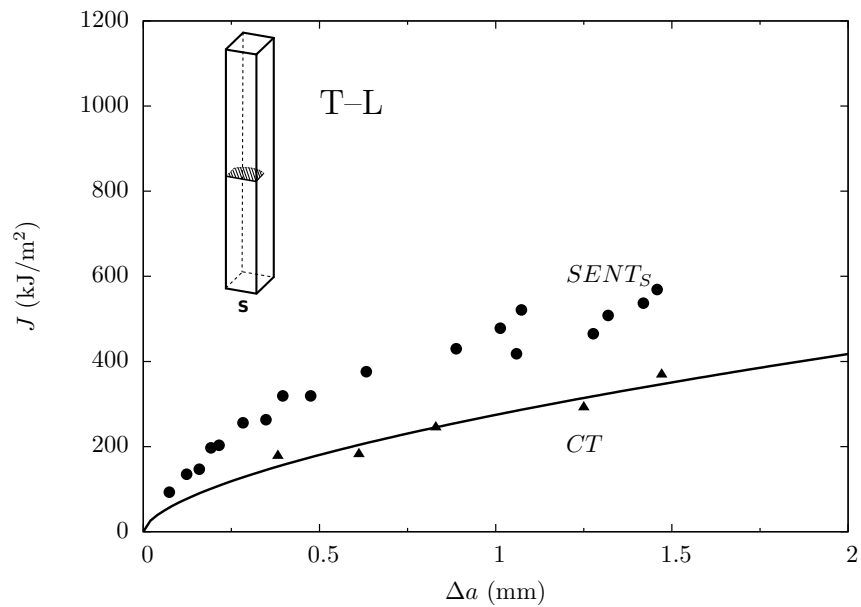


FIGURE IV.32 – Courbes  $J$ - $\Delta a$  dans la direction  $TL$  pour les géométries d'éprouvettes CT et SENT

### 3.4. Essais SENB

Un autre moyen d'évaluer l'effet du confinement de la plasticité sur la ténacité du matériau passe par l'utilisation d'éprouvettes de type SENB (Single Edge Notched Bending) avec différentes longueurs de fissures. Ces éprouvettes, comme les éprouvettes CT, sollicitent le ligament en flexion. Ces éprouvettes étant de faibles dimensions, elles autorisent un prélèvement dans toutes les directions. Cependant, l'objectif de l'utilisation de ces éprouvettes étant de comparer des états de confinement plastique proches de ceux des éprouvettes CT et SENT, des éprouvettes dans les directions *LT* et *TL* sont prélevées. Par ailleurs, la direction la plus préjudiciable sur le gazoduc étant la direction *TS*, des éprouvettes SENB sont aussi prélevées dans cette direction.

L'obtention de différents états de confinement plastique en pointe de défaut sur des éprouvettes de déchirure ductile peut se faire par l'utilisation de différentes longueurs de fissures pour une géométrie donnée. Ainsi, l'utilisation d'une grande longueur de fissure impose un fort confinement de la plasticité en pointe de défaut, alors que l'utilisation d'une faible longueur induit une zone plastique plus importante.

#### 3.4.1. Procédure expérimentale

Le but des essais de déchirure sur éprouvettes SENB étant l'évaluation de l'effet du confinement plastique sur la ténacité mesurée pour un même type d'essai, seulement deux longueurs de fissures seront utilisées. Les géométries des éprouvettes sont donc choisies de manière à obtenir un confinement de la plasticité en pointe de défaut proche des essais et CT et SENT dans les directions *LT*, *TL* et *TS*.

Dans la suite du document, les éprouvettes  $SENB_X$  seront alors appelées comme suit  $SENB_{\#\_direction}$  (ex.  $SENB_2\_LT$ ) où le numéro correspond au ratio  $a_0/w$  multiplié par 10. Ainsi les dénominations  $SENB_2\_LT$ ,  $SENB_5\_LT$ ,  $SENB_2\_TL$ ,  $SENB_5\_TL$ ,  $SENB_2\_TS$ , et  $SENB_5\_TS$  correspondent aux éprouvettes de longueur de fissure de 2 et 5mm prélevées dans les directions *LT*, *TL* et *TS* respectivement. Les éprouvettes sont dimensionnées suivant le plan donné dans la norme ASTM 1820 (cf. fig.IV.33). Lors de ces essais, la technique dite du "multi-specimen" est de nouveau utilisée. Ainsi quatre éprouvettes de chaque type sont testées ici.

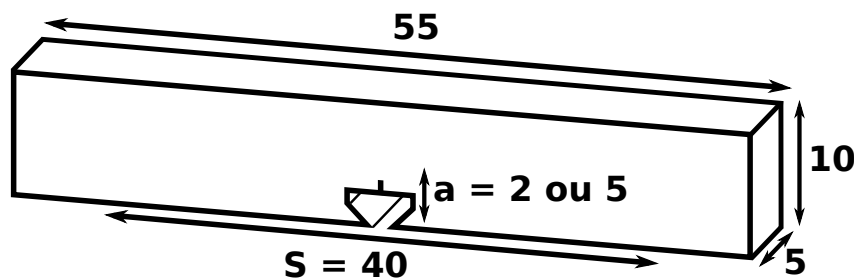


FIGURE IV.33 – Géométrie des éprouvettes SENB

La procédure utilisée pour la préfissuration est la même que celle utilisée pour les éprouvettes de type SENT. Ainsi, les équations (IV.6) et (IV.7) sont utilisées pour la détermination des paramètres de préfissuration.

Les éprouvettes sont ensuite testées sur la même machine que pour la préfissuration avec le même banc de flexion. L'essai est piloté en déplacement vérin à une vitesse de  $0.5\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ . Le même extensomètre ainsi que le même système d'acquisition sont utilisés, assurant l'uniformité des données enregistrées avec les autres types d'essais de déchirure.

#### 3.4.2. Résultats

Lors des essais de déchirure sur éprouvettes de type SENT, on a pu constater une perte d'anisotropie sur les ténacités mesurées. L'origine de cette anisotropie restant inconnue est toutefois

visible sur les courbes *Force-CMOD* où la différence de ductilité macroscopique observée est compensée par la différence de force imposée à l'éprouvette.

La figure IV.34 représente une courbe *Force-CMOD* par essai. Les valeurs des longueurs initiales de fissures ( $a_0=5,2$  mm pour les *SENB<sub>5</sub>* et  $a_0=2,2$  mm pour les *SENB<sub>2</sub>*) ainsi que leurs avancées ( $\Delta a=0,5$  mm) sont équivalentes par type d'essai. On peut alors constater que les éprouvettes prélevées dans la direction *TL* présentent une ductilité macroscopique plus faible que les éprouvettes de la direction *LT*. On peut aussi constater que les éprouvettes présentant un faible taux de confinement plastique (*SENB<sub>2</sub>*) présentent le même type de comportement que les éprouvettes de plus fort confinement. En effet, la force maximale observée lors de l'essai est équivalente dans les deux directions et la ductilité macroscopique est largement réduite dans la direction *TL*.

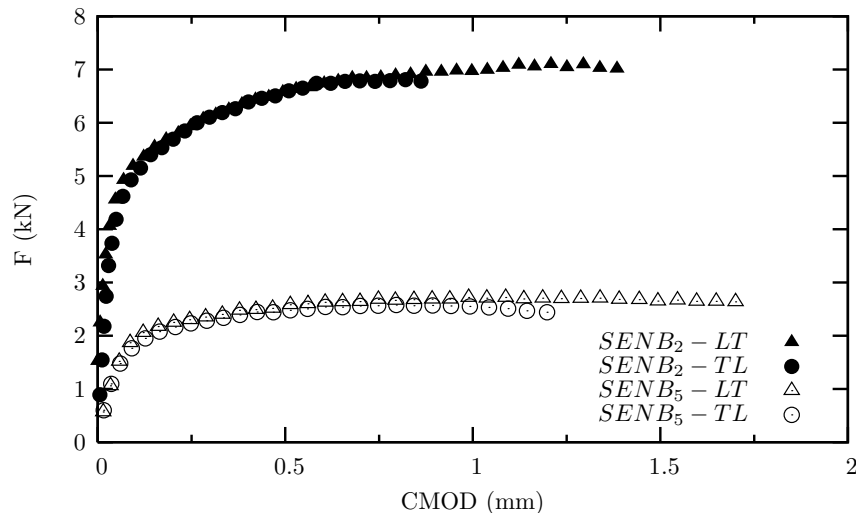


FIGURE IV.34 – Courbes *Force-CMOD* pour les essais *LT* et *TL* pour un  $\Delta a$  d'environ 0,5 mm

La comparaison des ténacités mesurées en terme de  $J-\Delta a$  est représenté sur la figure IV.35. On constate un fort effet du taux de confinement de la plasticité sur la ténacité du matériau. En effet, on voit très nettement que les ténacités mesurées pour les éprouvettes de plus faibles confinements ( $a_o = 2$  mm) sont plus importantes que celles pour de forts confinements (695 et 401  $\text{kJ.m}^{-2}$  pour les *SENB<sub>2</sub>* dans les directions *LT* et *TL* respectivement pour un  $\Delta a = 0.6$  mm contre 394 et 237  $\text{kJ.m}^{-2}$  pour les *SENB<sub>5</sub>*). Cet effet de géométrie est aussi très visible sur les essais en sens *TS*.

Par ailleurs, on peut remarquer sur cette figure, que l'effet de perte d'anisotropie visible lors des essais *SENT* n'est plus notable ici. En effet, on peut voir que l'anisotropie de ténacité pour les éprouvettes de faibles confinements est plus importante que celle pour de forts confinements. On peut donc en conclure que l'effet de perte d'anisotropie est lié au type de sollicitation des éprouvettes *SENT* plutôt qu'au faible confinement de la plasticité en pointe de défaut.

Finalement, les résultats de ces essais sont comparés avec l'ensemble des essais *CT* et *SENT* dans les deux directions de sollicitation. La figure IV.36 nous présente les résultats dans la direction *TL* (direction la plus critique). On peut ainsi remarquer que les ténacités mesurées lors des essais *SENT* sont quasiment égales à celles mesurées lors des essais *SENB<sub>2</sub>*. De même, les ténacités mesurées grâce aux éprouvettes de fort confinement sont sensiblement les mêmes.

Par ailleurs, on peut voir sur la figure IV.37 que les ténacités mesurées dans la direction *LT* lors des essais *CT* et *SENT* sont très proches de celles mesurées grâce aux essais *SENB<sub>5</sub>* (de fort confinement plastique). Les essais *SENT*, étant de faibles confinements, semblent surévaluer la criticité d'un défaut dans cette direction.

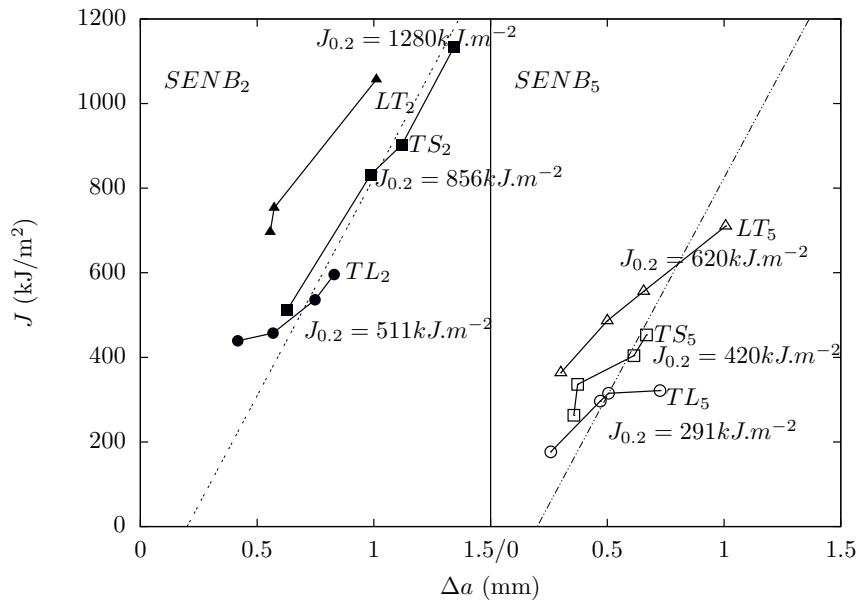


FIGURE IV.35 – Courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les six types d'essais SENB

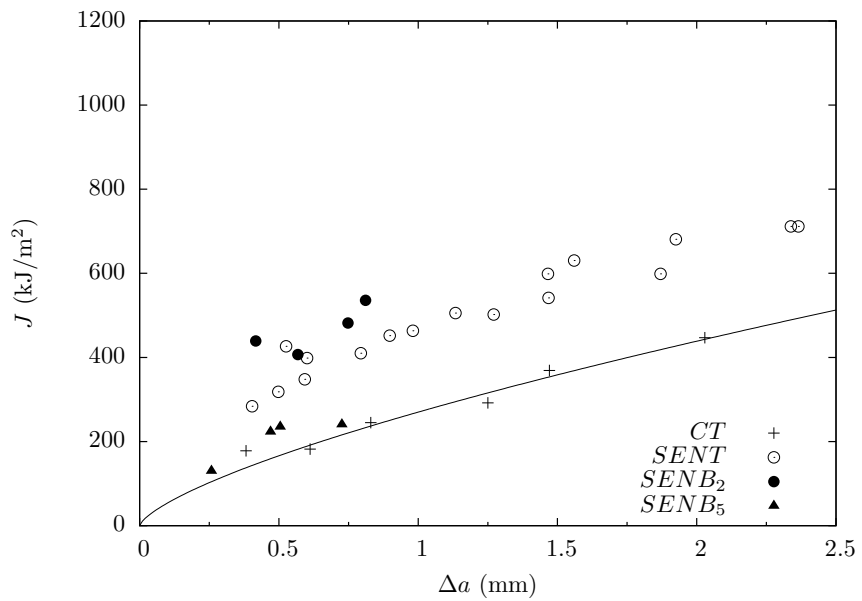


FIGURE IV.36 – Courbes  $J$ - $\Delta a$  pour l'ensemble des essais de ténacité dans la direction  $TL$

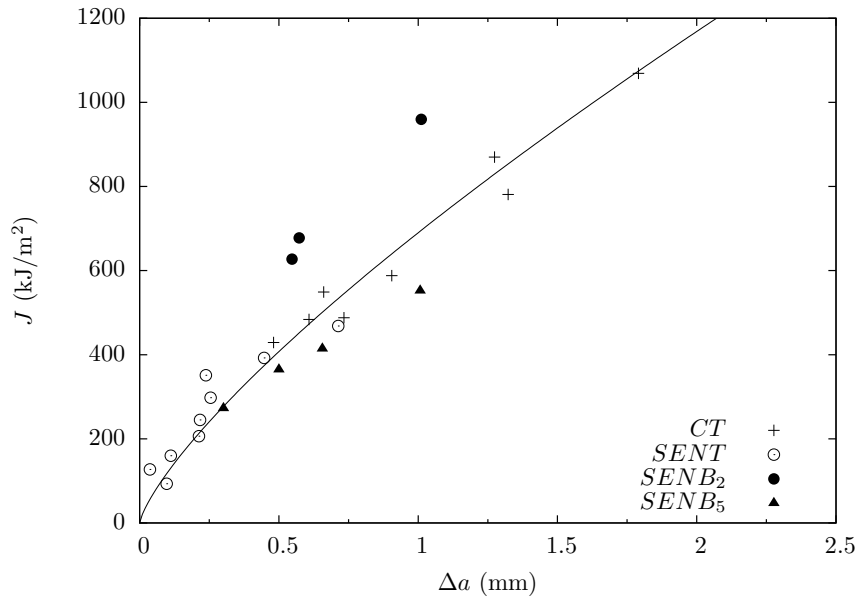


FIGURE IV.37 – Courbes  $J$ - $\Delta a$  pour l'ensemble des essais de ténacité dans la direction  $LT$

## 4. Analyse Fractographique

### 4.1. Eprouvettes de comportement élastoplastique

#### 4.1.1. Eprouvettes de traction lisses et entaillées

##### Eprouvettes de traction lisses

Les éprouvettes de traction simple présentent un faciès de rupture dit en cup-cone, composé de deux parties : le centre de l'éprouvette où la triaxialité des contraintes est plus importante, et le bord. L'effet de la triaxialité se remarque sur la forme du faciès. En effet, dans la zone de plus faible triaxialité, le mode de rupture rencontré est du cisaillement, ce qui donne une inclinaison du faciès et une population de petites cupules. Dans la zone de plus forte triaxialité, la croissance de la fissure se fait par coalescence des cupules et donne un faciès perpendiculaire à l'axe de sollicitation sur lequel on distingue de plus grosses cupules.

On constate alors dans la zone de plus forte triaxialité (figure IV.39), sur les faciès des éprouvettes en sens  $T$ , des cupules allongées dans le sens de laminage. Ces cupules sont en fait des alignements d'inclusions dont l'origine est le laminage. Ces cupules sont larges d'environ  $20 \mu\text{m}$  et longues de plusieurs dizaines de microns, mais restent cependant peu profondes.

On remarque alors sur les éprouvettes prélevées dans le sens  $L$ , que ces alignements ne sont plus visibles, et que, de grosses cupules rondes sont présentes. Il s'agit alors des mêmes inclusions vues dans un plan perpendiculaire à leur alignement. Sur le faciès des éprouvettes prélevées dans le sens  $D_S$ , on peut retrouver les deux types de croissance de cupules à partir de ces alignements. La composition et les dimensions de ces alignements sont discutées dans le chapitre traitant du matériau et des analyses inclusionnaires.

Finalement, une légère ovalisation de l'éprouvette peut se voir sur les faciès de rupture (cf. figure IV.38). En effet, le matériau semble s'être plus écroui dans la direction  $S$  que dans les autres directions. Ce phénomène explique alors la légère anisotropie observée lors des essais mécaniques.

##### Eprouvettes de traction entaillées

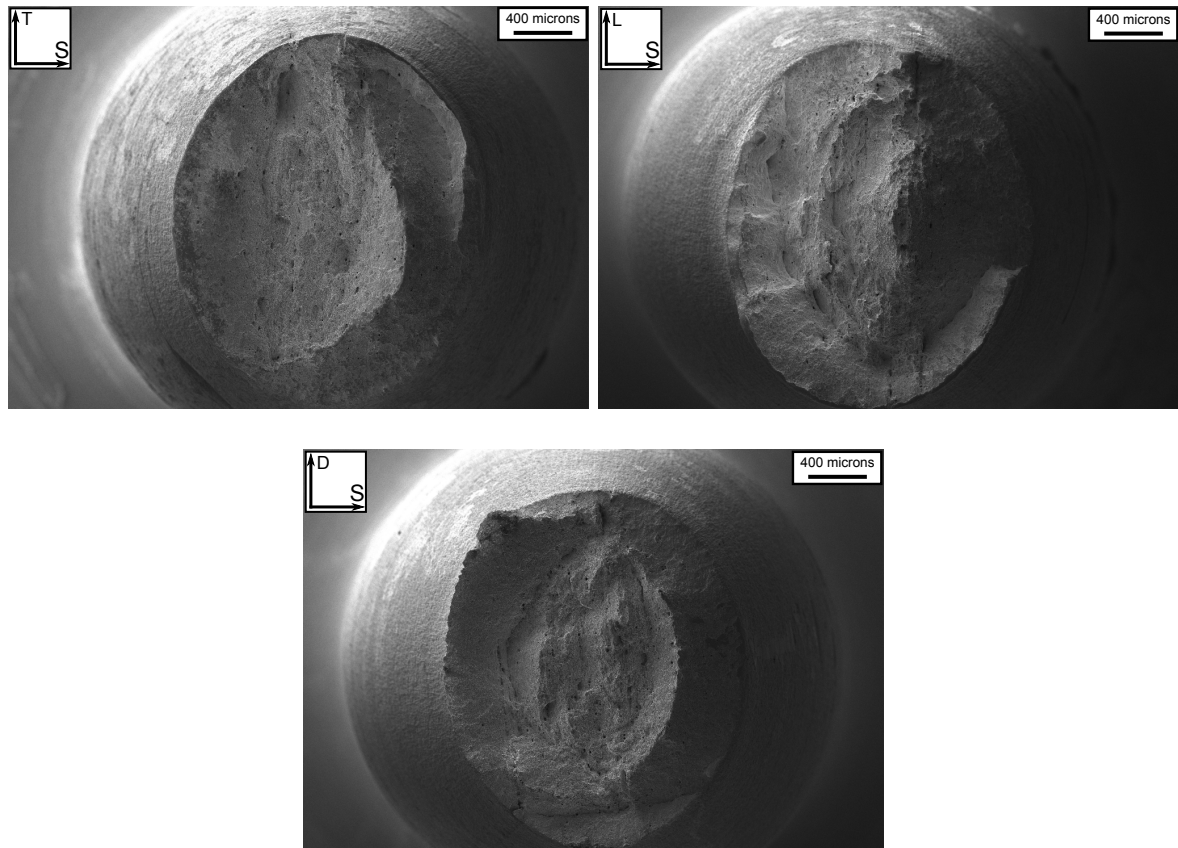


FIGURE IV.38 – Faciès de rupture des éprouvettes de traction axisymétriques simples dans les trois directions de sollicitation

En regardant les faciès de la figure IV.40, on peut remarquer l'effet du taux de triaxialité des contraintes sur la réduction diamétrale des éprouvettes (c.-à-d. plus le taux de triaxialité est élevé, moins l'aire diminue). On peut aussi remarquer, en regard aux essais de traction sur éprouvettes axisymétriques lisses, que plus le taux de triaxialité augmente (plus la ductilité diminue), moins le faciès de rupture ne s'ovalise. Un autre effet remarquable du taux de triaxialité sur la rupture du matériau est son aptitude à contrôler la taille de la zone centrale de rupture. Cette zone correspond en effet à la zone de forte triaxialité de l'éprouvette, contrairement aux bords qui rompent en cisaillement. Il est donc normal qu'elle augmente avec le taux de triaxialité des contraintes.

En comparant les faciès de rupture pour les différentes directions pour un taux de triaxialité donné (cf. fig. IV.41), on comprend l'anisotropie de rupture observée lors des essais mécaniques. En effet, on peut remarquer la présence de cupules allongées sur le faciès des éprouvettes prélevées dans le sens  $T$  et  $D$  (à  $45^\circ$  de  $L$  et  $T$ ). Ces cupules, alignées dans le sens de laminage du tube, sont les mêmes que celles observées sur les éprouvettes de traction simple et correspondent aux alignements d'inclusions. La ductilité du matériau, lors de la phase de coalescence des cupules, est alors affectée par la présence de ces alignements. C'est pourquoi, bien que le matériau présente un comportement quasi isotrope à la déformation uniforme, il présente une anisotropie de limite de ductilité. Le sens  $T$  est alors extrêmement affecté par ce phénomène puisque les inclusions sont alignées dans le plan perpendiculaire à sa direction de sollicitation.

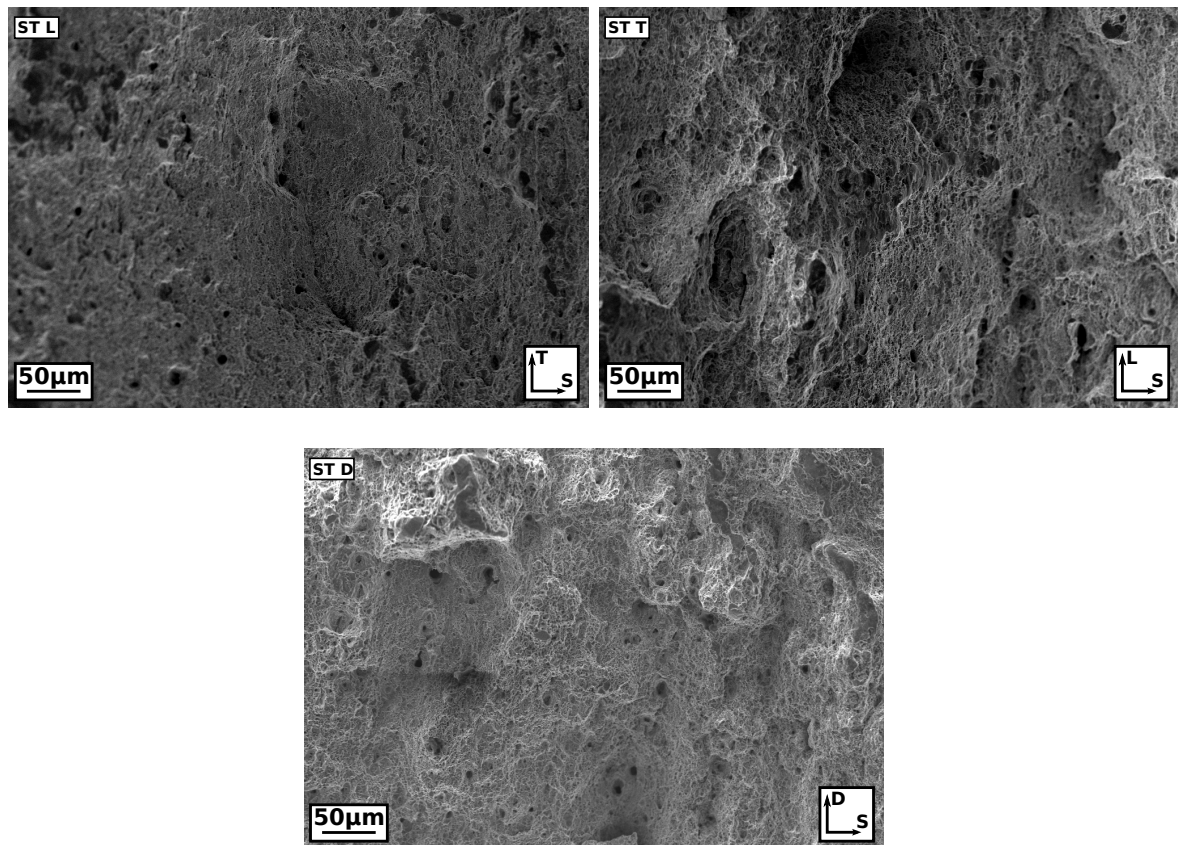


FIGURE IV.39 – Faciès de rupture des éprouvettes de traction axisymétriques simples dans les trois directions de sollicitation

#### 4.1.2. Eprouvettes de déformation plane

La figure IV.42 présente les faciès de rupture pour une éprouvette de déformation plane dans chaque direction ( $L$  et  $T$ ). Dans certains cas, les éprouvettes de déformation plane présentent un faciès en V à cause du mode d'endommagement en cisaillement de telles structures. Les éprouvettes de déformation plane de notre étude présentent un faciès plus accidenté du fait de la microstructure du matériau.

Par ailleurs, on remarque que, sur les bords de l'éprouvette où le matériau n'est plus sollicité en déformation plane, les plans de rupture sont perpendiculaires à la direction de sollicitation.

La figure IV.43 présente des coupes des éprouvettes de déformation plane pour les deux directions de sollicitation. On peut alors supposer que la rupture de l'éprouvette ne se fait pas en V à cause de la microstructure du matériau.

De plus, on peut constater sous le faciès de rupture, où le développement de l'endommagement est identique à celui du faciès avant la coalescence, que peu de croissance de ces cupules se produit au sein de ces structures. En effet, on peut constater que les cavités présentes sur ces images sont peu nombreuses et de faibles dimensions (inférieure à 20 microns). On peut aussi remarquer sur le faciès de l'éprouvette du sens  $L$  que les alignements d'inclusions dans la direction de sollicitation sont visibles.

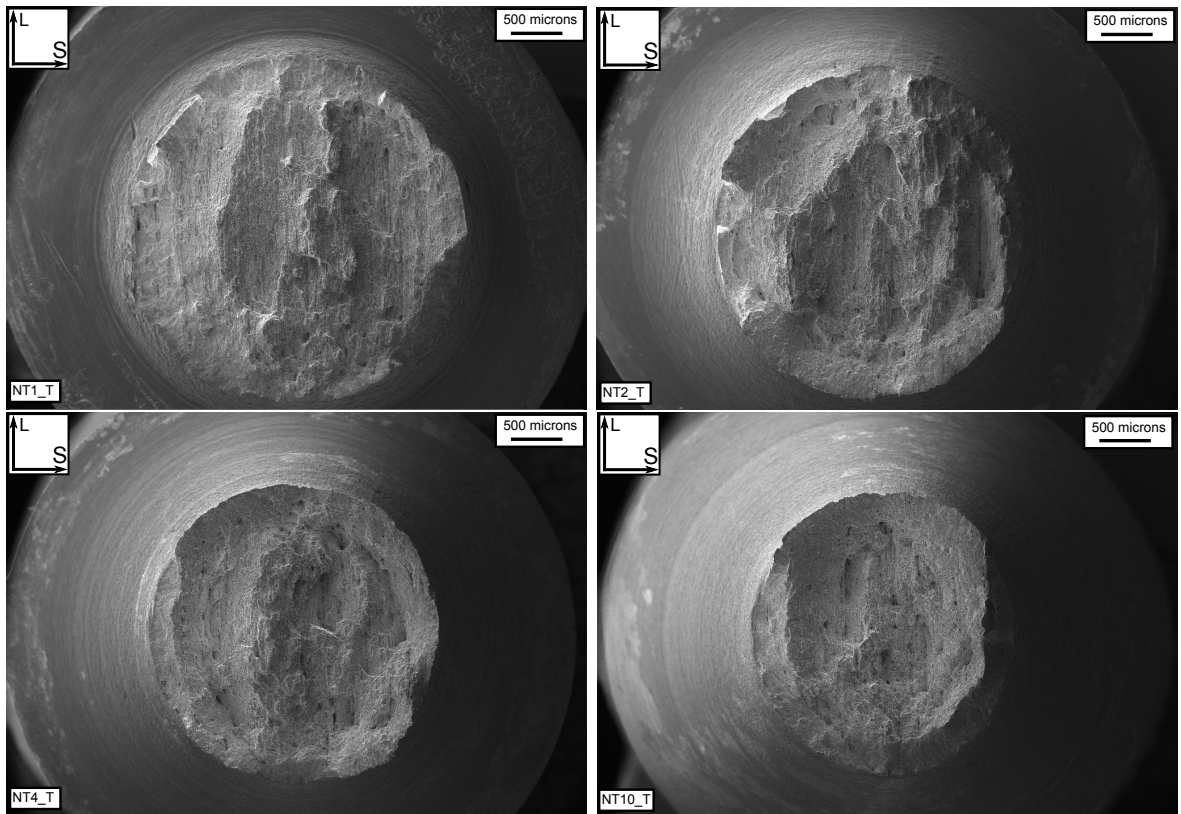


FIGURE IV.40 – Faciès de rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées pour différentes sévérités d’entailles dans le sens travers (*T*)

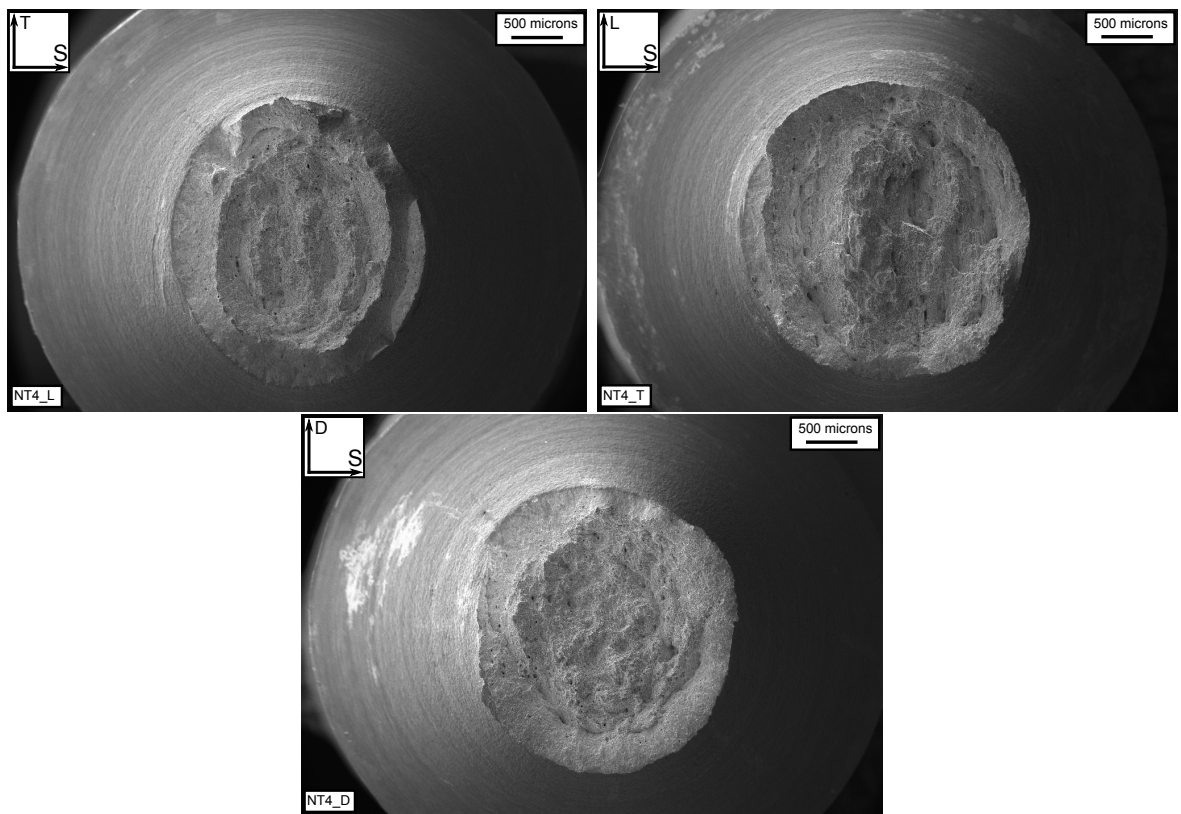


FIGURE IV.41 – Faciès de rupture des éprouvettes axisymétriques entaillées types  $NT_4$  pour les trois directions de sollicitation

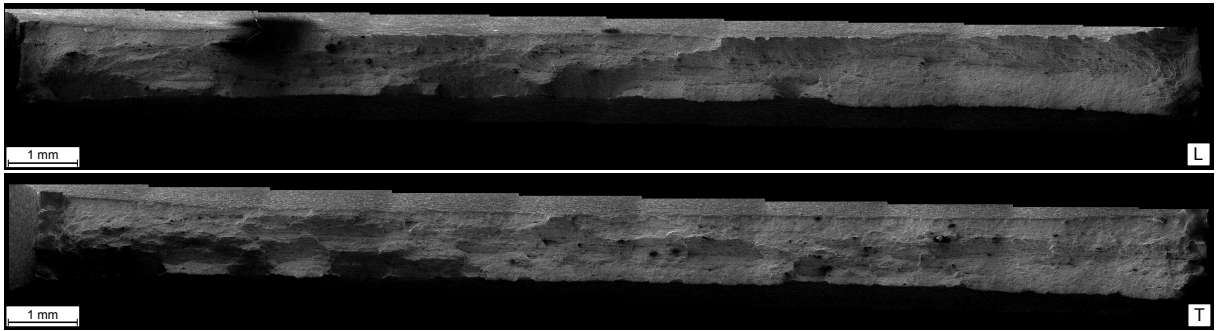


FIGURE IV.42 – Faciès de rupture des éprouvettes de déformation plane pour la direction  $L$  (en haut) et  $T$  (en bas)

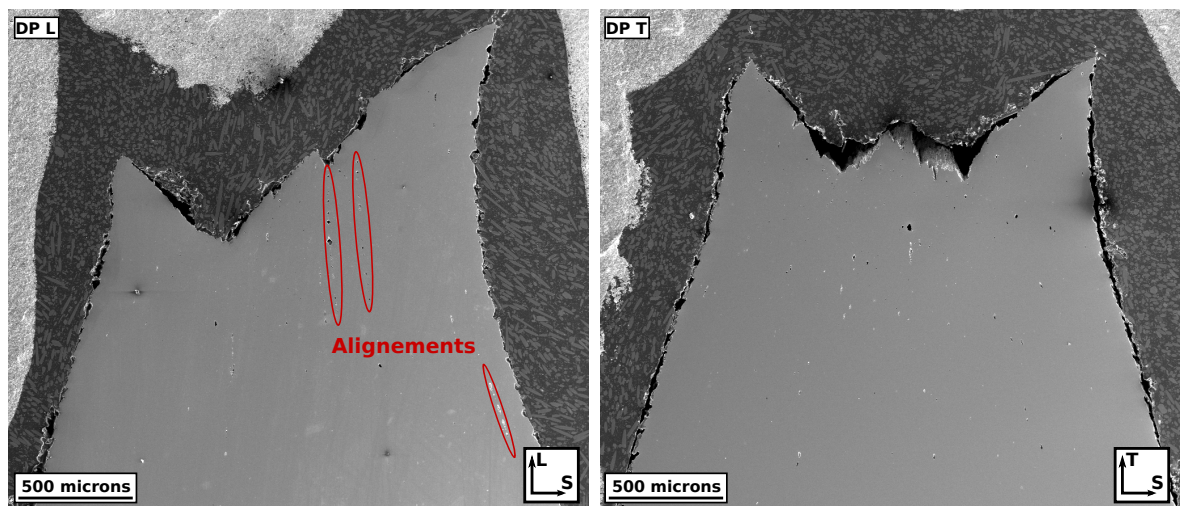


FIGURE IV.43 – Coupes des faciès de rupture des éprouvettes de déformation plane pour les deux directions

## 4.2. Eprouvettes de déchirure

### Eprouvettes Charpy

Les faciès de rupture des éprouvettes Charpy pour les quatre directions de sollicitation sont présentés sur la figure IV.44. On peut alors remarquer que les mêmes types de cupules visibles sur les éprouvettes de traction simple et entaillée sont présents ici. On a donc deux types principaux de cupules : des cupules allongées dans la direction de laminage de faible profondeur pour les éprouvettes prélevées dans la direction  $T$  et des cupules rondes et profondes pour les éprouvettes prélevées dans la direction  $L$ . Ces cupules ont la même origine : les alignements d'inclusions ayant eu lieu lors du laminage de la tôle. Selon la direction de sollicitation, ces alignements sont soit sollicités dans le sens de l'alignement, soit dans le sens perpendiculaire, donnant ainsi naissance à ces deux populations de cupules.

En observant les faciès de rupture (figure IV.44), on remarque également du délaminage sur deux des éprouvettes. Ce délaminage est présent sur quasiment tous les faciès des éprouvettes avec une fissure se propageant dans la direction perpendiculaire au sens  $S$ , et n'est quasiment jamais présent dans les autres cas. Ce délaminage est probablement la conséquence des bandes de martensite ségréguée au sein du matériau qui, sous l'effet de la contrainte dans le sens de  $S$ , provoquent une décohésion du matériau.

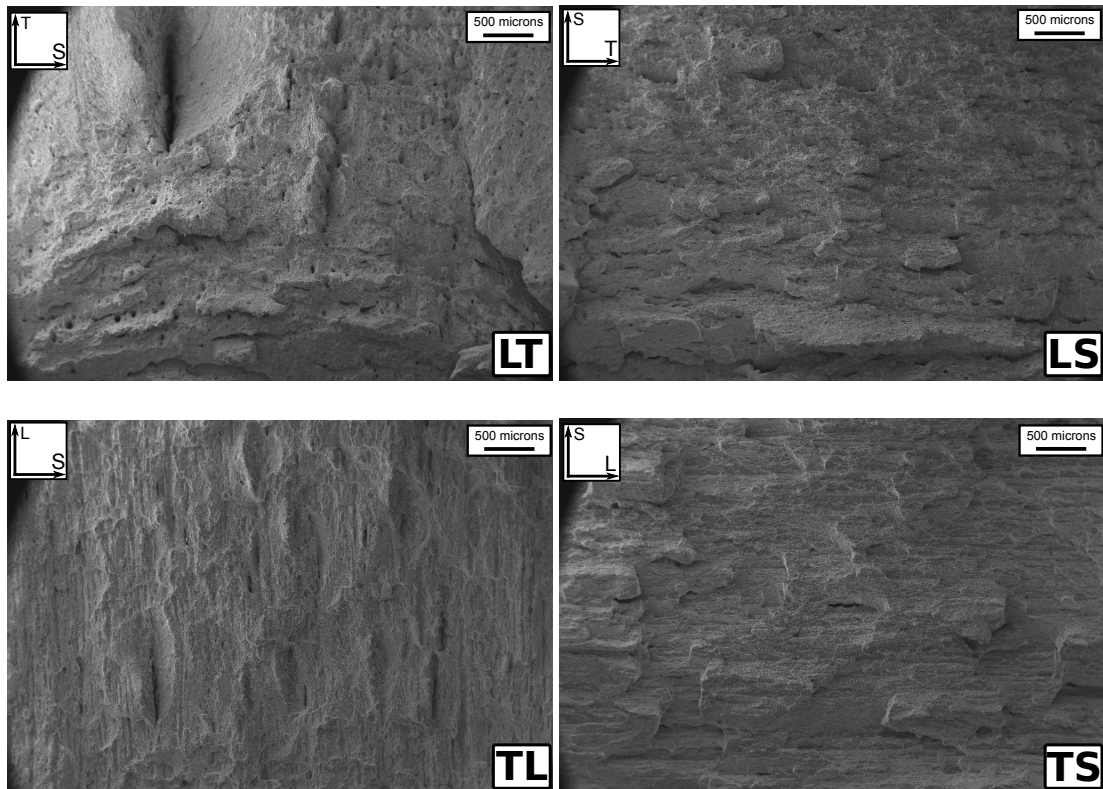


FIGURE IV.44 – Faciès de rupture des éprouvettes Charpy pour chaque direction de sollicitation

## Eprouvettes CT

En regardant les faciès de rupture des éprouvettes CT (figure IV.45), on constate que les mêmes bandes présentes sur les éprouvettes de traction simples ou entaillées et sur les éprouvettes Charpy sont présentes ici sur les faciès des éprouvettes *TL*. Les faciès des éprouvettes CT et Charpy dans les mêmes directions de prélèvement sont très similaires en terme de population de cupules. Toutefois, aucun délaminage n'a été observé sur les éprouvettes CT contrairement aux éprouvettes Charpy.

Les éprouvettes représentées ici possèdent une avancée de fissure quasiment égale (1.27mm en moyenne pour le sens *LT* et 1.47mm pour *TL*). Cependant, on peut remarquer que le profil de la fissure sur l'éprouvette *LT* est plus aigu que celui de l'éprouvette *TL*. La striction dans la largeur des éprouvettes est aussi plus forte que dans l'autre direction. Ces deux effets pourraient être reliés aux différences de ductilité lors des essais mécaniques. Les éprouvettes en sens *LT* strictionneraient plus lors de l'essai, réduisant alors la largeur de la zone de forte triaxialité, et forçant ainsi la fissure à se propager au centre et très peu sur les extrémités. Les éprouvettes en sens *TL* strictionneraient moins et ainsi permettraient un développement légèrement plus facile de la fissure sur les bords de l'éprouvette.

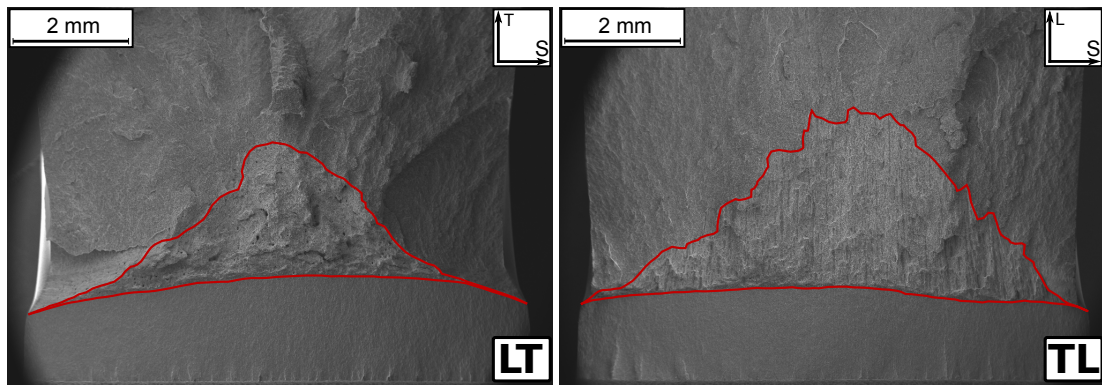


FIGURE IV.45 – Comparaison des faciès des éprouvettes CT dans les directions *LT* et *TL*

## Eprouvettes SENB

Les faciès des éprouvettes SENB pour les deux profondeurs d'entaille dans les deux directions de sollicitation sont reportés figure IV.46. On peut donc remarquer que ces faciès sont très similaires à ceux des éprouvettes CT.

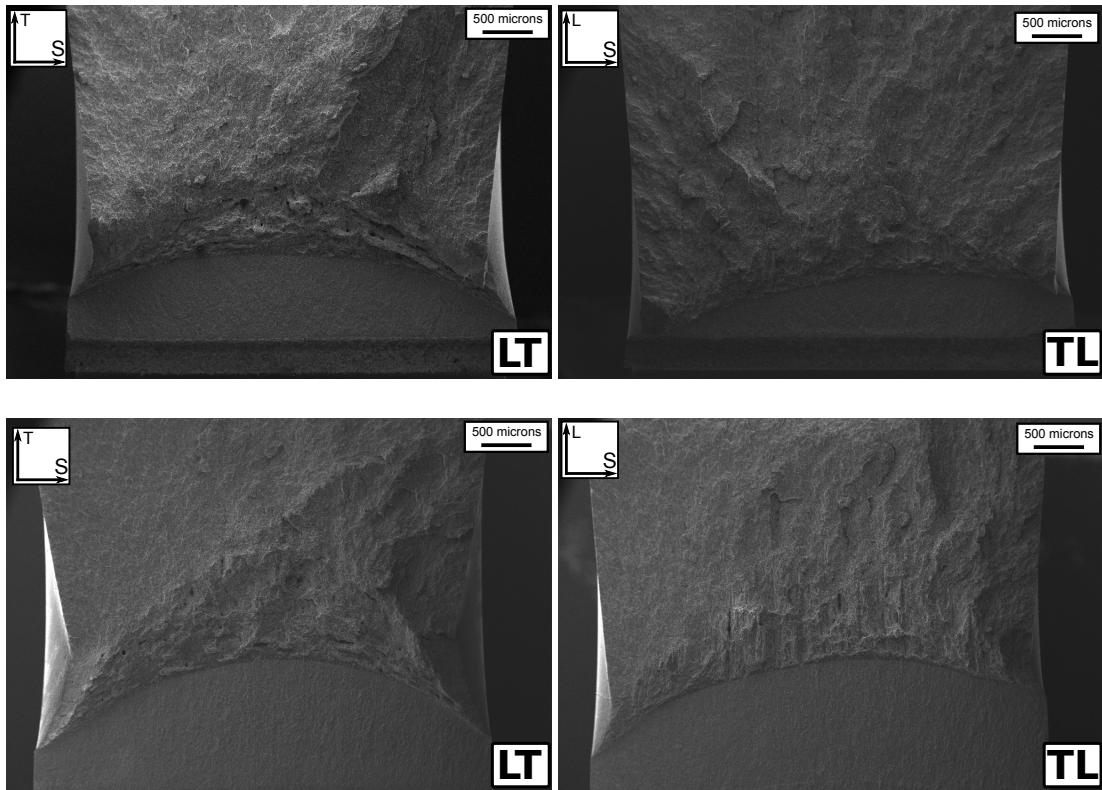


FIGURE IV.46 – Faciès de rupture des éprouvettes SENB pour chaque direction de sollicitation et chaque sévérité d'entaille (2mm en haut et 5mm en bas)

## Eprouvettes SENT

Finalement, la figure IV.47 reporte les faciès de rupture pour les éprouvettes SENT dans les quatre directions de sollicitation. On peut alors remarquer que les faciès de ces éprouvettes présentent des caractéristiques similaires aux faciès des éprouvettes CT et Charpy. En effet, les éprouvettes prélevées dans le sens *T* possèdent toutes des cupules alignées dans le sens de laminage, et les éprouvettes du sens *L* présentent des cupules rondes et profondes.

Cependant, en comparant ces figures, on peut remarquer l'intérêt des éprouvettes de type SENT pour ce genre d'étude. En effet, les éprouvettes SENT sont celles qui présentent le front de fissure le plus droit et donc la plus grande partie de sa fissure sollicitée dans un état de contrainte proche de la déformation plane. La mécanique non linéaire de la rupture recommandant une condition de déformation plane en pointe de défaut sur les éprouvettes de déchirure ductile, les éprouvettes SENT semblent donc plus adaptées à la mesure de ténacité.

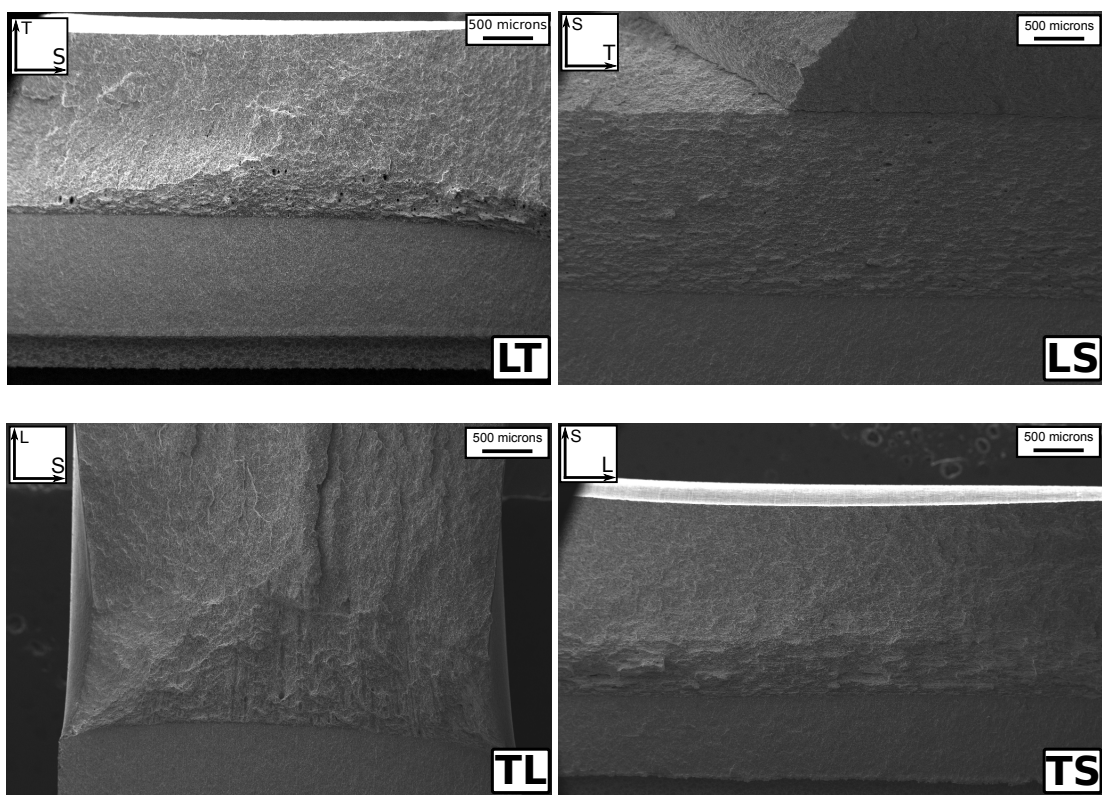


FIGURE IV.47 – Faciès de rupture des éprouvettes SENT pour chaque direction de sollicitation

### 4.3. Les trois types de faciès à petite échelle

Dans le but de produire un modèle représentatif du comportement à l'endommagement, une analyse fractographique détaillée est nécessaire. Les différents faciès sont alors comparés à une distance de  $500\mu m$  du front de préfissuration et à même grossissement. Deux types d'endommagement pouvant être observés sur les faciès :

- croissance et coalescence de cavités dues aux inclusions de sulfure de cérium (CeS)
- germination de cavités dues aux carbures présents dans le matériau ( $Fe_3C$ )

Il est alors possible de classer les différents faciès (et donc les différentes structures) selon leur taux de croissance des porosités dues aux CeS en trois catégories. Le tableau IV.5 reporte alors les différentes caractéristiques des trois catégories.

	Catégorie 1	Catégorie 2	Catégorie 3
Diamètres moyens des cupules	$10\mu m$	$20 - 30\mu m$	$>50\mu m$
Pourcentages de croissance	$<5$	$<15$	$>15$
Structures de la catégorie	DP, $SENT_{C_1}$ et $C_2$	ST, NT, $SENT_S$ et $F_{(L)}$	CT, Charpy, SENB, $SENT_{F(T)}$
Caractéristique de la catégorie	Rupture par cisaillement	Eprouvettes de section régulière	Composante importante de flexion

TABLE IV.5 – Tableau récapitulatif des catégories

Le pourcentage de croissance des cupules présenté dans ce tableau est calculé en normalisant la surface des cupules observées sur le faciès (cf figure IV.48) à la surface du faciès considéré.

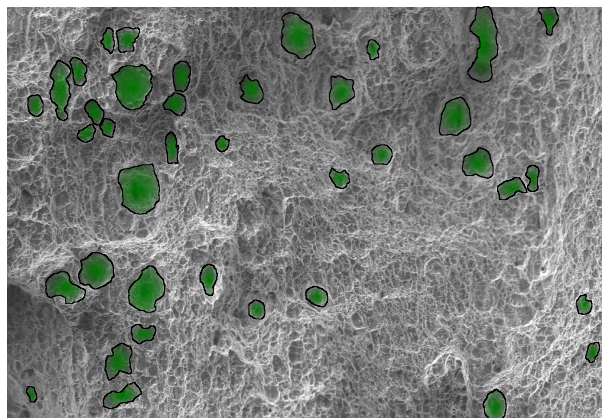


FIGURE IV.48 – Schéma de représentation de la mesure des fractions de croissance des cupules dues aux CeS

La balance entre les mécanismes de rupture étant contrôlée par la densité d'inclusions de CeS dans la direction considérée et le champ de contraintes en pointe du défaut, les trois catégories de faciès ne sont pas directement reliées à l'un ou l'autre de ces phénomènes, mais bien aux deux combinés. Ainsi, un type d'éprouvette ne sera pas forcément associé à une catégorie de faciès, au même titre qu'une direction de sollicitation (des éprouvettes de la direction  $L$  pourront se trouver dans une catégorie différente de celle de la direction  $T$  à mêmes géométries).

### 4.3.1. Les faibles taux de croissance des porosités

La première des catégories considérées est celle où les porosités dues aux inclusions de CeS ne se développent que très peu dans le matériau. Au sein des structures alors considérées, l'endommagement du matériau se fait principalement par germination de cavités dues aux carbures, présents dans le matériau afin d'améliorer ses propriétés mécaniques.

Les inclusions de CeS étant alignées (et donc rapprochées) dans la direction  $L$ , les éprouvettes sollicitées en sens  $T$  présentent quasiment toutes un taux de croissance suffisant sur ces inclusions pour ne pas être classés dans cette catégorie.

Ainsi, les éprouvettes de déformation plane des deux directions sont présentes dans cette catégorie, à cause du mode de rupture en cisaillement. On trouve aussi dans cette catégorie les éprouvettes SENT $_{C_1}$  et  $C_2$ , éprouvettes de type DNV, pour la direction  $L$  seulement.

Les faciès de ces quatre éprouvettes sont reportés sur la figure IV.49.

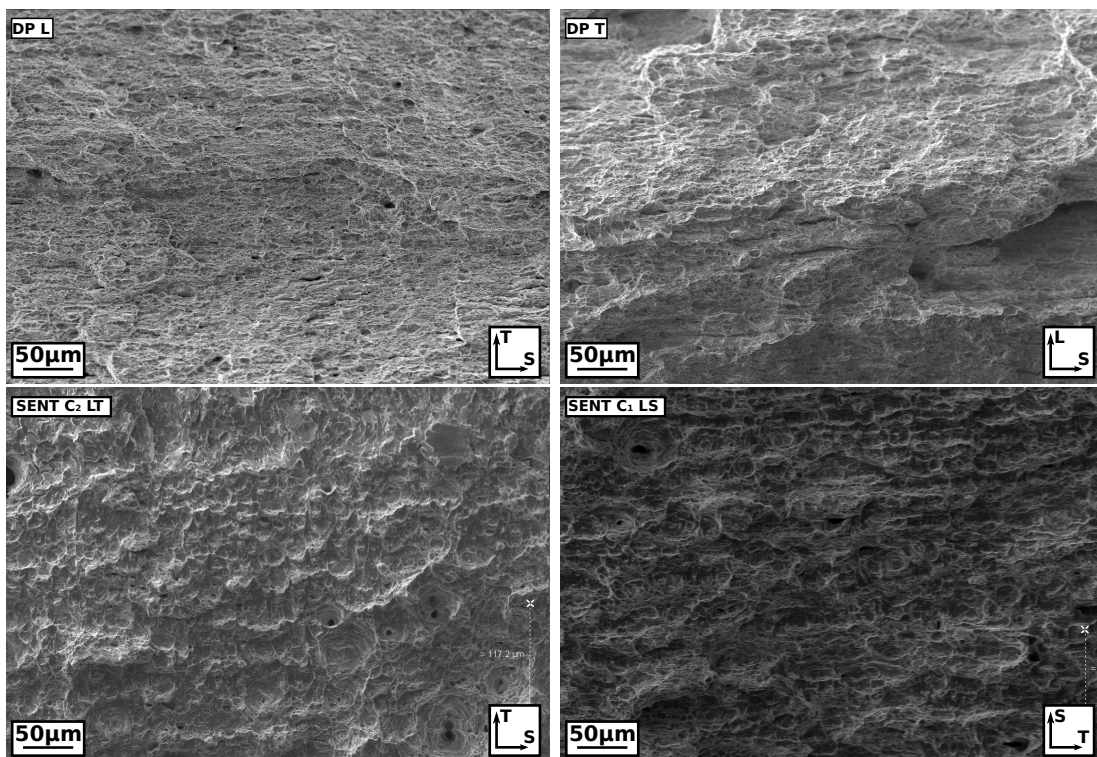


FIGURE IV.49 – Faciès des éprouvettes DP et SENT $_{C_1}$  et  $C_2$  présentant un faible taux de croissance des porosités dues au CeS et un fort taux de germination.

On peut alors voir sur ces figures que les porosités dues aux inclusions de sulfure de cérium ne se sont presque pas développées. Ces faciès présentent une population de cupules originaire des carbures représentant près de 90% de la surface endommagée.

Par ailleurs, les faciès des éprouvettes SENT $_{C_1}$  et  $C_2$  sont inclinés à près de 30% par rapport au plan original de la fissure. Cette inclinaison est due au développement de la plasticité en pointe de fissure permettant alors le développement de la germination.

### 4.3.2. Les faciès à taux de croissance moyen

La deuxième catégorie de faciès regroupe les structures dont la croissance des porosités dues aux inclusions de CeS est plus importante que la précédente mais reste cependant associée à un fort taux de germination.

Dans cette catégorie, sont regroupées les structures dont les faciès présentent une fraction de cupules dues aux CeS d'environ 10% de la surface du faciès considéré. Ainsi, les éprouvettes de tractions ( $ST$ ) et tractions entaillées ( $NT_X$ ) (cf. figures IV.50 et IV.51) font partie de cette catégorie. Sur ces faciès, on peut remarquer que malgré la différence de taux de triaxialité au sein de toutes ces structures, les porosités dues aux inclusions de CeS ne se développent pas plus dans une ou l'autre configuration.

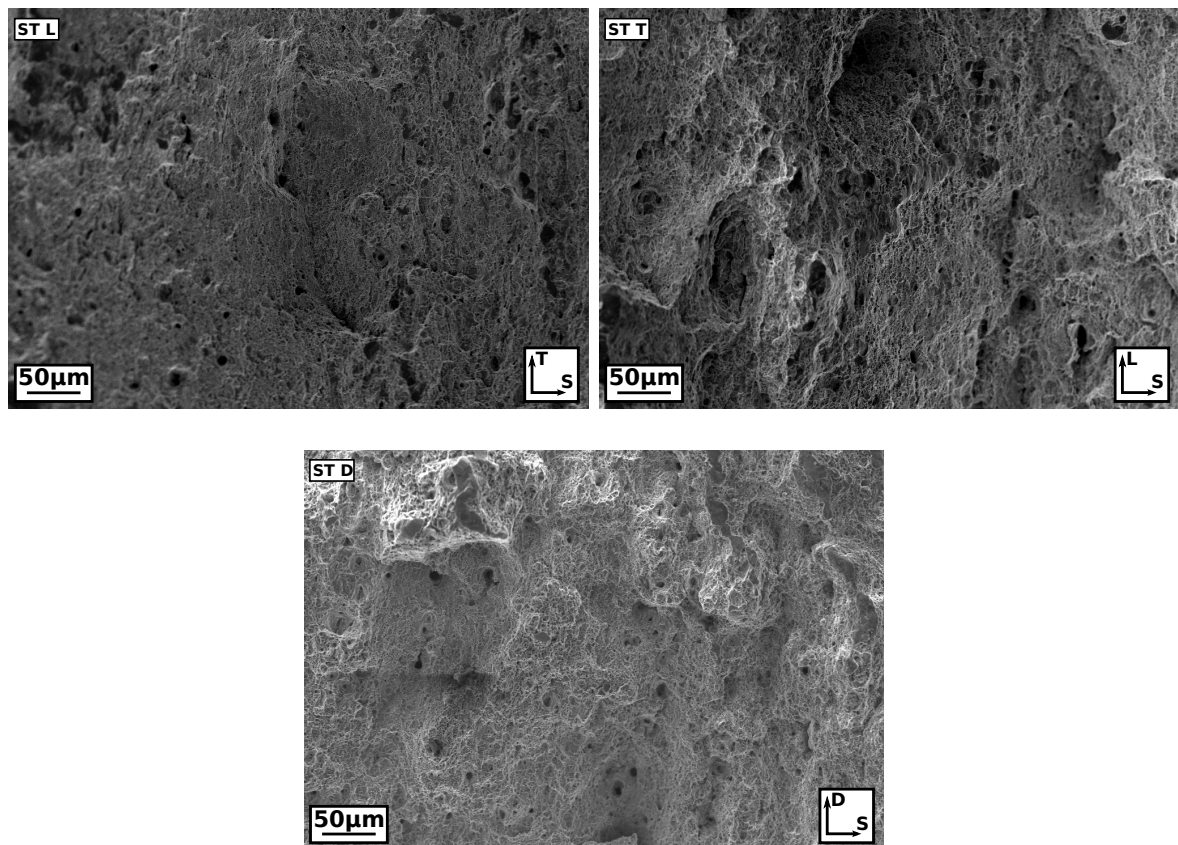


FIGURE IV.50 – Faciès de rupture des éprouvettes de traction axisymétriques simples dans les trois directions de sollicitation présentant un taux de croissance moyen des porosités dues aux CeS

Les autres structures que nous pouvons rencontrer dans cette catégorie sont les éprouvettes  $SENT_S$  et  $SENT_F$  pour la direction  $LS$ . Ces éprouvettes permettent un moins fort développement de la plasticité que dans les éprouvettes de faible ligament et donc autorisent un plus grand développement des cavités liées aux CeS. L'éprouvette  $SENT_F$  est alors une structure où le développement des cupules dépend de la distance entre inclusions. Ainsi cette éprouvette se classe dans cette catégorie pour le cas de la sollicitation dans le sens  $L$  et dans la section suivante pour le cas de la sollicitation dans le sens  $T$ .

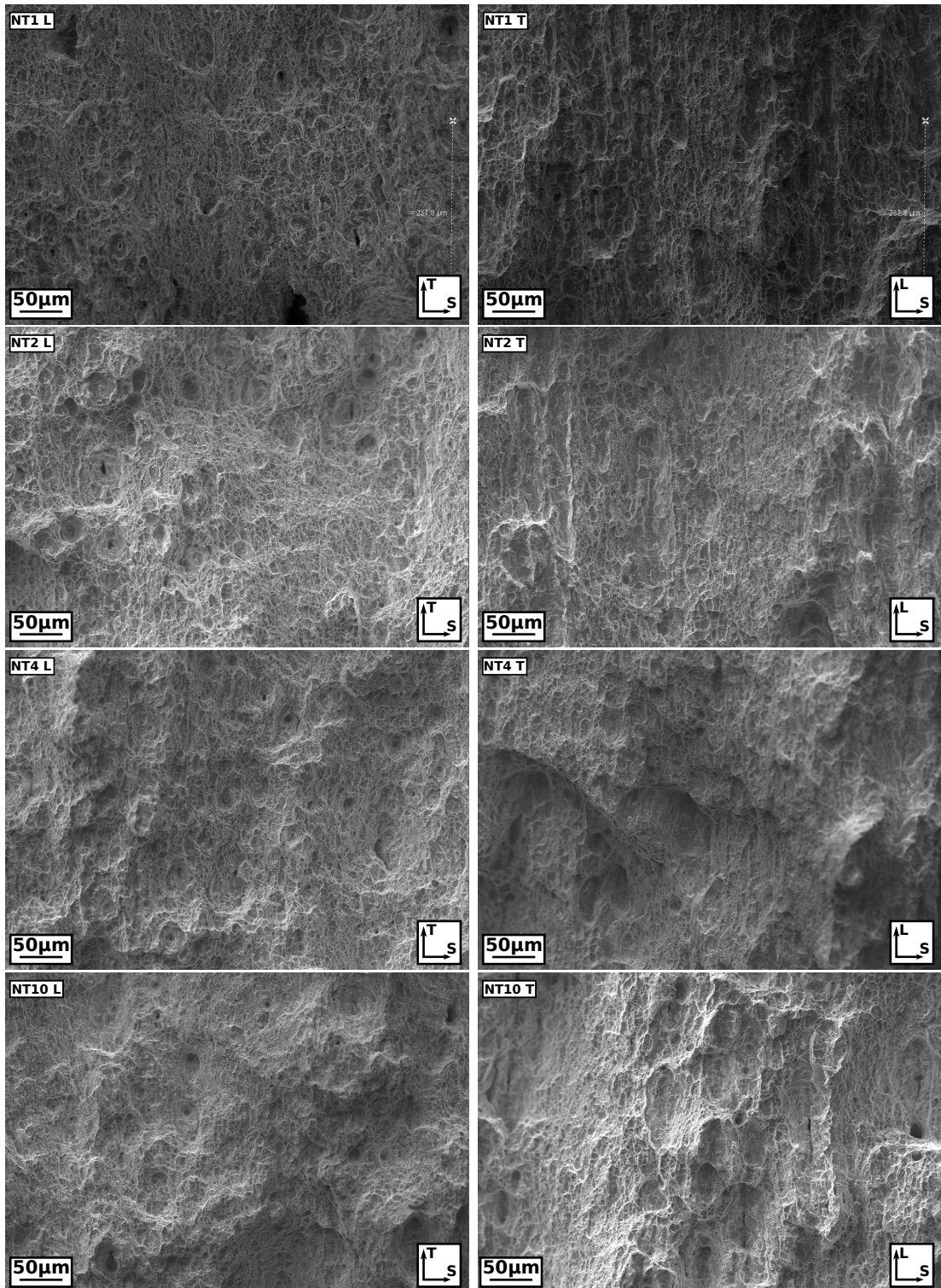


FIGURE IV.51 – Faciès des éprouvettes  $NT_X$  (sens  $L$  à gauche et  $T$  à droite), présentant un taux de croissance moyen des porosités dues aux CeS

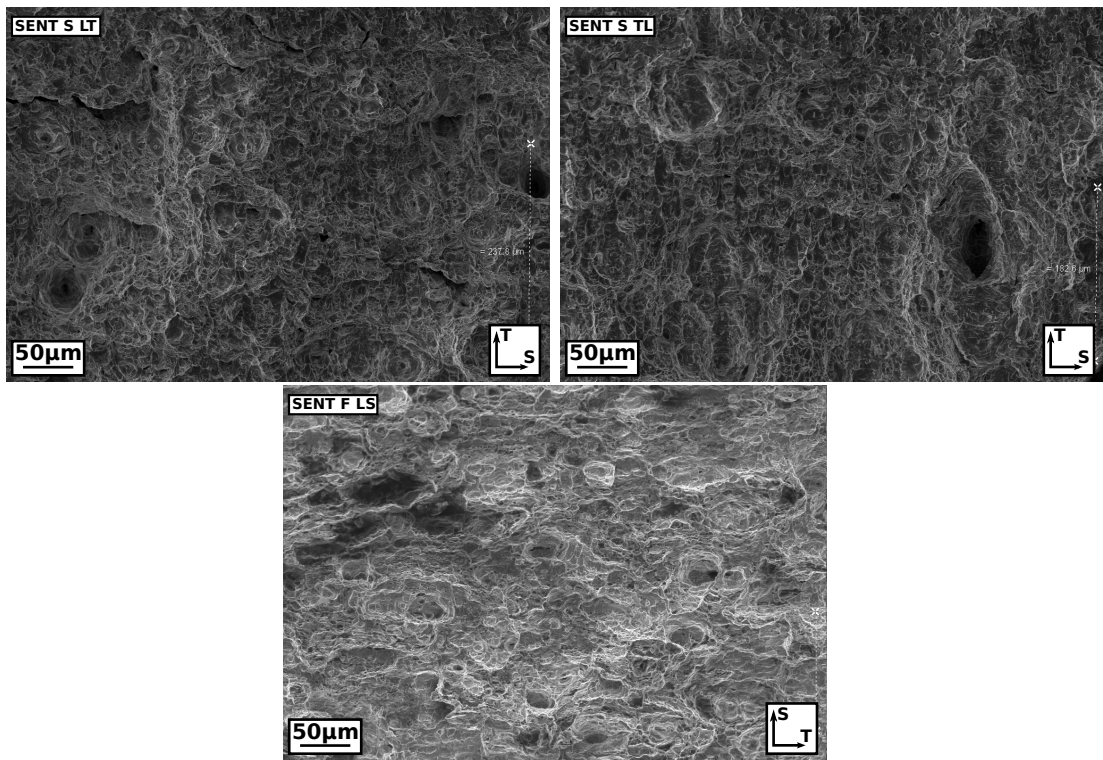


FIGURE IV.52 – Faciès des éprouvettes  $SENT_S$  et  $F$ , présentant un taux de croissance moyen des porosités dues aux CeS

### 4.3.3. Les faciès à fort taux de croissance

Finalement, certaines structures autorisent un fort développement des cupules dues aux inclusions de CeS. Ainsi cette catégorie regroupe les structures rompant par coalescence de ces cavités.

Les figures IV.53 et IV.54 regroupent alors les faciès des structures rompant par coalescence. On peut voir sur cette figure que les deux modes de ruptures sont présents sur les faciès. En effet, aucune structure n'est à 100% rompue par coalescence. Cependant, la taille des cupules sur ces faciès est plus grande que sur les faciès précédents. On peut voir que ces cupules atteignent généralement plus de  $50\mu m$  de diamètre (contre  $10\mu m$  environ pour les faciès de la catégorie 1 et 20 à  $30\mu m$  pour la catégorie 2).

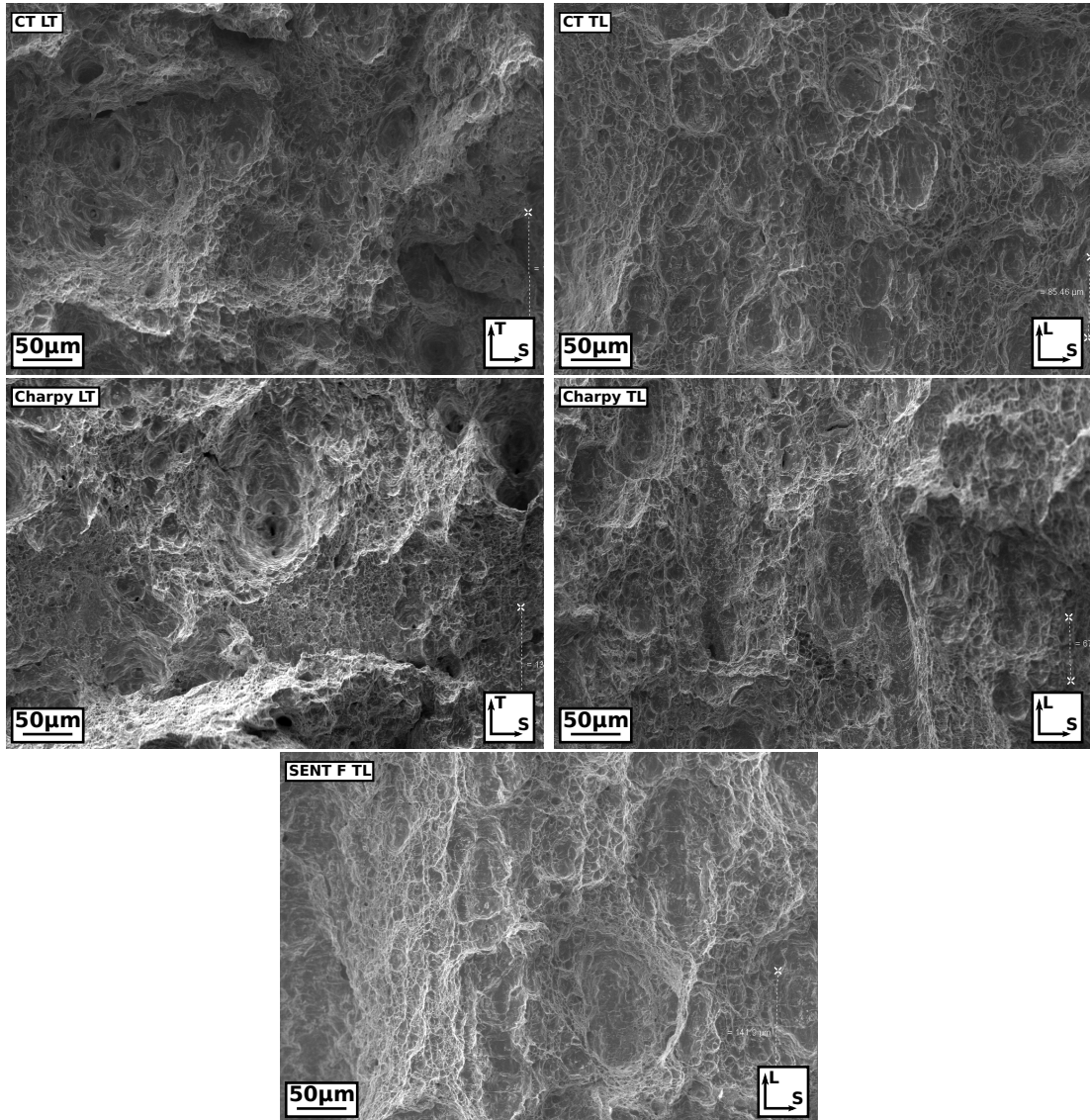


FIGURE IV.53 – Faciès des éprouvettes présentant un fort taux de croissance des porosités dues aux CeS

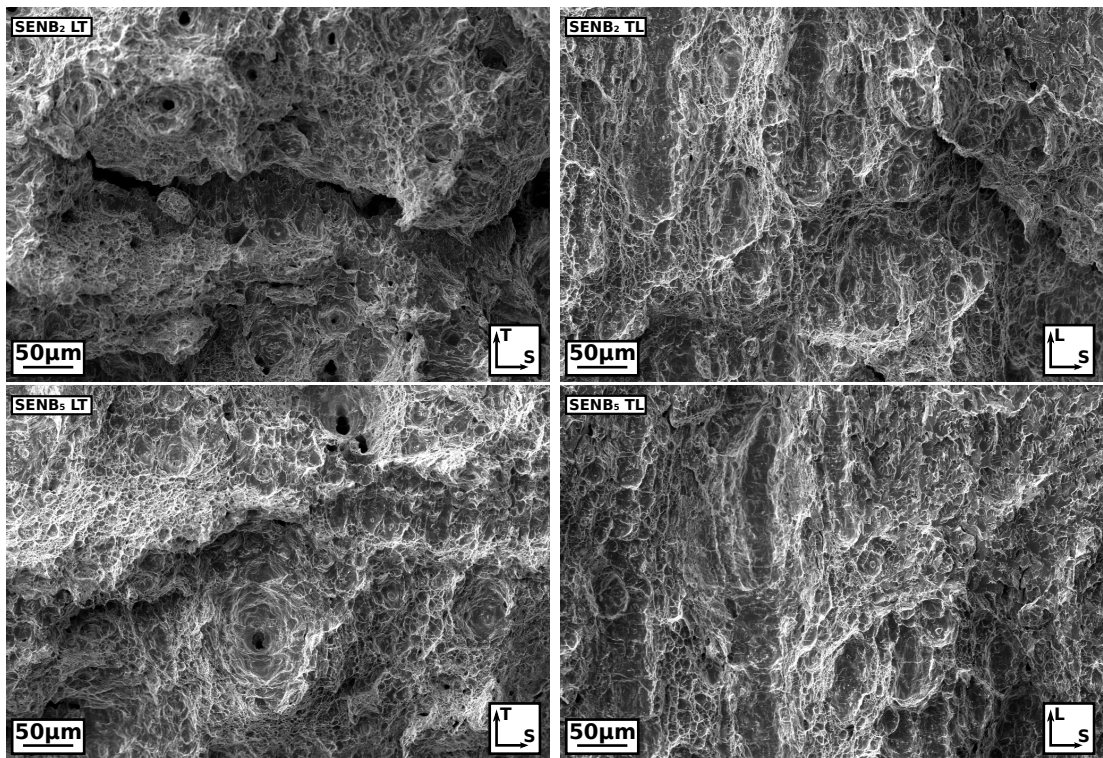


FIGURE IV.54 – Faciès des éprouvettes SENB présentant un fort taux de croissance des porosités dues aux CeS

#### 4.4. Conclusions : scénario pour la rupture

Lors de cette étude fractographique, deux points importants ont pu être mis en avant :

- l'anisotropie de résistance à l'endommagement provient des alignements d'inclusions de CeS
- le développement des cupules liées aux CeS ne se fait pas de la même façon dans toutes les structures

Nous avons donc pu constater dans un premier temps que la présence des alignements d'inclusions de CeS affectait la résistance à l'endommagement du matériau. En effet, des alignements conduisant à la formation de cupules peu profondes mais très allongées (plusieurs centaines de microns de long pour quelques dizaines de large) dans le cas de structure chargées dans la direction transverse du tube. Ces alignements réduisent la ductilité alors le matériau dans la direction  $T$  en offrant une facilité de croissance et coalescence des cupules.

Dans un second temps, les faciès de rupture ont été classés dans trois catégories selon le taux de croissance des cupules liées aux inclusions de CeS. La figure IV.55 représente alors les différentes étapes conduisant aux trois catégories de faciès de rupture rencontrés. Ainsi le scénario de la rupture décrit ici se décompose de la façon suivante :

- A. Croissance de cupules initiées sur les inclusions CeS.
- B. Les cupules se sont très peu développées mais atteignent une taille suffisante pour initier une rupture par germination des carbures ( $\text{Fe}_3\text{C}...$ ) sous certains types de chargements (cas  $B_1$ ) et par ailleurs de permettre une croissance plus importante des inclusions primaires sous d'autres types de chargements (cas  $B_2$ ). Le cas  $B_1$  donne alors lieu à la première catégorie de classement des faciès.
- C. Les cupules ont pu se développer un peu plus au sein du matériau et permettent une nouvelle fois 2 possibilités : germination des carbures aux intervalles entre les cupules (cas  $C_1$ ) et croissance de ces cavités (cas  $C_2$ ). Le cas  $C_1$  correspond à la catégorie 2 des faciès de rupture.
- D. Les cupules atteignent une nouvelle taille critique donnant lieu à une autre possibilité de germination (cas  $D_1$ ) ou coalescence des cupules (cas  $D_2$ ). Ce dernier cas de figure n'est jamais atteint dans notre étude et le cas  $D_1$  est alors le cas représentant la catégorie 3.

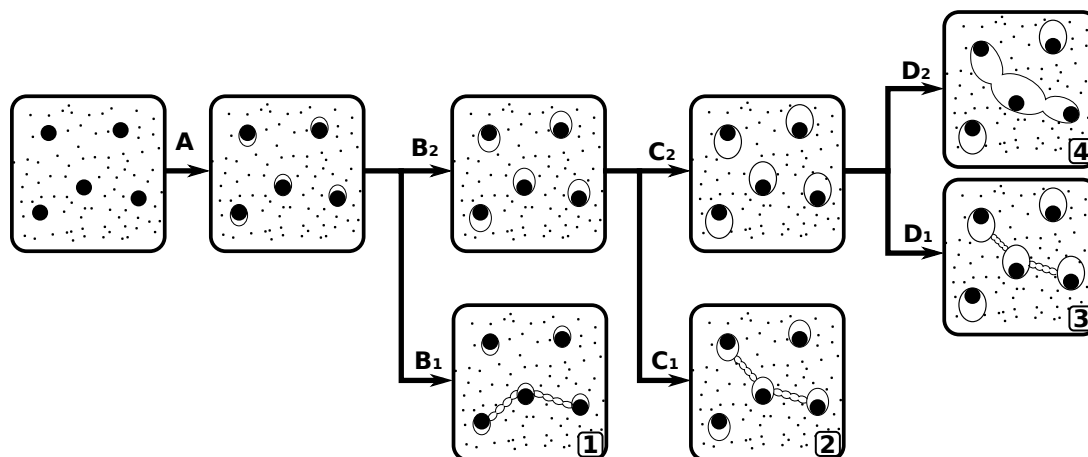


FIGURE IV.55 – Schéma de représentation des types de rupture pouvant intervenir dans l'endommagement du matériau

## Chapitre V

# Modèle de comportement élastoplastique

*Dans le but de comprendre les phénomènes observés lors de la campagne expérimentale et de prédire le comportement du matériau sous des sollicitations complexes, il est nécessaire de proposer un modèle de comportement du matériau étudié. Le modèle de comportement s'articule autour de deux parties couplées rendant compte de différents phénomènes : le comportement élastoplastique du matériau et son comportement vis-à-vis de l'endommagement. Dans le cas d'un acier, la fraction volumique d'inclusions étant relativement faible (de l'ordre de  $10^{-4}$ ), on peut découpler la déformation plastique de l'endommagement au sein des éprouvettes de traction simples et entaillées. Nous nous attachons dans ce chapitre à la définition des paramètres d'un modèle de comportement élastoplastique rendant compte du comportement du matériau.*

*Dans ce chapitre, les différents modèles utilisés pour rendre compte du comportement élastoplastique du matériau, ainsi que les maillages employés pour leur définition, sont présentés. Les essais de traction nous ayant révélé un comportement quasi isotrope en déformation, l'identification des paramètres de la loi de comportement se fait alors en considérant en première approche un matériau isotrope répondant au critère de von Mises. Le modèle est ensuite enrichi, afin de prendre en compte les différents essais, par l'utilisation d'un critère de type Bron-Besson [Bron04].*

## 1. Introduction

Le choix des lois et l'identification des paramètres correspondants sont basés sur les résultats obtenus lors de la campagne expérimentale de caractérisation du comportement élastoplastique du matériau. L'identification de ces paramètres s'est faite en plusieurs étapes :

- Identification des paramètres d'écroutissage d'une loi de comportement isotrope permettant de rendre compte du comportement du matériau en utilisant le critère de von Mises.
- Identification des paramètres du critère de Bron-Besson isotropes afin d'enrichir le modèle.
- Identification des paramètres de définition de l'anisotropie des deux potentiels du critère de Bron-Besson.
- Simplification du modèle en utilisant le critère de Barlat anisotrope [Barlat91]

Pour chaque étape d'identification, les mêmes plages de données ont été utilisées. Les essais de traction simple sont identifiés jusqu'à la limite de résistance ( $Rm$ ), et les essais de traction sur éprouvettes entaillées le sont jusqu'à l'initiation de l'endommagement au sein de l'éprouvette.

Par ailleurs, dans le but de simplifier l'identification des paramètres en traction simple, les plateaux de Lüders ont été retirés pour les éprouvettes des directions  $T$  et  $D$ . La suppression de ce plateau est possible, car nous nous intéressons au cours de cette étude à des taux de déformation relativement importants. Le plateau étant limité à de petites déformations, son effet est donc négligeable.

Les différentes étapes d'optimisation sont présentées ici.

## 2. Identification des paramètres de la loi de comportement isotrope de von Mises

Lors de la campagne d'essais et notamment lors des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques lisses, nous avons pu constater que le matériau de l'étude présente un comportement quasi isotrope en déformation. La première étape de l'identification consiste alors en l'identification des paramètres d'une loi de comportement isotrope utilisant le critère de von Mises. Les paramètres définissant le comportement élastique du matériau sont fixés comme suit :

- Module de Young :  $E = 200$  GPa
- Coefficient de Poisson :  $\nu = 0.3$

Le comportement élastoplastique d'un acier est légèrement dépendant de la vitesse de sollicitation. Cette sensibilité à la vitesse de sollicitation est prise en compte dans la loi de comportement grâce à une loi de type Norton [Norton29]. La loi de Norton est définie comme suit :

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \left( \frac{\bar{\sigma} - R(p)}{\sigma_0} \right)^n \quad (\text{V.1})$$

Ce qui représente un effet additif de la vitesse de déformation sur la contrainte :

$$\bar{\sigma} = \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{(-1/n)} \sigma_0 + R(p) \quad (\text{V.2})$$

Les valeurs de  $\dot{\epsilon}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$ ,  $\sigma_0 = 55 \text{ MPa}$  et de  $n = 5$  ont été trouvées dans la littérature sur un matériau proche (X100) [Luu06], les valeurs de ces coefficients n'étant que très peu différentes entre ces deux matériaux.

La loi utilisée au cours de cette étude pour la modélisation de l'écroutissage est de la forme :

$$R_p = R_0(1 + hp + Q_1(1 - e^{-k_1p}) + Q_2(1 - e^{-k_2p})) \quad (\text{V.3})$$

où  $R_0$  représente la limite d'élasticité du matériau,  $h$  un terme d'écroutissage linéaire et  $Q_1$ ,  $k_1$ ,  $Q_2$  et  $k_2$  sont les paramètres de la loi d'écroutissage non linéaire à optimiser, et  $p$  représente la

déformation plastique cumulée.

L'identification des paramètres de cette loi se fait sur tous les essais de la base de données expérimentale (essais de traction simple, sur éprouvettes entaillées et de déformation plane). L'optimisation des paramètres de la loi d'écrouissage s'est faite en utilisant un algorithme de type Simplex [Lawrence94].

Lors de la phase d'identification des paramètres de la loi de comportement, le module d'optimisation de Zébulon. Ce module permet de lancer une série de calculs et cherche à minimiser l'erreur entre le comportement modélisé et le comportement mesuré lors des essais. Le coût à minimiser est une fonction des moindres carrés de la forme :

$$F(x) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N w_i (f(x, t_i) - y(t_i))^2 \quad (\text{V.4})$$

Où  $F$  est la fonction coût,  $x$  le paramètre à optimiser,  $t_i$  repère l'essai de référence et  $w_i$  le poids associé au calcul. Ce poids permet d'utiliser la fonction coût sur des valeurs expérimentales très différentes. Ainsi, en réglant le poids, on peut comparer dans la même optimisation des courbes contrainte-déformations avec des courbes de comparaison des déformations radiales-déformations longitudinales [Besson01b].

Les 6 paramètres de la loi de comportement alors optimisés sont reportés dans le tableau V.1.

On peut alors remarquer que la limite d'élasticité du modèle se situe aux alentours de 430 MPa, ce qui est légèrement plus faible que la valeur mesurée en traction simple pour la direction  $L$  (470 MPa), et que le terme d'écrouissage linéaire,  $h$ , apporte une contribution non négligeable au modèle.

$R_0$ (MPa)	$Q_1$	$k_1$	$Q_2$	$k_2$	$h$
434.6	$7.20 \cdot 10^{-2}$	17.8	0.55	18.6	1.01

TABLE V.1 – Paramètres de la loi d'écrouissage isotrope avec le critère de von Mises.

Les figures V.1 et V.2 représentent les comparaisons entre les courbes expérimentales et simulées. On peut alors constater que le modèle rend compte fidèlement du comportement en traction simple aussi bien sur les courbes contrainte-déformation que sur les courbes de rapport des déformations axiales sur longitudinale (V.1). On observe par ailleurs que les essais de traction sur éprouvettes entaillées (V.2) sont bien représentés par le modèle de comportement, à l'exception des essais sur éprouvettes  $NT_1$  qui sont légèrement surestimés. Cet effet est dû au fort taux de chargement multiaxial dans ces éprouvettes, rendant l'ajustement de la loi de comportement plus délicat.

Cependant, on constate sur la figure V.1 que la loi de comportement est incapable de rendre compte du comportement du matériau dans un état de déformation plane. En effet, on peut voir que le modèle surestime la contrainte perçue par le matériau sollicité de cette façon. Ce phénomène est dû à l'utilisation d'un critère de von Mises ([Mises13]) auquel n'obéit a priori pas notre matériau. L'utilisation d'un critère plus complexe se révèle donc nécessaire.

On peut remarquer une différence importante entre la simulation et les résultats des essais. En effet, en comparant les limites d'élasticité  $Rp_{0.2}$  dans les directions  $L$  et  $T$  entre les essais de traction simple et de déformation plane, on constate que les ratios sont respectivement de 1.13 et 1.09 (contre  $\frac{2}{\sqrt{3}}$ , soit 1.155 approximativement pour un critère de von Mises). Notre matériau ne répond alors pas à un critère de type von Mises.

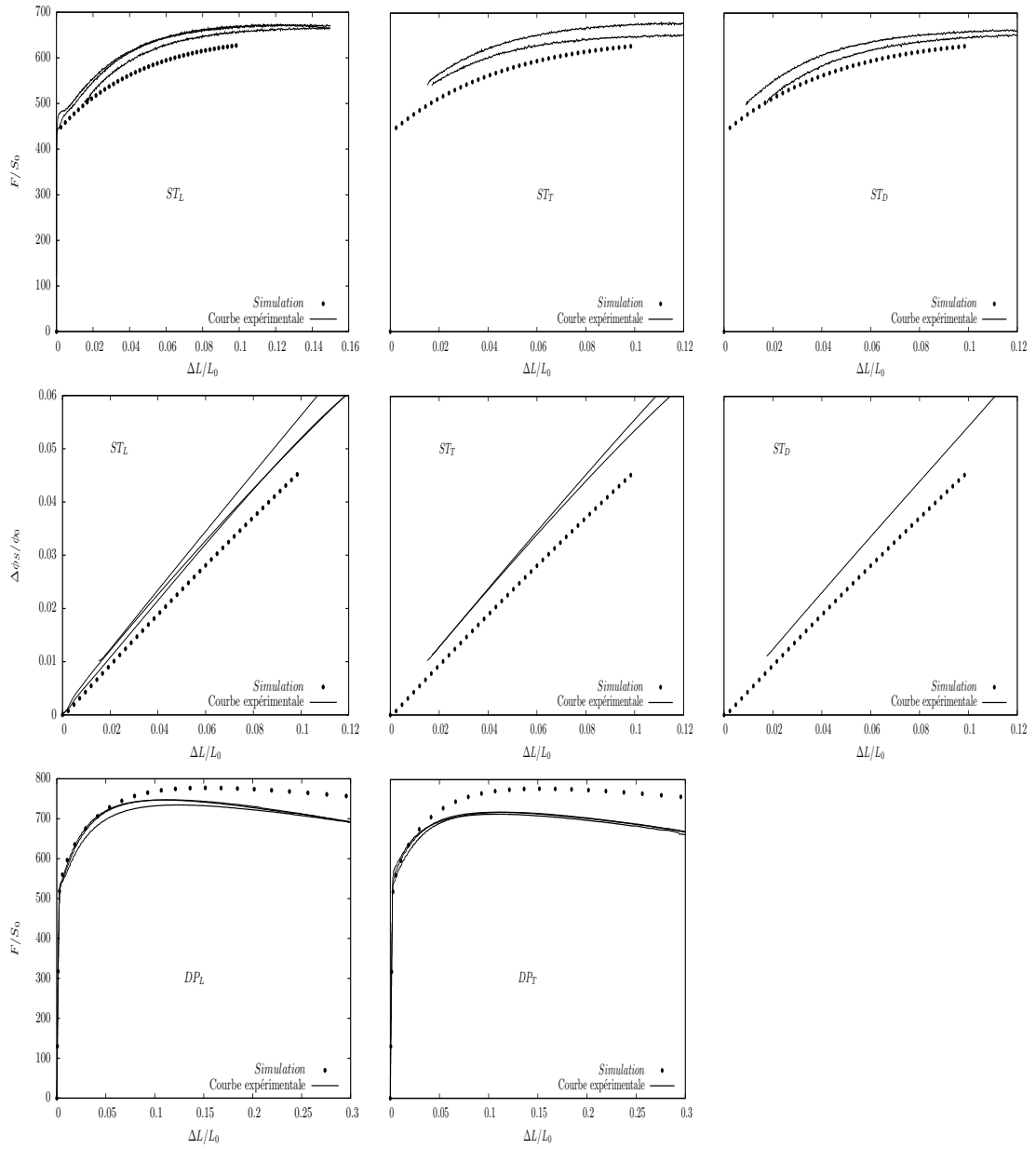


FIGURE V.1 – Résultats d'optimisation de la loi de comportement pour les essais de traction et de déformation plane dans le cas d'un critère de von Mises isotrope

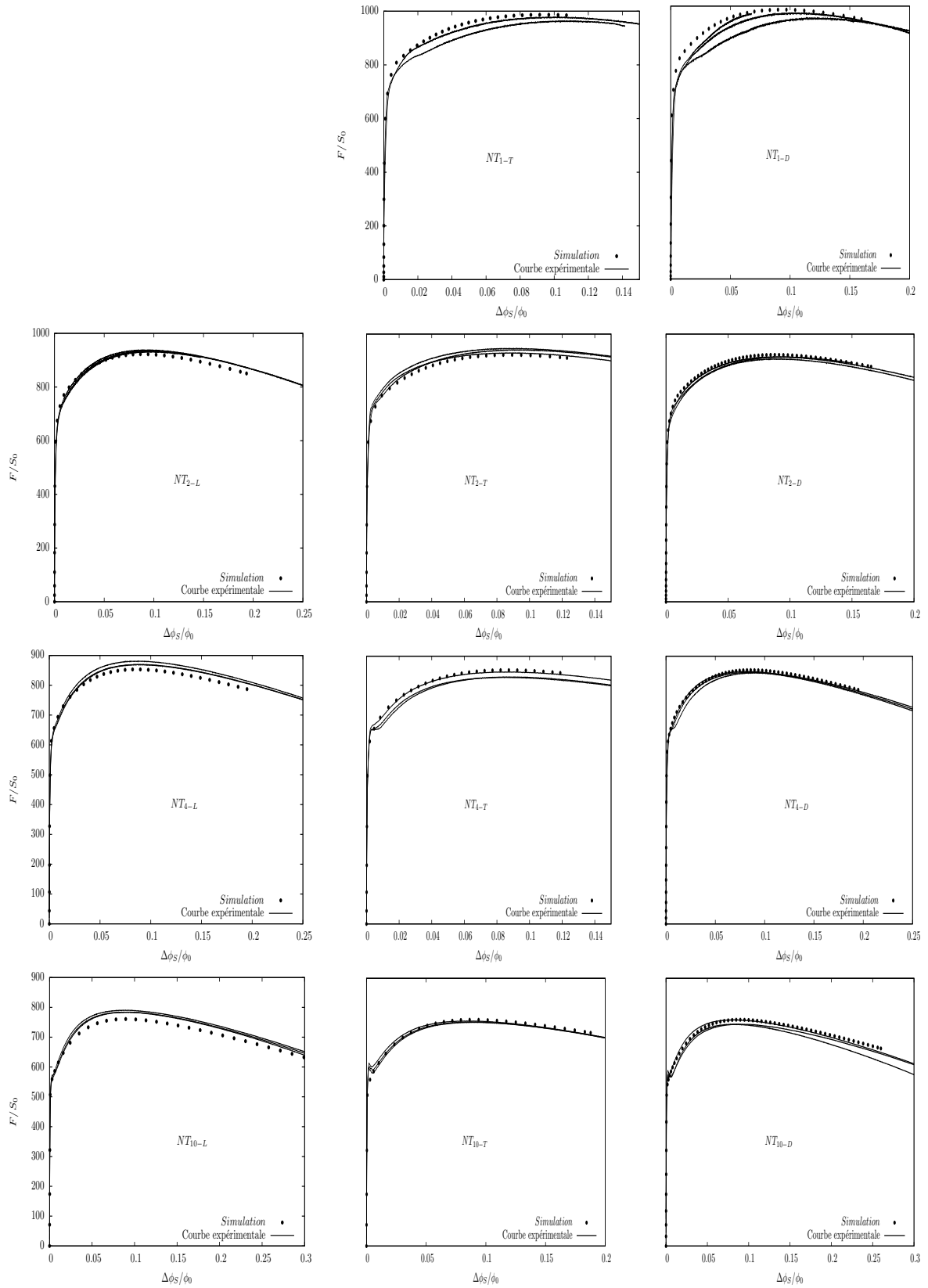


FIGURE V.2 – Résultats d'optimisation de la loi de comportement pour les essais de traction entaillés dans le cas d'un critère de von Mises isotrope

### 3. Définition du critère de Bron-Besson

Le critère de von Mises ne pouvant pas être utilisé au cours de notre étude, un critère plus général, le critère de Hosford [Hosford72], peut être envisagé. Ce critère permet la modélisation du comportement de matériaux compris entre les critères de von Mises [Mises13] et Tresca [Tresca64].

Le critère de Hosford est défini comme :

$$\bar{\sigma} = \left[ \frac{1}{2} (|S_2 - S_3|^{b^H} + |S_3 - S_1|^{b^H} + |S_1 - S_2|^{b^H}) \right]^{1/b^H} \quad (\text{V.5})$$

Où  $S_{i=1-3}$  sont les valeurs propres du déviateur des contraintes  $\tilde{\sigma}'$ , et où le paramètre  $b^H$  contrôle la forme de la surface de charge pour la faire varier de von Mises ( $b^H = 2$  ou  $4$ ) à Tresca ( $b^H = 1$  ou  $+\infty$ ). La figure V.3 représente ainsi les surfaces de charge des critères de Tresca, von Mises et Hosford pour un  $b^H$  de 12.

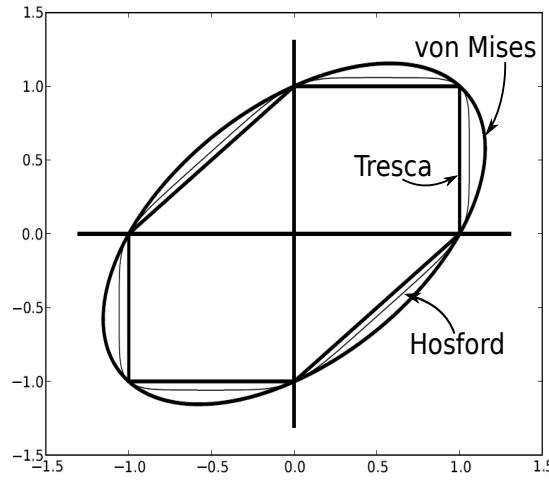


FIGURE V.3 – Surfaces de charge des critères de von Mises, Tresca et Hosford pour un  $b_H$  de 12.

Ce critère a ensuite été enrichi par Barlat et al. [Barlat91]. Cette extension permet alors d'introduire une anisotropie sur le critère de Hosford en ajoutant un déviateur des contraintes modifié :

$$\tilde{s} = \tilde{\tilde{L}} : \tilde{\sigma} \quad (\text{V.6})$$

où  $\tilde{\tilde{L}}$  est une matrice contenant les paramètres de contrôle de l'anisotropie, de la forme :

$$\begin{pmatrix} (c_2^b + c_3^b)/3 & -c_3^b/3 & -c_2^b/3 & 0 & 0 & 0 \\ -c_3^b/3 & (c_3^b + c_1^b)/3 & -c_1^b/3 & 0 & 0 & 0 \\ -c_2^b/3 & -c_1^b/3 & (c_1^b + c_2^b)/3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_4^b & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_5^b & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_6^b \end{pmatrix}$$

Les variables  $c_1^b$ ,  $c_2^b$  et  $c_3^b$  permettent un paramétrage de l'anisotropie sur les contraintes dans les directions principales, et,  $c_4^b$ ,  $c_5^b$  et  $c_6^b$ , l'anisotropie sur les contraintes de cisaillement.

Par la suite, deux extensions de ce modèle furent proposées par Karafillis et Boyce [Karafillis93] et Bron Besson [Bron04]. Ce dernier critère permet de modéliser le comportement élastoplastique du matériau, ainsi que son anisotropie, de façon précise. Il est défini de la façon suivante :

$$\bar{\sigma} = [\alpha(\bar{\sigma}^1)^a + (1 - \alpha)(\bar{\sigma}^2)^a]^{1/a} \quad (\text{V.7})$$

où :

$$\bar{\sigma}^1 = \left[ \frac{1}{2} \left( |S_2^1 - S_3^1|^{b^1} + |S_3^1 - S_1^1|^{b^1} + |S_1^1 - S_2^1|^{b^1} \right) \right]^{1/b^1} \quad (\text{V.8})$$

$$\bar{\sigma}^2 = \left[ \frac{3^{b^2}}{2^{b^2} + 2} \left( |S_1^2|^{b^2} + |S_2^2|^{b^2} + |S_3^2|^{b^2} \right) \right]^{1/b^2} \quad (\text{V.9})$$

Ce critère utilise alors une matrice d'anisotropie par  $\sigma^k$ , notée  $\tilde{L}^k$ , de la même forme que précédemment (eq. V.6). Le critère de Bron-Besson possède alors 16 paramètres ajustables permettant de définir une loi de comportement élastoplastique anisotrope.

## 4. Identification des paramètres de la loi de comportement isotrope de Hosford

La première étape d'enrichissement du modèle passe donc par l'utilisation du critère de Hosford. Le tableau V.2 reporte les valeurs des paramètres d'optimisation de la loi de comportement isotrope utilisant ce critère. On peut alors constater que le coefficient de poids du critère est assez proche d'un critère de Tresca. Les valeurs des autres coefficients restent proches de ceux de la loi de comportement utilisant le critère de von Mises.

$R_0$	$Q_1$	$k_1$	$Q_2$	$k_2$	$h$	$b^h$
438.2	$4.74 \cdot 10^{-2}$	24.1	0.501	35.6	1.10	13.8

TABLE V.2 – Paramètres de la loi d'écouissage isotrope avec le critère de Hosford.

On peut constater sur les figures V.4 et V.5 que la loi de comportement n'utilisant que le critère de Hosford présente des limitations pour rendre compte du comportement élastoplastique du matériau. En effet, on peut voir que les ajustements sont peu précis pour les essais de type  $NT_X$  et qu'ils ne permettent pas de modéliser correctement l'essai de traction (mauvais rapport des déformations longitudinales et radiales). L'ajustement pour les essais de déformation plane est relativement juste, bien qu'il sous-estime légèrement le comportement du matériau.

Ce modèle, basé sur un critère isotrope est aussi limité pour rendre compte du comportement du matériau.

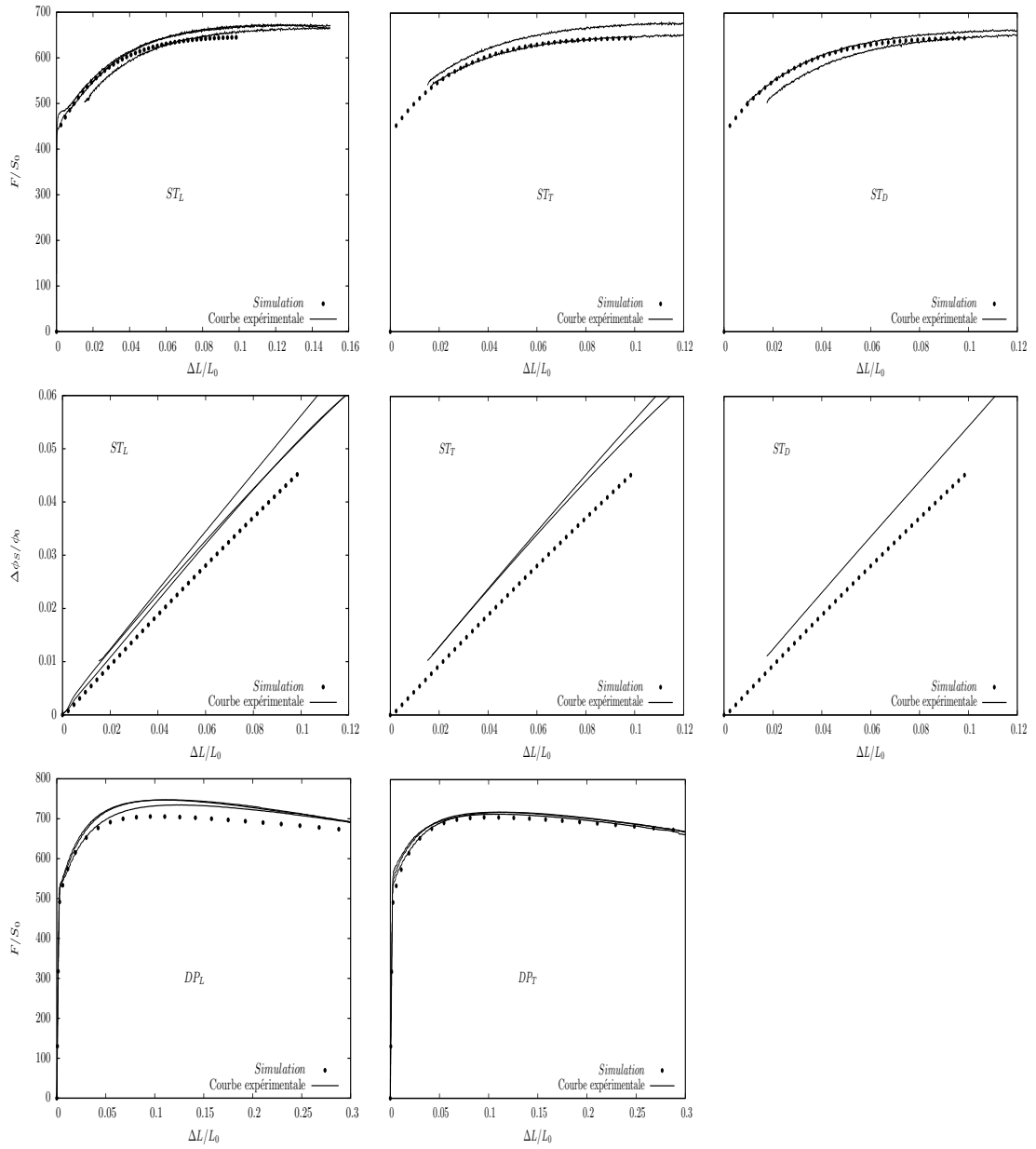


FIGURE V.4 – Résultats d'optimisation de la loi de comportement pour les essais de traction et de déformation plane dans le cas d'un critère de Hosford isotrope

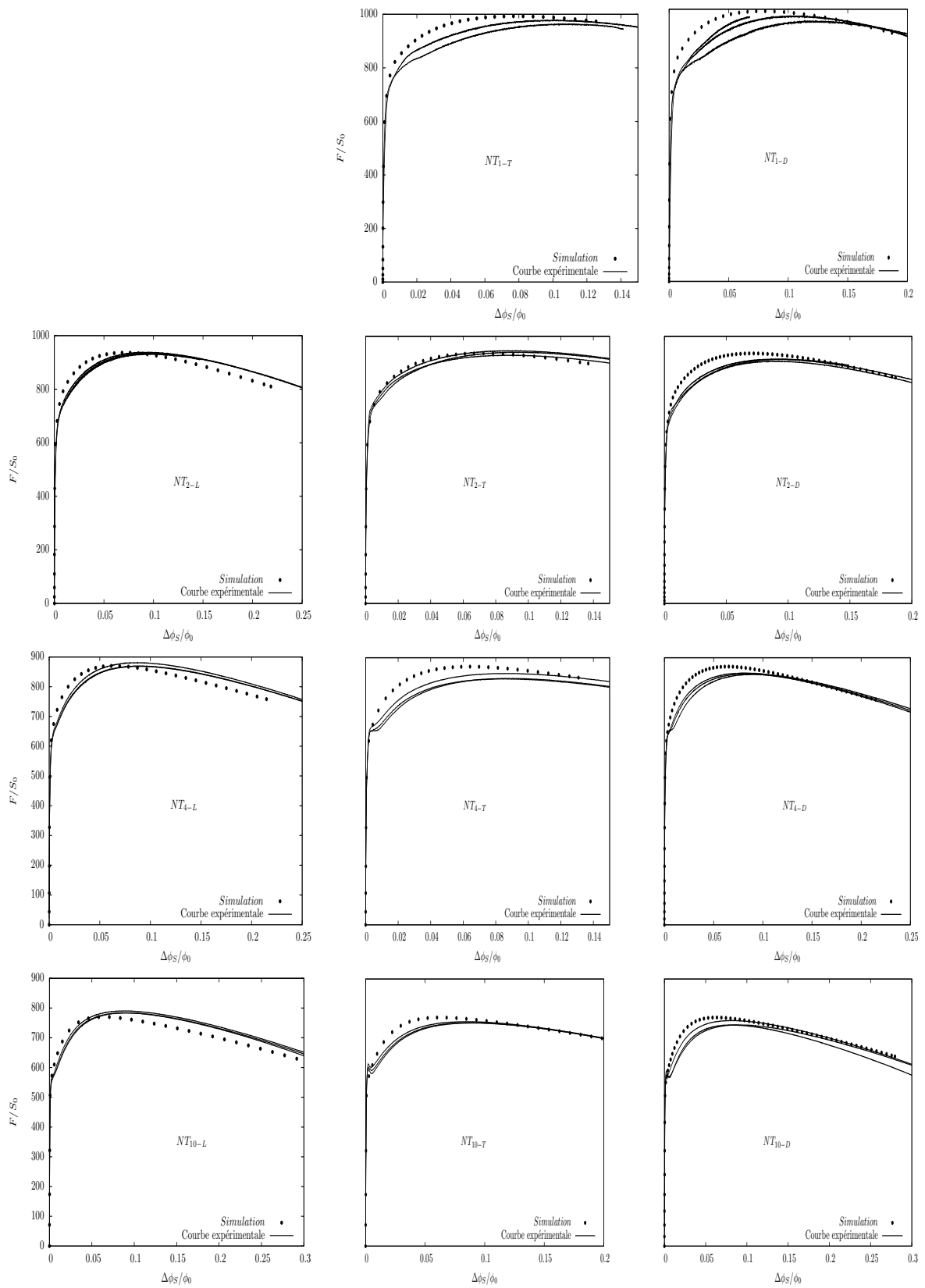


FIGURE V.5 – Résultats d'optimisation de la loi de comportement pour les essais de traction sur éprouvettes entaillées dans le cas d'un critère de Hosford isotrope

## 5. Identification des paramètres de la loi de comportement isotrope de Bron-Besson

Dans un premier temps, seuls les coefficients  $a$ ,  $\alpha$  et  $b^2$  de la composante  $\sigma^2$  de  $\bar{\sigma}$  sont ajoutés au modèle afin de le complexifier tout en gardant un comportement isotrope. Les valeurs des paramètres de la loi de comportement optimisée sont résumées dans le tableau V.3. Il est important de noter que lors d'une première optimisation, le coefficient  $a$  tendait vers 1. Cette valeur a donc été fixée pour ce paramètre, allégeant ainsi les calculs d'optimisation de la loi de comportement. On peut remarquer par ailleurs que les coefficients n'ont que très peu varié pour la plupart par rapport à l'optimisation avec le critère de Hosford. L'exposant  $b^1$  de la partie du critère représentant le critère de Hosford, limité à 40 au maximum lors de l'optimisation, tend vers des valeurs extrêmement grandes (comportement proche du critère de Tresca), alors que l'exposant  $b^2$ , de la deuxième partie du critère, reste relativement faible. Ce dernier a toutefois moins d'influence que le précédent ( $\alpha = 0.7$ ).

$R_0$ (MPa)	$Q_1$	$k_1$	$Q_2$	$k_2$	$h$	$a$	$\alpha$	$b^1$	$b^2$
419.9	$7.03 \cdot 10^{-2}$	12.5	0.589	32.2	1.05	1	0.703	40.0	2.84

TABLE V.3 – Paramètres de la loi d'écouissage isotrope avec le critère de Bron-Besson.

Les courbes des résultats de l'optimisation des paramètres de la loi de comportement isotrope du matériau utilisant le critère de Bron-Besson sont présentées sur les figures V.6 et V.7. On peut alors remarquer que le modèle rend bien compte du comportement du matériau lors des essais de traction et de déformation plane, mais semble avoir quelques limitations sur les éprouvettes de type  $NT_X$ . En effet, on peut remarquer que le modèle a tendance à évaluer la borne basse des éprouvettes de faible taux de chargement multiaxial ( $NT_4$  et  $NT_{10}$ ) et la borne haute des éprouvettes de fort taux de chargement multiaxial ( $NT_1$ ).

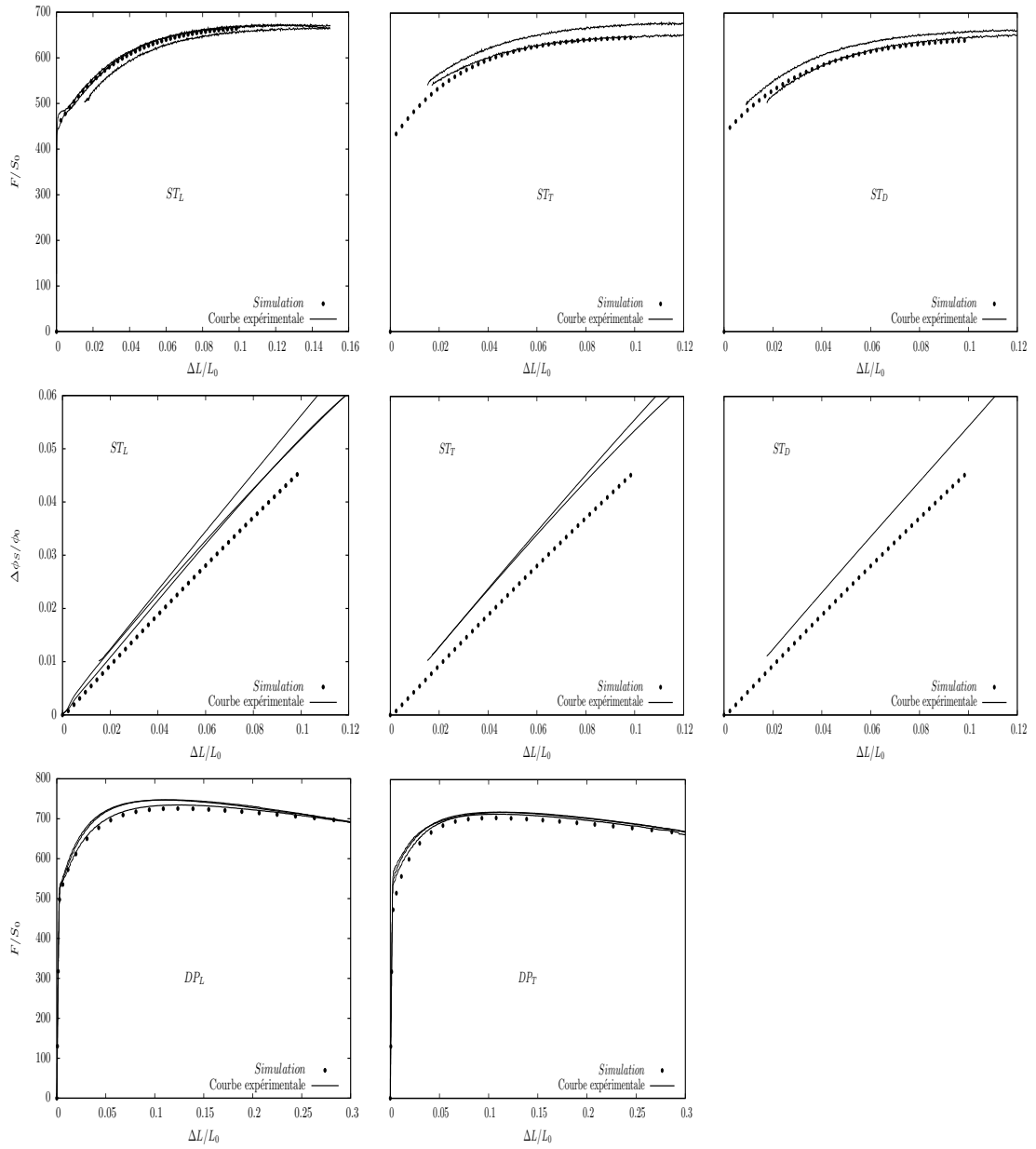


FIGURE V.6 – Résultats d'optimisation de la loi de comportement pour les essais de traction et de déformation plane dans le cas d'un critère de Bron-Besson isotrope

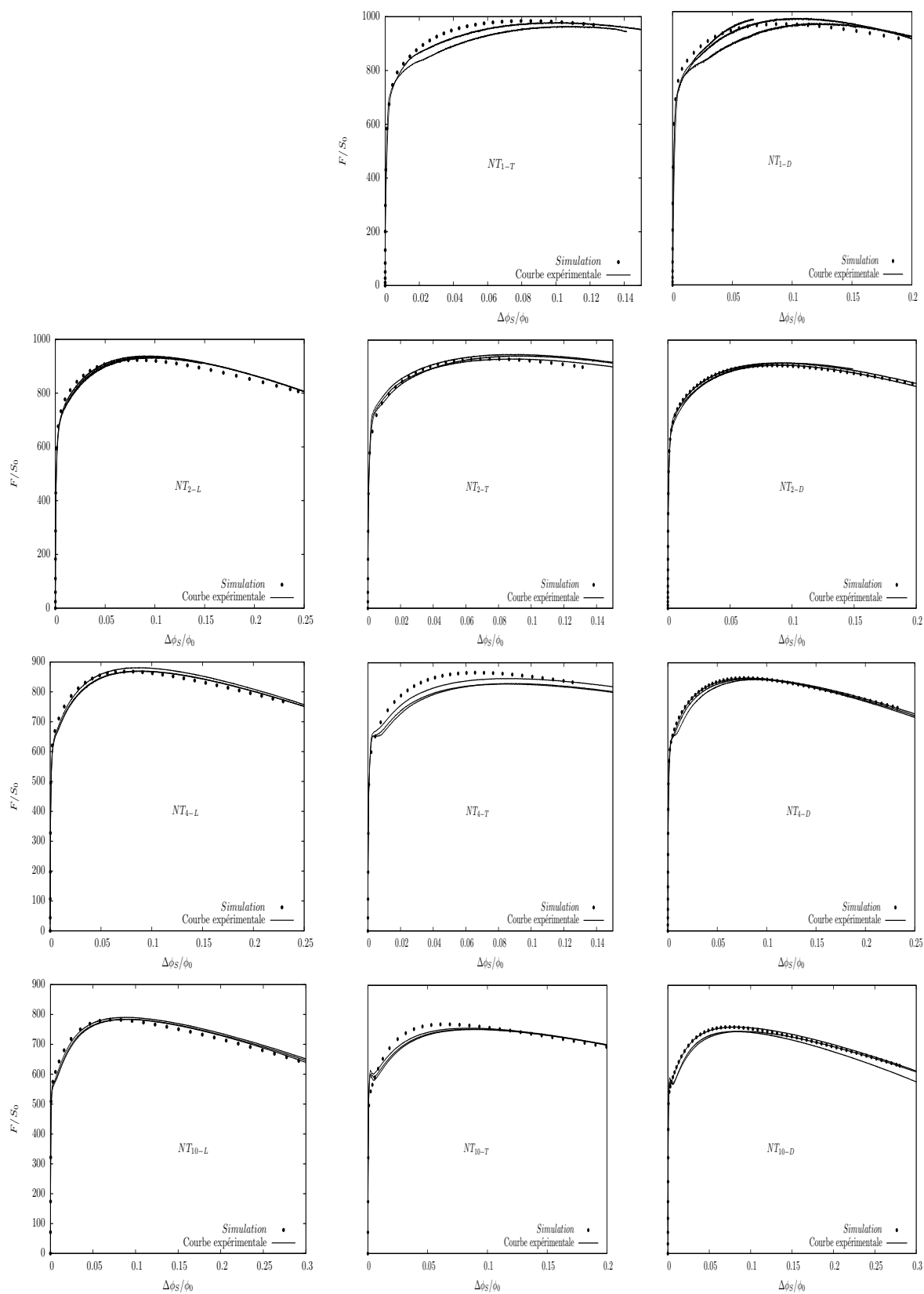


FIGURE V.7 – Résultats d'optimisation de la loi de comportement pour les essais de traction sur éprouvettes entaillées dans le cas d'un critère de Bron-Besson isotrope

## 6. Identification des paramètres de la loi de comportement anisotrope de Bron-Besson

Afin de rendre complètement compte du comportement complexe du matériau, l'utilisation des coefficients d'anisotropie de la loi de comportement anisotrope est alors nécessaire. La prise en compte de l'anisotropie du matériau est faite en utilisant les coefficients contenus dans les deux matrices d'anisotropie ( $\tilde{L}^k$ ) du critère de Bron-Besson.

La première étape de l'identification des paramètres d'une loi de comportement anisotrope est le choix de l'orientation de référence du matériau. L'orientation du matériau doit correspondre aux besoins de l'étude. Ainsi dans le cas de notre matériau, où seules les directions principales de laminage et transverse importent pour le comportement élastoplastique, deux possibilités sont envisageables :  $L - T - S$  et  $T - L - S$  (cf. figure V.8). Dans le cadre de notre étude, où la problématique du percement type  $TS$  est principale, la direction principale du tube qui nous importe le plus est la direction  $T$ . Notre loi de comportement anisotrope sera donc orientée de la façon  $T - L - S$ .

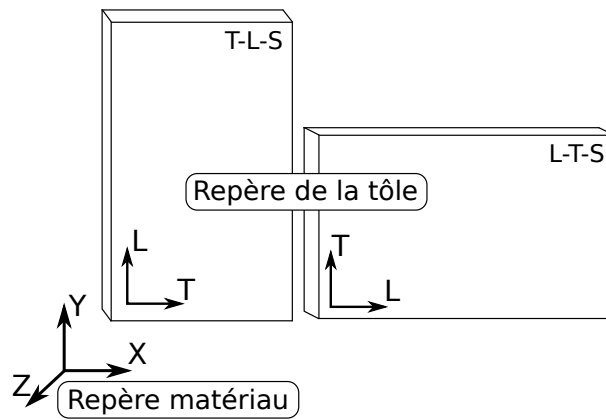


FIGURE V.8 – Orientations possibles des directions principales de la loi de comportement du matériau

Dans un deuxième temps, chaque type d'éprouvette ( $ST$ ,  $NT_X$  et  $DP$ ) donnant lieu à un calcul par direction de sollicitation à chaque itération de l'optimisation, il est nécessaire d'adapter les maillages afin de réduire au maximum ces temps de calcul tout en évitant une dépendance des résultats aux maillages. Alors que les calculs pour les éprouvettes de traction simples peuvent se faire sur un élément de volume cubique linéaire à intégration réduite (type  $C3D8R$ ), les éprouvettes de traction entaillées sont modélisées par  $\frac{1}{8}$  de leurs géométries par des éléments cubiques linéaires (type  $C3D8I$ ) comme montré sur la figure V.9.

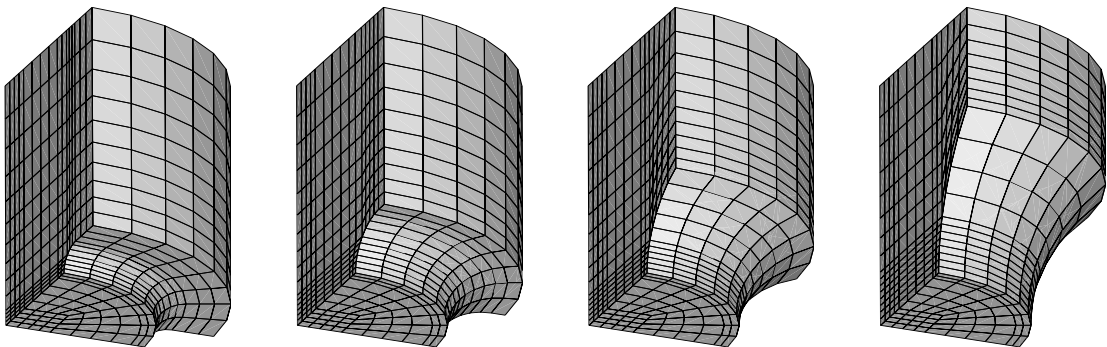


FIGURE V.9 – Maillages des éprouvettes de type  $NT_X$  pour l'optimisation de la loi de comportement

Les éprouvettes de déformation plane représentées par  $\frac{1}{8}$  de leurs géométries par des éléments de type  $C3D8I$  nécessitent un maillage fin dans la zone utile de l'éprouvette afin de pouvoir com-

parer à la mesure expérimentale faite par corrélation d'image sur une zone de petites dimensions, et donc un temps de calcul relativement long. L'approche alors utilisée pour réduire le temps de calcul a consisté en la réduction du maillage à la zone centrale de l'éprouvette (zone soumise à la déformation plane) et d'appliquer un facteur correctif permettant de prendre en compte les effets de perte de déformation plane sur les bords de l'éprouvette (cf. figure V.10).

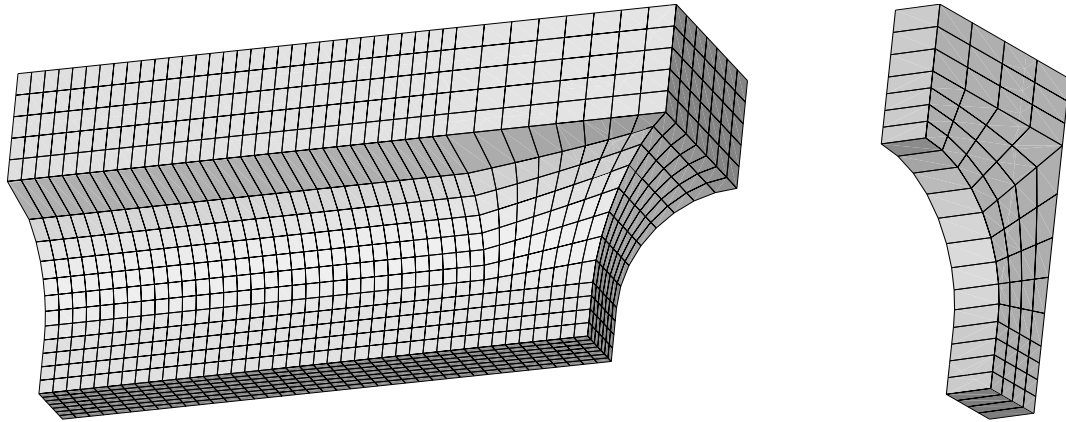


FIGURE V.10 – Maillages des éprouvettes de déformations planes pour l'optimisation de la loi de comportement

Les paramètres optimisés sont :

- Les paramètres  $R_0$ ,  $Q_1$ ,  $k_1$ ,  $Q_2$ ,  $k_2$  et  $h$  de la loi d'érouissage
- Les paramètres  $a$ ,  $b^1$ ,  $b^2$  et  $\alpha$  du critère de Bron-Besson, ainsi que les paramètres  $c_1^k$  à  $c_4^k$  des deux matrices d'anisotropie (les paramètres  $c_5^k$  et  $c_6^k$  étant pris égaux à 1)

L'identification des paramètres de la loi de comportement anisotrope du matériau a alors porté sur 18 coefficients. Le tableau V.4 reporte les valeurs obtenues après optimisation de la loi de comportement. Les valeurs des paramètres  $R_0$ ,  $k_1$ ,  $k_2$ ,  $h$ ,  $c_{1-6}^1$  et  $c_{1-6}^2$  ayant été recalculés après optimisation pour obtenir un  $R_0$  ayant une signification physique ( $R_0 = 435$  MPa), les paramètres  $c_5^k$  et  $c_6^k$  sont égaux à 1.13.

Loi d'érouissage	$R_0$ (MPa)	$Q_1$	$k_1$	$Q_2$	$k_2$	$h$	$a$	$\alpha$
	435	$6.88 \cdot 10^{-3}$	20.2	0.545	25.8	1.011	1	0.956
Anisotropie sur $\sigma^1$	$b^1$	$c_1^1$	$c_2^1$	$c_3^1$	$c_4^1$			
	22	0.964	0.933	0.995	0.981			
Anisotropie sur $\sigma^2$	$b^2$	$c_1^2$	$c_2^2$	$c_3^2$	$c_4^2$			
	3.89	0.566	1.87	1.04	1.82			

TABLE V.4 – Paramètres de la loi d'érouissage anisotrope.

On peut noter la forte contribution du critère de Hosford au critère de Bron-Besson ( $\alpha = 0.956$ ). La contribution de la matrice  $\tilde{L}^2$  sur l'anisotropie rendue par le modèle est alors faible. Les coefficients  $c_{1-4}^2$  ayant moins de poids, leur valeur élevée est normale. Par ailleurs, la forte valeur du coefficient  $b^1$  montre un comportement du matériau proche d'un critère de Tresca.

Les figures V.11, et V.12 montrent les résultats de l'optimisation des paramètres sur les courbes contrainte-déformation et déformation radiale-déformation longitudinale (essais de tractions simples). On peut noter que ce modèle complexe rend compte assez justement du comportement élastoplastique du matériau dans les différentes directions.

Le critère  $\alpha$  étant très proche de 1, une comparaison de ce modèle avec un modèle de type Barlat anisotrope (avec les mêmes valeurs de paramètres que pour le modèle de Bron-Besson) est judicieuse.

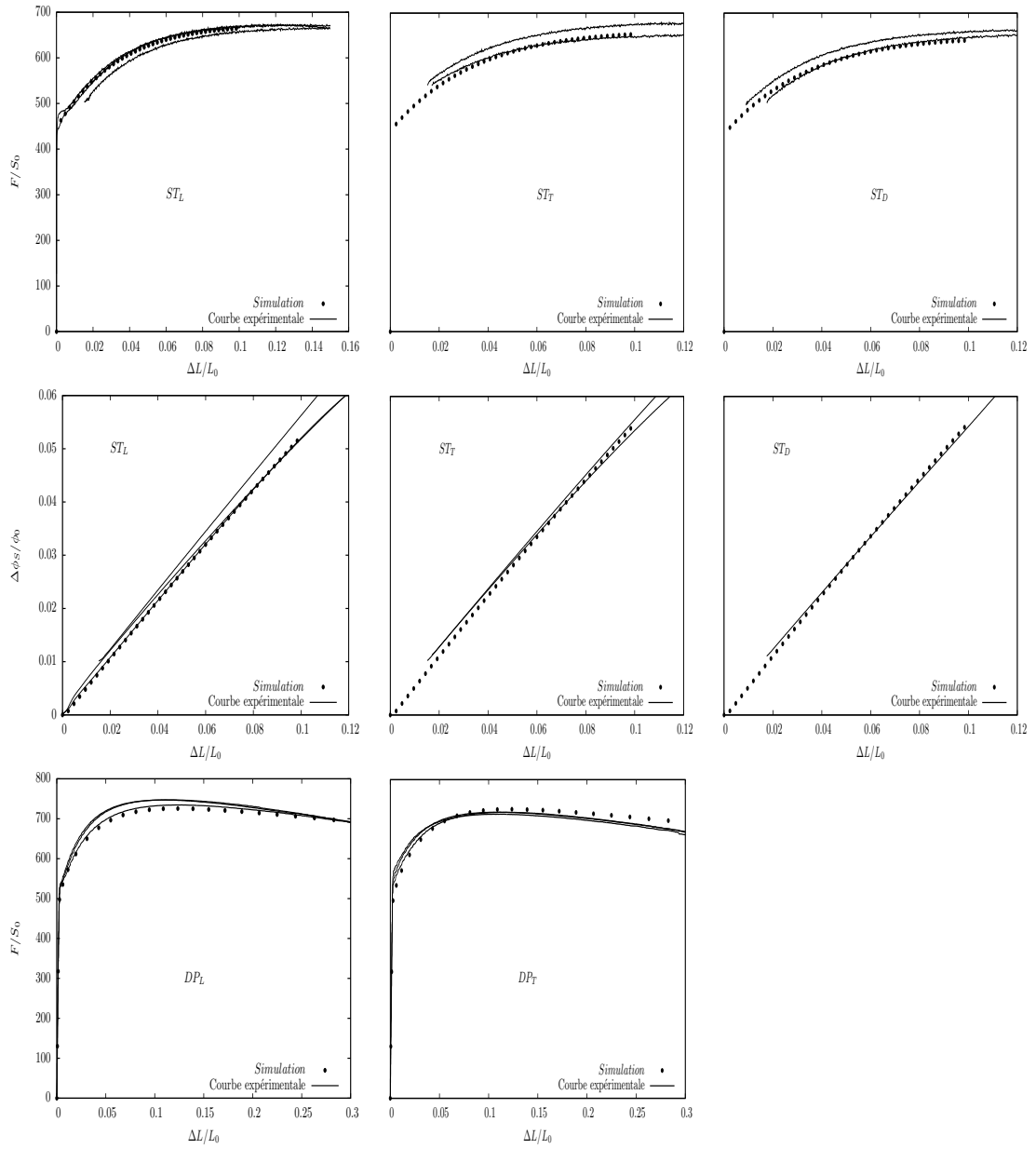


FIGURE V.11 – Résultats d'optimisation de la loi de comportement pour les essais de traction et de déformation plane dans le cas d'un critère de Bron-Besson anisotrope

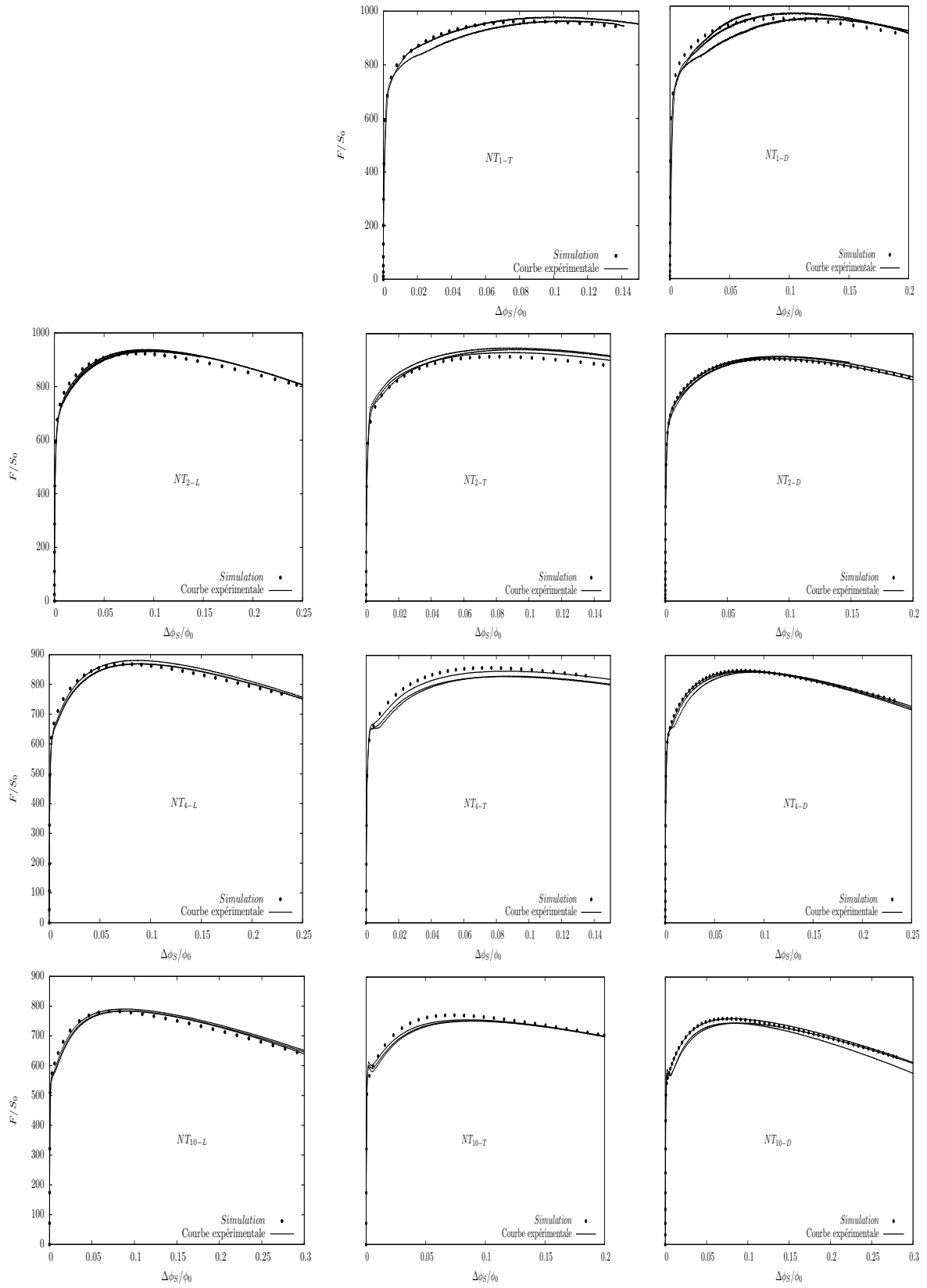


FIGURE V.12 – Résultats d'optimisation de la loi de comportement pour les essais de traction sur éprouvettes entaillées dans le cas d'un critère de Bron-Besson anisotrope

## 7. Simplification du modèle à un modèle anisotrope de Barlat

On a pu remarquer lors de l'optimisation avec le critère de Bron-Besson anisotrope que l'exposant définissant le poids de chaque composante ( $\alpha$ ) était très proche de 1. On s'attache donc à mettre en évidence la différence entre le modèle réalisé lors de cette étude et un critère de Barlat anisotrope ( $\alpha = 1$ ). Les paramètres optimisés pour la composante d'Hosford du critère de Bron-Besson ainsi que pour la loi d'écrouissage nous servent de valeurs de départ pour l'optimisation de la loi de comportement. Les paramètres  $R_0$ ,  $k_1$ ,  $k_2$ ,  $h$  et  $c_{1-6}$  ont aussi été recalculés après optimisation afin d'obtenir un  $R_0$  ayant une signification physique. Les paramètres  $c_5$  et  $c_6$  sont alors égaux à 1.21.

Paramètres	$R_0$ (MPa)	$Q_1$	$k_1$	$Q_2$	$k_2$	$h$	$b^B$	$c_1^B$	$c_2^B$	$c_3^B$	$c_4^B$
Coefficients	435	$7.19 \cdot 10^{-3}$	24.01	0.572	25.94	0.955	26.7	0.966	0.974	1.01	1.02

TABLE V.5 – Tableau des coefficients de la loi de comportement simplifiée de Barlat

Les courbes V.13 et V.14 reprennent les comparaisons entre le modèle optimisé avec le critère de Barlat et les essais. On peut alors constater que ce modèle est très proche de celui utilisant le critère de Bron-Besson anisotrope. En effet, on peut remarquer que le comportement modélisé en traction est sensiblement le même pour ces deux modèles en ce qui concerne les déformations longitudinales. Le modèle de Barlat semble même améliorer les résultats dans les directions  $T$  et  $D$ . En regardant les comparaisons des déformations radiales et longitudinales, on se rend compte que le modèle de Barlat est moins précis. Les différences, hormis dans le sens  $D$ , restent cependant minimales. Le modèle est toutefois un peu moins précis pour les déformations planes en sens  $L$ , mais l'est un peu plus en sens  $T$ .

Concernant les modélisations des éprouvettes de tractions entaillées, on peut constater que, de manière générale, le modèle de Barlat reste un peu moins précis que le modèle de Bron-Besson anisotrope. L'effet de la composante Upper bound du critère de Bron-Besson reste cependant quasiment négligeable.

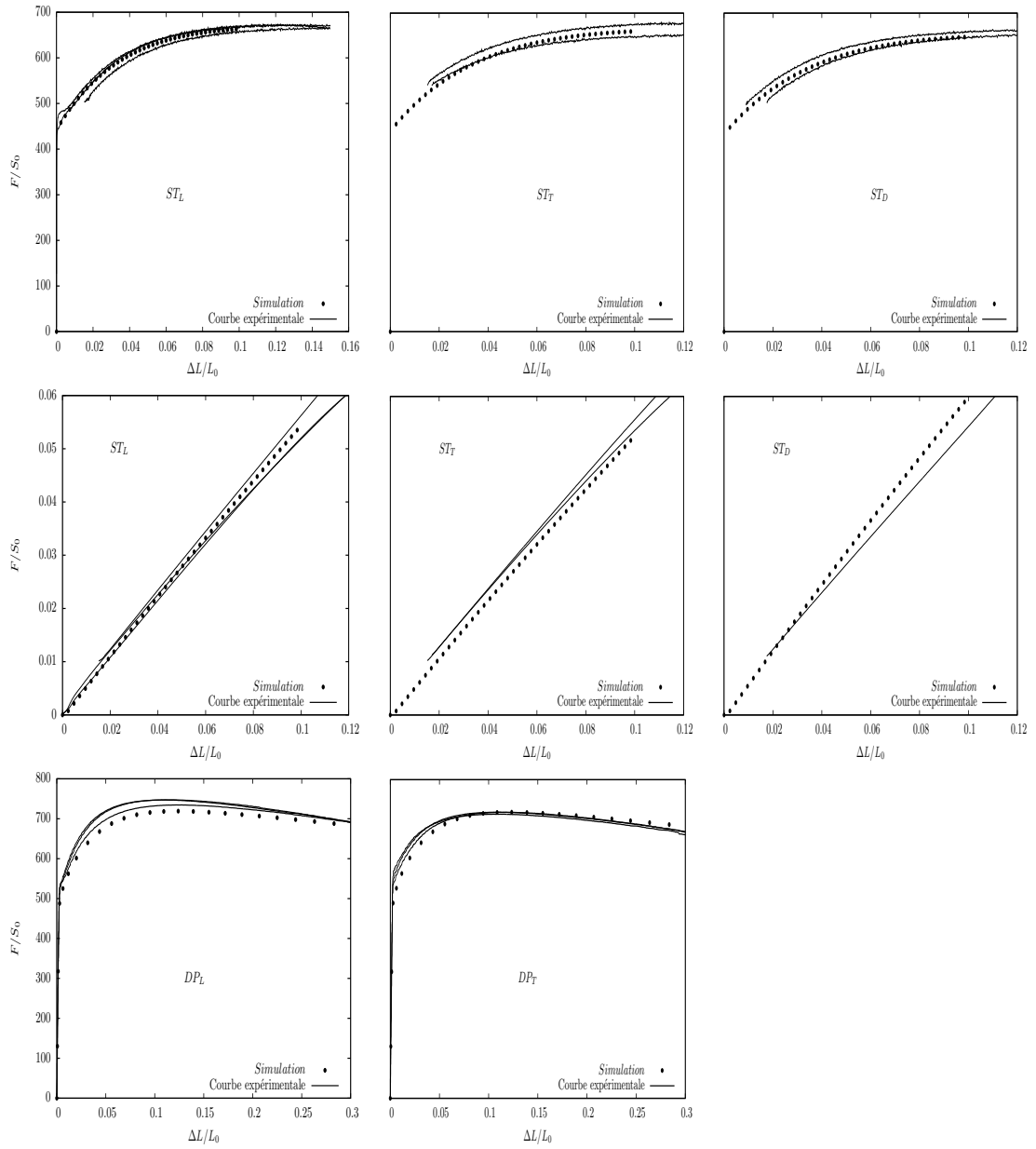


FIGURE V.13 – Résultats d’optimisation de la loi de comportement pour les essais de traction et de déformation plane dans le cas d’un critère de Barlat anisotrope

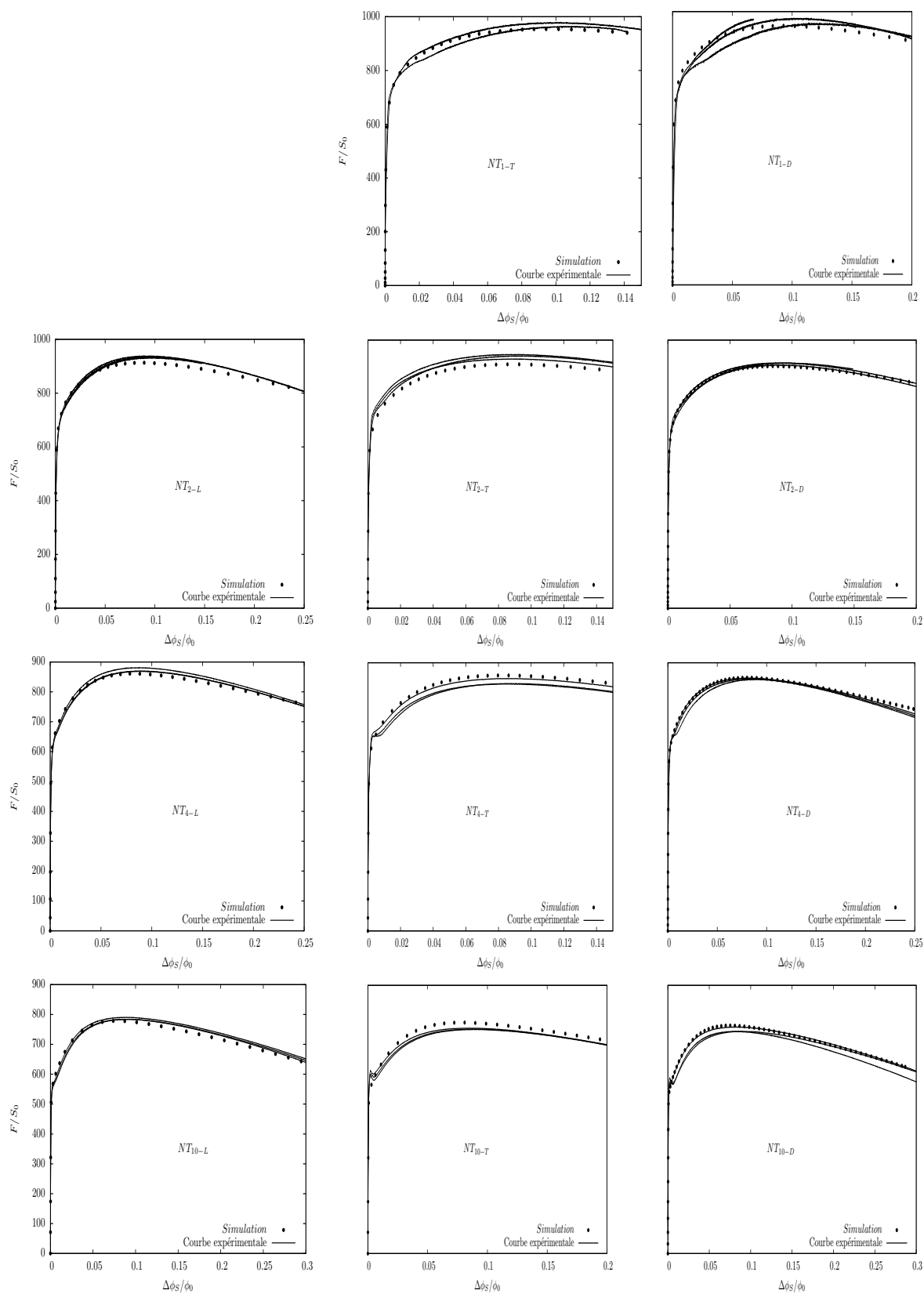


FIGURE V.14 – Résultats d’optimisation de la loi de comportement pour les essais de traction sur éprouvettes entaillées dans le cas d’un critère de Barlat anisotrope

## 8. Discussions et choix du modèle

Lors de ce chapitre, les différentes étapes d'optimisation ont été présentées.

Dans un premier temps, une identification des paramètres d'une loi de comportement isotrope nous a permis de comprendre que le matériau n'obéissait pas à un critère de von Mises.

Le modèle a alors été enrichi par l'utilisation du critère de Hosford. Le modèle identifié reste proche de celui de von Mises avec cependant un facteur  $b^H$  rendant un comportement proche de celui de Tresca. Ce modèle s'est montré limité pour la modélisation de notre matériau.

Ensuite, le critère de Bron-Besson isotrope a été utilisé. Les paramètres de cette loi de comportement restent proches des paramètres précédents, mais son utilisation est insuffisante pour rendre compte du comportement de notre matériau. L'utilisation du critère de Bron-Besson isotrope se montrant aussi trop limité pour la modélisation du comportement complexe de notre matériau, la modélisation en anisotrope est nécessaire.

L'identification des paramètres d'une loi de comportement anisotrope utilisant le critère de Bron-Besson nous a permis de modéliser le comportement complexe de notre matériau. En effet, l'utilisation des deux matrices d'anisotropie ainsi que des deux composantes (Hosford et Upper Bound) s'avère importante pour la modélisation du comportement du matériau. Cependant, l'exposant définissant le poids entre les deux composantes du critère étant proche 1 ( $\alpha = 0.956$ ), une comparaison avec une loi de type Barlat a été effectuée.

Lors de cette dernière modélisation, l'effet de la composante Upper Bound a pu être montré. En effet, de faibles différences se font sentir entre les modèles de Bron-Besson anisotrope et sa simplification en Barlat. Les figures V.15 et V.16 reprennent les simulations de ces deux modèles. On peut alors constater que, hormis sur les courbes de comparaison des déformations radiales et longitudinales des essais de traction simple, les différences de résultats entre les deux modèles sont négligeables.

Le comportement complexe de notre matériau peut alors être modélisé grâce à un critère de Barlat anisotrope. Notre matériau possédant un comportement très peu anisotrope ( $c_{1-4}^B$  très proche de 1) et très proche d'un critère de Tresca ( $b^B = 26,7$ ), cette loi est adaptée à notre matériau.

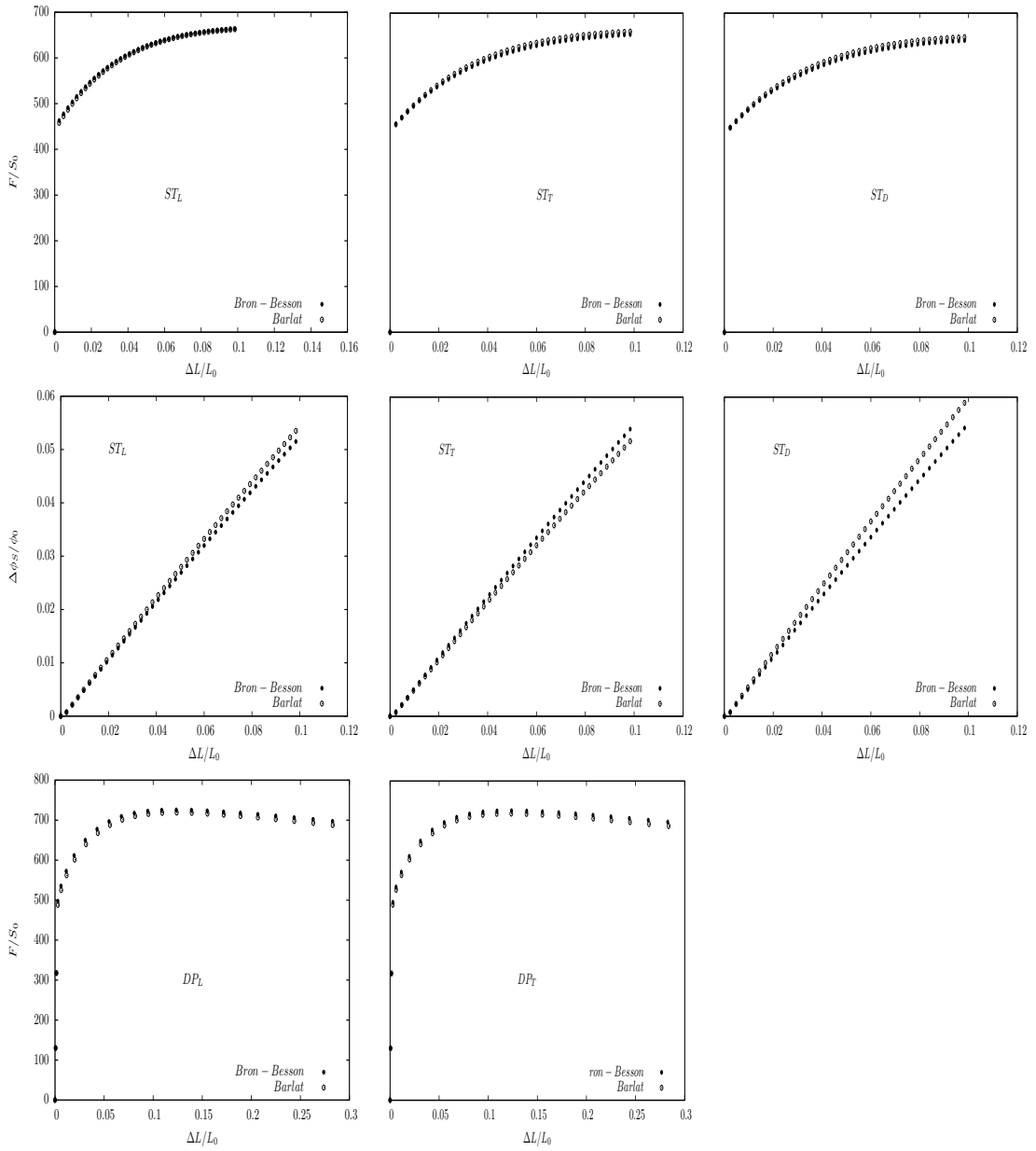


FIGURE V.15 – Comparaison des modèles de Barlat et Bron-Besson pour les essais de traction et de déformation plane

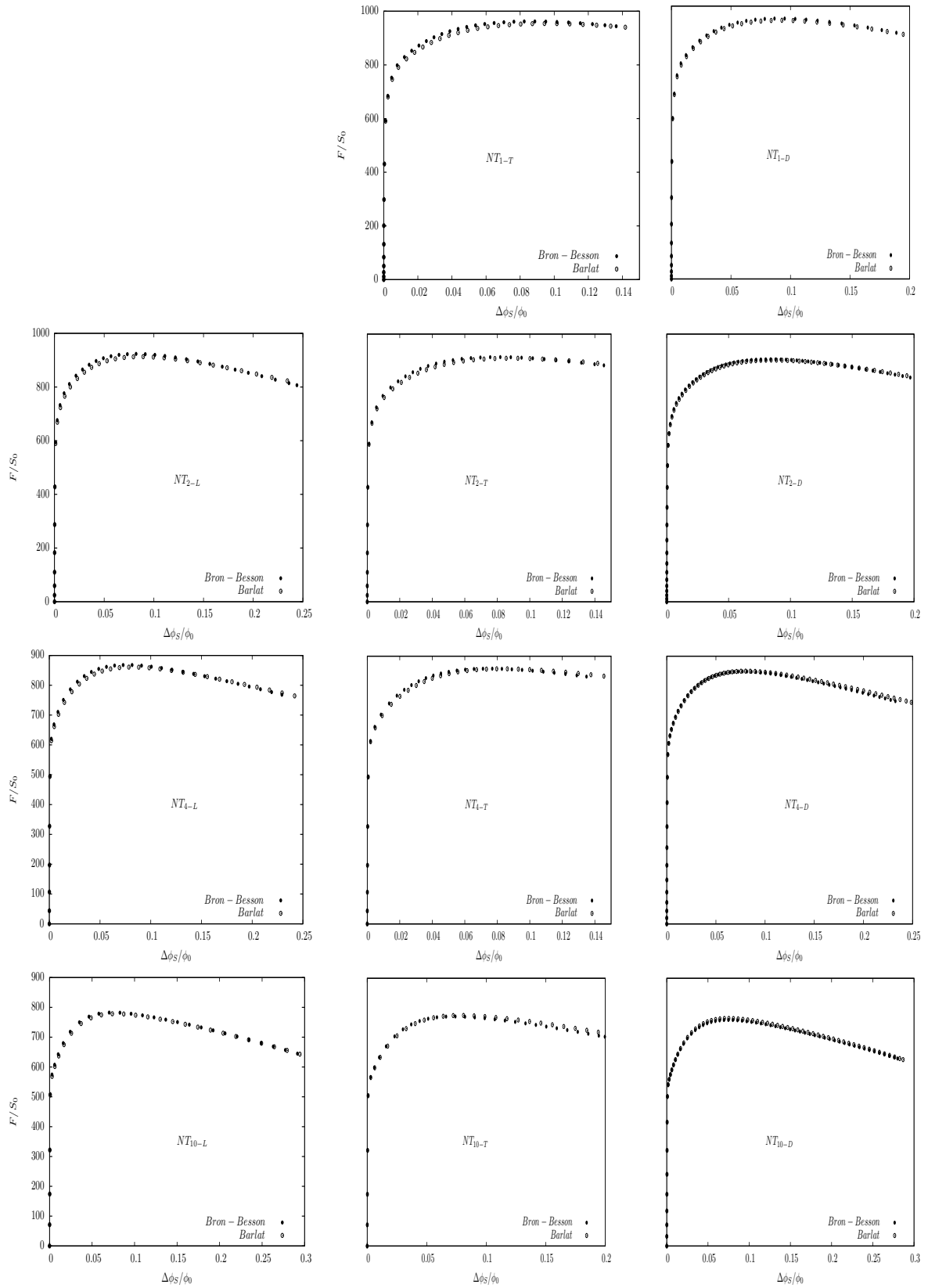


FIGURE V.16 – Comparaison des modèles de Barlat et Bron-Besson pour les essais de traction sur éprouvettes entaillées

## 9. Conclusions

Différentes approches ont été utilisées lors de la phase d'identification des paramètres de la loi de comportement élastoplastique du matériau.

Dans un premier temps, une identification des paramètres d'une loi de comportement isotrope suivant de critère de von Mises a été réalisée. Cette loi de comportement, trop limitée pour rendre compte du comportement complexe de notre matériau, a été étoffée par étapes successives.

Le modèle alors élaboré pour décrire le comportement du matériau présente un critère proche de celui de Tresca. Cependant, le matériau présentant un comportement légèrement anisotrope, l'utilisation des matrices d'anisotropie du critère de Bron-Besson est nécessaire.

L'utilisation des critères de Hosford, puis de Bron-Besson en anisotrope, nous a alors permis de modéliser fidèlement le comportement élastoplastique complexe de notre matériau.

## Chapitre VI

# Modèle d'endommagement

*Au cours du chapitre précédent, nous avons défini un modèle de comportement élastoplastique de notre matériau, première phase de la définition des paramètres du modèle de comportement de notre matériau. La deuxième phase, le contrôle de l'endommagement, se base sur une analyse détaillée des essais sur éprouvettes fissurées et des faciès de ruptures ainsi produits.*

*Dans ce chapitre, nous nous attachons à la définition du modèle d'endommagement anisotrope de notre matériau. Après un rappel des contributions des différentes composantes du modèle, les résultats de l'identification des paramètres sont présentés. Les courbes  $J-\Delta a$  sont alors présentées ainsi que les effets de la germination secondaire sur les résultats du modèle.*

# 1. Les modèles d'endommagement

Lors de cette étude, différentes «briques» ont été utilisées pour rendre compte des différents phénomènes intervenants dans la rupture de notre matériau. La description de la rupture ductile repose sur trois éléments ;

- La composante de Gurson : utilisée pour rendre compte de la croissance des cavités due aux inclusions de sulfure de cérium (CeS) présentes dans le matériau
- La composante de Thomason : servant à rendre compte de l'anisotropie de la rupture liée à la coalescence elle-même anisotrope du fait de l'alignement des particules de CeS dans le sens de laminage
- Germination pilotée par le paramètre de Lode : permettant de décrire la germination de la population d'inclusions secondaires ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ).

Il est donc important à ce stade de rappeler les principes et formulations des différents modèles utilisés lors de ce projet.

## 1.1. Le modèle de Gurson

Le modèle de Gurson [Gurson77], dérivé de celui de Rice et Tracey [Rice69], est basé sur l'utilisation d'un volume élémentaire contenant une cavité sphérique afin de décrire la croissance de cette dernière au sein d'un matériau. Dans sa première formulation, Gurson limite le comportement du matériau constituant le volume élémentaire à un comportement de type von Mises rigide parfaitement plastique.

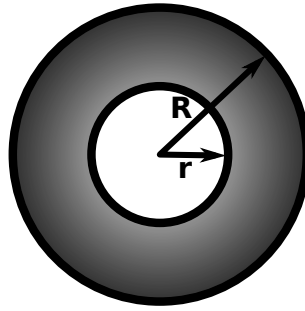


FIGURE VI.1 – Schéma représentatif de la sphère élémentaire utilisée dans la formulation de Gurson

Le volume élémentaire utilisé dans ce modèle est une sphère creuse (cf. figure VI.1) de rayon externe  $R$  et interne  $r$ . L'unité de volume ainsi présentée permet de définir une fraction volumique de cavité comme :

$$f = \left(\frac{r}{R}\right)^3 = \frac{V - V_m}{V} \quad (\text{VI.1})$$

avec  $V$  le volume de la sphère et  $V_m$  le volume de matière dans la sphère. On comprend alors aisément que, la matrice étant incompressible (i.e  $V_m$  constant), toute variation de volume appliquée à la sphère impose une variation de porosité au sein du matériau.

Gurson définit alors la surface de plasticité comme étant :

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f \cosh\left(\frac{1}{2} \frac{\sigma_{kk}}{\sigma_0}\right) - 1 - f^2 = 0 \quad (\text{VI.2})$$

où  $\sigma_{eq}$  est la contrainte de von Mises. Le tenseur de vitesse de déformation plastique est donné, en appliquant la règle de normalité, par :

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_p = \dot{\lambda} \frac{\partial \Phi}{\partial \underline{\underline{\sigma}}}$$

où  $\dot{\lambda}$  est le multiplicateur plastique. La conservation de la masse impose que :

$$\dot{f} = (1 - f)\text{trace}\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_p$$

On en déduit la loi d'évolution de l'endommagement représenté par le scalaire  $f$ . On notera que  $\text{trace}(\dot{\underline{\varepsilon}}_p) \neq 0$  du fait de la dépendance de  $\Phi$  vis-à-vis de la trace du tenseur des contraintes ( $\sigma_{kk}$ ). Cette dernière reste vraie, quel que soit le modèle employé.

**Le modèle de Gurson modifié, GTN** Au cours des années, le modèle de Gurson a été modifié de plusieurs façons afin d'en améliorer les propriétés. Ainsi le modèle de Gurson modifié s'écrit sous la forme générale suivante [Berdin] :

$$\Phi = F_1(f, S) \left( \frac{\sigma_{eq}^g}{\sigma_f^1} \right)^2 + F_2(f, S) \cosh \left( F_3(f, S) \frac{\sigma_H^g}{\sigma_f^2} \right) + F_4(f, S) = 0 \quad (\text{VI.3})$$

où  $\sigma_{eq}^g$  est une contrainte équivalente généralisée,  $\sigma_H^g$  une contrainte hydrostatique généralisée,  $\sigma_f^1$  et  $S$  un paramètre de forme de la cavité.

Nous ne nous attarderons au cours de notre étude qu'à la formulation proposée par Tvergaard et Needleman [Tvergaard84]. On pourra se reporter aux synthèses bibliographiques récentes [Tvergaard90, Besson10, Benzerga10] Cette formulation, proposée pour pallier certaines limitations dues aux approximations du modèle original, donne les valeurs suivantes pour les paramètres de l'équation VI.3 :

- Comme dans le modèle original :  $\sigma_{eq}^g = \sigma_{eq}$ ,  $\sigma_H^g = \sigma_{kk}$ ,  $\sigma_f^1 = \sigma_f^2 = \sigma_f$  et  $F_1 = 1$
- Les valeurs des coefficients  $F$  sont modifiées pour prendre en compte les paramètres  $q_1$  et  $q_2$  de la façon suivante :  $F_2 = 2q_1f$ ,  $F_3 = 3q_2/2$ , et  $F_4 = -1 - q_1^2f^2$

C'est sous cette forme que nous utiliserons le modèle GTN dans la suite du texte :

$$\Phi = \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_f} \right)^2 + 2q_1f \cosh \left( \frac{3}{2}q_2 \frac{\sigma_{kk}}{\sigma_f} \right) - 1 - q_1^2f^2 = 0 \quad (\text{VI.4})$$

Les valeurs des paramètres  $q_1$  et  $q_2$  proposées par Tvergaard sont de manière générale proches de 1.5 et 1 pour un acier. Ces paramètres, dépendant légèrement du matériau (ratio  $\frac{\sigma_0}{E}$  et coefficients d'écroutissage  $n$  [Faleskog98]), sont à identifier pour chaque matériau.

Dans l'équation VI.3, la contrainte d'écoulement  $\sigma_f$  varie en fonction de l'écroutissage isotrope décrit par une variable scalaire  $p$ . Celle-ci est telle que :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_p : \underline{\sigma} = (1 - f)\dot{p}\sigma_f \quad (\text{VI.5})$$

Cette équation exprime l'égalité entre la dissipation plastique «macroscopique» (terme de gauche) et la dissipation plastique «microscopique» à l'échelle de la matrice seule.  $p$  représente donc une mesure de la déformation plastique de celle-ci. Cette dernière équation reste vraie, quel que soit le modèle employé.

## 1.2. Une modélisation simple de la coalescence

L'introduction des paramètres  $q_1$  et  $q_2$  permet de mieux décrire la phase de croissance des cavités, mais mène à une forte surestimation des déformations à rupture, car le mécanisme de coalescence n'est pas pris en compte. En pratique la rupture se produit pour  $f = 1/q_1 \approx 66\%$ . Pour pallier ce problème, Tvergaard et Needleman [Tvergaard84] proposent d'introduire une fonction  $f_*(f)$  pour remplacer  $f$  dans l'équation VI.12 telle que :

$$f_* = \begin{cases} f & \text{si } f \leq f_c \\ f_c + \delta(f - f_c) & \text{autrement} \end{cases} \quad (\text{VI.6})$$

$f_c$  correspond à la porosité de début de coalescence. Le paramètre  $\delta > 1$  permet de décrire le fait que, durant la phase de coalescence, l'endommagement n'est néfaste que durant la phase de croissance. L'introduction de  $f_c$  et  $\delta$  permet de régler la porosité à rupture. Celle-ci se produit pour  $f_* = 1/q_1$ . Pour  $f < f_c$  le modèle se comporte comme le modèle initial (équation VI.12).

### 1.3. Le modèle de Thomason

Le modèle de coalescence précédent reste très simple et ne reproduit que très partiellement la micromécanique de la coalescence telle qu'elle peut être représentée par des calculs de cellules élémentaires [Koplik88] : localisation de la déformation plastique dans les ligaments inter-cavités, déformation en extension simple lors de la phase de coalescence.

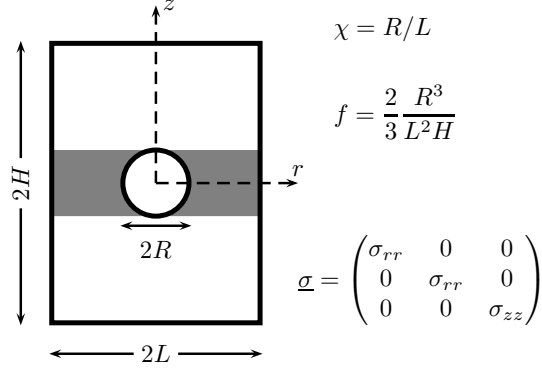


FIGURE VI.2 – Cellule considérée pour l'écriture du modèle de Thomason axisymétrique.

Nous présentons ici, tout d'abord, un modèle simplifié axisymétrique (figure VI.2) tel que celui employé dans [Zhang95c] ou [Besson09]. Ce modèle, plus simple que le modèle complet, permet de présenter simplement la démarche de Thomason. La cellule cylindrique contient une cavité sphérique de rayon  $R$ , sa hauteur est  $2H$  et son diamètre  $2L$ . Le tenseur contrainte agissant sur la cellule est axisymétrique avec  $\sigma_{zz} > \sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta}$ . L'équilibre de la cellule selon l'axe de sollicitation maximale (direction  $z$ ) s'écrit comme :

$$\pi L^2 \sigma_{zz} = C_f \pi (L^2 - R^2) \sigma_f \quad (\text{VI.7})$$

La force dans la direction de sollicitation exprimée sur le ligament (partie droite de l'équation) doit être égale à la force appliquée au bord de la cellule (partie gauche de l'équation). La cavité induit une concentration de contrainte au sein du ligament, augmentant ainsi la capacité de chargement de celui-ci. Cet effet est décrit par le facteur de confinement plastique  $C_f$ . Celui-ci permet de représenter l'effet d'entaille engendré par la cavité sur le ligament et qui conduit à une augmentation de la charge limite de celui-ci<sup>1</sup>. Dans le cas présent,  $C_f$  est donné par ([Thomason85a] et [Benzerga00]) :

$$C_f = 0.1(1/\chi - 1)^2 + 1.2\sqrt{1/\chi} \quad (\text{VI.8})$$

avec  $\chi = R/L$ .  $C_f$  est obtenu par la méthode des bornes supérieures (voir les travaux précédents de Thomason).  $\sigma_f$  est, comme dans le cas du modèle GTN, la limite d'écoulement de la matrice. On en déduit le critère de coalescence suivant :

$$\frac{\sigma_{zz}}{\sigma_f} = S_n C_f = \left(1 - \frac{R^2}{L^2}\right) \left(0.1 \left(\frac{R}{L-R}\right)^2 + \frac{1.2}{(R/L)^{1/2}}\right) \quad (\text{VI.9})$$

$S_n$  représente la fraction de la cellule supportant effectivement la charge dans le plan contenant la cavité. Il est ensuite nécessaire d'estimer  $\sigma_{zz}$  pour évaluer la possibilité de débiter la coalescence. Thomason propose d'utiliser le modèle GTN et cette idée est ensuite reprise par Zhang [Zhang95a].

Pour modéliser l'anisotropie de rupture, nous aurons besoin d'un modèle complet 3D. Celui-ci a été proposé dès les premiers articles de Thomason dont le modèle permet de décrire la coalescence dans un réseau de porosités ellipsoïdales situées au centre de volumes de matrice de

1. Cet effet est analogue à celui qui conduit une éprouvette axisymétrique entaillée à avoir une charge maximale plus élevée qu'une éprouvette lisse de même section.

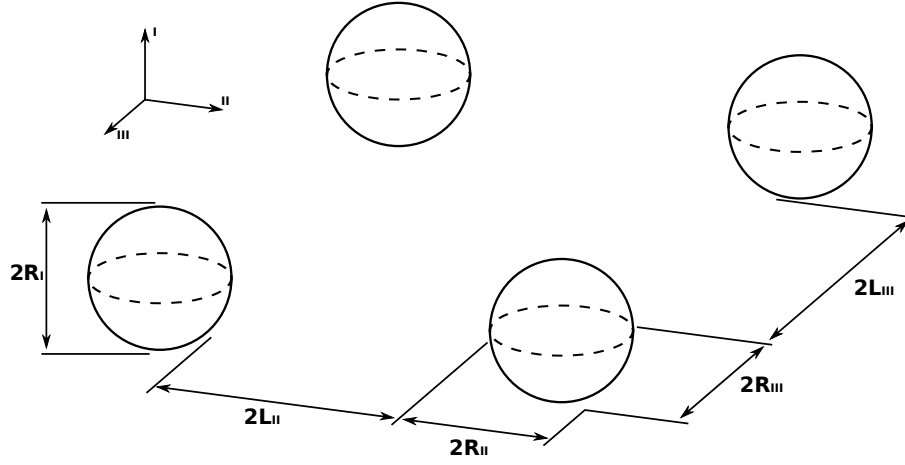


FIGURE VI.3 – Schéma du réseau de porosités du modèle de Thomason

formes parallélépipédiques comme indiqué à la figure VI.3. Comme précédemment (équation VI.9) on écrit l'équilibre de la cellule dont l'axe de chargement principal correspond à la direction I. On garde donc l'expression  $\sigma_{II}/\sigma_f = S_n C_f$  dans laquelle  $S_n$  et  $C_f$  tiennent compte du caractère 3D du modèle.  $C_f$  est donné par :

$$C_f = \frac{0.4}{\left(\frac{R_I}{L_{II}-R_{II}} + \frac{R_I}{L_{III}-R_{III}}\right)^2} + \frac{1.697}{\left(\frac{R_{II}}{L_{II}} + \frac{R_{III}}{L_{III}}\right)^{1/2}} \quad (\text{VI.10})$$

avec  $L_{II} = L_{III} = L$  et  $R_I = R_{II} = R_{III}$  on retrouve bien l'équation VI.9. On remarque que dans les deux équations la hauteur de la cellule ( $H$  en axisymétrique et  $L_I$  en 3D) n'intervient pas. Elle intervient par contre dans le calcul de la porosité qui vaut  $\frac{2}{3}R^3/(L^2H)$  en axisymétrique et  $(2\pi/3)(R_I/L_I)(R_{II}/L_{II})(R_{III}/L_{III})$  dans le cas 3D.  $S_n$ , qui représente la surface portante, est donnée par :

$$S_n = 1 - \frac{\pi R_{II} R_{III}}{4 L_{II} L_{III}} \quad (\text{VI.11})$$

La coalescence est d'autant plus facile que les cavités sont grosses (paramètres  $R_{II}$  et  $R_{III}$ ) et faiblement espacées (paramètres  $L_{II}$  et  $L_{III}$ ). Il convient ensuite d'évaluer les différents paramètres intervenant dans l'estimation du critère de coalescence. Dans le modèle original, l'évolution de la taille et de la forme des cavités est décrite par le modèle de Rice et Tracey [Rice69]. Cela peut être fait en employant un modèle modélisant le changement de forme des cavités comme ceux proposés par Gologanu et Leblond [Gologanu93, Gologanu94]. On notera que dans ce cas les cavités restent axisymétriques. Ce travail a été réalisé par Pardoën et Hutchinson [Pardoën00]. Le travail reste à faire dans le cas de cavités ellipsoïdales quelconques ; on pourrait employer pour ce faire les modèles proposés par [Danas12, Madou12a, Madou12b]. Dans la suite du travail, on supposera que les cavités restent sphériques et que le modèle GTN peut être employé pour décrire le comportement avant coalescence.

#### 1.4. Le modèle de Gurson étendu par Zhang

Le modèle de Gurson étendu proposé par Zhang se base sur les travaux et recommandations de Thomason [Tvergaard90]. Le modèle est en réalité basé sur un couplage entre Gurson et Thomason de la façon suivante :

- Le modèle utilise un modèle de Gurson étendu sans fonction d'accélération  $f_*$ .
- Le modèle de Gurson est employé pour déterminer les contraintes et déformations appliquées sur la cellule poreuse. La cavité est supposée rester sphérique puisque le modèle de Gurson est employé. La donnée de la déformation permet de déterminer la forme de la cellule déformée et donc les espacements  $L_{I,II,III}$ .

- A la fin de chaque pas de calcul, le critère de coalescence est testé. Si la coalescence est détectée, on utilise alors pour la suite du calcul le modèle GTN incluant la fonction  $f_*$  dans laquelle  $f_c$  est déterminé à partir de l'analyse de coalescence (c.-à-d. porosité atteinte lorsque la coalescence a été détectée). Le paramètre  $\delta$  est fixé *a priori*.
- Le calcul se poursuit jusqu'à rupture :  $f_* = 1/q_1$ .

La même approche peut être appliquée en utilisant un modèle de Gurson étendu afin de tenir compte des changements de forme des cavités (voir modèles de Gologanu [Gologanu93, Gologanu94] ou de Danas [Danas12]) comme cela est proposé dans les travaux de Pardoën [Pardoën00].

### 1.5. Prise en compte de l'anisotropie plastique

Dans de nombreux cas ainsi que dans celui de cette étude, la matrice a un comportement plastique anisotrope (on peut également avoir un comportement isotrope non régi par le critère de von Mises). L'anisotropie plastique peut facilement être prise en compte en remplaçant dans l'expression de la surface seuil du modèle GTN la contrainte de von Mises par une contrainte scalaire représentant l'anisotropie plastique. L'expression de la surface seuil devient alors :

$$\Phi = \left( \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_f} \right)^2 + 2q_1 f \cosh \left( \frac{3}{2} q_2 \frac{\sigma_{kk}}{\sigma_f} \right) - 1 - q_1^2 f^2 = 0 \quad (\text{VI.12})$$

Cette solution a déjà été employée de nombreuses fois [Rivalin00, Grange00, Tanguy08, Brunet01, Brunet05]. Elle est cohérente avec une approche micromécanique de type Gurson dans le cas d'une matrice dont le comportement obéit à un critère de Hill [Hill50] comme montré dans [Benzerga01].

### 1.6. Prise en compte d'une germination secondaire

Un matériau étant constitué de deux populations d'inclusions de tailles différentes, la germination de cupules sur ces deux populations d'inclusions est possible. Ainsi, le contrôle de la germination secondaire au sein du matériau doit être pris en compte par le modèle. La germination est alors représentée de la forme suivante :

$$\dot{f}_n = A_n(\dots) \dot{p} \quad (\text{VI.13})$$

où  $A_n(\dots)$  représente la fonction contrôlant la germination de la population d'inclusions secondaires. Cette fonction permet de paramétrer le seuil de germination secondaire ainsi que la vitesse d'évolution de cette germination.

L'équation de l'évolution de l'endommagement utilisée  $\dot{f} = (1 - f)\text{trace}(\dot{\underline{\epsilon}}_p)$  doit alors être modifiée pour prendre en compte la germination secondaire et devient ainsi de la forme :

$$\dot{f} = (1 - f)\text{trace}(\dot{\underline{\epsilon}}_p) + \dot{f}_n \quad (\text{VI.14})$$

### 1.7. Paramètre de Lode

Dans le cadre de l'utilisation de plusieurs structures afin d'évaluer la ténacité du matériau sous différents états de contraintes, l'utilisation du paramètre de Lode,  $\mathcal{L}$  est nécessaire. Ce paramètre étant dépendant de l'état de contrainte, il est propre à chaque structure étudiée. Le paramètre de Lode est souvent défini à partir de l'angle de Lode, montré sur la figure VI.4. Cet angle est défini en prenant en compte deux des invariants de la mécanique comme suit :

$$\cos(3\theta) = \frac{3\sqrt{3}}{2} \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \quad (\text{VI.15})$$

A partir de cet angle, un paramètre de Lode, variant alors entre -1 et 1, peut être défini comme suit :

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{\pi}{6} \theta \quad (\text{VI.16})$$

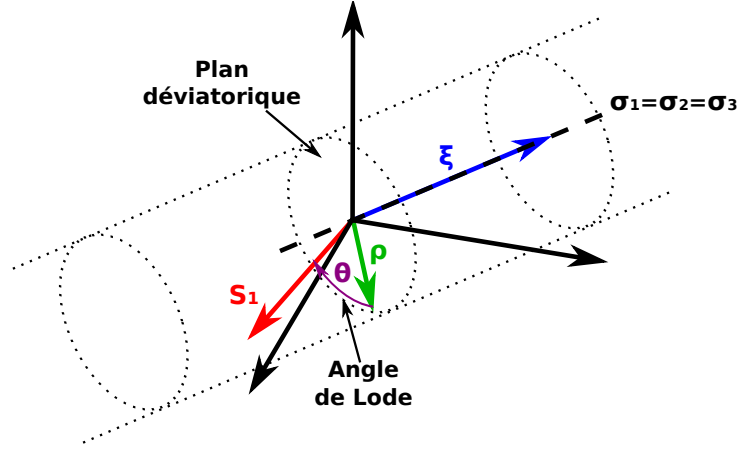


FIGURE VI.4 – Schéma représentatif de l'angle de Lode

Plusieurs autres définitions sont présentes dans la littérature, toutefois, pour des raisons de commodités, un paramètre équivalent est utilisé au cours de cette étude. Ce paramètre est défini comme suit :

$$\mathcal{L}(\underline{t}) = \frac{2t_2 - t_1 - t_3}{t_1 - t_3} \quad (\text{VI.17})$$

où  $t_1 \geq t_2 \geq t_3$  sont les trois valeurs propres du tenseur  $\underline{t}$ . On remarquera que  $\mathcal{L}(\underline{t})$  ne dépend que du déviateur de  $\underline{t}$ .

## 1.8. Le développement du modèle «CDM»

Le modèle développé au Centre des Matériaux, et utilisé lors de cette étude, se base sur les travaux précédents. Il utilise dans un même formalisme le modèle GTN et le modèle de Thomason dans le cadre d'un modèle multi surfaces [Besson09].

### 1.8.1. Modèle de croissance et de coalescence

Le modèle utilise tout d'abord le modèle de GTN étendu pour rendre compte de la plasticité anisotrope. On obtient une surface seuil décrite par le critère suivant :

$$\Phi_{\text{GTN}} = \left( \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_f} \right)^2 + 2q_1 f \cosh \left( \frac{3}{2} q_2 \frac{\sigma_{kk}}{\sigma_f} \right) - 1 - q_1^2 f^2 = 0 \quad (\text{VI.18})$$

L'écoulement plastique associé se calcule comme :

$$\dot{\underline{\epsilon}}_p^{\text{GTN}} = \dot{\lambda}_{\text{GTN}} \frac{\partial \Phi_{\text{GTN}}}{\partial \underline{\sigma}} \quad (\text{VI.19})$$

Comme pour le modèle de base, on définit une déformation plastique cumulée associée déterminée par :  $\dot{\underline{\epsilon}}_p^{\text{GTN}} : \underline{\sigma} = (1-f)\dot{\rho}_{\text{GTN}}\sigma_f$ . On considère ensuite que la coalescence (décrite par un modèle de Thomason) peut se produire selon les plans de normale T, L ou S. A chaque plan de coalescence correspond un critère d'écoulement. On obtient ainsi trois surfaces seuil :

$$\Phi_T = \frac{|\vec{n}_T \cdot \underline{\sigma} \cdot \vec{n}_T|}{\sigma_f} - \left( \frac{0.4}{\left( \frac{R_T}{L_L - R_L} + \frac{R_T}{L_S - R_S} \right)^2} + \frac{1.697}{\left( \frac{R_L}{L_L} + \frac{R_S}{L_S} \right)^{1/2}} \right) \left( 1 - \pi \frac{R_L R_S}{L_L L_S} \right) \quad (\text{VI.20})$$

$$\Phi_L = \frac{|\vec{n}_L \cdot \underline{\sigma} \cdot \vec{n}_L|}{\sigma_f} - \left( \frac{0.4}{\left( \frac{R_L}{L_S - R_S} + \frac{R_L}{L_T - R_T} \right)^2} + \frac{1.697}{\left( \frac{R_S}{L_S} + \frac{R_T}{L_T} \right)^{1/2}} \right) \left( 1 - \pi \frac{R_S R_T}{L_S L_T} \right) \quad (\text{VI.21})$$

$$\Phi_S = \frac{|\vec{n}_S \cdot \underline{\sigma} \cdot \vec{n}_S|}{\sigma_f} - \left( \frac{0.4}{\left( \frac{R_S}{L_T - R_T} + \frac{R_S}{L_L - R_L} \right)^2} + \frac{1.697}{\left( \frac{R_T}{L_T} + \frac{R_L}{L_L} \right)^{1/2}} \right) \left( 1 - \pi \frac{R_T R_L}{L_T L_L} \right) \quad (\text{VI.22})$$

où  $\vec{n}_T$ ,  $\vec{n}_L$  et  $\vec{n}_S$  sont les vecteurs unitaires normaux aux trois plans de coalescence (on passe, bien sûr, d'un critère à l'autre par permutation circulaire des indices T, L et S). Dans l'espace des contraintes, le critère de plasticité correspondant à une condition de coalescence  $|\vec{n}_X \cdot \underline{\sigma} \cdot \vec{n}_X| = \text{constante}$  ( $X = T, L$  ou  $S$ ) est un ensemble de deux plans. Etant donné que le modèle GTN est employé pour estimer la croissance des cavités celles-ci sont supposées sphériques. On supposera que c'est également le cas pour un mode de déformation en coalescence. Dans ce cas :  $R_T = R_L = R_S = R$ .

Afin de déterminer la direction d'écoulement, on utilisera la règle de normalité. Dans le cas d'une coalescence dans le plan de normale T on obtient :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_p^T = \dot{\lambda}_T \frac{\partial \Phi_T}{\partial \underline{\sigma}} = \dot{\lambda}_T \text{sign}(\vec{n}_T \cdot \underline{\sigma} \cdot \vec{n}_T) \vec{n}_T \otimes \vec{n}_T \quad (\text{VI.23})$$

On obtient ainsi une déformation uniaxiale pure selon la direction de la normale au plan de coalescence. Ceci est parfaitement cohérent avec les nombreux calculs de cellules élémentaires publiés dans la littérature [Koplik88, Steglich98]. Ici encore la déformation plastique cumulée associée à ce mode de déformation est déterminée par :  $\dot{\underline{\varepsilon}}_p^T : \underline{\sigma} = (1 - f) \dot{p}_T \underline{\sigma}_f$

*In fine*, on obtient un modèle de comportement à quatre surfaces de plasticité : GTN et trois surfaces correspondant aux trois modes de coalescence considérés. La déformation plastique totale est donnée par :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_p = \dot{\underline{\varepsilon}}_p^{\text{GTN}} + \dot{\underline{\varepsilon}}_p^T + \dot{\underline{\varepsilon}}_p^L + \dot{\underline{\varepsilon}}_p^S \quad (\text{VI.24})$$

En pratique, seuls un ou deux termes sont non nuls simultanément. La déformation plastique totale qui sert à décrire l'écrouissage est alors donnée par :

$$\dot{p} = \dot{p}^{\text{GTN}} + \dot{p}^T + \dot{p}^L + \dot{p}^S \quad (\text{VI.25})$$

La croissance de la porosité, découlant de la conservation de la masse, est toujours exprimée comme :  $\dot{f} = (1 - f) \text{trace} \dot{\underline{\varepsilon}}_p$ .

A endommagement faible, le critère GTN régit la plasticité. Lorsque celle-ci devient plus importante, la coalescence selon une (voire plusieurs) direction(s) devient possible. Le modèle est implémenté comme un modèle multi surface qui permet de gérer l'écoulement plastique dans un «cône» de normales à chaque intersection de deux critères. La figure VI.5 indique les évolutions des différentes surfaces de plasticité pour un endommagement croissant.

Un seul aspect du modèle permet de reproduire l'anisotropie : l'anisotropie initiale de la «boite» contenant les cavités (paramètres  $L_T^0$ ,  $L_L^0$  et  $L_S^0$ ). En effet, les cavités sont et restent sphériques et l'anisotropie plastique ne joue qu'un rôle très réduit sur l'anisotropie d'endommagement [Shinohara14]. Il est important de noter que comme dans le modèle de Thomason il convient d'actualiser les trois longueurs de la boite :

$$L_T = L_T^0 \exp(\vec{n}_T \cdot \underline{\varepsilon}_p \cdot \vec{n}_T) \quad L_L = L_L^0 \exp(\vec{n}_L \cdot \underline{\varepsilon}_p \cdot \vec{n}_L) \quad L_S = L_S^0 \exp(\vec{n}_S \cdot \underline{\varepsilon}_p \cdot \vec{n}_S) \quad (\text{VI.26})$$

La taille de la porosité  $R$  est calculée à partir du taux de porosité et des dimensions de la boite. En effet :

$$f = \frac{\frac{4\pi}{3} R^3}{8L_T L_L L_S} = \frac{\pi}{6} \frac{R^3}{L_T L_L L_S} \Rightarrow R = \left( \frac{6f}{\pi} L_T L_L L_S \right)^{1/3} \quad (\text{VI.27})$$

Afin d'illustrer le rôle de la «boite», le modèle est appliqué au cas d'un matériau plastiquement isotrope sollicité en déformation plane selon la direction T. On suppose que  $L_L^0 = L_S^0$  et l'on fait varier le rapport  $L_L^0/L_T^0 = 0.5, 1., 2.$ . Dans les trois cas, la porosité initiale est la même. Les résultats sont reportés sur la figure VI.6 et comparés avec le modèle GTN pour lequel  $f_* = f$ . On constate que la coalescence est d'autant plus facile que le rapport  $L_L^0/L_T^0$  est faible ; ce qui correspond à des distances inter cavités plus réduites dans le plan dont la normale correspond à la direction de sollicitation.

Le modèle tel qu'il est développé à ce stade ne permet que de rendre compte de la croissance de cavités amorcées sur les CeS se regroupant par striction interne. Pour compléter le modèle, il convient de prendre en compte la germination secondaire sur les carbures de fer  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

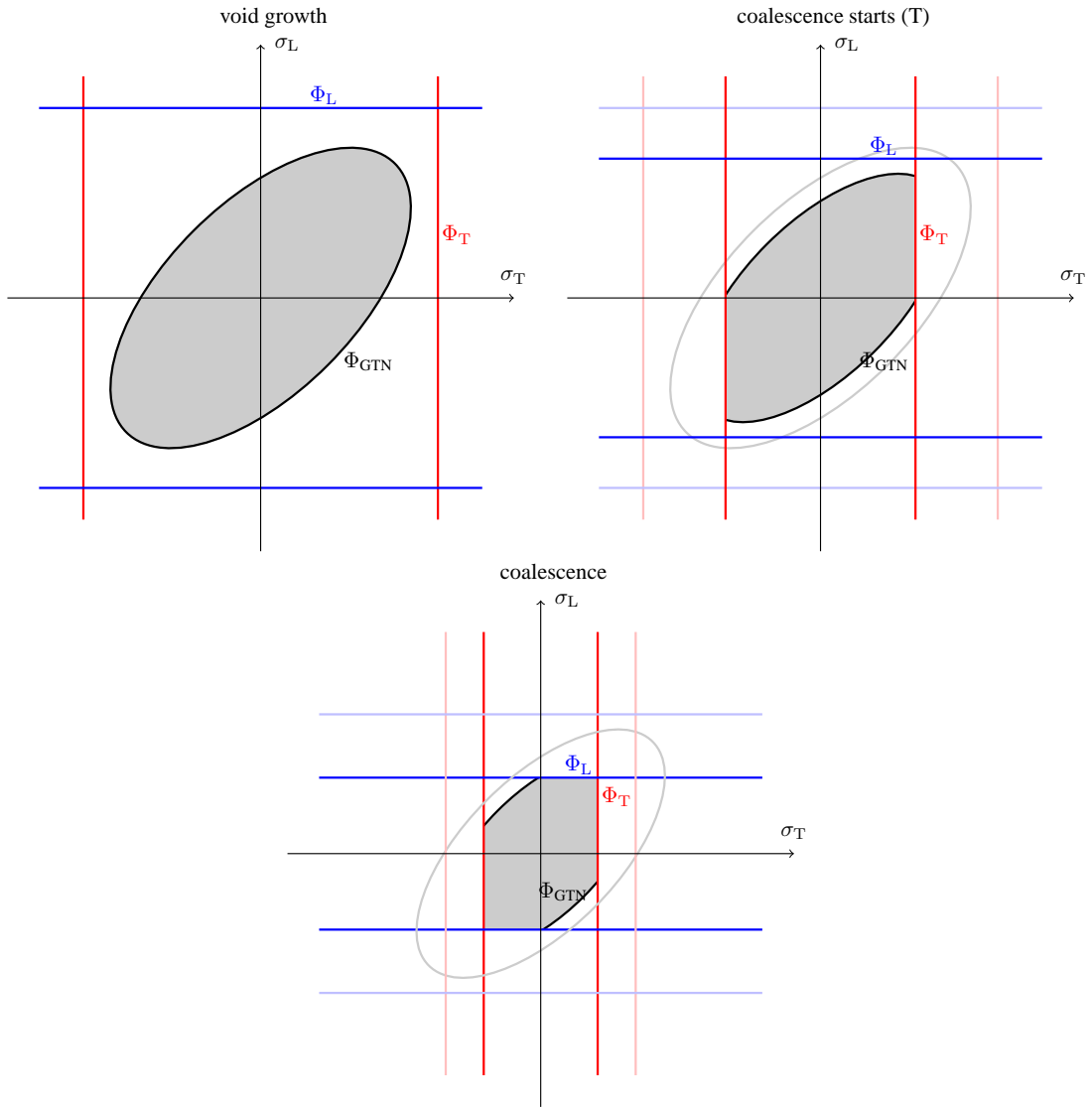


FIGURE VI.5 – Modèle multi surface d’endommagement. Surfaces de plasticité dans le plan  $\sigma_S = 0$  (l’aire grisée représente le domaine d’élasticité) : (a) à faible endommagement la plasticité est contrôlée par le modèle GTN, (b) l’endommagement augmente et la coalescence devient possible (direction T dans le cas représenté) (c) coalescence possible selon les directions T et L

### 1.8.2. Modèle de germination

Lors de l’analyse des faciès de rupture, on a pu mettre en avant la forte composante de germination de cupules sur les inclusions secondaires (carbures  $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Les faciès ont alors été classés en trois principales catégories selon le taux de germination visible. La figure VI.7 reprend alors les scénarios d’endommagement possibles pour un matériau. Il apparaît également qu’un paramètre de Lode proche de 0 semble favoriser la germination secondaire comme l’indique l’analyse des champs de contrainte présentée ci-après.

Afin de reproduire les tendances expérimentales, on utilise un terme de germination dans le modèle. Celui-ci correspond à la rupture/décohésion des carbures et est contrôlé par le paramètre de Lode de la vitesse de déformation plastique  $\dot{\underline{\epsilon}}_p$ . Ce choix a été fait afin de tenir compte de l’anisotropie du matériau. Dans ce cas, et contrairement au cas d’un matériau de von Mises, le paramètre de Lode lié au tenseur des contraintes  $\mathcal{L}(\underline{\sigma})$  est différent de celui lié au tenseur des vitesses de déformation plastique  $\mathcal{L}(\dot{\underline{\epsilon}}_p)$ . On choisit de favoriser la germination sur les  $\text{Fe}_3\text{C}$  pour  $\mathcal{L}(\dot{\underline{\epsilon}}_p) = \mathcal{L}_{\dot{\underline{\epsilon}}_p}$  proche de 0. Ceci correspond à un état de déformation plane (en négligeant la déformation élastique) dont on sait qu’il est propice à la localisation en bande

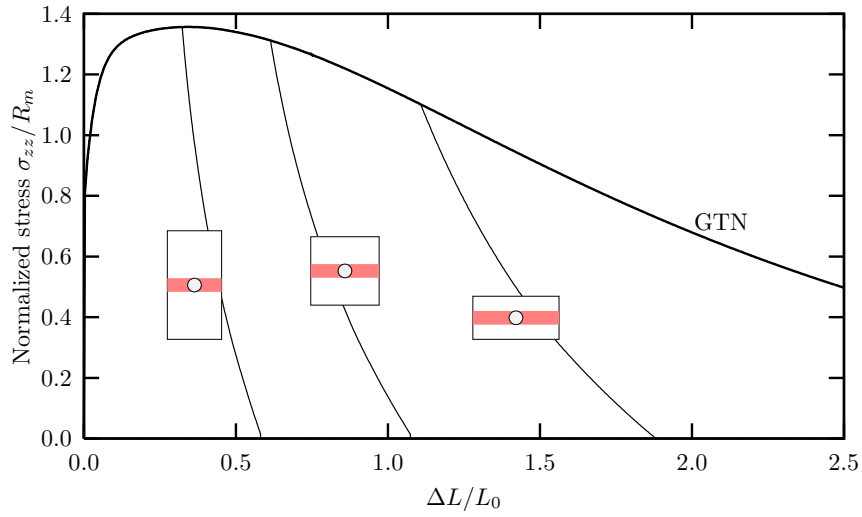


FIGURE VI.6 – Réponse du modèle croissance/coalescence proposé pour différentes formes de la boîte et comparaison avec le modèle GTN seul (sans fonction  $f_*$ ).

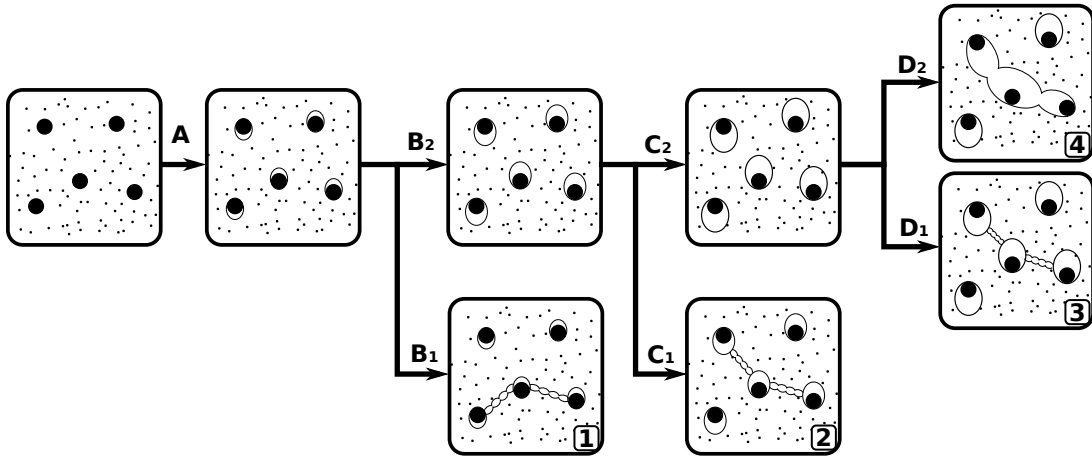


FIGURE VI.7 – Schéma des différents scénarios de la rupture au sein d'un acier

[Needleman78, Besson01a, Besson03]. Des bandes de localisation à l'échelle mésoscopique ont été récemment mises en évidence grâce à la corrélation d'image appliquée à des résultats de tomographie [Morgeneyer14]. On suppose que l'apparition de ces bandes est plus aisée en déformation plane et qu'elles sont le siège de la germination secondaire sur les carbures de fer. Afin de représenter de la manière la plus simple ces tendances, on exprime la vitesse de germination comme :

$$A_n = \begin{cases} A_0 & \text{si } p^{\text{GTN}} > p_c \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{VI.28})$$

Cette expression introduit un seuil ( $p_c$ ) au-dessus duquel la germination débute.  $A_0$  donne la vitesse de germination qui est prise constante. On suppose en outre que le seuil  $p_c$  dépend de  $\mathcal{L}_{\dot{\varepsilon}_p}$  comme :

$$p_c = p_{c0} + (p_{c1} - p_{c0}) \left( \frac{1 + \cos(\pi(\mathcal{L}_{\dot{\varepsilon}_p} + 1))}{2} \right)^2 \quad (\text{VI.29})$$

où  $p_{c0}$  et  $p_{c1}$  sont respectivement les seuils de germination pour  $\mathcal{L}_{\dot{\varepsilon}_p} = 0$  et  $\mathcal{L}_{\dot{\varepsilon}_p} = \pm 1$  (chargement axisymétrique). La figure VI.8 représente l'évolution de  $p_c$  en fonction du paramètre de Lode. On remarque alors bien que les paramètres du modèle soient réglés de sorte à favoriser la germination pour  $\mathcal{L}_{\dot{\varepsilon}_p}$  proche de 0.

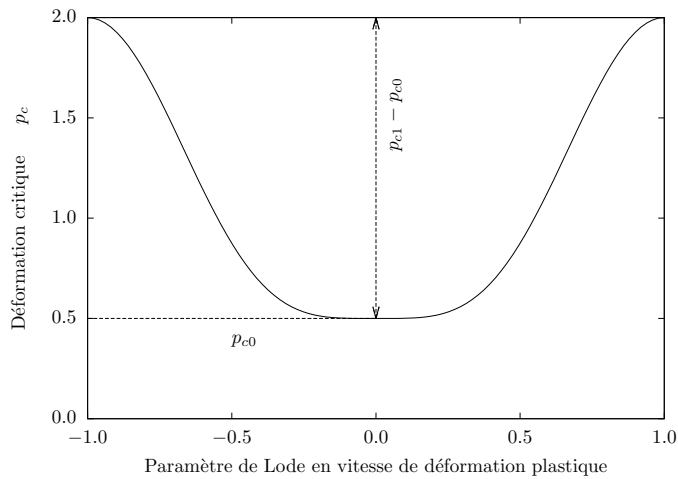


FIGURE VI.8 – Seuil de déclenchement de la germination des porosités sur les inclusions secondaires en fonction du paramètre Lode en vitesse de déformation plastique.

### 1.9. Etat de contraintes de chaque structure

Afin de mieux comprendre les effets de géométrie sur l'endommagement du matériau et de vérifier la nécessité d'utiliser le paramètre de Lode comme seuil de germination secondaire, l'étude de l'état des contraintes en pointe de fissure des différentes éprouvettes est nécessaire. Ainsi une série de calculs d'émoussement 3D a été effectuée.

Les calculs sur éprouvettes entaillées sont effectués en élastoplastique. Les comparaisons des paramètres de Lode et de taux de triaxialité sont faites au moment où la déformation atteinte est égale à celle à laquelle les éprouvettes rompent. Les valeurs des paramètres de Lode et de taux de triaxialité sont alors évaluées au centre de chaque structure.

Les calculs sur éprouvettes fissurés sont effectués en prenant en compte un émoussement initial de  $20\mu\text{m}$  (le maillage est de la forme de celle montrée sur la figure VI.9). Les comparaisons des paramètres de Lode et taux de triaxialité des contraintes sont faites pour un CTOD final de  $200\mu\text{m}$ . Ces deux paramètres sont alors comparés au centre de chaque structure.

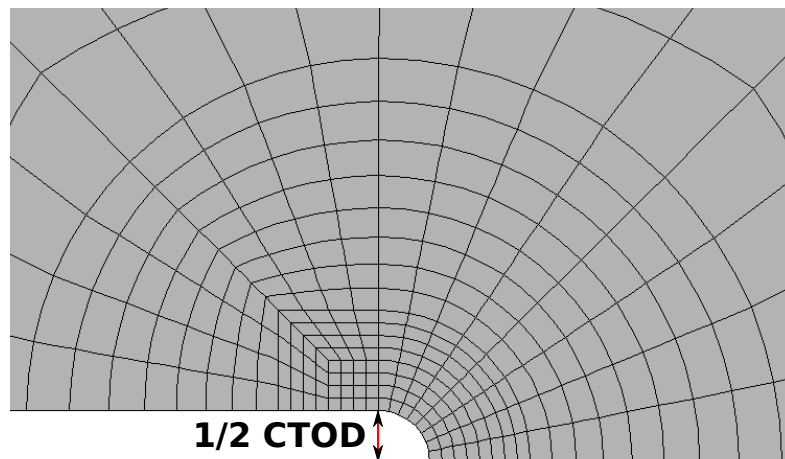


FIGURE VI.9 – Maillage de la zone d'émoussement de chaque éprouvette

Les tableaux VI.1 et VI.2 reportent les valeurs des paramètres de Lode et de taux de triaxialité des contraintes pour les éprouvettes entaillées et fissurées.

Le premier tableau montre alors les résultats pour les éprouvettes de tractions entaillées et de déformation plane. On constate alors deux choses importantes. Premièrement, le taux de triaxialité des contraintes est plus élevé dans les éprouvettes  $NT_X$  que dans l'éprouvette de dé-

formation plane. De plus, plus l'entaille est sévère, plus le taux de triaxialité des contraintes augmente (ce qui était l'effet recherché par l'utilisation de ces éprouvettes). Ensuite, on peut remarquer que les éprouvettes  $NT_X$  présentent un paramètre de Lode proche de -1, alors que celui de l'éprouvette de déformation plane est de zéro. Cette dernière remarque reste consistante avec la logique du paramètre de Lode (dont l'équation est  $\frac{2*\sigma_{22}-\sigma_{11}-\sigma_{33}}{\sigma_{11}-\sigma_{33}}$ , où la direction "2" est la direction principale de sollicitation) où les structures sollicitées en déformation plane présentent un paramètre de Lode nul et celles dont les sollicitations sont multi axiales sont proche de -1 ou 1.

Eprouvette	$DP$	$NT_2$	$NT_4$	$NT_{10}$
Paramètre de Lode	-0.01	-0.876	-0.849	-0.84
Taux de triaxialité	0.70	1.20	1.0	0.839

TABLE VI.1 – Tableau des paramètres de Lode pour chaque structure étudiée

Le deuxième tableau reprend les valeurs des paramètres de Lode et de taux de triaxialité pour les éprouvettes fissurées. Ces valeurs sont directement issues des profils montrés sur la figure VI.10. Les valeurs des paramètres de Lode sont prises au niveau des pics s'ils sont visibles et à la même distance du front de fissure que le pic des triaxialités des contraintes sinon. Celles des taux de triaxialité sont prises directement au niveau de leur pic. On constate alors que deux tendances sont visibles sur ces éprouvettes : les éprouvettes présentant un comportement de déformation plane et celles dont le ligament est sollicité de façon multiaxiale. On remarque alors que les éprouvettes  $SENT$  dont le ligament est relativement large (type  $S$  et  $C$ ) sont alors des structures dont la composante de déformation plane est importante. Les deux autres structures, en revanche, présentent un comportement plus proche de celui des éprouvettes  $NT_X$ . On comprend alors facilement que les premières structures, tout comme l'éprouvette de déformation plane, seront plus affectées par la composante de germination secondaire du modèle.

Deuxièmement, on peut remarquer que seule l'éprouvette  $CT$  présente un taux de triaxialité des contraintes supérieur aux autres. En effet, les taux de triaxialités des éprouvettes  $SENT_X$  sont tous équivalents et plus faibles de près de 25% que celui des éprouvettes  $CT$ . On constate aussi que les éprouvettes  $SENB$  présentent des valeurs maximales de paramètre de Lode et taux de triaxialité équivalent entre elles et à ceux d'une éprouvette  $CT$ . La longueur de fissure initiale ne semble alors pas influencer sur ces valeurs maximales de pics.

Eprouvette	$CT$	$SENT_{C1}$	$SENT_{C2}$	$SENT_S$	$SENT_F$	$SENB_2$	$SENB_5$
Paramètre de Lode	-0.98	0.02	0.01	-0.06	-0.87	-0.85	-0.98
Taux de triaxialité	2.06	1.52	1.41	1.47	1.43	2.0	2.5

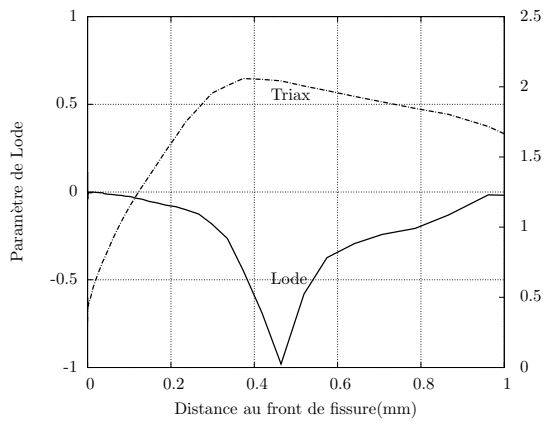
TABLE VI.2 – Tableau des paramètres de Lode pour chaque structure étudiée

Finalement, on remarque sur les profils des taux de triaxialité des contraintes et des paramètres de Lode le long du ligament au centre de l'éprouvette deux différences importantes. Premièrement, les éprouvettes  $SENT$  dont le paramètre de Lode est proche de zéro ne présentent aucun pic dans la distance de 2 CTOD. En effet, on remarque que le paramètre de Lode reste proche de zéro sur une certaine distance avant de chuter. Les autres éprouvettes présentent elles un pic très marqué.

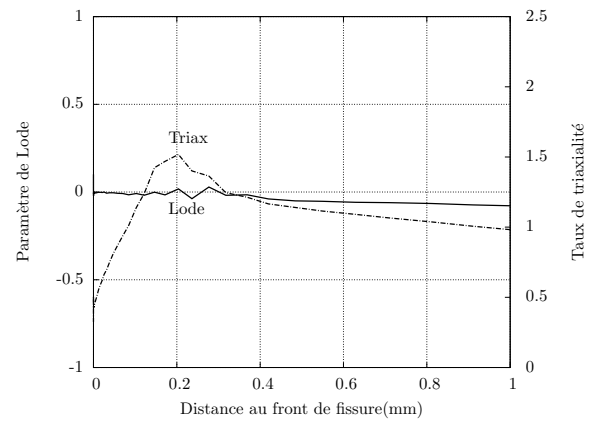
On constate alors sur ces pics que seule l'éprouvette  $CT$  présente un maximal du paramètre de Lode et du taux de triaxialité des contraintes légèrement au-delà de la distance de 2 CTOD (400 $\mu$ m). Les autres éprouvettes présentent toute ce pic en dessous de cette valeur.

Ensuite, on remarque une différence importante sur le profil des taux de triaxialité entre les éprouvettes  $CT$  et  $SENB_5$  d'une part et les éprouvettes  $SENT_X$  et  $SENB_2$  d'autre part. En effet, alors que les éprouvettes  $SENT_X$  présentent un pic de faible amplitude et de faible hauteur,

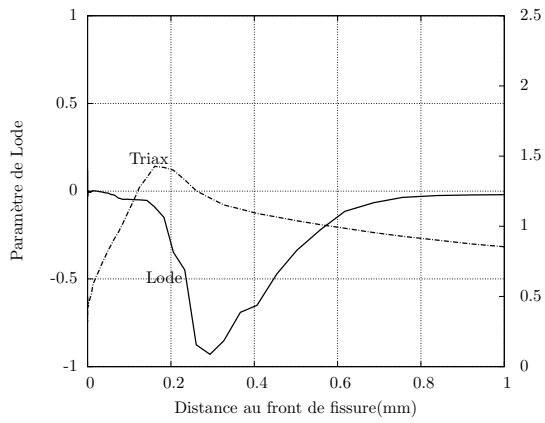
l'éprouvette *CT* présente elle un pic très étalé et beaucoup plus haut. De plus, la distance de ces pics au front de fissure est deux fois plus importante pour les éprouvettes *CT* que pour les autres éprouvettes. Cette différence de taux de triaxialité peut alors être attribuée à la différence de type de sollicitation. En effet, alors que l'éprouvette *SENT<sub>X</sub>* est sollicitée en traction (sur toute la longueur de son ligament), l'éprouvette *CT* est, elle, sollicitée en flexion. On comprend alors facilement que, à longueur de fissure égale, l'éprouvette *CT* est plus sévère que l'éprouvette *SENT<sub>X</sub>*.



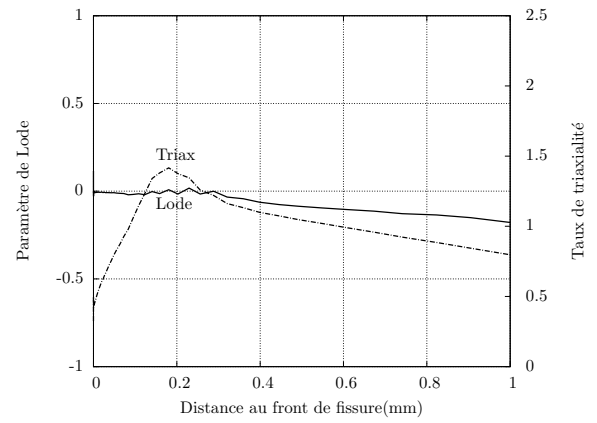
(a) Eprouvette  $CT$



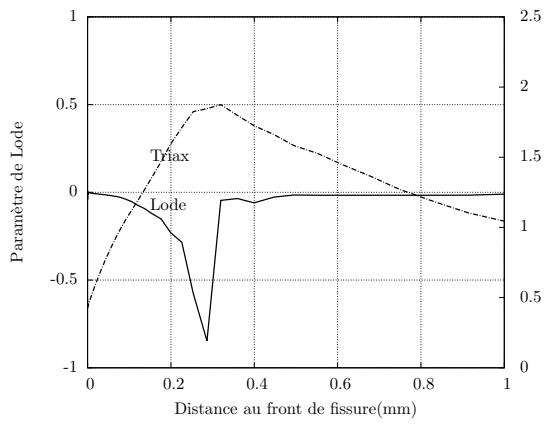
(b) Eprouvette  $SENT_{C1}$



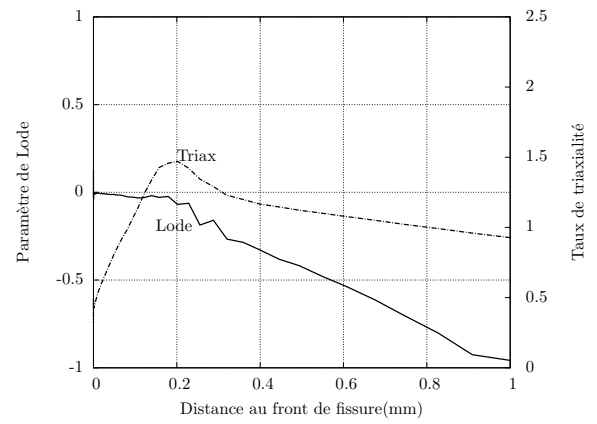
(c) Eprouvette  $SENT_F$



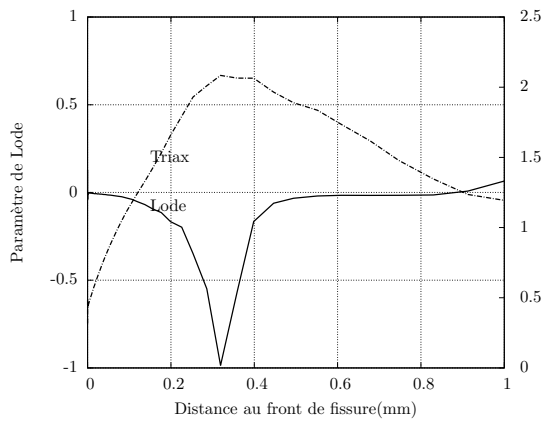
(d) Eprouvette  $SENT_{C2}$



(e) Eprouvette  $SENB_2$



(f) Eprouvette  $SENT_S$



(g) Eprouvette  $SENB_5$

FIGURE VI.10 – Comparaison des paramètres de Lode et de taux de triaxialité pour les différentes éprouvettes

## 2. Modélisation de l'anisotropie d'endommagement de L'acier X63

Au cours de notre étude, nous avons pu mettre en avant le caractère anisotrope de la résistance à l'endommagement de notre matériau. Cette anisotropie peut être expliquée par la présence d'alignements d'inclusions au sein de notre matériau dans la direction de laminage. Par ailleurs, un classement des faciès de rupture des différentes éprouvettes a permis de mettre en avant les proportions des différents phénomènes intervenants au cours de l'endommagement du matériau (croissance et germination). Ces deux phénomènes sont pris en compte de deux façons différentes au cours de leur modélisation :

- Le premier est pris en compte par l'ajout du modèle de Thomason au modèle de Gurson permettant de rendre compte de la différence d'espacement entre les cavités
- Le second phénomène, basé sur un seuil de germination en fonction de la structure considérée, est pris en compte par l'introduction du paramètre de Lode sur le contrôle de la germination des inclusions secondaires du modèle

Ainsi les paramètres de la loi d'endommagement ont été identifiés en deux étapes successives. La première consistant à identifier les paramètres des composantes de Gurson et de Thomason sur les éprouvettes de traction axisymétriques entaillées et vérifier la loi d'endommagement sur les éprouvettes *CT*. La deuxième étape est le paramétrage du contrôle de la germination par l'utilisation du paramètre de Lode afin de pouvoir rendre compte de l'endommagement de toutes les structures étudiées.

### 2.1. Les maillages de l'étude

Une précédente identification de paramètres ayant été effectuée sur les éprouvettes  $NT_X$  lors de la phase d'identification de la loi élastoplastique anisotrope, des maillages 3D ont déjà été utilisés. Le calcul de l'endommagement étant très peu sensible à la taille de maille sur ces éprouvettes, les mêmes maillages peuvent être utilisés pour l'identification des paramètres d'endommagement. Au cours de la simulation de l'endommagement du matériau, seule la rangée d'éléments en contact avec le plan de symétrie au centre de l'entaille est soumise à la loi d'endommagement du modèle.

Les éprouvettes fissurées (*CT*, *SENT* et *SENB*) nécessitent quant à elles un maillage adapté. En effet, une zone de mailles parallélépipédiques régulières doit être placée légèrement en amont et sur le chemin de fissuration. Comme précédemment seules les mailles situées sur la rangée au niveau du plan de symétrie sur le chemin de fissuration sont soumises à la loi d'endommagement du matériau.

Cependant, les éprouvettes fissurées sont très sensibles à la hauteur des mailles sur le chemin de fissuration. Ainsi, les tailles de mailles doivent être contrôlées et équivalentes pour tous les maillages. Deux tailles de mailles ont alors été choisies au cours de notre étude afin de borner au mieux le comportement des différentes éprouvettes. Chaque éprouvette possède donc un maillage avec des mailles de  $100\mu m$  de haut et un maillage avec des mailles de  $200\mu m$  de haut. Ces mailles sont carrées dans le plan de chargement-propagation. Les mailles sont alors de forme parallélépipédique à section carrée et de longueur d'environ  $400\mu m$  (soit deux fois la hauteur de la maille).

### 2.2. Identifications des paramètres

Lors de la modélisation de l'endommagement du matériau, trois points importants sont à prendre en compte :

- Les valeurs des paramètres de la loi de comportement à l'endommagement (i.e  $q_1$  et  $q_2$  pour la partie du modèle dépendant de GTN et  $a_I$ ,  $a_{II}$  et  $a_{III}$  pour la partie du modèle

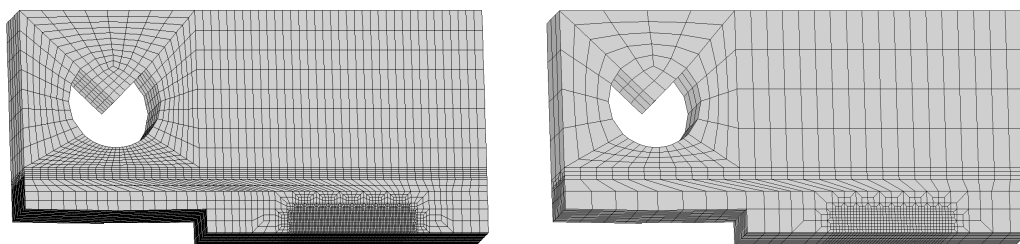


FIGURE VI.11 – Maillages des éprouvettes *CT* avec des hauteurs de mailles de 100 et 200 $\mu m$

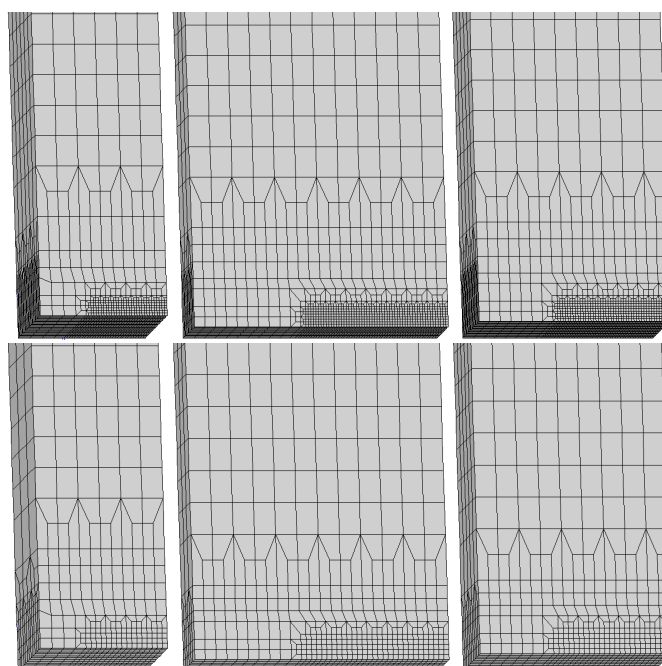


FIGURE VI.12 – Maillages des éprouvettes *SENT* avec des hauteurs de mailles de 100 et 200 $\mu m$

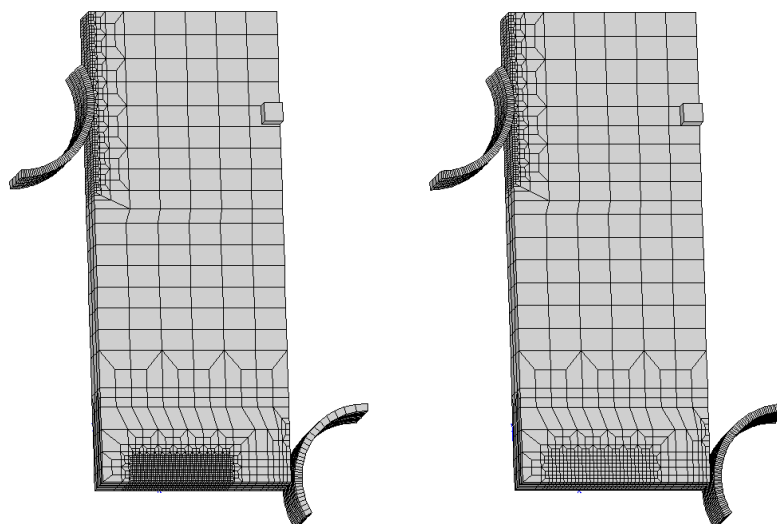


FIGURE VI.13 – Maillages des éprouvettes *SENB* avec des hauteurs de mailles de 100 et 200 $\mu m$

dépendant de Thomason)

- La taille des mailles soumises à la loi d'endommagement (le comportement à l'endommagement du modèle dépendant dans la plupart des cas de la hauteur de ces mailles)
- Le contrôle de la germination des cupules sur les inclusions secondaires ( $\text{Fe}_3\text{C}...$ )

Dans un premier temps, nous nous attacherons à l'identification des paramètres de la loi de comportement et aux tailles des mailles soumises à l'endommagement. Cette identification se fait tout d'abord sur les éprouvettes de type  $\text{NT}_X$  avant d'être ajustée très légèrement sur les éprouvettes fissurées. Le matériau étant anisotrope, il reste orienté de la même façon que lors du chapitre précédent.

Par ailleurs, l'identification sur les éprouvettes de type  $\text{NT}_X$  se fait en deux étapes :

- Une étape dite "grossière" où la simulation est conduite jusqu'à la rupture du premier élément de la structure, définissant le premier point de coalescence. Cette étape permet alors d'obtenir une approximation des paramètres de la loi de comportement et notamment des paramètres de taille relative d'élément de volumes  $a_X$
- Une étape dite "fine" où la simulation est conduite jusqu'à rupture complète de la structure afin d'ajuster les paramètres pour simuler la rupture totale de l'éprouvette. Lors de cette étape, les éprouvettes fissurées sont aussi simulées et la germination des inclusions secondaire est contrôlée par le paramètre de Lode

La limite de la première phase de cette identification est montrée sur la figure VI.14. En effet, l'endommagement de ces structures se fait par croissance des porosités, correspondant à la composante de Gurson du modèle, jusqu'à l'atteinte d'un stade où la coalescence intervient, stade où le modèle de Thomason décrit la rupture de l'élément de volume.

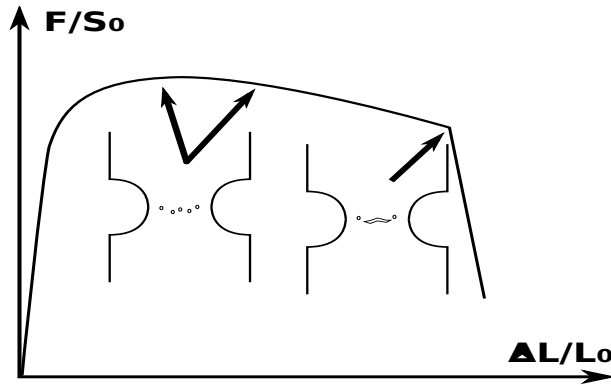


FIGURE VI.14 – Courbes de l'évolution de la ductilité pour une éprouvette  $\text{NT}_4$  dans les différentes directions

Les paramètres alors optimisés pour la loi de comportement à la fin des deux phases sont reportés dans le tableau VI.3. Il est important de rappeler ici que comme les valeurs des paramètres  $a_X$  du modèle de Thomason définissent une taille de cellule à l'intérieur de laquelle le volume de la cavité est défini par la fraction volumique de cavité dans le matériau, seuls les ratios entre ces longueurs sont importants. Ainsi seuls deux de ces paramètres  $a$  ( $a_I$  et  $a_{II}$ ) seront soumis à identification (le troisième,  $a_{III}$ , étant pris à 1).

Paramètre	$q_1$	$q_2$	$a_I$	$a_{II}$	$a_{III}$	$p_{c0}$	$p_{c1}$
Coefficient	1.626	1.142	0.976	0.304	1	0.45	2

TABLE VI.3 – Tableau des paramètres de la loi d'endommagement

Dans un second temps, le contrôle de la germination des carbures s'est fait par l'utilisation du paramètre de Lode. Cette germination est alors contrôlée par un seuil décrit par les équations VI.28 et VI.29, où  $p_{c0}$  et  $p_{c1}$  sont respectivement égaux à 0.45 et 2. Le seuil de germination est donc plus faible pour les paramètres de Lode proches de zéro, favorisant ainsi la germination au sein des structures dont le paramètre de Lode est dans ce cas (cas des éprouvettes sollicitées en déformation plane). Les valeurs des paramètres de Lode pour chaque structure ont donc été calculées en pointe de fissure et reportés dans le tableau VI.2. Ces comparaisons sont faites pour une valeur de CTOD de  $200\mu\text{m}$ . La valeur maximale des triaxialités est alors relevée ainsi que la valeur minimale du paramètre de Lode dans cette même zone. Si aucun pic n'est observé sur le paramètre de Lode, alors la valeur retenue est celle de ce paramètre à la même distance au front de fissure que celle relevée au pic de triaxialité. On peut ainsi avoir une idée de la contribution de la composante de germination secondaire utilisée par le modèle pour chaque structure.

## 2.3. Résultats des simulations

### Comparaisons avec les essais

La figure VI.15 reporte les résultats pour les essais  $NT_X$ . On peut alors constater que le modèle prédit de manière générale l'initiation de l'amorçage au sein de ces éprouvettes. On remarque ainsi que l'anisotropie d'endommagement est correctement prédite par le modèle. Finalement, on peut aussi remarquer que le comportement de l'éprouvette simulée au cours de son endommagement est très semblable à celui de l'éprouvette testée.

Par ailleurs, on peut remarquer l'effet de la germination secondaire sur ces courbes. On constate alors que cette germination n'a pas d'effet sur l'amorçage de la rupture, mais seulement sur la pente d'endommagement qui suit. Ce phénomène peut être expliqué par le fait que le paramètre de Lode contrôlant le seuil de germination est égal à 1 à l'amorçage de l'endommagement, mais diminue au fur et à mesure que la fissure se propage et que le ligament diminue. Son effet est alors de plus en plus important, ce qui permet de corriger les pentes.

Les résultats des simulations des essais sur éprouvettes de déformation plane sont présentés sur la figure VI.16. On constate alors comme précédemment que le modèle complet permet de rendre compte du comportement du matériau. On constate alors cette fois-ci l'importance du seuil de germination contrôlé par le paramètre de Lode. En effet, dans le cas d'une sollicitation en déformation plane, ce paramètre est très proche de zéro. Le seuil de germination secondaire est donc plus rapidement atteint, déclenchant ainsi la rupture des éléments sur la population d'inclusions secondaires. La prise en compte de cette germination secondaire permet alors de passer d'un matériau simulé extrêmement ductile et très anisotrope à celui d'un matériau quasi isotrope à la ductilité mesurée. En effet, on remarque que l'éprouvette de déformation plane simulée sans germination secondaire dans le sens  $L$  (respectivement  $T$ ) est deux fois (respectivement une fois et demie) plus ductile que l'éprouvette avec germination secondaire. Ces simulations sont alors très anisotropes (près de 25% de différence de déformation) sans germination secondaire, ce qui n'est pas le cas des simulations avec germination secondaire.

La première des éprouvettes fissurées simulées est l'éprouvette CT. On peut ainsi voir la comparaison des résultats des simulations sur la figure VI.17. La réponse du modèle dépendant de la déformation relative des mailles dans le sens de sollicitation, les simulations avec deux hauteurs de mailles ( $100$  et  $200\mu\text{m}$ ) sont présentées. Il semble alors que l'état de contraintes ainsi que le mécanisme d'endommagement intervenant dans la rupture des éprouvettes CT ne permettent l'utilisation que de mailles de  $200\mu\text{m}$  de hauteur pour rendre compte du comportement du matériau. On constate aussi que la simulation des deux directions de sollicitation produit des résultats proches des essais, permettant ainsi de simuler correctement l'anisotropie de résistance à l'endommagement.

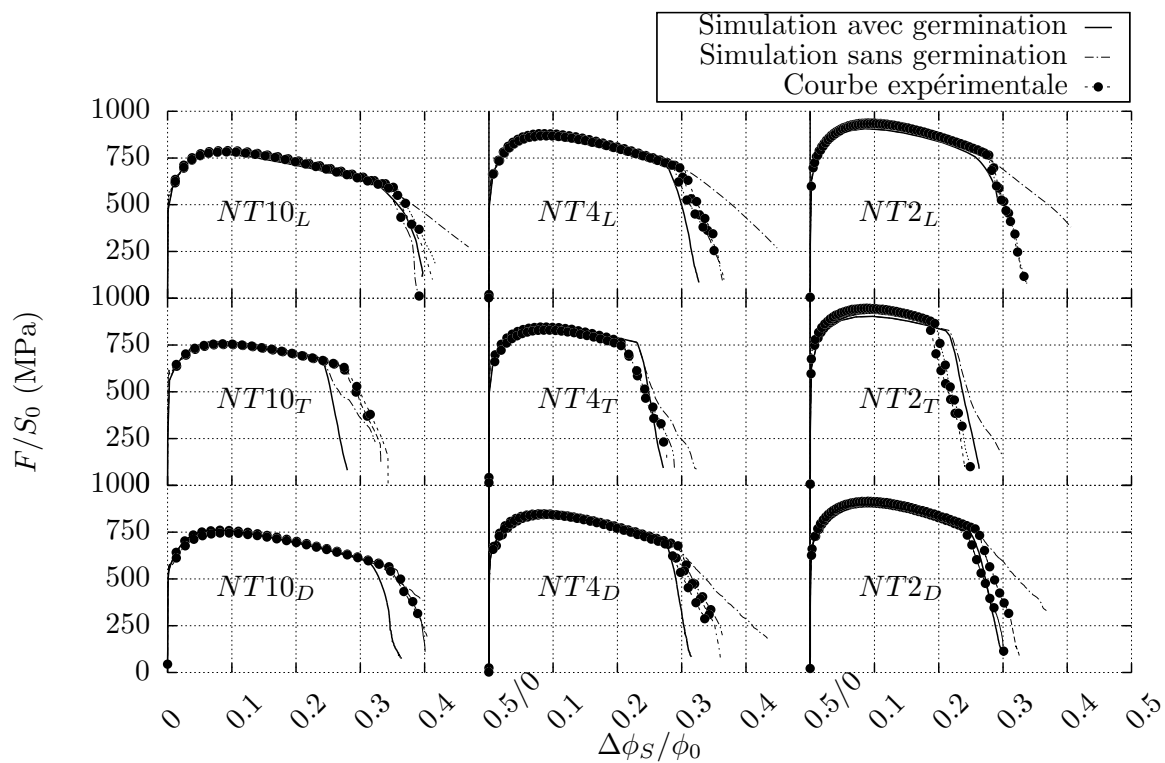


FIGURE VI.15 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes  $NT_X$  dans les directions  $L$ ,  $T$  et  $D$

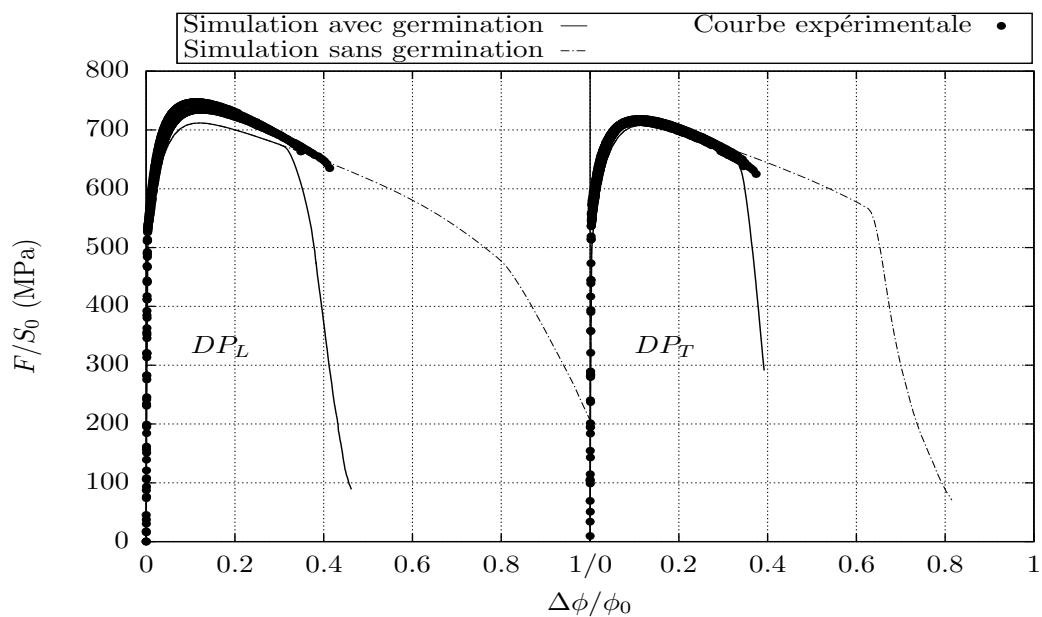


FIGURE VI.16 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes de déformation plane dans les directions  $L$  et  $T$

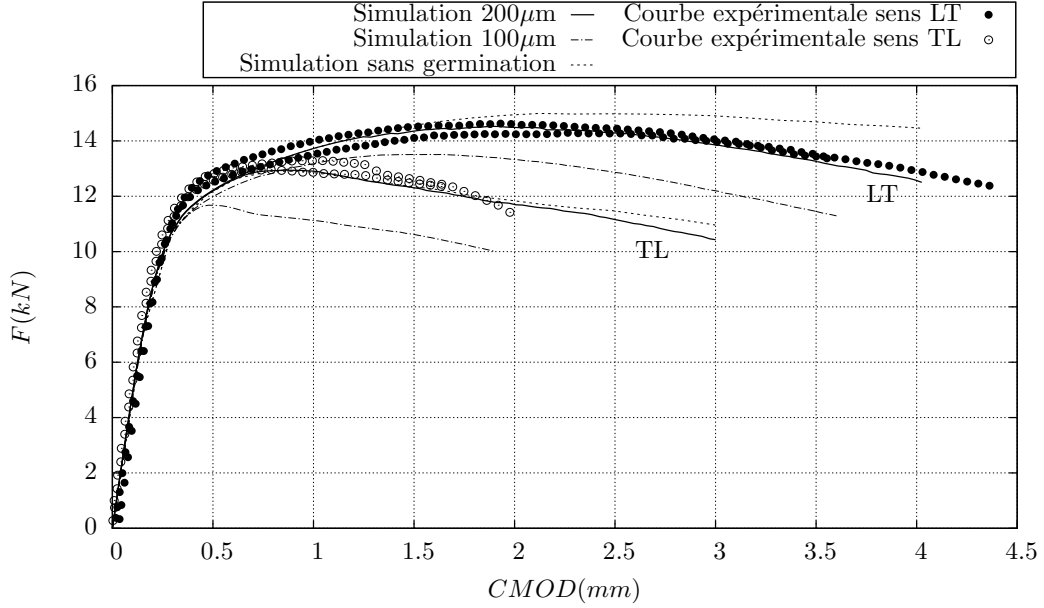


FIGURE VI.17 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes *CT* dans les directions *L* et *T*

Par ailleurs, une simulation sans germination secondaire contrôlée par le paramètre de Lode et utilisant des mailles de  $200\mu\text{m}$  de hauteur est présentée ici. On constate premièrement que l'effet de la germination secondaire n'est pas le même dans les deux directions. Ce phénomène peut facilement être expliqué par le fait que le modèle privilégie la coalescence des cupules liées aux inclusions de CeS (première population) grâce à la composante de Thomason dans le sens où elles sont plus rapprochées (sens *L*). Ainsi, les mailles rompent préférentiellement par coalescence pour les éprouvettes de la direction *TL* et ont besoin d'une composante de germination secondaire plus importante pour rompre dans le sens de sollicitation *LT*.

Finalement, les courbes  $J - \Delta a$  sont présentées sur la figure VI.18. On constate alors que les simulations utilisant des mailles de  $200\mu\text{m}$  de hauteur sont là aussi plus représentatives du comportement du matériau. Ce phénomène peut être expliqué par le fait que la simulation des courbes force-déplacement soit plus précise avec les maillages de  $200\mu\text{m}$  (la même méthode de calcul de l'intégrale  $J$  ayant été utilisée pour les essais et les simulations).

Ensuite, les différentes géométries d'éprouvettes *SENT* ont été simulées. La figure VI.19 reporte alors les résultats des simulations pour les éprouvettes de type  $C_2$  (éprouvettes de type DNV avec  $W=0.5B=5\text{mm}$ ). On constate alors que les simulations utilisant des hauteurs de mailles de  $200\mu\text{m}$  surestiment largement le comportement de cette structure. En revanche, les simulations avec les tailles de mailles de  $100\mu\text{m}$  semblent rendre mieux compte du comportement du matériau. Ce phénomène peut alors être expliqué par la nécessité d'utiliser deux échelles dans le modèle afin de décrire la croissance de deux populations d'inclusions. En effet, le modèle devant gérer la compétition entre ces deux phénomènes intervenants à différentes échelles, il se peut que l'utilisation de deux échelles de maillage soit nécessaire.

On remarque cependant que les éprouvettes de la direction *LT* sont relativement mal représentées par le modèle. L'origine de cet écart peut être imputée à la difficulté de déterminer la longueur initiale de fissure avec précision. En effet, les dimensions de ces éprouvettes imposant un ligament de faible longueur, une petite imprécision de mesure de la longueur initiale de fissure peut conduire à d'importantes variations sur les résultats des calculs.

Par ailleurs, on constate l'effet important de la germination secondaire sur ces éprouvettes.

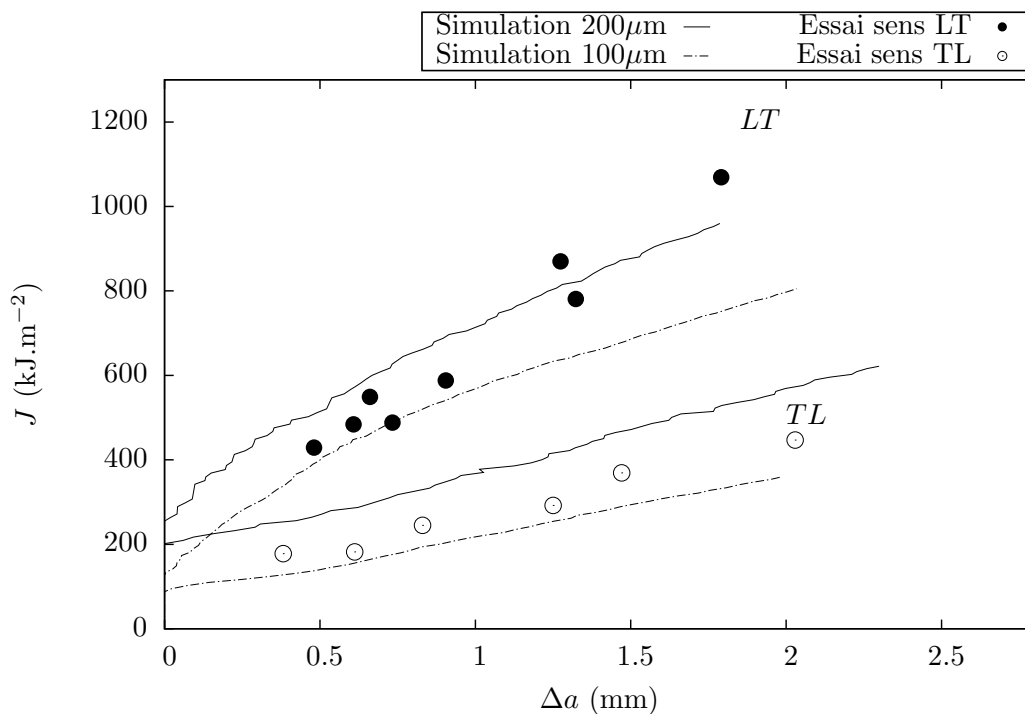


FIGURE VI.18 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes *CT* dans les directions *L* et *T* pour les courbes  $J - \Delta a$

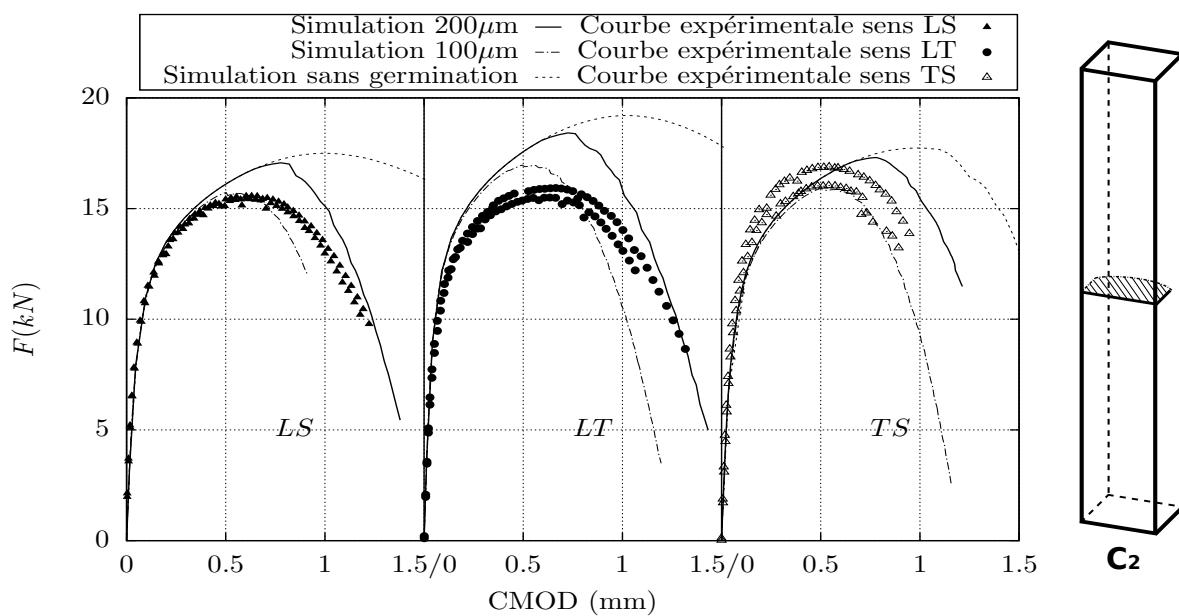


FIGURE VI.19 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes *SENT<sub>C2</sub>* dans les directions *LT*, *LS* et *TS*

En effet, comme dans le cas des éprouvettes de déformation plane, la germination secondaire basée sur le paramètre de Lode permet de réduire fortement la résistance du matériau simulé pour ces types de sollicitation. Ce paramètre étant proche de zéro, il induit une forte germination secondaire, ce qui concorde avec les faciès de rupture de ces éprouvettes.

Les courbes des éprouvettes *SENT* de faible épaisseur, type *F*, présentent des caractéristiques similaires (cf. figure VI.20). En effet, on constate que le comportement de ces éprouvettes est mieux reproduit avec les maillages présentant des mailles de  $100\mu\text{m}$  de hauteur en pointe de fissure. On remarque cependant que les éprouvettes de la direction *LS* sont mal représentées par le modèle. Cet écart a probablement la même origine que celle précédemment indiquée.

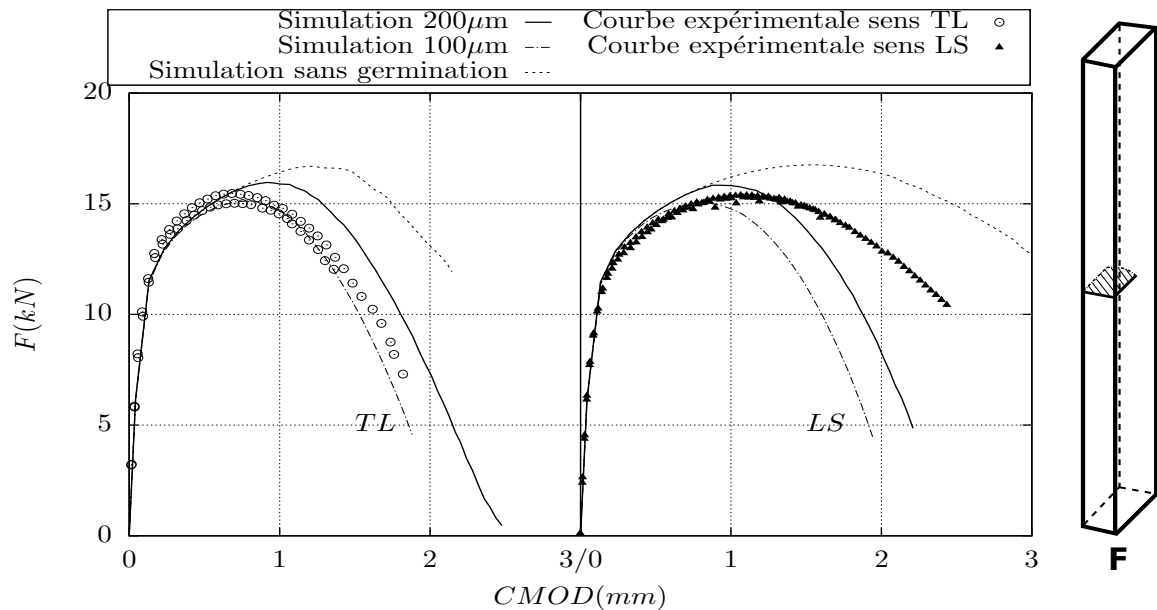


FIGURE VI.20 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes  $SENT_F$  dans les directions *TL* et *LS*

Finalement, les résultats pour les éprouvettes *SENT* de type *S* (section carrée) sont présentés sur la figure VI.21. On constate alors ici aussi que malgré le problème de longueur initiale de fissure sur les éprouvettes de la direction *LT*, les simulations avec les maillages de  $100\mu\text{m}$  de hauteur représentent le comportement du matériau.

Par ailleurs, les comparaisons des simulations avec et sans germination secondaire contrôlée par le paramètre de Lode pour les maillages à  $200\mu\text{m}$  de hauteur sont présentées sur ces dernières courbes. On remarque là aussi l'effet important de la germination secondaire sur les éprouvettes *SENT*. On constate aussi que, de manière générale, les éprouvettes des directions de sollicitation *T* (*TL* et *TS*) sont moins sensibles à la germination secondaire que les éprouvettes du sens *L* du fait de l'anisotropie du modèle d'endommagement.

Enfin, les courbes  $J - \Delta a$  des éprouvettes simulées sont comparées à celles des essais. On remarque alors que, de manière générale, les éprouvettes dont le comportement était bien représenté par les simulations présentent une bonne corrélation sur les courbes  $J - \Delta a$ . Les éprouvettes dont le comportement était mal reproduit présentent des courbes  $J - \Delta a$  simulées qui ont tendance à surévaluer les valeurs de  $J$  à l'amorçage et à le sous-évaluer par la suite. Dans tous les cas, les éprouvettes de la direction *T* sont bien représentées par les calculs avec les maillages de  $100\mu\text{m}$  de haut, alors que seul l'amorçage des éprouvettes de la direction *L* est bien représenté par ces maillages.

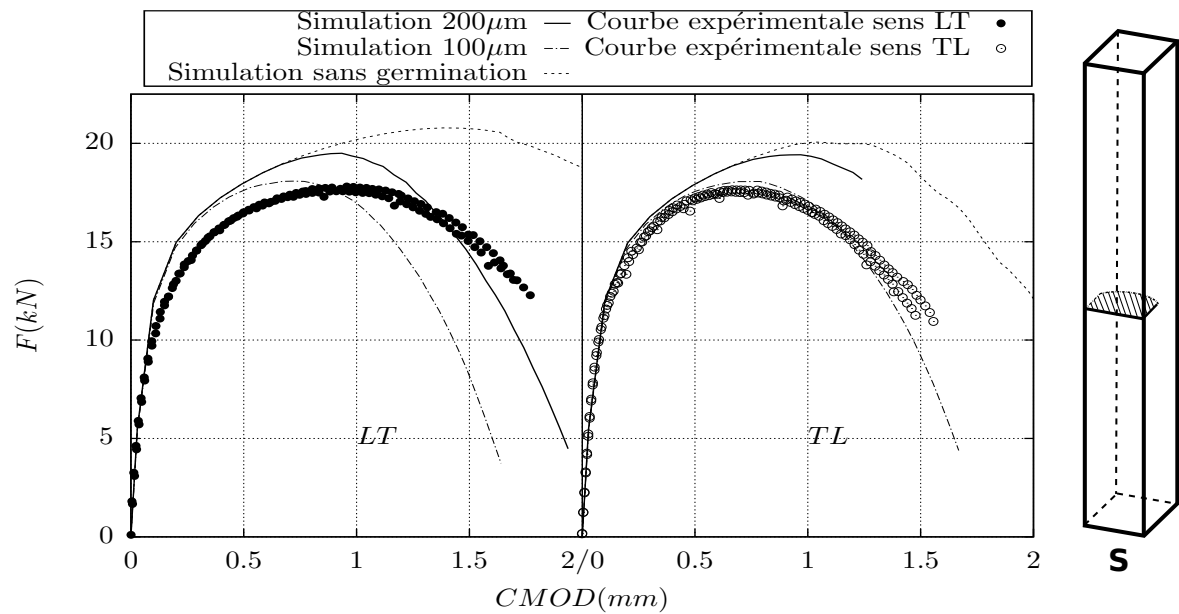


FIGURE VI.21 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes  $SENT_S$  dans les directions  $LT$  et  $TL$

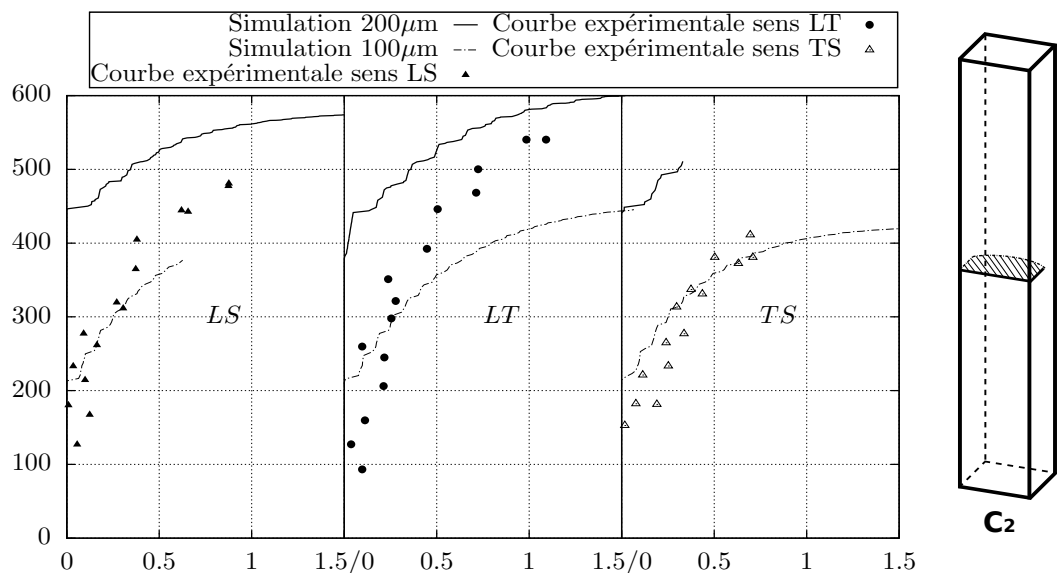


FIGURE VI.22 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes  $SENT_{C2}$  dans la direction  $LT$  et  $SENT_F$  dans la direction  $TS$  pour les courbes  $J-\Delta a$

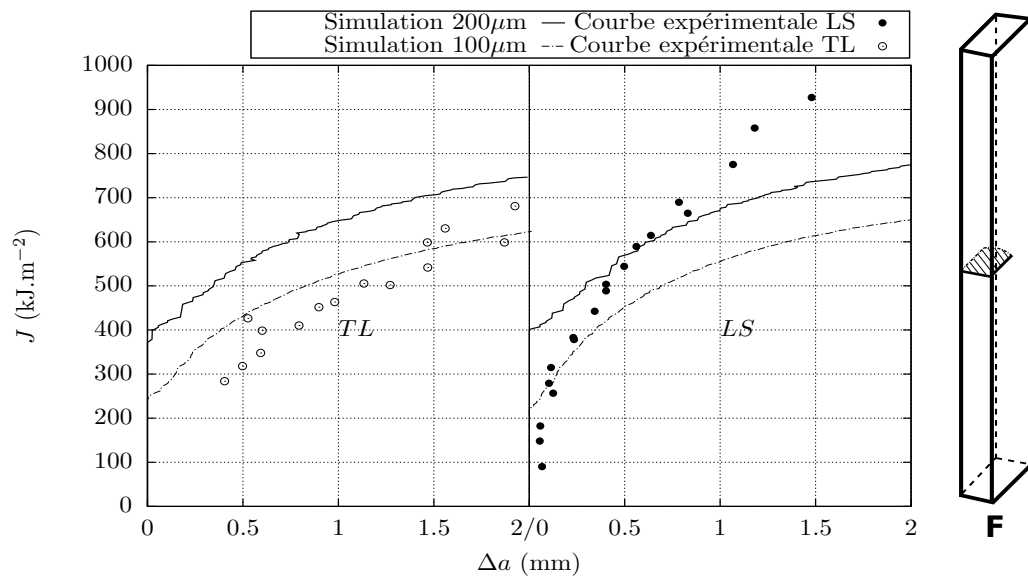


FIGURE VI.23 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes  $SENT_{C2}$  dans les directions  $LS$  et  $TS$  pour les courbes  $J-\Delta a$

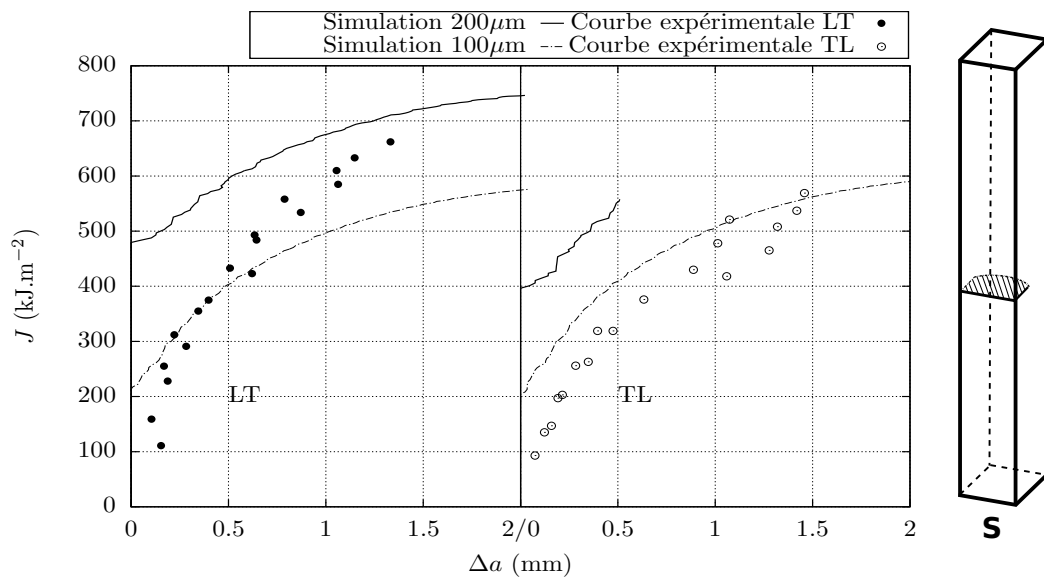


FIGURE VI.24 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes  $SENT_S$  dans les directions  $LT$  et  $TL$  pour les courbes  $J-\Delta a$

Finalement, les éprouvettes *SENB* ont été simulées. La figure VI.25 reporte les résultats et les simulations des essais sur éprouvette avec faible longueur de fissure (*SENB<sub>2</sub>*). On remarque alors premièrement que la différence entre les simulations avec les mailles de  $100\mu\text{m}$  et  $200\mu\text{m}$  est moins importante que pour les structures précédentes. On constate cependant que les simulations à  $100\mu\text{m}$  prédisent légèrement mieux le comportement du matériau.

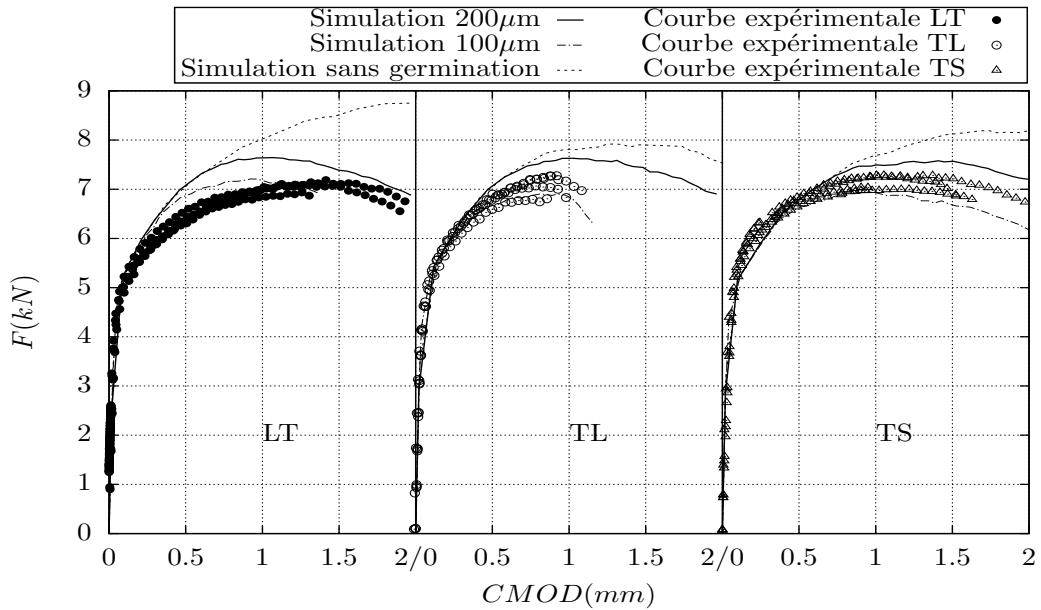


FIGURE VI.25 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes *SENB<sub>2</sub>* dans les directions *LT*, *TL* et *LS*

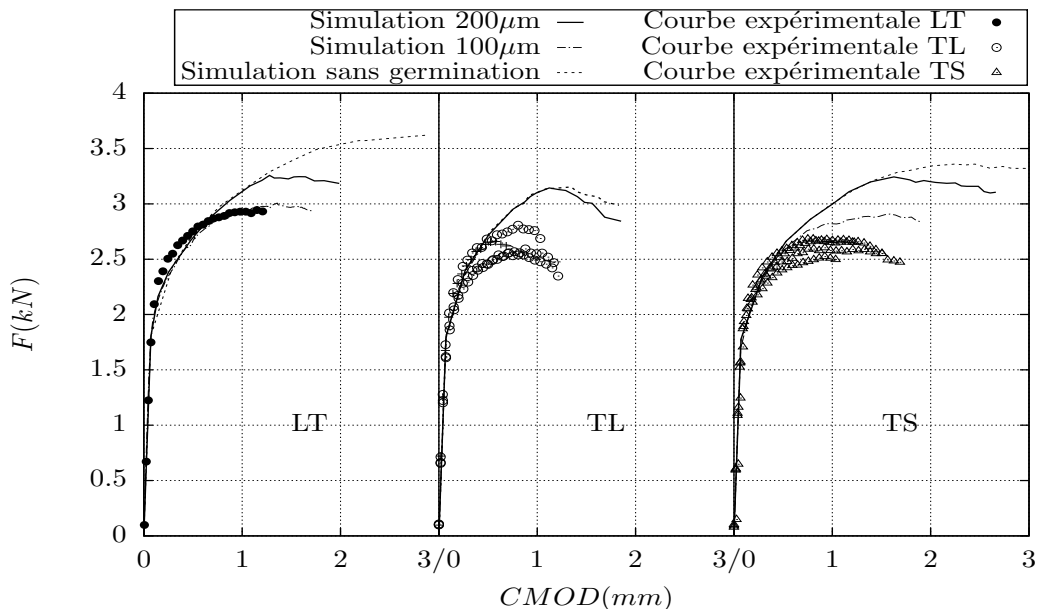


FIGURE VI.26 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes *SENB<sub>5</sub>* dans les directions *LT*, *TL* et *LS*

On remarque sur la figure VI.26 que les mêmes conclusions peuvent être tirées pour les éprouvettes *SENB* standard (*SENB<sub>5</sub>*). On remarque alors que, bien que les simulations avec des hauteurs de mailles de  $200\mu\text{m}$  et  $100\mu\text{m}$  soient proches, ces dernières représentent mieux le comportement du matériau. On constate cependant que les éprouvettes de la direction *TS* sont surestimées par le modèle.

Les simulations sans endommagement secondaire contrôlé par le paramètre de Lode sont aussi présentées sur ces figures. On constate alors comme précédemment que les éprouvettes de la direction  $L$  sont fortement sujettes à cette germination secondaire alors que les éprouvettes de la direction  $T$  le sont moins du fait de la moindre ductilité dans cette direction.

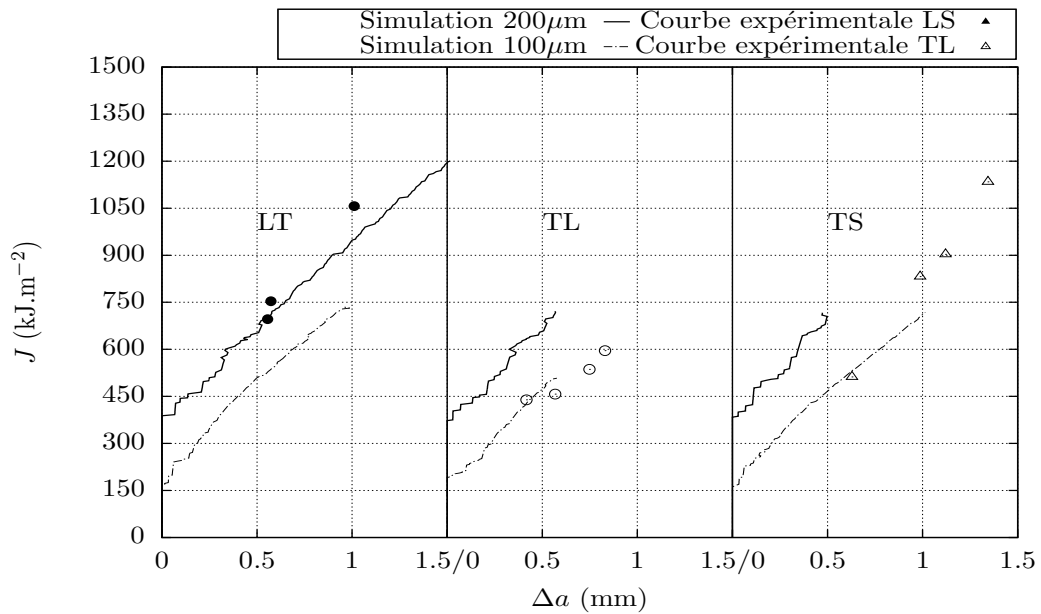


FIGURE VI.27 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes  $SENB_2$  dans les directions  $LT$ ,  $TL$  et  $LS$  pour les courbes  $J$ - $\Delta a$

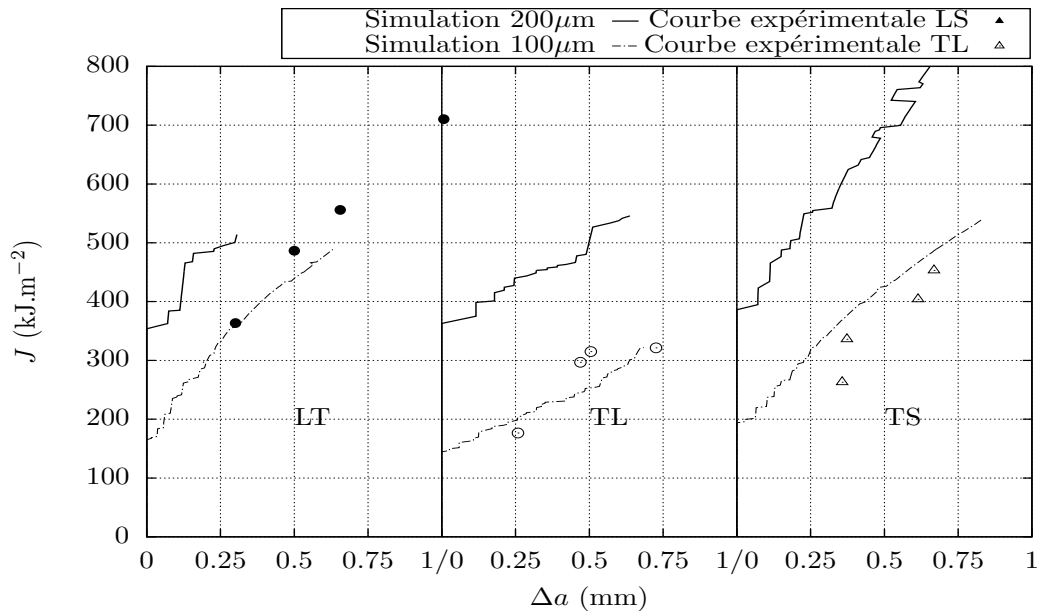


FIGURE VI.28 – Comparaison du modèle avec les essais pour les éprouvettes  $SENB_5$  dans les directions  $LT$ ,  $TL$  et  $LS$  pour les courbes  $J$ - $\Delta a$

Enfin, les courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les éprouvettes  $SENB_2$  et  $SENB_5$  sont reportées sur les figures VI.27 et VI.28. On constate alors que les simulations avec les maillages de 100 $\mu$ m de hauteur produisent des courbes de ténacité représentatives de la réalité. En effet, comme précédemment, les simulations avec les hauteurs de mailles de 100 $\mu$ m donnent de meilleurs résultats. Ce phénomène reste cependant surprenant pour les éprouvettes  $SENB$  standard ( $a_0 = 5$ mm), car le paramètre de Lode au sein de ces structures est plus proche de celui d'une  $CT$  que de celui d'une

*SENT*.

### Comparaisons des résultats entre les éprouvettes

Finalement, différentes comparaisons peuvent être faites entre les différentes géométries afin de vérifier l'aptitude du modèle à rendre compte des anisotropies et effets de structures observés lors des essais. La figure VI.29 présente alors les comparaisons entre les essais *CT* et *SENT<sub>S</sub>* pour la direction *LT*. On remarque alors que le modèle prédit une forte différence de comportement entre ces structures, ce qui n'est pas le cas des essais. Il est important de rappeler ici que le modèle rendait difficilement compte du comportement de l'éprouvette *SENT<sub>S</sub>* dans la direction *LT*, ce qui peut expliquer cette grosse différence de comportement.

Cependant, le modèle nous permet de mieux comprendre le fait que les essais *CT* et *SENT* ont des comportements similaires dans cette direction. En effet, on constate que l'éprouvette *CT* a tendance à privilégier la rupture par coalescence des cavités principales alors que l'éprouvette *SENT* privilégie plutôt la rupture par germination sur les inclusions secondaires. Ce phénomène de germination observé sur l'éprouvette *SENT* intervient plus tôt au cours de l'endommagement que la coalescence observée sur les éprouvettes *CT*, rendant alors la structure moins résistante, et abaissant ainsi la courbe  $J - \Delta a$  de ces éprouvettes. Le fait que la courbe  $J - \Delta a$  de l'éprouvette *SENT* se retrouve abaissée au même niveau que celle de la *CT* n'est cependant qu'une coïncidence.

La figure VI.30 reporte la même comparaison pour la direction *TL*. On remarque alors que le modèle rend de façon plus juste la différence de comportement entre les deux structures. En effet, bien que le modèle surestime légèrement les valeurs de l'intégrale  $J$  pour les deux géométries, il autorise une bonne conservation de la tendance expérimentale.

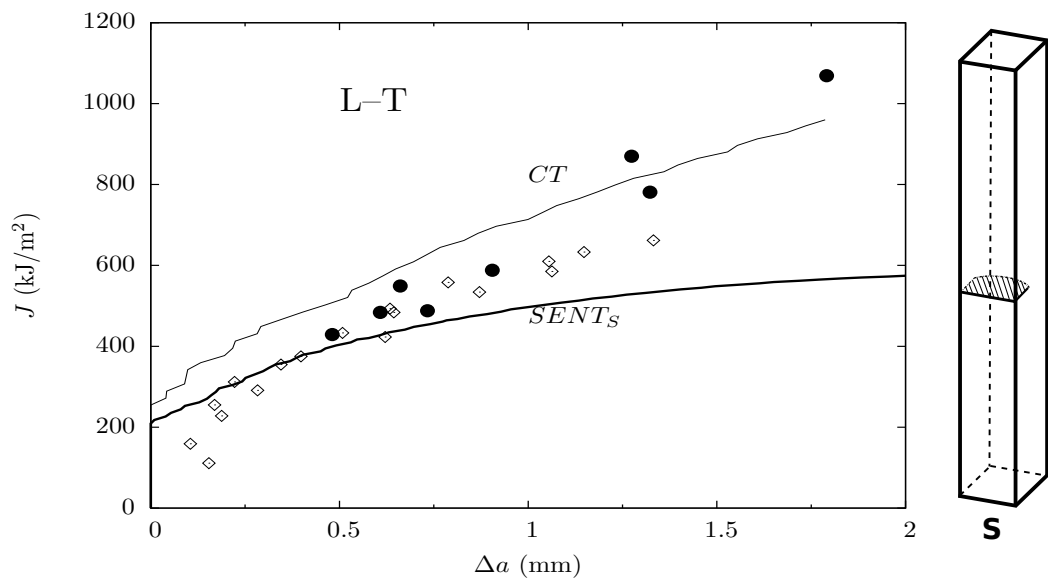


FIGURE VI.29 – Comparaison des courbes  $J - \Delta a$  pour les éprouvettes *CT* et *SENT<sub>S</sub>* pour la direction *LT*

Ensuite, les comparaisons entre deux géométries d'éprouvettes *SENT* pour une même direction sont faites. La figure VI.31 reporte ainsi les comparaisons entre les éprouvettes de type *C* et *F* pour la direction *LS*. On se rend compte alors que le modèle prédit correctement le comportement de ces structures. Il est important de rappeler ici que ces éprouvettes, ayant des géométries différentes, possèdent des paramètres de Lode et donc des taux de germination secondaire différents. On constate alors que le modèle permet de rendre compte du comportement

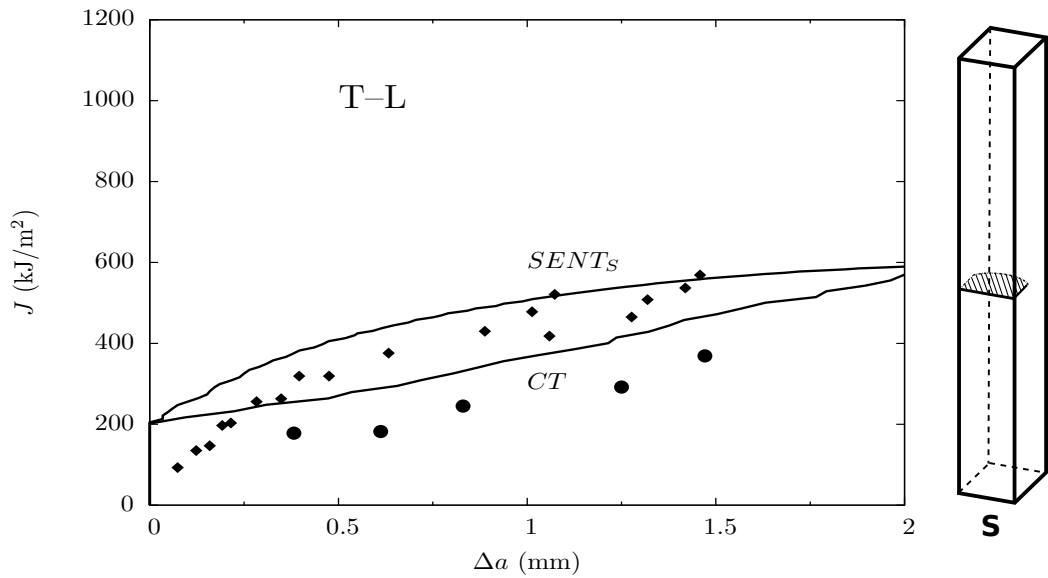


FIGURE VI.30 – Comparaison des courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les éprouvettes  $CT$  et  $SENT_S$  pour la direction  $TL$

du matériau à la fois pour un mode de rupture par coalescence des inclusions de la première population et pour un mode de rupture par germination de la population secondaire.

La figure VI.32 reporte quant à elle les comparaisons pour les éprouvettes  $SENT$  de type  $C$  et  $S$  pour la direction  $LT$ . On remarque alors que le modèle accentue très légèrement la différence de comportement de ces éprouvettes, mais reste quand même relativement fidèle à la tendance générale.

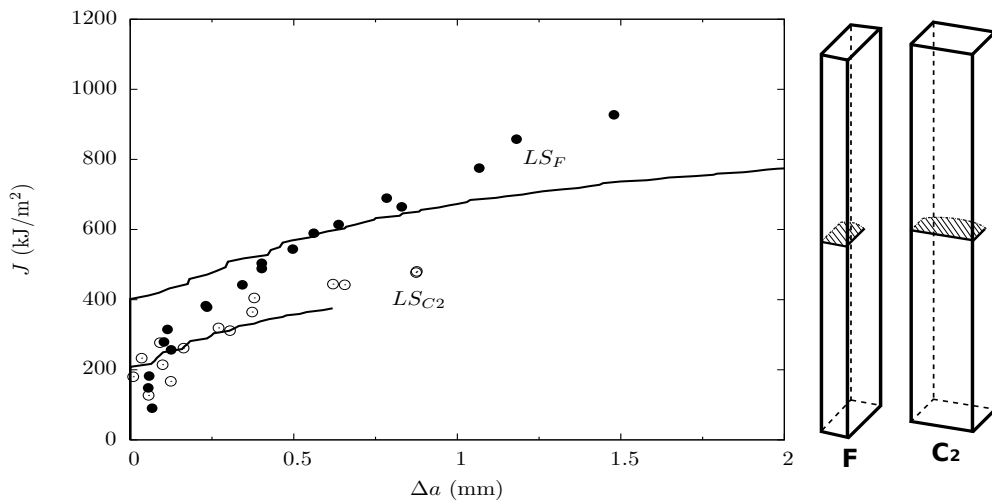


FIGURE VI.31 – Comparaison des courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les éprouvettes  $SENT$  de type  $C$  et  $F$  pour la direction  $LS$

Finalement, les comparaisons sur une même géométrie et pour différentes directions sont présentées. Ainsi, la première figure (fig. VI.33) présente cette comparaison pour les géométries de type  $C$  dans les directions  $LS$  et  $TS$ . On constate alors que le modèle reproduit bien l'absence d'anisotropie de ces structures ainsi que le comportement général de cette géométrie d'éprouvette.

La figure VI.34 reporte cette comparaison pour la géométrie  $C_2$  et dans les directions  $LT$  et  $TL$ . On constate alors qu'il ne permet pas de reproduire la légère anisotropie observée pour ces géométries. Comme précédemment, cette observation s'explique en partie par le fait que le modèle ne reproduit pas de façon juste le comportement de cette éprouvette pour la direction  $LT$ .

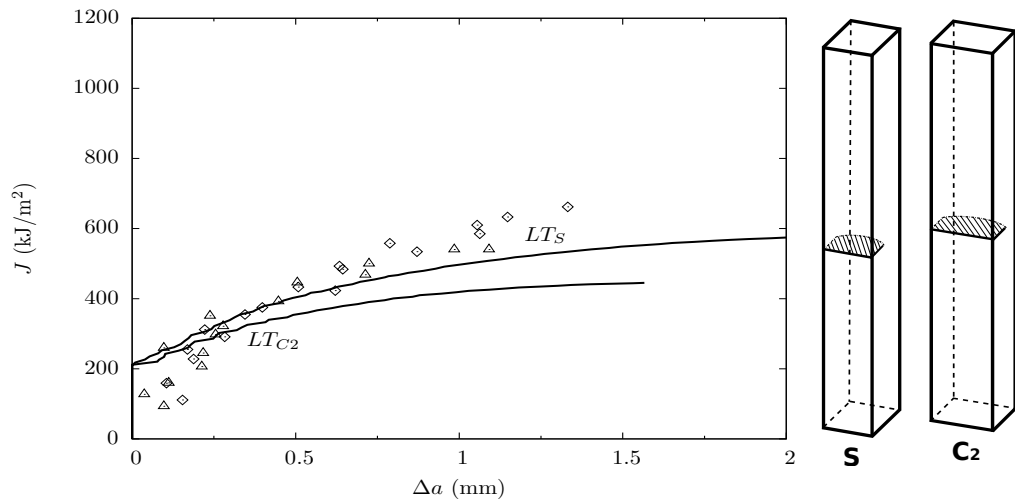


FIGURE VI.32 – Comparaison des courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les éprouvettes  $SENT$  de type  $C$  et  $S$  pour la direction  $LT$

Finalement, la figure VI.35 présente les résultats de cette comparaison pour la géométrie  $C$  dans les directions  $LT$  et  $LS$ . Il ne s'agit pas alors ici de comparer les anisotropies, mais seulement un effet d'orientation de la fissure au sein du matériau. On remarque alors que bien que le modèle sous-estime légèrement le comportement du matériau dans ces deux directions, l'absence de différence de comportement est elle bien reproduite par le modèle.

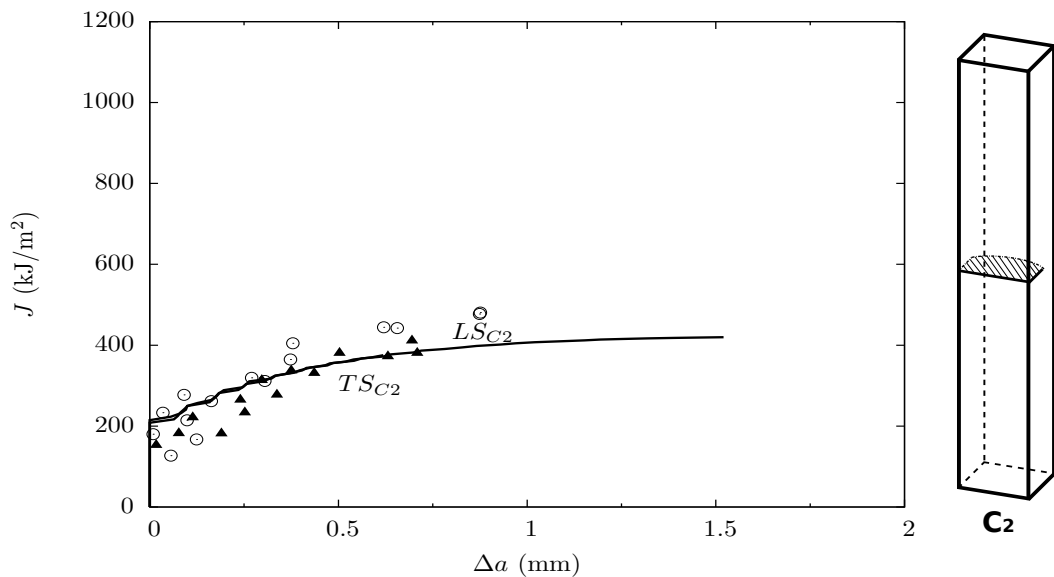


FIGURE VI.33 – Comparaison des courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les éprouvettes  $SENT_{C2}$  dans les directions  $LS$  et  $TS$

Enfin, les mêmes comparaisons des anisotropies sont effectuées sur les essais  $SENB$ . Ainsi la figure VI.36 reprend les comparaisons des courbes  $J - \Delta a$  pour l'éprouvette  $SENB_2$  dans les directions  $LT$  et  $TL$ . On constate alors que le modèle rend bien compte du comportement du matériau dans la direction  $TL$ , et qu'il ne prédit aucune anisotropie entre ces éprouvettes. Il est important de rappeler que le modèle permet de décrire correctement la courbe force-CMOD de l'éprouvette  $SENB_2$  dans le sens  $LT$  et que la différence observée sur les courbes  $J - \Delta a$  est probablement due à un problème de dépouillement de l'essai.

Par ailleurs, on observe sur la figure VI.37 que le modèle permet de reproduire justement l'anisotropie des éprouvettes  $SENB_5$  dans les directions  $LT$  et  $TL$ . On remarque alors que le confinement de la plasticité a une influence sur l'anisotropie du matériau. En effet, quand la

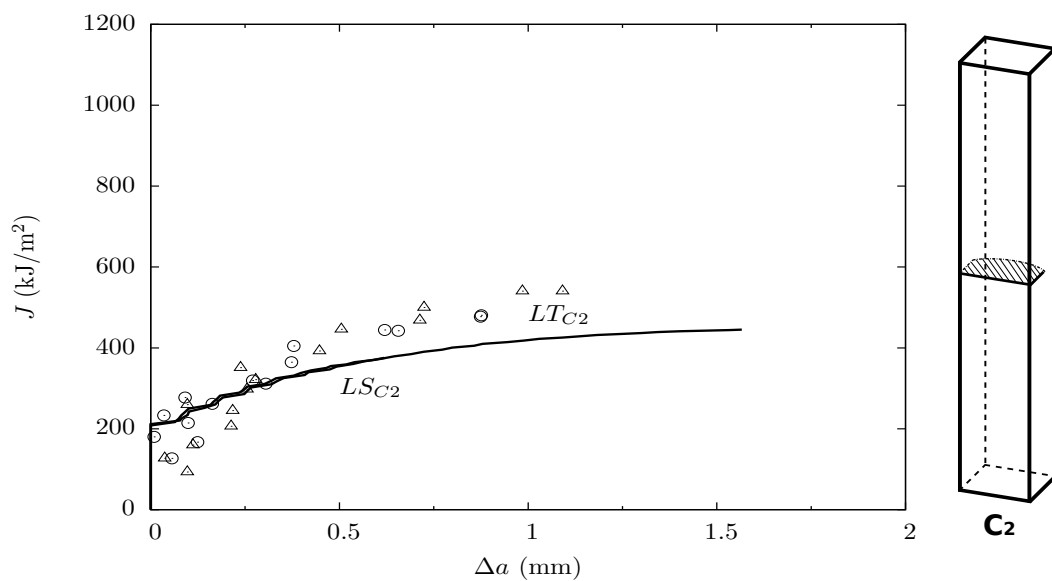


FIGURE VI.34 – Comparaison des courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les éprouvettes  $SENT_{C2}$  dans les directions  $LT$  et  $LS$

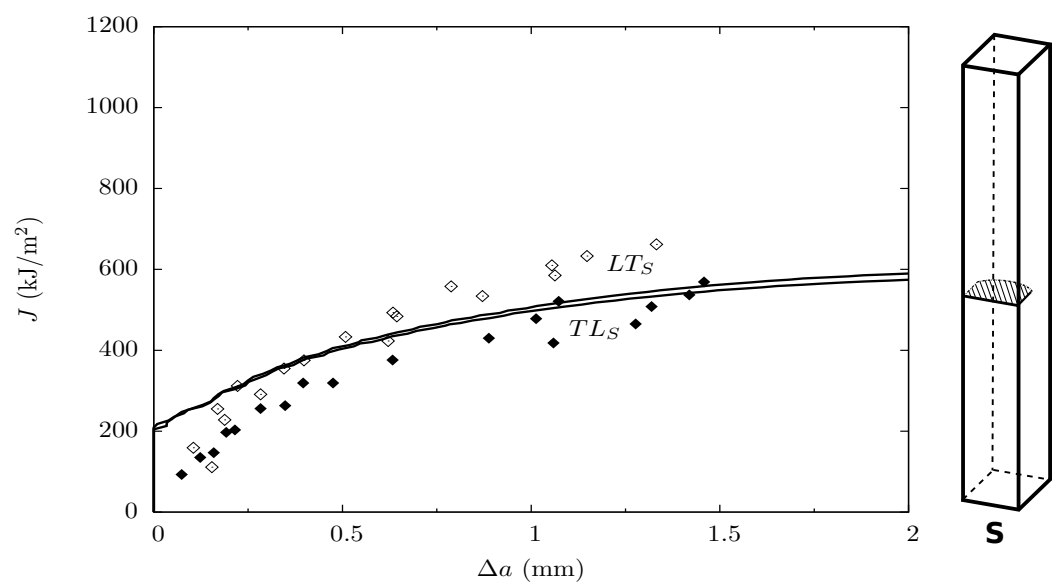


FIGURE VI.35 – Comparaison des courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les éprouvettes  $SENT_s$  dans les directions  $LT$  et  $TL$

structure présente un faible confinement de la plasticité ( $SENT$ ,  $SENB_2$ ) l'anisotropie observée dans les autres cas disparaît quasiment.

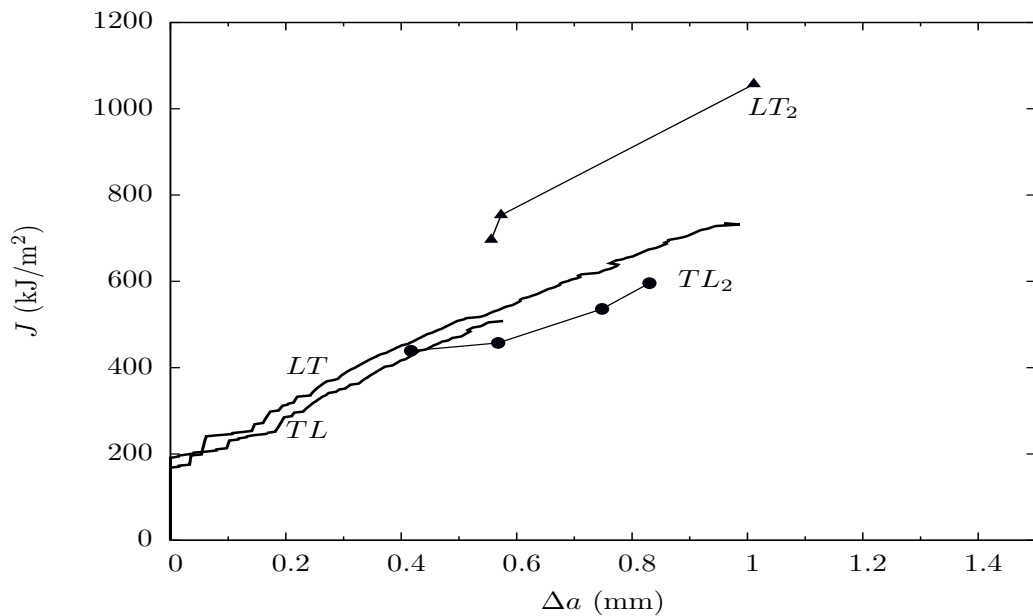


FIGURE VI.36 – Comparaison des courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les éprouvettes  $SENB_2$  dans les directions  $LT$  et  $TL$

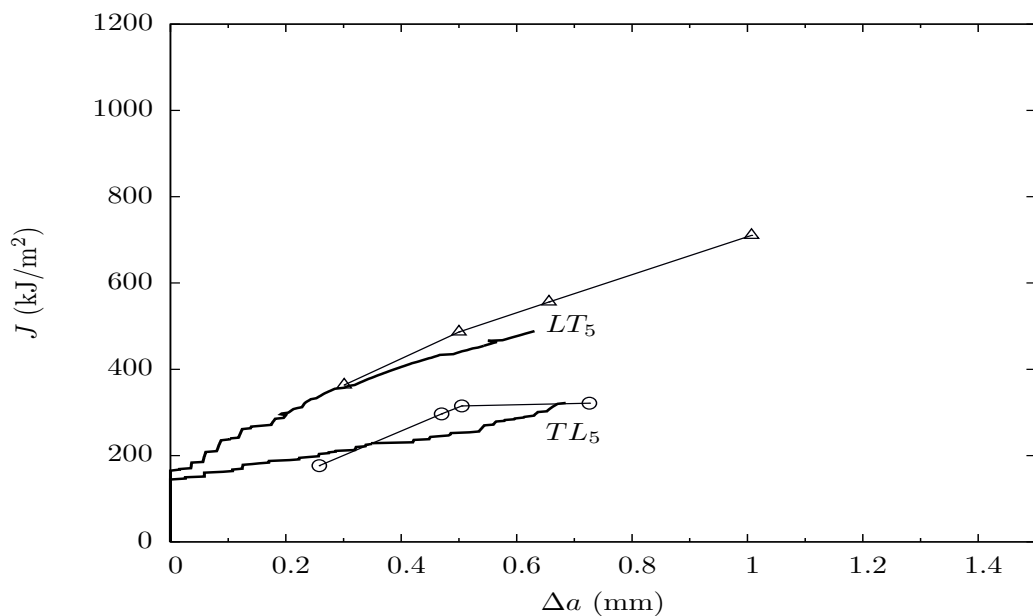


FIGURE VI.37 – Comparaison des courbes  $J$ - $\Delta a$  pour les éprouvettes  $SENB_5$  dans les directions  $LT$  et  $TL$

### Simulation du front de fissure

La figure VI.38 reporte les fronts de fissure calculés des différentes éprouvettes en cours de propagation. On peut alors remarquer les différences de comportement de ces différentes éprouvettes. En effet, on constate que les éprouvettes de la colonne de gauche (éprouvettes  $CT$ ,  $SENT_F$  et  $SENB_5$ ) présentent des fronts dits en "tunneling" : ces fronts progressent plus au centre que sur le reste de la structure, formant ainsi une forme de tunnel. Les éprouvettes de la colonne de droite (éprouvettes  $SENT_C$ ,  $SENT_S$  et  $SENB_2$ ) présentent quant à elles des fronts de fissure plus

droits sur la majeure partie de leur largeur (le bord de l'éprouvette restant toujours en contrainte plane, la fissure s'y propage moins). Cet effet reste cependant moins visible sur les éprouvettes *SENB* où peu de différences sont présentes. Toutefois, on comprend que ce phénomène reste lié aux états de contrainte en avant de ces fissures. On remarquera alors que les éprouvettes avec un paramètre de Lode proche de zéro (solicitation en déformation plane) présentent un front de fissure droit, alors que celles dont le paramètre de Lode est proche de -1 présentent un fort effet de "tunneling".

Par ailleurs, on peut remarquer deux choses importantes :

- le modèle montre bien l'effet de pic de contrainte en avant de la fissure (les cartographies reportant les valeurs de contrainte dans le sens de traction)
- de fortes déformations plastiques sont visibles sur les bords de ces éprouvettes et sur le bord externe du ligament de l'éprouvette *SENT*. On constate alors que le ligament de l'éprouvette *SENT* diminue aussi par sa plastification au cours de l'essai. On constate aussi que cette plastification dépend de l'état de contrainte en pointe de fissure. Elle est alors plus importante dans la zone de déformation plane. On peut alors se poser la question des limites de la méthode de calcul de l'intégrale  $J$  pour ce type de structure. En effet, la partie plastique de l'intégrale  $J$  calculée expérimentalement,  $J_P$  est directement dépendante du ligament initial  $b_0$ , ce qui n'est donc valable qu'au début de l'essai. De plus, dans le cadre de l'utilisation de la méthode du "single specimen", la complaisance permet d'évaluer une longueur de ligament incrémentale  $b_i$  qui est soustraite à  $W$  afin de déterminer l'avancée de fissure. Ce calcul d'avancée doit alors être fait avec précaution pour limiter les erreurs dues à la déformation du ligament.

Enfin, il semble important de comparer ces fronts de fissure à ceux observés par microscopie après les essais (présentés en IV.4). On constate alors que l'effet de tunneling présent sur les éprouvettes *CT* et *SENT<sub>F</sub>* est correctement reproduit par le modèle, tout comme les fronts de fissures rectilignes des éprouvettes *SENT* (où seuls les bords, non visibles sur les micrographies, sont moins avancés que le reste du front). En ce qui concerne les éprouvettes *SENB*, la différence est moins visible aussi bien pour les éprouvettes testées que les éprouvettes simulées. On remarque toutefois que la tendance à être plus droit du front de fissure de l'éprouvette *SENB<sub>2</sub>* est bien reproduite.

Par ailleurs, on remarque aussi que les phénomènes de déformation plastique sur les bords des éprouvettes sont également bien reproduits par le modèle. On constate également que la déformation plastique du ligament des éprouvettes *SENT* correspond aussi à celle qui est visible sur les faciès de rupture.

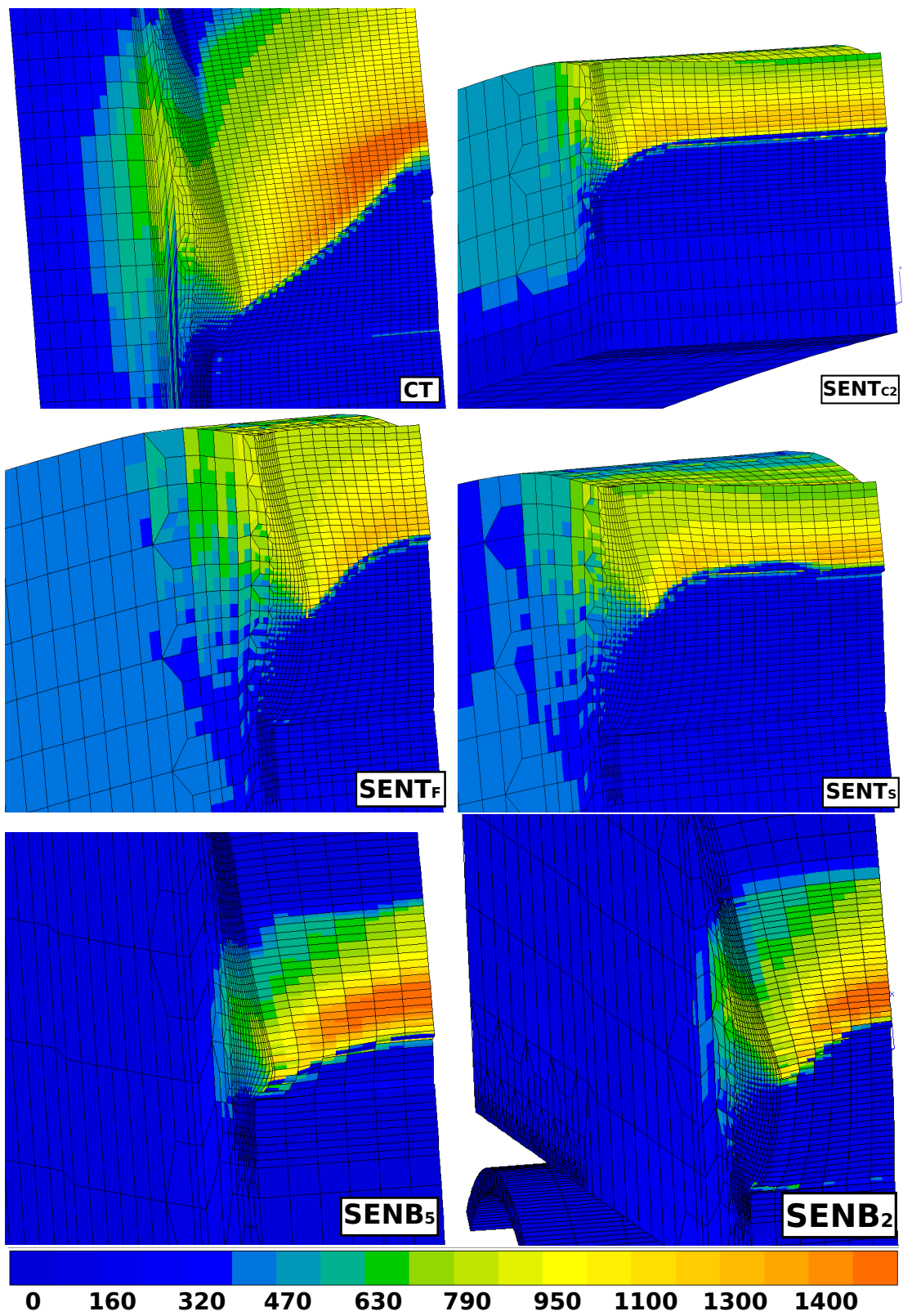


FIGURE VI.38 – Front de fissure obtenu par le calcul pour les différents types d'éprouvettes : cartographies des contraintes de traction

### 3. Conclusions

Au cours de ce chapitre, nous avons défini et présenté un modèle d'endommagement du matériau.

Nous avons, dans un premier temps, présenté l'architecture complexe de ce modèle se basant sur un couplage entre les modèles de Gurson et de Thomason. Ce modèle permet alors de décrire deux des trois stades de l'endommagement d'un matériau, à savoir la croissance et la coalescence des cupules dues à la population principale d'inclusions. Par ailleurs, un contrôle de la germination secondaire par le paramètre de Lode a été mis en place. Le seuil de germination alors a été défini de manière à pouvoir être atteint à des niveaux de déformation plastique différents en fonction de l'état de contrainte des différentes structures.

On a pu alors mettre en avant la capacité du modèle à reproduire les comportements à l'endommagement de différentes éprouvettes fissurées *CT*, *SENT* et *SENB* et d'un tube entaillé soumis à une pression interne. Il permet ainsi de reproduire non seulement les courbes force-CMOD et donc  $J - \Delta a$ , mais aussi la forme des fronts de fissure et les plastifications des différentes structures. On a pu alors constater qu'il permet de reproduire les anisotropies et pertes d'anisotropie ainsi que les différents effets de géométries observés. Ce modèle nous autorise donc la simulation de comportements complexes avec différents niveaux d'endommagements.

Par ailleurs, la modélisation de l'endommagement à deux échelles impose l'utilisation de tailles de mailles adaptées. Cette taille de maille, comprise entre 100 et 200  $\mu m$  reste toutefois dépendante de l'état de contrainte au sein de chaque structure.

# Chapitre VII

## Application au tube

Depuis le début de cette étude, différentes structures ont été utilisées pour tenter de reproduire le comportement d'un tube endommagé sollicité sous pression et d'en déterminer le point d'éclatement. Il était donc important au cours de cette étude de tester ce tube en conditions proches de la réalité pour valider le modèle d'une part et pousser l'étude et la comparaison des structures un peu plus loin.

### 1. Etude préliminaire : les états de contrainte

Le but de notre étude était de vérifier l'utilité des éprouvettes *SENT* pour l'évaluation de la ténacité d'un gazoduc. Plusieurs analyses ont été effectuées sur ces différentes structures afin de les comparer et de vérifier cette hypothèse.

#### Les profils de contraintes en pointe de fissure

Premièrement, les états de contraintes en pointe de fissure ont été comparés. La figure VII.1 reprend les comparaisons des contraintes principales de traction en avant de la fissure pour une même ouverture de fissure (CTOD) sur les différentes éprouvettes et un tube avec une entaille longitudinale de différentes profondeurs (2, 4 et 6mm). Les simulations ont été effectuées en 2D déformations planes. Les comparaisons sont faites à même CTOD (260 $\mu$ m). On remarque que la contrainte principale pour l'éprouvette CT est relativement élevée et diffuse, alors que pour l'éprouvette SENT, cette contrainte est plus faible et plus concentrée. On peut constater que, bien que les éprouvettes SENB présentent un profil de contrainte relativement proche l'une de l'autre, l'éprouvette de type SENB<sub>5</sub> a un comportement proche de celui de l'éprouvette CT alors que l'éprouvette SENB<sub>2</sub> reste plus proche de l'éprouvette SENT. On constate aussi qu'un tube endommagé présente un comportement en terme de contraintes dans le sens de traction compris entre celui d'une éprouvette de type SENT type C2 et une éprouvette de type SENB avec une entaille peu profonde.

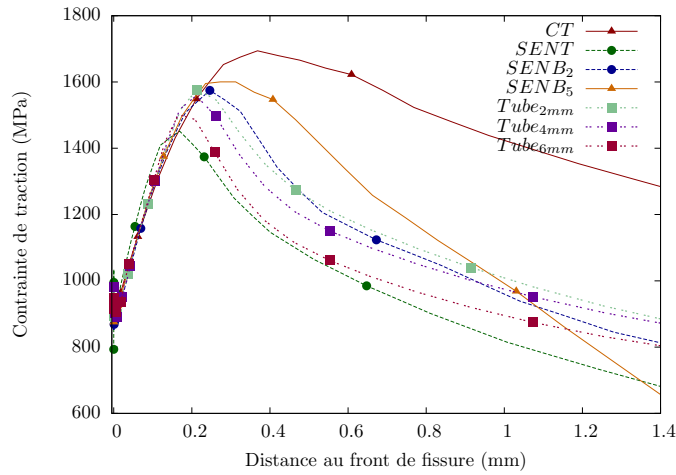


FIGURE VII.1 – Comparaison des états de contraintes des éprouvettes avec ceux d'un tube entaillé

### Les paramètres de Lode

Ensuite, la comparaison des valeurs du paramètre de Lode pour les différentes structures a été faite à CTOD équivalent. Cette valeur est mesurée au niveau des contraintes maximales observées en pointe de fissure. On se rappelle que les valeurs du paramètre de Lode pour les éprouvettes SENT et CT sont respectivement -0.2 et -0.7 environ. La valeur du paramètre de Lode déterminée pour le tube entaillé est d'environ -0.25. On constate que l'éprouvette SENT présente une valeur du paramètre de Lode plus proche de celui du tube que l'éprouvette CT.

### Les zones plastiques

Finalement, une étude des zones plastifiées de l'éprouvette a été effectuée à même ouverture de fissure. Cette étude a été faite sur une série de calculs en 2D déformation plane afin de comparer les structures entre elles de façon plus rigoureuse (les différentes structures ayant des largeurs très différentes). Les comparaisons sont effectuées à même CTOD ( $\delta = 200 \mu\text{m}$ ). Le seuil de plasticité utilisé pour calculer l'aire impactée par la déformation plastique est de 0.2%. Les résultats sont présentés sur la figure VII.2.

On constate alors deux choses importantes. Premièrement, l'éprouvette SENT plastifie plus ou moins dans sa hauteur selon sa géométrie. En effet, plus l'éprouvette est profonde (plus  $W$  est grand) plus la zone plastique le long de l'éprouvette est importante. Ce phénomène est dû à la flexion de l'éprouvette au cours de l'essai, rotation des deux parties du corps de l'éprouvette autour de la pointe de fissure, contrée par le système de maintien de l'éprouvette. On comprend alors facilement que cette zone plastique est directement impactée par le système d'ancrage des éprouvettes (clamp ou goupilles), par le ratio  $\frac{a_0}{W}$  (plus ce ratio est important, moins le moment à la pointe de fissure est important et donc plus la zone impactée plastiquement est petite), et par la hauteur de l'éprouvette, le ratio  $\frac{H}{W}$  (plus ce ratio est grand et plus l'éprouvette peut se déformer élastiquement sur cette longueur et inversement). Cette différence de déformation plastique entre ces structures permet d'expliquer la forte différence de taille de cette zone plastifiée.

Finalement, la forme de la zone plastique est différente entre les éprouvettes en fonction de leur composante de flexion. En effet, les éprouvettes CT et SENB (dont le ligament est sollicité en flexion) présentent une zone plastique en "O" alors que les éprouvettes SENT plastifient de façon plus homogène le ligament. Ce phénomène s'explique par le fait que l'éprouvette SENT sollicite le ligament en traction sur toute sa longueur (légèrement compensé sur le bord extérieur par la flexion de l'éprouvette), alors que les éprouvettes CT et SENB sollicitent le ligament en traction

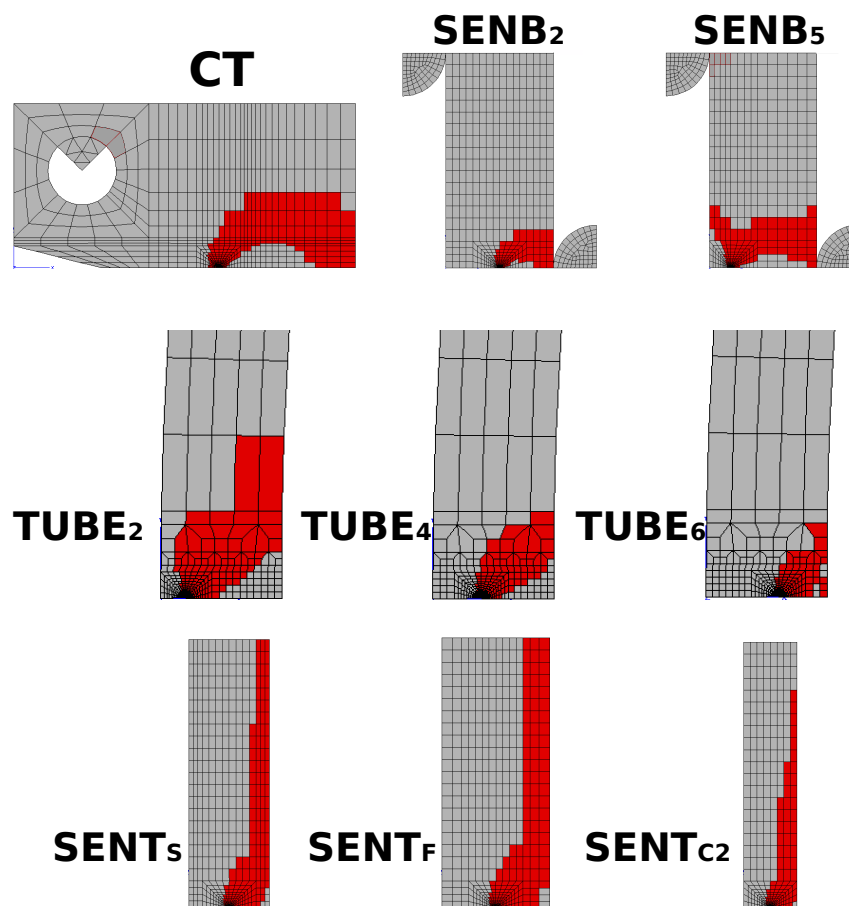


FIGURE VII.2 – Représentations des tailles des zones de déformations plastiques en 2D déformation plane

au niveau du front de fissure et en compression sur le bord opposé (le centre du ligament est dans un état quasi neutre jusqu'à propagation de la fissure qui fait évoluer cet état). On constate aussi que le tube présente une forme de la zone plastique proche de celle des éprouvettes SENT. Cependant, la zone déformée plastiquement est limitée au ligament et ne remonte quasiment pas le long de la structure (comme pour les éprouvettes SENT). Ce phénomène est probablement dû au fait que le tube gonfle de manière homogène sur sa circonférence durant la mise en pression. Les abords de la fissure ne sont pas contraints comme ceux d'une éprouvette SENT.

## 2. Essai d'éclatement du tube

L'essai sur tube a été mis en place au sein du laboratoire du CRIGEN. Un tronçon de tube de notre matériau a été entaillé de 60% de profondeur (soit 6,6mm pour un tube de 11.2mm d'épaisseur) sur une longueur de 300mm (cf. figure VII.3). L'entaille en U, de largeur égale à  $200\mu\text{m}$ , a été réalisée par électroérosion dans le sens longitudinal du tube. Le tube a ensuite été mis sous pression croissante jusqu'à éclatement ( $\dot{P} = 0,1\text{bar}\cdot\text{s}^{-1}$ ). Quatre jeux de jauges de déformations ainsi que deux extensomètres ont été placés sur le tube afin de mesurer les déformations du tube et ouverture de la fissure au cours de l'essai. Les deux extensomètres d'ouverture sont placés au centre de la fissure avec un dispositif permettant de les décaler de la surface du tube (cf. figure VII.4(b)) afin de mesurer l'ouverture de la fissure de deux façons et potentiellement de calculer un CTOD (méthode Exxon Mobil). Finalement, à la fin de l'essai, les faciès sont nettoyés à l'alcool pour éliminer les traces d'eau puis séchés rapidement afin de prévenir la corrosion. Une laque de protection est appliquée afin de préserver le faciès jusqu'à sa découpe et son étude fractographique au microscope électronique à balayage. Le but étant de pouvoir comparer le taux de germinations secondaires intervenant au cours de la rupture avec celui des différentes éprouvettes.

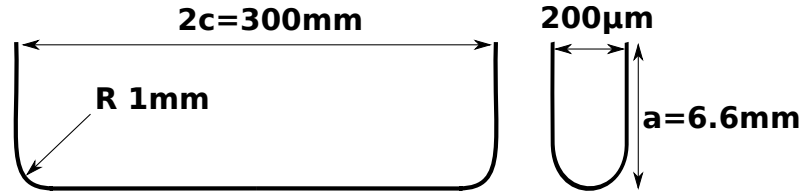


FIGURE VII.3 – Schéma de l'entaille du tube pour l'essai sur structure

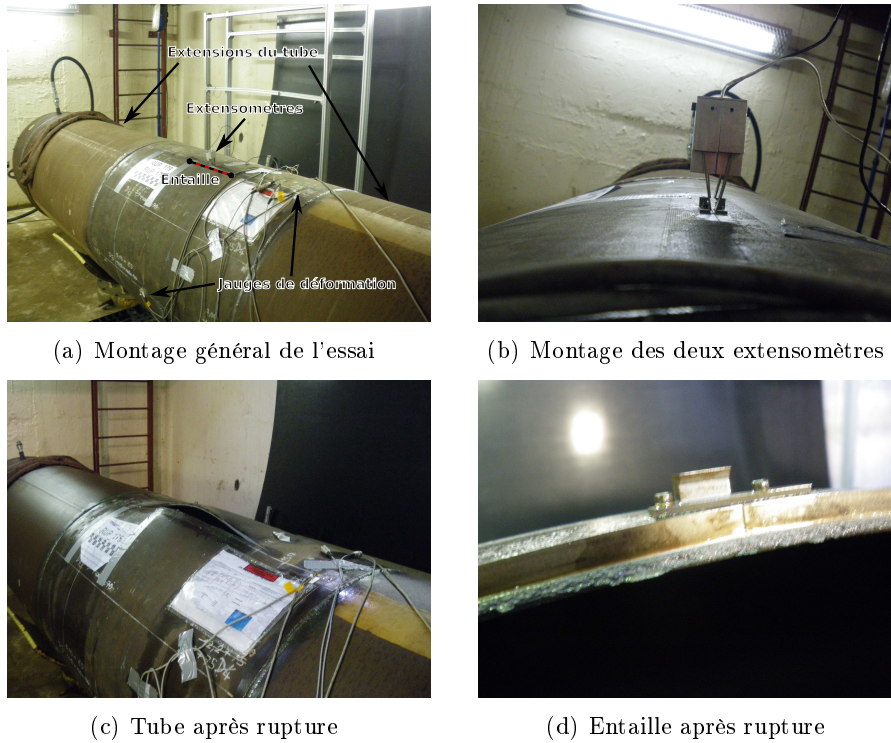


FIGURE VII.4 – Photos de l'essai sur tube avant et après éclatement

### 3. La méthode de calcul FAD

La méthode utilisée par les opérateurs gaziers pour évaluer la tenue d'un tube endommagé est basée sur une analyse FAD. Cette analyse répond, chez GDF-SUEZ, à la norme API579. La méthode alors utilisée est décrite ci-dessous.

La méthode se base sur un couple  $L_r, K_r$ . La figure VII.5 reporte le diagramme de défaillance-risque d'instabilité du défaut. La courbe représente alors la limite d'acceptation d'un défaut : si le couple  $L_r, K_r$  se situe en dessous de la courbe, le défaut est stable. L'équation de la courbe est :

$$K_r = (1 - 0.14(L_r^P)^2) (0.3 + 0.7exp[-0.65(L_r^P)^6]) \quad (\text{VII.1})$$

Ici, la méthode est inversée et itérative. Il s'agit donc d'évaluer la valeur de la pression pour laquelle les paramètres  $L_r$  et  $K_r$  donnent un point situé sur la courbe définissant la limite de stabilité de la structure. Les calculs des paramètres  $L_r$  et  $K_r$  sont présentés ici.

#### Le paramètre $L_r$

Le paramètre  $L_r$ , correspondant à la ruine plastique du matériau, est représenté par la contrainte actuelle divisée par la limite d'élasticité,  $\sigma_e$  ( $\sigma_e = 515\text{MPa}$ ).

$$L_r = \frac{\sigma}{\sigma_e} \quad (\text{VII.2})$$

Le paramètre  $\sigma$  est donné par l'équation :

$$\sigma = \frac{gP_b + [(gP_b)^2 + 9(M_s P_m)^2]^{0.5}}{3} \quad (\text{VII.3})$$

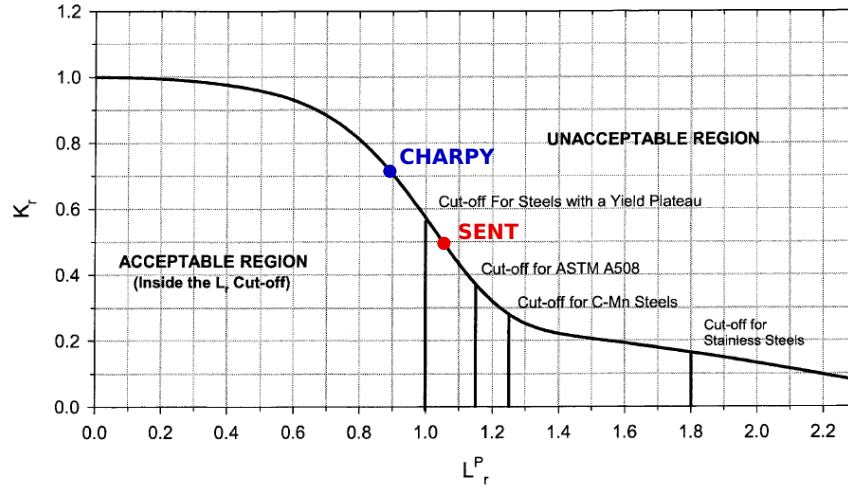


FIGURE VII.5 – Diagramme de défaillance-risque d'instabilité du défaut

On suppose la composante de flexion,  $P_b$  négligeable. Il ne reste alors qu'à déterminer la contrainte  $P_m$  liée à la pression par :

$$P_m = P \frac{R_{ext}^2}{R_{ext}^2 - R_{int}^2} \left( 1 + \frac{R_{ext}^2}{R_{int}^2} \right) \quad (\text{VII.4})$$

où  $R_{ext}$  et  $R_{int}$  sont les rayons externes et internes du tube.

Le paramètre  $M_s$  est quant à lui calculé comme suit :

$$M_s = \frac{1 - c \left( \frac{a}{t} \right) \left( \frac{1}{M_t} \right)}{1 - c \left( \frac{a}{t} \right)} \quad (\text{VII.5})$$

où  $t$  représente l'épaisseur du tube, et  $c$  et  $a$  les dimensions du défaut (cf. figure VII.3). Le paramètre  $M_t$  est lui calculé comme suit :

$$M_t = \left( \frac{1.02 + 0.4411\lambda^2 + 0.006124\lambda^4}{1.0 + 0.02642\lambda^2 + 1.533 \cdot 10^{-6}\lambda^4} \right)^{0.5} \quad (\text{VII.6})$$

avec  $\lambda$  est défini par :

$$\lambda = \frac{1.818c}{\sqrt{R_{int}t}} \quad (\text{VII.7})$$

### Le paramètre $K_r$

Le paramètre  $K_r$ , correspondant à la composante de ruine par fissuration, est quant à lui calculé comme le rapport du facteur d'intensité des contraintes  $K$  lié au défaut, divisé par la ténacité  $K_{IC}$ .

$$K_r = \frac{K}{K_{IC}} \quad (\text{VII.8})$$

Le facteur d'intensité des contraintes est adapté à la géométrie étudiée et est défini dans notre cas comme :

$$K = P \frac{R_{int}^2}{R_{ext}^2 - R_{int}^2} \left[ 2G_0 + 2G_1 \left( \frac{a}{R_{int}} \right) + 3G_3 \left( \frac{a}{R_{int}} \right)^2 + 4G_3 \left( \frac{a}{R_{int}} \right)^3 + 5G_4 \left( \frac{a}{R_{int}} \right)^4 \right] \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \quad (\text{VII.9})$$

où

$$Q = 1.0 + 1.464 \left( \frac{a}{c} \right)^{1.65}$$

$G_0$	2.92
$G_1$	1.34
$G_2$	0.88
$G_3$	0.67
$G_4$	0.54

TABLE VII.1 – Tableau des valeurs des paramètres  $G_X$

et où les paramètres  $G_X$ , étant définis dans des abaques, sont reportés dans le tableau VII.1.

On comprend alors que si les deux paramètres dépendent de la géométrie de la structure, le paramètre  $L_r$  dépend des paramètres matériau déterminés en traction ( $\sigma_e$ ) et le paramètre  $K_r$  dépend de la ténacité  $K_{1C}$ . Cette valeur de ténacité reste donc importante pour l'analyse. Cette valeur est généralement déterminée à partir des valeurs de  $J_{0.2}$ . Or on a pu constater que cette valeur dépend fortement de la géométrie d'éprouvette utilisée pour sa détermination. Il est donc important de s'assurer de la bonne représentativité de la structure évaluée par les éprouvettes utilisées pour l'évaluation de la ténacité.

## 4. La simulation de l'éclatement du tube

### Les conditions du calcul

Une simulation de cet essai a été réalisée avec le modèle identifié au cours de ce projet. Du fait de l'entaille, deux plans de symétrie existent et ainsi un quart du tube peut être modélisé (cf. figure VII.6). Une longueur suffisante est utilisée pour pouvoir comparer les résultats des calculs aux mesures effectuées par les jauges de contraintes. Le fond du tube est alors simulé en imposant une condition aux limites de traction calculée pour correspondre à la traction exercée au bout du tube pendant la mise sous pression. Enfin, seules les mailles situées sur le plan de symétrie  $LS$  sont soumises à la loi d'endommagement, le comportement du reste du tube est calculé avec la loi élastoplastique par souci d'optimisation du temps de calcul. La hauteur de maille alors utilisée pour la zone d'endommagement de ce calcul est de  $100\mu\text{m}$  (hauteur de maille préférable pour les éprouvettes SENT notamment).

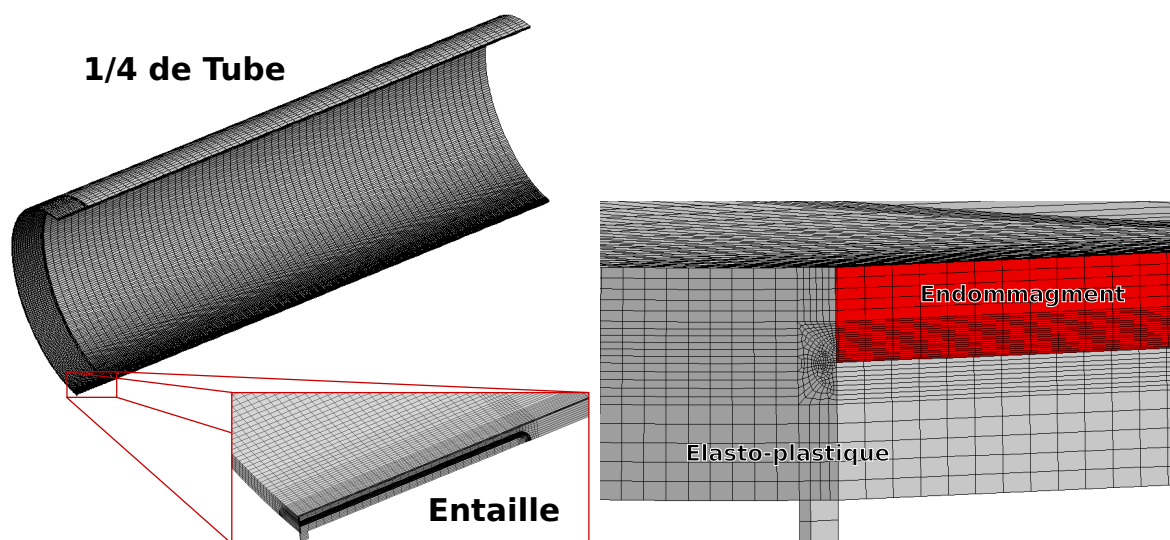


FIGURE VII.6 – Maillage utilisé pour le calcul d'éclatement du tube à pleine échelle

**Les résultats des simulations** La figure VII.7 reporte les comparaisons entre les simulations et les résultats de l'essai d'éclatement. On constate alors premièrement que la pression de rupture du gazoduc est plutôt bien prédite par le modèle. En effet, on peut constater que malgré une légère surévaluation de cette pression, le modèle prédit un éclatement pour 75.3bar au lieu de 71.5 (soit à peine plus de 5% d'erreur). On constate par ailleurs la légère différence sur la rigidité des structures expérimentale et simulée. Cependant, on remarque sur la figure VII.8 que la simulation des déformations au niveau des jauges de contrainte est plutôt bien rendue. En effet, trois des 4 jauges semblent relativement bien simulées par notre modèle. On peut donc supposer que la différence de rigidité observée peut être imputée à un problème matériel (étalonnage de l'extensométrie par exemple) et que le modèle reste relativement juste.

On remarque par ailleurs l'intérêt du contrôle de la germination par le paramètre de Lode. En effet, la pression d'éclatement du gazoduc simulé sans ces conditions est alors évaluée à plus de 80bars (à ce niveau, la déformation des mailles de l'entaille est telle que le calcul a dû être arrêté). On constate aussi que le comportement à l'endommagement de cette structure simulée sans le contrôle de la germination secondaire est très proche de son comportement purement élastoplastique. L'endommagement de la structure se fait alors, dans le cas du modèle, principalement par germination secondaire. Ce résultat reste cohérent du point de vue de la similitude entre les éprouvettes *SENT* et le tube. En effet, ces deux structures présentent un paramètre de Lode proche de zéro et donc une forte composante de germination secondaire.

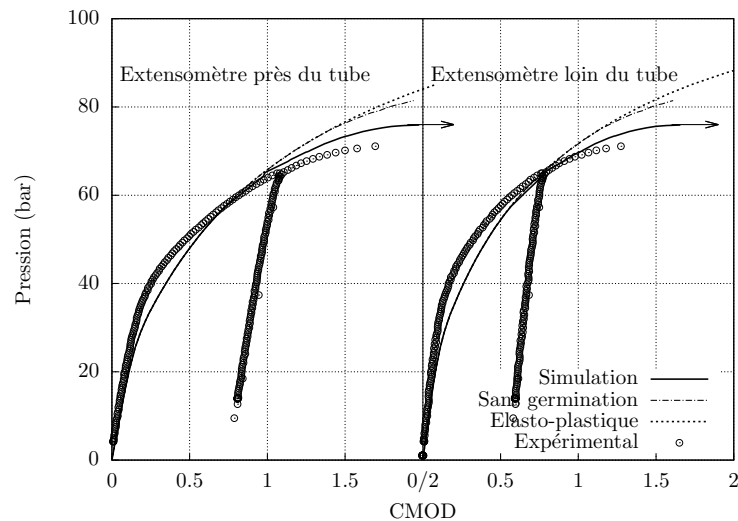


FIGURE VII.7 – Comparaison des simulations du comportement du gazoduc avec les résultats expérimentaux

Enfin, la figure VII.9 présente l'état des contraintes en traction sur le front de fissure calculé au cours de la propagation. Les cartographies présentées ici ne sont pas déformées afin de pouvoir les comparer avec le maillage initial. On remarque alors que le front de fissure reste droit au cours de la propagation et que l'état des contraintes est le même tout au long de l'entaille. L'entaille étant en conditions de déformations planes sur toute la longueur du défaut, il est normal que le comportement général soit le même sur toute cette longueur. On constate aussi de la même manière que la fissure se propage de manière rectiligne.

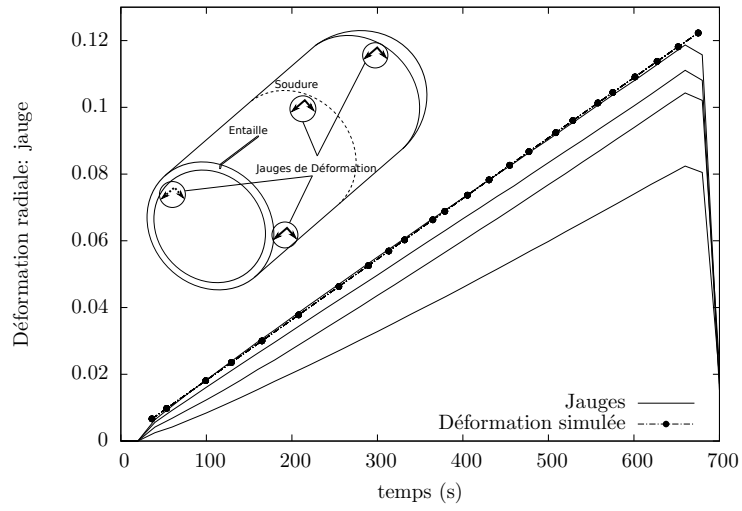


FIGURE VII.8 – Comparaison des simulations des jauges de déformation de l'essai

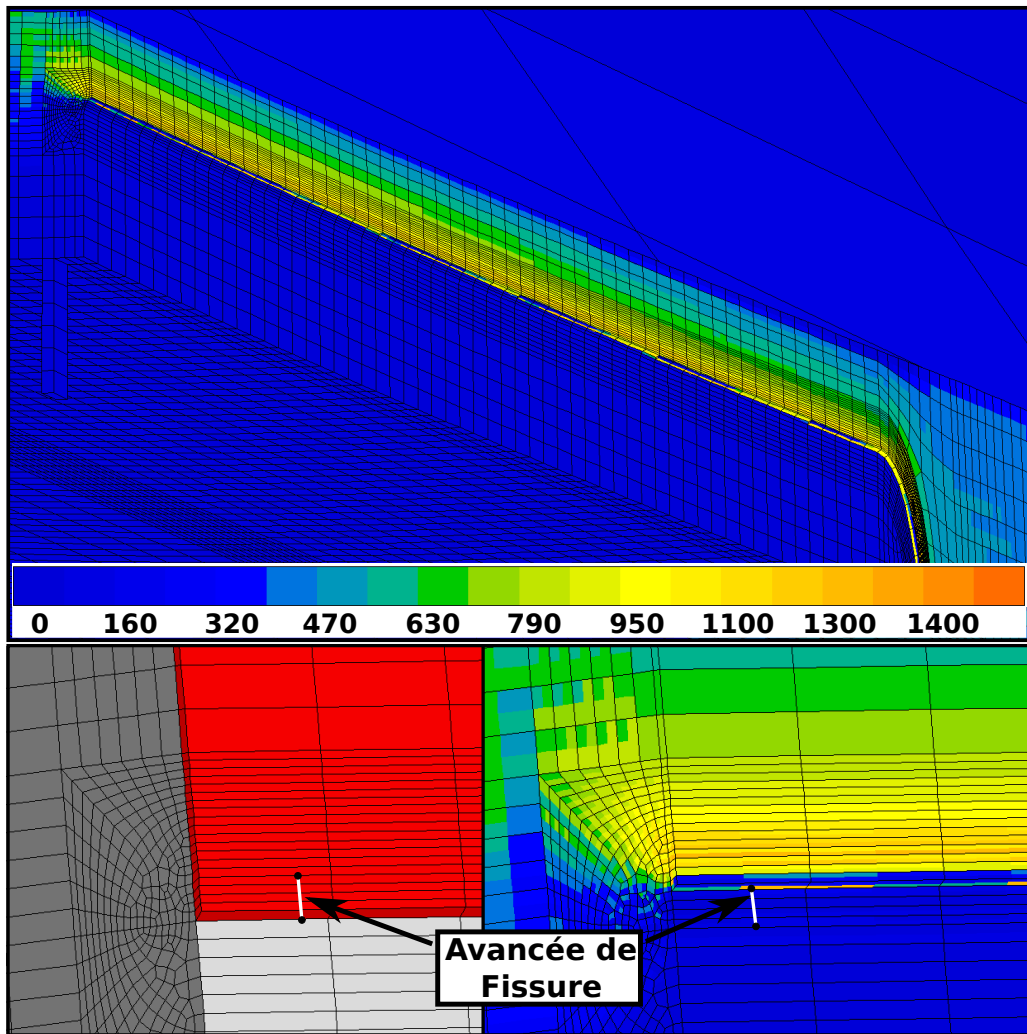


FIGURE VII.9 – Avancée de la fissure sur le calcul d'éclatement du tube

## 5. FEA vs FAD

Deux calculs ont été faits avec la méthode FAD en fonction des données disponibles dans la direction TS. Ainsi un calcul à partir des essais Charpy et un calcul à partir des essais *SENT* ont été faits. On ne peut malheureusement pas appliquer la méthode à partir des résultats des essais *CT*, car la géométrie des éprouvettes ne permet pas un prélèvement dans cette direction.

### Calcul FAD à partir des Charpy

Le premier des deux calculs effectués est un calcul se basant sur les résultats des essais Charpy. On se base alors sur la valeur de résilience mesurée dans la direction TS (107J). A partir de cette résilience, une valeur de ténacité est évaluée comme suit :

$$K_{IC} = 8.47K_V^{0.63} \quad (\text{VII.10})$$

On peut noter ici que cette équation est issue d'une méthode de corrélation empirique et n'est pas correcte du point de vue dimensionnel.

Une fois la valeur de  $K_{IC}$  ainsi calculée (160.8MPa.m<sup>0.5</sup>), la méthode peut être appliquée et la pression calculée par itérations et sans ajout de facteurs de sécurité (entre 69 et 72bar). Les valeurs de  $L_r$  et  $K_r$  sont reportés sur la figure VII.5.

### Calcul FAD à partir de l'essai *SENT*

Le calcul de la pression limite du tube calculée à partir d'un essai *SENT* se fait en prenant une valeur de ténacité calculée à partir d'une valeur de  $J_{0.2}$ . Cette valeur, correspondant à une valeur de seuil d'initiation de l'endommagement, est évaluée à partir de la courbe  $J - \Delta a$  des essais *SENT*<sub>C2</sub> dans la direction TS (cf. figure IV.26). Il est important de rappeler qu'ici la valeur de ténacité a été évaluée en utilisant la méthode décrite dans l'ASTM E1820 pour les essais *CT* et *SENB* et qu'elle n'est peut-être pas entièrement adaptée au cas des éprouvettes *SENT*.

La valeur de ténacité est alors calculée à partir de celle de  $J_{0.2}$  par :

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{J_{0.2}E}{1-\nu^2}} \quad (\text{VII.11})$$

soit une valeur de ténacité  $K_{IC} = 278\text{MPa.m}^{0.5}$  (pour un  $J_{0.2}$  de  $J_{0.2} = 367\text{kJ.m}^{-2}$ ).

La méthode FAD est donc appliquée afin de calculer la pression limite et les facteurs  $L_r$  et  $K_r$ . Les valeurs de ces paramètres sont reportés sur la courbe VII.5. On constate que les deux calculs ne prédisent pas le même point de défaillance.

Par ailleurs, la pression calculée est de 81bar. Il est important de noter qu'aucun facteur de sécurité n'a été utilisé pour ce calcul et qu'une sécurité modérée (plus faible que celle utilisée dans un cas opérationnel) conduit à une pression calculée de 60bar.

### Comparaison des résultats

Les pressions calculées lors de cette simulation sont alors comparées à celles des essais et des méthodes de calculs de stabilité de tube (FAD) utilisées actuellement par GDF-SUEZ. Le tableau VII.2 reporte alors ces valeurs.

On constate alors premièrement que l'analyse FAD conduite à partir des essais Charpy permet de prédire avec exactitude la pression de rupture mesurée expérimentalement. Ce résultat est plutôt surprenant compte tenu de la dispersion des résultats observés par GDF-SUEZ. Il est toutefois important de rappeler que la "fissure" présente dans le matériau est une entaille mécanique et reste une idéalisation de la réalité et que la méthode FAD propose alors des équivalences de dimensions de défauts. Ces raccourcis peuvent alors éventuellement jouer sur la précision de la méthode FAD.

	Essai	FAD <sub>Charpy</sub>	FAD <sub>SENT</sub>	Simulation
Pression à rupture (bar)	71.5	69 - 72	81	75.4

TABLE VII.2 – Tableau des pressions d'éclatement calculées et simulées comparées à l'essai

On constate, dans un second temps, que le calcul FAD conduit à partir des résultats des essais *SENT* surévalue légèrement la pression de rupture du gazoduc. En effet, on constate que ce calcul conduit à plus de 12% d'erreur sur cette pression. Cette erreur a pour origine directe la valeur de  $J_{0,2}$  mesurée lors des essais *SENT*. Il est donc important de normaliser le dépouillement des essais *SENT* et de l'évaluation des valeurs de  $J_{0,2}$ .

Toutefois, en assumant, d'après les essais Charpy notamment, que la résistance à la déchirure dans le sens TS est légèrement plus forte que dans le sens TL et en se basant sur les valeurs de  $J_{0,2}$  obtenues pour les essais *CT* dans cette dernière direction ( $175\text{kJ.m}^{-2}$ ) soit  $K_{IC} = 201\text{MPa.m}^{0.5}$ ), on obtient une pression de 75bar (et un couple  $K_r-L_r$  compris entre les deux couples précédents). Il semble donc que les essais de ténacité prédisent systématiquement une pression plus élevée que la pression expérimentale.

Finalement, on constate que le calcul fait par éléments finis permet de rendre compte correctement de la pression d'éclatement du gazoduc (moins de 5% d'erreur).

## 6. Analyse fractographique

Finalement, une analyse MEB a été effectuée sur les faciès de rupture du tube. La figure VII.10 reporte alors la comparaison entre les faciès observés et celui d'une éprouvette de type *SENT* sollicitée dans la même direction que la fissure du tube (*TS*). On remarque alors que les faciès sont très similaires en terme de croissance des cavités principales et de taux de germination secondaire. En effet, les cupules correspondant aux inclusions de CeS sont relativement peu développées et la fraction de germination secondaire est très importante. Ce résultat permet aussi de valider la forte nécessité de la composante de germination secondaire du modèle (figure VII.7).

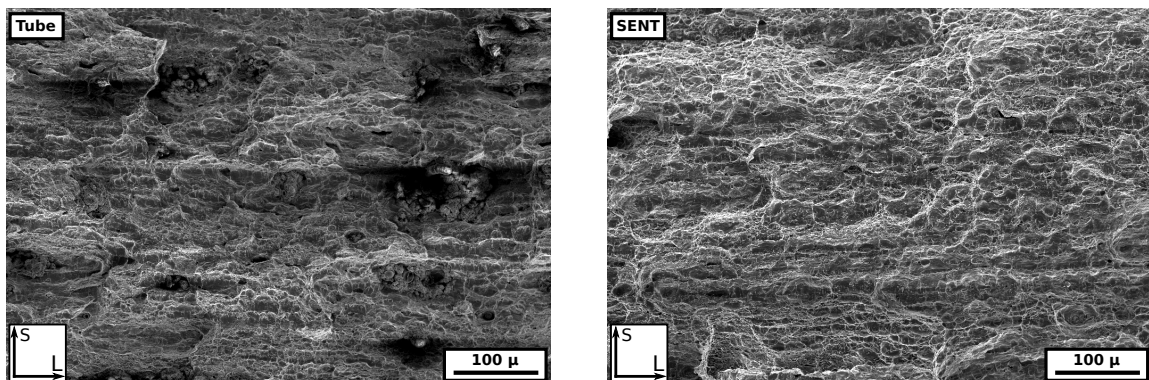


FIGURE VII.10 – Comparaison des faciès de rupture du tube (à gauche) et d'une éprouvette *SENT* (à droite)

## 7. Conclusions

Nous avons pu voir au cours de ce chapitre l'analyse d'un essai de rupture d'un tube.

On a pu alors voir dans un premier temps l'intérêt d'utiliser l'éprouvette *SENT* pour l'étude de la résistance à la fissuration de structures de type tube. En effet, l'éprouvette *SENT* présente un comportement proche de celui d'une structure mince, comme celle d'un tube.

Par ailleurs, on a pu remarquer que l'approche FAD, généralement trop conservatrice, permet de prédire correctement la pression d'éclatement. Il est important de rappeler que cette analyse se base sur les ténacités évaluées grâce aux éprouvettes *SENT* et qu'il n'existe pas de normes permettant de définir un  $J_{0.2}$ . La valeur de la pression peut alors varier légèrement en fonction de cette valeur.

Finalement, on a pu montrer que le modèle permet de rendre correctement compte du comportement du tube lors de l'éclatement. On a pu alors mettre en avant l'intérêt d'utiliser des éprouvettes *SENT* lors de la définition du modèle (permettant d'ajuster la loi de comportement et notamment le seuil de germination du modèle).

# Chapitre VIII

## Conclusions et perspectives

### 1. Conclusions

Ce projet s'inscrit dans le contexte de l'amélioration et la réduction des coûts de gestion du réseau gazier français. Le but de cette étude était d'évaluer l'utilité des éprouvettes SENT pour l'évaluation de la ténacité du matériau utilisé dans les gazoducs. En effet, cette éprouvette ayant la réputation de présenter un taux de confinement plastique en terme de paramètre  $Q$  plus faible que les éprouvettes de type CT, elle semble plus adaptée à l'étude des gazoducs.

Ainsi notre projet se découpe en deux parties principales afin de comparer les différentes structures en termes de confinement plastique et de comportement mécanique.

Dans un premier temps, après une campagne d'étude chimique et microstructurale, l'étude mécanique complète a été effectuée en utilisant différentes structures afin de rendre compte au mieux du comportement du matériau.

Ensuite, un modèle a été développé afin de reproduire le comportement du matériau pour toutes les structures étudiées et de les comparer aux états de contraintes et comportement mécanique d'un gazoduc sous pression présentant un défaut.

#### La chimie du matériau

La première étape au cours d'un projet d'étude du comportement d'un matériau est son étude chimique et microstructurale. Cette étude permet alors de comprendre les phénomènes observés ultérieurement au cours des essais mécaniques et de penser à un modèle adapté aux spécificités du matériau.

Le matériau utilisé pour cette étude devant être proche de l'état le plus critique du réseau gazoduc français (afin que la démarche de l'étude reste dans une optique conservatrice), il était nécessaire de prélever un tube parmi les plus anciens du réseau. Ainsi, le matériau de l'étude est un tube produit en 1973 en Lorraine et utilisé sur le réseau du nord-est de la France jusqu'au début des années 2000.

Sa composition chimique est celle d'un acier X63 ferrito-perlitique de l'époque. Cet acier présente donc un taux de carbone de 0.16%, de manganèse de 1.30% et de 0.31% de silicium. Cet acier présente aussi une teneur en soufre dans les normes de l'époque (100ppm). Toutefois, contrairement à la majorité des aciers des années 70, cet acier ne présente pas d'inclusions de sulfure de manganèse (MnS). En effet, une technique de piégeage des sulfures par l'utilisation de terres rares (lanthanides : cérium et lanthane) a été utilisée. Cette technique permet de globuliser les inclusions et de les rendre plus dures, évitant alors la formation de lattes (comme le font les

MnS) et réduisant ainsi l'effet dommageable des inclusions. Ces inclusions se trouvent cependant alignées au cours du laminage.

Finalement, le procédé de laminage nécessaire à la formation de la tôle induit une microstructure avec des bandes de ferrite et de perlite à grains équiaxes. Des bandes de martensite ségréguées sont toutefois présentes dans le matériau et alignées dans le sens du laminage.

## L'étude du comportement mécanique

Dans un second temps, l'étude complète du comportement du matériau a été effectuée afin de comparer différentes structures pour en déterminer la plus adaptée au cas d'un gazoduc endommagé et de produire un modèle de comportement de ce matériau.

La première étape de l'identification du comportement du matériau est l'étude de son comportement élasto-plastique. Ainsi des essais de traction axisymétrique lisse et entaillée, ainsi que des essais de compression et de déformation plane ont été effectués.

Le matériau présente alors un comportement quasi isotrope en déformation malgré la présence des bandes de ferrite et de perlite. On peut noter la présence d'un palier de Lüders sur les différents essais de traction.

Lors de l'étude du comportement à l'endommagement du matériau, plusieurs géométries d'éprouvettes ont été utilisées. Ces éprouvettes peuvent être classées en deux catégories : entaillées et fissurées.

Les éprouvettes entaillées ( $NT_X$  et Charpy notamment) montrent un comportement fortement anisotrope à l'endommagement du matériau. En effet, les éprouvettes sollicitées dans le sens transverse à la tôle résistent moins à l'endommagement du fait de la présence des alignements d'inclusions.

Les éprouvettes fissurées quant à elles ont été choisies pour comparer différents états de contraintes et les réponses correspondantes du matériau. Ainsi, les éprouvettes SENT (objet de l'étude) ont pu être comparées aux éprouvettes CT (référence utilisée pour l'évaluation des ténacités) et aux éprouvettes SENB avec différentes longueurs de fissures (et donc différents états de contraintes).

Plusieurs choses importantes sont à noter au cours de ces essais.

Premièrement, l'anisotropie observée lors des essais précédents est observable aussi sur ces essais. Cependant, les éprouvettes SENT présentent une anisotropie de résistance à l'endommagement quasi nulle.

Deuxièmement, les structures SENT et  $SENB_2$  (respectivement CT et  $SENB_5$ ), éprouvettes avec des états de contrainte proches, présentent une ténacité équivalente dans le sens transverse. Toutes les éprouvettes présentent cependant un comportement équivalent en terme de ténacité dans le sens de laminage.

Finalement, l'étude des faciès de rupture montre que le développement des cavités se fait différemment au sein des différentes structures. En effet, on peut constater que la germination des inclusions secondaires (carbures) se fait à des stades différents sur certaines éprouvettes, autorisant plus ou moins le développement des cavités des inclusions principales (CeS). Les éprouvettes sont alors classées en trois catégories selon le taux de croissance des inclusions de la première population.

## Un modèle adapté pour un comportement complexe

Enfin, un modèle a été produit pour rendre compte du comportement complexe du matériau. Ce modèle se découpe en deux parties complémentaires : le modèle de comportement élasto-plastique et celui de comportement à l'endommagement.

Le modèle de comportement élasto-plastique se base sur les différents essais de traction lisses, entaillés et de déformation plane réalisés. Le comportement complexe et très légèrement anisotrope de notre matériau nous oblige à utiliser un modèle de type Barlat complet. Ce modèle permet alors de rendre compte fidèlement du comportement élasto-plastique du matériau pour toutes les éprouvettes de l'étude.

Le modèle de comportement à l'endommagement utilisé au cours de cette étude, se basant sur les travaux de Thomason puis de Zhang et implémenté sur Zébulon, permet de rendre compte du comportement du matériau. Ce modèle permet la gestion de la croissance des cavités se développant sur les inclusions de CeS en utilisant le modèle de Gurson et de contrôler l'anisotropie de coalescence du modèle par l'utilisation de la composante de Thomason. Il a été toutefois nécessaire d'introduire un contrôle de la germination des cupules sur les inclusions secondaires en fonction du paramètre de Lode. Cette modification permet de reproduire les différentes tendances de germinations secondaires observées sur les faciès des éprouvettes.

Un point important reste cependant à prendre en compte. En effet, la taille de maille doit être adaptée à la structure étudiée. Au cours de notre étude, les éprouvettes sont simulées en utilisant des hauteurs de mailles de 100 et 200  $\mu m$ . On constate que toutes les éprouvettes se situent entre ces bornes et plus proche de l'un ou l'autre maillage en fonction de la géométrie.

## Conclusions sur l'éprouvette SENT

L'éprouvette *SENT* s'avère être un outil intéressant dans l'analyse de structures minces, type tubes. En effet, cette éprouvette semble être la plus proche de ces structures en terme d'état de contraintes en pointe de défaut. On constate que, tant au niveau du paramètre de Lode que de la zone plastique impactée au cours de l'avancée de fissure et ainsi des faciès de rupture, l'éprouvette *SENT* reste représentative de telles structures. On peut alors comprendre facilement que cette éprouvette soit recommandée pour l'évaluation du paramètre  $J_{0,2}$  pour l'approche FAD.

Il reste cependant important de choisir sa géométrie avec précautions. En effet, on a pu constater de légères différences sur les courbes  $J - \Delta a$  entre les différentes géométries utilisées au cours de cette étude. Cette différence peut mener à une mauvaise évaluation du paramètre  $J_{0,2}$ . Cette différence peut simplement être expliquée par l'état des contraintes en pointe de fissure qui permet une différence de seuil de germination en fonction du paramètre de Lode de chaque éprouvette. Ainsi, avec un même mode de sollicitation (traction du ligament et non flexion comme dans le cas des éprouvettes *CT* ou *SENB*), différents états de contraintes peuvent exister.

Finalement, le seuil de germination contrôlé par le paramètre de Lode nous permet de comprendre les similitudes observées entre les éprouvettes *CT* et *SENT* dans la direction *LT*. En effet, bien que l'éprouvette *SENT* devrait présenter une plus forte résistance à la rupture (du fait de son plus faible confinement plastique), elle présente le même comportement que l'éprouvette *CT* pour cette direction. Ce phénomène est alors simplement expliqué par une germination intervenant plus tôt sur les éprouvettes *SENT*, fragilisant ainsi cette structure et abaissant sa résistance. Le fait que ces deux éprouvettes aient une ténacité semblable est alors une pure coïncidence.

## 2. Perspectives

Cette étude nous a permis dans un premier temps de mettre en avant l'intérêt de l'éprouvette SENT pour l'étude du comportement de structures fines présentant une fissure. Cependant, une étude plus approfondie de ces structures pourrait conduire à mieux maîtriser leur utilisation et leur modélisation. En effet, plusieurs points doivent encore être discutés avant la mise en place d'une norme effective pour ces éprouvettes. Outre la présence d'entailles latérales, ou des équations du paramètre  $\eta$ , il est important de comprendre l'effet de l'épaisseur de l'éprouvette (ratio  $\frac{B}{W}$ ) et de déterminer l'utilité de ces différentes géométries.

Dans un second temps, un modèle a été développé, permettant de rendre compte du comportement élasto-plastique et à l'endommagement de notre matériau sous différentes sollicitations. Ce modèle permet alors de décrire les stades de croissance et coalescence des cavités induites par la population principale d'inclusions tout en prenant en compte l'effet de la germination de cavités sur la population d'inclusions secondaires. Le modèle d'endommagement se basant sur la déformation des éléments en pointe de fissure reste dépendant à la taille de maille. Cependant, cette taille de maille n'est pas la même pour les différentes structures. En effet, l'éprouvette CT semble nécessiter une maille deux fois plus grosse que les autres éprouvettes pour être représentée correctement. L'origine de cette nécessité reste inconnue.

Enfin, il est important de reproduire cette méthode d'analyse afin d'en vérifier la transférabilité. En effet, bien que ce modèle a déjà été utilisé auparavant, il peut être utile d'étudier la justesse de simulation d'autres matériaux et de comparer ces résultats à l'analyse d'un défaut par la méthode FAD afin d'en déterminer les précisions respectives. Il est aussi important de comprendre les imprécisions de la méthode FAD (équivalences de forme et longueur de fissure par exemple) pour essayer de l'améliorer.

Finalement, bien que ce modèle permette de rendre compte du comportement d'un tube présentant un défaut, il peut être intéressant de trouver une corrélation permettant de simplifier la méthode et de l'utiliser de manière quasi systématique. Il reste cependant évident que cette méthode d'analyse doit en premier lieu être testée sur d'autres matériaux et pour d'autres géométries de défauts.

# Bibliographie

- [Ahmad91] Ahmad, e.a., 1991. Elastic-plastic analysis of edge-notched panels subjected to fixed grip loading. *Engineering Fracture Mechanics, volume 38* (4/5).
- [Ainsworth94] Ainsworth, R. et al., 1994. A framework for including constraint effects in the failure assessment diagram approach for fracture assessment. *Proceedings of ASME pressure vessels and piping conference, volume 47*.
- [ASTM09] ASTM, 2009. ASTM 1820 : Measurement of Fracture Toughness. *volume i*, 1–48.
- [Barlat91] Barlat, F., et al., 1991. A six-component yield function for anisotropic materials. *Int. J. Plasticity, volume 7*, 693–712.
- [Benzerga00] Benzerga, A.A., 2000. Rupture ductile des tôles anisotropes. Ph.D. thesis.
- [Benzerga01] Benzerga, A. et al., 2001. Plastic potentials for anisotropic porous solids. *Eur. J. Mech./A, volume 20A* (3), 397–434.
- [Benzerga10] Benzerga, A. et al., 2010. Ductile Fracture by Void Growth to Coalescence. In *Advances in Applied Mechanics, volume 44*, 169–305.
- [Berdin] Berdin, C., et al. MeAlOR.
- [Berg08] Berg, E., et al., 2008. Two-parameter fracture mechanics and circumferential crack growth in surface cracked pipelines using line-spring elements. *Engineering Fracture Mechanics, volume 75* (1), 17–30.
- [Besson01a] Besson, J., et al., 2001. Modeling of crack growth in round bars and plane strain specimens. *Int. J. Solids Structures, volume 38* (46–47), 8259–8284.
- [Besson01b] Besson, J., et al., 2001. Mécanique nn linéaire des matériaux.
- [Besson03] Besson, J., et al., 2003. Modeling of plane strain ductile rupture. *Int. J. Plasticity, volume 19* (10), 1517–1541.
- [Besson09] Besson, J., 2009. Damage of ductile materials deforming under multiple plastic or viscoplastic mechanisms. *International Journal of Plasticity, volume 25* (11), 2204–2221.
- [Besson10] Besson, J., 2010. Continuum models of ductile fracture : a review. *Int. J. Damage Mech., volume 19*, 3–52.
- [Bron04] Bron, F. et al., 2004. A yield function for anisotropic materials Application to aluminum alloys. *International Journal of Plasticity, volume 20* (4-5), 937–963.
- [Brunet01] Brunet, M. et al., 2001. Experimental and analytical necking studies of anisotropic sheet metals. *J. Mater. Processing Technol., volume 112*, 214–226.
- [Brunet05] Brunet, M., et al., 2005. Failure analysis of anisotropic sheet-metals using a non-local plastic damage model. *J. Mater. Processing Technol., volume 170*, 457–470.

- [CANMET12] CANMET, 2012. Standardization of Weld Testing Methods—SE(T) Fracture Toughness Measurements. (Rev 01).
- [Chen04] Chen, Y.U. et al., 2004. Analysis of ductile tearing of pipeline-steel in single edge notch tension specimens. *International Journal of Fracture*, (2004), 179–199.
- [Cherepanov67] Cherepanov, G.P., 1967. The propagation of cracks in a continuous medium. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*, volume 31(3), 503–512.
- [Chiesa01] Chiesa, M. et al., 2001. Efficient fracture assessment of pipelines. A constraint- corrected SENT specimen approach. *volume 68*, 527–547.
- [Cravero05] Cravero, S. et al., 2005. Correlation of fracture behavior in high pressure pipelines with axial flaws using constraint designed test specimens—Part I : Plane-strain analyses. *Engineering Fracture Mechanics*, volume 72 (9), 1344–1360.
- [Cravero07] Cravero, S. et al., 2007. Estimation procedure of J-resistance curves for SE(T) fracture specimens using unloading compliance. *Engineering Fracture Mechanics*, volume 74 (17), 2735–2757.
- [Danas12] Danas, K. et al., 2012. Numerical modeling of elasto-plastic porous materials with void shape effects at finite deformations. *Composites Part B : Engineering*, volume 43 (6), 2544 – 2559.
- [DNV06] DNV, D.N.V., 2006. Offshore Codes DNV-RP-F108 - Fracture Control for Pipeline Installation Methods Introducing Cyclic Plastic Strain. (January).
- [DNV/SINTEF/TWI] DNV/SINTEF/TWI. Fracture Control for Installation Methods Introducing Cyclic Plastic Strains, Development of Guidelines for Reeling of Pipeline.
- [Ernst83] Ernst, H.A., 1983. Material resistance and instability beyond J-controlled crack growth. In *Elastic-Plastic Fracture : Second Symposium*, ASTM STP 803, volume 1, 191–213.
- [Fairchild12] Fairchild, D.P., et al., 2012. Continued Advancements Regarding Capacity Prediction of Strain-Based Pipelines. 1–9.
- [Faleskog98] Faleskog, J., et al., 1998. Cell model for nonlinear fracture analysis — I. Micromechanics calibration. *Int. J. Frac.*, volume 89, 355–373.
- [Gologanu93] Gologanu, M., et al., 1993. Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids — Case of axisymmetric prolate ellipsoidal cavities. *J. Mech. Phys. Solids*, volume 41 (11), 1723–1754.
- [Gologanu94] Gologanu, M., et al., 1994. Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids — case of axisymmetric oblate ellipsoidal cavities. *J. Engng Mater. Technol.*, volume 116, 290–297.
- [Grange00] Grange, M., et al., 2000. An anisotropic Gurson model to represent the ductile rupture of hydrided Zircaloy-4 sheets. *Int. J. Frac.*, volume 105 (3), 273–293.
- [Gurson77] Gurson, A., 1977. Continuum Theory of Ductile Rupture Nucleation and Growth : Part I - Yield Criteria and flow Rules for Porous Ductile Media. *Journal of engineering materials and technology*.
- [Hancock93] Hancock, J.W., et al., 1993. Constraint and toughness parameterized by T. In *Constraint effect in fracture*, ASTM STP 1171, 21–40.
- [Hill50] Hill, R., 1950. Mathematical Theory of Plasticity.
- [Hosford72] Hosford, W., 1972. A generalize isotropic yield criterion. *J. Appl. Mech*, volume 39, 607–609.

- [HUTCHINSON68] HUTCHINSON, J.W., 1968. Singular behavior at the end of a tensile crack in a hardening material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, volume 16, 13–31.
- [Joyce95] Joyce, J. et al., 1995. Effects of constraint on upper shelf fracture toughness. *Fracture Mechanics : 26th volume, ASTM STP 1256*, 142–177.
- [Karafilis93] Karafilis, A. et al., 1993. A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor. *J. Mech. Solids*, volume 41, 1859–1886.
- [Koplik88] Koplik, J. et al., 1988. Void growth and coalescence in porous plastic solids. *Int. J. Solids Structures*, volume 24 (8), 835–853.
- [Laha11] Laha, K., et al., 2011. Copper, Boron, and Cerium Additions in Type 347 Austenitic Steel to Improve Creep Rupture Strength. *Metallurgical and Materials Transactions A*, volume 43 (4), 1187–1197.
- [Lawrence94] Lawrence, C., et al., 1994. User’s Guide for CFSQP Version 2.0 : AC Code for Solving (Large Scale) Constrained Nonlinear (Minimax) Optimization Problems, Generating Iterates Satisfying All Inequality Constraints.
- [Liu11] Liu, C.J., et al., 2011. Effects of Rare Earth on the Impact Toughness of High-Carbon Steel. *Advanced Materials Research*, volume 284-286, 1223–1227.
- [Luu06] Luu, T., 2006. Déchirure ductile des aciers à haute résistance pour gazoducs (X100). these de doctorat, Ecole des Mines de Paris.
- [Madou12a] Madou, K. et al., 2012. A Gurson-type criterion for porous solids containing arbitrary ellipsoidal voids — I : XXX. *J. Mech. Phys. Solids*, volume 60, XXX–XXX.
- [Madou12b] Madou, K. et al., 2012. A Gurson-type criterion for porous solids containing arbitrary ellipsoidal voids — II : Determination of the yield criterion parameters. *J. Mech. Phys. Solids*, volume 60, 1037–1058.
- [Mises13] Mises, R.v., 1913. Mechanik des festen Körper im plastisch-deformablen Zustand. Nachrichten von des königlichen Gelleschaft der Wissenschaften zu Göttingen. *mathematisch-physikalische Klasse*, 582–592.
- [Morgeneyer14] Morgeneyer, T., et al., 2014. In situ 3-D observation of early strain localization during failure of thin Al alloy (2198) sheet. *volume 69*, 78–91.
- [Needleman78] Needleman, A. et al., 1978. Limits to ductility set by plastic flow localization. In e. D.P. Koistinen, editor, *Mechanics of Sheet Metal Forming*, 237–267. Plenum Publishing Corporation.
- [Norton29] Norton, F., 1929. The creep of steel at high temperatures. 35. McGraw-Hill book company, inc.
- [Nyhus02] Nyhus, Bård ang Ø stby, E., et al., 2002. SENT Testing and the Effect of Geometri Constraint in High Strength Steel. April.
- [Ø stby05] Ø stby, E., et al., 2005. Experimental studies on the effect of crack depth and asymmetric geometries on the ductile tearing resistance. (Omae), 1–10.
- [O’Dowd91] O’Dowd, N.P. et al., 1991. Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter : Part I - Structure of Fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, volume 39 (8), 989–1015.
- [O’Dowd92] O’Dowd, N.P. et al., 1992. Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter : Part II - Fracture Applications. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, volume 40, 939–963.
- [Pardoen00] Pardoen, T. et al., 2000. An extended model for void growth and coalescence. *J. Mech. Phys. Solids*, volume 48 (12), 2467–2512.

- [Paris79] Paris, P.C., et al., 1979. The theory of instability of the tearing mode of elastic-plastic crack growth, *Elastic-plastic Fracture*, ASTM STP 668. *American Society for Testing and Materials*, 5–36.
- [Park10] Park, D.y., et al., 2010. Evaluation of fracture toughness of X100 pipe steel using SE(B) and clamped SE(T) single specimens. In 2010 8th International Pipeline Conference, Volume 4, 1–8.
- [Park12] Park, D.y., et al., 2012. Fracture Toughness of X100 Pipe Girth Welds Using SE(T) and SE(B) Tests. volume 1820, 1–11.
- [Rastegaev40] Rastegaev, M.V., 1940. A new method of homogeneous compression of specimens for determining flow stress and the coefficient of internal friction. *Zadovsk Lab, volume 6*, 345.
- [Rice68] Rice, J.R. et al., 1968. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids, volume 16*, 1–12.
- [Rice69] Rice, J. et al., 1969. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *journal of mechanics and physic of solids, volume 17*, 201–217.
- [Rice86] Rice, J., 1986. A path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. *Journal of applied Mechanics, volume 35*.
- [Rivalin00] Rivalin, F., et al., 2000. Ductile tearing of pipeline-steel wide plates — II. : Modeling of in-plane crack propagation. *Eng. Fract. Mech., volume 68 (3)*, 347–364.
- [Shinohara14] Shinohara, Y., 2014. Prestrain effect on anisotropic ductile damage. Ph.D. thesis, Mines ParisTech.
- [Steglich98] Steglich, D. et al., 1998. Micromechanical modelling of damage and fracture of ductile materials. *Fatigue and Fract. Engng Mater. Struct., volume 21*, 1175–1188.
- [Sun92] Sun, D.Z., et al., 1992. Application of micromechanical models to the prediction of ductile fracture. In *Fracture mechanics : Twenty-second symposium*, ASTM STMP 1131, volume 2, 368–378.
- [Tan12] Tan, J., et al., 2012. Correlation of creep crack-tip constraint between axially cracked pipelines and test specimens. *International Journal of Pressure Vessels and Piping, volume 98*, 16–25.
- [Tang10] Tang, H., et al., 2010. Development of the SENT Test for Strain-Based Design of Welded Pipelines. In 2010 8th International Pipeline Conference, Volume 4, 303–312. Asme.
- [Tanguy08] Tanguy, B., et al., 2008. Plastic and damage behavior of a high strength X100 pipeline steel : experiments and modelling. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping, volume 85 (5)*, 322–335.
- [Thaulow04] Thaulow, C., et al., 2004. Constraint correction of high strength steel. *Engineering Fracture Mechanics, volume 71 (16-17)*, 2417–2433.
- [Thomason85a] Thomason, P., 1985. A three-dimensional model for ductile fracture by the growth and coalescence of microvoids. *Acta metallurgica, volume 33 (6)*, 1087–1095.
- [Thomason85b] Thomason, P., 1985. Three-dimensional models for the plastic limit-loads at incipient failure of the intervoid matrix in ductile porous solids. *Acta metallurgica, volume 33 (6)*, 1079–1085.
- [Tresca64] Tresca, H., 1864. Memoir on the flow of solid bodies under strong pressure. *Comptes-rendus de l'académie des sciences, volume France (59)*.

- [Tvergaard81] Tvergaard, V., 1981. Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions. *International Journal of Fracture*, volume 17.
- [Tvergaard84] Tvergaard, V. et al., 1984. Tvergaard\_Needleman\_1984.pdf. *Acta metallurgica*, volume 32.
- [Tvergaard90] Tvergaard, V., 1990. Material failure by void growth to coalescence. *Advances in Applied Mechanics*, volume 27, 83–151.
- [Wang12a] Wang, E., et al., 2012. An Experimental Study on J(CTOD)-R Curves of Single Edge Tension Specimens for X80 Steel. 1–8.
- [Wang12b] Wang, G., et al., 2012. Numerical investigation on the creep crack-tip constraint induced by loading configuration of specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, volume 79, 353–362.
- [Wang12c] Wang, Y.y., et al., 2012. Multi-Tier Tensile Strain Models for Strain-Based Design : Part 1–Fundamental Basis. 1–12.
- [Xu09] Xu, J., et al., 2009. Effects of crack depth and specimen size on ductile crack growth of SENT and SENB specimens for fracture mechanics evaluation of pipeline steels. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, volume 86 (12), 787–797.
- [Xu10] Xu, J., et al., 2010. Constraint effect on the ductile crack growth resistance of circumferentially cracked pipes. *Engineering Fracture Mechanics*, volume 77 (4), 671–684.
- [Zhang95a] Zhang, Z.L., 1995. On the accuracies of numerical integration algorithms for Gurson-based pressure-dependent elastoplastic constitutive models. *Comp. Meth. Appl. Mech. Engng*, volume 121 (1-4), 15–28.
- [Zhang95b] Zhang, Z.L. et al., 1995. A new failure criterion for the Gurson-Tvergaard dilational constitutive model. *International Journal of Fracture*, volume 70, 321–334.
- [Zhang95c] Zhang, Z. et al., 1995. A new failure criterion for the Gurson-Tvergaard dilational constitutive model. *Int. J. Frac.*, volume 70, 321–334.
- [Zhang00] Zhang, Z.L., et al., 2000. A complete Gurson model approach for ductile fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, volume 67 (October 1998), 155–168.
- [Zhou11] Zhou, D., 2011. Measurement and modelling of R-curves for low-constraint specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, volume 78 (3), 605–622.

# Appendices

# Annexe A

## Evaluation du paramètre $\eta$

On a pu voir au cours du premier chapitre que le calcul de ténacité des éprouvettes *SENT* pose encore problème. En effet, cette éprouvette n'étant pas normalisée, plusieurs propositions de calculs sont rencontrés dans la littérature, notamment pour le paramètre  $\eta$ . Ce paramètre intervenant dans le calcul de la composante plastique de  $J$ ,  $J_p$  (composante la plus importante), est un facteur adimensionnel permettant de calculer cette composante à partir de l'énergie dépensée et de facteurs de géométrie de l'éprouvette comme suit :

$$J_p = \frac{\eta U_p}{B_N b_0} \quad (\text{A.1})$$

où  $U_p$  représente l'énergie calculée à partir de l'aire sous la courbe force-CMOD,  $B_N$  et  $b_0$  les dimensions du ligament original de l'éprouvette.

On a ainsi pu présenter trois facteurs  $\eta$  de la littérature. Ces facteurs sont calculés de façon similaires. Un calcul en 2D déformation plane est fait sur chaque structure et pour les longueurs de fissures variant entre des bornes déterminées à l'avance. Le paramètre  $J$  est alors calculé sur un contour autour de la fissure. Cette valeur est alors comparée à la valeur calculée en utilisant la méthode de calcul expérimentale. Le facteur  $\eta$  est alors calculé pour ajuster la valeur de  $J_p$  et donc de  $J$  à la valeur calculée. Une équation permettant de reproduire au mieux les valeurs de  $\eta$  est alors ajustée sur ces données.

Il est alors important de s'assurer que la méthode de calcul du paramètre  $\eta$  choisi pour le calcul des valeurs de  $J$  pour les éprouvettes *SENT* est bien représentatif de nos structures. Un calcul 3D est donc effectué pour chaque type d'éprouvette *SENT* utilisée lors de notre étude. Ces calculs sont effectués en prenant un ratio  $\frac{a_0}{W}$  égal à 0.5 (ratio utilisé lors des essais). Les maillages de ces éprouvettes sont alors présentés sur la figure A.1. Les maillages présentent alors une zone centrale fine, de hauteur de mailles de  $50\mu\text{m}$  (dix mailles sont placées dans l'épaisseur, avec des mailles plus fines au centre de l'éprouvette), permettant une meilleure définition des contraintes et donc un meilleur calcul de l'intégrale  $J$  sur les contours plus lointains.

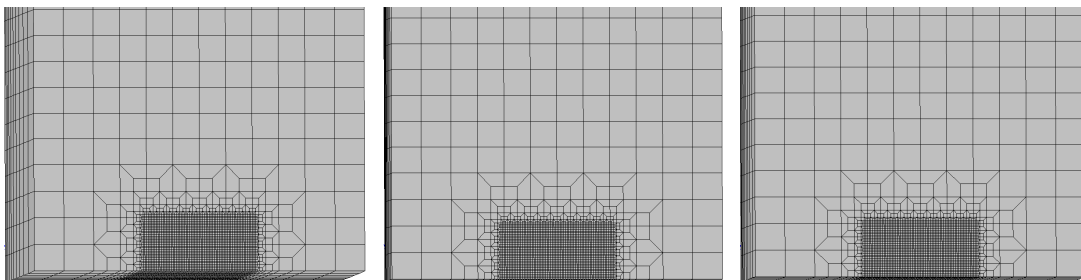


FIGURE A.1 – Maillages des éprouvettes *SENT*<sub>C2-F-S</sub> pour le calcul du paramètre  $\eta$

Les calculs sont alors effectués en prenant en compte une loi de comportement elasto-plastique isotrope. La valeur de l'intégrale  $J$  est alors calculée sur une série de contours en avant de la fissure. Sa valeur est ensuite obtenue par moyenne sur l'épaisseur par la méthode des trapèzes comme indiqué sur la figure A.2 . Les valeurs des énergies plastiques nécessaires à la déformation de l'éprouvette sont alors comparées aux valeurs de la composante plastique de l'intégrale  $J$  au même moment. Le paramètre  $\eta$  peut alors être calculé à partir de la pente de ces courbes et de l'équation A.1 et de la figure A.3.

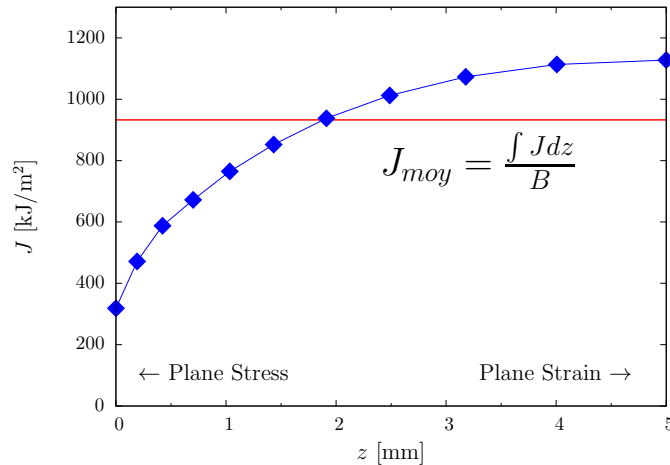


FIGURE A.2 – Représentation du profil des valeurs de l'intégrale  $J$  le long de la demie-éprouvette

La figure A.3 reporte les courbes  $U_p$ - $J$ . Ces courbes nous montrent premièrement que pour une structure donnée  $J$  varie bien linéairement par rapport à  $U_p$ . On remarque ensuite que les géométries ont une pente (un  $\eta$ ) proche les unes des autres. On peut donc comprendre que la valeur du paramètre  $\eta$  est quasiment égal pour toutes les éprouvettes *SENT* ayant un ratio  $\frac{a_0}{W}$  de 0.5.

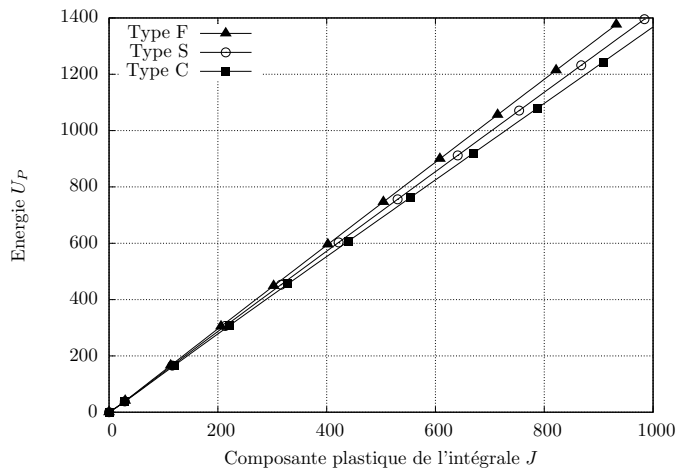


FIGURE A.3 – Evolution de l'énergie plastique mesurée en fonction de la valeur de la composante plastique de l'intégrale  $J$  pour un ratio  $\frac{a_0}{W}$  de 0.5

Les valeurs des paramètres  $\eta$  alors ainsi calculés sont reportées sur la figure A.4 avec l'ensemble des équations des paramètres  $\eta$  de la littérature. On constate alors que les valeurs calculées pour nos paramètres  $\eta$  sont très proches de l'évaluation faite par Cravero et Ruggieri. Il est important de rappeler que l'approximation de ce paramètre par Cravero a été faite pour les éprouvettes *SENT* à section carrée (*SENT<sub>S</sub>*), ce qui est cohérent avec nos valeurs calculées. Les deux autres structures se trouvent elles aussi relativement bien positionnées par rapport à cette courbe. On remarque alors qu'il semble préférable d'utiliser le critère de Cravero et Ruggieri, paramètre le

plus simple, qui reste relativement précis pour l'évaluation du paramètre  $\eta$  de toutes les géométries d'éprouvettes.

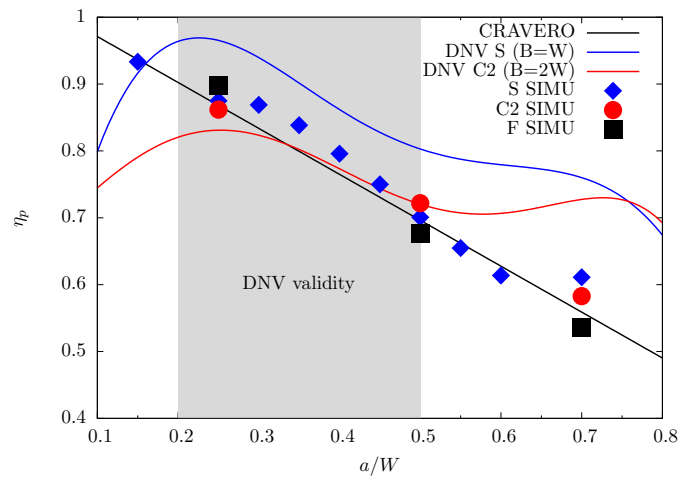


FIGURE A.4 – Comparaison des  $\eta$  calculés pour les différentes géométries d'éprouvettes *SENT* avec les valeurs proposées dans la littérature

## Annexe B

# Calcul de l'intégrale $J$ selon le CANMET

Nous avons pu constater lors de notre étude que, malgré l'absence de norme pour l'éprouvette *SENT*, cette éprouvette est largement utilisée. Cette utilisation conduit bien souvent à des études concernant les différents aspects de cette structure : géométrie, mode de sollicitation . . . Un des aspects important reste aussi son dépouillement. Nous avons déjà pu voir l'importance du paramètre  $\eta$  lors du calcul de l'intégrale  $J$  par la méthode présentée dans le projet de norme DNV. Cette dernière permet alors de dépouiller des essais réalisés avec la méthode du multi-specimen. Cependant, une formulation existe pour dépouiller les essais réalisés avec la méthode du single-specimen. Cette méthode, développée par le CANMET est alors présentée dans cet annexe.

Cette méthode se base alors sur l'utilisation d'éprouvettes *SENT* à section carrée  $W = B$  et de longueur  $H = 10W$  maintenue par liaison encastrement. L'éprouvette est alors préfissurée en suivant les recommandations de la norme ASTM E 1820. L'utilisation des entailles latérales est aussi recommandée et leur géométrie est basée sur celle donnée dans cette même norme. Les essais sont conduits de la même façon que les autres essais utilisant la méthode du single spécimen de la norme ASTM. La complaisance sur l'extensomètre mesurant le CMOD permet de définir l'avancée de fissure de la façon suivante :

$$\frac{a_i}{W} = \sum_{j=0}^9 r_j U_i^j \quad (\text{B.1})$$

où  $U_i$  est calculé comme :

$$U_i = \frac{1}{\sqrt{B_e C_{CMOD(i)} E} + 1} \quad (\text{B.2})$$

avec  $B_e = B - (B - B_N)^2/B$ . Les valeurs des coefficients  $r_j$  sont alors reportées dans le tableau B.1.

Ensuite, après correction de la complaisance pour prendre en compte la rotation de l'éprouvette autour de la fissure, l'intégrale  $J$  peut être calculée de la façon suivante :

$$J_i = \frac{K_i^2(1 - \nu^2)}{E} + J_P \quad (\text{B.3})$$

$j$	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
$r_j$	2.044	-15.732	73.238	-182.898	175.653	60.930	-113.997	-113.031	8.548	142.840

TABLE B.1 – Tableau des valeurs du paramètre  $r_j$  pour le calcul de l'avancée de fissure

$j$	$t_j$	$j$	$t_j$
1	1.197	7	-36.137
2	-2.133	8	51.215
3	23.886	9	-6.607
4	-69.051	10	-52.322
5	100.462	11	18.574
6	-41.397	12	19.465

TABLE B.2 – Tableau des valeurs du paramètre  $t_j$  pour le calcul du paramètre  $K$

$j$	$\phi(j)$	$\psi(j)$	$j$	$\phi(j)$	$\psi(j)$
0	1.000	-0.880	6	-77.984	-12.756
1	-1.089	15.190	7	38.487	-12.202
2	9.519	-35.440	8	101.401	-4.447
3	-48.572	18.644	9	43.306	5.397
4	109.225	18.399	10	-110.77	14.187
5	-73.116	-1.273			

TABLE B.3 – Tableau des valeurs des paramètres  $\phi(j)$  et  $\psi(j)$  pour le calcul de la composante plastique de l'intégrale  $J$

où  $K$  est calculé de la façon suivante :

$$K_i = \left[ \frac{P_i \sqrt{\pi a_i}}{(BBN)^{1/2} W} \right] G \left( \frac{a_i}{W} \right) \quad (\text{B.4})$$

et où

$$G \left( \frac{a_i}{W} \right) = \sum_{j=0}^{12} t_j \left( \frac{a_i}{W} \right)^{j_1} \quad (\text{B.5})$$

Les valeurs des paramètres  $t_j$  sont listés dans le tableau B.2 :

La composante plastique de  $J$ ,  $J_P$  est alors calculée de la façon suivante :

$$J_{P(i)} = \left[ J_{P(i-1)} + \left( \frac{\eta_{CMOD(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right) \left( \frac{A_{P(i)} - A_{P(i-1)}}{B_N} \right) \right] \left[ 1 - \frac{\gamma_{LLD}(a_i - a_{(i-1)})}{b_{(i-1)}} \right] \quad (\text{B.6})$$

où  $\eta_{CMOD(i-1)}$  et  $\gamma_{LLD}$  sont calculés comme suit :

$$\eta_{CMOD(i)} = \sum_{j=0}^{10} \phi_j \left( \frac{a_i}{W} \right)^j \quad (\text{B.7})$$

$$\gamma_{LLD} = \eta_{LLD(i)} - 1 - \left( 1 - \frac{a_i}{W} \right) \frac{\dot{\eta}_{LLD(i)}}{\eta_{LLD(i)}} \quad (\text{B.8})$$

avec

$$\eta_{LLD(i)} = \sum_{j=0}^{10} \psi_j \left( \frac{a_i}{W} \right)^j \quad (\text{B.9})$$

et

$$\dot{\eta}_{LLD(i)} = \sum_{j=0}^{10} j \psi_j \left( \frac{a_i}{W} \right)^{j-1} \quad (\text{B.10})$$

où les valeurs de  $\phi(j)$  et  $\psi(j)$  sont reportées dans le tableau B.3 :

Les aires plastiques sous la courbe force-CMOD sont calculées de la manière suivante :

$$A_{P(i)} = A_{P(i-1)} + \frac{(P_{(i)} + P_{(i-1)})(v_{P(i)} - v_{P(i-1)})}{2} \quad (\text{B.11})$$

## Annexe C

# Méthode d'analyse de criticité d'un défaut : méthode FAD

Afin d'évaluer la criticité des défauts rencontrés sur les gazoducs du réseau à moindre coût, les opérateurs gaziers utilisent une méthode dite FAD (Failure Assessment Diagram). La méthode utilisée par GDF-SUEZ, et donc au cours de cette étude, est l'API 579. Cette méthode est alors basée sur une série d'abaques permettant d'une part de trouver l'équivalence entre les différentes fissures et une fissure "modèle" plane permettant un calcul plus simple de la criticité des défauts et d'autre part d'évaluer cette criticité et de calculer une pression de rupture du tube.

Cette méthode est alors composée de trois niveaux d'analyse en fonctions des informations disponibles et de la complexité des défauts présent dans la structure.

Ainsi le premier niveau se limite aux fissures de longueur inférieure à 200mm de long dans un tube ayant un rayon au moins 5 fois plus important que son épaisseur (qui ne peut dépasser 38mm). Ce niveau d'analyse ne nécessite que peu d'informations. En effet, seul les informations concernant le défaut et les propriétés mécaniques de base (limite d'élasticité, résilience  $\dots$ ).

Le deuxième niveau, plus précis, nécessite plus d'informations sur le matériau et sur l'état de contrainte aux voisinages du défaut. Cette méthode s'applique dans le cas général et permet de couvrir la majeure partie des défauts rencontrés. Cette méthode est alors soit utilisée dans les cas où la première méthode n'est pas suffisante, soit dans les cas où les informations disponibles le permettent.

Le troisième niveau est beaucoup plus complexe. Il n'est utilisé que quand les deux premières méthodes sont limitées. Il peut être découpé en deux parties. Ces deux parties se basent sur une analyse de niveau deux en prenant en compte des cas particuliers. Cette méthode d'analyse n'est donc que très peu utilisée car elle ne concerne que des cas particuliers et complexes.

Chaque méthode d'analyse se décompose en une série d'étapes. La première méthode se basant essentiellement sur une série d'abaques, seule la deuxième méthode sera expliquée ici.

Après une étude des conditions de service de la structure et la mesure des dimensions de la fissure, l'étude des états de contraintes et de pression au niveau de la fissure doit être faite. Ces contraintes seront alors découplées en deux parties : contraintes principales et contraintes secondaires et résiduelles.

Ensuite, une étude du matériau est nécessaire afin de fournir les caractéristiques mécaniques importantes : limite élastique, résistance maximale à la traction et ténacité ( $K_{mat}$ ). Ces valeurs peuvent être estimées à partir des recommandations de fabrication du matériau ou mesurées sur un matériau équivalent voir même simplement estimées. Il reste cependant évident que les valeurs à considérer sont les limites basses des valeurs mesurées ou estimées.

Les valeurs des caractéristiques mécaniques du matériau et du défaut mesuré doivent alors

être modifié pour prendre en compte un facteur de sécurité PSF (Partial Safety Factor). Les composantes de traction,  $P_m$  et de flexion,  $P_b$  doivent être multipliés par ce facteur :

$$P_{ms} = P_m P S F_s$$

. Les dimensions de la fissure sont alors modifiées de la même façon. Le même principe est aussi appliqué à la ténacité

$$K_{mat} = \frac{K_{mat}}{P S F_k}$$

Après une évaluation des contraintes principales  $\sigma_{ref}^P$ , le ratio de chargement est calculé :

$$L_r^P = \frac{\sigma_{ref}^P}{\sigma_y} \quad (C.1)$$

Finalement, le facteur d'intensité des contraintes principales,  $K_I^P$  est évalué. La même démarche est alors ensuite effectuée pour les contraintes secondaires et résiduelles,  $\sigma_{ref}^{SR}$ , et pour le facteur d'intensité des contraintes secondaires et résiduelles,  $K_I^{RS}$ . Il peut arriver que l'évaluation de  $K_I^{RS}$  soit compliquée, des abaques et méthodes sont alors fournies pour aider à accéder à cette valeur. Au cours de cette étape, le facteur de correction plastique,  $\Phi$ , est évalué.

Le ratio de ténacité est alors ensuite calculé comme suit :

$$K_r = \frac{K_I^P + \Phi K_I^{SR}}{K_{mat}} \quad (C.2)$$

Finalement, un abaque permet de déterminer la criticité du défaut à l'aide des paramètres  $K_r$  et  $L_r^P$ .

## Effet du confinement plastique sur la stabilité mécanique des défauts dans les gazoducs

**Résumé :** Dans le cadre de cette étude, l'influence du confinement de la plasticité en pointe de fissure sur la ténacité mesurée du matériau a été abordée. Après une étude de la microstructure du matériau, une étude expérimentale approfondie de son comportement mécanique a été mise en oeuvre. Un modèle complexe combinant un écrouissage anisotrope avec un endommagement lui aussi anisotrope comprenant une prise en compte de l'effet de géométrie par le paramètre de Lode a été mis en place. L'ensemble des travaux se termine par une étude d'un cas concret de gazoduc entaillé soumis à une pression interne jusqu'à éclatement duquel on peut conclure que l'éprouvette de type SENT est plus adaptée que les autres pour l'étude du comportement de structures tubulaires minces.

**Mots clés :** Pipeline, anisotrope, ductile, endommagement, ténacité, SENT, paramètre de Lode.

### Constraint effect on the mechanical stability of defect on line pipe steel

**Abstract:** In this thesis the influence of plastic constraint at a crack tip on the measured toughness of a material has been evaluated. After a study of the microstructure of the material, an experimental study of its mechanical behaviour was made. A complex model combining an anisotropic hardening with an anisotropic damage law including a geometry contribution by means of the Lode parameter was then used. The project ends with a study of the bursting test of a precracked line pipe. We can conclude from this test that the SENT specimen is more suitable for the study of thin tubes.

**Keywords:** Line pipe, anisotropy, ductile, damage, toughness, SENT, Lode parameter.

